

UDCS
'21

5th INTERNATIONAL
IRON & STEEL SYMPOSIUM

DEADLINE FOR
SUBMISSION: FEBRUARY 15, 2021

CONFERENCE DATES
APRIL 1-2-3, 2021



WWW.UDCS21.KARABUK.EDU.TR

UDCS'21

The Proceedings of Fourth International Iron and Steel Symposium (UDCS'21)
April 1-3, 2021, Karabuk University, Karabuk, Turkey.

Edited by

Dr. Yavuz SUN (Chairman)
Dr. Engin ÇEVİK (Chairman)
Dr. M. Emre TURAN (Chairman)

Copyright
Karabük University Publishing, 61

ISBN 978-605-9554-57-2

© 2021, UDCS'21, Karabuk University
Karabuk, Turkey
<http://udcs21.karabuk.edu.tr/>
udcs21@karabuk.edu.tr

This proceedings include the original papers submitted to UDCS'21. It is accessed in free of charge.
All scientific and linguistic responsibilities of the published articles belong to their authors.

**The Fifth International Iron and Steel
Symposium (IISS'21)**

**1-3 April 2021
Karabuk University, Karabuk, Turkey**

HONORARY COMMITTEE

Dr. Refik POLAT, Rector of Karabuk University
Dr. Veysel YAYAN, Undersecretary of the Ministry of Science, Industry and Technology
Necdet UTKANLAR, CEO of KARDEMIR A.S.
Dr. Mustafa BABANLI, Rector of Azerbaijan State Oil and Industry University
Prof. Ts. Dr. Wahid RAZZALY, Vice-Chancellor of Universiti Tun Hussein Onn Malaysia
YBhg. Prof. Ir. Ts. Dr. R Badlishah AHMAD, Vice-Chancellor of Universiti Malaysia Perlis (UniMAP)

UDCS'21 CHAIRMAN

Dr. Yavuz SUN
Dr. Engin ÇEVİK
Dr. Muhammet Emre TURAN

ORGANISING COMMITTEE

Dr. Yavuz SUN (Karabuk University)
Dr. Engin CEVIK (Karabuk University)
Dr. M. Emre TURAN (Karabuk University)
Dr. Betul ERCAN (Karabuk University)
Dr. Cemal CARBOGA (Nevşehir Hacı Bektaş Veli University)
Dr. Fatih AYDIN (Karabuk University)
Dr. Alper INCESU (Karabuk University)
Dr. Yasin AKGUL (Karabuk University)
Dr. Safa POLAT (Karabuk University)
Dr. M. Yunus AŞKIN (Karabuk University)
Mustafa MUSTU (Karabuk University)
Anday DURU (Karabuk University)
Feyzullah Behlul OZKUL (Karabuk University)

Abdullah DAĞDEVİREN (Karabuk University)

M. Mevlüt KARACA (Karabuk University)

Nurlan GURBANOV (Azerbaijan State Oil and Industry University)

SCIENTIFIC COMMITTEE

Dr. A. Macit OZENBAS	Middle East Technical University
Dr. Abdullah Cahit KARAOĞLANLI	Bartın University
Dr. Adem KURT	Gazi University
Dr. Ahmet DURGUTLU	Gazi University
Dr. Ahmet EKERIM	Yildiz Technical University
Dr. Ahmet KARAASLAN	Yildiz Technical University
Dr. Ali GUNGOR	Karabuk University
Dr. Ali KALYON	Karabuk University
Dr. Ali RAMAZANI	University of Michigan-Ann Arbor
Dr. Alper INCESU	Karabuk University
Dr. Anthony D. ROLLETT	Carnegie Mellon University
Dr. Behcet GULENC	Gazi University
Dr. Bilge DEMIR	Karabuk University
Dr. Bulent AYDEMIR	TUBITAK-UME
Dr. Bulent KURT	Nevsehir Hacı Bektas Veli University
Dr. Burak DİKİCİ	Erzurum Atatürk University

Dr. Carl D. LUNDIN	The University of Tennessee Knoxville
Dr. Cemal CARBOGA	Nevsehir Hacı Bektas Veli University
Dr. David K. MATLOCK	Colorado School of Mines
Dr. Emrah DENİZ	Karabuk University
Dr. Engin GEDİK	Karabuk University
Dr. Enver OKTAY	Istanbul University
Dr. Erkan KOC	Karabuk University
Dr. Ersoy ERİŞİR	Kocaeli University
Dr. Ertugrul ESMERAY	Karabuk University
Dr. Eyup Sabri KAYALI	Istanbul Technical University
Dr. Fatih HAYAT	Karabuk University
Dr. Fatma MEYDANERİ TEZEL	Karabuk University
Dr. Filiz ERSOZ	Karabuk University
Dr. Fuat SIMSIR	Karabuk University
Dr. Hakan ATES	Gazi University
Dr. Hakan AYDIN	Uludag University
Dr. Halil DEMİR	Karabuk University
Dr. Hamza SIMSIR	Karabuk University
Dr. Hani HENEIN	University of Alberta
Dr. Harun CUG	Karabuk University

Dr. Hasan GOKKAYA	Karabuk University
Dr. Hasan KARABULUT	Karabuk University
Dr. Hatice EVLEN	Karabuk University
Dr. Hayrettin AHLATCI	Karabuk University
Dr. Hayriye ERTEK EMRE	Karabuk University
Dr. Huseyin CETIN	Karabuk University
Dr. Huseyin CIMENOGLU	Istanbul Technical University
Dr. Huseyin DEMIRTAS	Karabuk University
Dr. Huseyin KURT	Necmettin Erbakan University
Dr. Huseyin ZENGİN	Karabuk University
Dr. Idris KABALCI	Karabuk University
Dr. Ihsan KORKUT	Gazi University
Dr. Inan KESKIN	Karabuk University
Dr. Irinei RADOMIR	Transilvania University of Brasov
Dr. Ismail ATILGAN	Karabuk University
Dr. Ismail EKMEKCI	Istanbul Commerce University
Dr. Ismail ESEN	Karabuk University
Dr. Ivan Enrique Campos SILVA	Instituto Politecnico Nacional
Dr. Jahan RASTY	Texas Tech University
Dr. Kamil ARSLAN	Karabuk University

Dr. Kemal DAVUT	Atilim University
Dr. Kerim CETINKAYA	Karabuk University
Dr. Kiyotaka MATSUURA	Hokkaido University
Dr. Mahdi MAHFOUF	Sheffield University
Dr. Mehmet Akif ERDEN	Karabuk University
Dr. Mehmet Baki KARAMIS	Erciyes University
Dr. Mehmet EROGLU	Firat University
Dr. Mehmet OZALP	Karabuk University
Dr. Mehmet OZKAYMAK	Karabuk University
Dr. Mehmet UNAL	Karabuk University
Dr. Melik CETIN	Karabuk University
Dr. Metin ZEYVELI	Karabuk University
Dr. Mihai Alin POP	Transilvania University of Brasov
Dr. Muharrem DUGENCI	Karabuk University
Dr. Mustafa ACARER	Selcuk University
Dr. Mustafa BOYRAZLI	Firat University
Dr. Mustafa BOZ	Karabuk University
Dr. Mustafa GUNAY	Karabuk University
Dr. Mustafa URGEN	Istanbul Technical University
Dr. Niyazi OZDEMIR	Firat University

Dr. Nizamettin KAHRAMAN	Karabuk University
Dr. Nurettin ELTUGRAL	Karabuk University
Dr. Oğuz KOCAR	Bulent Ecevit University
Dr. Osman ÇULHA	Manisa Celal Bayar University
Dr. Peter DEARNLEY	Birmingham University
Dr. Ramazan KACAR	Karabuk University
Dr. Rasit KOC	Southern Illinois University
Dr. Salim ASLANLAR	Sakarya University
Dr. Sedef SISMANOGLU	Karabuk University
Dr. Sefa POLAT	Karabuk University
Dr. Selami SAGIROGLU	Karabuk University
Dr. Selcuk SELIMLI	Karabuk University
Dr. Senol GURSOY	Karabuk University
Dr. Suleyman GUNDUZ	Karabuk University
Dr. Suleyman YASIN	Karabuk University
Dr. Tamila ANUTGAN	Karabuk University
Dr. Uğur ÇALIGÜLÜ	Firat University
Dr. Ulas MATIK	Karabuk University
Dr. Ulvi SEKER	Gazi University
Dr. Veli CELIK	Yildirim Beyazıt University

Dr. Volkan KILICLI	Gazi University
Dr. Yakup KAYA	Karabuk University
Dr. Yasar YETISKEN	Karabuk University
Dr. Yasin AKGÜL	Karabuk University
Dr. Yasin KANBUR	Karabuk University
Dr. Yuksel AKINAY	Van Yuzuncuyil University
Dr. Yunus TUREN	Karabuk University

SECRETARIAT

Tugba AVSAR

Gozde GUNEY KAPTANOGLU

Tugba COSKUN

**UDCS'21 is organised by
Iron and Steel Institute**

**Karabuk University
78050 Karabuk, Turkey
T: +90 370 433 88 33
F: +90 370 433 88 32
E-mail: dce@karabuk.edu.tr
<http://dce.karabuk.edu.tr>
<http://udcs21.karabuk.edu.tr>**

**Fifth International Iron and Steel
Symposium (UDCS'21)
1-3 April 2021
Karabuk University, Karabuk, Turkey**

ÖNSÖZ

Karabük Üniversitesi Demir-Çelik Enstitüsü organizasyonunda gerçekleştirilen "5. Uluslararası Demir-Çelik Sempozyumu" 01-03 Nisan 2021 tarihlerinde Demir-Çelik Enstitüsü Konferans salonunda ve online ortamda gerçekleştirilmiştir.

Türkiye'de ilk ve tek olan Karabük Üniversitesi Demir-Çelik Enstitüsü 2013 yılında hizmet vermeye başlamıştır. Enstitümüzün kuruluş amacı; "bölgemizdeki ve ülke genelindeki demir-çelik sektörü başta olmak üzere, tüm metal alaşımları üreten sektörlerin ihtiyaç duydukları akredite test ve kalite kontrol hizmetleri vermek, üniversite-sanayi iş birliği kapsamında Ar-Ge çalışmalarına destek olmak" şeklinde ifade edilebilir.

Enstitümüz, 2020 yılı itibariyle yaklaşık 60 sanayi kuruluşuna ve 16 farklı üniversiteye hizmet vererek bölgemiz ve ülkemiz için ne kadar önemli bir kurum haline geldiğini göstermiştir. Kurulduğu ilk günden beri üniversite-sanayi iş birliğine büyük önem veren enstitümüz, bu kapsamda gerek özel sektör gerekse kamu kuruluşlarıyla farklı projeler gerçekleştirmektedir. Bunlara örnek olarak, Kardemir ile birlikte gerçekleştirdiğimiz "Mantarı Sertleştirilmiş Ray Projesi" ve Çevre Bakanlığı ile yürütmekte olduğumuz, halen devam etmekte olan "Entegre Kirlilik Önleme EKÖK" projesi verilebilir. Bunun yanı sıra enstitümüz yine üniversite-sanayi iş birliği kapsamında, ülkemizde büyük eksikliği hissedilen Uluslararası Demir-Çelik Sempozyumunu geleneksel olarak iki yılda bir düzenlemeye başlamıştır.

Bu sene 5. düzenlediğimiz sempozyum sayesinde üniversite ve sanayi kuruluşları bir araya gelmekte, mevcut durum ve gelecek hedefleri adına yeni fikirler, yeni iş birliklerinin doğmasına öncülük etmektedir. Bu sene düzenlediğimiz sempozyuma 86 adet bildiri gönderilmiştir. Gönderilen bildirilerin 32 tanesi sanayi kuruluşlarımızda görev yapan mühendis ve Ar-Ge personeli tarafından hazırlanmıştır.

Bu sempozyumun hazırlanmasında büyük emeği olan çalışma arkadaşlarıma, başta TÜBİTAK olmak üzere tüm sponsorlarımıza ve her şeyden önemlisi her zaman desteğini esirgemeyen Üniversitemiz Rektörü Sayın Prof.Dr. Refik POLAT'a şükranlarımı arz ediyorum. 6. Uluslararası Demir-Çelik Sempozyumunda tekrar görüşmek üzere herkese saygılarımı sunuyorum.

Prof. Dr.Yavuz SUN

**Demir-Çelik Enstitüsü Müdürü
Sempozyum Başkanı**

UDCS'21 FULL PROGRAMME

DAY 1	1 APRIL THURSDAY	LOCATION
ZOOM Link: https://us02web.zoom.us/j/89524139701?pwd=WjZoYmNkUm4rV3BWL1BDTEQxcU12QT09 Meeting ID: 895 2413 9701 Passcode: 766944		
8.30-10.00	Registration	Karabuk University 15 Temmuz Conference Hall
10.00-10.10	Opening ceremony	
10.10-11.00	Speech of Protocol	
11.00-11.05	International FENOFEM Virtual Fair Opening	
11.05-11.45	Keynote Speech Prof. Dr. Mustafa BABANLI - Rector of the Azerbaijan State Oil and Industry University	
11.45-12.00	Coffee Break	
12.00-12.30	Keynote Speech Prof. Dr. Obid TURSUNOV- Tashkent Institute of Irrigation and Agricultural Mechanization Engineers	
12.30-13.00	Keynote Speech Prof. Dr. Igor Alex VAKULENKO- Dnipro National University of Railway Transport	

DAY 1	SPEAKER	LOCATION
https://zoom.us/j/6820128231?pwd=elFBQk0vdFM3WkZHbFFQWDhWRXU5dz09 Meeting ID: 682 012 8231 Passcode: 12345		
14.00-14.30	Dr. Veysel YAYAN (Ministry of Science, Industry and Technology)	Karabuk University Iron and Steel Institute, ZOOM
14.30-15.00	Prof. Dr. Huseyin ÇİMENÖĞLU (Istanbul Technical University)	
15.00-15.30	İbrahim TOZLU (MATIL Inc.)	
15.30-16.00	Assoc. Prof. Dr. Bulent AYDEMİR (TUBITAK)	

ORAL PRESENTATIONS

SESSION 1

01.04.2021 – (16:00 – 16:50) Session Chair: Dr. Mehmet Akif ERDEN		
Paper ID	Title	Author(s)
25	Effect of Pre-Heat Treatments on Microstructures and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron (ADI)	Barbaros Şenses, Yusuf Yıldırım, Yasin Efe and Volkan Kılıçlı
27	Effect of Air Cooling from Intercritical Austenitizing Temperatures on Microstructures and Mechanical Properties of Ductile Iron	Kutay Kayaalp, Ömer Şahin and Volkan Kılıçlı
35	Investigation of the Producibility of the Dual-Phase Microstructure at the same time with the Surface Carburizing Process in AISI 8620 Steel in Industrial Type Vacuum Cementation Furnaces	Özer Pamuk and Ümit Demir
45	Effect of Preannealing on Delta Ferrite in AISI 304L Stainless Steels for Hot Forging	Funda Gül Koç, Serhan Özdeğer, Ersoy Erişir, Taner Makas, Mustafa Şirin, Oğuzhan Kanat and Fatih Angigün
46	Casting and Characterization of High Alloyed White Cast Iron with Cobalt Additives	Funda Gül Koç and Burak Barutçuoğlu

01.04.2021 – (17:00 – 17:50) Session Chair: Dr. Hüseyin DEMİRTAŞ		
Paper ID	Title	Author(s)
4	Effect of Austempering Times on the Microstructural Features of Austempered Ductile Iron (ADI)	Mert Yağız Tüzün, Mustafa Alp Yalçın, Kemal Davut and Volkan Kılıçlı
10	Variation of Anisotropy with Plastic Strain and Its Effect on the Yield Surface Shape of Austenitic Stainless Steel	Bora Şener, Toros Arda AkŞen and Mehmet Firat
17	DEVELOPMENT OF 5Si1Nb AND 5Si1Nb4Al CAST ALLOYS AS CANDIDATE EXHAUST MANIFOLD MATERIALS	Gülşah Aktaş Çelik, Şeyda Polat, Şaban Hakan Atapek, Maria-Ioanna T. Tzini and Gregory N. Haidemenopoulos
18	OXIDATION BEHAVIOR OF 5Si1Nb AND 5Si1Nb4Al CAST ALLOYS DEVELOPED AS CANDIDATE EXHAUST MANIFOLD MATERIALS	Gülşah Aktaş Çelik, Şeyda Polat, Şaban Hakan Atapek, Maria-Ioanna T. Tzini and Gregory N. Haidemenopoulos
24	THE DEFINITION OF THE ANISOCTORPIC BEHAVIOR OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL WITH HILL48 FLOW CRITERIA	Elif Sıla Selek Kılıçarslan, Mehmet Firat and Toros Arda Aksen

01.04.2021 – (18:00 – 18:40) Session Chair: Dr. Sedef ŞİŞMANOĞLU		
Paper ID	Title	Author(s)
41	The Effect Of TiCN Coating On The Hardness Of 630 Stainless Steel	Şengül Danışman and Emin Ersoy
73	Low Temperature Nitriding of a Ferritic Stainless Steel	Tufan Gümüşlü, Mertcan Kaba, Doğukan çetiner, Faiz Muhaffel, Erdem Atar and Hüseyin çimenoglu
66	Corrosion Behavior of High Chromium Fe-Based TiC Composite Coating	Hülya Demiroren and Soner Buytoz
67	Electrochemical Analysis of Ceramic Surface Coatings	Soner Buytoz and Hülya Demiroren
47	Investigation of The Effect of The Deformation Rate of Microstructure and Mechanical Properties of the Automotive Suspension System With Complex Geometry	Ahmet Can Yasar, Ahmet Asım Eser and Mustafa Acarer

SESSION 2

02.04.2021 – (09:00 – 09:50) Session Chair: Dr. Betül ERCAN		
Paper ID	Title	Author(s)
13	Process Management of Steam Trap Revision According to Welding Engineering Discipline	İsmail Kalkan, Atilla Baytemür and İdris Karagöz
38	Experimental and Simulation Studies on Phase Transformation During Resistance Spot Welding of Advanced Steel	Abdulkarim Alzahougi, Bilge Demir, Mustafa Gökteş and Muhammed Elitaş
79	Parametric Study for Additive Manufacturing of Structural Steel by TIG Welding Method	Yusuf Ayan and Nizamettin Kahraman
57	TİG Kaynak Yöntemi ile üretilen 304 Kalite Paslanmaz Çelik Boruların Farklı Sıcaklıklarda Normalizasyon Tavlaması Sonucu Mekanik ve Mikroyapısal Değişimleri	Mehmet ŞahİN, Aşkın Altinyelken, Sinan AkbaŞ, Salih BektaŞ and Mehmet Çınar

02.04.2021 – (10:00 – 11:00) Session Chair: Dr. Yunus TÜREN		
Paper ID	Title	Author(s)
22	Investigation of the Effect of Feed Rate on Dimensional Accuracy in Turning of 17-4 PH Stainless Steel	Saltuk Alper Yaşar and İhsan Korkut

23	Investigation of the Effect of Drill Bit Diameter in the Blast Furnace	Ömer Saltuk Bölükbaşı and Mehmet GÖKOĞLU
48	Adaptation Of Cryogenic Systems For Internal Cooling Drill Comperative By Coolants	Oğuzcan Güzelipek, Tuğrul Soyusınmez and Taner Kavas
1	Predicting solidification cracking susceptibility of AISI 1018 and 1045 steels and filler metal effect	Tayfun Soysal
49	Investigation Of The Hardness Change Of 1030 Steel Casting Material As A Result Of Different Heat Treatment Environments	Mustafa Yaşar and Oğuzhan Bildik

02.04.2021 – (11:00 – 11:50) Session Chair: Dr. Süleyman YAŞIN		
Paper ID	Title	Author(s)
34	Removal of COD from Real Coke Plant Wastewater by UV Assisted Electro-Fenton (PEF) Process	Fuat Özyonar and Bünyamin Karagözoğlu
39	Parameters Affecting the Thermal Shock Resistance of Cordierite	Ahmet Gökhan Gokkaya and Cemalettin Yaman
40	Investigation of the relation between molar composition and compressive strength of the un-calcined kaolin based geopolymeric sand binder.	Süleyman Yaşın and Selin Demir
44	Investigation of Ag Nanoparticles Anchored Halloysite Nanotubes	Hasan Onay and İbrahim Küçük
14	Use of Ore-Based Metallic Raw Materials as an Alternative to Scrap for Steel Production in Electrical Arc Furnace (EAF)	Musa Atas and Gürel Cam

02.04.2021 – (12:00 – 12:50) Session Chair: Dr. Alper İNCESU		
Paper ID	Title	Author(s)
30	Effect of TiO ₂ Addition on Physical Properties of Lime-Alumina Based Mould Powders During Continuous Casting of High-Aluminium Steels	Mustafa Seyrek and Richard Thackray
58	Characterization of 316L alloy produced and sintering in a new metal injection system	Bunyamin Cicek and Yavuz Sun
61	The choice of powder charges and properties of the powder composite material "iron-cast iron-glass"	Tahir Jabbarov
53	Smart Materials: A Review	Yusuf Karaca, Bülent Kurt and Cemal Çarboğa
26	Improving Strength of Rail Steel and Investigation Main Mechanical and Microstructural Properties	Abdulkadir Kiliç and Yasin Sarıkavak

02.04.2021 – (14:00 – 14:50) Session Chair: Dr. Hayrettin AHLATÇI		
Paper ID	Title	Author(s)
3	Investigation of Microstructure and Microhardness Properties of Armor Steel Coated with NbC	Dara Hamit Güneş and Musa Kılıç
5	Improvement of Wear Resistance in Toothed Harrows Coated with HVOF and PVD Methods	Yaşar Serhat Saygılı and Bülent Çakmak
20	The Effect of Tool Coating on Geometric Tolerances in the Drilling of AISI 303 Austenitic Stainless Steel	Duygu Gürkan and İhsan Korkut
37	Investigation of the Effect of Plasma Nitriding Process on the Friction Coefficient of Steels	Alaaddin Toktaş and Gülcan Toktaş
65	Armox 500 Zırh Çeliğinin Tuz Banyosunda Trd Yöntemiyle VC Kaplanabilirliğinin Araştırılması	Murat Başar, Bülent Kurt and Cemal Çarboğa

02.04.2021 – (15:00 – 15:50) Session Chair: Dr. Mehmet ÜNAL		
Paper ID	Title	Author(s)
6	Development of A 3-D Die Surface Compensation Method based on Part Springback Distribution	Emre Esener, Bora Şener and Mehmet Fırat
11	Numerical Analysis of Finned Pipe Performance Using Different Design and Material	Haydar Kepekci
29	An Approach to Uncertainty Calculation of the Modulus of Elasticity for Metallic Materials	Birgul Kacar, Bulent Aydemir, Haldun Dizdar, Cemal Vatan and Ufuk Kuru
9	Edge Thinning Prediction of a Hole Under Stretching	Toros Arda Akşen, Bora Şener, Emre Esener and Mehmet Fırat
7	Finite Element Modeling of Stretch Drawing Process Using Bake Hardenable Steels	Aysema Ünlü, Ezgi Kap, Emre Esener and Mehmet Fırat

02.04.2021 – (16:00 – 16:50) Session Chair: Dr. Safa POLAT		
Paper ID	Title	Author(s)
68	Effects of Pulse On/Off Times Parameters on Surface Roughness in Wire Electrical Discharge Machining of Tool Steel	Umut Yildiz and Orhan Çakır
72	Use of alternating bending to increase ductility of cold-drawn wire	Ihor Vakulenko, Bülent Kurt, Khangardash Asgarov and Ahmet Emrah Erdoğan
80	Microstructural investigation of TBF steels by hot stamping and isothermal holding treatment	Mustafa Uzunboy, Oğuz Gürkan Bilir, Ersoy Erişir and Muzaffer Zeren
74	Investigation of The Effect of Rolling Speed-Water Flow Quantity Relationship on Tensile Properties of Concrete Steel in Tempcore Cooling Method	Özgür Galip Dikbaş and Bilge Demir
77	Comparison of Processing of Special Tool Steels by Electro Erosion Method	Serkan Yaman and Orhan Çakır

02.04.2021 – (17:00 – 17:50) Session Chair: Dr. Ismail Hakkı KARA		
Paper ID	Title	Author(s)
31	Influence of porosity on mechanical and tribotechnical characteristics of copper-graphite composition materials	Aynur Sharifova
84	KarbonFiberTakviyeli Polimer (CFRP) Malzemelerin Kaplamasız Kesici TakımlaşılabilirlikÖzelliklerinin İncelenmesi	Yasin Özgürlük
85	AtmosferikPlazma Sprey (APS) yöntemi ile üretilen Cr3C2-NiCr kaplamaların mikroyapısal özelliklerinin incelenmesi	Derviş Özkan
51	The Effect of Homogenization Heat Treatment on Microstructure and Hardness Properties of AZ31-La-Nd alloy	Ismail Hakkı Kara
52	The Determination of the Homogenization Heat Treatment Parameters of AT31-La-Gd alloy	Ismail Hakkı Kara and Esra Özsoy

02.04.2021 – (18:00 – 18:40) Session Chair: Dr. Harun CUG		
Paper ID	Title	Author(s)
60	Transverse shear composite material in the case when the binder and inclusions are weakened by cohesive cracks	Rafail Mekhtiyev, Rustam Qurbanov and Aykhan Mansimov
62	Strained-deformation state of polymer composition material shaft of centrifugal pump	Ilman Hasanov

63	Properties of obtaining of aluminum alloy alloyed with transitional metals	Narmin Mammadli
56	Influence of graphite nanoparticles on the mechanical properties of aluminum matrix FMLs	Mustafa Babanlı, Nurlan Gurbanov, Kamala Ismayilova and Yusif Tanriverdiyev
33	Influence of Casting Temperature On Shrinkage And Accuracy Of Parts Made Of Thermoplastic Materials	Shahnaz Aghayeva

SESSION 3

03.04.2021 – (09:00 – 10:40)		
Paper ID	Title	Author(s)
82	Mikro Alaşımli Çeliklerde Isıl İşlem Parametrelerinin Mikroyapı, Mekanik ve Aşınma Özelliklerine Etkisi	İnci Yahyaoglu, Onur Yagız, Emre Turen, Volkan Karakurt, Hanifi Taze, Yunus Turen and Hayrettin Ahlatcı
75	Silver Nanoparticle Effect on Wear Rate of Iron-Graphite Composite	Hamza SIMSIR
71	Sustainable Carbon Effect on Mechanical Properties of Low Carbon Contained 316 L Stainless Steel	Esra Algım, Hamza Simsir and Mehmet Akif Erden
50	The Sliding Wear Behaviour of Fe / ZrO ₂ Composites at Elevated Temperatures	Fatih Aydın
54	Effect of Pre-Strain Application to the Fatigue Life of Reinforcing Steel	Muhammed Mevlut Karaca and Alper Incesu
59	Investigation of Tribological Properties of Iron/ Hydrothermal Carbons Composite	Yasin AKGUL
55	Enhanced Mechanical Strength of AlSi ₆ CuNiMg alloy with the addition of MWCNT	Muhammed Emre Turan, Fatih Aydın, Yavuz Sun, Huseyin Zengin and Ozgen Aslan
64	Investigation of the potentiodynamic corrosion behaviour of 56SiCr6 spring steels	Engin CEVIK
87	Investigation of the Effect of Boronizing On Force Controlled Fatigue Behaviour in Rail Steel	Mustafa Yunus AŞKIN

03.04.2021 – (09:00 – 09:50) Session Chair: Dr. Fatih AYDIN		
Paper ID	Title	Author(s)
15	Topology Optimization of Lattice Structures in Dental Implants	B. Sercan Bayram and İhsan Korkut
43	Modelling and Assessment of Crankshaft through SOLIDWORK Program	Timur Choban Khidir, Bilal Mohammed Qasim and Abbas Mohammed Ismael
76	Experimental studying of the effect of the discharge of fluid flow values accuracy by using deferent flow meters devices	Omar Qasim, Selami Sağiroğlu and Sarah Alhusaini
69	The Effect of Operating Temperature and inlet gases relative humidity on Proton Exchange Membrane Fuel Cell Performance-CFD study	Omar Qasim and Selami Sağiroğlu
8	A Numerical Investigation on Hole Expansion Behavior of Bake Hardenable Steels	Ela Nur Şahin, Yasin Çini, Emre Esener and Mehmet Fırat

03.04.2021 – (10:00 – 10:50) Session Chair: Dr. Mustafa Yunus AŞKIN		
Paper ID	Title	Author(s)
12	Benefits of Using Air-Oil Lubrication System in Rolling Mills	Aytaç Aydın, Recep Demirsöz and Refik Polat
19	Types of Wire Rope Damage	Hasan Hüseyin Özden, Aytaç Aydın and Recep Demirsöz
21	Factors Affecting Lining Efficiency in Foundries Using Induction Furnace Melting	İsmail Karaca and Fatih Apaydın
32	Investigation of the sealing node of the pipe holder of the mobile lifting and lowering device	Leyla Muzaffarlı and Jamaladdin Aslanov
83	Evolution of Artificial Defects in Rolling Mills	Ali Yağız Şahin, Aysun Işıkgül, Osman Işıkgül, Oğuzhan Yurtseven, Sait Hadutoğlu

03.04.2021 – (11:00 – 11:40) Session Chair: Dr. Yasin AKGÜL		
Paper ID	Title	Author(s)
78	Fibercement üretiminde enerji verimliliği	Murat Özel, Kadir Sarı, Büşra Günhan and Hasan Yamık
81	Digitalization of a Steel Pipe Production Factory: STEEL4.0- A Family of Products Developed on Routes from Industry 3.0 to Industry 4.0	Özlem Albayrak and Perin Ünal
2	Metalografik Muayene Yöntemi İçin Pirina Katkılı Parlatma Süspansiyonu	Zekeriya Doğan and Nergizhan Anaç
28	Role of Steel and Iron Sector For The National Power	Merve Aytaç
83	An overview of using Nano-fluid to optimize the efficiency of the Flat plate solar collectors	Omar Qasim, Sarah Alhusaini and Selami Sağiroğlu

Predicting solidification cracking susceptibility of AISI 1018 and 1045 steels and filler metal effect

Tayfun Soysal

*Mechanical Engineering, Iğdir University
The campus of Şehit Bulent Yurtseven, Iğdir, 76000, Turkey
tayfun.soysal@igdir.edu.tr*

Abstract— Weldability of carbon steels is a concern due to their susceptibility solidification cracking. Predicting crack susceptibility of the steels can help designing new alloys or welds. Crack susceptibility predictions of commonly used AISI 1018 and 1045 carbon steels have been made based on the maximum $|dT/d(f_s)^{1/2}|$, crack susceptibility index, using commercial thermodynamic software and databases. These materials were assumed to be welded with filler metal ER4300 (low carbon electrode), and crack susceptibility predictions were calculated for the welds. The predictions showed that lowering the carbon content of the weld using low carbon electrode is effective to reduce the cracking susceptibility.

Keywords— solidification cracking, carbon steels, calphad, crack susceptibility, weldability

I. INTRODUCTION

Solidification cracking susceptibility is a major flaw in welding [1]. This defect is also a concern in casting but called hot tearing [2]. Aluminum alloys, magnesium alloys, nickel-based alloys and steels are susceptible to cracking. Carbon steels have also been reported as crack susceptible by various studies [3], [4], [5], [6]. Since carbon steels are widely used as structural materials, designing welds to avoid solidification cracking is essential for welding and steel industry.

Tests and models have been used to evaluate solidification cracking susceptibility, as reviewed by Soysal and Kou [7]. Prokhorov [8] assumed that cracking occurs when a critical value of strain rate is reached during solidification. Feurer [9], on the other hand, used an empirical formula for the shrinkage and liquid flow during solidification. If the decrease in the volume caused by shrinkage exceeds the increase in the volume caused by the liquid flow, solidification cracking occurs. Nasresfahani and Niroumand [10] included contraction stresses in their model in addition to the liquid flow and the shrinkage during solidification. In the RDG criterion [11], both tensile stresses and solidification shrinkage were considered during solidification. It was assumed that solidification cracking occurs when the liquid pressure drops to a certain level during solidification.

Recently, Kou [12] studied solidification cracking susceptibility of aluminum alloys proposing a criterion. Columnar dendritic grains, which are typical in welding if grain refining is not promoted [1], were considered to explain how solidification cracking occurs. As these grains form and grow next to each other during solidification, they try to bond together. However, due to solidification shrinkage and thermal

contractions, these grains are separated from each other by tensile stresses. Furthermore, grain boundary liquid which flows through the channels between these grains help bonding of these grains filling the gaps caused by the stresses. Solidification cracking occurs if the tensile stresses can separate the grains by exceeding both the grain growth and the liquid flow between the grains. Therefore, if the grain growth rate or liquid flow rate is slow for an alloy during solidification, the alloy is susceptible or sensitive to solidification cracking.

Kou [13] has also proposed a simple cracking index, maximum $|dT/d(f_s)^{1/2}|$, relating fraction solid to grain growth. If the cracking index is small, the crack susceptibility is low. The crack susceptibility index was applied to aluminum alloys [13], [14], [15], [16], [17], [18], magnesium alloys [19], and nickel-based alloys [20], and steels [21], [22], and verified by transverse motion weldability (TMW) test [23], [24] which was developed as an alternative to Varestraint test [25]. To determine the maximum $|dT/d(f_s)^{1/2}|$ and calculate the crack susceptibility of the alloys, solidification paths, T vs $(f_s)^{1/2}$ curves (f_s : fraction solid, T : temperature), of the alloys were plotted using thermodynamic software. The index was applied up to $(f_s)^{1/2}=0.99$ by assuming that cracking is not likely after reaching $f_s=0.98$ or $(f_s)^{1/2}=0.99$ because an extensive bridging (bonding) occurs between the columnar dendritic grains, and solidification cracking is unlikely beyond that [11], [13]. It could be worth to note that Cylne and Davies [26] assumed that the extensive bonding occurs when f_s exceeds 0.99 or $(f_s)^{1/2}$ exceeds 0.995. This assumption was also used for some aluminum alloys and worked well [17], [18].

In this study, the crack susceptibility index proposed by Kou [13] will be applied to carbon steels assumed to be welded with and without filler metal to predict the susceptibility of the welds to solidification cracking. Two commonly used commercial low carbon and medium carbon steels were selected: AISI 1018 and 1045 steels. A filler metal with low carbon content was assumed to be used to weld these carbon steels to study the effect of the filler metal on solidification cracking susceptibility of these carbon steels.

II. MATERIALS AND METHOD

The simple crack susceptibility index, maximum $|dT/d(f_s)^{1/2}|$ [13], was used to make the crack susceptibility predictions of the welds. Thermo-Calc [27] was used to calculate the solidification paths of the welds. Firstly, T vs $(f_s)^{1/2}$ curves of AISI 1018 and 1045 carbon steels were calculated using their chemical compositions given on Table 1 as the input.

Then, it was assumed that these carbon steels were welded with the commercial filler metal ER4300 (the chemical composition given on Table 1) with 80% filler metal dilution in the weld metal, that is, the weld metal contains 20% of workpiece and 80% of filler metal. The weld compositions given on Table 2 were calculated using the chemical compositions of the workpiece and the filler metal given on Table 1. Scheil solidification model [1] with back diffusion was used for the calculations. The cooling rate of 100 K/s for arc welding [28] was used for the back diffusion of the main alloying elements (carbon was set as fast diffuser).

TABLE I
CHEMICAL COMPOSITIONS OF WORKPIECE AND FILLER METAL (WT%)

	C	Mn	P	S	Si	Fe
workpiece						
1018	0.17	0.75	0.001	0.002	-	bal.
1045	0.46	0.75	0.001	0.002	-	bal.
filler metal						
4300	0.05	0.2	0.002	0.002	0.01	bal.

TABLE II
CHEMICAL COMPOSITIONS OF WELDS (WT%)

welds	C	Mn	P	S	Si	Fe
1018-4300	0.074	0.31	0.0018	0.002	0.008	bal.
1045-4300	0.132	0.31	0.0018	0.002	0.008	bal.

III. RESULTS AND DISCUSSION

The solidification paths or T vs $(f_s)^{1/2}$ curves of the welds were calculated with Thermo-Calc and plotted to determine the maximum $|dT/d(f_s)^{1/2}|$ and predict their susceptibility to solidification cracking. Fig. 1 shows the T vs $(f_s)^{1/2}$ curve of the AISI 1018 steel which was calculated using its composition given on Table 1. The maximum $|dT/d(f_s)^{1/2}|$ or steepness of the solidification curve was found at $(f_s)^{1/2}=0.99$ as 620 °C as shown on the lower left corner of the figure. Although the steepness keeps increasing as $(f_s)^{1/2}$ exceeds 0.99, the maximum steepness at $(f_s)^{1/2}=0.99$ was regarded because solidification cracking is not likely beyond that as reported [11], [13].

The T vs $(f_s)^{1/2}$ curves of the AISI 1018 steel welded with and without filler metal ER4300 are shown in Fig. 2. The red solidification curve for the AISI 1018 steel is the same with the one shown in Fig. 1, and it is given here for a comparison. The blue T vs $(f_s)^{1/2}$ curve for the weld made with the workpiece AISI 1018 steel and the filler metal ER4300 resulted in the maximum steepness of 488 °C. Therefore, the maximum steepness decreased from 620 °C to 488 °C using the filler metal ER4300. Since small maximum steepness means low crack susceptibility [13], the crack susceptibility of the AISI 1018 steel was reduced by using the filler metal ER4300. It can also be seen from the figure that the (blue) curve for the weld made with the filler metal is located above the (red) curve for the weld made without filler metal. This indicates that use of the filler metal makes the fraction solid increase more rapidly as the temperature drops, and results in shallower solidification curve. This can be explained with Kou's criterion [12] that cracking occurs if the tensile strains exceed the grain growth and the liquid feeding. As the fraction solid increases, the grains grow

faster. Therefore, with the faster grain growth rate, the weld becomes less susceptible to solidification cracking.

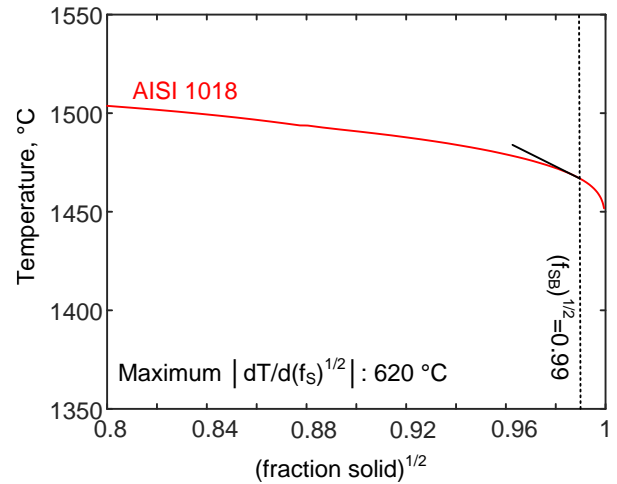


Fig. 1 T vs $(f_s)^{1/2}$ curve of AISI 1018 carbon steel with the maximum steepness of 620 °C

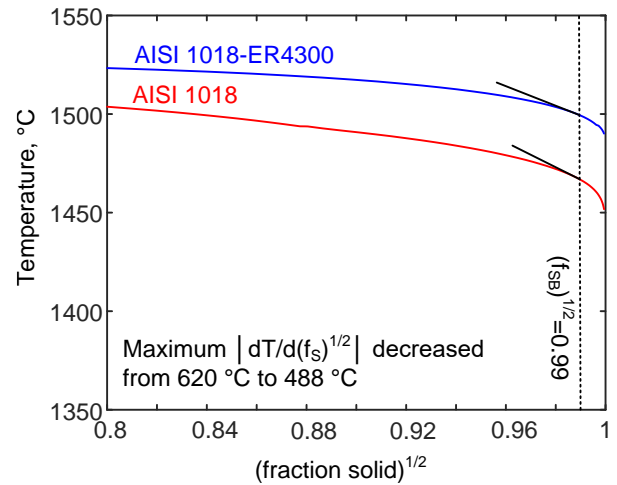


Fig. 2 T vs $(f_s)^{1/2}$ curves of AISI 1018 with/without filler metal ER4300 (the maximum steepness dropped from 620 °C to 488 °C with use of the filler metal)

The T vs $(f_s)^{1/2}$ curve of the AISI 1045 steel is shown in Fig. 3. The maximum steepness was found at $(f_s)^{1/2}=0.99$ as 699 °C which is greater than the maximum steepness of the AISI 1018 steel. Therefore, the AISI 1045 steel is more crack susceptible than the AISI 1018 carbon steel.

Both T vs $(f_s)^{1/2}$ curves of the AISI 1045 steel (red curve) and the weld made with the AISI 1045 steel and the filler metal ER4300 (blue curve) are shown in Fig. 4. The maximum steepness of the weld was found as 505 °C. Since the maximum steepness decreased from 699 °C to 505 °C, the crack susceptibility decreased with the use of the filler metal ER4300. Similar to Fig. 2, Fig. 4 shows that use of the filler metal ER4300 makes the solidification path of the AISI 1045 steel shallower because the solidification path of the weld is located above the solidification path of the AISI 1045 steel.

Fig. 5 shows the calculated maximum $|dT/d(f_s)^{1/2}|$ of all the welds as a bar chart to clearly illustrate the differences between them. The maximum $|dT/d(f_s)^{1/2}|$ and therefore the susceptibility to cracking increases from the most left bar (the weld made with AISI 1018 steel and ER4300) to the most right bar (AISI 1045 steel). If the carbon content of the welds are compared using Tables 1 and 2, it can be seen from the figure that the crack susceptibility increases as the carbon content increases. Since the carbon content of the AISI 1018 and 1045 steels decreased with the filler metal ER4300, the solidification cracking susceptibility of them decreased. These crack susceptibility predictions agree with the crack susceptibility test results of carbon steels reported by Xia and Kou [29]. They used the TMW test and showed that the crack susceptibility increases as the carbon content of the carbon steels increases [29]. Furthermore, these predictions are also consistent with the critical strain rates reported by Matsuda et al. [30]. They studied arc welded carbon steels using in-situ observation and reported that the critical strain rates for crack initiation increases as the carbon content of the welds increases [30].

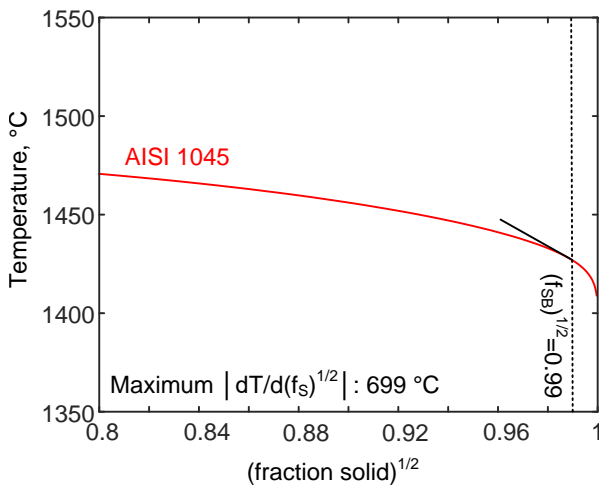


Fig. 3 T vs $(f_s)^{1/2}$ curve of AISI 1045 carbon steel with the maximum steepness of 699 °C

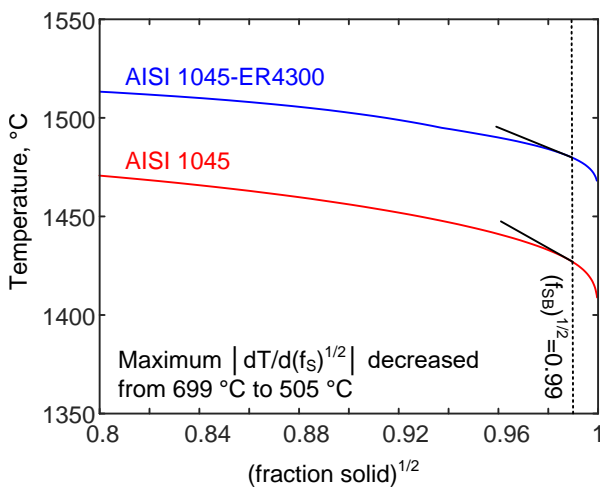


Fig. 4 T vs $(f_s)^{1/2}$ curves of AISI 1045 with/without filler metal ER4300 (the maximum steepness dropped from 699 °C to 505 °C with use of the filler metal)

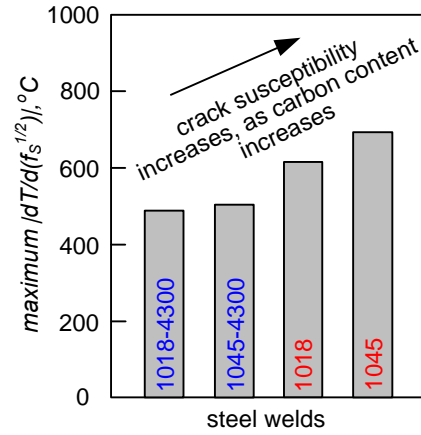


Fig. 5 Crack susceptibility charts for all the welds showing that crack susceptibility increases as the carbon content of the welds increases

IV. CONCLUSIONS

Crack susceptibility of the welds made with AISI 1018 and 1045 steels with and without filler metal ER4300 was predicted based on the maximum $|dT/d(f_s)^{1/2}|$, the index for solidification cracking susceptibility. The predictions showed that the filler metal ER4300 can reduce the susceptibility of both AISI 1018 and 1045 steels to solidification cracking by reducing the carbon content of the welds. The accuracy of the predictions was supported with the reported crack susceptibility of carbon steels.

ACKNOWLEDGMENT

The academic version of Thermo-Calc was used to calculate the solidification paths of the studied alloys.

REFERENCES

- [1] S. Kou, *Welding Metallurgy*, 3rd ed., Hoboken (NJ), USA: Wiley, 2020.
- [2] J. Campbell, *Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Techniques and Design*, Waltham (MA), USA: Butterworth-Heinemann, 2011.
- [3] C. Xia, and S. Kou, "Evaluating susceptibility of carbon steels to solidification cracking by transverse-motion weldability test", *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 25, pp. 706-711, 2020.
- [4] F. Matsuda, H. Nakagawa, and S. Tomita, "Quantitative evaluation of solidification brittleness of weld metal during solidification by in-situ observation and measurement (Report III)", *Trans JWRI*, vol. 15, pp. 297-305, 1986.
- [5] T. Senda, F. Matsuda, G. Takano, K. Watanabe, T. Kobayashi, and T. Matsuzaka, "Fundamental investigations on solidification crack susceptibility for weld metals with trans-restraint test", *Trans. Japanese Weld. Soc.*, vol. 2, pp. 141-162, 1971.
- [6] V. Shankar, and J. H. Devletian, "Solidification cracking in low alloy steel welds", *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 10, pp. 236-243, 2005.
- [7] T. Soysal, and S. Kou, "A simple test for solidification cracking susceptibility and filler metal effect", *Welding Journal*, vol. 96, pp. 389-394, 2017.
- [8] N. N. Prokhorov, "Resistance to hot tearing of cast metals during solidification", *Russian Castings Production*, vol. 4, pp. 172-175, 1962.
- [9] U. Feurer, "Influence of Alloy Composition and Solidification Conditions on Dendrite Arm Spacing, Feeding and Hot Tearing Properties of Aluminum Alloys, in *Quality control of engineering alloys*

- and the role of metals science” in proceedings of the international conference, Delf University of Technology, 1977, p. 131-145.
- [10] M. R. Nasresfahani, and B. Niroumand, “A new criterion for predicting of hot tearing susceptibility of cast alloys”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 45A, pp. 3699-3702, 2014.
- [11] M. Rappaz, J. M. Drezet, and M. Gremaud, “A new hot-tearing criterion”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 30A, pp. 449-455, 1999.
- [12] S. Kou, “A criterion for cracking during solidification”, *Acta Materialia*, vol. 88, pp. 366-374, 2015.
- [13] S. Kou, “A simple index for predicting the susceptibility to solidification cracking”, *Welding Journal*, vol. 94, pp. 374-s to 388-s, 2015.
- [14] J. Liu, and S. Kou, “Crack Susceptibility of Binary Aluminum Alloys during Solidification”, *Acta Materialia*, vol. 110, pp. 84-94, 2016.
- [15] J. Liu, and S. Kou, “Effect of diffusion on susceptibility to cracking during solidification”, *Acta Materialia*, vol. 100, pp. 359-368, 2015.
- [16] J. Liu, and S. Kou, “Susceptibility of ternary aluminum alloys to cracking during solidification”, *Acta Materialia*, vol. 125, pp. 513-523, 2017.
- [17] T. Soysal, and S. Kou, “Predicting effect of filler metals on solidification cracking susceptibility of 2024 Al and 6061 Al”, *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 24, pp. 559-565, 2019.
- [18] T. Soysal, “A criterion to find crack-resistant aluminum alloys to avoid solidification cracking”, *Science and Technology of Weld Joining*, vol. 26, pp. 99-105, 2021.
- [19] K. Liu, and S. Kou, “Susceptibility of magnesium alloys to solidification cracking”, *Science and Technology of Weld Joining*, vol. 25, pp. 251–257, 2020.
- [20] C. Xia, and S. Kou, “Evaluating susceptibility of Ni-base alloys to solidification cracking by transverse-motion weldability test”, *Science and Technology of Weld Joining*, vol. 25, pp. 690-697, 2020.
- [21] C. Xia, and S. Kou, “Calculating the Susceptibility of Carbon Steels to Solidification Cracking During Welding”. *Metall Mater Trans. B*, vol. 52, pp. 460-469, 2021.
- [22] T. Soysal, “Solidification Cracking Susceptibility Predictions of Carbon Steels”, manuscript submitted.
- [23] T. Soysal, and S. Kou, “A simple test for assessing solidification cracking susceptibility and checking validity of susceptibility prediction”, *Acta Materialia*, vol. 143, pp. 181-197, 2018.
- [24] T. Soysal, and S. Kou, “Effect of filler metals on solidification cracking susceptibility of Al alloys 2024 and 6061”, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 266, pp. 421-428, 2019.
- [25] W. F. Savage, and C. D. Lundin, “The Vareststraint test”, *Welding Journal*, vol. 44, pp. 433-s to 442-s, 1965.
- [26] T. W. Clyne, and G. J. Davies, “Influence of composition on solidification cracking susceptibility in binary alloy systems”, *Br. Foundryman*, vol. 74, pp. 65-73, 1981.
- [27] Thermo-Calc Limited Version 2021a Software FEDEMO: Iron Demo Database Version 4.0/MFDEMO: Fe-Alloys Mobility Database Version 2.0 (accessed 23 January 2021).
- [28] S. Kumar, P.K. Ghosh, R. Kumar, “Surface modification of AISI 4340 steel by multi-pass TIG arcing process”, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 249, pp. 394-406, 2017.
- [29] C. Xia, S. Kou, “Evaluating susceptibility of carbon steels to solidification cracking by transverse-motion weldability test”, *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 25, pp. 706-711, 2020.
- [30] F. Matsuda, H. Nakagawa, S. Tomita, “Quantitative evaluation of solidification brittleness of weld metal during solidification by in-situ observation and measurement (Report III)”. *Trans JWRI*, vol. 15, pp. 297–305, 1986.

Metalografik Muayene Yöntemi İçin Pirina Katkılı Parlatma Süspansiyonu

Zekeriya DOĞAN¹, Nergizhan ANAÇ²

¹ Zonguldak Bülent Ecevit Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, İnşaat Mühendisliği Bölümü, Zonguldak e-posta: zekeriyaadogan@beun.edu.tr

² Zonguldak Bülent Ecevit Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü, Zonguldak e-posta: nergizhan.kavak@beun.edu.tr

Özet

Bu çalışmanın amacı, metal malzemelerin içyapılarını inceleyen metalografik muayene yöntemindeki parlatma basamağında kullanılan elmas solüsyon yerine yeni nesil bir parlatma solüsyonunun uygulanabilirliğini araştırmaktır. İlk olarak 1040 Çelik, Tungsten karbür, gri dökme demir ve küresel dökme demir malzemeler, geleneksel metalografik yöntemine uygun olarak incelenmiş ve içyapıları fotoğraflanmıştır. Daha sonra metalografik muayene yönteminin parlatma aşamasında elmas solüsyon ikamesi olarak geliştirilen pirina katkı süspansiyon kullanılarak deneyler tekrar edilmiştir. Bu yeni süspansiyon; elmas uygulamasına kıyasla çok daha ekonomik olmuştur. Sonuç olarak; pirina katkı süspansiyonunun parlatma çuha ömrünü arttırdığı ve solüsyon maliyetini azalttığı görülmüştür. Ayrıca, zeytin endüstrisi katı atığı olan pirinanın daha önce kullanılmadığı bir alanda geri dönüşüm katma değerli ürün olarak değerlendirilmesi sağlanmıştır.

Anahtar Kelimeler: Metalografi, Parlatma, Endüstriyel Katı Atık, Elmas Solüsyon, Pirina

Abstract

The aim of this study is to investigate the applicability of a new generation polishing solution instead of diamond solution used in the polishing process in the metallographic examination which examines the microstructure structures of metal materials. Firstly, 1040 steel, tungsten carbide, lamellar cast iron and spheroidal cast iron materials are investigated with the suitable traditional metallographic techniques and their microstructures photos have been taken. Then, experiments were repeated using newly developed olive pomace added polishing solution instead of diamond solution at polishing process stage in the metallographic examination method. This new suspension is more economical than methods using diamond solution. As a result, olive pomace added polishing solution increases the lifetime of the polishing clothes and decrease the solution costs. In addition, it has been ensured that pomace, which is the solid waste of the olive industry, is used as a value-added recycling product in an area where it has not been used before.

Keywords: Metallography, Polishing, Industrial Solid Waste, Diamond Solution, Olive pomace

GİRİŞ

Metalografik muayene, metal malzemelerin içyapılarının ve yüzey özelliklerinin incelenmesinde kullanılan bilinen bir yöntemdir. Metalografinin

temelini oluşturan ilk çalışmalar 1863 yılında Profesör Henry Sorby tarafından gerçekleştirilmiştir [1]. O günden bu güne, teknik daha da ilerlemiş ve gelişmiştir. Literatürde geleneksel metot veya çağdaş hazırlama metodu olarak iki farklı ayırım yapılmış olsa da yöntemin genelinde uygulanan işlemleri birbirine benzerdir [2]. Metalografik muayene yönteminin tatbikinde birkaç basamak bulunmaktadır. Bunlar; sırasıyla kesme, temizleme, bakalite alma, parlatma ve dağlama işlemleridir. Doğru bir içyapı muayenesi için bu işlem basamaklarının incelenecek malzeme çeşidine uygun çalışma parametreleri ve sarf malzemeleri seçilerek gerçekleştirilmesi gerekmektedir.

Metalografik muayene yönteminde olmazsa olmaz olan sarf malzemelerinin kendisi veya hammaddeleri yurtdışından temin edilmekte olduğundan hem alış hem de satış fiyatları döviz kuru değişikliklerinden etkilenmektedir. Örneğin; metalografik muayene yönteminin parlatma kademesinde solüsyon olarak genellikle elmas süspansiyonlar kullanılmaktadır. Çünkü elmas, her türlü malzemenin parlatılmasına en uygun aşındırıcıdır [3]. Bir elmas süspansiyonu; çapı 2 µm'den küçük elmas parçacıkları ve litre başına yaklaşık 10 ila 20 karat elmas içermektedir. Elmasın pahalılığı parlatma işleminde maliyetin yükselmesine sebep olmaktadır [4]

Elmasın yanı sıra; alümina, krom oksit, magnezyum oksit, demir oksit, seryum oksit ile yumuşak malzemelerin son parlatma kademesinde koloidal silika da kullanılmaktadır [5]. Sayıca sınırlı olmakla birlikte, toplam işlem maliyetini veya numune hazırlama (işlem) süresini düşürmek amacıyla yapılmış parlatma solüsyonu geliştirme çalışmaları da bulunmaktadır.

2010/02787 sayılı patente, termal püskürtme yöntemleri ile üretilen kaplamaların, metalik ve seramik yüzeylerin metalografik muayenesinde kullanılmak üzere sentetik elmas tozu ile volfram disülfid malzemesi içerikli yeni nesil bir metalografik parlatma süspansiyonu anlatılmıştır [6]. CN-1560161-A numaralı patent çalışması; su bazlı bir nano elmas parlatma çözeltisi ve bu çözeltinin yapım yöntemiyle ilgilidir [7]. 0636671 A1 numaralı bir başka patent çalışmasında silisyum

karbür, alüminyum/titanyum karbür, tungsten karbür ve alüminyum nitrit gibi çok sert seramik malzemelerin parlatılması için; ortalama parçacık boyutu 5 µm'den küçük olan elmas parçacıkları ve parçacık boyutu 20 ila 200 nanometre olan alfa alümina parçacıklarını içeren bir süspansiyon parlatma malzemesi açıklanmıştır [4]

Bütün bu çalışmalar incelendiğinde, parlatma solüsyonlarında elmadan vazgeçilemediği sadece katkı miktarının değiştiği ve solüsyonun parlatma özelliğinin ilave başka aşındırıcı malzemelerle güçlendirildiği görülmüştür. Gerçekte, endüstrideki aşındırıcı malzemelerin çeşitliliği düşünüldüğünde ilave malzeme konusunda ortaya çıkabilecek çözüm olasılıkları oldukça fazladır ve her geçen gün artmaktadır.

Günümüzde, enerji ile hammadde sürdürülebilirliğinin sağlanması ve doğa dostu üretimin gerçekleştirilmesi dünyadaki endüstriyel yarışın bir parçası olabilmek adına önemlidir. Doğal kaynaklar sınırlıdır ve teknolojiye bağlı olarak hammadde talebinin sürekli olarak artması, üretim maliyetlerini negatif etkilemektedir. Sınırlı olan kaynakların tüketilmesi yerine, hali hazırda var olan ürün atıklarının değerlendirilmesi maliyete olumlu etkide bulunur. Endüstride kullanılan ve özelliklerinden dolayı alternatif olmayan bazı malzemelerin üretimi zaman alıcı ve pahalıdır. Bu nedenle, atık malzemelerin yeniden kullanılabilirliğini sağlayacak yöntemlere ilgi her geçen gün artmaktadır [8]. Fabrikalarda çeşitli üretimlerden arta kalan atıklardan kurtulmanın en işlevsel yolu; bu atıkların geri dönüştürülmesidir [9].

Ülkemizde gerek tarımsal ürünleri işleyen, gerekse tarımsal aktivitede bulunan çeşitli işletmelerden her yıl önemli oranda ve değişik özelliklere sahip organik atıklar ortaya çıkmaktadır. Bu atıklardan biri de zeytin bitkisinden elde edilen zeytinyağı eldesinden sonra arta kalan zeytin katı atığı olan pirinadır [10]. Dünyanın en büyük beş zeytinyağı üreticisinden biri olan Türkiye'de zeytinyağı üretiminin yan ürünü olan pirinanın çevresel yaşam döngüsü üzerinde çalışmalar sürmektedir [11]. Zeytin pirinasından; kompozit malzemelerin yapımında veya briket haline getirilerek yakıt olarak kullanılması gibi farklı alanlarda faydalanılmaktadır [12]. Ambalaj sanayinde kullanılmak üzere biyopolimer yapı için de pirina uygun bir malzemedir [13]. Atık suların temizlenmesinde absorbant olarak kullanılmaya potansiyeli mevcuttur [14]. Bir yapı malzemesi olarak çevre dostu kil seramik kompozit üretiminde pirina külü değerlendirilmektedir. [15]. Bir yeşil yakıt olarak hidrojen üretiminde değerlendirme çalışmaları sürmektedir [16]. Mısır, ceviz, fındık kabuğu, şeftali ve kayısı çekirdekleri gibi kuruyemiş veya meyve kabuklarından değişik ölçülerde üretilen granüller de aşındırma, parlatma ve kumlama uygulamalarında yer bulmaktadır.

Aşındırıcı özelliğe sahip olan katı atık malzemelerin parlatma işleminde değerlendirilmesi bilinen bir uygulamadır. Fakat bu malzemelerin metalografik muayene yöntemindeki parlatma aşamasında kullanımıyla ilgili herhangi bir örnek veya akademik bir çalışma bulunmamaktadır.

Bu çalışmanın amacı; metalografik muayene yönteminde parlatma aşamasında çoğunlukla tercih edilen elmas solüsyon yerine organik aşındırıcı partiküller içeren yeni bir parlatma solüsyonu geliştirmektir. Solüsyonda organik partikül kullanılmasının sebebi; ucuz ve çevre dostu bir malzeme arayışı sebebiyledir. Ayrıca ülke ekonomisine katkıda bulunmak için atık malzemelerin daha önce denenmemiş alanlarda kullanımını desteklemek bir diğer sebeptir. Atık malzemelerin katma değerli ürün olarak değerlendirilmesi, atık geri dönüşümünü daha bir kıymetli kılmaktadır. Bahsedilen nedenlerden ötürü; ülkemizde bol miktarda bulunan ve zeytinyağı üretiminden geriye kalan, zeytin çekirdeği ve posasından oluşan bir katı atık olan pirinanın, metalografik muayene yönteminde parlatma solüsyonunda kullanımı araştırılmıştır.

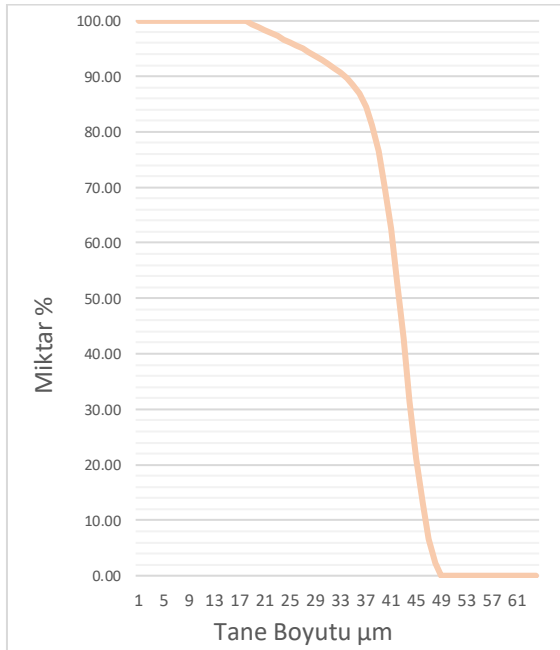
2.MATERYAL VE METOD

Deneylerde 1040 Çelik, tungsten karbür, küresel ve lamel grafitli dökme demir malzemeler kullanılmıştır. Malzemelerin kimyasal analizleri Türkiye Taş Kömürü (TTK) laboratuvarında yapılmıştır. Numuneler Metkon Micracut 201 marka hassas kesme cihazında uygun boyutlarda kesilmiş ve Ecopress 50 marka cihazında bakalite alınmıştır. Tüm zımparalama işlemleri, Metkon Forcipol 2V marka otomatik numune parlatma cihazında gerçekleştirilmiştir. Zımparalama işlemleri çelik için sırasıyla 60, 120, 180, 240, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 SiC zımpara kağıtları ile yapılmıştır. Döküm numuneler için 180, 320, 600, 800, 1000 ve 1200 SiC, tungsten karbür için 240, 400, 800 ve 12000 SiC zımparalama yapılmıştır. Parlatma işlemleri hem elmas süspansiyon (1 µm) hem de pirina katkılı solüsyonla, zımparalamanın da yapıldığı aynı otomatik cihazla Metkon marka kadife çuha üzerinde gerçekleştirilmiştir. Aşındırıcı partiküllerin numune yüzeyini çizmemeleri için elmas ve pirina solüsyonları için ayrı çuhalar kullanılmıştır. Dağlama işleminde; çelik ve dökme demir için %5 Nital çözeltisi, tungsten karbür de için Murakami çözeltisi tercih edilmiştir. Optik mikroskop incelemeleri, Lecia DM1750 M marka optik mikroskopta ve Clemex görüntü analiz programında yapılmıştır.



Şekil 1. Öğütülmemiş Pirina/Öğütülmüş toz halde pirina

Solüsyonda organik aşındırıcı olarak kullanılan Pirina, Ege bölgesinde faaliyet gösteren bir firmadan temin edilmiştir. Pirinalar, etüv fırında kurutulduktan sonra bilezikli değirmende öğütülüp, elek sarsma makinasında elekten geçirilmiştir. 38 mikron altı tozların Malvern Mastersizer 2000 marka cihazda parçacık boyut dağılımına bakılmıştır. Solüsyonda kullanılan pirinanın ortalama tane boyutu 32µm dir, pirina konsantrasyonu ağırlıkça sırasıyla %2, %4 ve %6 olan 3 farklı pirina süspansiyonu hazırlanmıştır. Pirina katkılı parlatma solüsyonu için özel bir formül geliştirilmiştir. Deneyler sırasında parlatma süresi, 5 dakika olarak sabit tutulmuştur. Geliştirilen solüsyonların pH değeri ortalama 5,8 dir.

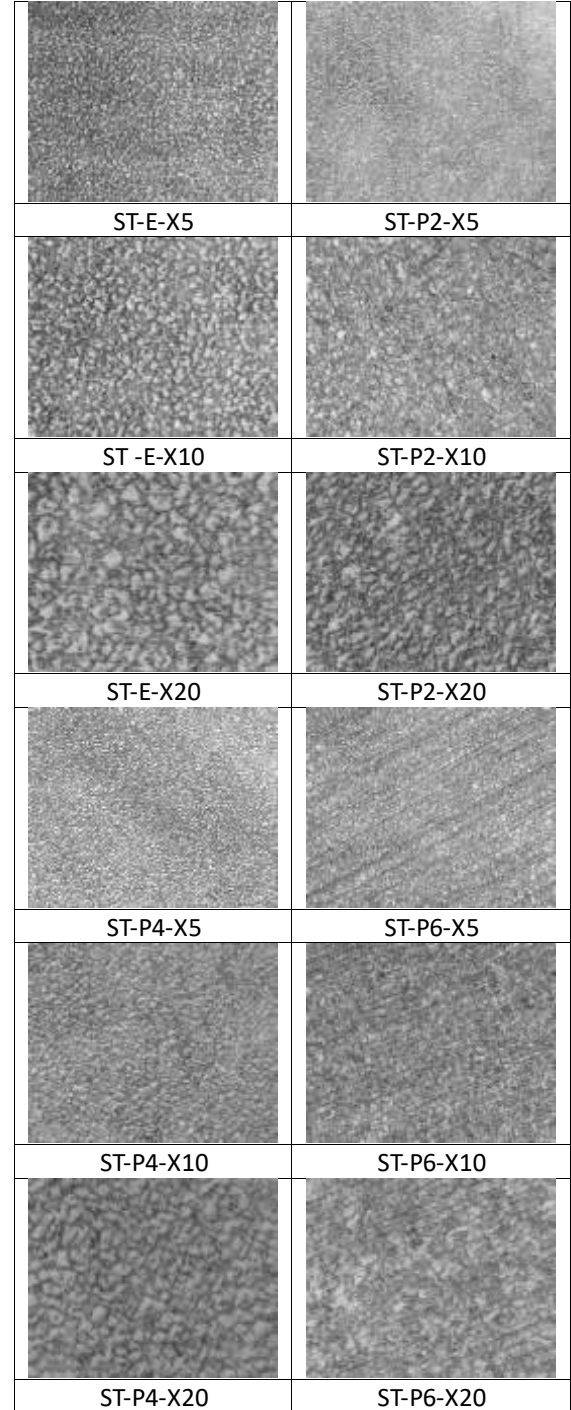


Grafik 1. pirina parçacık boyut dağılımı

Deneyleri yorumlamakta kolaylık için harf veya sayı kısaltmalar kullanılmıştır. Çelik için ST, lamel grafitli dökme demire GD, küresel grafitli dökme demire SF ve Tungsten karbür BS malzeme harf kodu kullanılmıştır. Elmas parlatma için E, pirina katkılı solüsyonla parlatma için P harfi ve pirina katkı yüzdesini göstermek amacıyla P yanına 2, 4, 6 rakamları kodlanmıştır. İncelenen numunelerin optik büyütme oranı X5, X10 ve X20 olarak ifade edilmiştir.

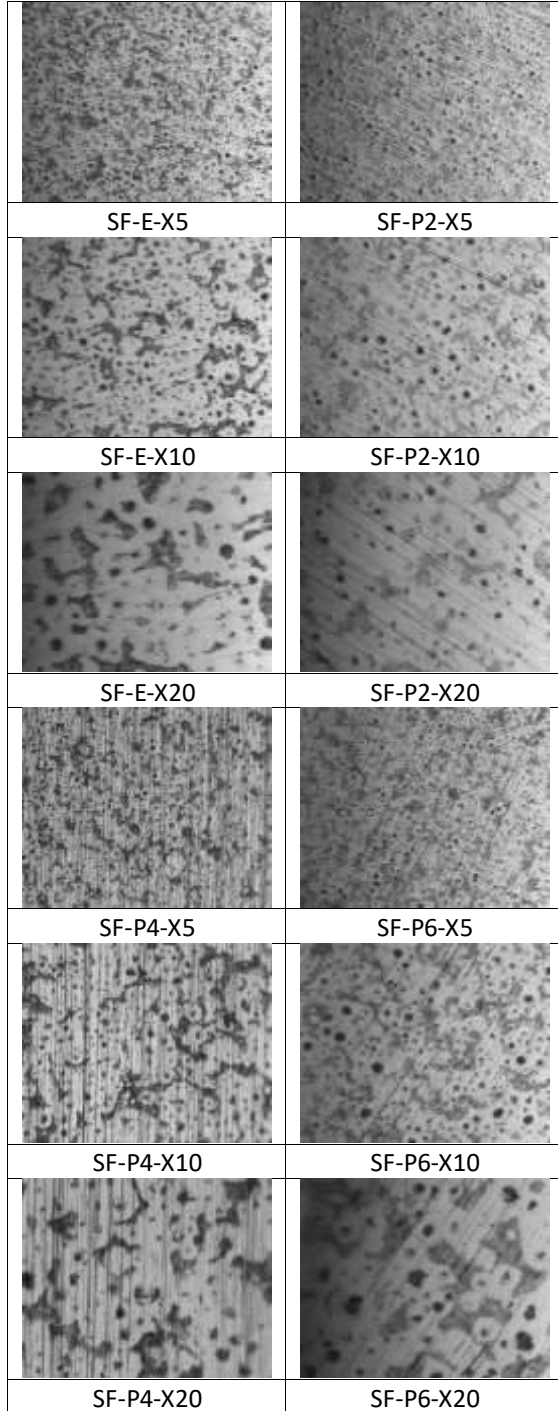
BULGULAR VE TARTIŞMA

Dört farklı malzemeye ait X5, X10 ve X20 büyütmelerdeki mikroyapı görüntüleri satır ve sütun görünümünde yerleştirilerek Şekil 2, Şekil 3, Şekil 4 ve Şekil 5'te sunulmuştur. Bunlar; geliştirilen solüsyonun parlatma özelliğinin anlaşılabilmesi için elmas parlatma ile elde edilen yüzey görüntüleriyle kıyaslanmıştır. Süspansiyonda çeşitli ağırlık oranlarında pirina katkısı kullanılmasıyla, katkı miktarına bağlı parlatma etkileri değerlendirilmiştir.



Şekil 2. 1040 çeliğine ait mikroyapı görüntüleri
Şekil 2.'de görüldüğü üzere çelik malzemenin

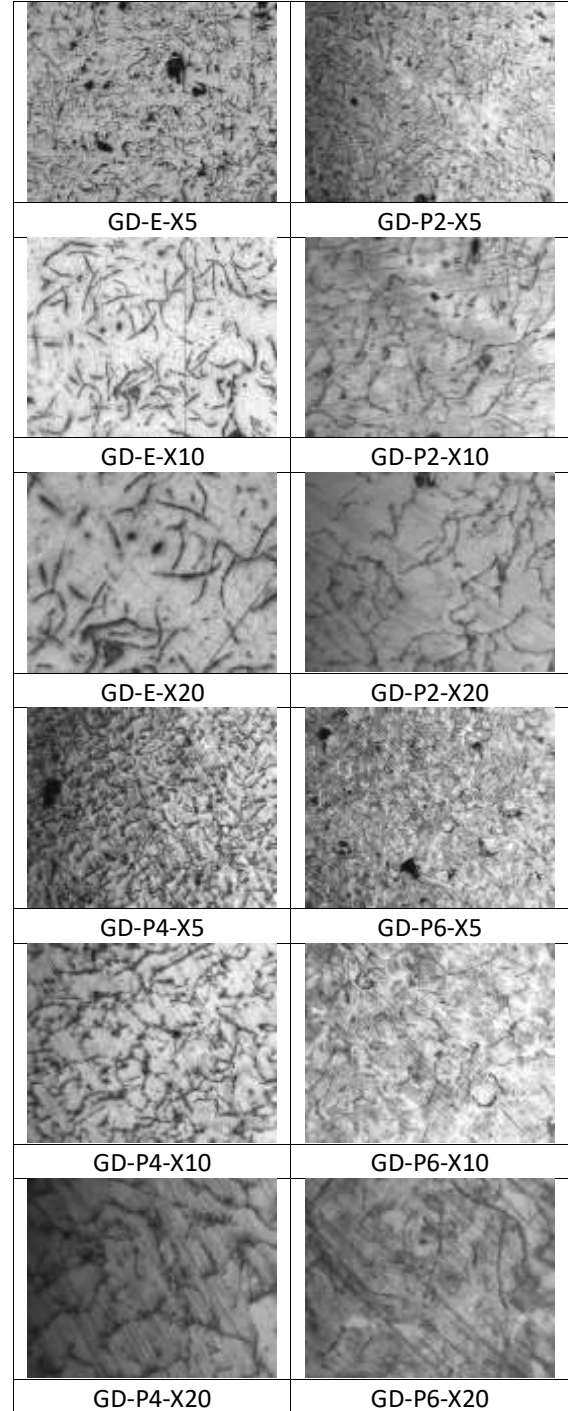
elmasla parlatıldığı metalografik muayenede alınan sonuçlar %2 ve %4 pirina katkıli parlatma solüsyonuyla yapılan metalografik muayenede alınan sonuçlara çok benzerdir. Buna rağmen, 1040 çeliğinin %6 pirina katkıli solüsyonla parlatıldığında yüzeyinde oluşan çizik miktarının diğer kombinasyonlarına kıyasla fazla olduğu gözlenmiştir.



Şekil 3. Küresel grafitli dökme demire ait mikroyapı görüntüleri

Şekil 3.'te görüldüğü üzere elmas solüsyon kullanılarak yapılan metalografik muayeneden alınan görsellere en yakın görseller çizikler olmasına

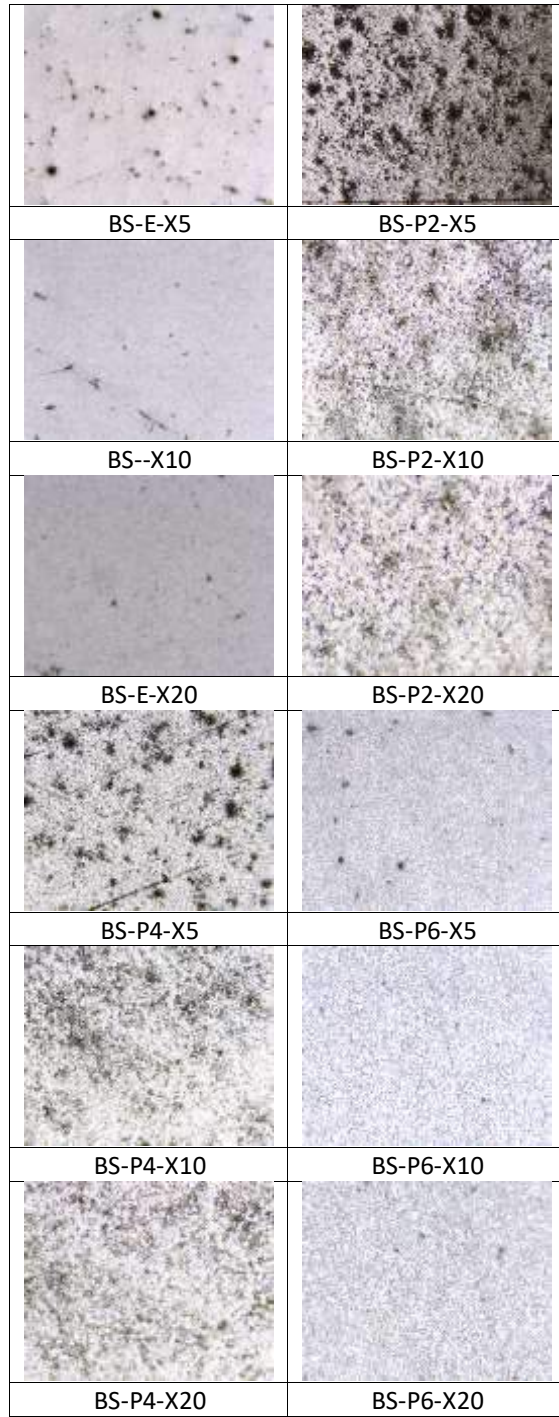
rağmen %4 pirinayla parlatma yapılmış metalografik muayenede ortaya çıkmıştır. Küresel grafitli dökme demirde %2 pirina ve %6 pirinayla parlatmada birbirine çok benzer görseller alınmış fakat yüzeyde çizikler bulunmaktadır. Buna rağmen geliştirilen prinalı solüsyonların kullanılmasıyla alınan tüm görsellerde malzemenin küresel dökme demir olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 4. Lamel grafitli dökme demire ait mikroyapı görüntüleri

Şekil 4.'te lamel grafitli dökme demirin içyapı görüntüleri görülmektedir. Pirina katkıli tüm solüsyon kombinasyonlarıyla alınmış yüzey

görüntüleri elmas parlatma ile alınan görüntüye benzerdir.



Şekil 5. Tungsten karbürü ait mikroyapı görüntüleri

Şekil 5.'te tungsten karbür numunelerden alınan içyapılar görülmektedir. Tungsten karbür numunelerin %6 prina katkıli solüsyon ile parlatılmasıyla alınan içyapı görüntüleri elmasla parlatma yapılmış numunelerin içyapılarına kıyasla çok daha iyidir. %2 ve %4 prina katkıli solüsyonla parlatma sonuçları birbirine çok benzemesine rağmen içyapıları görüntüleri elmasla parlatmada alınan sonuçlarla kıyaslamaya uygun değildir.

Sonuç

Günümüzde bilinen en sert aşındırıcılardan biri olan elmas, sertliği ve aşınmaya karşı olan direnci sebebiyle sert malzemeleri dahi işleyebilen pahalı bir malzemedir. Metalografik muayene yönteminde malzemelerin parlatılmasında sıklıkla kullanılır.

Bu çalışma ile elmas yerine endüstriyel atık malzeme olan prinanın parlatma işleminde değerlendirilmesi sağlanmıştır. Pirina partiküllerinin metalografik muayenede parlatmaya etkisi incelenmiştir. Pirina katkıli solüsyon ile metalografik muayenede parlatma işlemi gerçekleştirilmiş AISI 1040, tungsten karbür, küresel ve lamel grafitli dökme demir malzemelerinden numuneler hazırlanmış ve yüzey görüntüleme işlemleri gerçekleştirilmiştir.

Çeliğin %2 ve %4 prina katkıli solüsyonla parlatılması, elmasla parlatmaya benzer sonuçlar sağlamıştır. Küresel grafitli ve lamel grafitli dökme demir malzemelerde prina katkıli solüsyonun kullanılmasıyla, içyapı incelenmesinde incelenen malzemenin tanımlanmasında başarılı sonuçlar alınmıştır. Tungsten karbür malzemesinin %6 prina katkıli solüsyonla parlatılmasında elde edilen görseller ise elmas parlatmadan çok daha iyidir. Bu bulgular ışığında; tungsten gibi sert malzemelerde yüksek katkı oranlarında geliştirilen pirina parlatma solüsyonunun kullanımı metalografik parlatmaya uygun olduğunu söylemek mümkündür. Ayrıca pirina süspansiyonun yapılan deneyler sonucunda, parlatma çuhasının kullanım ömrünü gözle görülür derecede arttırdığı fark edilmiştir. Parlatma işleminden sonra kolay temizlenebilir yapıdadır. Geliştirilen yeni nesil parlatma solüsyonu, var olan elmas solüsyonlardan daha ucuz ve daha çevre dostudur. İçerdiği malzemeler insan sağlığına zararlı değildir. Uygulama gereksinimlerine göre partikül boyutu, konsantrasyon, pH ve viskozite değiştirilebilir. Sonuç olarak; gelecekteki yapılması planlanan çalışmalarda parlatma süspansiyonunda pirina boyutlarının ve katkı oranlarının değiştirilerek farklı malzeme gruplarında denenmesiyle, süspansiyonun parlatma işleminde uygulama şartlarının daha net belirlenmesi sağlanacaktır.

Referanslar

1. Salman, S. and Ö. Gülsoy, *Metalografi Bilimi*. Vol. Eylül. 2004: Nobel Yayın Dağıtım.
2. Totemeier, T.C., *Metallography*, in *Smithells Metals Reference Book*, W.F. Gale, Editor. 2004. p. 10-87.
3. Tekin, E., *Çelikler ve Dökme Demirler İçin Kuramsal Ve Uygulamalı Metalografi*. 2013. Aralık.
4. Rostoker, D., *Polishing material*, in *European Patent Application*. 1995.
5. Karadeniz, S. and Ö. Karadeniz, *Tahribatlı Malzeme Muayenesi ve Analizi Yöntemleri*.

- 2018, İzmir: TMMOB Makina Mühendisleri Odası.
6. *Yeni Nesil Metalografik Parlatma Süspansiyonu*. Patent 2010.
 7. *Aqueous base nano diamond polishing liquid and manufacture method thereof*. 2005.
 8. Kavak, N. and A. Çakır, *Tungsten Karbür Kesici Takımların Geri Dönüşüm Süreçleri*, in *6. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu (UTİS 2015)*. 2015, Sabancı Üniversitesi: İstanbul. p. 393-397.
 9. Pehlivan, E., M. Yazıcı, and G. Güner. *Endüstriyel Katı Atıklar ve Geri Kazanım*. in *ISEM2014 2nd International Symposium on Environment and Morality*. 2014. Adıyaman.
 10. Hatipoğlu, K. and C. Karaca, *Hatay İlinde Yakacak Olarak Kullanılan Pirina Briketinin Kalite Özelliklerinin Belirlenmesi*. Bursa Uludağ Üniversitesi Ziraat Fakültesi Dergisi, 2019. 33(1): p. 31-34.
 11. Duman, A.K., G.Ö. Özgen, and F.G. Üçtuğ, *Environmental life cycle assessment of olive pomace utilization in Turkey*. Sustainable Production and Consumption, 2020. 22: p. 126-137.
 12. Tsakiridis, P.E., M. Samouhos, and M. Perraki, *Valorization of Dried Olive Pomace as an alternative fuel resource in cement clinkerization*. Construction and Building Materials, 2017. 153: p. 202-210.
 13. Lammi, S., et al., *Dry fractionation of olive pomace for the development of food packaging biocomposites*. Industrial Crops and Products, 2018. 120: p. 250-261.
 14. Rizzi, V., et al., *An interesting environmental friendly cleanup: The excellent potential of olive pomace for disperse blue adsorption/desorption from wastewater*. Dyes and Pigments, 2017. 140: p. 480-490.
 15. Bonet-Martínez, E., et al., *Manufacture of sustainable clay ceramic composite with composition SiO₂-Al₂O₃-CaO-K₂O materials valuing biomass ash from olive pomace*. Materials Letters, 2018. 229: p. 21-25.
 16. Sert, M., et al., *Hydrogen production from olive-pomace by catalytic hydrothermal gasification*. Journal of the Taiwan Institute of Chemical Engineers, 2018. 83: p. 90-98.

Investigation of Microstructure and Microhardness Properties of Armor Steel Coated with NbC

Dara Hamit GÜNEŞ*, Musa KILIÇ†

Mardin Provincial Directorate of Environment and Urbanization
bayindirlik47@gmail.com

†Mechanical Manufacturing Engineering, Batman University
Batman, Turkey
musa.kilic@batman.edu.tr

Abstract— In this study, Armox 500 armor steel was coated with FerroNb (NbC) using Thermo-Reactive Diffusion (TRD) method. As coating process parameters, 2 hours and 950 °C, 1000 °C 1050 temperatures were used. The effects of different temperature values applied in the coating process on the microstructure, thickness and microhardness of the coating layer were investigated. Coating layer microstructure analysis and coating layer thickness measurements were analyzed by optical microstructure. Microhardness measurements were obtained with the Vickers hardness tester. As a result of the analysis, it was determined that the applied temperature has an effect on the coating thickness and microhardness values.

Keywords— Microstructure, FerroNb, NbC, Thermo Reactive Diffusion (TRD)

I. INTRODUCTION

Makine parçalarında meydana gelen aşınma problemi makine imalat endüstrisinde karşılaşılan en önemli sorunlardan biridir. Son yıllarda metallerin aşınma ve korozyon dirençleriyle birlikte çalışma performanslarını arttırmak için yüzey kaplama yöntemleri yaygın bir şekilde kullanılmaktadır [1, 2]. Bu yöntemler; Lazer kaplama, plazma püskürtme, Fiziksel Buhar Biriktirme(PVD), Kimyasal Buhar Biriktirme(CVD) yöntemleri kullanılarak metal yüzeylerinde sert aynı zamanda aşınmaya dirençli kaplama tabakaları oluşturulmaktadır[3, 4]. Bununla birlikte CVD yöntemi ile kaplama tabakalarının oluşturulması için gerekli olan yüksek sıcaklık parçaların bozulmasına yol açarken, PVD yönteminde ise işlem sırasında sınırlı difüzyon nedeniyle kaplama tabakasında yapılaşma mukavemeti sorunları nedeniyle kullanımlarını sınırlamaktadır[5, 6].

Termo-reaktif difüzyon/biriktirme yöntemi ince film kaplamalar için bu yöntemlere alternatif bir yöntemdir [7]. Diğer tekniklerle kıyaslandığında, TRD yöntemi nispeten basit donanım, düşük maliyet ve çevre dostu bir yöntemdir [8-10].

Çeliğin V, Nb veya Cr gibi karbür/nitrür oluşturan elementleri(CFE/NFE) içeren erimiş bir boraks banyosuna daldırılması ile gerçekleşir[11, 12].

Geçiş metali karbürler yüksek erime noktaları, yüksek sertlik, kimyasal kararlılık, iyi elektriksel iletkenlik gibi mükemmel özellikleri sayesinde aşınmaya dirençli sert kaplamalar oluşturmak için difüzyon bariyeri gibi uygulamalarda yaygın kullanım alanına sahiptir [13, 14].

Diğer geçiş metallerine göre iyi aşınma direnci, yüksek tokluk, yüksek sertlik ve yüksek erime noktasına sahip olan NbC diğer geçiş metali karbürlerine göre ilginç ve kapsamlı özellikleriyle birçok araştırmacının ilgi odağı olmuştur [7, 15,16].

Yapılan literatür araştırmasında SS304, 52100 ve 1045 gibi paslanmaz çelik ve düşük karbonlu çelik yüzeyleri farklı araştırmacılar tarafından NbC kaplama çalışmaları yapılmıştır. İşlem sonrası kaplama tabakasının alt tabakaya kıyasla daha yüksek sertlik, aşınma ve korozyon direncini arttırdığını ifade etmişlerdir [17-19].

Literatür sonuçlarında görüldüğü üzere NbC karbür ile yapılan çalışmalar genelde düşük karbonlu çelik üzerine yoğunlaşmıştır.

Bu çalışmada, literatürde yeterince yer verilmeyen Armox çelik yüzeyi TRD yöntemi kullanılarak NbC ile kaplanmıştır. Çalışmanın amacı Armox çelik yüzeyinde oluşturulan karbür tabakasının mikroyapı ve mikrosertlik özellikleri üzerinde etkisini incelemektir.

II. MALZEME VE METOD

Bu çalışmada ARMOX zırh çeliği kullanılmıştır. Armox çeliğinin yüzeyi TRD yöntemiyle kullanılarak FerroNiyobyum(FeNb) ince film kaplama yapıldı. Kaplama öncesi numuneler 10x10x10 mm³ boyutlarında kesildi. Kesilen numuneler yağ ve kirden arındırılmak üzere etanol ile yıkandı ve daha sonra kurulma işlemi tabii tutuldu. Numune yüzeyleri 400-1200 mesh boyutlarındaki SiC zımpara kâğıt kullanılarak parlatıldı. Kaplama işlemi öncesi Ferro Niobyum, Alümina ve Amonyum Klorür hassas terazide tartıldı. Hazırlanan tozlar şekil İpota içerisine yerleştirildi.



Şekil 1 Kaplama işleminde kullanılan potalar

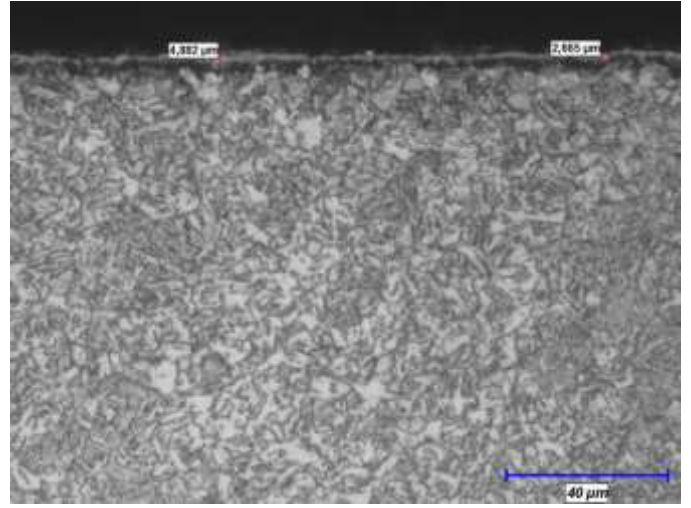
Yüzey işlemleri bitmiş olan numuneler hazırlanan toz içerisine yerleştirildi. Numunelerin yerleştirilmesi sonrası pota ağzı sıkıca kapatılıp çevresi seramik bir kil yardımıyla sıvanmıştır. Hazırlanan potalar 2 saat süre ve farklı sıcaklıklarda (950, 1000, 1050) ısıl işlem fırını içerisine yerleştirildi. İşlem süresinin dolması akabinde fırın içerisinde alınan potalar su ile soğutma işlemine tabii tutulduktan sonra pota içerisinden çıkarılmıştır.

Hazırlanan kaplama numuneleri metalografik incelemeler için 240-1200 mesh boyutlarındaki SiC zımparalar ile kaba parlatma, 1 ve 3 mikron elmas süspansiyon ve çha yardımıyla son parlatma işlemi gerçekleştirildi. Parlatma işlemi sonrası %4 Nital çözeltisi yardımıyla numuneler dağlandı. Mikroyapı işlemleri Nikon MA 100 markalı metal mikroskop kullanılacak olup, görüntüleme için Clemex sistemi tercih edilmiştir. Kaplama kalınlığı aynı cihaz ile komplike sistem yardımı ile ölçüldü. Numunelerin ait sertlik değerleri ise Future Tech FM-700 marka mikrosertlik cihazı ile 50 gf yük altında, 10 sn. süre ile ve 7 adet ölçüm alınarak gerçekleştirildi.

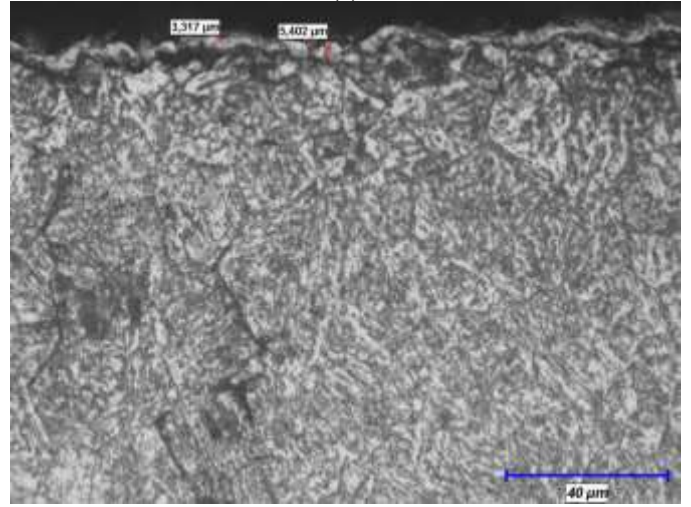
III.SONUÇ VE TARTIŞMA

A. Mikroyapı ve Mikrosertlik Sonuçları

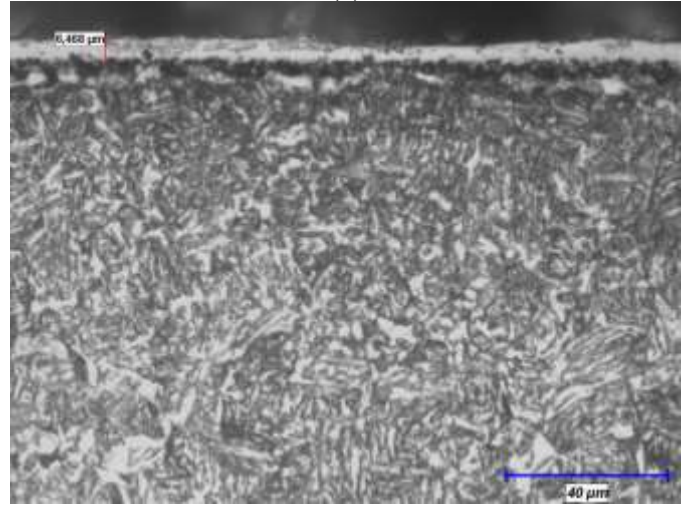
Armox çeliği üzerine Termal Difüzyon yöntemiyle üretilen NbC kaplamalara ait enine kesit optik mikroyapı resimlerine Şekil 2a-c'de yer verilmiştir. Genel olarak, kaplamaların enine kesiti, gözenek olmadığından ve biriken malzeme tamamen eridiğinden kompakttır [20]. Özellikle 1050 °C sıcaklıkta kaplanmış numune ait Şekil 2c'de verilmiş olan optik resminde görüldüğü üzere kaplama tabakasının daha homojen bir yapı sergilediği gözlenmiştir. Sıcaklığın artmasıyla birlikte kaplama tabakası ve alt tabaka arasında difüzyonun daha iyi gerçekleştiğini göstermektedir. Ayrıca 950 °C ve 1000 °C sıcaklıklardaki kaplamalardan özellikle 950 °C sıcaklıktaki kaplamanın daha düzgün bir formda yayıldığı ancak 1000 °C sıcaklıkta ise dalgalı bir yayınma sergilediği gözlenmiştir. Katman oluşumu, dağınık substrattaki karbon karbür oluşturan elementle (niyobyum) reaksiyona girdiğinde meydana gelir. Kalınlığı, sıcaklığa ve işlemin süresine bağlıdır, bu da karbon difüzyon oranını değişmesine etki edebilir [21]. Daha önce TRD yöntemiyle yapmış olduğumuz TiC kaplama çalışmasında da kaplama kalınlığı sıcaklığın artmasıyla birlikte arttığı yapılan analizler sonucunda tespit etmiştik [22].



(a)



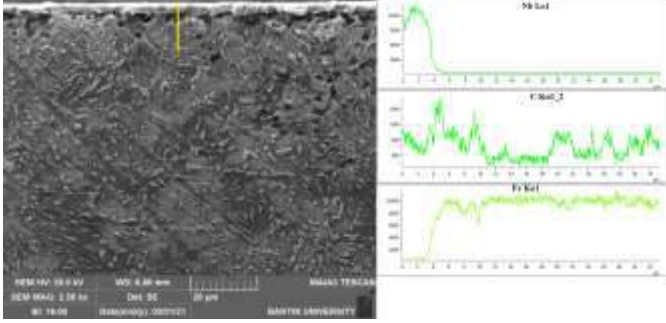
(b)



(c)

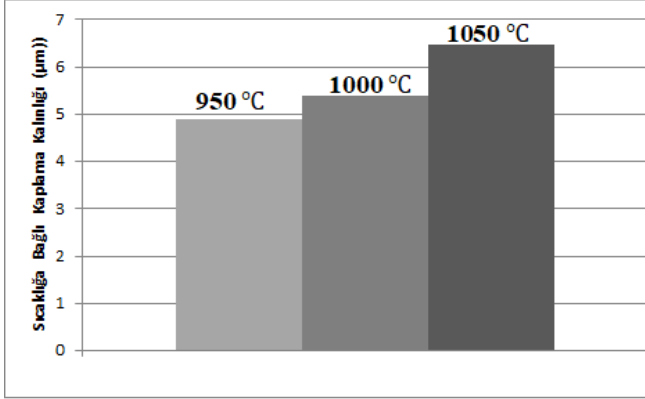
Şekil2: a) 950 °C, b) 1000 °C, c) 1050 °C sıcaklıklarda TRD yöntemiyle NbC kaplanmış numunelere ait optik mikroyapı resimleri

Şekil 4'te optik mikroyapı üzerinden alınmış sıcaklığa bağlı olarak kaplama kalınlığı grafiğine yer verilmiştir. Grafikteki sonuçlardan görüldüğü üzere en yüksek kaplama kalınlığının (6,468 µm)1050 °C sıcaklıkta kaplanmış numuneye aittir. Diğer numunelere ait kaplama kalınlıkları ise sırasıyla 950 °C (4,882 µm) ve 1000 °C (5,402 µm) elde edilmiştir. Bu sonuçlara bağlı olarak kaplama kalınlığının sıcaklığa bağlı bir şekilde artış gösterdiği tespit edilmiştir. **Azizi vd.** kaplama kalınlığının banyo bileşimine, işlem süresine ve sıcaklığa bağlı olduğunu dile getirmişlerdir [23].

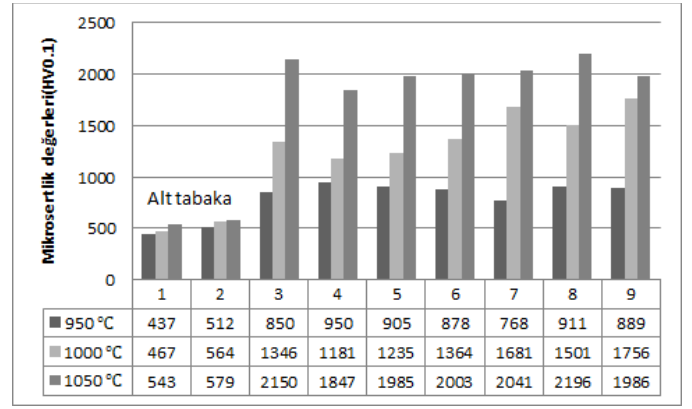


Şekil3: a) 1000 °C , sıcaklıkta TRD yöntemiyle NbC kaplanmış numuneye ait SEM ve EDS line analizi

Şekil3, EDS analizinde Nb elementinin kaplama tabakasında yoğun olduğu, ancak alt tabakaya doğru gidildiğinde ise sabit kaldığı görülmektedir. C elementinin hem kaplama tabakasında yüksek konsantrasyon değerlerinde olduğu ancak dalgalanmaların görüldüğü alt tabakaya doğru ilerledikçe konsantrasyon değerinin kaplamaya kıyasla azaldığı bununla birlikte aynı dalgalanmaların burda da olduğu görülmektedir. Fe elementinin kaplama tabakasında sabit ancak alt tabaka doğru ilerledikçe daha yüksek değerler ile sonuçlanmıştır.



Şekil 4: a) 950 °C, b) 1000 °C, c) 1050 °C sıcaklığa bağlı kaplama kalınlık değişim grafiği



Şekil 5: Kaplamalara ait mikrosertlik ölçüm sonuçları

Kaplama numunelerine ait mikrosertlik ölçümlerine Şekil 5'te yer verilmiştir. Sertlik ölçümleri her numuneden 7 bölgeden alınmıştır. Alınan sertlik ölçüm sonuçlarına göre en düşük sertlik 950 °C sıcaklıkta kaplanmış numunede 768 HV olurken en yüksek sertlik değerinin ise 1050 °C sıcaklıkta kaplanmış numuneden elde edilen 2150 HV ölçüm değeri olmuştur. Ayrıca 1000 °C sıcaklıkta elde edilen 1756 HV sertlik değeri gözönüne alındığında 950 °C göre daha yüksek çıkmıştır. Sertlik ölçüm sonuçlarının kaplama kalınlığı ile benzer şekilde sıcaklığa bağlı olarak artış sergilediği görülmektedir. Bunun temel nedenin yüksek sıcaklık ile birlikte alt tabaka ile birlikte kaplama tabakasını arasında iyi difüzyon bağının oluştuğunu göstermektedir. Bunun birlikte sıcaklığının artmasıyla birlikte meydana gelen difüzyon ile sert karbür faz bileşiklerinin daha yoğun oluştuğu düşünülmektedir. **Oliveira vd.** AISI M2 ve AISI H13 çeliklerini TRD yöntemi kullanarak yapmış oldukları çalışma sonucunda mikrosertlik değerleri yaklaşık 2300 HV olduğunu ifade etmiştir. Yapmış olduğumuz çalışmada elde edilen sertlik ölçüm değerleri ile literatürün sonuçları ile örtüşmektedir [24].

IV.SONUÇ

Bu çalışmada; ArmoX çelik yüzeyi 2 saat süre ve 950 °C, 1000 °C 1050 °C sıcaklıklarda termo-reaktif difüzyon(TRD) yöntemi kullanılarak FerroNb ile ince film kaplanmıştır. Kaplama sonrası aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir;

1. ArmoX çelik yüzeyinde TRD yöntemiyle başarılı bir şekilde kaplama tabakalarının oluşturulabileceği tespit edilmiştir.
2. Yüzeyde oluşan kaplama kalınlığı uygulanan sıcaklığa bağlı olarak değiştiği belirlenmiştir. En yüksek kaplama kalınlığı (6,468 µm)1050 °C sıcaklıkta kaplanmış numuneden elde edilirken en düşük kaplama kalınlığı ise 950 °C (4,882 µm) numuneden elde edilmiştir.,

3. Yapılan mikrosertlik ölçümlerinde en yüksek sertlik ölçüm değeri 1050 °C sıcaklıkta kaplanmış numuneden elde edilen 2150 HV olmuştur. Sırasıyla diğer numunelerde elde edilen sertlik değerleri ise, 950 °C sıcaklıkta kaplanmış numunede 768 HV olurken, 1000 °C 'de 1756 HV olarak ölçülmüştür.

Elde edilen sertlik değerleri gözönüne alındığında kaplama kalınlığındaki sıcaklığa bağlı değişim ile benzer şekilde en yüksek değer en yüksek sıcaklık değerinde elde edilmiştir.

Öneriler

1. Armox çelik yüzeyi termo-reaktif difüzyon(TRD) yöntemi kullanılarak FerroNb kaplama işlemi sonrası korozyon araştırması yapılabilir
2. Armox çelik yüzeyi farklı yöntemler ile FerroNb takviye elamanları katılarak kaplama çalışması yapılabilir.

TEŞEKKÜR

The heading of the Acknowledgment section and the References section must not be numbered.

KAYNAKLAR

- [1] Xiaolong Cai, Yunhua Xu, Nana Zhao, Lisheng Zhong, Ziyuan Zhao, Juan Wang, Investigation of the adhesion strength and deformation behaviour of in situ fabricated NbC coatings by scratch testing, *Surface & Coatings Technology* 299 (2016) 135–142.
- [2] Xiaoming Zong, Wenming Jiang, Zitian Fan, A Study Of The Microstructures And Performance Of Chromium Boride Coatings On AISI 52100 Steel, *UDK 67.017:620.1:669.26:546.271:669.058*.
- [3] Binglin Zou, Ping Shen, Xueqiang Cao, Qichuan Jiang, The mechanism of thermal explosion (TE) synthesis of TiC–TiB₂ particulate locally reinforced steel matrix composites from an Al–Ti–B₄C system via a TE-casting route, *Materials Chemistry and Physics* 132 (2012) 51– 62.
- [4] M. Aghaie-Khafri, F. Fazlalipour, Vanadium carbide coatings on die steel deposited by the thermo-reactive diffusion technique, *Journal of Physics and Chemistry of Solids* 69 (2008) 2465– 2470
- [5] S. Serdar Pazarlıoğlu, Özkan Kon, Şaduman Şen, Uğur Şen, Niobium boride coating on the surface of AISI 1010 by a duplex treatment, *Usak University Journal of Material Sciences* 2 (2012) 199 – 204.
- [6] Ö. Alpaslan, E. Atar, H. Çimenoglu, Tribological Behaviour Of Duplex Treated AISI 4140 Steel, *JESTECH*, 15(1), 39-43, (2012).
- [7] Frederico Augusto Pires Fernandes, Carlos Kleber Nascimento de Oliveira, Amadeu Lombardi Neto, George Edward Totten, Luiz Carlos Casteletti, Wear Behavior Of Niobium Carbide Coated AISI 52100 Steel, Technical contribution to the 18th IFHTSE Congress - International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering, 2010 July 26-30th, Rio de Janeiro, RJ, Brazil.
- [8] Hesam Pouraliakbar, GholamrezaKhalaj, LidijaGomidželović, Mohamad-JavadKhalaj, Mohsen Nazerfakhari, Duplex ceramic coating produced by low temperature thermo-reactive deposition and diffusion on the cold work tool steel substrate: Thermodynamics, kinetics and modeling, *Ceramics International*41(2015)9350–9360.
- [9] E. Abakay, S. Sen, U. Sen, Effect of Aluminum Addition to Nb-Al-C-N Coatings on AISI M2 Steel Obtained by Thermo-Reactive Deposition Technique, 5th International Science Congress & Exhibition APMAS2015, Lykia, Oludeniz, April 16–19, 2015
- [10] Reza Soltani, Mahmoud Heydarzadeh Sohi, Mohammad Ansari, Ahmadrza Haghghi, Hamid M. Ghaseemi, Farahnaz Hafllang, Evaluation of niobium carbide coatings produced on AISI L2 steel via thermo-reactive diffusion technique, *Vacuum* 146 (2017) 44-51.
- [11] X.S. Fan, Z.G. Yang , C. Zhang, Y.D. Zhang, Thermo-reactive deposition processed vanadium carbide coating: growth kinetics model and diffusion mechanism, *Surface & Coatings Technology* 208 (2012) 80–86.
- [12] Mattia Biesuz, Vincenzo M. Sglavo, Chromium and vanadium carbide and nitride coatings obtained by TRD techniques on UNI 42CrMoS4 (AISI 4140) steel, *Surface & Coatings Technology* 286 (2016) 319–326
- [13] Kan Zhang, M. Wen, Q.N. Meng, C.Q. Hu, X. Li, C. Liu, W.T. Zheng, Effects of substrate bias voltage on the microstructure, mechanical properties and tribological behavior of reactive sputtered niobium carbide films, *Surface & Coatings Technology* 212 (2012) 185–191.
- [14] Junya KANO, SOLIHIN, Nobuaki SATO, Shigeru SUZUKI, Fumio SAITO, Hidetaka SUGINOBE, Takahiro SHIOKAWA, Synthesis of Niobium Carbides from Ferroniobium by Mechanochemical Method, *ISIJ International*, Vol. 49 (2009), No. 3, pp. 458–462
- [15] C.N. Zoita, L. Braic, A. Kiss, M. Braic, Characterization of NbC coatings deposited by magnetron sputtering method, *Surface & Coatings Technology* 204 (2010) 2002–2005.
- [16] Thomas Gualtieri, Amit Bandyopadhyay, Niobium carbide composite coatings on SS304 using laser engineered net shaping (LENS™), *Materials Letters* 189 (2017) 89–92.
- [17] F.A.P. Fernandes, J. Gallego, C.A. Picon, G. Tremiliosi Filho, L.C. Casteletti, Wear and corrosion of niobium carbide coated AISI 52100 bearing steel, *Surface & Coatings Technology* 279 (2015) 112–117.

- [18] Alejandro OrjuelaG, Rosa Rincón, John Jairo Olaya, Corrosion resistance of niobium carbide coatings produced on AISI 1045 steel via thermo-reactive diffusion deposition, *Surface & Coatings Technology* 259 (2014) 667–675.
- [19] Fabio Castillejo, Jhon Jairo Olaya, Jose Edgar Alfonso, Wear and Corrosion Resistance of Chromium–Vanadium Carbide Coatings Produced via Thermo-Reactive Deposition, *Coatings* 2019, 9, 215; doi:10.3390/coatings9040215.
- [20] Luisa Novoa, Luis E. Cortes, Eliana Gonzalez, Arnaldo Jimenez, Luis G. Cortes, Mario Ojeda, Aida L. Barbosa, Evaluation of Anticorrosive Effect of Niobium Carbide Coating Applied on Carbon Steel, *Chemical Engineering Transactions*, VOL. 57, 2017, 1387-1392.
- [21] Fa´ bio Edson Mariani, Galtiere Correˆa Reˆ go, Pedro Gabriel Bonella, Amadeu Lombardi Neto, George Edward Totten, Luiz Carlos Casteletti, Wear Resistance of Niobium Carbide Layers Produced on Gray Cast Iron by Thermoreactive Treatments, *JMEPEG* (2020) 29:3516–3522.
- [22] Musa Kilic, TiC coatings on an alloyed steel produced by thermal diffusion, *Materials Testing*, 62 (2020) 9.
- [23] M. Azizi, M. Soltanieh, Kinetic Study Of Niobium Carbide Coating Formation On AISI L2 Steel Using Thermo-Reactive Deposition Technique, *IJE Transactions B: Applications* Vol. 23, No. 1, February 2010 – 77.
- [24] C. K. N. Oliveira & L. C. Casteletti, Evaluation of niobium carbide coatings on AISI M2 and AISI H13 steels produced by thermoreactive deposition, *Surface Engineering*, 21:4, (2005) 320-324.

Effect of Austempering Times on the Microstructural Features of Austempered Ductile Iron (ADI)

Mert Yağız Tüzün^{*}, Mustafa Alp Yalçın[#], Kemal Davut^{#+}, Volkan Kılıçlı[§]

^{*} Department of Metallurgical and Materials Engineering, Graduate School of Natural and Applied Sciences, Gazi University, 06560, Teknikokullar, Ankara Turkey
mertyaqiz.tuzun1@gazi.edu.tr

[#] Department of Metallurgical and Materials Engineering, Faculty of Engineering, Atılım University, 06830, İncek, Ankara, Turkey
alp.yalcin@atilim.edu.tr

⁺ Metal Forming Center of Excellence, Atılım University, 06830, İncek, Ankara, Turkey
kemal.davut@atilim.edu.tr

[§] Department of Metallurgical and Materials Engineering, Faculty of Technology, Gazi University, 06560, Teknikokullar, Ankara Turkey
vkilicli@gazi.edu.tr

Abstract— In this study, the effect of austempering times on the microstructural features of austempered ductile cast iron was investigated. For this aim, alloyed ductile cast iron samples austenitized at 900 °C for 60 min. After, the samples were austempered at 330 °C for 45, 60, 90, and 120 min in a salt bath. Microstructural characterization was performed by optical microscope, scanning electron microscope (SEM), energy dispersive X-ray spectrum (EDX), electron back-scattered diffraction (EBSD), and X-ray diffraction (XRD) analyses. The mixtures of bainitic ferrite and high-carbon retained austenite matrix microstructures have been observed in austempered samples. The volume fraction of high-carbon austenite was increased from 18% to 21% with increasing austempering time. Micro segregation of alloying elements was determined between the graphites. The grain size of the high-carbon retained austenite and bainitic ferrite was increased with austempering time. The volume fractions and grain sizes of high-carbon retained austenite and bainitic ferrite can be controlled by austempering times.

Keywords— Austempered Ductile Cast Iron (ADI), Austempering Time, EBSD Analysis, Ausferrite, Phase Volume Fraction.

I. INTRODUCTION

Austempered Ductile Cast Irons (ADI) have found a wide application area in industry due to their best strength + ductility combination compared to other cast irons [1-5]. In addition, the reasons such as their suitability for machining, being 10% lighter than forged steel, high wear resistance, ability to be finalized by casting and low production costs have put ADI in the class of indispensable engineering materials.

Austempering heat treatments are an isothermal heat treatment processes applied particularly to ductile cast irons in the transformation temperature range (300-400°C) to improve the mechanical properties. After the austempering heat treatments, a unique microstructure consisting of a mixture of bainitic ferrite and high-carbon retained austenite called

“ausferrite” is obtained in ADI [6-7]. Researchers have been reported that the austempering times and temperatures can affect different ways the amount and morphology of these phases formed in the ADI matrix [8-11]. Limited studies have been performed on the microstructural characterization and grain size measurement by EBSD analysis in ADI [12-14].

In the present study, the effect of austempering times on the microstructural evolution of the Cu-Ni-Mo alloyed ductile cast iron was investigated.

II. EXPERIMENTAL

An alloyed ductile cast iron which chemical composition is given in Table 1 was used. Y block castings are obtained by pouring into sand molds in accordance with ISO 1083. 12 × 12 × 75 mm pieces obtained by cutting from the lower part of the Y block were used in the studies.

TABLE I

CHEMICAL COMPOSITION OF ALLOYED DUCTILE CAST IRON USED IN EXPERIMENTAL STUDIES (WEIGHT-%)

C	Si	Mn	P	S	Mg
3.345	3.225	0.42	0.021	0.014	0.043
Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti
0.034	0.526	0.213	1.047	0.019	0.01
V	Nb	W	Co	Sn	Fe
0.003	<0.001	0.01	0.004	0.004	Rest

The samples were austenitized at 900°C for 1 hour in an electrical resistance furnace. After the austenitizing process, the samples were fastly transferred in a salt bath and kept isothermally at 330°C for 45, 60, 90 and 120 minutes to perform the austempering heat treatments. The temperatures control of both austenitizing and austempering treatments were carried out with a K type thermocouple welded on the sample

with spot welding. Figure 1 shows a schematic summary of the applied heat treatments.

Samples of $12 \times 12 \times 10$ mm were cut from the heat-treated samples for metallographic examination by standard metallographic methods (grinding + polishing). 2% Nital solution was used for etching. The microstructure images of the samples were examined in Nikon Eclipse optical microscope and Zeiss Merlin scanning electron microscope (SEM), the grain size of high-carbon retained austenite and bainitic ferrite was calculated by electron back-scatter diffraction (EBSD) analysis, and the microsegregation of alloying elements between the graphites was determined by EDX analysis. An X-ray diffraction (XRD) analysis was used to calculate the volume fraction of the high-carbon retained austenite in the microstructures. The X-ray diffraction patterns were obtained on a Bruker D8 Advance X-ray diffractometer and operated at 40 kV and 40 mA using monochromatic Copper $K\alpha$ radiation ($\lambda=1.54056 \text{ \AA}$). The samples were scanned in the 2θ range of $40\text{-}85^\circ$ at a scanning speed of $0.05^\circ/\text{min}$. The integrated areas of ferrite (100) and austenite (111) peaks were used for calculation of the volume fraction of ferrite and retained austenite. The volume fraction of ferrite and retained austenite was calculated according to the ASTM E975-13 method by using two peak rules [15].

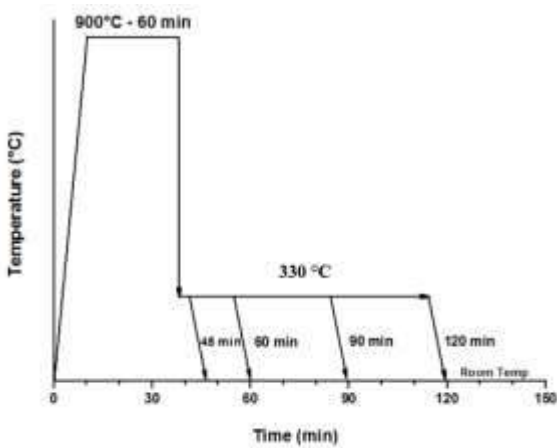


Figure 1. Schematic representation of the applied heat treatments in the time-temperature diagram.

III. EXPERIMENTAL RESULTS

III. A. Effect of austempering time on microstructure

Optical and SEM microstructures of ADI samples are given in Figure 2 and Figure 3, respectively. The microstructure consists of bainitic ferrite + high-carbon retained austenite after austempering heat treatments. Also the untransformed austenite (martensite) was observed in 45 min austempering time (Fig. 3a). As the austempering time increases, the amount of bainitic ferrite and high-carbon retained austenite were increased. While the grain size of the phases formed in the structure was thinner at a low austempering time 45 minutes, the grains became coarser with increasing austempering time. Also, the

molybdenum microsegregation was observed between the graphites in ADI samples (Figure 4).

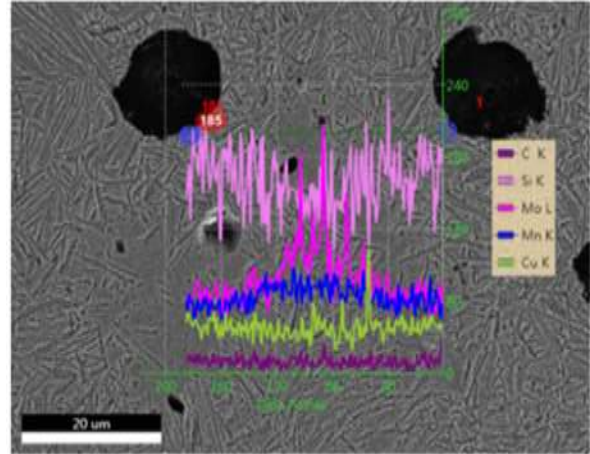


Figure 4. Distribution of alloying elements in ADI sample

III. B. Effect of austempering time on retained austenite volume fraction and carbon content

Figure 5 shows the XRD patterns of ADI samples according to austempering times. It can be seen in Figure 5, when the austempering time increased, the retained austenite (111) peaks were higher thus the volume fraction of retained austenite increased.

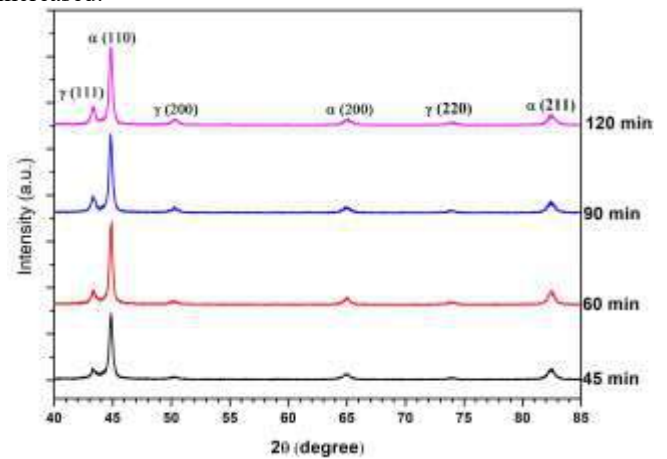


Figure 5. XRD patterns of ADI samples.

Figure 6 shows that the effect of austempering time on the volume fraction of high-carbon retained austenite and its carbon content. The volume fraction of high-carbon retained austenite changes between about 18-21%, and the carbon content of austenite changes between 1.4-1.6 wt.% with the increasing of austempering time. Similarly, researchers reported that with increasing austempering time, the volume fraction and carbon content of high-carbon retained austenite increased [11]. The lower austempering temperatures lead to the formation of a low volume fraction of high-carbon retained austenite in ADI. The higher austempering temperatures were caused by a higher volume fraction of retained austenite in ADI [16].

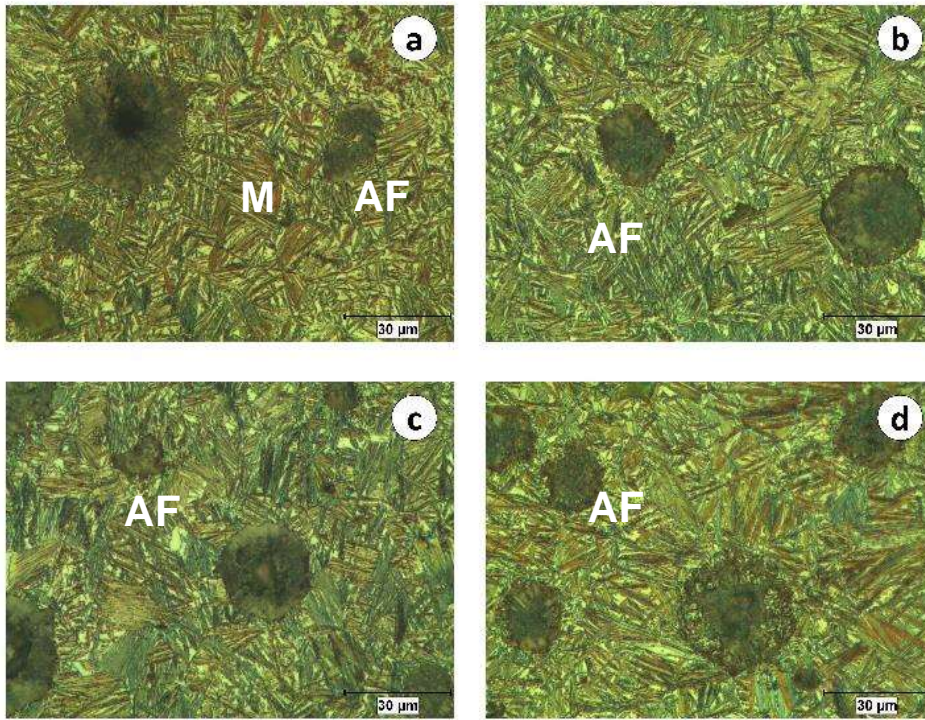


Figure 2. Optical microstructures of ADI samples produced at the different austempering time; a) 45min, b) 60 min, c) 90 min, and d) 120 min, (AF: Ausferrite and M: Martensite). Magnification: 500X.

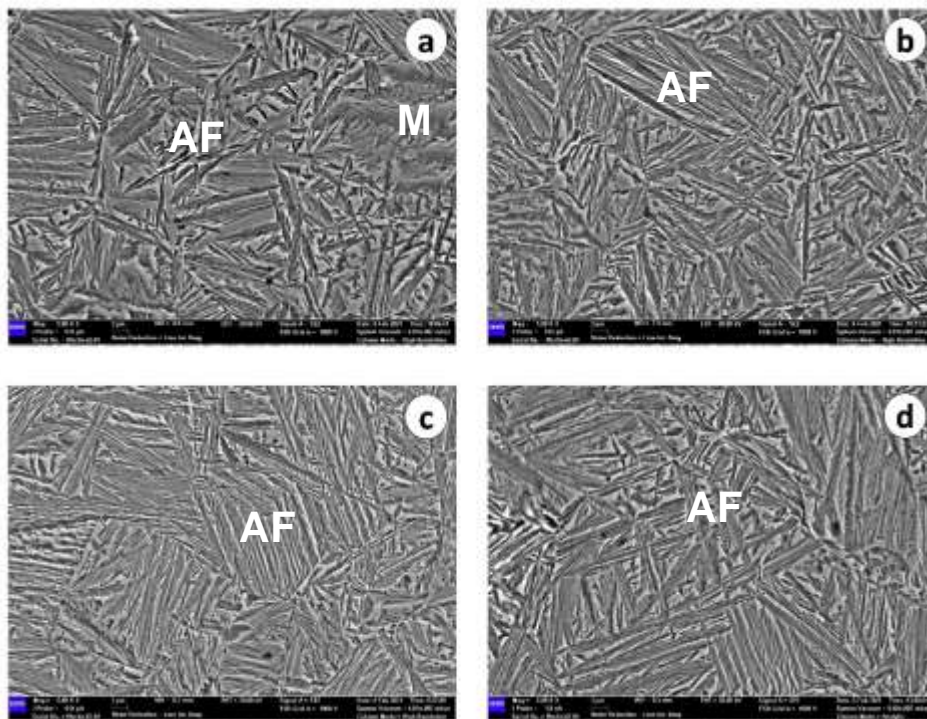


Figure 3. SEM images of ADI samples produced at the different austempering time; a) 45 min, b) 60 min, c) 90 min, and d) 120 min. (AF: Ausferrite and M: Martensite). Magnification: 5000X.

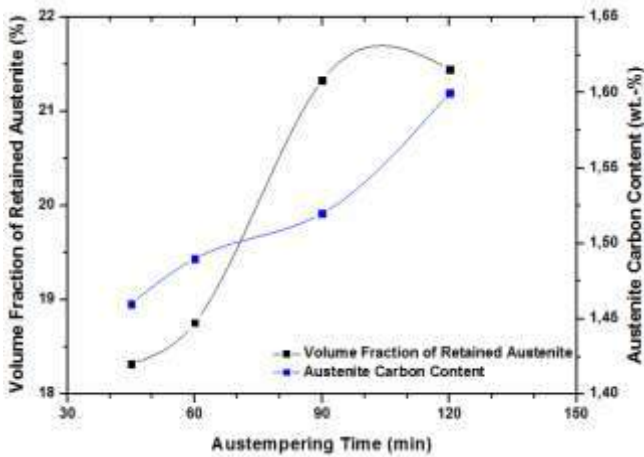


Figure 6. Relationship between austempering time with high-carbon retained austenite volume fraction and its carbon content.

II.C. Effect of austempering time on grain size

Figure 7 shows the change in high-carbon retained austenite and bainitic ferrite grain sizes with austempering time. The grain size of both retained austenite and bainitic ferrite increased with increasing austempering time. While the retained austenite grain size changed between 0.43-0.48 μm , the bainitic ferrite grain size changed between 1.90-2 μm with increasing austempering time. Similarly, researchers reported that increased austempering time caused an increase in the grain size of retained austenite and bainitic ferrite in austempered ductile cast irons [8].

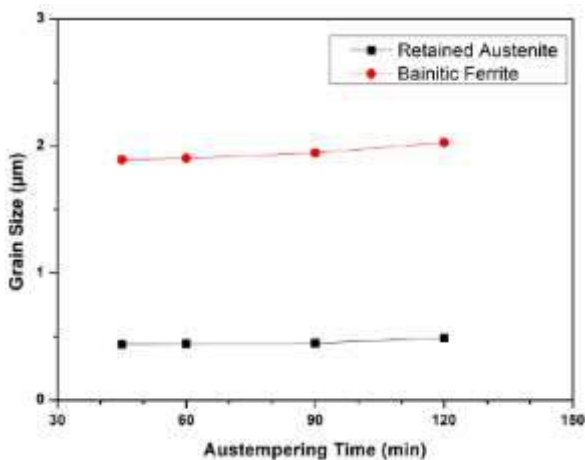


Figure 7. Effect of austempering time on grain sizes of retained austenite and bainitic ferrite.

IV. CONCLUSIONS

In this study, the effect of different austempering times on the microstructures of alloyed austempered ductile iron was investigated and the following results were obtained.

- 1) The presence of untransformed austenite (martensite) has been observed in 45 min austempering time.

- 2) As the austempering time increases, the volume fraction of retained austenite and its carbon content increases in the alloyed ADI samples.
- 3) The grain size of both retained austenite and bainitic ferrite increased with increasing austempering time.
- 4) The molybdenum microsegregation was observed between the graphites in alloyed ADI samples.

ACKNOWLEDGEMENT

The authors would like to thank Gazi University Scientific Research Project Coordination Unit for financial support of this study (Project Codes: 07/2020-17 and 07/2020-19). The authors' gratitude is also extended to the Metal Forming Center of Excellence at Atilim University for providing electron microscopy facilities.

REFERENCES

- [1] B.V. Kovacs, B.V., Keough, J.R., "ADI an engineering material", *Proceedings of the Conference on Advances in High Integrity Castings*, Chicago, Illinois, 91-98 (1988).
- [2] Janowak, J.F., Gundlach, R.B., "Development of a ductile iron for commercial austempering", *AFS Transactions*, vol. 91, pp. 377-388, 1983.
- [3] Hayrynen, K.L., Brandenburg, K.R., Keough, J.R., "Application of austempered cast irons", *AFS Transactions*, vol. 92, pp. 1-10, 1984.
- [4] Kovacs, B.V., "Development of austempered ductile iron (ADI) for automobile crankshafts", *Journal of Heat Treating*, vol. 5, pp. 55-60, 1987.
- [5] Csonka, J.M., Woods, J.E., Muratore, E.C., "Ductile iron Trends: Reducing costs, improving quality", *Modern Casting*, 92:27-29 (2002).
- [6] Bayati, H., & Elliott, R., "Role of austenite in promoting ductility in an austempered ductile iron", *Materials Science and Technology*, vol. 13, pp. 319-326, 1997.
- [7] Panneerselvam, S., Martis, C. J., Putatunda, S. K., and Boileau, J. M. "An investigation on the stability of austenite in austempered ductile cast iron", (ADI), *Materials Science and Engineering A*, 626, 237-246, (2015).
- [8] Dakre, V., et al., "Effect of austenitization temperature on microstructure and mechanical properties of low-carbon-equivalent carbidic austempered ductile iron", *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 25(7), 770-778, 2018.
- [9] Sellamuthu, P., et al., "Austempered ductile iron (ADI): influence of austempering temperature on microstructure, mechanical and wear properties and energy consumption", *Metals*, 8, pp. 53-65, 2018.
- [10] Bahmani, M., R. Elliott, and N. Varahram, "The austempering kinetics and mechanical properties of an austempered Cu-Ni-Mo-Mn alloyed ductile iron", *Journal of Materials Science*, vol. 32, pp. 4783-4791, 1997.
- [11] Yescas, M., H. Bhadeshia, and D. MacKay, "Estimation of the amount of retained austenite in austempered ductile irons using neural networks", *Materials Science and Engineering A*, vol. 311, p. 162-173, 2001.
- [12] Yalçın, M. A., Çetin, B., and Davut, K., "Influence of Cu and Ni Alloying on the Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron Castings", *Acta Physica Polonica A*, vol. 135, pp.829-833, 2019.
- [13] Warmuzek, M., and Polkowska, A., "Chemical composition of chosen phase constituents in austempered ductile cast iron," *Materials Testing*, vol. 60, pp. 691-699, 2018.
- [14] Marrow, T.J., Cetinel, H., Wardman, N., Brough, T., and Bolyan, H. "Observation of retained austenite by electron backscatter diffraction in austempered ductile cast iron (ADI)", *20th Annual Conference on Heat Treating*, pp. 491-496, St Louis, MO, USA, October, 09-12, 2000.
- [15] *ASTM 975-13, Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation*, ASTM International, Metals Park, OH, USA, 2003.
- [16] Olawale, J. O., and K. M. Oluwasegun, "Austempered ductile iron (ADI): a review," *Materials Performance and Characterization*, vol. 5.1, pp.289-311, 2016.

Improvement of Wear Resistance in Toothed Harrows Coated with HVOF and PVD Methods

Yaşar Serhat Saygılı*, Bülent Çakmak[†]

* *Biosystems Engineering Department, Niğde Ömer Halisdemir University
NOHÜ Agricultural Sciences and Technologies Faculty Central Campus, 51240, Niğde, Turkey.
serhatsaygili@ohu.edu.tr*

[†] *Agricultural Machinery and Technologies Engineering, Ege University
İzmir, Turkey
bulent.cakmak@ege.edu.tr*

Abstract—Tillage in agricultural production has great importance for the continuing operations and various machines such as moldboard plows, cultivators and harrows are used. One of the most important types of malfunctions seen in these machines is wear. In this study, the application of coatings on toothed harrows' active element was investigated. Four different coating methods and special alloy powders were used as coating materials. TiCN was applied with PVD and WC-Ni-Co-Cr-Si-Fe-B powder mixture was applied with HVOF. The coating thickness is 2 µm and 5 µm in the PVD, 500 µm in the HVOF, and 500 +2 µm in the application where HVOF + PVD are used together. The wear trials were carried out in the laboratory, at a 50 km distance, in a double-speed trial pattern. After the wear trials, total material loss of 3.99 g occurred in the uncoated harrow, the wear resistance increased, and less material loss was observed in the coated harrows. The sample coated with the PVD has the lowest value with a material loss of 0.14 g. When the coating method and materials are compared, it has been calculated that the coating processes applied reduce the material loss by an average of 21.5 times.

Keywords— wear, coating, PVD, HVOF, harrow teeth.

Development of A 3-D Die Surface Compensation Method based on Part Springback Distribution

Emre Esener^{*}, Bora Şener⁺, Mehmet Fırat[#]

^{*} *Bilecik Şeyh Edebali University, Mechanical Engineering Department, Bilecik, Turkey.
emre.esener@bilecik.edu.tr*

⁺ *Yildiz Technical University, Mechanical Engineering Department, Istanbul, Turkey.
borasen@yildiz.edu.tr*

[#] *Sakarya University, Mechanical Engineering Department, Sakarya, Turkey.
firat@sakarya.edu.tr*

Abstract— Springback makes it difficult to catch the product form within tolerance values in sheet metal forming industries. Especially in mass production sectors such as the automotive sector, compensation for springback should be performed at the die design stage. Compensated die surfaces can be obtained by rearranging the form die surfaces according to the amount of springback. This method is basically an iterative method called displacement adjustment (DA). However, distortions can be observed on the die surface as a result of iterations in springback behavior in complex materials/geometries. In this study, a method that performs 3-D die surface compensation is proposed and applied to automobile roof stiffener sheet forming operation. As a result, it has been observed that the proposed springback compensation method is more successful than traditional methods and performs springback compensation without any distortion on the die surface.

Keywords— Springback, Die design, sheet metal, finite element analyses

I. INTRODUCTION

Apart from the mechanical and physical properties of the material in sheet metal forming processes, the process conditions also have a significant effect on the springback behavior. As process parameters, the effects of die radius, die clearance, holding time of the punch on the sheet material on springback are generally examined in the literature [1-3]. However, these parameters are generally applicable for simulative dies and operations with simple geometry. In industrial processes, part geometries are quite complex compared to simulative tests, so it is not sufficient to examine springback behavior for example with only die radius in a complex process. Blank holder force and friction conditions can be changed more easily and at lower costs than die geometry in terms of industrial applications. For this reason, first of all, process parameters are examined for springback compensation [4-6]. The effects of process parameters are also realized in the design stage and in computer environment. However, in order to determine the effects of the parameters, the effect of the process parameters on the springback behavior can be determined experimentally by trial and error method in simulative tests.

When the studies in the literature are examined, it is seen that spring-back decreases with increasing part holding force [7].

This is due to the decrease in the bending moment during forming due to the increased stresses and plastic deformation in sheet metal material [8-10]. Also, the effect of friction coefficient on springback has been examined in the literature [8]. Generally, it has been found that spring-back decreases with increasing friction [7]. The reason for this situation can be said as the increased friction has a stretching effect on the material and thus the amount of plastic deformation. Although determining the friction coefficient is very difficult, it can be obtained by various experiments [11]. In terms of finite element analysis, it is a difficult process to obtain the friction coefficient accurately. Considering that there is contact between all die sets and sheet material and the friction at each point during the contact is not equal, the complexity of the problem becomes apparent.

Although studies on process parameters in the literature are mostly experimental, determination of optimum process parameters in terms of process design is carried out in computer environment [12]. In this context, optimization methods and finite element analysis are the most frequently used methods. However, due to the complexity of the part and the properties of the material used, in industrial applications, springback compensation cannot be achieved with the desired tolerances only with process parameters. Although the springback decreases, the part geometries coming out of the press are outside the specified tolerance values [13]. For this reason, as a more effective method for springback compensation, die surfaces should be developed according to the springback distribution. In sheet metal forming processes, method and design engineers must take into account the problems and dimensional tolerances that may occur during and after forming while developing the die surfaces. In this context, the springback distribution is estimated by finite element analysis, and the die surfaces are designed to give the part geometries that provide the desired tolerances. Compensation processes become more difficult as geometry and process become more complex. For example, springback compensation in the forming processes of aluminum panels with complex geometries takes about 6 months when done with die adaptation only [14]. Therefore, a design method is needed for springback compensation. In this context, spring forward and displacement adjustment methods are the most frequently used methods. It is

known from studies in the literature [15-16] that the spring forward method has problems with complex three-dimensional geometries. The displacement adjustment method has been generally applied to simple geometry forming processes in the literature and has been successful. Although it has applications in terms of industrial processes, there is no study that examines the results in detail.

In this study, the displacement adjustment method was developed in three dimensions and applied to an automobile roof stiffener forming die.

II. PRESENTED METHODOLOGY FOR SPRINGBACK COMPENSATION

Springback compensation is an issue that the industry needs intensively. It is not sufficient to make springback compensation only by changing the process parameters. Each press machine has a forming speed and tonnage capacity. Therefore, these capacities represent a limit for process parameters. Mechanical or gas springs that can give the part holding force value determined at the design stage for a process must be produced. Determining the friction coefficient, which is another important process parameter, is quite difficult and obtaining the appropriate friction coefficient determined at the design stage can be a problem in practical applications. Therefore, industry generally performs springback compensation with the Displacement Adjustment (DA) method. Although the method has effective performance, it has some disadvantages. Since springback depends on factors such as part thickness, part geometry, process parameters and material, the compensation will only be valid for the current situation. For this reason, this method is generally suitable for mass production because rebuilding the die surfaces is both time consuming and costly. DA method is a method that works independently of the material and takes into account only the springback amount. However, when the method is applied iteratively, success is achieved until a certain iteration, after a certain point the distortions arise on die surface. In the DA method, compensation is made in the direction of forming, but the formal and dimensional distortions are three-dimensional, the product has not distortions only in the forming direction but also in other directions. Therefore, compensation should be made in three dimensions. The die distortion problems experienced when the DA method is used iterative also arise from this reason. When compensating with the DA method, up to a certain number of iterations, the distortion in the forming direction is dominant compared to other directions, so the distortions in the other directions are negligible, but during the iterations, the distortion in the forming direction constantly decreases, while the level of distortion in other directions does not change. Therefore, after a certain number of iterations, deformities in other directions cannot be neglected, this problem is reflected on the die geometry during compensation, and the distortions on die geometry begin.

In order to prevent die distortions, compensation was realized with three-dimensional compensation factor distribution within the scope of the study. By applying the compensation factor as a distribution, compensation is

performed in different amounts for each node. Thus, different compensation factors were used for each node instead of compensation with a single coefficient. When the compensation factor is used as a distribution, a different compensation amount is applied for each point in the part. In applying the compensation factor as a three-dimensional distribution, every point on the part is compensated in all directions. In presented method, compensation factor ($\alpha_x, \alpha_y, \alpha_z$) is applied in all three directions for each point (Fig. 1). The three-dimensional compensation factor distribution can be expressed as in Equation (1) for a point "A" taken over any geometry.

$$A^* = -(\alpha_x^A \Delta x + \alpha_y^A \Delta y + \alpha_z^A \Delta z) \quad (1)$$

Here, $\alpha_x^A, \alpha_y^A, \alpha_z^A$ determines compensation factors through coordinate axis, $\Delta x, \Delta y, \Delta z$ are the amount of distortion in the same directions. A^* point determines the location of point "A" after compensation. The (-) expression in Equation (1) represents that the compensation is performed in the opposite direction to springback.

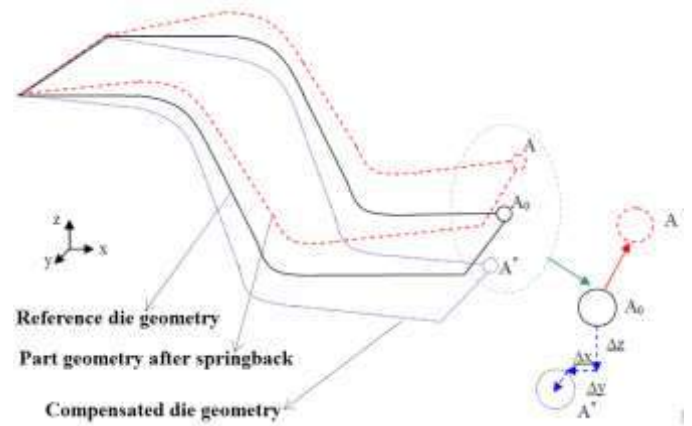


Fig. 1 Schematic representation of the proposed springback compensation method

III. APPLICATION STUDY

In the study, a roof stiffener forming process with DP600 material was studied as an industrial application. Roof stiffener parts are the elements that provide safety in the vehicle in critical crash and rollover situations. Since these parts have high curvature and low drawing stroke, they exhibit high springback behavior. Due to these features, it was preferred as an application example within the scope of the study. Another reason for preference is that it has DP600 material from the advanced high strength steel group, the springback behavior of new generation steels is more complex than conventional steel materials. The location of the roof stiffener sheet on the vehicle is shown in Fig. 2. Within the scope of the study, firstly, die surfaces were created from the target part geometry. Die surface is designed with offset technique from part geometry surface. After the die surface was obtained, the surface designs were made by determining the punch and blank holder surface contours, and then the blank geometry was obtained. The obtained die tools are shown in Fig. 3.



Fig. 2 Location of the roof stiffener sheet on the vehicle

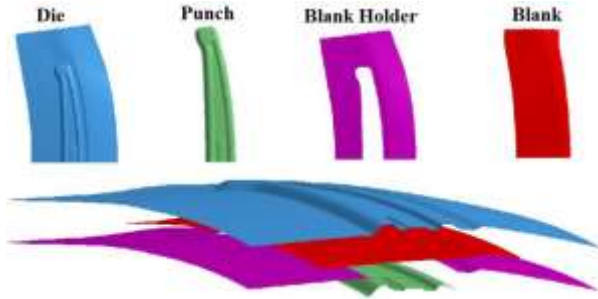


Fig. 3 Die tools of roof stiffener stamping process

After the die tool design, springback distribution of the part was obtained by modeling springback with finite element analysis. Finite element model has been obtained by using shell elements for designed reference die surfaces and blank. In the finite element model, the die consists of 7733, the punch has 3157, the blank holder has 1699 and the blank consists of 5347 elements. Since there is symmetry in part geometry, semi model is used in finite element modeling. The finite element model of the roof stiffener stamping process is given in Figure 4. In finite element analysis, Yoshida-Uemori kinematic hardening [17] model has been used as the plasticity model. Mechanical properties and plasticity model parameters of DP600 material are shown in Table 1 and Table 2, respectively.

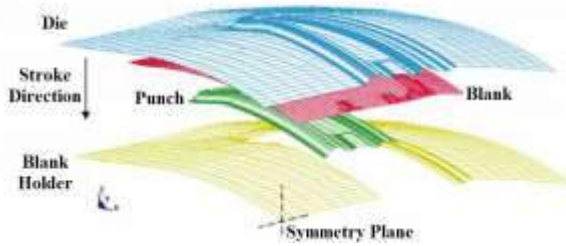


Fig. 4 Finite element model of roof stiffener stamping process

TABLE I
MECHANICAL PROPERTIES OF DP600 MATERIAL

σ_y (MPa)	E (GPa)	K (MPa)	n
299.17	201.50	1100.40	0.22

TABLE II
YOSHIDA-UEMORI MODEL PARAMETERS OF DP600 MATERIAL

R_{su} (MPa)	b (MPa)	m	C	B (MPa)
157.9	126.8	20	295	423.1



Fig. 5 Forming and springback geometries obtained by finite element analyses

Forming and springback geometries obtained from finite element analyses with reference die tools is given in Fig. 5. In the next step of the study, a new die surface design with springback compensation was realized by taking the first die set as a reference. Firstly, compensation was realized by using the compensation factor as a distribution with the traditional displacement adjustment method. Thus, different compensation factors are used for each node instead of a single compensation factor. The springback form geometry obtained in simulations with the compensated die surfaces was compared with the product geometry using shape deviation analysis. In this case, after the first iteration, the shape distortion analysis result reached approximately 74%. Since this level was not sufficient, iterations continued. After the 2nd iteration, the shape deviation analysis increased to 88%. This result shows that the industrial product has reached the level that can be compensated in assembly stage. When another iteration was made to further improve the results, distortions occurred in the die surface. In Figure 6 (a), die surface distortions are shown.

As a result, successful results were obtained using the compensation factor as a distribution. However, in all methods, distortions occur on the die surfaces after a certain iteration and the results obtained cannot go further than a certain level. It is believed that such a problem may cause greater problems when geometry or material changes, or even make it impossible to compensate. Therefore, in order to avoid this problem, the presented springback compensation method with three-dimensional distributed compensation factor was used. In this method, compensation factor is used for each direction at each node. Thus, the die surface is compensated in all directions. The roof stiffener stamping process was reworked by using the compensation factor as a three-dimensional distribution. As a result, when the compensation factor is applied as a three-dimensional distribution, distortions is not seen on the die surface even after 5 iterations. (Fig. 6(b)).

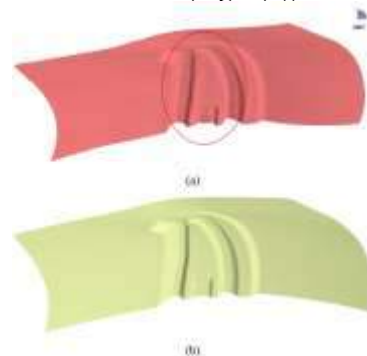


Fig. 6 (a) Compensated die surface with traditional DA method after 2 iterations (b) Compensated die surface with presented methodology after 5 iterations

ACKNOWLEDGMENT

Authors want to thank Mustafa Yenice and Coşkunöz Makina-Kalıp Factory for their support for industrial application experiments.

REFERENCES

- [1] H. Livatyalı, T. Altan, "Prediction and elimination of springback in straight flanging using computer aided design methods Part 1. Experimental investigations", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 117, pp. 262-268, 2001.
- [2] J. A. Mkaddem, D. Saidane, "Experimental approach and RSM procedure on the examination of springback in wiping-die bending processes", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 189, pp.325-333, 2007.
- [3] J. T. Gau, PhD Thesis, "A study of the influence of the Bauschinger effect on springback in two-dimensional sheet metal forming", The Ohio State University, Columbus, OHIO, 1999.
- [4] M. Fırat, B. Kaftanoğlu, O. Eser, "Sheet metal forming analyses with an emphasis on the springback deformation", *Journal of materials processing technology*, vol. 196, pp. 135–148, 2008.
- [5] M. Fırat, O.H. Mete, U. Kocabıçak, M. Özsoy," Stamping process design using FEA in conjunction with orthogonal regression", *Finite Elements in Analysis and Design*, vol. 46, pp. 992–1000, 2010.
- [6] G. Ingarao, R. Di Lorenzo, F. Micari, "Analysis of stamping performances of dual phase steels: A multi-objective approach to reduce springback and thinning failure", *Materials and Design*, vol. 30, pp. 4421–4433, 2009.
- [7] L. Wei, Y. Yuying, X. Zhongwen, Z.Lihong, "Springback control of sheet metal forming based on the response-surface method and multi-objective genetic algorithm", *Materials Science and Engineering A*, vol. 499, pp. 325–328, 2009.
- [8] S.E. Tura, Y. Lisans Tezi, Duz Kenar Bukme ve Doner Kalıpla Kenar Bukme İşlemlerinin Geri Yaylanma Uzerine Etkilerinin Deneysel Olarak İncelenmesi, İTÜ, 2009.
- [9] H.S. Kim, M. Koç, "Numerical investigations on springback characteristics of aluminum sheet metal alloys in warm forming conditions", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 204, pp. 370-383, 2008.
- [10] C. Bruni, M. Celeghini, M. Geiger, F. Gabrielli, "A study of techniques in the evaluation of springback and residual stress in hydroforming", *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Springer-Verlag, vol. 33, pp. 929-939, 2007.
- [11] H. Livatyalı, M. Fırat, B. Gürler, M. Özsoy, "An Experimental Analysis of Drawing Characteristics of a Dual-Phase Steel through a Round Drawbead", *Materials & Design*, vol. 31(3), pp. 1639-1643, 2010.
- [12] D. Ting, L. Yuqi, Z. Zhibing, L. Zhigang, "Fast FE analysis system for sheet metal stamping—FASTAMP", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 187-188, pp. 402–406, 2007.
- [13] W. Thomas, T. Oenoki, T. Altan, "Process simulation in stamping – recent applications for product and process design", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 98(2), pp. 232–243, 2000.
- [14] Z.C. Xia, "Springback compensation technology for aluminum stamping", NADDRG Spring Meeting. Columbus, Ohio, May 9, 2001.
- [15] W. Gan, R.H. Wagoner, "Die design method for sheet springback", *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 46, pp. 1097–1113, 2004.
- [16] T. Meinders., I.A. Burchitz, M.H.A. Bonte, R.A. Lingbeek, "Numerical product design: Springback prediction, compensation and Optimization", *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, vol. 48, pp. 499–514, 2008.
- [17] F. Yoshida., T. Uemori, "A model of large-strain cyclic plasticity describing the Baushinger effect and workhardening stagnation", *International Journal of Plasticity*, v.18, pp. 661-689, 2002.

The application of the compensation factor in the form of a three-dimensional distribution slightly decreases the speed of compensation convergence, but since the die surface is not distorted, the number of iterations can be kept quite high and the chance of catching the most sensitive compensation geometry is considerably increased. In addition, convergence can be achieved for compensation after iterations. In this study, the presented compensation process was applied as 5 iterations for the roof stiffener stamping process. Finite element analyses were performed with each compensated die obtained as a result of iterations. The obtained springback geometries were compared with the product geometry. Shape deviation analysis of the results of all iterations of the 3-dimensional compensation method is shown in Fig. 7.

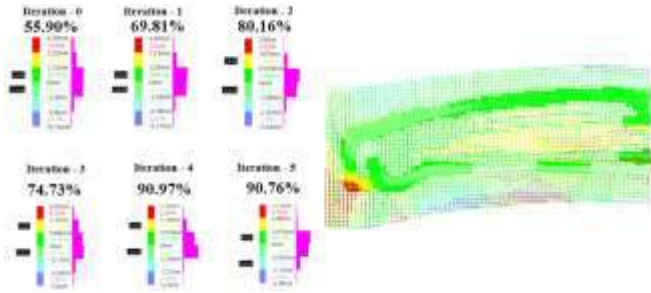


Fig. 7 Shape deviation analyses results for comparison of springback geometries (for all iterations) with product geometry

IV. CONCLUSIONS

The main purpose of the study is to create a design method that aims to compensate the shape and dimensional distortions that occur in sheet metal forming processes.

After the iterations made in the traditional DA method, it was observed that distortions obtained on the die surfaces after a certain number of iterations. In order to prevent this problem, the 3-dimensional compensation factor distribution method has been developed. In this method, the compensation factor changes not only in the forming direction but in all directions and all nodes of the Cartesian coordinate system in the working space. As a result, the die surface is compensated in all directions and possible distortions are eliminated.

When the results of the study are examined, it has been determined that the proposed design method is also very useful and successful for industrial applications. The compensation process was carried out accurately and time losses were minimized. With the proposed 3-dimensional compensation factor distribution method, die surface distortions were eliminated and convergence was achieved in shape deviation analysis as a result of iterations.

Finite Element Modeling of Stretch Drawing Process Using Bake Hardenable Steels

Aysema Ünlü*, Ezgi Kap+, Emre Esener*, Mehmet Fırat#

*Bilecik Şeyh Edebali University, Mechanical Engineering Department, Bilecik, Turkey
emre.esener@bilecik.edu.tr

+ Coşkunöz A.Ş., Makina Kalip Factory, Process Department, Bursa, Türkiye

Sakarya University, Mechanical Engineering Department, Sakarya, Turkey
firat@sakarya.edu.tr

Abstract— In this study, stretch drawing behaviors of bake hardenable BH210, BH280, and BH340 steels with 1 mm gauge thickness are investigated. Square drawing simulative test is used as stretch drawing process. Three different blank size were used in the study to evaluate blank size effect. In finite element analyses, Power Law, Hill-48, and Barlat-89 plasticity models are used to determine the prediction performances of the plasticity models. As a result, it is seen that, increasing blank size caused a decreasing failure height in stretch drawing. In finite element analyses, it is seen that Barlat-89 and Hill-48 plasticity models are more compatible with the experimental results when compared to Power Law model.

Keywords— Bake hardenable steels, Stretch drawing, Finite element analyses, Plasticity modeling

I. GİRİŞ

Günümüzde otomotiv endüstrisi, araştırma ve geliştirme faaliyetlerinin yoğun olarak sürdürüldüğü sektörlerin başında gelmektedir. Otomobil tasarımı ve üretimi; yolcu güvenliği, araç performansı ve yakıt tasarrufu gibi etkenlerle şekillenmektedir. Ortalama iki ya da üç yılda bir otomobillerde komponent güncellemesinin yapıldığı düşünüldüğünde üreticilerin de bu kapsamda rekabet edebilir durumda olması beklenmektedir. Otomobil üreticilerinin kullanılan malzemelerden beklentisi ağırlık/dayanım oranlarının iyi olması bunun yanı sıra yüksek şekillendirilebilirlik ve darbe sönümleme yeteneklerinin gelişmiş olmasıdır. Bu kapsamda beklentileri karşılayabilmek adına, otomobillerde yüksek oranda sac metaller kullanılmaktadır [1]. İnce malzemelerle çalışıldığından ve karmaşık ürün formları elde edilmesi gerektiğinden sac metal şekillendirme prosesleri genelde karmaşık prosesler olarak karşımıza çıkmaktadır. Bu nedenle üretim sırasında meydana gelebilecek hataların tasarım aşamasında tahmin edilip telafi edilmesi ile beraber hatasız ürün formu elde etmek mümkün olmaktadır. Böylece zaman ve maliyet kayıplarının önüne geçilmektedir. Günümüzde bu amaçla en sık kullanılan yöntem sonlu elemanlar analizidir [2]. Günümüzde sac metal üretiminde birçok çelik sınıfı kullanılmaktadır. Çelikler için en yaygın sınıflandırma; yumuşak çelikler (Mild Steels), geleneksel yüksek mukavemetli çelikler (High Strength Steel) ve günümüzde üç

jenerasyonu bulunan gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler (Advanced High Strength Steels) şeklinde yapılmaktadır [3].

Yumuşak çeliklerin düşük maliyet, iyi şekil alma, kaynak edilebilirlik, boyadan sonra yüksek kaliteli görünüm ve genel imalat kolaylıklarının birleşimi gibi avantajları bu malzeme grubunu yaygınlaştırmada katkıda bulunmuştur. Yüksek mukavemetli çeliklerin yumuşak çeliklere göre çekme mukavemeti ve hafifleme potansiyeli daha yüksekken şekil bozukluğu (geri esneme) açısından değerlendirildiğinde ise bir dezavantaja sahip olduğu görülmektedir. Geliştirilmiş yüksek dayanımlı çeliklerin ise yumuşak ve yüksek mukavemetli çeliklere göre çekme mukavemeti, hafifleme potansiyeli, şekil alma kabiliyeti daha yüksektir [4]. Otomobil dış gövde komponentlerinin dayanımı, parçaların kalınlığı, kullanılan malzeme ve geometrik konfigürasyonunun ayarlanmasıyla sağlanabilir. Aynı zamanda bu komponentlerden düşük ya da yüksek şiddette darbelere dayanıklı olması beklenir. Darbe direncinin iyileştirilmesi amacıyla akma mukavemetini arttırmak bir çözüm olsa dahi, presleme proseslerinde yüzey bozulmalarına karşı yüksek yüzey kalitesinin sağlanabilmesi için akma mukavemetinin 240 MPa'nın altında tutulması gerekmektedir [5]. Bu gereksinimleri karşılamak için, üretim sırasında düşük akma dayanımına sahip, işletme koşullarında ise yüksek akma dayanımı gösteren fırınlama ile sertleştirilebilir (BH) çelik saclar geliştirilmiş ve ticarileştirilmiştir. BH çelikleri temel bir ferritik mikroyapıya ve katı çözümlü güçlendirmesine sahiptir. Bu çeliklerin benzersiz bir özelliği, çelik üretimi sırasında karbonu çözümlü içinde tutmak ve daha sonra bu karbonun boya pişirme sırasında veya oda sıcaklığında birkaç hafta çözümlü dışına çıkmasını sağlamak için tasarlanmış kimyasal işlemler uygulanmasıdır. BH çeliğinin temel özelliği şekillendirilebilirlik yeteneği azalmadan göçük (çentik) direncinin artmasıdır. Otomobillerde yaygın kullanım yeri, otomobil dış gövde panelleridir [6]. Otomobil dış gövde komponentleri için sertlik ve çentik direnci iki önemli kriterdir. Literatürde bu doğrultuda yapılan çalışmalar incelendiğinde komponentlerin tasarımı ve kullanılan malzemelere göre genellikle sertlik ve çentik özelliklerinin değişimi incelenmiştir [7-9].

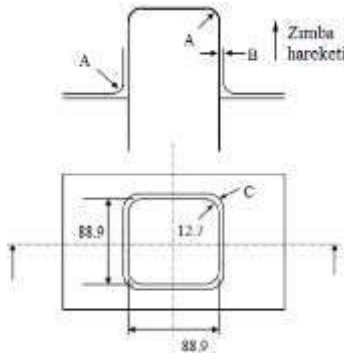
Bu çalışmada ise fırında sertleşebilen çeliklerden BH210, BH280 ve BH340 çeliklerinin gerdirme altında çekme performansları sonlu elemanlar analizi ile incelenmiştir. Bu anlamda üç farklı açınım boyutu ve üç farklı plastisite modeli

kullanılarak hem boyut faktörü hem de plastisite modellerinin tahmin performansları değerlendirilmiştir.

II. MALZEME VE YÖNTEM

Bu çalışma kapsamında otomobil dış gövde komponentlerinin üretiminde kullanılan fırında sertleşebilen (BH) çeliklerin üç kalitesinin (BH210, BH280, BH340) şekillendirilebilirlik davranışı incelenmiştir. Malzemenin şekillendirilebilirlik davranışının incelenmesinde Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsünün teknik raporunda kullanılan kare çekme prosesi kullanılmıştır [10]. Şekil 1.'de çalışılan kare çekme prosesi kalıp takımının teknik resmi görülmektedir.

Çalışmada kare çekme prosesinde çalışılan BH210, BH280 ve BH340 çeliğinin malzeme özellikleri aşağıda Tablo 1.'de verilmiştir. Çalışma kapsamında kullanılan proses parametreleri Tablo 2.'de verilmiştir. Malzeme anizotropisinin şekillendirilebilirlik davranışı üzerindeki etkisinin incelenmesi amacıyla plastisite modellerinden Power Law, Hill-48 ve Barlat-89 malzeme modelleri ile çalışılmıştır.



Şekil 1. Kare çekme prosesi kalıp takımı teknik resmi [10]

TABLO I
BH210, BH280 VE BH340 ÇELİKLERİNE AİT MEKANİK ÖZELLİKLER
[10]

Malzeme	BH210	BH280	BH340
Elastisite Modülü (GPa)	200	227	216
Akma Gerilmesi (MPa)	240.5	311.6	250
Pekleşme Üsteli (n)	0.17	0.17	0.21
Mukavemet Katsayısı (K) (MPa)	562.4	641	600
r_0	1.680	1.645	1.667
r_{45}	1.502	1.143	1.226
r_{90}	2.333	1.890	2.109

TABLO III
ÇALIŞMA KAPSAMINDA KULLANILAN PROSES PARAMETRELERİ

Sac Kalınlığı	1 mm
Şekillendirme Mesafesi	50 mm
Parça Tutucu Kuvvet	94 kN
Şekillendirme Hızı	2000 mm/sn

A. Power Law Plastisite Modeli

İzotropik malzeme-izotropik pekleşme kuralı kabulü yapan plastisite modeli (Power Law) genellikle basit bir model olup Holloman [11] ifadesi ile temsil edilebilmektedir. Holloman ifadesinde gerilme ve plastik gerinim arasındaki ilişki Denklem (1)'deki şekilde yazılabilir.

$$\sigma = K \cdot \epsilon_p^n \quad (1)$$

Burada K, mukavemet katsayısını ve n, pekleşme üstelini temsil etmektedir.

B. Hill-48 Plastisite Modeli

R.Hill, 1948 yılında von Mises kriterini genelleştirerek bir anizotropik akma kriteri geliştirmiştir [12]. Malzemenin üç ortogonal simetri düzleminde anizotropiye sahip olması gerekmektedir. Kriter bir ikinci dereceden bir fonksiyon olarak şu şekilde yazılabilir.

$$2f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{zx}^2 + 2N\tau_{xy}^2 \quad (2)$$

Burada f, akma fonksiyonu, F, G, H, L, M, N malzemenin anizotropi parametreleri ve x, y, z asal anizotropik eksenlerdir. Sac metal şekillendirme gibi düzlem gerilme durumları için ise Hill-48 akma kriteri şu hali alır,

$$2f(\sigma_{ij}) = (G + H)\sigma_x^2 - 2H\sigma_x\sigma_y + (H + F)\sigma_y^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1 \quad (3)$$

C. Barlat-89 Plastisite Modeli

Barlat ve Lian (1989), Hosford akma kriterinin izotrop malzemeler için daha genel bir halini asal eksenlerle çakışık olma zorunluluğu bulunmayan bir x, y, z koordinat sisteminde önermişlerdir [13].

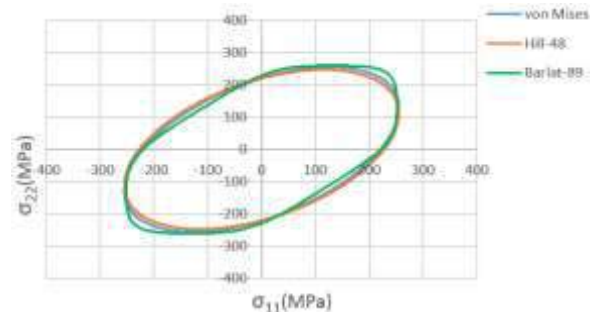
$$f = a|k_1 + k_2|^M + a|k_1 - k_2|^M + c|2k_2|^M = 2\sigma_e^M \quad (6)$$

Burada k_1 ve k_2 parametreleri aşağıdaki şekilde yazılabilir.

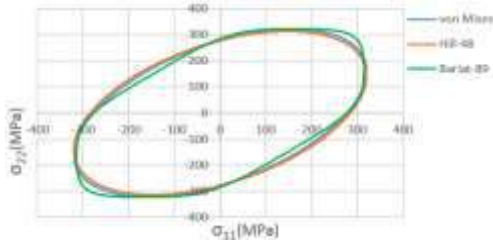
$$k_1 = \frac{\sigma_{11} + h\sigma_{22}}{2}, k_2 = \left[\left(\frac{\sigma_{11} - h\sigma_{22}}{2} \right)^2 + p^2\sigma_{12}^2 \right]^{1/2} \quad (7)$$

Burada a, c, h ve p parametreleri Lankford parametrelerine bağlı katsayılardır. Barlat akma kriteri genellikle alüminyum alaşımlarından yüksek anizotropiye sahip olan malzemeler için kullanılır. Bu kriterin dezavantajı ise iki eksenli yüklenme durumları için hassas sonuç verememesidir.

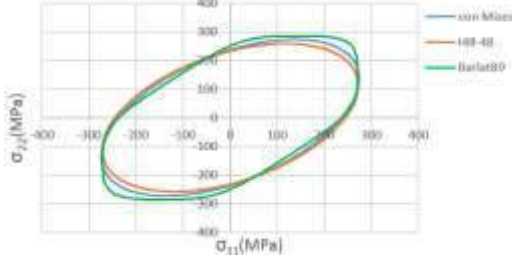
Bu çalışma kapsamında yukarıda anlatılanlar ışığında plastisite modellerinden Power Law, Hill-48 ve Barlat-89 modelleri kullanılarak BH210, BH280 ve BH340 malzemelerinin akma yüzeyleri hesaplanmış ve Şekil 2-4'te gösterilmiştir.



Şekil 2. BH210 çeliği farklı plastisite modellerine göre akma yüzeylerinin kıyaslanması



Şekil 3. BH280 çeliği farklı plastisite modellerine göre akma yüzeylerinin kıyaslanması



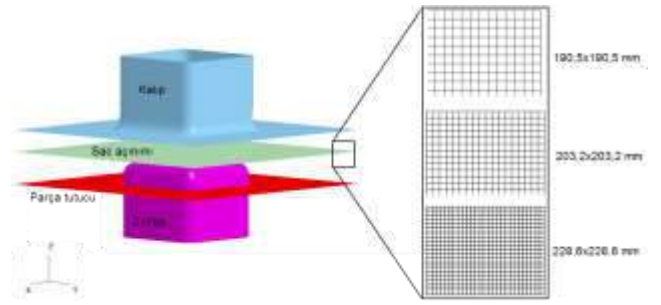
Şekil 4. BH340 çeliği farklı plastisite modellerine göre akma yüzeylerinin kıyaslanması

III. SONLU ELEMANLAR ANALİZLERİ

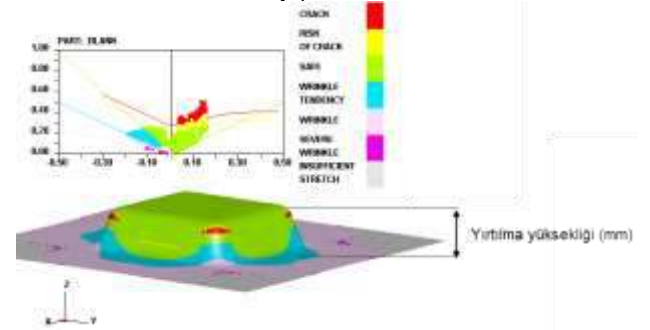
Çalışmanın bu adımında Bölüm II’de anlatılan plastisite modelleri kullanılarak fırında sertleşebilen çeliklerin 3 farklı kalitesine ait (BH210, BH280, BH340) gerdirme altında çekme proseslerinin sonlu elemanlar analizleri gerçekleştirilmiştir. Bu amaç doğrultusunda şekillendirme prosesi olarak kare kutu çekme benzetim testi kullanılmıştır. Şekillendirme işlemleri üç farklı sac boyutunda (190,5x190,5, 203,2x203,2, 228,6x228,6 mm) gerçekleştirilmiştir. Tüm operasyonlar 94 kN parça tutucu kuvvet altında yapılmıştır. Şekillendirme sonrasında elde edilen yırtılma yükseklikleri sonlu elemanlar analizlerinden elde edilen sonuçlarla kıyaslanmıştır.

Çalışma kapsamındaki tüm sonlu elemanlar analizleri Dynaform ticari yazılımında gerçekleştirilmiştir. Tüm modeller yüzey olarak elde edilmiş ve simülasyonlarda kabuk eleman kullanılmıştır. Kabuk eleman formülasyonu olarak

“Belystchko-Tsay”, integrasyon nokta sayısı ise “5” olarak tercih edilmiştir. Kare kutu çekme prosesinin sonlu elemanlar modeli ve farklı sac açınımlarına ait ağ yapıları Şekil 5’te verilmiştir. Malzemelerin plastik davranışının modellenmesinde ise Power Law, Hill-48 ve Barlat-89 modelleri olmak üzere üç farklı akma kriteri kullanılarak modellerin tahmin hassasiyeti de değerlendirilmiştir. Her bir plastisite modeli üç farklı kalitede ve üç farklı sac açınımindaki geometrilere uygulanmış ve yırtılma yükseklikleri sonlu elemanlar analizleri ile elde edilerek deneysel sonuçlarla kıyaslanmıştır. Sonlu elemanlar analizlerinde yırtılma yüksekliği malzemelerin şekillendirme sınır diyagramlarında yırtılmanın gözlemlendiği andaki çekme yüksekliği olarak alınmıştır (Şekil 6). Yapılan karşılaştırma sonuçları Tablo 3’de verilmiştir.



Şekil 5. Kare kutu çekme prosesi sonlu elemanlar modeli ve sac açınım ağ yapıları



Şekil 6. Sonlu elemanlar analizlerinde yırtılma yüksekliği tespiti

TABLO IIIII
KARE KUTU ÇEKME İŞLEMİ SONRASINDA YIRTIлма YÜKSEKLİKLERİNİN KARŞILAŞTIRILMASI

Yırtılma Yüksekliği (mm)				
BH210				
Açınım (mm)	PL	H-48	B-89	Den.
190,5x190,5	33,66	X	X	49,86
203,2x203,2	29,35	X	33,61	49,74
228,6x228,6	25,03	33,61	25,02	27,79
BH280				
Açınım (mm)	PL	H-48	B-89	Den.
190,5x190,5	37,89	X	X	49,86
203,2x203,2	29,36	X	29,34	49,71
228,6x228,6	25,07	29,32	25,01	24,72
BH340				
Açınım (mm)	PL	H-48	B-89	Den.
190,5x190,5	X	X	X	49,87
203,2x203,2	33,68	X	42,21	31,09
228,6x228,6	25,00	33,60	29,34	25,64
*PL: Power Law, H-48: Hill-48, B-89: Barlat-89, Den.:Deneysel, X: 50 mm çekme mesafesinde yırtılma gözlemlenmedi				

IV. DEĞERLENDİRME

Bu çalışmada fırında sertleşebilen çeliklerin gerdirme altında çekme davranışları sonlu elemanlar analizleri ile değerlendirilmiştir. Bu kapsamda üç farklı kalitede (BH210, BH280, BH340) çelik malzeme kare kutu çekme operasyonu ile gerdirme altında çekilerek yırtılma yükseklikleri elde edilmiştir. Sonlu elemanlar analizlerinde Power Law, Hill-48 ve Barlat-89 olmak üzere üç farklı plastisite modeli kullanılarak bu modellerin tahmin performansları da incelenmiştir. Ayrıca her form operasyonu için 190,5x190,5, 203,2x203,2 ve 228,6x228,6 mm olmak üzere üç farklı sac açınımları da

kullanılarak açınım boyutunun çekme derinliğine etkisi de değerlendirilmiştir.

Elde edilen sonuçlar incelendiğinde, deneysel çalışmada 190,5x190,5 mm açınımında her üç kalitedeki BH çeliklerin benzer yırtılma yüksekliklerinin olduğu bilinmektedir. Sonlu elemanlar analizi sonuçları incelendiğinde ise Hill-48 ve Barlat-89 modellerinin yırtılma yüksekliklerini 50 mm çekme mesafesinde öngörmediği fakat şekillendirme sınır diyagramları incelendiğinde yırtılma bölgesine çok yakın durumda oldukları görülmektedir. Bu anlamda en küçük sac açınımında Hill-48 ve Barlat-89 modellerinin deneysel sonuçlarla uyumlu olduğu söylenebilmektedir. İkinci açınım boyutu olan 203,2x203,2 mm kare formu incelendiğinde, BH210 ve BH280 çeliklerinin deneysel olarak 50 mm'ye yakın bir çekme derinliğinde yırtıldığı, BH340 kalitesinin ise bu açınım boyutunda 31,09 mm mertebesinde yırtıldığı görülmektedir. Sonlu elemanlar analizlerinde ise BH210 ve BH280 kaliteleri için Hill-48 modeli deneysel verilerle uyum sağlarken, Power Law ve Barlat-89 modelleri deneysel verilere göre çok daha erken seviyelerde yırtılmalar öngörmüştür. BH340 kalitesi için ise Hill-48 modeli yine 50 mm çekme derinliğinde yırtılma öngörmezken Barlat-89 modeli yaklaşık 40 mm'de, Power Law modeli ise yaklaşık 34 mm'de yırtılma öngörmüştür. Bu anlamda en başarılı tahmin BH340 çeliği için Power Law modeli tarafından gerçekleştirilmiştir. En büyük açınım boyutu olarak 228,6x228,6 mm formu incelendiğinde deneysel olarak her malzeme için diğer boyutlara göre çok daha düşük derinliklerde yırtılmanın olduğu görülmektedir. Benzer durum sonlu elemanlar analizleri ile de doğrulanmaktadır. Plastisite modelleri açısından bir değerlendirme yapıldığında her üç malzeme için de Hill-48 modelinin diğer modellere göre çekme derinliğini deneysel verilerden daha yukarıda öngördüğü tespit edilmiştir. Bu açınım boyutu için Barlat-89 modelinin her üç kalitedeki BH çelik için deneysel sonuçlarla uyumlu olduğu görülmüştür.

Sonuç olarak, sac açınım boyutunun büyümesi her üç BH çelik için de şekillendirilebilirliği düşürmüştür. Bu durum parça tutucu kuvvetin temas alanının sac açınımına paralel olarak artması sonucu gerdirme etkisinin de artmasından kaynaklanmaktadır. Daha fazla gerdirilen büyük açınımlar çekme mesafelerinde bir azalma ile karşılaşmışlardır. Tahmin performansı açısından sonlu elemanlar analizlerinde anizotropinin önemi açıkça görülmektedir. Malzemeyi izotropik kabul eden Power Law modelinin her durum altında anizotropik modellere göre daha başarısız olduğu tespit edilmiştir. Bunun dışında Hill-48 modeli deneysel verilere göre çekme derinliğini Barlat-89 modeliyle kıyaslandığında daha yüksek tahmin etse de her iki model de deneysel verilere yakın sonuçlar vermiştir. Her üç malzemenin yırtılma

yüksekliklerinin kendi açınım boyutları içerisinde bir değerlendirmesi yapıldığında ise yırtılma yükseklikleri arasındaki farkın çok büyük oranlarda değişmediği görülmektedir. Bu durum açısından bir değerlendirme yapılabilmesi adına malzemelerin anizotropi katsayıları incelendiğinde birbirlerine yaklaşık oldukları görülmektedir. Anizotropi katsayısı aynı zamanda malzemenin incelmeye karşı gösterdiği direnci temsil etmesi bakımından önem arz etmektedir. Diğer mekanik özelliklerin her üç kalite açısından değişimi yine çok büyük mertebelerle olmadığı da görülmektedir. Bu nedenle yırtılma yüksekliklerinin de benzer seviyede çıktığı görülmüştür.

Referanslar

- [1] L. Bo, D. Yuehong, H. Xiaoyan, and W. Yue, "Development of the third generation advanced high strength steel for automobile," 7th International Conference on Energy, Environment and Sustainable Development, 2018, 30-31 March, Shenzhen.
- [2] E. Esener, "Plastik Şekil Verme Proseslerinde Form ve Şekillendirme Hatalarının Telif Edilmesi," Doktora Tezi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Sakarya Üniversitesi, Sakarya, Türkiye, 2015.
- [3] E. Özcan, "Yüksek Mukavemetli Çift Fazlı Çeliklerde Isıl İşlem Parametrelerinin Mekanik Özelliklere Etkileri," Yüksek Lisans Tezi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Başkent Üniversitesi, Ankara, Türkiye, 2019.
- [4] A. Quadfasel, J. Lohmar, and G. Hirt, "Investigations on Springback in High Manganese TWIP-Steels U-Profile Draw Bending," International conference on the Technology of Plasticity, 17-22 Sep. 2017, Cambridge, pp-1582-1587.
- [5] M. Takahashi, "Development of High Strength Steels for Automobiles," Nippon Steel Technical Report, 2003.
- [6] M. K. Singh, "Application of Steel in Automotive Industry," International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering, 6, 7, pp. 246-253, 2016.
- [7] J. Y. Lee, M. G. Lee, F. Barlat, K. H. Chung, and D. J. Kim, "Effect of Nonlinear Multi-Axial Elasticity and Anisotropic Plasticity on Quasi-Static Dent Properties of Automotive Steel Sheets," International Journal of Solids and Structures, 87, pp.254-266, 2016.
- [8] H. Kim, C. Kim, F. Barlat, E. Pavlina, and M. G. Lee, "Nonlinear Elastic Behaviors of Low and High Strength Steels in Unloading and Reloading," Materials Science & Engineering A, 562, pp. 161-171, 2013.
- [9] M. O. Andar, T. Kuwabara, S. Yonemura, and A. Uenishi, "Elastic-Plastic and Inelastic Characteristics of High Strength Steel Sheets under Biaxial Loading and Unloading," ISIJ International, 50, 4, pp. 613-619, 2010.
- [10] S. Sadagopan, and D. Urban, "Formability Characterization of a New Generation of High Strength Steels," AISI/DOE Technology Roadmap Program, Technical Report, 2003.
- [11] J. H. Hollaman, "Tensile Deformation," Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, 162, pp. 268-290, 1945.
- [12] R. Hill, "A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals," Proceedings of the Royal Society of London Series A Mathematical and Physical Sciences, 193, pp. 281-297, 1948.
- [13] F. Barlat, and J. Lian, "Plastic behaviour and stretchability of sheet metals (Part I): A yield function for orthotropic sheet under plane stress conditions," International Journal of Plasticity, 5, pp.51-56, 1989.

A Numerical Investigation on Hole Expansion Behavior of Bake Hardenable Steels

Ela Nur Şahin*, Yasin Çini⁺, Emre Esener*, Mehmet Fırat[#]

*Bilecik Şeyh Edebali University, Mechanical Engineering Department, Bilecik, Turkey
emre.esener@bilecik.edu.tr

⁺ Coşkunöz A.Ş., Makina Kalip Factory, Process Department, Bursa, Türkiye

[#] Sakarya University, Mechanical Engineering Department, Sakarya, Turkey
firat@sakarya.edu.tr

Abstract— In this study, hole expansion and hole extrusion behaviors of bake hardenable steels (BH210, BH280, BH340) are investigated using finite element analyses. For this purpose, three different plasticity models (Barlat-89, Hill-48, FLD based plasticity) are used for determining the plastic behaviors of materials and hole expansion ratio prediction accuracy of these models are identified. As a result, Hill-48 plasticity model performed the most accurate prediction for all cases.

Keywords— Hole expansion, Hole extrusion, Bake hardenable steels, Finite element analyses

I. GİRİŞ

Plastik şekil verme yöntemi bir malzemeyi akma gerilmesinin üzerinde bir yükü şekil değişimine zorlayarak kalıcı bir form elde edilmesini amaçlamaktadır. Bu kapsamda dövme gibi kütle şekillendirme yöntemlerinin yanında sac metal şekillendirme gibi düzlem gerilme problemleri de plastik şekil verme başlığı altında yer almaktadır [1]. Sac metal şekillendirme, başta otomotiv sektörü olmak üzere birçok sektörde yaygın olarak kullanılan proseslerden biridir [2]. Otomotiv sektörü sürekli gelişim gösterdiklerinden dolayı malzemeler de gelişim göstermektedir. Günümüzde sac metal üretiminde birçok çelik sınıfı kullanılmaktadır ve en yaygın sınıflandırma; Yumuşak çelikler (Mild Steels), geleneksel yüksek mukavemetli çelikler (High Strength Steel) ve günümüzde üç jenerasyonu bulunan gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler (Advanced High strength Steels) şeklinde yapılmaktadır. Yumuşak çelikler, düşük maliyet, mükemmel şekil alma ve kaynak edilebilirlik, boyadan sonra yüksek kaliteli görünüm ve genel imalat kolaylıklarının birleşimi bu malzeme grubunu yaygınlaştırmada katkıda bulunmuştur. Yüksek mukavemetli çelikler, yumuşak çeliklere göre çekme mukavemeti, geri esneme, hafifleme potansiyeli daha yüksektir. Gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler, yumuşak ve yüksek mukavemetli çeliklere göre çekme mukavemeti, geri esnemesi, hafifleme potansiyeli, şekil alma kabiliyeti daha yüksektir [3], [4]. Fırında sertleştirilebilen çelikler (BH), düşük karbonlu yüksek mukavemetli çelikler sınıfına girer. Bu çelikler, otomotiv sektöründe kolayca presle işlenebilen, düşük mukavemetli ve en iyi şekilde şekil alabilen bir çelik grubudur [5]. Bu çelikler otomotiv gövdesi haline

presle form verilmeden önce yaşlanmaya dirençli olarak tasarlanırlar. Bununla birlikte form vermede yaşlanmaya başlarlar ve boya pişirme fırınlarında ısıtıldıktan sonra malzeme tamamen yaşlanır. Yaşlanma ile akma mukavemetinde artış gözlenir. Bu tür sac malzemeler form verirken hata olmadan ezilmeye dirençli parçaların üretilebilmesini sağlarlar [6]. Bu üretimde süneklikte azalma olmaksızın, darbe direncini arttırmak amacıyla akma mukavemetinde artış sağlanır ve BH çelikleri kaynaklanabilirlikleri diğer çeliklere göre daha iyidir. BH çeliği, akma direncinin yüksek olması ve kaynak edilebilirlikleri iyi olması otomobil dış panellerinde yaygın olarak kullanılmaktadır [7].

Sac metaller ağırlık/dayanım oranından dolayı özellikle otomotiv ve havacılık sektöründe sıklıkla tercih edilmektedir. Bu kadar yaygın olarak kullanılmasının nedeni, diğer alternatif malzemelere nazaran daha dayanımlı, ucuz, kolay işlenebilme, şekillendirilebilme ve birleştirilebilme özellikleri şeklinde sıralanabilir [8]. Sac metaller haddeleme prosesi ile üretildiklerinden dolayı nispeten maliyetleri düşüktür. Sac metaller kalınlıkları diğer iki boyutlarına (genişlik ve uzunluk) göre ince malzemelerdir ve plastik deformasyona uğratarak şekillendirilmesi sırasında kalınlık bölgesinde daha farklı bir değişim olması durumunda sac malzemede yırtılma gözlenir [9], [10]. Sac metallerin şekillendirilmesiyle genellikle karmaşık malzeme formları elde edilir. Bundan dolayı karmaşık formlama proseslerini basit formlama proseslerine indirgeyen benzetim testleri ortaya çıkmıştır. Benzetim testlerinin kullanımıyla şekillendirme sırasında meydana gelecek hataların önceden tahmin edilip telafi edilmesi zaman ve maliyet açısından büyük bir avantaj sağlamaktadır. Bu amaçla sonlu elemanlar analizleri sıklıkla kullanılmaktadır [11]. Düzlemsel sac açınımlarının yanı sıra açınımda delik formu bulunan sac açınımları da mevcuttur. Bu tarz problemlerin benzetimi için delik genişletme tercih edilmektedir. Delik genişletme, merkezinde delik bulunan düz bir karesel sacın derin çekme işlemidir ve belirli bir sac malzemenin kenar gerilme limitini ölçmede yaygın olarak kullanılan yöntemlerden biridir [12]. Delik genişletme sac levhaların kenar germe işlemi sırasında sınırlayıcı bir kriter olarak yaygın bir şekilde kullanılmaktadır [13].

Bu çalışmada üç farklı kalitede fırında sertleştirilebilen çelik grubundan BH210, BH280, BH340 çeliklerin delik genişletme ve delik ekstrüzyon davranışları incelenmiştir. Bu kapsamda

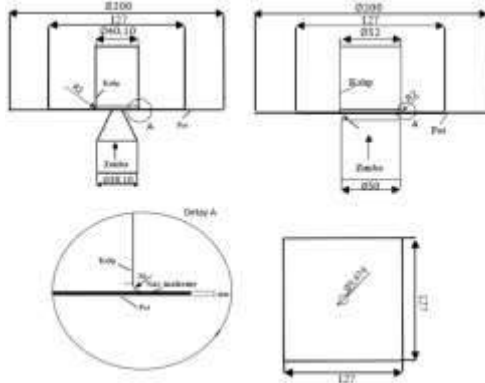
sonlu elemanlar analizlerinde Barlat-89, Hill-48 ve FLD tabanlı olmak üzere üç farklı plastisite modeli kullanılarak akma kriterlerinin delik genişletme oranı tahmin hassasiyetine etkisi incelenmiştir.

II. MALZEME VE YÖNTEM

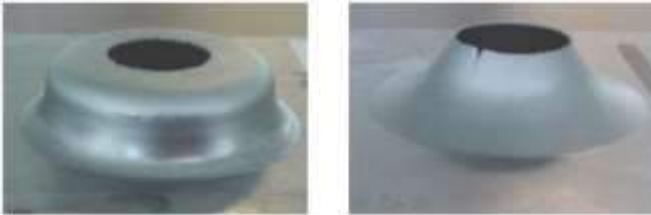
Sac metallerde şekillendirilebilirlik kavramı genellikle temel olarak iki şekillendirme özelliği tarafından kontrol edilir, bunlar delik genişletme oranı (DGO) ve şekillendirme sınır eğrisidir [14]. Delik genişletme oranı bir malzemenin delik genişletme testindeki kapasitesini tanımlayan bir kavram olup sac metalin şekillendirilebilirlik sınırlamasını gösterir [15]. Delik genişletme testinden hesaplanan delik genişletme oranı sac levhanın normal olarak şekillendirilebilirliğini belirlemek için bir ölçüt olarak kullanılabilir [16]. Delik genişletme oranı Denklem (1)'deki gibi tanımlanabilir.

$$DGO(\%) = \frac{d_f - d_0}{d_0} \times 100 \quad (1)$$

Burada d_0 delik genişletme işlemi öncesi delik çapı olup d_f ise delik genişletme işlemi sonrası delik çapıdır [16]. Sonlu elemanlar analizlerini doğrulamak amacı ile Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsünün teknik raporunda gerçekleştirilen delik genişletme ve delik ekstrüzyonu prosesleri referans alınmıştır [17]. İlgili proseslerde kullanılan kalıp takımlarının teknik resimleri Şekil 1'de verilmiştir. Delik genişletme ve delik ekstrüzyon prosesler arasındaki temel fark zımba geometrisidir. Bu anlamda her iki proses kullanılarak şekillendirilmiş sac metal örnekleri Şekil 2'de görülmektedir. Tablo 1'de ise deneysel çalışmalardan elde edilmiş DGO değerleri verilmiştir. Çalışma kapsamında 1 mm kalınlığında üç farklı kalitede fırında setleşebilen çelik malzeme (BH210, BH280, BH340) kullanılmış olup ilgili malzemelerin mekanik özellikleri Tablo 2'de gösterilmiştir.



Şekil 1. Delik genişletme ve delik ekstrüzyon işlemlerinde kullanılan kalıp takım geometri tasarımları



Şekil 2. Delik genişletme ve delik ekstrüzyon geometri tasarımları [17]

TABLO I
ÇALIŞMA KAPSAMINDA KULLANILAN MALZEMELERİN DELİK GENİŞLETME ORANLARI

	BH210	BH280	BH340
DGO (%)	151.45	98.60	122.37

TABLO III
ÇALIŞMA KAPSAMINDA KULLANILAN MALZEMELERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ

Malzeme	BH210	BH280	BH340
Elastisite Modülü (GPa)	200	227	216
Akma Gerilmesi (MPa)	240.5	311.6	250
Pekleşme Üsteli (n)	0.17	0.17	0.21
Mukavemet Katsayısı (K) (MPa)	562.4	641	600
r ₀	1.680	1.645	1.667
r ₄₅	1.502	1.143	1.226
r ₉₀	2.333	1.890	2.109
Ortalama Anizotropi	1.754	1.469	1.535

III. SONLU ELEMANLAR ANALİZLERİ

Çalışmanın bu adımında üç farklı plastisite modeli kullanılarak simülasyonlar gerçekleştirilmiş olup her bir malzeme modeli için delik genişletme oranı hesaplanmış ve deneysel sonuç ile kıyaslanmıştır. Bu kapsamda plastik deformasyonların modellenmesi için malzeme davranışını tanımlayan plastisite modelleri olarak Barlat-89, Hill-48 ve FLD tabanlı plastisite modeli kullanılmıştır. Bu modellerden malzeme davranışını anizotropik olarak kabul eden, izotropik pekleşme temelli en sık kullanılan malzeme modelleri Barlat (1989) ve Hill (1948) modelleridir. Barlat-89 modeli Barlat ve Lian (1989) tarafından ortaya çıkmıştır [18]. Bu model akma yüzeyi malzemenin anizotropik parametrelerine bağlı olarak elde etmektedir. Düzlem gerilme problemleri için Barlat-89 modeli Denklem (2)'de verilmiştir.

$$2\sigma_y^m = a|K_1 + K_2|^m + a|K_1 - K_2|^m + c|K_2|^m \quad (2)$$

Burada σ_y akma gerilmesi olup K_1 ve K_2 farklı yönlere akma gerilmelerine, a ve c ise anizotropi katsayılarına bağlı parametrelerdir. Yine bu denklemde yer alan m üsteli ise malzemenin kristal kafes yapısı ile ilişkili olup yüzey merkezli kübik malzemeler için 8, hacim merkezli kübik malzemeler için ise 6 olarak kullanılması tavsiye edilmektedir. Barlat dışında malzemeyi anizotropik olarak kabul eden ve günümüzde hala en sık kullanılan plastisite modeli R.Hill (1948) tarafından ortaya atılmıştır [19]. Hill tarafından önerilen plastisite modeli düzlem gerilme için Denklem (3)'teki gibi yazılabilmektedir.

$$2f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{zx}^2 + 2N\tau_{xy}^2 \quad (3)$$

Şeklinde ifade edilir. Burada f , akma fonksiyonu, F, G, H, L, M, N malzemenin anizotropi parametrelerine bağlı katsayılar ve x, y, z asal anizotropik eksenlerdir. Düzlem gerilme durumu için ise Hill-48 akma kriteri şu hali alır Denklem (4)'teki formu alır.

$$(G + H)\sigma_x^2 - 2H\sigma_x\sigma_y + (H + F)\sigma_y^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1 \quad (4)$$

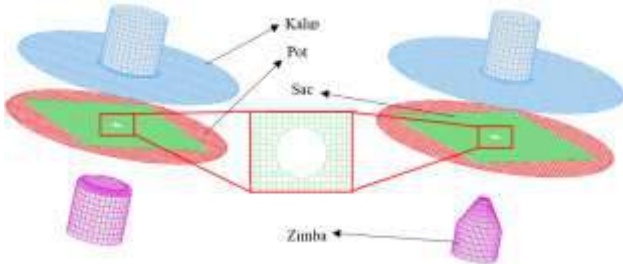
Burada,

$$\frac{H}{G} = \sigma_0, \frac{H}{F} = \sigma_{90}, \frac{H}{F+G} = \sigma_{45} \quad (5)$$

$$F = \frac{r_0}{r_{90}(1+r_0)}, G = \frac{1}{1+r_0}, H = \frac{r_0}{1+r_0}, N = \frac{(r_0+r_{90})(2r_{45}+1)}{2r_{90}(1+r_0)} \quad (6)$$

şeklinde ifade edilir. Bu çalışmada incelenen son plastisite modeli ise şekillendirme sınır diyagramı (FLD) tabanlı plastisite modeli olup anizotropik malzemeler için sac metal şekillendirme proseslerini tanımlamak için kullanılır. İsteğe bağlı olarak, bir yük eğrisi yoluyla gerilim ve efektif plastik gerinim tanımlanabilir. FLD üzerinde şekillendirme sınır eğrisi kullanılarak maksimum gerinim oranı tespit edilebilir. Bu model tamamen iteratif ve yalnızca kabuk elemanları için kullanılabilir. İlk değişken olarak maksimum gerinim oranı Denklem (7)'deki gibi tanımlanabilir.

$$\frac{\varepsilon_{major\text{ iş parçası}}}{\varepsilon_{majorFLD}} = \varepsilon_{minor\text{ iş parçası}} \quad (7)$$



Şekil 3. Delik genişletme ve delik ekstrüzyonu için sonlu elemanlar modeli ve sac açınımlı ağ yapısı

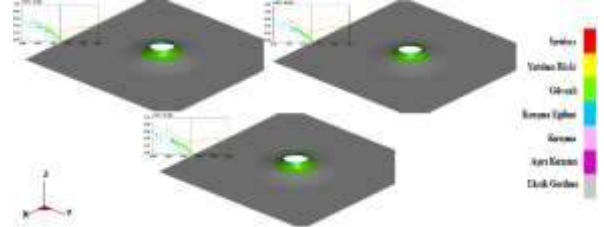
Yukarıda belirtilen plastisite modelleri kullanılarak sonlu elemanlar analizleri gerçekleştirilmiştir. Kalıp takımlarına ait sonlu elemanlar modelleri Şekil 3'de görülmektedir. Proses parametrelerinden pot kuvveti 200kN, sürtünme katsayısı 0.125, kalıp hızı 2000mm/s olarak alınmış ve 20 mm strok mesafesinde bir şekillendirme işlemi yapılmış olup delik genişletme oranları her malzeme ve her plastisite modeli için hesaplanmıştır. Sonlu elemanlar analizlerinde kullanılan hesaplama parametreleri Tablo 3'de verilmiştir.

Gerçekleştirilen simülasyon sonucunda her durum için yırtılma durumları şekillendirme sınır diyagramları vasıtası ile tespit edilmiştir. Sonlu elemanlar analizleri sonucunda şekillendirme sınır diyagramlarına göre malzeme durumları Şekil 4-9'da gösterilmiştir. Yırtılma durumlarındaki sac delik çapları sonlu elemanlar analizlerinde ölçülmüş ve her durum için delik genişletme oranları hesaplanmıştır. Elde edilen sonuçlar deneysel sonuçlarla karşılaştırılmış ve karşılaştırma

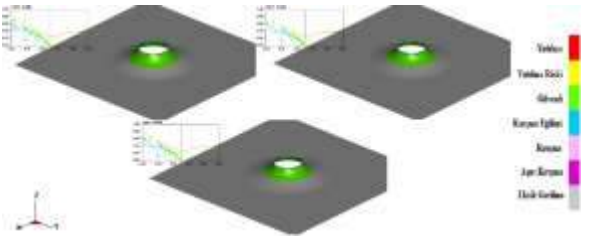
sonuçları sonunda elde edilen sonuçlar Tablo 4 ve Tablo 5'te verilmiştir.

TABLO III
DELİK GENİŞLETME SİMÜLASYONU HESAPLAMA PARAMETRELERİ

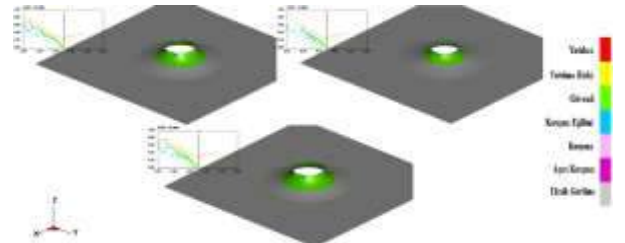
Parametre	Değer
Sac açınımlı maksimum eleman boyutu	1 mm
Sac açınımlı eleman sayısı	16064
Eleman formülasyonu	Belystcko-Tsay
İntegrasyon nokta sayısı	5



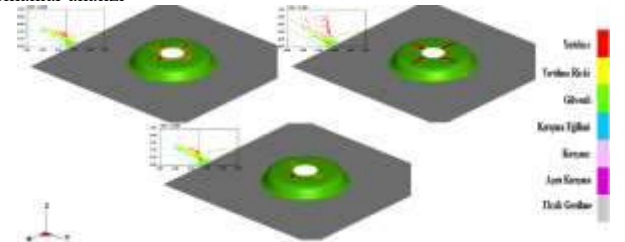
Şekil 4. Barlat-89 modelinin delik ekstrüzyonu için sonlu elemanlar analizi



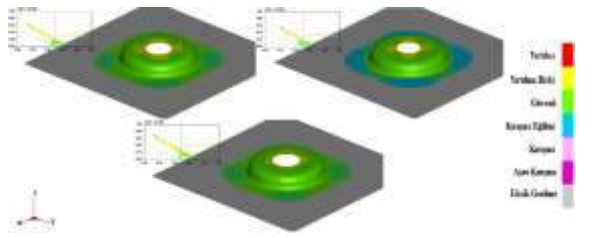
Şekil 5. Hill-48 modelinin delik ekstrüzyonu için sonlu elemanlar analizi



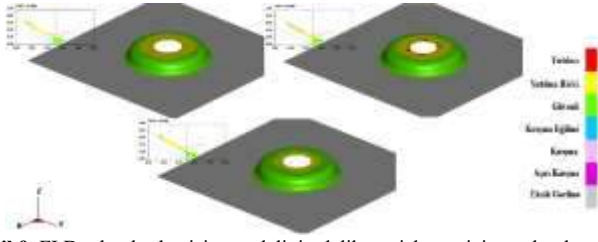
Şekil 6. FLD tabanlı plastisite modelinin delik ekstrüzyonu için sonlu elemanlar analizi



Şekil 7. Barlat-89 modelinin delik genişletme için sonlu elemanlar analizi



Şekil 8. Hill-48 modelinin delik genişletme için sonlu elemanlar analizi



Şekil 9. FLD tabanlı plastisite modelinin delik genişletme için sonlu elemanlar analizi

TABLO IV
DELİK EKSTRÜZYON İŞLEMİ DELİK GENİŞLETME ORANLARININ
KARŞILAŞTIRILMASI

Delik Genişletme Oranları (%)			
	BH210	BH280	BH340
Deney	151,45	98,60	122,37
Barlat-89	71,68	64,74	71,74
Hill-48	108,38	96,12	118,51
FLD Tabanlı Model	95,28	74,96	97,74

TABLO V
DELİK GENİŞLETME İŞLEMİ BH210 ÇELİĞİ İÇİN DELİK
GENİŞLETME ORANLARININ KARŞILAŞTIRILMASI

BH210, DGO (%)	
Deney	80
Barlat-89	59,87
Hill-48	82,22
FLD Tabanlı Model	88,26

IV. DEĞERLENDİRME

Bu çalışmada üç farklı fırında sertleşebilen çelik grubundan BH210, BH280, BH340 çeliklerin delik genişletme ve delik ekstrüzyon davranışları sonlu elemanlar analizleri ile incelenmiştir. Bu kapsamda sonlu elemanlar analizlerinde Barlat-89, Hill-48, FLD tabanlı plastisite modeli olmak üzere üç farklı akma kriteri kullanılarak akma kriterlerinin delik genişletme oranı tahmin hassasiyetinin etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır.

Bu kapsamda proses parametrelerinden pot kuvveti 200kN, sürtünme katsayısı 0.125, kalıp hızı 2000mm/s ve 20mm mesafede bir şekillendirme işlemi yapılmıştır. Sonlu elemanlar analizlerinin incelenmesi aşamasında şekillendirilebilirliğin bir göstergesi olan şekillendirme sınır diyagramı kullanılmış olup şekillendirme sırasında delikte meydana gelen yırtılma anında delik çapı ölçülüp delik genişletme oranları her malzeme ve her plastisite modeli için hesaplanmıştır.

Sonuçlar incelendiğinde ise tüm koşullar altında Hill-48 plastisite modelinin deneysel sonuçları diğer modellere göre çok daha başarılı tahmin ettiği tespit edilmiştir. FLD tabanlı plastisite modeli ise deneysel sonuçları tahmin etmede Hill-48 modeli kadar başarılı olamamıştır. Bu durumun ilgili modelin plastik davranışı modellemede yalnızca şekillendirme sınır değerleri ile çalışması görülmektedir. Delikli bir form operasyonunda çentik etkisini tahmin etmede çok başarılı olamamıştır. Bu modelin derin çekme gibi bir form operasyonunda daha başarılı olabileceği öngörülmektedir. Barlat-89 modeli ise kullanılan plastisite modelleri arasında en başarısız sonuçları vermiştir. Bu kapsamda Barlat-89

modelinin fırında sertleşebilen çelikler açısından uygun bir model olmadığı düşünülmektedir. Barlat-89 modelinin alüminyum alaşımları için daha başarılı sonuçlar verdiği literatürdeki çalışmalardan bilinmektedir [20], [21].

REFERANSLAR

- [1] Ö. Köleoğlu, and E. Esener, "Malzeme Modellerinin Sac Metal Sonlu Elemanlar Analizi Tahmin Performansına Etkisinin Değerlendirilmesi," *BŞEÜ Fen Bilimleri Dergisi*, 6, 1, pp.1-11, 2019.
- [2] A. E. Tiryaki, and R. Kozan, "Çift Fazlı Çelik Sacda Kare Süzdürme Çubuğunun Oluşturduğu Frenleme Kuvvetinin Kestirimi," *Mühendis ve Makine*, 51, pp. 609, 2010.
- [3] E. Özcan, "Yüksek Mukavemetli Çift Fazlı Çeliklerde Isıl İşlem Parametrelerinin Mekanik Özelliklere Etkileri," Yüksek Lisans Tezi, Başkent Üniversitesi, Ankara, Türkiye, 2019.
- [4] E. Billur, and T. Altan, "Three Generations of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications," *Stamping Journal*, 1, pp. 16-17, 2014.
- [5] Voestalpine, "Hot-dip galvanized steel strip," *Technical Terms of Delivery*, 2017.
- [6] E. Uslu, "Sac Malzemelerin Bükülmesinde Geri Yaylanma Davranışının Araştırılması" Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Elazığ, Türkiye, 2014.
- [7] URL-1: https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/first_gen_AHSS/DP, 30.12.2019.
- [8] D. İriç, S. İriç, and R. Kozan, "Sac Şekillendirme Prosesinde Kullanılan Süzdürme Çubuğu Frenleme Kuvvetinin Modellenmesi," *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi*, 2, pp. 201-205, 2013.
- [9] T. C. Sezgin, "Otomotiv Endüstrisinde Yeni Nesil Çelik Kullanımının Önemi," *Akademia Mühendislik ve Fen Bilimleri Dergisi*, 1, 3, pp. 205-210, 2017.
- [10] N. C. Köse, "Bir B Segment Araç İçin Gövde Çarpma Parçalarının Tasarımı," Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, İstanbul, Türkiye, 2015.
- [11] E. Esener, E. Sönmez, and M. Firat, "Metal Şekillendirme Proseslerinde Sac Açınım Geometrisinin Sonlu Elemanlar Yöntemi ile Geliştirilmesi," *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi*, 6, 1, pp. 79-89, 2018.
- [12] B. Zubia, J. Agirre, E. SaenzdeArgandoña, L. Galdos, and J. Mendiguren, "Study on the influence of the springback on the hole expansion ratio characterization," *Materials Science:Materials Review*, 2, 1, pp. 1-10, 2018.
- [13] S. K. Paul, "Effects of Punch Geometry on Hole Expansion Ratio," *Journal of Engineering, Manufacture*, pp. 1-6, 2018.
- [14] S. K. Paul, "Fundamental Aspect of Stretchflangeability of Sheet Metals," *Journal of Engineering Manufacture*, 233, 10, pp. 2115-2119, 2018.
- [15] J. Goncalves, "Importance of hole punching conditions during Hole Expansion test," *International Deep Drawing Research Group (IDDRG) Conference*, 2018, 418, 1, pp. 1-8.
- [16] S. K. Paul, "Non-linear Correlation Between Uniaxial Tensile Properties and Shear-Edge Hole Expansion Ratio," *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23, pp. 3610-3619, 2014.
- [17] S. Sadagopan, and D. Urban, "Formability Characterization of a New Generation of High Strength Steels," *AISI/DOE Technology Roadmap Program*, Technical Report, 2003.
- [18] F. Barlat, and J. Lian, "Plastic behaviour and stretchability of sheet metals (Part I): A yield function for orthotropic sheet under plane stress conditions," *International Journal of Plasticity*, 5, pp.51-56, 1989.
- [19] R. Hill, "A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals," *Proceedings of the Royal Society of London Series A Mathematical and Physical Sciences*, 193, pp. 281-297, 1948.
- [20] B. Tang, X. Lu, Z. Wang, and Z. Zhao, "Springback investigation of anisotropic aluminum alloy sheet with a mixed hardening rule and Barlat yield criteria in sheet metal forming," *Materials & design*, 31, 4, pp. 2043-2050, 2010.
- [21] L. Lazarescu, I. Ciobanu, I. P. Nicodim, D. S. Comsa, and D. Banabic, "Effect of the mechanical parameters used as input data in the yield criteria on the accuracy of the finite element simulation of sheet metal forming processes," *Key Engineering Materials*, 554, pp. 204-209, 2013.

Edge Thinning Prediction of a Hole Under Stretching

Toros Arda Akşen^{*}, Bora Şener⁺, Emre Esener[#], Mehmet Fırat^{*}

^{*} *Sakarya, University, Mechanical Engineering Department, Sakarya, Turkey*

ardaaksen@sakarya.edu.tr

firat@sakarya.edu.tr

⁺ *Yildiz Technical University, Mechanical Engineering Department, Istanbul, Turkey*

borasen@yildiz.edu.tr

[#] *Bilecik Seyh Edebali University, Mechanical Engineering Department, Bilecik, Turkey*

emre.esener@bilecik.edu.tr

Abstract— Hole expansion test is an important formability test which the blank sheet is clamped between die components and forced to flow into the die cavity through a punch. In the present work, a hole expansion test of a zinc coated low carbon steel was simulated using finite element method. Hill48 and Yld91 yield functions were adopted to describe the anisotropy of the steel sheet. Thickness strain distribution in three directions and around the hole edge were investigated. Both yield functions predicted the thickness strain in diagonal direction accurately. In general, the results obtained from Hill48 criterion are compatible in comparison with the experimental data.

Keywords— Thickness strain, hole expansion test, thinning, plasticity, finite element method

I. INTRODUCTION

Hole expansion test is an important process to understand the formability limits of the material. Blank with a central hole is forced to move into the die cavity. During this process, the hole is subjected to expand until an initiation of crack. Different from the conventional uniaxial tensile test, sheet exhibits larger deformation in comparison to the uniaxial tensile test due to delayed instability [1]. Parmar and Mellor investigated the stress and strain states in a sheet, which has a circular form under tensional loading. They recorded that the stress state varies from uniaxial tension to balanced biaxial tension [2].

Recently, with the developments of the computer science and technology, FE method has become popular because formability tests are time-consuming and cost a financial burden. Under favour of this numerical method, results of the formability tests can be obtained with high accuracy. However, performing the FE analyses of formability tests, especially hole expansion process where the stress state changes in a narrow region requires an adequate knowledge of plasticity.

Plasticity concept is consisting of three components, yield function, flow rule and hardening rule. In literature, there are several yield functions proposed in order to describe the anisotropy of the material. First anisotropic yield criterion is proposed by Hill [3]. This criterion is a basic function and quite useful for steels. However, Hill's criterion has a major drawback for aluminium alloys and cannot define the anomalous problem. Later, Hill proposed several yield functions to describe the anisotropy of the materials [4]-[6].

Hershey developed and isotropic criteria in a non-quadratic and generalised form [7]. Hosford proposed another criterion in a non-quadratic form which contains the effect of the crystal structure of metals [8]-[9]. However, this criterion is also for isotropic cases. Later, Barlat proposed another yield criterion on the basis of linear transformation [10]. This criterion is taking the variation of the yield stress ratios and anisotropy coefficients into account simultaneously and provides better results. On the other hand, this criterion is only regarding the plane stress state. For three-dimensional case, Barlat proposed another anisotropic yield criterion based on the linear transformation [11]. This criterion has six anisotropy parameters to calibrate and considers the variation of the yield stress with respect to the direction along with the biaxial yield stress.

In the present work, a hole expansion test was simulated using FE method. Hill48 and Yld91 yield functions were used to describe the anisotropy of the steel sheet. SPCD zinc coated low carbon steel was used as a test material. Thickness strain distributions along rolling, diagonal and transversal directions were investigated.

II. DESCRIPTION OF THE MODEL

Hole expansion is a stretch formability test which the blank sheet with a centered hole, is clamped between the upper and lower dies. During the process blank sheet is exposed to move into the die cavity and hole located at the middle of the sheet is forced to expand.

In the present work, zinc coated low carbon steel with a 0.66 mm thickness, was used as a test material. Dimensions of the components of the process can be seen in Fig. 1.

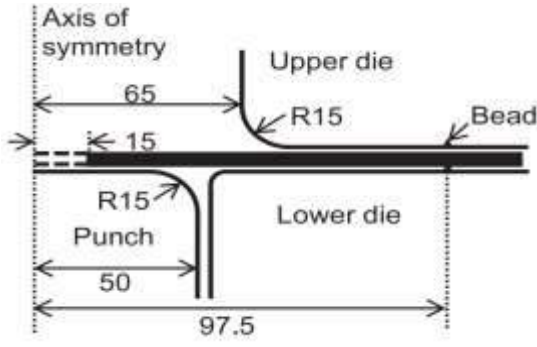


Fig. 1 Dimensions of the model [1]

Mechanical properties of the zinc coated low carbon steel are listed in the Table 1 [1].

TABLE I
MECHANICAL PROPERTIES OF SPCD STEEL

Material	σ_0 [MPa]	σ_{45} [MPa]	σ_{90} [MPa]	σ_B [MPa]	r_0	r_{45}	r_{90}
SPCD	158	162	159	141.3	1.13	1.5	0.82

To define the flow curve of the material, Swift power law was used. Equation of Swift Law is expressed as Eq. 1 and the parameters of the flow curve are listed in the Table 2 [1].

$$\sigma_{true} = C(\varepsilon_0 + \varepsilon_p)^p \quad (1)$$

TABLE 2
PARAMETERS OF THE SWIFT POWER LAW

	C [MPa]	ε_0	p
SPCD	541	0.004	0.25

Here, C and p are the strength coefficient and hardening exponent, respectively.

III. PLASTICITY MODELS

A plasticity model is consisting of three components which are yield criteria, flow rule and hardening rule. In this study, Hill48 yield function [3] and Yld91 yield function [11] were used as yield functions. Anisotropic Hill48 yield function can be expressed as follows.

$$2f = F(\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + G(\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + H(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{zx}^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1 \quad (2)$$

Where F, G, H, L, M and N are the parameters defining the anisotropy of the current state. These anisotropy parameters can be calculated by using Lankford's coefficient as follows [12].

$$F = \frac{r_0}{r_{90}(1+r_0)} \quad (3)$$

$$G = \frac{1}{1+r_0} \quad (4)$$

$$H = \frac{r_0}{1+r_0} \quad (5)$$

$$N = \frac{(r_0+r_{90})(1+2r_{45})}{2r_{90}(1+r_0)} \quad (6)$$

The second yield criteria used in this study is Yld91 criterion and can be expressed as in the Eq. 7.

$$f = 2\bar{\sigma}^m = |S_1 - S_2|^m + |S_2 - S_3|^m + |S_3 - S_1|^m \quad (7)$$

Here, S_1 , S_2 and S_3 are the principal values of the linear transformed deviatoric stresses and m is an exponent related to the crystal structure of the material. Linear transformed deviatoric stresses are given in Eq. 8 – 13.

$$S_{xx} = \frac{C_3(\sigma_{xx} - \sigma_{yy}) - C_2(\sigma_{zz} - \sigma_{xx})}{3} \quad (8)$$

$$S_{yy} = \frac{C_1(\sigma_{yy} - \sigma_{zz}) - C_3(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})}{3} \quad (9)$$

$$S_{zz} = \frac{C_2(\sigma_{zz} - \sigma_{xx}) - C_1(\sigma_{yy} - \sigma_{zz})}{3} \quad (10)$$

$$S_{xy} = S_{yx} = C_6\sigma_{xy} \quad (11)$$

$$S_{yz} = S_{zy} = C_4\sigma_{zy} \quad (12)$$

$$S_{xz} = S_{zx} = C_5\sigma_{zx} \quad (13)$$

Where C_{1-6} are the anisotropy parameters of Yld91 criterion and determination procedure of these parameters are described in Yoon's study [13]. Associated flow rule was adopted to describe the direction of the plastic strain increment and isotropic hardening rule assumed to define the evolution of the back stress.

IV. FINITE ELEMENT METHOD

Hole expansion process was simulated using MSC. Marc software. In the present work, draw bead was used to restrict the flow of the material into the die cavity. Upper, lower dies and punch were generated as rigid surfaces. Mesh layout of the blank can be seen in Fig. 2.

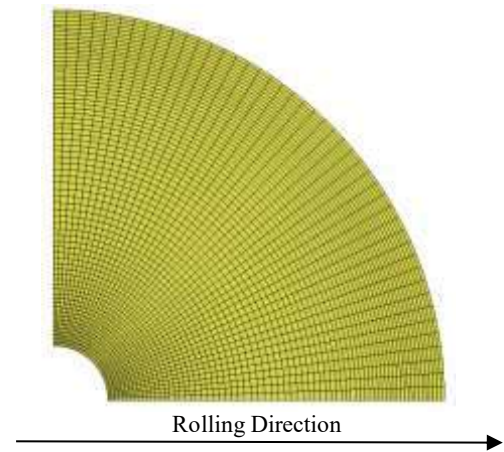


Fig. 2. Mesh layout of the Blank

Elements of the blank were intensified around the hole edge and the near the draw bead. To decrease the solution time, quarter part of the model was created due to the symmetric property. 4 elements were used in thickness direction in order to obtain more precise solutions for thickness strain. Punch stroke was specified as 38 mm and friction between the blank and punch was assigned as 0.03 [1].

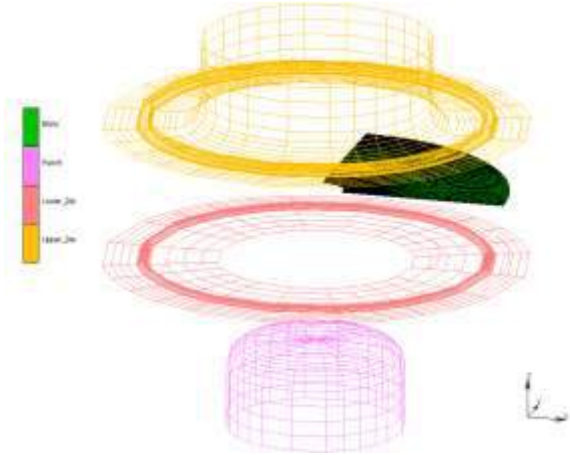


Fig. 3. Model of the hole expansion test

Anisotropy parameters related to the Hill48 and Yld91 yield functions are listed in the Table 3 and 4, respectively.

TABLE 3
ANISOTROPY PARAMETERS OF HILL48 CRITERION

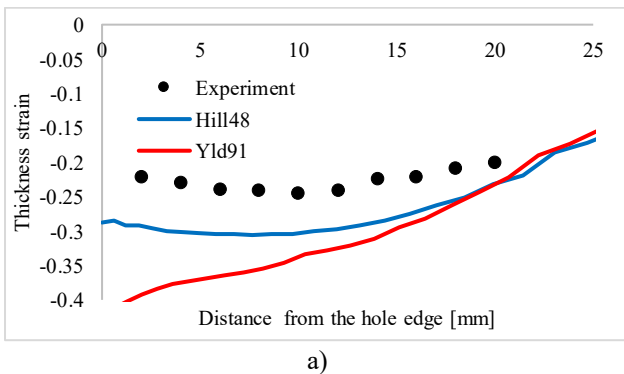
Material	F	G	H	L	M	N
SPCD	0.382	0.427	0.573	1.5	1.5	1.329

TABLE 4
ANISOTROPY PARAMETERS OF YLD91 CRITERION

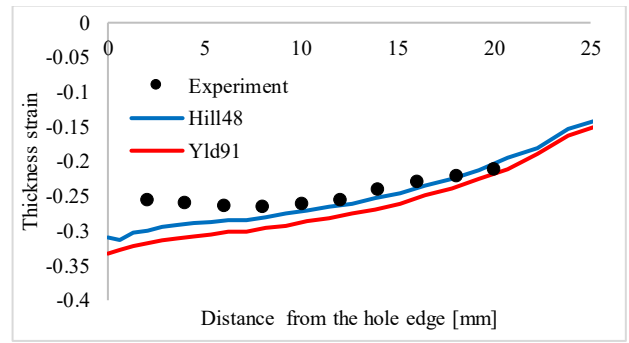
Material	C ₁	C ₂	C ₃	C ₄	C ₅	C ₆	m
SPCD	0.888	0.901	1.094	1	1	0.999	6

V. RESULTS AND DISCUSSION

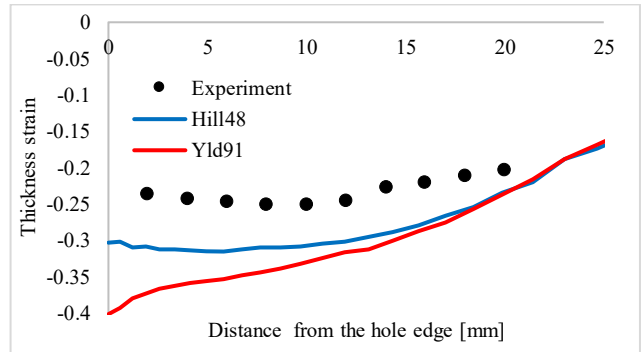
In this section, thickness strain distributions in three directions and around the hole edge were evaluated. Thickness strain distributions along rolling, diagonal and transversal obtained from the numerical solutions can be seen in Fig. 4.



a)



b)



c)

Fig. 4. Thickness strain distributions in a) rolling, b) diagonal, c) transversal directions

In addition, thickness strain distribution around the hole edge was also investigated and the results obtained according to the Hill48 and Yld91 yield criteria can be seen in Fig. 5.

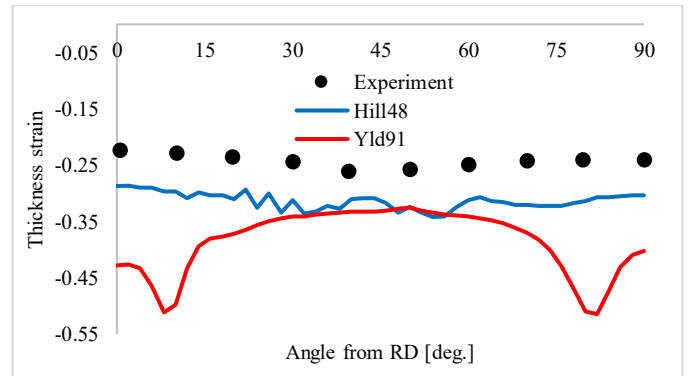


Fig. 5. Thickness strain distribution around the hole edge

As it seen from the Fig. 4. results obtained from Hill48 and Yld91 criteria are in accordance with the experimental data and Hill48 show better success than Yld91 criterion. On the other hand, Yld91 could not capture the thickness strain in rolling and transversal directions especially near the hole edge. Hill48 criterion is much more consistent with the experimental values. Around the hole edge, between the 30° and 60° degrees, numerical results were so close to each other and compatible with the experimental data as it seen in Fig. 5. Near the rolling direction and transversal direction, Yld91 predicted higher strain values than Hill48 criterion in terms of absolute values.

VI. CONCLUSIONS

In this study, In the present study, hole expansion process of zinc coated low carbos steel was simulated using MSC. Marc software. Hill48 and Yld91 yield criteria were used as yield functions along with the associated flow rule and isotropic hardening rule for defining the metal plasticity. Thickness strain distributions in rolling, diagonal and transversal directions were investigated along with the thickness strain around the hole edge. The conclusions can be summarized below.

- Both yield criteria used in this work could capture accurately the thickness strain in diagonal direction. In addition, the thickness strain data obtained from Hill48 criterion are good agreement with the experimental data in rolling and transversal directions.
- Hill48 criterion could predicted the strain data better than Yld91 around the hole edge.
- Yld91 criterion predicted higher strain values than Hill48 criterion in all directions in terms of their absolute values.

REFERENCES

- [1] J. Y. Lee, K. J. Lee, M. G. Lee, T. Kuwabara, F. Barlat, "Numerical modeling for accurate prediction of strain localization in hole expansion of a steel sheet," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 156-157, pp. 107-118, 2018.
- [2] A. Pamar, P. B. Mellor, "Plastic expansion of a circular hole in sheet metal subjected to biaxial tensile test," *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 20, pp. 707-720, 1978.
- [3] R. Hill, "A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals," *Proc. R. Soc. London, Ser. A*. 193A, vol. 1033: pp. 281-297, 1948.
- [4] R. Hill, "Theoretical plasticity of textured aggregates," *Math. Proc. Cambridge Philos. Soc.*, vol. 85, pp. 179-191, 1979.
- [5] R. Hill, "Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 38, pp. 405-417, 1990.
- [6] R. Hill, "A user-friendly theory of orthotropic plasticity in sheet metals," *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 35, pp. 19-25, 1993.
- [7] A. V. Hershey, "The plasticity of an isotropic aggregate of anisotropic face centered cubic crystal," *J. Appl. Mech., ASME*, vol. 21, pp. 241 – 249, 1954.
- [8] W. F. Hosford, "A general isotropic yield criterion," *J. Appl. Mech.*, vol. 39, pp. 607-609, 1972.
- [9] R. W. Logan, W. F. Hosford, "Upper bound anisotropic yield locus calculations assuming $\langle 111 \rangle$ - pencil glide," *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 22, pp. 419-430, 1980.
- [10] F. Barlat, J. Lian, "Plastic behavior and stretchability of sheet metals. part 1: A yield function for orthotropic sheets under plane stress conditions," *Int. J. Plast.*, vol. 5, pp. 51-66, 1989.
- [11] F. Barlat, D. J. Lege, J. C. Brem, "A six component yield function for anisotropic materials," *Int. J. Plast.*, vol. 7, pp. 693-712, 1981.
- [12] M. Firat, "A numerical analysis of sheet metal formability for automotive stamping applications," *Comput. Mater. Sci.*, vol. 43, pp. 802-811, 2008.
- [13] J. W. Yoon, F. Barlat, K. Chung, F. Pourboghra, D. Y. Yang, "Earing predictions based on asymmetric nonquadratic yield function," *Int. J. Plast.*, vol. 16, pp. 1075-1104, 2000.

Variation of Anisotropy with Plastic Strain and Its Effect on the Yield Surface Shape of Austenitic Stainless Steel

Bora Şener[#], Toros Arda Akşen⁺, Mehmet Firat⁺

[#]*Yildiz Technical University, Mechanical Engineering Department, Istanbul, Turkey
borasen@yildiz.edu.tr*

⁺*Sakarya University, Mechanical Engineering Department, Sakarya, Turkey
ardaaksen@sakarya.edu.tr
firat@sakarya.edu.tr*

Abstract— In this article, the variation of anisotropy with plastic strain was investigated numerically and experimentally. AISI 304 type stainless steel was selected as test material and uniaxial tensile tests along three main directions (rolling, diagonal and transverse) were performed. In order to investigate the effect of plastic strain on anisotropy, yield stresses and anisotropy coefficients of the material were determined at four different plastic strain levels (%0.2, %2, %5 and %18), then the variations of these mechanical properties in the sheet plane and yield surface contours were predicted with quadratic Hill48 yield criterion. The predicted results from Hill48 criterion were compared with experiments and it was observed that the planar variations of the yield stress ratios were successfully predicted and the shape of the yield surface changed with plastic strain.

Keywords— Anisotropy, plastic strain, Hill48, stainless steel, yield surface

I. INTRODUCTION

Sheet metals have different properties in different directions due to their thermomechanical process history. The initial anisotropy is related to the microstructure of the material and it has important effect on the deep drawability of the sheet materials [1]. Atkinson and Maclean found that a correlation between the limiting draw ratio (LDR) and the average anisotropy coefficient (r_m) of the sheet material and determined that LDR increases when the average anisotropy coefficient of the material increases [2]. Several researchers have shown that the anisotropy of the material evolves during plastic deformation and this is referred as deformation-induced anisotropy in the literature. Daniel and Jonas [3] performed tensile tests on Al-killed drawing quality steel, high strength-low alloy steel and interstitial-free (IF) steel and determined that the variation of anisotropy during plastic deformation is related to the evolution of texture. Savoie et al. [4] carried out uniaxial tensile and deep drawing tests on 1145 grade aluminium and 5XXX series aluminium alloys and they determined that the initial texture changes during plastic deformation. Hu [5] investigated the variation of the anisotropy with plastic deformation for three low-carbon steel sheets and determined that normal anisotropy coefficients of the materials decrease with increasing plastic strain. Then, Hu [6] extended his previous study and researcher carried out experiments on

random, weakly and strongly textured steel sheets and he determined that the variation of anisotropy with plastic strain depend on the initial r value of the sheet. Truszkowski [7] investigated the effect of plastic strain on the r values of hot rolled nickel and aluminium sheets and determined that the r value of the material continuously changes with the strain for well-defined preferred orientation in the initial state, while this parameter remains constant for completely texture-free metal. Arthey and Hutchinson [8] investigated the evolution of anisotropy of aluminium killed steel and IF during plastic deformation. They determined that r -values of steels contain interstitial atoms change with increasing of plastic strain, while the r -values of steels without interstitial atoms are independent from plastic strain level. Material anisotropy is represented with orthotropic yield criteria in plasticity theory and the coefficients of the yield criteria are determined according to the yield stresses and r -values in the beginning of the yielding. However, above-mentioned experimental studies show that r -value of the material is not constant and it changes during plastic deformation due to evolution of texture.

In this study, the variation of anisotropy of austenitic stainless steel during plastic deformation was investigated experimentally and numerically. In order to investigate the effect of plastic strain on the anisotropy, the yield stresses and r -values along the rolling, diagonal and transverse directions (RD, DD and TD) were determined at four plastic strain values (% 0.2, %2, %5 and %18). In the present work, anisotropic behaviour of the material was defined with Hill48 yield criterion and the coefficients of the yield criterion were separately determined at these plastic strain levels. Then, the planar variations of the yield stress ratios and r -values were predicted by using the criterion and theoretical results were compared with experiments. Finally, the yield surfaces of the material were plotted in different plastic strain levels and the shape change of the yield surface with plastic strain was investigated.

II. EXPERIMENTAL STUDY

AISI 304 type stainless steel sheet with 0.8 mm thickness was selected as test material. Uniaxial tensile tests were performed along three directions (RD, DD and TD) with

0.008/s strain rate. Biaxial yield stress and the variation of r-value with plastic strain along the three directions were taken from the literature [9, 10]. The flow curves of the material and the variation of r-values with plastic strain were shown in Fig. 1 and 2, respectively. Hill48 coefficients of the material were determined based on the yield stress ratios, therefore yield stress ratios of the material were determined. Yield stress along the rolling direction was accepted as reference direction in the determination of the yield stress ratios. Yield stress ratios and r-values of the material in the four different plastic strain levels were shown in Table 1 and 2, respectively.

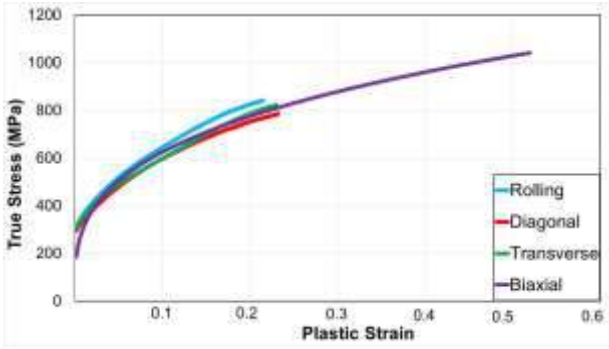


Fig. 1 Flow curves of the material along different directions

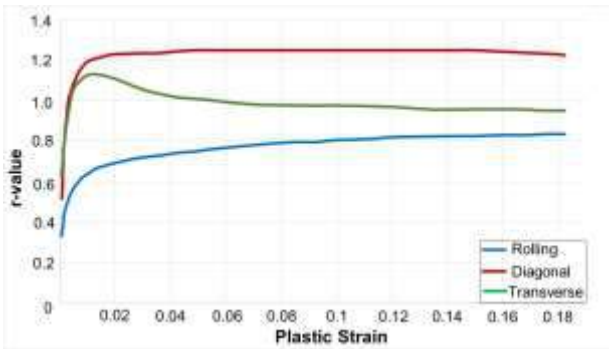


Fig. 2 The variation of r-values with plastic strain

TABLE I
YIELD STRESS RATIOS OF AISI 304 STAINLESS STEEL

Plastic strain	$\bar{\sigma}_0$	$\bar{\sigma}_{45}$	$\bar{\sigma}_{90}$	$\bar{\sigma}_b$
0.002	1.0000	0.94677	0.97956	0.96109
0.02	1.0000	0.92066	0.96586	0.91945
0.05	1.0000	0.92062	0.94195	0.97213
0.18	1.0000	0.91037	0.95297	0.90824

TABLE III
PLASTIC STRAIN RATIOS OF AISI 304 STAINLESS STEEL

Plastic strain	r_0	r_{45}	r_{90}
0.002	0.46	0.86	0.86
0.02	0.70	1.22	0.95
0.05	0.76	1.25	1.01
0.18	0.83	1.22	0.95

III. HILL48 YIELD CRITERION

Hill proposed anisotropic yield criterion in 1948 [11]. Hill48 quadratic criterion for plane stress state can be written as follows:

$$f = \{(G + H) \sigma_{11}^2 + (F + H) \sigma_{22}^2 - 2H \sigma_{11} \sigma_{22} + 2N \sigma_{12}^2\}^{1/2} - \sigma_0 = 0 \quad (1)$$

where F, G, H and N are material constants and they can be determined according to stress or strain ratios. In this study, the model parameters were determined according to stress ratios:

$$\begin{aligned} F &= 0.5 [(1/\bar{\sigma}_{90}^2) + (1/\bar{\sigma}_b^2) - (1/\bar{\sigma}_0^2)] \\ G &= 0.5 [(1/\bar{\sigma}_b^2) + (1/\bar{\sigma}_0^2) - (1/\bar{\sigma}_{90}^2)] \\ H &= 0.5 [(1/\bar{\sigma}_{90}^2) + (1/\bar{\sigma}_0^2) - (1/\bar{\sigma}_b^2)] \\ N &= 0.5 [(4/\bar{\sigma}_{45}^2) - (1/\bar{\sigma}_b^2)] \end{aligned} \quad (2)$$

The angular variations of yield stress and plastic strain ratios could be determined by using the following equations:

$$\bar{\sigma}_\theta = \frac{1}{\sqrt{F \sin^4 \theta + G \cos^4 \theta + H (\sin^2 \theta - \cos^2 \theta)^2 + 2N \cos^2 \theta \sin^2 \theta}} \quad (3)$$

$$r_\theta = \frac{F \sin^4 \theta + G \cos^4 \theta + H (\sin^2 \theta - \cos^2 \theta)^2 + 2N \cos^2 \theta \sin^2 \theta}{G \cos^2 \theta + F \sin^2 \theta} - 1 \quad (4)$$

IV. RESULTS

Planar variations of mechanical properties (yield stress ratios and r values) and the shape of the yield surface were considered in this study in order to investigate the variation of anisotropy with plastic strain. The results predicted from Hill's quadratic criterion and comparisons with experiment were presented in Section 4.1 and 4.2, respectively.

4.1 Planar variations of mechanical properties

Hill48 coefficients of the material were calculated in four different plastic strain levels and the results were given in Table 3.

TABLE III
HILL48 COEFFICIENTS IN DIFFERENT PLASTIC STRAIN LEVELS

Plastic strain	F	G	H	N
0.002	0.56239	0.520227	0.479773	1.68990
0.02	0.62741	0.555465	0.444535	1.76809
0.05	0.59260	0.465554	0.534446	1.83066
0.18	0.65670	0.555574	0.444426	1.80709

After determination of the model parameters, the planar variations of the yield stress and plastic strain ratios were predicted and they were compared with experiments. The comparison results in different plastic strain levels were shown in Fig. 3 and 4.

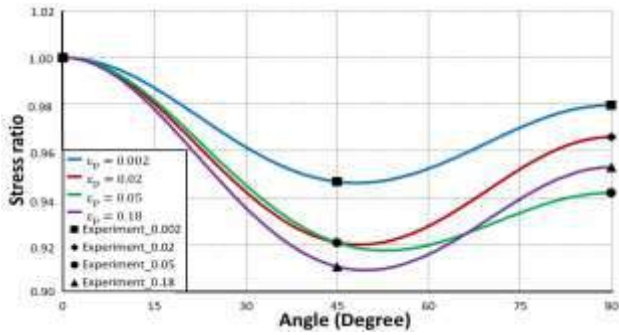


Fig. 3 Comparison of the predicted and experimental yield stress ratios in different plastic strain levels

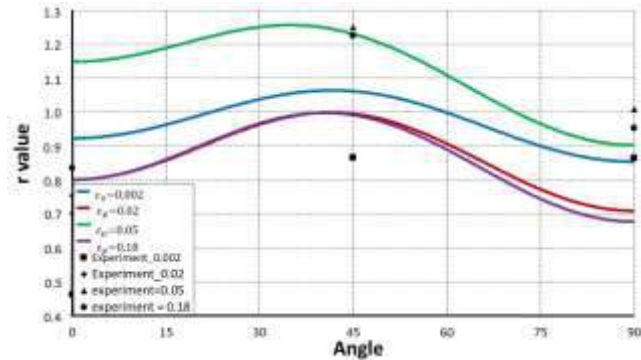


Fig. 4 Comparison of the predicted and experimental r values in different plastic strain levels

It is seen from Fig. 3 and Fig. 4 that Hill48 criterion could accurately predict the planar variation of the yield stress ratios for each plastic strain level, but the model couldn't predict the r value variation in the sheet plane. This is related to the identification procedure of the criterion. Yield stress ratios were taken as input in the identification, therefore the criterion could only predict the planar variation of the yield stress ratios.

4.2 Yield surface contours

Yield surface contours were plotted in the selected plastic strain levels to investigate the effect of anisotropy variation with plastic strain. Fig. 5 shows the computed Hill48 yield surfaces in the selected plastic strain levels.

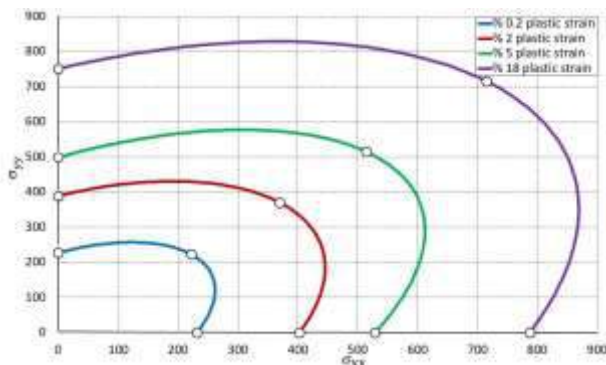


Fig. 5 Yield surface contours in different plastic strain levels

As it is seen from Fig. 5 that Hill48 criterion could successfully predict yield stresses along RD, TD and biaxial yield stress in each plastic strain value. In addition to that yield surface expands with plastic strain, but this expansion doesn't occur uniformly in all directions. This is due to the variation of anisotropy during plastic deformation. Yield stress ratios and r values change with plastic strain, therefore the coefficients of the yield criterion and the shape of the yield surface change with plastic strain.

V. CONCLUSIONS

In this study, the variation of the anisotropy with plastic strain was investigated for AISI-304 type stainless steel. Material anisotropy was defined with Hill48 quadratic yield criterion. Uniaxial tensile tests were carried out in three different directions, yield stresses and r-values of the material were determined in four plastic strain values to investigate the effect of plastic strain on material anisotropy. Then, Hill48 coefficients were determined in these plastic strain levels and the planar variations of yield stress and r-value of the material were predicted for each plastic strain level. The predicted results were compared with experiments and it was seen that the criterion could accurately predict the planar variation of the yield stress for each plastic strain. However, it couldn't predict the variation of r-values in the sheet plane. This is related to the coefficient identification procedure. In this study, Hill48 coefficients were determined according to yield stresses in RD, DD, TD and biaxial yield stress, r-values were not taken as input in the identification. Therefore, the criterion couldn't simultaneously predict the planar variation of the yield stress and plastic strain ratios. In addition to that, yield surface contours were predicted for each plastic strain level and it was observed that yield surface doesn't expand equally in all directions. Therefore, distortional hardening should be taken into account in finite element simulations.

REFERENCES

- [1] G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, 3rd ed., D. Bacon, Jr., Ed. London, United Kingdom: McGraw-Hill Book Company, 1988.
- [2] M. Atkinson, I.M. Maclean, "The measurement of normal plastic anisotropy in sheet steel," *Sheet Metal Ind.*, 1965, vol. 42, pp. 290-298.
- [3] D. Daniel, J. J. Jonas, "The elastic strain ratio, the Lüders strain ratio and the evolution of r-value during tensile deformation," *Textures and Microstructures*, vol. 19, pp. 175-188, 1992.
- [4] J. Savoie, Y. Zhou, J. J. Jonas, and S.R. Macewen, "Textures induced by tension and deep drawing in aluminum sheets," *Acta Materialia*, 1996, vol. 44, pp. 587-605.
- [5] H. Hu, "The strain-dependence of plastic strain ratio of deep drawing steel sheets determined by simple tension test", *Metall. Mater. Trans. A*, 1975, vol. 6A, pp. 945-947.
- [6] H. Hu, "Effect of plastic strain on the r value of textured steel sheet", 1975, *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 6A, pp. 2307-2309.
- [7] W. Truskowski, "Influence of strain on the plastic strain ratio in cubic metals. *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 7A, pp. 327-329.
- [8] R.P. Arthey, W.B. Hutchinson, "Variation of plastic strain ratio with strain level in steels", 1981, *Metall Trans A*, vol. 12A, pp. 1817-1822.
- [9] A.D. Yadav (2008) Process analysis and design in stamping and sheet hydroforming. PhD Thesis, The Ohio State University
- [10] S. Aleksandrovic, M. Stefanovic, D. Adamovic, V. Lazic, "Variation of normal anisotropy ratio r during plastic forming", 2009, *J. Mech. Eng.*, vol. 55, pp. 392-399.
- [11] R. Hill, "A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals", 1948, *Proc. Roy. Soc. Lond A Mat* vol. 193, pp. 281-297.

Numerical Analysis of Finned Pipe Performance Using Different Design and Material

Haydar Kepekci*

*Mechanical Engineering, Beykent University

Istanbul, Turkey

haydarkepekci@beykent.edu.tr

Abstract— An evaporator is a heat exchanger in which heat transfer is provided by changing the phase of one of the two fluids. The role of these elements in the system is to ensure that the cooling fluid evaporates and draws heat from the environment to be cooled. In this study, analyzes were carried out to investigate the effect of finned tubes of different geometries used in evaporators on heat transfer. After the most suitable geometry was determined as a result of the analysis, calculations were made for four different materials. As a result; It has been determined that the most suitable geometry is the helical blade and the material is copper. Comsol Multiphysics program was used in this study. The pipe length used in the calculations is 12.5 mm; pipe thickness is determined as 2.5 mm.

Keywords— Energy, Heat transfer, Computational Fluid Dynamics, Helical Blade, Finned pipe

I. INTRODUCTION

A well designed cooling system means reducing energy consumption while providing more cooling capacity. A cooling system consists of a compressor, condenser, evaporator, heat exchanger, and pipes. One of the important elements to be examined for efficiency increase of refrigeration cycles is the evaporator [1]. Evaporators used in various systems are shown in Figure 1.



Fig. 1. Evaporators used in various systems

Finned tubes can be used in all systems requiring heat transfer. Therefore, its usage areas are very wide. Steam coils, hot oil serpentine, drying machines, dehumidification systems, and air conditioning systems can be given as examples of the main areas where finned pipes are used. In addition, there are finned pipes in air conditioners, refrigerators, and fan stoves that we frequently use in daily life. Finned pipes are designed and produced according to the area of use. The heat requirement is high in some systems and low in others. Wing width and number of wings are also

determined according to this requirement. For example, in very hot environments, heat is spread by using large or dense finned pipes. Thus, the resistance of the machine against heat is increased. In the opposite cases, by changing the wing frequency and width, adaptation to the environment is achieved. Not all systems work with the same type of liquids or gases. Because the reactions of liquids and gases against the environment are not the same. For this reason, the use of fins varies according to the fluids in finned pipes. Pressure, temperature, and type of fluid determine the design of the blade. The blade is designed to reduce the pressure in high-pressure gas and liquid fluids. For this, the surface area is kept wide. To achieve this, large finned or multi-finned pipes are preferred. Different blades are preferred in high-temperature systems. For example, blades that provide fast circulation are used in systems operating with hot oil and water vapor.

Device manufacturers have turned to the use of internally grooved pipes to increase system efficiency. The material of grooved pipes used in industrial applications is generally preferred as copper. Finned tubes used in various systems are shown in Figure 2.



Fig. 2. Finned pipe used in various systems

There are many studies on the effect of the use of grooved pipes on heat transfer. Cavallini et al. (2000) stated that the use of these pipes has a positive effect on heat transfer and the reason for this effect is he stated that the increased heat transfer surface and the grooved surface enable the fluid to pass faster from the laminar to the turbulent region [2]. Doretti et al. (2005), in his experimental study, observed that the heat transfer in the halogen cooler condensation increases when the internally grooved pipes are used [3]. Lallemand et al. (2001) experimentally investigated the heat transfer state during evaporation using R407C refrigerant. As a result; found that the grooved pipe provides 15% higher heat transfer than the plain pipe [4]. The heat transfer state during evaporation was investigated by Kim and Shin (2005) using R22 and R410A refrigerants. As a result of the experimental study using

straight and grooved pipes, it has been observed that the heat transfer coefficient in the grooved pipe is 1.64-2.99 times higher [5]. Horuz et al. investigated theoretically and experimentally the effects of parameters such as air velocity, fin spacing, pipe diameter, evaporator temperature, and refrigerant type on the performance of air-cooled plate finned tube evaporators. Increasing the wingspan and air velocity has been seen that increases the heat transfer [6]. Kundu and Das examined different fin shapes for the arrangement of finned tube heat exchangers, which are of great importance in cooling and ventilation applications in the industry. In their work, they saw that the optimum heat transfer is an equilateral triangle-shaped array [7]. Altınışık et al. experimentally investigated the heat transfer in-plane finned tube evaporators depending on the fin spacing, heat exchanger length, and pipe array. As a result, he found that the heat transfer increased with the increase of the fin pitch [8]. Ereğ et al. numerically studied heat transfer and pressure drop in different blade geometries. When the wing height increases observed that heat transfer and pressure drop increased. The reason for this is interpreted as the increase in the heat transfer surface. Also when the heat exchanger tubes are elliptical another result of the work is that the heat transfer increases and the pressure drop decrease [9].

In this study, numerical calculations have been made on different parameters of finned tubes, as it greatly affects the operating performance of evaporators. First of all, in order to determine the network structure to be used in the analyzes to be made, calculations were made using geometries containing different numbers of meshes, and calculations were made under the same boundary conditions. Based on the result, it was decided to use the mesh file with 2 million grid cells. Next, the inner pipe geometry that provides the best efficiency is determined. As a result of the calculations, it has been observed that the heat dissipation increases with the use of grooved pipes in finned coolers. In order to determine the outer shape of the pipe, 4 different geometries were created and calculations were made under the same boundary conditions. Based on the results obtained, separate calculations were made for 4 different pipe materials by using one of the preferred geometries. The results obtained from the calculations were compared with each other. The main purpose of this study is to determine the finned tube geometry and material that will provide optimum heat transfer. Finned tube materials used in calculations; copper, aluminium, brass, and stainless steel are chosen.

II. MATERIAL AND METHODS

A. Mesh Independence

In order to compute the heat dissipation rate of each specific cooling finned pipe geometry and material, first of all, the mesh independence of each geometry ought to be checked. For this aim, mesh files containing tetrahedral mesh and hexahedral mesh containing 1 Million, 2 Million, and 3 Million grids were made. The view of the meshes structures with a different number of grid cells is given in Figure 3. All calculations were made with the CFD software COMSOL

Multiphysics. The only difference between case files used in calculations to determine mesh independence is the number of meshes they contain. The boundary conditions are the same except for that. In all calculations, the pipe material is copper, the geometry shape is a straight pipe without grooves, the air inlet temperature is 298.15 K, the air inlet velocity is 1 m/s, the water inlet temperature is 318.15 K, the water inlet velocity is 0.5 m/s. In the calculations, a notebook with "Intel (R) Core (TM) i7-4710HQ CPU @2.50GHz, four cores" was used. The mesh independence results for the cooling finned pipe geometry is provided in Table 1.

TABLE I
Comparison of the Mesh Type

Mesh Type	Grid Number	Heat Dissipation Rate [W/m.K]	Computational Time
Coarse	1 million	1.7148	25 min
Normal	2 million	2.0965	40 min
Fine	4 million	2.1942	1 hour 50 min

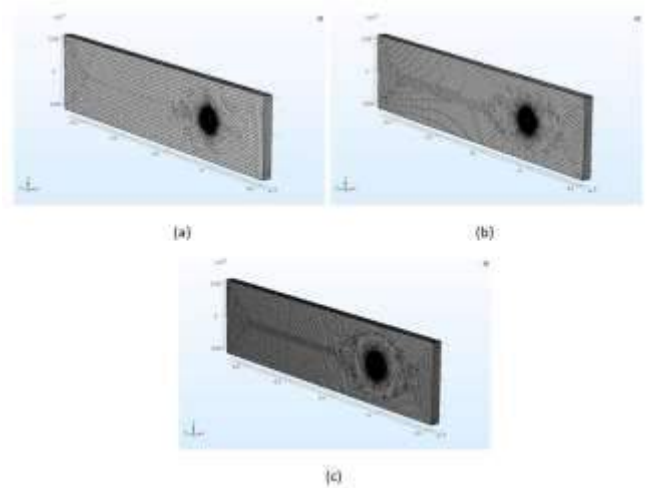


Fig. 3. General view of meshes containing different numbers of grid elements; a) 1 Million, b) 2 Million, c) 3 Million

As can be seen from Table 1 there is almost no difference between normal and fine meshes in terms of heat dissipation rate. However, the calculation time required for analysis is higher for fine mesh than for the other. Considering the time savings, the normal mesh with 2 million grids was preferred.

B. Determining the Inner Part of the Tube

Different calculations have been made using COMSOL to determine the proposed inner part of the cooling finned pipe shape. In the analyzes performed using grooved straight pipe and straight pipe without groove, the boundary conditions were accepted the same. The only difference between them; is the shape inside the pipe. The prepared geometries are given in Figure 4.

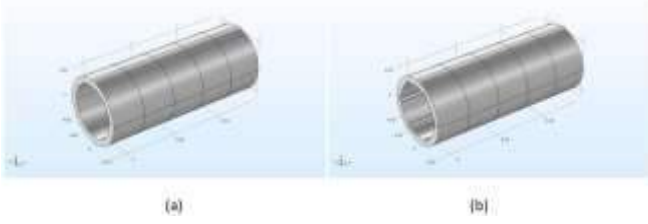


Fig. 4. The inner part of the cooling finned pipe; a) straight pipe without groove, b) grooved straight pipe

C. Determining the Outer Part of the Tube

Different calculations have been made using COMSOL to determine the proposed outer part of the cooling finned pipe shape. In the analyzes performed using the grooved straight pipe, helical grooves, disc-stack blades, and helical blades the boundary conditions were accepted the same. The only difference between them; is the shape outer the pipe. The prepared geometries are given in Figure 5.

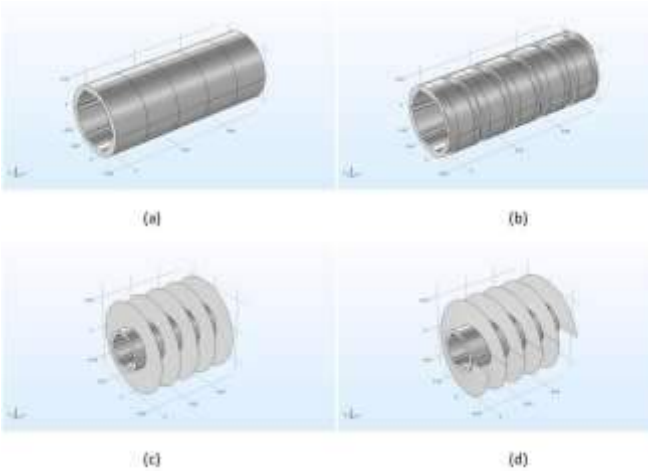


Fig. 5. The outer part of the cooling finned pipe; a) grooved straight pipe, b) helical grooves, c) disc-stack blades, d) helical blades

Detailed information about the dimensions of the finned tube designs used in the calculations is given in Table 2.

TABLE II
Mass and dimensions values for finned tubes of different designs

Design	Pipe Mass [kg]	Inner Fluid Volume [m ³]	Inner Heat Exchange Surface [m ²]	Outer Heat Exchange Surface [m ²]
Grooved straight pipe	1.492	3.227 x 10 ⁻⁴	0.06772	0.07847
Helical grooves	1.361	3.227 x 10 ⁻⁴	0.06772	0.08755
Disc-stack blades	1.492	3.227 x 10 ⁻⁴	0.06772	0.379
Helical blades	1.495	3.227 x 10 ⁻⁴	0.06772	0.3938

D. Determining the Material of the Finned Tube

Different calculations have been made using COMSOL to determine the material of the cooling finned pipe. The helical blade is used as geometry in all calculations. While choosing the material, finned tube materials used in the market were preferred. In the analyzes performed using copper, aluminium, brass, and stainless steel the boundary conditions were accepted the same. The only difference between them; is the material of the pipe. The physical properties of the materials used are given in Table 3.

TABLE III
Physical properties of materials used in the analysis

Material	Conductivity [W/m.K]	Density [kg/m ³]	Heat capacity [J/kg.K]
Copper	400	8960	385
Aluminium	205	2700	242
Brass	110	8530	380
Stainless Steel	44.5	7850	475

E. Governing Equations

These equations are based on the finite volume method consisting of the separate approach of the volume and surface integrals of the Navier-Stokes equations in steady state [10]. The governing equations for continuity, momentum, and energy can be expressed as follows;

Continuity equation;

$$\frac{\partial u_i}{\partial x_i} = 0$$

Momentum equation;

$$\frac{\partial}{\partial x_i} (u_i u_k) = \frac{\mu}{\rho} \frac{\partial}{\partial x_i} \left(\frac{\partial u_k}{\partial x_i} \right) - \frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial x_k}$$

Energy equation;

$$\frac{\partial}{\partial x_i} (u_i T) = \frac{k}{\rho c_p} \frac{\partial}{\partial x_i} \left(\frac{\partial T}{\partial x_i} \right)$$

III. RESULTS

The comparison of the heat dissipation rate obtained as a result of the calculations made for the inner part of the finned tube is given in the graph in Figure 6.

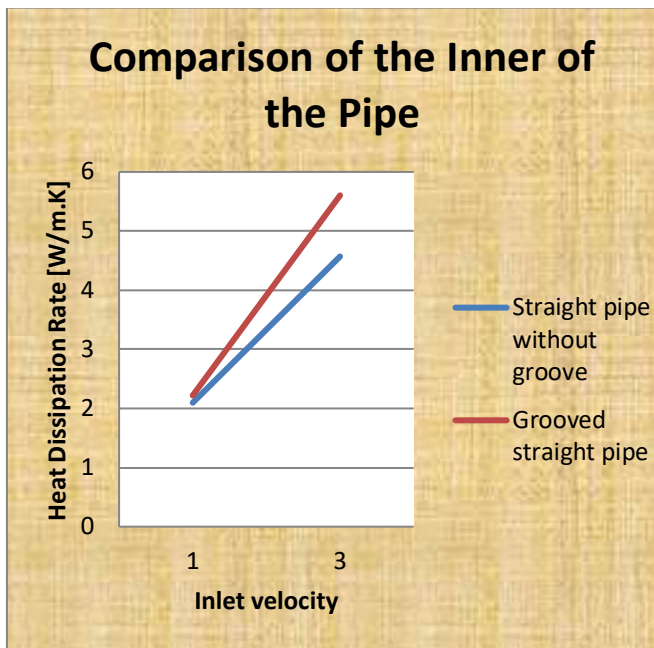


Fig. 6. The comparison of the heat dissipation rate for the different inner design

As a result of the calculations, it has been seen that a grooved straight pipe is more efficient in heat transfer compared to a straight pipe without a groove. The heat dissipation rate, which is 2.22 W / m.K when the grooved straight pipe is used for air velocity 1 m/s, decreases to 2.09 W/m.K when the straight pipe is used. If the air velocity is 3 m/s, the heat dissipation rate was 5.60 W/m.K when the grooved straight pipe was used, and 4.57 W/m.K for a straight pipe without groove. Also, as the flow rate increases; the difference is gradually increasing.

The comparison of the heat dissipation rate obtained as a result of the calculations made for the outer part of the finned tube is given in the graph in Figure 7.

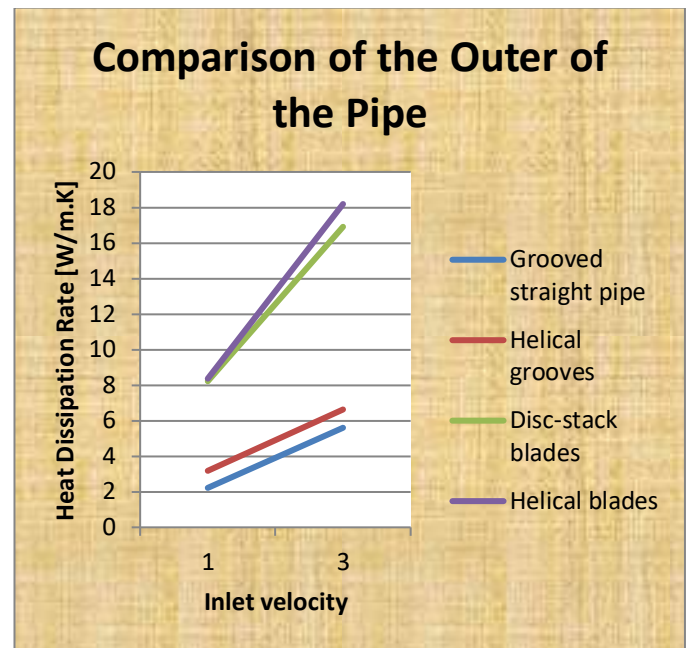


Fig. 7. The comparison of the heat dissipation rate for the different outer design

As a result of the calculations, it has been seen that a helical blade design is more efficient in heat transfer compared to others. The heat dissipation rate of 2.22 W/m.K when using a grooved straight pipe for air velocity of 1 m/s, 3.18 W/m.K when helical grooves are used, 8.22 W/m.K when disc-stack blades are used, 8.36 W/m.K when helical blades are used. If the air velocity is 3 m/s, the heat dissipation rate is 5.60 W/m.K when the grooved straight pipe is used, 6.63 W/m.K when helical grooves are used, 16.912 W/m.K when disc-stack blades are used, 18.20 W/m.K when helical blades are used. It was obtained as. Also, as the flow rate increases; the difference is gradually increasing. As can be seen from Table 2, the only difference between the geometries used in the calculations is the outer heat exchange surface. If the results obtained are evaluated together with Table 2, this can be explained by the fact that the increase in the outer surface area has a direct effect on the heat transfer efficiency.

The comparison of the heat dissipation rate obtained as a result of the calculations made for the material of the finned tube is given in the graph in Figure 8.

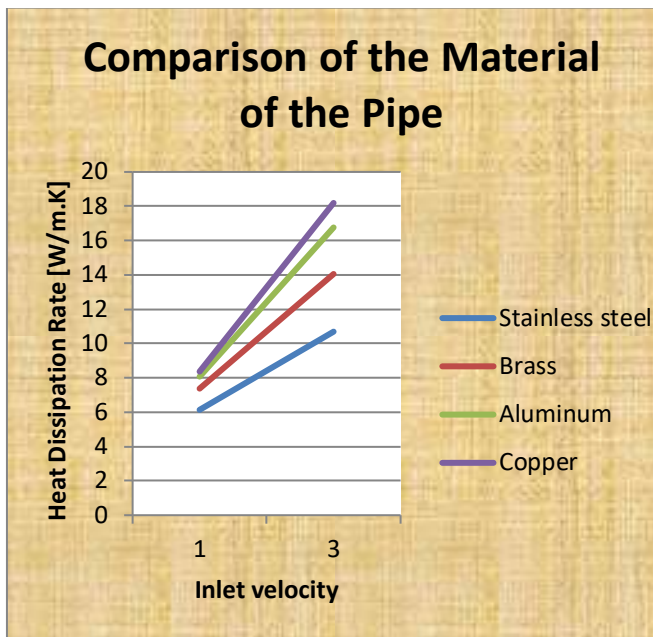


Fig. 8. The comparison of the heat dissipation rate for the different pipe material

As a result of the calculations, it has been seen that copper material is more efficient in heat transfer compared to others. Heat dissipation rate of 8.36 W/m.K when using copper pipes for air velocity of 1 m/s gives the result 8.07 W/m.K when aluminium is used, 7.37 W/m.K when brass is used, and 6.13 W/m.K when stainless steel is used. If the air velocity is 3 m/s, the heat dissipation rate is 18.194 W/m.K when copper pipes are used, 16.764 W/m.K when aluminium is used, 14.05 W/m.K when brass is used, and 10.60 W/m.K when stainless steel is used. Also, as the flow rate increases; the difference is gradually increasing. The main reason for this result is the thermal conductivity value of copper is higher than the other materials used.

IV. CONCLUSIONS

Numerical calculations have been made for different parameters related to finned tubes used in cooling systems. The effects of inner pipe shape, outer pipe shape, and pipe material changes on heat dissipation rate were examined. From the results obtained, it has been observed that grooved pipes are more advantageous than straight pipes, and heat transfer increases with the growth of the fin surface outside the pipe. It has also been noticed that as the rate of air inlets the evaporator, the heat transfer increases. Based on these results, it can be said that copper should be used as the finned tube material in cases where high heat transfer is desired. In the continuation of this study, wider analyzes can be made by including the issue of pressure drop.

References

- [1] Sarıçay T., Erbay B. "Kanatlı Borulu Buharlaştırıcının Kanat Aralıklarının Soğutma Etkinliği Üzerine Etkilerinin Sayısal İncelenmesi [Numerical Investigation of the Effects of Fin Spacers on Cooling Efficiency of Finned Tube Evaporator]", *Mühendis ve Makina*, vol. 49(584), pp. 2-8, 2008
- [2] Cavallini A., Del Col D., Doretti L., Longo G.A., Rossetto L. "Heat transfer and pressure drop during condensation inside horizontal enhanced tube", *International Journal Refrigeration*, vol. 23, pp. 4-25, 2000.
- [3] Doretti L., Fantini F., Zilio C. "Flow patterns during condensation of three refrigerants: microfin vs. smooth tube", *Proceeding of IIR International Conference Thermophysical Properties and Transfer Processes of Refrigerants*, Vicenza, Italy, September 31, 2005.
- [4] Lallemand M., Branescu C., Haberschill P. "Local heat transfer coefficients during boiling of R22 and R407C in horizontal smooth and micro-fin tubes", *International Journal Refrigeration*, vol. 24(1), pp. 57-72, 2001.
- [5] Kim M.H., Shin J.S. "Condensation heat transfer of R22 and R410A in horizontal smooth and microfin tubes, Department of Mechanical Engineering", *Korea Advanced Institute Science and Technology Science Town, Daejeon, South Korea*, May 10, 2005.
- [6] Horuz I., Kurem E., Yamankaradeniz R. "Experimental and Theoretical Performance Analysis of Air-Cooled Plate Finned Tube Evaporators", *International Communications in Heat & Mass Transfer*, vol.25, pp. 787-798, 1998.
- [7] Kundu B., Das P.K. "Optimum Dimensions of Plate Fins For Fin-Tube Heat Exchangers", *International Journal of Heat and Fluid Flow*, vol. 18, pp. 530-537, 1997.
- [8] Altınışık K., Akça M., Mat M.D., Karakoç F. "Düzlem Kanatlı Borulu Evaporatörlerde Isı Transfer Performansının Deneysel Olarak İncelenmesi [Experimental Investigation of Heat Transfer Performance in Plane Finned Tube Evaporators] ", *ULIBTK'99, Sakarya, Turkey*, February 28, 2000.
- [9] Ereğ A., Özerdem B., Bilir L., İlken Z. "Effect of Geometrical Parameters on Heat Transfer and Pressure Drop Characteristics of Plate Fin and Tube Heat Exchangers", *Applied Thermal Engineering*, vol. 25, pp.2421-2431, 2000.
- [10] Mutlu M., Kılıç M. "Three-Dimensional Conjugate Numerical Analysis of Fin and Tube Heat Exchangers with Various Fin Thermal Conductivity Values and Geometric Parameters", *Isı Bilimi ve Tekniği Dergisi*, vol. 36(1), pp. 85-98, 2016.

Benefits of Using Air-Oil Lubrication System in Rolling Mills

Aytaç AYDIN*, Recep DEMİRSÖZ⁺, Refik POLAT*

[#]Faculty of Engineering, Department of Mechanical Engineering, Karabuk University, Turkey
ayaydin@kardemir.com, refikpolat@karabuk.edu.tr

⁺ Faculty of Engineering, Department of Mechanical Engineering, Karabuk University, Turkey
recepdemirsoz@karabuk.edu.tr

Abstract— Today, in parallel with the development of the industry, the consumables and usage techniques used in the industry are also developing. Lubricants, which are among the first to use in industry, have been used since the wheel was invented. While the use of animal and vegetable based lubricants was common in ancient times, the use of fossil oil based lubricants has been increased in recent years. Base oil stocks were produced by extracting components out off suitable properties from raw oil with the technological developments experienced over time. The base oil industry, which started with petroleum refining, went through various stages in parallel with the demands of vehicle and equipment manufacturers.

It is common to use grease as a lubricant in rolling mill facilities at iron and steel industry. Grease is an oil in which a fluid oil and a viscosity enhancer change between solid and semi-fluid. The use of grease plays a pollutant role in the facility. In addition to the polluting factor, the effect of grease usage on operating costs has an important place.

In this study, the advantages of the air-oil system were mentioned which is preferred over the use of grease in Bar and Wire Rod Mill facilities. Mineral oil used as a lubricant is delivered to the lubrication points of the systems with the help of compressed air in air-oil systems. In such systems, the pre-calculated amount of oil is delivered to the relevant points in parallel with the constant air flow for a certain period of time. In this way, the amount of oil used remains at very low levels compared to grease lubrication systems. In addition, the polluting factor that occurs due to the grease structure is eliminated.

Keywords— Lubrication, Wire Rod Mill, Air-Oil, Grease, Iron and Steel

I. GİRİŞ

Yağ sektörü (üretim sanayisi), geniş uygulama ve kullanım alanlarına sahip ürünler içermektedir. Mineral esaslı yağ sektörü ürünleri, gelişen sanayi teknolojileri ile birlikte, makineleşmenin vazgeçilmez olarak küresel piyasalarda önemli bir yer edinmiştir. Buna paralel olarak, günden güne artan beslenme ve enerji ihtiyacı doğrultusunda bitkisel/hayvansal yağ sektörünün önemi her geçen gün artmaktadır [1]. Bozunma, kirlenme vb. gibi nedenlerle kullanılabilirliğini yitiren ürünler, uygun olmayan geri kazanım/bertaraf faaliyetleri sonucu insan ve çevre sağlığını tehdit etmektedir. İçerisinde metal, poliaromatik hidrokarbonlar (PAHlar), poliklorlu bifeniller (PCBler), polar bozunma ürünleri, heterosiklik aminler, halojenler vb. gibi sağlığa zararlı pek çok madde bulunabilen ve ekosistemi

olumsuz yönde etkileyebilecek potansiyele sahip olan atık yağların kontrollü bir şekilde bertaraf edilmesi gerekmektedir [2].

Bu çalışmada, Demir Çelik sanayisinde yarı mamül ve nihai ürün haddelemesi yapılan tesislerde yağlayıcı olarak gres yağı yerine air-oil sisteminin tercih edilmesinin sağladığı faydalar anlatılarak, farkındalık oluşturmak amaçlanmıştır.

II. YAĞLAR VE YAĞ ÇEŞİTLERİ

Hızla gelişen sanayi ve artan nüfus paralelinde yeni teknolojilerin gelişmesi, sanayide çok fazla kullanımı olan sarf malzemelerinin de üretiminin artmasını, geliştirilmesini kaçınılmaz kılmıştır. Makine endüstrisinin gelişmesine paralel olarak yağ sektörü ürünlerinin üretimi, çeşitliliği ve kullanımı artmıştır. Hareketli makine parçalarının temas eden yüzeyleri arasında sürtünmeyi azaltmak ve dolayısı ile aşınmayı azaltmak ve sürtünme kaynaklı ortaya çıkan ısının çalışma ortamından uzaklaştırılması amacı ile yağlama yapılmaktadır. Bu amaç için kullanılan yağlama ürünü olan madeni yağlar, ham petrolün işlenmesi sürecinde elde edilen mineral baz yağlardan üretilmektedir. Mineral esaslı madeni yağların performansı bazı durumlarda yetersiz kalabilmektedir. Bu nedenle, yağlama ürünlerinden beklenen verimi elde etmek amacıyla mineral baz yağların bazı özelliklerini geliştirmek veya yeni özellikler kazandırmak için "katkı maddeleri" olarak tanımlanan kimyasallar eklenmektedir. Bu katkı maddeleri köpük, korozyon önleme ve viskozite düzenleme gibi özelliklerin geliştirilmesini sağlamaktadır [3]. Mineral esaslı madeni yağların özellikleri baz yağların özellikleri ile sınırlı kalmaktadır. Ayrıca, petrol rezervlerinin azalması ve gelişen teknoloji ile daha kararlı özelliklere sahip yağlama ürünlerine ihtiyaç duyulmuş ve bu ihtiyacı karşılamak amacı ile laboratuvar koşullarında kimyasal sentez yoluyla sentetik yağlar üretilmiştir [4]. Düşük aşınma, düşük/yüksek sıcaklıklarda kullanım ve yakıt tasarrufu gibi birçok avantajı bulunan sentetik yağların maliyeti, madeni yağlara kıyasla daha yüksektir. Bu nedenle mineral ve sentetik olarak ikiye ayrılan madeni yağlara ilave olarak bileşiminde her ikisini de bulunduran ve yarı sentetik olarak isimlendirilen madeni yağlar da üretilmektedir. Yarı sentetik yağlar, sentetik yağlara oranla daha kısıtlı fiziksel ve kimyasal özelliklere sahip olmasına karşın daha ucuz olması sebebiyle tercih edilmektedir [5].

A. YAĞ ÇEŞİTLERİ

Endüstride farklı uygulamalar için kullanımda olan çeşitli sayıda yağlama yağı türleri mevcuttur. Bu kısımda çalışmanın konusu olan gresler ve mineral yağlar hakkında bilgiler verilmiştir.

1) Gresler

Gres hacminin %85 ile %95 'ini sıvı yağlayıcıların, geri kalanını ise kalınlaştırıcı ve katıkların oluşturduğu yarı katı bir yağlayıcı türüdür. Greste asıl yağlamayı sıvı yağ yapar. Gresteki katılaştırıcının yağlamaya etkisi hemen hemen hiç yoktur. Katıklar, yağlayıcı özelliklerini güçlendiren veya ilave özellikler kazandıran bileşenlerdir. Yüksek devirlerde çalışan rulmanlarda nispeten düşük viskoziteli yağ içeren koyu kıvamlı gres tercih edilmelidir. Demir çelik sektöründe olduğu gibi yüksek yük ve sıcaklıkta çalışan düşük devirli rulman ve yataklarda, yüksek viskoziteli yağ içeren yumuşak kıvamlı gresler kullanılır [4].

2) Mineral Baz Yağlar

Madeni yağların büyük bir bölümü, ham petrolün rafinerilerde işlenmesi ile elde edilen mineral baz yağlardan üretilir. Baz yağlar, kimyasal yapıları itibarı ile, madeni yağlara özelliklerini veren parafinik, naftenik ve aromatik hidrokarbonlardan oluşur. Bu nedenle mineral baz yağlar, kullanılma amaçlarına göre, bu özelliklerine uygun olarak seçilir. Tablo I'de Mineral Baz Yağların Viskozite İndeksine Göre Sınıflandırılması verilmiştir [6].

TABLO I

MINERAL BAZ YAĞLARIN VİSKOZİTE İNDEKSİNE GÖRE SINIFLANDIRILMASI

Özellikler	Düşük (LVI)	Orta (MVI)	Yüksek (HVI)	Çok Yüksek (XHV)
VI	< 20	20-85	85-110	> 140
Düşük Sıcaklıkta Akışkanlık	İyi	İyi	Zayıf	Zayıf
Solvent Gücü	İyi	İyi	Zayıf	Zayıf
Oksidasyon Stabilitesi	Zayıf	İyi	İyi	Zayıf
Katı Madde Responsu	Zayıf	Orta	İyi	Çok İyi
Uçuculuk	Yüksek	Orta	Düşük	Çok Düşük

Düşük viskozite indeksli baz yağlar (LVI) naftenik ham petrolerden elde edilir; vaks miktarı çok az olduğundan vaks giderme prosesine gerek olmaz. Bu gruptaki yağların viskozite

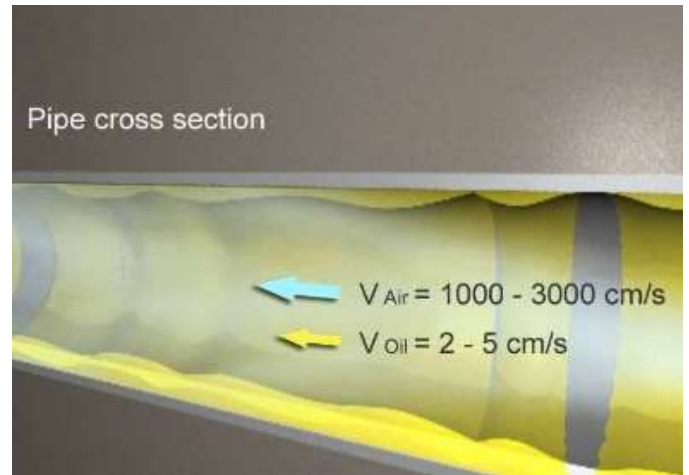
indeksleri sıfır dolayındadır; yani, viskozite/sıcaklık özelliklerini ve oksidasyona dayanıklılıkları zayıftır. Nötrleştirme kostik soda ile yapılır. LVI yağlar proses yağlarının ve greslerin üretiminde kullanılır.

Orta viskozite indeksli yağlar (MVI) naftenik ve parafinik ham petrol distilatlarından elde edilir ve sırasıyla MVIN ve MVIP şeklinde tanımlanır. MVIN yağların üretimi LVI yağlarda olduğu gibidir, ancak ayırma işlemi daha şiddetli koşullarda yapılır. Bu grup yağların düşük sıcaklık performansları çok iyidir; akışkanlıklarını ve çözücü özelliklerini korurlar. MVIP yağlarda, farklı olarak devaksing prosesi uygulanır. Düşük sıcaklık performansları MVI ye göre düşüktür, ancak katkı maddesi ilavesiyle akışkanlıklarını ve çözücü özelliklerini korurlar [6].

B. AIR-OIL YAĞLAMA SİSTEMİ

Sürekli gelişen teknoloji ile birlikte yağlama sistemleri uygulamalarında da gelişmeler yaşanmaktadır. Geliştirilen ve uygulamaya konulan teknikler arasında air-oil sistemi'nde yer almaktadır.

Air-oil sistemi temelde, yağlayıcı işlevi gören yağın, basınçlı hava yardımıyla, yağlama noktalarına sevk edilmesidir. Bu sistemde basınçlı hava ve yağ, belirli ve önceden belirlenmiş periyotlarda yağlama noktalarına aktarılmaktadır. Şekil 1.'de basınçlı hava ve yağ karışımının hortum/boru içerisindeki akışı ve örnek miktarları gösterilmiştir [7].



Şekil 1 Air-oil sistemi hortum/boru içi akış örneği [7]

Air-oil sisteminde yağ, spiral bir hareketle nihai yağlama noktalarına aktarılır. Bu sistemlerde basınçlı hava ve yağ asla karışmaz ve atomizasyon işlemi gerçekleşmez. Basınçlı hava akımı aynı anda yatağı soğutur ve kirleticilerin yatak yuvasına girmesini önlemek için yatak yuvasında pozitif bir basınç sağlar. Bu sayede yatak yuvalarına kirletici girişi olmadan en uygun ve ideal oranda yağ ulaştırılır. Şekil 2'de air-oil

sisteminde yağın spiral şekilde hortum içinden aktarımı gösterilmiştir.



Şekil 2 Air-oil sistemi hortum içi spiral akış örneği

Air-oil yağlama sisteminin gres yağlama ve diğer alternatif yağlama sistemlerine göre avantajları şu şekilde sıralanabilir.

- Yağlayıcı maliyetleri diğer yağlama sistemlerine göre oldukça düşüktür. Yağ sarfiyatı minimum düzeyde gerçekleşmektedir.
- Yatak ömürleri gres yağlama sistemi kullanılan yataklara göre daha uzun olmaktadır.
- İş güvenliği yönünden çalışma ortamı ve kullanılan ekipmanlar, gres yağlama sistemine göre daha güvenli olmaktadır.
- Gres yağlamada yaşanan ortam ve su temizliği problemi, air-oil sisteminde bulunmamaktadır.

Air-oil sisteminin kullanılmış olduğu hadde merdane yatağı Şekil 3.'te gösterilmiştir. Yatak çevresindeki temizlik durumu görülebilmektedir.



Şekil 3 Air-oil sistemi kullanılan hadde merdane yatağı

Gres yerine air-oil sistemi kullanıldığında yaklaşık olarak 100 birim gres yerine 1 birim yağ kullanılır [7]. Bu durum işletme maliyetlerine olan pozitif yansımayı göstermektedir. Ayrıca kullanılan yağ miktarının azalması, su başta olmak üzere çevre üzerinde minimum zararı beraberinde getirecektir.

Haddehanelerde, özellikle çelik profillerin sıcak haddelediği sıcak haddehanelerde, haddeleme işlemleri sırasında büyük miktarlarda gres ile kirlenmiş haddehane tufali elde edilmektedir. Bu haddehane tufali, yaklaşık %70 demir içerir ve yüksek demir içeriği nedeniyle değerli bir hammaddeyi temsil eder. Bu nedenle yeniden kullanılması gereklidir. Geleneksel olarak, bu amaçla, haddehane tufali sinter tesislerine verilir ve bir sinter karışımına eklenir. Haddehane tufali daha önce büyük ölçüde değişebilen ve %15'e kadar çıkabilen gres içeriğinden büyük ölçüde arındırılmamışsa, sinter tesisinde önemli zorluklarla karşılaşılabilir ve bunun sonucunda sinter tesisinde üretim duruşları meydana gelebilir [8]. Haddehane tufalinin yeniden değerlendirilmesi için gresten arındırılması zorunluluğu, air-oil sistemi kullanımının diğer bir avantajını göstermektedir.

Chiranjana Mandal , N Mondal , P Sahana , Rakesh , R Prasad yaptıkları çalışmada, Hindistan'da Bokaro soğuk haddehanesinde mevcut 5 tezgahın 2 tanesinde air-oil sistemi kurmuşlar, diğer 3 tezgahta gres yağlama sistemine devam etmişlerdir. Yapılan incelemeler sonucunda air-oil kullanılan tezgah rulmanlarında 1000 ton ürün başına 0,282 adet olan rulman tüketiminin, air-oil uygulaması sonrası 0,082 adet değerine kadar düştüğünü gözlemlemişlerdir. Rulman tüketiminin gres yağlama sistemine göre %71 azaldığını tespit etmişlerdir. Ayrıca 5 tezgahta gres yağlama sistemi kullanıldığında 3.000.000 ton üretim için 30.000 kg gres kullanıldığı, sadece 2 tezgahın air-oil sistemine çevrilmesinden sonra gres tüketiminin % 40 (12.000 kg) azaldığını tespit etmişlerdir. 2 tezgah için bu süreçte 135 litre Servo Steel 320 yağ kullanılmıştır. Sonuç olarak air-oil yağlama sisteminin çalışma sırasında optimum yağlama

sağlayarak yağ tüketimini azalttığı ve rulman performansını iyileştirdiği görülmüştür [9].

III. SONUÇ

Bu çalışmada, Demir Çelik Sanayisi Çubuk ve Kangal Haddehane tesisinde kullanılmakta olan yağlama sistemleri ile ilgili bilgiler verilmiştir. Kullanımı yaygın olan gres yağlama sistemine alternatif olarak geliştirilen ve teknolojik gelişmelere paralel olarak, gereksinimleri karşılayabilen air-oil yağlama sistemi çalışma prensibi, uygulaması ve avantajlarından bahsedilmiştir. Yapılan araştırmalara göre gres kullanım miktarına oranla çok düşük miktarlarda yağ kullanımı ile optimum düzeyde yağlama işleminin gerçekleştirildiği vurgulanmıştır. Gres kullanımına göre daha az yağ kullanımı ile birlikte, air-oil sisteminde yağlayıcının sıvı formunun basınçlı hava ile taşınarak kullanılması, çevresel etkileri minimize etmektedir. Ekipmanlarda gres kullanımı yerine air-oil yağlama sistemi kullanımı tercih edildiğinde, kirletici faktörlerin azaldığı belirtilmiştir. Air-oil sisteminin kullanımının yaygınlaştırılması, işletme maliyetleri, ortam temizliği ve iş güvenliği açısından olumlu katkı sağlayacaktır.

KAYNAKLAR

- [1] Top-Taşkaya, B. and Uçum, İ. "Türkiye'de Bitkisel Yağ Açığı," TEPGE BAKIŞ (Tarımsal Ekonomi ve Politika Geliştirme Enstitüsü) 14(2).2012
- [2] ATSDR "Toxicological profile for polycyclic aromatic hydrocarbons, Agency for Toxic Substances and Disease Registry," Georgia.1995
- [3] Akkurt, M. "Makina Elemanları, Birsen Yayınları, ," İstanbul.1982
- [4] Ay-Büyüknisan, P. "Analysis of The Effects of Different Additives on Base Oils, " Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.2013
- [5] Mobil1 (2014). Sentetik yağ nedir? [Online] <http://www.mobil1.com.tr/sentetik-yag nedir.aspx>
- [6] Prof.Dr.Bilsen Besergil website. [Online]. Available: <http://bilsenbesergil.blogspot.com/p/yaglar-yaglayc-maddeler-tekerlegin.html>
- [7] Hastec website. [Online]. Available: <http://www.hastec.com/air-oil-systems/what-is-air-oil-lubrication/>
- [8] Richard V. Fisher, Marc L. Caroff, "Method for degreasing rolling mill scale" United States Patent,1978
- [9] Chiranjnan Mandal , N Mondal , P Sahana , Rakesh , R Prasad " Air – Oil Lubrication for Work Roll Bearing to Optimise Mills Breakdown" TRIBOINDIA-2018

Process Management of Steam Trap Revision According to Welding Engineering Discipline

İsmail KALKAN¹, Atilla BAYTEMÜR², İdris KARAGÖZ³

Yalova Üniversitesi, Altınova Meslek Yüksekokulu, Cumhuriyet Mah. Atatürk Bulvarı 8. Sok. No:4 Altınova/Yalova-TURKEY
Yalova Üniversitesi, Altınova Meslek Yüksekokulu, Cumhuriyet Mah. Atatürk Bulvarı 8. Sok. No:4 Altınova/Yalova-TURKEY
Yalova Üniversitesi, Polimer Malzeme Mühendisliği, Merkez Yerleşkesi, Çınarcık Yolu Üzeri 77200 Yalova TURKEY

ismail.kalkan@yalova.edu.tr
atilla.baytemur@yalova.edu.tr
idris.karagoz@yalova.edu.tr

Abstract —

About 37% of Turkey's electricity consumption is used in industrial zones. This shows how important energy efficiency studies are in industry. Energy efficiency has been regulated in our country with the ENVER law.

It is known that there are densities emerging from the energy production point in systems that still work with central steam heating. The high condensation that occurs in the lines of the premises using steam mechanical systems for heat energy demand increases energy consumption and costs together with operational risks. In these enterprises, the efficiency, in general, depends on how much heat energy as a result of combustion is transported to the work fluid or place of use. In distribution lines, the major threat of steam flow lines is high condensation to heat losses. Returning of condensate in the flow through the distribution lines, thanks to steam traps. Steam traps are the equipment used in condensate steam systems to automatically dispose of the condensate, in other words, condensed water system list. Controlling and managing condensation in main distribution lines can provide gains of up to 10% in energy consumption. Therefore, the efficiency of a steam plant is directly proportional to how well the condensate collects.

Due to the high temperature and high pressure in the steam lines, the resistance of the pipes is of great importance in terms of ensuring the continuity of the system. Although welded manufacturing is generally known as a process, welding technology is actually a complex engineering discipline encompassing materials science, inspection, design, mechanical and electronic systems. Welding Engineering is an important branch of engineering that can find a place for itself in all processes and projects in the welded manufacturing industry.

In this study, we aimed to determine, apply and evaluate the processes in steam line steam trap revision according to welding engineering disciplines.

In this context, risks that may occur in terms of OHS are reduced, welded joints are obtained in accordance with the relevant NDT standards, predictions for possible thermal losses are determined, data for preventive & predictive maintenance are obtained, the use of certified qualified personnel positively affects labour and process costs, etc. findings were obtained.

Keywords— *Steam Lines, Steam Trap, Energy Efficiency, Condensate Water, Welding Engineering*

I. GİRİŞ

Türkiye elektrik enerjisi tüketiminin yaklaşık %37'si sanayi bölgelerinde kullanılmaktadır. Bu da sanayide enerji verimliliği çalışmalarının ne kadar önemli olduğunu göstermektedir. Enerji verimliliği ülkemizde ENVER Kanunu ile yasal mevzuata bağlanmıştır [1].

Sanayide birçok alanda enerji verimliliği uygulamaları ile karşılaşmaktayız. Bunlara endüstriyel yalıtım, atık ısı geri kazanım cihazlarının kullanımı, kojenerasyon uygulamaları, kazanlarda verimlilik uygulamaları, bakım yönetim sistemlerinin devreye alınması ve firmaların kendi bünyelerinde oluşturdukları özel verimlilik uygulamaları örnek olarak verilebilir.

Yakıtın kimyasal enerjisini yanma yoluyla ısı enerjisine dönüştüren ve bu ısı enerjisini iş akışkanına aktaran sistemlere kazan denir. Kazanlar; sıcak su veya istenilen basınç, sıcaklık ve miktarda buhar elde etmek amacı ile kullanılan ekipmanlardır. Kazanların verimi, yanma sonucu oluşan ısı enerjisinin hangi oranda iş akışkanına veya kullanım yerine taşınmasına bağlıdır. Yanma sonucu oluşan ısı enerjisinden ne kadar yüksek verim elde edilirse, yakıt tüketimi ve atık gaz miktarında o oranda azalma meydana gelir [2]. Yanma sürecinde elde edilen ısının verimli bir şekilde iş akışkanına aktarılmasıyla, akışkanının iş yapabilme potansiyeline sahip olması sağlanır. Bu potansiyel, farklı teknolojiler kullanılarak öncelikle mekanik enerjiye, sonrasında ise dağıtım kolaylığı ve kullanım rahatlığı açısından en çok tercih edilen enerji türü olan elektrik enerjisine dönüştürülür [3].

Söğüt ve ark. [4] göre, enerji verimliliği ve enerji yönetimi, enerji maliyeti ve çevresel etkileri nedeniyle sürdürülebilirlik açısından önemlidir. Merkezi ısıtma sistemlerinin (klasik buharlı veya kaynar sulu) çalışan bu sistemlerde, yoğun enerji kayıplarının olduğu bilinmektedir. Bu durum enerji tüketimini ve maliyetleri önemli oranda artırmaktadır. Dağıtım hatlarında karşılaşılan en önemli tehdit, ısı kayıplarına bağlı oluşan yüksek yoğunluktur. Yoğuşmuş suyun sistem dışına atılmasını sağlayan kondensatörler (buhar kapalı) aracılığıyla yoğunlaşma dağıtım hatlarından alınır ve geri dönüştürülür.

II. METOT

Doğalgazdan elektrik üreten powerplantın yaklaşık 400 metrelik buhar hattıyla ilgili yapılan çalışmalar 3 ana süreç olarak değerlendirilmiştir.

A. TEKNİK BİLGİLER

1) *Buhar Hattına Ait Bilgiler:* Sürecin sağlıklı yürütülebilmesi için, öncelikli olarak buhar hattına ait çeşitli bilgiler temin edilmiştir.

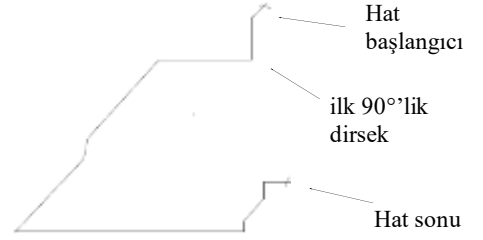
Yoğuşma suyu boru tesisatında kalırsa, kondens ile buhar arasında ısı transferi oluşacaktır. Zamanla biriken kondens buharla birlikte tesisat içinde hareket ederek başta koç darbesi olmak üzere, benzer birçok hasar meydana getirecektir. Bu nedenle buhar hattında oluşan kondensi, buharın kaçmasına izin vermeden tahliye etmek gerekmektedir. Kondens toplar (buhar kapanları), kondensi tahliye ederken buharın kaçmasına engel olmak, hava ve yoğuşmayan gazları tesisat dışına tahliye etmek gibi işlevleri de yerine getirmektedir. Sistemdeki yoğuşmanın kontrol edilmesi ve yönetilmesiyle, enerji tüketiminde ~%10 bir kazanım sağladığı bilinmektedir [4].

Sistemde kondensin geri döndürülmesi, ekonomik ve sistemin ömrü açısından kritik bir öneme sahiptir. Kondensin geri döndürülmeden dışarı atılması, su kaybı, enerji kaybı ve kimyasal kayba neden olmaktadır. Eğer sistemin dışına atılan kondens kadar sisteme yeni su alınmazsa, bu durum sistemde korozyona ve kireçlenmeye neden olacaktır. Benzer şekilde sistemde buhar yoğunlaşarak kondense dönüştüğünde, suda eriyen gaz suyun pH derecesini düşürerek boruları eritecektir [5] Bu nedenle kondensin geri döndürülmesi buhar tesisatları için önemlidir. Günümüzde kullanılan çok farklı kondens geri döndürme teknikleri mevcuttur [6]. Buhar tesisatında oluşan yüksek sıcaklık ve yüksek basınca sistemde kullanılan boruların dayanması, sistem sürekliliğinin sağlanabilmesi açısından oldukça önemlidir [3].

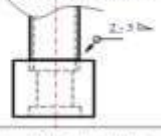
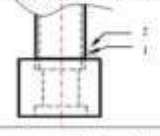
Kaynaklı imalat yöntemleri, tüm dünyadaki mamul üretiminin %50' sinden fazlasını oluşturan kritik bir imalat yöntemidir. Ekonominin hemen hemen bütün sektörleri, bir dereceye kadar kaynaklı imalat veya kaynaklı birleştirme teknolojisine bağlıdır. Kaynaklı imalat genelde bir proses olarak bilinmesine rağmen, kaynak teknolojisi gerçekte malzeme bilimi, muayenesi, tasarımı, mekanik ve elektronik sistemleri kapsayan karmaşık bir mühendislik disiplini [7].

Kaynak Mühendisliği, kaynaklı imalat endüstrisindeki bütün proseslerde ve projelerde kendisine yer bulabilen önemli bir mühendislik dalıdır. Amerika ve Avrupa Birliği üyesi ülkelerin ve bu ülkelere kaynaklı imalat ve ihracat yapan tüm işletmelerin kalite güvence sistemleri gereği kaynak mühendisi çalıştırma zorunluluğu vardır. Kaynak mühendisleri proje, imalat veya ürünlerin kaynaklı imalata uygunluğu bakımından tasarım aşamasından başlayıp son ürünün müşteriye teslimine kadar olan tüm süreçlerde etkinliğe sahiptir [8].

Kaynak mühendisi olmak için kaynak mühendisliği eğitimi almak gerekmektedir. İnşaat, Makine, Elektrik-Elektronik, Metalürji ve Malzeme, Gemi İnşaatı ve Uçak Mühendisliği gibi 4 yıllık lisans eğitimini tamamlayan kişiler, ilgili kurum/kuruluşların açtıkları 500 saatlik eğitime katıldıktan sonra yapılan sınavlarda başarılı olmaları durumunda tüm dünyada geçerliliği olan Kaynak Mühendisi unvanını almaktadırlar. Bu çalışmada; Kalkan Mühendislik'in "Buhar Kapanı Revizyonu Inspektor Raporu" adlı çalışmasından yararlanılmıştır.

Ekipman Tanımı	10" Sch40 CS Boru	Malzeme	A106 Grade B - 3000lb&aisi304
Dizayn Norm	ASME B31.3	Çalışma Basıncı	25 bar
Dizayn Basıncı	32 bar	Çalışma Sıcaklığı	250 °C
Dizayn Sıcaklığı	320 °C	Değerlendirme Kriteri	TS EN 5817 Genel kontrol
Atıf	--	Bakış Doğrultusu	min. 30°
Süreç	Ön imalat ve buhar hattı	İmalat Yöntemi	GTAW
Revizyon Konusu	Buhar kapanı grubu, drenaj hattı vanaları (drain vanaları) ve dip gider vanaları		
Hattın İzometrisi			

2) *Kaynağa Ait Bilgiler:* WPS bilgileri aşağıda verilmiştir.

ÖN KAYNAK PROSEDÜR SARTNAMESİ PRE WELDING PROCEDURE SPECIFICATION (PWPS)		WPS No: WPS 13-10 Date/Tarih: Rev:									
KAYNAK TİPİ BELAYLARI (Details Of Weld Joints)											
Yatırım Yatırı No: PWPS No:	PWPS-TH-1	Malzeme Spesifikasyonu: Material Specification:	3000 lb & AISI 304								
High Standard: Applicable Code:	TS EN ISO 15609	Malzeme Kalınlığı: Parent Metal Thickness:	~ 3 mm								
Kaynak Yöntemi / Uygulama: Welding Process / Type:	141	Boru Dip Çapı (mm): Pipe Outside Diameter:									
Kaynak Tipi: Joint and weld type:	PH-15G	Kaynak Pozisyonu: Welding Position:	<input type="checkbox"/> Flat/Plate <input checked="" type="checkbox"/> R/Borr/Tubr								
Kaynak Dizaynı / Joint Design		Kaynak Sırası / Welding Sequence									
											
Para Rası	Yatırım Prosesi	Dalgın Tel / Filer Wire		Akım Cüranı (A)	Voltaj Voltajı (V)	Akım Tipi Type of Current	Kaynak Hızı Speed (mm/min)	Isı Gelişim Hızı Heat Input (kJ/mm)			
1	141	Cap Size (mm)	Steel Class	Filler Wire	Gas exp	8 & 7	95-120	14-16	DC(-)	-	-
2	141	2.4	309 L	6 & 7	300-320	14-16	DC(-)	-	-	-	
<input checked="" type="checkbox"/> Gas / <input type="checkbox"/> Flux:	<input checked="" type="checkbox"/> Shielding <input type="checkbox"/> backing	999A / 91.02		Kök Dostek Parçası: Backing		<input type="checkbox"/> Evet/Yes <input checked="" type="checkbox"/> Hayır/No					
Gas Debit: Gas Flow Gas Flow Rate:	<input checked="" type="checkbox"/> Shielding <input type="checkbox"/> backing	7-10 l/min		Kök Dostek Malzemesi: Backing Material		-					
Tungsten Elektrot Tipi/Çapı: Tungsten Electrode Type/Size:	Ø 2.4 EWTs-2		Arkodun Yürmesi: Back Gauging		<input type="checkbox"/> Evet/Yes <input checked="" type="checkbox"/> Hayır/No						
Kaynak Ağzının Hazırlanması: Method of Prep. and Cleaning:	Mekarlı		Arkodun Yürme Yöntemi: Method of Back Gauging		-						
On Isınma: Preheat Temperature:	Min. 10 °C		Diğer Bilgiler: Other Info:		<input checked="" type="checkbox"/> BIDAz Pass <input type="checkbox"/> Dalgın Pass/Weara Road						
Posterior Arma Sıcaklığı: Interpass Temperature:	-		Açıklama: -		-						
Kaynak Sonrası Isıl İşlem: Post Weld Heat Treatment:	Isınma Hızı: Heating rate (°C/h)		Soğutma Hızı: Cooling rate (°C/h)		Bekleme Süresi: Holding time (min.)		Soğutma Hızı: Cooling rate (°C/h)				
<input type="checkbox"/> Evet/Yes <input checked="" type="checkbox"/> Hayır/No	-		-		-		-				
Hazırlayan / Prepared by: TWE				Kaynak Mühendisi/Welding Engineer:							

B. BUHAR KAPANI ÇALIŞMALARI

Powerplantın giydirilmiş bakım maliyetlerini en aza indirebilmek için duruş tarihi belirlenerek revizyon süreçleri için operasyonel adam/saat planlaması yapılmış ve süreç öncesi yapılması gereken ön imalatlar tespit edilmiştir. Ayrıca; sürecin güvenli bir şekilde yürütülebilmesi için İSG uzmanı, işletme mühendisi ve bakım teknisyenleri ile birlikte çeşitli risk analizleri yapılmış ve analiz sonucuna göre gerekli tedbirler alınmıştır.

Buhar kapanları ile ilgili çeşitli dokümantasyon ve piyasa araştırması yapılarak revizyonda kullanılacak en uygun buhar kapanı çeşidi powerplant yöneticileri ile birlikte belirlenerek tedariki sağlanmıştır. Revizyonda kullanılacak borular ve vanalar hattın tasarım/dizayn projelerinden yararlanılarak tedarik edilmiştir. Tedariki sağlanan bütün kaynak sarf malzemeleri, vanalar, borular, buhar kapanları vb. malzemelerin sipariş mektuplarına göre giriş kalite kontrolleri yapılmıştır.

Kaynaklı imalat süreci ile ilgili olarak, mesleki yeterliliğe sahip endüstriyel boru montajcıları ve 141 kaynak yönteminde en az PH-5G sertifikaya sahip %100 radyografik test verebilen kaynakçılar çalışmıştır.

Revizyonun yapılacağı gün, yüklenici firma çalışanlarının süreçle ilgili kişisel koruyucu donanım ve yasa gereği ibraz etmekle zorunlu olunan çeşitli evrakların beyanında bir eksik olmadığından sahaya girişleri yapılmıştır. Revizyon duruşu öncesinde atölyede ön imalatı yapılan buhar kapanı grupları ve izolasyon malzemeleri çalışma sahasına indirilerek ön çalışmalara başlanılmıştır. Buhar kapanı grupları, montaj istasyonlarına göre ayrılarak, boru kanalının kanal kapakları kaldırılmıştır. İzolasyonu açılacak bölgeler belirlenmiş ve izolasyonlar lokal olarak açılmıştır. Kaynakçı ve yardımcı personellere iş ile ilgili; kaynak tellerinin kontrolü, PWPS 'e göre parametrelere ayarı, Ø2,4 tungsten elektrot taş yönüne dik ve "dx3" formülüne göre biletilmesi, açılan kanal kapakları nedeniyle hava akımı etkisini azaltmak amacıyla gaz debisinin min. 7 lt/dk ayarlanması, kalınlık x 40Amper formülüne göre amper ayarlarının yapılması, çift paso kaynağın etkisiyle oluşabilecek krom çökmesi riskine karşı ITAB bölgesinin dışında kalan krom boruların hızlı soğutulması, %1 oranında oksijen karışımı Argon gazı kullanarak yüzey gerilimi ve distorsiyonun azaltılması vb. teknik bilgilerin aktarılması, yapılmıştır. Olası karışıklıkları önlemek amacıyla ilk dirsek bölgesinde bulunan buhar kapanı grubu 1 numara ile isimlendirilmiştir. Revizyonu yapılacak diğer istasyonlarda bu referansa göre isimlendirilmiştir. Atölyede ön imalatı yapılan buhar kapanı gruplarının yönü, ölçü kontrolü, kaynak kontrolü ve fittingslerin kontrolleri yapılmıştır. Hatta bulunan buhar kapanı grubu flex taş ile kesildiğinde hattan çok miktarda su geldiği görülmüştür. Bu durumun hattın soğumasına bağlı olarak normal olabileceği ancak, boru hattının imalat sürecinde yapılmış olunabilecek açısız hatalardan ve/veya soğuma sürecinde hattın basınçlı hava ile süpürülmemesinden de kaynaklanmış olabileceği değerlendirilmiştir. Eski buhar kapanı grupları ve drenaj hattı

vanalarının kesilmesi ve yerine yenilerinin kaynatılması sürecinde; kaynak bölgelerinin zımpara ile temizlenmesi, montajı yapılacak grup ve drenaj hattı vanası yerine monte edilmesi, montajı yapılan parçalara GTAW yöntemiyle, kök + kapak paso kaynakları yapılması, spiral hortum ile buhar kapanı grubu ve drenaj hattı vanasının bağlantılarının yapılması, revizyonu yapılan hatların alüminyum saclı izolasyonun yapılması işlemleri titizlikle sağlanmıştır. Bu titiz çalışmanın sonucunda yapılan NDT' lerde sadece 1 adet buhar kapanı grubunda gözenek tespit edilerek bu kusur prosedürler uygun bir şekilde giderilmiştir. Yine bu süreçte OG elektrik kablolarının boru hattına çok yakın mesafeden geçirildiği tespit edilerek rapor edilmiştir. Bu süreçlerin aynısı dip vanası revizyonları için de uygulanmıştır.

III. SONUÇLAR

Bu çalışmada, kaynak mühendisliği disiplini temel alınarak yürütülen revizyon çalışması başarılı bir şekilde tamamlanmıştır. Bu çalışmadan elde edilen genel sonuçlar aşağıdaki gibi özetlenebilir:

1. Buhar hattının mevcut durumunun genel olarak iyi olduğu görülmüştür. Buhar hattının boru alın ve dirsek birleşim (joint) kaynak dikişlerine ve ITAB bölgesine yapılan "VT ve MT" NDT kontrolünde çatlağa rastlanılmamıştır.
2. Genel olarak sistem iyi bir izolasyona sahiptir. Ancak lokal olarak bazı bölgelerde deformasyon başlangıçlarına ve yer yer dökülmelere rastlanmıştır. İzolasyonu açılan bölgelerde ise, izolasyon altı korozyonun başladığı ancak bunun önemli bir risk oluşturmayacak kadar az olduğu görülmüştür.
3. Hat ısıl genleşme açısından iyi durumdadır. İki buhar kapanı grubunda, buhar hattının ısıl hareketi dikkate alınmadığı ya da yanlış hesaplandığı için, gider hattı üzerinde deformasyonların oluştuğu görülmüş ve buhar kapanları değiştirilerek bu problemler düzeltilmiştir.
4. Sistemde kullanım sahasına inen ilk dirsekte bölgesinde ve buhar hattının orta kısımlarında kalan bölgelerde su kaldığı tespit edilmiştir. Bu suyun, hattın soğumasına bağlı olarak oluştuğu ya da montaj yapılırken gözden kaçan teknik bir hatadan kaynaklanabileceği düşünülmektedir. Bu problem giderilmezse, buharla kondens arasında ısı transferi devam edecek ve kondens buharla beraber sürüklenerek "Koç Darbelerine" neden olacaktır. Bu olumsuz duruma sebebiyet vermemek adına, hattın devrede olmadığı dönemlerde korozyon oluşumunu önlemek için, buhar kapanı gruplarının bypass vanalarının açılması ya da bu noktada hatta kalan suyun atılması için yaklaşık bir gün sonra dip gider vanalarının açılmasıyla giderilebilir. Benzer şekilde hat durdurulduğunda hattın içinin basınçlı

- hava ile süpürülmesi de kalan suyun sistem dışına atılmasını sağlayacaktır.
5. Boru kanalında ki yağmur sularının tahliye edilememesi durumunda, birikecek suyun yalıtım malzemesine ve buhar hattına zarar verme olasılığı bulunmaktadır. İncelemelerde yağmur suyunun yükseklik farkıyla bir havuza toplandığı ve bu havuzdan da pompa aracılığıyla sahada başka bir noktaya basıldığı tespit edilmiştir. Söz konusu pompa veya şamandıranın arızasına karşı “B eylem planı” alternatifinin oluşturulması veya arızadan haberdar olabilmek için ikaz-uyarı sistemi kurulması gerekmektedir.
 6. 1 numaralı buhar kapağı grubunun bulunduğu bölgede, kalın kesitli elektrik kabloları ile buhar hattının bir arada bulunduğu tespit edilmiştir. Yönetmelikte “enerji hattı ile boru tesisatları güvenli mesafede olmalıdır” ibaresi bulunmakta ve net bir uzaklık ölçüsü verilmemektedir. Konu ile ilgili çeşitli dokümanlar ve teknik şartnameler incelediğinde bu mesafenin en az 50 cm olması gerektiği görülmüştür. Bu bağlamda bu bölgede olası malzeme veya kaynak hatası sebebiyle dış kaçak yapan bir buhar kapağı grubunun tamirati gerçekleştirileceği düşünüldüğünde; gerek iş güvenliği, gerekse de enerji arzında bir problem oluşmaması için buhar ve elektrik hatları yönetmelik ve teknik gereksinimlere uygun bir şekilde birbirinden uzaklaştırmak suretiyle ayrılmalıdır.
 7. Revizyonu gerçekleştiren montaj ve kaynakçı personellerinin, uygulama ve el becerileri yönünden iyi durumda oldukları gözlemlenmiştir. Ancak teorik konularda çeşitli (kaynak kabiliyeti, malzeme bilgisi vs.) eğitimler verilmelidir.
 8. Gelecek dönemlerde yapılacak revizyonlar için, revizyon öncesinde; yüklenici firma ile birlikte malzeme seçimi, elektrot seçimi, WPS hazırlama vb. çalışmalar yapılmalı ve yapılacak çalışma sonucunda elde edilen veriler ile mevcut bu revizyonda elde edilen tecrübeler teknik şartname haline getirilerek sözleşmeye dahil edilmelidir.

- [4] M. Z. Söğüt, T. Hikmet ve Olcay Kıncay, “Buharlı Isı Sistemlerinde Ana Hatlarda Oluşan Yoğuşmanın Enerji Ekserji Ve Çevresel Performanslar Üzerinde Etkilerinin İncelenmesi”, Makina Mühendisleri Odası Yayınları, *Teskon 2017*, Sf 1383-190.
- [5] E. Burkut, “Buhar Kazanı Besi Suyu Hazırlama Teknikleri İçinde Ters Osmos Cihazının Ekonomik Yeri”, III Ulusal Tesisat Mühendisliği Kongresi Ve Sergisi, MMO Yayınları, Sf 840
- [6] R. Küçükçalı, “Buhar Tesisatı” IV. Ulusal Tesisat Mühendisliği Kongresi ve Sergisi, sf 258
- [7] <https://gedikegitimvakfi.org.tr/uluslararası-kaynak-muhendisligi>
- [8] <https://weldwolf.com/kaynak-muhendisligi-nedir-is-imkanlari-nelerdir/>

REFERENCES

- [1] S. Karyeyen, M. H. Aksoy, M. Özgören, “Konya Sanayisinde Enerji Verimliliği”, Mevlana Kalkınma Ajansı Bölgesel Araştırma Raporları serisi yayın no:5. Sf3 -6 2012
- [2] Y. Yakışır, “Demir Çelik Üretimi Yapan Entegre Bir Tesiste Atık Gazlarla Çalışan Buhar Kazanının Teknik Ve Ekonomik Analizi”, Makina Mühendisliği Yüksek Lisans Tezi sf41- Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, Türkiye, Ocak 2010
- [3] M. Çürüksulu, “50 Mwe Kurulu Güçteki Düşük Kaliteli Linyitle Çalışan Bir Termik Santral İçin Buhar Kazanı Tasarımı”, Makina Mühendisliği Yüksek Lisans Tezi sf3, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, Türkiye, Haziran 2006

Use of Ore-Based Metallic Raw Materials as an Alternative to Scrap for Steel Production in Electrical Arc Furnace (EAF)

Musa Ataş[†] and Gürel Çam^{*}

[†]*Institute of Engineering and Sciences, Iskenderun Technical University,
31200 Iskenderun-Hatay, Turkey
m.atas1988@hotmail.com*

^{*}*Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering and Natural Sciences,
Iskenderun Technical University, 31200 Iskenderun-Hatay, Turkey
gurel.cam@iste.edu.tr*

Abstract—there has been a worldwide increase in the use of ore-based metallic raw materials for steel production by electrical arc furnaces in recent years. The limited supply of scrap and the constraints resulting from the use of scrap during steel production are the main reasons for this increase. Another reason for the increased use of ore-based raw materials is the increasing demand for cleaner (higher toughness and weldable) structural steels in the last 30 years due to natural disasters such as earthquakes. Chemical purity of ore-based metallic raw materials such as direct reduced iron (DRI) and hot briquetted iron (HBI) make these products very valuable for the production of clean steel. The purpose of this study is to investigate the advantages of the use of ore-based metallic products such as direct reduced iron (DRI) and hot briquetted iron (HBI) as raw materials in steelmaking by electric arc furnace. Moreover, the benefit of clean steel production and production optimization by the use of ore-based metallic raw materials will also be discussed. In this study; heats produced by using 100% ore based metallic raw materials in an electric arc furnace and heats produced by using 100% scrap were investigated. The chemical composition of ore-based metallic raw materials is beneficial for clean steel production by containing elements such as copper (Cu) and tin (Sn) in lower amounts. Besides; the graphite electrode consumption and energy consumption have been examined and its benefit to production optimization has been shown.

Keywords — Direct reduced iron (DRI), Hot briquetted iron (HBI), Electric arc furnace (EAF), Scrap, Sponge iron

Özet—Son yıllarda tüm dünyada elektrik ark ocaklarında çelik üretiminde cevher bazlı metalik hammadde kullanımında artış söz konusudur. Bu artışın ana nedenleri hurda arzının sınırlı olması ve çelik üretimi sırasında hurda kullanımından kaynaklanan kısıtlamalardır. Cevher bazlı hammaddelerin artan kullanımının bir başka nedeni, son 30 yılda deprem gibi doğal felaketler nedeniyle daha temiz (yüksek tokluğa ve kaynak edilebilirliğe sahip) yapısal çeliklere olan talebin artmasıdır. Doğrudan indirgenmiş demir (DİD) ve sıcak briketlenmiş demir (SBD) gibi cevher bazlı metalik hammaddelerin kimyasal saflığı, bu ürünleri temiz çelik üretimi için çok değerli kılmaktadır. Bu çalışmanın amacı, elektrik ark ocağı (EAO) ile çelik üretiminde hammadde olarak doğrudan indirgenmiş demir (DİD) ve sıcak

briketlenmiş demir (SBD) gibi cevher bazlı metalik ürünlerin kullanımının avantajlarını ortaya koymaktır. Ayrıca, cevher bazlı metalik hammadde kullanılarak yapılan çelik üretiminin temiz çelik üretimine ve üretim optimizasyonuna yönelik sağladığı faydalar da tartışılacaktır.

Bu çalışmada cevher bazlı metalik hammaddelerin elektrik ark ocağında %100 kullanılması ile elde edilen ve % 100 hurda kullanılarak üretilen dökümler incelenmiştir. Cevher esaslı metalik hammaddelerin kimyasal kompozisyonlarında düşük miktarda bakır(Cu), kalay (Sn) gibi elementleri bulundurmasıyla temiz çelik üretimine katkısı gösterilmiştir. Ayrıca; grafit elektrod tüketimi ve enerji tüketimi yönünden incelenmesi ile üretim optimizasyonuna olan faydası gösterilmiştir.

Anahtar Kelimeler — Doğrudan indirgenmiş demir (DİD), Sıcak briketlenmiş demir (SBD), Elektrik ark ocağı (EAO), Hurda, Sünger demir.

I. GİRİŞ

Dünya nüfusundaki artışa paralel olarak son yıllarda elektrik ark ocağı yöntemiyle çelik üretimi dünya çapında artmaya devam etmektedir. Dünya çelik üretiminin özellikle de deprem gibi doğal felaketler sonucu temiz (yüksek tokluğa ve kaynaklanabilirliğe sahip) çelik üretiminin son yıllarda artması; elektrik ark ocakları ile çelik üretiminde cevher esaslı metalik hammadde kaynaklarının kullanılmasında da artışları beraberinde getirmiştir. Doğrudan indirgenmiş demir (DİD; direct reduced iron – DRI) ve sıcak briketlenmiş demir (SBD; hot briquetted iron – HBI) gibi sünger demir kaynaklarının kimyasal saflığı bu ürünleri temiz çelik üretiminde, özellikle de yüksek tokluk ve kaynak kabiliyetine sahip inşaat demiri ve çelik konstrüksiyonlarda kullanılan yapısal çelik levhaların üretiminde, daha değerli hale getirmiştir.

Elektrik ark ocağında besleme ve işletme uygulamaları bir dizi faktöre bağlı olarak çelikhaneden çelikhaneye farklılık göstermektedir. Bu faktörlerden en önemlisi kuşkusuz hammadde arzıdır [13]. Bu nedenle şarj malzemelerinin seçiminde herkese uyan tek bir boyut yoktur. Fakat, her

demir-çelik fabrikası için ortak amaç kalite standartlarını yakalayabilecek çeliği minimum maliyet ile üretebilmektir. Elektrik ark ocağı yöntemiyle çelik üretiminde hammadde olarak kullanılan malzemelerin değeri; bu malzemelerin tedarik maliyetlerinin ötesine geçmiştir. Bu malzemelerin çelik üretim maliyetini nasıl etkilediği; kullanımdaki yani proses içerisindeki değerini belirlemektedir. Bu nedenle cevher esaslı malzemeler; kimyasal yapısı gereği ocak içerisine sağladığı kimyasal enerji katkısı ve cüruf köpürme pratiğini geliştirmesi sonucu refrakter tüketim maliyetini düşürmesi dolayısıyla son yıllarda çelik üretiminde kullanılan önemli hammadde kaynakları arasındaki yerini almıştır [2].

Cevher esaslı metalik hammaddeler ark ocağına sürekli besleme yöntemiyle şarj edilebileceği gibi hurda ile birlikte harmanlanarak hurda sepeti içerisinde de ocak içerisine şarj edilebilir. Bu bölümde, demir-çelik üretiminde kullanılan cevher esaslı metalik hammaddeler ve elektrik ark ocaklarında gerçekleştirilen çelik üretiminde hurda kullanımında karşılaşılan sorunlar tartışılacaktır.

A. Cevher Esaslı Metalik Hammaddeler

Cevher esaslı metalik hammaddeler, esas olarak doğrudan indirgeme tesislerinde demir cevherinin indirgenmesiyle üretilen ve demir çelik endüstrisinde hammadde olarak kullanılan çeşitli metalik demir biçimleridir.

Doğrudan indirgenme prosesi; demir oksidi demirin ergime sıcaklığının altında metalik demire indirgeyen işlemleri ifade eder. Bu işlemler sonucu doğrudan indirgenmiş demir (direct reduced iron-DRI) ve sıcak briketlenmiş demir (hot briquetted iron-HBI) ürünleri elde edilir [1-3].

1) Doğrudan İndirgenmiş Demir (Direct Reduced Iron-DRI)

Demir oksit peletleri içerisinde kimyasal olarak bağlı olan oksijeni, ergitme işlemi olmadan (diğer bir ifadeyle demirin ergime sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta) uzaklaştırarak elde edilen birinci sınıf cevher bazlı metalik bir hammaddedir [3, 4]. Doğrudan indirgenmiş demir peletleri Şekil 1'de gösterilmektedir. Bu ürün yüksek metalizasyon derecesine sahip, belirli oranlarda oksit ve gang içeren, gözenekli yapıda olup kararlı bir bileşime sahiptir.

Doğrudan indirgenmiş demir peletleri kimyasal olarak çok reaktiftir. Bu nedenle, güvenli nakliye ve depolama için özel önlemler gerektirir.

2) Sıcak Briketlenmiş Demir (Hot Briquetted Iron-HBI)

Sıcak briketlenmiş demir ise; doğrudan indirgenmiş demirin yoğunlaştırılmış briket formudur [5, 6]. Şekil 2'de sıcak briketlenmiş demir külçeler gösterilmektedir. Reaktörden çıkan ve hala sıcak olan (sıcaklığı 550-700 °C arasında olan) doğrudan indirgenmiş demirin briketleme makinesinden geçirilmesiyle üretilir. Sıcak briketlenmiş demir, kolay ve güvenli bir şekilde taşınabilen ve elleçlenebilen (istiflenebilen) yoğun briketler oluşturmak için yüksek sıcaklıkta briket haline getirilmiş bir doğrudan indirgenmiş demir formudur (şeklidir).



Şekil 1 Doğrudan indirgenmiş demir



Şekil 2 Sıcak briketlenmiş demir

B. Elektrik Ark Ocaklarındaki Çelik Üretiminde Hurda Kullanımında Karşılaşılan Sorunlar

Elektrik ark ocağı ile çelik üretiminde hurda kullanımında karşılaşılan sorunlar şunlardır [7-13]:

- 1) Hurda içerisinde; bakır (Cu) ve kalay (Sn) gibi çelik üretiminde sorun teşkil eden iz elementlerin varlığı.
- 2) Hurda içerisindeki yalıtkan malzemelerin elektrod kırılmasına sebep olması.
- 3) Hurda içerisindeki patlayıcı ve radyoaktif malzemelerin varlığı.
- 4) Hurda içerisindeki toprak dolayısıyla kükürt (S), fosfor (P) gibi çelik üretiminde sorun teşkil eden elementlerin varlığı.
- 5) Hurda piyasasındaki fiyat dalgalanmaları nedeniyle hurda tedarikinde sorunlar oluşması.
- 6) Elektrik ark ocağına hurda şarjı sırasında ocak panellerinde hasar oluşması.
- 7) Ocak içerisinde hurda göçmesi sonucu elektrod kırılması sonucu üretim kaybı.
- 8) Hurda şarjı sırasında ocak kapağı açıldığından ısı ve enerji kaybı yaşanması.

Yukarıda özetlenen ark ocaklarında demir-çelik üretiminde karşılaşılan bu güçlükler son yıllarda daha temiz çelik üretimini mümkün kılan demir esaslı hammaddelerin kullanımını artırmıştır.

Bu çalışmada, elektrik ark ocağında yapılan çelik üretiminde hurda yerine doğrudan indirgenmiş demir peletleri ve sıcak briketlenmiş demir külçelerinin kullanımının avantajları araştırılmıştır. Bu bağlamda, %100 doğrudan indirgenmiş demir ve %100 sıcak briketlenmiş demir kullanılarak üretim gerçekleştirilmiş ve bunlara ilaveten mukayese amaçlı olarak %100 hurda demir ile de üretim yapılmıştır. Üretilen bu çeliklerin hem kimyasal kompozisyonları gibi özellikler hem de bu işlemlerin üretim değerleri karşılaştırılmıştır.

II. MATERYAL VE METOD

Bu çalışmada, cevher esaslı metalik malzeme kullanımının elektrik ark ocaklarında kullanımının avantajlarını ortaya koymak için % 100 hurda ve % 100 cevher esaslı metalik hammaddelerin kullanımı ile çelik üretimi yapılarak elde edilen çeliklerin kimyasal özellikleri ve üretim değerleri belirlenmesi amaçlanmıştır.

Bu bağlamda, hurda ve iki farklı cevher bazlı metalik hammadde kullanılarak yapılan çelik üretimi Tenova marka 340 tonluk ultra yüksek güçlü bir elektrik ark ocağında (340 tonluk UHP EAF, Transformer Gücü: 240 MVA-AC) gerçekleştirilmiştir. Bu elektrik ark ocağında çelik üretiminde hurda, doğrudan indirgenmiş demir ve sıcak briketlenmiş demir kullanılmıştır. Çalışmada kullanılan hurda ile doğrudan indirgenmiş demir ve sıcak briketlenmiş demirin kimyasal kompozisyonları Panalytical Zetium marka XRF cihazında gerçekleştirilen X-ışını floresans spektrometresi ile tespit edilmiştir. Çizelge 1’de bu çalışmada çelik üretiminde hammadde olarak kullanılan hurda, doğrudan indirgenmiş demir ve sıcak briketlenmiş demirin bu analizler sonucu elde edilen kimyasal kompozisyonları verilmektedir. Ayrıca, hurda ile doğrudan indirgenmiş demir ve sıcak briketlenmiş demir kullanılarak üretilen çeliklerin % Cu ve % N miktarları ise S3 MiniLAB 300 cihazında gerçekleştirilen Metal Analiz Spektrometresi ile belirlenmiştir. Bunlara ilaveten, üç farklı hammadde (hurda, doğrudan indirgenmiş demir ve sıcak briketlenmiş demir) ile yapılan çelik üretim değerleri de belirlenmiştir.

ÇİZELGE I

HURDA VE CEVHER BAZLI METALİK HAMMADDELERİN KİMYASAL KOMPOZİSYONLARININ KARŞILAŞTIRILMASI

	HURDA	SBD (HBI)	DİD (DRI)
Toplam Fe	94	90	91
Metalik Fe	90	84	85
Metalizasyon	96	93	93
% C	0,08	1,5	2,5
% P	0,060	0,010	0,020
% S	0,080	0,020	0,030
% Gang	4,25	4,50	5,00

Bir aylık süre boyunca doğrudan indirgenmiş demir ve sıcak briketlenmiş demir hammaddelerin her biri ile 340

tonluk 25er döküm (toplam 50 döküm) yapılmıştır. Karşılaştırma amacıyla hurda kullanılarak da 340 tonluk 3 döküm gerçekleştirilmiştir. Bu şekilde farklı hammaddeler ile yapılan çelik üretimlerindeki elektrik tüketimi, elektrod tüketimi ve üretim hızı ortalamaları tespit edilmiştir. Ayrıca, her bir hammadde ile üretilen çelikteki % Cu ve % N oranları da belirlenmiştir.

III. DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA

Üç farklı hammadde kaynağının elektrik ark ocağında kullanılması ile yapılan üretimler sonucu elde edilen deneysel bulgular Çizelge 2 ve Çizelge 3’te özetlenmiştir.

Çizelge 2, üç farklı hammadde (hurda, doğrudan indirgenmiş demir ve sıcak briketlenmiş demir) ile yapılan çelik üretim değerlerinin bir karşılaştırılmasını vermektedir. Bu çizelgeden görüleceği üzere, doğrudan indirgenmiş demir ve hurda ile yapılan üretimleri karşılaştırdığımızda sıvı çelik veriminin aynı değerde olması ile birlikte, sıcak briketlenmiş demir kullanılarak yapılan çelik üretiminde sıvı çelik veriminin %1 oranında daha düşük olduğu gözlemlenmiştir.

ÇİZELGE II

HURDA VE CEVHER BAZLI METALİK HAMMADDELER İLE YAPILAN ÜRETİM DEĞERLERİNİN KARŞILAŞTIRILMASI

	HURDA	SBD (HBI)	DİD (DRI)
% Verim	86	85	86
Elektrik Tüketimi (kwh/ton çelik)	440	550	450
Elektrod Tüketimi (kg/ton çelik)	1,5	1,6	1,2
Üretim hızı (ton çelik/saat)	240	288	320

Elektrik ark ocağı çelik üretim endüstrisinde elektrod tüketimi üretim maliyetlerini etkilemesi açısından önemli bir parametredir. Bu nedenle üretim optimizasyonu açısından incelenmesi gereken bir değerdir. Çizelge 2’den de görüleceği üzere, doğrudan indirgenmiş demir kullanılarak yapılan dökümlerdeki elektrod tüketimi hurda ve sıcak briketlenmiş demir kullanılarak yapılan dökümlere nazaran daha düşük olduğu gözlemlenmiştir. Döküm sürelerini baz alarak incelenen üretim hızı değerlendirildiğinde cevher esaslı hammaddelerin kullanılması ile elde edilen dökümler ile üretilen çelik miktarlarının hurda kullanılarak üretilen çelik miktarlarına göre daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Çelik üretiminde önemli bir parametre olan elektrik tüketimi açısından inceleme yapıldığında ise her iki cevher esaslı hammadde kaynakları ile yapılan üretimlerde kullanılan elektrik enerjisinin, özellikle de sıcak briketlenmiş demir kullanılarak yapılan üretimde, hurda kullanılarak yapılan üretime göre daha fazla olduğu belirlenmiştir. Ancak, her ne kadar elektrik sarfıyatı açısından demir esaslı metalik hammaddelerin kullanımı dezavantajlı gibi görülsün de, çelik üretimindeki en önemli parametrelerden biri olan döküm sürelerini baz alarak belirlenen üretim hızı açısından hurdaya nazaran çok avantajlı oldukları açıkça görülmektedir.

Çizelge 3'te de bu hammaddeler ile yapılan üretim sonucu elde edilen çeliklerin kimyasal analizi sonucu tespit edilen haddeleme işlemini etkileyecek %Cu ve %N miktarları verilmektedir. Bu çizelgeden görüleceği üzere, hurdayla üretime nazaran hem doğrudan indirgenmiş demir hem de sıcak briketlenmiş demir ile yapılan üretim sonucu elde edilen çeliğin Cu ve N oranı çok daha düşüktür. Diğer bir deyişle, her iki cevher bazlı hammadde ile daha temiz çelik elde edilmektedir. Dolayısıyla, elektrik ark ocağında demir esaslı metalik hammaddeler kullanılarak yapılan demir-çelik üretimi hem üretim hızı hem de üretilen çeliğin temizliği açısından hurda ile yapılan üretimden üstündür.

ÇİZELGE III

HURDA VE CEVHER BAZLI METALİK HAMMADDELER İLE YAPILAN ÜRETİM SONUCU ÇELİK İÇERİSİNDE HADDELEME PROSESİNİ ETKİLEYECEK KALINTI ELEMENT MİKTARI

	HURDA	SBD (HBI)	DİD (DRI)
% Cu	0,30	0,05	0,02
% N	80 ppm	20 ppm	15 ppm

Bu tartışılan hususlar yanında, demir esaslı metalik hammadde kullanılarak yapılan çelik üretiminin başka getirileri de bulunmaktadır.

Üç farklı şarj malzemesi kullanılarak yapılan üretimlerin sonucunun incelenmesi sonucu elektrik ark ocaklı çelik üretiminde cevher esaslı metalik hammaddelerin hurdaya alternatif olarak kullanılmasının getirileri şu şekilde özetlenebilir:

- 1) Cevher esaslı metalik malzemelerin ihtiva ettiği düşük fosfor (P), kükürt (S) ve bakır (Cu) oranı dolayısıyla bu hammaddeler ile üretilen çelikler hurda ile elde edilen çelikten daha temizdir.
- 2) Cevher esaslı metalik malzemelerin ark ocağına beslenmeden önce kimyasal bileşimi bilindiğinden ocağın çalışma performansı artırılabilir.
- 3) Hurdanın sebebiyet verdiği elektrod kırılmaları ortadan kalktığı için elektrod tüketimi düşmektedir.
- 4) Cevher esaslı metalik malzemeler daha iyi cürür köpürtme prosesi sağladığından ötürü üretim optimizasyonuna fayda sağlamaktadır.
- 5) Cevher esaslı metalik hammaddeler ocağa sürekli olarak kapaktan beslendiğinden ve hurda sepeti ile şarja gereksinim duyulmadığından döküm alma süreleri kısalmıştır ve birim zamanda üretilen çelik miktarı artmıştır.
- 6) Hurda kullanılmaması sonucu patlama riskleri ortadan kalkmakta ve bu da iş güvenliği açısından fayda sağlamaktadır.
- 7) Cevher esaslı metalik malzemeler kurşun, kadmiyum gibi elementler ihtiva etmediğinden daha çevre dostu atmosfer ortamı sağlamaktadır.

IV. SONUÇLAR

Cevher esaslı metalik hammaddeler doğru besleme yöntemi ile ark ocağında kullanımı ile; hurda kullanımına kıyasla

döküm sürelerini kısaltarak ark ocağı enerji verimliliği ve üretim hızı artırılabilir ve dolayısıyla işletme maliyetlerinde düşüş sağlanabilir. Ayrıca, elektrik ark ocağında cevher esaslı metalik hammadde kullanılarak üretilen çelikler hurda ile üretilen çeliklere nazaran daha düşük kalıntı elementler ihtiva ettiği için, diğer bir deyişle daha temiz olduğundan, ark ocağında hurda yerine demir esaslı metalik hammadde kullanımı sürekli döküm ve haddeleme gibi sonraki süreçlerin optimizasyonuna izin vererek çelik üreticisine daha kaliteli çelik üretme ve daha yüksek verim elde etme imkanı sağlar.

Cevher esaslı metalik hammaddeler; yüksek metalik demir içeriği, ayarlanabilir karbon seviyesi, düşük kalıntı element miktarı ve tutarlı kimyasal ve fiziksel özellikleri ile elektrik ark ocaklarında hurdaya alternatif olarak daha yüksek kaliteli çeliklerin daha yüksek verim ile üretilmesi mümkün kıldığından ve üretim optimizasyonunu iyileştirdiğinden dolayı gelişen çelik üretim sektöründe önümüzdeki yıllarda en önemli hammadde kaynağı olacağı düşünülmektedir. Ayrıca; sıcak şarj ve daha büyük kapasiteli doğrudan indirgeme tesisleri gibi teknolojik gelişmeler de, doğrudan indirgenmiş demir-elektrik ark ocağı kombinasyonunu daha da cazip ve ekonomik hale getirecektir.

TEŞEKKÜR

Bu çalışmanın gerçekleştirilmesinde yardımlarını esirgemeyen Tosyalı Algeria Iron Steel Company şirketinin Çelikhane Müdürü Celal ÖVEN'e teşekkür ederiz.

KAYNAKÇA

- [1] F. Memoli, A.T.J. Jeremy, F. Piccoili, "The Use of DRI in a Consteel® EAF Process", *Iron and Steel Technology*, January 2015, pp. 72-80.
- [2] G.J. McManus, "Direct reduced iron comes of age", *New Steel*, October 1994, pp. 26-29.
- [3] MIDREX website: <https://www.midrex.com/>
- [4] F. Grobler and R.C.A. Minnit, "The Increasing Role of Direct Reduced Iron in Global Steelmaking", *The Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy*, March/April 1999, pp. 111-116.
- [5] <https://www.koepfer-international.com/products/briquetting/hot-briquetting/>
- [6] T.M. Scarnati, "Use of DRI and HBI in Electric Furnace Steelmaking: Quality and Cost Considerations", *Iron and Steel Engineer*, April 1995, pp 86-89.
- [7] C.R. Taylor and J.F. Elliot, "Electric Furnace Steel Making", *Physical Chemistry of Liquid Steel*, Iron and Steel Society, USA, 1985, p. 291.
- [8] S. Alameddine, B. Bowman, "Particularities of Melting DRI in AC and DC Arc Furnaces", *Archives of Metallurgy and Materials*, 2008, Vol. 53, pp. 411-417.
- [9] W. Adams, S. Alameddine, B. Bowman, N. Lugo, S. Paege, P. Stafford., "Factors influencing the total energy consumption of Arc Furnaces", *59th Electric Furnace Conference*, ISS, Phoenix, USA, 2001.
- [10] S. Alameddine, B. Bowman, S. Paege, P. Stafford, "Innovative solutions for lowering the conversion cost of steel in arc furnaces", *AIM Conference*, 2009, Milano, Italy.
- [11] D. Barnett and J.T. Kopfle, "Steel 2000 - A Roadmap to the 21st Century", in *Proc. Ironmaking Conference*, 20-23 March 1994, Chicago, USA, Iron & Steel Society/AIME, pp. 31-33.
- [12] R. Gyllenram, W. Wei, P. Jönsson, "Raw material assessment for electrical arc furnace", *The 6th International Congress on the Science and Technology of Steelmaking (ICS2015)*, 2015, China.
- [13] IIMA website: <https://www.metallics.org/about-us.html>

Topology Optimization of Lattice Structures in Dental Implants

B. Sercan BAYRAM*, İhsan KORKUT*

*Manufacturing Engineering, Gazi University
Ankara, Turkey

sercanbayram@gazi.edu.tr

ikorkut@gazi.edu.tr

Abstract— Parts have complex geometries are easily produced by additive manufacturing method. This practicality in production carries dental implant designs to a very advanced level. The possibilities of the digital age with additive manufacturing bring different perspectives to the search for economical solutions in dental implant design and production. Geometries which have significant potentials to be able to apply to the designs allows researchers to make optimum improvements. Solid dental implants produced from biocompatible materials are placed in the jawbone to support dental prostheses. The alveolar bone located on the jawbone is a living tissue that can continuously regulate itself in response to external physiological and mechanical loads, surrounds the tooth root and fixes it in place. Resorption (resorption) can occur in the alveolar bone due to hereditary factors, insufficient oral care, inflammation and external variable load factors. Resorbed jawbone can cause orthopedic problems such as implant loosening. In this study, a new implant design has been studied in order to minimize bone resorptions caused by mechanical load and complications from the implant. Literature studies support the porous structures to be efficient for bone growth and regeneration in vivo conditions. The porous structure is used to ensure the living bone tissue to be able to grow spirally into the implant in implant design. This porous structure has been optimized with the lattice structure oriented topological approach and the mechanical strength of the implant has been controlled. Problems such as boundary conditions of complex geometries, loadings and material behavior are solved by the finite element method.

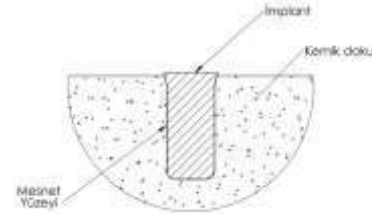
Keywords— lattice structure, topological optimization, dental implant, design and manufacturing

I. GİRİŞ

Eklemeli imalat (Eİ) teknolojisinin gelişmesiyle, katmanlı imalat, konvansiyonel üretimden kaynaklı tasarım sınırlamaları olan karmaşık yapıların üretimi için bir imalat yöntemi olarak yerini aldı [1]. Eİ tekniği, odaklanmış bir elektron kaynağı tarafından, besleme stoğundan akan malzemenin eritilmesi ve katmanlı olarak birleştirilmesi esasına dayanır [2]. Yapısında çelik, alüminyum ve titanyum gibi önemli mühendislik malzemeleri ihtiva eden karmaşık geometrilere sahip parçalar bu yöntemle üretilebilmektedir [3]. Bu gelişmeler doğrultusunda, önemli potansiyellere sahip karmaşık geometri kafes yapıları, havacılık, otomotiv ve biyomekanik alanlarında çalışan araştırmacılar tarafından ilgi görmektedir[4]. Kafes (Latis) yapı, az sayıda elementlerden oluşan verimli ve hafif birim hücrenin, sonsuz bir periyodik veya stokastik dizi şeklinde oluşturduğu katı yapıdır [5]. Kafes yapılar,

malzemelerin özelliklerini geliştirmek için tasarlanmış olup, hücre yoğunluğu ve topolojisine bağlı olarak mükemmel sertlik ve ağırlık oranlarına sahiptir ve birçok mühendislik uygulamaları için verimlidir [6],[7].

Çene kemiği üzerinde yer alan alveol kemik, harici kuvvetlerin neden olduğu gerilmelere karşı yanıt olarak, yapısında gerçekleşen dinamik değişikliklerle kendisini sürekli olarak düzenleyebilen canlı bir yapıdır [8]. Biyoyoumlu metallerden üretilen diş implantları, çene kemiği üzerine yerleştirilerek diş protezini desteklemek amacıyla kullanılan biyomalzemelerdir (Şekil 1) [9]. Yüksek korozyon direnci, mekanik özellikler, dayanım/ağırlık oranı ve biyoyoumluluğu ile Titanyum alaşımları, çoğu ortopedik implant üretimi için tercih edilen malzemelerdir [10]. Bu malzeme ve dokuların mekanik özellikleri Tablo 1 'de verildiği gibidir [11]–[13].



Şekil 1 Çene kemiğine yerleştirilmiş implant şeması

TABLO I
KEMİK VE TİTANYUM İÇİN MEKANİK ÖZELLİKLER

Malzeme	Young Modülü (GPa)	
Titanyum	110	[11]
Kortikal Kemik	14	[12]
Süngerimsi Kemik	3	[13]

Diş implantları ve kemik doku arasındaki elastikiyet modülü uyumsuzluğu, kemik ve implant yüzeyi arasındaki orantısız gerilim dağılımı oluşturur. Elastikiyet modülü uyumsuzluğu da kemik rezorpsiyonuna sebep olabilir. Bu olumsuzluklar, ortopedik cerrahide önemli bir sorun olan, implant gevşemesinin faktörlerinden birisi olarak tanımlanmıştır. Doku ile implant ara yüzeyi arasında oluşan, rezorpsiyona neden olan bu gerilimin üstesinden gelmenin bir yolu, implant tasarımında gözenekli yapıların kullanılmasıdır. Bu gözenekler, doku ve implat ara yüzeyi arasındaki orantısız gerilimleri azaltabilir. Ayrıca gözenekli yapı morfolojisi, kemik dokunun gözeneklere doğru büyümesini destekleyerek uzun vadeli sabitleme sağlayabilir [14]–[17]. Kemik dokusunun morfolojik yapısıyla

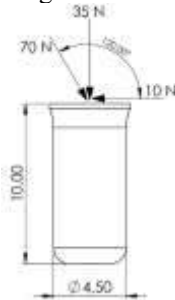
uyumlu, iyi mekanik özelliklere sahip implantlar geliştirmek, ortopedik cerrahi için önemli bir konudur. İmplant kararlılığını artırmak için çeşitli yüzey modifikasyonları önerilmektedir [18]. Literatürde, gözenekliliğin kemik büyümesine etkisini incelemek için deneysel olarak, *in vivo* koşullarda birçok çalışma yapılmış ve kemik rejenarasyonu için olumlu sonuçlar elde edilmiştir [19]–[21]. Bu çalışmada, implant modellere belirli yüklemeler ve sınır koşulları uygulanarak, kafes yapısı, eleman çapları ve boyu gibi parametreler için, optimum dayanıma sahip tasarım gerçekleştirilmiştir.

II. TASARIM, MODELLEME VE ANALİZ

Çene kemiği ve implantlar karmaşık yapılardır. Geleneksel modelleme teknikleri kullanarak geçerli bir üç boyutlu (3B) sonlu eleman modeli oluşturmak zordur. Günümüzde 2D ve 3D yapıları, istenen senaryoya göre modelleyebilen ve simüle edebilen çeşitli mühendislik programları mevcuttur [22]. Karmaşık birçok mühendislik problemi için bu programlar ile kolaylıkla tasarım ve analiz çözümleri yapılmaktadır. Bazı paket programlar, belirli mühendislik problemleri için özel çözümler ihtiva etmekte veya sadece bu problemlerin çözümü için geliştirilmiştir. Kafes yapılar oluşturmak için, K3DSurf (MathMod), nTopology, Netfabb, Altair OptiStruct ve materialise 3-Matic yazılımlar kullanılmaktadır.

A. Model Tasarımı ve Malzeme Seçimi

Model tasarımında, çapı 4.5 mm ve yüksekliği 10 mm boyutlarında implant kullanılmıştır (Şekil 1). Üç boyutlu model sonlu elemanlar analiz programı (ANSYS 19.2) kullanılarak iş istasyonunda modellenmiştir. Biyomalzemelerden beklenen temel özellik, biyolojik doku ile istenmeyen reaksiyonlara girmemesidir. Ayrıca, biyomalzemelerin uygun yoğunlukta, uzun ömürlü, yüksek dayanım ve ağırlık oranına sahip olması gerekir. Titanyum (Ti) alaşımlarının, mükemmel özelliklerinden dolayı implant uygulamalarında kullanımları yaygındır [23]. Ti alaşımı olan Ti-6Al-4V, kemik dokusuna yakın elastikiyet modülü, yüksek korozyon direnci, vücut reaksiyonlarına karşı düşük isteklilik, yüksek mukavemet ve düşük yoğunluk gibi özelliklerinden dolayı implant uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır [24]. Bu sebeplerden dolayı, analiz çözümünde malzeme Ti-6Al-4V seçilmiş ve Tablo 2'deki değerler kullanılmıştır



Şekil 1 İmplant geometrisi ve üzerine gelen kuvvetler

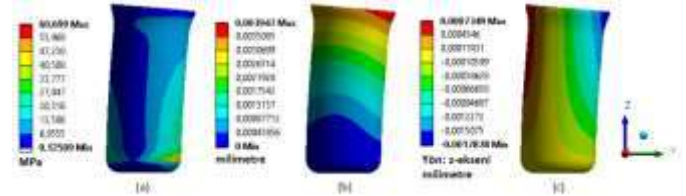
TABLO 2
Ti-6Al-4V ÖZELLİKLERİ [25]

Alaşım	E (GPa)	YS (MPa)	UTS (MPa)
Ti-6Al-4V	110	850-900	950-970

B. Analiz Yöntemi

Diş implantlarına etki eden mekanik yüklemeler çiğneme sırasında oluşmaktadır. Yüklemeler sonucu oluşan kuvvetler, çene kemiği tarafından çevrelenen implant (Şekil 1) ve kemik ara yüzü arasında istenmeyen bir stres dağılımına neden olur. İstenmeyen stres dağılımı, kemiğin rezorbe olmasına sebep olur ve implant gevşemesi gibi ortopedik başarısızlıklara yol açabilir. Analizlerden doğru sonuçlar elde edilmesi için yüklemeye büyüklükleri ve yüklemeye yönlerini belirlemek çok önemlidir.

Birçok araştırmacı, çiğneme sırasında dişlere etki eden yükler ve etkileri üzerinde çalışmaktadır [26],[27]. Araştırmalarda, diş implantlarına uygulanan ısırma kuvvetlerinin yönleri yatay, dikey ve eğik olmak üzere üç yönde varsayılmaktadır. [28], [29]. Meijer ve arkadaşları Şekil 2'de gösterildiği gibi, 70N, 35N ve 10N olmak üzere üç farklı yönde kuvvet varsaymıştır [30]. Analizde, yüklemeye sınır ve koşulları bu varsayımlara göre belirlendi. Kuvvetler, Şekil 2'de verilen büyüklük ve yönlerde implant üst yüzeyinden uygulandı. Mesnet noktası, implant alt yüzeyi olarak belirlenerek topoloji optimizasyonu için implant yapısındaki gerilim ve deplasman dağılımları analiz edildi (Şekil 3).



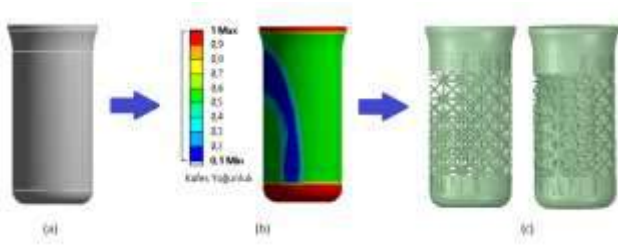
Şekil 3 (a) Gerilim (b) Toplam deplasman (c) z-yönlü deplasman değişimi

Latis optimizasyonunda, kullanılan birim hücrelerin tasarımı, yapının mekanik özelliklerini ve yoğunluğunu etkiler [31]. Optimizasyon için çeşitli kafes yapılarını kullanmak mümkündür ancak tüm kafes yapıları için bu gerekli değildir. Topoloji optimizasyonu, en uygun malzeme dağılımını kullanmak için matematiksel çözümlerden faydalanırken, latis yapısı, yapının mekanik özellik ağırlık oranını iyileştirmek için kullanılır ve yapıyı birim hücrelerden oluşan gözenekli üç boyutlu katı bir yapıya dönüştürür. Topolojik optimizasyon yöntemi hem birim hücre tasarımı hem de latis yapı tasarımında kullanılabilir. Bu durumda yapı, değişken boyutlu kafes hücreler ile gözenekli bir katıya dönüştürülen ve yapı homojen olmayan kafes dağılımına sahip olur (Şekil 5).



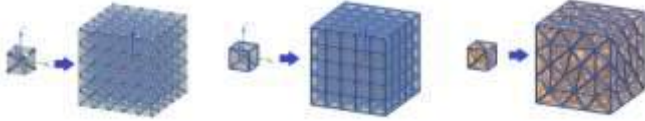
Şekil 4 ANSYS Standart hücre yapıları

Optimizasyon için kullanılan analiz programında standart kafes tiplerinden (Şekil 4) olan Diagonal yapıda birim hücre seçildi ve latis optimizasyonu uygulandı (Şekil 5). Yapıdaki kafes yoğunluğu (Şekil 5b) belirlendi, sonrasında kafes yapı, tasarlanan modele (Şekil 5a) uygulandı ve homojen olmayan bir latis yapı oluştuğu (Şekil 5c) görüldü. Kafes yapıların eleman çapları 100µm ile 500µm arasında değişiklik gösterdi.



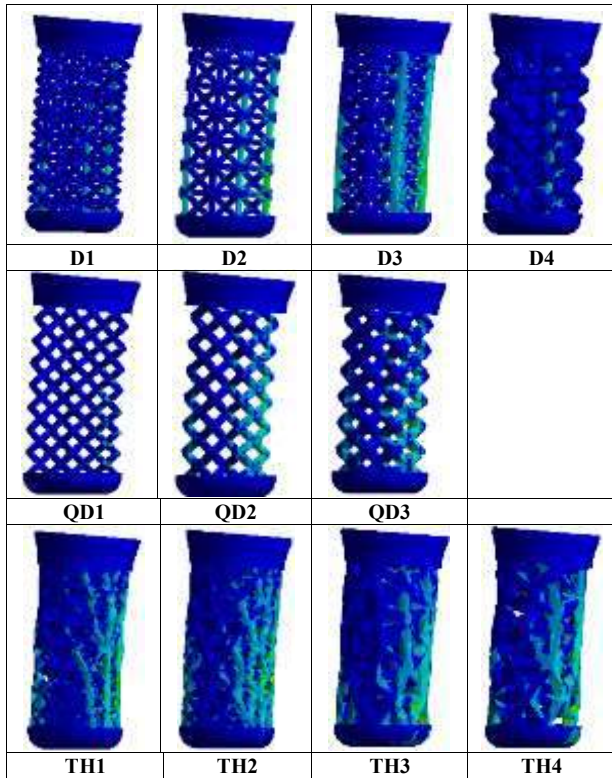
Şekil 5 Latis optimizasyonu

Yapılan bazı çalışmalarda eklemeli imalat yöntemi kullanılarak üretilen kafes eleman çapının en az 200-300 μm olabileceğini göstermiştir [32]–[34]. Bu sebeple, oluşturulan modellerin üretilebilir olması için kafes eleman çapları alt sınırı 300 μm olarak belirlendi. Latis yapıyı oluşturan birim hücre şekilleri için quaddiametral, diagonal üçüncüsü ise geometride dört yüzlü olarak bilinen tetrahedron yapı seçildi (Şekil 6).



Şekil 6 Seçilen kafes yapılar

Nihai olarak, birim hücre eleman çapları 300 μm -500 μm aralığında olan Şekil 6'da gösterilen üç farklı kafes yapısı kullanılarak 11 model oluşturuldu ve mekanik performansları analiz edildi (Şekil 7). Analiz sonuçları Tablo 3'de gösterildi.



Şekil 7 Modellerin stres dağılımları

TABLO 3
GÖZENEK BOYUTU VE MAKSİMUM GERİLME

Kafes Tipi	Kafes Çapı (μm)	Kafes Boyu (μm)	\approx Gözenek Çapı (μm)	Maks. Gerilme (Mpa)
D1	300	1000	190-210	354,77
D2	300	1200	280-300	290,57
D3	400	1200	150-170	148,56
D4	500	1400	170-230	179,27
QD1	300	1000	390-400	453,41
QD2	400	1200	450-460	322,31
QD3	500	1200	320-330	156,59
TH1	300	2000	300-500	234,37
TH2	400	2000	200-400	145,73
TH3	500	3000	320-430	149,68
TH4	500	3500	500-600	156,95

TABLO 4
HACİMSEL VE KÜTLESEL DEĞİŞİM

Kafes Tipi	Hacimsel Boşluk Yüzdesi	Hacim (m^3)	Kütle Yüzde Azalma	Kütle (kg)
D1	42,43%	9,20E-08	42,51%	4,06E-04
D2	49,75%	8,03E-08	49,73%	3,55E-04
D3	37,73%	9,95E-08	37,69%	4,40E-04
D4	33,04%	1,07E-07	33,16%	4,72E-04
QD1	50,06%	7,98E-08	50,01%	3,53E-04
QD2	48,44%	8,24E-08	48,46%	3,64E-04
QD3	35,54%	1,03E-07	35,71%	4,54E-04
TH1	45,56%	8,70E-08	45,48%	3,85E-04
TH2	32,42%	1,08E-07	32,45%	4,77E-04
TH3	37,73%	9,95E-08	37,69%	4,40E-04
TH4	44,56%	8,86E-08	44,49%	3,92E-04

III. TARTIŞMALAR VE SONUÇ

Ortopedik vücut implantların yapısının gözenekli olması biyoyumluluğu artırıcı etkindir [35]. Kemik dokusu alanında yapılan çalışmalar, gözeneklerin ideal çap olarak 300-500 μm arasında olduğunu göstermiştir [36]–[38]. Eklemeli imalat yöntemiyle üretilmiş implantlar üzerinde yapılan güncel çalışmalar, 500 μm 'yi aşan gözenek boyutlarının *in vivo* şartlarında kemik büyümesi ve rejenarasyonu için etkili olduğunu göstermiştir [39],[40]. Gözenekli yapılar, kemik hücrelerinin gözenek içerisine doğru büyüebilmesine uygun bir ortam sağlamasının yanı sıra, birbirine bağlı ve kemik bakımı için gerekli olan vasküler sistemin oluşmasına da izin verir [41]. Gözeneklilik ile ortaya çıkan, %50 ve üzeri hacimsel boşluğa sahip Ti-6Al-4V alaşımli implantların kemik dokusu gelişimi üzerinde destekleyici etki oluşturduğu da çalışmalarda belirtilmiştir [42],[33]. Yapılan çalışmalar, implant yapısındaki gözeneklilik, boyutu ve hacimsel boşluk oranı gibi parametrelerin biyoyumluluk için önemli bir parametre olduğunu göstermiştir.

Bu çalışmada, latis optimizasyonu ile oluşturulan yapının gözenekliliği, birim hücre eleman çapı ile ters, hücre boyutu ile doğru orantılı olarak arttığı tespit edilmiştir. Latis optimizasyonu ile modellerde %30-50 oranlarında kütlede azalma sağlandı. Maksimum gerilme 60,699 MPa'dan değerinden Tablo 3'te verilen gerilme değerlerine ulaşmıştır. Dolayısıyla, dayanımda düşüş olduğu tespit edilmiş ve en az

düşüş TH2 isimli modelde görülmüştür. Birim hücrelerin boyutlarının büyümesi ve eleman çaplarının küçülmesi, gözenek boyutunu artırırken mekanik dayanımı azalttığı tespit edildi. Latis optimizasyonu ile modellerde oluşan hacimsel boşluklar Tablo-4 te verildi. Yüksek hacimsel boşluk QDI isimli modelde tespit edildi. İmplant yapısındaki gözeneklerin oluşturduğu boşluklar, implant-kemik arayüzündeki gerilim dağılımı farkından kaynaklı kemik yıkımını düşürücü yönde etkiye sahiptir [43]. Latis yapıları implantların kafes şekillerinden kaynaklı gözenekli yüzeylerinin, kemik-implant arayüzü gerilim dağılımı üzerindeki etkileri araştırılmasına devam edilmektedir.

TEŞEKKÜRLER

Araştırma ve yazım aşamasında emeği geçen çok değerli diş hekimi Emel DİLEK'e teşekkürler.

KAYNAKÇA

- [1] D. Kang, S. Park, Y. Son, S. Yeon, S. H. Kim, and I. Kim, "Multi-lattice inner structures for high-strength and light-weight in metal selective laser melting process," *Mater. Des.*, vol. 175, p. 107786, 2019, doi: 10.1016/j.matdes.2019.107786.
- [2] D. Ç. Özkan, "Hızlı Prototiple Teknolojisini Gelişimi Çeşitleri Ve İmalat Sektöründe Sağladığı Avantajlar," *Mühendis ve Makina*, pp. 34-41, 2019.
- [3] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, and C. Emmelmann, "Additive manufacturing of metals," *Acta Mater.*, vol. 117, pp. 371-392, 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
- [4] J. Xiong *et al.*, "Advanced Micro-Lattice Materials," *Adv. Eng. Mater.*, vol. 17, no. 9, pp. 1253-1264, 2015, doi: 10.1002/adem.201400471.
- [5] M. C. Messner, "Optimal lattice-structured materials," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 96, pp. 162-183, 2016, doi: 10.1016/j.jmps.2016.07.010.
- [6] M. S. A. Elsayed, "Multiscale Mechanics and Structural," *McGill Univ. Montr.*, no. 331, October, 2010, doi:10.1016/j.msec.2009.10.004.
- [7] X. Zheng *et al.*, "Ultralight, ultrastiff mechanical metamaterials," *Science (80-.)*, vol. 344, no. 6190, pp. 1373-1377, 2014, doi: 10.1126/science.1252291.
- [8] L. Feller, R. A. G. Khammissa, I. Schechter, G. Thomadakis, J. Fourie, and J. Lemmer, "Biological Events in Periodontal Ligament and Alveolar Bone Associated with Application of Orthodontic Forces," *Sci. World J.*, vol. 2015, 2015, doi: 10.1155/2015/876509.
- [9] Ş. Y. Güven, "Biyouyumluluk ve Biyomalzemelerin Seçimi," *Mühendislik Bilim. ve Tasarım Derg.*, vol. 2, no. 3, pp. 303-311-311, 2014, doi: 10.21923/mbtd.11616.
- [10] M. Özcan and C. Hämmerle, "Titanium as a reconstruction and implant material in dentistry: Advantages and pitfalls," *Materials (Basel)*, vol. 5, no. 9, pp. 1528-1545, 2012, doi: 10.3390/ma5091528.
- [11] N. Nomura *et al.*, "Mechanical properties of porous Ti-15Mo-5Zr-3Al compacts prepared by powder sintering," *Mater. Sci. Eng. C*, vol. 25, no. 3, pp. 330-335, 2005, doi: 10.1016/j.msec.2005.04.001.
- [12] D. R. Carter and D. M. Spengler, "Mechanical properties and composition of cortical bone," *Clin. Orthop. Relat. Res.*, vol. NO. 135, pp. 192-217, 1978, doi: 10.1097/00003086-197809000-00041.
- [13] J. Y. Rho, R. B. Ashman, and C. H. Turner, "Young's modulus of trabecular and cortical bone material: Ultrasonic and microtensile measurements," *J. Biomech.*, vol. 26, no. 2, pp. 111-119, 1993, doi: 10.1016/0021-9290(93)90042-D.
- [14] B. V. Krishna, S. Bose, and A. Bandyopadhyay, "Low stiffness porous Ti structures for load-bearing implants," *Acta Biomater.*, vol. 3, no. 6, pp. 997-1006, 2007, doi: 10.1016/j.actbio.2007.03.008.
- [15] E. Kitamura, R. Stegaroiu, S. Nomura, and O. Miyakawa, "Influence of marginal bone resorption on stress around an implant - A three-dimensional finite element analysis," *J. Oral Rehabil.*, vol. 32, no. 4, pp. 279-286, 2005, doi: 10.1111/j.1365-2842.2004.01413.x.
- [16] Z. J. Wally, W. van Grunsven, F. Claeysens, R. Goodall, and G. C. Reilly, "Porous titanium for dental implant applications," *Metals (Basel)*, vol. 5, no. 4, pp. 1902-1920, 2015, doi: 10.3390/met5041902.
- [17] Lucia maria aversa Villela, "Tissue Reactions of Bone Upon Mechanical Stresses," *J. Chem. Inf. Model.*, vol. 53, no. 9, pp. 1689-1699, 2013.
- [18] F. Mangano, L. Chambrone, R. Van Noort, C. Miller, P. Hatton, and C. Mangano, "Direct metal laser sintering titanium dental implants: A review of the current literature," *Int. J. Biomater.*, vol. 2014, 2014, doi: 10.1155/2014/461534.
- [19] D. M. Robertson, L. St. Pierre, and R. Chahal, "Preliminary observations of bone ingrowth into porous materials," *J. Biomed. Mater. Res.*, vol. 10, no. 3, pp. 335-344, 1976, doi: 10.1002/jbm.820100304.
- [20] W. C. Head, D. J. Bauk, and R. H. Emerson, "Titanium as the material of choice for cementless femoral components in total hip arthroplasty," *Clin. Orthop. Relat. Res.*, no. 311, pp. 85-90, 1995.
- [21] M. De Wild *et al.*, "Osteoconductive Lattice Microarchitecture for Optimized Bone Regeneration," *3D Print. Addit. Manuf.*, vol. 6, no. 1, pp. 40-49, 2019, doi: 10.1089/3dp.2017.0129.
- [22] R. C. van Staden, H. Guan, and Y. C. Loo, "Application of the finite element method in dental implant research," *Comput. Methods Biomech. Biomed. Engin.*, vol. 9, no. 4, pp. 257-270, 2006, doi: 10.1080/10255840600837074.
- [23] F. Trevisan *et al.*, "Additive manufacturing of titanium alloys in the biomedical field: processes, properties and applications," *J. Appl. Biomater. Funct. Mater.*, vol. 16, no. 2, pp. 57-67, 2018, doi: 10.5301/jabfm.5000371.
- [24] M. Kazemi, S. Ahangarani, M. Esmailian, and A. Shanaghi, "Investigation on the corrosion behavior and biocompatibility of Ti-6Al-4V implant coated with HA/TiN dual layer for medical applications," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 397, no. June, p. 126044, 2020, doi: 10.1016/j.surfcoat.2020.126044.
- [25] E. Brandl, F. Palm, V. Michailov, B. Viehweger, and C. Leyens, "Mechanical properties of additive manufactured titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by a solid-state laser and wire," *Mater. Des.*, vol. 32, no. 10, pp. 4665-4675, 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2011.06.062.
- [26] E. J. Richter, "In vivo horizontal bending moments on implants," *Int. J. Oral Maxillofac. Implants*, vol. 13, no. 2, pp. 232-44, 2000, [Online]. Available: <http://www.ncbi.nlm.nih.gov/pubmed/9581410>.
- [27] T. HARALDSON, T. JEMT, P. STÅLBLAD, and U. LEKHOLM, "Oral function in subjects with overdentures supported by osseointegrated implants," *Eur. J. Oral Sci.*, vol. 96, no. 3, pp. 235-242, 1988, doi: 10.1111/j.1600-0722.1988.tb01550.x.
- [28] G. Meriç, E. Erkmen, A. Kurt, Y. Tunç, and A. Eser, "Influence of prosthesis type and material on the stress distribution in bone around implants: A 3-dimensional finite element analysis," *J. Dent. Sci.*, vol. 6, no. 1, pp. 25-32, 2011, doi: 10.1016/j.jds.2011.02.005.
- [29] Ş. Canay, N. Hersek, I. Akpınar, and Z. Aşık, "Comparison of stress distribution around vertical and angled implants with finite-element analysis," *Quintessence Int.*, vol. 27, no. 9, pp. 591-598, 1996.
- [30] H. J. A. Meijer, F. J. M. Starmans, W. H. A. Steen, and F. Bosman, "A three-dimensional, finite-element analysis of bone around dental implants in an edentulous human mandible," *Arch. Oral Biol.*, vol. 38, no. 6, pp. 491-496, 1993, doi: 10.1016/0003-9969(93)90185-O.
- [31] W. Tao, "Design Of Lattice Structure For Additive Manufacturing," *Int. Symp. Flex. Autom. ISFA 2016*, pp. 1-3, 2016.
- [32] S. Zhang, Q. Wei, L. Cheng, S. Li, and Y. Shi, "Effects of scan line spacing on pore characteristics and mechanical properties of porous Ti6Al4V implants fabricated by selective laser melting," *Mater. Des.*, vol. 63, pp. 185-193, 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2014.05.021.
- [33] S. Arabejad, R. Burnett Johnston, J. A. Pura, B. Singh, M. Tanzer, and D. Pasini, "High-strength porous biomaterials for bone replacement: A strategy to assess the interplay between cell morphology, mechanical properties, bone ingrowth and manufacturing constraints," *Acta Biomater.*, vol. 30, pp. 345-356, 2016, doi: 10.1016/j.actbio.2015.10.048.
- [34] M. Mazur, M. Leary, M. McMillan, S. Sun, D. Shidid, and M. Brandt, *Mechanical properties of Ti6Al4V and AlSi12Mg lattice structures manufactured by Selective Laser Melting (SLM)*. Elsevier Ltd, 2017.
- [35] R. Wauthle *et al.*, "Additively manufactured porous tantalum implants," *Acta Biomater.*, vol. 14, pp. 217-225, 2015, doi: 10.1016/j.actbio.2014.12.003.
- [36] L. Galois and D. Mainard, "Bone ingrowth into two porous ceramics with different pore sizes: An experimental study," *Acta Orthop. Belg.*, vol. 70, no. 6, pp. 598-603, 2004.
- [37] Y. Kuboki, Q. Jin, and H. Takita, "Geometry of carriers controlling phenotypic expression in BMP-induced osteogenesis and chondrogenesis," *J. Bone Joint Surg. Am.*, vol. 83 A Suppl. no. Pt 2, 2001, doi: 10.2106/00004623-200100002-00005.
- [38] C. M. Murphy, M. G. Haugh, and F. J. O'Brien, "The effect of mean pore size on cell attachment, proliferation and migration in collagen-glycosaminoglycan scaffolds for bone tissue engineering," *Biomaterials*, vol. 31, no. 3, pp. 461-466, 2010, doi: 10.1016/j.biomaterials.2009.09.063.
- [39] M. De Wild *et al.*, "Bone regeneration by the osteoconductivity of porous titanium implants manufactured by selective laser melting: A histological and micro computed tomography study in the rabbit," *Tissue Eng. - Part A*, vol. 19, no. 23-24, pp. 2645-2654, 2013, doi: 10.1089/ten.tea.2012.0753.
- [40] M. De Wild *et al.*, "Influence of Microarchitecture on Osteoconduction and Mechanics of Porous Titanium Scaffolds Generated by Selective Laser Melting," *3D Print. Addit. Manuf.*, vol. 3, no. 3, pp. 143-151, 2016, doi: 10.1089/3dp.2016.0004.
- [41] J. P. Li, S. H. Li, C. A. Van Blitterswijk, and K. De Groot, "A novel porous Ti6Al4V: Characterization and cell attachment," *J. Biomed. Mater. Res. - Part A*, vol. 73, no. 2, pp. 223-233, 2005, doi: 10.1002/jbm.a.30278.
- [42] D. Zhao *et al.*, "Effect of pore geometry on the fatigue properties and cell affinity of porous titanium scaffolds fabricated by selective laser melting," *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.*, vol. 88, no. April, pp. 478-487, 2018, doi: 10.1016/j.jmbm.2018.08.048.
- [43] W. Yan, J. Berthe, and C. Wen, "Numerical investigation of the effect of porous titanium femoral prosthesis on bone remodeling," *Mater. Des.*, vol. 32, no. 4, pp. 1776-1782, 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2010.12.042.

DEVELOPMENT OF 5Si1Nb AND 5Si1Nb4Al CAST ALLOYS AS CANDIDATE EXHAUST MANIFOLD MATERIALS

Gülşah Aktaş Çelik¹, Şeyda Polat¹, Ş. Hakan Atapek¹, Maria-Ioanna T. Tzini², G. N. Haidemenopoulos²

*1-Kocaeli University, Department of Metallurgical and Materials Engineering, Umuttepe Campus, İzmit, Turkey
gulsahaktas@gmail.com, sydpolat@gmail.com, hatapek@gmail.com*

*2-University of Thessaly, Department of Mechanical Engineering, Laboratory of Materials, Volos, Greece
margiannatz@gmail.com, ghaidemenopoulos@gmail.com*

Abstract— Ferritic ductile irons are preferred as high temperature materials such as exhaust manifold materials due to their sufficient oxidation resistance, good castability and low cost. However, the maximum service temperature of these cast irons remains low due to increased engine power requirements. In order to increase their maximum service temperature by increasing A_1 temperature, elements like Al, Si, Cr can be added to the cast iron composition. In this study, novel cast iron compositions of 5Si1Nb (3.2 C, 5 Si, 1 Nb wt. %) and 5Si1Nb4Al (3.2 C, 5 Si, 1 Nb, 4 Al wt. %) were developed and microstructural and thermal characterization were carried out. In the first stage of the study, thermodynamic calculations were performed by Thermo-Calc software using TCFE6 database to determine the phase transformations and critical temperatures. In the second stage, metallurgical and thermal analyses were done to verify the calculated data. The calculations and experimental data revealed that the novel cast irons have consist mainly of ferrite, nodular graphite, and Nb-rich carbides in the final ferrite matrix. The A_1 temperatures were determined as 912 °C and 1023 °C for 5Si1Nb and 5Si1Nb4Al cast alloys, respectively. The studied alloys can be candidate materials for exhaust manifolds.

Keywords— Ductile cast iron, alloy design, Thermo-Calc, exhaust manifold material

I. INTRODUCTION

In automotive engine system, hot and oxidative exhaust gas is generated during engine operation and transmitted to the atmosphere through the exhaust system [1, 2]. Due to the environmental and fuel consumption regulations, exhaust gas temperature can reach to 1000 °C in the new engine designs [3]. Considering that the exhaust manifold is the initial part of this system, it is exposed to this hot and oxidative gas for a long time. Therefore, manifold material must meet superior properties such as high temperature mechanical stability [4], oxidation resistance [5] and thermal fatigue resistance [6].

Due to increasing exhaust gas temperature, manufacturers are in search of new materials that can withstand thermal and mechanical stresses and oxidative environment and with low cost. All these requirements can be met by commercial ferritic ductile cast irons such as SiMo, having high thermal conductivity and low thermal expansion [4]. However, when service temperatures are considered, A_1 temperature of SiMo alloy which is approximately 820 °C, limits its use at higher temperatures [4, 7]. An attempt by adding alloying elements to

commercial SiMo cast iron [8, 9] or designing a new matrix [10, 11] providing higher A_1 temperature, oxidation resistance and mechanical stability is useful to overcome this restriction. Hypereutectic composition is useful for casting and solidification of manifold materials, thus in alloy design carbon equivalent should be adjusted in this range. An increase in silicon content provides higher A_1 temperature as well as better oxidation resistance [12]. Similar achievements in these thermal properties can be reached by aluminum addition [10, 11]. Presence of carbide forming elements in the composition provides good mechanical properties as in the case of SiMo having Mo-rich carbides which are in form of eutectic phase and located at cell boundaries within the cast structure [5, 7]. Since such precipitates have a detrimental effect on toughness, dispersion of hard particles that directly crystallize from the liquid, are favourable within the cast matrix [10]. The computational studies on crystallization behavior of novel cast iron compositions having containing chromium, vanadium, titanium, tungsten and niobium showed that primary carbides can be formed in the matrix by addition of Ti, V and Nb [13].

In this study, novel ductile cast iron compositions of 5Si1Nb (3.2 C, 5 Si, 1 Nb wt. %) and 5Si1Nb4Al (3.2 C, 5 Si, 1 Nb, 4 Al wt. %) were developed by using thermodynamic calculations with Thermo-Calc software and characterized experimentally to evaluate the possibility of their use as exhaust manifold materials at demanding working conditions.

II. METHODOLOGY

A. Computational Method

Thermodynamic calculations for the compositions, 5Si1Nb and 5Si1Nb4Al were carried out with Thermo-Calc software. In order to determine critical temperatures like A_1 temperature and phase transformations of the studied compositions, the TCFE6 database was used. Solidification sequence of the compositions was studied with the Scheil module in Thermo-Calc.

B. Experimental Procedure

The alloys were produced as Y block by sand mold casting according to ASTM A 536 - 84 standard after calculations. For this process, 5 kg charge was prepared melted in the 35 KW

Inductotherm induction furnace with the capacity of 25 kg. During casting process, a sample from the molten alloy, after spheroidization, was taken to verify the chemical composition by Optical Emission Spectrometer (OES, Foundry Master). Table 1 shows the chemical compositions of the cast alloys, which are in the required range as designed. The alloys are coded as 0Al and 4Al for 5Si1Nb and 5Si1Nb4Al, respectively.

TABLE I
CHEMICAL COMPOSITIONS OF THE CAST ALLOYS OBTAINED BY OES (WT%)

Alloy	C	Si	Nb	Al	Mg	Mn
0Al	3,21	5,06	0,97	0,05	0,081	0,23
4Al	3,24	5,03	1,01	4,08	0,078	0,23

In order to validate the computational results, both microstructural examinations and thermal analysis were applied to the cast alloys. For microscopic examinations, as cast alloys were prepared by metallographic methods and etched by Nital (3 vol% NHO_3) Microstructural characterization was carried out using both light microscope (LM, Olympus BX41M-LED), scanning electron microscope (SEM, Jeol JSM 5600) and energy dispersive spectrometer (EDS, Oxford). Phases present were also identified by x-ray diffraction (XRD, Rigaku Ultima+) using $\text{Cu-K}\alpha$ radiation and a scanning speed of $1.0^\circ/\text{min}$. The determined phases were quantified according to ISO 945-2, by image analyzer (IA, Leica Las V4.12). Thermal analysis was carried out by using Differential Thermal Analyzer (DTA, Netzsch STA 409 PG Luxx). The DTA samples were heated to 1460°C at a heating rate of $5^\circ\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$, held at that temperature for 5 min, and then cooled to RT at a rate of $5^\circ\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$. In mechanical characterization, hardness measurement was carried out by using micro Vickers (EmcoTest) under 1 N load, average values of ten measurements were reported and standard deviations were determined.

III. RESULTS AND DISCUSSION

A. Phase Transformations and Solidification Sequence

Carbon isopleth of 0Al alloy is given in Fig. 1. According to the isopleth, this composition having 3,2 C wt.% is hypereutectic and therefore solidification starts with precipitation of graphite (G) from liquid (L). By further cooling, solidification continues with precipitation of MC type carbide (MC) and finishes after crystallization of austenite (A). After solidification, ferrite transformation (F) from austenite starts and is completed at A_1 temperature (906°C). This temperature is 54°C higher than the 4Si1Nb cast alloy that was studied in our earlier work [10] showing the effect of silicon content on A_1 temperature [12]. According to the calculation, the final microstructure of 0Al consists of ferrite, graphite and MC type carbide.

In order to understand the effect of aluminum addition on the phase transformation, aluminum isopleth of the composition 3,2C, 5Si, 1Nb wt. % is plotted and given in Fig. 2. According to the isopleth, phase transformation sequence stays stable while all transformation temperatures increase with aluminum addition. Especially A_1 temperature reaches to 1023°C for the

composition having 4 wt. % Al (4Al). The results are in good agreement with current literature that reveals the increasing effect of aluminum on A_1 temperature by stabilizing ferrite [10, 11].

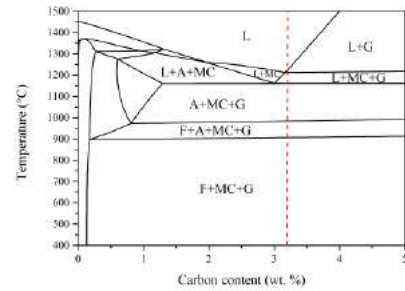


Fig. 1 Carbon isopleth for 5Si-1Nb composition

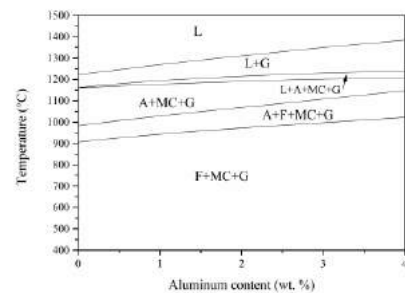


Fig. 2 Aluminum isopleth for 3,2 C-5Si-1Nb composition

Phase transformations during solidification are presented in a solidification sequence diagram and given in Fig. 3. The diagram shows the variation of mole fraction of solid phases under equilibrium cooling for both 0Al and 4Al alloys. According to the diagram, solidification sequence of 0Al alloy is determined as $L \rightarrow L+G \rightarrow L+G+MC \rightarrow L+G+MC+A$. Solidification starts with graphite precipitation at 1225°C and finishes after austenite transformation from liquid at 1160°C . Considering 4 Al alloy, all transformation temperatures are higher than 0Al alloy and solidification sequence starts with graphite precipitation at 1385°C and finishes after ferrite crystallization from liquid at 1165°C . Similar results are reported by Gonzales-Martinez *et al.*, indicating ferrite transformation from liquid during solidification of a ferritic ductile cast iron containing 3,5 carbon wt.% and 6,16 wt.% aluminum in its composition [14].

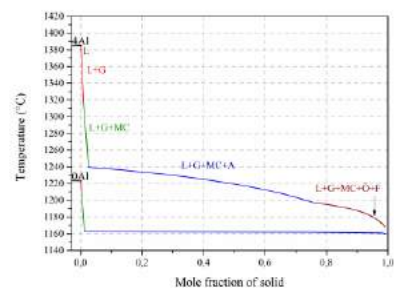


Fig. 3 Solidification paths of 0Al and 4Al alloys

B. Evaluation of Phase Transformation by DTA

The Thermo-Calc data were validated by DTA analyses and the obtained thermograms are given in Fig. 4 for heating conditions to determine especially A_1 temperatures of the alloys. Based on the thermograms, the transformation sequences are in accordance with Thermo-Calc calculations. However, ferrite crystallization from liquid could not be identified in the thermogram of 4Al alloy. Although transformation sequences of both alloys are the same, peaks shift to higher temperatures with aluminum addition in 4Al alloy. The measured A_1 temperatures are 912 and 1023 °C for 0Al and 4Al, respectively. These values are comparable with the data calculated by Thermo-Calc (Fig. 1).

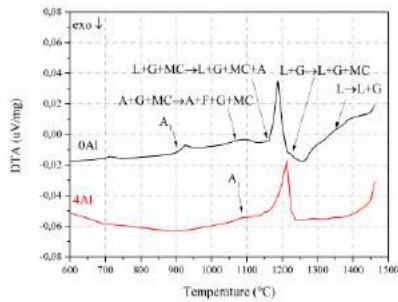


Fig. 4 Thermogram of the cast irons upon heating for 0 Al and 4 Al

C. Microstructural and Mechanical Characterization

In order to observe graphite content and morphology of the alloys, the metallographically prepared samples were examined by LM at polished condition and the microstructures are given in Fig. 5. According to image analyses, 0Al has $6,9 \pm 0,3$ (area %) graphite content while 4Al has $5,1 \pm 0,3$ (area %). The data indicate that graphite content decreases by aluminum addition. In literature, the effect of aluminum addition on decreasing graphite content was reported in several studies [10, 11, 15].

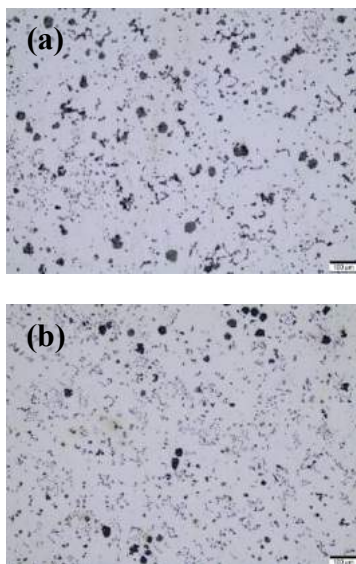


Fig. 5 LM images showing the graphite morphology in polished cast irons (a) 0Al and (b) 4Al

Data obtained by image analysis concerning the morphology of graphite are given in Table II. Both alloys have mainly irregular spheroidal (V) and spheroidal (VI) graphite, however with the addition of aluminum, the amount of graphite which cannot be identified by this standard increases. This was attributed to the nonhomogeneous and irregular accumulation of aluminum around the graphite nodules resulting in nonuniform diffusion of carbon and deformation of graphite morphology [14, 16].

TABLE II
IMAGE ANALYSIS RESULTS FOR GRAPHITE MORPHOLOGY AS DETERMINED BY
DIN EN ISO 945-2 (AREA%).

Alloy	III	V	VI	Others
0Al	12,1	53,6	31,0	3,2
4Al	11,2	55,0	23,3	10,5

Microstructural features of the alloys were examined by SEM and micrographs are given in Fig. 6. The matrix of 0Al alloy consists of spheroidal graphite (G), faceted particles (MC) and pearlite (P) embedded in ferrite (Fig 6a). EDS data revealed that the faceted particles were MC type carbides (NbC) having an elemental composition of 93,23 Nb, 1,72 Fe and 5,05 C wt. %. In the microstructure of 4Al, graphite, faceted particles and a dispersed phase (κ) were observed while pearlite was not observed. Studies showed that in case the presence of aluminum in the ductile cast iron composition, the negative segregation tendency of silicon changes to positive segregation which prevents the cementite transformation at the cell boundaries [14 -17]. The EDS data revealed that faceted particles were Nb-rich MC type carbides (91,29 Nb, 2,27 Fe and 6,44 C wt. %) as in the case of 0Al and dispersed phase was determined to be Kappa phase with a composition of 89,12 Fe, 10,88 Al (wt. %). Studies on ductile cast irons modified with aluminum have shown that aluminum rich precipitates like Al_6Fe , Fe_3Al , $FeAl$ and $AlFe_3C_{0,5}$, are formed as a result of the increased amount of aluminum in the compositions of ductile cast irons [14, 15]. XRD data given in Fig. 7 validated these microstructural features by exhibiting peaks of NbC, graphite and ferrite in both alloys. The 0Al alloy had also cementite peak but in 4Al alloy no peak was observed for kappa phase, possibly due to its small quantity.

The mechanical characterization was carried out by hardness studies. The aluminum addition increased the hardness, and the average values were measured to be 280 ± 9 HV1 for 0Al and 384 ± 8 HV1 for 4Al. As aluminum dissolves in the ferritic matrix, it contributes to solid solution hardening and increases hardness [10, 11].

ACKNOWLEDGMENT

The authors, G. Aktaş Çelik, Ş. Polat and Ş. H. Atapek wish to acknowledge the financial support given by Scientific Research Projects Coordination Unit of Kocaeli University under the project No. 2017/118.

REFERENCES

- [1] M. Mavrigian, "Performance exhaust systems: how to design, Fabricate", and Install, CarTech Inc., North Branch, MN, 2014.
- [2] A.A. Partoaa, M. Abdolzadeh, and M. Rezaeizadeh, "Effect of fin attachment on thermal stress reduction of exhaust manifold of an off road diesel engine", *Journal of Central South University*, vol. 24, pp. 546-559, 2017.
- [3] Y. Zhang, M. Li, L.A. Godlewski, J. W. Zindel, and Q. Feng, "Creep behavior at 1273 K (1000 °C) in Nb-bearing austenitic heat-resistant cast steels developed for exhaust component applications", *Metallurgical and Materials Transaction A*, vol. 47, pp. 3289-3294, 2016.
- [4] M. Ekström, and S. Jonsson, "High-temperature mechanical- and fatigue properties of cast alloys intended for use in exhaust manifolds", *Materials Science & Engineering A*, vol. 616, pp. 78-87, 2014.
- [5] M.M. Ibrahim, A. Nofal, and M.M. Mourad, "Microstructure and hot oxidation resistance of SiMo ductile cast irons containing Si-Mo-Al", *Metall. and Mater. Trans. B*, 48(2017) p. 1149.
- [6] G.M. Castro Güiza, W. Hormaza, A.R. Galvis E, and L.M. Méndez Morenod, Bending overload and thermal fatigue fractures in a cast exhaust manifold, *Eng. Fail. Anal.*, 822(2017), p. 138.
- [7] L. M. Åberg, C. Hartung, "Solidification of SiMo Nodular Cast Iron for High Temperature Applications", *Transaction of Indian Institute of Metals*, vol. 65(6), pp. 633-636, 2012.
- [8] M. Ekström, P. Szakalos, and S. Jonsson, "Influence of Cr and Ni on high-temperature corrosion behavior of ferritic ductile cast iron in air and exhaust gases", *Oxidation of Metals*, 2013, vol. 80, pp. 455-466, 2013.
- [9] C. Delprete, and R. Sesana, Experimental characterization of Si-Mo-Cr ductile cast iron, *Materials and Design*, vol. 57, pp. 528-537, 2014.
- [10] G. Aktaş Çelik, M-I. T. Tzini, Ş. H. Atapek, Ş. Polat, G. N. Haidemenopoulos, "Thermal and microstructural characterization of a novel ductile cast iron modified by aluminum addition", *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, vol. 27(2), pp. 190-199, 2020.
- [11] G. Aktaş Çelik, M-I. T. Tzini, Ş. H. Atapek, Ş. Polat, G. N. Haidemenopoulos, "Matrix design of a novel ductile cast iron modified by W and Al: a comparison between thermodynamic modeling and experimental data", *Metallurgical and Materials Engineering*, vol. 26(1), pp. 15-29, 2020.
- [12] R. González-Martinez, U. Torre, J. Lacaze, J. Sertucha, "Effects of high silicon contents on graphite morphology and room temperature mechanical properties of as-cast ferritic ductile cast irons. part I – microstructure", *Materials Science & Engineering A*, vol. 712, pp. 794-802, 2018.
- [13] G. Aktaş Çelik, M-I. T. Tzini, Ş. H. Atapek, Ş. Polat, G. N. Haidemenopoulos, "Computation of the effect of alloying elements on the physical properties of SiMo ductile cast iron, in *Proc. IMMCI9*, 2018, pp.1086-1089.
- [14] N. Haghdadi, B. Bazaz, H. R. Erfanian-Naziftoosi, A. R. Kiani-Rashid, "Microstructural and mechanical characteristics of Al-alloyed ductile iron upon casting and annealing", *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, vol. 19(9), pp. 812-820, 2012.
- [15] M. S. Soiński, A. Jakubus, P. Kordas, K. Skurka, "The Effect of Aluminium on Graphitization of Cast Iron Treated with Cerium Mixture", *Archives of Foundry Engineering*, vol. 14(2), pp. 95-100, 2014.
- [16] A. Shayesteh-Zeraati, H. N. Zoshki, A. R. Kiani-Rashid, "Microstructural and mechanical properties (hardness) investigations of Al-alloyed ductile cast iron", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 500, pp. 129-133, 2010.
- [17] A. R. Kiani-Rashid, "Influence of austenitising conditions and aluminium content on microstructure and properties of ductile irons", *Journal of Alloys and Compounds*, vol 470, pp. 323-327, 2009.

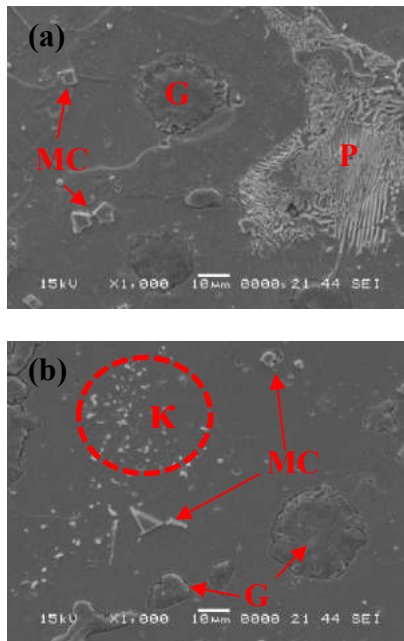


Fig. 6 SEM images showing the microstructures of the alloys (a) 0Al and (b) 4Al

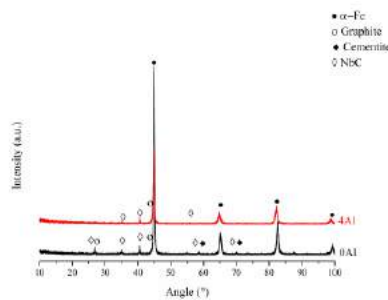


Fig. 7 XRD patterns 0Al and 4Al alloys

IV. CONCLUSIONS

In this study, it was aimed to design novel ductile cast iron compositions 5Si1Nb and 5Si1Nb4Al as alternatives to commercial exhaust manifold materials, that can withstand to higher operating temperatures. These compositions were developed by using thermodynamic calculations with Thermo-Calc software and characterized experimentally. Experimental data were in good agreement with the calculations and results revealed that cast microstructures mainly consisted of ferrite, graphite, and Nb-rich carbides. According to the experimental data aluminum addition causes the formation of kappa phase while cementite disappears. Aluminum addition also increased the hardness, as expected. The A_1 temperatures were determined as 912 °C and 1023 °C for 5Si1Nb and 5Si1Nb4Al cast alloys, respectively, which are considerably higher than the commercial ferritic ductile cast irons. These results clearly show that studied alloys can be candidate materials for exhaust manifolds for demanding operating conditions.

OXIDATION BEHAVIOR OF 5Si1Nb AND 5Si1Nb4Al CAST ALLOYS DEVELOPED AS CANDIDATE EXHAUST MANIFOLD MATERIALS

Gülşah Aktaş Çelik¹, Şeyda Polat¹, Ş. Hakan Atapek¹, Maria-Ioanna T. Tzini², G. N. Haidemenopoulos²

*1-Kocaeli University, Department of Metallurgical and Materials Engineering, Umuttepe Campus, İzmit, Turkey
gulsahaktas@gmail.com, sydpolat@gmail.com, hatapek@gmail.com*

*2-University of Thessaly, Department of Mechanical Engineering, Laboratory of Materials, Volos, Greece
margiannatz@gmail.com, hgreg@mie.uth.gr*

Abstract— The increasing demand for higher performance in the automotive industry calls for the development of new exhaust manifold materials, which can work under extreme high-temperature oxidation conditions and outperform conventional ductile cast irons. However, due to their low cost, cast irons cannot be abandoned and, therefore, their usage may continue with new alloy design. Considering high temperature oxidation, with the addition of Al, Si and Cr in alloy design, ductile cast irons exhibit higher high-temperature oxidation resistance provided by the Al/Si/Cr-rich oxide layers. In this study, oxidation behavior of novel cast iron compositions of 5Si1Nb (3.2 C, 5 Si, 1 Nb wt. %) and 5Si1Nb4Al (3.2 C, 5 Si, 1 Nb, 4 Al wt. %) were investigated by thermodynamic calculations and experimental investigations. In the first stage of the study, thermodynamic calculations were performed by Thermo-Calc software using SSUB and SSOL databases to specify the oxide layers formed, as a function of oxygen partial pressure at 850 °C. In the second stage, oxidation tests were carried out in a furnace under atmospheric conditions at the same temperature used in the calculations for 24 h, and oxide layers were characterized by metallurgical analyses. The calculations and experimental data revealed that the novel cast irons have mixed oxide layers consisting of Fe₂SiO₄, FeO, Fe₃O₄, and Fe₂O₃ and 5SiNb4Al alloy also exhibits Al-rich oxide phase in its oxide layer providing higher oxidation resistance.

Keywords— Ductile cast iron, oxidation, Thermo-Calc, exhaust manifold material.

I. INTRODUCTION

As a result of stringent gas emission regulations and increasing need of engine power, new engines are designed to operate at a higher performance [1-2]. Therefore, higher temperatures occur in engine blocks because of combustion and generated oxidative exhaust gas can reach up to 1000 °C [3]. Although the temperature and oxidative property of the exhaust gas are reduced throughout the exhaust system, exhaust manifold, the initial part of the system, is exposed to high temperature and oxidative environment for a long time [4-8]. In order for the manifold to perform under these conditions, it should exhibit high oxidation resistance [5-6] as well as high temperature mechanical stability [8, 9]. Commercial manifold materials like SiMo ferritic ductile cast iron are not able to withstand these harsh conditions [4, 7, 9] and therefore it is

necessary to develop new alloys that can be used under thermal and mechanical stresses and oxidative environment and with comparable cost. In the design of new alloys, alloying elements that provide mechanical stability at higher service temperatures and that can form protective oxide layers are considered [7-10].

The oxidation rate is controlled by the upward diffusion of iron ions in the oxide layer and the inward diffusion of oxygen. In cast irons, as a result of outward diffusion, outer oxide layer (Fe₂O₃, Fe₃O₄) and inner oxide layer (FeO, Fe₂SiO₄) are formed [4]. The protective oxide scale formed in the inner layer slows down the oxidation by reducing both of these diffusion processes [4]. Si, Al and Cr are mostly used in alloy design since they form oxides like Fe₂SiO₄/SiO₂ [4], Fe₂AlO₄/Al₂O₃ [5] and Cr₂O₃ [11], respectively in the inner layer [5].

In this study, oxidation behavior of newly developed ductile cast irons 5Si1Nb (3.2 C, 5 Si, 1 Nb wt. %) and 5Si1Nb4Al (3.2 C, 5 Si, 1 Nb, 4 Al wt. %) was studied by using thermodynamic calculations with Thermo-Calc software and characterized experimentally. Regarding their oxidation resistance it can be concluded that these alloys can be good candidate materials for exhaust manifolds.

II. METHODOLOGY

A. Computational Method

Thermodynamic calculations for the compositions, 5Si1Nb and 5Si1Nb4Al were carried out with Thermo-Calc software. In order to determine the oxide layers formed as a function of oxygen partial pressure at 850 °C, SSUB and SSOL databases were used.

B. Experimental Procedure

The chemical compositions of the cast alloys produced as Y block by sand mold casting according to ASTM A 536 - 84 standard is given in Table 1. The alloys are coded as 0Al and 4Al for 5Si1Nb and 5Si1Nb4Al, respectively. In order to reveal the microstructural features of the cast alloys, microstructural characterization was carried out using light microscope (LM, Olympus BX41M-LED). Oxidation tests were carried out in a

heat treatment furnace (MSA) at 850 °C for 24 h under atmospheric conditions. After oxidation tests, cross-sections of the alloys were prepared metallographically and examined using LM. In order to identify the oxide phases, the oxidised surfaces of the alloys were characterized by X-ray diffraction (XRD, Rigaku Ultima+) using Cu-K α radiation and a scanning speed of 1.0 °/min.

TABLE I
CHEMICAL COMPOSITIONS OF THE CAST ALLOYS OBTAINED BY OES (WT%)

Alloy	C	Si	Nb	Al	Mg	Mn
0Al	3,21	5,06	0,97	0,05	0,081	0,23
4Al	3,24	5,03	1,01	4,08	0,078	0,23

III. RESULTS AND DISCUSSION

A. Microstructural Characterization

Microstructural features of the cast alloys were examined by LM and micrographs are given in Fig. 1. The matrix of 0Al alloy consists of spheroidal graphite (G), MC type NbC carbides (MC) and pearlite (P) embedded in ferrite (Fig 1a). In the microstructure of 4Al, spheroidal and vermicular graphite, NbC and a dispersed Al-rich Kappa phase (κ) were observed while pearlite disappeared (Fig 1b).

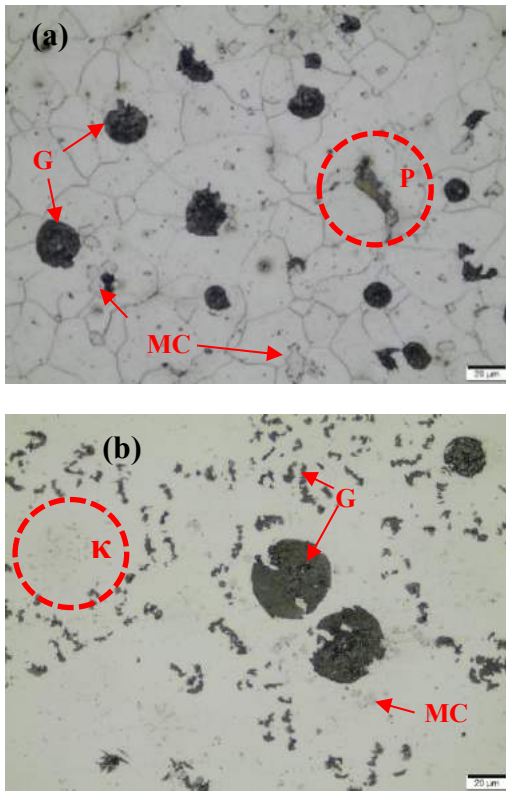


Fig. 1 LM images showing the microstructures of the alloys (a) 0Al and (b) 4Al

B. Oxide phase diagram

The phase diagrams showing the thermodynamically stable oxide phases at 850 °C as a function of oxygen partial pressure are plotted for 0Al and 4Al compositions and given in Fig. 2.

In the service conditions of the exhaust manifolds log pO₂ is between -25 and 0 [4]. In this range, FeO, Fe₃O₄ and Fe₂O₃, Fe₂SiO₄ and β -SiO₂ exist in the phase diagram of 0Al alloy. Beside these phases, 4Al alloy have also aluminum rich Al₂SiO₅, Al₂FeO₄ oxides. As it is known, the oxygen partial pressure at which the oxide phase is in equilibrium determines the formation sequence of the phases. Oxide phases, which are in equilibrium at lower oxygen partial pressure, form in the inner layer [4] Therefore, it is expected that FeO, Fe₂SiO₄ and Al₂SiO₅ form in the inner layer of the oxide scale, while the outer layer consists of Fe₃O₄, Fe₂O₃ and Al₂FeO₄ oxide phases.

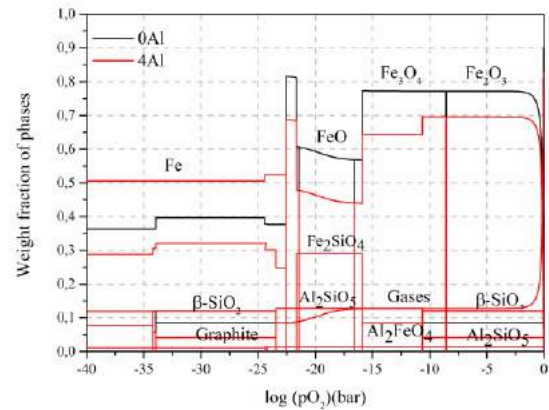


Fig. 2 Oxide phase diagram of the cast alloys.

C. Validation of oxidation tests results

The LM images showing the cross-sections of oxidised alloys are given Fig. 3. In the image of 0Al alloy, large oxide nodules and an oxide layer are shown (Fig. 3a). These nodules formed by the nucleation of the oxide layer which can grow rapidly around graphite [12]. In 4Al alloy, these oxide nodules do not occur as a result of presence of aluminum in its composition (Fig 3b). Studies show that, protective oxide layers like Al₂O₃, Fe₂SiO₄ / SiO₂ etc., prevent the formation of large nodules by restricting the movement of oxidizing gas components under the layer [12]. In the cross-section image of 0Al, it is also seen that the oxide layer and oxide nodules are composed of inner and outer oxide layers with two different contrasts (Fig. 3a). According to the literature, the inner oxide layer consists of FeO and Fe₂SiO₄ / SiO₂ oxide components while outer layer consists of Fe₃O₄ and Fe₂O₃ oxide phases [7, 13-15]. The Fe₂SiO₄ / SiO₂ oxide component in the inner layer grows in a thin line at the oxide-metal interface just below the FeO layer [7, 13]. The oxide scale also has voids formed in the inner and outer layers (Fig 3a). Iron reduction in the inner layer as a result of the outward diffusion of iron causes voids in the structure [7], while the oxidation of graphite creates these voids in the outer layer [13]. In both alloys, oxidation progressed in the matrix through graphite nodules (Fig. 3). Due to the vermicular morphology of graphite, oxidation occurred in areas further in the matrix of 4Al alloy (Fig. 3b).

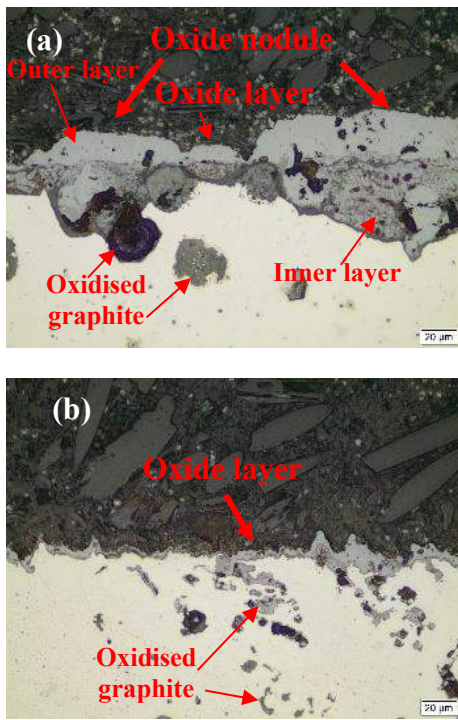


Fig. 3 LM images showing the cross-sections of the oxidised alloys (a) 0Al and (b) 4Al

In order to compare the oxidation resistance of the alloys, the thicknesses of oxide scales were measured and found as $55,1 \pm 5,0$ and $10,1 \pm 1,2$ μm for 0Al and 4Al, respectively (Fig. 4). It is seen that the thickness of the oxide layer sharply decreases with the presence of aluminum in 4Al alloy. According to the results, it can be concluded that the addition of aluminum increases the oxidation resistance. Ibrahim et al. showed that, oxide layers consisting of predominantly iron oxide forms began to decrease with the addition of aluminum due to formation of AlFeO_3 [5]. As it is known, protective oxide layers form a barrier against the diffusion of oxygen and iron ions and therefore reduce the growth rate of iron oxide layers on the surface [14].

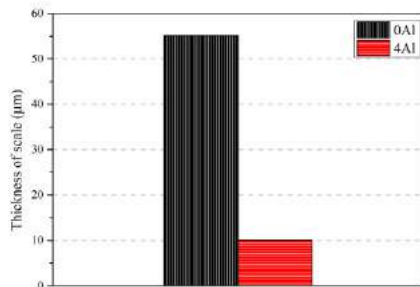


Fig. 4 Thickness values belong to the oxide scales of the alloys

In order to determine the components of the oxide layers, the oxidized alloy surfaces were characterized by XRD and the

obtained patterns are given in Fig. 5. According to XRD patterns, both alloys exhibit Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , FeO and Fe_2SiO_4 peaks, whereas 4Al alloy presents also AlFeO_3 peak. In the patterns, it is seen that ferrite peaks ($\alpha\text{-Fe}$) of 4Al have higher intensity. This can be explained by the fact that more signals are received from the ferrite matrix as a result of the reduction of the oxide layer thickness due to the presence of protective oxide components.

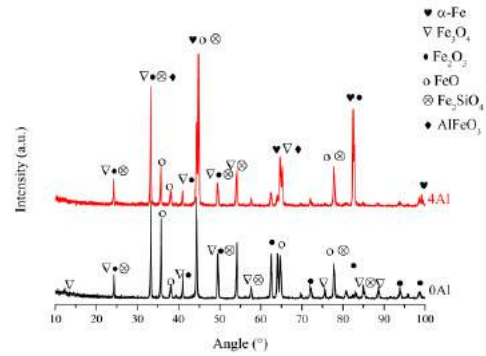


Fig. 5 XRD patterns of oxidised 0Al and 4Al alloys

IV. CONCLUSIONS

In this study, high temperature oxidation behavior of newly developed ductile cast iron compositions 5Si1Nb (3.2 C, 5 Si, 1 Nb wt. %) and 5Si1Nb4Al (3.2 C, 5 Si, 1 Nb, 4 Al wt. %) were investigated. Thermodynamically stable oxide phases at 850 °C as a function oxygen partial pressure were determined by Thermo-Calc software and characterized experimentally after oxidation tests. Experimental data were in good agreement with the calculations and results revealed that; (i) oxide scale of 5Si1Nb has large oxide nodules while 5Si1Nb4Al shows thin and homogeneous oxide scale, (ii) 5Si1Nb4Al has five times thinner oxide layer, indicating higher oxidation resistance, (iii) both alloys exhibit Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , FeO and Fe_2SiO_4 peaks, while 4Al alloy displays also AlFeO_3 peak. Regarding their oxidation resistance it can be concluded that these alloys can be good candidate materials for exhaust manifolds.

ACKNOWLEDGMENT

The authors, G. Aktaş Çelik, Ş. Polat and Ş. H. Atapek wish to acknowledge the financial support given by Scientific Research Projects Coordination Unit of Kocaeli University under the project No. 2017/118.

REFERENCES

- [1] M. Mavrigian, "Performance exhaust systems: how to design, Fabricate", and Install, CarTech Inc., North Branch, MN, 2014.
- [2] A. A. Partoaa, M. Abdolzadeh, and M. Rezaeizadeh, "Effect of fin attachment on thermal stress reduction of exhaust manifold of an off road diesel engine", Journal of Central South University, vol. 24, pp. 546-559, 2017.
- [3] Y. Zhang, M. Li, L.A. Godlewski, J. W. Zindel, and Q. Feng, "Creep behavior at 1273 K (1000 °C) in Nb-bearing austenitic heat-resistant cast steels developed for exhaust component applications", Metallurgical and Materials Transaction A, vol. 47, pp. 3289-3294, 2016.

- [4] M. Ekström, and S. Jonsson, “High-temperature mechanical- and fatigue properties of cast alloys intended for use in exhaust manifolds”, *Materials Science & Engineering A*, vol. 616, pp. 78-87, 2014.
- [5] M. M. Ibrahim, A. Nofal, and M.M. Mourad, “Microstructure and hot oxidation resistance of SiMo ductile cast irons containing Si-Mo-Al”, *Metall. and Mater. Trans. B*, 48 (2017) p. 1149.
- [6] L. M. Åberg, C. Hartung, “Solidification of SiMo Nodular Cast Iron for High Temperature Applications”, *Transaction of Indian Institute of Metals*, vol. 65(6), pp. 633-636, 2012.
- [7] M. Ekström, P. Szakalos, and S. Jonsson, “Influence of Cr and Ni on high-temperature corrosion behavior of ferritic ductile cast iron in air and exhaust gases”, *Oxidation of Metals*, 2013, vol. 80, pp. 455-466, 2013.
- [8] G. M. Castro Güiza, W. Hormaza, A.R. Galvis E, and L.M. Méndez Morenod, Bending overload and thermal fatigue fractures in a cast exhaust manifold, *Eng. Fail. Anal.*, 822(2017), p. 138.
- [9] N. Haghdadi, B. Bazaz, H. R. Erfanian-Naziftoosi, A. R. Kiani-Rashid, “Microstructural and mechanical characteristics of Al-alloyed ductile iron upon casting and annealing”, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, vol. 19(9), pp. 812-820, 2012.
- [10] S. Xiang, P. Hedström, B. Zhu, J. Linder, J. Odqvist, “Influence of graphite morphology on the corrosion-fatigue properties of the ferritic Si-Mo-Al cast iron SiMo1000”, *International Journal of Fatigue*, vol 140, 105781, 2020.
- [11] C. Delprete, and R. Sesana, Experimental characterization of Si-Mo-Cr ductile cast iron, *Materials and Design*, vol. 57, pp. 528-537, 2014.
- [12] Liu L. L., Guo Q. Q. Niu Y., Transition Between Different Oxidation Modes of Binary Fe-Si Alloys at 600-800 °C in Pure O₂, *Oxidation of Metals*, 2013, 79, 201-224.
- [13] Ebel A., Brou S. Y., Malard B., Lacaze J., Monceau, D., Vaissière L., High-Temperature Oxidation of a High Silicon SiMo Spheroidal Cast Iron in Air with In Situ Change in H₂O Content, *Materials Science Forum*, 2018, 925, 353-360.
- [14] Mendez S., Arenas M. A., Niklas A., González R., Conde A. Sertucha J., Damborenea J. J. D., Effect of Silicon and Graphite Degeneration on High-Temperature Oxidation of Ductile Cast Irons in Open Air, *Oxidation of Metals*, 2019, 91, 225- 242.
- [15] Tholence F., Norell M., High Temperature Corrosion of Cast Alloys in Exhaust Environments I- Ductile Cast Irons, *Oxidation of Metals*, 2008, 69, 13-36.

Types of Wire Rope Damage

Hasan H. ÖZDEN*, Aytaç AYDIN+, Recep DEMİRSÖZ*

#Faculty of Engineering, Department of Mechanical Engineering, Karabuk University, Turkey
hozden@kardemir.com, recepdemirsoz@karabuk.edu.tr

+ Faculty of Engineering, Department of Mechanical Engineering, Karabuk University, Turkey
ayaydin@kardemir.com

Abstract— Steel ropes today; They are frequently used as one of the main components of systems such as lift, crane, bridge, ropeway and chair lift systems, mining operations and marine load lifting systems.

The fact that the steel ropes have a finite life has made it very critical to determine how long the wire ropes used in the enterprises can safely carry out their load carrying task. In steel ropes with a very wide application area, the formation and progress of the damage mechanisms that occur due to mechanical fatigue and deterioration occurring in a certain time period during their operation is quite complex. Steel ropes deteriorate gradually during normal operation or as a result of their misuse. These distortions show themselves in different ways after a certain period of time. For this reason, it is important to be able to determine a relationship between the type of deterioration and the rope working life decrease due to this type of deterioration in wire ropes that start to deteriorate after a certain time during their operation. The aim of this study is; is the investigation of the types of rope damage caused by misuse and manufacturing errors of steel ropes and the effects of damages on rope life. I believe that this study will be an important resource for both the engineers working on this subject, the rope manufacturing industry and its users.

Keywords— Steel ropes, rope damages, types of damages, rope life, factors affecting rope damage

I. GİRİŞ

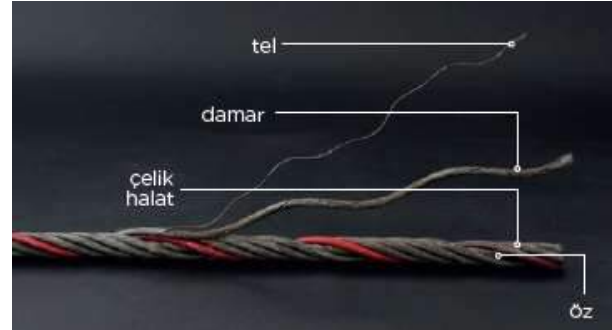
Çelik halatlar endüstri ve günlük yaşamda asırlardır geniş kullanım alanı bulmaktadır [1]. Çelik halatlar yapısal olarak en dayanıklı malzemeler olmaları, esnek kullanım imkânları sayesinde çeşitli mühendislik dallarında kullanım alanı bulan önemli araçlardır. Çelik halatlar kullanım alanları açısından ele alındığında, bir hareketin herhangi bir düzlem veya açıdan iletilmesinde, bir yükün bağlanmasında, bir taşıyıcı sistemde karşı ağırlık görevinde, yönlendirmede veya kaldırma işlerinde kullanılır. Çelik halatların çok çeşitli mühendislik dallarında uygulama alanı bulabilmesindeki en büyük etken, farklı çalışma ortamları için özel halatların üretilebilir olmasıdır. Çelik halatların diğer bir özelliği ise, uzun hizmet ömrüne sahip olmalarının yanı sıra, çalışma koşullarına uygun halatlar seçilmesi durumunda, periyodik bakımları haricinde nadiren bakıma ihtiyaç duymalarıdır [2]. Günümüzde çelik halatlar; asansör, vinç, köprü, teleferik ve telesiyej sistemlerinde, maden işletmelerinde ve denizcilikte yük kaldırma gibi sistemlerin ana elemanlarından birisi olarak sıklıkla kullanılırlar. Çelik halatların sonlu bir ömre sahip olması, işletmelerde kullanılan halatların emniyetli bir şekilde yük taşıma görevini ne kadar süre ile yerine getirebileceğinin

tespit edilebilmesi konusunu oldukça kritik bir öneme taşımıştır [3].

Bu çalışmada, mühendislik uygulamalarında oldukça ihtiyaç duyulan ve kritik öneme sahip olan çelik halatların özellikleri, yanlış kullanım kaynaklı hasarlanma türleri, hasarlanmaya etki eden faktörler, hasarlanmaların halat ömrüne etkilerinin incelenmesi amaçlanmıştır.

II. ÇELİK HALATLAR

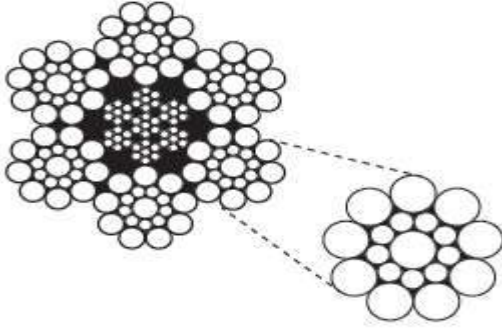
Bir çok küçük ve ince telin bir araya getirilip örülmesi ile üretilen, ağır, gerilebilir, güçlü, hava değişimlerinden etkilenmeyen ve yapısal olarak en dayanıklı yük kaldırma aracıdır. Çok sayıda telin bir araya getirilmesi ile oluşturulan ve bu sayede demetler üzerindeki gerilimin eşit bir şekilde tellere paylaştırılması esasına göre çalışan tel halatlar büyük bir dayanıklılığa ve esnekliğe sahiptir. Tel halatlar birbirinden bağımsız birçok hareketli parçanın, birbirlerine tam olarak temas etmesi ve yükü paylaşması için tasarlanmıştır [2]. Çelik halatlar işletme esnasında birbirleriyle etkileşim içinde olan teller, damarlar ve özlerden oluşmaktadır (Şekil 1). Ana elemanı çelik teldir.



Şekil.1 Çelik halat bileşenleri [4].

Tellerin demetler içerisindeki sarım şekli, demetlerin öz üzerindeki sarım şekli, özün hazırlanışı, kullanılan malzeme ve kaplama türleri ile tüm bunların bir araya gelmesi ile oluşturulan yapı, üretilen çelik halatların genel özelliklerini oluşturur. Önceden belirlenmiş fiziksel özelliklere ve ana dayanımına sahip tellerin dikkatlice işlenmesi ve forma sokulması ile çelik halatlar üretilir. Halatların sınıflandırılması halatın üretim özelliklerine göre belirlenir. Demetlerin sayısı, demetleri oluşturan tellerin sayısı anılan sıraya göre halatların isimlerini oluşturur. Örnek olarak 6x37 olarak tanımlanan bir tel halat, 6 adet demetten ve demet başına 37 adet telden imal edilmiştir [2].

Çelik halatlar yapıları ile adlandırılırlar. Özel halatların kendilerine özgü adları olabilir (6x19 Seale, 6x36 WarringtonSeale, X 53, HD 8 K vb.). Standard, Filler, Seale, WarringtonSeale gibi uzantılar ise damarlar içindeki tellerin incelik, kalınlık ve diziliş şekillerini ifade etmektedir (Şekil 2).



Şekil.2 Çelik halat yapı örneği [4].

Çelik halatlar normal koşullarda herhangi bir kaplama yapılmamış siyah tellerden üretilirler. Eğer pas, nem ve buhar gibi sebeplerden ötürü koruma gerekirse galvaniz ile kaplanırlar. Bazı halatlar da bu sebeplerden ötürü izoleli olarak üretilirler.

Halat üretimi sırasında tellere ve damarlara helisel şekil verilirken seçilen yatma yönleri, halatın sarım yönünü ifade eder. Damar sarım yönü ile tel sarım yönünün birbirlerine zıt olduğu sarım şekilleri çapraz sarım, birbirleri ile aynı olduğu sarım şekilleri ise düz sarım olarak adlandırılır. Halatın sarım yönünü damarın sarım yönü belirler. Temel sarım yönleri Şekil.3'te gösterilmiştir [4].

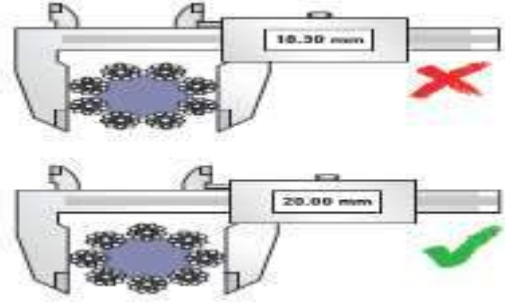


Sağ düz z/Z Sol düz s/S Sağ çapraz s/Z Sol çapraz z/S

Şekil.3 Çelik halat sarım yönleri [4].

Halatlarda kendir öz ve çelik öz olmak üzere iki çeşit öz tipi vardır. Kendir özler genellikle sıval ve polipropilen gibi sentetik ürünlerin liflerinden oluşturulur. Çelik öz ise yine çelik tellerden oluşur. Üretimi esnasında çelik halatlara uygulanan yağ; pas, çürüme ve sürtünmeden kaynaklı aşınma gibi sorunların oluşmasını engellemek üzere kullanılmaktadır. Genel olarak asfalt bazlıdır. Halat seçimine etki eden iki temel özellik vardır; bunlar sürtünmeden dolayı meydana gelen aşınma direnci ve eğilme - bükülmeden dolayı meydana gelen yorulma direnci özellikleridir [4].

Halat çapı, halat dış tel ve demetlerini çevreleyen ve tüm halat kesitini içine alan çemberin çapıdır. Halat ölçümünde önemli olan ölçü cihazının çenelerinin mutlaka en dış iki demete temas etmesidir (Şekil 4).



Şekil.4 Doğru ve yanlış çap ölçümü [5].

Genelde birbirine dik iki ölçüm, birbirinden en az 1 metre mesafedeki iki noktada yapılır ve bu dört ölçümün ortalamasının toleranslar içerisinde olması istenir. Bu dört ölçümün ortalaması halat kompozisyon föylerinde gösterilen boyut ve toleranslara uygun olmalı, dört ölçü arasındaki en büyük fark, Tablo I'de verilen değerleri aşmamalıdır [5].

TABLO I
HALAT ÇAPI VE OVALLIK TOLERANSI [5].

Halat Anma Çapı mm	Ovallık Toleransı Anma Çapı %	
	Çelik Özlü Halatlar	Lif Özlü Halatlar
2 ve 3	7	-
4 ve 5	6	8
6 ve 7	5	7
8 ve daha kalın	4	6

III. HALAT ÖMRÜNE ETKİ EDEN FAKTÖRLER

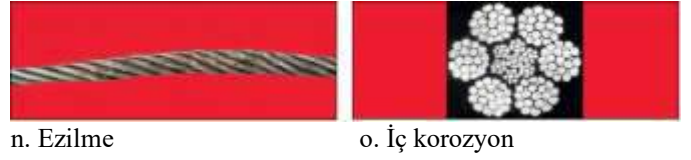
Çelik halatlar, kaldırma ve iletim makinelerinin en yüksek derecede zorlanan önemli elemanlarından birisidir [6]. Halatlardan emniyetli bir şekilde ömürlerini tamamlayabilmesi için uygun halatın kullanılması ve halat ömrüne etki eden faktörlerin bilinmesi gerekmektedir. Böylelikle halat imalatı sırasında ve halatların çalıştırılması sırasında halatların işletmeden alınma sürelerinin azalmasını nedenleri imalatçı, kullanıcı veya operatör tarafından bilinmesi sağlanacaktır. Ayrıca, düzgün ve emniyetli bir çalışmanın sürdürülebilmesi için halat periyodik bakım ve kontrollerinin zamanında yapılması ve halatın kopmadan önce değiştirilme kriterlerinin bilinmesi gerekmektedir [3]. Daha önce yapılan deneysel çalışmaların da sonuçlarından yararlanılarak ve halatların çalışmaları sırasında meydana gelen hasarlar (aşınma, dış, iç tel kırılmaları vs.) göz önüne alınmaksızın halatın çalışma ömrüne etki eden faktörler,

- ÇekmeYükü ve Çap Oranı (D/d)
- Eğilme

- Tel anma Mukavemeti
- Halat Yuvası Şekli
- Halat Yuvası Malzemesi
- Halat Çapı
- Halat Teli Kalınlığı
- Halat Türü
- Yağlama, İşletmede Tekrar Yağlama
- Korozyon
- Halat Sarılma Acısı
- Halatın Kenar Sapması
- Halat Özü
- Sapma Açısı
- Özel Halat Kullanımı

IV. HALAT HASARLANMA TİPLERİ

Bir halat, kullanım yerine uygun olmayan tip ve konstruksiyonda secilmesi durumunda o halatın fiziksel özelliklerinde bazı bozulmalarının olması olasıdır [3]. Çelik halatların normal çalışmaları esnasında veya yanlış kullanılmaları sonucu hasarlanmaları kendilerini farklı şekillerde gösterir (Şekil.5).



Şekil.5 Çelik halat hasarlanma tipleri [4].

V. HALAT HASARLANMA MUHTEMEL NEDENLERİ

Halat ömrü; halatın özelliklerine, kullanım yerine, temasta olduğu veya birlikte çalıştığı ekipmanlara ve kullanım şekline bağlıdır.

Bu etkenler yanında halatların servisten alınmasına neden olan faktörler aşağıda verilmiştir. Bunlar;

- Uygun olmayan halat kompozisyonu, tel kopma mukavemeti ve çapı
- Uygun olmayan tel özellikleri (galvanizli - siyah)
- Aşındırıcı yüzeyler üzerinde çalıştırılmaları ve keskin köşeli yüklerin halata doğrudan temas ettirilerek kaldırılmaları,
- Uygun olmayan kullanım koşuluna bağlı yağlama şekli,
- Uygun olmayan ebatlarda tambur ve makaralar üzerinde çalışması,
- Tambur üzerinde üst üste veya çaprazlama çalışması,
- Hizalanmamış tambur ve makaralarda çalışması,
- Uygun olmayan yivli tambur ve makaralarda çalışması,
- Makaralardan dışarı atlaması,
- Nem ve asitli ortam ile teması,
- Uygun olmayan bağlantı parçaları kullanılması,
- Ters dönmelerine izin verilmesi,
- Yüksek sıcaklığa maruz kalması,
- Gam yapması,
- Halatların uygun olmayan durumlarda aşırı yüklenmesi,
- Aşındırıcı parçaların tel ve demetlerin arasına girerek halatları zedelemesidir.

Aşağıda belirtilen hususlar bir halatı incelerken göz önünde bulundurulması gerekmektedir;

- Halat çapında küçülme,
- İç ve dış tellerdeki aşınmalar,
- Halatların adımı,
- Tel ve demetlerde darbe izleri,
- Kazıma izleri,
- Korozyon,
- Kırılmış teller ve bunların kırılış şekilleri.

Yukarıdaki hususlar dikkatli bir şekilde gözlenmeli ve tecrübeye büyük önem verilmelidir. Halatın takip ettiği güzergah sonuna kadar izlenmeli ve uygun olmayan hususlar ortadan kaldırılmalıdır. Bu konuda yol gösterecek bazı bilgiler Tablo II' de verilmiştir [7].

TABLO II

HALAT HASARLANMALARI VE BUNLARIN MUHTEMEL NEDENLERİ [7].

Hasarlanma	Belirti	Muhtemel nedenler
Yorulma	Tel kırıkları enine düz veya şekilli	a. Küçük çapta bükülmeler b. Vibrasyon veya kamçılanma c. Uygun olmayan halat kompozisyonları d. Korozyon e. Uygun olmayan uç bağlantıları
Yükte kopma	Tellerde sünek kopma (plastik kopma)	a. Aşırı yüklenme b. Hatalı halat çapı ve kompozisyonu c. Hatalı uç tespiti
Aşınma	Dış tellerde aşınma	a. Halat veya makara çaplarında değişme b. Yükte değişme c. Yumuşak makara veya aksamlar d. Büyük sapma açısı e. Uygun olmayan makara düzeni f. Halat içindeki aşındırıcılar g. Uygun olmayan yivler
Torsiyon ve bükülme	Tel uçlarında torsiyon veya vidamsı şekillenme	Yukarıdaki tüm hususların yanlış kullanımı
Ezilme	Tel uçlarında ezilmeler (Soğuk dövme)	Yukarıdaki tüm hususların yanlış kullanımı (Bu hasarlanmalar tambur sarımlarında çok önemlidir)
Korozyon	Tel yüzeylerinde karıncalanma ve buna bağlı kırılma	a. Yetersiz/uygun olmayan yağlama b. Uygun olmayan depolama c. Korozyif dış etkiler

- [5] Kösemen, Ö. " Asansör taşıyıcı halatların statik yük altında deneysel gerilme analizi," Yüksek Lisan Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.2008
- [6] ÇİÇEK, Ö. S. "Çelik tel halatların korozyonlu yorulma davranışının modellenmesi ve incelenmesi," Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.2016
- [7] Efeoğlu Çelik Halat (2018). Çelik halat hakkında temel bilgiler. [Online] <http://efeogluçelik.com.tr/wp-content/uploads/2018/09/çelik-halat-dokümanı.pdf>

VII.SONUÇ

Bu çalışmada, endüstrinin bir çok alanında yaygın olarak kullanılan çelik halatların genel özellikleri üzerinde durularak kullanım kaynaklı halat hasarlanma türleri ve hasarlamada rol oynayan başlıca faktörler incelenmiştir. Ayrıca çelik halat hasarlarını teşhis methodları ve hasarlanmaların halat ömrüne etkilerinin incelenmesi gibi konulara değinilmiştir.

Yapılan araştırmalara göre çelik halat seçiminin halat imalatçılarına ve uzmanlara danışılarak standartlara uygun bir şekilde yapılması uygulamada büyük önem taşımaktadır. Kullanım alanına göre çelik halat seçilmeli ve kullanımdan kaynaklı oluşabilecek hasarlanmalar periyodik olarak kontrol edilmelidir. Böylelikle halatlarda oluşabilecek sorunlara karşı ilgili tedbirler, halat devre dışı bırakılmadan alınabildiği gibi, iş güvenliğinin sağlanmasında da önemli rol oynamaktadır.

KAYNAKLAR

- [1] Erdönmez, C. "Belirli koşullar altında tel halatların matematik modellenmesi ve gerilim analizi," Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Bilişim Enstitüsü, İstanbul.2018
- [2] Yılmaz, M. "Taşıyıcı sistem çelik halatları ve madencilik sektöründeki uygulamaları," Yüksek lisans Tezi, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.2007
- [3] Onur, Y. A. " Halat ömrüne etki eden parametrelerin teorik ve deneysel olarak incelenmesi," Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.2007
- [4] Güven Çelik Halat (2019). Çelik halat ve hasarlanma türleri ? [Online] <http://www.guvençelikhalat.com.tr>

The Effect of Tool Coating on Geometric Tolerances in the Drilling of AISI 303 Austenitic Stainless Steel

Duygu GÜRKAN*, İhsan KORKUT⁺

Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Bölümü, Ankara, Türkiye

*duygugurkan@gazi.edu.tr

⁺ikorkut@gazi.edu.tr

Abstract— AISI 303 stainless steel is widely used in fasteners, automotive gears, food industry and electronic units. It is austenitic stainless steel with the best machinability due to the sulfur content in its composition. It is preferred where workability and mass production are important. In this study, drilling tests of AISI 303 austenitic stainless steel were carried out with coated and uncoated carbide tools. As a result of the experiments, the holes were compared in terms of geometric tolerances (deviation from diameter, circularity, cylindricity and surface roughness measurements). As a result of the measurements and evaluations made, it was observed that the coated tool performed better than the uncoated tool.

Keywords— Drilling, geometric tolerance, stainless steel, circularity, cylindricity, surface roughness

I. GİRİŞ

Paslanmaz çelikler demir ve en az % 11 krom (Cr) içeren, genellikle korozyon ve oksidasyon direnci yüksek malzemelerdir. Kimyasal bileşimine göre ferritik, östenitik, martensitik ve dubleks paslanmaz çelikler olmak üzere dört grupta incelenir [1]-[2]. Martensitik paslanmaz çeliklerin sertlik değerleri yüksektir ve mikro yapılarında karbür bulunmaktadır. Takım ömrünün uzun olmaması, kaba yüzey pürüzlülüğü ve yüksek kesme kuvvetleri açısından işlenebilirliği iyi olmayan malzemelerdir.

Östenitik paslanmaz çelikler, en yaygın kullanılan paslanmaz çelik türleri arasındadır. Düşük deformasyon oranlarında yüksek deformasyon sertleşmesine ve düşük ısı iletkenliğe sahiptirler. Yüksek tokluk ve yüksek süneklik, östenitik paslanmaz çeliklerde sürekli uzun talaşa ve adheziv aşınmaya neden olmaktadır [3]-[5]. Bu problemlerin önüne geçmek amacıyla, östenitik paslanmaz çeliklere alaşım elementi olarak yüksek oranda sülfür (% 0.3-0.5), selenyum (% 0.15-0.25) ve kurşun ilave edilmektedir [6]-[7]. İlave edilen elementler, talaşın küçük parçalara ayrılmasını sağlayan çökeltiler veya kalıntılar oluşturarak işlenebilirliğe yardımcı olmaktadır [5]. Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsüne (AISI) göre en yaygın kullanılan östenitik paslanmaz çelikler 300 serisi alaşımlardır [8]. Bu gruptan da AISI 303 ve AISI 304 oldukça fazla kullanım alanı bulmaktadır [9]. AISI 303, tüm östenitik paslanmaz çelik kaliteleri arasında işlenebilirliği en iyi olanıdır. Bunun nedeni içerdiği yüksek sülfür miktarıdır (%0.308) [10]. AISI 303 östenitik paslanmaz çeliğinin kimyasal bileşimi Tablo 1’de gösterilmiştir [11]-[12].

TABLO 1

STANDART AISI 303 ÖSTENİTİK PASLANMAZ ÇELİĞİN KİMYASAL BİLEŞİMİ, (% AĞIRLIK OLARAK)

C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
0.15	2	1	17-19	8-10	0.2	0.15

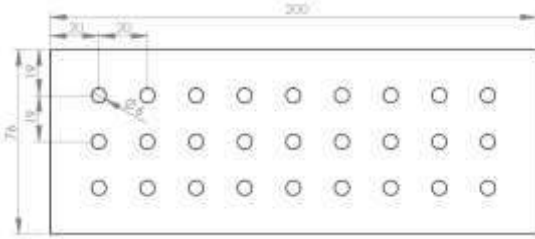
Yüksek sülfür miktarı ile mikro yapıda oluşan kalıntılar, sadece yığıntı talaş oluşumunu engellemekle kalmamakta, aynı zamanda takım/talaş ara yüzeyinde yağlayıcı görevi görmektedir [3]-[4], [10]. Tüm bu özellikleriyle AISI 303, diğer paslanmaz çeliklere göre daha yüksek kesme hızı ve ilerleme değerlerinde işlenebilmektedir [13]. Ancak içindeki sülfür nedeniyle korozyon direncinin diğer paslanmaz çeliklere göre daha düşük oluşu AISI 303 paslanmaz çeliğinin daha az tercih edilmesine sebep olmaktadır. AISI 303 paslanmaz çeliğinin işlenebilirlik özelliklerini araştırmak ve mekanik özelliklerini geliştirmek amacıyla birçok çalışma yapılmıştır [14]-[17].

Turgut ve arkadaşları, AISI 303 paslanmaz çeliklerin işlenmesinde, kesme hızı ve ilerlemenin talaş biçimine etkisini deneysel olarak araştırmışlardır. Talaş kalınlığının artmasının, malzemenin daha zor deforme olmasına yol açtığını ve kesme kuvvetlerini arttırdığını gözlemlemişlerdir [18]. Yeyen ve arkadaşları, AISI 303 ile AISI 304 östenitik paslanmaz çeliklerinin işlenebilirlik özelliklerini karşılaştırmış, AISI 303’ün işlenmesi sırasında oluşan kesme kuvvetlerinin ve yüzey pürüzlülüğünün AISI 304’e göre sırasıyla %19 ve %51 daha fazla olduğunu gözlemlemişlerdir [19]. Vukelic ve Brnic, AISI 303 ve AISI 316Ti paslanmaz çeliklerinin mekanik özelliklerini sayısal ve deneysel olarak incelemiş, AISI 303’ün, AISI 316Ti’den daha yüksek gerinim oranı sergilediğini ancak AISI 316Ti’nin ısıl direncinin daha yüksek olduğunu gözlemlemişlerdir [20]. Bahçeci ve Özer, östenitik AISI 303 ve martensitik AISI 410 paslanmaz çeliklerinin işlenebilirlik özelliklerini karşılaştırmış, AISI 303’ün, AISI 410 malzemeye göre daha düşük tormalama kuvvetleri ve yüzey pürüzlülük değerleri sağladığını gözlemlemişlerdir [10]. Gandarias ve arkadaşları, östenitik paslanmaz çeliklerin (303,304,316) delinmesinde farklı soğutucularla performansın artırılmasına yönelik bir çalışma yapmışlardır. Paslanmaz çeliklerde delmenin, yüksek basınçlı emülsiyonlu soğutma sıvısı iş mili ve matkap ucundan enjekte edildiğinde yüksek verimlilik sağlayacağını belirlemişlerdir [13]. Yapılan literatür çalışmaları incelendiğinde, işlenebilirliği diğer paslanmaz çeliklere göre daha iyi olmasına rağmen, AISI

303 östenitik paslanmaz çeliği için çok fazla çalışmanın bulunmadığı, mevcut çalışmaların genellikle tornalama operasyonuna odaklandığı gözlemlenmiştir. Bu çalışmada kaplamalı ve kaplamasız karbür matkaplar kullanılarak AISI 303 malzemesinin delme deneyleri gerçekleştirilmiştir. Deliklerin çaptan sapma, dairesellik, silindiriklik ve yüzey pürüzlülüğü ölçümleri yapılmış, elde edilen sonuçlarla matkap performansları değerlendirilmiştir.

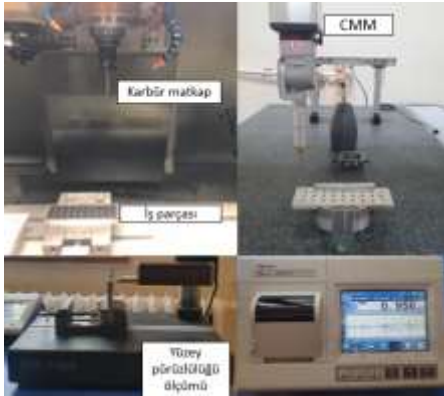
II. MALZEME VE YÖNTEM

Bu çalışmada AISI 303 östenitik paslanmaz çeliğinin delme deneyleri Etasis marka CNC dik işleme tezgahında gerçekleştirilmiştir. Deneyler sırasında kaplamasız ve TiN kaplamalı karbür takımlar kullanılmıştır. Her matkap çeşidi ile 9'ar adet olmak üzere toplam 18 delik delinmiştir. Deney numunesi 200x76x10mm olarak hazırlanmıştır. Numune ölçüleri ve numune üzerindeki delik yerleşimi Şekil 1'de gösterilmiştir.



Şekil 1. Deney numune ölçüleri ve delik yerleşimi

Deneylerde 40m/dk kesme hızı ve 0.1 mm ilerleme kullanılmıştır. Şekil 2'de deneylerde kullanılan tezgah ve ölçüm cihazları, Tablo 2'de delme operasyonunun yapıldığı dik işleme merkezine ait teknik bilgiler görülmektedir.



Şekil 2. Deneylerde kullanılan tezgah ve ölçüm cihazları

TABLO 2

DİK İŞLEME MERKEZİNİN TEKNİK ÖZELLİKLERİ

İş mili devri (rpm)	120000
Tabla ölçüsü (mm)	1300x600
Güç (Kw)	15

Deliklerin çaptan sapma, dairesellik ve silindiriklik gibi geometrik özellikleri Hexagon Global S marka CMM (Coordinate Measuring Machine) ile ölçülmüştür. Tezgaha dair teknik bilgiler Tablo 3'te gösterilmiştir.

TABLO 3
DENEYLERDE KULLANILAN CMM'İN TEKNİK ÖZELLİKLERİ

Ölçüm alanı x,y,z (mm)	700x1000x660
Ölçüm hassasiyeti (mm)	0.001
Ölçüm hızı (mm/s)	300-500

Karbür takımlarla delinmiş olan deliklerin çap değerleri için H9 tolerans aralığı dikkate alınmıştır. Tablo 4'te H9 için minimum ve maksimum çap değerleri gösterilmiştir.

TABLO 4

H9 İÇİN DELİK ÖLÇÜ TOLERANS TABLOSU

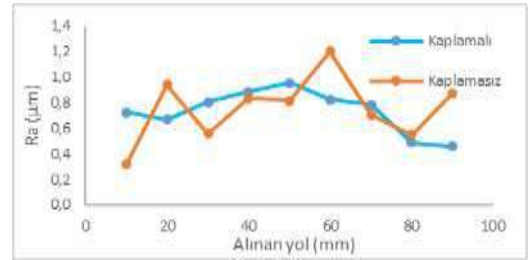
Minimum tolerans değeri	0
Maksimum tolerans değeri	+36

III. TARTIŞMA VE BULGULAR

Deneysel çalışma kapsamında her bir delik için çaptan sapma, dairesellik, silindiriklik ve yüzey pürüzlülüğü ölçümü yapılmıştır. Çap değerleri için H9 toleransı dikkate alınmıştır.

A. Yüzey pürüzlülüğü

Deliklerin yüzey pürüzlülüğü ölçümü Mitutoyo SJ-410 cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Şekil 3'te kaplamalı ve kaplamasız karbür takımlar için yüzey pürüzlülüğü ölçüm karşılaştırması gösterilmiştir.

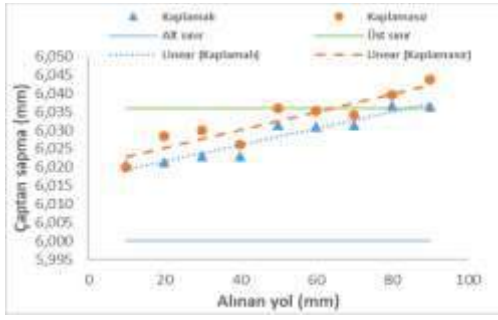


Şekil 3. Kaplamalı ve kaplamasız karbür takımlar için yüzey pürüzlülüğü grafiği

Gerçekleştirilen deneyler sonucunda kaplamasız takım ile alınan yola bağlı olarak kaplamalı takıma göre %2,4 daha fazla pürüzlülük değeri tespit edilmiştir. Literatürdeki çalışmalar da bu tespitleri desteklemektedir [21-22]. Talaş yapışması-Built Up Edge (BUE) oluşumu, takımın kör bir takım gibi davranmasına ve kesmenin düzensizleşmesine neden olmaktadır. Ayrıca matkap üzerindeki BUE boyutu artışı, yüzey pürüzlülüğünü de arttırmaktadır [23]. Kaplamalı takımlar, BUE oluşumuna karşı daha dayanıklıdır ve düşük sürtünme katsayısı ile talaş tahliyesini kolaylaştırmaktadır [24-25]. Şekil 3 incelendiğinde; kaplamasız takımlarda oluşan BUE boyutuna bağlı olarak, yüzey pürüzlülüğünün, dögüsel artma/azalma eğiliminde olduğu söylenebilir. Kaplamalı takımlarda ise, kaplama avantajı ile veriler arası sapmanın daha az olduğu görülmektedir.

B. Çaptan sapma

Yapılan deneyler kapsamında delik boyut toleransı olarak H9 seçilmiş çaptan sapma değerleri bu toleransa göre incelenmiştir. Kaplamalı ve kaplamasız karbür takımlar için çaptan sapma Şekil 4'te ifade edilmiştir.



Şekil 4. Kaplamalı ve kaplamasız karbür takımlarla delinen deliklerin çaptan sapma değerlerinin karşılaştırılması

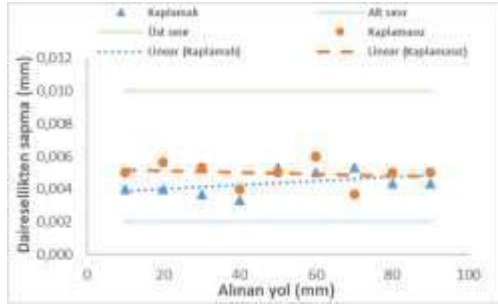
Şekil 4 incelendiğinde, kaplamalı ve kaplamasız karbür matkapta çaptan sapma için elde edilen eğrilerin her ikisinin de artış eğiliminde olduğu gözlemlenmiştir. Her iki matkap türü ile delinen delikler için de çaptan sapma değerleri genellikle H9 delik toleransı aralığındadır.

İlk delikler delindiğinde çaptan sapma değeri her iki matkap türü için de aynıdır (%2). Sonraki deliklerde kaplamasız karbür takım ile delinen deliklerin çaptan sapma değerinin kaplamalı karbür takım ile delinen deliklerden daha fazla olduğu görülmüştür. Kaplamasız karbür takımında çaptan sapma %3.4 iken; kaplamalı karbür takımında çaptan sapma %2.9'dur. Bunun nedeni olarak kaplamalı karbür takımında talaş tahliyesinin daha kolay olması, BUE oluşum eğiliminin daha az olması ve sürtünme katsayısının daha düşük olması gösterilebilir [23]-[26].

C. Dairesellikten Sapma

Dairesellik üst sınır tolerans değeri için CMM'de verilen 0.01 mm tolerans değeri kabul edilmiştir.

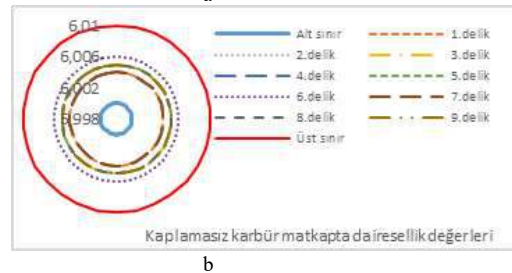
Şekil 5'te ve Şekil 6'da kaplamalı ve kaplamasız karbür takımlarla delinen deliklerin dairelilik değerleri karşılaştırılmıştır.



Şekil 5. Kaplamalı ve kaplamasız karbür takımlarla delinen deliklerin dairelilikten sapma değerlerinin karşılaştırılması

Şekil 5 incelendiğinde, kaplamalı ve kaplamasız matkaplarda alınan yolun artması ile dairelilikten sapmanın arttığı (trend çizgileri) gözlemlenmiştir. Hem kaplamalı hem kaplamasız takımlarda artan/azalan döngüsel bir eğilim (nokta ile gösterilen değerler) görülmektedir. Bu durumun nedeninin, kesme sırasında oluşan ve operasyon boyunca devam eden BUE olduğu düşünülmektedir. Elde edilen grafiğe göre kaplamalı karbür takım ile delinen deliklerin daireliliğinin kaplamasız karbür takım ile delinen deliklere göre ortalama olarak 0.001 daha iyi olduğu gözlemlenmiştir.

Her iki matkap türü ile de delinen tüm deliklerin dairelilik değeri, 0.01 mmlik toleransı sağlamaktadır. Ancak AISI 303 paslanmaz çeliğinin kullanım alanları ve deliklerden alınan dairelilik değerleri değerlendirildiğinde, 0.005 tolerans değerinin üst sınır olarak belirlenmesinin uygun olacağı kanaatine varılmıştır. 0.005 tolerans değeri dikkate alındığında dairelilik toleransı için, kaplamalı matkapın kaplamasız matkaba göre daha iyi performans gösterdiği görülmektedir.



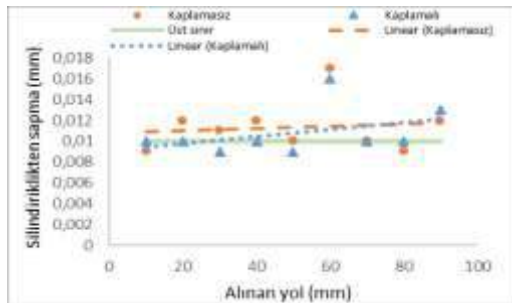
Şekil 6.a. Kaplamalı karbür matkapta dairelilik değerleri b. Kaplamasız karbür matkapta dairelilik değerleri

Şekil 6'da kaplamalı ve kaplamasız karbür matkap ile delinen deliklerin dairelilik toleransı, dairelilik grafik üzerinde gösterilmiştir. Mavi ile gösterilen daireler alt sınır tolerans değerini, kırmızı ile gösterilen daireler ise üst sınır tolerans değerini belirtmektedir. Tüm deliklerin dairelilik değerlerinin belirtilen sınırlar içinde kaldığı bu grafiklerde de görülmektedir. Bazı deliklerin dairelilik değerinin aynı olması sebebi ile ortalama değerlerde dairelerin üst üste gelme durumu oluşmuştur.

D. Silindiriklikten Sapma

Silindiriklik üst sınır tolerans değeri için CMM'de verilen 0.01 mm tolerans değeri kabul edilmiştir

Şekil 7'de kaplamalı ve kaplamasız karbür takımlarla delinen deliklerin silindiriklik değerleri karşılaştırılmıştır.



Şekil 7. Kaplamalı ve kaplamasız karbür takımlarla delinen deliklerin silindiriklikten sapma değerlerinin karşılaştırılması

Şekil 7 incelendiğinde, delme operasyonu devam ettikçe iki matkap türü ile de delinen deliklerin silindiriklikten sapma değerlerinin arttığı görülmektedir. Tolerans değeri (0.01 mm) dikkate alındığında kaplamalı karbür matkabın silindiriklik toleransı açısından daha iyi performans gösterdiği gözlemlenmiştir. Ancak aradaki farkın %1'in altında olduğu belirlenmiştir.

IV. SONUÇLAR

Bu çalışmada, AISI 303 malzemesinin kaplamalı ve kaplamasız karbür matkaplar kullanılarak sabit kesme hızı ve ilerlemede delme deneyleri gerçekleştirilmiştir. Deliklerin yüzey pürüzlülüğü ve boyutsal doğruluk ölçümleri yapılmıştır. Elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibidir.

Kaplamalı karbür matkap, kaplamasız takıma göre %2.4 daha iyi pürüzlülük değeri sağlamıştır.

İlk delikler delindiğinde çaptan sapma değerinin her iki matkap türü için de aynı olduğu gözlemlenmiştir (%2). Sonraki deliklerde kaplamasız karbür takım ile delinen deliklerin çaptan sapma değerinin (%3.4) kaplamalı karbür takım ile delinen deliklerden (%2.9) daha fazla olduğu görülmüştür.

Dairesellik ve silindiriklik açısından kaplamalı karbür takımın kaplamasız karbür takımdan daha iyi performans gösterdiği ancak aralarındaki farkın %1'in altında olduğu gözlemlenmiştir.

Kaplama çeşidi artırılarak farklı kesme parametrelerinin delme performansına etkilerinin incelenmesi için deneysel çalışmalar devam etmektedir.

REFERANSLAR

- [1] Callister, William D. and David G. Rethwisch, *Materials science and engineering: an introduction*. Vol. 9. New York: Wiley, 2018.
- [2] T. Kosa and P. Ronald, *Machining of Stainless Steel*, 9th ed., Ohio, Metals Handbook: Machining, vol 16, 1989.
- [3] J. L. Feirer, *Materials: Machinability of Steels*, 2nd ed., Machine Tool Metalworking Principles and Practice McGraw Hill Book Co, 1983.
- [4] R. A. Higgins, *Materials: For The Engineering Technician* New York, Chapman and Hall Inc., 1987
- [5] J. A. Brooks, S. H. Goods and C. V. Robino, "Weld properties of AISI 303 free-machining stainless steel." *Welding Journal-New York-* 82:4: 84-S, 2003.
- [6] İ. Çiftçi, "The influence of cutting tool coating and cutting speed on cutting forces and surface roughness in machining of austenitic stainless steels." *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University* 20.2 pp. 205-209, 2005.
- [7] B. K. Agrawal, *Introduction to Engineering Materials*, New Delhi: Mc Graw-Hill Publishing Co., 1983.
- [8] F. Bikić and D. Mujagić, "Investigation of possibility for reducing AISI 303 stainless steel pitting corrosion by micro alloying with boron or zirconium." *Bulletin of the Chemists and Technologists of Bosnia and Herzegovina* 42, pp. 41-46, 2014.
- [9] Y. Kayır, S. Aslan and Ahmet Aytürk, "AISI 316Ti paslanmaz çeliğin tomalanmasında kesici uç etkisinin Taguchi yöntemi ile analizi." *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi* 28.2 (2013).
- [10] E. Bahçeci, and A. Özer, "TiC Kaplamalı Takımla İşlenen AISI 303 ve AISI 410 Paslanmaz Çeliklerin İşlenebilirlik Özelliklerinin Değerlendirilmesi." *Dokuz Eylül Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Fen ve Mühendislik Dergisi* 15.43 pp. 45-52 2013.
- [11] V. Voort and F George, "Characterization of inclusions in a laboratory heat of AISI 303 stainless steel." *Inclusions and Their Influences on Material Behavior*, ASM International pp. 49-64. 1988.
- [12] M. Vklju, K.V.A Nerjavnem and J. Z. D. T. I. Cirkonija, "Modification of the inclusions in austenitic stainless steel by adding tellurium and zirconium." *Materiali in tehnologije*, 51.3 pp. 523-528 2017.

- [13] A. Gandarias, L. N. L. de Lacalle, X. Aizpitarte, A.Lamikiz, "High performance drilling of austenitic stainless steels." University of the Basque Country, ESI Bilbao, Spain 2008.
- [14] C. D. Lundin, "Hot ductility behavior and hot cracking susceptibility of type 303 austenitic stainless steel (1)-Hot ductility behavior." *Journal of Welding and Joining*, 6(1), pp. 35-45, 1988.
- [15] D. O'Sullivan, and M. Cotterell, "Machinability of austenitic stainless steel SS303." *Journal of Materials Processing Technology*, 124(1-2), pp. 153-159, 2002.
- [16] E. Mertgenç, O. F., Kesici and Y. Kayali, "Investigation of wear properties of borided austenitic stainless steel different temperatures and times." *Materials Research Express*, 6(7), 076420, 2019.
- [17] J. A. Brooks, S. H. Goods and C. V Robino. "Weld properties of AISI 303 free-machining stainless steel." *Welding Journal-New York-*, 82(4), 84-S, 2003.
- [18] Y. Turgut, H. E. Yeyen and İ. Korkut, "AISI 303 Östenitik Paslanmaz Çeliklerin İşlenmesinde Kesme Hızı ve İlerlemenin Talaş Biçimine Etkisi." 5. *Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS'09)*, 2009.
- [19] H.E. Yeyen, İ. Korkut, Y. Turgut, İ. Çiftçi, "AISI 303 östenitik paslanmaz çeliklerin işlenmesinde kesme hızı ve ilerlemenin kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkileri.", 5. *Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS'09)*, 2009.
- [20] G. Vukelic and J. Brmic, "Analysis of austenitic stainless steels (AISI 303 and AISI 316Ti) regarding crack driving forces and creep responses." *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, 230(3), pp. 699-704, 2016.
- [21] Ö. Teksan, N. Gerger, and U. Şeker. "AISI 304 östenitik paslanmaz çeliklerde kesme parametrelerine bağlı olarak yüzey pürüzlülüklerinin araştırılması." *Balıkesir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi* 10.2 pp. 3-12, 2008.
- [22] M. Günay and T. Meral, "Kaplmalı ve kaplamasız karbür matkap ile ferritik paslanmaz çeliğin delinebilirlik analizi." *Gazi Mühendislik Bilimleri Dergisi (GMBD)* 5.2 pp. 159-166, 2019.
- [23] Y. Özçatalbaşı, "Çeliklerin işlenebilirliği: kimyasal bileşim, mikroyapı, mekanik özellikler ve işlenebilirlik ilişkisi." *Politeknik Dergisi* 23.2 pp. 457-482, 2020.
- [24] İ. Tekaüt and H. Demir, "AISI H13 ve AISI D2 çeliklerinin delinmesi esnasında kesme bölgesinde oluşan sıcaklığa kesici takım kaplamasının ve işleme parametrelerinin etkisi", *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 30(2), pp. 289-296, 2015.
- [25] A.Z. Sultan, S. Sharif, F.M. Nor and D. Kurniawan, "Minimum quantity of lubricant drilling of stainless steel using refined palm olein: Effect of coating tool on surface roughness and tool wear", *Procedia Manufacturing*, 30, pp. 427-434, 2019.
- [26] G.Uzun, S.A. Yaşar and İ.Korkut, "Ti-6Al-4V alaşımının delinmesinde kesme parametrelerinin kesme kuvvetlerine ve delik kalitesine etkisinin incelenmesi." *Karaelmas Fen ve Mühendislik Dergisi* 7.2 pp. 469-475, 2017.

Factors Affecting Lining Efficiency in Foundries Using Induction Furnace Melting

İsmail Karaca*, Fatih Apaydın†

*Mescier Metal Mamülleri Pazarlama San. Ve Tic. Ltd. Şti, Karabük, Türkiye, ismail.karaca@mescier.com.tr

†Metallurgy and Materials Engineering, Bilecik Şeyh Edebali University, Türkiye, fatih.apaydin@bilecik.edu.tr

Özet— İndüksiyon fırınlarında kullanılan astarların ömrünü uzatmak döküm endüstrisini sürekli meşgul etmektedir. Mekanik, elektrik ve hidrolik arızalar genel olarak endüksiyon fırınlarının hizmet ömrünü etkilese de astar malzemesinin ömrü endüksiyon fırınlarının kullanım ömrünü etkileyen en önemli faktördür. İndüksiyon fırınlarının çalışma prensibi gereği kullanılan astar malzemesi aşınacaktır. Son derece dayanıklı ve kalın bir kaplama malzemesi ile verimli eritme sağlanamaz. Astar ömrü, şarj tipi, metal bileşimi, metal sıcaklığı, fırın seviyesi, fırın çalışma süresi, fırın duruş süresi, çeşitli arızalar ve termal değişiklikler gibi çalışma koşullarına bağlıdır.

Fırının altından, köşelerinden, yan duvarlarından ve tepelerinden özenle toplanan kullanılmış astarın kırılan parçaları, çalışma sırasında ne kadar aşınmaya maruz kaldığını göstermekle kalmaz, aynı zamanda gelecekteki gelişmelere ışık tutmakta ve refrakter ömrünü uzatmaktadır.

Bu çalışmada, indüksiyon ocağı astarında meydana gelen hasarlar, bu hasarların nedenleri ve bu hatalardan kaçınma yolları ve gömleklerin verimini etkileyen faktörler incelenmiştir. Ayrıca işletmelerde çalışanların sistematik olarak tespit edip takip edebilecekleri problem çözümleri tartışılır.

Anahtar Kelimeler— Astar, İndüksiyon fırını, refrakter, döküm

Abstract— Increasing the lifetime of liners used in induction furnaces constantly occupies the casting industry. Although mechanical, electrical and hydraulic failures generally affect the service life of induction furnaces, the life of the lining material is the most important factor affecting the useful life of induction furnaces.

Due to the working principle of induction furnaces, the lining material used will be worn. Efficient melting cannot be achieved with an extremely durable and thick lining material. Liner life depends on operating conditions such as charge type, charge type, metal composition, metal temperature, furnace level, furnace operating time, furnace downtime, various malfunctions and thermal changes.

The broken pieces of the used liner carefully collected from the bottom, corners, sidewalls and tops of the furnace not only show how abrasion it was subjected to during operation, it also sheds light on future developments and extending refractory life.

In this study, the damages that occur in the induction furnace lining, the causes of these damages and the ways to avoid these errors, and the factors affecting the efficiency of the liners are examined. Also, problem solutions that can be detected and followed systematically by the employees in the enterprise are discussed.

Keywords— Lining, Induction furnace, refractory, casting

I. GİRİŞ

Endüstride kullanılan ertirme fırınları yakıtlı ve elektrikle çalışan fırınlar olmak üzere ikiye ayrılır. Elektrikli fırınlar yanma esnasında zararlı emisyonlar oluşturmaması ve ısıtma-soğutma rejiminin kolay kontrol edilmesi gibi nedenlerden dolayı tercih sebebi olmaktadır [1]. Elektrikle ısıtma sistemleri genellikle, dirençli ısıtma, plazma ile ısıtma, elektrik arkı ile ısıtma, lazer ile ısıtma, indüksiyon ile ısıtma ve vb. yöntemlerle olabilmektedir [2].

Fırına yüklenen şarjın elektrik akımının indüklenmesiyle ısıtılması prensibine dayanan indüksiyon fırınlarında temassız bir ısıtma gerçekleşir. İndüksiyon fırınları, denetim kolaylığı, yüksek verimliliği, madde kayıplarının son derece düşük olması, tam otomatik üretime uygunluğu ve çevre kirliliği yaratmaması gibi nedenlerden dolayı avantajlı durumdadır [1, 2]. Ayrıca ertirme hızı ve şarj bileşiminin kolaylıkla kontrol edilebilir olmasının yanında elektromanyetik karıştırmanın bütün şarjı çok kısa sürede homojen bir şekilde karıştırması da diğer önemli avantajlarıdır [3].

A. İndüksiyonla Isıtmanın Tarihsel Gelişimi

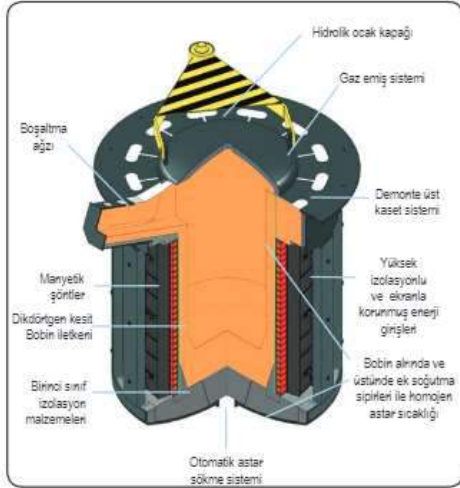
İndüksiyon fırınlarının temeli 1831 yılında Michael Faraday keşfetmiş olduğu elektro manyetik indüksiyon prensibine dayanmaktadır. Ancak indüksiyon ocağı ile ilgili ilk çalışmalara 1870'li yılların sonlarında Avrupa'da De Ferranti başlamıştır. 1890 yılında, Edward Allen Colby metal ertirmede kullanılmak üzere indüksiyon ocağının patentini almıştır. Ertirmede gerçek anlamda ilk kullanım İsveç'te 1900 yılında Kjellin tarafından Colby prensibine yakın bir fırınla gerçekleştirilmiştir. İlk üç fazlı indüksiyon ocağı ile çelik ertirme 1906 yılında Almanya'da gerçekleştirilmiştir. Orijinal tasarımlar tek fazlı veya iki fazlıydı [4, 6, 7].

Günümüzde kullanılan yeni tip indüksiyon ocakları özellikle son 30 yılda çok fazla gelişim göstermişlerdir. Bu tip ocaklarda verimlilik ve kontrol edilebilirlik çok artmıştır. Yeni tip ocakların bazılarında 60 ton çelik 1 saatte ertitilebilmektedir, bazı küçük ocaklarda ise 700-1000 kWh güç verilerek 30-35 dakika gibi kısa bir sürede ertirme yapılabilmektedir [5].

B. İndüksiyon Ocaklarının Çalışma Prensibi

İndüksiyon ocaklarının genel yapısı Şekil 1'de gösterilmiştir. İndüksiyon ocaklarının etrafı üzerinden alternatif akımın geçeceği bobinler tarafından sarılmıştır. Bobin içerisinden geçen alternatif akımın yarattığı manyetik alan ile pota

içerisindeki metal parçalardan devre tamamlanır. Alternatif akımın yön ve şiddetindeki değişiklik manyetik alanda değişiklik oluşturur. Manyetik alandaki bu değişiklik, parça içinde gerilim doğurur. Bu gerilim, parça içinden büyük değerlerde fukolt akımı dolaştırır. Parça direncinden geçen bu akım parça içinde ısı yaratır. Isıyı indüksiyon akımı meydana getirdiğinden, bu işleme indüksiyonla ısıtma denir [8]. İçerisinde metal ve alaşımlarının ergitildiği bakır bobinlerin, içerisinden geçen suyla soğutulan yüksek ısıya dayanıklı, refrakter malzemelerden oluşmuş hazneye ocak potası denir.



Şekil 1. İndüksiyon ocağının şematik gösterimi [3]

Ergitme işlemi, seçilen hurdaların ocağa doldurulması ile başlar ve primerden geçen yüksek frekanslı akım sekonderde yani şarjda çok daha şiddetli bir indüksiyon akımı oluşturur, şarj bu akıma karşı gösterdiği kendi direnciyle ısınır ve ergir. Sıvı banyosu teşekkül eder etmez şiddetli bir karışma (sıvı hareketi) başlar ve katı durumda olan hurdalar sıvı metal tarafından yalınarak ergime hızlanır. Metal (şarj) tamamen ergiyince oluşan cüruf temizlenir. Metal döküm sıcaklığına çıktıktan sonra akım kesilerek ocak kaldırılır ve sıvı metal potaya alınır. Sıvı metal azar azar potaya alınacaksa akım kesilmeyebilir. Sıvı metal bitince ya ergitmeye devam edilir ya da ocak kapatılır

2. İNDÜKSİYON OCAKLARINDA ASTARLAMADA KARŞILAŞILACAK PROBLEMLER VE ÇÖZÜM ÖNERİLERİ

A. Astartaki Çatlaklar

1. *Dikey çatlaklar:* Termal şoklar sonucunda özellikle ergitme ocağının soğuması esnasında oluşur. Dikey çatlaklara örnek Şekil 2'de gösterilmiştir.



Şekil 2. Dikey çatlaklar

Dikey çatlakların en önemli nedeni bobin çaplarının zamanla değişimidir. Eğer şöntler (Şekil 3) devamlı olarak ocak üreticisinin dediği zaman aralıklarında sıkılmazsa bobinler, bobinlerde daha fazla genleşme gerçekleşir. Bobinlerin genleşmesi ile astarlarda da aynı yönde genleşme gerçekleşir ki bu da dikey çatlaklara sebebiyet verme nedenidir. Örneğin; 1700 mm çapındaki bir ocağın şöntlerinin doğru sıkılmamasını düşünelim. Bu bobinin çevresi $2 \times 3,14 \times 850 \text{ mm} = 5338 \text{ mm}$ dir. Her bir metre bobin 0,5 mm uzandığında çevre 5388 mm ye çıkar. Bu ise bobin çapının 1714 mm ye genleşmesi anlamına gelir. Yani çap 1,4 cm genişledi demektir. Bu genişlemenin şöntler tarafından sıkılarak önlenememesi durumunda dikey çatlakların oluşması kaçınılmazdır. Bu nedenle ocak üreticisinin belirttiği zamanlarda şöntler kontrol edilmeli ve torkmetre ile belirtilen ölçülerde sıkılmalıdır.



Şekil 3. Şöntlerin ayarlanması

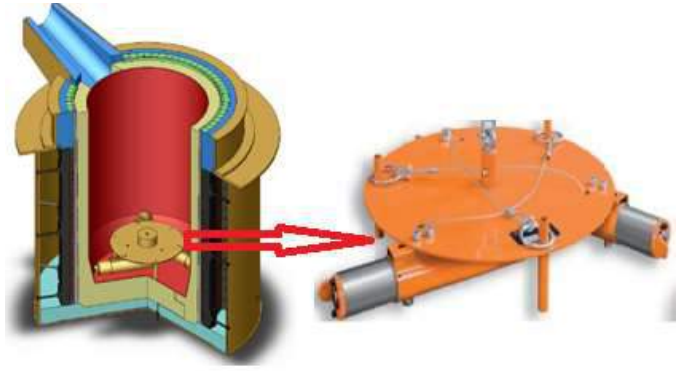
Ocak yeniden astarlandığında, soğutma esnasında meydana gelen büzülme gerilimlerine karşı gelebilmesi için, ocak astarı çalışılmayan vardiyalarda veya enerji kesilmelerinde 800 °C sıcaklıkta tutulmalıdır. Metal boşaltılıp, yerine pik koyulmalı ve kapak çevresi izole edilip ve soğutma suyu açık tutulmalıdır. Ayrıca 3 vardiyada çalışarak ocağın kesintisiz çalışmasına gayret edilmelidir. Sadece haftalık incelemeler için ocak durdurulmalı ki bu en ideal yöntemdir. İnceleme için ocak devre dışı bırakıldığında, ocağın dış tabaka kısmı iç kısımdan daha fazla büzüleceği için fanla soğutma yapılmaması gerekir.

Şablonun sebep olduğu dikey çatlaklar; Şablonun kaynakla birleştirilmiş tarafında, kaynağın çok iyi şekilde taşlanmış ve yüzeyin çok düzgün olması gereklidir. Şekil 4’de ocaklarda kullanılan şablon gösterilmiştir. Aksi halde bu kaynak dikişi sinterleme esnasında astarın yırtılmasına sebebiyet verir. Yırtılan yerden de astar aşağıya akarak dikey çatlakla sebebiyet verir. Bu durumu engellemek için şablon malzemesinin kalınlığı ocak büyüklüğü ile orantılı olarak en az 5 mm olmalıdır.



Şekil 4. Ocaklarda kullanılan şablon

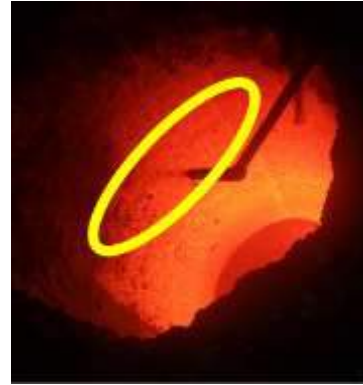
Astar dövme esnasında oluşan dikey çatlaklar: Eğer vibratör gerekli kuvvetle astarı dövmüyor ise bu durumda dikey çatlaklar oluşur. Şekil 5’de astar dövmede kullanılan vibratör gösterilmiştir. Hava basıncı ile çalışan bu makineye 6 bar basınç gelip gelmediği kontrol edilmelidir. Astar dövme süreleri ocak kapasitesine göre belirlenen süreler uygulanmalı ve vibratör bakımları zamanında yapıp piston değiştirme süreleri takip edilmelidir.



Şekil 5. Astar dövmede kullanılan vibratör

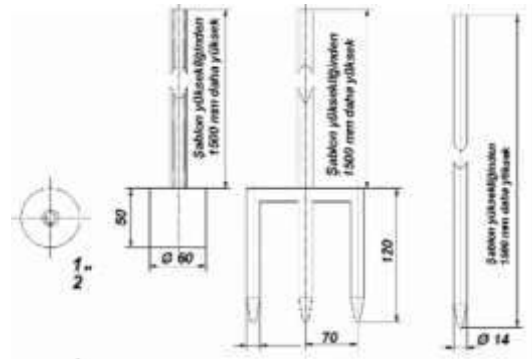
2. Yatay Çatlaklar:

Çalışma esnasında astarın oturması veya yerleşmesi ile Şekil 6’da görüldüğü gibi yatay çatlaklar oluşur.



Şekil 6. Astar da oluşan yatay çatlak

Yatay çatlak hatalarından kaçınmak için, ocakta bakımının daha titiz gerçekleştirilmesi ve çalışması esnasında platformda meydana gelen titreşimi en az seviye indirilmesi gerekir. Maksimum astar dövme yoğunluğunu elde etmek için taban ve yan duvarlar için yüksek frekanslı vibratörler kullanarak elle dövmeye göre %7-10 yoğunluk artışı sağlanabilir. Astar malzemesinin taşınması esnasında segrasyona uğrayabileceği düşünülerek astar şablon ile bobin sıvası arasında dökülürken tek noktadan değil serpiştirilerek dökülmeli ve yan duvarlar dövülürken düz alet yerine çatallı alet (Şekil 7) kullanılarak gerçekleştirilmelidir.



Şekil 7. Yan duvarlarda kullanılan mızrak ölçüleri

Segrasyon olmaması için aşırı vibrasyon yapmamalı. İkinci kat dövme malzemeyi koymadan üst yüzey eşit bir şekilde Şekil 7'de belirtilen mızrak ile şişlenmeli. Malzemenin sızabileceği delikleri geçici olarak seramik fiberle tıkanmalıdır. Böylece malzeme kaybı ve astar içinde gözenekli bölgelerin oluşması engellenecektir.

B. Astarların Tabaka ve Kabuk Halinde Kalkması

İç kısımların ani ısıtılması sonucu oluşan buhar nedeni ile astar tabaka ve kabuk halinde kalkar. Uygun bir ısıtma süresi ve sinterleme sıcaklığı uzun astar ömrü için gereklidir.

Astarın tabaka ve kabuk şeklinde kalmasının bir diğer nedeni de dövme malzemesinde çok fazla rutubetin olmasıdır. Astar malzemesindeki rutubet miktarının %0,5'den fazla olmamasına dikkat etmek gerekir. Gerekli nem çıkışı sağlamak için şablonda 225 mm aralıklarla 2-3 mm çaplı delikler olmasını özen göstermek gereklidir. Bu delikler vibrasyon esnasında bantlarla kapatılmalıdır. Tabanda lamba veya ısıtıcı kullanarak daha uzun sürede gerçekleştirilecek buharlaşma ile nem daha dengeli bir şekilde tahliye edilebilir.

Malzemedeki bağlayıcının eşit olarak dağılmaması da kabuk halinde kalkmaya sebep olabilir. Bunun için malzeme önceden bağlayıcı ile uniform şekilde dağıtılmış olmalıdır.

C. Astarlarda Aşırı Derecede Aşınma

Astarlarda istenilen özellikle eşit (homojen) aşınmadır. İndüksiyon ocaklarında kabul gören homojen aşınma durumu; %66-80 banyo yüksekliğinde, tek bir metal kompozisyonda, 3 vardiya ile sürekli çalışıldığında 1kg silika malzemesi için 500-1000 kg arasında döküm alınmasıdır. Bu şartlarda çalışmış bir fırın devre dışına alındığında, astar kesitinin 1/3'lük kısmı camsı görünümde, 1/3'lük orta kısım çok iyi sinterlenmiş fakat taneli ve kristalize olmuş, 1/3'lük kısım ise toz halinde, gevşek ve çok az sinterlenmiş bir yapıda olmalıdır. Şekil 8'de astarda oluşan aşırı aşınmalar gösterilmiştir.



Şekil 8. Astarlarda oluşan aşırı aşınma

Aşınma durumunda ısı ile iletimin artması sebebiyle camsın faz kalınlığında artış meydana gelir. Camsı yüzey kalınlığının gereğinden fazla olmasının ana sebebi bağlayıcı miktarının yüksek olmasıdır. Bunun için bağlayıcı (borik asit veya bor oksit) miktarının zamanla azaltılıp ömrünün uzayıp uzamadığı izlenmelidir.

Astarla aynı karakterde çok akıcı cüruf da aşırı derecede aşınmaya sebep olabilir. Böyle bir durumda ocakta kompozisyonlarını bilmediğimiz katkıları (soda türü, cam, cüruf yapıcılar vs) kullanılmamalıdır. Bazı karakterli cüruflar çok

çabuk bir şekilde reaksiyona girerek silika astarı aşındırır. Bunun yerine nötr veya bazik astarlara geçilebilir.

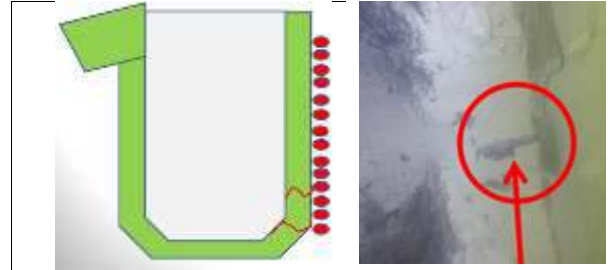
Sinterleme süresinin yetersiz olması da aşırı aşınmanın nedenlerinden birisidir. Sinterleme şartlarının (sinterleme süresinin artışı, daha yavaş ısıtma, nihai sinterleme süresinin veya sıcaklığının artırılması) çalışma yüzeyinin aşınma direncini artırır.

Şarj yaparken oluşan mekanik zararlarda aşınmalara neden olur. Böyle bir durumda fırını şarj usulü değiştirilmelidir. Boş veya yarı-boş fırına büyük parçalar şarj edilmemelidir. Erimiş metale kolaylıkla batacak ve banyo seviyesini hemen yükseltecek ağır küçük parçalar şarj edilmelidir.

Talaş ve aşırı derecede oksit içerikli malzeme eritildiğine silika ile birleşerek fayalit (Fe_2SiO_4) yapısını oluşturarak düşük sıcaklıkta eriyerek daha çabuk astar yüzeyinden kopar. Bunun için banyo seviyesi yüksek tutularak banyo aşırı ısınmadan hızlı bir şekilde ergitilme yapılmalıdır.

D. Astar İçinin Renksizleşmesi

Astar yüzeyinde oluşan farklı renk kontrastları bize fırın hakkında çeşitli uyarılar verir. Astar boyunca soluk kırmızı ve pembemsi bir renk oluşumu astar malzemesi içerisindeki eser elementlerden kaynaklanır ve bu zararsızdır. Ancak astar boyunca açık griden koyu griye bir dönüşüm var ise bunun sebebi şarj ve erimiş metal içerisinde fazla oksit sonucu fayalit oluşumudur. Bunu engellemek için daha temiz hurda kullanılmalı ve eritimin başında redükleyici malzemeler ilave edilmelidir. Şekil 9'daki gibi koyu ve metalik bir görünüm metal penetrasyonundan kaynaklanır. Bu kısım metal penetrasyonu kısmında daha detaylı verilmiştir.



Şekil 9. Metal penetrasyonu

E. Metal Penetrasyonu

Metalin bir çatlaktan veya sinterleşme esnasında çıkan buharın açtığı çatlaktan içeriye işlemesine metal penetrasyonu denir. Metal penetrasyonu; çubuk şekilli girintiler, genel penetrasyon ve enklozyonlar şeklinde olabilir. Uzun süre devre dışı kalmış ocaklarda hızlı bir şekilde ısıtmak yapmak çubuk şekilli girintilere neden olur. Hangi tip astar olursa olsun fırın devre dışı kaldığında görünen veya görünmeyen tipte mutlaka fırında kılcal çatlaklar oluşur. Bu çatlaklar kontrollü ısıtmada tekrar kapanırlar. Bunun için başlangıç ısıtma süresi, sinterleşmede geçen sürenin %50'sinden az olmayacak süre kadar olmalıdır.

Ergime noktaları farklı olan metallerin peş peşe ergitilmeleri örneğin, çeliğin ergime sıcaklığında dökme demir aşırı akışkan olur ve astarda çok derinlere nüfuz edebilir. Eğer kompozisyonların aynı astarda ergitilmesi kaçınılmaz ise, ilk önce en yüksek ergime sıcaklığına sahip metal ergitilmeli, en düşük sıcaklığa sahip metal ise en son ergitilmelidir.

Metal sıçramaları veya yakındaki ocaktan yabancı maddelerin astarlama veya dövme esnasında ocağa düşmesi faz dengeszleri oluşturur bunlarda astarın daha erken bozulmasına neden olabilir. Böyle bir durumda ocak dövme işlemi çalışan bir ocağın yanında yapıyorsa metal sıçramalarından astarı korumak için ocaklar arasına yüksek bir engel konulmalıdır. Dövme sırasında kibrit, para vs yabancı cisimler astar malzemesine düşebilir. Astarlama aşamasında çalışan işçilerin cepsiz elbise giymeleri tercih edilmelidir.

3. SONUÇ

İndüksiyon ocaklarının astarlama ve kullanımı esnasında alınacak azami tedbirler ile astar ömrü oldukça uzatılabilir. Uzatılan astar ömrü gereksiz duruşlar nedeni ile üretim kayıplarına engel olacağı gibi önemli miktarda enerji kayıplarının da önüne geçmesi açısından önemlidir.

REFERANSLAR

- [1] G. Yavaş, *Üç Fazlı Gerilim Kaynaklı TamKöprü Paralel Rezonans İntertörlü İndüksiyon Isıtma Sistemi*, Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yüksek Lisans Tezi, 2014
- [2] S. Çetin, *Bir Fazlı Bir İndüksiyon Isıtma Sistemi Analizi ve Dizayını*. Pamukkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2005
- [3] İ. U. Çelik, *İndüksiyon Fırınında Sıcaklık Kontrolü ve Ergiyen Malzemelerin Isıl Homojenliğinin Sağlanması*, Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yüksek Lisans Tezi, 2008
- [4] Gandhewar, V. R., Bansod, S., Borade, A.B., *Induction Furnace- A Review*. International Journal of Engineering and Technology, 3, 277-284, 2011
- [5] O. Uylaş, *İndüksiyon Ocakları İçin Nötr Harçlarda MgAl₂O₄ Oluşumu ve Sinterleme Davranışlarının İncelenmesi*, Eskişehir Anadolu Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2017
- [6] B. U. Karataş, *Demir Çelik Sektöründe Kullanılan MgO-C Pota Tuğlalarının Proses Hazırlık Evresinde Mekanik ve Korozyon Dayanım Davranışlarının İncelenmesi*, Eskişehir Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yüksek Lisans Tezi, 2019
- [7] U. Cengiz, *İndüksiyon Ocağı Astar Malzemesinin Farklı Katkı Malzemeleri ile Kullanım Performansının Artırılması*, Eskişehir Anadolu Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2017
- [8] C. O. Tokunç, *Modeling of A Shut Active Power Filter With EpII Based Control Method For Mitigation of Power Quality Problems Caused by Induction Furnaces*, Çukurova Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2010

Investigation of the Effect of Feed Rate on Dimensional Accuracy in Turning of 17-4 PH Stainless Steel

Saltuk Alper YAŞAR*, İhsan KORKUT⁺

**Department of Manufacturing Engineering, Gazi University
Bogazici Street, Ankara, Turkey
saltukalperyasar@gazi.edu.tr*

*⁺Department of Manufacturing Engineering, Gazi University
Bogazici Street, Ankara, Turkey
ikorkut@gazi.edu.tr*

Abstract—17-4 PH stainless steel is widely used in many engineering applications. Especially the dimensional accuracy has a great importance of this material with regards to its usage of high-precision applications. In this study, the effect of feed rate on the dimensional accuracy was investigated in terms of deviation from diameter, cylindricity and circularity with constant cutting speed and depth cut. The surface roughness (Ra) and feed force were also investigated in order to examine the dimensional accuracy. As a result of the study, increasing feed rate increases feed force and surface roughness values, decreases the deviation from diameter. 0.3 mm/rev feed rate determined as the optimum parameter in terms of cylindricity and circularity.

Keywords— Surface roughness, 17-4 PH, Machinability, Dimensional accuracy, Feed force

I. GİRİŞ

Günümüzün vazgeçilmez malzemelerinden biri olan metallerin şekillendirilmesinde talaşlı imalat sıklıkla tercih edilmektedir [1]. Özellikle tornalama yöntemi ile işleme, talaşlı imalat alanında önemli bir yer ihtiva etmektedir [2]. Teknolojinin gelişmesi ile ihtiyaca yönelik malzemelere olan talep artmıştır. Mühendislik malzemeleri arasında yerini alan 17-4 PH paslanmaz çeliği, yüksek mukavemet, mükemmel korozyon direnci gibi özellikleri ile ön plana çıkmaktadır [3], [4]. Medikalden nükleere kadar birçok sektörde rağbet görmekte olan bu malzeme, işlenebilirliği zor olarak tanımlanmaktadır [5]. Özellikle yığıntı talaş (BUE) oluşma eğilimi görüldüğü literatürde belirtilmiştir. Bu da yüzey kalitesinin düşük olmasına sebebiyet vermektedir [6].

İşlenebilirliği zor malzemelerin yüzey kalitelerindeki olumsuzluk, nihai ürünün elde edilme süresini de arttırmaktadır. Bu sebepten ötürü, tornalamanın optimum parametreler ile gerçekleştirilmesi gerekmektedir. Literatürdeki tornalama işlemleri hakkında yapılmış çalışmaların bir özeti sunulmuştur.

Clavier ve diğerleri; 15-5 PH malzemesinin boyuna tornalanmasında takım aşınmasının kalıntı gerilmelere olan etkilerini incelemişlerdir. Geliştirdikleri model sayesinde; deneysel verilerin, termomekanik yükler ve yüzeye yakın bölgelerdeki veriler ile bağdaştırılmasını sağlamışlardır. Kalıntı gerilmelerin takım taşınmasına olan etkilerini incelemek için yan yüzeyde ve talaş yüzeyindeki aşınmalar ile

kesici kenarda oluşan adezyon aşınmasını esas almışlardır. Sonuç olarak talaş yüzeyi aşınmasının kalıntı gerilmeye etkisinin oldukça düşük olduğunu, yuvarlatılmış kesme kenarı ve yan yüzey aşınması temas uzunluğunu arttırdığından dolayı kalıntı gerilmelere oldukça yüksek etkileri olduğu belirlenmiştir [7]. Leksycki ve diğerleri; 17-4 PH paslanmaz çeliğinin tornalanmasında kuru, ıslak ve MQL işleme şartlarında kesme kuvveti ve talaş oluşumunu incelemişlerdir. Talaş oluşumunda kuru işlemenin en uygun sonuçları verdiğini, düşük ilerleme ve talaş derinliklerinin talaş oluşumunun olumsuz etkilediğini belirtmişlerdir. Kesme kuvvetleri açısından en uygun sonuçların ıslak işleme şartında elde edildiğini tespit etmişlerdir [8]. Leksycki ve Feldshtein; 17-4 PH paslanmaz çeliğinin ıslak ve kuru şartlarda tornalanmasını incelemişlerdir. Deneysel tablosu parametre uzayı araştırma yöntemi ile belirlenmiştir. Kesici takım olarak (Ti,Al)N + (Al,Cr)₂O₃ PVD kaplamalı takım kullanılmıştır. Maksimum tepe yüksekliği, maksimum çukur derinliği, maksimum yükseklik değerleri ortalaması, aritmetik ortalama yüzey pürüzlülüğü ve ortalama karekök sapmasını ölçmüşlerdir. Her iki işleme şartında da küçük, orta veya büyük yüzey pürüzlülüğü değerleri elde edildiğini; ıslak şartlarda kesme hızı ve ilerleme oranının pürüzlülük değerlerine etkilerinin azaldığını belirtmişlerdir. İlerleme oranının azalması, her iki kesme şartında da pürüzlülük değerlerini azaltmıştır. ıslak kesmede, kuru kesmeye göre yüzey pürüzlülüğü değerlerinde %20-25 oranında bir azalma gözlemlenmiştir. Her iki kesme şartında da, düşük ilerleme oranı ve yüksek kesme hızında yüzey pürüzlülüğünün azaldığı belirtilmiştir [9]. Abbas ve diğerleri; AZ61 magnezyum alaşımının tornalanmasında, yüzey pürüzlülüğünün, işleme zamanının ve işleme maliyetinin hesaplanması için Matlab programında yapay sinir ağı uygulamışlardır. Yapay sinir ağı, kesme parametrelerine göre başarılı bir şekilde yüzey pürüzlülüğünü belirlemiş olup, yaklaşık %1.35 hata payı ile yüksek bir doğruluk oranı sunmuştur. Ayrıca yapay sinir ağı kesme parametrelerini de tahmin etmesi için eğitilmiştir [10]. Maruda ve diğerleri; AISI 1045 malzemenin kuru, MQL ve EP/AW+MQL ile tornalanmasında, takım aşınmasını incelemişlerdir. MQL ile işlenmesinde, takım aşınmasının önemli derecede azaldığını

tespit etmişlerdir. Kuru işleme göre %40, MQL'e göre %25 iyileşme gözlemlenmiştir. Fosfat ve ester esaslı tribofilm oluşumu sayesinde adezyon ve difüzyon aşınmalarının azaldığı SEM fotoğrafları ile desteklenmiştir. Ayrıca çalışmada damlacık çapının aşınma üzerine oldukça önemli olduğu vurgulanmıştır. Küçük damlacıkların kesme bölgesine daha iyi nüfuz ettiği bildirilmiştir [11]. Chomiene ve diğerleri; 15-5 PH paslanmaz çeliğinin tornalanmasında malzeme rijitliğinin yüzey bütünlüğüne olan etkilerini incelemişlerdir. Yüzey bütünlüğünün değerlendirilmesinde titreşim, bileşke kesme kuvveti, kalıntı gerilmeler ve yüzey pürüzlülüğü kullanılmıştır. Düşük çaptaki malzemelerde yüzey bütünlüğünün özellikle kalıntı gerilmeler açısından oldukça değişkenlik gösterdiğini tespit etmişler, ancak bu değişimin titreşim kaynaklı olduğuna dair bir kanıt bulamamışlardır. Büyük çaptaki malzemelerde ise tekrarlanabilir bir yüzey bütünlüğü elde edildiğini belirtmişlerdir [12]. Mondelin ve diğerleri; 15-5 PH paslanmaz çeliğinin tornalanmasında yüzey bütünlüğünün tahmini üzerine bir çalışma gerçekleştirmişlerdir. Martenzitik yapıya sahip bu malzemede, kesme bölgesinde ulaşılan yüksek sıcaklıklar nedeniyle östenitizasyon görülme ihtimali bulunmaktadır. Bu sebeple metalürjik bir model oluşturulup, işlenmiş numuneler ile birlikte değerlendirilmiştir. Değerlendirmede deneysel olarak belirlenmiş eşdeğer termo-mekanik yükler ile hibrit bir model yaklaşımı benimsenmiştir. Metalürjik model uygulanarak oluşturulmuş üç boyutlu hibrit modelden elde edilen sonuçlar ile deneysel sonuçlar kıyaslanmıştır. Yapılan çalışmada östenitizasyon görülmemiş, ancak bu model kullanılarak işlenmiş yüzeylerde östenit oluşumunun tahmin edilebileceğini belirtmişlerdir [13]. Yine başka bir çalışmada aynı malzeme üzerinde dinamik yüzey rekristalizasyon modellemesi oluşturup, deneysel sonuçlar ile kıyaslamasını gerçekleştirerek modelin doğruluğunu ortaya koymuşlardır [14]. Özetlenecek olursa, literatürde matematiksel modelleme, aşınma, kesme şartları ve yüzey bütünlüğü üzerine farklı çalışmalar gerçekleştirildiği görülmüştür. Bu çalışmada, ilerleme oranının, kesme kuvvetlerine, yüzey pürüzlülüğüne ve boyutsal doğruluğa olan etkileri incelenmiştir. Hassas alanlarda kullanılan bu malzemenin boyutsal doğruluğunun araştırılması, literatüre katkı sağlayacaktır.

II. MATERYAL METOT

Deneysel çalışma Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği laboratuvarlarında gerçekleştirilmiştir. Tornalama deneylerinde Johnford marka TC-35 model CNC torna tezgâhi kullanılmıştır. Deneyler sırasında oluşan kesme kuvvetleri, Kistler marka 9257B model piezoelektrik dinamometre ile ölçülmüştür. Dinamometre aynı markanın Type 5019 model amplifikatöre bağlanmış olup, veri aktarımı RS-232C ile sağlanmıştır. Kesme kuvvetlerinin operasyon esnasındaki değişimleri, Dynoware Type 2825Ai-2 yazılımı ile grafik haline getirilmiştir. Deney seti Şekil 1'de gösterilmiştir. Deney numunesi olarak 17-4 PH paslanmaz çelik malzeme kullanılmıştır. 37 HRC sertlikte H1025 ısıtılmasına tabi tutulmuş olarak temin edilmiştir. Tablo I'de malzemenin

kimyasal kompozisyonu belirtilmiştir. PVD (Ti,Al)N-(Al,Cr)₂O₃ kaplamalı kesici takım kullanılmıştır.

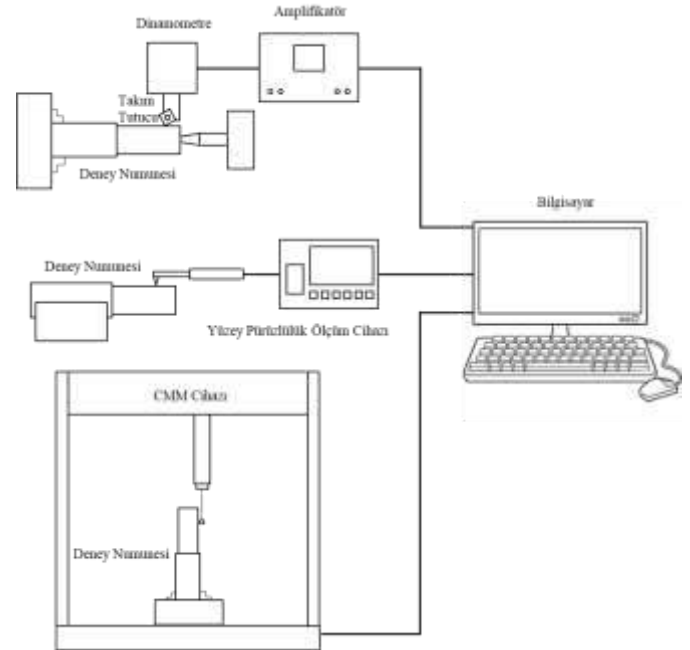
Sabit kesme hızı ve sabit talaş derinliği kullanılarak, ilerlemenin etkilerinin incelenmesi için altı farklı ilerleme oranı kullanılmıştır. Kullanılan kesme parametreleri Tablo II'de verilmiştir.

Ortalama yüzey pürüzlülüğü ölçümleri (Ra) Mitutoyo SJ-410 cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Parçanın 60° döndürülmesi suretiyle altışar adet ölçümün ortalamaları alınarak pürüzlülük değerleri incelenmiştir.

Boyutsal ölçümler Hexagon Global Performance CMM cihazında gerçekleştirilmiştir. PC-DMIS programı vasıtası ile CMM cihazından aktarımı gerçekleştirilmiştir. Dairesellik, silindiriklik ve çaptan sapma değerleri kıyaslanmıştır. Ölçümler beşer farklı kesitten alınarak, bu ölçümlerin ortalamaları kullanılmıştır.

III. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

İlerleme oranının ilerleme kuvvetine, ortalama yüzey pürüzlülüğüne, daireselliğe, silindirikliğe ve çaptan sapmaya olan etkileri incelenmiştir. İlerleme oranının bu parametrelere olan etkileri Şekil 2'de gösterilmiştir.



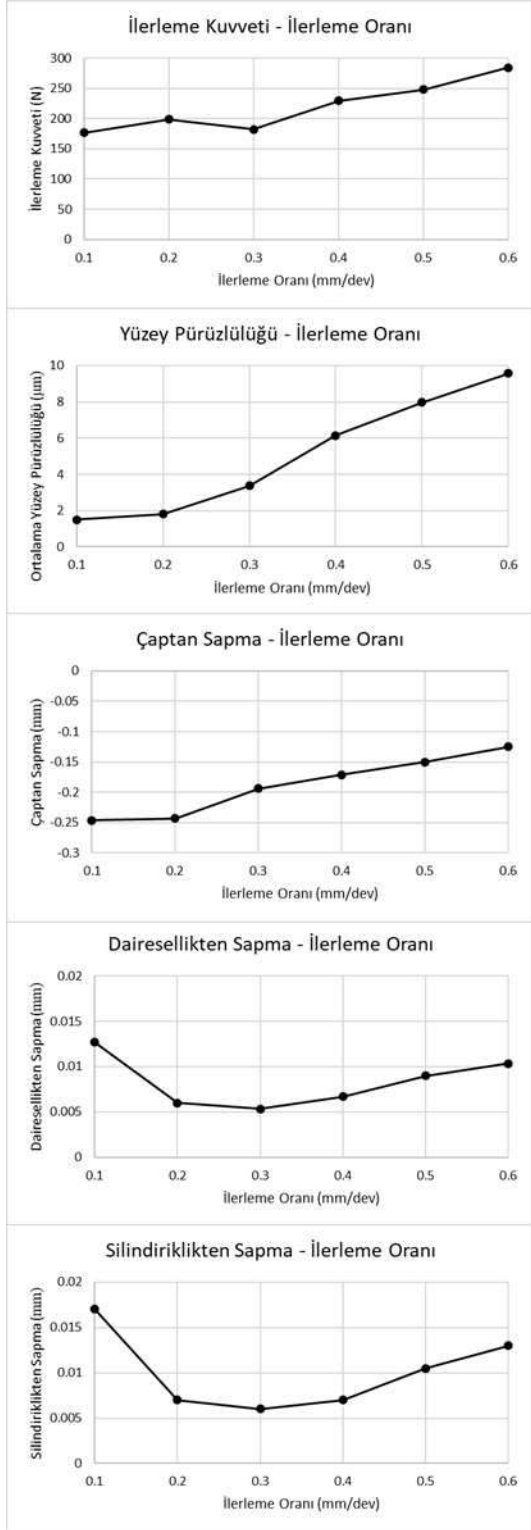
Şekil 1 Deney seti

TABLE I
Malzeme kimyasal kompozisyonu (Ağırlık %)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
0.018	0.318	0.818	4.517	15.311	0.142
Cu	S	P	Nb	Co	Ta
3.082	0.0202	0.0241	0.196	0.063	0.01

TABLO III
Kesme parametreleri

Kesme hızı (m/dak)	Kesme derinliği (mm)	İlerleme oranı (mm/dev)					
		0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6
150	1						



Şekil 2 İlerleme oranı etkileri

Genel olarak ilerleme oranının artması ile birlikte ilerleme kuvveti ve yüzey pürüzlülüğü değerlerinde artış olmuştur [15]–[17]. İlerleme kuvveti ve pürüzlülük açısından ilerleme oranının etkisi oldukça büyüktür [18], [19]. Artan ilerleme oranı birim zamanda kaldırılan talaş kesit alanını arttırmaktadır [15]. Bu durum kuvvetlerin artışının nedeni olarak açıklanabilir. İlerleme oranının artmasıyla çaptan sapmada azalma görülmüştür. İlerleme oranının artışının çaptan sapmada iyileştirme sağlayabileceği literatürde belirtilmiştir [20].

Dairesellik ve silindiriklik birçok yönden birbirlerine benzer geometrik kontrol çeşitleridir [21]. İlerleme oranının artışı dairesellik ve silindiriklik değerlerinin değişiminde önemli bir faktördür [22], [23]. Dairesellik ve silindiriklikteki en düşük sapma değerlerinde ilerleme kuvvetinin azaldığı gözlemlenmiştir. Dairesellik ve silindiriklikten sapma değerleri 0.3 mm/dev ilerleme oranına kadar azalma, sonrasında artış eğilimi göstermiştir. Buna işleme sırasında oluşan titreşimlerin sebep olduğu düşünülmektedir [24], [25].

IV. SONUÇLAR

İlerleme oranının artışı ilerleme kuvvetini arttırmaktadır.

İlerleme oranının artışı yüzey kalitesini olumsuz olarak etkilemektedir.

İlerleme oranı 0.6 mm/dev değerine ulaştığında, çaptan sapma değerinde 0.1 mm/dev ilerleme oranına göre yaklaşık olarak %50 azalma gözlemlenmiştir.

Dairesellik ve silindiriklik açısından optimum ilerleme oranının 0.3 mm/dev olduğu tespit edilmiştir.

KAYNAKLAR

- [1] E. M. Trent and P. K. Wright, *Metal Cutting*, First Edit. London: Butterworths Press, 2000.
- [2] Ş. Çetin and T. Kıvak, "Optimization of the Machining Parameters for the Turning of 15-5 PH Stainless Steels Using the Taguchi Method," *Mater. Technol.*, vol. 51, no. 1, pp. 133–140, 2017.
- [3] E. Çelik and T. Kıvak, "17-4 PH Paslanmaz Çeliğin Tornalanmasında Minimum Miktarla Yağlamanın Yüzey Pürüzlülüğü Üzerindeki Etkileri," in *7th International Symposium On Machining*, 2016, no. November 3-5, pp. 214–221.
- [4] J. D. Bressan, D. P. Daros, A. Sokolowski, R. A. Mesquita, and C. A. Barbosa, "Influence of hardness on the wear resistance of 17-4 PH stainless steel evaluated by the pin-on-disc testing," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 205, no. 1–3, pp. 353–359, 2008.
- [5] P. Sivaiah and D. Chakradhar, "Multi performance characteristics optimization in cryogenic turning of 17-4 PH stainless steel using Taguchi coupled grey relational analysis turning of 17-4 PH stainless steel using Taguchi coupled grey," *Adv. Mater. Process. Technol.*, vol. 4, no. 3, pp. 431–447, 2018.
- [6] P. Sivaiah and D. Chakradhar, "Modeling and optimization of sustainable manufacturing process in machining of 17-4 PH stainless steel," *Meas. J. Int. Meas. Confed.*, vol. 134, pp. 142–152, 2019.
- [7] F. Clavier *et al.*, "Impact of Cutting Tool Wear on Residual Stresses Induced During Turning of a 15-5 PH Stainless Steel," *Procedia CIRP*, vol. 87, pp. 107–112, 2020.
- [8] K. Leksycki, E. Feldshtein, J. Lisowicz, R. Chudy, and R. Mrugalski, "Cutting Forces and Chip Shaping When Finish Turning of 17-4 PH Stainless Steel Under Dry, Wet, and MQL Machining Conditions," *Metals (Basel)*, vol. 10, no. 9, pp. 1–15, 2020.
- [9] K. Leksycki and E. Feldshtein, "The Geometric Surface Structure of X5CrNiCuNb16-4 Stainless Steel in Wet and Dry Finish Turning Conditions," *Lect. Notes Mech. Eng.*, vol. 5, pp. 183–194, 2019.
- [10] A. T. Abbas, D. Y. Pimenov, I. N. Erdakov, M. A. Taha, M. S. Soliman, and M. M. El Rayes, "ANN Surface Roughness Optimization of AZ61 Magnesium Alloy Finish Turning: Minimum

- Machining Times at Prime Machining Costs,” *Materials (Basel)*, vol. 11, no. 5, 2018.
- [11] R. W. Maruda, G. M. Krolczyk, E. Feldshtein, P. Nieslony, B. Tyliczszak, and F. Pusavec, “Tool Wear Characterizations in Finish Turning of AISI 1045 Carbon Steel for MQCL Conditions,” *Wear*, vol. 372–373, pp. 54–67, 2017.
- [12] V. Chomienne, F. Valiorgue, J. Rech, and C. Verdu, “Influence of Part’s Stiffness on Surface Integrity Induced by a Finish Turning Operation of a 15-5PH Stainless Steel,” *Procedia CIRP*, vol. 45, pp. 19–22, 2016.
- [13] A. Mondelin, F. Valiorgue, M. Coret, E. Feulvarch, and J. Rech, “Surface Integrity Prediction in Finish Turning of 15-5PH Stainless Steel,” *Procedia Eng.*, vol. 19, pp. 270–275, 2011.
- [14] A. Mondelin, F. Valiorgue, J. Rech, M. Coret, and E. Feulvarch, “Modeling of Surface Dynamic Recrystallisation During the Finish Turning of the 15-5PH Steel,” *Procedia CIRP*, vol. 8, pp. 311–315, 2013.
- [15] B. Yılmaz and A. Güllü, “Tornalama operasyonunda yığılma faktörü ve kesme parametreleri kullanılarak kesme kuvvetlerinin ampirik modellenmesi,” *Gazi Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Derg.*, vol. 1, pp. 27–39, 2020.
- [16] B. Yılmaz and A. Güllü, “The Investigation of the Effects of Cutting Parameters on Surface Roughness and Chip Formation in Turning of AISI 1050 Steel,” *Pamukkale Univ. J. Eng. Sci.*, vol. 26, no. 4, pp. 628–633, 2020.
- [17] A. Mavi and G. Uzun, “Dubleks 1.4462 Paslanmaz Çeliğin Tornalanmasında Kesme Parametrelerinin İşlenebilirlik Üzerine Etkisi,” *Gazi Üniversitesi Fen Bilim. Derg. Part C Tasarım ve Teknol.*, vol. 5, no. 3, pp. 177–184, 2017.
- [18] G. Niranjana, A. Mishra, A. S. Srivastava, and R. S. Verma, “Optimization of Cutting Force, Feed Force and Material Removal Rate (MRR) in Turning of Inconel 718,” *Int. J. Sci. Res.*, vol. 7, no. 6, pp. 824–827, 2018.
- [19] N. S. Kumar, A. Shetty, A. Shetty, K. Ananth, and H. Shetty, “Effect of spindle speed and feed rate on surface roughness of carbon steels in CNC turning,” *Procedia Eng.*, vol. 38, no. 1cmoc, pp. 691–697, 2012.
- [20] M. N. Islam, J. M. Anggono, A. Pramanik, and B. Boswell, “Effect of cooling methods on dimensional accuracy and surface finish of a turned titanium part,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 69, no. 9–12, pp. 2711–2722, 2013.
- [21] P. M. Tadvı, P. M. George, and R. G. Jivani, “Investigation of Effect of Cutting Parameters on Geometric Tolerances in CNC Turning – A Review,” in *National Conference on Recent Trends in Engineering & Technology*, 2011, pp. 1–3.
- [22] U. Gupta, V. U. Ghorapade, G. A. Raju, and S. Rao Nandam, “Mathematical Modelling and Optimisation of Cylindricity Form Parameter in CNC Turning Using Response Surface Methodology and Genetic Algorithm,” *Mater. Today Proc.*, vol. 5, no. 9, pp. 19985–19996, 2018.
- [23] S. Masoudi, M. J. Esfahani, F. Jafarian, and S. A. Mirsoleimani, “Comparison the Effect of MQL, Wet and Dry Turning on Surface Topography, Cylindricity Tolerance and Sustainability,” *Int. J. Precis. Eng. Manuf. - Green Technol.*, no. 0123456789, 2019.
- [24] T. Kıvık and U. Şeker, “Ti-6Al-4V Alaşımının Delinmesinde M42 HSS Takımlara Uygulanan Kriyojenik İşlemin Delik Kalitesi Üzerindeki Etkileri,” *Mater. Tehnol.*, vol. 49, no. 6, pp. 949–956, 2015.
- [25] S. Yağmur, A. Acır, and U. Şeker, “AISI 1050 Çeliğinin Delinmesinde Kesme Parametrelerinin ve Kaplama Uygulamasının Dairesellikten Sapma (Ovalite) Üzerindeki Etkilerinin Araştırılması,” *J. Polytech.*, vol. 16, no. 3, pp. 105–109, 2013.

Investigation of the Effect of Drill Bit Diameter in the Blast Furnace

Ömer Saltuk BÖLÜKBAŞI^{1*}, Mehmet GÖKOĞLU²

¹Iskenderun Technical University, Department of Metallurgical and Materials Engineering, Iskenderun-Hatay/TURKEY

²Iskenderun Technical University, Institute of Engineering and Science, Iskenderun-Hatay/TURKEY

* Corresponding author: osaltuk.bolukbasi@iste.edu.tr

Abstract— In this study, the effects of drill bit diameter size used in casting opening in Blast Furnaces on casting time, slag removal time, amount of liquid crude iron (SHD) taken in casting, amount of slag taken in casting, casting sludge consumption amount, and sludge wear rate in the casting hole during casting were investigated. During the research, the effects of the casting time and the amount of blown air were examined in detail with the statistical data analysis program Minitab for the drill bit diameter size. As a result of the analysis, no serious differences were observed between the 55 mm diameter drill bit and the 50 mm diameter drill bit diameter. However, due to the fact that the 50 mm diameter drill bit cost is 40% cheaper than the 55 mm drill bit, it reduces the consumable cost during the use of the 50 mm diameter drill bit, reduces the casting hole mud consumption, etc. It has advantages.

Keywords: Blast furnace drill bit, casting time, air quantity, consumable cost.

I. GİRİŞ

Yüksek Fırınlarda şarj edilen demirli malzemenin kok, pulverize kömür enjeksiyon (PCI), vb. yakıtların üflenen sıcak hava ile reaksiyonu ile ergimesi sonucu oluşan sıvı ham demir (SHD) ve sıvı cüruf fırın haznesinde birikmektedir. Haznede biriken SHD ve sıvı cüruf belirli seviyeye ulaştıktan sonra döküm açma işlemi yapılmaktadır. Döküm açma işleminde özel tasarımı matkap uçları kullanılmakta olup matkap uç çapları fırın kapasitesine, çalışma koşullarına, vb. durumlara göre değişiklik göstermektedir. Güney Afrika'da bulunan Arcelor Mittal firmasında 2 farklı hacimdeki yüksek fırında farklı çaplarda matkap ucu kullanıldığı görülmüştür [1]

Literatür çalışmalarında matkap ucu çapının döküm süresi, delik çamuru tüketimi ve cüruf alma zamanına etkileri ile ilgili yapılan çalışmalar aşağıda özetlenmiştir.

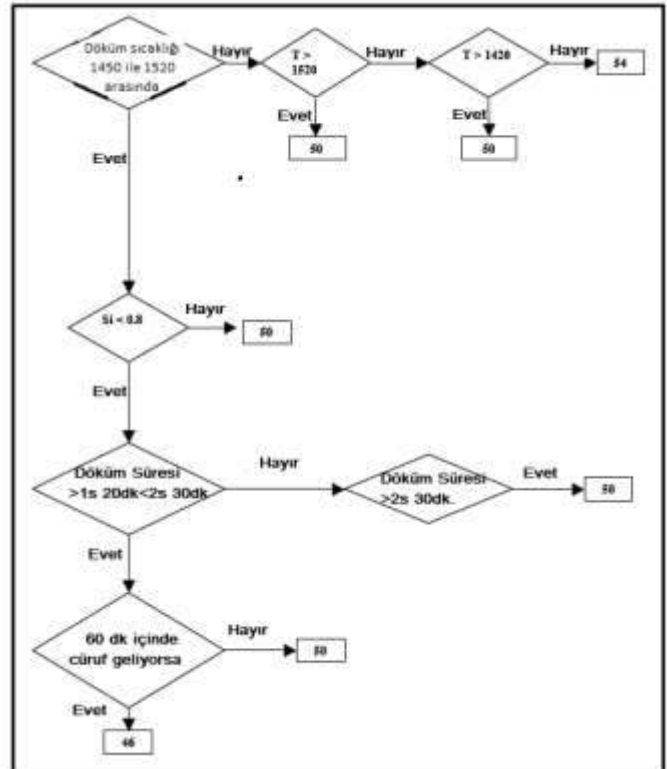
• Döküm açıldıktan itibaren 30 dakikaya kadar cüruf gelmemesi ve sıvı ham demir akışının yavaş aktığı durumlarda mevcut matkap çapındaki uçlarla döküm açma işlemine devam edilmektedir. Yüksek fırında SHD üretimi sırasında 250-320 kg/TSHD sıvı cüruf oluşmakta, döküm sırasında yeterince cüruf alınmaması durumunda proseste üflenen hava miktarının azalması ve buna bağlı üretimin düşmesi gibi problemlere neden olabilir [2].

• Döküm hızının artması ile delik çapı arasında zayıf bir ilişki olduğu görülmektedir. Bu durumu anlamak için büyük çaplı

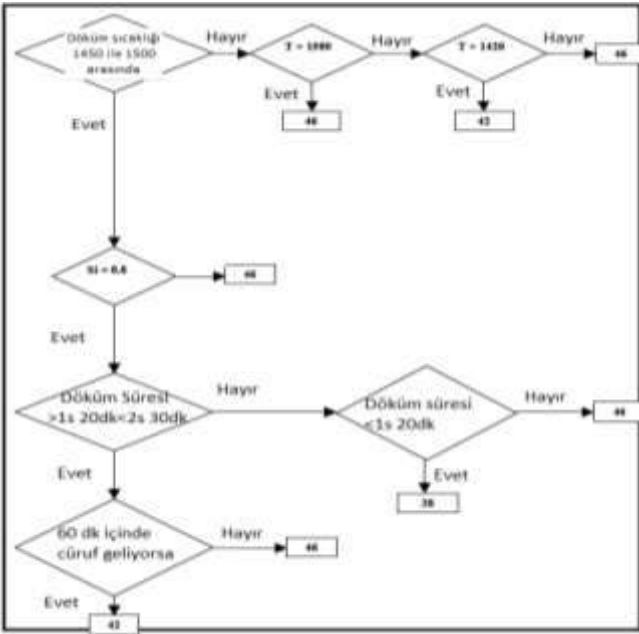
matkap ucla açılan dökümlerde döküm başlangıcında döküm hızı yüksek olmakta, döküm sonuna doğru döküm hızında azalma gözlemlenmiştir. Küçük çaplı matkap ucla açılan dökümlerde ise bunun tam tersi bir durum gözlemlenmiştir [3].

Yüksek fırınlarda SHD akışını etkileyen faktörler bulunmaktadır. Bu faktörlerden en önemlileri; ölü adam geçirgenliği ve şekli (PCI oranı, kok CSR'si ve kok boyutu ile ilişkisi), döküm uygulamaları (döküm arası süre, döküm açmada kullanılan matkap ucunun çapı, delik boyu) ve SHD akış hızıdır [4].

Yüksek Fırınlarda matkap ucunun fırın büyüklüğüne ve çalışma koşullarına göre etkisini gözlemlemek için farklı kapasiteli C ve D Yüksek Fırın'larında çalışma yapılmış olup matkap ucu boyutu seçimine ilişkin yönergeler Şekil-1 ve Şekil-2' de yer almaktadır [1]



Şekil 1: Yüksek Fırın C çalışma şartlarını gösteren algoritma [1].

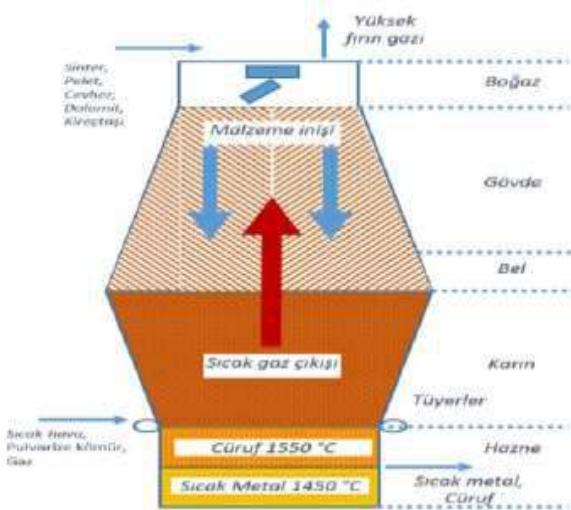


Şekil 2: Yüksek Fırın D çalışma şartlarını gösteren algoritma [1]

Bu çalışmada yüksek fırınlarda döküm açma işleminde kullanılan iki farklı matkap ucu çapının döküm süresine, cüruf alma süresine, dökümde alınan SHD miktarına, dökümde alınan cüruf miktarına, döküm çamur tüketim miktarına, etkileri karşılaştırılmıştır. Yüksek Fırınlarda döküm açma işleminde kullanılan matkap ucu çapının belirlenmesinde fırın hacmi ve çalışma koşulları önemli bir etkiye sahiptir.

II. MATERYAL VE METOT

Döküm açma işlemi matkapla yapılmakta olup matkaplarda özel olarak tasarlanmış matkap uçları bulunmaktadır. Şekil-3 de yüksek fırın çalışma prensibi yer almaktadır. Yüksek fırında 6 aylık süre ile 55 mm ve 50 mm çapındaki matkap uçlarının kullanımı sırasında seviye-3 sisteminden elde edilen veriler istatistiksel veri analizi programı minitab ile analiz edilerek sonuçlar değerlendirildi.



Şekil 3: Yüksek Fırında malzeme çalışma prensibi temsili [7]

Araştırma yaptığımız Yüksek Fırın'da döküm açma işleminde mevcut uygulamada 55 mm çapında matkap ucu kullanılıyordu. Matkap ucu çapının; döküm kapatma işleminde kullanılan delik çamuru miktarına, döküm süresine, cüruf alma süresine etki ettiği düşünülerek daha düşük çaplı 50 mm çapındaki matkap ucu test edildi.

A. Matkap Çapının Delik Çamur Tüketimine Etkisi

Yüksek Fırınlarda döküm kapatma işlemi; refrakter esaslı delik çamurunun fırınlar için özel olarak tasarlanmış çamur topu içine doldurulması ile başlar ve döküm sonu enjeksiyon yöntemiyle süreç gerçekleşir. Döküm kapatma işlemi ardından fırın haznesinde tüyer seviyesinin altına kadar demirli malzemenin metalürjik kok, PCI (pülverize kömür) sıcak hava ile reaksiyonu sonucu oluşan SHD ve sıvı cüruf toplanır. Toplanan SHD ve sıvı cürufun boşaltılması döküm açma işlemi ile gerçekleştirilir. Yüksek Fırınlarda döküm açma işlemi özel tasarlanmış matkaplarla yapılmaktadır. Delik çamurunun aşınması döküm sırasında cüruf akışı başladıktan sonra daha net görülmektedir. Cüruf sirkülasyonunun başlaması ile daha küçük çaplı matkap ucu kullanılarak çamur aşınması ve sarfiyatı azalmaktadır. [6]

B. Matkap Çapının Sıvı Seviyesine Etkisi

Döküm açma işleminde ilk delik çapı dökümde kullanılan matkap ucu tarafından tayin edilir. Döküm sırasında haznedeki sıvı sıcak metal ve sıvı cüruf boşalırken bir yandan demirli malzemenin ergimesi ile haznede yine sıvı sıcak metal ve sıvı cüruf dolumu devam etmektedir. Döküm sırasında ergime hızının boşalan sıvı ham demir ve cüruftan daha hızlı olmasıyla birlikte haznedeki sıvı seviyesi yükselerek tüyer seviyesine gelmektedir. Bu durum sonucu sıvı cüruf tüyerlere hasar verebilmektedir ve/veya tüyerlerden sıvı cüruf taşması yaşanabilmektedir.

Hasarlanan tüyerin değişimi için fırın duruşa alınmaktadır. Tüyer değişimi için duruş ve bunun yanında tüyer değişimi öncesi ve sonrası fırın prosesinde yavaş çalışma, duruşa alma, vb. durumlardan dolayı fırın üretiminde ciddi kayıplar olmaktadır. Yakıt tüketiminde ciddi şekilde artarak üretim maliyetlerini artırmaktadır. Matkap ucu çapının döküm sırasında sıvı seviyesine etkisini izlemek için, dökümde torpedolara alınan sıvı miktarının torpedo seviye cihazlarıyla ölçülmüştür ve haznede biriken sıvı malzeme miktarının hesaplanarak anlık sıvı seviyesinin görülmesi gerekmektedir.

Yüksek fırınlarda matkap ucunun en önemli fonksiyonlarından biri döküm açma sırasında hazne

içerisindeki biriken sıvı seviyesini tüyer seviyesine ulaşmayacak yeterli mesafede tutmasıdır.



Şekil 4: Yüksek Fırınlarda üretim sırasında malzeme girişi ve çıkışına bağlı hazne seviyesinin gösterimi [5]

Şekil 4'de görüldüğü gibi yüksek fırına şarj edilen demirli malzeme ve metalurjik kok, fırın tabanından üflenen sıcak hava ile reaksiyonu sonucu fırın haznesinde sıvı metal ve sıvı cüruf olarak birikir. Haznede biriken SHD ve sıvı cüruf belirli bir seviyeye ulaştıktan sonra yüksek fırınlar için özel tasarlanmış olan matkap ile döküm açma işlemi gerçekleştirilmektedir. Şekil 5'de döküm açma işlemi görülmektedir.



Şekil 5: Yüksek Fırınlarda özel tasarlanmış matkap ile döküm açma işlemi [8]

III. DENEYSEL ÇALIŞMALAR VE SONUÇLAR

Yüksek Fırınlarda döküm açma işleminde matkap uç çapının etkisinin araştırılması için deneysel çalışmalar yapılmıştır. Deneysel çalışmalarda 2055 adet döküm açma işlemi gerçekleştirilmiştir. Bu testlerin 1455 adedinde 50 mm çapında uç, 600 adedinde 55 mm çapında uç kullanılmıştır. Test çalışmaları sırasında elde sonuçlar aşağıda özetlenmiştir:

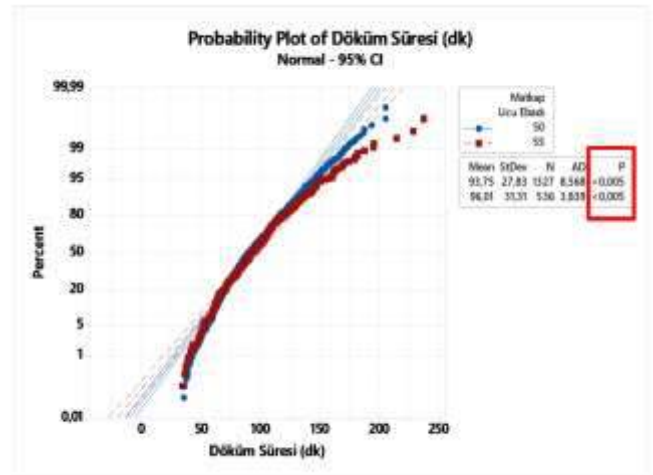
- 55 mm çaptaki matkap ucu kullanımı ile döküm süresi 50 mm çapındaki matkap ucuna göre % 1.05 artmıştır.
- 55 mm çaptaki matkap ucu kullanımı ile 50 mm matkap ucu kullanımına göre cüruf alma süresi % 2.43 daha az olmuştur.

- Döküm de kullanılan delik çamuru tüketimi 55 mm çaptaki uç kullanımında 50 mm uç kullanımına göre % 1.92 artmıştır. Matkap ucu çapının etkisinin analiz edilebilmesi için kullanılan matkap ucu çapı ile SHD üretimi sırasında döküm süreleri ve fırın prosesinde en önemli parametre olan fırına üflenen sıcak hava miktarı arasındaki ilişki analiz edilmiştir.

A. Matkap Ucu Çapının Fırın Döküm Süresine Etkisi

50 mm çaplı matkap ucunun yerine 55 mm çaplı matkap ucunun kullanılması döküm deliğinde 5 mm çapında daha fazla delik çamuru oluşturmaktadır. Döküm deliğinde 50 mm çaptaki matkap ucu ile çalışıldığında daha fazla çamur kalmakta ve bu durum döküm süresinin uzamasına neden olduğu düşünülmektedir.

Pratik olarak Yüksek Fırın döküm açma işleminde 55 mm ve 50 mm çapındaki uçlarının döküm sürelerine etkisi minitab analiz programı ile çizilmiş olup, Şekil 6'da görülmektedir. Ancak yapılan analizde P değerinin <0,05 olması matkap ucu çapı ile döküm süreleri arasında ilişki olduğunu belirtmiş olmasına rağmen probability grafiği ile ise dağılım sergilemediği görülmüştür.



Şekil 6: Matkap ucu çaplarının döküm süresine etkisi

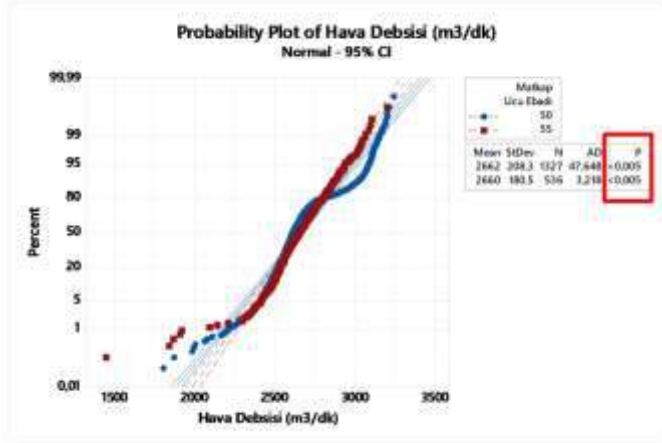
B. Matkap Ucu Çapının Fırına Üflenen Sıcak Hava Debisine Etkisi

Yüksek Fırın döküm açma işleminde 55 mm ve 50 mm çapındaki matkap uçlarının üflenen sıcak hava miktarına etkisi minitab analiz programı ile probability grafiği çizilmiş olup, Şekil 7'de görülmektedir. Ancak yapılan analizde P değerinin <0,05 olması matkap ucu çapı ile üflenen sıcak hava miktarı arasında ilişki olduğunu belirtmiş olmasına rağmen probability grafiği ile ise dağılım sergilemediği görülmüştür.

anlaşılabilmesi için 45 mm, 50 mm ve 55 mm çapındaki matkap uçlarının birlikte değerlendirileceği çalışmanın önümüzdeki çalışmalarda yapılması planlanmaktadır.

REFERANSLAR

- [1]. Steenkamp, J. D. (2016). Furnace Tapping 2014. Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy, 116(1).
- [2]. Nightingale, R. J., Tanzil, F. W. B. U., Beck, A. J. G., & Price, K. (2001). Blast furnace hearth condition monitoring and taphole management techniques. Revue de Métallurgie, 98(6), 533-540.
- [3]. Brännbacka, J., & Saxén, H. (2001). Modeling the liquid levels in the blast furnace hearth. ISIJ international, 41(10), 1131-1138.)
- [4]. Zhao, Y., Fu, D., Lherbier, L. W., Chen, Y., Zhou, C. Q., & Grindey, J. G. (2014). Investigation of skull formation in a blast furnace hearth. steel research international, 85(5), 891-901.
- [5]. Agrawal, A., Vishwakarma, R. K., Tripathi, V. R., Kothari, A. K., Prasad, B., Kumar, J., ... & Murthy, G. S. R. (2019). Improvement in casting practice by controlling the drainage rate and hearth liquid level to develop an efficient casthouse management practice in blast furnace. Ironmaking & Steelmaking, 46(4), 373-382.
- [6]. Cameron, I., Sukhrum, M., Lefebvre, K., & Davenport, W. (2020). Blast Furnace Ironmaking: Analysis, Control, and Optimisation.
- [7]. Yüksek Fırın Eğitim Notları, İSDEMİR A.Ş.
- [8]. https://www.eng.nipponsteel.com/english/whatwedo/steelplants/ironmaking/casthouse_machinery/, 12.0.02021



Şekil 7: Matkap ucu çaplarının hava debisine etkisi

Yapılan literatür çalışmaları ile saha çalışmasında ortaya çıkan önemli fark; literatür çalışmalarında döküm işleminde matkap ucu çapı düştükçe döküm süresinin artacağı belirtilmesine rağmen saha çalışmasında ise matkap ucu çapının döküm süresine çok fazla etki etmediği görülmüştür. Minitab analizleri ile daha iyi sonuçlar elde ederek fırın çalışma koşullarına göre matkap ucu seçimi ile model oluşturulması için 45 mm uç kullanım verilerinin de olması gerekmektedir.

IV.SONUÇ

Yüksek fırınlarda matkap ucu çapının döküm süresi, üflenen hava miktarı ve çamur miktarı tüketimine etkilerinin araştırılması için 50 mm ve 55 mm çaplı matkap uçlarının kullanımı sırasında;

- 50 mm uç kullanımında döküm süreleri %1 oranında olumsuz yönde etkilenmiştir.
- 50 mm uç kullanımında cüruf alma süresi %2.5 civarında olumlu yönde etkilenmiştir.
- Minitab analizinde, P-değeri %5'den büyük olduğu için 50 mm ve 55 mm matkap uç çaplarının hava debisine etkisi görülmemektedir.
- Minitab analizinde, P-değeri %5'den büyük olduğu için 50 mm ve 55 mm matkap uç çaplarının döküm sürelerine etkisi görülmemektedir.
- Çamur tüketim miktarı vb. parametreler üzerinde önemli değişiklik olmamıştır.

50 mm ve 55 mm çapındaki matkap uçlarının kullanımında yüksek fırın üretim sürekliliği açısından önem arz eden parametrelerde değişim olmadığı görülmüştür. Ancak 50 mm uç maliyetinin 55 mm çapındaki matkap ucuna göre maliyetinin % 40 daha az olması nedeniyle bundan sonra sürekli 50 mm uç kullanımı daha uygun olacaktır. Bu durumun sarf malzeme maliyetine olumlu katkısı olacaktır. Matkap ucu çapının özellikle döküm süresine etkisinin daha iyi

THE DEFINITION OF THE ANISOTROPIC BEHAVIOR OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL WITH HILL48 FLOW CRITERIA

Elif Sila SELEK KILICARSLAN*, Mehmet FIRAT⁺, Toros Arda AKŞEN⁺

**Istanbul Gedik University, Mechanical Engineering Department,
Istanbul, Turkey
sila.kilicarslan@gedik.edu.tr*

*⁺Sakarya University, Mechanical Engineering Department
Sakarya, Turkey
firat@sakarya.edu.tr
ardaaksen@sakarya.edu.tr*

Abstract— In this study, the prediction capability of Hill48 criterion was investigated. Austenitic stainless steel was chosen as test material. Yield stresses and anisotropy coefficients were determined in three directions namely, rolling, diagonal and transversal directions. Subsequently, stamping process of a rectangular sheet is chosen in order to evaluate the prediction capability of Hill48 yield criterion and finite element analyses of the stamping process were performed. To evaluate the prediction capability of the criterion, thickness distributions of the deformed cup were investigated in three directions and the geometry of the bottom profile is considered. The results obtained from the finite element analyses were compared with the experimental results. It was seen that the criterion could predict the anisotropic behaviour of the material accurately.

Keywords—Hill48 criterion, FE analysis, rectangular cup drawing, stainless steel, anisotropy

I. GİRİŞ

Günümüz imalatında hatasız bir parça elde edilinceye kadar çok sayıda deneme yapılmaktadır. Bu durum imalatın gecikmesine, takımların aşınmasına ve maliyetlerin yükselmesine neden olmaktadır. Bu nedenle imalat öncesinde kalıp geometrilerinin tasarlanabilmesi ve proses parametrelerinin doğru bir şekilde belirlenebilmesi gerekmektedir. Bu noktada sonlu elemanlar metodu yaygın kullanılan bir yöntemdir [1]. Sonlu elemanlar metodu ile yapılacak analizlerin tahmin doğruluğu üzerinde, kullanıcı tarafından malzemeye uygun bir akma kriteri seçiminin önemli bir etkisi bulunmaktadır [2-4].

Malzemelerin plastik davranışının tanımlanması akma kriterleri ile gerçekleştirilmektedir [5]. Tresca ve von Mises akma kriterleri malzeme davranışının izotropik olduğunu varsaymaktadırlar, ancak sac metallerin haddeleme prosesi sonrasında iç yapılarında ortaya çıkan tercihli yönlenme nedeniyle mekanik özelliklerinde anizotropi meydana gelmektedir. Bu nedenle sac malzeme davranışının tanımlanmasında anizotropik akma kriterlerinin kullanılmasına ihtiyaç bulunmaktadır [6, 7]. Plastisite teorisindeki gelişmeler ve deneysel çalışmalardan malzeme parametrelerinin hassas bir

şekilde sağlanabilmesi sac metallerde anizotropinin doğru tanımlanmasına olanak sağlamaktadır [6, 8]. İlk anizotropik kriteri 1948 yılında Hill tarafından önerilmiştir. Katsayılarının analitik olarak hesaplanabilmesi ve kolayca türevlenebilmesi nedeniyle kriter birçok sonlu eleman programında bulunmakta ve yaygın kullanılmaktadır [9].

II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Çalışmamızda ostenitik paslanmaz çelik (AISI-304) seçilmiştir. Paslanmaz çelikler ısı ve aşınma dayanımının önemli olduğu askeri alanlarda, gıda sektöründe, kimya endüstrisinde yaygın biçimde kullanılmaktadır [10]. Çalışmada ilk olarak tek eksenli çekme testleri gerçekleştirilmiş ve Hill48 kriterinin katsayıları belirlenmiştir. Ardından kriterin tahmin kabiliyetinin belirlenmesinde dikkörtgen kap derin çekme prosesi uygulama olarak alınmış, Hill48 kriteri ile prosesin sonlu eleman analizleri gerçekleştirilmiş ve analizlerden tahmin edilen sonuçlar deneysel sonuçlarla karşılaştırılmıştır. Aşağıda sırasıyla çalışma kapsamında gerçekleştirilen tek eksenli çekme ve dikkörtgen kap derin çekme deneyleri anlatılmaktadır.

2.1. Çekme Testi

Çalışmada, tek eksenli çekme testleri ASTM E8-M standardına göre malzemenin hadde yönüne paralel, diyagonal ve dik olmak üzere üç yönde gerçekleştirilmiştir. Tüm yönler için testlerde gerinim hızı 0.008 s^{-1} olarak alınmıştır. Testlerden elde edilen malzeme parametreleri Tablo 1 ve Tablo 2'de verilmiştir.

TABLO I

AISI-304 MALZEMESİNE AIT DENEYSEL Σ VERİLERİ [11]

σ_0 (MPa)	σ_{45} (MPa)	σ_{90} (MPa)	σ_b (MPa)
309.864	293.379	303,543	297,81

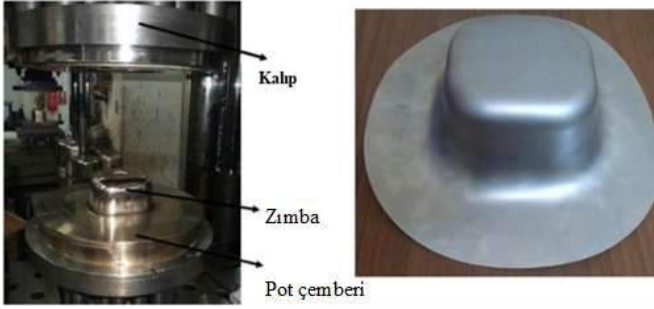
TABLO 2

AISI-304 MALZEMESİNE AIT DENEYSEL ANIZOTROPI KATSAYILARI [11]

r ₀	r ₄₅	r ₉₀
0.82	1.10	0.8

2.2 Dikdörtgen Kap Derin Çekimi

Derin çekme deneyleri 160 ton kapasiteli çift etkili hidrolik preste gerçekleştirilmiştir. Şekillendirilen parçanın yüksekliği 80 mm'dir. Deneylerde uygulanan pot çemberi kuvveti 340 kN'dur ve test 20 mm/s hızla gerçekleştirilmiştir. Aşağıda deney seti ve şekillendirilmiş parça gösterilmektedir.

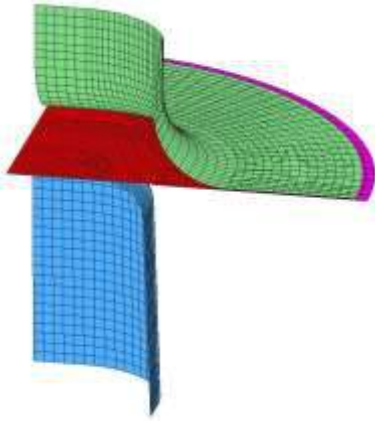


Şekil 1 Deney düzeneği ve Şekillendirilmiş parça [12]

III. SONLU ELEMAN MODELİ

Dikdörtgen kap derin çekme prosesi açık çözüm (eksplisit) yöntemini kullanan sonlu eleman programı LS-Dyna ile modellenmiştir.

Proseste kullanılan parça ve takımların simetrik olması nedeniyle, geometrinin sadece 1/4'ü modellenmiştir. Kalıp, zımba ve pot çemberi rijit olarak modellenmiştir. Sac parça ise elastoplastik olarak modellenmiştir.



Şekil 2 Parçaların 1/4'ünün modellenmesi

Malzemenin akma eğrisi aşağıda verilen Swift denklemine göre tanımlanmış ve Swift parametreleri Tablo 3'te verilmiştir.

$$\sigma = K(\epsilon_0 + \epsilon)^n \quad (1)$$

TABLO 1

AKMA EĞRİSİ PRAMETRELERİ [11]

K	n	ϵ_0
1349 MPa	0.316	0.001783

Sac parça için tam integrasyonlu (ELFORM=16), takımlar içinse Belytschko-Tsay kabuk eleman formülasyonları kullanılmıştır. Sac parça ile takımlar arasındaki temas yüzey-yüzey (forming-one-way-Surface-to-surface) temas algoritması ile tanımlanmıştır. Sürtünme katsayıları tanımlanırken deney şartlarına uygun olarak sac-kalıp, sac-pot çemberi ara yüzeylerinde yağlayıcı olarak mineral yağ kullanılması ve takımlara sürülmüş olması sebebiyle bu bölgelerde sürtünme katsayısı 0.05, sac-zımba arasında herhangi bir yağlayıcı olmaması nedeniyle sürtünme katsayısı 0.125 olarak alınmıştır. Proseste uygun şekilde kalıba deplasman kontrollü hareket tanımlanmıştır. Modelde tanımlanan pot çemberi kuvveti 85 kN'dur.

Malzemenin anizotropik davranışı Hill48 kriteri ile tanımlanmıştır. Hill, von Mises kriterinin genelleştirilmiş ve anizotropik bir akma kriteri önermiştir. Kriterin düzlem gerilme hali için genel formülü aşağıda verilmiştir [9].

$$F\sigma_Y^2 + G\sigma_X^2 + H(\sigma_X - \sigma_Y)^2 + 2N\sigma_{XY}^2 = \sigma_0^2 \quad (2)$$

σ_X ve σ_Y asal gerilmeleri, σ_{XY} ise kayma gerilmesini ifade etmektedir. Bu eşitlikte F, G, H ve N malzeme anizotropisini tanımlayan katsayılardır ve bunlar aşağıdaki denklemler ile elde edilirler.

$$F_r = \frac{r_0}{(1+r_0)(1+r_{90})} \quad (3)$$

$$G_r = \frac{1}{1+r_0} \quad (4)$$

$$H_r = \frac{r_0}{1+r_0} \quad (5)$$

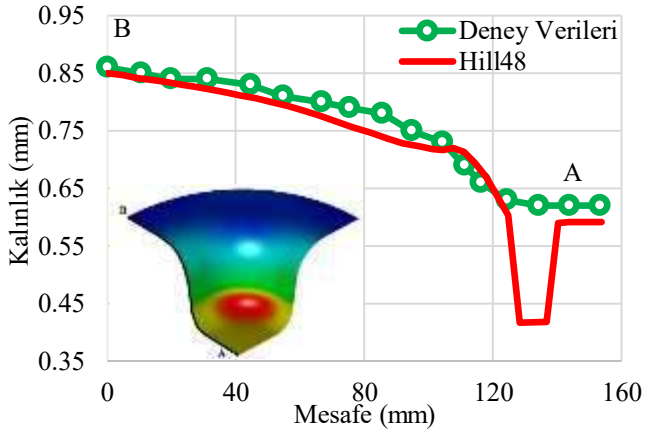
$$N_r = \frac{(r_0+r_{90})(2r_{45}+1)}{2(1+r_0)(r_{90})} \quad (6)$$

IV. SONUÇLAR

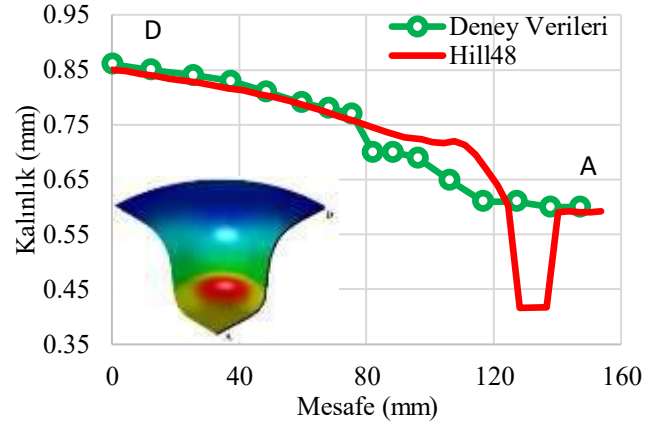
Hill48 akma kriterine göre sonlu eleman analizleri gerçekleştirilmiştir. Deneysel veriler ve analizlerden tahmin edilen sonuçlar aşağıda iki başlık altında değerlendirilmiştir.

4.1 Kalınlık Dağılımlarının Karşılaştırılması

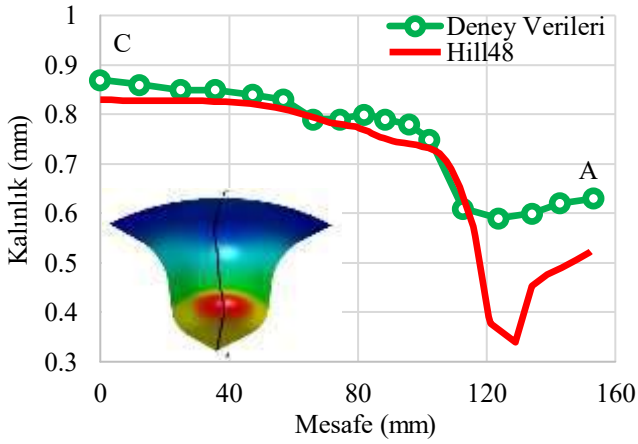
Şekillendirilmiş parça laserle kesilmiş ve parçadan hadde yönüne göre paralel, diagonal ve dik yönde olmak üzere ölçülen kalınlık değerleri, analizden tahmin edilen sonuçlarla karşılaştırılmıştır. Üç yön için yapılan karşılaştırma sonuçları Şekil 3, Şekil 4 ve Şekil 5'te verilmiştir.



Şekil 3 Hadde yönüne paralel yönde kalınlık dağılımı



Şekil 6 Hadde yönüne dik yönde kalınlık dağılımı

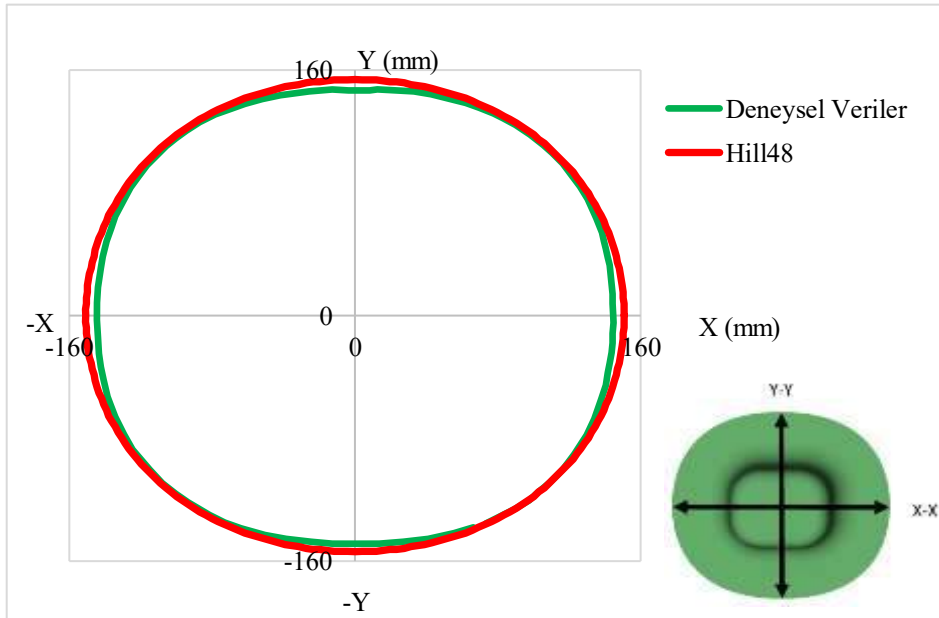


Şekil 4 Hadde yönüne diagonal yönde kalınlık dağılımı

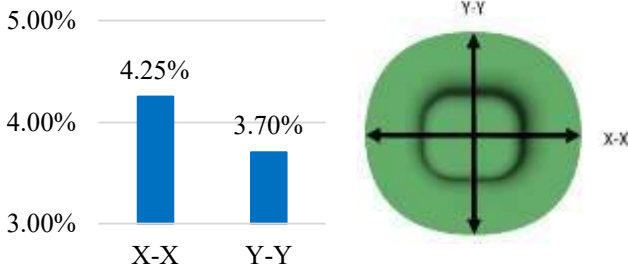
4.2 Kap Taban Profilinin Karşılaştırılması

Deneyden elde edilen parçalar taranmış ve kapların taban profilleri elde edilmiştir. Deneysel kap profili, analizlerden tahmin edilen profille karşılaştırılmıştır ve Şekil 6'da gösterilmiştir.

Karşılaştırmanın daha detaylı yapılabilmesi için Hill48 Kriterinden tahmin edilen sonuçlar ile deneysel değerler arasında her iki yön için (hadde yönüne göre paralel (X-X) ve dik (Y-Y) yönlerdeki) hata oranları hesaplanmış ve sonuçlar Şekil 7'de verilmiştir.



Şekil 5 Tahmini ve deneysel kap taban profillerinin karşılaştırılması



Şekil 7 Taban ölçüleri için hata oranları

V. TARTIŞMA VE SONUÇLAR

Bu çalışmada sonuçlar incelenmiş ve Hill48 akma kriterinin tahmin yeteneği değerlendirilmiştir.

Üç yöndeki kalınlık dağılımının deneysel ve tahmini değerlerinin karşılaştırılmasında minimum kalınlık değeri dışında özellikle de hadde yönüne paralel ve diagonal yöndeki tahminlerin oldukça başarılı olduğu görülmüştür.

Taban geometrisi profillerine bakıldığında ise hadde yönüne paralel yönde %3.7, dik yönde ise %4.25 hata oranı ile tahminde bulunulmuştur.

Bu çalışmanın sonucunda Hill48 akma kriterinin AISI-304 paslanmaz çeliğinin anizotropik davranışını başarılı bir şekilde modelleyebildiği görülmüştür.

REFERANSLAR

- [1] C. Wang, X. Zhang, G. Shen, Y. Wang, *One-step inverse isogeometric analysis for the simulation of sheet metal forming*. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 349, 458-476, 2019.
- [2] E. Esener, H. Vatansever, *Sonlu elemanlar hesaplama parametrelerinin sac metal şekillendirme simülasyon süresi ve hassasiyetine etkisinin tespiti*, Avrupa Bilim ve Teknoloji Dergisi, (16), 92-108, 2019.
- [3] R. M. Caddell, W. F. Hosford, *Metal forming: mechanics and metallurgy*. Cambridge University Press, 2011.
- [4] Y. Hou, J. Min, J. Lin, Z. Liu, J. E. Carsley, *Springback prediction of sheet metals using improved material models*, Procedia Engineering, 207, 173-178, 2017.
- [5] D. Banabic, *Sheet metal forming processes: constitutive modelling and numerical simulation*, Springer Science & Business Media, 2010.
- [6] K. Hariharan, N. T. Nguyen, N. Chakraborti, F. Barlat, M. G. Lee, *Determination of Anisotropic Yield Coefficients by a Data-Driven Multiobjective Evolutionary and Genetic Algorithm*, Materials and Manufacturing Processes, 30(4), 403-413, 2015.
- [7] L. Çapan, *Metallere plastik şekil verme*, Çağlayan Kitabevi 3. Baskı, 1999.
- [8] D. Banabic, F. Barlat, O. Cazacu, T. Kuwabara, *Advances in anisotropy and formability*, International journal of material forming, 3(3), 165-189., 2010.
- [9] R. Hill, *A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals*, Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences, 193(1033), 281-297, 1948.
- [10] A. Çakan, *AISI 304 Paslanmaz Çeliğin Mikro Yapı ve Aşınma Davranışlarının İncelenmesi*, Antakya: Mustafa Kemal Üniversitesi, Makina Mühendisliği, Yüksek Lisans Tezi, 2000.
- [11] B. Şener, *Çift gözlü kapların parçalı bastırıcı ile derin çekilmesinde en iyileme amaçlı bir algoritma geliştirilmesi*, Yıldız Teknik Üniversitesi, Makine Mühendisliği, Doktora Tezi, 2017.
- [12] B. Şener, H. Kurtaran, *Modeling the deep drawing of an AISI 304 stainless-steel rectangular cup using the finite-element method and an experimental validation*, Materials and technology 50 (2016) 6, 961–965.

Effect of Pre-Heat Treatments on Microstructures and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron (ADI)

Barbaros Şenses^{*}, Yusuf Yıldırım[#], Yasin Efe^{*}, Volkan Kılıçlı[§]

^{*} Department of Metallurgical and Materials Engineering, Graduate School of Natural and Applied Sciences, Gazi University, 06560, Teknikokullar, Ankara Turkey
barbaros.senses@gazi.edu.tr

[#] Technity Engineering Contracting Company, Mustafa Kemal mh. 2123 cd, Cepa Ofis, 2/D-1202, 06510, Ankara Turkey
yusuf.yildirim@kkugs.com

^{*} Department of Metallurgical and Materials Engineering, Graduate School of Natural and Applied Sciences, Gazi University, 06560, Teknikokullar, Ankara Turkey
efeyasinefe@gmail.com

[§] Department of Metallurgical and Materials Engineering, Faculty of Technology, Gazi University, 06560, Teknikokullar, Ankara Turkey
vkilicli@gazi.edu.tr

Abstract— In the present study, effect of pre-heat treatments on microstructures and mechanical properties of austempered ductile iron (ADI) was investigated. Unalloyed ductile iron specimens were austenitized at 900°C for 60 min and then furnace cooled, air cooled and austempered at 375°C for 120 min to obtain different matrix microstructures. After these heat treatments, specimens were re-austenitized at 900°C for 60 min and then quenched into salt bath held at austempering temperature of 375°C for 120 min to obtain (ADI). Microstructures of the specimens were characterized by light optical microscope and scanning electron microscope (SEM). In order to determine the mechanical properties, tensile and hardness tests were conducted. The results indicated that after the austempering process, the mechanical properties were improved. The double austempered specimens were provided the highest mechanical properties among the specimens. The initial matrix microstructures have a great influence on the mechanical properties of ADI's.

Keywords— Austempered ductile iron (ADI), Pre-heat treatment, Starting microstructure, Ausferrite. Mechanical properties

I. INTRODUCTION

Austempered Ductile Iron (ADI), is a unique engineering material due to the combination of strength, ductility, fatigue resistance, machinability, and superior wear resistance [1-5]. It may use substitutes for carbon steel (cast, forged, and/or heat-treated) or aluminum alloys in applications where the strength/weight ratio is important [3,6]. Austempered ductile irons have been found in widespread application areas in the industry such as gears, crankshafts, camshafts, sprockets, pinions, and other parts used in automotive, earthmoving, excavating, and agricultural equipment [1,3,6]. The matrix microstructures have a great role in controlling the mechanical and wear properties of the ADI [4,7-9]. After austempering, it produces a mixed structure of bainitic ferrite and high-carbon austenite known as 'ausferrite' in ADI literature [10]. The most critical microstructural constituent of the ADI microstructure is high-carbon austenite. It has improved the mechanical

properties and wear behavior of the ADI [9,11,12]. The volume fraction, carbon content, morphology, and distribution of the high-carbon austenite can be strongly affected by the heat treatment parameters and chemical composition of ductile iron [9,13-22]. Researchers concentrate on the additions of alloying elements and the processing parameters of austempering, particularly the time and temperature of austempering in order to improve mechanical and wear properties of the ADI [23-25]. There is very limited information about the effect of starting microstructures on the microstructure and mechanical properties of the ADI in the current literature [26-28].

In the present study, the effect of pre-heat treatments before austempering on the microstructures and mechanical properties of the ADI has been investigated.

II. MATERIAL AND METHOD

A. Material

The chemical composition of as-cast unalloyed ductile iron used in this study is given in Table I. The ductile iron was produced in a medium frequency induction furnace in a commercial foundry. The tundish cover ladle method was used to treat a 500 kg melt of iron with 6–7%Mg containing ferrosilicon alloy at 1450°C. Final inoculation was carried out with a 75% ferrosilicon alloy. The melt at the temperature between 1400 and 1450°C was cast into Y block sand molds, which were prepared in accordance with ASTM A536.

TABLE I
CHEMICAL COMPOSITION OF UNALLOYED DUCTILE CAST IRON USED IN THIS STUDY (WEIGHT-%)

C	Si	Mn	P	S	Mg	Cr
3.5	2.6	0.3	0.035	0.012	0.045	0.02
Ni	Cu	Al	Ti	V	Co	Fe
0.02	0.065	0.005	0.01	0.004	0.003	Rest

B. Heat Treatments

Cylindrical rod ductile iron specimens were prepared from the Y blocks by machining. Tensile specimens were machined after heat treatments to avoid the decarburization occurring during heat treatments. In order to obtain different initial matrix microstructures, specimens were austenitized at 900 °C for 60 min and then air cooled (normalization), furnace cooled (full annealed) and austempered at 375 °C for 120 min. After these heat treatments specimens were austempered for 120 min after austenitized at 900 °C for 60 min. Austempering heat treatments were performed in a salt bath (50% KNO₃ + 50% NaNO₃) which was at 375°C for 120 min. After the austempering heat treatment, specimens cooled in air to room temperature. Heat treatments are schematically represented in temperature-time diagrams in Fig. 1.

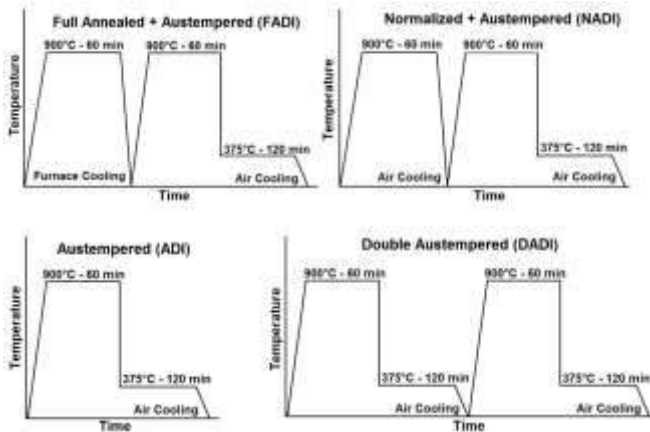


Fig. 1 Schematically representation of the applied heat treatments.

C. Microstructural Characterization

Specimens were cut from undeformed region of tensile test specimens, then hot mounted for mechanical grinding, polishing up to 1 μ m diamond suspension and etched by 2% Nital solution. Microstructure observations were studied by using Leica DMI5000 M optical microscope and Jeol JSM 6060 LV scanning electron microscopes (SEM).

D. Mechanical Tests

Tensile and hardness tests were performed in order to determine mechanical properties of the heat-treated specimen. Tensile tests were carried out at room temperature by using Instron 3369 universal testing machine with 50 kN loading capacity at a constant cross-head speed of 1 mm.min⁻¹ which corresponds to strain rate of 6.67 $\times 10^{-4}$ s⁻¹. An extensometer set to a gauge length of 30 mm was used for strain measurement. Three tensile specimens were tested for each condition and average values were reported. Hardness tests were conducted in Emcotest Duravision 200 universal hardness tester with Vickers 30 kgf hardness method. Five different indentations were performed and the mean values were presented.

III. RESULT AND DISCUSSIONS

A. Microstructures

Initial matrix microstructures of the specimens before austempering are shown in Fig. 2. The ferritic + pearlitic matrix observed in as-cast, full annealed, and normalized specimens (Fig. 2.a to Fig. 2.c). The amount of proeutectoid ferrite has not the same in these specimens. Moreover, the morphology of pearlite has different. The coarse and fine pearlitic matrix observed in full annealed and normalized specimen, respectively. Also, a completely ausferritic matrix was observed in the austempered specimen (Fig. 2.d).

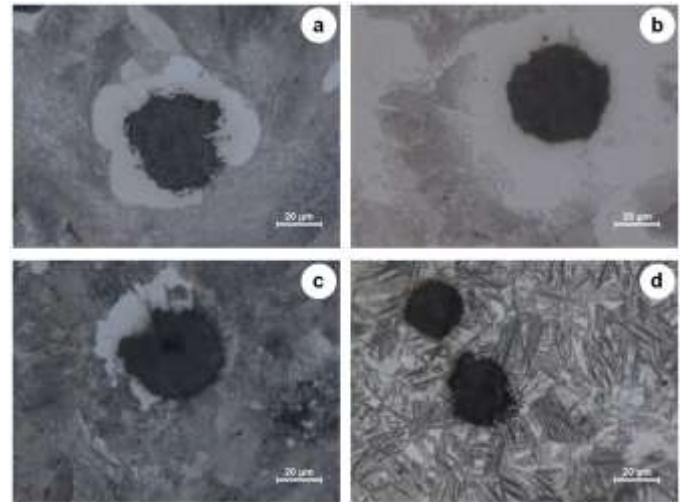


Figure 2: Initial matrix microstructures of the specimens before austempering: a) As Cast, b) Full Annealed, c) Normalized and d) Austempered.

After austempering, a typical ausferritic structure observed throughout the specimens without martensite (Fig. 3). Ausferritic structure is a combination of bainitic ferrite (α_b) and stabilized high carbon austenite (γ_{HC}) [7]. The finest microstructure was observed in double austempered specimen (Fig.3.d)

It is well understood that the important microstructural constituents that affect the mechanical and wear properties of ADI are the stabilized austenite content (volume fraction of high-carbon austenite), the carbon content of stabilized austenite and the morphology of ferrite (bainitic α), and high-carbon austenite (γ_{HC}) [2,9,28].

When ADI is austempered at lower temperatures, e.g., 260°C, it has finer ferrite and austenite and this results in higher yield and tensile strength but with lower ductility [12,14,29]. On the other hand, when ADI is austempered at higher temperatures, e.g., 371°C (700 °F), it has coarser or feathery ferrite and austenite and this reduces the yield and tensile strengths but imparts higher ductility [9,14].

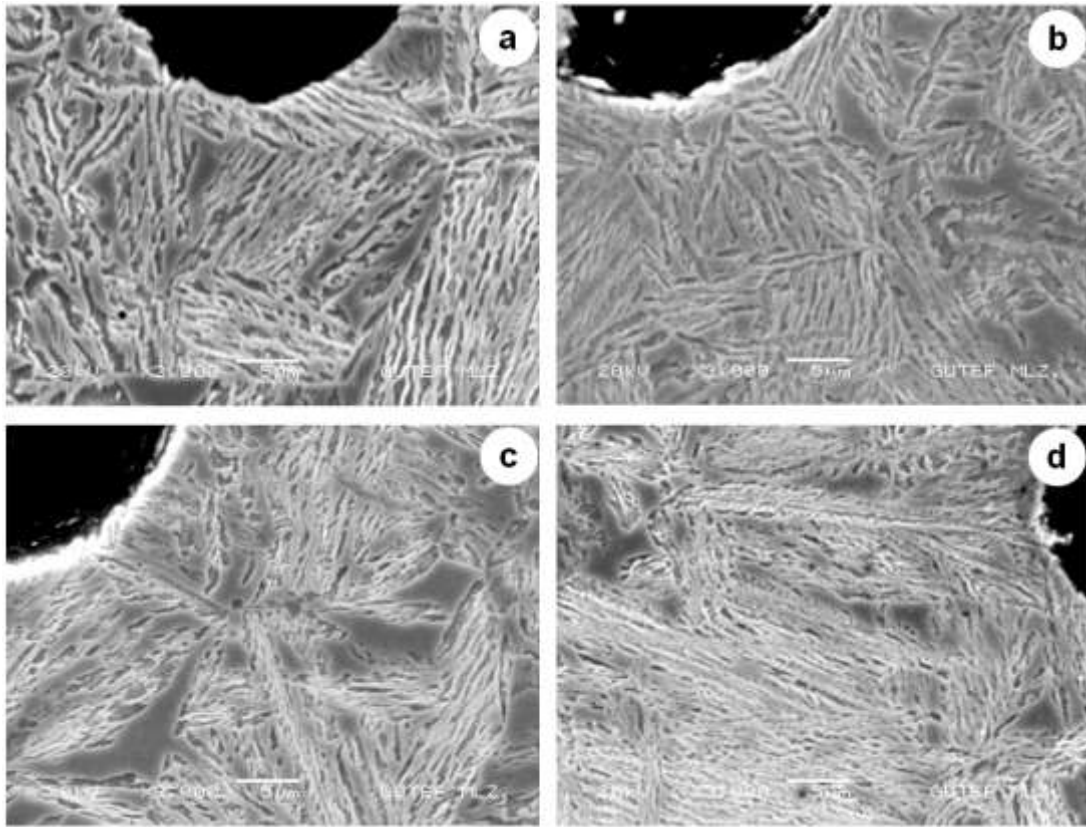


Figure 3: The SEM microstructures of the ADI specimens; a) Full Annealed + Austempered (FADI), b) Normalized + Austempered (NADI), c) Austempered (ADI), and d) Double Austempered (DADI).

B. Mechanical Properties

The mechanical properties of the specimens are given in Table II. The mechanical properties of austempered specimen much higher than the as-cast specimen. Double austempered (DADI) specimens exhibited the highest hardness and tensile strength among the tested specimens. It can be attributed to the finest ausferritic matrix microstructure. Fine mixtures of bainitic ferrite and stabilized high carbon austenite provide superior mechanical properties in ADI's [7,8]. The conventionally austempered (ADI) and fully annealed + austempered (FADI) specimens were exhibited similar tensile strength.

The mechanical properties of ADI was found to be dependent on the fineness of bainitic ferrite, high-carbon austenite amount and its carbon content [9,14]. Therefore, it might be possible to optimize the mechanical properties of ADI if it is possible to produce very fine bainitic ferrite and high carbon austenite as well as very high austenite carbon content [15]. Researchers suggested a two-step austempering process in order to enhance the wear and mechanical properties of ADI by refinement of bainitic ferrite and high carbon [9,21,22]. But it was observed that the refinement of the initial matrix microstructure is an effective way in order to obtain very fine bainitic ferrite and high carbon austenite mixtures.

TABLE II
THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE SPECIMENS

Specimen	Yield Strength (MPa)	Ultimate Tensile Strength (MPa)	Total Elongation (%)	Hardness (HV 30kgf)
As-cast	377.3 ± 8	645.8 ± 7.5	8.8 ± 0.2	230 ± 4.9
Austempered (ADI)	713.9 ± 27.5	1029.6 ± 16	7.7 ± 1.1	326 ± 6.9
Full Annealed + Austempered (FADI)	706.5 ± 11.9	1026.9 ± 10	11.8 ± 1.4	306 ± 9.7
Normalized + Austempered (NADI)	742.9 ± 10.2	1089.1 ± 25.7	8.7 ± 1.2	300 ± 3.6
Double Austempered (DADI)	801.6 ± 19.5	1094.5 ± 10.1	8.4 ± 0.6	348 ± 11.8

IV. CONCLUSIONS

In the presented study, the effect of pre-heat treatments on the microstructures and mechanical properties of ADI was investigated. Following conclusions could be drawn from the present study;

1- Initial matrix microstructures have great influence on the mechanical properties of ADI's.

2- The finest microstructures are obtained with double austempering heat treatment.

3- The highest hardness and tensile strength are obtained in double austempered specimen.

4- The mechanical properties of austempered ductile iron might be optimized with controlling initial matrix structure.

ACKNOWLEDGEMENT

The authors would like to thank Gazi University Scientific Research Project Coordination Unit for financial support of this study (Project Codes: 07/2020-17 and 07/2020-19).

REFERENCES

- [1] R. Harding, "The production, properties and automotive applications of austempered ductile iron", *Kovove Materialy*, vol. 45, pp. 1-16, 2007.
- [2] K.L. Hayrynen, D.J. Moore, K.B. Rundman, "Tensile and Fatigue Properties of Relatively Pure ADI", *AFS Trans.*, vol. 100, pp. 93-104, 1992.
- [3] B. Kovacs, "Development of austempered ductile iron (ADI) for automobile crankshafts", *Journal of Heat Treating*, vol. 5, pp. 55-60, 1987.
- [4] J. Olawale, K. Oluwasegun, "Austempered ductile iron (ADI): a review", *Mater. Perform. and Charac.*, vol. 5, pp. 289-311, 2016.
- [5] R. Voigt, "Austempered ductile iron-processing and properties", *Cast Metals*, vol. 2, pp. 71-93, 1989.
- [6] J.R. Keough, K.L. Hayrynen, "Automotive applications of austempered ductile iron (ADI): a critical review", *SAE transactions*, vol., pp. 344-354, 2000.
- [7] J. Aranzabal, I. Gutierrez, J. Rodriguez-Ibabe, J. Urcola, "Influence of the amount and morphology of retained austenite on the mechanical properties of an austempered ductile iron", *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 28, pp. 1143-1156, 1997.
- [8] J. Aranzabal, I. Gutierrez, J.M. Rodriguezibabe, J.J. Urcola, "Influence of Heat Treatments on Microstructure and Toughness of Austempered Ductile Iron", *Materials Science and Technology*, vol. 8, pp. 263-273, 1992.
- [9] B. Wang, G.C. Barber, F. Qiu, Q. Zou, H. Yang, "A review: phase transformation and wear mechanisms of single-step and dual-step austempered ductile irons", *Journal of Materials Research and Technology-Jmr&T*, vol. 9, pp. 1054-1069, 2020.
- [10] B.V. Kovacs Sr, "Austempered ductile iron: fact and fiction", *Mod. Cast.*, vol. 80, pp. 38-41, 1990.
- [11] Y. Sahin, M. Erdogan, V. Kilicli, "Wear behavior of austempered ductile irons with dual matrix structures", *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 444, pp. 31-38, 2007.
- [12] P. Sellamuthu, D. Samuel, D. Dinakaran, V. Premkumar, Z. Li, S. Seetharaman, "Austempered ductile iron (ADI): influence of austempering temperature on microstructure, mechanical and wear properties and energy consumption", *Metals*, vol. 8, pp. 53, 2018.
- [13] P.P. Rao, S.K. Putatunda, "Influence of microstructure on fracture toughness of austempered ductile iron", *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 28, pp. 1457-1470, 1997.
- [14] C. Wang, R. Liu, S. Li, C. Gu, X. Du, Y. Sun, J. Tian, "Effect of austempering temperature on microstructure of ausferrite in austempered ductile iron", *Materials Science and Technology*, vol. 35, pp. 1329-1336, 2019.
- [15] M. Erdogan, V. Kilicli, B. Demir, "The influence of the austenite dispersion on phase transformation during the austempering of ductile cast iron having a dual matrix structure", *International Journal of Materials Research*, vol. 99, pp. 751-760, 2008.
- [16] M. Erdogan, V. Kilicli, B. Demir, "Transformation characteristics of ductile iron austempered from intercritical austenitizing temperature ranges", *Journal of Materials Science*, vol. 44, pp. 1394-1403, 2009.
- [17] V. Kilicli, M. Erdogan, "Tensile properties of partially austenitized and austempered ductile irons with dual matrix structures", *Materials Science and Technology*, vol. 22, pp. 919-928, 2006.
- [18] V. Kilicli, M. Erdogan, "Effect of ausferrite volume fraction and morphology on tensile properties of partially austenitized and austempered ductile irons with dual matrix structures", *International Journal of Cast Metals Research*, vol. 20, pp. 202-214, 2007.
- [19] V. Kilicli, M. Erdogan, "The strain-hardening behavior of partially austenitized and the austempered ductile irons with dual matrix structures", *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 17, pp. 240-249, 2008.
- [20] V. Kilicli, M. Erdogan, "The nature of the tensile fracture in austempered ductile iron with dual matrix microstructure", *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 19, pp. 142-149, 2010.
- [21] M. Yescas, H. Bhadeshia, D. MacKay, "Estimation of the amount of retained austenite in austempered ductile irons using neural networks", *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 311, pp. 162-173, 2001.
- [22] H.Y. Zhou, Y.Q. Li, Z. Yin, M.R. Ran, S.B. Liu, Y. Huang, W.D. Zhang, W.Y. Zheng, J.Y. Liu, "Microstructure and mechanical behaviors of grinding balls produced by dual matrix structure two-step austempering process", *Journal of Materials Research and Technology-Jmr&T*, vol. 9, pp. 4672-4681, 2020.
- [23] M. Baydogan, H. Cimenoglu, "The effect of austempering time on mechanical properties of a ductile iron", *Scan. J. Metall.*, vol. 30, pp. 391-395, 2001.
- [24] S.K. Putatunda, P.K. Gadicherla, "Effect of austempering time on mechanical properties of a low manganese austempered ductile iron", *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 9, pp. 193-203, 2000.
- [25] A. Basso, J. Sikora, "Review on Production Process and Mechanical Properties of Dual Phase Austempered Ductile Iron", *Int. J. Metalcast.*, vol. 6, pp. 7-14, 2012.
- [26] W.L. Guesser, C.L. Lopes, P.A.N. Bernardini, "Austempered Ductile Iron with Dual Microstructures: Effect of Initial Microstructure on the Austenitizing Process", *Int. J. Metalcast.*, vol. 14, pp. 717-727, 2020.
- [27] C. Azevedo, A. Garboggini, A. Tschipitschin, "Effect of austenite grain refinement on morphology of product of bainitic reaction in austempered ductile iron", *Materials Science and Technology*, vol. 9, pp. 705-710, 1993.
- [28] R. Campos-Cambranis, L. Narváez Hernández, M. Cisneros-Guerrero, M. Perez-Lopez, "Effect of initial microstructure on the activation energy of second stage during austempering of ductile iron", *Scripta materialia*, vol. 38, pp., 1998.
- [29] M. Grech, J.M. Young, "Influence of Austempering Temperature on the Characteristics of Austempered Ductile Iron Alloyed with Cu and Ni", *AFS Trans.*, vol. 98, pp. 345-352, 1990.

Improving Strength of Rail Steel and Investigation Main Mechanical and Microstructural Properties

Abdulkadir KILIÇ^a, Yasin SARIKAVAK^a

Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering and Natural Sciences, Yıldırım Beyazıt University, 06010, Ankara, Turkey

185103102@ybu.edu.tr, ysarikavak@ybu.edu.tr

Abstract— As there are high contact pressures between rail and wheel according to axle loads in railway system, components wear rapidly. In order to prevent these situation, it is desired to develop materials with high wear resistance and strength values, to produce critical parts of rail systems to extend their service life. For this purpose, methods such as increasing the carbon content in the rail composition, reducing the space between the lamellae in the perlite microstructure and hardening the head of the rails were applied recently. However, conducted studies have reached saturation and alternative microstructures such as bainitic microstructures have begun to be investigated. The obtained data demonstrate that bainitic steels exhibit a tougher mechanical property for the same hardness values. Studies have shown that bainite is a potential rail material candidate thus, in this study, it is aimed to obtain a bainitic microstructure by performing various heat treatments via isothermal transformation in high carbon rail steel which is frequently used in high-speed railway lines. After heat treatment under different variable parameters, hardness tests, metallographic examinations conducted to extracted specimens. It is observed that developed rail steels shows improved properties than the conventional ones.

Keywords— Bainitic Steel, Heat Treatment, Mechanical Properties, R260 Rail Steel, Taguchi.

I. GİRİŞ

Ülkemizde karayolları üzerindeki yoğunluğu azaltmak, daha ucuz, hızlı ve sürdürülebilir ulaştırma sağlamak amacıyla demiryollarının önemi gelecekte de artarak devam edecektir. Demiryolu taşımacılığı düşük karbon emisyonu ile çevre açısından daha sürdürülebilir olmasının yanında enerji maliyetlerini de düşürmektedir. Bu kapsamda raylı sistemlerin kritik parçalarını üretmek ve servis ömrünü artırmak üreticiler ve işletmeciler tarafından temel hedefler arasında yer almaktadır. Ray ve tekerlek malzemesi gibi temas eden yüzeylerde yüksek aşınma değerleri ve deformasyonlara bağlı olarak sürekli gelişim ve iyileşme ihtiyacı ortaya çıkmıştır. Ayrıca tekrar eden yükler yolulma kaynaklı kırılmalara ve süreksizliklere sebep olmaktadır.

17.yüzyılda demir döküm rayların çok yüksek sertliğinden faydalanılıyordu. Ancak bu raylarda düşük tokluk ve iç yüzeyde süreksizlikler sebebiyle gevrek kırılmalar görülmüyordu. Demir-döküm yöntemiyle üretilen raylar yerini ilk defa 1856'da Henry Bessemer tarafından üretilen çelik raylara bırakmıştır. Çeliğin kompozisyonu, alaşım elementleri ile ilgili yapılan çalışmalarla sertlik artırılmış, servis ömrü uzatılmıştır. Perlitik raylar, uzun yıllardır ray çeliği üretim ve geliştirme sanayisinde en çok tercih edilen ray tipi olmuştur. Perlitik yapıları elde edebilmek için her geçen gün karbon içeriği

artmıştır. Önce %0,5 karbon içeriğine sahip ferrit-perlit karışımı raylar üretilmiştir. Sertliği ve aşınma direncini artırmak için %100 perlitik yapı elde edilmesi gerekiyordu, bu kapsamda Grade-900 sınıfı çeliklerin genel uygulamalar için uygun bir yapı olduğu anlaşılmıştır. Ancak ağır yük taşımacılığında, dar virajlarda ve engebeli arazide daha yüksek mukavemet gerekliliği ortaya çıkmıştır [1].

Aşınma direnci üzerinde yapılan çalışmalar ile perlitik çeliğin mekanik özellikleri iyileştirilmiştir. Bu iyileştirmelerde genel olarak perlitik çeliğin lamelli yapısından faydalanılmıştır. Lameller arası boşluk ne kadar az olursa, malzeme o kadar sert ve aşınmaya dirençli olduğu tespit edilmiştir. Fakat bu boşluğun pratikte bir sınırı vardır ve aşınma dirençli raylarda bu sınıra ulaşılmıştır [2]. Yapılan çalışmalar ile perlitik rayların mekanik özelliklerinin gelişiminin özellikle mukavemetinin doyum noktasına geldiği ortaya çıkarılmıştır [2]. Mantarı sertleştirilmiş (head-hardened) raylar ile süneklik küttele korunurken temas eden mantar yüzeyinde yüksek mukavemet ve sertlik sağlanabilir hale gelmiştir. Ancak bu sertleştirmenin de ötesinde dünyada mikroyapı çalışmaları konusunda araştırma ve geliştirme çalışmaları hızla devam etmektedir.

A. Beynitik Çelikler

Mikroyapı çalışmalarının odağında martenzitik ve beynitik çelikler vardır [2]. Yapılan birçok çalışmada perlit fazının iyi bir alternatifi olarak beynitik mikroyapının potansiyeli gözden geçirilmiştir [3]. Beynitik mikroyapıdaki çeliklerin çekme dayanımı, akma dayanımı, uzama, kopma tokluğu ve darbe enerjisi soğurma özellikleri bakımından perlitik çeliklerden iyi performans sergilediği tespit edilmiştir [4]. Yapılacak ısıl işlemler ve mikroyapıda elde edilecek değişikliklerle mekanik özellikler iyileştirilmekte ve bu konuda çalışmalar halen devam etmektedir [5]. Beynitik çelikler üzerine yapılan çalışmalar, ray ve teker malzemelerinde de kullanımının önünü açmıştır [6].

Çeliklerin aşınma özelliklerini tahmin etmek kolay değildir ve mikroyapıdaki değişiklikler aynı sertlik seviyesinde bile aşınmaya önemli ölçüde etkiye sahiptir. Beynitik mikroyapının yeni nesil ray çeliklerinde kullanılması için yapılan çalışmalar 1987 yılına dayanmaktadır [7]. Beynitik ve perlitik çelikler 200-230 HV sertlikte eşit aşınma direnci gösterirken yüksek sertliklerde beynitik çelikler çok daha iyi aşınma değerlerine sahiptir [7]. Ayrıca beynitik çelikler tüm yüksek temas basınçlarında perlitik çelikten daha iyi performans sergilemektedir [8]. Beynitik çelikler kırılma tokluğunda düşüş olmadan 1400 MPa'a kadar çıkabilen çekme dayanımının

yanında yüzde 15-18 süneklik sağlaması açısından ray çelikleri için önemli bir alternatiftir [9]. İlk aşamada üretilen beynitik raylar karbür içeren perlit ve beynit karışımıdır ve normal perlitik raylardan aşınma, tokluk ve yuvarlanma temas yorulması özellikleri bakımından üstünlük göstermektedir. Bhadeshia ve diğerleri yüksek mukavemetli beynitik ray çeliklerinde yeni bir geliştirme yapmışlardır. Karbürsüz beynitik mikroyapıda sementit oluşumunu baskılayarak silikon ile alaşım oluşturulmuştur [1].

Temperlenmiş beynitik ray çelikleri %10 daha yüksek akma mukavemetine, 5 kat yüksek darbe tokluğuna, daha iyi ısıl hasar direncine sahip oldukları için yüksek hızlı veya ağır yüklü hatlar için alternatif olarak araştırılmaktadır [10]. Kaikai Wang'ın yaptığı çalışmada endüstriyel olarak üretilmiş beynitik ray çeliklerinin temperleme davranışları, mikroyapı terimleriyle (özellikle kalıntı östenit) çalışılmıştır. Dayanım ve esneklik olarak iyi bir kombinasyona sahip çelikler, hava soğutma ve 280 °C'de temperleme sonucu elde edilmiştir [11]. Başka bir çalışmada 900 °C'de 30 dakika östenitlemeden sonra 200, 250, 300 °C'de ısıl işlem uygulanmıştır ve su ile oda sıcaklığına soğutulmuştur [12]. Östenitleme sıcaklığı parametre olarak belirlenen çalışmada mekanik özellikler incelenmiş ve 400 °C'deki dönüşüm optimum değeri olarak belirlenmiştir. Östenitleme sıcaklığı açısından en iyi sonuç 850 °C'de elde edilmiştir [13]. Kong De-Qun'nun yüksek karbonlu çelikler üzerine yaptığı çalışmada 200 °C'de beynit edilmiştir [16].

B. Yüksek Karbonlu Beynitik Çelikler

Yüksek karbonlu çelikler en yüksek sertliğe ve mukavemete sahip çelikler arasındadır. Aşınma direnci kazandırmak için karbon içeriği yükseltilir. Ancak ray çeliğinin gevrek kırılmalarına karşı da dirençli olması gerekmektedir. Bunun için beynitik mikroyapının tokluğundan faydalanmak için çalışmalar yapılmaktadır. Yüksek ve düşük karbonlu çelikler üzerine yapılan bu çalışmalar ışığında yüksek karbonlu çeliğin beynit forma dönüştürülmesi konusunda literatürde boşluklar mevcuttur [7]. Beynitik çelikler üzerine bugüne kadar birçok çalışma yapılmıştır ve hala yoğun olarak yapılmaya devam etmektedir. Bu kapsamda yapılan çalışmalar genel olarak düşük karbonlu çelikler üzerine yoğunlaşmaktadır. Yüksek karbonlu beynitik çelikler konusunda oldukça sınırlı sayıda araştırma mevcuttur [14]- [15]. Literatürdeki çalışmaların çoğunluğunda beynitik ray çelikleri özel alaşım kompozisyona sahip olup, düşük karbon içeriğine sahiptir; ancak işletme şartlarında yaygın olarak kullanımda olan yüksek karbonlu çeliklerden beynitik çeliğin geliştirilmesi, bu mikroyapının kullanılabilir olması, saha çalışmaları açısından oldukça önemlidir. Bu nedenle bu çalışmada mevcut yüksek karbonlu ray çeliğinde beynitik mikroyapıyı elde etmek ve geliştirmek amaçlanmaktadır.

II. DENEY YÖNTEMİ

Türkiye Cumhuriyeti Devlet Demiryolları'nda (TCDD) kullanılan raylar ağırlıklı olarak perlitik yapıdadır. Bu çalışmada R260 kalite yüksek karbonlu ray numunelerine ısıl işlem ve ardından hızlı soğutma uygulanmıştır. Daha sonra farklı sıcaklıklarda tuz banyosunda tutularak izotermal dönüşüm ile beynitik mikroyapıdaki çelikler elde edilmiştir.

A. Malzeme Özellikleri

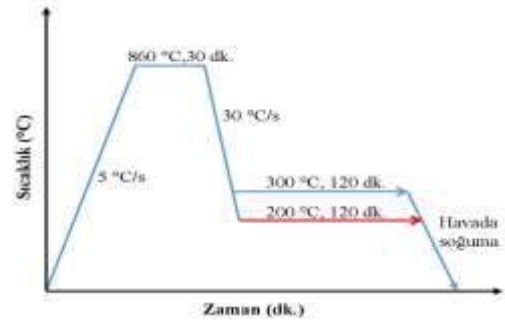
Bu çalışmada kullanılan UIC 60 profil, R260 kalite ray numunelerinin mekanik özellikleri Tablo I'de belirtilmiştir.

TABLO I
R260 RAY ÇELİĞİ MEKANİK ÖZELLİKLERİ

Malzeme Özellikleri	Çekme dayanımı (MPa)	Süneklik (%)	Kırılma Tokluğu (MPa.m 1/2)	Sertlik (HV)
R260-EN 13674-1'e göre	≥ 880	≥10	26	260-300

B. Isıl İşlem

Malzeme östemperleme için 860 °C'de 30 dakika östenitlenmiştir. Daha sonra tuz banyosunda 'AS-140' temperleme tuzu ile farklı sıcaklıklarda izotermal dönüşüm gerçekleştirilmiştir. Uygulanan ısıl işlem süreçleri Şekil 1'de detaylı olarak gösterilmiştir. Bu kapsamda izotermal dönüşüm sıcaklığı, izotermal dönüşüm süresi, östenitleme sıcaklığı parametre olarak belirlenmiştir (Tablo II).



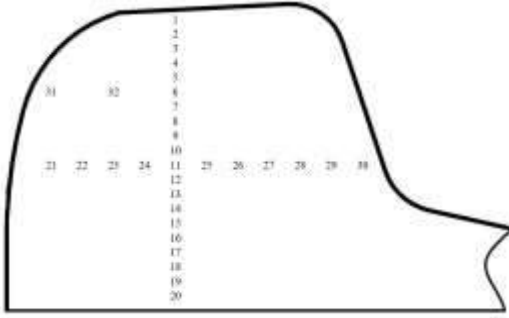
Şekil 1. Uygulanan ısıl işlem rejimi

Yüksek karbonlu çelikler için çizilmiş Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm (ZSD) diyagramında alt beynit ve üst beynit elde etmek için gereken zaman ve sıcaklık değerleri verilmiştir [16]. Bu parametreler ZSD diyagramı ve giriş kısmında bahsedilen literatürde yapılmış beynitik çelik çalışmalarının sonuçları göz önünde bulundurularak seçilmiştir.

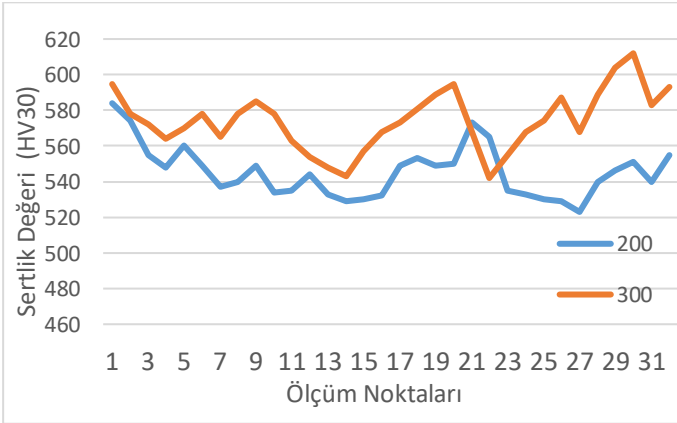
TABLO II
ISIL İŞLEM PARAMETRELERİ

Parametreler	Seviye 1	Seviye 2
İzotermal Dönüşüm Sıcaklığı (°C)	200	300
İzotermal Dönüşüm Süresi (sa.)	2	2
Östenitleme Sıcaklığı (°C)	860	860

Belirlenen noktalarda (Şekil 2) Shimadzu HMV-G Vickers mikro sertlik cihazı ile sertlik taraması yapılmıştır. Elde edilen veriler sonuçlar kısmında sunulmuştur. Ray mantarının yuvarlanma yüzeyinden ray gövdesine ve ray mantarının yanak kısmından merkeze doğru birbirine dik iki farklı bölgeden değerler alınmıştır.



Şekil 2. Yarım ray kesitindeki sertlik ölçüm noktaları



Şekil 3. Sertliğin bölgelere göre dağılımı

C. Mikroyapı Karakterizasyonu

Uygulanan her iki ısıl işlem numunesi için TS EN 13674-1:2011 standardında belirtilen bölgelerden metalografik inceleme için numuneler hazırlanmıştır. Bu kapsamda numuneler su altında 240, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 grid

zımparalar ile zımparalanmıştır. Ardından keçelerde sırasıyla 3 μ ve 1 μ elmas süspansiyonlar ile parlatılmıştır. Daha sonra %3'lük Nital ile oda sıcaklığında 7 saniye dağlanmıştır.

Çalışmanın devamında L9 ortogonal dizilimi ile deney tasarımı doğrultusunda 9 farklı parametrede ısıl işlem uygulanacaktır. Tüm bu veriler doğrultusunda parametreler seviye olarak ve mekanik özellikler gürültü verisi olarak kullanılacak ve optimum ısıl işlem değerleri belirlenecektir. Sinyal/Gürültü oranlarını tespit edebilmek için, çekme testi sonucu elde edilecek akma ve kopma noktaları, sertlik değerleri ve darbe testi sonuçları kullanılacaktır.

III. BULGULAR VE TARTIŞMA

Sertlik taraması sonuçlarına göre standart rayda 300 HV seviyelerinde olan sertlik değerlerinin, ısıl işlem sonunda ortalama 545 HV ve 574 HV seviyelerine kadar arttığı gözlemlenmiştir. Aşınmanın sertlikle doğrudan bağlantısı olduğu göz önünde bulundurulursa uygulanan ısıl işlem parametrelerinde ray malzemesi için uygun bir sertliğe ulaşılmış durumdadır. Sertlik dağılımı ise Şekil 3'ten anlaşılacağı üzere en dıştaki 1 bölgesinde (ray mantarı yan yüzey) 600 HV seviyelerinde iken 10 bölgesine (mantar iç yüzey) kadar düzenli olarak azalmıştır. Daha sonra 20 bölgesine (ray mantarı merkezi) kadar düzenli artmıştır. Dikey olarak sağlanan bu dağılım yatayda da 21'den (mantar yuvarlanma yüzeyi altı) merkez bölgelere kadar azalmış ve sonrasında gövdeye doğru 30'a kadar tekrar artmıştır. Sonuç olarak sertlik tüm bölgelerde istenen düzeyde artmış, iç bölgelerde sertlikte az miktarda düşüş yaşanmış (minimum 523 HV) ancak sertlik daha çok temas eden yüzeylerde kritik olduğu için bu farkın önemli bir değişken olmadığı değerlendirilmiştir.

Optik mikroskopta 100x, 500x, 1000x büyütme ile elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 4-6'da sunulmuştur. Şekil 4'te R260 çeliğinin ısıl işlem görmemiş hali görülmektedir. Perlitik mikroyapının lamelli yapısı açıkça görülmektedir. Bu lamelli yapı ısıl işlem sonucu Şekil 5 ve 6'da görüldüğü üzere beynitik yapıya dönüşerek tüyümsü görünüm kazanmıştır. Bu görünüm tipik beynitik yapısıdır. Elde edilen 2 farklı ısıl işlem parametresinde de benzer şekilde tüyümsü yapıların varlığı görülmektedir. 200 °C ve 300 °C 'da dönüşüm uygulanan çeliklerin beynitik yapısı da farklılık göstermektedir. Şekil 5c ve Şekil 6c'de 1000x büyütme ile elde edilen beynitik yapılar benzerlik gösterse de 100x büyütmede bu yapının malzeme üzerinde dağılımı farklılık göstermiştir. 300 °C'da bekletilen numunede beynitik yapı homojen bir dağılım gösterirken, 200 °C'da bekletilen numunede bazı bölgelerde ferrit ve martenzit faz miktarı daha fazladır. Genel olarak Şekil 4'te perlitik mikroyapıdaki ray çeliğinin, yapılan ısıl işlemler sonucu Şekil 5-6'da görüldüğü gibi beynit ve martenzit ağırlıklı yapılara dönüştüğü incelenmiştir.



Şekil 4. Konvansiyonel R260 ray çeliği mikroyapısı
a) 100x, b) 500x, c) 1000x



Şekil 5. 200 °C'de bekletilmiş R260 ray çeliği mikroyapısı
a) 100x, b) 500x, c) 1000x



Şekil 6. 300 °C'de bekletilmiş R260 ray çeliği mikroyapısı
a) 100x, b) 500x, c) 1000x

IV. SONUÇ

Bu çalışma, beynitik ray çeliklerinin, geleneksel olarak kullanılan perlitik çeliklere göre daha sert bir yapıya sahip olduğunu göstermektedir. Yakın gelecekte perlitik yapıdaki rayların yerini daha yüksek mukavemet ve tokluk değerine sahip beynitik çeliklere bırakacağı konusunda önemli sonuçlar elde edilmiştir. Bu çalışma ile literatürde yüksek karbonlu çelikler beynitik mikroyapıya dönüştürülmüştür. Sertlik değerleri göz önünde bulundurulduğunda daha yüksek mekanik özellikler sergilediği görülmektedir. Son zamanlarda ray çelikleri arasında en çok araştırılan ve araştırılmaya devam edeceği öngörülen beynitik çeliklerin, ultra yüksek mukavemet ile birlikte tokluk, uzama gibi özelliklerin de iyileştirilmesi nedeniyle daha çok ilgi çekmesi beklenmektedir. Bu çalışma farklı ısıl işlem değişkenleri uygulanarak elde edilecek mikroyapıdaki numunelere, mekanik testler uygulanarak en uygun yapının istatistiksel olarak belirleneceği çalışmalarda geliştirilecektir.

TEŞEKKÜR

Yazarlar Ankara Yıldırım Beyazıt Üniversitesi ve TCDD, Demiryolu Araştırma ve Teknoloji Merkezi (DATEM)'ne destekleri için teşekkür ederler.

KAYNAKLAR

- [1] A. Ray, "Niobium microalloyed rail steels," 2017.
- [2] C. E. Pitt, "Wear and microstructure relationships in carbide-free bainitic rail steel," 1999.
- [3] A. S. P. Folgarait, *Technical Steel Research*, no. 7210. 2001.
- [4] M. Zhu, G. Xu, M. Zhou, Q. Yuan, J. Tian, and H. Hu, "Effects of tempering on the microstructure and properties of a high-strength bainite rail steel with good toughness," *Metals (Basel)*, vol. 8, no. 7, 2018, doi: 10.3390/met8070484.

- [5] K. K. Wang, Z. L. Tan, G. H. Gao, X. L. Gui, and B. Z. Bai, "Effect of retained austenite stability on mechanical properties of bainitic rail steel," *Adv. Mater. Res.*, vol. 1004–1005, pp. 198–202, 2014, doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.1004-1005.198.
- [6] J.J.KALKER, D.F.CANNON, and O. ORRINGER, *Rail Quality and Maintenance for Modern Railway Operation*, vol. 51, no. 1. 2018.
- [7] N. J. P. Clayton, R. Devanathan, "A REVIEW OF BAINITIC STEELS FOR WHEELRAIL CONTACT," no. 6, p. 2011, 1993.
- [8] R. Devanathan and P. Clayton, "Rolling-sliding wear behavior of three bainitic steels," *Wear*, vol. 151, no. 2, pp. 255–267, 1991, doi: 10.1016/0043-1648(91)90253-Q.
- [9] I. Hlavatý, M. Sigmund, K. Lucie, and P. Mohyla, "THE BAINITIC STEELS FOR RAILS APPLICATIONS," *Mater. Eng.*, vol. 16, no. 4, pp. 44–50, 2009.
- [10] J. Zhu *et al.*, "Effect of tempering temperature on microstructure and mechanical properties of bainitic railway wheel steel with thermal damage resistance by alloy design," *Metals (Basel)*, vol. 10, no. 9, pp. 1–13, 2020, doi: 10.3390/met10091221.
- [11] K. Wang, Z. Tan, G. Gao, X. Gui, R. D. K. Misra, and B. Bai, "Ultrahigh strength-toughness combination in Bainitic rail steel: The determining role of austenite stability during tempering," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 662, pp. 162–168, 2016, doi: 10.1016/j.msea.2016.03.043.
- [12] C. García-Mateo and F. G. Caballero, "The Role of Retained Austenite on Tensile Properties of Steels with Bainitic Microstructures," *Mater. Trans.*, vol. 46, no. 8, pp. 1839–1846, 2005, doi: 10.2320/matertrans.46.1839.
- [13] O. Haiko, P. Kaikkonen, M. Somani, K. Valtonen, and J. Kömi, "Characteristics of Carbide-Free Medium-Carbon Bainitic Steels In High-Stress Abrasive Wear Conditions," *Wear*, vol. 456–457, p. 203386, 2020, doi: 10.1016/j.wear.2020.203386.
- [14] J. Pacyna, "The microstructure and properties of the new bainitic rail steels," *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.*, vol. 28, no. 1, pp. 19–22, 2008.
- [15] D. Kong, Q. Liu, and L. Yuan, "Effect of Austenitizing Temperature on Formation of Hard Bainite," *Met. Sci. Heat Treat.*, vol. 56, no. 7–8, pp. 444–448, 2014, doi: 10.1007/s11041-014-9779-9.
- [16] G. Krauss, *STEEL Processing, Structure, and Performance*, no. June. 2015.

Effect of Intercritical Austenitizing and Air Cooling Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Ductile Cast Iron

Kutay Kayaalp *, Ömer Şahin #, Volkan Kılıçlı §

* Department of Metallurgical and Materials Engineering, Graduate School of Natural and Applied Sciences, Gazi University, 06560, Teknikokullar, Ankara Turkey
kutay.kayaalp@gazi.edu.tr

Department of Metallurgical and Materials Engineering, Faculty of Technology, Gazi University, 06560, Teknikokullar, Ankara Turkey
osahin@gazi.edu.tr

§ Department of Metallurgical and Materials Engineering, Faculty of Technology, Gazi University, 06560, Teknikokullar, Ankara Turkey
vkilicli@gazi.edu.tr

Abstract— In this study, the effect of the intercritical austenitizing temperature and air cooling on the microstructure and mechanical properties of ductile iron was investigated. For this purpose, tensile samples were prepared by machining from Y block ductile iron castings. The samples were air-cooled from intercritical austenitizing temperatures at 770°C, 780°C, 790°C, 800°C, 810°C, and 820°C for 1-hour. Experimental results showed that pearlite volume fraction increased with increasing intercritical austenitizing temperatures. Moreover, the hardness and tensile strength increased with increasing pearlite volume fraction. However, elongation decreased with increasing pearlite volume fraction. It can be produced that ductile cast irons which have different pearlite volume fraction by controlling intercritically austenitizing in the same chemical composition.

Keywords— Ductile Cast Iron, Intercritical Austenitizing Temperature, Air Cooling, Pearlite Volume Fraction, Dual-Matrix Structure

I. Giriş

Küresel grafitli dökme demirler (KGDD) oldukça iyi tokluk, dayanım ve süneklik kombinasyonuna sahip olmaları, onları endüstriyel uygulamalarda vazgeçilemeyen mühendislik malzemeleri arasına koymuştur [1]. KGDD'ler en çok otomotiv sektörü, makineler ve tarım araçlarında uygulama alanı bulmuşlardır. Endüstride yaygın kullanım alanı bulması dökülmüş koşullarda % 20'lere kadar süneklikle beraber 400 MPa dayanıma sahip olması, gri dökme demirin dökülebilirliği ve çeliğin tokluğu gibi kombinasyonları beraberinde getirmesidir [1-4].

Arakritik östenitleme ısıl işlemleri Ac_1 ve üst kritik sıcaklıklar arasında tavlama ile gerçekleştirilen ve geleneksel östenitleme ısıl işlemlerine göre düşük sıcaklık östenitleme ısıl işlemleri olup, bu sıcaklıklardan su verme ile ferrit+martensitik veya östemperleme ile ferrit+ösferritik yapılar elde edilebilmektedir [5]. Araştırmacılar, KGDD'lerde arakritik östenitleme ve östemperleme ısıl işlemleri ile ikincil faz olan ösferritin miktarı ve morfolojisinin kontrol edilebileceğini

bildirmektedirler [6-11]. KGDD'lerde arakritik östenitleme sonrası östemperleme ısıl işlemiyle ferrit+ösferrit [5-11], su vermeyle ferrit+martensit [11, 12], ve havada soğutmayla ferrit+perliten [13, 14] oluşan mikroyapılar üretilebilmektedir. Çift matristen oluşan bu mikroyapılara sahip KGDD'lerin ortak özelliği toplam uzama değerlerinin daha yüksek olmasıdır [5-12]. Çift matris yapıları KGDD'lerde dayanım ise matrisi oluşturan martensit, ösferrit veya perlitin miktarına bağlı olarak değişmektedir. Araştırmacılar artan martensit, ösferrit veya perlitin miktarıyla dayanımın arttığını ancak toplam uzama değerlerinin azaldığını bildirmektedir [5-11, 14].

Bu çalışmada GGG70 KGDD'de farklı arakritik östenitleme sıcaklıklarından havada soğutmanın mikroyapı ve sertlik üzerine etkisi incelenmiştir.

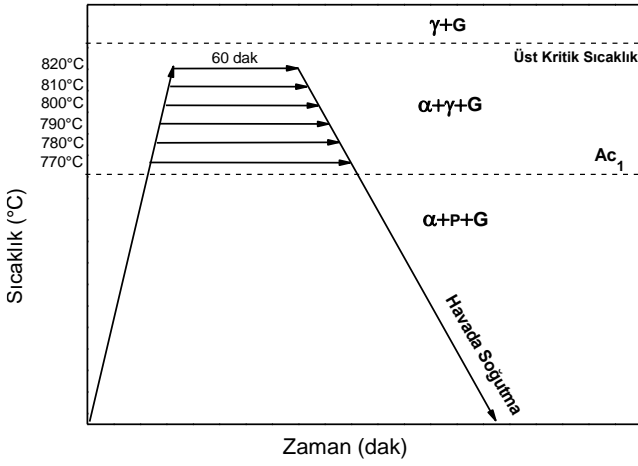
II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Deneysel çalışmalarda Tablo I'de kimyasal kompozisyonu verilen GGG70 küresel grafitli dökme demir kullanılmıştır.

TABLE I
DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILAN GGG70 KÜRESEL GRAFITLİ
DÖKME DEMİRİN KİMYASAL KOMPOZİSYONU

C	Si	Mn	P	S	Mg
3.5	2.6	0.30	0.035	0.012	0.045
Cr	Ni	Al	Cu	Ti	Fe
0.02	0.02	0.05	0.065	0.01	Kalan

Isıl işlemlerde elektrik direnci ile çalışan 1150°C'ye kadar tavlamanın yapılabildiği atmosfer kontrolü olmayan bir fırında arakritik östenitleme işlemleri gerçekleştirilmiştir. Arakritik östenitleme sıcaklığının kontrolü çekme numunelerinin üzerine direnç kaynağı ile kaynatılan K tipi ısıl çift aracılığıyla gerçekleştirilmiştir. Farklı arakritik östenitleme sıcaklıklarında 1 saat östenitlenen Ø18 x 110mm boyutlarındaki küresel grafitli dökme demir numuneler durgun havada soğutulmuştur (Şekil 1).



Şekil 1. Uygulanan ısıtma işlemlerinin zaman-sıcaklık diyagramında şematik gösterimi

Isıl işlem uygulanan Ø18 x 110mm boyutlarındaki numuneler standart metalografik yöntemlerle (zımparalama+polisaj) metalografik inceleme için hazırlanmıştır. Isıl işlemler esnasında yüzeyde oluşabilecek dekarbürize tabaka yüzeyden 1 mm taşlanarak kaldırılmıştır. Dağlayıcı olarak %2'lik Nital çözeltisi kullanılmıştır. Perlit ve ferrit hacim oranlarının hesaplanmasında Leica Application Suite (LAS Vers. 4.6) görüntü analiz programı kullanılmıştır. 100 büyütmede 10 farklı bölgeden çekilen mikroyapılardan ölçüm alınmıştır. Bütün mikroyapıların görüntülenmesinde Leica DFC 320 dijital kamera bağlantılı Leica DMI 5000M marka optik mikroskop kullanılmıştır. Parlatılmış ve dağlanmış numunelerin sertlik deneyleri Brinell (HBW 2,5-187,5kgf) metodu ile gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümlerinde Emcotest Duravision 200 model sertlik ölçüm cihazı kullanılmıştır. Bir

numunenin sertliğinin belirlenmesinde 5 farklı noktadan alınan sertlik değerlerinin ortalaması hesaplanmıştır.

III. DENEYSEL BULGULAR

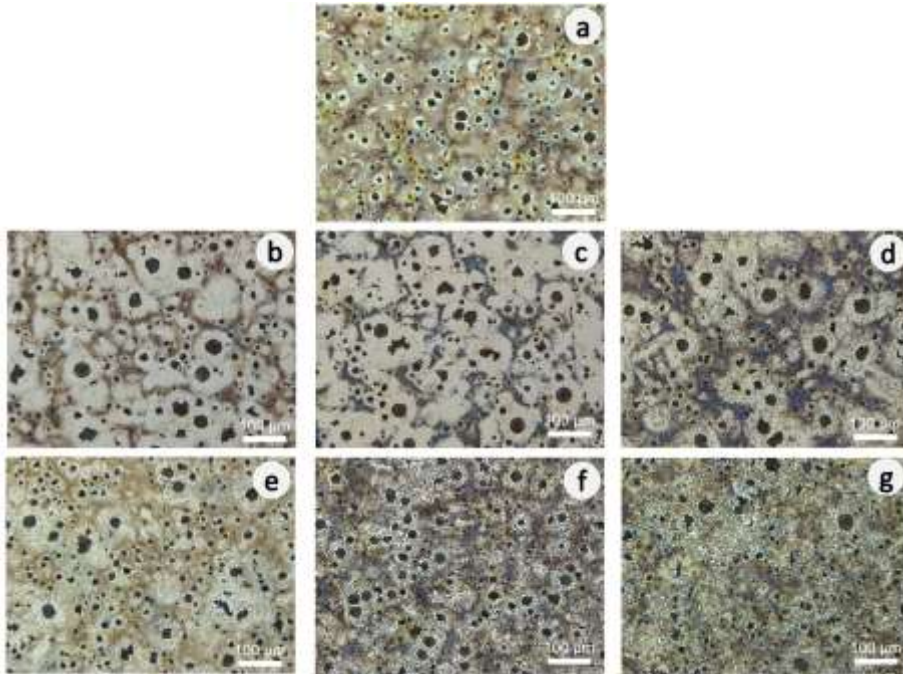
A. Arakritik Östenitleme Sıcaklığının Mikroyapı Üzerine Etkisi

Farklı arakritik östenitleme sıcaklıklarından havada soğutulmuş GGG70 küresel grafitli dökme demirin mikro yapıları Şekil 2'de verilmiştir. Dökülmüş koşullardaki küresel grafitli dökme demir (Şekil 2.a) tipik dana gözü (küresel grafit çevresi ferrit ile kuşatılmış) yapıdan oluşmaktadır. Mikro yapılardan görüleceği üzere artan arakritik östenitleme sıcaklığı ile perlit hacim oranı (koyu kahverengi bölgeler) belirgin bir şekilde artmaktadır.

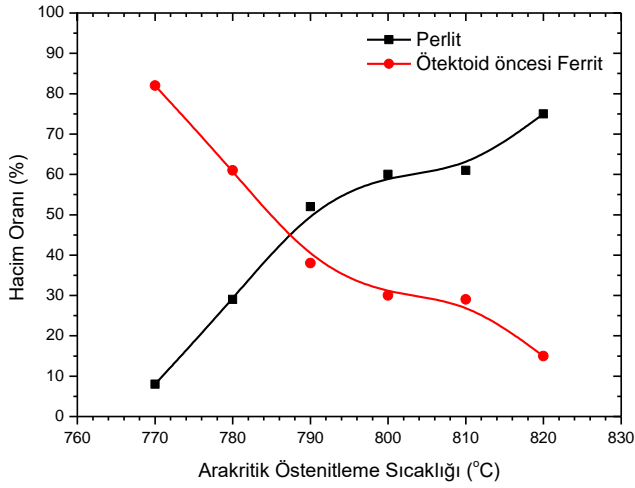
Arakritik östenitleme sıcaklıklarından ısıl işlem uygulanmış numunelerde artan arakritik östenitleme sıcaklığı ile dana gözü yapı kaybolmuştur. Bunun yerine grafit çevresini perlit almıştır.

B. Arakritik Östenitleme Sıcaklığının Perlit Hacim Oranı Üzerine Etkisi

Şekil 3'de arakritik östenitleme sıcaklığı ile perlit hacim oranı arasındaki ilişki verilmiştir. Grafikten görüleceği üzere artan arakritik östenitleme sıcaklığı ile perlit hacim oranı artarken ötektoid öncesi ferrit hacim oranı azalmaktadır. Bunun nedeni artan arakritik östenitleme sıcaklığı ile ilk östenit hacim oranının artmasıdır. Arakritik sıcaklıktaki östenit oda sıcaklığına havada soğutulduğunda ince perlitik yapıya dönüşmektedir. Tüm numunelerde küresel grafit miktarı yaklaşık %10 olarak sabit kalmıştır. Perlit hacim oranı %8 ile %75 arasında değişmektedir (Şekil 3).



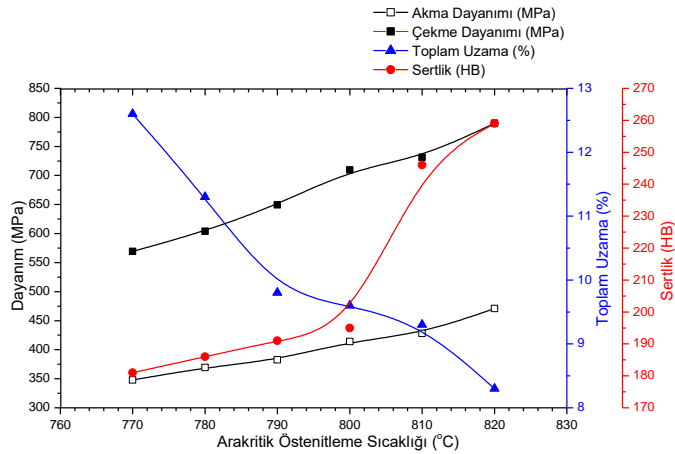
Şekil 2. Farklı arakritik östenitleme sıcaklıklarında 1 saat östenitleme ve havada soğutmanın KGDD'nin mikroyapısı üzerine etkisi; a) Dökülmüş halde, b) 770°C, c) 780°C, d) 790°C, e) 800°C, f) 810°C, g) 820°C.



Şekil 3. Arakritik östenitleme sıcaklığına bağlı olarak perlit ve ötektoid öncesi ferrit hacim oranlarının değişimi

C. Arakritik Östenitleme Sıcaklığının Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi

Arakritik östenitleme sıcaklığına bağlı olarak mekanik özelliklerin değişimi Şekil 4'te gösterilmektedir. Artan arakritik östenitleme sıcaklığıyla sertlik, akma ve çekme dayanımı belirgin bir şekilde artarken toplam % uzama değeri dramatik bir şekilde azalmaktadır. Arakritik östenitleme sıcaklıklarından havada soğutulmuş KGDD'ın akma dayanımı 348-471 MPa ve çekme dayanımı 569-790 MPa arasında değişmektedir. Sertlik değerleri ise 181-250 HB ve toplama uzama değerleri ise %8.3-12.6 arasında değişmektedir. Artan arakritik östenitleme sıcaklığı havada soğutma sonrası perlit miktarının artışına neden olması nedeniyle sertlik, akma, akma ve çekme dayanımında artışa, toplam % uzama değerinde ise azalmaya neden olmuştur.



Şekil 4. Arakritik östenitleme sıcaklığına bağlı olarak mekanik özelliklerin değişimi

IV. SONUÇLAR

Bu çalışmada, farklı arakritik östenitleme sıcaklıklarından havada soğutmanın alaşımız küresel grafitli dökme demirin mikroyapısı ve mekanik özelliklerine etkisi incelenmiş ve aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir;

- 1- Arakritik östenitleme sıcaklıklarından havada soğutma ile değişik hacim oranlarında (%8→%75) perlit içeren KGDD üretilebilmektedir.
- 2- Arakritik östenitleme sıcaklıklarından havada soğutulmuş numunelerde artan arakritik sıcaklık ile birlikte perlit hacim oranı artmakta ve ferrit hacim oranı (%82→%15) azalmaktadır.
- 3- Artan arakritik östenitleme sıcaklığıyla sertlik, akma ve çekme dayanımı belirgin bir şekilde artarken toplam % uzama değeri dramatik bir şekilde azalmaktadır.
- 4- GGG70 küresel grafitli dökme demirde arakritik östenitleme sıcaklığı değiştirilerek farklı perlit hacim oranlarına (%8-%75) sahip küresel grafitli dökme demir üretilebilmektedir.

TEŞEKKÜR

Yazarlar, bu çalışmayı destekleyen Gazi Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimine teşekkür eder. (Proje kodu: 07/2020-17 ve 07/2020-19).

KAYNAKLAR

- [1] L.R. Jenkins, and R.D. Forrest, Ed., Ductile Iron, in Properties and Selections: Irons, Steels and High Performance Alloys, *ASM Metals Handbook*, Ohio, USA: ASM International, 1990, vol. 1.
- [2] I.C.H. Hughes, Ductile Iron, in Casting, *ASM Metals Handbook*, Ohio, USA: ASM International, 1988, vol. 15.
- [3] S.I. Karsay, *Ductile Iron Production and Practices*, USA: American Foundrymen's Society, 1979.
- [4] R. Elliot, *Cast Iron Technology*, London, UK: Butterworths&Co., 1988.
- [5] A. Basso, and J. Sikora, "Review on production processes and mechanical properties of dual phase austempered ductile iron", *International Journal of Metalcasting*, vol. 6, pp. 7-14, 2012.
- [6] M. Erdogan, V. Kilicli and B. Demir, "Transformation Characteristics of Ductile Iron Austempered from Intercritical Annealing Temperature Ranges", *Journal of Materials Science*, vol. 44, pp. 1394-1403, 2009.
- [7] M. Erdogan, V. Kilicli. and B. Demir, "The Influence of Austenite Dispersion on Phase Transformation during Austempering in Ductile Cast Iron with Dual Matrix Structure", *International Journal of Materials Research*, vol. 99, pp. 751-760, 2008.
- [8] V. Kilicli and M. Erdogan, "Effect of Ausferrite Volume Fraction and its Morphology on the Tensile Properties of Partially Austenitized and Austempered Ductile Irons with Dual Matrix Structures", *International Journal of Cast Metal Research*, vol. 20, pp. 202-214, 2007.
- [9] V. Kilicli and M. Erdogan, "The Nature of the Tensile Fracture in Austempered Ductile Iron with Dual-Matrix Microstructure", *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 19, pp. 142-149, 2010.
- [10] V. Kilicli and M. Erdogan, "Tensile Properties of Partially Austenitized and Austempered Ductile Irons with Dual Matrix Structures", *Materials Science and Technology*, vol. 22, pp. 919-928, 2006.
- [11] R. Aristizabal, R., R. Foley, and A. Druschitz, "Intercritically austenitized quenched and tempered ductile iron", *International Journal of Metalcasting*, vol. 6, pp 7-14, 2012
- [12] V. Kılıçlı ve M. Erdoğan, "Effect of Austenitizing Time at Intercritical Austenitizing Temperatures on Microstructural Features of Ductile Cast Iron", *4th International Iron&Steel Symposium (UDCS'2019)*, pp. 343-346, 4-6 Nisan 2019, Karabük, Türkiye.
- [13] M.U. Söğüt, S. Uğurlu ve V. Kılıçlı, "Controlling of Pearlite Volume Fraction by Air Cooling From Intercritical Austenitizing Temperatures in GGG70 Ductile Cast Iron", *4th International Iron&Steel Symposium (UDCS'2019)*, 340-342, April 4-6, 2019, Karabük, Türkiye.Ş. Coşkun,
- [14] V. Kılıçlı ve M. Erdoğan, "Arakritik Östenitleme Sıcaklıklarından Farklı Hızlarda Soğutmanın Küresel Grafitli Dökme Demirin Mikroyapı ve Mekanik Özellikleri Üzerine Etkisi, *14. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi*, pp. 96-104, 16-19 Ekim 2008, İstanbul, Türkiye.

ROLE OF STEEL AND IRON SECTOR FOR THE NATIONAL POWER

Res. Assis. Merve AYTAÇ*

'Power' is one of the controversial concepts of international relations. In general meaning, power is manipulating others to behave in a way of the interest. By power, countries try to have control over other actors, issues, or system itself. For this reason, in international politics, as claimed in the realist approach, states seek more and more power to have dominated each other. However, especially after the Cold War, the power was divided into two sub-concepts as hard and soft power. While hard power refers to the material capacity of states, soft power means cultural and diplomatic effects over other actors. Most of the time power and material capacity is measured by militarily and economical aspects of the capacity. However, the national power is combined with different dynamics such as territory, population, geography, natural resources, industrial, military and nuclear capacity.

Wilhelm Fucks identified the power of a nation as the multiplication of the steel product and energy consumption. According to his formula, the population factor is taken in the third root to reduce the impact. In 1965, the states' powers were ranked by this formula. Actually, in international relations measuring the national power is quite difficult with quantitative methods. Following Fucks, David Singer added norms and values to his formula's factors. However, the peculiar side of Fucks formula is the role of the steel and iron industry in national power. In the 1930s Turkish policymakers were aware of the sector for the state's future. Thus, in 1937 Karabük Iron and Steel Factory has been established. After the beginning of the production in the iron and steel plants in 1939, finished and semi-finished iron and steel production began to increase. This increase was accelerated with the expansion of the Karabük factory and the establishment of the Ereğli iron and steel plants and the facilities for steel production with arc furnace. However, despite these new plants, the production has always been below consumption and a permanent import has been obliged in both semi-finished and finished item items. The main factors affecting the demand for iron and steel in Turkey, national income, population, industrial manufacturing, industrial and construction sector investments. For this reason, not only having natural resources but also extracting and processing are becoming important. In this context, the article would examine the relationship between the steel and iron industry and

* Research Assistant, Süleyman Demirel University, Faculty of Economics and Administrative Sciences, International Relations Department. merveaytac@sdu.edu.tr

powerful concept in a quantitative method, and Turkey's current situation among the ranked states.

Keywords: *iron, steel, national power, natural resources, state*

An Approach to Uncertainty Calculation of the Modulus of Elasticity for Metallic Materials

Birgül Kaçar*, Bülent Aydemir*, Haldun Dizdar*, Cemal Vatan*, Ufuk Kuru*

*TUBITAK National Metrology Institute (TUBITAK UME) Force Laboratory, Gebze-Kocaeli, Turkey

birgul.kacar@tubitak.gov.tr, bulent.aydemir@tubitak.gov.tr, haldun.dizdar@tubitak.gov.tr, cemal.vatan@tubitak.gov.tr, ufuk.kuru@tubitak.gov.tr

Abstract— ISO 6892-1 was revised in 2016 and determination of modulus of elasticity for metallic materials part is appended as Annex G. Detailed information was given about test equipment, test pieces, procedure, evaluation and test report. Additionally, a mathematical method for estimation of measurement uncertainty calculation is stated in the same part. In this study, the modulus of elasticity for metallic materials were determined by tensile test and uncertainty calculation was considered to obtain a guide document for related researches.

Keywords— Modulus of elasticity, calculation of modulus of elasticity, ISO 6892-1, tensile test, methods for evaluation measurement uncertainty.

I. INTRODUCTION

Modulus of elasticity known as Young's modulus is one of the most significant mechanical properties and rigidity which is also called stiffness is expressed by modulus of elasticity. In other words if a material is resistant to deformation, this indicates that it has high modulus of elasticity [1]. Hooke's law is also a mathematical statement expressing stress-strain behavior and elasticity module [2]. Although tensile standards such as ISO 6892-1 and ASTM E8 is available for metals, differences in the calculation of modulus of elasticity were observed until revision of ISO 6892-1 by appending Annex G on Young's modulus [3-4]. It can be defined as the relationship between engineering stress and elastic deformation and determined by the slope of the stress-strain curve. However, due to the nonlinear character of the stress-strain curve of most materials, there are difficulties in finding the modulus of elasticity. In this study, calculation methods for modulus of elasticity are discussed briefly and the uncertainty calculation is presented considering metallic metals.

II. DETERMINATION OF THE MODULUS OF ELASTICITY

The methods used in determining the modulus of elasticity vary depending on whether the experiment is static or dynamic. Tensile test and bending test are indicated in static test methods and flexural resonance method, impact excitation technique, wave propagation methods like ultrasonic, resonance and acoustic in dynamic methods [5]. Major components of tensile testing system are test machine, standardized prescribed sample, load cell and extensometer. The tensile test machine is a device

that can pull the attached sample at a constant speed until it breaks and records simultaneously the applied force and the amount of extension. In addition to modulus of elasticity, various mechanical properties like tensile strength, yield strength, elongation values are acquired by tensile testing [6].

The modulus of elasticity is calculated by equation (1). Stress-strain curve in Fig 1 is obtained from the tensile testing in linear elastic region. Modulus of elasticity E , variation of stress $\Delta\sigma$, variation of strain $\Delta\varepsilon$.

$$E = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} \quad (1)$$

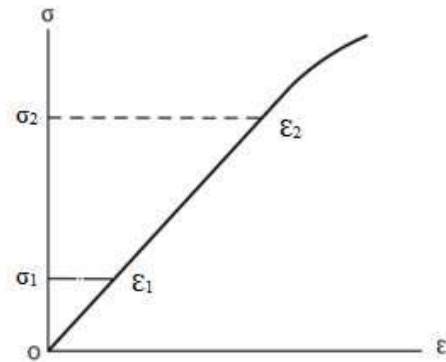


Fig. 1 Stress-strain curve

Analysis methods commonly used in commercial test machine software can be itemized as tangent modulus, secant modulus, initial tangent modulus, chordal modulus, regression [5]. All these methods are utilized to determine modulus of elasticity after tensile test.

Regression method is recommended as an interactive method in ISO 6892-1. In the regression method, a curve determined in elastic region and the modulus of elasticity is calculated by the least squares method. Linear regression of stress over strain is observed from lower stress value R_1 and upper stress value R_2 or strain values are preferable. Variables: R represents the stress in MPa; E , the modulus of elasticity in MPa; e the extension in percent; b the stress offset in MPa. Equation (2) expresses modulus of elasticity [3]:

$$R = \frac{E \cdot e}{100 \%} + b \quad (2)$$

A. Requirements for Determination of Modulus of Elasticity

The accuracy of calculation modulus of elasticity is subject to some parameters about device, test piece, experimental conditions, and evaluation. ISO 6892-1 Annex G and ASTM E111:2017 gives details concerning determination of modulus of elasticity [3, 7].

B. Sources of Uncertainty in Modulus of Elasticity

The modulus of elasticity is determined from the stress and strain values in the elastic region. These values are supposed to be specified correctly since it causes errors in modulus of elasticity.

- 1) *Force Measuring Device*: It must be calibrated according to ISO 7500-1. Errors like accuracy, repeatability, reversibility, zero and resolution values are utilized to classify [8]. The ISO 6892-1 standard states that a device with a class 1 or better can be used because a worse-rated force measuring device cause significant errors in low strength or strain values [3]
- 2) *Force Range*: The applied force is another effective factor in determining the modulus of elasticity. This makes it necessary to measure the applied force accurately and precisely because the accuracy of the elasticity modulus is directly related to measurement of the force range.
- 3) *Extensometer Device*: The calibrations of these devices used to measure elongation are carried out according to ISO 9513 standard. Additionally, it is stated that extensometer device with a class of 0.5 or better could be used for searching modulus of elasticity [3].
- 4) *Extension Range*: The used strain range also alters the stress-strain curve to be formed. Measurement of the extension range precisely, appropriate elongation range and data collecting numerously have effects on accuracy and reliability of determination Young modulus.
- 5) *Alignment and Gripping Sample*: If the sample axis and load axis is not in the same line, it brings about misalignment and errors. ISO 6892-1 and ASTM E8 inform of general alignment rules. ASTM E111 also declares that the stresses on opposite sides of the test piece should not be greater than 3%. Nonlinear region are observed in stress-strain curves owing to gripping test piece, it can be eliminated by preloading. Alignment verification methods are explained in detail within ASTM E1012 and ISO 23788.

C. Calculation of Measurement Uncertainty

Uncertainty is evidence of quality and reliability in measurement and traceability of material properties like Young's modulus is confirmed through uncertainty level of calculation. Calculation uncertainty of modulus of elasticity is described mathematically by equation (3)

$$u_E = \sqrt{U_N^2 + \left(\frac{L_0}{S_0}\right)^2 u_{m_e}^2 + \left(\frac{m_e}{S_0}\right)^2 u_{L_0}^2 + \left(-\frac{m_e L_0}{S_0^2}\right)^2 u_{S_0}^2} \quad (3)$$

u_N : repeatability uncertainty of test specimen

L_0 : is the extensometer gauge length

S_0 : is the original cross-sectional area;

m_e : is the slope of the force-extension curve

u_{S_0} : uncertainty of slope of original cross sectional area.

u_{m_e} : uncertainty of slope of the force-extension curve

u_{L_0} : uncertainty of extensometer gauge length

u_N is repeatability uncertainty of test specimen. If the samples are tested by material test machines, it is the type A measurement uncertainty calculated by the measurement results of test specimens and it is carried out using statistical methods depending on the number of samples as shown below equation (4)

$$u_N = \frac{s}{\sqrt{n}} \quad (4)$$

s: standard deviation

n: number of test specimen

$$s = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (X_i - X_{avg})^2}{n-1}} \quad (5)$$

X_i : measured modulus of elasticity

X_{avg} : average of modulus of elasticity

Equation (6) is a structural formula for modulus of elasticity:

$$E = \frac{FL_0}{eS_0} = m_e \frac{L_0}{S_0} \quad (6)$$

Sensitivity coefficients are calculated by equations (7)-(9)

$$c_{m_e} = \frac{\partial E}{\partial m_e} = \frac{L_0}{S_0} \quad (7)$$

$$c_{L_0} = \frac{\partial E}{\partial L_0} = \frac{m_e}{S_0} \quad (8)$$

$$c_{S_0} = \frac{\partial E}{\partial S_0} = -\frac{m_e L_0}{S_0^2} \quad (9)$$

As shown in Figure 2, m_e , the slope of force-extension curve is marked. R represent force and e represents extension.

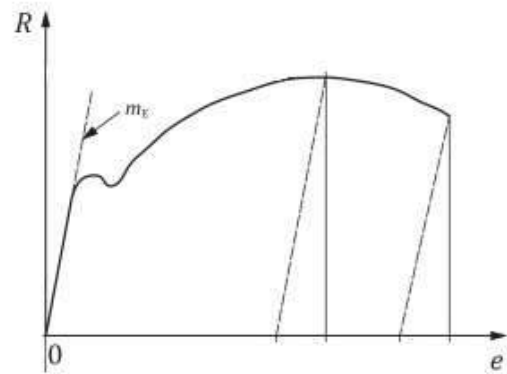


Fig. 2 Definition of slope [3].

III. UNCERTAINTY CALCULATION OF MODULUS OF ELASTICITY IN NUMERICAL FOR METALLIC METAL

In this study Zwick model Z250 device was utilized for tensile tests in TUBITAK. The force measurement system of the material test machine is certified as accuracy class 0.5 according to EN ISO 7500-1 standard. The strain measurement system is also calibrated according to EN ISO 9513 standard and the class of the device is determined as 0.5. Tensile test specimens were prepared in accordance with EN ISO 6892-1 tensile test standard for metals. Velocity of tensile test is 1 mm/sec and ambient conditions are 23°C ±1 °C for temperature; 50% ±10% for humidity. The data recorded by the steel sheet tensile test are presented in Table 1. It was given that the initial length of the test samples $L_0 = 50$ mm, $m_c = 180.26$ kN / mm, $u_{m_c} = 0.010$ kN / mm.

TABLE I
STEEL SHEET SPECIMEN TENSILE TEST RESULTS

No	a ₀	b ₀	S ₀	E	R _m
	mm	mm	mm ²	MPa	MPa
1	1,22	20,01	24,41	204,40	1034,2
2	1,22	20,02	24,42	203,80	1026,0
3	1,22	20,01	24,41	205,60	1051,2
4	1,22	20,04	24,45	208,10	1031,4
5	1,22	20,02	24,42	206,20	1047,3
Mean, X	1,22	20,02	24,42	205,62	1038,02
Standard deviation, s _x			0,016	1,680	10,756
Repeatability uncertainty of test specimen, u _x			0,007	0,751	4,810

The expanded uncertainty calculation given in Table 3 is calculated by contribution of inherent uncertainty of test specimen, slope of original cross sectional area, slope of the force-extension curve, of extensometer gauge length.

It is necessary to calculate the uncertainty value from the cross-sectional area measurements. Uncertainty calculation for the cross-sectional area is given in table 2.

The uncertainty value of the calliper used in dimensional measurements is acquired from the certificate or acknowledged as 1/3 of the resolution value. In this study, the uncertainty of the calliper was calculated according to the latter method as follows. The calculations 2 are summarized in Table. For the cross sectional area, relative error quantities ($S_p(X_i)$) are calculated as below.

$$u_{a_0} = \frac{\text{calliper resolution}}{3} = \frac{0.01}{3} = 0.003$$

$$u_{b_0} = \frac{\text{calliper resolution}}{3} = \frac{0.01}{3} = 0.003$$

The sensitivity coefficients are mathematically obtained from the partial derivative of the relevant model function. Calculation of sensitivity coefficients is as follows:

$$c_{a_0} = \frac{\partial S_0}{\partial a_0} = b_0 \quad (10)$$

$$c_{b_0} = \frac{\partial S_0}{\partial b_0} = a_0 \quad (11)$$

The uncertainty calculation for S_0 is calculated using the following formula:

$$u_{s_0} = \sqrt{u_N^2 + b_0^2 u_{a_0}^2 + a_0^2 u_{b_0}^2} \quad (12)$$

TABLE III
UNCERTAINTY CALCULATION FOR CROSS SECTIONAL AREA

X _i	S _p (X _i)	k _i	u(X _i)	C _i	u _i (y)
Unit	mm		mm	mm	mm ²
δ (ru)	0,007	-	0,007	1	0,007
δ a ₀ (t)	0,003	1,73	0,002	20,02	0,035
δ b ₀ (w)	0,003	1,73	0,002	1,22	0,002
Relative combined standard uncertainty, u _c					0,035
Coverage factor k _p = 2; confidence level: 95 %					-
Relative expanded uncertainty, U = u _c × k					0,071

S_p(X_i): Relative error quantity

k_i: Distribution division factor

u(X_i): Relative standard uncertainty

C_i: Sensitivity coefficient

u_i(y): Relative uncertainty

Shape of specimen is rectangular. Thickness (t) and width (w) is source of uncertainty.

Sources of uncertainty: ru, repeatability of uncertainty; t, thickness; w, width.

The calculations in table 2 are made as follows:

$$S_p(X_i) / k_i = u(X_i)$$

$$u(X_i) * C_i = u_i(y)$$

Uncertainty calculation for sample thickness:

$$0.003 / \sqrt{3} = 0.002 \text{ mm}$$

$$0.002 * 20.02 = 0.035 \text{ mm}^2.$$

Relative combined standard uncertainty, u_c account formula

$$u_c = \sqrt{u_1^2 + u_2^2 + u_3^2 + \dots + u_n^2}$$

Uncertainty calculation

$$u_{s_0} = \sqrt{0,007^2 + 0,035^2 + 0,002^2} = 0,035$$

Relative expanded Uncertainty formula

$$U = u_c \times k_p$$

$$U = 0.035 \times 2 = 0.071 \text{ mm}^2.$$

TABLE III
UNCERTAINTY CALCULATION FOR MODULUS OF ELASTICITY

X_i	$S_p(X_i)$	k_i	$u(X_i)$	C_i	$u_i(y)$
Unit	mm		mm	mm	mm ²
δ	0,751	-	0,751	1	0,751
δS_{me}	0,01	1,73	0,006	2,05	0,012
δL_0	0,003	1,73	0,002	7,38	0,013
δS_0	0,071	2	0,035	15,11	0,535
Relative combined standard uncertainty, u_c					0,923
Coverage factor $k_p = 2$; confidence level: 95 %					
Relative expanded uncertainty, $U = u_c \times k$					1,845

The calculations in table 3 are made as follows.

$$S_p(X_i) / k_i = u(X_i)$$

$$u(X_i) * C_i = u_i(y)$$

Uncertainty calculation for the slope of the force-extension curve, u_{me}

$$u_{me} = 0.010 / \sqrt{3} = 0.006 \text{ GPa}$$

$$c_{me} = \frac{\partial E}{\partial m_e} = \frac{L_0}{S_0} = \frac{50}{24,42} = 2,05 \text{ mm}^{-1}$$

$$u_{me} = c_{me} \cdot u(x_{me}) = 2,05 \cdot 0,006 = 0,012 \text{ GPa}$$

Uncertainty calculation for extensometer gauge length, u_{L_0}

$$c_{L_0} = \frac{\partial E}{\partial L_0} = \frac{m_e}{S_0} = \frac{180,26}{24,42} = 7,38 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-3}$$

$$u_{L_0} = c_{L_0} \cdot u(x_{L_0}) = 7,38 \cdot 0,002 = 0,013 \text{ GPa}$$

Uncertainty calculation for slope of original cross sectional area, u_{S_0}

$$c_{S_0} = \frac{\partial E}{\partial S_0} = - \frac{m_e L_0}{S_0^2} = - \frac{180,26 \cdot 50}{24,42^2} = 15,11 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-2}$$

$$u_{S_0} = c_{S_0} \cdot u(x_{S_0}) = 15,11 \cdot 0,035 = 0,535 \text{ GPa}$$

Equation (3) is expressed implicitly with the following equation:

$$u_c = \sqrt{u_1^2 + u_2^2 + u_3^2 + \dots + u_n^2}$$

Uncertainty calculation

$$u_c = \sqrt{0,751^2 + 0,012^2 + 0,013^2 + 0,535^2} = 0,923$$

Relative expanded Uncertainty formula

$$U = u_c \times k_p$$

$$U = 0.923 \times 2 = 1.845 \text{ GPa.}$$

The average measurement results and the expanded uncertainty value as a result of the tensile test are given in Table 4.

TABLE IV
TENSILE TEST RESULTS AND EXPANDED UNCERTAINTY VALUE SUMMARY
TABLE

Symbol	Parameter	Result	Uncertainty Value. (k = 2)
E	modulus of elasticity	205,62 GPa	±1.84 GPa
Rm	Tensile Stress	1038.02 MPa	±12.5 MPa [9]

IV. CONCLUSION

In this study, the calculation of uncertainty value in the modulus of elasticity was explained and the effective parameters in the calculation were observed. In order to achieve quality and homogeneous test results, the test method in accordance with the relevant standard, the use of regularly calibrated equipment, well-prepared test samples will significantly reduce the uncertainty value. Moreover, personnel or operator has an essential role on recording parameters. Therefore, becoming competent by necessary training is provided before measurements.

REFERENCES

- [1] Aydemir, Bülent, Elmas B., and Ayan E, "Çekme Deneyinde Elastisite Modülü Hesap Yöntemleri ve Hata Kaynakları." *In IMSEC*, 2019 paper 214, pp. 597-603.
- [2] Callister, William D., and David G. Rethwisch, *Materials science and engineering*. 8th ed., 5. NY, USA: John Wiley & Sons, 2009.
- [3] ISO 6892-1: Metallic materials—tensile testing: Part 1: Method of test at room temperature, 2019.
- [4] ASTM E8/E8M: Standard test methods for tension testing of metallic materials, 2016.
- [5] Lord, Jerry David, and R. M. Morrell. "Elastic modulus measurement—obtaining reliable data from the tensile test." *Metrologia*, vol 47.2, pp. 41-49, March 2010.
- [6] Schweitzer, Philip A. *Metallic Materials: Physical, Mechanical, and Corrosion Properties*. Vol. 19. CRC press, 2003.
- [7] ASTM E111 Standard Test Method for Young's Modulus, Tangent Modulus, and Chord Modulus, 2017
- [8] ISO 7500-1, Metallic Materials-Verification of Static Uniaxial Testing Machines Tension/Compression Testing Machines-Verification and Calibration of the Force-Measuring Systems, 2018.
- [9] Aydemir, B., "Çekme Deneyinde Belirsizlik Hesabı ve Sayısal Uygulaması" *Kuvvet Laboratuvarı Teknik Dokümanı*, S.3, N.4, 2019 (21-33)

Effect of TiO₂ Addition on Physical Properties of Lime-Alumina Based Mould Powders During Continuous Casting of High-Aluminium Steels

Mustafa Seyrek*, Richard Thackray[†]

* Vocational School of Technical Sciences, Hitit University, Çorum, 19169, Turkey
mustafaseyrek@hitit.edu.tr

[†] Department of Materials Science and Engineering, The University of Sheffield, Sheffield, S1 3JD, UK
r.thackray@sheffield.ac.uk

Abstract— The changes in crystallinity, viscosity and melting temperature of lime-alumina-based mould powders with the effects of TiO₂ addition have been observed through optical microscopy, HSM (Hot Stage Microscopy) and IPT (Inclined Plate Test) in this study. These experiments show that with the increase in TiO₂ content ranged from 0 to 5 %wt., the crystallinity and viscosity of T-series mould powders somewhat decreases, although when the TiO₂ content is more than 5 %wt., the crystallinity and viscosity are seen to increase significantly. Although, adding more than 5 %wt. TiO₂ substantially decreases the melting temperature of T series mould powders.

Keywords— High-Al steels, mould powder, viscosity, crystallinity

I. INTRODUCTION

Over the past decades, high-Al steels have been manufactured by the continuous casting process. It is said that during the continuous casting, high dissolved aluminium in the steels has a likelihood of reacting with less stable oxides, such as SiO₂, MnO and FeOx in the SiO₂-based mould powder. As a result, these reactions decrease the mould powder performance and cause operational problems, one example being that the mould powder sticks to the water-cooled copper mould and there is an increase of cracking caused by lubrication difficulty. Research has been conducted in order to find a solution by optimising SiO₂-based mould powders. However, it has proven to be difficult to optimise lime-silica based mould powders for high-Al steels because of the reactions between liquid slag and steel [1, 2].

As of late, CaO-Al₂O₃ based mould powders have been developed for the casting of high-Al steels. SiO₂ is partly replaced by Al₂O₃ to prevent the reactions at the slag/steel interface in the new powders that have been developed. The slag/steel interaction, as a result, has been prevented and operational problems have been significantly decreased when using these new powders. Despite that, the mould slag in these powders tends to crystallise easily and it can lead to variation in mould slag lubrication and heat transfer, which then negatively impacts the casting process and causes a decrease in the quality of the slab surface [3, 4, 5].

Extensive effort has been made in order to ensure an improvement in the crystallisation behaviour of CaO-Al₂O₃ based mould powders [6]. Fu *et al.* [5] studied the effect of lime/alumina ratio on crystallisation and the results reflected that the thickness of slag film changes depending on the

lime/alumina ratio. Zhao *et al.* [2] discovered that MnO could increase the general heat transfer by promoting melting and preventing the crystallisation of the mould powder. Boxun *et al.* [7] called to attention that Li₂O and Na₂O in lime-alumina mould powders prevent the crystallisation of mould powder by decreasing the initial crystallisation temperature and increasing its incubation time. Cheng *et al.* [3] stated that the crystallisation temperature of CaO-Al₂O₃ based mould powders decreased when B₂O₃ was added.

In contrast, it has been suggested that because the stability of SiO₂ is significantly lower than TiO₂, the reaction between steel and slag can be subdued with the addition of TiO₂ [8]. Research also shows that the addition of TiO₂ could weaken the strength of the slag structure, resulting in a reduction in viscosity [9, 10, 11]. Nevertheless, the effects of TiO₂ on crystallinity of lime-alumina based mould powders is still unclear. The main focus of these studies are the viscosity of mould powder with minor changes in TiO₂ addition. Hence, it is necessary to investigate the effect of a wide range of TiO₂ addition on thermo-physical properties of lime-alumina based mould powders.

II. MATERIALS AND METHODS

A. Materials

For the purposes of this study, four different types of mould powder were produced in order to examine the effects of the addition of TiO₂ on thermo-physical properties of lime-alumina based mould powder. Whilst choosing their chemical compositions, variations in TiO₂ contents were considered, which can be seen on Table I.

TABLE I Chemical Composition of T-Series Mould Powders (In Weight Percent)

Powder	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	CaF ₂	Li ₂ O	Na ₂ O	B ₂ O ₃	TiO ₂
T1	10	33	27	10	5	10	5	0
T2	10	30	25	10	5	10	5	5
T3	10	27	23	10	5	10	5	10
T4	10	24	21	10	5	10	5	15

B. Methods for Measuring Crystallinity

As there is the possibility of having carbon in the raw powders, all mould powders were decarburised at 650°C for 16 hours in air. Then, the samples were prepared by melting 30g of raw powders in a platinum crucible. For 20 minutes, the mould powders were melted at 1500°C in an induction furnace in order to eliminate any bubbles and homogenise their chemical composition. Next, the molten powder was poured into a stainless-steel crucible placed in an ice-water bath. The glassy disks obtained were then dried and sectioned using a diamond blade and mounted by a cold mounting technique in 40mm diameter cups. The samples were then ground and polished using 1µm solution before etching. HF acid at a concentration of 2.5% was used for two seconds to do the etching. Then, an optical microscope was used to observe the samples. The percentage of crystallinity of the samples were calculated by revealing the crystalline and glassy parts in the samples. In order to determine the amount of glassy and crystalline fractions of the samples, Olympus Stream image analysis software were used.

C. Methods for Examination of Melting Behaviour

In order to determine the melting temperature of the mould powder, A Misura 3.32 Heating Microscope was used. Distilled water was used to dampen the raw powders to be able to shape a sample which is cohesive enough for compactness. The powders were shaped 3mm high and 2mm diameter cylindrical mould with the help of a pressing tool and were placed on a small alumina plate. The alumina plate was then moved into the tube furnace with help of two rods. In figure 1 you can see an illustration of the schematic of the heating microscope.

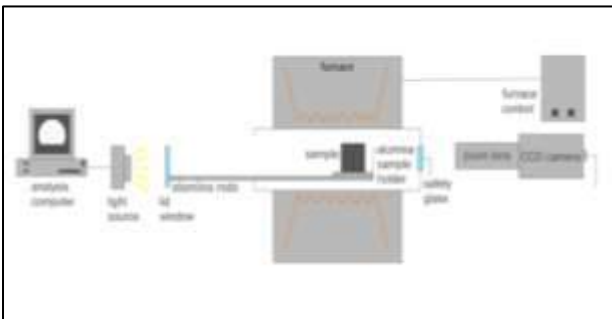


Fig. 1 Schematic of Misura Heating Microscope.

The first step was the heating of the sample at a rate of 50°C/min to 900°C and then at a rate of 6°C/min until it completely melted in the air. An image analyser software was used to record the rate of heating and the changes in the sample shape during the process of heating. The software detected the melting temperature of each powder sample once the height of the sample was reduced to 15% of its original height.

D. Methods for Measuring Viscosity

The viscosity of the mould powders was measured using the Inclined Plane Test (IPT). The inclined plane test is used to measure the viscosity of mould powders at 1300°C. A V-shaped stainless-steel plate is placed at 14° angle with the help of a

supporting block. The set-up for this experiment is portrayed in Figure 4.

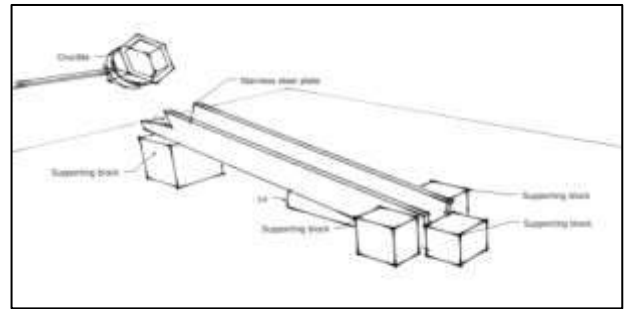


Fig. 2 The experimental set-up of the Inclined Plane Test.

For a period of 12 hours, the mould powders were decarburised at a temperature of 700°C. 15g of decarburised mould powder was then placed in a graphite crucible and kept in a muffle furnace at a temperature of 1300°C. 10 minutes later, the crucible was removed from the furnace and the molten slag was poured directly over the top of the inclined plane. The molten slag flows down the inclined plane until it loses its fluid form and forms as a ribbon on the inclined plane. The viscosity of mould powder at a temperature of 1300°C was then calculated from the length of the slag ribbon.

The relationship between powder viscosity and ribbon length is shown in the following equation:

$$\eta = C_1 \exp \exp \left(\frac{C_2}{L_R} \right)$$

where η is viscosity of mould powder in dPa.s, L_R is the length of the ribbon and C_1 and C_2 are constants, which are determined as 0.2656 and 470 respectively [12].

III. RESULT AND DISCUSSION

A. Effect of TiO₂ Addition on the % Crystallinity of Mould Powder

The % crystallinity values of T-series mould powders acquired by metallographic determination with varying TiO₂ content are shown in Figure 3. The experimental result illustrates that with the increase in TiO₂ content ranging from 0 to 5 %wt., the crystallinity somewhat decreases. However, when the TiO₂ content is over 5 %wt., the crystallinity increases significantly.

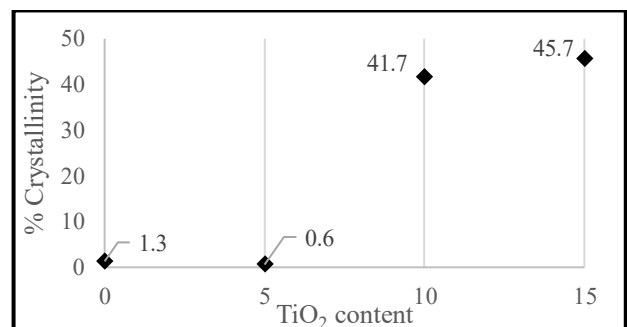


Fig. 3 The % crystallinity in T-series mould powder as a function of TiO₂ addition.

The cross-section images of slag disks were taken, and Figure 4 is an illustration of the microscopic and binary images of each T-series mould powders. In Figure 3, the values of the percentage of crystalline phase appearing in slag disks can be seen. It can be seen that T3 and T4 mould powder produce crystalline layers whilst T1 and T2 are almost completely glassy. 41.7% of T3 (10 %wt. TiO₂) slag disk crystallised whereas T4 (15 %wt. TiO₂) produced 45.7 % crystallinity. As reflected in Figure 4, crystalline layers on the T3 and T4 slag samples appeared on the top of the disks and glassy layer at the bottom. This is due to the thermal gradient that arises from the top to the bottom of the slag disks. Whilst the bottom of the sample was in contact with platinum crucible which was in ice-water, the top of the slag disks was in contact with air.

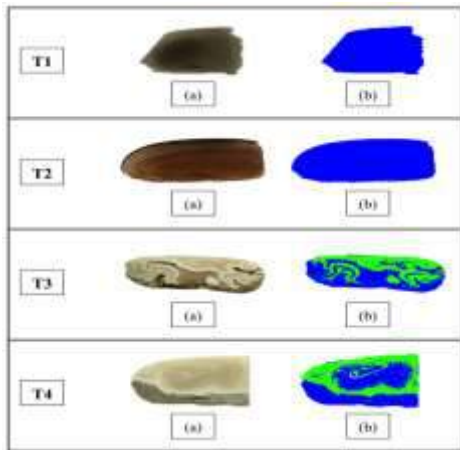


Fig. 4 (a) Cross sectional images of T-series mould powders (b) Threshold analysis of T-series mould powder (crystal parts in green and glassy parts in blue).

At present, the finding indicates that the crystallinity was heightened with an increase of TiO₂ content over a 5 %wt. in T-series mould powder. An explanation for this could be by understanding the structure of slag melts. The increase of crystallinity with increasing TiO₂ content might be the result of the decrease in the degree of polymerization. It was stated by Li *et al.* [13] that the degree of polymerization for an aluminate network is seen to decrease with the increase of the TiO₂ content. The mass transfer of slag components from liquid to interface was accelerated with depolymerisation of AlO₄ network. Thus, the growth of crystal from the liquid was advanced and crystallinity of the slag increased.

An intriguing phenomenon is that an increase of TiO₂ content from 5 to 10 wt.% caused a significant increase in crystallinity, while the effect of 5 wt% TiO₂ addition is unclear. Li *et al.* [14] studied the effect of TiO₂ on crystallinity of slags and stated that the effect of adding 3 wt. % TiO₂ caused no change in crystallinity, and 6 wt. % TiO₂ additions caused only a slight increase in crystallinity. Furthermore, Shu *et al.* [15] studied the effects of B₂O₃ and TiO₂ on crystallization behaviour of mould powder in the Al₂O₃-CaO-MgO-Na₂O-SiO₂ system while TiO₂ content vary from 3 to 10 wt.% and concluded that the effect of TiO₂ on the crystallisation of mould powder is still unclear.

B. Effect of TiO₂ on the Melting Temperature of Mould Powder

Figure 5 presents the melting temperatures of T-series mould powders in order to evaluate the effect of adding TiO₂. An observation that could be made is that the melting temperature is seen to slightly increase at an initial stage and then later it dramatically decreased while the TiO₂ content ranged from 0 to 15 % wt. The reason behind this could be that the TiO₂ is an amphoteric oxide which has the features of both acidity and alkalescency. When the TiO₂ content was lower than 5 %wt, the Ti ions in the melt behaved as a network former and raised the melting temperature, whilst when the content higher than 5 %wt., it behaved as a network breaker and subsequently lowered the melting temperature.

There studies currently available are still very limited which demonstrates the effect of adding TiO₂ on the melting temperature of metallurgical mould powders. Hao *et al.* [16] disclosed that the melting temperature of mould powder for casting of titanium stabilised stainless steel grew with the increase of titania content that ranged from 0 to 12 % wt., while its solidification temperature and viscosity was seen to decrease.

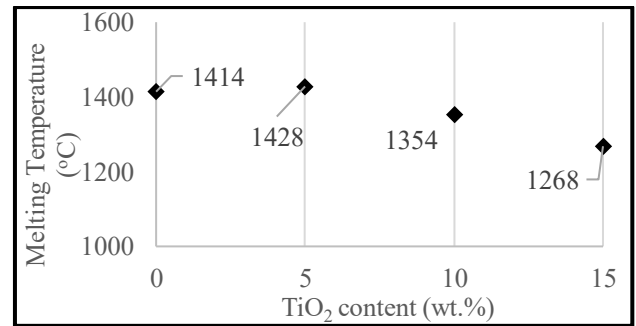


Fig. 5 Effect of TiO₂ addition on the melting temperature of T-series mould powder.

C. Effect of TiO₂ on the Viscosity of Mould Powder

The Inclined Plane Test method was used to measure the viscosity of T-series mould powder and was calculated by the Fact Sage software. Figure 7 illustrates the measured values of the viscosity of T-series mould powders with various TiO₂ contents. At a temperature of 1300°C, the viscosity first gradually decreases while TiO₂ content varies from 0 to 5 wt-% and then it is seen to rapidly increases with addition of TiO₂.



Fig. 6 The ribbons of T-series mould powder from the inclined plane test.

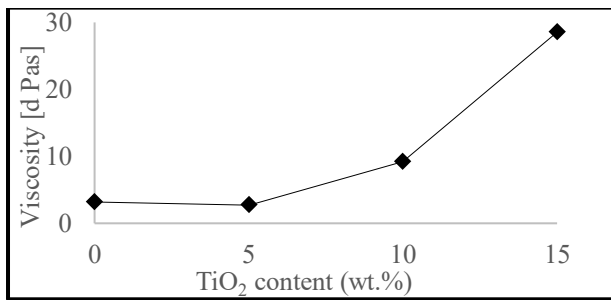


Fig. 7 Measured viscosities of T-series mould powder as a function of TiO₂ content at 1300°C.

TiO₂ is an amphoteric oxide and its behavior as an acidic oxide or basic oxide is dependent on the basicity of the melt. TiO₂ can behave as a network former like other acidic oxides which increases the network structure and therefore as a result increases the degree of polymerization. It also functions as a network modifier like other basic oxides which allows depolymerization by reducing the network structure of the slag [17]. This study reflects that measured viscosity is first seen to decrease with the addition of 5 wt-% TiO₂ while it is seen to increase rapidly with any further addition of TiO₂. An explanation for this is that tested mould powders act as a network modifier behavior until some point between 5 and 10 %wt. TiO₂ and then they begin to act as a network former. As the viscosity of slag decreased with the addition of 5 % wt. TiO₂, it suggests that TiO₂ behaved as a basic oxide in the tested mould powder. Also, basic oxides provide free O²⁻ ion and metal cations in the melt as they react with bridging oxygen to break apart large networks, resulting in a decrease in viscosity [18].

IV. CONCLUSION

To conclude, this study demonstrates that the crystallinity, viscosity and melting temperature of lime-alumina-based mould powder changes when the volume of the TiO₂ content is increased. This observation has been made by using optical microscopy, HSM (Hot Stage Microscopy) and IPT (Inclined Plate Test), which may provide guidelines for the design of lime-alumina based mould powder for casting high-Al steels. The conclusion that can be drawn are summarised as:

- I. An increase of TiO₂ content from 5 to 10 wt.% caused a significant increase in crystallinity, while the effect of 5 wt% TiO₂ addition is yet unclear.
- II. The melting temperature is seen to slightly increase first and then dramatically decrease while the TiO₂ content ranged from 0 to 15 % wt.
- III. Viscosity measurements using the IPT technique demonstrate that the viscosity begins by slightly decreasing first, while TiO₂ content varies from 0 to 5 wt-%, and then suddenly increases with the further addition of TiO₂.

ACKNOWLEDGMENT

The authors wish to express their thanks to Dr Adam Hunt and Dr Bridget Stewart from the Materials Processing Institute,

Middlesborough, UK for providing access to experimental facilities.

REFERENCES

- [1] X. H. Huang, L. Liao, K. Zheng, H.H. Hu, F. M. Wang and Z. T. Zhang, "Effect of B₂O₃ addition on viscosity of mould powder slag containing low silica content," *Ironmaking & Steelmaking*, vol. 41, pp. 67-74, 2014.
- [2] H. Zhao, W. Wang, L. Zhou, B. Lu and Y.B. Kang, "Effects of MnO on crystallisation, melting, and heat transfer of CaO-Al₂O₃ based mold flux used for high Al-TRIP steel casting," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 45, 2014.
- [3] C. B. Shi, M. D. Seo, J. W. Cho and S. H. Kim, "Crystallization characteristics of CaO-Al₂O₃ based mould flux and their effects on in-mold performance during high-aluminium TRIP steels continuous casting," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 45, 2014.
- [4] J. W. Cho, K. Blazek, M. Frazee, H. Yin, J. H. Park and S.W. Moon, "Assessment of CaO-Al₂O₃ based mold flux system for high aluminium TRIP casting," *ISIJ*, vol. 53, pp. 62-70, 2013.
- [5] X. J. Fu, G. H. Wen, P. Tang, Q. Liu and Z. Y. Zhou, "Effects of CaO/Al₂O₃ ratio on crystallisation behaviour of CaO-Al₂O₃ based mould fluxes for high Al TRIP steel," *Ironmaking & Steelmaking*, vol. 41, 2014.
- [6] B. Jiang, W. Wang, I. Sohn, J. Wei, L. Zhou and B. Lu, "A kinetic study of the effect of ZrO₂ and CaO/Al₂O₃ ratios on the crystallisation behaviour of a CaO-Al₂O₃-based slag system," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 45, 2014.
- [7] B. Lu, K. Chen, W. Wang and B. Jiang, "Effects of Li₂O and Na₂O on crystallisation behaviour of lime-alumina based mold flux for casting high-Al steels," *ASM International*, vol. 45B, 2014.
- [8] J. Li, Q. Shu, X. Hou and K. Chou, "Effect of TiO₂ addition on crystallization characteristics of CaO-Al₂O₃-based mould fluxes for high Al steel," *ISIJ International*, vol. 55, pp. 830-836, 2015.
- [9] K. Zheng, Z. Zhang, L. Liu and X. Wang, "Investigation of the viscosity and structural properties of CaO-SiO₂-TiO₂ Slags," *Metallurgical and Materials Transaction B*, vol. 45B, pp. 1389-1397, 2014.
- [10] J. B. Kim and I. Sohn, "Influence of TiO₂/SiO₂ and MnO on the viscosity and structure in the TiO₂-MnO-SiO₂ welding flux system," *Journal of Non-Crystalline Solids*, vol. 379, pp. 235-243, 2013.
- [11] J. L. Liao, J. Li, X. D. Wang, Z. T. Zhang, "Influence of TiO₂ and basicity on viscosity of Ti bearing slag," *Ironmaking & Steelmaking*, vol. 39, pp. 133-139, 2012.
- [12] A. Dey, S. Riaz, "Viscosity measurement of mould fluxes using inclined plane test and development of mathematical model," *Ironmaking & Steelmaking*, vol. 39, pp. 391-397, 2013.
- [13] J. L. Li, Q. F. Shu and K. C. Chou, "Effect of TiO₂ addition on viscosity and structure of CaO-Al₂O₃ based mould fluxes for high Al steel casting," *The Canadian Journal of Metallurgy and Materials Science*, pp. 85-91, 2015.
- [14] Z. Li, R. Thackray and K.C. Mills, "A test to determine crystallinity of mould fluxes," in *VII International Conference on Molten Slags Fluxes and Salts*, The South African Institute of Mining and Metallurgy, 2004.
- [15] Q. Shu, Z. Wang, J. L. Klug, K. Chou and P. R. Scheller, "Effects of B₂O₃ and TiO₂ on crystallization behavior of slags in Al₂O₃-CaO-MgO-Na₂O-SiO₂ system," *Steel Research International*, vol. 84, pp. 1138-1145, 2013.
- [16] Z. Q. Hao, W. Q. Chen, C. Lippold and H. X. Mao, "Effect of Titania content on physicochemical properties of mould flux in Titanium stabilized stainless steel," *The Chinese Journal of Process Engineering*, vol. 9, pp. 514-518, 2009.
- [17] C. B. Shi, D. L. Zheng, S. H. Shin, J. Li and J. W. Cho, "Effect of TiO₂ on the viscosity and structure of low-fluoride slag used for electroslag remelting of Ti-containing steels," *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, vol. 24, pp. 18-24, 2017.
- [18] G. H. Kim and I. Sohn, "Influence of Li₂O on the viscous behavior of CaO-Al₂O₃-12 mass% Na₂O-12 mass% CaF₂ Based Slags," *ISIJ International*, vol. 52, pp. 68-73, 2012.

Influence of porosity on mechanical and tribotechnical characteristics of copper-graphite composition materials

Aynur Sharifova

aynur.sharifova@asoiu.edu.az

Department of mechanical engineering and material science, Azerbaijan State Oil and Industry University
Avenue Azadlig 20, Baku, Azerbaijan

Abstract— The article considers the effect of porosity on the mechanical and tribotechnical properties of copper-graphite and copper + copper-graphite powder composite materials applied in friction joints. It has been found that Cu-C and Cu + (Cu-C) materials obtained after sintering at 18% porosity get the optimal value of hardness and impact viscosity. The highest value of tribotechnical properties has been determined in Cu + (Cu-C) material.

Keywords— Friction joint, antifriction materials, copper-graphite, cold pressing, sintering, porosity, physical-mechanical properties, tribotechnical properties.

I. INTRODUCTION

The production of powder is the first of the main operations in grinding metallurgy. Powders having various properties and names are produced by known methods. This allows the production of details from materials with various applications and properties by the methods of grinding metallurgy. When producing items with new technology using powder, its quality, economic efficiency and other indicators are high. From this point of view, there is a certain need for the production of copper-graphite powder, which has high tribotechnical and electrical properties, thermal conductivity, as well as arc-quenching properties. It is known that an increase in the amount of graphite in the copper-graphite composition leads to a sharp decrease in the mechanical properties of the obtained material [1]. Therefore, there is a need to increase the amount of graphite in the composition without damaging the mechanical properties. It should be noted that copper-based antifriction materials are widely used in friction joints both in mechanical and electrical engineering, and the most interesting parameter that ensures their reliability is porosity. The effect of porosity on mechanical and tribotechnical characteristics allows to estimate the impact viscosity and hardness limits (according to Brinel) in the copper and copper-based copper-graphite materials used in this research.

II. MATERIAL AND METHOD

During the research, unmixed S11000 copper powder has been used. Sedimentation analysis has been conducted to determine the granulometric composition of S11000 copper powder. The basic principle of the sedimentation method is to

determine precipitation rate of a dispersed phase particle that depends on any viscous medium (liquid or gas). The theoretical substantiation and expression of this principle is governed by Stokes' law [2].

Sedimentation analysis has been performed on "Mastersizer-2000" devise. Based on the results of the analysis, the average size for copper powder has been calculated and determined to be 36 μm (am or = 36 μm) (Figure 1, Table 1).

One of the other components, Cu-C, has been obtained by electrochemical copper plating of the graphitized carbon electrode (GC) material used in the research. Separate copper plating has been carried out for different fractions of graphite powder, which were selected and grinded.

For electrochemical copper plating of graphite, a special copper-electrolysis device has been used applying a mobile-shaped cathode, which ensures the economic efficiency of copper [3, 4].

Elemental analysis has been performed to determine the amount of copper in the composition of electrochemically obtained copper-graphite powder. The analysis has been conducted in the centralized laboratory "Methods of physical and chemical analysis" of ASOIU. MFA-915 type atomic absorption device has been used for element analysis. The working principle of the atom-absorption device is based on the absorption of free element atoms by light energy.

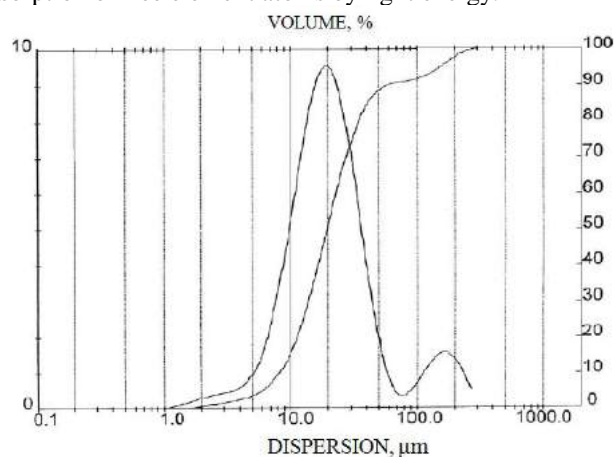


Fig. 1. Sedimentation analysis of copper powder

Table 1

Granulometric composition of copper powder							
Copper grinding size (μm) and volume (%)							
size	volume	size	volume	size	volume	size	volume
1,06	0,02	4,88	3,48	22,49	58,80	103,58	91,94
1,24	0,08	5,69	4,54	26,20	67,55	120,67	92,92
1,44	0,18	6,63	6,15	30,53	75,09	140,58	94,23
1,68	0,36	7,72	8,58	35,56	81,08	163,77	95,75
1,95	0,60	9,00	12,12	41,43	85,41	190,80	97,29
2,28	0,92	10,48	17,00	48,27	88,22	222,28	98,61
2,65	1,29	12,21	23,34	56,23	89,79	258,95	99,54
3,09	1,72	14,22	31,07	65,51	90,55	301,68	100,00
3,60	2,19	16,57	39,91	76,32	90,93		
4,19	2,75	19,31	49,37	88,91	91,31		
average size - $\alpha_{m,or}=36 \mu\text{m}$							

Preparation of the charge composition consisting of the above components has been carried out by the method of mechanical mixing of copper-graphite powder obtained by electrolysis and copper powder of S11000 brand. The amount of components in the charge - copper and copper-graphite powder (for each fraction of graphite) was 90 and 10% (by weight), respectively [5, 6].

Mixing of the charge has been carried out in a special device, in a mixing environment, by weighing the mass fraction of each component separately. After mixing for a given period of time, the total mass of each sample or a large number of samples from the finished mixture is weighed for pressing and after pressing, the mass fraction of briquettes is checked and the density of the pressed samples is determined.

During the research, Yosuzuka mechanical press has been selected for pressing samples and balls. Pressing in this press has been performed with a nominal force of 50 kN. Using a special press mold high-density sliding balls have been obtained at low pressure (100-250 MPa).

To determine the density and porosity of sintered samples, the dry weight of the sample (in air) and the weight of the oil soaked sample in water have been determined. It should be noted that all the above weighing operations are carried out on a weighing device equipped with special equipment. Porosity and density of prepared samples and items are determined in accordance with GOST-18898-73.

Sintering of samples prepared for the research has been carried out in a laboratory condition in СШОЖ-1.1,6/12 brand furnace. The structure of the furnace is shaft type. The sintering temperature of samples made of copper-graphite and copper + copper-graphite composition was 850-1000°C. Sintering time varies within 1-4 hours.

Calibration of sintered balls and samples has been performed on a KD2128 calibration press with the help of a special press mold. One of the main requirements during calibration is to maintain porosity on the friction inner surface.

The effect of the dispersion of the components used on the structure of the composition has also been studied in separate researches [5, 6, 8]. In this case, the microstructure and shape of the sintered samples, as well as Cu-C and Cu + (Cu-C) powders have been studied with the help of a Japanese-made PME OLYMPUS TOKYO optical microscope.

Hardness of sintered and calibrated samples has been measured on ИТ 5010-01 hardness tester. After sintering and

calibration, the test has been carried out on a P-10 grinding machine to determine strength limit of the ball in compression and tension.

Antifriction characteristics have been studied in a МИ-2 machine with a specific pressure of 0.8 kg g/cm² and a sliding speed of 2.0 m / s. 07X16H6 brand steel has been chosen as the material of the counter-samples.

The selected technological regimes and the properties of the abrasives used in the charge provided samples with a porosity of 10 to 30%. Among the samples with a porosity of more than 16%, the largest precipitation was in pure copper powder. This can be explained by the fact that the powder has different dispersions and the copper powder used is <70 microns. A relative increase in volume has been observed during the sintering of samples of Cu-C and Cu + (Cu-C) powder materials with a porosity of <23%, containing -250 + 160 μm graphite powder. Such an increase has also occurred in pure copper powder material. However, in samples made of copper powder, the volume change depending on the porosity was $\pm 1.2\%$, while in Cu-C and Cu + (Cu-C) powder charge materials it was $\pm 1.5\%$. It would be more accurate to explain the reason for the increase by the solubility and adsorption of gases in the powder. In addition, the formation of large water molecules during the reduction of copper oxide (with hydrogen) in copper powder can also cause this.

The determination of temporary strength in such materials, its theoretical substantiation has been completely studied in various researches [7, 8].

In the study of the dependence of hardness and impact viscosity on porosity, it has been found that with the porosity increase in these materials the impact viscosity decreases (Figures 2 and 3). This is due to the reduction of inter-particle contact areas.

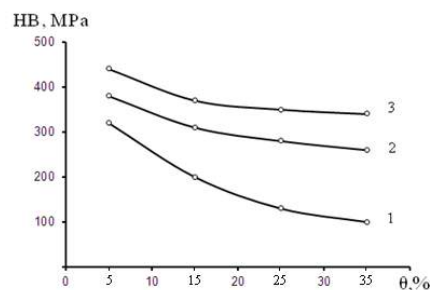


Fig. 2. Porosity dependence of hardness: 1 - copper powder, <70 μm ; 2 - Cu-C, $\alpha_m = (-250 + 160) \mu\text{m}$; 3 - Cu + (Cu-C), $\alpha_m = (-250 + 160) \mu\text{m}$

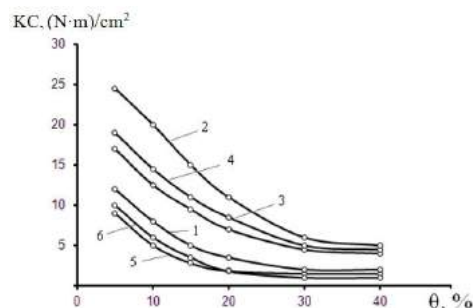


Fig. 3. Dependence of impact viscosity on the porosity: 1 and 2 - copper powder; 1 - <70 μm , 2 - >70 μm ; 3 and 4 - Cu-C and Cu + (Cu-C), $\alpha_m = (-250 + 160)$; 5 and 6 - Cu-C and Cu + (Cu-C), $\alpha_m = (-160 + 63)$

It can be seen from both graphs that the hardness and impact viscosity have higher values in the samples made of large-size grinded chips. Although the impact viscosity of copper has a high value depending on the porosity, it is characterized by a relatively low value for hardness. It can be assumed that such a change in the dependence of the impact viscosity and hardness on the porosity is due to structural features. Although the impact viscosity of materials obtained from the grinding of copper graphite and the addition of copper graphite to the copper base is relatively lower than in pure copper, but it is superior in terms of hardness. Achieving a high value of hardness is very important for a friction surface layer.

Figure 4 shows the results of the fractography analysis of the samples after testing using the TESCAN VGA3 electron microscope. As it can be seen from the figure, the porous structure is prominent in all samples (especially in samples with large particles). The study of copper and copper-graphite composite material shows that the internal and intergranular pores differ from each other. Although such a difference is evident in large fractions, their contact areas are larger. Large contact areas have been found in samples made of Cu-C and Cu + (Cu-C) charges. The optimal value has been obtained by copper plating of coarse-grained graphite from graphite carbon electrode material. Here, the optimal variant of adding Cu-C to the copper base has been obtained in 20-25% amount of copper graphite. As the porosity (after sintering) is 18%, the impact viscosity and hardness of this abrasive material are considered to be more optimal.

When determining the impact viscosity in copper samples (Fig. 4, a, b), micropores form, grow and appear as hole-shaped in the inter-particle contact areas during the refraction of the sample. This process is fully confirmed by the presence of a hollow (hole-shaped) fracture in the area of inter-particle contact.

In the copper-based composite material Cu + (Cu-C), the presence of copper base is $<70 \mu\text{m}$, the added Cu-C-containing copper graphite fractions, as well as the large contact area of the particles prevent the formation and development of this type of micro hole.

The dependence of the impact viscosity on the fraction size of copper graphite and copper powders is explained by the larger inter-particle contact area. The addition of copper graphite to the copper base directly solves the problem. If a smaller porosity is obtained, the impact viscosity may be in the range of $20\text{-}25 \text{ N} \cdot \text{m}/\text{cm}^2$.

The hardness of the material made of pure copper powder does not depend on the granulometric composition of the powder and decreases slightly (several units) as the porosity increases.

It can be seen from both graphs that the hardness and impact viscosity have higher values in the samples made of large-size grinded chips. Although the impact viscosity of copper has a high value depending on the porosity, it is characterized by a relatively low value for hardness. It can be assumed that such a change in the dependence of the impact viscosity and hardness on the porosity is due to structural features. Although the impact viscosity of materials obtained from the grinding of

copper graphite and the addition of copper graphite to the copper base is relatively lower than in pure copper, but it is superior in terms of hardness. Achieving a high value of hardness is very important for a friction surface layer.

Figure 4 shows the results of the fractography analysis of the samples after testing using the TESCAN VGA3 electron microscope. As it can be seen from the figure, the porous structure is prominent in all samples (especially in samples with large particles). The study of copper and copper-graphite composite material shows that the internal and intergranular pores differ from each other. Although such a difference is evident in large fractions, their contact areas are larger. Large contact areas have been found in samples made of Cu-C and Cu + (Cu-C) charges. The optimal value has been obtained by copper plating of coarse-grained graphite from graphite carbon electrode material. Here, the optimal variant of adding Cu-C to the copper base has been obtained in 20-25% amount of copper graphite. As the porosity (after sintering) is 18%, the impact viscosity and hardness of this abrasive material are considered to be more optimal.

When determining the impact viscosity in copper samples (Fig. 4, a, b), micropores form, grow and appear as hole-shaped in the inter-particle contact areas during the refraction of the sample. This process is fully confirmed by the presence of a hollow (hole-shaped) fracture in the area of inter-particle contact.

In the copper-based composite material Cu + (Cu-C), the presence of copper base is $<70 \mu\text{m}$, the added Cu-C-containing copper graphite fractions, as well as the large contact area of the particles prevent the formation and development of this type of micro hole.

The dependence of the impact viscosity on the fraction size of copper graphite and copper powders is explained by the larger inter-particle contact area. The addition of copper graphite to the copper base directly solves the problem. If a smaller porosity is obtained, the impact viscosity may be in the range of $20\text{-}25 \text{ N} \cdot \text{m}/\text{cm}^2$.

The hardness of the material made of pure copper powder does not depend on the granulometric composition of the powder and decreases slightly (several units) as the porosity increases.

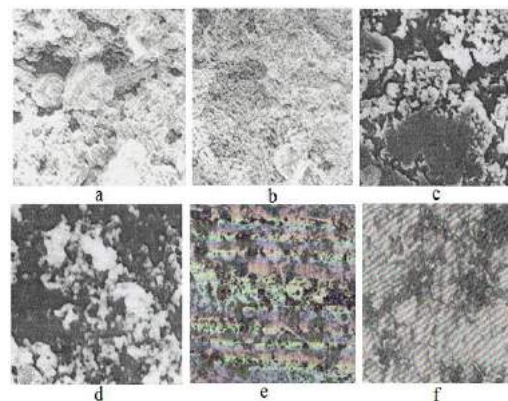


Fig. 4. Fractography of the refractive appearance of copper (a, b) and copper-based powder composite materials (c, d, e, f) with porosity of 18% (a, c, e) and 16% (b, d, f), $\times 1500$: a - $> 70 \mu\text{m}$; b - $< 70 \mu\text{m}$; c, d - $\Delta m = (-250 + 160) \mu\text{m}$; e, f - $\Delta m = (-160 + 63) \mu\text{m}$

During the friction process, the copper particles gradually move to the surface of the counter sample and form a stick. As a result, a dark black coating (or layer) is found on the friction surface. The thickness of this layer is approximately 15 microns, taking into account the roughness. The appearance of the friction surface does not depend on the size of the abrasion and the porosity.

The surface cleanliness of the counter sample is determined by the porosity of the copper-powder. The coefficient of purity ($R\alpha$) after friction of copper grinding material with porosity of 10 and 35% is 7.5 and 0.4, respectively. An increase in purity with a decrease in porosity on the surface of the counter sample is probably due to an increase in hardness.

Studies of Cu-C and Cu + (Cu-C) friction composite materials in the friction process show that what happened to the copper friction material at the beginning of the process was similarly observed in these samples. During the process, copper graphite in samples made of Cu-C and Cu + (Cu-C) materials undergoes a number of changes after friction. The copper layer has parts which can decompose and do not decompose during friction. The gradual presence of graphite in the friction improves the antifriction properties, as well as the durability of the material. The formation of a lubricating layer on the surface of the counter sample reduces the roughness and increases the cleanliness of the friction surface of the copper-graphite material. Among these samples, the highest purity sample was found to be in Cu + (Cu-C) material.

When the size of these abrasives is increased and the porosity is more than 20%, the intensity of wear increases in all three powder materials. Here, the best results are obtained with a composite material containing Cu + (Cu-C) (Figure 5).

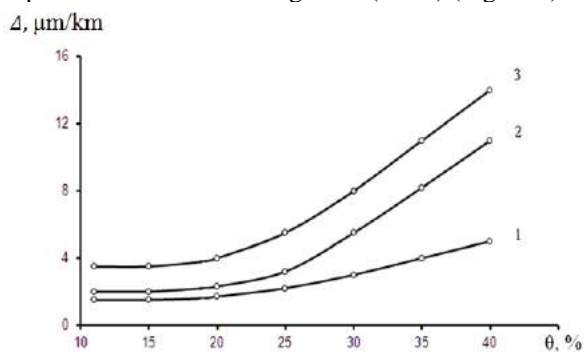


Fig. 5. Dependence of wear intensity of copper and copper-based powder materials on porosity: 1 - Cu + (Cu-C); 2 - Cu-C; 3 - copper powder

Wear particles are formed by cracks caused by friction and increasing stress concentrators. Copper powder involves a pore such as a stress concentrator. Although this principle retains its force at the beginning of friction, it cannot be amplified by the effect of graphite. To explain the dependence shown in the figure, it would be more accurate to study the structural transformation in the subsurface layers under the influence of friction.

In order to study the structural transformation, a sample made of -200 + 160 fraction has been taken from the surface layers after friction and wear. Since the increase in wear intensity was observed at a value of 30% of the porosity,

microstructures at different distances from the friction surface have been studied in a sample made of this porous material. Copper-based copper-graphite, which is considered more optimal, has been used as the abrasive material. The copper content of graphite was 25%. Surface friction of such abrasive composite material indicates that the friction occurs under the influence of weak plastic deformation compared to copper abrasive material. However, the process of gradual closure of pores in the surface layer does not occur here. In samples taken from pure copper powder, the pores disappear or close as a result of deformation. The degree of deformation increases as the friction surface area approaches. This is due to the gradual decrease and reduction of the number of pores. From this point of view, the cross-sectional area of the "steam channels" gradually narrows, and as a result, the pore walls meet, and then turn into microcracks. The depth of the deformation zone of copper-graphite samples is 150 microns, while in copper samples this depth is 200-250 microns. Such a small depth of deformation zone is due to the fact that the composition of the powder material Cu + (Cu-C) consists of copper powder and copper graphite <70 μm.

Changes in the porosity and abrasion dispersion of a material containing Cu + (Cu-C) do not have a significant effect on the value of the coefficient of friction, which varies in the range of 0.09–0.18. Friction coefficients were set at 0.30–0.45 for copper powder and 0.10–0.25 for copper graphite (Cu-C). It can be concluded that the structure and composition of the outer surface layer must be taken as the main factor influencing the value of the coefficient of friction.

The dark black coating formed on the surface during the friction process fills and identifies the roughness on the friction surface and has a certain separation limit on the copper base. This can be explained by the relatively high hardness on the surface of samples containing copper graphite and Cu + (Cu-C), low plastic deformation and the effect of graphite.

Studies show that the coating layer on the surface contains copper, graphite, oxygen, iron, chromium, nickel (copper samples do not contain graphite). In some areas of the samples, the oxygen content is even increased to 36%. This confirms the presence of an oxide layer (Cu₂O) on the surface in the form of a film. 36% of the oxygen content was found only in copper samples. The relatively high hardness of the surface layer of the samples may be due to the combined effect of the elements entering the counter-sample and the wearing particles of copper that disperse during sintering. In addition, the effect of high local temperature and pressure on the counter-sample and powder copper samples in the formation of this oxide layer is great. Compared to Cu-C and Cu + (Cu-C) powder composite materials, it was observed that the friction coefficient of grinding copper has a relatively high value regardless of the porosity. It has been shown that a very thin surface layer in the porosity range of 10-35% has a submicrocrystalline structure and does not differ in phase composition. Thus, since the porosity of the copper samples does not affect the structure of the surface layer, the coefficient of friction does not depend on the porosity.

Conclusions

The use of samples made of Cu + (Cu-C) composite material reduces the intensity of plastic deformation, which leads to the disappearance of pores in the surface layer. The inclusion of the formed submicrocrystalline solid graphite, which consists of the main elements of the friction pairs and oxygen, has a strong effect on the antifriction properties. It has been found that when the porosity increases from 10 to 35%, the wear resistance of the copper decreases, and this does not affect the coefficient of friction. In other materials containing Cu-C and Cu + (Cu-C), the wear resistance begins to decrease after 20% porosity and the coefficient of friction increases after 25% porosity. In general, Cu + (Cu-C) material has the best tribotechnical properties.

REFERENCES

- [1] Baranov N.G., Agaeva V.S. and others. Influence of graphite content on mechanical and tribotechnical characteristics of copper-graphite materials. *Powder metallurgy*, 1987, №6, p. 65-69
- [2] Bulanov V.Ya., Quater L.I. Diagnosis of metal powders. M.: Science, 1983, 278 p.
- [3] Mustafayev S.M., Guliyev A.A., Gasimov S.A. Research of technology of obtaining copper-graphite grinding by electrochemical method // *News of Azerbaijan Higher Technical Schools, ASOA, Baku, 2002, №4 (20)*, p. 27-33
- [4] Sharifova A.V. Influence of electrochemical graphite calibration regimes on the structure of the composition. *Modern problems of metal physics, materials of the II international scientific-practical conference, Baku, 2010*, p. 48-50
- [5] Mustafayev S.M., Guliyev A.A., Sharifova A.V. Formation of the structure of copper-misgrafite grinding composition. *News of Azerbaijan Higher Technical Schools, ADNA, N5 (81), 2012*, p. 55-58
- [6] Sharifova A.V. Formation of structures and properties of copper-graphite composition with high graphite content. *Materials of the XVII Republican Scientific Conference of Doctoral Students and Young Researchers, Baku, 2013*, p. 127
- [7] Mustafayev S.M., Sharifova A.V., Guliyev A.A. Research on the development of copper-graphite composition with increased content of graphite. *Advanced technology and machine building systems. International collection of scientific works. Vp. 1, 2 (45), Donetsk, 2013*, p. 187-191
- [8] Sharifova A.V. On the influence of non-dispersive components on the properties of the compositional material. *Equipment and technologies for the oil and gas complex. Scientific and technical journal. Moscow, 2014, №3*, p. 28-30

Investigation of the sealing node of the pipe holder of the mobile lifting and lowering device

Aslanov Jamaladdin Nuraddin, Muzaffarli Leyla B

*Azerbaijan State Oil and Industry University
"Oil and gas equipment" department
Azadliq str. 16/21, Baku, Azerbaijan, Az1010
camaladdin.aslanov@asoiu.edu.az
<http://orcid.org/0000-0001-8008-9532>*

*Azerbaijan State Oil and Industry University
"Oil and gas equipment" department*

Abstract— Continuation of the working process in windy weather conditions and wind speeds exceeding 5 m / s with the application of a sealant to the pipe holder handles of mobile lifting equipment used in drilling and repair of research wells, increasing the reliability of the pipe holder and preventing plastic deformations. , dedicated to increasing longevity.

In order to ensure the safety of the lifting and lowering process during drilling and repair of wells, and even to continue such a process of wind speed between 5-10 m / s, a new design proposal was proposed to apply a pipe holder to the lifting and lowering device of mobile units.

Drilling plugs are safely lifted and lowered at the expense of the pipe holder. The applied handles prevent the pipe from tilting from the wellbore. However, in this case, the rubber element of the pipe holder handle is exposed to shocks due to the dynamic wind force of the pipe. This can cause the rubber element of the handle to wear out and break down quickly, crushing the pipes. In order to eliminate the fatigue of the elastic element in the structural structure of the pipe holder, its material consists of 3 details in the design structure with the choice of double-panel matrix rubber, and each detail is completed in the form of a cylindrical tube. In this case, when the compression process occurs in contact with the pipe handle, the deformations in the rubber will fill the cavity, which reduces the amplitude of cyclic plastic deformation, delays the formation of local stresses, regulates the pressure distribution and increases fatigue resistance, delays the process of fatigue. ensures that it retains its ability.

Keywords— elastic element, pipe holder, plastic deformation, fatigue, microchat, macrochat, fatigue, loading

I. INTRODUCTION

During drilling and repair of wells, in windy weather conditions, the drilling rig, including drill bits and drill pipes, is subjected to dynamic forces due to wind. The working process is completely stopped when the wind speed exceeds 5

m / s. Due to the dynamic force, its parts and nodes vibrate during operation. The execution of the drilling process becomes dangerous [2].

II. RELEVANCE OF THE CASE

In order to prevent deformations in the pipe as a result of contact of the pipe with the handle under high force, an elastic element is applied to the handle. One of the important issues is the high efficiency and longevity of this element. Improperly applied elastic elements, as well as incorrect determination of the distance between the pipe and the handle, can lead to its rapid failure due to mechanical stress. From this point of view, it is important to prevent the impact of the elastic element at this node of the equipment (handles).

In order to ensure the safety of the lifting and lowering process in the facilities, we have proposed to apply a pipe holder against the wind to the lifting and unloading unit of mobile units according to a new design proposal to continue such a process even at wind speeds between 5-10 m/ s. Performs the process of safe lifting and lowering of the spark plugs. The applied handles prevent the pipe from tilting from the wellbore. However, in this case, the rubber element of the pipe holder handle is exposed to shocks due to the dynamic wind force of the pipe. This can cause the rubber element of the handle to wear out and break down quickly, resulting in crushing of the pipes [5-10].

III. THE PURPOSE OF THE WORK

It is to increase the resistance of the elastic element and the drill pipe to dynamic forces by applying an elastic element of a new thesis material to the inner surface of the pipe holder handles.

The sealants applied to the pipe holder must be resistant to mechanical shocks and mechanical friction. We recommend the use of mechanical wear-resistant double rubber panel matrices in these nodes. These double-matrix rubber seals are placed in the inner slot of the pipe holder (Fig. 1).

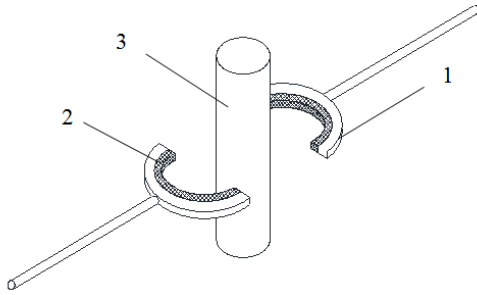


Fig. 1 Pipe holder handles.
1-Pipe holder, 2-sealant, 3-drill pipe

It is expedient to apply the proposed Pipe Holder to AZINMASH-37 [2] mobile unit.

The pipe holder handles on the AZINMASH-37 prevent the drill plugs from tilting at high speeds, protecting the drill bits from the wind. The material was selected from a double-matrix rubber of its material to increase the durability of the elastic element while preventing possible crushing in the pipe by preventing metal-metal (handle-pipe) contact during the inclination of the pipe to the handle. It is important to select the optimal distance between the sealant and the pipe to minimize damage to the sealant due to impact and to prolong the service life, as well as to examine the sealant against plastic deformation when the pipe comes in contact with the sealant.

Pipes act on the elastic element of the pipe with a force F . It is clear that the value of the force also varies with distance. The force causes an elastic deformation in the sealant has a role in elongation (Fig.2).

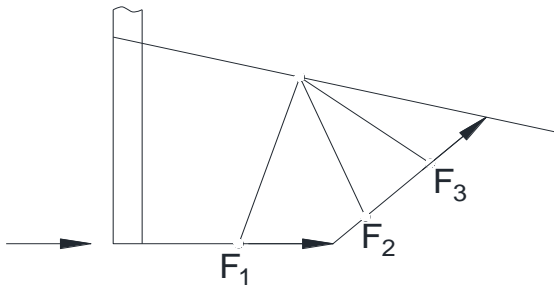


Fig. 2 Power distribution scheme

In the structural structure, the pipe is deformed by the central force due to the inclination of the pipe under the force of the handle manifests itself differently in the upper and lower parts of the sealant. Thus, more compression is observed in the lower part of the sealant than in the upper part. Damage accumulates in the material in microcontacts (Fig. 3).

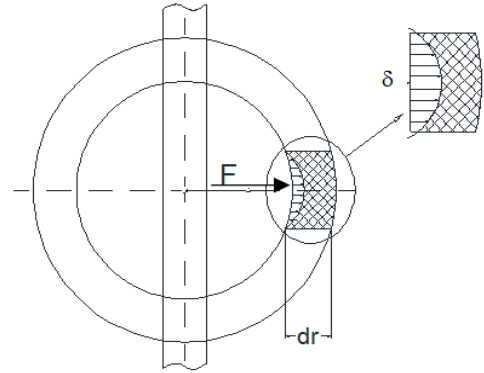


Fig. 3 Scheme of the force acting on the compactor

As a result of repetitive force, cracks form in the sealing material as a precondition for tireless disintegration, which results from the irreversible (ie irreversible) decomposition of the atomic compound as the strength inside the sealant exceeds the local allowable value.

Changes in the state of the material of the elastic element during fatigue are reflected in its mechanical properties, macrostructure, microstructure. These changes occur within stages. At a certain stage, irreversible events such as fatigue damage occur in reducing the resistance of the material to collapse. First, microcracks appear on the structural organizers of the material and on their joint surfaces as the initial stage of tireless disintegration. At this stage, the kinetics of the change in the state of the material is accompanied by the formation of dislocations and vacancies (micro-gaps), as well as a sliding line. Mechanically, the hardness, elastic-plastic parameters of the material, as well as macrophysical properties (electrical, magnetic and acoustic resistance, density) change. At a later stage, these microcracks grow into macrocracks that completely destroy the element of the sealant or cause great damage to it.

Accumulation of damage in the later stages of fatigue failure results in a decrease in the growth rate of macrochats and resistance of the material to static loading, leading to material fragmentation.

In order to eliminate the fatigue of the elastic element in the structural structure of the pipe holder, its material consists of 3 details in the structural structure by choosing a double-panel matrix rubber, and the contact area with each detail is completed in the form of a cylindrical tube

(Fig. 4). In this case, when the compression process occurs in contact with the pipe handle, the deformations in the rubber will fill the cavity, which reduces the amplitude of cyclic plastic deformation, delays the formation of local stresses, regulates the pressure distribution and increases fatigue resistance, delays the process of fatigue ensures that it retains its ability.

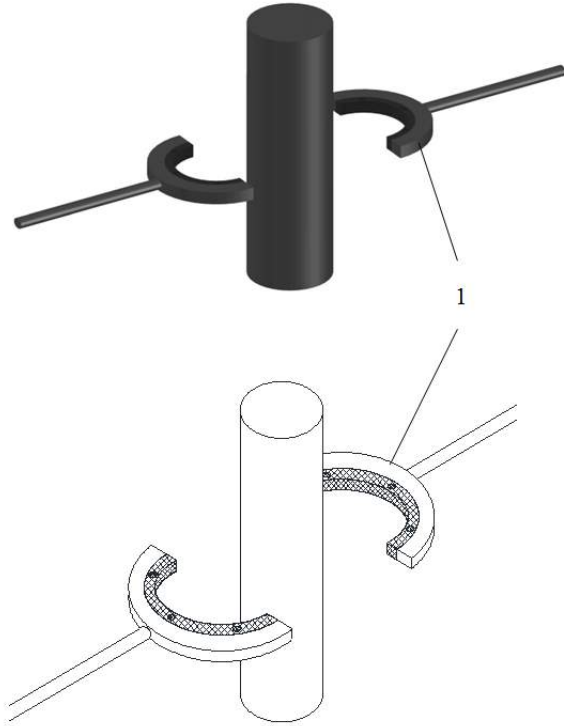


Fig. 4 The position of the holes (1) in the seal of the pipe holder.

Consider the deformations and stresses that occur under the influence of force in the sealant. It is known that a tense situation is obtained when the force acts in one direction.

The material of the elastic element makes a connection between the properties of the double-panel rubber matrix and the relative strain stresses $x, \delta y, \delta z$ and stresses and characterizes the following structure [1].

The decelerating property of the main special vector of matrix anisotropy-sealing deformation is determined by stops. Deformation anisotropy of the matrix $E = (E_{mn})$ (square matrix of the second rule) determines the real map of the two-dimensional vector plane with real numbers on the real area or in itself. The described image, defined relatively in the plane $\mathcal{E}_1, \mathcal{E}_3$, is related to the vector $\vec{\mathcal{E}}$, the relations given in the

vector coordinates $\mathcal{E}_1, \mathcal{E}_3$ and the coordinates σ_1, σ_3 (1, 2 and 3) [1-4].

$$E_{33} = a_0^q - a_1^q S_0, \quad q = 1, 2, 3 \quad (1)$$

$$\sigma_1 = E_{i,j} \mathcal{E}_j \quad (i, j = 1, 3) \quad (2)$$

they can be written in the form of a vector-matrix:

$$\vec{\sigma} = E \vec{\mathcal{E}} \quad (3)$$

The effect of the expressions (1, 2 and 3) on the deceleration property of the generalized matrix is determined by the characteristic roots of the deformation anisotropy of the matrix λ_1, λ_2 .

$$\lambda_{1,2} = \frac{1}{2} \left(E_{11} + E_{13} + \sqrt{(E_{11} - E_{33})^2 + 4E_{13}^2} \right) \quad (4)$$

By solving the equation,

$$(E_{11} - \lambda) \mathcal{E}_1 + E_{13} \cdot \mathcal{E}_3 = 0 \quad (5)$$

$$E_{11} \mathcal{E}_1 + (E_{33} - \lambda) \mathcal{E}_3 = 0$$

Two special vectors (E_{mn}) of the matrix were found for $\lambda = \lambda_1$ and $\lambda = \lambda_2$. For $\lambda = \lambda_2, \lambda = \lambda_1$ and $\lambda = \lambda_2$ the determinant of the system (20) disappears, in which case one of the coordinates, for example, \mathcal{E}_3 , takes arbitrary values:

$$\mathcal{E}_1 = -\frac{E_{13}}{E_{11} - \lambda} \cdot \mathcal{E}_3; \quad \mathcal{E}_1 = -\frac{E_{33} - \lambda}{E_{13}} \cdot \mathcal{E}_3 \quad (6)$$

For $\lambda = \lambda_1$ and $\lambda = \lambda_2$, a special pair of orthogonal vectors of the matrix (21) is determined.

Figure 5 shows a characteristic representing a special unit vector that characterizes the direction of the deformation anisotropy of the matrix with stops [4].

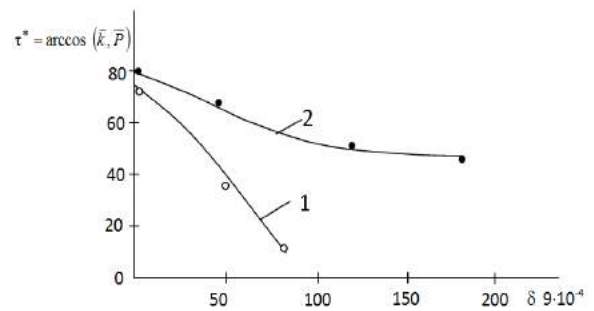


Fig. 5 Changing proper loading trajectory for retardation 1-samples, №2, 2- samples. №3.

It can be seen from the graphs that as the length of the δs axis increases, the direction of the special vector of

deformation anisotropy of the matrix tends to be in the direction of the loading trajectory, ie in this case there is a deceleration property.

It was found from the result that when the length of the δs axis increases, the direction of the special vector of deformation anisotropy of the matrix tends to the direction of the loading trajectory, ie in this case there is a deceleration property.

Thus, the direction of the deceleration property of the main special vector can be considered quite common. This increases its resistance to eating under conditions of highly aggressive eating.

Therefore, the choice of the material of the elastic element of the pipe holder with a double-panel matrix rubber material increases its durability by increasing its resistance to forces.

IV. CONCLUSION

1. In order to ensure the safety of the lifting and lowering process during drilling and repair of wells, and even to continue such work process with wind speed between 5-10 m / s, it is proposed to apply a wind pipe holder to the lifting and lowering device of mobile units.

2. In order to eliminate fatigue in the elastic element in the structural structure of the pipe holder, its material consists of 3 parts in the structural structure by choosing a double-panel matrix rubber, and the contact area with each detail is completed in the form of a cylindrical tube. In this case, when the compression process occurs in contact with the pipe handle, the deformations in the rubber will fill the cavity, which reduces the amplitude of cyclic plastic deformation, delays the formation of local stresses, regulates the pressure distribution and increases fatigue resistanceprovides storage.

REFERENCES

- [1].V.T Məmmədov, C.N.Aslanov, F.H.Bayramov.Elastiklik nəzəriyyəsi və dağılma mexanikasının əsasları. Bakı 2014.
- [2]. M.K.Bağirov.Quyuların təmiri üçün avadanlıq və alətlər.(Mühazirələr icmalı).Bakı 2000.Çaşıoğlu,67s.
- [3] Aslanov, J. N. (2020). New model rubber matrix for connectors application of sealers. Equipment. Technologies. Material, 1 (3).
- [4] Aslanov, J. N., Abasova, S. M., Huseynli, Z. S. (2020). The management of characteristics of the new two-layer rubber matrix seals. EUREKA: Physics and Engineering, 5, 60-68. doi: <https://doi.org/10.21303/2461-4262.2020.001401>
- [5] Lyubimova, O. N., Solonenko, E. P. (2016). Modeling of the mismatched glass-to-metal interface behavior with regard to joint properties. Fizicheskaya mezomehanika, 19 (2), 114–119. doi: <http://doi.org/10.24411/1683-805X-2016-00058>
- [6] Lyubimova, O. N., Morkovin, A. V., Dryuk, S. A., Nikiforov, P. A. (2014). Structure and constitution of glass and steel compound in glass-metal composite. AIP

- Conference Proceedings, 1623, 379. doi: <https://doi.org/10.1063/1.4901492>
- [7] Dzhabbarov, T. G. (1992). Razrabotka kompozitsionnyh poroshkovykh materialov «Zhelezo-chugun-steklo» dlya detaley bytovoy tehnik. Novocherkassk.
 - [8] Vlasova, S. G. (2013). Osnovy himicheskoy tehnologii stekla. Ekaterinburg: Izd-vo Ural. un-ta, 108.
 - [9] Merer, H. (2011). Diffuziya v tverdyh telah. Moscow: Intellect, 536.
 - [10] T. G. Jabbarov, J. N. Aslanov, R. S.,Shahmarova .(2021) Saturation of glass particles with metal during sintering of a composite material of the iron-cast iron-glass system. «EUREKA: Physics and Engineering» Number 1

AGAEVA SH.A

Azerbaijan State University of Oil and Industry

Address: 34 Azadlig Ave., Baku, Azerbaijan, AZ1010,

E-mail: Sahnaz-adna@mail.ru

INFLUENCE OF CASTING TEMPERATURE ON SHRINKAGE AND ACCURACY OF PARTS MADE OF THERMOPLASTIC MATERIALS

When manufacturing plastic parts in general mechanical engineering, there is no need to create special precision systems. They can be obtained under industrial conditions. By adjusting the optimal manufacturing modes depending on the brand of plastics, you can achieve the necessary accuracy classes of parts, in General, and in oil engineering. The results obtained in this paper suggest that for part sizes from 1.0 mm to 180 mm with the adjustment of processing modes, it is possible to achieve the necessary quality (accuracy and strength) of plastic parts from various designs and sizes.

Keywords: *casting temperature, shrinkage, accuracy of parts, material heating, injection cylinder, casting pressure.*

In the process of injection molding, heat is used to heat the material in the injection cylinder, for the chemical reaction of turning the material into a viscous state, and for losses to the environment. An increase in the casting temperature leads to an increase in relaxation processes when the material cools in the mold, which contributes to an increase in shrinkage and its fluctuations in the manufacture of parts made of thermoplastic materials [1]. The choice of

the optimal casting temperature in each case is determined depending on the characteristics of the material being processed.

In this regard, we studied the influence on the shrinkage temperature of the injection cylinder in the manufacture of parts of high density polyethylene and high-impact polystyrene grade UPM-3L. The casting temperatures were varied in a wide range from 160°C to 220°C by increments of 10°C. Other modes: the injection pressure was maintained equal to $P = 80 H$, exposure time under pressure and without pressure were kept constant and their values are respectively equal: $\tau_{\text{д}} = 1,5 \text{ min.}$; and $\tau_{\text{д}} = 1,5 \text{ min.}$ Experiments were carried out on samples and components with dimensions $\phi 10, \phi 20$ and $\phi 35$ in the form of a disk and rings.

25 samples were produced for each mode. Details after production were kept for 48 hours in a room at 20°C and measured with accuracy of 0,01 mm. Based on the obtained arithmetic mean values of the data, it was plotted curves of the dependence of the shrinkage temperature for all processing of samples from high density polyethylene (Fig. 1, 2). Dependency curves for the outer dimensions of solid samples are given in Fig.1, and for hollow samples (in the form of rings) - in Fig. 2 solid lines for external dimensions, dotted lines for internal dimensions.

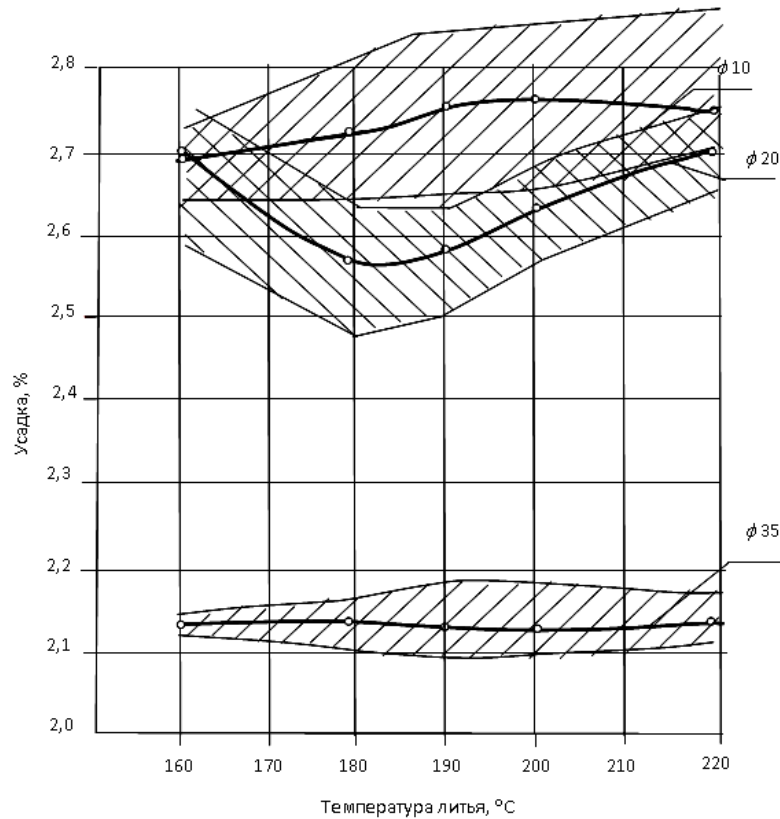


Figure.1. Dependence of shrinkage on casting temperature for solid samples made of high density polyethylene

From the curves of the dependence of shrinkage on the casting temperature (Fig.1) it can be seen that as the casting temperature increases, the shrinkage of solid sample sizes first increases, and then almost stabilizes. This is especially noticeable for sizes $\phi 10$ and $\phi 20$ mm. For samples with a

diameter of $\phi 35$ mm, the shrinkage does not change much. Apparently, this is due to the fact that the volume of the casting with an increase in the melt temperature of the samples, depending on their wall thickness, change in different ways. This is due to the fact that a complex physical and chemical process is observed during cooling, which helps to reduce the volume of the product in the form and it is compensated by feeding in the melt.

Samples with a diameter of $\phi 20$ mm have a tendency to decrease shrinkage at nominal casting temperatures (160–180°C). In our opinion, this is due to the fact that the selected casting pressure and holding time under pressure for a given sample volume is the best mode in terms of the formability of the material in the form and uniform flow of shrinkage. Shrinkage of ring-type samples (Fig.2) with external dimensions of $\phi 20$ and $\phi 35$ mm has a slightly higher value than the internal dimensions of these samples. This seems to be due to the fact that as the casting temperature increases, the rate of relaxation of the layers closer to the forming marks increases, and as a result, the orientation of the polymer macromolecules in samples with a thickness of 5 and 7.5 mm decreases when cooling, which contributes to a slight increase in shrinkage deformation in the diametric direction. An interesting picture is observed when the casting temperature is more than 190°C.

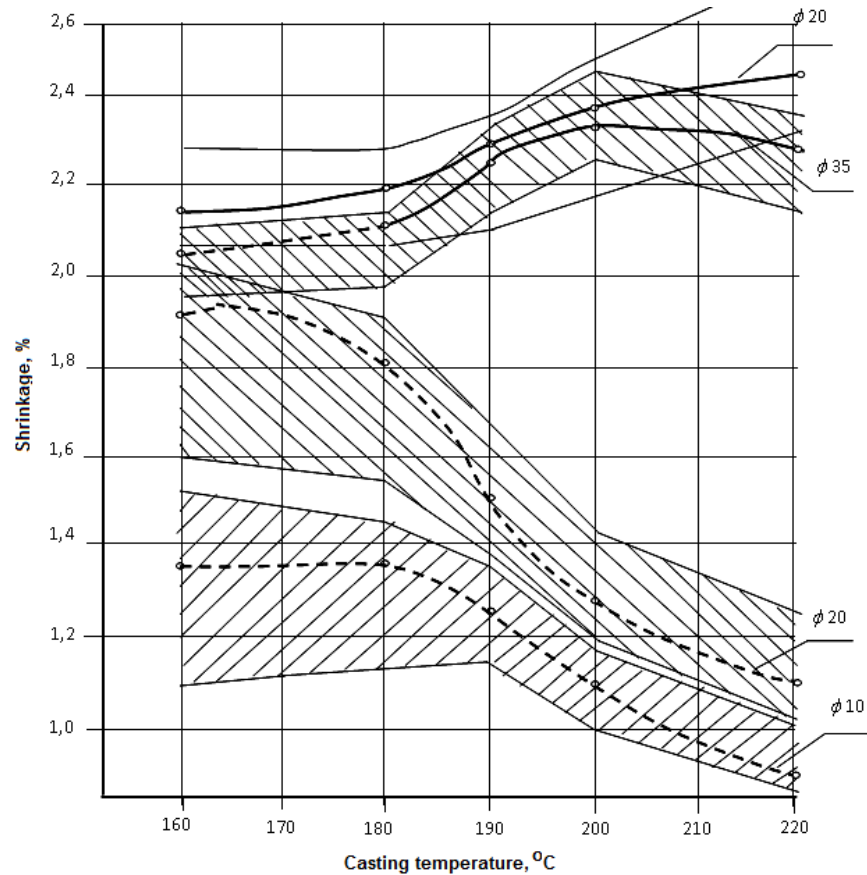


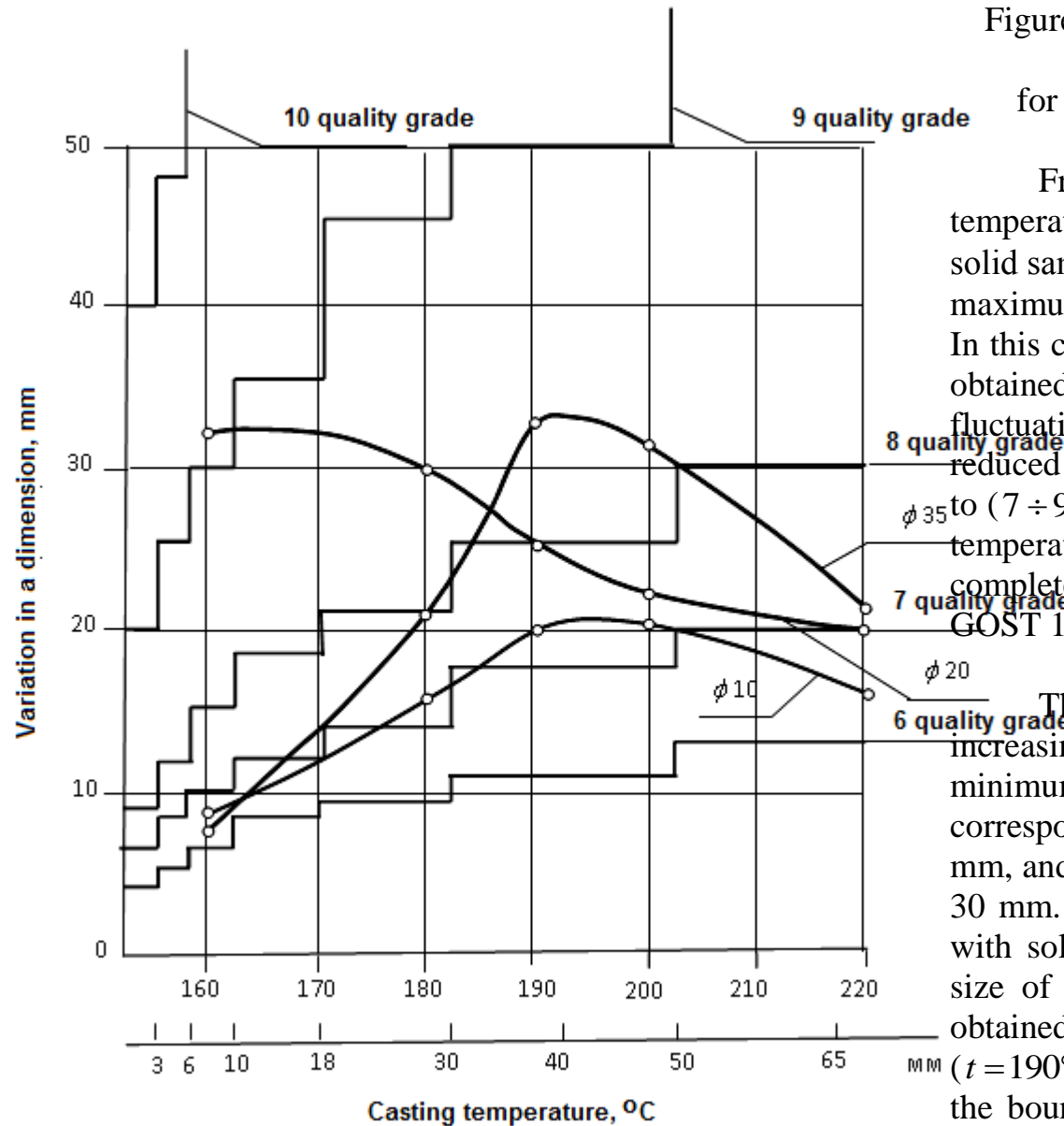
Figure.2. Dependence of shrinkage on casting temperature for samples of the high density polyethylene ring type

Within the temperature range of $190^{\circ}\div 220$, the shrinkage of the outer dimensions increases greatly, while the internal dimensions, on the contrary, decreases. This is due to the fact that at high casting temperatures, the viscosity of the material increases, resulting in the process of filling the melt

in the mold ends faster, which contributes to the uniform molding of the elements of the parts in the mold. This contributes to an increase in shrinkage deformation on the outer diameters, since the melt pressure at the time of cooling on these same surfaces is almost zero, and it has a certain value on the inner diameters.

In addition to the above, we can say that the change in shrinkage with an increase in the casting temperature depends on two other factors. On the one hand, increasing the casting temperature reduces the orientation of the polymer in the product, thereby reducing the longitudinal and increasing the transverse (diametric) shrinkage [2]. On the other hand, this factor causes an increase in the volume thermal expansion coefficient, which increases shrinkage in all directions. The dependences between the temperature and the limits of fluctuations in the sizes of solid and hollow samples are shown in Fig. 3, 4.

Figure.3. Dependence of the size variation on the casting temperature for solid samples made of high density polyethylene



From these drawings, it can be seen that as the casting temperature increases, the limits of variation in the size of solid samples increase. Thus, at $160^{\circ}\text{C} \div 190^{\circ}\text{C}$, they reach the maximum, and then decrease, at $t = 190^{\circ}\text{C} \div 220^{\circ}\text{C}$ (Fig. 3). In this case, fluctuations in size limits from 10 to 50 mm are obtained in the range of 8, 9 quality numbers. The limits of fluctuations in the external dimensions of hollow samples are reduced at temperature $t = 160^{\circ}\text{C} \div 190^{\circ}\text{C}$, which corresponds to (7 ÷ 9 quality numbers) for sizes from 20 to 50 mm, and at temperature $t = 190^{\circ}\text{C} \div 220^{\circ}\text{C}$, they increase and completely fit between 8 and 9 quality numbers according to GOST 1170-66 (Fig. 4).

The limits of fluctuations in internal dimensions with increasing casting temperature first decrease, reach a certain minimum (at $t = 160^{\circ}\text{C} \div 200^{\circ}\text{C}$), and then stabilize. This corresponds to the 7th quality number for sizes from 10 to 18 mm, and the 8th and 9th quality numbers for sizes from 18 to 30 mm. It should be noted that in the manufacture of parts with solid sections, the minimum limits of variation in the size of samples made from the materials under study are obtained at a higher casting temperature ($t = 190^{\circ}\text{C} \div 220^{\circ}\text{C}$). This temperature limit can be taken as the boundary of the range of variation by this factor when studying size fluctuations in a multi-factor space, i.e. taking

into account the simultaneous influence of all regime parameters.

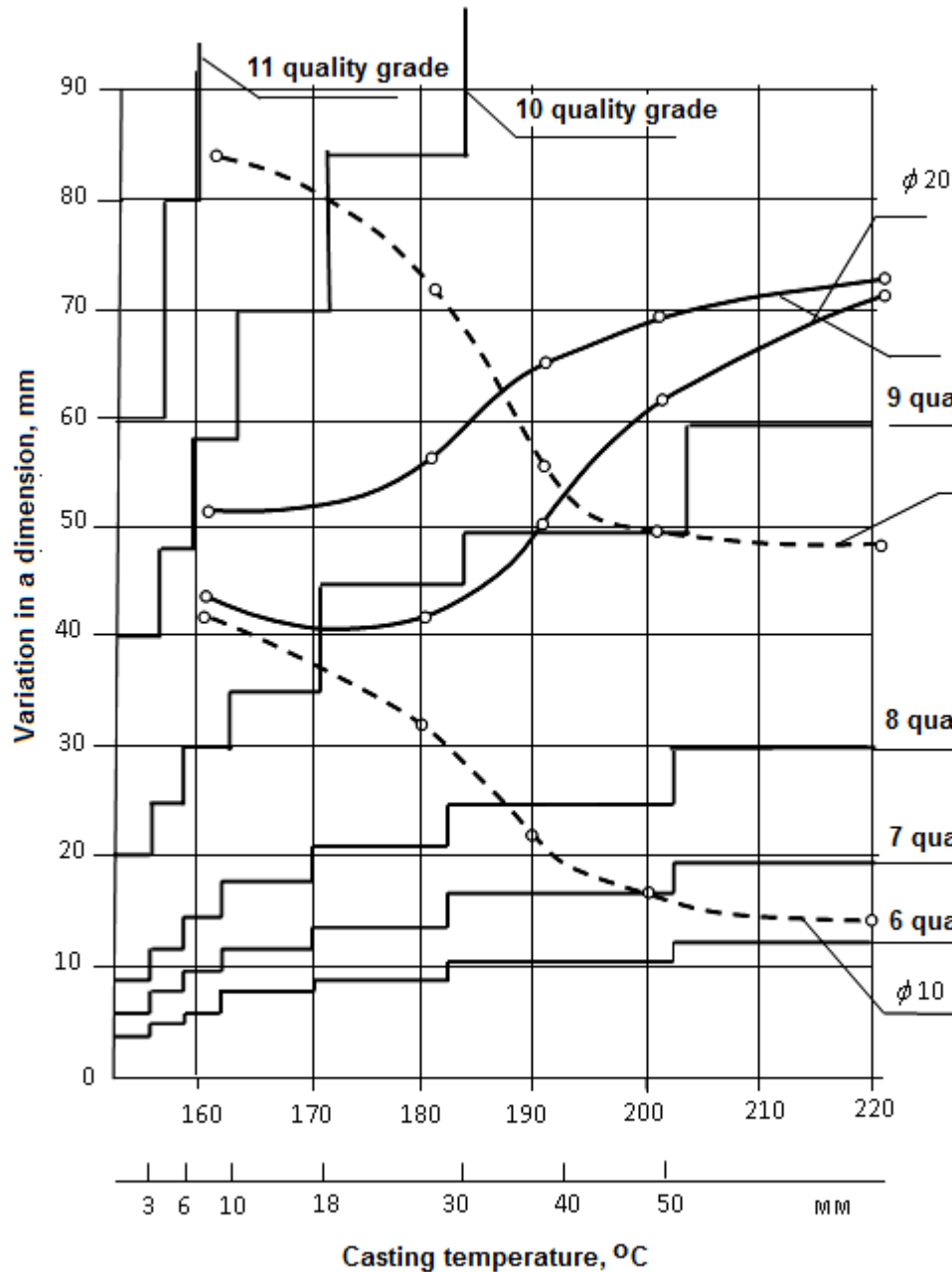


Figure.4. Dependence of the size variation on the casting temperature for samples of the high density polyethylene ring type

For hollow samples, the minimum size variation limits are reached at temperature $t = 180^{\circ}\text{C} \div 200^{\circ}\text{C}$, which is confirmed by the results of the work [4]

The limits of fluctuations in the external dimensions from 10 to 50 mm are completely placed between 6 and 7 quality numbers according to GOST 1170-66, and the internal dimensions (10 and 20 mm) between 7 to 9 quality numbers.

CONCLUSION

Obtained results allow to say that in general engineering, when manufacturing the details from plastic, it is not required to create special systems for accuracy. They are able to be obtained in industrial terms. By adjusting optimal production modes, depending on the plastic brands, it is possible to obtain necessary detail accuracy grades in general and oil engineering. Results obtained in this work suppose that it is able to obtain necessary plastic details quality (accuracy and strength) of different construction and dimensions with the adjustment of the processing modes for the details dimensions from 1.0 mm to 180 mm.

LITERATURE

1. Kerimov D.A. Scientific bases and practical methods of optimization of quality indicators of plastic parts of oilfield equipment. Thesis of doctor of technical Sciences, Baku, AzINEFTEKHIM named after M. Azizbekova, 1985
2. Gasanova N.A. Determination of mechanical parameters of plastic parts of oilfield equipment. Scientific and technical journal "Equipment and technologies for the oil and gas industry", VNIIOENG, Moscow, no. 2, 2014, p. 55-57
3. Ganz S.N., Parkhomenko V. D. Shrinkage of filled fluoroplast-4. Plastic masses, No. 3, 1965.
4. Stress - deformed state of a packing ring with eccentric holes. Vol. 74 (2020), No. 4 (727), pp. 287–292.
5. Aslanov, J. N., Mammadov, Kh. S. (2017). Increasing reliability of the improved (4) machines and equipment determination of productivity criteria. Bull. Environ. Pharm. Life Sci., 7 (1), 53–58.
6. Babanli, M. (2016). (3) Impact of thermoelastic deformation on work of rotating preventers sealing / and others. In: Science and Education: Materýals of the XII International Research and Practice Conference. Munich, pp. 42–54.

ABSTRACT

Agayeva Sh.A.

Azerbaijan State University Oil and Industry
 Address: Azerbaijan, Baku, Az1010,
 E-mail: Sahnaz-adna@mail.ru

Investigation of the influence of casting temperature on shrinkage and accuracy of parts made of thermoplastic materials

The relevance of the details of the research work is justified. The scientific novelty and practical value of the results obtained are shown quite well. The quality features of plastic parts are considered in detail. The method of conducting an experiment using modern methods of mathematical statistics is described.

Keywords: casting temperature, shrinkage, accuracy of parts, material heating, injection cylinder, casting pressure.

Removal of COD from Real Coke Plant Wastewater by UV Assisted Electro-Fenton (PEF) Process

Fuat Özyonar^{a*}, Bunyamin Karagözoğlu⁺

^a*Department of Environmental Engineering, Sivas Cumhuriyet University, Sivas*
fozyonar@cumhuriyet.edu.tr (corresponding author)

⁺*Department of Environmental Engineering, Sivas Cumhuriyet University, Sivas*
bkaragoz@cumhuriyet.edu.tr

Abstract— The Coke plants are established to obtain high-calorie coal and its products in the iron and steel industry. Coke plant wastewaters are highly toxic, difficult to treat and very costly industrial wastewater with high organic and inorganic content. In this study, the treatability of coke plant wastewater with a hybrid approach using the Photo-Electro-Fenton (PEF) process was investigated. Fe electrodes were used for the Electro-Fenton process and UVc wavelength irradiation lamps were used for the photochemical process. For this purpose, in order to investigate the removal of organic pollutants in the study, the COD parameter was evaluated and the effects of operation parameters such as the initial pH (2-6), current density (100-400 A/m²), H₂O₂ (0-30 mg/L) concentration and operating time (2.5-80 min.) were investigated. Under the optimum operation conditions, COD removal efficiency at initial pH 3, current density 200 A/m², 10 mg/L H₂O₂ concentration, 1.4 W/m² UV density and at 20 min operation time were obtained to be 93.23%. As a result, satisfactory results were obtained in COD removal studies from coke plant wastewater with the PEF process.

Keywords— Treatment of Coke wastewater, COD removal, Photo-Electro-Fenton, Iron electrode, UVc irradiation.

I. INTRODUCTION

The wastewater generated in coke factories originates from the moisture of the coal formed during coking. When the moisture is concentrated, it turns into wastewater. Coke plant wastewater is one of the highly polluting wastewater with high toxicity, especially with its Cyanide and Phenol content, as well as its high content of COD (chemical oxygen demand, BOD (Biological oxygen demand), SS (suspended solid), Ammonia and Sulfur [Zhu et al., 2008, Zhu vd., 2009]. The characteristics of the wastewater released by the coking process vary depending on the type of coal, the characteristics of the process and its temperature.

Coke plants wastewater is difficult and costly to treat due to the high amount of pollutants it contains [Staib ve Lant, 2007]. Various physical, chemical and biological methods for the treatment of this wastewater have been used [Zhu vd., 2009; Papadimitriou vd., 2009; Sun vd., 2008; Ning vd., 2005]. When the properties of wastewater are investigated, it is seen that the wastewater has poor biodegradability and toxic properties. Conventional treatment processes are insufficient in treating these toxic wastewaters or reducing them to the desired limit values. Especially, biological treatment methods, operating difficulties and vulnerability to external shock loads limit their

applicability. It is recommended that several combined systems be used together in the studies of researchers (Zhu vd., 2009; Ning vd., 2005; Lai vd., 2008; Li vd., 2009; Zhu ve Ni., 2008; Maranon vd., 2008). In addition, in the literature studies, treatment studies of coke wastewater with adsorption process were carried out by using various adsorbents (Sun vd., 2008; Vazquez vd., 2007). Although high removal efficiencies were obtained, adsorbent consumption was an economically unsuitable process due to its high cost.

In recent years, Electrochemical processes have attracted the attention of researchers as processes that achieve high removal efficiencies in the treatment of various types of wastewater. Especially, it can be used in combination with other treatment processes, which have put forward in the treatment of wastewater that is toxic and difficult to treat with electrochemical processes [Abdessalem et al., 2010, Rodriguez et al 2002, Adhoum et al, 2004].

In this study, the use of a hybrid treatment system was investigated by combining the Electro-Fenton process with the UV process in the treatment of coke plant wastewater. For this purpose, the effect of the combined system on the treatment of coke plant wastewater at the initial pH, current density, H₂O₂ concentration and constant 1.4 W/m² UVc density were investigated as process operating parameters.

II. MATERIAL AND METHODS

The coke plant wastewater used in this study was taken from the entrance of a coke factory biological treatment process with an hourly flow of 25 m³. Wastewater samples were stored in the refrigerator at +4 °C until they were used.

TABLE I. GENERAL CHARACTERIZATION OF COKE WASTEWATER USED IN THE STUDY.

Parameter	Raw wastewater	Wastewater after physical treatment
pH	10.5	10.5-11.5
Conductivity (mS/cm)	12.6 ± 2	12.4 ± 2
NH ₃ ⁻ (mg/L)	2500 ± 200	
COD (mg/L)	6250 ± 250	6150 ± 150
Phenol (mg/L)	1400 ± 150	1400 ± 100
CN ⁻ (mg/L)	210 ± 10	210 ± 5

In the experiments of treatment of coke plant wastewater with PEF process, firstly ammonia was stripped with physical treatment with the help of air due to its high NH_3 content, and then PEF process was purified at experimental setup (Fig.1). Photo-electro-fenton (PEF) experiments were carried out in the experimental setup presented in Fig 1. It was supplied with a current and voltage controlled digital power supply (Alpha 10A-50V DC power supply). In the experiments, an inverter consisting of an anode-cathode exchanger and a timer was used to prevent passivation that may occur in the electrodes during electrolysis. Mixing was carried out with a magnetic stirrer. PEF experiments were carried out in the beaker made of quartz glass having 1.3 L capacity. Four low-pressure UV lamps were used in the experiments (4W, Philips-mini TUV-PL4). The UV intensity of the lamps at 254 nm is 1.4 W/m². In the reactor, each experiment was carried out in a volume of 1000 mL wastewater. In the reactor, four iron electrodes (two anode and two cathode) connected in monopolar parallel were placed 20 mm distance and completely immersed in wastewater. The electrodes were used as Fe plates with 51x70x3 mm dimensions and 210 cm² active surface area. The iron plates had 99.32% Fe content.

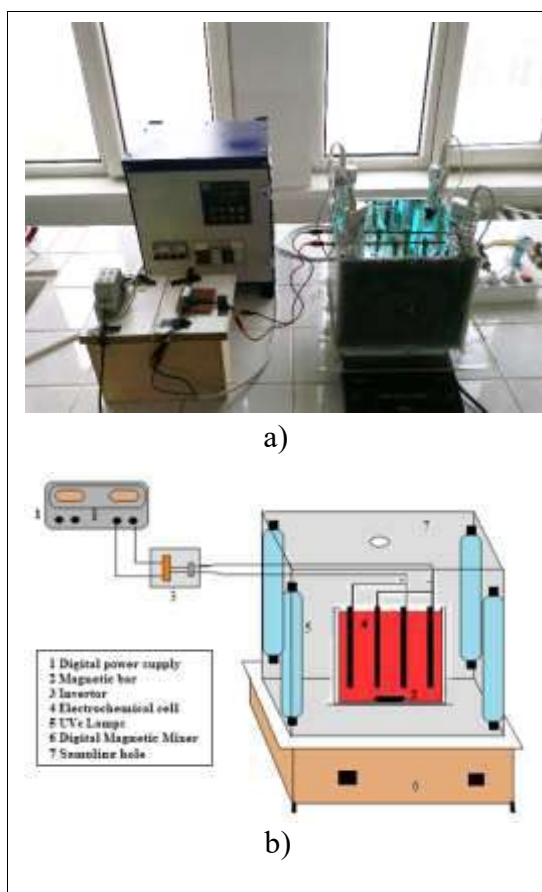


Fig. 1. (a) Photograph and (b) schematic view of the Photo-Electro-Fenton experimental setup.

At the end of the experiment, the wastewater samples taken from the reactor were filtered and analyzed. The pH, conductivity and COD measurements of the wastewater used in

the studies before and after the experiment were made according to the analysis methods specified in standard methods [APHA, 1998]. COD measurements were made according to the "Open Reflux" Colorimetric Method expressed in Standard Methods. A standard curve was prepared from the potassium hydrogen phthalate standard solution (20-1000 mg O₂/L COD) and wastewater samples were measured in a spectrophotometer (Fig. 2).

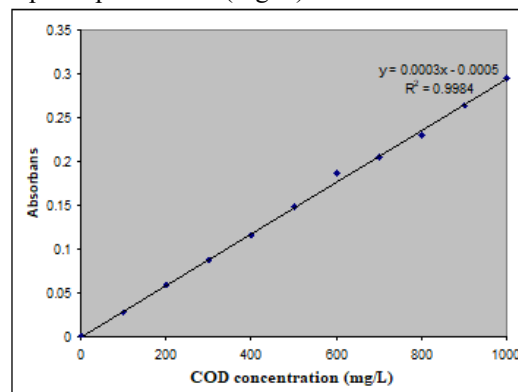


Fig. 2. Calibration graphic for COD concentration measurement.

III. RESULTS AND DISCUSSION

A. The Effect of Initial pH on the Photo-Electro-Fenton Process

As in the other advanced oxidation process referred to as Fenton, it is known that the purification efficiency changes with the PEF oxidation process depending on the pH of the solution and high removal efficiencies are obtained in the pH range of 2-4 (Pignatello, 1992. ; EPA, 1998). Experiments were carried out by changing the pH in the range of 2-6 to investigate the effect of the initial pH on COD removal from coke wastewater with the PEF process. In order to examine the effect of initial pH, 150 A/m² current density, 10 g/L H₂O₂ concentration, 80 min operation time and constant 1.4 W/m² UV density were applied. The removal efficiencies of COD in the PEF experiments performed under these conditions were given in Fig. 3.

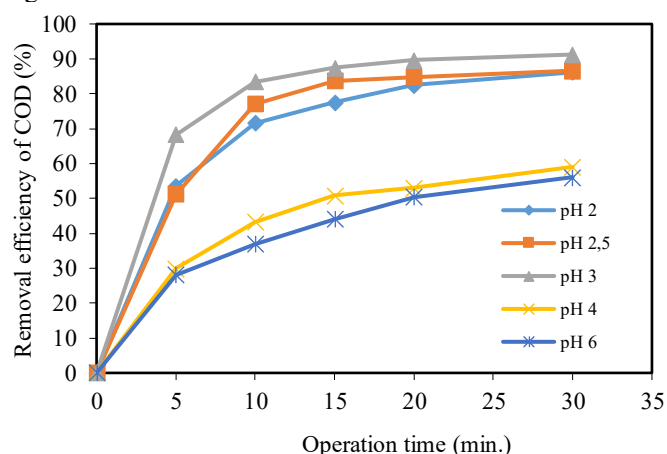


Figure 2. The effect of initial pH on the efficiency of COD removal from coke wastewater by PEF process.

As can be seen from Figure 2, the highest removal efficiency for COD removal at low pH values was obtained as 89.7% at pH 3 in the PEF process. It was observed that COD removal efficiencies decreased at high pH values. This can be explained by the effective formation of various oxidizing species at low pH values and the formation of Fe(OH)₃ metal hydroxide flocs at high pH values (Pignatello, 1992).

B. Effect of Current Density on Photo-Electro-Fenton Process

In order to determine the effect of current density on COD removal in PEF experiments, the current density was applied by varying between 100-400 A/m². In all experiments, the initial pH 3, H₂O₂ concentration 10 g/L, 1.4 W/m² UV density and 0-80 min. operation time were carried out. In Figure 3, the changes of COD removal efficiencies from coke wastewater with current density depending on time were given. The removal efficiency of COD increased with increasing current density in PEF experiments. In PEF experiments, COD removal efficiency increased with the increase in current density from 100 A/m² to 200 A/m². However, it was observed that this increase did not change over time. This situation can be explained by the restrictive presence of hydrogen peroxide in terms of the H₂O₂/Fe ratio in the solution. In other words, the formation of excessive catalyst in the aqueous solution (Eqs.1) may cause a decrease in removal because of its reaction with hydroxyl radicals (Tang et al., 1996).

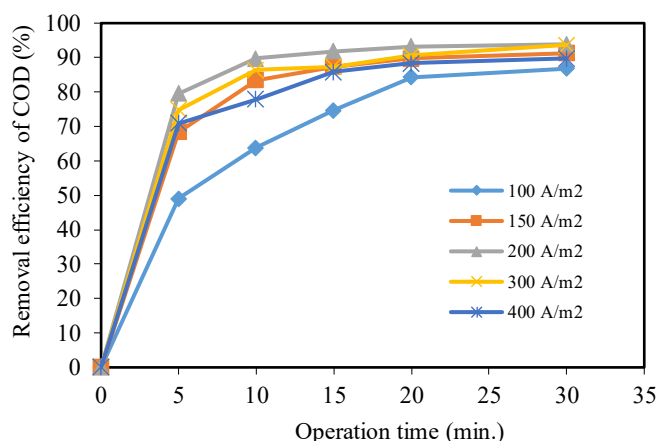
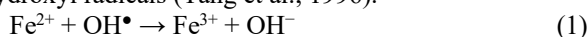


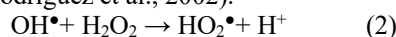
Fig. 3 Effect of current density on the efficiency of COD removal from coke wastewater in PEF process.

As in other advanced oxidation processes, COD removal was removed rapidly in the first 10 minutes in the PEF process, then the removal rate slowed down. As can be seen from Figure 3, it was observed that the COD removal efficiency increased rapidly in approximately the first 20 min, and then a decreasing trend was observed. This can be explained by the rapid reaction of H₂O₂, which is added from outside, with the Fe catalyst, which is sufficient in the aqueous solution. The removal efficiency of COD at 200 A/m² current density, 20 min and 80 min operation time was obtained as 93.23% and 96.1%, respectively. Considering the operating costs, it was seen that

there was a satisfactory COD removal at 200 A/m² current density and 20 minutes of operation time.

C. The Effect of H₂O₂ Concentration on the Photo-Electro-Fenton Process

To determine the effect of initial H₂O₂ concentration on COD removal in PEF process; PEF experiments was carried out at six different H₂O₂ concentrations of 0, 5, 10, 15, 20 and 30 g/L. The optimum conditions obtained in previous experiments were taken as constant (initial pH: 3, current density: 200 A/m² and operation time: 80 min.). Under these conditions, the change of COD removal efficiencies obtained at different H₂O₂ concentrations within operation time was shown in Fig. 4. With the increase in the initial H₂O₂ concentration, the potential for hydroxyl radical formation in the environment also increases (Arslan-Alaton et al., 2009). In addition, it was observed that increasing the H₂O₂ concentration up to a certain value increased the process efficiency, but there was a decrease in the efficiency of the process in very high concentrations. This can be explained by the fact that excess H₂O₂ degrades to H₂O and O₂ (Eqs. 2) and/or acts as a radical scavenger (Walling, 1975; Rodriguez et al., 2002).



As can be seen from Figure 4, there was not much change in COD removal efficiencies at concentrations higher than 10 g/L H₂O₂. The removal efficiencies of COD at concentrations of 0-5-10-15-20-30 g / L H₂O₂ at 20 min operation time were found to be 26.35%, 77.09%, 93.23%, 95.26%, 94.91% and 94.6%, respectively.

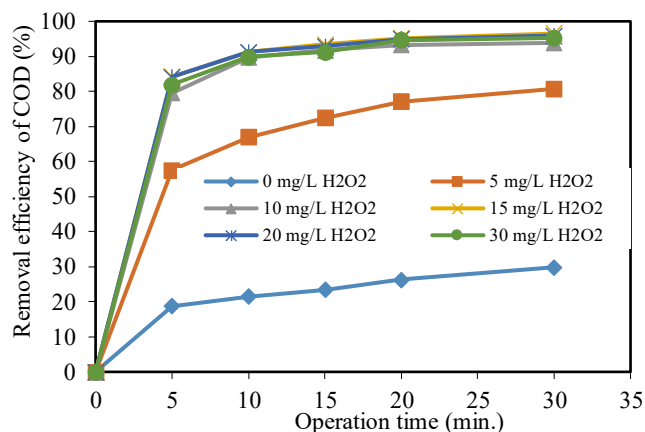


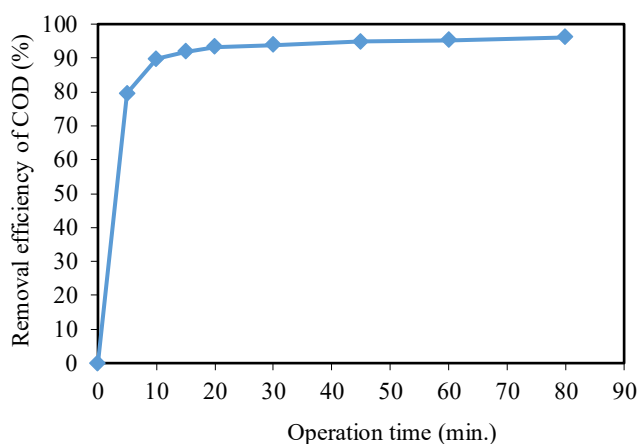
Fig. 4 Effect of H₂O₂ concentration on COD removal efficiencies from coke wastewater in PEF process

D. The Effect of Operation Time on the Photo-Electro-Fenton Process

Operation time is an important parameter for advanced oxidation processes and electrochemical processes. For this purpose, to determine the effect operation time on COD removal in PEF process; PEF experiments was carried out at eight different operation time range of 5-80 minutes. The optimum conditions obtained in previous experiments were taken as constant (initial pH: 3, current density: 200 A/m² and H₂O₂ concentration 10 mg/L). Under these conditions, the change of COD removal efficiencies obtained at different

operation time was shown in Fig. 5. It is an oxidant that reacts rapidly in hydrogen peroxide, fenton and similar advanced oxidation processes and produces oxidizers. Especially, as seen in Figure 5, the majority of H_2O_2 transformed into various active oxidants in the first 20 minutes and enabled the organic matter to break down. However, the process needs a certain period of time in order to remove the toxic organic substances found in coke wastewater from the wastewater at a high rate. COD removal efficiencies in the effluent at 5, 10, 15, 20, 30, 45, 60 and 80 minutes were measured as 79.5%, 89.8, 91.8%, 93.2%, 93.9%, 94.8%, 95.3% and 96.1%, respectively. According to these results, it was seen that the COD removal efficiency occurred rapidly over time and then slowed down and there was little change.

As a result, when evaluated according to the Water Pollution Control Regulation with the PEF process, the discharge limit value was achieved 250 mg/L COD effluent concentration in 80 minutes of operation time [22].



IV. CONCLUSIONS

In this study, the successful results for treatment of coke plant wastewater by UV assisted Electro-Fenton process were obtained, this wastewater is difficult to treat biologically. UV lamps were used to increase the generation of OH^\bullet radicals in the PEF process. In the PEF process, the optimum operation conditions were obtained as pH 3, current density 200 A/m², 10 g/L H_2O_2 concentration, 1.4 W/m² UV density and 20 min electrolysis time. Under these conditions, the removal efficiency of COD was found to be 93.23%. When the removal efficiencies of COD were evaluated in terms of Water Pollution Control Regulation discharge limit, after the 80 min PEF process, 250 mg/L effluent concentration was obtained at a concentration of 10 g/L H_2O_2 . The concentrations of 15, 20 and 30 g/L H_2O_2 were obtained as 145, 200 and 227 mg/L, respectively. From the results obtained, it was seen that the PEF process is an effective treatment process for the treatment of Coke plant wastewater.

ACKNOWLEDGMENT

This work was supported by the Research Fund of Sivas Cumhuriyet University under project number M-427 and was performed in the Department of Environmental Engineering of Sivas Cumhuriyet University, Sivas, Turkey.

REFERENCES

- [1] S. Zhu, and J. Ni, "Treatment of coking wastewater by a UBF-BAF combined process", *Journal of Chemical Technology and Biotechnology*, 83, 317-324, 2008.
- [2] X. Zhu, J. Ni, and P. Lai, "Advanced treatment of biologically pretreated coking wastewater by electrochemical oxidation using boron-doped diamond electrodes", *Water research*, 43, 4347-4355, 2009.
- [3] C. Staib, and Lant, "Thiocyanate degradation during activated sludge treatment P., of coke-ovens wastewater", *Biochemical Engineering Journal*, 34, 122-130, 2007.
- [4] C.A. Papadimitriou, P. Samaras, and G.P. Sakellariopoulos, "Comparative study of phenol and cyanide containing wastewater in CSRT and SBR activated sludge reactors", *Bioresource Technology*, 100, 31-37, 2009.
- [5] W. Sun, Y. Qu, Q. Yu, and J. Ni, "Adsorption of organic pollutants from coking and papermaking wastewaters by bottom ash", *Journal of hazardous materials*, 154, 595-601, 2008.
- [6] P. Ning, H.J. Bart, Y. Jiang, A.de Haan, and C. Tien, "Treatment of organic pollutants in coke plant wastewater by the method of ultrasonic irradiation", catalytic oxidation and activated sludge. *Separation and Purification Technology*, 41, 133-139, 2005.
- [7] P. Lai, H. Zhao, Z. Ye, and J. Ni, "Assessing the effectiveness of treating coking effluents using anaerobic and aerobic biofilms", *Process Biochemistry*, 43, 229-237, 2008.
- [8] W.Y. Li, Y. Xu, and J. Feng, "Treatment of coking wastewater by using an immobilized-microbial-cell anaerobic-aerobic system", *Energy Sources*, 31, 1397-1405, 2009.
- [9] S. Zhu, and J. Ni, "Treatment of coking wastewater by a UBF-BAF combined process", *Journal of Chemical Technology and Biotechnology*, 83, 317-324, 2008.
- [10] E. Maranon, I. Vazquez, J. Rodriguez, L. Castrillon, and Y. Fernandez, "Coke wastewater treatment by a three-step activated sludge system", *Water Air Soil Pollution*, 192, 155-164, 2008.
- [11] W. Sun, Y. Qu, Q. Yu, and J. Ni, "Adsorption of organic pollutants from coking and papermaking wastewaters by bottom ash", *Journal of hazardous materials*, 154, 595-601, 2008.
- [12] I. Vazquez, J. Rodriguez, E. Maranon, L. Castrillon, and M. Alvarez, "Removal of Residual phenols from coke wastewater by adsorption", *Journal of hazardous materials*, 147, 395-400, 2007.
- [13] A.K. Abdessalem, N. Bellahal, N. Oturan, M. Dachraoui, and M.A. Oturan, "Treatment of amixture of three pesticides by photo-and electrofenton processes", *Desalination*, 250, 450-455, 2010.
- [14] M. Rodriguez. V. Sarria, S. Esplugas., and C. Pulgarin, "Photo-Fenton treatment of a biorecalcitrant wastewater generated in textile activities: biodegradability of the photo-treated solution", *Journal of Photochemistry and Photobiology A: Chemistry*, 151, 129-135, 2002.
- [15] N. Adhoum. and L. Monser. "Decolourization and removal of phenolic compounds from olive mill wastewater by electrocoagulation", *Chem. Eng. Proces.*, 43, 1281-1287, 2004.
- [16] APHA, *Standart Methods for examination of water and wastewater*. American Water Work Association. New York. 1992.
- [17] J.J. Pignatello, "Dark and photoassisted Fe^{3+} catalyzed degradation of chlorophenoxy herbicides by hydrogen peroxide", *Environmental Science & Technology*, 26, 944-951. (1992).
- [18] EPA, *Handbook on Advanced Photochemical Oxiation Processes*, Office of Research and Development Washington DC, 2-4. 1998.
- [19] W.Z. Tang, and C. P. Huang, "2,4-Dichlorophenol oxidation by Fenton's reagent", *Environmental Technology*, 17, 1373-1378, 1996.
- [20] I. Arslan-Alaton, G. Tureli, and T. Olmez-Hanci, "Treatment of azo dye production wastewaters using Photo-Fenton-like advanced oxidation processes: Optimization by response surface methodology", *Journal of Photochemistry and Photobiology A: Chemistry*, 202, 142-153, 2009.
- [21] C. Walling, "Fenton's Reagent Revisited", *Accounts of Chemical Research*, 8, 125-131, 1975.
- [22] SKKY., Su Kirliliği ve Kontrolü Yönetmeliği. Çevre Orman Bakanlığı. Tarih 31 Aralık Cuma. Sayı :25687, 2004.

Investigation of the Producibility of the Dual-Phase Microstructure at the same time with the Surface Carburizing Process in AISI 8620 Steel in Industrial Type Vacuum Cementation Furnaces

PAMUK Özer*, DEMİR Ümit#

* Uşak Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Malzeme Bilimi ve Nanoteknoloji Mühendisliği Bölümü, 64000, Uşak, Türkiye
ozer.pamuk@usak.edu.tr

Milli Eğitim Bakanlığı, İncirli Şehit Hüdayi Arslan Mesleki ve Teknik Anadolu Lisesi, Metal Teknolojileri Alanı, 06010, Ankara, Türkiye
mitdemir@gmail.com

Abstract — In this study, the producibility of dual-phase microstructure in the central regions of AISI 8620 cementation steels at the same time with surface carburizing process in industrial type vacuum cementation furnaces was investigated. In this context, 10 samples with Ø12x30mm dimensions produced from AISI 8620 material were placed in different regions of vacuum cementation furnace and subjected to surface carburizing process. Surface carburizing process was carried out in two stages at 920 °C temperature as carbon loading for 60 minutes under 9 mbar pressure in acetylene (C₂H₂) gas atmosphere and 75 minutes diffusion process under 30 mbar pressure in nitrogen atmosphere. After the surface carburizing process, the furnace temperature was reduced to 745°C and kept at this temperature for 60 minutes. Thus, the formation of completely austenite (γ) phases in the sample surface area and the formation of ferrite + austenite (α+γ) phases in the central regions were achieved. Subsequently, the samples were cooled with gas nitrogen having 6 bar pressure and the transformation of austenite to martensite has been realized. Thus, obtained completely martensite microstructure in the surface regions of and ferrite + martensite dual-phase microstructure in the central regions of the samples. In the microstructure studies, it was determined that the samples have a martensite volume ratio between 51,15% and 55,58% in the central regions. In the microhardness examinations, it was determined that the surface hardness of the samples was between 817HV_{1.0} and 772HV_{1.0} and the hardness of the central regions with dual-phase microstructure was between 317HV_{1.0} and 303HV_{1.0}. With this study, it has been determined that dual-phase microstructure can be produced in the center regions of cementation steels at the same with surface carburizing process at a single process in industrial type vacuum cementation furnaces. In this way, it will be possible to produce parts with higher toughness by producing dual-phase microstructure in their centers without sacrificing

the surface hardness of the parts subjected to surface carburizing process.

Keywords: Vacuum cementation, Surface carburizing, Dual phase, Martensite volume ratio, Heat treatment

I. GİRİŞ

Malzemelerin çalışma şartlarını belirleyen en önemli özelliklerden birisi sahip oldukları mekanik özelliklerdir. Malzemelerin mekanik özelliklerini geliştirme yöntemlerinden birisi ise ısıl işlemdir. Isıl işlem; malzemeye katı halde uygulanan ve malzemenin mekanik özelliklerini değiştirmek için yapılan kontrollü ısıtma ve soğutma işlemidir [1], [2]. Çelikler; kolay temin edilebilmeleri, düşük maliyetleri ve ısıl işlemler ile çok farklı özelliklerin kazandırılabilmesi nedeniyle mühendislik malzemeleri içerisinde geniş bir kullanım alanına sahiptir. Özellikle yüksek aşınma direnci ve yüksek tokluk istenen parçaların üretiminde sementasyon çelikleri önemli yer tutmaktadır. Sementasyon işlemi; genellikle 850-950°C sıcaklıklarda yüksek karbon potansiyeline sahip gaz, sıvı ve katı ortamlarda düşük karbonlu çeliklere (max. %0.25C) uygulanan bir ısıl işlem sürecidir [3]. Düşük basınç (vakum) sementasyon işlemi, LPC (Low Pressure Cementation) vakumlu fırınlarda çok düşük basınç altında 1050°C'ye kadar yüksek sıcaklıklarda hidrokarbon gazlardan faydalanılarak yüzey karbürleme işleminin yapıldığı ve akabinde yüksek basınçlı gaz ile sertleştirme işleminin gerçekleştirildiği bir yüzey sertleştirme işlemidir [4], [5]. Bu yöntem; hızlı kinetik reaksiyonlar, oksidasyonsuz sementasyon tabakası, homojen bir sementasyon derinliği, ürünlerde temiz yüzey eldesi, düşük distorsiyon oranı, yüksek mekanik özellikler ve aşınma mukavemeti sağlaması nedeniyle hassas ve kompleks parçaların üretiminde son dönemlerde geleneksel metotlara göre sıklıkla tercih edilen bir yüzey sertleştirme yöntemidir [6].

Çift-faz mikroyapısına sahip çelikler yüksek mukavemet ve tokluk kombinasyonlarına sahip çeliklerin üretilmesi amacıyla gerçekleştirilmiştir [7,8]. Çift faz mikroyapısı sayesinde iki farklı karakteristik malzeme özelliği bir tek malzemede aynı anda elde edilebilmektedir [9]. Yüksek aşınma direncinin istendiği yerlerde kullanılan parçaların üretimi esnasında yüzey karbürleme işlemi sonrası merkezde çift faz mikroyapısı üretilerek yüzey setliğinden taviz vermeden daha sünek parçaların üretimi mümkün olmaktadır [10]. Bu parçaların üretimlerinin endüstriyel tip vakum sementasyon fırınlarında tek bir proseste gerçekleştirilmesi ticari olarak üretilebilmeleri açısından oldukça önemli ve araştırılması gereken bir konudur.

Bu çalışmada; makine ve otomobillerde dişli çark, pim, mil, şalter kovani vb. parçaların imalatında önemli kullanım alanına sahip olan AISI 8620 sementasyon çeliklerinin vakum sementasyon fırınlarında yüzey karbürleme işlemi ile aynı anda merkezlerinde çift-faz mikroyapısının üretilebilirliği araştırılmıştır. Böylelikle vakum sementasyon fırınlarında tek bir proseste yüzey karbürleme işlemine tabi tutulan parçaların merkezinde çift-faz mikroyapısını üreterek yüzey sertliğinden ödün vermeden yüksek süneklığe sahip parçaların üretiminin gerçekleştirilmesi ve bunun endüstrideki ısıtım sektöründe bir üretim prosesi olarak sunulması hedeflenmektedir.

II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada, endüstriyel tip vakum sementasyon fırınlarında numunelerin yüzey karbürleme işlemi ile beraber merkezlerinde çift-faz mikroyapısını üretilebilmek için kimyasal kompozisyonu Tablo 1'de verilen ve Asil Çelik A.Ş firmasından alınan AISI 8620 sementasyon çeliği kullanılmıştır.

TABLO I
AISI 8620 sementasyon çeliğinin kimyasal kompozisyonu

Kimyasal Bileşim (% Ağırlık)					
C	Si	Mn	P	S	Cr
0,21	0,27	0,80	0,015	0,027	0,52
Mo	Ni	Al	Cu	Sn	Fe
0,19	0,49	0,027	0,21	0,015	97,23

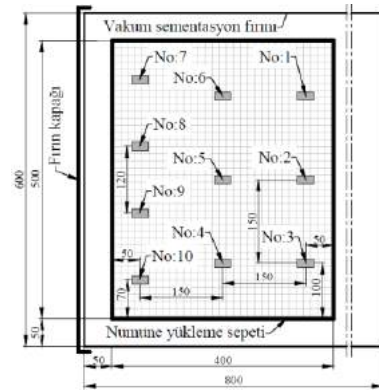
Çalışmada kullanılan AISI 8620 sementasyon çeliğine ait kritik tavlama sıcaklık aralıkları aşağıdaki Eşitlik 2.1 ve Eşitlik 2.2'ye göre hesaplanarak $A_{c1} = 720^{\circ}\text{C}$ ve $A_{c3} = 827^{\circ}\text{C}$ olarak belirlenmiştir.

$$A_{c1} = (723) - (10,7 \times \text{Mn}) - (16,9 \times \text{Ni}) + (29,1 \times \text{Si}) + (16,9 \times \text{Cr}) + (290 \times \text{As}) + (6,38 \times \text{W}) \quad \text{Eşitlik 2.1}$$

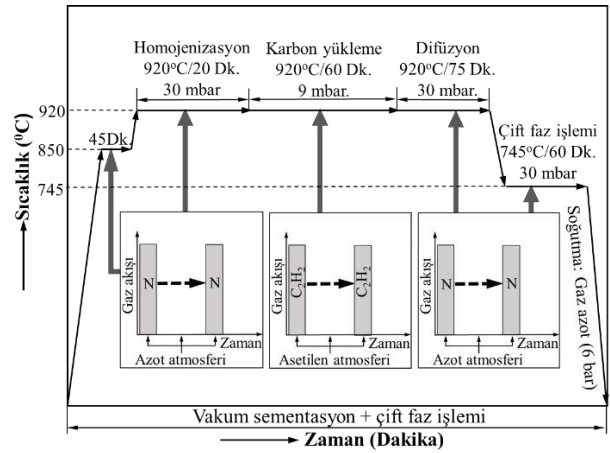
$$A_{c3} = (910) - (203 \times \sqrt{\text{C}}) - (15,2 \times \text{Ni}) + (44,7 \times \text{Si}) + (104 \times \text{V}) + (31,5 \times \text{Mo}) + (13,1 \times \text{W}) \quad \text{Eşitlik 2.2}$$

Ø12x30 mm boyutlarında hazırlanan 10 adet numune Şekil 1'de üst görünüşü verilen 400x500 mm boyutlarındaki numune yükleme sepetine yerleştirilerek 600x750x800 mm (G-Y-D) iç ölçülerine sahip vakum sementasyon fırının içerisinde fırın tabanından 250 mm yukarıda ve önden 50 mm içeride kalacak şekilde yerleştirilerek yüzey karbürleme + çift-faz ısıtım işlemine tabi tutulmuştur. Yüzey karbürleme işlemi 920°C sıcaklıkta azot gazı atmosferinde 30 mbar basınç altında 20 dk.

homojenizasyon işlemine takiben aynı sıcaklıkta asetilen (C_2H_2) gazı atmosferinde 9 mbar basınç altında 60 dk. süre ile karbon yükleme işleminden sonra azot gazı atmosferinde 30 mbar basınç altında 75 dk. süre ile difüzyon işlemine tabi tutularak gerçekleştirilmiştir. Yüzey karbürleme işlemi sonrası fırın sıcaklığı 745°C'ye düşürülerek numuneler azot gazı atmosferinde 60 dk. süre ile bekletilmiş ve karbürlenmiş yüzey bölgelerinde tamamen östenit (γ) merkez bölgelerinde ise ferrit+östenit ($\alpha+\gamma$) fazlarının oluşumu sağlanmıştır. Akabinde numuneler 6 bar basınca sahip gaz azot ile soğutulmuş östenitin martenzite dönüşümü sağlanmış ve böylelikle tamamen martenzit fazından teşekkül yüzey bölgeleri ile ferrit+martenzit fazından teşekkül çift-fazlı merkez bölgeleri elde edilmiştir. Numunelere uygulanan ısıtım işlemlerin özeti Şekil 2'de şemantik olarak gösterilmektedir.



Şekil 1. Numune yerleşim düzeni



Şekil 2. Numunelere uygulanan ısıtım işlem özeti

Isıtım işlemleri tamamlanan numuneler tam ortadan enine kesilerek sırasıyla bakalite alma, 240, 400, 600, 800, 1000, 1200 numara SiC zımpara ile zımparalama, 6µm ve 3µm keçe ile parlatma işlemlerine tabi tutulmuştur. Numuneler daha sonra %97 Etanol + %3 Nitrik asit konsantrasyonuna sahip dağlama solüsyonu içerisinde 8 sn. süre ile bekletilerek dağlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Dağlama işlemi tamamlanan numuneler LEICA marka DM 4000M model optik mikroskop ile mikroyapı incelemesine tabi tutulmuş ve x5, x10, x20 ve x50 büyütme oranlarında mikroyapı görüntüleri

alınmıştır. Elde edilen ve x20 büyütme oranına sahip mikroyapı görüntülerinden çizgisel kesişme metodu kullanılarak Eşitlik 2.3'e göre martenzit hacim oranları (MHO) hesaplanmıştır. MHO hesaplamalarında her bir numune üzerinde beş farklı noktadan x20 büyütme oranında alınan görüntülerden MHO miktarları ayrı ayrı hesaplanarak ortalama değer alınarak belirlenmiştir.

$$V_{faz} = \frac{L_{faz}}{L_T} \quad \text{Eşitlik 2.3}$$

V_{faz} : Faz hacim oranı

L_{faz} : Fazı kesen toplam çizgi uzunluğu (mm)

L_T : Toplam çizgi uzunluğu (mm)

Mikroyapı incelemesi tamamlanan numuneler element dağılım spektrometresi (EDS) ile donatılmış ZEISS marka SUPRA 40VP model Alan Emisyon Taramalı Elektron Mikroskobu ile EDS analizleri gerçekleştirilmiştir. Son olarak numunelerin mikrosertlik ölçümleri MATSUZAWA marka MMT-X7B model Vickers mikrosertlik ölçüm cihazında 1000g yük 15sn. süre ile uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Mikrosertlik ölçümleri sırasında çift-faz bölgesindeki ferrit ve martenzit fazlarının sertlik ölçümleri yapılarak mikroyapı görüntüleri alınmıştır.

III. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

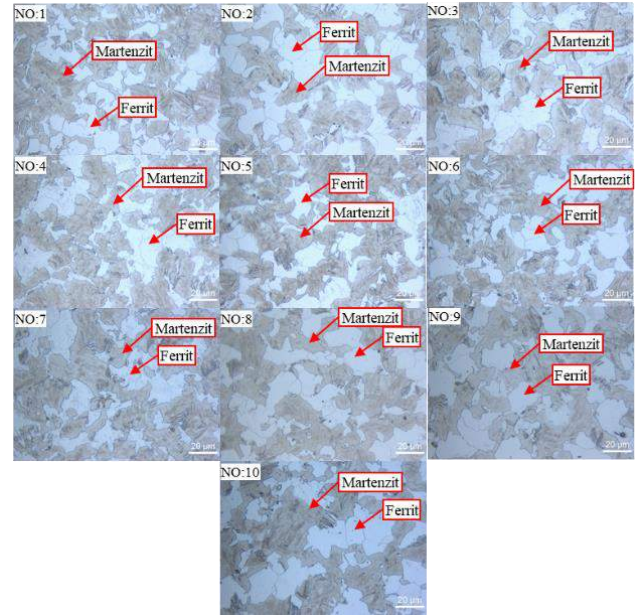
A. Mikroyapı sonuçları

Yapılan mikroyapı incelemeleri sonucunda endüstriyel tip vakum sementasyon fırınlarında AISI 8620 sementasyon çeliklerinin yüzey karbürleme işlemi sonrası 745°C sıcaklıkta yapılan çift-faz ısıl işlemi ile numunelerin yüzey bölgelerinde tamamen martenzit iç bölgelerinde ise ferrit+martenzit fazından oluşan çift-faz mikroyapısının üretimi gerçekleştirilmiştir. Çalışma sırasında vakum sementasyon fırınının farklı bölgelerine yerleştirilen on (10) farklı numuneye ait mikroyapı incelemeleri sonucunda numunelerin Martenzit Hacim Oranlarının (MHO) en düşük %51,15 ile en yüksek %55,58 arasında değiştiği belirlenmiştir. En düşük MHO'na sahip numune ile en yüksek MHO'na sahip numune arasındaki MHO farkı %4,43 olarak gerçekleşmiştir. Referans [10] AISI 8620 sementasyon çeliğinin gaz karbürleme işlemi sonrası numuneler oluşabilecek çarpılma ve dekarburizasyonu önlemek için kalıp içerisine alarak atmosfer kontrolü olmayan kamara tip ısıl işlem fırınında merkez bölgelerinde çift-faz mikroyapısının üretimi işlemine tabi tutulduğunu ve 746°C sıcaklıkta %50 MHO sahip çift-faz mikroyapısının elde edildiğini göstermektedir. Yapılmış olan bu çalışmada AISI 8620 sementasyon çeliğinin yüzey karbürleme sonrası merkezinde çift-faz mikroyapısının üretimi endüstriyel tip vakum sementasyon fırınında atmosfer kontrolü altında tek bir ısıl işlem prosesinde gerçekleştirilmiştir. Bu durum yüksek tokluk değerine sahip ürünlerin yüzey sertliklerinden ödün vermeden endüstriyel tip vakum sementasyon fırınlarında tek bir ısıl işlem prosesinde üretilebilmesi endüstriyel üretilebilirlik açısından önem arz etmektedir. Numunelere ait

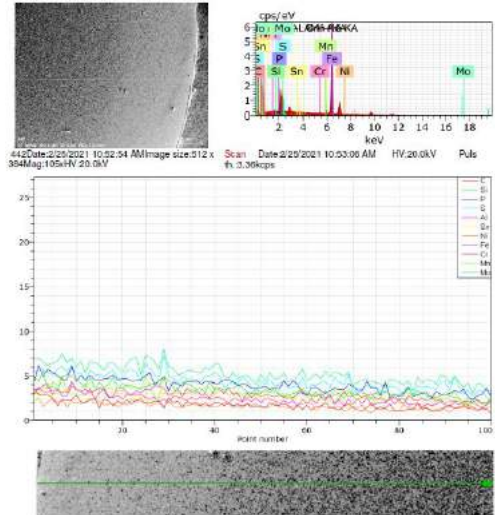
MHO miktarları Tablo II'de, mikroyapı görüntüleri Şekil 3'de ve çizgisel EDS sonucu ise Şekil 4'de verilmektedir.

TABLE II
Numunelere ait martenzit hacim oranları

Martenzit Hacim Oranı (MHO)	Numune no									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
	55,58	51,68	54,73	53,67	53,68	52,68	51,77	51,15	52,75	51,59



Şekil. 3 Yüzey karbürleme + çift -faz ısıl işlemi uygulanan numunelere ait mikroyapı görüntüleri



Şekil 4. Çizgisel EDS sonuçları

B. Sertlik sonuçları

Numunelerin sertlik değerleri yüzey bölgeleri için beş (5) farklı noktadan merkez bölgeleri için ise on üç (13) farklı noktadan ölçüm yapılarak ortalama değerler alınarak belirlenmiştir. Ayrıca yüzey karbürleme + çift-faz ısıl işlemi görmüş numunelerden

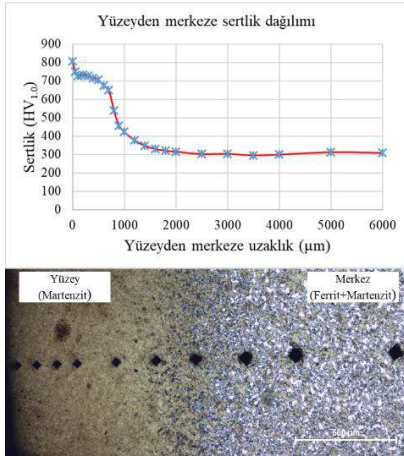
2 numaralı numuneye ait yüzeyden merkeze doğru sertlik dağılımı aynı ölçü mesafesinde beş (5) farklı noktadan ölçüm yapıp ortalama değerler alınarak belirlenmiştir. Yapılan sertlik incelemeleri sonrasında numunelerin tamamen martenzit fazından meydana gelen dış yüzeylerinin sertliklerinin 817HV_{1,0} ile 772HV_{1,0} aralığında değiştiği belirlenmiştir. Çift-faz mikroyapısına sahip ve ferrit+martenzit fazından meydana gelen merkez bölgelerine ait sertlik değerlerinin ise 317HV_{1,0} ile 303HV_{1,0} aralığında değiştiği belirlenmiştir. Numunelerin çift-faz mikroyapısına sahip merkez bölgelerine ait sertlik değerleri yüzey sertliklerinden ortalama %61 oranında daha düşük olduğu belirlenmiştir. Bu durum, parçaların aşınma özelliklerinden ödün vermeden düşük sertliğe sahip merkez bölgeleri sayesinde yüksek tokluğa sahip ürünlerin elde edilebilmesine olanak tanımaktadır. Numunelerin yüzey ve çift-faz mikroyapısına sahip merkez bölgelerine ait sertlik değerleri Tablo III'de verilmiştir. 2 numaralı numuneye ait yüzeyden merkeze sertlik dağılımlarına ait değerler Tablo IV'de verilirken sertlik grafiği ve mikroyapı görüntüsü Şekil 5'de verilmektedir.

TABLE III
Numunelere ait yüzey ve merkez bölgesi sertlik değerleri

		Numune no									
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Çift faz bölgesi sertliği	HV _{1,0}	317	305	311	303	310	305	309	304	312	307
Yüzey sertliği	HV _{1,0}	798	812	806	810	772	780	780	796	817	812

TABLE IV
2 nolu numuneye ait yüzeyden merkeze sertlik dağılımı

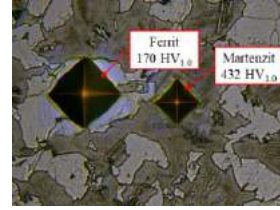
		Yüzeyden merkeze sertlik dağılımı										
Mesafe (µm)		0	50	100	200	300	400	500	600	700	800	1000
Sertlik (HV _{1,0})		812	752	728	734	727	725	706	673	652	540	457
Mesafe (µm)		1200	1400	1600	1800	2000	2500	3000	3500	4000	5000	6000
Sertlik (HV _{1,0})		377	348	331	321	316	303	304	296	300	313	309



Şekil 5. 2 nolu numuneye ait yüzeyden merkeze sertlik dağılım grafiği ve mikroyapı görüntüsü

Çift-faz mikroyapısına sahip merkez bölgelerinde bulunan ferrit ve martenzit fazlarının sertlik değerleri her faz için beş (5) farklı noktadan ölçüm yapıp ortalama değerler alınarak

belirlenmiştir. Yapılan ölçümler sonrasında çift faz bölgesinde ferrit fazının sertliği 170HV_{1,0} martenzit fazının sertliği ise 432HV_{1,0} olarak belirlenmiştir. Çift-faz bölgesinde bulunan fazların sertlik ölçümleri sırasında oluşan iz boyutlarını gösteren mikroyapı görüntüsü şekil 6'da verilmiştir.



Şekil 6. Çift-faz bölgesinde bulunan fazlara ait sertlik ölçüm mikroyapı görüntüsü

IV. SONUÇLAR

1. Endüstriyel tip vakum sementasyon fırınlarında AISI 8620 sementasyon çeliğinin yüzey karbürleme işlemi ile aynı anda merkez bölgelerinde çift-faz mikroyapısının üretimi gerçekleştirilmiştir.
2. 745°C sıcaklıkta yapılan çift faz ısıl işlemi sonrası numunelerin çift-faz mikroyapısına sahip merkez bölgelerinde bulunan MHO miktarı en düşük %51,15 ile en yüksek %55,58 arasında değişerek aralarında %4,43'lük bir fark meydana gelmiştir.
3. Numunelerin çift-faz mikroyapısına sahip merkez bölgelerine ait sertlik değerleri yüzey bölgelerine ait sertlik değerlerinden yaklaşık %61 daha düşüktür.

REFERANSLAR

1. G. Krauss, "Steels: heat treatment and processing principles", ASM international Materials Park, OH, Vol. 24. 1990.
2. M. E. Taşdelen, ve H. Yeşilturt, "AISI 4140 Çeliğinin Çeşitli Çift Fazlı Mikroyapılarında Mekanik Özellikleri İle Sürtünme Davranışı İlişkisinin İncelenmesi" Nevşehir Bilim ve Teknoloji Dergisi, Cilt 4(1) 88-96, 2015.
3. B. Uluğ, M. Baydoğan, E.S. Kayalı, ve H. Çimenoğlu, "Semente edilmiş 8620 kalite çeliğin özelliklerine sıfırlı işlemin etkisi", IV.Demir – Çelik Kongresi, Karabük, 315-319, 2007.
4. M. Özçelik, L. Sindel, S. Keskin, "Düşük basınç sementasyon ve yüksek basınç gaz ile sertleştirme", Türk Mühendis ve Mimar Odaları Birliği Metalurji Ve Malzeme Mühendisleri Odası, 31-36, 2016.
5. Meta-Mak Metalurji Makina Mümessillik Ltd. Şti. "Ald Vacuum Technologies", <http://www.metamak.com.tr/UserFiles/File/demir%20disi/vakum%20isil%20islem/DualTherm.pdf>, Son erişim tarihi: 08/02/2021
6. J. L. Dossett and H. E. Boyer, "Practical Heat Treating: Second Edition", ASM International, Materials Park, Ohio, 2006.
7. M. Acarer, ve B. Demir, "An investigation of mechanical and metallurgical properties of explosive welded aluminum–dual phase steel" Materials Letters, 62(25): p. 4158-4160, 2008.
8. D. Llewellyn, and D. Hillis, "Dual phase steels" Ironmaking & steelmaking, 23(6): p. 471-478, 1996.
9. U. Liedl, S. Traint, and E.A. Werner, "An unexpected feature of the stress–strain diagram of dual-phase steel" Computational Materials Science, 25(1–2): p. 122-128, 2002.
10. M. Erdogan, S. Tekeli, O. Pamuk ve A. Erkan, "Surface carburised AISI 8620 steel with dual phase core microstructure", Materials Science and Technology, 18:8, 840-844, 2002.

Investigating the Effect of Plasma Nitriding Process on the Friction Coefficient of Steels

Alaaddin Toktaş^{*a}, Gülcan Toktaş^{*b}

^{*}Balikesir Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü

Çağış Kampüsü-Altıeylül-Balikesir

^a atoktas@balikesir.edu.tr

^b gzeytin@balikesir.edu.tr

Abstract— In this study, in which the effects of nitration temperatures on the friction coefficients of steels were examined, four different low-alloy steels (31CrMoV9, 16MnCrS5, 42CrMo4 and 34CrMo4) were nitrided in 25% N₂ – 75% H₂ gas mixture at 2 mbar pressure and at 450°C and 520°C temperatures for 14 hours. Optical images showing the microstructures of steels before nitriding and SEM images showing the white and diffusion layers and their thicknesses after the plazma nitration were taken. Ball-on disc wear tests were applied to steels under 12 N load and 10,8 mm/s sliding velocity using 5 mm diameter tungsten carbide balls. During the wear tests, the graphs of friction coefficient-sliding distance of steels were obtained. As a result of the experiments, higher surface hardness, thinner white layer and thicker diffusion layer were obtained at 520°C temperature. While an increase in friction coefficients was observed with nitriding process at 450 °C in all steels, the lowest friction coefficient was obtained by nitriding 34CrMo4 steel at 520 °C.

Keywords— Plasma Nitriding, Nitriding Temperature, Low Alloyed Steel, Friction Coefficient, Nitrided Layer.

I. GİRİŞ

Plazma nitrasyon işlemi çoğunlukla nitrür bileşikleri oluşturan alaşım elementleri içeren çeliklere uygulanan bir termo-kimyasal yüzey sertleştirme işlemidir. Bu işlem uygulanan malzemeye yüzey sertliği, yorulma dayanımı, tribolojik, ve korozyon özellikleri kazandıran etkili bir yöntemdir [1]. Bu yöntem, geleneksel gaz ve tuz banyosu nitrürleme yöntemleri ile PVD ve CVD gibi diğer yüzey sertleştirme işlemlerine göre önemli avantajlara sahiptir. Bunlar: [1]–[3].

- Enerji tüketiminin azalması, çevre kirliliğinin önlenmesi,
- Geniş sıcaklık aralıklarında uygulanabilme,
- Daha fazla derinlikte azot yayılımı,
- İşlem sırasında malzeme sıcaklığının kontrolü,
- Yüksek üretim hızları,
- Daha kısa nitrürleme zamanı ve oksidasyonun önlenmesi,
- Karmaşık yüzey şekillerinde homojen azot konsantrasyonu,
- İş parçasında düşük boyutsal çarpılma ile değişmeyen çekirdek yapısı,
- Nitrür tabaka kalınlığının kolay kontrolü.

Bu yüzey işlemi nitrür bileşikleri oluşturan orta karbonlu çeliklerin dışında, paslanmaz çeliklere, bazı takım çeliklerine,

dökme demirlere, titanyum ve sinterlenmiş ürünlere de başarıyla uygulanabilmektedir [3], [4]. Tipik uygulamaları; cıvatalar, krank milleri, kam milleri, supap iticiler, valf parçaları, çeşitli plastik şekil verme kalıpları, vs. olarak sıralanabilir [4].

Nitrürlemede azotun parça yüzeyine yayılımı ile yüzeyde Fe₂N(ε), Fe₃N(ε) ve Fe₄N(γ') gibi demir nitrürler veya bunların karışımından oluşan beyaz tabaka oluşur. Bu tabakanın hemen altında ise alaşım elementlerinin ve demirin oluşturduğu ince dağılımlı nitrürler ile azotun demir kafesi içinde yayılımıyla katı eriyikten oluşan yayılım (difüzyon) tabakası adı verilen bir tabaka oluşur [5]. Beyaz tabaka tribolojik ve korozyon özelliklerinde iyileşme sağlarken, yayılım tabakası da tribolojik ve yorulma özelliklerinde iyileşme sağlar [3].

Aşınma, birbirleri ile temasta olan makine parçalarında meydana gelen malzeme kaybı ile makine endüstrisinde karşılaşılan en büyük problemlerden biridir. Bu problemin önüne geçebilmek ve aşınmayı yavaşlatabilmek için yüzeylere mekanik, ısı veya termo-kimyasal yöntemler uygulanır. Bu yöntemlerin ortak amacı, yüzeyde belirli derinlikte sert tabaka ve artık bası gerilmeleri oluşturarak aşınma direncini arttırmaktır. Malzemede meydana gelen aşınma miktarı; ağırlık kaybı, hacim değişimi veya iz derinliği gibi çeşitli yöntemlerle ölçülebilir. Her bir yöntemde de malzemenin aşınma öncesi ve sonrası ağırlık ya da boyut değişimleri çok hassas bir şekilde ölçülmesi gerekir. Ölçümlerdeki küçük hatalar sonuçları büyük oranda etkileyebilir. Ayrıca her ölçüm öncesi malzemenin aşınan partiküllerinden arındırılması da epey zahmetli bir işlem olabilmektedir. Bu nedenle, malzemelerin aşınma özellikleri hakkında bilgi sahibi olmak için sürtünme katsayısının ölçümü önem kazanır. Deney sırasında sürtünme katsayısının ölçümü ile daha kolay, hızlı ve doğru bir şekilde sonuç elde edilebilir. Bu sebeple, mekanik endüstrisinde metal iş parçasının performansını arttırmanın yöntemlerinden birisi de aşınma çiftleri arasındaki sürtünme katsayısını düşürmek ve aşınma direncini arttırmaktır [1].

Nitrürleme işleminin aşınma özelliklerine etkisinin incelendiği çalışmalardan birinde [6]; gaz, plazma ve katı nitrürlemenin AISI H13, AISI P20 ve N-8550 takım çeliklerinin sürtünme katsayılarında önemli farklılık oluşturmadığı sonucu bulunmuştur. Tang ve Yan [7] nitrürlenmiş numunelerde sürtünme katsayısının daha düşük olduğunu, aşındırma yükünün sürtünme katsayısı üzerinde etkili olduğu fakat aşınma mekanizmasında bir değişiklik

yaratmadığını ifade etmişlerdir. 400°C–560°C aralığında 4 saat plazma nitrülendirilen 30CrMnSiA çeliğinde sürtünme katsayılarının yaklaşık aynı olduğunu belirtmişlerdir.

Bu çalışmada, imalat endüstrisinde sıkça kullanılan düşük alaşımli 31CrMoV9, 16MnCrS5, 42CrMo4 ve 34CrMo4 çeliklerinin 450°C ve 520°C sıcaklıklarında plazma nitrasyon işleminin sürtünme katsayısına etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır.

II. MALZEME VE DENEYSEL YÖNTEM

ASİL ÇELİK'ten temin edilen çeliklerin kimyasal bileşimleri Tablo I'de, bu çeliklerin temin edildiği durumdaki mekanik özellikleri ise Tablo II'de verilmiştir. Deney numuneleri, 30 mm çapındaki silindirik çelik çubukların CNC yardımıyla 15 mm aralıklarla kesilmesiyle elde edilmiştir. Plazma nitrasyon işlemi öncesinde numunelerin tüm yüzeyleri 1200 nolu zımparalama kademesine kadar zımparalanmış ve akabinde parlatılmışlardır.

Yüzeyleri parlatılan numunelere 450°C ve 520°C sıcaklıklarda, %25 N₂ – %75 H₂ gaz karışımı içerisinde 14 saat süreyle 2 mbar basınç altında plazma nitrasyon işlemi uygulanmıştır. İşlem sırasında numunelerde oluşabilecek karışıklığı önlemek için numuneler, Tablo III'te verildiği şekilde kodlanmıştır.

Çeliklerin nitrasyon işlemi öncesi iç yapılarının incelenmesi amacıyla numune yüzeyleri standart metalografik yöntemler kullanılarak hazırlanmıştır. Dağlama işlemi için %3'lük nital çözeltisi kullanılmıştır. Nitration tabaka kalınlıklarının görüntülenmesi için Jeol marka SEM cihazı kullanılmıştır. Plazma nitrasyon işlemi sonrasında yüzey sertlikleri, 500 g yük altında Vickers yöntemi ile 5 adet ölçümün ortalaması alınarak yapılmıştır. Aşınma deneyleri ball-on-disk aşınma cihazında, kuru aşınma şartlarında ve %45'lik nem ortamında gerçekleştirilmiştir. Deneylerde aşındırıcı olarak kullanılan 5 mm çapındaki tungsten karbür bilye, 12 N kuvvet altında 10,8 mm/s kayma hızı ile yaklaşık 77 metre kayma mesafesi boyunca numune yüzeylerine temas ettirilmiş ve sürtünme kuvveti yük hücresi ile ölçülerek bilgisayara aktarılmıştır.

TABLO III
NUMUNELERİN KODLANMASI

Çelik	İşlem	Numune Kodu
31CrMoV9	450°C'de plazma nitrasyon	11
	520°C'de plazma nitrasyon	12
	---	13
16CrMnS5	450°C'de plazma nitrasyon	21
	520°C'de plazma nitrasyon	22
	---	23
42CrMo4	450°C'de plazma nitrasyon	31
	520°C'de plazma nitrasyon	32
	---	33
34CrMo4	450°C'de plazma nitrasyon	41
	520°C'de plazma nitrasyon	42
	---	43

III. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Plazma nitrasyon işleminden önce çelik numunelerden alınan iç yapı görüntüleri Şekil 1'de verilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi 23 kodlu 16CrMnS5 çeliğinin dışındaki diğer üç çelik temperlenmiş martenzit yapısına sahiptir. 23 kodlu çeliğin iç yapısının ise perlit ve daha fazla miktarda ferrit fazlarının karışımından oluştuğu görülmektedir.

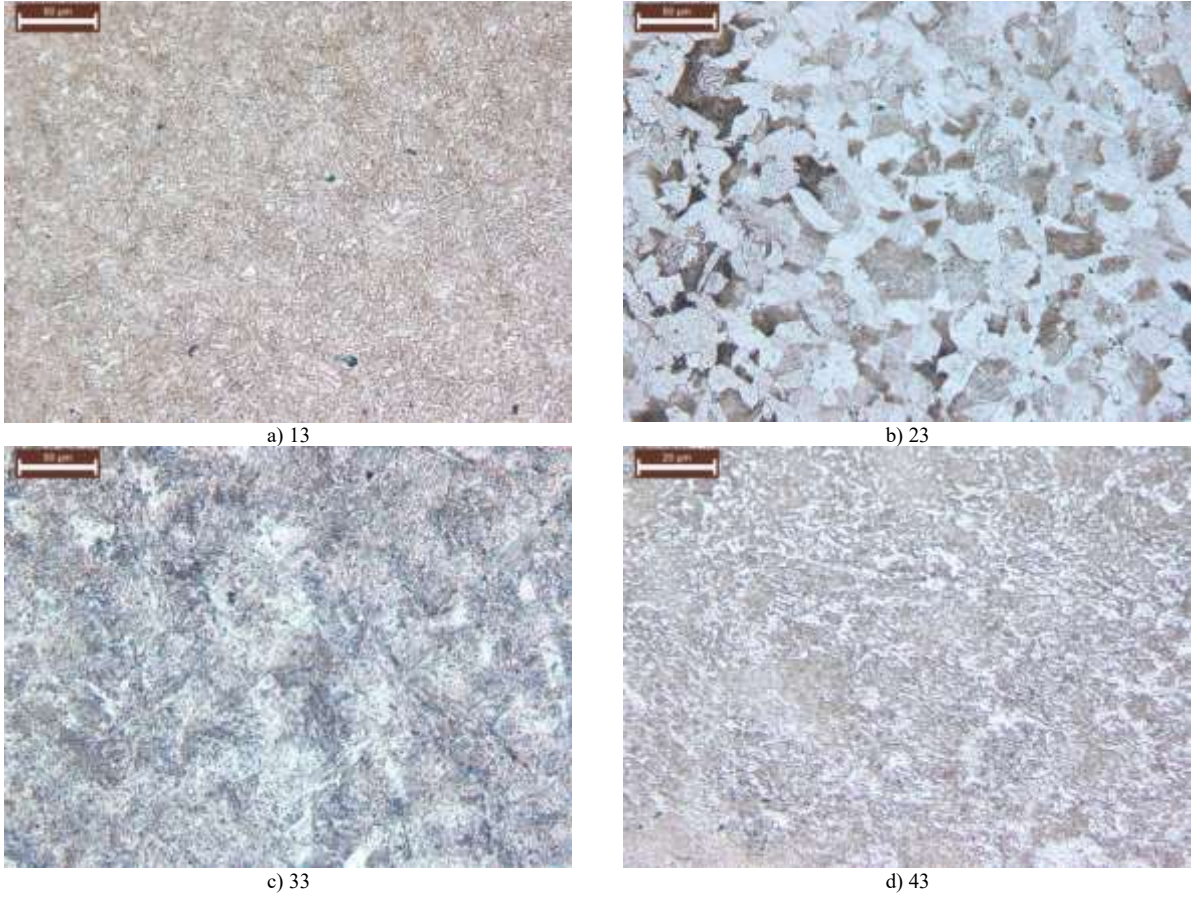
Yapılan nitrasyon işlemleri ile çeliklerin yüzey sertliklerinde 2,4–3,8 kat arasında artışlar gözlenmiştir (Tablo IV). 13 ve 43 çeliklerinde nitrasyon işlemi ile daha az sertlik artışı (yaklaşık 2,4–2,7 kat arası) gözlenirken, 23 ve 33 çeliklerinde bu artış daha yüksek oranda yaklaşık 3,5–3,8 kat aralığında olmuştur. Güven ve arkadaşları [3], AISI 4140 çeliğinin 450°C'de 18 ve 19,5 saat plazma nitrasyonu ile sırasıyla 522 Hv ve 557 Hv sertlikleri elde etmişlerdir. Bu çalışmada ise aynı çelik için aynı sıcaklıkta ve daha kısa sürede (14 saat) daha yüksek sertlik değeri (805 Hv) elde edilmiştir. 500°C'de 1 ve 4 saat sürelerinde nitrülendirilen AISI 4140 çeliğinde 530–680 Hv aralığında, çalışmamızdan daha düşük yüzey sertlikleri elde edilmiştir [8]. Çalışmamızda elde edilen yüksek yüzey sertliklerinin sebebi pek çok parametreye bağlı olabilir. Bunlar; nitrülendirme ortamı (N₂ ve H₂ gaz karışım oranı), işlem basıncı, işlem sıcaklığı ve süresi, çeliğin bileşimi ve işlem öncesi ısıl işlem durumu vs...

TABLO I
ÇELİKLERİN KİMYASAL BİLEŞİMLERİ (% AĞIRLIK)

Çelik	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Sn	V
31CrMoV9	0,30	0,22	0,55	0,016	0,025	2,53	0,18	0,11	0,014	0,15	0,012	0,119
16MnCrS5	0,18	0,27	1,10	0,016	0,031	1,00	0,04	0,13	0,027	0,25	0,018	-
42CrMo4	0,41	0,23	0,97	0,015	0,019	1,09	0,24	0,09	0,034	0,16	0,010	-
34CrMo4	0,34	0,26	0,69	0,006	0,003	0,98	0,17	0,09	0,019	0,17	0,011	-

TABLO II
ÇELİKLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ

Çelik	Sertlik (Hv)	Akma Dayanımı (N/mm ²)	Çekme Dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)
31CrMoV9	337,9	967	1072	15	58
16MnCrS5	217,9	978	1222	11	52
42CrMo4	227,9	1035	1129	15	55
34CrMo4	293	703	872	18	63



Şekil 1. Çeliklerin plazma nitrasyon öncesi iç yapı görüntüleri

TABLO IV
PLAZMA NİTRÜLENMİŞ NUMUNELERİN YÜZEY SERTLİKLERİ VE İŞLEM GÖRMEMİŞ DURUMLARINA GÖRE SERTLİK ARTIŞ YÜZDELERİ

Numune Kodu	Sertlik (Hv)	Sertlik Artışı (%)
11	824,7	144
12	908,3	168
21	759,3	248
22	770,3	253
31	805	253
32	872,7	283
41	698,7	138
42	794,7	171

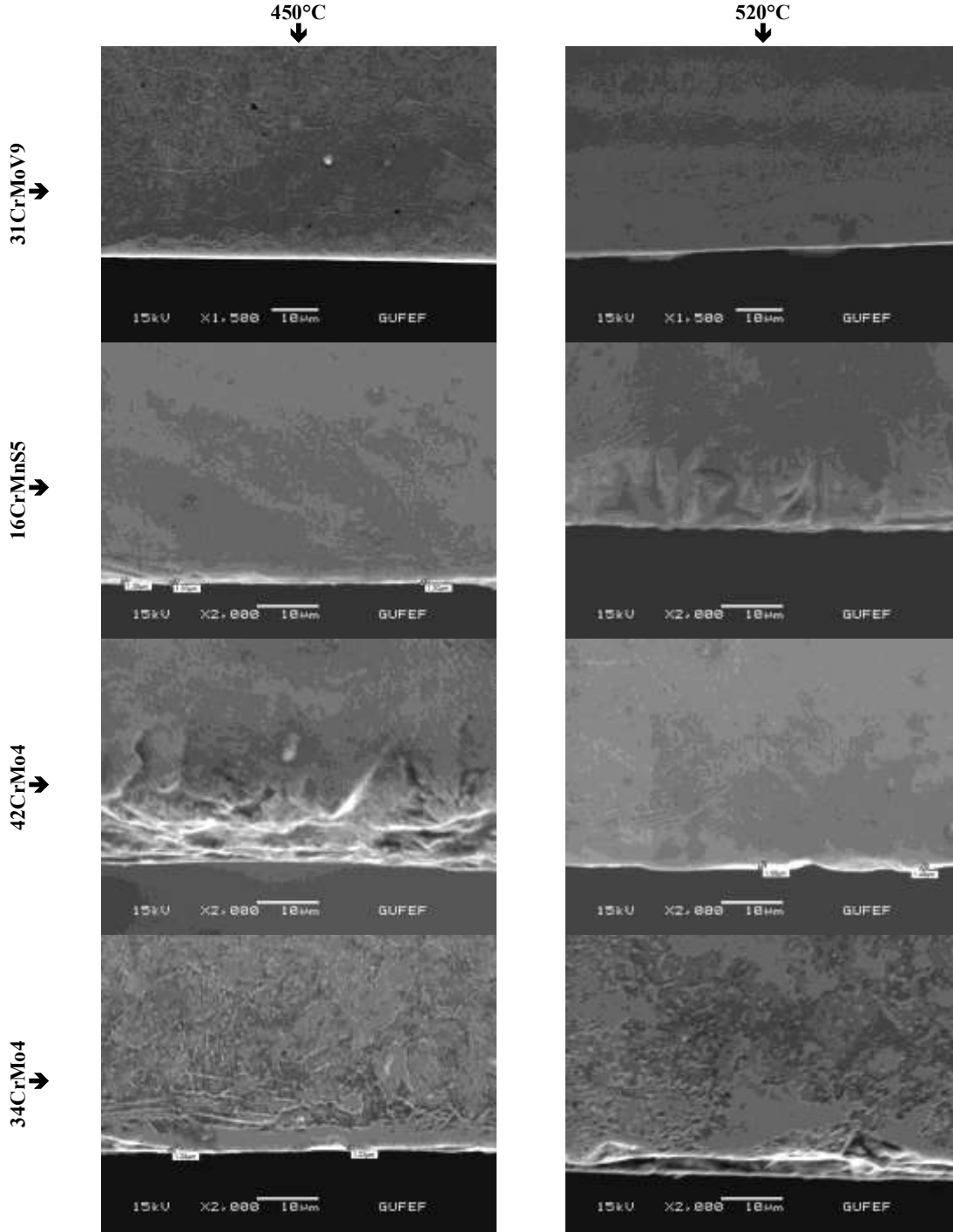
Nitrasyon sıcaklığının yüzey sertliğine etkisi incelendiğinde, tüm çeliklerde 520°C nitrasyon sıcaklığında elde edilen yüzey sertliklerinin daha yüksek olduğu görülmüştür. Diğer bir deyişle, yüksek nitrasyon sıcaklığı yüzey sertliğinde belirgin bir artış sağlamıştır. Bu sonuçla uyumlu olarak, Kovacı ve arkadaşları [9], 4140 çeliğinde yüksek nitrasyon sıcaklığında (600°C) en yüksek yüzey sertliği ve artık gerilme değerlerini elde etmişlerdir. Çalışmamızda sadece 16MnCrS5 çeliğinde nitrasyon sıcaklığı ile bu artışın küçük ve önemsiz olduğu görülmüştür. Düşük alaşımlı 1.8519 (DIN 31CrMoV9) çeliği 500–570°C arasında 5–40 saat aralığında plazma nitrülenmiş ve en yüksek yüzey sertliğinin

550°C’de elde edildiği rapor edilerek, bu sonuç yüksek sıcaklıklarda beyaz tabakada homojen ve tek olan Fe₄N(γ’) bileşiğine bağlanmıştır. 570°C’de nitürlemenin ise temperleme etkisi nedeniyle kaba nitür bileşiklerinin oluşması ile en düşük yüzey sertliği verdiği sonucu bulunmuştur [10].

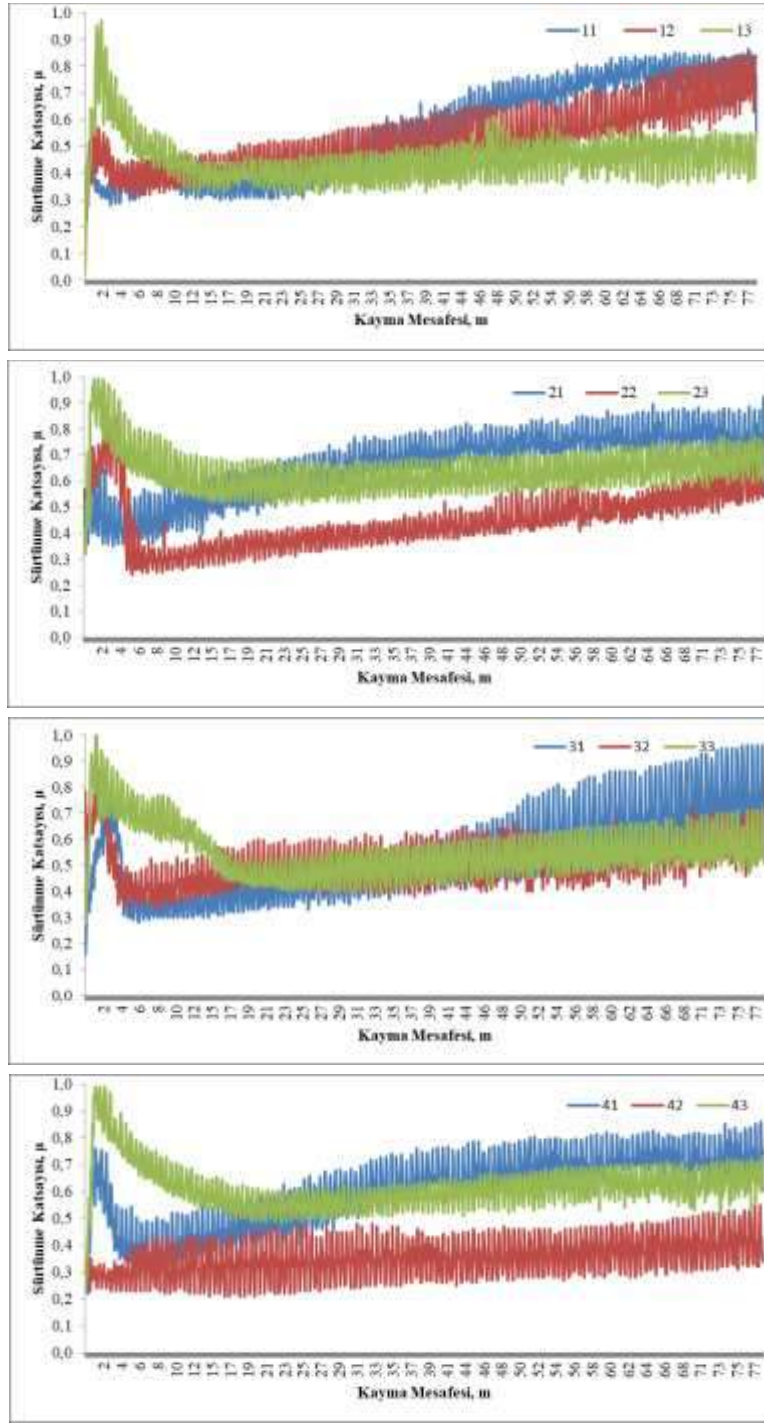
Şekil 2’de plazma nitrasyon işlemi neticesinde çeliklerde oluşan yüzey tabakalarının SEM görüntüleri verilmiştir. En belirgin ve düzgün beyaz tabakanın (demir nitür/ler) 31CrMoV9 çeliğinde ve özellikle de 450°C’de elde edildiği görülmüştür. 16CrMnS5 çeliğinin 520°C’de nitrasyonu ile beyaz tabakanın neredeyse oluşmadığı görülmüştür. Genellikle yüksek nitrasyon sıcaklığında (520°C) daha ince beyaz tabaka oluştuğu görülmüştür. Genel olarak ölçülebilen beyaz tabaka kalınlıkları 1,22 ile 1,56 µm arasında bulunmuştur. Ayrıca Şekil 2’den, beyaz tabakanın hemen altındaki difüzyon tabakası kalınlığının nitrasyon sıcaklığı ile tüm çeliklerde belirgin bir şekilde arttığı görülmektedir. Östenitik (AISI 304) ve martensitik (AISI 420) çeliklerin 450°C ve 520°C sıcaklıklarında nitürlendiği bir çalışmada [1], 520°C’de daha kalın nitür tabakasının elde edildiği bildirilmiştir. Literatürde tabaka kalınlığının artışı yüksek işlem sıcaklıklarında arayer atomlarının yayınlığının artışına bağlanmıştır [11]. Difüzyon tabakası, alaşım elemanlarının azotla oluşturduğu alaşım nitürleri ve azotun demir arayerlerinde erimesiyle meydana gelen katı eriyikten oluşan bir tabaka olup sertleştirilen yüzeye tribolojik özellikler sağlar.

Plazma nitrürlenmiş ve yüzey işleme görmemiş çelik numunelerin aşınma deneyleri sonucunda kayma mesafesine bağlı olarak elde edilen sürtünme katsayısı değişimleri Şekil 3'te verilmiştir. Tüm çelik numunelerde ve yapılan yüzey işlemleri ile aşınmanın başlangıcında (yaklaşık 2m kayma

mesafesinde) sürtünme katsayılarında ani artışlar gözlenmiştir. Nitrülenmeyen çeliklerde bu artışın daha yüksek ve belirgin olduğu, sürtünme katsayılarının neredeyse 1'e yaklaştığı görülmüştür. Bu durum literatür ile uygunluk göstermekte olup, nedeni Hertz basıncına bağlanmıştır [8].



Şekil 2. Çeliklerin plazma nitrür tabaka görüntüleri.



Şekil 3. Plazma nitrülenmiş ve ham haldeki çeliklerin sürtünme katsayıları.

450°C ve 520°C’de nitrülenen 11 ve 12 kodlu numunelerin mesafeye bağlı olarak sürtünme katsayılarında önemli farklılıklar gözlenmezken, 13 nolu numunenin sürtünme katsayısının nitrülenmiş numunelerinkinden daha düşük ve daha kararlı olduğu görülmüştür.

Yüksek sıcaklıkta nitrülenen 22 kodlu numunenin sürtünme katsayısı mesafeye bağlı olarak 0,3 ile 0,6 değerleri arasında 21 ve 23 kodlu numunelere göre daha düşük elde

edilmiştir. 21 ve 22 çeliklerinde nitrülleme işlemi ile yüzey sertlik artışı sadece 11 Hv civarındadır. Bu sonuca göre, nitrür tabaka morfolojisinin sürtünme katsayısına etkisinin yüzey sertliğinden daha fazla olduğu söylenebilir.

450°C ve 520°C’de 31 ve 32 numunelerin sürtünme katsayılarında önemli farklılık oluşmadığı görülmüştür. Bununla birlikte, 450°C’de nitrülenen 31 numunesinde sürtünme katsayısı mesafeyle birlikte artış göstermiştir.

İşlem görmemiş 33 numunesinin uzun kayma mesafelerinde sürtünme katsayısının düşük ve 520°C’de nitrürlenmiş numuneninki ile hemen hemen aynı olduğu görülmüştür. Buna göre, 450°C ve 520°C sıcaklıkta nitrüleme işleminin 42CrMo4 çeliğinin sürtünme katsayısında önemli bir farklılık göstermediği söylenebilir.

34CrMo4 çeliğinde 520°C’de nitrüleme işlemi ile diğer çeliklere nazaran hem daha düşük (~0,30) hem de daha kararlı bir sürtünme katsayısı elde edilmiştir. Bu durum 41 ve 42 numunelerinin yüzey sertlikleri arasındaki farkın (~96 Hv) büyük olmasından kaynaklanabileceği düşünülebilir. Fakat bu sebep tek başına etkili olmayabilir. Zira 43 nolu numunenin yüzey sertliği 42’nin sertliğinden çok daha düşük olmasına rağmen, 43 numunesinin sürtünme katsayısı değerleri daha düşük elde edilmiştir.

Genel olarak, bütün çeliklerde nitrüleme işlemi ile numunelerin sürtünme katsayılarının kayma mesafesi ile arttığı görülmüştür. Bu sonuç literatürle uygunluk göstermektedir [12]. Daha önce Şekil 3’te verildiği gibi, nitrüleme işlemleri ile en fazla 1,56 µm beyaz tabaka elde edilmiştir. Bu değer literatür sonuçları (3,613–11,57 µm) ile karşılaştırıldığında oldukça düşük olduğu görülmektedir [12]. İnce beyaz tabakadaki demir nitrürler aşınma esnasında kolayca kırılarak yüzeyden ayrılabilir ve sert oldukları için yüzeyde aşındırıcı etkisi ile yüzey pürüzlülüğünü artırarak sürtünme katsayısının kayma mesafesiyle artmasına sebep olabilir [6].

520°C’de yapılan nitrüleme işlemi ile 22 ve 42 numunelerinde daha düşük sürtünme katsayısı elde edilmiştir. Bu durum yüksek nitrüleme sıcaklığında beyaz tabakada oluşma ihtimali yüksek olan γ' bileşiklerine bağlanabilir. Literatürde nitrasyon sıcaklığı ve süresi ile beyaz tabakada ϵ ’dan γ' ’ye dönüşümün arttığı, γ' bileşiklerinin daha sünek ve aşınma dayanımlı olduğu bildirilmiştir [10]–[13]. Ayrıca, 450°C’de yapılan nitrüleme işleminin tüm çeliklerin sürtünme katsayılarında artışa sebep olduğu görülmüştür (Şekil 4).

IV. GENEL SONUÇLAR

Düşük alaşımli 31CrMoV9, 16MnCrS5, 42CrMo4 ve 34CrMo4 çeliklerinin 450°C ve 520°C sıcaklıklarında 14 saat süreyle plazma nitrasyon işlemi sonucunda aşağıdaki sonuçlar bulunmuştur:

- Plazma nitrasyon işlemi ile çeliklerin yüzey sertliklerinde 2,4–3,8 kat artışlar elde edilmiştir.
- 520°C yüksek nitrasyon sıcaklığında tüm çeliklerin yüzey sertliklerinde belirgin artışlara sebep olmuştur.
- Nitrasyon işlemi ile çeliklerde 1,22–1,56 µm aralığında ince beyaz tabaka oluşmuştur. Beyaz tabakanın altındaki difüzyon tabakasının kalınlığı nitrasyon sıcaklığı ile artmıştır.
- Yüksek yüzey sertliğinin tek başına sürtünme katsayısının azalmasında etkin bir parametre olmadığı görülmüştür.
- Nitrasyon sıcaklığına bağlı olarak sürtünme katsayılarının değişimi çeliklere göre farklılık göstermektedir. 42CrMo4 çeliğinin 450°C ve 520°C’de nitrülenmesi sürtünme katsayısında önemli bir fark yaratmazken, 34CrMo4 çeliğinde 520°C’de nitrüleme yaklaşık 0,3 değeri ile

sürtünme katsayısında önemli bir düşüşe sebep olmuştur. Tüm çelikler içinde 34CrMo4 çeliğinin 520°C’de nitrülenmesi ile en düşük sürtünme katsayısı elde edilmiştir.

- Genel olarak tüm çeliklerde, işlem görmemiş durumlarına göre 520°C’de sürtünme katsayılarının düşük, 450°C’de ise yüksek olduğu sonucu bulunmuştur.

TEŞEKKÜR

Proje desteği için Balıkesir Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimine ve malzeme desteği için Asil Çelik San. ve Tic. A.Ş.’ye teşekkür ederiz.

KAYNAKÇA

- [1] H. Aydın, A. Bayram and Ş. Topçu, “Effect of different nitriding processes on the friction coefficient of 304 austenitic and 420 martensitic stainless steels,” *Industrial Lubrication and Tribology*, vol.65/1, pp.27-36, 2013.
- [2] R. S. Razavi and G. R. Gordani, “A review of the corrosion of laser nitrided Ti-6Al-4V,” *Anti-Corrosion Methods and Materials*, vol. 58/3, pp.140–154, 2011.
- [3] Ş. Y. Güven, K. Delikanlı, E. Öncel, “AISI 4140 çeliğine uygulanan iyon nitrasyon yüzey sertleştirme işleminin yorulma dayanımına etkisi,” *Teknik Bilimler Dergisi*, vol. 4/2, pp. 29-39, 2014.
- [4] Y. A. Tijani, “Modeling and simulation of thermochemical heat treatment processes: A phase field calculation of nitriding in steel,” Ph.D. thesis, Vorgelegt im Fachbereich 3 (Mathematik & Informatik) der Universität at Bremen im Juni 2008.
- [5] N. Nayeypashae, H. Vafaeezhad, Sh. Kheirandish and M. Soltanieh, “Experimental and numerical study on plasma nitriding of AISI P20 mold steels,” *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, vol. 23/9, pp.1065-1075, Sep. 2016.
- [6] E. A. S. Almeida, J. C. G. Milana and C. E. Costaa, “Acquired properties comparison of solid nitriding, gas nitriding and plasma nitriding in tool steels,” *Materials Research*, vol. 18/1, pp. 27-35, 2015.
- [7] L. N. Tang and M. F. Yan, “Influence of plasma nitriding on the microstructure, wear, and corrosion properties of quenched 30CrMnSiA steel,” *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 22/7, pp.2121-2129, July 2013.
- [8] H. Kovacı, İ. Hacısalıhoğlu, A.F. Yetim and A. Çelik, “Effects of shot peening pre-treatment and plasma nitriding parameters on the structural, mechanical and tribological properties of AISI 4140 low-alloy steel,” *Surface & Coatings Technology*, vol.358, pp. 256–265, 2019.
- [9] H. Kovacı, Ö. Baran, Ö. Bayrak, A. F. Yetim and A. Çelik, “Influence of plasma nitriding treatment on the adhesion of DLC films deposited on AISI 4140 steel by PVD magnetron sputtering,” *Journal of Adhesion Science and Technology*, vol.31/18, pp. 2015–2027, 2017.
- [10] E. Zdravecka, J. Slota, P. Solfronk, and Michaela Kolnerova, “Evaluation of the effect of different plasma-nitriding parameters on the properties of low-alloy steel,” *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 26/7, pp. 3588–3596, July 2017.
- [11] C.J. Scheuera, F.I. Zanetti, R.P. Cardoso and, S.F. Brunatto, “Influence of process temperature on phase formation in plasma nitrided aisi 420 steel,” 22. CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais 06 a 10 de Novembro de 2016, Natal, RN, Brasil pp.10138-10150.
- [12] H. Başak, H. Düzcükoğlu and M. A. Şenyurt, “Effect of plasma nitration process at a various temperatures on the wear behavior of AISI 4340 steel,” *Gazi University Journal of Science*, vol.31/2, pp.600-614, 2018.
- [13] S.D. Jacobsen, R. Hinrichs, C. Aguzzoli, C.A. Figueroa, I.J.R. Baumvo and M.A.Z. Vasconcellos, “Influence of current density on phase formation and tribological behavior of plasma nitrided AISI H13 steel,” *Surface & Coatings Technology*, vol. 286, pp. 129–139, 2016.

Experimental and Simulation Studies on Phase Transformation During Resistance Spot Welding of Advanced Steel

Abdulkarim Alzahougi*, Bilge Demir, Mustafa Göktaş, Muhammed Elitaş

Karabuk University, Engineering Department, Karabuk, Türkiye

*aalzahougi@yahoo.com.tr

Abstract—Resistance spot weld wellness and quality for automotive steels are strongly dependent on microstructure. Defining and estimating of the formation of the weld microstructures is wonderful and useful effort if this effort reaches to success, particularly by modeling with finite element method in time and cost saving. This study is attempting to estimate the phase formations during RSW by using finite element modelling and experimental studies. The study has been based on commercial DP600 automotive sheet steel. All RSW studies have been applied and modelled in condition of different welding current and different welding electrode pressure parameters. Metallurgical characterizations, Image analysis of the samples were carried out by using stereo optic microscopy and photo camera. As results, as observed that modelling of the phase transformations could be applied on real process and can give almost knowledge. By this way, weld parameters of the RSW and materials selection could be estimating out practically. In addition to that, results showed that, phase characterizations in RSW could be done almost by modeling.

Keywords—DP600, resistance spot welding, phase transformation.

I. INTRODUCTION

In the 1980s, automotive industry faced many challenges to enhance safety, reducing fuel and weight consumption. Advanced High Strength Steel (AHSS) levels contribute significantly to safety, exhaust gas pollution, good formability, viability, fuel efficiency, durability, environmental policy and quality requirements at relatively low cost [1]. Advanced High Strength Steels (AHSSs) combine between ductility and strength by phase transformation and solution reinforcement and accomplish a strength-to-weight rate of light applications in the automotive industry [2]. Another important phenomena for automotive industry is resistance spot welding method which has been used widespread areas and amount, although its basic principle has not changed since the discovery of Thomson in the 1880s by Elihu Thomson [3]. In addition, it has also become the most technological (in terms of robotics and automation) and economical welding method. RSW is different to other welding process is simple to use, suitable for cars body construction which covers 7000 to 12,000 spots of welding which could be applied very fast and don't need to extra (filler) material, so has big advantage to production of the lightweight body [4], [5].

There are very important parameters to must consider in the spot welding. Welding parameters include: Electrode force, electrode diameter, squeeze time, weld time, thickness of sheets and welding current. Size and number of the welding structure of the welding determines the strength of the component in this process [6]. Until today, many studies have been done on resistance spot welding [3], [7]–[13] and it is used as painted. However, as in many, developments in information systems, new materials and new methodologies require new studies. For new generation automotive sheet steels, due to their microstructure produced heat treatment, is very sensitive to repeated heat and heat cycle like to be in RSW. During welding, due to heat generation, phases changing and undesired their transformation would be possible. As known, microstructure of the metals so weld zone defines to weld properties also it is mechanical properties. Defining and explaining of the phase transformation very important both experimentally and theoretically. However, there is not much study in the literature, in which the phase transformations in resistance spot welding are modeled both experimentally and mathematically. Therefore, this study performed to estimate simulation of microstructure development, based on mathematical model with experimental study. By this way what analysis and optimization of the microstructure development modeling capability could give us a great advantage on understanding, planning, and optimizing of the process parameters of the RSW.

II. EXPERIMENTAL PROCEDURE

The chemical composition of DP600 sheet steel used in this study have been given at Table 1 and its microstructure have been shown in Figure 1.

TABLE 1.
CHEMICAL COMPOSITION OF DP600 STEEL

Material Quality	Chemical compositions (weight %)					
	C	Si	Mn	Cr	Al	Fe
DP600	0.077	0.253	1.86	0.177	0.127	97.472



Figure 1. Microstructure view of DP600 steel.

The samples were designed according to EN ISO 14273 standard for the RSW operation. The RSW samples were cut to dimensions of 100mmx30mmx1mm. The samples were overlapped for 30 mm. With the consequent size of RSW, overlapped samples were 170 mm (Figure 2). RSW was carried out through the utilization of three different welding currents, 4kA, 6kA and 8kA, and three different electrode pressures of 3.5, 4.5 and 5.5 bar. Resistance spot welding machine which is a semi-automatic with equipped with the pneumatic control of the phase shift of the AC. The time unit is cycle-based (1cycle=0.02s).

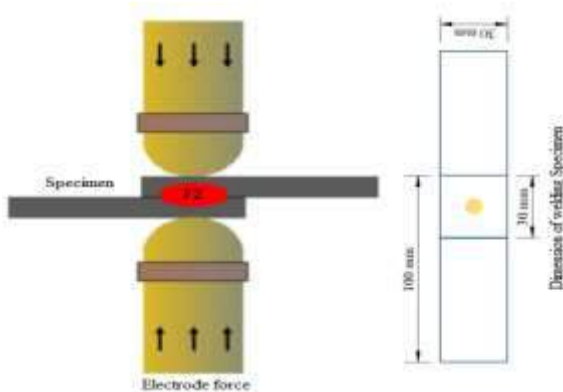


Figure 2. The schematic of resistance spot welding.

A great number of metals working, and metal processing production processes is covered by the Simufact software solution. The processes are grouped to application groups 'Forming', 'Joining', and 'Additive'. These three groups of application consist areas of application of our software products Simufact Forming, Simufact Welding, and Simufact Additive. Simufact software help automobile industrialists and their providers by the provision of operations simulation program to check the validity and optimization of joining processes for the construction of car bodies.

III. EXPERIMENTAL AND THEORETICALLY RESULTS

The original microstructure of the steel sheet is change, during also resistance spot welding as with many welding methods. Weld zone of the RSW can clearly be defined as three identical region which are called as Fusion zone (FZ), Heat

affected zone (HAZ) and Base metal (BM) as have been shown in Figure 3.

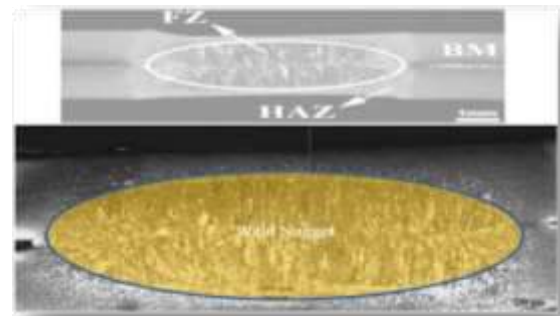


Figure 3. Cross section profile of the RSW sample with defined zones

The microstructure of the samples, which was joined with 3.5, 4.5 and 5.5 Bar electrode force at 4, 6 and 8 kA, have been evaluated and here just two samples' microphotographs given as seen at Figures 4 and 5.



Figure 4. The weld zone profile and its microstructures of DP600 weldment joined with 5.5 Bar electrode force with 4kA welding current. a) Base metal (BM), b) Heat Affect Zone (HAZ), c) Fusion zone (FZ).



Figure 5. The microstructure of weldment joined with 3.5 Bar electrode force with 8kA welding current a) DP600 base metal (BM), b) DP600 Heat Affect Zone (HAZ), c) DP600 Fusion Zone (FZ)

Base metal of dual phase steel is known with its microstructure which is produced by intercritical annealing and then enough cooling to ensure transformation of the partial austenite to martensite takes its all properties from this microstructure which have been given Figure 4 and Figure 5 distributed in soft ferrite matrix. Calculated volume fractions of the phases are $80 \pm 3\%$ for ferrite matrix and $20 \pm 3\%$ for martensite phases as second phase with little retained austenite also possible. Addition to base metal of the samples, Figure 4 and Figure 5 have shown also HAZ and FZ of the RSW samples.

Here, first we must consider to HAZ of the RSW samples could be defined as very complex due to the heat gradient and cooling condition depending on the nature of the RSW welding. Whereas the HAZ region in the samples of the weldment exhibits the martensitic and the ferritic microstructure. As similarly compare to the % martensite volume fraction increased because of the temperature that has been reached between the A_{c1} and that of the A_{c3} range in the HAZ region while the welding has also been processed, it is partially austenized and then it has been transformed into the martensite associate with higher cooling. As a result of the subsequent rapid cooling, the carbon rich austenite transforms to the martensite phase while the ferrite remains as so in the structure. The microstructure of the weld nugget decorated predominantly the martensite. The martensite volume fraction was increased as the location moved towards that of the weld nugget which was because of the increment of the heating temperature, which is technically followed by the rapid cooling, which leads to the increments in their hardness. Nayak et al. [14] and Pouranvari et al. [15] They both collectively indicated that an increasing alloys content increases the volume fraction of the martensite phase.

The microstructure also occurred predominantly with the martensitic by the weld nugget. The weld nugget was exclusively decorated to suit the fully martensite phase because of the temperature that exceeds the A_{c3} so it is completely austenitized and then rapid cooling rate which encourages the martensite transformation of this region. In the Figure 4 and 5 which did not exhibit difference in terms of the constituent phases which is compared with the structure of the weldment.

The most comprehensive information on phase transformation kinetics can be obtained from the material's Continuous-Cooling Transformations (CCT) diagrams and mathematical models. The CCT diagram for DP600 steel is shown in the Figure 6. The heat input rate and maximum temperature reached during welding can be effective for phase transformations. While the cooling rate is very effective on HAZ formation, it is decisive in the phase formation.

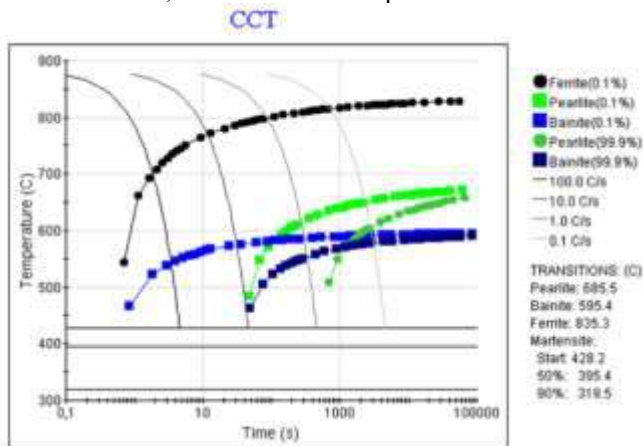


Figure 6. CCT diagram for DP600 steel

The phase transformation that occurs with cooling can be studied through the Johnson-Mehl-Avrami equation (Equation 1) and CCT diagrams.

$$X = 1 - \exp(-K.t^n) \quad (1)$$

K and n represent the coefficient, X represents the transformed phase and t represents time. K and n values are found by determining two points in the diagram. The martensite transformation is calculated through the Koistinen-Marburger equation (Equation 2-4).

$$f = 1 - \exp(-\alpha_m(M_s - T)) \quad (2)$$

$$\alpha_m (\times 10^{-3} K^{-1}) = 27,2 - \sum_i S_i x_i - 19,8 [1 - \exp(-1,56 x_c)] \quad (3)$$

$$\sum_i S_i x_i = 0,14 x_{Mn} + 0,21 x_{Si} + 0,11 x_{Cr} + 0,08 x_{Ni} + 0,05 x_{Mo} \quad (4)$$

The Simufact software results can be clarified as follows. It is clear from Figure 7 the modeling of samples and that the major phase index, it is almost martensite.

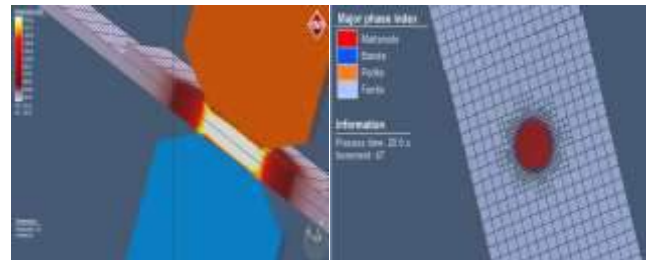


Figure 7. Modeling of sample and the major phase

We can see that the volume fraction of martensite increases when the welding current decreases and it does not affect by change of clamping load (Figure 8). The volume fraction of martensite is about 91.0 to 93 % at FZ and with welding current 4kA whereas volume fraction of martensite at the welding current 6kA is from 80.0 to 88 % and it is 30 to 70 % with welding current value of 8kA.

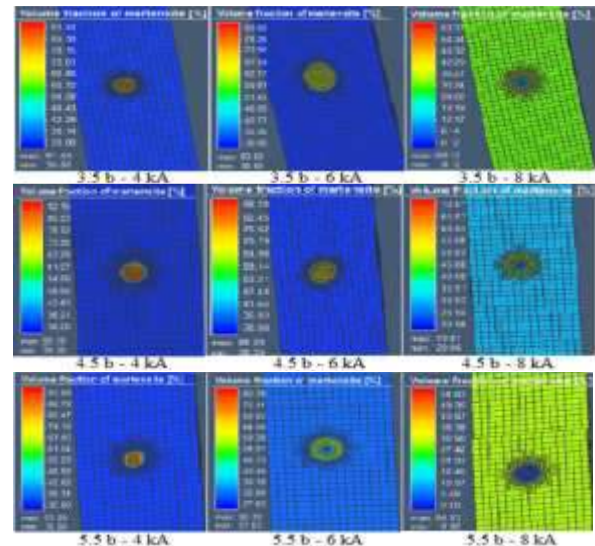


Figure 8. The volume fraction of martensite transformation.

At Figure 9 showed that the volume fraction of ferrite increases when the welding current decreases and it does

change by change occur in clamping load. The volume fraction of ferrite at FZ is about 4% with welding current 4kA while the volume fraction of ferrite at welding current 6kA is about 5-10% and it is from 7 to 32 % with welding current value of 8kA. When we compare these results with results in the literature review, we can find that the results are too close from each other.

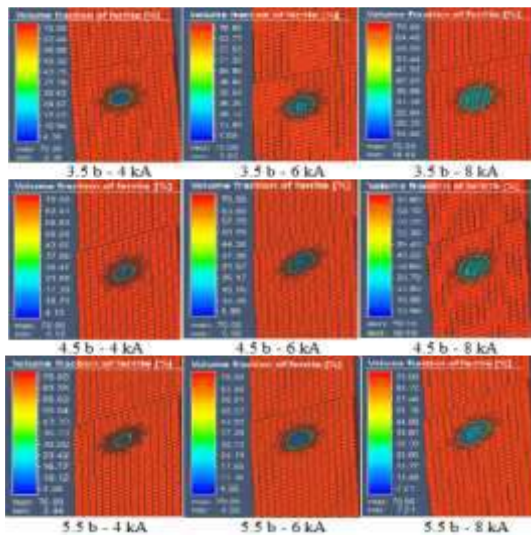


Figure 9. Volume fraction of ferrite at FZ.

IV. CONCLUSIONS

In this study, an experimental study and simulation investigations of RSW were conducted on DP600 sheet steel which is used widely in automotive industry. From the results of present study, the following conclusions can be made:

1. According to optical microscopic images of the weld profile, the phase of base metal contains of a certain amount of hard martensite phase in a soft ferrite matrix, which is being change to a certain amount of ferrite, and lath martensite phase in HAZ according to the weld current.
2. The Simufact software results showed that microstructure development and the percentage of volume fraction the phases in each section of the resistance spot weld zone could be estimated by finite element method. According to these results, volume fraction of martensite phases in weld zone have been increasing with decreasing welding current. Other phases volume fractions are changing depend on austenite decomposition during weld zone cooling period. Simufact software can easily calculate the volume fraction of the phases. This theoretically study can gain cost effectiveness and reduces the experimental process effectively.
3. In order to obtain correct results by using Simufact software, it is an obligation to define to metallurgical aspect of the weld zone and so all structure, quantitatively. However little differences also possible between experimental and simulation results.

REFERENCES

- [1] Z. Yu, R. Barabash, O. Barabash, W. Liu, and Z. Feng, "Microscopic deformation in individual grains in an advanced high-strength steel," *Jom*, vol. 65, no. 1, pp. 21-28, 2013.
- [2] A. Govik, L. Nilsson, and R. Moshfegh, "Finite element simulation of the manufacturing process chain of a sheet metal assembly," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 212, no. 7, pp. 1453-1462, 2012.
- [3] M. Pouranvari, and S. P. H. Marashi, "Critical review of automotive steels spot welding: process, structure and properties", *Science and Technology of welding and joining*, vol. 18, no. 5, pp. 361-403, 2013.
- [4] S. Aslanlar, A. Ogur, U. Ozsarac, and E. Ilhan, "Welding time effect on mechanical properties of automotive sheets in electrical resistance spot welding," *Materials & Design*, vol. 29, no. 7, pp. 1427-1431, 2008.
- [5] N. T. Williams, and J. D. Parker, "Review of resistance spot welding of steel sheets Part 1 Modelling and control of weld nugget formation," *International Materials Reviews*, vol. 49, no. 2, pp. 45-75, 2004.
- [6] R. W. Messler Jr, *Principles of welding: processes, physics, chemistry, and metallurgy*. John Wiley & Sons, 2008.
- [7] M. D. Tumuluru, "Resistance spot welding of coated high-strength dual-phase steels", *Welding Journal*, vol. 85, no. 8, pp. 31-37, 2006.
- [8] S. T. Wei, D. Lv, R. D. Liu, L. Lin, R. J. Xu, J. Y. Guo, K. Q. Wang, "Similar and dissimilar resistance spot welding of advanced high strength steels: welding and heat treatment procedures, structure and mechanical properties," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 19, no. 5, pp. 427-435, 2014.
- [9] A. De, "Spot welding", *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 13, no. 3, pp. 213-214, 2008.
- [10] M. I. Khan, M. L. Kuntz, and Y. Zhou, "Effects of weld microstructure on static and impact performance of resistance spot welded joints in advanced high strength steels", *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 13, no. 3, pp. 294-304, 2008.
- [11] M. Tumuluru, "The effect of coatings on the resistance spot welding behavior of 780 MPa dual-phase steel," *Welding Journal*, vol. 86, no. 6, pp. 161-169, 2007.
- [12] P. Zhang, J. Xie, Y. X. Wang, and J. Q. Chen, "Effects of welding parameters on mechanical properties and microstructure of resistance spot welded DP600 joints", *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 16, no. 7, pp. 567-574, 2011.
- [13] M.I. Khan, M.L. Kuntz, E. Biro, and Y. Zhou, "Microstructure and mechanical properties of resistance spot welded advanced high strength steels", *Materials Transactions*, vol. 49, no. 7, pp. 1629-1637, 2008.
- [14] S. S. Nayak, Y. Zhou, V. H. Baltazar Hernandez, and E. Biro, "Resistance spot welding of dual-phase steels: heat affected zone softening and tensile properties," in *Proceedings of the 9th International Conference on Trends in Welding Research, Chicago, Illinois, United States*, 2012, pp. 641-649.
- [15] M. Pouranvari, and S. P. H. Marashi, "Critical sheet thickness for weld nugget growth during resistance spot welding of three-steel sheets", *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 16, no. 2, pp. 162-165, 2011.

Parameters Affecting the Thermal Shock Resistance of Cordierite

Ahmet Gökhan GÖKKAYA⁺, Prof. Dr. Cemalettin YAMAN^{*},

Ahmet Gökhan GÖKKAYA
f2718042@std.yildiz.edu.tr

⁺Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul, Türkiye
yaman@yildiz.edu.tr

ABSTRACT

The thermal expansion coefficient of cordierite is very low. Consequently, it's thermal fatigue resistance is very high. Thanks to these features; it is widely used in automatic exhausts, catalytic converters and casting filters. High quality cordierite is needed in applications such as catalytic converter. It is very essential that the radians used in doner kebabs are produced from cordierite. However, thermal shock and thermal fatihue are not as serious as in conventers. For this reason materials made of clay or clat-talc fired about 1100C are used in catalytic convector. Clay or clay-talc mixtures are sed for reasons such as raw material cheapness, formability, sample size sensitivity. In this study, in addition to these mixtures, clay-magnesite mixtures fired at approximately 1100C were investigated.

Adding talc to clay both reduces the forming water and decreases the rate of crystal bound water. About 52% of magnesium carbonate is carbon dioxide. Porous structure occurs when magnesium carbonate loses 52% of its weight as CO₂ in clag-magnesite mixtures. This porous structure drastically reduces thermal conductivity. When the thermal conductivity is low, the heat on the hot surface slows down to reach the flammable gas on the inner surface and it is expected to prevent the ignition of the flammable gas. This improvements is expected to prevent the explosion events of the flammable gas in the interior encountered in clay products.

Increasing talc in clay-talc mixtures increases the magnesium oxide ratio in the mixture. However, with the increase of magnesium oxide, silicon dioxide also increases. Therefore, the increase in talc ratio in clay talc mixtures is not as effective as approaching the cordierite composition with the addition of magnesium oxide.

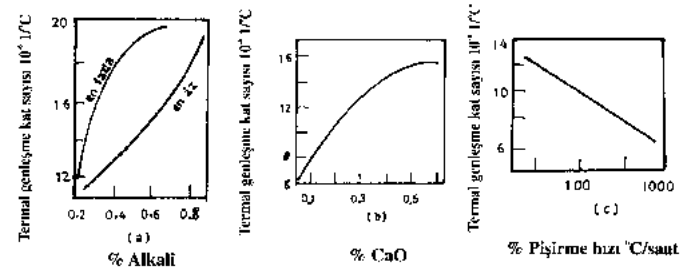
Anahtar Kelimeler— Kordiyerit, Radyan, Termal Şok, Kil , Talk

I. GİRİŞ

Dünya genelinde radyanla pişirilen döner hızlı yemek sektörünün önüne geçmektedir. Tabiatta kil-kum karışımları çok ve yaygın olarak bulunmaktadır. Kolay bulunan bir hammadde oluşu ve bu hammaddeden üretilen kordiyerit refrakterlerin termal şok dayanımının çok yüksek oluşu geniş bir kullanım alanı sağlamaktadır. Kordiyerit; döner ocaklarında radyan, otomobillerin egsozlarında nikel ve platini taşıyıcı,

dökümhanelerde dölüm filtresi olarak kullanılmaktadır. Radyan kullanılan döner ocaklarının ihtiyaca göre sık açılıp kapanması; radyanlarda termal şok çatlaklarına, termal yorulmayla kırılmasına ve yüzeyden küçük tanelerin koparak gıdaya karışmasına neden olmaktadır. Radyanların delik çapları delikler arası mesafe, LPG ve NG uygulanan basınç kördiyeritten üretilen radyanların termal şok dayanımını etkileyen parametreler incelencektir.

Kordiyeritin termal genleşme katsayısı çok düşüktür. Kordiyerit üretiminde yaklaşık %70 kil-kaolin ve %30 talk kullanılmaktadır. Hammaddelerdeki alkaliler, bazik oksitler, kalsiyum bileşikleri ve kum termal genleşme katsayısını önemli ölçüde etkiler.

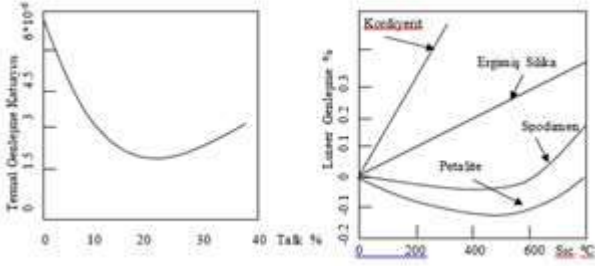


Şekil 1. Ekstrüzyonla üretilmiş, bu nedenle yönlenmiş kordiyeritin termal genleşme katsasına a)Alkali b)CaO c)Pişirme hızının etkisi [1]

Kardiyerit üretiminde alkali ve bazik oksitlerden cam faz meydana gelmektedir. 1325C ve 1360C' ötektikleri bulunmaktadır. Pişirme sıcaklıkları bu değerin üzerine çıkarsa ötektik camı fazlar da meydana gelmektedir. Kordiyerit içerisinde meydana gelen tüm camı fazların termal genleşme katsayısı çok yüksektir, genelde tane sınırında meydana gelmektedirler. Bu camı fazlar kordiyerit bünyenin termal genleşme katsayısını ciddi şekilde artırmaktadırlar. Bu çalışmada alkalisi düşük hammaddelerle camı faz oranını düşürmek ve termal genleşme katsayısının yükselmesini engellemek amaçlanmaktadır.

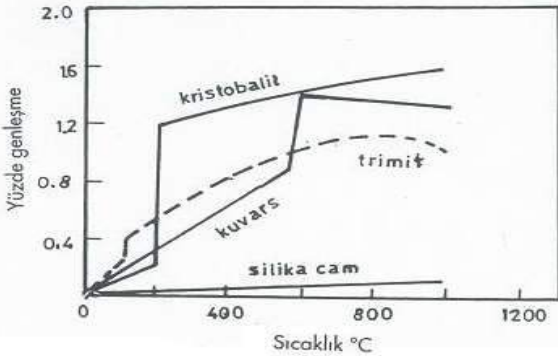
Kordiyeritte kullanılan hammaddelerden gelen alkali ve vazik maddeleri tamamen uzaklaştırmak mümkün olmamaktadır. Bu nedenle kaçınılmaz olarak kordiyeritte camı faz meydana gelecektir. Bu camı fazı nitfik asit ile kısmen azaltarak

kordiyeritin termal genişleme katsayısı düşürülebilmektedir. Ancak nitric asit ile tane sınırlarındaki cam fazın düşürülmesi yapıda çok küçük çatlakların oluşmasına neden olabilmektedir. Bu çalışmada nitric asit muamelesinin termal şok dayanımına etkisi araştırılacaktır.



Şekil 2. A)Kil-talk, B)Kil-lityum içeren seramiklerde termal genişlemenin karşılaştırılması [2]

Aşağıdaki şekilde görüldüğü gibi, kuvars 573° C'de yaklaşık %1.35, kristobalit 200 ° C'de yaklaşık %1.5 lineer küçülme gösterir. Önemli miktarda kuvars veya kristobalit içeren bünyelerde bu ani hacim değişikliği çatlaklara ve kırılmalara yol açabilir. Endüstride kırılmayı önlemek için pişirmeden sonra soğumada veya glarür pişirmeye müteakip ısımada veya soğutmada meydana gelebilir. Isıtırken veya soğuturken 573° C'de kuvars faz dönüşümü nedeniyle meydana gelen yüzey göreceli olarak kabadır. Soğuma sırasında kuvars tanesi, çevresiyle sinterlenmiş olduğu ana yapıdan parçalar koparak ayrılabilir.



Şekil 3. Slika fazlarının termal genişleme eğrileri ve faz dönüşümleri. Tridimit düşey doğrular faz dönüşümü geçirdiği için tabana 90 derece diktir. [3]

Kil-kaolin içerisinde %30'a kadar talk katıldığında termal genişleme katsayısı parabolic olarak düşmektedir. Talktan gelen MgO kordiyerit mineralinin artışına neden olduğu için bu etki görülür. %30'un üzerinde ise termal genişleme katsayısı tekrar yükselmektedir.

Kordiyerit; termal şok direnci yüksek olduğu için radyan, katalitik konverter ve döküm filtresi olarak kullanılmaktadır. Yukarıda termal genişleme katsayısına etki eden parametreler incelenmiştir. Burada termal şok dayanımına etki eden parametreler incelenecektir.

Tablo 1. Slika fazlarının termal genişleme eğrileri ve faz dönüşümleri [4]

Modifikasyon	Sıcaklık	Yoğunluk
α - kuvars	573 ° C	2.65
β - kuvars	573-870 ° C	2.60
β2 tridimit	870-1470 ° C	2.32
β - kristobalit	1470-1670 ° C	2.21

II. TERMAL ŞOK

Termal şokun etkisini değerlendirebilmek için termal şok formülünün ve buradaki parametrelerin etkisinin bilinmesi gerekmektedir. Bu eşitlikte ΔT termal şoka neden olacak T_1 ve T_2 sıcaklıkları farkını ifade eder.

$$R = \Delta T = \frac{\sigma(1 - \mu)}{E \cdot \alpha}$$

Burada,

ΔT : Kırılmaya sebep olan sıcaklık farkı

E : Elastiklik modülü

α : Termal genişleme katsayısı

μ : Poisson oranıdır. σ : Çekme dayanımı

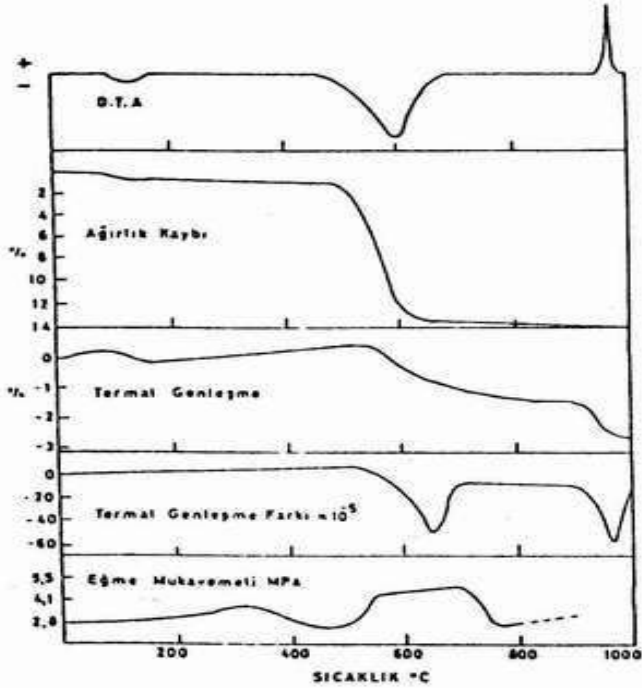
Elastik bir numunenin çekmede yanıl daralması olarak tarif edilebilir. Poisson oranı Camda 0.17 ve onun azıcık üstü olabilir. Sünek metallerde yaklaşık 0.3 civarındadır. Tam elastik malzemelerde teorik olarak en fazla 0.5 tir. Üretim koşulları ve yüzey pürüzlülüğü birbirine yakın olan bir refrakter türü için poisson oranı hemen hemen hiç değişmez. Başka bir deyişle gözeneklik, yüzey pürüzlülüğü ve benzeri faktörlerin çok ciddi oranlarda değişmediği durumlarda poisson oranının fazla etkilenmediği kabul edilebilir.

Refrakter malzemelere çekme deneyi pek uygulanmaz. Uygulansa da yüzey pürüzlülüğü, çentik, çukurlar ve benzeri nedenlerle gerilme birikmesi gerçekleşeceğinden standart sapma değeri çok yüksektir. Bu nedenle güvenilir kabul edilmez. Refrakter malzemeler genellikle dikdörtgenler prizması şeklinde olduğu için bunlara basma deneyi uygulanır ve basma dayanım değerleri dikkate alınır. Refrakter malzemelerde gözenek ve yüzey pürüzlülüğü durumuna göre basma dayanımının çekme dayanımına oranı 3-10 kat arası değişir. Fakat özellikleri, yüzey pürüzlülüğü, porozite oranı birbirine yakın olan bir refrakter için basma/çekme dayanımı hemen hemen sabittir. Bu nedenle termal şok dayanımının tayininde basma dayanımından yararlanılabilir.

Refrakterlerin basma dayanımının tayininde bazen içi boş yüzük şeklinde veya disk şeklinde numune kullanılır. Basma dayanımı buralardan formülle hesaplanır. Ancak daha sonra belirtileceği üzere eğme deneyindeki çökme miktarından giderek termal şok dayanımının belirlenmesi diğer yöntemlere

göre daha kolay pratik ve istatistik sapması daha düşük yani bilimsel olarak daha güveniliridir.

Sayfa sınırlaması nedeniyle termal şok ile ilgili detay bilgi ve referans verilememiştir. Ancak beş numaralı referanstan bu konu ile ilgili kapsamlı bilgi ve referansa ulaşılabilir.



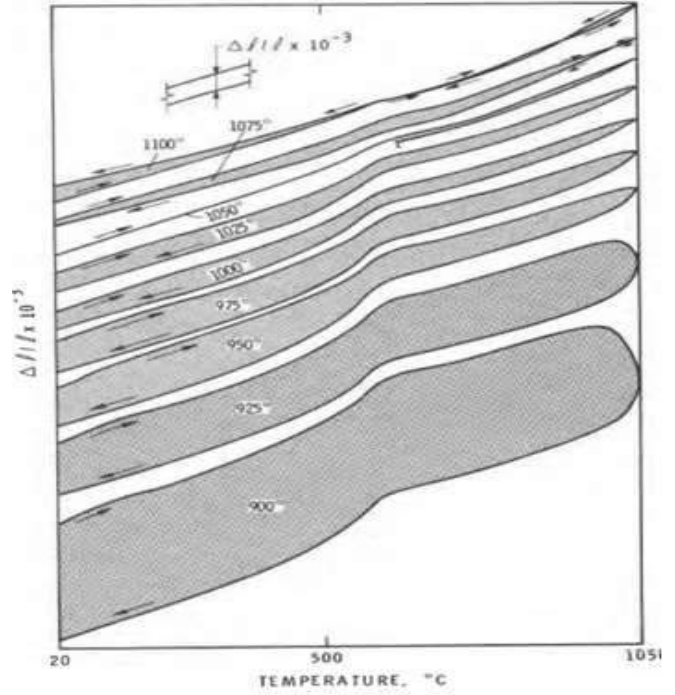
Şekil 4. Saf kaolinle pişirme sırasında meydana gelen DTA , TGA , termal genleşme, termal genleşme hızı ve eğme mukavemetinin değişimi. [5]

Elastik Modülü, malzemenin deforme olmaksızın gerilmelere karşı koyabilmesinin bir ölçüsüdür. Seramik ve refrakterler gevrek malzemeler olduğu için yük altında çok az eşkil değiştirebilirler, bu yüzden seramik malzemelerde elastic modülü çok yüksektir.

Elastiklik modülü eğme, basma, çekme gibi deneylerle tayin edilir, seramiklerde en fazla sonik yöntem kullanılır. Kare kesitli özel bir parçanın titreşim frekansı (veya rezonans frekansı) o malzemenin elastiklik modülü ile orantılıdır. Seramik malzemeler gevrek olduğundan gerilme-uzama diyagramında fazla bir uzama göstermezler. Bu nedenle uzamayı hassas tayin etmek için gerinim pulu(strain gage) metodu kullanılır. Elastiklik Modülü malzemenin bileşimine, gözenek oranına, sinterlenme sıcaklığına ve süresine bağlıdır.

Yukarıdaki formül termal şok kriterleri için temel kriter olarak alınmaktadır. Rejim hali ısı akışı için, izin verilen en büyük sıcaklık farkı olarak Kabul edilir. Eğer malzemenin ısı iletkenlik katsayısı (k) yüksekse malzemede meydana gelebilecek sıcaklık gradyanı düşük olacak demektir. Karıştıran iki malzemenin diğer özellikleri aynı olsa bile sıcaklık gradyanı farklı olacaktır. Bu nedenle R parametresi yanında k da dikkate alınmalıdır. Yani termal şok formülü R*k olarak dikkate alınır. Bu formül sadece magnezit, grafit, SiC

ve ısı iletkenliği yüksek malzemeler için kullanılır. Isıl iletkenliği yüksek malzemelerde termal şok sırasında sıcaklık gradyanı düşük olur yani iki bölge arasındaki sıcaklık farkı göreceli olarak düşük olur dolayısıyla gerilme az olur.



Şekil 5. Silika(kuvars) içeren killerin pişirilme sıcaklığına göre genleşme ve büzülme eğrileri. [6]

Ticari seramik ve refrakter malzemelerden çekme ve elastic modülü için numune çıkarmak zordur. Oysa eğme numunesi çıkarmak kolaydır. Gecek ve esnek malzeme olduklarından eğme dayanımının çekme dayanımına oranı sabit alınabilir.

$\sigma_{maks}/E = 6*h*f_{maks}/L^2$ çekilerek termal şok formülünde yerine konulursa,

$$\Delta T_{maks} = 6*h*f_{maks}/(L^2* \alpha) \quad h:\text{numune kalınlığı, } L:\text{Destekler arası uzaklık, } f_{maks}: \text{Eğmede en büyük çökme miktarı. [7],[8]}$$

III. DENEYLER

Deneysel çalışmalarda fabrikada üretilen ürünün bilemişi %77 kil, %20 eski hurda (kırılmış öğütülmüş agregata) ve %3 kaolindir.

Fabrika-Talk numuneleri fabrikada kullanılan bileşimden %83 ve %17 talk katılarak hazırlanmıştır. Talk da ağırlıkça yaklaşık %5 kızdırma kaybı bulunmaktadır.

Fabrika-Magnezit numuneleri fabrikada kullanılan bileşimden %88 ve %12 Magnezyum karbonat katılarak hazırlanmıştır.

Magnezitin ağırlıkça yaklaşık %50si MgO diğer yarısı CO2 olarak dikkate alınabilir.

Çizelge 2. Deneylerde kullanılan hammaddelerin kimyasal analizleri

	KİMYASAL ANALİZ %		
	TALK	KAOLİN	Kil
SiO ₂	61,1	65,6	61,4
Al ₂ O ₃	0,1	24,8	23,2
Fe ₂ O ₃	1,9	0,7	3,4
TiO ₂	0,0	0,2	1,1
MgO	30,4	0,0	0,6
SO ₃	0,0	0,9	0,0
L.O.I	5,2	0,0	0,0
K ₂ O	0,0	0,0	2,3
AZ	0,0	7,4	0,0
K.K	0,0	0,0	7,8
K ₂ O	0,0	0,0	2,3

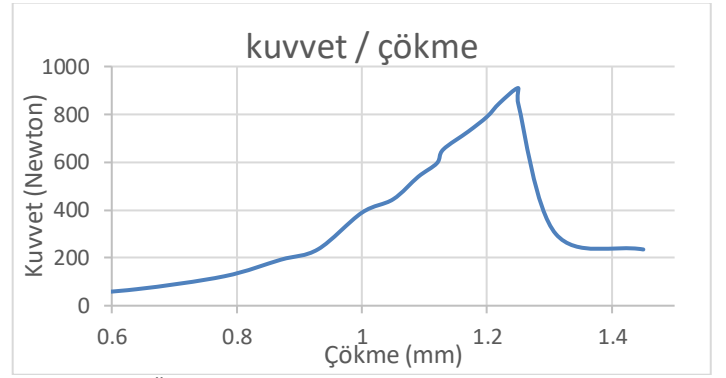


Şekil 6. Pişmiş numunelerin eğme deneyinde kırılmış görüntüleri A) Fabrikada pişirilmiş numunenin eğme deneyindeki kırılma şekilleri. Kırılmada dallanma yoktur. B) Fabrika-talk karışımı ile üretilen ve 1100 C de pişirilen numunenin eğme deneyinde kırılmış görüntüsü. Dallanma yok, kırılma çatlağının dışındaki çatlaklar pişme sırasında meydana gelen çekme çatlaklardır.

Fabrika ürünü numunelerde küçülme %5,7 , Fabrika-Magnezit numunelerinde küçülme %3,2 ve Fabrika-Talk numunelerinde küçülme %2,8 görülmüştür. Numunlerin şekillendirilmesinde kullanılan kalıp ölçüleri 137x97mm boyutlarındadır.

Çizelge 3.

	Maksimum kuvvet (newton)	Çökme (mm)
Fabrika-Talk	317	0,3
Fabrika-Magnezit	284	0,1
Fabrika	910	1,3



Şekil 7. Üç noktalı eğme deneyinde kuvvet/çökme eğrisi, 136x97mm numune ile mesnetler arası uzaklık 100 mm alınmıştır.

Sayfa sınırlaması olduğu için kordiyerit ile ilgili referanslara gerektiği kadar yer verilememiştir.

IV. SONUÇLAR

Radyan uygulamalarında LPG, NG yakıtlarının, radyandaki delip çaplarının ve delik dağılımlarının önemi fazladır. Radyan ile döner arasındaki mesafe çok önemlidir. BuBunlar alevde CO oluşumunu ve mavi alev oluşmasını tetiklerler. BU olumsuz etkilerin ortaya çıkmaması için tüm faktörlerin dikkate alınarak üretim yapılması gerekmektedir. Bu çalışmada kil, kil-talk ve kil-magnezit karışımlarının 1100C'de pişirilmesi ile meydana gelen radyanın özellikleri incelenmiştir.

Şekil 7'den görüldüğü gibi üçlü eğme deneyinde çizilen diyagramlara göre, eğme deneyinde kuvvet-çökme eğrilerinde oldukça geniş bir aralık söz konusudur. Çökme miktarı maksimum yükte yaklaşık 1,2mm'dir. Üçlü eğme deneylerinde gözlemlenen bu geniş aralık, termal şok dayanımının iyi olacağı anlamına gelmektedir. $\Delta T_{maks} = 6 \cdot h \cdot f_{maks} / (L^2 \cdot \alpha)$, f_{maks} çökme miktarının termal şok dayanımını ne kadar etkilediği görülmektedir.

REFERANSLAR

- [1] Seraniklerde yönlenme ve yönlenme problemleri, Metal dünyası Eylül 1999, s1ay1 76 sayfa 28-34
- [2] Yaman, C. "Kardiyerit Özelliklerine ve Pişme Aralığına Silikanın Etkisi" Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü. 1988.
- [3] Çok fazlı seramiklerde fazlar arası etkileşim. Metal Makina Haziran 1997, Sayfa 67-77.
- [4] Lanchman, I.M, Bagley, R.D Lewis, R.M "Thermal Expansion of Extruded Cordierite Ceramics" Amer. Ceram.Soc.Bull.Vol.60 No:2,202-205, 1981
- [5] Lawrance, "Ceramic Science for the Potter" Chiton book Company Pennsylvania,1972.
- [6] Litvan G.G. "Determination of the Firin Teperature of Clay Brick" Amer. Cer.Soc.Bull.Vol.63 No:4,617-618,627. 1984.
- [7] Yaman, C. "Determination of the Thermal Shock Criteria By Bending Test: Modeling, Measurement&Control, B, AMSE press, Vol. 57, 1995
- [8] Yaman, C. "Kardiyerit Özelliklerine ve Pişme Aralığına Silikanın Etkisi" Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü. 1988..

Investigation of the relation between molar composition and compressive strength of the un-calcined kaolin based geopolymetric sand binder.

Süleyman YAŞIN*, Selin DEMİR⁺

^{*,+} *Metallurgical and Materials Engineering Department, Karabuk University*

^{*,+} Balıklarkayası Mevkii 78050 KARABUK / TURKEY

* syasin@karabuk.edu.tr

⁺ selindemir055@gmail.com

Abstract—Demand for inorganic binders in metal casting applications is constantly increasing because they provide a cleaner casting process. Geopolymeric or geopolymer modified binders constitute an alternative in metal castings as an inorganic binder. In this study, the relationship between the chemical composition and compressive strength of the un-calcined kaolin based geopolymeric sand binder was investigated. To see the effect of the molar composition on the strength more clearly, the sand with wt.%20 binder addition were moulded. Moulded sand cured at 240 °C for 1 h to obtain samples. As a result of the study, a different optimum molar composition compared to common geopolymers was determined due to the differences between their production techniques. Compressive strength of 19.5 MPa was obtained in the optimum composition.

Keywords— Casting, Geopolymer, Inorganic Binder, Kaolin, Clean Production

I. GİRİŞ

Jeopolimerler ve alkali aktive malzemeler düşük sıcaklık üretimi ve düşük CO₂ salınımı gibi üretim avantajları ile yapı malzemelerinden havacılık kompozitlerine kadar değişen geniş bir ölçekte uygulama sahası bulmuştur [1]-[3]. Jeopolimerlerin üretim süreçleri çeşitlilik içerse de yüksek performanslı jeopolimer bağlayıcıların bileşiminde alkali silikat çözeltisi içeren sıvı aktivatör çözelti ve uygun yapıya sahip katı alumina silikatlar kullanılmaktadır [4]. Her ne kadar jeopolimer üretiminde cam tozu, cüruf, pomza, ve uçucu kül gibi katı başlangıç malzemeleri kullanılabilse de [5]-[8], uygulamalar için yüksek kararlılıktaki ve performanstaki jeopolimerler sunan, aynı zamanda kullanıcı dostu çözeltiler ile üretim imkanı sağlayan temel jeopolimer katı başlangıç maddesi metakaolindir [9]. Uygun dolgular ile birlikte aktivatör çözelti ve metakaolin karışımları kullanılarak 24 saate varan kür işlemleri neticesinde yüksek sıcaklıklara dirençli jeopolimerlerde edilebilir [10].

Metal döküm işlemlerinde inorganik kum bağlayıcıları hem çalışma ortamını hem de üretilen metali organiklerin yanmasından kaynaklanan gazların etkisinden korumak için avantaj sağlamaktadır. Metakaolin esaslı jeopolimerlerin alternatif bir inorganik döküm kumu bağlayıcısı olarak kullanılabilmesinin önünde iki temel engel bulunmaktadır. Bunlardan birincisi metakaolinin jeopolimerleşme sürecinde yüksek tepkime kabiliyeti gösterebilmesi için özel koşullarda (uygun sıcaklık, süre ve uygun kalsinasyon fırını seçimi) kalsine edilmeye ihtiyaç duymasındadır [11],[12]. Bahsedilen kalsinasyon şartları metakaolinlerin diğer uygulamalar için gereken kalsinasyon şartları ile uyuşmamaktadır. Bu durum elverişli özellikteki metakaolinin piyasadan temin edilmesini zorlaştırmaktadır. Metakaolin kalsine edilmeden kaolin formu ile kullanıldığında ise tepkimeler oldukça yavaş ilerlemektedir. [3], [13]. Metakolin esaslı jeopolimerlerin döküm bağlayıcısı olarak kullanılmasındaki ikinci engel olması gerekenden daha yavaş üretime neden olmalarıdır [14].

Twardowska vd. metal dökümlerinde kullanılmak üzere yenilikçi bir kür yaklaşımı ile bahsedilen sorunları aşacak nitelikte jeopolimer bağlayıcılar geliştirmişlerdir [14]. Bağlayıcının üretiminde katı alümina silikat kaynağı olarak metakaolin yerine kalsine edilmemiş kaolin kullanılmıştır. Kalsine edilmemiş kaolin, kum ve sodyum silikat çözeltisi ile karıştırılıp kalıplandıktan sonra 230-260 °C sıcaklıkta doğrudan kür edilmiştir [14]. Yüksek sıcaklıkta kaolinin kristal yapısındaki OH⁻ moleküllerinden istifade ederek kaolinin sodyum silikat çözeltisi ile kondensasyon tepkimelerine girmesi sağlanmıştır. Bahsedilen teknik ile hem metakaoline göre daha üstün sonuçlar kaolinden alınmış hem de çok hızlı gerçekleşen bir süreç ortaya çıkmıştır. Çeşitli üstünlüklerine rağmen metakaolin esaslı jeopolimerlerin aksine formülasyonlarındaki oksitlerin molar oranlarının mekanik özelliklerine olan etkileri net değildir. Bu çalışmanın amacı çok yönlü olarak da kullanılabilir bu çevre dostu inorganik bağlayıcı tipinin molar kompozisyonu ve genel mekanik

özelliklerinin kolay ölçülebilen bir göstergesi olan basma dayanımı arasındaki ilişkiyi ortaya çıkarmaktır.

II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

A. Malzemeler

Çalışmada yüksek saflıkta kaolin kullanılmıştır. Kullanılan kaoline ait kimyasal analiz Tablo 1 'de verilmiştir. Çalışmada kullanılan kaolinin XRD analizinde sadece kaolinit mineraline ait pikler tespit edilmiştir. Çalışmada kütlece %27 SiO₂, %8 Na₂O ve %65 H₂O kimyasal bileşimime sahip Merck marka sodyum silikat çözeltisi ve Merck marka kütlece %99 saflıktaki katı NaOH peletleri kullanılmıştır. Dolgu olarak CEN standart kumu kullanılmıştır. Bu kumun kimyasal özellikleri ve tane boyut dağılımı ilgili standartta verilmiştir [15, 16]. Çalışmada bileşime bağlı olarak su ilave edilmesi gerektiğinde distile su kullanılmıştır.

TABLO 1
KAOLİNİN KİMYASAL ANALİZİ (%).

SiO ₂	Al ₂ O ₃	Diğerleri	Kızdırma Kaybı
45,1	38,1	4,52	12

B. Numune Hazırlama

Hedeflenen bileşimleri sağlayacak miktarda sodyum silikat çözeltisi, NaOH katı peletleri ve gerektiğinde ilave distile su buharlaşmayı önlemek için kapalı bir şişe içerisinde karıştırılarak çözelti hazırlanmıştır. Ekzotermik tepkimeden dolayı çözeltinin aşırı ısınmasını engellemek için çözünmenin gerçekleştiği şişe, su dolu cam kap içerisinde soğuyana dek bekletilmiştir. Elde edilen çözelti tepkimelerin dengeye gelmesi için iki saat süre ile dinlendirilmiştir. Üretilen çözelti öncelikle bileşime uygun miktardaki kum ile 120 saniye boyunca elektrikli mikser kullanılarak karıştırılmıştır. Meydana gelen karışıma takiben kaolin tozları ilave edilmiş ve 120 saniye süre ile karıştırma uygulanmıştır. Karışım kumun kütlece %20'si miktarında bağlayıcı ilavesi içermektedir. Elde edilen karışım her bir gözü 50×50×50 mm ebatlarındaki üç gözlü çelik kalıplarda el ile kalıba yerleştirilerek kalıplanmıştır. Kalıplar daha sonra açılmış ve kalıplanan malzeme tüm yanal yüzeyleri açık şekilde çelik plaka üzerinde 240 °C sıcaklığında bir saat süre ile ısıtılma alınmıştır.

C. Karakterizasyon

Reçetelere uygun olarak üretilen numunelerin üzerinde uygulanan basma dayanımı testleri Zwick/Roell 600 kN universal mekanik test cihazında gerçekleştirilmiştir. Basma testi uygulanan numuneler 50×50×50 mm'lik ebatlara sahip küplerdir. Deney uygulama hızı 1mm/dakikadır.

TABLO 2
ÇALIŞMADA ÜRETİLEN NUMUNELERİN BİLEŞİMLERİ

Numune No	OKSİTLERİN MOLAR ORANLARI		
	Na ₂ O/Al ₂ O ₃	SiO ₂ /Al ₂ O ₃	H ₂ O/Al ₂ O ₃
1.	0,7	4	24
2.	0,85	4	24
3.	1	4	24
4.	1,15	4	24
5.	1,3	4	24
6.	1,45	4	24
7.	1	3	24
8.	1	3,5	24
9.	1	4	24
10.	1	4,5	24
11.	1	5	24
12.	1	5,5	24
13.	1	5	24
14.	1	5	26
15.	1	5	28
16.	1	5	30
17.	1	5	32
18.	1	5	34

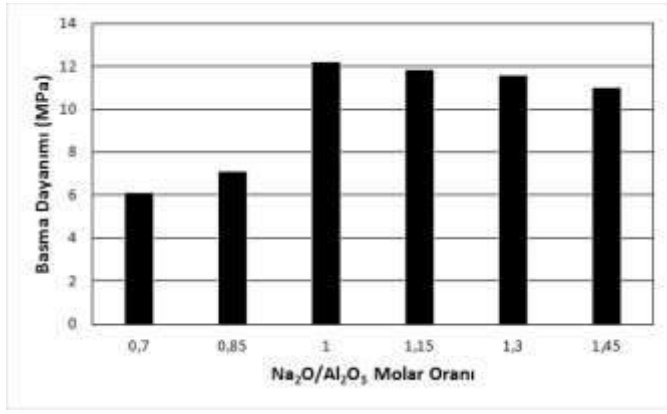
III. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Şekil 1'de farklı Na₂O/Al₂O₃ oranlarında numunelerin basma dayanımı değerleri verilmiştir. Na₂O/Al₂O₃ oranı 0,7'den 0,85'e çıkarıldığında basma dayanımında düşük miktarda artış meydana gelirken, bu oran 0,85'ten 1'e çıkarıldığında basma dayanımı belirgin bir şekilde artmıştır. Daha yüksek Na₂O/Al₂O₃ oranlarında ise basma dayanımı düşük miktarlarda azalma göstermiştir.

Davidovits, metakaolin esaslı jeopolimerlerde Na₂O/Al₂O₃ oranının 1'e yakın olması gerektiğini rapor etmiştir. Aynı zamanda daha yüksek alkali içeriğinin ise mekanik özellikleri olumsuz etkilediğini belirtmiştir [4].

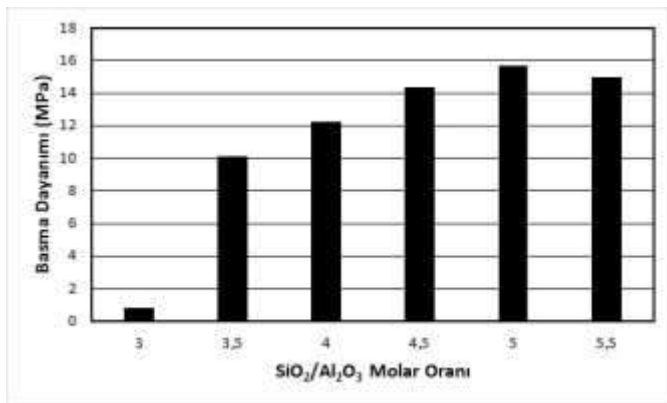
Heah vd. sodyum silikat çözeltisi ile aktive ettikleri ve buharlaşmaya kapalı ortamda üç gün boyunca 80 °C'de kür ettikleri kaolin esaslı jeopolimerlerden Na₂O/Al₂O₃ oranı 1,58 olan numunede en yüksek basma dayanımı elde etmişlerdir. Na₂O içeriğinin kaolinin çözünürlüğünü geliştirdiği belirtilmiştir [17].

Bu çalışmada ise, kaolin oldukça farklı bir kür metodu ile alkali aktive edildiğinden, metakaolin esaslı jeopolimerlere benzer olarak Na₂O/Al₂O₃ oranı 1 olduğunda en yüksek basma dayanımı vermiştir. Bu durum önceki çalışmalardan [17] farklı olarak buharlaşmaya açık ve yüksek sıcaklıkta uygulanan kür nedeni ile daha farklı çözünme ve kondensasyon tepkimeleri parametrelerinin numunelerin üretim sürecinde etkin olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.



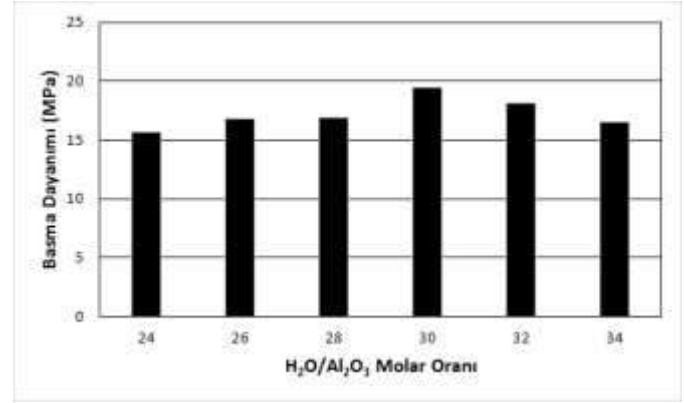
Şekil 1. Farklı Na₂O/Al₂O₃ molar oranlarına sahip numunelerin basma dayanımları.

Şekil 2’de farklı SiO₂/Al₂O₃ oranlarına sahip numunelerin basma dayanımları verilmiştir. SiO₂/Al₂O₃ oranı 3 olan numune düşük basma dayanımı gösterirken bu oran 3,5 olduğunda belirgin bir artış tespit edilmiştir. Basma dayanımındaki artış SiO₂/Al₂O₃ oranı 3,5-5 aralığında iken devam etmiştir. Daha yüksek SiO₂/Al₂O₃ oranlarında ise basma dayanımında azalma meydana gelmiştir. Davidovits, metakaolin esaslı jeopolimerlerde SiO₂/Al₂O₃ oranının 3,5-4,5 aralığında olması gerektiğini rapor etmiştir [4]. Bununla birlikte, SiO₂/Al₂O₃ oranının 3,5’ten düşük olduğu durumlarda alüminasilikat malzemenin tepkimeye tam olarak giremediği belirtilmiştir [4]. Hui vd. 60 °C sıcaklıkta 7 gün kür süresi sonunda, SiO₂/Al₂O₃ oranı 3 olan metakaolin esaslı jeopolimer numunesinde en yüksek basma dayanımını elde etmişlerdir [18]. Duxson vd. metakaolin esaslı jeopolimer numunelerinde en yüksek basma dayanımını 1,9 Si/Al oranında elde etmişlerdir [19]. Bahsedilen çalışmaların başlangıç malzemelerindeki ve üretim parametrelerindeki bazı farklılıklar aynı neticelerin elde edilememesine neden olmuştur. Bu çalışmada üretilen inorganik reçinenin klasik olarak bilinen kaolin ve metakaolin esaslı jeopolimerlerden belirgin olarak farklı olduğunun göstergesi, daha yüksek SiO₂/Al₂O₃ oranlarındaki numunelerde daha yüksek basma dayanımı elde edilmesidir.



Şekil 2. Farklı SiO₂/Al₂O₃ molar oranlarına sahip numunelerin basma dayanımları.

Şekil 3’te farklı H₂O/Al₂O₃ oranlarına sahip numunelerin basma dayanımları verilmiştir. Belirli bir alt sınırın üzerinde artan su oranı çimento gibi inorganik bağlayıcılarda tepkimeye giren katıların birbirinden uzaklaşmasını sağlayarak son ürünün mekanik dayanımını azaltmaktadır [20]. H₂O/Al₂O₃ oranı yüksek olduğunda, jeopolimer malzemenin de gözenek hacmi ve boyutunda artma meydana gelmektedir [21].



Şekil 3. Farklı H₂O/Al₂O₃ molar oranlarına sahip numunelerin basma dayanımları.

Karışımındaki su, alüminasilikat kaynağının çözünmesinde ve polikondensasyon esnasında önemli etkiye sahiptir [22]. Kani vd. farklı H₂O/Al₂O₃ oranlarına sahip pomza esaslı jeopolimer numunelerinin, 25 °C’de %95 bağıl neme sahip ortamda kür edildikten sonra mekanik özelliklerini incelediklerinde, artan H₂O/Al₂O₃ oranının basma dayanımını azalttığı ve priz süresini artırdığını tespit etmişlerdir [22]. Metakaolin esaslı jeopolimerlerde benzer şekilde artan su katkısı ile basma dayanımının düştüğü rapor edilmiştir [23]. Optimum H₂O/Al₂O₃ oranının yaygın olarak üretilen diğer jeopolimerlerden [4], [9] farklı olarak bu çalışmadaki bağlayıcıda oldukça yüksek olmasının nedenlerinden birinin, üretilen inorganik reçinelerin buharlaşmaya açık bir kür sürecine tabi tutulması olduğu düşünülmektedir. Kurutma ile gerçekleşen bu kür sürecinde, mevcut su buharlaştıkça bağlayıcı faz küçülerek tepken maddeleri birbirine yaklaştırmaktadır. Bilinen atmosfere kapalı kür yönteminde ise, reaksiyona girmeden kalan su yapı içerisine hapsolmakta ve bir miktar küçülmeyle beraber kurutma sonrası yerini hava boşluğuna bırakmaktadır. Bu durum atmosfere açık kürün fazla suyun olumsuz etkisini bertaraf etmesine neden olmaktadır. Optimum su oranının yüksek çıkmasındaki bir diğer nedenin, yüksek su oranının sağladığı artan akışkanlık ve artan işlenebilirlik ile bağlayıcının kumları daha etkin ve homojen bir şekilde kaplayabilmesi olduğu düşünülmektedir. Yüksek su oranına sahip olan bu çalışmadaki reçinenin kaolin esaslı diğer jeopolimer reçinelerden farklı olarak daha yüksek işlenebilirliğe sahip olması daha fazla dolguyu kabul eden karışımlar üretmeye imkan vermesi açısından üretimde maliyet ve çevreci üretim gibi avantajlar da sağlamaktadır.

IV. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada metal dökümleri için kullanılabilir nitelikte olan jeopolimerik inorganik bağlayıcının basma dayanımına molar formülasyonun etkisi incelenmiştir. Bu amaçla bağlayıcının basma dayanımına olan etkisini daha rahat gözlemleyebilmek için kütlece %20 bağlayıcı ilavesine sahip standart kum farklı molar bileşimlerdeki jeopolimerik bağlayıcı ile bağlanarak basma dayanımları ölçülmüştür. Hem metal dökümlerinde hem de çeşitli yapı malzemeleri gibi uygulamalarda farklı katkı oranları ile çok yönlü olarak kullanılabilir bağlayıcının en yüksek mekanik özellikleri gösterebilmesi için gerekli olan molar bileşimin bilinen jeopolimerlerden farklılıklar içerdiği tespit edilmiştir.

Çalışma neticesinde bağlayıcı için en uygun $\text{Na}_2\text{O}/\text{Al}_2\text{O}_3$ oranı metakaolin esaslı jeopolimerlere benzer olarak teorik değer olan 1 olarak tespit edilmiştir. Basma dayanımı açısından En uygun $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ molar oranı ise 5 değeri olarak tespit edilmiştir. Bu değer metakaolin esaslı jeopolimerlerden nispeten daha yüksektir. Jeopolimerlerde karışımdaki su oranının bir göstergesi olan $\text{H}_2\text{O}/\text{Al}_2\text{O}_3$ değeri için en yüksek basma dayanımı yaygın kullanılan jeopolimere nispeten daha yüksek değerlerde elde edilmiştir. Reçinenin kür yöntemindeki farklılıklar en uygun dayanımın 30 değerinde elde edilmesini sağlamıştır. Yüksek su içeriği ile yüksek dayanımların elde edilebilmesi bağlayıcının karıştırma sürecinde işlenebilirliğini geliştirdiğinden uygulamalarda reolojik avantaj sağlamaktadır. 240 °C sıcaklıkta CEN standart kuma %20 bağlayıcı katkı oranıyla üretilen numunelerin optimum molar bileşimdeki basma dayanımı 19,5 MPa olarak elde edilmiştir.

TEŞEKKÜR

Bu çalışma, Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi tarafından desteklenmiştir. Proje Numarası: KBÜBAP-18-YL-061

REFERANSLAR

- [1] J. Davidovits, "30 Years of Successes and Failures in Geopolymer Applications. Market Trends and Potential Breakthroughs." *Geopolymer 2002 Conference*, 2002, p. 1-16.
- [2] I. Garcia-Lodeiro, A.Palamo and A.Fernandez Jimenez, "Crucial Insights on the Mix Design of Alkali-Activated Cement-Based Binders", *Handbook of Alkali-Activated Cements, Mortars and Concretes*, Cambridge, Woodhead Publishing, p.49-73, 2015.
- [3] C. Bouterin, J. Davidovits, "Geopolymeric Cross-Linking (LTGS) and Building Materials", *Cordi-Geopolimere*, 88(1): p.79-88, 2003.
- [4] J. Davidovits, "Mineral Polymers and Methods of Making Them", US Patent 4349386, 1982.
- [5] M. Cyr, R. Idir, T. Poinot, "Properties of inorganic polymer (geopolymer) mortars made of glass cullet.", *J Mater Sci*, 47, p. 2782–2797, 2012.
- [6] P. Awoyera and A. Adesina, "A critical review on application of alkali activated slag as a sustainable composite binder", *Case Studies in Construction Materials*, 11, 2019,
- [7] A. Allahverdi, K. Mehrpour, E. N. Kani "Investigating the possibility of

- utilizing pumice-type natural pozzolan in production of geopolymer cement", *Ceramics – Silikáty*, 52 (1), p.16-23, 2008.
- [8] C. Rıdırud, P. Chindaprasirt, K. Pimraksa, "Factors affecting the shrinkage of fly ash geopolymers." *Int J Miner Metall Mater*, 18, p.100–104, 2011.
- [9] J. Davidovits, *Geopolymer Chemistry and Applications* 2nd ed. Institut Geopolimere, Saint Quentin, 2008.
- [10] S. Yaşın and H. Ahlatcı, "Thermal investigation of fine alumina powder reinforced Na-metakaolin-based geopolymer binder for refractory applications." *J Aust Ceram Soc*, 55, p.587–593, 2019.
- [11] J. Davidovits, "Geopolymers Based on Natural and Synthetic Metakaolin a Critical Review" *Ceramic Engineering and Science Proceedings*, 38(3), p.201-214, 2018.
- [12] R. Davidovits, C. Pelegrıs and J. Davidovits, "Standardized Method in Testing Commercial Metakaolins for Geopolymer Formulations", *Institui Geopolimere, Saint Quentin*, Technical Paper 26 MK Testing, 1-8, 2019.
- [13] Ch. Panagiotopoulou, E. Kontori, Th. Perraki, and G. Kakali, "Dissolution of Aluminosilicate Minerals and By-Products in Alkaline Media", *Journal of Materials Science*, 42(9), p. 2967-2973, 2007.
- [14] H. J. Twardowska, H. J. Langer, "Heat Curable Foundry Binder Systems" US Patent, 5474606, 1-12, 1995.
- [15] NSAI Standards, "Methods of Testing Cement-Part 1:Determination of Strength", Irish Standard, I.S.EN 196-1:2016.
- [16] Normensand(2021), "CEN-Standards Sand According to EN 166-1", Available: <https://www.normensand.de/en/products/cen-standard-sand-en-196-1/>.
- [17] C.Y. Heah, H. Kamarudin, A.M. Mustafa Al Bakri, M. Binhussain, M. Lugman, I.K. Nizar, C.M. Ruzaidi, and Y.M. Liew, "Kaolin-Based Geopolymers with Various NaOH Concentrations", *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 20 (3), p. 313-322, 2013.
- [18] M. Bing-Hui, H. Zhu, C. Xue-Min, H. Yan and G. Si-Yu, "Effect of Curing Temperature on Geopolymerization of Metakaolin-Based Geopolymers", *Applied Clay Science*, 99, p. 144-148, 2014.
- [19] P. Duxson, J. Provis, G. Lukey, S. Mallicoat, W. Kriven and J. Deventer, "Understanding The Relationship Between Geopolymer Composition, Microstructure and Mechanical Properties, *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, 269(1-3), p. 47-58, 2005.
- [20] C. Shi, P. V. Krivenko, D. Roy, *Alkali Activated Cements and Concretes*, Taylor & Francis, New York, 2006.
- [21] S. Afrugh, E. Zeinali, H. Eslami, and G. Khanbabai, "Effect of Water Content and $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ on Metakaolin-Based Geopolymer", *11th International Seminar on Polymer Science and Technology*, 2014, p. 1-2.
- [22] E.N. Kani and A. Allahverdi, "Effect of Chemical Composition on Basic Engineering Properties of Inorganic Polymeric Binder Based on Natural Pozzolan", *Ceramic Silikaty*, 53(3), p. 195-204, 2009.
- [23] D. Khale and R. Chaudhary, "Mechanism of Geopolymerization and Factors Influencing Its Development: A Review", *Journal of Material Science*, 42, p. 729-746, 2007.

The Effect of TiCN Coating on The Hardness of 630 Stainless Steel

Şengül Danışman*, Emin Ersoy

Erciyes University, Faculty of Engineering,
Department of Mechanical Engineering, Kayseri, Turkey
sdanisman@erciyes.edu.tr (*corresponding author)

Abstract— In this study, TiCN coating was deposited on 630 stainless steel samples using the magnetron sputtering method at selected parameters. The distance between the target and the coating was kept constant during the operation. Heat treatment was applied to increase the hardness of the material before coating. The hardness values of the hardened and hardened + coated samples were compared. The coating hardness values, elasticity modulus and indenter depths were determined in the measurements made using the nanohardness device. It has been found that the TiCN coating improves the hardness of the 630 stainless steel material.

Keywords— Magnetron sputtering method, TiCN, 630 steel, hardness

I. INTRODUCTION

630 stainless steels have average corrosion resistance and good mechanical properties [1]. In this way, they are used in many areas of industry. However, the existing features should be improved according to the usage areas. For example; it should be improved surface hardness for springs, ball-bearing chains, valves, gears, and corrosion resistance for areas of use such as surgical and dental instruments, pressure vessels [2,3]. Hard coating applications are preferred to improve the surface properties of steel. Hard coatings are usually based on carbides, nitrides and carbonitrides of transition metal elements such as Ti, Zr, W, etc. [4].

In this study, TiCN coating was made on AISI 630 stainless steel by using the magnetron sputtering method which one of the PVD methods. Heat treatment was applied to the substrate material (AISI 630) before coating to support the hardness of the coating. Surface hardness values measured before and after coating were compared.

The nanohardness values of the TiCN coating obtained depending on the coating process parameters were determined using different loads. Thus, the mechanical properties of the coating, that are important for the performance of the coating, have been revealed. At the same time, the elasticity modules and the indenter depths under load have been determined.

II. MATERIAL METHOD

The chemical composition of AISI 630 stainless steel, which is used as the base material in the coating process, is shown in Table I.

Precipitation hardened AISI 630 (1.4542) is a good stainless steel quality with very high mechanical strength and good corrosion resistance. The representation and dimensions of this quality steel according to different norms are given in Table II. AISI 630 has a wide range of important uses: Such as jet engine parts, turbine blades, oil plant valve parts, molds, dental equipment, ship fasteners, surgical splint etc.

A. Sample Preparation

The samples were prepared by cutting from AISI 630 rolled cylindrical materials at a height of 9 mm using a Metkon brand Metacut sample cutting device. After the samples were cut, they were subjected to heat treatment, grinding and polishing stages. In order to increase the hardness of the samples prepared from AISI 630 material, precipitation hardening heat treatment was performed and their flat surfaces were ground. Grade 630 martensitic precipitation hardening stainless steel has a combination of high hardness and strength after suitable heat treatment.

TABLE I
CHEMICAL COMPOSITION OF STAINLESS STEEL USED IN EXPERIMENTAL STUDY

Elem. (%)	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Nb	S	P	Fe
AISI 630	<0.07	<0.7	<1.5	3-5	15-17	<0.6	3-5	0.15-0.35	0.03	0.04	Rem.

TABLE II
PROPERTIES OF SAMPLES USED IN EXPERIMENTAL STUDY

Item No	Material standard				Sample size	
	AISI	EN	DIN	UNS	Diameter (mm)	h (mm)
1	630	1.4542	X5CrNi-CuNb16-4	S17400	21	9

The precipitation hardening of the samples prepared from AISI 630 material was carried out under the specified processing conditions. First of all, the solution treatment was applied at 1040 °C temperature and then it was subjected to aging heat treatment by keeping it at 500 °C for two hours. It was determined that the hardness value of the samples subjected to heat treatment was 462 HV. The hardness value of AISI 630 stainless steel before heat treatment was measured as 343 HV. The hardness of the samples before and after hardening is given in Table III.

TABLE III
THE HARDNESS OF SAMPLES BEFORE AND AFTER HARDENING

Item NO	Material	Hardness Before HB	Hardness after hardening HV
1	630	343	462

Before starting the coating process, the surface cleanliness of the material to be coated is important. The most important factor in the successful function of metallic coatings is the preparation level of the surface of the metal to be coated. The success of a coating process depends on cleaning the metal before coating. Because the adhesion ability of the coating material is dependent on cleanliness. After heat treatment, the oxide layers on the surface must be cleaned.

For this purpose the heat treated specimens were first sanded with different abrasives from 360 to 2000 before coating, and then polished using an Al₂O₃ solution. Fig. 1 shows the photos of the samples.



Fig. 1a) After heat treatment of AISI 630 Stainless Steel Samples b) Surface photograph after Sanding and Polishing Process

The cleaning provides a good bond between the coating metal and the surface and increases the protection efficiency of the coating. The cleaning of the surfaces to be coated is effective on the coating quality.

If effective surface cleaning cannot be achieved, spallation occurs after the coating process.

Therefore before the coating process, the samples to be coated were cleaned by immersing in acetone and ethyl alcohol for 10 minutes in an ultrasonic bath respectively, and then dried (Fig. 2).



Fig. 2 Cleaning the Samples to be Coated in an Ultrasonic Bath Before Starting the Surface Coating Process

B. Coating Method

TiCN coating was applied on the prepared samples by using the PVD - Magnetron sputtering system.

The coating process was carried out in the following steps;

The samples were placed in the vacuum chamber and a high vacuum level was achieved by means of vacuum pumps (Fig. 3). After reaching the desired high vacuum value, substrate material surfaces were subjected to ion cleaning process in the vacuum environment. Then Ti interlayer and TiCN coating were applied to the samples in the coating process, respectively.

In order to reduce residual stresses at the interface of the coating and underlay and to provide better adhesion on the base material, a titanium interlayer is coated [5]. Ti coating was applied at a target power of 4000 W and 15 sccm argon flows for 30 seconds.

The TiCN coating process was carried out using a target power of 5000 W, -80 V bias voltage in argon + acetylene atmosphere in the coating process. TiCN coatings were applied for 3 hours during the coating experiment. When the coating period is over, the current and voltage are cut off and the samples are allowed to cool [6, 7].

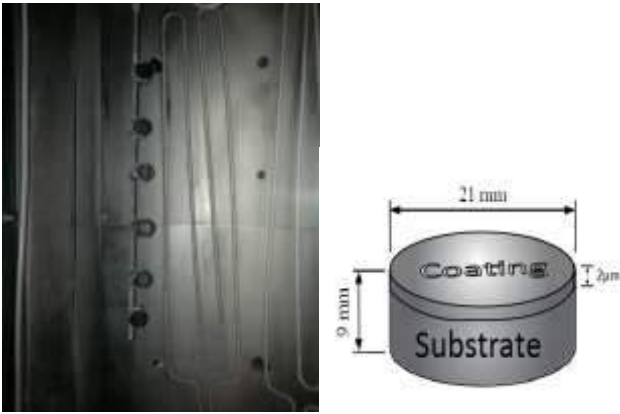


Fig. 3 The Samples placed in the surface coating vacuum chamber and the size of the Samples

The average coating thickness for TiCN coating was found to be 2 μm by Calotest method.

C. Hardness Values

The hardness and elasticity modulus values were measured from the samples surfaces coated in the experimental environment with the CSEM nanohardness tester shown in Fig. 4.



Fig. 4 CSEM nanohardness tester

Instrument which provides the ability to measure the indenter depth under the applied force, throughout the testing cycle. It is capable of measuring both the plastic and elastic deformation of the material under test.

Applied force and depth are measured dynamically during a load-unload cycle. Hardness and Elastic Modulus are calculated directly from the resultant force-displacement curve.

In Fig. 5 shows the load-depth graph of sample obtained from nanohardness tests of TiCN coatings.

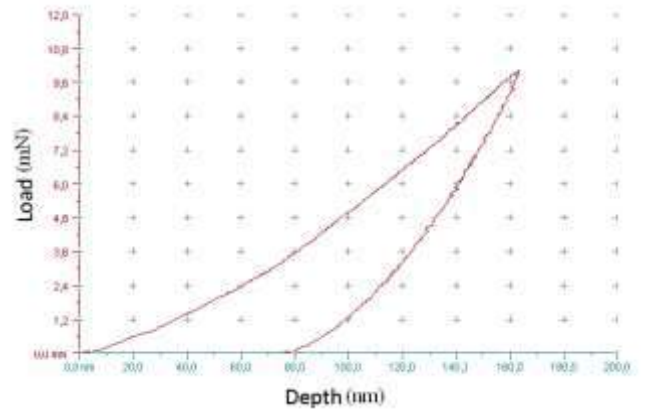


Fig. 5 Load-depth graphs obtained from nanohardness tests of TiCN coatings: (Maximum load 10 mN, loading rate 20 mN / min, unloading rate 20 mN / min).

In Fig. 6, the average hardness values of the samples measured before heat treatment, after heat treatment, and after TiCN coating are compared.

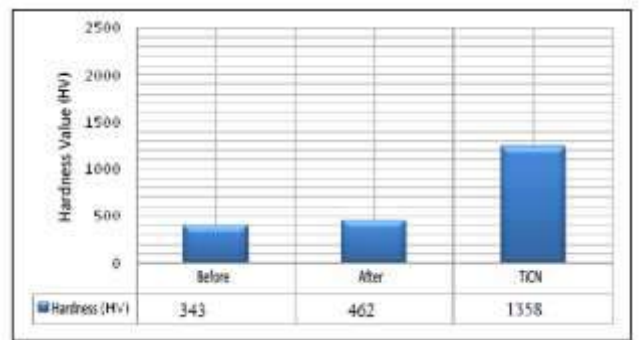


Fig. 6 The average hardness values of the samples measured before-after heat treatment and after TiCN coating.

After the TiCN coating process was applied to the samples, the hardness and elasticity modulus values were measured from the sample surfaces under different application loads and the obtained measurement results are given in Table IV. The CSEM nanohardness tester is a computer-controlled device that allows the hardness and mechanical properties of thin coatings to be measured independently of the substrate material with very low indenter depths (Fig. 4). The device, which has a maximum loading capacity of 300 mN, automatically calculates the hardness value and elasticity modulus according to the contact area of the Vickers tip used by drawing the time-dependent graph of the applied load and the indenter depth on nanometer scale.

TABLE IIIV.

HARDNESS, ELASTICITY MODULE AND TIP INSERTION DEPTH VALUES OF TiCN COATED OF AISI 630 STAINLESS STEEL SAMPLES UNDER DIFFERENT APPLICATION LOADS

	Hardness (HV)	Elasticity Module (GPa)	Load applied (mN)	Indenter Depth (nm)
TiCN ¹	1750.3	156.6	10	162.24
TiCN ²	1362.7	150.4	12	211.59
TiCN ³	1233.1	146.1	15	247.31
TiCN ⁴	1146.3	146.2	18	281.12
TiCN ⁵	1302.1	157.9	20	280.86

In Fig. 7, the hardness and elastic modulus values of the TiCN coated AISI 630 stainless steel samples under different application loads are shown graphically and the results are compared. Besides, its indenter depth results are also given in Fig. 8.

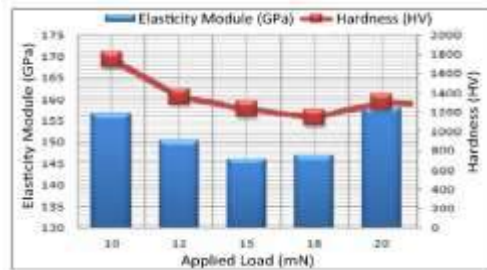


Fig. 7 Hardness and elasticity modulus values of the samples against different application loads.

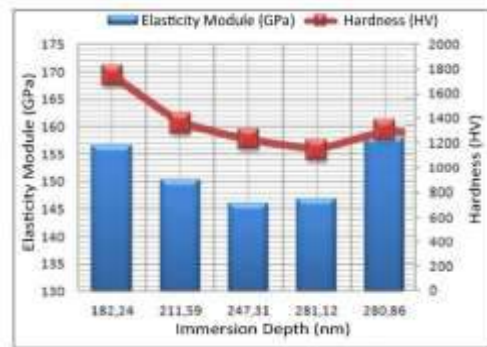


Fig. 8 Hardness and elasticity modulus values of the samples against different indenter depths.

III. CONCLUSIONS

Hardness is an important mechanical property for coatings. In order for the coating to fulfill its expected function, the hardness of the coating must also be supported by the base material feature. For this purpose, the samples made of AISI 630 alloy were heat treated and their hardness values were

increased. After heat treatment, the sample hardness was obtained at 462 HV.

Afterward, TiCN coating was applied with magnetron sputtering technique and the coating hardness was measured by nanoindentation measurement method under different loads and the average hardness value of 1358 HV was determined. It was determined that the coating hardness significantly increased the AISI 630 material hardness.

The hardness, modulus of elasticity and indenter depths of TiCN coated AISI 630 stainless steel samples were investigated under different application loads. The loads used in hardness measurement did not affect the distribution of hardness values, since they are in the area of indenter depth not exceeding one-tenth of the coating thickness. It is seen that as the hardness increases, the indenter depth decreases. The modulus of elasticity is determined for the coating, this value will be of great benefit in future tests for determining wear resistance.

REFERENCES

- [1] L. Insup, "Combination of plasma nitriding and nitrocarburizing treatments of AISI 630 martensitic precipitation hardening stainless steel," *Surface & Coatings Technology*, 376, pp.8–14,2019.
- [2] F. Alonso, A. Arizaga, A. Garcia, and J. Onate, "Tribological effects of yttrium and nitrogen ion implantation on a precipitation hardening stainless steel" *Surf. Coat. Technol.*, 66, pp. 291–295, 1994.
- [3] A. Leyland, D.B. Lewis, P.R. Stevenson, A. Matthews, "Low temperature plasma diffusion treatment of stainless steels for improved wear resistance" *Surf. Coat. Technol.* 62, pp. 1993.
- [4] U. Anwar, "Microstructural characterization and nanoindentation of Zr, Zr-nitride and Zr-carbonitride coatings deposited using magnetron sputtering," *Journal of Advanced Research* 2020.
- [5] T. Mori, et al., "Improvement of mechanical properties of Ti/TiN multilayer film deposited by sputtering," *Surface and Coatings Technology*, 140, pp. 122-127, 2001.
- [6] K.E. Cooke, "Multilayer nitride coatings by closed field unbalanced magnetron sputter ion plating," *Surface and Coatings Technology*, vol. 162, pp. 276-287, 2003.
- [7] A. A. Onifade, and Kelly, P.J., "The influence of deposition parameters on the structure and properties of magnetron-sputtered titania coatings," *Thin Solid Films*, 494, pp. 8-12, 2006.

Modelling and Assessment of Crankshaft through SOLIDWORK Program

Timur Choban Khidir*, Bilal Mohammed Qasim*, Abbas Mohammed Ismael*

*Kirkuk University, College of Engineering, Mechanical Department, Kirkuk, Iraq

timur_uhuan@uokirkuk.edu.iq

bilal196932@uokirkuk.edu.iq

abbaskucuk1@gmail.com

Abstract— In an internal combustion engine, many parts synchronize such as piston, connecting rod and crankshaft to convert thermal energy to mechanical energy, the crankshaft rotates in varying speeds to convert the reciprocating displacement of the piston to rotary motion, crankshaft complex geometry, radial force and tangential force effect on the crankshaft.

This study aims to carry out study static Von mises stress, deformation and strain by modelling crankshaft in SOLIDWORKS program, to compare between tow materials alloy steel and malleable cast iron (Von mises), deformation and fatigue failure analysis of two designs existing model and modified model by applying resultant bearing load equal to 16066.5 N to the small end of connecting rode, this load results of (1089 N) tangential force and (3539 N) as radial force. The results show that there are no severe changes in the studied parameters and that both materials bear the applied load without failure.

Keywords— Crankshaft, SOLIDWORKS software, Von mises stress, deformation and strain.

I. INTRODUCTION

In internal combustion engines, the crankshaft is one of the important part in the engine components, because of complex shape geometry of crankshaft and it converts the reciprocating motion of piston as a result of engine stroke to a rotary motion during engine stroke cycles during its service life. Number of pistons indicates the rod bearing journals that attach to the crankshaft connecting rod, the end of crank connects to the flywheel flange, all engine parts associated with crankshaft to achieve synchronized motion lead to vehicle to run. Crankshaft supported by more than one bearing, these bearings located in the bottom of the cylinder from the top and crankcase from the bottom. Figure (1) shows the crankshaft components.

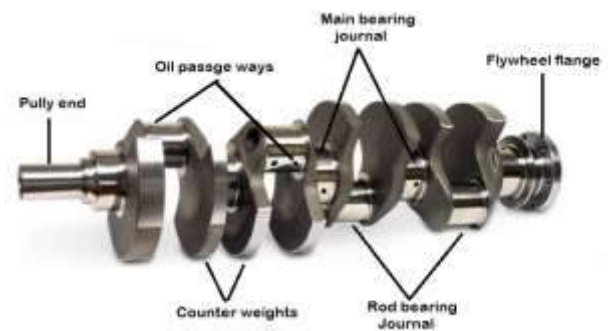


Figure (1) Crankshaft Components

Many parameters must be considered such as generated stresses on main and rod journals, fatigue life and durability. In the dynamic loading and the optimization of internal combustion engine optimum design of the shaft diameter satisfies the requirement of the engine performance to reach optimum crankshaft size design [1]. All ways the researches study effective parameters in the crankshaft with analyse the different types of load and stresses to reach the minimum weight with proper strength as well as long service life, which lead to improve the engine efficiency by increasing the power output with lowest specific fuel consumption. The life and reliability of internal combustion engine depends on crankshaft life, the crankshaft must be strong enough to bear the download force as generated the ignition stroke without failure in the bearings and journals. As the crankshaft rotates the torsional vibration increase by increasing the crankshaft rotation and power impulse hits crankpin, the weak point crankpin can be broken if proper diameter and material not used [2]. Inertia of rotating components and force applied as result of gas

combustion in the cylinder are the forces acting the crankshaft, the inertia of rotating components such as connecting rod applies forces to the rod bearing depends on the rotating speed of crankshaft, and the variation of angular position of rod bearing, while the second force results of gas combustion depends on the dimensions of mechanism. Torsion and bending lead to the application of two forces on the crankshaft [3].

In this paper, Von mises stress, deformation and strain analyses carried out on the model of the crankshaft using SOLIDWORKS program, to compare between two metals results that used in modelling of crank shaft, alloy steel and malleable cast iron.

II. EXPERIMENTAL BY ANALYSES

A. Mathematical Model for Crankshaft and Force Evaluation

Crankshaft of diesel engine type studied, four crank throws design modelled adopted in the study, also the model contain three main journal in the structure of crankshaft with four rod journal bearing as shown in table I.

TABLE I
MAIN PHYSICAL DIMENSIONS OF CRANKSHAFT

Physical Parameters	Values	Units
<i>Diameter of Crankpin</i>	20	mm
<i>Length of Crankpin</i>	30	mm
<i>Diameter of Main Journal</i>	25	mm
<i>Length of Main Journal</i>	30	mm
<i>Thickness of Crank Web</i>	20	mm
<i>Length of Crankshaft</i>	473	mm

The force effected on the crankshaft from the gas combustion can be calculated from equation (1).

$$F_p = \frac{\pi D^2}{4} \times P_{max} \quad (1)$$

Where D bore diameter and P maximum combustion pressure, and the tangential force can be calculated from equation (2).

$$F_T = K \sin(\phi + \beta) \quad (2)$$

Where k thrust force, ϕ crankshaft when angle rotate 30° from the TDC and β connecting rod inclination.

B. Material Properties and Modelling of Crankshaft

Properties of the two materials studied as shown in the table II, the prepared dimensions are considered in the model of SOLIDWRKS program.

TABLE II
MATERIALS FOR CRANKSHAFT

Item	Cast Alloy Steel	Malleable Cast Iron
<i>Yield Strength MPa</i>	241.28	275.742
<i>Poisson's Ratio</i>	0.26	0.27
<i>Young's Modulus (MN/m²)</i>	1.9e5	1.9e11
<i>Density (kg/m³)</i>	7300	7300

Under the boundary conditions, the two ends of crankshaft restricted, while the inertia and tangential forces applied to the four rod bearing journal, to analyse parameters by SOLIDWOK program.

1) CAD-Models:



Fig. (2) Model of Crankshaft

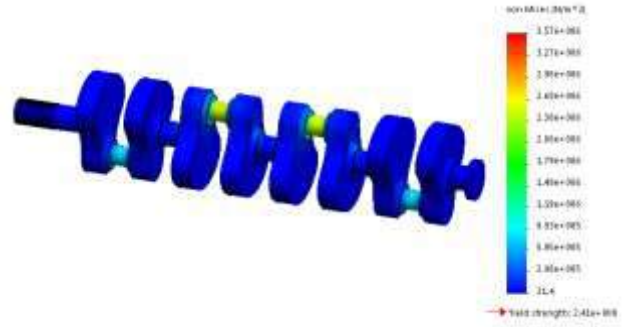


Fig. (3) Meshing the Crankshaft Model



Fig. (4) Boundary Conditions of the Designed Model

3) Results of Crankshaft using Cast Alloy Steel



2) Results of Crankshaft using Malleable Cast Iron

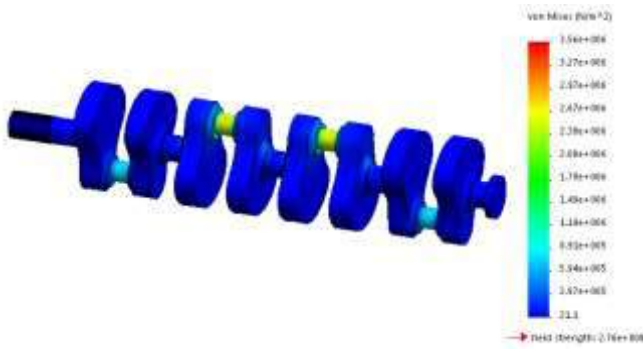


Fig. (5) Von-Mises Stress of the Model Crankshaft

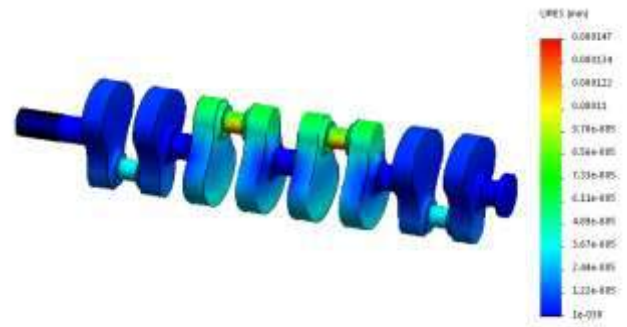


Fig. (9) Deformation of the Model Crankshaft

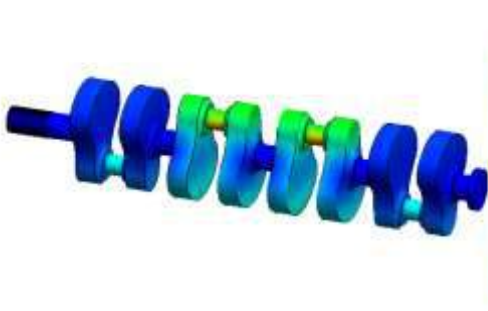


Fig. (6) Deformation of the Model Crankshaft

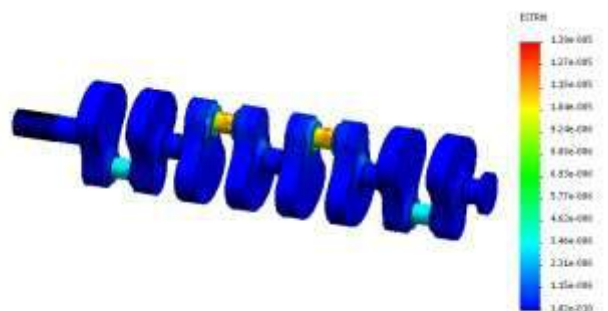


Fig. (10) Strain of the Model Crankshaft

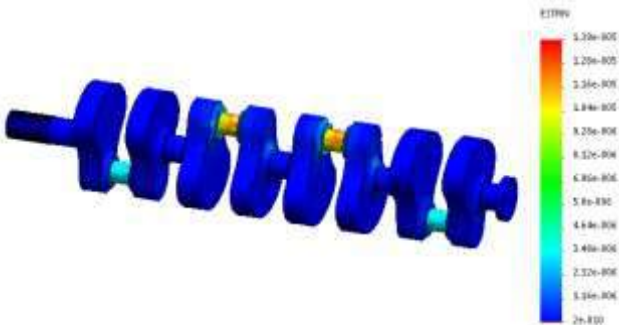


Fig. (7) Strain of the Model Crankshaft

TABLE III
MAX. AND MIN. RESULTS OF VON MISES, STRAIN, AND DEFORMATION OF CAST ALLOY STEEL

Weight kg	Von Mises N/m ²	Deformation mm	Strain	No.
7.73	3.57e+006	0.000147	1.39e-005	Max
	21.4	1e-030	1.82e-010	Min.

TABLE IV
MAX. AND MIN. RESULTS OF VON MISES, STRAIN, AND DEFORMATION OF
MALLEABLE CAST IRON

Weight kg	Von Mises N/m ²	Deformation mm	Strain	No.
7.73	3.56e+006	0.000148	1.39e-005	Max.
	21.1	1e-030	2e-010	Min.

III. RESULTS AND DISCUSSION

Finite Element analysis of the four-cylinder crankshaft was conducted with the FEA SOLID WORKS software. Two materials had been chosen (Malleable Cast Iron & Cast Alloy Steel), strain, deformation and Von mises values were examined for the same weight of these two materials as shown in the table III and IV respectively. There is a small change in the minimum value of strain values for about 0.18e-010, but there is so small change in the maximum value of deformation for about 0.000001 mm, also there is so small change in the minimum and maximum values of Von mises for about 0.3 N/m², 0.01e+006 N/m² respectively. The results show that there are not severe changes in the parameter values, so both materials bear the applied load and works in the safe region.

REFERENCES

- [1] Solanki, Amit, Ketan Tamboli, and M. J. Zinjuwadia. "Crankshaft design and optimization-A Review." *National Conference on Recent Trends in Engineering & Technology*, 2011, p. 13-14.
- [2] Meng, J., Liu, Y. and Liu, R., 2011, "Finite element analysis of 4-cylinder diesel crankshaft". *International Journal of Image, Graphics and Signal Processing*, vol.3 (5), p.22, 2011.
- [3] Montazersadgh, F.H. and Fatemi, A., "Dynamic load and stress analysis of a crankshaft", SAE Technical Paper, No. 01-0258, 2007.
- [4] Gongzhi, Y., Hongliang, Y. and Shulin, D., "Crankshaft dynamic strength analysis for marine diesel engine". *Third International Conference on Measuring Technology and Mechatronics Automation*, 2011, Vol. 1, p. 795-799.
- [5] Khidir, T.C., Qasim, B.M. and Abduljabbar, A.A., "Design and analysis of pneumatic bag air jack"., *Journal of Mechanical Engineering Research & Developments (JMERE)*, vol. 42(1), P.61-63, 2019.
- [6] Yingkui, G. and Zhibo, Z., "Strength analysis of diesel engine crankshaft based on PRO/E and ANSYS". *Third International Conference on Measuring Technology and Mechatronics Automation*, January 2011, Vol. 3, p. 362-364.
- [7] C.M Balamurugan, R. Krishnaraj, Dr.M.sakhivel, K.kanthavel, Deepan Marudachalam M.G, R.Palani, "Computer aided modelling and optimization of crankshaft", *International Journal of scientific and*

- Engineering Research*, Vol. 2(8), August-2011.
- [8] Nedelcu, D., Nedeloni, M.D. and Daia, D. "August. "The kinematic and dynamic analysis of the crank mechanism with solid works motion", *In Proceedings of the 11th WSEAS International Conference on Signal Processing, Computational Geometry and Artificial Vision*, 2011, vol. 2011, p. 245-250.
- [9] Ismael, A.M., " Study of thermal analysis of disc brake rotor for different disc brakes", *International Journal of Mechanical Engineering and Technology*, 2018, vol.9 (3), p.731-738.

Investigation of Ag Nanoparticles Anchored Halloysite Nanotubes

Hasan Onay, Israfil Kucuk*

*Nanoscience and Nanoengineering Division, Institute of Nanotechnology, Gebze Technical University
Gebze, Kocaeli, Turkey*

Abstract

Some countries such as France, Brazil, United states, China and Turkey have halloysite as a natural source and it is one of the naturally derived clays. Halloysite' geometry may form with various types such as tubular, spheroidal and platy-like particle shapes at nanoscale. Particularly, halloysite nanotubes (HNTs) have distinctive chemical, electrochemical and physical properties and combining HNTs with bioactive compounds such as antibiotics may enhance their usage in antimicrobial coatings, elastomer composites and drug delivery systems. Silver nanoparticles (AgNPs) in biotechnological applications are widely studied by researchers due to their significant properties such as UV absorbance, antimicrobial action and electrical conductivity. The AgNPs-coated HNTs are having great potential to be used in many biotechnological areas (for example; biomedical and drug delivery applications). Also, metal oxides, C, Zn, Cu, and their bimetallic forms can be coated on HNTs. There is an eco-friendly and cost-effective electrochemical method, called as electrophoretic deposition, which allows more controllable anchoring of metallic nano-scaled particles on HNTs by changing process parameters such as solvent selection, applied voltage and time. In the present work, we used the electrophoretic deposition method to anchor AgNPs on the external surface of HNTs under the conditions of 20V voltage, 20 min period, and in water environment in a one step process. The resultant samples were characterized using XRD, UV, SEM and FTIR and the results indicated that a successful Ag NPs anchoring on HNTs surface was achieved. In conclusion, anchoring metallic nanoparticles on HNTs could be interesting nano-scale platforms for various types of applications such as tissue engineering, regenerative medicine and drug delivery.

Keywords— Halloysite Nanotubes, Silver Nanoparticles, Electrophoretic Deposition, Functionalization, Nano-scale Characterization

**corresponding author: Associate professor, Israfil Kucuk, i.kucuk@gtu.edu.tr*

Oral presenter: Hasan Onay, h.onay2020@gtu.edu.tr

Effect of Preannealing on Delta Ferrite in AISI 304L Stainless Steels for Hot Forging

Funda Gül Koç¹, Serhan Özdeğer^{2*}, Ersoy Erişir¹, Taner Makas², Mustafa Şirin², Oğuzhan Kanat², Fatih Angigün²

¹*Kocaeli University, Department of Metallurgical and Materials Engineering, Kocaeli/Turkey*

²*Kanca A.Ş., Kocaeli/Turkey*

funda.demircan@kocaeli.edu.tr, serhan.ozdeger@kanca.com.tr, eerisir@kocaeli.edu.tr, taner.makas@kanca.com.tr, mustafa.sirin@kanca.com.tr, oguzhan.kanat@kanca.com.tr, fatih.angigun@kanca.com.tr

Abstract— Increasing market share of hybrid vehicles led to higher demands in gasoline direct injection (GDI) engines. In the GDI system, injection parts operate at high pressures and corrosive environment. Austenitic stainless steel materials can be used for the production of parts such as fuel distributors. However, the presence of delta ferrite causes brittleness in the material and reduced intergranular corrosion resistance. In this study, the effect of preannealing on delta ferrite amount of 304L stainless steel was investigated. For this purpose, a preannealing treatment was applied to 304L austenitic stainless steel materials at 1150 °C for 2 hours before the hot forging process. In order to observe the effect of preannealing treatment on delta ferrite and to simulate the heating before hot forging, preannealed and without preannealed samples were heat treated at 1200 °C for 30 seconds. The microstructural investigations were performed in preannealing and without preannealing conditions. Olympus light microscope and Jeol JSM 6060 scanning electron microscope (SEM) with energy dispersive X-ray spectroscopy (EDX) attachment were used for the microstructural investigations. Also, Fischer feritscope FMP30 was used to determine the change in the amount of delta ferrite due to preannealing treatment.

The results show that the preannealing treatment has an effect on amount of delta ferrite in 304L stainless steel. It was observed that the amount of delta ferrite decreased from 3.14% to 1.39% with preannealing treatment.

Keywords— AISI 304L Stainless Steel, Delta Ferrite, Forging, Preannealing

Casting and Characterization of High Alloyed White Cast Iron with Cobalt Additives

Funda Gül Koç, Burak Barutçuoğlu*

Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Kocaeli/Türkiye

funda.demircan@kocaeli.edu.tr, bbarutcuoglu@gmail.com

Abstract— The high alloyed white cast iron materials are widely used in equipment subject to wear due to their high wear resistance, in difficult conditions such as cement, concrete, mining, copper, iron and steel productions. The hardness increase obtained by the carbides in these materials varies depending on the alloying element and the nature of the carbides with heat treatment. In this study, the effect of cobalt element on microstructure, hardness and wear properties in high alloyed white cast iron was investigated. Cast materials were alloyed by melting in induction furnace to include cobalt with the rates of 2.8%, 5.7% and were formed by casting into the metal mold. Microstructure characterization of the cast materials were investigated with light microscope and SEM. Wear tests were carried out using a pin-on-disc tribometer under dry sliding conditions. Changes in microstructure, material hardness and wear rate occurred due to increasing cobalt content were investigated comparatively. Also, the obtained results were compared with the properties of Ni-Hard 4 material which is widely used type of these alloys in industrial areas.

Keywords— High alloyed white cast iron, Cobalt, Casting, Characterization

I. GİRİŞ

Aşınma, önemli oranda malzeme kaybına neden olan ve yüksek maliyetlerle sonuçlanan bir malzeme sorunudur. Bu sorun özellikle de çimento, beton ve madencilik, sanayisinde önemli bir yere sahiptir. Yüksek alaşımlı beyaz dökme demirler, sahip oldukları yüksek sertlik ve aşınma dayanımı özelliklerinden dolayı bu sektörlerde yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu malzemelerde karbürler ile elde edilen sertlik artışı ve aşınma dayanımı gibi özellikler aşınma elementi katkısı ve ısıtma işlemi ile oluşan karbürlerin türüne ve miktarına bağlı olarak değişim göstermektedir [1-5]. Yüksek alaşımlı beyaz dökme demir malzemelerin sertlik, aşınma dayanımı ve mukavemet özellikleri karbür yapıcı Cr, Mo, W, V, Nb gibi aşınma elementleri ile alaşımlandırılması ve uygun ısıtma işlem uygulamaları ile önemli derecede artırılabilir. Bu malzemelerin mikroyapılarında malzemenin aşınma elementi içeriğine bağlı olarak M_3C , M_6C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ tipi karbürler bulunabilir [6, 7]. Kobalt, dökme demir malzemelerde matris yapısı ve yüksek sıcaklıkta oksidasyon dayanımı üzerinde etkiye sahiptir [8, 9].

Ni-Cr alaşımlı beyaz dökme demirler Ni-Hard olarak adlandırılmaktadır. Ni-Hard beyaz dökme demirler, Ni-Hard 1, Ni-Hard 2 ve Ni-Hard 4 olarak sınıflandırılmaktadır. Ni-Hard 4 dökme demirler Ni-Hard 1 ve Ni-Hard 2'ye kıyasla yüksek

aşınma ve tokluk direncine sahiptir [10, 11]. Bu malzemelerin döküm konumundaki mikroyapıları ağırlıklı olarak östenitik bir matris ve M_7C_3 tipi karbürler içerir [12].

Bu çalışmada kobaltın yüksek alaşımlı beyaz dökme demirlerde mikroyapı, sertlik ve aşınma dayanımına etkisi incelenmiştir. Ayrıca elde edilen sonuçlar bu alaşımların endüstriyel alanlarda yaygın olarak kullanılan türü olan Ni-Hard 4 malzemenin özellikleri ile de kıyaslanarak karşılaştırılmalı olarak incelenmiştir.

II. DENEYSEL ÇALIŞMA

Bu çalışmada yüksek alaşımlı beyaz dökme demir malzemelerde kobalt katkısının mikroyapı, sertlik ve aşınma dayanımı üzerindeki etkisi incelenmiştir. Bu amaçla ağırlıkça %2.8 ve %5.7 oranlarında kobalt içeren malzemeler indüksiyon ocağında eritilerek metal kalıba dökülerek şekillendirilmiştir. Döküm malzemelerin kimyasal kompozisyonları Tablo 1'de verilmiştir.

Tablo 1. Çalışmada kullanılan malzemelerin kimyasal kompozisyonları (ağ%)

Numune Kodu	C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	Co	Fe
N1	2.90	1.58	0.75	1.06	9.03	-	2.8	Kalan
N2	3.02	1.57	0.70	0.95	9.67	-	5.7	Kalan
N3	2.91	0.46	0.35	0.54	8.82	5.83	-	Kalan

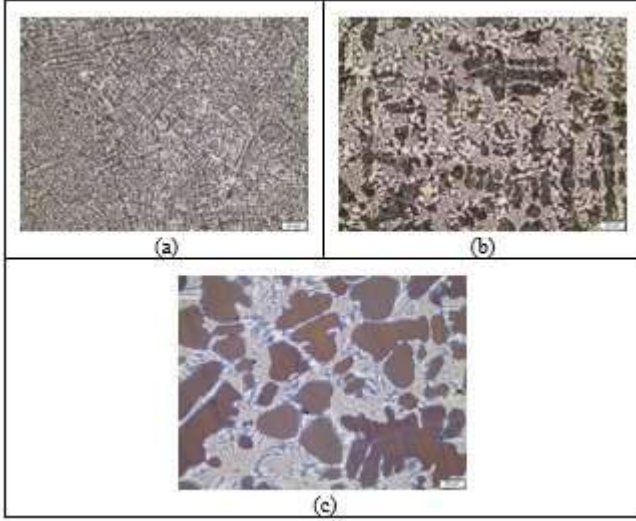
Kobaltın yüksek alaşımlı beyaz dökme demir malzemelerde mikroyapıya etkisini incelemek amacıyla Olympus BX41M-LED Işık Mikroskobu ve EDX ataçmanlı Jeol JSM 6060 Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) ile mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Mikroyapı incelemeleri için numuneler metalografik olarak hazırlanarak Beraha II çözeltisiyle 30 saniye süre ile dağlanmıştır.

Sertlik ölçümleri Future-Tech Vickers sertlik cihazı kullanılarak 30 kgf yük, 10 sn süre ile her bir numuneden 5 ölçüm alınarak yapılmıştır. Kobaltın malzemenin aşınma dayanımına etkisini incelemek amacıyla NanoveaMT pin on disk aşınma test cihazı ile kuru kayma koşullarında ve oda sıcaklığında aşınma testleri uygulanmıştır.

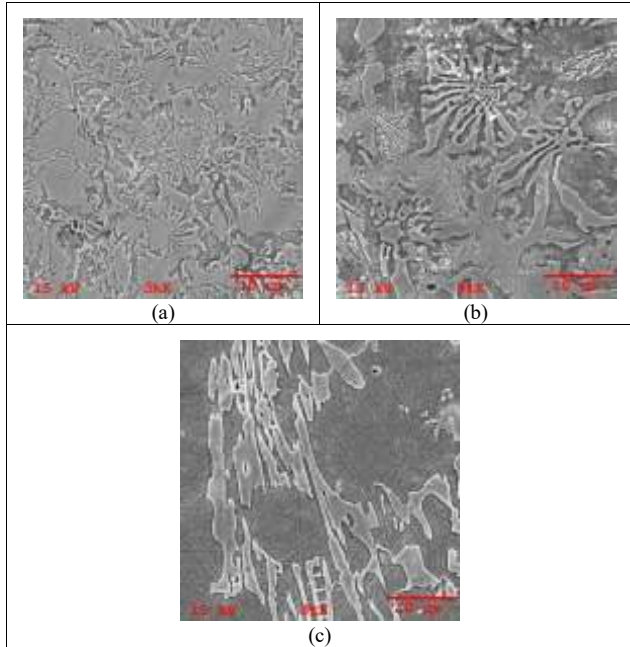
A. Mikroyapı İncelemeleri

Farklı oranlarda kobalt içeren ve ağırlıkça %5.83 oranında nikel içeren yüksek alaşımlı beyaz dökme demir malzemelerin dağlanmış konumda ışık mikroskop ve SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 1 ve Şekil 2'de verilmiştir. Mikroyapı

incelemelerinde kobaltın alaşımın döküm yapısı üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu görülmüştür. Mikroyapıda M_7C_3 tipi sert karbürlerler ağırlıklı olarak gözlemlenirken artan kobalt oranının karbür morfolojisini değiştirerek ötektik karbürlerin yoğunluğunun arttırdığı gözlemlenmiştir. Ayrıca ağırlıkça %5.7 oranında kobalt içeren yüksek alaşımlı beyaz dökme demir numunenin %2.8 oranında kobalt içeren numuneye göre daha kaba bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. Ni-Hard 4 malzemenin mikroyapısında östenit matris ve M_7C_3 tipi sert karbürlerler açıkça görülmektedir. Mikroyapı incelemelerinde Ni-Hard 4 ile kıyaslandığında kobaltın karbür morfolojisinin yanısıra matris yapısı üzerinde de etkiye sahip olduğu gözlemlenmiştir.

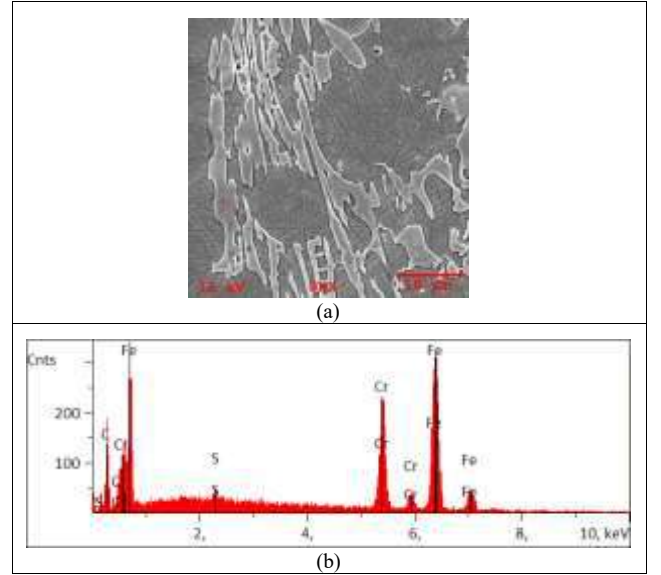


Şekil 1. Döküm konumundaki numunelerin ışık mikroskop görüntüleri
a) %2.8 Co, b) %5.7 Co, c) Ni-Hard 4

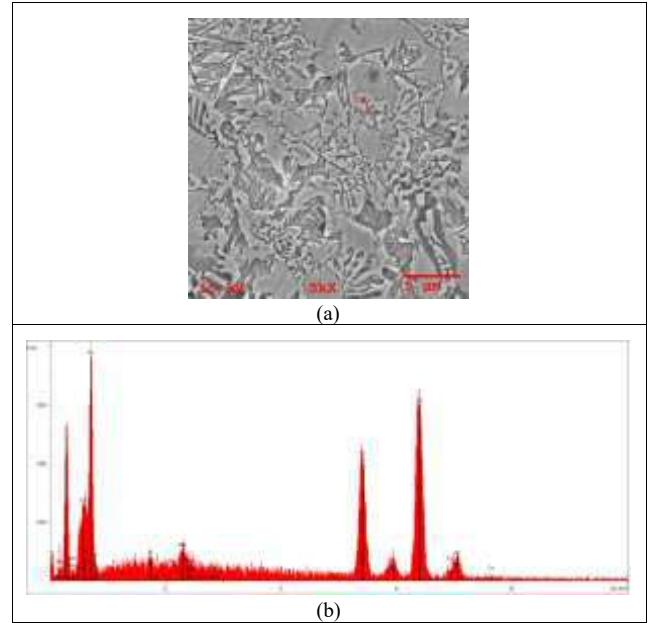


Şekil 2. Döküm konumundaki numunelerin SEM görüntüleri
a) %2.8 Co, b) %5.7 Co, c) Ni-Hard 4

Mikroyapı incelemelerinde gözlemlenen karbürlerin kimyasal kompozisyonlarını belirlemek amacıyla SEM'de EDX analizi yapılmıştır. Şekil 3.b'de verilen Ni-Hard 4 malzemeye ait EDX analizinde mikroyapıda gözlemlenen iri karbürlerin yoğun olarak kromca zengin ($(Fe, Cr)_7C_3$ - M_7C_3 tipi sert karbürler olduğu belirlenmiştir. Şekil 4'te %2.8 oranında kobalt içeren alaşımın EDX analiz sonuçları verilmiştir. Şekil 4'te verilen SEM görüntüsü ve EDX analizinde kobalt katkısı ile alaşımda bulunan molibden elementinin etkisinin mikroyapıda daha belirgin gözlemlendiği görülmektedir. Şekil 4.b'de verilen EDX analizinde mikroyapıda kromun yanısıra molibden de içeren karbürlerin de varolduğu belirlenmiştir.



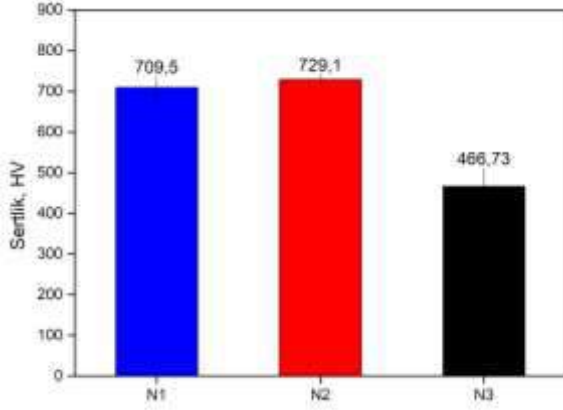
Şekil 3. Ni-Hard 4 numunenin a) SEM görüntüsü, b) 1 nolu spot EDX analizi



Şekil 4. %2.8 oranında kobalt içeren numunenin a) SEM görüntüsü, b) 1 nolu spot EDX analizi

B. Sertlik Ölçümleri

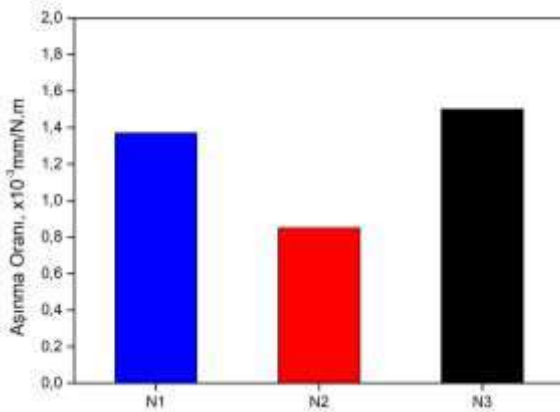
Kobaltın yüksek alaşımlı beyaz dökme demir malzemenin sertliği üzerindeki etkisini incelemek amacıyla farklı oranlarda kobalt içeren malzemelerde sertlik ölçümleri yapılmıştır. Farklı oranlarda kobalt içeren numunelerin sertlik sonuçları kobalt içermeyen ağırlıkça %5.83 oranında nikel içeren Ni-Hard 4 malzeme ile kıyaslanmıştır. Şekil 5'te verilen sertlik ölçümlerinde kobalt katkılı yüksek alaşımlı beyaz dökme demir numunelerin sertliklerinin Ni-Hard 4 malzemeye göre önemli derecede daha yüksek değerlere sahip oldukları ancak artan kobalt oranıyla sertlikte çok az bir miktarda artışın elde edildiği görülmüştür.



Şekil 5. Ni-Hard 4 ve farklı oranlarda kobalt içeren yüksek alaşımlı beyaz dökme demirlerde malzeme sertliklerinin karşılaştırması

C. Aşınma

Şekil 6'da ağırlıkça %2.8 ve %5.7 oranlarında kobalt içeren yüksek alaşımlı beyaz dökme demir malzemelerin ve kobalt içermeyen ağırlıkça %5.83 oranında nikel içeren bir Ni-Hard 4 malzemenin aşınma test sonuçları verilmiştir. Kobalt içeren numunelerde aşınma oranının kobalt içermeyen Ni-Hard 4 malzemeye göre daha düşük olduğu artan kobalt oranı ile aşınma dayanımının arttığı görülmüştür.



Şekil 6. Ni-Hard 4 ve farklı oranlarda kobalt içeren yüksek alaşımlı beyaz dökme demirlerin aşınma dayanımlarının karşılaştırması

III. SONUÇLAR

Bu çalışmada kobaltın yüksek alaşımlı beyaz dökme demirlerde mikroyapı, sertlik ve aşınma dayanımına etkisinin yanısıra yaygın olarak kullanılan Ni-Hard malzemelerin özellikleri ile de kıyaslaması yapılmıştır.

Yapılan incelemeler sonucunda kobaltın yüksek alaşımlı beyaz dökme demir malzemenin mikroyapı, sertlik ve aşınma dayanımı üzerinde önemli etkiye sahip olduğu görülmüştür. Alaşım kobalt içeriği arttıkça mikroyapının daha kaba olduğu ve karbür morfolojisinin önemli ölçüde değişim gösterdiği gözlemlenmiştir. Aynı zamanda kobaltın alaşımın içeriğinde bulunan molibdenin etkisini daha belirgin hale getirdiği görülmüştür. Ni-Hard 4 malzemeler özellikle yüksek sertlik ve aşınma dayanımının gerektiği madencilik, çimento endüstrisi gibi alanlarda sahip oldukları yüksek sertlik ve aşınma dayanımı özellikleri nedeniyle çok yaygın kullanılmaktadırlar. Sertlik ve aşınma dayanımı bakımından kıyaslandığında kobalt katkılı yüksek alaşımlı beyaz dökme demir malzemelerde Ni-Hard 4 malzemeye göre daha yüksek sertlik ve aşınma dayanımının elde edildiği belirlenmiştir. %2.8 oranında kobalt katkısı ile bu artışların önemli derecede sağlandığı artan kobalt oranının malzemenin sertlik ve aşınma dayanımı üzerinde çok düşük miktarda artışa neden olduğu görülmüştür.

REFERENCES

- [1] Ni-Hard Material Data and Application.
- [2] Mohammadnezhad, M., Javaheri, V., Shamanian, M., Naseri, M., & Bahrami, M. (2013). Effects of vanadium addition on microstructure, mechanical properties and wear resistance of Ni-Hard4 white cast iron. *Materials & Design*, 49, 888-893.
- [3] Al-Rubaie, K. S., & Pohl, M. (2014). Heat treatment and two-body abrasion of Ni-Hard 4. *Wear*, 312(1-2), 21-28.
- [4] Wang, Y. P., Li, D. Y., Parent, L., & Tian, H. (2011). Improving the wear resistance of white cast iron using a new concept-High-entropy microstructure. *Wear*, 271(9-10), 1623-1628.
- [5] La, P., Wei, F., Hu, S., Li, C., & Wei, Y. (2013). White cast iron with a nano-eutectic microstructure and high tensile strength and considerable ductility prepared by an aluminothermic reaction casting. *Materials Science and Engineering: A*, 561, 317-320.
- [6] Anjidan, S. M., Bahrami, A., Varahram, N., & Davami, P. (2007). Effects of tungsten on erosion-corrosion behavior of high chromium white cast iron. *Materials Science and Engineering: A*, 454, 623-628.
- [7] Tomovic-Petrovic, S. M., Markovic, S. V., & Zec, S. (2002). The effect of boron on the amount and type of carbides in chromium white irons. *Journal of the Serbian Chemical Society*, 67(10), 697-707.
- [8] Hsu, C. H., Chen, M. L., & Hu, C. J. (2007). Microstructure and mechanical properties of 4% cobalt and nickel alloyed ductile irons. *Materials Science and Engineering: A*, 444(1-2), 339-346.
- [9] Hara, H., Shimizu, K., Kusumoto, K., Tanaka, M., Ito, J., & Iefremenko, V. (2014). Influence of cobalt and niobium to the abrasive wear characteristics of multi-component cast iron. In *5th World Tribology Congress, WTC 2013* (pp. 2178-2180).
- [10] Anandh, K. R., Thilipkumar, K., & Saravanan, R. (2019, November). Surface modification of Ni-hard 4 cast iron with titanium using GTA heat source. In *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* (Vol. 577, No. 1, p. 012129). IOP Publishing.
- [11] Ngqase, M., & Pan, X. (2020, March). An Overview on Types of White Cast Irons and High Chromium White Cast Irons. In *Journal of Physics: Conference Series* (Vol. 1495, No. 1, p. 012023). IOP Publishing.
- [12] Guerra, F. V., Bedolla-Jacuinde, A., Mejía, I., Zuno-Silva, J., & Cardoso-Legorreta, E. (2017). Effect of copper additions on secondary carbide precipitation in high chromium with cast iron. In *Characterization of Metals and Alloys* (pp. 61-81). Springer, Cham.

Investigation of The Effect of The Deformation Rate of Microstructure and Mechanical Properties of the Automotive Suspension System With Complex Geometry

Ahmet Can YAŞAR^{1,a}, Ahmet Asım ESER^{1,b}, Mustafa ACARER^{2,c}

¹AYD Ar-Ge Merkezi, Konya, Türkiye

²Metalurji ve Malzeme Müh. Bölümü, S.Ü, Konya, Türkiye

^ayasarahmetcan@aydtr.com, ^beser.ahmetasim@aydtr.com, ^cmacarer@selcuk.edu.tr

Abstract— In this study, the effect of deformation amount on the production of hot forging on the microstructure and mechanical properties of the forged part was investigated. Within the scope of experimental studies, SAE 5140 steel, which is mostly preferred in automotive steel suspension components, has been hammered into a mechanical component (15-150 cm / sec) for the suspension component determined for use in the study. Then, the effects of deformation rate were determined by examining the microstructure and mechanical properties of both post-forging and post-heat treatment regions of the regions that are subjected to quenching and tempering heat treatment and with different geometries. Within the scope of microstructure analysis, grain size measurement, grain count and phase ratio were determined. Mechanical properties, hardness measurement, tensile test were determined.

Keywords— Deformation, SAE 5140, structure, mechanical property

I. INTRODUCTION

DIN 41Cr4 (AISI 5140) steel is low alloy steel, automobile suspension system components, like tie rod end ball joint etc. used in parts. Low alloy steels are generally preferred for cold forging. Along with the strength values, it is desired that the toughness is high. Especially DIN 41Cr4 has widespread use in the automotive industry [1]. If a stress is applied on the material's yield strength, plastic deformation is start. That is beginning of irreversible deformation. In this case, dislocations activate the sliding mechanism and the plastic deformation begins. While the shape change continues in this region, some dislocations occur due to some mechanisms, and the dislocation intensity increases with the deformation applied. Increased dislocations interact with themselves and other obstacles (space, space atom, precipitate, grain boundary, etc.) and their movements begin to be more difficult [2].

Parts manufactured by various methods are subject to mechanical, physical, thermal and chemical effects during manufacturing. Due to these effects, the properties of the part surface generally differ significantly from those of the inner region. Although the mechanical properties of a part generally determine the inner region (body) of the part, the surface of a manufactured part directly affects some important

features and qualities. The surface of the part affects the friction and wear properties of this part when it comes into direct contact with tools and molds in later operations or where it will be used. It affects the effectiveness of the lubricant, the appearance and geometric properties of the part, and the painting, coating, welding, soldering and joining processes that the part will be exposed to during the manufacturing process and at the same time [3]. It also affects the corrosion resistance, the onset of breakage, the thermal and electrical conductivity of the contacting surfaces due to surface defects (such as roughness, scratches, marks and heat-affected areas). That cause the part to weaken and break in less time through fatigue or other breakage mechanisms [4]. In the literature, M.Bayrak and F.Öztürk, in their study titled 'Investigation of the Effect of Heat Treatment on Mechanical Properties in Din 41cr4 and Din 42crmo4 Steels' in 2006, have found that the same mechanical properties can be obtained by tempering at different temperatures. They found that if 41Cr4 material is used in place of using 42CrMo4 material, cost savings and the difference in material usage will disappear.

In this study, the effect of deformation amount on the microstructure and mechanical properties of the forged part in the production of hot forged suspension parts of the SAE 5140 steel, the chemical composition of which is given in Table 1, is investigated.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

In this study, the effect of the deformation amount determined according to the deformation amount of the original part of SAE 5140 steel in hot forging production (Figure 1.) was investigated on the microstructure and mechanical properties of the forged part. Within the scope of hardness measurement, microstructure analysis, grain size measurement, grain count were counted both from the samples that were given water and tempered, and from the flange without heat treatment, in the 70% deformation zone and 40% deformation zone. The shaped part is applied in the Innovatest Nexus 3000TM Vickers hardness device by 1 kg load and a hardness measurement is made within 10 seconds. Samples cut from the pieces were prepared by using standard metallographic techniques, fine sanding with SiC sandpaper and fine polishing with 3 micron diamond paste. After the polishing step, the images were

obtained with NIKON MA200 optical microscope by etching with 2.5% nital solution. Grain size measurement was made according to ASTM E112-13 grain size measurement standard. The tensile test was carried out in the Zwick-Roell (Z250) tensile compression tester in accordance with the ASTM E8 standard. The tensile yield strength at 0.2% elongation was recorded.

TABLE I. CHEMICAL ANALYSIS OF THE MATERIAL (WT%)

%	C	Si	Mn	P	S	Cr
SAE 5140	0,44	0,26	0,79	0.003	0.006	0,85

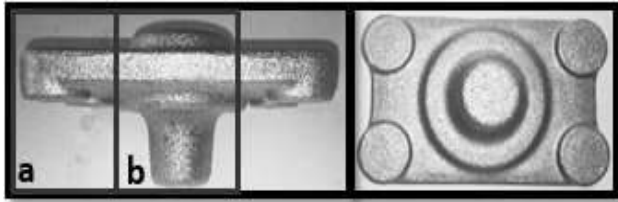


Fig. 1 Flange used in the study (a) deformation rate %70 (b) deformation rate %40

TABLE 2. THE DEFORMATION RATES OF THE MATERIALS USED IN THE EXPERIMENTS AND THE APPLIED PROCESSES

Sample Number	Heat Treatment	Deformation Rate (%)
SAE 5140 D ₇₀	-----	70
SAE 5140 D ₄₀	-----	40
SAE 5140 HT+D ₇₀	√	70
SAE 5140 HT+D ₄₀	√	40

3. RESULTS AND DISCUSSION

The microstructures of the V-structure flanges, which are used as a suspension part in the automotive industry and produced by forging from SAE 5140 steel, are subjected to deformation at the rates of 70% and 40%.

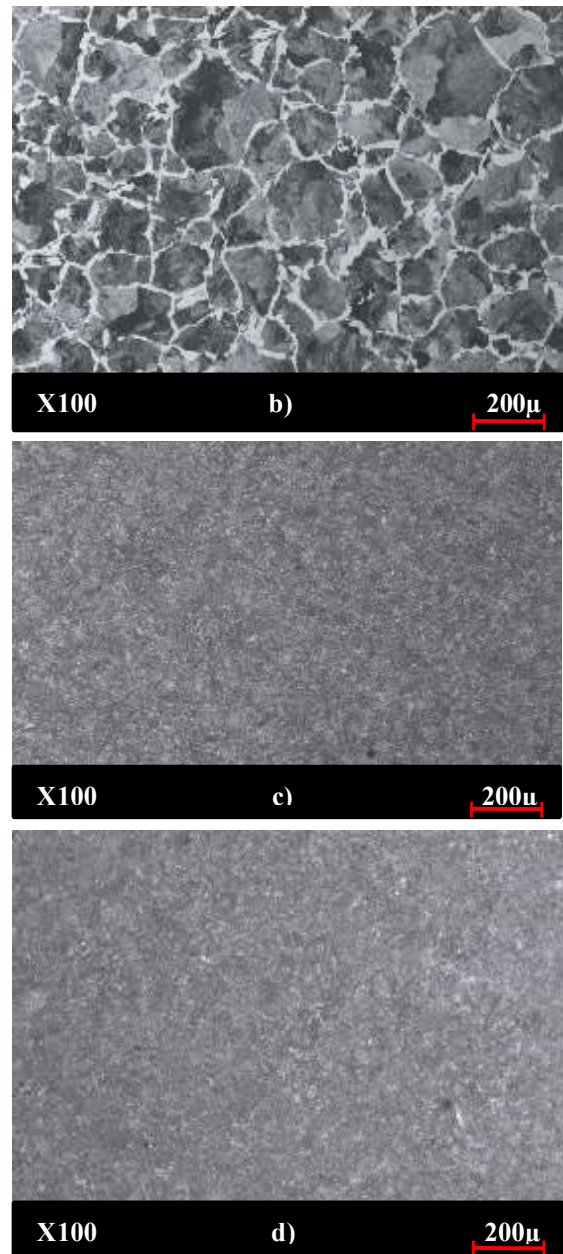
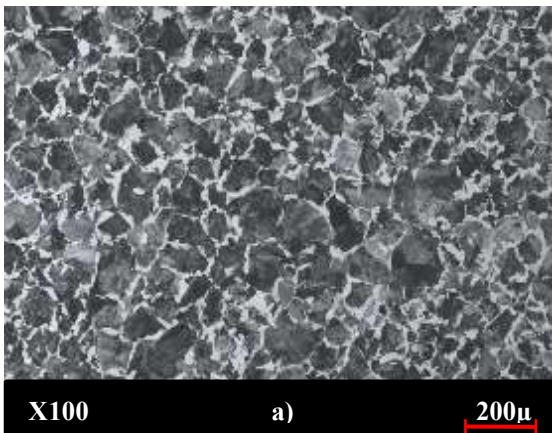


Fig. 2 Microstructure images a) SAE 5140 D40 b) SAE 5140 D70 c) SAE 5140 HT + D40 d) SAE 5140 HT + D70

When the relationship between the grain size of the material and the yield strength was examined, it was observed that as the grain size decreased, the yield strength of the material increased (Table 3). First, in the early 1950s, E.O. Hall and N.J. We express this effect discovered by Petch in the Hall-Petch relationship, which we remember by the name of these two scientists.

$$\sigma_0 = \sigma_i + \frac{k}{\sqrt{D}}$$

In this equation, σ_0 material's yield strength, σ_i resistance of crystal to dislocation movement; that is, the amount of tension that must be applied to activate the dislocations, k is the material-specific strength constant, and D is the average grain size of the material. The size of the grains in the material can affect the plastic deformation in a different way. During the change of shape, dislocations moving on the same sliding plane accumulate near the grain boundary, forming dislocation piles. In the microstructure images (Picture 2), a thinner and homogeneous grain structure was formed in the region with a deformation rate of 70% compared to the region with a deformation rate of 40% (Table 4).

As the carbon value of the sample was the same, it observed any change in the phase analysis results (ferrite-perlite) (Table 5).

In the study, the samples taken from different deformation rates on the same sample were performed 3 hardness tests from each different deformation region in terms of accuracy of the test and their averages were taken as basis. Hardness test results are given in Table 3. No differences were observed in the hardness test results due to the deformation rates of the samples that did not heat treated. In the sample, which has different deformation rates when water is given and tempered, the hardness measurement results are higher compared to the low deformation region with the effect of rapid cooling in the high deformation region.

TABLE 3. HARDNESS TEST RESULTS

Sample Number	Heat Treatment	Deformation Rate (%)	Hardness(HB)
SAE 5140 D ₇₀	-----	70	206
SAE 5140 D ₄₀	-----	40	202
SAE 5140 HT+D ₇₀	√	70	358
SAE 5140 HT+D ₄₀	√	40	290

In the study, drawing samples were taken at different deformation rates on the same sample. In terms of accuracy of the test, 3 tensile test samples were taken from each different deformation zone and their averages were taken as basis. Tensile test results are given in Table 4.

TABLE 4. TENSILE TEST RESULTS

Sample Number	Heat Treatment	Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	% Elongation
SAE 5140 D ₇₀	-----	697	385	17
SAE 5140 D ₄₀	-----	670	310	15
SAE 5140 HT+D ₇₀	√	1148	1038	13
SAE 5140 HT+D ₄₀	√	1036	820	12

Grain size measurement was made according to ASTM E112-13(n) grain size measurement standard. The grain size results are given in Table 5.

TABLE 5. AVERAGE GRAIN SIZE RESULTS

Sample Number	Heat Treatment	(n)
SAE 5140 D ₇₀	-----	7
SAE 5140 D ₄₀	-----	5

Ferrite-Perlite phase measurements were made according to ASTM A247 phase analysis standard. Phase analysis results are given in Table 6.

TABLE 6. PHASE ANALYSIS RESULTS (%)

Sample Number	Heat Treatment	%
SAE 5140 D ₇₀	-----	Perlite 80
SAE 5140 D ₄₀	-----	Ferrit 20

4. CONCLUSION

In this study, the effect of deformation amount of SAE 5140 steel on hot forging production (Figure 1.) on microstructure and mechanical properties of the forged part was investigated. 1. In the microstructure images (Figure.2), a thinner and homogeneous grain structure was formed in the region with a deformation rate of 70% compared to the region with a deformation rate of 40%.

2. When the results of the hardness measurement test are examined, no differences were observed in the hardness test results of regions with different deformation rates that were not heat treated. In different deformation zones with heat treatment, approximately 70 HB difference was observed.

3. In the tensile test results, approximately 20 MPa difference was observed in the tensile strength of the 70% deformation zone and 40% deformation zone without heat treatment. In the yield strength, a 25% increase was observed in the high deformation (70%) region compared to the low deformation region (40%).

4. In the average grain size measurement, it was smaller in the region with deformation rate (70%).

5. The results of the phase analysis (ferrite-Perlite), on the other hand, did not differ because the carbon values are the same.

5. REFERENCES

[1] .DIN 41Cr4 Ve DIN 42crmo4 Çeliklerde Isıl İşlemin Mekanik Özelliklere Etkisinin Araştırılması
M. Demirezen M. Bayrak F. Öztürk January/2006

[2] The Effect Of Microstructural And Mechanical Properties On The Machinability Of Aıısı 5140 May/2009

[3] Effect of deformation rate on low carbon steels mechanical properties [Ivan Jandrić/ S Rešković](#)/December 2018

[4] Effects of strain rate on mechanical properties and deformation behavior of an austenitic Fe-25Mn-3Al-3Si TWIP-TRIP steel J.T.Benzing and friends November 2017

ADAPTATION OF CRYOGENIC SYSTEMS FOR INTERNAL COOLING DRILL COMPERATIVE BY COOLANTS

Oğuzcan GÜZELİPEK¹ , Tuğrul SOYUSİNMEZ² , Furkan ÇETİN³ , Taner KAVAS⁴

¹*Totomak Machinery and Spare Parts*
oguzelipek@totomak.com.tr
İzmir, Turkey

²*Totomak Machinery and Spare Parts*
tsoyusinmez@totomak.com.tr
İzmir, Turkey

³*Totomak Machinery and Spare Parts*
fcetin@totomak.com.tr
İzmir, Turkey

⁴*Afyon Kocatepe University*
tkavas@aku.edu.tr
Afyon, Turkey

Abstract— Coolants are well-known as for being expensive, non-stable on machining process and contaminated waste for the environment. On the other hand, studies are mainly based on some casting types and most used standard steel parts because of research on cryogenic machining has been turning about operation of hard steel alloys commonly.

In this study, application of cryogenic systems on machining surface had been experimentally compared with conventional cutting fluids effects on surface quality, tool life, dimensional changes based on capability calculation based. In addition to, during internal cooling drills contact phase with cutting fluids and cryogenic system and with effect area on the parts had checked for internal microstructural changes during, before and after machining process.

Keywords— Coolants, cryogenic machining, hard steel alloys, internal microstructure

Introduction

Cryogenic methods, which deliver liquid nitrogen to cool the cutting edge, enable more parts to be cut in same amount of time with the same machine. Nearly any machine, regardless of brand or type, can be retrofitted with cryogenic systems.

Cryogenic machining used to be difficult and costly to implement, as methods focused on spraying the liquid nitrogen at the tool. Spraying the tool required a high flow rate that caused nitrogen to mostly evaporate before reaching the cutting surface and ultimately reduced cooling capacity. Trough-tool cooling provides the most efficient heat transfer and consumes the least amount of liquid nitrogen. As such, new machining techniques such as dry machining and cryogenic machining were proposed to replace conventional machining. They are liquid carbon dioxide and liquid nitrogen. The boiling points

for both gases are -78,5 C and -196 C. Both gases are abundant and can be recycled the can be compressed to liquid form, cool the cutting tools and evaporate become gas again.

In this study, the cutting forces, friction coefficients tool life and internal microstructure during with two methods have been examined for comparing the cryogenic systems and conventional cooling liquids.

I. STATE OF THE ART

Cryogenic methods improve the machinability of various work materials in terms of tool wear and cutting forces. Work materials studied include Nickel alloys (such as Inconel 718), Titanium alloys (like Ti-6Al-4V), Steel alloys, Mg alloys, Co-Cr-Mo alloys, composites and elastomer materials [1–9].

A comprehensive review of the cryogenic machining area was presented by Jawahir et al. [10]. They focused on most applications of cryogenic machining, including milling, turning and drilling. They focused on both liquid nitrogen and carbon dioxide and reviewed a variety of materials. Jerold and Kumar [11] focused on the influence of cryogenic coolant in machining Ti-6Al-4V material. They compared the performance of cryogenic coolants (CO₂ and LN₂) against flood emulsion coolant and dry machining. Based on their experiments cryogenic machining (CO₂ and LN₂) reduced cutting temperatures by 50% over the dry machining and about 15%–47% over the wet machining. Application of cryogenic CO₂ produced lower cutting forces than the cryogenic LN₂, wet, and dry machining environments.

Application of cryogenic media in machining has been the focus of many researchers. Yuan et al. [12] investigated the effect of coolant in end milling of Ti-6Al-4V. The trials focused on different cooling methods including dry, wet (standard coolant), MQL, and MQL with cooling air. Of these variables, MQL with coolant air at a relatively warm -15°C (-30°C and -45°C were also used) was found to give the greatest tool life, at 22 minutes. The benefits of the cryogenic machining setup were indicated by some of the results. The worst performing sub-zero coolant method (MQL and -45°C air) gave superior tool life when compared to the best performing method at 0°C or above.

Sadik et al. [13] reported on the investigation of face milling of Ti-6Al-4V using CO₂ as a coolant medium. Using PVD coated inserts and a surface speed of 80 m/min, a doubling of tool life when compared to flood emulsion coolant was observed. They used three different nozzle diameters, the same for each coolant. Notch wear was usually the limiting factor, with wear profiles against time displaying the classic ‘S’ shape of high initial wear, followed by steady state conditions, before rising exponentially as a notch, acting as a stress concentration point, develops. Furthermore, it was clearly shown that CO₂ cooling offers much improved tool life over emulsion cooling.

Su et al. [14] present a similar comparison of coolant techniques to Yuan et al. [13]. By incorporating a sacrificial thermocouple into the surface to be cut, the temperature at the cutting zone during the high-speed machining of Ti-6Al-4V could be assessed. ‘Cryogenic’ MQL (CMQL) delivery (at -20°C) was by far the most effective medium in removing heat from the workpiece.

Other work in cryogenic milling includes that of Cordes et al. [15], who milled stainless steel using carbon dioxide and air and dry cutting on a Starrag LX051 and a new, bespoke tool and spindle design to allow through tool coolant delivery. Cryogenic machining offered a 63 % improvement in flank wear at a cutting speed of 320 m/min, and a material removal rate 72 % greater was also demonstrated.

The aim of this paper is the investigation of the effect of cryogenic CO₂ cooling in the development of wear with drilling internal cooling systems and compared with liquid cooling systems on the drilling of grey cast iron, ductile iron and SAE 1117 steel materials.

Author names must use a font size of 11pt; their affiliation and contact information should use 10pt. Author details must not show any professional title (e.g. Managing Director), any academic title (e.g. Dr.) or any membership of any professional organization (e.g. Senior Member *UDCS*).

To avoid confusion, the family name must be written as the last part of each author name (e.g. John A.K. Smith).

TABLE I
FONT SIZES FOR PAPERS

Element	Font Size	Style	Associated Word Style
---------	-----------	-------	-----------------------

Table caption	8pt	Small Caps	<i>UDCS Table Caption</i>
Figure caption	8pt	None	<i>UDCS Figure Caption</i>
Abstract Body	9pt	Bold, Italic (Heading)	<i>UDCS Abstract</i>
Reference item	10pt	Italic	<i>UDCS Reference Item</i>
Author Email address	10pt	None	<i>UDCS Author Email</i>
Level-1 Heading	10pt	Small Caps Roman Numbering	<i>UDCS Heading 1</i>
Level-2 Heading	10pt	Italic Title style Alphabetic numbering	<i>UDCS Heading 2</i>
Level-3 Heading	10pt	Italic Title style Arabic numbering	<i>UDCS Heading 3</i>
Body Text	10pt	None	<i>UDCS Paragraph</i>
Title	24pt	Title style	<i>UDCS Title</i>
Author name	11pt	None	<i>UDCS Author Name</i>
Affiliation	10pt	Italic	<i>UDCS Author Affiliation</i>

Each affiliation must include the name of the organization and the country where the author is based.

Contact information and email address are compulsory for the corresponding author

A. Experimental Setup and Trails

Machining trails are focused on grey cast iron, ductile cast iron and SAE 1117 steel bars. The chemical composition and properties of materials on mentioned are shown in Table 1, Table 2 and Table 3.

Carbon	C	3.1-3.4
Silicon	Si	2.5-2.8
Manganese	Mn	0.5-0.7
Phosphorus	P	0-0.9
Sulfur	S	0-0.15
Iron	Fe	Balance

Table 1. ASTM Grade 25 or 175 (F11701) Grey Cast Iron Alloy Composition

Carbon	C	3.25 – 3.70
Silicon	Si	2.40 – 3.00
Manganese	Mn	0.10 - 0.30
Phosphorus	P	0.015 – 0.08
Sulfur	S	0.005 – 0.020

Magnesium	Mg	0-0.15
Iron	Fe	Balance

Table 2. EN(-1563-GJS)-600-3) Ductile Cast Iron Alloy Composition

Carbon	C	0.14-0.20
Silicon	Si	1-1.3
Manganese	Mn	0.10 - 0.30
Phosphorus	P	0-0.04
Sulfur	S	0.08-0.13
Iron	Fe	Balance

Table 3. SAE-AISI 1117 (G11170) Carbon Steel Alloy Composition

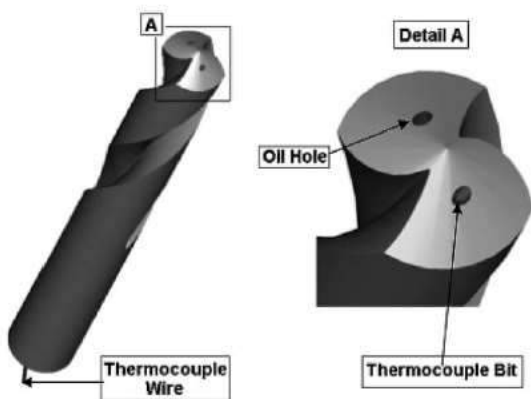
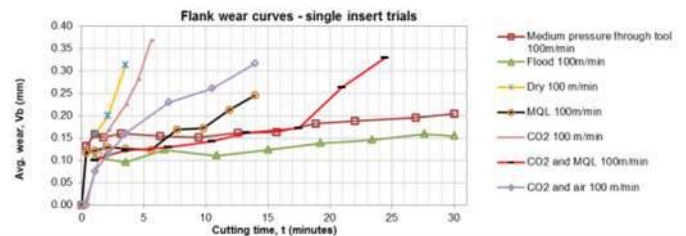


Fig. 3. The thermocouple was inserted through the oil hole of internal coolant carbide drill.

Parameter	Value	
Diameter of Drill	d (mm)	6.80
Feed per Drill	fz (mm)	0.18
Surface Speed	Vc (mm)	75
Coolant Flood Emulsion	Through tool	CO2, conventional liquids

Table 4 . Machining parameters used for the machining trials.

During machining trails Ø6.80 internal cooling drill tool had used on 3 different material with machining parameters in Table 4. Tool wears changes with cutting time are presented in Fig. 1.



II. CONCLUSIONS

We have focused and presented of the investigation of wear progression during cryogenic drilling of grey, ductile iron and steel bars with compared conventional cooling systems. A literature review of material from academic and industrial sources has established that while significant variation in results exist, cryogenic machining has the potential to improve tool life, surface finish, productivity and surface integrity when compared with conventional coolant methods. Tool life trails used the cooling options CO2 and conventional coolant methods. The best performance achieved in Cryogenic method was CO2 and in grey cast iron with following steel bars and ductile iron. On the other hand, Cryogenic method always gives a better tool life results and higher capability instead of conventional coolant methods.

During performing tests to compare drilling of cast iron, ductile iron and steel with cryogenic and conventional method results indicate that no significant changes on the lower cutting speed and feed but when the test are performed on the actual machining parameters cryogenic cooling systems better than conventional cooling methods.

The proposed internal cooling drilling tools with cryogenic systems results are indicated to use that system very effective for cooling tools and machining part, more efficient for tool life and does not harm environment.

REFERENCES

- [1] K. Busch, C. Hochmuth, B. Pause, A. Stoll, R. Wertheim, Investigation of Cooling and Lubrication Strategies for Machining High-temperature Alloys, *Procedia CIRP*. 41 (2016) 835–840.
- [2] Y. Kaynak, T. Lu, I.S. Jawahir, Cryogenic Machining-Induced Surface Integrity: A Review and Comparison with Dry, MQL, and Flood-Cooled Machining, *Mach. Sci. Technol.* 18 (2014) 149–198.

- [3] [3] G. ROTELLA, D. UMBRELLO, O.W.D. Jr., I.S. JAWAHIR, Evaluation of Process Performance for Sustainable Hard Machining, *J. Adv. Mech. Des. Syst. Manuf.* 6 (2012) 989–998.
- [4] [4] A. Shokrani, V. Dhokia, P. Muñoz-Escalona, S.T. Newman, State-of-the-art cryogenic machining and processing, *Int. J. Comput. Integr. Manuf.* 26 (2013) 616–648.
- [5] [5] Shokrani, V. Dhokia, S.T. Newman, R. Imani-Asrai, An Initial Study of the Effect of Using Liquid Nitrogen Coolant on the Surface Roughness of Inconel 718 Nickel-Based Alloy in CNC Milling, *Procedia CIRP.* 3 (2012) 121–125.
- [6] [6] S. Yang, D. Umbrello, O.W. Dillon, D.A. Puleo, I.S. Jawahir, Cryogenic cooling effect on surface and subsurface microstructural modifications in burnishing of Co–Cr–Mo biomaterial, *J. Mater. Process. Technol.* 217 (2015) 211–221.
- [7] [7] D. Umbrello, F. Micari, I.S. Jawahir, The effects of cryogenic cooling on surface integrity in hard machining: A comparison with dry machining, *CIRP Ann. - Manuf. Technol.* 61 (2012) 103–106.
- [8] [8] Y. Yildiz, M. Nalbant, A review of cryogenic cooling in machining processes, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 48 (2008) 947–964.
- [9] [9] Z. Pu, J.C. Outeiro, A.C. Batista, O.W. Dillon, D.A. Puleo, I.S. Jawahir, Enhanced surface integrity of AZ31B Mg alloy by cryogenic machining towards improved functional performance of machined components, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 56 (2012) 17–27.
- [10] [10] I.S. Jawahir, H. Attia, D. Biermann, J. Duflou, F. Klocke, D. Meyer, S.T. Newman, F. Pusavec, M. Putz, J. Rech, V. Schulze, D. Umbrello, (2016), Cryogenic manufacturing processes, *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 65(2), pp. 713–736.
- [11] [11] B.D. Jerold, M.P. Kumar, The Influence of Cryogenic Coolants in Machining of Ti–6Al–4V, *J. Manuf. Sci. Eng.* 135 (2013) 31005.
- [12] [12] S. M. Yuan, L. T. Tan, W. D. Liu and Q. Liu, “Effect of cooling air temperature on cryogenic machining of Ti-6Al-4V alloy,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 211, no. 3, pp. 356-362, 2011.
- [13] [13] I. B. Sadik, S. Isakson, A. Malakizadi and L. Nyborg, “Influence of coolant flow rate on tool life and wear development in cryogenic and wet milling of Ti-6Al-4V,” *Procedia CIRP*, vol. 46, pp. 91-94, 2016.
- [14] [14] Y. Su, N. He and L. Li, “Effect of cryogenic minimum quantity lubrication (CMQL) on cutting temperature and tool wear in high-speed end milling of titanium alloys,” *Applied Mechanics and Materials*, Vols. 34-35, pp. 1816-1821, 2010.
- [15] [15] S. Cordes, F. Hubner and T. Scaarschmidt, “Next generation high performance cutting by use of carbon dioxide as cryogenics,” *Procedia CIRP*, vol. 14, pp. 401-405, 2014.

INVESTIGATION OF THE HARDNESS CHANGE OF 1030 STEEL CASTING MATERIAL AS A RESULT OF DIFFERENT HEAT TREATMENT ENVIRONMENTS

Yaşar M., Bildik O.

University of KARABUK, B.P. 145, 78000, Karabük, TURKEY.

1030 steel obtained by sand casting method was subjected to heat treatment in different environments. Before heat treatment, all samples were subjected to normalization heat treatment at 860 ° C. The samples were then heated in the oven for 40 minutes and allowed to cool in air. Heat treatment oil, Polymer Heat Treatment Fluid and Brine environments were used for hardening heat treatment. Macro hardness measurements were made after heat treatment and the highest hardness was obtained in salt-water environment.

Keywords: 1030 Steel, Heat treatment, Macro hardness

Corresponding author: oguzhanbildik@gmail.com , Tel/Fax +090 370 418 93 97

1. Introduction

SAE 1030 Steel is known as manufacturing (structural) steel. It is a low carbon, low alloy steel whose mechanical properties can be improved by heat treatment. [1].

Hardenability is usually described in terms of hardness change, Steel Type, C (carbon) mainly depends on the alloy element ratios. [2].

Friction; resistance when a rigid body moves tangentially relative to another object it comes into contact with or produces. One of the factors affecting the friction is the hardness values of the friction materials. Many methods are followed in engineering to increase the hardness values of materials. The first of these methods is to increase the hardness of the material by heat treatment and then the cooling medium applied, and to reduce the abrasion on the surface of the material with increased hardness. [3,4].

Although many parameters are effective on wear, depending on Wear material and abrasive, the primary parameter affecting wear within them is the hardness of both wear and excess..[4]

2. Normalization Heat Treatment and Test Material

Normalization annealing is generally the process of cooling sub-eutectoid steels A_{c3} and super-eutectoid steels to temperatures approximately 30-50 ° C above A_{cm} the conversion temperatures and cooling in outside air after annealing in order to reduce grain size, obtain a homogeneous internal structure and mostly improve mechanical properties [5,6].

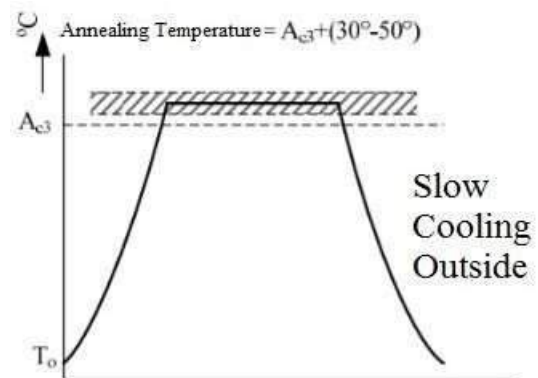


Figure 1: Normalization Heat Treatment in Sub-Eutectoid Steels

The mould designed by us for experiments was cast in the foundry and the results of the spectral analysis performed after casting are seen in Table 1

Table 1. Results of spectral analysis of steel material produced.

Figure 2: Refsan RD16 Laboratory Furnace Used in Heat Treatment

In the heat treatment, 15mm thick material is normalized at 860 °C. The appearance of the steel material in the furnace after the normalisation heat treatment is seen in Figure 3.

Material Composition	% Amount
Carbon	0,34
Manganese	0,39
Phosphor	0,031
Sulfur	0,019
Silicon	0,31
Aluminum	0,051
Titanium	0,06
Chrome	0,09
Nickel	0,038
Copper	0,068
Boron	0.0008
Iron	Remaining



Figure 3: Appearance of Steel Materials after Normalization Heat Treatment

In the normalization heat treatment, relatively high cooling speed is achieved due to cooling of the part in air. Generally, as the cooling rate increases, the conversion temperature of ostenite decreases and finer perlite is obtained.

3.- Hardening and Hardness Test

For the given chemical compositions, the normalisation temperature recommended by the manufacturers and set in the standards is between 840-890 °C.



Hardening is a heat treatment made to give the steel the desired hardness. This process is done by heating

the steel to the hardening temperature (austenite region) and keeping it at this temperature for one hour per inch and then giving water in the appropriate environment. Water, oil and air etc. can be used as quenching medium. Quenching in oil generally gives a lower cooling rate than quenching in water. However, depending on the type of parts, cooling in water can cause severe residual stresses relative to quenching in the oil. The hardening temperature (or austenitizing temperature) for subeutectoid steels is 30-50 ° C above A3 and 30-50 ° C above A1 for eutectoid steels. Heating and keeping the steel at the austenite zone is to dissolve the bonded carbon in austenite in the form of cementite or carbide. After this, the volume-centered tetragonal (HCT) structure, which is very hard and crunchy, called martensite, is formed by the process of giving water [7].

The quenching process allows for rapid cooling of the steel and can be performed in different environments [8]. They may be water, saltwater, oil or polymer. Rapid cooling prevents phase conversion and diffusion, resulting in the formation of a supersaturated solid melt upon cooling. The austenite FCC structure is converted to the HCT structure, which is supersaturated by carbon, and the C atoms imprisoned in the structure cause distortion of the crystal lattice; increases the hardness of the material.

It is understood that for the hardening heat treatment, it is recommended to select the temperature range for hardening in the range of 850-900 ° C by looking at the alloy elements in the steel material. The recommended oven holding time is 1 hour per inch. Since the material thickness is 15 mm, it is seen that a time of 36-40 minutes will be sufficient. The furnace temperature was set to 870 ° C for curing heat treatment.



Figure 4: Hardening heat treatment test view.

The hardening process was performed using three different cooling media, as seen in Figure 4 and Figure 5. These;

- 1) Cooling In Oil
- 2) Synthetic heat treatment Polymer mixed with water
- 3) Saltwater Environment



Figure 5: Hardening Environments (Oil-Polymer) Appearance.

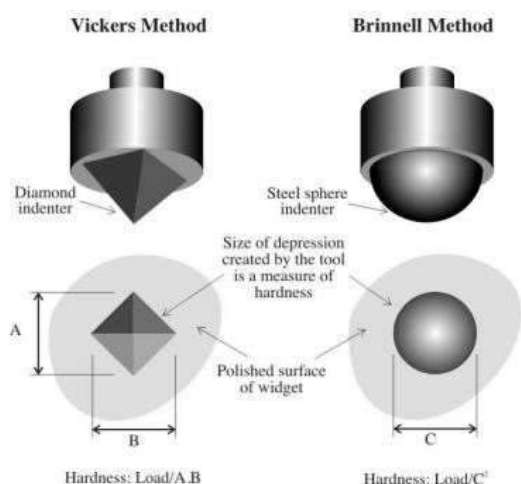


Figure 6: Vickers and Brinell Test Method

Transactions performed: HBW 2,5 / 62,5

In the following Table (Table 2), the relationship between the Brinell hardness measurement method according to EN ISO 6506 and the D (ball diameter), Brinell load rating and F (load) values varying according to the materials are indicated.

Table 2. Hardness measurement data produced.

Test Method	Ball Diameter (mm)	Load Coefficient $0,102 * F/D^2$	Test Load (N)
HBW (HBS) 2,5/62,5	2,5	10	612,9

The macro hardness tester and the samples in the test are shown in the Figure 7.



Figure 7: Macro hardness tester and sample appearance

The results of the experiment and the code numbers given to the materials as shown in Table 2 were obtained as a result of the Brinell hardness experiments.

The material hardness was determined by taking the arithmetic average of these measurements as the material hardness taken from three different points of the samples. The hardness values and averages obtained are shown in Table 3 and Figure 8.

Table 3. Hardness test results.

Metaarial number	Process Description	Hardness Values	Avarage Hardness
N1	Not Heat Treatment	205 / 212 / 211	210
N2	Normalized Head Treatment	177 / 174 / 172	175
N3	Hardening in Oil	239 / 242 / 230	237
N4	Hardening In Aqua Quenching	261 / 252 / 255	256
N5	Hardening in Water-Salt Mixture	286 / 280 / 289	285

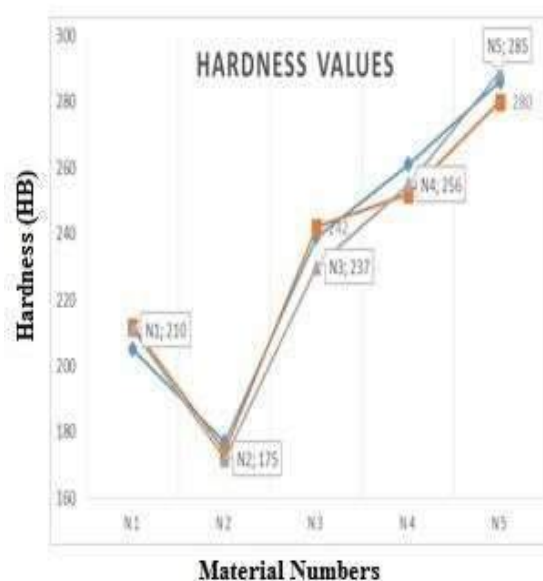


Figure 8: Hardness values on graphics

When the results were examined, the sample which was seen as N1 sample was determined as reference

sample and the hardness values were obtained without any heat treatment after casting and 210 HB value was determined as hardness value. The samples were then subjected to normalization heat treatment to reduce grain and to obtain a homogeneous internal structure. The hardness value of sample N2 which was not subjected to hardening by normalization heat treatment was determined to be decreased and the hardness value was measured as 175HB. After normalized heat treatment, samples N3, N4, and N5 were subjected to hardening heat treatment using different stripping media. Material N3 is applied to the oil medium for hardening heat treatment. After the quenched heat treatment, an increase was observed in the serinity compared to the reference sample and a hardness value of 237 HB was measured. In test sample N4, quenching aqua was used for hardening heat treatment by diluting the polymer-based hardening heat treatment fluid obtained from Belgin oil company with water and the hardness value obtained from the tests after hardening process was determined as 256HB. Finally, for sample number N5, hardening was done in saltwater environment and the highest hardness value was reached as 285HB in this cooling environment.

Conclusion

The hardness values of the 1030 class steel castings that we have produced are first made after normalization and then hardening process in different cooling environments.

As a result, it was found that the hardness values of the material ranged from 175HB to 285HB. It was found that the hardness of the material which was reached after the normalization heat treatment of the material with the lowest hardness was 210HB on average without heat treatment after casting. An average hardness value of 237HB was reached in the oil cooling environment, resulting in a 12.85% increase in hardness value compared to normal cast material. In the polymer liquid cooling medium which has been used in recent years and which prevents the material from multiplying compared to the saline media and provides more controlled cooling such as oil medium, the hardness value of 256HB has been reached by reaching an average hardness value of 21.90%. The average hardness value of 285 HB was reached in the saltwater cooling environment.

Hardening process can be increased by 12.85% to 35.71% hardness compared to the raw cast sample N1. The hardness value of the water-salt mixture was

found to be 285 HB on average as the cooling medium providing the best hardness, and the hardness increased by 35.71%.

References

- [1] Tekin, A., "Steel and heat treatment" Bofors Handbook, Hakan printing house, İstanbul, 1984.
- [2] Gök M., Ulu S., Said G., 1030 Effect Of Grain Size On Hardenability Of Steel, 6 th International Advanced Technologies Symposium (IATS'11), 16-18 May 2011, Elazığ, Turkey
- [3] Czichos, H., 1978. Tribology. Elsevier Scientific Publishing Co., Newyork. DIN 50320, 1976
- [4] Güven A., Özcan M.T., "The Effect Of Material Hardness On Abrasion In Abrasive Wear Of Simple Carbon Steels In Mineral Environments", Engineer and Machinery - Volume: 46, Number: 545
- [5] Eker A.A., "Heat Treatment Of Steel", Material 1 Lecture Notes, Yıldız Technical University, 2008
- [6] Gökbeşe H., Bülbül Ş., Arıkan H., Gök O., Investigation of Microstructure and Hardness after Normalization Heat Treatment Applied to Hardox 400 Steel, International Advanced Researches & Engineering Congress, 2017
- [7] Biçer E., Karagöz İ., "Quenching Hardening Use of Heat Treatment Polymers in Cooling Medium", Conference: 2th. International Congress on Engineering Architecture and Design, Kocaeli, Turkey, 2017
- [8] Türk Loydu Foundation,, Section 2, Material Rules, İstanbul, 2016

The Sliding Wear Behaviour of Fe / ZrO₂ Composites at Elevated Temperatures

Fatih Aydin*

#Department of Metallurgical and Materials Engineering, Karabuk University, TURKEY
fatih.aydin@karabuk.edu.tr

Abstract— This study presents the elevated temperature tribological behaviour of iron (Fe) matrix composites reinforced with ZrO₂ particles. For this purpose, Fe and Fe / ZrO₂ composites (5 wt.% and 10 wt.%) were compacted with the pressure of 550 MPa and followed by sintering at 1100 °C for 1 h. The microstructure characterization and phase analysis were conducted by scanning electron microscopy and X-ray diffraction. The dry sliding wear behaviour was evaluated under loads of 10 and 20 N, and at the temperature of 150 and 300 °C. The wear tests showed that the wear performance of the samples increases with increasing ZrO₂ content for all wear conditions. The delamination was determined as the main wear mechanism.

Keywords—Fe/ZrO₂ composites, Wear, Powder metallurgy, Elevated temperature, X-ray diffraction

I. INTRODUCTION

Metal matrix composites (MMCs) are extensively used in applications requiring high tribological performance such as machine elements, rock drilling and dies [1]. In recent years, the studies on Fe matrix composites have increased significantly. The reason for this is the widespread use of Fe matrix composites in machinery and mining areas due to their high wear resistance [2]. When the literature studies are examined, it is seen that the studies on Fe / ZrO₂ composites have significantly increased. In these studies, the researchers have focused on the producibility and characterization of Fe / ZrO₂ composites [3-5]. No study was detected on the wear behaviour of Fe / ZrO₂ composites at elevated temperatures.

The aim of this study is to examine the wear behaviour of Fe / ZrO₂ composites at elevated temperatures. For this purpose, the samples were produced by powder metallurgy. The hardness and wear behaviour of the produced samples were examined. The SEM examination of the worn surfaces was performed to clarify the wear mechanisms.

II. EXPERIMENTAL STUDY

In this study, Fe powder (100 µm) and ZrO₂ particulates (50 µm) were used as matrix and reinforcement, respectively. The powders were mixed by TurbulaMixer for 2 hr. Pure Fe, Fe / 5 ZrO₂ and Fe / 10 ZrO₂ were compacted under pressure of 550 MPa and sintered at 1100°C for 1 h. The microstructure examination and phase analysis were performed by scanning electron microscopy (SEM, Carl Zeiss Ultra Plus) and X-ray diffraction (Rigaku Ultima IV).

The hardness measurement was performed by a hardness device (Qness, Q10 A+). The elevated temperature wear tests

were conducted by Tribometer device (UTS, T10/20). The wear loads were 10 and 20 N. The wear temperatures were 150 and 300 °C. The worn surface examination was performed by SEM.

III. RESULTS AND DISCUSSION

A. Microstructure characterization

Fig. 1 illustrates the SEM images of the samples. It can be seen that the agglomeration of ZrO₂ particles is present. From the SEM images, it is concluded that the specimens have no porosity and defects.

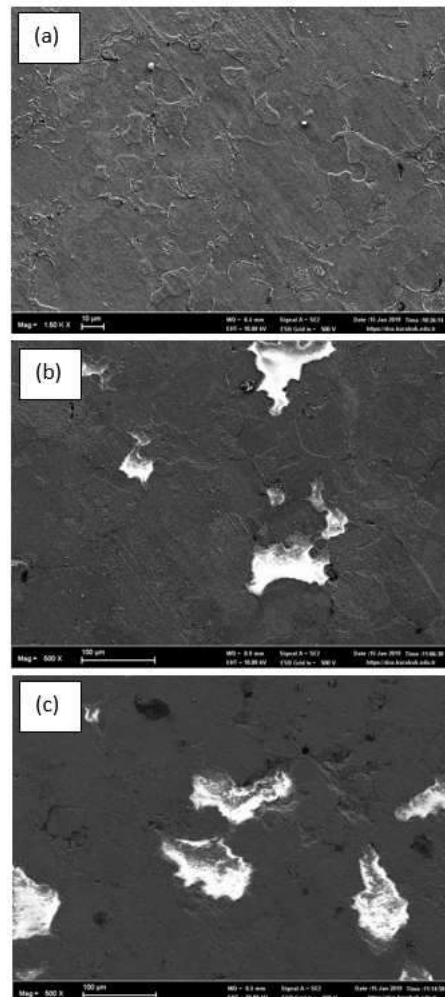


Fig. 1. SEM images of the samples: a) pure Fe, b) Fe / 5 ZrO₂ and c) Fe / 10 ZrO₂

Fig.2 shows the EDS analysis of Fe / 10 ZrO₂ composite. The EDS analysis was performed for two different regions. The EDS analysis (rectangle 1) showed that high amount of Zr (58.84%) and O (35.51%) This result confirms the presence of ZrO₂ particles in the structure of the composite. The EDS analysis of area 2 showed the significant amount of Fe (98.45%).

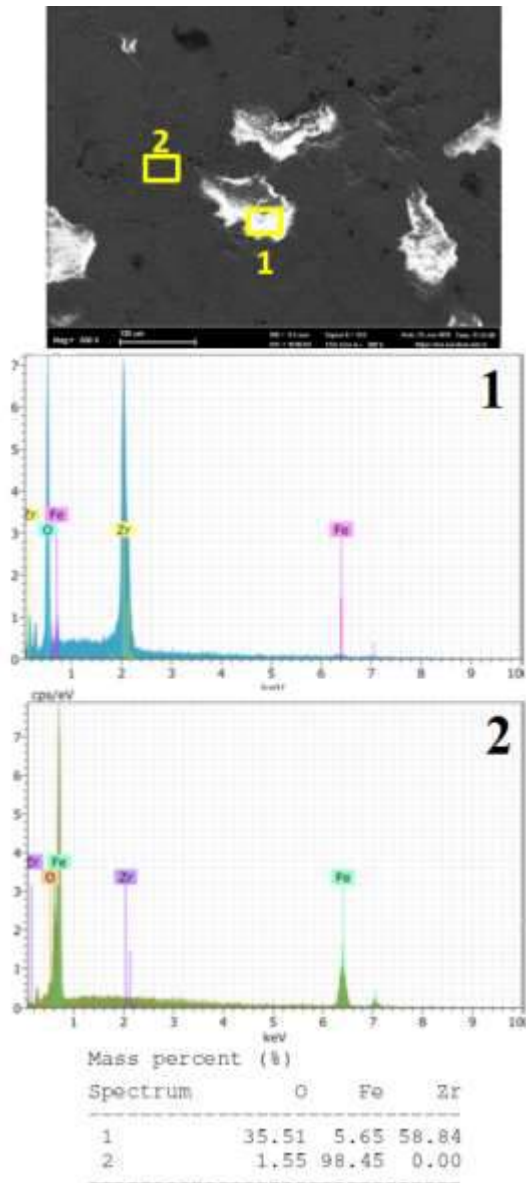


Fig. 2. EDX analysis of the Fe / 10 ZrO₂ composite

Fig.3 shows the XRD patterns of the samples. XRD analysis revealed the presence of Fe peaks for pure Fe sample. The peaks of ZrO₂ and Fe can be clearly seen for composite samples. This is the result of the presence of ZrO₂ particles in the structure of composites. There is no evidence for any other phase for XRD analysis.

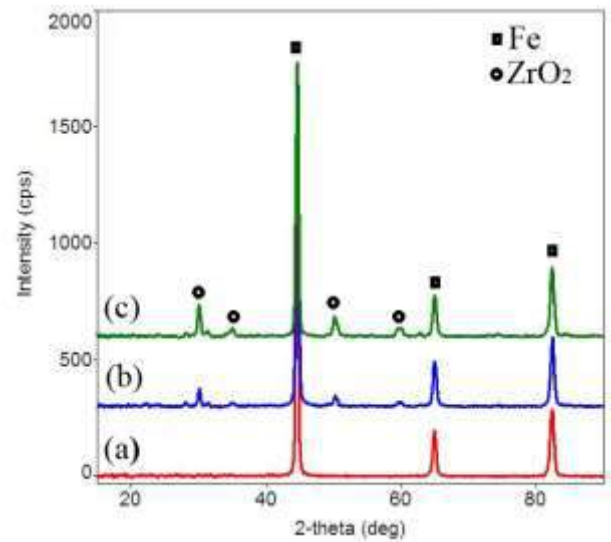


Fig. 3. XRD pattern of the samples a) pure Fe, b) Fe / 5 ZrO₂ and c) Fe / 10 ZrO₂

B. Hardness and Wear Results

The hardness value of the samples was given in Table 1. It can be seen that the hardness value of the samples increased with increasing ZrO₂ content. The increase in hardness can be related to the presence of hard ZrO₂ particles, which hinder the dislocation movement. The reinforcement particles resist to penetration during indentation [6].

TABLE I HARDNESS VALUES OF THE SAMPLES

Materials	Hardness (HV _{1kgf})
Pure Fe	88.1±2.7
Fe / 5 ZrO ₂	99.2±1.9
Fe / 10 ZrO ₂	112.3±3.2

Fig 4 shows the wear rates of the samples depending on applied load and test temperature. As can be seen in Fig. 4, the volume loss decreased with increasing ZrO₂ content for all loads and temperatures. Fe / 10 ZrO₂ composite exhibited the best wear performance among the samples. It can be also seen that the volume loss of the samples increased with increasing test temperature. The higher wear performance of the composites is related to the presence of reinforcement particles with high hardness, which resists to wear [7]. It was also reported that the hard particles act as a load bearing component. As a result, wear performance of the composites increases compared to un-reinforced sample [8]

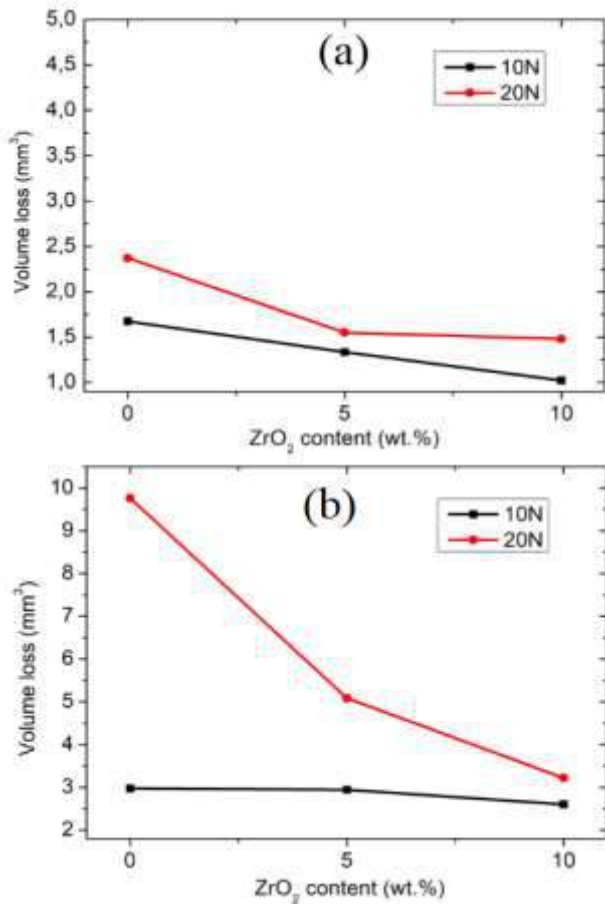


Fig. 4. Wear rate graphs of the samples a) 150 °C and b) 300 °C

Fig 5 shows the worn surface images of the samples under load of 20 N at a temperature of 150 °C. For the worn surface of pure Fe, grooves and cracks can be visible. This is the result of abrasion and delamination. The grooves parallel to the sliding direction is the evidence of the abrasive wear mechanism. For delamination wear, deformation initiates the shear deformation and microcracks occur [9-10]. It can be clearly seen that the worn surfaces of the composites are smooth and mild compared to pure Fe.

Fig 6 shows the worn surface images of the samples under load of 20 N at a temperature of 300 °C. The deep craters are present for the worn surface of pure Fe. An increase in the test temperature increased the wear severity by changing the mechanism from abrasion to delamination for pure Fe. Some cracks are present on the worn surfaces of the composites. From the worn surfaces, it can be concluded that Fe / 10 ZrO₂ composite has mild and smooth surface.

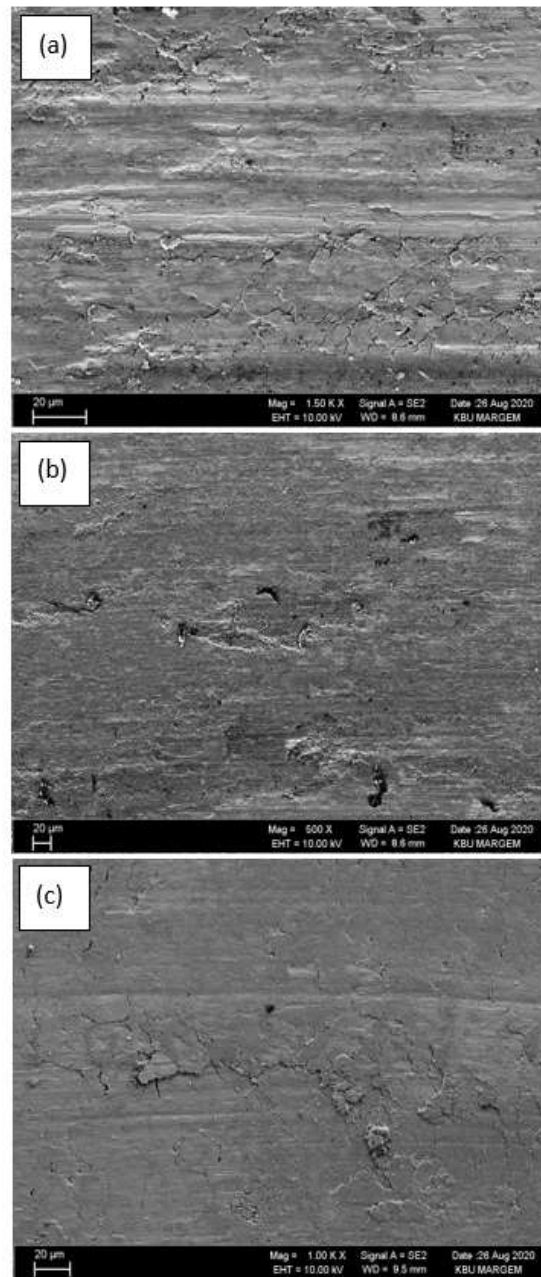


Fig. 5 Worn surface images for 150 °C a) pure Fe, b) Fe / 5 ZrO₂ and c) Fe / 10 ZrO₂

IV. CONCLUSIONS

In this study, pure Fe, Fe / 5 ZrO₂ and Fe / 10 ZrO₂ were produced by powder metallurgy. The hardness and wear behaviour of the samples were investigated. From the results, it can be inferred that the hardness and wear performance of the samples increased with the addition of ZrO₂ particles. The Fe / 10 ZrO₂ composite exhibited the best wear performance for all wear conditions. From the worn surface analysis, the main wear mechanism was identified as delamination. Fe / ZrO₂ composites can be used for wear-resistant applications at elevated temperatures.

REFERENCES

- [1] Zhang, Z., Chen, Y., Zhang, Y., Gao, K., Zuo, L., Qi, Y., & Wei, Y. Tribology characteristics of ex-situ and in-situ tungsten carbide particles reinforced iron matrix composites produced by spark plasma sintering. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 704, 260-268.
- [2] Zhou, R., Jiang, Y., & Lu, D. The effect of volume fraction of WC particles on erosion resistance of WC reinforced iron matrix surface composites. *Wear*, 2003, 255(1-6), 134-138.
- [3] Jha, P., Gupta, P., Kumar, D., & Parkash, O. Synthesis and characterization of Fe-ZrO₂ metal matrix composites. *Journal of Composite Materials*, 2014, 48(17), 2107-2115.
- [4] Bobrymina, E., Alali Alkhalaf, A., Shamshurin, A. I., Tolochko, O., & Mikhailov, V. (2017). Synthesis of Fe-ZrO₂ composite powders by thermochemical method. In *Key Engineering Materials* (Vol. 721, pp. 285-289). Trans Tech Publications Ltd.
- [5] Raghavendra, K. G., Dasgupta, A., Bhaskar, P., Jayasankar, K., Athreya, C. N., Panda, P., & Ramaseshan, R. (2016). Synthesis and characterization of Fe-15 wt.% ZrO₂ nanocomposite powders by mechanical milling. *Powder Technology*, 287, 190-200.
- [6] J.M. Mistrya, P.P. Gohil, Experimental investigations on wear and friction behaviour of Si₃N₄p reinforced heat-treated aluminium matrix composites produced using electromagnetic stir casting process, *Composites B Eng.* 161 (2019) 190–204.
- [7] Aydin, F. The investigation of the effect of particle size on wear performance of AA7075/Al₂O₃ composites using statistical analysis and different machine learning methods. *Advanced Powder Technology*. 2021, 32, 445-463.
- [8] M.B.N. Shaikh, S. Arif, T. Aziz, A. Waseem, M.A.N. Shaikh, M. Ali, Microstructural, mechanical and tribological behaviour of powdermetallurgy processed SiC and RHA reinforced Al-based composites, *Surfac Interfaces* 15 (2019) 166-179.
- [9] D. Jeyasimman, R. Narayanasamy, R. Ponalagusamy, V. Anandakrishnan, M.Kamaraj, The effects of various reinforcements on dry sliding wear behaviour of AA 6061 nanocomposites, *Mater. Des.* 64 (2014) 783 - 793.
- [10] Aydin, F., & Turan, M. E. The effect of Boron Nitride on tribological behavior of Mg matrix composite at room and elevated temperatures. *Journal of Tribology*, 2020, 142(1).

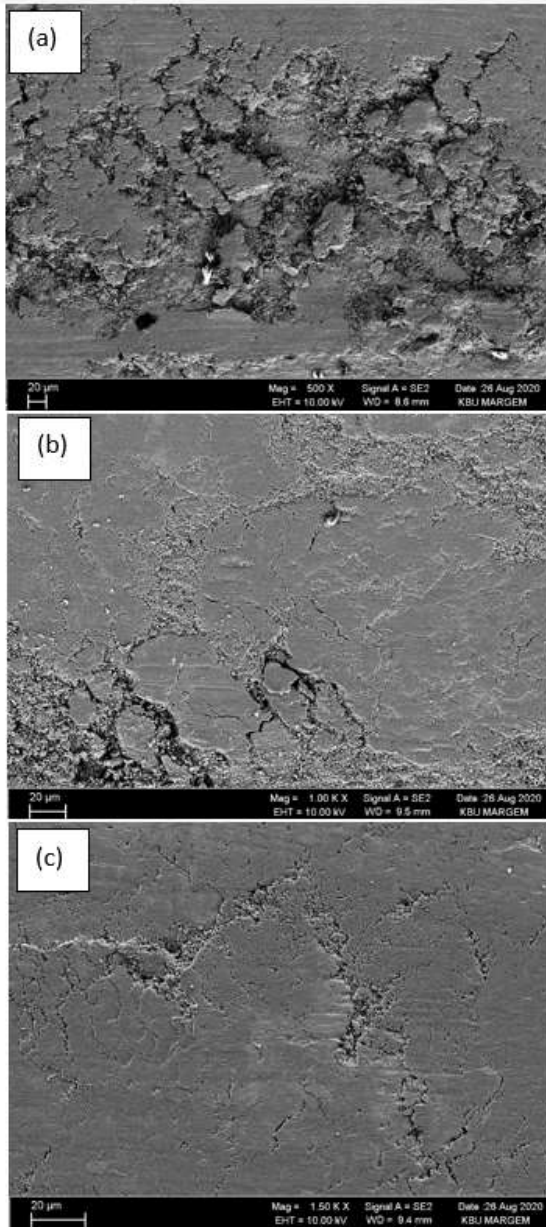


Fig. 6 Worn surface images for 300 °C a) pure Fe, b) Fe / 5 ZrO₂ and c) Fe / 10 ZrO₂

The Effect of Homogenization Heat Treatment on Microstructure and Hardness Properties of AZ31-La-Nd alloy

İsmail Hakkı Kara ⁺

⁺*Metalurgy and Materials Engineering, Karabük University
Karabük, Turkey
ihakkikara@karabuk.edu.tr*

Abstract— In this study AZ series Mg alloys containing La and Nd elements were produced by induction melting method. The homogenization heat treatment was applied at 400 °C for 24 hours. Hardness Brinell was applied to determine the effect of homogenization heat treatment on materials. Optical microscopy was utilized to obtain the microstructure changing.

Keywords— AZ series Mg alloy, homogenization, hardness test, La, Nd

I. GİRİŞ

Magnezyum alaşımları 1,74g/cm³ gibi düşük yoğunluk değeri ve yüksek mukavemet/yoğunluk oranı nedeniyle ağırlığın ve verimliliğin söz konusu olduğu uygulama alanlarında dikkat çeken bir metalik malzemedir [1]. Fakat Mg alaşımlarının mekanik özellikleri halen rakibi alüminyum alaşımına göre çok düşük kalmaktadır [2]. Bu eksiği gidermek için alaşımlama en yaygın yöntemlerden birisidir. Alaşımlama sayesinde hem katı ergiyük sertleşmesi hem de katı çökeltilerin varlığı nedeniyle mekanik özelliklerin geliştiği bilinmektedir. AZ31 Mg alaşımları en yaygın kullanılan Mg alaşımlarından birisidir [1]. Modifiyeli AZ31 Mg alaşımları üzerine çalışmalar halen devam etmektedir. Mg alaşımlarında Lantan korozyon direncini geliştirmekte ve neodim ise yüksek sıcaklık mukavemeti sağlamaktadır [3]. Bunun yanında sıcak haddeleme yöntemiyle Mg alaşımlarında ince taneli yapılar elde edilebilmektedir [2]. Buna rağmen sac Mg alaşımlarının üretimi esnasında sıcak hadde öncesi migrosegregasyon kaynaklı nedenlerden dolayı homojenleştirme ısı işlemi zorunludur [1].

Bu çalışmada AZ31 Mg alaşımı indüksiyon ergitme ocağında üretilmiştir. Bunun yanında La ve Nd ilaveli modifiyeli AZ31 Mg alaşımları üretilmiş ve üretilen malzemelere brinell sertlik testi yapılmıştır. Değişen alaşım elementinin mikroyapıya etkisi optik mikroskop çalışmasıyla desteklenmiştir.

II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmadaki malzemeler (bakınız Tablo 1.) indüksiyon ergitme ocağı kullanılarak %1SF₆+CO₂ karışımı koruyucu gaz atmosferinde üretilmiştir ve XRF cihazıyla kimyasal bileşim bulunmuştur. Saf Mg, saf Al ve saf Zn ilk ocağa yüklenmiş ve sonrasında master %25La-Mg ve %25Nd-Mg alaşımı ilave edilmiştir. 20x20mm ebatlarında numunler döküm

malzemelerinden kesilerek 400°C de 24 saat homojenleştirme ısı işlemi uygulanmıştır. Homojenleştirme ısı işlemi sonrası optik mikroskop vasıtasıyla 50x büyütme görüntüleri alınmıştır. Mikroyapı inceleme öncesi numunlere metalografik çalışma uygulanmıştır. 250-2500 kum taneli zımpara kağıtları ve 1µm ebatlı parlatma bezi ve alumina kullanılarak sırasıyla zımparalama ve parlatma yapılmıştır. Dağlayıcı olarak pikral kullanılmıştır. Sertlik testi 2,5 mm çelik bilyeli 187,5 kg yük kullanılarak yapılmıştır. En az üç sertlik izi alınmış ve ortalamaları hesaplanmıştır.

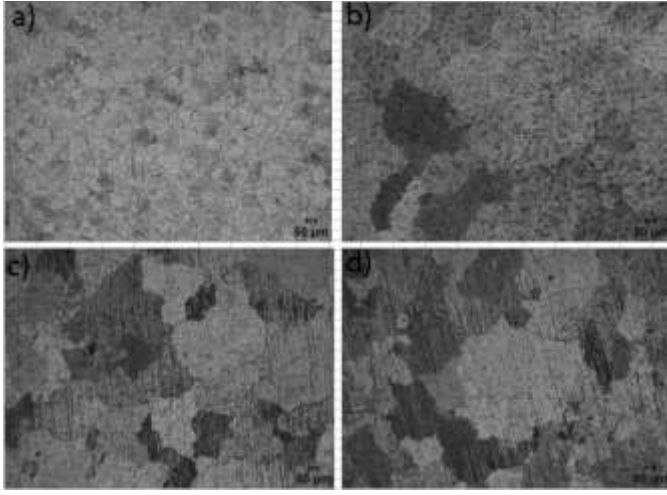
TABLO I
MALZEMELERİN KİMYASAL BİLEŞİMİ

Malzeme	Kısaltma	Al	Mn	Zn	Nd	La	Mg
AZ31	AZ31	3,62	0,11	1,18	-	-	kalan
AZ31-0,5Nd-0,25La	5N02L	3,01	0,27	0,95	0,48	0,11	kalan
AZ31-0,5Nd-0,5La	5N05L	2,92	0,15	0,91	0,49	0,23	kalan
AZ31-0,5Nd-1La	5N1L	2,88	0,25	0,87	0,45	0,54	kalan

III. SONUÇLAR

A. Mikroyapı sonuçları

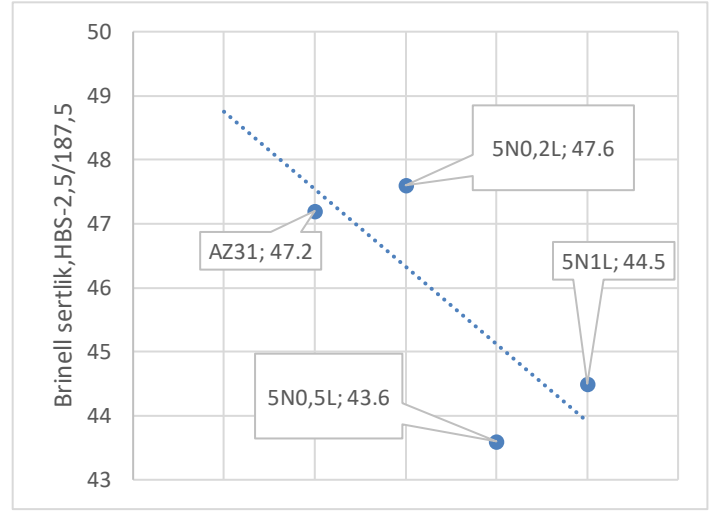
Şekil 1.'de 400°C 24 saat homojenleştirme ısı işlemi yapılmış malzemelerin optik resimleri verilmiştir. Artan La miktarına bağlı ortalama tane boyutunun arttığı görülmektedir. Şekil 1a AZ31 Mg alaşımında eş eksenli tanelerin düzenli şekilde mikroyapıda yer aldığını göstermektedir. Fakat Nd ve La ilavesiyle heterojen tane boyutlu ve AZ31 den daha iri tane yapısına sahip optik mikroskop görüntülerini görülmektedir. Değişen La miktarıyla mikroyapıda belirgin bir farklılık görülememektedir.



Şekil. 1 Optik mikroskop resimleri a)AZ31, b)5N02L, c)5N05L ve d)5N1L

B. Sertlik Testi

Şekil 2.'de brinell sertlik testi sonuçları verilmiştir. %ağ.ol. 0,2La ilavesiyle AZ31 Mg alaşımının sertliğinde artış olmasına rağmen artan La miktarıyla sertlik azalmıştır. %ağ.ol. 0,5Nd - 0,2La içeren AZ31 Mg alaşımı en yüksek sertlik değerini (47,6 HBS) elde etmiştir. Irileşen tane boyutuna rağmen sertlikteki artış ikincil fazların dağılımından kaynaklı olacağı düşünülmektedir. Buna rağmen artan %ağ.ol. La miktarıyla AZ31-0,5Nd alaşımının sertliğinde ortalama tane boyutunun irileşmesine bağlı azalış olmuştur. Detaylı SEM incelemesiyle ikincil fazların boyut ve dağılımı incelenmesi alaşımların sertliğe etkisini daha net ortaya çıkaracağı düşünülmektedir. Bunun yanında EDS analizi sonucu AZ31 Mg alaşımının mukavemetini sağlayan $Mg_{17}Al_{12}$ ikincil fazının hem Nd hem de La ilavesiyle yapıda nasıl değiştiği ve yerine ne tür fazların yapıda yer aldığı saptanacaktır. Elde edilen bilgiler vasıtasıyla mikroyapı ve sertlik sonuçları arasında daha net ve kabul edilebilir sonuçlar elde edileceği düşünülmektedir.



Şekil. 2 Brinell sertlik testi sonuçları

IV. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışma sonucu 400°C' de 24 saat homojenleştirme ısıl işleminin sonucu AZ31 Mg alaşımının eş eksenli tanelere ve 47,2 HBS sertlik değerine sahip olduğu görülmüştür. %ağ.ol. 0,5Nd - 0,2La içeren AZ31 Mg alaşımı en yüksek sertlik değerini (47,6 HBS) elde etmiştir. Irileşen tane boyutuna rağmen sertlikteki artış ikincil fazların dağılımından kaynaklı olacağı düşünülmektedir. Detaylı SEM incelemesiyle ikincil fazların boyut ve dağılımı incelenmesi alaşımların sertliğe etkisini daha net ortaya çıkaracağı düşünülmektedir.

REFERENCES

- [1] İ. Kara, H. Ahlatcı, Y. Türen ve Y. Sun, «Microstructure and corrosion properties of lanthanum-added AZ31 Mg alloys.» *Arabian Journal of Geosciences*, cilt 11, no. 18, p. 535, 2018.
- [2] D. Z., X. Y., L. a. S. C., F. P. Fei Guo, «Influence of rolling speed on microstructure and mechanical properties of AZ31 Mg alloy rolled by large strain hot rolling.» *Materials Science & Engineering A*, p. 383-389, 2014.
- [3] W. Fu, R. Wang, J. Zhang, K. Wu, G. Liu ve J. Sun, «The effect of precipitates on voiding, twinning, and fracture behaviors in Mg alloys.» cilt 720, pp. 98-109, 2018.

The Determination of the Homogenization Heat Treatment Parameters of AT31-La-Gd alloy

İsmail Hakkı Kara ⁺, Esra Özsoy ^{*}

⁺*Metalurgy and Materials Engineering, Karabük University
Karabük, Turkey
ihakkikara@karabuk.edu.tr*

^{*}*Metalurgy and Materials Engineering, Karabük University
Karabük, Turkey
esra_ozsoy1998@hotmail.com*

Abstract— In this study AT series Mg alloys containing La and Gd elements were produced by low pressure die casting method. The homogenization heat treatment was applied at 300,350 and 400 °C for 4,8,12 and 16 hours. Hardness Brinell was applied to determine the best homogenization parameters.

Keywords— AT series Mg alloy, homogenization, hardness test, La, Gd.

I. GİRİŞ

Mg alaşımları hafiflik ve özel mukavemet nedeniyle özellikle otomotiv sektöründe talep görmektedir. Buna rağmen günümüzde halen birçok Mg alaşımı döküm haliyle kullanılmaktadır ve döküm sonrası homojenleştirme ısı işlemi mikro segregasyonların giderilmesi amacıyla gerçekleştirilmektedir. Uzun süren ve yüksek sıcaklıklarda yapılan homojenleştirme ısı işleminin parametrelerini değiştirmek ve Mg alaşımının daha ekonomik hale getirmek önem arz etmektedir. Nadir toprak elementleri Mg alaşımlarının bu eksikliğini gidermek ya da en azından geliştirmek için kullanılmaktadır. Wenping Li ve ark. [1] Ce ve Gd ilavesiyle AZ31 Mg alaşımının homojenleştirme süresini kısaltmışlardır. Sn ilavesiyle Mg alaşımlarının mekanik özelliklerinin arttığı rapor edilmiştir burada katı ergiyik sertleşmesi rol almıştır [2]. Benzer şekilde La ve Gd hem katı ergiyik sertleşmesi hem de çökelti sertleşmesi mekanizmalarıyla Mg alaşımlarının mekanik özelliklerini arttırmaktadır [3]. Buna rağmen La ve Gd ilaveli Mg alaşımların sertlik özelliklerinin homojenleştirme ısı işlemiyle değişimi üzerine çalışma neredeyse yok gibidir.

Bu çalışmada Mg-3Al-1Sn -0,4La alaşımına yüzde ağırlık olarak 0.66 Gd ilave edilmiştir. 300, 350 ve 400°C’de farklı sürelerde homojenleştirme ısı işlemi uygulanmış ve brinell sertlik testi gerçekleştirilmiştir.

II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Döküm malzemesi (bakınız Tablo 1) düşük basınçlı kokil kalıba döküm yöntemiyle üretilmiştir. Saf Mg külçeler ocağa yerleştirildikten sonra 750°C’de 1 saat ergimeye bırakılmıştır. Sonrasından alaşım elementleri olan saf Al ve saf Sn ocağa yüklenmiştir. Mg-Al-Sn sistemi üzerine master alaşım halindeki %25La-Mg alaşımı ve %25Gd-Mg alaşımı ocakta ergitilmiştir. Ergitme işlemi argon gazı korumasında

yapılmıştır. 350°C de önceden ısıtılmış paslanmaz çelik kalıplara ergiyik alaşımlar 1-2 atm basınçla enjekte edilmiştir. Döküm alaşımlarından 20x20 mm boyutlarında numuneler diskaton kullanılarak kesilmiştir. Alaşım numunesi önceden ısıtılmış ısı işlem fırınlarında homojenleştirme ısı işlemi uygulanmıştır (bakınız Tablo 2). 2,5mm çapında çelik bilye 187,5 kg yük kullanılarak sertlik testi yapılmıştır.

TABLO I
MALZEMELERİN KİMYASAL BİLEŞİMİ

Malzeme	Al	Mn	Sn	La	Gd	Mg
AT31-0,4La-0,66Gd	2,5	0,3	1	0,4	0,66	kalan

TABLO III
HOMOJENLEŞTİRME PARAMETRELERİ

Sıcaklık (°C)	Süre (saat)			
300	4	8	12	16
350				
400				

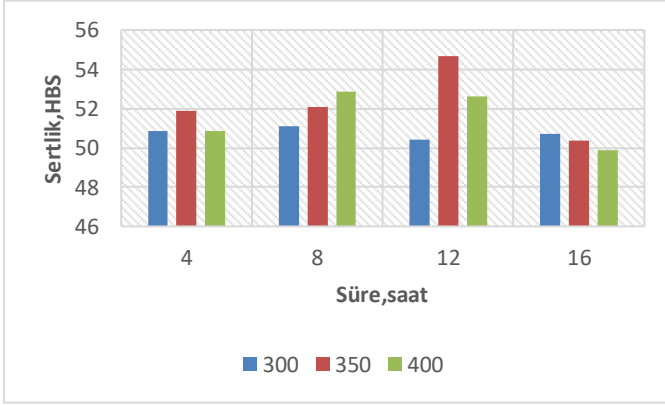
III. SONUÇLAR

A. Sertlik Sonuçları

Tablo 3 ve Şekil 1. de değişen sıcaklık ve süreye bağlı incelenen malzemenin sertlik sonuçları verilmiştir. Sertlik testi sonucunda üç farklı sıcaklık içinde, malzemenin en yüksek sertlik değeri 350°C’de çıkmıştır. Bunun yanında 350°C de en yüksek sertlik 12 saat süren homojenleştirme sürelerinde elde edilmiştir. 4 ve 12 saatlik homojenleştirme süreleri sabit fakat değişen sıcaklıklara bağlı sertlik değerleri en yüksek 350°C’de fakat en düşük 300°C’de elde edilmiştir. Buna rağmen 8 saat süren homojenleştirme sıcaklığında artan süreye bağlı artan sertlik değerleri elde edilmiştir. Tam tersi 16 saatlik homojenleştirme ısı işleminde sertlik değerleri artan sıcaklığa bağlı azalmıştır.

TABLO IIIII
SERTLİK SONUÇLARI

Sıcaklık (°C)	Malzeme	Süre (saat)			
		4	8	12	16
300	AT31-0,4La-0,66Gd	50,8	51,1	50,4	50,7
350	AT31-0,4La-0,66Gd	51,8	52,0	54,6	50,3
400	AT31-0,4La-0,66Gd	50,8	52,8	52,6	49,8



Şekil. 1 Brinell sertlik sonuçları

IV. GENEL SONUÇLAR

Sonuç olarak bu çalışmada en uygun sıcaklık 350°C ve süre 12 saat olarak belirlenmiştir.

REFERANSLAR

- [1] Li, W., Zhou, H., Lin, P., & Zhao, S. (2009). Microstructure and rolling capability of modified AZ31-Ce-Gd alloys. *Materials characterization*, 60(11), 1298-1304.
- [2] Jiang, W., Wang, J., Zhao, W., Liu, Q., Jiang, D., & Guo, S. (2019). Effect of Sn addition on the mechanical properties and bio-corrosion behavior of cytocompatible Mg-4Zn based alloys. *Journal of Magnesium and Alloys*, 7(1), 15-26.
- [3] Chia, T. L., Easton, M. A., Zhu, S. M., Gibson, M. A., Birbilis, N., & Nie, J. F. (2009). The effect of alloy composition on the microstructure and tensile properties of binary Mg-rare earth alloys. *Intermetallics*, 17(7), 481-490.

SMART MATERIALS: A REVIEW

Yusuf KARACA^a, Bülent KURT^b, Cemal ÇARBOĞA^c

^aBC Teknoloji Danışmanlık İmalat LTD.ŞTİ.
yusufkaraca50@gmail.com

^bNevşehir Hacı beктаş Veli Üniversitesi, Mühendislik/Mimarlık Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
bkurt@nevsehir.edu.tr

^cNevşehir Hacı beктаş Veli Üniversitesi, Mühendislik/Mimarlık Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
ccarboga@nevsehir.edu.tr

Abstract— Smart materials are materials that can change their properties parallel to where they are used with the effect of many conditions such as temperature, electricity and magnetic fields. At the same time, smart materials have started to be used frequently in important industrial areas such as construction and aviation, especially health. With the development of technology, smart materials continue to actively work scientifically. In this study, the studies carried out by considering the definition, properties and application areas of smart materials were included. The results obtained are discussed.

Keywords— Smart materials, shape memory alloys, stent

I. GİRİŞ

Akıllı malzeme, bir veya birden fazla uygulamalarda şekillenebilen, oldukça hassas, çevre şartlarına göre özelliğini değiştirebilen malzemeler olarak tanımlanmaktadır [1] Bu gelişebilir özelliklerinden ötürü akıllı malzemeler, kullanım alanlarını oldukça genişdir. Geleneksel olarak kullanılan malzemelerin, eksik kalan birçok özelliklerini tamamlayıcı rolünde bulunmaktadır. Akıllı malzeme çeşitleri, teknolojinin çoğunda önemli bir etkisi olacak modern ve güncel malzeme çeşitleridir. Akıllı olarak nitelendirilmesi ise, bu malzemelerin çevresindeki değişkenliği algılamaları ve ortaya çıkan değişimlere cevap verebilmesi anlamına gelmektedir. Ayrıca bu ifade, geleneksel ve akıllı malzemelerden meydana gelen mekanizmlarıda içermektedir [3].

CEVAP	ELEKTRİK	MANYETİK	TERMAL	MEKANİK
UYARICI ÇEVRE ŞARTI			Termoelektrik	Piezoelektrik
ELEKTRİK				ER Sıvaları MR Sıvaları
MANYETİK				Manyetostiriksiyon (Miknatıssal Büzülme)
TERMAL				Şekil Hafızalı Alaşımalar
MEKANİK	Piezoelektrik Elektro sınırlayıcı	Manyetostiriksiyon		Negatif Poisson Oranı

Şekil 1. Akıllı malzemelerin uyarıcı-cevap matrisi [2]

Ülkemizde ve dünyada havacılık, savunma sanayi, biyomedikal, tekstil, inşaat, mimarlık gibi alanlarda tercih

edilmektedir. Akıllı malzemeler, çevresel şartlardan etkilenerek özelliklerinin değişimini sağladığı için, Şekil 1’de görülen akıllı malzeme türleri bulunmaktadır.

II. AKILLI MALZEMELER

Akıllı malzemeler, birçok teknoloji üzerinde önemli etkileri bulunan en yeni malzeme grubudur. Akıllı nitelmesi bu malzemelerin, yaşayan organizmalarda görüldüğü gibi, buldukları ortamda meydana gelen değişiklikleri hissedebildiklerine ve önceden belirlenen bir cevap oluşturabildiklerine işaret etmektedir. Bir akıllı malzeme (ya da sistemi), giriş sinyalini algılayan bir çeşit sensör ve bu sinyale uygun bir cevap oluşturan bir aktüatörden (uyarıcıdan) oluşur [4]. Akıllı malzemeler, genel olarak özellikleri ile ayırt edilmektedir. İçsel ve dışsal incelemeler yapılmaktadır. İçsel özellikler, maddenin moleküler ve kimyasal özelliği ile belirlenmektedir. Örneğin malzemenin mukavemet özelliği, malzemenin yapısını meydana getiren moleküller arası kuvvet ile bağlantılı olarak molekül içindeki atomlararası kuvvet ile bağlantısı bulunmaktadır. Bu bağ kuvveti ne kadar yüksek olur ise mukavemette doğru orantılı olarak o şekilde yüksek olmaktadır. Belirlenen bu kuvvetler, aynı sırada malzemelerin erime ve kaynama noktaları ile ilişkili olup en iyi örneği ise elmasdır.

Dışsal özellik ise, malzemelerin makroyapıları olarak tanımlanan özellik olmak ile beraber, tek başına bileşim tarafından direkt olarak belirlenmemektedir. Malzemenin optik özellikleri, yansıtma, geçirgenlik vs. özellikleri ve akustik özelliği genel olarak dışsal özelliktedir. Bir metal parçasının metal yüzey kısmının parlatılması, görüntü almada önemli bir değişiklik göstermektedir. Akıllı malzemeler, birçok iş alanında malzemelerin kolaylıkla işlev görmesini, eksik kalan özelliklerini tamamlama ve kolaylaştırma sağlamaktadır [5].

Özellik değişimleri malzemelerin bileşiminde ya da maddelerin mikroyapısında bir değişiklik ile üretilebilmektedir. Bu her iki değişiklik de malzemeye enerji girişi ile sağlanmaktadır. Bu enerji, akıllı malzemeler için en çok elektrik, kimyasal, termik, mekanik ve radyoaktif olmak üzere birçok şekilde olmaktadır. Sıcak haddelenmiş bir çelik malzeme, mikroyapı ve bir çok özelliği değişmektedir. Fakat bu akıllı malzemelerde böyle olmayabilir. Enerji girişi kalktığında, akıllı malzeme tekrardan ilk halindeki

özelliklerine ulaşabilir. Bu malzemelerin fiziksel özelliği ise, enerji alanları ve malzemeye yapılan enerji girdisinin dönüştürüldüğü mekanizma ile belirlenmektedir [5].

III. AKILLI MALZEMELERİN SINIFLANDIRILMASI

Akıllı malzemelerin sınıflandırılması hakkında geniş bir bilgiye henüz yeterince sahip olunamamaktadır. Fakat bilim adamlarının daha önceleri gerçekleştirilen çalışmalara ithafen yapmış oldukları sınıflandırmalar bulunmaktadır. Addington ve Schodek, daha önceleri yapmış oldukları çalışmalara göre akıllı malzemeleri 2 türe ayırmaktadır. Bunlar:

Tür 1- Çevresel etkilere cevaben özelliklerinden bir yada daha fazlasını değiştiren malzemeler,

Tür 2- Enerjileri, istenilen forma dönüştüren malzemelerdir [5]

Tablo 1. Akıllı malzeme sınıflandırılması [5]

Özellik Değiştiren Akıllı Malzeme	Enerji Alışverişi Yapan Akıllı Malzeme
1. Renk Değiştiren: Fotokromikler, Termokromikler, Mekanokromikler, Kemokromikler, Elektrokromikler	1. Işık Yayan: Lüminesans, floresan ve fosforesans, Fotolüminesans, Elektrolüminesans
2. Faz Değiştiren : İletken Polimerler ve İletkenler, Sıvı Kristal Teknolojiler, Asılı Parçacıklı Ekranlar, Akıllı jel ve kristaller	2. Enerji Alışverişi: Temel Yarı İletkenler, Fotovoltaikler, Ledler, Transistörler, Termoelektrikler, Piezoelektrik
	3. Şekil Hafızalı Alaşımalar: Şekil Belleyci Polimerler

Axel Ritter ise; ışık, uv ışığı, sıcaklık, basınç, elektrik alanı, manyetik alan, kimyasal çevre; fiziksel ve kimyasal etki değişkenlerini, akıllı malzemelerdeki değişiklikler için tetikleyici uyarılar olarak göstermiştir. Bundan dolayı akıllı malzemeleri, özellik değişimi, enerji ve madde alışverişi yapan akıllı malzemeler olmak üzere sınıflandırmıştır [6].

Tablo 2. Akıllı malzemelerin sınıflandırılması [6].

Özellik Değiştiren Akıllı Malzeme	Enerji Alışverişi Yapan Akıllı Malzeme	Madde Alışverişi Yapan Akıllı Malzemeler
1. Şekil Değiştiren: Termostriktif, elektroaktif	1. Işık Yayan: Fotolüminesans, Elektrolüminesans,	1. Madde Değiş Tokuşu: Gaz / su depolayan
2. Renk ve Optik Olarak Değişen: Fotokromik, termokromik ve termotropik, elektrokromik ve elektrooptik	2. Elektrik Üreten: Fotoelektrik, termoelektrik, piezoelektrik	
3. Adezyon Değiştiren: Fotoadezyon	3. Enerji Değiş Tokuşu Yapan: Isı depolayan	

IV. AKILLI MALZEMELERİN UYGULANMA ALANLARI

Gelişen teknoloji ile birlikte bir yada birden çok dış etkenlerden etkilenmeyecek malzeme arayışı olduğundan dolayı akıllı malzemelerin kullanımı genellikle ilk tercih sebebi olmaktadır. Yeni malzeme türü olan akıllı malzemeler, havacılık, sağlık, mimarlık gibi sektörlerde son zamanlarda oldukça yaygın kullanılmaktadır. Bunlardan önemli birkaçı:

IV.1. Havacılık kullanımları:

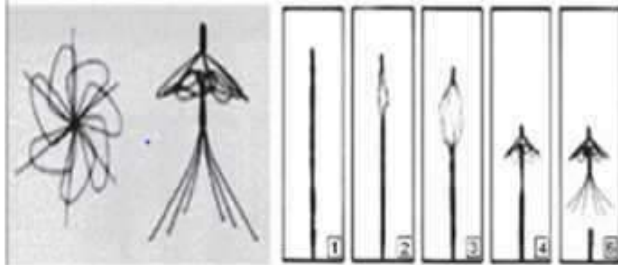
Akıllı malzemeler ilk olarak 1968 yılında Henry Claurser tarafından söz edilmeye başlanmıştır [7]. 1970 senesinin sonlarına doğru R. L. Forward piezoseramikler ile ilgili ilk patent alımı yapılmıştır [8-9]. 80'li yıllarda Forward ve arkadaşlarının yüzey kısımlara yapıştırılmış piezoelektrik uyancı ve algılayıcılar kullanarak ilk başarılı titreşimi sağlamışlardır [10]. Bicos ve Tracy komplike bir yapıda kiriş, plak kabuki gibi malzemelerin özelliğinin bilinmesinin yapılarak uyarlanarak algılayıcıların seçimleri için önemli kriter olduğunu ve fiber optik algılayıcının titreşim kontrolü için kullanabileceklerini söylemişlerdir [11]. Won ve arkadaşları yapı içerisine gömülmüş piezoelektrik algılayıcı ve uyarıcıların kullanıldığı uzay kafes sistemlerinin incelemeleri yapıp, sistemin titreşim bastırılmasında faydalı olabileceklerini düşünmüşlerdir [12]. Uzay antenlerine yapıştırılmış piezoelektrik uyancılar ve algılayıcılar Dosch ve arkadaşları, bu algılayıcı ve uyarıcıların titreşimini bastırmalarını amaçlamışlardır [13]. Havacılık yapılarında SMH problemlerini analizini yapan ve çözümünü araştırma işini Virginia Politeknik Enstitüsündeki araştırmacılar incelemişlerdir [14]. NASA tarafından destek alan birden fazla proje yer almaktadır. Bu projelerde uzay yapısında bulunan kafes sisteminin sürekli izlenmesine ve kontrollerine yönelik çalışmalar önde gelmekte olup, farklı havacılık çalışmalarını ile ilgilide birçok çalışma söz konusudur. Belirli

hücum açılarında ve belirli kuyruk bölgelerinde görülen çok tehlikeli sistemleri, aşırı titreşimlere ve bunun sonucu olarak da yorulmaya neden olan buffet problemlerin çözümü için gerçekleştirilen çalışmalar bundan bir grubu meydana getirmektedir [15].

IV.II. Sağlıkta kullanımları:

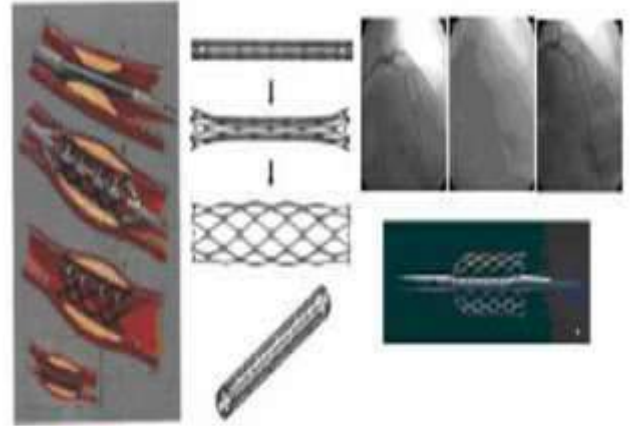
Teknolojinin hızlı bir şekilde gelişimi ile sağlık ve endüstriyel alanlarda ihtiyaçlarda çeşitlilik göstermiştir. Bu çeşitlilik bilim adamlarını keşfedilen malzemenin özelliklerini iyileştirme, yeni ürün ve üstün özellikli yeni malzemeler imal etmeye yöneltmiştir. Akıllı malzeme olarak bilinen şekil hafızalı alaşımlar, yüksek esneklik kabiliyetleri, çok iyi mekanik özellikleri, korozyon direnci yüksek ve optimum maliyetleri nedeni ile pek çok alanın yanı sıra biyomedikal için de dikkatleri üzerine çekmeyi başarmışlardır [16].

Şekil hafızalı alaşımlar, ortodontik diş teli, endodontik uygulamalar, dammar tıkanıklığında kullanılan stentler, ortopedik bağlantı elemanlarında sıklıkla kullanılmaktadır [17]. Martensitik fazda bulunan şekil hafızalı alaşımlar, deformasyona uğradıklarında serbest enerji kazanımları oluşur. Isıtılmaya başladıklarında bu enerji, en az iş yaptıkları şekillerine dönüşüm sağlarlar. Bu özelliklerinden dolayı bu malzeme çeşitleri, birçok yerde kullanılmaktadır. Biyomedikal sektöründe dammar içerisine kan pıhtılarını yakalayabilen filtre bu malzemeden geliştirilmiştir. NiTi alaşımından meydana gelen tel bir malzeme damara ilave edilmeden önce düz bir tel haline getirilmektedir. Damarın içerisine yerleşimi yapıldıktan sonra vücut ısısı ile birlikte filtre şeklini alarak orjinallik kazanacaktır. Bu filtre Şekil 2’de gösterilmiştir [18].



Şekil 2. Akıllı malzemeler ile geliştirilmiş tel malzeme [18].

Günümüzde ise hala kullanımı aktif ve fazla olarak devam eden stentlerin görseli Şekil 3’de yer almaktadır. NiTi alaşımından meydana getirilen stent düz bir konumda damar içerisine gönderilir. Damar içerisinde bulunan stentler, vücut ısısı ile beraberinde şekil değiştirip orjinal haline dönerek damarda bulunan tıkanıkları ortadan kaldırmaktadır [19].



Şekil 3. Şekil hafızadan elde edilmiş stent malzemeler [19]

IV.III. İnşaat alanında kullanımları:

Özellik değiştiren akıllı malzemeler, çevresel etkilerin sonucunda renk ve optik özelliğini değiştirebilen malzemeler ile beraberinde adhezyon ve şekil değiştiren malzemeler olabilmektedir. Bu malzemelerin başında ise, kromik malzeme verilmektedir[20]. Bu malzemeler inşaat alanının cam endüstrisinde kullanılmaktadır. Malzemelerin elektrik etkisi ile renk ve optik özelliğini değiştirebilmesi elektrokromik, ışık etkisi ile oluşması fotokromik, ısı ile etkileşimi termokromik, kimyasal etkisi ile de gazokromik malzemeler olarak bilinirler [21].



Şekil 4. Elektrokromik camlar [22].

TiO₂ kaplamaların dışında, su sızıntısının ahsap malzemelerin yüzey kısımlarına akmasını durdurmak amacı ile üretilen nano SiO₂ kaplamalar, gözenek içerisine ultra ince bir tabaka olarak yerleşmeleri, malzemelere su itici özellik kazandırmalarından ötürü sıvının ahsap malzemeye entegre olmasını engelleyecektir [23].

V. SONUÇLAR

Akıllı malzemeler, çevresel etkilere göre istenilen ve kullanılan yere göre özelliklerinde değişiklik gösteren malzemeler olarak bilinmektedir. Günümüzde teknolojinin gelişmesi ile akıllı malzemelerin kullanımı oldukça artmıştır. Son zamanlarda nano boyutlarda akıllı malzeme üretimi gerçekleştirilmeye başlanmış olup, birtakım sektörde çözüm sunmuştur. Bilimsel ve endüstriyel olarak sağlık, havacılık ve inşaat alanlarında akıllı malzemeler kullanılmakta olup, bu malzemeler birçok problemi ortadan kaldırmayı başarmıştır.

REFERENCES

- [1] Talbot D, „Smart Material, 2003.
- [2] H.O.CAN, “Akıllı Malzemelerin Mekanik Özellikleri, Bursa Teknik Üniversitesi, Fem Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2017.
- [3] Callister Materials Science and Engineering An Introduction 7e Wiley 2007.
- [4] Giurgiutiu, V., Redmond, J., Roach, D. and Rackow, K., Active Sensors for Health Monitoring of Ageing Aerospace Structures. Proceedings of the SPIE Conference on Smart Structures and Integrated Systems, SPIE 3985: 294-305., 2000.
- [5] Addington, M., Schodeck, D., Smart Materials and New Technologies For Architecture and Design Professions. Harvard University, Architectural Press, Elsevier. New York., 2005.
- [6] Ritter, A., Smart Materials in Architecture, Interior Architecture and Design. Birkhause, Publishers for Architecture. Almanya, 2007.
- [7] H. R. Clauser, "Modern Materials Concepts Make Structure Key to Progress" Materials Engineering, Vol. 68 (6), November 1968, pp. 38-42.
- [8] R. L. Forward, "Electromechanical Transducer-Coupled Mechanical Structure with Negative Capacitance Compensation Circuit", June 19,1979, U.S. Patent 4,158,787.
- [9] R. L. Forward, " Apparatus and Method for Electronic Damping of Resonances", October 5,1982, U.S. Patent, 4,352,481.
- [10] R. L. Forward, C. J. Swigert, and M. Obal, "Electronic Damping of a Large Optical Bench", The Shock and Vibration Bulletin, Part 4 Damping and Machinery Dynamics, Bulletin 53, May 1983, pp.51-61.
- [11] A. S. Bicos, J. J. Tracy, "Structural Considerations for Sensor Selection and Placement", SPIE, Vol. 1170 Fiber Optic Smart Structures and Skins II, 1989.
- [12] C. C. Won., J. L. Sulla, D. W. Sparks Jr. and W. K. Belvin, "Application of Piezoelectric Devices to Vibration Suppression", Journal of Guidance, Control, and Dynamics, Vol. 17, No.6, November- December 1994.
- [13] J. Dosch, L. Donald and Inmann D., "Modeling and Control for Vibration Suppression of Flexible Active Structure", Journal of Guidance, Control, and Dynamics, Vol. 18, No:2 March –April 1995.
- [14] F. P. Sun, C. Liang, and C. A. Rogers, "Structural Modal Analysis Using Collocated Piezoelectric Actuator/Sensors-An Electromechanical Approach".
- [15] R. W. Moses, "Vertical Tail Buffeting Alleviation Using Piezoelectric Actuators", Industrial and Commercial Applications of Smart Structures Technologies, SPIE Volume 3044 (paper 3044-07), 1997.
- [16] Hsu C.A., Wang W. H., Hsu Y.F., Rehbach W.P., 2008. The Rifinement treatment of martensite in Cu-11.38 wt.%Al-0.43wt% Be shape memory alloys. Journal of Alloys and Comp., 474, 455–462.
- [17] Belkahla, S. ve Guenin, G., 1991. Martensitic Transformation and metallurgical study of low temperature Cu-Al-Be Ternary alloy. Journal de Physique IV,1 (C4), 145-150.
- [18] L.G. Machado, M.A., Savi, Medical Aplications of Shape Memory Alloys, Brazilian Journal of Medical and Biological Research, Brazilian, (2003)
- [19] E. Toptaş, N.Akkuş, Şekil Hafızalı Alaşımlar ve Endüstriyel Uygulamaları, Makine Teknolojileri Dergisi, 2007 (4) 15-22
- [20] Ritter, A. (2007). Smart Materials in Architecture, Interior Architecture and Design. Birkhause, Publishers for Architecture. Almanya.
- [21] Kienl, N., (2002) Evaluating Dynamic Building Materials, Doktora Tezi, Harvard University, Cambridge, 18-27,149-155.
- [22] ErişimKaynağı:https://sageglass.com/sites/default/files/mos_casestudy.pdf, 15/03/2021.
- [23] Şahin,O.Z., (2019), Nanoteknolojik Ürünlerin Giydirme Cephe Sektöründe Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Balıkesir Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Balıkesir.

Enhanced Mechanical Strength of AlSi_xCuNiMg alloy with the addition of MWCNT

Muhammet Emre TURAN^{1*}, Fatih AYDIN¹, Yavuz SUN¹, Huseyin ZENGİN¹, Ozgen ASLAN¹

**Karabuk University, Metallurgical and Materials Engineering Department
Karabuk/TURKEY*

memreturan@karabuk.edu.tr

Abstract— In this work, a Multiwall carbon nanotube was added as reinforcement to AlSiCuNiMg piston alloy by the stir casting process. Silicon content was chosen as 12 wt.%, 18 wt.%, and 24 wt.% respectively. MWCNT was incorporated into the matrix at 1 wt.%. Experimental densities of four category samples (AlSi12CuNiMg, AlSi12CuNiMg -MWCNT, AlSi18CuNiMg, AlSi18CuNiMg-MWCNT) were calculated by Archimedes technique and compared with theoretical densities. Vickers hardness method was applied, and microstructures of all specimens were investigated with Scanning Electron Microscope (SEM). Energy Dispersive X-ray (EDX) analysis was also conducted to examine the constituents of produced samples. Mechanical performances of specimens were investigated by room temperature tensile tests which were performed by the MTS Landmark machine. Results showed that eutectic AlSi phases were observed in microstructure and uniform distribution of reinforcements could be recognized. Some parts of the specimens also had AlCuNi constituents according to the EDX analysis. Compared to theoretical densities, high

experimental density was achieved in the produced composites. The hardness of unreinforced alloys was significantly increased with the addition of carbon reinforcements. Tensile test results indicated that elongation was increased when MWCNT added to the piston alloys. There were 26%, 21%, and 11% increments in tensile strength for AlSi12CuNiMg, AlSi18CuNiMg, and AlSi24CuNiMg alloys, respectively.

Keywords— AlSiCuNiMg alloy, MWCNT, Stir Casting, Tensile Strength

ACKNOWLEDGMENT

This research is supported by the Scientific Research Projects of TUBITAK with project no. 120M014.

TIG Kaynak Yöntemi ile üretilen 304 Kalite Paslanmaz Çelik Boruların Farklı Sıcaklıklarda Normalizasyon Tavlaması Sonucu Mekanik ve Mikroyapısal Değişimleri

Mehmet SAHİN*, Askin ALTINYELKEN*, Sinan AKBAS*, Salih BEKTAS*, Mehmet CINAR*

*İSİŞAH ENDÜSTRİYEL REZİSTANS VE ISI EKİPMANLARI SAN.TİC.A.Ş. DOSAB Ali Osman Sönmez Cad. No:11 16369
Osmangazi/BURSA TÜRKİYE

Corresponding auther: salih.bektas@isisah.com.tr

Özet— 304 kalite paslanmaz çelik, temel paslanmaz çelik kalitelerinden biri olup, en yaygın kullanılanıdır. Bu kalite AISI normuna göre 1.4301 ya da X5CrNi18-10, UNS normuna göre ise S30400 olarak adlandırılmaktadır. Bu paslanmaz çelik kalitesi; kimyasal bileşiminin, mekanik özelliğinin, kaynak yapılabirliğinin ve korozyon-oksidadayson direncinin fiyatına oranla çok iyi olması sebebiyle tercih edilir. Şerit halinde gelen paslanmaz çeliğin makaralar yardımı ile çap haline gelimesinden sonra TIG kaynak yöntemi ile 285A akım kullanılarak kaynaklanması sağlanmıştır. Kaynak sonrasında oluşan gerilmeleri gidermek amacı ile 950 °C- 990 °C ve 1010°C ye kadar ısıtılıp yavaş soğutma işlemi gerçekleştirilmiştir. Üretilen borulardan numuneler alınıp kaynak patlağı testi, çekme testi . sertlik testler ve mikroyapı incelemeleri yapılmıştır.

Anahtar Kelimeler— TIG, 304 Paslanmaz Çelik,Normalizasyon Tavlama

A. Giriş

Ostenitik paslanmaz çelikler içinde; korozyon direnci, yüksek mukavemet, iyi biçimlendirilme ve kaynaklanabilme kabiliyeti olan AISI 304 tipi ostenitik paslanmaz çelikler yaygın olarak kullanılmaktadır [1,2-3].

Günümüz endüstrisinde kullanılan malzeme çeşitlerinin artması farklı özellikler gerektiren yerlerde farklı metal bağlantılarının gerekliliği ve özellikle son yıllarda ekonomik faktörlerin giderek önem kazanması farklı özelliklere sahip malzemelerin birbirleriyle birleştirilmesi zorunluluğunu doğurmaktadır [4,5-7]. Farklı metallerin kaynağı, genellikle katı hal kaynak yöntemleri [6] ile yapılmasına rağmen elektrik ark, TIG ve MIG kaynak yöntemleri ile de yapılabilmektedir [4,5].

Bu çalışmada, paslanmaz çelik grubunun en yaygın kullanım alanına sahip olan AISI 304 ostenitik paslanmaz çeliğin makaralar yardımı ile çap haline getirilmesinin ardından TIG kaynak metodu ile kaynaklanma işlemi yapılmıştır. Kaynak işleminden sonra ana malzeme ve kaynak bölgesinde oluşmuş olan gerilmeleri gidermek amacı ile koruyucu atmosfer ortamı

altında sırası ile 950 °C -990 °C ve 1010 °C'de normalizasyon tavlama işlemi yapılarak malzemede oluşan gerilmeler giderilmiştir. Farklı malzemelere uygulanan farklı sıcaklıkta ki tavlama işleminin malzeme üzerindeki etkilerini belirlemek için, malzemelere çekme, mikro sertlik ve kaynak patlatma testleri yapılmış ayrıca üzerinde mikro yapı çalışmaları gerçekleştirilmiştir.

B. Deneysel Çalışmalar

Bu çalışmada şerit halinde tedarik edilen hammaddeyi Şekil 1.'de gösterilen boru şekillendirme cihazında çap haline getirilerek 285A kaynak akımı kullanılarak TIG kaynak yöntemi ile birleştirilme sağlanmıştır. Birleştirilme işlemine müteakip Şekil2.'de gösterilmiş olan koruyucu atmosferli tavlama fırınına farklı sıcaklıklarda tavlama işlemine tabi tutularak yavaş soğuma gerçekleştirilmiştir. Üretimi gerçekleştirilen mamüllerin çekme,kaynak patlağı, sertlik ve mikro yapı için numuneler alınarak analizleri yapılmıştır.



Şekil 1. Şerit Hammaddenin Çap Halini Alması



Şekil 2. Tavlama Fırını

1. Sertlik Testi

Sertlik analizleri için üretilen mamüllerden parçalar kesilerek bakalitleme zımparalama işlemlerinin ardından Vickers sertlik değeri, iz alanına $kg (mm^2)$ cinsinden ifade edilen test yükünün bir kısmıdır. Numunelerin vickers sertlik değerleri Şekil4.'te verilen Mikro Vickers test cihazı ile belirlendi. Yük kaldırıldıktan sonra, sertlik değeri ölçümün diyagonal hale getirilmesiyle hesaplanmıştır.



Şekil3. Mikro Sertlik Ölçüm Cihazı

2. Çekme Testi

Çekme testi için 200 mm lik numuneler kesilerek çekme test cihazının çenelerinin basınç uygulayabilmesi için numune başlarına 50 mm'lik boru içerisine tıkaç konulmuştur. Numunelerin çekme testleri, Shimadzu AG-X Plus (250 kN) marka cihazda 5 mm/dk çene hızıyla ekstansometre kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

3. Mikroyapı Analizi

Mikroyapı incelemeleri için numune hazırlama işlemi sırası olarak bakalite alma işlemi ardından sırası ile 600-800-1000-1200'lük SiC zımpara kağıtlarında zımparalama işlemi yapılmıştır. Paslanmaz çelik boruların mikroyapı analizleri için elektrolitik dağlama işlemi uygulanmıştır. Elektrolitik dağlama işlemleri Struers LectroPol-5 marka bir cihazda; 5,5 V uygulanarak 90- 100 saniye arası bir sürede gerçekleştirilmiştir. Dağlama işlemi, %10 Oksalik Asit çözeltisi kullanılarak yapılmıştır. Numunelerin optik görüntüleri Nikon Eclipse marka optik mikroskopta incelenmiştir.

3.Kaynak Patlatma Testi

Kaynak patlatma testi için üretilen mamüllerden 55 mm uzunluğunda parçalar kesilerek Şekil3'te verilen cihazda %3.6 birim şekil değiştirme ile kaynak noktalarının sağlamlıklarına bakılmıştır.



Şekil4. Kaynak Patlatma Test Cihazı

C. Sonuçlar

1. Sertlik Sonuçları

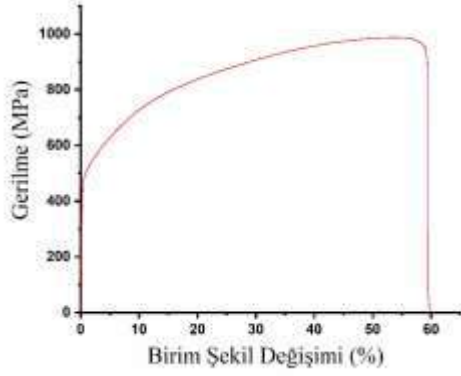
TABLO 1 NUMUNELERE AIT ÇEKME DENEY SONUÇLARI

Numune	Sertlik Değer(Hv5)
950°C	205
990 °C	195
1010 °C	185

Uygulanan sertlik sonuçları değerlendirildiği zaman uygulanan normalizasyon tavlama sonucu plastic şekil verme sonucunda oluşmuş olan gerilmeler sıcaklığın artması ile beraber ortadan kaybolmuş sertlik değerleri düşmüştür.

2. Çekme Testi Sonuçları

TABLO 2 NUMUNELERE AIT ÇEKME DENEY SONUÇLARI



Şekil5. 950 °C'de ısıtılmış numuneye ait Gerilim-Birim Şekil Değişimi (%) grafiği.

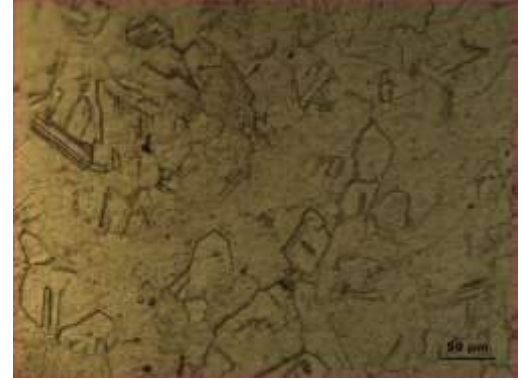
Numune	Akma Dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)
950 °C	461	61
990 °C	474	62
1010 °C	493	65

Şekil5-6-7 ve Tablo.2 de verilen çekme test sonuçlarına bakıldığında uygulanan ısıtılma sıcaklığının artması ile beraber malzemenin akma dayanımı ve kopma uzaması artmıştır. Buna sebep olarak malzemede plastik deformasyon sonucu oluşan gerilmelerin sıcaklığın artması ile beraber ortadan kaybolmasıdır.

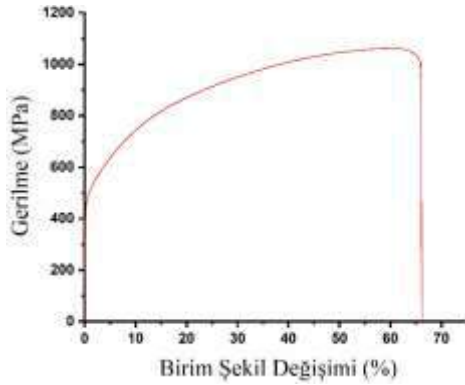


Şekil6. 990 °C'de ısıtılmış numuneye ait Gerilim-Birim Şekil Değişimi (%) grafiği.

3. Mikro Yapı Analiz Sonuçları



Şekil8. 950 °C'de ısıtılmış numuneye ait mikro yapı görüntüsü



Şekil7. 1010 °C'de ısıtılmış numuneye ait Gerilim-Birim Şekil Değişimi (%) grafiği.



Şekil9. 990 °C'de ısıtılmış numuneye ait mikro yapı görüntüsü



Şekil10. 1010 °C’de ısıtılma işlemine tabi tutulmuş numuneye ait mikro yapı görüntüsü

Şekil8-9-10 da verilmiş olan optic mikroskoptan alınana görüntüler incelendiğinde uygulanan ısıtılma işlem parametreleri ile beraber malzeme tane boyutlarında değişiklik meydana gelmiştir. Meydana gelen bu tane boyutsal değişimleri malzememizde ki mekanik özelliklerde değişim meydana getirmiştir. Şekil8’de verilen 950°C’de ki tavlama ile beraber taneler büyümüştür. Bu durum malzemede ki sertliğin yüksek olmasına sebebiyet vermektedir. Şekil10’da verilen mikro yapı analizi değerlendirilmesi yapıldığında 1010°C’de malzeme tane boyutlarının homojen bir dağılım sergilediği tespit edilmiş bu homojenliğin sertliği düşürerek malzemenin daha kolay şekil verilebilir hale getirmiştir.

4. Kaynak Patlatma Test Sonuçları



Şekil11. Kaynak Patlatma Sonrası

Şekil11.’de farklı sıcaklıklarda tavlama işlemi görmüş olan borulardan numuneler alınarak %30 birim şekil değiştirme yapılmıştır. Bütün numuneler testi geçmiş kaynak noktalarında herhangi bir problem olmamıştır.

REFERENCES

- [1] Keskin, M. S., “ Investigation Of The Weldability Of Austenitic Stainless Steel By Laser Welding Method”, 5. International Advanced Technologies Symposium, Karabuk Universty, Karabuk/Turkey, 940-942, 13-15 May 2009.
- [2] Kanga, B. Y., Yarlaga, K. D., Prasad, V., Kang, M. J., Kim, H. J., and Kim, I. S., “The Effect of Alternate Supply of Shielding Gases in Austenitic Stainless Steel GTA Welding” Journal of Materials Processing Technology, 209, 4722–4727, 2009.
- [3] Karci, F., Kaçar, R., ve Gündüz, S., “The Effect of Process Parameter on the Properties of Spot Welded Cold Deformed AISI 304 Grade Austenitic Stainless Steel”, Journal of Materials Processing Technology, 209, 4011– 4019, 2009.
- [4] Kahraman, N., ve Durgutlu, A., “316L Paslanmaz Çelik ile Bakır Levhaların Örtülü Elektrod ve TIG Kaynak Yöntemi ile Birleştirilebilirliğinin Araştırılması”, Teknoloji Dergisi, Cilt 8, No 1, 43-50, 2005.
- [5] Durgutlu, A., Kahraman, N., ve Gülenç, B., “Bakır ve Çelik Levhaların Örtülü Elektrod ve TIG Kaynak Yöntemleri ile Birleştirilmesi ve Arayüzey Özelliklerinin İncelenmesi” Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Dergisi, Gazi Univ. Cilt 20, No 3, 183-189, 2005.
- [6] Satyanarayana, V. V., Madhusudhan, R. G., and Mohandas, T., “Dissimilar Metal Friction Welding of Austenitic–Ferritic Stainless Steels” Journal of Materials Processing Technology, 160, 128–137, 2005.
- [7] Satyanarayana, V. V., Madhusudhan, R. G., and Mohandas, T., “Dissimilar Metal Friction Welding of Austenitic–Ferritic Stainless Steels” Journal of Materials Processing Technology, 160, 128–137, 2005.

Characterization of 316L alloy produced and sintering in a new metal injection system

Bunyamin Cicek*, Yavuz Sun[†]

* *Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulu, Hitit Üniversitesi, Çorum, Türkiye*
cicekbunyamin78@gmail.com

[†] *Demir Çelik Enstitüsü (MARGEM), Karabük Üniversitesi, Karabük, Türkiye*
ysun@karabuk.edu.tr

Abstract— In this study, metal injection molding was used as a sub-process of powder metallurgy method. Far from the traditional injection model, a new system operating with high gas pressure has been installed. The system has been prepared as fully automatic and with automation control. Particles and polymers have been turned into raw materials in a sigma blade mixer using different parameters. In this system, 316L stainless steel particles are molded using the PEG / PMAA polymer recipe. During the molding, approximately 60% 316L and 40% polymer by volume were used. The samples obtained were debinding (solvent and thermal) and sintered (1100 to 1300 °C) with different parameters. Density measurement (Archimedes') and hardness tests (HV1) were applied to metallic structures.

Keywords— Metal Enjeksiyon Kalıplama, Paslanmaz Çelik, polimer, karakterizasyon.

I. GİRİŞ

Partiküllerin toz metalürjisi (PM) temel mantığı ile malzeme haline getirilmesi kabul edilen bir üretim yöntemidir. Farklı kimyasal içeriğe sahip partikül metaller farklı yöntemlerle kalıplanarak metalik yapı halini alırlar. Bu aşamada kalıplama ve sinter süreci en önemli değişkenlerdir. Farklı alaşıma sahip partikül yapıları birçok yöntem ile birbirine karıştırılır. Sonrasında belirlenen bir sıcaklık ve ortamda sinterleme yapılır. PM üretim yönteminin en önemli pozitif yönü geometrik yapısı karmaşık malzemelerin daha kolay üretilebilirliğidir [1-3].

Uygulamada ve endüstride PM yönteminden türetilmiş metal enjeksiyon kalıplama (MIM) yöntemi de benzer sonuçları vermektedir. Bu yöntemde partikül yapıların akıcı hale gelmesi için bir polimer yapısından yardım alınır. Belirli bir polimer jel yapısına eklenen yüksek hacimsel oranda partikül metaller bir kalıba farklı yöntemlerle aktarılır. Sonrasında kontrol edilmesi gereken bir sinter süreci ile malzemeler metalik yapıya dönüştürülür. Son yıllarda bu yöntemle (MIM) magnezyum, paslanmaz çelik, Co-Cr-Mo ve alüminyum alaşımları üretilmektedir[2, 4-6].

Bu çalışmada bir paslanmaz çelik alaşımı olan 316L partikülleri ve PEG/pMMA polimerleri kullanılmıştır. Üretim yöntemi aşamasında yeni dizayn edilmiş bir MIM sistemi hazırlanmıştır. Hidrolik veya vida tipi bir basınç yerine yüksek

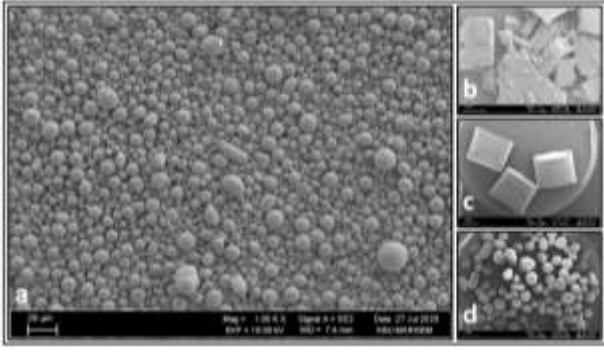
Ar gazı basıncı yardımı ile MIM yapılmıştır. Üretilen MIM parçaları farklı sıcaklıklarda (1100°C to 1300°C) sinter (Ar atmosferinde) edilmiştir. Elde edilen mikroyapılarda (Taramalı Elektron Mikroskopu-SEM) polimer bileşenlerinin etkisi takip edilmiştir.

II. MALZEME VE METHOD

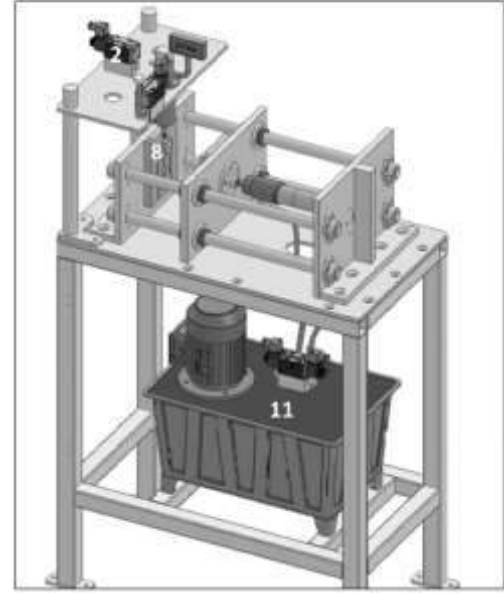
MIM üretim yönteminde feedstock (FS) yapısını üretebilmek için 316L kalite (1.4404) paslanmaz çelik partikülleri (Nanografi) kullanılmıştır. Tablo 1'de kimyasal içeriği verilen 316L için polimer bağlayıcılarla bir FS yapısı elde edilmiştir. Polimer yapısı olarak Polietilenglikol-4000 (PEG) (ağ. %60) ve poly-metilmethacrilate (pMMA) (ağ. %35) kullanılmıştır. Polimer reçetesine yağlayıcı ve polimer yapıcı olarak stearik asid (SA) (wt %5) ilavesi yapılmıştır. PEG; yapıda ana polimer görevinde dolgu olarak kullanılmıştır. pMMA ise yapıda ikincil polimer ve iskelet yapısını oluşturucu olarak görev almıştır. FS yapısında yaklaşık oranda hacimce %60 316L ve %40 polimer binder bulunmaktadır. Bu oran yaklaşık ağırlıkça sırasıyla %92 ve %8 orana denk gelmektedir. Kullanılan hammaddelere ait SEM görüntüleri Şekil 1'de verilmiştir [2, 7].

Tablo 1. 316L kimyasal bileşimi

Element	ağ. %
C	0.065
Cr	18 687
Ni	10 935
Mn	0.625
Mo	2 407
Si	0.917
P	0.038
S	0.031
N	0.109
Fe	Kalan



Şekil 1. (a)316L, (b)PEG, (c)PMMA ve (d) SA



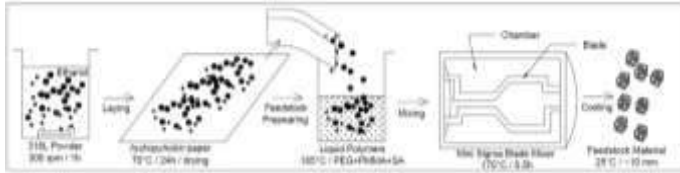
Şekil 3. Toz Enjeksiyon kalıplama ünitesi

Tablo 2’de verilen toz/polimer oranı dahilinde bir FS yapısı Şekil 2’deki temel prensiplere göre hazırlanmıştır.

Table 2. MIM Numunesi

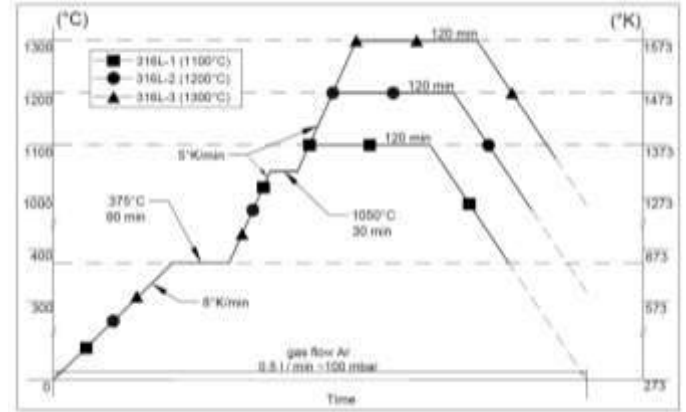
Bileşen	Enjeksiyon Malzemesi			
	Bağlayıcı (hac. ~ % 40)			hac. ~ % 60
	60% (ağ)	35% (ağ)	5% (ağ)	
	Dolgu Polimer	Yapı Polimeri	Yağlayıcı	Toz
MIM	PEG	PMMA	SA	316L

Ethanol içerisinde fiziksel çözündürme yapılan 316L partikülleri sonrasında “hidrofobic” kağıt üzerine alınarak kurutulmuştur (70°C / 24h). Sonrasında sıvı polimer yapısı içerisine (185°C) ilave edilen partiküller sigma-blade karıştırma ünitesinde (170°C / 0.5h) homojen hale getirilmiştir. Son olarak yaklaşık 10 mm çapında düzensiz geometrik yapılarda peletlenmiştir. FS için “thermogravimetric analyses” (TGA) uygulanmış ve polimer oranı izlenmiştir [7].



Şekil 2. Hammadde üretim süreci

MIM fikrinden yola çıkılarak hazırlanan sistemde Şekil 3’te görülen düzenek kurulmuştur. Daha önceki çalışmalarımızdan aldığımız sonuçlarla yüksek Ar (%99.9 saf) gazı basıncı (40 bar) ile bir kalıplama işlemi yapılmıştır. Bu kalıplama sürecinde bir ergitme haznesinde FS yapısı jel forma (180°C) getirilmiştir. Sonrasında bir nozuldun (Ø4 mm) geçen jel yapı kalıba aktarılmıştır. Düzenek tam otomatik ve programlanabilir olarak çalışmaktadır. Gaz kontrolleri, hidrolik kalıp tutucu, solenoid valfler ve rezistanlar bir otomasyon programı ile kontrol edilmektedir. Malzemeler (Greenpart - GP) Ø35 x 5 mm ölçülerinde kalıplanmıştır. Sonrasında GP ürünleri 50°C’de 3h solvent (in hexane solution) debinding yapılmıştır [7].

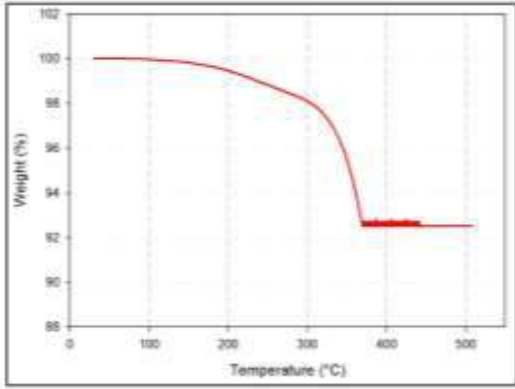


Şekil 4. Sinter süreci

III. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

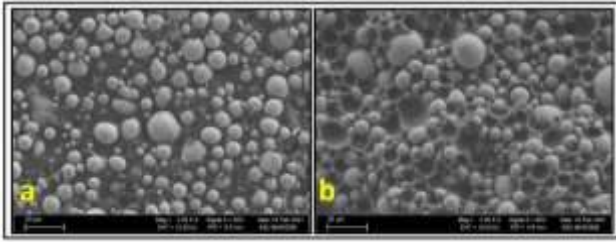
FS yapısına uygulanan TGA sonucunda elde edilen grafik Şekil 5’te verilmiştir. TGA grafiğine göre %8 polimer oranı yaklaşık olarak beklenen değerleri göstermiştir. PEG/pMMA reçetesinin daha önce tespit edilen tek basamak ağırlık değişimi göstergesi tekrarlanmıştır. Bu şekilde şekil kaybı yaşamadan polimer

yapının uzaklaştığı bilinen bir sonuçtur. Bu çalışmada buradan yola çıkarak thermal debinding sıcaklığı 375°C olarak belirlenmiştir.



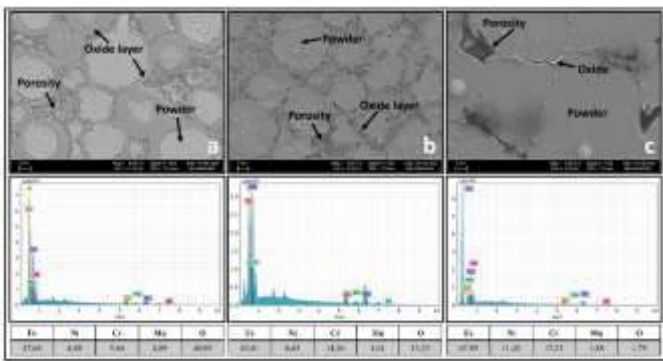
Şekil 5. TGA grafiği

MIM sisteminde kalıplanan ürünlerden elde edilen düz ve kırık yüzey görüntüleri Şekil 6'da verilmiştir. Şekil 6'ya göre hem düz hem de kırık yüzeyde polimer ve partikül dağılımı homojen kabul edilecek seviyededir. Polimer yapının partikülleri tamamen sardıği izlenmektedir. Bu yapıda pMMA bone structure görevi görmektedir. PEG ise dolgu yapısında kalan boşlukları doldurmaktadır. Dağılımlar ve görüntüler literature göre benzerlik vermektedir [10-12].



Şekil 6. Düz yüzey (a) ve kırık yüzey (b)

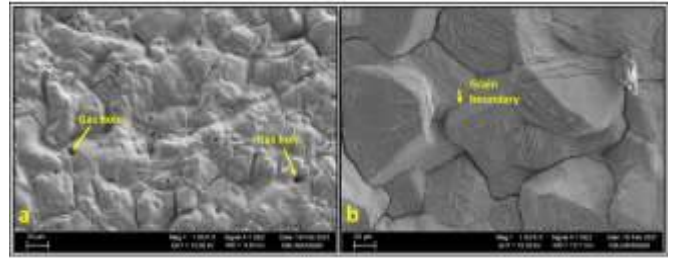
Farklı sıcaklıklarda 2h sinter uygulanan malzemelere ait mikroyapılar Şekil 7'de verilmiştir.



Şekil 7. SEM mikroyapıları (a) 316L-1, (b) 316L-2 ve (c) 316L-3

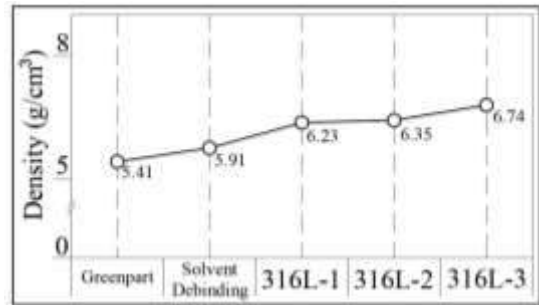
İncelemeye göre sinter sıcaklığı arttıkça mikroyapı morfolojisi farklılık göstermektedir. Düşük sıcaklık olarak seçilen

1100°C'de partiküllerin dışında kabuklar oluşmuştur. Bir üst sıcaklık seviyesinde (1200°C) kabuklar dağılmış ve poroziteler artmıştır. En üst sıcaklıkta (1300°C) ise taneler tamamen oluşmuştur. Sinter sıcaklığı ve sinter süresinin etkisiyle bilinir ki partikül boyutları artış göstermektedir. Tanelerin gelişimi ise yine aynı değişkenlere bağlıdır. Bu çalışmada mikroyapı (Şekil 7) detayları incelendiğinde tane boyutlarının artış eğilimi gösterdiği izlenmektedir. Mikroyapıların morfolojik değişimlerine göre düşük sıcaklıkta görülen kabuk tabakalarının polimer atıkları olan C ve O olabileceği düşünülmektedir. Oksijen ile birçok elementin yüksek afinitesi ile oksitler oluşmaktadır. Arifin et al. raporuna göre enjeksiyon kalıplama sırasında kullanılan ilavelerin geride oksit bıraktığı bilinmektedir. Sıcaklık artışı ile polimer atıklarından oksit tabakalarının yapıyı terkettiği görülmektedir. Şekil 7'de görülen EDX pikleri ve element oranları bu durumu doğrulamaktadır [7, 13-15].



Şekil 8. Sinterlenmiş (1300°C) yüzey (a) ve sinterlenmiş parça için kırık yüzey (b)

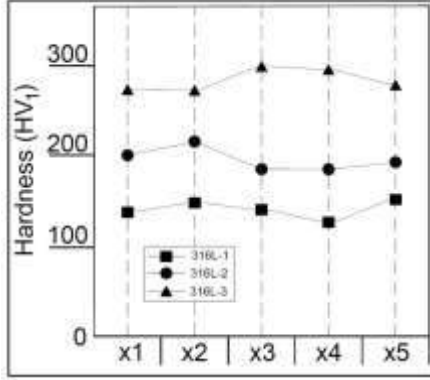
316L-3 numunesi için sinter sonrası elde edilen yüzey ve kırık malzeme yüzeyi Şekil 8'de görülmektedir. Sinterlenmiş malzeme yüzeyinde (a) tane sınırları ve gaz çıkış delikleri net olarak izlenmektedir. Kırık yüzeyde (b) ise küresel toz tanelerinin kabalaşarak daha köşeli yapılara dönüştüğü görülmektedir. Metalografik numune hazırlığı sonrasında aynı köşeli yapılar Şekil 7(c) resmi ile benzerdir. Küresel tozların sinter sonrası köşegenli yapılar gösterdiği literatürde bilinmektedir.



Şekil 9. Tüm aşamalar için ölçülen yoğunluk değerleri

Enjeksiyon aşamasından başlayarak sinter parçasına kadar elde edilen yoğunluk değerleri Şekil 9'da verilmiştir. Archimed prensibine göre havada ve su içerisinde ölçülen yoğunluklar teorik yoğunluk değerlerini karşılamıştır. Solvent debinding aşamasında yapıdan PEG uzaklaşmış ve yoğunluk artış göstermiştir. Sinter sıcaklığı arttıkça malzemenin

yoğunluğunda artış izlenmiştir. Sinter sıcaklığının artışı ile yapıda bulunan porozite miktarı azaldığı için yoğunluk pozitif yönde değer kazanmıştır. Nykiel et al. tarafından yapılan çalışmada incelendiğinde yoğunluk; 1300°C / 120 dak. sinter şartları sonucunda 6.80 seviyelerinde oluşmuştur. Bu çalışmada ise aynı sinter parametrelerinde yoğunluk 6.74 olarak ölçülmüştür [9].



Şekil 10. Sertlik sonuçları

Şekil 10'da verilen sertlik grafiğine göre sinter sıcaklığı arttıkça metalik yapının sertliği yükselmiştir. Düşük sıcaklıklarda

REFERANSLAR

1. German, R.M., Powder metallurgy science, Metal Powder Indust Feder, 1 (1984)
2. German, R.M., Powder injection molding, Metal Powder Indust Feder, 1 (1990)
3. German, R.M., K.F. Hens, and S.-T.P. Lin, Key issues in powder injection molding, Am Ceram Soc Bull, 70 (1991) 1294.
4. Dhara, S.C., Sintering characteristic of precious metal powders, Particulate science and technology, 11 (1993) 207-227.
5. German, R.M., *Sintering theory and practice*. 1996, VCH-USA: Wiley.
6. Hartwig, T., G. Veltl, F. Petzoldt, H. Kunze, R. Scholl, and B. Kieback, Powders for metal injection molding, Journal of the European Ceramic Society, 18 (1998) 1211.
7. B. Cicek, Y.S., Y. Turen, H. Ahlatci, Applicability of different powder and polymer recipes in a new design powder injection molding system, Journal of Polymer Engineering, 41 (2021)
8. Choi, J.-P., G.-Y. Lee, J.-I. Song, W.-S. Lee, and J.-S. Lee, Sintering behavior of 316L stainless steel micro-nanopowder compact fabricated by powder injection molding, Powder Technology, 279 (2015) 196-202.
9. Szweczyk-Nykiel, A. and R. Bogucki, Sinter-bonding of AISI 316L and 17-4 PH stainless steels, Journal of Materials Engineering and Performance, 27 (2018) 5271-5279.

imprute ve porozite fazlalığı sertlikte ters etki yapmıştır. Ancak sıcaklık artışı ile metalik yapının oluşumu sertlik değerini arttırmıştır. 316L paslanmaz çelik için sinterleme yapılmış literatür değerlerine yakın sonuçlar elde edilmiştir [8, 16, 17].

IV. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Yeniden dizayn edilen bir MIM yöntemi ile kalıplama yapılan 316L alaşımı için incelemeler bu çalışmada derlenmiştir.

- 1- PEG/pMMA/SA polimer reçetesi ile elde edilen sinter parçasında genel MIM kurallarına uygun metalik numuneler üretilmiştir.
- 2- Mikroyapı sonuçlarına göre en iyi metalik yapı 1300°C sıcaklık ve 2h sinterleme sonrasında elde edilmiştir.
- 3- Sinter sonrası ölçülen yoğunluk ve sertlik değerleri toz metalürjisi genel kurallarına uygun bir malzeme üretildiğini göstermektedir. 316L kalite paslanmaz çelik için sırasıyla 6.74g/cm³ ve ~285 HV₁ değerlerine ulaşılmıştır.

TEŞEKKÜR

Bu çalışma Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırmalar Proje Birimi tarafından Doktora tezi kapsamında FDK-2019-2106 numarası ile desteklenmiştir.

10. Rak, Z., New trends in powder injection moulding, Powder metallurgy and metal ceramics, 38 (1999) 126.
11. Omar, M., H. Davies, P. Messer, and B. Ellis, The influence of PMMA content on the properties of 316L stainless steel MIM compact, Journal of Materials Processing Technology, 113 (2001) 477.
12. Arifin, A., A.B. Sulong, N. Muhamad, J. Syarif, and M.I. Ramli, Powder injection molding of HA/Ti6Al4V composite using palm stearin as based binder for implant material, Materials & Design (1980-2015), 65 (2015) 1028-1034.
13. Arslan, M., *Production of stainless steel (316L) material through powder injection moulding and investigation of its properties*, in *Department of Metallurgy*. 2007, Zonguldak Karaelmas University: Karabuk, Turkey. p. 103.
14. Nayak, C.V., M. Ramesh, V. Desai, and S.K. Samanta, Fabrication of stainless steel based composite by metal injection moulding, Materials Today: Proceedings, 5 (2018) 6805.
15. Qiu, J., A. Wu, Y. Li, Y. Xu, R. Scarlat, and D.D. Macdonald, Galvanic corrosion of Type 316L stainless steel and Graphite in molten fluoride salt, Corrosion Science, 170 (2020) 108677.
16. Kurgan, N., Y. Sun, B. Cicek, and H. Ahlatci, Production of 316L stainless steel implant materials by powder metallurgy and investigation of their wear properties, Chinese science bulletin, 57 (2012) 1873-1878.
17. Turen, Y., Influence of Pressure Type on Powder Injection Moulding of Stainless Steel (316L) Powder, Hittite Journal of Science and Engineering, 4 (2017) 85.

Investigation of Tribological Properties of Iron/ Hydrothermal Carbons Composite

Yasin AKGUL*

**Karabuk University, Metallurgical and Material Engineering, Karabuk, Turkey*

corresponding author: yasinakgul@karabuk.edu.tr

Abstract— In recent years, studies show that tribological properties of metal matrix composites can be improved with using carbonaceous materials such as carbon nanotubes (CNTs) or graphene nanoplatelets (GNPs) as reinforcement. Hydrothermal carbons (HTCs) can be produced from any type of biomass with environmentally friendly approaches. Also, production cost of HTCs was lower compared to CNTs and GNPs. However, to the best of my knowledge there is no study on investigation of tribological properties of iron/ hydrothermal carbons composite. In this study, pure iron and iron/HTCs composite were fabricated via powder metallurgy. Tribological properties of samples were investigated performing reciprocating wear tests. Wear tests were conducted at room temperature using three different loads (20 N, 40 N, 60 N). Worn surfaces of samples were observed with a Scanning Electron Microscope (SEM). Also, hardness tests were performed. Results show that hardness and specific wear rate of pure iron was improved nearly 7% and 10% with addition of 0.2 wt.% HTCs, respectively.

Keywords—Iron, hydrothermal carbon, hardness, powder metallurgy, wear

Transverse shear composite material in the case when the binder and inclusions are weakened by cohesive cracks

#Rafail Mehtiyev¹, Saida Jafarova²

rafail60mehtiyev@mail.ru

Department of Materials Technology, Azerbaijan Technical University^{1,2},
Avenue. G. Javid, 25, AZ1073, Baku, Azerbaijan

Abstract— An elastic medium (plane) is considered, weakened by a doubly periodic system of circular holes filled with washers made of a homogeneous elastic material. The plane is weakened by two doubly periodic systems of rectilinear cracks with connections between the sides in the end zones. General representations are constructed that describe a class of problems with a doubly periodic distribution of stresses outside circular holes and cracks under transverse shear. The analysis of the limiting equilibrium of cracks within the framework of the end zone model is carried out on the basis of a nonlocal fracture criterion with a force condition for the propagation of the crack tip and a deformation condition to determine the advancement of the edge of the end zone of the crack.

Keywords— isotropic medium, doubly periodic system of circular holes, rigid inclusions, transverse shear, pre-fracture zones, cohesive cracks

I. INTRODUCTION

Elastic washers from a different material are soldered into the circular holes without interference. Elastic inclusions and the plane are considered to be weakened rectilinear cracks with connections between the edges in the end zones. It is believed that the lengths of cracks with end zones in the plane and the inclusion are not the same. The banks of the shear cracks outside the end zones are free from external forces, and the stresses $\tau_{xy} = \tau_{xy}^\infty$, $\sigma_x = 0$, $\sigma_y = 0$ act on the perforated body (shear at infinity). The origin of the coordinate system is aligned with the geometric centre of the hole L_{00} in the elastic plane.

Modelling the tip regions of cracks consists in considering them as part of the cracks and explicitly applying to the surfaces of the cracks in the tip zones of the adhesion forces that restrain their shear. The sizes of the tip zones of the cracks are considered commensurate in comparison with the length of the cracks. The interaction of the edges of the end zones of cracks is modelled by introducing bonds between the edges of the pre-fracture zone with a given deformation diagram. The physical nature of such bonds and the size of the pre-fracture zones depend on the type of material.

We consider an elastic plane D , weakened by a doubly periodic system of circular holes with radii λ ($\lambda < 1$) and the centers of these holes are at the points [1]

$$P_{mn} = m\omega_1 + n\omega_2, \quad \omega_1 = 2, \quad \omega_2 = \omega_1 \cdot he^{i\alpha}, \\ h > 0, \quad \text{Im}\omega_2 > 0 \quad (m = 0, \pm 1, \pm 2, \dots),$$

Under the action of an external load on a piecewise homogeneous body, tangential forces $q_x(x)$, $q_y(y)$ in the plane and $q_x^0(x)$ in the inclusion, respectively, arise in the bonds connecting the banks of the end pre-fracture zones. These stresses are unknown in advance and must be determined in the process of solving the boundary value problem of fracture mechanics [2].

The boundary conditions in the considered problem have the form

$$(\sigma_r - i\tau_{r\theta})_{b|\Omega_m} = (\sigma_r - i\tau_{r\theta})_{s|\Omega_m},$$

$$(u + iv)_{b|\Omega_m} = (u + iv)_{s|\Omega_m}$$

on the banks of cracks with end zones

$$\text{collinear abscissa axes } (\sigma_y - i\tau_{xy})_s = f_x(x) \quad (1)$$

$$\text{collinear y-axes } (\sigma_x - i\tau_{xy})_s = f_y(y) \quad (2)$$

$$(\sigma_x - i\tau_{xy})_b = f_x^0(x) \quad \text{at } y = 0, \quad |x| \leq \ell$$

Here Ω_m – is the inclusion-plane interface in the cell with the number m ; the values related to the inclusion (washer) and the plane are hereinafter designated by the indices b and s ; $f_x(x) = 0$ on the free banks of cracks; $f_x(x) = -iq_x(x)$ on the banks of the end zones of cracks collinear to the abscissa axis; $f_y(y)$ on the free banks of cracks collinear with the ordinate axis $f_y(y) = -iq_y(y)$ on the banks of the end zones of the cracks collinear with the ordinates; $f_x^0(x) = 0$ on the free sides of the crack in the inclusion; $f_x^0(x) = -iq_x^0(x)$ on the banks of the end zones of cracks in the inclusion [3].

The main relations of the problem posed must be supplemented with equations relating the shear of the edges of the end zones of the cracks and the shear stresses in the bonds. Без потери общности эти уравнения представим в виде

$$u_s^+(x, 0) - u_s^-(x, 0) = C(x, q_x(x))q_x(x) \quad (3)$$

for end zones of cracks collinear to the abscissa,

$$v_s^+(0, y) - v_s^-(0, y) = C(y, q_y(y))q_y(y)$$

for end zones of cracks collinear with the ordinate axis,

$$u_b^+(x, 0) - u_b^-(x, 0) = C_0(x, q_x^0(x))q_x^0(x) \quad (4)$$

for end zones of cracks in the inclusion

Here the functions $C(x, q_x(x))$, $C(y, q_y(y))$ and $C_0(x, q_x^0(x))$ represent the effective compliance of the links; $(u_s^+ - u_s^-)$ – displacement of the edges of the end zones of the crack collinear to the abscissa; $(v_s^+ - v_s^-)$ – displacement of the edges of the end zones of the crack of the collinear y – axis; $(u_b^+ - u_b^-)$ – displacement of the edges of the end zones of the crack in the inclusion [4].

Based on general representations (3), the problem under consideration is reduced to finding two pairs of functions $\Phi(z)$, $\Psi(z)$ and $\Phi_0(z)$, $\Psi_0(z)$ complex variable $z = x + iy$, analytic in the regions occupied by the medium and the washer, and satisfying the boundary conditions [11]:

$$\begin{aligned} \Phi(\tau) + \overline{\Phi(\tau)} - [\bar{\tau}\Phi'(\tau) + \Psi(\tau)]e^{2i\theta} = \\ \Phi_0(\tau) + \overline{\Phi_0(\tau)} - [\bar{\tau}\Phi_0'(\tau) + \Psi_0(\tau)]e^{2i\theta} \\ - \kappa_s \overline{\Phi(\tau)} + \Phi(\tau) - [\bar{\tau}\Phi'(\tau) + \Psi(\tau)]e^{2i\theta} = \end{aligned} \quad (5)$$

$$\begin{aligned} \frac{\mu_s}{\mu_b} \left\{ -\kappa_b \overline{\Phi_0(\tau)} + \Phi_0(\tau) - [\bar{\tau}\Phi_0'(\tau) + \Psi_0(\tau)]e^{2i\theta} \right\} \\ \Phi_0(t_0) + \overline{\Phi_0(t_0)} + t_0 \overline{\Phi_0'(t_0)} + \overline{\Psi_0(t_0)} = f_x^0(t_0) \end{aligned} \quad (6)$$

$$\Phi(t) + \overline{\Phi(t)} + t \overline{\Phi'(t)} + \overline{\Psi(t)} = f_x(t) \quad (7)$$

$$\Phi(t_1) + \overline{\Phi(t_1)} + t_1 \overline{\Phi'(t_1)} + \overline{\Psi(t_1)} = f_y(t_1) \quad (8)$$

μ_s, κ_s and μ_b, κ_b shear moduls and Muskhelishvili constant for plane and inclusion, respectively.

II. SOLUTION OF THE BOUNDARY VALUE PROBLEM

The solution to the boundary value problem (5) – (8) is sought in the form [5]

$$\Phi_0(z) = \Phi_{01}(z) + \Phi_{02}(z); \quad (9)$$

$$\Psi_0(z) = \Psi_{01}(z) + \Psi_{02}(z);$$

$$\Phi_{01}(z) = \frac{1}{2\pi i} \int_{-\ell}^{\ell} \frac{g_0(t_0)}{t_0 - z} dt_0; \quad (10)$$

$$\Phi_{02}(z) = i \sum_{k=0}^{\infty} a_{2k} z^{2k};$$

$$\Psi_{01}(z) = \frac{1}{2\pi i} \int_{-\ell}^{\ell} \left[\frac{g_0(t_0)}{t_0 - z} - \frac{t_0 g_0(t_0)}{(t_0 - z)^2} \right] dt_0;$$

$$\Psi_{02}(z) = i \sum_{k=0}^{\infty} b_{2k} z^{2k};$$

$$\Phi(z) = \Phi_1(z) + \Phi_2(z) + \Phi_3(z); \quad (11)$$

$$\Psi(z) = \Psi_1(z) + \Psi_2(z) + \Psi_3(z);$$

$$\Phi_1(z) = i \tau_{xy}^{\infty} + i \alpha_0 + i \sum_{k=0}^{\infty} \alpha_{2k+2} \frac{\lambda^{2k+2} \gamma^{(2k)}(z)}{(2k+1)!} \quad (12)$$

$$\Psi_1(z) = i \tau_{xy}^{\infty} + i \sum_{k=0}^{\infty} \beta_{2k+2} \frac{\lambda^{2k+2} \rho^{(2k)}(z)}{(2k+1)!} - i \sum_{k=0}^{\infty} \alpha_{2k+2} \frac{\lambda^{2k+2} S^{(2k+1)}(z)}{(2k+1)!}$$

$$\Phi_2(z) = \frac{1}{2\omega} \int_{L_1} g(t) ctg \frac{\pi}{\omega} (t - z) dt, \quad (13)$$

$$\Psi_2(z) = -\frac{\pi z}{2\omega^2} \int_{L_1} g(t) \sin^{-2} \frac{\pi}{\omega} (t - z) dt,$$

$$\Phi_3(z) = -\frac{i}{2\omega} \int_{L_2} g_1(t_1) ctg \frac{\pi}{\omega} (it_1 - z) dt_1,$$

$$\Psi_3(z) = -\frac{i}{2\omega} \int_{L_2} \left\{ g_1(t_1) ctg \frac{\pi}{\omega} (it_1 - z) + \right. \quad (14)$$

$$\left. + \left[ctg \frac{\pi}{\omega} (it_1 - z) + \frac{\pi}{\omega} (2t_1 + z) \sin^2 \frac{\pi}{\omega} (it_1 - z) \right] g_1(t_1) \right\} dt_1$$

Here $g(t)$, $g_1(t_1)$, $g_0(t)$ – are the required functions, the integrals in (13) and (14) are taken along the line

$$L_1 = \{[-h, -a] + [a, h]\}; \quad (15)$$

$$L_2 = \{[-r, -b] + [b, r]\}$$

$$g(x) = -\frac{2\mu_s i}{1 + \kappa_s} \frac{d}{dx} [u_s^+(x, 0) - u_s^-(x, 0)], \quad (16)$$

$$g_1(y) = \frac{2\mu_s}{1 + \kappa_s} \frac{d}{dy} [v_s^+(0, y) - v_s^-(0, y)],$$

$$g_0(x) = -\frac{2\mu_b i}{1 + \kappa_b} \frac{d}{dx} [u_b^+(x, 0) - u_b^-(x, 0)].$$

The unknown function $g_0(x)$ must be determined from the boundary condition (7). Substituting (9) – (10) into (7), we obtain a singular integral equation, which, after changing variables and using quadrature formulas, is replaced by a finite system of algebraic equations. To determine the unknown coefficients α_{2k} , β_{2k} of the functions $\Phi_1(z)$ and $\Psi_1(z)$,

we consider the solution of the elastic problem for the plane, and the quantities A_{2k} are assumed to be given for now (A_{2k} we will find them below).

We transform the boundary condition (5) as follows [6]

$$\Phi_1(\tau) + \overline{\Phi_1(\tau)} - [\overline{\tau}\Phi_1'(\tau) + \Psi_1(\tau)]e^{2i\theta} = \sum_{k=-\infty}^{\infty} A_{2k} e^{2ki\theta} + \varphi_1(\theta) + f_1(\theta) \quad (17)$$

where

$$\begin{aligned} \varphi_1(\theta) &= -\Phi_2(\tau) - \overline{\Phi_2(\tau)} + [\overline{\tau}\Phi_2'(\tau) + \Psi_2(\tau)]e^{2i\theta}, \\ f_1(\theta) &= -\Phi_3(\tau) - \overline{\Phi_3(\tau)} + [\overline{\tau}\Phi_3'(\tau) + \Psi_3(\tau)]e^{2i\theta}, \end{aligned} \quad (18)$$

$$\Phi_0(\tau) + \overline{\Phi_0(\tau)} - [\overline{\tau}\Phi_0'(\tau) + \Psi_0(\tau)]e^{2i\theta} = \sum_{k=-\infty}^{\infty} A_{2k} e^{2ki\theta}$$

Substituting into the left-hand side of the boundary condition (17) instead of $\Phi_1(z)$, $\overline{\Phi_1(z)}$, $\Phi_1'(z)$ and $\Psi_1(z)$ their expansions in Laurent series in the vicinity of the zero point and equating the coefficients at the same powers of $\exp(i\theta)$, we obtain two infinite systems of linear algebraic equations for the coefficients α_{2k} , β_{2k} [9]:

$$i\alpha_{2j+2} = \sum_{j=0}^{\infty} iA_{j,k} \alpha_{2k+2} + b_j, \quad (j = 0, 1, 2, \dots) \quad (19)$$

Now, substituting (11) – (14) into the boundary condition (8) on the crack faces with end zones, after some transformations we obtain a system of two singular integral equations for the sought functions $g(x)$ и $g_1(y)$ [12]

$$\frac{1}{\omega} \int_{L_1} g(t) K(t-x) dt + H(x) = f_x(x), \quad (20)$$

$$K(t-x) = ctg \frac{\pi}{\omega} (t-x);$$

$$H(x) = x\overline{\Phi_s'(x)} + \overline{\Psi_s'(x)};$$

$$\Phi_s(x) = \Phi_1(x) + \Phi_3(x);$$

$$\Psi_s(x) = \Psi_1(x) + \Psi_3(x)$$

$$-\frac{\pi}{\omega^2} \int_{L_2} g_1(t)(t-y)sh^{-2} \frac{\pi}{\omega} (t-y) dt + N(y) = f_y(y)$$

$$N(y) = iy\overline{\Phi_*'(iy)} + \overline{\Psi_*'(iy)} + \Phi_*(iy) + \overline{\Phi_*(iy)}$$

$$\Phi_*(z) = \Phi_1(z) + \Phi_2(z);$$

$$\Psi_*(z) = \Psi_1(z) + \Psi_2(z)$$

Since the sizes of the end zones of the cracks are unknown, the combined algebraic system of equations is nonlinear even with linear constraints. The method of successive approximations is used to solve it. In each approximation, the combined algebraic system was solved by the Gauss method with the choice of the main element. In the case of a nonlinear

law of bond deformation, when determining the forces in the pre-fracture zones, an iterative method is used, similar to the method of elastic solutions [14]. In the numerical calculations, $M = 30$ was assumed, which corresponds to the division of the integration interval into 30 Chebyshev nodes.

We have researched the value of cracks which elevated from using. Calculations were carried out to determine the ultimate loads causing crack growth. Each of the infinite systems was reduced to five equations, and with the help of one of them the unknown coefficients β_{2k} . The resulting system in each approximation was solved by the Gauss method. In the calculations, h was considered constant, equal to $h = 0,90$; $r - b = 0,3$. In addition, it was accepted for the binder material $\nu = 0,32$; $\mu = 2,5 \cdot 10^5 \text{ MPa}$, and for the inclusion material $\nu_0 = 0,33$; $\mu_0 = 4,6 \cdot 10^5 \text{ MPa}$ [15].

Based on the numerical results, graphs of the dependence of the critical (ultimate) load $\tau_*^l = \tau_{xy}^{\infty} \sqrt{\omega} / K_{IIc}$ on the crack length in the plane and in the inclusion are constructed.

In fig. 1 shows the graphs of the dependence of the critical load τ_*^l on the crack length in the inclusion.

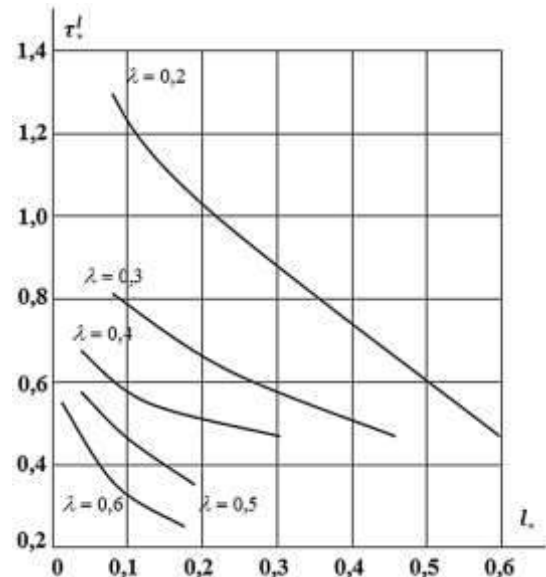


Fig. 1 Dependences of the critical load on the crack length in the inclusion

REFERENCES

- [1] Wang Pho G.A. The theory of reinforced materials. Kiev: Science. Dumka, 1971. – 230 p.
- [2] [R.K. Mehdiyev, A.K. Mehdiyev The double-periodic problem of crack initiation in a fiber of composites under longitudinal shear. Proceedings of the Institute of Applied Mathematics V.7, No. I, 2018, pp. 3–18.
- [3] Mehdiyev R.K. Interaction of a biperiodic system of orthotropic elastic inclusions and two systems of rectilinear cohesive cracks in an isotropic

- medium. Eurasian Union of Scientists. ISSN 2411 – 6467. No. – 4 (61) / 2019.1 part.
- [4] Mehdiyev R.K. Interaction of a bicopical system of foreign elastic inclusions and rectilinear cracks in the transverse shear of the composite. East European Scientific Journal. Wschodnioeuropejskie Czasopismo Naukowe. # 3 (43), 2019 part 1.
- [5] R.K.Mehdiyev Popperechnical isotropic sideways, oscillating two-dimensional system with overlays and trusses, discharging at the contours of Baku Engineering University, 29 – 30 November 2019, Baku, Azerbaijan. 195 – 199
- [6] Mirsalimov V.M. Non – dimensional elastoplastic problems. M.: Nauka, 1987 . – 256 p.
- [7] Mirsalimov V.M., Mehdiyev R.K. Longitudinal shear of a linearly reinforced material weakened by a system of cracks // Izv. AN Az. SSR. Ser. physical and technical and mate. sciences. - 1984. - No. 1. -50 – 53p.
- [8] R.K.Mehdiyev On interaction of hard inclusions and cohesion cracks in the isotropic environment under the longitudinal shift. The 6th International Conference and Optimization with Industrial Applications, 11 – 13 July. 2018. Baku. Azerbaijan. pace 223 – 221.
- [9] R.K.Mehdiyev Interaction of a two-periodic system of foreign elastic inclusions, the surface of which is uniformly covered by a homogeneous cylindrical film, and two systems of rectilinear cracks Proceedings of the 7th th International Conference on Control and Optimization with Industrial Applications (COIA 2020)
- [10] Mirsalimov V.M., Mehdiyev R.K. Longitudinal shear of a linearly reinforced material weakened by a system of cracks // Izv. AN Az. SSR. Ser. physical and technical and mate. sciences.-1984. - No. 1. 50 – 53 p.
- [11] Muskhelishvili N.I. Some basic tasks of the mathematical theory of elasticity. M.: Nauka, 1966 – 707 p.
- [12] Mirsalimov V.M., Suleymanov K.M., Mehdiyev R.K. Deformation and fracture of linearly reinforced material weakened by cracks // Mater. Republic scientific and technical conf. - Baku, 1984. –32 - 33 p.
- [13] Panasyuk V.V., Savruk M.P., Datsyshin A.P. Stress distribution near cracks in plates and shells.– Kiev: Science. Dumka, 1976 .–443 p
- [14] Kalandia A.I. On the approximate solution of a class of singular integral equations // Dokl. USSR Academy of Sciences. –1959.- t. 125, No. 4. - 715 - 718 p.
- [15] Fujii T., Zako M. fracture mechanics of composite materials. Moscow: Mir, 1982 .-- 232 p.
- [16] Cherepanov G. P. Fracture Mechanics of Composite Materials. - Moscow: Nauka, 1983 .-- 296 p.

The choice of powder charges and properties of the powder composite material "iron-cast iron-glass"

Jabbarov Tahir Gaffar

Department of Mechanical and Materials Science Engineering
Azerbaijan State Oil and Industry University
Azadliq avenue 16/21, Baku, Azerbaijan, Az 1010
tahir196041@gmail.com

Annotation. The article discusses the choice of powder charges and the properties of the powder composite material "iron-cast iron-glass", developed a charge for obtaining metal-glass material. The choice of the composition of the material "iron-cast iron-glass" was substantiated by theoretical and experimental methods. With the theoretical substantiation of the composition of the charge, a model was built using FCM clustering of experimental data. In the experimental substantiation of the choice of the composition of the charge, the content of cast iron and glass, as well as the dispersion of their particles, were chosen as parameters for optimization.

The microstructures, mechanical and tribotechnical properties of the materials ЖЧ10С2, ЖЧ20С4 and ЖЧ50С6, pressed at a pressure of 1000 MPa, sintered in a furnace in an endogas environment at a temperature of 1150 ° C, for 2 hours have been investigated.

The dependences of the chemical composition, structure of the metal matrix and glass inclusions, as well as the physico-mechanical and tribotechnical properties of sintered powder materials on the degree of dispersion, the content of cast iron and glass powders in the charge have been established.

It was determined that the best complex of properties is possessed by materials containing 50 and 6 wt. %. Of cast iron and glass powders, respectively, with the dispersion of the first - 160 + 100 microns.

Keywords: charge, iron-cast iron-glass, matrix, powder composite material, structure, dispersion, physical-mechanical, tribotechnical properties.

I. INTRODUCTION

In the early 60s, metal-glass materials were created on the basis of powder metallurgy. They have a pronounced heterogeneous structure, their metal base has a microhardness of 5 - 6 GPa, glass inclusions - 10 -11 GPa [1]. The results of the development of a rational technology for obtaining wear resistance of metal-glass materials are given in [2, 3], devoted to the study of the processes of compaction and sintering of iron-glass charges, impregnation of a porous iron frame with a glass melt, as well as destruction and deformation of metal-glass materials.

During sintering, the glass hardness increases, which improves the wear resistance. The strength and ductility of the material is determined by the characteristics of the metal frame, high values of which are achieved only by hot pressing or hot stamping. The complexity of the latter, as well as the complexity of the equipment for their implementation, requires a search for new wear-resistant iron-glass materials with a set of higher technical characteristics when manufactured by cold pressing and sintering.

II. STATEMENT OF THE PROBLEM

For this purpose, to eliminate the disadvantages inherent in known materials, either containing scarce components or having low properties [4], a charge was developed for obtaining a metal-glass material. It contains powder obtained from shavings of gray cast iron produced according to TY 16-89 БАИК 41 1100.006TY and containing (wt.%): carbon - 3.0 - 3.8; silicon - 1.5 - 2.8; manganese - 0.5 - 1.0; phosphorus - 0.05 - 0.1; sulfur - 0.05-0.1. The charge is obtained by mixing in a Y-shaped mixer for 2.4 cc iron powders of the grade ПЖ2М3 ГОСТ 9849-74 - 40 - 88 wt.%, Cast iron - 10 - 50 wt.%. And vacuum glass of the C88-5 OST 11027 grade. 037- 79 - 2 - 10 wt.%. The choice of the content of cast iron powder in the range of 10 - 50 wt.%. Is explained by the fact that this range was studied by us in previous materials and is the most suitable from the point of view of the processability of the charge and ensuring sufficiently high properties of the sintered material. The glass content in the charge is recommended not to exceed more than 10 wt.% [5], otherwise its manufacturability and properties of the sintered material deteriorate.

The coefficient of friction and wear of the material was studied under dry friction on a standard CMI-2 machine according to the scheme of a prismatic sample - a sleeve made of 45 steel, hardened to a hardness of 50 HRC. The pressure on the sample was constant and amounted to 4.0 MPa at a sliding speed of 1.0 m / s. The samples were pressed under normal conditions under a pressure of 1000 MPa and sintered in endogas at a temperature of 1150 ° C.

The choice of such a high pressing pressure is explained by the poor compressibility of the charge due to glass and cast iron powders [6].

III. SOLUTION OF THE PROBLEM

To improve the interfacial interaction, and, consequently, to increase the mechanical properties and wear resistance, it is necessary to introduce components that have better wettability with it into the charge containing glass. The use of cast iron powder in the composition of the charge can lead to this effect, since cast iron contains a large amount of silicon and manganese, which, during heating in an oxidizing environment, form oxides that are difficult to reduce. It is known that metal oxides are better wetted with each other than pure metals with oxides [7]. It must be assumed that in the process of sintering, silicon and manganese oxides will be well wetted by glass, forming strong bonds. This concept was the basis for the selection of iron, cast iron and glass for composite sintered materials.

The choice of the composition of the material "iron-cast iron-glass" was substantiated by theoretical and experimental methods [8]. When theoretically substantiating the composition of the charge, a model was built using FCM clustering of experimental data to derive the fuzzy IF-THEN rules describing the relationship

between material composition and properties. As an example, "iron-cast iron-glass" (Fig. 1).

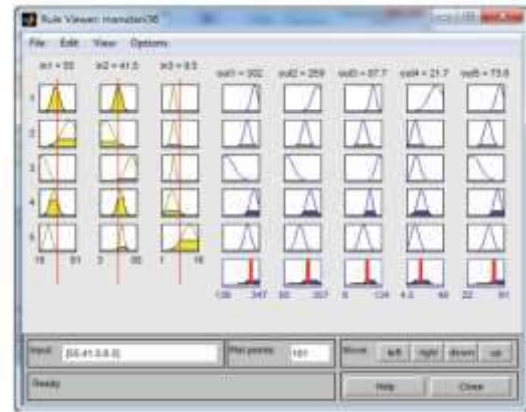


Fig. 1. Graphical description of fuzzy rules

In the experimental substantiation of the choice of the composition of the charge, the content of cast iron and glass, as well as the dispersion of their particles, were chosen as parameters for optimization. The pressing of prismatic samples (55x10x10 mm) was carried out under a pressure of 1000 MPa under normal conditions, and sintering at 1150 °C in an endothermic gas for 2 hours [9]. As can be seen from Table 1, samples containing 30 - 50 wt.% cast iron with particle sizes from 100 to 160 μm and 2 - 6 wt.% glass powder (50 - 200 μm) have the highest mechanical properties.

Table 1
Influence of the composition of the charge and the dispersion of cast iron and glass powders on the properties of the sintered material

Powder content, wt%		Dispersion, μm		Properties after sintering					
cast iron	glass	cast iron	glass	ρ , g/cm ³	Π , %	σ_b , MPa	σ_w , MPa	KC, kJ/m ²	HB, MPa
10	2	-160+100	-200+50	6,10	16,6	134	289	205	720
20	4	-160+100	-200+50	6,20	15,4	227	332	241	950
50	6	-160+100	-200+50	6,40	9,3	298	395	284	1070
70	6	-160+100	-200+50	6,0	16,0	98	180	92	1090
50	10	-160+100	-200+50	6,35	14,4	249	310	119	1020
50	6	-630+400	-200+50	6,3	10,1	200	330	199	1100
50	6	-630+400	-200+50	5,6	20,5	234	281	127	1050
50	6	-400+320	-200+50	5,7	19,5	261	301	193	1090
50	6	-320+200	-200+50	5,6	17,3	136	172	192	1010
50	6	-160+100	-200+50	6,0	14,0	210	329	187	1060
50	6	-160+100	-160+100	6,0	14,6	200	368	160	1030
50	6	-160+100	-100+50	6,0	14,6	190	337	204	1050

Fig. 2 the dependence of f and J on the content of cast iron (a) and glass (b) powders is shown, from which it can be seen that with an increase in the content of cast iron powder in the charge (with a glass powder content of 6 wt.%) from 10 to 50% f and J tend to decrease.

Subsequently, they sharply increase, which is associated with the intensification of wear due to the low mechanical properties of the material of this composition. Thus, the best antifriction properties are possessed by a material containing 50 wt.% cast iron, which was used for research.

As can be seen from Fig. 2, b, good antifriction properties are achieved at 6 wt% glass. With an increase in the content of glass powder in the charge up to 10%, the brittleness of the material increases, which leads to the

crumbling of solid particles, and hence to abrasive wear. With a decrease, f and J also significantly deteriorate, which is associated with the worse mechanical properties of the material.

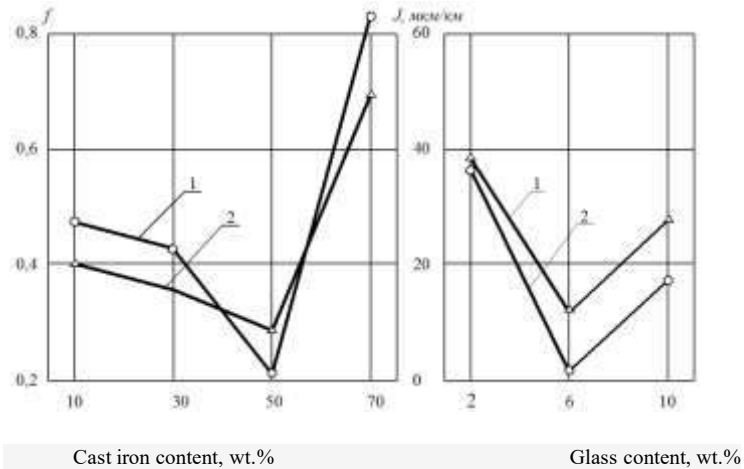


Fig. 2. Dependence of f and J of sintered specimens on the content of cast iron (a) and glass (b) in the charge, 1- dry friction coefficient (f); 2- wear rate (J).

Studies were also conducted on the effect of the glass grade. The samples were pressed in a mold using a "sweating" matrix under a pressure of 1000 MPa and sintered at a temperature of 1150 °C, as follows from those given in Table 2. data, wear-resistant powder material based on iron (compositions 1 - 3) has sufficiently high mechanical and antifriction properties. The use of glass of a different brand (compositions 4,5) in the batch leads to

their decrease, which is due to the fact that vacuum glass contains a greater amount of SiO₂, MnO, Ba₂O₃, [10], which are well wetted with iron and cast iron particles, which have a surface oxides. A decrease in the content of cast iron and glass less than 10 and 2%, respectively, leads to a decrease in the mechanical properties of the material, and an increase in their content of more than 50 and 10% makes it difficult to press the powder charge.

Table 2.

Compositions of charges and properties of materials obtained from them

№ composition	Content of components in the charge, wt.%		Glass brand	Cast iron composition, wt.%					Glass powder size, mm	Cast iron powder size, mm	Size ratio of cast iron and glass powders	Sintered material properties			
	Cast iron powder	Glass powder		C	Si	Mn	P	S				σ_b , MPa	σ_u , MPa	KC, kJ/m ²	f
1	10	2	C88-5	3,8	1,5	0,5	0,05	0,05	10	100	1:0,1	490	1050	125	0,15
2	30	6	C88-5	3,4	2,1	0,75	0,075	0,075	50	150	1:0,3	475	970	116	0,13
3	50	10	C88-5	3,8	2,8	1,0	0,1		100	200	1:0,5	453	907	95	0,14
4	30	6	№40	3,4	2,1	0,75	0,075	0,075	50	150	1:0,3	340	750	78	0,22
5	30	6	№46	3,4	2,1	0,78	0,075	0,075	50	150	1:0,3	350	760	80	0,21

In the process of sintering of the "iron-glass" system, the glass melts, at its interface with the metal, free silica interacts with the metal oxide. Further, the oxides dissolve in the glass and complex compounds are formed - silicates. The main condition in this case is the presence of oxides on

the metal surface, the melting point of which should significantly exceed the glass melt temperature.

In the materials of the "iron-iron glass" system, this mechanism proceeds somewhat differently. Since cast iron contains an active reducing agent in the form of graphite

inclusions, when heated, there is a danger of removing oxides from the metal surface, and therefore they are not wetted with glass. Therefore, the principle of formation on

the surface of dissimilar particles of "related" phases and inclusions, providing their interphase interaction during sintering, is proposed. This principle is realized by conducting steam-thermal oxidation of green blanks. It was found that the difficult-to-reduce oxides SiO_2 , MnO and

iron oxides formed in this process dissolve well in the glass during sintering. [11] Microstructures of materials ЖЧ10С2, ЖЧ20С4 and ЖЧ50С6 (grades conventionally accepted) pressed at a pressure of 1000 MPa, vapor-oxidized and sintered at 1150 °C in an endothermic gas for 2 hours. is shown in Fig. 3. and Fig. 4.

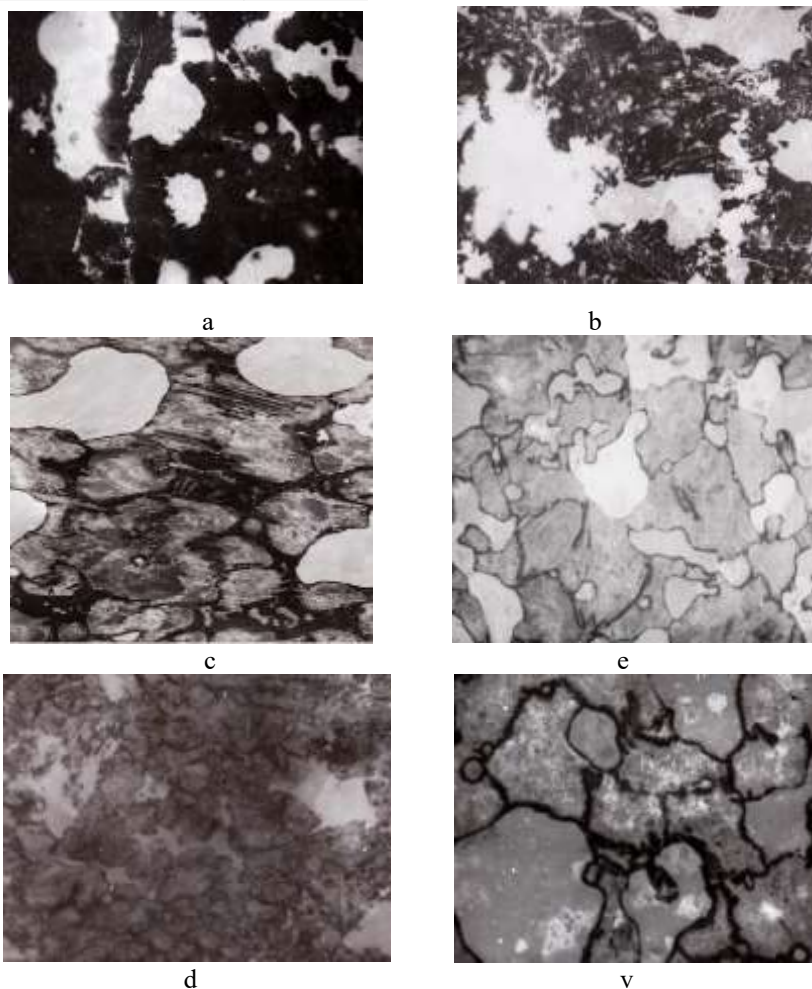
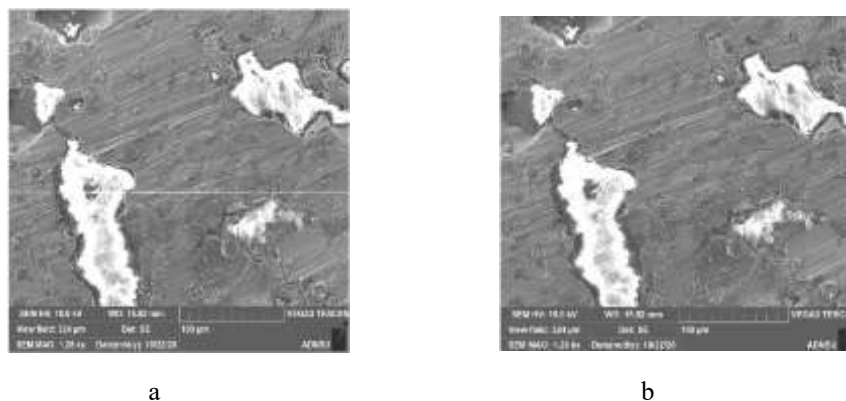


Fig. 3. Microstructure of iron-cast iron-glass, x 400. a, b; c, e; d, v cast iron and glass content 10 and 2; 20 and 4; 50 and 6 wt.%, respectively



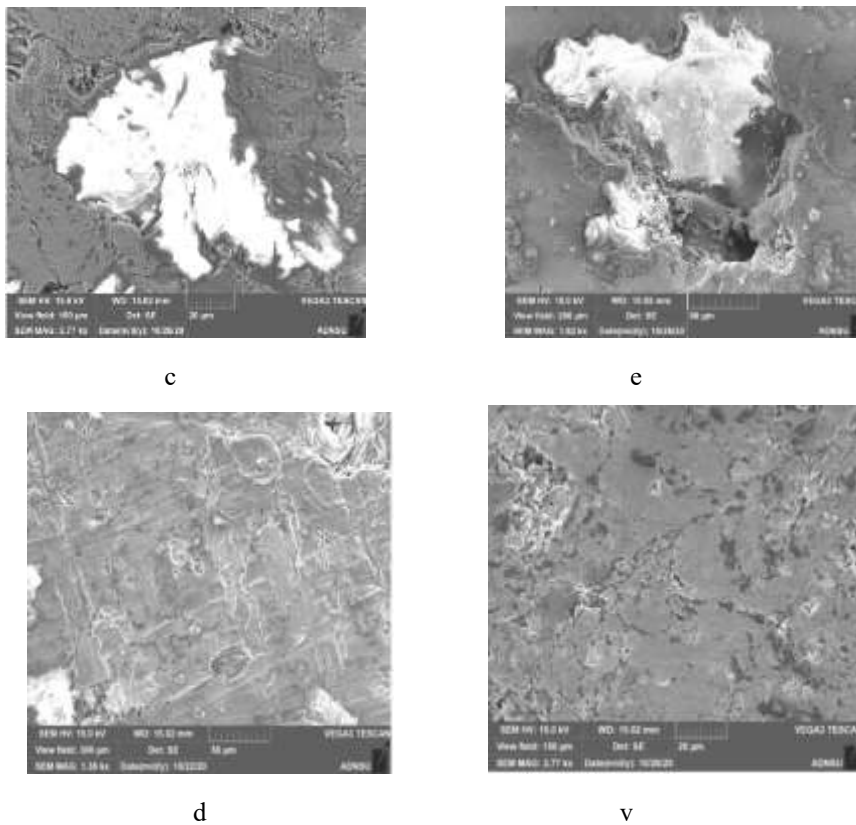


Fig. 4 - Distribution of the glass phase in the matrix of the composite material iron-cast iron-glass. a, b; c, e; d, v cast iron and glass content 10 and 2; 20 and 4; 50 and 6 wt.%, respectively

Sintered alloys ЖЧ10С2, ЖЧ20С4 and ЖЧ50С6 have a pronounced heterogeneous structure - a metal matrix and uniformly distributed glass inclusions. The structure of the metal matrix is represented by pearlite and ferrite; structurally free cementite is also observed in the ЖЧ20С6 alloy. Glass particles in the process of sintering changed their shape from fragmentation to more rounded. The first level of heterogeneity is observed between the metal matrix and glass inclusions, the second - in the matrix itself, which contains both hard and soft inclusions (Fig. 4.)

IV. CONCLUSIONS

The choice of the composition of the iron-cast-iron-glass material is theoretically and experimentally substantiated. The highest mechanical properties are exhibited by samples containing 30 - 50 wt.% Cast iron with particle sizes from 100 to 160 microns and 2 - 6 wt.% Glass powder (50 - 200 microns). The microstructures, mechanical and tribotechnical properties of a composite

An increase in the content of cast iron and glass powders in the charge from 10 to 50 and from 2 to 6 wt.%. Respectively, (Table 1), also contributes to an increase in the strength of materials. At the same time, if an increase in the content of cast iron, and therefore carbon leads to the enrichment of austenite in the latter, then an increase in glass improves the wettability of the particles of the multicomponent system.

powder material iron-cast iron-glass have been investigated and the dependences of the chemical composition, structure of the metal matrix and glass inclusions, as well as the physical-mechanical and tribotechnical properties of sintered powder materials on the degree of dispersion, the content of cast iron and glass powders in the charge have been established. It was determined that the best set of properties is possessed by materials containing 50 and 6 wt. % of cast iron and glass powders, respectively, with the dispersion of the first -160 + 100 microns.

REFERENCES

- [1] V.V.Vasil'ev, V.D.Protasov, *Kompozicionnye materialy*. Moskva, Spravochnik, Mashinostroenie, s. 512, 1990.
- [2] O.N.Lyubimova, E.P.Solonenko, *Modelirovanie povedeniya nesoglasovannogo spaya stekla s metallom s uchetom svoystv zony soedineniya*. Fizicheskaya mezomekhanika, t. 19, № 2, s.114–119, 2016.
- [3] O.N.Lyubimova, A.V.Morkovin, S.A.Dryuk, P.A.Nikiforova, *Struktura and constitution of glass and steel compound in glass–metal composite* (AIP Conf.Proc № 1623: 2014), pp. 379–382.
- [4] T.G.Jabbarov, *Razrabotka Kompozitsionnykh Poroshkovykh Materialov 'Zhelezo–Chugun–Steklo' dlya Detalei Bytovoi Tekhniki* (Novocherkassk: Development of Composite Powder Materials 'Iron–Cast Iron–Glass' for Household Appliance Components: 1992), Dissert. for Cand. Tech. Sci., (in Russian).
- [5] T. Sinha. A study on the sensitivity of Drucker–Prager Cap model parameters during the decompression phase of powder compaction simulations / T. Sinha // *Powder Technology*. №198, pp.315–324, 2010.
- [6] U. Shigeru. Steel Powder and Die-lubricated Warm Compaction for Automotive Sintered Parts with High Density and Excelent Fatigue Property / U. Shigeru, O. Yukiko, U. Satoshi // *JFE Technical report*. No.4, pp. 81-88, 2004.
- [7] V.N. Anciferov, I.V.Anciferova, Osobennosti processov spekaniya s ispol'zovaniem nano razmernih tvrdo plavnykh poroshkov (Perm': Vestnik Permskogo nacional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie. Nauchnyj obzor: 2015), T.2, s.66-77.
- [8] *Mustafa Babanli. Theory and Practice of Material Development Under Imperfect Information*. Explore Further: Topics Discussed in This Paper, Computer Science. 2018 (First Publication: 26 August 2018).
- [9] Zalazinskij G.A., Polyakov A.A., Polyakov A.P. O plasticheskom szhatii poristogo tela // *Izv. RAN. Mekhanika tverdogo tela*, № 1, S. 123-134, 2003.
- [10] G.A.Libenson, V.YU.Lopatin, G.V. Komarnickij. Processy poroshkovoj metallurgii. T. 2. Formovanie i spekanie. M.: MISIS, 320 s., 2002.
- [11] Processy poroshkovoj metallurgii. T.1. uchebnik dlya vuzov / G. A. Libenson, V. YU. Lopatin, G. V.Komarnickij. M.: MISIS, 283 s., 2001.

Strained-deformation state of polymer composition material shaft of centrifugal pump

[#]Hasanov Ilman Iman
Baku, Azerbaijan
ilman.hasanov@mail.ru

⁺ Department of mechanical engineering and material science, Azerbaijan State Oil and Industry University
Avenue Azadlig 20, Baku, Azerbaijan,

Abstract— Combined influence of the tension, torsion and loading of the pressure of the polymer composition material bind for oil field equipment has been considered in the article. Expression for calculation of compressing force in the cylinder of rotating shaft of electrical centrifugal pump has been obtained.

Keywords— tension, torsion moment, deformation, polymer composition, radially.

I. INTRODUCTION

The use of polymer-composite materials in the nodes of oil and gas production equipment plays an important role in increasing their durability. Composite material (CM), composite is a multi-component material made of two or more components with significantly different physical or chemical properties. In combination, the components lead to the formation of a new material with characteristics that differ from individual components and are not their simple superposition[1,2].

Unlike mixtures and solid solutions, individual components have the same structure as composites. In the content of the composite, it is customary to distinguish the matrix/matrices and filler/fillers. By varying the composition of the matrix and filler, their ratio, and orientation of the filler, a wide range of materials with the required set of properties is obtained. Many composites surpass traditional materials and alloys in their mechanical properties and lightness. The use of composites usually allows to reduce the mass of a structure while maintaining or improving its mechanical characteristics [3,4].

Polymer composition materials are used in many binds of oil field equipment [5]. For example, in the shafts of electrical centrifugal pumps (ECP), and also in ECP components as well as in disc prepared from polymer composite [6], loaded itchy tension, torsion formed, by pressure. Determination off ax symmetric task simplifies the system

$$u = u(r, z); \quad \mathcal{G} = \mathcal{G}(r, z); \quad w = w(r, z);$$

$$w = w(r, z);$$

$$\nabla^2 u - \frac{u}{r^2} - \frac{2}{r} \cdot \frac{\partial \mathcal{G}}{\partial \theta} + \frac{\partial(s + \alpha_T \cdot T)}{\partial r} + R_r' = 0;$$

$$\nabla^2 \mathcal{G} - \frac{\mathcal{G}}{r^2} + \frac{2}{r} \cdot \frac{\partial u}{\partial \theta} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial(s + \alpha_T \cdot T)}{\partial \theta} + R_\theta' = 0;$$

$$\nabla^2 w + \frac{\partial(s + \alpha_T \cdot T)}{\partial z} + R_z' = 0;$$

$$\frac{1}{r} \cdot \frac{\partial(ur)}{\partial r} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial \mathcal{G}}{\partial \theta} + \frac{\partial w}{\partial z} = 3\alpha_T T;$$

$$\nabla^2(\cdot) = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial}{\partial r} \cdot (r \frac{\partial(\cdot)}{\partial r}) + \frac{1}{r^2} \cdot \frac{\partial^2(\cdot)}{\partial \theta^2} + \frac{\partial^2(\cdot)}{\partial z^2}.$$

Then the system takes the form

$$\nabla^2 u - \frac{u}{r^2} + \frac{\partial}{\partial r} \cdot (s + \alpha_T \cdot T) + R_r' = 0;$$

$$\nabla^2 \mathcal{G} - \frac{\mathcal{G}}{r^2} + R_\theta' = 0;$$

$$\nabla^2 w + \frac{\partial}{\partial z} \cdot (s + \alpha_T \cdot T) + R_z' = 0;$$

$$\frac{1}{r} \cdot \frac{\partial(ur)}{\partial r} + \frac{\partial w}{\partial z} = 3\alpha_T T;$$

$$\nabla^2(\cdot) = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial}{\partial r} \cdot (r \frac{\partial(\cdot)}{\partial r}) + \frac{\partial^2(\cdot)}{\partial z^2}.$$

In this case, a complex deformed state is created in the polymer composite (disk). For this purpose, it is set to solve in a cylindrical coordinate system (Fig. 1). Figure 1 shows a loading scheme, the consideration of which makes it possible to formulate the following: due to axial symmetry, displacements and w do not depend on the angle

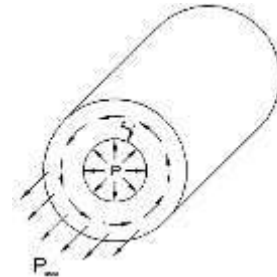


Fig.1. ECP shaft disk made of polymer composite material

Moreover, a fair hypothesis of flat sections is provided, i.e. $w_{,r} = 0$. Radius changes do not depend on

height, therefore, $u_z = 0$. The radii remain straight after deformation, i.e. $\varphi_r = 0$. The derivative φ_z can be considered constant. We denote it by φ . The value of the relative deformation is also constant $1 + w_{z_2}$, which will be further denoted by λ : that is, the condition of incompressibility in a cylindrical coordinate system [7]:

$$(r + u) = \begin{vmatrix} 1 + \frac{\partial u}{\partial r}; \frac{\partial u}{\partial \theta}; \frac{\partial u}{\partial z} \\ \frac{\partial \varphi}{\partial r}; 1 + \frac{\partial \varphi}{\partial \theta}; \frac{\partial \varphi}{\partial z} \\ \frac{\partial w}{\partial r}; \frac{\partial w}{\partial \theta}; 1 + \frac{\partial w}{\partial z} \end{vmatrix} = r \quad (1)$$

Taking all this into account, we can write the non-compressibility condition (1) as follows: Considering all these condition of incompressibility can be written:

$$\lambda + \left(1 + \frac{\partial u}{\partial r}\right) \cdot \left(1 + \frac{u}{r}\right) = 1 \quad (2)$$

$$\text{or } (u + r)d \cdot (u + r) = \frac{1}{\lambda} r dr; (u + r)^2 = r^2 \cdot \frac{1}{\lambda} + c \quad (3)$$

As $u + r > 0$

$$\text{Then } u = \sqrt{c + r^2 \cdot \frac{1}{\lambda}} - r \quad (4)$$

where λ - main deformation.

The energy of deformation is used in the form [8]:

$$W = G \cdot J_1 \quad (5)$$

Where W - is elastic energy; J_1 - deformation invariants; G - material shear modulus.

Tension ($\sigma_r^*, \sigma_\theta^*, \sigma_z^*$ and $\tau_{\theta z}^*, \tau_{rz}^*, r_{r\theta}^*$) can be written on the bases:

$$\begin{cases} \sigma_r^* = G \left[(1 + u_{,r})^2 + \frac{1}{r^2} u_{,\theta} + u_{,z} \right] + S \\ \sigma_\theta^* = G(r + u)^2 \left[\varphi_{,r} + \frac{1}{r^2} (1 + \varphi_{,\theta})^2 + \varphi_{,z} \right] + S \\ \sigma_z^* = G \left[(w_{,r} + \frac{1}{r^2}) + w_{,\theta} + (1 + w_{,z})^2 \right] + S \\ \tau_{\theta z}^* = G(r + u) \left[\varphi_{,r} w_{,r} + \frac{1}{r^2} \cdot w_{,\theta} (1 + \varphi_{,\theta}) + (1 + w_{,r}) \varphi_{,z} \right] \\ \tau_{rz}^* = G \left[w_{,r} (1 + u_{,r}) + \frac{1}{r^2} w_{,\theta} u_{,\theta} + (1 + w_{,z}) u_{,z} \right] \\ \tau_{r\theta}^* = G(r + u) \left[(1 + u_{,r}) \varphi_{,r} + \frac{1}{r^2} \cdot u_{,\theta} (1 + \varphi_{,\theta}) + u_{,z} \varphi_{,z} \right] \end{cases} \quad (6)$$

where G - displacement module of the material, $\sigma_r^*, \sigma_\theta^*, \sigma_z^*$, are correspondingly radial, tangential and axial tension (* - is shown space system of coordinates[9,10]).

If to into (6):

$$\begin{aligned} \frac{\partial w}{\partial z} &= \lambda - 1; \\ \frac{\partial w}{\partial r} &= \frac{\partial w}{\partial \theta} = \frac{\partial \varphi}{\partial r} = \frac{\partial \delta}{\partial \theta} = \frac{\partial u}{\partial z} = \frac{\partial u}{\partial \theta} = 0 \\ \frac{\partial \varphi}{\partial z} &= \psi; \frac{\partial u}{\partial r} = \frac{1}{\sqrt{c + r^2 \cdot \frac{1}{\lambda}}} \cdot r \cdot \frac{1}{\lambda} - 1 \end{aligned} \quad (7)$$

then expression will have the form

$$\begin{cases} \sigma_r^* = G \frac{r^2}{\lambda(c\lambda + r^2)} + S \\ \sigma_z^* = G\lambda^2 + S \\ \sigma_\theta^* = G \frac{1}{\sqrt{c + r^2 \cdot \frac{1}{\lambda}}} \lambda \cdot \psi \\ \tau_\theta = G \frac{1}{\sqrt{c + r^2 \cdot \frac{1}{\lambda}}} \lambda \cdot \psi \end{cases} \quad (8)$$

It is impossible to determine constants without revealing the form of function S.

S - is hydrostatic pressure of tension function. Let's consider equilibrium of elementary volume (fig.2). Let's design all forces to direction I- I:

$$\begin{aligned} (\sigma_r^* + d\sigma_r^*)[r + u + d(u + r)]d\theta - \sigma_r^*(u + r) \\ d\theta - 2\sigma_\theta^*d(u + r)\frac{d\theta}{2} = 0 \end{aligned} \quad (9)$$

After showing such components, excluding values of second order of smallness and division to $(u + r)dr$ we'll get:

$$\frac{d\sigma_r^*}{dr} + \frac{\sigma_r^* - \sigma_\theta^*}{u + r} \left(r + \frac{du}{dr}\right) = 0 \quad (10)$$

Putting expression (10) into expression (9) and considering (8) we'll get differential equation for determination $S(r)$. Let's mention that while integrating new constant c_1 appeared. Constants λ, φ, c and c_1 should be determined from boundary conditions:

$$\sigma_r^*(R_1) = -P_1; \sigma_r^*(R_2) = -P_2 \quad (11)$$

Then we'll:

$$2\pi \int_{R_2+u(R_1)}^{R_1+u(R_2)} \sigma_z^* r dr = P; 2\pi \int_{R_2+u(R_1)}^{R_1+u(R_2)} \tau_\theta^* r^2 dr = M \quad (12)$$

Let's consider in detail the particular case of tension and of continuous polymer composite cylinder. Boundary condition for $\sigma_r(R_2)$ should be replaced by condition $u(0) = 0$, from here follows $c=0$. Then

$$u = c\left(\frac{1}{\sqrt{\lambda}} - 1\right) \quad (13)$$

and

$$\begin{aligned} \sigma_r^* &= G\frac{1}{\lambda} + S; \tau_{\alpha}^* = Gr \cdot \sqrt{\lambda} \cdot \psi; \\ \sigma_{\theta}^* &= Gr^2\left(\psi^2 + \frac{1}{r^2}\right) \cdot \frac{1}{\lambda} + S \\ \sigma_z^* &= G\lambda^2 + S \end{aligned} \quad (14)$$

Differential equation for determination S will have the form:

$$\frac{ds}{dr} - G\psi^2 \cdot r \cdot \frac{1}{\lambda} = 0 \quad (15)$$

Integrating, we'll get:

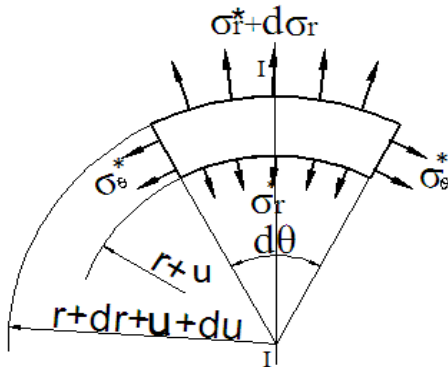


Fig.2. Calculation scheme of polymer composition cylinder

$$S = G\frac{r^2\psi^2}{2\lambda} + c_1 \quad (16)$$

We use the boundary conditions. Of $\sigma^*(R) = 0$ follows

$$\begin{aligned} G \cdot \frac{1}{\lambda} + G \cdot \frac{R^2\psi^2}{2\lambda} + c_1 &= 0 \\ S &= G\left[\frac{\psi^2}{2}(r^2 - R^2) - 1\right] \cdot \frac{1}{\lambda} \end{aligned} \quad (17)$$

Condition $2\pi \int_0^{R+u(R)} \sigma_z^* r dr = P$

We use boundary condition. Gives

$$P = \pi G \left[R^2 \left(\lambda - \frac{1}{\lambda^2} \right) + \frac{\psi^2}{4\lambda^3} R^4 - \frac{\psi^2}{2\lambda} - R^4 \right] \quad (18)$$

But condition

$$M = 2\pi \int_0^{R+u(R)} \tau_{\alpha}^* r^2 dr \quad (19)$$

Brings to the dependence

$$M = \frac{\pi}{2} GR^4 \frac{1}{\sqrt{\lambda^3}} \cdot \psi \quad (20)$$

Solving equations (18) and (20), together, we find

$$\psi = \psi(M, P) \text{ and } \lambda = \lambda(M, P)$$

From considered calculations (that's, by description) it follows that, while cylinder torsion the bind of rotating of shaft of ECP cylinder, ($\lambda = 1$) compressing fore occurs:

$$P = -\frac{M}{2r} \cdot \psi \quad (21)$$

CONCLUSIONS

Strain- deformation state of the joint action of tension, torsion and loading formed by pressure has been studied. Analytical expressions of compressing force complex loadings in the binds of oil-field equipments (for example, rotating cylinder of the ECP shaft) have been obtained..

REFERENCES

- [1] Катышков Ю.В., и др. Моделирование стадии уплотнения процесса литья. Многоступенчатое уплотнители. Изд. "Химия" "Пластические массы", 1993 г. Научно – технический журнал. № 3, с. 34.
- [2] Исследование термических свойств полимер - полимерных композиций на основе полипропилена . Л. Х Кучменова [и др.] . Пластические массы. 2014. № 7/8. - С. 7-9
- [3] Kutz M. Applied Plastics Engineering Handbook. Processing and Materials. Elsevier. 2011, 661 p.
- [4] Ким В.С. Теория и практика экструзии полимеров. М.: Химия, 2005, 568 с.
- [5] Injection molding handbook. 3 rd edition / Ed. by D.V. Rosato, D.V. Rosato, M.G. Rosato. Kluwer Academic Publishers, 2010. 1457 p.
- [6] Osswald T. A., Hernandez-Ortiz J. P. Polymer processing: Modelling and simulation. Munich, Cincinnati: Hanser Publishers, Hanser Gardner Publications, 2006. 633 p.
- [7] Mammadov V.T. (2016) Investigation of stress-deformed state of coated hydrocylinders, exposed topressure and temperature changes. International journal of current research, 08 (12), 44212-44216
- [8] Разина В.В., Гуров А.А., Смирнов А.Н., Вивюрский А.В. Уплотнительные композиции на основе химически модифицированного ПТФЭ. Изд. "Химия" "Пластические массы", 1991 г. № 10, с.29
- [9] Hasanov I., Abbasov I., Gurbanov N. Stress-deformed state of a packing ring with eccentric holes. Proceedings of the Latvian academy of sciences. Section B, Vol. 74 (2020), No. 4 (727), pp. 20–30.
- [10] Науширович Р.Г. Уплотнительная техника, применяемая на нефте- перерабатывающих и нефтехимических производствах в СССР и за рубежом. М., 1991, 61с

Properties of obtaining of aluminum alloy alloyed with transitional metals

Mammadli Narmin Rasim gizi

Azerbaijan State Oil and Industry University, nemo.memmedli@gmail.com

Abstract – In the alloying of aluminum-based composite materials with transition metals (Ni, Cr) the influence of metallurgical pressure and heat treatment technologies on their structure and properties has been considered. It has been found that the composition of these elements in the nanoscale leads to their extreme solubility in aluminum and the formation of dispersed phases. Significant solving of Guinea-prestone (GP) zones formed during deformation has been observed. As a result, recommendations on the industrial application of aluminum-based compositions with high mechanical properties have been developed.

Keywords – electrical conductivity, matrix, alloying, alloy, refractory

I. INTRODUCTION

Among metal ores, aluminum ore is the most widespread on the earth (up to ~ 7%). Along with this and other specific features, light weight of aluminum opens up a wide range of opportunities for the production of items and structures using aluminum and its alloys. However, aluminum alloys compared to iron, nickel, chromium and other metal alloys have low mechanical properties. Therefore, in addition to maintaining the specific properties of aluminum alloys (high electrical conductivity, resistance to corrosion and fire, low specific gravity, etc.), improving their mechanical properties is always on the agenda. For this purpose, many high-strength aluminum alloys have been created. Such alloys are industrial-type high-strength and fire-resistant alloys, which are structurally matrix or solid solution type. These matrix-type alloys are based on Al-Cu and Al-Zn-Mg-Cu, which are widely used as deformable alloys. However, when comparing them with cast aluminum alloys - silumin, it appears that these alloys have low casting properties, so it is impossible to use them in the production of shaped castings. On the other hand, although silumin is a leader among cast aluminum alloys, it has small mechanical properties, low fire resistance and other very serious defects. Therefore, to increase the performance characteristics of aluminum alloys the use of special metallurgical technologies - alloying, heat and pressure treatment methods may be more effective. However, all alloys obtained with such complex technologies are very expensive for wide application. Therefore, the development of new alternatives based on innovative technologies in the production of such high-quality aluminum alloys can be considered promising.

One of such alternative variants is the alloying of aluminum with transition metals. There is a lot of work in this field [1-10]. However, the correct selection of alloying transition metals and the role of these metals in the composition of aluminum to achieve the desired effects in the subsequent processing methods should be significant. For example, the formation of anomalous extreme saturated aluminum solid alloys and large amounts of efficacies in aluminum alloys alloyed with transition metals can lead to significant dispersion solidification during subsequent heat treatment. Such reinforcing phases can lead to an increase in the strength, mechanical and other performance properties of the alloy. On the other hand, alloying with transition metals gives such aluminum alloys quite good casting properties.

However, it is important to know which metals are used in the alloying of aluminum with transition metals. For example, elements such as Zn, Mg, Cu, Zr have already been used for this purpose and extensive research has been conducted [11]. We believe that the use of Cr and Ni for this purpose can be considered promising, and research in this area will be scientific.

The main important issue is the amount and size of these elements used during the melting of aluminum. On the other hand, the issues as deformations properties of alloys with such transition metals and dispersion strengthening in heat treatment have not been studied. Therefore, such an approach to the issue requires the study of many problems. Among these problems, the formation of dispersed phases in the aluminum matrix and the assessment of their behavior in the subsequent processing (pressure and heat treatment) is of greater scientific and technological interest. The dissertation is aimed at solving such important scientific and technical issues.

II. THE GOAL OF THE WORK

It consists of the development of metallurgical, pressure and heat treatment technologies of aluminum alloys with transition metals such as Cr and Ni, the study of their structure and properties.

For this purpose, it is important to address the following issues:

1. Study of the composition of the aluminum alloy alloyed with Cr and Ni and the impact of metallurgical technology on its structure and properties: Assessment of the role of two types of transition metals in formation of eutectic type alloy - soluble in aluminum (Cr) and sparingly soluble (Ni);

2. Study of plastic deformation of aluminum alloys alloyed with transition metals and assessment of the degree of deformation effect on these alloys;
3. Research of the effect of heat treatment (annealing and wear) regimes on the structural formation and dispersion hardening stages of aluminum alloys alloyed with transition metals;
4. Development of recommendations for the application of the research results to production and technical assistance in the organization of production of new aluminum alloys with improved operational, technological and economic characteristics based on these recommendations at the relevant enterprises of the Republic of Azerbaijan.

Solving of these issues allowed to obtain the following results. During the melting of aluminum alloys alloyed with transition metals, positive effect mechanism of the transfer of these metals to the melting process has been revealed and the extreme solubility of Cr and Ni in aluminum in nanoscales, the possibility of dispersed phases formation have been determined.

It has been found that the tensile curves of deformed aluminum alloys alloyed with transition metals after annealing and natural wear have a stepwise character. This clearly confirms the effect of deformation wear on traction. The nature of the tensile diagram curves also varies depending on the degree of deformation. It is shown that with the increase of deformation degree (for example, 65%), the GP zones in the aluminum alloy become significantly soluble, in other words, the matrix is extremely saturated with alloying elements (Cr, Ni).

In the heat treatment of aluminum alloys alloyed with Cr and Ni (annealing + wear), the small amount of these elements in some zones can be explained by the limited diffusion of atoms at low heat treatment temperatures, although there are already vacancies and dislocations in the alloys. The saturation of the GP zones with alloying elements is explained by their incompatibility with the matrix (Al) of the crystal lattice; this slows down the subsequent enrichment process.

Metallurgy, pressure and heat treatment technologies of aluminum alloys alloyed with Cr and Ni with high mechanical and operational properties have been developed. For this purpose, low alloyed experimental compositions of Al_{2,0}Cr-1,5Ni type have been proposed and their superiority compared to the existing aluminum alloys has been confirmed. Recommendations for the industrial application of these alloys have been developed.

III. RELIABILITY OF THE OBTAINED RESULTS

The issues raised for the research have been solved through theoretical research and laboratory experiments. The accuracy of the obtained results has been ensured using traditional instruments, measuring instruments, devices and designs used for research.

REFERENCES

1. Elagin V.I. Alloying of deformed aluminum alloys with transition metals. - M.: metallurgy, 1975, p. 247.
2. Kolachev B.A., Livanov V.A., Elagin V.I. Metallurgy and heat treatment of non-ferrous metals and alloys. - M.: metallurgy, 1981, p. 416.
3. Elagin V.I., Fedorov V.M. Metallurgy and heat treatment of metals. 1972, no. 1, p. 59 - 60.
4. Processing of light and heat-resistant alloys. Collection - M Science, 1976, p. 340.
5. Structure and properties of semi-finished products from aluminum alloys: Ref. Ed. / Ed. Elagina V.I., Livanova V.A. - M.: metallurgy, 1984, p. 408.
6. Toropova L.S. Supersaturated solid solutions of some transition metals in aluminum. Non-ferrous metallurgy. No. 12, 1987, p. 17 - 19.
7. Fedorov V.M. Some features of alloying aluminum alloys with transition metals under conditions of metastable crystallization. Aviation industry, 1990, No. 12, p. 42 - 45.
8. Maltsev M.V. Modification of the structure of metals and alloys. M.: metallurgy, 1964, p. 214.
9. Metallurgy of aluminum and its alloys. Belyaev A.I., Bocharov O.S., Buinov N.N. and others - M.: metallurgy, 1983, p. 280.
10. Fedorov V.M. Alloying aluminum alloys with transition metals at high crystallization rates. Metal Science and Technology of Light Alloys, 1990.
11. Dobatkin V.I., Elagin V.I., Fedorov V.M. Fast crystallized aluminum alloys. - M.: VILS, 1995, p. 341.

Investigation of the potentiodynamic corrosion behaviour of 56SiCr6 spring steels

Engin ÇEVİK*

*Karabük University Iron and Steel Institute
engincevik@karabuk.edu.tr

Abstract— In this study, the potentiodynamic corrosion behaviour of 56SiCr6 grade spring steels, which are widely used in the spring industry, have been investigated. For this purpose, spring steels in the form of wire rod and spring form were used as test material. The spring form of steels, also called AISI 9254 steels in the literature, is obtained by cold forming process. For this reason, samples were taken from both wire rod and spring form samples in two different directions (vertical and horizontal to the rolling direction). By applying the standard metallographic procedure, 4 different samples were prepared for corrosion testing. Corrosion tests were performed at 2 mV / s by using Ag / AgCl (3.5 mol KCl) reference electrode in 3.5% NaCl solution. Scanning range -0.5 V etc. O.C.P - 0.5 V etc. O.C.P. has been selected. After the potentiodynamic corrosion tests, corrosion rates were calculated in mm / year. According to the results, the corrosion rate of the wire rod was measured as 0.09 mm / year on the horizontal and 0.004 mm / year on the vertical. The corrosion rate of the samples in spring form has increased to 0.16 mm / year on the horizontal and 0.11 mm / year on the vertical. It is thought that the stresses occurring in the structure after the cold forming process made to form a spring, cause a decrease in corrosion resistance.

Keywords— 56SiCr6 spring steel, potentiodynamic corrosion, cold forming.

ARMOX 500 ZIRH ÇELİĞİNİN TUZ BANYOSUNDA TRD YÖNTEMİYLE VC KAPLANABİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI

INVESTIGATION OF VC COATING OF ARMOX 500 ARMOR STEEL IN SALT BATH BY TRD METHOD

Murat BAŞAR^a, Bülent KURT^b, Cemal ÇARBOĞA^c, Yusuf KARACA^d

^aNevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi, Mühendislik/Mimarlık Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
muratbasar50@gmail.com

^bNevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi, Mühendislik/Mimarlık Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
bkurt@nevsehir.edu.tr

^cNevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi, Mühendislik/Mimarlık Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
ccarboğa@nevsehir.edu.tr

^dNevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi, BC Teknoloji Danışmanlık İmalat LTD.ŞTİ.
yusufkaraca50@gmail.com

Özet- Bu çalışmada, Armox 500 zırh çeliği tuz banyosu TRD yöntemi kullanılarak VC kaplanmıştır. Bu amaçla, borax, Al ve ferro V karşımı tuz banyosunda 1000 °C sıcaklık ve 2, 4, 6 saat sürelerde kaplama işlemi gerçekleştirilmiştir. Kaplama işlemi sonrasında optik ve SEM mikroyapı çalışmalarıyla birlikte kaplama tabakası ve ara yüzeyden EDS analizleri alınarak % element oranları belirlenmiştir. Kaplama tabakasının faz yapısının tespiti amacıyla XRD analizi ve kaplama tabakasının sertliği belirlenmesi için mikrosertlik analizleri yapılmıştır.

Anahtar Kelime— Armox 500 Zırh Çeliği, Termo Reaktif Difüzyon(TRD), Tuz Banyosu, VC Kaplama

Abstract— In this study, ARMOX 500 armor steel was VC coated using the TRD method of salt bath. For this purpose, the coating process was carried out at a temperature of 1000 °C and a period of 2, 4, 6 hours in the salt bath of borax, Al and ferro V. After the coating process, the % element ratios were determined by taking EDS insights from the coating layer and interface together with optical and SEM microstructure studies. In order to determine the phase structure of the coating layer, XRD analysis and microsertness analysis were performed to determine the hardness of the coating layer.

Keywords— Armox 500 Armor Steel, Thermo Reactive Diffusion (TRD), Salt Bath, VC Coating

1. GIRIS

Yüzey mühendisliği, metallerin aşınma ve korozyona çözüm üretmek için yüzey kaplama yöntemleri teknikleri kullanarak azaltılabilir. Yüzey kaplama yöntemleri ile korozyona karşı direnci artırmak, aşınmayı azaltılarak mekanik özellikleri geliştirmek uzay, otomotiv, nükleer, optik ve genel mühendislik problemlerinde çözüm olarak kullanılmaktadır[1].

Numune yüzeyinde oluşturulan sert kaplamalar elde edilmesinde, genellikle fiziksel buhar biriktirme (PVD), kimyasal buhar biriktirme (CVD) ve termal reaktif difüzyon (TRD) yöntemleri kullanılmaktadır. Bu yöntemler endüstride korozyon ve aşınma karşı dirençleri artırmada güzel sonuç veren yöntemlerdir[2,3,4].

PVD ve CVD yöntemleri ile kaplama üretmek, yüksek vakum ortamında pahalı ekipmanlar gerektirir. Bu neden dolayı TRD yöntemi prosesi hazırlamak daha uygun maliyetli ve endüstriyel kullanım olarak daha uygundur[5,6].

TRD yöntemi kullanarak numune yüzeyleri üzerinde VC, NbC ve CrC içeren 1-15 µm kalınlığında karbür kaplamalar elde edilmiştir. Bu kaplamaların yüzeyinde sertlik, aşınma değerleri incelenerek diğer kaplamalara göre karşılaştırıldığında dikkat çekici sonuçlar çıkmıştır. TRD yöntemi ile elde edilen yüzey kaplamaları yüksek sertliğe ve tok bir özellik göstermektedir [6,7]. TRD işleminden sonra oluşan kaplamada yüksek sertlik, düşük sürtünme katsayısı, yüksek aşınma dayanımı, korozyona karşı direnci kaplamanın ana özelliklerindedir[8].

2. DENEY ÇALIŞMALAR

Tuz banyosu TRD yöntemi ile kaplanan Armox 500 zırh çeliğinin % ağırlıkça kimyasal bileşeni tablo 1 de verilmiştir. Tuz banyosunda TRD yöntemi ile kaplamada kullanılacak karbür yapıcı element Ferro-V tozu, tuz banyosu için boraks kullanılmış ve indirgeyici olarak Al kullanılmıştır. Ferro-V tozunun % ağırlıkça kimsyal bileşeni tablo 2 de verilmiştir.

Tablo 1. Armox 500 Zırh Çeliğinin Kimyasal Bileşeni

Element	Kimyasal Bileşen(%)								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B
Armox 500 Zırh Çeliği	0,32	0,4	1,2	0,010	0,003	1,01	1,81	0,70	0,005

Tablo 2 Ferro-V Tozunun Kimyasal Bileşeni

Element	Kimyasal Bileşen(%)				
	%V	%C	%Al	%P	%S
Fe-V	82	0,25	1,5	0,03	0,03

Numuneler öncelikli olarak hassas kesme cihazında 15*20*30 mm ölçülerinde kesilmiştir. Kesilen numunelerin parlatılması amacıyla 240, 800 ve 1200 mesh zımparalama işleminden geçirilerek yüzeyler alkol ile temizlenmiştir. Numunelerin yüzey kaplaması için tuz banyosu hazırlanmıştır. Tuz banyosu için paslanmaz pota içerisine boraks, Fe-V ve Al kullanılmıştır. Boraks 850 °C ısıtma fırınında erğitilmiş, erğimiş boraks içerisine Fe-V ve Al eklenerek dışarda homojen şekilde karıştırılarak 1000 °C'de ısıtma fırınına konularak bekletilmiş sonra numuneler kaplama işlemi için eriyiğin içerisine yerleştirilmiştir. 1000 °C'de 2,4 ve 6 saat diliminde bekletilerek çıkarılmıştır. Kaplama işleminden sonra numuneler yağ ortamında soğutulmuş ve kumlama ile yüzeylerindeki tuz kalıntıları temizlenmiştir.

Kaplanan 15*20*30 mm boyutundaki numuneler metalografik incelenmesi için dikdörtgen yüzey kesitinden kesilerek bakalite alınmıştır. Bakalite alınan numuneler yüzey kesitinden parlatma cihazı ile 240, 320, 600, 800, 1200 ve 2500 mesh zımpara işleminden geçirildikten sonra çuha ile birlikte parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir. Parlatma işlemi için 2 mikron alümina süspansiyonla 3 dk yüzey aşındırılarak parlatılıp 2 dk yağlayıcı işleminden sonra kaplama yüzeyini metalografik inceleme için dağlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Kesit alanı yüzeyindeki kaplama ve mikro yapı için görüntülenmesi için %3'lük nital dağlama yapılmıştır. Daha sonra numunelerin optik görüntüleri, sem görüntüleri, EDS analizi, sertlik değerleri ve XRD analizi ile kaplama tabakası yapısı tespit edilmiştir.

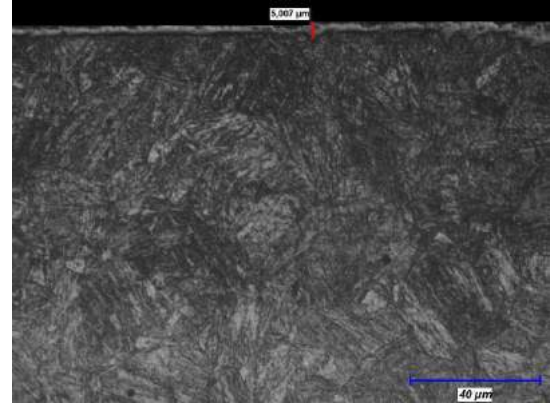
3. BULGULAR VE TARTIŞMA

3.1 Kaplama Yüzeyinin Optik Mikro Yapı Analizi

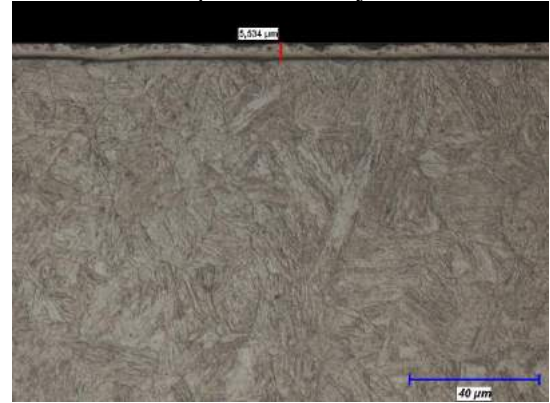
Armox 500 zırh çeliğinin tuz banyosunda TRD yöntemi kullanarak VC kaplama işlemi 1000 °C'de 2,4 ve 6 saat sürelerde gerçekleşen kaplama kalınlıkları optik mikro yapı görüntüleri şekil-3'de gösterilmiştir.



Şekil 1. 1000 °C'de 2 Saat Süre ile Gerçekleştirilen VC Kaplama Morfolojisi



Şekil 2. 1000 °C'de 4 Saat Süre ile Gerçekleştirilen VC Kaplama Morfolojisi

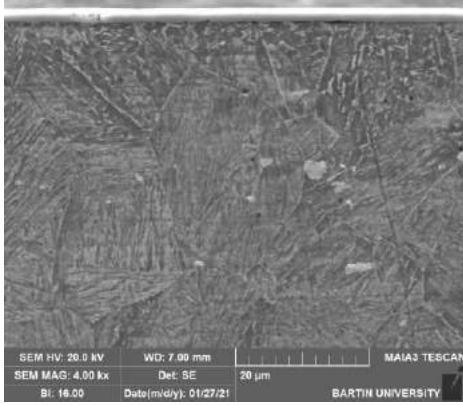


Şekil 3. 1000 °C'de 6 Saat Süre ile Gerçekleştirilen VC Kaplama Morfolojisi

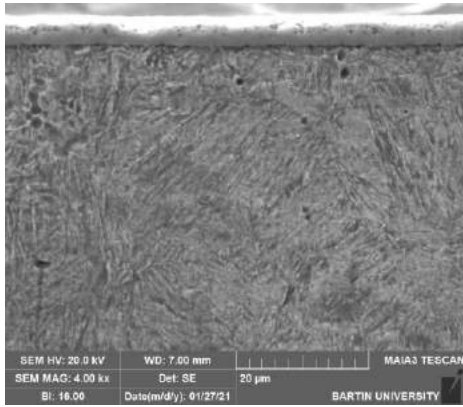
1000 °C'de 2,4 ve 6 saat sürelerde sırası ile 2,62-5,00-5,53 μm kaplama kalınlığı tespit edilmiştir. Kaplama kalınlığı yüzey boyunca homojen ve artan kaplama süresiyle birlikte arttığı tespit edilmiştir. Ana malzeme mikroyapısının ise soğuma hızına bağlı olarak beynit ve martenzitte meydana geldiği görülmektedir.

3.2 Kaplama Yüzeyinin SEM ve EDS Analizi

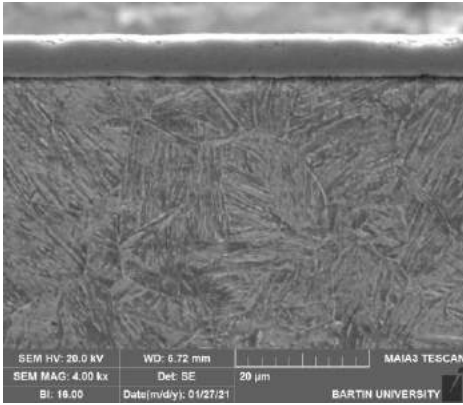
1000 °C'de gerçekleşen VC kaplamanın 2, 4, 6 saatlik SEM görüntüsünde tespit edilen kaplama kalınlıkları yaklaşık 2,70 µm ile 5,70 µm'dir. Şekil 4-6'da SEM görüntüleri yer almaktadır.



Şekil 4. 1000 °C 2 Saatte Gerçekleşen VC Kaplamanın SEM Görüntüsü



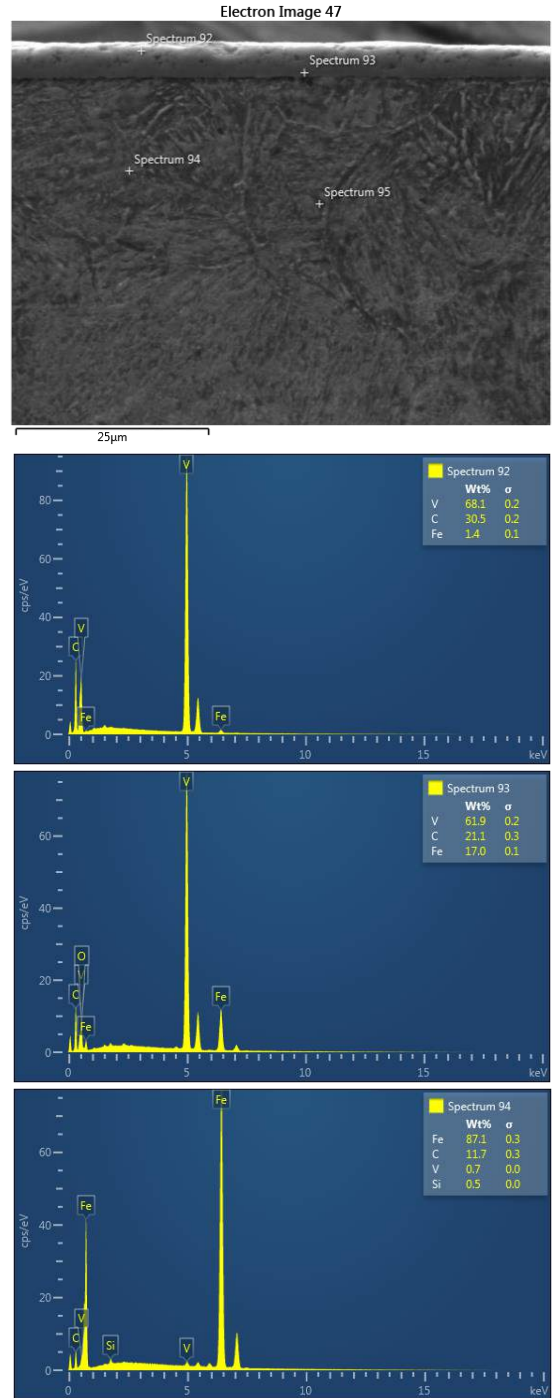
Şekil 5. 1000 °C 4 Saatte Gerçekleşen VC Kaplamanın SEM Görüntüsü



Şekil 6. 1000 °C 6 Saatte Gerçekleşen VC Kaplamanın SEM Görüntüsü

1000 °C'de yapılan VC kaplamanın SEM görüntüleri incelendiğinde kaplamanın yüzey homojen olarak gerçekleştiği tespit edilmiştir. Aynı zamanda kaplama tabakasının ana malzeme arasında uyum açıkça görülmektedir.

1000 °C'de yapılan VC kaplamanın EDS analiz sonuçları şekil 7'da gösterilmektedir.

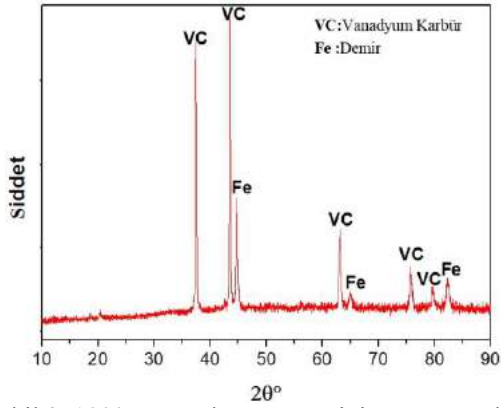


Şekil 7. 1000 °C Kaplanan Numunenin EDS Analiz Sonucu

EDS analizini incelediğinde kaplama bölgesinde bulunan spekturum 92 ve 93 noktalarında V ve C oranları yüksek çıkmıştır.

3.3 Kaplama Yüzeyinin XRD Analizi

1000 °C’de gerçekleşen kaplamanın XRD analiz sonucu şekil 8 de gösterilmektedir.

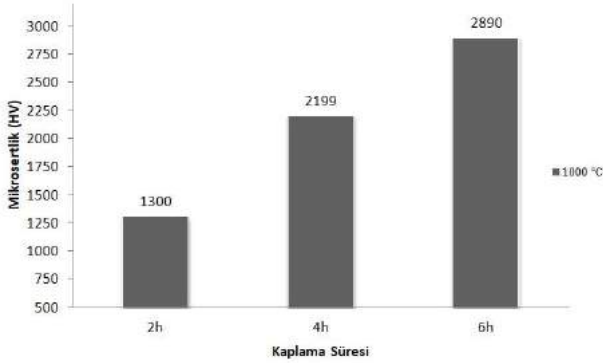


Şekil 8. 1000 °C Kaplama Yüzeyinin XRD Analizi

Kaplama yüzeyindeki XRD analizi sonucu incelediğinde VC ve Fe fazları tespit edilmiştir. XRD analizinden anlaşıldığı gibi kaplamanın VC olduğu tespit edilmiştir.

3.3 Kaplama Yüzeyinin Sertlik Değeri

Kaplama yüzeyinden farklı noktalardan alınan mikro sertlik sonuçlarının ortalamaları şekil 9’de gösterilmektedir.



Şekil 9. 1000 °C Mikrosertlik Analiz Sonuçları

4. SONUÇLAR

Armox 500 zırh çeliğinin 1000 °C’de tuz banyosunda TRD yöntemi kullanarak VC kaplama oluşturulmuştur.

Tuz banyosunda TRD yöntemi kullanılarak tuz banyosu olarak boraks, karbür yapıcı olarak Fe-V tozu ve indirgeyici olarak Al kullanılmıştır.

1000 °C sıcaklıkta zamana bağlı olarak kaplamanın homojen olarak oluştuğu, bekleme zamanının artması ile kaplama kalınlığının arttığı tespit edilmiştir.

Optik mikro yapı ve SEM görüntüleri incelendiğinde 2,70 µm ile 5,70 µm arası kaplama kalınlığı tespit edilmiştir.

EDS analizi incelendiğinde kaplama bölgesinden alınan spektrum noktalarında %V 60-68, %C 21-30 aralarında tespit edilmiş ve kaplamanın VC olduğu değerlendirilmiştir.

XRD analizi sonucu elde edilen kaplamanın VC fazı olduğu tespit edilmiştir. Mikrosertlik analiz sonucunda kaplama yüzeyinde bekleme süresinin artması ile

mikrosertliğin arttığı, 1300-2890 HV mikrosertlik değeri elde edilmiştir.

TEŞEKKÜR

Bu çalışmalarım sırasında ABAP20F8 nolu Projemizde yardımcı olan Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeler Koordinasyon Birimine teşekkürlerimi sunarım.

KAYNAKLAR

- [1] Bhushan B. and Gupta B.K. Materials, Coatings and Surface Treatments, Handbook Of Tribology, Materials & Manufacturing Processes, 8(1), 103-106 (1993).
- [2] Andersson, M. Höglström, J., Urbonaitė, S., Furlan, A., Nyholm, L., & Jansson, U (2012). Deposition and characterization of magnetron sputtered amorphous Cr-C films. Vacuum, 86(9), 1408-1416.
- [3] Arai, T. (2015). Thermochemical Surface Engineering of Steels. , M. A. J. Woodhead Publishing, 703-705.
- [4] Chatha, S., Sidhu, H., Sidhu, B., Miner, J. (2012). Characterisation and Corrosion Erosion Behaviour of Carbide based Thermal Spray Coatings, Materials Characterization and Engineering, 11, 569.
- [5] S.L. Zhao, J. Zhang, Z. Zhang, S.H. Wang, and Z.G. Zhang, Microstructure and mechanical properties of (Ti,Al,Zr)N/(Ti,Al,Zr,Cr)N films on cemented carbide substrates, Int. J. Miner. Metall. Mater., 21(2014), No. 1, p. 77.
- [6] B. Kurt, Y. Küçük, and M.S. Gök, Microabrasion wear behavior of VC and CrC coatings deposited by thermo-reactive diffusion technique, Tribol. Trans., 57(2014), No. 2, p. 345.
- [7] Arai, T., Harper, S. (1991), Thermoreactive Deposition/Diffusion Process for Surface Hardening of Steels, ASM Handbook, 4, ASM International, 1000-1013.
- [8] Plumb, S. (1985). Toyota diffusion process shows advantages. Metallurgia, 52(2), 59.

Corrosion Behavior of High Chromium Fe-Based TiC Composite Coating

Hulya Demiroren^a, Soner Buytoz^b,

^aDepartment of Material Science and Engineering, Faculty of Engineering, Canakkale Onsekiz Mart University, Canakkale, Turkey, e-mail: hulya.demiroren@comu.edu.tr

^bFirat University, Faculty of Technology, Materials and Metallurgy Engineering, Elazig, Turkey, e-mail: sbuytoz@gmail.com

Abstract— In order to investigate the effect of M_7C_3 and TiC carbides on Fe-Cr-C and Fe-Cr-C / TiC coatings, Fe-based composite layer was prepared on medium carbon steel surface by using gas tungsten arc coating technique. The microstructure of the coatings were analyzed by optical microscope with clemex image analyse, scanning electron microscope (SEM) equipped with an energy-dispersive spectroscopy (EDS) and X-ray diffractometer (XRD). The samples were exposed to corrosion tests in sea water. E-logi curves were obtained. It was evaluated the corrosion rates.

Keywords— Fe based composite; microstructure; M_7C_3 carbide, TiC carbide, Electrochemical Impedance Spectroscopy (EIS)

I. INTRODUCTION

In recent years, different surface modification methods have been used to produce hard and wear-resistant coatings on the steel substrate surface. Reinforcing of the surfaces with hard ceramic particles such as TiC, SiC, WC and producing of composite layer were focused by numerous researchers in order to improve the wear resistance and hardness of steels [1]. Laser coating, plasma coating, high-speed oxy-fuel spray coating, plasma spraying, gas tungsten arc (GTA) coating methods are some of the surface modification methods. Wear-resistant metal matrix composite (MMC) coatings produced by laser, plasma and electron beam are limited in the application fields of industry because of the high production costs of hard. GTA coating method is an alternative method to ceramic coating method with high melting temperature of the surfaces of metallic substrates. This method improves the surface grain by melting the pre-placed powder or powder mixtures on the surface of the substrate. The melting of metallic powders pre-placed on the surface of the material to be coated is due to the arc formed between the tungsten electrode in the TIG welding torch and the material. Thus, a metallurgical bond is provided between the melting and rapidly solidifying coating layer and the substrate. As a result of rapid solidification, a high quality hard coating layer with improved mechanical properties can be produced by forming fine-grained microstructures

Corrosion is significant reasons of degradation in industrial parts. Hence, extensive research studies have been conducted in order to develop the methods of reducing corrosion. The cermets and composite materials based on TiC for good corrosion resistance were investigated earlier papers. In addition, a number of studies have also been performed on related coating materials, often on steel substrates, invariably with similar outcomes in terms of the proposed degradation mechanisms [2–5]. The corrosion resistance of both fine- and

coarse-grained TiC–316L cermets increased with increase in the TiC content [6]. In The other study, electrochemical investigations of Ti–C films obtained by a co-sputtering process were performed in 0.1 mol KCl solution. Electrochemical reactivity is found to be strongly affected by the physico-chemical nature of the interface [7].

In this study, Fe-Cr-C/TiC MMC coating layer was produced by melting high chromium Fe-Cr-C and TiC powders pre-placed on AISI4140 steel surface by TIG coating process. Obtained MMC coatings were evaluated for electrochemical behavior. The polarization tests were performed in the sea water from Canakkale Street. The corrosion rates were calculated from Tafel curves. SEM images and EDS analysis were commented after corrosion. As a result, adding TiC to FeCrC coating powder improved corrosion resistance clearly. Besides increasing TiC content increased the corrosion resistance.

In this study, AISI 4140 steel plates (80x20x10 mm) were used as substrate material. The surface of the steel plates was polished with 220 grit SiC sandpaper and then cleaned with ethyl alcohol to prevent the formation of dirt and sediment. In order to release to the coating powders, a channel of 8 mm width and 1.5 mm depth was made on the substrates. Fe-Cr-C (particle size \square 45 μ m) and TiC (particle size \square 30 μ m) powders were used for coating. The chemical composition of Fe-Cr-C powder is 76.92 wt% Cr, 4.11 wt% C and 18.97 wt% Fe, and the chemical composition of TiC powder is 91.31 wt% Ti and 8.69 wt% C. SEM morphology and EDS analysis of the powders are given in Fig. 1. Fe-Cr-C and TiC powders have a sharp-cornered and small particle appearance as seen in Fig. 1

II. DISCUSSION

2.1. Microstructure

The macro image of the Fe-Cr-C coating, the cross-sectional optical microstructure and the EDS analysis of the intermetallic line are given in Fig. 1. The intermetallic white layer between the coating and the substrate (Fig. 1a) is in the form of a line separating the coating from the substrate and solidified with the elements of 85.06 wt.% Fe, 14.09wt.% Cr, 0.85wt.% C.

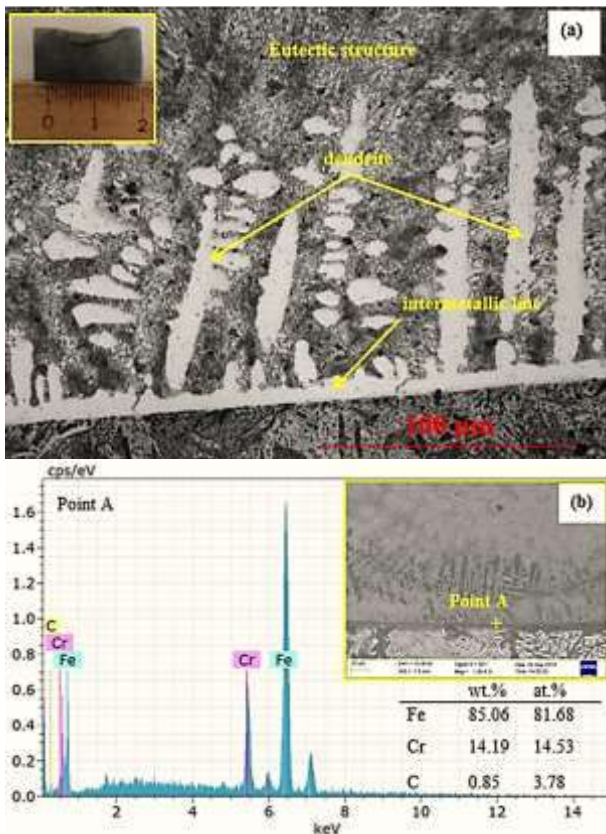


Fig.1. Intermetallic region: a- optical microstructure (X500) and macro image, and b- EDS graph of Point 1 region on the intermetallic line

Fig.2 illustrates the microstructural changing characteristic of the TiC powder added to the Fe-Cr-C coating powder by melting and solidifying. All microstructure images were taken near the middle regions of the coatings. Fig. 2a shows the microstructure of the S1 sample produced by the Fe-Cr-C coating, and Fig. 2b-Fig.2d shows the microstructure of the samples S2, S3 and S4 with TiC addition, respectively. In Fe-Cr-C coatings, regular hexagonal and knife-backed rod-shaped M_7C_3 carbides embedded in the matrix were detected in the regions near the top surface of the entire coating layer as seen from Fig. 2a. It is stated in the literature that these two formation morphology of primary M_7C_3 carbide performs solidification model according to contain to the C ratios [8]. Primary M_7C_3 carbides form as a result of $L \rightarrow Cr-Fe+(Cr,Fe)_7C_3$ eutectic reaction. In the microstructure of the composite layers produced by the addition of TiC powder to the coating matrix powder, it was determined TiC particles exhibiting stain-like appearance in the eutectic matrix and M_7C_3 carbides together with primary M_7C_3 carbides, as shown in Fig. 2b-Fig. 2d.

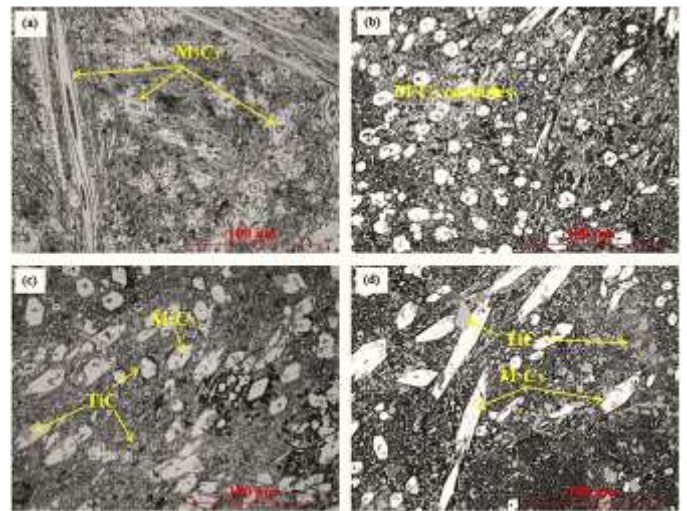


Fig. 2. Optical microstructures of primary M_7C_3 and TiC carbides in Fe-Cr-C / TiC composite coatings (X1000) a- Sample S1, b- Sample S2, c- Sample S3 and d- Sample S4

2.2. Electrochemical results

The corrosion performance of uncoated and coated 4140 steel was tested in sea water. Fig. 3 shows the potentiodynamic polarization curves of the samples as semi logarithmic current density versus potential plots. The potentiodynamic polarization parameters were listed in Table 4 using Tafel extrapolation. In such a way that, corrosion rate (current density) is determined by extrapolation of linear Tafel regions to anodized and cathodic branches, the intersection point shows the corrosion current density of I_{corr} at the corrosion capacity of E_{corr} . E_{corr} the corrosion potential is the potential at which the rate of anodic and cathodic reactions are equal.

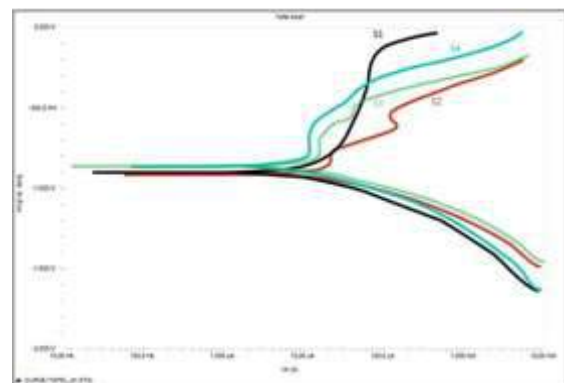


Fig. 3. Potentiodynamic polarization curves of samples in the sea water

Table 2. Potentiodynamic polarization parameters

	E_{corr} (V)	i_{corr} (A/cm ²)	β_a (V/dec)	β_c (V/dec)
S1	-0.895	0.00002	0.9	0.26
S2	-0.886	0.000005	0.4	0.15
S3	-0.857	0.000003	0.68	0.12
S4	-0.861	0.000002	0.7	0.11

It was determined that adding TiC improved the corrosion resistance absolutely. It has been detected that the corrosion rate of the samples coated with the addition of TiC is at least 10 times less, as seen from Table 2. It is well known that titanium materials are inert and resistant to corrosion because of the stable passivity of the surface oxide film. Because titanium metal itself is highly reactive and has an extremely high affinity for oxygen, these beneficial surface oxide films form spontaneously and instantly when metal surfaces are exposed to air and/or moisture. Actually, corrosion behavior of titanium in saline water is related to the surface adsorption of aggressive chloride ions which form soluble complex compounds like $TiOCl_2$ on the surface [9]. It is seen SEM photographs of samples S1 and S2 after potentiodynamic polarization tests. While the surface is completely open to attack in Fig.4a, Fig.4b shows an oxide layer formed and degraded. While the oxide layer was not seen in the S1 sample, the protective oxide layer formed on the surface of the S2 sample and started to deteriorate may be related to the affinity of titanium present in the coating of this sample to be two times higher than iron [10-11].

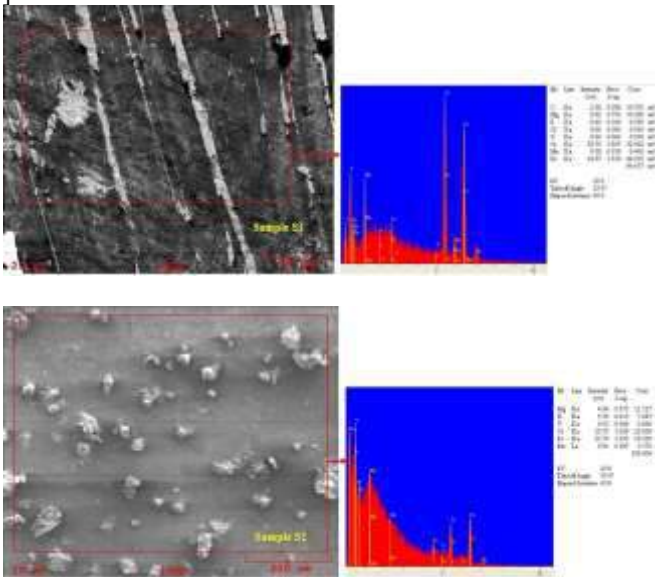


Figure 4. SEM images of S1 and S2, respectively.

When the TiC content continues increasing, the corrosion rate decreases slowly with the increase of Ti content. Presumably, the addition of smaller size TiC powder to FeCrC

composite coatings reduced the overall porosity of the coatings and consequently the penetration of water and corrosive Cl^- ions. It has been learned that pitting corrosion in metallic materials in solutions containing Cl^- is regarded to be a dominant phenomenon and defective because it may result in local failure and an uncertain corrosion rate. It is considered that the penetration of Cl^- ions into the surface is prevented by decreasing the roughness and thus the corrosion rate decreases. Smoother surface is seen in Fig. 5.

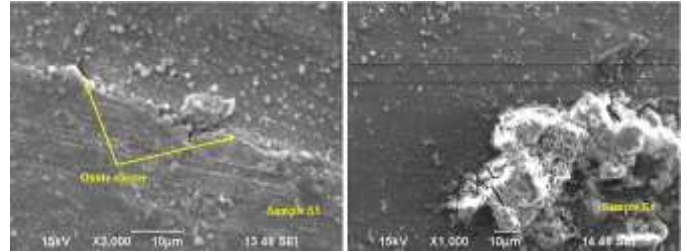


Figure 5. Surface morphologies a-S3 and b-S4 samples after corrosion tests

ACKNOWLEDGMENT

This study was supported by project number FHD-2020-3338 of Canakkale Onsekiz Mart University Scientific Searches and Project Department (COMUBAP).

REFERENCES

- [1] B. Lotfi, M. Rostami, and Z. Sadeghian, "Effect of silicon content on microstructure of Al-Si/SiCp composite layer cladded on A380 Al alloy by TIG welding process," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 24, no. 9, pp. 2824–2830, 2014, doi: 10.1016/S1003-6326(14)63414-2.
- [2] C. Monticelli, A. Frignani, and F. Zucchi, "Investigation on the corrosion process of carbon steel coated by HVOF WC/Co cermets in neutral solution," *Corros. Sci.*, vol. 46, no. 5, pp. 1225–1237, 2004, doi: 10.1016/j.corsci.2003.09.013.
- [3] Y. J. Ren and C. L. Zeng, "Corrosion protection of 304 stainless steel bipolar plates using TiC films produced by high-energy micro-arc alloying process," *J. Power Sources*, vol. 171, no. 2, pp. 778–782, 2007, doi: 10.1016/j.jpowsour.2007.06.075.
- [4] D. Toma, W. Brandl, and G. Marginean, "Wear and corrosion behaviour of thermally sprayed cermet coatings," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 138, no. 2–3, pp. 149–158, 2001, doi: 10.1016/S0257-8972(00)01141-5.
- [5] M. Rendón-Belmonte, J. T. Pérez-Quiroz, J. Terán-Guillén, J. Porcayo-Calderón, A. Torres-Acosta, and G. Orozco-Gamboa, "Evaluation of a Cr 3C 2(NiCr) Coating Deposited on s4400 by Means of an HVOF Process and Used for Flow Plates of PEM Fuel," *Int. J. Electrochem. Sci.*, vol. 7, no. 2, pp. 1079–1092, 2012.
- [6] C. C. Onuoha, G. J. Kipouros, Z. N. Farhat, and K. P. Plucknett, "The effects of metal binder content and

- carbide grain size on the aqueous corrosion behaviour of TiC-316L stainless steel cermets,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 44, pp. 129–141, 2014, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2014.02.002.
- [7] E. Grigore, C. Delacote, A. A. El Mel, M. Boujtita, A. Granier, and P. Y. Tessier, “Structural characterization and electrochemical behavior of titanium carbon thin films,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 211, pp. 192–195, 2012, doi: 10.1016/j.surfcoat.2011.08.006.
- [8] C. M. Chang, L. H. Chen, C. M. Lin, J. H. Chen, C. M. Fan, and W. Wu, “Microstructure and wear characteristics of hypereutectic Fe-Cr-C cladding with various carbon contents,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 205, no. 2, pp. 245–250, 2010, doi: 10.1016/j.surfcoat.2010.06.021.
- [9] M. Shokouhfar and S. R. Allahkaram, “Effect of incorporation of nanoparticles with different composition on wear and corrosion behavior of ceramic coatings developed on pure titanium by micro arc oxidation,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 309, pp. 767–778, 2017, doi: 10.1016/j.surfcoat.2016.10.089.
- [10] X. Chen, Z. Luo, J. Li, and C. Ning, “Accurate Electron Affinity of Iron and Fine Structures of Negative Iron ions,” *Sci. Rep.*, vol. 6, no. February, pp. 6–11, 2016, doi: 10.1038/srep24996.
- [11] M. Göttlicher et al., “Anodization of titanium in radio frequency oxygen discharge - Microstructure, kinetics & transport mechanism,” *Solid State Ionics*, vol. 290, pp. 130–139, 2016, doi: 10.1016/j.ssi.2016.04.013.

Electrochemical Analysis of Ceramic Surface Coatings

Soner Buytoz ^a, Hulya Demiroren^b,

^aFirat University, Faculty of Technology, Materials and Metallurgy Engineering, Elazig, Turkey, e-mail: sbuytoz@gmail.com

^bDepartment of Material Science and Engineering, Faculty of Engineering, Canakkale Onsekiz Mart University, Canakkale, Turkey, e-mail: hulya.demiroren@comu.edu.tr

Abstract: *In order to understand the influence of metal carbides and niobium carbides on electrochemical behavior of Fe based composite powder and added NbC powder coatings. Above mentioned composite layer was prepared on medium carbon steel surface by using GTAW coating technique. The morphology of surface of the coatings were analyzed by optical microscope, scanning electron microscope (SEM) equipped with an energy-dispersive spectroscopy (EDS) and X-ray diffractometer (XRD). Then the samples were exposed sea water. EIS (Electrochemical Impedance Spectroscopy) method with triple electrode system was used in order to obtain Bode and Nyquist diagrams. Ag/AgCl electrode is reference electrode, platin plate is counter electrode in this system. As a result, adding NbC has harmful effect on the electrochemical behavior of FeCrC coating powder.*

Keywords: *Fe-based composite; M₇C₃ carbide, NbC carbide, EIS, Nyquist Plot*

Keywords— Include at least 5 keywords or phrases

I. INTRODUCTION

A base material can be coated with carbide materials to make it stronger. Carbide coated materials become harder and better wear resistant [1]. There are many methods used for coating. Welding methods are mainly shielded metal arc welding (SMAW), Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) and Gas Metal Arc Welding (GMAW) [2]. The GTAW method is an efficient method that is easier and cheaper to implement. This approach is extremely successful and a great technoeconomic [3]. In this technique, the surface layer of the substrate material is melted and then easily solidified to form a thick metallurgical coating attached to the base material [4]. Iron-based composites are strengthened with powders such as NbC, TiC and VC. Powder metallurgy provides fine surface quality and sensitive of products. Many studies have been done on these. Stellite 6/TiC particle composite were coated on carbon steel substrate using the tungsten inert gas (TIG) process and was determined that TiC content improved wear resistance and hardness [5]. Sun et al. [6] in their study, Ni-based composite coatings reinforced with Ti and NbC particles were produced using laser cladding technology on a Cr12MoV steel

plate. Zhang et al. [7] investigated the impact of in-situ vanadium-doped TiC particles on the characteristics of the microstructure and mechanical properties of pulsed wave laser coatings.

In the other research, it was investigated the microstructure, microhardness and wear resistance of Ni45 composite coatings reinforced by NbC [8]. Gray cast iron basis material was coated with NbC combining casting with heat treatment by in situ synthesis and investigated clad [9]. Changchun et al. [10] NbC reinforced Fe-based alloy was chosen as coating material. They were found that wear resistance strongly affected by carbon content. In the other paper, Using the thermo-reactive deposition/diffusion technique (TRD) AISI 1045 low alloy steel was coated with Niobium carbide. Corrosion behavior was investigated and in the end it was found that carbide coating improved corrosion resistance [11].

II. MATERIAL AND METHOD

In the production of NbC reinforced composite layer, Fe-Cr-C powders with an average particle size of 45 μ m and FeNb powders with an average particle size of 50 μ m were used. Chemical compositions of the powders are given in Table 1, SEM morphologies and EDS spectra are given in Figure 1. The coating layer was energized by a gas tungsten arc torch. The coating pool was formed by melting the powders adhered to the 42CrMo4 steel surface with polyvily alcohol, measuring 100 mm x 20 mm x 10 mm, and cooled in argon gas environment and solidified.

Table 1.

Element	C	Cr	Mo	Mn	Si	Nb	Fe
42CrMo	0.3	0.95	0.2	0.7	0.2	-	Balanc
4 steel	9		2	4	0		e
FeCrC powder	4.1	76.9	-	-	-	-	18.97
FeNb powder	-	-	-	-	-	63.6	36.31
						9	

The corrosion experiment was performed at room temperature. Standard three-electrode flat cell configuration was entrusted. The producted sample acted as the working electrode. A graphite electrode was used as the counter

electrode, with a Ag/AgCl reference electrode. While the polarization measurements carried out, GAMRY 600 potansioestat is used. Potentiodynamic polarization measurements from -1.2 V to 0.4 V were recorded with a scanning rate of 0.1 mV/s. Corrosion rates were calculated from E/log i plots. It was commented electrochemically. Nyquist and Bode plots were obtained.

III. RESULTS

Fig. 1 showed the Nyquist plots measured on experimental steel electrode in sea water solution at the charging current density of 10 mA/cm². The Nyquist diagrams have similar depressed capacitive semicircles within the frequency range of the measurement. But sample 1 also showed Warburg impedance tail in low frequency range. The capacitive response between sample and solution is not ideal. So the impedance of the constant phase element is [12]:

$$Z_{CPE} = 1/Q(j\omega)^n$$

The large diameter means better polarization resistance. This confirms that coating process improved corrosion resistance of 4140 steel. These alloys have diffusion-controlled mechanism at low frequencies that clearly defines the acceleration of the corrosion kinetics detected. The results are parallel to study of Negache et al. [13]. It is not possible to accept the layer at the interface as an ideal capacitor, and the constant phase part (CPE) is also used as a replacement for the ideal capacitor. So the focused impedance Z_{cpe} is reflected to following:

$$Z_{cpe} = [Q(j\omega)^n]^{-1}$$

where, the constant Q accounts of surface precipitates and the electroactive species, $j\omega$ is a complex variable for sinusoidal disorders and n being the frequency power of CPE, between -1 and 1.

The protection potential of the coatings clearly fluctuates with the decreasing of the Nb content. The electrochemical behavior is primarily based on the real nature of the passive layers as well as their stability in different environment. Under the present condition, Nb contained in the coating powder is thermodynamically unstable and is easily oxidized and forms a passive layer on the surface.

Corrosion impedances obtained from Nyquist diagrams are 3803, 1309 and 633Ω,

respectively. According to the results, adding NbC powder to FeCrC powder did not improve

corrosion resistance. When the NbC amount increased, corrosion rate increased too. This can

be explained by several mechanisms:

In microstructural studies, it was mentioned that Cr₇C₃ carbides were formed primarily in the coating with FeCrC powders. The NbC carbides added to the FeCrC powder mixture in samples 2 and 3 play an important role as the heterogeneous core of the primary Cr₇C₃ carbides [14]. this means more heterogeneous regions in the coating region. Heterogeneous structures are structures with high energy differences. this means battery, so corrosion cell.

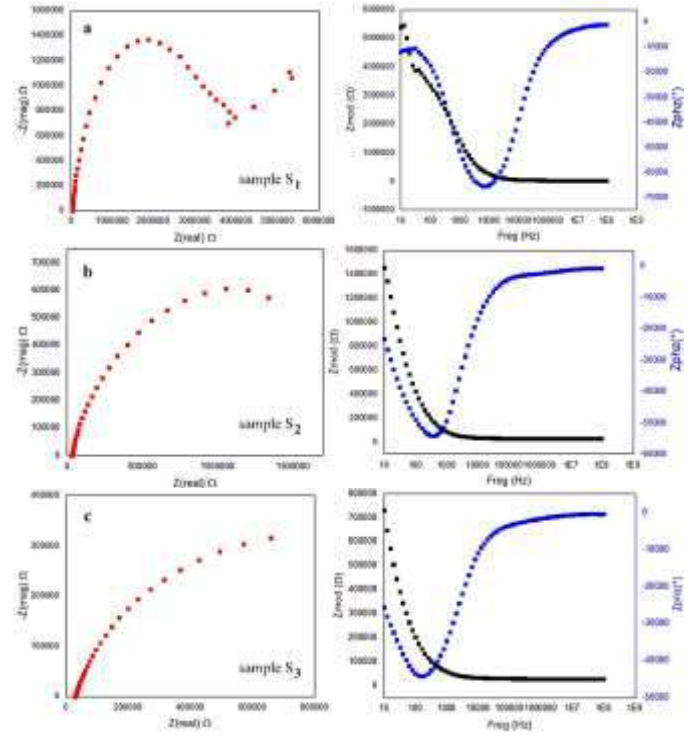


Figure 1. Nyquist plots and Bode diagram of samples.

It is not possible to accept the layer at the interface as an ideal capacitor, and the constant phase part (CPE) is also used as a replacement for the ideal capacitor. So the focused impedance Z_{cpe} is reflected to following:

$$Z_{cpe} = [Q(j\omega)^n]^{-1}$$

where, the constant Q accounts of surface precipitates and the electroactive species, $j\omega$ is a complex variable for sinusoidal disorders and n being the frequency power of CPE, between -1 and 1.

The protection potential of the coatings clearly fluctuates with the decreasing of the Nb content. The electrochemical behavior is primarily based on the real nature of the passive layers as well as their stability in different environment. Under the present condition, Nb contained in the coating powder is thermodynamically unstable and is easily oxidized and forms a passive layer on the surface.

Corrosion impedances obtained from Nyquist diagrams are 3803, 1309 and 633Ω, respectively. According to the results, adding NbC powder to FeCrC powder did not improve corrosion resistance. When the NbC amount increased, corrosion rate increased too. This can be explained by several mechanisms:

In microstructural studies, it was mentioned that M₇C₃ carbides were formed primarily in the coating with FeCrC powders. The NbC carbides added to the FeCrC powder mixture in samples 2 and 3 play an important role as the heterogeneous core of the primary Cr₇C₃ carbides [14]. this means more heterogeneous regions in the coating region. Heterogeneous structures are structures with high energy differences. this means battery, so corrosion cell.

Also, from previous studies [14], it was determined that the surface energy of FeCrC is lower than the surface energy of NbC. As it is known, corrosion rate is high in regions with high energy.

Perhaps the most important reason is interface energy. When the interface energy is high, the coating bonds to the surface more strongly. The interfacial energy of NbC is lower than the Fe-based carbide powder mixture [15]. This causes the coating to be removed from the surface, as seen Fig.2

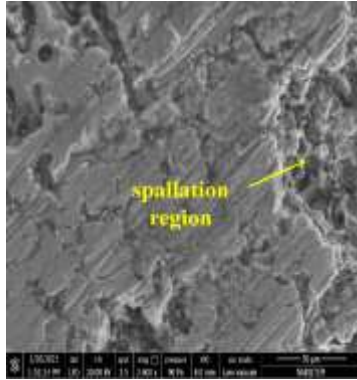


Fig.2. SEM image of sample S3

As a function of the current density logarithm ($\log I - A/cm^2$), the polarization curves were obtained by means of graphs of the applied potential. Obtained curves are seen in Fig. 3. Also obtained electrochemical parameters are listed in Table 1.

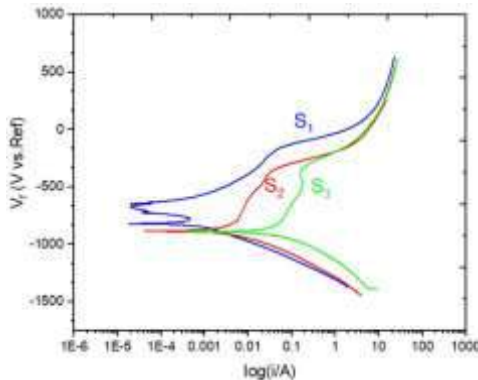


Fig. 3. Polarization curve of samples.

Table 1. Electrochemical parameters obtained from polarization curve

Sample no	E_{corr} (V)	I_{corr} (A/cm^2)
Sample S1	-0.375	0.000098
Sample S2	-0.443	0.00034
Sample S3	-0.388	0.00061

The polarization curves confirm that the uncoated substrate suffered the less accented corrosion process when compared FeCrC+NbC coated samples. EDX analyzes of observed field of coating layer indicated the Nb content, confirmed the

creation of niobium oxides. The similar corrosion behavior was determined in other studies [16]. The bad effect of adding NbC is seen in Fig. 3.

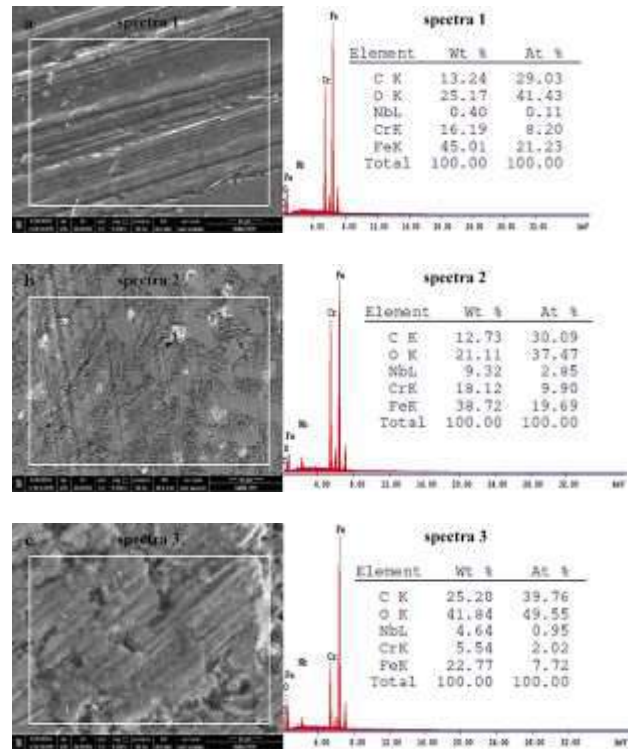


Fig. 3. SEM photos after corrosion of: (a) sample S1, (b) sample S2 and (c) sample S3.

IV. CONCLUSION

In this study, potentiodynamic polarization tests did not show a preferable performance for NbC added coating accumulated on steel with less negative corrosion potentials. The FeCrC coating increased E_{corr} of the substrate by more than 10 times and caused a decrease of I_{corr} at free corrosion potentials by approximately two orders of magnitude, while FeCrC+NbC coating increased E_{corr} of the substrate and caused an increase of I_{corr} at free corrosion potentials by approximately two orders of magnitude. The corrosion process on the NbC coating happens in a regional where the sea water diffuses straight the layer attaining the substrate then leading to the event of corrosion points.

It is considered that the effects of NbC are interested in the quantity, size and dispersion of the precipitates. Besides, it can be evaluated that the thickness of the niobium carbide layers little affected from sub-alloy content.

It is not proposed that changing NbC content added FeCrC powder. It can be tested other carbide powders as VC, WC, MoC.

REFERENCES

- [1] S. M. Metev and V. P. Veiko, *Laser Assisted Microtechnology*, 2nd ed., R. M. Osgood, Jr., Ed. Berlin, Germany: Springer-Verlag, 1998.
- [2] J. Breckling, Ed., *The Analysis of Directional Time Series: Applications to Wind Speed and Direction*, ser. Lecture Notes in Statistics. Berlin, Germany: Springer, 1989, vol. 61.
- [3] S. Zhang, C. Zhu, J. K. O. Sin, and P. K. T. Mok, "A novel ultrathin elevated channel low-temperature poly-Si TFT," *UDCS Electron Device Lett.*, vol. 20, pp. 569–571, Nov. 1999.
- [4] M. Wegmuller, J. P. von der Weid, P. Oberson, and N. Gisin, "High resolution fiber distributed measurements with coherent OFDR," in *Proc. ECOC'00*, 2000, paper 11.3.4, p. 109.
- [5] R. E. Sorace, V. S. Reinhardt, and S. A. Vaughn, "High-speed digital-to-RF converter," U.S. Patent 5 668 842, Sept. 16, 1997.
- [6] (2002) The UDCS website. [Online]. Available: <http://www.udcs19.karabuk.edu.tr>
- [7] M. Shell. (2002) UDCStran homepage on CTAN. [Online]. Available: <http://www.ctan.org/tex-archive/macros/latex/contrib/supported/UDCStran/>
- [8] *FLEXChip Signal Processor (MC68175/D)*, Motorola, 1996.
- [9] "PDCA12-70 data sheet," Opto Speed SA, Mezzovico, Switzerland.
- [10] A. Karnik, "Performance of TCP congestion control with rate feedback: TCP/ABR and rate adaptive TCP/IP," M. Eng. thesis, Indian Institute of Science, Bangalore, India, Jan. 1999.
- [11] J. Padhye, V. Firoiu, and D. Towsley, "A stochastic model of TCP Reno congestion avoidance and control," Univ. of Massachusetts, Amherst, MA, CMPSCI Tech. Rep. 99-02, 1999.
- [12] L. Wang *et al.*, "Electrochemical behaviour and surface conductivity of niobium carbide-modified austenitic stainless steel bipolar plate," *J. Power Sources*, vol. 246, no. 2014, pp. 775–782, 2014, doi: 10.1016/j.jpowsour.2013.08.025.
- [13] [22] M. Negache, K. Taibi, N. Souami, H. Bouchemel, and R. Belkada, "Effect of Cr, Nb and Zr additions on the aqueous corrosion behavior of iron-aluminide," *Intermetallics*, vol. 36, pp. 73–80, 2013, doi: 10.1016/j.intermet.2013.01.001.
- [14] [23] S. Liu, Z. Wang, Z. Shi, Y. Zhou, and Q. Yang, "Experiments and calculations on refining mechanism of NbC on primary M7C3 carbide in hypereutectic Fe-Cr-C alloy," *J. Alloys Compd.*, vol. 713, pp. 108–118, 2017, doi: 10.1016/j.jallcom.2017.04.167.
- [15] [24] H. Sawada, S. Taniguchi, K. Kawakami, and T. Ozaki, "Transition of the interface between iron and carbide precipitate from coherent to semi-coherent," *Metals (Basel)*, vol. 7, no. 7, pp. 1–13, 2017, doi: 10.3390/met7070277.
- [16] [25] F. E. Mariani, G. S. Takeya, A. N. Lombardi, C. A. Picone, and L. C. Casteletti, "Wear and corrosion resistance of Nb-V carbide layers produced in vermicular cast iron using TRD treatments," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 397, no. April, p. 126050, 2020, doi: 10.1016/j.surfcoat.2020.126050.

Takım Çeliğinin Tel Erozyon ile İşlenmesinde Vurum/Bekleme süreleri Parametrelerinin Yüzey Pürüzlülüğüne Etkisi Effects of Pulse On/Off Times Parameters on Surface Roughness In Wire Electrical Discharge Machining of Tool Steel

Umut YILDIZ*, Orhan ÇAKIR*

#Student-Consultant

*Yıldız Teknik Üniversitesi, Makine Fakültesi,
Makine Mühendisliği Bölümü, 34349 İstanbul/Türkiye*

yildizumut1@gmail.com

*Yıldız Teknik Üniversitesi, Makine Fakültesi,
Makine Mühendisliği Bölümü, 34349 İstanbul/Türkiye*

orhanc@yildiz.edu.tr

Özet – Geleneksel olmayan imalat yöntemlerinden birisi olan tel erozyon ile işleme (TEİ) yöntemi, akan bir telden akım geçirerek malzemenin kesilmesi işlemidir. Bu çalışmada, TEİ yöntemi kesme kalıbı imalatında yaygın olarak kullanılan VANADIS 10 takım çeliğinin kesilmesinde kullanılmıştır. İşleme parametrelerine bağlı olarak yüzey pürüzlülüğü araştırılmıştır. Literatür taraması düşük yüzey pürüzlülüğü değerinin daha uzun kalıp ömrü verdiğini belirtmektedir. Deneysel çalışmada, iki işlem parametresinin (vurum süresi ve bekleme süresi) yüzey pürüzlülüğü değişimi üzerinde etkileri detaylı olarak araştırılmış ve olası en düşük yüzey pürüzlülüğü değerinin eldesi için sonuçlar değerlendirilmiştir.

Keywords— Tel erozyon ile işleme, yüzey pürüzlülüğü, vurum zamanı, bekleme zamanı, takım çeliği.

Abstract-Wire electrical discharge machining (WEDM) method, which is one of the unconventional machining processes, is a cutting operation that performs the processing of the material with the current flowing wire. In this study, WEDM method was used in the cutting of VANADIS 10 material, which is widely used as tool steel in the production of stamping dies. Surface roughness was investigated depending on the determined processing parameters. Literature surveys indicate that low surface roughness gives longer die life. In the experimental study, effects of two cutting parameters (pulse time and pulse off time) on surface roughness changes have been investigated in detail and the possible results for obtaining the lowest surface roughness in the processed workpiece were evaluated.

Keywords— Wire electrical discharge machining, surface roughness, pulse on/off time, tool steels.

I. GİRİŞ

Geleneksel olmayan imalat yöntemleri; geleneksel imalat yöntemlerinin yetersiz kaldığı, daha yüksek boyutsal hassasiyetin ve yüzey kalitesinin istendiği, karmaşık şekilli parçaların imalatına gereksinim duyulduğu ve işlenmesi zor malzemelerin şekillendirilmesinde rahatlıkla kullanılabilen imalat yöntemleridir. Bu yöntemlerde takım olarak çok çeşitli formlar kullanılabilir ve elde edilecek parçalarda yüzey bütünlüğü eldesi daha kolay olmaktadır, Geleneksel olmayan işleme yöntemleri havacılık, otomotiv, medikal ve mikro elektromekanik parça (MEMS) gibi çeşitli endüstri uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır [1-2].

Tel erozyon ile işleme (TEİ) yöntemi, geleneksel olmayan imalat yöntemlerinden bir tanesidir ve kalıp üretiminde yaygın olarak tercih edilmektedir. TEİ yönteminde, iş parçasının kesilmesi, hareketli tel elektrot ile malzeme arasında tekrarlanan kıvılcım döngüleri ile gerçekleşir. Oluşan tüm kıvılcım döngüsünün süresi genellikle birkaç mikro saniyedir. Kıvılcım frekansı, çok küçük iş parçası alanında saniyede binlerce kıvılcım kadar yüksektir. Oluşan kıvılcımın altındaki bölgenin sıcaklığı çok yüksektir ve sonuç olarak, kıvılcım enerjisi, iş parçası üzerindeki lokal bölgeden malzemeyi kısmen eritir ve kısmen buharlaştırır, bu bölgeye uygulanan basınçlı dielektrik sıvı ile malzemenin kaldırılan parçacıklar püskürtülür ve temizlenir. Böylece iş parçasının tüm yüzeyine yayılan kıvılcımlar ile malzeme yüzeyinden talaş kaldırarak malzemeye istenilen şekil verilir [3-5].

TEİ yöntemi birçok kesme parametresine sahiptir ve endüstriyel uygulamalarında genellikle tezgâh çıktılarına ve operatörün bilgisine dayanmaktadır. TEİ yönteminde kesme parametreleri olarak; vuruş süresi (Pulse on), bekleme süresi (Pulse off), servo voltajı (SV), maksimum akım (IP), tel hızı (WF), tel gerilimi (WT), dielektrik basıncı (WP), servo besleme (SF), tel malzemesinin cinsi, tel çapı, kesim hızı gibi çok sayıda değişken söz konusudur. Yöntemin uygulanması sonucunda çıktılar olarak yüzey pürüzlülüğü, talaş kaldırma oranı, çentik genişliği, tel aşınma oranı, yüzey bütünlüğü belirlenmektedir. Kesme parametrelerinin sayıca fazla olması, bu imalat yöntemi üzerinde yapılan çalışmaların çok sayıda olmasına yol açmaktadır. Bu deneysel çalışmada takım çeliklerinin kesilmesi konusu çalışıldığından, literatür taraması da bu kapsam içerisinde yapılmıştır. Ayrıca, deneysel çalışmada temel alınan iki ana kesme parametresine bağlı olarak yüzey pürüzlülüğünün değişimi araştırılmış ve önceki çalışmalar bu kapsamda değerlendirilmiştir.

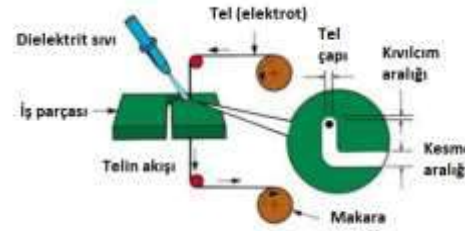
Bu çalışmada TEİ yönteminde en düşük yüzey pürüzlülüğü değerinin tayini için, vuruş süresi ve bekleme süresi kesme parametreleri VANADIS 10 takım çeliğinin kesilmesinde dikkate alınmıştır. Vuruş süresi, akımın tel üzerinde tamamladığı her devir için belirtilen süredir. Vuruş süresinin artması ile talaş kaldırma oranı ve yüzey pürüzlülük değerlerinin arttığı belirtilmiştir. Bu durum kalıp üretiminde düşük maliyetin istenildiği durumlarda kullanışlı olmakla birlikte yüzey pürüzlülüğü için dezavantaj sağlamaktadır. Bu sebeple, yüzey kalitesini iyileştirmek ve talaş kaldırma oranını artırmak için en uygun vuruş süresi değeri belirlenmesi önemli bir çıktı olarak çalışılması gereken bir sonuçtur. Bekleme süresi, TEİ' de kesim kararlılığını etkilemektedir. Bu sürede gerilim uygulanmadığı için kesim işlemi yapılmamaktadır. Bekleme süresinin artması iş parçasının yüzey kalitesini artırırken talaş kaldırma oranını düşürmektedir. TEİ üzerine yapılan çalışmalarda bekleme süresinin talaş kaldırma üzerinde etkili parametre olduğu belirtilmektedir.

II. TEL EROZYON İLE İŞLEME YÖNTEMİ

Tel erozyon ile işleme (TEİ) yöntemi; elektriksel olarak iletken malzemelerden karmaşık şekilli parçalar ve profillerin üretilmesi için kullanılan geleneksel olmayan bir imalat yöntemidir. Bu işlem bir dizi kıvılcım ile aşındırma yöntemidir. Bu kıvılcımlar, dielektrik sıvı ile dolu ortamda iş parçası ve tel elektrot (genellikle çapı 0,30 mm'den daha küçük) arasında oluşarak, nümerik kontrollü tezgâhta iş parçasını aşındırmak suretiyle 3 boyutlu karmaşık şekiller üretmeyi amaçlar. Oluşan kıvılcımlar iş parçasının yüzeyini ısıtıp eriterek malzemeden talaş kaldırır ve oluşan talaş dielektrik sıvı tarafından ortamdan uzaklaştırılır. Kesme işlemi sırasında iş parçası ile tel elektrot birbirine temas etmemektedir. Doğru akım güç kaynağı kullanılmaktadır ve iş parçası-tel çiftinin kutuplanması gerekmektedir (Şekil 1).

TEİ' de negatif elektrot sistemde hareket eden tel ve pozitif elektrot ise iş parçasıdır. Elektrik kıvılcımları elektrik iletkenliği olmayan sıvı içerisinde bu iki elektrot arasında üretilmektedir. Endüstriyel uygulamalarda, iletken olmayan sıvı olarak düşük viskozite ve yüksek soğutma kabiliyeti

nedeniyle saf su kullanıldığı gibi, değişik dielektrik sıvıların kullanılması da mümkündür. Güç kaynağından uygulanan voltaj ile iş parçası ve tel elektrot arasında iyonize bir kanal oluşturmaktadır ve zamanla tel üzerindeki akımın yoğunluğunun artması ile iyonize kanal sıkışmaya başlar. İyonize kanalın sıkışmasıyla beraber güçlü bir manyetik alan oluşur. Bu manyetik alan iyonize kanalı sıkıştırarak bölgesel ısıtmaya neden olur. Bunların sonucunda elektronların kinetik enerjisinin ısı enerjisine dönüşmesi ile çok kısa süreli kıvılcım oluşumlarında bile sıcaklık iş parçasının erime noktasının çok üzerinde değerlere çıkmaktadır. Yüksek enerji yoğunluğu, hem telden (elektrot) hem de iş parçasının bir kısmını bölgesel olarak eriterek ve buharlaştırarak aşındırır, buna baskın termal erozyon denilmektedir [3-6].



Şekil 1 Tel erozyon ile işleme yönteminde kesme durumu

III. TEL EROZYON İLE İŞLEME YÖNTEMİNİN TAKIM ÇELİKLERİNDE UYGULANMASI

Kalıp üretiminde kalıp malzemesinin yüksek sertlik ve mukavemet değerlerine sahip olması nedeniyle tel erozyon yöntemi en uygun işleme yöntemlerinden biridir. Takım çelikleri, işlenmesi zor malzemeler olarak bilinir ve tel erozyon yöntemi bu sebeple kullanılabilir. Bu aynı zamanda, kalıp üretimi alanında daha yüksek hassasiyet, daha kısa işleme süresi ve daha düşük maliyet beklentilerinin karşılanması da sağlamaktadır [7-8]. Soğuk iş takım çelikleri 200 °C'nin altındaki sıcaklıklarda ve genellikle de oda sıcaklıklarında formlandırılmaktadırlar. Soğuk iş takım çelikleri aynı zamanda uzun ömürlü kesme kalıpları için son derece hayati öneme sahip yüksek aşınma direncine de sahiptir [9].

TEİ yönteminin takım çelikleri üzerinde uygulamalarında, özellikle bu malzeme grubunun yaygın olarak kullanıldığı kalıp imalatında, hedef uzun kullanım ömürlerine sahip kalıpların imalatıdır. Kalıp kullanım ömrünün uzun olması, elde edilebilecek parça sayısını arttıracak ve böylece parça başına düşen kalıp imalat maliyetinin (hem kalıp malzemesi, hem işleme zamanı ve diğer kalıp imalat maliyetleri) azalmasına yol açacaktır. Kalıp imalatında kullanılan takım çeliklerinin TEİ yöntemi ile işlenmesinde, elde edilebilecek yüzey pürüzlülüğü değerlerinin kalıp ömrü üzerinde etkili olduğu bilinmektedir [10]. TEİ yönteminin en büyük avantajı, getirdiği işleme kolaylığı ve hassasiyetinin yanında malzemenin mekanik özelliklerine olumsuz bir etki oluşturmamasıdır [11]. Yöntemin bu avantajları, çeşitli imalat alanlarındaki işlenmesi zor olan malzemelerde ve özellikle kalıp endüstrisinde kullanımının her geçen gün artmasını sağlamaktadır [12-13]. Bu sebeple tel

erozyon ile işlemede tezgah ve proses performansının incelenmesinde en önemli kriterlerden birisi yüzey pürüzlülüğüdür. Tel elektrot üzerindeki kaplamanın yüzey pürüzlülüğüne etkisini belirlemek için yapılan çalışmalarda, daha iyi soğutma özelliğine sahip olan çinko kaplı pirinç tel elektrotlar ile kaplamasız elektrotlara göre daha iyi yüzey pürüzlülüğü değerleri elde edilmiştir [14]. Yüzey pürüzlülüğünün tel elektrot çapları ile olan bağlantısını araştıran çalışmalarda yüzey pürüzlülüğünün tel elektrot çapı artışına bağlı olarak kötüleştiği tespit edilmiştir [15].

IV. DENEYSEL PROSEDÜR

Deneyler SODICK AQ535L tel erozyon takım tezgâhında gerçekleştirildi (Şekil 2). Deneyde iş parçası olarak ülkemizde kalıp malzemelerinin imalatında yaygın olarak kullanılan ve toz metalürjisi üretim tekniği ile üretilen VANADIS 10 çeliği seçilmiştir. Tablo I' de gösterildiği gibi, çalışmada numune için belirli kesme parametreleri alınarak vuruş süresi (Pulse on) veya bekleme süresi (Pulse off) değerleri değiştirilip 9 farklı kesim yapılmıştır. VANADIS 10 'un kimyasal bileşimi Tablo II' de gösterilmektedir.

Bu deneyde yüzey pürüzlülüğü parametreleri Ra, Rq ve Rz değerleri Mitutoyo-SJ210 cihazı ile ölçülerek SOIF marka XJP-2 model optik mikroskop ile yüzey fotoğrafı çekilmiştir.

TABLO I
PROSES PARAMETRELERİ

İş parçası malzeme kalınlığı	6.75 mm
Dielektrik sıvı	Saf su
Tel malzemesi	Pirinç (çinko kaplanmış)
Tel çapı	0.25 mm
Vuruş zamanı	5; 8; 11 µs
Bekleme zamanı	16; 18; 20 µs
Tel Besleme Hızı	70 m/sn
Maksimum Akım	2.215 A
Voltaj	8 V
Dielektrik Sıvı Basıncı	4,5 Bar

TABLO II[1]
KİMYASAL ANALİZ

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Sertlik HB
2,9	0,5	0,5	8	1,5	9,8	280-310



Şekil 2 Tel erozyon tezgâhı

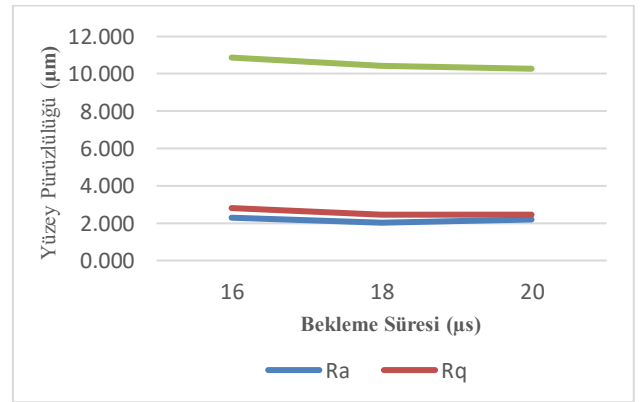
V. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Bu çalışma ülkemizde kalıp imalatında yaygın olarak kullanılan VANADIS 10 malzemesinin TEİ yöntemiyle belirli parametrelerle kesilmesini ve kesim sonucunda ortaya çıkan yüzey pürüzlülüğü değerlerini incelemektedir. İnceleme sonrası yüzey kalitesini arttırabilecek optimum işlem parametrelerinin tayini hedeflenmiştir.

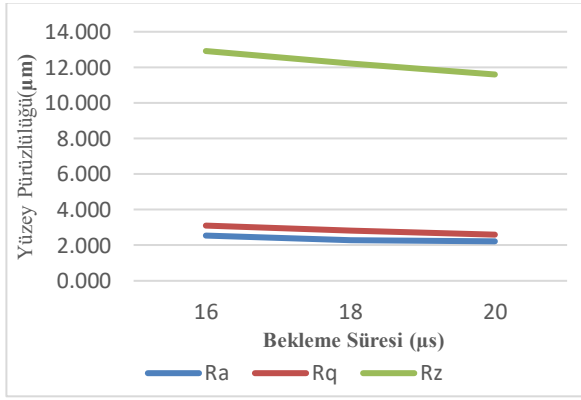
Elde edilen sonuçlarda kesimi yapılan parçaların yüzey kalitesi dikkat edilmesi gereken en önemli unsurdur. Yüksek yüzey kalitesi ile imal edilen kesme kalıbının kullanımı sırasında kesilen parçalarda çapak oluşumunun en aza indirilerek boyutsal hassasiyet arttırılacaktır. Bu sebeple işlem parametreleri yüzey pürüzlülüğünü en aza indirecek şekilde seçilmelidir.

Bu çalışmada TEİ için kalıp ömrünü arttırmada etken olan iki işleme parametresi, vuruş süresi ve bekleme süresi, seçilmiştir. Bu işlem parametreleri değiştirilerek yapılan kesimlerle en düşük yüzey pürüzlülüğü değeri belirlenmiştir.

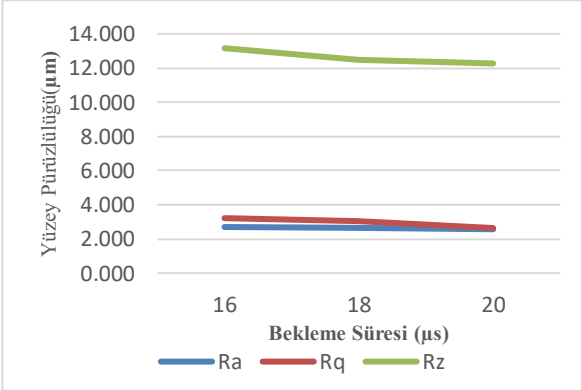
Vuruş süresi ve bekleme süresinin yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkileri Şekil 3, 4 ve 5. te gösterilmektedir. Buna göre; Şekil 3' te vuruş süresi 5 µs iken bekleme süreleri 16-18 ve 20 µs değerleri için karşılaştırılmıştır. Şekil 4' te vuruş süresi 8 µs iken bekleme süreleri 16-18 ve 20 µs değerleri için karşılaştırılmıştır ve Şekil 5' te ise vuruş süresi 11 µs iken bekleme süreleri 16-18 ve 20 µs değerleri için karşılaştırılmıştır. Bu üç grafik için de; vuruş süresinin sabit kalarak bekleme süresinin artmasıyla birlikte talaş kaldırma oranlarının düşerek kesim sürelerinin arttığı gözlemlenmiştir fakat yüzey pürüzlülüğü değerleri de bu sürede azalarak yüksek yüzey kalitesi oluşturmuştur.



Şekil 3 Bekleme Süresinin Yüzey Pürüzlülüğüne Etkisi (Vuruş süresi = 5µs)



Şekil 4 Bekleme Süresinin Yüzey Pürüzlülüğüne Etkisi (Vurum süresi = 8µs)



Şekil 5 Bekleme süresinin yüzey pürüzlülüğüne etkisi (Vurum süresi = 11µs)

Bu kesimlerin sonucunda yüzey pürüzlülüğü değerleri Ra, Rq ve Rz değerleri ölçülerek gösterilmiştir.

DeneySEL çalışmada yapılan kesim işlemlerinin yüzey pürüzlülüğü değerlerinin (Ra, Rq ve Rz) ölçümlerinin değerlendirilmesi sonucunda en düşük yüzey pürüzlülüğü değeri vurum süresi=5 µs, bekleme süresi=20 µs iken elde edilmiştir.

VI. SONUÇLAR

Kalıp imalatında kullanılan takım çeliklerinin işlenmesi konusundaki çalışmalar, elde edilmesi amaçlanan kalıpların toplam maliyetlerinin en az olması ve böylece parça üretiminin daha ekonomik olmasını hedeflemektedir. Bunun için daha uzun kalıp kullanım ömürleri verecek kalıpların imalatının gerçekleştirilmesi gerekir.

Bu dENEYSEL çalışmada, takım çeliği olarak yaygın kullanıma sahip VANADIS 10 malzemesi seçilmiş ve kesme kalıbı imalatında önemli bir işleme yöntemi olan TEİ metodu kullanılmıştır. Seçilen işleme parametrelerine bağlı olarak, kalıp ömrü üzerinde etken olan yüzey pürüzlülüğü değerinin incelenmesi üç farklı pürüzlülük değeri ölçülerek yapılmıştır.

Yüzey pürüzlülüğü konusunda elde edilen sonuçlara bağlı olarak, bu değerlerin değişiminin, seçilen kesme parametrelerine bağlı olarak değişimlerinde çok büyük farklılıklar olmadığı gözlenmiştir. Burada dikkat edilmesi

gereken Rz yüzey pürüzlülüğünün, diğer pürüzlülük parametrelerine göre yüksek olması beklenen bir sonuçtur, ama kalıp ömrü üzerinde bu çıktının daha önemli olduğu görüşü konusunda bir sonuca ulaşılmıştır. Kesme kalıplarında zımbanın kesme hareketini yaptığı dişi kalıpta yüzey topoğrafisindeki tepeler önemlidir ve bu kalıp ömrü üzerinde etkili olacaktır.

Sonuç olarak, belirlenen kesme parametrelerinde yapılacak bir kalıp imalatında, takım çeliği kullanımı durumunda düşük vurum ve yüksek bekleme zamanlarının seçimi ile daha iyi bir yüzey kalitesinin elde edilebileceği ve bunun sonucunda daha uzun kalıp ömrünün elde edilmesine yol açılabileceği ortaya çıkmıştır.

KAYNAKLAR

- [1] H. Youssef, H. El-Hofy *Non-Traditional and Advanced Machining Technologies*, CRC Press, 2020
- [2] H. El-Hofy, *Advanced Machining Processes: Nontraditional and Hybrid Machining Processes*, McGraw-Hill, 2005
- [3] K.H. Ho, S.T. Newman, S. Rahimifard, R.D. Allen, "State of the art in wire electrical discharge machining (WEDM)", *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, Volume:44 (12-13) pages:1247-1259, 2004
- [4] P.A. Patil, C.A. Waghmare, "A review on advances in wire electrical discharge machining", *Proceedings of the International Conference on Research and Innovations in Mechanical Engineering (ICRIME-2013)*, 24-26 October, India, Springer India, pages:179-189, 2014
- [5] B. Singh, J.P. Misra, "A critical review of wire electric discharge machining", Chapter 23 in *DAAAM International Scientific Book*, pages: 249-266, 2016
- [6] H. Demir, and İ. Korkut, "Vanadis 10 soğuk iş takım çeliğinin işlenmesinde kesme parametrelerinin yüzey pürüzlülüğüne etkisi," *Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS'09)*, 13-15 Mayıs 2009, Karabük, Türkiye.
- [7] T. Altan, B. Lillg, Y. C. Yen, "Manufacturing of dies and molds", *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Volume:50 (2), pages:404-422, 2001
- [8] K. Schutzer, A. L. Helleno, S. C. Pereira, "The influence of the manufacturing strategy on the production of molds and dies", *Journal of Materials Processing Technology*, Volume:179 (1-3), pages: 172-177, 2006
- [9] R. A. Mesquita, *Tool Steels : Properties and Performance*, CRC Press, 2017
- [10] O. Çakır, A. Çelik, E. Çelik, "Influences of machining parameters on surface roughness and heat affected zone in wire electrical discharge machining of die material", *Proceedings of 9th International Congress on Machining, UTIS 2018*, 8-10 November 2018, Antalya, Turkey, p:416-421
- [11] I. Cabanes, E. Portillo, M. Marcos, J. A. Sánchez, "An industrial application for on line detection of instability and wire breakage in wire EDM", *Journal of Materials Processing Technology*, 195, 101-109, 2008
- [12] T. Chinnadurai, V. S. Arungalai, "Contemplating the performance measures of wire cut EDM based on process parameters for AISI 4140", *Materials Today: Proceedings*, 2, 1067-1073, 2015
- [13] U. A. Dabade, S. S. Karidkar, "Analysis of response variables in WEDM of Inconel 718 using Taguchi technique. *Procedia CIRP*, 41, 886 - 891, 2016
- [14] S. F. Krar, Gill, Arthur, *Exploring Advanced Manufacturing Technologies*, Industrial Press, Inc., 2003
- [15] A. A. Khan, M. Bt. M. Ali, N. Bt. M. Shaffiar, "Relationship of surface roughness with current and voltage during wire EDM", *Journal of Applied Sciences*, 6 (2006) 10, 2317-2320.

The Effect of Operating Temperature and inlet gases relative humidity on Proton Exchange Membrane Fuel Cell Performance-CFD study

Omar Alhadethi ^{*}, Selami Sağıroğlu ⁺

**Mechanical Engineering department-Selcuk University
Konya-Turkey*

omar.hadeethi@lisansustu.selcuk.edu.tr

*+ Mechanical Engineering department-Karabuk University
Karabuk-Turkey
ssagioglu@karabuk.edu.tr*

Abstract— in this study, a three-dimensional single-flow channel for (4.8 cm²) active area (PEM) fuel-cell three-dimensional model has been developed to study The Effect of the operating temperature and relative humidity for inlet gases on cell Performance. Simulation results have been validated with previous literature. The results showed; a better cell performance at 55 °C operating temperature and 90% inlet gases relative humidity, where the higher current density (0.3 A/cm²) and cell voltage (0.6V) and best power output (0.1 W/cm²). The rational reasons beyond this results; an increase in the cell operating temperature of 55°C leads to water evaporation rates becomes greater than water production rates, which causes membrane dehydration results in decreases in cell performance.

Keywords— (PEM) fuel-cell, three-dimensional model, operating Temperature, relative humidity for inlet gases

I. INTRODUCTION

Energy demand increases day by day. Fossil fuels consider the main energy sources worldwide, all fuel consumers like power plants, automotive, and industries are used fossil fuels for energy production, the search for renewable energy sources is imperative to avoid dependence on fossil sources, as they are harmful to the environment. Hydrogen energy is one of the cleanest energies and it a strongest candidate to replace fossil fuels energy. Fuel cells are the most common of Hydrogen applications. Fuel cells are conversion devices that convert the chemical energy in the fuel (hydrogen) to electrical energy. Inside the cell, there are two main electrochemical reactions occur inside it: one is a hydrogen oxidation reaction (HOR) where the hydrogen gases oxidize to one negative electron and converted to positive ion, and other electrochemical reactions are Oxygen reduction reaction (ORR) where the Hydrogen positive ion and negative electrons and oxygen atoms combined together and produce water. In fact, many types of fuel cells are classified based on membrane types and operating temperature as alkaline fuel cell AFC, it is operating between 25-90°C and used Potassium hydroxide solutions as a solid electrolyte. PEM fuel-cell operates at 50 °C -90 °C and used proton exchange membrane as a solid electrolyte.

Solid oxide fuel cell SOFC it is operating at 800°C-1000°C and used an Oxide ion-conducting ceramic as a solid electrolyte [1]. Unique properties for PEM fuel-cells types made their more desirable than other cells type, it has many uses in portable, stationary power applications, and transportation sectors, particularly, in the transportation sector, it is considered strong candidate to replace internal combustion engine [2]. PEM fuel-cells are like a conventional vehicle battery, it consist of two sides, cathode, anode, and solid electrolyte, each side consist of four layers (Flow filed plates FFPs, flow channel FCHs, gas diffusion layer GDLs and catalyst layers CLs) . PEM fuel-cells operate at 50-90°C as operating Temperature, 100-300 Kpa as operating pressure, 50%-100% as inlet gas relative humidity, PEM fuel-cell performance evaluated by several operation conditions like operating pressure, operating temperature, fluid flow rates, and stoichiometric ratio of the mixture. Operation temperature and inlet gases humidity have a significant impact on the PEM fuel-cell lifetime and performance. Make good water and heat managements have a vital importance in PEM fuel-cell working [3]. H. A. Dhahad, W. (2018) studied the effect of operating temperature on the PEM fuel-cell performance experimentally, the results were showed when the PEM fuel-cell operates at high operating temperature the proton exchange membrane can be dried and lower the cell performance [4]. Özsan (2012) experimentally investigated the impact of the relative gas humidity and operating temperature on the cell performance by changing the operating temperature and relative gas humidity values. The results were shown, an indication the humidification process has vital importance of the on-cell operation [5]. Iranzo et al, (2015) studied the impact of the reactant relative humidity on cell performance. By using an external humidifier, the results indicated that a high hydrogen relative humidity leads to an increase in the current density[6].

II. NUMIRICAL MODEL

Three-dimensional PEM fuel-cells models carried out using computational fluid dynamics CFD commercial software Ansys-Fluent. PEM fuel-cell simulation process consist of three steps: "Preprocessing, Processing, and Post-processing"

- Preprocessing include the model development using SolidWorks software [7].
- Processing includes solving the governing equation and electrochemical equation numerically.
- Post-processing includes the display results as contours, curves or video animation [8].

In order to simplify the complex phenomena following assumption are used for modeling process:

- Fluid flow is study state.
- Fluid flow inside the cell channel are laminar.
- The effect of the gravity assumed as a nignlable value.

A. Geometry Modeling and Mesh generation

The main purpose of the geometry creation is to capture the physical dimensions of the real PEM fuel-cell. PEM fuel-cells model has been created by using SOLDWORK including nine layers it is consist of the cathode, anode, and solid electrolyte, each side consist of four layers (Bipolar plates BPs), flow channel (FCHs), gas diffusion layer (GDLs) and catalyst layers (CLs) [9]. These layers were created as a two dimensional by sketch command extruded to three dimensions by extruding command, in addition, the model dimensions are listed in the following Table 1, all the PEM fuel-cell layers are sketched as single parts then assembled to become one assembly part by using mate command in the SOLIDWORKS ASSEMBLY[10]. The next step is a mesh generation which include broken up the entire cell into small volumes or computational cells, the mesh generation process has a strong effect on the model results, so the good mesh generation is one of the difficult steps during the PEM fuel-cell simulation, in the present study, the mesh generation process was carried out in the Ansys design modeler.

TABLE I
PEM FUEL-CELL MODEL GEOMETRIES

Layers	Units	dimensions
FFPs thickness	mm	1.2
FFPs width	mm	2.4
FCHs length	mm	20
FFPs thickness	mm	1.2

B. Boundary conditions

As can be seen in (Fig 1) the boundary location (3, 5) Anode and cathode inlet zones are set to be mass flow rates, where the gases flow, Hydrogen on the anode side enters–Oxygen on the cathode side enters through the flow channels in the cell. The boundary location at another side from flow channels is set to be pressure outlet condition specified where the flow leaves from the cell. At the boundary locations (2, 6) Anode and cathode flow filed plats were sets, there is no proton that leaves the cell so we enforce the membrane slويد potential equal to

Zero. Boundary location (1, 7) were set to be anode and cathode terminals. The cell potential varied between the anode and cathode where the potential value at the cathode terminal $V_{CELL} = \text{membrane solid potential}$, where membrane solid potential equals zero at the anode side. Anode flow channels, (GDLs), (CLs), (PEM), and cathode flow channels, (GDLs), (CLs) were set to be fluid zones where the anode and cathode flow field plates were set to solid zones.

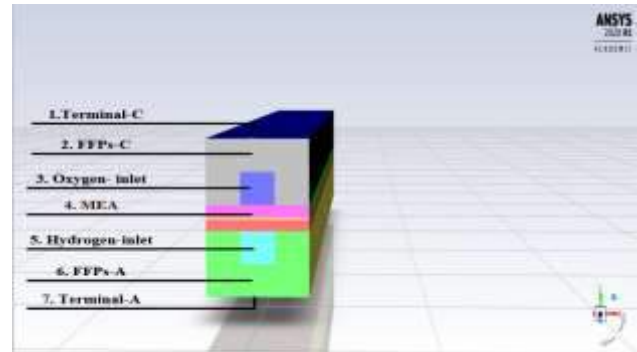


Fig. 1 Boundary conditions using in modelling process

III. RESULTS

Simulation results have been validated with the experimental data which was taken from Wilberforce 2019 [11]. Good agreement was obtained between the currently comutataional model and Wilberforce 2019 experiment as can be seen in (Fig 2), expect the small difference in the current density value (0.0072A/cm²).

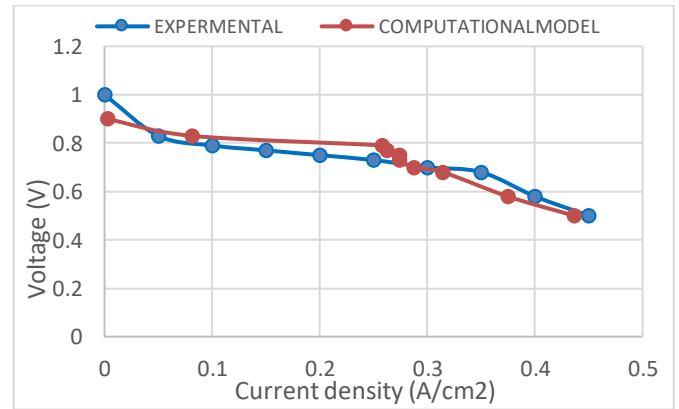


Fig. 2 Model validations with experiment [11].

A. Operating temperature

PEM fuel-cells operate at (50°C–90°C) as a operating temperature. Any decreasing in the cell working temperature less than (50°C) result in increasing in water condensation rates and increase the possibility of the electrode flooding, which result in decreases in the protonic conductivity of the proton exchange membrane (PEM).

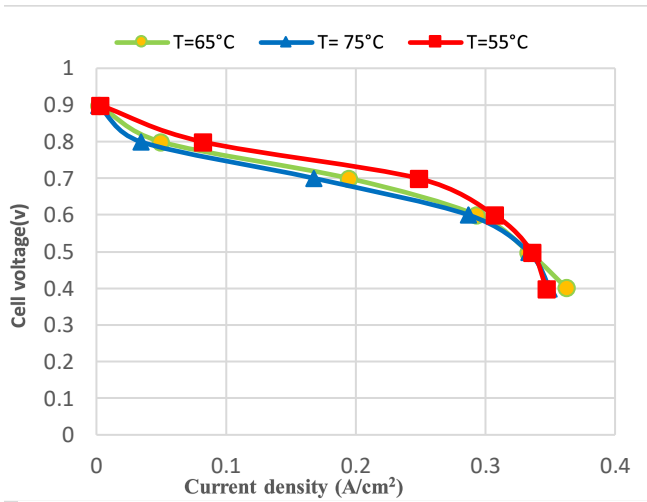


Fig. 3 (I-V) curve at different cell temperature

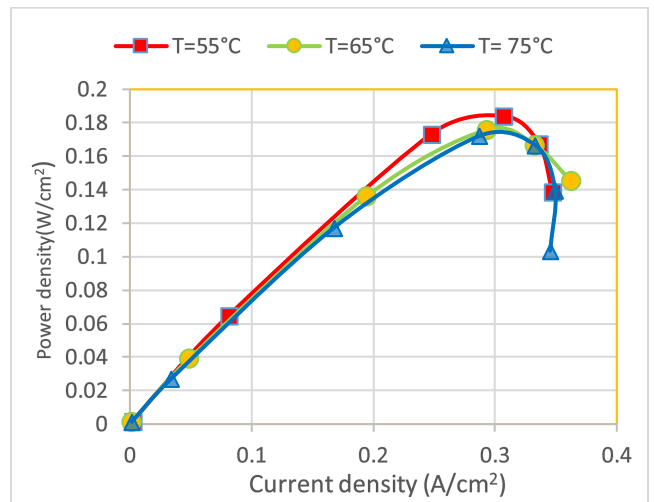


Fig. 4 Cell power output at different cell temperature

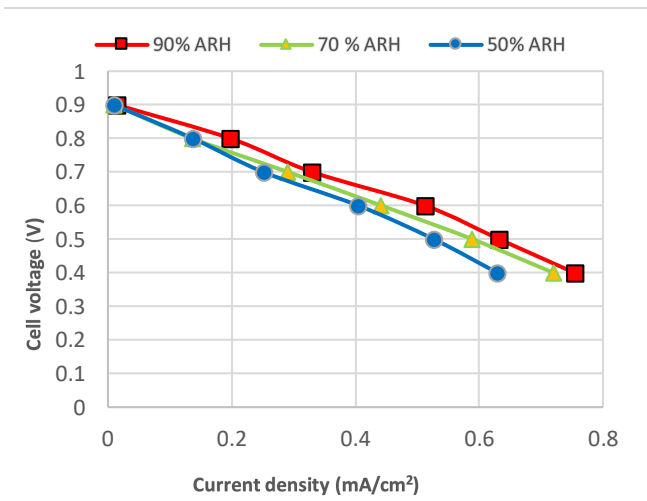


Fig. 5 Cell current density at different anode humidity ratios

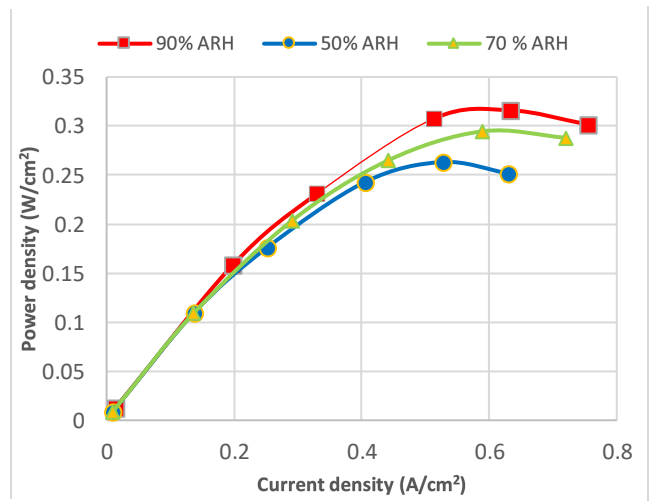


Fig. 6 Cell power output at different anode humidity ratios

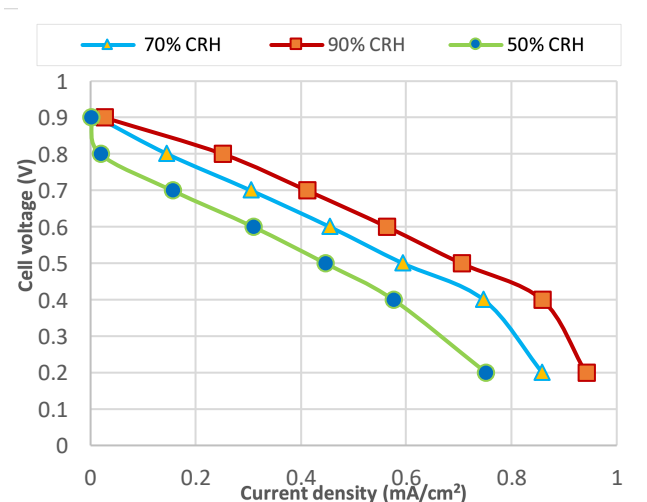


Fig. 7 Cell current density at different cathode humidity ratios

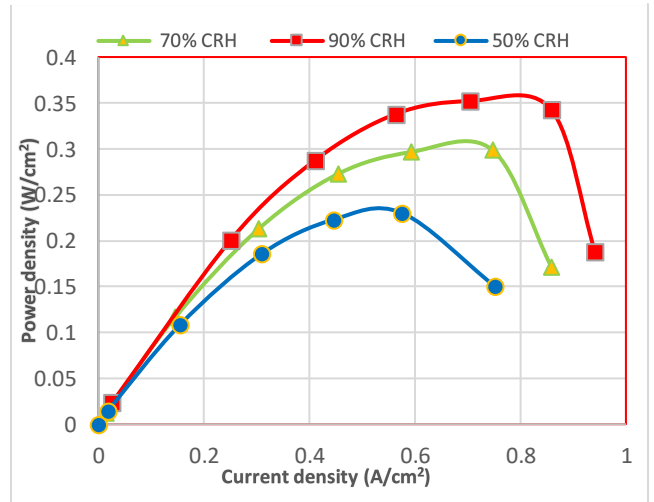


Fig. 8 Cell power output at different cathode humidity ratios

Any decreasing in the cell operating temperature less than (50°C) caused in decrease the cells performance, on the other hand, any increase in the cell operating temperature over than (90°C) result in an: Increase in the cell potential losses due to entropy generation from the electrochemical reaction. Decreasing the open-circuit voltage (OCV). Increase in the electrochemical rates. In this study, operating temperature varied between (55°C-65°C-75°C) to investigate the effect of operating temperature on the cell performance. The result was showed the higher cell performance was obtained at 55°C, and the cell performance slightly decreases when the cell operates on the 65°C. As shown in (Fig 3. Fig 4).

B. Relative humidity

The polarization curve in (Fig 5) and power out put curve in (Fig 6). Shows high performance obtained when the oxygen gases 90% humidified, while the cell performance slightly decreases when the oxygen 50 % humidified. The variation of the hydrogen gases relative humidity values from the 90% to 50% at a low current density has a little effect on the cell performance because of the water transport from the cathode side to anode side via back diffusion mechanism which contributed to maintain the anode side humidified. PEM fuel-cells will generate more current when using 90% relative humidity of the hydrogen gases. The important reason for this result are humidified hydrogen gas contributes to marinated high membrane water content level leads to optimize the protonic conductivity and decreases the ohmic resistance causes in increasing in the cell performance. Moreove simulation results indicated the (CRH) has a positive impact on the cell performance, three values of cathode relative humidity (CRH) (90%-70%-50%) have been examined. The results were showed the better cell performance and cell power output when the cell fed oxygen gases with 90% relative humidity as showin in (Fig 7) and (Fig 8) .

IV. CONCLUTIONS

Three operating temperature values (55°C, 75°C, 85°C) examined to select a suitable operating temperature. Obtained results from the PEM fuel-cells simulation showed the strong relationships between the cell operating temperature and cell performance, the maximum cell performance and cell power output obtained when the cell operated at (55°C) .The maximum current density (0.3A/cm²) on the cell voltage (0.6V), where the maximum power output equals to (0.1 W/cm²). The rational reasons for this results are (*an increase in the cell operating temperature greater than (55°C), the water evaporation rates becomes greater than water production rates, leads to membrane dehydration, particularly on the cathode side cases in decreases in cell protonic conductivity and*

increase ohmic loss leads to cell performance degradation). Also, The maximum cell performance and cell power output was obtained when hydrogen and oxygen gases 90% humidified, the maximum current density were (0.6 A/cm²) at cell voltage (0.5V) . Where the maximum power output equals to (0.3W), on the other hand , the maximum current density were (0.9A/cm²) on the cell voltage (0.2V) where the maximum power output equals to (0.3W) when feed oxygen gas on the cathode side with 90% relative humidity.

ACKNOWLEDGMENT

I would like to express my gratitude, thank my lord (ALLAH) for being with me all the way during this time. I would like to thank my family for their support.

REFERANCES

- [1] M. Secanell Gallart, "Computational Modeling and Optimization of Proton Exchange Membrane Fuel Cells," *Victoria*, 2007.
- [2] A. Baroutaji, J. G. Carton, M. Sajjia, and A. G. Olabi, "Materials in PEM Fuel Cells," *Ref. Modul. Mater. Sci. Mater. Eng.*, pp. 1–11, 2016
- [3] F. Barbir, *PEM fuel cells: theory and practice*. Academic Press, 2012.
- [4] H. A. Dhahad, W. H. Alawee, and E. A. E. Sheet, "Experimental study of the operating temperature effect on the performance of PEM fuel cell."
- [5] B. Özsan, "effect of relative humidity of reactant gases effect of relative humidity of reactant gases on proton exchange membrane fuel cell," no. May, 2012.
- [6] A. Iranzo, P. Boillat, J. Biesdorf, and A. Salva, "Investigation of the liquid water distributions in a 50cm² PEM fuel cell: Effects of reactants relative humidity, current density, and cathode stoichiometry," *Energy*, 2015.
- [7] Y. Amadane, H. Mounir, A. El Marjani, E. M. Karim, and A. Awan, "Numerical investigation of hydrogen consumption in Proton Exchange Membrane Fuel Cell by using computational fluid dynamics (CFD) simulation," *Mediterr. J. Chem.*, 2019.
- [8] P. Choopanya and Z. Yang, "An effective mesh strategy for CFD modelling of polymer electrolyte membrane fuel cells," *Int. J. Hydrogen Energy*, vol. 41, no. 15, pp. 6445–6456, 2016.
- [9] A. Akroot, "Modelling of Thermal and Water Management in Automotive Polymer Electrolyte Membrane Fuel Cell Systems," 2014.
- [10] adam avery, "Ansys12."
- [11] T. Wilberforce *et al.*, "Effect of humidification of reactive gases on the performance of a proton exchange membrane fuel cell," *Sci. Total Environ.*, 2019.

Sustainable Carbon Effect on Mechanical Properties of Low Carbon Contained 316 L Stainless Steel

Esra Algim^{*}, Hamza Simsir⁺, Mehmet Akif Erden^{*}

^{*}Karabuk University, Biomedical Engineering, Karabuk, Turkey

⁺Karabuk University, TOBB Technical Science Vocational School, Karabuk, Turkey

hamzasimsir@karabuk.edu.tr

Abstract— Stainless steel materials produced by conventional casting methods, widely. But these methods have required high melting temperature and energy consumption. Instead of these methods stainless steel materials could be produced by powder metallurgy with low production cost also. In this method powders were mixed, then compressed and finally sintered. To improve the mechanical properties of low carbon contained stainless steel, different carbonaceous reinforcements such as graphite, graphene, carbon nanotubes, etc. were used. But these reinforcements have caused to agglomeration into the matrix, even they have used at low amounts (< 0.5 wt.%). As well as the crystalline structure ones are high-cost materials. Instead of these reinforcements, hydrothermal carbons could be used as the reinforcement. Hydrothermal carbons were synthesized from any type of biomass from natural agricultural products to their waste into water media at 180 – 350 °C temperature for several hours (6-48). In this study hydrothermal carbons were produced by lemon peel at 220 °C for 30 hours. And they mixed at different amounts (0.25, 0.50 and 1.00 wt.%) with low carbon contained stainless steel 316 L to improve its tensile strength. The composites were mixed in a Turbula mixer for 2 hours, then compacted at 750 Mpa and finally sintered at 1200 °C temperature under Argon gases (3L/second). According to the optical microscope images with the amounts of 0.25 and 0.50 wt.% hydrothermal carbons were distributed into 316L homogenously. But with the using of it at high amount 1.00 wt.% some agglomeration areas were detected. Hardness and tensile test results of composites were investigated similar effect was also seen. The Vickers hardness values of samples were detected as 85.3±4.1, 90.6±5.2, 97.8±4.7 and 92.6±7.5 HV respectively. The tensile strength of composites was detected as 280, 309, 340 and 328 MPa respectively. The reason of the decrement on the hardness and strength could be explained that, the agglomeration areas probably lead to shear the stress un-homogenously due to the insufficient interfacial bonding. Consequence of this study; the low and medium amount of hydrothermal carbon using into 316L the mechanical properties effected positively.

Keywords— Powder metallurgy, 316L, hydrothermal carbon, mechanical properties.

Use of alternating bending to increase ductility of cold-drawn wire.

Vakulenko I.¹, Kurt B.², Asgarov Kh.³, Ahmet Emrah Erdoğan⁴

¹*Department of Applied Mechanics and Materials Science, Dnipro National University of Railway Transport named after academician V. Lazaryan, st. Lazaryan, 2, Dnipro, 49010, Ukraine, E-mail: vakulenko_igor@ukr.net*

²*Engineering and Architecture Faculty Metallurgy and Materials Engineering Department, Nevsehir University, Nevsehir, Turkey, E-mail: bkurt74@gmail.com*

³*Department of Mechanica Engineering, Karabuk University, Karabuk, 78050, Turkey, E-mail: hangardasaskerov@karabuk.edu.tr*

⁴*Department of Mechanica Engineering, Karabuk University, Karabuk, 78050, Turkey, E-mail: aemraherdogdu@karabuk.edu.tr*

Abstract. A comparative analysis of effect heating up to 300°C the carbon steel with lamellar cementite structure after cold-drawing and alternate bending on the exponent of strain hardening and metal plasticity is carried out. An explanation is proposed for the effect of increase at plasticity of cold-drawn carbon steel wire due to the use of alternating bending at temperatures up to 300°C.

Keywords—carbon steel, exponent of strain hardening, deformation aging, alternate bending.

I. INTRODUCTION

At a certain combination of temperature and plastic deformation rate, sharp drops of stress can be observed at loading diagrams. The observed phenomenon is based on the fulfilment of certain conditions for the interaction of moving dislocations with clouds of impurity atoms, which called by dynamic strain aging. The formation a volumes of metal with a locally increased concentration of impurity atoms occurs both during the movement of dislocations [1] and over a certain interval, called the waiting time (τ_0) [2]. On this basis, the efficiency deceleration of a moving dislocation by the indicated atmospheres will depend on approach to the conditions determined by the relation [3]:

$$\varepsilon_1 = \rho_1(l \cdot b) / \tau_0, \quad (1)$$

where ε_1 is the deformation rate, ρ_1 is the density of mobile dislocations, l is the length free movement of dislocation, b is the Burgers vector.

Regardless of the type of loading, any deviations subsequent deformations from the initial direction are accompanied by a decrease at flow stress of metallic materials. The observed phenomenon, simultaneously with a decrease at density of crystal structure defects, is accompanied by a change in their distribution. The formed unevenness at distribution of dislocations under reverse loading can be used to improve the properties of cold-drawn carbon steel.

2. MATERIAL AND RESEARCH METHODS.

A cold-drawn wire 3 mm in diameter made of carbon steel with a carbon content of 0.77% was used as a material for the study. Billets with a lamellar pearlite structure were deformed by drawing reduction of 80%. After drawing, the samples were heated to temperatures from 215 to 300 °C, kept at this temperature for 6 min, and cooled in air (treatment 1). According to another scheme, the samples, after holding for 6 min at a given temperature, were immediately subjected to alternating bending, followed by cooling in air (treatment 2). The device for alternating bending was a stand consisting of six rollers. The speed of pulling wire through bending stand was 1 m/s. Strength and plastic properties, characteristics of strain hardening were determined from the analysis of tensile curves obtained at room temperature and strain rate 10^{-3}s^{-1} .

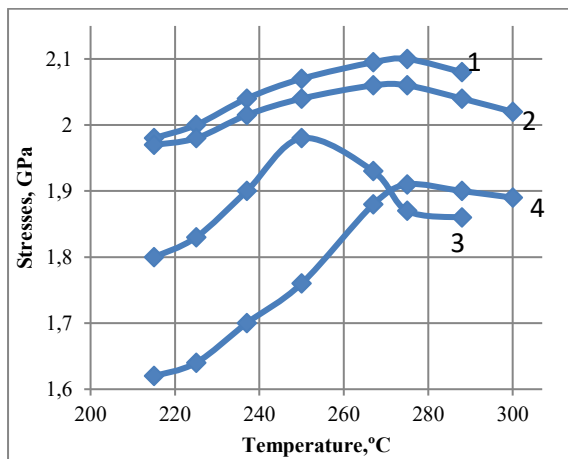
3. RESULTS AND DISCUSSION

The process of drawing a steel billet is accompanied by an increase at deformation temperature in proportion to the amount of reduction. At the same time, develop processes of dynamic (DDA) and static deformation aging (SDA) have a significant impact on the complex of metal properties. With an increase in cold reduction, the development of strain hardening processes is accompanied by an increase at ultimate strength (σ_s) and yield stress (σ_y), and accumulation of defects in the crystal structure when internal stress relaxation is hampered, leads to a decrease relative elongation (δ_{30}). In addition to tempering, it is possible to reduce the level of strength and increase plasticity by introducing a certain number of defects at crystal structure into the metal. In this case, conditions are achieved to decrease for negative effect from accumulated density of crystal structure defects after cold drawing. A certain degree of softening of cold-drawn metal can be achieved using alternating bending. In this case, it becomes possible to control the density and distribution of introduce dislocations without changing the shape and size of the product [4].

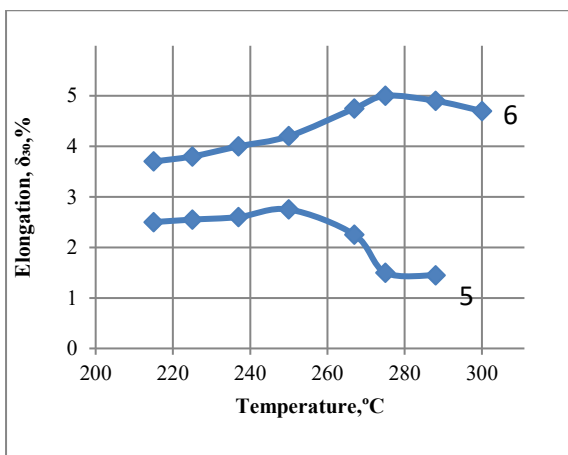
With an increase at heating temperature after cold drawing the metal, there is first a decrease in strength properties due to

softening processes, and then their growth due to the development of SDA (Fig. 1). In this case, δ_{30} after a temperature of 250°C begins to decrease. Based on this, in order to achieve a high level of δ_{30} , the temperature of the reversible bending will be taken as 250°C. Alternating bending (AB) at room temperature reduces the strength properties of cold-drawn wire and somewhat increases the plastic one [5]. An increase at AB temperature up to 215°C is accompanied by a decrease in σ_s , σ_y and an increase in δ_{30} in comparison with the cold-drawn state. A further increase at AB temperature is accompanied by a progressive increase at ductility and strength of the metal.

Starting from a temperature of 280°C, alternating bending is accompanied by a decrease in δ_{30} . Apparently, a deviation from the fulfilment of relation (1) at higher temperatures showed a simultaneous decrease in these characteristics, which may be due to a violation of the conditions for the development of DDA processes (relation (1)). On this basis, it can be assumed that subjecting cold-drawn carbon steels to



a



b

Fig. 1. Change in strength properties (a) and δ_{30} (b): σ_s - 1, 2; σ_y - 3, 4; δ_{30} - 5, 6 on the temperature of steel heating after drawing by 77% (1, 3, 5) and with alternating bending (2, 4, 6).

alternating bending at temperatures of 250–300°C, at constant strength it is possible to achieve an increase of δ_{30} by a factor of 1.6–1.8.

To explain the observed plasticization of cold-drawn wire from the use of alternating bending, will use analysis of conditions for the development of strain hardening processes. In general, the relationship between deforming stress (σ) and magnitude of plastic deformation (ϵ) obeys the relationship:

$$\sigma = \sigma_0 + K\epsilon^n, \quad (2)$$

where σ_0 is the stress of irreversible motion of dislocations, K is a constant, n is strain hardening exponent. Taking into account that ability to draw carbon steel is determined by formation of a dislocation cellular structure, the shift of moment its appearance to the region of increased total deformations is the main direction increasing plasticity of cold-deformed metal. Indeed, with an increase at degree dispersion pearlite colony of carbon steel, decrease at characteristics of strain hardening (n, $d\sigma/d\epsilon$ from (2)) was found experimentally. Taking into account that value $d\sigma/d\epsilon$ is proportional to increase at density of dislocations, the increase dispersion of pearlite, required density of mobile dislocations to maintain conditions for the propagation of deformation during drawing, should decreased. This relationship is the basis for explaining increase deformation of formation dislocation cellular structure with at dispersion of pearlite.

The mechanism of influence is based on fact that inter phase boundaries ferrite - cementite perform the functions of both sources of dislocations and places of their annihilation after dislocation performs a slip act. With an increase at dispersion of pearlite, a decrease probability of blocking dislocation during sliding in a ferrite plate explains the shift moment of decomposition uniform distribution dislocations into periodic structures towards large deformations.

Thus, an analysis of the nature change at parameters of strain hardening will explain the effect of an increase value of n and plasticity when drawing wire as a result used of alternating bending. Figure 2 shows dependence n on the

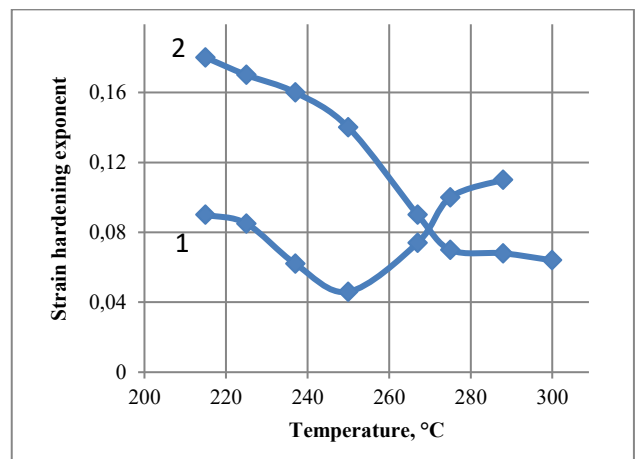


Fig. 2. Influence heating temperature of cold-drawn wire on n (1) and as a result of using AB (2).

heating temperature cold-drawn wire and used of alternating bending. The maximum effect of the development SDA processes in a cold-drawn metal corresponds to the minimum values of n . When using AB, the nature of change in n from temperature becomes different. A monotonic increase in temperature is accompanied by a proportional decrease in n . Regardless of the cold-drawn wire processing scheme, a comparative analysis of the nature of the change in δ_{30} (Fig. 1b) and the strain hardening coefficient (Fig. 2) on the heating temperature indicates the possibility of the existence of a correlation between them. Indeed, having carried out paired application values of δ_{30} against the corresponding values of n (Fig. 3) should speak of a qualitatively different ratio between of them. A comparative analysis of the given ratios (Fig. 3)

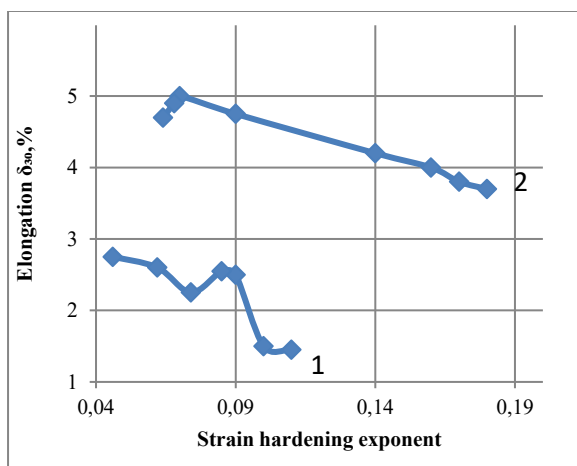


Fig. 3. Mutual change in δ_{30} and n as a result of heating a cold-drawn wire (1) and alternating bending at the studied temperatures (2)..

shows that, regardless qualitative differences at development of strain aging processes, the strain hardening exponent and relative elongation of cold-drawn wire are related inversely. The above character of the relationship between n and δ_{30} confirmed known experimental data. So, for case of same dispersion the carbon steels with lamellar pearlite have a higher ability to cold drawing in comparison with globular cementite. At same time, the exponent of strain hardening for steel with lamellar structures is much less compared to a similar characteristic for steel with globular structures.

Comparative analysis dependence of strain hardening index according to relation (3) and value of the maximum deformation during drawing (μ) (4) on thickness of a ferrite plate in colony of pearlite (λ) indicate the possibility existence of a relation between μ and n :

$$n=25/(10+\lambda^{-0.5}) \quad (3)$$

and

$$\sigma_1=\sigma_2(\ln \mu)^n, \quad (4)$$

where σ_1 - stress of drawing, σ_2 - coefficient of strength.

Based on this, increase at value of the maximum strain during drawing with decrease at thickness of a ferrite plate in colony of pearlite should be accompanied by decrease value of n (Fig. 4).

On other hand, it is rather difficult to explain nature of change properties, similar to what occurs during compression-tension. The gradient of the magnitude and sign of deformation along cross-section of the wire at alternating

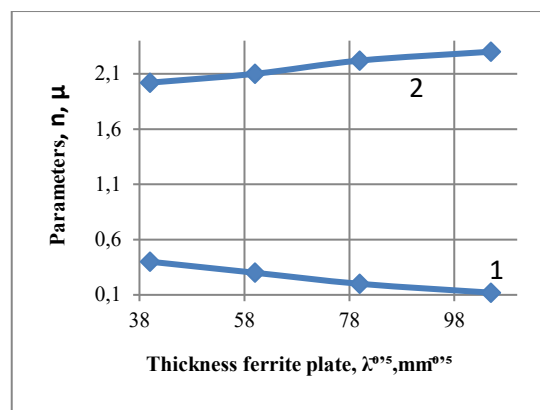


Fig. 4. The influence λ of pearlite colony on n (1) and μ (2) for carbon steel with 0,8%C.

bending significantly changes the conditions for unambiguous influence AB at elevated temperatures on the properties of metal. However, even at case of averaging strain rate (by ratio (1)) over the section, obtained an unambiguous positive effect on the level plastic properties of cold-drawn wire (Fig. 1).

It can be assumed that the use of alternating bending after the cold-drawn wire leaves the last die of the drawing mill must be increase the plastic properties of the wire. In turn, the effect of an increase in plasticity for a specific degree of deformation will depend from choice temperature and the parameters of alternating loading.

REFERENCES

- [1] - G.T. Hahn, A model for yielding with special reference to the yield - point phenomena of iron and related b.c.c. metals. *Acta met.* Vol. 10, p. 727-738. 1962.
- [2] - R.A. Mulford, Analysis of strengthening mechanism in alloys by means of thermal - activation theory *Acta met.* Vol.27. p.1115-1124. 1979.
- [3] - G. Schoeck The Portevin - Le Chatelier effect a kinetic theory, *Acta met.* - №8.- p.1229-1234. 1984.
- [4] - I.A. Vakulenko and F. Marciniw Strukturihe izmeneniya nizkouglerodistoy stali posle izgibno-rastyazhnogo deformirovaniya. //Stroiteljstvo, materialovedenie, mashinostroenie. - Ser.: Starodubovskie chteniya. - vilhp. 12. - S. 91-92. - 2001.
- [5] - I.A. Vakulenko, V.A. Pirogov, V.K. Babich V.K., L.A. Mikhajjlec, V.I. Sukhomlin. Ehvoljuciya dislokacionnoj strukturih deformacionnogo uprochneniya i deformiruемости uglerodistihkh staleyj pri volochenii. *Obrabotka metallov davleniem.* - Sverdlovsk. C. 71-76. 1988.

Low Temperature Nitriding of a Ferritic Stainless Steel

Tufan Gümüşlü^{*,+}, Mertcan Kaba⁺, Doğukan Çetiner⁺, Faiz Muhaffel⁺, Erdem Atar^{*}, Hüseyin Çimenoglu⁺

^{*} Department of Materials Science and Engineering, Gebze Technical University

Gebze Teknik Üniversitesi 41400 Kocaeli, TURKEY

tgumuslu@gtu.edu.tr, atar@gtu.edu.tr

⁺ Department of Metallurgy and Materials Engineering, Istanbul Technical University

İTÜ Ayazađa Kampüsü 34469 Maslak, Istanbul, TURKEY

mertcankaba@itu.edu.tr, cetinerd@itu.edu.tr, muhaffel@itu.edu.tr, cimenoglu@itu.edu.tr

Abstract— The motivation of this study was to improve the surface hardness and wear resistance of ferritic AISI 430 stainless steel by low-temperature gas nitriding. Nitriding of the samples was carried out in a fluidized bed reactor for 4 hours at 420 °C in a 60% NH₃ and 40% N₂ gas composition. Structural and chemical characterizations of the nitrided and untreated samples were done by the use of X-ray diffractometer (XRD), scanning electron microscope (SEM) and Energy-Dispersive X-ray spectroscopy (EDS). Afterwards, ball-on-disc wear test applied on untreated and nitrided samples and formed tracks examined under SEM and 2-D profilometer. As a result of the low temperature nitriding process, surface hardness and wear resistance were remarkably increased.

Keywords— low temperature nitriding, AISI 430 stainless steel, ball-on-disc wear test, fluidized bed reactor, X-ray diffraction

I. INTRODUCTION

Ferritic stainless steels are preferred in many applications such as automotive, chemical and food industries owing to their low cost, machinability and corrosion resistance [1,2]. However, low wear resistance and hardness of ferritic stainless steel has limited its usage for wear related applications [1].

In this respect, rather than conventional nitriding at 450 – 550 °C, nitriding at low temperatures (~ 400°C) was reported as a promising technique for austenitic stainless steels as it provides high surface hardness without sacrificing the corrosion resistance by inhibiting the formation of CrN [3–7]. However characteristics of ferritic stainless steels after low temperature nitriding have not been extensively reported as austenitic stainless steels. In most of these studies nitriding process have been employed by using plasma based nitriding [1,8,9]. On the other hand, nitriding in fluidized bed reactor has also gained attention owing low gas consumption and relatively low investment cost. In this process, fine Al₂O₃ particles present in the reactor ensure homogeneous distribution of heat and the transfer of the process gases (NH₃ and N₂) to the samples by the bubbling and continuous mixing motion [7].

The present study was undertaken to investigate the effect of low temperature nitriding on the wear resistance of AISI 430 ferritic stainless steel.

II. MATERIALS AND METHODS

The chemical composition of the AISI 430 stainless steel rod with diameter of 13mm used in the present study is presented in Table 1.

TABLE I
CHEMICAL COMPOSITION OF AISI 430 STAINLESS STEEL

Element	C	Cr	Mn	Ni	Si	Mo
wt. %	0.171	15.5	1.65	0.28	0.58	0.18

Before nitriding process, AISI 430 stainless steel samples were grinded, polished and cleaned with alcohol. The nitriding process took place in the fluidized bed reactor with selected parameters (Table 2).

TABLE III
THE SELECTED PARAMETERS FOR NITRIDING PROCESS

Gas Composition	60% NH ₃ + 40% N ₂
Temperature	420 °C
Time	4 hours

Structural and chemical characterization and comparison of the nitrided and untreated samples were done by the usage of XRD, SEM and EDS. The surface hardness measurements were done by Vickers indenter under the load of 25 g. Dry sliding wear tests were conducted on the untreated and nitrided samples by using ball-on-disc tribometer at the test parameters given in Table 3. SEM and 2-D profilometer were used for the analysis of wear track on the samples.

TABLE IIIII
PARAMETERS FOR BALL-ON-DISC WEAR TEST

Linear Speed	5 cm/s
Sliding Distance	100 m
Counter-face	6 mm dia. Alumina ball
Load	1 N
Testing Temperature	Room Temperature

III. RESULTS AND DISCUSSION

XRD patterns of the nitrided and untreated samples are given in Fig. 1. In the XRD patterns of both samples peaks of α -Fe and MnS were appeared. There was no clear evidence of nitride formation on the XRD pattern of the nitrided sample but the

peaks of α -Fe were broadened and shifted to lower diffraction angles. When the most intense α -Fe (110) peak is of concern, lattice parameters were determined as 0.2870 nm and 0.2928 nm for untreated and nitrided samples, respectively. From these lattice parameters expansion of α -Fe lattice calculated as 2.02%. This observation indicates that the nitriding process sustained nitrogen atoms to dissolve in the bcc structure.

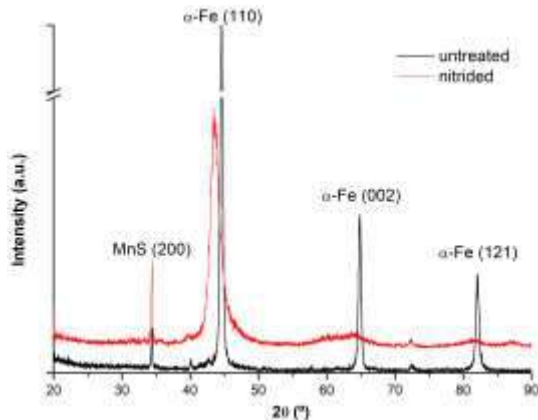


Fig. 1 XRD pattern of the untreated and nitrided samples

After nitriding, surface hardness of the AISI 430 grade ferritic stainless steel was increased from 251 HV to 1096 HV, which can be attributed to the solid solution strengthening mechanism visualized as lattice expansion (Fig. 1).

In Fig. 2, 2-D profiles of the wear tracks and friction curves recorded during wear tests are given for untreated and nitrided samples. In accordance with higher hardness, under dry sliding condition nitrided sample exhibited lower wear loss (i.e. smaller wear track area) as compared to untreated sample and smaller friction coefficient.

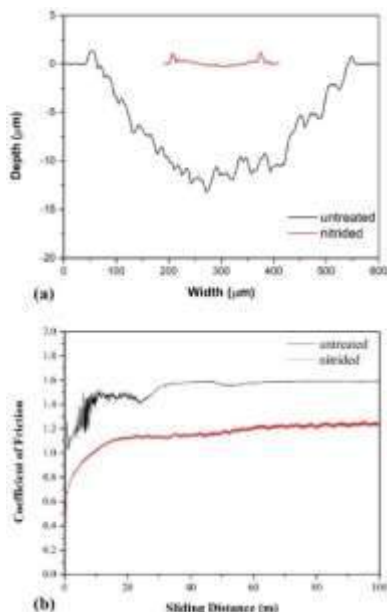


Fig. 2 (a) 2-D profiles of wear tracks and (b) friction curves for the untreated and nitrided samples

Worn surface back-scattered SEM images of the untreated and nitrided samples are presented in Fig. 3. On the worn surface of untreated sample severe oxidation was detected while limited oxidation and arc-shaped micro-cracks were evident for the nitrided sample. It is observed that applied nitriding process caused shifting of wear mechanism from oxidative wear to fatigue wear.

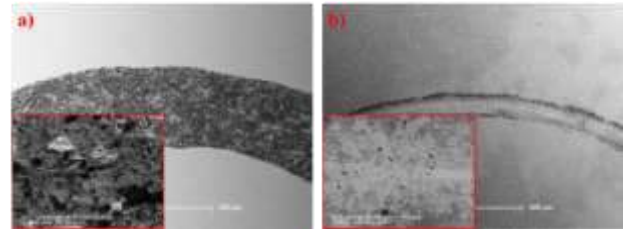


Fig. 3 SEM images of ball-on-disc wear test tracks
a) Untreated sample b) Nitrided Sample

IV. CONCLUSION

The nitriding process applied to AISI 430 grade stainless steel caused distortion of the bcc lattice by dissolution of nitrogen atoms and let a significant increase in the surface hardness. The increase in surface hardness was accompanied by remarkable reduction in wear loss and friction coefficient by changing wear mechanism from oxidative wear to fatigue wear.

REFERENCES

- [1] W. Tuckart, M. Gregorio, L. Iurman, *Sliding wear of plasma nitrided AISI 405 ferritic stainless steel*, Surf. Eng. 26 (2010) 185–190.
- [2] H. Aydin, A. Bayram, Ş. Topçu, *Friction characteristics of nitrided layers on AISI 430 ferritic stainless steel obtained by various nitriding processes*, Medziagotyra. 19 (2013) 19–24.
- [3] Y. Sun, T. Bell, *Sliding wear characteristics of low temperature plasma nitrided 316 austenitic stainless steel*, Wear. 218 (1998) 34–42.
- [4] B. Larisch, U. Brusky, H.J. Spies, *Plasma nitriding of stainless steels at low temperatures*, Surf. Coatings Technol. 116–119 (1999) 205–211.
- [5] J. Baranowska, S.E. Franklin, A. Kochmańska, *Wear behaviour of low-temperature gas nitrided austenitic stainless steel in a corrosive liquid environment*, Wear. 263 (2007) 669–673.
- [6] M. Chemkhi, D. Reiraint, A. Roos, C. Garnier, L. Waltz, C. Demangel, G. Proust, *The effect of surface mechanical attrition treatment on low temperature plasma nitriding of an austenitic stainless steel*, Surf. Coatings Technol. 221 (2013) 191–195.
- [7] O. Celik, M. Baydogan, E. Atar, E.S. Kayali, H. Cimenoglu, *Fatigue performance of low temperature nitrided AISI 321 grade austenitic stainless steel*, Mater. Sci. Eng. A. 565 (2013) 38–43.
- [8] T. Michler, M. Grischke, K. Bewilogua, H. Dimigen, *Properties of duplex coatings prepared by plasma nitriding and PVD Ti-C:H deposition on X20Cr13 ferritic stainless steel*, Thin Solid Films. 322 (1998) 206–212.
- [9] J. Alphonsa, S. Mukherjee, V.S. Raja, *Study of plasma nitriding and nitrocarburising of AISI 430F stainless steel for high hardness and corrosion resistance*, Corros. Eng. Sci. Technol. 53 (2018) 51–58.

Investigation of The Effect of Rolling Speed-Water Flow Quantity Relationship on Tensile Properties of Concrete Steel in Tempcore Cooling Method

Özgür Galip Dikbaş¹, Bilge Demir²

1. KBU, Faculty of Engineering, Mechanical Eng. Dept.,
Karabuk/TURKEY
ozgur_dkbs@hotmail.com
2. Mechanical Eng. Dept., Karabuk University
Karabuk/TURKEY
bdemir@karabuk.edu.tr

Abstract—The earthquake known as August 17 for the durable building material concept in our country has been an important turning point. After this date, Turkey has entered the building sector as well as an enriched profile and more durable steel construction process for the construction of the use of steel reinforcement materials with legal regulations. Over time, it has reached its current strong quality by showing significant improvements in both alloy and process. Today, construction steels; It is produced with ribbed and tempcore process. At this point, steels with low carbon and tempcore process are used in the cooling phase. Therefore, it is important to understand and manage the characteristic material content and especially the effect of the tempcore process on the properties of these steel bars. In this study, from the year 2019 in Turkey permitted to be used by law as a single quality B420C low-carbon concrete steel was examined relation between the most appropriate manufacturing method tempcore the production methods used in the cooling water flow and the rolling speed.

Keywords— Tempcore Process, Construction-Concrete Steel, Cooling Regime, Roll Outlet Temperature, B420C Quality

I. INTRODUCTION

For weldable reinforced concrete steels that have been produced in large quantities in recent years, quenching and self-tempering of the steel bar has become a very popular solution. Tempcore process is a high strength steel production method registered with the Belgian patent number 790.867 dated 30.10.1972 [1].

The biggest advantage of this material; It is hard outside, soft inside and has high yield strength. Since its elastic zone is wide, it does not lose its elasticity up to 550 N / mm² and its tensile strength increases up to 650 N / mm². This technology is used in Turkey since the early 1990s rebar produced by the method tempcore are exported to countries all over the world [2].

The most important mechanical property required in reinforced concrete steel bars is high yield strength. Carbon is the most important alloying element that provides high yield strength in steel. The higher the amount of carbon in the steel, the higher the yield strength. However, the amount of carbon used is important to obtain high yield strength. Because the high amount of carbon affects the weldability and elasticity of

the steel negatively. Therefore, it is another important element that is desired to produce with low C amount in reinforced concrete steel bars. However, low carbon content causes low yield strength. It is very difficult and costly to obtain high yield strength by processing low-carbon raw materials with traditional production methods. Low carbon reinforced concrete steel bars produced by conventional production do not show enough strength increase after rolling. Therefore, additional processing is required. These processes are thermal processes combined with rolling mill. This system is the Tempcore process.

In the Tempcore system (Fig.1), hot-rolled ribbed steel bars take the form of ribs from the last rolling stand, and after entering into a water-cooled machine called tempcore, the outer surface of the ribbed steel bar is cooled for a short time and a martensite layer is formed. After the ribbed steel bar leaves the tempcore system, the outer surface is martensite, the core part is ferrite-pearlite or ferrite-pearlite and bainite. Tempering process is required because martensite formed on the outer surface is very hard. In order to achieve this, it is necessary to apply a heat treatment to the ribbed steel bars after production. But doing this is very difficult and very costly. However, the core part of the reinforced concrete ribbed steel bars coming out of the tempcore system is still hot. When this temperature is combined with the heat of the other ribbed steel rods adjacent to the cooling platform, martensite will reach the tempering temperature, so martensite is tempered without the need for additional processing.

In this way, the outer surface of the reinforced concrete ribbed steel bar is tempered martensite, and the core is in ferrite-pearlite or ferrite-pearlite and bainite structure. In addition to the required strength in reinforced concrete steel bars of this structure, it meets the expectations of ductility, toughness, bendability, and weldability.

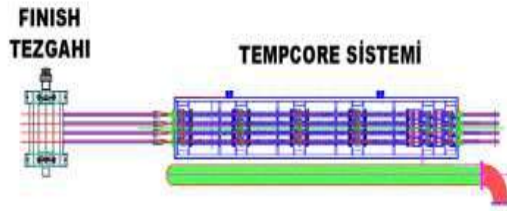


Fig. 1. Finishing Stand and Tempcore System [5]

As a matter of fact, in many modern countries and international concrete steel standards, the defined grades are taken with a symbol containing the yield strength value.

Table 1. Reinforced Concrete Steel Production Standards [8]

Standard	Standard Code	Yield Strength
TSE 708/2010	S420	min 420 MPa
TBDY/2018	B420C	min 420 MPa
DIN 488	BSt 500S	min 500 MPa
BS 4449	Gr 460B	min 460 MPa
AS 1302	400Y	min 500 MPa
ENV10080	B500B	min 500 MPa
NEN 6008	FeB500	min 500 MPa
NS 3570	K500TE	min 500 MPa

	Çelik sınıfları						
	S220 Düz	S420 Nervürlü	B420B Nervürlü	B420C Nervürlü	B500B Nervürlü	B500C Nervürlü	B500A Profil
Akma dayanımı $f_y=R_{yk}$ (N/mm ²)	≥ 220	≥ 420	≥ 420	≥ 420	≥ 500	≥ 500	≥ 500
Çekme dayanımı $f_{tk}=R_{yk}$ (N/mm ²)	≥ 340	≥ 500	-	-	-	-	≥ 550
Çekme dayanımı/akma dayanımı oranı $f_{tk}/f_y=R_{yk}/R_{yk}$	≥ 1,2	≥ 1,15	≥ 1,08	≥ 1,15 ≤ 1,35	≥ 1,08	≥ 1,15 ≤ 1,35	-
Deneysel akma dayanımı/karakteristik akma dayanımı oranı R_{yk}/R_{yk}	-	≤ 1,3	-	≤ 1,3	-	≤ 1,3	-
Kopma uzaması $\epsilon_k=A_g$	≥ %18	≥ %10	≥ %12	≥ %12	≥ %12	≥ %12	≥ %5
Maksimum yükte toplam uzama A_g	-	-	≥ %5	≥ %7,5	≥ %5	≥ %7,5	≥ %2,5
TBDY-2018'e uygun mu?	Hayır	Hayır	Hayır	Evet	Hayır	Evet	Hayır

Fig. 2. Mechanical properties of ribbed construction steel production standard according to TBDY [7]

1.1. TEMPCORE OPERATING PROCESS

The Tempcore cooling system is formed by the combination of many interconnected equipment. These; quenching line

- Cooling Mechanisms
- Water Collection and Return System
- Control System
- Cooling Water Hardware
- Cooling Towers
- Pumps
- Filters
- Piping



Fig. 3. Tempcore Cooling System [5]

These systems and the conditions of the rolling mill where the tempcore system will be included must be properly synchronized. The two most important factors in the conditions of the rolling mill;

- Tempering
- Final Rolling Speed

Annealing, tolerance ranges of raw materials exit temperatures from the annealing furnace are limited due to the tempcore system. Because the water flow rate in the tempcore system is adjusted according to the fixed annealing temperature in the annealing furnace. Therefore, the tolerance amount of the raw material with annealing temperature of 1250 ° C is around ± 30 ° C at most. Another important factor is the final mill exit speed. In other words, the exit speed of the final product coming out of the finishing counter is the most important factor for homogeneous cooling in the tempcore system. Depending on the outlet speed, the cooling water flow rate varies. The exit speed from the finishing counter determines the contact time of the final product with water. Increasing the contact time of reinforced concrete steels with water increases the thickness of martensite. Martensite adds strength to reinforced concrete steels. However, the increase in martensite thickness also causes brittleness in steel. The increase in the percentage of the martensitic structured area of reinforced concrete steel bars produced according to the Tempcore process increases the yield and tensile strength of the bar and decreases the % elongation value.[9] As a result, the ductility property expected from reinforced concrete steels is adversely affected. Therefore, the contact time of reinforced concrete steels with water is within a certain limitation. Likewise, the thickness of martensite formed in reinforced concrete steels with less contact time with water is low, so a reinforced concrete steel with high ductility but lower than the desired values in terms of strength is obtained.[3] In Figure 4 a and b, the length of the cooling stage and the water, it has been shown that the yield strength increases depending on the flow rate [6].

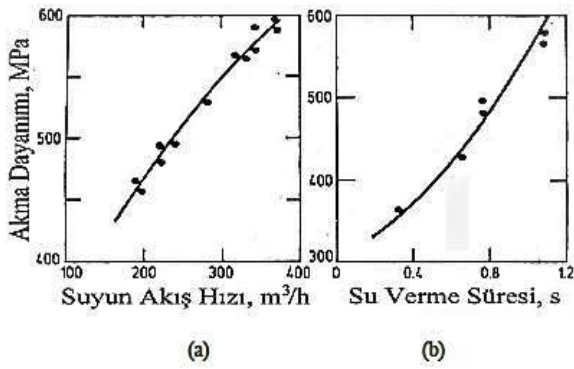


Fig.4 (a) Water Flow Rate and (b) Variation of Yield Strength With Quenching Rate [6]

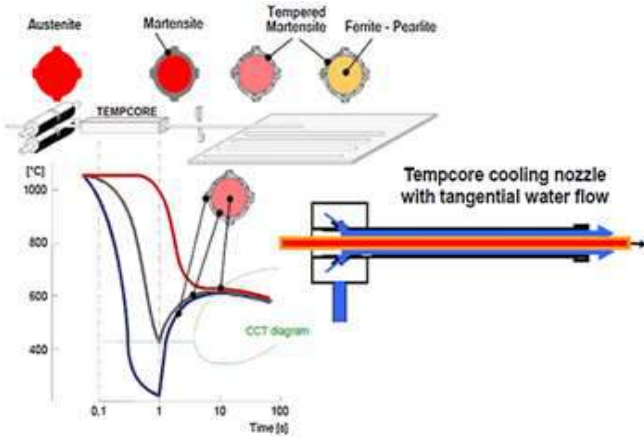


Fig. 5. Profile temperatures and microstructural changes of reinforced concrete steel produced with Tempcore at different stages [4]

As explained above, the relationship between the rolling speed and cooling water flow rate in the tempcore process is very important on the strength and other properties of concrete steels. Therefore, a commercial concrete steel quality and sector work were tried to reveal these properties, and commercially important technical data were produced.

II. EXPERIMENTAL STUDIES

In this study, steel billet-raw material with chemical composition specified in Table 2 was used.

Table 2. Chemical composition of steel raw material used in Tempcore system

Standard	Production Method	C	Mn	Si	Cr	S	Mo	Ni
TSE 708	Continuous Casting	0,18	0,55	0,15	0,54	0,025	0,007	0,042

The Ms temperature of this material is calculated as 440°C. Four different rolling speeds and four different cooling water flow rates were used in the study.

Equations used for the calculation of rolling speed and martensitic transformation starting temperature are given below;

$$V_{Roll} = \frac{(n \cdot \Pi \cdot 2r)}{60000}$$

V_{Roll} = Roll Output Speed

n = Roller Speed

It is calculated from the formula r = Roll Radius.

Ms temperature equation;

$$M_s = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 11Si - 7Mo$$

Four different tensile tests were performed for each sample group and the average values of these values were taken.

III. EXPERIMENTAL RESULTS AND DISCUSSION

The effect of the rolling speed on the cooling flow rate in the tempcore system as shown in Figure 6, the higher the rolling speed, the higher the cooling water flow rate.

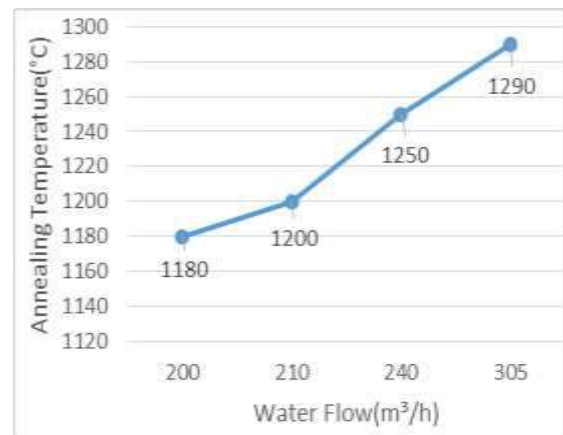


Fig. 6. Flow-Tensile Strength Graph Proportional to Changing Annealing Temperature and Flow Rate

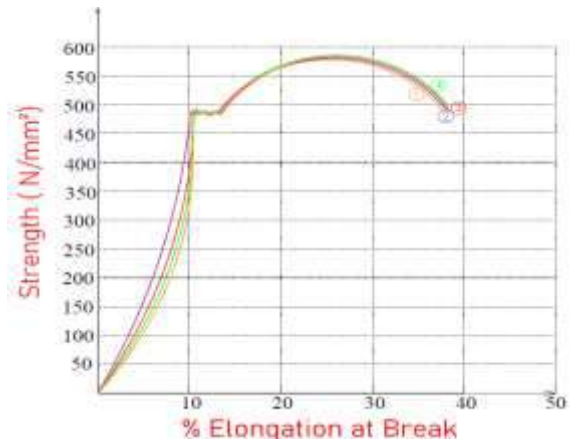


Fig. 7. Tensile Graph of Reinforced Concrete Steels Produced at Different Annealing Temperature

In the graphic shown in Figure 7, the effects of steel raw materials produced at different annealing temperatures on the water flow rate while passing through the tempcore system are shown. Figure 7 shows the tensile test results of the reinforced

concrete steel produced at these flow rates. The reason why their yield strength is between 480 MPa and 490 MPa despite changing water flow rates is due to different annealing temperatures.

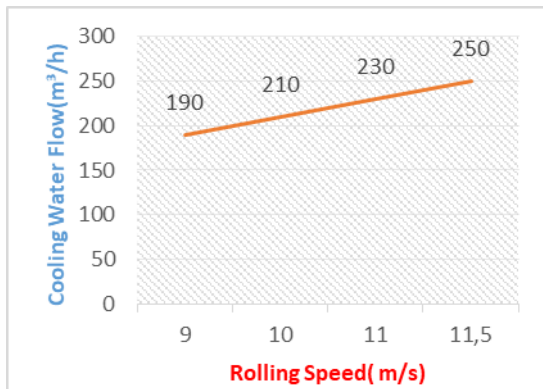


Fig. 8. The Effect of Increasing Rolling Speed on the Cooling Water Flow in Seconds

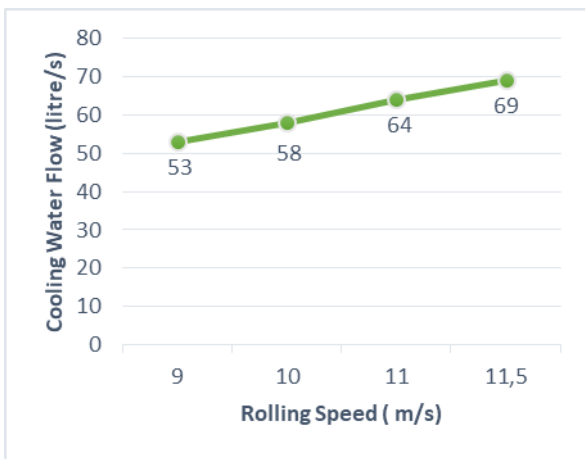


Fig. 9. Rolling Speed and Water Delivery Amount per Second

The reinforced concrete steel with a diameter of Ø8 mm with a rolling speed of 10 m / s gave the test result at a cooling water temperature of 20 ° C, a water flow rate of 230 m³ / h and a yield strength value of 470 MPa. When the rolling speed was increased by 1 m / s, the yield strength value of 470 MPa at the same cooling water flow at the same cooling water temperature was 455 MPa. When the rolling speed increased by 1 m / s, an increase of 5 liters per second, 300 liters per minute and 1800 liters per hour was observed in the cooling water flow. With the increase in the rolling speed, the value of the yield strength did not change much with the increase in the cooling water flow rate. The graph shown in Figure 10 are the tensile test results of four samples. Each of these four samples are in different rolling speed and cooling water flow rates. However, as seen in the graphic, there is not much difference between them in yield strength. Because, due to the relation between the rolling speed and cooling water flow rate, the flow rate can be determined by the change in speed and the yield strength can be kept constant.

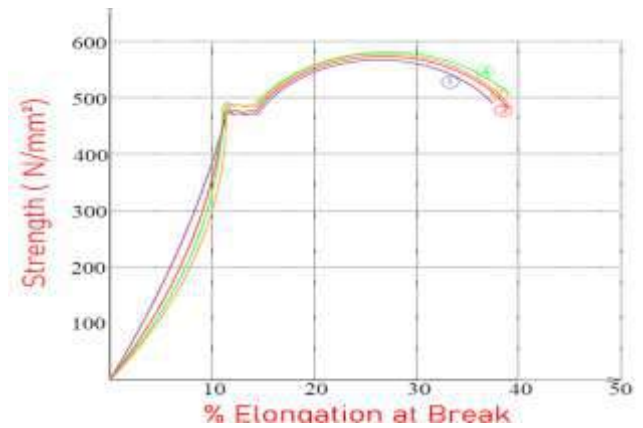


Fig. 10. Yield strength graph at different rolling speeds and water flows

IV. GENERAL EVALUATION

With this study, as a result of annealing at different annealing temperatures, the hot rolling exit speed and accordingly the tempcore water cooling flow rate were adjusted, and similar drawing properties were obtained in different group processes. In this way, tempcore operations in accordance with the standards have been achieved.

V. REFERENCES

- 1- Şeşen, K., 1999,, "Special Steels Lecture Notes", İ.T.Ü. Chemistry - Metallurgy Faculty, Metallurgy and Materials Engineering Department, Istanbul.
- 2- Coşar, İ., "Friction Behavior and Microstructural Characterization of Low Alloy Carbon Steel Concrete Alloys", Master Thesis, İ.T.Ü. Institute of Science, Istanbul (2000).
- 3-Experimental investigation and simulation of structure and tensile properties of Tempcore treated rebar Hany Khalifaa, G.M. Megaheda, Rawia M. Hamoudab, Mohamed A. Tahab, November
- 4- Economopoulos, E., Respen, Y., Lessel G., Steffes, G., 1975, Application of the Tempcore Process to the Fabrication of High Yield Strength Concrete Reinforcing Bars, C.R.M, Belçika.
- 5-Özgür Galip Dikbaş 2021 "Strengthening Reinforced Concrete with Tempcore Cooling Method" Master Thesis Karabük University Institute of Science and Technology
- 6- Simon, P., Economopoulos, M., Nilles, P., 1984, Tempcore, an Economical Process for the Production, Metallurgical Plant and Technology, 3/84, 80 –93.
- 7- Ahmet Topçu "Reinforced Concrete" Eskişehir Osmangazi University 2015
- 8- İzmir Iron and Steel "Tempcore Training Notes"
- 9- Abdulkadir UYSAL, 2002 "Cyclic Deformation of Concrete Steel Bars" ITU, Master's Thesis Institute of Science and Technology

Silver Nanoparticle Effect on Wear Rate of Iron-Graphite Composite

Hamza Simsir*

*Karabuk University, TOBB Technical Science Vocational School, Karabuk, Turkey

hamzasimsir@karabuk.edu.tr

Abstract— Wear properties of metal matrix materials has been very crucial for determining their service lifetime. To prolong this time will contribute to energy-saving, reliability and machine performance. Even to achieve this aim not only lubricants both also nanoparticle-lubricant colloids are mostly used, to improve their wear performance. Many different types of nanoparticles such as MoS₂, SiO₂, CeF₃, Ni, Pd, etc was used. Among these are especially softer metallic materials have presented two important advantages 1) to produce tribofilm formation on contact areas and, 2) with the rolling effect they reduce contact pressure. To apply these advantages on the whole surface of the substrate material, can achieve by highly stable nanoparticle using. In this study, silver capped polyvinyl alcohol as the soft nanoparticle (0.1 wt.%) additive into boron oil-water (1:20 wt.) lubricant was used. As the substrate material pure iron and graphite (0.5 wt.%) composite which was produced by powder metallurgy was used. The wear test was applied into the with/without nanoparticle additives contained lubricant under 30 and 50 N applied load, for a 1000 m sliding distance at 5 mm strokes, with the using of AISI 52100 steel ball. After the test wear rates was detected as 14,5 and 17,2 (mm³/m)x10² into the lubricant. With the using of silver nanoparticle into the lubricant the wear rates was decreased at 11,8 and 15,6 (mm³/m)x10². According to the SEM images, abrasive wear mechanism was seen dominantly. Under higher load this mechanism was seen more obvious. When the SEM-EDX results were investigated on the substrate and the ball, a thin tribofilm formation was seen and the silver peak was also detected. On the other hand, depths of scratches were seen thinner with the using of nanoparticles, probably due to the spherical rolling effect of them. According to the results to use the silver nanoparticles into the lubricant positively effected the wear rate of the pure magnesium. Especially, under lower loads more effective than higher loads.

Keywords— Wear, silver nanoparticle, lubricant, iron.

Design and Manufacture a platform for measuring the discharge by different flow meters

Ali Tariq^{*}, Omar Alhadethi⁺, Selami Sağıroğlu⁺, Sarah Alhusaini⁺

^{*}Mechanical Engineering department-Middle Technical University
Baghdad-Iraq
oq269825@gmail.com

⁺ Mechanical Engineering department-Selcuk University
Konya-Turkey
omar.hadeethi@lisansustu.selcuk.edu.tr

⁺ Mechanical Engineering department-Karabuk University
Karabuk-Turkey
ssagioglu@karabuk.edu.tr

⁺ Mechanical Engineering department-Karabuk University
Karabuk-Turkey
sarasu8176@gmail.com

Abstract- accurate in fluid flow measurements has a vital importin in numerous applications in industrialization processes, water network, and crude oil networks. The accuracy of the fluid flow measurement has top priorities in order to achieve high accuracy results in the measurement process. In this study, a fluid flow measurement platform has been manufactured to select the most efficient device to measure the discharge coefficients C_d , differential pressure, and velocity. The experiment results showed a venturi tube was the most efficient device. In addition, the discharge coefficient C_d increases with the diameter ratio for centuries and orifices.

Keywords: Fluid flow measurement, flow meters, venturi tube, Orifice plate, discharge coefficient.

I. INTRODUCTION

Fluid flow measurement techniques had been gained huge interested for industrial processes. During the eighteen century industrial Revolution had cussed in new measurements tools appearance contributed in the quickly growing in the industrial process, many fluid flow parameters have an importance like a velocity, vector of velocity, shear stress and mass flow [1]. In seventeenth century, physics Daniel Bernoulli discovered a relationship between the pressure and the velocity of fluid flow in the pipe. Including in the fluid flow measurement topics, the fluid has flow laminar properties at a low level from the fluid flow average and the fluid flow, the fluid flow varying between laminar and turbulent based on the Reynold number values as flowing:

- Reynold number < 2300 fluid flow is a laminar [4].
- Reynold number > 4000 fluid flow is a turbulent flow.
- Reynold number > 2300 $Re < 4000$ fluid flow is a transient flow.

The fluid flow velocity becomes zero when the fluid flows near the wall of a pipe, on the other hand fluid flow near to maximum values at the center of the pipes [2][3]. The famous continuity equation stats on (if the fluid flow does not change with time then the fluid flow consider a constant) as can be showed in the (1-1) equation [5].

$$Q = A_1 \times V_1 = A_2 \times V_2 \quad (1-1)$$

Bernoulli equation had been gave a relationships between the fluid pressure and the fluid velocity as can be seen in the equation (1-2). The first terms of the Bernoulli equation are express the energy stored in the pressure, the second terms in the Bernoulli equation express the kinetic energy in the fluid movement, the third terms in the Bernoulli equation express the potential energy in the fluid Haigh, therefore the Bernoulli equation not take in the accounts the losses in the flow like a losses that related in the fraction between the fluid and wall, the losses related with the network contact like an elbow and tees. Some modification to Bernoulli equation to account the losses as following equations [6].

$$\frac{P_1}{\rho g} + \frac{V_1}{2g} + Z_1 = \frac{P_2}{\rho g} + \frac{V_2}{2g} + Z_2 \quad (1-2)$$

Where the Z_1 , Z_2 refers to tube evaluation. In order to measure the fluid flow, there are a lot of the devices to perform this purpose, where is the fluid pressure proportional with the fluid flow average, the common devices used:

- Orifice plate [7].
- Venture tube [8].
- Flow nozzle [9].
- Dall tube [10].

This study aims to examine two flow meters (Venturi tube and Orifice meter) to find (Differential pressure, Discharge, velocity and discharge coefficients C_d , C_v , C_c).

II. EXPERMENT SET-UP

A platform has been carried out using a venturi tube as showing in Fig.1, office plat as showing in Fig.2, piping network design, power and electrical gauge, manometer as showing in Fig.3, and rotameter as showing in Fig.4. Some assumption have been used to perform the experiment like, a steady-state, incompressible and laminar flow in a horizontal pipe with neglect the fraction losses, Bernoulli equation reduces to conversation energy on the same streamline as can be explained in the equation (1-4).

$$Q_{\text{actual}} = C_d A_2 \sqrt{\frac{2g y \left(\frac{Y_{\text{mano}}}{Y_f} - 1 \right)}{1 - \beta^4}} \quad (1-4)$$



Fig.1 Venturi tube used in the experiment.



Fig. 2 orifice plate used in the experiment.

A. VENTURI TUBE

The venturi tube used in experiment have a special properties like a (convert mechanical section β (0.6) the venture tube that's used in the experimental designed according ISO5167-4 2003 and all used dimension in melemeter.

B. ORIFICE PLATE

Two holes are located in the pipe wall one is before the orifice plate, and one located after the orifice plate, tow separated tubes connected these holes to the differential pressure sensor (two-chamber separated by a diaphragm) when the fluid starts to flow it is velocity around the orifice plate increase significantly because of fluid restriction around the orifice plate, due to the fluid mechanic's law, the static pressure at the restriction point will decrease, consequently, different values are detected in the pressure chamber of the sensor. Higher pressure before the orifice plate and low pressure after the orifice plate, this pressure difference proportional to the flow velocity and thus the mass and volume flow in the pipe, the higher flow velocity results in a drop in pressure around the orifice plate, the greater the differential pressure measured. In numerous industrial application, office plate covers many needed of flow measurement technology. The office plate specifications used in the experiment, it is made of stales steel material. β (0.6-0.7-0.8). Single whole pressure tapping. All used dimensions in millimetre, office plate designed. According to ISO5167-2 2003.It was made by plasma cutting and turning operation. Pipes network: The network of the pips in this experiment composite. In expression for Q as can be seen in equation (1-4) gives the theoretical volume flow rate. Introducing the beta factor $\beta = d/D$ as well as the coefficient of discharge C. Now we will using the classical venturi tube with the mechanical convert section.



Fig. 3 Rotameter



Fig. 4 U-tube manometers



Fig. 3 many measurement devices have been used in the experiment as following:

1. Power and electric gauge.
2. Venturi tube with 0.6 cm diameters.
3. Venturi tube with 0.7 cm diameters.
4. Orifice plate 0.6-0.7-0.8 cm.
5. Volume reservoir (1m * 0.3 m * 0.4 m) 60 L.
6. Supplying reservoir (1m * 0.3 m * 0.4 m) 120L.
7. Electric water pump (Q = 100 L/min, H= 32m, H=0.5).
8. Rotameter Q= 110 L/min.
9. Downstream taping valves
10. Manometer.
11. Upstream taping valves.

TABLE 1
VALUES OF THE DISCHARG COEFFICIENT C AND THE
UNTAINCERTNTY

Re _d	C	Untaincertnty %
5*10 ⁴	0.970	3
5*10 ⁵	0.977	2.5
5*10 ^{5b}	0.992	2.5
5*10 ⁶	0.998	1
5*10 ^{6b}	0.999	1

Pipes Network setup in the experiment.

- 1.4 m before the office plate
- 0.5 before the ball valve
- 0.9 m after the ball valve
- 0.65 m before the venturi tube.

III. RESULTS

The results for discharge C_d were obtained are very close to ISO 5167-2003. For office plate it is not a case, it could be a result of not having a minimum length of pipes downstream the orifice (because of lack equipment or having such a long bench would make it hard to transport and give it a bad shape, while the rotameter reading was close to other meter, Venturi tube was the very efficient as expected. The above curves (Figure 4. and Figure 5) show that C_d increases with the diameter ratio for venturis and orifices because the less the differential pressure the less the losses in fluid energy.

TABLE 2

PRIMARY DEVICE WITH BETA AND FLUID VELOCITY

Primary Device	β	V2 (m/s)	Qact. (m3/s)	Cd
Venturi	0.6	2.44	0.00173	0.96
Venturi	0.7	1.91	0.00184	0.97
Orifice	0.6	4.04	0.00183	0.646
Orifice	0.7	3.03	0.00184	0.654
Orifice	0.8	2.33	0.00187	0.660

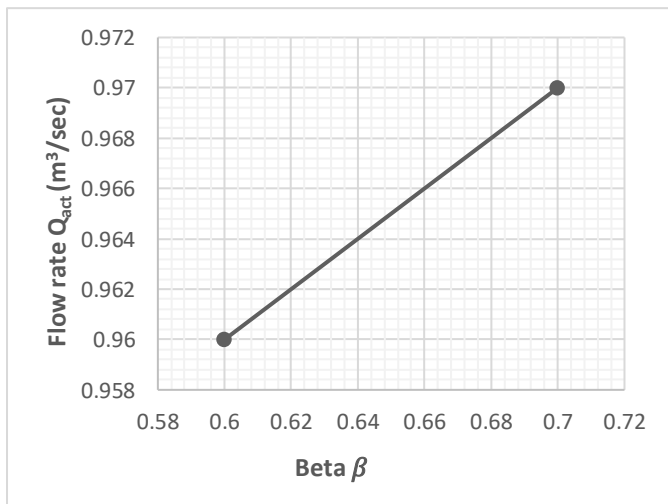


Fig.4 Discharge coefficient for a thin-plate orifices

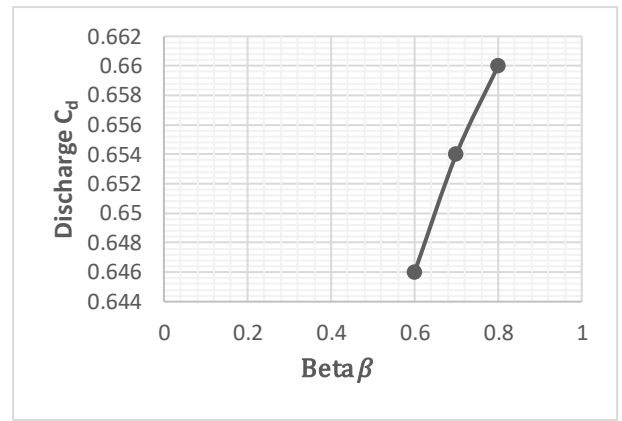


Fig.5 Discharge coefficient and beta

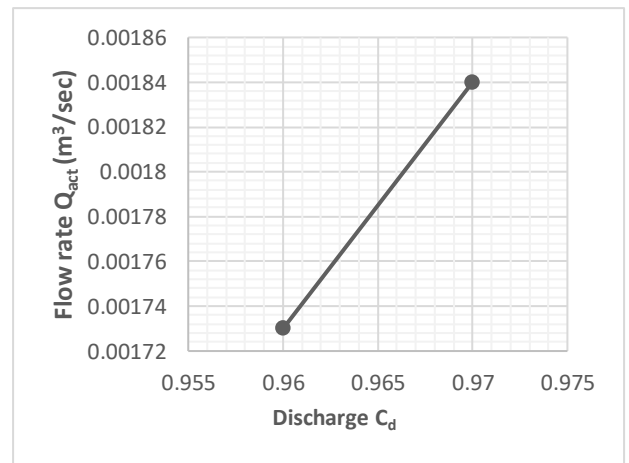


Fig.6 discharge coefficient and actual discharge in venturi

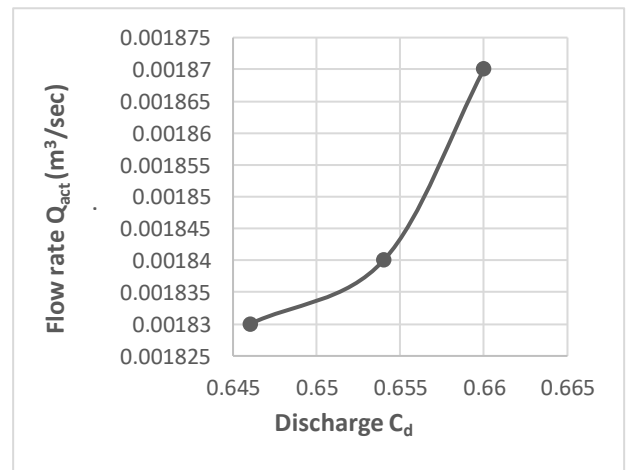


Fig.7 discharge coefficient and actual discharge in Orifices

CONCLUSION

- Venturi tube was the most efficient device, the results of C_d we obtained are very close to that of ISO 5167-2003.
- For orifice plate it's not the case, it could be the result of not having a minimum length of pipes downstream the orifice (because of lack of equipment or having such a long bench would make it hard to transport and give it a bad shape to look at).
- Rotameter reading was reasonably close to other meters.
- Venturi tube was the most efficient as expected.
- The above curves show that C_d increases with the diameter ratio for venturis and orifices because the less the differential pressure the less the losses in fluid energy.

ACKNOWLEDGEMENT

We would like to thank our Lord (Allah subhanh we taala) then acknowledge each other who is contributed to perform this work especially Mr. Khalid M. Sowoud, Eng. Samir Abid for their support, also we would like to give our thanks Automobile workshop, Machines and tools workshop, welding workshop, Fluid laboratory for providing us with tools and equipment at the Middle Technical University in IRAQ.

REFERANCES

- [1] R. Goldstein, "Fluid mechanics measurements," 2017.
- [2] A. Prof and S. Sa and AL-HADEETHI,, "numerical investigations of the effect of operation temprature and relative humidity on the pem fuel cell" 2020.
- [3] X. J. Wang, T. E. Milner, and J. S. Nelson, "Characterization of fluid flow velocity by optical Doppler tomography," *Opt. Lett.*, vol. 20, no. 11, p. 1337, 1995, doi: 10.1364/ol.20.001337.
- [4] G. K. Batchelor, "On steady laminar flow with closed streamlines at large Reynolds number," *J. Fluid Mech.*, vol. 1, no. 2, pp. 177–190, 1956.
- [5] B. Massacre and G. Du Buat, "Lifetime Key people Date Developments in thermal-fluid sciences Date World events 287–212 BCE Archimedes 250 BCE Laws of buoyancy formulated 264–241 First Punic War 1452–1519 Leonardo da Vinci ca. 1506–1510 Formulated one-dimensional, steady, incompressible continuity equation."
- [6] J. J. Heys, N. Holyoak, A. M. Calleja, M. Belohlavek, and H. P. Chaliki, "Revisiting the simplified bernoulli equation," *Open Biomed. Eng. J.*, vol. 4, p. 123, 2010.
- [7] R. Steven and A. Hall, "Orifice plate meter wet gas flow performance," *Flow Meas. Instrum.*, vol. 20, no. 4–5, pp. 141–151, 2009, doi: 10.1016/j.flowmeasinst.2009.07.001.
- [8] J. X. Zhang, "Analysis on the effect of venturi tube structural parameters on fluid flow," *AIP Adv.*, vol. 7, no. 6, 2017, doi: 10.1063/1.4991441.
- [9] C. Wilton, "Variable flow nozzle." Google Patents, Jan. 13, 1953.
- [10] L. House, "THE DALL TUBE."

Özel Takım Çeliklerinin Elektro Erozyon Yöntemi ile İşlenmesinin Karşılaştırılması

Comparison of Electrodischarge Machining of Special Tool Steels

Serkan Yaman*, Orhan Çakır†

* Yıldız Teknik Üniversitesi, Makine Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü, 34349 İstanbul/Türkiye
yamanserkan@yahoo.com

† Yıldız Teknik Üniversitesi, Makine Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü, 34349 İstanbul/Türkiye
orhanc@yildiz.edu.tr

Abstract—

Basically, it is possible to separate the machining methods to 2 main areas; traditional and non-traditional machining methods. The most important advantage of the unconventional machining methods is that; it makes it possible to manufacture complex geometries with high hardness value (> 60 HRC). Among the non-traditional machining methods, the most popular among researchers is the electro discharge machining method. The EDM (Electro Discharge Machining) method is divided two types; sinking/spark and wire erosion methods. In this study, spark erosion method is used. Studies have been made by researchers on special steels of EDM are limited. Especially the researches on high speed steels of EDM are few. In this study, material removal rate (MRR) and surface roughness (Ra) values of special die/mould steels such as 1.3343 and PMD23 were compared with experimental design methods and their performance values were measured and interpreted.

Keywords— EDM, Tool steel, Material removal rate, Surface roughness

Özet —

Talaşlı imalat yöntemlerini temel olarak 2 ana alanda ayırmak mümkündür; geleneksel talaşlı ve geleneksel olmayan talaşlı yöntemlerdir. Geleneksel olmayan imalat yöntemlerinin en önemli avantajı ise yüksek sertlik değerine sahip (>60 HRC) ve karmaşık geometrilerin işlenmesini mümkün kılmaktır. Geleneksel olmayan yöntemlerden, araştırmacılar arasında en popüler olanı ise elektro erozyon ile işleme yöntemleridir. EEİ (Elektro Erozyon ile İşleme) yöntemi iki çeşide ayrılır; dalma/kıvılcım erozyon ve tel erozyon yöntemleri. Bu çalışmada kıvılcım erozyon yöntemi kullanılmıştır. Genellikle araştırmacıların özel çelikler üzerine yaptığı araştırmalar sınırlıdır. Yüksek hız çelikleri üzerine yapılan araştırmalar sınırlı tutulmuştur. Bu çalışmada 1.3343 ve PMD23 isimli özel kalıp çeliklerinin farklı elektrot malzemeleri ve farklı parametreler kullanılarak; malzeme işleme oranı ve yüzey pürüzlülüğü (Ra parametresi) değerlerinin çıktıkları deneysel tasarım yöntemleriyle karşılaştırarak performans değerleri ölçülerek yorumlanmıştır.

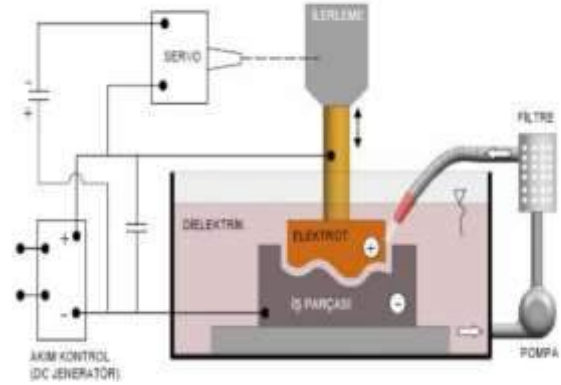
Anahtar Kelimeler — EEİ, Takım çeliği, Malzeme işleme oranı, Yüzey pürüzlülüğü

I. Giriş

Elektro erozyon ile işleme (EEİ) yöntemi ilk olarak 1770 senesinde İngiliz fizikçi Joseph Presley tarafından keşfedilmiştir. Yöntemin keşfi, temel olarak elektrik akımı geçirilen bir elektrotun iş parçasını elektrik akımı sayesinde aşındırmasına dayanmaktadır [1].

1882 yılında ise ark kaynağı Rus mühendis Bernandes tarafından keşfedilmiştir. İlerleyen zamanda ise bu yöntem Amerika kıtasında oldukça yaygın bir yöntem haline gelmiştir [2].

1940 senelerine geldiği zaman ise, Rus mühendisler, bu elektrik akımının kontrol edilebilmesi için bir sistem ortaya çıkarmıştır. Bu sistem sayesinde malzeme üzerindeki elektrik akımının kontrolüyle iş parçası kontrollü bir şekilde aşındırılmaktadır [3].



Şekil 1. EEİ yönteminin şematik gösterimi

EEİ yöntemi temel olarak bir akvaryum sistemine benzeyen filtre sistemiyle donatılmıştır burada bir servo motor elektrotun bağlı bulunduğu kafayı yukarı aşağı oynatarak elektrik kıvılcımlarının oluşması için gereken yaklaşım mesafesinin oluşmasına yardımcı olmaktadır. Sistemin detaylı gösterimi Şekil.1'de görülmektedir. Kafanın oynaması sırasında oluşan mikro talaş parçacıkları bir noozle yardımıyla sistem üzerinden

uzaklaştırılır. Dielektrik sıvı yardımıyla oluşan bu sıvı filtre sisteminden geçirilerek dielektrik sıvı temizlenir.

EEİ yönteminde en etken parametreler sırasıyla Ton-Toff-Gap-Amper-Malzeme'dir bu parametrelerin kullanımı sırasında bir bağlantı bulunmaktadır. En önemli çıktıları ise yüzey pürüzlülüğü (Ra) ve malzeme işleme oranıdır (MRR) [4].

EEİ sisteminin en önemli özelliği, işlemin malzeme sertliğinden etkilenmemesi ve çok karmaşık yapıdaki malzemelerin işlenmesinin mümkün olmasıdır. Bu sayede yüksek sertliğe sahip takım ve kalıp çeliklerini istenilen seviyelerde işlemek mümkündür [4-5].

Bu çalışmada, kullanılan iş parçaları ve deneysel düzeneği literatür içerisinde bulunan diğer çalışmaların genelinden farklı olarak iş parçası ve elektrot malzemesinin kıyaslanmasını içermektedir. Ayrıca iş parçası EEİ sistemine uygun sertlik değerindedir (60+2 HRC).

Bu çalışma özellikle soğuk şekillendirmede ve talaşlı imalatla çok kesen ağızlı takımlarda kullanılan PMD23 ve 1.3343 cinsi takım çeliklerinin işlenmesi sırasında çıktı değerlerinin malzeme ve parametreye bağlı olarak nasıl değiştiğini gözlemlemek amacıyla yapılmıştır. Literatür içerisinde farklı takım çelikleri ve farklı elektrot malzemelerinin kıyaslanmasıyla alakalı çalışmalar oldukça sınırlıdır. Bu çalışmada DOE kullanılmıştır elde edilen veriler ise Taguchi yöntemiyle kıyaslanarak en etkili parametreler çıkartılmış ve sonuç bölümünde bütün sonuçlar yorumlanmıştır.

Bu çalışmanın en önemli özelliği aynı kimyasal kompozisyona sahip, fakat farklı üretim metodlarıyla üretilmiş 2 takım çeliğinin işleme performansları incelenmiştir. Bu sebeple bu çalışma türünün ilk örneğidir.

II. LİTERATÜR ÇALIŞMASI

EEİ yöntemi konusunda yapılan çalışmalar çok fazla olmasına rağmen, bu yöntemin kalıp imalatında kullanılan takım çeliklerine uygulamaları konusunda yayın sayısının azlığı söz konusudur. Yöntemin takım çelikleri üzerindeki deneysel çalışmalarının değerlendirilmesi konusu, bu nedenle kısa tutulmuş; konu ile ilgili özellikle doğrudan ilişkili bazı çalışmalar değerlendirilmiştir.

Kalıp imalatında, kullanılan imalat yöntemi sonucunda ortaya çıkan yüzey pürüzlülüğü değeri önemlidir, çünkü yüzey kalitesi yüksek olan bir kalıbın kullanımı ile elde edilecek parçanın yüzey kalitesi de yüksek olacaktır. Genel olarak, imalat ile ilgili bir durumda Ra (aritmetik ortalama yüzey pürüzlülüğü) değeri daha yaygın olarak kullanılmaktadır. Bununla birlikte, kalıp imalatında EEİ yöntemi kullanılması durumunda Rz (profilin en büyük yüksekliği değerleri ortalaması) değerinin daha önemli olduğu konusu Zang ve Liu tarafından vurgulanmıştır [6].

Takım çeliklerinin EEİ yöntemi ile işlenmesi konusunda yapılan bir çalışmada, işlenen AISI D2 takım çeliğinin en önemli işlem parametresi olarak vuruş süresinin etkili olduğu belirtilmiştir [7]. Aynı malzemenin işlenmesini araştıran başka bir çalışma da ise, akımın daha önemli olduğu vurgulanmıştır

[8]. PMD23 kodlu takım çeliğinin işlenmesinde, etkili olan işleme parametreleri daha geniş tutulmuş ve sırasıyla akım, vuruş süresi ve vuruş bekleme süresi değerlerinin etkili oldukları belirlenmiştir [9].

III. DENEYSEL ÇALIŞMA

Bu deneysel çalışmada, Promp EDM-542 tezgahı kullanılmıştır. Bu cihaz 500x400x350 mm ye kadar iş parçası almaktadır (Şekil 2). Maksimum 40 ampere kadar işleme yapabilmektedir. Bu cihazda Dielektrokum 358 isimli bir dielektrik sıvı kullanılmıştır bu sıvının 40°C 'sıcaklıkta 2.2 mm²/s viskozitesi bulunmaktadır. Parlama noktası 100°C'dir.



Şekil 2 Promp EDM-542

Deney sırasında 2 farklı malzemeden elde edilen lamalar, öncelikli olarak kaba işlenmiştir ve akabinde 60+2 HRC sertliğine getirilip aynı düzlemsellik değeri elde edilene kadar eş zamanlı olarak taşlanmıştır. Bu sayede elde edilen verilerin doğruluğu sağlanmıştır.



Şekil 3 Hazırlanan Pmd23 ve 1.3343 Lamalar

Hazırlanan lamalar Şekil 3'te görülmektedir. Bu lamalar eş zamanlı olarak taşlama makinesinde hazırlanmıştır. Elde edilen yüzey başlangıç yüzey kalitesi deney sonucunu etkilememesi için her iki malzemede de 0,45 Ra olarak sabit tutulmuştur.

Kullanılan elektrot yüzeyi ise her defasında eşit parametrelerde bilenip elektrot aşınma miktarları ölçülerek çalışma sonuçları alınmıştır. Deney sırasında, sonuçların doğruluğu 3 defa test edilip uygun aritmetik ortalama alınmıştır.

Örnek malzeme kaldırma oranının matematiksel model ile formülünün gösterimi verilmiştir [9-10].

$$MRR \text{ (in}^3\text{/hr)} = \frac{\text{Electrode Area (in}^2\text{)} \times \text{Depth of Cut (in)}}{\text{Time of Cut (min)}} \times 60$$

Malzeme kaldırma oranı yukarıdaki denklem kullanılarak bulunmuştur. Kullanılan elektrotlar 3 malzemeden oluşmaktadır. Bu malzemeler Şekil 3'te görülmektedir. Bunlar soldan sağa sırasıyla;

1. Saf bakır
2. Tungsten bakır
3. Grafit



Şekil 3. Kullanılan Elektrotlar

Elektrot malzemesi olarak bakır, yüksek yüzey kalitesi istenildiği zaman tercih edilir. Bu malzemenin elektrot olarak imalatı nispeten kolaydır. Ayna yüzeye yakın kalitede yüzey çıkarabilir. Fakat polisaj yapması oldukça zor olur [11]. Tungstenli bakır elektrot malzemeler yüksek sıcaklıklara dayanabilir, yüksek elektrik ve termal iletkenliğe sahiptir. Az aşınma gösterir, yüksek yüzey kalitesini yüksek elektrik akımında çıkarır ve geniş alanlar için tavsiye edilmez [11]. Grafit en çok kullanılan elektrot malzemesidir ve en iyi metal-olmayan EEİ malzemesidir. Ucuzdur ve kolayca bulunabilir, bunun yanında çok stabildir. Kırılgan yapısından dolayı ufak elektrot yapımında kullanılamaz. Ark yapma probleminden ötürü tezgah seçimine dikkat etmek gerekir. Ayrıca grafit tozu işleme yapan tezgahın işleme sıvısını bozacağı için, vakum emişi olan özel bileme tezgahları kullanılması önerilir [12-14].

EEİ sırasında daha farklı elektrot malzemeleri kullanılabilir, bu çalışmada endüstride ve literatür içerisinde en çok tercih edilen elektrot malzemeleri tercih edilmiştir. Kullanılan iş parçasının kimyasal kompozisyonu Tablo 2'de gösterilmektedir.

Tablo 2. PMD23 ve 1.3343 Çeliğin Kimyasal Kompozisyonu

Karbon	Krom	Wolfram	Molibden	Vanadyum
1.30	4.20	6.40	5	3.10

Bu deneysel çalışmada Tablo 3'de belirtilen işleme parametreleri kullanılmıştır. Deneysel çalışmanın çıktıları olarak malzeme işleme oranı (MRR) ve ortalama yüzey pürüzlülüğü (Ra) değerleri alınmıştır. Deneysel sonuçlara göre Taguchi L18(2¹ 3⁴) ortogonal matrisi kullanılmıştır.

Tablo 3. Kullanılan işleme parametreleri ve seviyeleri

Parametre	Malzeme	Elektrot	Amper	Tonn	Toff
Seviye 1	PMD23	CU	3	9	7
Seviye 2	1.3343	WCU	6	25	12
Seviye 3	-	C	9	37	28

IV. DENEYSEL TARTIŞILMASI

SONUÇLARIN

Bu çalışmada öncelikli olarak deneysel tasarım yöntemlerinden Taguchi yöntemi uygulanmıştır. Uygulanan yöntem içerisinde L18 ortogonal matrisi seçilmiştir. Parametre ilişkileri için kullanılan tablo değerleriyle birlikte Tablo 4'de görülmektedir.

Bu tablo oluşturulurken Minitab-19 programı kullanılmıştır. Deneysel tasarım deney öncesinde oluşturulmuştur ve her deney öncesinde sonuçlar 3'er defa tekrar edilerek elde edilen verilerin ortalaması alınarak analiz programı çalıştırılmıştır. Bu çalışmada temel çıktılar malzeme işleme oranı (MRR) ve ortalama yüzey kalitesi (Ra) olarak ölçülmüştür.

Tablo 3. Taguchi L18 Tablosu

Malzeme	Elektrot	Amper	Tonn	Toff
PMD23	CU	3	9	7
PMD23	CU	6	25	12
PMD23	CU	9	37	28
PMD23	WCU	3	9	12
PMD23	WCU	6	25	28
PMD23	WCU	9	37	7
PMD23	C	3	25	7
PMD23	C	6	37	12
PMD23	C	9	9	28
1.3343	CU	3	37	28
1.3343	CU	6	9	7
1.3343	CU	9	25	12
1.3343	WCU	3	25	28
1.3343	WCU	6	37	7
1.3343	WCU	9	9	12
1.3343	C	3	37	12
1.3343	C	6	9	28
1.3343	C	9	25	7

4.1 Yüzey Pürüzlülüğü Sonuçları

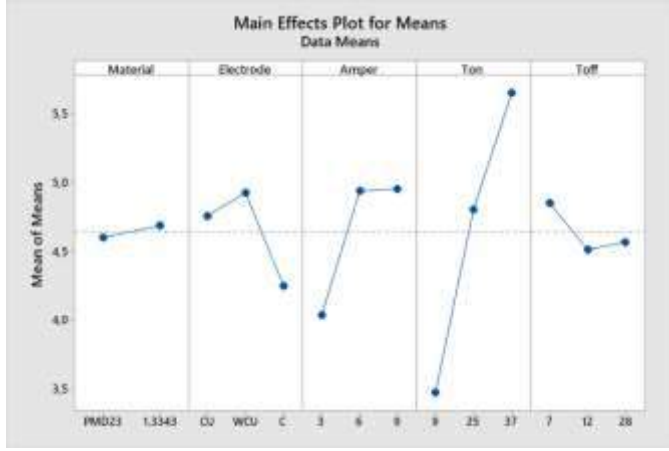
Tablo 4 yüzey kalitesi için en önemli parametrenin sırasıyla vurum süresi (Ton), Amper (A), Elektrot Malzemesi, vurum bekleme süresi (Toff) ve son olarak malzeme olduğu görülmektedir.

Tablo 4 Ra değeri için SN Tablosu

Seviye	Malzeme	Elektrot	Amper	Tonn	Toff
1	-12,90	-13,30	-11,99	-10,77	-13,38
2	-13,27	-13,55	-13,67	-13,57	-12,94
3		-12,40	-13,58	-14,91	-12,93
Delta	0,37	1,15	1,68	4,14	0,44
Sıra	5	3	2	1	4

Tablo 5 ortalama değer tablosunda en etkili parametreler grafik halinde görülmektedir. Burada kullanılan iş parçası malzemesinin yüksek olmasa da malzeme üzerinde işlemenin yüzey kalitesine olan etkilerini görmek mümkündür.

Tablo 5. Yüzey kalitesi için ana etki tablosu

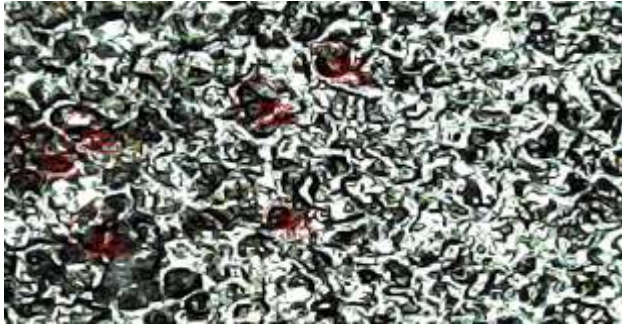


En iyi yüzey kalitesi için uygulanması gereken teorik deneysel tasarım sonucuna göre belirlenen parametrelere bağlı olarak en iyi yüzey pürüzlülüğü değeri 3.0 μm olarak belirlenmiştir (Tablo 6).

Tablo 6. Teorik Parametreler

Malzeme	Elektrot	Amper	Tonn	Toff
PMD23	C	3	9	28

Tablo 6 sonucunda göre deney yapıldığında ise 2.9 μm Ra yüzey kalitesi elde edilmiştir. Bu sonuç deneyin doğruluğunu kanıtlamaktadır. Grafit elektrot diğer elektrot tiplerine göre çok daha iyi yüzey kalitesi sunmaktadır.



Şekil 4. En iyi Ra Değeri 1000x

Şekil 5'te elde edilen yüzey kalitesinin 1000x mikroskop altında görüntüleri görülmektedir. Buradaki grafit yapısının dağılımı ve krater oluşumu oldukça homojen olduğu için istenilen yüzey kalitesi değerleri yakalanmaktadır.

4.2 Malzeme İşleme Oranı Sonuçları

Tablo 6'da malzeme işleme oranlarının etkileri gözlemlenmektedir. Bu incelemeye göre yüzey pürüzlülük tablosundan farklı olarak elektrot cinsi malzeme kaldırma

oranına en çok etki eden parametredir. Bunu amper, vurum süresi, malzeme cinsi ve vurum bekleme süresi takip etmektedir.

Tablo 6. Malzeme Kaldırma Oranı Çıktı Değer Tablosu

Seviye	Malzeme	Elektrot	Amper	Ton	Toff
1	0,19532	0,26833	0,10135	0,13916	0,18129
2	0,16801	0,19333	0,21678	0,19059	0,18799
3		0,08333	0,22686	0,21523	0,17571
Delta	0,02731	0,18500	0,12552	0,07607	0,01228
Seviye	4	1	2	3	5

Tablo 7 incelendiği zaman, malzeme oranındaki değişim yüzey kalitesine oranla daha fazla arttığı görülmektedir. Malzeme cinsinin değişmesi ile ise etkinin yüzey kalitesine oranlar çok daha arttığı gözlemlenmektedir.

Tablo 7. Malzeme işleme oranı için ana etki tablosu



En iyi yüzey kalitesi için uygulanması gereken teorik deneysel tasarım sonucuna göre belirlenen parametrelere göre teorik olarak hesaplanan malzeme işleme oranı değeri 0,417 m^3/saat civarındadır.

Tablo 8 Teorik Parametreler

Malzeme	Elektrot	Amper	Tonn	Toff
PMD23	Cu	9	37	12

Malzeme işleme oranı konusunda yapılan deneysel çalışmaların sonucunda, aynı parametreler dikkate alındığında ortaya çıkan 0,445 m^3/saat değeridir. Bu sonuç deneyin doğruluğunu kanıtlamaktadır. Bakır elektrotun daha hızlı talaş kaldırma istendiği zaman avantajlı olacağı kanıtlanmıştır.

Bu işleme parametreleri ile işlenen takım çeliğinin yüzey kalitesi düşük olacaktır, malzeme işleme miktarının artışı istendiğinde kaba bir işlemenin yapılması gerekmektedir ve bunun sonucunda pürüzlü bir yüze formu elde edilir. Bu duruma ait bir mikroskopik görüntü Şekil 6'da gösterilmiştir. Bu farklılık, Şekil 5 ve 6 incelendiğinde, net olarak görülmektedir.



Şekil 5 En iyi MRR Değeri 1000x

V. SONUÇLAR

EEİ yöntemi temel olarak elektrik akımıyla malzemenin aşındırılmasına dayanmaktadır. Yöntemin en büyük avantajı ise malzemenin sertlik değerlerinden etkilenmemesidir. İkinci en büyük avantajı ise EEİ yöntemi çok karmaşık geometrilerin istenilen tolerans aralıklarında işlenmesini mümkün kılmaktadır.

Bu çalışmada 60+2 Hrc sertlik değerine getirilmiş ve taşlanarak yüzey kaliteleri eşitlenmiş 1.3343 ve PMD23 çelik malzemeleri kullanılarak işlem yapılmıştır.

Bu çalışmada aşağıda belirtilen sonuçlar elde edilmiştir;

- Ra değeri için iş parçası malzemesinin etkisi en azdır fakat akım açma süresi en etkili parametredir. Bunları sırasıyla amper, elektrot, akım kapatma süresi ve iş parçası malzemesi takip etmektedir.
- Taguchi yöntemiyle elde edilerek hesaplanan teorik sonuçlar gerçek değerler ile tutarlıdır.
- MRR için ise en etkili parametre elektrot malzemesi olarak bulunmuştur, sonra sırasıyla amper, vurum süresi, malzeme ve vurum bekleme süresidir. Bu örneğin aynı zamanda bazı çalışmalar tarafından benzer sonuçları mevcuttur.
- İyi bir yüzey kalitesi istendiği zaman grafit, daha yüksek malzeme işleme oranı istendiği zaman ise bakır elektrot kullanılması uygun olacaktır. Fakat bu durum iş parçası boyutlarına ve maliyetlere dikkat edilerek uygulanmalıdır.
- İş parçası malzemesinin üretim yönteminin ve tane yapısının işleme kalitesi üzerine etkisi olduğu gözlemlenmiştir. Burada en çok etki toz metal malzemenin tane boyutlarının ufak olması sebebiyle kaldırılan malzeme oranının artmasıdır. Bu durumu yüzey kalitesi için de söylemek mümkündür, fakat tane yapısındaki büyüklük malzeme kaldırma oranındaki kadar etkili değildir.

- [1] Stavitskii, B. I. (2010). Glimpses of the history of electrospark machining of materials (dedicated to the centenary of B.R. LAZARENKO). *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, 46(3), 285-290.
- [2] Stavitskii, B. I. (2010). Glimpses of the history of electrospark machining of materials (dedicated to the centenary of B.R. and N.I. lazarenko—the inventors of the method Of electrospark machining of Metals, alloys, and other Conducting materials). *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, 46(6), 634-645.
- [3] Mahto, D. G., & Singh, N. (2017). Experimental study of process parameters through dissimilar form of electrodes in edm machining. *SSRN Electronic Journal*.
- [4] Nas, E., Argun, K., Zurnacı, E. (2018). AISI 1.2738 çeliğinin elektro-erozyon tezgahında grafit elektrot ile işlenmesinde işleme parametrelerinin yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisinin incelenmesi, *Düzce Üniversitesi Bilim Ve Teknoloji Dergisi*, 6(4), 1082-1093.
- [5] Mahajan, R., Krishna, H., Singh, A. K., & Ghadaı, R. K. (2018). A review on copper and its alloys used as electrode in EDM. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 377, 012183.
- [6] Zhang, Y., Liu, Y., Shen, Y., Ji, R., Li, Z., & Zheng, C. (2014). Investigation on the influence of the dielectrics on the material removal characteristics of EDM. *Journal of Materials Processing Technology*, 214(5), 1052-1061.
- [7] Kalyon, A. (2019). AISI D2 Soğuk İş Takım Çeliğinin Elektro Erozyon Tekniği İle İşlenebilirliğinin Deneysel Olarak İncelenmesi, *Mehmet Akif Ersoy Üniversitesi Uygulamalı Bilimler Dergisi*, 3(1), 75-86.
- [8] Pradhan, M., & Biswas, C. (2011). Multi-response optimisation of Edm of AISI D2 tool steel using response surface Methodology. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 9(1/2), 66.
- [9] Arunaı, K., Prakash, N.O., Hema, P., Experimental investigation on machining parameters of die-sinking powder mixed EDM (PMEDM). (2018). *International Journal of Modern Trends in Engineering & Research*, 5(4), 145-153.
- [10] Das, M., Kumar, K., Barman, T., & Sahoo, P. (2013). Optimization of surface roughness and MRR in EDM Using WPCA. *Procedia Engineering*, 64, 446-455. doi:10.1016/j.proeng.2013.09.118
- [11] Ubaid, A. M., Aghdeab, S. H., Abdulameer, A. G., Al-Juboori, L. A., & Dweiri, F. T. (2020). Multidimensional optimization of electrical discharge machining for high speed steel (AISI M2) using Taguchi-fuzzy approach. *International Journal of System Assurance Engineering and Management*, 11(6), 1021-1045.
- [12] Gudipudi, S., Nagamuthu, S., Subbian, K. S., & Chilakalapalli, S. P. (2019). Fabrication and experimental study to optimize the recast layer and the material removal in electric discharge machining (EDM) of AA6061-B4C composite. *Materials Today: Proceedings*, 19, 448-454.
- [13] T., C., & R. (2018). Materials used for sinking EDM electrodes: A review. *The Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering 2018*.
- [14] Mikhailuyuk, A. I., & Gitlevich, A. E. (2010). Application of graphite in electrospark technologies. *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, 46(5), 424-430.

Fibercement üretiminde enerji verimliliği

Murat Özel^{1*}, A. Kadir Sarı², Büşra Günhan³, Hasan Yamık⁴

¹Bilecik Şeyh Edabali Üniversitesi, Enerji Bilimleri Enstitüsü, Bilecik, Türkiye, 9041066@ogrenci.bilecik.edu.tr,

²Gebze Teknik Üniversitesi, Nanobilim ve Nanomühendislik, Gebze, Kocaeli, Türkiye, ksari@gtu.edu.tr

³Kütahya Dumlupınar Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Bilimi Mühendisliği, Kütahya, Türkiye, busra.gunhan@dpu.edu.tr

⁴Bilecik Şeyh Edabali Üniversitesi, Enerji Bilimleri Enstitüsü, Bilecik, Türkiye, hasan.yamik@bilecik.edu.tr

Özet— Dünyada gelişen yapı sektöründe kullanılan birçok yapı malzemesinden biri de fibercement levhalardır. Fibercement levhalar iç ve dış cephe kaplama malzemesi olarak, prefabrike yapılarda oldukça sık kullanılmaktadır. Bu çalışmada, proses kritik noktaları belirlenerek bu noktalarda, hergün aynı saatte yapılan ölçümler sonrasında ortalama sıcaklık, en düşük ve en yüksek sıcaklık değerlerindeki ısı kayıp ve kazançları hesaplanarak proses verimlilikleri tespit edilmiştir. Yapılan bu hesaplamalar ile birlikte yapılan değişikliklerin üretim verimliliğinde olumlu katkılar yapması sağlanmıştır.

Anahtar Kelimeler— Fibercement levha, çimentolu levha, üretim süreçleri, enerji verimliliği,

Abstract— Fibercement boards are the one of the many building materials used in the developing building sector in the world. Fibercement boards are frequently used in buildings and the prefabrics as interior and exterior cladding material. In this study, critical process details and process efficiencies were determined by calculating the average temperature, heat losses and gains at the lowest and highest temperature values at these points, after the measurements made every day at the same time. With these calculations, the changes made have made positive contributions to production efficiency.

Keywords— Fibercement board, cement board, production proses, energy efficiency,

I. GİRİŞ

Yapı malzemesi olarak uzun yıllardır kullanılmakta olan Kompozit Lifli Çimento Levha (FSL), çimentonun çeşitli organik veya mineral liflerle belirli oranlarda karıştırılmasıyla üretilmektedir. FSL, düz veya oluklu şekillerde üretilebilir ve genellikle dış cephelerde, iç duvarlar ve döşemelerde kullanılmaktadır [1].

FSL' nin ilk üretiminde lif olarak kullanılan asbestin insan sağlığına zararlı olduğunun anlaşılmasıyla, FSL içerisinde kullanılmak üzere alternatif liflerin araştırılması yaygınlaşmış ve jüt, keten, sisal, kenaf, pamuk, kenevir gibi doğal liflerin birçok olumlu özelliklerinden dolayı FSL içerisinde kullanılmaya başlanmıştır [1] – [3].

Bitki liflerinin ana bileşenleri lignin, selüloz ve hemiselülozdur [4]. Asbestsiz lif takviyeli çimento kompozitlerinin geliştirme sürecinde, lignoselülozik elyafların kullanımı son yıllarda önem kazanmıştır [5] – [9]. Ahşap liflerin, asbest liflerine kıyasla daha kolay temin edilmesi, tehlike oluşturmayan yapısı, biyolojik olarak parçalanabilirliği,

yenilenebilirlik ve geri dönüştürülebilirlik, daha düşük maliyet ve basit üretim süreçleri gibi büyük avantajları vardır [9-12]. Selüloz lif çapları, uzunlukları, yoğunlukları ve farklı işleme ve işleme yöntemleri nedeniyle çok farklı fiziksel ve mekanik özelliklere sahip olabilir [1].

FSL'ler birçok farklı yöntem kullanılarak üretilebilir. Hatschek ve Flow-on yöntemleri en yaygın iki üretim yöntemidir. Hatschek yönteminde süreç, parçalanmış kağıtların su ve çimento ile karıştırılması ile başlamaktadır. Katkı maddeleri, hamur benzeri bir sistem oluşturmak için eklenir. Bu bulamaç, bir elek silindir kaplama makinesine beslenir. Döner silindir, küçük bir hacimdeki bulamacı sıyrır ve bunu şekillendirme silindiri üzerine yerleştirilen bir üretim yüzeyine ince bir tabaka olarak serer. İstenilen levha kalınlığına ulaşıldıkça diğer tabakalar eklenir, bu noktada keçe boyutuna kesilir ve suyu uzaklaştırmak için bastırıldıkları bir odaya gönderilir. Paneller daha sonra 60 °C'lik bir banyoya ve % 90-95 nem ortamında 8 saat süreyle çimentonun daha da hidratlandığı bir ortama girer. Bu noktada gerekirse paneller preslenir [13]. Flow-on yönteminde de hatschek yöntemindeki gibi parçalanmış kağıt lifleri su ve çimento ile karıştırılır. Elyaf mineralizasyonu amacı ile katkı maddeleri alüminyum sülfat ve silis dumanı ilave edilebilir. Hamur bulamacı, son karıştırma işleminde çimento ve kalsiyum karbonat ile karıştırılmak üzere gönderilir. Karışım, akış (laminasyon) işleminde susuzlaştırılmak üzere keçeğe aktarılır. Karışımındaki su vakum pompaları ile uzaklaştırılır ve yaklaşık 0.40 - 0.70 mm kalınlığında film tabakası haline gelinceye kadar baskı merdanelerinde sarılarak levha haline getirilir. FSL'ler 3.110 mm boyunda, 1,280 mm genişliğinde ve 11 mm kalınlığında elde edilerek preslenir. Ardından FSL'ler, 60-70 ° C, % 95 bağıl nemde 10 saat süreyle birincil kürlenme odasına aktarılıp bekledikten sonra otoklava gönderilir [14].

FSL ürünleri sektörde iki farklı kürlenme yöntemi ile sertleştirilir. Birinci yöntem otoklavlarda yüksek basınç ve sıcaklıkla sertleştirme, diğeri ise otoklavsız sistemlerde sertleştirme [15]. Otoklavlı kürlenme yöntemi dünya çapında en iyi bilinen yöntemdir ve ticari olarak inşaat endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır [16].

Bu çalışma, otoklavlı FSL'lerin üretim sisteminin enerji analizini çıkararak verimliliğin hesaplanmasına yönelik bir çalışmadır. Belli sürelerde yapılan ölçümler sonrasında minimum, ortalama ve maksimum sıcaklık değerleri belirlenmiş ve bu değerlerdeki ısı kayıp ve kazançları hesaplanmıştır. Hesaplanan değerler neticesinde mevcut üretim

durumu tespit edilmiş ve üretim hattında yapılan küçük değişikliklerle üretim verimliliği yükseltilerek, kapasite artırılması sağlanmıştır.

II. MATERYAL VE METHOD

A. FSL Üretiminde Kullanılan Malzemeler

FSL üretiminde virjin selüloz, CEM I 42.5 R Portland çimento, %99 saflıkta silis kumu ve Şişecam firmasının kaolin atığı kullanılmaktadır. Selüloz Lerox International firmasından, çimento SANÇİM'dan firmasından, silis kumu SİLTAŞ Madencilikten temin edilmiştir.

TABLO I

KULLANILAN MALZEMELERİN FİZİKSEL ÖZELLİKLERİ

Özellikler	Form	Tane boyut (ort.)	Nem
Silis Kumu	Toz	73.5 µm	6-8%
Çimento	Toz	17 µm	%0.3-2
Kaolen	Toz	30-120µm	20%

TABLO III

KULLANILAN SELÜLOZ LİFLERİNİN FİZİKSEL ÖZELLİKLERİ

Özellikler	Değer
Ortalama Çap	30.34 µm
Serbestlik Derecesi	32
Nem	% 3.98

B. Proses kritik noktaları belirleme

Fsl üretim prosesinde tablo I ve tablo II deki hammaddeler kullanılmaktadır. Bu katı malzemelere ek olarak su kullanılmaktadır. Şekil 1 de hammaddenin içindeki hammaddelerin yüzdesel olarak kütleleri verilmiştir. Buradaki yüzdeler incelendiğinde suyun kütsel olarak fazlalığından dolayı suyun üretimde giriş ve çıkışı olduğu yerler , çimento priz alma süresinde üretim birimleri kritik nokta olarak belirlenmiştir. Buna göre kritik noktalar hammadde , stuffchest , flow-on , istif bozma , pres , serme hattı , otoklav ,kurutucu , ebatlama , değirmen gibi öğütme ve akışın olduğu noktaları ölçüm noktası olarak belirlenmiştir.

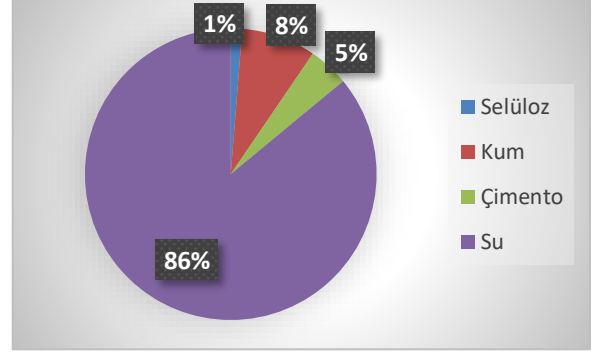


Fig. 1 mass percentages in raw material

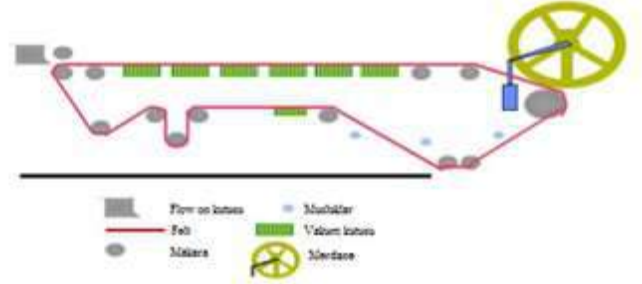


Fig. 2 Schematic view of the Flow-on process

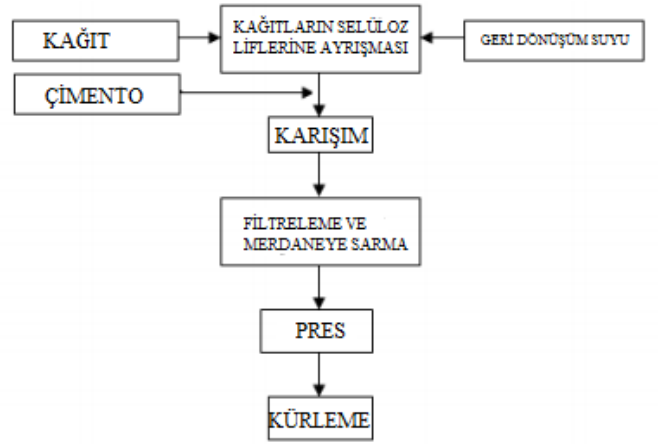


Fig. 3 Flow chart of the process

C. Method

Fabrikadaki fsl proses hattında kritik noktalar belirlendikten sonra bu noktalarda ölçüm aletiyle yapılan ölçümler periyodik olarak aynı yerde aynı saatlerde yapılmıştır. FSL prosesinde kütsel olarak suyun yoğunluğunun fazla olması ve birden fazla çıkış noktası olması FSL nin kendisinde ısı kaybı oluşturuyormu fikrinden yola çıkarak bu ölçümlere başladık. Fabrikada kazan dairesinde üretilen buhar otoklavlarda kullanılır. Otoklavdaki pişme sürecinin son 5 saatinde 10barda

buhar dışarıya atılmaktadır. Bu atılan buharı proses sularına kış aylarında destek olarak vermekteyiz. Burada hazırda olan buhar borularının proses kritik noktalarına buhar verilmesi için kullanabileceğini düşüncesiyle ölçümler yapıldı. Aşağıdaki tablolarda görüleceği üzere kritik belirlenen noktalarda ısı kayıpları ve artışları olmuştur.

TABLO IIIII
ORTALAMA SICAKLIKTA ENERJİ TABLOSU

	Giriş enerjisi (kJ/h)	Çıkış enerjisi (kJ/h)	Isı kaybı (kJ/h)	Enerji verimi (%)
Hammadde	44952788.6	445023.7	-445023.7	101.9
Stuffchest	45397811.7	45187673.8	210137.9	99
Selüloz	2577526.3	2620336.5	-42810.1	103.3
Çalışma suyu	35002457.9	35001350.2	1107.7	99.9
Vakum soğutma suyu	6106873	6079031	27841.5	99
Serme hattı sıvı	44605084.1	44569245.4	35838.7	99.8
Serme hattı katı	44569245.3	45140649.9	-571405	102.5
Flow-on	45003174	45220547.2	-217373.2	100.9
Merdane	6419200.8	6432899.8	-13699	100.4
Pres	3968825.9	3971737	2911.1	100.1
Istif bozma	1568081	1578738.9	-10657.8	101.3
Kurutucu	13071.4	12535.5	535.8	91.8
Ebatlama	12535.6	12466	70	98.8
Değirmen göbek-çıkış	12146438.9	12713330.9	-566892	109,3
Değirmen stok-göbek	11830608	12146438.9	-315831	105.3
Istif bozma-kurutucu giriş	7100282.3	1794221.6	5306060.7	-49.4

TABLO IV
EN DUSUK SICAKLIKTA ENERJİ TABLOSU

	Giriş enerjisi (kJ/h)	Çıkış enerjisi (kJ/h)	Isı kaybı (kJ/h)	Enerji verimi (%)
Hammadde	44745919	44937427	191507.9	100
Stuffchest	44937427	44701494	235933	98.9
Selüloz	44937427	44701494	235933	103
Çalışma suyu	34683561.1	34646637.5	36923.5	99.7
Vakum soğutma suyu	5971950	5951250	20700	99.3
Serme hattı sıvı	44123511	44092481.8	31029.19	99.8

Serme hattı katı	44092481.8	44687169.6	-594688	102.6
Flow-on	44701494	44732951.8	-31457.7	100.1
Merdane	6354713.9	6369252.1	-14538	100.4
Pres	3932510.9	3932510.9	6745	99.6
Istif bozma	1549931	1557598.5	-7667.5	100.9
Kurutucu	12519	12383.9	135	97.8
Ebatlama	12383.9	12335	49.2	99.2
Değirmen göbek-çıkış	12110400	12498768	-388368	106.4
Değirmen stok-göbek	11723418	12110400	-296514	105.5
Istif bozma-kurutucu giriş	7079141.9	17118397	5360744.9	-51.4

TABLO V
EN YÜKSEK SICAKLIKTA ENERJİ TABLOSU

	Giriş enerjisi (kJ/h)	Çıkış enerjisi (kJ/h)	Isı kaybı (kJ/h)	Enerji verimi (%)
Hammadde	45180017	45771058	-591041	102.6
Stuffchest	45771058.2	45598040.5	173017.7	99.2
Selüloz	45771058.2	45598040.5	-173017.7	104.4
Çalışma suyu	35262030.7	35237415	24615.7	99.8
Vakum soğutma suyu	6174810	6154110	20700	99,3
Serme hattı sıvı	45007843	44914755.4	93087.5	99,5
Serme hattı katı	4000480.2	45489650.4	-574895	102.5
Flow-on	45598040.5	45629498.3	-173017.7	100.4
Merdane	668830.3	-668830.3	-8033.4	100.2
Pres	4000480.2	4085292.9	6745.4	99.6
Istif bozma	1612914	1612914	0	100
Kurutucu	14758.38	12961.1	2067.2	71.9
Ebatlama	12691.1	12557	134.2	97.8
Değirmen göbek-çıkış	12231504	12778560	-547056	108.9
Değirmen stok-göbek	11934990	12231504	-296514	104.9
Istif bozma-kurutucu giriş	7134457.4	205777.4	5108680	-43.2

III. SONUÇ

Tablolarda görünen enerji verimlerine bakıldığında çimentonun aktif olduğu tüm durumlarda FSL bünyesinden çıkan suyun kütle oranına bağımlı olmadan ısı kaybı oluşmasına engel olacak şekilde ekzotermik reaksiyonundan dolayı ısı artışı sağlamıştır.

Selüloz ısı kaybı olmamasına rağmen su sıcaklığının yükselmesiyle parçalama prosesinde harcanan kuvvetin

azaldığı gözlemlenmiştir. Bu bölgeye parçalama prosesinde suya ekstradan buhar takviyesi projesi yapılacaktır.

Çalışma suyu silolarına yapılacak olan atık buhar düzeneği ile çalışma suyunun sıcaklığını yükselterek ısı kayıplarının azaltılabileceği gözlemlenmiştir.

Stuffchest dışına izolasyon ile buhar gerekmeden veriminin artırılacağı gözlemlenmiştir.

Gelişen FSL sektöründe üretimin mevcut veriminin artırılmasıyla beraber malzemelerin üretim kalitesine olumlu bir katkıda bulunmaktadır. Çimentonun daha aktif olmasıyla beraber malzemenin mekanik olarak özelliklerine pozitif yönde katkısı olacaktır.

ACKNOWLEDGMENT

Bu çalışma, Vefa Prefabrik Yapılar A.Ş ve Ekobord A.Ş. katkılarıyla hazırlanmış olup, yazarlar olarak test ve analizlerdeki katkılarından dolayı Zafer KARAÇIRAY'a teşekkürlerimizi sunarız.

REFERENCES

- [1] Khorami M and Ganjian E. Comparing flexural behaviour of fibre-cement composites reinforced bagasse: Wheat and eucalyptus. *Construction and Building Materials*, 2011; 25(9): p. 3661-3667.
- [2] Joshi SV, et al., Are natural fiber composites environmentally superior to glass fiber reinforced composites? *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2004; 35(3): p. 371-376.
- [3] Silva F.d.A, Chawla N and Filho R.D.d.T. Tensile behavior of high performance natural (sisal) fibers. *Composites Science and Technology*, 2008; 68(15-16): p. 3438-3443.
- [4] Mwaikambo LY and Ansell MP. Chemical modification of hemp, sisal, jute, and kapok fibers by alkalization. *Journal of Applied Polymer Science*, 2002; 84(12): p. 2222-2234.
- [5] MacVicar R, Matuana L and Balatinecz J. Aging mechanisms in cellulose fiber reinforced cement composites. *Cement and Concrete Composites*, 1999; 21(3): p. 189-196.
- [6] Soroushian P, Shah Z and Won JP. Optimization of wastepaper fiber-cement composites. *Materials Journal*, 1995; 92(1): p. 82-92.
- [7] Soroushian P and Marikunte S. Reinforcement of cement-based materials with cellulose fibers. *Special Publication*, 1990; 124: p. 99-124.
- [8] Soroushian P and Marikunte S. Moisture effects on flexural performance of wood fiber-cement composites. *Journal of Materials in Civil Engineering*, 1992; 4(3): p. 275-291.
- [9] Coutts R and Campbell M. Coupling agents in wood fibre-reinforced cement composites. *Composites*, 1979; 10(4): p. 228-232. *Wireless LAN Medium Access Control (MAC) and Physical Layer (PHY) Specification*, UDCS Std. 802.11, 1997.
- [10] Coutts R. Flax fibres as a reinforcement in cement mortars. *International Journal of Cement Composites and Lightweight Concrete*, 1983; 5(4): p. 257-262.
- [11] Coutts RS. High yield wood pulps as reinforcement for cement products. *Appita*, 1986; 39(1): p. 31-35.
- [12] Soroushian P, et al., Durability and moisture sensitivity of recycled wastepaper-fiber-cement composites. *Cement and Concrete Composites*, 1994; 16(2): p. 115-128.
- [13] Şahin, H , Kaya, A , Yalçın, Ö , Kılınçarslan, Ş , Şimşek, Y , Mantanis, G . "A Study on the Production Process and Properties of Cement-Based Wood Composite Materials". *Mehmet Akif Ersoy Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi* 10 2019; p: 219-228
- [14] Sonphuak, W & Rojanarowan, N., Strength improvement of fibre cement product. *International Journal of Industrial Engineering Computations* , 4(4), 2013; p: 505-516.
- [15] R. Coutts and P. Warden, "Air-cured, wood pulp, fibre cement composites," *Journal of Materials Science Letters*, vol. 4, no. 1, pp. 117-119, 1985.
- [16] R. S. P. Coutts, "Sticks and stones," *Forest Products News Letter*, vol. 2, no. 1, pp. 1-4, 1988

Parametric Study for Additive Manufacturing of Structural Steel by TIG Welding Method

Yusuf Ayan*, Nizamettin Kahraman*

*Karabuk University, Turkey

yusufayan@karabuk.edu.tr

nkahraman@karabuk.edu.tr

Abstract— Additive manufacturing process with welding technology; because it is innovative, environmentally friendly, economical and has many superior features, the interest in the development of this technology has been increasing. Scraped materials in production using this method are less than traditional production methods. Thus, this reduction minimizes energy consumption and harmful effects on the environment. In addition, the method allows the production of materials with superior properties in the desired geometry and the production of larger parts at low cost. This work was carried out to determine the pre-welding parameters for the additive manufacturing process. The TIG method is used as the welding method and ER70S-6 mild steel wire is used for the feed wire. Welding current, wire feed rate and welding speed were determined as variable parameters in the study. As a result of the study, the effects of parameter variation on the geometry of the weld beads were examined. The weld beads were produced in a single layer and the width, height and penetration depth of the beads were calculated. As a result of the study, it was concluded that the selection of welding parameters is highly effective on the surface profiles obtained with the weld bead geometries.

Keywords— TIG welding, additive manufacturing, weld bead, 3D printer, weld parameters.

I. GİRİŞ

Eklemeli imalat günümüzde plastik, seramik ve metal gibi birçok farklı malzeme türü için üretim yöntemine konu olmuştur [1]. Mühendislik amaçları için çoğunlukla metalik malzeme gerektiğinden yeni çalışmalar metal Eİ yöntemini oluşturmaktadır [2]. Metal yapıların eklemeli imalat yöntemiyle üretiminde birçok teknik geliştirilmiştir. Bunlar; seçici lazer sinterleme, direk metal biriktirme, elektron ışını ile ergitme, şekil biriktirme ile üretim ve tel ark eklemeli imalat [3]. Tel ark Eİ yöntemi tel besleme kombinasyonu ile ark kaynak işleminin kullanıldığı bir tekniğe dayalıdır [4]. Metal biriktirme işlemi, gaz altı metal ark kaynağı, gaz tungsten ark kaynağı veya plazma ark kaynağı torçları tarafından sağlanır [5].

Tungsten ark kaynak yöntemi (TIG) kararlı olması, düşük maliyetli ve yüksek kaliteli olması sebebiyle endüstriyel uygulamalarda önemli bir yöntem durumundadır [6]. TIG kaynak işlemi geniş aralıkta demir, demir dışı alaşımları ve her ikisinin kombinasyonuna uygulandığında yüksek ark kararlılığı gösterir. MIG-MAG kaynak yöntemiyle kıyaslandığında TIG yönteminde göz ardı edilebilir sıçrama görülür. Ayrıca yöntem istenilen kimyasal bileşim ile birlikte tutarlı malzeme birikimi sağlayarak sakin ergiyik havuzu üretme kabiliyetine sahiptir [7].

TIG kaynağı paslanmaz çelik, alüminyum, magnezyum, bakır ve diğer demir dışı metaller gibi kaynak işlemi zor olan metallerin birleştirilmesinde yaygın olarak kullanılmaktadır [8].

Kaynak yöntemiyle Eİ imalat işlemlerinde kaynak dikişinin boyutsal durumu ve düzgünlüğü Eİ ürünleri için önemlidir. Kaynak dikiş geometrisi kaynaklı birleştirmelerin çalışmaya elverişliliği konusunda önemli rol oynamaktadır. Her bir kaynak dikişinin geometrik özellikleri ve kaynak işlemi parametreleri arasındaki ilişki kaynak genişliği, dikiş yüksekliği ve nüfuziyet derinliği gibi kendine özgüdür [9]. Ark kaynak yöntemlerinde kullanılan koruyucu gaz ve içeriği de kaynak dikiş profilini etkilemektedir [10].

TIG kaynağının uygulamasına yönelik şimdiye kadar pek çok çalışma gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmalarda genel olarak seçilen bir malzemenin veya malzemelerin kaynak edilebilirliği incelenmiş ve/veya yöntemle edinilmiş kaynaklı bağlantının mekanik-metalurjik özellikleri araştırılmıştır. TIG yöntemi kullanılarak yapılan Eİ işlemleri de mevcuttur [11, 12]. Kaynak dikiş formunu inceleyen ve kaynak dikişini kalitesini artırmaya yönelik yapılan çalışmalarda bulunmaktadır. Örneğin; Silwal vd. ER70S-6 malzeme ile ürettikleri TIG kaynak dikişinde, sıcak tel besleme ve soğuk tel beslemenin kaynak dikişine olan etkilerini tele titreşim uygulayarak ve uygulamadan 4 farklı grupta araştırmışlardır. Çalışmaların sonucunda titreşim uygulanan sıcak ve soğuk tel beslemede dikiş formunda farklılara rastlarken titreşim uygulanmadan üretilen diğer dikişlerde kayda değer değişim görmemişlerdir [13]. Bir başka çalışmada Chen vd. Ti6Al4V malzemesine ultrasonik pulse destekli TIG kaynağı uygulamışlar ve uygun frekanslarda kaynak dikiş ve kaynak nüfuziyetinde artış görmüşlerdir. Son zamanlarda activated TIG (A-TIG) olarak adlandırılan ve kaynak edilecek birleşme yüzeyine yapıştırılan bir flux ile dikiş nüfuziyeti artırmaya yönelik çalışmalarında gerçekleştirildiği görülmüştür [14].

Günümüzde TIG kaynağı genellikle manuel olarak uygulanmaktadır. Ancak teknolojinin ilerlemesi, sanayide artan talepler ve Eİ işlemleri için TIG kaynağının otomatik tel beslemeli olarak uygulanmasını gerektirmiştir. Bu çalışmada otomatik tel beslemeli TIG kaynak yöntemi kullanılmıştır. Bu yöntemle yumuşak çelik malzeme içeriğine sahip ER70S-6 kaynak teli ile kaynak dikiş üretilmiştir. Yumuşak çelik genel amaçlı yapı çeliği olmakla beraber bu çelik birkaç mm kalınlığından cm kalınlığı aralığına kadar plaka, boru ve diğer değişik formlarda kullanılabilir [15]. ER70S-6 telinin yaygın bir şekilde kullanımı sebebiyle çalışma bu malzemenin TIG kaynağı işlemine odaklanmıştır. Çalışmada birçok farklı

kaynak parametresi uygulanarak çok sayıda üretilen TIG kaynak dikişlerinin boyutsal değişimi incelenmiştir. Ayrıca dikişler birbirleriyle kıyaslanarak uygun parametrelerin nasıl olabileceği konusu tartışılmıştır.

II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Kaynak çalışmaları INV DC P-TIG 320 A marka ve model numaralı TIG kaynak makinesiyle yapılmıştır. Dikiş biriktirmede ise sanayide birleştirme işlemlerinde yoğun bir şekilde kullanılan 1.2 mm çapında ER70S-6 kaynak teli tercih edilmiştir. Kaynak dikişleri, yaklaşık boyutları 10 mm x 140 mm x 350 mm olan 2 adet S235JR malzemeli plaka üzerine uygulanmıştır. Plaka kalınlığı kaynak sırasında meydana gelen ısı etkilerinden en az etkilenecek ve dikiş kesitlerinin rahat bir şekilde gözlemleyebilecek şekilde seçilmiştir. Plakaların yüzeyleri kaynak işlemi öncesinde zımparalanmış, alkol ve aseton kullanılarak yüzeyleri temizlenmiştir. TIG kaynak işlemlerinde 2.4 mm çapında Lanthan alaşımli açık mavi ile boyalı olan tungsten elektrod kullanılmıştır. Bu elektrod 30° uç açısında bilenmiştir. Kaynak işlemleri özel olarak geliştirilen ve üretilen 3B yazıcı kullanılarak yapılmıştır. Bu yazıcı 3 eksende kaynak torcunu hareket ettirebilmekte ve eşzamanlı bir şekilde tel besleme yapabilmektedir. Dolayısıyla TIG kaynak işlemleri otomatik olarak gerçekleştirilmiştir. Kaynak hızı ve tel besleme hızı bu yazıcı sayesinde bilgisayar destekli ayarlanabilmektedir. Çalışmalarda bütün kaynak dikişleri bu şekilde üretilmiştir.

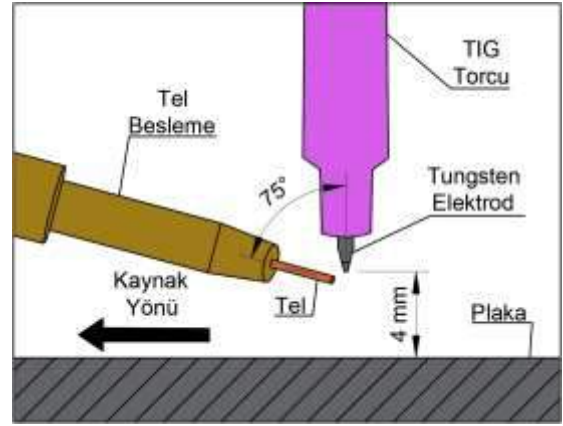
Tel besleme açısı 3B yazıcıya özel olarak üretilen aparat sayesinde hassas bir şekilde ayarlanabilmiştir. Ark mesafesi de benzer şekilde her bir dikiş için yüksek oranda sabit tutulmuş hassas bir şekilde ayarlanmıştır. Değişen parametrelerde 3 farklı kaynak akımı, 4 farklı kaynak hızı ve 3 farklı tel besleme hızı kullanılmıştır. Çalışmalarda kullanılan kaynak parametreleri Tablo 1'de verilmiştir. Bütün bu parametrelere bağlı olarak toplamda her birinin uzunluğu 70 mm olan 36 farklı kaynak dikişi gerçekleştirilmiştir.

Kaynak dikişleri Şekilde gösterildiği gibi üretilmiştir. İlk olarak tel besleme hızı sabit tutulmuş 12'li dikişler halinde 3 grup olarak üretilmiştir. Her bir grup üretilirken tungsten uç bilenmiştir. Her bir dikiş üretildikten sonra 100 °C ye kadar soğuması beklenmiştir.

Kaynak dikiş üretimlerinden sonra dikişlerin boyutlarını ölçme aşamasına geçilmiştir. Ölçme işlemlerinden önce her bir kaynak dikişi enine kesilmiştir. Daha sonra kesit yüzeyleri kaynak nüfuziyetini görebilecek şekilde kaba olarak zımparalanmıştır. Zımparalama işleminden sonra numuneler %2 nital çözeltisinde dağlanmıştır. Bu şekilde dikiş kesitlerinde kaynak nüfuziyet bölgeleri makro resim alabilecek şekilde görülebilmektedir. Bu görüntüler elde edildikten sonra her bir dikişin yüksekliği genişliği ve nüfuziyet derinliği ölçülmüştür. Ölçümler için kaynak dikişin boyutsal olarak daha uzun mesafelerde süreklilik gösterdiği bölgeleri dikkate alınmıştır. Dikiş boyutlarının ölçüm işlemlerinde öncelikle yükseklik için kaynakçı kumpası ve genişlik için ise standart kumpas kullanılmıştır. Bu ölçümler daha sonra esas ölçümlerin yapıldığı Nikon marka mikroskopla elde edilen resimlerle desteklenmiştir.

TABLO I
KAYNAK PARAMETRELERİ

Numune No	Deneç Grubu	Tel Besleme Hızı (m/dk)	Kaynak Akımı (A)	Kaynak Hızı (m/dk)
1	1	0.75	160	0.05
2				0.075
3				0.1
4				0.125
5				0.05
6				0.075
7			0.1	
8			0.125	
9			0.05	
10			0.075	
11			0.1	
12			0.125	
13	2	1	160	0.05
14				0.075
15				0.1
16				0.125
17				0.05
18				0.075
19			0.1	
20			0.125	
21			0.05	
22			0.075	
23			0.1	
24			0.125	
25	3	1.25	160	0.05
26				0.075
27				0.1
28				0.125
29				0.05
30				0.075
31			0.1	
32			0.125	
33			0.05	
34			0.075	
35			0.1	
36			0.125	

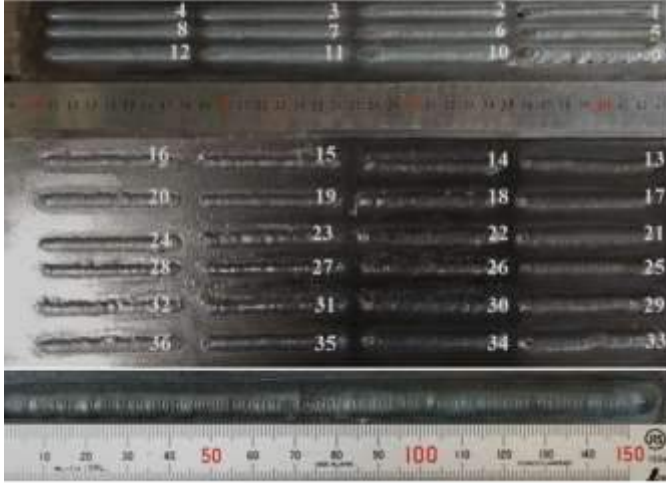


Şekil 1 Kaynak işlemi uygulama şeması.

III. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Belirlenen kaynak parametrelerine göre üretilen kaynak dikişleri Şekil 2'de gösterilmektedir. Şekil 2 de alt kısımda bulunan ve tüm parametrik çalışmalar sonucunda yaklaşık 150 mm uzunluğundaki dikiş, 18 nolu numunenin parametreleri uygun bulunması sonucu örnek olması açısından üretilmiştir. Şekil 2 incelendiğinde diğer dikiş uzunluklarının birbirine çok yakın olduğu görülmektedir. Uygulanan kaynak parametrelerine göre ise dikiş formlarında boyutsal farklılıklar bulunmaktadır. Bununla birlikte üretilen dikişlerin bazılarının çevresinde sıçramalar görülmüştür. Bu durumun genellikle sadece TIG kaynağı uygulamasında rastlanılan ark sapmalarından [16], kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu durumda elektrod ucunda manyetik alan oluşmakta ve arkın

yön değiştirmesi-gezmesi sıçramaya yol açmaktadır. Bunun yanı sıra tel beslemeden gelen kaynak telinin kaynak bölgesindeki hareketlerindeki küçük değişimler ve besleme teli ucundaki damlacık çaplarının değişkenliği de sıçrıntılara ve dikişte sapmalara neden olabilmektedir. Son olarak ergime sırasında kısa devre (kaynak esnasında tungsten elektrod ile iş parçası arasındaki iletkenliğin bozulması ile elektrod ve damlacık arasında meydana gelmesi) oluşumu da kaynak dikişi üzerinde küçük boyutsal değişimlere, ark sapmasına, dikişin doğrusalığının bozulmasına ve sıçrıntılara neden olabilmektedir. Şekil 2'de 9 ve 33 nolu dikişlerde bu durumlar görülebilmektedir.



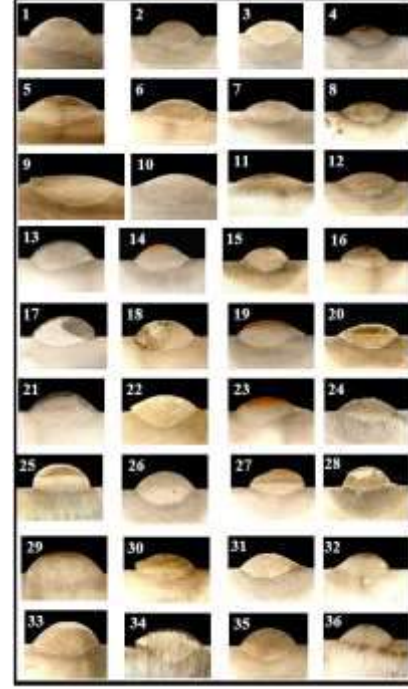
Şekil 2 Üretilen kaynak dikişleri.

Değişen dikiş formlarına göre elde edilen dikiş kesitlerinin resimleri Şekil 3 de gösterilmektedir. Şekil 3'e bakıldığında parametrelere göre kesit değişimleri açıkça görülmektedir. Her bir resim için soldan sağa doğru gidildiğinde kaynak hızı artmaktadır. Buna bağlı olarak kaynak yüksekliğindeki azalmalarda kesit değişimlerinden görülmektedir. Ancak yukarıda bahsedilen ark sapmalarından ötürü kesit değişimlerinde beklenen düzen sağlanamayıp; Örneğin Şekil 3'de 9 numarada gösterilene göre kaynak dikişi bozulma sergilemiştir. Dikiş genişliklerinin ise kaynak akımı arttığında artması beklenmektedir. Bu durum örneğin 2, 6 ve 10 nolu dikişlerde belirgin bir şekilde görülmektedir. Nüfuziyet derinliği bakımından Şekil 3 incelendiğinde ise beklenen kesit değişimleri kısmen sağlanmıştır. Örneğin 1, 2, 3 ve 4 nolu dikişlerde kaynak hızı giderek arttığı için nüfuziyetde azalması beklenen durum bu dikişler için görülebilmektedir. Ancak 25, 26, 27 ve 28 nolu dikişlerde bu durum bir düzen oluşturmamıştır. Bu durum uygulanan kaynak akımının 200 A kadar yüksek olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Şekil 4'de her bir üretilen kaynak dikişi için hesaplanan genişlik, Şekil 5 yükseklik ve Şekil 6 nüfuziyet derinliği sonuçlarını gösterilmektedir. Uygulanan kaynak parametreleri fazla sayıda olduğundan her bir parametrenin etkisinin anlaşılması için bu şekilde grafikler oluşturulmuştur.

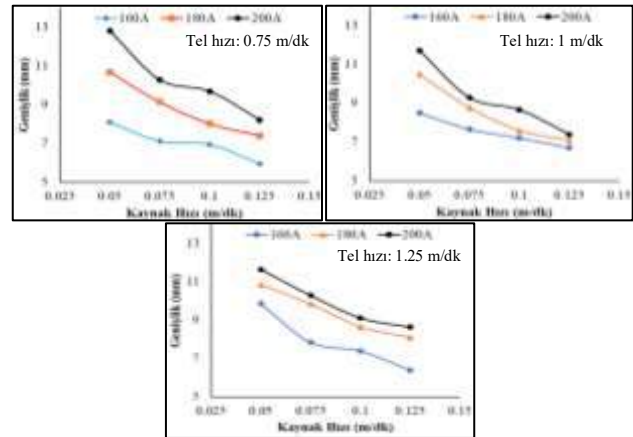
Şekil 4 incelendiğinde diğer parametreler sabit tutulduğunda kaynak hızının artmasıyla dikiş genişliklerinde azalma görülmektedir. Kaynak akımı açısından bakıldığında ise akım arttıkça aynı kaynak hızı ve tel ilerleme hızında dikiş genişliği de

artmıştır. Kaynak akımı 0.75 m/dk tel ilerleme ve 0.05 m/dk kaynak hızında 160 A'dan 200 A'ya çıkınca dikiş genişliği yaklaşık %50 olarak artmıştır. Genişlik ise yine aynı tel hızında ve 200 A'de 0.05 m/dk hızından 0.125 m/dk hızına çıkıldığında neredeyse %50 olarak azalmıştır. Bu durum diğer numune gruplarında artış ve azalış yüzdesi olarak değişiklik gösterse de bir geneli yansıtmaktadır.

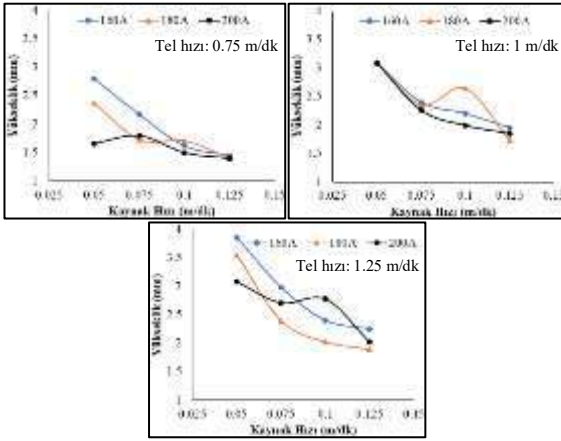


Şekil 3 Kaynak dikişi kesitleri.

Şekil 5'de kaynak yüksekliklerinin değişimine bakıldığında diğer parametreler sabit tutulduğunda kaynak hızı arttıkça dikiş yüksekliği azalmıştır. Dikiş yüksekliği genel olarak düşük akım değerlerinde daha yüksek ölçülmüştür. 160 A kaynak akımında üretilen kaynak dikişi yükseklikleri diğerlerine göre daha fazla bulunmuştur. Tel ilerleme hızının en yüksek olduğu numunede malzeme yığılma miktarı artacağı için dikiş yüksekliği daha fazla ölçülmüştür. Bir başka ifade ile tel ilerleme hızı arttıkça dikiş yükseklikleri de artmıştır.

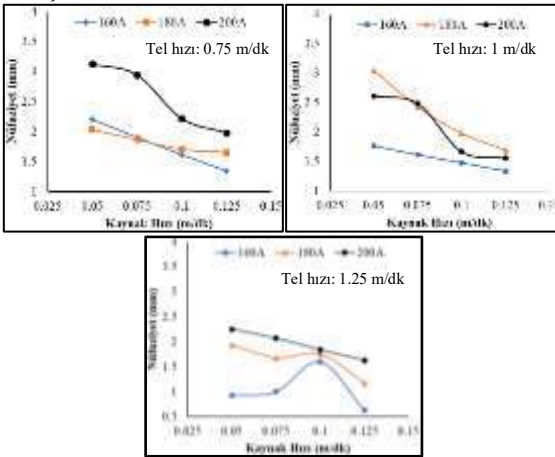


Şekil 4 Kaynak parametrelerine göre dikiş genişlikleri değişimi



Şekil 5 Kaynak parametrelerine göre dikiş yükseklikleri değişimi.

Kaynak hızının düşük ve kaynak akımının yüksek olması ısı girdisinin yüksek olduğunu göstermektedir [17]. Şekil 6 incelendiğinde kaynak akımı arttığında genel olarak dikiş nüfuziyet derinliklerinde artış görülmüştür. Kaynak ilerleme hızına göre ise derinliklerin artış azalış trendlerinde değişimler görülmektedir. Bu durum 1.25 m/dk tel hızı için verilen grafiğe bakılınca daha belirgin görülebilmektedir. Buradan iyi bir nüfuziyet sağlanabilmesi için kaynak hızının belirli değer aralığında tutulması gerektiği anlaşılmaktadır. Kaynak ilerleme hızı arttığında ise nüfuziyet derinliklerinde genel olarak azalma görülmüştür.



Şekil 6 Kaynak parametrelerine göre nüfuziyet derinlikleri değişimi.

IV. SONUÇ

- Geleneksel TIG kaynak makinası 3B yazıcıya tel besleme ünitesiyle birlikte uyarlanarak başarılı bir şekilde kaynak dikişleri üretilebilmiştir. Böylelikle çalışmada kullanılan sistem sayesinde kaynak hızı ve tel besleme hızı bilgisayar destekli kontrol edilmiştir.
- Kaynak parametrelerinin otomatik kontrolü sayesinde uygulan değişkenlerin kaynak dikişi boyutları üzerindeki etkileri kolaylıkla ölçülebilir hale getirilmiştir.
- TIG kaynağının manuel uygulamasında hissedilmeyen ark gezinmesi olayı, yöntemin otomatikleşmesi sayesinde görülebilmıştır.

- Uygulanan parametrelerden kaynaklı ısı girdisine bağlı olarak dikiş boyutlarında değişimler gözlemlenmiştir. Kaynak akımının artmasıyla genel olarak dikiş genişliğinin ve nüfuziyet derinliğinin arttığı buna karşın dikiş yüksekliğinin azaldığı görülmüştür. Kaynak hızının artması durumunda ise genel olarak dikiş genişliği, nüfuziyet derinliği ve dikiş yüksekliğinin azaldığı belirlenmiştir.

TEŞEKKÜR

Bu çalışma TÜBİTAK 219M111 ve Karabük Üniversitesi BAP koordinatörlüğü tarafından FDK-2019-2130 numaralı projeler ile desteklenmiştir. Yazarlar ilgili kurumlara teşekkür ederler.

KAYNAKLAR

- [1] F. Li, S. Chen, J. Shi, H. Tian, and Y. Zhao, "Evaluation and Optimization of a Hybrid Manufacturing Process Combining Wire Arc Additive Manufacturing with Milling for the Fabrication of Stiffened Panels," *Applied Sciences*, vol. 7, no. 12, Art. no. 12, Nov. 2017, doi: 10.3390/app7121233.
- [2] G. Posch, K. Chladil, and H. Chladil, "Material properties of CMT—metal additive manufactured duplex stainless steel blade-like geometries," *Weld World*, vol. 61, no. 5, Art. no. 5, Sep. 2017, doi: 10.1007/s40194-017-0474-5.
- [3] M. Liberini *et al.*, "Selection of Optimal Process Parameters for Wire Arc Additive Manufacturing," *Procedia CIRP*, vol. 62, pp. 470–474, 2017, doi: 10.1016/j.procir.2016.06.124.
- [4] F. Martina *et al.*, "Residual stress of as-deposited and rolled wire+arc additive manufacturing Ti–6Al–4V components," *Materials Science and Technology*, vol. 32, no. 14, Art. no. 14, Sep. 2016, doi: 10.1080/02670836.2016.1142704.
- [5] J.-Y. Hascoët, J. Parrot, P. Mognol, and E. Willmann, "Induction heating in a wire additive manufacturing approach," *Weld World*, vol. 62, no. 2, Art. no. 2, Mar. 2018, doi: 10.1007/s40194-017-0533-y.
- [6] C. Feng, G. Qin, X. Meng, and P. Geng, "Defect evolution of 409L stainless steel in high-speed TIG welding," *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 35, no. 2, pp. 179–186, Jan. 2020, doi: 10.1080/10426914.2020.1711925.
- [7] C. Shen, Z. Pan, D. Cuiuri, J. Roberts, and H. Li, "Fabrication of Fe-FeAl Functionally Graded Material Using the Wire-Arc Additive Manufacturing Process," *Metall and Materi Trans B*, vol. 47, no. 1, Art. no. 1, Feb. 2016, doi: 10.1007/s11663-015-0509-5.
- [8] N. Kahraman, A. Durgutlu, and B. Gülenç, "316L Paslanmaz Çeliğin TIG Kaynağında Koruyucu Argon Gazına Hidrojen İlaresinin Kaynak Bölgesi Tane Morfolojisine Etkilerinin Araştırılması," *Politeknik Dergisi*, vol. 7, no. 3, pp. 223–228, 2004.
- [9] A. Sharma, D. K. Verma, and N. Arora, "A scheme of comprehensive assessment of weld bead geometry," *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 82, no. 9–12, pp. 1507–1515, Feb. 2016, doi: 10.1007/s00170-015-7452-0.
- [10] X. Cai, S. Lin, A. B. Murphy, B. Dong, C. Fan, and C. Yang, "Influence of helium content on a ternary-gas-shielded GMAW process," *Weld World*, vol. 62, no. 5, Art. no. 5, Sep. 2018, doi: 10.1007/s40194-018-0631-5.
- [11] F. Wang, S. Williams, and M. Rush, "Morphology investigation on direct current pulsed gas tungsten arc welded additive layer manufactured Ti6Al4V alloy," *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 57, no. 5–8, Art. no. 5–8, Nov. 2011, doi: 10.1007/s00170-011-3299-1.
- [12] B. Wu *et al.*, "Effects of heat accumulation on the arc characteristics and metal transfer behavior in Wire Arc Additive Manufacturing of Ti6Al4V," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 250, pp. 304–312, Dec. 2017, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.07.037.
- [13] B. Silwal and M. Santangelo, "Effect of vibration and hot-wire gas tungsten arc (GTA) on the geometric shape," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 251, pp. 138–145, Jan. 2018, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.08.010.
- [14] J. Sivakumar and N. N. Korra, "Optimization of Welding Process Parameters for Activated Tungsten Inert Welding of Inconel 625 Using the Technique for Order Preference by Similarity to Ideal Solution Methodology," *Arab J Sci Eng*, Feb. 2021, doi: 10.1007/s13369-021-05409-w.
- [15] R. S. Vidyarthi and P. Sivateja, "Influence of activating flux tungsten inert gas welding on mechanical and metallurgical properties of the mild steel," *Materials Today: Proceedings*, vol. 28, pp. 977–981, 2020, doi: 10.1016/j.matpr.2019.12.335.
- [16] N. Kahraman and B. Gülenç, *Modern Kaynak Teknolojisi ve Kaynak İşlerinde İş Sağlığı ve Güvenliği*, 4th ed. EPAMAT Basım Yayın, 2020.
- [17] A. Durgutlu and B. Gülenç, "Ark Kaynağında Kaynak Hızının Nüfuziyete ve Mikroyapıya Etkisi," *Türk Mühendislik ve Çevre Bilimleri Dergisi*, vol. 23, no. 4, pp. 251–259, 1999.

Microstructural investigation of TBF steels by hot stamping and isothermal holding treatment

Mustafa UZUNBOY^{*,+}, Oğuz Gürkan BİLİR⁺, Ersoy ERİŞİR⁺, Muzaffer ZEREN⁺

^{*} Mustafa Uzunboy, mustafauzunboy07@gmail.com

⁺ Kocaeli University, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Kocaeli, Turkey

In this study, it is aimed to obtain TRIP-aided bainitic ferrite (TBF) steel by the combination of hot stamping and isothermal holding treatment. The TBF steel containing C-Mn-Si-Nb was produced using laboratory-scale melting followed by hot and cold rolling. In order to obtain the TBF microstructure with the hot stamping method, hot stamped blanks are cooled to different isothermal temperatures. The isothermal holding treatment was applied to the blanks in the preheated stamping die. The specimens were subjected to standard metallography procedure and then etched with Nital and Klemm I for microstructural characterization using a light microscope. According to the results from microstructural characterization, a multiphase microstructure containing bainitic ferrite, retained austenite (RA), and martensitic/austenite (M/A) was obtained. An average of 1350 MPa strength and 13% elongation at break were obtained from the samples that were tensile tested according to the TS EN ISO 6892-1 standard.

Keywords— Hot stamping, TBF steels, phase transformations, microstructure

Digitalization of a Steel Pipe Production Factory: STEEL4.0- A Family of Products Developed on Routes from Industry 3.0 to Industry 4.0

Özlem ALBAYRAK*, Perin ÜNAL*

*Teknopar Industrial Automation, Teknopark Ankara İvedik 2224 Cad. No:1/48 Turkey
{albayrak, punal}@teknopar.com.tr

Abstract— Being one of the process industries, steel industry is an important area where advances in industrial automation and robotics find various high impact applications. In this study, we present related real experiences and contributions of an R&D performing SME that has applied industrial automation and robotics for digitalization of a steel pipe production factory initially to industry 3.0 and later to industry 4.0. The conducted automation studies include design and development of components of spiral steel pipe production machinery, pipe transfer systems and non-destructive testing systems. Following the automation related studies for the steel pipe manufacturing factory, further studies have been performed to utilize Artificial Intelligence to enable predictive maintenance and support decisions at the factory, that go towards industry 4.0. Efforts towards industry 4.0 have resulted in generation STEEL4.0 product family, that consists of different components: STEEL4.0-Industrial Internet of Things Platform (IIoTP), STEEL4.0-Industrial Big Data Analyzer (IBDA), STEEL4.0- Machine Learning Library (TMLL), and STEEL4.0- Industrial Control Panel and Visualization (ICPV). The study concludes with future possible enhancements, related research questions and expected impact of the components' developments.

Keywords— Digitalization, industry 4.0, steel industry, process industry, automation, artificial intelligence, industrial automation, industrial digitalization, smart factory

I. INTRODUCTION

Regardless of the sector, all around the world industrial companies have huge potential to enjoy the benefits of implementing digitalization and automation [1], [2], [3], [4]. The concepts of digitalisation and automation are different, yet in practice they are used in combination to implement modern production processes [1].

Depending on approach and context, automation has been defined in different ways. In this study, we use the word automation in the context of manufacturing, and refer to automation as the application of machines to tasks once performed by human beings. Automation in the manufacturing sector began in the 1960s [5]. In the past 20 years, development of the digital technologies has evolved from industry 3.0 (1969s industry, enabled by electronic and IT systems to further automate production) to industry 4.0 (where production is enabled by cyber physical systems) [5].

The Digital Revolution, also called the Third Industrial Revolution, is a shift from mechanical and analogue electronic technology to digital electronics that started in the latter half of 1900s, where IT and computer technology are used to automate processes [6].

Due to accelerated rate of advances in digital technologies, the measurable tremendous impacts of digitalization are being observed in many sectors and the steel manufacturing industry is not an exception. For efficient manufacture of high-quality steel products, digitalization of systems, instrumentation, and control technologies using computers are essential [7], [8], [9].

This study presents automation and digitalization efforts towards digital transformation of a steel pipe production factory. Triggered by the demand in the steel industry, TEKNOPAR, an R&D performing SME, [10] has worked for automation and digitalization of steel pipe manufacturing plants. The level of automation studies covers simple control and industrial robotics and aims to go up to the level of cognitive automation, which is an important aspect in smart factories.

The rest of the paper is organized as follows: Section II provides background information related to industry 3.0 and industry 4.0 in general. Section III summaries automation related studies performed by TEKNOPAR at a steel pipe production factory, while industry 4.0 related work and outputs are explained in Section IV. Section V summarizes the future possible enhancements and presents the expected impacts of the applications of the related developments of STEEL4.0 components.

II. INDUSTRY 3.0 AND INDUSTRY 4.0

Industry 3.0 finds its ground on ANSI/ISA-95 “Enterprise - control system integration” which is an international standard to develop automated interfaces between enterprises and control systems. It is the well-known traditional industrial automation pyramid that divides a manufacturing system into layers: (1) production process, (2) sensing process where data generated by the real production process is collected and delivered by means of communication networks, (3) manufacturing control i.e. supervisory and automated controls, (4) manufacturing operations management where different levels of controls (workflow, batch and discrete) are used to control the production of the intended product and (5) business process systems where higher level business and operations management functions are supported. Industry 3.0 machinery

are marked with full electronics control and automation based on control and IT systems to automate production. Once a factory is automated with Industry 3.0 components, the next level will be to turn the factory into a smart one.

Industry 4.0 refers to smart manufacturing that is characterized by the will of self-learning, self-awareness, self-prediction, self-reconfiguration and self-maintenance all built on the knowledge of information technology rooted in digital analytics [11]. Artificial intelligence (AI), IoT and smart systems are among the main features of industry 4.0 [12]. The shift from current-generation to the next-generation industrial robotics is a shift from Automation to Collaboration [13], [14]. Many of the advancements and requirements related to Industry 4.0 are being fulfilled by the use of Reference Architectures and Standards [15]. Use of cognitive Digital Twins (DT) [4] integrates smart features and decision-making ability to cyber physical systems. In efforts to prepare an organization for the digital shift, digitalisation maturity level is measured. [16] Challenges and enablers towards increased digitalization has been studied by [16].

III. AUTOMATION STUDIES: A PATH TO INDUSTRY 3.0

Towards industry 3.0, automation studies conducted by TEKNOPAR in the steel manufacturing industry include but not limited to design and development of the following systems:

- automated machine components
- pipe transfer systems, and
- non-destructive testing systems.

To implement above listed systems, TEKNOPAR utilized different technologies servo-controlled motion systems, various PLC's (TIA Portal, STEP7 SMIATIC Manager, etc.), Industrial Communication Systems (PROFINET, PROFIBUS, DeviceNet, etc.), and SCADA interfaces (WinCC, Visual Studio, .NET, WinCC Flexible, etc.)

A. Automated Machine Components

The following machinery parts and components were automated: spiral welded pipe machines, power wave welding automation systems, laser seam tracking for internal and external welding.

B. Material Handling Systems

TEKNOPAR supplies conventional and full automated control for pipe transfer systems which are special systems of material handling systems (Fig 1) [17].



Fig. 1 Material handling system (pipe transfer systems)

C. Non-Destructive Testing Systems

Non-destructive testing enables to conduct tests without providing any damages on the tested items. TEKNOPAR has utilized different technologies and created three different testing systems used for NDT purposes: Ultrasonic testing (Fig 2), hydrostatic testing (Fig 3), and X-Ray testing (Fig. 4) [18], [19], [20].



Fig. 2 Ultrasonic testing system



Fig. 3 Hydrostatic testing system



Fig. 4 X-Ray testing system

IV. STUDIES RELATED TO INDUSTRY 4.0

TEKNOPAR was involved in multiple research projects to implement industry 4.0 related applications in steel pipe production. One of these projects is COGNITWIN – Cognitive plants through proactive self-learning hybrid digital twins has a digitalisation vision where the process plants can learn from past data and adopt to changes in the process [21]. These projects have partially resulted in development of a product family called STEEL4.0.

The components of STEEL4.0 are presented by the below figure:

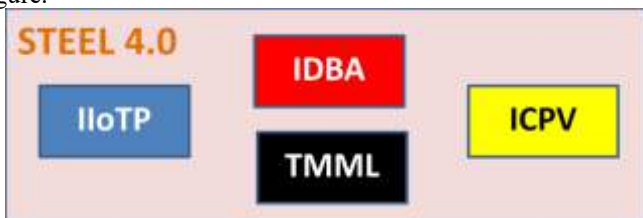


Fig. 5 STEEL4.0 Components

The purpose of TEKNOPAR's development in COGNITWIN is to generate a cognitive digital twin for predictive maintenance. For the displayed components in Fig 4, Reference [4] presents details of the digital twin developed for a steel pipe manufacturing plant.

A. STEEL4.0-Industrial Internet of Things Platform (IIoTP)

IIoTP is a generic data acquisition platform with specific builtin functions built to integrate data from Spiral Welded Pipe (SWP) machinery. IIoTP enables batch and real-time and stream processing, where real-time processing is performed at the edge and the cloud levels. The platform enables a smart

condition monitoring system. IIoTP provides a condition monitoring system and a network of sensors control process variations that can be used for many various purposes, including productivity and quality enhancements.

B. STEEL4.0- Industrial Big Data Analytics (IBDA)

IBDA generates meaningful information to be used for predictive maintenance and anomaly detection, by the other components, namely TMLL and ICPV. Mean, Max, Min, Std are calculated and features that are important for the model are extracted.

C. STEEL4.0- Teknopar Machine Learning Library (TMLL)

TMLL aims to build a cognitive digital twin of the SWP machinery. It uses multivariate real-time sensor data and PLC data to conduct machine learning algorithms to conduct real-time predictive maintenance of the SWP machinery. Different set of AI/ML/DL algorithms are used, and new algorithms can easily be added to the library. Currently, the algorithms aim for predictive maintenance. These algorithms are composed of supervised and unsupervised algorithms, and they include classification, clustering, and regression algorithms. Some algorithms included are LSTM, RF, GBT, MLP, AutoEncoder, SVM, KNN, etc.

D. STEEL4.0- Industrial Control Panel and Visualisation (ICPV)

ICPV is used to visualize real-time and historic data. The graphical user interface used by ICPV can be used for condition monitoring and predictive maintenance. Different types of graphs and charts are used to provide user friendly and easy to use displays.



Fig. 6 3D visualisation of the SWP machinery

V. CONCLUSIONS AND FUTURE ENHANCEMENTS

This study summarizes the efforts taken to automate a manufacturing facility, namely a steel pipe production plant to be industry 3.0 and later to activate as part of industry 4.0. These efforts realizing automation and targeting cognitive automation have resulted in STEEL4.0 product family.

Application of STEEL4.0 opens several future research questions to be answered: what are possible enhancements that can be realized in the components of STEEL4.0, in what ways and to what extend STEEL4.0 components contributes to the different processes at the facility. The level of industry 4.0 maturity may be assessed. TEKNOPAR aims to generalize its studies toward industry 4.0 compliant systems implementation.

ACKNOWLEDGMENT

The digitalization studies performed by TEKNOPAR at a steel pipe production plant has been supported partially by the COGNITWIN (Cognitive Plants Through Proactive Self-Learning Hybrid Digital Twins) project and by TÜBİTAK (The Scientific and Technological Research Council of Turkey) [22]. The COGNITWIN has been funded by the European Union's Horizon 2020 research and innovation programme under GA No.870130.

REFERENCES

- [1] Schumacher, A., & Sihm, W. (2020). Development of a Monitoring System for Implementation of Industrial Digitalization and Automation using 143 Key Performance Indicators. *Procedia CIRP*, 93, 1310-1315.
- [2] Albayrak Ö., Ünal P. (2021) Smart Steel Pipe Production Plant via Cognitive Digital Twins: A Case Study on Digitalization of Spiral Welded Pipe Machinery. In: Colla V., Pietrosanti C. (eds) *Impact and Opportunities of Artificial Intelligence Techniques in the Steel Industry*. ESTEP 2020. *Advances in Intelligent Systems and Computing*, vol 1338. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-030-69367-1_11
- [3] Cheng, J., Westman, J., "Effects of Digitalization in Steel Industry: Economic Impacts and Investment Model", Master of Science Thesis, TRITA-ITM-EX 2020:280, KTH Industrial Engineering and Management, Industrial Management, SE-100 44 STOCKHOLM
- [4] Ünal P., Albayrak Ö., Jomaa M., Berre A. (2021) Data-driven Artificial Intelligence and Predictive Analytics for the Maintenance of Industrial Machinery with Hybrid and Cognitive Digital Twins. *Technologies and Applications for Big Data Value*, Book Chapter 14. BDVA/DAIRO
- [5] Karabegović, I., & Husak, E. (2018). The Fourth Industrial Revolution and the Role of Industrial Robots: A with Focus on China. *Journal of Engineering and Architecture*, 6(1), 67-75.
- [6] https://en.wikipedia.org/wiki/Digital_Revolution [Online], Available: <https://www.onupkeep.com/answers/preventive-maintenance/industry-3-0-vs-industry-4-0>
- [7] ESSA, European Steel Skills Agenda, Blueprint "New Skills Agenda Steel": Industry-driven sustainable European Steel Skills Agenda and Strategy, Company Skills Requirements and Foresight, Version 1.0, January 2020, retrieved from URL: <https://www.estep.eu/assets/Uploads/ESSA-D5.2-Industry-Skills-Requirements-Version-1.pdf>, last accessed 2020/11/09.
- [8] Hinduja, H., Kekkar, S., Chourasia, S., Chakrapani, H. B.: Industry 4.0: Digital Twin and its Industrial Applications. *International Journal of Science, Engineering and Technology* 8(4), 2020, ISSN (Online): 2348-4098. An Open Access Journal. Retrieved from URL: https://www.researchgate.net/profile/Hitesh_Hinduja/publication/343713676_Industry_4_0_Digital_Twin_and_its_Industrial_Applications/links/5f3ba50d299b13404cd6750/Industry-40-Digital-Twin-and-its-Industrial-Applications.pdf, last accessed 2020/11/08.
- [9] Yoshizawa, I., Nakagawa, S.: *Development of Systems, Instrumentation, and Control Technologies for Steel Manufacturing Processes and Future Prospects*, Technical Review: NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL Technical Report No. 121 March 2019 Retrieved from: <https://www.nipponsteel.com/en/tech/report/nssmc/pdf/121-02.pdf> last accessed 2020/11/08.
- [10] TEKNOPAR, [Online], Available: <https://teknopar.com.tr/>, last visit: 14 March, 2021.
- [11] Adeyeri, Michael. (2018). From Industry 3.0 to Industry 4.0: Smart Predictive Maintenance System as Platform for Leveraging. *Arctic*. 71. 64-81.
- [12] Cheng, J., Westman, J., "Effects of Digitalization in Steel Industry: Economic Impacts and Investment Model", Master of Science Thesis, TRITA-ITM-EX 2020:280, KTH Industrial Engineering and Management, Industrial Management, SE-100 44 STOCKHOLM
- [13] Tantawi, K. H., Sokolov, A. and Tantawi, O., (2019), "Advances in Industrial Robotics: From Industry 3.0 Automation to Industry 4.0 Collaboration," 2019 4th Technology Innovation Management and Engineering Science International Conference (TIMES-iCON), Bangkok, Thailand, 2019, pp. 1-4, doi: 10.1109/TIMES-iCON47539.2019.9024658.
- [14] Zakoldaev, D. A., Shukalov, A.V., Zharinov, I. O., and Zharinov, O. O., (2019), "Modernization stages of the Industry 3.0 company and projection route for the Industry 4.0 virtual factory", IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, Volume 537, Issue 3. Retrieved from: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/537/3/032005/pdf>.
- [15] Ünal, P. (2019). Reference Architectures and Standards for the Internet of Things and Big Data in Smart Manufacturing. In 2019 7th International Conference on Future Internet of Things and Cloud (FiCloud) (pp. 243-250). IEEE.
- [16] Machado, C. G., Winroth, M., Carlsson, D., Almström, P., Centerholt, V., & Hallin, M. (2019). Industry 4.0 readiness in manufacturing companies: challenges and enablers towards increased digitalization. *Procedia Cirp*, 81, 1113-1118.
- [17] Pipe Transfer Systems [Online] Available: <https://teknopar.com.tr/urun/industrial-facilities/pipe-transfer-systems/81>, last visit 24 March 2021.
- [18] Ultrasonic Test systems [Online] Available: <https://teknopar.com.tr/urun/industrial-facilities/ultrasonic-test-systems/85>, last visit 24 March 2021.
- [19] Hydraulic Testing Machine [Online] Available: <https://teknopar.com.tr/urun/industrial-facilities/hydrostatic-testing-machine/82>, last visit 24 March 2021.
- [20] X-Ray Test Systems [Online], Available: <https://teknopar.com.tr/urun/industrial-facilities/x-ray-test-systems/86>, last visit 24 March 2021.
- [21] COGNITWIN [Online], Available: <https://teknopar.com.tr/arge/cognitwin-h2020/2>, <https://cordis.europa.eu/project/id/870130>.
- [22] TÜBİTAK, <https://tubitak.gov.tr/en>.

Mikro Alaşımli Çeliklerde Isıl İşlem Parametrelerinin Mikroyapı, Mekanik ve Aşınma Özelliklerine Etkisi

İnci YAHYAOĞLU*, Onur YAĞIZ**, Emre TÜREN***, Volkan KARAKURT**, Hanifi TAZE**, Yunus TÜREN**, Hayrettin AHLATCI**,

*YAHYAĞLU ÇELİK DÖKÜM FABRİKASI, KDZ.EREĞLİ/TURKEY

**KARABÜK ÜNİVERSİTESİ, MÜHENDİSLİK FAKÜLTESİ, METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ KARABUK/TURKEY

***SAKARYA ÜNİVERSİTESİ, MÜHENDİSLİK FAKÜLTESİ, MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ SAKARYA/TURKEY

incikaymak@yahyaoglodokum.com.tr, onuryagiz06@gmail.com, emreturen@hotmail.com, ylknkrkt75@gmail.com, hanifi-taze@hotmail.com, yturen@karabuk.edu.tr, hahlatci@karabuk.edu.tr

Özet-- Bu çalışmada çelik sektöründe döküm mamulü olarak kullanılan düşük karbonlu, mikro alaşımli iki farklı çeliğin (Bileşim-A ve Bileşim-B) mikroyapısına, sertlik, çekme dayanımı ve aşınma özelliklerine ısı işlem parametrelerinin etkisi incelenmiştir. Bunun için dökümü yapılan çeliklere 3 farklı ısı işlem parametresi uygulanmıştır. Bunlar; Normalizasyon ve fırında kontrollü soğutma (NRM+FRS), Normalizasyon, havada soğutma, temperleme ve fırında kontrollü soğutma (NRM+HVS+TMP+FRS) ve Normalizasyon, çift su verme, temperleme ve fırında kontrollü soğutma (NRM+FRS+ÇSV+TMP+FRS) ısı işlemleridir. Mekanik test sonuçlarına göre, mikro alaşım ilaveli ve çifte su verme ısı işlemi uygulanan Bileşim-A çeliği yüksek sertlik, akma-çekme dayanımına sahiptir ve aşınma oranı düşüktür. Çift su verme ısı işlemli yapılan Bileşim-A malzemesinin mikroyapısı ince beynit, ferrit ve martenzitik karakterdedir.

Anahtar Sözcükler— Mikro Alaşımli Çelikler, Isıl İşlem, Mikroyapı, Mekanik Özellikler, Aşınma.

1-GİRİŞ

Çelikler; demir elementi genellikle %0,2 ila %2,1 oranlarında değişen karbon miktarının bileşiminden meydana gelen bir alaşımdır. Çelikler; demir, karbon, az miktarda fosfor, silisyum, kükürt ve %1,5'u geçmeyecek oranda mangan içerirler. Bu tip çeliklere sade karbonlu çelikler denilir. Alaşımli çelikler ise %1'den az karbon içeren çelikler olup, çeliğin özelliklerini değiştirmek için diğer elementlerden yeterli miktarlarda ilave edilir. Diğer taraftan demir ile birlikte %0.25 oranına kadar karbon ve genellikle toplamı %2'den daha az oranda niyobyum, vanadyum, titanyum, alüminyum ve mangan gibi alaşım elementlerini ihtiva eden çelikler, yüksek dayanımlı mikro alaşımli çelikler olarak bilinmektedirler [1-6]. Mikro alaşımli çelikler son yıllarda özellikle otomotiv endüstrisi ve savunma sanayisinde önemli ölçüde kullanım alanı bulmuştur. Bu çelikler sanayide hadde mamulü ve döküm mamulü olarak çok geniş bir kullanım alanına sahiptirler. Bunun nedeni de bu çeliklerin yüksek mukavemete sahip olmalarının yanında iyi tokluk özellikleri de göstermeleridir. Mikro alaşımli çelikler, düşük maliyetli olması sebebiyle döküm yöntemiyle kompleks (karmaşık) şekilli parçaların üretilmesinde tercih edilir [7-9]. Mikro alaşımli çelikler krank millerinde, civatalarda, yaylarda bağlantı elemanlarında, basınç kaplarında, uçak parçaları yapımında, oto milleri üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır.

Çeliklerin içerdikleri karbon ve diğer alaşım elementlerinin oranı ve/veya ısı işlemler, çeliğin mikro yapısını etkileyerek daha iyi mekanik özelliklerin elde edilmesine olanak sağlamaktadır [10]. Bu çalışmada iki farklı bileşime sahip düşük alaşımli çeliklerin

mekanik özelliklerine ısı işlem parametrelerinin etkisi incelenmiştir. Bunun için 3 farklı ısı işlem parametresi değiştirilerek mikroyapı, sertlik, çekme dayanımı ve aşınma özellikleri belirlenerek, bu özellikler karşılaştırılmıştır.

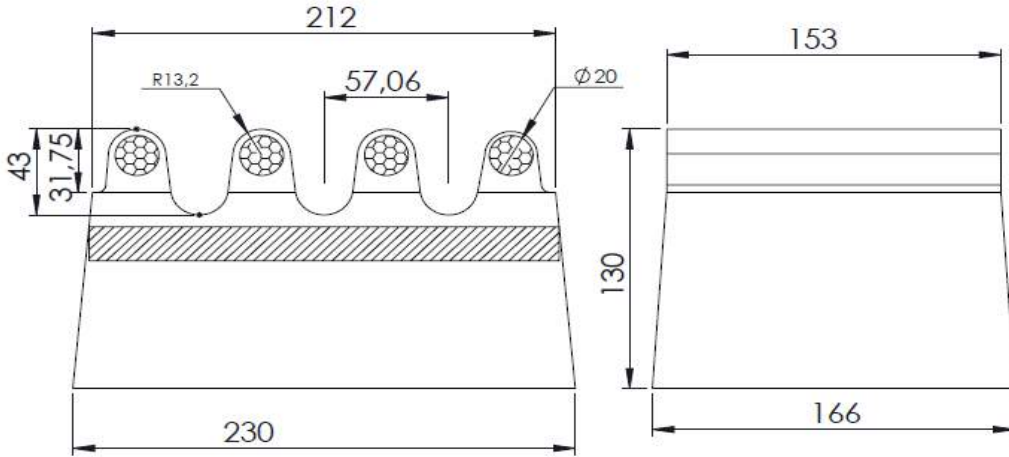
2-DENEYSEL ÇALIŞMALAR

DÖKÜM İŞLEMİ

Bu çalışmada kimyasal bileşimleri Tablo 1’de verilen düşük alaşımlı çelikler kullanılmıştır. Kimyasal analizlerin tespiti Oxford marka spektrometre cihazında yapıldı. Tablo 1’de ki bileşime sahip çelikler kuma döküm yöntemiyle üretilmiştir. Ergitme 1 ton kapasiteli Inductotherm marka indüksiyon ocağında yapıldı. Döküm sıcaklığı 1575°C seçildi. Döküm bozma süresi kesit kalınlığına göre 18 saat tercih edilmiştir. Numuneler mekanik testlerin efektif bir şekilde yapılabilmesi için aşağıda belirtilen (Şekil.1) formda dökülmüştür.

Tablo 1. Malzemelerin kimyasal kompozisyonu (% ağırlık)

Bileşim-A									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Cu
0,182	0,5	0,892	0,0127	0,0087	0,358	0,307	0,0607	0,0314	0,089
Bileşim-B									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Cu
0,117	0,488	0,923	0,0124	0,0076	0,174	0,14	0,116	0,0025	0,04

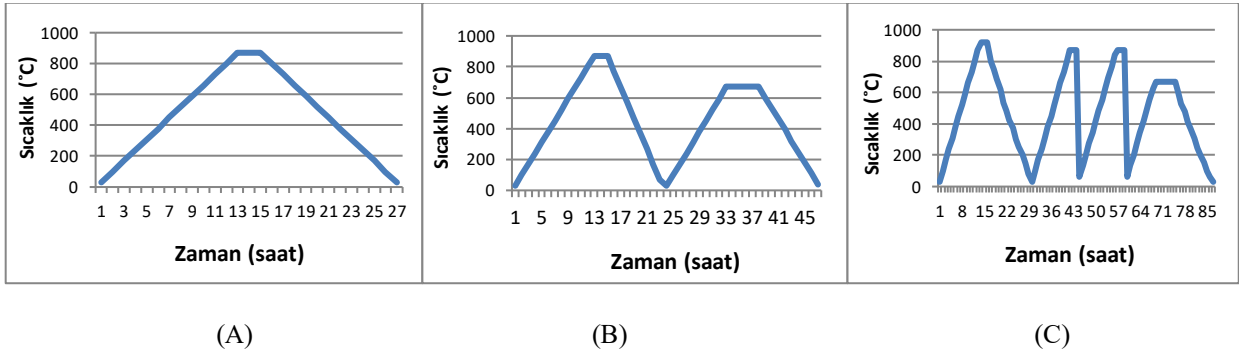


Şekil.1 Numunenin döküm formu

ISIL İŞLEMLER

Çalışmalarda 3 farklı ısı işlem parametreleri kullanılmıştır. Bu parametreler aşağıda kodlanarak belirtilmiştir; Şekil 2’de ısı işlem parametreleriyle ilgili sıcaklık ve süre grafikleri verilmiştir.

- Normalizasyon ve fırında kontrollü soğutma (NRM+FRS)
- Normalizasyon, havada soğutma, temperleme ve fırında kontrollü soğutma (NRM+HVS+TMP+FRS)
- Normalizasyon, Çift su verme, temperleme ve fırında kontrollü soğutma (NRM+FRS+ÇSV+TMP+FRS)



Şekil.2 Isıl işlem parametreleri; (A) NRM+FRS (B) NRM+ HVS+TMP+FRS (C) NRM+FRS+ÇVS+TMP+FRS

MİKROYAPI VE MEKANİK TESTLER

Mikro yapı incelemeleri Nikon Ters Metal Optik Mikroskop'ta gerçekleştirilmiştir. Çekme, çentik-darbe testleri için Şekil.2 'de akış şeması verilen ısıl işlem çeşitleri uygulanmış numuneler sırasıyla ISO 6892 ve ISO 148-1 standartlarına göre KMS Endüstri Makine Sanayi tarafından hazırlanmıştır. Çekme testi oda sıcaklığında hidrolik Universal 300 Ton kapasiteli TS EN ISO 7500-1, ASTM E4 10002-2, BS 1610 DIN51221'e göre CLASS 1 / 05 (opsiyonel) ALŞA marka test cihazında yapılmıştır. Sertlik testleri MARGEM laboratuvarında QNESS Q250M Makro sertlik ölçüm cihazı ile yapılmıştır. Çentik-darbe testi oda sıcaklığında ALŞA Marka test cihazında yapıldı.


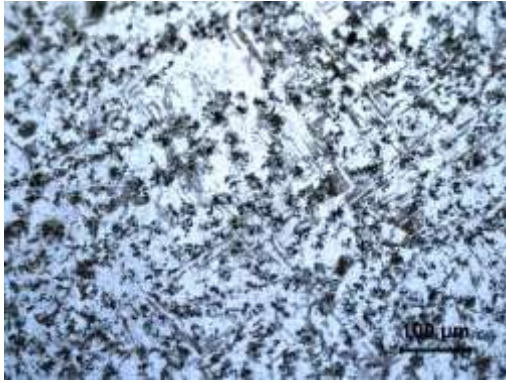
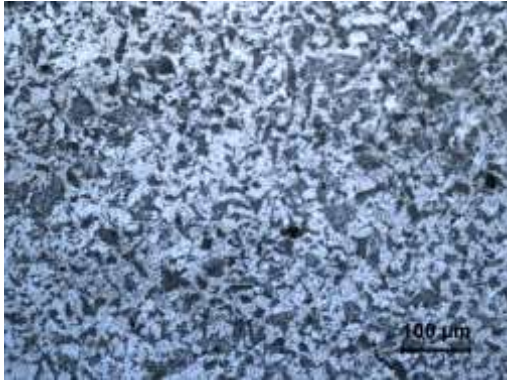
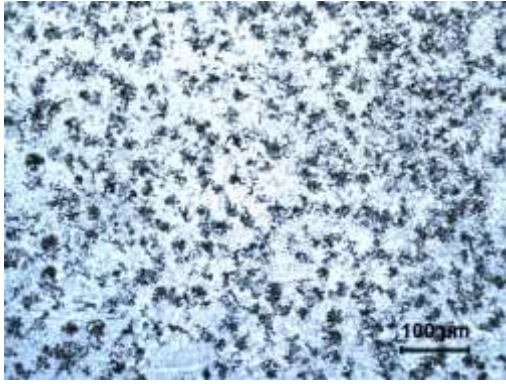
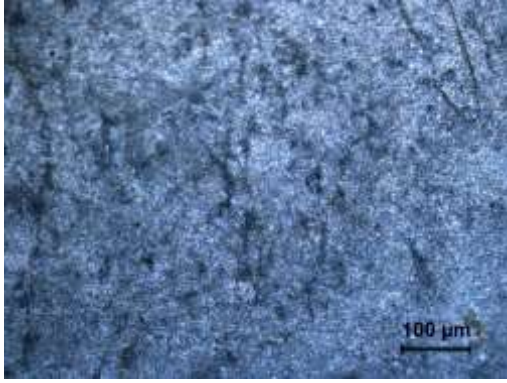
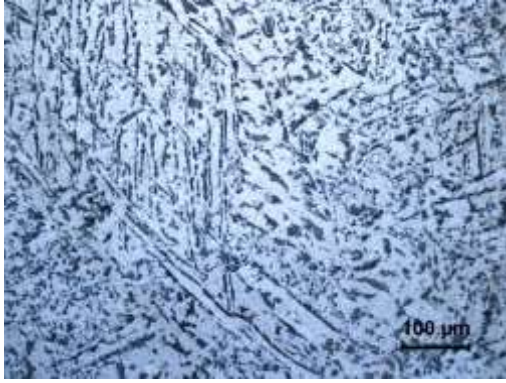
Aşınma testi için ise Halka üzeri blok (Block on Ring) aşınma cihazı kullanılmış olup karşı (aşındıran) malzeme ise 55HRC sertliğinde 1.2379 soğuk iş takım çeliğidir. Aşınma testleri için numuneler hassas kesim yöntemiyle kesilerek 20x20x10 mm3 boyutlarda hazırlanmıştır. Numunelerin aşınma cihazına takılmadan önce 0,0001 gr. hassasiyetli terazide ağırlık ölçümleri yapılarak kaydedildi ve ardından numuneler 40N yük altında aşınma cihazına yerleştirilmiştir. Her 2000m sonrasında ağırlık kaybı ölçülerek 6000m'ye kadar kayma mesafesi uygulanmıştır.

3-DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

MİKROYAPI SONUÇLARI

Bu çalışmada incelenen iki farklı bileşime sahip (Bileşim-A ve Bileşim-B) çelik malzemelerin farklı ısıl işlemler sonucu elde edilen mikroyapı sonuçları Şekil 3'de verilmiştir. Mikro alaşımlı Bileşim-A çeliğinin NRM + FRS ısıl işlemi sonrası ferrit miktarının fazla görülmesi krom ve molibdenin ferrit yapıcı özelliklerinden kaynaklanmaktadır. Bunun yanı sıra vanadyum ise hem ferrit yapıcı hem de ferrit tane sınırlarında çökelerek mekanik özellikler üzerine olumlu etki bıraktığı bilinmektedir.

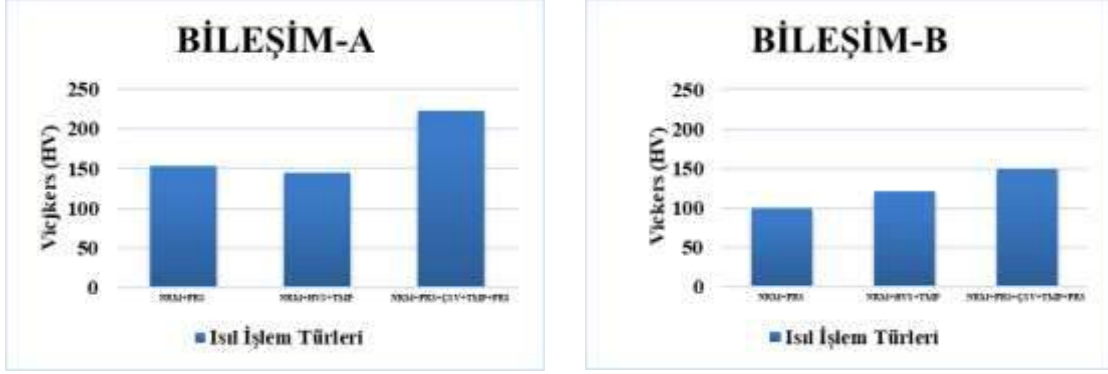
NRM+HVS+TMP ısıl işlemi uygulanmış alaşımların her birinde hem ferrit hem de perlit tanelerinin NRM+FRS ye kıyasla daha ince yapılıdır. Çift su verme işleminin yapıldığı NRM+FRS+ÇSV+TMP+FRS kodlu ısıl işlem parametresinde Bileşim-A'ya ait mikroyapı ince beynit, ferrit ve martenzitik görünürken Bileşim-B'ye ait mikroyapı kaba beynit, iğnemsî ferrit ve az miktarda da martenzitik yapı içermektedir. Ayrıca incelenen mikroyapılarda temperleme ısıl işlemi sonrası yarı küresel görünümünde karbürler ((Fe, Cr, V)₃C) görünmektedir.

	Bileşim-A	Bileşim-B
NRM + FRS		
NRM+HVS+TMP		
NRM+FRS+ÇSV+TMP+FRS		

Şekil.3 Bileşim-A (a) ve Bileşimi-B (b) çelik malzemelerinin farklı ısıl işlemler sonucu elde edilen mikroyapı görüntüleri.

MEKANİK DENEY SONUÇLARI

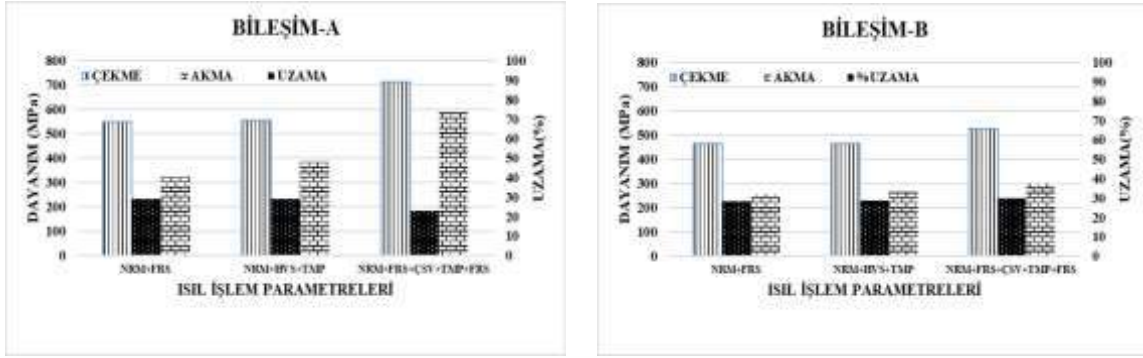
Bu çalışmada incelen alaşımların sertlik değerleri Şekil 4’de verilmiştir. Sertlik testleri sonucundan mikro alaşım elementlerinin ilavesiyle Bileşim-A’nın sertliğinin çok daha yüksek olduğu gözlemlenmektedir. Bileşim-B sertliğine kıyasla Bileşim-A’nın sertliği hemen hemen %40 oranında artış göstermiştir. Isıl işlem parametrelerinde ise çifte su vermenin sertlik değerindeki etkisi diğer parametrelere göre daha yüksek olmuştur. Ayrıca, bu çalışmada incelen alaşımların akma, çekme mukavemet değerleri ve süneklikleri Şekil 5’de görülmektedir.



(a)

(b)

Şekil. 4 Bileşim-A (a) ve Bileşimi-B (b) çelik malzemelerinin Vickers (HV) sertlik testi sonuçları.



(a)

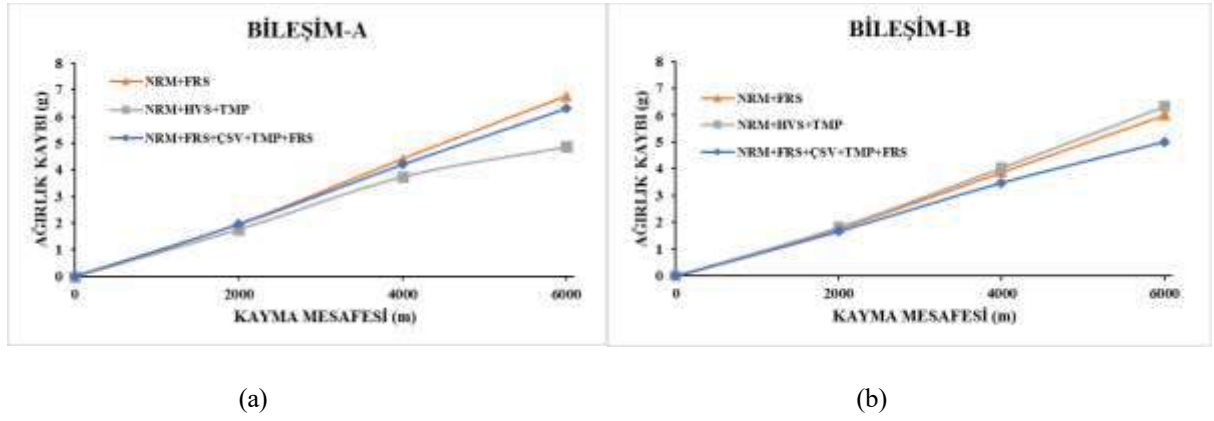
(b)

Şekil.5 Bileşim-A (a) ve Bileşim-B (b) malzemelerinin akma, çekme ve uzama değerleri.

Bileşim-A’nın çekme, akma ve uzama değerleri göz önüne alındığında ilk iki ısıl işlem parametresi olan NRM+FRS ve NRM+HVS+TMP+FRS kodlu koşullarda mukavemet değerlerinin hemen hemen değişmediği oysa NRM+FRS+ÇSV+TMP+FRS ısıl işlem parametresinde ise en yüksek mukavemet artışının olduğu görülmektedir. Bileşim-B’de ise ısıl işlem parametresiyle değişen mukavemet değerleri, Bileşim-A’nın mukavemet değerlerinden düşük olmakla birlikte, yaklaşık birbirlerine eşittir. Özellikle mikro alaşım ilaveli Bileşim-A’daki çeliklerde, çifte su verme içeren NRM+FRS+ÇSV+TMP+FRS koşulda en yüksek mukavemet değerlerine ulaşılmıştır. Dayanım ve sertlikteki iyileşmeler, mikro alaşımlı çeliklerde bulunan Cr, Mo, V’un metal karbür oluşturmaya ve vanadyumun çökmesine dayandırılabilir.

AŞINMA DENEY SONUÇLARI

Şekil 6 Bileşim-A ve Bileşim-B için, 40 N yük altında kayma mesafesi (m)-ağırlık kaybı (g) ilişkisini göstermektedir. İncelenen alaşımların ağırlık kaybı değişimleri kayma mesafesi ile lineerdir. Belirli bir kayma mesafesinde Bileşim-A için en düşük ağırlık kaybını NRM+HVS+TMP kodlu ısıl işlem parametresi sergiler iken Bileşim-B’de ise en düşük ağırlık kaybı NRM+FRS+ÇSV+TMP+FRS kodlu ısıl işlem parametresinde gözlenmiştir.



Şekil.6 Bileşim-A (a) ve Bileşim-B (b) malzemelerinin aşınma sonuçlarının karşılaştırılması.

Şekil 7’de aşınma yüzeylerinin makro görüntüleri verilmiştir. Aşınma yüzeylerinin makro görüntülerinden aşınma mekanizmasının şiddeti olup abrazif iz oluşumu ile karakterize edilmektedir. NRM+FRS kodlu ısı işlem parametresi uygulanmış Bileşim-A’nın aşınması parça kopmalı derin ve geniş yiv oluşumu şeklindedir. Gerek Bileşim-A gerekse Bileşim-B’nin en az aşınan koşullarının makro görüntüleri koyu siyahımsı görünümde olup bir miktar oksit filmi ile kaplanmış izlenimi vermektedir. Aşınma yüzeylerinde oksit filmin oluşumu aşınma direncini iyileştirmesi Wei Jiang ve diğerlerinin [11] çalışması ile uyumludur

		AŞINMA YÜZEYLERİ	
		Bileşim-A	Bileşim-B
NRM + FRS	NRM + FRS		

Şekil.7 Bileşim-A(a) ve Bileşimi-B(b) çelik malzemelerinin aşınma yüzeylerinin makro görüntüleri

4-GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada; Düşük karbonlu, mikro alaşımlı iki farklı çeliğin (Bileşim-A ve Bileşim-B) mikroyapı, sertlik, çekme dayanımı ve aşınma özelliklerine ısıtıl işlem parametrelerinin etkisi incelenmiştir ve elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibidir.

1. Mikro alaşım ilaveli ve çiftte su verme ısıtıl işlemleri malzemelerin mikro yapısında ince beynit, ferrit ve martenzitik yapı gözlenmiştir.
2. En yüksek çekme mukavemeti değerlerine ve aynı zamanda en yüksek sertlik artışına NRM+FRS+ÇSV+TMP+FRS kodlu ısıtıl işlem koşulunda ulaşılmıştır.
3. Mikro alaşım ilaveli ve çiftte su verme ısıtıl işlem uygulanan (Bileşim-A) çeliği yüksek aşınma direnci göstermiştir.

TEŞEKKÜR

Yazarlar, Mikro Alaşımli Çeliklerde Isıl İşlem Parametrelerinin Mikroyapı, Mekanik ve Aşınma Özelliklerine Etkisi- başlıklı projesi için YAHYAOĞLU ÇELİK DÖKÜM 'e, İnci YAHYAOĞLU 'na ve KARABÜK ÜNİVERSİTESİ BİLİMSEL ARAŞTIRMA PROJELERİ KOORDİNATÖRLÜĞÜ'ne teşekkür eder.

REFERANSLAR

- [1] Topbaş, M. A., 1998, Çelik ve Isıl İşlem El Kitabı, Prestij Yayıncılık Bas. Hiz. İstanbul, 75-96 ,593 s.
- [2] Ashby, M. F. and Jones, D.R.H., 1998, Engineering Materials, 2nd ed., Oxford, UK: Butterworth-Heinemann, 125-132 p., (vol. 1). 322p, (vol. 2). 392 s.
- [3] Savaşkan, T, 1999, Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, 213-271, Derya kitapevi, 285 s.
- [4] Erdoğan, M., Mühendislik alaşımlarının yapı ve özellikleri, 2000, Nobel Yayın Dağıtım Ltd Şti, Ankara,120-153, 338 s.
- [5] Meyrick, Glyn, 2001, Steel class notes and lecture material for MSE 651.01-Physical Metallurgy of Steel, 111, 174 s.
- [6] Yıldırım, M.M., Doğan, Z.S., Pakdil, M. ve Cakan, A., 2001, Mühendislik Malzemeleri -I- MKU Mustafa Kemal Üniversitesi Yayınları, No:9, İskenderun, 110-116, 180 s.
- [7] Şen, U., Bindal, C., Yılmaz, F., 1995. Çeşitli Yenileme İşlemlerine Uğrıtılan SAE 4140 Tank Palet Çeliklerinin Özellikleri, 6. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, 70-75 s.
- [8] Tekin, E., 1992. Mühendisler İçin Çelik Seçimi, MMO Yayın No, 119, 285 s.
- [9] Güleç, Ş., Aran, A., 1987. Malzeme Bilgisi, Cilt, 2, TÜBİTAK Yayını, MBEAE Matbaası, Gebze
- [10] Gülgen, İ.S., 2008. İş Makineleri Tırnakları Üretiminde Kullanılan Az Alaşımlı Çeliklerin Isıl İşlemi.
- [11] Jiang, W., Zhu, S., & Wang, S. (2020). Effect of sliding speed and hardness on wear behavior and mechanism of AISI H13 steel. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology, 234(11), 1822-1833.

An overview of using Nano-fluid to optimize the Thermal conductivity of the Flat plate solar collectors-A

* Omar Alhadethi ⁺, Sarah Alhusaini ⁺, Selami Sağıroğlu ⁺

* *Mechanical Engineering department-Selcuk University
Konya-Turkey*

omar.hadeethi@lisansustu.selcuk.edu.tr

+ *Mechanical Engineering department-Karabuk University
Karabuk-Turkey*

sarasu8176@gmail.com

+ *Mechanical Engineering department-Karabuk University
Karabuk-Turkey
ssagioglu@karabuk.edu.tr*

Abstract— solar energy is one of the strongest candidates among renewable energy to face the problem of fossil fuel depletion. This study is surveying the researcher's studies in the Nano-fluid field of using as a heat absorb from solar collectors to increase their efficiency. The definition of Nanoparticles and the chemical structure was addressed, and the most important challenges and difficulties facing researchers have been explained. Previous studies and experiments that have been completed on the topic of using Nano-fluid are presented. The study concluded that Nano-fluid is considered one of the unique absorbent fluids because it has high thermal conductivity. It was also found that the biggest challenge facing researchers in the field of nanoscale liquid is the high cost.

Keywords—Solar energy, Renewable Energies, Nano-fluid, fossil fuel, thermal conductivity

I. INTRODUCTION

The energy demand increases by around 15 billion metric tons per year, the search for renewable energy sources is imperative to avoid dependence on fossil sources, as they are harmful to the environment [1]. Solar energy is the best solution to the problem of fossil fuel depletion, as well as solar energy contributes to reducing global warming. In fact, exposure to the flat plate solar collectors to high temperatures causes their efficiency to decrease, so it is necessary to cool down continuously. Nano-fluid affected by many parameters:

- Nano-particle size
- Nano-particle shape
- Nano-particle thermal conductivity
- Basic fluid type
- Nano-fluid temperature.

(Z.said 2013) Examined experimentally the physical and thermal properties of AL_2O_3 and its effect on flat plate solar collectors. It was mentioned that AL_2O_3 is preferred and essential due to its unique physical and thermal properties. The results indicated that the viscosity increased when the concentration and size of the nanoparticles increased

designed by dispersing nanoparticles in conventional heat transfer fluid. Consist of a mixture of the base fluid like an Ethylene Glycol oil and lubricant, and nanoparticles like metals, metallic oxide, Non-metallic oxide, and phase change material. Nano fluids have a widpers application like solar thermal applications, automobile applications, electronic cooling applications, medical applications, and military applications. Nano-fluid thermal conductivity is affected by the following factor: like thermal conductivity of the Nano-fluid increases linearly with the Nano-particle volume concentration, metallic Nano-particles have a higher thermal conductivity than non-metal ones. The cylindrical shape of the Nanoparticles has a higher thermal conductivity than the spherical shape. If the Thermal conductivity of the base fluid increases Nano-fluid Thermal conductivity increases too. Many operations parameters can be affected by the thermal conductivity of the Nano-fluid like Nano-particle concentration was considered $1.5m^2$ nanoparticle size 40 nm, and a mass flow rate change from 0.1- 0.3kg/min. The results showed:

- Efficiency of the flat plate solar collectors increases when increasing mass flow rate.
- Value of Reynolds is 2192.
- Using CUO- H_2O increases the efficiency of the flat plate solar collectors by 16.7% [2].

The viscosity of (AL_2O_3) Nano-fluid increases with increasing temperature. Viscosity is highly dependent on the concentration and size of the nanoparticles and the temperature. (Yousefi et al. 2012) Experimentally investigating the effect of a multi wall carbon nanotube (MWCNT) on the flat Plate solar collectors. Carbon Nanotubes have physical, mechanical, thermal and electrical properties. Triton X-100 as a dispersion, the results indicated that:

- Increase Nanotubes particles size causes in optimize flat plate solar collector's efficiency.
- Using Triton X-100 as a dispersion causes in optimize flat plate solar collector's efficiency.
- Also they reported the main problem of carbon nanotubes is water dispersion [3].

(Yousefi et al. 2013) Experimentally investigating the change of the value of PH for multi wall Carbon Nanotubes (MWCNs) on the efficiency of the flat plate solar collectors. Triton X-100 was used as a dispersant. The results of the experiment showed that reducing or increasing the PH values had a positive effect on a multi carbon nanotube (MWCNT) and thus a positive effect on flat plate solar collectors. (Zamzamian et al. 2014) Studied and produced a new method for the manufacture of Copper traction, where the white fractionation of Nanoparticles was 0,2 and the value of volume flow was 0,5 kg/min. The results showed that increasing the size of the nanoparticles white fractionation increases the efficiency of the flat plate solar collectors [4]. (Alim, et al 2013) Studied theoretically the entropy analysis of different types of Nano-fluid such as (Al_2O_3 , CUO, SIO_2 , and TIO2). The results showed that:

- Copper oxides (CUO) have a capacity of 4.3 reduction.
- The heat transfer coefficient improved by 22.15%.
- The concentration of copper oxides has an influence on the heat transfer coefficient values [5].

(Said, et al. 2014) Experimentally investigating the efficiency, Exergy, heat transfer, pressure drop, and pumping power losses for flat plate solar collectors, using a single wall of carbon nanotubes (SWCNT), Nano-fluid absorption area, and 1.5m². The results showed that:

- Specific temperature of a single carbon nanotube wall decreases with increasing the size of the nanoparticles and increasing the friction.
- The entropy generated decreases with the increase in the volume of friction and the increase in the flow volume of the fluoride
- A single carbon nanotube wall showed a high amount of nanotube, which means high heat transfer and great thermal conductivity [6].

(Moghadam, et al. 2014) Experimentally investigated the performance and efficiency of flat plate solar collectors using CuO-H₂O; the absorption area was considered 1.5m² nanoparticle size 40 nm, and mass flow rate change from 0.1-0.3 kg/min. The results showed that:

- Efficiency of the flat plate solar collectors increases when increasing mass flow rate.
- Value of Reynolds is 2192.
- They found that using CuO-H₂O increases the efficiency of the flat plate solar collectors by 16.7% [7].

II. Nanoparticles specification

Nanofluid is characterized by its unique physical and thermal properties, which made it interest topic for researchers, especially it optimize the physical and thermal properties of many devices . In the next part a comprehensive review of the most important nanoparticles, their physical properties and chemical composition.

1.Copper oxide (CuO):

- Increases the efficiency of flat plate solar collectors 16.7%.
- Highest heat absorption.

- Formula: Cu₂O.
- Molecular mass: 143.09 g /mol.
- Density: 6 g/cm³.
- Boiling point: 1.800° C [8].

2.Single-walled carbon nanotube (SWCNT)

- 4.3% reduction in entropy production of flat plate solar collectors.
- Increase the heat transfer coefficient of flat plate solar collectors by 15.3%.
- High chemical stability.
- Have a high thermal conductivity [9].

3.Titanium oxide (TiO₂)

- It can remain stable for more than a month.
- Increases thermal conductivity by 6%.
- Highest energy efficiency 76.6% and exergy efficiency 16.2%.
- Formula: TiO₂.
- Molecular mass: 79,866 g/mol.
- Density: 4.23 g/cm³.
- Melting point: 1.843 °C [10].

4. Multi-Walled Carbon Nanotubes (MWCNT)

- high chemical stability.
- have a high thermal conductivity, as can be seen in the Fig[11].

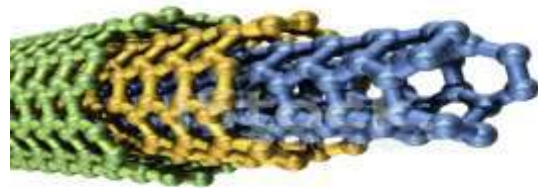


Fig. Multi-Walled Carbon Nanotubes (MWCNT)

5. Alumina (Al₂O₃)

- Alumina (Al₂O₃) can be increase the flat plate solar collectors around 32.4%.
- It increases the performance of the heat transfer of the solar collector.
- Average heat transfer by convection higher than radiation.
- The viscosity of the Nano-fluid depended on the temperature .
- Formula: Al₂O.
- Molecular mass: 101.96 g/mol.
- Melting point: 2,072 °C.
- Density: 3.95 g/cm³.
- Boiling point: 2,977 °C [2].

6. Graphene nanoplatelets (GRP)

Solar collector efficiency increased with the increase in the mass flow rate of the graphene nanofluid [12].

7. Silicon dioxide (SiO₂)

- Silicon dioxide (SiO₂) can be increase the flat plate solar collectors around 1.1%.
- The maximum increase in collector efficiency 8%.
- Formula: SiO₂
- Melting point: 1.710 °C.
- Molecular mass: 60.08 g/mol.
- Density: 2.65 g/cm.

8. Zinc oxide (ZnO)

- Density (kg/m³): 5600
- Particle diameter: 60 nm
- Formula: (ZnO).
- Molecular mass: 81.38g/mol.
- Density: 5.61 g/cm³.
- Melting point: 1.975°C [13].

III. NANO-FLUID PREPARATION

There are two ways to prepare the Nano-fluid one-step method and two-step method. The commonly used and inexpensive method is the two-step method that can be shortened by adding nanopowders to water or ethylene glycol, and then exposing the mixture to ultrasonication for the process of homogenization between molecules because the nanoparticles have a tendency to agglomerate and still in the below as can be seen in the Fig.2[14].

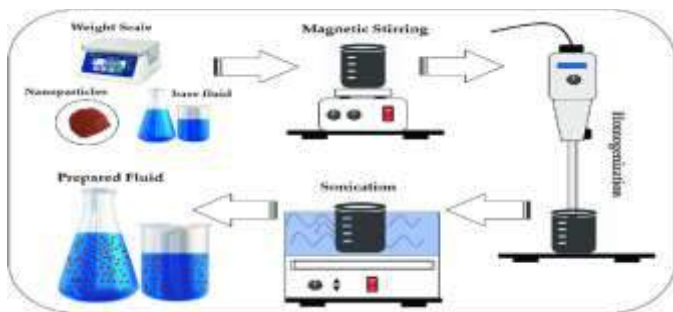


Fig.2 Schematic diagram of nano-fluid preparation method (two-step method)

IV. MOTIVATION OF NANO-FLUID

- Great increase in thermal conductivity
- Thermal diffusion: The thermal diffusion increases when using nanomaterials and thus increases the rate of heat transfer.
- Viscosity: Addition of Nano-fluid particles improves its thermal properties.
- Improved heat transfer coefficient.

- The environmental aspect: the use of Nano-fluid in flat plate solar collectors reduces carbon dioxide emissions in the environment.
- Large ratio of surface area relative to volume: nanoparticles have a large surface area relative to volume, which leads to an increase in the transfer of heat between the solid particles and the fluids.
- High absorption coefficient to reduce losses.

V. CONCLUSIONS

Using Nano-fluid as a absorbent fluid showed an increase in collector efficiency. The biggest challenge of using Nano-fluids is production cost. Proper dispersion of Nano-particle and high stability are necessary for proper absorption of sunlight and increase the efficiency of the solar collector. The main reason behind the increase in collector efficiency was the abnormal increase in thermal conductivity using Nano-fluids.

ACKNOWLEDGMENT

I would like to express my gratitude, thank my lord (ALLAH) for being with me all the way during this time. I would like to thank my family for their support.

REFERANCES

- [1] Omar AL-HADEETHI and S. Sağıroğlu, "Numerical investigations of the effect of operation temperature and relative humidity on the pem fuel cell mechanical engineering," 2020.
- [2] Z. Said, M. H. Sajid "Experimental investigation of the thermophysical properties of AL2O₃-nanofluid and its effect on a flat plate solar collector," *Int. Commun. Heat Mass Transf.*, vol. 48, pp. 99–107, 2013.
- [3] T. Yousefi, F. Veisy, "An experimental investigation on the effect of MWCNT-H₂O nanofluid on the efficiency of flat-plate solar collectors," *Exp. Therm. Fluid Sci.*, vol. 39, pp. 207–212, 2012.
- [4] A. Zamzamin, M. KeyanpourRad "An experimental study on the effect of Cu-synthesized/EG nanofluid on the efficiency of flat-plate solar collectors," *Renew. Energy*, vol. 71, pp. 658–664, 2014.
- [5] M. A. Alim, Z. Abdin "Analyses of entropy generation and pressure drop for a conventional flat plate solar collector using different types of metal oxide nanofluids," *Energy Build.*, vol. 66, pp. 289–296, 2013.
- [6] Z. Said, R. Saidur "Analyses of exergy efficiency and pumping power for a conventional flat plate solar collector using SWCNTs based nanofluid," *Energy Build.*, vol. 78, pp. 1–9, 2014.
- [7] A. J. Moghadam, M. Farzane-Gord "Effects of CuO/water nanofluid on the efficiency of a flat-plate solar collector," *Exp. Therm. Fluid Sci.*, vol. 58, pp. 9–14, 2014, doi: 10.1016/j.exptthermflusci.2014.06.014.
- [8] S. Sami, "Analysis of nanofluids behavior in a pv-thermal-driven organic rankine cycle with cooling capability," *Appl. Syst. Innov.*, vol. 3, no. 1, pp. 1–21, 2020.
- [9] I. M. Mahbulul, M. M. A. Khan "Carbon nanotube nanofluid in enhancing the efficiency of evacuated tube solar collector," *Renew. Energy*, vol. 121, pp. 36–44, 2018.
- [10] Z. Said *et al.*, "Performance enhancement of a Flat Plate Solar collector using Titanium dioxide nanofluid and Polyethylene Glycol dispersant," *J. Clean. Prod.*, vol. 92, pp. 343–353, 2015.
- [11] P. Van Trinh *et al.*, "Enhanced thermal conductivity of nanofluid-based ethylene glycol containing Cu nanoparticles decorated on a Gr-MWCNT hybrid material," *RSC Adv.*, vol. 7, no. 1, pp. 318–326, 2017.
- [12] T. S. Y. Moh, T. W. Ting, "Graphene Nanoparticles (GNP) nanofluids as key cooling media on a flat solar panel through micro-sized channels," *Energy Reports*, vol. 6, pp. 282–286, 2020.
- [13] S.Meibodi, A. Kianifar "Experimental investigation on the thermal

efficiency and performance characteristics of a flat plate solar collector using SiO₂/EG-water nanofluids,” *Int. Commun. Heat Mass Transf.*, vol. 65, pp. 71–75, 2015.

[14] H. Babar and H. M. Ali, “Airfoil shaped pin-fin heat sink: Potential evaluation of ferric oxide and titania nanofluids,” *Energy Convers. Manag.*, vol. 202, no. October, p. 112194, 2019.

Investigation of Machinability of Carbon Fiber Reinforced Polymer (CFRP) Materials with Uncoated Cutting Tools

Yasin Özgürlük*

*#Bartın University, Faculty of Engineering,
Architecture and Design,
Metallurgical and Materials Engineering Department,
Turkey, Bartın
yozgurluk@bartin.edu.tr*

Abstract— Carbon fiber reinforced polymer (CFRP) materials are used in many industrial areas such as the aviation and space industry due to their superior properties such as high strength and lightweight. In this study, CFRP materials were machined with uncoated (WC-Co) carbide-based cutting tools. The process was carried out at cutting speeds of 150 m / min and 300 m / min, tooth feed rates of 0.10 and 0.25 mm / min, and a fixed cutting width of 0.5 mm. In the experiments, the effects of different machining parameters on the surface roughness and tool wear on the workpiece were investigated. Detailed analyzes of cutting tools and CFRP material were performed by scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectrometer (EDS), and elemental mapping images after machining. In the surface roughness values obtained with the carbide cutting tool, it was determined that the surface roughness values obtained at high cutting speed were lower than the values obtained at low cutting speed. It was determined that flank wear occurred due to the abrasive structure of the workpiece used in the wear images of the uncoated cutting tool.

Keywords— Carbon fiber reinforced polymer (CFRP), machinability, tool wear, machining.

Investigation of Microstructural properties of Cr₃C₂-NiCr Coatings Produced by the Atmospheric Plasma Spray (APS) Technique

Derviş Özkan*

*#Bartın University, Faculty of Engineering,
Architecture and Design,
Mechanical Engineering Department,
Turkey, Bartın
dervisozkan@bartin.edu.tr*

Abstract— Thermal spray coatings are widely used in industrial applications to prevent damage such as wear, oxidation, and corrosion. Atmospheric plasma spray (APS) coatings allow easy, fast and high-efficiency coating production depending on the process properties. They are used in the production of metallic and ceramic coatings in many industrial areas like aerospace and automotive industry. In this study, Cr₃C₂-NiCr coatings were produced by the APS technique. Microstructural properties, porosity, and oxide content of the produced coatings were determined using a scanning electron microscope (SEM) and microstructure analysis program.

Keywords— Atmospheric plasma spray (APS), Cr₃C₂-NiCr coating, microstructure, porosity, oxide.

Effect of graphite nanoparticles on impact properties of aluminum matrix FMLs

Mustafa Babanlı¹, Nurlan Gurbanov^{2#}, Kamala Ismayilova³, Yusif Tanriverdiyev⁴

[#nurlan.gurbanov@asoiu.edu.az](mailto:nurlan.gurbanov@asoiu.edu.az)

Department of mechanical engineering and material science, Azerbaijan State Oil and Industry University^{1,2,3}

Intelligent Control and Decision Making Systems in Industry and Economics RL, Azerbaijan State Oil and Industry University⁴
Avenue Azadlig 20, Baku, Azerbaijan

Abstract— In this article, 1 mm thick 7075-T6 quality aluminum sheets were produced using unidirectional carbon fiber fabric and epoxy resin, and FMLs were produced in 4/3 stacking order. The effect of adding 0.5% graphene nanoparticles to pure epoxy on the impact properties of FMLs was investigated. As a result of the impact tests performed while 0.5% graphite nanoparticles were added to the epoxy resin, an increase of 2% (Flat) and 13.6% (Side) was observed in the impact energy of laminated composite materials.

Keywords— composite material, nanoparticle, aluminium sheet, impact test.

I. INTRODUCTION

Layered composites consist of matrix and reinforcing fibers. The resin forming the matrix part can be thermoplastic or thermoset-containing. Fibers used as reinforcement elements are generally produced from e-glass and carbon, however, kevlar reinforcements come to the fore in ballistic applications. Layered composites, namely laminate structures, are formed by putting layers in different directions in the direction of the material axes on top of each other and bringing them together. Laminates can be formed from randomly oriented, unidirectional or different directional fiber reinforced layers in the matrix according to the manufacturing method [1].

Fiber metal laminated composites are structural materials currently used extensively in the aerospace industry. Aluminum matrix and fiber reinforced composites (ARALL, CARALL, GLARE) are produced commercially and used in the industry. However, laminated composite material production with alternative metal alloys or different fiber reinforcements still maintains its appeal as an area open to development.

Due to their high fracture toughness, low fatigue crack growth and good strength properties, 7075-T6 grade aluminum alloys are ideal for the production of FML used for primary body structures including aircraft fuselage and wing skin [2-3].

One of the most effective ways to increase the adhesion properties between layers in FMLs is to add nanoparticles to polymer resins. Graphene nanoparticles (GNPs) have become an emerging and potential nano-filler material in metal and polymer matrix due to their excellent properties and low cost [4-5].

The impact strength of FMLs can be defined as the ability of materials to absorb impact energy when subjected to impact loading until deformation or rupture occurs [6].

As a result of the researches in the literature, it has been seen that one of the most effective ways to increase the mechanical properties of FML composite materials is to add nanoparticles to polymer resins. The purpose of this study is to produce graphene nanoparticle reinforced hybrid FML composite materials and examine their impact characteristics.

II. EXPERIMENTAL STUDIES

A. Material production

FML composites are produced in the order of Al / KF 0° - KF 0° / Al / KF 0° - KF 0° / Al / KF 0° - KF 0° / Al with 1 mm thick 7075-T6 aluminum sheet and 2 layers of unidirectional carbon fiber fabric reinforcement between them. Fiber directions are reinforced parallel to the roll direction of the aluminum sheet. The stacking order and symbolic representation of the produced FMLs are given in Figure 1.

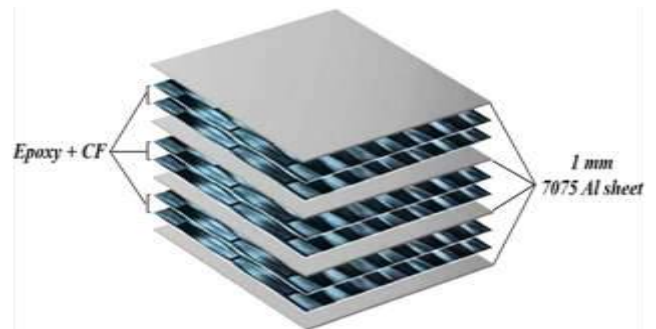


Fig. 1 The sequence of the composite material produced presented schematically.

7076-T6 aluminum alloy is preferred as a matrix material in the production of the composite due to its superior properties such as light weight, strength and heat treatment. Before lamination, the surfaces of 7075-T6 quality aluminum sheets were roughened with 60 sandpaper. After this process, surface roughness was measured and the Ra value was found to be 1.8µm. The EDS image of 7075-T6 aluminum alloy is shown in figure 2. The chemical components and mechanical

properties of the aluminum sheet are given in tables 1 and 2 accordingly.

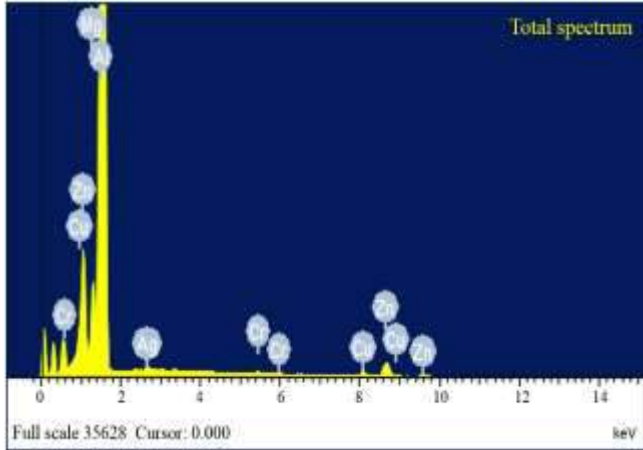


Fig. 2 EDS image of 7075-T6 aluminum sheet taken in SEM.

TABLE I
CHEMICAL COMPOSITIONS OF 7075-T6 ALUMINUM ALLOY [7].

Component	wt (%)	Component	wt (%)
Cu	1.2 - 2.0	Fe	Max 0.5
Mg	2.1 - 2.9	Cr	0.18 - 0.28
Mn	0.3	Zn	5.1 - 6.1
Si	0.4	Ti	Max.0.15
		Al	Other

TABLE II
MECHANICAL PROPERTIES OF 7075-T6 ALUMINUM ALLOY [8].

Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%50)	Hardness (Brinel)
min-max	min-max	min-max	min-max
460-505	530-570	10	140-160

One-way carbon fiber fabric used as a reinforcement element between aluminum plates is made of 12k carbon fiber yarn and has high performance, one-way rigidity and strength. MGS L326 branded epoxy resin is used in the production of FML. 2D structured graphite used as filling material has 3 nm thickness, 1.5 μm (GNP) diameter (500 m^2 / g , 99.5% purity) dimensions.

In the first stage, pure epoxy resin and hardener (100:25) are homogeneously mixed to produce hybrid FMLs. Nanocar Co. Ltd. The 0.5% GNP nano filling material provided by the company for advanced production processes was mixed homogeneously with epoxy resin with the help of ultrasonic homogenizer, and the necessary mixture was prepared for the composite samples in the second series.

After all the preparations required for lamination in FML composites were completed, the materials were cured in a hot pressing device at 120 ° C under 1 ton pressure for 3 hours. After 3 hours, the material taken from the hot pressing device was left to cure at room temperature for 24 hours.

B. Impact tests

Charpy impact test was applied to determine the impact strength of FMLs produced within the scope of the study at room temperature according to ASTM E23. For each group, 3 impact test samples of 55x10 mm were used. Impact tests were carried out on ZWICK brand 450 J impact test device. Impact tests were applied to the samples in two different directions, as flatwise and sidewise. The images of FML composite samples to be impact tested are given in Figure 3.

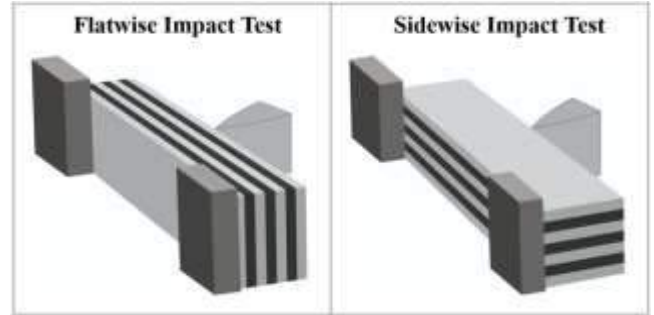


Fig. 3 Symbolic representation of the directions of the impact test.

III. RESULTS AND DISCUSSION

The impact test results of FMLs produced with pure epoxy resin and 0.5% GNP added epoxy resin at a speed of 5.23 m /sec according to the ASTM E23 standard are shown in Figure 4.

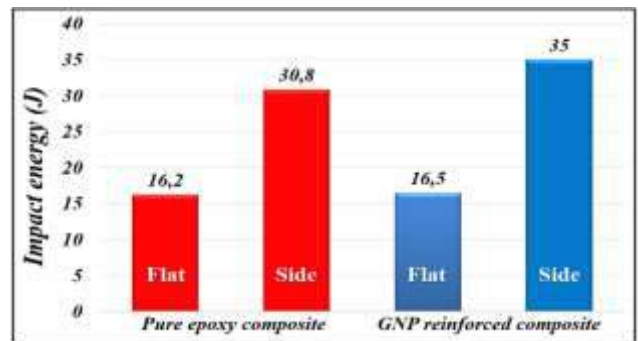


Fig. 4 Impact test results of FMLs.

When the graphic is examined, it is seen that FMLs produced with 7075-T6 aluminum sheet, unidirectional carbon fiber and epoxy resin have impact energy values of flatwise 16.2J and sidewise 30.8J. Addition of 0.5% GNP increased the impact energy value of these FML composites by 2% in the flatwise and 13.6% in the sidewise, reaching the values of 16.5J and 35J. Askin [1] examined the impact test results of FMLs produced in 3/2 stacking order with the addition of 1% GNP and 0.5% CNT into 2024-T3 aluminum sheet, unidirectional carbon fiber piece and epoxy resin. As a result of his experiments, he found that adding 1% GNP increased the impact energy by 7% laterally and by 14% at 0.5 KNT. The results of the literature research conducted prove the data we have found experimentally. The increase in the impact energy of FMLs is entirely due to the properties of the graphite nanoparticles used.

IV. CONCLUSIONS

In this study, FMLs were produced in 4/3 stacking order and the effect of adding graphene nanoparticle to epoxy resin on the impact properties of this composite was investigated experimentally.

- When the results of the impact tests applied to the produced FMLs flatwise and sidewise are examined, the highest impact energy was seen in FML composites with 0.5% GNP addition with 16.5 J (Flat), 34 J (Side) values.

REFERENCES

- [1] Şahin, Y., “Kompozit Malzemelere Giriş”, Ankara: Seçkin Yayıncılık, 424s, 2006.
- [2] K. Senthila, M.A. Iqbala, P.S. Chandel, N.K Guptac, “Study of the constitutive behavior of 7075-T651 aluminum alloy”.International Journal of Impact Engineering, 108, 171-190, 2017.
- [3] Reddy T.P, “Development and wear behavior investigation on aluminum-7075/B 4 C/fly ash metal matrix composites”, Adv Compos Hybrid Mater, 3:255–65, 2020.
- [4] Ang, F., Drzal, L.T., Qin, Y., Huang, Z, “Mechanical Properties And Thermal Conductivity Of Graphene Nanoplatelet/Epoxy Composites”, J. Mater. Sci., 50, 1082–1093, 2015.
- [5] Lee, C., Wei, X., Kysar, J.W., Hone, J. “Measurement Of The Elastic Properties And Intrinsic Strength Of Monolayer Graphene”, Science, 321, 385–388, 2008.
- [6] Malingam, S. D., Jumaat, F. A., Ng, L. F., Subramaniam, K., and Ghani, A. F. A., “Tensile and impact properties of cost-effective hybrid fiber metal laminate sandwich structures”, Advances In Polymer Technology, 37 (7), 2385–2393, 2018.
- [7] Dayo Isadare., Bolaji Aremo., Mosobalaje Oyebamiji Adeoye., Oluyemi Olawale, “Effect of Heat Treatment on Some Mechanical Properties of 7075 Aluminium Alloy”, Materials Research, 16(1), 90-194, 2013.
- [8] https://www.protolabs.com/media/1014719/7075_t651.pdf
- [9] AŞKIN M. Y., “Alüminyum ve Magnezyum Matrisli Prepreg Takviyeli Lamine Kompozit Malzeme Üretimi ve Özelliklerinin İncelenmesi”, Doktora Tezi, Karabük Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Karabük.Türkiye. 162 s, 2020.

Investigation of the Effect of Boronizing On Force Controlled Fatigue Behaviour in Rail Steel

Mustafa Yunus AŞKIN*

*+Iron and Steel Institute (MARGEM), Karabuk University
Türkiye
myunusaskin@karabuk.edu.tr*

Abstract— In this study, boronizing process was applied to the rail steels at 850°C for different periods (2, 4 and 6 hours). After the boronizing microstructure analysis were carried out by Scanning Electron Microscope (SEM) and optical microscope (OM). Then, force-controlled fatigue test was conducted to the original and boronized samples. The results show that, when the number of cycles versus the load are compared, the fatigue performances of the original samples are close to the boronized samples at low applied loads. However, especially at higher loads, 4 and 6 hours of boring treatment have shown better performance. When all the conditions were evaluated, boronized sample for 4 hours exhibited best fatigue performance among the samples.

Keywords— Steel, Boronizing, Fracture Toughness, Rail Steel

Green Steel and Future Steel Visions

Bülent Aydemir

TUBITAK National Metrology Institute (TUBITAK UME) Force Laboratory, Gebze-Kocaeli, Turkey

bulent.aydemir@tubitak.gov.tr

Abstract — Steel is one of the most traded commodities in the international arena. People discuss the steel industry's enormous carbon footprint and consider alternative production modes. Green steel is a slogan expressing environmentally friendly steel production with reduced carbon emissions.

Since our country is one of the important steel-producing countries in the world, it is necessary to carry out studies on green steel production and to follow the studies carried out in other countries. In this study, policies and studies in the field of green steel are examined in detail, together with examples. It is aimed to convey this information to steel producers in our country regarding the subject.

Keywords— Green steel, CO₂ emission, climate change

I. INTRODUCTION

It is a slogan that expresses environmentally friendly steel production as the answer to the question of what is green steel. "Green steel" can be expressed as a label that is easy to apply but much more difficult to obtain. Besides, «Green steel» refers to steel production with carbon emissions (carbon footprint) that can be monitored, as much as possible with reduced carbon emissions.

The 2050 targets for future investments in the steel industry should be analyzed. The presented methodology can be used to define what "green steel" is and what policies will be needed to comply with climate goals. The methodology is built on a life cycle perspective. Connects the 2050 targets and possible technical pathways for the steel industry

Climate change has an increasing place in the global political agenda (Fig.1). Many governments are announcing ambitious environmental targets, raising the need to develop low carbon versions of the steel material.

With the increasing importance of renewable energy and the recent commitments of many automakers around the world to switch to electric motors, heavy industries such as steel, cement and petrochemicals that require excessive heat are likely to be one of the next targets of the world (Fig.4).



Fig. 1. Temperature index of global

II. CO₂ EMISSIONS IN STEEL PRODUCTION

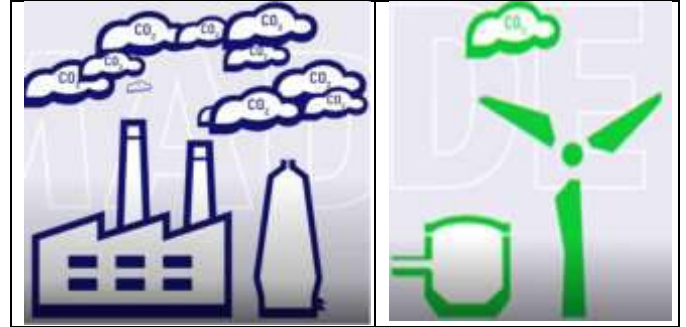


Fig. 2. CO₂ emissions in steel production

Fig. 3. CO₂ emissions in green steel production

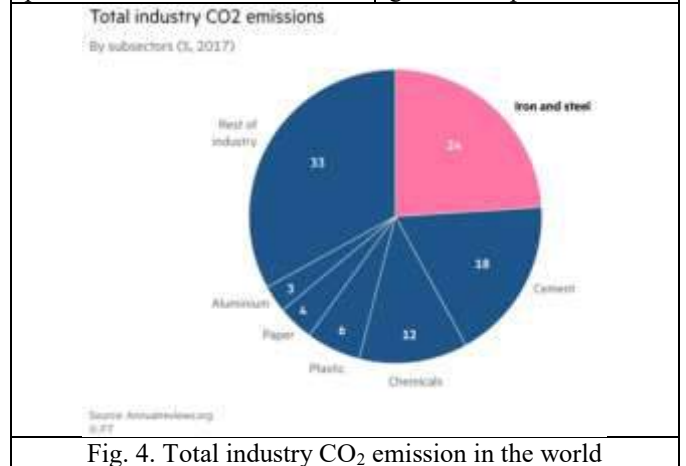


Fig. 4. Total industry CO₂ emission in the world

By 2020, steelmaking is estimated to be responsible for 7 to 9 percent of direct fossil-fueled greenhouse gas emissions. Making 1 ton of steel produces about 1.8 tons of carbon dioxide (Fig.2,3,4).

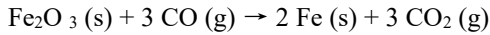
Since the beginning of the Industrial Revolution (about 1750), human activity has generated a 45% increase in atmospheric carbon dioxide concentration from 280 ppm in 1750 to 415 ppm in 2019.

Steel is essential for modern life. A huge carbon footprint of the steel industry is discussed and alternative production methods are evaluated.

To understand how to reduce emissions from steelmaking, you must understand how it is produced. The basic understanding of this subject is that there are two main processes for steel production. One of them is called blast

furnace (BF) - basic oxygen furnace (BOF) method, the other is electric arc furnace (EAF).

When we mine iron ore, it is obtained inbound with plenty of oxygen. It is necessary to eliminate the oxygen in the iron. Most of the emissions from steelmaking come from the industrial process using coal as the carbon source that removes oxygen from iron ore in the following chemical reaction in a blast furnace (Fig.5):



Then we get steel by adding alloying elements, carbon, chromium, zinc, and other elements.

About a tenth of global greenhouse gas emissions come from steel. Good recycling practices will reduce the steel industry's environmental impact. Thanks to better recycling, infinite recyclability of iron can be used. This means that less iron ore has to be processed than greenhouse gas-intensive processes.

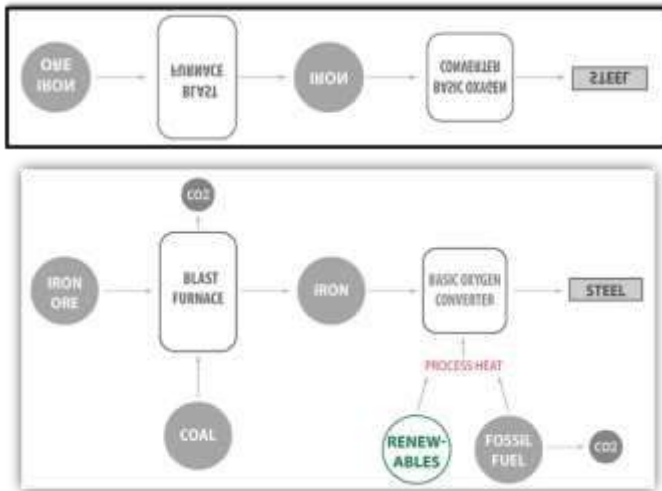


Fig. 5. Steel production from iron ore

III. POLICIES ON GREEN STEEL

The Paris Agreement is an agreement within the United Nations Framework Convention on Climate Change, concluded in Paris in 2015, and its purpose includes taking necessary measures to keep global warming below 2 °C, even operating below 1.5 °C. It started in 2020.

According to the International Energy Agency, to meet global climate and energy targets, steel industry emissions must fall by at least half by the middle of the century, and then it is aimed to be reduced to zero.

There is a widespread consensus that if we want to contribute to achieving the climate targets set in the Paris agreement, it is not enough to increase efficiency in the blast furnace alone. Different and groundbreaking technologies are urgently needed.

Some of the world's largest steelmakers, including ArcelorMittal, Thyssenkrupp, and Baowu Group in China, are working on various stages of transforming their lab concepts into an industrial reality. Some even announced targets for "net-zero" emissions.

US president Joe Biden has proposed to set up a climate research agency with goals that include "the decarbonization of industrial heat needed to make steel, concrete and chemicals",

as well as rejoining the Paris climate agreement, which pledges to reduce global temperature increases to well below 2 °C.

"You cannot expect steel to move forward at its current pace and then reach net zero in emission," says Carole Ferguson, head of investor research at CDP, the climate assessment group. Honestly, I think it's not fast enough. He says you need to start investing now to be able to make the transition.

Without incentives, green steel is extremely expensive for producers. This is why decarbonization of heavy industry is said to be difficult. Trials of several different technologies are really expensive for a single firm unless there is a big profit. Technologies and policies that can help promote environmentally sustainable production processes are needed.

It is stated that the European governments have accepted the absence of taxes in this area to support the growth of renewable energy.

In addition to funding for sustainable projects under the "European Green Deal", it is stated that plans are being prepared for a "carbon limit adjustment mechanism" to apply a CO₂ load to certain goods currently entering the union. The idea is to avoid other cheap foreign products by protecting companies that invest in expensive green technologies.

Some manufacturers state that from a cost perspective and economic analysis they have yet to see the right conditions to facilitate a wholesale change across the industry.

"These technologies will increase the cost of our steel. It's not cheap and our customers should be prepared to pay for it," says Lakshmi Mittal chairman of the board.

IV. STUDIES ON GREEN STEEL

In 2003, the World Steel Association (worldsteel) launched the "CO₂ Breakthrough Program", an initiative to exchange information about regional activities around the world.

Five key directions identified from ore-based steelmaking pathways to breakthrough technologies to reduce CO₂ emissions (Fig.6):

- Coal
- Hydrogen
- Electrons
- Biomass
- Carbon capture and storage

Energy-saving potential technologies in 2016, it is shown in fig. 7.



Source: www.ulcos.org
Fig. 6. Ore-based steelmaking pathways to breakthrough technologies to reduce CO₂ emissions

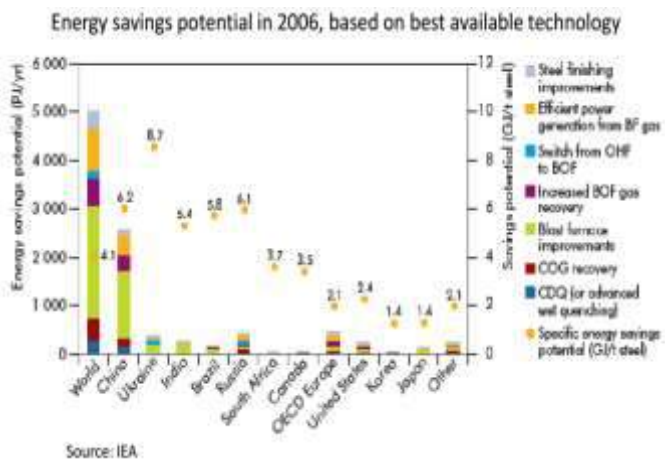


Fig. 7. Energy-saving potential technologies

As the steel industry is one of the largest emitters of CO₂ contributing 7-9% of global greenhouse gas emissions, it is imperative to find a low carbon process for primary steel production to stick to a 1.5 °C path.

Several non-coal-based technologies for primary steel production are currently being tested and are the most advanced hydrogen-based direct reduction method.

In the United States and the European Union, the transition to hydrogen-based steel production represents an opportunity for new assets to instantly reduce CO₂ emissions by 20% and 40%, respectively.

Given that electricity and coking coal prices are not interdependent, the additional 20% cost of hydrogen-based steel production can be met with electricity prices of \$ 15-20 / MWh or less. This is a cost level already achieved by many renewable power plants today. While this may seem promising, all-steel mills of all companies currently investing in or committed to zero carbon technology represent only 8% of global steel production. A market and financial intervention are needed to accelerate the deployment of low carbon technologies. Because it is stated that the transition speed should be 100 times the current situation to stick to the targeted path of 1.5 °C.

Another important statement of intent last year announced China's "carbon neutral" target by 2060. This will require major improvements in steel mills, which are responsible for about a third of the country's industrial emissions. The superpower in Asia has a very significant influence on the global market as the source of half of the world's steel.

The most ambitious plans are the principle of converting iron ore to metal, using "clean" hydrogen gas as a new alternative energy source (Fig 8).

"In the laboratory setting, it is known that H₂ is in principle capable of reducing iron ore to metallic iron under the right conditions." But so far no one has done this on an industrial scale," says Lutz Bandusch, ArcelorMittal's senior manager.

It has been announced that it will begin trials using hydrogen gas to reduce iron ore at a pilot plant of SSAB in Lulea, northern Sweden. It is said that this process will cause almost no CO₂ emissions apart from the by-product water vapor. This focuses on reorganizing an existing system called direct

reduced iron, which accounts for a small percentage of steel production worldwide. Natural gas is normally injected into DRI furnaces. Instead, SSAB will use clean hydrogen gas produced in a facility called an electrolyzer that runs on renewable electricity.

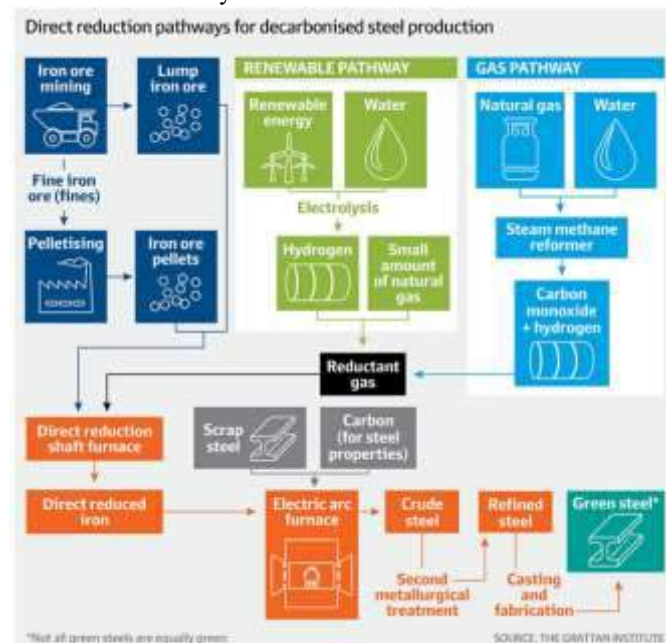


Fig. 8. Decarbonized steel production based on H₂

If at one end of the goal is the complete elimination of CO₂, other initiatives aim to prevent the escape of gases or to design intermediate solutions that can reduce emissions over time.

ArcelorMittal is building a plant at its Ghent factory in Belgium that will transform toxic waste wood into "bio-coal" with a lower CO₂ footprint to replace part of its structure in its blast furnaces. At the same facility, ArcelorMittal announced that it will spend € 165 million at the plant to capture waste gases.

In August last year, Thyssenkrupp announced plans to build a plant in Germany that could produce "carbon neutral" steel by 2025 using hydrogen from renewable energy sources instead of coal.

Chinese Baowu Group, one of the world's largest steelmakers, says the industry is working to reduce greenhouse gas emissions.

The US-based company Boston Metals, which left the Massachusetts Institute of Technology and supported by Bill Gates, says it has developed a technology to make brand new emission-free steel using electricity. In a method that is not different from aluminum production, it consists of a steel shell with 2 m edges, which it calls "molten oxide soup", including iron ore, where the current is passed through a cell. Far away from the blast furnaces up to 35 meters high that can be seen in large steel mills, the idea is that Boston Metal will supply small modular units to production sites that can be scaled to demand. Chief executive officer Tadeu Carneiro describes this as "the reverse of the battery". He says, "We're injecting electricity."

"The cell will produce a very pure iron that you can add other elements to get your high-quality steel," he says.

Fig 9 and 10 are shown in CO₂ emissions from different steelmaking pathways and their estimated utilization rates up to 2060.

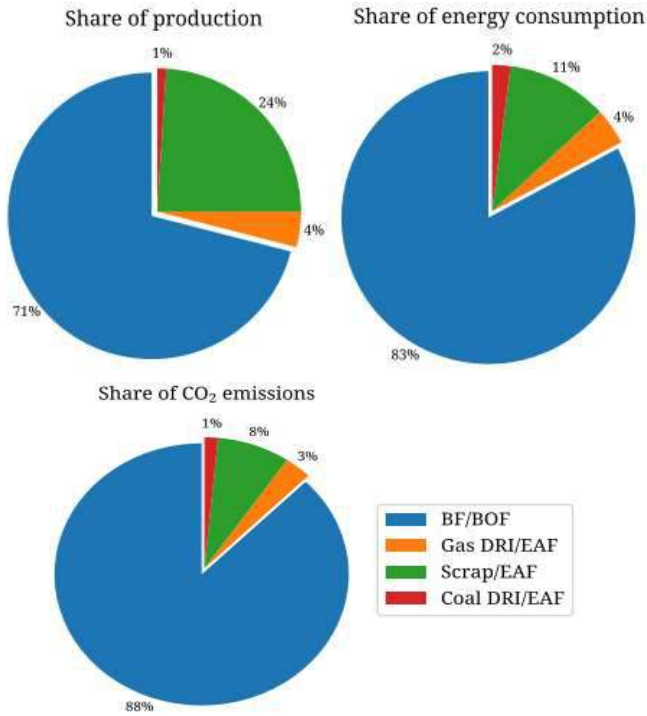


Fig.9. Share of CO₂ emissions from a) production, (b) energy consumption, and (c) different steelmaking pathways (the blast-furnace (BF), basic oxygen furnace (BOF), direct reduced iron (DRI), electric arc furnace (EAF))

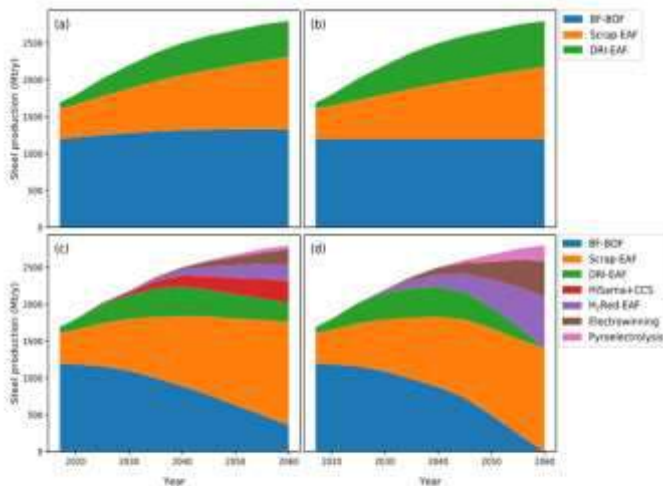


Figure 2: Assumed installed capacities of different technologies in each year from 2017–2060. (a) Business-as-usual (BAU), (b) Best-available-technology (BAT) and BAT+CCS, (c) Limited deployment of low- and zero-carbon technologies and maximum recycling, (d) Zero-carbon scenario.

Fig. 10. Installed capacities of different technologies were assumed each year between 2017 and 2060. (a) Business as usual (BAU), (b) Best available technology (BAT) and BAT + CCS, (c) Limited use of low and zero-carbon technologies and maximum recycling, (d) Zero-carbon scenario.

V. CONCLUSION



Steel is one of the most traded commodities in the international arena. Our country is one of the important steel-producing countries in the world. Studies on green steel production must be carried out in our country and should follow the studies carried out in other countries. This study has been prepared to raise awareness on the “green steel”.

REFERENCES

- [1] Simon Evans, (2021). The race for ‘green steel’ depends on hydrogen advances, The Australian Financial Review, 2021
- [2] Tony Wood, (2020). Green steel is no longer a fantasy, Australian Financial Review 2020
- [3] Michael Pooler (2021). ‘Green steel’: the race to clean up one of the world’s dirtiest industries, The Financial Times, 2021
- [4] Chris Bataille, (2020). The Environmental Appeal of Green Steel, with Chris Bataille, Resources for the Future, 2020
- [5] Christian Kurrer, (2020). The potential of hydrogen for decarbonising steel production, EPRS | European Parliamentary Research Service, 2020:
- [6] Anthony de Carvalho, (2010). Challenges & opportunities for the steel industry in moving towards green growth Green Growth Workshop Seoul, 4 March 2010
- [7] Mahesh Venkataraman and at all, (2019). Zero-carbon steel making: The opportunities and role of Australia in nurturing a ‘green steel’ industry, <http://energy.anu.edu.au>, 2019
- [8] Vogl, V., & Åhman, M. (2019). What is green steel? Towards a strategic decision tool for decarbonising EU steel. In ESTAD proceedings [P532] ESTAD 4th.

Effect of Pre-Strain Application to the Fatigue Life of Reinforcing Steel

M. Mevlüt KARACA*, Alper İNCESU[†]

**Mechanical Engineering, Karabuk University
Karabuk, Turkey
mmevlutkaraca@karabuk.edu.tr*

*[†]Metallurgical and Materials Engineering, Karabuk University
Karabuk, Turkey
alperincesu@karabuk.edu.tr*

Abstract—In this study, three different amounts of tensile pre-strain (0.5%, 2.5% and 5%) were applied to S420 quality construction steel. High cycle fatigue were applied to non-pre-strained and pre-strained steels under the appropriate loads specified in the ISO 15630-1 standard. Also tensile test was applied to specify the increases in yield strength of specimens. Fatigue lives were evaluated over 10 million cycles. It has been determined that the fatigue life increases in parallel with the increase in the yield strength of the material due to the pre-stress application.

Keywords— strain hardening, work hardening, pre-strained reinforced steel, fatigue test, high cycle fatigue test, S420 steel