

6th International IRON & STEEL SYMPOSIUM

UDCS 23

IMPORTANT DATES



Abstract Submission Deadline
Apr 14, 2023



Acceptance of Abstracts
Apr 20, 2023



Full Text Submission Date
Apr 14, 2023



Symposium Date
May 11-12-13, 2023

udcs23.karabuk.edu.tr

UDCS'23

The Proceedings of Sixth International Iron and Steel Symposium (UDCS'23) May 11-13, 2023, Karabuk University, Karabuk, TÜRKİYE.

Edited by:

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

Copyright

ISBN 978-605-9554-80-0

©29 May 2023, UDCS'23 Karabuk University
Karabük, TÜRKİYE
<http://udcs23.karabuk.edu.tr/>
udcs23@karabuk.edu.tr

These proceedings include the original papers submitted to UDCS'23. It is accessed in free of charge. All scientific and linguistic responsibilities of the published articles belong to their authors.

The Sixth International Iron and Steel Symposium (UDCS'23)
11-13 May 2023

Karabuk University, Karabuk, TÜRKİYE

HONORARY COMMITTEE

Prof. Dr. Refik POLAT, Karabuk University, Rector
Prof. Dr. Mustafa YAŞAR, Karabuk University, Vice Rector

CHAIR

Prof. Dr. Yavuz Sun, Karabuk University

ORGANIZATION COMMITTEE

Assoc. Prof. Dr. Engin CEVİK, Karabuk University
Assoc. Prof. Dr. M. Emre TURAN, Karabuk University
Assoc. Prof. Dr. Fatih AYDIN, Karabuk University
Assist. Prof. Dr. Safa POLAT, Karabuk University
Assist. Prof. Dr. Alper INCESU, Karabuk University
Assist. Prof. Dr. Yasin AKGUL, Karabuk University
Assist. Prof. Dr. Betül ERCAN, Karabuk University
Dr. M. Yunus AŞKIN, Karabuk University
Prof.Dr.Mustafa ACARER, Selçuk University
Assoc.Prof.Dr.Cemal ÇARBOĞA, Nevşehir Hacı Bektaş Veli University
Assoc.Prof.Dr. Mustafa BOYRAZLI, Fırat University
Assos.Prof.Dr.Yuksel AKINAY, Van Yüzüncüyıl University

SCIENTIFIC COMMITTEE

Prof.Dr Adem KURT, Gazi Üniversitesi
Prof.Dr Ahmet DURGUTLU, Gazi Üniversitesi
Prof.Dr.Ahmet EKERİM Yıldız, Teknik Üniversitesi
Prof.Dr.Ahmet KARAASLAN, Yıldız Teknik Üniversitesi
Prof.Dr.Ali GUNGOR, Karabük Üniversitesi
Ph D Ali RAMAZANI, Massachusetts Institute of Technology
Prof.Dr Anthony D. ROLLETT, Carnegie Mellon University
Prof.Dr Behcet GULENC, Gazi Üniversitesi
Prof.Dr. Bilge DEMİR, Karabük Üniversitesi
Doç.Dr. Bulent AYDEMİR, TÜBİTAK-UME
Prof.Dr.Bulent KURT, Nevşehir Hacı Bektaş Veli University
Prof.Dr.Burak DİKİCİ, Erzurum Atatürk University
Prof.Dr.David K. MATLOCK, Colorado School of Mines
Doç.Dr. Engin GEDİK, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr Enver OKTAY, İstanbul Üniversitesi
Doç.Dr. Erkan KOC, Karabük Üniversitesi
Doç.Dr. Ersoy ERİŞİR, Kocaeli Üniversitesi
Prof.Dr.Eyup Sabri KAYALI, İstanbul Teknik Üniversitesi
Prof.Dr.Fatih HAYAT, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr.Fatma MEYDANERİ TEZEL, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr.Hakan ATES, Gazi Üniversitesi
Prof.Dr.Halil DEMİR, Karabük Üniversitesi
Doç.Dr. Hamza SIMSİR, Karabük Üniversitesi
Doç.Dr. Harun CUG, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr.Hasan GOKKAYA, Karabük Üniversitesi
Doç.Dr. Hasan KARABULUT, Karabük Üniversitesi
Dr.Öğr.Üyesi Hatice EVLEN, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr.Hayrettin AHLATCI, Karabük Üniversitesi
Doç.Dr. Hayriye ERTEK EMRE, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr.Huseyin CIMENOGLU, İstanbul Teknik Üniversitesi

Dr.Öğr.Üyesi Huseyin DEMIRTAS, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr.Huseyin KURT, Necmettin Erbakan Üniversitesi
Prof.Dr.Ihsan KORKUT, Gazi Üniversitesi
Prof.Dr.Ismail EKMEKCI, İstanbul Ticaret Üniversitesi
Prof.Dr.Ismail ESEN, Karabük Üniversitesi
Researcher Ivan Enrique Campos SILVA, Instituto Politecnico Nacional
Prof.Dr.Jahan RASTY, Texas Tech University
Prof.Dr.Kamil ARSLAN, Karabük Üniversitesi
Dr.Öğr.Üyesi Kemal DAVUT, İzmir Yüksek Teknoloji Enstitüsü
Prof.Dr.Kiyotaka MATSUURA, Hokkaido University
Prof.Dr.Macit OZENBAS, Orta Doğu Teknik Üniversitesi
Prof.Dr.Mahdi MAHFOUF, Sheffield University
Doç.Dr. Mehmet Akif ERDEN, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr.Mehmet EROGLU, Fırat Üniversitesi
Prof.Dr.Mehmet OZALP, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr.Mehmet OZKAYMAK, Karabük Üniversitesi
Doç.Dr. Mehmet UNAL, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr.Melik CETIN, Karabük Üniversitesi
Dr.Öğr.Üyesi Metin ZEYVELI, Karabük Üniversitesi
Ph.D Mihai Alin POP, Transilvania University of Brasov
Doç.Dr. Muharrem DUGENCI, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr.Mustafa BOZ, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr.Mustafa GUNAY, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr.Mustafa URGEN, İstanbul Teknik Üniversitesi
Prof.Dr.Niyazi OZDEMIR, Fırat Üniversitesi
Prof.Dr.Nizamettin KAHRAMAN, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr.Osman ÇULHA, Manisa Celal Bayar University
Dr.Peter DEARNLEY, Birmingham University
Prof.Dr.Ramazan KACAR, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr.Rasit KOC Southern, Illinois University
Prof.Dr.Salim ASLANLAR, Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi
Doç.Dr. Selami SAGIROGLU, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr.Suleyman GUNDUZ, Karabük Üniversitesi
Dr.Öğr.Üyesi Suleyman YASIN, Karabük Üniversitesi
Doç.Dr Uğur ÇALIGÜLÜ, Fırat Üniversitesi
Doç.Dr Ulas MATIK, Karabük Üniversitesi
Dr.Öğr.Üyesi Volkan KILICLI, Gazi University
Doç.Dr Yakup KAYA, Karabük Üniversitesi
Prof.Dr.Yasar YETISKEN, Karabük Üniversitesi
Doç.Dr Yunus TUREN, Karabük Üniversitesi
Dr.Öğr.Üyesi Fazıl HÜSEM, Karabük Üniversitesi

SECRETARIAT

Muhammet Mevlüt KARACA
Tuğba AVŞAR
Bengü AKIN
Ece DURAN
Hasan DURMAZ

UDCS'23 is organised by Iron and Steel Institute.

**Sixth International Iron and Steel Symposium (UDCS'23) 11-13 May 2023
Karabuk University, Karabuk, TÜRKİYE**

ÖNSÖZ

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 ArGe çalışmalarına destek olmak” şeklinde ifade edilebilir.

Üniversite sanayi iş birliğinin iki temel ayağı bulunmaktadır. Bunlardan ilki üniversite ve sanayinin ortak projeler geliştirmesi ve bu sayede yeni, yerli, katma değeri yüksek ürünler ortaya çıkarmasıdır. Enstitümüz, 2020 yılından beri yaklaşık 60 farklı 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 sonuçlandırdığımız “Entegre Kirlilik Önleme EKÖK” projesi verilebilir.

Üniversite-sanayi iş birliğinin ikinci temel ayağı, farklı organizasyonlar düzenleyerek sanayiciler ile üniversitedeki akademisyenlerin bir araya getirilmesidir. Bu sayede sanayicilerin yaşadıkları problemler ve akademisyenlerin çözüm önerileri, farklı projeler ve iş birlikleri ortaya çıkmaktadır. Enstitümüz tarafından düzenlenen “Uluslararası Demir-Çelik Sempozyumu” tamda bu ortamı sağlamak amacıyla düzenlenmeye başlanmıştır. Bu konuyla ilgilide sevindirici geri dönüşler almaktayız.

Bu sene 6. 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 yaklaşık 81 adet bildiri gönderilmiştir. Bu bildirilerin 26 tanesi 8 farklı sanayi kuruluşlarımızda görev yapan mühendis ve Ar-Ge personeli tarafından hazırlanmıştır. Geri kalanı 16 farklı üniversitede görev yapan akademisyenler tarafından gönderilmiştir. 3 adette uluslararası üniversitelerden katılım olmuştur.

Bu sempozyumu başarılı bir şekilde organize etmemize destek olan, Karabük Üniversitesi Rektörlüğüne, Kongre Koordinasyon birimi çalışanlarına, Demir-Çelik enstitüsünde görev yapan tüm çalışma arkadaşlarıma, sempozyuma bildiri gönderen tüm katılımcılara ve başta TÜBİTAK olmak üzere desteğini esirgemeyen tüm sponsorlarımıza sonsuz teşekkürler.

Mayıs 2023
Prof.Dr.Yavuz SUN
Sempozyum Başkanı

SPONSORS

/// SAĞLA /// METAL ///
Metal Sağlamdır...

TEKAFOS
TEKNOLOJİK SİSTEMLER



KARDEMİR
KARABÜK DEMİR ÇELİK SANAYİ ve TİCARET A.Ş.

MAK ELEKTRONİK

Malzeme Analiz ve Kalite Kontrol Cihazları Dış Tic. Ltd. Şti.

NETFORM

mühendislik • makina • metal



bantboru

Bu sempozyum 2223-B Yurt İçi Bilimsel Etkinlik Düzenleme Desteęi Programı kapsamında Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu (TÜBİTAK) tarafından desteklenmiştir.

UDCS'23 Full Programme

	11.05.2023	LOCATION
10:00-10:05	Saygı Duruşu ve İstiklal Marşı	Karabük Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Hamit Çepni Konferans Salonu
10:05-10:15	Tanıtım Filmlerinin Gösterimi	
10:15-11:00	Açılış ve Protokol Konuşmaları	
11:00-11:30	Invited Speker Prof. Dr. Pasquale Daniele Cavaliere, Università del Salento, ITALY "Hydrogen direct reduction of pellets for ironmaking"	
11:30-12:30	Açılış Kokteyli	

DAY 1	11.05.2023	LOCATION
DAVETLİ KONUŞMACILAR Moderatör: Dr. Safa POLAT		
14:00-18:00	SAĞLAM METAL San. ve Tic. A.Ş.	Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü Konferans Salonu
	Dr. Marta Michalska-Domanska, Military University of Technology, POLAND "Morphology and application of anodic oxide growth on FeAl"	
	Prof.Dr.Hüseyin Çimenoğlu, Istanbul Technical University, TÜRKİYE "Failure Analysis of Welded Steel Structures"	
	Prof.Dr.Ali KALKANLI, Middle East Technical University, TÜRKİYE "Thin Slab Permanent Mould Casting of Steel Alloys"	
	Prof. Dr.Mehmet EROĞLU, Fırat University, TÜRKİYE "Effect of Tempering Heat Treatment on Medium Manganese Steels"	
	İbrahim TOZLU, MATİL Malzeme Test ve İnovasyon Laboratuvarları A.Ş., TÜRKİYE	

ORAL PRESENTATIONS

SESSION 1

	11.05.2023-(13:45-15:15) Session Chair: Dr.Yasin AKGÜL	ROOM 1
Paper ID	Title	Authors
1	Increasing Energy Efficiency in 4th Blast Furnace Stoves After the Investment of Kardemir A.Ş.	Fikret FURTUN, Gökhan DOĞANTEPE, Abdulrezzak ERDEM, Fatih ARSLAN
2	Process Parameters Of Leveling And Taking Liquid Salamander For Kardemir Blast Furnace No. 1 Reline	Fikret FURTUN, Abdulrezzak ERDEM
3	A Study on the Carbon Footprint Calculation in Fener Gear Production	Erhan Yavaşçı, Şahay Ok, Murat Canbaz, Mehmet Dinçsoy, Recep Demirsöz
4	Continuous Casting Plant Revision Study	Erhan Yavaşçı, Recep Demir, Mehmet Dinçsoy, Ayberk Özduman, Murat Canbaz, Recep Demirsöz
5	The Effect of Gas Nitration Process on The Wear Behavior of Steel Casting Crankshaft	Emre Küçük, İbrahim UĞUR, Hayrettin Ahlatcı, Yavuz Sun

	Room: 11.05.2023-(13:45-15:15) Session Chair: Dr. Betül ERCAN	ROOM 2
Paper ID	Title	Authors
6	38Si7 ve 54SiCr6 YAY ÇELİKLERİNİN ISIL İŞLEM PARAMETRELERİNİN İNCELENMESİ	Nebiye YİRMİBEŞ, Abdulrezzak ERDEM, Hayrettin AHLATCI, Aysun Işıkgül
7	INVESTIGATION OF TAPHOLE CLAY APPLICATIONS AND PERFORMANCE IN BLAST FURNACES	Mert Orkun HEKİM, Abdulrezzak ERDEM, Hayrettin AHLATCI
8	A Study on Conversion of Online Dedusting Filter to Offline System	Fatih Kulaksız, Recep Demirsöz, Mehmet Tayyip Özdemir, Abdullah Uğur, Murat Canbaz
9	Effects of Vulcanized Welding Process and Vulcanization Time on Belt Strength	Tuğçe Danışman Çebi, Recep Demirsöz, Mehmet Tayyip Özdemir, Ahmet Emrah Erdoğan, Mehmet Dinçsoy
10	Effect of Coefficient of Friction on Part Thickness Due to Stresses Occured in Forming Process	Erdoğan EFENDİ, Selahaddin YAZICI

	11.05.2023-(13:45-15:15) Session Chair: Dr. M.Yunus AŞKIN	ROOM 3
Paper ID	Title	Authors
11	The Effectiveness of Incentives in the Innovation and Export Performance of the Turkish Manufacturing Industry on R&D Center Support and TURQUALITY Program Support	ÖZGÜL ÇAVUŞ
12	EFFECT OF TEMPERATURE ON WEAR BEHAVIOR OF 1.2344 and WP7V HOT WORK TOOL STEELS	Volkan KARAKURT, Orçun ZİĞİNDERE, Talip ÇİTRAK, Remzi Çağatay DEMİRCİ, Tolga DANIŞMAN
13	Production of high nitrogen austenitic steels by high temperature solution nitriding	Özge Ararat, Ersoy Erişir, Mutlu Çağrı Yiğit
14	Cyclic Spheroidizing of an AISI 4140 Grade Low Alloyed Steel Used in Automotive Industry	Akın Kütmen, Erdem Balcı, Burak Bayram, Mertcan Kaba, Faiz Muhaffel, Murat Baydoğan
15	Hot Dip Aluminizing of ASP 2012 and ASP 2005 PM Tool Steels	Burak Bilim, Burak Küçükelyas, Mertcan Kaba, Faiz Muhaffel, Anıl Çalışkan, Harun Mindivan, Yakup Yürektürk, Murat Baydoğan
16	Effect of Temper Embrittlement on Fatigue Behaviour of AISI 4140 Steel	Gözde Kaya, Burak Bayram, Erdem Balcı, Mertcan Kaba, Doğan Çetiner, Faiz Muhaffel, Murat Baydoğan

SESSION 2

	11.05.2023 -(15:45-17:15) Session Chair: Dr. Alper İNCESU	ROOM 1
Paper ID	Title	Authors
17	Effects of Sample Geometry and Gauge Length on Tensile Test Results	Bülent Aydemir
18	Traceability Need of Earthquake Isolator Performance Test Machine	Bulent Aydemir, Ufuk Kuru
20	Characterization and Forming of Wear Resistant Metal Carbide Coating on H13 Steel via Electro-Spark Deposition Technique	Ahmet KAVUKCU, Salim Levent AKTUĞ, Metin USTA
21	The cryogenic treatment of the laser weld junctions of automotive steel	Yusuf ÖZDEMİR, Bilge DEMİR, Hayrettin AHLATÇI, Yavuz SUN, Mustafa YAŞAR
70	Comparison of the Hardness Results of Low Carbon Reinforced Concrete Steel Produced by the Tempcore System and High Carbon Reinforced Concrete Steel Produced by Hot Rolling	Özgür Galip Dikbaş, Bilge Demir
73	Kontinü Hadde Merdane Yataklarında Alternatif Gres Kullanımı Üzerine Bir Çalışma	Barış Çakıroğlu, Cengiz Özer, Semih Doğan, Recep Demirsöz

	11.05.2023 -(15:45-17:15) Session Chair: Dr. Fatih AYDIN	ROOM 2
Paper ID	Title	Authors
22	Fabrication and Characterization of a Stainless Steel Cylindrical Part by Wire Arc Additive Manufacturing Method	Ercan Çağlar, Kürşat Uygur Altun, Yusuf Ayan, Nizamettin Kahraman
23	Investigation of Manufacturability of a Bi-Material Cylindrical Part by Wire Arc Additive Manufacturing	Yusuf Ayan
24	Effects of Strain-ageing on Hardness and Yield Strength of ERD 6112 Grade Steel Sheets	Bilal ÇOLAK, Zahoor AHMED
25	Effect of Fiber Laser welding parameters on microstructure and mechanical properties of AA 5754 aluminum alloy	Ali YÜRÜK
26	Importance and Economic Analysis of Waste Heat Recovery in Combustion Gas in Iron and Steel Industry	Ömer TÜRKAY

	11.05.2023 -(15:45-17:15) Session Chair: Dr. Engin ÇEVİK	ROOM 3
Paper ID	Title	Authors
27	Experimental Investigation of The Effects of Different Tip Types on Cutting Forces in The Drilling Process on Inclined Surfaces	M. Alperen ÇOBAN, İhsan KORKUT
28	A Comparison Between TIG Welding Of Selective Laser Melted AlSi10Mg With Different Welding Wires	Mehtap Hıdıroğlu, Oğuz Kaan Öztürk, Nizamettin Kahraman

29	DEVELOPMENT OF ULTRA HIGH STRENGTH STEEL FOR HOT STAMPING PROCESS	Tanya A. Başer, Ahmet Onaylı, Adem Karşı, Metin Çallı, Emre Yiğitoğlu
30	The Potential of TBF Steel Cycle for the Production of High-Strength Automotive Components by Hot Stamping Process	Mustafa UZUNBOY, Oğuz Gürkan BİLİR, Ersoy ERİŞİR
31	Austenitic Transformation in Duplex Stainless Steel using High Temperature Solution Nitriding	Mutlu Çağrı YİĞİT, Özge ARARAT, Ersoy ERİŞİR
74	Tav Fırını Kapalı Devre Görüntüleme Sistemleri ve İtmeli Bir Tav Fırınında Uygulama Örneği	Okan Çelik, Fatih Özkan, Bircan Şanlı, Semih Doğan, Recep Demirsöz

ÇAĞRILI BİLDİRİLER

DAY 2	12.05.2023	LOCATION
Session Chair: Dr. Bilge DEMİR		
09:15-11:30	Tekafos Teknolojik Sistemler Tic. Ltd. Şti., TÜRKİYE	Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü Konferans Salonu
	Davetli Konuşmacı Senior Lecturer, Michael Oluwatosin Bodunrin, University of the Witwatersrand, SOUTH AFRICA “Exploring the resilience and versatility of steel for environmental sustainability and healthy living”	
	Canderim ÖNDER, NETFORM Mühendislik Makine Metal, TÜRKİYE	
	Prof.Dr.Mustafa ACARER, Selçuk University, TÜRKİYE “Yüksek sıcaklık uygulamaları için çelik seçimi”	

DAY 2	12.05.2023	LOCATION
Session Chair: Dr. M.Emre TURAN		
14:00-15:20	MAK ELEKTRONİK Malzeme Analiz ve Kalite Kontrol Cihazları Dış. Tic. Ltd. Şti., TÜRKİYE	Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü Konferans Salonu
	Prof.Dr.Hayrettin AHLATCI, Karabuk University, TÜRKİYE “Characteristics Of Construction Profiles Applied with Accelerate Cooling and Self-Tempering Heat Treatment”	
	Dr.Alper İNCESU, KO- Faktör Teknoloji ve Mühendislik, TÜRKİYE	
	BANT BORU SAN. VE TİC. A.Ş., TÜRKİYE	
	Aziz KILIÇ, BCS Enerji Mühendislik ve Endüstriyel Ürünler San. Tic. Ltd. Şti., TÜRKİYE	

**ORAL PRESENTATIONS
SESSION 3**

DAY 2	12.05.2023 -(09:15-10:45) Session Chair: Dr. Sedef ŞİŞMANOĞLU	ROOM 1
Paper ID	Title	Authors
32	The Theoretical Description for the Electrochemical Synthesis of an Economic and Green CoO(OH)-based Hybrid Composite for Steel Corrosion Protection	Volodymyr V. Tkach, Marta V. Kushnir, José Inácio Ferrão Martins, Jarem R. Garcia, Petro I. Yagodynets
33	Reducing die change time in friction press machine	Zeynep Sude Özdemir, Semanur Genç, Selçuk Özcan
34	6000 SERİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA DOĞAL YAŞLANMA SÜRESİNİN MİKROYAPIYA ETKİSİNİN İNCELENMESİ	Emre Yiğitoğlu
35	Evaluation of Isothermal Oxidation Behaviours of Thermal Barrier Coatings Containing Magnesium Oxide (MgO)	Yasin Özgürlük
36	Investigation of Oxidation Behaviour of WC-Co-Cr Coatings Deposited by High Velocity Oxy Fuel (HVOF) Technique	Abdullah Cahit Karaoglanli

	12.05.2023 -(09:15-10:45) Session Chair: Dr. Harun Çuğ	ROOM 2
Paper ID	Title	Authors
37	Crystallization Properties of Lime-Alumina Based Mould Powders	Mustafa Seyrek, Bunyamin Cicek, Tuna Aydogmus, Yavuz SUN
38	Development of Mould Powders for Casting of High-Al Steels: Approaches and Strategies	Mustafa Seyrek, Bunyamin Cicek, Yavuz SUN
39	The Analytical Calculation of Hertz Contact Pressure for the ASTM G99 Type Wear Test	Esad Kaya
40	The Determination of Microstructural and Mechanical Properties of Surface Alloyed Cold Work Tool Steels	Esad Kaya
41	Determination of rheology properties in metal injection moulding process by using Naphthalene/PE/SA binder system: A Taguchi approach	İbrahim Baki ŞAHİN, İhsan KORKUT, Faik YILAN, Levent URTEKİN
76	Additives Used in Biogas Production: Availability of Iron and Steel Slags	Rahman ÇALHAN

SESSION 4

	12.05.2023 -(11:00-12:15) Session Chair: Dr.Hamza ŞİMŞİR	ROOM 1
Paper ID	Title	Authors
42	Production and Characterization of Stainless Steels Containing Graphite in Three Different Ratios by Powder Metallurgy	Hasan Durmaz, Mehmet Akif Erden, Hamza Simsir
43	Using The Scoring System for Passed/Failed Fatigue Tests Applied to Rail Steels in TS EN ISO 13674 Standart	Fazıl HUSEM
44	The investigation of mechanical properties of 32CrB4 steel by spheroidization	Emre Nayir, Fatih Aydın
45	Environmental Evaluation of Current and Potential Beneficial Use Options for Steel Slag as an Aggregate in Construction Sector	Enes Özkök
46	AA6061 ALÜMİNYUM MATRİSLİ SiC TAKVİYELİ KOMPOZİTLERİN AŞINMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ	Fatma KÖZ, Yavuz SUN
71	Hidrotermal Karbonizasyon Yöntemi İle Çay Tesis Atıklarından Aktif Karbon Üretimi	Mustafa BOYRAZLI, Mustafa SÜNER, Emrah ÇELİK, Fırat ELİBOL
72	Tufal - Düşük Tenörlü Hematit Cevheri ve Linyit Karışımından Oluşan Kompozit Peletlerin Redüksiyonu	Mustafa BOYRAZLI, Fırat ELİBOL, Emrah ÇELİK, Mustafa SÜNER

	12.05.2023 -(11:00-12:15) Session Chair: Dr. Hüseyin DEMİRTAŞ	ROOM 2
Paper ID	Title	Authors
47	EFFECT OF GRINDING SURFACE OF BILLET CONTAINING MANGANESE AND BORON THE PROPERTIES OF WIRE ROD	Nuri ÖZTEKİN, Hayrettin AHLATCI, Aysun Işıkgül, Ali Yağız ŞAHİN
48	INVESTIGATION OF WEAR PROPERTIES OF DIN 20MnCr5 STEEL BARS AS A RESULT OF BOX BORING	Nurullah Şahin, Hayrettin Ahlatcı, Aysun Işıkgül, İsmail Esen, Süleyman Yaşın
49	Investigation of Iron And Steel Structures Effects in Urban For 6G Signal Propagation	Mohammed Alsudani, Turgut Ozturk
50	AISI 1045 ÇELİĞİNİN TERMOREAKTİF DİFÜZYON (TRD) YÖNTEMİ İLE TiC KAPLANABİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI	Necdet Ersel ÇETİNKAYA and Cemal ÇARBOĞA
51	Lot-sizing problem with the Lack of Homogeneity in the Casting Industry: Scenario Analysis Using Fuzzy Logic Approach	Muammer DOLMACI, Çağrı SEL
75	Investigation of the Effect of Reduction Applied at	Ozan KOYUNCU, Burak ÇELİK,

	Different Speeds and Constant Rates on the Mechanical Properties of Brake Pipes	Yasin AKGÜL, Alper INCESU
--	---	---------------------------

SESSION 5

	12.05.2023 -(14:00-15:30) Session Chair: Dr. Güldane Ertuğrul	ROOM 1
Paper ID	Title	Authors
19	EFFECT OF SPHEROIDIZING HEAT TREATMENT ON STRRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF Mn AND B ALLOY BOLTING STEELS	Emre Çakar, Volkan Eskizeybek
52	Joining HX420LAD+Z100 Sheet Steel by Spot Resistance Welding and Effects of Welding Parameters on Microstructure and Hardness	Arzu Altınpınar, Hakan Erdem
53	INVESTIGATION OF CORROSION RESISTANCE OF Qste 690 AND S355J2 STEELS COATED WITH CATAPHORESIA AND ALKALINE ZINC NICKEL COATED BY BALL FORGING	Burhan Oğuz, Mustafa YAŞAR
54	Case Studies on the Role of Inclusions in the Failure of Engineering Components Made of Steels	Mertcan Kaba, Hüseyin Cimenoglu
55	Impact-Sliding Wear Behaviour of the Low Temperature Nitrided M2 Tool Steel	Tufan Gümüşlü, Mertcan Kaba, Erdem Atar, Hüseyin Çimenoglu
56	Borulu Rezistans Üretiminde Paslanmaz Kılıf Malzeme Seçimi	Mehmet SAHIN, Sinan AKBAS, Salih BEKTAS, Beyza Nur OGRET MEN , Yunus Emre DERSİS , Mehtap GUNALDI, Cengiz Efe DIRIKER, Oğuz Kaan KESKİN

	12.05.2023 -(14:00-15:30) Session Chair: Dr. Hüseyin DEMİRTAŞ	ROOM 2
Paper ID	Title	Authors
57	Investigation of the Effect of Alloying Elements on the Mechanical Properties of AZ91 Magnesium Alloy	Atakan Oğuz Ocak, Mustafa Boz, Mehmet Akkaş
58	Hot Pressing of AZ91 Powder Produced By Gas Atomization Method and Investigation of the Wearing Properties	Kağan Hazar Şimşir, Atakan Oğuz Ocak, Mustafa Boz, Mehmet Akkaş
59	Investigation of the Effect of V And WC Particles Added to Steels Manufactured by Powder Metallurgy	Hasan Gökçe, Mehmet Akif Erden, Mehmet Akkaş
60	Investigation of Crack Damage on Pallet Side Walls of Integrated Iron and Steel Sinter Facilities	Sevdenur Bostancı, Bilge Demir , Onur Acur, Fatih Esin, Berkman İşçi, Cansu Besun, Mücahit Sevim

61	Effect of Heat Treatment on Metallographic and Mechanical Properties of 38Si7 Spring Steel Used in Pin Production	Ali Yağız ŞAHİN, Aysun İŞİKGÜL
62	HEAT TREATMENT AND CHARACTERIZATION OF BORON DOPED HIGH MANGANESE STEELS	Ayşegül DURUKAN, Nilüfer KÜÇÜKDEVECİ, Cemal ÇARBOĞA

	12.05.2023 -(14:00-15:30) Session Chair: Dr. Mehmet ÜNAL	ROOM 3
Paper ID	Title	Authors
63	SPONGE IRON PRODUCTION FROM INDUSTRIAL WASTES	Erdem Ulu, Engin Cevik, Gizem Furuncu
64	HIZLANDIRILMIŞ SU VERİLMİŞ NUMUNELERDE KALINTI GERİLMENİN DEĞİŞİMİ	Furkan TEZER, Abdulrezzak ERDEM, Hayrettin AHLATCI, Emre DEMİRCİ
65	Effects of Cooling in Water on Hadfield Steels	Berkan Sardoğan, Mehmet Ünal, Yunus Türen, Halil Ahmet Gören
66	Effects of Oil Cooling in X120Mn12 Austenitic Manganese Steels	Berkan Sardoğan, Mehmet Ünal, Hayrettin Ahlatçı, Halil Ahmet Gören
67	Comparative Study of Effect of Melting Temperature on Wettability of Quinary Pb-free Solder Alloy	Serkan OGUZ, Masoud Giyathaddin OBAID, Ahmet Mustafa ERER
68	BİNALARDA ENERJİ VERİMLİLİĞİNİ ARTIRICI YÖNTEMLERİN İNCELENMESİ	Esra AKGÜL, Abdulrezzak ERDEM, Bülent ÖZDALYAN
69	Sürekli Döküm Tandırlarında Çarpma Havuzu Optimizasyonu ve Çelik Temizliğine Etkisinin İncelenmesi	Ömer ONAT, Berkay YILMAZ, Ümit ŞEN, Ayberk ÖZDUMAN, M.Emre TURAN

Hydrogen direct reduction of pellets for ironmaking

Pasquale Cavaliere*, Angelo Perrone*, Debora Marsano*, Leandro Dijon⁺, Aleksandra Laska^o, Damian Koszelow^o

[#]*Department of Innovation Engineering, University of Salento, Via per Arnesano, 73100 Lecce, Italy*
pasquale.cavaliere@unisalento.it, angelo.perrone@unisalento.it, debora.marsano@unisalento.it

⁺*VALE, Route de Pallatex 29 St-Prex, 1162 Losanna, Switzerland*
leandro.dijon@vale.com

^o*Faculty of Mechanical Engineering and Ship Technology, Gdansk University of Technology, Narutowicza 11/12, 80-233, Gdańsk, Poland*
aleksandra.laska@pg.edu.pl, damian.koszelow3@gmail.com

Abstract— This paper presents the hydrogen reduction behaviour of industrial pellets designed for the efficient hydrogen based direct reduction. The pellets were provided with very low non ferrous oxides percentage (0.52 of basicity index) and with the absence on TiO₂ oxides. The pellets measured diameters in the range 1.14-1.72 mm and were characterized in terms of porosity, pores size, tortuosity and compression strength. The pellets were reduced in hydrogen atmosphere in a laboratory shaft furnace in the temperature ranges of 600-1200°C at the pressures of 1 and 5 bar. The pellets' reduction behaviour was analysed in terms of time to reduction, rate of reduction and kinetics constant. All the obtained results were analysed through the employment of a commercial multi-objective optimization tool (modeFrontier) in order to precisely define the effect of each single parameter on the pellets' reduction. It was also defined the effect of the ongoing reduction rate of the final metallization of the starting iron oxides.

Keywords— Direct reduction; Hydrogen; Kinetics; Entropy; Processing parameters; Metallization degree.

I. INTRODUCTION

Many evolutions are going to be faced by the ironmaking and steelmaking industries at the present times and other important revolutions are expected to be faced in the very next future. These changes are due to the fundamental aspect that the traditional integrated route has always been accompanied with high levels of green house gases emissions. In 2021, the global steel production accounts for 1951 million tons (Mt) where the traditional blast furnace-basic oxygen furnace covers the 70% of the overall crude steel [1].

Per each ton of crude steel, 1.8 ton of carbon dioxide is produced with the traditional integrated route. Now, given the continuous growing of the global steel production, the greenhouse gases emissions are destined to grow if only the integrated route is retained as production technologies. Given all this, the only way to reduce dangerous emissions is the deep application of the so-called best available techniques (BAT) [2].

Among BAT, direct reduction (DR) is considered the most advanced technology to reduce the emissions during the primary ironmaking production. Globally, the most employed technologies are based on shaft furnaces of the type Midrex and HYL [3, 4].

Here, the processes were designed to employ syngas as the main reducing agent but remarkable differences in the plants configurations can be underlined [5]. This is driven by the aspect that many inconveniences must be managed for the

optimal reduction kinetics of iron oxides in the CO-H₂-CO₂-H₂O atmosphere generated in the shaft furnace [6, 7]. This is because potential kinetics decelerations could lead to very high gas consumptions with consequent high energy needing for the overall oxides reduction [8, 9]. The precise understanding of the pellets reduction behaviour as a function of the gas composition and processing parameters is fundamental to increase the overall process efficiency accompanied with high quality of the produced material [10]. Depending on the reducing atmosphere and temperature, the performance of the technology, such as the reduction rate, metallisation degree, and behaviour of the iron ore, can be significantly modified [11].

All these variables conduce to important complications in the development of affordable models capable of providing robust previsions for the precise reduction of iron oxide pellets in various compositional, physical and processing conditions [12, 13].

Most of the models available in the scientific literature focus on the direct reduction through a gas mixture of hydrogen and carbon monoxide. This leads to a simplification of all the thermo-chemical and thermo-physical phenomena developing during the reduction stages [14-16].

During the direct reduction processes, the gases lead to the transformation of iron oxide pellets to elemental iron enriched with the metals of the previously incorporated oxides. The final reduced material is known as directly reduced iron (DRI). The reducing gases are typically hydrogen and natural gas leading to H₂+CO reducing atmosphere. The generation of this gas occurs through methane reforming, which can be done in a reformer or inside the reduction shaft with the sponge iron as a catalyst [17]. By moving to the direct reduction based on only hydrogen atmosphere, this allows to have a carbon free process with only water vapor as by-product [18]. This allows for the total carbon free primary ironmaking process [19]. The hydrogen-based direct reduction process includes multiple types of chemical reactions, solid state and defect-mediated diffusion (of oxygen and hydrogen species), several phase transformations, as well as massive volume shrinkage and mechanical stress buildup [20]. By considering the physical modifications, during reduction the pellets volume increases and some crucial swelling phenomena could cause abnormal reduction leading to a decrease in the pellets permeability and in some cases to the collapse of the burden [21]. For these

reasons, the swelling behaviour of the starting pellets must be carefully characterized [22]. Now, swelling occurs during the transformation of wustite into iron. During this phenomenon, limited nucleation occurs, and these nuclei grow like needles causing a volume increase, which is seen as swelling. This coincides with a low compression strength of this structure, with the opportunity to generate fines. Anyway, Pellets in H₂ rich atmosphere passed the wustite stage rapidly and swelling is consequently weakened. Hydrogen-based direct reduction reveals complex physical-chemical-mechanical interactions leading to very complex reduction mechanisms characterized by on-going steps with respect to mass transport and volume modifications [23]. The different oxides transformations are characterized by very different rates with kinetics behaviour of order of magnitudes in the reduction times all influencing the final pellets metallization [24].

Many are the analytical models described in the literature on the kinetics behaviour during direct reduction processes taking into account the physical and processing parameters governing the overall process [25, 26]. So, the reduction process is influenced by the shaft furnace environment (gas composition, temperature and pressure) and by the pellets properties (composition, density, pores size, pores tortuosity) [27, 28]. All these very different parameters often falling in very broad ranges lead to the uncertainty of many presented results. For all these reasons, many models present a balance between simple development and acceptable accuracy that can give results comparable with the experimental evidences [29, 30].

The scientific attention on the direct reduction processes has continuously grown in the recent past. This was also due to the industrial need for greenhouse gas reduction as well as to the prices peaks for the reforming of natural gas [31].

So, the precise behaviour of the reactions kinetics of direct reduction of industrial pellets has immediate consequences on the process performances of high volume of treated oxides [32, 33]. In addition, the starting pellets properties and the processing conditions influence the final product characteristics and the further melting operations in terms of melting temperatures and slag formation [34].

Generally, hydrogen-based direct reduction allows for the fastest transformation of industrial pellets, the time to reduction results increased in the case of the employment of a carbon monoxide atmosphere with intermediate reduction times in the case of these two gases mixing; obviously the trend is not linear [35]. The employment of a given gas type leads to strong modifications in the overall energy consumption of the process [36]. This is deeply related to the molecular dimensions of the reducing gases and to their diffusion inside the pellets. This obviously at the same level of temperature whose increase leads to the acceleration of the reduction phenomena [37]. In the case of employment of gas mixtures, the kinetics increase as the temperature and the hydrogen content in the gas mixture increase [38].

As a matter of fact, the addition of hydrogen leads to the process acceleration. Even if, the hydrogen production is high energy expensive and it produces many variations in the thermodynamic behaviour of the reduction process because of

the development of endothermic reactions. So, large volumes and high pressures are needed to overcome the heat losses [39, 40]. In fact, hydrogen based direct reduction is endothermic, whereas with carbon monoxide the reduction is exothermic. Above 800 °C, however, thermodynamics are more favorable with hydrogen than with carbon monoxide, where the reduction rate with H₂ is much higher than the case with CO at 850 °C.

Many papers are presented in the literature on the hydrogen direct reduction of iron ore fines with accepted general consensus on the main results [41]. On the contrary, in the case of industrial pellets, results are sometimes incoherent especially with respect to the precise kinetics behaviour for different type of pellets reduced in various temperature and pressure conditions. As a matter of fact, the starting pellets composition, the pellets density and the pores dimensions and shape have large influence on the reduction behaviour. So, a final agreement on the effect that all these aspects have on the process development has not been achieved yet. As a results, many discrepancies can be underlined in the available literature also because many experimental evidences are related to just one type of pellets in terms of composition and porosity [42].

Another important industrial aspect is that sponge iron generally requires a carbon content in the range 1.5-4.5% that is fundamental for the further melting operations. Now, the pellets reduced via pure hydrogen are carbon free leading to an increase in the melting temperature of the sponge iron (1538°C). As a consequence, carburization is needed [43]. DR under CO atmosphere is often accompanied by carbon deposition due to an inverse Boudouard reaction at temperatures <1000 °C.

The direct reduction reaction are chemically non-catalytic solid-gas reactions. During the process, as the chemical reactions between the gas and the different kind of metal oxides occur many structural modifications in the pellets take place [44]. Actually, as the structural changes take place, the further interaction with the unreduced structure changes leading to modifications in the gas solid reactions [45]. All this dynamic behaviour leads to complications in the precise analytical analyses of the overall reduction process. This aspect is described in the results and discussion section where we tried to correlate the different stages of the reduction process by analysing the numerical behaviour of the reducing indexes at different stages of the reduction.

For a global understanding of the reduction behaviour of the industrial pellets, the complexity results increased because of the variability of composition, pellets dimensions and porosity [46].

In addition, many can be the rate limiting steps of the overall process. The nature of these limiting steps can be diffusive, chemical or both leading to different microscopic reduction phenomena. This depends on the pellets properties such as porosity and pores geometry, density, size, oxides composition and by the employed processing conditions in terms of gas mixing, gas pressure and temperature and flow rate [47].

The hematite reduction in hydrogen atmosphere follows these steps: Fe₂O₃-Fe₃O₄-FeO-Fe. In the case of industrial pellets the chemical transformations of the oxides are not the only limiting steps of the process. For this reason, many

kinetics parameters are presented in literature as belonging to the Arrhenius type behaviour. This can lead to confusions in the industrial set-up of the shaft furnaces operations.

During the direct reduction of porous industrial pellets through hydrogen the following main steps can be taken into account.

- mass transfer of the hydrogen from the stream to the surface of the pellets,
- diffusion of the approaching gas through the tick film surrounding the pellet,
- diffusion inside the surface pores,
- adsorption of hydrogen at the different oxides interphases,
- consequent oxygen removal through phase boundary reactions,
- formation of water vapour, iron oxides and ferrous iron,
- desorption of all the gases belonging to the reactions,
- solid state diffusion of the reacted products,
- diffusion of gaseous products back toward the pellet surface,
- mass transfer of the gaseous product toward the stream.

They are all interconnected and so further steps can be largely influenced by the previous taking place ones.

Given all these phenomena, the main factor influencing the process is the pellets porosity in terms of dimensions, tortuosity and pores distribution. This is related to the specific hydrogen volume reacting with the pellet internal surface. This is why, in the case of low porosity and low surface pores dimensions, the gas finds many obstacles to penetrate inside the pellet. In this case, the solid state diffusion from the surface starts to become more important but it results different orders of magnitude slower than the gas diffusion. So, all the chemical reactions are driven by the hydrogen adsorbed at the pellet surface [48].

As well-known, the chemical reactions kinetics depend on the temperature levels. As the reduction temperature decreases, the chemical reactions start to be the overall rate limiting step. As the temperature increases, the dependence is exponentially dependent on the reduction rate and can be easily described by the Arrhenius equation (Eq.1):

$$k = Ae^{-\frac{E_a}{RT}} \quad (1)$$

where k is the kinetic constant, A is the Arrhenius constant, E_a is the activation energy, R is the universal gas constant and T is the absolute temperature.

So, as the temperature increases, the rate-limiting step is represented by the mass transfer. This is why the chemical reactions tend to be faster with respect to the transport of reactants and reactions by-products [49, 50].

Here, the effective diffusion coefficient is influenced by the gas physical properties and by the temperature. As both temperature and hydrogen content are increased, the diffusion coefficient increases. With respect to the carbon monoxide reduction, hydrogen-based reduction effective diffusion coefficient is higher because of the reduced molecular dimension.

Another difference with respect to the carbon monoxide reduction is that in the case of hydrogen based direct reduction pressure is fundamental for the increase of the reduction rate.

As a matter of fact, in the industrial shaft furnaces from HYL, the reactor pressure is close to 8 bar in order to reduce the volatility of the reducing gas [51].

Another aspect resulting as fundamental for the direct reduction behaviour is the pellet composition in terms of iron oxides, different metals oxides, gangue and impurities. Obviously, the reduction rate is largely influenced on the oxides percentage and on their type [52]. The oxides present in the industrial pellets are typically CaO, TiO₂, SiO₂, Al₂O₃, MnO, MgO. Normally the content of alumina largely influences the reduction rate. The so-called basicity index (normally calculated as the rate CaO/SiO₂) largely influences the reduction rate, the swelling behaviour and the pellets strength [53].

Another fundamental aspect is that porosity tends to increase as the reduction processes take place. This phenomenon tends to lead to an acceleration of the reaction kinetics as the reduction process advances.

Given that the diffusion can be the rate-limiting step, porosity and pores dimensions have a remarkable influence on the reduction process. This is due to the fact that both porosity and pores size influence the specific area of the pellets then defining the available surface for the reactions development. This aspect is crucial and must be precisely defined in a model that would soundly describe the evolution of these systems.

The tortuosity factor of the pores is another remarkable parameter. This influences the gas path and so the rate of the gas-oxides interaction. When the tortuosity factor increases, the gas flow is more and more turbulent, so, as the tortuosity increases, the reduction rate decreases [54]. Both porosity and tortuosity depend on the pelletizing procedure. Tortuosity can vary in the range 1-10 even if the main pelletizing procedures allow to obtain tortuosity in the range 2-6.

The aim of the present paper is the description of the kinetics behaviour of industrial iron oxide pellets during the hydrogen based direct reduction. The experimental-numerical investigations are finalized to the definition of the effect that each single parameter (pellets properties and processing conditions) has on the overall reduction behaviour of each single pellet. In addition, an analyses of the intermediate reducing conditions on the further reduction behaviour was provided.

II. EXPERIMENTAL PROCEDURE

A. Mining and pelletizing procedure

The studied pellets were provided by VALE (Brazil). The starting ores characteristics are listed in Table 1.

TABLE I
ORES PROPERTIES

Size		% retained	Fe	SiO ₂	Al ₂ O ₃	P	Mn	PP C
-50+6	G 1	24.49	48.9 6	26.8 5	0.44	0.05 4	0.17	2.3 2

.3 mm									
- 6.3+ 1 mm	G 2	11.78	55.4	17.1	0.63	0.05	0.33	2.2	
- 1+0. 15 mm	G 3	12.29	40.4	39.4	0.62	0.04	0.19	1.6	
-0.15 mm	G 4	51.46	36.1	45.1	1.15	0.03	0.12	1.5	
Total		100	42.1	36.6	0.86	0.04	0.16	1.8	
			0	8		5	9	3	

The pelletizing flow diagram is shown in figure 1.

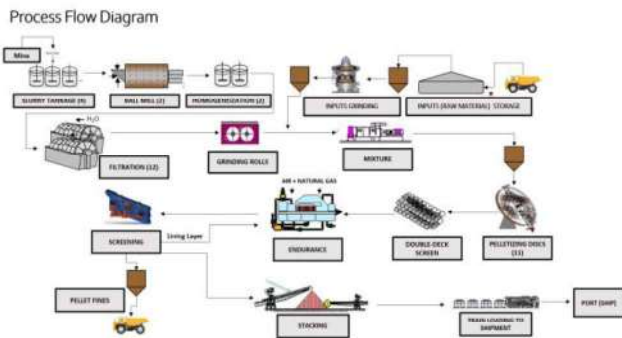


Fig. 1 Pellets production flow diagram.

The specifications of the grinding procedure were: 70% solid, 30~32% ball load, 25mm ϕ (changing to 30) top size of grinding balls. The capacity of the plant is 550t/h per Ball Mill (2 Ball Mills). The quality parameter was referred to Specific Surface (blaine) from 500~700 to 1500~1600cm²/g. After grinding, the material is vacuum filtered; the filters are 2,7m of diameter, 115m² of filtering area. After filtering, the material is subjected to HPGR – High Pressure Grinding Rolls with the following characteristics: 1500~1600cm²/g to 1800~1950cm²/g with a total capacity of 1200 t/h and rolls 2,0m of diameter, 1,5m of width. Then the material is sent to the pelletizing disks with the capacity of 90~160t/h per disc (11 discs) with disks and screen 7,5m of diameter / 2,2m and 1,7m of width (screens). Then the material is subjected to the endurance processing with the procedure schematized in figure 2.

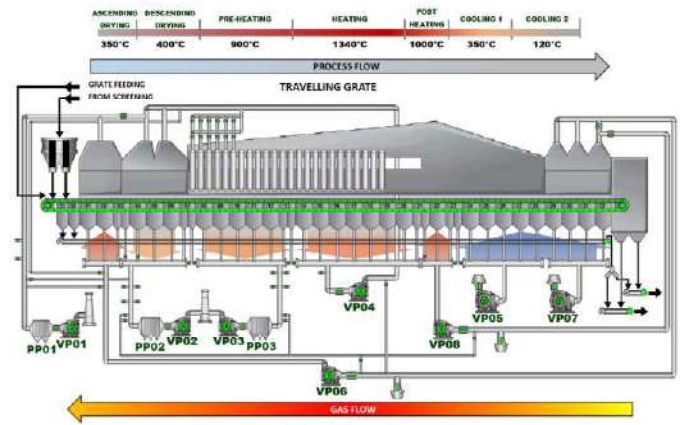


Fig. 2 Endurance procedure schematic with (in scale) the indication of the different stage temperatures.

Finally, the pellets are filtered in order to eliminate fines (<5 mm).

B. Characterization procedure

The composition of the pellets was measured through EDS in a Zeiss EVO 60 scanning electron microscope. The pellets density was measured by taking seven diameters of the pellets and after the average diameter calculation, this was used to calculate the density after weighing the pellets with a precision balance (resolution 0.0001 g). The surface microstructure of the pellets was analyzed with Scanning electron microscope in order to measure the surface pores.

The compressive strength of the pellets was evaluated with a Zwick/Roell Z100 standard testing machine at the speed of 0.5 mm/min. The pellets reduction experiments were performed in an in-house designed and developed shaft furnace shown in Figure 3.



Fig. 3 Customized shaft furnace.

The direct reduction experiments were carried out in the temperature range The temperature of the furnace was in the range 600-1200°C with 100°C of delta. The gas composition was 100% H₂ hydrogen. The employed hydrogen pressures were 1 and 5 bar. The pellets starting diameter and the pellets mass were measured before and after the reduction. The pellets porosity was analysed by microtomography by employing a Phoenix v/tome/x s (General Electric).

From the reduction curves (reduction percentage vs. time to reduction) they were calculated the kinetics constants and the rates of reduction.

The kinetic constant was calculated through the three dimensional diffusion model (Eq.2):

$$k = \frac{[1-(1-\alpha)^{\frac{1}{3}}]^2}{t} \quad (2)$$

and through the three dimensional phase boundary controlled reaction (Eq.3):

$$k = \frac{1-(1-\alpha)^{\frac{1}{3}}}{t} \quad (3)$$

where α is the fraction reacted (0-1) and t is the time at which a given fraction of the material reacts [55].

The reduction rate is analysed through the definition of two indexes described in Equations 4 and 5:

$$\frac{dR}{dt}_{40} = \frac{33.6}{t_{60}-t_{30}} \quad (4)$$

$$\frac{dR}{dt}_{90} = \frac{13.9}{t_{95}-t_{80}} \quad (5)$$

with t_{95} , t_{80} , t_{60} and t_{30} being the time required to reduce the pellets by 95, 80, 60 and 30%. This is schematized in Figure 4.

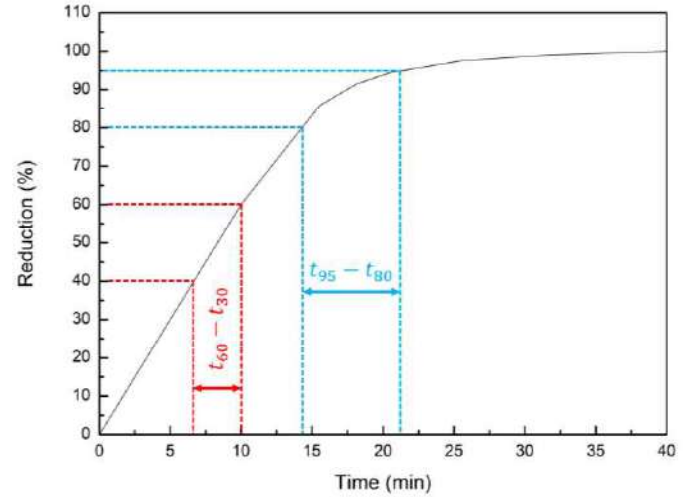


Fig. 4 Rates of reduction indexes calculation.

C. Modelling procedure

The data belonging to the reduction experiments in terms of pellets properties, processing parameters and results were analysed through the multi-objective software modeFrontier. It allows to obtain the so called "Pareto Frontier" that is known as the best trade-off between all the objective functions. modeFRONTIER's optimization algorithms identify the solutions which lie on the trade-off Pareto Frontier. This allows for the identification of the best possible solutions that become the optimal solutions. The analyses performed through modeFrontier goes through the gradient methods where the algorithms search for either the minimum or the maximum of an objective function, depending on the goal. So, the first important result to be gained is the suitable weighted effect of each considered single input parameter on a given output. So, this immediately allows to determine which are the most effective parameters influencing the studied process.

This allows also to separate the objectives in the case of the optimization step. Naturally, in the case of very complex analyses (many inputs and many outputs) the optimization will result a deep compromise among many potential optimal solutions. So, the final optimization algorithm will present many results lying on the trade-off Pareto Frontier. These solutions all have the characteristic that none of the objectives can be improved without prejudicing another [56, 57]. The software offers wide-ranging toolbox, allowing the user to perform sophisticated statistical analysis and data visualization. It provides a strong tool to design and to analyse experiments,

it eliminates redundant observations and reduces the time and the resources to make experiments. In our previous experiences, the software was very successfully applied to the analyses of ironmaking and steelmaking processes [58-60].

Starting from a database built with experimental results, computational models were developed (virtual n-dimensional surfaces) able to reproduce at best the actual process. The method used for the creation of meta-models to simulate the actual process through the use of physical laws with appropriate coefficients to be calibrated was that of the response surfaces (RS). This method consists of creating n-dimensional surfaces that are “trained” on the basis of actual input and output. These surfaces trained on a large experimental data can give the output numbers that reflect the real process.

The reduction process through the analysis performed by Mode FRONTIER is summarized in the Workflow of Fig. 5.

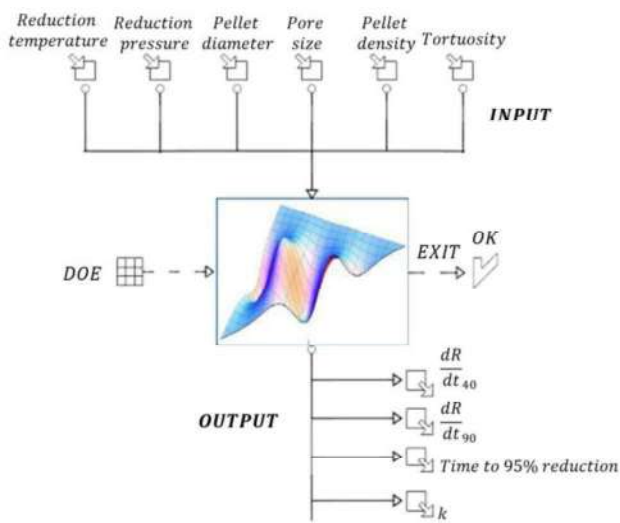


Fig. 5 Description of the Workflow indicating the correlation between input and output.

The workflow is divided into data flow (solid lines) and logic flow (dashed lines) that have the computer node as their common node. Here physical and mathematical functions representing the reduction process are introduced. In the data flow all input parameters optimized in the numerical simulations are included:

- Reduction temperature,
 - Reduction pressure,
 - Pellet diameter,
 - Pores size,
 - Pellet density,
 - Tortuosity factor,
- and those outputs:
- kinetic constant (k),
 - reduction rates (from equations 4 and 5),
 - Time to 95 % reduction.

These were used to define the so-called scatter matrix where immediately the weight of each input on the variation of a given

output is numerically defined between -1 and +1. If the correlation factor is -1 it means that the input and the output are perfectly inversely proportional. On the contrary, if the correlation factor is +1, the input and the output are perfectly directly proportional.

III. RESULTS AND DISCUSSION

By reducing iron oxides through hydrogen, the rate of chemical reactions and consequently the reduction speed increases with respect to the traditional natural gas-based processes. The employed pellets had a composition listed in Table 2.

TABLE III
PELLETS COMPOSITION

TFe (%)	CaO (%)	Mn (%)	Al ₂ O ₃ (%)	SiO ₂ (%)	P (%)
67.24	1.02	0.144	0.38	1.97	0.031

Iron content is high revealing the good quality of the pellets. This will allow to produce more steel with the same raw materials volumes. In addition, the time for the direct reduction can be reduced by largely influencing the energy consumption of the overall process [61]. Binary basicity is also known as a factor leading to low reduction of the swelling index [62]

The basicity index of the pellets resulted to be 0.52. The composition of the pellets largely influences the reduction behaviour. In particular, the basicity index is related to the time to reduction. In general, it tends to decrease as the basicity index decreases up to a minimum time to reduction for a basicity index close to 1, then the time to reduction tends to increase as the basicity index increases [61]. It is suggested that the basicity index should be retained at an appropriate level in order to reduce the time for the reduction of the pellets. In addition, in the case of basicity index close to 1, complex calcium ferrite compounds are detecting limiting the reduction behaviour [63]. This aspect is emphasised in the case of a huge quantity of CaO. The presence of this oxide is also related to the brittleness of the pellets that can lead to difficulties in the handling and in the optimal positioning of the pellets in the shaft furnaces [64]. In addition, an increase of the basicity index leads to a strong drop in the swelling behaviour that is eliminated for basicity indexes close to 0.6 [65]. This is consistent with previous studies indicating the basicity index between 0.4 and 0.6 as lowering the melting point slags formed and corresponded to the highest reduced swelling index [66].

The pellets dimensions ranged between 1.14 and 1.72 cm (Figure 6).



Fig. 6 Different pellets employed in the present study.

The surface aspect of the pellets is shown in Figure 7.

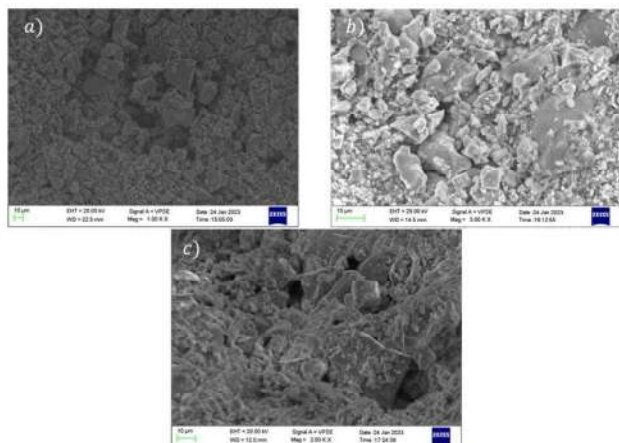


Fig. 7 Surface pellets aspect: a) 1.72 cm in diameter, b) 1.36 cm in diameter and c) 1.14 cm in diameter.

As can be seen in figure 7, the pellets show a very different aspect in terms of granulometry and granules distribution with the finest aspect revealed for the medium size pellets (1.36 cm).

The pellets density was 2.6, 3.5 and 3.4 for the pellets with 1.14, 1.36 and 1.72 cm in diameter respectively.

The pellets' surface was statistically analysed in order to measure the medium size of the surface pores as shown in figure 8.

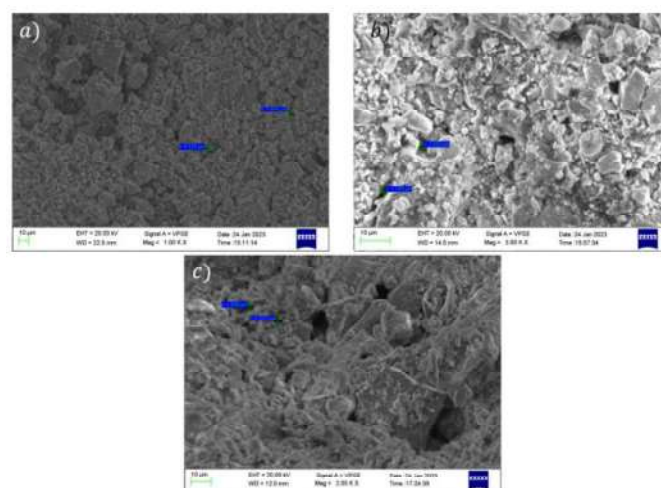


Fig. 8 Surface pores measurements: a) 1.72 cm in diameter, b) 1.36 cm in diameter and c) 1.14 cm in diameter.

The distribution of the pores size is shown in figure 9.

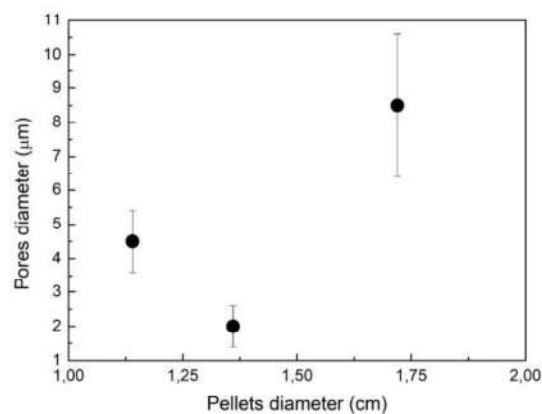


Fig. 9 Statistical analyses of surfaces pores size.

The pores dimensions tend to decrease from the larger pellet to the medium one to increase again for the pellet with the smallest diameter. It is believed that both density and porosity as well as the pellets strength is largely influenced by the starting particles to be pelletized [67]. This obviously has large influence on the further reduction behaviour.

The compressive resistance of the pellets is shown in figure 10.

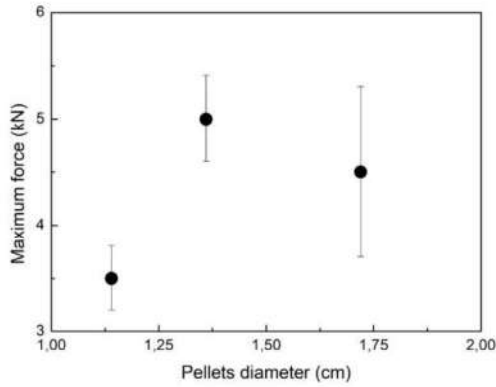


Fig. 10 Maximum force exhibited during the compression tests of the pellets as a function of the pellet diameter.

The strength of the pellet is maximum for the medium size ones (the pellets with the highest density) then it decreases with the density for the biggest size and decrease again for the smallest diameter ones. This difference with respect to the pellet density is due to the effect of the pores that embrittle the pellets behaviour especially in the case of the smallest diameters. The aspect of the pellets after tests is shown in figure 11.



Fig. 11 Maximum force exhibited during the compression tests of the pellets as a function of the pellet diameter.

In general, pellets with a basicity close to 0.6 are characterized by high strength but high levels of shattering. This is accompanied with a high reduction swelling behaviour and a large presence of surface cracks. This is consistent with previous studies indicating a basicity close to 0.6 as an optimal condition for high strength pellets [68].

Some examples of the reduction curves are shown in Figure 12.

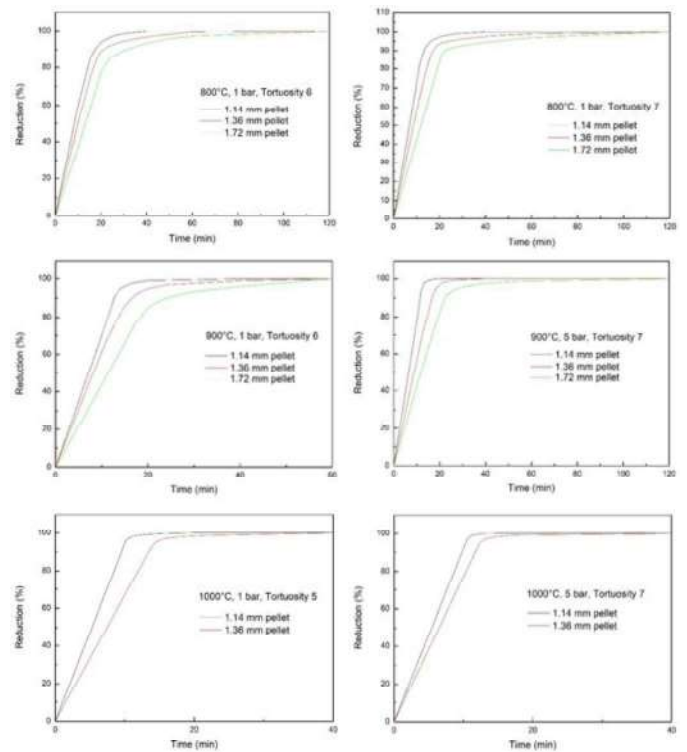


Fig. 12 Reduction percentage vs. reduction time in different conditions of temperature, pressure and pellets tortuosity.

The aspect of the pellets after hydrogen reduction is shown in Figure 13.



Fig. 13 Pellets reduced in hydrogen at 1000°C.

The dimensions evolution and the weight of the pellets after and before the reduction at 1000°C is shown in Table 3.

TABLE III
REDUCTION BEHAVIOUR

Temperature (°C)	Reduction time (min)	Initial diameter (cm)	Final diameter (cm)	Initial mass (g)	Final mass (g)	Mass variation (%)
950	90	1,36	1,18	3,98	2,83	29
950	90	1,3	1,2	3,98	2,83	28,9
950	90	1,46	1,41	5,65	4	28,6
950	90	1,5	1,41	5,9	4,2	28,9
950	90	1,85	1,72	10,49	7,43	29,1
950	90	1,8	1,74	10,1	7,23	28,6
1000	90	1,37	1,17	4,08	2,88	29,36
1000	90	1,74	1,6	9,32	6,53	29,92
1000	30	1,62	1,51	7,83	5,56	29
1000	30	1,4	1,3	4,3	3,06	28,9
1000	5	1,4	1,3	4,3	3,1	28,8
1000	5	1,43	1,32	5	3,55	28,8
1000	20	1,29	1,15	3,68	2,6	28,95
1000	20	1,55	1,41	6,1	4,3	28,9
1000	20	2	1,87	13,7	9,76	28,9

As an example, figure 14 shows the aspect of the pellets with different size in the unreduced and reduced conditions.

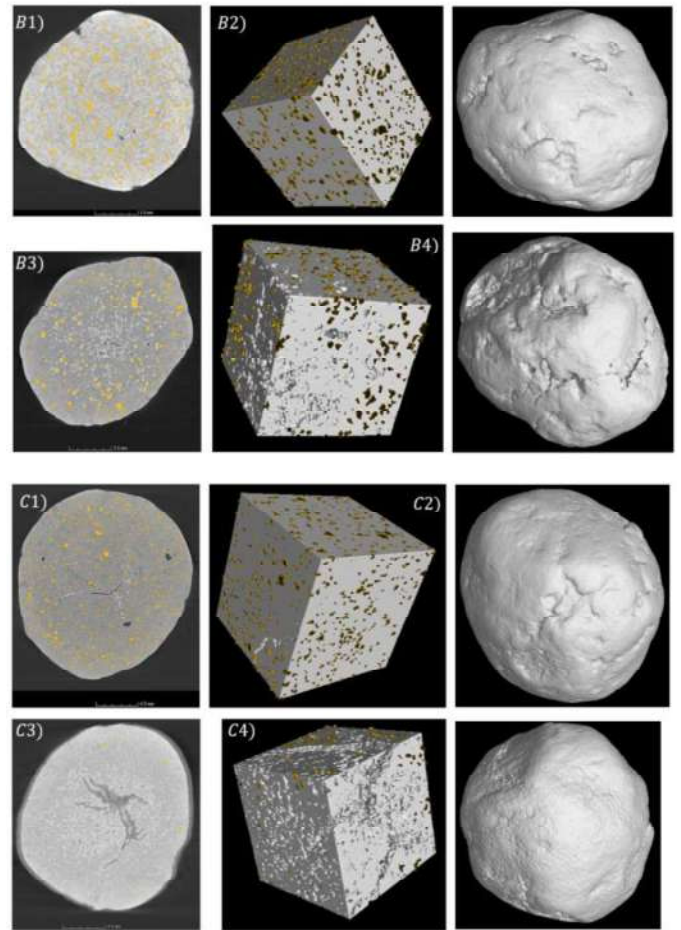
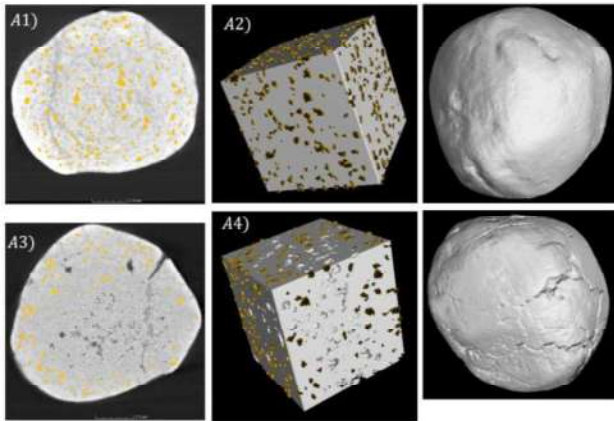


Fig. 14 Microtomography observation of the pellets before and after reduction at 1000°C in pure hydrogen, A1, A2 1,14 cm in starting diameter unreduced, A3, A4 1,14 cm starting diameter reduced; B1, B2 1,36 cm in starting diameter unreduced, B3, B4 1,36 cm starting diameter reduced; C1, C2 1,72 cm in starting diameter unreduced, C3, C4 1,72 cm starting diameter reduced.

The main observable results are that as the hydrogen reduction is performed, porosity increases and the pores dimensions increase.

The porosity variation as a function of the initial pellets diameter is shown in figure 15.

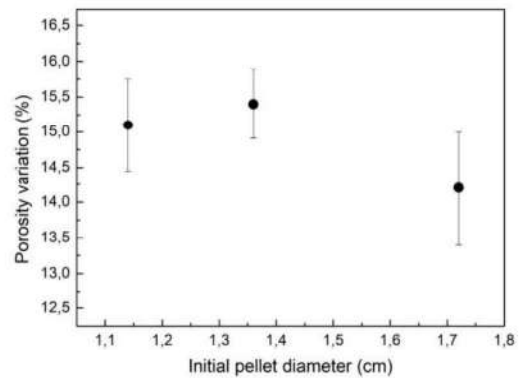


Fig. 15 Porosity variation after reduction as a function of the starting diameter of the analysed pellets.

The biggest pores in the center of the pellets tend to increase more with respect to the smallest ones, as shown in figure 16.

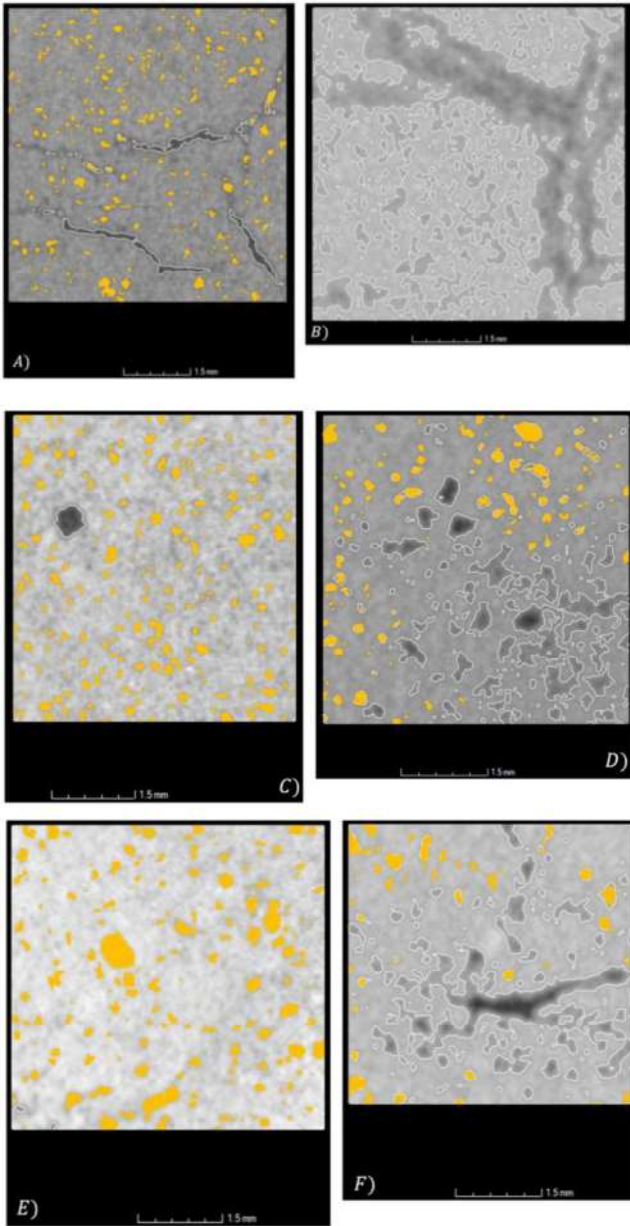


Fig. 16 Pores aspect for the pellet with starting diameter of 1,72 cm before A) and after B) reduction; 1,36 cm before C) and after D) reduction; 1,14 cm before E) and after F) reduction.

The whole database is visible as supplementary material. Here all the studied conditions and the resulting data are available.

The developed database was analysed through the multi objective optimization software (modeFrontier). First of all, it was underlined the weight that each single input parameter has

on each corresponding output. This aspect can be viewed through the so called scatter matrix in Figure 17.



Fig. 17 Scatter matrix of the hydrogen direct reduction of the VALE pellets.

By considering the time to 95% of reduction it is clear how the main influencing factor is the pellet diameter, then the pellet density (all with a direct correlation) and the gas temperature and the pores size (with an inverse correlation), the less influencing factor is the pores tortuosity (with a direct correlation).

As a general behaviour, as the pellets dimension varies the effect of density is different. If the pellet has a high density, the pellets' diameter effect decreases, the contrary is revealed in the case of large particles for which the effect of the density is reduced.

The relationships between the time to 95% reduction and the input parameters are shown in figure 18.

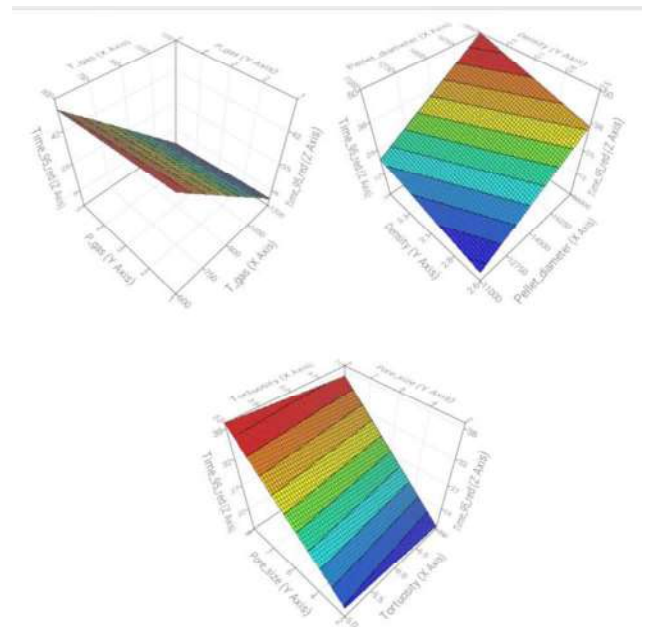


Fig. 18 Time to 95% reduction as a function of the different input parameters.

So, obviously, the time needed to reach 95% of reduction is first of all dependent on the surface pores size. The larger these pores are, the faster the pellets can reduce. This is obviously dependent on the pellet density describing the behaviour of pores in the pellets bulk, in fact, as the pellet density increases the time to reduction increases. For a single pore, also the pores tortuosity influences the time to reduction because at the same pores size the time to 95% reduction increases as the tortuosity increases. In the case of high pellets density the reactions of reduction are known to evolve stepwise that can be modelled through a shrinking core description. In this case the reduction time is higher and is directly proportional to the pellets dimensions. This aspect can be particularly underlined for the pellets of 1.72 and 1.36 mm in diameter that having a very similar density reduce with a direct proportion to their diameter. In the case of low density pellets, the gas diffuses very fast and the reduction times are significantly reduced. So, the time to 95% reduction is lower for all those pellets with low density that in this particular case are also characterized by an intermediate surface pores dimensions.

Taking into account the tortuosity factor inside the pellets, the time to reduction increases as the tortuosity of the pores increases, as the porosity decreases (increased density) and the pores dimensions decrease. This is why from the energy point of view, these parameters largely lead to variations in the entropy generated during all the reduction phases [69]. Entropy starts to increase in the first stages of the direct reduction as a consequence of the heat transfer between the heated hydrogen and the pellets surface. The entropy tends to increase as the porosity and the gas ration decrease because of the reduction of the exchange surfaces. The entropy generation is then further increased as the pores tortuosity increases. This is due to the fact that tortuosity is an obstacle for the gas flowing and for its ideal path inside the pellet. Basically, this reduces the overall gas diffusion and, as a consequence, its reduction effect.

Entropy generation has two main contributes from the chemical reactions and from the mass transfer. By considering the entropy generation contributions as separate, as the porosity in the pellet decreases the entropy generation due to heat transfer increases. Here, the entropy increases immediately during the first stage of reduction because of the temperature gradient between the pellet surface and the heated hydrogen. After this, entropy decreases up to a steady state and it remains constant because the thermal gradient tends to decrease as the reduction process proceeds.

By considering pellets where the porosity increases, the resistance to the gas penetration inside the pellets decreases. As a consequence of the easy gas penetration, the entropy generation decreases. The second contribution is the entropy generation due to the chemical reactions. Here, the entropy generation tends to rapidly increase in the first reaction stages but in this case it decreases up to a zero value as the chemical reactions proceeds. Also in this case, as the porosity of the pellets increases, the entropy generation decreases. Obviously, the entropy generation leads to increased energy expenses for the overall reduction process [70].

The other contribution to the entropy generation comes from the mass transfer. This contribution shows a fast increase in the first stages of reduction and then it decreases up to a plateau value. In the case of high porous pellets, this contribution can approach the zero value after the peak increase because of the reduction to the gas penetration inside the pellets. Anyway, the entropy is never null because of the compositional gradient between the pellet surface and the not already reduced bulk. To give an idea of the total contribution, we can say that the highest effect is due to the heat transfer, an intermediate effect is due to the chemical reactions while the lowest effect is due to the mass transfer [71, 72]. So, during the initial stages of reduction the process is controlled by both the chemical reaction and the gas diffusion while in the second stage of reduction the rate limiting step is the interfacial chemical reactions.

Now, let's go to examine the different stages of the hydrogen direct reduction. The first stage (rapid) of reduction is generally evaluated through the calculation of the dR/dt_{40} index. The dependence of the dR/dt_{40} parameter on the various inputs shows that it is mainly related to the gas temperature (direct proportionality), then to the pellet density and diameter (inverse proportionality), then to the pore size (direct proportionality) and finally to the tortuosity and gas pressure (inverse proportionality).

The dependence of the dR/dt_{40} parameter with respect to the different processing parameters is shown in figure 19.

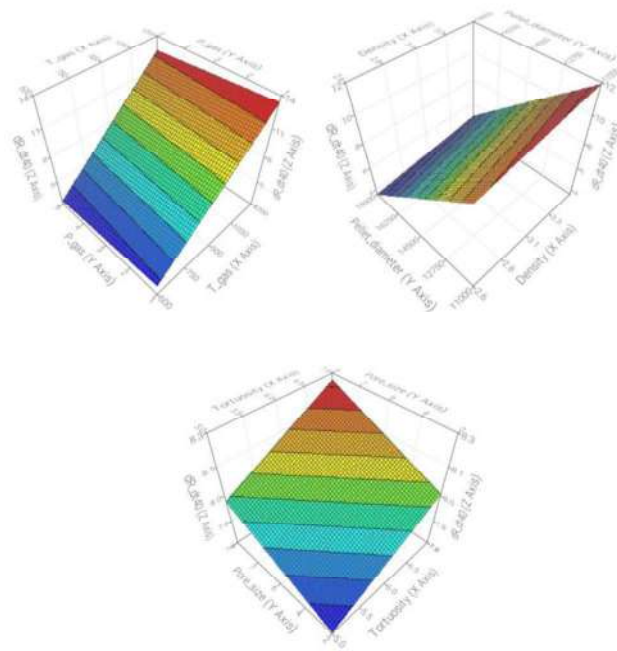


Fig. 19 dR/dt_{40} as a function of the different input parameters.

The dR/dt_{90} is largely related to the dR/dt_{40} parameter as it will be discussed later.

By observing the kinetics parameters, it is clear how they are firstly influenced by pellets diameter and density (with inverse proportionality) then they are influenced by temperature and

pore size (with direct proportionality) and finally by tortuosity and gas pressure (with inverse proportionality).

The first kinetic parameter behaviour as a function of the various inputs is shown in figure 20.

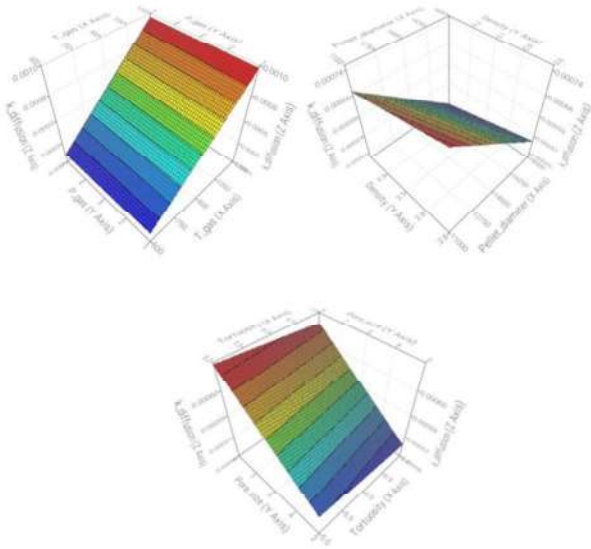


Fig. 20 k three dimensional diffusion as a function of the different input parameters.

By observing the behaviour of the pellets reduction in terms of the kinetic constant variations, in the case of hydrogen direct reduction a hierarchy of phenomena can be underlined all determining the overall reduction in the time and space domains [73]. The phenomena developed in an industrial shaft furnace, in fact, depend on the kinetics behaviour and on the heat and mass transfer from the macroscopic scale to the atomic one (in different times) involving catalytic processes, diffusion, dissociation up to transfer of charges [24]. In addition, these phenomena are characterized by a non-linear interplay among them. This needs the employment of very different characterization and modelling instruments to be addressed. So, the macroscopic gas transportation and diffusion plays different roles at different scales of the process that is strictly related to the pellets microstructure and chemical-physical properties [74]. At microscale, the process kinetics are determined by both micro and atomic scale phenomena because of the different oxides involved transformations, of the crystal defects and of the local compositions [75].

Given a kinetic behaviour of the reduction process due to the processing conditions and pellets composition as well as density and porosity size, tortuosity largely influence the reduction. First of all, as tortuosity increases, the kinetic constants decrease. This is due to the fact that in the same conditions of pressure and temperature and then of mass transfer, less hydrogen atoms interact with the material bulk as the tortuosity increases. So, the final effect is that for very tortuous pellets, the kinetics of the reactions are reduced (both again in the time and space domains).

The tortuosity factor has also large implications of the overall entropy behaviour and then on the energy input during the direct reduction process [76]. In addition, the tortuosity is more influencing as the pellet diameter increases. As a matter of fact, the pellet diameter is the input that results most influencing the kinetic constants (Figure 21).



Fig. 21 Scatter matrix relative to the dependence of the kinetic parameter (Eq. 2) on the different input parameters.

Here it is clear how as both the pellet diameter and the tortuosity increase (Figure 22a), the kinetic constant largely decreases. This phenomenon is much more pronounced in the case of high density pellets (Figure 22b) and is reduced in the case of large surface pores (Figure 22c).

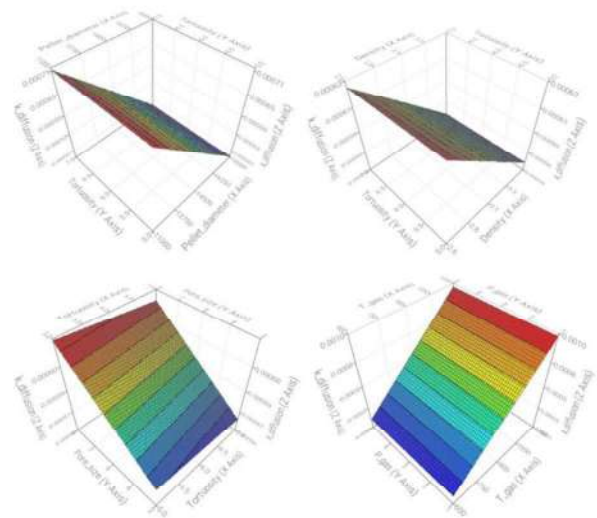


Fig. 22 Kinetic constant behaviour as a function of tortuosity and a) pellet diameter, b) pellet density and c) pore size.

Generally, as the tortuosity increases, the entropy generation and then the energy consumption increase. In addition, the entropy generation tend to increase with a non-linear behaviour especially in the final stages of reduction as the tortuosity of the pellets is very pronounced.

A particular discussion is needed for the dR/dt_{90} behaviour. Now, it is largely influenced by the dR/dt_{40} (that is referred to the first linear stage of the reduction curve) and obviously by

the pellets properties that vary during the reduction process as the oxides transformations take place. In this view it was defined a new scatter matrix taking into account also $dR/dt40$ as input parameter by considering only $dR/dt90$ as output. The results are shown in figure 23.



Fig. 23 Scatter matrix considering $dR/dt90$ as the only output parameter.

It is immediately clear how the $dR/dt90$ is related to the $dR/dt40$ with a direct proportionality so the time to reach the deep metallization decreases as the time of the first reduction stages decrease. Then $dR/dt90$ is mainly influenced by the pellet density and the pellet diameter (with inverse proportionality), then by the gas temperature and pores size (with direct proportionality), then by the tortuosity (with inverse proportionality) and finally by the gas pressure (with direct proportionality). This means that the final stage of the reduction is first of all influenced by the volume to be reduced and then by the gas path inside the pellet. The behaviour of the $dR/dt90$ with the various inputs is shown in figure 24.

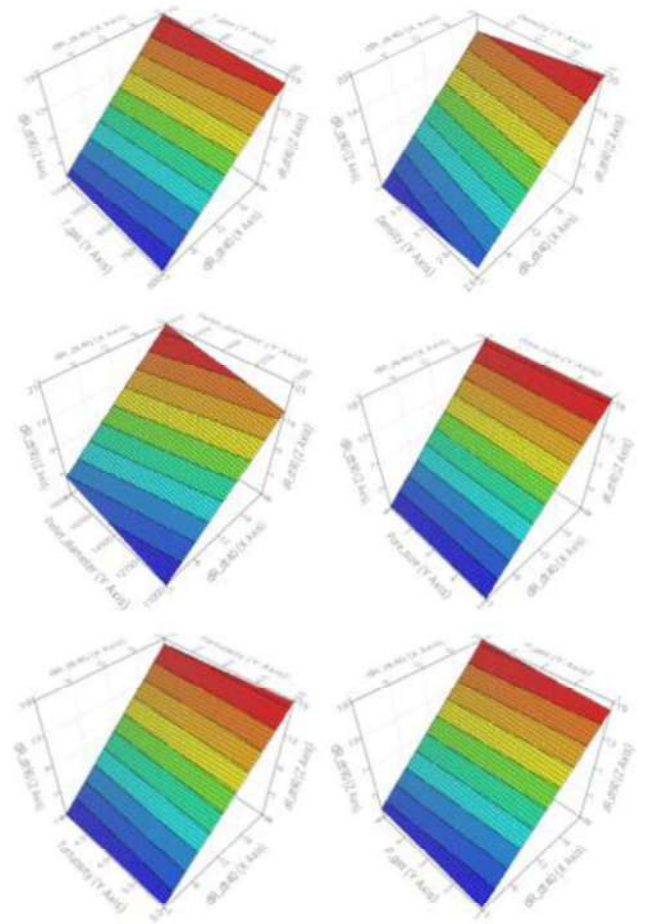


Fig. 24 $dR/dt90$ as a function of $dR/dt40$ and the other input parameters.

Another factor influencing the ongoing reduction behaviour is the surface conditions; in the case of very small surface pores and then a denser surface, a very hard iron layer form on the surface. If this very hard dense iron layers develop during reduction this strongly tends to lower the reduction rate. This, in fact, limits the gas penetration inside the pellet by reducing the effect of the hydrogen. In the case of very hard layers rapidly formed on the surface the reactions tend to be governed by the solid-state diffusion. The gas penetration through the hard iron layers can be improved at higher levels of temperature. The inconvenience is due to the softening of the pellets as the temperature increases. This can reduce the pellets porosity by consequently reducing the reduction rates.

So, the behaviour of the two indexes (referring to two different sections of the reduction curves) are completely different in terms of dependence on the processing parameters; even if the $dR/dt90$ index is strictly related to the $dR/dt40$ one. The different dependence on the pellets properties and on the processing parameter is due to the fundamental aspect that they refer to different transformations taking place at different reduction steps (different oxides reduction) and to the fact that the material composition and pellets shape tends to vary as the reduction process is carried out. So, the two indexes are indicative of how the reduction of the different iron oxides are

going to be reduced condition by condition. So, the dependence of the single index on the different processing parameters changes. The different stages of reduction indicate the behaviour of different reactions taking place in the pellet, so, the absolute values and the influence of the input parameters vary. As going from the dR/dt_{40} to the dR/dt_{90} index, the effect of all the processing parameters decreases while it increases the dependence of dR/dt_{90} on dR/dt_{40} . As a matter of fact, the dependence of the dR/dt_{90} parameter on the dR/dt_{40} , as shown in the scatter matrix in figure 21 is very high (0.758). So, by looking at the correlation matrix among the different parameters (Figure 25), it is clear how the correlation between each reduction index and each processing parameter varies.

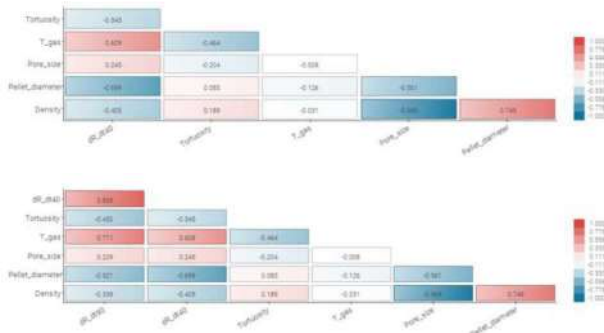


Fig. 25 Correlation matrix among the different parameters.

That actually can be visualized through the 3D maps in Figure 26.

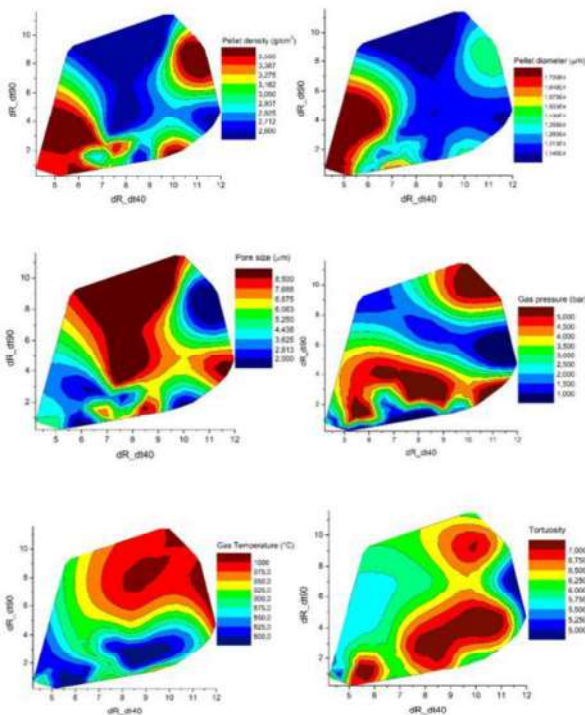


Fig. 26 Relationship among the two reduction indexes and the different pellets and processing parameters.

Here it is clear how the temperature is fundamental in the final stage of the reduction in order to gain a complete metallization of the pellets. Tortuosity reduces the metallization behaviour when reaching high values. Pore size increase favours both the indexes, while pellet diameter leads to a reduction of the metallization rate. This is mainly due to the effect of temperature whose increase leads to improvement of the driving force for diffusion in the inner layers of the pellets. Obviously, as already mentioned, the pore size is very influencing the dR/dt_{40} index and it has lower influence on the final stages of reduction. This is due to the not-negligible aspect that the pores dimension and pores geometry tend to modify as the reduction proceeds. So, in the final stages of reduction the pores from which the gas continues to penetrate the pellet are different from the beginning of the process. By considering the entropy generation and then the energy consumption, the peak is reached with inverse proportionality to porosity and pores size. After this, pores tend to increase in dimension and then the entropy generation decreases. So, also the energy consumption tend to decrease as the pores dimensions vary by going from dR/dt_{40} to dR/dt_{90} .

The final aspect that was analysed was the degree of metallization of the pellets in different conditions. Here, the parameter absolutely most influencing the metallization behaviour is the reduction temperature (Figure 27).



Fig. 27 Scatter matrix considering metallization degree as the only output parameter.

The metallization degree as a function of the different input parameters is shown in figure 28. The metallization degree is dependent on temperature, then on tortuosity, then on gas temperature and pellet diameter and finally on density and pore size.

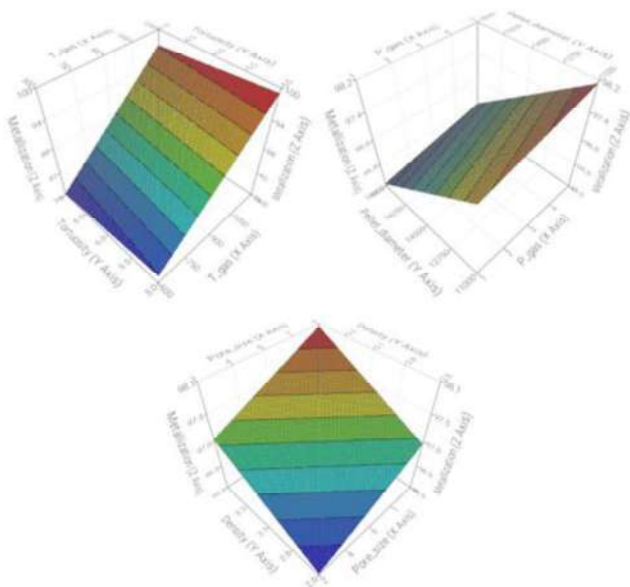


Fig. 28 Pellet diameter as a function of the different input parameters.

Given the provided results of the present research, it can be stated that first of all the same pelletizing procedure leads to different shaped pellets with various densities and porosity geometry and distribution. This immediately has consequences on the strength behaviour of the pellets that results fundamental during the processing operations in the industrial direct reduction shaft furnaces. As a matter of fact, high compressive strength is required in order to avoid the collapse of the pellets in the shaft by retaining a high porosity for the gas penetration during the reduction. Obviously, all the physical and compositional properties of the starting pellets have severe influences on the reduction behaviour. Now, different processing parameters were taken into account to evaluate the reduction behaviour in different conditions. As a matter of fact, the time to 95% reduction is mainly influenced by the pellet diameter and density and then by the gas temperature. This behaviour is obviously very similar to that of the reduction rates even if the rate of reduction in the last stages of the process is largely influenced by the rate of reduction in the first stages. This is also confirmed by the kinetics behaviour analyses that remarks the aspect related to the porosity, pores size and distribution and tortuosity as fundamental aspect in governing the reduction behaviour of industrial pellets in hydrogen atmosphere.

IV. CONCLUSIONS

The paper presents the main results on the hydrogen direct reduction of industrial pellets performed by employing various processing conditions. The analysed pellets had an intermediate basicity index (0.52) and low different types of non-ferrous oxides. The pellets were selected in terms of their mean diameter. By considering different pellets, the surface morphology and the surface porosity resulted very different. This had a remarkable effect on the compressive strength that

is related to the pellets' density and porosity geometries. Obviously, this influenced the reduction behaviour under hydrogen atmosphere performed at various temperatures and different pressures. In particular, for all the temperatures and pressures, employed during the experiments, as the pellet diameter increases the reduction time increased. The analyses of the weights that each single parameter has on the time to reduction and on the rate and kinetics of the reduction allowed to conclude that, the time to 95% reduction is mainly influenced by the pellets diameter and density and then by the reduction temperature. The rate of reduction in the first stages is mainly influenced by the reduction temperature and then by the pellets physical properties. The kinetic constants show an intermediate behaviour.

REFERENCES

- [1] <https://worldsteel.org/steel-topics/statistics/world-steel-in-figures-2022/>
- [2] P. Cavaliere: 2019. Clean Ironmaking and Steelmaking Processes Efficient Technologies for Greenhouse Emissions Abatement. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-21209-4>
- [3] I.R. Souza Filho, H. Springer, Y. Ma, A. Mahajan, C. Cau'e da Silva, M. Kulse, D. Raabe: *J. Clean. Prod.*, 2022, vol. 340, p. 130805. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2022.130805>
- [4] F. Patisson, O. Mirgaux: *Metals*, 2020, vol. 10(7), pp. 922. <https://doi.org/10.3390/met10070922>
- [5] Dabin Guo, Liandong Zhu, Sheng Guo, Baihui Cui, Shipeng Luo, Mahmood Laghari, Zhihua Chen, Caifeng Ma, Yan Zhou, Jian Chen, Bo Xiao, Mian Hu, Shiyi Luo: *Fuel. Proc. Technol.*, 2016, vol. 148, pp. 276-81. <http://dx.doi.org/10.1016/j.fuproc.2016.03.009>
- [6] M.S. Valipour, M.Y. Motamed Hashemi, Y. Saboohi: *Adv. Powder Technol.*, 2006, vol. 17(3), pp. 277-95.
- [7] E.A. Mousa, A. Babich, D. Senk: *Steel Res. Int.*, 2013, vol. 84(11), pp. 1085-97. <https://doi.org/10.1002/srin.201200333>
- [8] A. Ranzani da Costa, D. Wagner, F. Patisson: *J. Clean. Prod.*, 2013, vol. 46, pp. 27-35. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jclepro.2012.07.045>
- [9] Yujie Zhang, Qiang Yue, Xicui Chai, Qi Wang, Yuqi Lu, Wei Ji: *J. Clean. Prod.*, 2022, vol. 361, p. 132289. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2022.132289>
- [10] C. Scharm, F. Küster, M. Laabs, Q. Huang, O. Volkova, M. Reinmoller, S. Guhl, B. Meyer: *Minerals Eng.*, 2022, vol. 180, p. 107549. <https://doi.org/10.1016/j.mineng.2022.107549>
- [11] M. Kazemi, M.S. Pour, D. Sichen: *Metall. Met. Trans.*, 2017, vol. B48, pp. 1114-22. <https://doi.org/10.1007/s11663-016-0895-3>
- [12] P. Metolina, T.R. Ribeiro, R. Guardani: *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, 2022, vol. 29(10), p. 1908. <https://doi.org/10.1007/s12613-022-2487-3>
- [13] A. Meshram, J. Govro, R.J. OMalley, S. Sridhar, Y. Korobeinikov: *Metals*, 2022, vol. 12, pp. 2026. <https://doi.org/10.3390/met12122026>
- [14] T.R. Ribeiro, J.B. Ferreira Neto, J.G. Rocha Poco, C. Takano, L. Kolbeinsen, E. Ringdalen: *ISIJ Int.*, 2022, vol. 62(3), pp. 504-14. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2021-472>
- [15] S. Geng, H. Zhang, W. Ding, Y. Yu: *Metalurgija* 2018, vol. 57(4), pp. 219-22.
- [16] D. Spreitzer, J. Schenk: *Steel Res. Int.*, 2019, 90(10), pp. 1900108. <https://doi.org/10.1002/srin.201900108>
- [17] T.R. Ribeiro, J.B. Ferreira Neto, J.G. Rocha Poco, C. Takano, L. Kolbeinsen, E. Ringdalen: *ISIJ Int.*, 2021: vol. 61(1), pp. 182-9. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2019-477>
- [18] A. Loder, M. Siebenhofer, A. Bohm, S. Lux: *Clean. Eng. Technol.*, 2021 vol. 5, p. 100345. <https://doi.org/10.1016/j.clet.2021.100345>
- [19] P. Cavaliere: 2021. Hydrogen Assisted Direct Reduction of Iron Oxides. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-98056-6>
- [20] Y. Bai, J.R. Mianroodi, Y. Ma, A. Kwiatkowski da Silva, B. Svendsena, D. Raabe: *Acta Mater.*, 2022, vol. 231, p. 117899. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.117899>
- [21] Zichuan Zhao, Jue Tang, Mansheng Chu, Xindong Wang, Aijun Zheng, Xiaoi Wang, Yang Li: *Int. J. Minerals*, 2022, vol. 29(10), pp. 1891-1900. <https://doi.org/10.1007/s12613-022-2494-4>

- [22] Zc. Wang, Ms. Chu, Zg. Liu, et al.: *J. Iron Steel Res. Int.*, 2012, vol. 18, pp. 7-12. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(12\)60144-7](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(12)60144-7)
- [23] Shuo Li, Huili Zhang, Jiawei Nie, Raf Dewil, Jan Baeyens, Yimin Deng: *Sustainability*, 2021, vol. 13, p. 8866. <https://doi.org/10.3390/su13168866>
- [24] Y. Ma, I.R. Souza Filho, Y. Bai, J. Schenk, F. Patisson, A. Beck, J.A. van Bokhoven, M.G. Willinger, K. Li, D. Xie, D. Ponge, S. Zaefferer, B. Gault, J.R. Mianroodi, D. Raabe: *Scripta Mater.*, 2022, vol. 213, p. 114571. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2022.114571>
- [25] M. Kazemi, B. Glaser, D. Sichen: *Steel Res. Int.* 2014, vol. 85(4), pp. 718-728. <https://doi.org/10.1002/srin.201300197>
- [26] A Bonalde, A Henriquez, M Manrique: *ISIJ Int.* 2005, vol. 45(9), pp. 1255-1260. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.45.1255>
- [27] M-H. Bai, H. Long, S-B. Ren, D. Liu, C-F. Zhao: *ISIJ Int.*, 2018, vol. 58(6), pp. 1034-41. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-739>
- [28] Y. Ma, I.R. Souza Filho, X. Zhang, et al.: *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, 2022, vol. 29, pp. 1901-1907. <https://doi.org/10.1007/s12613-022-2440-5>
- [29] A.Z. Ghadi, M.S. Valipour, S.M. Vahedi, H.Y. Sohn: *Steel Res. Int.*, 2020, vol. 91, p. 1900270. <https://doi.org/10.1002/srin.201900270>
- [30] A Bhaskar, M Assadi, H Nikpey Somehsaraei: *Energies*, 2020, vol. 13(3), pp. 758. <https://doi.org/10.3390/en13030758>
- [31] M Kirschen, T Hay, T Echterhof, *Processes*, 2021, vol. 9(2), pp. 402. <https://doi.org/10.3390/pr9020402>
- [32] N. A. El-Husseiny, A. El-Amir, F.M. Mohamed, S. Th. Abdel-Rahim, M. E. H. Shalabi: *Int. J. Sci. Eng. Res.*, 2015, vol. 6(7), pp. 1018-27.
- [33] E.M. Abdel Hamid, Sh.K. Amin, H.A. Sibak, M.F. Abadir: *Int. J. Appl. Eng. Res.*, 2018, vol. 13(6), pp. 3954-65.
- [34] M Kirschen, K Badr, H Pfeifer: *Energy*, 2011, vol. 36(10), pp. 6146-6155. <https://doi.org/10.1016/j.energy.2011.07.050>
- [35] M.L. Ali, Q. Fradet, U. Riedel: *Steel Res. Int.*, 2022. <https://doi.org/10.1002/srin.202200043>
- [36] G Sun, B Li, W Yang, J Guo, H Guo: *Energies*, 2020, vol. 13(8), pp. 1986. <https://doi.org/10.3390/en13081986>
- [37] Y. Ma, I.R. Souza Filho, X. Zhang, S. Nandy, P. Barriobero-Vila, G. Requena, D. Vogel, M. Rohwerder, D. Ponge, H. Springer, D. Raabe: *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, 2022, vol. 29(10), p. 1901. <https://doi.org/10.1007/s12613-022-2440-5>
- [38] M.L. Ali, Q. Fradet, U. Riedel: *Steel Res. Int.*, 2022. <https://doi.org/10.1002/srin.202200043>
- [39] P. Cavaliere, A. Perrone, A. Silvello: *Metals*, 2021, vol. 11(11), p. 1816. <https://doi.org/10.3390/met11111816>
- [40] K Rechberger, A Spanlang: *Steel Res. Int.*, 2020, vol. 91(11), pp. 2000110. <https://doi.org/10.1002/srin.202000110>
- [41] Z Du, J Liu, F Liu, F Pan: *Chem. Eng. J.*, 2022, vol. 447, pp. 137588. <https://doi.org/10.1016/j.cej.2022.137588>
- [42] Y. Man, J-X. Feng: *Powder Technol.*, 2016, vol. 301, pp. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2016.07.057>
- [43] P. Cavaliere, A. Perrone, A. Silvello, P. Stagnoli, P. Duarte: *Metals*, 2022, vol. 12(2), p. 203. <https://doi.org/10.3390/met12020203>
- [44] V. Ghalandari, H.H. Rafsanjani: *Chem. Chem. Technol.*, 2019, vol. 13(2), pp. 205-211. <https://doi.org/10.23939/chcht13.02.205>
- [45] R. Béchara, H. Hamadeh, O. Mirgaux, F. Patisson, *Materials*, 2018, vol. 11(7), pp. 1094. <https://doi.org/10.3390/ma11071094>
- [46] S. Luo, Y. Zhou, C. Yi, J. Renew. *Sustain. Ener.*, 2013, vol. 5(6), pp. 063114. <https://doi.org/10.1063/1.4839995>
- [47] A.A. El-Geassy, M.I. Nas: *ISIJ Int.* 1990, vol. 30(6), pp. 417-425. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.30.417>
- [48] P. Li, Y. Li, J. Yu, P. Gao, Y. Han: *Int. J. Hydrogen Ener.*, 2022, vol. 47(73), pp. 31140-31151. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2022.07.032>
- [49] Q. Fradet, M.L. Ali, U. Riedel: *Steel Res. Int.*, 2022. <https://doi.org/10.1002/srin.202200042>
- [50] H-B. Zuo, C. Wang, J-J. Dong, K-X. Jiao, R-S. Xu: *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, 2015, vol. 22(7), p. 688. <https://doi.org/10.1007/s12613-015-1123-x>
- [51] R.R. Wang, Y.Q. Zhao, A. Babich, D. Senk, X.Y. Fan: *J. Clean. Prod.*, 2021, vol. 329, pp. 129797. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2021.129797>
- [52] F. Zhang, D. Zhu, J. Pan, Z. Guo, M. Xu: *J. Iron Steel Res. Int.*, 2021, vol. 28, pp. 1212-1222. <https://doi.org/10.1007/s42243-021-00620-3>
- [53] Yue Shi, Deqing Zhu, Jian Pan, Zhengqi Guo, Shenghu Lu, Mengjie Xu: *Powder Technol.*, 2022, vol. 408, p. 117782. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2022.117782>
- [54] A. Zare Ghadi, M. S. Valipour, M. Biglari: *IJE Trans. B: Appl.*, 2018, vol. 31(8), pp. 1274-82. <https://doi.org/10.5829/ije.2018.31.08b.16>
- [55] Yi Man, Junxiao Feng: *Powder Technol.*, 2016, vol. 301, pp. 674-8. <http://dx.doi.org/10.1016/j.powtec.2016.06.013>
- [56] P. Cavaliere, A. Perrone, A. Silvello: *Eng. Sci. Technol.*, 2016, vol. 19(1), pp. 292-312. <https://doi.org/10.1016/j.jestch.2015.07.004>
- [57] P. Cavaliere, A. Perrone, A. Silvello: *J. Manuf. Proc.*, 2015, vol. 17, pp. 9-27. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2014.10.005>
- [58] P. Cavaliere, A. Perrone: *Steel Res. Int.*, 2013, vol. 85(1), pp. 89-98. <https://doi.org/10.1002/srin.201300027>
- [59] P. Cavaliere, A. Perrone: *Ironmak. Steelmak.*, 2013, vol. 40(1), pp. 9-24. <https://doi.org/10.1179/1743281212Y.0000000019>
- [60] P. Cavaliere, A. Perrone, P. Tafuro, V. Primavera: *Ironmak. Steelmak.* 2011, vol. 38(6), pp. 422-31. <https://doi.org/10.1179/1743281211Y.0000000034>
- [61] P. Cavaliere, A. Perrone, D. Marsano, V. Primavera: *Steel Res. Int.* <https://doi.org/10.1002/srin.202200791>
- [62] M.K. Sesen: *Scand. J. Metall.*, 2017, vol. 30, pp. 1-7. <https://doi.org/10.1034/j.1600-0692.2001.300101.x>
- [63] Yufeng Guo, Kuo Liu, Feng Chen, Shuai Wang, Fuqiang Zheng, Lingzhi Yang, Yajing Liu: *Powder Technol.*, 2021, vol. 393, pp. 291-300. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2021.07.057>
- [64] Guo-Cheng Zhang, Guo-Ping Luo, Peng-Fei Jia, Yi-Ci Wang, Yi-Fan Chai: *High Temp. Mater. Proc.* 2021, vol. 40, pp. 193-203. <https://doi.org/10.1515/htmp-2021-0027>
- [65] T. Umadevi, A. Kumar, P. Karthik, R. Srinidhi, S. Manjini: *Ironmak. Steelmak.*, 2018, vol. 45, pp. 157-165. <https://doi.org/10.1080/03019233.2016.1250043>
- [66] Deqing Zhu, Tiejun Chun, Jian Pan, Jinliang Zhang: *Int. J. Min. Proc.* 2013, vol. 125, pp. 51-60. <https://doi.org/10.1016/j.minpro.2013.09.008>
- [67] A.K. Singh, S. Kumar, B. Mishra et al.: *Canad. Metall. Quat.* 2022, vol. 61(4), pp. 475-482. <https://doi.org/10.1080/00084433.2022.2045530>
- [68] Yue Shi, Deqing Zhu, Jian Pan, Zhengqi Guo, Shenghu Lu, Mengjie Xu: *Powder Technol.*, 2022, vol. 408, pp. 117782. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2022.117782>
- [69] S.H. Kim, X. Zhang, Y. Ma, I.R. Souza Filho, K. Schweinar, K. Angenendt, D. Vogel, L. T. Stephenson, A. A. El-Zoka, J. Rezaei Mianroodi, M. Rohwerder, B. Gault, D. Raabe: *Acta Mater.*, 2021, vol. 212, pp. 116933. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116933>
- [70] R. Wang, Y. Zhao, A. Babich, D. Senk, X. Fan: *Powder Technol.*, 2022, vol. 407, pp. 117654. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2022.117654>
- [71] D. Guo, M. Hu, C. Pu, B. Xiao, Z. Hu, S. Liu, X. Wang, X. Zhu: *Int. J. Hydrogen Ener.*, 2015, vol. 40(14), pp. 4733-4740. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2015.02.065>
- [72] A. Mirzajani, H. Ebrahim, S.M.M. Nouri: *Brazil. J. Chem. Eng.*, 2018, vol. 35(3), pp. 1019-1028. <https://doi.org/10.1590/0104-6632.20180353s20170178>
- [73] M. Bai, H. Long, L. Li, D. Liu, S-B. Ren, C-F. Zhao, J. Cheng: 2018, vol. 407, pp. 117654. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2018.06.116>
- [74] A. Hammam, Y. Li, H. Nie, L. Zan, W. Ding, Y. Ge, M. Li, M. Omran Y. Yu: *Mining Metall. Explor.*, 2021, vol. 38(1), pp. 81-93. <https://doi.org/10.1007/s42461-020-00317-3>
- [75] DG. Xie, ZJ. Wang, J. Sun, et al.: *Nature Mater.*, 2015, vol. 14, pp. 899-903. <https://doi.org/10.1038/nmat4336>
- [76] R. Sundberg: *Reduction of iron oxides with hydrogen*, Master Degree Thesis, Abo Akademy University, 2021.

Characteristics Of Construction Profiles Applied with Accelerate Cooling and Self-Tempering Heat Treatment

Aysun IŞIKGÜL*, İsmail ESEN⁺, Hayrettin AHLATCI⁺

*Kardemir AŞ, Karabük/Turkey
aisikgul@kardemir.com

⁺Faculty of Engineering, Department of Metallurgical and Materials Engineering, Karabük University, Karabük/Turkey
 {iesen, hahlatci}@karabuk.edu.tr

Özet— İnşaat, asma köprü, tünel, çelik konstrüksiyon gibi yapısal ve birçok endüstriyel alanda S275JR ve S355JR kalitesinde farklı geometrilerdeki yapı profilleri sıkça kullanılmaktadır. Bu profillerin düşük yüklemeli endüstriyel kullanım alanı için sahip oldukları mukavemet değerleri uygundur. Ancak, yüksek yüklemeli uygulamalar için et kalınlığı fazla profillerin veya yüksek alaşımli profillerin üretilmesi gerekmektedir. Ancak, bu durumda hem ağırlık hem de maliyet artmaktadır. Bu nedenle, Dünya'nın sayılı çelik üreticilerinden biri olan ArcelorMittal firmasının ağır profil haddesine "Su Verme ve Kendini Temperleme" (QST, Quenching and self-tempering) ünitesi kurulmuş ve 30 yıldan beri işletim halindedir. Buradan yola çıkarak, özgül mukavemette iyileşme sağlamak yani hem hafif hem de mukavim profil üretimi için HE profillere ısı işlem kademesinde "Hızlandırılmış Soğutma ve Kendini Temperleme (HS-KT)" işlemi uygulanarak hem mukavemet değerlerinde artış hem de toklukta iyileşme sağlanması planlanmaktadır. Özellikle, HE profilinin fiyatları büyüklüklerine göre değişmektedir ve ortalama fiyatı 1.000\$/ton'dur. QST yöntemiyle üretilen H profil grubu için ortalama fiyatı ise 1300\$/ton'dur. Ortalama olarak fiyat oranı %30'dan yüksektir. Bu sebeple, tüm profillerin bu kapsamda üretildiği düşüldüğünde böyle bir sistemin kurulmasına ait "Yatırım Getirisi" ninin (ROI, Return on Investment) 3 yıl olacağı öngörülmektedir. Bu bilgiler doğrultusunda çalışmada, hava+su karışımını pülüverize şekilde profil yüzeyine püskürten özel tasarlanmış ve imal edilmiş sistemle HS-KT ısı işlemi gerçekleştirilmiş ve HE geometrisine sahip S275JR kalite çelik profillerin mikroyapı ve mekanik özelliklerinde meydana gelen değişiklikleri incelenmiştir.

Anahtar Kelimeler— Yapı profilleri, hızlandırılmış soğutma, kendi kendini temperleme, ısı işlemi.

Teşekkür: Bu çalışma Tübitak 222M441 nolu proje kapsamında desteklenmekte olup, hazırlık çalışmaları olarak KBÜBAP 22 KP 084 nolu proje kodu ile Karabük Üniversitesinden destek alınmıştır.

Effect of Tempering Heat Treatment on Medium Manganese Steels

Mehmet Eroglu*, Fatih Demir⁺

**Department of Metallurgical and Materials Engineering, Firat University
Faculty of Engineering, 23119, Elazig, Turkey
meroglu@firat.edu.tr*

*⁺Department of Machinery and Metal Technologies, Batman University
Technical Sciences Vocational School, Central Campus, 72060, Batman, Turkey
fatih.demir@batman.edu.tr*

Abstract— Medium Mn steels, whose importance has increased especially for the automotive industry in recent years, are also considered as new generation advanced high strength steels. The superior properties exhibited by these steels depend on the chemical composition, preforming method and thermal cycles. Conventional, intercritical and tempering heat treatments and combinations of these thermal processes have frequently been the subject of research for these steels. In this study, conventional heat treatment and tempering were applied together and their effects on the microstructure and mechanical properties of mid-Mn steels were investigated. The effect of tempering heat treatment on medium Mn steels was investigated by correlating the data obtained from SEM, EDS and XRD analyses with the results of tensile and hardness tests.

Keywords— AHSS, Medium-Mn, Heat treatment, Tempering, Retained austenite

Not: Bu bildirinin tam metni makale olarak Çelik Araştırma ve Geliştirme Dergisi (Journal of Steel Research and Development)'nde yayımlanmıştır.

Morphology and application of anodic oxide growth on FeAl

Marta Michalska-Domańska*, Magdalena Łazińska⁺, Mateusz Czerwiński*, Tomasz Durejko⁺

[#] Institute of Optoelectronics, Military University of Technology, Kaliskiego 2, 00-908 Warsaw, Poland

⁺ Faculty of Advanced Technology and Chemistry, Institute of Materials Science and Engineering,
Military University of Technology, 2 Kaliskiego Str., 00-908 Warsaw, Poland

Corresponding: marta.michalska@wat.edu.pl

Abstract— Photocatalysis is an important area of research and technology because of the transition to green energy (e.g., water splitting for hydrogen generation) and environmental protection (e.g., purification of drinking water). The key advantage of photocatalysis is the capacity to utilize solar energy, offering a good substitute for the energy-intensive conventional technologies. On the other hand, their main disadvantage is that currently used materials work in a relatively narrow wavelength range. For example, the bandgap of typical photocatalyst, the TiO₂ is in the range of 3.02 – 3.20 eV ($\lambda \sim 385\text{-}405$ nm), depending on the crystallographic phases of titanium oxide. This part of sunlight corresponding to UV region, which cover only around 5% of sun spectrum. To increase utilization of applications based on photocatalysts, the range of wavelength of their photoactivity must be extend.

Anodization is a relatively inexpensive, simple, and quick method to produce nanostructured oxide on a surface of valve metals and their alloys. Moreover, the anodizing conditions applied during process, influence the morphological features (i.e., geometry and arrangement of nanopores or nanostructures) and thus properties of the resulting nanostructured oxide.

It was discovered that during electrochemical oxidation of FeAl intermetallic phase, on the top of that alloy the mixed anodic aluminium-iron oxide is fabricated. Interestingly, that anodic oxide is one of the new promising materials which could find application in photocatalysis, including potential in environment applications. In that study, the morphology and photoactivity of anodic oxide fabricated on FeAl alloy will be demonstrated.

ACKNOWLEDGMENT

Authors thanks to The National Science Centre, Poland, for financial support given under project OPUS number Nr UMO-2019/35/B/ST5/04215.

Exploring the Versatility and Affordability of Steel for Environmental Sustainability and Overall Well-Being

Michael Oluwatosin Bodunrin*

*#School of Chemical and Metallurgical Engineering; DSI-NRF Centre of Excellence in Strong Materials;
University of the Witwatersrand, Johannesburg, 2050, South Africa.
Michael.Bodunrin@wits.ac.za*

Abstract

Researchers have continued to examine steel, while new metallic materials with better mechanical properties are being explored. However, global warming has necessitated the increase in the demand of lighter and stronger materials. Therefore, alloys of titanium, magnesium, and aluminum have been favoured in a variety of engineering applications. This study presents experimental findings on the competitiveness of creep-exhausted steel and low-density stainless steel against emerging high entropy alloys and other conventional metallic materials. The article makes the case that steel will remain the top metallic material for many years to come due to its accessibility, adaptability, and affordability. Additionally, it gives examples of how steel benefits the general health of the elderly population and environmental sustainability.

Increasing Energy Efficiency in 4th Blast Furnace Stoves After the Investment of Kardemir A.Ş.

Fikret FURTUN¹, Gökhan DOĞANTEPE¹, Abdulrezzak ERDEM¹, Fatih ARSLAN¹

Yüksek Fırınlar Müdürü, Kardemir A.Ş., 4. Yüksek Fırın İşl. Baş Müh., Kardemir A.Ş., 5. Yüksek Fırın İşletme Mühendisi, Kardemir A.Ş., 4. Yüksek Fırın İşletme Mühendisi, Kardemir A.Ş.

Turkey

fikretfurtun@kardemir.com, gdogantepe@kardemir.com, aerdem@kardemir.com, farslan@kardemir.com

Abstract - It is an unavoidable fact that blast furnace of energy are needed in steel production, where preheating of blast furnace stoves for iron production is one of the most energy-intensive processes. It is possible to say the following about the working principles of stoves in blast furnaces. The system, which consists of at least three separate stoves, consists of ignition mechanism, gas injection line and refractory brick inside. Structurally completed stoves are systematically prepared individually. It is divided into 3 as heating and resting according to the furnace cycle. Due to the working principles of blast furnaces, it is necessary to make revisions in a period of 10 to 15 years. In this study, it is mentioned to increase energy efficiency by improving the functioning of stoves in order to increase energy efficiency.

I. INTRODUCTION

Before the No. 4 Blast Furnace reline, the stove domes were opened for inspection and a slag layer was observed on the stove checker brick. As a result, the stoves must be cooled into the reline and the structure on the checker brick must be cleaned. The aim of this study is to cool the stoves, clean the surfaces of the checker bricks, remove the clogged bricks and replace them with new ones, and reactivate the stoves by heating.

II. EXPERIMENTAL STUDIES

After the furnace was placed in the re-line stop position, the chimneys of the stoves were opened and allowed to cool by itself at 600°C. Then, the manholes of the stoves were opened and cooling was continued. Manhole covers and hot air valves were closed and chimneys were started to be cooled with stove fan air. Measured dome temperatures for cooling are given in Table 1.

Tablo 1. Dome temperature before and after cooling.

Stove number	Dome Temperature before cooling	Dome Temperature after cooling
41 NO. Stove	490	209
42 NO. Stove	564	238
43 NO. Stove	549	252

It was observed that the checker bricks were completely covered with a slag-like structure as shown in Figure 1 in the stoves. The appearance of the checker brick after removing the slag structure is given in Figure 2. For the efficiency of the stoves, the slag layer and the refractory bricks were changed.



Figure 1. Slag structure in the stoves



Figure 2. Brick appearance of the stoves after slag cleaning

After the brick removal process, the masonry completed was with a new refractory brick and the picture is given in Figure 3. After these steps, the commissioning works were started and the drying process was applied in the stoves.



Figure 3. The stove after refractory knitting.

Drying graphs of the stoves are given in the chart below. The drying processes were completed by heating the stoves within the stipulated time.

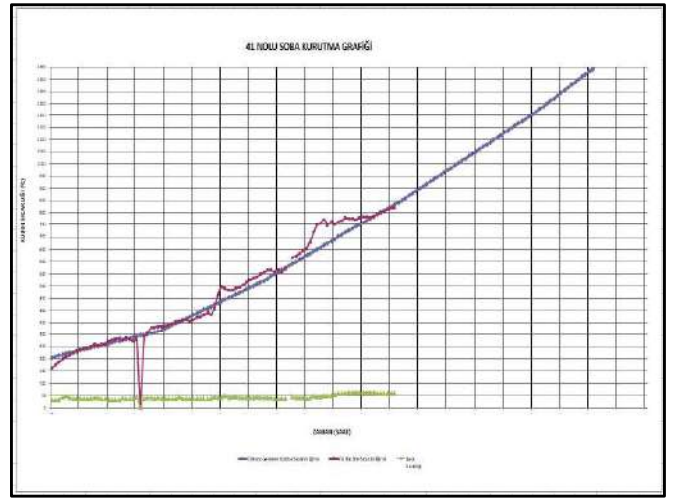


Figure 4. Stove Drying Curve No. 41

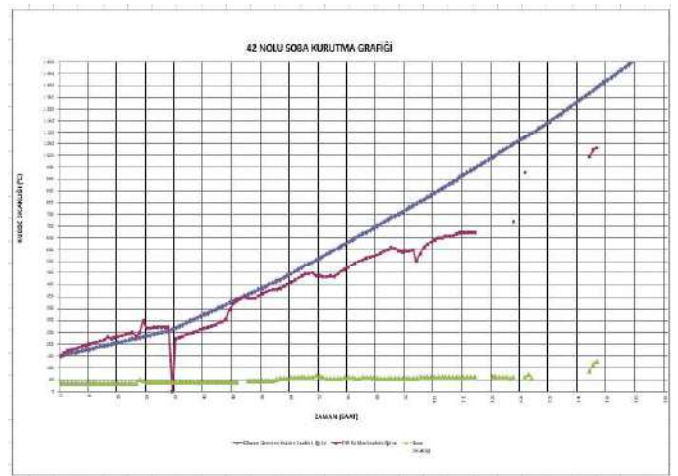


Figure 5. Stove Drying Curve No. 42

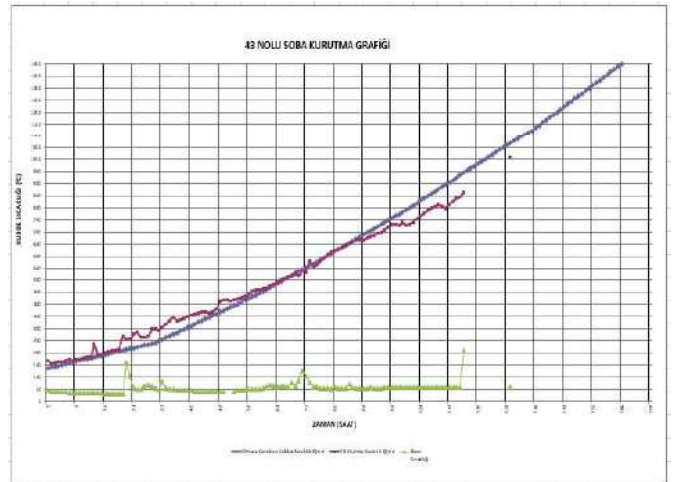


Figure 6. Stove Drying Curve No. 43

When the blast furnace was commissioned after each completed operation, the stove efficiency was reviewed and serious energy efficiency was determined after the revision.

II. RESULT AND DISCUSSIONS

In order to increase the efficiency of the stoves, the slag layer and refractory bricks were changed.

After removing the brick, the masonry was completed with a new refractory bricks.

After this revision, more (40-45%) blast furnace gas was burned to the 4th Blast Furnace stoves. In this way, the blowing temperature of 1000 degrees was increased to 1150 degrees, allowing the stoves to heat more efficiently in a unit of time. When the blowing temperature was increased to 150 oC, 15 kg of coke was saved per ton of liquid iron in the 4th blast furnace. Thus, while the post-reline capacity is 1600 tons/day, less than 8,520 tons of metallurgical coke will be used per year in the 4YF. In these days when the efficient use of energy resources is very important, an important energy item has been saved in blast furnaces where intense energy consumption is required.

Annual consumption of 8520tons of Coke will be less than 15kg x1600tons for 24 tons/day and 24x355 days.

References

- [1] Kardemir A.Ş. Yüksek Fırınlr Müdürlüğü Re-Line Raporları
- [2] Kardemir A.Ş. Yüksek Fırınlr Müdürlüğü 4. Yüksek Fırın İşletme Rapor arşivleri
- [3] İspatGuru.com.tr

PROCESS PARAMETERS OF LEVELING AND TAKING LIQUID SALAMANDER FOR KARDEMİR BLAST FURNACE NO. 1 RELINE

Fikret FURTUN¹, Abdulrezzak ERDEM¹,

Yüksek Fırınlar Müdürü, Kardemir A.Ş. 5.Yüksek Fırın İşletme Mühendisi, Kardemir A.Ş.

Turkey

fikretfurtun@kardemir.com, aerdem@kardemir.com.

Abstract--- In this paper, a study was conducted to determine the level reduction process parameters of the Blast Furnace No 1, which was put into operation on April 14, 2011, after 10 years, by placing it in the re-line, modernizations position. According to the monitored process parameters, the amount of air in the furnace was reduced and the sound level was measured and this value was measured as 15.60 m. On 17.11.2021 at 00:00, after the blowdown (snort) valve was opened 100%, the blast furnace no. 2 was commissioned. The furnace, which was separated from January 1, was stopped. As a result, a total of 4,083,816 tons of liquid raw iron was produced in the 10 years from Blast Furnace No. 1 to lowering the level and purchasing salamanders.

Key Words : Blast Furnace, Liquid Cast Iron, Top Pressure, Salamander

I. INTRODUCTION

A salamander refers to all the liquid and solidified materials found at the bottom of a blast furnace, casting hole. The salamander contains liquid raw iron and slag and solid iron, slag and coke/carbon mixtures. During the normal operation of the blast furnace, the bottom of the furnace is called the dead zone, namely the salamander.

When the blast furnace was to be re-modernised in this study, all components of the furnace must be removed and completely emptied. Removal of the salamander was necessary during partial re-lining of the furnace or repairs to the spigot. The salamander casting was generally preferably done in the blast furnace at the lowest level that liquid iron could be expected.

II. EXPERIMENTAL STUDIES

The blast furnace no.1 was taken to a preliminary stop with the Operation Performed Before the Leveling Process. 4 NITROUS (N₂), 4 water (H₂O) studs to cool

the furnace body before the level reduction process starts. In addition, the furnace bunkers were emptied by reducing the minimum number before this stop.

Moreover;

- Level measurement equipment has been converted from chain to rope.
- Tuyere and stove tests were carried out.
- Reline water valve and reline nitrogen valve were checked.
- Sounding no. 1 has been accelerated.
- Radar sounding connections have been made.

After the preliminary stop, the furnace was started with 14,000 Nm³ of air per hour. The amount of air has been increased to 30.000 Nm³ by making adjustments in the amount of air as the process conditions of the facility allow. By measuring the top temperature, it was seen that it was 406 °C. Therefore, 20 tons of water was opened to the top by adjusting the valve at 30% opening.

During the level drop, the levels and radar measurement system were checked with both measuring equipment. As the peak temperature increased as expected, the furnace was disconnected from the gas network and started working into the atmosphere.

At partial time intervals, the amount of air in the furnace was reduced and the temperature was reduced from 950°C to 860°C. The value taken with the last measurement for level control was 15.60 m. Since the furnace would be stopped at 00:00 on 17.11.2021, the blowdown valve has begun to open.

After this time, the top water was turned off, the blowdown valve was opened 100%, the stove was disconnected and the furnace was stopped. The analysis

of the liquid mineral and slag of the first casting taken after the preliminary stop is given in Table 1.

Table 1. Mineral analysis of the No. 1 casting during level drop.

Mineral Analysis											
Si	Mn	S	C	P							
2,31	1,23	0,05	4,48	0,096							
Slag Analysis											
SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	MgO	MnO	S	Fe	K ₂ O	Na ₂ O	TiO ₂	KBAZ	BBAZ
38,09	34,08	13,45	7,31	1,59	0,83	0,27	0,5	0,22	0,59	0,895	0,803

After the level started to decrease, No.1 casting was opened and the end of the casting was stopped. While performing the level lowering process, the amount of air and the amount of head water were increased or decreased at the desired setting so that the level does not fall. Data taken every 10 minutes was recorded. After the necessary preparations were made to take the salamander, the armor was started to be cut at 01:02 h in the day and after the armor was removed, the furnace armor was started to be cut with O₂ (oxygen) at 05:15 h in the day after the machine maintenance unit was completed at the salamander channel mouths. In the Salamander hole, at 06:30 h in the day, liquid mine came from a depth of 80 cm and a total of 140 tons of liquid metal was taken.

II. CONCLUSION

- The production target was achieved at a rate of 90-95% until the purchase of the salamander.
- It was aimed to stop at 15 meters in the Blast Furnace and the furnace was stopped at 15,60 meters.
- After the salamander hole was determined, the bottom of the furnace armor was reached at the target time and the expected mine was taken in the target time.

References

- [1] Kardemir A.Ş. Yüksek Fırımlar Müdürlüğü Re-Line Raporları
 [2] Kardemir A.Ş. Yüksek Fırımlar Müdürlüğü 1. Yüksk Fırın İşletme Rapor arşivleri

A Study on the Carbon Footprint Calculation in Fener Gear Production

Erhan Yavaşçı^{1*}, Şahay Ok², Murat Canbaz³, Mehmet Dinçsoy⁴, Recep Demirsöz⁵

^{1*}Department of Kardökmak A.Ş R&D, Karabük, Türkiye
eyavasci@kardokmak.com.tr

²Faculty of Management, Karabuk University, Karabük, Türkiye
sahayok@karabuk.edu.tr

³Menager of Kardökmak A.Ş , Karabük, Türkiye
mcanbaz@kardokmak.com.tr

⁴Department of Kardökmak A.Ş R&D, Karabük, Türkiye
mdincsoy@kardokmak.com.tr

⁵Department of Mechanical Engineering, Karabük University, Türkiye
receptemirsoz@karabuk.edu.tr

Abstract— In the warming of the earth, water vapor, methane, carbon dioxide, nitrous oxide etc. increases in the amount of gases play an important role. The main factor in this increase is the activities of people. Human activities cause an increase in the emission of greenhouse gases, either directly or indirectly. The amount of equivalent carbon dioxide emitted into the atmosphere as a result of lighting, heating, transportation, animal husbandry activities and activities of industrial facilities is increasing day by day. The carbon footprint of the greenhouse gases released into the atmosphere by a person, an organization or a country's activities is called carbon footprint. CO₂ is one of the important greenhouse gases accumulating in the atmosphere and causes important ecological problems such as the acidification of the oceans together with climate change, which is one of the most important environmental problems in human history. The sector with the largest share in carbon footprint is the electricity generation sector. In addition, different sectors such as manufacturing industry, construction, imports, transportation, non-electrical housing and services are also influential. In this study, it is aimed to determine the carbon footprint that occurs during the production of lantern gears, which are produced in KARDÖKMAK A.Ş. As a result of the studies, the CO₂-based carbon footprint that emerged at each stage of the production process was calculated and studies were put forward to reduce carbon emissions.

Keywords— Carbon, carbon footprint, emissions, climate change, greenhouse

Fener Dişli Üretiminde Karbon Ayak İzi Hesabı Üzerine Bir Çalışma

Erhan Yavaşçı^{1*}, Şahay Ok², Murat Canbaz³, Mehmet Dinçsoy⁴, Recep Demirsöz⁵

^{1*}Department of Kardökmak A.Ş R&D, Karabük, Türkiye
eyavasci@kardokmak.com.tr

²Faculty of Management, Karabuk University, Karabük, Türkiye
sahayok@karabuk.edu.tr

³Menager of Kardökmak A.Ş , Karabük, Türkiye
mcanbaz@kardokmak.com.tr

⁴Department of Kardökmak A.Ş R&D, Karabük, Türkiye
mdincsoy@kardokmak.com.tr

⁵Department of Mechanical Engineering, Karabük University, Türkiye
receptemirsoz@karabuk.edu.tr

Özet—Yeryüzünün ısınmasında su buharı, metan, karbondioksit, diazot monoksit vb. gazların miktarlarının artışları önemli bir rol oynamaktadır. Bu artışta ana etken insanların faaliyetleridir. İnsan faaliyetleri dolaylı veya doğrudan sera gazlarının salımının artışına neden olmaktadır. Aydınlatma, ısınma, ulaşım, hayvancılık faaliyetleri ve endüstriyel tesislerin faaliyetleri sonucu atmosfere salınan eşdeğer karbondioksit miktarı günden güne artmaktadır. Bir şahsın, bir kuruluşun veya bir ülkenin devam ettirdiği faaliyetler ile atmosfere saldığı sera gazlarının karbondioksit cinsinden karşılığı karbon ayak izi olarak isimlendirilmektedir. CO₂ atmosferde biriken önemli sera gazlarından olup, insanlık tarihinin en önemli çevre sorunlarından olan iklim değişikliği ile beraber okyanusların asitlenmesi gibi önemli ekolojik problemlere de sebep olmaktadır. Karbon ayak izi konusunda en büyük paya sahip olan sektör elektrik üretim sektörüdür. Bunun yanında imalat sanayii, inşaat, ithalat, ulaştırma, elektrik dışı konut ve hizmetler gibi farklı sektörler de etkilidir. Bu çalışmada imalat sanayisinde yer alan KARDÖKMAK A.Ş firmasında üretilen ve çimento sektöründe döner fırınlarda kullanılmakta olan fener dişlilerin üretimi esnasında ortaya çıkan karbon ayak izinin tespit edilmesi amaçlanmıştır. Çalışmalar sonucunda üretim sürecinin her bir aşamasında ortaya çıkan CO₂ temelli karbon ayak izi hesaplanmış ve karbon emisyonun azaltılmasına yönelik çalışmalar ortaya konulmuştur.

Continuous Casting Plant Revision Study

Erhan Yavaşçı^{1*}, Recep Demir², Mehmet Dinçsoy³, Ayberk Özdoğan⁴, Murat Canbaz⁵, Recep Demirsöz⁶

^{1*}Department of Kardökmak A.Ş R&D, Karabük, Türkiye
eyavasci@kardokmak.com.tr

²Department of Kardökmak A.Ş Project, Karabük, Türkiye
rdemir@kardokmak.com.tr

³Department of Kardökmak A.Ş R&D, Karabük, Türkiye
mdincsoy@kardokmak.com.tr

⁴Menager of Ccm Department, Karabük, Türkiye
aozduman@kardemir.com

⁵Menager of Kardökmak A.Ş, Karabük, Türkiye
mcanbaz@kardokmak.com.tr

⁶Department of Mechanical Engineering, Karabük University, Türkiye
recepdemirsoz@karabuk.edu.tr

Abstract— The continuous casting process is used to produce construction steel, rail, profile, sheet, etc., in the subsequent rolling plants of the molten metal. It is the process in which semi-finished products are obtained by solidifying in the form of billet, bloom or slab in order to produce the products. It is the most commonly used method for casting not only steel but also aluminum and copper alloys. The method began to be used after the widespread use of steel from the middle of the twentieth century and is a method developed for higher yields, higher quality, higher productivity and lower cost. Kardemir A.Ş company is an integrated iron and steel factory. Continuous casting facilities (SDM) are indispensable in the production flow of integrated iron and steel production facilities. Currently, there are four SDMs in the factory and their capacities are respectively SDM1 - 1.100.000 tons/year, SDM2 - 430.000 tons/year, SDM3 - 1.250.000 tons/year and SDM4 - 1.200.000 tons/year. In order for the products produced in SDM2, which has completed its economic life, to be produced in SDM3, revision studies were started in 2021 and these studies were completed in 2022. Within the scope of the works, the casting paths with a radius of 10 m were increased to 12 m, and as a result of the revisions, an increase of up to 40% was achieved in the production quantities of the profile draft BB 280x360x90 and bloom BL 260x360 products.

Keywords— Continuous casting, steel, rail, profile, iron and steel.

Bir Sürekli Döküm Tesisi Revizyon Çalışması

Erhan Yavaşçı^{1*}, Murat Canbaz², Ayberk Özdoğan³, Mehmet Dinçsoy⁴, Recep Demir⁵, Recep Demirsöz⁶

^{1*}Department of Kardökmak A.Ş R&D, Karabük, Türkiye
eyavasci@kardokmak.com.tr

²Department of Kardökmak A.Ş Project, Karabük, Türkiye
rdemir@kardokmak.com.tr

³Department of Kardökmak A.Ş R&D, Karabük, Türkiye
mdincsoy@kardokmak.com.tr

⁴*Menager of Ccm Department , Karabük, Türkiye*
aozduman@kardemir.com

⁵*Menager of Kardökmak A.Ş , Karabük, Türkiye*
mcanbaz@kardokmak.com.tr

⁶*Department of Mechanical Engineering, Karabük University, Türkiye*
recepdemirsoz@karabuk.edu.tr

Özet—Sürekli döküm prosesi, ergimiş metalin takip eden haddeleme tesislerinde inşaat çeliği, ray, profil, sac vb. ürünlerin üretilebilmesi için kütük, blum veya slab halinde katılaştırılarak yarı mamullerin elde edildiği prosestir. Sadece çeliğin değil, alüminyum ve bakır alaşımlarının da dökümü için en sık kullanılan yöntemdir. Yöntem, yirminci yüzyılın ortalarından itibaren çelik kullanımının yaygınlaşmasından sonra kullanılmaya başlanmış olup, daha yüksek verim, daha yüksek kalite, daha yüksek üretkenlik ve daha düşük maliyet için geliştirilmiş bir yöntemdir. Kardemir A.Ş şirketi entegre bir demir ve çelik fabrikasıdır. Entegre demir ve çelik üretim tesislerinde üretim akışı içerisinde sürekli döküm tesisleri (SDM) olmazsa olmazlardır. Mevcutta fabrika bünyesinde dört adet SDM bulunmakta olup kapasiteleri sırası ile SDM1 - 1.100.000 ton/yıl, SDM2 - 430.000 ton/yıl, SDM3 - 1.250.000 ton/yıl ve SDM4 - 1.200.000 ton/yıl'dır. Ekonomik ömrünü tamamlayan SDM2'de üretilen ürünlerin SDM3'de üretilebilmesi için 2021 yılında revizyon çalışmalarına başlanmış ve bu çalışmalar 2022 yılında tamamlanmıştır. Çalışmalar kapsamında 10m radyusa sahip döküm yolları 12m'ye çıkartılmış ve revizyonlar neticesinde profil taslağı BB 280x360x90 ve blum BL 260x360 ürünlerinde üretim miktarlarında yaklaşık %40 oranlarına varan artışlar sağlanmıştır.

Anahtar Kelimeler— Sürekli Döküm,çelik,ray,profil,demir çelik

Orta Karbonlu Çelik Döküm Krank Millerinde Gaz Nitrasyon İşleminin Aşınma Davranışına Etkisi

Emre Küçük¹, İbrahim UĞUR¹, Hayrettin Ahlatcı¹, Yavuz Sun¹

¹Karabük Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji Malzeme Mühendisliği, KARABÜK
hahlatci@karabuk.edu.tr

The Effect of Gas Nitration Process on The Wear Behavior of Steel Casting Crankshaft

Özet— Bu çalışmada; krank miline uygulanan gaz nitrasyon işleminin aşınma davranışına etkisi incelenmiştir. Bu amaçla krank mili 520°C sıcaklıkta 15 saat gaz nitrasyon işlemine maruz bırakılmıştır. Uygulanan gaz nitrasyonu sonucu nitrasyonlu ve nitrasyonlu numunelerden ayrı ayrı sertlik ve mikro yapı karakterizasyonu çalışmaları yapılmıştır. İncelenen numunelerin aşınma testleri, ileri-geri aşınma test cihazında, 20N ve 60N yük altında gerçekleştirilmiştir. Test sonuçları gidilen mesafe ve uygulanan yüke bağlı olarak farklılık göstermektedir. Aşındırıcı olarak 100Cr6 bilye kullanılırken, karşı malzeme olarak nitrasyonlu ve nitrasyonlu krank mili kullanılmıştır. Yapılan testler sonucunda, krank millerine uygulanan nitrasyon işlemi incelenen numunelerinin aşınma dirençlerinde yaklaşık %20 oranında bir artışa neden olduğu tespit edilmiştir.

Anahtar Sözcükler— Gaz nitrasyon, aşınma, mikroyapı, sertlik

Abstract— In this study, the effect of the gas nitration process on the wear behavior of the crankshaft was investigated. For this purpose, 15 hours of gas nitration was applied to the crankshaft at a temperature of 520°C. As a result of the gas nitration, the hardness and microstructure images were taken separately from the nitrided and nitrided samples. In order to compare the abrasion behavior of nitrided and nitrided samples, back and forth abrasion test was applied. 20N and 60N were determined as the load and subjected to abrasive wear test. Test results vary depending on distance traveled and load applied. 100Cr6 balls are used as abrasive and nitrided and nitrided crankshaft is used as counter material. Compared to the wear resistance of nitrided crankshaft samples, an increase in wear resistance of about 20% was observed in nitrated samples.

Keywords— Gas nitriding, abrasion wear, microstructure, hardness

Not: Bu bildirinin tam metni makale olarak Çelik Araştırma ve Geliştirme Dergisi (Journal of Steel Research and Development)'nde yayımlanmıştır.

38Si7 ve 54SiCr6 YAY ÇELİKLERİNİN ISIL İŞLEM PARAMETRELERİNİN İNCELENMESİ

Nebiye YİRMİBEŞ¹, Abdulrezzak ERDEM², Hayrettin AHLATCI¹, Aysun Işıkgül²

¹Metalurji ve Malzeme Mühendisi, Metalurji ve Malzeme Yüksek Mühendisi,

²Kardemir A.Ş. ,

Turkey

nebiye.yirmibess@hotmail.com, aerdem@kardemir.com, hahlatci@karabuk.edu.tr

Özet--- Bu çalışmada, 38Si7 ve 54SiCr6 yay çeliklerinin kimyasal özelliklerinin yanında özellik ve performanslarını belirlemek ve geliştirmek için ısıtma işlemi tabii tutulmuştur. Uygun deney standartlarına göre hazırlanan numuneler metalografik incelemeler için 240-2000 mesh aralığında zımpara kağıdı işleminden geçirilmiştir. Alümina çözeltisi ile yapılan parlatma işleminin ardından %3 Nital çözeltisi kullanılarak dağlama işlemine tabii tutulmuştur. Uygun ebatlarda kesilen 38Si7 ve 54SiCr6 yay çeliklerine 850 °C de 40 dk bekletildikten sonra su verme ısıtma işleminin ve ardından 400 °C'de temperleme ısıtma işlemi uygulanmıştır. Uygulanan su verme ısıtma işlemlerine soğutma ortamı olarak hava-su ve yağ kullanıldığında nasıl tepki verdiği incelenmiştir.

I. GİRİŞ

Yay çelikleri uygulanan kuvvet etkisini depolayan elastik bir mühendislik malzemesidir. Bu özelliği sayesinde uygulanan önemli bükülme, burulma kuvvetlerinin uygulanması sonrasında uygulanan yükün kaldırılmasıyla tekrar eski haline dönebilme özelliğine sahiptir. Bu yüzden dünya üzerinde en fazla kullanılan alaşım olan çelik, katı çözeltide başka bir element atomlarıyla birleşerek çok farklı özellikler sergileyen Silisyum elementi ilavesiyle çeliklere belirli oranlarda eklendiğinde endüstride çeliğin yay çeliği olarak kullanılmasında gerekli mekanik özellikleri sağlamakta önem taşır. Genelde bu çelikler silisyum yay çelikleri olarak sınıflandırılır. Çeliklerin kimyasal karakterin dışında özellik ve performanslarını belirlemek, düzenlemek ve geliştirmek için ısıtma işlemleri uygulanır. Bu ısıtma işlemleri farklı amaçlarla farklı yöntemlerle yapılmaktadır. Bu çalışmada, 38Si7 ve 54SiCr6 silisyum içeren yay çeliklerinin üretildiğinde sahip olduğu sertliğin daha sonra ani soğutma yöntemlerinde hava-su-yağ kullanıldığında nasıl tepki verdiği sertleştirme işlemi akabinde temperleme ile nihai sertlik ve iç yapıları incelenmiştir.

II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu bölümde deneysel çalışmalarda kullanılan 38Si7 ve 54SiCr6 çelik malzemeler, test cihazları ve uygulanan yöntemler hakkında bilgi verilmiştir. Deneysel çalışmalarda kullanılan 38Si7 ve 54SiCr6 alaşımlı çeliklerin kimyasal

analizleri aşağıdaki Tablo 1'de verilmiştir.

Tablo 1. 38Si7 ve 54SiCr6 Kimyasal Özellikler.

KİMYASAL ANALİZLER						
	C	Si	Mn	Pmax	Smax	Cr
38Si7	0,35-0,42	1,59-1,80	0,80-0,50	0,05	0,05	
54SiCr6	0,51-0,59	1,20-1,60	0,50-0,80	0,025	0,025	0,50-0,80

38Si7 ve 54SiCr6 çelik numuneler, 13 mm uzunluğunda ve 20 mm çapındaki çubuk kesitinden dilimlenmiş ve alınan numuneler, metalografik inceleme için 240-2000 mesh aralığında ayrı ayrı zımparalama işlemi her bir numune için yapılmıştır. Zımparalama işlemi tamamlandıktan sonra, parlatma işlemine geçilerek daha önceden hazırlanan, 3µm alümina çözeltisi parlatılmış ve numuneler, %3 Nital solüsyonu kullanılarak 5sn kadar dağlanmıştır. Numuneler dilimlendikten sonra 38Si7 ve 54SiCr6 çelik parçaları ısıtma işlemi için oda sıcaklığında soğuk fırına yerleştirilmiştir.

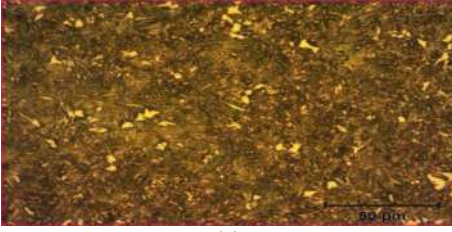
Sertleştirme için ısıtma işlemi fırında 850 °C'de 40 dakika ve 400 °C'de 2 saat tavlama yapılmıştır. Sertleştirme işleminin başarılı olabilmesi için numunelerin ısıtma işlemi fırını tarafından belirlenen sıcaklıklara ulaştıktan sonra hızlı bir şekilde soğutulma işlemi için fırından alınan numunelere su verme işlemi uygulanmıştır. Söndürme işlemleri için durgun su (oda sıcaklığı °C)-hava (oda sıcaklığı 25°C) ve hazne içinde yağda soğutma teknikleri seçilmiştir. Üniversal mikrosertlik test cihazı (Shimadzu) ile tüm numunelerin sertlik değerleri üç kez ölçülerek ortalama değerleri alınarak kayıt altına alınmıştır. Optik mikroskop ve elektron mikroskobu (Scanner electron microscope) ile çeşitli büyütme ölçeklerinde mikroyapı görüntüleri alınmıştır. Isıtma işlemi görmüş, ısıtma işlemi sonrası temperlenmiş ve işlem görmemiş numuneler yukarıda açıklanan metalografik işlemlerle incelenmiştir. Aşağıdaki görsellerde numuneler ait optik görüntülerin 50x büyütme ölçekleri ve SEM görüntülerinin 2K boyutları verilmiştir.



(a)

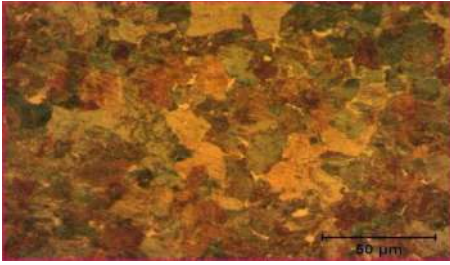


(b)

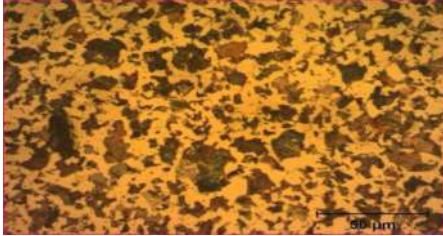


(c)

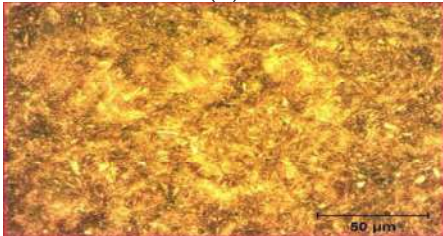
Şekil 1. 38Si7 54SiCr6 (a) orijinal (b) Hava (c) Yağ Soğutmalarına ait 50x Görüntüleri



(a)

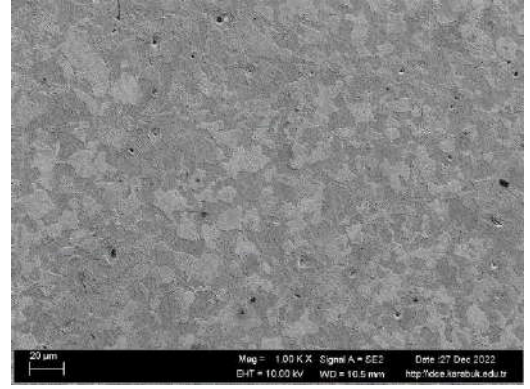


(b)

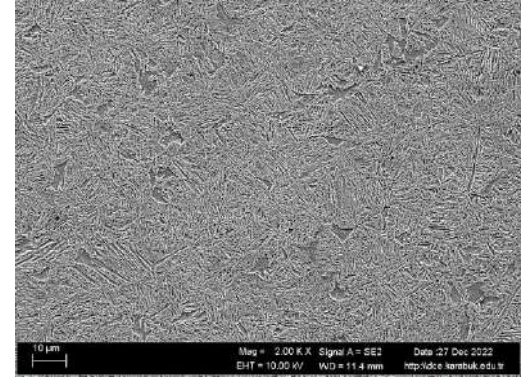


(c)

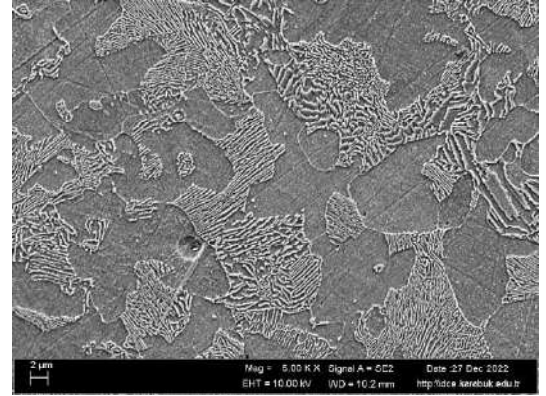
Şekil 2. 54SiCr6 (a) orijinal (b) Hava (c) Yağ Soğutmalarına ait 50x Görüntüleri



(a)

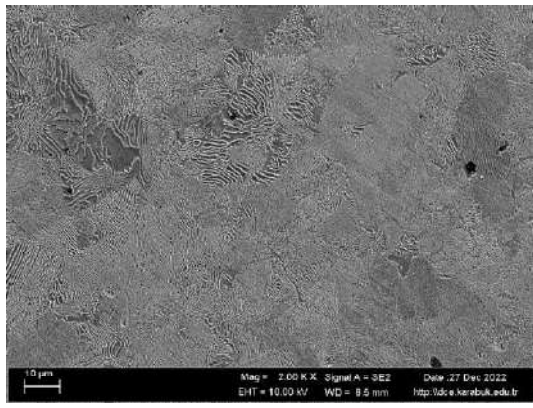


(b)

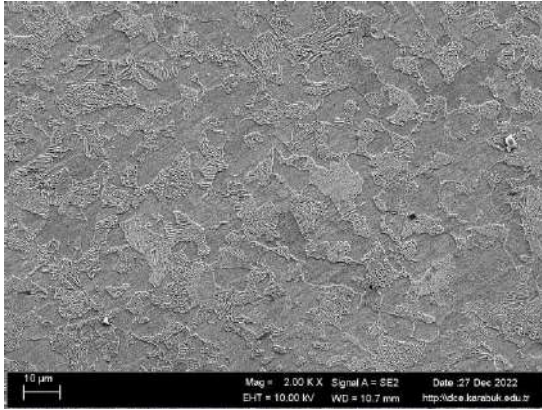


(c)

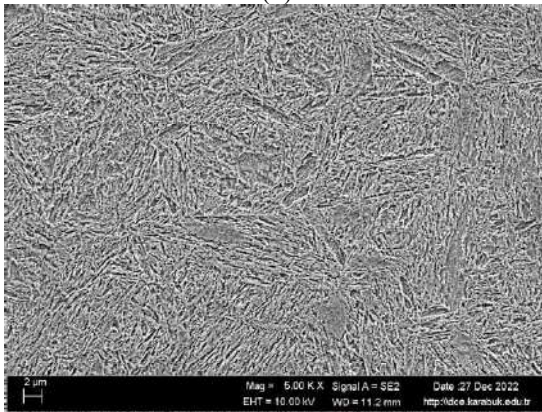
Şekil 3. 38Si7 (a) orijinal (b) Hava (c) Yağ Soğutmalarına ait 2Kx Görüntüleri



(a)



(b)



(c)

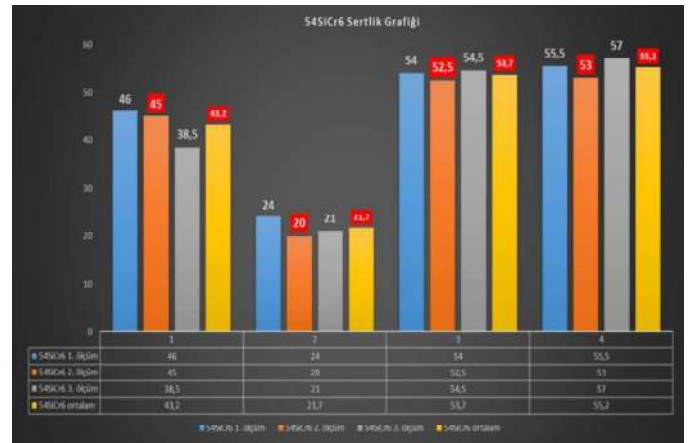
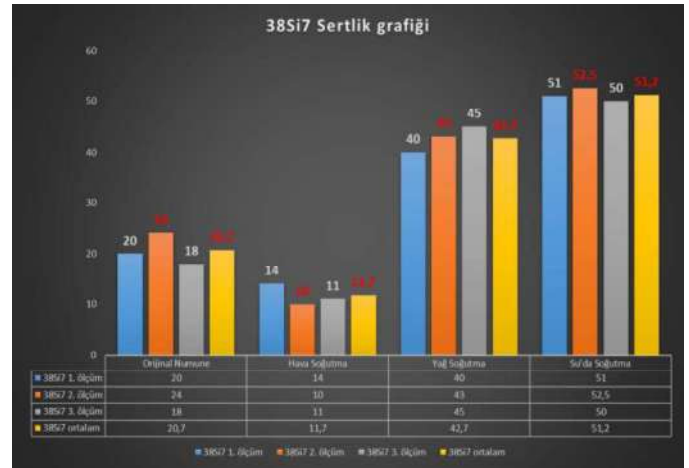
Şekil 4. 54SiCr6 (a) orijinal (b) Hava (c/5Kx) Yağ Soğutmalarına ait 2Kx Görüntüleri

III. SONUÇLAR

Mikro yapı sonuçlarında optik ve sem görüntüleri incelendiğinde 54SiCr6 orijinal numune görüntülerinin ince kaba perlitik yapıda olduğu gözlemlenmiştir.

54SiCr6 yağda soğutulan numunede daha ince iğnemsı yapı olduğu gözlemlenmiştir.

38Si7 havada soğutulmuş numunede tane yapısında kaba ferrit ve kaba perlitik yapı görülmüştür.



Şekil 5. 38Si7 ve 54SiCr6 Kalite Çeliklerin Sertlik Değerler Grafiği

38Si7 suda soğutulan numunenin yağda soğutulan numuneye göre daha ince taneli yapıda olduğu gözlemlenmiştir.

Sertlik deneyi sonuçları incelendiğinde her iki numunede de suda soğutulduktan sonra sertlik değerlerinde artış görülmüştür.

54SiCr6 incelendiğinde numunede çatlak olduğu gözlemlenmiştir.

Referanslar

- [1] Karabük üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü Laboratuvarı (Metelografi Lab.)
- [2] İnternet Kaynakları

INVESTIGATION OF TAPHOLE CLAY APPLICATIONS AND PERFORMANCE IN BLAST FURNACES

Mert Orkun HEKİM¹, Abdulrezzak ERDEM¹, Hayrettin AHLATCI^{1*},

Karabük University, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Karabük 78000 Turkey

*Corresponding author: hahlatci@karabuk.edu.tr

Abstract— In this study, the performance of 3 different refractory materials used in Kardemir 5th blast furnace casting hole was examined and it was aimed to reduce their harmful effects. As the blast furnace data, the physical and chemical properties of the taphole clay were examined and the effect and specific consumption of the sludge on the casting time, flow state, taphole clay pumping ability, length of the taphole and specific consumption were investigated.

I. INTRODUCTION

The blast furnace process results in liquid iron and slag being produced. These two liquids drip down into the coke-filled hearth of the blast furnace where they wait to be tapped, or cast, from the furnace. The densities of the two liquids are quite different; with iron ($7,2 \text{ t/m}^3$), being three times that of slag ($2,4 \text{ t/m}^3$). This difference leads to very good separation between the iron and the slag once it is outside the furnace, given the correct trough dimensions, but also means that separation will occur inside the hearth before the liquids are tapped, see Figure 1[1].

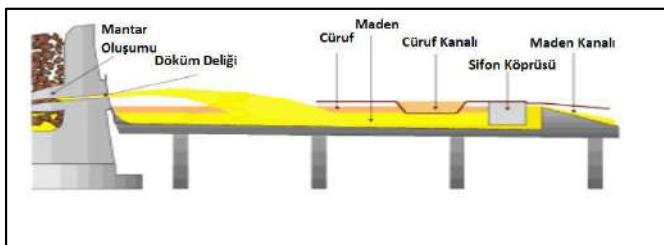


Figure 1 Slag and iron separation in the iron runner, or trough.

The main iron runner will contain liquid material from the previous casting. When the casting is started, the flowing iron will flow over the remaining material and pass through the siphon. Pig iron passing through the siphon will be poured into the torpedoes via the movable chute. The slag moves over the pig iron. For this reason, when it comes to the siphon section, the pig iron will move from below and the slag will be diverted to the slag runner and decomposed. After the slag separation is achieved, it will be directed to granulation or it will be discharged into the slag pot. In processes using slag granulation, no peak should be mixed in the slag. If mixed, it can cause explosions in the slag pool. The pouring hole is located below the hearth, so that the existing liquid material is taken as much as possible by casting. The lower part, known as

the salamander, is only tapped at the end of a campaign, to allow for access to the pad for demolition and replacement.

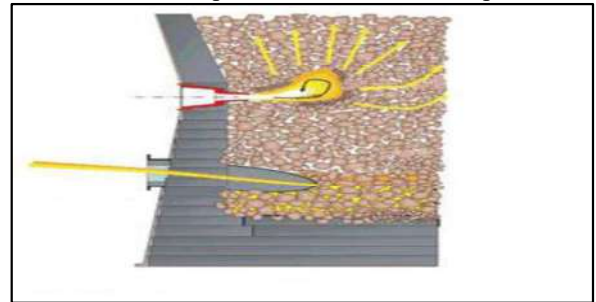


Figure 2 The Blast Furnace Hearth

The regular removal of liquids from the hearth is done through the taphole, or tapholes. The number of tapholes can range from one to five, depending on the size and output of the furnace. The majority of modern high productivity blast furnaces have been between 2 and 4 tapholes. In normal operation of a furnace with two or more tapholes, the tapholes will be used alternately, with one cast being on one taphole, and the next cast being on the other. This also applies to furnace with up to five tapholes. The reason for the extra tapholes is to ensure that there are always two tapholes in operation, even through times of casthouse repair, or emergency breakdown.

The tapholes are openings in the Blast furnace shell with special refractory constructions built into the hearth sidewall. The tapholes are opened by either drilling through the refractory or by placing a bar in the refractory that is later removed. The holes are closed by forcing a plug of malleable refractory clay into the hole, which quickly hardens to securely seal the hole. In normal operation this taphole clay will extend into the hearth, forming a taphole mushroom that will protect the original refractory construction (see Figure 3).

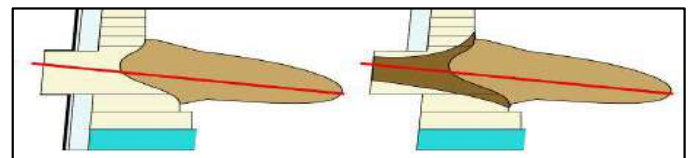


Figure 3 Over the taphole campaign, the original lining will gradually be worn away and replaced by taphole clay.

The casting hole undergoes wear during casting. Especially when the slag starts to flow, the wear may be more. Despite a good pouring regime, variations in the level of the sump fluid can occur. The quality of the slurry mud is determined by its resistance to slag attack. The length of the spigot is determined by the amount of sludge injected. Generally, more sludge is injected than the required refractory sludge requirement. Excess sludge injection forces the inside, causing the formation of a mushroom. This fungus formation provides protection against corrosion in the spigot section. In large furnaces, the formation of fungus is greater and longer casting holes are formed. While it is expected to have a spigot length of 2.5 meters in furnaces with a chamber diameter of 11 meters, furnaces with a chamber diameter of 14 meters may have a taphole length of 3 meters.

A blast furnace will be cast between 8 and 14 times per day. These casts may last between 90 and 180 minutes, with the end of the cast indicated by a spraying of the liquids caused by gas from the raceway escaping out of the taphole. In this time the furnace processes a considerable part of its working volume.

The material charged in the oven stays in the oven for 6-8 hours. It is understood that 1/3 of the material in the furnace turns into liquid iron and slag, if the casting is taken for 2 hours. Figure 4 shows the regular casting of the furnace with two casting holes, respectively.

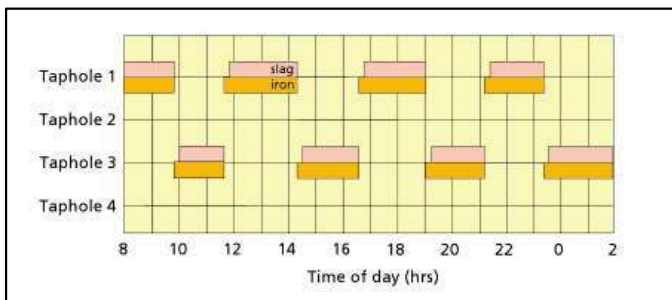


Figure 4 Typical casting regimes with a two taphole furnace, showing iron run times with slag above them.

When the tapholes are closed, or one is open but the stream of liquid exiting has a low flow rate, then the liquid level in the hearth will increase. That is to say, the production rate is higher than the tapping rate. If this continues for long enough, then the increased liquid level in the hearth can affect the blast furnace process in the following ways:

1. The upward force on the submerged coke deadman is increased by the increased liquid level. This increase in the upward force will slow down the burden descent.
2. If the slag level is so high that it reaches the tuyeres then the gas flow will be severely affected, with increased gas flow up the wall. This can result in poor reduction of the burden and therefore a chilling furnace.
3. The slag can be blown high up in the active coke zone, impeding normal gas distribution.

4. If the hot metal level is so high that it reached the tuyeres, then it is possible a cut tuyere will be the result, causing water leakage into the furnace. In the worst case scenario the tuyere will burn severely or a blow-pipe will fail. This will then lead to a blow-out of coke and a very critical emergency stop.

To avoid these problems, the liquid level in the hearth should be kept under control. The process is carried out within this chassis by controlling the amount of hot metal and slag in modern furnaces [2].

The liquid level in the reservoir should always be kept as low as possible. The hearth should never be used as a buffer zone for the residues of the liquid material produced. For this reason, when the normal level is exceeded, the process is directly affected.

The liquid level in the hearth will exert an upward force along with the blowing pressure in the blast furnace. Allowing this force to increase will slow down the downward movement of the material. Figure 5 shows the increase in the hopper level.

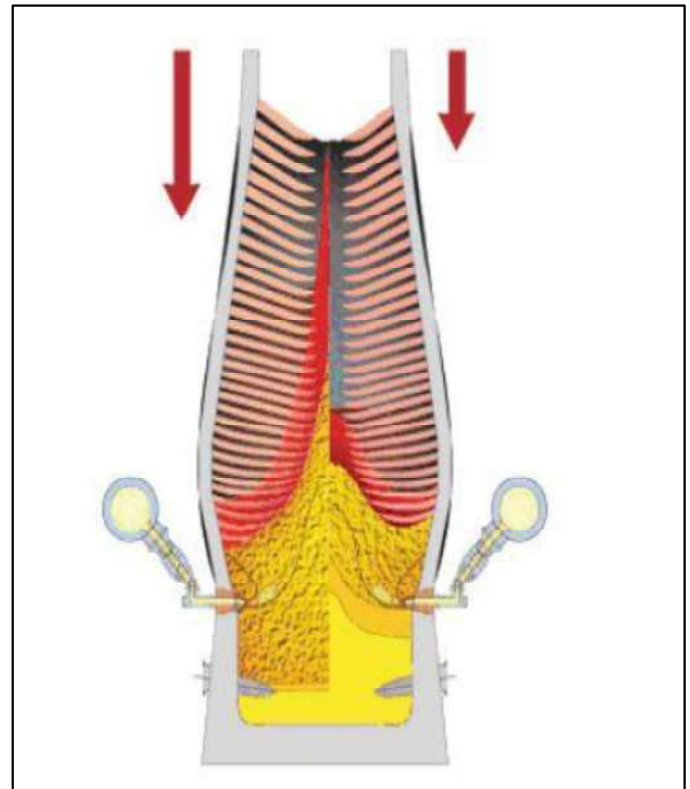


Figure 5 Consequences of increased liquid level.

As shown, an increase in the liquid level in the hearth will deflect the blown air and concentrate it towards the walls. The coke in front of the tuyère will be drained along with the slag, resulting in less gas production in front of the tuyère. In this example, the bosh region will be exposed to a higher heat load than normal and the smell of the cohesive region will increase. But at the same time, the cohesive zone in the center of the furnace will fall. Because the amount of gas passing through

the center will decrease. The blowing pressure will also be high and the material movement will slow down. In these cases, the oven may hang. In the event of a subsequent slip, there may be a danger of slag filling the tuyeres.

In addition to these, an increase in temperature will be observed in the wall regions of the body. The gas inside the furnace will move close to the wall areas. There will be an increase in temperature due to the increase in temperature in the coolers in these regions. This will increase the heat losses, and the furnace will be in danger of cooling down together with the losses in the furnace efficiency. In such a scenario, the casting must be opened without delay in order to stabilize the process again.

Observing blowing in the spigot often leads to considering the furnace hearth as empty or not. Although it is a good indication, it should not be considered as a definitive observation. Blowing in the spigot may simply indicate that the area around the spigot is emptying. This does not inform us about other parts of the chamber. If the areas far away from the pouring hole are low, liquid material may come in low enough to allow blowing in the areas close to the casting hole. However, in this case, it may mislead about the fact that there is liquid material in other remote areas. In such a scenario the casting should still be closed. However, casting should be considered as incompletely drained casting. This is not always easy to detect.

The symptoms of empty hearth can be summarized as follows;

1. Observing blowing from the taphole
2. Receiving sufficient liquid iron and slag in proportion to the production amount
3. Control parameters indicate that the chamber is empty (charge rate and pressure are normal)
4. The ability to close the oven without any problems. (Without splashing slag or liquid metal on the feathers)

The last criterion mentioned above is often one of the most important reasons for the case when the furnace has to be turned off in a short pouring time.

A good analysis of the spigot conditions and performance can be achieved through comprehensive information gathering. Some of the recorded information is as follows;

- Number of castings,
- Drilling,
- Flow status,
- Length of the taphole,
- Taphole diameter,
- Casting and slag removal time,
- The amount of mud used to cover the taphole,
- Mudball injection (pressing ability),
- Observation of blowing from the taphole,
- Specific consumption,
- Furnace process parameters (hot metal temperature, slag basicity, slag volume, etc.)

The control parameters mentioned above can be easily interpreted by transferring to information. Graphs can be obtained by creating an information source.

II. EXPERIMENTAL STUDIES

During the experimental studies, the quality of the casting hole muds with different qualities; The effects on casting drilling performance, first opening moment, flow state, hole diameter enlargement, hole length, mud pumping ability and specific consumption were examined and performance comparison was made by following foundry applications.

All of the experimental studies and performance comparisons of the data related to the studies were made in the Blast Furnace No. 5 with a volume of 1650 m³, which is the largest of the blast furnaces in Kardemir. There are 2 foundries in the blast furnace no. 5 depending on the production capacity. These are West Foundry (casthouse 1) and South Foundry (casthouse 2). Blast Furnace No. 5 casting hole has a total taphole length of 200 cm with 50 cm flange and 150 cm carbon refractory. With the prediction of 50 cm minimum mushroom (mushroom) formation, the taphole length target in Blast Furnace No. 5 is minimum 250 cm.

In Blast Furnace No. 5, casting is generally opened with a 40 mm bar. 50 – 64 mm bar is used in emergencies or for business purposes. There are 6 TCPs in both casting hole refractories and online temperature measurement is made around the casting hole. After starting the test samples in which, the experimental studies are carried out, if there is no problem caused by the casting hole mud, the use is continued until the trial tonnage is exhausted. In case the hole length is 2 meters or less, the trial is stopped as of that casting. In order to see the real performance, it should be able to be cast with the casting hole mud, where a minimum of 3 castings are tried in a row. If the casting has to be closed as a result of uncontrolled flow due to excessive expansion in the hole during casting, and if the splashing flow lasts more than 2 minutes after the casting is opened and / or if the splash starts again after the slag comes, the trial is stopped. If the casting opens by itself after the casting is closed, the attempt is not continued. If the casting hole mud hardens in the mud ball and cleaning due to this hardening is required and/or the mud cannot be pressed into the hole, the trial is stopped.

The technical specifications of 3 different products (A-B-C quality) supplied from the company are given in Table 1.

Kategori	A	B	C
	Ortalama Değerler		
Temel malzemeler	Bauxite - Silicon Carbide (Boksit-Silisyum Karbür)	Brown fused alumina- Silicon Carbide (Kahverengi Alüminyum Oksit - Silisyum Karbür)	Corundum Silicon Carbide (Korindon Silisyum Karbür)
Tane boyutu (mm)	3	3	3
Ham yığın yoğunluğu (kg/m ³)	2230	2430	2370
Kimyasal Özellikler			
Ortalama Değerler			
Al ₂ O ₃ (%)	45	49	52
SiO ₂ (%)	34	26	23
Fe ₂ O ₃ (%)	2,5	4,5	4,2
TiO ₂ (%)	2	1,2	1,2
SiC (%)	15	17	16
Kızdırma Kaybı 750°C (%)	32	22	27
Fiziksel Özellikler			
Ortalama Değerler			
Uçucu madde 800 °C (%)	10	11	9,8
Yığın yoğunluğu (kg/m ³)	1900	2100	2050
Açık gözeneklilik (%)	29	30	28
Soğuk kırılma mukavemeti (Mpa)	5,5	5	6
Plastik olma durumu 40 °C (kg/cm ²)	220-260	180-220	180-220

Table 1 Technical Properties of A-B-C Quality Taphole Clays.

Between 17 - 28 April 2019, a trial was carried out in the spigot with A-C quality clays. In total, 12 tons of taphole clays were used continuously. Between 18 - 24 June 2019, trials of A-B quality taphole clays were carried out. In total, 10.5 tons of clays were used continuously. The days when the trial started; Since the clay character will not be fully reflected in the taphole, it has been excluded from the evaluation.

DÖKÜM DELİĞİ ÇAMURU RAPORU / TAPHOLE CLAY SHEET								
5.YÜKSEK FIRIN/BLAST FURNACE 5 - A KALİTE DÖKÜM DELİĞİ ÇAMURU								
VERİLER / DATAS								
Döküm No./ Cast No.	Toplam Çamur Ağırlığı/ Total Clay Weight (kg)	Toplam Döküm Süresi/ Total Casting Time (min)	Tonaj/ Tonnage	Tüketim/ Consumption	t/dk Casting Velocity	Delik Boyu/ Length (cm)	Cüruf Bazitesi/ Slag Basicity	Cüruf Hacmi/ Slag Volume
11504	169	165	603	280	3,65	270	0,796	274
11509	169	140	429	394	3,06	270	0,731	274
11510	169	140	589	287	4,21	270	0,752	274
11512	169	115	433	390	3,77	250	0,835	274
11513	169	115	423	400	3,68	260	0,750	274
11518	169	95	410	412	4,32	300	0,758	274
11519	169	115	416	406	3,62	270	0,755	274
11520	169	105	407	415	3,88	300	0,72	271
11525	169	115	429	394	3,73	250	0,764	271
11529	169	130	434	389	3,34	300	0,755	269
11530	169	140	528	320	3,77	290	0,725	269
11531	169	110	434	389	3,95	270	0,711	269
11532	169	170	590	286	3,47	260	0,762	269
11535	169	160	580	291	3,63	240	0,773	269
11537	169	115	441	383	3,83	280	0,78	274
11538	169	110	425	398	3,86	240	0,762	274
11543	169	165	569	297	3,45	290	0,746	274
11544	169	160	533	317	3,33	270	0,713	274
11545	169	130	442	382	3,40	270	0,762	268
11551	169	125	587	288	4,70	300	0,744	268
ORT.	169	131	485	348	3,73	273	0,755	272

Table 2 A- Quality Taphole Clay Performance.

DÖKÜM DELİĞİ ÇAMURU RAPORU / TAPHOLE CLAY SHEET								
5.YÜKSEK FIRIN/BLAST FURNACE 5 - B KALİTE DÖKÜM DELİĞİ ÇAMURU								
VERİLER / DATAS								
Döküm No./ Cast No.	Toplam Çamur Ağırlığı/ Total Clay Weight (kg)	Toplam Döküm Süresi/ Total Casting Time (min)	Tonaj/ Tonnage	Tüketim/ Consumption	t/dk Casting Velocity	Delik Boyu/ Length (cm)	Cüruf Bazitesi/ Slag Basicity	Cüruf Hacmi/ Slag Volume
11611	225	125	378	595	3,02	260	0,828	243
11613	225	130	481	468	3,70	280	0,785	248
11614	225	175	523	430	2,99	280	0,788	248
11617	225	165	492	457	2,98	240	0,792	264
11618	225	90	268	840	2,98	250	0,813	264
11621	225	120	502	448	4,18	240	0,757	271
11623	225	150	377	597	2,51	250	0,782	275
11624	225	160	470	479	2,94	250	0,852	275
11626	225	120	522	431	4,35	240	0,854	274
11627	225	110	498	452	4,53	240	0,845	274
11628	225	115	463	486	4,03	260	0,884	275
11630	225	180	532	423	2,96	250	0,938	275
11631	275	155	542	507	3,50	180	0,891	275
11632	250	240	799	313	3,33	240	0,887	275
11633	225	155	525	429	3,39	250	0,878	273
11634	225	85	156	1442	1,84	250	0,853	273
11636	225	170	441	510	2,59	230	0,837	273
11638	225	125	365	616	2,92	250	0,824	273
11639	225	160	432	521	2,70	230	0,875	273
11641	225	85	295	763	3,47	220	0,835	273
ORT.	229	141	453	505	3,24	245	0,840	269

Table 3 B- Quality Taphole Clay Performance.

DÖKÜM DELİĞİ ÇAMURU RAPORU / TAPHOLE CLAY SHEET								
5.YÜKSEK FIRIN/BLAST FURNACE 5 - C KALİTE DÖKÜM DELİĞİ ÇAMURU								
VERİLER / DATAS								
Döküm No./ Cast No.	Toplam Çamur Ağırlığı/ Total Clay Weight (kg)	Toplam Döküm Süresi/ Total Casting Time (min)	Tonaj/ Tonnage	Tüketim/ Consumption	t/dk Casting Velocity	Delik Boyu/ Length (cm)	Cüruf Bazitesi/ Slag Basicity	Cüruf Hacmi/ Slag Volume
11180	195	155	433	450	2,79	230	0,732	289
11181	195	165	249	783	1,51	260	0,735	293
11182	195	115	367	531	3,19	250	0,719	293
11183	195	100	373	523	3,73	230	0,718	293
11185	195	100	369	528	3,69	220	0,745	293
11187	195	175	563	346	3,22	260	0,736	293
11189	175	130	404	433	3,11	270	0,713	296
11190	175	120	412	425	3,43	250	0,711	296
11191	175	175	550	318	3,14	240	0,715	296
11192	175	190	570	307	3,00	230	0,739	296
11193	175	150	780	224	5,20	250	0,722	296
11194	175	150	478	366	3,19	200	0,730	292
11195	175	170	617	284	3,63	260	0,702	292
11197	175	90	415	422	4,61	230	0,744	290
11199	175	170	702	249	4,13	270	0,744	289
11200	175	155	550	318	3,55	260	0,709	289
11201	175	130	470	372	3,62	250	0,685	291
11202	175	130	371	472	2,85	260	0,650	291
11208	175	175	570	307	3,26	280	0,732	291
11209	175	115	377	464	3,28	270	0,731	291
ORT.	181	143	481	376	3,41	249	0,721	292

Table 4 C- Quality Taphole Clay Performance.

In Table 2, Table 3 and Table 4, all possible parameters known during the A-B-C quality taphole clay trials were examined and recorded. According to this;

DRILLING: In terms of casting drilling, A quality casting hole mud showed the best performance. The good drilling performance has contributed to the flow quality in a positive way, not only that the drill, which is the drilling equipment, is not forced and the consumables do not increase, and more importantly, the cracks that may occur in the hole during drilling do not occur. Studs occurred during intermediate drilling in the C quality casting hole mud, increasing the material consumption.

FIRST MOMENT OF OPENING: Dust emission and metal spatter that may occur during the first puncture can negatively affect the environment and more importantly, the refractory life used in the main duct due to spatter.

With a few exceptions, the flow returned to normal within 2-3 minutes in all 3 quality casting hole muds. It is within acceptable limits.

FLOW: There was no flow-related problem in the A-B quality taphole clay during the trial. The flow is very smooth from the moment of the first puncture to the closing of the air coming in. In C quality taphole clay, flow disturbance was experienced due to 2-3 casting hole diameter enlargement.

CLOSING (INJECTION WITH MUD GUN): No problems were encountered during or after pressing during the trial. However, a casting was opened spontaneously in the C quality taphole clay, thus jeopardizing the operational safety.

TAPHOLE LENGTH: The taphole carbon block in the 5th Blast Furnace is 2000 mm. However, when defining the casting hole size, it is defined not only with the carbon block size but also with the cork that the casting hole mud should form inside the furnace. In the 5th Blast Furnace, the target hole length is minimum 2500 mm. Hole size is a very important parameter for the furnace operation, which is constantly emphasized and monitored, as it directly affects the furnace performance and the casting hole carbon block in the long run. A quality spigot mud showed the best performance with 2730 mm. For B quality casting hole mud, the length of the casting hole is min. the target is below the hole size. The trial average was 2445 mm. In C, the taphole lengths are generally good and the trial average was 2490 mm.

TAPHOLE DIAMETER: In the 5th Blast Furnace, the casting hole is opened with 40 or 50mm tips. Depending on the quality of the casting hole mud, expansions occur in the hole after the casting is opened and especially when the slag starts to flow. However, the enlargement should remain within acceptable limits. Occasionally, hole enlargements were observed in the B grade slurry. Expansion is within acceptable limits. The C grade borehole clay performed poorly due to hole enlargement.

SPECIFIC CONSUMPTION: The taphole clay consumption is tracked as how many grams are used per ton of liquid raw iron on a daily-monthly-yearly basis (gr/thm). In the 5. Blast Furnace, taphole clays of various companies have been used before and different performances have been obtained. While there is a general average of 475 gr/thm specific consumption, it is 348 gr/thm for A quality slurry and 505 gr/thm for B quality slurry. During the use of C quality taphole clay, it was 376 gr/thm. However, it should be noted that specific consumption is not a parameter by itself. Evaluation should be made taking into account all the above-mentioned parameters.

III. RESULT AND DISCUSSIONS

In the 5th Blast Furnace casting hole of Kardemir's Blast Furnace Department, tests of 3 different quality casting hole muds were carried out and as a result of the comparison made within the scope of the obtained data, A quality taphole clay showed the best performance. The results obtained as a result of the comparison between A and B quality taphole clays are given below.

- It showed similar performance in both clays in taphole length catching. However, when B quality taphole clay was used, it was below the target with an average of 245 cm.
- A is better in terms of drilling performance.

- It showed the same character in both clays in terms of taphole enlargement.
 - In terms of pouring time, A average of 131 minutes, B average of 141 minutes. During the period used in B, the casting time was prolonged by an average of 10 minutes.
 - Casting closing character is close to each other and very good in both taphole clays.
 - Flow performance is close and very good in both taphole clays.
 - When we look at the specific consumption, it is 348 gr/ton for A quality clay and 505 gr/ton for B quality clay. In the period when B quality clay was used, 157 g more clay was consumed per 1 ton of liquid iron. Consumption was above the general average.
- The results obtained as a result of the comparison between A and C quality taphole clays are given below.
- It showed similar performance in both muds in hole length catching. However, in the period when C quality mud was used, it was below the target with an average of 249 cm.
 - A quality taphole clay is better in terms of drilling performance. In C quality clay, stabblings occurred from time to time during drilling and increased material consumption.
 - Expansion has been detected in a few castings within acceptable limits in the use of C quality clay. There was no problem in terms of expansion in A quality clay.
 - In terms of pouring time, A average of 131 minutes and C average of 143 minutes. In the period when C quality mud was used, the casting time was extended by an average of 12 minutes.
 - Casting closing character is better in A quality tap hole mud. In the period when C quality taphole clay was used, a casting was opened by itself, jeopardizing the operational safety.
 - Flow performance 2-3 castings performed poorly due to hole enlargement in C quality clay.
 - When we look at the specific consumption, it is 348 gr/ton for A quality clay and 376 gr/ton for C quality clay. In the period when C quality clay was used, 28 g more clay was consumed per 1 ton of liquid iron. However, the overall average performance is within acceptable limits.

Table 5 shows the performance averages of A-B and C quality taphole clays.

Döküm Deliği Çamur Kalitesi	Toplam Çamur Ağırlığı (kg)	Toplam Döküm Süresi (dk.)	Tonaj (ton)	Spesifik Tüketim (gr/tshd)	Akış Miktarı (ton /dk)	Delik Boyu (cm)
A	169	131	485	348,38	3,73	273
B	229	141	453	504,91	3,24	245
C	181	143	481	376,30	3,39	249

Table 5 A-B-C- Quality Taphole Clays Performance Averages.

Specific consumption (gr/thm) of A-B and C quality taphole clay is given in Table 6, and taphole length performance is given in Table 7.

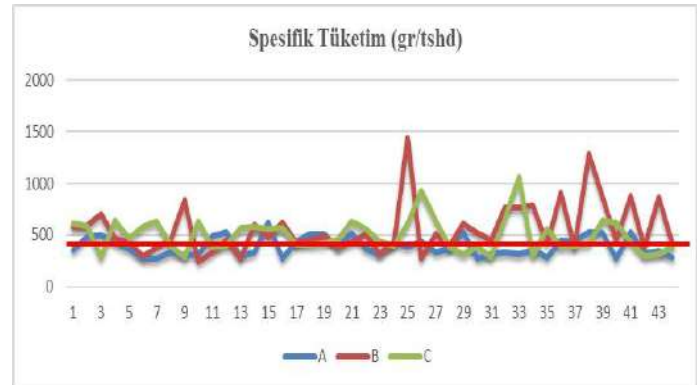


Table 6 Specific Consumption Performance of A-B and C-Quality Taphole Clays (gr/thm).



Table 7 A-B and C- Quality Taphole Clays Length of Taphole Performance.

When all the results obtained were compared, it was seen that better results were obtained in all performances and analyzes compared to B and C quality of A quality clay. The specific consumption and taphole length performance of A quality clay compared to B-C quality clays were above expectations. In order to produce alternative suppliers, trial studies are currently ongoing within the scope of casting taphole clays.

The company to be tested must prove the performance of its products. Products that have not been tested are not technically suitable for operational safety reasons. A quality clay is currently being used in the 4th and 5th blast furnaces. The casting taphole clays used in blast furnaces are supplied from abroad. Despite many trials with domestic refractory companies, they could not show the expected performance.

Some properties are sought in refractories that are resistant to high temperatures and are not easily subject to deformation. The properties expected to be in a good refractory; We can say that there is no structural change in the internal temperature of the furnace, resistant to abrasion, having a low expansion coefficient, resistant to slag and various gases that may occur in the furnace, good heat conduction, cost-effective and high quality. It is necessary to consider the chemical reactions that may occur in the furnace in the selection of suitable refractory materials. For this reason, it is highly important to know the content and physical properties of the refractory materials to be used. Considering our country in general, there are 3 integrated facilities producing iron and steel, and the importance of the subject is better understood when considering the iron and steel production of approximately 11.5 million tons/year and the diversity of refractory usage areas.

Acknowledgment

Bu çalışma Karabük Üniversitesi BAP koordinatörlüğü tarafından KBÜ-BAP-23-YL-045 numaralı proje ile desteklenmiştir.

References

- [1] Geerdes, M., Chaigneau, R., Lingardi, O., Molenaar, R., & Van Opbergen, R., "Modern Blast Furnace Ironmaking: an Introduction", Fourth Edition, (2020).
- [2] Kardemir A.Ş. Yüksek Fırınlarda 5.Yüksek Fırın İşletme Başmühendisliği Arşiv.

A Study on Conversion of Online Dedusting Filter to Offline System

Fatih Kulaksız^{1*}, Recep Demirsöz², Mehmet Tayyip Özdemir³, Abdullah Uğur⁴, Murat Canbaz⁵

^{1*}*Kardemir A.Ş, Karabük, Türkiye*
fthkulaksiz29@gmail.com

²*Department of Mechanical Engineering, Karabük University, Türkiye*
recepdemirsöz@karabuk.edu.tr

³*Department of Mechanical Engineering, Karabük University, Karabük, Türkiye*
tayyipozdemir@karabuk.edu.tr

⁴*Department of Mechanical Engineering, Karabük University, Türkiye*
augur@karabuk.edu.tr

⁵*Department of Kardökmak A.Ş R&D, Karabük, Türkiye*
mcanbaz@kardokmak.com.tr

Abstract— The most important cause of air pollution is dust and gases released into the atmosphere uncontrollably. In industrial facilities, dust particles that occur during production or during operation, depending on production, threaten both the environment and employee (human) health. These dusts, which are invisible and spread especially in the working area, cause damage to human health. For the health of humans and the environment, dust collection is of great importance in the collection and removal of dust dispersed in the environment. With dust collection systems, dust, gas, smoke, etc. air pollutants in the air are absorbed and separated from the clean air. The air brought to the standards that will not harm the environment and human health is transferred to the outside environment. In the first stage of this study; The main parts and auxiliary systems of the Blast Furnace unit, which has the dust collection system to be revised in Kardemir, are explained. After the Blast Furnace is explained, the part about dust collection systems and types is explained. Then, the dust collection unit used for filtering the dust and gases generated during the transfer of the liquid raw iron produced in the Blast Furnace-1 facility to the torpedoes (casting) was examined. The online dust collection filter used in the dumping path in this facility is the online dust collection filter, and due to the working principle of the filter, in case of malfunction or maintenance, it causes the plant to stop or production in an unhealthy environment. In this study, the working principle of the online dust collection unit used in the casting part of Kardemir A.Ş Blast Furnace-1 facility and the malfunctions that may occur during operation are mentioned. In case of malfunction or maintenance in the dust collection unit, the unit must stop and this causes the production to continue in an unhealthy environment. The thing that needs to be done in order not to continue working in an unhealthy environment is to stop the facility in a planned manner and fix the malfunction. In this case, it causes loss of production. The online dust collection unit used in this part of the facility was converted into an offline dust collection unit by making the necessary revisions and modifications. As a result, malfunctions or maintenance that may occur in the unit due to the working principle of the offline dust collection system are eliminated by closing the compartments locally. As a result, the production loss and unhealthy working environment caused by the dust collection unit have been eliminated.

Keywords— Dust collection systems, bag filter systems, pulse jet filter, online offline filter, filter equipment.

Effects of Vulcanized Welding Process and Vulcanization Time on Belt Strength

Tuğçe Danışman Çebi^{1*}, Recep Demirsöz², Mehmet Tayyip Özdemir³, Ahmet Emrah Erdoğan⁴, Mehmet Dinçsoy⁵

^{1*}*Kardemir A.Ş., Karabük, Türkiye*
tdanisman@kardemir.com

²*Department of Mechanical Engineering, Karabük University, Türkiye*
receptdemirsoz@karabuk.edu.tr

³*Department of Mechanical Engineering, Karabük University, Karabük, Türkiye*
tayyipozdemir@karabuk.edu.tr

⁴*Department of Mechanical Engineering, Karabük University, Türkiye*
aemraherdogdu@karabuk.edu.tr

⁵*Department of Kardökmak A.Ş R&D, Karabük, Türkiye*
mdincsoy@kardokmak.com.tr

Abstract— In today's technology, the power of mechanization has emerged in places where manpower is insufficient to meet the increasing needs for many facilities. With the conveyor systems, the transportation of the material from one point to another in the facilities has become much easier in terms of time, distance and capacity. Since belt conveyors are a reliable and cost-effective system in material handling, the quality of the belt used should be carefully selected. It is important that wear and tear on the belt over time are repaired quickly and effectively so as not to prolong plant downtime, and prompt repair is essential so that a minor damage detected does not lead to more inconveniences. In this study, vulcanization time, which is one of the parameters affecting the belt strength in belt splicing made by vulcanized welding method, is discussed. By examining the effect of time on strength, it is aimed to extend the life of the belt splicing. In the study, general characteristics of belt conveyors, belt conveyor types, belt structure and properties, vulcanization definition, splicing process steps with vulcanized welding method and experimental studies to examine the effect of vulcanization applied at different times were examined. According to the test results, it has been observed that the vulcanization time has a positive effect on the belt strength and it has been observed that the welding machine used also saves time in terms of returning the belt to use faster in the facility.

Keywords— Vulcanization, belt conveyor, strength, welding, belt structure.

Sürtünme Katsayısının Şekillendirme Sırasında Oluşan Gerilmelere Bağlı Olarak Parça Kalınlığına Olan Etkisi

*Erdinç EFENDİ, *Selahaddin YAZICI

*CPS Pressform San. Tic. A. Ş.

ÖZET

Soğuk şekillendirme, metallerin iç yapısını değiştirmeden, yüksek hız ve basınç kullanılarak yapılan şekil verme işlemidir. Soğuk şekillendirmede amaç, sac yüzeyinde çatlak veya yırtıklar oluşturmadan malzemeye üniform şekil vermektir. Bu yüzden malzeme soğuk şekillendirmeye uğratılmadan önce gerekli analizlerin yapılması oldukça önemlidir. Fazla uygulanan basınç veya yüksek oranlardan meydana gelen lokal plastik deformasyon malzemeye istenilen şeklin verilememesine neden olmaktadır. Bu amaçla, açınım sacında soğuk şekillendirme ile oluşacak stres bölgelerinin analizinde en sık kullanılan simülasyon programlarından biri Autoform'dur. Bu çalışmada da araç tavan parçasının şekillendirilmesinde kullanılan 2mm kalınlığındaki düşük karbonlu HX420LAD sacın Autoform programı ile soğuk şekillendirme simülasyonu yapılmıştır. Uygulanan kuvvete bağlı olarak sac kesitinde incelleme ve yırtılma oluşması muhtemel bölgelerin tespiti yapılmıştır. Ardından Autoform programında bu bölge üzerinde teoride sürtünme katsayısı oranı düşürülerek stres bölgeleri azaltılmıştır. Pratikte de açınım sacı üzerine farklı yağlayıcılar uygulanarak incelenmenin önüne geçilmeye çalışılmış ve oldukça başarılı sonuçlar elde edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Soğuk şekillendirme, sac şekillendirme, düşük karbonlu çelik, otomotiv çelikleri

Effect of Coefficient of Friction on Part Thickness Due to Stresses Occured in Forming Process

ABSTRACT

Cold forming is the process of forming using high speed and pressure without changing the internal structure of metals. The aim in cold forming is to give the material a uniform shape without creating cracks or tears on the sheet surface. Therefore, it is very important to make the needed analyzes before the material is cold formed. Local plastic deformation caused by excessive applied pressure or high rates causes the material not to be given the desired shape. For this purpose, Autoform is one of the most frequently used simulation programs in the analysis of stress zones to be formed by cold forming in the raw sheet. In this study, cold forming simulation of the 2mm thick low carbon HX420LAD sheet used in the shaping of the vehicle roof part was carried out with the Autoform program. Depending on the applied force, the areas where thinning and tearing may occur in the sheet metal section were determined. Then, in the Autoform program, the friction coefficient ratio was reduced in theory on this region and the stress regions were reduced. In practice, thinning has been tried to be prevented

by applying different lubricants on the expansion sheet and very successful results have been obtained.

Keywords: Cold forming, sheet metal forming, low carbon steel, automotive steels

Ar-Ge Merkezi Desteđi ve TURQUALITY Programı Desteđi Üzerinde Türk İmalat Sanayisinin İnovasyon ve İhracat Performansında Teşviklerin Etkinliği

ÖZGÜL ÇAVUŞ

Orcid / 0000-0002-9881-8892 / ozgul_cavus@hotmail.com

Özet--Dünyanın birçok ülkesinde ulusal üretim, ihracat ve inovasyon kapasitesini arttırmak için farklı alanlarda özelleşmiş teşvik programları uygulanmaktadır (Ardıç,1994). Teşvikler, Ar-Ge ve teknolojiyi geliştirmek, yatırımı artırarak işletmelere rekabet gücü kazandırmak, ihracatı desteklemek, yabancı yatırımın gelmesini sağlamak, bölgesel dengesizliği azaltmak, nitelikli insan gücü sağlamak, kaliteyi ve verimliliği arttırmak, KOBİ'leri desteklemek gibi birçok alanda uygulanmaktadır (Duran, 2003). Türkiye, ekonomisinin büyüklüğüne göre birçok alanda teşvik programları uygulanmaktadır (Durgun, 2003). Türkiye'de 2000 sonrası dönemde ulusal ihracat kapasitesinin artırılması amacıyla KOBİ, inovasyon, Ar Ge, markalaşma, tasarım, bölgesel kalkınma gibi özelleşmiş alanlara yayılmıştır (Devlet Planlama Teşkilatı, 2003). "Ar-Ge Merkezi Desteđi", firmaların Ar Ge kapasitesini artırarak yeni teknolojiler geliştirilmesini teşvik eden bir Ar-Ge desteği, "TURQUALITY Destek Programı" ise firmaların uluslararası pazarda tutunmasını teşvik eden bir markalaşma desteğidir(Aktepe,2019). Ayrıca, her iki destekte de ürün tasarımı ve geliştirme faaliyetleri dolaylı olarak teşvik edilmektedir (Aktepe,2019).Bu kapsamda, Ar-Ge ve markalaşmaya yönelik uygulanan teşvikler olan "Ar-Ge Merkezi Desteđi" ile "TURQUALITY Destek Programının" Türkiye'de imalat sanayinin alt sektörlerinin ihracat ve inovasyon performansı üzerindeki etkisi bu çalışmada araştırılmıştır. "Ar-Ge Merkezi Desteđi" ile "TURQUALITY Destek Programının" seçmiş olmamın sebebi her iki destek programının amacında ülke ekonomisinin uluslararası düzeyde rekabet edebilir bir yapıya kavuşturulması ve ihracatın artırılması şeklinde hedeflerinin olmasıdır. Ürün tasarımı ve geliştirme faaliyetlerinin, "Ar-Ge Merkezi Desteđi" kapsamında Ar-Ge ana başliğı altında, "TURQUALITY Destek Programı" kapsamında ise markalaşma ana başliğı altında dolaylı bir şekilde teşvik ediliyor olmasıdır (Açıkel, 2018).Ar-Ge Merkezi Desteđi", firmaların inovasyon kapasitesini artırarak katma değeri yüksek ürünler üretmelerini, "TURQUALITY Destek Programı" ise firmaların yurtdışında organizasyon kapasitesini artırarak markalaşmalarını destekleyen yapıda bir tür teşvik uygulamalarıdır(Aktepe,2019). Her iki destek programında teknolojiyi ve markalaşmayı destekleyen bir unsur vardır ve bu yönde dolaylı olarak desteklenen tasarım faaliyetlerinin ihracat ve inovasyon ile ilişkisi olduğu görülmektedir (Aktepe,2019)"Ar-Ge Merkezi Desteđi" ile "TURQUALITY Destek Programının", ihracata dayalı hızlı büyüyen ülkelerin teşvik politikalarında yaptıkları gibi yüksek teknoloji sektörlere yönelik uygulamalar gerçekleştirdiği görülmektedir. (Açıkel, 2018). Bu durum, doğrudan teknolojiyi destekleyen destek mekanizmalarının, sektörlerin inovasyon kapasitelerini arttırmalarının yanı sıra ihracatlarını da arttırmalarında etkili oldukları görülmektedir(Askin,2016). Dolayısıyla, ihracata dayalı büyümenin desteklenmesi amacıyla uygulanan destek mekanizmalarının sektörlerin tanıtım, pazarlama, lojistik, vb. tutundurma faaliyetlerinin ötesinde sektörlerin teknoloji

kapasitesini artırarak katma değeri yüksek ihracat yapmalarını sağlayacak nitelikte olabileceği de düşünülmektedir (Askin,2016)Büyük bir kalkınma başarısı gösteren ülkelerin başarılarının altında yatan esas unsurun, optimal sayıda ve sürede teşvik uygulamalarını hayata geçirerek bu teşvikleri belli kurallar ile yaptırımlar çerçevesinde takip ettikleri olduğu görülmüştür. Teşviklerin verimli bir şekilde yönetilebilmesi, söz konusu teşviklerin belirli kurallar kapsamında idaresine ve söz konusu teşviklere ilişkin verilerin sistematik bir şekilde takibiyle ilgilidir. Böylelikle, teşviklerin verimi analiz edilebilir, uluslararası kıyaslaması yapılabilir ve bunun neticesinde etkinliği ölçülebilir.

The Effectiveness of Incentives in the Innovation and Export Performance of the Turkish Manufacturing Industry on R&D Center Support and TURQUALITY Program Support

*Abstract--*In many countries of the world, special incentive programs are implemented in different fields to increase national production, export and innovation capacity (Ardıç, 1994). Incentives are applied in many areas such as developing R&D and technology, increasing investment, giving businesses competitiveness, supporting exports, ensuring foreign investment, reducing regional imbalance, providing qualified manpower, increasing quality and productivity, and supporting SMEs (Duran, 2003). According to the size of Turkey's economy, incentive programs are implemented in many areas (Durgun, 2003). In order to increase the national export capacity in Turkey in the post-2000 period, SME spread to specialized fields such as innovation, R&D, branding, design, regional development (State Planning Organization, 2003).“R&D Center Support” is an R&D support that encourages the development of new technologies by increasing the R&D capacity of companies, and the “TURQUALITY Support Program” is a branding support that encourages companies to hold on to the international market (Aktepe, 2019).In addition, product design and development activities are indirectly encouraged in both supports (Aktepe, 2019).It is seen that the "R&D Center Support" and the "TURQUALITY Support Program" have implemented applications for high-tech sectors, as they do in the incentive policies of export-based fast-growing countries. (Açikel, 2018). In this situation, it is seen that support mechanisms that directly support technology are effective in increasing the innovation capacities of the sectors as well as increasing their exports. Therefore, the support mechanisms applied in order to support export-led growth should be applied to the promotion, marketing, logistics, etc. of the sectors.(Askin, 2016). It is thought that beyond the promotion activities, it may be of a quality that will increase the technology capacity of the sectors and enable them to export with high added value (Askin, 2016).It has been seen that the main factor underlying the success of the countries with great development success is that they implement incentive practices in optimal number and time and follow these

incentives within the framework of certain rules and sanctions. The efficient management of incentives is related to the administration of these incentives under certain rules and systematically monitoring the data on these incentives. In this way, the efficiency of incentives can be analyzed, international comparisons can be made, and as a result, their effectiveness can be measured.

Kaynakça:

Açıkkel, Z., (2018). Turquality Projesi Kapsamındaki Mobilya Sektörü İşletmelerinin Uluslararası Pazarlardaki Tutundurma Faaliyetlerinin İncelenmesi. *Yönetim, Ekonomi ve Pazarlama Araştırmaları Dergisi*, 2(1): 14-28.

Aktepe, C., ve Kavruker, S. (2019). Turquality ve Marka Destek Programlarının Firmaların Uluslararasılaşma Sürecine Katkıları, *İşletme Araştırmaları Dergisi*, 11 (3), 1823-1839.

Askin, S. (2016). Impact of Turquality Model on Branding and International Marketing, *TEM Journal*, Vol: 5, No: 2, pp. 209-2016.

Ardıç, A. A. (1994). Türkiye’de 1980 sonrası yatırım teşvik uygulamaları ve tarımsal yatırımlardaki gelişmeler. *Tarım Ekonomisi Dergisi*, 2, 62-74.

Çiloğlu, İ. (1997), “Teşvik Sisteminin Değerlendirilmesi”, *Hazine Dergisi*, Sayı:8, Ekim, 1-15. Devlet Planlama Teşkilatı, (1989). Altıncı Beş Yıllık Kalkınma Planı Yatırımları Teşviki Özel İhtisas Komisyonu Raporu, DPT Yayınları, Ankara.

Duran, M., (2003), Teşvik Politikaları ve Doğrudan Sermaye Yatırımları, T.C. Başbakanlık Hazine Müsteşarlığı Ekonomik Araştırmalar Genel Müdürlüğü, Araştırma ve İnceleme Dizisi No: 33, Ankara.

Devlet Planlama Teşkilatı, (2003). Devlet Yardımlarını Değerlendirme Özel İhtisas Komisyonu Raporu, DPT Yayınları, Ankara

Durgun, E. (2003). Avrupa Birliği’nde ve Türkiye’de İhracat Teşvikleri. *Yaklaşım Dergisi*, 11(126), 106-111.

EFFECT OF TEMPERATURE ON WEAR BEHAVIOR OF 1.2344 and WP7V HOT WORK TOOL STEELS

Volkan KARAKURT¹, Orçun ZİĞİNDERE¹, Talip ÇİTRAK¹, Remzi Çağatay DEMİRÇİ¹, Tolga DANIŞMAN¹

¹ Sağlam Metal San. ve Tic. A.Ş, Kocaeli, Türkiye

Email: {volkan.karakurt, orcun.zigindere, talip.citrak, tolga.danisman}@saglammetal.com

Abstract- As the focus of the industrial sector shifts towards the use of new, lightweight, high-strength materials, the requirements for tool properties are also changing. The demand for tools with high wear resistance is increasing.

Tools and molds used in hot metal forming can be exposed to high contact pressures combined with high temperatures, causing different types of tool damage. The most critical damages are wear and fatigue damages.

In this study, the wear life of DIN 1.2344 and Dörrenberg patented WP7V quality hot work tool steels, which are frequently used in tools and molds in the industry, were investigated. Samples were prepared from heat treated 1.2344 and WP7V hot work tool steels under the same conditions. Using 6 mm diameter 100Cr6 steel balls, pin-on-disc wear tests were carried out at 25°C- 400°C in a dry environment at 300rpm under 20 N force load. The wear test results of the examined materials were compared.

Keywords— Din 1.2344, WP7V, Wear Behaviour, Heat Treatment, Hardness, Microstructure

Not: Bu bildirinin tam metni makale olarak Çelik Araştırma ve Geliştirme Dergisi (Journal of Steel Research and Development)'nde yayınlanmıştır.

Production of high nitrogen austenitic steels by high temperature solution nitriding

Özge Ararat^{*,+}, Ersoy Erişir⁺, Mutlu Çağrı Yiğit⁺

^{*}Özge Ararat, ozgeararat@gmail.com

⁺Department of Metallurgical and Materials Engineering, Kocaeli University
41380, Kocaeli, TURKEY

Abstract— High nitrogen austenitic steels have excellent mechanical properties and corrosion resistance. Nitrogen is an austenite stabilizer element thereby it can reduce the formation of ferrite and martensite during solidification. The dissolution of nitrogen on the metal surface provides the formation of a thicker and more protective passive film by nitrate ions. Thus, nitrogen addition improves corrosion resistance. On the other hand, nitrogen has a strong solid solution strengthening effect, leading to obtaining higher mechanical properties. Despite the better properties of high nitrogen steels, their fabrication is challenging. The production of high nitrogen austenitic steels includes the implementation of two methods. The first is liquid state treatment, which involves melting the steel in an atmosphere of high-pressure nitrogen. The second method is solid state treatment, also known as high temperature solution nitriding, whereby the steel surface undergoes absorption of nitrogen gas. The pressurized melting process has high production costs and also causes poor workability. The solid state treatment is more suitable for the production of high nitrogen steels. In the solid state, high temperature treatment allows the dissolution of higher nitrogen contents in the austenite than in the liquid state. In this present study, Cr-Mn type high nitrogen austenitic steel is produced by high temperature solution nitriding method applied at 1200 °C under different pressure values for different times. In order to conduct microstructural characterization, a variety of methods including light microscopy, scanning electron microscopy, LECO analysis, and the X-ray diffraction method were employed.

Keywords— High nitrogen austenitic steels, high temperature solution nitriding, austenitic stainless steels, nitrogen alloying, microstructure

Cyclic Spheroidizing of an AISI 4140 Grade Low Alloyed Steel Used in Automotive Industry

Akın Kütmen^a, Erdem Balcı^b, Burak Bayram^c, Mertcan Kaba^d, Faiz Muhaffel^e, Murat Baydoğan^f

Department of Metallurgical and Materials Engineering, Istanbul Technical University

34469 Maslak-İstanbul / Türkiye

^akutmen16@gmail.com, ^bbalcier@itu.edu.tr, ^cbayram17@itu.edu.tr, ^dmertcankaba@itu.edu.tr, ^emuhaffel@itu.edu.tr, ^fbaydogan@itu.edu.tr

AISI 4140 grade medium carbon steels are frequently used in the automotive industry after being subjected to a fine blanking process. Medium carbon steels have a ferritic, pearlitic microstructure in the as-received and normalized condition, whereas the cementite in pearlite has a lamellar morphology. Such a lamellar morphology of cementite results in a rougher fracture surface after the parts are blanked, which may initiate a fatigue crack from the blanked edge. In order to obtain a smoother morphology at the blanked edges and thus diminish the possibility of fatigue crack initiation during use, spheroidizing annealing is mostly preferred, which makes the cementite globular. Spheroidizing annealing can be performed in several ways, including a single-stage spheroidizing and a cyclic spheroidizing, where the spheroidizing is successively performed between an upper and a lower temperature.

Therefore, it was aimed in this study to optimize the parameters of cyclic spheroidizing and compare the results with those obtained after a single-stage spheroidizing. Before the cyclic spheroidizing annealing, Ac1 and Ac3 critical transformation temperatures were estimated using appropriate equations reported in the literature. As a result, cyclic spheroidizing annealing parameters were upper and lower temperatures, holding duration at each temperature, and a number of repetitions of the process, i.e. cyclic number.

Following spheroidizing heat treatments, the microstructures were examined by optical and scanning electron microscopes. The globular cementite morphology was quantified by using Clemex image analysis software, and hardness was measured. The results revealed that ten successive spheroidizing cycles performed at 800 and 680 °C with 10 min holding for each temperature give the best results regarding the number of globular cementite particles. These optimized parameters also resulted in a complete shear surface after being subjected to an industrial fine blanking process, which is preferred over conventional cutting surfaces with a rougher morphology.

Keywords: AISI 4140 Steel; Cementite; Fine Blanking; Spheroidizing Annealing.

Hot Dip Aluminizing of ASP 2012 and ASP 2005 PM Tool Steels

Burak Bilim^{1,a}, Burak Küçükelyas^{2,b}, Mertcan Kaba^{1,c}, Faiz Muhaffel^{1,d}, Anıl Çalışkan^{1,e},
Harun Mindivan^{3,f}, Yakup Yürektürk^{2,g}, Murat Baydoğan^{1,h}

¹Department of Metallurgical and Materials Engineering, Istanbul Technical University,
34469 Maslak – İstanbul / Türkiye

²Department of Metallurgical and Materials Engineering, Bursa Technical University,
16310, Yıldırım - Bursa / Türkiye

³Department of Mechanical Engineering, Bilecik Şeyh Edebali University,
11230, Gülümbe - Bilecik / Türkiye

^aburakbilim95@hotmail.com, ^bburak.kucukelyas@btu.edu.tr, ^cmertcankaba@itu.edu.tr,
^dmuhaffel@itu.edu.tr, ^eanilcaliskann@gmail.com, ^fharun.mindivan@bilecik.edu.tr,
^gyakup.yurekturk@btu.edu.tr, ^hbaydogan@itu.edu.tr

ASP 2012 and ASP 2005 are powder metallurgy tool steels used in plastic injection molding, forming, hot forming, and machining applications. Both steels exhibit good mechanical properties due to homogeneously dispersed carbides in their microstructures, providing wear resistance and tensile strength. The surface of tool steels is crucial as it interacts with the environment leading to failures such as corrosion, wear, fatigue, and oxidation. Various surface modification methods can effectively reduce the possibility of such failures. Among them, Hot Dip Aluminizing (HDA) is a very effective and economical surface coating method, which is frequently used in combination with a subsequent diffusion annealing (DA) heat treatment. HDA and subsequent DA processes, when applied to steels, an aluminum-rich and iron-rich intermetallics form on the surface, which protect the steels against wear, oxidation and corrosion.

This study aims to investigate the feasibility of HDA and the subsequent DA processes on the microstructure of the coating as well as the wear and corrosion resistances of ASP 2005 and ASP 2012 grade PM tool steels. In this context, the HDA process was performed in a molten Al-12 wt.% Si bath at 700 °C for 3 min, followed by diffusion annealing at 1100 °C and 1070 °C for 1 h for AISI 2005 and ASP 2012 steels, respectively. The coating morphology and structure were examined by optical microscope, scanning electron microscope (SEM) equipped with energy dispersive spectroscope (EDS) and X-ray diffractometer (XRD). In addition, the wear behaviour of the samples was analysed by reciprocating wear tests using a pin-on-flat configuration, and the corrosion behaviour was evaluated by electrochemical corrosion tests performed in 3.5 wt.% NaCl solution. The experiments were repeated for as-received, quenched, and tempered (QT) samples, and the results were comparatively evaluated.

The results showed that Fe₃Al, FeAl and FeAl₂ intermetallics formed on the surface of both steels regardless of the steel grade. However, a thicker coating layer was obtained in ASP 2005 grade tool steel, having higher alloying elements than ASP 2012 grade steel. ASP 2005 grade steel in QT condition exhibited the best wear resistance due to its highest hardness. From the viewpoint of corrosion performance, HDA and the subsequent DA processes provided better corrosion resistance for both steels with respect to their as-received and QT counterparts. On the other hand, the corrosion resistance of ASP 2012 steel was better than that of ASP 2005 steel after the HA and DA process. This was attributed to the wider FeAl₂ layer in the coating of ASP 2012 steel.

Keywords: Tool steels; Hot Dip Aluminizing (HDA); Diffusion Annealing (DA); Wear Behavior; Corrosion Resistance.

Effect of Temper Embrittlement on Fatigue Behaviour of AISI 4140 Steel

Gözde Kaya^a, Burak Bayram^b, Erdem Balcı^c, Mertcan Kaba^d, Doğukan Çetiner^e, Faiz Muhaffel^f, Murat Baydoğan^g

Department of Metallurgical and Materials Engineering, Istanbul Technical University,
34469 Maslak – İstanbul / Türkiye

^akayaagzde03@gmail.com, ^bbayram17@itu.edu.tr, ^cbalcier@itu.edu.tr,
^dmertcankaba@itu.edu.tr, ^ecetinerd@itu.edu.tr, ^fmuhaffel@itu.edu.tr, ^gbaydogan@itu.edu.tr

AISI 4140 steel is a medium carbon low alloy steel commonly used in automotive and aircraft industries due to its good mechanical properties and hardenability. The steel is often used in a quenched and tempered (QT) condition, providing the optimum combination of hardness, strength and toughness to perform well against static and dynamic loads during application without failure. However, tempering heat treatment may diminish the toughness of the steel when applied to certain temperature intervals. This mechanism is known as temper embrittlement and is divided into two sub-categories such as tempered martensite embrittlement and temper embrittlement, depending on the tempering temperature. Because AISI 4140 steel is mostly used after tempering and is also subjected to dynamic loading conditions during use, the steel is prone to temper embrittlement and fatigue failure. In this context, the effect of temper embrittlement on fatigue behaviour should be considered to avoid fatigue-related failures due to the insufficient toughness of the steel.

Therefore, this study aimed to investigate the effect of temper embrittlement on the high cycle fatigue behaviour of an AISI 4140 steel. The samples were tempered in the 200 - 600 °C range in 50 °C intervals after being austenitized at 830 °C for 30 min and quenched in oil. The microstructure was examined by an optical microscope, and Rockwell C hardness tests were performed. Charpy V-notched impact tests of the tempered samples were conducted at room temperature, and the variation of impact energy depending on the tempering temperature was determined. The results showed that the samples tempered at 300 °C have the lowest impact energy, indicating that tempered martensite embrittlement occurs at this temperature. In order to evaluate the effect of temper embrittlement on fatigue behaviour, the samples tempered at 300 °C were subjected to rotating bending fatigue tests. The samples tempered at 200 °C and 400 °C were also subjected to fatigue tests for comparison. The fatigue test results revealed that the samples tempered at 200 °C had a significantly higher fatigue life than the others when all tested at the same stress amplitude. However, the difference in the fatigue lives of 300 °C, and 400 °C tempered samples was close with the samples tested at 400 °C has slightly lower fatigue lives. Finally, it was concluded that the fatigue lives of AISI 4140 steels in quenched and temperature conditions decrease with the increase in tempering temperature. The steel is subjected to tempered martensite embrittlement when tempered at 300 °C. However, the tempered martensite embrittlement does not have a distinct effect on the fatigue of AISI 4140 QT steel.

Keywords: AISI 4140 Steel; Fatigue; Quenching; Tempering; Temper Embrittlement.

Effects of Sample Geometry and Gauge Length on Tensile Test Results

Bülent Aydemir

TUBITAK National Metrology Institute (TUBITAK UME) Force Laboratory, Gebze-Kocaeli, TURKIYE

bulent.aydemir@tubitak.gov.tr

Abstract — When the tensile test of a material is requested, the results may be encountered when the tests of commonly used metallic materials are performed in accordance with the international tensile test standard. However, many different metallic material tensile tests are used in the world. Differences in sample geometry and size definitions of these standards affect the tensile test results. In this study, sample shape, geometry, and size differences are defined and their effects are presented. In the result, the reasons for the sample geometry and the gauge length differences of the people who interpret the tensile test results are explained.

Keywords— Tensile test, sample geometry, gauge length, size effect

I. GİRİŞ

Çekme testi, sac metallerin biçimlendirme ve yapısal davranışını karakterize eder. Test, iyi tanımlanmış bir şekle sahip bir numunenin eksen boyunca gerilimde, genellikle kırılma noktasına kadar yüklenmesini ve çeşitli mekanik özelliklerin hesaplanması için ortaya çıkan yükün ve yer değiştirmenin kaydedilmesini içerir.

Çekme testinde makina çeneleri numunenin kenarlarından uygun basınçta sıkıştırır. Test ilerledikçe, çeneler bağlı kuvvet ölçme cihazı ile kuvvet değeri ve bir ekstansometre ile ölçü uzunluğu içindeki yer değiştirme veya uzama miktarı izlenir. Çekme testi sırasında, test numunesinin uzunluğu arttıkça numune genişliği ve kalınlığı küçülür. Numuneler kırılana kadar çekme kuvveti uygulanır. Kırılma sonrasında test tamamlanır. Çekme testi sonucunda, dikey ekseninde gerilme ve yatay ekseninde birim uzamayı gösteren mühendislik gerilme-uzama eğrisi elde edilir, Bu gerilme-uzama eğrisinden, çekme testi sonucu olan ve malzemelerin mekanik özelliklerini gösteren çok sayıda parametre elde edilir.

II. ÇEKME TESTİ SONUÇLARINI ETKİLEYEN PARAMETRELER

Çekme testi sonucunda elde edilen sonuçları temel etkileyen parametreler olarak aşağıdaki parametreler sayılabilir.

- Numune Büyüklüğü ve Şekli, Yönü
- Test Hızının Etkisi
- Çekme Testi Prosedürü
- Çekme Test Ekipmanının (aparat ve makina) Etkisi

Bu parametrelere farklı maddeler ve etkiler eklenebilir[1-5]. Ancak genel olarak deney sonuçlarına etkisi olan parametreler ile özetlenebilir.

Çekme test hızının etkisi incelendiğinde gerilim-uzama eğrileri, test hızıyla birlikte değişir ve hız arttıkça genel olarak artarlar. Bu hız değerindeki değişim büyüklüğüne bağlı

olarak etkisi değişebilir. Yüksek çekme hızlarında çekme tepkisini karakterize etmeye çalışırken önemli zorluklarla karşılaşılabilir. Karşılaşabilecek zorluklar olarak, uygun hızı sağlayabilen test makinası, uygun veri toplama yetenekleri ve uygun tutturma parçaları sayılabilir.

Geleneksel çekme testi, "yarı statik" test olarak adlandırılacak kadar yavaş uzama hızlarında yapılır. Bu hızlar, bir çarpışma olayı sırasında yaşanan durumdan birkaç kat daha yavaş olan deformasyon değişimlerine neden olur.

Çekme test sonuçlarını etkileyen diğer bir parametre olarak tutturma aparatlarının etkisi sayılabilir. Özellikle yüksek mukavemetli çelikler(AHSS) test cihazlarını zorlayabilirler. Kuvvet ve yer değiştirme tepkisi, yalnızca numunenin değerlerini yansıtmalı ve makina gövdesi ve diğer test ekipmanından etkilenmemelidir. AHSS parçaları preslenirken yeterince sert olmayan kalıp parçalarının esnemesi gibi, çekme testi cihazının gövdesi de benzer şekilde esneyebilir ve bu da kuvvet-yer değiştirme ölçümlerinde yanlışlıklara neden olabilir.

AHSS numunelerini test edilirken kavrama gücü de kritik hale gelir. Yüksek mukavemeti metal numunelerin çekme testinde çenelerden kaymasını önlemek için daha fazla kavrama basıncı gerektirir. Pnömatik çeneler ve hatta bazı mekanik çeneler gerekli basıncı oluşturmayabilir. Mukavemet arttıkça hidrolik olarak çalışan çeneler gerekli olabilir.

Numunenin hadde yönüne bağlı olarak çekme yönünün değiştirilmesi, malzemenin çekme testi sırasında oluşan gerilmeleri ve deformasyonları değiştirebilir.

Bu çalışmada, ölçü boyunun farklılıkları ve aynı standart malzemenin imal edilmiş farklı geometrilerde veya boyutlarda numuneler test edildiğinde çekme sonuçlarının etkilenip etkilenmediğini araştırılmıştır. Ölçü uzunluğu farklılığının sonuçlara etkisi ve hangi ölçü boyunun seçilmesi gerektiği bu çalışmada incelenmiştir. Çekme testi sonuçlarını etkileyen diğer parametrelere bu çalışmada yer verilmemiştir.

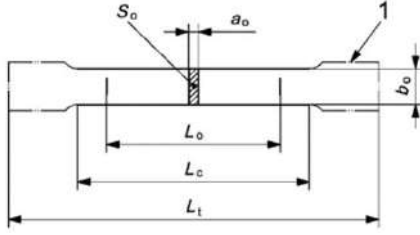
III. ÖLÇÜ BOYU VE NUMUNE GEOMETRİSİNİN ÇEKME TESTİ SONUÇLARINA ETKİSİ

Bu bölümde ölçü boyunun tanımlanmasından sonra uygun ölçü boyu seçimleri ve ölçüm boyu farklılıklarının çekme test sonuçları üzerine etkisi açıklanmıştır. İlave olarak farklı boyutlu numunelerinde çekme test sonuçlarının değişimleri de ayrı bir madde olarak verilmiştir.

A. Ölçü uzunluğu

'Ölçü uzunluğu, gösterge uzunluğu' terimi, test numunesinin, çekme testi sırasında gerçek uzama açısından ölçülen kısmını

ifade eder. Test edilen malzemeye ve kullanılan ASTM veya ISO standardına bağlı olarak, ölçü uzunluğu, çekme test makinesinin çeneleri arasındaki mesafe veya örneğin bir uzama ölçüm cihazı (ekstansometre) tarafından ölçülen numune kısmı olarak alınabilir[6-8].



ao, yassı deney parçasının başlangıçtaki kalınlığı veya borunun et kalınlığı

bo, yassı bir deney parçasının ilk gövde genişliği

Lc, paralel uzunluk

Lo, ilk ölçü uzunluğu

Lt, deney parçası toplam uzunluğu

Lu, kırılmadan sonraki son ölçü uzunluğu

So, paralel uzunluğun başlangıçtaki kesit alanı

1, kavrama, tutma uçları

Şekil 1. ISO 6892-1 standardında tanımlanan çekme numunesi

ISO 6892-1 standardında çekme numunesi şekil 1 deki gibi verilmiş ve ölçü boyu ile ilgili tanımlarda aşağıdaki şekilde ifade edilmiştir.

- Ölçü uzunluğu, L, deney parçasının, deney sırasında herhangi bir anda üzerinde uzama ölçümü yapılan paralel kısmının uzunluğu
- İlk ölçü uzunluğu, Lo, deneye başlamadan önce oda sıcaklığında ölçülen deney parçası üzerindeki ölçü uzunluğu işaretleri arasındaki mesafe
- Kırılmadan sonraki son ölçü uzunluğu, Lu, oda sıcaklığında, kırılmadan sonra, iki parça eksenleri aynı doğru üzerinde olacak şekilde dikkatle yeniden bir araya getirildikten sonra ölçülen ölçü uzunluğu işaretleri arasındaki mesafe
- Paralel uzunluk, Lc, deney parçasının paralel kesiti daralmış kısmının uzunluğu olarak tanımlanır.

Uzama ölçümü hesaplamasının bir parçası olarak 'ölçü uzunluğu' da kullanılır. Bu durumda terim, test başlamadan önce numunenin ilk ölçü uzunluğunu ifade eder[6-7].

Ölçü uzunlukları, kullanılan numunenin boyutuna ve türüne göre standartlaştırılmaya çalışılır. Pek çok test standardı, en yaygın olanı köpek kemiği şeklindeki ve düz (paralel) örnekler olmak üzere birden çok numune şeklini tanımlar. Köpek kemiği numune şekli, kavrama kolaylığı ve test cihazı uyumluluğundan daha az etkilenmeyi sağlar. Bir basma testinde, test numunesi aynı yükseklikte başladığından ölçü yüksekliği ve gösterge uzunluğu her zaman aynı olacaktır.

Bir çekme testinde ölçülen yüzde uzama değeri(A), ölçü uzunluğu adı verilen bir başlangıç referans uzunluğuna kıyasla uzunluktaki artış olarak tanımlanır. Uzama sonucu, yalnızca çekme testi numunesinin belirli şekli ve ölçüldüğü ölçü uzunluğu ile ilgilidir.

İlk ölçü uzunluğu, kırılmadan sonraki yüzde uzama değeri A simgesinin k, "oranlı veya orantılılık katsayısı" nı gösteren bir alt indis ile gösterilir. Örneğin, orantılı test parçaları için, So'nin paralel uzunluğun ilk kesit alanı olduğu durumda ilk ölçü uzunluğu (Lo) aşağıdaki şekilde gösterilir (Denklem 1, 2). Ayrıca A simgesinin alt indisi olarak kullanılan değer yüzde uzama değerinin hesabında kullanılan ölçü uzunluğunun mm birimindeki değerini gösterir(Denklem 3).

$$A_{5,65} \rightarrow L_0 = 5,65\sqrt{S_0} \quad (1)$$

$$A_{11,3} \rightarrow L_0 = 11,3\sqrt{S_0} \quad (2)$$

$$A_{80} \rightarrow L_0 = 80 \text{ mm} \quad (3)$$

Test numunesi boyutları, test sonuçlarını etkileyebilir. Silindirik veya dikdörtgen numuneler için, test numunesi boyutunun değiştirilmesinin genellikle akma ve çekme gerilmesi (dayanımı) üzerinde ihmal edilebilir bir etkisi vardır, ancak varsa üst akma gerilmesini ve alana bağlı uzama ve kesit daralması değerlerini etkileyebilir. Farklı numuneler kullanılarak belirlenen uzama değerlerinin karşılaştırılmasında, aşağıdaki k oranı katsayılarının kontrol edilmesi gerekir.

Tablo 1. k değerlerinin değişimi

Numune tipi	k değerleri		
	ASTM E8	İngiltere	Almanya
Sac, dikdörtgen, ($L_0/\sqrt{S_0}$)	4,5	5,65	11,3
Çubuk, silindirik (L_0/D_0)	4,0	5,00	10,0

Kullanılan standarda bağlı olarak ölçü uzunluğu boyunca silindirik veya dikdörtgen bir kesitte standart bir numune hazırlanır. Numunelerin her iki ucu ise, test sırasında sıkıca kavranacak şekilde yeterli uzunluğa ve yüzey kalitesine sahip olmalıdır. İlk ölçü uzunluğu Lo standartlaştırılmıştır (birkaç ülkede) ve listelendiği gibi numunenin çapına (Do) veya enine kesit alanına (So) göre değişir (Tablo 1).

Daha küçük ($L_0/\sqrt{S_0}$) oranlarına sahip numuneler genellikle daha fazla uzama ve kesit daralması değerleri sağlar. Bu, örneğin dikdörtgen bir çekme test numunesinin genişliği veya kalınlığı artırıldığında ortaya çıkar.

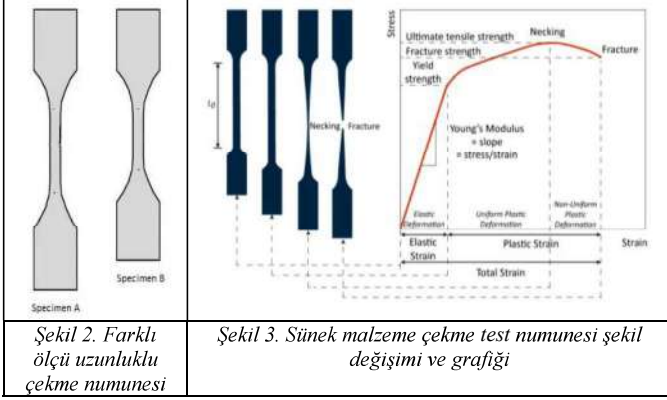
($L_0/\sqrt{S_0}$) oranını sabit tutmak farklılıkları en aza indirir ancak bazen bu durum mümkün olmayabilir. Malzemeye ve test koşullarına bağlı olarak, orantılı numunenin boyutunu artırması ile uzama ve kesit daralması değerlerinin biraz artırdığı veya azalttığı bulunabilir[9-14].

Ayrıca ölçü uzunluğunda, izin verilen % 1 sınırına kadar bir koniklik kullanılması, daha düşük uzama değerlerine neden olabilir. % 1'lik bir koniklik için uzama değerlerinde % 15'e varan azalmalar gözlenmiştir[2].

B. Farklı Ölçü Boylarının Etkisi:

Aynı malzemeden yapılmış iki farklı ölçü uzunluğuna sahip Şekil 2 deki gibi iki numunenin test sonuçlarını karşılaştırılması şu şekilde yapılabilir. Şekil 2'deki Numune A ölçü uzunluğu Numune B'nin ölçü uzunluğundan büyüktür. Çekme testi başlatıldığında ve Numune A veya Numune B çekildiğinde,

uzama, maksimum kuvvete ulaşılan ve boyun vermenin başladığı noktaya kadar ölçü uzunluğu boyunca homojendir. Her bir malzemedeki uzama bu noktaya kadar üniform olduğu kabul edilir. Sonrasında, şekil 3'teki gerilim-uzama eğrisinde gösterildiği gibi kuvvet düşmeye başlayacak ve alandaki azalma malzemedeki uzama miktarıyla orantılı olmayacaktır.

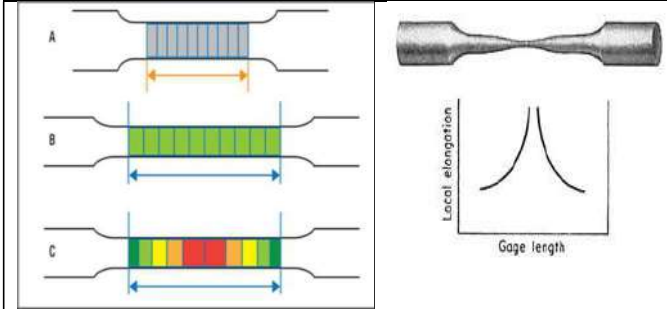


Büzülme bölgesi büyüklüğü kıyaslandığında, Numune A'nın 2 inçlik ölçü uzunluğunun kapladığı alana kıyasla Numune B'nin 1 inçlik ölçü uzunluğunun çok daha büyük bir bölümünü kapsamaktadır. Test bittiğinde ve numunelerin iki kırık ucu birleştirildiğinde, daha küçük ölçü uzunluğuna sahip Numune B'nin ölçülen uzama yüzdesi, daha büyük ölçü uzunluğuna sahip Numune A'nın yüzde uzamasından daha büyük olacaktır.

$$A = 100 \cdot \Delta L / L_0 \quad (4)$$

Burada; L_0 ilk ölçü uzunluğu, ΔL ilk ölçü uzunluğundaki değişim değeridir. Formüle göre ilk ölçü uzunluğu arttıkça, yüzde uzama azalır.

Konunun daha iyi anlaşılması için, ölçü uzunluğu 10 eşit parçaya bölünmüş bir çekme çubuğu olduğunu düşünelim. (Şekil 4A). Çekme testi sırasında çekme çubuğu uzadıkça, bölümlerin her biri genişler. Tüm bölümler düzgün bir şekilde genişlerse, referans ölçü uzunluğunuz için hangi ilk bölümü seçtiğinizin bir önemi olmayacaktır (Şekil 4B).



Şekil 4. (A) Bir çekme çubuğu 10 eşit bölüme bölünmüş bir ölçü uzunluğuna sahiptir. (B) Uzama sırasında tüm bölümler eşit şekilde genişlerse, referans ölçü uzunluğu için ilk bölümün seçimi önemli değildir. (C) Ancak, en büyük uzama değerleri kırılan yerin yakınında yoğunlaşır (kırmızı ile gösterildiği gibi).

Ancak, en büyük uzamalar kırılan yerin yakınında yoğunlaştığı görülmektedir. Şekil 4C'de gösterilen örnekte,

ölçü uzunluğunun merkezinde kırılma meydana gelecektir. 10 bölgenin tümünü kapsayacak bir ölçüm uzunluğu seçildiği için, tüm aralık boyunca uzamaların ortalaması değeri gözlemlenir. Bu, merkez bölge yüksek uzama alanlarını ve kenarlardaki düşük uzama alanlarını içerir. Bu örneği kullanarak, çubuğu ilk uzunluğunun çektikten sonraki uzunluğu karşılaştırırken, uzunluktaki % 50'lik bir artışı görsel olarak tahmin edebilir.

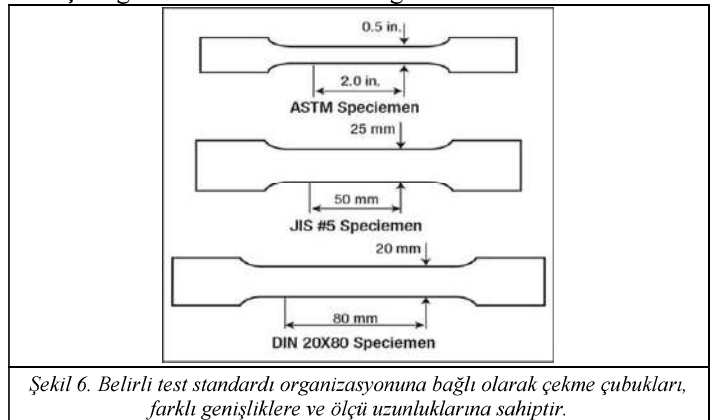
Çekme çubuğunda 10 eşit bölümün tamamını ölçü uzunluğu olarak almak yerine, yalnızca merkezi iki bölümü (Şekil 4C'de kırmızı ile gösterilen) dikkate alınır, ilk bölümlere kıyasla uzunlukta % 100'lük bir artış olduğunu tahmin edilebilir. Daha küçük bir bölgenin ortalaması alındığı için, ölçülen uzamalar artmaktadır (Şekil 5). Bu sebepten ölçü uzunluğu değerinin seçimi oldukça önemlidir.

C. Farklı Kesit ve Numune Şeklinin Etkisi

Her ülke veya bölgenin standart test prosedürlerini yazmaktan sorumlu bir kurumu vardır. Türkiye'de Türk Standartları Enstitüsü (TSE), Avrupa birliğinde International Organization for Standardization (ISO), Amerika Birleşik Devletleri'nde American Society for Testing and Materials (ASTM) sorumludur. Diğer kuruluşlar arasında DIN (Almanya), JIS (Japonya) ve BS (İngiltere) bulunmaktadır. Her birinden metalik sac ürünleri test etmek için uygun çekme numunesi şekilleri verilmiştir. ISO, ASTM, DIN ve JIS numune şekilleri için Tip I, II ve III olarak tanımlama yapmışlardır [6-8,15].

Metal levhaların çekme testi için tam boyutlu numuneler, test makinesine tutma çeneleri tarafından kavranması için kenarlarında dikdörtgen kısımlar vardır. Orta bölge alanın genişliği azaltmak, izlenen bölgede kırılmanın oluşmasını sağlar. Bu geometrik özelliklere sahip numune, bir köpek kemiğine benzemesi sebebiyle genellikle bu isimle tanımlanır.

Köpek kemiği numunelerinin boyutları, kullanılan çekme testi standardı ile ilişkilidir. ISO standardındaki Tip I, II ve III sırasıyla ASTM A-24, DIN D-19 ve JIS J-15 şekillerine karşılık gelir. Şekil 6'da farklı standartlarda tanımlanmış, genişlik ve ölçü uzunluğunun vurgulandığı köpek kemiği numune şekilleri verilmiştir. Bu çekme çubuğu şekilleri, genişlik ve ölçü uzunluğunda önemli farklılıklar sergiler. ASTM ve JIS çubukları benzer ölçü uzunluğuna sahip olsa da, JIS çubuğunun genişliği ASTM çubuğunun yaklaşık iki katıdır. ASTM ve DIN çubukları, ölçü uzunluğunun genişliğe 4:1 oranına sahip iken JIS çubuğunda bu oran 2:1 olarak görülür.



Şekil 6. Belirli test standardı organizasyonuna bağlı olarak çekme çubukları, farklı genişliklere ve ölçü uzunluklarına sahiptir.

Bu şekil farklılıkları, aynı malzemeyi test ederken bile kullanılan test numunesi standardına ve şekline bağlı olarak uzama performansının değişeceği anlamına gelir. En kısa ölçü uzunluğu ve en geniş numunenin şekli ile JIS çubuklarından elde edilen uzama değerleri tipik olarak diğer şekillerden elde edilenden daha yüksek olacaktır.

Akma mukavemeti ve çekme mukavemeti, çekme çubuğunun şekline bağlı olarak değişim göstermezler. Mukavemet değeri uygulanan kuvvetin kesit alanına bölümü olarak tanımlanır. Bu durum, numunelerin her biri farklı bir numune genişliğine (ve dolayısıyla farklı bir enine kesite) sahip olsa da kuvvet değerine bölündüğü için, numune şeklinden farklılıkları ortadan kaldıracak şekilde normalleştirilir[16-17].

Numune şekil farklılıkları, aynı malzemeyi test ederken bile kullanılan test numunesi standardına bağlı olarak hesaplanan uzama değerinin değiştiği anlamına gelir. En kısa ölçü uzunluğu ve en geniş numune boyutlarındaki (şekil 6) JIS numunelerinden elde edilen uzama genel olarak diğer şekillerden elde edilenden daha yüksektir[15].

1990'larda, başta Japonya ve Almanya olmak üzere yeni yerli otomobil üreticileri, Amerika Birleşik Devletleri'ndeki üretimi artırdı. Birçok nedenden dolayı, kendi ülkelerinden sac metal ithal etmek yerine ABD merkezli çelik üreticilerinden önemli miktarda malzeme tedarik ettiler. Tüm üreticiler için ihtiyaç duyulan çelik kaliteleri için gereksinimler, farklı otomobil üreticileri açısından önemli ölçüde bir fark yoktu. Ancak farklı olan sac levha nasıl ve hangi metoda göre test edilmiş olmasıdır. ASTM/JIS/DIN çekme numunelerinin hem şekli hem de haddeleme yönüne göre oryantasyonu test sonuçları için önemlidir.

Bir JIS çekme numunesi, bir ASTM çekme numunesinden yüzde uzama değeri olarak daha yüksek bir değer üretecektir. Bu değer test sonuçlarındaki saçılma ile birleştiğinde müşteri performansını karşılamayabilir.

Metal sac malzeme satın alırken, aldığınız ürünün seçtiğiniz standartlara uygun olarak test edildiğinden emin olmak için malzemenin sertifikası kontrol edilmelidir. Eğer malzeme sertifikalı değil ise hazırlanan numuneleri akredite bir laboratuvarında tercih ettiğiniz standarda göre test ettirilmesi oldukça önemlidir.

İlave olarak, numune hazırlama sırasında kesme veya zımbalama, çekme numunesinin kenarlarını işleyerek sertleştirilebilir ve bu da metal levhanın mekanik özelliklerinin yanlış bir şekilde temsil edilmesine yol açabilir. Test Standartları, numune hazırlama sırasında oluşan kenar hasarını önlemesini ifade ederler.

IV. SONUÇLAR

Çekme testi metodunu ve şartlarını tanımlayan pek çok standart kullanılmaktadır. Bu standartlarda hedeflenenler şu şekilde sıralanabilir:

- Tekrarlanabilir sonuçlar elde etmek
- Tekrar üretilebilir sonuçlar elde etmek
- Doğru sonuçlar elde etmektir.

Hedeflere ulaşmak için numune şekli, malzemenin imalat yönü ve test şartları (test cihazı, test hızı, vb.) gibi parametreler etkili olmaktadır. Bu etkiler doğru şekilde belirlendiğinde malzemelerin çekme testi sonucunda belirlenen mekanik özelliklerdeki değişimler minimize edilebilir ve karşılaştırılabilir sonuçlar bulunmuş olur.

Çekme testi sonuçlarından uzama değerleri üzerinde numune geometrisi ve ölçü uzunluğunun önemli etkisi vardır. Ölçü uzunluğu ilgili standartlara uygun olarak seçilmeli ve uygun cihazla ölçümü gerçekleştirilmesi gerekmektedir. Bu sayede karşılaştırılabilir çekme testi sonuçları elde edebilir.

KAYNAKLAR

- [1] Davis, Joseph R. (2004). Tensile testing (2nd ed.). ASM International. ISBN 978-0-87170-806-9.
- [2] www.admet.com/blog/effect-specimen-geometry-tensile-testing-results/
- [3] www.instron.com/en/resources/glossary/g/gauge-length
- [4] https://en.wikipedia.org/wiki/Tensile_testing
- [5] www.metalformingmagazine.com/article/?quality-control/material-testing/the-importance-of-tensile-test-standards-and-gauge-length
- [6] ISO 6892-1:2019(en), Metallic materials -Tensile testing - Part 1: Method of test at room temperature
- [7] TS EN ISO 6892-1, 2016, Metalik malzemeler - Çekme deneyi - bölüm 1: Oda sıcaklığında deney metodu
- [8] ASTM E8, 2022, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials
- [9] Aydemir, B., Taşcan, H., Camyurdu, C., "Çekme deneyinde farklı uzama ölçme yöntemlerinin etkilerinin incelenmesi", 2015, Metal Dünyası, Sayı 266, S.44-50, İstanbul
- [10] Aydemir, B., "Çekme deneyinde gerilme oranı veya uzama oranı olarak tanımlanan hızların sağlanabilmesi için hareketli tabla hızının belirlenmesi", (IMSTEC'19), October 18-20, 2019, ANKARA, Turkey, s.261-264
- [11] H. Bloching, Calculation of the crosshead velocity in mm/min required to achieve a specified stress rate in MPa.s-1 or an estimated strain rate in s-1, Zwick/Roell, ETI 00111, Zwick Materials Testing
- [12] Aydemir, B., The Changes in ISO 6892-1:2016 Metallic Materials Tensile Testing Standard, 2017, 3rd Iron and Steel Symposium (UDCS'17), 3-5April 2017, Karabuk-TURKEY, S.163-166
- [13] Aydemir, B., ISO 6892-1:2016 Metalik malzemeler çekme deneyi standardındaki değişiklikler ve etkileri, 2017, Metal Dünyası, Sayı 283, S.68-72, İstanbul
- [14] B. Aydemir, H. Taşcan, C. Çamyurdu, O. Baran, A. Temiz, Metalik Malzemelerde Farklı Deney Hızlarının Sonuçlar Üzerine Etkilerinin Araştırılması, 2017, (IMSTEC'17), October 11-13, 2017, Nevşehir, Turkey, S.155-160
- [15] J-15. Japanese Standards Association (JSA), JIS Z 2241, "Metallic Materials – Tensile Testing – Method of Test at Room Temperature", 2020
- [16] William D. Callister Jr., David G. Rethwisch, Materials Science and Engineering: An Introduction, 10th Edition, ISBN: 978-1-119-40549-8
- [17] B. Aydemir, "Uygulamalı Ölçüm Belirsizliği - Mekanik Deneylerde", Nobel Bilimsel Eserler, 2021

Traceability Need of Earthquake Isolator Performance Test Machine

Bulent Aydemir*, Ufuk Kuru[†]

[#] TUBITAK National Metrology Institute (TUBITAK UME) Force Laboratory, Gebze-Kocaeli, TURKIYE
bulent.aydemir@tubitak.gov.tr

[†] TUBITAK National Metrology Institute (TUBITAK UME) Force Laboratory, Gebze-Kocaeli, TURKIYE
ufuk.kuru@tubitak.gov.tr

Abstract— Seismic isolators can be used in buildings, bridges, nuclear power plants, and other structures to prevent damage during earthquakes. Seismic isolators used in buildings reduce damage to structures during earthquakes and protect people's lives.

In order to obtain accurate and reliable measurement results from force measuring devices, these devices must be calibrated to international force standards. In this study, information on the structure and calibration of seismic isolator test machines, which is one of the industrial application areas where force measurements are made, and the traceability required for accurate force measurements at MN level will be discussed.

Keywords— Seismic isolator, force measurement, calibration, traceability

I. GİRİŞ

Kuvvet ölçümleri, tasarımı yapılan sistemin imalat aşamasından, kalite kontrolüne ve ürün testlerine kadar endüstrinin birçok alanında çok geniş kullanım alanı bulurlar. Bu alanlar uçak, inşaat, makine, gemi, savunma, otomotiv gibi birçok mühendislik çalışmaları, tıp ve medikal uygulamaları kapsayıp gerçekleştirilen tasarımların imal edilmeden önceki prototiplerine uygulanan kuvvetler, ürün geliştirildikten sonra kalite kontrol ve test çalışmalarını ve daha pek çok alandaki uygulamaları kapsamaktadır.

Endüstride yaşanan rekabet ve ilerleyen teknoloji nedeniyle daha kaliteli ve güvenilir ürünleri tüketiciye sunmak ve böylece pazar payını artırmak isteyen üreticiler, malzeme ve ürünlerine çeşitli testler uygularlar. Malzeme testleri, endüstriyel ürünlerde kullanılan malzemelerin uygunluklarının belirlenmesi amacı hedefler. Böylece uygun olmayan malzeme kullanımından kaçınılmış olur. Malzeme testleriyle özellikleri belirlenen malzemeleri kullanmak, dizayn aşamasından ürün aşamasına kadar olan tüm süreçte, ekonomik ve daha güvenilir ürünlerin geliştirilmesini ve imalatını sağlar. Kuvvet ölçümleri ayrıca, kalite kontrol ölçümlerinde, üretim hatlarındaki proses kontrolünde, robot teknolojisinde, uçak, inşaat, makine, gemi, otomotiv gibi birçok mühendislik dalında, emniyet mühendisliği, tıp (ortopedi), askeri alanda, uzay çalışmalarında ve her türlü ağırlık ölçümlerinde çok yaygın olarak kullanılmakta ve bu nedenle hassas ve doğru ölçülmesi büyük önem taşımaktadır. Endüstri, bilim ve teknolojiadaki gelişmeye paralel olarak yüksek doğruluklu kuvvet ölçme cihazlarının geliştirilmesi sağlanmış ve buna bağlı olarak kuvvet

ölçümünün önemi ve kullanımı daha da artmıştır. Bu cihazların kullanılması ile yapılacak çalışmaların kalitesi, cihazların uluslararası standartlara izlenebilir kalibrasyonlarının yapılmasıyla mümkün olabilmektedir.[1]

Günümüzde yüksek kapasiteli kuvvet ölçümlerine olan ihtiyaç her geçen gün artarak devam etmektedir. Özellikle havacılık ve uzay endüstrisi, demiryolu endüstrisi ve demir-çelik endüstrisi 100 MN'a (yaklaşık 100.000 tonf) çıkan mertebelerde kuvvet ölçümüne ihtiyaç duymaktadır [2]. Örneğin uzay araçları itme kuvvetini ölçerek gerekli roket tasarımları için 30 MN seviyesindeki kuvvetler, rüzgar, buhar türbini ve hidroelektrik santrallerinde kullanılan türbinlerin 3 milyar yük çevrimine maruz kalan yatak ve rulmanlarının geliştirilmesi için 5 MN'luk kuvvetlere, demir-çelik endüstrisinde kullanılan dövme, haddeleme, şekillendirme pres ve çekiçlerinin uyguladığı kuvvetlerin ölçülmesi, preslerin kontrolü ve geliştirilmesi için kullanılan kuvvet ölçme cihazlarının kapasiteleri ise 100 MN mertebelerine kadar çıkmaktadır. Ayrıca geliştirilen çelik malzemeler ve ürünlerin mekanik testleri için ise 30 MN'a kadar olan kuvvetlerin ölçülmesi gerekmektedir (Şekil 1) [1-4].



Kuvvet ölçüm cihazlarından doğru ve güvenilir ölçüm sonuçları alabilmek için bu cihazların uluslararası kuvvet standartlarına (kuvvet standardı makineleri) izlenebilir kalibrasyonlarının yapılması gerekmektedir. Bu çalışmada, kuvvet ölçümlerinin yapıldığı endüstriyel uygulama alanlarından olan sismik izolatör test makinalarının yapısı, kalibrasyonu ve MN seviyesindeki doğru kuvvet ölçümleri için gerekli olan izlenebilirlik konusundaki bilgiler ele alınacaktır.

II. SİSMİK İZOLASYON VE TEST SİSTEMLERİ

Sismik izolasyon, isminden de anlaşılacağı üzere binaları depremden ve depremin zararlı etkilerinden yalıtın teknolojidir. Nasıl ki su yalıtımı suyun geçişine engel oluyorsa ya da ısı yalıtımı ısı geçişine engel oluyorsa sismik izolasyon da depremin, yer sarsıntısının zararlı etkilerinin binaya geçmesine engel olan teknolojidir. Sismik izolasyon için binaların temel seviyesinde kullanılan, sismik izolatörleri, deprem sırasında binanın sağa sola sallanmasına engel olur. Böylelikle binalar hasar almadan depremi atlatabilirler. Yalnızca taşıyıcı sistemler, yani kolonlar ve kirişler değil, sismik izolasyonlu binalarda içerideki insanlar, eşyalar, hiçbir zarar almadan depremi atlatabilirler.

Sismik izolatörlerin yapısı, ince kauçuk tabakalar ve çelik plakalar sırasıyla katmanlanarak düşey doğrultuda yüksek ve yatay yönde düşük rijitlik sunan bir performans sergiler. Düşeyde binayı destekleme ve yatayda deprem sarsıntısını sönümleme kabiliyetine sahiptir. İzolatörün düşey rijitliği yapının ağırlığını güvenle taşırken, yatay yöndeki elastik davranış yeteneği deprem sarsıntısını binadaki yavaş salınımlara dönüştürür[5-7].



Şekil 2. Sismik İzolatörlerin kullanım Alanları

Deprem izolatör test sistemleri, deprem izolatörleri üzerinde EN 1337-1 ve EN 15129 vb. standartlara göre rutin üretim kontrol testleri ile izolatör tasarım parametrelerini değerlendirmek amacıyla uygulanan tip testlerini gerçekleştirmek için geliştirilmiş özel test sistemleridir[8-9]. Deprem izolatör test sistemleri, en az çift eksenli (düşey ve yatay eksenlerde) yük uygulayabilen (düşey olarak 100 kN ile 20 MN ve üzeri/yatay olarak 5 kN ile 5 MN ve üzeri) ve senkronize çalışabilen, yüksek mekanik tasarım kriterlerine (gövde rijitliği, sürtünmesi minimuma indirgenmiş özel aktüatör ve sarsma tablası parametreleri vb.) sahip, yüksek hızlı veri transferine (data acquisition rate) (en az 1000 veri/s)

ile 10000 veri/s) sahip elektronik kontrol birimleri ile kontrol edilebilen ve uzun deprem izolatör tasarım deformasyonlarına sahip izolatörlerde dahi (1500 mm ve daha yüksek boyutlarda) % 150'ye kadar makaslama (shear displacement) hareketini döngüsel (cycling) olarak, yüksek hızlarda (10 mm/s ile 2000 mm/s) gerçekleştirebilir yapıdadır[10].

Gelişen teknoloji ve endüstride yaşanan rekabet nedeniyle daha kaliteli ve güvenilir ürünleri tüketiciye sunmak ve böylece pazar payını arttırmak isteyen üreticiler, malzeme ve ürünlerine çeşitli testler uygularlar. Malzeme testleri, endüstriyel ürünlerde kullanılan malzemelerin uygunluklarının belirlenmesini amaçlar. Böylece uygun olmayan malzeme kullanımından kaçınılmış olur. Malzeme testleriyle özellikleri belirlenen malzemeleri kullanmak, tasarım aşamasından ürün aşamasına kadar olan tüm süreçte, ekonomik ve daha güvenilir ürünlerin geliştirilmesini ve imalatını sağlar. Bu testlerde kullanılan düzenekler ve makineler, kuvvetin uygulanması ve ölçülmesi prensibiyle çalışırlar.

III. SİSMİK İZOLATÖR TEST MAKİNALARININ KUVVETİ SİSTEMİNİN KALİBRASYONU

Her hangi bir cihazın doğru ölçtüğünü ispatlayabilmek için kalibrasyon yaptırılması gereklidir. Kalibrasyon işleminde değeri bilinen bir referans cihaz ile kalibrasyon için getirilen cihazın kalibrasyon işlemi gerçekleştirilir. Kalibrasyon sonucunda belirli bir standarda uygun olarak yapılan ölçümlerin sonuçları ve ölçüm belirsizlik değerini içeren bir kalibrasyon sertifikası düzenlenir.

Deprem izolatörlerindeki referans kuvvet ölçüm cihazının kalibrasyonu ISO 7500-1 ve ASTM E4 standartlarına göre yapılabilir[11-12]. Bu çalışmada ISO 7500-1 standardı esas alınarak kalibrasyon yöntemi açıklanmıştır. ISO 7500-1 standardına göre tek eksenli statik malzeme test makinelerinin kuvvet ölçme cihazlarının kalibrasyonu kısaca aşağıdaki şekilde gerçekleştirilir.

Öncelikle, kalibrasyonu yapılacak malzeme test makinasının kuvvet ölçme sisteminin genel bir muayenesi gerçekleştirilir. Ardından, kalibrasyonda kuvvetin eksenel uygulanmasına imkân verecek ve çalışma güvenliğini bozmayacak bir şekilde, referans kuvvet ölçme cihazı, gerekli basma aparatları kullanılarak tek eksenli statik malzeme test makinasına yerleştirilir(Şekil 4). Kalibrasyon öncesi, referans kuvvet ölçme cihazının kararlı bir sıcaklığa ulaşabilmesi için yeterli bir sürenin geçmesi beklenir. ISO 376 standardına göre bu süre 30 dakikadan az olmamalıdır[13]. Kalibrasyon 10 °C ile 35 °C arasında bir sıcaklıkta yapılır. Kuvvet ölçme cihazının sıcaklığı her kalibrasyon işlemi sırasında en fazla ± 2 °C aralığında değişim gösterebilir.

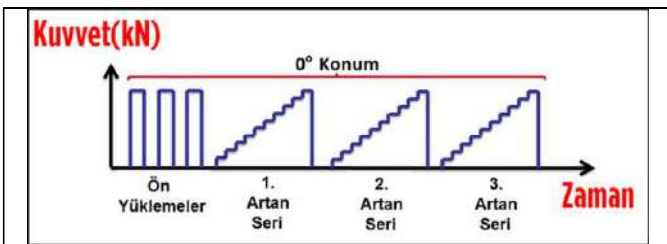
Referans kuvvet ölçme cihazını tek eksenli statik malzeme test makinasına yerleştirdikten sonra kalibrasyonda istenen maksimum kuvvet değerine kadar ön yükleme amacıyla yüklenir. Daha sonra yük kaldırılır ve bu işlem üç defa daha tekrarlanır. Ön yükleme olarak adlandırılan bu işlem kapsamında, maksimum kuvvet değerine yükleme yapmadan önce ve sonra göstergedeki sıfır değeri ve maksimum kuvvet değeri her seferinde okunup kaydedilir. Tek eksenli statik malzeme test makinasının kuvvet doğrulama kalibrasyonu için

uygulanacak kuvvet değerleri artan kuvvet adımları biçiminde 3 seri şeklinde gerçekleştirilir. Her bir serideki kuvvet basamakları, makinanın belirlenen maksimum kuvvet değerinin % 20 ile % 100 arasında en az beş eşit kuvvet adımına bölünmesi suretiyle belirlenir.

Genellikle kuvvet kalibrasyon laboratuvarları 10 eşit adım olacak şekilde kuvvet değerleri belirleyerek kalibrasyonlarını gerçekleştirirler. Kalibrasyon döngüsünü gösteren uygulanan kuvvet ile zaman grafiği şekil 5 te verilmiştir. Her bir seri arasında referans kuvvet dönüştürücü 120° açı ile döndürülebilir (Şekil 6). Her döndürmeden sonra 1 adet ön yükleme uygulanması da gereklidir. Ancak referans kuvvet dönüştürücünün döndürülmesi zorunlu olmadığı için pek çok kalibrasyon laboratuvarı döndürmeksizin aynı konumda 3 seri ölçüm gerçekleştirir. Ayrıca, gerekli olduğu durumlarda veya müşteri tersinebilirlik ölçümü talep ediyorsa ilave bir artan azalan ölçüm serisi uygulanabilir. Tek eksenli statik malzeme test makinasının referans kuvvet ölçme cihazına her kuvvet adımında referans kuvvet dönüştürücüsüne bağlı gösterge elemanının kuvvet değeri (F) ve malzeme test makinasının göstergesinden okunan kuvvet değeri (Fi) aynı anda okunup kaydedilir. Her bir ölçüm adımı için, göstergelerden takip edilen ölçüm değerleri, aynı sürelerde alınır. Her ölçüm serisi başlangıcında göstergelerden okunan sıfır değerleri kuvvet kaldırıldıktan en az 30 saniye sonrasında iki göstergeden de aynı anda kaydedilir. Sıfır değerleri her seri bitiminde kaydedilir [14, 1-3].



Şekil 4. Referans kuvvet dönüştürücünün test makinasına yerleştirilmesi



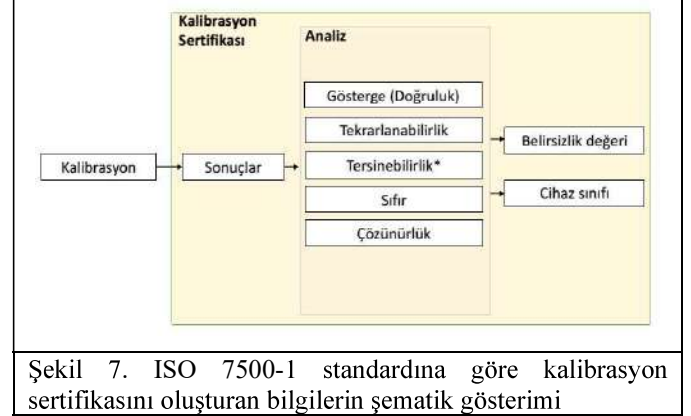
Şekil 5. ISO 7500-1 standardına göre kuvvet-zaman grafiği



Şekil 6. ISO 7500-1 standardına göre referans kuvvet dönüştürücü ile test makinası kalibrasyonu

IV. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ

ISO 7500-1 standardına uygun olarak alınan verilerden standartta tanımlanan hata değerleri hesaplanır ve sınıf değerlendirilmesi ile belirsizlik değeri hesaplanır. Tüm bu bilgiler cihazın kalibrasyon sertifikasında raporlanır [1]. (Şekil 7).

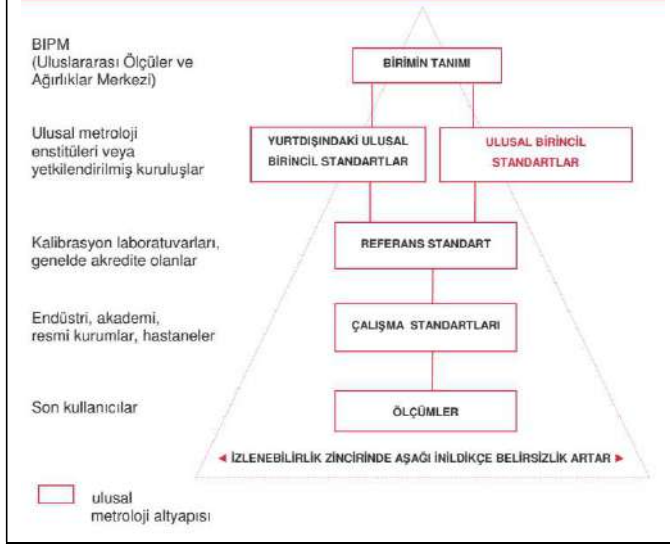


Şekil 7. ISO 7500-1 standardına göre kalibrasyon sertifikasını oluşturan bilgilerin şematik gösterimi

ISO 7500-1 standardına göre yapılan kalibrasyon sonucunda ölçüm sonuçlarından hata değerleri ve ölçüm belirsizliği değeri bulunmuştur. Makinanın sınıfı ISO 7500-1 standardına göre sınıf 0,5 olarak belirlenmiştir.

Birimin tanımından tast ölçümlerine kadar olan izlenebilirlik zincirinin şematik resmi şekil 8 de verilmiştir [15]. Düzenlenen sertifika sonucunda kuvvet alanındaki izlenebilirlik zinciride şekil 9'da verildiği şekilde oluşur. Kuvvet biriminin tanımı ulusal metroloji enstitüleri tarafından sağlanan referans cihazlar ile birincil seviyede sağlanır. Referans kuvvet makinalarına kuvvet standardı makinası adı verilir. Ülkemizde TÜBİTAK Ulusal Metroloji Enstitüsü olarak 0,5 N dan 3 MN kadar kuvvet standardı makinaları ile kuvvet kalibrasyon hizmeti verilmektedir. Ancak sismik izolatör test makinaları daha büyük kuvvet değerlerine ihtiyaç duyarlar. Genellikle kapasiteleri 10 MN veya 20 MN seviyesinde kuvvet değerleridir. Bu seviyede kuvvet değerlerine çıkmak kuvvet laboratuvarının hedefleri içindedir. TÜBİTAK UME kuvvet laboratuvarı olarak şu an izlenebilirlik değerini yurtdışı enstitüden aldığımız 10 MN kapasiteli referans kuvvet ölçüm

cihazı ile hizmet vermekteler. Bu referansı kuvvet ölçme cihazı kullanılarak sismik izolatör test makinalarının kalibrasyonları gerçekleştirilmektedir. Yapılan kalibrasyon sonucunda \pm % 0,16 ölçüm belirsizliği değerini sismik izolatör test cihazının kalibrasyonu sonucunda belirlenmiştir. Bu cihaza sahip özel laboratuvar ve üretici firmalar ürünlerini \pm % 0,5 belirsizlik değeri ile test edebilmektedir.



Şekil 8. İzlenebilirlik zincirinin şematik gösterimi



Şekil 9. Kuvvet ölçüm büyüklüğünün sanayiye aktarılması ve belirsizlik seviyeleri – Kuvvet izlenebilirlik zinciri

V. SONUÇLAR

Ürünlerin kontrolünde kullanılan değerleri ölçülmesi ve kullanım alanlarında doğru ve güvenilir ölçümler ile ürün kalitesinin tekrarlı şekilde üretilmelerinin mümkün olması hem üretici hem de kullanıcı açısından çok önemlidir. MN

(MegaNewton) seviyesinde büyük kuvvet değerlerinin ölçülmesi de bu kuvvetlere ihtiyaç duyan endüstriler için gerekliliktir. Bilindiği gibi ölçümlerin doğruluğu ve güvenilirliği, izlenebilirliğe sahip kalibrasyon cihazların kullanılarak yapılan ve sonucunda kalibrasyon sertifikası düzenlenmesi ile sağlanabilir. İzlenebilirlik zinciri birimin tanımını sağlamakla görevli olan ulusal metroloji enstitüleri ile başlar. Kalibrasyon laboratuvarları ile devam eder ve sonrasında yapılan ölçüm seviyesine gelir.

Ülkemizde deprem izolatörü üretici firmalar bulunmaktadır. Ürettikleri ürünlerin performansını test üzere test makinaları hem üreticilerin elinde hem de bağımsız laboratuvarlarda bulunmaktadır. Bu cihazların kalibrasyonu için MN seviyesinde kuvvet ölçebilen referans cihazların kullanılarak gerçekleştirilmesi gereklidir. TÜBİTAK UME kuvvet laboratuvarı olarak bu cihazların kalibrasyon hizmetini başarı ile gerçekleştirmektedir. Bu alanda ülkemizde MN seviyesinde kuvvet izlenebilirliğini sağlamaktadır.

KAYNAKLAR

- [1] Aydemir B., 2021, Kuvvet Kalibrasyon Rehberi, TÜBİTAK UME, Eylül 2021
- [2] Aydemir, B., Dizdar, H., Vatan, C., 2017, "Genel Kuvvet Metrolojisi Eğitim Dokümanı", TÜBİTAK UME Gebze-Kocaeli, Mayıs 2017
- [3] Aydemir, B., Dizdar, H., Vatan, C., 2018, "Tek Eksenli Statik Malzeme Test Makinalarının Kuvvet Kalibrasyonu Eğitim Dokümanı", TÜBİTAK UME Gebze-Kocaeli, Mayıs 2018
- [4] Fank, S., Aydemir, B., Meganewton seviyesindeki kuvvetlerin çelik endüstrisinde uygulama alanları ve izlenebilirlik ihtiyacı, 2015, Metal Dünyası, Sayı 263, S.68-72, İstanbul
- [5] <https://www.maurer.eu/tr/ueruenler/sismik-cihazlar/izolatoerler/>
- [6] <https://www.arsankaucuk.com.tr/urunlerimiz/yapi-urunleri/kursun-cekirdekli-kaucuk-izolator/>
- [7] <https://depremozolasyon.com/>
- [8] EN 1337-1:2000, Structural bearings. General design rules
- [9] EN 15129:2018, Anti-seismic devices
- [10] http://www.besmaklab.com/Urunler/247/BESMAK_5500kN-1500kN_Ei_SERiES_900mm-sn_Deprem_%C4%B0zolator_Test_Sistemi/8
- [11] ISO 7500-1, 2018, Metallic materials - Calibration and verification of static uniaxial testing machines - Part 1: Tension/compression testing machines - Calibration and verification of the force-measuring system
- [12] ASTM E4-21, 2021, Standard Practices for Force Verification of Testing Machines
- [13] ISO 376:2011, Metallic materials. Calibration of force-proving instruments used for the verification of uniaxial testing machines
- [14] Dizdar H., Aydemir B., Vatan C., "ISO 7500-1 Standardına Göre Tek Eksenli Statik Malzeme Test Makinalarının Kuvvet Kalibrasyonunda Belirsizlik Hesabı ve İrdelenmesi" Kuvvet Laboratuvarı Teknik Dokümanı, S.2, N.2, 2019 (12-24)
- [15] Howarth, P., Redgrave, F., kısaca metroloji, 3 . baskısı, Temmuz 2008, ISBN 978-87-988154-5-7

EFFECT OF SPHEROIDIZING HEAT TREATMENT ON STRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF Mn AND B ALLOY BOLTING STEELS

Emre Çakar*, Volkan Eskizeybek[†]

[#] Bioengineering and Materials Engineering

[†] Canakkale Onsekiz Mart University, 17000 Canakkale, Turkey.
veskizeybek@comu.edu.tr

ABSTRACT

The heat treatment process consists of 3 basic parts. These; heating, holding and cooling processes. The reason for heat treatment of the wire rod to be used in the production of bolts and nuts; to eliminate the defects that may occur by removing the thick lamellae pearlitic structures and the residues that may occur with sudden cooling by creating a new microstructure with a larger grain size, lower hardness value, higher toughness value, higher formability value, and higher % section elongation value. Otherwise, problems such as cracks in bolts caused by microstructure, problems experienced in threading during production and low fatigue strength rate due to high hardness value after production, etc. arise. The globalization process for the 23MnB4 and 30MnB4 quality wire rods used in the study was carried out by heating for 17 hours at approximately 700-750 °C and producing them with 8 hours of cooling as oscillating.

Keywords; Spherodization Heat Treatment; 23MnB4 mechanical properties ; 30MnB4 mechanical properties; Medium Carbon Steel, Machinability Microstructure

I. INTRODUCTION

1.1. What is Bolt?

Bolts and nuts are soluble fasteners that are very widely used in industrial industry. In the construction and machinery industry, steel alloy bolts are mostly used. Bolts as fasteners consist of 3 separate parts. These; bolts, nuts and studs.

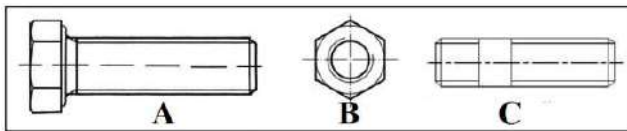


Fig. 1 A-)Bolts B-) Nuts C-) Studs[1]

1.2. Manufacturing Methods of Bolts

Bolt and nut production is carried out with 3 processes. These are cold forging, hot forging and machining processes. In these processes, cold forging is more preferred. The reason

is that compared to the machining process, there is less waste and energy consumption is lower. The surface quality is also quite good. The production speed in the cold forming method is quite high.

1.2.1. Cold Forging

It consists of 3 different parts. These parts are the propellant shaft, fixed main die and movable head mold. It is the process of forging and shaping the material with the moving head.

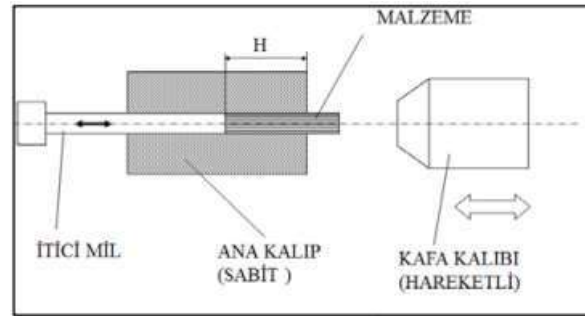


Fig. 2 Cold Forging Method [2]

Not every bolt and nut can be produced on the same machine. Machine molds and stations are produced according to the diameter of the bolt. For example; M18 and M8 bolts cannot be expected to be produced with the same machine mold and station.

1.3. Globalization Annealing

The biggest factor that increases the hardness of steel is the carbon element it has. The increase and decrease in the proportion of carbon in liquid steel affects the machinability and formability properties.

In the microstructure of steel there are several phases. These phases affect the machinability of steel. The spherical pearlitic structure formed in the steel subjected to the globalization process gave better formability and machinability results than the lamellar pearlite that was not globalized. [3]. The machinability and formability of medium and high carbon steels is difficult and costly. Therefore, it is annealed and cooled for a long time around Ac1 temperatures and changes occur in cross-sectional narrowing, formability, toughness and hardness values. The mechanical properties of steels vary with changes in microstructure. [4]

Between temperatures of 400 °C and 700 °C, Fe₃C (cementite) particles have low free energy, and when annealing to these temperatures begins, the phases grow spherically. With these spherical phases, the yield and tensile strengths decrease slightly, the toughness increases and most importantly, the steel gains the ability to be shaped. [5]

In their experiment, Naylor and Bellot said that the lamellar pearlitic structure formed by the annealing process in medium carbon alloy and unalloyed steels has the best formability and machinability. Medium carbon steel, which has been globalized and reduced in strength value, has a better processing property than steel that has not undergone globalization process, which has a coarse-grained pearlitic structure. [6,7].

Kılıçlı has carried out studies on the surface roughness and chip removal properties of AISI 414, steel, which has undergone a globalization process. It has been shown that the surface roughness of the steel subjected to the globalization process increases with the increase in globalization time. The temperature applied and the time applied are an important factor in globalization annealing. Although there was no significant effect on the chip removal property, good chip removal occurred at all cutting speeds suitable for the cutting process. [8].

Kılıçlı conducted another experiment on the surface roughness of the commonly used steel 4140. In this experiment, he selected two different temperatures below and above A_{c1} (723 °C) and subjected the 4140 steel to a spherization process with a duration of 2, 4 and 8 hours respectively. Increasing temperatures and durations have all been observed to increase surface roughness. [9]

Adalı annealed AISI/SAE 5140 quality steel up to 870 °C and quenched it. At 720 °C, globalization annealing was applied for 2, 4, 8, 16, 24 hours respectively, and globalization began at the 2nd hour, and at the 4th hour the structure became completely spherical. In previously annealed samples, globalization in microstructure began with the 8th hour. [10] In their study, Zhang and Kelly examined the cementite morphology formed in the microstructure as a result of globalization annealing. They stated that the cementites in the structure as a result of globalization annealing were not spherical, but rather in the form of short rods and polygons, and some of them were not separated from each other at all. The same experiment was tried with tempered martensite and at 400-605 °C it was stated that the cementite phases in the structure were closer to the spherical shape. From here, he revealed that the microstructure formed as a result of globalization and tempering is different. [11]

Karadeniz has conducted studies on cold forming after the globalization process and examined the microstructures formed. AISI 4140 steel was first annealed for a long time on A_{c1} 723 °C. Secondly, AISI 4140 steel was annealed under A_{c1} temperature for 4, 8, 12, 24, 48 hours. The obtained samples were cold forming. The hardness, cross-sectional narrowing values of each sample were taken into consideration and it was obtained that the sample subjected to 12 hours of globalization annealing gave the best results. [12]

II. RESEARCH DATA

2.1. Chemical Composition of 23MnB4 and 30MnB4 Qualities

The chemical compositions of the 23MnB4 and 30MnB4 castings used in this study are shown in Fig. 3 As seen in the chemical composition of 2 qualities, %Mn, %Al, %Cr, %Ti and %B values were studied in the same reference range. Between these two qualities will be the %C ratio, which changes the hardness value.

QUALITY	Liquid Steel Analysis							
	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cu	%Al	%B
23MNB4	0.	0.	0.	0.0	0.0	0.	0.0	0.00
23MNB4	24	102	10	08	03	03	29	40
30MnB4	30	98	19	09	03	05	33	45

Fig. 3 Chemical Composition of 23MnB4 and 30MnB4 Qualities

2.2. Globalization Annealing

The 23MnB4 and 30MnB4 grades, whose chemical composition is shown in Fig.3 were annealed for 17 hours at a temperature of 740 °C and cooled for 8 hours as shown in Fig.4 This process is aimed at increasing the formability and machinability of these two grades used in the production of bolts and nuts.

QUALITY	TEMPERATURE (°C)	HEATING TIME(HOUR)	COOLING TIME(HOUR)
23MNB4	740	17	8
30MNB4	740	17	8

Fig. 4 Heating and Cooling Time

2.3. Hardness Values of 23MnB4 and 30MnB4 Grades Before and After Globalization Annealing

Fig.5 shows the hardness values before and after globalization annealing. The purpose of the globalization process; to reduce hardness and increase the machinability and formability of the material

The grades 23MnB4 and 30MnB4 were annealed for 17 hours under 740 °C and cooled for 8 hours as shown in Fig.4 Coarse-grained perlite and cementite phases have been shown to occur in short rods, spherical phases or polygonal phases with the globalization annealing. With the new phases, the hardness value is reduced.

QUALITY	HARDNESS BEFORE GLOBALIZATION ANNEALING (HRB)	HARDNESS AFTER GLOBALIZATION ANNEALING (HRB)
23MnB4	77	68,2
30MnB4	83	70,4

Fig. 5 Hardness Value

2.4. Changing Mechanical Values of 23MnB4 and 30MnB4 Grades Before and After Globalization Annealing

Samples taken from wire rods before and after globalization annealing were tensile tested. The values found as a result of this test are shown in Fig.6 and Fig.7.

After globalization annealing, a decrease in the yield and tensile strength of the 23MnB4 and 30MnB4 quality wire rods cut after globalization annealing was observed, while the elongation and increase in %sectional contraction values was observed. The main reason for this is; With globalization annealing, the thick and coarse phases in the material are replaced by thinner and spherical phases. The main purpose of this new phase is; to reduce hardness and increase toughness. With this increased toughness, the machinability and formability of the material will increase.

BEFORE GLOBALIZATION ANNEALING				
QUALITY	YIELD STRENGTH (MPa)	TENSILE STRENGTH (MPa)	%ELONGATION	%CONSTRUCTION
23MnB4	313,7	547,2	29,3	63
30MnB4	360,5	628,5	28,2	57

Fig. 6 Mechanical Properties of Before Globalization Annealing

AFTER GLOBALIZATION ANNEALING				
QUALITY	YIELD STRENGTH (MPa)	TENSILE STRENGTH (MPa)	%ELONGATION	%CONSTRUCTION
23MnB4	271,3	453,3	38	73
30MnB4	261,4	475	42,2	68

Fig. 7 Mechanical Properties of After Globalization Annealing

2.5. Microstructure of 23MnB4 and 30MnB4 Grades Before Globalization Annealing

The 500X microstructure images of the samples taken from 23MnB4 and 30MnB4 quality wire rods before globalization annealing by means of optical microscope are

shown in the figures below. The thick and coarse phases in the microstructure can be seen by looking at the blackness. Our aim in the annealing process will be to break down these coarse and thick phases and to obtain a new microstructure by forming thinner and spherical new phases instead.

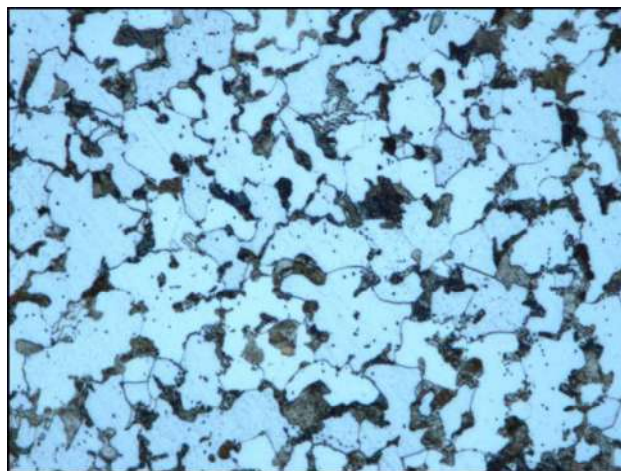


Fig. 8 500 X 23MnB4 Before Globalization Annealing

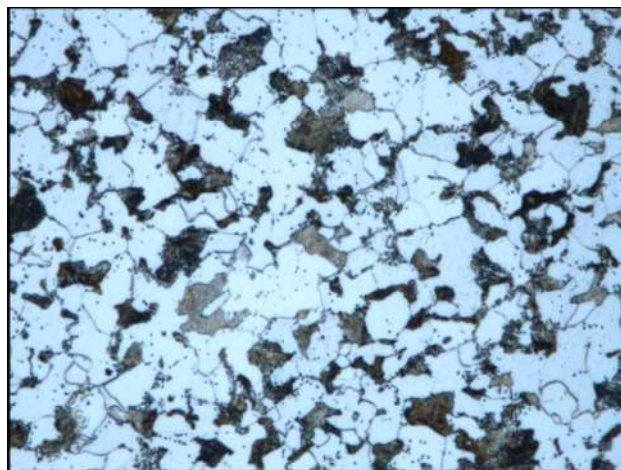


Fig. 9 500 X 30MnB4 Before Globalization Annealing

2.5. Microstructure of 23MnB4 and 30MnB4 Grades After Globalization Annealing

Samples taken from 23MnB4 and 30MnB4 quality wire rods after globalization annealing are shown in the following figures with 500X microstructure images with the help of an optical microscope. By looking at the microstructure, instead of the coarse and thick phases being broken down, thinner and spherical new phases were obtained. With these new phases, the formability of the material is increased.

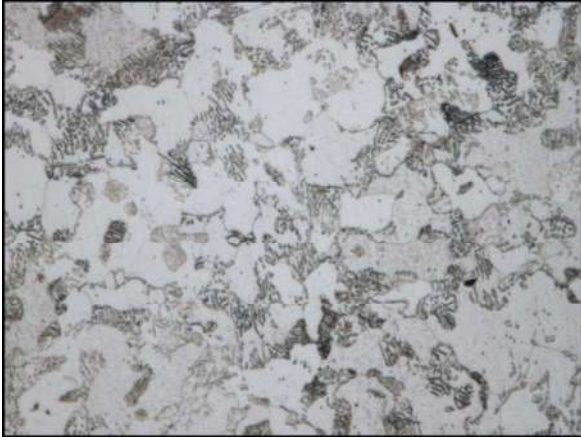


Fig. 10 500X 23MnB4 After Globalization Annealing

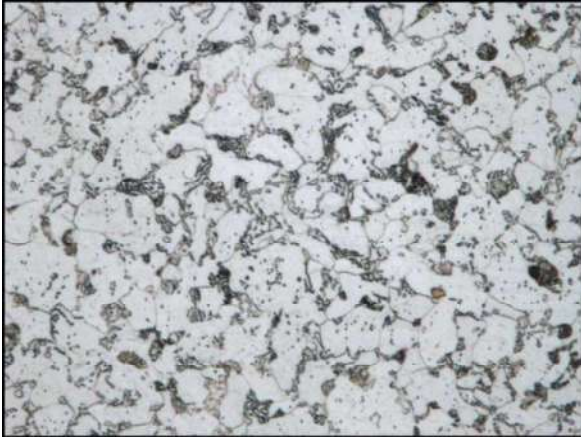


Fig. 11 500X 30MnB4 After Globalization Annealing

III. CONCLUSIONS

As a result of the studies carried out, we can collect the results obtained with the globalization heat treatment of 23MnB4 and 30MnB4 quality wire rods to be used in bolt and nut production under 3 headings.

1-) Changes in mechanical properties have been observed after globalization heat treatment in wire rods. In both grades, a decrease in yield, tensile strength and hardness values was observed. With these decreasing values, an increase in the toughness and malleability values of the material was observed.

2-) In the new microstructures formed after spheroidizing heat treatment, it was observed that the coarse and thick lamellar structure was replaced by spherical and thin lamellar structures. An increase in the grain size values in the microstructure was observed after spheroidizing heat treatment.

3-) By looking at the chemical compositions of 23MnB4 and 30MnB4 grades; it will be seen that %Mn, %Cr, %Ni, %Cu, %Ti, %Al and %B values are in the same reference range in both grades. However, it was

observed that yield strength, tensile strength and hardness values increased with increasing %C value..

REFERENCES

- [1] The website. [Online]. Available: <https://dergipark.org.tr/tr/download/article-file/259430>
- [2] The website. [Online]. Available: <https://normfasteners.com/civata-uretimi/>
- [3] Okushima K., Iwata K., Kurimoto T., 1964. A study of machinability of metals, The Japon Society of Mechanical Engineers, 7 (25): 14-17.
- [4] Can, A. Ç. (2006). Tasarımcı mühendisler için malzeme bilgisi. Birsen Yayınevi, İstanbul, 124,128, 136-137, 145-147.
- [5] Andres, C. G., Caruana G., and Alvarez, L. F. (1998). Control of M23C6 carbides in 0.45C–13Cr martensitic stainless steel by means of three representative heat treatment parameters. *Materials Science and Engineering A*, 241: 211-215.
- [6] Bellot, J. (1980). Steels with improved machinability. Translated From *Metalovedenie Termicheskaya Obrabotka Metallov*, 11: 14-18.
- [7] Naylor, D. J., Llewellyn, D. T., and Keane, D. M. (1976). Control of machinability in medium-carbon steels. *Metal Technologies*, 254-271.
- [8] Kılıçlı, V., Motorcu, A. R., Erdoğan, M., ve Şahin Y. (2004). Farklı mikroyapılara sahip AISI 4140 çeliğinin işlenmesinde yüzey pürüzlülüğü ve talaş atılabilirliğinin deneysel olarak incelenmesi. 11. Uluslararası Makina Tasarım ve İmalat Kongresi, Antalya, 1-16.
- [9] Kılıçlı, V., Motorcu A. R., Erdoğan M. ve Şahin Y. (2005). AISI 4140 Çeliğinin İşlenmesinde Küreselleştirme Sıcaklık ve Süresinin Yüzey Pürüzlülüğü Üzerine Etkisinin Deneysel Olarak İncelenmesi. 4. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu, Konya, 645-650.
- [10] Adalı, Y. (2002). 5140 Çeliğinin küreselleştirme ısı işleme ve mekanik özelliklerinin incelenmesi. Yüksek Lisans, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 30-59.
- [11] Zhang, M. X., and Kelly, P. M. (1998). Crystallography of spheroidite and tempered martensite. *Acta Materials*, 46 (11): 4080-4091.
- [12] Karadeniz, E. (2008). Influence of different initial microstructure on the process of spheroidization in cold forging. *Materials and Design*, 29: 251-256.

Characterization and Forming of Wear Resistant Metal Carbide Coating on H13 Steel via Electro-Spark Deposition Technique

Ahmet KAVUKCU, Salim Levent AKTUĞ, Metin USTA

Department of Materials Science and Engineering, Gebze Technical University, 2254. St., Kocaeli
akavukcu@gtu.edu.tr, saktug@gtu.edu.tr, ustam@gtu.edu.tr

Abstract— Forging, extrusion, die, and tooling materials play a crucial role in achieving the necessary mechanical requirements and qualifications in the metal forming industry. H13 is an important tool steel that is widely used as a die material in various sectors due to its durability against high levels of stresses and loads. However, under harsh abrasive conditions, improvement in mechanical properties is required to maintain the steel's working performance. According to studies on steel surface modification, it is well known that depositing metal carbide to produce a hard coating layer on a tool steel substrate can enhance its wear resistance and hardness. Among the surface modification techniques, the electro-spark deposition (ESD) technique stands out with its versatility and feasibility in forming a metal carbide layer on steel substrates. ESD utilizes short-duration, high-current electrical pulses to melt and transfer material from an electrode to a substrate surface, resulting in the production of a coating layer. In this study, the wear characteristics of tungsten carbide (WC) coating on H13 steel by ESD were studied. The presence of tungsten carbide phases on the surface was confirmed by XRD analysis. The coating structure was characterized by scanning electron microscopy (SEM) combined with energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS or EDX). It was detected that WC was successfully deposited onto the H13 steel surface. The deposition of WC onto the H13 tool steel using ESD resulted in a significant 85% decrease in friction coefficient during dry sliding wear tests. Moreover, based on microhardness measurements, the coating layer was found to be five times harder than the substrate material. The results revealed that the ESD technique can improve the wear resistance of the steel surface by depositing WC.

Keywords— WC Coating, H13 steel, electro-spark deposition, dry sliding wear test, micro-hardness analysis.

The cryogenic treatment of the laser weld junctions of automotive steel

Yusuf ÖZDEMİR*, Bilge DEMİR*, Hayrettin AHLATÇI*, Yavuz SUN*, Mustafa YAŞAR⁺

*Karabük Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Karabük, Türkiye, ysf.ozdemir1996@gmail.com

*Karabük Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Karabük, Türkiye, bdemir@karabuk.edu.tr

*Karabük Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Karabük, Türkiye, hahlatci@karabuk.edu.tr

*Karabük Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Karabük, Türkiye, ysun@karabuk.edu.tr

^bKarabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Karabük, Türkiye, myasar@karabuk.edu.tr

ABSTRACT

In this study, the effect of cryogenic treatment on the hardness and wear properties of HSLA quality commercial automotive sheet welded joints was investigated. Laser welding processes; It was applied as a solid state laser source with a laser beam power of 1 kW and a feed rate of 250 mm.s⁻¹. This welding process was performed on both sides in the butt position and without filler metal. Cryogenic treatment has been applied to HSLA quality steels before and after welding and has been grouped as such. Cryogenic processes -196°C for 24 hours ±1 °C/min. cooling was applied at the heating rate. Abrasion tests were carried out on a linear back and forth abrasion test device under 10N and 20N loads at a total distance of 600 m. The steps were created as 200 m and weight measurements and friction coefficients were determined for each step. In the experimental results, the laser welded sample showed the best wear performance under 10 N load, while the 20 N decreased wear performance with increasing load. In addition, it was found that at increasing load, the cryogenic treatment also increased the wear resistance, and the DCT applied after laser welding showed good performance among welded specimens for wear.

Keywords: Laser welding, wear, HSLA, cryogenic treatment,

ÖZET

Bu çalışmada, kriyojenik işlemin HSLA kalite ticari otomotiv sac kaynaklı birleştirmelerinin sertlik ve aşınma özelliklerine etkisi incelenmiştir. Lazer kaynak işlemleri; katı hal lazer kaynağı olarak, 1 kW lazer ışın gücünde ve 250 mm.s⁻¹ ilerleme hızında uygulanmıştır. Bu kaynak işlemi alın (butt) pozisyonunda ve dolgu metallsiz olarak çift taraflı gerçekleştirilmiştir. Kriyojenik işlem, HSLA kalite çeliklere, kaynak öncesi, kaynak sonrası olacak şekilde uygulanmış ve bu şekilde gruplandırılmıştır. Kriyojenik işlemler -196°C derece 24 saat süreyle ±1 °C/min. soğutma ısıtma hızıyla uygulanmıştır. Aşınma testleri lineer ileri geri aşındırma test cihazında 10N ve 20N yük altında toplam 600 m mesafe olarak gerçekleştirilmiştir. Adımlar 200 m olarak oluşturulmuş olup her adımda ağırlık ölçümleri ve sürtünme katsayıları tespit edilmiştir. Deneysel sonuçlarda lazer kaynaklı numune 10 N yük altında en iyi aşınma performansını gösterirken artan yük olan 20 N en düşük aşınma performansını göstermiştir. İlave olarak artan yükte, kriyojenik işlemin de aşınma direncini artırdığını ve lazer kaynak işlem sonrası uygulanan DCT'nin aşınma için kaynaklı numuneler arasında iyi performansı gösterdiği tespit edilmiştir.

Anahtar kelimeler: Lazer kaynağı, aşınma, HSLA, kriyojenik işlem

Not: Bu bildirinin tam metni makale olarak Çelik Araştırma ve Geliştirme Dergisi (Journal of Steel Research and Development)'nde yayınlanmıştır.

Fabrication and Characterization of a Stainless Steel Cylindrical Part by Wire Arc Additive Manufacturing Method

Ercan Çağlar¹, Kürşat Uygur Altun¹, Yusuf Ayan², Nizamettin Kahraman¹

¹*Manufacturing Engineering, Karabuk University
Karabük, Türkiye*

ercancaglar25@gmail.com, uyguraltun18@gmail.com, nkahraman@karabuk.edu.tr

²*Mechatronics Engineering, Karabuk University
Karabük, Türkiye
yusufayan@karabuk.edu.tr*

Abstract— The use and importance of the wire arc additive manufacturing (WAAM) method has been increasing in recent years. The advantages of the method have been a factor supporting this proceed. One of these advantages is that a metal part, which is not available in the market or cannot be supplied as a standard, can be produced by the method. In this study, as an example, a cylindrical part was produced with the WAAM technique. This part, which can be described as relatively medium-sized, had a diameter of approximately 100 mm and a height of 120 mm. Macrostructure, tensile test, bending test, microstructure and microhardness studies were carried out with the samples taken from the produced part. No defects were found in the part during the macrostructure examinations. The tensile strength of the part was calculated as 540-550 MPa and the elongation was 39%. In the microstructure studies, it was observed that the structure mainly consists of the austenite phase, but also contains the δ ferrite phase. The hardness of the manufactured part was measured as 212 HV on average.

Keywords— additive manufacturing, TAEİ, cylinder, steel, mechanical properties

Not: Bu bildirinin tam metni makale olarak Çelik Araştırma ve Geliştirme Dergisi (Journal of Steel Research and Development)'nde yayınlanmıştır.

Investigation of Manufacturability of a Bi-Material Cylindrical Part by Wire Arc Additive Manufacturing

Yusuf Ayan

*Mechatronics Engineering, Karabuk University
Karabük, Türkiye
yusufayan@karabuk.edu.tr*

Abstract— One of the most important advantages of the additive manufacturing (AM) is that it allows the production of parts that cannot be fabricated with traditional manufacturing methods. Wire arc additive manufacturing (WAAM), which is one of the metal AM techniques, has made it possible to create components with different material content. The technique also provides the opportunity to process many different types of materials thanks to its ease of application. This study focuses on the fabrication of a cylindrical part, the inner and outer sides of which are made of two different steel materials, using the WAAM. The inner surface of the part is made of stainless steel and the outer side is made of low alloy steel. Thus, instead of using the more costly material in the desired part, it is intended to use only as much of the costly material as required. The microstructure of the fabricated structure was characterized, and its hardness properties were investigated. Since two different materials are used in the part, the bonding interface is examined. In addition, the elemental content of the important regions on the cylindrical part was determined by EDS analysis. It was concluded that the cylindrical part, which consists of entirely costly material, can be produced with two less costly materials as an alternative.

Keywords— additive manufacturing, WAAM, cylinder, steel, bi-material.

Effects of Strain-ageing on Hardness and Yield Strength of ERD 6112 Grade Steel Sheets

Bilal ÇOLAK

Zahoor AHMED

Karabuk University, Eskipazar Vocational School
Bahcepinar Mah. Hastane Cad. No:37 Eskipazar, Karabuk, Türkiye
bilalcolak@karabuk.edu.tr
zahoorjamal02@gmail.com

ERD 6112-grade steel is suitable for deep drawing and has wide usage areas, especially in the automotive and white goods sector. Surface properties are very important in these products. The sheet surface should not only have a certain surface roughness, precise size, and flatness but also should not contain any surface defects such as stretcher strain marks caused by the discontinuous yielding phenomenon. For the ERD 6112-grade sheet, if it is used within 8 days from the date of shipment, the maximum yield strength value guaranteed by the manufacturer is 280 MPa, it is recommended to be used within 6 weeks, and the shelf life is given as 3 months in terms of aging time. In this study, it was investigated whether this is the case for 6112-grade materials. It should be known how these values change in terms of formability. When the material shows the minimum yield strength and has not yet reached its maximum hardness, it should be given its final shape for ease of shaping and to avoid stretcher strain marks on the material surface.

During aging, the mechanical properties of the material change and it is necessary to know what kind of result these changes will have. To detect these changes, the samples were annealed at around 600°C for 3 minutes and then subjected to a rolling process at room temperature with 5% and 10% reduction ratios. Then, the rolled samples were subjected to the microhardness and tensile tests at one-month intervals and the results obtained were compared.

It was determined that with 5% and 10% thickness reduction, the hardness of the rolled material increased in the first two months; reached its maximum value at the end of the second month (170HV), and then decreased again. This means that ERD 6112-grade sheets should be given their final shape within two months after rolling for ease of shaping. In addition, no big difference was observed in the hardness change during aging in the rolled samples with 5% and 10% thickness reductions.

It was observed that the yield strength of the rolled samples at a 10% reduction ratio increased gradually, starting from the initial hardness of 348 MPa and reaching 390 MPa in three months. In this case, the guaranteed maximum yield stress of 280 MPa could not be achieved. In addition, the material should be given its final shape as soon as possible before it hardens due to strain aging. Rolled samples with a 5% thickness reduction exhibited a slight decrease in yield strength during the first month rather than immediately after rolling, unlike those rolled with a 10% thickness reduction. At the end of the first month, it had reached a minimum value of 335 MPa, which could not meet the maximum yield strength requirement of 280 MPa. The yield strength started to increase after the first month and reached a maximum value of 370 MPa at the end of the third month. This shows that a reduction ratio of 10% is more suitable to give the desired mechanical properties to the ERD 6112-grade material.

Keywords: rolling, residual stress, strain aging, thickness reduction, hardness, yield strength

Effect of Fiber Laser welding parameters on microstructure and mechanical properties of AA 5754 aluminum alloy

Ali YÜRÜK *

*Kırka Eti Maden Mesleki ve Teknik Anadolu Lisesi, 810000, Düzce, Turkey
alliyuuruk@gmail.com*

Abstract— *Due to its low density and high corrosion resistance, aluminum and its alloys are of great interest in industries such as aircraft and automotive industry, which are the locomotive of the industry. However, welding of aluminum and its alloys is difficult due to its high thermal conductivity and oxide layer on its surface. Although many new welding methods have been developed to solve these problems, the problems of hot crack formation and pore formation have not been fully resolved yet. Therefore, carried out in this study, AA 5754 aluminum alloy, which is used in many fields, especially in the automotive industry, was joined at different laser welding powers and microstructures of the joints as well as hardness, tensile and bending behaviors were investigated.*

Keywords— *Laser welding, AA 5754, Microstructure, Mechanical Properties*

I. INTRODUCTION

The biggest problem of our age is environmental pollution and the environmental problems it causes. The biggest factor causing environmental pollution is carbon monoxide gas released by transportation vehicles. For this reason, companies producing transportation vehicles have sought lighter metals instead of steel in order to reduce both exhaust emission rates and costs [1]. head of these metals, aluminum and its alloys are at the forefront. Aluminum and its alloys are a candidate to replace steel in many areas in the production sector with their high thermal and electrical conductivity, excellent corrosion resistance and good strength properties [2]. Due to its high corrosion resistance and light weight, 5754 aluminum alloy is used in many areas such as the production of pressure vessels, fuel tanks, especially in the construction of marina vehicles [3].

The increase in the usage areas of aluminum and its alloys has brought with it the necessity of joining this metal. Aluminum and its alloys can be joined by fusion welding methods such as GMAW, GTAW, as well as by solid state welding methods such as friction stir welding [4,5]. Another method used in welding aluminum and its alloys is laser welding. Laser welding is one of the welding methods in which high-strength joints can be obtained due to less heat-affected zones and less microstructure changes due to the low heat input [6,7]. Laser welding is used in many areas, especially in the automotive sector, with its superior features such as being fast, low heat input, etc. [8]. Laser

source can be classified as carbon dioxide gas (CO₂) laser, YAG laser, diode laser (LD), LD pumped solid laser, fiber laser and disc laser [9]. Among these laser welding methods, Fiber laser welding method is the most preferred in industrial production due to its low maintenance costs [5].

When we compare laser welding with other arc welding techniques, laser beam can be obtained in a small spot after being centered by a lens, determining the correct welding position, high processing speed, good quality welding, predictable distortion due to low heat input and low cost features. [10]. In recent years, laser welding has been used in many areas from the automotive industry to the aerospace industry for joining ferrous and non-ferrous metals. One of these usage areas is the welding of aluminum alloys. Aluminum alloys with laser welding are used in many areas such as the automotive industry, aircraft and space industry, and electronics industry [11].

Despite being such a new technology, laser welding, which has a wide range of uses, has attracted the attention of academic circles and has led to studies in this field. Examples of these practices are given here. Hussien et al. In their study where they welded AISI 304 stainless steels with laser welding, they reported that the weld penetration depth increased from 121 μm to 753 μm by increasing the laser power from 800 W to 1000 W [12]. Ventrella et al. They combined laser welding with AISI 316L stainless steel and in their examination on the tensile strength of the joints, they stated that the tensile strength first increased with the increase of the impact energy and then decreased [13]. Yu et al. They joined the 5A06 aluminum alloy by fiber laser welding method and investigated the reasons for the formation of porosity in the joints. As a result of this study, they stated that the gas void formation is closely related to the keyhole stability and fluctuation in the weld pool [14]. Kawahito et al. In their study in which they joined AISI 304 stainless steel and A 5052 aluminum alloy with fiber laser source, they reported that the maximum penetration depths reached on the steel and aluminum sides were 13.1 and 15 mm, and the fusion zone on the A 5052 aluminum side was more than twice that of the AISI 304 stainless steel side [15]. Borrisutthekul et al. They combined AZ31B magnesium alloy and A5052 aluminum alloy with laser welding and lap welding and reported that the molten metal could achieve

shallow penetration depth into the bottom plate, which could be effective to reduce the reaction between the two metals and the subsequent formation of intermetallic compounds [16]. Casalino et al. In the study where they joined AA6061 aluminum alloy and Ti6Al4V titanium alloy with fiber laser welding and examined the microstructure and mechanical properties of the joints, they stated that they found martensitic transformation in the weld zone of the Titanium side and hard compounds precipitated on the Al side [17]. Liu et al. They joined 1050 Al alloy with laser PET welding method and reported that the ratio of the depths to the widths of the grooves formed in the tissue affects the tensile strength [18]. Zhang et al. In their study investigating the optimization of a deep penetration laser source of thick stainless steel with a 10 kW fiber laser, they reported that the microstructures in the fusion region include columnar dendrites growing from the interface to the center and coaxial dendrites in the center [19]. Zulkiflee and Zakaria, in their study in which they combined neodymium yttrium with aluminum garnetti laser welding, stated that high welding strength in both welding combinations was affected by high welding energy due to penetration depth [20].

The aim of this study is to investigate the effects of laser welding parameters on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys, which are constantly in use, in order to contribute to environmental cleanliness. For this purpose, AA 5754 aluminum alloy was joined at different laser welding powers and the metallographic and mechanical properties of the joints were investigated. While macro and microstructure examinations were performed as metallographic examination, hardness, tensile and bending tests were applied to determine mechanical properties. Then, the obtained data were interpreted with the help of the literature.

II. EXPERIMENTAL STUDY

A. Material

In this study, AA 5754 aluminum alloy materials were made ready for welding after cutting with guillotine shears in 200*100*2 mm dimensions and cleaning the foreign materials that may prevent welding on them by brushing and sanding. The chemical composition and mechanical properties of AA 5754 aluminum alloy are given in Table 1.

TABLE I
CHEMICAL COMPOSITION AND SOME MECHANICAL PROPERTIES OF AA 5754 MATERIAL,

EN AW	DIN	ETİB ANK	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Kalan
5754	AlMg 3	ET1A L-53	0,40	0,4	0,10	0,5	2,6-3,6	0,3	0,20	0,15	Al
Alaşı m Türü	Temp er	Akma mukavemeti (MPa) min-max	Çekme Mukavemeti (MPa) min-max	Uzama (%50) min-max			Sertlik (Brinell) min-max				
5754	0/H11	80 -100	190 -240	24			50 -55				

B. Method

As in Figure 1, AA 5754 aluminum alloy was brought face-to-face with a weld gap of 1 mm between them and joined by fiber laser welding method using the welding parameters given in table 2.



Fig 1. Preparation for welding

TABLE 2.
WELDING PARAMETERS.

Numune No	Güç (W)	Salınm Hızı (Hz)	Salınm Aralığı [mm]	Frekans (Hz)
L1	750	150	1,5	5000
L2	900	150	1,5	5000
L3	1050	150	1,5	5000

After joining, metallographic and mechanical tests were performed on the samples. While macro and microstructure studies were performed on the samples as metallographic test, hardness, tensile and bending tests were applied on the samples as mechanical tests.

Test specimens were produced from the weld section perpendicular to the joining direction for macro and microstructure investigations from the specimens joined by fiber laser welding method. The test specimens produced were then polished with 220,380,600,800,1200,1500 and 2000 grit sandpapers and etched for 30 seconds with Keller etching reagent (2ml HF + 3ml HCl + 5ml HNO₃ + 190ml Water). After etching, microstructure images were taken with a Metal Microscope and examined.

Test specimens were prepared perpendicular to the weld section from each welded specimen produced for the hardness tests, and as seen in Figure 2, 1 point from the weld metal, the center of the weld, and 2 points with 0.5 mm spacing on both sides, from both sides of the HAZ. Hardness measurements were made from 3 points with 0.5 mm intervals and 2 points from the main materials, a total of 13 points.

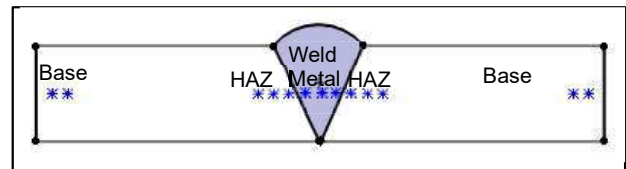


Fig 2. Hardness measurement method

Samples for the tensile test Tensile test samples were prepared as 3 pieces of each sample in the dimensions in Figure

3. The average of these 3 samples was taken while plotting the tensile and elongation graphs. The obtained data were interpreted in the light of the literature.

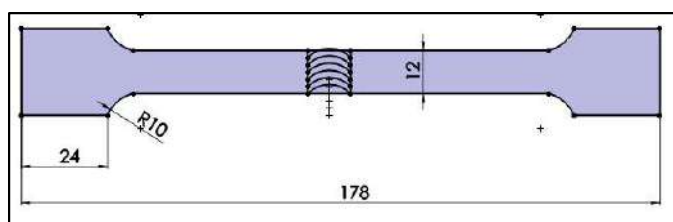


Fig 3 Dimensions of the tensile test specimen

The bending test was carried out in two ways: root bending and cap bending. For this reason, 2 samples of 200*20*2 mm dimensions were prepared from each welded joint and they were subjected to 180° bending tests.

III. RESULTS AND DISCUSSION

A. Microstructure Studies

Microstructure studies were carried out to examine the effects of laser welding power on the microstructure. Among the images obtained as a result of the microstructural studies, those of the base metal are given in Figure 4, while those of the welded joints are given in Figure 5.



Fig. 4 Base metal

When the microstructure of the parent material was examined, it was seen that it consisted of equiaxed grains and homogeneously distributed precipitates. Farzad et al., in their study where they joined 5000 series aluminum alloys with friction stir welding, stated that the base metal was composed of coaxial grains and precipitates [21]. When the microstructures of the welded joints produced with the base metal were compared, it was seen that the weld metal contains dendrites due to the effect of laser welding power on the microstructure. Likewise, Xiaobing et al., in their study in which they joined aluminum alloys with fiber laser welding, stated that the weld metal was composed of dendrites that were irregularly distributed [22]. In a previous study by Yüce et al., it was stated that the weld metal contains columnar dendrites [23]. It was observed that the microstructure of ITAB exhibited a microstructure similar to the weld metal.

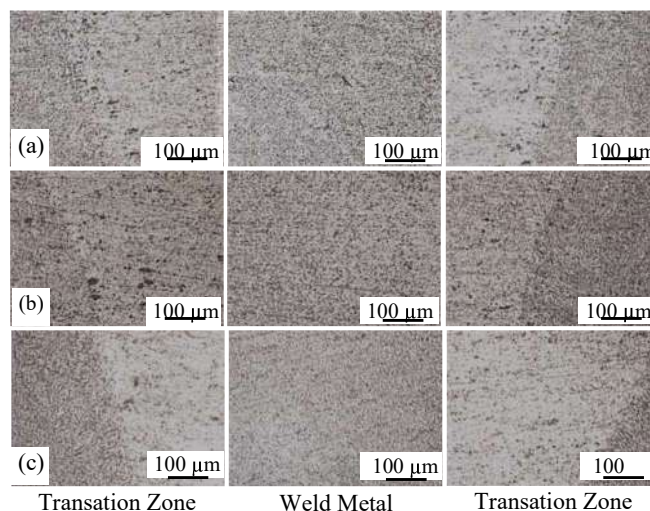


Fig 5. Microstructure images a) L1, b) L2, c) L3

When the effects of laser welding power on the microstructures of the joints were examined, it was observed that the grains in the microstructure became coarser and the dendritic structure decreased with increasing laser power. Casalino et al., in their study in which they joined 5754 aluminum alloy with laser hybrid welding, reported that dendrites became coarser with increasing laser power [24]. As it is known, in welded joints, the microstructure of the weld metal is shaped by the amount of heat entering the weld zone during the welding process and the cooling rate depending on the amount of heat input. For this reason, it is thought that this change in the microstructure is caused by increasing laser power and increasing heat input. Increasing laser power increased the heat input entering the weld zone. The cooling rate slowed down due to increased heat input. As a result, coarsening occurred in the microstructure of the weld metal. He et al., in their study in which they combined 2019 aluminum alloy with fiber laser welding method, stated that the increased laser power caused the grain structure to grow in the microstructure [25].

When the microstructure of ITAB was examined, it was determined that it showed a similar feature to the weld metal. It has been observed that the grain structure of ITAB has also become coarser due to the increased heat input with increasing laser welding power. Chu et al., in their study in which they combined 6061 aluminum alloy with laser welding method, stated that the increased heat input coarsened the grain structure of HAZ [26].

B. Microhardness

Hardness measurement studies were carried out to investigate the effects of laser welding power on the hardness of the produced samples. The hardness graph drawn by using the data obtained as a result of the studies is given in Figure 6.

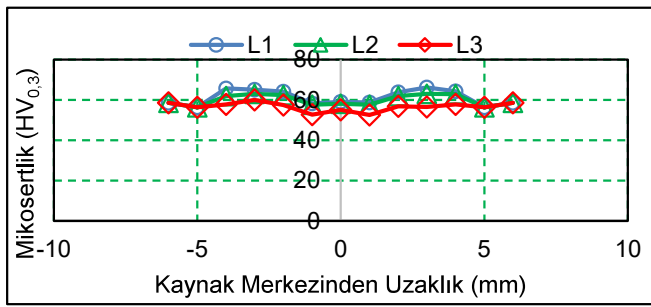


Fig 6. Hardness measurement results

When the data obtained as a result of the hardness measurement were examined, ITAB was the hardest region in all three welded joints, followed by the weld metal and base metal. Xiaobing et al., in their study in which they joined aluminum alloy with fiber laser welding method, stated that the hardness of both the weld metal and HAZ was higher than the base metal [26]. While the highest hardness value obtained in HAZ was obtained in the L1 coded sample with 75.9 HV, the lowest hardness value was obtained in the L3 coded sample with 56.52 HV. While the highest hardness obtained in the weld metal was obtained in the L1 coded sample with 59.13 HV, the lowest hardness was obtained in the L3 coded sample with 52.56 HV.

Another important result revealed by the hardness measurement chart is the decrease in hardness values as the laser welding power increases. The increase in laser power caused an increase in the heat input entering the weld zone. Increasing heat input also caused a decrease in the cooling rate of the welded joints produced. The decreasing cooling rate also allowed the time required for the growth of the grains in the microstructure, and as a result, the grains became coarser. It caused a decrease in hardness in the coarsened grains. Akkurt et al., in their study where they joined 2024 aluminum alloy with laser welding, stated that the heat input increased with the increase in welding power and this increased heat input caused an increase in the heat-affected zone, increasing the volume of the coarse-grained zone of the heat-affected zone, and this caused a decrease in hardness [6].

C. Tensile Test Results

A tensile test was carried out to determine the effects of laser power on tensile strength. The tensile graph drawn by using the data obtained as a result of the experiment performed for this purpose is given in Figure 7.

When the tensile test results are examined, the highest tensile strength was obtained in the base material with 239.98 MPa, while the lowest tensile strength was obtained in the L3 coded sample with 231.59 MPa. In welded joints, it is desired that the tensile strength be close to the tensile strength of the base material. As a result of the tensile tests performed in this study, the lowest tensile strength was determined to be 96.5% of the tensile strength of the main material, while the highest tensile strength was determined to be 97.73% of the tensile strength of the main material. Shangren et al. reported that the tensile strengths of the welded joints were approximately 94% and 71.8% of the tensile strength of the main material in the study

where they joined 5083 aluminum alloy with laser welding and applied tensile test to the produced samples [27].

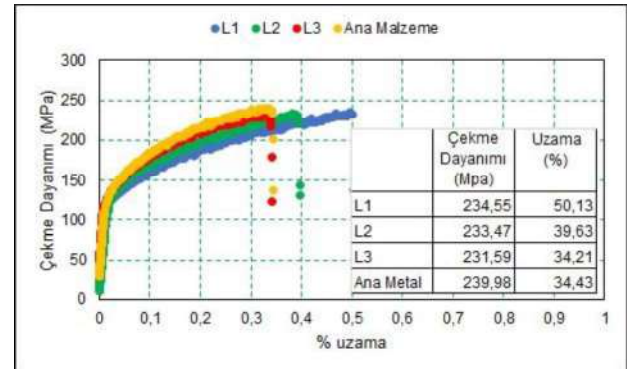


Fig 7. Tensile test results

When the effects of laser power on the tensile strength of welded joints were examined, it was observed that the tensile strength decreased with increasing laser power. This decrease in tensile strength was caused by increased laser power and increased heat input, resulting in increased grain structure. Akkurt et al., in their study in which they joined laser welding and 2024 aluminum alloy, stated that the heat input increased with the increase in welding power and this negatively affected the tensile strength [6].

The images of the rupture regions of the samples after the tensile tests are given in Figure 8. When the rupture images were examined, it was seen that the samples broke from the source interface and ITAB. It is thought that the occurrence of ruptures at the weld interface is due to the not use of additional metal during the welding process and the micropores formed in the weld metal. SeungGu and Joonghan in their study in which they joined 5052 aluminum alloy with laser welding, stated that the ruptures occurred in the fusion region and that this was due to the formation of pores [28].



Fig 8. Rupture images

When the performed hardness measurements and tensile tests were compared with each other, it was seen that the results of both tests were compatible with each other, and these results were also supported by the results of microstructure studies. Changes in the microstructure due to heat input caused changes in both hardness values and tensile strength.

D. Bending Test Results

In order to observe the resistance of welded joints against bending, 180° root and cap bending tests were applied to the

produced samples. The images obtained as a result of the tests are given in Figure 9.

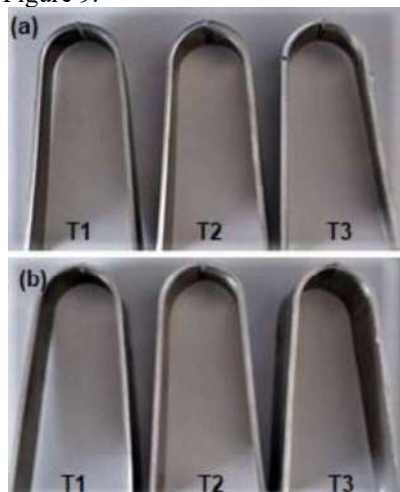


Fig 9. Bending test results a) cap bending b) root bending

As a result of the root bending and cap bending tests applied to the samples, the welded joints were successfully bent by 180° without any cracking or breaking.

IV. CONCLUSIONS

Using different laser welding power, 5754 aluminum alloy was successfully joined and the following results were obtained as a result of microstructure studies and tests.

- The increased laser power caused changes in the microstructure because it affected the amount of heat entering the weld area.
- In the hardness measurement results, it was determined that the hardest zone was ITAB in all three welded joints, while the hardness values of the increased laser power decreased.
- While the highest tensile strength was determined in the base material in the tensile test results, it was determined that the tensile strength decreased as the laser power increased due to the increased laser power in the hardness results, causing the grain structure to grow.
- No cracking, breakage or rupture was observed in 180° cap and root bending tests.

REFERENCES

- [1] A. Yürük, Y. Ayan, B. Çevik and N. Kahraman, "Investigation of mechanical and microstructural properties of AA5754/AA6013 dissimilar aluminium alloys joined by GMAW and FSW methods," *Kovove Mater.*, vol.59, pp. 245–256, 2021.
- [2] A. Yürük, "6013-T6 Alüminyum Alaşımının Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağına Takım Bekleme Süresinin Etkisi," *Politeknik*, vol. 25(2), pp. 733-738, 2022.
- [3] A. Yürük, B. Çevik and N. Kahraman, "Analysis of mechanical and microstructural properties of gas metal arc welded dissimilar aluminum alloys (AA5754/AA6013)," *Materials Chemistry and Physics*, vol. 273, pp. 117-125, 2021.
- [4] A. Yürük, Y. Kaya and N. Kahraman, "Alüminyum Alaşımının MIG Kaynak Yöntemi ile Kaynak Edilebilirliğinin İncelenmesi," *Bayburt Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi*, vol. 4(1), pp. 42-52, 2021.
- [5] M.N.M. Salleh, M. Ishak, F.R.M. Romlay and M.H. Aiman, "A study on bead-on-plate welding of AA7075 using low power fiber laser," *Journal of Mechanical Engineering and Sciences (JMES)*, vol.10(2), pp. 2065-6075, 2016.
- [6] A. Akkurt, A. Şık, İ. Ovalı, "AA2024 Alüminyum Alaşımının Lazer Kaynağında Kaynak Parametrelerinin Mekanik Özelliklere Etkisi." *Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, vol, 18(1), pp. 37-45, 2012.
- [7] R. M. Miranda, E. Assunção, R. J. C. Silva, J. P. Oliveira and L. Quintino, "Fiber laser welding of NiTi to Ti-6Al-4V," *Int J Adv Manuf Technol*, vol.81, pp.1533–1538, 2015.
- [8] H. Zhao, D.R. White and T. DebRoy, "Current issues and problems in laser welding of automotive aluminium alloys," *International Materials Reviews*, vol.44 (6), pp. 238-266, 1999.
- [9] S. Katayama, H. Nagayama, M. Mizutani and Y. Kawahito, "Fibre laser welding of aluminium alloy," *Welding International*, vol.23 (10), pp. 744-752, 2009.
- [10] Y. M. Baqer, S. Ramesh, F. Yusof, R. Mahmoodian, S. Sivakumar, T. Wu, C. Tan, "Fiber laser welding of similar and dissimilar aluminum alloys," *Journal of Engineering Science and Technology*, vol.16 (4), pp. 2950- 2959, 2021.
- [11] W. Tao, B. Han and Y. B. Chen, "Microstructural and mechanical characterization of aluminum-lithium alloy 2060 welded by fiber laser," *Journal Of Laser Applications*, vol. 28(2), (2016). <https://doi.org/10.2351/1.4944092>.
- [12] A. M. Hussien, A. El-Shabasy and B. Adel, Abd El-Ghany, Khalid M, "Evaluation of stainless steel 316l joints welded by laser," *Journal Of Al-Azhar University Engineering Sector*, vol. 14 (50), pp. 229-236, 2019.
- [13] V. A. Ventrella, J. R. Berretta and W. de Rossi, "Pulsed Nd:YAG laser seam welding of AISI 316L stainless steel thin foils," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210, pp. 1838–1843, 2010.
- [14] Y. Yu, C. Wang, X. Hu, J. Wang and S. Yu, "Porosity in fiber laser formation of 5A06 aluminum alloy," *Journal of Mechanical Science and Technology*, vol. 24 (5), pp. 1077-1082, 2010.
- [15] Y. Kawahito, N. Matsumoto, Y. Abe and S. Katayama, "Relationship of laser absorption to keyhole behavior in high power fiber laser welding of stainless steel and aluminum alloy," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 211, pp.1563–1568, 2011.
- [16] R. Borrisutthekul, Y. Miyashita and Y. Mutoh, "Dissimilar material laser welding between magnesium alloy AZ31B and aluminum alloy A5052-O," *Science and Technology of Advanced Materials*, vol. 6, pp. 199–204, 2005.
- [17] G. Casalino, S. D'Ostuni, P. Guglielmi, P. Leo, M. Mortello, G. Palumbo and A. Piccininni, "Mechanical and microstructure analysis of AA6061 and Ti6Al4V fiber laser butt weld," *Optik*, vol.148, pp. 151–156, 2017.
- [18] J. Liu, Y. Dai, Y. Shi, W. Cui and T. Jiang, "Effect of Surface Texture on Tensile Shear Strength of 1060Al-PET Welding Joints," *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, vol. 34 (134), pp.2-16, 2021.
- [19] W. Zhang, G. Chen, Y. Zhou and S. Liao, "Optimization of deep penetration laser welding of thick stainless steel with a 10 kW fiber laser," *Materials and Design*, vol. 53, pp. 568–576, 2014.
- [20] K. K. Zulkiflee and N. S. Zakaria, "Effect of laser energy on weld strength for neodymium yttrium aluminum garnet (nd:yag) at $\lambda = 1.06 \mu\text{m}$," *Journal of Academia*, vol.9 (2), pp. 145 – 153, 2021.

- [21] H. Farzad, A. Alireza and A. Mohammad, "Effects of processing parameters on microstructure and mechanical behaviors of underwater friction stir welding of Al5083 alloy," *Journal of Manufacturing Processes*, vol.25, pp. 77–84, 2017.
- [22] P. Xiaobing, D. Jiahui, C. Shun and Z. Mingjun, "Microstructure and Mechanical Properties of Fiber Laser Welding of Aluminum Alloy with Beam Oscillation," *Appl. Sci.*, (2019), 9, 5096; doi:10.3390/app9235096.
- [23] C. Yuce, M. Tutar, F. Karpat, N. Yavuz and G Tekin, "Effect of Process Parameters on the Microstructure and Mechanical Performance of Fiber Laser Welded AA5182 Aluminum Alloys," *Strojniški vestnik - Journal of Mechanical Engineering*, vol.63(9), pp. 510-518, 2017.
- [24] G. Casalino, M. Mortello, P. Leo, K.Y. Benyounis and A.G. Olabi, "Study on arc and laser powers in the hybrid welding of AA5754 Al-alloy," *Materials and Design*, vol. 61, pp.191–198, 2014.
- [25] S. He, L. Liu, Y. Zhao, Y. Kang, F. Wang and X. Zhan, "Comparative investigation between fiber laser and disk laser: Microstructure feature of 2219 aluminum alloy welded joint using different laser power and welding speed," *Optics and Laser Technology*, vol.141, 107121 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2021.107121>.
- [26] Q. Chu, R. Bai, H. Jian, Z. Lei, N. Hu and C. Yan, "Microstructure, texture and mechanical properties of 6061 aluminum laser beam welded joints," *Materials Characterization*, vol. 137, pp. 269–276, 2018.
- [27] L. Shangren, M. Gaoyang and W. Chunming, "A study on laser beam oscillating welding characteristics for the 5083 aluminum alloy: Morphology, microstructure and mechanical properties," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 53, pp.12–20, 2020.
- [28] K. SeungGu and S. Joonghan, "The effect of laser beam intensity distribution on weld characteristics in laser welded aluminum alloy (AA5052)," *Optics and Laser Technology* vol.142, 107239 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2021.107239>.

Importance and Economic Analysis of Waste Heat Recovery in Combustion Gas in Iron and Steel Industry

Ömer TÜRKAY*

*#Termo Isı Sistemleri Ticaret ve Sanayi A.Ş. Design Center, Türkiye
Bülent Ecevit Bulvarı No: 11, Türkgücü OSB, 59850 Çorlu/Tekirdağ
omer.turkay@ecostar.com.tr*

Abstract— The rapidly increasing global population and rapidly developing industrialization are causing countries' energy needs to increase. Energy dependence is increasing day by day, and therefore, countries are trying to reduce rising energy costs.

The iron and steel industry is one of the largest energy consumers in the world, with a significant portion of this energy being lost as waste heat. Waste heat recovery technologies have been developed to capture and use this waste heat, thereby reducing energy consumption and increasing efficiency.

In this study, CFD analyses of standard industrial type burners and recuperative burners were examined using Siemens FLoEFD program. Their efficiencies were calculated and compared based on the temperature analysis results. In addition, the annual consumption costs of standard industrial burners and recuperative burners were calculated.

Keywords— Waste Heat, CFD, Energy Efficiency, Recuperative, Waste Heat Recovery, Energy Costs.

I. INTRODUCTION

In recent years, due to the rapid population growth and industrial developments in both the world and our country, energy consumption has been increasing day by day. The existing energy sources have become insufficient to meet the increasing energy demand. As a result, the concept of energy efficiency has emerged. Energy efficiency refers to reducing the amount of energy used to the minimum level without negatively affecting economic developments and social welfare, and without decreasing the quantity and quality of the products obtained.

It is assumed that approximately one-fourth of the energy consumed by many industrial facilities around the world is lost through waste heat discharged into the atmosphere through flue gas [2].

The increasing population and industrialization day by day also increase the demand for energy. According to research and evaluations, it is estimated that global energy consumption will increase by more than 50% by 2050 (KPMG, 2021). In Turkey, per capita electricity consumption has increased by 23% in the

last 10 years. In addition, the Turkish Statistical Institute (TÜİK) reported that the share of electricity generated from thermal power plants decreased by 9%, while the share of electricity generated from renewable and waste energy sources increased by 13% (TÜİK, 2021).

When the hot flue gases that occur as a result of combustion in industrial facilities are discharged into the atmosphere, a significant amount of energy is also wasted. Recovering a certain part of this energy economically will result in a gain that will affect the efficiency of the facility. The exhaust gas temperature resulting from combustion in a furnace is higher than the temperature of the heated product. Flue gases carry 30-40% of the energy out of the chimney [3].

In a study by Tokgöz and Özgün (2019), previous studies on waste heat recovery systems were classified and examined. In addition, a case study was conducted to investigate the potential for flue gas heat recovery for a natural gas-fired boiler, and a heat recovery system (recuperator) was designed to utilize the heat in waste flue gas. Energy analyses, heat transfer analyses, and economic analyses were performed for the designed system, and the fuel savings that the system will provide throughout its 15-year economic life were calculate [1].

In a study conducted by Çanka Kılıç (2017), energy efficiency studies were presented for a natural gas-fired boiler with a nominal steam production capacity of 4200 kg/h at 7 bar pressure and 185 °C in an industrial establishment [5].

In a study by Eyidoğan et al. (2014), an energy efficiency study was conducted in an LNG (liquefied natural gas)-fired rolling mill furnace of an industrial establishment. In this context, temperature, pressure, velocity, and combustion gas measurements were taken while the furnace was operating under operating conditions, and mass and energy balances were established using the measurement data. In the calculations, the overall efficiency of the furnace was found to be 52.76%. The main efficiency losses were excessive air factor of the furnace, low radiation heat transfer coefficient, and heat loss from the furnace walls [4].

II. MATERIAL AND METHOD

In this study, exhaust gas temperature flow analyses of a recuperative burner and a standard industrial burner were conducted using Siemens FloEFD software, which is a CFD program.

III. FINDINGS AND DISCUSSION

In the first analysis study, it was observed that the flue gas temperatures of a recuperative burner decreased from around 800°C to 427.9°C during the analysis.

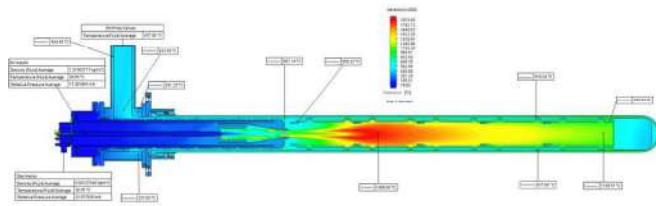


Fig3.1. Analysis of Recuperative Burner Temperature

In the second analysis study, it was observed that the flue gas temperatures of a standard industrial type burner were around 750°C.

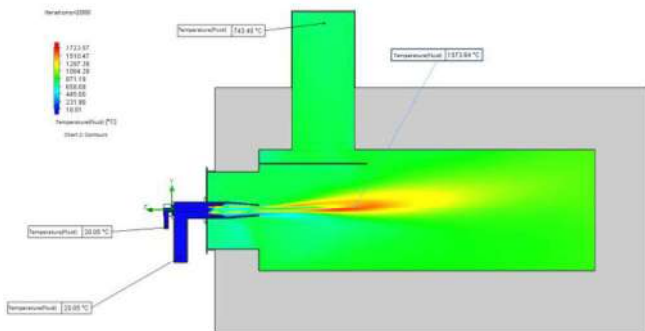


Fig 3.2. Analysis of Industrial Burner Temperature

If we consider that the flue gas temperatures decrease to 427.9°C in a process at 800°C in the recuperative burner, it is concluded that there is a heat recovery advantage of approximately $(800-427.9)^\circ\text{C} = 372.1^\circ\text{C}$.

The loss in combustion efficiency can be calculated using the following formula.

Tfg: Flue Gas Temperature
 Tl: Feed Air Temperature
 λ : Lambda Coefficient
 qA: Flue Gas Efficiency Loss
 $qA = (f/\text{CO}_2, \text{max}) \cdot ((21\%)/(21\% - \text{O}_2)) \cdot (tFG - tL)$
 $qA = (0,46262/11,67) \times (21/21 - 3) \times (Tfg - Tl)$

$$qA = 0,0462 \times \lambda \times ((Tfg - Tl))$$

Efficiency for standard industrial system;
 $qA = 0,0462 \times 1,17 \times (750 - 15) = \%42,43$
 Combustion efficiency = $100 - 39,72 = \%60,28$

Efficiency for recuperative system;
 $qA = 0,0462 \times 1,17 \times (427,9 - 15) = \%22,86$
 Combustion efficiency = $100 - 22,86 = \%77,14$

TABLE I. ANNUAL NATURAL GAS CONSUMPTION

Product	Capacity	Natural Gas Consumption(m ³)	Daily Consumption (m ³)	Annual Consumption (m ³)
Standard Industrial Burner	350kW	36,48	875,52	319565
Recuperative Burner	350kW	30,33	727,92	265691

(Natural gas =8250kcal/Nm³)
 (1m³ gas unit price TÜİK 2022 2,95TL)
 (TCMB December 2022 1\$:18,70TL)
 (The annual consumption amount is calculated by assuming that the burner undertakes 24 hours a day.)

Compared to a standard industrial burner with the same capacity, a recuperative burner has consumed 53,874 m³ less natural gas per year. The annual profit is observed as \$8,498.83.

IV. CONCLUSIONS

According to the calculated combustion efficiency values from the analysis studies, it has been observed that recuperative burners are more efficient compared to industrial burners. While the efficiency provided by a standard industrial burner is 60.28%, the efficiency provided by a recuperative burner is 77.14%. Therefore, a recuperative burner can perform the same job with 16.86% less fuel or can do more work with the same amount of fuel.

Recuperative burners provide more efficient heat recovery than conventional industrial burners used in the iron and steel industry. Therefore, the use of recuperative burners saves energy in the iron and steel production process and reduces the energy consumption. Thus, it provides advantages such as benefiting from energy and being a sustainable production.

In conclusion, the importance of recuperative combustors for the iron and steel industry is linked to energy savings, production advantages and sustainability. Therefore, the use of recuperative burners in the iron and steel industry reduces fuel consumption and energy costs.

ACKNOWLEDGMENT

This work was supported by Termo Isı Sistemleri Ticaret ve Sanayi A.Ş. Design Center.

REFERENCES

- [1] Tokgöz, N., Özgün, Ö., (2019), Atık Isı Geri Kazanım Sistemlerine Yönelik Literatür Araştırması ve Sanayiden Örnek Vaka İncelemesi, Çukurova Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi, 34(2), ss. 57-72, Haziran 2019.
- [2] Selbaş, R., 1992. Atık Isı Enerjisinden Yararlanma Yöntemleri ve Uygulamaları, Akdeniz Üniversitesi F.B.E, Yüksek Lisans Tezi, Antalya, 1-57.
- [3] Örenay, S., (2011), Sanayi Fırınlarında Merkezi Reküperatör, Reküperatif ve Rejeneratif Yakıcılar III. Enerji Verimliliği Kongresi 01 Nisan 2011
- [4] Çanka Kılıç, F., (2017), Endüstriyel Kazanlarda Enerji Verimliliği ve Emisyon Azalımı Fırsatları, GU J Sci, Part C, 5(2): 147-158 (2017)
- [5] Eyidoğan, M., Kaya, D., Dursun, Ş., Taylan, O., (2014), Endüstriyel Tav Fırınlarında Enerji Tasarrufu ve Emisyon Azaltım Fırsatları, Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der., Cilt 29, No 4, 735-743, 2014.
- [6] Agnani, E., Cavazzuti, M., Corticelli, M. A., (2015), Optimization Of Recuperative Burners For Industrial Kilns Through CFD Simulation, SME-ATI-UIT 2015 Conference on Thermal Energy Systems: Production, Storage, Utilization and the Environment, 17 - 20 May, 2015, Napoli, Italy.

Experimental Investigation of The Effects of Different Tip Types on Cutting Forces in The Drilling Process on Inclined Surfaces

M. Alperen ÇOBAN*, İhsan KORKUT⁺

*Gazi University, Graduate School of Natural Applied Sciences, Department of Manufacturing Engineering,
Ankara, Turkey
malperen.coban@gazi.edu.tr

⁺Gazi University, Faculty of Technology, Department of Manufacturing Engineering,
Ankara, Turkey
ikorkut@gazi.edu.tr

Abstract— In this study, the effects of different drill bits and cutting parameters on cutting forces were investigated in holes drilled on inclined surfaces. AISI 1050 type manufacturing steel, which is also used in gear manufacturing, was used as workpiece material for experiments. The thickness and curve of the test sample were taken in equal measure with the thickness and curve of the 16-B sprocket. In the experiments, three different drills were used: a drill with a 140° angle, a shaft drill with a 180° angle, and a U-Drill. All the bits used are multilayer-coated (AlTiN/TiAlN) cemented carbide. Kistler 9272-A 4-component dynamometer and Kistler 5070-A multi-channel amplifier were utilized to measure the cutting forces. Experimental studies were made on the Johnford VMC-850 brand CNC vertical machining machine. Three different drill geometries, feeds, and cutting speeds were used as control factors. The effects of control factors on cutting forces and moment values were analysed, and the most suitable cutting parameters were determined using the obtained experimental data and Gray Relational Analysis (GRA). Optimum results were obtained from a test combination at which a 90m/min cutting speed and a 0.11mm/rev feed rate for the drill with an angle of 140° were implemented.

Keywords— Drilling on curved surfaces, Cutting forces, CNC machining center, Drill Geometry, Gray Relational Analysis

I. INTRODUCTION

Malzemelerin şekillendirilerek nihai ürünün elde edilmesinde talaşlı imalat en önemli yöntemlerden biridir. Bu yönteminin ise %33'ünü delik delme prosesi oluşturmaktadır. Delme işlemi sonrasında istenilen tolerans değerlerinin yakalanması, kesici takım geometrisi, kesme hızı, ilerleme, soğutma vb. talaşlı imalat parametrelerinin doğru seçilmesi ile mümkündür. Eğimli yüzeylere ise delik delmek istendiğinde kesici takımın iş parçasına dalma açısı değiştiğinden, uç geometrisindeki değişimin etkileri daha da önemli hale gelmektedir.

Deney deseni matkap geometrisi, kesme hızı ve ilerleme miktarı olmak üzere üç farklı kontrol faktörü ile bir Taguchi Deney Tasarımı oluşturmuşlar ve ilerlemenin en düşük olduğu ve kesme hızının en yüksek olduğu kesme parametreleri ise kontrol faktörlerinin optimum seviyeleri olarak belirlemişlerdir [1]. Bir başka çalışmada, kesme esnasında oluşan ilerleme

kuvveti, moment ve yüzey pürüzlülüğü gibi deney çıktıları ile, optimum kesme parametrelerini belirlemişlerdir. Kesme hızının moment değerleri üzerinde fazla bir etkiye sahip olmadığını saptamışlardır. Ayrıca ilerleme kuvvetini etkileyen en önemli parametrenin ilerleme hızı olduğunu görmüşlerdir [2]. Araştırmacılar takım geometrisinin delik delme performansını üzerindeki etkilerini araştırmış ve ideal kesme parametrelerini belirlemek için Taguchi deney tasarımı kullanmışlardır. Anova analizi ile başlangıç parametrelerinin elde edilen sonuçlar üzerindeki etkisini istatistiksel olarak ortaya koymuşlardır [3]. Araştırmacılar, delik kalitesinin ve kesme kuvvetlerinin tayini için delme işleminin dinamiğine ve mekaniğine dayalı yeni bir matematiksel model geliştirmişlerdir. Bu model ile onlar, kuvvetleri tahmin etmenin yanı sıra, delinmiş delik profillerinin 3 boyutlu olarak modellenmesine ve gerekli toleranslarda imal etmek için kesme parametrelerin uygun seçilmesini sağlamışlardır [4]. Başka bir çalışmada ise matkap kaplamalarının delik kalitesine etkilerini deneysel olarak incelemişlerdir. Alüminyum titanyum nitrür (AlTiN/TiAlN) kaplama tipine sahip matkabın deliğin boyutsal doğruluğu açısından en iyi performansı gösterdiğini belirlemişlerdir. Matkap kaplamalarının, işleme esnasında oluşan sıcaklıklara ve deliğin yüzey kalitesine etki etmediğini saptamışlardır [5]. AISI 1050 çeliğinin delik delme performansını araştırılmışlar ve elde edilen deney verileri kullanılarak Taguchi Metodu yardımıyla en uygun kesme parametreleri belirlemişlerdir. En uygun parametrenin kaplamalı takım için, kesme hızı 90 m/dak ve ilerleme hızı ise 0,15 mm/dev olarak bulmuşlardır. [6].

Bu çalışmada ise farklı matkap geometrileri ve kesme parametrelerinin kesme kuvvetlerine etkileri, eğimli yüzeylerde delme işlemi esnasında deneysel olarak incelenmiştir.

II. METHOD

A. Test Sample

Deneylerde iş parçası malzemesi olarak dişli imalatında da kullanılan 1050 imalat çeliği kullanılmıştır.

TABLE I

% Karbon	% Silisyum (Max)	% Mangan	% Fosfor (Max)	% Kükürt (Max)
0.45-0.55	0.40	0.6-0.9	0.035	0.035

Deney numunesinin kalınlığı ve eğrisi 16-B zincir dişli kalınlık ve eğrisi ile eşit ölçülerde olup, gerekli malzemeden torna tezgâhında işlenmiştir (e.g. Fig. 1), (e.g. Fig. 2).

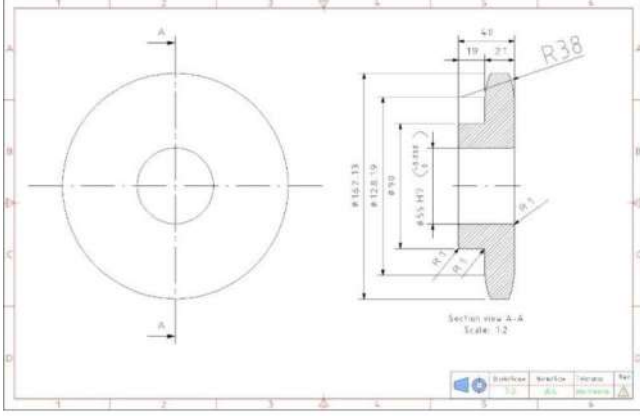


Fig. 1 16B Zincir Dişli Ham Teknik Resmi



Fig. 1 Deliklerin Delindiği Deney Numunesi

B. Cutting Tools ve Cutting Parameters

Delik delme işlemini, delme performansını ve yüzey kalitesini etkileyen önemli faktörlerden birisi de matkap geometrisidir. Matkap uç geometrisi ile buna bağlı olarak oluşturulan matkap kanal formları matkapın en kritik tasarım şekilleridir. Bu geometrilerdeki en küçük değişiklik dahi talaş kaldırma performansını önemli ölçüde etkilemektedir[7]. Deneylerde üç farklı kesme ağzına sahip Ø14 matkap uçlar kullanılacaktır. Bunlar 140° açılı geleneksel matkap, 180° açılı düz matkap, U-Diril gövdeli matkap şeklindedir. Uçlar sementit karbür olup, TiAlN kaplama tipine sahiptir.

TABLE III

Geometri Tipi	Görsel	Ticari adı	Özellikleri
U-Drill		WDX140D2S20 WDXT042004-G-ACP300	Ø14mm U-Drill Matkap Gövdesi ve Uc Takımı
180°		MDF1400S2D	Ø14mm 180° Açılı Karbür TiAlN
140°		SDP1400U2H	Ø14mm 140° Açılı Karbür TiAlN

Kesme hızı ve ilerleme olarak iki farklı kesme parametresi kullanılmıştır. Katalog değerlerine göre seçilen kesme hızları, her bir uç geometrisi için aynı değerlerde kullanılmadığı için, düşük orta ve yüksek şeklinde kendi içlerinde ayrılarak seçilmiştir. İlerleme hızları ise üç seviye şeklinde aynı seçilmiştir.

TABLE IIIII

Kontrol Faktörleri	Seviye 1	Seviye 2	Seviye 3
Kesme Hızı (Vc, m/dak)	Düşük	Orta	Hızlı
İlerleme (f, mm/dev)	0,11	0,13	0,15
Matkap Geometrisi	U-Drill	180°	140°

C. Machining Tool

Açılı yüzeylere delik delme işleminde Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı laboratuvarlarında bulunan Johnford VMC-850 marka CNC dik işleme tezgâhi kullanılmıştır.

D. Measuring Cutting Forces

Kesme kuvvetlerinin ve momentin deneysel olarak belirlenmesi için Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Makine Eğitimi Bölümü Talaşlı Üretim Anabilim Dalı laboratuvarlarındaki dik işleme merkezine bağlanan, kesme kuvveti bileşenini (Fz) ve momenti (Mz) aynı anda ölçme kapasitesine sahip dinamometre kullanılmıştır. Deney setinin tasarımında; Kistler 9272-A 4 bileşenli piezoelektrik dinamometre, dinamometreden gelen sinyallerin veri okuma kartına aktarılmasında Kistler 5070-A sinyal yükseltici, RS-232C ara kablo kullanılmıştır. Verilerin işlenmesi ve grafiklerin elde edilmesi için Windows işletim sistemi ile uyumlu Kistler Dynoware 2825A-02 programı kullanılmıştır (e.g. Fig. 3).



Fig. 2 Deney Seti

Deney setinin yapısı itibarıyla Fz kuvvetlerinin kesme işlemi sırasında ortalaması ölçülürken, Mz moment değerinin ise deney sırasındaki en yüksek değeri hesaba katılmıştır.

TABLE IV

Deney No	Kontrol Faktörleri			Fz (N)	M (N.cm)
	Matkap Geometrisi	Kesme Hızı (Vc, m/dak)	İlerleme (f, mm/dev)		
1	U-Drill	Düşük (100)	0,11	1340	7432
2	U-Drill	Düşük (100)	0,13	1611	8125
3	U-Drill	Düşük (100)	0,15	1608	10605
4	U-Drill	Orta (112)	0,11	1229	7969
5	U-Drill	Orta (112)	0,13	1409	8984
6	U-Drill	Orta (112)	0,15	1501	8984
7	U-Drill	Yüksek (130)	0,11	1204	7666
8	U-Drill	Yüksek (130)	0,13	1349	8799
9	U-Drill	Yüksek (130)	0,15	1454	9121
10	180°	Düşük (60)	0,11	967	8857
11	180°	Düşük (60)	0,13	1047	9961
12	180°	Düşük (60)	0,15	1146	10762
13	180°	Orta (67)	0,11	972	8555
14	180°	Orta (67)	0,13	1016	9453
15	180°	Orta (67)	0,15	1119	10605
16	180°	Yüksek (78)	0,11	1123	8203
17	180°	Yüksek (78)	0,13	1029	8604
18	180°	Yüksek (78)	0,15	1125	9707
19	140°	Düşük (80)	0,11	987	5381
20	140°	Düşük (80)	0,13	1107	5576
21	140°	Düşük (80)	0,15	1120	5723
22	140°	Orta (90)	0,11	944	4795
23	140°	Orta (90)	0,13	1042	5703
24	140°	Orta (90)	0,15	1083	5605
25	140°	Yüksek (104)	0,11	1028	5098
26	140°	Yüksek (104)	0,13	1090	5322
27	140°	Yüksek (104)	0,15	1148	5615

E. Gray Relational Analysis (GRA)

Gri ilişkiler analizi yöntemi çoklu düzey sayısının olduğu ve faktör sayısının fazla olduğu problemlerin çözümünde kullanılan yöntemdir. Bu yöntemde; en ideal değere göre uzaklık ve yakınlık ilişkisi kurularak en iyi seçimin yapılmasına olanak sağlar [8]. GRA da ilk adım olan normalizasyon işlemi, deney yapıldıktan sonra elde edilen faktörlerin değerleri farklı birimlerde ölçüldüğünden ilk önce bu faktör değerlerinin aynı birime dönüşmesi gerekmektedir. Yapılan bu normalizasyon işlemine “gri ilişki oluşum” adı verilir. Normalizasyon işlemi yapılacak olan serinin hangi faktörün “daha düşük daha iyi” ve “daha büyük daha iyi” hangi faktöre uygun olduğunun iyi seçilmesi gerekir. Seçilen seri “daha düşük daha iyi” ise normalizasyon yapılırken küçük değerler “1” değerine yakın, büyük değerler içinse değerler 0’a yaklaşmaktadır [9].

En düşük en iyi ise orijinal dizin 1’e göre normalize edilir;
 $yi(k) = \max xi(k) - xi(k) / \max xi(k) - \min xi(k)$ (1)

Burada $yi(k)$ gri ilişkiler analizi normalleştirme değerini, $xi(k)$ değerinin maksimum değeri $\max xi(k)$, minimum değeri ise $\min xi(k)$ ’dir. $xi(k)$ ise ölçülen değeri temsil eder.

GRA da ikinci adım gri ilişki katsayısının tespitidir. Bu tespit için önce 2 ile uzaklık matrisi değerleri bulunur.

$$ai(k) = \max yi(k) - yi(k) \quad (2)$$

Burada $ai(k)$ uzaklık matrisi değerini, $yi(k)$ değerinin maksimum değeri $\max yi(k)$ ’dir. Gri ilişki katsayısı değerleri 3 ile hesaplanır.

$$\zeta_i(k) = \min ai(k) + \zeta \max ai(k) / ai(k) + \zeta \max ai(k) \quad (3)$$

Burada $\zeta_i(k)$ gri ilişki katsayısını, $ai(k)$ değerinin minimum değeri $\min ai(k)$, maksimum değeri $\max ai(k)$ ’dir. ζ değeri ise GRA da ayırt edici katsayıdır. Ayırt edici katsayı 0 ile 1 arasında seçilmelidir. İlgili deney deseni için 0,5 olarak hesaba katılacaktır[10].

GRA da üçüncü adım ise gri ilişki derecesinin tespitidir. Gri ilişki derecesi, gri ilişki katsayılarının ortalaması alınarak bulunabilir ve 4 numaralı formül ile ifade edilir.

$$\gamma_i = 1/n \sum k \zeta_i(k) \quad (4)$$

Burada n, normalize edilmiş deney sonuçlarından elde edilen gri ilişkisel katsayı sayısıdır. γ_i ise gri ilişki derecesidir. Gri ilişki derecesi, gri ilişki katsayılarının arasındaki geometrik benzerliğe verilen ölçüdür. GRA değerinin büyüklüğü x_i ile x_0 birbiri içinde olan yüksek derecede bir alaka olduğunu gösterir. Gri ilişki derecesi en yüksek olan değer, en ideal ölçüt olarak belirlenir ve sıralama bu değerlere göre yapılır[11].

III. GRAY RELATIONAL ANALYSIS RESULTS AND DISCUSSIONS

Bu çalışmada üç farklı matkap geometrisi, kesici takımlara uygun üç farklı kesme hızı (Vc) ve üç farklı ilerleme(f) kullanılarak eğimli yüzeylere delik delme deneyleri gerçekleştirilmiştir. İlgili deneyler sırasında kesme kuvvetleri (Fz) ve moment değerleri (Mz) ölçülmüştür. Elde edilen verilerin optimizasyonu için gri ilişkiler analizi yöntemi kullanılmıştır. Ölçüm sonuçlarının GRA ya göre normalize edilmiş değerlerine karşılık hesaplanan uzaklık matrisi değerleri ve gri ilişkiler analizi sıralama sonuçları aşağıda verilmiştir.

TABLE V

Deney No	Geometri Tipi	Deney Sonuçları		Normalizasyon		Uzaklık Matrisi		Gri İlişki Katsayısı		Gri İlişki Derecesi	Sıralama
		F (N)	M (N.cm)	F (N)	M (N.cm)	F (N)	M (N.cm)	F (N)	M (N.cm)		
1	U-Drill	1340	7432	0,4063	0,5581	0,5937	0,4419	0,4572	0,5308	0,4940	20
2	U-Drill	1611	8125	0,0000	0,4419	1,0000	0,5581	0,3333	0,4726	0,4029	24
3	U-Drill	1608	10605	0,0045	0,0263	0,9955	0,9737	0,3343	0,3393	0,3368	27
4	U-Drill	1229	7969	0,5727	0,4681	0,4273	0,5319	0,5392	0,4845	0,5119	18
5	U-Drill	1409	8984	0,3028	0,2980	0,6972	0,7020	0,4177	0,4160	0,4168	23
6	U-Drill	1501	8984	0,1649	0,2980	0,8351	0,7020	0,3745	0,4160	0,3952	26
7	U-Drill	1204	7666	0,6102	0,5189	0,3898	0,4811	0,5619	0,5096	0,5358	16
8	U-Drill	1349	8799	0,3928	0,3290	0,6072	0,6710	0,4516	0,4270	0,4393	22
9	U-Drill	1454	9121	0,2354	0,2750	0,7646	0,7250	0,3954	0,4082	0,4018	25
10	180°	967	8857	0,9655	0,3193	0,0345	0,6807	0,9355	0,4235	0,6795	11
11	180°	1047	9961	0,8456	0,1342	0,1544	0,8658	0,7640	0,3661	0,5651	14
12	180°	1146	10762	0,6972	0,0000	0,3028	1,0000	0,6228	0,3333	0,4781	21
13	180°	972	8555	0,9580	0,3699	0,0420	0,6301	0,9225	0,4424	0,6825	10
14	180°	1016	9453	0,8921	0,2194	0,1079	0,7806	0,8224	0,3904	0,6064	13
15	180°	1119	10605	0,7376	0,0263	0,2624	0,9737	0,6559	0,3393	0,4976	19
16	180°	1123	8203	0,7316	0,4289	0,2684	0,5711	0,6507	0,4668	0,5588	15
17	180°	1029	8604	0,8726	0,3617	0,1274	0,6383	0,7969	0,4392	0,6181	12
18	180°	1125	9707	0,7286	0,1768	0,2714	0,8232	0,6482	0,3779	0,5130	17
19	140°	987	5381	0,9355	0,9018	0,0645	0,0982	0,8858	0,8358	0,8608	2
20	140°	1107	5576	0,7556	0,8691	0,2444	0,1309	0,6717	0,7925	0,7321	7
21	140°	1120	5723	0,7361	0,8445	0,2639	0,1555	0,6546	0,7628	0,7087	8
22	140°	944	4795	1,0000	1,0000	0,0000	0,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1
23	140°	1042	5703	0,8531	0,8478	0,1469	0,1522	0,7729	0,7667	0,7698	5
24	140°	1083	5605	0,7916	0,8643	0,2084	0,1357	0,7058	0,7865	0,7461	6
25	140°	1028	5098	0,8741	0,9492	0,1259	0,0508	0,7988	0,9078	0,8533	3
26	140°	1090	5322	0,7811	0,9117	0,2189	0,0883	0,6955	0,8499	0,7727	4
27	140°	1148	5615	0,6942	0,8626	0,3058	0,1374	0,6205	0,7844	0,7024	9

Deneylerde gri ilişki derecelerine bakıldığında 140° açılı matkap ile yapılan delme işlemlerinde en düşük kesme kuvvetleri ve moment değerleri ortaya çıkmaktadır. Bunu

ACKNOWLEDGMENT

Gazi Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümüne katkılarından dolayı teşekkür ederiz.

REFERENCES

- [1] M. Yavuz, H. Gökçe, Ç. Yavaş, İ. Korkut, U. Şeker, *Matkap Geometrisinin Delik Kalitesi ve Kesme Performansına Etkisi*, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi.
- [2] Ş. Bayraktar, Y. Siyambaş, Y. Turgut, *Delik Delme Prosesi*, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi.
- [3] G. Meral, H. Dilipak, M. Sarıkaya, U. Şeker, *Matkap Uç ve Kanal Geometrisi Tasarımının Kesme Kuvvetleri Üzerindeki Etkilerinin Taguchi Yöntemiyle Analizi*, Msu Fen Bil. Dergi Cilt 5, Sayı 2, S 435-439.
- [4] M. Pirtini, I. Lazoglu, *Forces and Hole Quality in Drilling*, International Journal of Machine Tools And Manufacture, Pages 271-1281.
- [5] S. Kalidas, R. E. DeVor, S. G. Kapoor, *Experimental Investigation of The Effect of Drill Coatings on Hole Quality Under Dry and Wet Drilling Conditions*, Surface and Coatings Technology Volume 148, Issues 2-3, 3 December, Pages 117-128, 2001.
- [6] S. Yağmur, R. Çakıroğlu, A. Acır, U. Şeker, *AISI 1050 Çeliğinin Delinmesinde Kesme Kuvvetlerinin Taguchi Metodu ile Optimizasyonu*, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi Part C: Tasarım ve Teknoloji, 5:2 241-246, 2017.
- [7] W.D. Tsai, S.M. Wu, *A Mathematical Model for Drill Point Design and Grinding*, Journal of Engineering For INDUSTRY, 101, 333-340, 1979.
- [8] E. Büyükgebiz, *Ülke Performanslarının Gri İlişkisel Analiz Yöntemi ile Değerlendirilmesi*, Süleyman Demirel Üniversitesi Sosyal Bilimler Enstitüsü, Isparta, 2013.
- [9] Z.N. Üstünışık, *Türkiye'deki İller ve Bölgeler Bazında Sosyo-Ekonomik Gelişmişlik Sıralaması*, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 2007.
- [10] G. Uzun, *Analysis of Grey Relational Method of The Effects on Machinability Performance on Austempered Vermicular Graphite Cast Irons*, Volume 142, August, Pages 122-130, 2019.
- [11] Yılmaz E., Güngör F., *Gri İlişkisel Analiz Yöntemine Göre Farklı Sertliklerde Optimum Takım Tutucusunun Belirlenmesi*, 2. Ulusal Tasarım İmalat ve Analiz Kongresi, 11-12 Kasım 2010, Balıkesir.

IV. CONCLUSIONS

Eğimli yüzeylere delik delinmesi işleminde kesme parametrelerinin kesme kuvvetleri ve moment değerleri üzerine etkilerinin araştırıldığı bu çalışmayla elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibidir;

Gri İlişki Analizi yöntemi kullanılarak yapılan optimizasyonda; 140° açılı matkap, 0,11mm/dev ilerleme hızı ve 90m/dak kesme hızı, en uygun deney parametresi olarak belirlenmiştir.

Farklı uç geometrilerine sahip takımlarla yapılan deneylerin tamamında ilerleme hızı arttıkça kesme kuvvetlerinde ve moment değerlerinde artış olmaktadır.

Kesme hızı arttırıldığında ise kesme kuvvetlerinde ve moment değerlerinde azalma meydana gelmektedir.

Delik delme prosesi bir çok araştırmacı tarafından araştırılmış ve optimizasyon yapılmıştır. Ancak eğimli yüzeylerde kesme parametreleri optimizasyonu bu çalışmanın farkıdır.

A Comparison Between TIG Welding of Selective Laser Melted AlSi10Mg with Different Welding Wires

Mehtap Hıdıroğlu¹, Oğuz Kaan Öztürk², Nizamettin Kahraman³

^{1,2}*Coskunöz Mold Machine, R&D Center, Bursa, Turkey*

³*Karabük University, Department of Manufacturing Engineering, Karabük, Turkey*

mhidiroglu@coskunuz.com.tr, okozturk@coskunuz.com.tr, nkahraman@karabuk.edu.tr

Abstract— Metal-based additive manufacturing (AM), which enables the production of structural and functional parts by adding material layer by layer, is a potentially disruptive technology in many industries such as defence, medical and automotive. Comparison between Tungsten Inert Gas (TIG) welding of selective laser melted (SLMed) plates with different welding wires was performed in this paper. The welding defects, morphology, microstructure, and mechanical properties were studied. Pores are the main defect in welding SLMed AlSi10Mg. The high susceptibility of hydrogen pores is one of the most important problems encountered in the fusion welding process of SLM AlSi10Mg alloys. The effect of welding wire alloy on joint strength and pore defect was observed.

Keywords— TIG welding, SLM, AlSi10Mg, AA 7075 –T6, AA 5754–H111,

I. INTRODUCTION

Selective laser melting (SLM) is an additive manufacturing technique which can directly fabricate parts using laser beam melting metal powder [1–3].

In recent years, SLMed Al-Si alloy has received increasing attention due to its high corrosion resistance, high specific strength, and good flowability properties. There are many studies in the literature focusing on optimization of processing parameters [4,5], dimensional accuracy and surface roughness [6], microstructure and mechanical properties [7-12]. However, only a few studies have been conducted so far on the weldability of parts printed by SLM technology.

TIG welding is the main welding process for aluminium alloy. TIG welding can be used in various positions of parts and is easy to operate in different situations. In this study, the weldability, microstructure and mechanical properties of TIG welding of SLMed and cast AlSi10Mg using different additional metal wires were investigated.

II. MATERIAL AND METHODS

The chemical composition of the powder in Table 1, and the mechanical properties of SLMed plates are seen in Table 2.

The SLM experiments were conducted on SLM® system solutions 280 2.0 machine. The spot size of the laser was about 80 µm. All plates were fabricated in an argon atmosphere with the concentration of O₂ controlled below 100 ppm. All plates were fabricated under the same processing condition and the porosity was controlled below 0.2%. The production was done at 700W laser power and 60 µm layer thickness.

TABLE I
CHEMICAL COMPOSITION OF THE SLM POWDER

Alloy	Fe	Si	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Ni	Pb	Sn	Al
AlSi10Mg	0.5	11.00	0.05	0.45	0.45	0.10	0.15	0.05	0.05	0.05	REST

TABLE III
MECHANICAL PROPERTIES OF SLMED PLATES

Alloy	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)	Microhardness Hv _{0.5}
AlSi10Mg	421	8	123

Several rectangular specimens with a dimension of 150×50×1,5 mm were produced by SLM technology. To remove the oxides and contaminants, prior to welding, 0.2 mm of the material was removed from welding surfaces of the plates by hand grinding. Then the plates were cleaned by acetone to remove the impurities and blow-dried.

For TIG welding, the experiments were conducted on LINCOLN-275 AC/DC pulsed TIG welding machine. The filler wires was Sample (A) AA4043 and Sample (B) AA5356, the wires diameter was 1 mm, the welding current was 62 A, 66A respectively. The tungsten electrode diameter was 2 mm, and the torch nozzle inner diameter was 10 mm. The argon gas

flow rate of the upper nozzle was 30 min. The chemical compositions of the wires are presented in Table 3.

TABLE IVVVVI
CHEMICAL COMPOSITION OF THE OF TIG WIRES

Wire Type	Si	Cr	Mg	Mn	Al
4043	5.00	-	-	0.05	94.95
5356	-	0.10	4.75	-	95.15

The image of the TIG welding machines and screens during the production of the samples is given in Fig.1. Images of the plates after welding are shared in Fig.2.

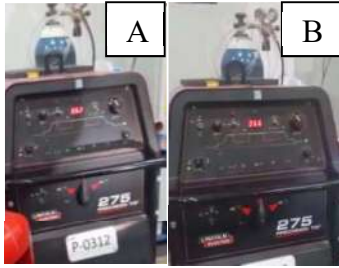


Fig. 1 Image of the TIG welding machine during samples welding operation.

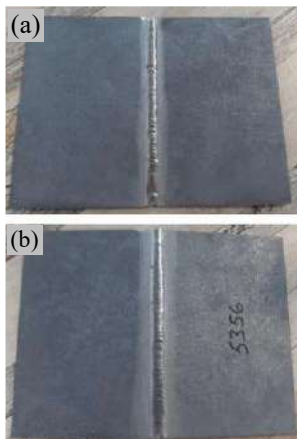


Fig. 2 Image of the TIG welded samples, (a) AA4043 and (b) AA5356.

III. RESULTS AND DISCUSSION

A. Macro and Microstructures analysis and results

Specimens were mechanically polished first with 600, 800, 1200 grit and 2500 grit SiC paper and then with 3 mm and 1 mm diamond paste. The final polishing of these specimens was accomplished using colloidal silica. After polishing, specimens were etched in a nitric Keller's solution (150 ml H₂O, 3 ml HNO₃, 6 ml HF) at 273 K. After these treatments, they were prepared for optical microscopic observation. Sample surfaces were examined with a Nikon Epiphot 200 Inverted model optical microscope and macro-micro images were taken. A typical optical cross-sections have seen for all samples with

Fig. 7 Sample B weld metal, heat affected zone (HAZ) and base material (BM). Macro-section examinations and pore measurements are shown in Figures 3 and 4.

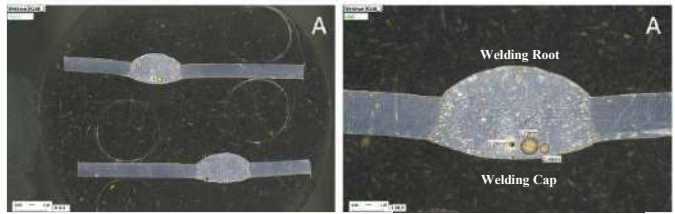


Fig. 3 Macro view section of B sample joints and porosity measurement.

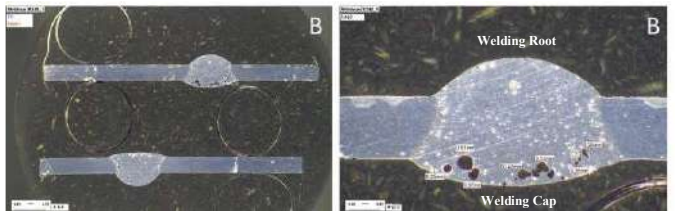


Fig. 4 Macro view section of B sample joints and porosity measurement.

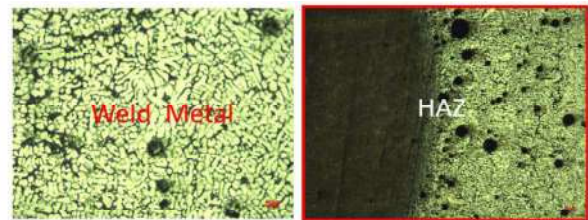


Fig. 5 Sample A macro weld metal and HAZ optic images.

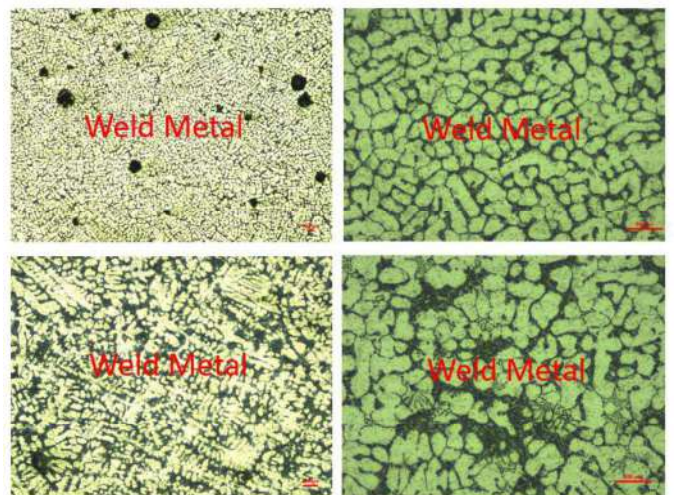


Fig.6 Sample B weld metal optic images.

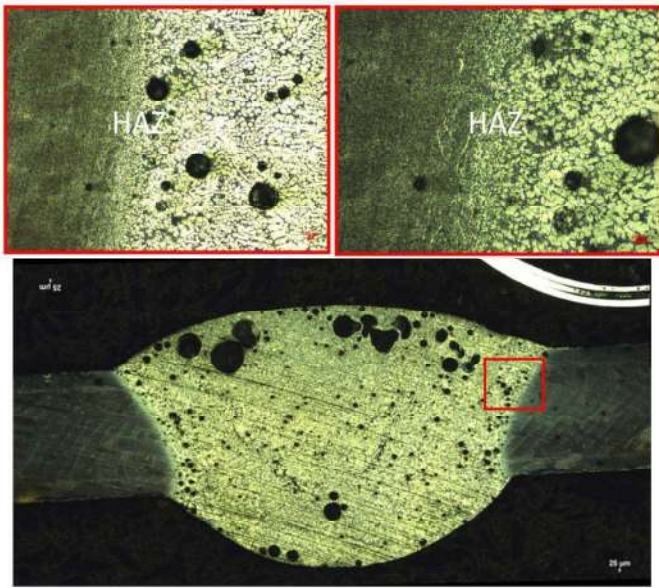


Fig. 7 Sample B macro and HAZ optic images.

The microstructures seen above present typical welded aluminium alloy equiaxed grains structures.

It is known from the literature that the surface of aluminium alloy powder is porous. It is easy to oxidize and the metal powder has a larger specific surface area than solid plate. Its effect on weld porosity formation is thought to be greater than that of AlSi10Mg base metal micro voids.

B. Hardness Test and Results

HV5 hardness measurements were carried out with the QNESS brand Q01450812 model hardness device. The hardness traces taken in Fig.7 are numbered. Hardness measurement results of Weld metal, HAZ, and BM are given in Fig.3.

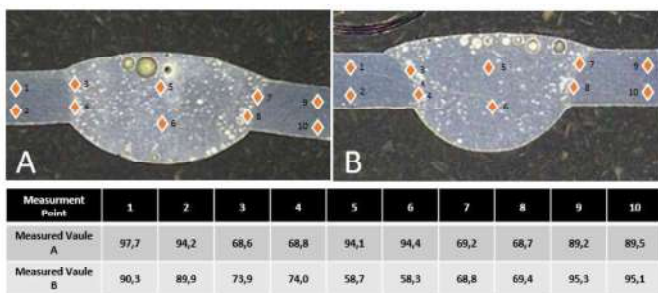


Fig. 8 Sample A weld metal and HAZ.

C. Tensile Test and Results

The test results of TIG welded tensile specimens are shown in Figure 8. Tensile tests were performed on Shimadzu AG-IS 50kN universal tensile device at 2mm/min tensile test speed in accordance with TS EN ISO 6892-1 standard.



Fig. 9 Samples before tensile test



Fig. 10 Sample A during tensile test.

The elongations of specimens A and B are low, averaging 1.35% and 1.33%. This can be attributed to the pores in the weld. Pores are thought to reduce effective elongation. The presence of HAZ pores may have caused susceptibility to plastic deformation and accelerated crack propagation with local stress concentration.

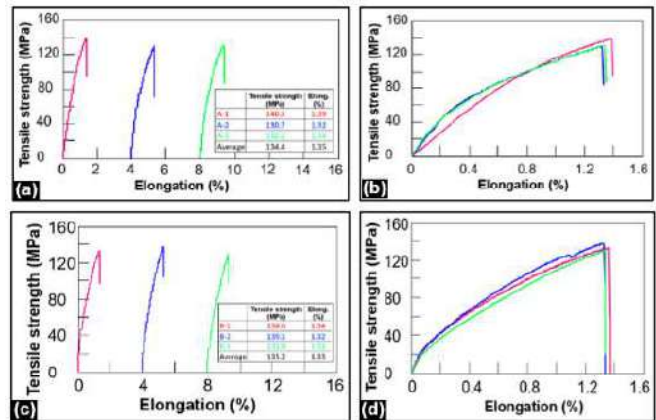


Fig. 11 a) and b) of specimen A, c) and d) Triple tensile graphs of B coded specimens.

Figure 9 shows the welded test specimens before welding, 10 shows the specimens during tensile test and 12 shows the specimens after tensile test. In Fig. 12, it is seen that both specimens fractured in the HAZ. Figure 11 shows the offset (a, c) and overlapped (b, d) tensile test result graphs of specimens A and B.

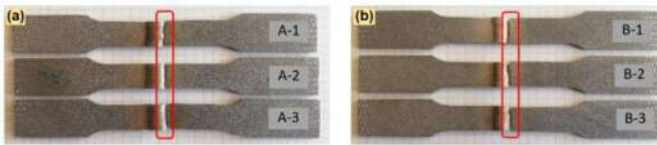


Fig. 12 Rupture images of welded specimens after tensile test a) specimens coded A and b) specimens coded B.

D. Conclusions

- Pores are the main defect in welding SLMed AlSi10Mg. The biggest difficulty of welding SLMed AlSi10Mg is porosity. Although the welding processing parameters have been optimized there are still a large number of pores in the weld.

- For SLMed to SLMed welded samples by TIG welding, the large pores are distributed on the weld boundary.

- Compared with the AA4043 filler metal, AA5356 filler metal has very high porosity susceptibility. The total pore diameter value for specimen A with AA4043 filler metal is 1.56 mm, while this value is 2.6 mm for specimen B with AA5356 filler metal.

- At the weld metal, the TIG weld presents coarse equiaxed grains.

- While a similar hardness decrease was observed in the HAZ of the specimens produced with both different filler metals. In specimen A, the weld metal hardness increased converging to the base material. However, in sample B, the weld metal hardness exhibited a decrease of approximately 30% compared to the base material.

- It was found that the average tensile strength values and elongation values of the specimens produced with both different filler metals were very close.

REFERENCES

- [1] B. Vandenbroucke, J.P. Kruth, Selective laser melting of biocompatible metals for rapid manufacturing of medical parts, *Rapid Prototyp. J.* 13 (2007) 196–203.
- [2] X. Nie, H. Zhang, H. Zhu, Z. Hu, L. Ke, X. Zeng, Analysis of processing parameters and characteristics of selective laser melted high strength Al-Cu-Mg alloys: from single tracks to cubic samples, *J. Mater. Process. Technol.* 256 (2018) 69–77.
- [3] Z. Hu, H. Zhu, H. Zhang, X. Zeng, Experimental investigation on selective laser melting of 17–4PH stainless steel, *Opt. Laser Technol.* 87 (2017) 17–25.
- [4] Read, N., Wang, W., Essa, K., Attallah, M.M. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: process optimisation and mechanical properties development, *In: Mater. Des.* 65. 2015. pp.417–424.
- [5] Aboulkhair, N.T., Everitt, N.M., Ashcroft, I., Tuck, C. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting, *In: Addit. Manuf.* 1. 2014. pp.77–86.
- [6] Kamarudin, K., Wahab, M.S., Shayfull, Z., Ahmed, A., Raus, A.A. Dimensional accuracy and surface roughness analysis for AlSi10Mg

- produced by selective laser melting (SLM), *In: MATEC Web Conf.* 78. 2016. 01077.
- [7] Liu, S., Zhu, H., Peng, G., Yin, J., Zeng, X. Microstructure prediction of selective laser melting AlSi10Mg using finite element analysis, *In: Mater. Des.* 142 2018. pp.319–328.
- [8] Thijs, L., Kempen, K., Kruth, J.P., Van Humbeeck, J. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder, *Acta Mater.* 61 2013 pp.1809–1819.
- [9] Aboulkhair, N.T., Maskery, I., Tuck, C., Ashcroft, I., Everitt, N.M. On the formation of AlSi10Mg single tracks and layers in selective laser melting: Microstructure and nano-mechanical properties, *In: J. Mater. Process. Technol.* 230. 2016. pp.88–98.
- [10] Aboulkhair, N.T., Maskery, I., Tuck, C., Ashcroft, I., Everitt, N.M. The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg: The effect of a conventional T6-like heat treatment, *In: Mater. Sci. Eng. A.* 667. 2016. pp.139–146.
- [11] Flocchi, J., Tuissi, A., Bassani, P., Biffi, C.A. Low temperature annealing dedicated to AlSi10Mg selective laser melting products, *In: J. Alloys Compd.* 695. 2017. pp.3402–3409.
- [12] Rosenthal, I., Shneck, R., Stern, A. Heat treatment effect on the mechanical properties and fracture mechanism in AlSi10Mg fabricated by additive manufacturing selective laser melting process, *In: Mater. Sci. Eng. A.* 729. 2018. 310–322

DEVELOPMENT OF ULTRA HIGH STRENGTH STEEL FOR HOT STAMPING PROCESS

Tanya A. Başer¹, Ahmet Onaylı¹, Adem Karşı¹, Metin Çallı¹, Emre Yiğitoğlu¹

¹Coşkunöz CKM R&D Center, Bursa, Turkey

Weight reduction studies are crucial for the automotive industry to reduced CO₂ emissions in a certain level. 25% of the factors that cause vehicle fuel consumption due to the vehicle weight. According to the light weight targets, vehicle manufacturers carry out intensive R&D studies on new designs, different production methods and new generation materials. Hot stamping process (also called press hardening) is an innovative way to manufacture complex-shaped components of ultra-high strength steel (UHSS) sheet with a minimum of spring back during forming. The energy absorption capacity of the formed parts can be also improved by hot stamping. Especially for suspension parts; fatigue life against dynamic loads is required as well as deformation without breaking in sudden crashes. Conventional hot-stamped materials (boron steels) have a limited elongation values after hot forming operations. Therefore, it has been necessary to develop a new material that can meet these requirements. In this study, comparison of a newly developed hot stamping steel to commercial hot stamping alloy is presented. This included the determination of the S-N curves as well as the buckling performance. The mechanical behavior of newly developed press hardened steels was characterized. In addition, detailed microstructural investigation was performed.

Keywords: hot stamping steels, hot stamping, martensite, newly developed material, light-weighting.

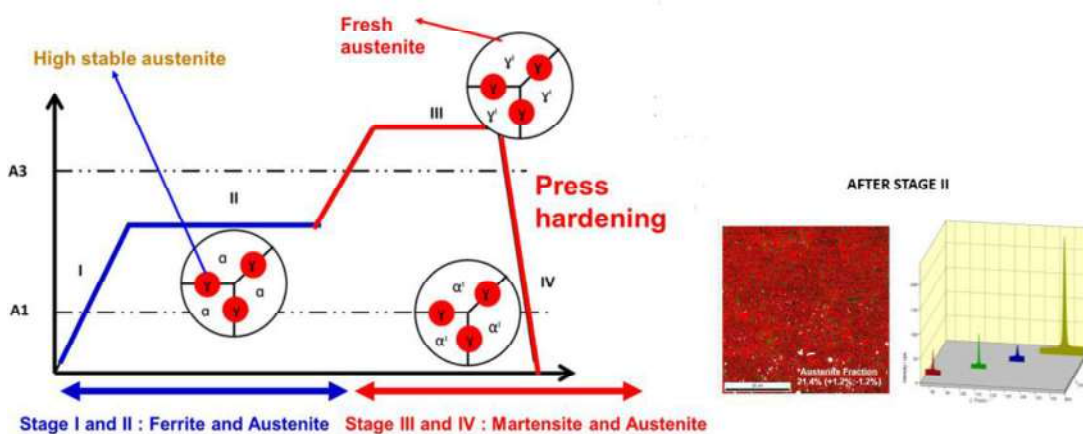


Figure 1. Schematic illustration of the rapid heating flash hot stamping process.



Materials	Thickness	Fatigue Cycles	Comparison
CP STEEL	4 mm	300.000	<ul style="list-style-type: none"> ✓ Strength~780 MPa ✓ Formability ✓ Fatigue (250 000 cycle) ✓ High elongation >10%
BORON STEEL	3 mm	28.000	<ul style="list-style-type: none"> ✓ High Strength>1500 Mpa ✓ Formability ✓ Fatigue (250 000 cycle) ✗ High elongation >10%
NEWLY DEVELOPED ALLOY	3 mm	600.000	<ul style="list-style-type: none"> ✓ High Strength>1500 Mpa ✓ Formability ✓ Fatigue (600 000 cycle) ✓ High elongation >10% ✓ %25 weight reduction

Figure 2. Comparison of the fatigue behavior on the press hardened control arm for the different materials.

The Potential of TBF Steel Cycle for the Production of High-Strength Automotive Components by Hot Stamping Process

Mustafa UZUNBOY^{*,+}, Oğuz Gürkan BİLİR⁺, Ersoy ERİŞİR⁺

^{*} Mustafa Uzunboy, mustafauzunboy07@gmail.com

⁺ Kocaeli University, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Kocaeli, Turkey

Hot stamping is a popular process for the manufacturing of high-strength automotive components. In this study, an application of the transformation induced plasticity aided bainitic ferrite (TBF) steel cycle to the hot stamping process is investigated. The TBF approach is a relatively new technique that has shown great potential to produce advanced high-strength steels with excellent combinations of strength and ductility. The TBF process involves a two-step heat treatment, where the steel is first heated to an austenitic temperature and then quenched to a temperature above Ms temperature. The steel is then hold isothermally at the same temperature to form a mixture of retained austenite and bainite, which provides an additional source of ductility and toughness. During the cooling to the isothermal holding temperature, some ferrite can also be formed. In this study, we use a hot stamping simulator to produce prototypes of a C-Mn-Si-Nb TBF steel with a thickness of 2 mm. The prototypes are processed using different TBF routes, including isothermal holding temperature and cooling rate. Microstructural investigations are performed using scanning electron microscopy (SEM). The SEM images show that the TBF process produces a bainitic microstructure with retained austenite, martensite, and polygonal/quasi-polygonal ferrite. The tensile test results reveal that the TBF process results in a significant improvement in both strength and ductility, with a similar tensile strength between 1340-1459 MPa and higher total elongation of % 10-13 compared to the conventional hot stamping process.

Keywords— TBF steels, hot stamping, phase transformations, microstructure, mechanical properties

Austenitic Transformation in Duplex Stainless Steel using High Temperature Solution Nitriding

Mutlu Çağrı YİĞİT^{*,+}, Özge ARARAT⁺, Ersoy ERİŞİR⁺,

* Mutlu Çağrı Yiğit, mutlucagriyigit@gmail.com

⁺ Kocaeli University, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Kocaeli, Turkey

In this study, High Temperature Solution Nitriding (HTSN) process was applied on a duplex stainless steel to obtain an austenitic microstructure. Duplex stainless steel containing high chromium and manganese was produced by vacuum induction melting method. After casting, a homogenization annealing was applied to the steel at 1200 °C for 48 hours followed by hot and cold rolling. The HTSN process of cold rolled duplex steel was carried out in a furnace at 2.5 bar N₂ pressure at 1200°C. The microstructural investigations using a light microscope on the samples after HTSN revealed a complete transformation of the original duplex microstructure to an austenitic microstructure. The thermodynamical calculations using ThermoCalc and diffusion calculations using DICTRA were performed to predict the phases formed during the HTSN process and the diffusion behaviour of nitrogen. The ThermoCalc calculations predicted the phase transformations and formation of nitrides. The DICTRA calculations revealed that the diffusion of nitrogen is relatively fast in the half thickness of cold rolled duplex steel sheet. The Vickers hardness of the austenitic steel was found to be significantly higher than the original duplex stainless steel.

Keywords— duplex stainless steels, solution nitriding, phase transformations, microstructure

The Theoretical Description for the Electrochemical Synthesis of an Economic and Green CoO(OH)-based Hybrid Composite for Steel Corrosion Protection

Volodymyr V. Tkach^{*,†}, Marta V. Kushnir^{*}, José Inácio Ferrão Martins[†], Jarem R. Garcia[#], Petro I. Yagodynets^{*},

^{*}Chernivtsi National University
58000, Kotsyubyns'ky Str. 2, Chernivtsi, Ukraine
nightwatcher2401@gmail.com

[†]Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto
4200-465, Dr. Roberto Frias Str., s/n, Porto, Portugal
ijpm@fe.up.pt

[#]Universidade Estadual de Ponta Grossa
Campus de Uvaranas, Av. Gal. Costa Cavalcanti, 4748, 84030-900, Ponta Grossa, PR, Brazil
jrgarcia@uepg.br

Abstract— In this work, the synthesis of a novel economic and green anticorrosive composite material, based on cobalt (III) oxyhydroxide and a poisonous mushroom phenol. The composite material formed may be thereby partly oxidized or overoxidized. The correspondent mathematical model analysis confirms the efficiency of the electro synthetic process, despite the high probability of the oscillatory behavior.

Keywords— corrosion protection; circular economy; *Agaricus Xanthodermus*; conducting polymer; cobalt(III) oxyhydroxide; stable steady-state

I. INTRODUCTION

Agaricus is one of Europe's most cultivated mushroom genus [1–4]. Two of them (*Agaricus bisporus* and *Agaricus campestris*), correspondent to button and field mushrooms, are edible and are known by the common name champignon. There are so popular that in some languages, the name champignon corresponds to the meaning “edible mushroom”.

Nevertheless, one of the *Agaricus* species is a toxic mushroom *Agaricus xanthodermus*, popularly known as a yellow stainer. It is toxic when consumed, and it may be readily grown among the edible *Agaricus* mushrooms sharing the same mycelium. Its toxicity and color are caused by the presence of the phenolic compounds (Fig. 1), including 4-4'-dihydroxyazobenzene, a unique endogenous natural azo dye [5–10]. In the mushroom pulp, the phenols act as antioxidants.

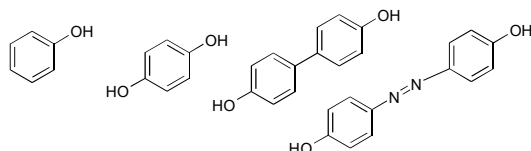


Figure 1. *Agaricus xanthodermus* phenols.

Considering the toxicity of the mushroom and its component, it cannot be eaten cooked. Nevertheless, the phenolic compounds from *Agaricus xanthodermus* may be interesting as monomers for conducting polymers, and the proper mushroom – as an economic and green renewable natural source for the conducting materials [11–14], which needs a theoretical *a priori* investigation. The resulting composite material may be efficiently used for corrosion protection of iron, steel and other metallic pieces.

Generally, the conducting polymers are obtained from purely synthetic monomers, which may be environmentally unfriendly. Also, the synthetic monomers preparation and electropolymerization may be expensive for a different reason, and the mushroom solves both problems. The mushroom provides a rapidly renewed green source for the polyfunctional composite material, in which the organic phase is deposited over an inorganic oxide, augmenting its conductivity [15–21].

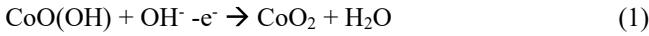
Therefore, the goal of this work is the theoretical description for 4-4'-dihydroxyazobenzene electrochemical polymerization over cobalt (III)-oxyhydroxide modified electrode. This leads to the economic and environmentally friendly composite, capable of being used in sensors, energy storage, and material science. Also, this synthesis is compared with similar systems [22–28].

II. SYSTEM AND ITS MODELING

The electrochemical oxidation of 4-4'-dihydroxyazobenzene over CoO(OH)/CoO₂ redox pair is interesting from both electroanalytical and electrosynthetic point of view, and its electroanalytical function has already been investigated in [20,21].

The complete schematic description for this process, including the micro- and macromolecular monomer oxidation, like also quinone-hydroquinonic polymer oxidation, is depicted in the Fig. 2. Taking into account that the quinone-hydroquinonic oxidation may be reversible, poly(4-4'-dihydroxyazobenzene) and its polyquinone may be proton and electron transfer mediators for either cathodic or anodic processes, which permits their wide use in electroanalytics and electrocatalysis. This polymer may also form a matrix for heavy metal ions recuperation and removal, like also for the MOF and other hybrid materials.

Both direct and indirect electropolymerization may be used to polymerize 4-4'-dihydroxyazobenzene. Indirect electropolymerization, in this case, is initiated by *in situ* formed cobalt dioxide, a product of cobalt (III) oxyhydroxide electrooxidation (1 - 2):



or

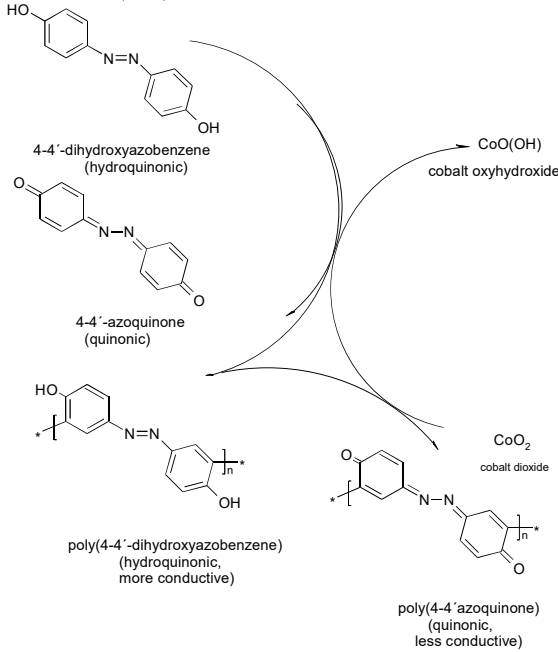
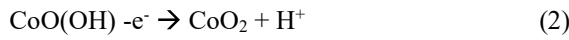


Figure 2. Schematic description for CoO(OH)/CoO₂ - assisted 4-4'-dihydroxyazobenzene and its polymer electrooxidation.

The resulting material will be CoO(OH)-based hybrid polymer composite, which may tend to either reversible (quinone-hydroquinonic) and irreversible (overoxidation) electrochemical oxidation, depending on the potential, reason why in the present model, the resulting composite material will be considered.

Therefore, to describe the behavior of this system, considering some assumptions taken in [15–21], we investigate the bivariate equation-set (3):

$$\begin{cases} \frac{dp}{dt} = \frac{2}{\delta} \left(\frac{P}{\delta} (p_0 - p) - r_1 - r_p \right) \\ \frac{dc}{dt} = \frac{1}{c} (r_p - r_{O1} - r_{O2}) \end{cases} \quad (3)$$

In which p is the phenolic compound concentration in the pre-surface layer; p_0 its bulk concentration, P is its diffusion coefficient, δ the pre-surface layer thickness, c is the composite material surface coverage degree, C is the composite maximal surface concentration and the parameters r are the correspondent reaction rates, capable of being calculated as (4 – 7):

$$r_1 = k_1 p (1 - c)^2 \exp(-ap) \quad (4)$$

$$r_p = k_p p^x (1 - c)^y \exp(-ap) \quad (5)$$

$$r_{O1} = k_{O1} c \exp \frac{2nF\varphi_0}{RT} \quad (6)$$

$$r_{O2} = k_{O2} c \exp \frac{wF\varphi_0}{RT} \quad (7)$$

Herein, the parameters k are the correspondent reaction rate constants, x , and y are polymerization reaction orders, n is the polymer average chain length, w is the number of electrons transferred during the composite overoxidation, F is the Faraday number, φ_0 is the zero-charge-related potential slope in the double electric layer (DEL), R is the universal gas constant, and T is the absolute temperature.

Considering that all four reactions composing the process affect the DEL, the oscillatory and monotonic instability will be highly probable. Nevertheless, the electro-synthetic system will be efficient, as shown below.

III. RESULTS AND DISCUSSION

We describe the electrochemical synthesis of poly(4-4'-dihydroxyazobenzene)/CoO(OH) composite applying the linear stability theory to the equation set (4). The steady-state Jacobian matrix may be described as:

$$\begin{pmatrix} a_{11} & a_{12} \\ a_{21} & a_{22} \end{pmatrix} \quad (8)$$

In which:

$$a_{11} = \frac{2}{\delta} \left(-\frac{P}{\delta} - k_1 (1 - c)^2 \exp(-ap) + ak_1 p (1 - c)^2 \exp(-ap) - xk_p p^{x-1} (1 - c)^y \exp(-ap) + ak_p p^x (1 - c)^y \exp(-ap) \right) \quad (9)$$

$$a_{12} = \frac{2}{\delta} \left(2k_1 p (1 - c) \exp(-ap) + yk_p p^x (1 - c)^{y-1} \exp(-ap) \right) \quad (10)$$

$$a_{21} = \frac{1}{c} \left(xk_p p^{x-1} (1 - c)^y \exp(-ap) - ak_p p^x (1 - c)^y \exp(-ap) \right) \quad (11)$$

$$a_{22} = \frac{1}{c} \left(-yk_p p^x (1 - c)^{y-1} \exp(-ap) - k_{O1} \exp \frac{2nF\varphi_0}{RT} - k_{O2} \exp \frac{wF\varphi_0}{RT} + j \left(k_{O2} c \exp \frac{wF\varphi_0}{RT} + k_{O1} c \exp \frac{2nF\varphi_0}{RT} \right) \right) \quad (12)$$

The main singular point conditions for the bivariate systems may be joined in Table 1:

Table 1. The main singular point conditions for bivariate equation-sets.

Singular point	Condition	Effect
Hopf bifurcation	Tr J = 0, Det J > 0	Oscillatory behavior
Saddle-node bifurcation	Tr J < 0, Det J = 0	Steady-state stability margin
Steady-state stability	Tr J < 0, Det J > 0	Rapid steady-state formation

To simplify the determinant, we introduce new variables, rewriting the determinant as (13):

$$\frac{2}{\delta c} \begin{vmatrix} -\kappa - \Xi & P \\ \Xi & -P - \Omega \end{vmatrix} \quad (13)$$

Observing the main-diagonal elements (9) and (12), we may confirm that the *oscillatory behavior* in this system is possible. Moreover, it is of high probability.

It's known that the Hopf bifurcation may be realized if the main diagonal contains the positive addendums, corresponding to the positive callback. These addendums are $ak_1p(1-c)^2 \exp(-ap) > 0$, $ak_pp^x(1-c)^y \exp(-ap) > 0$, if $a > 0$ and $j \left(k_{O2}c \exp\left(\frac{wF\phi_0}{RT}\right) + k_{O1}c \exp\left(\frac{2nF\phi_0}{RT}\right) \right) > 0$, if $j > 0$ correspondent to DEL capacitance and conductivity influences of chemical and electrochemical reactions. The oscillation amplitude depends on the background electrolyte composition, including pH. Mathematically, the oscillatory behavior conditions will be described as (14):

$$\begin{cases} -\frac{2}{\delta}(\kappa + \Xi) - \frac{1}{c}(P + \Omega) = 0 \\ \frac{2}{\delta c}(\kappa P + \kappa \Omega + \Xi \Omega) > 0 \end{cases} \quad (14)$$

To obtain the *steady-state stability* requirement, we apply the general condition Tr J < 0, Det J > 0. For this system, it will be exposed as (15):

$$\begin{cases} -\frac{2}{\delta}(\kappa + \Xi) - \frac{1}{c}(P + \Omega) < 0 \\ \frac{2}{\delta c}(\kappa P + \kappa \Omega + \Xi \Omega) > 0 \end{cases} \quad (15)$$

As the parameters κ and P may only have positive values, the condition (15) is readily satisfied if the parameters Ξ and Ω are also positive. It occurs if the DEL capacitance impacts aren't strong enough to destabilize the system.

Really, if $\Xi > 0$ and $\Omega > 0$, the left side of the first inequity will be shifted to more negative values, and the second expression will remain more positive, describing a diffusion-controlled electroanalytical system with a vast parameter region, correspondent to the easy formation and maintenance of the steady-state, providing the well-developed polymer composite surface formation. The resulting polymer composite may be an efficient electrode modifier for electroanalytical and electro-synthetic processes.

The *monotonic instability*, correspondent to the N-shaped part of the voltammogram, delimits the margin between the stable steady-states and unstable states. Its condition for the bivariate systems is Tr J < 0, Det J = 0.

$$\begin{cases} -\frac{2}{\delta}(\kappa + \Xi) - \frac{1}{c}(P + \Omega) < 0 \\ \frac{2}{\delta c}(\kappa P + \kappa \Omega + \Xi \Omega) > 0 \end{cases} \quad (16)$$

As for the composite synthesis in *galvanostatic and potentiodynamic modes*, it foresees a somehow more dynamic behavior. In this case, the trivariate equation set, including the electrode charge balance, has to be analyzed. This set will be described in one of our next works.

IV. CONCLUSIONS

From the theoretical analysis of CoO(OH)/CoO₂-assisted 4-4'-dihydroxyazobenzene electrochemical polymerization, it was possible to conclude that either the polymerization or the resulting polymer reversible and irreversible oxidation may be responsible for the oscillatory behavior in this system. The oscillation frequency and amplitude depend strongly on the background electrolyte composition, including pH. Nevertheless, the polymer synthesis may be efficient, yielding a well-developed composite material used in electroanalysis and electrocatalytic processes and in heavy metal removal.

ACKNOWLEDGMENT

Volodymyr V. Tkach acknowledges the Faculty of Engineering of the University of Porto and the University of Trás-os-Montes and Alto Douro for their support in these difficult times for Ukraine and its research

REFERENCES

- Boxshall, A.-G.; Birch, J.L.; Lebel, T.; Symonds, M.R.E.; Callahan, D.L. A field-based investigation of simple phenol variation in Australian *Agaricus xanthodermus*. *Mycologia* **2021**, *113*, 1123-1135. <https://doi.org/10.1080/00275514.2021.1936851>.
- Gonçalves Silva, J.; Ševčíková, H. *Agaricus bitorquis* (Qué.) Sacc. (Agaricaceae), a new record for the island of Porto Santo (Madeira, Portugal). *Bol. Mus. Hist. Nat. Funchal*. **2022**, *72*, 21-25.
- Bashir, H.; Chen, J.; Jabeen, S.; Ullah, S.; Khan, J.; Niazi, A.R.; Zhang, M.; Khalid, A.N.; Parra, L.A.; Callac, P. An overview of *Agaricus* section *Hondenses* and *Agaricus* section *Xanthodermatei* with description of eight new species from Pakistan. *Scientific Reports* **2021**, *11*, <https://doi.org/10.1038/s41598-021-92261-5>.
- Medel-Ortiz, R.; Garibay-Orijel, R.; Argüelles-Moyao, A.; Mata, G.; Kerrigan, R.W.; Bessette, A.E.; Geml, J.; Angelini, C.; Parra, L.A.; Chen, J. *Agaricus macrochlamys*, a New Species from the (Sub)tropical Cloud Forests of North America and the Caribbean, and *Agaricus fiardii*, a New Synonym of *Agaricus subrufescens*. *Journal of Fungi* **2022**, *8*, <https://doi.org/10.3390/jof8070664>.
- Özaltun, B.; Sevindik, M. Evaluation of the Effects on Atherosclerosis and Antioxidant and Antimicrobial Activities of *Agaricus Xanthodermus* Poisonous Mushroom. *The Eur. Res. J.* **2020**, *6*, 539-544. <https://doi.org/10.18621/eurj.524149>.
- Tello Martín, M.L.; Lavega, R.; Carrasco, J.C.; Pérez, M.; Pérez-Pulido, A.J.; Thon, M.; Pérez Benito, E. Influence of *Agaricus bisporus* establishment and fungicidal treatments on casing soil metataxonomy during mushroom cultivation. *BMC Genomics* **2022**, *23*, <https://doi.org/10.1186/s12864-022-08638>.
- Mayrink de Miranda, A. *Agaricus Brasiliensis* (Sun Mushroom) and its Therapeutic Potential: A Review. *Arch. Food Nutr. Sci.*, **2022**, *6*, 6-15. <https://doi.org/10.29328/journal.afns.1001032>.
- Ferretti, A.; Saar, I.; Knijn, A. A New Species of *Agaricus* (Section *Sanguinolenti*) from Rome, Italy. *Ital J. Mycol.* **2022**, *51*, 1-10. <https://doi.org/10.6092/issn.2531-7342/13464>.
- Gill, M.; Strauch, R.J. Constituents of *Agaricus xanthodermus* Genievier: The First Naturally Endogenous Azo Compound and Toxic Phenolic Metabolites. **1984**, *39*, 1027-1029. <https://doi.org/10.1515/znc-1984-11-1203>.

10. Li, Y.-L.; Zhu, Y.-Z.; Zheng, P.-H.; Qu, Z.-Y.; Zhang, H.; Hou, W.; Piao, X.-M.; Wang, Y.-P. Potentially Harmful Maillard Reaction Products in Food and Herb Medicines. *Journal of Food Quality* **2021**, *2021*, <https://doi.org/10.1155/2021/1798936>.
11. Ziyatdinova, G.; Guss, E.; Yakupova, E. Electrochemical Sensors Based on the Electropolymerized Natural Phenolic Antioxidants and Their Analytical Application. *Sensors* **2021**, *21*, <https://doi.org/10.3390/s21248385>.
12. Martins, G.V.; Riveiro, A.; Chiussi, S.; Sales, M.G.F. Flexible sensing devices integrating molecularly-imprinted polymers for the detection of 3-nitrotyrosine biomarker. *Biosensors and Bioelectronics: X* **2022**, *10*, <https://doi.org/10.1016/j.biosx.2022.100107>.
13. Tesfaye, G.; Hailu, T.; Ele, E.; Negash, N.; Tessema, M. Square wave voltammetric determination of quercetin in wine and fruit juice samples at poly (safranin O) modified glassy carbon electrode. *Sensing and Bio-Sensing Research* **2021**, *34*, <https://doi.org/10.1016/j.sbsr.2021.100466>.
14. Ziyatdinova, G.; Yakupova, E.; Zhupanova, A. Voltammetric Sensors Based on the Electropolymerized Phenolic Acids or Triphenylmethane Dyes for the Antioxidant Analysis. *Engineering Proceedings* **2022**, *27*, <https://doi.org/10.3390/ecsa-9-13178>.
15. Kondratiev, V.; Holze, R. Intrinsically Conducting Polymer Binders for Battery Electrodes. *Encyclopedia* **2022**, *2*, 1753-1762, <https://doi.org/10.3390/encyclopedia2040120>.
16. Akinay, Y.; Çolak, B.; Turan, M.E.; Akkuş, I.N.; Kazici, H.Ç.; Kızılcay, A.O. The electromagnetic wave absorption properties of woven glass fiber composites filled with Sb₂O₃ and SnO₂ nanoparticles doped mica pigments. *Polymer Composites* **2022**, *43*, 8784-8794, <https://doi.org/10.1002/pc.27061>.
17. Rendón-Enríquez, I.; Palma-Cando, A.; Körber, F.; Niebisch, F.; Forster, M.; Tausch, M.W.; Scherf, U. Thin Polymer Films by Oxidative or Reductive Electropolymerization and Their Application in Electrochromic Windows and Thin-Film Sensors. *Molecules* **2023**, *28*, <https://doi.org/10.3390/molecules28020883>.
18. Güven, S.; Altın Karataş, M.; Gökkaya, H.; Akinay, Y. Experimental investigation of the effects of aging and cryogenic treatments on the mechanical properties of superelastic nickel-titanium shape-memory alloys. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science* **2022**, *236*, 6752-6759, <https://doi.org/10.1177/09544062211069864>.
19. Sachdev, G.A.; Matai, I. An electrochemical sensor based on cobalt oxyhydroxide nanoflakes/reduced graphene oxide nanocomposite for detection of illicit drug-clonazepam. *Journal of Electroanalytical Chemistry* **2022**, *919*, <https://doi.org/10.1016/j.jelechem.2022.116537>.
20. Sun, J.; Zhao, H.; Wang, Z. Nonenzymatic Glucose Sensor Based on Porous Co₃O₄ Nanoneedles. *J. Env. Publ Health* **2022**, *2022*, <https://doi.org/10.1155/2022/6442241>.
21. Cao, Y.; Mohamed, A.M.; Mousavi, M.; Akinay, Y. Poly(pyrrole-co-styrene sulfonate)-encapsulated MWCNT/Fe-Ni alloy/NiFe₂O₄ nanocomposites for microwave absorption. *Materials Chemistry and Physics* **2021**, *259*, <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.124169>.
22. Bagheri, A.; Hassani Marand, M. Voltammetric and Potentiometric Determination of Cu²⁺ Using an Overoxidized Polypyrrole Based Electrochemical Sensor. *Russian Journal of Electrochemistry* **2020**, *56*, 453-461, <https://doi.org/10.1134/S1023193520060026>.
23. Joshi, N.C.; Malik, S.; Gururani, P. Utilization of Polypyrrole/ZnO Nanocomposite in the Adsorptive Removal of Cu²⁺, Pb²⁺ and Cd²⁺ Ions from Wastewater. *Letters in Applied NanoBioScience* **2021**, *10*, 2339-2351, <https://doi.org/10.33263/LIANBS103.23392351>.
24. Tkach, V.; Kushnir, M.; de Oliveira, S.; Ivanushko, Y.; Tkach, V.; Mytrofanova, H.; Zadoia, A.; Yagodynets', P.; Kormosh, Z.; Luganska, O. Theoretical Description for an Efficient Rhenium Electrocatalytic Recuperation by Polypyrrole Overoxidation. *Letters in Applied NanoBioScience* **2021**, *10*, 2396-2401, <https://doi.org/10.33263/LIANBS103.23962401>.
25. Tkach, V.V.; Kushnir, M.V.; de Oliveira, S.C.; Parchenko, V.V.; Odyntsova, V.M.; Aksyonova, I.I.; Ivanushko, Y.G.; Yagodynets, P.I.; Kormosh, Z.O. A Descrição Matemática Da Detecção Eletroquímica da Ergina, Assistida Pelos Novos Derivados Triazólicos, Dopados pelo Íon Amavadinina (in Portuguese). *Rev. Colomb. Cien. Quím. Farm.* **2021**, *50*, 174-184.
26. Huang, B.; Sun, Z.; Sun, G. Recent progress in cathodic reduction-enabled organic electrosynthesis: Trends, challenges, and opportunities. *eScience* **2022**, *2*, 243-277, <https://doi.org/10.1016/j.esci.2022.04.006>.
27. Tkach, V.V.; Kushnir, M.V.; Ahafonova, O.V.; Mytchenok, M.P.; Bocharov, A.V.; Kovalchuk, P.Y.; de Oliveira, S.C.; Yagodynets, P.I.; Kormosh, Z.O.; dos Reis, L.V.; Bredikhina, Y.L.; Ivanushko, Y.G.; Nazymok, Y.V. The Theoretical Description for the Electrochemical Determination of 4-4'-Dihydroxyazobenzene, Assisted by a Composite of Squaraine Dye with Cobalt (III) Oxyhydroxide in Pair with Cobalt (IV) Oxide. *Mediterr. J. Chem.* **2020**, *10*, 619-624, <https://doi.org/10.13171/mjc10602007011465vvt>.
28. Tkach V.V.; Kushnir, M.V.; Ivanushko, Y.G.; Bocharov, A.V.; Kovalchuk, P.Y.; De Oliveira, S.C.; Yagodynets', P.I.; Kormosh, Z.O.; dos Reis, L.V. The Theoretical Description for the 4-4'-Dihydroxyazobenzene Electroanalysis, Assisted by a Composite of Squaraine Dye with Co(OH)/CoO₂ Redox Pair, Accompanied by its Electropolymerization. *Appl. J. Env. Eng. Sci.* **2021**, *7*, 55-62, <https://doi.org/10.48422/IMIST.PRSM/ajees-v7i1.23046>.

Reducing die change time in friction press machine

Zeynep Sude Özdemir*, Semanur Genç*, Selçuk Özcan*

ozdemirzeynepsude25@gmail.com, semanurgenc07@gmail.com, selcukozcan@karabuk.edu.tr

* Department of Industrial Engineering, University of Karabük, Türkiye

Abstract— Companies have two conflicting goals, both to produce a wide variety of products and to reduce machine downtime during the transition between products. Since the first goal will not be abandoned, solutions have been seeking to achieve the second goal. At this point, the concept of Single Minute Exchange of Dies (SMED), one of the lean manufacturing techniques, comes to the fore. SMED is a method aimed at minimizing die change times. In this study, die change times in the friction machine were analyzed. In the current situation, the die change process has been analyzed, and the entire job takes 118 minutes. Work on the future situation has been planned, and with the improvements made in the mould change process, the mould change time has been reduced to 108 minutes. This period is thought to be further reduced with the new changes noticed during the study.

Keywords— Lean, SMED, Exchange of Dies, Kaizen, Productivity

I. INTRODUCTION

The aim of the lean production philosophy is to identify the wastes that occur while producing products or services. Then, the detected wastes should be eliminated as much as possible. The word production should not come to mind only the process in which the products are changed. Lean philosophy considers this process by starting this process from the moment the customer order arrives until the product is delivered to the customer. It even examines the process until the launch of the product that is not on the market. In all of these processes, lean production philosophy, material, operator, machine etc. It reveals waste by examining production resources such as Waste in lean production; anything that does not benefit the person using the product or service. Waste is divided into seven. These; errors, overproduction, inventories, waiting, unnecessary work, unnecessary movements, unnecessary transportation. Opposite the concept of waste is the concept of value. Adding value to the material; is to make the changes requested by the customer on the material. Therefore, the lean philosophy aims that all the time spent for production is time that adds value, and that waste does not exist in the production environment. Within the scope of lean manufacturing, there are some techniques to detect and eliminate waste. For example, continuous improvement of processes by eliminating waste is called Kaizen, examining the flow of material, Value Stream Mapping, carrying out maintenance activities in a planned manner, Total Productive Maintenance, regular and clean working environment 5S, reducing mould change times in machines are called Single Minute Exchange of Dies (SMED). Within the scope of lean production, many

techniques have been applied in many companies in the world for about fifty years.

In this study, the die change times of a friction press machine in the metal sector are examined, that is, an SMED application is presented. In the following sections, first the SMED method will be explained theoretically and examples from the literature will be given. The next section will describe in detail what is done in practice. In the last part, the results obtained at the end of the study will be shared.

II. METHOD

The idea of reducing mould change times was first conceived by Shigeo Shingo in 1950 during the mould change of 350, 750 and 800 ton presses at the Mazda Hiroshima plant [1]. After 19 years, Shingo worked at Toyota Motor Company to reduce the mould change time from 4 hours to 3 minutes. Later, Toyota implemented the reduction of mould change times as a policy under the name SMED in all its factories.

SMED aims to increase the usage time of the machines, to reduce the in-production times, to reduce the stocks, to reduce the idle time of the machine.

The stages of SMED application are as follows:

1. Establishment of business activity level and working area
2. Analysis of the current state of the machines
3. Determination of internal and external adjustment sections
4. Ensuring the conversion of the activities determined as internal setting to external setting
5. Measuring effectiveness

The process of setting the machine for production, that is, making it ready for production, is examined within the scope of SMED. These operations are called adjustment operations. Adjustment operations; are the operations carried out before or after the start of production of each batch or product group in order to make the product ready for production.

Adjustment operations are divided into two. These are internal and external settings. Internal tuning; when the machine is turned off, the external setting; It is carried out while the machine is running. In production, most of the adjustment work can be performed while the machine is running.

In order to realize this, all processes should be examined and internal-external distinction should be made.

After that, the goal is to ensure that all the work can be done as an external setting.

Filiz explained lean manufacturing techniques and SMED technique. SMED was applied in a paper food packaging company and the results were presented [2]. Çelik applied SMED in the cold drawing line of a bright steel factory and shared the results [3]. Hülagü shared the results he achieved with SMED in the steel pipe business in the heavy industry sector [4]. Demir applied SMED in a company producing white goods and explained the improvements achieved in issues such as efficiency, cost and delivery [5]. Basri et al. have demonstrated how to reduce the installation process by applying SMED in an automotive stamping press line [6]. Murugan reduced machine setup time with SMED at an aluminum die casting company [7]. Ani et al. conducted a study to increase productivity in CNC machines with the SMED technique. SMED studies are widely studied in the metal production sector [8].

In this study, it was carried out with its own solutions, inspired by the studies in the literature.

III. APPLICATION

In this section, first of all, the part where the problem is handled, and the machine will be mentioned. Afterwards, the proposed solution to this problem will be presented in detail.

A. Forging Section

It is the deformation process in which the forging material is compressed and shaped between two dies. In the workshop where the application is made, the forging process takes place in automatic and manual presses. The hot forging process is applied to reduce the strength of the part sample and increase its ductility, which requires deformation. In automatic pressing forging process; core moulds are used. Before forging, the size of the core and the position of the mould are adjusted. After the position of the mould and cores is adjusted, the lead material, called lead printing, is hammered and the printing process takes place in order to see the final shape of the product. The selection of the appropriate method depends on the material to be forged, the mould design and the product shape. Forging in automatic presses is done by two methods. These methods are; Continuous and Discontinuous are printing methods. In these presses, there are apparatuses that affect the suitable method for the placement of dies and forging. These; Dovetail, vertical pressure and drum apparatus. With the help of these apparatuses, the mould and the fixed or movable cores in the mould function properly as a result of the adjustment.

B. SMED on Dovetail, Drum and Large Moulds

The SMED study was carried out on the Friction Press workbench in the forging section of the factory. Changes made will be presented with photographs.



Fig. 1 Improvements to the plate

Two extra slides and shoe gaps were opened on the front and sides of the plate used to place the mould, and the slides were placed. Thus, the work of the workers became easier and the time was shortened while placing the moulds on the workbench.

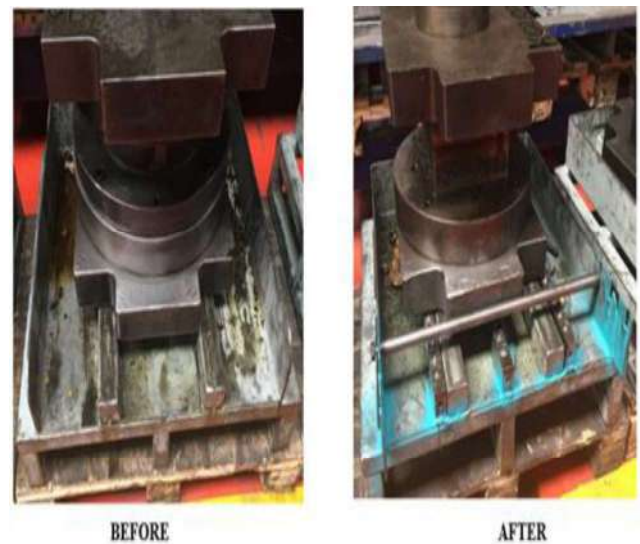


Fig. 2 Improvements for transportation

Slides were mounted on the moulds, springs and balls were attached. In this way, the transport time of the moulds from the mould carrying stand to the workbench was reduced. Bars have been added to the front to prevent the moulds from tipping over during transport. A similar method was used in other transport stands.



Fig. 3 Improvements for the plate

For the dovetail apparatus connected to the friction bench to be placed on the workbench and removed from the workbench, ball stands will be ready behind the workbench. In the previous case, when the apparatus was to be kept in another place and used, it was carried to the workbench. Since the migration was cancelled, the migration time was eliminated and contributed to the reduction of the total time. In the last case, the apparatus is placed on the stand.



Fig. 4 5S study for moulds

Within the scope of the project, a 5S study was carried out in the area where the moulds are located. The moulds of friction and eccentric presses prepared in the moulding room were placed on the ground and given ready for production. Moulds placed on the ground caused an irregular appearance. It took a certain amount of time to find the pattern to be used. This increased the changeover time. Shelves were made for all moulds and the moulds were placed on the shelves in an order. In addition, shelf definitions were made, enabling operators to find the moulds in a short time. With the 5S study, space gain was achieved on the right and left of the shelves.



Fig. 5 Improvement in heating of moulds

In the previous case, the moulds were heated on the bench. As a result of the experiments, it was observed that the heating time was reduced by half when the moulds were heated on the trays by using upside-down bandages with the help of thermoregulators before entering the workbench. Accordingly, the revision of the bandages was initiated. When these revision processes are completely finished, the mould heating time will be reduced and it will have a positive effect on reducing the total mould change time.

IV. CONCLUSIONS

At the end of the changes, the time change in the mould change is shared in Table 1.

TABLE I
CURRENT SITUATION

INFORMATIONS ABOUT MOULD CHANGE	PAST SITUATION	NEW SITUATION
Annual Friction Presses Setting Average Time	118 Minutes	108 Minutes
Friction Presses Labor + Workbench Cost	2 Euro/Minutes	2 Euro/Minutes
FR2001 Average Number of Setups/Year	240 Setup/Year	240 Setup/Year
Annual Cost	56640 Euro/Year	51840 Euro/Year

With the changes made in the mold change time of the friction press bench, ten minutes of savings were achieved. In Table 1, cost information is also given. Considering the amount of investments made, recycling will be provided in approximately twenty months. In addition, when the molds are started to be heated in series with the thermoregulator, the setup time will continue to decrease further.

REFERENCES

- [1] Shingo, S., *A Revolution in Manufacturing: The SMED System*, 1985
- [2] Filiz, Hande. 2008. "Yalın Üretim Tekniklerinden Hızlı Kalıp Değişimi ve Bir Uygulama." Yüksek Lisans Tezi. Dokuz Eylül Üniversitesi.
- [3] Çelik, Hakan. 2018. "SMED Uygulamalarının İmalat Sürelerine ve Birim Maliyete Olan Etkisi ve Toplam Ekipman Etkinliği İle Değerlendirilmesi." Yüksek Lisans Tezi. Sakarya Üniversitesi.
- [4] Hülâgü, Kemal Talha. 2011. "Çelik Boru İmalatında Yalın Üretim ve SMED Uygulaması." Yüksek Lisans Tezi. Kocaeli Üniversitesi.
- [5] Demir, Fatih. 2009. "Yalın Üretimde Toplam Üretken Bakım ve Hızlı Kalıp Değişirme (SMED) Uygulaması." Yüksek Lisans Tezi. Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü.
- [6] Basri, A. Q., Mohamed, N., Yasir, K., Fazi, H. M., & Fudzin, A. F. (2019). The Validation Of Productivity On The ChangeoverActivity At The Automotive Stamping Press Line By Comparing The Embedded SMED Frame-Work Versus SMED Approach: A Witness Simulation Case Study. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 469(1), 1–9. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/469/1/012005>
- [7] Madhav, R. (2016). Managing changeover waste in manufacturing plants when using single minute exchange of dies. Postgraduate Thesis, University of Johannesburg, South Africa.
- [8] Ani, M. N. C., Shafei, M. S. S. (2012). The Effectiveness of the Single Minute Exchange of Die (SMED) Technique for the Productivity Improvement. *International Journal of Sciences: Basic and Applied Research (IJSBAR)*, 5, 1, 9-13.

6000 SERİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA DOĞAL YAŞLANMA SÜRESİNİN MİKROYAPIYA ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Emre Yiğitoğlu

Coşkunöz Ar-Ge Merkezi, Bursa, Türkiye

E-mail: eyigitoglu@coskunuz.com.tr

ÖZET

Elektrikli araç üretimi ve satışlarının artması alüminyum alaşımlarının otomotiv endüstrisinde kullanım miktarına tetikleyici etki yaratmıştır. Alüminyum Çelik alaşımlarına göre düşük özkütlesi nedeni ile hafiflik avantajı sunarken, iyi şekillenebilirlik, iyi korozyon direnci ve iyi kaynaklanabilirlik özellikleri nedeni ile de tercih nedeni olmuştur. Araçlarda dış gövde hareketli parçalarda genel olarak ısıtılabilir 6000 serisi alüminyum levha alaşımları içerisinde 6016 alaşımı tercih edilmektedir. 6016 alaşımları çözeltiye alma tavı sonrasında oda sıcaklığında bekleme doğal yaşlanmaya uğramaktadır. Doğal yaşlanma süresine bağlı olarak dayanım artışı gözlenmekte bu da 6016 alüminyum levhaların pres altında şekillenebilme yeteneğini olumsuz etkilemektedir. Bu çalışmada 6016 alüminyum alaşımlarında çözeltiye alma tavından hemen sonra oda sıcaklığında doğal yaşlanma sürelerinin mikroyapıya etkisi incelenmiştir. Doğal yaşlanma sürelerine bağlı olarak oluşan çökeltiler taramalı kalorimetre (DSC) ile analiz edilerek 6016 alaşımlarında çökelme davranışı araştırılarak, oluşan çökeltilerin taramalı elektron mikroskobu ile (SEM) karakterizasyonu yapılmıştır.

Anahtar kelimeler: 6016 alüminyum alaşımları, doğal yaşlanma, otomotiv uygulamaları.

Evaluation of Isothermal Oxidation Behaviours of Thermal Barrier Coatings Containing Magnesium Oxide (MgO)

Yasin Özgürlük*

#Bartın University,

Vocational School of Health Services,

Department of Medical Services and Techniques/ Optician Program,

Bartın / Turkey

ozgurlukyasin@gmail.com

Abstract—Magnesium oxide stabilized thermal barrier coatings are used in the aerospace industry to protect heat-resistant materials. Magnesium oxide is a durable material at high temperatures and when added to the coating material, it increases the temperature resistance. These coatings protect the interior of the material and extend the life of components by forming a thermal barrier when exposed to high temperatures. They are ideal for aircraft and spacecraft engines, exhaust systems, combustion chambers, and other high-temperature components. The development of thermal barrier coatings stabilized with magnesium oxide helps make aircraft and spacecraft safer, more durable, and longer lasting. In this study, metallic bond coatings containing CoNiCrAlY were produced by the high-velocity oxy-fuel (HVOF) coating method on nickel-based Inconel 718 substrate, which is frequently used in the aerospace industry. Zirconia-based ceramic top coatings stabilized with magnesium oxide on the bond coatings produced by thermal spray coating methods were deposited by the atmospheric plasma spray (APS) method. Thermal Barrier Coating (TBC) systems, whose bond coatings and top coatings are produced, were subjected to isothermal oxidation tests at 750° C temperatures for 25, 50, and 75 hours. The obtained results were characterized and evaluated by Scanning electron microscopy (SEM), X-ray Diffraction (XRD), and Energy Dispersion Spectrometer (EDS) analyses.

Keywords— Thermal spray coatings, Oxidation, MgO-ZrO₂, High velocity oxy fuel (HVOF), Atmospheric Plasma Spray (APS)

Özet—Magnezyum oksit stabilize termal bariyer kaplamalar, havacılık ve uzay endüstrisinde ısıya dayanıklı malzemeleri korumak için kullanılmaktadır. Magnezyum oksit yüksek sıcaklıklarda dayanıklı bir malzemedir ve kaplama malzemesine eklendiğinde sıcaklık dayanımını artırır. Bu kaplamalar malzemenin içini korur ve yüksek sıcaklıklara maruz kaldığında termal bir bariyer oluşturarak bileşenlerin ömrünü uzatır. Uçak ve uzay aracı motorları, egzoz sistemleri, yanma odaları ve diğer yüksek sıcaklık bileşenleri için idealdirler. Magnezyum oksit ile stabilize edilmiş termal bariyer kaplamaların geliştirilmesi, uçak ve uzay aracının daha güvenli, daha dayanıklı ve daha uzun ömürlü olmasına yardımcı olur. Bu çalışmada, havacılık ve uzay endüstrisinde sıklıkla kullanılan nikel bazlı Inconel 718 alttaş üzerine yüksek hızlı oksit-yakıt (HVOF) kaplama yöntemi ile CoNiCrAlY içeren metalik bağ kaplamalar üretilmiştir. Termal sprey kaplama yöntemleri ile üretilen bağ kaplamaların üzerine magnezyum oksit ile stabilize edilen zirkonya esaslı seramik üst

kaplamalar, atmosferik plazma sprey (APS) yöntemi ile biriktirilmiştir. Bağ kaplamaları ve üst kaplamaları üretilen Termal Bariyer Kaplama (TBC) sistemleri 750° C sıcaklıkta 25, 50 ve 75 saat izotermal oksidasyon testlerine tabi tutulmuştur. Elde edilen sonuçlar Taramalı elektron mikroskobu (SEM), X-ışını kırınımı (XRD) ve Enerji Dağılımı Spektrometresi (EDS) analizleri ile karakterize edilmiş ve değerlendirilmiştir.

Anahtar Kelimeler—Termal sprey kaplamalar, Oksidasyon, MgO-ZrO₂, Yüksek hızlı oksit yakıt (HVOF), Atmosferik Plazma Sprey (APS)

I. GİRİŞ

TBC'lerin en yaygın kullanım alanlarından biri havacılık ve uzay endüstrisidir. Yüksek sıcaklıklara maruz kalan motor parçaları, turboşarjlar, yanma odaları, nozullar ve diğer bileşenler, TBC'ler kullanılarak korunabilir. TBC'ler ayrıca enerji üretiminde kullanılan türbinlerde, çimento endüstrisinde, petrokimya endüstrisinde, denizcilik sektöründe ve diğer endüstrilerde de yaygın olarak kullanılır [1-3].

Termal sprey kaplama yöntemleriyle üretilen TBC sistemlerinde genellikle yüksek sıcaklıklara dayanıklı malzemeler olan nikel esaslı altlık malzemeler kullanılmaktadır. Tabakalı bir yapıya sahip olan TBC sistemlerinin üretiminde bağ kaplama olarak da MCrAlY içerikli metalik bağ kaplamalar kullanılır. Üst kaplama olarak da yüksek sıcaklıklara dayanıklı seramik esaslı malzemeler tercih edilmektedir [4-7].

TBC'lerin üretiminde, kaplama malzemesinin seçimi önemlidir. Kaplama malzemeleri, yüksek sıcaklıkta stabil olmalı ve yüksek sıcaklıkta oksitlenmemelidir. Bu nedenle, seramikler ve metal oksitler gibi yüksek sıcaklıkta stabil malzemelerin kullanımı yaygındır. Kaplama malzemeleri, genellikle püskürtme yöntemiyle uygulanır. Püskürtme yöntemi, malzemenin yüzeye ince bir tabaka halinde uygulanması için sıkıştırılmış gazlar veya plazma yardımıyla gerçekleştirilir [8, 9].

Genellikle yüksek sıcaklık uygulamalarında altlık malzemelere iletilen sıcaklıkların düşürülmesinde kullanılan TBC sistemlerinde en çok tercih edilen seramik üst kaplama malzemesi yitria ile stabilize edilmiş zirkonya esaslı malzemelerdir. Nadir toprak elementlerinden olan yitria malzemesinin piyasada az olması ve üretiminin zor olmasından

kaynaklı olarak yüzey ve malzeme mühendisleri havacılık ve uzay sanayisinde kullanılmak üzere yeni tip malzeme arayışına gitmişlerdir. Son yıllarda yaygın olarak MgO ile stabilize edilmiş zirkonya esaslı malzemelerin kullanımını da bu sebepten dolayı artırmıştır. Isı iletkenliğinin düşük olması, yüksek sıcaklıklarda oksidasyon ve sıcak korozyona karşı dayanımının iyi olmasından dolayı da MgO-ZrO₂ seramik üst kaplama malzemesinin kullanımını arttırmıştır [10-12].

Gerçekleştirilen bu çalışmada, nikel esaslı süper alaşım malzeme olan Inconel 718 üzerine HVOF yöntemiyle CoNiCrAlY içeriğine sahip metalik bağ kaplamalar biriktirilmiştir. Bağ kaplamaları üretilen numunelerin üzerine APS yöntemiyle MgO-ZrO₂ içeriğine sahip seramik üst kaplamalar biriktirilmiştir ve yeni nesil TBC sistemleri üretilmiştir. Üretilen TBC sistemleri izotermal oksidasyon testlerine maruz bırakılmasının ardından testler öncesi ve sonrası gerçekleştirilen karakterizasyonlar neticesinde TBC sistemlerinin oksidasyon davranışları incelenmiştir.

II. MALZEME VE YÖNTEM

TBC sistemlerinin üretimleri için Inconel 718 nikel esaslı süper alaşım altlık malzemeler tercih edilmiştir. Genellikle yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılan süper alaşım malzemeler 1 inç çapında ve yaklaşık 5mm kalınlıklarda kesilerek kaplama işlemi öncesinde 2-2,5bar basınç altında aşındırıcı partiküller eşliğinde kumlama işlemine tabi tutulmuştur. Kumlama işlemlerinin ardından termal sprey kaplama yöntemlerinden biri olan HVOF tekniği ile tüm altlık numuneler CoNiCrAlY içeriğine sahip metalik esaslı kompozit tozlarla yaklaşık olarak 100µm kalınlıklarda kaplanmıştır. Bağ kaplamalarının üretimlerinin ardından yaklaşık olarak 300µm kalınlıklarda yine termal sprey kaplama yöntemlerinden birisi olan APS tekniği ile MgO-ZrO₂ içeriğine sahip seramik esaslı üst kaplama malzemesi ile kaplanmış ve TBC sistemlerinin üretimleri tamamlanmıştır. TBC sistemlerinin üretimlerinde kullanılan termal sprey kaplama yöntemlerinin parametreleri tablo 1'de verilmiştir.

TABLE I
TBC SİSTEMLERİNİN ÜRETİMLERİNDE KULLANILAN TERMAL SPREY KAPLAMA YÖNTEMLERİNİN PARAMETRELERİ

Yöntem	Malzemeler	Yanma Gazları	Gaz akış hızı	Toz taşıyıcı gaz	Tabanca hızı	Toz besleme hızı
HVOF	CoNiCrAlY bağ kaplama tozları	C ₃ H ₈ (80 slpm) O ₂ (250 slpm) Air (700 slpm)	15- 20 slpm	N ₂ (6,5 slpm)	20 mm/s	20 g/min
Yöntem	Malzemeler	Ark Akımı	Elektrik gücü	Argon akış hızı	Hidrojen akış hızı	Toz besleme hızı
APS	MgO-ZrO ₂ üst kaplama tozları	600 A	40 kW	65 slpm	14 slpm	30 g/min

A. Oksidasyon Testleri

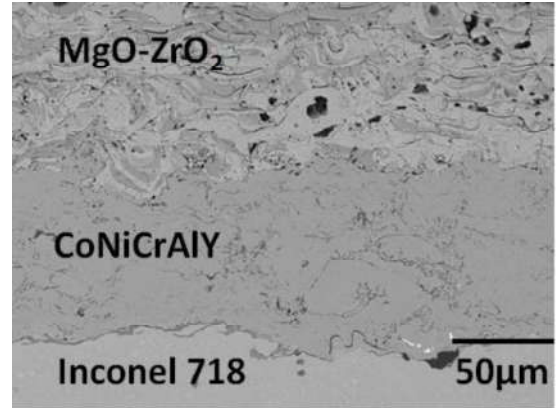
Bu çalışmada, yüksek sıcaklıklarda Inconel 718 süper alaşım malzemesini oksidasyona karşı korumak amacıyla HVOF yöntemiyle CoNiCrAlY metalik bağ kaplaması, APS yöntemiyle MgO-ZrO₂ seramik üst kaplaması üretilen TBC

sistemlerinin oksidasyon hasar mekanizması incelenmiştir. Üretilen TBC sistemleri 750°C'de atmosfere açık bir elektrikli fırına (Proterm) yerleştirilmiştir. Kaplama numuneleri fırında 25, 50 ve 75 saat boyunca izotermal oksidasyon testlerine tabi tutulmuştur. Oksidasyon hasar mekanizmasını belirlemek için XRD (Rigaku Dmax 2200 PC, Cu Ka radyasyon, Rigaku, Japonya), SEM (Tescan, MAIA3 XMU, Çek Cumhuriyeti) ve mapping analizleri kullanılmıştır. Tüm kaplama numuneleri üzerinde oksidasyon testlerinden önce ve sonra analizler gerçekleştirilmiştir.

III. DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA

A. MgO-ZrO₂ İçerikli TBC Sistemlerinin Oksidasyon Testleri Öncesi Karakterizasyonu

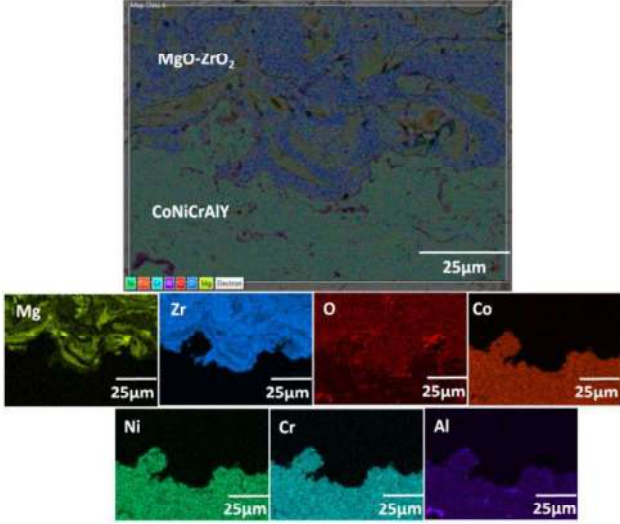
HVOF yöntemiyle üretilen CoNiCrAlY kaplama, yüksek sıcaklık dayanımı, korozyon direnci ve yapışma özellikleri nedeniyle yaygın olarak kullanılan bir bağ kaplamasıdır. Bu kaplama, yüksek sıcaklıklarda bile yüzeyin korunmasına yardımcı olur. Ancak, CoNiCrAlY kaplamanın yüksek sıcaklıklarda oksidasyona karşı direnci sınırlıdır ve uzun süreli kullanımlarda yüzeyde oksidasyon oluşabilir. MgO-ZrO₂ seramik içeriğine sahip üst kaplama ise, APS yöntemiyle üretilir. Bu kaplama, yüksek sıcaklık dayanımı ve termal şok direnci nedeniyle TBC uygulamalarında yaygın olarak kullanılır [10-12]. MgO-ZrO₂ kaplama, yüzeyin oksidasyona karşı korunmasına yardımcı olur. Gerçekleştirilen bu çalışmada, HVOF tekniği ile bağ kaplaması üretilen ve APS yöntemiyle üst kaplaması biriktirilerek üretilen TBC sistemlerinin oksidasyon testleri öncesinde kesit yüzey görüntüleri alınmıştır. Oksidasyon testi öncesi elde edilen MgO-ZrO₂ seramik içerikli TBC sistemine ait kesit SEM görüntüsü şekil 1'de verilmiştir.



Şekil 1 MgO-ZrO₂ seramik içerikli TBC sistemine oksidasyon öncesi kesit SEM görüntüsü

HVOF yöntemiyle üretilen CoNiCrAlY içerikli bağ kaplaması, yüksek sıcaklık dayanımı, korozyon direnci, yüksek yapışma özellikleri ve gözeneksiz bir yapıya sahiptir. Kaplama tabakası yoğun, homojen ve gözeneksiz bir yapıya sahiptir. CoNiCrAlY kaplama, yüksek sıcaklıklarda bile yüzeyin korunmasına yardımcı olur. Kaplama tabakasının yüksek sıcaklık dayanımı, uzun ömürlü ve dayanıklı bir kaplama sağlar. Üst kaplama tabakasında ise, APS yönteminin oksitli ve poroziteli ve laminar bir mikroyapı görülmektedir. Oksidasyon

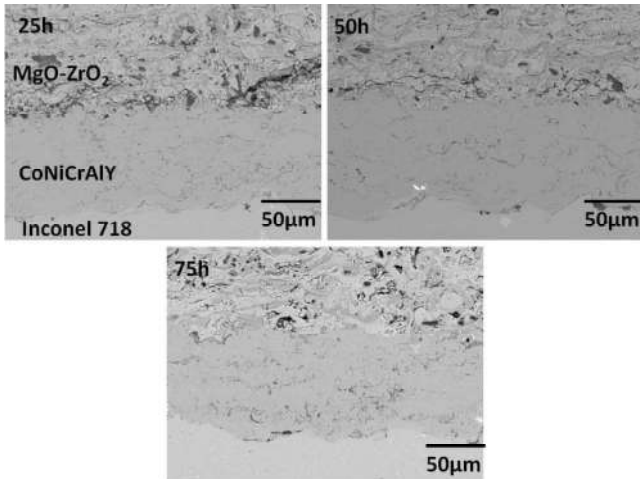
testleri öncesinde üretilen TBC sisteminin elementel dağılımının net bir şekilde görülebilmesi için elementel haritalama analizi gerçekleştirilmiştir. Gerçekleştirilen elementel haritalama analizi ise şekil 2'de verilmiştir. Elementel haritalama analizine göre üst kaplama yapısı içerisinde Mg, Zr ve oksijen bulunurken bağ kaplamada ise, Co, Ni, Cr, Al ve Y elementleri bulunmaktadır.



Şekil 2 MgO-ZrO₂ seramik içerikli TBC sisteminin oksidasyon öncesi elementel haritalama analizi görüntüsü

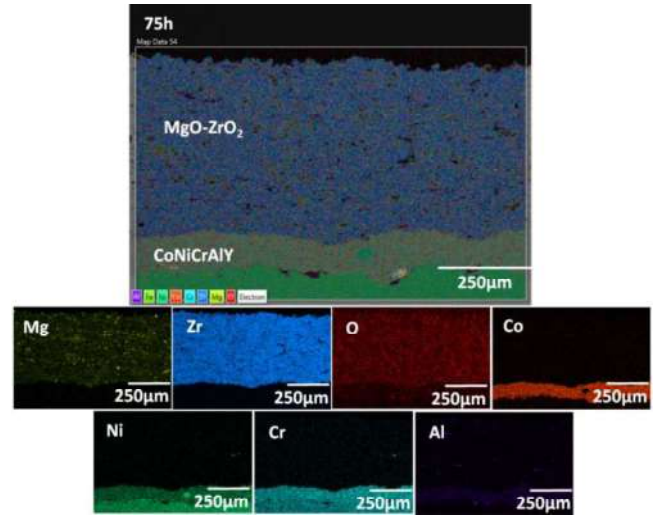
B. MgO-ZrO₂ İçerikli TBC Sistemlerinde Oksidasyon Etkisi

İzotermal oksidasyon testlerinin ardından elde edilen SEM kesit görüntüleri şekil 3'de verilmiştir. İlerleyen oksidasyon süresine bağlı olarak TBC sistemlerinin üst kaplamalarındaki gözeneklerde sinterleşmenin etkisine bağlı olarak azalmalar meydana gelmiştir. Yapı içerisindeki gözeneklerin azalmasından dolayı sistemin termal iletkenliğinden artışlar meydana gelecektir. Ancak, 750° C'de gerçekleştirilen bu testler neticesinde sistemde herhangi bir hasar görülmemiştir.



Şekil 3 MgO-ZrO₂ seramik içerikli TBC sisteminin 25, 50 ve 75 saat izotermal oksidasyon testleri sonrasında elde edilen kesit SEM görüntüleri

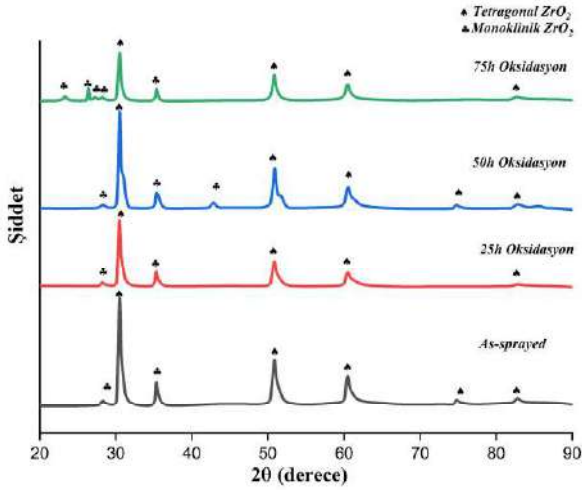
Şekil 4'de 75 saat izotermal oksidasyon testine maruz bırakılan MgO ile stabilize edilmiş zirkonya esaslı üst kaplamaya sahip TBC sisteminin elementel haritalama analizi verilmiştir. Gerçekleştirilen elementel haritalama analizinde üst kaplama tabakasında herhangi bir bozulmanın veya kopmanın meydana gelmediği sadece APS yönteminin karakteristik özelliği olan poroziteli yapıdaki boşlukların kapanmaya başladığı görülmüştür. Üst kaplama yapısı içerisinde yoğun olarak Mg, Zr ve O elementlerine rastlanılmaktadır. Aynı analiz içerisinde yer alan bağ kaplama tabakasında ise, oksijen elementinin yoğunluğunun az olduğu görülmektedir. Yüksek sıcaklıklarda meydana gelen oksidasyon hasar mekanizmasına karşı üst kaplamanın yeterince koruma sağladığı ve etkinin bağ kaplama ve altlığa çok fazla etki etmediği görülmektedir. Bağ kaplama elementlerinin yoğunluğu ise, Co, Ni, Cr, Al elementlerinden oluşmaktadır. Ayrıca, oksidasyon süresinin daha da uzaması neticesinde bağ kaplama tabakasının üst kısmında Al elementinin yoğunlaşmaya başlayacağı analizdeki çizgi şeklinde görülen Al yoğunluğundan anlaşılmaktadır. Ancak, testlerin gerçekleştirildiği 750°C ve 75 saatlik süre içerisinde TBC sistemlerinde herhangi bir oksidasyon etkisinin olmadığı görülmektedir. Bu sebepten dolayı bu sıcaklık ve süreler için MgO ile stabilize edilmiş zirkonya esaslı üst kaplamaya ve CoNiCrAlY içerikli bağ kaplamaya sahip TBC sistemleri net bir koruma sağlayacağı düşünülmektedir.



Şekil 4 İzotermal oksidasyon testlerinden sonra MgO ile stabilize edilmiş zirkonya esaslı üst kaplamaya sahip TBC sisteminin elementel haritalama analizi

TBC sistemlerinin oksidasyon testleri sonucunda elde edilen faz analizlerinin sonuçları Şekil 5'de verilmiştir. Oksidasyon testleri öncesinde tetragonal zirkonya ve monoklinik zirkonya faz yapısına sahip TBC sistemlerinin ilerleyen oksidasyon sürecine bağlı olarak faz yapılarında çok fazla bir değişiklik meydana gelmemiştir. Bilindiği üzere allotropik dönüşüm sergilen zirkonya malzemesi normal şartlarda oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklı ortamlarda farklı faz yapılarına sahiptir [13-15]. Bu faz dönüşümleri TBC sistemleri içerisinde bozulmalar meydana getirmektedir. Bu sebepten dolayı TBC sistemlerinin

üst kaplamaları üretilirken zirkonya malzemesinin stabil hale getirilmesi gerekmektedir. MgO ile stabil hale getirilen zirkonya malzemesi oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda genellikle tetragonal fazda stabilitesini korumaktadır. Oksidasyon öncesi, 25 saat oksidasyon sonrası, 50 saat oksidasyon sonrası ve 75 saat oksidasyon sonrası gerçekleştirilen faz analizleri de TBC sistemlerinin yoğunluk olarak tetragonal faz yapısında stabilitesini koruduğu görülmüştür.



Şekil 5 TBC sistemlerinin oksidasyon öncesinde ve oksidasyon sonrasında gerçekleştirilen faz analizleri

IV. CONCLUSIONS

CoNiCrAlY içeriğine sahip bağ kaplamaları HVOF yöntemiyle MgO ile stabilize edilmiş zirkonya esaslı üst kaplamaları APS yöntemiyle üretilen TBC sistemleri 750°C' de 25, 50 ve 75 saat boyunca izotermal oksidasyon testlerine maruz bırakılmıştır. Inconel 718 nikel esaslı altlık kullanılarak elde edilen TBC sistemleri başarılı bir şekilde üretilmiştir. Atmosfer koşullarına açık elektrikli kül fırınında gerçekleştirilen oksidasyon testleri neticesinde TBC sistemlerinde herhangi bir bozulma, ayrılma veya dökülme meydana gelmemiştir. Oksidasyon öncesinde ve oksidasyon sonrasında faz yoğunluğunun tetragonal faz yapısında stabil olarak kalmıştır. Gerçekleştirilen bu çalışma neticesinde, üretilen bu TBC sistemlerinin 750°C ve 75 saatlik oksidasyonlara karşı dayanabildiği görülmüştür. İlerleyen çalışmalarda ise, daha yüksek sıcaklık ve daha uzun sürelerde üretilen bu TBC sistemlerinin oksidasyon hasarlarına karşı dayanımları test edilmelidir.

REFERENCES

- [1] K.M. Doleker, Y. Ozgurluk, and A.C. Karaoglanli, "Isothermal oxidation and thermal cyclic behaviors of YSZ and double-layered YSZ/La2Zr2O7 thermal barrier coatings (TBCs)", Surf. Coatings Technol., 351, 78–88, 2018.
- [2] M. Aristizabal, N. Rodriguez, F. Ibarreta, R. Martinez, and J.M. Sanchez, "Liquid phase sintering and oxidation resistance of WC-Ni-Co-Cr cemented carbides", Int. J. Refract. Met. Hard Mater., 28, 516–522, 2010.

- [3] V.A.D. Souza, and A. Neville, "Mechanisms and kinetics of WC-Co-Cr high velocity oxy-fuel thermal spray coating degradation in corrosive environments", J. Therm. Spray Technol. 15, 106–117, 2006.
- [4] K.M. Doleker, and A.C. Karaoglanli, "Comparison of oxidation behavior of YSZ and Gd2Zr2O7 thermal barrier coatings (TBCs)", Surf. Coatings Technol., 318, 198–207, 2017.
- [5] H. Peng, L. Wang, L. Guo, W. Miao, H. Guo, and S. Gong, "Degradation of EB-PVD thermal barrier coatings caused by CMAS deposits", Prog. Nat. Sci. Mater. Int., 22, 461–467, 2012.
- [6] M.H. Habibi, L. Wang, J. Liang, and S.M. Guo, "An investigation on hot corrosion behavior of YSZ-Ta2O5 in Na2SO4+V2O5 salt at 1100°C", Corros. Sci., 75, 409–414, 2013.
- [7] M. Saremi, Z. Valefi, and N. Abaiean, "Hot corrosion, high temperature oxidation and thermal shock behavior of nanoagglomerated YSZ-Alumina composite coatings produced by plasma spray method", Surf. Coatings Technol. 221, 133–141, 2013.
- [8] Y. Ozgurluk, K.M. Doleker, and A.C. Karaoglanli, "Hot corrosion behavior of YSZ, Gd2Zr2O7 and YSZ/Gd2Zr2O7 thermal barrier coatings exposed to molten sulfate and vanadate salt", Appl. Surf. Sci. 438, 96–113, 2018.
- [9] Z. Zou, J. Donoghue, N. Curry, L. Yang, F. Guo, P. Nylén, X. Zhao, and P. Xiao, "A comparative study on the performance of suspension plasma sprayed thermal barrier coatings with different bond coat systems", Surf. Coatings Technol. 275, 276–282, 2015.
- [10] M. Kaur, H. Singh, and S. Prakash, "High-temperature corrosion studies of HVOF-sprayed Cr 3C 2-NiCr coating on SAE-347h boiler steel", J. Therm. Spray Technol. 18, 619–632, 2009.
- [11] M.E. Aalamialeagha, S.J. Harris, and M. Emamighomi, "Influence of the HVOF spraying process on the microstructure and corrosion behaviour of Ni-20%Cr coatings", J. Mater. Sci., 38, 4587–4596, 2003.
- [12] T. Sundararajan, S. Kuroda, and F. Abe, "Steam oxidation resistance of two-layered Ni-Cr and Al APS coating for USC boiler applications", Corros. Sci. 47, 1129–1147, 2005.
- [13] H.S. Sidhu, B. Singh Sidhu, and S. Prakash, "The role of HVOF coatings in improving hot corrosion resistance of ASTM-SA210 GrA1 steel in the presence of Na2SO4-V2O5 salt deposits", Surf. Coatings Technol. 200, 5386–5394, 2006.
- [14] R.A. Mahesh, R. Jayaganthan, and S. Prakash, "Microstructural characterization and hardness evaluation of HVOF sprayed Ni-5Al coatings on Ni- and Fe-based superalloys", J. Mater. Process. Technol. 209, 3501–3510, 2009.
- [15] G. Kaushal, H. Singh, and S. Prakash, "High-temperature erosion-corrosion performance of high-velocity oxy-fuel sprayed Ni-20 Cr coating in actual boiler environment", Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci. 42, 1836–1846, 2011.

Investigation of Oxidation Behaviour of WC-Co-Cr Coatings Deposited by High Velocity Oxy Fuel (HVOF) Technique

Abdullah Cahit Karaoglanli*

#Bartın University, Faculty of Engineering,

Architecture and Design,

Metallurgical and Materials Engineering Department,

Turkey, Bartın

cahitkaraoglanli@gmail.com

Abstract—The high velocity oxy fuel (HVOF) method is a new-generation thermal spray coating method that provides oxide and porosity free coating production in many industries, especially in the aerospace industry. With this method, high-quality, hard, and durable coatings are obtained on the surfaces. WC-Co-Cr is a coating material composed of tungsten carbide, cobalt, and chromium, providing high temperature and wear resistance. This material is an ideal option for coatings applied to surfaces used in industrial applications. WC-Co-Cr materials coated with the HVOF method are generally used for the protection of surfaces used in high-temperature and corrosive environments. For example, they are widely used in applications such as aircraft engines, oil fields, and mining equipment. WC-Co-Cr coatings applied with the HVOF method provide high-density, homogeneous, and high-temperature-resistant coatings. In addition, coatings applied with this method provide excellent bonding to surfaces and provide long-term durability. In this study, the coating material containing WC-Co-Cr was coated on 316L stainless steel substrate with the HVOF technique. Isothermal oxidation tests of the coated samples were carried out at 750 °C for 5, 25, and 50 hours. Before and after the oxidation tests, the test samples were analyzed using scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffractometry (XRD), and elemental mapping analysis methods and contributed to the literature.

Keywords— Thermal spray coatings, Oxidation, WC-Co-Cr, High velocity oxy fuel (HVOF)

Özet— Yüksek hızlı oksijen yakıt (HVOF) yöntemi, başta havacılık sektörü olmak üzere birçok sektörde oksitsiz ve gözeneksiz kaplama üretimi sağlayan yeni nesil termal sprey kaplama yöntemidir. Bu yöntemle yüzeylerde kaliteli, sert ve dayanıklı kaplamalar elde edilir. WC-Co-Cr, tungsten karbür, kobalt ve kromdan oluşan, yüksek sıcaklık ve aşınma direnci sağlayan bir kaplama malzemesidir. Bu malzeme, endüstriyel uygulamalarda kullanılan yüzeylere uygulanan kaplamalar için ideal bir seçenektir. HVOF yöntemi ile kaplanan WC-Co-Cr malzemeleri genellikle yüksek sıcaklıklı ve korozif ortamlarda kullanılan yüzeylerin korunmasında kullanılmaktadır. Örneğin, uçak motorları, petrol sahaları ve madencilik ekipmanları gibi uygulamalarda yaygın olarak kullanılırlar. HVOF yöntemi ile

uygulanan WC-Co-Cr kaplamalar, yüksek yoğunluklu, homojen ve yüksek sıcaklığa dayanıklı kaplamalar sağlar. Ayrıca bu yöntemle uygulanan kaplamalar yüzeylere mükemmel yapışma sağlayarak uzun süreli dayanıklılık sağlar. Bu çalışmada WC-Co-Cr içeren kaplama malzemesi 316L paslanmaz çelik altlık üzerine HVOF tekniği ile kaplanmıştır. Kaplanan numunelerin izotermal oksidasyon testleri 750 °C'de 5, 25 ve 50 saat süreyle gerçekleştirilmiştir. Oksidasyon testleri öncesi ve sonrasında test numuneleri taramalı elektron mikroskobu (SEM), X-ray difraktometri (XRD) ve elemental mapping analiz yöntemleri kullanılarak analiz edilerek literatüre katkı sağlanmıştır.

Anahtar Kelimeler—Termal sprey kaplamalar, Oksidasyon, WC-Co-Cr, Yüksek hızlı oksijen yakıt (HVOF)

I. GİRİŞ

Kaplama uygulamaları, yüzeylerin zarar görmesini önlemek, çizilmeye, aşınmaya, kimyasallara, ısıya ve suya karşı koruma sağlamak amacıyla kullanılan koruma yöntemleri arasındadır. Yüzeylerin görünümünü veya estetiğini geliştirmek için de kullanılan kaplamalar özellikle yüksek sıcaklıklarda kullanılan parçaların korunmasında da tercih edilmektedir [1-3].

Havacılık, uzay ve otomotiv sektörlerinde yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılan malzemelerin korunması için genellikle termal sprey kaplama yöntemleri tercih edilmektedir. Ergimiş ya da yarı ergimiş formda malzemelerin altlık yüzeyine gönderildiği termal sprey kaplama yöntemleri arasında atmosferik plazma sprey (APS), vakum plazma sprey (VPS), soğuk gaz dinamik sprey (CGDS), alev sprey, detanasyon tabancası (D-gun), süpersonik plazma sprey (SSPS) ve yüksek hızlı oksijen yakıt (HVOF) teknikleri en çok tercih edilen ve bilinen yöntemler arasındadır [4-6].

Termal sprey kaplama yöntemlerinde son yıllarda tercih edilen malzeme türleri arasında yeni nesil sert dayanıklı malzemeler yer almaktadır [7]. WC-Co-Cr malzemesi, termal sprey kaplama tekniği kullanılarak üretilen ve yüksek aşınma direnci ve yüksek sıcaklık dayanımı gerektiren uygulamalarda kullanılan bir malzemedir. Yüksek sıcaklıklara dayanabilecek

şekilde tasarlanmıştır ve bu nedenle yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılabilir [8, 9]. Örneğin, uçak motoru parçaları, fırınlar, yakıt hücreleri ve endüstriyel fırınlar gibi yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılır. WC-Co-Cr, yüksek aşınma direnci sağlayan tungsten karbür bileşenine sahiptir. Bu malzeme, sürtünme, çizik ve korozyondan kaynaklanan hasarlara karşı mükemmel bir direnç sağlar. Bu nedenle, matkap uçları, pompa ve valf parçaları, tıbbi aletler ve savunma sanayinde kullanılan diğer parçalar için idealdir. WC-Co-Cr, yüksek sertliği ile bilinir ve bu nedenle çeşitli aşınma uygulamaları için idealdir. Yüksek sertliği, bu malzemeyi diğer malzemelerin yüzeylerine kaplamak için ideal hale getirir. Kobalt ve krom gibi kimyasal olarak dayanıklı bileşenlere sahiptir ve çeşitli kimyasal ortamlara karşı dirençlidir. Bu özellik, bu malzemenin diğer malzemelerden daha uzun ömürlü ve daha az bakım gerektiren uygulamalarda kullanılmasını sağlar [7-10].

Gerçekleştirilen bu çalışmada, yeni nesil termal sprej kaplama yöntemlerinden birisi olan HVOF yöntemiyle 316L paslanmaz çelik malzeme yüzeyine WC-Co-Cr kaplama malzemesi kaplanmıştır. Kaplanan malzemeler yüksek sıcaklıklarda oksidasyon testlerine maruz bırakılmış ve elde edilen sonuçlar ileri düzey karakterizasyon testleri ile literatür kapsamında değerlendirilmiştir.

II. MALZEME VE YÖNTEM

Kaplamaların üretimi için öncelikle 25x25x10mm³ ölçülerinde 316L paslanmaz çelik altlık malzemeleri satın alınmıştır. Alt tabaka malzemeleri, yüzeylerdeki kir ve oksit kaplamaları uzaklaştırmak, pürüzlendirmek ve kaplama işlemine hazırlamak için yaklaşık 1,5-2 bar basınçta Al₂O₃ toz partikülleri ile kumlanmıştır. GTV firmasından %99 saflıkta ve ağırlıkça 86-10-4 oranlarına sahip WC-Co-Cr tozları temin edilen tozlar HVOF kaplama yöntemiyle 316L paslanmaz çelik altlık numunelerin yüzeyine kaplanmıştır. HVOF kaplama işleminde kullanılan parametreler ve taşıyıcı gazlar Tablo 1'de verilmiştir.

TABLE I
HVOF TERMAL SPREY KAPLAMA YÖNTEMİNDE KULLANILAN
PARAMETRELER

Malzemeler	Yöntemde kullanılan yanıcı gazlar	Yöntemde kullanılan taşıyıcı gazlar	Malzeme besleme hızı	Kaplama mesafesi
WC-Co-Cr tozları	O ₂ (235-245 slpm) CH ₄ (90-95 slpm)	N ₂ (4-5 slpm)	13-14 g/min.	245-265 mm

WC-Co-Cr malzemesi ile kaplanan 316L paslanmaz çelik malzemelerin oksidasyon testleri öncesinde ölçülen porozite, yüzey pürüzlülüğü ve sertlik değerleri sırasıyla image-J gözeneklilik ölçüm uygulaması, Mitutoyo SJ-310 (Japonya) marka yüzey pürüzlülüğü ekipmanı ve Qness Q10 (Avusturya) marka mikrosertlik cihazı kullanılarak ölçülmüştür. Elde edilen veriler tablo 2'de verilmiştir.

TABLE II
HVOF TEKNİĞİ İLE KAPLANMIŞ WC-CO-CR KAPLAMA
MALZEMELERİNİN PÜRÜZLÜLÜK, GÖZENEKLİLİK VE SERTLİK
DEĞERLERİ

	Sertlik (Hv)	Porozite(%)	Pürüzlülük (Ra μ m)
WC-Co-Cr malzeme	1570-1580	0.39±0.15	2.17-3.15

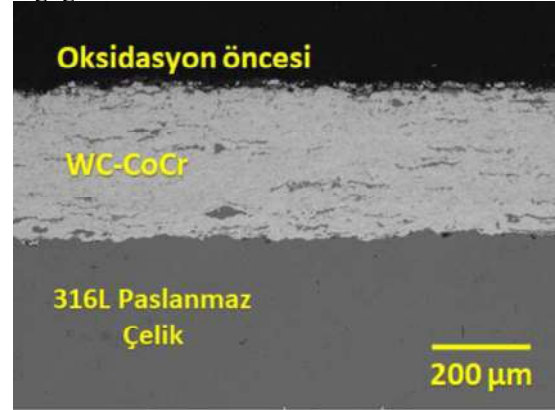
A. Oksidasyon Testleri

Oksidasyon hasar mekanizmasının incelendiği bu çalışmada, 316L paslanmaz çelik, yüksek sıcaklıklarda oksidasyona karşı korumak için WC-Co-Cr kaplama malzemesi ile kaplanmıştır. Yüksek sıcaklıkta çalışma ortamını simüle etmek için HVOF yöntemi ile kaplanan 316 paslanmaz çelik altlık malzemesi 4 eşit parçaya bölünerek 750°C'de atmosfere açık elektrikli fırına (Proterm) yerleştirilmiştir. Kaplama numuneleri fırında 5, 25 ve 50 saat izotermal oksidasyon testlerine tabi tutulmuştur. Örneklere etki eden oksidasyon hasar mekanizmasını belirlemek için XRD (Rigaku Dmax 2200 PC, Cu Ka radyasyon, Rigaku, Japonya), SEM (Tescan, MAIA3 XMU, Çek Cumhuriyeti) ve mapping analizleri yapılmıştır. oksidasyon testlerinden önce ve sonra tüm kaplama numuneleri üzerinde gerçekleştirilmiştir.

III. DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA

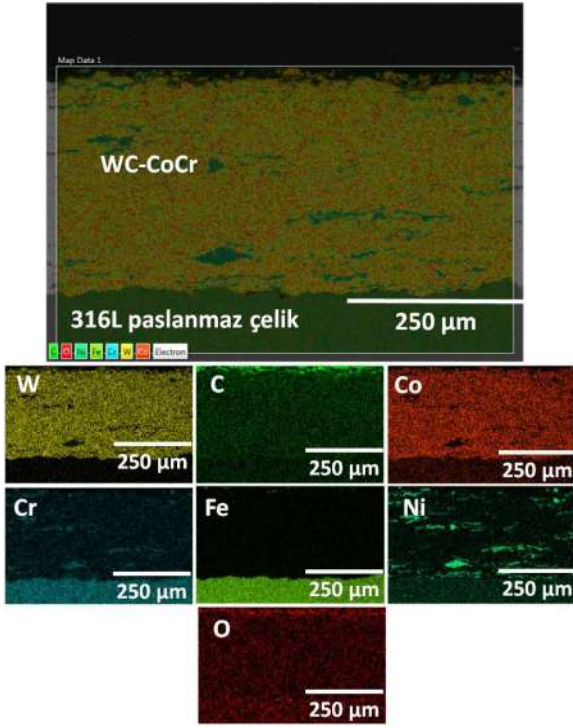
A. WC-Co-Cr Kaplamaya Sahip 316L Paslanmaz Çelik Malzemenin Oksidasyon Testi Öncesi Karakterizasyonu

Havacılık, uzay, gemi, otomotiv gibi birçok sektörde yaygın olarak kullanılan HVOF kaplama yöntemi oksit içermeyen, gözeneksiz ve yoğun bir kaplama tabakası sağlar. Şekil 1'de WC-Co-Cr ile kaplanmış 316L paslanmaz çelik malzemenin kesit SEM görüntüsü verilmektedir. Kaplama tabakasının tamamen HVOF yönteminin karakteristik özelliklerini gösterdiği görülmektedir.



Şekil 1 HVOF tekniği ile WC-Co-Cr kaplanmış 316L paslanmaz çelik malzemenin oksidasyon öncesi kesit görüntüsü

WC-Co-Cr malzemesi ile kaplanan 316L paslanmaz çelik malzemenin oksidasyon testi öncesi gerçekleştirilen elementel haritalama analizi şekil 2'de verilmiştir. Fe, C, Cr ve Co elementleri 316L paslanmaz çelik altlık malzemesinde yoğun olarak bulunur.

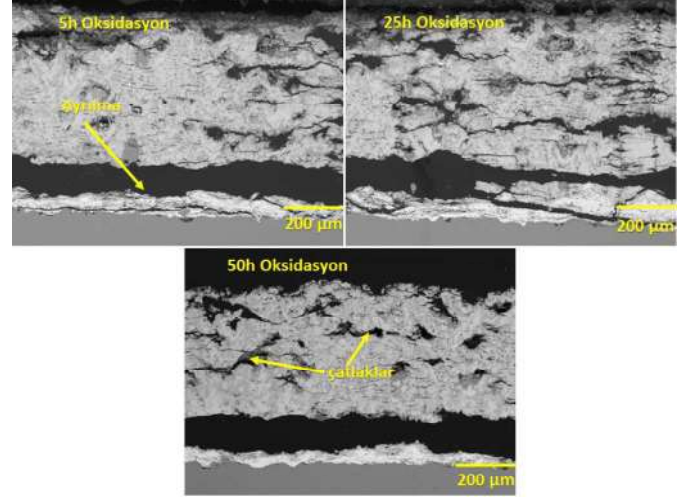


Şekil 2 HVOF tekniği ile WC-Co-Cr kaplanmış 316L paslanmaz çelik malzemenin oksidasyon öncesi elementel haritalama analizi

B. WC-Co-Cr Kaplamalarda Oksidasyon Etkisi

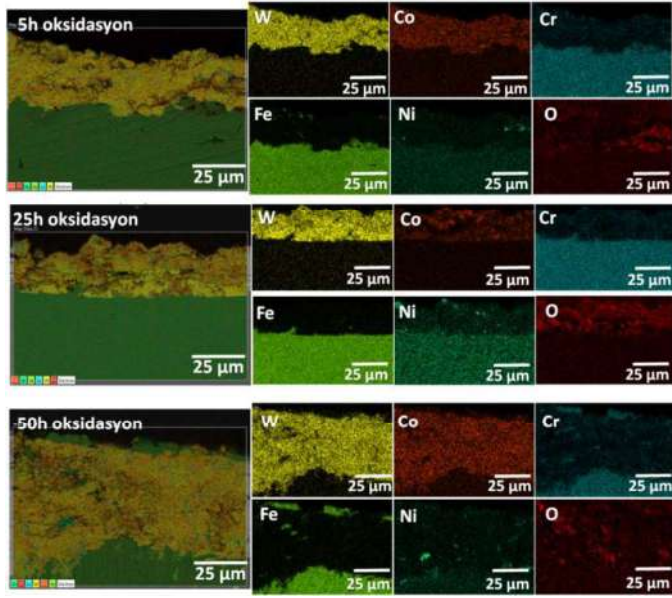
HVOF kaplama yöntemi ile malzemelere düzgün yüzey kalitesi, yüksek yoğunluk, düşük gözeneklilik ve düşük oksit içeriği sağlanmaktadır. Ayrıca bu teknik sayesinde malzemeler iyi oksidasyon ve aşınma direnci kazanır. 750°C'de oksidasyon testi yapılan WC-Co-Cr kaplama sisteminin kesitsel SEM görüntüleri Şekil 3'de verilmiştir. İzotermal oksidasyon testlerinde kaplama numunelerinde yüksek sıcaklıklardan dolayı bozulma gözlenmiştir. Kaplama kalınlıkları ilerleyen oksidasyon süresi ile azalmıştır. 5 saatlik oksidasyon testinin ardından kaplama yapısında gözenekler gözlemlendi. 25 saatlik izotermal testin ardından kaplama ile altlığın ara yüzündeki gözenekler sinterleme etkisiyle yapıdan ayrılmaya başlamıştır. Kaplamadaki sinterleme etkisi malzemenin ısıl iletkenliğini arttırmış ve kaplama arayüzünde ısıl genleşmeler meydana gelmiş ve çatlak başlangıcı oluşmaya başlamıştır. 50 saat sonra elde edilen oksidasyon görüntüsünde, altlığın ana bileşeni olan Fe elementi kaplama yüzeyine kadar difüze olmuş ve üst yüzeyde Fe₂O₃, Fe₃O₄ gibi oksitlenmiş yapılar oluşturmuştur. Kaplama bileşimindeki Co ve Cr elementlerinin oksijene karşı çok yüksek afiniteye sahip olduğu bilinen bir gerçektir. Ellingham diyagramına göre Cr elementi kaplama yapısında oksitlenmiş ve kaplama yapısından ayrıştırılmıştır. Bunu takiben Co elementinin kaplama yapısından ayrıştığı gözlenmiştir. Ayrıca kaplama tabakasının ana malzemesi olan WC tabakasının altlık yüzeyine göçtüğü söylenebilir. Kaplama tabakası ile altlık arasındaki arayüzde kendi kendine oluşan oksit tabakası gözlenmedi. Bunun nedeninin ise altlık malzeme olan 316L paslanmaz çelik malzemenin alaşımlı çelik olması ve içindeki elementlerin difüzyonla kaplama yüzeyine doğru hareket etmesi olduğu düşünülmektedir. Üst yüzeye göç eden

elementler, kaplama tabakasında bozulma oluşumuna katkıda bulunur. İlerleyen oksidasyon süreci dikkate alındığında kaplama kalınlığında gözle görülür bir azalma olduğu anlaşılmaktadır. Kaplama kalınlığındaki bu azalmanın bir diğer sebebinin de kaplama tabakasındaki WC-Co-Cr bileşimlerinin ayrışması olduğu düşünülmektedir. Sermet yapıya sahip olan kaplama malzemesinde WC-W₂C faz dönüşümü olduğu düşünülmektedir.



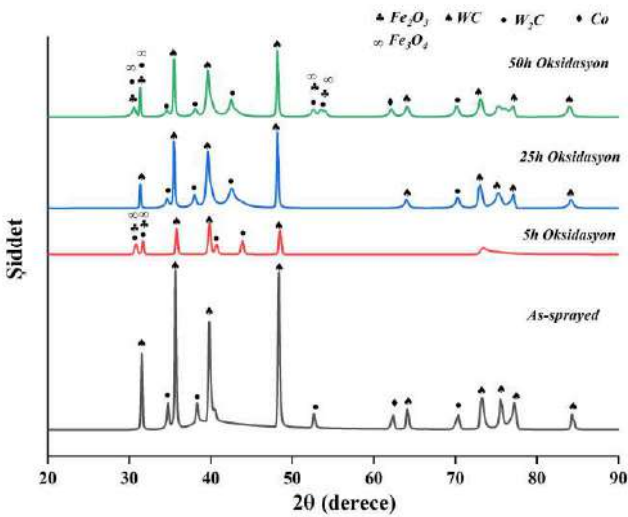
Şekil 3 HVOF tekniği ile WC-Co-Cr kaplanmış 316L paslanmaz çelik malzemenin oksidasyon testleri sonrası elde edilen kesit görüntüleri

Şekil 4'de WC-Co-Cr kaplama sisteminin izotermal oksidasyon testleri sonrasında elde edilen enine kesit elementel haritalama analizi verilmiştir. Oksidasyon testlerinden sonra kaplama ara yüzünde ayrılmalar meydana gelmiştir. Bu ayrılmaların yüksek sıcaklığın etkisiyle kaplamada meydana gelen faz değişimlerinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Oksidasyon hasarını belirlemek için altlık yüzeyinde kalan kaplama kalıntıları üzerinde haritalama analizleri yapılmıştır. Testler sonucunda kaplamalardaki kalınlık azalmaları, kaplama tabakasının yapıdan tabakalar halinde ayrılmasından kaynaklanmaktadır. İlk 5 saatlik oksidasyon testinin ardından ilk olarak kaplama kalınlığında azalmalar gözlemlendi. Altlık malzeme bileşiminde bulunan Ni, Cr ve Fe elementlerinin altlık içinde kaplama tabakasına göre daha yoğun olduğu görülmektedir. Kaplama tabakasında W, C ve Co elementlerinin yoğunluğu görülürken, Cr elementinin yoğunluğunun düşük olduğu anlaşılmaktadır. Ayrıca atmosfer ortamında kaplama sistemine dahil olan oksijen elementinin tüm kesit boyunca var olduğu ve yüzeyde homojen olarak dağıldığı görülmektedir. İlerleyen oksidasyon sırasında, altlık içinde yoğunlaşan alaşım elementlerinin yüksek sıcaklığın etkisiyle üst kısımlara doğru göç ederek burada oksitlenmiş yapılar oluşturduğu düşünülmektedir. Özellikle 50 saatlik oksidasyon testinden sonra üst tabakada oluşan koyu renkli yapının demir oksit içeren bir bileşik olduğu mapping analizinden açıkça anlaşılmıştır. 50 saatlik harita analizinde W elementinin de alt tabakaya doğru göç ettiği görülmektedir. Literatürde de bulunan TBC sistemlerinin oksidasyonu ile ilgili diğer çalışmalarda da benzer sonuçların elde edildiği görülmektedir [11, 12].



Şekil 4 HVOF tekniği ile WC-Co-Cr kaplanmış 316L paslanmaz çelik malzemenin oksidasyon testleri sonrası elde edilen elementel haritalama analizleri

Oksidasyon testleri sonucunda elde edilen faz analizlerinin sonuçları Şekil 5'de verilmiştir. Oksidasyon testleri öncesinde WC ve Co fazlarının yoğunluğu görülmektedir. Yüksek sıcaklıklarda oksidasyonun etkisi sonucunda faz ayrışmaları gözlenmiştir. WC faz yapısı W_2C yapısına ayrıştırılırken, kaplama yapısında ağırlık oranı oldukça düşük olan Co elementi oksidasyon ile yapıdan ayrılmaya başlamıştır. Kaplama tabakasının kalınlığının azalması ve alt tabakadaki Fe elementinin üst kaplamaya doğru göçü ile oluşan Fe_2O_3 ve Fe_3O_4 faz yapıları da ilerleyici korozyon süreci nedeniyle ortaya çıkmaya başlamıştır.



Şekil 5 HVOF tekniği ile WC-Co-Cr kaplanmış 316L paslanmaz çelik malzemenin oksidasyon testleri öncesi ve sonrası elde edilen XRD analizleri

IV. CONCLUSIONS

Yenilikçi bir termal sprey kaplama yöntemi olan HVOF tekniği ile, WC-Co-Cr gelişmiş sert sermet kaplama malzemeleri, 316L paslanmaz çelik alt tabaka malzemesi üzerine başarıyla kaplandı. Kaplama mikro yapısı oksit içermez, gözeneksiz ve yoğundur. WC-Co-Cr kaplama tabakası, yüksek sıcaklıklarda ortamdaki oksijenin etkisiyle oksidasyon hasar mekanizmasında faz dönüşümü göstermiştir. Oksidasyon testleri sonrasında kaplama tabakasının bazı kısımları ayrılmış ve kaplama tabakasının kalınlığı azalmıştır. 50h oksidasyon testinden sonra WC-Co-Cr kaplama tabakasındaki WC faz yapısı, yüksek sıcaklığın etkisiyle altlık malzemeye doğru göç etmiştir. Altlık malzemesindeki Fe elementleri, kaplama tabakasının arayüzüne doğru hareket etti. Göç ettikleri bölgelerde oksit formları oluşturmuşlardır. XRD analizi sonucunda Fe elementinin oksitlenmiş bileşiklerinin oksidasyon hasar mekanizmasında meydana geldiği gözlenmiştir. Aşınmaya karşı dayanıklı olduğu bilinen WC-Co-Cr sert sermet malzemesinin oksidasyona karşı davranışının oldukça zayıf olduğu görülmüştür.

REFERENCES

- [1] S. Singh, K. Goyal, and R. Bhatia, "A review on protection of boiler tube steels with thermal spray coatings from hot corrosion", Mater. Today Proc. 56, 379–383, 2022.
- [2] V. Testa, S. Morelli, G. Bolelli, F. Bosi, P. Puddu, A. Colella, T. Manfredini, and L. Lusvarghi, "Corrosion and wear performances of alternative TiC-based thermal spray coatings", Surf. Coatings Technol. 438, 2022.
- [3] S. Hu, H. Finklea, and X. Liu, "A review on molten sulfate salts induced hot corrosion", J. Mater. Sci. Technol. 90, 243–254, 2021.
- [4] P.G. Lashmi, S. Majithia, V. Shwetha, N. Balaji, and S.T. Aruna, "Improved hot corrosion resistance of plasma sprayed YSZ/Gd2Zr2O7 thermal barrier coating over single layer YSZ," Mater. Charact. 147 199–206, 2019.
- [5] P. Carpio, E. Bannier, M.D. Salvador, R. Benavente, and E. Sánchez, "Multilayer and Particle Graded YSZ Coatings Obtained by Plasma Spraying of Micro- and Nanostructured Feedstocks," J. Therm. Spray Technol. 23, 1362–1372, 2014.
- [6] M.S. Ahmadi, R. Shoja-Razavi, Z. Valefi, and H. Jamali, "Evaluation of hot corrosion behavior of plasma sprayed and laser glazed YSZ–Al2O3 thermal barrier composite," Opt. Laser Technol. 111, 687–695, 2019.
- [7] V.L. Wiesner, D. Scales, N.S. Johnson, B.J. Harder, A. Garg, and N.P. Bansal, "Calcium–magnesium aluminosilicate (CMAS) interactions with ytterbium silicate environmental barrier coating material at elevated temperatures," Ceram. Int. 46, 16733–16742, 2020.
- [8] A.R. Patil, and S.T. Vagge, "Hot corrosion behaviour of Inconel 738 superalloy in presence of NaCl, Na2SO4, V2O5", Mater. Today Proc. 2022.
- [9] Y. Ozgurluk, K.M. Doleker, and A.C. Karaoglanli, "Hot corrosion behavior of YSZ, Gd 2 Zr 2 O 7 and YSZ/Gd 2 Zr 2 O 7 thermal barrier coatings exposed to molten sulfate and vanadate salt," Appl. Surf. Sci. 2018.
- [10] X. Liu, K. Hu, S. Zhang, T. Xu, L. Chen, E. Byon, and D. Liu, "Study of KCl-induced hot corrosion behavior of high velocity oxy-fuel sprayed NiCrAlY and NiCrBSi coatings deposited on 12CrMoV boiler steel at 700 °C," Corros. Sci. 203, 2022.
- [11] Q. Wang, D. Zhou, M. Yu, L. Shi, X. Li, and Q. Sun, "Oxidation and hot corrosion behaviors of Mo-doped NiMoAlY alloys at 750 °C," Corros. Sci. 201, 2022.
- [12] A. Kalush, D. Texier, M. Ecochard, Q. Sirvin, K. Choquet, T. Gheno, N. Vanderesse, W. Jomaa, and P. Bocher, "Size effects on high temperature oxidation of MCrAlY coatings processed via APS and HVOF depositions," Surf. Coatings Technol. 440, 2022.

Crystallization Properties of Lime-Alumina Based Mould Powders

Mustafa Seyrek ^{1*}, Bunyamin Cicek¹, Tuna Aydogmus¹, Yavuz SUN²

¹ Vocational School of Technical Sciences, Hitit University, 19169 Corum, Türkiye

² Engineering Faculty, Karabuk University, Karabuk, Türkiye

* mustafaseyrek@hitit.edu.tr

This review paper provides an overview of recent advancements in the crystallisation of lime-alumina based mould powders for continuous casting of high-aluminium steels. Mould powders based on lime-alumina have been developed to prevent molten steel/slag interaction, which affects the surface quality of cast slabs. However, the mould slag crystallises easily, causing the mould lubrication and casting process to deteriorate. Several efforts have been made to improve the crystallization behaviour of CaO-Al₂O₃ based mould powders, including changing the lime/alumina ratio, adding MnO or B₂O₃, and introducing Li₂O and Na₂O as fluxing agents. The review also emphasizes the shortfall of research on the crystallization behaviour of lime-alumina based mould powders. The paper concludes that appropriate amounts of fluidiser should be added to adjust the lubrication and crystallisation properties of the mould powder, and that Li₂O and Na₂O may play an important role in crystallisation inhibition. The purpose of this paper is to provide recommendations for designing and optimizing lime-alumina based mould powders for casting high-aluminium steels.

Development of Mould Powders for Casting of High-Al Steels: Approaches and Strategies

Mustafa Seyrek ^{1*}, Bunyamin Cicek¹, Yavuz SUN²

¹ Vocational School of Technical Sciences, Hitit University, 19169 Corum, Türkiye

² Engineering Faculty, Karabuk University, Karabuk, Türkiye

* mustafaseyrek@hitit.edu.tr

The demand for advanced high-strength steels (AHSS) with improved mechanical properties for automobile manufacturing has led to the development of new grades of steel. High-Aluminium steels are a significant class of AHSS that exhibit excellent strength, formability and ductility. However, conventional mould powders cannot be used for the casting of high-Al steels due to the reactions between reducible oxides and aluminium that change the physicochemical properties of the mould powders, leading to insufficient lubrication and non-uniform heat transfer.

Various approaches have been proposed to produce new mould powders for high-aluminium steels, including low basicity, low viscosity lime-silica based mould powders, and non-reactive lime-alumina based mould powders. Strategies for minimizing alumina pick-up in mould powders have also been investigated. In this paper, we review the chemical compositions and properties of various mould powders designed for casting high-aluminium steels. Furthermore, the viscosity, crystallinity and heat transfer behaviour of lime-alumina based mould powders are discussed. This review provides insights into the challenges and opportunities of developing mould powders for casting high-aluminium steels, which can help guide future research and development efforts in this area.

The Analytical Calculation of Hertz Contact Pressure for the ASTM G99 Type Wear Test

Esad Kaya*

Research Assistant

Eskisehir Osmangazi University, Mechanical Engineering Department

esatkaya @ogu.edu.tr

Abstract— This study aims to determine the analytically Hertzian contact pressure on the wear test. Tool steel has been chosen as the substrate material. The modulus of elasticity and Poisson ratio are averaged according to the cold work tool steels. A WC sphere with a diameter of 3 mm was chosen as the abrasive counter body. Modulus of elasticity and Poisson ratio were chosen for WC material. The analytical solution through the Hertz contact theory shows the critical stress that occurs in the wear tests.

Keywords— Hertz Contact Pressure, Wear Test, ASTM G99, Elastic Contacts, Cold Work Tool Steel

The Determination of Microstructural and Mechanical Properties of Surface Alloyed Cold Work Tool Steels

Esad Kaya*

Research Assistant

*Eskisehir Osmangazi University, Mechanical Engineering Department
esatkaya @ogu.edu.tr*

Abstract— This study aims to determine the micro-mechanical properties of cold work tool steel surfaces modified by the direct plasma energy deposition technique. Microstructure, microhardness, and micro-indentation tests were performed for two different powder content and lean heat input conditions. As a result of the tests, microhardness, contact depth, and indentation modules of all samples were calculated. The results showed that harder and more rigid structures were obtained in the powder content coating samples compared to the lean heat input condition. The feasibility of the method was tested by experimental analysis.

Keywords— Cold Work Tool Steel, Oliver-Pharr Technique, Micro indentation, Microstructure, Microhardness

I. INTRODUCTION

Cold work tool steels are one of the most widely used materials in manufacturing different metallic-based machine parts. Operations such as pressing, punching, drilling, and cutting, used in sheet metal forming, are among the most common use areas [1]. For this reason, extreme wear resistance, high hardness, and dimensional stability needs are mainly expected in cold work tool steels. Machine parts are mostly exposed to severe wear due to the high pressure and minimal contact area during manufacturing. Workpieces made of cold work tool steel groups can easily endure these operations loads up to 300°C [2]. Since they are not produced at high temperatures, their practical use becomes very narrow when the process temperature rises above 300 °C. For this reason, the selection of feasible materials, the heat treatment process, and the development of steel surface properties directly affect the life span of the cold work tool steel molds and dies [3]. The structures that provide high strength in cold work tool steels are due to the microstructure's high carbon content and other carbide former elements [4]. The tribological properties of tool steels can be improved considerably according to the microstructure's eutectic carbide content and morphology [5]. Therefore, it is vital to represent secondary and tertiary alloying elements that provide superior hardness in the microstructure. The primary cause of damage to tool steel surfaces is wear. Wear directly limits the life span of the tool steels. Also, the wear resistance directly depends on the microstructural

properties of the carbides in the structure of tool steels. Among these properties are morphology, hardness, and chemical composition. [1]. Wear types on tool steels can be of different mechanisms. The most common wear types are those with abrasive and adhesive characteristics. Solutions are available to prevent or reduce wear. Among them is to use additives to increase surface hardness with different coatings [3-6]. Tool steel surfaces can be coated with different techniques. These include different applications such as HVOF, plasma, and laser. Apart from these applications, there are also innovative methods for improving cost-oriented surface properties known as cladding. In this method, surfaces are alloyed by the welding method. Surfaces are formed as eutectic structures due to rapid solidification. These eutectic structures formed are in dendritic form. These formed dendrite formations increase the surface hardness of the material. Also, carbide or boride powders could be added to the molten surfaces during the welding process. Between these formed dendrite, reinforcement phases are can be found in the semi-melt form. In this way, a metal matrix composite structure is formed on the cold work tool steel surfaces. The surface properties of tool steel are improved.

This study aimed to characterize the micromechanical properties of cold work tool steels whose surfaces were modified by direct energy deposition technique using boron-containing powders. This study analyzed the microstructure, microhardness and micromechanical properties of the surfaces with different tests. Appropriate coating material has been suggested.

II. MATERIAL AND METHODS

90MnCrV8 cold work tool steel was used in the study. This material is an oil-hardening cold work tool steel. 10x20x100 mm³ samples were produced for welding operation. TiB₂ and B₄C powders were used for steel samples. The average powder size is 3µm and 30µm, respectively. All welding processes were performed on the Fronius plasma transfer arc welder. Arc current is 100 A, arc voltage is 18-22V, shielding gas flow rate is 10 l/min, plasma gas flow rate is 0.5 l/min, welding traveling speed is 40 mm/s, and welding distance is 2.5 mm. Microstructure analyses of the samples were made under Nikon Clemex optical microscope. Hardness tests were carried out on a Future Tech FM 700 microhardness measuring device with a

load of 100 gf) in a 10-second dwell time. Micro-indentation tests of the samples were performed on the Bruker UMT device—applied load selected as 5N. Vickers type indenter was used. The indentation loading speed was chosen as 0.005 mm/sec. The Oliver-Pharr technique was used in the calculations. The samples' contact depth, hardness, and Indentation modulus were calculated.

III. RESULTS AND DISCUSSION

Figure 1 shows the microstructure photographs of the coating samples. As can be seen, the internal microstructures are homogeneous and have no inclusions, void, or porosity. The microstructures are in dendritic form and contain eutectic formations.

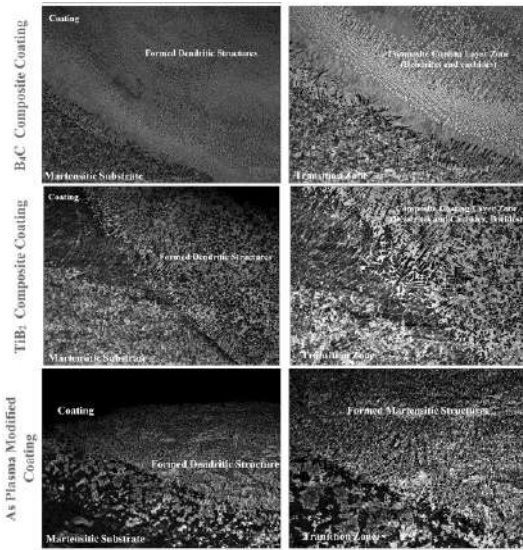


Fig. 1 Microstructural analysis of the coatings

Figure 2 shows the microhardness distribution of the coatings from the surface to the precise depth. As can be seen from the figure, there is a striking increase in hardness compared to lean heat input samples. The increase in hardness is thought to be due to the carbides and borides formed between the eutectic structure.

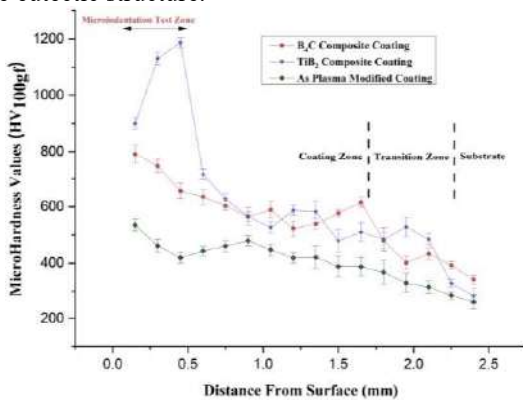


Fig. 2 Microhardness analysis of the coatings

The indentation modulus of the samples were calculated using the Oliver-Pharr technique. The equations related to the

calculation technique are given below. h_c is the calculated contact depth after the applied load. A is the actual contact area that occurs due to the indentation experiment. P_{max} is the maximum applied load, H is the indentation hardness, S is the slope of the unloading curve that read from the P-h curves, and E_r is the modulus of elasticity of the contact point. With the calculation made, the indentation modulus of the sample (E_s) is calculated.

$$h_c = h_{max} - \epsilon \left(\frac{P_{max}}{S} \right)$$

$$A = 24.5044 (h_c)^2$$

$$H = \left(\frac{P}{A} \right)$$

$$S = \left(\frac{dP}{dh} \right)$$

$$E_r = \left(\frac{\sqrt{\pi} S}{2\beta\sqrt{A}} \right), \beta = 1.050$$

$$\left(\frac{1}{E_r} \right) = \left(\frac{1 - \nu_s^2}{E_s} \right) + \left(\frac{1 - \nu_i^2}{E_i} \right), \nu_s = 0.28, \nu_i = 0.07, E_i = 1147 \text{ GPa}$$

Figure 3 shows the P-h curves of the samples. As can be seen, the contact depth decreases in powder-content alloyed samples. The maximum load was obtained at shallower depths in powder-content alloyed samples. That is, it has been observed that higher loads are required at the same deformation rate. This situation shows that the powder content improves the strength of the samples. In addition, it is seen that the slope of the unloading curve in the lean heat input sample is respectively low. By examining the visual, it can be said that the curve with a low slope may also have low strength.

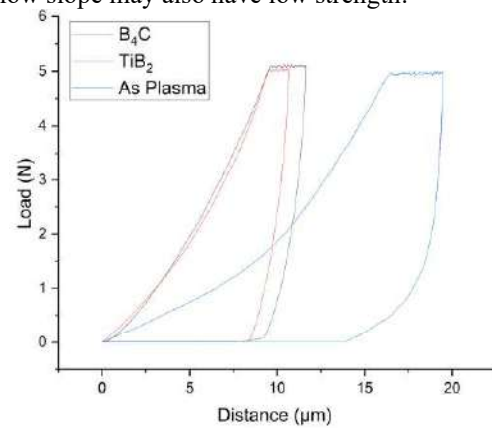


Fig. 3 The P-h curve of the coating samples

Table 1 shows the results obtained in the micro indentation tests. As can be seen, the contact depths, hardness, and calculated indentation modulus of the samples with alloyed surfaces with carbide and boride powders are higher.

Table 1. The calculated results of the coatings

Sample	Contact depth (μm)	Indentation Hardness (GPa)	Indentation Modulus (GPa)
B ₄ C	11.203465	1.625618	249.763800
TiB ₂	10.168077	1.973551	233.835400
As Plasma	19.003609	0.565200	123.983759

Figure 4 shows the contact depths of the coatings under an applied load of 5 N. As can be seen, the lowest contact depth was obtained in the TiB₂ alloy sample. The B₄C coated sample has the second highest value with a low difference. The highest contact depth is seen in the lean heat input sample. This result also shows that this sample has the lowest stiffness.

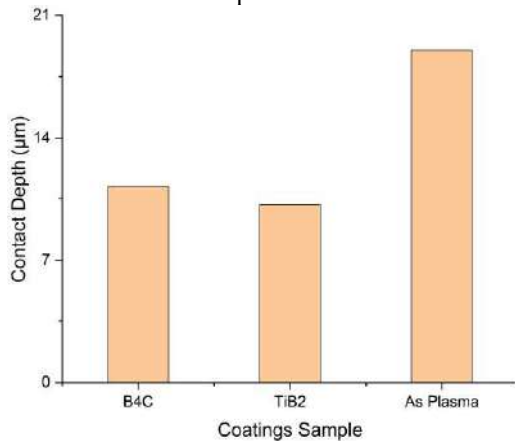


Fig. 4 The contact depths of the coating samples

Figure 5 shows the indentation hardness values of the samples. As can be seen, the alloying technique was successful. Compared to the sample with lean heat input, the hardness value depends on the contact depth inversely. The highest value was measured in the TiB₂ content sample as 1,973 GPa. This value is approximately 3 times the average steel hardness. For samples containing B₄C, the indentation hardness was calculated as 1.625 GPa. The average hardness value was calculated as 0.565 GPa in the lean heat input sample. All samples showed an increase in hardness compared to the as-received steel sample. In alloyed samples, the hardness improvement rate varies between 2.9 and 3.5 times.

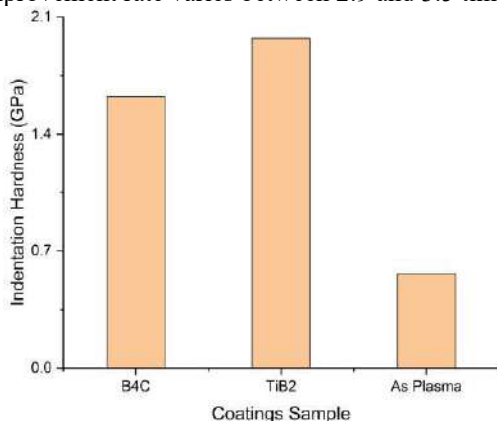


Fig. 5 The indentation hardness of the coating samples

Figure 6 shows the calculated indentation modulus of the samples. The highest stiffness value of 249.763 GPa was observed in the B₄C sample. The indentation modulus value was calculated as 233.835 GPa in the TiB₂ alloy sample. As can be seen, these two values are close to each other. It can be said that the stiffness values of these two coatings are close to each other. The indentation modulus was calculated as 123,983 GPa in the lean heat input sample. It is seen that the rigidity is increased more than 2 times for powder-content surface alloying.

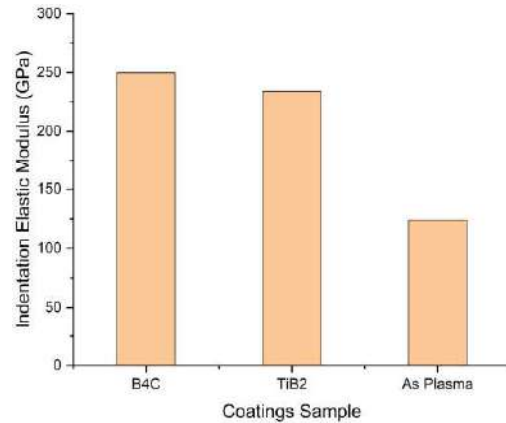


Fig. 6 The indentation modulus of the coating samples

IV. CONCLUSIONS

With the study, cold work tool steel surfaces were successfully alloyed. The following results were obtained from the experimental analyzes.

- Eutectic carbides and borides were formed between the dendrites in the alloyed samples with powder additives.
- In the microhardness measurements, it was determined that the hardness depth was higher in powder content samples.
- As a result of micro indentation analysis, powder-content samples were more rigid.
- The indentation module has been increased by 2 to 3 times with alloying.

REFERENCES

- [1] Kubin, M., Schenider R., *Tool Steels: Properties and Performance*, 1st ed., Mesquita, R. A., Jr., Ed. CRC Press. 2021
- [2] Roberts, G.A., Krauss, G., & Kennedy, R. *Tool Steels*, 5th ed., ASM International. 1998
- [3] Arain, A. "Heat treatment and toughness behaviour of tool steels (D2 and H13) for cutting blades" M. Eng. thesis. University of Toronto, Department of Metallurgy and Material Science, Toronto. 1999.
- [4] Branco, J.R.T. and Krauss, G., Heat treatment and microstructure of tool steels for molds and dies, in Proc. Tool Materials for Molds and Dies 1987, Colorado School of Mines Press, Golden, paper 94–117.
- [5] Bryson, W.E., *Heat Treating H13 Tool Steel. Heat Treatment Selection, and Application of Tool Steels*, 2nd ed., W. E. Bryson, Ed. 2, 64-76. 2005
- [6] Raabe, D. et.al., "Current challenges and opportunities in microstructure-related properties of Advanced High Strength Steels," *SSRN Electronic Journal.*, 51, pp 5517–5586, 2020

Determination of rheology properties in metal injection moulding process by using Naphthalene/PE/SA binder system: A Taguchi approach

İbrahim Baki ŞAHİN*, İhsan KORKUT⁺, Faik YILAN*, Levent URTEKİN*

*Mechanical Engineering, Kirsehir Ahi Evran University

Kirsehir, Turkey

ibrahim.sahin@ahievran.edu.tr

faik.yilan@ahievran.edu.tr

levent.urtekin@ahievran.edu.tr

⁺ Manufacturing Engineering, Gazi University

Ankara, Turkey

ikorkut@gazi.edu.tr

Abstract— Titanium metal injection molding (Ti-MEK) has been practiced since the late 1980s. Although Ti-MEK is a favorite research topic today, designers still have a problem with the rheology (the so-called kitchen part) part before the Ti injection phase. The most important reason for this is the limited information disclosed about connectors. In this case, it prevents their adoption by engineering designs. In this study, the determination of the optimum mixture value for different binder mixtures is provided by the use of the Taguchi method. In this paper, titanium powder was used with binder consisting of naphthalene, polyethylene (PE) and SA (Stearic Acid). Accordingly, it can be estimated that the best melt flow index can be obtained under parameter conditions where the melt flow index is 260 (°C) and the mixing ratio is 48%.

Keywords— Metal injection molding, Binder system, Rheology properties, Taguchi approach, Optimization

I. GİRİŞ

Titanyum alaşımları, yüksek özgül mukavemet ve mükemmel korozyon direncinin benzersiz kombinasyonundan dolayı büyük ilgi gören malzemelerdir [1][2][3]. Bu alaşımlar her zaman havacılık, tıbbi ekipman, kimyasal üretim ve askeri imalat sektörlerinde her zaman önemli bir rol oynamıştır [4]. Bununla birlikte, titanyum alaşımlarını işlemek için daha düşük maliyetli yöntemler geliştirilmeye artan ilgi vardır. Özellikle toz metalürjisi üretim sürecinde başarılı sonuçlar ortaya koymaktadır [5].

Toz metalürjisi terimi, toz (TEK) veya metal (MEK) kalıplama, orta ila küçük boyutlu ve karmaşık şekilli parçaların seri üretimi için ideal olan birinci sınıf bir şekillendirme yöntemidir [6]. Bu yöntemler dört ana işleme adımını içermektedir. Bunlar; hammadde formülasyonu, enjeksiyon kalıplama, bağlayıcı giderme ve sinterleme'dir [7]. Bir toz hammaddenin homojenliği, MEK işleme için çok önemlidir. Karıştırma adımı sırasında kalan kabarcıklar da

dahil olmak üzere herhangi bir homojensizlik, sonraki işleme adımlarına taşınacaktır. Homojen olmayan bir besleme stoku genellikle kalıplama sırasında zayıf bir akış davranışına ve nihai ürünlerde yoğunlaştırma ve boyutsal kararlılık güçlüğüne yol açar. Homojen bir hammadde elde etmek için bağlayıcı seçiminin önemi ne kadar vurgulansa azdır.

PIM sürecinde, başarılı bir akış ve sorunsuz bir kalıplama besleme stokunun reolojik davranışına ve viskozitesine bağlıdır. Viskozite Denklem 1'de verilen bağıntı yardımıyla hesaplanmaktadır. Burada η viskozite, τ kayma gerilmesini ve $\dot{\gamma}$ kesme hızını ifade etmektedir.

$$\eta = \frac{\tau}{\dot{\gamma}} \quad (1)$$

TEK sürecinde akış tipinin psödoplastik akışkan sergilemesi istenilen bir durumdur [8][9]. Bu akış davranışında kayma hızı artarken viskozite azalır ve kalıpları doldurmada, enjeksiyon izlerinin azaltılmasında, farklı bileşenlerin şekillerini korumada daha iyi performans gösterir. Bu nedenle, kabul edilebilir fiziksel ve mekanik özelliklere sahip deformasyon olmayan parçalar üretmek için bağlayıcı/toz özelliklerinin değerlendirilmesi oldukça önemlidir. Wei ve ark. [10], bir polipropilen (PP)/parafin mumu (PW)/stearik asit (SA) karışımından oluşan hammaddeler kullandılar ve malzemelerin optimum sıcaklığı olan 170 oC'de psödoplastik davranış elde ettiler. Urtekin ve ark. [11], ana bağlayıcı polietilen glikol (PEG4000) değiştirilmeden, iskelet bağlayıcı olarak iki farklı polipropilen/polietilen (PP/PE) bağlayıcı ile optimum toz yüklemesinin hacimce %55 olduğunu belirtmişlerdir. Optimum yükleme gösteren her iki hammaddede de viskozite değeri 1000 Pa.s'nin altındadır.

Taguchi yöntemi istatistiksel bir yaklaşım olup, belirli bir süreçte bir parametreyi sabit tutup diğer parametreleri her seferinde değiştirerek veri elde etmektir. Taguchi yöntemi ile laboratuvar ortamında yapılacak deneysel çalışma sayısı en aza indirilmektedir. Böylece deneysel maliyet azalır. Ji ve ark. [12],

Taguchi yöntemini kullanarak dört sinterleme faktörünün nihai yoğunluk üzerindeki etkisini bildirdi. Wang ve ark. [13], stearin ve polietilen bağlayıcı sistemini, Taguchi tarafından L18 ortogonal dizisinde birkaç enjeksiyon parametresiyle optimize etti. Bu bağlamda bu çalışmanın temel amacı Taguchi yöntemidir. Bununla birlikte, yöntemin toz metalürjisi üzerindeki etkisi Kaynak [14]'de detaylandırılmıştır.

Toz miktarının artması bağlayıcıların azalması ile optimum toz/bağlayıcı karışımları elde edilir. Fakat bu karışım kalıp dolumu ve sonrasında bağlayıcı giderme ve sinterleme süreçlerini olumsuz etkilememelidir. Viskozitenin 100-1000 Pa.s aralığında olması beklenir. Toz/bağlayıcı oranı ise %50-%50 oranında olması tercih edilir. Kritik toz yüklemesinin ise %2-5 oranının altında optimum toz yüklemesi olarak kullanılması kalıplama ve final üretim süreçlerine ciddi katkısı olmaktadır [15]. Belirtilen gerekçelerden dolayı reolojik çalışması büyük öneme sahiptir. Bu reolojik çalışmada toz/bağlayıcı karışım oranını belirlemek ciddi bir emek ve tecrübe gerektirmektedir. Bu çalışmada Taguchi analizi yapılarak reolojik deneylerinin ön analizleri yapılması ve daha kısa sürede (maliyet ve enerji tasarrufu) gerçekçi sonuçlara ulaşması beklenmektedir. Bu çalışmadan elde edilen verilerin ileriki çalışmalarda moldflow simülasyon analizine aktararak kalıp tasarımı, kalıp dolumu, çekme payı ve sıcaklık parametreleri seçilerek uygulamada sağlıklı sonuçlar alınması beklenmektedir. Çalışmada farklı bağlayıcı için optimum karışım değerinin belirlenmesi sağlanmıştır.

2. MATERYAL VE METOT

Reoloji deneyleri ASTM D1238 standartlarına uygun olarak Protherm marka reometre cihazı (kapiler reometre) kullanılarak yapılmıştır (bkz Şekil 1). Bu cihazın özellikleri; silindir uzunluğu 115 mm, iç çapı 10 mm, piston uzunluğu 6,35 mm, kalıp uzunluğu 8 mm ve çapı 2 mm'dir. Deneylere başlamadan önce cihaz öncelikle temizlendi. Daha sonra silindir ve piston sıcaklığı $80-260 \pm 0,5$ °C'de 15 dakika sabit tutularak deney süresince sıcaklık değerinde bir değişiklik olmaması sağlanmıştır. Belli bir süre sonra silindir içerisine konulan bağlayıcılardan akan ilk parçalar ve içerisinde oluşan hava kabarcıkları uzaklaştırılır. Uygun besleme stokları (en az üç) daha sonra sırasıyla mg hassasiyetinde tartılır ve ortalama bir ağırlık belirlenir. En büyük ve en küçük değerler arasındaki fark ortalama ağırlığın %10'undan fazla ise test sonuçları ihmal edilir ve deneyler yeni bağlayıcı sistemlerle tekrarlanır. Dört farklı bağlayıcı karışımı için %47-60 arasında değişen hacimsel karışım oranları hazırlanmış ve hazırlanan karışımlar ekstruderden geçirilerek granüle edilmiştir. Granüle edilmiş karışımlar, bir kılcal reometreden geçirildi ve her besleme stoğunun reolojik karakteri belirlendi. Farklı hammaddede için erime akış indeksleri ve viskozite değerleri hesaplanmıştır.

Tablo 1. Taguchi parametreleri

Faktörler	Seviyeler			
	1	2	3	4
Sıcaklık (°C)	230	240	250	260
Karışım oranı (%)	48	50	51	-



Şekil 1. Reometre cihazı

Tablo 2. Seçilen L₁₂ deneysel planı

Besleme stoku	Deney numarası	Deneysel değerler	
		Sıcaklık (°C)	Mixing rate (%)
Naftalin/PE/SA	1	230	48
	2	230	50
	3	230	51
	4	240	48
	5	240	50
	6	240	51
	7	250	48
	8	250	50
	9	250	51
	10	260	48
	11	260	50
	12	260	51

3. BULGULAR

3.1. Varyans analizi

Deneysel verileri analiz etmek ve parametre etki oranlarını hesaplamak için varyans analizi (ANOVA) istatistiksel yöntemi kullanılır. ANOVA, test edilen parça gruplarının ortalama performanslarını karşılaştırmak için kullanılan istatistiksel bir tekniktir. ANOVA ile her bir sürecin hangi faktörlerden ve ne ölçüde etkilendiği istatistiksel olarak belirlenebilir. Varyans analizi, araştırılan faktörlerin kaliteyi ölçmek için kullanılan çıktı değerlerini nasıl etkilediğini ve çeşitli seviyelerin değişkenliğe nasıl katkıda bulunduğunu göstermeyi amaçlar [17].

Tablo 3. Erime akış indeksi için anova analiz sonucu(g/10dk.)

Kaynak	DF	Adj SS	Adj MS	F-Değeri	P-Değeri	% Katkısı
Sıcaklık (°C)	3	88433	29478	14,95	0,003	28,30155
Karışım oranı (%)	2	212200	106100	53,79	0	67,91117
Hata	6	11834	1972	-	-	3,78728
Toplam	11	312467	-	-	-	100
R-Sq. =94,77 % R-Sq. (adj) =93,61 % R-sq(pred)=89,22%						

Tablo 2'de besleme stoku için sıcaklık istatistiksel olarak erime akış indeksi üzerinde %28,3, karışım oranı ise %67,91 etkiye sahip oldukları görülmektedir. Dolayısıyla karışım oranının çok daha etkili olduğunu P değerine bakıldığında da (P<0) anlaşılmaktadır. Regresyon analizi deneysel çalışmalarda

kontrol faktörleri ile deneysel faktörler arasındaki ilişkiyi eşitlik 2’de görülmektedir.

$$\begin{aligned} \text{Erime akış indeksi} \left(\frac{g}{10min.} \right) & (2) \\ & = 3814 + 7,53 \text{ Sıcaklık } (^{\circ}C) \\ & - 106,36 \text{ Karışım oranı } (\%) \end{aligned}$$

Bu denklem yardımıyla hesaplanan değerler ile gerçek ölçüm sonuçları arasındaki ilişki incelenmiştir. Denklem 3’te R²=89,22 gibi oldukça yüksek oranda doğru tahminler yapmaktadır. Dolayısıyla, bundan sonraki çalışmalarda deney yapmadan erime akış indeksi için bu denklem kullanılarak sıcaklık ve karışım oranının herhangi bir seviyesi için tahminler yapılabilir.

Tablo 4. Viskozite için anova analiz sonucu (Pa.s)

Kaynak	DF	Adj SS	Adj MS	F-Değeri	P-Değeri	% Katkısı
Sıcaklık (°C)	3	445283	148428	2,83	0,129	23,91985
Karışım oranı (%)	2	1101174	550587	10,48	0,011	59,1532
Hata	6	315106	52518	-	-	16,92696
Toplam	11	1861563	-	-	-	100
R-Sq. =71,19 % R-Sq. (adj) =64,79 % R-sq(pred)=43,36%						

Tablo 4’te besleme stoku için sıcaklığın viskozite üzerinde %67,99 karışım oranı ise %25,08 etkiye sahip oldukları görülmektedir. F-oranının daha yüksek değeri, işlem parametresindeki herhangi bir küçük değişikliğin performans özellikleri üzerinde büyük bir etki yaratabileceğini gösterir. Sıcaklığın viskozite üzerinde en çok büyük etkiye sahip olduğu anlaşılmaktadır. Regresyon analizi deneysel çalışmalarda kontrol faktörleri ile deneysel faktörler arasındaki ilişkiyi eşitlik 3’te görülmektedir.

$$\begin{aligned} \text{Viskozite(Pa.s)} & = -5606 - 17,12 \text{ Sıcaklık } (^{\circ}C) \\ & + 217,8 \text{ Karışım oranı } (\%) \end{aligned} \quad (3)$$

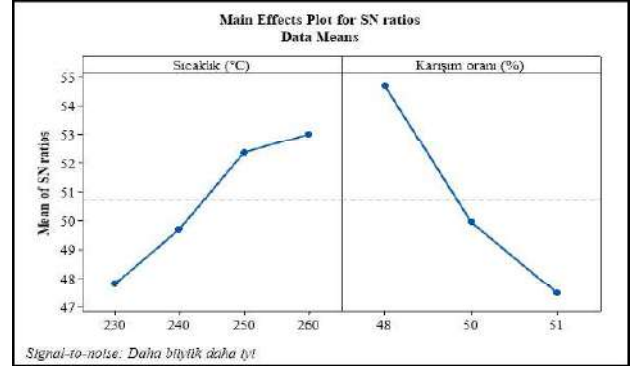
Denklem’de R²=43,36% gibi düşük oranda doğru tahminler yapmaktadır. Dolayısıyla, bundan sonraki çalışmalarda deney yapmadan viskozite için bu denklem kullanılarak sıcaklık ve karışım oranının herhangi bir seviyesi için tahminler yapılması tavsiye edilmeyebilir.

3.2. Taguchi analizi

Belirlenen parametrelerle deneylerin planlanması, deneysel parametrelerin elde edilen test sonuçları üzerindeki etki derecesinin belirlenmesi ve optimal test parametrelerinin belirlenmesi Taguchi’nin yöntemi kullanılarak yapılabilmektedir [17]. Taguchi, kontrol faktörü seviyesinin faktöre karşı performans özelliklerini ölçmek için amaç fonksiyonu değerini bir sinyal-gürültü oranına (S/N) dönüştürdü. S/N oranı, istenmeyen rastgele gürültü değerine istenen sinyal oranı olarak tanımlanır ve deneysel verilerin bir kalite özelliğini gösterir. Deneysel sonuçları değerlendirmek için Taguchi’yi kullanmanın birkaç püf noktası vardır. Bu tekniklerden biri bu çalışmada viskozite için "düşük iyidir", eriyik akış indeksi için "en büyük iyidir" olarak tercih edilmiştir.

Tablo 5. Erime akış indeksi sinyal-gürültü oranları (g/10dk.)

Seviye	Sıcaklık (°C)	Karışım oranı (%)
1	47,81	54,70
2	49,71	49,96
3	52,36	47,50
4	53,00	
Delta	5,19	7,20
Rank	2	1

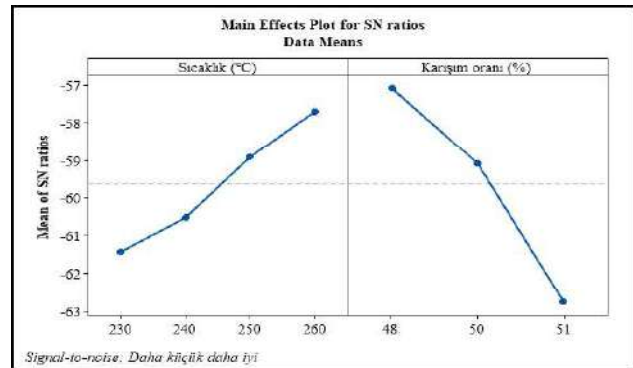


Şekil 2. Taguchi analizi: Erime akış indeksi (g/10dk.)

Şekil 2’te erime akış indeksi için S/N oranı için ana etki grafiği gösterilmektedir. Şekil incelendiğinde erime akış indeksi için 260 (°C) ve karışım oranının %48 olduğu parametre koşullarında en iyi erime akış indeksi elde edilebileceği tahmin edilebilir.

Tablo 6. Viskozite sinyal-gürültü oranları (Pa.s)

Seviye	Sıcaklık (°C)	Karışım oranı (%)
1	-61,43	-57,06
2	-60,52	-59,08
3	-58,91	-62,76
4	-57,69	-
Delta	3,74	5,70
Rank	2	1

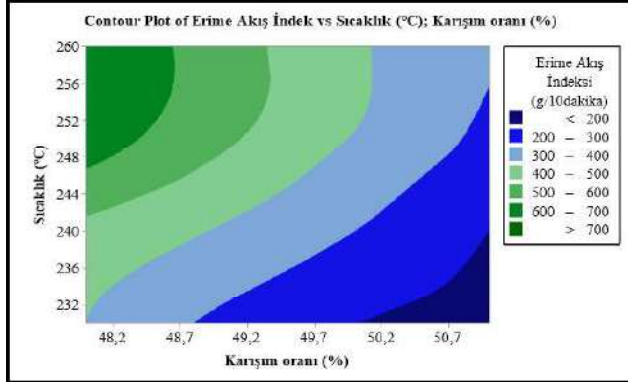


Şekil 3. Taguchi analizi: Viskozite (Pa.s)

Şekil 3’te viskozite için S/N oranı için ana etki grafiği gösterilmektedir. Şekil incelendiğinde sıcaklık için 230 (°C) ve karışım oranının %51 olduğu parametre koşullarında en iyi viskozite elde edilebilir.

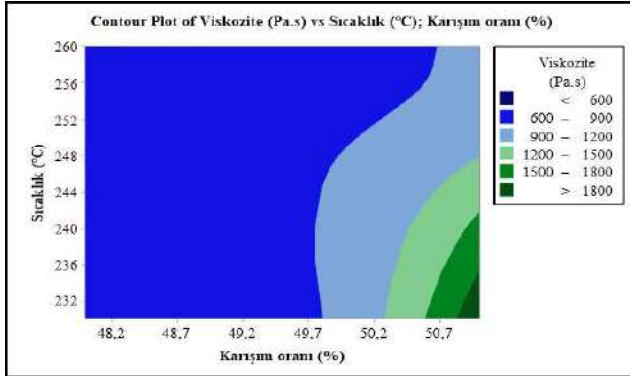
Şekil 2 ve 3 sıcaklık ve karışım oranının erime akış indeksi üzerindeki etkisini göstermektedir. Renk kodlamasına göre

yanıt aralığı da Şekil 4 ve 5'te gösterilmektedir. Sıcaklığın 256-260°C olduğu durumda erime akış indeksi karışım oranının %48 olduğunda > 700 (g/10dk.), %50'de 300-400 (g/10dk.), %51'de 300-400 (g/10dk) arasında olmaktadır. Düşük karışım oranı değeri ve yüksek sıcaklık değerinde maksimum erime akış indeksi gösterir.



Şekil 4. Erime akış indeksi için kontur grafiği

Şekil 4'te sıcaklık ve karışım oranının viskozite üzerindeki etkisini göstermektedir. Renk kodlamasına göre yanıt aralığı da Şekil 4'da gösterilmektedir. Sıcaklığın 230-236 °C olduğu durumda viskozite'de karışım oranının %48 olduğunda < 600 (Pa.s), %50'de 900-1200 (Pa.s), %51'de 900-1200 (Pa.s) arasında olmaktadır.



Şekil 5. Viskozite için kontur grafiği

4. TARTIŞMA VE SONUÇ

Reoloji çalışması TEK yönteminin en kritik aşamasıdır. Toz/bağlayıcı karışımı ile elde edilen besleme stoklarının akış özelliklerini belirlemek gerekmektedir. Bu çalışmadan şu sonuçlara varıyoruz:

- Sıcaklık için 230 (°C) ve karışım oranının %51 olduğu parametre koşullarında en iyi viskozite elde edilebilir.
- Erime akış indeksi için 260 (°C) ve karışım oranının %48 olduğu parametre koşullarında en iyi erime akış indeksi elde edilebilir.
- Optimum yükleme sergileyen besleme stoku içinde viskozite değeri uygun sıcaklıkta 1000 Pa.s'nin altındadır. Akış tipi newtonien olmayan akış olup, psödoplastiktir. Kayma hızı arttıkça viskozite azalmaktadır.

- Besleme stoku için optimum toz yüklemesinde erime davranış indeksi 1'den düşüktür

Toz ve bağlayıcı miktarını optimize ederek elde edilen bilgi, mühendislerin, sanayicilerin ve bilim adamlarının zamandan, malzemeden ve enerjiden tasarruf etmesine yardımcı olur.

KAYNAKLAR

- [1] Hu K, Zou L, Shi Q, Hu K, Liu X, Duan B. Effect of titanium hydride powder addition on microstructure and properties of titanium powder injection molding. *Powder Technol* 2020;367:225–32. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2020.03.059>.
- [2] Banerjee D, Williams JC. Perspectives on titanium science and technology. *Acta Mater* 2013;61:844–79. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.10.043>.
- [3] Thavanayagam G, Swan JE. Aqueous debinding of polyvinyl butyral based binder system for titanium metal injection moulding. *Powder Technol* 2018;326:402–10. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.11.069>.
- [4] Moghadam MS, Fayyaz A, Ardestani M. Fabrication of titanium components by low-pressure powder injection moulding using hydride-dehydride titanium powder. *Powder Technol* 2021;377:70–9. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2020.08.075>.
- [5] Xu W, Brandt M, Sun S, Elabbasser J, Liu Q, Latham K, et al. Additive manufacturing of strong and ductile Ti-6Al-4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition. *Acta Mater* 2015;85:74–84. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.11.028>.
- [6] Esteban PG, Bolzoni L, Ruiz-Navas EM, Gordo E. PM processing and characterisation of Ti-7Fe low cost titanium alloys. *Powder Metall* 2011;54:242–52. <https://doi.org/10.1179/174329009X457063>.
- [7] Lin C, Wu J, Tan C. Processing Optimization for Metal Injection Molding of Orthodontic Braces Considering Powder Concentration Distribution of Feedstock. *Polymers*, 12(11), 2635 | 10.3390/polym12112635 2020.
- [8] Thavanayagam G, Pickering KL, Swan JE, Cao P. Analysis of rheological behaviour of titanium feedstocks formulated with a water-soluble binder system for powder injection moulding. *Powder Technol* 2015;269:227–32. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2014.09.020>.
- [9] Thavanayagam G, Swan JE. Optimizing hydride-dehydride Ti-6Al-4V feedstock composition for titanium powder injection moulding. *Powder Technol* 2019;355:688–99. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2019.07.091>.
- [10] Wei WJ, Wu R, Ho S. 2000-Wei, Wu, Ho (2000) Effects of pressure parameters on alumina made by powder injection moulding.pdf 2000;20:1301–10.
- [11] Urtekin et al. Seramik Enjeksiyon Kalıplama için İskelet Bağlayıcı Değişiminin Reolojik Özelliklerin e Etkisi Effect of Skeleton Binder Change on Rheological Properties for Ceramic Injection Molding 2022;9:314–23.
- [12] Ji CH, Loh NH, Khor KA, Tor SB. Sintering study of 316L stainless steel metal injection molding parts using Taguchi method: Final density. *Mater Sci Eng A* 2001;311:74–82. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)00942-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)00942-X).
- [13] Wang HK, Wang ZH, Wang MC. Using the Taguchi method for optimization of the powder metallurgy forming process for Industry 3.5. *Comput Ind Eng* 2020;148:106635. <https://doi.org/10.1016/j.cie.2020.106635>.
- [14] Shrestha S, Manogharan G. Optimization of Binder Jetting Using Taguchi Method. *Jom* 2017;69:491–7. <https://doi.org/10.1007/s11837-016-2231-4>.
- [15] Urtekin L, Genç A, Bozkurt F. Fabrication and simulation of feedstock for titanium-powder injection-molding cortical-bone screws. *Mater Technol* 2019;53:619–25. <https://doi.org/10.17222/mit.2018.088>.
- [16] Urtekin L, Taşkin A. Ti-6Al-4V alloy cortical bone screw production by powder injection molding method. *Mater Express* 2017;7:245–52. <https://doi.org/10.1166/mex.2017.1378>.
- [17] Şap E. Investigation of mechanical properties of Cu/Mo-SiCp composites produced with P/M, and their wear behaviour with the Taguchi method. *Ceram Int* 2021;47:25910–20. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.05.322>.

Production and Characterization of Stainless Steels Containing Graphite in Three Different Ratios by Powder Metallurgy

Hasan Durmaz*, Mehmet Akif Erden*, Hamza Simsir⁺

*Karabuk University, Metallurgical and Materials Science Engineering, Karabuk, Turkey

*Karabuk University, Biomedical Engineering, Karabuk, Turkey

⁺ Karabuk University, TOBB Technical Science Vocational School, Karabuk, Turkey

hamzasimsir@karabuk.edu.tr

Abstract— Stainless steel materials are preferred in many different application areas because they have significant properties such as high tensile and fracture resistance, production diversity, electrical conductivity, and corrosion resistance. To improve the mechanical and chemical properties of the stainless-steel various metal, ceramic, and carbon-based reinforcements have been used. In this study, graphite at three different rates (0.25, 0.50, and 1.00 wt.%) was added into stainless steel and the samples were obtained by powder metallurgy method. The mixed powders were compressed in the form of a tensile sample in the mold produced at a pressing pressure of 750 MPa in one direction and turned into blocks. The sintering process started with heating the samples to the sintering temperature at a rate of 5 °C/min. After the temperature reached the sintering temperature of 1260°C, the samples were kept at this temperature for 3 hours and then cooled to room temperature at a rate of 5 °C /min. The density, porosity, microstructure, and ferrite-perlite ratio of the samples, which were ground, polished, and etched, were calculated and thus the structural properties of the samples were characterized. It was observed that the amount of perlite increased with the increasing graphite content, and the grain size decreased gradually. However, it was observed that agglomerated carbons were formed with the addition of 1.00 wt.% graphite. The mechanical properties of the samples were characterized by tensile tests. It was determined that the ultimate tensile strength value of the stainless-steel sample, which was 211 MPa, reached 389 and 412 Mpa, adding 0.25 and 0.50 wt.% graphite respectively, and the amount of elongation gradually decreased. In the SEM-EDX analysis, it was determined that CrC, MnC, and NiC solid precipitates formed at the matrix and grain boundaries. This mechanism, known as precipitation and dispersion hardening, with the increase in the amount of perlite and the decrease in the grain size, improved the mechanical properties of the samples. But, with the addition of 1.00 wt.% graphite, it was determined that the homogeneous load distribution did not occur due to agglomeration, and therefore the ultimate tensile strength value was as 302 Mpa restricted.

Keywords— Powder metallurgy, stainless-steel, graphite, mechanical properties.

Using The Scoring System for Passed/Failed Fatigue Tests Applied to Rail Steels in TS EN ISO 13674 Standart

Fazil HUSEM*

Karabuk University

fazilhusem@karabuk.edu.tr

Abstract— Ensuring the quality of test results is important for the progress of the process to take place. Test results should fall within the specified value range in the standard. Therefore, to ensure the validity of test results, they should be evaluated by taking into account the measured value, calibration values, repeatability, reproducibility, and measurement uncertainty. However, due to the result-oriented approach in Passed/Failed testing, many parameters are neglected. In this study, a sample scoring table that can be used for the fatigue test specified in the product standard TS EN 13674 for rail steels has been created. With the help of this table, the role of all mechanical measurements and results obtained throughout the test in the validity of the test has been determined.

Keywords— Measurement Uncertainty, Rail Steels, TS EN ISO13674, Fatigue Test

I. INTRODUCTION

In evaluating the accuracy of test results, measurement uncertainty plays an important role. In repeatable tests like fatigue testing, evaluating factors such as the repeatability and measurement uncertainty of the results can increase the reliability of the obtained results. Measurement uncertainty is a measure of the closeness of the measured value to the true value, and determining this measure allows for calculating how close the measured value is to the true value. Therefore, determining the measurement uncertainty in critical applications like fatigue testing is an important step in evaluating the accuracy of the results.

Compliance with the standard gains importance especially in the production of products with high added value such as rail steels. It is very important to ensure the quality of the products produced and the accuracy of the mechanical tests. Performing the tests correctly, measuring the measured values correctly, and calculating the calculated results directly affect the quality class of the product. Incorrect performance of a test in the product standard or incorrect evaluation of some parameters can have great negative effects.

II. EXPERIMENTAL

For rail steels, the fatigue test specified in TS EN ISO 13674 standard refers to ISO 1099 standard. A strain-controlled fatigue test with ± 0.00135 mm/mm strain is performed. When

examining test dynamics, it can be seen that many different parameters have a significant impact on the test. Therefore, even in tests where only a pass/fail value is given, uncertainties are important in determining test parameters during the test itself.

A. Determination of Uncertainty Parameters

When performing a strain-controlled fatigue test, the calibration certificate of the extensometer used should be reviewed first. The uncertainty from the calibration certificate should be included in the uncertainty calculations.

Before the start of the test, gain settings for dynamic servo-hydraulic testing machines should be adjusted. For this purpose, a specimen with the same composition and dimensions as the test specimen should be used. The wave type and amplitude to be used for the test should be selected. Since the traverse motion is important here, the traverse motion calibration must have been performed.

The location where the specimen will be taken on the rail is determined (Fig. 1). Therefore, if there are any uncertainties arising from not taking the specimen into account, they should be considered. The accuracy of the location where the specimen is taken should be confirmed.

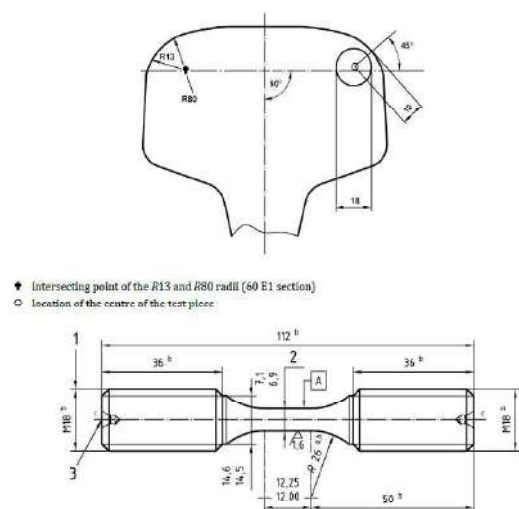


Fig. 1 Specimen for determining fatigue initiation life

The specimen dimensions being used are specified in the TS EN ISO 13674 standard. The measuring instrument used to control the specimen dimensions should have been calibrated.

The compliance with the instructions and procedures required for laboratory accreditation should be ensured. This can be achieved through internal audits and external inspections. The competence of personnel and quality practices should be controlled in accordance with the TS EN ISO 17025 standard.

TABLE I
DETERMINATION OF UNCERTAINTY PARAMETERS

Parameter	Passed	Failed	Impact Ratio
Extansometer Calibration	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Gain Settings	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Material Sampling	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Preparation of Standard Test Pieces	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Caliper Calibraion	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Repeatability	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Reproductibility	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Validation	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Interlaboratory Comparison Participation	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Compliance with Instruction	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Current Standard Usage	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Compliance with the Procedure	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Environmental Monitoring	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Cleaning	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Device Maintenance	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Control of Records	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Laboratory Safety	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Personnel Competence	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Internal Audit Studies	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Device Calibration	<input checked="" type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	5%
Grand total			100%

When the TS EN ISO 13674 standard is examined, we see that it refers to the ISO 1099 standard for fatigue testing. For the test to be valid, it must complete 5×10^6 cycles. There should be no errors or defects on the sample. In this way, the test can be considered valid. However; A checklist can be made as in Table I for the reliability of the test's working process and quality. With the scoring made on this list, it can be checked whether the test will be valid or not.

When Table I is examined, it is seen that the determined parameters are not independent from each other. It allows us to check whether we can get the same result from the same standard test performed on the same type of sample with interlaboratory comparison tests.

Reproducibility and reproducibility studies ensure the correct performance and quality of the test device and the test personnel.

It is ensured that the device maintenance is carried out within the specified period. The results obtained and the calibration of the equipment used give us quality assurance.

III. CONCLUSIONS

Using control tables in interpreted tests such as fatigue tests on rail steels provides information about uncertainty budget and demonstrates that all parameters, not just machine values, are influential for the validity of the test. The validity of the tests carried out in this way is determined by the device to be tested, device adequacy, personnel performing the test, personnel competence, control of the records, cleanliness of the test environment, provision of the necessary air conditioning conditions for the test, calibration values, quality studies, etc. It will not be sufficient to control the sample only as a result of the test, as it will affect the test result. All parameters should be considered as a whole. Even though the fatigue test is generally used for life determination, the accuracy of strain, force and displacement values used during the test requires control.

When the control parameters are examined, it is seen that these are the parameters that affect the measurement uncertainty. The parameters that affect the measurement results show whether the test is done correctly or not.

By giving a ratio to each of the influencing parameters, their effects in performing the test and calculating the values can be examined. In this way, it is checked whether the test is comparatively measured or not.

REFERENCES

- [1] International Laboratory Accreditation Cooperation *ILAC-P14:09/2020*.
- [2] EA-4/02 M:2013, Kalibrasyonda Ölçüm belirsizliğinin değerlendirilmesi.
- [3] ISO/IEC 17025:2017 Genral requirements for the competence of testig and calibration laboratories.
- [4] TS EN ISO 17034 General requirements for the competence of reference material producers.
- [5] JCGM 100:2008 GUM 1995 with minor corrections *Evaluation of measurement data – guide to the expression of uncertainty in measurement*, 2008
- [6] Alessandro F., Veronica S. "Measurement Uncertainty" *Forensic Metrology*, 57-94, 2022
- [7] Ferrero, A., Petri, D.: Measurement models and uncertainty. In: Ferrero A., Petri D., Carbone, P., Catelani M., (eds.), *Modern Measurements: Fundamentals and Applications*, 1st edn., p. 400. Wiley-IEEE Press (2015)
- [8] Ferrero, A.: The pillars of metrology. *IEEE Instrum. Meas. Mag.* 18, 7–11, 2015.
- [9] Veronica M. "Measurement Uncertainty", *Journal of Chromatography A*, 1158, 1-2, 15-24pp, 2007.
- [10] Abernety R., Benedict R., Dowdell R., "ASME Measurement Uncertainty" *Journal of Fluids Engineering*, 107(2), 161-164pp, 1985.

The investigation of mechanical properties of 32CrB4 steel by spheroidization

Emre Nayir*, Fatih Aydın⁺,

* *Kardemir Karabük Demir Çelik Sanayi Ticaret A.Ş. Karabük / TÜRKİYE*
enayir@kardemir.com

⁺ *TOBB Vocational School of Technical Sciences, Karabük University, Karabük / TÜRKİYE*
fatih.aydin@karabuk.edu.tr

Abstract— In this study, the microstructure and mechanical properties of 32CrB4 steel were examined after spheroidization heat treatment. The spheroidization annealing was carried out at 700 °C for 10 h, followed by cooling in the furnace. For microstructure characterization, optical microscopy, SEM and EDS analyzes were performed. Hardness and tensile tests were carried out to determine the mechanical properties. Microstructure characterization showed that spheroidal carbides are present in the structure after spheroidization. For spheroidized steel, tensile strength and hardness values decreased

by 12% and 9%, respectively. Fracture surface investigations showed that the dominant failure mechanism was brittle fracture due to the presence of cleavage facets.

Keywords— 32CrB4 steel, microstructure, mechanical properties, spheroidization.

Environmental Evaluation of Current and Potential Beneficial Use Options for Steel Slag as an Aggregate in the Construction Sector

Enes Özkök*

Assistant Professor, Department of Environmental Engineering, University of Karabük, Karabük 78050, TÜRKİYE.

E-mail: enesozkok@karabuk.edu.tr

Abstract—Steel slags are the primary by-products of the processes carried out in basic oxygen and electric arc furnaces. In literature, numerous research papers investigating different utilization techniques for steel slag over a large spectrum of categories can be found, namely, current and novel uses as a carbon dioxide sequestration medium, a cement binder, a raw material in ceramic manufacturing, an adsorbent in water treatment, an aggregate in concrete and asphalt production and road filling. However, considering the enormous amount of steel slag generated by the steelmaking industry worldwide, the only meaningful option to sustainably manage this type of waste is to reuse steel slag in the construction sector. Although the mechanical properties of steel slag are usually satisfactory at first glance, its inherent chemical properties render its use challenging as a replacement for natural granular materials. The volumetric expansion, high alkalinity generation, and leaching of heavy metals from slag upon its contact with water are the major problems. All these are predominantly due to steel slag's highly reactive free calcium and magnesium oxide contents. Approaches (i.e., prior aging with passive leachate treatment, utilization in asphalt concrete production, and amending with alum-based water treatment residual) that circumvent these problems and alleviate associated environmental concerns were discussed in this study.

Keywords—Steel slag, alkalinity, heavy metal leaching, volumetric expansion, sustainable waste management

I. INTRODUCTION

Steel, a key ingredient of our modern civilization, is one of the most abundantly produced man-made materials, along with cement, plastics, and synthetic fertilizers [1]. In 2021, the global steel output was 1.95 billion metric tons [2]. Highly energy-intensive steelmaking industries depend heavily on fossil fuels and emit between 7% to 9% of global anthropogenic CO₂ emissions [3]. In addition to its extensive energy use and CO₂ and process gas emissions, the other major environmental impact is generating slags as solid by-products in vast quantities. Worldwide annual slag generation was estimated to be 493–645 million tons based on 2018 data [4]. Other types of solid by-products are generated in steelmaking processes, such as dusts and sludges that predominantly come from air pollution abatement and wastewater treatment units, but slags account for %90 (by weight) of the total solids [5]. Sustainable management of slags through finding added value is important for reducing the environmental impact of the steelmaking industry and advancing toward a circular economy that aims to create zero waste to landfill.

Two main categories of slags compose the majority of slags generated during steelmaking; iron slag and steel slag. Iron slag is formed in blast furnaces (BF) from the fluxing agents (limestone or dolomite) added to the molten iron ore to remove silica and other impurities during the first step of primary steel production. In the next step, steel slag is formed in basic oxygen furnaces (BOF) through the fusion of charged fluxing agents and impurities in the molten pig iron transferred from blast furnaces. Steel slag is also co-produced in electric arc furnaces (EAF) during secondary steel production from scraps. On average, 275 kilograms of iron slag in BFs, 126 kilograms of steel slag in BOFs, and 169 kilograms in EAFs are produced per metric ton of crude steel output [5]. Both slag types are rich in calcium oxides with vastly different chemistries. The high silica content of the ore is retained in iron slag, and hence calcium oxides in iron slag are in the form of Ca-silicates, whereas steel slag has a lower silica content, and some of its calcium is in the form of uncomplexed free lime [6].

Utilization routes for iron slag, also referred to as BF slag, are straightforward, without any significant technical or commercial impediments, and utilization rates are close to 100% around the world [7]. Air-cooled BF slag is used as a synthetic aggregate to substitute natural aggregates. When hot BF slag is rapidly quenched using large volumes of high-pressure water, it solidifies as a sand-like material called granulated BF slag with good pozzolanic properties [8]. It is sold as a substitute for Portland cement in concrete mixes or raw material for clinker commanding much higher prices [4].

Steel slag is a durable and dense material due to its significant iron content; it has a high bearing capacity, good abrasion resistance, and excellent frictional properties [9]. Although steel slag bears physical features, its use as an aggregate is hampered mainly by free lime content [7]. Hydration of very reactive free lime content of steel slag in the presence of air moisture or water causes pristine steel slag mass to volumetrically expand [6]. Additionally, the products of the hydration reactions cause generation of hyperalkaline leachates (pH<12) and mobilization of toxic trace elements in the composition of steel slag [10]. The common practice applied by the industry to alleviate expansive behavior, often called “aging”, is to allow steel slag piles to weather through exposure to atmospheric conditions over months to hydrate and expand the steel slag prior to utilization in construction [11]. However,

this means harmful alkaline seepage formation is guaranteed after the rainwater flows through exposed slag piles.

Despite these challenges, the primary conventional method of beneficial use for it is utilized in civil engineering applications as an aggregate [4]. Steel slag has a low silica content, and its use in the cement industry is limited [12]. There are many other methods to utilize steel slag, such as soil stabilization; ceramics and slag wool production; neutralization of acid mine drainages; and removal of heavy metals and P from wastewater [13]–[16]. Nevertheless, none of these niche applications are very common and can compete with slag used as a natural aggregate substitute, considering that constructing a single kilometer of a new road requires 30,000 tons of aggregates [17]. Lately, atmospheric CO₂ sequestration utilizing the rich CaO content of steel slag has attracted attention [18]. Unfortunately, to reach high-efficiency rates, the slag has to be ground into a powder, enclosed tanks fed with pure CO₂ gas must be operated at high temperatures and pressures, and there is no existing commercial application.

This review first discusses the environmental impact of steel slag use in the construction sector. Next, selected approaches that mitigate environmental risks and enable more steel slag utilization as aggregates were presented.

II. ASSOCIATED ENVIRONMENTAL IMPACT

Calcium oxides in steel slags (30–65% based on dry weight) are found in different mineral phases; free calcium oxide, calcium silicates, and calcium aluminoferrites [19]. These Ca-bearing compounds have the potential to hydrate to generate Ca(OH)₂ in the presence of water or moisture at varying reaction rates. Free lime reacts rapidly, but some of it can be present as small pockets buried in slag particles and can not hydrate until fractures form and water reaches them [6]. The free lime content of steel slags can be over 10% by weight in some cases [20]. Subsequent disassociation of Ca(OH)₂ releases great amounts of hydroxide alkalinity to the environment, and hydration rate of steel slag is stimulated at high pH [21]. Also, free MgO can be present in steel slag, and it hydrates over months and years [6]. The weathering products of Ca-silicates, such as rankinite, can also provide a source of Ca(OH)₂ in the long term [22].

Overall, the gradual weathering of its constituents provides steel slag an immense capacity to produce highly alkaline leachates (pH<12), creating a major potential environmental risk [23]. Uncontrolled seepage from steel slag was reported to impair the quality of receiving surface waters and aquifers for decades during its permanent or interim stockpiling in large quantities [10], [24]. Additionally, extreme alkaline conditions stimulate toxic trace element leaching from steel slags, which contain heavy metals (antimony, arsenic, barium, beryllium, cadmium, chromium, cobalt, copper, lead, mercury, nickel, selenium, thallium, vanadium) at concentrations higher than those in background soils, especially Cr and V in the form of oxyanions, which are more mobilized under alkaline conditions [25].

The potential environmental impact that may be caused by releasing extreme alkalinity and pollutants and the volumetric

instability can impede the beneficial use of steel slag as an aggregate in large quantities. However, the experiences from real-life applications suggest that steel slag is safe to use in road construction when steel slag is appropriately aged and precautions are taken to avoid water contact [8], [26]. The chemical composition of the samples from the 10-year-old road base showed no significant difference compared to the original steel slag that was used; hydration and carbonation effects were minimal, and the leachate pH of the aged slag was 11.6 (initial pH value was 12.2 prior to application) [27]. It should be noted that all roads are designed and built with elements diverting rainwater and groundwater away to sustain the structure's longevity. It can be concluded that stockpiling the steel slag and not utilizing it in construction is the worst case in terms of creating an adverse environmental impact.

III. METHODS TO MITIGATE ENVIRONMENTAL RISKS

A. Aging with Leachate Control

Volumetric instability is the primary limitation of steel slag utilization. Aging allows open-air stockpiled steel slag to weather through adequate exposure to atmospheric conditions over a period of months to partially hydrate and expand the steel slag prior to utilization in construction. During the aging period, piles of steel slag are gradually weathered, and labile CaO and MgO in steel slag are reacted through hydration, carbonation, and oxidation reactions [11]. Although carbonation and oxidation reactions in steel slag are expansive, their impact on swelling is negligible compared to hydration reactions [11]. Proper aging ensures that a significant portion of the hydration reactions occurs before using steel slag. The duration of aging varies considerably depending on the content of free lime and can extend up to 18 months for optimal results [26].

The aging process can be accelerated through techniques such as steam application, high-pressure water jets, or agitation of the slag, but it is crucial to minimize the cost of the aging process to ensure the competitiveness of slag as a road construction material compared to natural aggregates from an economic standpoint [28]. Due to their relatively low unit values, steel slags generally only compete with natural aggregates in market regions near operational iron and steel furnaces or slag banks, and the required hauling distances are lower than natural aggregates [4].

While aging is a widespread practice, the chemical changes during this process are often insufficiently considered, with the primary focus being mitigating swelling. However, extended weathering can give rise to circumstances that lead to heightened leaching of toxic elements. Suer et al. [27] conducted accelerated aging experiments on steel slag samples and observed reduced leaching of Ca, Cu, Ba, Fe, Mn, and Pb, but increased leaching of V, Si, and Al. Therefore, the leachates produced during aging should be carefully collected and treated. Lining the ground with impervious materials, installing a drainage system on the site, and treating the leachates will create additional capital and operational costs. Nevertheless, the alternative is not to control the leachates or not to utilize the slag; both routes will adversely affect the environment through contamination. When treatment is involved, using steel slag

may require subsidies from local governments to achieve cost neutrality.

Gomes et al. [29] proposed a treatment passive treatment configuration where slag leachates flow (by a pump or gravity-driven) through a cascade into a settling tank connected to a constructed wetland; and calculated that this method would have the lowest environmental impact compared to other methods. Others were active treatment methods involving H_2SO_4 , $CaCl_2$, or pressurized CO_2 gas dosing. The Ca ions in the alkaline slag leachate would be aerated/carbonated in the cascade, and then they would precipitate in the settling tank in the form of calcite ($CaCO_3$). The metals in the buffered leachate will have less pH and alkalinity, and the leachate may become harmless to surrounding waters after it passes through the constructed wetland system. In a previous study, Mayes et al. [10] showed that natural wetlands could provide buffering for the steel slag leachate and metal sequestration. It should be noted that there is a potential to capture some CO_2 from the air through $CaCO_3$ generation in the settling tank [30]. Calcite may be recovered from the settling tank and reused elsewhere.

B. Utilization in Asphalt Concrete Production

Asphalt concrete containing steel slags have reported having improved resistance to cracking at low temperatures, moisture susceptibility, high-temperature stability, deformation resistance, and antiskid function compared to ordinary asphalt mixtures [31]. Steel slag particles bond with bitumen (asphalt binder) more tightly due to their porous, rough surface texture and lime content compared to natural aggregates [31], [32]. Shen et al. [32] recommended 100% coarse aggregate substitution with coarse BOF slags in porous asphalt mixtures. After nearly 1.5 years of service, Díaz-Piloneta et al. [28] reported that surface pavement built by replacing 15% of the coarse aggregates with BOF slag showed excellent performance without rutting, cracking, or spalling.

When used as an asphalt aggregate, bitumen coating formed on aged slag particles limits the hydration of the calcium and magnesium oxides due to reduced water contact [23]; and suppresses the volumetric expansion of steel slag in asphalt mixture [33]. Steel slags have highly porous surfaces and can absorb slightly more bitumen than natural aggregates [28]. As expected, bitumen coating also reduces elemental leaching from the steel slag particles. Bitumen coating significantly alleviates the leaching of calcium from steel slag and decreases pH and alkalinity of the contacting water by creating a partial seal around slag particles. Batch-type leach test results from Özkök et al. [23] demonstrated that mixing BOF slag aged for six months with bitumen (4 to 6% by mass) resulted in ~75% reduction in Ca release; ~50% reduction in alkalinity of the leachate. Sorlini et al. [34] investigated metal leaching from bitumen/aged steel slag mixtures. They found that releases of all measured pollutants were generally lower than that of steel slag alone, but dissolved organic carbon (DOC) concentrations were very close to limits set by the Italian code, and V leaching seemed not to be affected by the presence of bitumen binder around slag particles. Sorlini et al. [34] claimed that EAF slag

should be aged 2-3 months to decrease swelling to an acceptable level (0.5%).

C. Amending with Alum-based Water Treatment Residual

Aluminum sulfate (alum) is a widely used coagulant in drinking water treatment to remove suspended solids, and alum-based water treatment residual (WTR) is the by-product. Özkök et al. [23], [35] observed that 10% (dry wt.) WTR-addition to steel slag (aged for six months) resulted in a ~80% reduction in Ca release and ~70% in leachate alkalinity in batch-type and column water leach tests. $Ca(OH)_2$ solubility-governed alkalinity production in hydrated steel slag was altered by WTR-modification, shifting the control of Ca(II) and hydroxide release to calcium sulfoaluminate phases formed as secondary mineral phases [35]. Additionally, WTR addition to aged slag alleviated the overall volumetric expansion rate compared to the original material [33]. The reduced alkalinity of the leachate was more easily neutralized by the receiving natural soils in the subgrade, and dissolved Al from WTR and other trace elements in the leachates diminished due to precipitation once the pH was neutralized [36]. Overall, amending WTR to steel slag provides a simple method involving only mixing two solid wastes in locations where WTR is readily available, and the effect lasts long without requiring WTR replenishment.

IV. CONCLUSIONS

In addition to increasing the annual generation rate, large amounts of steel slag stockpiled near the operational and closed steel mills are still waiting to be handled for final disposal. With the current technology, using aged steel slag in road construction appears to be the most viable option to increase the beneficial use of steel slag. Using steel slag instead of natural aggregates will preserve natural resources, reduce CO_2 emissions and contribute to the circular economy through better waste management.

Adequately aging the steel slag alleviates the problem of volumetric instability. However, the hyper-alkaline leachate loaded with dissolved Ca and trace metals produced during aging must be treated to reduce the environmental impact. Nonetheless, aging does not entirely solve the alkaline leachate production problem after slag is applied, so the methods presented here can be used. Also, using a subgrade soil below the slag layer with a large alkalinity neutralizing capacity or replacing a small portion of the natural aggregates can give satisfactory outcomes.

REFERENCES

- [1] V. Smil, "The Modern World Can't Exist Without These Four Materials," *Time*, May 12, 2022. Accessed: May 1, 2023. [Online]. Available: <https://time.com/6175734/reliance-on-fossil-fuels/>
- [2] Worldsteel, "World Steel in Figures, 2022." worldsteel.org, 2022. Accessed: May 1, 2023. [Online]. Available: <https://worldsteel.org/steel-topics/statistics/world-steel-in-figures-2022/>
- [3] Worldsteel, *Climate change and the production of iron and steel: Transforming steel production*. World Steel Association, 2021. [Online]. Available: <https://worldsteel.org/steel-topics/environment-and-climate-change/climate-action/>
- [4] USGS, "Minerals Yearbook 2018: Slag-Iron and Steel [Advance Release]." U.S. Department of the Interior U.S. Geological Survey,

- Reston, VA, USA, 2021. [Online]. Available: <https://www.usgs.gov/centers/national-minerals-information-center/iron-and-steel-slag-statistics-and-information>
- [5] World Steel Association, "Steel industry co-products," *Policy papers*, 2020. <https://worldsteel.org/publications/policy-papers/co-product-position-paper/> (accessed May 1, 2023).
- [6] I. Z. Yildirim and M. Prezzi, "Chemical, Mineralogical, and Morphological Properties of Steel Slag," *Advances in Civil Engineering*, vol. 2011, pp. 1–13, 2011, doi: 10.1155/2011/463638.
- [7] Worldsteel, *Steel Industry By-Products: Project Group Report 2007-2009*. Brussels, Belgium: World Steel Association, 2010. [Online]. Available: <https://worldsteel.org/publications/bookshop/by-products/>
- [8] ASA, *ASA Guide: A Guide to the Use of Slag in Roads*, Revision 2. Wollongong NSW Australia: Australasian Slag Association Inc., 2002. Accessed: May 1, 2023. [Online]. Available: www.asa-inc.org.au
- [9] H. Motz and J. Geiseler, "Products of steel slags an opportunity to save natural resources," *Waste Management*, vol. 21, no. 3, pp. 285–293, 2001, doi: 10.1016/S0956-053X(00)00102-1.
- [10] W. M. Mayes, P. L. Younger, and J. Aumônier, "Hydrogeochemistry of Alkaline Steel Slag Leachates in the UK," *Water Air Soil Pollut*, vol. 195, no. 1–4, pp. 35–50, Nov. 2008, doi: 10.1007/s11270-008-9725-9.
- [11] L. M. Juckes, "The volume stability of modern steelmaking slags," *Transactions of the Institution of Mining and Metallurgy, Section C: Mineral Processing and Extractive Metallurgy*, vol. 112, no. 3 DEC., pp. 177–197, 2003, doi: 10.1179/037195503225003708.
- [12] V. A. Nunes and P. H. R. Borges, "Recent advances in the reuse of steel slags and future perspectives as binder and aggregate for alkali-activated materials," *Constr Build Mater*, vol. 281, p. 122605, Apr. 2021, doi: 10.1016/J.CONBUILDMAT.2021.122605.
- [13] T. S. Naidu, C. M. Sheridan, and L. D. van Dyk, "Basic oxygen furnace slag: Review of current and potential uses," *Miner Eng*, vol. 149, p. 106234, Apr. 2020, doi: 10.1016/J.MINENG.2020.106234.
- [14] L. V. Fisher and A. R. Barron, "The recycling and reuse of steelmaking slags — A review," *Resour Conserv Recycl*, vol. 146, pp. 244–255, Jul. 2019, doi: 10.1016/j.resconrec.2019.03.010.
- [15] W. Gao *et al.*, "Comprehensive utilization of steel slag: A review," *Powder Technol*, vol. 422, p. 118449, May 2023, doi: 10.1016/j.powtec.2023.118449.
- [16] N. M. Piatak, M. B. Parsons, and R. R. Seal, "Characteristics and environmental aspects of slag: A review," *Applied Geochemistry*, vol. 57, pp. 236–266, Jun. 2015, doi: 10.1016/j.apgeochem.2014.04.009.
- [17] UEPG, "Annual Review 2019-2020," European Aggregates Association, Brussels, Belgium, 2020. [Online]. Available: <https://uepg.eu/mediatheque/index/1.html>
- [18] Z. Chen, Z. Cang, F. Yang, J. Zhang, and L. Zhang, "Carbonation of steelmaking slag presents an opportunity for carbon neutral: A review," *Journal of CO2 Utilization*, vol. 54, p. 101738, Dec. 2021, doi: 10.1016/J.JCOU.2021.101738.
- [19] C. Shi, "Steel slag - Its production, processing, characteristics, and cementitious properties," *Journal of Materials in Civil Engineering*, vol. 16, no. 3, pp. 230–236, 2004, doi: 10.1061/(ASCE)0899-1561(2004)16:3(230).
- [20] Y. Jiang, T. C. Ling, C. Shi, and S. Y. Pan, "Characteristics of steel slags and their use in cement and concrete—A review," *Resour Conserv Recycl*, vol. 136, pp. 187–197, Sep. 2018, doi: 10.1016/J.RESCONREC.2018.04.023.
- [21] Q. Wang and P. Yan, "Hydration properties of basic oxygen furnace steel slag," *Constr Build Mater*, vol. 24, no. 7, pp. 1134–1140, 2010, doi: 10.1016/j.conbuildmat.2009.12.028.
- [22] G. S. Roadcap, W. R. Kelly, and C. M. Bethke, "Geochemistry of Extremely Alkaline (pH >12) Ground Water in Slag-Fill Aquifers," *Ground Water*, vol. 43, no. 6, pp. 806–816, Aug. 2005, doi: 10.1111/j.1745-6584.2005.00060.x.
- [23] E. Özkök, A. P. Davis, and A. H. Aydilek, "Treatment methods for mitigation of high alkalinity in leachates of aged steel slag," *Journal of Environmental Engineering (United States)*, vol. 142, no. 2, p. 04015063, 2016, doi: 10.1061/(ASCE)EE.1943-7870.0001024.
- [24] A. L. Riley and W. M. Mayes, "Long-term evolution of highly alkaline steel slag drainage waters," *Environ Monit Assess*, vol. 187, no. 7, p. 463, Jul. 2015, doi: 10.1007/s10661-015-4693-1.
- [25] L. De Windt *et al.*, "Kinetics of steel slag leaching: Batch tests and modeling," *Waste Management*, vol. 31, no. 2, pp. 225–235, Feb. 2011, doi: 10.1016/j.wasman.2010.05.018.
- [26] FHWA, "User Guidelines for Waste and Byproduct Materials in Pavement Construction," *FHWA-RD-97-148*, U.S. Federal Highway Administration, 2016. <https://www.fhwa.dot.gov/publications/research/infrastructure/structure/s/97148/ssa1.cfm> (accessed May 01, 2023).
- [27] P. Suer, J. E. Lindqvist, M. Arm, and P. Frogner-Kockum, "Reproducing ten years of road ageing - Accelerated carbonation and leaching of EAF steel slag," *Science of the Total Environment*, vol. 407, no. 18, pp. 5110–5118, 2009, doi: 10.1016/j.scitotenv.2009.05.039.
- [28] M. Díaz-Piloneta, M. Terrados-Cristos, J. V. Álvarez-Cabal, and E. Vergara-González, "Comprehensive Analysis of Steel Slag as Aggregate for Road Construction: Experimental Testing and Environmental Impact Assessment," *Materials*, vol. 14, no. 13, Jul. 2021, doi: 10.3390/MA14133587.
- [29] H. I. Gomes *et al.*, "Options for managing alkaline steel slag leachate: A life cycle assessment," *J Clean Prod*, vol. 202, pp. 401–412, Nov. 2018, doi: 10.1016/j.jclepro.2018.08.163.
- [30] W. M. Mayes *et al.*, "Atmospheric CO2 Sequestration in Iron and Steel Slag: Consett, County Durham, United Kingdom," *Environ Sci Technol*, vol. 52, no. 14, pp. 7892–7900, Jul. 2018, doi: 10.1021/acs.est.8b01883.
- [31] Z. Chen, S. Wu, L. Pang, and J. Xie, "Function Investigation of Stone Mastic Asphalt (SMA) Mixture Partly Containing Basic Oxygen Furnace (BOF) Slag," *J Appl Biomater Funct Mater*, vol. 14, no. 1_suppl, pp. 68–72, Jul. 2016, doi: 10.5301/jabfm.5000307.
- [32] D.-H. Shen, C.-M. Wu, and J.-C. Du, "Laboratory investigation of basic oxygen furnace slag for substitution of aggregate in porous asphalt mixture," *Constr Build Mater*, vol. 23, no. 1, pp. 453–461, Jan. 2009, doi: 10.1016/j.conbuildmat.2007.11.001.
- [33] A. Y. Dayioglu, A. H. Aydilek, and B. Cetin, "Preventing Swelling and Decreasing Alkalinity of Steel Slags Used in Highway Infrastructures," *Transportation Research Record: Journal of the Transportation Research Board*, vol. 2401, no. 1, pp. 52–57, Jan. 2014, doi: 10.3141/2401-06.
- [34] S. Sorlini, A. Sanzeni, and L. Rondi, "Reuse of steel slag in bituminous paving mixtures," *J Hazard Mater*, vol. 209–210, no. 0, pp. 84–91, Mar. 2012, doi: 10.1016/j.jhazmat.2011.12.066.
- [35] E. Özkök, A. P. Davis, and A. H. Aydilek, "Ettringite and monosulfate formation to reduce alkalinity in reactions of alum-based water treatment residual with steel slag," *Waste Management*, vol. 84, pp. 1–12, Feb. 2019, doi: 10.1016/j.wasman.2018.11.018.
- [36] A. Y. Dayioglu and A. H. Aydilek, "Effect of pH and Subgrade Type on Trace-Metal Leaching from Steel-Slag Embankments into Groundwater," *Journal of Materials in Civil Engineering*, vol. 31, no. 8, Aug. 2019, doi: 10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0002777.

AA6061 ALÜMİNYUM MATRİSLİ SiC TAKVİYELİ KOMPOZİTLERİN AŞINMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

Fatma KÖZ¹, Yavuz SUN²

¹Karabük Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Karabük/TÜRKİYE

²Karabük Üniversitesi, Demir-Çelik Enstitüsü (Malzeme Araştırma Geliştirme Merkezi), Karabük/TÜRKİYE
ysun@karabuk.edu.tr

ÖZET

Alüminyum günümüzün en önemli mühendislik malzemelerinden birisi olmasının sebebi, onu var eden hafiflik, dayanıklılık, fonksiyonel kullanımı ve yüksek derecede korozyon direncine sahip olmasıdır. Alüminyum sadece bu özellikleriyle bile kullanılmaya değer bir malzeme olmakla birlikte son derece esnek yapısı, mükemmel elektrik iletkenliği ve yüzeyinde oluşturduğu çok ince fakat çok güçlü oksit tabakasına sahip olduğu da bilinmektedir. Alüminyum sahip olduğu bu özellikler ile modern inşaat, havacılık, enerji, gıda gibi sektörlerde eksikliği düşünülmeyecek kadar önemli hale gelmiştir. Ancak gelişimini sürekli devam ettiren teknolojinin, ihtiyaçlarını karşılamakta yetersiz kalan bazı tek işlevli malzemeler, bağlı oldukları uygulama alanlarındaki yerlerini yavaş yavaş kompozit malzemelere bırakmaktadır. Kompozit malzemeler, alanında çok yoğun araştırmaların yapıldığı, sürekli olarak yeni bileşimlerin keşfedildiği ve bunların meydana getirdiği ürünlerle desteklenen bir alandır. Metal matrisli kompozitler, malzeme özelliklerinin birincil derecede önemli olduğu otomotiv, savunma sanayii ve uzay/havacılık gibi yüksek mukavemet/hafiflik, yüksek korozyon dayanımı, iyi derecede elektrik ve ısı iletkenliği, düşük ısıl genleşme katsayısı ve en önemlisi çok iyi aşınma direnci gerektiren alanlarda kullanılmaktadırlar.

Bu çalışma kapsamında güçlü endüstriyel uygulamalar da sıkça yer almasının yanı sıra günlük yaşantımızın da her anında yer edinmiş alüminyum metaline, ergiyik halde iken ilave edilecek olan SiC (seramik partikül takviyesi) ile metal matrisli kompozit bir malzeme elde edilecektir. Kompozit üretiminde yapı içinde takviye eleman hacmini en yüksek oranda tutma imkânı veren basınçlı infiltrasyon yöntemi kullanılacaktır. Üretilen metal matrisli kompozitlere aşınma deneyi uygulanarak, üretilen kompozitlerin aşınma özelliklerinin incelenmesi amaçlanmaktadır.

Bu çalışma, Karabük Üniversitesi, Bilimsel Araştırma Projelerini Destekleme (BAP) Koordinatörlüğü tarafından FYL-2020-2192 proje numarası ile desteklenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Alüminyum alaşımı, SiC, metal matrisli kompozit, aşınma

MANGAN VE BOR İÇEREN KÜTÜK YÜZEYLERİNDE TAŞLAMANIN FİLMAŞIN ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

Nuri ÖZTEKİN¹, Hayrettin AHLATCI², Aysun Işıkgül¹, Ali Yağız ŞAHİN¹

¹Kardemir A.Ş.

² Karabük Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, KARABÜK
hahlatci@karabuk.edu.tr

EFFECT OF GRINDING SURFACE OF BILLET CONTAINING MANGANESE AND BORON THE PROPERTIES OF WIRE ROD

Özet— Özellikle son yıllarda ki otomotiv sanayisindeki gelişmeler, sektördeki özel alaşımlı bağlantı elemanlarına olan ihtiyacı arttırmıştır. Bu ihtiyaç aynı zamanda bağlantı elemanlarının üretildiği yarı mamullerdeki çelik temizliğini de önemli hale getirmiştir. Bu çalışmada Mn ve B ihtiva eden bağlantı elemanları kaliteleri için gerekli filmaşınların üretiminde kullanılan yarı mamul kütüklerin yüzey kalitesinin nihai mamullerin özelliklerine etkisi araştırılmıştır. Yüzeyi taşlanmış ve taşlanmamış yarı mamullerden üretilen filmaşınların mikroyapı ile makroyapıları incelenmiş ve basma testi uygulanarak aralarında kıyaslama yapılmıştır. Bu çalışma sonucunda taşlama yapılmayan numunelerde 15 mm'ye kadar çatlakların oluştuğu taşlama yapılan numunelerde ise daha yüksek yüklere dayandığı bulunmuştur.

Anahtar Sözcükler— Kütük, kütük taşlama, bağlantı elemanı, filmaşın

Abstract— Developments in the automotive and space industry, especially in recent years, have increased the need for special alloy fasteners in the industry. This need has also made it important to clean the steel in the semi-finished products where the fasteners are produced. In this study, the effect of the surface quality of the semi-finished billets used in the production of wire rods required for the quality of fasteners containing Mn and B on the properties of the final products was investigated. The microstructure and macrostructure of wire rods produced from semi-finished and non-ground semi-finished products were examined and a comparison was made between them by applying the compression test. As a result of this study, it was found that cracks up to 15 mm occurred in the samples that were not grinded, and that they withstand higher loads in the samples that were grinded.

Keywords— Billet, billet grinding, fasteners, wire rod

I. GİRİŞ

Otomotiv, havacılık, mühendislik ve benzeri endüstrilerde nihai çelik ürünlerin giderek artan sıkı kalite ve performans

gereklilikleri nedeniyle, çelik üretim sürecindeki toplam kalite kontrolünün önemi giderek artmaktadır. En modern döküm tesislerinde üretilen çelik levhaların ve kütüklerin, haddehanelere şarj edilmeden yüzey kalitelerinin onaylanması ve yüksek kalitede haddelenmiş ürün elde etmek için yüzey taşlama tesisleri önemli bir araçtır.

Enine çatlaklar, kütüklerin muayenesinde her zaman tespit edilmese de haddelenmiş üründe ciddi kusurlara yol açar. Bu çatlaklar tipik olarak ürünün haddeleme yönündeki gerilimler nedeniyle görünür. Genellikle enine çatlaklar, derin olmamaları koşuluyla standartta izin verilen sınırlar içinde kütük yüzeyi taşlanarak giderilir. Enine çatlaklar, (I) termal gerilimler, (II) menisküs seviyesindeki değişimler, (III) segregasyon varlığı ve (IV) kalıp içindeki kütüğün sürtünmesi nedeniyle görünür [1-3]. Düşük karbonlu çelik kütükler yağla yağlama ile döküldüğünde yaygın olarak karşılaşılan iki kusur ile karşılaşırlar: enine çatlaklar ve iğne delikleri.

Sürekli döküm makinelerinde üretilen kare kesitli kütüklerin yüzeyinde veya yüzey altında oluşabilecek sorunlar sıcak haddeleme ile üretilen filmaşınların mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir. Hem malzeme verimliliği hem de ürün kalitesinin artırılması için yarı mamul yüzeyine günümüz teknolojileri ile çözüm aramaya başlanmıştır. Bunun sonucunda yarı mamüllerin yüzey temizliğini sağlamak için ekipmanlar geliştirilmiştir. Bunlardan biri de kütük taşlama makineleridir.

II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Fabrikada devreye alınan yarı mamul taşlama makinası, kütük, blum ve yuvarlak kesitli yarı mamulleri taşıyabilecek kapasitede olup, taşlanmış kütüklere örnek Şekil 1'de verilmiştir [4, 5].



Şekil 1. İncelenen Mn ve B içeren yarı mamullerin taşlanması.

Mekanik özelliklerine etkisi araştırılmak üzere taşlanmış ve taşlanmamış yarı mamul kütüklerden üretilmiş Mn-B içeren filmaşınler basma deneylerine tabi tutulmuştur. Basma testleri iki şekilde uygulanmıştır. İlk olarak, numunelerin bir kısmına load cell içermeyen bir pres yardımıyla açılı bir şekilde yayılarak şişmesine izin verilmeyecek kadar kontrol altında basma yükü uygulanmıştır. Bu ilk testte numunelere dikey eksenenden eşit uzaklıkta şişme göstermesine izin verilmektedir. Diğer basma testinde ise numuneler Zwick/Roell Z600 model load cell sistemli çekme basma test cihazı yardımı ile serbest olarak ezilmiştir. Bu çalışmada uygulanan ilk test ile çubukların yüzeylerinde hasar oluşup oluşmadığı, ikinci test ile de istenilen oranda deformasyonla yük gereksinimi belirlenmektedir. İlk testte pres altında 30 mm çapında 45 mm yüksekliğinde ve ikinci testte Zwick/Roell Z600 cihazı için 10 mm çapında 15 mm yüksekliğinde numuneler hazırlanmış %66 oranında deformasyon uygulanması için numunelerin yükseklikleri sırasıyla 15 mm ve 5 mm'ye düşürülmüştür.

III. DENEYSEL SONUÇLAR

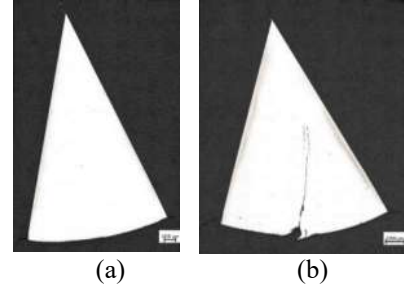
Taşlanmış ve taşlanmamış numunelerin optik mikroyapı görüntüleri Şekil 2'de verilmiştir. Şekil 2, Mn ve B içeren cıvatalık filmaşının mikroyapısında yaklaşık %30 perlit fazının yer aldığını göstermektedir. Bu sonuç Mn ve B içeren cıvatalık çeliğin ısıtılıp sertleşebilir nitelikte olduğunu göstermektedir. Ayrıca, dinamik olan fabrika koşullarından dolayı taşlanmış ve taşlanmamış yarı mamullerinin sıcak haddeme sonrası soğutma koşullarının değiştirilmek zorunda kalınması mikroyapıda değişiklik meydana getirmiştir. Daha yavaş soğuma koşullarına maruz kalan taşlanmış yarı mamul en son teknoloji üretilen ürün olup eş eksenli ferrit+perlit tanelerine sahiptir. Taşlanmamış yarı mamul ise fabrikanın ilk kurulum yarı mamulü olup nispeten daha hızlı soğuma koşullarına maruz kaldığından bantlı bir mikro yapıya sahiptir.



Şekil 2. (a) Taşlanmış ve (b) taşlanmamış yarı mamullerden üretilen Mn ve B içeren filmaşınlerin mikroyapısı.

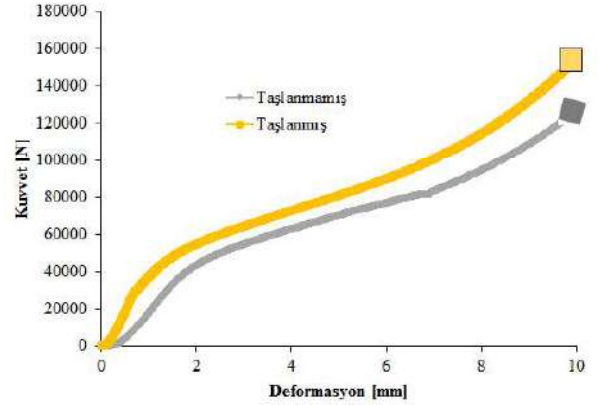
İncelenen yarı mamullerden üretilen Mn ve B içeren filmaşınlerin yüzeylerine ait makroyapıları Şekil 3'te

gösterilmiştir. Şekil 3'de taşlanmış kütüklerden üretilen çubukların yüzeylerinde çatlak başlangıcı gözlenmezken, taşlanmamış kütüklerden üretilen çubukların yüzeyinden içeri doğru yaklaşık 10 mm'nin üzerinde uzunluğa sahip çatlaklar görülmektedir.



Şekil 3. (a) Taşlanmış ve (b) taşlanmamış yarı mamullerden üretilen Mn ve B içeren çubukların yüzeylerine ait makro görünüm.

Şekil 4'te Zwick/Roell Z600 cihazı altında gerçekleştirilen basma deney sonuçları verilmektedir. Taşlanmış numunelere kıyasla taşlanmamış numuneleri deforme ederken daha düşük kuvvet gereksinimi çatlak oluşumu ile numuneleri uygulanan yüke karşı koyacak dirençlerinin azalmasına dayandırılmıştır.



Şekil 4. Zwick/Roell Z600 cihazı yardımı ile yapılan basma deney sonuçları.

IV. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışma sonucunda yarı mamul kütükten üretilen çubuklara makine imalatı sırasında uygulanacak bir deformasyon sonrasında hasar göstermemesi kütüklere uygulanan taşlama ile önlenebildiği ve servis yüklerine karşı direnci iyileştirildiği tespit edilmiştir.

TEŞEKKÜR

Yazarlar desteğinden dolayı Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırmalar Proje Koordinatörlüğüne (KBÜBAP-23-YL-010) teşekkür ederler.

REFERENCES

- [1] Muhammad A.B. Elsaiedy, Mohamed A. Abou Omar, A Review on Causes of Internal Defects in Continuous Casting, [https://www.academia.edu/40796202/A_REVIEW_ON_CAUSES_OF_INTERNAL_DEFECTS_IN_CONTINUOUS_CASTING/Posted by Mohamed Abou Omar](https://www.academia.edu/40796202/A_REVIEW_ON_CAUSES_OF_INTERNAL_DEFECTS_IN_CONTINUOUS_CASTING/Posted_by_Mohamed_Abou_Omar).

- [2] Jorge Madias, Alberto Moreno, Cristian Genzano, Billet Defects: Pin-Hole and Blow-Hole Formation, Prevention and Evolution Technical contribution to the 46° Seminário de Aciaria – Internacional, part of the ABM Week, August 17th -21st, 2015, Rio de Janeiro, RJ, Brazil.
- [3] Cristian Genzano, Luis Pablo. Reda, Jorge Madias, Minimization of Surface Defects on Bars and Wire Rod Originated in Billet Casting, XXXIV Seminário de Fusão, Refino e Solidificação dos Metais.
- [4] Kardemir Eğitim Notları.
- [5] Tyrolit (2008) Introduction to Grinding Processes, Companies Brochure.

DIN 20MnCr5 ÇELİK ÇUBUKLARIN KUTU BORLAMA SONUCU AŞINMA ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Nurullah Şahin¹, Hayrettin Ahlatcı¹, Aysun Işıkgül², İsmail Esen¹, Süleyman Yaşın¹

¹Karabük Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, KARABÜK
hahlatci@karabuk.edu.tr

²Kardemir A.Ş.

INVESTIGATION OF WEAR PROPERTIES OF DIN 20MnCr5 STEEL BARS AS A RESULT OF BOX BORING

Özet— Bu çalışmada, bakla ve halka gibi zincir elemanlarında, cıvata gibi bağlantı elemanlarında kullanılan Ø11 çapındaki DIN 20MnCr5 sementasyon çelik çubuğa, 950oC borlama sıcaklığında, 2,5 ve 7,5 saat farklı borlama sürelerinde borlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Borlanan yüzeyde borlama süresine bağlı olarak borür tabakasının oluşumu ve oluşan borür tabakasının metalografik yapısı, yüzeyden merkeze mikrosertlik değerleri ve adhezif aşınma özellikleri incelenmiştir. Kutu borlama sonucu, Ø11 mm çapındaki 2,5 saat borlama sonucu borür kaplama kalınlığı ortalama 195,6 µm ve 7,5 saat borlama sonucu ortalama 371,5 µm ölçülmüştür. Sertlik değerlerinde ise 2,5 saat borlama sonucu yüzeyde 1780 HV0,3 ve 7,5 saat borlama sonucu yüzeyde 2272 HV0,3 sertlik ölçülmüştür. Adhezif aşınma deneyine göre işlemsiz Ø11 mm çapındaki DIN 20MnCr5 çelik çubuk numunesinde 5,256 g ağırlık kaybı, 2,5 saat borlama sonucu 0,0071 g ve 7,5 saat borlama sonucu 0,0047 g ağırlık kaybı meydana gelmiştir.

Anahtar Sözcükler— DIN 20MnCr5, kutu borlama, sertlik, adhezif aşınma ve mikroyapı

Abstract— In this study, boriding process was carried out on Ø11 diameter DIN 20MnCr5 cementation steel bar used in chain elements such as links and rings and fasteners such as bolts, at 950oC boronizing temperature, at different boriding times of 2.5 and 7.5 hours. Depending on the boriding time on the boronized surface, the formation of the boride layer and the metallographic structure of the formed boride layer, microhardness values from the surface to the center and adhesive wear properties were investigated. As a result of box boriding, boride coating thickness of Ø11 mm diameter was measured as an average of 195.6 µm after 2.5 hours of boronizing, and 371.5 µm after 7.5 hours of boronizing. In the hardness values, 1780 HV0.3 hardness was measured on the surface after 2.5 hours of boronizing and 2272 HV0.3 hardness was measured on the surface after 7.5 hours of boronizing. According to the adhesive wear test, 5.256 g weight loss occurred in the untreated Ø11 mm diameter DIN 20MnCr5 steel bar sample, 0.0071 g after 2.5 hours boronizing, and 0.0047 g after 7.5 hours boriding.

Keywords— DIN 20MnCr5, box boriding, hardness, adhesive wear and microstructure

I. GİRİŞ

DIN 20MnCr5 çeliğine yönelik yapılan kutu borlama çalışmalarına bakıldığında, bakla ve halka gibi zincir uygulamalarında kullanılan DIN 20MnCr5 çubuklara yönelik bilimsel çalışmaların eksik kaldığı görülmektedir [1-3]. Bu durum göz önüne alınarak bu çalışmada Ø11 mm çapındaki DIN 20MnCr5 çelik çubuklara borlama işlemi ile farklı sürelerde kaplama yaparak adhezif aşınma deneyi ile aşınma dayanımları incelenmiştir. Borlama işlemi, bor elementinin 700-1000 °C aralığında, 1-12 saat borlama sürelerinde, metal yüzeyine yayınması ile yüzeyde sert borür tabakasının elde edildiği termokimyasal bir yüzey işlemdir [4-8]. Bor kaplanmış malzemeler, göstermiş oldukları üstün özellikler sebebiyle geniş bir endüstriyel kullanım alanına sahiptir bu nedenle borlama, bu amaçlar için uygulanan yüzey işlemleri içerisinde üstünlükleri olan bir yüzey işlemdir [9-11].

II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışma kapsamında Ø11 mm çapındaki DIN 20MnCr5 sementasyon çelik çubuklar kullanılmıştır. Çizelge 1.'de DIN 20MnCr5 çelik çubukların kimyasal kompozisyonu verilmiştir. Endüstride büyük bir öneme sahip olan Ø11 mm çapındaki DIN 20MnCr5 çelik çubuklara 950 oC sıcaklıkta 2,5 ve 7,5 saat farklı borlama süresinde kutu borlama prosesi ile yüzeyini bor kaplayarak mikroyapı, sertlik ve aşınma özelliklerinin değişimi incelenmiştir.

Çizelge 1. DIN 20MnCr5 çelik çubukların kimyasal kompozisyonu.

KİMYASAL BİLEŞİM (%)					
C	Mn	Si	S	P	Cr
0,199	0,68	0,217	0,016	0,017	1,003

III. DENEYSEL SONUÇLAR

Şekil 1.'de 950 oC sıcaklıkta 2,5, 7,5 saat farklı borlama sürelerinde borlanmış DIN 20MnCr5 çelik çubukların optik mikro yapıları, Çizelge 2.'de kaplama tabakalarının kalınlıkları verilmiştir. DIN 20MnCr5 çelik çubukların borlama süresinin artmasıyla borür kaplama kalınlığı artmıştır.

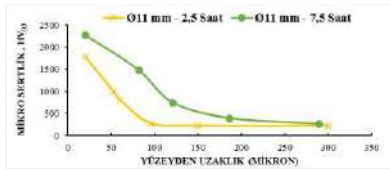


Şekil 1. 950 °C'de (a) 2,5 saat ve (b) 7,5 saat borlanan Ø11 mm çapındaki DIN 20MnCr5 çelik çubukların optik mikroyapısı ve tabaka kalınlıkları.

Çizelge 2. Kutu borlama sonrası DIN 20MnCr5 çeliğinin borür tabakası kalınlığı.

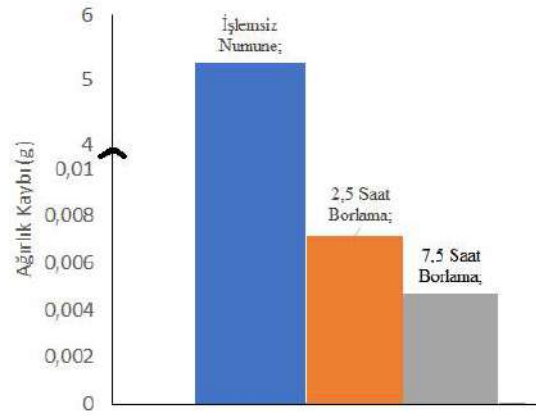
Çelik Kalitesi	Kaplama Tabaka Kalınlıkları (µm)	
	2,5 saat	7,5 saat
DIN 20MnCr5	Ort: 195.6	Ort: 371.5

DIN 20MnCr5 çeliği üzerinde oluşan borür tabakasının sertliği (Şekil 2) 2,5 saat borlama sonucu 1780 HV ve 7,5 saat borlama sonucu 2272 HV dir. Bununla birlikte matrisin sertliği ise ortalama 244 HV olarak bulunmuştur. Ø11 mm çapındaki çelik çubuğun sabit sıcaklıkta artan borlama süresiyle borür tabakasının sertliğinin arttığı görülmüştür.



Şekil 2. Ø11 mm çapındaki DIN 20MnCr5 çeliğinin 950 oC sıcaklıkta 2,5 saat ve 7,5 saat kutu borlama sonucu mikro sertlik eğrileri.

Şekil 3'te işlem görmemiş ve 950oC sıcaklıkta farklı sürelerde borlanan numunelerin ağırlık kayıplarının 10000 m kayma mesafesinde ve 20 N yük altındaki değişim değerleri verilmiştir. Şekil 3.'e göre işlemlenmiş numunelerin aşınma sonucu ağırlık kayıpları borlama işlemi uygulanmış numunelere kıyasla daha yüksektir. Burada borlama işlemi ile birlikte aşınma sonucu numunelerin ağırlık kaybında bir azalma görülmüş olup borlama sonucu malzemenin aşınma dayanımının arttığı görülmektedir.



Şekil 3. İncelenen numunelerin aşınma sonuçları.

IV. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışma sonucunda;

1. Optik mikro yapı görüntülerine göre 950oC'de 2,5 saat borlanan Ø11 mm çapındaki numunenin borür kaplama kalınlığı 195.6 µ ve 950oC'de 7,5 saat borlanan Ø11 mm çapındaki numunenin borür kaplama kalınlığı 371.5 µ olduğu görülmüştür. İşlem görmemiş Ø11 mm numunesinin sertliği 244 HV ölçülmüştür.

2. Ana matris ile borür kaplama ara yüzeyi artan kaplama tabaka kalınlığı ile birlikte düz bir ara yüzeyden süreksiz dalgalı ara yüzey morfolojisine geçiş olmuştur.

3. 950oC'de 2,5 saat borlanan Ø11 mm çapındaki numunenin borür kaplama sertliği 1780 HV ve 950oC'de 7,5 saat borlanan Ø11 mm çapındaki numunenin borür kaplama sertliği 2272 HV olduğu görülmüştür.

4. Aşınma sonuçlarına göre 950oC sıcaklıkta 7,5 saatte borlanan Ø11 mm numunesinin ağırlık kaybı en düşük (0.0047 g), işlemlenmiş Ø11 mm numunesinin ise (5.26 g) en yüksek çıkmıştır ve aşınma sonuçlarının sertlik sonuçlarına paralel olduğu saptanmıştır.

TEŞEKKÜR

Yazarlar desteğinden dolayı Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırmalar Proje Koordinatörlüğüne (KBÜBAP-22-YL-027) teşekkür ederler.

REFERENCES

- [1] Ergun, Y., Güneş, İ., Erdoğan, M., And Cankaya, N., "Effect Of Boriding Treatment On The Corrosion Behavior Of Steels", Journal Of Nanoscience And Nanotechnology, 17 (12): 8946–8951 (2017).
- [2] Liszewski, M., Kasprzycka, E., Krupicz, B., And Tarasiuk, W., "The Analysis Of The Selected Processes Of Thermo Chemical Heat Treatment Of 20mncr5 Steel In The Context Of Abrasive Wear", Tribologia International, (269(5)): 183–193 (2016).
- [3] Krumes, D., Stubičar, M., Kladarić, I., Milinović, A., And Ducu, C., "Improvement Of Surface Layer Properties Of Some Constructional Steels Induced By Applying Thermomodiffusional Duplex Treatment", Int. J. Of Microstructure And Materials Properties, 6 (5): 425–434 (2011).
- [4] Bozbay, A. B., "Lastik Koruyucu Zincirlerinde Kullanılan 20mncr5 Ve 8620 Malzemelerinin Farklı Isıl İşlem Şartları İçin Yorulma Ve Aşınma Dirençlerinin İyileştirilmesi", Yüksek Lisans, Sakarya Üniversitesi, (2019).

- [5] Tarakci, M., Gencer, Y., And Calik, A., "Comparative Study Of Effect Of Pure Vanadium Under A Controlled Atmosphere", *Applied Surface Science*, 256 (24): 7612–7618 (2010).
- [6] Ersöz, A., "Elektrokimyasal Borlama İle Çeliklerin Yüzey Özelliklerinin Geliştirilmesi", Yüksek Lisans, İstanbul Teknik Üniversitesi, (2008).
- [7] Topuz, P., "Akişkan Yataklı Firında Farklı Çeliklerin Borlanması Ve Borlama Parametrelerinin Geliştirilmesi", Doktora, Marmara Üniversitesi, (2009).
- [8] Yang, J., Wang, L., Zheng, Y., And Zhong, Z., "Strain Modified Constitutive Equation And Processing Maps Of High Quality 20mncr5(Sh) Gear Steel", *Crystals*, 11 (5): 536 (2021).
- [9] Boztepe, M. H., "Effect Of Boronizing Temperature And Time On Abrasion And Corrosion Resistance Of Aisi 1050 Steel", Msc Thesis, Çukurova University, (2014).
- [10] Kayali, Y., "Investigation Of Diffusion Kinetics Of Borided Aisi P20 Steel In Micro-Wave Furnace", *Vacuum*, 121: 129–134 (2015).
- [11] Koçaslan, A., "16mncr5 Çeliğinin Borlama Ve Termal Çevrimli Borlama Özelliklerinin Araştırılması", Yüksek Lisans, Süleyman Demirel Üniversitesi, (2016).

Investigation of Iron And Steel Structures Effects in Urban For 6G Signal Propagation

Mohammed Alsudani*, Turgut Ozturk*

mode8427@gmail.com

t.ozturk @ karabuk.edu.tr

*Electrical and Electronic Engineering
karabuk university
Karabuk, Turkey*

Abstract— The advent of 6G technology can potentially transform how we communicate and access information. However, the deployment of 6G networks is facing many challenges, including the impact of metal bulks on signal transmission. Metal bulks, such as buildings, bridges, and tunnels, can cause signal attenuation, reflection, and interference, leading to reduced signal coverage, increased noise, and degraded signal quality. In this paper, we discuss the challenges posed by metal bulks on 6G signal transmission and propose potential solutions that can be employed to mitigate these challenges. These solutions include using intelligent reflecting surfaces, deploying small cells, optimizing antenna placement, and using beamforming techniques. We present the results of experimental studies conducted to evaluate the effectiveness of these solutions, and we conclude that combining these techniques can significantly improve 6G signal transmission in metal-rich environments.

Keywords— 6G technology, metal bulks, signal transmission, challenges, potential solutions.

I. INTRODUCTION

In the past few decades, wireless communication technologies have experienced rapid advancements, with each generation (G) delivering enhanced capabilities to meet the growing demands of the modern world. The journey began with 1G in the 1980s, which introduced the era of analog cellular communication, followed by 2G in the 1990s, facilitating digital voice transmission and text messaging. The turn of the century brought 3G, enabling mobile internet access, while 4G, introduced in the 2010s, revolutionized the landscape with high-speed mobile data transmission and LTE networks. As 5G networks are being deployed worldwide, researchers are already investigating the requirements and possibilities of 6G communication systems, aiming to enhance data rates, reduce latency, and enable novel applications. One critical aspect of these advanced networks is signal propagation in urban environments, particularly when considering the interaction between signals and large iron and steel structures. This paper delves into the impact of iron and steel structures on 6G signal propagation in urban settings to provide valuable insights to optimize network design, improve coverage, and enhance overall performance. [1, 2]

As shown in figure 1, Terahertz (THz) and millimeter - wave bands, which have higher frequencies, are becoming more prevalent in communication systems.

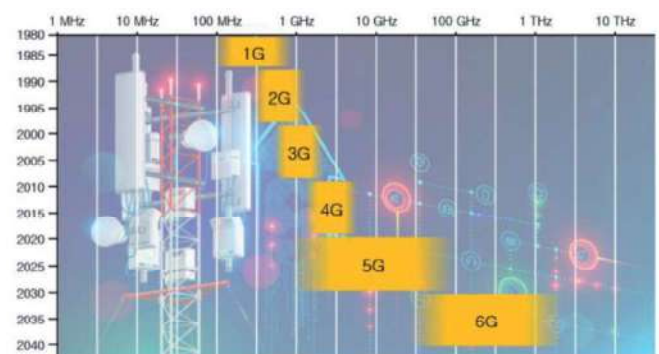


Fig.1. Spectrum for mobile phones ranges from 1G (1980s) to 6G (anticipated for 2030).

This paper aims to investigate the effect of metal bulks on transmitting 6G signals, delving into the various factors contributing to signal degradation in such obstacles. We provide a comprehensive overview of 6G technology, its key features, and its potential applications, setting the stage for understanding the importance of optimizing signal transmission in various contexts. Next, we discuss the fundamental principles of signal propagation in wireless communication systems, highlighting the challenges posed by the higher frequency bands utilized in 6G networks.

Finally, we summarize our findings and outline future research directions that can further enhance the performance of 6G communication systems in the presence of metal bulks. By shedding light on the complex interplay between 6G signals and metallic obstacles, this paper aims to provide valuable insights and guidance for researchers, engineers, and policymakers working on developing and deploying next-generation wireless communication networks.

II. 6G ANTENNAS AND TOPOLOGY

6G communication systems are expected to operate at higher frequencies and incorporate advanced technologies, necessitating novel antenna designs and network topologies to ensure optimal performance. In urban environments, large metal bulks, such as iron and steel structures, can significantly affect signal propagation and overall network efficiency. This paper investigates the impact of metal bulks on 6G antennas and topology, focusing on understanding the challenges and opportunities for signal transmission and reception.[3]

The paper evaluates various antenna designs, including Intelligent Reflecting Surfaces, Signal repeaters, hybrid beamforming techniques, MIMO techniques, Smart antennas, and free space optics, to determine their effectiveness in overcoming signal degradation caused by metal bulks. Additionally, it examines network topologies that consider the complex urban landscape, incorporating technologies such as small cell deployment, intelligent reflecting surfaces, and heterogeneous networks to enhance signal coverage and minimize interference.

By analyzing the interplay between 6G antennas, network topology, and metal bulks, this paper aims to provide valuable insights into developing innovative solutions for overcoming signal propagation challenges in urban environments. The findings will contribute to designing robust 6G communication systems capable of delivering ultra-fast connectivity, low latency, and seamless user experiences in the face of complex structural interference.

A. Effect of metal bulks on 6G signal transmission

The emergence of 6G technology promises to transform communication networks with its ultra-high frequency spectrum and extremely low latency. However, the impact of metal bulks on 6G antenna performance presents a critical obstacle in deploying these advanced networks. Metal bulks, commonly found in urban settings and large constructions, can cause significant signal degradation due to their inherent electromagnetic properties.[4]

When a 6G antenna is close to metal bulks, the high-frequency signals can be attenuated and distorted through three primary mechanisms: reflection, scattering, and absorption. Reflection of the signal occurs when it encounters a metal surface, causing a portion of the signal to bounce back and create interference. Scattering results from irregularities in the metal surfaces, which can disperse the signal energy in multiple directions and reduce the antenna's effective gain. On the other hand, absorption is the conversion of signal energy into heat within the metal bulk, leading to further signal loss.

These mechanisms can severely impact the performance of 6G antennas, resulting in poor connectivity, reduced data rates, and increased latency. To fully harness the potential of 6G technology, finding a solution that mitigates the negative impact of metal bulks on antenna performance is essential. This paper explores using metamaterials as a promising approach to address this challenge.[5]

B. Determinations and proposed approaches

- 1) *Material properties: Metal bulks' electrical conductivity and permeability impact their interaction with electromagnetic waves, affecting signal attenuation and reflection.[6]*
- 2) *Geometry and size: The dimensions and shape of metal structures influence the degree of signal obstruction, scattering, and multipath propagation.[7]*
- 3) *Antenna positioning and orientation: The relative location and direction of antennas concerning metal bulks can affect signal reception and transmission quality.[8]*
- 4) *Operating frequency: Higher frequency signals used in 6G systems are more prone to attenuation and reflection when interacting with metal structures.[9]*
- 5) *Environmental factors: The presence of other obstructions, such as buildings or vegetation, can exacerbate the effects of metal bulks on signal propagation.[10]*

C. Proposed approaches to mitigate metal bulk effect:

1) Several potential solutions can be employed to mitigate the impact of metal bulks on 6G signal transmission. These solutions included the following:

2) *Intelligent Reflecting Surfaces (IRS): Intelligent Reflecting Surfaces (IRS) have emerged as a potential solution to address the challenges faced by 6G antenna systems, particularly regarding signal propagation, coverage, and interference management. By leveraging the capabilities of reconfigurable and programmable metasurfaces, IRS can adaptively modify the electromagnetic properties of incident signals, resulting in improved signal quality and performance.[11]*

As shown in the architecture of the IRS in Figure 2

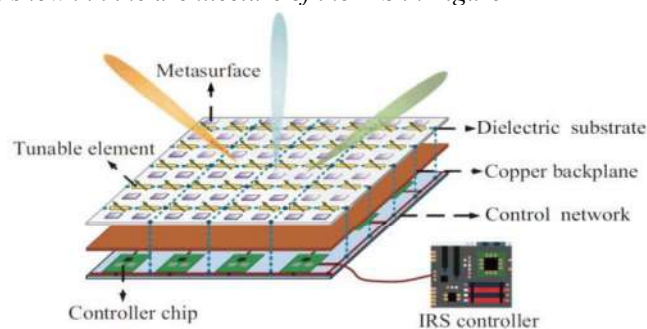


Fig. 2. The architecture of the IRS

3) *Using Signal repeaters: can amplify the signal and bypass metal bulks. Signal repeaters can be installed in areas with weak signal coverage to improve signal strength and reduce the interference caused by metal bulks.[12]*

As shown network-controlled repeater (NCR) in figure 3

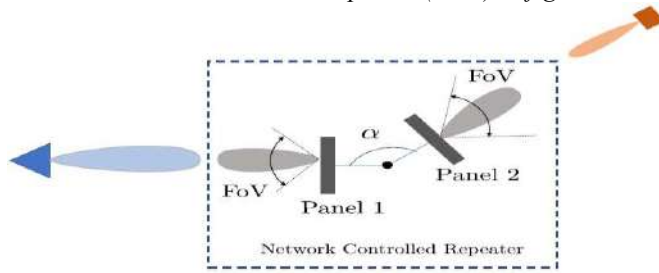


Fig.3. a network-controlled repeater (NCR). α is the angular separation of the two panels

4) Utilizing millimeter-wave frequencies: Millimeter-wave frequencies can penetrate metal bulks better than lower frequencies, making them ideal for 6G signal transmission in metal-rich environments. The signal can bypass the metal bulk by using higher frequencies, reducing signal attenuation and reflection.[13]

As shown Millimeter-Wave and Terahertz Spectrum for 6G Wireless in figure 4

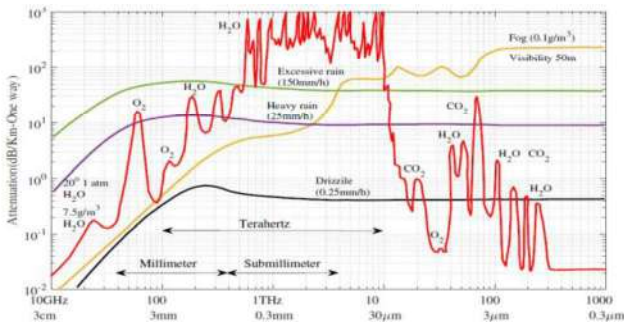


Fig 4. Millimeter-Wave and Terahertz Spectrum for 6G Wireless concerning frequencies in the band 10GHz-1000THz

5) Using hybrid beamforming techniques: Hybrid beamforming involves combining analog and digital beamforming to focus the signal toward the desired direction. Using hybrid beamforming, the signal can be directed toward the receiver, bypassing the metal bulk and reducing interference and signal degradation.[14]

As shown hybrid beamforming techniques in figure 5

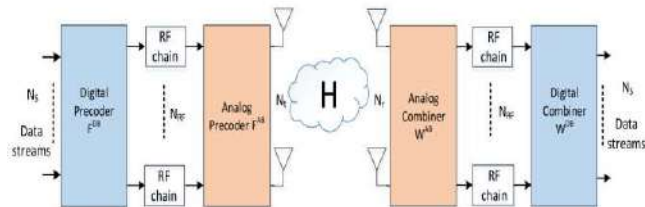


Fig.5. Block diagram of hybrid precoder and combiner-based transmitter and receiver

6) MIMO (Multiple-Input Multiple-Output) technology: MIMO technology uses multiple antennas to transmit and receive signals, which can help to improve signal quality and reduce the impact of metal bulks. This approach involves using multiple antennas to transmit and receive signals simultaneously, which can avoid interference from metal bulks and improve signal quality.[1]

As shown in MIMO technology in figure 6



Fig.6. MIMO technology used multiple antennas to transmit and receive signals.

7) Smart antennas Smart antennas can automatically adjust their direction and shape to optimize signal quality. This approach involves using antennas that can adapt to the environment and adjust their direction and shape to avoid interference from metal bulks and improve signal quality.[14]

8) smart antennas: Smart antennas can automatically adjust their direction and shape to optimize signal quality. This approach involves using antennas that can adapt to the environment and adjust their direction and shape to avoid interference from metal bulks and improve signal quality.[15]

9) Use of free space optics: Free space optics (FSO) is a wireless communication technology that uses light to transmit data through the air. FSO can transmit data through areas where metal bulks may interfere with traditional wireless signals. FSO can provide high-speed data transmission over short distances, making it ideal for use in urban environments where metal bulks are common.[16]

As shown, Free space optics (FSO) in figure 7

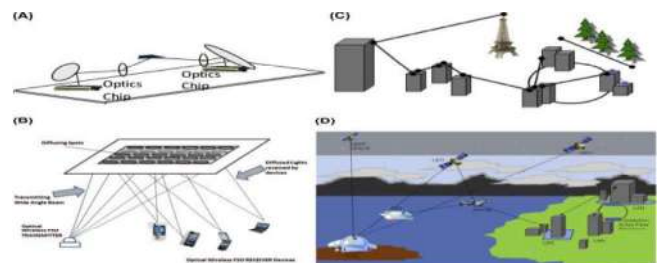


Fig.7. Wireless optical communications

The following table compares these strategies, shedding light on their benefits and limitations and serving as a basis for informed decision-making in network design and deployment.

TABLE I. advantages and disadvantages of potential solutions to mitigate the impact of metal bulks on 6G signal transmission

Element	Advantages	Disadvantages
Intelligent Reflecting Surfaces	Redirects & shapes signals, custom propagation paths	<i>Requires precise control, complex configuration</i>
Signal Repeaters	Extends coverage, cost-effective	<i>Limited capacity, increased interference</i>
Heterogeneous Networks	Improved coverage, capacity & performance	<i>Complex network management, increased cost</i>
Millimeter-wave Frequencies	Higher data rates, larger bandwidth	<i>Susceptible to attenuation, shorter range</i>
Hybrid Beamforming Techniques	Combines analog & digital beamforming, cost-effective	<i>Implementation complexity, hardware limitations</i>
MIMO Technology	Increased capacity, improved signal quality	<i>Requires multiple antennas, increased complexity</i>
Smart Antenna Systems	Adaptive beamforming, interference reduction. Alphabetic numbering	<i>Complex algorithms, increased cost</i>
Free Space Optics	High data rates, secure transmission	<i>Weather dependency, line-of-sight requirement</i>

III. CONCLUSION

In conclusion, deploying 6G networks faces significant challenges due to metal bulks, which can adversely impact signal transmission. To overcome these obstacles, this paper has presented various potential solutions to mitigate signal attenuation, reflection, and interference caused by metal bulks. These strategies include intelligent reflecting surfaces, signal repeaters, millimeter-wave frequencies, hybrid beamforming techniques, MIMO technology, smart antenna systems, and the utilization of free space optics. By leveraging these innovative techniques, experimental studies have demonstrated considerable improvements in 6G signal transmission within metal-rich environments. This research paves the way for the successful implementation of 6G networks, ensuring robust and reliable connectivity even in challenging scenarios.

IV. REFERENCES

- [1] S. I. Naqvi and N. Hussain, "Antennas for 5G and 6G Communications," in *5G and 6G Enhanced Broadband Communications*: IntechOpen, 2022.
- [2] M. Z. Chowdhury, M. Shahjalal, S. Ahmed, and Y. M. Jang, "6G wireless communication systems: Applications, requirements, technologies, challenges, and research directions," *IEEE Open Journal of the Communications Society*, vol. 1, pp. 957-975, 2020.
- [3] Z. Li, J. Pan, H. Hu, and H. Zhu, "Recent advances in new materials for 6G communications," *Advanced Electronic Materials*, vol. 8, no. 3, p. 2100978, 2022.
- [4] M. Poulakis, "Metamaterials Could Solve One of 6G's Big Problems," *Proceedings of the IEEE*, vol. 110, no. 9, pp. 1151-1158, 2022.
- [5] S. Amakawa *et al.*, "White paper on rf enabling 6g—opportunities and challenges from technology to spectrum," 2021.
- [6] Z. Shan *et al.*, "Electrically conductive Two-dimensional Metal-Organic frameworks for superior electromagnetic wave absorption," *Chemical Engineering Journal*, vol. 446, p. 137409, 2022.
- [7] M. Leary, "Design of lattice and zero-mean curvature structures," in *Design for Additive Manufacturing, Additive Manufacturing Materials and Technologies*: Elsevier, 2020, pp. 123-163.
- [8] T. O. Olwal, P. N. Chuku, and A. A. Lysko, "Antenna research directions for 6G: A brief overview through sampling literature," in *2021 7th International Conference on Advanced Computing and Communication Systems (ICACCS)*, 2021, vol. 1, pp. 1582-1587: IEEE.
- [9] S. N. H. Sa'don *et al.*, "The review and analysis of antenna for sixth generation (6G) applications," in *2020 IEEE International RF and Microwave Conference (RFM)*, 2020, pp. 1-5: IEEE.
- [10] M. Asim, M. Aatif, and N. Mufti, "Investigating the Effects of Metal Obstructions on Radio Propagation in 2.4 GHz ISM Band," in *2021 8th International Conference on Computer and Communication Engineering (ICCCCE)*, 2021, pp. 162-167: IEEE.
- [11] W. Long, R. Chen, M. Moretti, W. Zhang, and J. Li, "A promising technology for 6G wireless networks: Intelligent reflecting surface," *Journal of Communications and Information Networks*, vol. 6, no. 1, pp. 1-16, 2021.
- [12] R. A. Ayoubi, M. Mizmizi, D. Tagliaferri, D. De Donno, and U. Spagnolini, "Network-Controlled Repeaters vs. Reconfigurable Intelligent Surfaces for 6G mmW Coverage Extension," *arXiv preprint arXiv:2211.08033*, 2022.
- [13] S. Tripathi, N. V. Sabu, A. K. Gupta, and H. S. Dhillon, "Millimeter-wave and terahertz spectrum for 6G wireless," in *6G Mobile Wireless Networks*: Springer, 2021, pp. 83-121.
- [14] Y. J. Guo and R. W. Ziolkowski, "A Perspective of Antennas for 5G and 6G," 2022.
- [15] K. Pirapaharan, P. Hoole, H. Kunsei, K. Senthilkumar, and S. Hoole, "A New Smart Antenna for 5/6G Wireless Systems: Narrow 360 Steerable Beam With No Reflectors," in *Smart Antennas and Electromagnetic Signal Processing in Advanced Wireless Technology*: River Publishers, 2022, pp. 147-165.
- [16] H.-B. Jeon *et al.*, "Free-Space Optical Communications for 6G-enabled Long-Range Wireless Networks: Challenges, Opportunities, and Prototype Validation," *arXiv preprint arXiv:2209.07674*, 2022.

AISI 1045 ÇELİĞİNİN TERMOREAKTİF DİFÜZYON (TRD) YÖNTEMİ İLE TiC KAPLANABİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI

Necdet Ersel ÇETİNKAYA^a and Cemal ÇARBOĞA^a

^a Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi, Merkez/NEVŞEHİR, TÜRKİYE, E-mail: ersel.cetinkaya@outlook.com

Özet

Bu tez çalışmasında, AISI 1045 (C45) imalat çeliğine, Termoreaktif Difüzyon (TRD) kaplama yöntemi kullanılarak TiC kaplama yapılmıştır. Kaplama işlemi 1000, 1050 ve 1100 °C'lik sıcaklıklarda, 1, 2 ve 3 saat bekleme sürelerinde gerçekleştirilmiştir. Kaplanacak malzemeler öncelikli olarak istenilen ebatlarda hazırlanmış ve yüzeyleri parlatılmıştır. Daha sonrasında belirlenen parametrelerde kaplama işlemi uygulanmıştır. Kaplama yapılan malzemelerin tüm yüzeylerine zımparalama işlemi yapılarak numuneler bakalite alınmıştır. Bakalite alınan numunelere parlatma ve dağlama işlemleri uygulanarak testlere hazır hale getirilmiştir. Analiz için hazır hale getirilen numuneler ışık mikroskobu, SEM, XRD ve sertlik analizlerine tabi tutulmuştur. Morfoloji incelemelerinde, 6-21 mikron aralığında kaplama kalınlığı tespit edilmiş olup oluşan kaplamanın homojenlik gösterdiği tespit edilmiştir. Kaplamanın bulunduğu yüzey bölgeden gerçekleştirilen XRD analizinde Ti kaynaklı fazlar görülmüştür. Vickers sertlik analizinde ise ana malzeme sertliği 230 HV civarı iken kaplama sonrası en yüksek sertlik 2300 HV değerlerine kadar yükselmiştir. Yapılan analizler ve değerlendirmeler sonucunda TRD tekniği ile kaplanan, AISI 1045 (C45) imalat çeliğinde en uygun TiC kaplama parametresi belirlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: TRD, AISI1045 Çeliği, TiC, Kaplama

Lot-sizing problem with the Lack of Homogeneity in the Casting Industry: Scenario Analysis Using Fuzzy Logic Approach

Muammer DOLMACI*, Çağrı SEL⁺

* *Industrial Engineering, University of Karabük
Kılavuzlar District 413. Street No: 7 Merkez Karabük, Turkey
muammerdolmaci@karabuk.edu.tr*

⁺ *Industrial Engineering, University of Karabük
Kılavuzlar District 413. Street No: 7 Merkez Karabük, Turkey
cagrisel@karabuk.edu.tr*

Abstract— The management of lot sizing with lack of homogeneity in the foundry sector is a critical issue for improving production efficiency and product quality. This paper proposes a scenario analysis using fuzzy logic approach to address this problem. Fuzzy logic can effectively capture the uncertainty and imprecision in production processes and provide a more flexible decision-making framework. The proposed approach enables the foundry managers to evaluate different scenarios for lot-sizing with homogeneity level and identify the optimal production plan considering various factors such as cost, production capacity, and scrap usage. The results indicate that the fuzzy logic approach can provide valuable insights and guidance for the foundry industry to improve their production operations and competitiveness.

Keywords— Production Planning, Lot sizing, Lack of Homogeneity, Fuzzy Logic, Casting

I. INTRODUCTION

In the casting industry in our country, high levels of fossil fuels are used to generate the energy required for production. Due to the high melting temperatures of metals in the casting process, a significant amount of energy is consumed, resulting in high carbon emissions. Efficient planning and production are necessary to minimize harmful gas emissions. Effective use of raw materials without compromising quality standards in production will reduce both energy use and emissions.

The nature of the raw materials used in casting varies, making it difficult to maintain product homogeneity during the production process. In particular, the use of scrap material and production excess in casting can disrupt homogeneity. The production process in casting also leads to a lack of homogeneity. The molten metal is transferred from the furnace to the pots on the production line. A certain amount of the molten mixture used in production remains in the furnace and pots due to cooling. To prevent cooling, a certain amount of the mixture needs to remain in a molten state in the furnace and pots. This situation prevents the fulfillment of product specifications and leads to a lack of homogeneity.

In this study, the aim was to minimize energy and production costs and address lack of homogeneity caused by uncertainty in

the production process and product when determining the production lot size in the casting industry.

A. Literature Review

Lack of homogeneity in production refers to the uncertainty that arises from the nature of raw materials and production processes in the manufacturing industry. Even if the inputs used are homogeneous, the operations involved can introduce heterogeneity into the characteristics of the outputs [1]. In this context, the concept of lack of homogeneity has been studied in different sectors. It has been categorized based on product, process, and lot size in the literature.

The concept of lack of homogeneity in production has been mainly studied in the ceramics and food industries. In the ceramics industry, where raw materials are variable, it is desired for the produced products to be homogeneous and for the products in batch size to be similar in shape and pattern [2–4]. In the food industry, products are inherently not homogeneous [5].

In the casting industry, Sakalli et al. were pioneers in expressing the lack of homogeneity in production as stochastic due to the raw material of the produced product [6]. In the food industry, a study that stochastically expressed the lack of homogeneity in the process and batch size was among the first to define the lack of homogeneity brought about by the uncertainty in the process in yogurt production [7].

Lack of homogeneity in production also appears in areas other than the batch size determination problem. Campana et al. examined how the mechanical characteristics of AlSi7 alloy as metallic foam varied due to the lack of homogeneity in the foam [8]. Marsico et al. examined the lack of homogeneity in the production of bovine embryos in a laboratory environment and its effect on production [9]. Proveda showed how the lack of homogeneity caused by biogenic amines and free amino acids in beer production fluctuated in supply and affected the process using multivariate statistical analyses [10].

Different methods have been used in the literature to determine lack of homogeneity. While Alemany et al. expressed the uncertainty as fuzzy, Sel et al. approached it

stochastically [2,7]. Studies that use both fuzzy logic and stochastic methods together also exist in the literature [11].

Studies determining the production lot size in remanufacturing generally aim to minimize the total production cost, except for various purposes. In the literature, reusable products and excess demand returns were discussed. There is still a need to study the raw materials that will be reused. The uncertainty caused by lack of homogeneity in the production of reused raw materials creates uncertainty. This uncertainty has been studied in this study according to the cases chosen by the decision-maker in terms of product, process, and lot size in the total cost.

II. PROBLEM DEFINITION

In the casting process, the raw materials and scrap to be used in production should be gathered from inventory to prepare for the melting operation. Then, the scrap obtained from external sources and the scrap generated from production are loaded into the induction furnace for melting. The mixture that melts in the furnace is mixed with ore to meet the desired standards of the products. After the obtained melt is checked, it is transferred to the pots on the production line. The melt is poured into molds that come to the production line. The products removed from the mold are packaged and delivered to the customer after passing the final quality control.

A. Mathematical Model

The objective is to minimize the total costs of energy consumption, holding, production, purchasing, order delay, and casting preparation in the given order. The energy cost for producing a product is calculated based on the average energy consumption of the induction furnaces. The holding, production, and purchasing costs are calculated based on the average selling price of the product. The order delay cost is assumed to be 5 times the holding cost. The casting preparation cost is calculated based on the energy cost of the induction furnace during idle time.

To balance inventory, the scrap generated during production is transferred to the next period's inventory after satisfying the demand from produced items, inventory carried forward from the previous period, and orders delayed from the previous period. To keep track the inventory of scrap bought and scrap from production, we use two different inventory balance formulation in the mathematical model. The amount of produced product based on the externally purchased scrap, the amount of scrap reused in production, and the alloy used to meet specific product specifications. The scrap/ore ratio is greater than or equal to the amount of ore required to meet the product's specifications, taking into account the total amount of scrap reused in production and externally purchased. The total production quantity in each period does not exceed the production capacity. Due to the continuous production, the molten mixture in the furnace must be ready at a certain temperature and specification. Therefore, the quantity of product in the furnace should not be above the maximum loading threshold or below the minimum loading threshold if

the furnace is to be charged. The furnaces are charged at certain intervals during each shift.

B. Fuzzy Approach

In the fuzzy numbers problem, the scrap/ore ratio is represented by fuzzy numbers. Jimenez et al. and Peidro et al. convert the fuzzy linear programming model into an α -parametric linear programming model using equivalent crisp equations [12,13]. The scrap/ore ratio is treated as fuzzy in the α -parametric linear programming model using the following equivalent crisp equation.

The membership function determines the fuzziness in a fuzzy set and affects the performance of the fuzzy representation. The membership function should be formulated in a way that represents the problem data and the desired degree of membership. Therefore, the shapes of the membership function vary in the problem. Various membership functions can be formulated using a triangular, trapezoidal, generalized bell, or sigmoid function. Trapezoidal membership functions are linear in form and can be modelled using α -parametric linear programming formulation. In this study, the trapezoidal membership function is used to ensure that the alloy ratio used in the foundry sector remains within certain intervals. The application of trapezoidal shapes is simple and fast for computation. The membership function includes values or degrees of membership that range from 0 to 1 and are used to break the crisp modelling. The trapezoidal membership function reflects low, medium, and high fuzziness using straight lines. Four-degree and linear membership functions have the advantage of simplicity. Trapezoidal shapes are one of the most encountered membership functions in practice. Therefore, we assume that the fuzziness can be represented by parameters θ_1 , θ_2 , θ_3 , and θ_4 . Fuzzy numbers denoted by $EI(\theta)$ and expected range are calculated.

III. SCENARIO ANALYSIS

Changes in the decision maker's tendency to use low or high scrap levels create differences in terms of total costs. In the low scrap usage scenario, the decision maker prioritizes the product specifications and production quality rather than the impact of costs. In the high scrap usage scenario, the decision maker chooses an economically viable production method while meeting the specifications.

TABLE I
REUSED SCRAP AMOUNTS AND ENERGY COSTS WERE ANALYSED FOR THE α VALUES (0.2 AND 0.8) SELECTED IN THE BASIC CASE ANALYSIS WITH A CAPACITY UTILIZATION RATE OF 75%

α^*	Total Production Quantity	Total Quantity of Scrap Usage from Production	Total Quantity of Scrap Usage Bought	Total Energy Cost	Total Cost
0,2	1,052 tons	0.33 tons	175 tons	1,546 ₺	13,613 ₺
0,8	1,052 tons	0	117 tons	1,545 ₺	15,710 ₺

*Level of homogeneity

The amount of scrap generated during production is incorporated into production at low α values. This is because the decision-maker prefers to use high scrap in production. In the low scrap usage scenario, although the cost of purchasing scrap from outside and the inventory costs of these scraps are high, these scraps are preferred in production. However, when the scrap generated during production is reintroduced into production, it increases the energy costs that need to be incurred again. The effect of the selected α values (0.2 and 0.8) on the amount of scrap used in re-production and energy costs has been examined in the basic case analysis where the capacity utilization rate is 75%. In the low scrap usage scenario, no scrap generated during production was used in re-production. In the high scrap usage scenario, 0.33 tons of scrap generated during production is included in re-production. The ratio of energy costs to total costs is 9.83% in the low scrap usage scenario and 11.35% in the high scrap usage scenario. It is observed that re-production increases energy costs. The results obtained are presented in Table I.

The cases where energy costs increase day by day and the supply of purchased scrap decreases due to disruptions in the global supply chain have been examined. The impact of the amount of remanufacturing on total costs has been investigated. The results obtained are presented in Table II.

TABLE II

SCENARIO WHERE ENERGY COSTS ARE HIGH AND PURCHASED SCRAP IS LOW

α^*	Total Production Quantity	Total Quantity of Scrap Usage from Production	Total Quantity of Scrap Usage Bought	Total Energy Cost	Total Cost
0,2	1,052 tons	75.33 tons	100 tons	2,898 ₺	11,563 ₺
0,8	1,052 tons	16.88 tons	100 tons	2,775 ₺	12,400 ₺

*Level of homogeneity

In addition to the above scenarios, scenarios were examined based on the selected α values (0.2 and 0.8) in the basic case analysis where the capacity utilization rate is 75%. A scenario was studied where energy costs increased by 80% and the amount of purchased scrap decreased by 50%. As a result, in the low scrap usage scenario, it was observed that a total of 16.88 tons of scrap generated from production was reused in the production process. The energy cost has increased by 15% compared to the basic case analysis. In the high scrap usage scenario, a total of 75.33 tons of scrap generated from production was reused in the production process. The ratio of energy cost to total cost has increased by 11% compared to the basic case analysis.

IV. CONCLUSIONS

In the casting industry, the nature of the raw material used and its ability to be reused make it difficult to meet the required specifications for production. The use of scrap metal needs to be determined. Utilizing the knowledge of experts to determine this ratio is important for cost and homogeneity. The benefit of using scrap metal for cost can turn into a loss in product quality. Therefore, the percentage of scrap metal in the composition is

very important. The experts' knowledge needs to be mathematically expressed and applied to production to provide the decision-maker with the desired quality at the desired cost. These criteria can be explained most easily and understandably through fuzzy logic.

Scrap metal can be economically sourced externally. Raw ore and alloys, on the other hand, are more valuable and costlier than scrap metal. Therefore, in scenarios where capacity utilization is variable, high use of scrap metal becomes advantageous in reducing total costs. Increasing energy usage and difficult external sourcing of scrap metal can lead to the use of scrap metal generated from production. In this case, the decision-maker should prefer low scrap metal usage to avoid the high energy costs associated with reproduction. The reuse of scrap metal generated from production contributes to melt homogeneity as it is a purer material compared to externally sourced scrap metal, making it easier to meet product specifications. While the ratio of energy costs to total costs increases in cases where reproduction occurs, homogeneity is ensured in production, and total costs decrease.

Increasing costs in the manufacturing sector require different production strategies to be pursued. These strategies can vary depending on time and conditions. When the availability of previously used products decreases, and supply becomes difficult, utilizing available resources to continue production is necessary. Recycling and reproduction are important for sustainability and the environment. Reducing the energy spent on extracting raw materials used in the world through efficient production will make what is available more valuable and contribute to the living conditions of future generations.

In this study, the aim was to minimize energy and production costs and address lack of homogeneity caused by uncertainty in the production process and product when determining the production lot size in the casting industry. In line with this goal, studies in the literature were examined. Studies determining the production lot size in remanufacturing generally aim to minimize the total production cost, except for various purposes. In the literature, reusable products and excess demand returns were discussed. There is still a need to study the raw materials that will be reused. The uncertainty caused by lack of homogeneity in the production of reused raw materials creates uncertainty. This uncertainty has been studied in this study according to the cases chosen by the decision-maker in terms of product, process, and lot size in the total cost.

In the future research areas in the casting industry include the investigation of new techniques to improve the homogeneity of reused raw materials, exploring the effects of different decision variables on the total cost in various production scenarios, and considering the environmental impact of production processes. Additionally, further research could be conducted to examine the integration of production lot size and scheduling problems, and to analyze the impact of uncertainty on production planning and decision-making. Overall, these research areas have the potential to contribute to the development of more efficient and sustainable production processes in the casting industry.

REFERENCES

- [1] Grillo, H., Alemany, M. M. E., and Ortiz, A., "A review of mathematical models for supporting the order promising process under Lack of Homogeneity in Product and other sources of uncertainty", *Computers And Industrial Engineering*, 91: 239–261 (2016).
- [2] Alemany, M. M. E., Grillo, H., Ortiz, A., Fuertes-Miquel, V. S., Mundi, M. I., Alemany, M. M. E., Poler, R., and Fuertes-Miquel, V. S., "A fuzzy model for shortage planning under uncertainty due to lack of homogeneity in planned production lots", *Applied Mathematical Modelling*, (2015).
- [3] Grillo, H., Alemany, M. M. E., Ortiz, A., and Mula, J., "A Fuzzy Order Promising Model With Non-Uniform Finished Goods", *International Journal Of Fuzzy Systems*, 20 (1): 187–208 (2018).
- [4] Mundi, M. I., Alemany, M. M. E., Poler, R., and Fuertes-Miquel, V. S., "Fuzzy sets to model master production effectively in Make to Stock companies with Lack of Homogeneity in the Product", *Fuzzy Sets And Systems*, 293: 95–112 (2016).
- [5] Grillo, H., Alemany, M. M. E., Ortiz, A., and De Baets, B., "Possibilistic compositions and state functions: application to the order promising process for perishables", *International Journal Of Production Research*, 57 (22): 7006–7031 (2019).
- [6] Sakallı, Ü. S., Baykoç, Ö. F., and Birgören, B., "Stochastic optimization for blending problem in brass casting industry", *Annals Of Operations Research*, 186 (1): 141–157 (2011).
- [7] Sel, Ç., Bilgen, B., and Bloemhof-Ruwaard, J., "Planning and scheduling of the make-and-pack dairy production under lifetime uncertainty", *Applied Mathematical Modelling*, 51: 129–144 (2017).
- [8] Campana, F., Cortese, L., and Pilone, D., "Property variations in large AISi7 alloy foam ingots", *Materials Science And Engineering A*, 556: 400–407 (2012).
- [9] Marsico, T. V., de Camargo, J., Valente, R. S., and Sudano, M. J., "Embryo competence and cryosurvival: Molecular and cellular features", *Animal Reproduction*, 16 (3): 423–439 (2019).
- [10] Poveda, J. M., "Biogenic amines and free amino acids in craft beers from the Spanish market: A statistical approach", *Food Control*, 96: 227–233 (2019).
- [11] Grillo, H., Alemany, M. M. E., Ortiz, A., and de Baets, B., "Possibilistic compositions and state functions: application to the order promising process for perishables", *International Journal Of Production Research*, 57 (22): 7006–7031 (2019).
- [12] Jiménez, M., Arenas, M., Bilbao, A., and Rodríguez, M. V., "Linear programming with fuzzy parameters: An interactive method resolution", *European Journal Of Operational Research*, 177 (3): 1599–1609 (2007).
- [13] Peidro, D., Mula, J., Jiménez, M., and del Mar Botella, M., "A fuzzy linear programming based approach for tactical supply chain planning in an uncertainty environment", *European Journal Of Operational Research*, 205 (1): 65–80 (2010).

HX420LAD+Z100 Sac Çeliğinin Nokta Direnç Kaynağı ile Birleştirilmesi ve Kaynak Parametrelerinin Mikro Yapı ve Sertliğe Etkileri

Arzu Altınpınar, Hakan Erdem

CPS Pressform San. Tic. A. Ş., Kocaeli, TÜRKİYE

aaltinpınar@cpsform.com

Özet

Sunulan bu çalışmada; otomotiv sektöründe yaygın kullanılan HX420+Z100 sac çeliğinin; değişken kaynak akımı ve elektrot basıncı kullanarak; nokta direnç kaynaklı birleştirmeleri gerçekleştirilmiş, elektrot basıncının ve akımın mikroyapı ve sertliğe olan etkileri araştırılmıştır. Kaynak parametrelerinden kaynak akımı 5, 7 ve 9 kA olarak ayarlanmış, elektrot baskı kuvveti her bir kaynak akımı için sırasıyla; 1 ve 2 kN olacak şekilde uygulanmış ve deneysel çalışmalar yapılmıştır. Kaynak işlemi tamamlandıktan sonra, metalografik olarak hazırlanan numunelerin kesit yüzeyinde Vickers sertlik testi yapılmış ve esas metal, ısı tesiri altında kalan bölge ve kaynak bölgeleri karşılaştırmalı olarak incelenmiştir. Ayrıca numunelerin kesit yüzeyleri ; %3' lük nital çözeltisi ile dağlanıp ve ışık mikroskopunun aydınlık alan görüntü kontrastında kaynak yapılmış bölgeler incelenmiştir. Yapılan incelemeler sonucunda; numunelerin mekanik ve mikro yapı özelliklerinin artan kaynak akımı ve elektrot basıncıyla değiştiği belirlenmiştir. Artan ısı girdisine bağlı olarak malzemenin hem sertliğinde artış olduğu hem de faz değişimi gerçekleştiği belirlenmiş ve sonuçları sunulmuştur.

Anahtar Kelimeler: Direnç Nokta Kaynağı, Elektrot Basıncı, HX420+Z100 Çelik, Kaynak Akımı, Otomotiv

Joining HX420LAD+Z100 Sheet Steel by Spot Resistance Welding and Effects of Welding Parameters on Microstructure and Hardness

Abstract

In this presented study; HX420+Z100 sheet steel, which is widely used in the automotive industry; using variable welding current and electrode pressure; resistance spot welded joints were performed and the effects of electrode pressure and current on microstructure and hardness were investigated. Welding current is set as 5, 7 and 9 kA from welding parameters, electrode pressure force is respectively for each welding current; It was applied as 1 and 2 kN and experimental studies were carried out. After the welding process was completed, Vickers hardness test was carried out on the cross-sectional surface of the metallographically prepared samples and the base metal, heat affected zone and weld zones were examined comparatively. In addition, the cross-sectional surfaces of the samples; The areas etched with 3% nital solution and welded in the bright field image contrast of the light microscope were examined. As a result of the investigations; It was determined that the mechanical and microstructure properties of the samples changed with increasing welding current and electrode pressure. Depending on the increased heat input, it was determined that both the hardness of the material increased and the phase change took place, and the results were presented.

Keywords: Resistance Spot Welding, Electrode Pressure, HX420+Z100 Steel, Welding Current, Automotive

INVESTIGATION OF CORROSION RESISTANCE OF QSTE 690 AND S355J2 STEELS COATED WITH CATAPHORESIS AND ALKALINE ZINC NICKEL COATED BY BALL FORGING

Burhan Oğuz*, Mustafa YAŞAR+

* Metallurgical and Materials Engineering Department, Karabuk University

Tekeler Mahallesi Karasu Caddesi No 31 Sakarya /Türkiye

burhanoguz77@gmail.com

+Industrial Design Engineering Department, Karabuk University

Kastamonu Yolu Demir Çelik Kampüsü, 78050 Kılavuzlar, Karabük/Türkiye

myasar@karabuk.edu.tr

Keywords

Shot peening, Cathodoresis, Alkali zinc nickel, Corrosion, Steel.

Abstract

Two different grades (X and Y) of steel were subjected to the ball forging process, and the coatings applied on these two grades without any forging process (cathodoresis, zinc nickel) were comparatively examined in terms of corrosion resistance. Shot forging was carried out using S230 steel balls for 13 minutes in a drum shot blasting machine. Later, these steel plates were subjected to cathodoresis coating and alkaline zinc-nickel plating processes under factory conditions. The coating thicknesses of the samples whose surface coatings were performed were measured and evaluated as a table. Then, surface adhesion tests of these parts were carried out after cathodoresis coating.

Corrosion testing was performed on the samples in salt fog in accordance with ASTM B 117 / DIN EN ISO 9227 for 1008 hours.

According to the results of the corrosion test, the corrosion resistance of the parts exposed to the ball forging process decreased after cathodoresis, and the corrosion resistance of the alkaline zinc nickel-plated ones increased. The surface quality deteriorated as a result of the ball forging process, which adversely affected the cathodoresis coating in terms of corrosion resistance. The results obtained from the tests were compared with each other.

BİLYALI DÖVME SONRASI ÇEŞİTLİ YÜZEY KAPLAMALARI İLE QSTE 690 VE S355J2 ÇELİĞİNİN KOROZYON DİRENCİNİN İNCELENMESİ

Anahtar Kelimeler

Bilyalı dövme, kataforez, Alkali çinko nikel, Korozyon, Çelik

Özet

Bilyalı dövme işlemine tabi tutulmuş iki farklı kalite (X ve Y) çelikleri ve bu iki kaliteye herhangi bir dövme işlemi uygulanmamış halleri üzerine uygulanan kaplamalar (kataforez, çinko nikel) ile korozyon dirençleri açısından karşılaştırmalı olarak incelenmiştir. Bilyalı dövme işlemi S230 çelik bilyalar kullanılarak 13 dakika tamburlu kumlama makinasında gerçekleştirilmiştir. Daha sonra bu çelik plakalar fabrika şartlarında kataforez kaplama ve alkali çinko nikel kaplama prosesine alınmıştır. Yüzey kaplamaları gerçekleşen numunelerin kaplama kalınlıkları ölçülmüş tablo olarak verilip değerlendirilmeler yapılmıştır. Daha sonra bu parçaların kataforez kaplama sonrası yüzey yapışma testleri gerçekleştirilmiştir.

Numunelere tuz sisi içerisinde ASTM B 117 / DIN EN ISO 9227 metoduna uygun olarak korozyon testi 1008 saat olarak yapılmıştır.

Korozyon testinin sonuçlarına göre bilyalı dövme işlemine maruz kalan parçaların kataforez sonrası korozyon dayanımları düşmüş alkali çinko nikel kaplananların korozyon dayanımları artmıştır. Bilyalı dövme işlemi sonucunda bozulan yüzey kalitesi kataforez kaplamayı korozyon direnci bakımından olumsuz etkilemiştir.

Testlerden elde edilen sonuçlar birbiriyle kıyaslanmıştır.

I. Giriş

2021 Dünya çelik üretimi verilerine göre yılda 1,95 milyar ton çelik üretilmektedir [1]. Ancak, soy metaller haricindeki metallerin kaçınılmaz problemi korozyon olduğundan günümüzde demir-esaslı ürünlerin yenilenmesi ve/veya onarımı sebebiyle çeliklerden imal edilen malzemelerde korozyon kaynaklı önemli maddi kayıplar meydana gelmektedir. Ulusal Korozyon Mühendisleri Birliği'nin (NACE) 2016 yılında yayınladığı korozyon teknolojisinin (IMPACT) önlenmesi, uygulanması ve ekonomisine ilişkin uluslararası önlemler hakkındaki raporuna göre, 2,5 trilyon ABD doları (dünyanın gayri safi hasılasının neredeyse %3,4'üne eşdeğer), dünya çapında korozyon koruması için harcanmaktadır [2]. Çeliğin korozyona karşı direncinin artırılması, mali kayıpların önlenmesinin yanı sıra çeşitli kazalara yol açabileceğinden oldukça önemlidir. Korozyon olayının genellikle başlangıç noktası ortam ile temas halinde bulunan yüzeydir. Bu amaçla çelik yüzeyinde yüksek korozyon direncine sahip bir yüzey modifikasyonu veya kaplama uygulaması, çeliğin korozyon direncini artırmada alışılmamaya nazaran daha maliyet etkenli bir yaklaşım sağlar.

Metal malzemeleri korozyona karşı korumak için yaygın olarak, çinko ve çeşitli alaşım kaplamalar kullanılır. Bu kaplamalar genellikle korozyona karşı iyi bir direnç gösterirler. Ancak bu kaplamalara alternatif olarak kataforez yöntemi de (maliyet etkenli, yüksek uygulama hızı, kompleks yüzeylerde düzgün ve yeterli kaplama, düşük çevre kirliliği, yangın ve sağlık riski vb...) üstünlüklerinden dolayı sık tercih edilen bir yöntem haline gelmiştir. Kataforez kaplama, otomotiv, beyaz eşya, havacılık ve denizcilik sektöründe metal yüzeylerde

kullanılan ilk kat (astar) kaplamadır. Elektrokimya prensiplerine dayanarak metal yüzeylere yapılan su bazlı astar kaplamadır. Bu kaplama yöntemi iletken özellik gösteren tüm metal yüzeylere uygulanabilir

Malzeme üretim süreçleri birçok üretim sürecinden meydana gelmesi sebebiyle malzemeler bir miktar kalıntı gerilmesi içerebilirler. Malzemede ki kalıntı gerilmelerinin yok edilmesi, malzemenin mekanik özelliklerinde (darbe, yorulma, sürtünme vb.) iyileşme sağlar. Yorulma ömrünün iyileştirilmesi için birçok mekanik yöntem kullanılmaktadır. Bilyalı dövme işlemi artık kalıntı gerilmesi ve yorulma üzerinde büyük bir etkiye sahiptir. Bilyalı dövme işlemi uygulamanın önemli avantajlarından biride makine elemanlarının hizmet ömrünü uzatmak ve yorulma çatlaklarının büyümesini engellemektir. Bilyalı dövmenin yüzeyi temizleme ve yorulma mukavemetini iyileştirme gibi olumlu özelliklerine karşın, yüzey kalitesinin bozulması gibi olumsuz yönleri de vardır.

Bu çalışma kapsamında otomotiv imalat sektöründe yaygın olarak kullanılan iki farklı kalitede QSte 690 TM ve S355J2 çelik malzemeye tamburlu bilyalı dövme işlemi uygulanmıştır. Daha sonra, bilyalı dövme işlemi uygulanmış ve uygulanmamış numunelere kataforez kaplama ve alkali çinko-nikel kaplama işlemleri uygulanmış. Bilyalı dövme işleminin kataforez kaplama ve alkali çinko-nikel kaplamaların fiziksel, mekanik özellikler ve korozyon dirençlerine etkisi karşılaştırmalı olarak incelenmiştir. Kaplamaların karakterizasyonu kaplama kalınlıklarının ölçülmesi, yüzey pürüzlülüklerinin tespiti, kuru yüzey yapışma testi ve tuz sisi içerisinde 1008 saat ASTM-B114 korozyon testine tabi tutulması ile gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar doğrultusunda genel değerlendirme ve öneriler sonuç olarak verilmiştir. Bu sonuçlara göre korozyona bağlı yaşanabilecek kayıpların önlenmesi ya da süre olarak geciktirilmesi doğru bir yüzey kaplama yöntemi ile mümkün olacaktır.

II. Yöntem

TABLO I.
QSTE 690 TM ÇELİĞİNİN KİMYASAL ANALİZİ

% Kimyasal Bileşim											
C	Ma	Si	P	S	Mo	Al	Ti	Ni	Cu	Cr	Fe
0,09	2,14	0,60	0,02	0,005	0,15	0,03	0,11	0,1	0,3	0,32	96,7

2) *S355j2 Yapı Çelikleri*: Çekme gerilmesi ve akma sınır değerleri dikkate alındığında, çekme mukavemetine göre ifade edilen yapı çelikleri, çelik konstrüksiyonlar, köprü inşaatları ve ekipmanları, makine imalat ve otomotiv sanayisinde tercih edilmektedir. Bu çelikler düşük sıcaklık tokluğu, akma ve çekme mukavemeti ile yapılır [5]. Sıklıkla alaşımsız çelikler olarak

Bu çalışma kapsamında QSte TM 690 ve S355J2 yapı çeliklerine işlem görmemiş formda ve bilyalı dövme işlemi uygulanmış formda kataforez ve alkali çinko nikel kaplama yapılarak bilyalı dövmenin korozyon dayanımı üzerindeki etkisi incelenmiştir. Deneysel çalışmalarda, 11,9 cm x 2,9 cm x 0,8 cm ölçülerinde çelik plakalar kullanılmıştır. Çelik plakalar lazer kesim tezgahlarında kesilerek temin edilmiştir.

Kataforez kaplama ve alkali çinko-nikel kaplama uygulamaları, yapışma testleri, kaplama kalınlık ölçümleri ve korozyon testleri KARAKAYA86 Kataforez Yüzey Kaplama Sanayi Tic.A.Ş. Kocaeli, Gebze'de ar-ge laboratuvarlarında yapılmıştır.

A. Çelikler

Gelişen üretim olanakları ve gelişen teknoloji sayesinde farklı kalite ve ebatlardaki çelik konstrüksiyonlar artık daha kolay temin edilebilmektedir. Ancak yüksek dayanımlı çelikler kullanılırken malzemeyi etkileyen gerilmelerin neden olduğu titreşim genlikleri ve deformasyon için öngörülen toleranslarında dikkate alınması gerekmektedir [3].

Çeşitli alaşımlama yöntemleri ile, imalatta kullanılan çeliklerin kullanım özelliklerinin (manyetik özellikler, süneklik, aşınma direnci, tokluk, sertleşebilirlik, vb.) ayrıca imalat vasıflarının (korozyon direnci, tane küçültme etkisi, elektrik gücü, yüksek sıcaklık direnci vb.) olumlu yönde geliştirilmesi mümkün olabilir [3].

1) *Gste 690 tm (Termomekanik Olarak Haddelenmiş İnce Taneli Çelikler) Çelikler*: Mükemmel akma dayanımına sahip soğuk şekillendirme çelikleridir. Elastikiyet, plastisite, sertlik, mukavemet, darbe tokluğu, yorulma mukavemeti ve kırılma tokluğu birincil mekanik niteliklerdir [4]. Kullanılan çeliğin kimyasal analizi Tablo 1'de verilmiştir.

adlandırılan bu çelikler, mevcut karbon miktarından daha çok etkilenen mekanik özelliklere sahiptir, ancak özellikle hammaddelerde ve imalat süreçlerinde bulunan manganez, silikon, bakır ve kükürt gibi elementlerin yanı sıra azot ve fosfor gibi elementlerde çok faydalıdır. Kullanılan çeliğin kimyasal analizi Tablo 2'de verilmiştir

TABLO II.
S355J2 YAPI ÇELİĞİNİN KİMYASAL ANALİZİ

Çelik Sembolü	Kimyasal Bileşim (%)
---------------	----------------------

Eski	Yeni	C	P	S	Mn	Si	Cu	Al	Fe
St52-3	S355J2-G3	0,18	0,01	0,005	1,38	0,23	0,03	0,06	98,0

B. Bilyalı Dövme

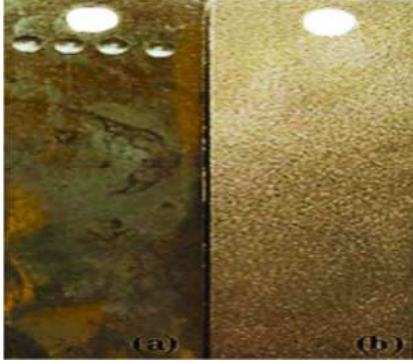
Bilyalı dövme işlemi, S230 çelik bilyalar kullanılarak 13 dakika tamburlu kumlama makinasında gerçekleştirilmiştir.

S230 çelik bilya boyutları 06-09 mm arasındadır. 40-50 HRC kullanım sonrası sertliğe sahip ve beynitik mikroyapıdadır. Çelik bilyanın kimyasal bileşimi Tablo .3'de verilmiştir.

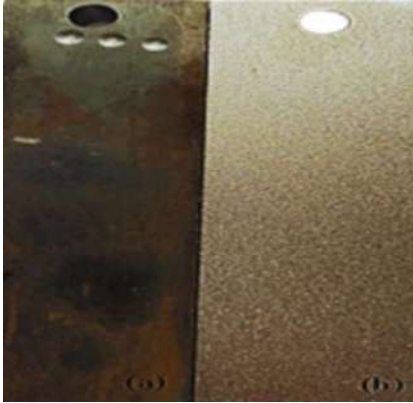
TABLO III.
S230 ÇELİK BİLYANIN KİMYASAL BİLEŞİMİ

% Kimyasal Bileşim					
Fe	C	Mn	Si	S	P
Kalan	0,10-0,20	1,00-1,50	0,10-0,25	Max 0,035	Max 0,035

Bilyalı dövme işleminden sonra parçaların, dövülmüş ve işlemsiz görselleri verilmiştir. Şekil 1. (a)'da işlemsiz S355J2, Şekil 1. (b)'de S355J2 çeliğinin bilyalı dövme işlemi uygulanmış plakalar gösterilmiştir. Bir sonraki görselde ise Şekil 2 (a)'da QSte TM 690 çeliğinin, işlemsiz ve (b) bilyalı dövme işlemi uygulanmış plakalar verilmiştir.



Şekil 1 (a) S355J2 yapı çeliğinin işlemsiz plaka, (b) S355J2 yapı çeliğinin bilyalı dövme işlemi uygulanmış



Şekil 2 QSte TM 690 çeliğinin, (a) işlemsiz ve (b) bilyalı dövme işlemi uygulanmış

C. Kataforez ve Alkali Çinko Nikel Kaplama

Çinko-nikel alaşımlı kaplamalar, çinko ve diğer çinko alaşımlı kaplamalara kıyasla daha yüksek korozyon direncine ve daha iyi mekanik özelliklere sahip oldukları için çok ilgi çekmiştir. Çinko-nikel kaplamalar, nispeten agresif ortamlarda çelikler için geliştirilmiş korozyon koruması sağlar. Nikel içeriğinin %12 ile %15 arasında olması ile maksimum koruma kabiliyetine ulaşılabileceği tespit edilmiştir [6].

Kataforez kaplama ve alkali çinko nikel kaplama uygulamaları fabrika şartlarında standart üretim akış şeması izlenerek proses tamamlanmıştır. Numunelere özel farklı bir işlem yapılmamıştır. İşlem sırası şu şekilde uygulanmıştır. Ön yıkama, daldırma ile yağ alma, durulama, yüzey aktivasyon, fosfatlama, durulama, pasivasyon, durulama, kataforez kaplama, durulama, süzülme ve fırınlama işlemleri yapılmıştır. Şekil 3. numunelerin kaplama öncesi, Şekil 4 kaplama sonrası durumları gösterilmiştir.



Şekil 3 Numunelerin kaplama öncesi



Şekil 4 Numunelerin kaplama sonrası





D. Kaplama Uygunluk Testleri

1) *Yüzey Pürüzlülük Ölçümü:* Test parçalarının yüzey pürüzlülük ölçümleri SurfTest SJ-210 [mm]"R2µm; 0,75mN" cihazla 0,5 mm/sn hızında ve 12 mm uzunluğu boyunca yapılmıştır. Ra Yüzey Pürüzlülüğü: Malzemenin merkezinden yukarı doğru uzanan profil dalgalanmalarının mutlak aritmetik ortalamasıdır. Yüzey pürüzlülüğünü ölçmek için en sık kullanılan parametredir. Rz ise örnekleme uzunluğundaki en yüksek beş tepe ile en derin beş vadi arasındaki ortalama mesafedir.

2) *Yapışma Testi:* Kesici bir alet kullanılarak incelenecek kaplanmış yüzey, kaplanmamış yüzeye inene kadar sürekli bastırılarak düz ve belirgin bir şekilde çizilir. Dilimlenen alan yapışkan bantla (TESA 4657) kapatılır. Yapıştırılan bant yüzeyden elle yukarıya doğru itilerek hızlı bir şekilde uzaklaştırıldıktan sonra yüzey görünümü ve yüzey değerlendirmeleri kriterlere uygun olarak incelenir.

Kuru yapışma testi DIN EN ISO 2409 Standart, kaplamaya dik bir açıyla alt tabakaya bir kafes modeli kesildiğinde, boya kaplamalarının ve verniklerin (ahşap lekeleri dahil) alt tabakalardan soyulmaya ne kadar iyi direnç gösterdiğini belirlemek için bir test prosedürünü tanımlar. Kaplamanın önceki kaplamaya veya alt tabakaya yapışması, bu ampirik test işlemi tarafından belirlenen özelliği etkileyen unsurlardan biridir. Kuru yapışma testi DIN EN ISO 2409 standardına göre yapılmış olup ve aşağıdaki verilen Çizelge 4'te verilen tanımlara göre değerlendirilmiştir. Kuru yapışma testi DIN EN ISO 2409 numaralı şartnamesine göre yapılmış ve değerlendirilmiştir. Testin başarılı olabilmesi için Ad0 olmalıdır.

TABLE IV.
YAPIŞMA TESTİ SONRASI YÜZEY DEĞERLENDİRME TABLOSU

Sınıflandırma	Tanımı	Gösterimi
Ad0	Kesik kenarlar mükemmel bir biçimde düzdür, karelerde boya kalkma yok.	---
Ad1	Kesime noktalarında kırılmış küçük parçalar, karelerden yüzeyden %5 kalkma.	
Ad2	Karelerin kesime noktalarında veya karelerin yüzeyden %5 den fazla, %15'ten az kalkma.	
Ad3	Kesik kenarlar boyunca kırılmanın kısmi veya karelerden yüzeyden %15'ten fazla %35'ten az kalkma.	
Ad4	Geniş çentikler veya tek karelerden tamamen veya karelerden yüzeyden %35'ten fazla %65'ten az kalkma.	

3) *Krozyon:* Numunelere tuz sisi içerisinde ASTM B 117 / DIN EN ISO 9227 metoduna uygun olarak krozyon testi 1008 saat olarak yapılmıştır. ASTM B 117 / DIN EN ISO 9227 metodunda ISO 4628-2 standardına göre malzemede blister oluşumu, ISO 4628-8 standardına göre çizik çevresindeki krozyonu ve ISO 4628-1 standardına göre kenar krozyonu belirlenmiştir. Böylece krozyon dayanımları belirlenmiş olup kullanıma uygunluğuna onay verilmiştir. Belirtilen standarta göre pas ilerlemesi 2 mm'den düşük olması durumunda krozyon direnci yüksek olarak tanımlanabilmektedir. ISO 4628-8 standardında 3 farklı durum söz konusudur. Bunlar, 1.seviye (çok hafif-krozyon dayanımı yüksek), 2.seviye (hafif-krozyon dayanımı orta) ve 3.seviye (ağır-krozyon dayanımı düşük)'dir.

E. Tartışma ve Sonuçlar

1) *Kaplama Kalınlıkları:* Tablo 5'de işlemsiz QSte 690 TM ve S355J2 numunelerinde kataforez kaplama sonrası elde edilen kalınlık değerleri verilmiştir. Bu kaplama kalınlıklarının ölçümleri x-ray ölçüm cihazıyla yapılmıştır.

TABLE V.
KATAFOREZ ve ALKALİ NİKEL ÇİNKO
KAPLAMA KALINLIKLARI

Numuneler	Kataforez Kaplama	Alkali Çinko Nikel Kaplama
İşlemsiz QSte 690 TM	31,33 mikron	23,80 mikron
Bilyalı Dövme Uygulanmış QSte 690	28,31 mikron	31,21 mikron
İşlemsiz S355J2	31,36 mikron	23,29 mikron
Bilyalı Dövme Uygulanmış S355J2	28,29 mikron	27,33 mikron

Tablo 5'de görüldüğü üzere işlemsiz QSte 690 TM ve S355J2 numunelerinde kataforez kaplama sonrası elde edilen kalınlık değeri (sırasıyla 31,33 ve 31,36 mikron), alkali nikel çinko kaplamaya göre (sırasıyla 23,80, 23,29 mikron) daha yüksektir.

Bilyalı dövme işlemi uygulanmış QSte 690 TM çelikte alkali çinko nikel kaplama sonucu 31,21 mikron kaplama kalınlığı elde edilmişken, kataforez kaplama sonucu 28,31 mikron kaplama kalınlığı elde edilmiştir. Bilyalı dövme işlemi uygulanmış S355J2 çelikte kataforez kaplama sonucu elde edilen kaplama kalınlık değeri (28,29 mikron), alkali çinko nikel kaplamaya (27,33 mikron) göre daha yüksektir.

Bilyalı dövmenin kaplama kalınlığına etkisine bakılacak olursa, QSte 690 TM çeliğinin işlemsiz formda kataforez kaplama kalınlığı 31,33 mikrondan, bilyalı dövme sonucu kataforez kaplama kalınlığı 28,31 mikrona düşmüştür. Ancak işlemsiz formda alkali çinko nikel kaplama kalınlığı 23,80 mikrondan, bilyalı dövme sonucu alkali çinko nikel kaplama kalınlığı 31,21 mikrona artmıştır. S355J2 çeliğinin işlemsiz formda kataforez kaplama kalınlığı 31,36 mikrondan, bilyalı dövme sonucu kataforez kaplama kalınlığı 28,29 mikrona

düşmüştür. Ancak işlemsiz formda alkali çinko nikel kaplama kalınlığı 23,29 mikrondan, bilyalı dövme sonucu alkali çinko nikel kaplama kalınlığı 27,33 mikrona artmıştır.

Burada her iki farklı kalite çelik içinde bilyalı dövme sonucu kateforez kaplama kalınlıklarının düşmesi, alkali çinko nikel kaplama kalınlığının artması ile bilyalı dövme işlemi uygulanmış alkali çinko nikel kaplanmış numunelerde korozyona karşı daha yüksek dayanımın olması beklenmektedir. Bunun sebebi ise işlemsiz çeliğin çinko nikel kaplama kalınlıklarının düşük iken bilyalı dövme işleminden sonra daha kalın bir kaplama elde edilmesidir. Bununla birlikte bilyalı dövme işlemi uygulanan QSte 690 TM çeliğinin 31,21 mikron çinko nikel kaplama kalınlığı, bilyalı dövme işlemi uygulanan S355J2 çeliğinde 27,33 mikron çinko nikel kaplama kalınlığı ölçüldüğünden bilyalı dövme işlemi uygulanan QSte 690 TM çeliğinin korozyon dayanımının diğer numunelere göre daha yüksek olması beklenmektedir. Bu beklentinin sebebi ise daha yüksek olan kaplama kalınlığının daha uzun korozyon dayanım performansı gösterecek olmasıdır.

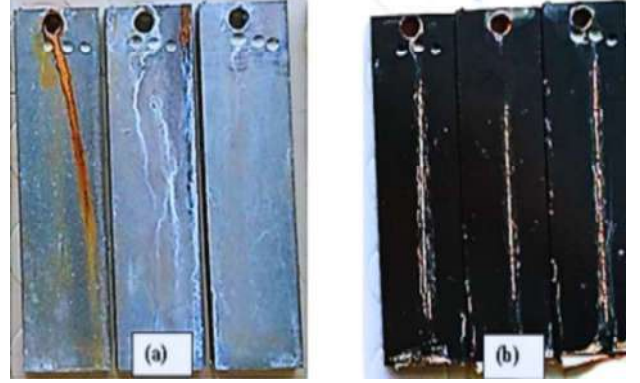
2) *Yüzey Pürüzlülük Değerleri* : Tablo 6'da görüldüğü üzere Ra değerleri düşünüldüğünde, QSte 690 işlemsiz numunenin yüzey pürüzlülük değerinin bilyalı dövme işlemi uygulanmış numuneye göre daha düşük (1/3 oranında) olduğu tespit edilmiştir. Yani diğer bir ifade ile, bilyalı dövme işlemi QSte 690 çeliğinin Ra pürüzlülük değerinin 3 kat artırmıştır. Diğer bir incelen numune olan S355J2 işlemsiz numunesi ile bilyalı dövme uygulanmış olan numune Ra değerleri arasındaki oran yaklaşık olarak 1/2 olarak görülmektedir. Bu sonuçlara göre QSte 690 TM numunesinin, bilyalı dövme işlemi sonucunda oransal olarak daha fazla yüzey kalitesi bozulmuştur. S355J2 işlemlili olan numune ise en yüksek yüzey pürüzlülük değerine sahiptir ama oransal olarak QSte 690 TM numunesine göre daha az yüzey kalitesi bozulmuştur.

TABLO VI.
NUMUNELERİN ORTALAMA Ra ve Rz DEĞERLERİ

Sıra No	Parça adı	Ra μm ortalama ölçüm	Rz μm ortalama ölçüm
1	QSte 690	1,226	6,697
2	QSte 690 İşlemlili (shot peening)	3,925	18,517
3	S355J2	2,613	14,639
4	S355J2 İşlemlili (shot peening)	6,037	28,083

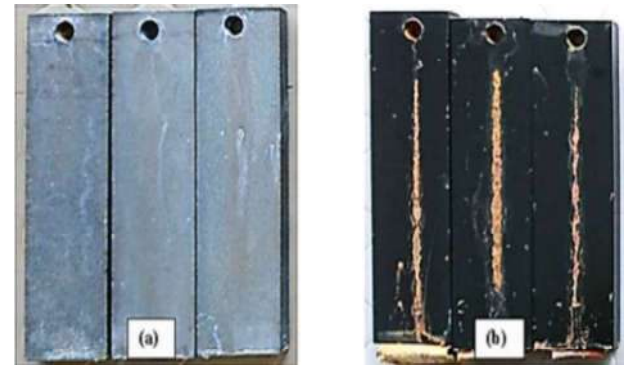
3) *Korozyon*: İşlemsiz QSte 690 TM çeliğinin Şekil 5.1 (a)'da alkali çinko nikel kaplamalı, Şekil 5.1 (b)'de kateforez kaplamalı numunelerin korozyon testi sonrası yüzey görüntüleri verilmiştir. Şekil 5.1 (a)'da görüldüğü üzere işlemsiz QSte 690 TM çeliğinin alkali çinko nikel kaplama sonrası ana metalde korozyon meydana gelmemiştir. Numunede 240 saat sonrasında beyaz pas oluşumu görülmüştür. Şekil 5.1 (a)'da soldaki parçadaki pas oluşumu

askı deliği kaynaklıdır. Soldaki ve sağdaki numune korozyona karşı dirençli olduğu, kullanıma uygun olduğu belirlenmiştir. Şekil 5.1 (b)'de kateforez kaplı numunenin korozyon testi sonrası yüzeyi gösterilmiştir. ISO 4628-2 standartına göre numunede blister oluşumu gözlenmemiştir. ISO 4628-8 standartına göre çizik çevresinde korozyon 1.seviye (çok hafif) olarak belirlenmiştir. Bununla birlikte 0.5 mm pas ilerlemesi meydana gelmiştir. ISO 4628-1 standartına göre kenar korozyonu görülmemiştir.



Şekil 5.1 İşlemsiz QSte 690 TM çeliğinin (a) alkali çinko nikel kaplama ve (b) kateforez kaplamalı numunelerin korozyon sonrası yüzey görüntüleri

Bilyalı dövme işlemi uygulanan QSte 690 TM çeliğinin Şekil 5.2 (a)'da alkali çinko nikel ve (b)'de kateforez kaplamalı numunelerin korozyon testi sonrası yüzey görüntüleri verilmiştir. Alkali çinko nikel kaplama sonrası (Şekil 5.2 (a)), ana metal korozyona uğramamıştır. Şekil 5.2 (a)'da soldaki parçada küçük ölçekte kırmızı pas oluşumu mevcuttur. Bu nedenle ortadaki ve sağdaki numune kullanıma uygundur. 240 saat sonrasında beyaz pas oluşumu görülmüştür. Kateforez kaplama sonrası Şekil 5.2 (b), ISO 4628-2 standartına göre blister oluşumu görülmemiştir. 2.5 mm pas ilerlemesi meydana gelmiştir. ISO 4628-8 standartına göre çizik çevresinde 2.seviye (hafif) korozyon meydana gelmiştir. Bu nedenle kullanıma uygun değildir. ISO 4628-1 standartına göre kenar korozyonu görülmemiştir.



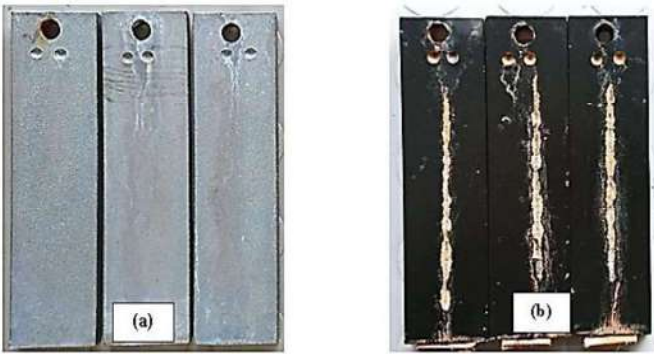
Şekil 5.2 Bilyalı dövme işlemi uygulanan QSte 690 TM çeliğinin (a) alkali çinko nikel kaplama ve (b) kateforez kaplama sonucu korozyon numuneleri

İşlemsiz S355J2 çeliğinin Şekil 5.3 (a)'da alkali çinko nikel, Şekil 5.3 (b)'de kataforez kaplamalı numunelerin korozyon testi sonrası yüzey görüntüleri verilmiştir. Alkali çinko nikel kaplı numunelerde ana metalde korozyon meydana gelmemiştir. Numunede 240 saat sonrasında beyaz pas oluşumu görülmüştür. Şekil 5.3 (a)'da ortadaki parçada küçük ölçekte kırmızı pas oluşumu meydana gelmiştir. Şekil 5.3 (a)'da soldaki ve sağdaki parçalar korozyona karşı dayanıklı olup, kullanıma uygundur. Şekil 5.3 (b)'de kataforez kaplama sonucu gösterilmiştir. ISO 4628-2 standartına göre blister oluşumu gözlenmemiştir. Kataforez kaplı numunelerde pas ilerlemesi 1.5 mm olup ISO 4628-8 standartına göre çizik çevresinde korozyon 1.seviye (çok hafif) olarak belirlenmiştir. ISO 4628-1 standartına göre kenar korozyonu görülmemiştir.



Şekil 5.3 İşlemsiz S355J2 çeliğinin (a) alkali çinko nikel kaplamalı ve (b) kataforez kaplamalı numunelerin korozyon sonrası yüzey görüntüleri

Bilyalı dövme işlemi uygulanan S355J2 çeliğinin Şekil 5.4 (a)'da alkali çinko nikel, Şekil 5.4 (b)'de kataforez kaplamalı numunelerin korozyon testi sonrası yüzey görüntüleri verilmiştir. Alkali çinko nikel kaplı numunelerde ana metalde korozyon meydana gelmemiştir. Numunede 240 saat sonrasında beyaz pas oluşumu görülmüştür. Şekil 5.4 (a)'da üç parçada korozyona karşı dayanıklı olup, kullanıma uygundur. Şekil 5.4 (b)'de kataforez kaplama sonucu gösterilmiştir. ISO 4628-2 standardına göre blister oluşumu gözlenmemiştir. Kataforez kaplı numunelerde pas ilerlemesi 3.5 mm olup ISO 4628-8 standardına göre çizik çevresinde korozyon 3.seviye (çok ağır) olarak belirlenmiştir. ISO 4628-1 standartına göre kenar korozyonu görülmemiştir.



Şekil 5.4 Bilyalı dövme işlemi uygulanan S355J2 çeliğinin (a) alkali çinko nikel kaplamalı ve (b) kataforez kaplamalı numunelerin korozyon sonrası yüzey görüntüleri

4) *Yapışma (Çizik) Testi*: Şekil 6.1'deki ilk numune bilyalı dövme işlemi yapılmamış QSte 690 TM çeliğinin kataforez kaplamadan hemen sonra kuru yapışma testi uygulanmış görselidir. Çizelge 4'de verilen tanımlara göre, kesik kenarlar mükemmel bir biçimde düzdür; karelerde boya kalkması yoktur. QSte 690 TM işlemsiz çeliğin kataforez kaplama kalınlığı 31,33 mikron, yüzey pürüzlülük ortalama değeri ise Ra 1,226 μm ölçüm değeridir. Kuru yapışma testi DIN EN ISO 2409 standardına göre Ad0 (Bkz – Çizelge 4) olarak değerlendirilmiştir. Kaplama kalınlığında



Şekil 6.1 İşlemsiz QSte 690 TM çeliğinin kataforez kaplama sonrası yapışma test yüzeyi



Şekil 6.2 Bilyalı dövme uygulanmış QSte 690 TM çeliğinin kataforez kaplama sonrası yapışma test yüzeyi

Şekil 6.2'deki ikinci numune bilyalı dövme işlemi uygulanmış QSte 690 TM çeliğinin kataforez kaplamadan hemen sonra kuru yapışma testi uygulanmış görselidir. Çizelge 4'de verilen tanımlara göre kesik kenarlar mükemmel bir biçimde düzdür; karelerde boya kalkması yoktur. QSte 690 TM işlemsiz çeliğin kataforez kaplama kalınlığı 28,31 mikron, yüzey pürüzlülük ortalama değeri ise Ra 3,925 μm ölçüm değeridir. Kuru yapışma testi DIN EN ISO 2409 standardına göre Ad0(Bkz – Çizelge 4) olarak değerlendirilmiştir. Yüzey pürüzlülük değeri artmış, kaplama kalınlığında bir miktar düşüş olmasına rağmen yapışma testinde bir olumsuzluk görülmemiştir.



Şekil 6.3 İşlemsiz S355J2 çeliğinin kataforez kaplama sonrası yapışma test yüzeyi

Şekil 6.3'deki üçüncü numune bilyalı dövme işlemi yapılmamış S355J2 çeliğinin, kataforez kaplamadan hemen sonra kuru yapışma testi uygulanmış görselidir. Çizelge 4'de verilen tanımlara göre kesik kenarlar mükemmel bir biçimde düzdür; karelerde boya kalkması yoktur. S355J2 işlemsiz çeliğin kataforez kaplama kalınlığı 31,36 mikron, yüzey pürüzlülük ortalama değeri ise Ra 2,613 μm ölçüm değeridir. Kuru yapışma testi DIN EN ISO 2409 standardına göre Ad0 (Bkz – Çizelge 4) olarak değerlendirilmiştir. Yüzey pürüzlülük değeri, kaplama kalınlığı ve yapışma testinde bir olumsuzluk görülmemiştir.



Şekil 6.4 Bilyalı dövme uygulanmış S355J2 çeliğinin kataforez sonrası yapışma test yüzeyi

Şekil 6.4'daki bilyalı dövme işlemi uygulanmış S355J2 çeliğinin kataforez kaplamadan hemen sonra kuru yapışma testi uygulanmış görselidir. Çizelge 4'de verilen tanımlara göre kesişme noktalarında kırılmış küçük parçalar; karelenmiş yüzeyden %5 kalkma vardır. S355J2 işlemlili çeliğin kataforez kaplama kalınlığı 28,29 mikron, yüzey pürüzlülük ortalama değeri ise Ra 6,037 μm ölçüm değeridir. Kuru yapışma testi DIN EN ISO 2409 standardına göre Ad1(Bkz – Çizelge 4) olarak değerlendirilmiştir. Yüzey pürüzlülük değeri artmış, kaplama kalınlığında bir miktar düşüş gözlemlenmiş son olarak test numunelerinin arasında kataforez yapışma değeri kötü performans sergilemiştir. Yüzey pürüzlülük değeri en yüksek parça olduğu için, pürüzlülük değerinin boya yapışma kalitesine etkisinin ayrıca değerlendirilmesi gerekmektedir.

F. Sonuçlar ve Öneriler

Bu çalışma kapsamında QSte TM 690 ve S355J2 yapı çeliklerine işlem görmemiş formda ve bilyalı dövme işlemi uygulanmış formda kataforez ve alkali çinko nikel kaplama yapılarak bilyalı dövmenin kaplama kalınlığı, yüzey pürüzlülüğü, kaplamaların adhezyonu ve korozyon dayanımı üzerindeki etkisi incelenmiştir.

QSte 690 TM işlemsiz çeliğin kataforez kaplama kalınlığı 31,33 mikron, Alkali çinko-nikel kaplama kalınlığı 23,80 mikron ölçülmüştür. Bu çeliğin yüzey pürüzlülük değeri ise ortalama Ra 1,226 μm ölçüm değeridir. QSte 690 TM çeliğin bilyalı dövme işleminden sonraki kataforez kaplama kalınlığı 28,31 mikron, Alkali çinko- nikel kaplama kalınlığı 31,21 mikron ölçülmüştür. Bu çeliğin yüzey pürüzlülük değeri ise ortalama Ra 3,925 μm ölçüm değeridir.

S355J2 işlemsiz çeliğin kataforez kaplama kalınlığı 31,36 mikron, Alkali çinko-nikel kaplama kalınlığı 23,29 mikron ölçülmüştür. Bu çeliğin yüzey pürüzlülük değeri ise ortalama Ra 2,613 μm ölçüm değeridir. S355J2 çeliğin bilyalı dövme işleminden sonraki kataforez kaplama kalınlığı 28,29 mikron, Alkali çinko- nikel kaplama kalınlığı 27,33 mikron ölçülmüştür. Bu çeliğin yüzey pürüzlülük değeri ise ortalama Ra 6,037 μm ölçüm değeridir. Bu numunenin yüzey pürüzlülük değeri en yüksek parça olduğu için, pürüzlülük değerinin boya yapışma kalitesine etkisinin ayrıca değerlendirilmesi gerekmektedir. Yüzey kalitesi kötü olan parçaların kataforez kaplamadaki olumsuzluklarından dolayı, bu tür parçalara ilk kat astar olarak alkali çinko nikel kaplama uygulanması korozyon direncini arttıracığı için tercih sebebi olabilir.

Bu sonuçlara öneriler şu şekilde sıralanabilir.

Bilyalı dövme işleminin yüzeyi temizleme ve yorulma mukavemetini iyileştirme faydası yanında, kataforez kaplamada oluşturabileceği olumsuzluklar da olmaktadır. Bu nedenle kataforez ön yüzey işlemleri (yağ alma , çinko fosfat) bilyalı dövme yapılmış parçalara özel olarak yapılmalıdır.

Bilyalı dövme yapılmış parçalarda malzeme yüzeyinde çelik bilyalardan gelen kirliliklerin tespiti ayrıca yüzey pürüzlülük değerinin kaplama öncesi kontrol edilmesi ve bu sonuçlara göre proses tasarımı oluşturulması gerekmektedir.

Yüzey kalitesi bozuk olan parçaların kataforez kaplamadaki olumsuzluklarından dolayı, bu tür parçalara ilk kat astar olarak alkali çinko nikel kaplama uygulanması tercih edilmelidir.

G. Araştırmacıların Katkısı

Bu araştırmada; Burhan OĞUZ, bilimsel yayın araştırmacı, deneylerin yürütülmesi ve sonuçların raporlanması; Mustafa YAŞAR, bilimsel yayın araştırmacı, makalenin oluşturulması konularında katkı sağlamışlardır.

H. Çıkar Çatışması

Yazarlar tarafından herhangi bir çıkar çatışması beyan edilmemiştir.

TEŞEKKÜR

Çalışmalarımızda ekipmanlarından yararlandığımız, KARAKAYA 86 Katoferez Yüzey Kaplama Sanayi TİC.A.Ş. Yönetim kuruluna, ve Ar-Ge Laboratuvarı personellerine destek ve yardımlarından dolayı teşekkürlerimi sunarım.

REFERANSLAR

- [1] Srikanth, M., Annamalai, A. R., Muthuchamy, A., & Jen, C. P. (2021). A Review of the Latest Developments in the Field of Refractory High-Entropy Alloys. *Crystals*, 11(6), 612.
- [2] Adar, M., "Hardox-500 İle St-52 Çeliğinin Kaynak Edilebilirliğinin Mekanik Testler Ve İstatistiksel Yöntemlerle Raştırılması", Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi, (2019).
- [3] <https://www.steelestores.com/grade/sew-qste-690-tm-sew-092.html#mechanical>, (Ziyaret Tarihi:22.11.2022)
- [4] <https://avesis.ktu.edu.tr/resume/downloadfile/kursaticin?key=c84a4408-c528-418a-af3f-1286beadaf81>, (Ziyaret Tarihi:22.11.2022)
- [5] Li, G. Y., Lian, J. S., Niu, L. Y., and Jiang, Z. H., "Investigation of nanocrystalline zinc–nickel alloy coatings in an alkaline zincate bath", *Surface And Coatings Technology*, 191 (1): 59–67 (2005).
- [6] URL-1: <https://www.cib.org.tr/tr/istatistikler.html>

Case Studies on the Role of Inclusions in the Failure of Engineering Components Made of Steels

Mertcan Kaba^{*}, Huseyin Cimenoglu^{**}

Department of Metallurgy and Materials Engineering, Istanbul Technical University

34469 Maslak-İstanbul / Türkiye

**mertcankaba@itu.edu.tr, **cimenogluh@itu.edu.tr*

Inclusions, which are originated from steel making process, can be basically classified into two groups as oxide and sulphide type inclusions. While the oxide type inclusions having globular morphology are formed due to the addition of deoxidizing agents such as Al, Si and Ca in order to remove excess oxygen from steel melt, the reaction between S and Mn or Fe caused the formation of sulphide type inclusions. Apart from the oxide and sulphide type inclusions, addition of a small amount of Ti to prevent grain growth during thermomechanical processes and formation of boron nitride, which impedes hardenability of steels, also resulted in the formation of TiN, TiC and TiCN type inclusions. Since inclusions play a crucial role on the mechanical properties and fracture of steels, their volume fraction, size and distribution in the microstructure should be precisely controlled.

This work focused on the failure analysis of engineering components made of steels. Two different case studies revealed the role of inclusions on the failure of steel components.

Keywords: *Failure analysis; Inclusion; Steel*

Impact-Sliding Wear Behaviour of the Low Temperature Nitrided M2 Tool Steel

Tufan Gümüşlü*, Mertcan Kaba⁺, 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 Ayazağa Kampüsü 34469 Maslak, Istanbul, TURKEY

mertcankaba@itu.edu.tr, cimenoglu@itu.edu.tr

In the present work impact-sliding wear behaviour of the low temperature nitrided AISI M2 grade tool steel under dynamic loading conditions was investigated. The aim was to simulate complex and harsh tribological contact conditions, which many engineering components are exposed during their service life. Examined steels were nitrided in an atmosphere of 60 % NH₃ and 40 % N₂ in a fluidized bed reactor. Two consecutive stages were utilized for the nitriding process: Initially, the temperature was adjusted to 400 °C, followed by a reduction to 375 °C for the second stage. The duration for each stage was 6 hours. X-ray diffractometer (XRD) was used for the structural characterization of the samples. Dynamic loading condition was simulated with a cyclic impact-sliding wear test rig against 10 mm diameter SAE 52100 grade bearing steel balls. The wear tests were carried out using two distinct combinations of impact and sliding loadings, specifically 20/120 N and 40/240 N. 500 impact and sliding loading cycles were applied to the samples. Wear tracks were examined by a 2-D contact profilometer and a scanning electron microscope (SEM) to evaluate wear rate and wear mechanism.

Keywords: *Low temperature nitriding; AISI M2 tool steel; Impact-sliding wear*

Borulu Rezistans Üretiminde Paslanmaz Kılıf Malzeme Seçimi

Mehmet SAHİN*, Sinan AKBAS*, Salih BEKTAS*, Beyza Nur OGRETMEN* , Yunus Emre DERVIS* ,Mehtap GUNALDI* Cengiz Efe DIRIKER*, Oguz Kaan KESKİN*

* Salmex Isı Sanayi ve Ticaret A.Ş. DOSAB Ali Osman Sönmez Cad. No:11 16369 Osmangazi/BURSA TÜRKİYE

Corresponding author: salih.bektas@isisah.com.tr

Özet— Borulu Rezistanslar, çok çeşitli amaçlarla kullanılabilir. En çok kullanıldığı alanlar; hava, su, yağ, kimyasal ve korozif likitlerin ısıtılması, endüstriyel fırınlarda kalıpların ve çeşitli metallerin ısıtılmasında yıllardan beri güvenle kullanılmaktadır. Bu tip rezistanslar değişik çaplarda üretilmektedir. Standart çap ölçüleri; 6,5 mm -8,5 mm-11,5 mm-14,5 mm-16,00 mm'dir. Bu Tip rezistansların üretiminde çeşitli kalitelerde paslanmaz çelik malzemeler kullanılmaktadır. Bunlardan başlıcaları; AISI 201- AISI 304 - AISI 321- AISI 316 ve İncoloy 800 paslanmaz çeliklerdir. Çelik kaliteleri kullanım yerlerine veya özelliklerine göre çeşitli şekilde sınıflandırılır. Bu sınıflandırmaya kompozisyona, üretim metotlarına, piyasaya arz edildikleri kesit şekillerine, kalite niteliği belirleme durumuna ve kullanım yerlerine göre beş farklı şekilde yapılır. Bu sınıflandırmaya istinaden amaç belirlenerek malzeme seçimine karar verilmesi oldukça önemli olup bu çalışma kapsamında incelenmiştir. Bunların dışında özel alaşımli paslanmaz borular kullanılarak da üretimi yapılabilmektedir. Bu malzemeler Alloy800, Alloy825 ve Alloy600'dür. Soğuk haddelenmiş olarak üretilen şeritlere makaralar yardımı ile form verilir ve TIG kaynak yöntemi ile kaynak yapılır. Rezistans üretim aşamalarında kullanılacak ortama göre rezistans kılıf malzeme seçimi yapılmasında problemler yaşanmaktadır. Çalışma koşulları ve çalışma sıcaklıkları konusunda kriter belirlenmesi rezistans üretimi için çok önemlidir. Bu çalışma içerisinde AISI 201, AISI 304, AISI 316 ve incoloy 800 kalite paslanmaz çeliklerden rezistans üretimi yapılmıştır. Üretimi tamamlanan rezistanslarda kuru (hava) ortamında farklı sıcaklıklarda çalıştırılmış olup 201 Kalite ürün için güvenli çalışma noktası 581°C derece , 304 Kalite ürün için güvenli çalışma noktası 600°C Derece, 316 Kalite ürün için güvenli çalışma noktası 625°C Derece, İncoloy800 Kalite ürün için güvenli çalışma noktası 650°C Derece olarak belirlenmiştir. Çalışma süreleri sonrasında malzemelerin yüksek sıcaklıktaki oksidasyon dirençleri incelenmiş olup rezistans kılıf malzemesinin içerisinde bulunan nikel oranlarına bağlı olarak nikel oranlarının yüksek olduğu AISI 316 kalite ve İncoloy800 paslanmaz çeliklerde daha az oksitlenmeler olduğu SEM ve EDX analizleri ile tespit edilmiştir. Bu çalışma sayesinde kuru ortamda çalışacak olan rezistansların güvenli çalışma bölgeleri belirlenmiş olup üst limit sıcaklık değerleri tayin edilmiştir.

Anahtar Kelimeler — Rezistans, Paslanmaz çelik, oksidasyon

I. GİRİŞ

Borulu Rezistanslar, endüstriyel, ticari ve bilimsel alanlarda geniş bir kullanım imkanına sahiptir. Borulu rezistanslar metal kılıf ve bağlantı ucu gibi parçalardan oluşmaktadır. Rezistansların kolay şekil alabilmesi sayesinde her metal

yüzeğe kaynak yapılabilmekte ve lehmlenebilmesini sağlanabilmektedir. Bu yönüyle kolaylıkla sistemlere entegre edilebilmektedir. Borulu rezistanslar, manşonlu, rekorlu ,flanşlı, serpantinli, alüminyum kaplı olarak istenilen şekilde düz ve kıvrımlı olarak kullanım alanı ve yerine göre belirlenen ölçü ve güçte üretilmektedir. Örnek vermek gerekirse; Düz çubuk, U tipi, M tipi en yaygın kullanım şekilleridir.

Sanayi tipi olarak da geliştirilen borulu rezistanslar su, yağ, kimyasal ve korozif likitlerin ısıtılması için birçok farklı alanda tercih edilmektedir. Endüstriyel ortamlarda yer alan endüstriyel sanayi tipi fırınlarda kalıpların ve farklı metal malzemelerin ısıtılması için de endüstriyel borulu rezistansları kullanılmaktadır.

Yuvarlak Borulu Tip Rezistansların dışında yassı şekilli değişken ölçülerde üretilmektedir. Bu Rezistansların en yaygın kullanım alanları; Tren yollarında makas ısıtıcıları, Endüstriyel Fritözlerde yağ ısıtıcıları bazı özel spesifik fırınlarda kuru hava ısıtıcı olarak kullanılabilir.

Borulu Rezistans modelleri plastik endüstrisi, ambalaj endüstrisi, ahşap işleme endüstrisi, yapı endüstrisi ekipmanları, ev aletleri, döküm endüstrisi, yüksek vakum uygulamaları ve laboratuvar ekipmanları içerisinde sıkça kullanılan rezistans modelleridir.

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].

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]-[4]

Borulu rezistanslarda kullanım alanlarına göre korozyon en önemli kriterlerden biridir. Korozyon, bir metal veya alaşım ile çevresindeki ortam arasındaki elektrokimyasal reaksiyonun yıkıcı sonucudur[5]. Korozyonun hızı, ortam koşullarına göre değişir.

Oda koşullarında oluşan korozyon kadar yüksek sıcaklıkta çalışma ortamlarında ki korozyona karşı dirençleri de malzemeler için çok önemlidir.

Bu çalışmada AISI 201, AISI304, AISI316 ve İncoloy 800 normlu paslanmaz çelik malzemelerden üretimi yapılan borulu rezistansların üst sıcaklık çalışma limitleri belirlenmiştir.

II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

1. Boru Üretim Prosesi

Bu çalışmada şerit halinde tedarik edilen Tablo1.'de kimyasal kompozisyonları verilen AISI 201, AISI304, AISI316 ve İncoloy 800 nomlu paslanmaz hammaddeyi Şekil 1.'de gösterilen makaralar yardımı ile çap haline getirilerek TİG kaynak yöntemi ile birleştirilme sağlanmış ve kılıf malzemesi olan paslanmaz boru üretimi tamamlanmıştır.

TABLO 1
KILIF MALZEMESİ KİMYASAL KOMPOZİSYONLARI

Paslanmaz Kılıf Malzemeleri							
Kalite	Karbon	Silisyum	Mangan	Fosfor	Kükürt	Krom	Nikel
AISI 201	0.15	≤1.00	5.5-7.5	≤0.05	≤0.03	13.5-15.0	3.5-5.5
AISI 304	0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.045	≤0.03	18-20	8.0-10.0
AISI 316	0.07	≤1.00	≤2.00	≤0.045	0.015	18-20	10.0-13.0
Alloy800	0.05 min. -0.10 max	≤1.00	≤1.50	≤0.045	0.015	19.0 min. -23.0 max	30.0 min. -35.0 max



Şekil 1. Şerit Hammaddenin Çap Halini Alması

2. Tel Sarma Prosesi

Rezistans güç değerlerini oluşturan ohm değerlerine karşılık gelen direnç tellerini hazırlayarak; rezistans tellerini bir sonraki operasyona hazır hale getirmek. Tel sarma işlemleri Şekil2.'de verilen makine üzerinde gerçekleştirilmektedir..



Şekil 2. Tel Sarım Makinesi

3. Dolum Prosesi

Dolum makinesi, dairesel formdaki rezistans borusunun içerisine yerleştirilecek olan 1 adet rezistans telini merkezleyerek; aradaki boşluklara titreşim yardımıyla tam otomasyonlu sistemle MgO tozunun doldurulması işlemini gerçekleştirir. Rezistans telleri makine üzerinde bulunan kılavuz boruları yardımıyla; rezistans borusu içerisindeki dengesiz hareketi engellenmiş olur. Dolum işlemi yapılacak olan rezistans borusunun uzunluğu kontrol pano suna işlenerek dolum işlemi rezistans borusu bittiğinde durmuş olacaktır. Dolum prosesi Şekil3' te verilmiş olan makinede yapılmıştır.



Şekil 3. Dolum Prosesi Görselleri

MgO, refrakter bir malzeme, yani yüksek sıcaklıklarda fiziksel ve kimyasal olarak stabil olan bir katı halli malzemedir. İki faydalı özelliği vardır: yüksek termal iletkenlik ve düşük elektriksel iletkenlik. Dolum tozu görseli Şekil4'te kimyasal kompozisyonu Tablo2.'de verilmiştir.



Şekil 4. Dolum Tozu Görseli

TABLO 2
DOLUM TOZU KİMYASAL KOMPOZİSYON TABLOSU

Dolum Tozu Kimyasal Kompozisyonu					
Element	Mg	CaO	SiO2	Fe2O3	Al2O3
%İçerik	≥%96	≤1,00	≤2,00	≤0,50	≤0,50

4. Kalibre(Haddeleme) Prosesi

Ø9,5mm olarak üretilmiş olan rezistans kılıf malzemesi olan boruları dolum prosesinden sonra Şekil.5'te verilmiş olan kalibre(haddeleme) makinesi ile Ø8,2mm çapına düşürülmüştür. Sıkıştırma oranı %15 olarak belirlenmiştir. Bu sıkıştırma oranı; geleneksel olarak üretilen dairesel kesitli ısıtıcıların sıkıştırma oranlarından yola çıkılarak elde edilmiştir.

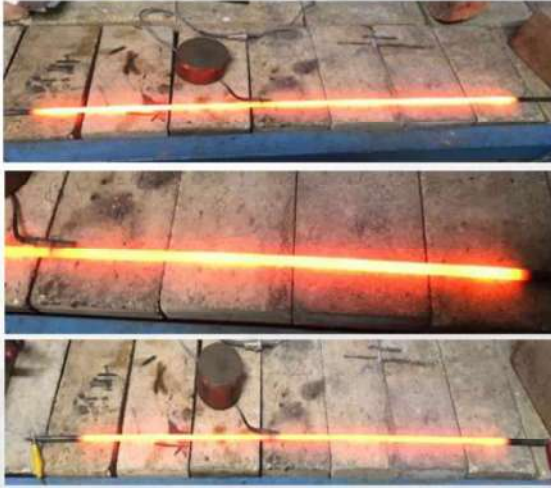
III. SONUÇLAR

Sonucun değerlendirilmesi için numune imal edilip kesilmiş; yapılan kontrollerde sıkışmanın yeterli olduğu görülmüştür.



Şekil 5. Kalibre(Haddeleme) Makinesi

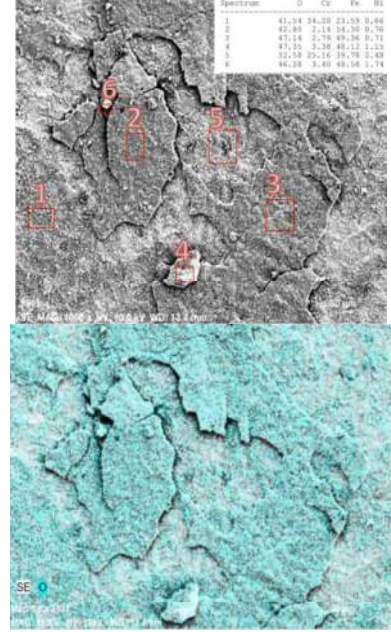
5. Isıtıcı Çalıştırma(Enerji Verme)



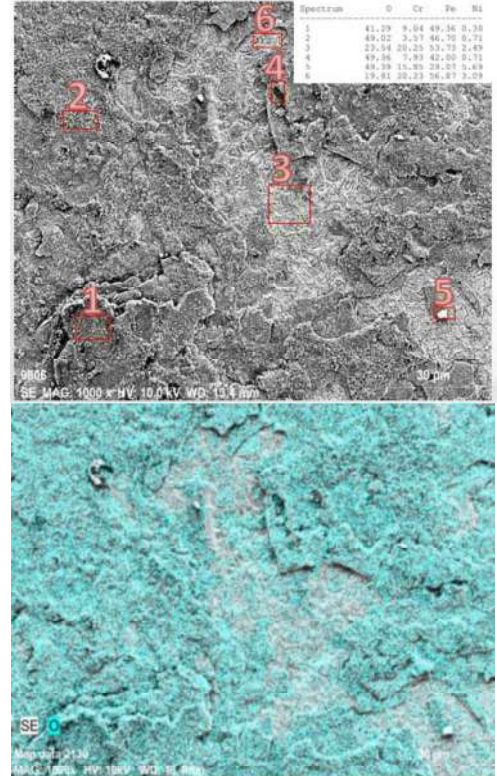
Şekil 6. Enerji Verme Görselleri

Şekil.6'da üretimi tamamlanan rezistanslara oda koşullarında durağan hava ortamında 220V enerji verilerek çıkabildikleri maksimum sıcaklıklara getirilmiştir. Bu sıcaklıklarda her ürün 15 dakika bekletilmiştir.

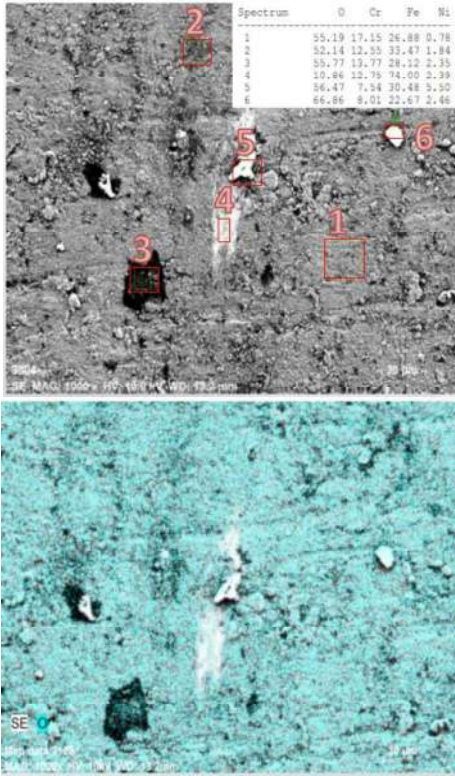
1. SEM Sonuçları



Şekil7. 201 Kalite Kılıf Malzemesi ile Yapılan 920W Rezistans 440°C SEM-EDX-Haritalama Görüntüleri

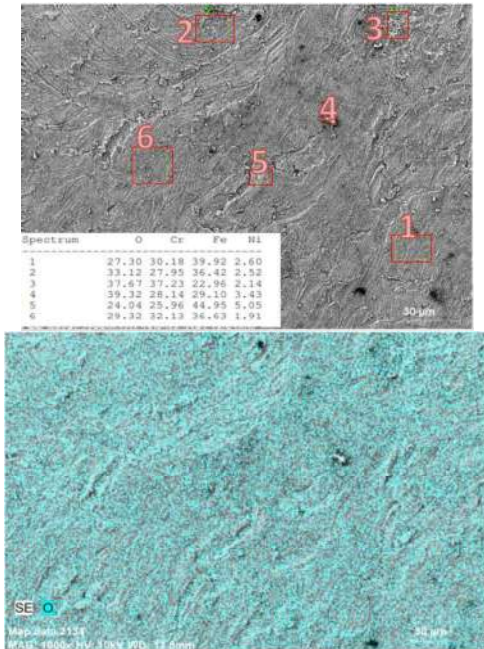


Şekil.8 201 Kalite Kılıf Malzemesi ile Yapılan 1480W Rezistans 480 °C SEM-EDX-Haritalama Görüntüleri

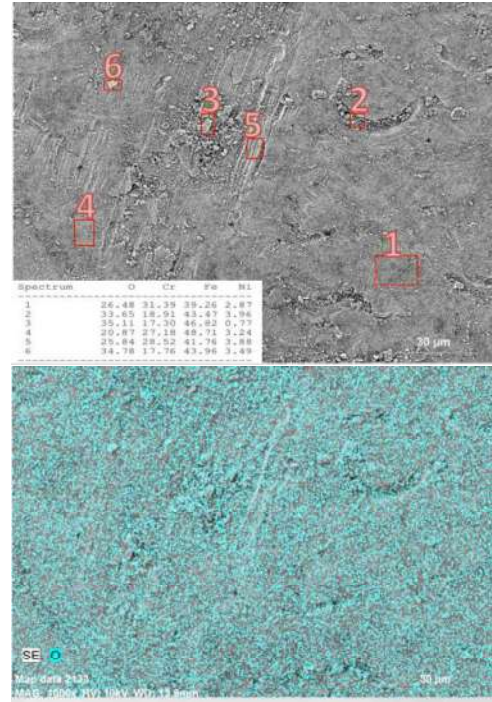


Şekil.9 201 Kalite Kılıf Malzemesi ile Yapılan 1700W Rezistans 581°C SEM-EDX-Haritalama Görüntüleri

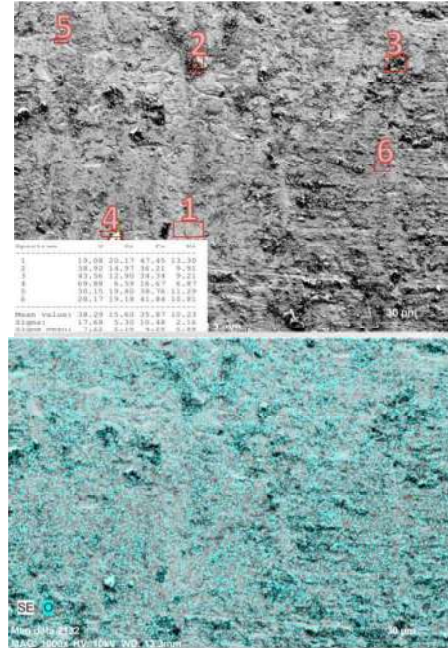
201 Kalite paslanmaz kılıf malzemesi ile yapılan rezistansların EDX ve haritalama analizleri incelendiğinde oksitlenmenin sıcaklık arttıkça arttığı ve en yüksek sıcaklık olan 581 °C' de %66 ile max. Gördüğü tespit edilmiştir.



Şekil.10 304 Kalite Kılıf Malzemesi ile Yapılan 920W Rezistans 440°C SEM-EDX-Haritalama Görüntüleri

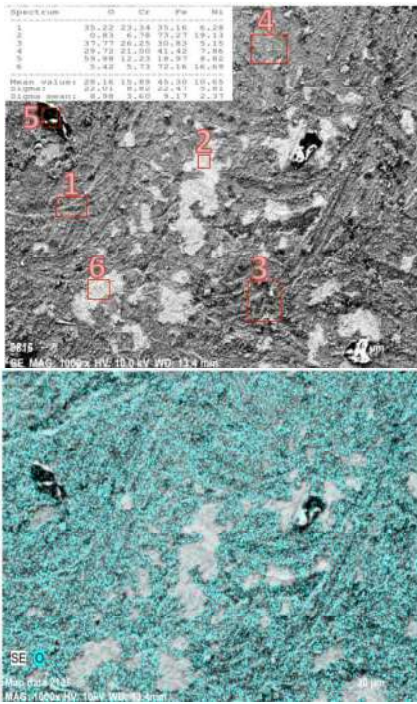


Şekil.11 304 Kalite Kılıf Malzemesi ile Yapılan 1480W Rezistans 500°C SEM-EDX-Haritalama Görüntüleri

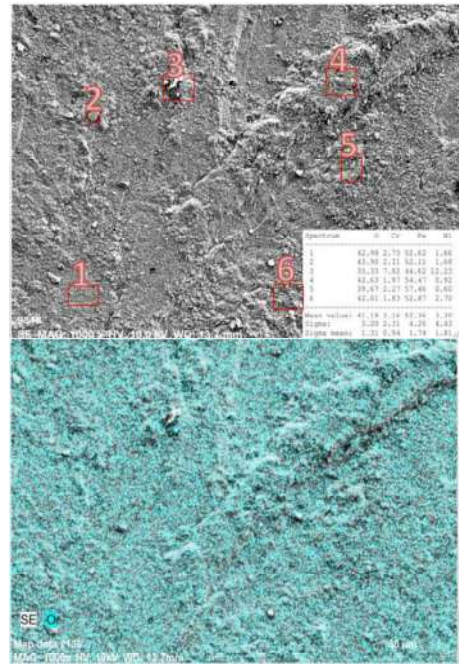


Şekil.12 304 Kalite Kılıf Malzemesi ile Yapılan 1700W Rezistans 600°C SEM-EDX-Haritalama Görüntüleri

304 Kalite paslanmaz kılıf malzemesi ile yapılan rezistansların EDX ve haritalama analizleri incelendiğinde oksitlenmenin sıcaklık arttıkça arttığı ve en yüksek sıcaklık olan 600 °C' de %43 ile max. Gördüğü tespit edilmiştir.

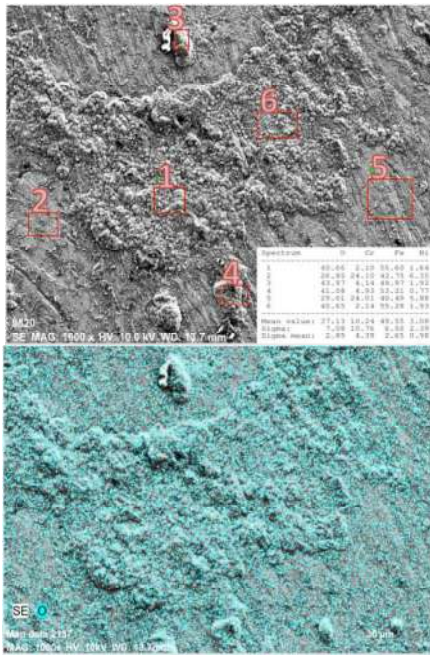


Şekil.13 316 Kalite Kılıf Malzemesi ile Yapılan 920W Rezistans 480°C SEM-EDX-Haritalama Görüntüleri

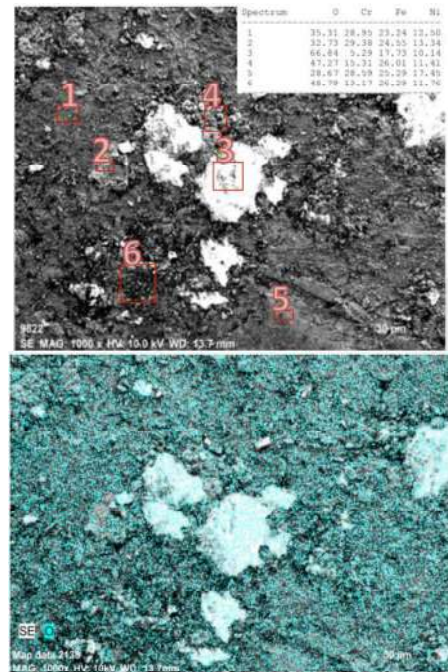


Şekil.15 316 Kalite Kılıf Malzemesi ile Yapılan 1700W Rezistans 630°C SEM-EDX-Haritalama Görüntüleri

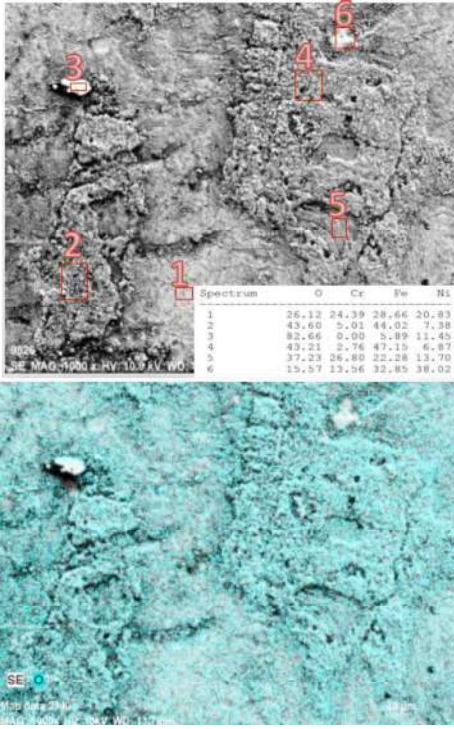
316 Kalite paslanmaz kılıf malzemesi ile yapılan rezistansların EDX ve haritalama analizleri incelendiğinde oksitlenmenin sıcaklık arttıkça arttığı ve en yüksek sıcaklık olan 630 °C' de %39-40 ile max. Gördüğü tespit edilmiştir.



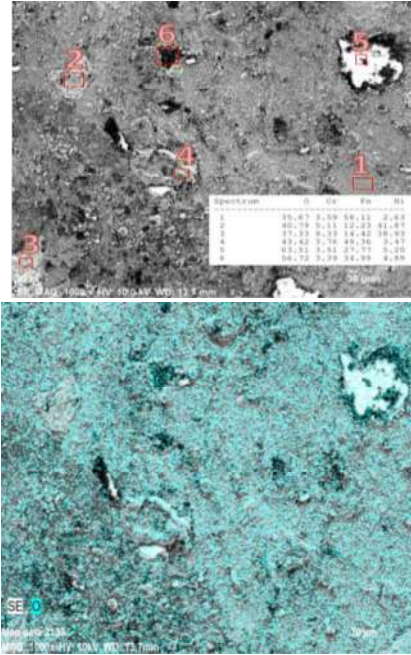
Şekil14. 316 Kalite Kılıf Malzemesi ile Yapılan 1480W Rezistans 600°C SEM-EDX-Haritalama Görüntüleri



Şekil.16 Incoloy800 Kalite Kılıf Malzemesi ile Yapılan 920W Rezistans 550°C SEM-EDX-Haritalama Görüntüleri



Şekil. 17 Incoloy800 Kalite Kılıf Malzemesi ile Yapılan 1480W Rezistans 600°C SEM-EDX-Haritalama Görüntüleri



Şekil.18 Incoloy800 Kalite Kılıf Malzemesi ile Yapılan 1700W Rezistans 670°C SEM-EDX-Haritalama Görüntüleri

İncoloy800 Kalite paslanmaz kılıf malzemesi ile yapılan rezistansların EDX ve haritalama analizleri incelendiğinde oksitlenmenin sıcaklık arttıkça arttığı ve en yüksek sıcaklık olan 670 °C' de %39 ile max. Gördüğü tespit edilmiştir.

SEM görüntüleri incelediğinde 201 Kalite paslanmaz çelik malzemeden yapılan rezistans kılıfında oksitlenme oranlarının yüksekliği dikkat çekmektedir. 304 kalite paslanmaz çelik malzemeden yapılan rezistans kılıfında oksitlenme oranı 201 malzemeye göre daha düşük seviyelerde seyir ettiği tespit edilmiştir. 316 ve İncloy800 alaşımlarından yapılan kılıf malzemeleri incelendiğinde 201 ve 304 malzemelere göre yüksek sıcaklıklarda bile daha az oksitlenmeler görülmüştür.

Çalışma süreleri sonrasında malzemelerin yüksek sıcaklıktaki oksidasyon dirençleri incelenmiş olup rezistans kılıf malzemesinin içerisinde bulunan nikel oranlarına bağlı olarak nikel oranlarının yüksek olduğu AISI 316 kalite ve İncloy800 paslanmaz çeliklerde daha az oksitlenmeler olduğu SEM ve EDX analizleri ile tespit edilmiştir. Bu çalışma sayesinde kuru ortamda çalışacak olan rezistansların güvenli çalışma bölgeleri belirlenmiştir.

REFERENCES

- [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] 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
- [5] Jones, D. A., "Principles and Prevention of Corrosion", Second Edition, New Jersey: Prentice Hall (1996).

Investigation of the Effect of Alloying Elements on the Mechanical Properties of AZ91 Magnesium Alloy

Atakan Oğuz Ocak*, Mustafa Boz*, Mehmet Akkaş⁺

**Karabuk University, Faculty of Technology, Department of Manufacturing Engineering, Karabuk, Turkey,*

**aocak@karabuk.edu.tr *mboz@karabuk.edu.tr*

⁺*Kastamonu University, Faculty of Engineering and Architecture, Department of Mechanical Engineering, Kastamonu, Türkiye*

⁺*Istanbul Technical University, Faculty of Chemical and Metallurgical Engineering, Department of Metallurgical and Materials Engineering, İstanbul, Türkiye*

⁺mehmetakkas@kastamonu.edu.tr ⁺akkasmehmet@itu.edu.tr

Abstract— The aim of this study is to investigate the effect of the addition of silicon metal powders to AZ91 alloy metal powders on the mechanical properties of the material. For this purpose, first of all, AZ91, silicon and antimony powders in 325 mesh size were obtained from Nanografi company. Firstly, pure AZ91 sample was prepared, then, by adding 0.1, 0.2, 0.3, 0.4 and 0.5 mass% silicon respectively, new samples were ready for hot pressing process. The relative densities of the samples produced by the hot press method were calculated, and then microimages and SEM images were taken, and finally they were subjected to Micro Vickers and Brinell hardness tests. In addition, XRD and XRF analyses were applied to control the contents after the process. As a result of the hardness tests, the relative density and hardness values between the Si added samples and the optimum value were taken from the 0.3% Si added sample. In addition, when microimages and SEM images were examined, it was determined that the formation and distribution of Mg₂Si interphases formed by the added Si element with magnesium at the grain boundaries and around the β-Mg₁₇Al₁₂ phases had a direct effect on the mechanical properties of the material.

Keywords— *Powder metallurgy, AZ91, Si powder, Mechanical Properties, Alloy Element*

Hot Pressing of AZ91 Powder Produced By Gas Atomization Method and Investigation of the Wearing Properties

Kağan Hazar Şimşir*, Atakan Oğuz Ocak*, Mustafa Boz*, Mehmet Akkaş⁺

**Karabuk University, Faculty of Technology, Department of Manufacturing Engineering, Karabuk, Turkey,*

**kaganhazarsimsir@hotmail.com.tr, *aocak@karabuk.edu.tr, *mboz@karabuk.edu.tr*

⁺*Kastamonu University, Faculty of Engineering and Architecture, Department of Mechanical Engineering, Kastamonu, Türkiye*

⁺*Istanbul Technical University, Faculty of Chemical and Metallurgical Engineering, Department of Metallurgical and Materials Engineering, İstanbul, Türkiye*

⁺*mehmetakkas@kastamonu.edu.tr*⁺, *akkasmehmet@itu.edu.tr*

Abstract— In this study, the effects of hot pressing parameters on the hot pressability of the most commercially used AZ91 magnesium alloy powder (-325 mesh) and the mechanical and microstructure of the produced materials were investigated. For this purpose, commercially available AZ91 powder was hot pressed at temperatures between 500-600 °C and pressure values of 25-45 MPa. After hot pressing, the relative densities of the samples were calculated and their microstructures were examined by X-Ray Diffractometry (XRD) and X-Ray Fluorescence (XRF). In order to determine the mechanical properties of the produced samples, micro and macro hardness values were taken from the surfaces of the samples, and in order to determine the friction-wear properties, all samples were under loads of 10-25-40 N at a sliding speed of 0.5-11.5 m/s, respectively. Wear characteristics were investigated with pin-on-disc wear device at distances of 500-1500-3000 meters and 500-1500-3000 meters. In addition, SEM images of the wear products resulting from friction were taken and particle size analyzes of these products were performed.

Keywords— *Powder metallurgy, AZ91, Gas Atomization Method, Mechanical Properties, Wear*

Investigation of the Effect of V And WC Particles Added to Steels Manufactured by Powder Metallurgy

Hasan Gökçe¹, Mehmet Akif Erden², Mehmet Akkaş³

¹*Istanbul Technical University, Particulate Materials Laboratories (PML), Department of Metallurgical and Materials Engineering, Faculty of Chemical-Metallurgical Engineering, Istanbul, Turkey*

¹gokceh@itu.edu.tr,

²*Karabük University, Engineering Faculty, Biomedical Engineering, Karabük, Turkey*

²makiferden@karabuk.edu.tr

³*Istanbul Technical University, Faculty of Chemical and Metallurgical Engineering, Department of Metallurgical and Materials Engineering, İstanbul, Türkiye*

³*Kastamonu University, Faculty of Engineering and Architecture, Department of Mechanical Engineering, Kastamonu, Türkiye*

³mehmetakkas@kastamonu.edu.tr ³akkasmehmet@itu.edu.tr

Abstract— Powder metallurgy (PM) production method is one of the widely used production methods. With the PM method, it has many features such as less material loss, easy production of complex parts, and secondary processing is generally not required. Stainless steels are the development of low-alloyed or unalloyed steels. Stainless steels are widely used in industry and biomaterial fields due to their advanced properties such as superior mechanical properties, resistance to corrosion, and use as a biomaterial. Graphite, iron, titanium, vanadium and tungsten carbide were used in this study. By PM method, 0.05 wt% and 0.1% V and WC were added into graphite, iron and titanium powders. The powders were subjected to mechanical alloying process with a mechanical alloying device at 400 rpm for 30 minutes. Samples of each composition were formed by cold pressing the mixed powders with a one-way press device under 600 MPa pressure in the mold produced in ASTM –E8M standards. After pressing, it was sintered for two hours at 1250°C in an argon atmosphere gas environment. Production process, tensile test of finished samples, microstructure analyzes were done.

Keywords— Powder metallurgy, V Particles, WC Particles, Mechanical Properties, Alloy Element

Investigation of Crack Damage on Pallet Side Walls of Integrated Iron and Steel Sinter Facilities

Sevdenur Bostancı*, Bilge Demir⁺, Onur Acur*, Fatih Esin*, Berkman İşçi*, Cansu Besun*, Mücahit Sevim*

*Kardemir AŞ R&D Center, 78170, Karabük/Türkiye
{ seaydin, oacur, fesin, bisci, cbesun, msevim }@kardemir.com

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

Abstract— In this study, used and damaged AISI 4140, 17CrMo5.5 quality pallet sidewall parts and unused AISI 4140 quality pallet sidewall parts were examined by damage analysis methods. Experimentally; Tensile, impact and microstructure image analysis studies were carried out. In the microstructure examination, the excess density of the amount of perlite structure present in the microstructure was observed. As a result, it is evaluated that the volume ratio of the perlite structure is higher than that of ferrite causing an increase in the amount of thermal stress by disrupting the thermal conductivity.

Keywords— Sinter Pallet Wall, Thermal Stress, Crack, Thermal Conductivity, AISI 4140

Not: Bu bildirinin tam metni makale olarak Çelik Araştırma ve Geliştirme Dergisi (Journal of Steel Research and Development)'nde yayımlanmıştır.

Effect of Heat Treatment on Metallographic and Mechanical Properties of 38Si7 Spring Steel Used in Pin Production

Ali Yağız ŞAHİN*, Aysun IŞIKGÜL*, Third Author*

*Kardemir AŞ, 78170, Karabük/Türkiye
{ysahin, aisikgul}@kardemir.com

Abstract— Heat treatment of pins is important for mechanical metallographic properties. Heat treatment is one of the most important parameters affecting product performance. The heat treatment atmosphere of the product, the temperature and soaking of the process are critical steps in the microstructural classification of the material. In addition, mechanical properties are provided by optimizations in these parameters. In this study, CCT and TTT diagrams of slotted pins produced from 38Si7 quality were drawn by means of computational materials engineering software, experimental heat treatment studies were applied according to the obtained values, and optimum microstructure, surface conditions and hardness values were obtained. The effects of quenching temperature, holding time, tempering temperature and tempering time on microstructure and mechanical properties were investigated with different parameters. Optimum conditions were determined by decarburization behavior, grain size and microhardness measurement. As a result, it was determined that the optimum heat treatment condition was 880°C oil cooling and 430°C tempering.

Keywords— Heat Treatment, Slotted Spring Pin, Spring Steels, 38Si7

I. GİRİŞ

Demir çelik sektörü, ülkelerin gelişmişlik düzeyinin belirlemede önemli bir etkiye sahiptir. Sektörde birçok endüstri için yarı mamul ve mamul üretilmekte ve ürünün niteliğine göre ihraç edilmektedir. Yay çelikleri bu ürünler arasında yer alan ve önemli üretim hacmine sahip olan bir üründür. Esnek yapısı ve kırılmaya karşı dayanımı sebebi ile darbe emici bölgelerde kullanılmaktadır. Kritik bölgelerde kullanılabilmesi için iyi yüzey şartları ve optimum mekanik özelliklere sahip olması gerekmektedir. Isıl işlemin mekanik özelliklere etkisi büyüktür [1,2]. Isıl işlem, istenilen mekanik özelliklere göre malzemeye kontrollü ısıtma veya soğutma uygulanan metalürjik bir işlem türüdür. Isıl işlem için östenitleme sıcaklığı, saniyedeki ısıtma sıcaklığı, bekletme süresi, saniyedeki soğutma sıcaklığı, temperleme sıcaklığı gibi kritik parametreler bulunmaktadır [3].

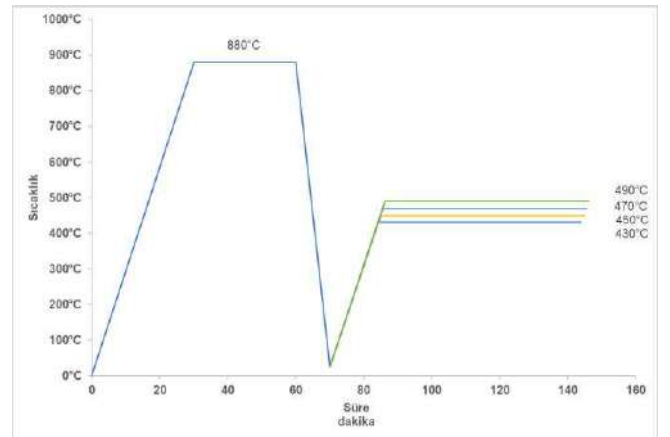
Demiryolu Teker Tesisinde demiryolu tekerinin göbek deliğini delen punch'da 38Si7 kalite yarıklı pim kullanılmaktadır. Bu çalışmada, pime farklı parametrelerde ısıl işlem uygulanarak optimum mekanik koşullar elde edilmiştir.

II. MATERYAL VE YÖNTEM

Çalışmada Kardemir Karabük Demir Çelik Fabrikalarında sıcak haddeleme yolu ile üretimi gerçekleştirilen ağırlıkça % 0,35-0,42 C, 0,50-0,80 Mn, 1,50-1,80 Si, 0,0025 P, 0,025 S kimyasal bileşimine sahip 38Si7 kalitesi kullanılmıştır. Pimler haddehanede dolu malzemeden üretilmiş olup, atölyelerde talaş kaldırma işlemi ile yarıklı pim formuna getirilmiştir. Pimlerin dış çapı 30 mm et kalınlığı 7 mm, uzunluğu ise 160 mm'dir [4].

Pimlere ısıl işlem çalışmaları öncesinde hesaplamalı malzeme mühendisliği programı JMatPro ile malzeme kritik sıcaklık verileri tespit edilmiştir. Malzemelerin kimyasal kompozisyonu kullanılarak TTT ve CCT diyagramları oluşturulmuştur. Ayrıca parçaların su verme ve temperleme işlemleri JMatPro yazılımı ile simüle edilerek sertlikteki değişimler gözlemlenmiştir.

Pimlere Şekil 1'de gösterilen ısıl işlem deneyleri uygulanmıştır. Isıl işlem çevrimine göre malzeme kül fırınında 880°C'ye kadar ısıtılmış ve 30 dakika bekletilmiştir. Soğutma hızı yaklaşık 100°C/sn olan ısıl işlem yağında ani olarak soğutulmuş ve oda sıcaklığına gelene kadar bekletilmiştir. Daha sonra sırası ile 430°C, 450°C, 470°C ve 490°C'de 60 dakika aynı fırın içerisinde bekletilerek temperleme işlemine tabii tutulmuş ve açık ortamda oda sıcaklığına gelen kadar bekletilmiştir. Deney parametreleri Tablo 1'de gösterilmektedir.



Şekil 1. Deneysel ısıl işlem rejimi

Tablo 1. Deneysel parametre tablosu

Numune Numarası	Su Verme Sıcaklığı (°C)	Bekletme Süresi (dakika)	Temperleme Sıcaklığı (°C)	Bekletme Süresi (dakika)
1.	880	30	430	60
2.	880	30	450	60
3.	880	30	470	60
4.	880	30	490	60
5.	İşlemsiz			

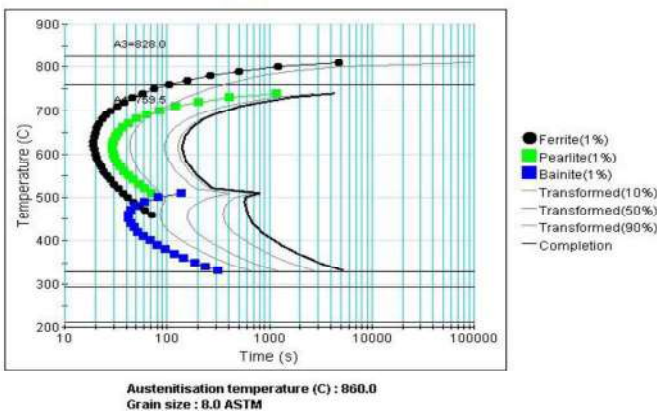
Deneysel çalışmaları tamamlanan numuneler metalografik hazırlık için bakalite alınarak zımpara-parlatma yapılmış ve %3'lük Nital dağlayıcı kullanarak dağlanmıştır. Numunelerin mikroyapı analizleri Zeiss Axio Imager ışık mikroskobu ile yapılmıştır. Pimlerin sertlik ölçümleri Emcotest Duravision 70 Vickers sertlik cihazında HV5 yük altında yapılmıştır.

III. DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA

A. Simülasyon Sonuçları

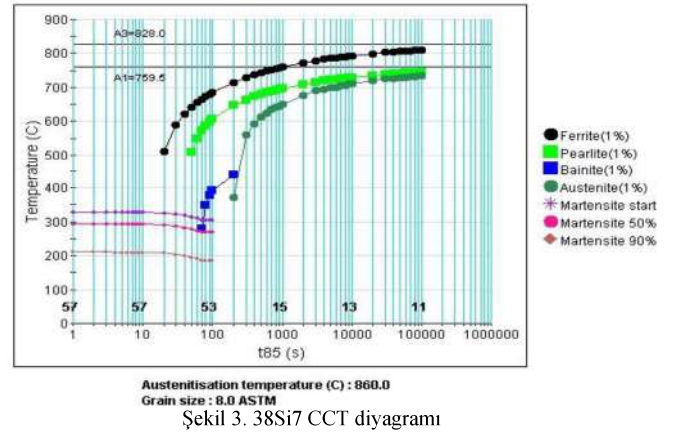
Hesaplamalı malzeme mühendisliği yazılımı ile elde edilen CCT ve TTT diyagramları Şekil 2 ve Şekil 3'te gösterilmektedir. Buna göre östenit ferrit dönüşümünün başladığı kritik A3 sıcaklığı 828°C, ötektoid dönüşümünün tamamlandığı A1 sıcaklığı 759,5°C, Ms 327,9°C ve Mf 184°C olarak tespit edilmiştir. Yapılan araştırmalarda östenitleme sıcaklığı, A3 sıcaklığının 40-60°C üzerinde güvenli bir bölge olarak seçilmiştir [5]. Bu sebeple deneysel çalışmalarda östenitleme sıcaklığı 880°C olarak seçilmiştir.

TTT



Şekil 2. 38Si7 TTT diyagramı

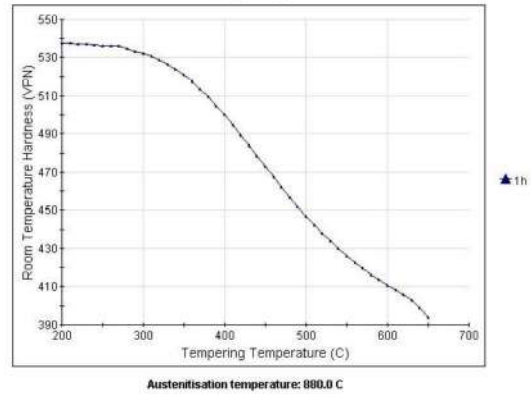
CCT



Şekil 3. 38Si7 CCT diyagramı

JMatPro yazılımı aracılığı ile temperleme modülü üzerinden farklı sıcaklıklardaki sertlik değerleri elde edilmiştir. 880°C östenitleme sıcaklığı ve 60 dk. bekletme süresinde elde edilen grafik Şekil 4'te, farklı temperleme sıcaklığındaki elde edilen sertlik verileri ise Tablo 2'de gösterilmektedir.

Tempering



Şekil 4. Temperleme grafiği

Tablo 2. Temperleme simülasyonuna göre sertlik değerleri

Temperleme Sıcaklığı (°C)	Sertlik Değeri (HV)
430	483,9
450	472,9
470	462,1
490	451,8

B. Sertlik Sonuçları

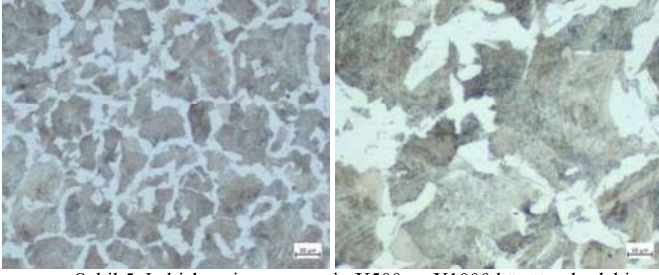
Isıl işlem deneysel çalışmaları sırasında su verme işlemi ve temperleme işlemleri sonrasında ayrı ayrı sertlik ölçümleri yapılmıştır. Sertlik sonuçları Tablo 3'te verilmektedir.

Tablo 3. Sertlik ölçüm sonuçları

	880°C (Yağ Çıkış)	430°C		450°C		470°C		490°C	
		G	S	G	S	G	S	G	S
Sertlik (HV 5)	543	423	484	406	473	401	462	386	452
İşlemsiz	234,0								

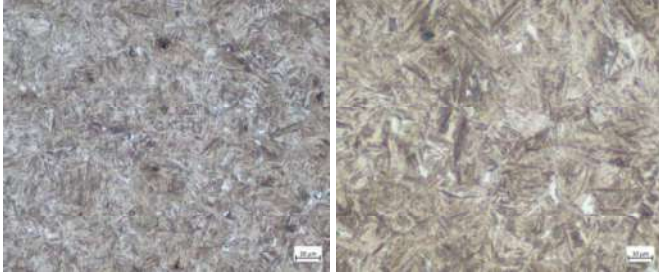
C. Mikroyapı Sonuçları

Pimlerin su verme işlemi sonrasında ve temperleme işlemleri sonrasında elde edilen mikroyapı görünümleri incelenmiştir. Isıl işlemsiz numuneye ait mikroyapılar Şekil 5'de gösterilmektedir.



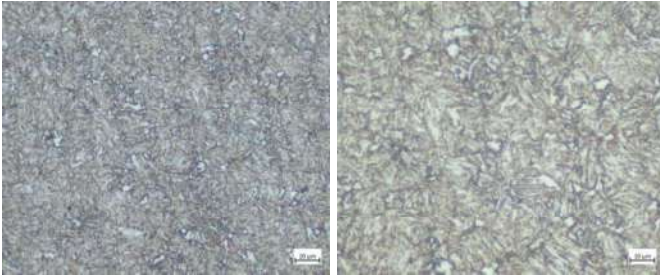
Şekil 5. Isıl işlemsiz numunenin X500 ve X1000 büyütmelerdeki mikroyapı görüntüleri.

880°C yağ verme sonrası alınan numuneye ait mikroyapılar Şekil 6'da gösterilmektedir.



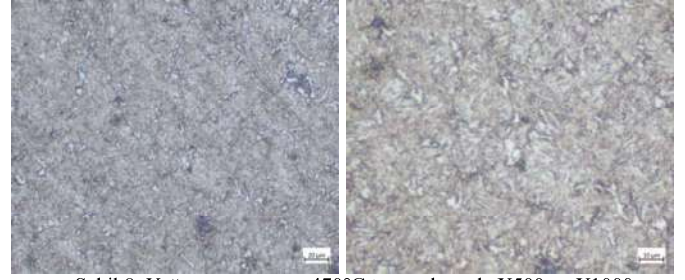
Şekil 6. 880°C'de yağ verme sonrası X500 ve X1000 büyütmelerdeki mikroyapı görüntüleri.

490°C'de temperleme işlemi sonrasında alınan numuneye ait mikroyapılar Şekil 7'de gösterilmektedir.



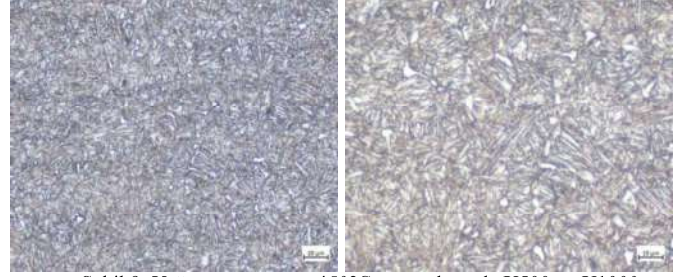
Şekil 7. Yağ verme sonrası 490°C temperlemede X500 ve X1000 büyütmelerdeki mikroyapı görüntüleri.

470°C'de temperleme işlemi sonrasında alınan numuneye ait mikroyapılar Şekil 8'de gösterilmektedir.



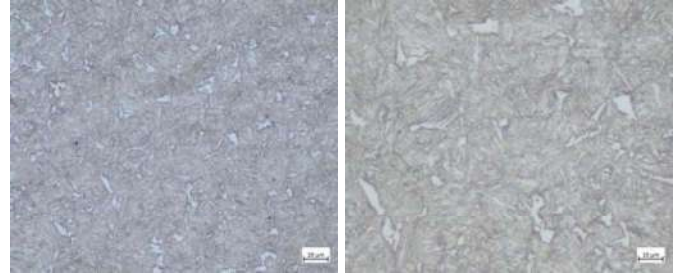
Şekil 8. Yağ verme sonrası 470°C temperlemede X500 ve X1000 büyütmelerdeki mikroyapı görüntüleri.

450°C'de temperleme işlemi sonrasında alınan numuneye ait mikroyapılar Şekil 9'da gösterilmektedir.



Şekil 9. Yağ verme sonrası 450°C temperlemede X500 ve X1000 büyütmelerdeki mikroyapı görüntüleri.

430°C'de temperleme işlemi sonrasında alınan numuneye ait mikroyapılar Şekil 10'da gösterilmektedir.



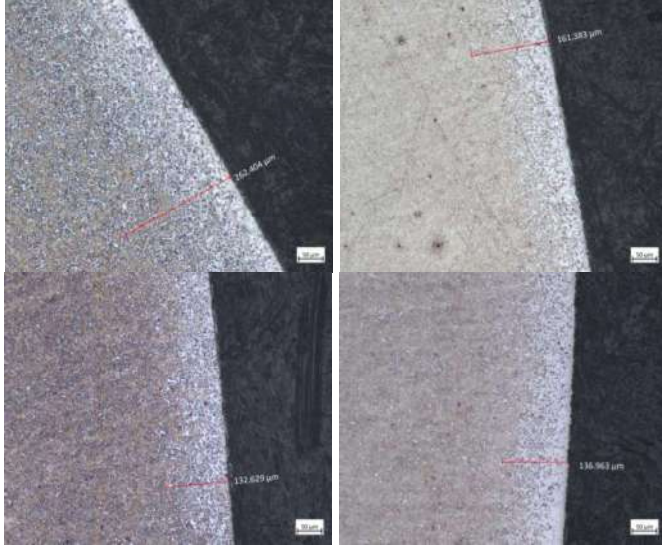
Şekil 10. Yağ verme sonrası 430°C temperlemede X500 ve X1000 büyütmelerdeki mikroyapı görüntüleri.

D. Dekarbürizasyon Sonuçları

Pimlerin yağ verme işlemi sonrasında malzemede dekarbürizasyon gözlemlenmiş ve Şekil 11'de gösterilmektedir. Ayrıca temperleme işlemleri sonrasında da parçaların yüzeylerinde dekarbürizasyon yapıları görülmüştür.



Şekil 11. Yağ verme sonrası dekarbürizasyon yapısı



Şekil 12. Temperleme sonrası dekarbürizasyon yapısı

IV. SONUÇLAR

38Si7 kalitesi ile üretimi gerçekleştirilen yarıklı pimin optimum ısıtım şartlarının belirlenmesi için yapılan çalışmalarda aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

(1) Simülasyon ile elde edilen CCT-TTT diyagramları ile 38Si7 kalitesinin kritik dönüşüm sıcaklıkları tespit edilmiştir. Buna göre ilgili kimyasal göre östenitleme sıcaklığı 880 °C olduğu tespit edilmiştir.

(2) Simülasyon ve gerçek değerler karşılaştırıldığında sertlik değerlerinde kısmen uyum söz konusu olup ortalama %14'lük bir sapma olduğu görülmüştür.

(3) Temperleme sıcaklığı 430°C'den 470°C'ye arttırıldığında sertlik değerinde %9 oranında düşüş olduğu tespit edilmiştir.

(4) Mikroyapı sonuçları incelendiğinde ısıtım işlem öncesi yapının ferrit-perlit fazında olduğu görülürken, ısıtım işlem sonrasında iğnemsiz martenzit fazının lamelli perlit yapısına dönüştüğü gözlemlenmiştir.

(5) ısıtım işlem öncesi numune yüzeyinde dekarbürizasyon yapısı gözlemlenmezken ısıtım işlem prosesi sonrasında ürünlerin tamamında yorulma performansını olumsuz etkileyen dekarbürizasyon yapısının oluştuğu tespit edilmiştir [6,7].

(6) Çeşitli ısıtım işlem sıcaklıkları ile farklı sertliklere sahip pimlerde elde edilmekte olup çalışma koşullarına göre minimum sıcaklık ve sürede ürünler üretilebilmektedir. Bu çalışmada da prosese istenilen sertliğe göre en verimli ısıtım işlem koşulları 880°C yağ verme işleminden sonra 430°C temperleme ile elde edilmiştir.

REFERANSLAR

- [1] Min Shan HTUN, Si Thu KYAW and Kay Thi LWIN, "Effect of Heat Treatment on Microstructures and Mechanical Properties of Spring Steel", Journal of Metals, Materials and Minerals, Vol.18 No.2 pp.191-197, (2008).
- [2] Roselita Fragoudakisa, Stelios Karditsas, Georgios Savaidis, Nikolaos Michailidis, "The Effect of Heat and Surface Treatment on the Fatigue Behaviour of 56SiCr7 Spring Steel", Elsevier Procedia Engineering, 74: 309-312, (2014).
- [3] Jon Dossett and George E. Totten, "Steel Heat Treating", ASM Handbook Vol. 4A, ASM International.
- [4] Tük Standartları Enstitüsü, TS EN 10089, "Su verilmiş ve temperlenmiş yaylar için sıcak haddelenmiş çelikler".
- [5] Shuchao Qin, Dong Yang, Qing Dong and Cuihuan Huang, "Study on the Complete Decarburization of Spring Steel 55SiCrA during Rolling", 2020 The 6th International Conference on Chemical Materials and Process, 1681 (2020).
- [6] Taro UEDA and Sachio UEDA, "Effects of Surface Decarburization on the Fatigue Properties of Plain Carbon Steel (1st Report)", Osaka University.
- [7] K. Dalaei, J. Höjjer, G. Åkerström, B. Karlsson & L.-E. Svensson, "Influence Of Decarburization On The Fatigue Behaviour Of Shot Peened Spring Steels", Department of Materials and Manufacturing Technology, Chalmers University of Technology.

HEAT TREATMENT AND CHARACTERIZATION OF BORON DOPED HIGH MANGANESE STEELS

BOR KATKILI YÜKSEK MANGANLI ÇELİKLERİN ISIL İŞLEMİ VE KARAKTERİZASYONU

Ayşegül DURUKAN*, Nilüfer KÜÇÜKDEVECİ[†], Cemal ÇARBOĞA*

[#]durukan@nevsehir.edu.tr

niluferkucukdeveci@nevsehir.edu.tr

ccarboga@nevsehir.edu.tr

[†] Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Nevşehir, Türkiye

Abstract— High manganese steels are used safely in the industry, especially in harsh working conditions such as crushers used in the mining and cement industry due to their high toughness, high impact and wear resistance. However, the need for metals that can work in heavy working conditions is increasing day by day. For this reason alloy design and heat treatment optimization of high manganese steels come to the force.

Boron is added to steels as an alloying element as microcarriers. Boron element increases the hardenability capacity of steels, especially in steels that can be heat treated. When boron is added to steels, it increases the hardenability of steels, especially in steels that can be heat treated. However the addition of boron to steels increases the high temperature and wear resistance of the steels.

The aim of this study is to examine the effects of different heat treatment temperatures on microstructure and mechanical properties of boron doped (11ppm, 53 ppm) high manganese steels.

Firstly, 11ppm, 53ppm boron doped high manganese steel alloys obtained as billet by casting process were cut into 15 x 20 mm dimensions. Optical microscope and SEM (scanning electron microscope) images of these samples were examined. The data obtained by XRD analysis were compared with the literature by correlating with SEM results, optical microscope images and hardness changes.

Keywords— High manganese steel, heat treatment, boron doped, XRD, SEM

Özet- Yüksek manganlı çelikler yüksek tokluk, yüksek darbe ve aşınma dayanımına sahip olmalarından dolayı endüstride özellikle madencilik ve çimento sanayinde kullanılan kırıcı makineleri gibi zorlu çalışma koşullarında güvenli bir şekilde kullanılmaktadır. Ancak ağır çalışma şartlarında çalışabilen metaller ihtiyacı gün geçtikçe artmaktadır. Bu bağlamda yüksek manganlı çeliklerin alaşım dizaynı ve ısıtım optimizasyonu ön plana çıkmaktadır.

Bor, çeliklere alaşım elementi olarak mikro seviyelerde ilave edilmektedir. Özellikle ısıtım işlemi uygulanabilen çeliklerde bor elementi ilave edildiğinde, çeliklerin sertleşebilirlik kabiliyetini artırmaktadır. Bunun yanında çeliklere bor ilavesi çeliklerin yüksek sıcaklık ve aşınma dayanımı artırmaktadır.

Bu çalışmanın amacı farklı oranlarda bor katkı (11ppm ve 53 ppm) yüksek manganlı çeliklerine uygulanan farklı ısıtım sıcaklıklarının mikro yapı ve mekanik özelliklerine etkisini incelemektir.

İlk olarak döküm prosesi ile kütük olarak üretilen 11ppm ve 53 ppm bor ilave edilen yüksek manganlı çelik alaşımları, 15 x 20 mm boyutlarda kesilmiştir. Elde edilen numuneler üç farklı sıcaklıkta ısıtım işlemi uygulanmıştır. Bu numunelerin optik mikroskop ve SEM (taramalı elektron mikroskobu) görüntüleri incelenmiştir. XRD analizi ile elde edilen veriler, SEM, optik mikroskop görüntüleri sonuçları ve sertlik değişimleri ile ilişkilendirilerek literatürle karşılaştırılmıştır.

Anahtar Kelimeler- yüksek manganlı çelik, ısıtım işlemi, bor ilavesi, XRD, SEM

Giriş

Yüksek manganlı çelikler (YMÇ) üstün özellikleri nedeniyle hızlı gelişme gösteren çeliklerdir ve mühendislik malzemelerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Özellikle, yüksek dinamik yükler altındaki aşınma dirençleri nedeniyle endüstride metal cevherleri ve minerallerinin ayrıştırılmasında kullanılan kırıcılar, çekiçler, dövücüler gibi ağır çalışma koşullarında tercih edilmektedirler. Östenitik yapıya sahip yüksek manganlı çeliklerin paramanyetik özelliğe sahip olması bu çeliklerin enerji ve savunma sanayisi dahil olmak üzere çok sayıda endüstriyel alanda kullanılmasını sağlar. [Ref 1-3]

Yüksek manganlı çeliklerde üç tip faz oluşabilir. Östenitik faz içindeki (111) düzlemlerinde oluşan ϵ hekzagonal sıkıpaket (hcp) fazı ve α' hacim merkezli tetragonal (bct) kristal yapıya sahip olduğu araştırmalarda tespit edilmiştir. [Ref 3,4,5] Birçok östenitik faz yapısına sahip çeliklerin soğuk deformasyon sonucunda, östenitik faz $\gamma \rightarrow \alpha'$ ve $\gamma \rightarrow \epsilon$ şeklinde dönüşmektedir. Eski ve arkadaşlarının çalışmasında elde edilen sonuçlara göre östenitik fazın $\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \epsilon$ dönüşümünün gerçekleştiği bulunmuştur. [Ref 6]

Çeliğin içerisine az miktarlarda bor katkısı çeliğin sertleşebilirliğini arttırmakta böylelikle pahalı alaşım elementleri ile alaşımlandırma yapmaksızın yüksek mukavemetli çelik üretimini mümkün kılmaktadır. Ancak borun nihai sertleşebilirlik üzerindeki etkisi yapı içerisindeki borun faz oluşumuna duyarlıdır ve bu nedenle üretim sürecine dikkat edilmelidir.

Östenit tane sınırlarında allotriomorf ferritin çekirdeklenmesini geciktiren ve sertleşebilirliği artıran çözülmüş borun östenit tane sınırları boyunca dağıldığı yaygın olarak kabul edilmektedir [Ref 3]. Borun ikinci faz olarak tane sınırlarına çökmesi potansiyel özelliklerini kaybedeceği bildirilmiştir. Çeliğe aşırı bor ilavesi bor karbürlerin ve bor nitrürlerin çökmesine neden olur ve borun çelik sertleşebilirliği üzerine olumsuz etkiye neden olur. Bu nedenle, borun sertleşebilirlik üzerindeki etkisini kontrol etmek için, kimyasal bileşimler ve ısı işleminden etkilenen östenit tane sınırlarında şekil ve miktar değişikliğine ilişkin borun davranışını anlamak çok önemlidir [Ref 7].

Yüksek manganlı çeliklerde bor ilavesinin etkileri ile ilgili literatürde çok az sayıda çalışma bulunmaktadır. Bu çalışmanın amacı, Yüksek manganlı çeliklere farklı bor ilavesinin ve farklı sıcaklıklarda uygulanan ısı işlemlerin, mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkilerinin araştırılmasıdır.

A. Materyal ve Metod

Deneysel çalışmalar için Elazığ'da Fırat döküm fabrikasında farklı bor katkılı yüksek manganlı çelikler açık hava ortamında dökümü gerçekleştirilerek üretilmiştir. Açık havada gerçekleştirilen döküm sırasında Ellingham diyagramlarından yararlanılarak oksijene afinitesi yüksek olan Alüminyum ve nitrojene afinitesi yüksek olan Titanyum ilave edilmiştir.

Böylece borun afinitesi yüksek olduğu oksijen ve nitrojene karşı bileşik oluşturmaya engellenerek borun çelik içerisinde kalması sağlanmıştır [Ref 4]. Numunelerin kimyasal analizi Tablo 1.'de verilmiştir. Çelik içerisinde bulunan 11 ppm civarında bulunan bor miktarı normalde bor ilave edilmemiş çeliklerin içerisinde de bulunduğundan, bu çeliği bor ilave edilmemiş çelik olarak da kabul edebiliriz.

Bu çalışmada kullanılan numuneler tel erozyon (e-Zcut EZ30S) makinesiyle kesilmiştir. Kesilen numuneler ısı işlem fırınında 900°, 1100°C sıcaklıkları arasında ısı işlem uygulanmıştır. Daha sonra numuneler 120, 400, 800, 1200 SiC kağıtları ile zımparalama işlemi yapılmıştır. Parlatma işlemi 3 μ m bor ilaveli elmas pasta ile parlatma yapılmıştır. Numuneler % 3 Nital çözeltilisile ortalama 90 saniye daldırma yöntemi ile dağlanma işlemi yapılmıştır. Dağlanan numuneler Optik mikroskop kullanılarak mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. X-ışınları difraksiyon analizi (Panalytica modeli Empyrean) 30 kV gerilim, 20 mA akım ve Cu K α ($\lambda = 0,154$ nm) ışınması, dakikada 4°/dk tarama hızında 10-110° açılarında arasında gerçekleştirilmiştir. Isıl işlem sonrasında oluşan mikroyapı ve faz değişimlerinin incelenmesi için taramalı elektron mikroskobu (SEM-Quanta PLC 450) ile 15kV ivmelendirme voltajında kesit görüntüleri elde edilmiştir. Oluşan mikroyapı ve faz değişimlerinin belirlenmesi için EDX-MAPPING analizi gerçekleştirilmiştir.

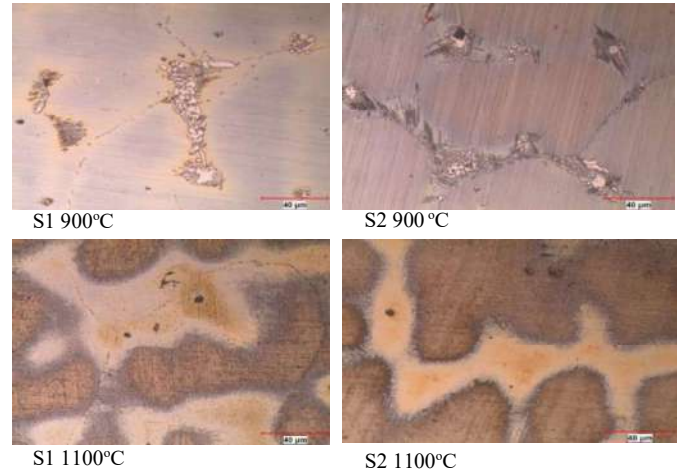
Numunelerin mikrosertliği Rockwell Hardness Tester (AHT1000) cihazı ile ölçülmüştür. Her bir numune yüzeyinden beş ölçümün ortalaması alınarak numunelerin sertliği hesaplanmıştır.

B. Sonuçlar ve Tartışma

Şekil 1'de dökümden sonra elde edilen S1 ve S2 numunelerinin optik ve SEM görüntüleri görülmektedir. Şekil 1'deki optik mikroskop ile çekilen mikroyapı görüntülerinde östenitik matris ve tane sınırlarında karbür çökeltileri görülmektedir. Isıl işlemsiz yapılarda tane sınırlarında oluşan sementit yapılarının dendritik yapıda olduğu anlaşılmaktadır. Yüksek manganlı çeliklerin dökümü durumunda östenitik ana faz yapısı ile tane sınırlarında (Fe,Mn)₃C ötektik tip sementit çökeltileri olduğu daha önceki çalışmalarda bulunmuştur. Ayrıca yapılan çalışmalarda oksitler, sülfürler ve nitrürler gibi inklüzyonlar içerdiği belirtilmiştir [Ref 5].

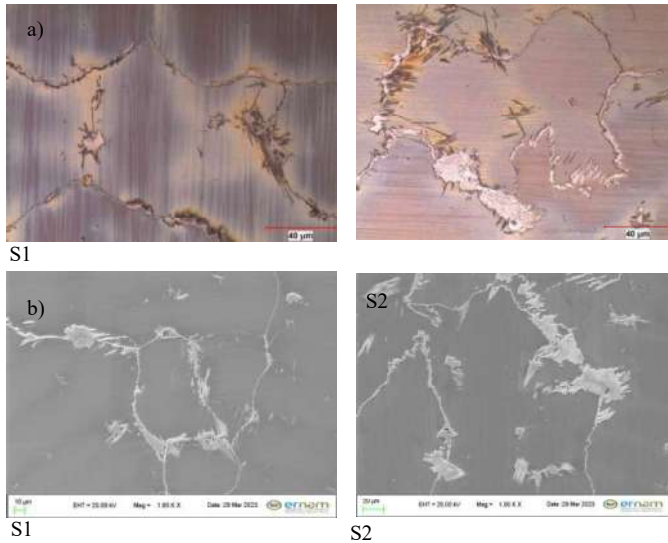
Tablo 1. Farklı bor içeren yüksek manganlı çeliklerin kodlamaları ile birlikte % ağırlık olarak kimyasal analizi

%Element	Numune Kodu	
	S1	S2
% C	1,266	1,253
% Si	0,608	0,599
% Mn	14,33	13,97
% P	0,03	0,032
% S	0,014	0,014
% Ni	0,151	0,142
% Mo	0,015	0,014
% Cu	0,258	0,254
% Al	0,161	0,165
% Ti	0,03	0,033
% N	0,018	0,021
% B	0,0011	0,0053



Şekil 2. 900 ve 1100°C'de ısıtılmış yüksek manganlı çeliklerin optik mikroskop görüntüleri

Şekil.3'te S1 numunesinin 2. noktadaki noktasal analize bakıldığında Al ve N pikleri açıkça görülmektedir. EDS analiz tablosundaki yüzdelik dilime bakıldığında Al %48,73 N%28,91 olduğu, mikroyapıdaki siyah görüntünün AlN olduğu anlaşılmaktadır. Sharma ve ark. çalışmasında AlN birlikte BN oluştuğunu bulmuşlardır [Ref 2].

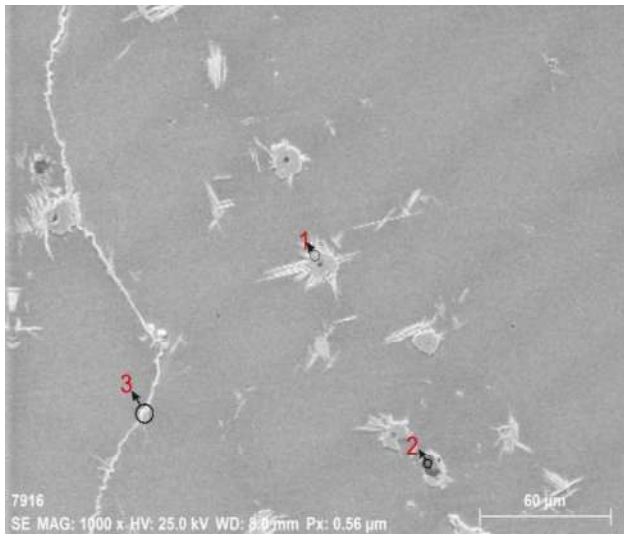


Şekil 1 Döküm yapılmış yüksek manganlı S1 ve S2 numunelerinin a) Optik mikroskop b) SEM görüntüleri

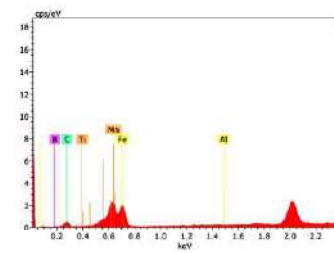
S1 ve S2 numunelerinin 900 °C ve 1100°C'de ısıtılmış optik mikroskop görüntüleri Şekil.2'de verilmektedir. 900°C'de ısıtılmış S1 ve S2 numunelerine bakıldığında karbür formlarının morfolojisinin dendritik yapıdan küresel forma doğru geçtiği düşünülmektedir[Ref 1]. Isıtılmış sıcaklığının artmasıyla her iki numunenin faz yapısının martenzitik yapıya dönüştüğü anlaşılmaktadır.

1 ve 3. noktadaki EDS analizlerine bakıldığında 3. noktadaki Mn yüzdelik oranı 1. noktanın Mn yüzdelik oranından iki kat fazladır. $(Fe,Mn)_3C$ tipi bir sementit oluşmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Isıtılmamış ve 900-1100°C'de ısıtılmış S1 ve S2 numunelerinin X-ışını difraksiyon desenleri Şekil.4'te verilmektedir. Şekil 4 a'da S1 ve S2 numunelerinin X ışını desenlerinde östenitik faz γ , ϵ martenzit heksagonal sıkıpaket (hcp) fazı, α' martenzit hacim merkezli tetragonal (bct) ve sementit fazı ile birlikte dört faz yapısının olduğu görülmektedir. Bor miktarının artmasıyla sementit fazında bir artış olduğu düşünülmektedir. S1 numunesinin ısıtılmış sıcaklığı arttıkça östenitik fazın arttığı anlaşılmaktadır. 1100°C'de ısıtılmış sonucunda S1 numunesinde martenzitik dönüşümün daha fazla olduğu anlaşılmaktadır. S2 numunesinin ısıtılmış sıcaklığının artmasıyla birlikte fcc γ fazından hcp ϵ fazına ve α' hacim merkezli tetragonal (bct) yapısına büyük oranda dönüştüğü X ışını deseninden anlaşılmaktadır.



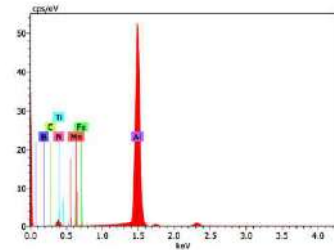
1.nokta



Spectrum: 1

El AN	Series	unn.	C norm.	C Atom.	C Error (1 Sigma)
[wt.%]	[wt.%]	[at.%]	[wt.%]		[wt.%]
Fe 26	K-series	53.20	53.20	31.00	0.32
Mn 25	K-series	27.12	27.12	14.06	0.18
B 5	K-series	10.25	10.25	30.86	3.72
C 6	K-series	7.51	7.51	20.33	1.68
Ti 22	K-series	1.06	1.06	0.72	0.03
Al 13	K-series	0.86	0.86	1.03	0.05
Total: 100.00 100.00 100.00					

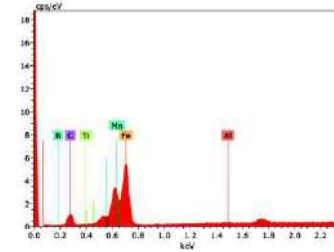
2.Nokta



Spectrum: 1

El AN	Series	unn.	C norm.	C Atom.	C Error (1 Sigma)
[wt.%]	[wt.%]	[at.%]	[wt.%]		[wt.%]
Al 13	K-series	48.73	48.73	32.67	1.43
N 7	K-series	26.91	26.91	34.75	4.51
B 5	K-series	13.70	13.70	22.93	5.24
C 6	K-series	5.20	5.20	7.83	1.46
Mn 25	K-series	2.89	2.89	0.95	0.04
Fe 26	K-series	1.84	1.84	0.59	0.04
Ti 22	K-series	0.74	0.74	0.28	0.03
Total: 100.00 100.00 100.00					

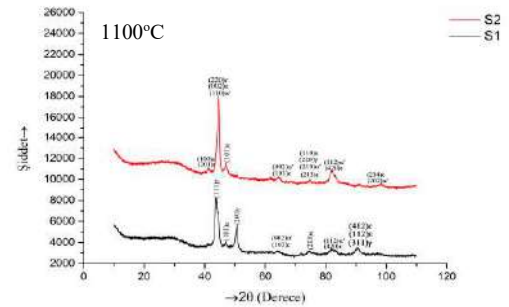
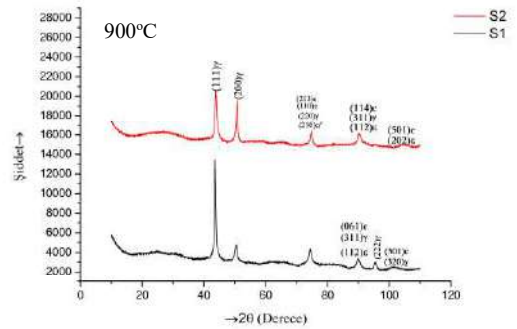
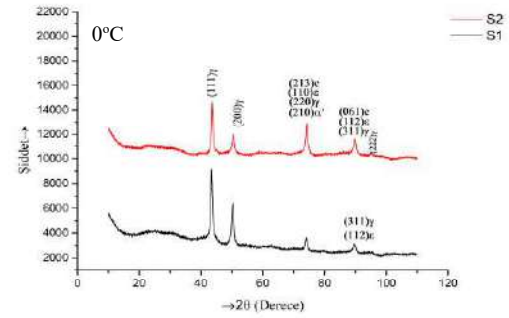
3.Nokta



Spectrum: 1

El AN	Series	unn.	C norm.	C Atom.	C Error (1 Sigma)
[wt.%]	[wt.%]	[at.%]	[wt.%]		[wt.%]
Fe 26	K-series	59.31	59.31	29.25	0.35
C 6	K-series	13.92	13.92	31.91	2.64
Mn 25	K-series	12.66	12.66	6.35	0.10
B 5	K-series	12.12	12.12	30.87	4.05
Al 13	K-series	1.07	1.07	1.09	0.06
Ti 22	K-series	0.93	0.93	0.53	0.03
Total: 100.00 100.00 100.00					

Şekil.3. S1 numunesinin dökümden sonra farklı fazlarının SEM mikrofrafı ve EDS analizleri



Şekil. 4. Farklı bor ilave edilmiş S1 ve S2 yüksek manganlı çelik numunelerin XRD analizi

Tablo.3'te S1 ve S2 numunelerinin ısıtma sıcaklığına bağlı olarak sertlik değişimleri verilmiştir. Isıtma işlem görmemiş S1 ve S2 numunesinin sertliği hemen hemen aynıdır. 900°C de ısıtma işlem uygulanmış S1 numunesinde sertlik çok az bir sertlik artışının olduğu görülmektedir ancak 900°C de ısıtma işlem görmüş bor miktarı yüksek olan S2 numunesinde sertlik artışı S1 numunesine göre daha fazladır. 1100°C'de ısıtma işlem uygulanmış S1 ve S2 numunelerinin sertlik değerlerinde hemen hemen aynı miktarda azalma görülmektedir[Ref 9,10]. Ancak sertlikteki değişim çok az olduğundan ana faz yapısının östenitik yapıda olduğu düşünülmektedir.

REFERANSLAR

Tablo.3 S1 ve S2 numunelerine ait Rockwell-C sertlik değerleri

Isıl İşlem	S1 numunesinin Sertlik (Rc)	S2 numunesinin Sertlik (Rc)
0 °C	13.54	12.36
900 °C	17.04	24.2
1100°C	10.8	14.92

I. SONUÇLAR

1. Isıl işlemsiz yapılarda sementit yapılarının dendritik yapıda olduğu anlaşılmaktadır.
2. 900°C'de ısıl işlem görmüş S1 ve S2 numunelerine bakıldığında karbür formlarının morfolojisinin dendritik yapıdan küresel forma doğru geçtiği düşünülmektedir.
3. Optik mikroskopla yapılan mikroyapı incelemelerinde numunelere 1100°C'de uygulanan ısıl işlem sonrasında yapıda büyük oranda martenzitik yapının olduğu anlaşılmaktadır.
4. EDS analiz sonuçlarına bakıldığında AlN çökeltilerinin olduğu görülmüştür. Ayrıca EDS analiz sonuçlarına göre yapı içerisinde (Fe,Mn)₃C tipi sementit çökeltileri bulunduğu belirlenmiştir.
5. S1 ve S2 numunelerinin x ışını desenlerinde östenitik faz γ , ϵ martenzit α' martenzit ve sementit fazı ile birlikte dört faz yapısının olduğu bulunmuştur.
6. Isıl işlemin sertlik değişimine çok fazla etkide bulunmadığı anlaşılmıştır.

- [1] Arap, N., "Bor Alaşım elementi ve tavlama çözeltisi ısıl işleminin manganlı çeliklerin mikro yapısı ve mekanik özelliklerine etkisi" Malzeme Bilimi Bölümü, Saveh Şubesi, İslami Azad Üniversitesi, Saveh, İran. Afrika Mühendislik Araştırma Dergisi Cilt. 6(2) , s. 19-24 Haziran 2018.
- [2] Sharma, M., Ortlepp I. and Bleck W. " Boron in Heat-Treatable Steels: A Review" VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim steel research int. 2019, 1900133.
- [3] Carboğa, C., Aktaş B. ve Kurt B. "Dry Sliding Wear Behavior of Boron-Doped 205 Manganese Steels" Volume 29(5) May 2020—3123.
- [4] D. Schryvers, L. Toth, J. Van Humbeeck, and J. Beyer, Ni2Al Versus Ni5Al3 Ordering in Ni65Al35 Austenite and Martensite, J. Phys. IV France, 1995, 5(C8), p C8-1029–C8-1033
- [5] G. Tecza ve S.Sobula "Effect of Heat Treatment on Change Microstructure of Cast High-manganese Hadfield Steel with Elevated Chromium Content", AGH University of Science and Technology, 23 Reymonta Str., 30-059 Krakow, Poland.
- [6] M. Eskil and E. Kanca, "Phase Evolution in Fe Mn Si Shape Memory Alloys Due to Forging Speed", Int. J. Mod. Phys. B, 2013, 27(32), p1350182
- [7] Çarboğa, C., "Düşük karbonlu çeliklere bor ilavesinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi" Gazi Üniversitesi, FBE, 2010; p. 1-210.
- [8] A.A. Gulyaev, Some Features of c-c Martensitic Transformation and Shape Memory Effect in Fe-Mn-Si Based alloys, J. Phys. IV France, 1995, 5(C8), p C8-469–C8-474
- [9] H.Finkler, G. Doppler, M. Ludwig, Technische Mitteilung Sairstahl AG 1992, 63, 1.
- [10] H. Finkler, G. Doppler, HTM 1993, 47, 147.

SPONGE IRON PRODUCTION FROM INDUSTRIAL WASTES

Erdem Ulu¹, Engin Cevik², Gizem Furuncu³

¹ Karabük University, Karabük/ Türkiye, uluerdem78@gmail.com

² Karabük University, Karabük/ Türkiye, engincevik@karabuk.edu.tr

³ Karabük University, Karabük/ Türkiye, gzem.frncu@hotmail.com

ABSTRACT

Turkey's iron and steel production is at the top of the world's iron and steel production. Most of Turkey's iron and steel production is based on steel obtained by electric arc furnaces. The scrap used as raw material in these facilities cannot be supplied at full capacity from domestic sources. For this reason, Türkiye is the world's largest scrap importer. Considering the current economic indicators of Turkey, it is seen that this situation complicates the iron and steel industry in terms of competition, since it is a country with a current account deficiency. For this reason, any source that can be used in steel production should be considered in detail.

In this study, the production of sponge iron by direct reduction method from sludge raw materials stored as the waste of industrial facilities producing copper and fertilizer was investigated. In this study, 44.8% metallic iron grade flotation waste with fayalite structure from the copper smelting plant and 71.23% metallic iron grade leaching sludge with hematite structure from the fertilizer production process were used as raw materials. Composite pellets were produced by blending the raw materials used in the studies with limestone and coke dust. First, the pelleting ability of the produced samples was investigated using the drop test. The drop number of wet pellets dropped on a granite floor from a distance of 45 cm varies between 8-12.

Direct reduction studies were carried out in a gas furnace and rotary kiln and their ability to form sponge iron was determined by measuring their metallization degree. The results obtained from the reduction studies carried out at 3 different temperatures, 1100, 1200 and 1300°C, indicate that the degree of reduction increases in direct proportion with the increase in temperature. 89% metallization degree was reached at 1100°C in hematite composite pellets, metallization degree was recorded as 80% in fayalite composite pellets. At 1300°C, 87% metallization degree was obtained with the breakup of the fayalite structure. On the other hand, hematite composite pellets increased at smaller rates and reached a metallization degree of 92%.

HIZLANDIRILMIŞ SU VERİLMİŞ NUMUNELERDE KALINTI GERİLMENİN DEĞİŞİMİ

Furkan TEZER¹, Abdulrezzak ERDEM², Hayrettin AHLATCI¹, Emre Demirci²

¹*Metaller ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Karabük Üniversitesi, Turkey*

²*Kardemir A.Ş., Turkey*

hahlatci@karabuk.edu.tr, aerdem@kardemir.com.

Özet--- Bu çalışmada, İnşaat ve çelik konstrüksiyon alanında kullanılan ve Türkiye’de üretilmeyen yüksek mukavemetli profillerin hızlandırılmış ısıtma işlem yöntemleri ile üretilmesinin araştırılması amacıyla laboratuvar şartlarında S355 JR ve S355J0 kalitesinde HEA 120 ve/veya HEB 120 ebadında profillerin değişik hava/su karışımı oranında soğutma şartları ile tokluktan ödün vermeyerek ve hatta tokluğu artırarak mukavemetinin artırılması amaçlanmıştır.

I. GİRİŞ

Hızlandırılmış soğutma prosesi çelik üretiminde son 30-35 yıl içerisinde ciddi oranda değişime uğramış ve önemli bir proses haline gelmiştir. Bu proses sıcak haddelenmiş şeritlerin hadde çıkış masalarını kısaltmak için kullanılmış fakat beklenmedik faydaları tespit edilmiştir. Söz konusu faydaların tespitinden sonra bu alanda yoğun bir araştırma çalışmasına başlanmıştır ve bu proses farklı bakış açılarıyla mercek altına alınmıştır. İlerleyen süreçte alaşım tasarımları ve süreç varyasyonları üzerinde yoğunlaşmış, farklı alaşım kompozisyonlarının ve farklı soğuma senaryolarının malzemelerde meydana getirdiği değişiklikler incelenmiştir. Çift fazlı çelikler, ferrit-beynit çelikleri, ince perlitik çelikler gibi birçok çelik çeşidi bu prosesin geliştirilmesiyle ortaya çıkmış ürünlerdir [1].

Ülkemizde özellikle 17.08.1999 tarihinde meydana gelen deprem felaketinin ardından betonarme yapılarda kullanılan donatıların tokluğu tartışma konusu olmuş ve bu malzemelerle alakalı bazı zorunluluklar getirilmiştir. Bunlardan bir tanesi de S420 kalite çelik çubukların çekme mukavemetleriyle akma mukavemetleri arasındaki oranın 1,15’i geçmemesidir. Bunu sağlamak için malzemenin akma değerinin 420 MPa’ ın altında kalmaması fakat söz konusu oranı aşmayacak şekilde çekme değeri göstermesi gerekmektedir. Bunu sağlamak için de tempcore adı verilen bir hızlandırılmış soğutma sistemi geliştirilmiştir. Haddeleme sonrasında bir su kanalından geçen östenit haldeki çubukların dış yüzeyleri hızla soğur. Ardından soğuma ızgarasında malzemenin çekirdeğindeki ısı hızla dış kabuğa doğru hareket eder, bu sayede tüm bünyede tok bir yapı elde edilir. Böylece çelik çubuklar hem gerekli akma direncine ulaşır hem de tokluk kazanmış olur [2,3]. Günümüz demir yolu malzemeleri kapsamında kullanılan perlitik rayların aşınma ve yorulma mukavemetin artırmak için de hızlandırılmış soğutma prosesi kullanılmaktadır. R260 kalite olarak tanınan ötektoid

bileşimdeki kaba perlitik rayların aşınma mukavemetleri eğrilik yarıçapı 2000 metrenin altında olan virajlarda yetersiz kalmaktadır. Bu kapsamda özel bir soğuma rejimi belirlenerek malzemede perlit lamelleri arası mesafelerin daraltılarak mukavemet kazandırılmıştır.

Bu şekilde raylarda 260-300 Brinell sertliğe sahip olan RS bölgesi 350-390 Brinell sertliğe kavuşmuş, akma mukavemeti de 880 MPa’ dan 1175 MPa seviyesine çıkmıştır [4,5]. S355J2 kalite HE tipi profiller çelik konstrüksiyon, kara ve demir yolu araçları imalatında kullanılan yüksek mukavemetli yapı çelikleri olarak tercih edilmektedir.

Bu çelikler, genel yapı çelikleri olarak da sınıflandırılmaktadır. Yazın yüksek sıcaklıkların yaşandığı ortamlardan çetin kış şartlarının yaşandığı ortamlara kadar çok geniş bir alanda kullanılan bu malzemeler, ülkemizde özellikle enerji nakil hatları gibi önemli noktalarda ihtiyaç duyulmaktadır. S355J2 kalite çelikler için -20 C’de 27 J, çentik darbe mukavemeti beklenmektedir. Kapalı döküm yöntemiyle üretilen kütükler döküm sırasında hava ile temas halinde olmadıkları için açık döküm yönteminin aksine içerisinde inklüzyon içermezler.

Bu çalışma kapsamındaki söz konusu 100x100x10 mm kesitli köşebent malzemelerin hammaddesi olan kütükler, açık döküm yöntemleriyle üretilmektedir.

II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışma kapsamında S355J2 kalite HEB120 tipi profillerin ısıtma işlemi için plaka tipi hızlandırılmış soğutma sistemi tasarlanmış ve laboratuvar ölçekli prototipler kullanılmıştır. Plaka tipi hızlandırılmış soğutma sisteminde su+hava karışımını atomize bir şekilde püskürtebilme yetisine sahip yeni tip nozullar kullanılmış, 10 s süreyle 8 bar ve 12 bar basınç altında soğutma yapılarak (Şekil 1) kalıntı gerilme ölçümü gerçekleştirilmiştir.

Bu çalışmada incelenen 250 mm uzunluğundaki profiller öncelikle sıcaklık dağılımının minimum olduğu Telmika model sıcaklık kontrol ünitesi 290x290x450 mm³ hacmine sahip bir kül fırınında östenitlenmiştir. Östenitlenen ve HS-KT ısıtma işlemi uygulanacak profillerin kesiti boyunca profillerin optimum mekanik özelliklerinin elde edilmesi için östenitleme fırınındaki sıcaklık dağılımının minimum olması önemlidir. İncelenen profillerin östenitleme sıcaklığı olarak 950°C

seçilmiş olup östenitleme süresi ise genel 1 inç kalınlık için 1 saat tavlama ısı işlemi kuralına göre belirlenmiştir. Kesit kalınlığı 2.54 cm değerine ulaşmasa dahi östenitleme tavlama süresi için bir saat beklenmesi uygun görülmüştür.



Şekil 1. Bir profilin bileşenlerinin (web/flanş bölgelerinin) ve sıcaklık ölçüm noktalarının gösterimi.

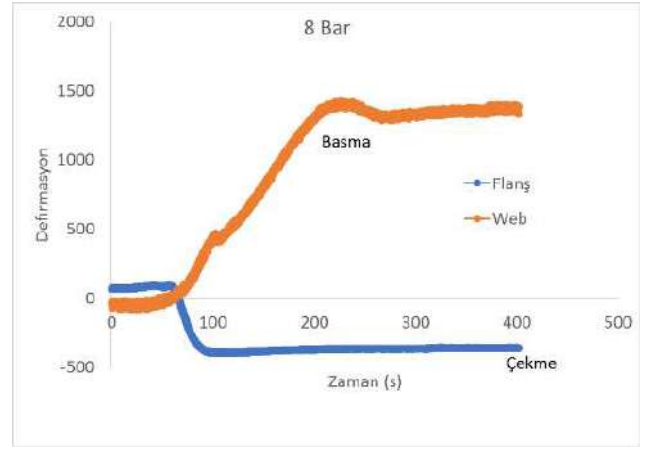
III. DENEYSEL SONUÇLAR

Bu çalışmada incelenen profillerin soğuma hızları Tablo 1’de verilmiştir. Soğuma hızı değerleri sabit mesafe ve soğuma sürelerinde uygulanan basınç arttıkça artmıştır.

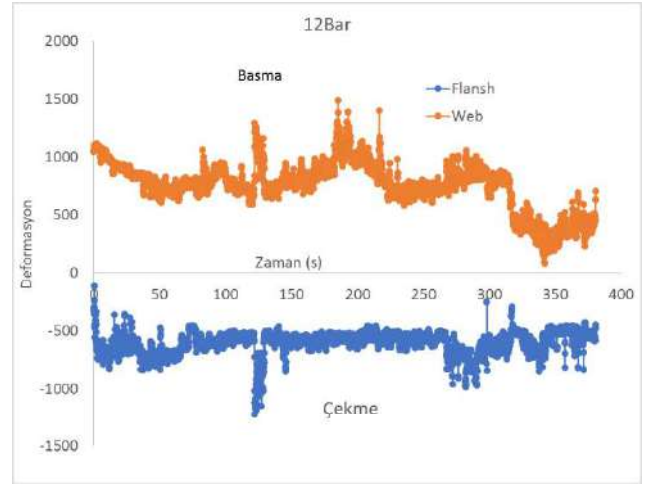
Tablo . İncelenen profillerin soğuma hızları

KALİTE	BASINÇ	ZAMAN	MESAFE	SOĞUMA HIZI (°C / Sn)		
				WEB	WEB+FLANSH	FLANSH
HEB120	8 BAR	10 SN	2 KAT	9	5	5
	12 BAR			12	8	5

İncelenen profillerin 8 bar ve 12 bardaki kalıntı birim şekil değiştirme ölçümleri Şekil 2’de verilmiştir. Şekil 2’den görüldüğü gibi, incelenen profillerin web kısımlarında basma ve flanş kısımlarında ise çekme kalıntı birim şekil değiştirme değerleri elde edilmiştir. Hızlandırılmış soğutma işlemlerinde uygulanan basınç arttıkça web kısımlarındaki basma kalıntı birim şekil değiştirme değeri azalırken, flanş kısımlarında çekme kalıntı birim şekil değiştirme değerleri uygulanan basıncın artması ile birbirlerine yakın olup 8 bar basınçta 500 ve 12 bar basınçta 750 çekme kalıntı birim şekil değiştirme değerleri bulunmuştur.



(a)



(b)

Şekil 2. İncelenen profillerin kalıntı birim şekil değişimlerinin zamana göre değişim değerleri.

IV. GENEL SONUÇLAR

İki farklı basınç altında hızlandırılmış soğutmaya tabi tutulan profillerin kalıntı birim şekil değiştirme değerleri uygulanan basıncın artması ile azalma göstermiştir.

TEŞEKKÜR: Bu çalışmada KBÜBAP 22 YL 107 nolu proje kodu ile Karabük Üniversitesinden destek alınmıştır.

Referanslar

1. DeArdo, A. J., "Accelerated cooling: A Physical Metallurgy Perspective", *Proceeding of the International Symposium*, Canada (1987).
2. Çelik, O., "Nervürlü inşaat çeliklerinin mekanik özelliklerinin incelenmesi", Yüksek Lisans Tezi,

Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük (2015).

3. Devrim, E., "**İzmir Demir Çelik Sanayi A.Ş. Eğitim Yayınları**", İzmir (2000).
4. Özcelik, S., "Mantarı sertleştirilmiş raylarda yorulma davranışının incelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, **YTÜ**, İstanbul (2013).
5. Başkan, M., ve Tekin, E., "Hızlı tren olgusu, mantarı sertleştirilmiş ve beynitli ray çelikleri", **International Iron and Steel Symposium**, Karabük (2012).

Hadfield Çeliklerinde Suda Soğutmanın Etkileri

Effects of Cooling in Water on Hadfield Steels

Berkan Sardoğan ^{1*}, Mehmet Ünal², Yunus Türen³, Halil Ahmet Gören⁴

^{*1}*Yüksek Mühendis*

Kardökmak A.Ş., Karabük, Türkiye

bsardogan@kardokmak.com.tr

²*Prof. Dr.*

munal@karabuk.edu.tr

İmalat Mühendisliği, Karabük Üniversitesi, Karabük, Türkiye

³*Doç. Dr.*

yturen@gmail.com

Makine Mühendisliği, Necmettin Erbakan Üniversitesi, Konya, Türkiye

⁴*Dr. Öğr. Üyesi*

Mekatronik Programı, Sinop Üniversitesi, Sinop, Türkiye

hagoren82@gmail.com

Özet—Bu çalışmada, X120Mn12 (Hadfield) çelikleri kum kalıp ve kokil kalıpta üretilip ardından 1100 °C'de 1 saat bekletilmiştir. Suda soğutulan hadfield çeliklerinden numuneler alındı ve sonrasında mikroyapı, SEM incelemeleri yapılmıştır. İki farklı kalıbın alaşım özellikleri üzerindeki etkisi karşılaştırılmıştır. Kokil kalıp ile üretilip sonrasında suda soğutulan alaşımın tane boyutu daha ince yapıdadır. Ayrıca tane sınırlarında ve matriste oluşan karbürlerin yapısının daha küçük boyutlu olduğu gözlemlenmiştir.

Anahtar kelimeler—Çelik, Karbür, X120Mn12, Mikroyapı, Sertlik

Abstract— In this study, X120Mn12 (Hadfield) steels were produced in sand mould and permanent mould and then kept at 1100 °C for 1 hour. Samples were taken from Hadfield steels cooled in water, and then microstructure and SEM studies were carried out. The effect of two different moulds on alloy properties was compared. The grain size of the alloy, which is produced with a permanent mould and then cooled in water, is finer. In addition, it has been observed that the structure of the carbides formed in the grain boundaries and matrix is smaller in size.

Keywords—Steel, Carbide, X120Mn12, Microstructure, Hardness

I. GİRİŞ

Hadfield çeliğine basınç uygulandığında yoğunluğu yüksek dislokasyon oluşumu gösterir ve böylece dayanımını arttırdığı bildirilmiştir. Bu nedenle dinamik darbelere ve aşınmaya karşı yüksek direnç sağlar. Fakat, aşınma koşullarında, döküm

çeliğin homojen mikro yapısı, beklenen hizmet ömrünü sağlamakta yetersiz kalır [1].

Sir Robert Hadfield ortalama 1.2% karbon ve 12% manganese içeren original austenitic manganese çelikği 1882de bulmuş ve aynı yıl patent almıştır. Hadfield çelikleri yüksek tokluk ve aşınma dirençleri ile öne çıkar. bu çeliğin Yüzey sertliğinin artması eşsiz bir yetenek sağlar. Austenitik manganese çelikleri darbelere ve soklara dayanıklıdır. bu kapasite işlenebilirliğinin zayıf olmasına neden olmuştur. Aşınma dayanımı ile yüzey sertliğinin arasında yakın ilişki vardır [2].

Tüm östenitik yüksek Mn çelikleri, östenitik Cr-Ni-çeliğe kıyasla soğuk şekillendirme sırasında daha iyi şekillendirilme kabiliyeti ancak daha yüksek esneme oluşturma kuvvetleri gösterdi [3].

Ticari uygulamalarda kullanılan Hadfield döküm çeliğine yapılan ısıl işlemlerde homojen bir mikroyapı elde edilmesi birincil amaç olarak kabul edilmektedir. Günümüzde bu çelik döküm, kırma işlemi sırasında oluşan gerinim sertleşmesi eğiliminden dolayı yüksek ve dinamik birim basınç altında aşınmaya maruz kalan bileşenlerde yaygın olarak kullanılmaktadır. Ayrıca, güçlendirme mekanizmasının kendisi birçok araştırma ekibi için bilimsel açıdan ilgi çekicidir

Hadfield çeliği için geleneksel ısıl işlem, malzemeyi östenitlemeye tabi tutmak, ardından döküm çeliğin suda hızlı bir şekilde soğutulması ve östenit γ katı çözeltisinin tanelerinin doyurulması olarak kabul edilir [1], [4].

Karbürlerin çözünmesi ısı ile sağlanır. Genellikle tam östenitik yapıda, karbür içermeyen ve doğru oranda C ve Mn içeren homojen bir katı çözelti arzu edilir. Homojenlik, döküm yapının segregasyon, inklüzyon ve önceden var olan çatlaklardan arınmış olması sağlanarak elde edilebilir. Ayrıca Hadfield çeliğinin sünekliğini ve mukavemetini olumsuz yönde etkileyen karbür çökmesine, alaşım ayrışmasına, dendritik yapıya ve tane büyümesine yol açtığı için yavaş katılaşma veya su verme işleminden kaçınılmalıdır [4]. Referans [5] döküm yapısında bulunan gevrekleşen karbürlerin, çözelti işlemi ve su verme yoluyla giderildiğini öne sürmüştür [5].

Östenit 1050 °C'de 2 saat bekletilip su verildikten sonra elde edilebilmektedir [4] Aynı şekilde Balogün ve arkadaşları Referans [6]'da suda soğutma sırasında 4 saat boyunca 1050 °C östenitleme sıcaklığı ve 5 dakika ısıtma süresi önermiştir [6].

Bu çalışmada kum kalıp ve kokil kalıp içerisine dökülmesi ile elde edilen X120Mn12 çeliklerinin ısı ile işlem sonrası suda soğutma işlemi uygulanması ile değişen özelliklerin incelenmesi amaçlanmıştır.

II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada X120Mn12 çeliğinin üretimi için fırına hurda mazleme yüklenmiştir. Gerekli elementler eklenerek kompozisyon oluşturulmuştur. Deneylerde kullanılan alaşımın kimyasal kompozisyonu Tablo 1.'de gösterilmiştir.

Tablo 1. Kimyasal kompozisyon

% C	% Mn	% Si	% P	% S	% Cr	% Ni	% Fe
1,22	12,15	0,443	0,056	0,010	0,164	0,040	Balance

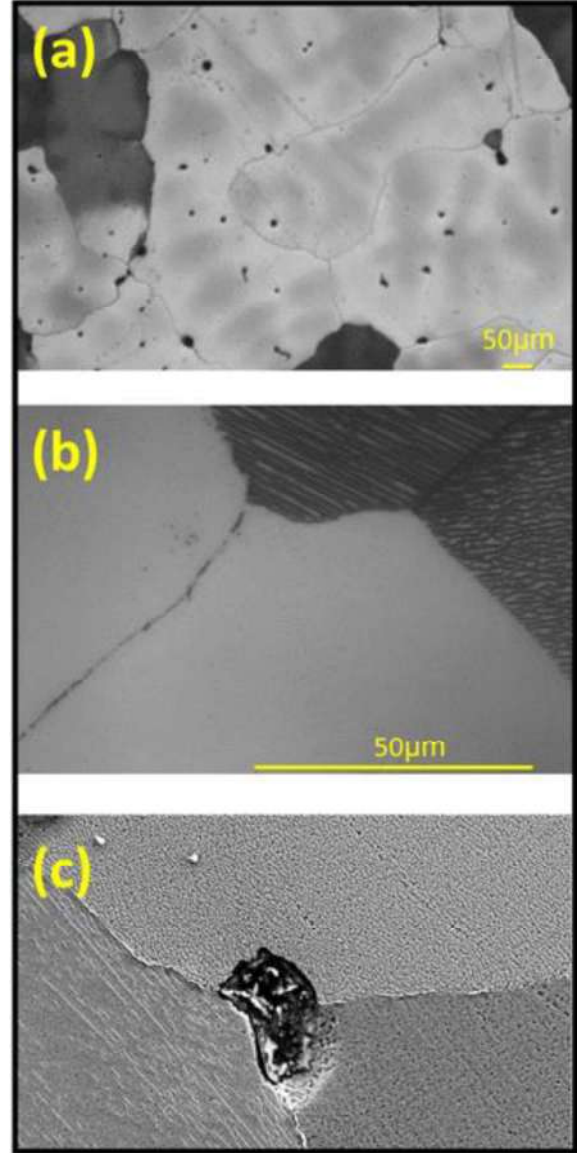
Ardından 200 x 160 x 30 mm boyutunda kokil ve kum kalıp oluşturuldu. Tüm kalıplara aynı potadan döküm yapılmıştır. Isıl işlem olarak fırınında 1100 °C' de 1 saat ısıtılan kum ve kokil kalıptan çıkmış numunelere suda soğutma ısı ile işlemi uygulanmıştır .

ardından parçalardan uygun numuneler işlenerek bakalite alındı. Sonrasında 400, 600, 800, 1000, 1200, 2000 mesh zımparalar ile zımparalanmış ve parlatılmıştır. 2% nital (Hacimce 2% HNO₃, 98% etil alkol) solüsyonu ile 10 dakika dağlanmıştır. Ardından mikro yapı ve mekanik özellikleri incelenmiş, sonuçlar karşılaştırılmıştır [7], [8].

Brinell sertlik testi 5 mm çap, 850 gr yük 10 sn süre ile yapılmıştır. Her numune için 3'er ölçüm yapılmış ve bu 3 ölçümün ortalaması temel alınmıştır.

III. EXPERIMENTAL RESULT AND DISCUSSION

A. Kum kalıp

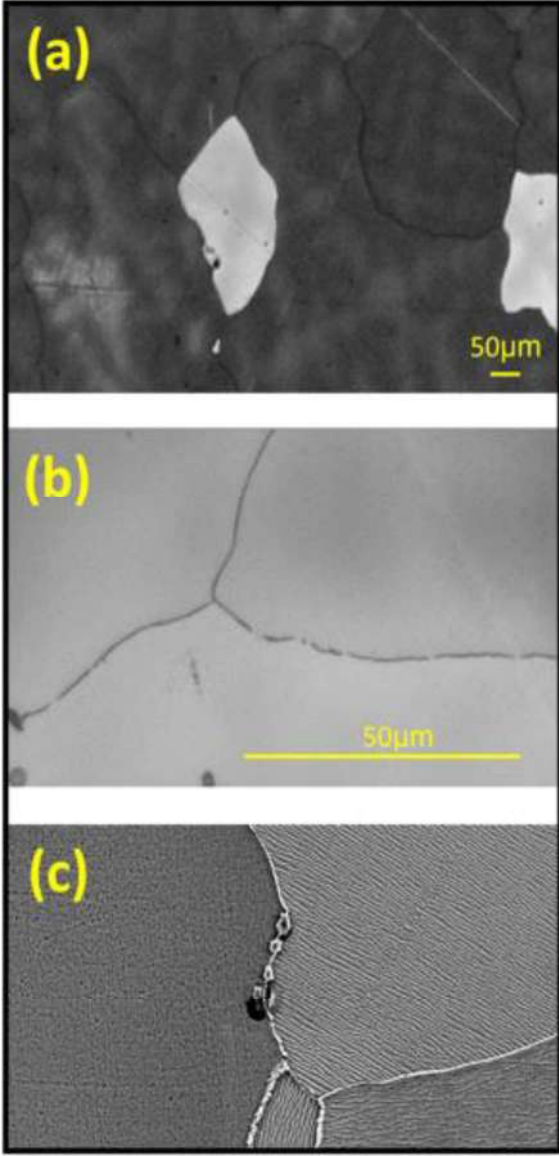


Şekil. 1 Kum kalıp (a) ve (b) Mikroyapı resimleri (c) SEM resimleri

Kum kalıba döküm işlemi sonrasında numuneler 1100 °C sıcaklıktaki fırında 60 dakika bekledikten sonra su içinde soğutulmuştur. Su ile yapılan ısı ile işlemlerde, ısı ile perde meydana gelmemesi için önlem alınmıştır [7]. Bu ısı ile perde malzemenin soğuma hızını yavaşlatır. İstenmeyen bu durumu önlemek için su karıştırılacak şekilde dizayn edilmelidir. Bu ısı ile işlemde numune hızlı soğuma nedeniyle tane boyutunda küçülmeler tane sınırlarında ve tane yapısında oluşan karbürlerin azalması ısı ile işlemin düzgün yapıldığının göstergesidir [4]. Isıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri ve SEM resimleri Şekil 1'de verilmiştir. SEM resimlerinde karbürlerin ve faz yapılarının detaylı SEM incelemeleri yapıldığında östenit tane boyutunun daha düzenli olduğu ve

daha ince olduğu gözlemlenmiştir. Fakat tam bir homojenlik söz konusu değildir. Östenit fazının içindeki ve tane sınırlarındaki karbürlerin azaldığı, ancak yine de var olduğu görülmüştür.

B. Kokil kalıp



Şekil 2 Kokil kalıp (a) ve (b) Mikroyapı resimleri (c) SEM resimleri

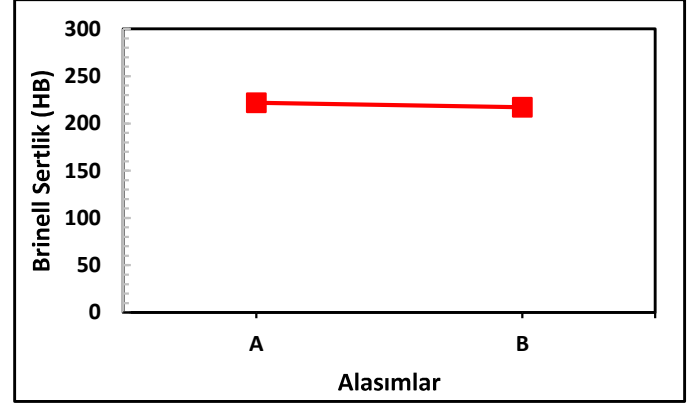
Kokil kalıba döküm sonrasında numuneler 1100 °C sıcaklığa kadar 60 dakika bekletildikten sonra suda soğutulmuştur. Yapılan incelemelerde kokil kalıp ile üretilen suda soğutulan bu alaşımların tane yapısı kum kalıpta üretilip suda soğutulan alaşıma göre daha ince daha homojen olduğu görülmüştür.

Tane sınırlarında ve tane içindeki karbürlerin daha küçük olduğu gözlemlenmiştir. Bu durum literatürde Hadfield çeliğinin sünekliliğini ve mukavemetini olumsuz yönde

etkileyen karbür çökmesinden kaçınılmalıdır şeklinde yorumlanmıştır [4]. Şekil 2 (a) ve (b) kokil kalıp ile üretilip suda soğutulan alaşımın mikroyapı görüntülerini, Şekil 2 (c) ise SEM görüntülerini göstermektedir. Burada fazların ve karbürlerin görüntüleri daha net görülmektedir.

C. Sertlik

Şekil 3'teki sertlik sonuçları incelendiğinde çok fazla bir değişim olmamakla beraber kokil kalıp kum kalıba göre 5 br daha az ölçülmüştür. bu durum karbürlerin tane sınırlarında ve tane içerisinde dağılıma karakteristiği ile ilgilidir.



Şekil 3 Brinell sertlik: (A) Kum kalıp, (B) Kokil kalıp

IV. SONUÇLAR

Kum kalıba dökülmüş ve ısıl işlem sonrasında suda soğutulmuş numunelerin östenit tane boyutu düzenli ve daha ince olduğu görüldü, fakat tam bir homojenlik söz konusu değildir.

Kokil kalıba dökülmüş ısıl işlem sonrasında suda soğutulmuş numuneler incelendiğinde tane yapısı kum kalıptaki alaşıma göre daha ince daha homojen olduğu görülmüştür. Tane sınırlarında ve tane içindeki karbürlerin daha küçük olduğu gözlemlenmiştir.

Kokil kalıptaki numunelerin sertliği kum kalıptaki numunelere göre %2.2 daha az ölçülmüştür.

REFERANSLAR

- [1] M. Dziubek, M. Rutkowska-Gorzycza, W. Dudziński, and D. Grygier, "Investigation into Changes of Microstructure and Abrasive Wear Resistance Occurring in High Manganese Steel X120Mn12 during Isothermal Annealing and Re-Austenitisation Process," *Materials (Basel)*, vol. 15, no. 7, p. 2622, Apr. 2022, doi: 10.3390/ma15072622.
- [2] V. Průcha, Z. Jansa, J. Šimeček, O. Žďánský, and A. Kříž, "Characterization of Microstructure of Hadfield Steel," *Solid State Phenom.*, vol. 270, pp. 265–270, Nov. 2017, doi:

- 10.4028/www.scientific.net/SSP.270.265.
- [3] S. Hofer, M. Hartl, G. Schestak, R. Schneider, E. Arenholz, and L. Samek, "Comparison of Austenitic High-Mn-Steels with Different Mn- and C-Contents Regarding their Processing Properties," *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, vol. 156, no. 3, pp. 99–104, Mar. 2011, doi: 10.1007/s00501-011-0634-7.
- [4] C. Okechukwu, O. A. Dahunsi, P. K. Oke, I. O. Oladele, and M. Dauda, "Prominence of Hadfield Steel in Mining and Minerals Industries: A Review," *Int. J. Eng. Technol. IJET*, vol. 3, no. 2, pp. 83–90, Jun. 2017, doi: 10.19072/ijet.299068.
- [5] J. O. Olawale, S. A. Ibitoye, and M. D. Shittu, "Workhardening behaviour and microstructural analysis of failed austenitic manganese steel crusher jaws," *Mater. Res.*, vol. 16, no. 6, pp. 1274–1281, Sep. 2013, doi: 10.1590/S1516-14392013005000144.
- [6] S. A. Balogun, D. E. Esezobor, and J. O. Agunsoye, "Effect of Melting Temperature on the Wear Characteristics of Austenitic Manganese Steel," *J. Miner. Mater. Charact. Eng.*, vol. 07, no. 03, pp. 277–289, 2008, doi: 10.4236/jmmce.2008.73021.
- [7] B. Sardoğan, "X120mn12 Çeliğinin Döküm ve Isil İşlem Şartlarının; Mikroyapı, Mekanik Ve Aşınma Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi ," Karabük üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Karabük, 2022.
- [8] Sardoğan, B., Ünal, M., Türen, Y., Gören, H. A., "The Effect of Casting Method on The Microstructure Properties of X120Mn12 (Hadfield) Steel," in *4 th International Conference On Innovations In Natural Science And Engineering (ICINSE 2022)*, Oct. 2022, pp. 46–51.

X120Mn12 Östenitik Manganolu Çeliklerinde Yağda Soğutmanın Etkileri

Effects of Oil Cooling in X120Mn12 Austenitic Manganese Steels

Berkan Sardoğan^{1*}, Mehmet Ünal², Hayrettin Ahlatçı³, Halil Ahmet Gören⁴

¹*Yüksek Mühendis*

Kardökmak A.Ş., Karabük, Türkiye

bsardogan@kardokmak.com.tr

²*Prof. Dr.*

munal@karabuk.edu.tr

İmalat Mühendisliği, Karabük Üniversitesi, Karabük, Türkiye

³*Prof. Dr.*

hahlatci@karabuk.edu.tr

Metaluji ve Malzeme Mühendisliği, Karabük Üniversitesi, Karabük, Türkiye

⁴*Dr. Öğr. Üyesi*

Mekatronik Programı, Sinop Üniversitesi, Sinop, Türkiye

hagoren82@gmail.com

Özet—Bu çalışmada X120Mn12 (HADFIELD) çeliği ergitilip kum kalıba döküldü ardından ısı işlem uygulandı ve sonrasında yağda soğutuldu. Yağda soğutma işlemi kokil kalıba dökülmüş Hadfield çeliği numuneleri üzerinde uygulanmıştır. Ardından kum kalıp ile kokil kalıpta üretilip yağda soğutulan bu çeliklerin mikroyapıları ve mekanik özellikleri arasındaki ilişki karşılaştırılmıştır. Hem kokil hem kum kalıptada yağda soğutma sonrasında tane boyutları homojen, tane sınırlarındaki karbürler oldukça incelmıştır. Kokil kalıpta tane boyutu ve tane içindeki karbür miktarının daha az olduğu gözlemlenmiştir.

Anahtar kelimeler— Karbür, Mikroyapı, Hadfield çeliği, Yağ içinde soğutma, sertlik

Abstract—In this study, X120Mn12 (Hadfield) steel was melted and poured into a sand mould, then heat treated and then cooled in oil. The oil cooling process was also applied on the permanent moulded Hadfield steel samples. Then, the relationship between the microstructures and mechanical properties of these steels produced in sand mould and permanent mould and cooled in oil were compared. After cooling in oil in both permanent and sand moulds, the grain sizes are homogeneous, and the carbides at the grain boundaries are quite thin. It was observed that the grain size and the amount of carbide in the grain were less in the permanent mould.

Keywords— Carbide, Microstructure, Hadfield steel, Cooling in oil, hardness

I. GİRİŞ

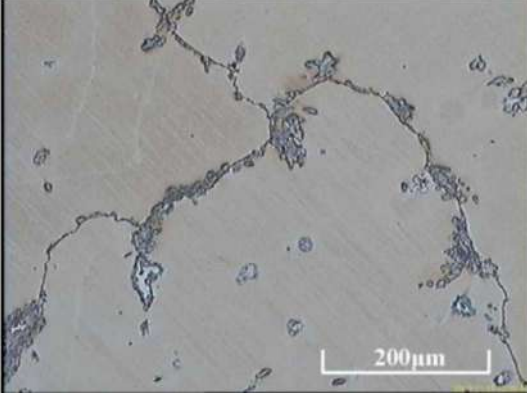
Hadfield çelikleri yaklaşık olarak %10–14 mangan ve %1–1.4 karbon içermektedir. Östenitik mangan çeliği olarak adlandırılan bu çelikler, 1882 yılında Robert Hadfield tarafından geliştirilmiştir. Hadfield tarafından geliştirilen manganlı östenitik çelik, yüksek tokluk, iş sertleşmesi ve aşınma direnci gibi bir dizi mükemmel özellikleri taşır.

Endüstri bu çeliğin kimyasal bileşimini veya ısı işlem prosedürünü küçük ölçekte değiştirerek çeşitli alanlarda yaygın olarak kullanım alanı oluşturmuştur. Manganlı östenitik çeliğin en yaygın olarak kullanıldığı yerler incelendiğinde, darbeli aşınma koşulları, delme aletleri, kırma çekiçleri, değirmenler, ekskavatör kırıcısı, demiryolu gibi alanlar göze çarpar [1].

Hadfield çeliği incelendiğinde Mn'nın östenitin martensite dönüşümünü geciktiren bir rol oynadığı ve östenit stabilizatörü olarak görev yaptığı gözlemlenmiştir.

Hadfield çeliğindeki Mn₃C ve (Fe, Mn)₃C karbürleri karbür oluşturu Mn elementi tarafından oluşturulur. Isıl işlem görmemiş dökümlerde yapı östenitik ve tane sınırı karbür fazından oluşur. Hadfield çeliğinde optimum tokluk elde etmek için östenitik en uygun yapı tipi tek fazlı yapıdır [2].

Şekil 1’de gösterilen referans [3], [4] tarafından açıklanan mikroyapı resminde döküm Hadfield çeliğinin Nital çözültisi ile dağlanmış halindeki mikro yapısıdır. Östenitik matris alaşımli sementit çökeltileri görülmektedir.



Şekil. 1 Hadfield çeliğinin döküm haldeki mikroyapısı [3], [4].

Referans [5]’deki yüksek vanadyum östenitik mangan çeliği (HV-AMS) ile standart Hadfield çeliğinin karşılaştırmasını içeren bir araştırma incelenmiştir. Sonuçlara göre aşınma testinde, HV-AMS alaşımları standart Hadfield çeliğine göre aşınma direnci bakımından yaklaşık 5 kat üstündür. Bunun nedeni HV-AMS alaşımlarındaki karbon içeriği ile oluşan vanadyum karbürler, döküm sırasında matris içinde farklı bir şekilde dağılması olarak gösterilmiştir [5].

Referans [6]’da Hadfield çeliğinin farklı su verme işlemleri sonucunda meydana gelen mikroyapı ve sertlik değişimleri incelenmiştir. Ortalama tane boyutlarındaki farklılıklar, farklı ısı işlemler sırasında hazırlandı. Sonuçlar, çift çözülti ısı işlemlerinin östenit fazında daha çok karbürü çözmek için standart çözülti işlemlerine göre daha iyi olduğu belirtilmiştir. 1100 °C’de ikili çözülti prosesi sonucunda ortalama 145 µm tane boyutuna sahip olan numune, en düşük sertliği (92.1 HRB) olarak bulunmuştur.

Tuz solüsyonlu su verme ortamında ise, daha fazla miktarda karbürü çözmek için hızlı bir su verme hızına sahip olması ile numune yüzeyinde mikroskobik çatlaklar gelişmiştir. Çözülti ısı işleminin ikinci aşamasında 0 °C sıcaklıktaki su ve buz karışımı ile ikame edilebileceği belirtilmiştir. Böylece östenit matrisinde az miktarda (Fe, Mn)₃C fazı dağılması ile birlikte, ortalama tane boyutu 115 µm’ye düşerek sertlik değeri 95.4 HRB olarak bulunmuştur [6].

Dökme Hadfield çeliklerinde, östenit tane sınırı sürekli ayrık kırılğan (FeMn)₃C ağı çevrilidir 1000°C - 1050°C civarında sıcaklıklardaki çözülti tavlama, bu karbürleri östenit içinde çözerdüğü belirtilmiş. Ayrıca ardından suda su verme işlemi tane sınırında M₃C oluşumunu engellediği rapor edilmiştir [7], [8].

Bu çalışmada X120Mn12 (Hadfield) çeliğinin kum ve kokil kalıba dökülmüş ardından ısı işlem uygulanmış ve yağda soğutulması sonucunda mikroyapıda ve sertlikte oluşan değişimler araştırılmıştır.

II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada X120Mn12(Hadfield) çeliğinin üretimi için fırın hurda demirler ile şarj edilmiş ve düşük fosforlu ve kükrütlü hurdalar kullanılmıştır. Gerekli olan silis, mangan, karbon ferro alyajları kullanılarak kimyasal kompozisyonun ayarlanması sağlanmıştır. Deneylerde %12-12.5 arası Mn ve 1.20-1.30 arası karbon içeren hadfield çeliği kullanılmıştır. Ergitilen çelik aynı potadan 200mm x 160mm x 30 mm boyutunda kum ve kokil kalıpların içine dökülmüştür. Dökümlerden sonra kum ve kokil kalıptan çıkmış numunelere 1100 °C’ de 60 dakika ısı işlem uygulanmıştır. Ardından yağda soğutma ısı işlemi gerçekleştirilmiştir.

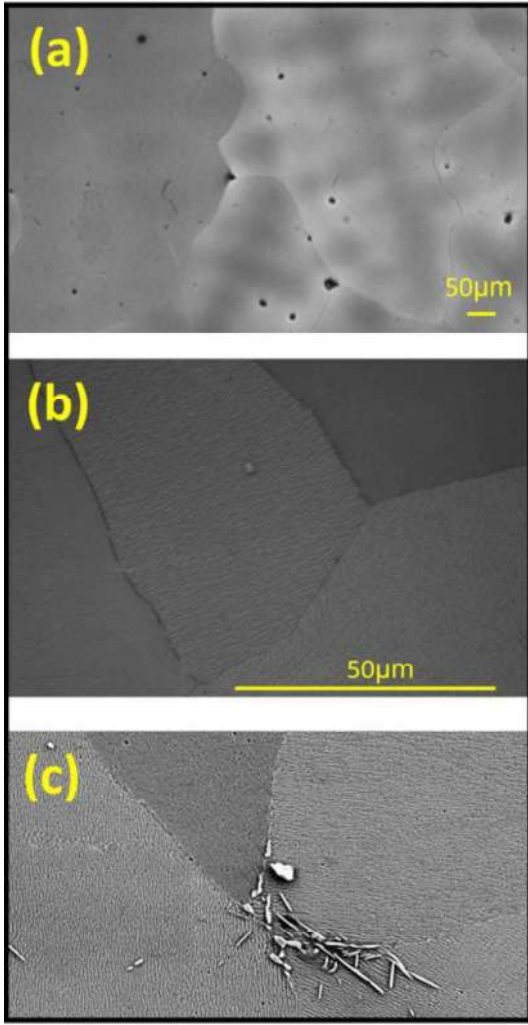
Sonrasında yağda soğutulan her iki kalıp numunesinin testleri için freze ve tornalarda işlenerek uygun boyutlarda bakalite alınmıştır. Ardından 400, 600, 800, 1000, 1200, 2000 mesh zımparalar ile zımpara işlemleri yapılmıştır. Ardından parlatma işlemleri yapılmış ve saf su, alkol ile tekrar yıkanıp kurutulmuştur. Sonra 2% nital (hacimce %2 HNO₃, % 98 etil alkol) solüsyonu ile 10 dakika dağlanmış. Ardından mikro yapı ve mekanik özellikleri incelenmiş, sonuçlar karşılaştırılmıştır [9], [10].

Mekanik test olarak Brinell sertlik ölçme yöntemi ile yapılmıştır. Test esnasında 5 mm çapa sahip çelik bilye ve 850 gr yük 10 saniye süre ile uygulanmıştır. Her numune için 3’er ölçüm yapılmış ve ortalaması alınmıştır.

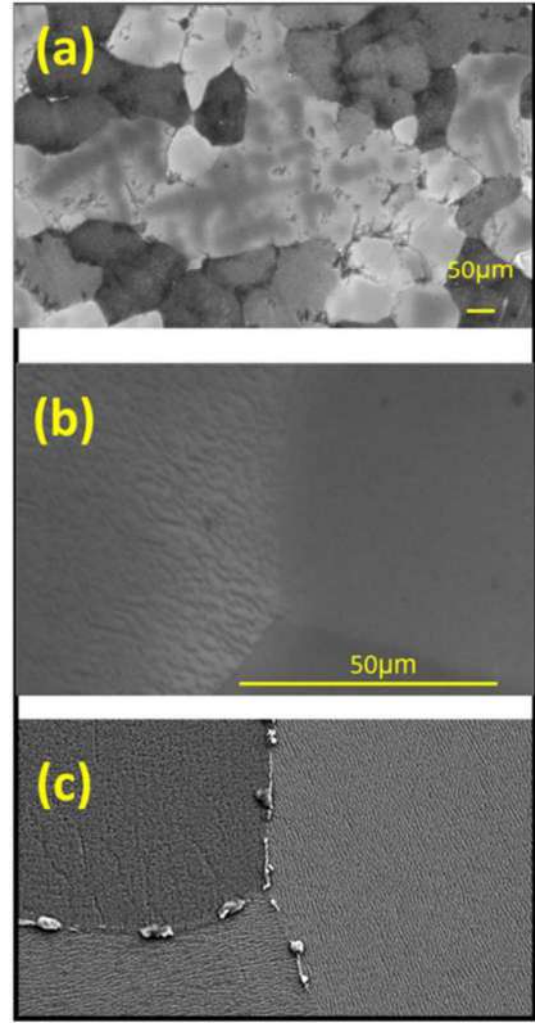
III. DENEYSEL ÇALIŞMALAR VE TARTIŞMA

A. Kum kalıp döküm

Kum kalıba dökülen ve ardından fırında 1 saat boyunca 1100 °C dolaylarında tavlanan numuneler yağda soğutulmuştur. Su buharından oluşan ısı perde oluşmamasına dikkat edilmiş suyun sirkülasyonu sağlanmıştır. Şekil 2 (a) ve (b) kum kalıp ile üretilip yağda soğutulan alaşımın mikroyapı görüntülerini, Şekil 2 (c) ise SEM görüntülerini göstermektedir. SEM resimlerinde karbürlerin ve faz yapılarının detaylı SEM incelemeleri yapıldığında östenit tane boyutunun daha düzenli olduğu ve daha ince olduğu gözlemlenmiştir. Tane sınırlarındaki karbürlerin azaldığı, fakat yinede var olduğu görülmüştür.



Şekil. 2 Kum kalıpta üretilen Hadfield çeliğinin: (a) ve (b) Mikroyapı resimleri (c) SEM resimleri

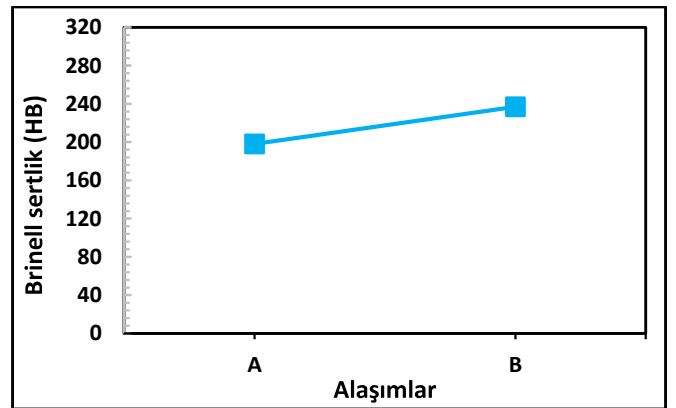


Şekil. 3 Kokil kalıpta üretilen Hadfield çeliğinin: (a) ve (b) Mikroyapı resimleri (c) SEM resimleri

B. Kokil kalıp döküm

Kokil kalıp içine dökülen numuneler fırın içinde 1100 °C sıcaklığa kadar ısıtılıp 60 dakika bekletildikten sonra yağda soğutuldu. Şekil 2 (a) ve (b) kokil kalıp ile üretilip suda soğutulan alaşımın mikroyapı görüntülerini, Şekil 2 (c) ise SEM görüntülerini göstermektedir. Kum kalıpta üretilen alaşıma göre daha ince tane yapısı ve tane sınırlarında kesikli karbürlerin ince dağılımı Şekil 3 (c)'de görülmektedir. Kokil kalıp yağda soğutma işlemi sonrası daha iyi bir karbür dağılımı gösterdiği görülmüştür. Tane sınırlarında ve tane içindeki karbürlerin daha küçük boyutlu olduğu gözlemlenmiştir.

C. Sertlik



Şekil. 4 Brinell sertlik: (A) Kum kalıp, (B) Kokil kalıp

Şekil 4'teki sertlik sonuçları incelendiğinde kokil kalıpta üretilmiş ve yağda soğutulmuş numune kum kalıba göre 37 br daha yüksek sertlik değeri ölçülmüştür. Bu durum karbürlerin tane sınırlarında ve tane içerisinde dağılıma karakteristiği ile ilgilidir. Tane içine dağılmış olan karbür ise östenit fazının aşınma direncini ve bununla beraber sertliğini arttırmıştır.

IV. SONUÇLAR

Yağ yoğun ısı transferi süreci yavaş, viskozitesi bakımından yüksek olduğundan dolayı mükemmel bir soğutucu görevi görmüştür.

Isıl işlem sonrasında yağda soğutma işleminde tane boyutları homojenleşmiş tanenin sınırlarında bulunan karbürler ince ve tane içerisindeki karbürlerin ise az miktarda bulunduğu belirlenmiştir.

Kokil kalıba dökülmüş numunelerde yağda soğutma sonrasında daha uniform olarak ince mikroyapı ve karbür dağılımı olduğu gözlemlenmiştir.

Referanslar

- [1] M. Sabzi and S. M. Dezfūli, "Post weld heat treatment of hypereutectoid hadfield steel: Characterization and control of microstructure, phase equilibrium, mechanical properties and fracture mode of welding joint," *J. Manuf. Process.*, vol. 34, pp. 313–328, Aug. 2018, doi: 10.1016/j.jmapro.2018.06.009.
- [2] L. Qian, X. Feng, and F. Zhang, "Deformed Microstructure and Hardness of Hadfield High Manganese Steel," *Mater. Trans.*, vol. 52, no. 8, pp. 1623–1628, 2011, doi: 10.2320/matertrans.M2011121.
- [3] G. Tęcza and R. Zapala, "Changes in impact strength and abrasive wear resistance of cast high manganese steel due to the formation of primary titanium carbides," *Arch. Foundry Eng.*, vol. 18, no. 1, pp. 119–122, 2018, doi: 10.24425/118823.
- [4] G. Tęcza and A. Garbacz-Klempka, "Microstructure of Cast High-Manganese Steel Containing Titanium," *Arch. Foundry Eng.*, vol. 16, no. 4, pp. 163–168, 2016, doi: 10.1515/afe-2016-0103.
- [5] E. G. Moghaddam, N. Varahram, and P. Davami, "On the comparison of microstructural characteristics and mechanical properties of high-vanadium austenitic manganese steels with the Hadfield steel," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 532, pp. 260–266, Jan. 2012, doi: 10.1016/j.msea.2011.10.089.
- [6] M. Azadi, A. M. Pazuki, and M. J. Olya, "The Effect of New Double Solution Heat Treatment on the High Manganese Hadfield Steel Properties," *Metallogr. Microstruct. Anal.*, vol. 7, no. 5, pp. 618–626, Oct. 2018, doi: 10.1007/s13632-018-0471-0.
- [7] J. O. Agunsoye, T. S. Isaac, and A. A. Abiona, "On the Comparison of Microstructure Characteristics and Mechanical Properties of High Chromium White Iron with the Hadfield Austenitic Manganese Steel," *J. Miner. Mater. Charact. Eng.*, vol. 01, no. 01, pp. 24–28, 2013, doi: 10.4236/jmmce.2013.11005.
- [8] S. A. Balogun, D. E. Esezobor, and J. O. Agunsoye, "Effect of Melting Temperature on the Wear Characteristics of Austenitic Manganese Steel," *J. Miner. Mater. Charact. Eng.*, vol. 07, no. 03, pp. 277–289, 2008, doi: 10.4236/jmmce.2008.73021.
- [9] B. Sardoğan, "X120Mn12 Çeliğinin Döküm Ve Isıl İşlem Şartlarının; Mikroyapı, Mekanik Ve Aşınma Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi," Karabük Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Karabük, 2022.
- [10] Sardoğan, B., Ünal, M., Türen, Y., Gören, H. A., "The Effect of Casting Method on The Microstructure Properties of X120Mn12 (Hadfield) Steel," in *4 th International Conference On Innovations In Natural Science And Engineering (ICINSE 2022)*, Oct. 2022, pp. 46–51.

Comparative Study of Effect of Melting Temperature on Wettability of Quinary Pb-free Solder Alloy

Serkan OGUZ*, Masoud Giyathaddin OBAID, Ahmet Mustafa ERER⁺,*

[#]Faculty of Science, Physics Department

Karabük University, Türkiye

mustafaerer@karabuk.edu.tr

soguz78@gmail.com

masoudobaid34@gmail.com

Abstract— In this study, Sn-2Ag-0.5Cu-1(Bi,In) (SAC-1(Bi,In)) quaternary lead-free solder alloy by adding 0.3%Al and SAC(Bi,In)-0.3Al new quinary lead-free solder alloy is produced. The spreading properties and melting temperatures of SAC(Bi,In)-0.3Al solder alloys on Cu substrate at 275, 300 and 325°C in Ar gas atmosphere were investigated. It has been reported that the lowest melting temperature (214.3°C) and contact angle (39.88°) belong to SACIn-0.3Al solder alloy. It has been reported that the addition of 0.3%Al in microalloying improves the spreading and lowers the melting temperature in the indium-containing solder alloy. It has been observed that the bismuth-containing solder alloy, on the other hand, impairs wetting and increases the melting temperature compared to the indium-containing solder alloy.

Keywords— Contact angle, DSC analysis, wettability test, lead-free solder alloy, sessile drop method.

I. INTRODUCTION

Soldering operations are used to connect semiconductors to the components of their enclosures. Electronic devices' production efficiency and reliability depend on the quality of solderability and wettability [1]. Wettability (contact angle) is an important property of solder alloys. Traditional Sn-Pb solders were the most used for electronic equipment in the past. However, since lead is a toxic substance harmful to human health, manufacturers had to use other alternatives for soldering materials [2–5]. The electronics industry in Europe is facing an impending change; A European Community Memorandum of Understanding has been published and requires the use of Pb-free soldering materials instead of conventional Sn-Pb solders throughout the Community after 1 July 2006 [6]. Among the candidates to replace Sn-Pb solders, two Sn families of eutectic alloys are noteworthy: Sn-Ag-Cu and Sn-Bi- (Ag, Cu) alloys. Sn-Ag-Cu alloys have advantages such as good wettability, superior interfacial properties, high creep resistance, and low coarsening rate [7]. Solders based on Sn-Bi in electronic packaging showed good joint strength, high creep resistance, and low coefficient of thermal expansion [8,9]. For this reason, necessary studies are carried out to develop alternative alloys instead of Sn-Pb lead solder alloys used as soldering material in the electronics industry. In sensitive studies, SAC300, SAC305, and SAC0307 Pb-free solder alloys have been considered since their melting temperature is reported at a point close to the eutectic Sn-Pb alloy (183°C), and they are low-cost

[10]. By adding the element Bi to these alloys, quaternary lead-free alloy systems were obtained (Sn-(3-x)Ag-0.5Cu-x(Bi,In), x=0.5, 1 and 2%). Among them, Sn-2Ag-0.5Cu-1Bi (SAC-1(Bi,In)) lead-free soldering has been chosen as an alternative as it has the best wetting and mechanical growth [11,12]. Wettability metrics, changes in surface tension (interfacial tension) and contact angle were based on coating. [13]. However, newly produced lead-free vapor alloys will require higher solder temperatures than the Sn-Pb eutectic (183°C) for long-lasting applications [14].

In this work, the new quinary lead-free solder alloys produced by adding trace amounts of Al to SAC-1Bi and SAC-1In alloys. The spreading properties of the quinary lead-free solder alloy on the Cu substrate in an argon atmosphere (Ar) and the mechanical properties related to the melting temperatures were investigated.

II. EXPERIMENTAL

New quinary lead-free solder alloys 96Sn-2Ag-0.5Cu-1Bi-0.3Al (SACBi-0.3Al) and 96Sn-2Ag-0.5Cu-1In-0.3Al (SACIn-0.3Al) were produced. It was homogenized for 48 hours. The chemical ratios of the newly produced quintuple lead-free solder alloys were controlled by X-ray fluorescence (XRF) analysis. Wetting properties of solder alloys on Cu substrate in Ar atmosphere were investigated by the sessile drop method. Solder alloys were melted at 275, 300, and 325°C temperatures, and Cu was allowed to drip onto the substrate. Three different positive wetting tests were performed for each alloy (SAC1(Bi,In)-0.5Al) and each temperature (275, 300, and 325°C). The video was taken with the Casio-Pro Ex-F1600 FPS model camera during the drip. In the video, contact angles were measured by looking at the screenshots at the 5th, 10th, 15th, 30th, 60th, 90th, 120th, 150th, 300th, and 600th seconds of the drops (Fig. 2). The melting temperatures of quinary lead-free solder alloys were determined by Differential Scanning Calorimetry (DSC) analysis.

Table 1. Melting temperatures of SAC(Bi,In) lead-free solder alloys according to DSC analysis.

Lead-free Solder Alloys	Melting Temperature (°C)
SACBi-0.3Al	221.0
SACIn-0.3Al	214.3

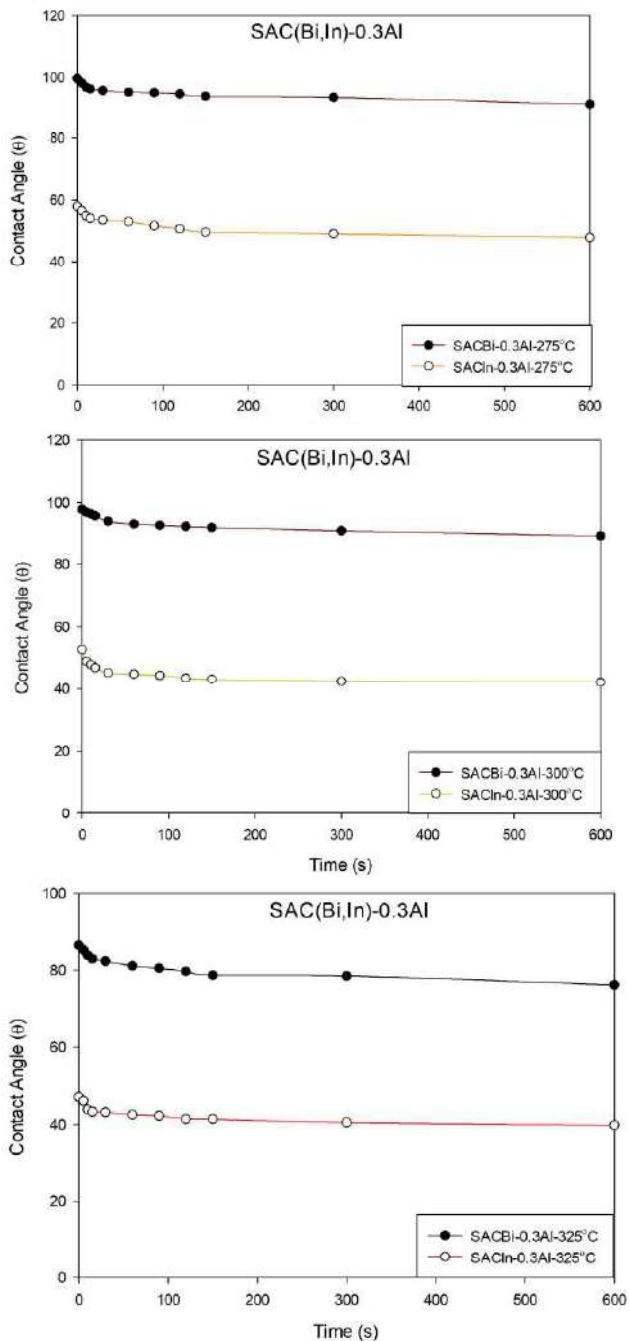


Fig. 1. Contact angle change graph of SACBi-0.3Al and SACIn-0.3Al solder alloys according to temperatures.

III. RESULTS AND DISCUSSION

The melting temperatures of SACBi-0.3Al and SACIn-0.3Al lead-free solder alloys were determined with the help of DSC analysis (Table 1).

Three positive experiments were carried out for three different temperature values (275, 300, and 325°C) of SACBi-0.3Al and SACIn-0.3Al lead-free solder alloys. Wetting graphs were drawn over the average value for each temperature value

(Fig. 1). The lowest wetting angle value was 39.88° for SACIn-0.3Al solder alloy and 76.12° for SACBi-0.3Al solder alloy.

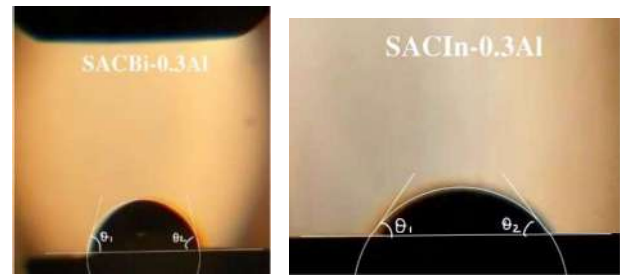


Fig. 2. Contact angle view of SAC(Bi,In)-0.3Al solder alloy on Cu substrate.

IV. CONCLUSIONS

Wetting properties of new quinary lead-free solder alloys produced by adding 0.3Al were investigated on Cu substrate. Adding 0.3Al to the indium-containing solder alloy improves the wetting properties compared to the bismuth-containing solder alloy. When the melting temperatures of SACIn-0.3Al and SACBi-0.3Al solder alloys were compared, it was observed that the melting temperature of the indium-containing solder alloy was lower. It has also been reported that there is a correlation between the melting temperatures and contact angles of SACIn-0.3Al and SACBi-0.3Al solder alloys. It has been observed that the lower the melting temperatures, the lower the contact angles. Adding 0.3% Al element to the Sn-Ag-Bi-Cu-containing solder alloys adversely affected the wetting properties of the solder alloy. Adding 0.3% Al weight of Al element to Sn-Ag-Cu-In solder alloys positively affected the solder alloy's wetting properties.

ACKNOWLEDGMENT

This work was supported by the Karabuk University Scientific Research Project (BAP). Within the scope of the Comprehensive Research Project, it was supported with the project number "KBÜBAP-21-KP-091".

REFERENCES

- [1] A. M. Erer, "Effect of Melting Temperature on Wettability of Sn-Ag-Cu Alloys on Cu Substrate," *Journal of Polytechnic*, Feb. 2018, doi: 10.2339/POLITEKNIK.399077.
- [2] V. Chidambaram, J. Hattel, and J. Hald, "High-temperature lead-free solder alternatives," *Microelectron Eng*, vol. 88, no. 6, pp. 981–989, Jun. 2011, doi: 10.1016/J.MEE.2010.12.072.
- [3] S. Kim, K.-S. Kim, S.-S. Kim, K. Sugauma, and G. Izuta, "Improving the Reliability of Si Die Attachment with Zn-Sn-Based High-Temperature Pb-Free Solder Using a TiN Diffusion Barrier", doi: 10.1007/s11664-009-0928-7.
- [4] "Overview Phase Transformations", Accessed: May 04, 2023. [Online]. Available: www.tms.org/jom.html
- [5] "(PDF) Electronics Packaging for Extreme Environments." https://www.researchgate.net/publication/228860777_Electronics_Packaging_for_Extreme_Environments (accessed May 04, 2023).
- [6] Z. Moser *et al.*, "Pb-Free Solders: Part 1. Wettability Testing of Sn-Ag-Cu Alloys with Bi Additions", doi: 10.1361/154770306X97155.
- [7] X. Liu *et al.*, "Experimental Determination and Thermodynamic Calculation of the Phase Equilibria and Surface Tension in the Sn-Ag-In System".

- [8] M. H. Braga, J. Vizdal, A. Kroupa, J. Ferreira, D. Soares, and L. F. Malheiros, "The experimental study of the Bi-Sn, Bi-Zn and Bi-Sn-Zn systems," *Calphad*, vol. 31, no. 4, pp. 468–478, 2007, Accessed: May 04, 2023. [Online]. Available: https://www.academia.edu/52518740/The_experimental_study_of_the_Bi_Sn_Bi_Zn_and_Bi_Sn_Zn_systems
- [9] R. M. Shalaby, "Effect of silver and indium addition on mechanical properties and indentation creep behavior of rapidly solidified Bi-Sn based lead-free solder alloys," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 560, pp. 86–95, 2013, Accessed: May 04, 2023. [Online]. Available: https://www.academia.edu/54875222/Effect_of_silver_and_indium_addition_on_mechanical_properties_and_indentation_creep_behavior_of_rapidly_solidified_Bi_Sn_based_lead_free_solder_alloys
- [10] M. Yang *et al.*, "Effects of Ag content on the interfacial reactions between liquid Sn-Ag-Cu solders and Cu substrates during soldering," *J Alloys Compd*, vol. 679, pp. 18–25, Sep. 2016, doi: 10.1016/j.jallcom.2016.03.177.
- [11] O. UYANIK, A. M. ERER, and Y. TÜREN, "Effect of Indium on Wettability of Sn-2Ag-0,5Cu-1In Quaternary Solder Alloy on Cu Substrate," *El-Cezeri*, vol. 6, no. 1, pp. 1–7, Jan. 2019, doi: 10.31202/ECJSE.441434.
- [12] A. M. Erer and M. Ö. Turacl, "Numerical computation of wetting angles of Sn-(3-x)Ag-0.5Cu-x(Bi,In) quaternary Pb-free solder alloy systems on Cu substrate," <https://doi.org/10.1142/S0129183120501193>, vol. 31, no. 9, Jul. 2020, doi: 10.1142/S0129183120501193.
- [13] Z. Moser, J. Pstru, W. Ga, and A. De, "Wettability Studies of Pb-Free Soldering Materials," *Int J Thermophys*, vol. 29, pp. 1974–1986, 2008, doi: 10.1007/s10765-007-0363-z.
- [14] "The thermodynamics of the surfaces of solutions," *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, vol. 135, no. 827, pp. 348–375, Mar. 1932, doi: 10.1098/RSPA.1932.0040.

BİNALARDA ENERJİ VERİMLİLİĞİNİ ARTIRICI YÖNTEMLERİN İNCELENMESİ

Esra AKGÜL¹, Abdulrezzak ERDEM², Bülent ÖZDALYAN¹,

¹Makine Yüksek Mühendisi,

²Metalurji ve Malzeme Yüksek Mühendisi, Kardemir A.Ş.,

¹Makine Mühendisliği Bölümü, Karabük Üniversitesi,

Turkey

akgulesra91@gmail.com aerdem@kardemir.com.

Özet--- Bu tez çalışmasında; 2007 yılı öncesinde inşaatı tamamlanmış bir eğitim binası referans alınarak bina yalıtımı, ısıtma sistemi ve elektrik sistemleri incelenmiştir. Yapılan bu etüt çalışmasında; enerji tüketiminin verimliliği açısından binanın yapı bileşenlerinin, yapı unsurları, ısıtma ve elektrik tesisatının analizi yapılarak enerji tüketimi ve çevreye bırakılan CO₂ miktarı hesaplanmıştır. İlgili yönetmelik ve standartlara göre uygulanabilir öneriler sunularak tüketilen enerji ve CO₂ miktarı hakkında bilgilere ulaşılmıştır. Mevcut durum ile öneriler doğrultusunda iyileştirilmiş bina durumu arasında tüketilen enerji ve atmosfere saldıgı CO₂ miktarı kıyaslanmıştır.

I.GİRİŞ

Enerji, son zamanlarda ülkelerin gelişme ve kalkınmalarını sağlamada birincil derecede önemli stratejik araçlardan bir tanesi haline gelmiş durumdadır. Enerji kaynaklarını verimli ve çevreye en az zarar verecek şekilde dinamik olarak kullanmak, ülkemizin sürdürülebilir kalkınma hedefleri içerisinde yer almaktadır. Enerjinin verimli kullanılması; yaşam standartlarından ve hizmet kalitesinden vazgeçmek veya üretim kalitesini ve miktarını düşürmek anlamına gelmemektedir. Bu standartları koruyarak ürün başına enerji tüketiminin düşürülmesiyle, enerji verimliliği sağlanabilmektedir.

Bu çalışmada; 2007 öncesinde inşaatı tamamlanmış bir eğitim binası referans alınarak bina yalıtımı, mimari yapı incelenmiştir. Yapılan bu etüt çalışmasında; enerji tüketiminin verimliliği açısından binanın yapı bileşenlerinin analizi yapılarak çevreye bırakılan CO₂ miktarı hesaplanmıştır. İlgili yönetmelik ve standartlara göre uygulanabilir öneriler sunularak tüketilen enerji ve CO₂ miktarı hakkında bilgilere ulaşılmıştır. Mevcut durum ile öneriler doğrultusunda iyileştirilmiş bina durumu arasında tüketilen enerji ve atmosfere saldıgı CO₂ miktarı kıyaslanmıştır.

II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bina etüdü, 1984 yılında projelendirilmiş, 1998 yılında hizmete açılmış ve halen eğitim sektörüne hizmet vermekte olan 75. Yıl Karabük Anadolu Lisesi'nde yapılmıştır. Türkiye'de enerji verimliliğine dair gelişmeler, ilgili yönetmelik ve kanunların eşliğinde, 2007 yılından itibaren düzenlenmeye başlanmıştır. Bina seçimi yapılırken 2007 yılından önce ruhsatını almış olması göz önünde bulundurulmuştur.

Çizelge 1. 75. Yıl Karabük Anadolu lise binası genel bilgileri.

1	Binanın Adı	75.Yıl Karabük Anadolu Lisesi
2	İnşaat Yılı	1984
3	Kullanım amacı	Öğretim binası
4	Kapalı Hacim	16065 m ³
6	Kullanım Alanı	5141 m ²
7	Kontenjan	580
10	Isıtma Sistemi	Merkezi sistem (Doğalgaz)
11	Soğutma Sistemi	Split Klima
12	Yalıtım Durumu	Yalıtımsız
13	Çalışma Saatleri	Hafta içi 8:30- 15:55

A blok, 850 m² taban oturum alanı ve 9 m kat yüksekliği ile spor salonuna hizmet verecek şekilde tek katlı tasarlanmış olup, içerisinde giyinme odaları, sahne arkası hacimler ve lavabolar bulunmaktadır. B ve C bloklar ise toplamda 1250 m² taban oturum alanı ile B Blok 19,7 m, C Blok 10,2 m saçak yüksekliğine sahip olup, bodrum katta kazan dairesi, kafeterya ve depolar, zemin ve normal katlar ise ortalama 50 m² kullanım alanı olan derslikler, idari birimler, müzik sınıfı, resim sınıfı, fen laboratuvarları, konferans salonu ve lavabolardan oluşmaktadır.

Binanın TS 825 standartlarına uygunluğunun tespiti için her bir yapı elemanının ısı iletkenlik katsayı değerlerine ihtiyaç duyulmaktadır. TÜRKAK tarafından kalibre edilmiş, SDL200 tip göstergeli sıcaklık ölçer cihazından faydalanarak dış duvar ve pencerelerin ısı iletkenlik katsayıları hesaplanmıştır.

Cihazdaki dört prob çıkışından T1 ve T4 verileri sırasıyla dış ve iç sıcaklıkları vermekteyken, T2 ve T3 verileri sırasıyla yapı elemanının dış ve iç yüzey sıcaklıklarını vermektedir.



Şekil 1. Göstergeli sıcaklık ölçer cihazı prob bağlantı detayı.

Ölçüm sonucu elde edilen sıcaklık verilerinde Newton'un soğutma yasasından faydalanılarak "U" ısı iletim katsayısı değeri hesaplanmıştır.

Dış hava temaslı tuğla duvara bağlı olarak Şekil 2'de verilen göstergeli sıcaklık ölçer cihazı ile sıcaklık değerleri ölçülmüştür.



Şekil 2. Sıcaklık ölçer cihazı tuğla duvar verisi

Dış hava temaslı betonarme duvar hesaplama verileri aritmetik ortalama alınarak hesaplanmıştır. Şekil 3'te dış hava temaslı betonarme duvar sıcaklık ölçer cihazı ve betonarme duvar verisi gösterilmiştir.



Şekil 3. Dış hava temaslı betonarme duvar sıcaklık ölçer cihazı ve verisi

III. DENEYSEL SONUÇLAR

Mevcut binanın dış kabuğunda yalıtım olmadığından dolayı yapı elemanlarının ısı iletim katsayısı değerleri, TS 825 standartlarına göre kabul edilmesi uygun görülen en yüksek değerlerin üzerindedir. TS 825 standardına göre tavsiye edilen U değeri dış duvar için 0,48 W/m²K, tavan için 0,28 W/m²K ve taban için 0,43 W/m²K U ısı geçirgenlik katsayısı değerleri tavsiye edilmiştir.

Binanın mevcut durumu analiz edildiğinde yapı elemanlarının ısı iletim katsayısı değerleri TS 825'te tavsiye edilen üst değerlerin üstünde çıkmıştır. Tuğla duvar ısı iletim katsayısı 1,827 W/m²K, betonarme dış duvarın 2,614 W/m²K, ısıtılmayan iç ortama bakan döşemenin 1,849 W/m²K, üzeri çatılı tavan döşemesinin ise 2,562 W/m²K değerleri bulunmuştur. Bu değerler ve kullanım alanları ile birlikte hesap yapıldığında mevcut bina ısıtma enerjisi ihtiyacı standartlara uygun bulunmamıştır. Binada enerjinin verimli kullanılması adına, binayı standartlara yaklaştırmak önemli bir adım olacağı öngörüsüyle yola çıkılarak yapı elemanlarının ısı iletim katsayısı değerlerinde iyileştirme önerisi üzerinde durulmuştur. TS 825 standartlarında tavsiye edilen ısı iletim katsayısı değerlerin çok üzerinde olan ve ısıtılmayan ortamlara bakan yapı elemanlarına, yalıtım uygulanarak yıllık ısıtma enerjisi ihtiyacının düşürülmesi hedefine ulaşılmıştır.

Isı kaybının en fazla gerçekleştiği tuğla ve betonarme dış duvarlara, 6 cm kalınlığında 0,035 W/m²K ısı iletim katsayısına sahip taş yünü uygun görülerek hesaplama yapılmıştır.

Yalıtım uygulanarak iyileştirilmiş durumda tuğla duvarın ısı iletim katsayısı 1.827 W/m²K'den 0.437 W/m²K'e, betonarme duvarın ısı iletim katsayısı ise 2.614 W/m²K'den 0,471 W/m²K'e düşürülerek ısı iletim katsayısı

değerleri TS 825 standartlarında tavsiye edilen değerlere indirgenmiştir.

Aynı şekilde ısıtılmayan iç ortama bakan döşemede 6 cm ekstrüde polistiren köpük kullanılarak 1,849 W/m²K olan U değeri 0,394 W/m²K'e, toprak temaslı döşeme üzerine 5 cm ekstrüde polistiren köpük kullanılarak 1,595 W/m²K olan U değeri 0,432 W/m²K'e, üzeri çatılı tavan döşemesinde ise 12 cm yüksekliğinde 0,035 W/m²K ısı iletkenliğine sahip taş yünü uygulandığında 0,61 W/m²K olan U ısı iletim katsayı değeri 0,262 W/m²K'e düşürülerek standartlara uygunluk sağlanmıştır.

Binayı standartlara yaklaştırmak ve enerjiyi verimli kullanmak adına dış hava temaslı ve ısıtılmayan iç ortamlara bakan yapı elemanlarına yalıtım önerisi değerlendirilerek, yıllık ısıtma enerjisi ihtiyacı 268.250 kWh olarak hesaplanmış ve enerjiden yaklaşık %53 tasarruf sağlanmıştır.

Aynı zamanda 104,14 ton CO₂/yıl olan emisyon miktarından da aynı oranda tasarruf edilerek 48,25 ton CO₂/yıla düşürülmüştür.

IV. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada elde edilen sonuçlar aşağıda listelenmiştir.

1. Tüketimin en fazla olduğu ısıtma sistemi incelendiğinde binanın yıllık ısıtma enerjisi ihtiyacı 571.811 kWh olarak bulunmuştur. Yapılan ölçümlerde bina yapı elemanlarını ısı iletkenlik değerleri TS 825 standartlarının üstünde olduğu görülmüştür. Binanın ısı kaybeden yüzeyleri yalıtıldığında yıllık ısıtma enerjisi ihtiyacı 268.250 kWh olarak hesaplanmıştır.

2. Hesaplanan bu 268.250 kWh enerji tasarrufu ile yıllık 37.705 TL tasarruf edileceği hesaplanmıştır. Yalıtım için istenen teklifler sonucunda ortalama 243.660,00 TL değerinde olan yatırım maliyeti göz önünde bulunduğunda, sistemin geri ödeme süresinin 6,4 yıl olduğu hesaplanmıştır.

3. Isıtılmayan ortama bakan yapı elemanlarında yapılan izolasyon ile enerjiden %53 tasarruf sağlamanın yanı sıra atmosfere salınan sera gazlarından 55,28 ton CO₂/yıl azalma sağlanmıştır.

Teşekkür

Bu makaleyi yazmamda büyük emeği olan aynı zamanda tez danışmanım kıymetli ve değerli hocam Prof Dr. Bülent ÖZDALYAN'ın yakın zamanda kaybetmemizin derin hüznü içerisindeyim. Değerli hocama bana öğrettikleri için teşekkür eder, yüce Allah'tan rahmet dilerim. Ruhu şad olsun.

Referanslar

1. Soner, T. ve Söğüt, Z., "Türkiye 'de bina sektöründe enerji verimlilik projeksiyonu ve çevresel performansları değerlendirilmesi", *Türk Tesiat Mühendisleri Derneği*, 82 Kasım/Aralık, (2012).
2. "2015-2019 Stratejik Plan", *T.C. Enerji ve Tabii Kaynaklar Bakanlığı*, (2017).
3. Bahadır, M., "Diyarbakır ilindeki kamu binalarında enerji verimliliği tekno- ekonomik analizi", Yüksek Lisans Tezi, *T.C. Harran Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Şanlıurfa, (2016)
4. Koç, E., Kaplan, E., "Dünyada ve Türkiye'de Genel Enerji Durumu-I Dünya Değerlendirmesi", *Termodinamik Dergisi*, 187: 70-80 (2008).
5. "Dünya ve Türkiye enerji ve tabii kaynaklar görünümü", *T.C. Enerji Ve Tabii Kaynaklar Bakanlığı Strateji Geliştirme Başkanlığı*, (2017).
6. Esra AKGÜL "2007 öncesi binalarda enerji verimliliğini artırıcı yöntemler ve çevresel etkilerinin incelenmesi" Yüksek Lisans Tezi, 2019.

Sürekli Döküm Tandışlerinde Çarpma Havuzu Optimizasyonu ve Çelik Temizliğine Etkisinin İncelenmesi

Ömer ONAT *, Berkay YILMAZ *, Ümit ŞEN*, Ayberk ÖZDUMAN*, M.Emre TURAN#

*Kardemir A.Ş.

#Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü

*oonat@kardemir.com

*beyilmaz@kardemir.com

*usen@kardemir.com

*aozduman@kardemir.com

#memreturan@karabuk.edu.tr

Özet — Günümüzde çelik malzemelerin kullanımı, ilerleyen teknoloji ile paralel olarak yürümekte ve kompleks nihai ürünler imal edilmektedir. Bu sebeple sektörde yarı mamul imalatı yapan firmalardan, vasıflı çelik üretimi beklentisi gün geçtikçe artmaktadır. Bu noktada, yönetilen çelik üretim proseslerinin yanı sıra bu proseslerde kullanılan sarf malzemelerin de temiz çelik elde edilmesindeki rolü önem arz etmektedir. Bu çalışma kapsamında, Kardemir A.Ş. 4 No'lu Sürekli Döküm Makinesinde tandış içerisinde çarpma havuzu optimizasyonu fiziksel su modellemesi yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Bu modellemeye göre dizayn ve imal edilen çarpma havuzları, otomotiv sanayine yönelik üretilen MnB serisi çeliklerin dökümünde kullanılmıştır. Bu bağlamda gerçekleştirilen deneysel araştırmalardan çıkarılan bulgular doğrultusunda üretilen vasıflı çelik kalitelerinde çelik temizliği irdelenmiştir.

Anahtar Kelimeler — Sürekli döküm, fiziksel su modelleme, Çarpma havuzu, temiz çelik, tandış akış kontrolü, inklüzyon yüzdürme

I. GİRİŞ

Dünya çelik üretiminin %92,8'i sürekli döküm prosesiyle yapılmaktadır[1]. Sürekli döküm yönteminin çelik üretiminde yaygın kullanımından dolayı; proses ve kullanılan ekipmanlar, literatürde birçok araştırmaya konu olmuştur. Bu araştırmaları, son yıllarda vasıflı ve temiz çeliklere olan talebin artışı da desteklemiştir[2].

Bir sürekli döküm yarı mamulün kalitesini belirlemede kullanılan önemli bir indeksin, dökülen çeliğin ihtiva ettiği metal olmayan inklüzyonlar olduğu bilinmektedir[3]. Bu noktada, sürekli döküm prosesinde, tandış sistemi önemli bir rol üstlenmektedir[4]. Tandış, içine giren ve daha sonra kalıba boşaltılan sıvı metalin akışını şekillendirdiği için sürekli döküm makinelerinin kilit bir elemanıdır[5]-[6]. Çeliğin sürekli dökümünü istikrarlı bir işlem haline getirmeye yardımcı olur ve dökülen sıvı çelik kalitesinin iyileştirilmesine önemli ölçüde katkıda bulunur[7]-[8]. Geleneksel olarak pota ile bakır kalıp arasında ara havuz görevi gören tandışlar, üstün çelik kalitesine

yönelik artan taleple birlikte sıvı çelik arındırma reaktörü işlevini de kazanmıştır[9].

Çeliklerde temizlik indeksi üretilen çelik kalitesine göre değişkendir. İlaveten, çelik temizlik talebi yarı mamulün girdi olacağı nihai proses ve kullanım alanına istinaden değişkenlik göstermektedir. Bu bağlamda, metalik olmayan empürilerin şekil, morfoloji, kompozisyon ve dağılımı çelik üretiminde önemli rol oynar. Inklüzyondan tamamen arınmış bir çelik üretmek imkânsızdır ancak miktar ve boyutları inklüzyon mühendisliği yaklaşımları ile çelik kalitesine göre azaltılmaya çalışılmaktadır[10]. Otomotiv, lastik teli, yaylık çelikler gibi çeliklerin üretildiği ve çelik imalat prosesinde inklüzyon mühendisliğinin önemli yer kapladığı[11] nihai çelik ürünlerdeki empürite ve inklüzyon boyutları Tablo 1'de gösterilmiştir.

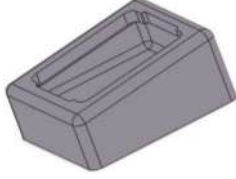
TABLO 1

NİHAİ ÇELİK ÜRÜNLERDEKİ EMPRÜTE VE İNKLÜZYON BOYUTLARI

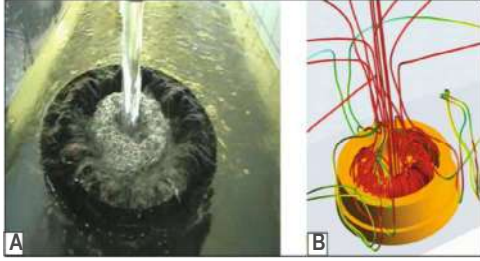
Nihai Mamül	Müsaade Edilen Maks. Empürite Oranı	Müsaade Edilen Maks. Inklüzyon Boyutu
Otomotiv Sac	C≤30 ppm N≤30 ppm	100 µm
Hat Borusu	C≤30 ppm N≤30 ppm T.O ≤20 ppm	100 µm
Lastik Teli	H≤2 ppm N≤40 ppm T.O ≤15 ppm	10 µm,20 µm
Tel	N≤60 ppm T.O ≤30 ppm	20µm

Metalik olmayan inklüzyon içeriği bakımından çelik temizliğinin sağlanması için tandış içerisinde çeşitli yöntemler ile rafinasyon yapılmaktadır[12]. Tandış içerisindeki, sıvı metal rafinasyon koşulları; büyük ölçüde metalik eriyik ve metalik olmayan inklüzyonların dağılımını ve akış dinamiklerini belirleyen hidrodinamik süreçlere bağlıdır. Bu süreçler, çelik için sürekli döküm işleminin özelliklerini ve parametrelerini birleştirmek üzere optimize edilmiş belirli

geometrik parametrelere sahip özel refrakter ekipmanların eklenmesiyle değiştirilebilen tandişin iç geometrisi tarafından belirlenir[13]. Bu bağlamda kullanılan mühendislik ekipmanlarından birisi de, çarpma havuzlarıdır. Bu ekipmanlardan, potanın ilk açılışta tandişe çelik dolumu esnasında sıçramaları azaltması, tandiş örtü tozunda sıvı çelik akışı kaynaklı açılmaları minimize etmesi, inklüzyonların yüzdürülerek tandiş cürufu tabakasına ulaştırılması gibi konularda katkı sağlanması beklenmektedir[14]. Konvansiyonel çarpma havuz görseli ve çarpma havuzlarının hidrodinamik fiziksel ve matematiksel hesaplamalarla birlikte yönetilen süreçlerine yönelik örnek bir görsel Şekil 2'de gösterilmiştir.



Şekil 1. Konvansiyonel çarpma havuzu



Şekil 2. A) Fiziksel su modellemesi B) Matematik modelleme ile çarpma havuzu hidrodinamik süreçleri[13].

II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Çelik endüstrisindeki mevcut durum ve çelik üretim maliyetini düşürme zorunlulukları ışığında, çeliğin temizliği ve uygulanabilirlik potansiyeli açısından etkinliğini doğrulamak için tandiş optimizasyonları ayrıntılı olarak incelenmektedir[15]-[16]. Bu noktada tandiş içerisinde kullanılan donanımların, tasarım aşamasında teorik olarak fikir edinilmesi için çeşitli modelleme yöntemleri kullanılmaktadır[17]. Tandiş içerisinde çelik akışı gözlemlenmesi kapsamında yaygın olarak kullanılan modelleme yönteminin fiziksel su modellemesi olduğu bilinmektedir. Bunun sebebi, 20°C'deki suyun fiziksel ve kinetik özelliklerinin, 1600°C'deki sıvı çeliğin ilgili özellikleriyle benzerliğine dayanmaktadır[17]. Bu doğrultuda potadan tandişe akan çeliğin kinetik enerjisini sönmüleyen ekipmanın (turbostop sistemi) performansı, teorik olarak su modellemesi ile izlenmektedir.

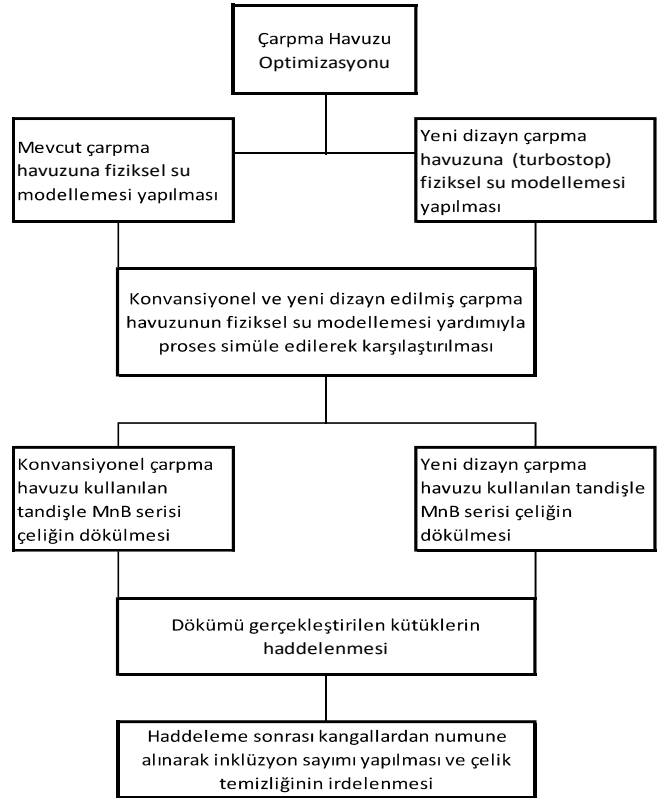
Çarpma bölgeleri, üretici farklılıklarına bağlı değişiklik gösteren dizaynları doğrultusunda tandişe giren çeliğin ilk akış ve dağılımındaki davranışlarını büyük ölçüde etkiler[18]. Bununla birlikte, çelik dökümü sırasında turbostop donanımlı

tandişlerin, çelik içerisinde bulunan ve metalik olmayan inklüzyonları etkili bir şekilde giderip gideremeyeceğini belirlemek de önem arz etmektedir[19].

Bu çalışmada, Kardemir A.Ş. bünyesinde bulunan; 150 x 150 ve 170 x 170 kesitlerde kütük dökülebilen 5 yollu ve 9 mt. Radius'a sahip 4 No'lu Sürekli Döküm Makinesi tandişlerinde kullanılan iki farklı çarpma bölgesinin optimizasyonu gerçekleştirilmiştir. Bu optimizasyon kapsamında, mevcutta kullanılan ve yeni dizayn olmak üzere iki farklı çarpma bölgesi için teorik su modellemesi yapılmıştır. Teorik çalışmaları değerlendirilen çarpma bölgelerinin üretimleri gerçekleştirilmiş ve tandişlere yerleştirilmiştir. Bu tandişler, otomotiv sanayine yönelik vasıflı çelik gamında yer alan MnB serisi çeliklerin dökümünde denenmiştir. Dökümü gerçekleştirilen kütükler, Kardemir A.Ş. Çubuk ve Kangal Haddhanesinde müşteri siparişine uygun ebatta kangal olarak haddelenmiştir. Deneme dökümlerinin gerçekleştirildiği kütüklerden üretilen kangallardan numune alınmış ve ASTM E-45 metoduna göre inklüzyon sayımı yapılmıştır. Bu doğrultuda, kullanılan çarpma bölgelerinin çelik temizliğine etkisi incelenmiş ve bulgular ışığında irdelenmiştir.

A. Çalışma Prosedürü

Çalışma kapsamında izlenen yol ve gerçekleştirilen çalışmalar Şekil 3'te şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3. Çalışma Prosedürü

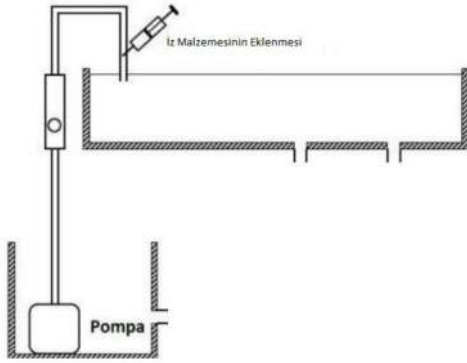
B. Çarpma Havuzu Optimizasyonu

Potadan tandiše kararlı akış için tandiș dizaynı ve çalışılabilen optimum sıvı metal seviyesi önem arz etmektedir. Bu koşulların tandiș ekipmanlarıyla birlikte uyumlu çalışmasını, pratik üretim öncesinde öngörebilmek adına matematiksel ve/veya fiziksel modelleme yöntemleri kullanılmaktadır. Bu modelleme çalışmaları sonrasında, tandiș ve akış yönlendirme – koruma ekipmanlarının nihai dizaynı tamamlanır ve inklüzyon sayısını minimuma indirmek, sıvı çeliğin potadan tandiše, tandișten bakır kalıplara akışı esnasında yeni inklüzyon oluşumuna mahal vermemektir[20].

Fiziksel su modellemelerinde; düşük sıcaklıktaki su, takriben 20°C, tandișteki ergimiş metali yansıtır[12]. Fiziksel su modellemelerinde, ölçekli tandiș model çalışmasındaki su akışı üretim tandișindeki sıvı çelik akışının hidrodinamik ve fiziksel değişimi görülmektedir. Bir diğer metod olan matematiksel modellemede ise akış ve akış türbülansı etkileri Navier Stokes denklemi ile açıklanmaktadır. Kararlı sınır durumlarıyla birlikte bu denklemin çözülmesi, türbülans ve hız davranışları için öngörü ve bilgi sağlamaktadır[21].

C. Fiziksel Su Modelleme Uygulamaları

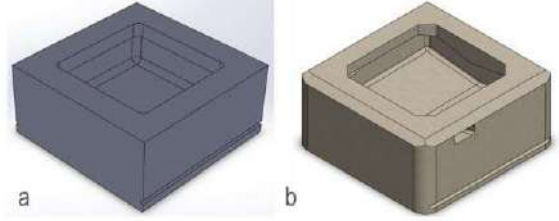
Fiziksel su modellemelerinde belirli bir ölçeğe göre küçültülmüş tandișler kullanılır. Bu modelleme çalışmalarında endüstriyel şartlar tam olarak simüle edilebilirse; ilk tandiș dolumundaki sıçramalar, tandiș yüzeyinde dalga oluşumu ve yüzey türbülansı, inklüzyon yüzdürme davranışı, sıvı çeliğin minimum bekleme süreleri gibi parametreler detaylı olarak izlenebilmektedir. Fiziksel su modellemelerinde kullanılan düzeneğin bir örneği Şekil 4'te gösterilmiştir.



Şekil 4 Fiziksel Su Modelleme Düzeneği[12]

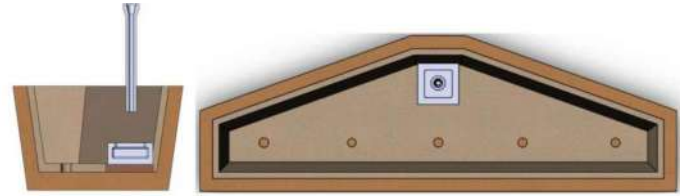
Bu çalışma kapsamında Vesuvius firması tarafından Kardemir'de kullanılan tandișin 1/3 ölçeğinde küçültülmüş hali imal edilmiştir. Deneysel çalışmalarda çelik davranışını yansıtmak için su kullanılmıştır. Bu bağlamda, tandiș içerisindeki sıvı çelik gözlenebilmiştir. Çalışmada, mevcutta kullanılan çarpma havuzu ve özel dizayn edilmiş Turbostop

adı ile anılan çarpma havuzu kullanılmıştır. Sonrasında, su modellemesi ile edinilen çıktılar irdelenmiştir. Modellemede tandiș içerisine yerleştirilen konvansiyonel çarpma bölgesi Şekil 5 a ve turbostop Şekil 5 b'de gösterilmiştir.



Şekil 5. a) Konvansiyonel çarpma bölgesi b) Yeni dizayn çarpma bölgesi (turbostop)

Modellemede pota akış bölgesi ortalanarak tandiș içerisine yerleştirilmiş konvansiyonel çarpma bölgesi Şekil 6'da, turbostop Şekil 7'de gösterilmiştir.



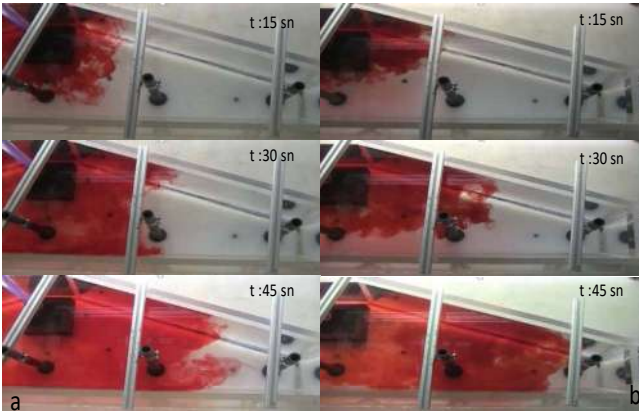
Şekil 6. Tandiș içinde konvansiyonel çarpma bölgesi



Şekil 7. Tandiș içinde turbostop çarpma bölgesi

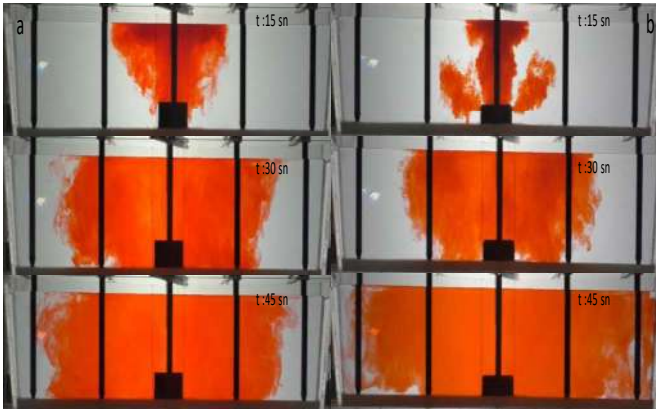
1) 32 Ton Nominal Çalışma Seviyesinde Kararlı Akış:

Şekil 8'de gösterilen ve nominal çalışma seviyesindeki modelleme görseli devam eden döküm prosesi esnasındaki akışın değişken zaman davranışlarını temsil etmektedir. Bu deneydeki amaç; kararlı şartlarda devam eden proseste sıvı çelik hareketlerini kapsamlı bir şekilde gözlemlemek ve tandiș içerisinde gerçekleştirilecek optimizasyonlar için öngörü sahibi olabilmektir.



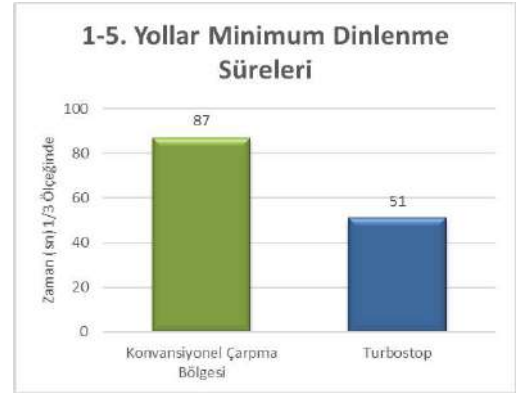
Şekil 8. Kararlı döküm sırasında sıvı çelik akışı a) konvansiyonel çarpma bölgesi b) Turbostop

Devam eden proses sırasındaki önden görünüş Şekil 9'da gösterilmiştir.

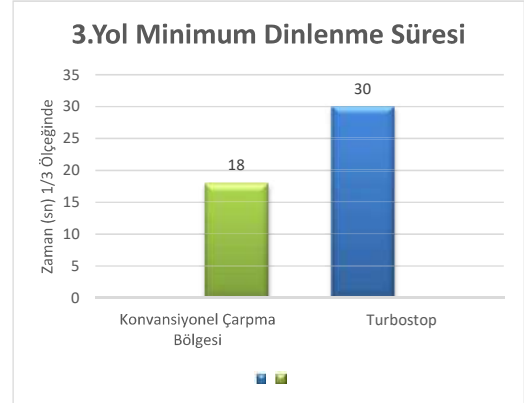


Şekil 9. a) Konvansiyonel çarpma bölgesi b) Turbostop

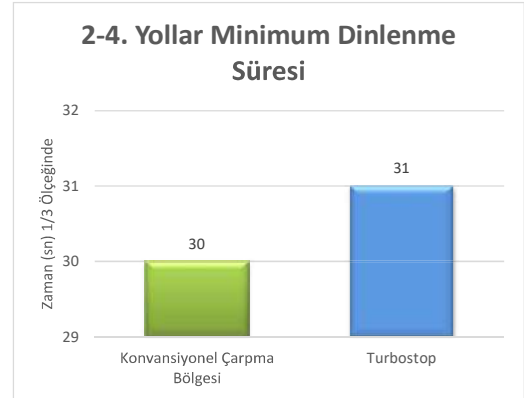
Literatürde yer alan verilerin çoğu iki yollu tandişler için yazılmıştır. Fakat çok yollu tandişlerde sıvı çelik akışı çok daha karmaşıktır ve döküm esnasında birçok sorun ortaya çıkabilmektedir. Bu sorunlardan bir tanesi de; yollar arasında sıcaklık ve kimyasal bileşim farkı olabilmesidir[22]. Bu nedenle bütün yollardaki akış karakteristiğinin optimizasyonu ve bütün yollar arasındaki dengeli akış özelliklerinin sağlanması gerekmektedir[22]. Bu bilgiler ışığında, bütün yollardaki homojenizasyonun sağlanması gerekliliği doğmakta ve bunun tandiş içerisindeki sıvı çeliğin yollara ulaşma süreleriyle ilişkili olduğu ortaya çıkmaktadır. Devam eden kararlı proses esnasında tandiş içerisindeki çeliğin yollara ulaşma (minimum bekleme süreleri), Şekil 10-12'de gösterilmiştir.



Şekil 10. 1-5. Yollar minimum bekleme süreleri



Şekil 11. 3. Yol minimum bekleme süreleri



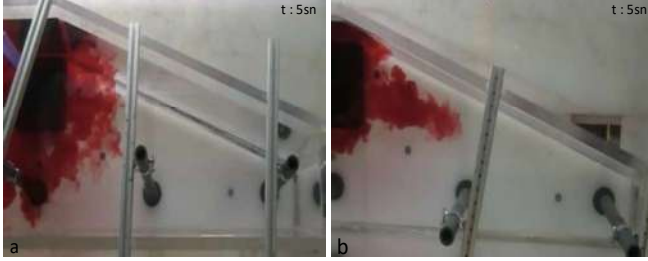
Şekil 12. 2-4. Yollar minimum bekleme süreleri

Devam eden döküm prosesinde, konvansiyonel çarpma havuzu ve turbostop karşılaştırıldığında;

- 3. Yolda turbostop kullanımı ile minimum dinlenme süresinin %60 arttığı,
- 2 ve 4. Yollarda dinlenme sürelerinin neredeyse eşit olduğu,
- 1 ve 5. Yollarda turbostop kullanımı ile dinlenme süresinin % 40 azaldığı görülmüştür.

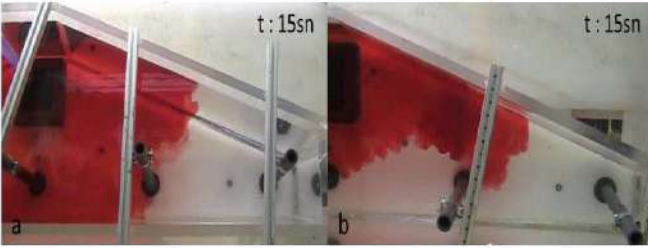
2) Bindirme Döküm (pota değişimi) Esnasındaki Akış:

Şekil 13'te gösterilen ve bindirme esnasındaki modelleme görseli pota değişimi sırasındaki akışın değişken zaman davranışlarını temsil etmektedir. Bu deneydeki amaç; bindirme döküm esnasında sıvı çelik hareketlerini kapsamlı bir şekilde gözlemlemektir.



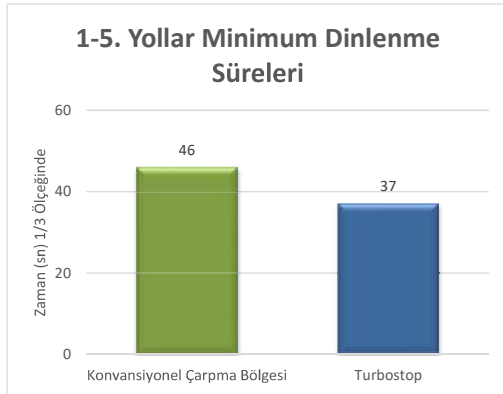
Şekil 13. Bindirme esnasında sıvı çelik akışı t: 5 sn a) konvansiyonel çarpma bölgesi b) Turbostop

Pota bindirildikten ve açıldıktan 15 saniye sonraki akış davranışı Şekil 14'te gösterilmiştir.

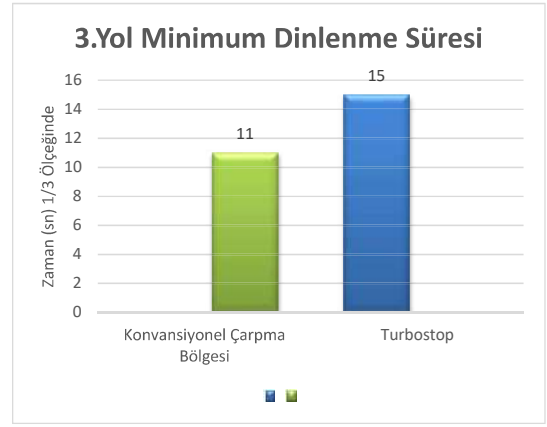


Şekil 14. Bindirme esnasında sıvı çelik akışı t: 15 sn a) konvansiyonel çarpma bölgesi b) Turbostop

Bindirme döküm esnasında sıvı çeliğin yollara ulaşma (minimum bekleme süreleri), Şekil 15-17'de gösterilmiştir.



Şekil 15. 1-5. Yollar minimum bekleme süreleri



Şekil 16 3. Yol minimum bekleme süreleri



Şekil 17. 2-4. Yollar minimum bekleme süreleri

Bindirme döküm esnasında konvansiyonel çarpma havuzu ve turbostop karşılaştırıldığında;

- Pota değişimi esnasında turbostoplu tandişte, orta yollarda türbülansın azaldığı,
- Turbostop kullanımı ile 3. yolda minimum dinlenme süresinin % 36 arttığı,
- Turbostop kullanımı ile 1-5. Yollarda minimum dinlenme süresinin % 26 azaltıldığı ve bu doğrultuda kenar yollarda akış dengesinin sağlandığı,
- Turbostop kullanımı ile 2-4. Yollarda minimum dinlenme süresinin % 33 arttığı görülmüştür.

Ç. Endüstriyel Deneme Dökümlerinin Gerçekleştirilmesi

Kardemir A.Ş bünyesinde dört adet sürekli döküm makinesi bulunmaktadır. Bu çalışma kapsamında, 150 x 150 ebatlarında, 9mt. Radius, 32 Ton nominal tandiştir tonajına sahip SDM-4'te endüstriyel denemeler planlanmıştır. Bu doğrultuda, otomotiv sanayine yönelik üretimi gerçekleştirilen ve vasıflı çelik statüsünde bulunan MnB serisi çeliklerde deneme dökümleri gerçekleştirilmiştir.

1) Çelik Kimyasal Analizi

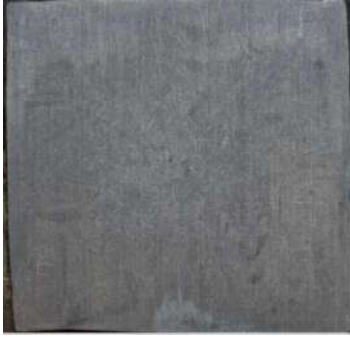
Çalışma kapsamında dökümü gerçekleştirilen 20MnB4 kalite çeliğin, Spektrolab marka optik emisyon spektrometre analiz cihazı ile tamamlanan kimyasal analizleri Tablo 2’de gösterilmiştir.

TABLO 2
SIVI ÇELİK KİMYASAL ANALİZLERİ

Kimyasal Analiz (%)	C	Mn	Si	S
Konvansiyonel Çarpma Bölgesi Kullanılan Döküm	0.22	1.01	0.041	0.006
Turbostop Kullanılan Döküm	0.21	1.00	0.074	0.006

2) Makro Numune İncelemesi

Çalışma kapsamında, turbostop ve konvansiyonel çarpma havuzu ile dökülen kütüklerden alın yüzeyi makro numuneleri alınmış ve Şekil 16-17’de gösterilmiştir.



Şekil 16. Konvansiyonel çarpma bölgesi ile dökülmüş kütük alın makro numunesi



Şekil 17. Turbostop ile dökülmüş kütük alın makro numunesi

3) İnküzyon Sayımı

Metalik olmayan inküzyonlar, iki gerçek nedeniyle çeliğin doğal bileşenidir. Birincil sebep; demir mineral cevherlerini indirgemek için karbon malzemelerin kullanılması, diğeri ise çeliğin kompleks bileşimidir. Demir yapımı sırasında indirgeyici olarak karbon malzemeler kullanıldığından, çelik üretim sürecinde fazla karbonu uzaklaştırmak için sıcak metale

oksijen enjekte edilmesi gerekir ve afinitesi demirden daha aktif olan belirli elementler deoksidant olarak kullanılır. Böylece metalik olmayan oksit inküzyonları oluşur. İlaveten, çeliğin kompleks bileşimi dolayısıyla erimiş çeliğin rafine edilmesi işlemi sırasında çözünmüş oksijen ve kükürt ile reaksiyona girer ve böylece metalik olmayan inküzyonlar da proses doğası gereği oluşur[23].

Metalik olmayan inküzyonların çelik ürünlerdeki mevcudiyetinin; mekanik özellik[24], yüzey kalitesi[25], yorulma özelliği[26], üzerinde olumsuz bir etkiye sahip olduğu literatürde yapılan çalışmalar kapsamında bilinmektedir. İlaveten, çelik saflığı ve temizliğini de etkileyen en önemli faktörlerden biridir[27].

Bu çalışmada, konvansiyonel çarpma havuzu ve turbostop ile dökülmüş kütükler, müşteri siparişine uygun olarak çaplarda haddelenmiştir. 20MnB4, 23MnB4, 27MnB4 kalite çeliklerin değişken çaplarda haddelenmesi sonrasında kangallardan numune alınarak, ASTM E45 metoduna uygun olarak inküzyon sayımı yapılmıştır. Bu doğrultuda, çelik temizliği irdelenmiştir.

20MnB4, 23MnB4, 27MnB4 kalite Ø 5,5-12-16-20 ebatlı kangallardan alınmış numunelere ait inküzyon sayım sonuçları Tablo 3, Tablo 4, Tablo 5, Tablo 6’da gösterilmiştir.

TABLO 3
Ø 5,5 20MNB4 KALİTE KANGAL İNKÜZYON SAYIM SONUCU

Tandış Durumu	Sülfür A		Alümina B		Silikat C		Küresel D	
	Fine	Thick	Fine	Thick	Fine	Thick	Fine	Thick
Konvansiyonel Çarpma Havuzu	0,5	0,0	2,0	0,0	0,0	0,0	4,0	0,5
Turbostop	0,0	0,0	0,5	0,0	0,0	0,0	1,5	0,5

TABLO 4
Ø 12 23MNB4 KALİTE KANGAL İNKÜZYON SAYIM SONUCU

Tandış Durumu	Sülfür A		Alümina B		Silikat C		Küresel D	
	Fine	Thick	Fine	Thick	Fine	Thick	Fine	Thick
Konvansiyonel Çarpma Havuzu	0,0	1,5	1,0	0,0	0,0	0,0	3,0	0,0
Turbostop	0,0	0,5	0,0	0,0	0,0	0,0	1,5	0,5

TABLO 5

Ø 16 27MnB4 KALİTE KANGAL İNKLÜZYON SAYIM SONUCU

Tandış Durumu	Sülfür A		Alümina B		Silikat C		Küresel D	
	Fine	Thick	Fine	Thick	Fine	Thick	Fine	Thick
Konvansiyonel Çarpma Havuzu	0,0	0,0	1,5	2,5	2,0	1,5	2,0	0,5
Turbostop	0,0	0,0	1,5	0,0	0,0	0,0	1,5	0,5

TABLO 6

Ø 20 27MnB4 KALİTE KANGAL İNKLÜZYON SAYIM SONUCU

Tandış Durumu	Sülfür A		Alümina B		Silikat C		Küresel D	
	Fine	Thick	Fine	Thick	Fine	Thick	Fine	Thick
Konvansiyonel Çarpma Havuzu	0,5	0,0	1,5	0,0	0,0	0,0	1,5	0,0
Turbostop	0,5	0,0	0,0	0,5	0,0	0,0	1,5	0,5

III. SONUÇLAR

Döküm başlangıçlarında tandış dolumu esnasında konvansiyonel çarpma havuzu ve turbostop kullanımı kıyaslandığında, kontrolsüz çelik sıçraması veya çarpma bölgesinde aşınma sebebiyle dökümün erken kesilmesi gibi hadiseler yaşanmamıştır.

Endüstriyel olarak gerçekleştirilen dökümlerin sonrasında konvansiyonel çarpma havuzu ve turbostop kullanılan kütüklerde makro alın numuneleri alınmış ve incelenmiştir. Bu incelemeler neticesinde makro numunelerde; kronik kusur oluşumu tespit edilmemiş ve belirgin bir farklılık gözlenmemiştir.

32 Ton nominal çalışma seviyesi kararlı akış senaryosunda; yollar arasındaki minimum dinlenme süresi sapmasının % 60 azaldığı görülmüştür. Bu bağlamda, turbostop kullanımı ile yollar arasındaki heterojen akış dağılımının stabilize edilebildiği görülmüştür. İlaveten, turbostop kullanımı ile birlikte çarpma bölgesine en yakın noktada bulunan 3. yola çelik ulaşma süresi uzamış dolayısıyla inklüzyon yüzdürme kabiliyeti artmıştır.

Bindirme döküm (pota değişimi) esnasındaki akış senaryosunda; kenar yollarda minimum dinleme süresinin azaltılmış olduğu ve yeni döküm bindirilmesi esnasında tandış içinde sirkülasyonun azaltıldığı görülmüştür. Bu doğrultuda tandış aksesuarları ve püskürtme malzemesinde erozyonun minimize edileceği öngörülmüştür.

MnB serisi çelikler, otomotiv sanayine yönelik üretilen ve kompleks nihai ürünlere yarı mamul olarak kullanılan kalitelidir. Bu çalışma kapsamında dökümünde konvansiyonel çarpma havuzu ve turbostop kullanılmış 20MnB4, 23MnB4, 27MnB4 kalite Ø 5,5-12-16-20 ebatlı kangallardan alınmış numunelere ait inklüzyon sayım sonuçları incelenmiştir.

- Ø 5,5 20MnB4 kalite kangalların analiz sonuçları kıyaslandığında, Alümina B ve Küresel D tipi inklüzyonlarda iyileşme görülmüştür.
- Ø 12 23MnB4 kalite kangalların analiz sonuçları kıyaslandığında, Sülfür A ve Küresel D tipi inklüzyonlarda iyileşme görülmüştür.
- Ø 16 27MnB4 kalite kangalların analiz sonuçları kıyaslandığında, Alümina B, Silikat C tipi inklüzyonlarda iyileşme görülmüştür.
- Ø 20 27MnB4 kalite kangalların analiz sonuçları kıyaslandığında, Alümina B – fine tipi inklüzyonlarda iyileşme görülürken diğer inklüzyon tiplerinde belirgin değişim görülmemiştir.

TEŞEKKÜR

Bu çalışma kapsamında kullanılan verilerin oluşturulmasında emeği geçen Kardemir A.Ş. Sürekli Dökümler Müdürlüğü, Kalite Güvence Metalurji ve Laboratuvarlar Müdürlüğü çalışanlarına ve fiziksel su modellerleriyle destek olan Vesuvius firması çalışanlarına teşekkürlerimizi sunarız.

REFERANSLAR

- [1] Chatterjee D., Designing of A Novel Shroud For Improving The Quality of Steel In Tundish, Hindistan, 2012.
- [2] Harnsihacacha A, Piyapaneeekoon A, Kowitwarangkul., Physical water model and CFD studies of fluid flow in a single strand tundish, 2018.
- [3] E. A. Mel'nichuk, A. V. Nefedov, and V. V. Tochilkin, "Intake chamber of the tundish in a continuous slabcasting machine," Steel in Translation, 44(3), 186 – 189, 2014.
- [4] Manish M, Hosahali T, Konangi., Reduction in skull loss in billet caster tundish through water modelling studies, Ironmaking & Steelmaking Konf., 2021.
- [5] O. B. Isaev e., Modeling Modern Processes for the Secondary Treatment and Continuous Casting of Steel, Ed.: E. Kh. Shakhpazov, Metallurgizdat, Rusya, 2008.
- [6] K. N. Vdovin, M. V. Semenov, and V. V. Tochilkin, Refining Steel in the Tundish of a Continuous Caster: Monograph, MG TU, Magnitogorsk, 2006.
- [7] K. N. Vdovin, I. M. Tochilkin, and I. M. Yachikov, Continuous Casting of Steel: Monograph, Magnitogorskogo Gos. Tekh. Un-ta, Magnitogorsk, 2012.
- [8] K. N. Vdovin, V. V. Tochilkin, and I. M. Yachikov, Continuous Casting of Steel. Fluid Mechanics of Continuous Casting Machines: Monograph, Magnitogorskogo Gos. Tekh., 2014.
- [9] D. Mazumdar and R. I. L. Guthrie, The Physical and Mathematical Modelling of Continuous Casting Tundish Systems, ISIJ Int., Vol 39, No. 6, pp. 524-547, 1999.
- [10] Vdovin K. N, Tochilkin V. V, Yachikov I. M., Refractories In Heating Units Designing Refractories For The Tundish Of A Continuous Caster, Refractories and Industrial Ceramics Konferansı, 2016.

- [11] Silva A. L. V., The effects of non-metallic inclusions on properties relevant to the performance of steel in structural and mechanical applications, *Journal of Materials Research and Technology*, Brezilya, 2019.
- [12] Kırcaç M., Sürekli Döküm Slab Üretimindeki Tandırlarda Çarpma Havuzunun Etkisinin İncelenmesi, Y.L. Tezi, İstanbul, 2015.
- [13] Chislavlev V. V., Feiler S. V., Boikov D. V., Refractories In Heating Units Design Engineering Of Refractory Components For Use In Refining Continuous-Cast Steel, *Refractories and Industrial Ceramics Konferansı*, 2018.
- [14] R.W. Crowley, G. D. Lawson, Grosjean J. C., Cleanliness improvement using a turbulence suppressing tundish impact pad, 1996.
- [15] K. Gryc, K. Michalek, P. Klus., METAL 2012: 21. Metalurji ve Malzeme Konferansı, 2012.
- [16] M. Tkadlec'ková, K. Gryc, K. Michalek, Hutnicke Listy, Ocelot, s.r.o., 3–7, 2012.
- [17] Molnar M., Demeter P., Physical Modeling Of Different Configurations Of A Tundish For Casting Grades Of Steel That Must Satisfy Stringent Requirements On Quality, *Metallurgist: Vol. 57*, Rusya, 2014.
- [18] A. Sinha and M. Molnar, "Matematicke modelovanie prudenja ocele v medzipanve pre podmienky USS," *USS Interorg. Corresp.*, 2006.
- [19] K. G. Venkatesan and S. K. Bera, Water Modelling – A Tool for Effective Designing of Turbulence-Suppressing Tundish Impact Pad, *TURBOSTOP: Vesuvius – Foseco*, 2002.
- [20] Patankar, S.V., *Numerical Heat Transfer and Fluid Flow*, Hemisphere, 1980.
- [21] Damle, C. Sahai, Y., *ISIJ International* Volume 35, P:163-169, 1995.
- [22] Sheng D. Y, Yue Q., Modeling of Fluid Flow and Residence-Time Distribution in a Five-Strand Tundish, *Metals Konferansı*, 2020.
- [23] Mishra R, Mazumdar D., Modelling of non-metallic inclusions in steel, *The Indian Institute of Metals, Hindistan*, 2019.
- [24] S. Liu, Q. Huang, C. Li, and B. Huang: *Fusion Eng. Des.*, vol. 84, pp. 1214–18, 2009.
- [25] K. Shiozawa, Y. Morii, S. Nishino, ve L. Lu: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, vol. 52, pp. 13–17, 2003.
- [26] Z.G. Yang, J.M. Zhang, S.X. Li, G.Y. Li, Q.Y. Wang, W.J. Hui, Y.Q. Weng: *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 427, pp. 167–74, 2006.
- [27] G. Qian, Y. Hong, and C. Zhou: *Eng. Fail. Anal.*, vol. 17, pp. 1517–25, 2010.

Comparison of the Hardness Results of Low Carbon Reinforced Concrete Steel Produced by the Tempcore System and High Carbon Reinforced Concrete Steel Produced by Hot Rolling

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— Within the scope of this paper, especially after the earthquake event known as 17 August, ribbed steels have been started to be used in Turkey, whose chemical content has been adjusted and mechanical properties have been defined. Over time, parallel developments with Europe have been achieved both in the quality of the materials used and in the production processes. At this point, steels with low carbon and tempcore process applied in the cooling stage are used. Therefore, it is important to properly understand and manage the characteristic material content and especially the effect of the tempcore treatment on the properties of these steel bars. In this study, the comparison of the hardness values of B420C low carbon concrete steel, which has been legally allowed to be used as a single quality since 2019 in Turkey, and S420 high carbon steel used before 2019 was evaluated.

Keywords— Rolling, Tempcore Process, Reinforced Reinforced Steel, Hardness, Strength

I. INTRODUCTION

For weldable reinforced concrete steels produced in large quantities in recent years, quenching and self-tempering of the steel bar has become a very popular solution. The 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 on the outside, soft on the inside and has high yield strength. Since its elastic region is wide, it does not lose its elasticity up to 550 N/mm² and increases its tensile strength up to 650 N/mm². This technology has been used in Turkey since the beginning of the 1990s. The construction iron produced with the tempcore method is exported to all countries of the world. [2]

The most important mechanical property sought in reinforced concrete steel bars is high yield strength. The most important alloying element that provides high yield strength in steel is carbon. 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 also 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 require additional processing after rolling. This means loss of both time and cost. When producing reinforced concrete steel bars, a system that can be made in the production phase is required. This system is the Tempcore system.

In the tempcore system, after the hot rolled ribbed steel bars take the shape of ribs from the last rolling bench, they enter a water-cooled machine called tempcore, and then the outer surface of the ribbed steel bar is cooled and a martensite layer is formed by making a very short-term instant cooling. After the ribbed steel bar comes out of the tempcore system, its outer surface is martensite, and the core is in the form of ferrite-perlite or ferrite-perlite and bainite. Since the martensite formed on the outer surface is very hard, tempering is required. In order to achieve this, it is necessary to apply a heat treatment to the ribbed steel bars again 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 bars next to each other on the cooling platform, the martensite will be tempered without the need for any additional processing, since it will reach the tempering temperature of the martensite.

In this way, the outer surface of the reinforced concrete ribbed steel bar is tempered martensite, and the core is in the form of ferrite-perlite or ferrite-perlite and bainite. Reinforced concrete steel bars in this structure meet the expectations of ductility, toughness, bendability and weldability as well as the required strength.

Because reinforced concrete ribbed steel bars are subjected to very complex and repetitive loads, they can break under short-lived fatigue. Therefore, they should have longer life

fatigue strength. Although it is important, detailed studies on B420C concrete steel, which has low carbon content directly in Turkey and in the world, are not available in the open literature. In addition, there is no study on S420, which is the old version of this steel, with high carbon content, and there is no comparative study with B420C. In order to meet the gap in the literature and to create a sectoral knowledge besides academic knowledge; In this study, the working principle of the tempcore system used in the production of reinforced concrete steel bars, the effect of its parameters and the mechanical, microstructure and chemical properties of the produced products were investigated. Essentially, it is important to properly understand and manage the characteristic material content and especially the effect of the tempcore treatment on the properties of these steel bars. In this study, the effect of tempcore production system and parameters on the microstructure and mechanical properties of B420C low carbon concrete steel, which has been legally allowed to be used as a single grade in Turkey since 2019, was evaluated. In order to compare, S420 high carbon concrete steel material was also used as a second group.

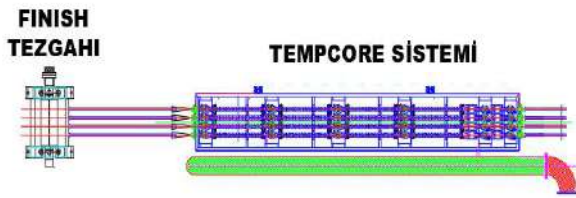


Figure 1.1 Final Rolling Stand and Tempcore System [3]

As a matter of fact, in many modern country and international concrete steel standards, the defined grades are taken with a symbol containing the yield strength value. For example:

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

Table 1.1. Reinforced Concrete Steel Production Standards of Countries

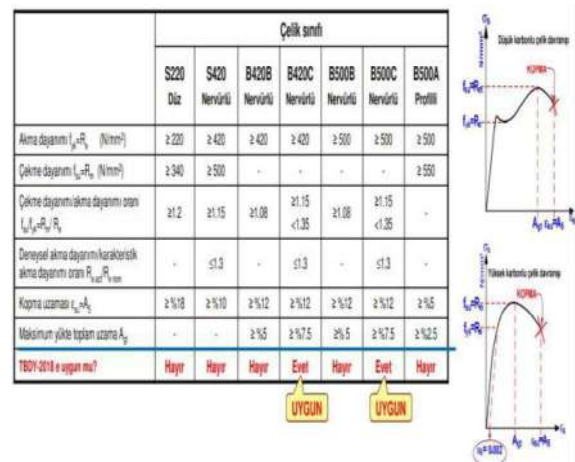


Figure 1.2. Mechanical properties of ribbed construction steel production standard according to TBDY [4]

Hardness; It is the resistance of steel to plastic deformation. As the hardness of the steel increases, its strength also increases. The basis of the tempering process is based on the principle of hardening of the steel surface by quenching. Before entering the accelerated quenching unit, the microstructure of the steel leaving the finish pass at about 1000°C consists of 100% austenite. During quenching, the surface portion of the bar that falls below the martensite initial temperature transforms from the austenite phase to the martensite phase. The slowly cooling center transforms from the austenite phase into a ferritic-pearlitic microstructure. Martensite is the hardest phase of steel. When steel is desired to harden:

1. It is desirable that the hardness value of the martensite be as high as possible. Assuming that the microstructure consists of 100% martensite, the hardness of the microstructure formed after quenching is dependent only on the %C content of the steel.
2. It is necessary to have a high percentage of martensite in the microstructure. The rate of austenite to martensite transformation depends on the composition of the steel, the austenite grain size, the cooling rate and thus the size of the part.

When the macro structure of the reinforced concrete steels produced with the Tempcore system is examined, the parts of the radius of the material between 10% and 20% and close to the outer diameter have a martensite structure with a high strength value. This part is directly related to the increase and decrease of the contact time of reinforced concrete steel with water. When the contact time of reinforced concrete steel with water increases while passing through the tempcore cooling system, its thickness increases and, accordingly, its yield strength increases. However, if the material stays in contact with water for a long time, it should stay in contact with water for a very short time as its brittleness will increase. The exit speed from the finishing bench determines the contact time of the final product with water. Increasing the contact time of reinforced concrete steels with water increases the martensite thickness. Martensite gives strength to reinforced concrete

steels. However, the increase in martensite thickness also makes the steel brittle. 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, since the martensite thickness formed in reinforced concrete steels with less than necessary water contact times is low, a reinforced concrete steel with high ductility but lower than the desired values in terms of strength is obtained. (Ö.Dikbas & B.Demir 2021) [11]. Of course, as the diameter of the reinforced concrete steel increases, the contact time with water increases. The part whose thickness covers 80% to 90% of its radius is the ferrite-perlite structure with a low strength value. The strength value of this part is almost half of the high strength strength value. However, it is in this part of the structure that provides excellent ductility and toughness to the reinforced concrete steel. In Figure 1.3, structures with high strength values and low strength values are shown.

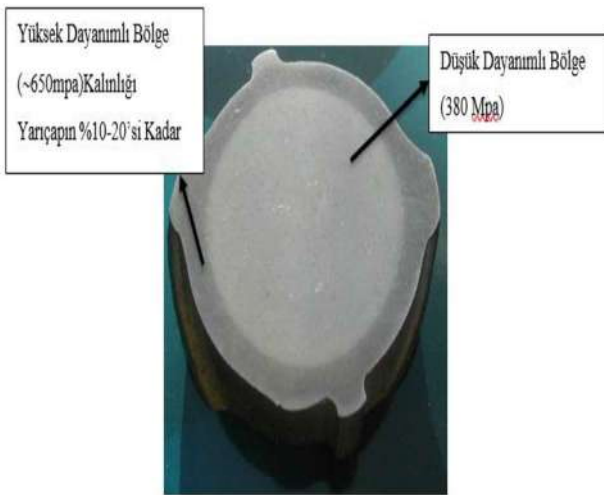


Figure 1.3. Internal Structure of Reinforced Concrete Steel Produced with Tempcore [5]

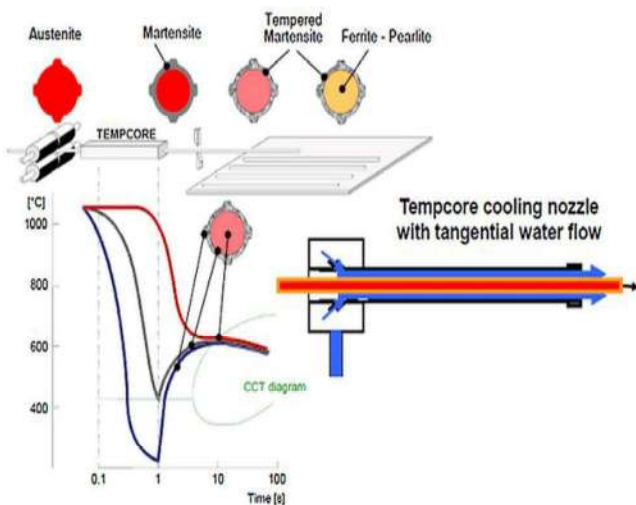


Figure 1.4. Profile temperatures and microstructural changes at different stages of reinforced concrete steel produced with Tempcore [6]

II- WORKING METHOD

Today, the most common method used in the production of high-strength reinforced concrete steels is the tempcore method. The tempcore process is basically a heat treatment applied to hot drawn concrete steel bars to increase strength. This heat treatment is applied to the hot rolled and still hot ($\sim 1000^{\circ}\text{C}$) bar shown in figure 2.1 by quenching in an accelerated manner after leaving the finishing bench.

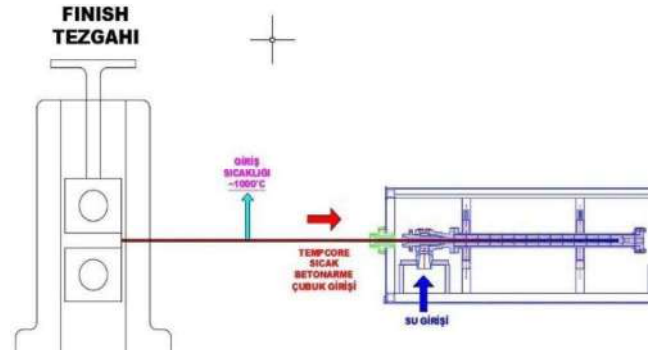


Figure 2.1. Input of Reinforced Concrete Steel Out of the Finishing Rolling Mill into the Tempcore System [3]

We can examine the controlled water cooling method in three stages;

1. Quenching (within the special quenching unit)
2. Self-temperature (between cooling unit and cooling platform)
3. The final shape of the internal structure (cooling platform and later) [7].

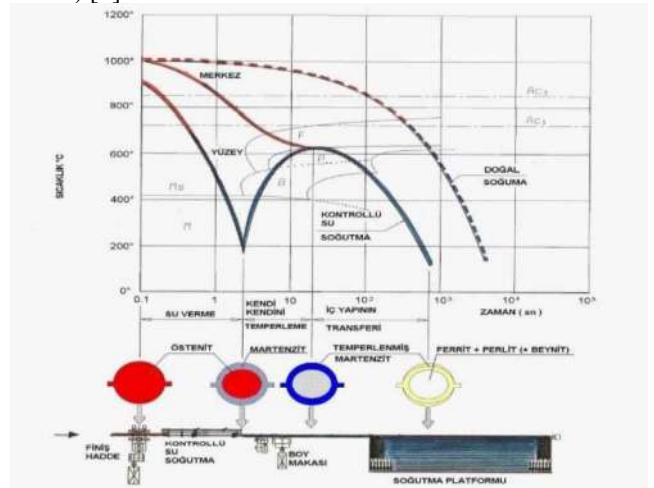


Figure 2.2. Temperature Change and Internal Structure of Reinforced Concrete Steel Between Final Rolling Bench and Cooling Platform [7]

The bar subjected to the tempcore method has to go through three stages in this special heat treatment cycle. The content of the reinforced concrete steel shown in Figure 2.2 and Figure 2.3 in the stages after the finishing rolling stand;

1 stage; Cooling operation with accelerated quenching is applied to the bar leaving the last rolling stand.

2nd stage; The material leaving the rapid cooling zone is exposed to the ambient air in this stage up to the cooling platform. During this stage, the heat inside causes the cooling surface to heat up.

3rd stage; involves the cooling of the bar resting on the cooling platform to ambient temperature.

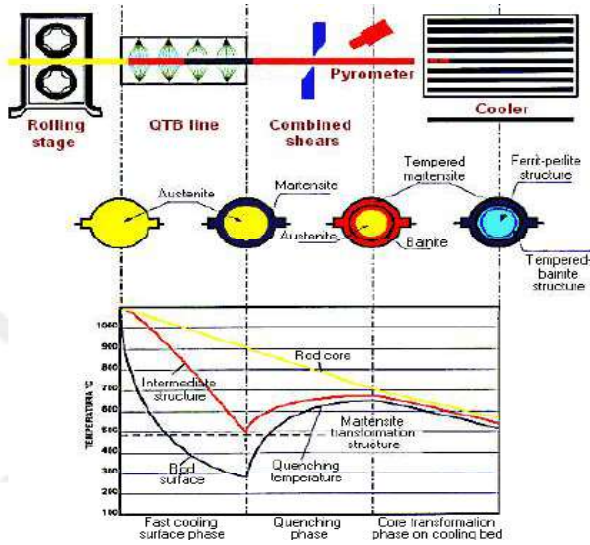


Figure 2.3. Change of Microstructure of Reinforced Concrete Steel Produced by Tempcore System with Temperature [8]

The Tempcore cooling system is formed by the combination of many interconnected equipment. These;

1. Quenching line
 - Cooling Devices
 - Water Collection and Return System
 - Control System
2. Cooling Water Equipment
 - Cooling Towers
 - Pumps
 - Filters
 - Piping

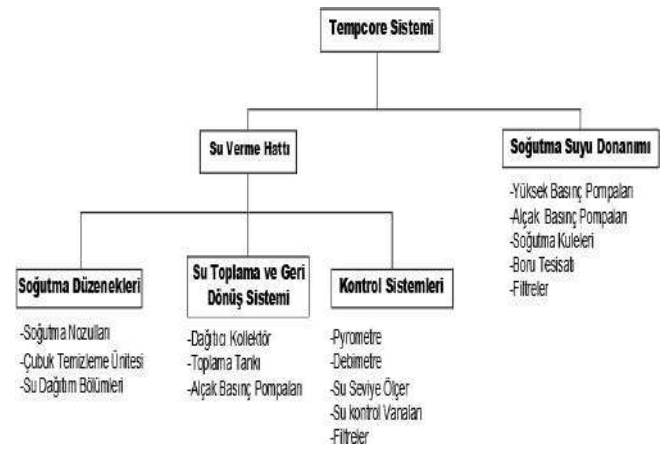


Figure 2.1. Tempcore Cooling System [3]



Figure 2.1. Tempcore Cooling Machine [3]

III- EXPERIMENTAL STUDIES

The chemical composition of high carbon S420 quality ribbed reinforced concrete steel and low carbon B420C quality ribbed reinforced concrete steel compared in the experiments are given in the table below.

Quality	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Cu	%S
S420	0,45	1,15	0,15	0,05	0,06	0,025
B420	0,18	0,55	0,15	0,05	0,06	0,025

Table 3.1. Chemical Composition of High Carbon and Low Carbon Reinforced Concrete Steel

The steel billets used in the experiments were produced by liquid raw iron production-liquid steel production and continuous casting stages from ore. The regions on the specimens for hardness testing are shown in Figure 3.1 and Figure 3.2. For the hardness test, the hardness test was carried out under a load of 10 N for 15 seconds specified in the standards.

When the macro structure of the reinforced concrete steels produced with the Tempcore system is examined, the parts of the radius of the material between 10% and 20% and close to the outer diameter have a martensite structure with a high strength value. This part is directly related to the increase and decrease of the contact time of reinforced concrete steel with water. When the contact time of reinforced concrete steel with water increases while passing through the tempcore cooling system, its thickness increases and, accordingly, its yield strength increases. However, if the material stays in contact with water for a long time, it should stay in contact with water for a very short time as its brittleness will increase. Of course, as the diameter of the reinforced concrete steel increases, the contact time with water increases. The part whose thickness covers 80% to 90% of its radius is the ferrite-pearlite structure with a low strength value. The strength value of this part is almost half of the high strength strength value. However, it is in this part of the structure that provides excellent ductility and toughness to the reinforced concrete steel. In Figure 1.3, structures with high strength values and low strength values are shown.

When the results of the hardness test are compared, the results of the test performed by taking a distance of 0.8 mm from the center region of the ribbed reinforced concrete steel in S420 standard with high carbon content, which was produced by traditional methods before the tempcore system was used, to the surface, were very close to each other in each region. It has been observed that the hardness value of the ribbed reinforced concrete steel in the B420C standard with low carbon content produced with the Tempcore system increases as it approaches the surface at 0.8 mm distance intervals from the center to the surface. The difference in hardness value between the center region and the surface is 100 HV. The reason for this is the hardness given by the martensite layer on the surface resulting from the cooling process in the tempcore system. While this hardness given by the martensite should give a brittle structure to the reinforced concrete steel, it is tempered by reaching the martensite tempering temperature thanks to the temperature in the center of the ribbed reinforced concrete steel coming out of the tempcore system and the heat of the other reinforced concrete bars in the cooling platform. It also provides ductility. Hardness test results are shown in Table 3.2 and Figure 3.3.

Hardness Tested Point	Distance (Center to Surface) mm	B420C Quality	S420 Quality
1	0	140 HV	200 HV
2	0,8	157 HV	195 HV
3	1,6	158 HV	192 HV
4	2,4	170 HV	194 HV
5	3,2	220 HV	197 HV
6	4	235 HV	200 HV

Table 3.2. Hardness Test Results of Tempcore Treated B420C and Non Tempcore Treated S420 Quality Steels



Figure 3.1. Points where hardness test is taken from B420C ribbed reinforced concrete steel.

The image of Ø10 mm diameter ribbed reinforced concrete steel in B420C standard produced with the tempcore system prepared for the hardness test shown in Figure 3.1 is given. In this image, the difference between the internal structure and the external structure of reinforced concrete steel is clearly seen. In the hardness test results, the reason for the difference in the image changing from the center to the surface, seen in Figure 3.1, is that the surface part is the quenched region, which proves that the harder structure is martensite, and the central region is the more ductile ferrite and pearlite structure. In tool steels, hardness values can be obtained at a high level by quenching and then can be adjusted to the desired value by repeated tempering processes.[10]

Looking at the tempered martensite region near the surface of the ribbed bar, the low hardness values correspond to the regions where ferrite and pearlite structures are found near the center.[9]



Figure 3.2. Points where the hardness test is taken from S420 ribbed reinforced concrete steel.

The points where the hardness test of the ribbed reinforced concrete steel in the S420 standard, which has a high carbon content produced by traditional methods prepared for the hardness test, is shown in Figure 3.2. Compared to the B420C ribbed reinforced concrete steel shown in Figure 3.1, the appearance of the S420 ribbed reinforced concrete steel is the same at every point. Although there are different points in the hardness test results, values close to each other were obtained.

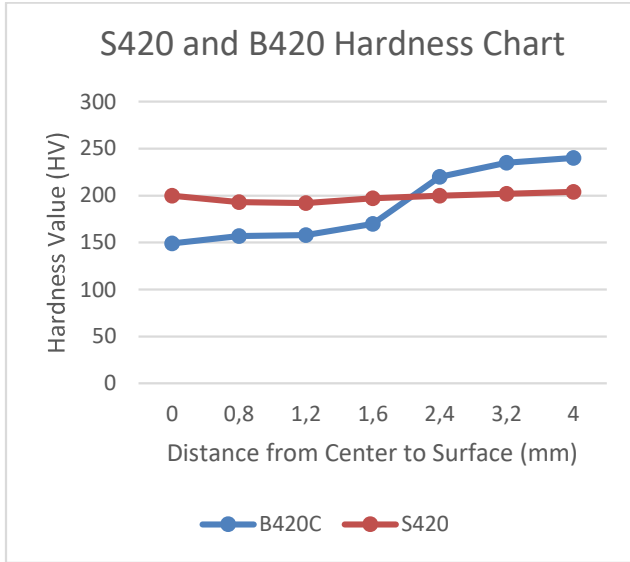


Figure 3.3. Hardness Test Results Graph of Concrete Steel Produced with Low Carbon B420C Tempcore and Without High Carbon S420 Tempcore

IV. GENERAL EVALUATION

In this study, the hardness values of high carbon ribbed reinforced concrete steel produced by the traditional rolling method and the hardness values of low carbon ribbed reinforced concrete steel after applying the tempcore process were made. As a result of the experiments, the hardness values of the low carbon ribbed reinforced concrete steel produced with the tempcore system increase from the center to the surface, and higher values were obtained from the carbon ribbed reinforced concrete steel with high hardness on the outer surface of the reinforced concrete steel. It has been observed that this value provides high strength and strength for low carbon ribbed reinforced concrete steel. It has also been observed that low hardness value in the center gives a good ductility property compared to high carbon reinforced concrete steel. Considering these results, with the tempcore system; It has been understood that it is more advantageous to produce low carbon, high strength and ductile ribbed reinforced concrete steel.

THANKS

We would like to thank Erhallar Demir Çelik Sanayi ve Ticaret A.Ş. for supporting this work.

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- Özgür Galip Dikbaş 2021 "Strengthening Reinforced Concrete with Tempcore Cooling Method" Master Thesis Karabük University Institute of Science and Technology
- 4- Ahmet Topçu "Reinforced Concrete" Eskişehir Osmangazi University 2015
- 5- Kayalı, E. S., Ensari, C. and Dikeç, F., "Mechanical experiments of metallic materials", ITU Faculty of Chemistry Metallurgy Offset Atelier, Istanbul (1990).
- 6- 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, Belgium.
- 7-TS 708 / April 2010 "Reinforcement Steel Standard for Steel-Reinforced Concrete" Turkish Standards Institute (2010)
- 8- İ.D.C. "İsdemir Tempcore Training Notes", T.D.Ç.İ. İsdemir Education Publications, İskenderun (1997)
- 9- Barbar, M., "The effect of cooling water flow rate in the tempcore process in hot rolling on the properties of ribbed steel" M.Sc., Karabük University Institute of Science, Karabük (2019)

10-Sıcak Haddelene Yolluk Makarası Soğuk İş Takım Çeliklerinin Aşınma Davranışlarının İncelenmesi K. Aytakin, M. Elitaş, B. Demir, Ö. Yazıcı Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen ve Mühendislik Bilimleri Dergisi 21(2), 469-477

11-Karabük University Journal of Steel and Development JESRED "Investigation of The Effect of Rolling Speed-Water Flow Quantity Relationship on Tensile Properties of Concrete Steel in Tempcore Cooling Method" Özgür Galip Dikbaş, Prof. Dr. Bilge Demir 2021, 18-21

Hidrotermal Karbonizasyon Yöntemi İle Çay Tesis Atıklarından Aktif Karbon Üretimi

Mustafa BOYRAZLI*, Mustafa SÜNER⁺, Emrah ÇELİK⁺, Fırat ELİBOL⁺

*Fırat Üniversitesi

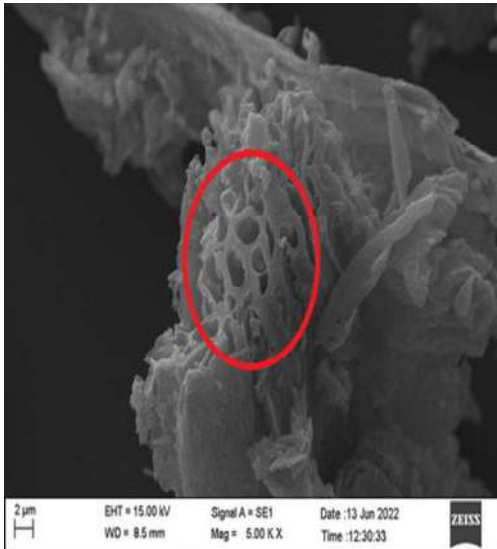
Fırat Üniversitesi, Elazığ Yolu 5. Km., 23119 Erenler, Elazığ/TÜRKİYE

*mboyrazli@firat.edu.tr

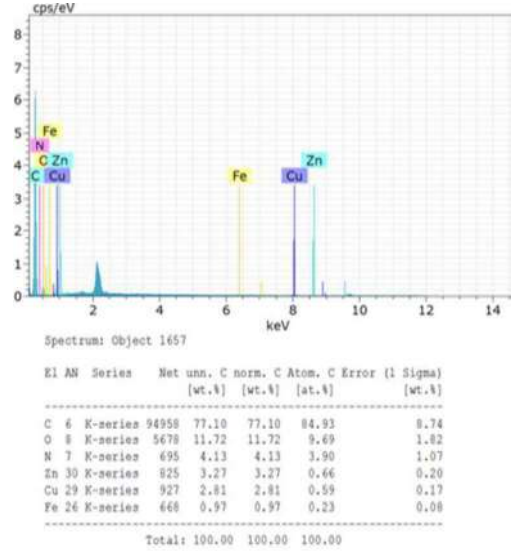
⁺firat.elibol.2347@gmail.com

ÖZET— Çay tesis atıkları, fabrikada işlenen çay bitkisinden arta kalan organik atıklardır. Bu çalışmada, Rize-ÇAYKUR tesislerinden temin edilen çay tesis atıkları kullanılarak hidrotermal (HTC) karbonizasyon yöntemi ile aktif karbon üretimi gerçekleştirilmiştir. Bu amaçla, çay tesis atıkları kül fırınında 800°C'de 24 saat karbonize işlemine tabi tutulmuştur. Elde edilen karbonize ürünler 5 gram karbonize ürün ve 50 ml saf su 1/10 oranında olacak şekilde karıştırılarak HTC cihazında 200°C'de 12 saat süreyle işleme tabi tutulmuştur. HTC' den alınan numuneler kurutulduktan sonra farklı (KOH/Karbonize ürün) oranlarda karıştırılıp, kül fırınında 600°C' de 4 saat süreyle aktifleştirilmiş ve ardından gözeneklerindeki safsızlıkların giderimi için HCl çözeltisinde, aktifleştirilmiş malzeme/HCl çözeltisi =1/10 olacak şekilde (30 ml 3 M'lık HCl çözeltisi ile 3 gram aktifleştirilmiş malzeme) 100 ml' lik beherler içerisinde 1 saat boyunca vorteks cihazında en düşük devirde (100 rpm) karıştırılmıştır. Süzme işleminin ardından katı kısım pH=4,5-5 oluncaya kadar saf su ile tekrar tekrar yıkanarak filtrelenmiş ve analizleri gerçekleştirilmiştir. Deneyler sonucunda aktifleştirilen numunelerden elde edilen en yüksek BET yüzey alanı KOH/Karbonize ürün:1/1 oranında karıştırılıp aktifleştirilen numuneden elde edilmiş olup BET yüzey alanı 887.41 m²/g olarak ölçülmüştür. Çalışmadan elde edilen sonuçlar, çay tesis atıklarının aktif karbon üretimi için uygun bir öncül madde olduğunu göstermiştir.

Anahtar Kelimeler – Çay Tesis Atığı, Aktif Karbon, Hidrotermal Karbonizasyon(HTC)



Şekil 1. En yüksek BET yüzey alanı elde edilen numunenin 5.00KX büyütmedeki SEM görüntüsü



Şekil 2. Şekil 1' de işaretlenen bölgenin EDX analizi.

TEŞEKKÜR

Bu çalışma "HİDROTERMAL KARBONİZASYON YÖNTEMİ İLE ÇAY TESİS ATIKLARI VE BADEM KABUKLARINDAN AKTİF KARBON ÜRETİMİ" isimli tezden çıkarılmıştır. Aynı zamanda fübap MF.22.02 numaralı proje ile desteklenmiştir. Desteklerinden dolayı fübapa teşekkür ederiz.

Tufal - Düşük Tenörlü Hematit Cevheri ve Linyit Karışımından Oluşan Kompozit Peletlerin Redüksiyonu

Mustafa BOYRAZLI*, Fırat ELİBOL⁺, Emrah ÇELİK*, Mustafa SÜNER*

[#]Fırat Üniversitesi

Fırat Üniversitesi, Elazığ Yolu 5. Km., 23119 Erenler, Elazığ/TÜRKİYE

*mboyrazli@firat.edu.tr

⁺firat.elibol.2347@gmail.com

ÖZET— Bu çalışmada, yerli hammaddeler, düşük tenörlü hematit cevheri, hadde tufali ve redükleyici olarak da Soma bölgesinden temin edilen linyit kömürü kullanılarak demir oksitlerin redüksiyonu incelenmiştir. Çalışmanın birinci adımında hematit cevherine farklı oranlarda linyit ilavesi yapılmış, 1100°C sıcaklıkta 120 dakika işleme tabi tutulmuştur. Linyit miktarının artması ile redüksiyon derecesinde artış olduğu optimum linyit miktarının %40 olduğu sonucuna varılmıştır. Bir sonraki aşamada linyit- hematit karışımına farklı oranlarda demir esaslı bir atık olan tufal ilavesi yapılmış ve üretilen peletler, farklı süre ve sıcaklıklarda redüksiyon işlemine tabi tutulmuştur. 1200°C sıcaklıkta 180 dakika işleme tabi tutulan %25 tufal ilaveli peletlerin redüksiyon dereceleri %64,12 olarak gerçekleşirken, %75 tufal ilaveli peletlerin aynı şartlarda işleme tabi tutulması sonucu elde edilen redüksiyon derecesi %71,16 olmuştur.

Anahtar Kelimeler— Tufal, hematit, linyit, sünger demir, kompozit pelet

ABSTRACT – In this study, the reduction of iron oxides was investigated by using low grade hematite ore, rolling scale and lignite coal obtained from the Soma region as a reducer. In the first step of the study, the pellet was produced by adding lignite at different rates to the hematite ore and processed at 1100°C for 120 minutes. It was concluded that the reduction degree increased with the increase of lignite amount, and the optimum lignite amount was 40%. In the next step, scale, an iron-based waste, was added to the lignite-hematite mixture at different rates, and the produced pellets were subjected to reduction process at different times and temperatures. While the reduction degree of the pellets with 25% scale addition, which was processed at 1200°C for 180 minutes, was 64.12%, the reduction degree obtained as a result of processing the pellets with 75% scale addition was 71.16%.

Keywords— Scale, hematite, lignite, sponge iron, composite pellet

I. GİRİŞ

Çelik üretiminde kullanılan pik demirin üretimi yaygın olarak geleneksel yöntem olan yüksek fırınlarda yapılmaktadır. Yüksek fırında kullanım için uygun olmayan demir cevherleri çeşitli ön işlemlerden geçirilmektedir. Bu ön işlemlerin amacı düşük miktarda demir içeriğine sahip cevherin zenginleştirilerek yüksek fırınlarda kullanıma uygun hale getirilmesidir [1].

Topaklaştırma, zenginleştirme işlemi sırasında tane boyutu küçültülmüş olan cevherin direkt olarak yüksek fırınlara beslenememesinden dolayı bazı organik veya inorganik bağlayıcılarla birleştirilmesi işlemidir. Çeşitli topaklaştırma işlemleri bulunmakta olup en fazla kullanılan yöntem ise

peletleme adı verilen ve bir kartopunun büyüme mekanizmasına dayalı olan işlemdir [2, 3]. Bunun yanı sıra peletleme işlemi sırasında sisteme redükleyici ve cüruf yapıcı (flaks) ilavesi yapılarak kompozit pelet adı verilen ürünler elde edilebilir [4].

Peletleme işlemlerinde, üretilen peletlerin mukavemeti büyük önem taşır. Ham Peletlerin 45 cm yükseklikten çelik bir plaka üzerine bırakılarak kırılıncaya kadar tekrar tekrar devam ettirilmesiyle yaş pelet düşme sayısı elde edilir. Soğukta sertleşen pelet üretiminde pelet mukavemetinin 350-400N/pelet olması istenirken, yüksek fırınlara beslenecek peletlerin minimum 2500N/pelet mukavemet değerine sahip olması istenir. Çünkü ergitme işlemi esnasında sisteme beslenen peletlerin üst üste binmesi ve uzun süre boyunca bu pozisyonda kırılıp tozlaşmadan kalması gerekir [3].

Üretilen peletlerin bu çalışmanın da esasını oluşturan sünger demir üretiminde kullanılması durumunda ise pelet mukavemetinin daha düşük değerlerde (250-300 N/Pelet) olması yeterli olacaktır. Dolayısıyla sertleştirme işleminin daha düşük sıcaklıklarda yapılarak enerji tasarrufu durumu söz konusu olacaktır [2].

Peletleme işleminde en çok kullanılan bağlayıcı türü bentonittir. Fakat bentonit gibi inorganik bir bağlayıcının yanı sıra organik bağlayıcıların kullanılması hem ürünün kontamine olmasının önüne geçecektir hem de organik yapısından(karbon içeriği) dolayı peletlerin redüksiyonuna katkıda bulunacaktır [5].

Tufal, sıcak haddeleme prosesi sırasında, yüksek sıcaklık nedeni ile demir ile oksijenin reaksiyona girmesi sonucu yüzeyde oluşan ince bir tabaka olup ağırlıklı olarak vüstit, hematit ve manyetitten oluşmaktadır. Vüstit oluşan bu üç fazın en düşük oksijen içeriğine sahip olan yapıdır ve sıcaklığın artmasıyla orantılı olarak tabaka kalınlığı artmaktadır [6].

Düşük miktarda kükürt ve nitrojen içeren ve genel olarak karbon, hidrojen ve oksijen bileşenlerinden oluşan kömür madenin, uluslararası genel sınıflandırması şu şekildedir:

- Isıl değeri > 5700 cal/kg: Antrasit, Bitümlü Kömür
 - 5700 cal/kg > Isıl değeri > 4165 cal/kg: Alt Bitümlü Kömür
 - Isıl değeri < 4165 cal/kg: Linyit Kömürü
- Kahverengi kömür olarak da isimlendirilen linyit kömürü %50-55 civarı C (karbon) içeriği ile karbonca en fakir kömür olarak bilinir [7].

II. MATERYAL METOT

Bu çalışmada demir kaynağı olarak demirin formlarından biri olan hematit cevheri ve çelikhane atıklarından biri olan tufal kullanılmıştır. Kullanılan hematit cevherinin kimyasal analizi Tablo 1’de ve tufal atıklarının kimyasal analizi ise Tablo 2’de verilmiştir.

İndirgeyici olarak kullanılan linyit ise Manisa-Soma bölgesinden temin edilmiştir. Linyit kömürünün sabit karbon, kalorifik güç ve ısıl değeri Tablo 3’te verilmiştir.

TABLO I

DENEYLERDE KULLANILAN HEMATİT CEVHERİNİN KİMYASAL ANALİZİ

Bileşen	Miktar(%)	Bileşen	Miktar(%)
S	0,003	TiO ₂	0,13
C	0,09	MgO	0,65
Cr ₂ O ₃	<0,1	NiO	0,02
SiO ₂	18,54	Al ₂ O ₃	4,63
CaO	0,74	Nem	0,16
Fe ₂ O ₃	74,14	Diğer	0,00087
Fe	51,9	--	--

TABLO III

DENEYLERDE KULLANILAN TUFAL ATIĞININ KİMYASAL ANALİZİ

Bileşen	Miktar(%)	Bileşen	Miktar(%)
S	0,003	TiO ₂	<0,001
C	0,02	MgO	0,26
Cr ₂ O ₃	<0,1	NiO	0,02
SiO ₂	0,99	Al ₂ O ₃	0,12
CaO	0,01	Nem	0,15
Fe ₂ O ₃	97,15	Diğer	0,0127

TABLO IIIII

DENEYLERDE KULLANILAN LİNYİT KÖMÜRÜNÜN PROXİMATE ANALİZİ

C (%)	S (%)	Kalorifik Güç (cal/g)
62,8	0,945	5937

Hematit cevheri, tufal ve linyit kömürünün görselleri Şekil 1, Şekil 2 ve Şekil 3’de verilmiştir.

Çalışmanın birinci aşamasında, optimum linyit miktarını belirlemek amacıyla, belirli oranlarda hematit – linyit karıştırılıp peletlenerek redüksiyon işlemleri gerçekleştirildi. Peletleme işlemi sırasında bağlayıcı olarak organik bir bağlayıcı olan %60’lık(%60 melas + %40 su) melas çözeltisi kullanılmıştır. Peletleme sırasında kullanılan cihaz Şekil 4’te verilmiştir. Peletleme sırasında belli oranlarda kullanılan hematit-lyinyit karışımlarına seyreltilmiş melas çözeltisinden toplam malzemenin %25 – 30’u oranında püskürtülerek peletler üretilmiştir(Şekil 5).

• Peletlerin İsimlendirilmesi:

- HL-2: %20Linyit + %80 Hematit
- HL-4: %40Linyit + %60 Hematit
- HL-6: %60Linyit + %40 Hematit



Şekil 1. Hematit Cevheri



Şekil 2. Linyit Kömürü



Şekil 3. Tufal



Şekil 4. Peletleme Diski



Şekil 5. Üretilen Kompozit Peletler

Bu peletler 105°C’de kurutma işlemine tabi tutulduktan sonra Şekil 6’da görülen basma mukavemeti ölçüm cihazı ile basma dayanımı testine tabi tutulmuştur. Optimum linyit miktarını belirlemek amacıyla ilk redükleme işlemi 1100°C’de 120 dk. süre ile gerçekleştirilmiştir. Redüksiyon işlemleri için, Şekil 7’de gösterilen kül fırını kullanılmıştır.



Şekil 6. Basma dayanımı cihazı



Şekil 7. Kül Fırını

III. SONUÇ VE TARTIŞMA

Pelet üretimi sırasında belirli bir boyuta gelmiş peletler üzerinde yapılan ilk test yaş pelet düşme sayısıdır. Daha sonra üretilen peletler mukavemet kazandırma işlemi için kurutulurlar. Kurutulmuş peletler ürün pelet olarak adlandırılır ve bu peletlerin mukavemet testleri yapılır. Bu çalışmada üretilen peletlerin ham pelet düşme sayısı ve kuru pelet basma dayanımı sonuçları Tablo 4’te gösterilmiştir.

TABLO IV

PELETLERE AİT HAM PELET DÜŞME SAYILARI VE ÜRÜN PELET BASMA DAYANIMLARI

Numune Tanımı	Ham Pelet Düşme Sayısı	Ürün Pelet Basma Dayanımı (N/Pelet)
HL-2	22	357
HL-4	18	262
HL-6	12	219

Peletlere ilave edilen linyit miktarının artması ile ham pelet düşme sayısının ve ürün pelet basma dayanımının düştüğü görülmektedir. Karbon doğal hidrofob bir maddedir, Peletleme sırasında karışımın bünyesindeki linyitin hidrofobik

özelliğinden dolayı taneciklerin suyun etkisiyle bir araya gelmesi ve çekirdek oluşturması zorlaşacaktır. Buna bağlı olarak hem yaş peletlerin hem de kurutulmuş peletlerin mukavemetinde bir düşüş olmuştur.

Optimum linyit miktarını belirlemek amacıyla hematit- linyit karışımı peletler 1100°C'de 120 dk. süre ile işleme tabi tutulmuş ve alınan sonuçlar Şekil 8 ve Tablo 5'te verilmiştir. Redüksiyon hesaplamaları (1) no' lu denkleme göre yapılmıştır. [2, 8, 9]

$$\%R = \frac{\text{Giderilen } O_2}{\text{Giderilebilir } O_2} * 100 \quad (1)$$

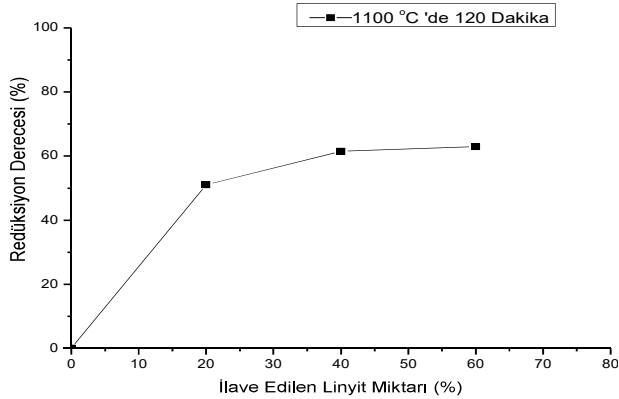
Tablo 5'te de görüldüğü gibi, peletlerin renginde redüksiyon sonucu koyulaşma meydana gelmiştir. Bu durum hematit – manyetit dönüşümünden kaynaklanmaktadır.

Şekil 8'de verilen grafik incelendiğinde linyit miktarının artışına paralel olarak redüksiyon derecesindeki artış göze çarpmaktadır. Fakat %40 linyit ilaveli pelet ile %60 linyit ilaveli peletin redüksiyon derecelerindeki yakınlık, optimum linyit miktarının %40 olduğunu göstermektedir. Deneilerin ikinci aşamasında %40 linyit sabit alınarak karışıma farklı oranlarda tufal eklenmiştir.

• Tufal ilaveli peletlerin isimlendirilmesi:

- **T2HL-4:** %60(%25Tufal+%75Hematit)+%40Linyit
- **T5HL-4:** %60(%50Tufal+%50Hematit)+%40 Linyit
- **T7HL-4:** %60(%75Tufal+%25Hematit)+ %40 Linyit

Bu aşamada üretilen peletlere de yine mukavemet testleri uygulanmış ve sonuçlar Tablo 6'da verilmiştir.



Şekil 8. 1100 °C'de 120 dk süre ile redüksiyona tabi tutulan peletlerin ilave edilen linyit miktarına göre redüksiyon derecelerindeki değişim.

TABLO V
DENEYLERDE KULLANILAN BU GURUBA AIT PELETLERİN GÖRSELLERİ
GÖSTERİLMİŞTİR

	HL-2	HL-4	HL-6
Redüksiyon Öncesi			
Redüksiyon Sonrası			
Redüksiyon Derecesi (%)	51,02	61,50	62,86

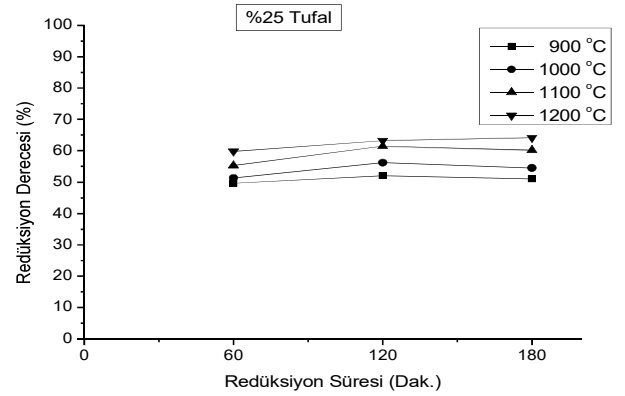
TABLO VI

TUFAL İLAVELİ PELETLERE AIT HAM PELET DÜŞME SAYILARI VE ÜRÜN PELET BASMA DAYANIMLARI

Numune	Ham Pelet Düşme Sayısı	Ürün Pelet Basma Dayanımı (N/Pelet)
T2HL-4	30	461
T5HL-4	22	301
T7HL-4	17	275

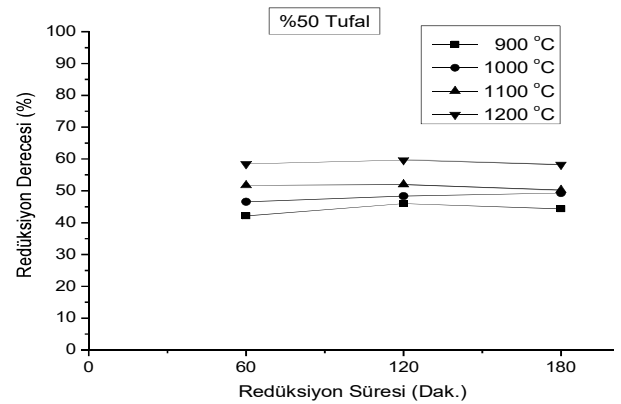
Tablo 4 ve Tablo 6'da verilen sonuçlar incelendiğinde, karışıma %25 tufal ilave edilmesiyle mukavemet değerinde bir artış olduğu ancak bu değer üzerinde ilave edilen tufal miktarının her iki mukavemet değerinde düşüşe neden olduğu görülmektedir. Tufal bünyesinde bulunan FeO partikülleri - hematit partikülleri ve linyit arasındaki yoğunluk farkından dolayı, peletleme cihazı haznesinde gerçekleşen titreşimlerle, karışımın homojenliğinin kaybolmasından kaynaklandığı düşünülen mukavemet düşüşü yine de standartlar arasında olduğu belirlenmiştir (250-300 N/Pelet).

Redüksiyon deneyleri, 900, 1000, 1100 ve 1200°C sıcaklıklarda 60, 120, 180 dakika süre ile gerçekleştirilmiştir. T2HL olarak isimlendirilen peletlerin süre ve sıcaklığa bağlı olarak redüksiyon derecelerindeki değişim Şekil 9'da gösterilmiştir. Sıcaklığın artmasıyla redüksiyon derecesinde gözle görülür bir değişim olmakla beraber, redüksiyon süresinin çok az bir etkisinin olduğu görülmektedir.



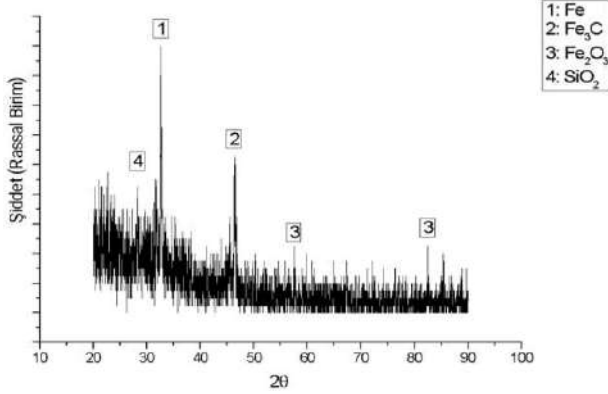
Şekil 9. Redüksiyon sıcaklığı ve süresine göre %25 tufal içeren pelet grubunun redüksiyon derecelerindeki değişimi

Aynı şekilde T5HL olarak isimlendirilen peletlerin süre ve sıcaklığa bağlı olarak redüksiyon derecelerindeki değişim Şekil 10'da, T7HL olarak isimlendirilen peletlerin süre ve sıcaklığa bağlı olarak redüksiyon derecelerindeki değişim ise Şekil 11'de verilmektedir.



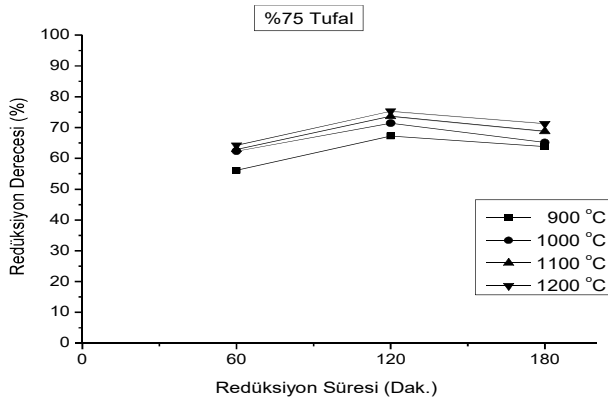
Şekil 10. Redüksiyon sıcaklığı ve süresine göre %50 tufal içeren pelet grubunun redüksiyon derecelerindeki değişimi

Redüksiyon işlemlerinde, tüm pelet gruplarının, redüksiyon derecelerinin 120 dakikaya kadar artış gösterdiği, bu süreden sonra ise sabit kaldığı veya düşüğe geçtiği görülmektedir. Sıcaklığın artışı ile beraber, beklenildiği gibi, redüksiyon derecelerinde artış olduğu görülmektedir. T7HL adlı numunenin redüksiyonunda süreye bağlı olarak bir azalma olduğu görülmektedir.



Şekil 12. %25 tufal içeren peletin redüksiyon işlemi sonucu alınan XRD görüntüsü

T2HL numunesi üzerinde yapılan XRD analizleri (Şekil 12) bu sıcaklık ve sürede işlem gören numunenin yüzeyinde kısmen Fe_3C oluştuğu görülmektedir. Redüksiyondaki yavaşlamanın nedeni bu Fe_3C tabakasının oksijenin etkisiyle oluşan CO gazının difüzyonuna engel olduğu aynı zamanda oluşan CO_2 gazının da pelet bünyesinden çıkışına izin vermemesi ve redüksiyonun yavaşlamasına sebep olduğu düşüncesini hakim kılmaktadır. $1200^\circ C$ sıcaklıkta 180 dakika işleme tabi tutulan %25 tufal ilaveli peletlerin redüksiyon dereceleri %64,12 olarak gerçekleşirken, %75 tufal ilaveli peletlerin aynı şartlarda işleme tabi tutulması sonucu elde edilen redüksiyon derecesi %71,16 olmuştur.



Şekil 11. Redüksiyon sıcaklığı ve süresine göre %75 tufal içeren pelet grubunun redüksiyon derecelerindeki değişimi

- SONUÇ

Bu çalışmada, yerli hammaddeler kullanılarak demir oksitlerin redüksiyonu incelenmiştir. Çalışmanın birinci aşamasında linyit ve hematit cevheri kullanılarak hem pelet mukavemeti hem de redüksiyon derecesi incelenmiş, pelet mukavemetinin ilave edilen linyit miktarına bağlı olarak azaldığı, redüksiyon derecesinin ise arttığı görülmüştür. Karbon doğal hidrofob bir maddedir ve peletleme sırasında karışımın bünyesindeki linyitin hidrofobik özelliğinden dolayı taneciklerin suyun etkisiyle bir araya gelmesi ve çekirdek oluşturması zorlaşacaktır. Buna bağlı olarak hem yaş peletlerin hem de kurutulmuş peletlerin mukavemetinde bir düşüş olmuştur. Redüksiyon için gerekli linyit miktarının, toplam malzemenin %40' kadar olması gerektiği belirlenmiş ve sonraki çalışmalar bu oran üzerinden yapılmıştır. İkinci aşamada %40 linyit sabit alınarak karışıma farklı oranlarda tufal ilave edilmiş farklı süre ve sıcaklıklardaki redüksiyon derecelerine bakılmıştır. Redüksiyon süre ve sıcaklığındaki artış, redüksiyon derecesinde belirli bir artışa neden olmuş ancak sıcaklığın artmasıyla oluşan Fe_3C tabakasının redüksiyonun ilerlemesine engel olduğu görülmüştür.

TEŞEKKÜR

Bu çalışma “TUFAL VE DÜŞÜK TENÖRLÜ HEMATİT CEVHERLERİNDEN SÜNGER DEMİR ÜRETİMİNDE REDÜKLEYİCİ OLARAK SOMA BÖLGESİ LİNYİT KÖMÜRÜNÜN KULLANILMASI” isimli tezden çıkarılmıştır. Aynı zamanda fübap MF.21.06 numaralı proje ile desteklenmiştir. Desteklerinden dolayı fübapa teşekkür ederiz.

KAYNAKLAR

- [1] Öztürk, E.A., Elibol F., Süner, M., Yegin H., Ercek E., Boyrazlı M., “Çam Reçinesinin Soğukta Sertleşen Pelet Üretiminde Bağlayıcı Olarak Kullanılabilirliğinin Araştırılması”, Metal Dünyası Dergisi, 303, 58-64
- [2] Öztürk, E.A., 2018, “Manyetit Cevheri Konsantrasyonunun Karbonize Çay Tesis Atıkları İle Mikrodalga Redüksiyonuna Mekanik Aktivasyon İşleminin Etkisinin Araştırılması”. Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.
- [3] Boyrazlı, M., 2008, “Demir Cevherleri İçerisindeki Safsızlıkların Olumsuz Etkilerinin Giderilme Yollarının Araştırılması”, Doktora Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü.
- [4] Benkli, Y. E., 2008, “Soğukta Sertleşen Kompozit Peletlerin Yarı Ergitme Şartlarında İndirgenmesinin Araştırılması”, Doktora Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [5] Qiu, G., Jiang, T., Huang, Z., Zhu, D., ve Fan, X., (2003), “Characterization of Preparing Cold Bonded Pellets for Direct Reduction Using an Organic Binder”, ISIJ International, Vol. 43 No. 1, pp. 20-25
- [6] Elibol F., 2022, “Tufal Ve Düşük Tenörlü Hematit Cevherlerinden Sünger Demir Üretiminde Redükleyici Olarak Soma Bölgesi Linyit Kömürünün Kullanılması”, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
- [7] Leloğlu S., (2020). Kömür ve Enerji Raporu 2020, Tmmob Maden Mühendisleri Odası Kömür Ve Enerji Raporu.
- [8] Man, Y., Feng, J., 2016, “Effect of iron ore-coal pellets during reduction with hydrogen and carbon monoxide”, Powder Technology, 301,1213-1217
- [9] El-hussiny, N. A., Shalabi, M. E. H., 2011, “A self-reduced intermediate product from iron and steel plants waste materials using a briquetting process”, Powder Technol. 205, 217-223.

KONTİNÜ HADDE MERDANE YATAKLARINDA ALTERNATİF GRES KULLANIMI ÜZERİNE BİR ÇALIŞMA

Barış Çakıroğlu*, Cengiz ÖZER*, Semih DOĞAN*, Recep DEMİRSÖZ⁺

*Kardemir AŞ, 78170, Karabük/Türkiye

{bcakiroglu, cozer, sdogan}@kardemir.com

⁺Mühendislik Fakültesi, Karabük Üniversitesi, Karabük/Türkiye

recepdemirsoz@karabuk.edu.tr

Özet—Günümüz demir çelik sektöründe, her geçen gün bakım için gerekli yedek sarf malzemesi kullanımı ve üretim maliyetleri artmaktadır. Bu maliyetlerinin azaltılabilmesi için birçok alanda çalışma yapmak mümkündür. Özellikle yağlama konusu tüm alanların içerisinde oldukça üst düzeyde öneme sahiptir. Kullanılan gresin özelliklerinin iyileştirilmesi gresle yağlanan ekipmanların ömürlerinin artırılmasında önemli bir rol oynayacaktır. Bu çalışma ile haddeleme prosesinin bir parçası olan merdane yataklarında kullanılan gresin niteliğinin artırılması ile gres tüketiminin azaltılması ve de grese bağlı ekipmanların özellikle hadde rulmanlarının ömrünün artırılması amaçlanmıştır. Bu doğrultuda mevcutta kullanılan lityum basit sabun nitelikteki gres yerine kalsiyum sülfonat nitelikte gres kullanılmış, performans ve sonuç takibi yapılmıştır.

Anahtar Kelimeler— Gres, yağlama, merdane yatakları, performans

Abstract—In today's iron and steel industry, the use of spare consumables required for maintenance and production costs are increasing day by day. In order to reduce these costs, it is possible to work in many areas. Especially, the issue of lubrication has a very high level of importance in all fields. Improving the properties of the grease used will play an important role in increasing the life of grease-lubricated equipment. In this study, it is aimed to reduce the grease consumption by increasing the quality of the grease used in the roller bearings, which are a part of the rolling process, and to increase the life of the equipment, especially the roller bearings, which are lubricated by the grease. In this direction, calcium sulfonate grease was used instead of the currently used lithium complex grease, and performance and results were monitored.

Keywords— Grease, lubrication, roller bearings, performance

I. GİRİŞ

Hadde merdane yataklarında yağlama hem üretim devamlılığı hem de uzun ömürlü ekipman ve malzeme kullanımına adına çok önemlidir.

Genel olarak iki kati cismi birbirinden ayırmak ve sürtünme gücünü minimuma indirerek kolay hareket sağlamak için kullanılan maddeye “yağ” denir. Birbirine göre

izafi hareket yapan iki cisim arasında hareketten ve sürtünmeden kaynaklanan ısı oluşumlarını engellemek veya tolere edilebilir seviyede tutmakta yağların görevleri arasındadır. Yağların, iki katı cisim arasındaki yaptığı işe yağlama denir. Yağlar yağlama işini üç şekilde gerçekleştirirler.[1]

- Yüzeyleri kayganlaştırarak,
- Yüzeylere asılıp kalarak,
- Sürtünen yüzeyler arasında film tabakası oluşturarak.

Merdane yataklarında yapılan yağlama işleminin amacı; sürtünmeyi, aşınmayı, darbeyi, sıcaklığı, korozyonu azaltmak ve ortamdaki toz, kir, su gibi istenmeyen materyalleri uzaklaştırılmasıdır.

Bu çalışmada nitelikli gres olarak kalsiyum sülfonat seçilmesinin nedenleri aşağıda sıralanmıştır.

- Yüzey tutuculuğunun çok yüksek olması,
- NLGI sınıfının 1,5 olması sebebiyle yaz ve kış şartlarında tek tip gresle devam edebilme imkânı vermesi,
- Mevcut merkezi pompa sistemi kullanılarak sorunsuz basılabilirlik sağlaması,
- Merdane soğutma sularının yataklara ulaşmasını engelleyerek tampon vazifesi görmesi,
- Mevcut hadde devir hızlarımıza göre, hem yüksek hem düşük devirlerde (100-950 rpm aralığında) performansının yeterli olması,
- Dinamik yükler altında iyi performans göstermesidir.

II. KONTİNÜ HADDEHANELER

A. Haddehane Bölümleri

Kontinü Haddehane; Tav fırını, 17 adet hadde tezgâhı, soğutma ızgarası ve paketleme tesisinden oluşur.

Sürekli döküm kütük makinesinden tesisimize gelen 150x150 mm kare kesitli 9 metre uzunluğundaki kütükler tav

fırınında tavlama yapılmaktadır. Tavlama kütükleri, tüm tezgahların merdaneleri arasında ebadına göre ezilerek finiş tezgahında nihai şeklini almaktadır. Şekil 1’ de Fırın bölgesi ve hazırlama grubuna ait bir görsel verilmiştir. Tesisimizde $\text{Ø}12\text{mm}-40\text{mm}$ ebatları arasında nervürlü inşaat çeliği üretimi yapılabilmektedir. $\text{Ø}12,14,16$ ve 18 mm için 2’li slit üretim yapılmaktadır. Tüm hadde tezgâhları ve ara makasları otomasyon kontrollüdür. Şekil 2’ de hadde tezgahlarına ait bir görsel verilmiştir. Finiş tezgâhından çıkan malzeme Quenching Tempering Bar-QTB (tempcore) hattından geçirilmektedir. Bu işlemin esas malzemeye üretim hattında yüksek basınç altında kontrollü su vererek düşük karbonlu çelikten üretim yapılırken standardına uygun yüksek mukavemetli malzeme elde edebilmektedir. QTB den geçen malzemeler makaslarda 96 metre boya kesilerek Şekil 3’ de görseli verilen Soğutma ızgarasında soğutulmaktadır. Üretilen ürünler soğuk makaslarda sipariş boyuna kesilmekte ve Şekil 4’ de görseli verilen paketleme hattında 2,5 tonluk paketler halinde paketlenerek satışa sunulmaktadır.



Şekil 1. Fırın bölgesine ve Hazırlama Grubuna ait bir görsel



Şekil 2. Hadde Tezgahlarına ait bir görsel



Şekil 3. Soğutma ızgarasına ait bir görsel



Şekil 4. Paketleme hattına ait bir görsel

B. Hadde Merdaneleri ve Yatakları

Hadde merdaneleri yüksek basma kuvvetleri ve sürekli termal şoklar altında çalışan hassas haddeleme ekipmanlarıdır. Hadde merdanelerinin yataklanmasında kullanılan hadde yatakları, çok düşük ve çok yüksek hızlarda dinamik yükler altında çalışan en önemli ve hassas, aynı zamanda merdaneleri yatay ve dikey ekseninde belirli bir pozisyonda tutmaya yarayan mekanik ekipmanlardır (Şekil 5). Hadde tezgâhları, hem radyal ve aksel kuvvetleri karşılaşması hem de yüksek ezme kuvvetleri altında çalıştığından rulmanlı yataklar tercih edilmektedir. Sistemde kullanılacak rulmanlı yataklar yüklerin yönüne ve büyüklüğüne göre seçilmelidir [2].

Tablo 1. Reaksiyonda kullanılan yağ asitleri [4].



Şekil 5. Hadde merdane yataklarına ait bir görsel

III. ENDÜSTRİYEL GRESLER

A. Lityum Basit Sabun Gresler

Genel amaçlı tüm mekanik ekipmanların yağlanması için kullanılan lityum basit sabun gresler yapısı itibariyle merkezi hatlarda pompalanabilirliği kolay, maliyeti düşük, kolay temin edilebilen greslerdir. Ancak dinamik yükler altında titreşimli çalışan ve ayrıca sürekli su, toz ve kirli ortam içerisinde bulunan hadde rulmanlarının yağlanması için yüksek sarfiyat ve düşük performansından dolayı tercih edilmemektedir.

Bir metal sabun, kimyasal bir sabunlaşma sürecinde elde edilir. Bir yağ asidi bir metal hidroksitle reaksiyona girer. Bu reaksiyon prosesinde açığa metal sabunu ve su çıkar. Bu iki reaksiyon ürünü de nötrdür, bu nedenle de bu kimyasal reaksiyona 'nötralizasyon reaksiyonu' da denir (Tablo 1).

Yapısı	İsmi	Formülü	Yapısal Formülü
Uzun zincirli asit	Stearik asit	$C_{17}H_{35}-COOH$	
Kısa zincirli asit	Asetik asit	CH_3-COOH	
Çok değerlikli asit	Sebasik asit	$HOOC-(CH_2)_n-COOH$	
Yağ asidi	Hidroksi-stearik asit	$C_{17}H_{33}(OH)-COOH$	
Aromatik asit	Benzolik asit	C_6H_5-COOH	

Yağ asitleri hayvansal veya bitkisel yağlardan kimyasal ayırma (asitte veya alkalik ortamda) yoluyla elde edilmektedir. Bu süreçte, gliserol (çok bağlı alkol) yan ürün olarak ortaya çıkar ve sistemden çekilir.

Metal sabun gresleri basit ve kompleks sabun gresleri olarak sınıflandırılır. Adından da anlaşılacağı gibi, basit bir sabun üretimi, kompleks bir sabun üretimi kadar zor değildir. Basit sabun üretimi için, hidroksitle nötralizasyon reaksiyonuna giren bir tip yağ asidi kullanılır.

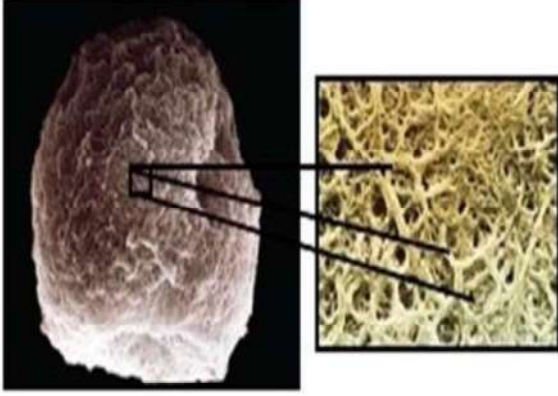
STEARİK ASİT + LİTYUM HİDROKSİT = BASİT SABUN

Elde edilen basit sabun ayrıca 'lityum basit sabunu' diye de adlandırılır. Lityum basit sabunu ve mineral yağ (baz yağ) içeren gresler en çok kullanılan standart greslerdir [4].

B. Kalsiyum Sülfonat Gresler

Kalsiyum sülfonat yapıları greslerin yüksek yükler altındaki çalışma performansları, yüksek sıcaklık dayanımları, dış etmenlere karşı gösterdikleri koruma oldukça başarılı olduğundan özellikle hadde rulmanları için tercih edilme sebeplerindedir. Aşırı bazlı kalsiyum sülfonatlar, sülfonat matrisinde dağılmış büyük miktarda amorf kalsiyum karbonat içerir. Kaynama noktası yüksek alkoller ve asitler gibi uygun kimyasalların mevcudiyetinde ve uygun sıcaklık aralığında jelleşme prosesinin ardından, amorf kalsiyum karbonatın kristalli kalsite dönüşümü gerçekleşir (Şekil 6). Dağılmış kalsit fazının partikül boyutu

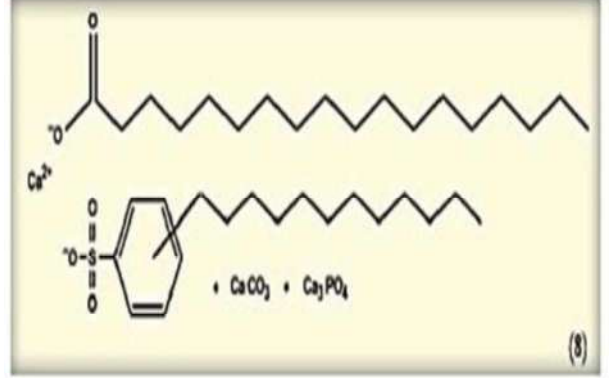
nano aralığında (4-5 nm) olduğundan, aşırı yüksek yüzey alanı ve gres benzeri bir tutarlılık sağlamak için yeterince güçlü olan stabil bir jel yapısını oluşturmaktadır.



Şekil 6. Gres Sabun Yapısı [4]

Burada dikkat edilmesi gereken konu uygun reaktörde ve basınç ortalama 50 psi şekilde olmalıdır. Bu noktada gres hala reaksiyondan dolayı su içerir ve yağlama gresi üretmek için dehidre edilmesi gerekir. Bu, genellikle kalsiyum sülfonat jeli veya kalsiyum sülfonat gresi olarak adlandırılır. Bu işlemi yaparken yüksek oranda bazlanmış kalsiyum sülfonatlar, tipik olarak kapalı ve basınçlı (50 psi) bir reaktörde, uygun asitlerin, stokiometrik hesaplamalarla kalsiyum oksit ve karbondioksit varlığında reaksiyona sokulmasıyla hazırlanması gerekmektedir.

Kalsiyum sülfonat greslerin kimyasındaki dönüşüm sonrası kalsiyum oksit veya (genellikle) hidroksit ilavesi ve ardından borik asit/asetik asit ve 12-hidroksistearik asit ile reaksiyona sokulmasıyla komplekslik meydana gelmektedir [3] (Şekil 7).



Şekil 7. Kalsiyum sülfonat kimyasal formülü

IV. YAPILAN ÇALIŞMALAR

A. Birinci Alternatif Yağ Kullanımı

İlk deneme performans çalışması QUAKERTEK CS 4015 EPR ürün ile yapılmıştır. Bu ürünün lityum basit sabun içerikli gres ile mukayese tablosu Tablo 2'de verilmiştir.

Tablo 2. Lityum basit sabun ürün ile QUAKERTEK CS 4015-EPR'nin ürün özellikleri

Özellikler	Standart	Mevcut Gres	QUAKERTEK CS 4015-EPR
Sabun Tipi		Lityum Basit Sabunu	Kalsiyum Sülfonat Kompleks
NLGI (National Lubricating Greases Institute)		1	1-2
İşlenmiş Penetrasyon 25°C	ASTM D217	310-340	280-310
Baz Yağ Viskozitesi cSt @40°C	ASTM D445	100-220	400
Timken OK Yüğü, lb	ASTM D2509	min. 40	23
4-Bilya Aşınma, mm	ASTM D2266	max. 0,5	0,36
4-Bilya Kaynama Yüğü, kg-f	ASTM D2596	min. 250	428
Damlama Noktası °C	ASTM D2265	min. 180	min 280

Deneme çalışması, sürekli haddehane tesisinde bulunan 2 numaralı dik hadde tezgahında yapılmıştır. Söz konusu tezgâh, hazırlama grubu tezgahıdır. Tezgâhta, toplam her biri 3 cc kapasiteli 20 yağlama noktası bulunmaktadır. Yağlama noktalarına gres dağıtıcılar (Şekil 8) vasıtasıyla gönderilen gres yağları yağlama sisteminin çalışmasında her çevrim için 60 cc harcanmaktadır. Tesiste kullanılan merkezi gres yağlama sistemi çift hatlı yapıya sahip bir sistemdir ve set değeri değişken olmakla birlikte işletmenin mevcut şartlarında 15 dk bekleme süresi ile çalışmaktadır. Bahsi geçen çalışma düzeninde günlük yağ tüketimi, lityum basit sabun gres için sadece 2. Tezgâhta yaklaşık olarak 4.900 cc dir.



Şekil 8. Gres dağıtıcı



Şekil 9. Lityum sabun gres servis sonrası durumu



Şekil 10. QUAKERTEK CS 4015-EPR gres servis sonrası durumu

1. Deneme için basma periyotları, çalışma zamanları ve yağ tüketim miktarları Tablo 3' de verilmiştir.

Durum	Basma Periyodu [Saat]	Çalışma Zamanı [Gün]	Yağ Tüketim Miktarı [cc]
1	2	6	21.600
2	3	12	28.800
3	4	5	9.000
4	4	1	600
Toplam		24	60.000

Tablo 3. 1. Alternatif Yağ Kullanımı Deneme Tablosu

24 günlük deneme süresi boyunca toplam 60.000 cc kalsiyum sülfonat içerikli gres kullanılmıştır ve çalışma sonucu çıkan yatakların durumu Şekil.9-10 'da gösterilmektedir. Aynı şartlar altında lityum basit sabun içerikli ürün için kullanım değeri ise yaklaşık 118.490 cc'dir.

B. İkinci Alternatif Yağ kullanımı

İkinci deneme performans çalışması CERAN XM 460 ürün ile yapılmıştır. Bu ürünün lityum basit sabun gres ile mukayese tablosu Tablo 4'de verilmiştir.

Tablo 4. Lityum basit sabun ile CERAN XM 460 ürün özellikleri

Özellikler	Standart	Mevcut Gres	CERAN XM 460
Sabun Tipi		Lityum Basit Sabunu	Kalsiyum Sülfonat Kompleks
NLGI (National Lubricating Greases Institute)		1	1-2
İşlenmiş Penetrasyon 25°C	ASTM D217	310-340	280-310
Baz Yağ Viskozitesi cSt @40°C	ASTM D445	100-220	460
4-Bilya Aşınma, mm	ASTM D2266	max. 0,5	0,43
4-Bilya Kaynama Yüğü, kg-f	ASTM D2596	min. 250	500
Damlama Noktası °C	ASTM D2265	min. 180	min 300

Bu deneme çalışması, S Viraj makaraları (Şekil 11), 3.Grup hadde tezgâhları ve finish hadde tezgahlarının da bulunduğu toplam her biri 3 cc kapasiteli 134 yağlama noktasında yapılmıştır (Şekil 12).



Şekil 11. S-Viraj Bölgesi



Şekil 12. S-Viraj Yağlama Noktaları

Merkezi gres yağlama sistemi deneme 1’de olduğu gibi 15 dk bekleme süresi ile çalışmaktadır. Bu çalışma düzeninde günlük yağ tüketimi lityum basit sabun gres için toplam 134 yağlama noktasında yaklaşık olarak 34000 cc’dir. Çalışma sonrasında ortaya çıkan yatakların durumu Şekil 13 ‘de gösterilmektedir (üretim ebadına göre tezgâh sayıları değiştiğinden yağlama noktaları farklılık göstermektedir). Görüleceği üzere Lityum basit sabunlu gres çalışma koşullarından dolayı bozulmuş ve yağlama özelliğini kaybetmiştir.

Deneme çalışması Tablo 5 de verildiği gibi farklı periyot ve düzende, toplam 24 gün sürmüştür.

Tablo 5. 2. Alternatif Yağ Kullanımı Deneme Tablosu

Durum	Basma Periyodu [Dakika]	Çalışma Zamanı [Gün]	Yağ Noktası Sayısı	Yağ Tüketim Miktarı [cc]
1	30	8	134	147.490
2	45	5	134	62.310
3	45	6	52	29.055
4	45	5	108	17.730
Toplam		24		256.585

24 günlük deneme süresi boyunca yaklaşık toplam 256.585 cc kalsiyum sülfonat içerikli gres kullanılmış ve çalışma sonucu çıkan yatakların durumu Şekil.14’de gösterilmektedir. Servis sonrasında çıkan yataklar kontrol edildiğinde yağ bozulmamış ve yağlama özelliğini kaybetmemiştir. Aynı durum Lityum basit sabun içerikli ürün için ise yaklaşık 816.000 cc’dir.



Şekil 13. Lityum basit sabun gres servis sonrası durumu



Şekil 14. CERAN XM 460 gres denemesi servis sonrası durumu

V. SONUÇLAR

1.deneme çalışması sonucunda 2 nolu hadde tezgahında denenen QUAKERTEK CS 4015-EPR kalsiyum sülfonat kompleks içerikli greste lityum basit sabun grese göre tüketim bazlı %50,6 lık bir azalma sağlanmıştır. Ayrıca servis sonrası hadde rulmanları kontrol edildiğinde lityum basit sabun içerikli grese göre yüzey tutuculuğu daha fazla olduğu görülmüş ve olası rulman hasarlarının da önüne geçilmiştir.

2.deneme çalışması sonucunda 2 nolu merkezi gres sistemi hattına bağlanarak, S viraj makaraları, 3.grup hadde tezgâhları ve finish hadde tezgahlarında denenen CERAN XM 460 kalsiyum sülfonat kompleks içerikli greste lityum basit sabun grese göre tüketim bazlı %69 luk bir azalma sağlanmıştır. Ayrıca servis sonrası hadde rulmanları kontrol

edildiğinde lityum basit sabun içerikli grese göre yüzey tutuculuğu daha fazla olduğu görülmüş ve olası rulman hasarlarının da önüne geçilmiştir.

Sonuç olarak yapılan bu denemelerle birlikte, farklı devirlerde ve tüm sistem üzerinde tek tip gres kullanılarak kullanım miktarında %50-70 arasında azalma sağlanmıştır. Bu azalmaya karşın hadde merdane yataklarının su almadığı, yağsız kalmadığı tespit edilmiş ve rulman hasarı ile karşılaşılmasıdır. Bu sonuçlar ışığında kalsiyum sülfonat içerikli gresin lityum basit sabun içerikli grese göre daha verimli olduğu değerlendirilebilir. Bu çalışma konusu olan lityum basit sabun ve kalsiyum sülfonat greslerle ilgili olarak avantaj ve dezavantajların verildiği bir karşılaştırma tablosu Tablo 6 'da gösterilmiştir.

Tablo 6. Lityum basit sabun gres ile kalsiyum sülfonat gres karşılaştırma tablosu

	Avantaj	Dezavantaj
Lityum basit sabun	<ul style="list-style-type: none"> ➤ Çok amaçlı uygulamalarda kullanılabilir. ➤ Pompalanabilirlik özelliği çok iyidir. 	<ul style="list-style-type: none"> ➤ Performans için ek katkıya ihtiyaç duyar ➤ Yüksek hammadde maliyeti gerekir. ➤ Gıda sınıfı için uygun değildir.
Kalsiyum Sülfonat	<ul style="list-style-type: none"> ➤ Mekanik stabilitesi yüksektir. ➤ Pas ve korozyon koruması çok yüksektir. ➤ Kendi yapısından kaynaklı yük ve aşınma direnci yüksektir. 	<ul style="list-style-type: none"> ➤ Düşük sıcaklık kullanımına uygun değildir. ➤ Yüksek hız uygulamalarına uygun değildir. (Özel üretim gerektirir)

Kaynakça

1. 19 Mayıs Üniversitesi, Doç. Dr. Naci KURGAN, TRİBOLOJİ
2. Mustafa Yılmaz – Metallerin Haddelenmesi
3. Efsun Acar- Demir ve çelik endüstrisinde kalsiyum sülfonat kompleks gresler – Makale <https://lubricant-world.com/demir-ve-celik-endustrisinde-kalsiyum-sulfonat-kompleks-gresler/>
4. Efsun Acar - Greslerin kimyasal yapısına kısa bir bakış - Makale <https://lubricant-world.com/greslerin-kimyasal-yapisina-kisa-bir-bakis/>

TAV FIRINI KAPALI DEVRE GÖRÜNTÜLEME SİSTEMLERİ VE İTMELİ TİP BİR TAV FIRININDA UYGULAMA ÖRNEĞİ

Okan ÇELİK*, Fatih ÖZKAN*, Bircan ŞANLI*, Semih DOĞAN*, Recep DEMİRSÖZ*

*Kardemir AŞ, 78170, Karabük/Türkiye

{ocelik, fozkan, bsanli, sdogan}@kardemir.com

+Mühendislik Fakültesi, Karabük Üniversitesi, Karabük/Türkiye

receptdemirsoz@karabuk.edu.tr

Özet— Kapalı devre görüntüleme sistemi uygulaması yapılan tav fırını 1965 yılında Alman OFU firması tarafından 80 t/h kapasiteyle kurulmuş pusher type (itmeli tip) bir tav fırınıdır. 2005 yılından itibaren sürekli döküm makinalarından 150x150 mm kesitli kütük dökülmesi nedeniyle hadde paso dizaynında modernizasyon yapılmış ve slit (son iki hadde tezgahından ikili çıkış) sistem çalışmıştır. Bu durum, haddenin 100 t/h 'lere varan üretim hızlarına çıkmasını sağlamıştır. Esasen 80 t/h kapasitesi bulunan tav fırınında baca kanalının dizaynı sayesinde ısı iletim yüzeyi artmakta ve maks.110 t/h üretim ihtiyacına karşılık gelecek şekilde tav yapılabilmesine imkân vermektedir. Bu durum 450.000 t/yıl yerine 650.000 t/yıl üretim imkanı vermiştir.

Anahtar Kelimeler— Tav fırını, itmeli tip, kapalı devre görüntüleme sistemi

Abstract—The reheating furnace with the CCTV application is a “pusher type” reheating furnace established in 1965 by the German OFU company with a capacity of 80 tph. Since 2005, due to the producing of 150x150 mm billet from Continuous Casting Machine, the design of the rolling pass has been modernized and the slit system has been made production. This modernization obtained the rolling mill to reach production capacity of up to 100 tph. In fact, in the reheating furnace, which has a capacity of 80 tph, the heat transmission surface increases due to the design of the gas flue channel and it allows the production requirement of max. 110 tons per hour. Because of this situation, there is a production opportunity of 650,000 tons per year instead of 450,000 tons.

Keywords— Reheating furnace, pusher type, CCTV

I. GİRİŞ

Kardemir A.Ş. İnşaat Çeliği Haddehanesinde bulunan itmeli tip tav fırınında CCTV sistemi bulunmadığından çeşitli problemlerle karşılaşmıştır. Bu problemlerden bir tanesi 16.01.2021 tarihinde saat 11.15'te meydana gelen fırın içinde iki adet kütüğün fırın çıkış kapağı tarafında bulunan kemer altlığına takılması olayıdır. Fırın deşarj iticisinin çalıştığı kapaktan bu iki kütük tavan vincine bağlanan aparatlar ile çekilmiştir. Bu sırada fırın ön ve yan duvarlardaki kapakların tuğlaları sökülerek, fırın içinde kör noktada bulunan kütüklerin yan duvara çok yakın olduğu tespit edilmiştir.

Fırındaki kör noktaların görülebilmesi ve fırın içinde oluşabilecek problemlerin fırın zarar görmeden tespit

edebilmesi için fırın içi kamera sisteminin kurulması amaçlanmıştır.

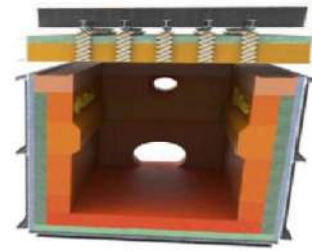
II. TAV FIRINI VE TAVLAMA

A. Fırın Türleri

Demir-Çelik sektöründe haddelemede yarı mamullerin istenilen sıcaklıklarda tavlanması için tav çukurları, yığım tipi fırınlar, itmeli fırınlar, döner hazneli fırınlar, yürüyen kirişli ve yürüyen tabanlı fırınlar kullanılmaktadır.

1) Tav Çukurları

Büyük metalik kütleler olan ingotların tavlanmasında tav çukuru denilen fırınlar kullanılır. Tav çukurlarında, ingot yüzeylerinde aşırı bir ısınma meydana gelmeden uniform olarak istenilen sıcaklığa ısıtılır ve ısıtma işlemi otomatik olarak kontrol edilir. Tav çukurları ısıtmanın yanı sıra ingotların mikro yapısının homojenleşmesini de sağlar. Genellikle çelik ingotların ısıtılmasında kullanılan tav çukurlarında ısıtma sıcaklığı çeliğin cinsine, ingot boyutuna ve haddehanenin özelliklerine bağlı olarak 1180°C ile 1340°C arasında değişir. Çok sayıda paso verilen düşük hızlı haddelerde ingotların daha fazla ısıtılması gerekmektedir [1]. Tav çukuruna ait bir görsel Şekil 1' de verilmiştir.



Şekil 1. Tav çukuruna ait görsel [6]

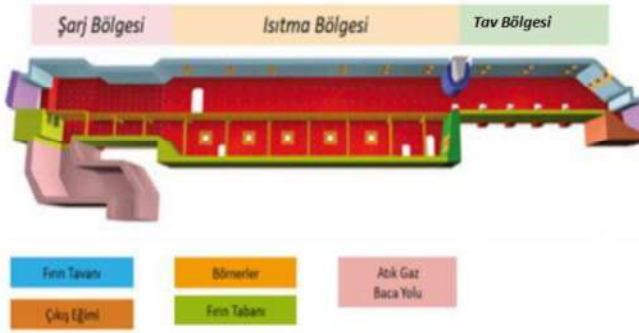
2) Yığım Tipi Fırınlar

Bu fırınlar tav fırınlarının en eski türüdür. Fırına şarj edilen malzemeler istenilen sıcaklığa ısıtılana kadar yeri değiştirilmeksizin fırın haznesinde kalmaktadır. Yığım tipi

fırınlarında ateşleme için sıvı veya gaz yakıt kullanılırken yanma için ise ön ısıtılmış veya soğuk hava kullanılmaktadır.

3) İtmeli Fırınlar

Sürekli fırın olarak tabir edilen fırınlarda fırına şarj edilen malzeme istenilen sıcaklığa ısıtılırken fırın boyunca hareket halindedir. İtmeli fırınlar sürekli fırınların bir türüdür. İlk yapılan itmeli fırınlar ufak kütükleri tavlama için tasarlanmış olup, bu fırınlarda kütüklerin fırın boyunca hareketini kolaylaştırmak için gövde eğimli yapılmıştır. Şarj hareketinin karşı kısmında yer alan bórnerler tarafından fırına verilen yakıt ve havanın yanmasıyla sağlanan sıcak gazlar kütükleri üst yüzeylerinden ısıtır. Fırının yanma haznesinin karşı tarafında bulunan iticilerle fırına şarj edilen kütükler yanma haznesine doğru itilir. Fırında malzeme hareketi ile gaz akışı birbirine ters yöndedir. Modern itmeli tip fırına ait üç boyutlu bir görsel Şekil 2’de verilmiştir. Modern itmeli tip sürekli fırınlar ilk tasarlanan türlerine göre birçok farklılıklar göstermesine rağmen bugün eski tipteki itmeli fırınlar da yaygın olarak kullanılmaya devam etmektedir. Yeni yapılan modern itmeli fırınlar 25-30 m hazneli olup, üst ve taban ateşlemeli ön ısıtma, ısıtma ve tavlama bölgelerini içermektedir. İtmeli fırınlarda ısıtılacak yarı mamül fırına iticiler vasıtasıyla şarj edildiğinde, fırının hazne kısmında istenilen sıcaklığa ulaşmış olan yarı mamül fırının deşarj kapısından çıkıp, hadde tezgâhına gönderilmektedir.



Şekil 2. İtmeli tip bir fırına ait üç boyutlu görsel [6]

4) Döner Hazneli (Rotary) Fırınlar

Bu tip fırınlar genellikle kısa kütük ve takozları veya küçük parçaların dövme sıcaklığına ısıtılmasında kullanılır. Bu fırınlarda hazne bölümü dönerken dış kısımlar ve çatı sabit durumdadır. Büyük olanlarında ise hazne üstünde ve iç/dış duvarlarda bórnerler vardır. Küçük olanları ise ısıtma işlemleri için de kullanılmaktadır. Bahsi geçen bu fırın türü Kardemir A.Ş bünyesinde bulunan Demiryolu Teker Üretim Tesisinde yarı mamul tavlama için kullanılmaktadır. Döner hazneli fırına ait üç boyutlu bir görsel Şekil 2’de verilmiştir.

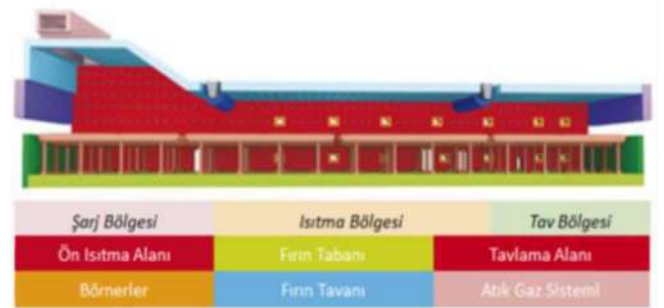


Şekil 2. Döner Hazneli Fırına ait üç boyutlu bir görsel [6]

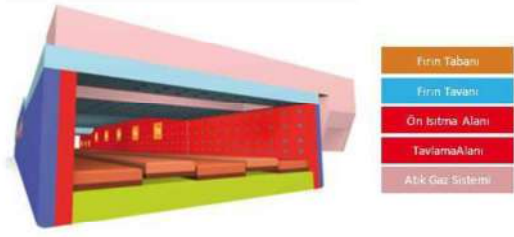
5) Yürüyen Kirişli Fırınlar ve Yürüyen Tabanlı Fırınlar

Bu tür fırınlarda fırına şarj edilen malzemenin fırın içinde hareketi kirişlerle sağlanmaktadır. Bu fırınlarda da itmeli tür fırınlarda olduğu gibi malzeme fırına bir taraftan şarj edilmekte, diğer taraftan tavlama bölgesi olarak deşarj edilmektedir. Kirişler hidro-mekanik veya elektro-mekanik sistemlerle hareket ettirilmektedir. Yürüyen kirişli bir fırına ait üç boyutlu görsel Şekil 3’de verilmiştir. Bórnerler genellikle yan duvarların üst veya alt kısımlarında karşılıklı olarak yerleştirilmiştir. Fırın tavanına da ihtiyaç durumuna göre bórnerler yerleştirilebilir. Yürüyen kirişli fırınlar Kardemir A.Ş bünyesinde bulunan Ray-Profil Haddehanesi ve Çubuk Kangal Haddehanesinde yarı mamul tavlama için kullanılmaktadır.

Yürüyen tabanlı fırına ait üç boyutlu bir görsel Şekil 4’de verilmiştir. Yarı mamullerin hareketi yürüyen tabanlı fırınlarda birbirine paralel platformların eksantrik hareketiyle sağlanmaktadır. Yürüyen kirişli fırınlarda sabit ve hareketli kirişler mevcut olup hareketli kirişlerle yarı mamul sabit kirişlerin üzerinde ilerlerken buna karşın yürüyen tabanlı fırınlarda ise yarı mamul hareketli platformların üzerinde ilerlemektedir.



Şekil 3. Yürüyen Kirişli Fırın[6]



Şekil 4. Yürüyen Tabanlı Fırın[6]

B. Tavlama ve Tav Parametreleri

Bir malzemenin tavlama en genel şekilde malzemenin sıcaklığının hedeflenen değere çıkartılarak belirli bir süre aynı sıcaklıkta tutulması olarak tanımlanabilir. Tavlama işlemi genelde sıcak işlem için malzemenin özelliklerini değiştirme, gerilme giderme, tane yapısını değiştirme veya malzemede farklı mikro yapının oluşumunu sağlamak gibi çeşitli amaçlarla yapılır [2].

Nervürlü inşaat çeliği üretiminde kullanılması gereken ideal fırın, üretim hattını yavaşlatmayacak ve minimum enerji sarfiyatı gerçekleştirecek nitelikte tasarlanmalıdır. Günümüzde gelişen teknoloji ve kullanılan malzeme kalitesindeki iyileşmeler ile fırınlarda daha fazla yarı mamul tavlama ve bununla beraber daha düşük enerji kullanımı mümkün hale gelebilmektedir.

Tav fırınları belirli bir üretim hızında malzemeyi tavlatabilmeli ve düşünülen malzeme miktarı için elverişli

şarj imkânı sağlamalıdır. Bununla birlikte malzemeyi homojen olarak ısıtabilecek şekilde dizayn edilmeli ve ayrıca yanma kontrol sistemi içermesinin yanı sıra belirli sürelerde malzemeyi istenilen sıcaklıkta tutabilmelidirler. Aynı zamanda istenilen soğuma hızlarını sağlayacak şekilde yapılmalı ve fırın atmosferinin kontrolünün yapılabileceği donanıma sahip olmalıdırlar.

Üretim hattında elde edilen nihai ürüne göre tav fırınlarının konstrüksiyon ve proses dizaynları farklılık göstermektedir.

1) Kardemir A.Ş. Kontinü Haddehane Tav Fırını Proses Parametreleri

Sürekli döküm tesisinden gelen kütük konveyör role yolu vasıtasıyla fırına şarj edilmek üzere hazırlanır. Bu sistemde hidrolik bir silindir vasıtası ile kütük fırına şarj edilir[4]. Fırının içindeki kütükler birbirini iterek deşarj kısmına gelir. Buradaki kütük deşarj iticisi ile fırının dışına çıkarılır. Rutin üretim esnasında 1150°C yarı mamül sıcaklığı için;

Zaman zaman üretim hattında yaşanan problemlerden dolayı fırından yarı mamul deşarjı yapılmaz. Bu esnada fırın içinde bekleyen kütüklerin yapışmaması, yüzeylerinin dekarbürize olmaması ve çarpılmaması için üretim esnasında I. Bölge (şarj bölgesi) 900°C, II. Bölge (ısıtma bölgesi) 1200°C ve III. Bölge (tav bölgesi) 1250°C olan sıcaklık değerleri Tablo 1’de verilen rejimlere bağlı olarak tav fırını beklemeye alınır.

Tablo1. Fırın duruş süresine bağlı olarak uygulanacak işlemler

DURUŞ SÜRESİ	UYGULANACAK İŞLEMLER	DURUŞ SIRASINDAKİ FIRIN SICAKLIĞI
10dk’ dan az	Fırın sıcaklığında herhangi bir değişim yapma. Fırın deşarj kapakların kapatarak bekle.	Hedef sıcaklık
10dk ile 30dk arası	Deşarj kapaklarını kapat. 3.bölme ısı değerini scada ekranından kıs bekle bönerlerin alev boyunu kontrol et. Üretim başlangıcından 10dk. önce bekleri aç. Fırını hedef sıcaklığa çıkar.	1100°C
30dk ile 60dk arası	Deşarj kapaklarını kapat. III. Bölge ve II. Bölge ısı değerini scada ekranından gaz debisini düşür. Bönerlerin alev boyunu kontrol et. Üretim başlangıcından 20dk. Önce bekleri aç. Fırını hedef sıcaklığa çıkar.	III. Bölge 1100°C II. Bölge 1150 °C
60dk ile 120dk arası	Deşarj kapaklarını kapat. Gazı kapat Duruş süresine bağlı olarak üretim başlangıcından orantılı bir zaman önce bekleri aç. Fırını hedef sıcaklığa çıkar.	II. Bölge: 920°C III. Bölge:900°C
120dk üzeri	Deşarj kapaklarını kapat. Gazı kapat. Duruş süresince düşen fırın sıcaklığına bağlı olarak üretim başlangıcından orantılı bir zaman önce bekleri aç. Fırını hedef sıcaklığa çıkar.	Duruş süresine bağlı olarak değişir.

III. GÖRÜNTÜLEME SİSTEMLERİ

Outec Sistemi, fırın duvarı dışına yerleştirilen, fırın duvarının dıştan içe doğru genişleyerek kesilmesi ile kamera görüşünün azalmasının engellendiği korumalı sistemdir. Fırın iç sıcaklığının 1600°C'ye, fırın duvar sıcaklığının da 200°C'ye kadar olduğu durumlarda kullanılabilir. Fırın dış duvarına monte edilen sistem ile fırın duvarı arasında kapama sistemi bulunmakta olup, sisteme beslenen su sıcaklığı ve hava sıcaklığı olması gereken değerlerin dışına çıktığı durumlarda kapak kapatılarak sistem korunmaktadır. Koruma kapağı pnömatik tahriklidir. Hava kapandığında ya da kesildiğinde kapak otomatik olarak kapanır. Besleme suyu sıcaklığı ve debisi ile besleme hava sıcaklığı ve debisi sistem dahilindeki PLC-Programmable Logic Controller (programlanabilir lojik kontrol cihazı) ile devamlı kontrol edilir. Outec sistem ayrıca hava beslemesi ile kamera önünden fırın içerisine doğru hava üfler, bu sayede hem kamera lensinin kirlenmesi engellenir hem de oluşabilecek basınç farkında dışa alev çıkışının önüne geçilir. Outec sistemi'ne ait görsel Şekil 5'de verilmiştir.



Şekil 5. Outec Sistemi [5]

Koruma sisteminde hava basıncı ile çalışan yaylı kapı bulunmaktadır. Sondatec-Koruma Kılıfı'na ait görsel Şekil 6'da verilmiştir.



Şekil 6. Sondatec-Koruma Kılıfı [5]

SONDATEC muhafazaları, 2200 ° C'ye kadar olan yüksek sıcaklıklı ortamlarda kameraların kullanımı için tasarlanmıştır, su ve hava soğutma sistemi ile donatılmıştır. Geniş model yelpazesi mevcut fırınların ve kazanların tüm ihtiyaçlarını karşılamayı sağlar. SONDATEC ürünleri doğrudan fırın ve kazan duvarına veya koruma cihazları

(OUTEC veya INTEC serisi) kullanılarak kurulabilir. Camtec-Kamera Sistemi'ne ait görsel Şekil 7'de verilmiştir.



Şekil 7. Camtec-Kamera Sistemi [5]

CAMTEC kameraları, farklı endüstriyel uygulamalarda yanma süreçlerini veya akkor malzemelerin izlenmesine izin vererek, gerçek zamanlı olarak net ve ayrıntılı görüntüler sağlar. Kızılötesi filtreler, sıcaklık sensörleri ve SONDATEC muhafaza serisiyle birleştirilmesi gereken tüm mekanik parçalar için özel lensler tedarik edilir. Cabtec-Koruma Kabini'ne ait görsel Şekil 8'te mevcuttur.



Şekil 8. Cabtec-Koruma Kabini [5]

CABTEC serisinin kabinleri elektrik kontrolüne olanak tanır, kameralara doğru beslemeyi ve hidrolik/pnömatik yönetimi sağlar, soğutma temizleme sisteminin (hava / su) arızalanması durumunda cihaz pnömatik (silindir) veya elektrikli aktüatörleri (yüksek sıcaklıklı görüş sisteminin korunmasını sağlamak için ilgili koruma kapağını hareket ettiren motorlar) yönetir.

IV. YAPILAN ÇALIŞMALAR

2 adet kameranın 45 derece olacak şekilde fırın üzerinde şarj ve deşarj bölgelerine açılan deliklere montajı yapılmıştır. Her bir kamera kendi pano ünitesine sahiptir ve her bir kameranın kendine ait soğutma, havalandırma sistemi ve AISI 316 kalite paslanmaz çelikten üretilmiş koruyucu muhafazası bulunmaktadır. Ayrıca su, hava ve elektrik kesintilerinde kamerayı geriye çeken koruyucu pnömatik sistem mevcuttur.

A. Uygulama Öncesi Durum

Mevcut tav fırını 22x9,5m boyutlarında optimum tav kapasitesi 80 t/h olan üç bölmeli itmeli tip bir fırındır. Her bölmede alından 9 adet olmak üzere toplam 27 adet börner

bulunmaktadır. Tav fırınına şarj ve fırından deşarj itmeli olarak yapılmaktadır. Fırında yakıt olarak kok tesislerinde yan ürün olarak elde edilen kok gazı kullanılmaktadır. Tav fırını, sıcaklıkları, hava gaz oranı, baca gazı oksijen oranını kontrol eden otomasyon sistemine sahiptir.

Kameralar sıcak bölgelerin izlenebilmesi amacıyla fırının yan duvarlarına delikler açılıp monte edilmiştir. Buradaki temel amaç fırına şarj ve fırından deşarj esnasında malzemenin güvenli bir şekilde izlenerek tavllanması ve haddeye verilmesi, ayrıca alev boyu ve rengine bakılarak verimli yanmanın sağlanıp sağlanmadığının kontrol edilerek hava gaz oranının optimize edilmesidir.[5]

B. Uygulama Sonrası Durum

Şekil. 9 ve 10'da görüldüğü üzere fırın içi I Bölme şarj ve III Bölme deşarj bölgesine görüntüleme sistemi montajı yapılarak devreye alınmıştır.



Şekil 9. Fırın içi I Bölme şarj bölgesine montajı yapılan görüntüleme sisteminin görüş açısı



Şekil 10. Fırın için III Bölme deşarj bölgesine montajı yapılan görüntüleme sisteminin görüş açısı

V. SONUÇLAR

Tav fırını içerisine iki adet kamera montajı yapılmıştır. Bu kameralar I. Bölme ve III. Bölme yan duvarında yer almaktadır. I. Bölmede yer alan kamera, I. ve II. Bölme börtnerlerini tamamını görecektir şekilde konumlandırılmıştır. Özellikle bu bölgedeki refrakter yapısında meydana gelecek çatlaklardan ötürü oluşabilecek ışımlar önceden görülerek tedbir alma imkânı oluşmuştur. Bu sistem ile aynı zamanda

şarj bölgesinde kütüklerin üst üste çıkararak yığıntı oluşturması ve kabarması gibi durumlar önceden tespit edilebilmektedir. III. bölmede yer alan fırın içi kamerası bu bölgede bulunan kütüklerin fırın yan duvarına olan mesafesini göstererek operasyonel süreçlerin kontrollü olarak devam edilebilmesine imkân vermiştir. I. ve III. Bölgeye kameraların montajından sonra gerek fırın içindeki kütüklerin hizaları gerekse fırın içi yanma sistemlerinin gözlemlenebilmesi nedeniyle, fırın şarj ve deşarj esnasında malzemenin güvenli bir şekilde izlenerek tavllanması, haddeye verilmesi ayrıca alev boyu ve rengine bakarak verimli yanmanın kontrol edilmesi ve hava/gaz oranının optimize edilmesi sağlanmıştır.

KAYNAKÇA

- [1] The Energy Technology Support Unit (ETSU) Harwell Oxfordshire, Continuous Steel Reheating Furnaces Specification, Design and Equipment p.30,31,32
- [2] O.Çelik Demir Çelik Sektöründe Tav Fırınları, Efektif Tavlama Yöntemleri Ve İyileştirme Çalışmaları p.3,4
- [3] KYS. TL.1099_1 Kontinü Haddehane Müdürlüğü Tav Fırını Çalışma ve Bakım Talimatı p.1
- [4] KYS. TL.1881_3 Kontinü Haddehane Müdürlüğü Kütük Tav Fırınında Kütük Tavlama Talimatı
- [5] www.tuanamuhendislik.com/telea-tecnovision-demir-celik/
- [6] www.calderys.com/refractory-by-industry/reheat-furnaces/

Farklı Hız ve Sabit Oranda Uygulanan Redüksiyonun Fren Boruların Mekanik Özelliklerine Etkisinin Araştırılması

Investigation of the Effect of Reduction Applied at Different Speeds and Constant Rates on the Mechanical Properties of Brake Pipes

Ozan KOYUNCU¹, Burak ÇELİK¹, Yasin AKGÜL^{2,3}, Alper İNCESU^{2,3,*}

¹Bant Boru San. ve Tic. A.Ş., Ar-Ge Departmanı, 41480 Gebze/Kocaeli, Türkiye

okoyuncu@bantboru.com

burak_clk@windowslive.com

²K-O Faktör Teknoloji ve Mühendislik, 78050, Karabük, Türkiye

³Karabük Üniversitesi, Demir Çelik Enstitüsü, 78050, Karabük, Türkiye

yasinakgul@karabuk.edu.tr

alperincesu@karabuk.edu.tr

Özet— Bu çalışmada bakır kaplı çelik saclardan üretilen fren borularına 3 farklı hızda (3,5 m/dk, 4,7 m/dk ve 5,8 m/dk) redüksiyon işlemi uygulanarak redüksiyon uygulanmamış fren borusu ile mikroyapı ve mekanik özellikleri karşılaştırmalı olarak incelenmiştir. Mikroyapısal farklılıkları ortaya çıkarabilmek için optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskopunda mikro yapısal analiz yapılmıştır. Mekanik özelliklerin belirlenebilmesi için de çekme testi, mikro sertlik testi ve patlatma testi uygulanmıştır. Elde edilen sonuçlara göre redüksiyon hızına bağlı olarak mikroyapısal bir farklılaşmanın meydana gelmediği gözlemlenmiştir. Çekme testi sonuçlarına göre 3,5 m/dk, 4,7 m/dk hızlarda uygulanan redüksiyon işleminde daha yüksek oranda (akma mukavemetinde %33,1, çekme mukavemetinde ise %13,0), 5,8 m/dk hızında uygulanan redüksiyon işleminde ise daha düşük oranda (akma mukavemetinde %27,9, çekme mukavemetinde ise %11,1) bir dayanım artışı tespit edilmiştir. - Patlatma testi sonuçları da çekme testinde elde edilen mukavemet değerlerindeki farklılaşmaya paralel bir davranış göstermiştir. Akma mukavemeti ve çekme mukavemeti farklılaşmalarının tam tersi ve bunlara paralel olarak kopma uzaması değerlerinin değişim gözlenmiştir (3,5 m/dk, 4,7 m/dk hızlarda uygulanan redüksiyon işleminde %30,8, 5,8 m/dk hızında uygulanan redüksiyon işleminde ise %16,7 süneklikte azalma tespit edilmiştir). Sertlik değerlerinde tüm hızlar için sertlik artışının (%5,2 oranında) meydana geldiği ancak redüksiyon hızına bağlı olarak anlamlı bir farklılaşmanın gözlemlenmediği tespit edilmiştir. Tüm bu sonuçların redüksiyona bağlı deformasyon sertleşmesinden kaynaklı dislokasyon yoğunluğundaki artıştan meydana geldiği ön görülmektedir.

Anahtar Kelimeler— Fren borusu, redüksiyon, dislokasyon yoğunluğu.

Abstract— In this study, the brake pipes produced from copper-coated steel sheets were reduced at 3 different speeds (3.5 m/min, 4.7 m/min and 5.8 m/min) and the microstructure and mechanical properties of the non-reduced brake pipe were investigated comparatively. In order to reveal microstructural differences, microstructural analysis was performed under optical microscope and scanning electron microscope. In order to determine the mechanical properties, tensile test, microhardness test and blast test were applied. According to the results obtained, it was observed that a microstructural differentiation did not occur depending on the reduction rate. According to the tensile test results, in the reduction process applied at speeds of 3.5 m/min, 4.7 m/min, the reduction applied at a higher rate (33.1% in yield strength, 13.0% in tensile strength), 5.8 m/min. In the process, a lower increase in strength (27.9% in yield strength and 11.1% in tensile strength) was detected. - The results of the blasting test also showed a behavior parallel to the variation in the strength values obtained in the tensile test. The opposite of the yield strength and tensile strength variations, and parallel to these, the change in elongation at break values was observed (30.8% in the reduction process applied at speeds of 3.5 m/min, 4.7 m/min, and in the reduction process applied at 5.8 m/min). whereas a decrease in ductility of 16.7% was detected). In the hardness values, it was determined that the hardness increase (5.2%) occurred for all speeds, but no significant difference was observed depending on the reduction speed. It is predicted that all these results are caused by the increase in dislocation density due to reduction-induced strain hardening.

Keywords— Brake pipes, tube sinking, dislocation density.

Not: Bu bildirinin tam metni makale olarak Çelik Araştırma ve Geliştirme Dergisi (Journal of Steel Research and Development)'nde yayınlanmıştır.

Additives Used in Biogas Production: Availability of Iron and Steel Slags

Rahman ÇALHAN*,

*Karabuk University, Engineering Faculty, Environmental Engineering Department, Karabuk, Türkiye

rahmancalhan@karabuk.edu.tr

Abstract— The aim of this study is to evaluate the usability of iron and steel slags in biogas production by examining the additives that are effective on the anaerobic digestion process in biogas production. For this purpose, a research was conducted on carbon and iron-based additives, nanoparticles and semi-steel slag, which are frequently used in the anaerobic digestion process. In addition, the usability of iron and steel slag as an additive in biogas production has been investigated with studies in the literature.

Keywords—Biogas, anaerobic digestion, iron and steel slag, additive

I. INTRODUCTION

In a constantly developing and changing world, new and renewable energy sources are being sought due to the use of fossil energy sources for energy production, the gradual depletion of sources and the environmental pollution caused by the use of fossil energy sources [1]. Energy should be cheap, clean and continuously available from various sources. It is very important for a sustainable world that organic wastes, which occur in large quantities, are converted into energy sources and brought into the economy [2]. At this point, biogas, where organic wastes are used as an energy source and which enables sustainability in terms of both waste management and energy, emerges as one of the most important energy sources. Biogas is formed by the anaerobic digestion of organic-based residues in oxygen-free environments, is colourless, odourless, lighter than air, burning with a bright blue flame and depending on the composition of organic substances in its composition; It is a gas mixture with 50-70% CH₄, 30-50% CO₂, 0-3% H₂S and very little nitrogen and hydrogen [3].

The production efficiency of biogas, which emerges as a by-product after the anaerobic digestion process, varies depending on the anaerobic digestion performance. The efficiency of the anaerobic reactor varies depending on many parameters such as temperature, pH, retention time, and organic loading rate [4]. In order to operate biogas plants more economically, the amount of biogas produced per unit reactor volume should be increased. For this purpose, it is tried to provide more suitable working conditions for microorganisms by co-fermentation of wastes, changing reactor operating conditions and adding different additives [5].

Slag is a by-product of iron and steel production, rich in calcium and iron oxides. The slag occurs in iron and steel production processes from both ore and scrap, and its amount varies depending on the production process [6]. While the

production of iron slag in the world is estimated to be between 320 million tons and 380 million tons in 2019, this value is estimated to vary between 340 million tons and 410 million tons in 2021 [7]. Slags generated as a by-product are classified as waste and need to be managed environmentally. Due to the danger of the chemicals in its composition being released into the environment, slags should be disposed of appropriately, or they should be used beneficially by creating reuse areas. The slags that come out during iron and steel production can be used in railway flooring, road stabilization works, as filling material, concrete production, asphalt production and parquet-curb production. Different substances in their composition allow slags to be used as additives in biogas production.

In this study, the effects of additives used in biogas production on biogas production and the usability of different slags resulting from iron-steel production in biogas production were investigated.

II. ADDITIVES USED IN BIOGAS PRODUCTION

A. Carbon-based materials

Carbon-based materials such as graphene, carbon nanotubes, biochar, magnetite, and activated carbon can be used as additives in the anaerobic digestion process due to their excellent chemical stability, good electrical conductivity and porous structure [8].

Carbon-based materials, which have a good electrical conduction capacity, accelerate the direct interspecies electron transfer (DIET) by increasing the interaction between microorganisms in the anaerobic digestion process [9]. In some studies, it has been reported that adding carbon-based conductive materials such as magnetite, granular activated carbon and biochar to the anaerobic digestion process to increase DIET performance increases methane production [10], [11]. In addition, researchers claimed that carbon-based materials provide the necessary nutrient needs for microorganisms, accelerate enzyme activity, and increase the pH buffering capacity which enhances VFA production and utilization resulting in higher H₂ and CH₄ production. Carbon-based materials that have high surface area like activated carbon, can also aid in microbial immobilization by improving habitation, allowing for bioelectrical interactions among cells, and providing certain critical ingredients for anaerobic microorganisms. Wang et al. used vermicompost derived biochar as an additive in anaerobic digestion of kitchen waste

and reported that adding vermicompost derived biochar improved digestion performance and showed better buffering capacity [12]. Yun et al. investigated the effects of different bio-based activated carbons (derived from corn cob, sawdust, walnut shell, and waste carton) with high BET-specific surface area on the anaerobic digestion process. They stated that carbon materials with high BET improved the efficiency of the AD system. Furthermore, they attributed this improvement to the conductivity property of carbon materials, which facilitate the DIET between fermenting bacteria and methanogens [13]. In another study, Peng et al. used magnetite and granular activated carbon (GAC) to improve the anaerobic digestion of wastewater sludge. They found adding both magnetite and GAC enhanced methane production by 7.3% and 13.1%, respectively [14]. These results demonstrated that carbon-based substances could enhance biogas production by improving methanogenic activity in the anaerobic digestion process.

B. Iron-based materials

Because of its conductive qualities and inexpensive cost, iron is one of the most prominent additions to boost anaerobic digestion efficiency. Different iron-based additives have been used, including iron powder, iron powder nanoparticle, iron III oxide-hydroxide, hematite, magnetite, iron II chloride, iron II chloride, zero-valent iron powder, etc. Adding iron to an anaerobic process can gain some advantages:

- It can influence methanogenic microorganisms by promoting enzyme synthesis [15]
- It can reduce sulphide inhibition [16]
- It can reduce the oxidative-reductive potential (ORP) of the anaerobic digestion environment and hence provide a more suitable environment for anaerobic digesting [17].

Many researchers used iron-based additives in the anaerobic digestion process. Wang et al. compared the effects of using nano-zero valent (NZVI) and zero-valent iron (ZVI) as additives in the anaerobic digestion system. They elucidated NZVI could enhance hydrolysis–acidification of waste anaerobic sludge by destroying the integrity of microbial cells. They also determined that ZVI also increased methane production with hydrolysis and acidogenesis, but the increase was lower than NZVI [18]. Zhang et al. investigated the effects of using magnetite as an additive on the anaerobic digestion of swine manure. They reported that using magnetite improved methane production by 16.1%. Also, they claimed that magnetite could enhance the acetoclastic methanogenesis, not hydrogenotrophic methanogenesis, reflected by the functional gene quantification and microbial community analysis [19]. Because of its conductive properties, iron could improve DIET between the microorganisms. Viggli et al. noted that magnetite could trigger DIET in a methanogenic sludge, and accordingly, propionate could support a faster and more robust conversion pathway to methane [20]. In another study, Zhao et al. revealed that magnetite could promote hydrolysis and acidogenesis without enhancement of DIET [21]. Based on the results of the studies in which iron was used as an additive, it can be said that

iron and iron-based additives can be used successfully as additives in the anaerobic digestion system.

C. Nanoparticles

Nanomaterial additions can have either a beneficial or adverse effect on anaerobic digestion [22]. Nanomaterials' physicochemical properties, including as surface structure, size, specific surface area, solubility, and catalytic nature, make them useful in anaerobic digestion. Nanomaterial mobility in an anaerobic environment impacts DIET and hence increases biogas production. Nanomaterials have the ability to pass through cell membranes, making them helpful in a variety of biological applications [23]. Recent research has demonstrated that nano-additives have a greater influence on digesters in terms of biogas generation and methane content than micrometric-size additives under the same dose [24]. Zhang et al. showed that adding multi-wall carbon nanotubes enhanced methanogenic activity by 50% at a concentration of 5 g/L [25].

However, some studies have also shown that nanoparticles have adverse effects on the biological environment. Mu et al. discovered that adding three metal oxide nanoparticles to AD (nano-TiO₂, nano-Al₂O₃, and nano-SiO₂) did not decrease CH₄ production, however nano-ZnO was inhibitory at concentrations more than 6 mg/g_{TSS} [26]. Mu and Chen highlighted the influence of ZnO NPs concentration on waste activated sludge AD. It has been discovered that as the ZnO concentration rises (30 mg to 150 mg), more Zn ions are released, inhibiting the hydrolysis and methanation stages in AD [27].

D. Iron and steel slags

Slag is a waste that occurs in large amounts in the iron and steel production process and contains predominantly oxidized compounds of calcium, iron, silicon, aluminium etc. in its composition. The composition of the slag basically varies depending on the technology of the facility where the product is made, the type of product to be produced and the raw material mixture ratios used in production. Table I shows the chemical composition of steel slags. It has been used in many engineering applications due to the chemical composition and surface properties of the slag. Table II shows the possible usage areas of steel slag.

TABLE I
CHEMICAL COMPOSITIONS OF SLAGS [28], [29]

Compound	Concentration
Al ₂ O ₃ (wt%)	1.6-11.9
CaO (wt%)	18.12-51.53
MgO (wt%)	4.87-9.76
MnO (wt%)	1.06-4.41
SiO ₂ (wt%)	10.84-37.54
Fe ₂ O ₃ (wt%)	11.16-54.87
P ₂ O ₅ (wt%)	0.1-1.30
K ₂ O (wt%)	0.05-0.73
Na ₂ O (wt%)	0.04-0.14
TiO ₂ (wt%)	0.32-1.53

TABLE III
APPLICATIONS OF SLAGS [30]

Characteristics	Applications
Porous, alkaline	Waste water treatment
C ₃ S, C ₂ S, C ₄ AF	Cement and concrete production
CaO, MgO	CO ₂ capture and flue gas desulfurization
FeO, CaO, SiO ₂	Raw material for cement clinker
Fertilizer components	Fertilizer and soil improvement
FeO _x , Fe components	Iron reclamation
Hard, wear-resistant, adhesive, rough	Aggregates for road and hydraulic construction
CaO, MgO, FeO, MnO, MnO components	Fluxing agent

Apart from the usage areas indicated in Table II, the usability of the slag in biological applications has been started to be investigated due to its ability to leak compounds in the aquatic environment. In recent studies, it has been seen that the compounds in the slag contribute to biogas production by improving the environment of microorganisms in the anaerobic digestion process. Canan et al. used blast furnace slag, steel-making converter slag and steel-making ladle slag as an additive in an anaerobic digestion system. They found that adding slag as an additive improved biogas yield, and the highest biogas yield was 399.5 mL/g VS and the highest methane yield was 238.2 mL CH₄/g VS in the reactor to which 1%BFS was added. They also investigated the COD removals and in all the slag-added reactors COD removal rates were higher than the control reactor [28]. Han et al. investigated the effects on biogas production by using slags from three different iron and steel production plants in the anaerobic digestion system. They noted that the highest biogas yield, methane yield and COD removal rate were 507.29 mL/g VS, 274.70 mL/g VS and 58.62%, respectively. Furthermore, they analyzed the digestate to investigate its potential use as a soil fertilizer. They concluded the use of steel slag accelerant in the AD system is an effective strategy not only for realizing resource utilization but also for achieving hazard-free treatment of waste [31]. Çalhan investigated the potential use of an electric arc furnace slag as an additive. Results showed that using electric arc furnace slag as an additive in an anaerobic digestion system enhanced both biogas and methane production. The highest cumulative biogas production was achieved in a 5% electric arc furnace slag-added reactor with 6021.90 mL [32]. When the studies on the use of iron and steel slag as an additive in anaerobic systems and its effects are examined, it is seen that there is very limited information in the literature. The slags from different iron and steel production facilities should be investigated in anaerobic systems and how they affect anaerobic systems together with their effects on microbial communities should be investigated in detail.

III. CONCLUSIONS

In biogas production, different additives can be used to increase the efficiency of the anaerobic digestion process, to provide a suitable working environment for microorganisms and to increase the methane content in the produced biogas. In this study, the most commonly used carbon and iron based

additives and nanoparticles in biogas production were examined. In addition, the usability of the slags produced as a result of iron and steel production in biogas production was evaluated. Carbon and iron-based additives are the most common additives used in biogas production since ancient times. In the studies, it is stated that additives with high conductivity properties such as carbon and iron contribute to biogas production by accelerating the DIET and also increase methane production. Nanoparticles, on the other hand, increase the metabolic rate of microorganisms due to their high surface area and their ability to penetrate into the cell thanks to their relatively small size. In addition to these, it is also known that they enhance DIET when they are produced from materials with high conductivity properties such as carbon and iron. Iron and steel production slags are substances with a high potential to be used as additives in biogas production thanks to the compounds they contain. Studies indicate that compounds such as Fe₂O₃, MnO, MgO in the slag are beneficial for microorganisms. When the results of the studies are examined, iron and steel slags have the potential to be used as an additive in biogas production. However, there is a lack of information on how slag has an effect on microorganisms and the use of slag, which is a solid product, in large-scale reactors. Therefore, it would be beneficial to conduct further experimental studies before using them in large-scale plants.

REFERENCES

- [1] N. Scarlat, J. F. Dallemand, and F. Fahl, "Biogas: Developments and perspectives in Europe," *Renew. Energy*, vol. 129, pp. 457–472, 2018, doi: 10.1016/j.renene.2018.03.006.
- [2] Y. Li et al., "Anaerobic co-digestion of chicken manure and corn stover in batch and continuously stirred tank reactor (CSTR)," *Bioresour. Technol.*, vol. 156, pp. 342–347, 2014, doi: 10.1016/j.biortech.2014.01.054.
- [3] I. Ullah Khan et al., "Biogas as a renewable energy fuel – A review of biogas upgrading, utilisation and storage," *Energy Convers. Manag.*, vol. 150, no. July, pp. 277–294, 2017, doi: 10.1016/j.enconman.2017.08.035.
- [4] A. Canan, R. Calhan, and M. Ozkaymak, "Investigation of the effects of blast furnace slag ratio, total solid, and pH on anaerobic digestion: modeling and optimization by using response surface methodology," *Biomass Convers. Biorefinery*, vol. 11, no. 5, pp. 2219–2232, 2021, doi: 10.1007/s13399-021-01865-4.
- [5] B. Bharathiraja, T. Sudharsana, J. Jayamuthunagai, R. Praveenkumar, S. Chozhavadhan, and J. Iyyappan, "Biogas production – A review on composition, fuel properties, feed stock and principles of anaerobic digestion," *Renew. Sustain. Energy Rev.*, vol. 90, no. July, pp. 570–582, 2018, doi: 10.1016/j.rser.2018.03.093.
- [6] H. Purwanto and T. Akiyama, "Hydrogen production from biogas using hot slag," *Int. J. Hydrogen Energy*, vol. 31, no. 4, pp. 491–495, 2006, doi: 10.1016/j.ijhydene.2005.04.021.
- [7] US Geological Survey, "Iron and steel slag statistics," *Miner. Commod. Summ. Slag-Iron Steel Washington, DC*, no. 703, pp. 86–87, 2021. Available: <https://www.usgs.gov/centers/national-minerals-information-center/iron-and-steel-slag-statistics-and-information>.
- [8] Y. Abbas, S. Yun, Z. Wang, Y. Zhang, X. Zhang, and K. Wang, "Recent advances in bio-based carbon materials for anaerobic digestion: A review," *Renew. Sustain. Energy Rev.*, vol. 135, no. July 2019, 2021, doi: 10.1016/j.rser.2020.110378.
- [9] Q. Li, M. Xu, G. Wang, R. Chen, W. Qiao, and X. Wang, "Biochar assisted thermophilic co-digestion of food waste and waste activated sludge under high feedstock to seed sludge ratio in batch experiment," *Bioresour. Technol.*, vol. 249, no. September 2017, pp. 1009–1016, 2018, doi: 10.1016/j.biortech.2017.11.002.

- [10] S. Chen *et al.*, “Carbon cloth stimulates direct interspecies electron transfer in syntrophic co-cultures,” *Bioresour. Technol.*, vol. 173, pp. 82–86, 2014, doi: 10.1016/j.biortech.2014.09.009.
- [11] X. Meng, Y. Zhang, Q. Li, and X. Quan, “Adding Fe0 powder to enhance the anaerobic conversion of propionate to acetate,” *Biochem. Eng. J.*, vol. 73, pp. 80–85, 2013, doi: 10.1016/j.bej.2013.02.004.
- [12] D. Wang *et al.*, “Improving anaerobic digestion of easy-acidification substrates by promoting buffering capacity using biochar derived from vermicompost,” *Bioresour. Technol.*, vol. 227, pp. 286–296, 2017, doi: 10.1016/j.biortech.2016.12.060.
- [13] S. Yun *et al.*, “Use of bio-based carbon materials for improving biogas yield and digestate stability,” *Energy*, vol. 164, pp. 898–909, 2018, doi: 10.1016/j.energy.2018.09.067.
- [14] H. Peng, Y. Zhang, D. Tan, Z. Zhao, H. Zhao, and X. Quan, “Roles of magnetite and granular activated carbon in improvement of anaerobic sludge digestion,” *Bioresour. Technol.*, vol. 249, no. August 2017, pp. 666–672, 2018, doi: 10.1016/j.biortech.2017.10.047.
- [15] A. M. Lakaniemi, P. E. P. Koskinen, L. M. Nevatalo, A. H. Kaksonen, and J. A. Puhakka, “Biogenic hydrogen and methane production from reed canary grass,” *Biomass and Bioenergy*, vol. 35, no. 2, pp. 773–780, 2011, doi: 10.1016/j.biombioe.2010.10.032.
- [16] A. H. Nielsen, T. Hvitved-Jacobsen, and J. Vollertsen, “Effects of pH and Iron Concentrations on Sulfide Precipitation in Wastewater Collection Systems,” *Water Environ. Res.*, vol. 80, no. 4, pp. 380–384, 2008, doi: 10.2175/106143007x221328.
- [17] M. S. Romero-Güiza, J. Vila, J. Mata-Alvarez, J. M. Chimenes, and S. Astals, “The role of additives on anaerobic digestion: A review,” *Renew. Sustain. Energy Rev.*, vol. 58, pp. 1486–1499, 2016, doi: 10.1016/j.rser.2015.12.094.
- [18] Y. Wang, D. Wang, and H. Fang, “Comparison of enhancement of anaerobic digestion of waste activated sludge through adding nano-zero valent iron and zero valent iron,” *RSC Adv.*, vol. 8, no. 48, pp. 27181–27190, 2018, doi: 10.1039/c8ra05369c.
- [19] J. Zhang *et al.*, “Effects of magnetite on anaerobic digestion of swine manure: Attention to methane production and fate of antibiotic resistance genes,” *Bioresour. Technol.*, vol. 291, no. July, 2019, doi: 10.1016/j.biortech.2019.12.1847.
- [20] C. Cruz Viggì, S. Rossetti, S. Fazi, P. Paiano, M. Majone, and F. Aulenta, “Magnetite particles triggering a faster and more robust syntrophic pathway of methanogenic propionate degradation,” *Environ. Sci. Technol.*, vol. 48, no. 13, pp. 7536–7543, 2014, doi: 10.1021/es5016789.
- [21] Z. Zhao, Y. Zhang, Y. Li, X. Quan, and Z. Zhao, “Comparing the mechanisms of ZVI and Fe₃O₄ for promoting waste-activated sludge digestion,” *Water Res.*, vol. 144, pp. 126–133, 2018, doi: 10.1016/j.watres.2018.07.028.
- [22] C. M. Ajay, S. Mohan, P. Dinesha, and M. A. Rosen, “Review of impact of nanoparticle additives on anaerobic digestion and methane generation,” *Fuel*, vol. 277, no. April, p. 118234, 2020, doi: 10.1016/j.fuel.2020.118234.
- [23] A. Hassanein, S. Lansing, and R. Tikekar, “Impact of metal nanoparticles on biogas production from poultry litter,” *Bioresour. Technol.*, vol. 275, no. December 2018, pp. 200–206, 2019, doi: 10.1016/j.biortech.2018.12.048.
- [24] X. Zhu, E. Blanco, M. Bhatti, and A. Borrión, “Impact of metallic nanoparticles on anaerobic digestion: A systematic review,” *Sci. Total Environ.*, vol. 757, p. 143747, 2021, doi: 10.1016/j.scitotenv.2020.143747.
- [25] J. Zhang and Y. Lu, “Conductive Fe₃O₄ nanoparticles accelerate syntrophic methane production from butyrate oxidation in two different lake sediments,” *Front. Microbiol.*, vol. 7, no. AUG, pp. 1–9, 2016, doi: 10.3389/fmicb.2016.01316.
- [26] H. Mu, Y. Chen, and N. Xiao, “Effects of metal oxide nanoparticles (TiO₂, Al₂O₃, SiO₂ and ZnO) on waste activated sludge anaerobic digestion,” *Bioresour. Technol.*, vol. 102, no. 22, pp. 10305–10311, 2011, doi: 10.1016/j.biortech.2011.08.100.
- [27] H. Mu and Y. Chen, “Long-term effect of ZnO nanoparticles on waste activated sludge anaerobic digestion,” *Water Res.*, vol. 45, no. 17, pp. 5612–5620, 2011, doi: 10.1016/j.watres.2011.08.022.
- [28] A. Canan, R. Calhan, and M. Ozkaymak, “Investigation of the effects of different slags as accelerant on anaerobic digestion and methane yield,” *Biomass Convers. Biorefinery*, vol. 11, no. 4, pp. 1395–1406, 2021, doi: 10.1007/s13399-021-01340-0.
- [29] F. Han, S. Yun, C. Zhang, H. Xu, and Z. Wang, “Steel slag as accelerant in anaerobic digestion for nonhazardous treatment and digestate fertilizer utilization,” *Bioresour. Technol.*, vol. 282, no. March, pp. 331–338, 2019, doi: 10.1016/j.biortech.2019.03.029.
- [30] H. Yi, G. Xu, H. Cheng, J. Wang, Y. Wan, and H. Chen, “An Overview of Utilization of Steel Slag,” *Procedia Environ. Sci.*, vol. 16, pp. 791–801, 2012, doi: 10.1016/j.proenv.2012.10.108.
- [31] F. Han, S. Yun, C. Zhang, H. Xu, and Z. Wang, “Steel slag as accelerant in anaerobic digestion for nonhazardous treatment and digestate fertilizer utilization,” *Bioresour. Technol.*, vol. 282, no. January, pp. 331–338, 2019, doi: 10.1016/j.biortech.2019.03.029.
- [32] R. ÇALHAN, “Use of Electric Arc Furnace Slag as an Additive in Biogas Production and Its Effects,” *Eur. J. Sci. Technol.*, no. 38, pp. 335–340, 2022, doi: 10.31590/ejosat.1038595.