



İSKENDERUN TEKNİK

ÜNİVERSİTESİ

MÜHENDİSLİK VE FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YÜKSEK
LİSANS
TEZİ**

**TERMOREAKTİF DİFÜZYON
TEKNİĞİ İLE KÜRESEL
GRAFİTLİ DÖKME DEMİRİN
YÜZEYİNDE OLUŞAN Cr-V-C
KAPLAMALARIN AŞINMA
VE KOROZYON
DAVRANIŞLARININ
İNCELENMESİ**

Müge KALKANDELEN

**METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI**

EYLÜL 2020



İSKENDERUN TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

EYLÜL 2020



**TERMOREAKTİF DİFÜZYON TEKNİĞİ İLE KÜRESEL GRAFİTLİ
DÖKME DEMİRİN YÜZEYİNDE OLUŞAN Cr-V-C KAPLAMALARIN
AŞINMA VE KOROZYON DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ**

Müge KALKANDELEN

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**İSKENDERUN TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
MÜHENDİSLİK VE FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

EYLÜL 2020

TERMOREAKTİF DİFÜZYON TEKNİĞİ İLE KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME
DEMİRİN YÜZEYİNDE OLUŞTURULAN Cr-V-C KAPLAMALARIN AŞINMA VE
KOROZYON DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

(Yüksek Lisans Tezi)

Müge KALKANDELEN

İSKENDERUN TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

MÜHENDİSLİK VE FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Eylül 2020

ÖZET

Bu çalışmada, küresel grafitli dökme demirlerden bir kalite olan GGG-80 alaşımının yüzeyinde 900-1000 ve 1100°C’de 1 saat süre ile Fe-Cr ve Fe-V tozları ortamında termoreaktif difüzyon tekniği ile krom karbür-vanadyum karbür kompozit kaplama tabakaları oluşturulmuştur. Oluşturulan Cr-V-C kaplama tabakalarının karakterizasyonu Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM-EDS), X-Işınları Difraktometresi (XRD), mikrosertlik, nanoindentasyon, Daimler-Benz Rockwell-C adhezyon testi, aşınma testi ve elektrokimyasal korozyon testi ile belirlenmiştir. Küresel grafitli dökme demirlerin kullanım alanları göz önünde bulundurularak korozyon testleri %3,5 NaCl, %5 H₂SO₄ ve %5 HNO₃ ortamlarında oda sıcaklığında elektrokimyasal olarak yapılmıştır. Aşınma testleri ise oda sıcaklığı, 250, 500 ve 750 °C’de açık hava ortamında 10 N yük ve 250m kayma mesafesinde WC bilyaya karşı gerçekleştirilmiştir. Metalografik çalışmalar kaplama işlemi sonunda küresel grafit nodüllerinin çözündüğü ve yüzeyde 12-36µm kalınlığında, 2461-3200 HV_{0.05} sertliğinde ve 198-238 GPa elastite modülüne sahip krom karbür- vanadyum karbür kompozit kaplama tabakalarının elde edildiğini göstermiştir. Küresel grafit nodüllerinin çözünmesi ve yüzeyde kompozit karbür kaplamaların eldesi NaCl, H₂SO₄ ve HNO₃ ortamlarında işlemsiz malzeme göre daha iyi korozyon direnci sağlamıştır. Ayrıca kompozit kaplama tabakaları ile yüzeyde meydana gelen sertlik ve elastite modüllerindeki artış ile de oda sıcaklığından 750°C’ye kadar gerçekleştirilen aşınma testlerinde daha yüksek aşınma dirençleri elde edilmiştir. Kaplama sıcaklığındaki artış kaplama tabakası kalınlığı ve mekanik özelliklerde artış yüzey pürüzlülük değerlerinde ise azalma meydana getirmiş olup en iyi aşınma ve korozyon dirençleri 1100°C’de 1 saat süre ile kaplama işlemine tabi tutulan numunede elde edilmiştir.

Anahtar Kelimeler : Kaplama, Termoreaktif Difüzyon Tekniği, Küresel Grafitli Dökme Demir, Aşınma, Korozyon

Sayfa Adedi : 119

Danışman : Doç. Dr. Ali GÜZEN

INVESTIGATION OF THE WEAR AND CORROSION BEHAVIOR OF CR-V-C
COATINGS FORMED ON THE SURFACE OF SPHEROIDAL GRAPHITE CAST
IRON BY THERMOREACTIVE DIFFUSION TECHNIQUE

(M. Sc. Thesis)

Müge KALKANDELEN

ISKENDERUN TECHNICAL UNIVERSITY

ENGINEERING AND SCIENCE INSTITUTE

September 2020

ABSTRACT

In this study, chrome vanadium carbide composite coating was produced on the surface of ductile iron GGG-80 by thermoreactive diffusion. The TRD process was carried out at temperatures of 900, 1000, and 1100 °C for 1 h using nano-sized Fe-V and Fe-Cr powders. The coatings were characterized by X-ray diffractometry (XRD), 2D profilometry, Scanning Electron Microscopy (SEM), Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS), microhardness measurements, Daimler-Benz Rockwell-C adhesion test, nanoindentation, electrochemical corrosion tests and wear tests. Corrosion tests were performed electrochemically at room temperature in 3.5% NaCl, 5% H₂SO₄ and 5% HNO₃ solutions. The wear tests were performed on untreated and coated samples using a ball-on-disc type wear tester under 10 N load at four different temperatures (25 °C, 250 °C, 500 °C and 750 °C) against a 6-mm WC ball in air. Metallographic investigations revealed that the graphite nodules were gradually dissolved and a coating with a thickness of 12-36 µm, hardness of 2461-31200 HV_{0.05}, and elastic modulus of 198-233 GPa was obtained. The dissolution of graphite nodules and the growth of composite carbide coatings on the surface resulted in improved corrosion resistance in NaCl, H₂SO₄ and HNO₃ compared to untreated GGG-80. In addition, with the increase in the hardness and modulus of elasticity in the composite coatings, higher wear resistance was obtained from room temperature to 750 °C. Increase in coating temperature, resulted in increased coating thicknesses and improved mechanical properties and a decrease in surface roughness values, and optimal wear and corrosion resistance values were obtained in the sample coated at 1100 °C for 1 hour.

Key Words : Coating, Thermoreactive Diffusion Technique Spherical Graphite Cast Iron, Wear, Corrosion

Page Number : 119

Supervisor : Assoc. Prof. Dr. Ali GÜNEN

TEŞEKKÜR

Öncelikle tez çalışmalarım sırasında bilgi birikimi ve manevi desteği ile sürekli yanımda olan, tezimin her adımında bana desteğini esirgemeyen, en önemlisi ise yüksek lisansımın bu aşamasına gelmemi sağlayan lisansüstü tez danışmanım Doç. Dr. Ali GÜNEN hocama sonsuz teşekkürler eder ve saygılarımı sunarım.

Tez çalışmasının çeşitli aşamalarında bilgi birikimlerinden yararlandığım ve TÜBİTAK projesinde bulunan hocalarım başta Doç. Dr. Erdoğan KANCA ‘İskenderun Teknik Üniversitesi’, Prof. Dr. İsmail Hakkı KARAHAN ‘Mustafa Kemal Üniversitesi’, Prof. Dr. Bülent KURT ‘Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi’, Prof. Dr. Mustafa Sabri GÖK ‘Bartın Üniversitesi’ hocalarıma teşekkür ederim. Tez çalışmalarım sırasında zaman zaman laboratuvar imkânlarından faydalandığım MMK Turkey işletmesi ve çalışanları ve Betül SOYLU ‘MMK Turkey’, Çağrı PARLAR ‘MMK Turkey’ ve Fatih BEKTAŞ’a ‘MMK Turkey’ teşekkürlerimi sunarım. Tez çalışmalarım sırasında yardımlarını esirgemenyen Arş. Gör. Mehmet DEMİR ‘İskenderun Teknik Üniversitesi’ ve Dr. Selvin TURGUT’a ‘Mustafa Kemal Üniversitesi’ teşekkür ederim. Tezin kontrol edilmesi ve eksiklerin giderilmesi hususunda desteklerini esirgemeyen Prof. Dr. Melik ÇETİN ‘Karabük Üniversitesi’ ve Doç. Dr. Mustafa Serdar Karakaş ‘Konya Teknik Üniversitesi’ hocalarıma teşekkürlerimi sunarım. İskenderun Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümü öğretim üyelerine desteklerinden dolayı teşekkür ederim. Ayrıca atölyedeki yardımlarından dolayı Hacı GÖDE’ye teşekkür ederim.

Bu tez çalışması TÜBİTAK 3501 Kariyer Geliştirme Programı Mühendislik Araştırma Grubu tarafından desteklenen 118M760 numaralı "Küresel Grafitli Dökme Dökme Demirin Yüksek Sıcaklık Aşınma, Termal Yorulma ve Korozyon Dirençlerinin Geliştirilmesi" projesinin bir kısmı olup projeye destek sunan ve beni bursiyer olarak istihdam eden TÜBİTAK kurumuna teşekkür ederim.

Eğitim hayatımda bugünlere gelmemde en büyük pay sahibi olan, anlayış ve teşvikleri için annem Mine KALKANDELEN’e, babam Bülent KALKANDELEN’e, kardeşim Ege KALKANDELEN’e sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Bana her zaman inanan ve güvenen sevgili nişanlım Mehmet KURTAR’a teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ETİK BEYAN	i
ÖZET	ii
ABSTRACT	iii
TEŞEKKÜR	iv
İÇİNDEKİLER	v
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ	xi
SİMGELER VE KISALTMALAR	xii
1. GİRİŞ.....	1
2. DÖKME DEMİR.....	4
2.1. Dökme Demirlere Alaşım Elementlerinin Etkisi	6
2.2. Dökme Demirlerdeki Fazlar.....	7
2.3. Dökme Demirlerin Sınıflandırılması.....	8
2.3.1. Gri dökme demir.....	9
2.3.2. Beyaz dökme demir	11
2.3.3. Temper dökme demir.....	11
2.3.4. Küresel grafitli dökme demirler	13
2.3.5. Küresel dökme demirlerin diğer dökme demirler ile karşılaştırılması	14
2.3.6. Küresel grafitli dökme demirlerin sınıflandırma	15
2.3.7. Küresel grafitli dökme demirin genel özellikleri ve mekanik özellikleri	17
2.3.8. Küresel grafitli dökme demirlerin kullanım alanları	18
3. YÜZEY MODİFİKASYONU	19
3.1. Termoreaktif Difüzyon Yöntemi.....	20
3.1.1. Kutu TRD yönteminin temel prensipler	21
3.1.2. TRD karbür kaplamaların genel özellikleri	23
3.1.3. TRD yönteminin üstünlükleri.....	24
3.1.4. TRD işleminin dezavantajları.....	24
3.1.5. TRD işleminin endüstriyel uygulamaları	24
3.2. Çalışmada Kullanılan Ferro Tozlar	25
3.2.1. Ferro Cr.....	25
3.2.2. Ferro V.....	25

	Sayfa
4. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR	27
5. MATERYAL VE METOT	39
5.1. Materyal	39
5.2. Kaplama Yöntemleri ve Tozlarının Belirlenmesi	39
5.3. Deney Parametrelerinin Belirlenmesi	41
5.4. KGD Malzemesinin Kaplama İşlemi İçin Hazırlanması.....	41
5.5. Numunelerin Potaya Konumlandırılması.....	41
5.6. Kaplama İşlemlerinin Yapımı	42
5.7. Numune Hazırlama ve Metalografik Muayene	43
5.8. Daimler-Benz Rockwell-C Adhezyon Testi	44
5.9. Nanoindentasyon.....	44
5.10. XRD Analiz Çalışması	46
5.11. Korozyon Özelliklerinin Belirlenmesi	46
5.12. Aşınma Testinin Uygulanması.....	46
6. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA	48
6.1. Metalografi Çalışmaları ve Yüzey Karakterizasyonu	48
6.2. XRD ve EDS Analizleri	52
6.3. Kaplama Tabakası Kalınlıkları ve Mikrosertlik Sonuçları	55
6.4. Daimler-Benz Rockwell-C Adhezyon Test Sonuçları	57
6.5. Nanoindentasyon Test Sonuçları.....	59
6.6. Korozyon Test Sonuçları.....	62
6.7. Korozyon Testi Sonrası Numunelerin SEM ve EDS Analizleri	69
6.8. Aşınma Test Sonuçları	77
7. SONUÇLAR.....	103
8. ÖNERİLER.....	105
KAYNAKLAR.....	106
ÖZGEÇMİŞ	116
DİZİN.....	117

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Fe-C Denge diyagramı.....	5
Şekil 2.2. Dökme demir türlerinin mikroyapıları a) gri dökme demir b) temper dökme demir, c) beyaz dökme demir d) küresel dökme demir.....	9
Şekil 2.3. ASTM A247 standardına göre 100x büyütmede alınmış tipik gri dökme demir görüntüleri.....	10
Şekil 2.4. Temper dökme demire uygulanan ısı işlem grafiği.	12
Şekil 2.5. KGDD'in diğer dökme demirlerle kıyaslanması.....	15
Şekil 3.1. TRD prosesinde işlem sırası.	23
Şekil 5.1. Kaplama işlemlerinde kullanılan Fe-V tozunun SEM görünümü	40
Şekil 5.2. Kaplama işlemlerinde kullanılan Fe-Cr tozunun SEM görünümü	40
Şekil 5.3. İşlem gerçekleştirileceği tüp sementasyon sistemi.....	42
Şekil 5.4. Kaplama işlemi sonrası metalografik ve aşınma test numunlerinin görünümü	43
Şekil 5.5. Oliver-Pharr metoduna göre yük-yerdeğiştirme eğrisinin sistematik gösterimi.....	45
Şekil 6.1. a) İşlemsiz GGG-80 b) 900°C'de c) 1000°C'de d) 1100°C'de 1 saat süre ile oluşturulan CrV kaplama tabakasının yüzey SEM görünümü	49
Şekil 6.2. a) GGG-80 KGDD numune optik görünümü b) 900°C'de c) 1000°C'de d) 1100°C'de 1 saat süre ile oluşturulan CrV kaplama tabakasının SEM görünümü	51
Şekil 6.3. GGG- 80 ve farklı sıcaklıklarda CrVC kaplı numunlerin XRD analizleri.....	53
Şekil 6.4. 900°C ,1000°C ve 1100°C'de 1 saat süre ile CrV kaplı numunelerin kesit yüzeyinden alınan sem mikroyapı resmi ve EDS Sonuçları	54
Şekil 6.5. Kaplama tabakasının kesitinden alınan mikrosertlik değerlerinin yüzeyden matrise göre değişimi.....	56
Şekil 6.6. VDI 3198 İndentasyon testi.....	57
Şekil 6.7. 900-1 numunesinin VDI 3198 indentasyon testi sonrası SEM görünümü	58

Şekil	Sayfa
Şekil 6.8. 1000-1 numunesinin VDI 3198 indentasyon testi sonrası SEM görünümü	58
Şekil 6.9. 11100-1 numunesinin VDI 3198 indentasyon testi sonrası SEM görünümü	59
Şekil 6.10. 900°C’de 1 saat süre ile CrV kaplı numunelerin yük-yer değiştirme eğrileri	60
Şekil 6.11. 1000°C’de 1 saat süre ile CrV kaplı numunelerin yük-yer değiştirme eğrileri	60
Şekil 6.12. 1100°C’de 1 saat süre ile CrV kaplı numunelerin yük-yer değiştirme eğrileri	61
Şekil 6.13. Açık devre potansiyeli (OCP) sonuçları a) NaCl b) H ₂ SO ₄ c) HNO ₃ çözeltisi	64
Şekil 6.14. Tafel ekstrapolasyon sonuçları a) NaCl b) H ₂ SO ₄ c) HNO ₃ çözeltisi	67
Şekil 6.15. NaCl ortamındaki a) İşlemsiz b) 900°C’de 1 Saat c) 1000°C’de 1 Saat d) 1100°C’de 1 saat SEM ve EDS analizleri	70
Şekil 6.16. H ₂ SO ₄ ortamındaki a) İşlemsiz b) 900°C’de 1 saat c) 1000°C’de 1 saat d) 1100°C’de 1 saat süre ile CrVC kaplı GGG-80 numunelerin yüzeyinden SEM görünümü ve EDS analizleri	74
Şekil 6.17. HNO ₃ çözelti korozyon testi sonrası a) İşlemsiz b) 900°C’de 1 saat c) 1000°C’de 1 saat d) 1100°C’de 1 saat süre ile CrVC kaplı GGG-80 numunelerin yüzeyinden SEM görünümü ve EDS analizleri	75
Şekil 6.17. HNO ₃ çözelti korozyon testi sonrası a) İşlemsiz b) 900°C’de 1 saat c) 1000°C’de 1 saat d) 1100°C’de 1 saat süre ile CrVC kaplı GGG-80 numunelerin yüzeyinden SEM görünümü ve EDS analizleri	76
Şekil 6.18. a) İşlemsiz GGG-80 b) 900°C c) 1000°C d) 1100°C CrVC kaplı numunelerin 10 N yük altında oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklık COF grafikleri	79
Şekil 6.19. Farklı test sıcaklıklarında elde edilen işlemsiz ve Cr-V-C kompozit kaplı numunelerin aşınma hacim kayıpları	82
Şekil 6.20. 25°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş işlemsiz GGG-80 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi	84

Şekil	Sayfa
Şekil 6.21. 250°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş işlemsiz GGG-80 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi.....	85
Şekil 6.22. 500°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş işlemsiz GGG-80 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi.....	86
Şekil 6.23. 750°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş işlemsiz GGG-80 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi.....	87
Şekil 6.24. 25°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 900 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi	90
Şekil 6.25. 250°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 900 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi	91
Şekil 6.26. 500°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 900 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi.	92
Şekil 6.27. 750°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 900 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi.	93
Şekil 6.28. 25°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 1000 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi	94
Şekil 6.29. 250°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 1000 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi.	95
Şekil 6.30. 500°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 1000 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi.	96
Şekil 6.31. 750°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 1000 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi.	97
Şekil 6.32. 25°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 1100 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi	98
Şekil 6.33. 250°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 1100 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi.	99
Şekil 6.34. 500°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 1100 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi.	100
Şekil 6.35. 750°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 1100 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi.	101

Şekil**Sayfa**

Şekil 6.36. 10 N yük altında (a) 25, (b) 250 (c) 500 ve (d) 750 ° C sıcaklıklardaki aşınma testlerinden sonra WC topunun yüzeyinden elde edilen SEM görüntüleri.....	102
--	-----



ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Alaşımsız dökme demir türleri ve kimyasal bileşimi (%ağ.)[9].....	6
Çizelge 2.2 Küresel grafitli dökme demirlerin TSE’ye göre sınıflandırılması [33]	16
Çizelge 2.3 Küresel grafitli dökme demirlerin EN 1563 standardına göre [33].....	16
Çizelge 2.4. Alman DIN 1693 standardına göre küresel grafitli dökme demirlerin sınıflandırılması [33].....	17
Çizelge 5.1. Deneysel çalışmalarda kullanılacak olan KGDD’in kimyasal bileşimi	39
Çizelge 5.2. Kullanılan ferro tozların kimyasal içeriği ve tane boyutu (%Ağırlıkça)	39
Çizelge 6.1. GGG-80 üzerinde elde edilen kaplamaların bazı özellikleri	56
Çizelge 6.2 Nanoindentasyon test sonuçları[109]	62
Çizelge 6.3. Farklı korozitif sıvılardaki CrV kaplı ve kaplamasız GGG-80 numunlerinin korozyon verileri [109].....	68
Çizelge 6.4. Aşınma testlerinden elde edilen ortalama sürtünme katsayısı ve hacim kayıpları [109]	82

SİMGELER VE KISALTMALAR

Simgeler

C	Karbon
Fe	Demir
Si	Silisyum
Mn	Mangan
Ni	Nikel
Mo	Molibden
Ce	Seryum
Mg	Magnezium
P	Fosfor
Cr	Krom
°C	Santigratderece
µm	Mikrometre

Kisaltmalar

TSE	Türk Standartları Enstitüsü
DDK	Dökme Demir Küresel Grafitli
GGG	Küresel Grafitli Dökme Demir
KGDD	Küresel Grafitli Dökme Demir
TRD	Termo Reaktif Difüzyon Yöntemi
TS	Termal Sprey Kaplamalar
CVD	Kimyasal Buhar Biriktirme
PVD	Fiziksel Buhar Biriktirme
Fe-V	Ferro Vanadyum
Fe-Cr	Ferro Krom
HSLA	Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşım
Y.K.Ö	Yüksek Karbonlu Östenit
XRD	X-Işını Difraksiyonu
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
HV	Vickers Sertlik Değeri

1. GİRİŞ

Dökme demirler, % 2'den fazla karbon (C) ve % 1 ile % 3 arasında silisyum (Si) oranı içeren demir karbon alaşımlarıdır. Fe-C denge diyagramında % 2-6,67 aralığında bulunmaktadır. Yaklaşık % 4 C içermelerinden dolayı kırılğan bir yapıya sahiptirler. Sıcak ve soğuk işlemler uygulanarak şekillendirilemezler. Serbest karbon veya demir-karbür bulunduğu için sıcak işlenebilirlik özellikleri yoktur. Bu yüzden dökme demirler döküm yöntemi ile karmaşık, büyük boyutlarda üretim yapılarak şekillendirilmektedir.

Dökme demirlerin üstün bir mühendislik malzemesi olması, üretim maliyetinin düşük olması gibi nedenlerden ötürü bu alaşımların kullanımı endüstriyel uygulamalarda her geçen gün artmaktadır. Üstün mühendislik malzemesi olması ve düşük üretim maliyetinin olması gibi özellikler sayesinde dökme demirler birçok kullanım alanına sahiptir. Son yıllarda diğer dökme demir çeşitlerine göre küresel grafitli dökme demirlerin (KGDD) kullanımı her geçen gün artmaktadır. Aynı zamanda sféro ve nodüler veya sünek dökme demir olarak da isimlendirilen KGDD'lerde grafit partikülleri, ferrit, perlit veya ferrit-perlit matris içerisinde küre şeklinde dağılmış durumdadır [1]. Bu dökme demir çeşidinin küresel grafitli dökme demir olarak adlandırılması, katılaşma sırasında mikroyapı içerisindeki grafitlerin küresel şekilde oluşması sebebiyledir. Küresel şekilde katılaşma, sıvı dökme demire belirli oranlarda seryum (Ce) ve magnezyum (Mg) katkılarının eklenmesi ile yapıdaki grafitlerin lamel/yaprak şekli yerine, küre şeklini almalarıyla meydana gelir. Yapıda grafitlerin lamel yerine küre şeklinde bulunması, gri dökme demirlerden farklı olarak malzemeye yüksek süneklik ve dayanım kazandırmaktadır [1].

KGDD'ler genel olarak gri dökme demirlerin başlıca avantajları olan: düşük ergime derecesi, iyi akışkanlık ve dökülebilirlik, mükemmel işlenebilirlik ve iyi kesme mukavemeti ile çeliğin mühendislik özelliklerini (yüksek dayanım, tokluk, süneklik, sıcak işlenebilirlik ve sertleşebilirlik) birleştiren önemli bir dökme demir grubunu oluşturmaktadır. KGDD'lerin mekanik özellikleri grafit şekli ve büyük bir oranda ise matris yapısı tarafından etkilenmektedir [2, 3]. Yüksek dayanım, süneklik, iyi işlenebilirlik, tokluk, süneklik, titreşimi sönmüleme, mekanik ve yorulma dayanımlarının daha iyi olmasına ilaveten çeliklerden daha düşük ergime derecesine sahip olmaları çoğu uygulamalarda KGDD'i avantajlı hale getirmektedir [4,5].

KGDD'ler mühendislik malzemelesi olarak otomotiv endüstrisi, makine imalatı, kimya endüstrisi, demirçelik endüstrisi vb. birçok alanda tercih edilmektedir. Bu alanlar da tercih edilmelerinin başlıca nedenleri hem döküm yapılmış halde, hem de ısıt işlem yapılmış halde kullanıma elverişli olmalarından kaynaklıdır [6, 7]. Bunun yanısıra KGDD'lere ısıt işlem uygulanarak da döküm durumundaki sahip oldukları özellikleri daha fazla da iyileştirilebilir [3, 8]. Ancak, yüksek aşınma direncinin ihtiyaç duyulduğu sektörlerdeki kullanımı, düşük yüzey sertliklerinden dolayı sınırlıdır. Dökme demirlerde grafitlerin şekli ve miktarı sünekliliği belirler. Dökme demirler karbon ve silisyum oranları değiştirildiğinde, tavlama, temperleme, östenitleme ve menevişleme gibi ısıt işlemler uygulandığında mukavemet, işlenebilirlik, sertlik, aşınma ve korozyon dirençleri iyileştirilebilir [9].

Yüzey sertleştirme işlemleri malzeme yüzeyinin mekanik özelliklerinin geliştirilmesinde uygulanabilen ekonomik ve kolay yöntemlerden biridir. Bu yöntemler sayesinde malzeme yüzeyinde oluşturulan borür, nitrür, karbür vb. tabakalar ile yüzeyin mukavemetli, sert ve aşınmaya daha dayanıklı olmasını sağlar, buna karşılık matris kısmında ise sertlik değişimi meydana gelmemektedir. Matris kısmında sertlik değişiminin olmaması dinamik ve statik yüklere maruz kalan malzemelerde oluşan enerji absorbe edilerek tokluğun korunmasını sağlar [10].

Yüzey sertleştirme işlemlerinin başında Fiziksel buhar biriktirme (PVD), Termal spreycaplamalar (TS), Kimyasal buhar biriktirme (CVD), Lazer işlem uygulamaları (LC), Termo reaktif difüzyon yöntemi (TRD) (titanyumlama, vanadyumlama vb.), ile borlama yöntemleri gelmektedir [11-13].

Bu yöntemlerin birbirine göre üstünlükleri vardır. Termo kimyasal kaplama yöntemleri, CVD ve PVD, lazer yöntemlerine göre daha basit ekipman ve düşük kurulum maliyeti gerektirmesi, daha çevreci bir yöntemler olması ve elde edilen kaplama tabakalarının esas metal ile daha iyi bir adhezyon kuvvetine sahip olması, daha yüksek sertlik değerine sahip olması ve yüksek sıcaklıklara (800°C'yi aşan) kadar dayanıklı olması dolayısıyla diğer yöntemlere göre daha kullanışlıdır [13, 14].

Literatür taramasında TRD yönteminin yaygın olarak C'lu çeliklere uygulandığı görülmekte ve bu çelikler üzerinde sertliklerini 800°C'ye kadar koruyan, 20 katı aşan aşınma

dirençlerinin elde edildiği ve sanayiye birebir uygulanmış birçok çalışmaya raslanmıştır. [10, 15, 16]. Bu çalışmada tüp sementasyon yöntemi kullanılmıştır. Bu yöntemin TRD'den farklı yönleri ise kaplama işleminin 900, 1000, 1100°C'de maksimum 1 saatlik sürede gerçekleştirilmesidir. Nano boyutlu tozların kullanımı ile kaplama tozlarının yüzey alanı artırılarak difüzyon olayının hızlandırılması sonucu, 4 saatte elde edilen kaplama kalınlıklarına eş kaplamalar elde edilmesi mümkün olabilmektedir, bu noktadan hareketle tez çalışmasında TRD yöntemin uygulanarak daha yüksek sıcaklıklarda daha kısa sürede kompozit Cr-V-C kaplama tabakalarının elde edilmesi hedeflenmiştir.

Bu amaçla tez çalışmasında perlitik küresel grafitli dökme demirin bir kalitesi olan GGG-80 alaşımının yüzeyinde TRD yöntemiyle maksimum 1 saatlik sürede nano boyutlu ferro vanadium (Fe-V) ve ferro krom (Fe-Cr) tozları kullanılarak kompozit VC, CrC, CrVC kompozit kaplama tabakalarının oluşturulması amaçlanmıştır. Ardından oluşturulan CrVC kompozit kaplama tabakasının metalografik karakterizasyonu, yüzey pürüzlülüğü, mikrosertlik değerleri, adhezyon testleri, faz dağılımları, korozyon dirençleri ve yüksek sıcaklık aşınma davranışları incelenmiştir.

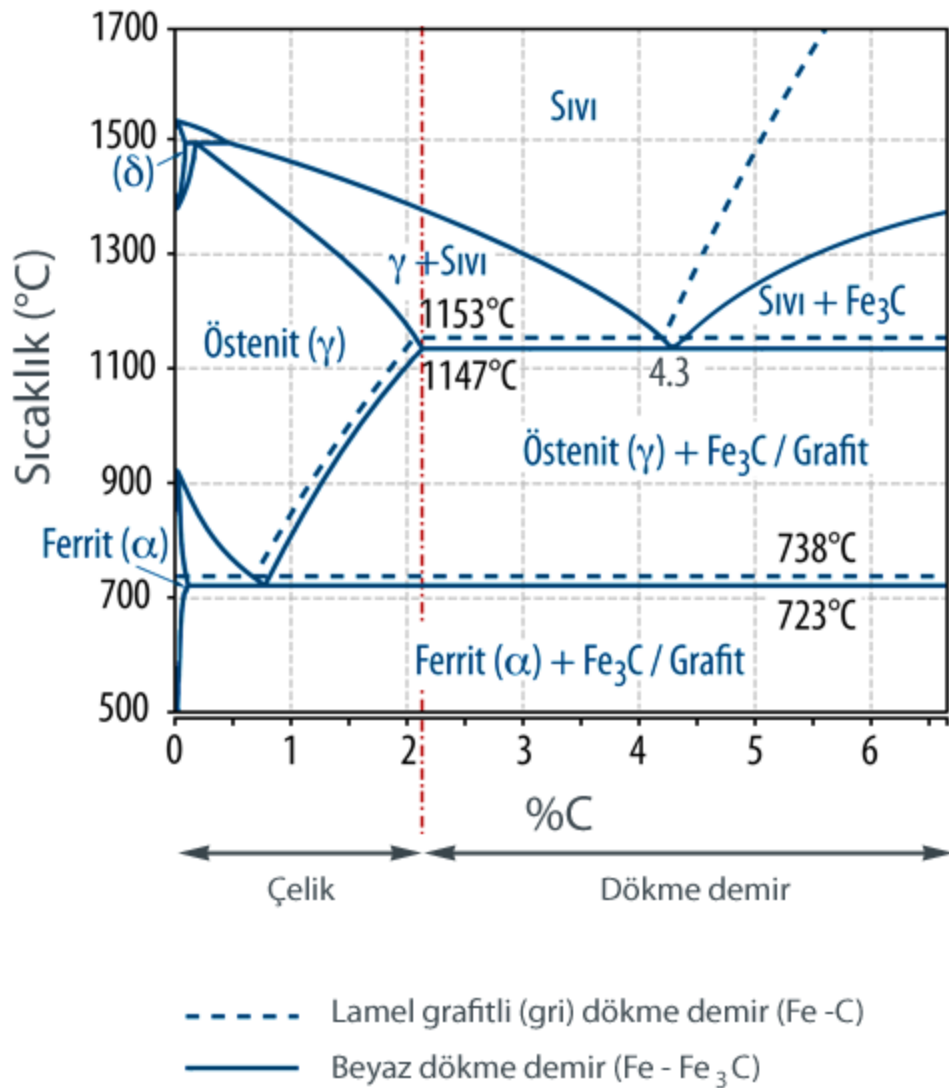
2. DÖKME DEMİR

Dökme demirler, % 2'den fazla karbon (C) ve % 1-3 arasında silisyum(Si) içeren Fe-C alaşımlarıdır. Karbon ve silisyumun yanında az miktarda olsa kükürt (S), mangan (Mn) ve fosforda (P) dökme demirlerde bulunur. Dökme demirler Fe-C denge diyagramında % 2-6,67 C aralığında bulunmaktadır. Dökme demirlerde çelikler gibi demirin karbonla alaşımı sonucunda elde edilirler. Çeliklerin dökme demirden farkı ise daha az miktarda karbon ($<2,11$) içermeleridir. Dökme demirler yüksek karbon oranından dolayı soğuk ve sıcak işlemler uygulanarak şekillendirilemezler, çünkü yüksek C içeriği kırılmalığa sebep olur. Diğer taraftan, işlenebilirlik, aşınma ve korozyon direnci gibi özelliklerinin geniş aralıkta değişmesi, bu malzeme grubunun kullanım alanının genişliğine ve devamlılığına neden olmaktadır [17]. Bu yüzden dökme demirler büyük boyutlarda ve karmaşık şekillerde nihai şekilde üretilirler. Fe-C denge diyagramı Şekil 2.1'deki gösterilmektedir.

Dökme demirler çeliklere yakın mekanik özelliklere sahip bir mühendislik malzemesi olması ve üretim maliyetlerinin çeliklere göre düşük olması gibi nedenlerden dolayı bu alaşımlara olan talepler her geçen gün artmaktadır. Dökme demirlerin sahip olduğu üstün özelliklerinden bazıları şu şekilde sıralanabilir;

- ✓ Ergime sıcaklığının çeliklere nazaran daha düşük olması (1150-1300°C),
- ✓ Ergitme işleminin de düşük maliyet ile yapılması dolayısıyla enerji sarfiyatının da düşük olması akışkanlık özelliklerinin iyi olması,
- ✓ Geniş bir aralıkta bir kimyasal kompozisyona sahip olması,
- ✓ İş işlem ile büyük iş parçalarının üretilmesi,
- ✓ Yüksek basma mukavemeti,
- ✓ Talaşlı imalat yöntemin de kolay işlenebilme,
- ✓ İyi titreşim sönümlenme,

Yukarıda belirtilen özellikler dolayısıyla dökme demirler geniş bir kullanım alanına sahiptir. Bunların bazıları; otomotiv endüstrisinde, tarım makinelerinde, kimya sanayisinde, inşaat ve ulaşım sanayileri gibi farklı alanlar da yaygın kullanılmaktadır [19].



Şekil 2.1. Fe-C denge diyagramı [18]

Dökme demirlerin sınıflandırılmasında uygulanan en başarılı yöntem, döküm durumu mikroyapılarına göre sınıflandırılabilir olmalarıdır. Dökme demirlerde mikroyapıyı kontrol eden 4 parametre bulunmaktadır [20]. Bunlar; karbon içeriği ve alaşım elementi miktarı, soğuma hızı, yapı içerisindeki karbonun morfolojisi ve dökümünden sonra uygulanan ısıtma işlemi mikroyapının belirlenmesinde etkilidir. Dökme demirler Çizelge 2.1’de verilen kimyasal bileşimin mikroyapıya etkisine göre sınıflandırılmıştır [9].

Çizelge 2.1. Alaşımsız dökme demir türleri ve kimyasal bileşimi (% ağırlık)[9]

Element	Küresel Grafitli D.D.	Gri D.D.	Beyaz D. D.	Temper D. D.
Karbon	3-4	2,5-4	1,3-3,6	2-2,6
Silisyum	1,8-2,8	1-3	0,5-1,9	1,1-1,6
Mangan	0,10-1	0,25-1	0,25-0,8	0,2-1
Kükürt	0,03	0,02-0,25	0,06-0,2	0,04-0,018
Fosfor	0,10	0,05-1	0,06-1	0,18

2.1. Dökme Demirlere Alaşım Elementlerinin Etkisi

Silisyum (Si) : Akışkanlığı artırır ve katılaşma süresini etkiler. Karbon eşdeğeri üzerinde de etkisi vardır. Grafitleşmeyi sağlayan başlıca etken Si oranıdır[18].

Kükürt (S) : Karbür yapıcıdır elementtir. Lamel grafitli dökme demir içerisinde yaklaşık %0,06 ile %0,18 aralığında kükürt bulunabilir. Kükürt oranının daha fazla olması durumunda demirle birleşerek FeS bileşimini oluşturur. Oluşan FeS kırılgan ve sert bir yapıya sahiptir. Bu durum beyaz dökme demirin meydana gelmesini tetikleyebilir. FeS bileşiği düşük ergime noktasına sahiptir. Çalışma ortamı yüksek sıcaklık uygulamaları olan parçalarda çatlak oluşumu meydana gelir. Bu özelliğinden dolayı dökme demirlerin yapısında bulunması arzu edilmez[18].

Mangan (Mn) : Östenit yapıcı etkisi vardır. Kükürtün olumsuz etkilerini ortadan kaldırmak amacıyla eklenir. Ancak, maliyeti yüksektir[18].

Fosfor (P) : Sıvı metalin akışkanlığını artırır ve ötektik katılaşma aralığını genişletir. Fosfor oranı yüksek olursa demirle birleşerek demir fosfür bileşimini oluşturabilir. Oluşan demir fosfür bileşiği, sementit, östenitle üçlü ötektik oluşturup, kırılgan yapıya sahip bir fazın oluşmasına neden olur[18].

Nikel (Ni) : Kuvvetli bir östenit yapıcıdır. Perlit yapısını ve grafit yapısını inceltici bir etkiye sahiptir. Demirin tokluğunu artırır. Ayrıca farklı kesitler arasındaki sertlik farkı oluşumunu engeller[18].

Krom (Cr) : Karbür yapıcı özelliği vardır. Grafit oranını azaltır, çil oluşumunu tetikleyici bir etki oluşturabilir[18].

Bakır (Cu) : Grafit yapısını inceltip sıvı akışkanlığını artırır. Sıvı dökme demire %0,5-%2,5 oranında eklenen bakır çili azaltır[18].

Molibden (Mo) : Karbür yapıcı özelliği, grafit yapısını ve perlitik yapıyı inceltici bir etkiye sahiptir. Bakır, nikel ve krom ile birlikte alaşımın sertliğini arttırmak için kullanılır[18].

Vanadyum (V) : Dökme demir içerisine %0,15-%0,5 oranında eklenerek sertlik ve aşınma direnci artırılabilir [18].

2.2. Dökme Demirlerdeki Fazlar

Dökme demirler mikroyapıya duyarlıdır. Aynı tipte yapısal bileşiklere sahip dökme demirler değişik biçimli grafitler meydana getirebilmektedir. Önem arz eden yapı, bileşen ve türleri aşağıda verilmiştir [21, 22].

Grafit: Karbon, dökme demirlerde serbest veya bileşik halde bulunabilir. Katılaşmayla beraber gri dökme demirde lamel şeklinde, beyaz dökme demir de ısıtma işlemi yapıda bulunan lamel şeklindeki Fe_3C demir karbür, temper karbon ve/veya rozet haline dönüştürülür, KGDD’de az miktarda Mg ve Ce ilavesiyle küre şeklinde grafitler elde edilebilir. Gri dökme demirin lamel grafitli yapıya sahip olması süneklik özelliğinin olmamasına neden olur, temper dökme demirin yapısındaki rozet şekilli lameller ve KGDD’in yapısındaki küre şekilli grafitler lameller kadar sünekliğe etki etmez [19, 20].

Sementit: Dökme demirlerde demir tamamen veya kısmen sementit halde bulunabilir. Beyaz ve çil uygulanmış dökme demirlerin katılaşması esnasında oluşan serbest ya da kitle halindeki sementit, çok sert ve kırılgandır. Karbon dökme demir bileşimindeki yüzdesinin 15 katı kadar sementit ortaya çıkarabilir. Bu bir durum malzemenin çok sert ve kırılgan olmasına neden olur [21, 22].

Ferrit: Oda sıcaklığında hacim merkez kübik (HMK) yapıdaki Fe ile az miktarda C’nun oluşturduğu orta derecede mukavemetli ve nispeten sünek bir katı eriyik yapıya sahiptir. Dökme demirlerde yapısal açıdan serbest halde veya perlit içinde ferrit oluşur. Dökme demir karbonunun serbest olarak oluşabildiği ve bileşiminde grafitleştiricilerin olduğu bir yapıda soğuma hızı da yavaş ise serbest ferritin ortaya çıkma şansı fazladır [21, 22].

Perlit: Ferrit ve sementit tabakalarının yan yana sıralı halde bulunmasıyla elde edilen iki faz karışımıdır. Grafitleşme mertebesi oluşan perlitin miktarını etkilemektedir. Perlitik gri dökme demir yaklaşık olarak % 0,5 ile 0,9 birleşik karbon ihtiva eder. Birleşik karbonun daha düşük yüzdede olması, çoğunlukla serbest halde ferritin bulunduğu anlamına gelir [21, 22].

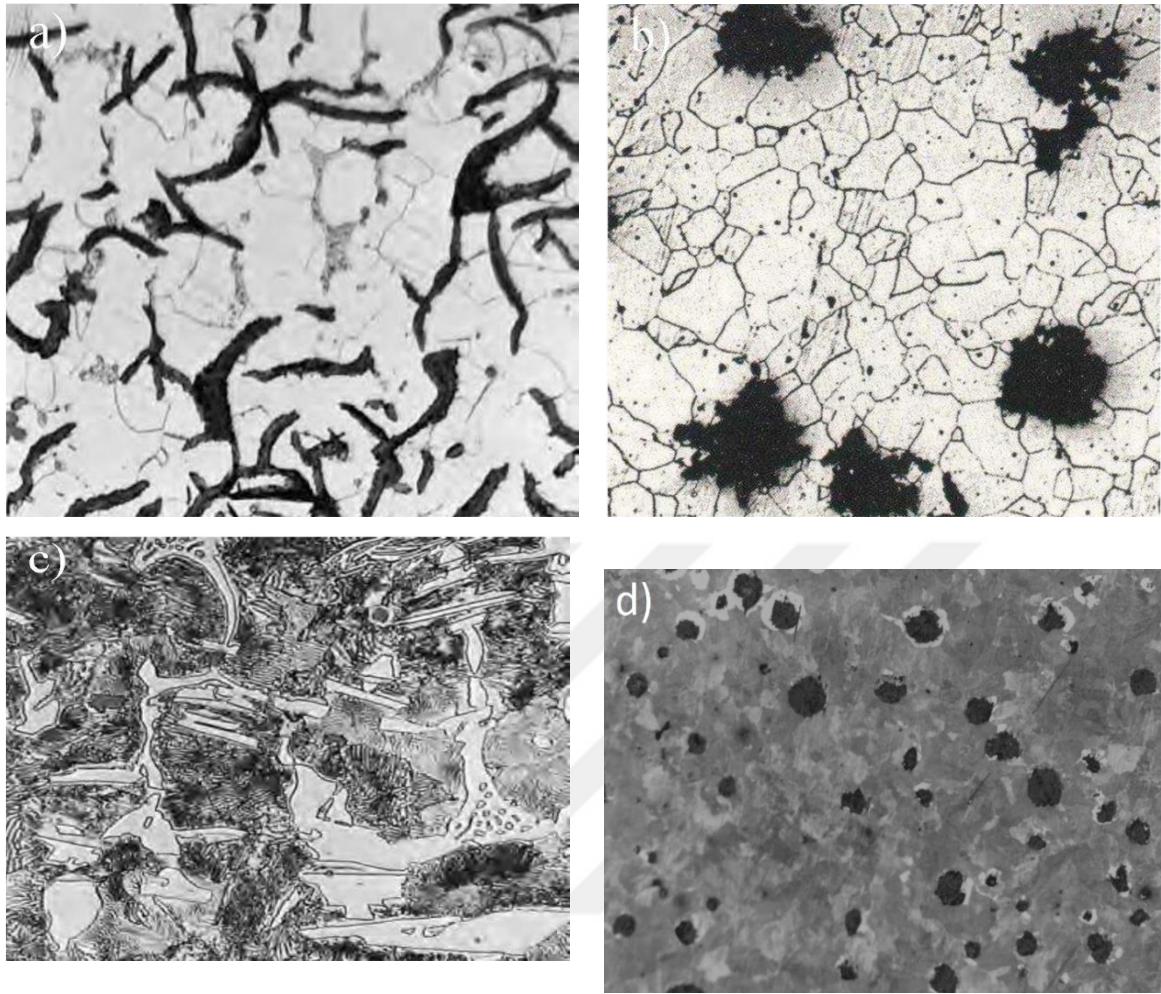
Steadit: Özellikle gri dökme demir içerisinde bulunan fosfor 954°C ile 982°C 'li bir demir-demir fosfür ötektiği olan "Steadit" şeklinde olur. Fosfor içeriği % 10,2'dir. Çok sert ve kırılgan bir yapıdadır [21, 23].

Östenit: Yüzey merkez kübik (YMK) yapılı Fe ile C'un meydana getirdiği katılaşma sırasında meydana gelen ve yavaş soğuma ile ferrit, perlit veya ikisinin karışımından oluşan bir katı eriyiktir. Dökme demirlerde içerisinde bulunan kükürtten dolayı manganez, demir sülfürler ve silikatlar gibi metalik olmayan inklüzyonlar da bulunabilir. Demir sülfür, düşük ergime derecesine sahip, faz sınırlarında toplanan gevreklik veren zararlı bir empüritedir [21, 23].

Kısaca, dökme demirlerde birçok kimyasal bileşim bulunmakla birlikte mikroyapıyı ve dolayısıyla özellikleri etkileme noktasında herhangi bir bileşen tek başına bir etken değildir. Soğuma hızları, katılaşma mekanizması, dökümhane uygulamasındaki değişkenler gibi diğer önemli parametreler de göz önünde bulundurulmalıdır [21, 22].

2.3. Dökme Demirlerin Sınıflandırılması

Dökme demirler günümüz endüstride kullanımına göre 4'e ayrılmaktadır. Bunlar; beyaz dökme demir, küresel grafitli dökme demir, gri dökme demir ve temper dökme demirdir. Şekil 2.2' de bu 4 çeşit dökme demir türünün optik mikroyapı görüntüleri verilmiştir [9].

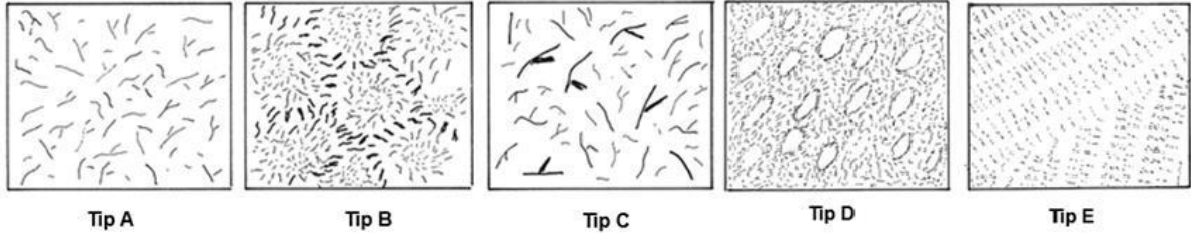


Şekil 2.2. Dökme demir türlerinin mikroyapıları a) gri dökme demir[9], b)temper dökme demir [9], c) beyaz dökme demir [9] d)küresel dökme demir

2.3.1. Gri dökme demir

Gri dökme demirler, dökme demir türleri içerisinde en fazla kullanıma sahip sınıfı oluşturur. Ötektik sıcaklıkta katı çözelti içerisinde çözünebildiği için yüksek karbon içeren demir, karbon, silisyum alaşımıdır. Genellikle %2,5 ile 4 oranında C içerirler. Dökülen parça çok yavaş soğutulmuş olarak katılaşmaya bırakıldığında, karbonu grafit olarak ayrıştırır [18]. İçerisindeki karbonun büyük kısmı perlit matris içerisine dağılmış grafit lamelleri şeklinde bulunmaktadır. Grafitin miktarı, boyutu ve dağılımı malzeme özelliklerini belirlemede etkilidir. Karbon atomları grafit kristalleri şeklinde yapı içerisinde yer alırlar. Kırılma yüzeyleri gri renkte görüldüğü için gri dökme demir olarak adlandırılmaktadır. Kullanım esnekliği, iyi döküm düşük maliyet (%20-40 çelikten daha az) ve geniş mekanik

özelliklerinden dolayı birçok endüstri alanında kullanılmaktadır [18]. Grafitin mikroyapı içerisindeki şekli ve dağılımına göre farklı tipte gri dökme demirler bulunmaktadır. Şekil 2.3’de ASTM A247 standardına göre tipik gri dökme demir türleri verilmiştir [24,25].



Şekil 2.3. ASTM A247 standardına göre 100x büyütmede alınmış tipik gri dökme demir görüntüleri [24, 25]

A tipi gri dökme demirlerde, rastgele yönlendirilmiş biçimde grafit lamelleri bulunmaktadır. Bu tip dökme demirler aşınma özelliği açısından diğer dökme demirlerden üstünlük sağlamaktadır. Bu özelliğinden dolayı motor silindirlerinde kullanılmaktadır [18, 24, 25].

B tipi dökme demirlerde, hızlı soğumanın bir görüntüsü olarak farklı yönde çekirdeklenme sonucu rozet biçiminde birleşmeler meydana gelmektedir. Yüksek mukavemet gerektiren alanlarda tercih edilmektedir [18, 24, 25].

C tipi dökme demirler, grafitler ötektik üstü dökümlerde oluşan ve büyük grafit lamelleri içeren bir yapıya sahiptir. Bu büyük lameller, termal şok dayanımı ve termal direnç sağlarken, elastik modül ve darbe direnci özelliklerini olumsuz etkilemektedir. İşleme sonrası pürüzlü bir yüzey eldesi sağlar. Büyük kalın tabaka yapısına sahiptir. Yüksek ısı iletimi isteyen uygulamalarda kullanılır [18, 24, 25].

D tipi dökme demir malzemelerde, hızlı soğutulan bölgelere yakın yörelerde grafit lamelleri perlitik matris içerisinde oluşmaktadır. Dendritler arası bölgede kümelenmiş grafit yaprakları rasgele yönelime sahiptir [18, 24, 25].

E tipi gri dökme demirde, ise interdendritik bir formda yönelen lameller bir doğrultu şeklinde gözlemlenmektedir [18, 24, 25].

2.3.2. Beyaz dökme demir

Dökme demir malzemelerde Si, Cr, Ni, C ve Cu elementler eklenerek hızlı soğutma ile grafit oluşumu engellenmektedir. Genellikle %1,8 ile 3,6 C ve %0,5 ile 1,9 Si elementi bulunur [18]. Ötektik altı alaşım olup, mikro yapısı sementit ve perlitten oluşmaktadır.

Karbon yapıda genellikle $(FeCr)_3$ ve $(Cr,Fe)_7C_3$ tipi karbürler meydana getirmektedir. Kırılma yüzeylerinde karbürlerden kaynaklı olarak beyaz bir görüntü oluşmaktadır. Bu kırılma yüzeyi görüntüsü nedeniyle de bu dökme demirlere ‘beyaz dökme demirler’ denilmektedir.

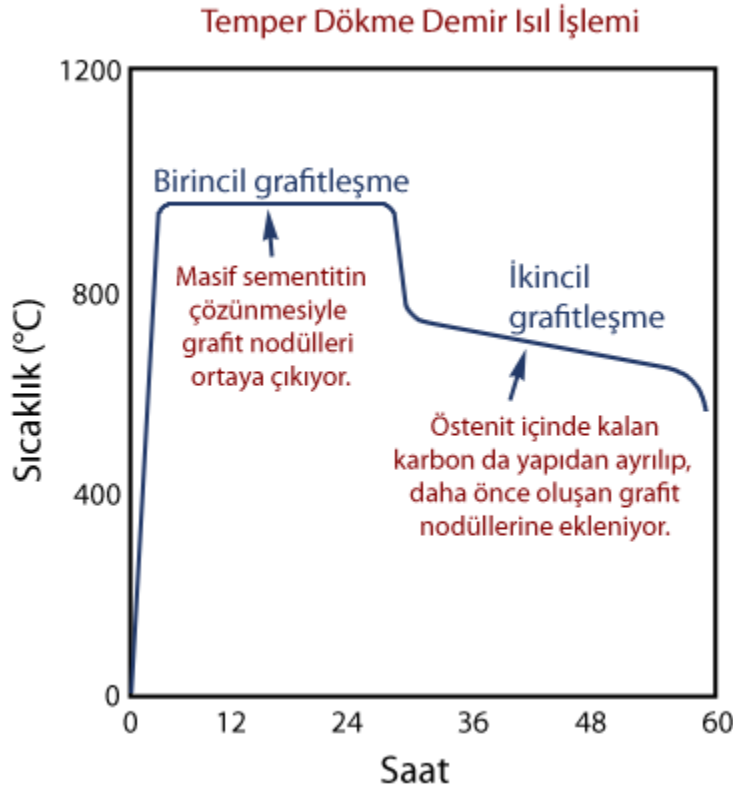
Karbonun grafit formda beyaz dökme demir malzemelerde neredeyse hiç bulunmamaktadır. Dökme demir malzemenin kompozisyonu kontrol edilerek ve kontrollü ısıtma işlemi uygulanarak istenen mikroyapı ve sertlik değerleri elde edilebilmektedir.

Sert ve aşınmaya dayanıklı beyaz dökme demir malzemeler, genellikle aşınmanın yüksek olduğu ve yüksek sertlik istenen uygulamalarda; madencilik, öğütme, mineral taşıma, çimento endüstrileri ve çamur pompaları gibi uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır [18, 24-28].

2.3.3. Temper dökme demir

Karbon içeriğinin önemli bir miktarı veya tamamı temper karbonu olarak bilinen düzensiz rozetler şeklindedir. Şekil 2.2b’de gösterilmiştir. Katılaşma sonrası ısıtma işlemi yardımıyla yapı içerisinde sementit parçalanır, böylece serbest kalan karbon yavaş soğuma ile rozet şeklini alır, temper yapı elde edilmektedir [20]. Bir parçayı beyaz dökme demir yapısına uygun bir şekilde elde ettiğimizi düşünelim. Öncelikle bu parçayı 900-970°C aralığında ısıtılır ve beklenir. Bu işlemin amacı oda koşullarındaki perlit fazının östenite dönüşmesi sağlanmasıdır. Grafit çözünmeye başladığında yapıdaki sementitin uzaklaşmaya başladığı görülür. Sıcaklık ne kadar yüksekse ayrışmada o kadar hızlı gerçekleşir. Bu işlemin yüksek sıcaklıkta yapılması parçada yapısal çarpılmaların oluşma ihtimalini artırır. Önemli olan sıcaklık aralığının üstüne çıkmamaktır. Bu işlemin süresi parça büyüklüğüne göre değişkenlik göstermektedir. Grafitleşme olayının ilk adımı olgunlaştığında, östenit yapının üzerinde düzensiz bozuk bir yapı şeklinde rozet grafitler şeklinde oluşmasıdır [18, 29].

Parçanın ısıtılmasında 2. adım olarak, sıcaklık hızlı bir şekilde yaklaşık 760°C 'ye çekilir. Daha sonra soğuma hızı yavaşlatılarak parça yapısının ötektoid kısımdan geçmesi sağlanır. Daha sonrasında östenitten ayrılan karbon, temper grafit yapısına eklenir. Oda sıcaklığına kadar soğuma yavaş bir şekilde devam eder. Temper dökme demir eldesi için uygulanan örnek ısıtılma işlemi şekil 2.4'de gösterilmiştir.



Şekil 2.4 Temper dökme demire uygulanan ısıtılma işlem grafiği [18]

Yukarıda bahsedilen soğutma sonucunda ferritik temper dökme demir elde edilir. Eğer perlitik yapıda temper dökme demir yapmak için 760°C dolaylarında karbonun ötektoid ayrışmaya izin vermeden soğutmaya devam edilirse ortaya perlitik yapı çıktığı gözlemlenir. 760°C ötektoid geçiş çok hızlı olursa östenit kırılkan ve çok sert martensite yapıya dönüşebilir [18]. Yapıda şayet kalın perlitler mevcut ise; $650^{\circ}\text{C} - 700^{\circ}\text{C}$ sıcaklık aralığında tavlansak, ufak grafit nodüllerinin küreselleştiği gözlemlenebilir. Temper dökme demirin kullanım alanları, pulluk, traktör, tırmık, balya makineleri, pompa, motor ve jeneratör parçaları, zincir, çapa, sürgü, kanca, torna, vargel, planya, freze, matkap tezgah parçaları, dikiş makinesi, buzdolabı, çamaşır makinesi, ütü, elektrik süpürgesi, motor transmisyon elfemanları, mil, direksiyon dişlileri, motor blokları, fittings, musluk, valf, cıvata, somun ve ufak el aletlerinde de tercih edildiğini görülmektedir [18].

2.3.4. Küresel grafitli dökme demirler

1936 yılında Almanyanın Dusseldorf kentinde yapılan 8. Uluslararası Döküm Kongresine, dökme demir gibi fakat tamamen küresel grafit yapılı bir malzeme sunulmuştur [3, 20, 30]. American Dökümcüler cemiyetinin 1948 yılı toplantısında H.Morrogh tarafından döküm endüstrisi için ‘Küresel grafitli dökme demirler’ yeni bir malzeme olarak tanıtılmıştır. Bu alaşımlar ilk olarak Amerika da endüstriyel olarak K.D. Millis, A.P. Gagnebin ve N.B. Pilling tarafından üretilmiştir [3, 31]. Bu alaşımlar ergimiş haldeki Fe-C-Si alaşımına az miktarda Mg veya Ce eklenerek elde edilirler. Fiyat/performans oranlarının iyi olması ve kontrol edilebilir döküm teknolojisi ile kolay üretilebilmeleri kullanım oranının artmasını sağlamıştır [32,33]. Küresel grafitli dökme demir, mikro yapısı içerisindeki grafitler küre şeklinde bulunduğu için bu şekilde isimlendirilmiştir. Sıvı demire belirli oranlarda seryum (Ce) ve magnezyum (Mg) katkı elementlerinin ilave edilmesiyle grafitler yaprak yerine küresel olarak katılaşırlar. Ferro-Magnezyum, endüstride çok tercih edilmektedir. Sıvı demire ilave yöntemleri ve reaksiyon prensipleri yönünden Mg ve Ce aynıdır. Ce büyük bir kısmı dökme demir bileşimindeki kükürdü giderir, geriye kalan yaklaşık % 0,02 Ce, grafitlerin küre şeklini almasını sağlamaktadır. Bir diğer yöntemde ise; sıvı demire magnezyum (Mg) ilavesi yapılarak, grafitlerin küre şeklini alması sağlanmaktadır [33].

KGDD malzemelerde en önemli alaşım elementlerinin başında C ve Si gelmektedir. C miktarı genellikle %2,8-3,2 arasında değişmektedir. Si ise C’un yanı sıra küreleştirme ve aşılama ya bağlı olarak genellikle 1,2-2,5 cm kesit kalınlığına sahip parçalar için %1,8-2,9 arasında bulunmaktadır [3, 34, 35]. KGDD’ler karbon eşdeğerliği (KE) genellikle %4,3-4,65 arasında değişmektedir. KE’gi kesit kalınlığına bağlı kesit arttıkça azalmaktadır. Bu durum, kalın kesitli ve yüksek KE’li (>4,65) bir KGDD’de, döküm parça üst yüzeyinde karbon yüzmesi adı verilen olayın meydana gelmesinden kaynaklanmaktadır[34,36]. Si C’un aktivitesini yükseltmekte ve grafit oluşumunu arttırdığı için güçlü grafit oluşturunca ve ferrit teşvik edici bir elementtir. Si’un artması düşük sıcaklıklardaki darbe direncini düşürmekte, ancak %3’ün üzerinde tersine bir etki göstermektedir [37-39].

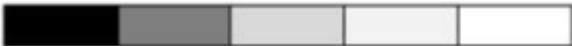
C ve Si ‘dan sonra gelen en etkili element ise mangездir(Mn). Mn sementit oluşumunu desteklemektedir. Mn miktarı %0,2-0,6 arasında değişmektedir[3, 34, 36, 40]. Mn pertliti kararlı hale getirme özelliği olan bir elementtir. % 0,4’ten daha az ilave edildiğinde özellikle tane sınırı karbürleri oluşturma tehlikesini önlemesi açısından tavsiye edilmektedir [3, 34, 36, 40-42].

İlave olarak sıvı metalde hidrojen çözünürlüğünü veya kapmasını minumuna indirmek ve ferrir oluşumunu teşvik için ve tane sınırı segragasyonunu ve sementit oluşumunu önlemek için Mn miktarı düşük tutulmalıdır[3, 34, 36, 41]. Ayrıca KGDD'e Ni, Cu ve Mo ilavesi perlit oluşumunu teşvik etmektedir[3, 34, 36, 40-42]. Mo bu malzemenin yüksek sıcaklık dayanımını arttırmaktadır[3, 34, 36, 40-42].

2.3.5. Küresel dökme demirlerin diğer dökme demirler ile karşılaştırılması

Fe, Mg veya diğer elementler ile alaşım yapıldığında, demir içerisindeki grafitler katılaşma esnasında küre biçimini alırlar. Küre şeklini alan grafitler malzemeye yüksek dayanım özelliği kazandırır. Küresel grafitli dökme demir olarak adlandırılan bu malzeme, dökme demir çeşitleri içerisinde tok ve en dayanıklı olanıdır. Dökme demir kırılgan yapıya sahiptir ancak KGDD ise diğer dökme demirlerden farklı olarak grafitin küre şeklini almasıyla sünek yapıya sahiptir. [33, 43]. Şekil 2.5'de KGDD'in diğer dökme demirler ile özelliklerinin kıyaslanması verilmiştir.

Özellik	Küresel Grafitli Dökme Demir	Temper Dökme Demir	Gri Dökme Demir	Beyaz Dökme Demir	Çelik Döküm
Dökülebilirlik					
Talaşlı İşlenebilirlik					
Titreşim Sönümleme					
Yüzey Sertleştirme					
Elastise Modülü					
Darbe Dayanım					
Korozyon Dayanım					
Mukavemet /Ağırlık					
Aşınma Direnci					
Üretim Maliyeti					

İYİ  KÖTÜ

Şekil 2.5. KGDD'in diğer dökme demirlerle kıyaslanması [9]

2.3.6. Küresel grafitli dökme demirlerin sınıflandırma

Çizelge 2.2 'de verilen KGDD 'in türleri Türk standartlarına göre Dökme Demir Küresel Grafitli (DDK) işareti ile gösterilir. Harflerin sonuna gelen rakamlar ise min. çekme mukavemetini gösterip kg/mm^2 olarak ifade edilirler.

Çizelge 2.2 Küresel grafitli dökme demirlerin TSE'ye göre sınıflandırılması [33]

Kısa Gösteriliş	Uzama % min	Sertlik BHN	Akma Mukavemeti kg/mm ²	Çekme Mukavemeti kg/mm ²	Mikro Yapı
DDK 40	12	140-201	28	42	Daha Çok Ferritik
DDK 50	7	170-241	35	50	Ferritik+Perlitik
DDK 60	3	192-269	40	60	Ferritik+Perlitik
DDK 70	2	229-302	45	70	Daha çok perlitik
DDK 80	2	248-352	50	80	Perlitik
DDK 35,3	22	-	50	35	Ferritik
DDK 40,3	18	-	22	40	Ferritik

EN 1563 Avrupa standardı küresel grafitli dökme demiri GJS olarak adlandırmaktadır ve bu harfler min. çekme mukavemeti ve min. % uzama değerlerini gösterir (Çizelge2.3).

Çizelge 2.3 Küresel grafitli dökme demirlerin EN 1563 standardına göre [33]

Kısa Gösteriliş	Uzama % min	Sertlik HBW	Çekme Mukavemeti MPA	Akma Mukavemeti MPA	Mikroyapı
EN GJS350-22	22	140-201	350	220	Ferritik
EN GJS400-18	18	170-241	400	250	Ferritik
EN GJS450-10	10	192-269	450	310	Ferritik
EN GJS500-7	7	229-302	500	320	Ferritik+Perlitik
EN GJS600-3	3	248-352	600	370	Perlitik+Ferritik
EN GJS700-2	2	-	700	420	Perlitik

ASTM A 536'da standartlar dışında diğer küresel grafitli dökme demirler müşteri ve üretici arasındaki mekanik özellikler üzerindeki karşılıklı anlaşmaya bağlı olarak genel uygulama alanlarına göre üretilebilir. SAE International (Otomotiv Mühendisleri Cemiyeti), küresel grafitli dökme demirleri sınıflandırmada, dökümlerin Brinell sertliğine ve matris mikroyapısı dayalı bir sistem kullanır. ASTM ve SAE standartlarında çekme özellikleri ve sertlik için standarttır [32, 33]. ISO 1083 Uluslararası tanımlama sistemi, min. çekme mukavemetini MPa ve min. uzamayı % olarak verir [33, 44].

DIN 1693 Alman standardına göre küresel grafitli dökme demirler GGG olarak adlandırılmaktadır. Sınıflandırılmasında akma mukavemeti, çekme mukavemeti, % uzama ve Brinell cinsinden sertlik değerleri alınmıştır. [33, 45].

Çizelge 2.4. Alman DIN 1693 standardına göre küresel grafitli dökme demirlerin sınıflandırılması [33]

Sınıf	Uzama % min	Sertlik HBW	Akma Mukavemeti MPA	Çekme Mukavemeti MPA	Mikro Yapı
GGG 35-3	22	-	220	350	-
GGG40-3	18	-	250	400	-
GGG 40	15	120	250	400	Ferritik
GGG 50	7	156	320	500	Perlitik+Ferritik
GGG 60	3	170	380	600	Perlitik+Ferritik
GGG 70	3	302	440	700	Perlitik
GGG 80	2	210	500	800	Perlitik

2.3.7. Küresel grafitli dökme demirin genel özellikleri ve mekanik özellikleri

Küresel grafitli dökme demir içerisindeki herbir element miktarı ötektik bileşim ve katılma sıcaklığını değiştireceğinden mekanik özellikleri üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Mekanik özelliğindeki bu etki karbon eşdeğerliği formülü ($KE = \%C + \frac{1}{3} (\%Si + \%P)$) ile hesaplanır. Karbon eşdeğerinin bilinmesi malzemenin dökülebilirlik durumu için avantaj sağlar [46,47]. Karbon eş değerliğinin %4,3 olması ötektik <%4,3 olması hipoötektik >%4,3 olması durumunda ise hiperötektik olarak adlandırılır. KE değerinin yüksek durumunda düşük özgül ağırlığa sahip olan grafitin flotasyonundan dolayı katılmanın ilk başladığı yerlerde (yüzey ve duvarlar) primer grafit oluşumları meydana gelebilir. Meydana gelen primer grafit dökümün yüzey kısımlarında zararlı bir etkiye sahip olduğundan mekanik özellikleri olumsuz yönde etkiler [46,47]. İyi dökülebilirlik ve iyi mekanik özelliklerin elde edilmesi için karbon eşdeğerliğinin mümkün mertebe ötektik bileşime yakın olması tercih edilir [48].

Endüstride yaygın olarak kullanılan malzeme grubu olan demir esaslı malzemelerin içinde özellikleri nedeniyle çelikler ön plana çıkmaktadır [49]. Fakat son yıllar da döküm endüstrisindeki artan gelişmeler ile çeliğin mekanik özellerine yakın ve üretim üstünlüklerine sahip dökme demirler çeliğin yerine kullanılmasını sağlamıştır. Dökme demir çeşitlerinden üstün üretim özelliklerine sahip olan küresel grafitli dökme demir mekanik olarak çeliğe yakın özellikleri ve üretim avantajı ile birçok sektörde çeliğin kullanım yerini almıştır [49].

Türk standartları Enstitüsü (TSE) kürsel grafitli dökmedemirleri ‘‘Dökme Demir Küresel Grafitli’’ anlamına gelen DDK işareti ile sınıflandırmıştır . Dünya literatürün de küresel

grafitli dökme demirin yaygın kullanımı ise (Ductile Iron) DI ve KGDD şeklindedir. Çeliğe göre KGDD'lerin avantajları; çeliğe göre düşük yoğunluk ve üretim maliyetine sahip, yüksek dökülebilirlik, işlenebilirlik, titreşimi sönümleme, üretim avantajları ve yüklenme kapasitesi gibi özellikleri sıralanabilir. Çeliklere ek olarak diğer dökme demirlere göre yorulma direnci, mukavemet, tokluk ve süneklilikleri daha iyidir [46, 48, 49]. KGDD'ler mekanik özellikleri çeliklere yakın iken fiziksel ve kimyasal özellikleri ise dökme demirlere yakındır [46, 50].

2.3.8. Küresel grafitli dökme demirlerin kullanım alanları

Dökme demirler içerisinde en dayanıklı ve tok olan KGDD'ler yukarıda bahsedilen özelliklerden dolayı endüstride birçok alanda tercih edilmektedir [49, 51]. KGDD'lerin kullanıldığı uygulamalardan bazıları ise; sıcak hadde merdaneleri, cam endüstrisi kalıpları, alüminyum ve kurşun ergitme potaları, cüruf potaları, dişliler, diferansiyel dişli kutuları, volanlar, kırıcı gövdeleri, pompa gövdeleri, konveyör dirsekleri, yol inşaatı makineleri, kalıplama dereceleri, hidrolik presler, silindirler, akslar, kompresör kutuları, brülör gövdeleri, ve fırın parçalarıdır[5, 11, 47, 52, 53].

KGDD'lerin kullanım alanları göz önüne bulundurulduğunda aşınma ve korozyon olaylarının meydana geldiği ortamlardaki kullanımları dikkat çekmektedir. Korozyon ve aşınmanın ilk başlangıç noktası malzemelerin yüzeyidir bu nedenle yüzey özelliklerinin geliştirilmesi, KGDD malzemenin korozyon ve aşınma dirençlerini arttıracaktır. Çelikler de aşınma ve korozyon dirençlerinde iyileşme sağlayan yöntemlerin biri de Termo-reaktif Difüzyon (TRD) tekniğidir [15, 16, 54].

3. YÜZEY MODİFİKASYONU

Demir esaslı malzemeler sahip oldukları üstün mekanik özelliklerinden dolayı endüstride yaygın kullanılan malzeme grubudur. Ancak bu malzemeler maruz kaldıkları mekanik etkileşimler sonucu aşınma, kimyasal reaksiyonlar sonucu korozyon ve termal değişimler dolayısıyla termal yorulma hasarları tehdidi altındadırlar. Yeryüzündeki kaynakların sınırlı olduğu düşünüldüğünde bu kaynakları daha ekonomik kullanabilmek, dolayısıyla metal ve alaşımlarının ortam etkenlerinden korunabilmesi, kullanımları sırasında maruz kaldıkları sürtünme, aşınma, korozyon, yorulma vb. ömür azaltıcı etkenleri en aza indirmek için mekanik özelliklerinin geliştirilmesine olabak tanıyan birçok yöntem vardır [12, 16]. Aşınma ve korozyon olaylarının malzeme yüzeyinden başladığı göz önüne bulundurulduğunda malzeme özelliklerinin tamamını iyileştirmek, pahalı malzemelerden üretmek, yerine yalnızca yüzeylerinin korozyon, sürtünme, aşınma vb. özelliklerinin iyileştirilmesi üretim işlemlerine ekonomik ve pratik bir yaklaşım kazandırır [16, 55, 56]. Bu sebeple son 20 yılda sert seramik film, borür, karbür ve kompozit kaplama teknolojileri uygulamaları her geçen gün artmaktadır.

Malzeme yüzeyinin mekanik özelliklerinin iyileştirilmesinde yüzey sertleştirme işlemleri kolay ve ekonomik yüzey modifikasyon yöntemlerin başında gelir. Bu yöntemler de malzeme yüzeyinde karbür, nitrür veya borür tabakaları oluşturularak yüzeyin mekanik özellikleri geliştirilken martis kısmında herhangi bir yapı dönüşümü olmadıgından tokluk korunur [10]. Yüzey sertleştirme işlemlerinin başında Fiziksel buhar biriktirme (PVD), Termal spreycaplamalar (TS), Kimyasal buhar biriktirme (CVD), Lazer işlem uygulamaları (LC), TRD (titanyumlama vanadyumlama vb.), ile borlama yöntemleri gelmektedir [10, 12, 13, 57, 58]. Bu yöntemlerin birbirine göre üstünlükleri vardır. Termokimyasal kaplama yöntemlerinden olan TRD tekniğı, CVD ve PVD, lazer yöntemlerine göre daha basit ekipman ve düşük kurulum maliyeti gerektirmesi, daha çevreci bir yöntem olması ve elde edilen kaplama tabakalarının esas metal ile daha iyi bir adhezyon kuvvetine sahip olması, daha yüksek sertlik değerine sahip olması ve yüksek sıcaklıklara (800 °C'yi aşan) dayanıklı olması dolayısıyla diğer yöntemlere göre bir adım öndedir [14, 15, 58, 59]. Ancak, TRD'nin sadece C veya N içerikli çeliklere (demirdışı, sermet ve süper alaşımlara direk uygulanamaması) uygulanabilmesi ve uygulama sıcaklıklarının östenitleme sıcaklığı üzerinde olması gibi dezavantajları da vardır [13, 15, 54].

3.1. Termoreaktif Difüzyon Yöntemi

TRD yöntemi demir esaslı malzemelerdeki karbon ($>0,3$) elementinin $800\text{--}1250^\circ\text{C}$ yüksek sıcaklıkta yüzeyde kuvvetli karbür ve nitrür yapıcı refrakter geçiş metalleri ile birleşerek malzeme yüzeyinde geçiş metalleri karbürleri oluşturur. Oluşan yüzey gözeneksiz, yoğun, ana metale bağlı aşınma direnci yüksek ve sert olan karbür içerikli kaplama tabakaları elde edilir. Meydana gelen kaplama tabakası altlık yüzeyinde gelişir. Altlık malzeme ile kaplama tabakası arasında bir sınır bulunmaktadır. Ancak, işlem yüksek sıcaklıkta gerçekleştirildiği için karbür oluşturu elementlerin ana metal içine doğru difüzyon bölgesi oluşmaktadır. Bu da metalurjik olarak bağlı bir yapı oluşturmaktadır [60, 61].

Bu yöntem 1970 yılında Japonya'da Toyota tarafından geliştirilmiş ve takım çeliklerin ömürlerinde 20 kat'ı aşan iyileştirmeler sağlanmıştır. Bu yöntemin ilk başlangıç yıllarında boraks tuz banyosu içine ilave edilen güçlü nitrür ve karbüryapıcı elementler, çelik yüzeyin de bulunan azotla ve karbon birleşerek yüzeylerde metalik karbür, nitrür ve karbo-nitrür tabakaları meydana gelmiştir [60, 62]. TRD yöntemi ilk yıllarda daha çok sıvı ortamda gerçekleştirilmiş olsa da günümüzde akışkan yatakta [60, 62] ve kutu sementasyon (katı) ortamda da gerçekleştirilmektedir [15, 16, 54, 62].

TRD yöntemi 1970'den beri yaygın kullanılmasına rağmen literatürdeki çalışmalar incelendiğinde ise TRD yöntemiyle yapılan çalışmaların çoğunda refrakter geçiş elementlerinin (krom, vanadyum, titanyum, niyobyum vb.) tek şekilde uygulandığı görülmüştür. Şöyleki: korozyon ve oksidasyon dirençlerinin istendiği uygulamalar için Cr'dan [63-65] yararlanılmış iken aşınma direncinin gerektiği durumlarda ise V elementinin oluşturduğu karbürlerin özelliklerinden yararlanılmıştır [16, 66-68].

Ancak, günümüz endüstrisinde malzemelerin hem aşınma hem de korozyon tehdidi altında olduğu birçok uygulama alanı vardır. Bundan dolayı son 5 yılın popüler konusu ise TRD yöntemi ile kompozit kaplamaların eldesidir. Ghadi ve diğ. (2016) iki farklı (metal/oksit) banyoda CK 45 çeliğini TRD yöntemi ile yüzey modikasyonunu gerçekleştirdikleri çalışmalarında banyo içeriklerine bağlı olarak $6\text{ }\mu\text{m}$ kalınlığında kompozit krom vanadyum fazları (Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , V_8C_7 , Cr_2VC_2) elde ettiklerini belirtmişlerdir [69].

Diğer bir çalışma ise yine Ghadi ve diğ. (2017) tarafından H13 çelikleri üzerine metal, oxide ve metal oksit banyoları yapılmış olup sırasıyla $6,5$, $5,2$ ve $5,7\text{ }\mu\text{m}$ kalınlığında kompozit

(Cr₇C₃, V₈C₇, Cr₂VC₂, VC içerikli) kaplama tabakaları elde edilmiş ve kullanılan banyolara göre kaplamaların karakterizasyonu yapılmıştır [67].

Günen ve ark., (2019) AISI D2 çeliği üzerine farklı sıcaklık ve süre ile elde ettikleri CrVC kaplamaların metalografik karakterizasyonu ve aşınma dirençlerini inlemişlerdir. Sıcaklık ve sürenin artışına bağlı olarak CrVC kompozit kaplama tavakasında V içeriğinin arttığı ve bu durumun ise aşınma direncini daha da artırdığını belirtmişlerdir [70].

Literatürdeki çalışmalar incelendiğinde, kompozit CrVC kaplamalar sadece çelikler üzerine sınırlı çalışma olduğu görülmüş ve literatür taraması sonucunda bu tezden çıkan yayınlımız haricinde [71] korozyon dirençlerinin çalışılmadığı tespit edilmiştir.

Geleneksel TRD prosesindeki dezavantajlardan birisi de uzun işlem süreleri dolayısıyla malzemedeki distorsiyon ve boyutsal değişimdir. Bu problemin en kolay çözümü proses süresini azaltmaktır. Bundan dolayı son yıllarda nanoboyutlu tozların kullanımı ile daha kısa işlem sürelerinde eşdeğer kaplama kalınlıklarının elde edildiği çalışmalar yapılmıştır [58]. Bundan dolayı bu tez çalışmasında nano boyutlu Fe-Cr ve ferro Fe-V tozları kullanılmıştır.

3.1.1. Kutu TRD yönteminin temel prensipler

Kutu TRD yönteminde numunenin içine gömüldüğü toz karışımı üç ana bileşenden oluşmaktadır:

1. Kaplama yapılacak olan tozlar (verici malzeme,örneğin Fe-Cr, Fe-V, saf Cr, saf V vb.),
2. Karsımın tozlarının birbirleriyle sinterleşmesini engellemek için inert bir dolgu maddesi (Al₂O₃, SiO₂ vb.)
3. Aktivatör (genellikle NH₄Cl).

Termokimyasal difüzyon yöntemleri birçok etkenden etkilenir. Meydana gelen problemlerin optimal çözümleri, parametrelerin birbirine göre ayarlanması deneysel çalışmalar sonucu olmaktadır. TRD yöntemindeki etkenler aşağıda sıralanmıştır [62,72]:

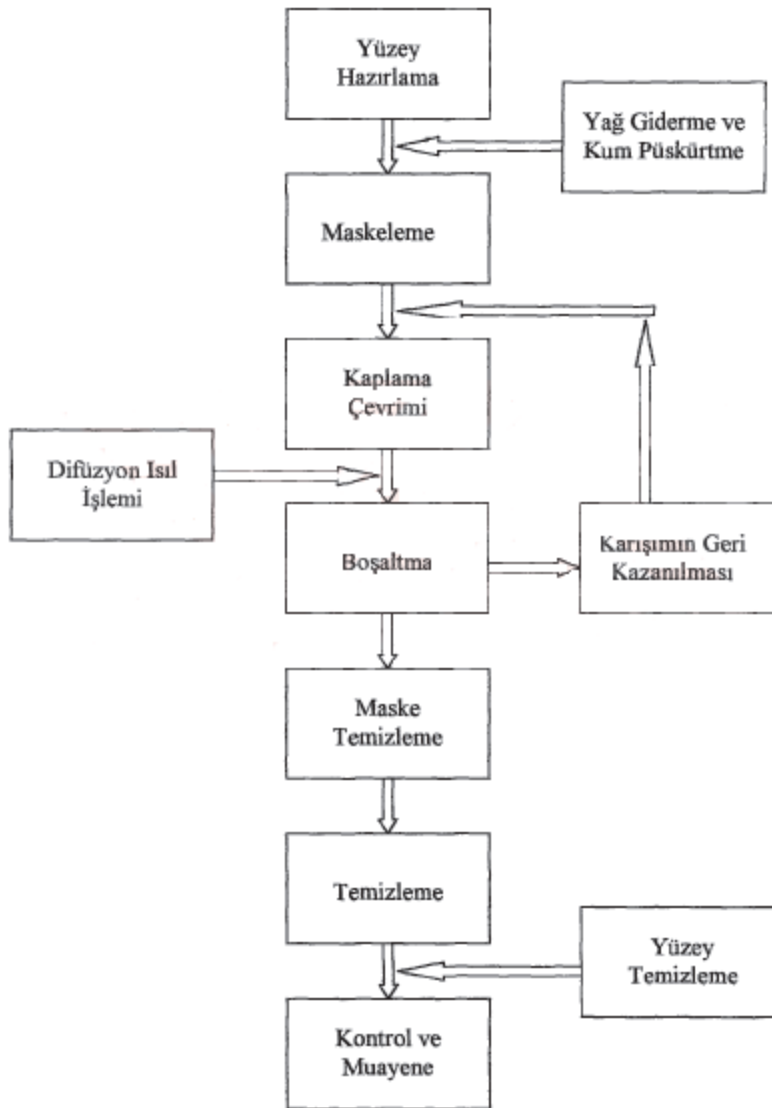
- ✓ Difüzyon süresi
- ✓ Difüzyon sıcaklığı
- ✓ Numunenin kimyasal bileşime (alaşım elementleri, karbon içeriği)
- ✓ Verici malzemenin saflığı ve miktarı
- ✓ Aktivatör miktarı

- ✓ Son uygulanan işlemler (ısıl işlem)
- ✓ Kullanılan tozların tane boyutu

Geleneksel kutu TRD yöntemlerinde difüzyonal kaplama işlemi paslanmaz pota içerisinde kaplanacak malzemenin kimyasal bileşimine uygun bir toz karışımının içerisinde gömülmesi ve 900 – 1100 °C sıcaklıkta hazır tutulan fırına potanın yerleştirildikten sonra bu sıcaklıkta 1-6 saat aralığında bekletilmesi ve ardından fırın içinde, açık hava ya da soğutucu sıvı içerisinde soğutulması ile gerçekleştirilir.

Karışım bileşenlerinin önemli elemanlarının biri de aktivatördür. Aktivatör; izotermal ısıtma sırasında ferro alaşım elementi ile reaksiyona girer, uçucu metalik halojenürleri oluştur ve aktif gaz ortamı sağlanmış olur. Kullanılan altlık malzemesinin aktif gaz ortamını oluşturacak ferro alaşım elementinin kısmi basıncı ve cinsi aktivatör seçiminde etkilidir [73]. Kullanılan altlığın karbon içeriğine bağlı olarak, düşük karbon içeriğinde silisyum, alüminyum, titanyum, krom gibi metalik tabakalar, yüksek karbon içeriğinde ise kullanılan ferro alaşımın cinsine bağlı olarak da titanyum karbür, krom karbür, vanadyum karbür vb. gibi seramik esaslı tabakalar oluşturulur. Alaşım elementlerine bağlı olarak ortamdan gelen, karbon, azot içeriğinin fazla olmasına rağmen var olan Fe_2Al_5 gibi intermetalik bileşiklerde oluşmaktadır.

TRD yöntemi ile yapılan kaplamalar fırında soğutularak da üretilebilir. Fırında soğutulan numune altlığının mukavemetinin artırmak için ısıl işleme tabi tutulur. Isıl işlemler tuz banyosunda 800°C ile 850°C arasında uygulanır. Kutu sementasyonu tekniğinin genel akım seması şekil 3.1’de gösterilmiştir.



Şekil 3.1 TRD prosesinde işlem sırası [74]

3.1.2. TRD karbür kaplamaların genel özellikleri

TRD yönteminde geçiş elementlerinden molibden, titanyum, krom, vanadyum, tantalum, niobyum, tungsten elementlerinden bir veya birden fazlası aynı anda kullanılabildiği için mekanik özellikler bakımından geniş bir aralıkta kaplama tabakaları elde edilebilir. Ayrıca, kaplama işleminde uygulanan süre ve sıcaklık ile kaplanan atlık malzemenin kimyasal kompozisyonu da elde edilecek kaplamaların mekanik özellikleri üzerinde önemli bir etkindir. Şöyle ki: TRD işlemi sonucu elde edilen tabakaların sertlik değerleri TiC (3200-3800 HV), VC (2900 - 3200 HV), NbC (1800-2500 HV), Cr₃C₂ (1350-2280 HV), Cr₇C₃ (1336-2200 HV), ve Cr₂₃C₆ ise (976 - 1650 HV) aralığındadır [60, 19, 75]. Dolayısıyla bu yöntem ile elde edilen kaplamalar yüksek sertlik, erozyon, iyi aşınma ve korozyon direncine

sahiptirler. Krom karbür az aşınma direncine sahip olsada çok iyi oksidasyon direncine sahiptir [62, 72].

3.1.3. TRD yönteminin üstünlükleri

TRD yönteminin üstün özellikleri aşağıda sıralanmaktadır [72]:

- a) Basit donanım
- b) Kolay uygulama
- c) Düşük ilk krulum maliyeti
- d) Seçici karbür kaplama uygulanabilirliği
- e) Karmaşık şekilli parçalarda da üniform kaplama
- f) Kalıp ömrünün uzaması
- g) Kolay su verebilme
- h) Koruyucu atmosfere gerek duyulmaması
- k) Malzemeye yapışan tozun kolay temizlenmesi
- l) Atık ve zehirli gaz olmaması
- m) Banyo ömrünün uzun olması
- n) Kalıp parlatılmasında kullanılan işçilikten tasarruf
- p) Daha az kalıp malzemesi kullanma
- r) Yüzey işlemlerindeki ve boyutsal hassasiyetteki artıştan ötürü, ürün kalitesinin artması
- s) Az yağlayıcı kullanma veya hiç yağlayıcı kullanmama
- t) kaplamaların kimyasal bağ'a sahip olmasıdır.

3.1.4. TRD işleminin dezavantajları

Her yöntemde olduğu gibi TRD yönteminde de bazı dezavantajlar vardır. Bunlar:

- 1- Yüksek işlem sıcaklıkları dolayısıyla bazı malzemelerin mikroyapısında değişiklikler meydana getirmesi
- 2- Yüksek işlem sıcaklıkları dolayı bir miktar boyut artışı meydana gelebilmesi
- 3- C veya N miktarının belirli bir değerinde ($> 0,3C$) üzerinde olması gerekliliği

3.1.5. TRD işleminin endüstriyel uygulamaları

Karbür kaplamalar , karbürlerin sahip olduğu mükemmel aşınma, korozyon ve oksidasyon dirençleri nedeniyle, kalıplar, kesme takımları, bıçaklar, otomobil parçaları, tekstil

endüstrisinde, hadde merdaneleri vb. birçok alanda kullanılmaktadır. Ayrıca TRD yöntemi, aşınan ve yıpranan parçaların özelliklerini de iyileştirdiğinden tamir amaçlı uygulamalarda da kullanılmaktadır.

3.2. Çalışmada Kullanılan Ferro Tozlar

3.2.1. Ferro Cr

Demir ve krom arasında bir alaşım olup içerisinde genellikle %50-%70 krom içeren ferro alyajlardır [76]. Dünyada ferrokromun çoğu, büyük kromit kaynaklarına sahip Güney Afrika, Kazakistan ve Hindistan da üretilmektedir. Ferrokromun en büyük tüketici çelik üreticileridir. Elde edilen ferrkromun yaklaşık %80'i paslanmaz çelik üretiminde kullanılmaktadır. [76-78].

Ferrokrom üretimi yüksek sıcaklıklarda gerçekleşen bir karbotermik azaltma işlemidir. Cr cevheri (krom ve demir oksidi) demir–krom alaşımı oluşturmak için kömür ve kok ile indirgenir. Bu reaksiyon için ısı birkaç form da gelebilir ancak en çok kullanılan fırının altındaki elektrotların uçları ile fırın ocağı arasında oluşan elektririk arkından gelebilir. Bu ark yaklaşık 2800°C sıcaklıklar da oluşur. Eritme sürecinde yüksek miktarlarda elektririk üretilir bundan dolayı yüksek güç maliyeti olan ülkeler de üretimi çok pahalı hale getirir. Fırın içerisindeki ocakta yeterince eritilmiş ferrokrom biriktiğinde, musluk deliği açılır ve ergimiş olan metal ve cüruf potalara alınır. Ferrokrom, satış için ezilen veya daha fazla işlenen büyük dökümlerde katılır [76].

3.2.2. Ferro V

Demir ve vanadyum içerikli yaklaşık %35-85 vanadyum içerik aralığı ile birleştirilmesiyle oluşturulan bir alaşımdır [79]. %80 Vanadyum içeriğine sahip FeV80 en yaygın ferrovanadyum bileşimidir [80]. Demir ve vanadyumun yanı sıra ferrovadyumda az miktarda silikon, alüminyum, karbon, kükürt, fosfor, arsenik, bakır ve manganezde bulunmaktadır. Safsızlıklar alaşımın yaklaşık %11'ini oluşturabilir. Safsızlık konsantrasyonları ferrovadyumun derecesini belirler [81]. Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelik, takım çelikleri ve diğer demir esaslı ürünler gibi çelikler için evrensel bir sertleştirici, güçlendirici ve korozyon önleyici için kullanılan katkı maddesidir. Hem demir hem de vanadyum ayrı ayrı avantajlara sahiptir. Demir alaşımlarının kalitesini arttırmak için bir katkı maddesi olarak kullanılır. Ayrıca malzemenin gerilme mukavemet/ağırlık oranını

arttırmak için kullanılır. Bu tür çeliklerin bir uygulaması, endüstriyel ölçekli sülfürik asit üretimi ile ilgilenen yüksek basınçlı yüksek verimli sıvı taşıma sistemleri için kimyasal işleme endüstrisidir.

Ferrovanadyum'un büyük bir kısmı çelik üretiminde kullanılmaktadır. ABD jeolojik Araştırma kurumunun 2017 yılı verilerine göre üretilen Ferrovanadyumun %94'nün demir ve çelik endüstrisinde kullanıldığını belirtmektedir [82]. Ferrovanadyum ve diğer vanadyum alaşımları karbon çeliği, alaşımlı çelik yüksek mukavemetli çelik ve HSLA (Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı) çelik üretimde kullanılır. Bu çelikler daha sonra otomotiv parçaları, borular, somun anahtarları (anahtarlar) , tornavidalar , cırcırlar vb.gibi el aletleri için yaygın olarak kullanılır [83].

Ferrovanadyum ilavesi ile çeliği sertleştirir, sıcaklık ve burulmaya karşı daha dayanıklılık sağlar [79]. Mukavemet artışının nedeni; çeliğin sünekliğini azaltan daha katı bir tane boyutunun yanı sıra sert bir kristal yapıya sahip olan vanadyum karbürlerin oluşumunun bir sonucudur [84]. Ferrovanadyum çelik üzerine kaplama olarak da kullanılabilir. Nitratlanmış ferrovanadyum ile kaplandığında çeliğin aşınma direnci % 30-50 artar [85].

TRD yönteminde saf haldeki refrakter geçiş metallerinin kullanımı daha iyi özelliklere sahip kaplama tabakaları sunsa da genellikle uygun fiyatlı ve bulunması kolay olan ferro alaşımları tercih edilmektedir. Ferro alaşımları seçimin ise genellikle mümkün olan en yüksek tenöre sahip olanları seçilir.

Literatürdeki çalışmalar incelendiğinde çelikler üzerindeki çalışmalarda korozyon dirençlerinin geliştirilmesi amacıyla Fe-Cr alyajı, aşınma dirençlerinin geliştirilmesi istenilen çalışmalarda ise Fe-V alyajı kullanılmıştır [11, 14, 63]. Bu çalışmada GGG-80 alaşımının tribokorozif (hem aşınma hemde korozyon) ortamlardaki kullanımları göz önünde bulundurularak Fe-Cr ve Fe-V tozlarının beraber kullanılması kararlaştırılmıştır.

4. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR

TRD yöntemi Toyota tarafından 1970 patentlendiği günden itibaren birçok çalışma yapılmıştır. Ancak yapılan çalışmaların genellikle çelikler üzerine odaklanıldığı ve refrakter geçiş metallerinin tek uygulandığı tespit edilmiştir. Son dönemde çeliklere yakın mekanik özelliklere sahip olmasına rağmen daha düşük üretim maliyetleri ile üretilebilen KGDD'lerin kullanım alanlarının hergeçen gün arttığı ve bu alaşımların mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi amacıyla farklı üretim yöntemleri, alaşım elementlerinin etkisi, ısıt işlemler ve farklı kaplama tekniklerinin uygulandığı çalışmalar aşağıda kronolojik sıraya göre özetlenmiştir.

Lou ve ark., (2006) borlanmış KGDD'lerin ergimiş alüminyum çözeltisi içerisindeki korozyon dirençlerini γ -TiAl alaşımını ile kıyasladıkları çalışmalarında yüzeyde oluşan stabil ve yoğun borür tabakasının alüminyum ile reaksiyona girmemesi sebebiyle yüksek korozyon direnci sağladığını bildirmişlerdir [86].

Aigbodon ve ark., (2007) %0,1 ile %0,3 aralığında Vanadyum alaşımlandırılan numunelerin 0,5 HNO₃ çözeltisi içerisindeki korozyon dirençlerini ağırlık kaybı bakımından inceledikleri çalışmalarında vanadyum eklentisi ile yüzeyde sert ve passif fazların korozyona karşı koruyucu bir bariyer vazifesi gördüğü belirtmişlerdir. En iyi korozyon direnci için vanadyum içeriğinin 0,2 ile 0,25 aralığında olması gerektiğini belirtmişlerdir [87].

Akay (2007) yaptığı yüksek lisans çalışmasında GGG-40 kaliteye uygulan çeşitli ısıt işlemlerin (östemperleme, borlama ve borlama-östemperleme) mikroyapı, sertlik, aşınma ve korozyon dirençlerine etkisini incelemiştir. Östemperleme işlemini 900°C'de 90 dakika östenitleme işlemi uygulanmış ardından 250°C ile 400°C sıcaklık aralıklarında 5 ile 640 dakika aralığında 8 farklı sürede uygulanmıştır. Borlama işlemi ise 900°C'de 1,5 saat süre uygulanmış ardından da 250 °C'de 320 dakika, 300°C'de 80 dakika, 350°C'de 10 dakika ve 400°C'de 640 dakika şeklinde uygulanmıştır. Östemperleme işlemi sonrası GGG-40 morfolojisinin değişen oranlarda beynitik ferrit ve kalıntı östenit içerdiği ve optimum östemperleme işlemi sonucunda esas malzemeye göre 4,5 kat, borlama işlemi sonucu 5 kat ve boro-temperleme işlemi sonrası ise 6,5 kat arttığını rapor etmiştir. Korozyon dirençleri bakımından ise östemperleme, borlama ve borlama+östemperleme süresine bağlı olarak bazı durumlarda korozyon dirençlerinde artış bazı numunelerde ise azalma meydana gelmiştir [88].

Döngel (2008) yaptığı yüksek lisans çalışmasında alaşımsız KGDD numnelerine 900°C’de 1, 3 ve 5 saat süre ile borlama ardında da 250°C ile 450°C sıcaklık aralıklarında temperleme işlemi uygulamıştır. Borotemperleme işlemi uygulan numunelere oda sıcaklığında 450°C’ye (25, 150, 300, 450°C) 0,3 m/s kayma hızında 1000 m boyunca Al₂O₃ bilyeye karşı aşınma işlemi uygulamışlardır. Boro-temperleme ile oluşturulan borür kaplama tabakasının altında matrisin ösferitik bir yapıda olduğu ve aşınma direncinin tüm sıcaklıklarda işlemsiz numuneye göre önemli oranda arttığını rapor etmişlerdir. Aşınma mekanizmasının oluşumunu ise borür tabakasının içerisinde varlığını sürdüren grafit küreciklerinden başladığını ve daha sonra bu aşınma atıklarının abrazif aşınmaya neden olduğunu rapor etmişlerdir [89].

Toptaş (2009) alaşımsız KGDD’e uygulanan östemperleme, borlama ve boroöstemperleme işleminin yorulma özelliklerine etkisi incelenmiştir. Östemperleme işlemi 900°C’de 2 saat östenitleme ardından 250°C ve 350 °C’de tuz banyosunda bekletirek gerçekleştirilmiştir. Borlama işlemi ise 900°C’de 2 saat süre ile gerçekleştirilmiştir. Borlama işleminin akabinde uygulanan boroöstemperleme işlemi ise östemperleme ile aynı şekilde 250°C ve 350 °C’de tuz banyosunda bekletilerek gerçekleştirilmiştir. Numunelerin yorulma testleri dönme-eğme gerilmeli yorulma test cihazı ile gerçekleştirilmiş, kırık yüzey üzerinden alınana taramalı elektron mikroskobu (SEM) ilede kırılma tipleri belirlenip yorumlanmıştır. Borlama ve östemperleme işlemleri malzemenin yorulma dayanımı arttırdığı borotemperleme işleminin ise yorulma dayanımında düşüşe neden olduğunu belirtmiştir [90].

Ayday (2013) KGDD’in yüzeyine farklı termal çevirim ve yüksek voltaj parametrelerinin yüzey modifikasyonuna va mekanik özelliklere etkisini belirlemek amacıyla elektrolitik plazma ile modifiye etmiş ve indüksiyon sertleştirme işlemi uygulanmış numunlerle mikroyapı, kaplama tabaksı kalınlığı, grafit çap ve dağılımı, %martenzit hacim oranı ve faz analizler, sertlik ve aşınma dirençleri bakımından kıyaslamıştır. Ağırlık olarak perlitik matrise sahip GGG’nin termal çevirimin 4 ve 5 olduğu 4 katmanlı numunelerin altındaki uygulamalarda martenzit yapısının elde edildiği, termal çevirimin ve yüksek voltajın maksimum olduğu durumda iseyüzeyde grafit yapısının ergimesi sonucu ince östenit dentritlerden, sementit ve kaba martenzit yapısına dönüştüğünü belirtmiştir. Termal çevirim sayısı ve süresinin artışına bağlı olarak 2280-5014µm aralığında bir modifiye edilmiş tabakaya ulaşıldığını, işlemsiz şekilde 10 HRc olan setlik değerinin proses parametrelerine bağlı olarak 32-63 HRc’ye kadar yükseldiği temperleme uygulanan numunelerde ise sertlik

değerinin ortalama 3 HRc düştüğünü belirtmişlerdir. Numunlerin aşınma performansında genellikle bir iyileşme olduğu ancak maksimum sertliğe sahip numunelerde ise bir azalma olduğunu belirtmiştir. Azalmanın sebebini artan termal çevirim sayısı ve yüksek voltaj süresine bağlı olarak numunlerin yüzeyden itibaren 1 mm kalınlığında kürsel grafitlerin görünmemesi dolayısıyla C elementinin yanmış olması sonucu yağlayıcılık etkisinin azalmasına bağlamıştır [91].

Cheng ve ark., (2013) ve Cheng ve Li (2014) KGDD'in yüzeyini plazma yöntemi ile plazma yüzey ergitme, plazma yüzey ergitme+temperleme, plazma yüzey alaşımlandırma ve plazma yüzey alaşımlandırma+temperleme uygulamalarının %3,5 NaCl çözeltisi içerisindeki korozyon dirençlerine etkisini incelemişlerdir. Çalışma sonuçların da grafit nodül ve ötektik yapıların hiper-ötektik yapı oluşumuna doğru değiştiği ve korozyon dirençlerinde iyileşme sağlandığını belirtmişlerdir. Farklı plazma proseslerine göre en iyi korozyon dirençleri yüzeyi plazma ile modifiye edilen+temperlenen, yüzeyi alaşımlandırılan numune~ yüzeyi ergitilen ve temperlenen, yüzeyi ergitilen ve işlemsiz numune olarak sıralanmıştır [92, 93].

Lin ve ark., (2015) KGDD üzerine akımsız Nikel kaplama, TiAlN/ZrN ark buharlaştırma (CAE) ve bunların dubleks (TiAlN/ZrN ve EN) şekli olan olan kaplamaların korozyon ve erozyon dirençlerine etkisini incelemişlerdir. Yazarlar yüksek adhezyon kuvvetlerinden dolayı dubleks kaplamaların daha iyi korozyon ve erozyon dirençleri gösterdiklerini belirtmişlerdir [94].

Gider (2015) yüksek lisans tez çalışmasında farklı silisyum oranlarına sahip ferritik-perlitik ve ferritik 5 farklı KGDD numunlerine tek ve iki kademeli östemperleme işleminin malzemenin metalografik ve mekanik özelliklerine (sertlik ve aşınma) etkisini incelemiştir. Ferritik Ferritik-perlitik KGDD'ler numunleri sırasıyla 975°C'de 1,5 saat ve 900°C'de 1 saat östenitleme ardından tek kademeli östemperleme işlemi için 250°C ve 400 °C'de 20 dakika bekletme iki kademeli östemperlemede ise 250°C'den 400°C'ye düşük sıcaklıktan yüksek sıcaklığa ve tam tersi şeklinde yüksek sıcaklıktan düşük sıcaklığa 20'şer dakikada geçişler yapılarak gerçekleştirmiştir. Metalografik karakterizasyon sonuçlarında ise ferritik ve ferritik-perlitik numunlerde östemperleme türüne bağlı olarak değişen oranlarda kalıntı östenit ve ferrit içeriklerine sahip olduğu östemperleme işleminin döküm hallerine göre numunelerin tamamının makro ve mikrosertlik değerlerini artırdığı bununla birlikte ferritik numunelerin sertliğinin yüksek sıcaklıktan düşük sıcaklığı geçilerek yapılan

östemperlemede artış gösterir iken, ferritik numunlerde ise bir azalma meydana geldiğini belirtmiştir. Oda sıcaklığında yapılan ball-on disk metodunda östemperlenmiş numunlerin aşınma dirençlerinin 2-3 kat aralığında arttığı ve en yüksek aşınma direncinin ise 250°C’de yapılan östemperlenmiş numunlerde elde edildiğini belirtmiştir [51].

Gülsün (2016), yüksek lisans tez çalışmasında Cu, Ni ve Mo alaşımlı KGDD’e 800, 825 ve 850°C’ de üç, dört buçuk ve altı saat sürelerle katı borlama termo-kimyasal ısıtma işlemi uygulamıştır. Borlanmış KGDD numunelerin bor tabaka kalınlıkları ile bu tabakadaki iç yapı incelemeleri yapmıştır. Elde edilen borlanmış numunelere sertlik ve aşınma deneyleri yapılmış; sürtünme katsayıları ve kütle kayıpları belirlenmiş, aşınma izleri optik ve elektron mikroskobu ile incelemiştir. Ayrıca borlanmış KGDD numuneler ile döküm (perlitik), temperli martenzit, alt ve üst ösferritik matriks yapıları numunelerin sertlik ve aşınma özellikleri (kütle kayıpları, sürtünme katsayıları ve aşınma izleri) karşılaştırmıştır. Borlanmış yüzeylerde tek fazlı Fe₂B fazı oluşmuş, artan borlama sıcaklık ve süresiyle bor tabaka kalınlıkları ile yüzey sertlikleri artmıştır. Bütün numunelerde en yüksek yüzey sertliği ve en az kütle kaybının 850°C/6 saat borlanmış numunede olduğu belirtmiştir [95].

Gençsoy (2016) yüksek lisans tez çalışmasında GGG40 KGDD’lere östemperleme ve indüksiyonla yüzey sertleştirme ısıtma işleminin; mikroyapıya, sertliğe, aşınma davranışına ve çekme dayanımına olan etkileri araştırmıştır. Bu amaçla; GGG40 KGDD numuneler 900°C’de 90 dakika östenitleme yapılmış östenitleme işleminden sonra 320°C ve 380°C sıcaklıklarda 120 dak östemperleme uygulanmış, böylece alt ve üst beynit/ösferrit morfolojisinin etkisini araştırılmıştır. Ayrıca GGG40 KGDD numunelere indüksiyonla yüzey sertleştirme ısıtma işlemi yapılmıştır. GGG40 KGDD numunelere ısıtma işlemleri sonrası meydana gelen yapısal değişimlerini belirlemek için, geleneksel parlatma yöntemi ile temizlenip parlatıldıktan sonra; Optik Mikroskop, SEM, EDS ve X-ray analizleri yapılmış. Ayrıca malzemelerin yüzeyinden Vickers mikro sertlik ölçümü yapılmış, daha sonra TS 287 EN 895 standardına uygun çekme testi ve aşınma deneyleri yapılmıştır. Sertlik sonuçlarına bakıldığında sertlik östemperleme süresinin artması ile sertlik değerinde artış meydana gelmiştir. Aşınma kayıplarının östemperleme sıcaklığının artmasıyla azaldığı tespit edilmiştir. Östemperleme sıcaklığının artmasıyla aşınma kaybının azaldığı tespit edilmiştir. Östenitleme sonrası indüksiyonla yüzey sertleştirme ve östemperleme ısıtma işlemlerinin küresel grafitli dökme demir numunelerinin aşınma dirençlerini arttırmıştır [96].

Ksiazek ve ark., (2016) KGDD yüzeyine HVOF yöntemi ile oluşturulan $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ ile $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr+Ni}$ kompozit kaplamaların mikroyapı, mekanik özellikler ve aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Her iki kaplamanın da düşük porozite, yüksek sertlik, yoğun bir yapıya sahip olduğu ancak Ni ekli kaplamaların adhezyon kuvvetlerinin artırması sebebiyle daha iyi eğilme dayanımı, çatlak ve delaminasyon dayanımı ve aşınma direnci sağladığını bildirmişlerdir. Oluşan kırılma ve çatlakların kaplama tabakası ve arayüzey arasından meydana geldiğinin belirtmişlerdir. Bu durum Termal spray kaplamaların düşük bir adhezyon kuvvetine sahip olması ile ilgilidir. Çoğu uygulamada arayüzey ile kaplama tabakası arasına bağ kaplama uygulaması gerçekleştirilir [11].

Karaca ve Şımşır (2017) GGG60 KGDD'den üretilen eksantrik mil'e uygulanan östemperleme ve indüksiyon sertleşmesi ısıt işlemlerinin aşınma dirençleri üzerine etkisini inceledikleri çalışmalarında uygulanan ısıt işlemlerin sertlik artışlarına paralel olarak östemperleme işlemi uygulanan numunelerde %45-50, indüksiyon ile sertleştirme işlemi uygulanmış numunelerde ise %75-85 oranında işlemsiz numuneye göre daha iyi aşınma direnci elde ettiklerini belirtmişlerdir [97].

Resendez ve ark., (2017) östemperleme işlemindeki bekleme süresinin KGDD'ler üzerine etkilerini H_2SO_4 ve NaCl ortamlarındaki korozyon dirençlerini incelemişlerdir. Hem işlemsiz hem de östemperleme işlemine tabi tutulan numunelerin H_2SO_4 ortamında NaCl ortamına göre 10 kat daha fazla korozyona uğradığını ve östemperleme işleminde bekleme süresinin korozyon dirençleri üzerinde büyük bir etkiye sahip olduğunu belirtmişlerdir [98].

Mohammed ve ark., (2017) KGDD'lere uygulanan östenitleştirme ve östemperleme işlemlerinin mekanik özellikler ve korozyon dirençlerine etkisi üzerindeki çalışmalarında 900°C 'de 2 saat süre östenitleme yapılmış ardından yağda soğutma işlemine tabi tutulan numunede en iyi çekme dayanımının elde edildiği, temperleme süresinin artışı ile çekme dayanımında düşüş meydana geldiğini belirtmişlerdir. Ancak, temperleme işlemine tabi tutulan numunelerin işlemsiz GGG ve sadece östenitleme işlemine tabi tutulan numuneden daha iyi korozyon direnci sağladığını belirtmişlerdir. Ayrıca tüm numunler de artan H_2SO_4 konsantrasyonu ile korozyon oranının arttığını belirtmişlerdir [99].

Toktaş ve ark., (2017) Perlitik, temper martenzitik ve ösferritik yapılu Cu-Ni-Mo alaşımlı küresel grafitli dökme demirin 800°C 'de farklı sürelerde (3, 4, 5, 6 saat) borlanma işlemine tabi tutulmasının aşınma davranışına etkileri incelemişlerdir. Yazarlar borlama işlemi

sonucunda 37-61µm aralığında tek fazlı Fe₂B tabakasının elde edildiği, borlama işlemi sonucunda işlemsiz malzemeye göre 3 kat ve temper martezitik yapıya göre ise 2 kat daha iyi aşınma direnci gösterdiğini belirtmişlerdir [100].

Tuncer (2018) KGDD yüzeylerine HVOF yöntemi ile NiCrAlY (Amdry 9624) ve CoNiCrAl (Amdry 9951) farklı iki metalik toz ile kaplamışlardır. Kaplama tabakalarının metalografik karakterizasyonu, X ışınları difraksiyonu (XRD), Rockwell-C ahezyon testi ile gerçekleştirilmiş ve kaplanmış ve kaplanmamış numunelerin yüzeyine Vandyum Pentaoksit (V₂O₅) ile Sodyum sülfat (Na₂SO₄) tuz karışımı tatbik edilerek 500, 600 ve 700 °C sıcaklıkta 6 saat süre ile sıcak korozyon testine maruz bırakılarak kaplama tabakasının etkileri kıyaslamıştır. Metalografik incelemeler sonucunda kaplama tabakasının her iki toz içinde 80 µm civarında sürekli, yoğun ve çok az poroziteli olduğu, Amdry 9624 tozunun Al₃Ni₂, Al₃Ni ve AlNi fazlarından oluşmuş iken Amdry 9951 tozunun ((Ni,Co)₃Al₄ ve AlCo intermetalik bileşiklerinden oluştuğu ve her iki kaplamanında Rockwell-C adhezyon testine göre yapışma mukavemetinin VDI 3198 prensibine göre kabul edilebilir nitelikte olduğunu belirtmiştir. Her iki kaplama türünün de sıcak korozyon testinde 500°C'ye kadar kimyasal ve fiziksel yapılarını koruyarak korozitif ortamdan etkilenmediği, Amdry 9624 tozunun 600 ve 700°C'de ise sodyum vanadatlar, Ni₃V₂O₈, NaCrV₂O₇ ve AlV₂O₄ bileşiklerinin ve Amdry 9951 kaplama tabakası ile atmosfer ve korozif tuzların etkileşimiyle Sodyum vanadatlar, CO_{1.5}Ni_{1.5}(VO₄)₂ ve AlV₂O₄ bileşiklerinin meydana geldiği gözlemlenmiştir. Her iki kaplama tozu sonucu aşınma meydana gelmediği ve kaplama kalınlıklarında bariz bir azalma meydana gelmediğini belirtmiştir [101].

Zhao ve ark., (2018) KGDD(NAAMS-D6510) üzerine plazma nitrürleme ve akışkan yatakta nitrürleme uygulamalarının karşıt hareketli aşınma ve pin-on disk aşınma şartlarındaki davranışlarını inceledikleri çalışmalarında pin on disk yönteminde daha düşük gerilme uygulandığını buna karşın karşıt hareket genliğinde ise daha yüksek gerilme uygulandığı sonucunda plazma nitrürlenmiş numunelerin yorulma çatlaklarına bağlı olarak alışkan yataky nitrürlenmiş numunelere göre daha fazla aşırı abrasive/adhesiv aşınmaya maruz kaldığını, bu durumu nitrür tabakalarının farklı sertlik ve azot oranlarına sahip olmalarına atfedilebilir. Akışkan yataky yapılan nitrürleme işlemi sonucunda bileşik tabaka (Nitrür) ile difüzyon bölgesi arasındaki sertlik farklarının daha az olması yüksek temas yüklerine karşı daha iyi aşınma ve yorulma direnci göstermesini sağlamıştır. Buna karşın pin-

on disk aşınma testinde plazma nitrürleme ve akışkan yatakta nitrürleme işlemleri sonucundan bariz bir fark bulunmadığını belirtmişlerdir [102].

Yürektürk ve Baydoğan (2018) GGG-500-14 ferritik KGDD üzerine sıcak daldırma alüminyumlama ve akabinde östemperleme işlemi uygulamışlardır. Ardından yüzey modifikasyonu gerçekleştirilen numunlerin karakterizasyonu ve %3,5 NaCl ortamında elektro kimyasal korozyon testi davranışlarını incelemişlerdir. Metalografik karakterizasyon sonucunda alüminyumlama işlemi sonrası kaplama tabakasının yüzeyden içlere doğru Al, $FeAl_3$, ve Fe_2Al_5 fazlarından oluşmuş iken alüminyumlama+östemperleme işlemine tabi tutulan numunlerde ise kaplama tabakasının yüzeyinde ince bir Al_2O_3 ve onun altında da $Fe_2Al_5+FeAl_2$, $FeAl$ ve α -Fe fazlarından oluştuğunu belirtmişlerdir. Alüminyumlama ve Alüminyumla+östemperleme işlemi sonrası işlemsiz malzemeye göre malzemenin mekanik özellikler ve korozyon dirençlerini önemli ölçüde iyileştirildiği ancak alüminyumlama işlemi sonrası uygulanan östemperleme işleminin kaplama tabakası kalınlığını 3 kat artırmış olmasına rağmen korozyon dirençlerinde kayda değer bir artış sağlamadığı belirtilmiştir [103].

Bonabi ve ark., (2018) dökme demir üzerine termal spray yöntemi ile ürettiikleri 4 farklı kaplamanın (saf Al, saf Zn, çift katmanlı Zn ile üstünde Al ve kompleks Al+Zn) korozyon dirençlerini elektro kimyasal test metodu ve tuz püskürtme testi ile belirlemişlerdir. Kaplamaların çatlak içerikleri ve kurban kaplama olarak davranışları sebebiyle daha düşük korozyon direnci sergilediklerini belirtmişlerdir. Benzer çalışma Bellini ve Carllino (2019) sıcak daldırma galvanizleme yöntemi ile KGDD'in yüzeyi Zn kaplamışlardır. Kaplama tabakalarının dikey çatlaklar ve küresel grafit yapıları içerdiği kaplama tabakasındaki küresel grafit yapılarının altlıktan kaplama tabakasına doğru difuze olduğu ve altlıkta küresel grafit boşlukları veya küresel grafit yapısının bozulmasına sebep olduğunu bildirmişlerdir. Ancak, yazarlar kaplamaların dışında aşınma, korozyon vb. herhangi bir çalışma gerçekleştirmemişlerdir. Lin ve ark. (2018) gri dökme demirin mekanik özellikler ve korozyon dirençlerinin iyileştirilmesi amacıyla yüksek akım darbeleri elektro ısıtma metoduyla (HCPEB) metodu krom (Cr) kaplama depolamışlardır. Bu işlem sonucunda artan HCPEB pulse sayısı ile yapıdaki küresel grafitlerin çözündüğü ve yüzeyde 5-11 μm kalınlığında martenzitik ve kalıntı östenite sahip bir alaşımlı Cr kaplama tabakasının oluştuğu bu tabakanın mikrosertlik, aşınma ve korozyon dirençlerini iyileştirdiğini belirtmişlerdir [104].

Yürektürk ve Baydoğan (2018) GSJ-600-10 KGDD malzeme üzerine uygulanan sıcak daldırma alüminyumlama ve östemperleme tek ve çift kombinasyonlu ısıl işlemlerinin mikroyapı, mekanik özellikler ve tribolojik özelliklere etkisini araştırmışlardır. Bu amaçla GSJ-600-10 numunlere 750°C’de 5 dk süresinde sıcak daldırma ile alüminyumlama işlemi uygulanmışlardır. Ardından alüminyumlama kaplanmış numunlere 975°C’de 2 saat süresince östenitleme ve akabinde 330°C’de 1 saat süresince östemperleme işlemi uygulamışlardır. XRD analizleri sonucunda alüminyumlama uygulanan numunlerde yüzeyde Al al kısımlarda ise $FeAl_3$ ve Fe_2Al_5 kaplama katmanlarının oluştuğu, östemperleme işlemi sonucunda ise bu fazların $Fe_2Al_5+FeAl_2$, $FeAl$, α -Fe ve yüzeyde Al_2O_3 ’e dönüştüğünü belirtmişlerdir. Yazarlar ayrıca alüminyumlama işlemi işleminin çekme dayanımlarını önemli ölçüde etkilemediği, östemperleme işleminin uygulanan numunlerde ise çekme dayanımlarında azalma ve süneklilik değerlerinde artma meydana geldiğini belirtmişlerdir. Aşınma testlerinde ise sadece alüminyumlama işlemi uygulanmış numunlerin işlemsiz numuneye göre daha düşük aşınma direnci gösterdiği alüminyumlama+östemperleme uygulanmış numunelerde ise aşınma dirençlerinde işlemsiz numuneye göre %30 oranında bir artış meydana geldiğini rapor etmişlerdir [105].

Akinribide ve ark., (2019) östemperleme işleminin KGDD’lerin 0,01 M ve 0,05 M NaCl çözeltisi içerisindeki korozyon dirençlerini inceledikleri çalışmalarında hem işlemsiz hem de östemperlenmiş KGDD numunlerdeki korozyon mekanizmasının oksidasyon korozyon mekanizması ve oksidasyon korozyon mekanizması sonucu oluşan delaminasyon olduğu ancak östemperleme işlemi mikroyapıda kürsel grafit nodüllerinin stabilizasyonunu sağlaması ve kalıntı östenit oluşturduğundan korozyon dirençlerini iyileştirdiğini belirtmiştir [106].

Su ve ark., (2019) KGDD’ler (QT600-3) üzerine termoreaktif difüzyon tekniği ile florür tuz banyosu kullanılarak 850-980°C sıcaklık aralığında 10 dakika ile 40 saat arasında ve argon atmosferinde oluşturulan krom-kabür tabakalarının metalografik karakterizasyonu ve oluşturulan kaplamaların difüzyon kinetiklerini incelemişlerdir. Kaplama sıcaklığı ve süresinin artışı ile kaplama tabakasında artış meydana geldiğini belirtmişlerdir. Oluşan kaplama tabakalarının faz analizlerinde ise kaplama süresinin belirleyici olduğu, 850°C’de 10 dakika süre ile oluşturulan kaplama tabakasının ince bir Cr_7C_3 şeklinde oluştuğu 1 saatlik ve üzeri süre kromlama işlemine tabi tutulan numunlerin tamamındaise yüzeyde ince bir $Cr_{23}C_6$ tabakası, bunun altında da M_7C_3 tabakası ve en altta ise M_3C tabakalarının oluştuğunu

belirtmişlerdir. Krom karbür kaplamaların proses parametrelerine bağlı olarak 4-16 μm aralığında kaplama kalınlığı, 500-2300 HV sertlik değerlerine sahip olduğu ve bu kaplamaların difüzyon kinetiğinin 129,906 kJ/mol olduğu ve parabolik bir büyüme kinetiği izlediğini belirtmişlerdir. Ancak, yazarlar aşınma ve korozyon ile ilgili herhangi bir çalışma yapmamışlardır [107].

Çolak (2019) yüksek lisans tez çalışmasında bir KGDD alaşımı olan GGG70L malzemesi kullanılmıştır. A iş parçası 100x100x300 mm, B iş parçası 50x50x 300 mm ve C iş parçası 25x25x300 mm ebatlarında olan dikdörtgen prizma şeklindeki iş parçasına dökümü yapılmıştır. İş parçalarının modül değerleri hesaplanmıştır. Modül değişiminin malzemenin mikro yapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkileri incelenmiştir. A ve B iş parçasından C iş parçası ebatlarında numuneler çıkartılarak modül değişiminin sertlik, çekme ve mikro yapı üzerinde etkileri incelemiştir. Numuneler önce parlatma işlemlerine tabi tutulmuş sonrasında ise dağlanmış. Numunelerin mikro yapı incelemeleri yapılmıştır. Sonrasında imaj analizleri yapılmıştır. Numunelerin dağlama öncesi küreselleşme, ortalama küre çapı ve kürelerin yüzde dağılımı; numuneler dağlandıktan sonra mikro yapı incelemesi ve yüzde faz dağılımı belirlenmiştir ve numunelerin SEM incelemeleri yapılmıştır. Döküm malzemesinin kimyasal bileşiminin standartlara uygun olduğu belirlenmiştir. Modül boyutu azaldıkça çekme mukavemeti, akma mukavemeti ve % uzama değerlerinin azaldığı tespit edilmiştir. Sertliğin modül boyutunun azalmasına ters orantılı bir şekilde arttığı görülmüştür. Modül değeri düşük olan numunenin daha hızlı soğumaya bağlı olarak daha küçük küre çapına sahip olduğu görülmüştür. Modül değeri daha küçük olan numunenin daha hızlı katılaştığı ve buna paralel bir şekilde mm^2 'ye düşen küre sayısının arttığı görülmüştür. % Küresellik ve % küresel grafit miktarının modül değeri düştükçe arttığı gözlemlenmiştir. Modül değişiminin yapıdaki faz değişimine direkt etki etmediği tespit edilmiş olup, faz analizindeki değişimlerin mevcut numunelerin kimyasal bileşimine bağlı olarak etkilenmekte olduğu görülmüştür [21].

Öztürk (2019), yüksek lisans tez çalışmasında kullanılan döküm malzeme alaşımsız olarak üretilmiştir. Alaşım elementi ilavesi olmadığı için üretim maliyeti daha düşük olmuştur. Ticari olarak üretilen malzeme üzerinde deneyler gerçekleştirilmiştir. Bu sayede çekme numunesinde soğuma hızının çabuk olması östemperleme işleminin daha kolay gerçekleşmesi gibi nedenlerden yanılma ihtimalinin fazla olması sebebiyle çekme numunesi kullanmak yerine ticari olarak kullanılan döküm malzemesi kullanılmıştır. Dökümü yapılan

KGDD'e östemperleme işlemi olarak 930°C'de 120 dakika östenitleme ısı işlemi yapılmış ve yapının tamamen östenit olması sağlanmıştır. 2. İşlem olarak 320 ve 350°C derecede 90 ve 120 dakika boyunca tuz banyosunda ısı işlemi yapılmıştır. Östemperleme ısı işlemi sonucunda malzemenin mikroyapısının östemperleme sıcaklığı ve tuz banyosu sıcaklığına bağlı olarak değişimi gözlemlenmiş, XRD işlemi ile östenit içerisindeki karbon oranları tespit edilerek sertlik değişimi karşılaştırılmıştır. Döküm haldeki numunenin sertlik değeri ile östemperleme ısı işlem sonucu sertlik değerlerindeki artış görülmüştür[9].

Hammamı (2019) yüksek lisans tez çalışmasında, östemperleme parametrelerin (zaman ve sıcaklık) küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özelliklerine etkileri incelenmiştir. Araştırmada kullanılan numuneler Alman standardına göre KGDD türlerinden GGG 40'tır. Östemperleme sıcaklığı ve zamanına göre, numuneler 10 gruba ayrılmıştır. 9 gruba ısı işlemi yapılmış ve bir grup sonuçları karşılaştırmak için bırakılmıştır. 9 gruptaki bütün numuneler 900°C 'a kadar ısıtılıp sabit sıcaklıkta 2,5 saat bekletilmiştir. İkinci aşamada, yüzde 45 potasyum nitrat ve yüzde 55 sodyum nitrattan oluşan tuz banyosu kullanarak numuneler 3 set olarak 300, 375 ve 450°C'ye hızla soğutulmuştur. Her sıcaklıktaki gruplar üç değişik zamanla (1, 2 ve 3 saat) tuz banyosunda bekletilmiştir. Son aşamada, numuneler havada soğutulmuştur. Çekme, sertlik ve darbe deneyleri ile numunelerin mekanik özellikleri değerlendirilmiştir. Optik mikroskop vasıtasıyla numunelerin mikroyapıları incelenmiştir. Sonuç olarak, östemperleme kullanılırken numunelerin mekanik özelliklerinin iyileştiği gözlenmektedir. Ayrıca, bu işlemin uzamaya etkisi olumsuzdur. Östemperleme sıcaklığı arttığında akma ve çekme dayanımı azalmaktadır. 375°C 'de östemperleme sıcaklığında en yüksek uzama değerlerine ulaşılmıştır. Yine bu sıcaklık için darbe enerjisi ortalama olarak daha yüksektir. Östemperleme sıcaklığında bekletme süresi 2 saati aştığında küre boyutu ve buna bağlı grafit oranı artmaktadır [108].

Duran (2019) yüksek lisans tez çalışmasında kutu semantasyon tekniği kullanılarak KGDD yüzeyi sırasıyla 850°C, 900°C, 950°C ve 1000°C'de sıcaklıklarında 2- 4 saat sürelerde VC kaplama işlemi uygulamıştır. Kaplama işlemi uygulanmış numunelerin yüzeylerdeki kaplama tabakası kesiti ile birlikte geçiş bölgesinde incelenmiş ve kaplama tabakası yüzeyi XRD analizi ve aşınma testine tabi tutulmuştur. Elde edilen kaplama tabaka kalınlığı 2,4 - 20 µm arasındadır. Elde edilen kaplamaların morfolojileri SEM analizi ile kompakt ve düz yapıda belirlenmiş ve EDS analizleri elementer içeriği de tespit edilmiştir. Kaplama tabası

yüzey sertliği max. 2857 HV olarak tespit edilmiştir. Aşınma testi sonucunda en düşük sürtünme katsayısı değeri 0,16 olarak belirlenmiştir [33].

Açık literatürden ulaşılan kaynaklar görüldüğü üzere KGDD'lerin TRD kaplamaları üzerindeki çalışmaların sınırlı olduğu TRD kompozit kaplamaların ise bu proje ve tez kapsamında çıkan yayınlarımız dışında hiç çalışılmadığı tespit edilmiştir.

Öte yandan çelikler üzerinde son 5 yılın popüler konusu ise TRD yöntemi ile CrVC (kompozit) kaplamaların eldesidir. Ghadi vd., (2016) iki farklı (metal/oksit) banyoda CK 45 çeliğini TRD yöntemi ile yüzey modifikasyonunu gerçekleştirdikleri çalışmalarında banyo içeriklerine bağlı olarak 6 µm kalınlığında kompozit krom vanadyum fazları ($Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , V_8C_7 , Cr_2VC_2) elde ettiklerini belirtmişlerdir [69]. Diğer bir çalışma ise yine Ghadi vd., (2017) tarafından H13 çelikleri üzerine metal, oxide ve metal oksit banyolarına yapılmış olup sırasıyla 6,5 5,2 ve 5,7 µm kalınlığında kompozit (Cr_7C_3 , V_8C_7 , Cr_2VC_2 , VC içerikli) kaplama tabakaları elde edilmiş ve kullanılan banyolara göre kaplamaların karakterizasyonu yapılmıştır [67]. Günen ve ark. (2019), AISI D2 çeliği üzerine farklı sıcaklık ve süre ile elde ettikleri CrVC kaplamaların metalografik karakterizasyonu ve aşınma dirençlerini inlemişlerdir. Sıcaklık ve sürenin artışına bağlı olarak CrVC kompozit kaplama tavakasında V içeriğinin arttığı ve bu durumun ise aşınma direncini daha da artırdığını belirtmişlerdir [16]. 118M760 TÜBİTAK projemiz ve bu tez kapsamında 2020 yılında çıkan yayınlarımızda Küresel grafitli dökme demirin yüzeyinde 900-1000-1100°C'de 1 saat süre ile oluşturulan Cr-V-C kompozit karbür kaplama tabakalarının korozyon dirençlerinde ve yüksek sıcaklık aşınma dirençlerinde önemli ölçüde iyileştirmeler sağladığı tespit edilmiştir [109, 110]. Literatürdeki çalışmalar incelendiğinde kompozit CrVC kaplamalar sadece çelikler üzerine sınırlı çalışma olduğu ve olan çalışmaların daha çok elde edilen kaplamaların karakterizasyonu üzerine yoğunlaşmış olduğu aşınmanın çok az çalışıldığı, korozyon dirençlerinin ise henüz çalışılmadığı tespit edilmiştir.

Yukarıda verilen literatürde yapılmış olan çalışmalarda görülmektedir ki; KGDD'lerin çeliklere bir alternatif olmasını sağlayan (süneklik, tokluk, işlenebilirlik vb.) ismini kazandıran küresel grafit nodülleri aşınma ve korozyon olaylarında bir başlangıç noktası oluşturduğundan bu malzemelerin kullanım ömürlerini düşürmektedir [109]. Bundan dolayı uygulanacak yüzey modifikasyon yöntemlerinde yüzey küresel grafit nodüllerinin karbür kaplamalara dönüştürülürken süneklik ve tokluk için ise iç kısımlarda küresel grafit

nodüllerinin varlığını sürüdürmesi önemlidir. Bu amaçla çelikler üzerinde uygulandığı sınırlı çalışmalarda umut verici sonuçlar sunan TRD kaplardan hem korozyon hem de aşınma direçlerinde artış hedeflendiğinden krom-vanadyum kompozit kapların TRD tekniğı ile üretilmesi hedeflenmiştir.



5. MATERİYAL VE METOT

5.1. Materyal

Bu tez çalışmasında cam endüstrisine kalıp malzemelerinde yaygın olarak kullanılan KGDD'lerden bir kalite olan GGG-80 alaşımı, kullanılmıştır. Bu alaşım üzerinde (GGG-80) daha önceki borlama çalışmaları kaplama tabakasının altında süreksiz grafit tabakasının elde edilmemiş olması büyük bir avantajdır [111]. GGG-80 malzemesinin kimyasal bileşimi Çizelge 5.1. de verilmiştir.

Çizelge 5.1. Deneysel çalışmalarda kullanılacak olan KGDD'in kimyasal bileşimi

Malzeme	C	Si	Cu	Mg	Mn	P	Fe ve katışıklar
GGG-80	3,70	2,60	0,98	0,052	0,40	0,045	Kalan

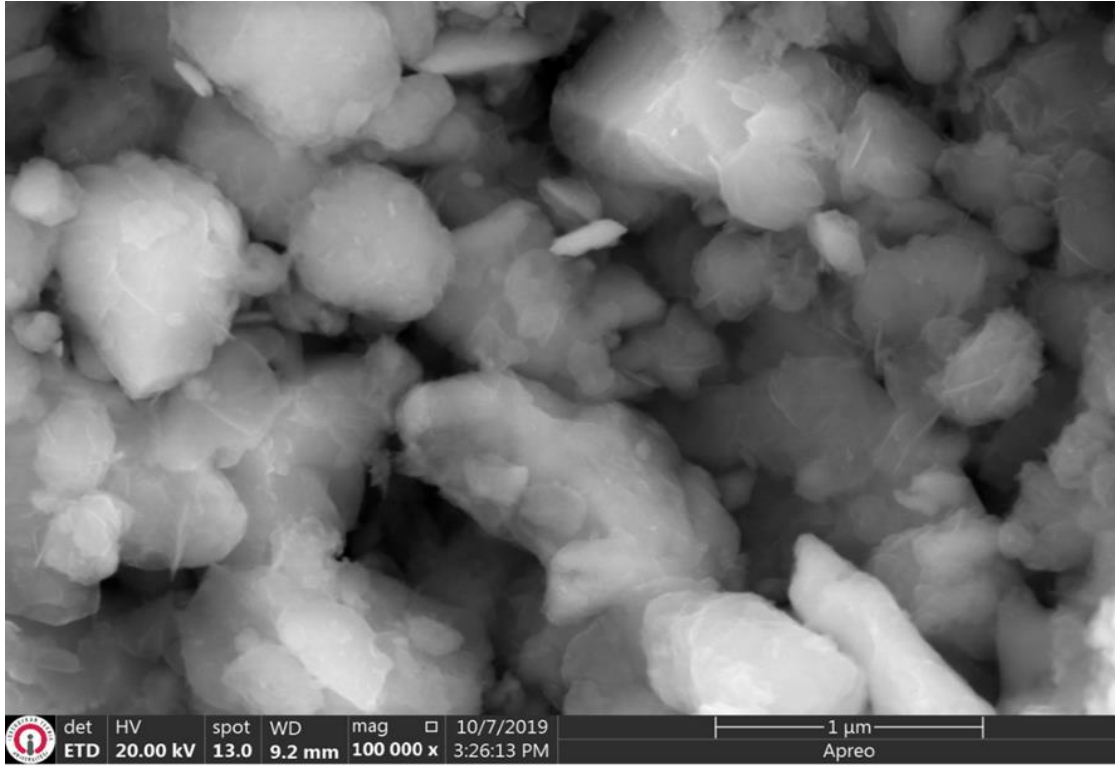
5.2. Kaplama Yöntemleri ve Tozlarının Belirlenmesi

Kaplama tozları; GGG'lerin çalışma koşulları olan tribokorozif ve termo-mekanik etkiler göz önünde bulundurularak ve literatürdeki çalışmalar detaylıca taranarak belirlenmiştir [11, 14, 63]. Bu çalışmalardan yola çıkarak hem korozyon hem de aşınma dirençlerinin iyileştirilmesi amacıyla Cr ve V tozlarının kullanımı kararlaştırılmıştır. Kaplama işlemlerinin endüstriyel boyutlarda daha ekonomik yapılması gerekliliğinden dolayı saf tozlar yerine çok daha ucuz olan ve yüksek tenörlü ferro alyajların kullanılmasına karar verilmiştir.

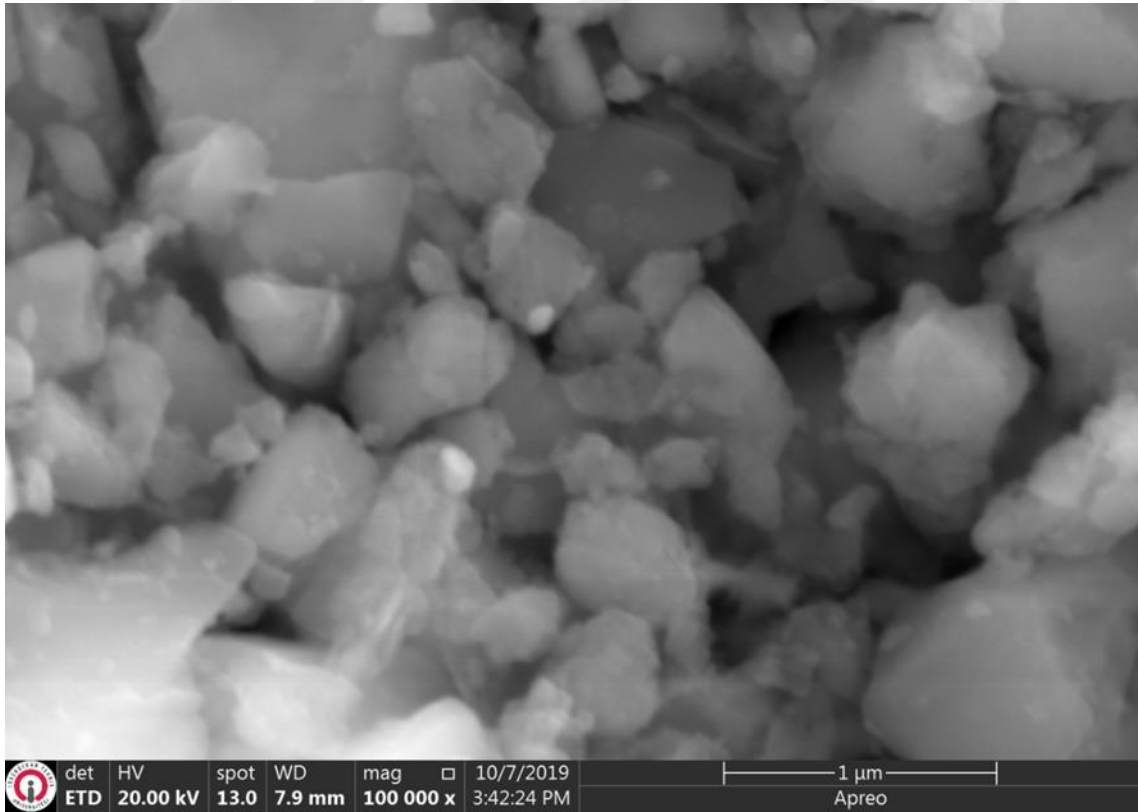
Kaplama işlemlerinde kullanılmak üzere Fe-V, Fe-Cr tozların kimyasal bileşimi Çizelge 5.2'de verilmiştir. Kaplama işlemlerinde kullanılan tozların SEM görünümü Şekil 5.1 ve Şekil 5.2'de verilmiştir.

Çizelge 5.2. Kullanılan ferro tozların kimyasal içeriği ve tane boyutu (%Ağırlıkça).

Malzeme		Tane boyutu	Fe	Cr	V	C	Si	P	Al
Kullanılan tozlar	Fe-Cr	50-100 nm	23,97	66	-	7	3	0,03	-
	Fe- V	50-100 nm	14,77	-	82	0,2	1,5	0,03	1,5



Şekil 5.1. Kaplama işlemlerinde kullanılan Fe-V tozunun SEM görünümü



Şekil 5.2. Kaplama işlemlerinde kullanılan Fe-Cr tozunun SEM görünümü

5.3. Deney Parametrelerinin Belirlenmesi

Kaplama sürecindeki giriş parametrelerinden olan kaplama tozlarının içerikleri, kaplama süresi ve kaplama sıcaklığı gibi veriler işlem sonucu oluşan yapının içeriğini direk etkilemektedir. Yapılan araştırmalarda, bahsi geçen giriş parametrelerinin sınır değerleri tespit edilmiştir. Nihai kaplamanın Cr_2VC_2 olması literatürden anlaşılmaktadır. Elde edilmesi gereken bu kompozit tabaka krom karbür tabakalarının oluşum entalpileri vanadyum karbür tabakalara göre daha düşük olduğundan %30Fe-V ve %30 Fe-Cr tozu şeklinde kaplama maddesi ve tozların birbirlerine bağ yapmasını engelleyen %30 Al_2O_3 ve aktivatör olarak %10 NH_4Cl kullanılmıştır. Kaplama işlemleri 900°C, 1000°C ve 1100 °C sıcaklıklarda 1 saat sürede yapılmıştır.

5.4. KGD Malzemesinin Kaplama İşlemi İçin Hazırlanması

Kaplama işlemleri öncesi mikroyapı incelemeleri (Optik, SEM, EDS, XRD,), sertlik ile adhezyon ve korozyon testleri için 10x10x10 mm boyutunda, yüksek sıcaklık adhesiv aşınma deney testleri için ise 40 mm çapında ve 5 mm kalınlığında yeteri sayıda numune hassas kesme cihazı ile kesilmiştir.

Numuneler açık hava ortamında bırakıldığında kısa sürede yüzeyleri oksitlendiğinden kesilen tüm numunler saf alkol sıvısı içerisinde bekletilmiş. Yapılacak her kaplama öncesinde numuneler o an kesilmiştir. Ardından kaplama tabakasının yüzeye daha iyi bir adhezyon kuvveti ile yapışması için numunelerin yüzeyi hassas zımparalama 1200 SiC zımparaya kadar kademeleri olarak parlatılmış, ultrasonik olarak 15 dk süre ile etil alkol sıvısında temizlenerek ve ardından saf su ile durularak kaplama işlemi için hazır hale getirilmiştir.

5.5. Numunelerin Potaya Konumlandırılması

Deneylerde gerçekleştirilecek olan kaplama işlemleri yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirileceğinden Cr ve V bileşenleri olması ve bunların oksijene karşı afinitesi olması nedeniyle kaplama işlemi esnasında karşılaşılacak oksitlenme gibi etkileri ortadan kaldırmak için kaplama tozları içerisine gömülen numunenin her tarafı >1cm olacak şekilde gömülmüş ve en üst kısma 1cm kalınlığında Al_2O_3 kullanılmıştır (Şekil 5.3).



Şekil 5.3. İşlem gerçekleştirileceği tüp sementasyon sistemi

5.6. Kaplama İşlemlerinin Yapımı

Kaplama sürecindeki giriş parametrelerinden olan kaplama tozlarının içerikleri, kaplama süresi ve kaplama sıcaklığı gibi veriler işlem sonucu oluşan yapının içeriğini direkt etkilemektedir. Daha önce çelikler üzerine uygulanan CrVC kaplamalardan Günen ve ark.,2019 elde edilen tatmin edici sonuçlar göz önünde bulundurularak kaplama sıcaklıklarının 900°C, 1000°C ve 1100°C de 1 saat süre ferro toz harmanı kullanılarak (%30 Fe-V, %30 Fe-Cr, %30 Al₂O₃ ve aktivatör olarak %10 NH₄Cl) harmanı kullanılmıştır [16].

Karışıklığın önlenmesi için numunlerin isimlendirilmesi aşağıdaki şekilde yapılmıştır.

900°C’de 1 saat süre ile Fe-Cr ve Fe-V tozları ile kaplı numune: 900-1,

1000°C’de 1 saat süre ile Fe-Cr ve Fe-V tozları ile kaplı numune: 1000-1,

1100°C’de 1 saat süre ile Fe-Cr ve Fe-V tozları ile kaplı numune: 1100-1,

Herhangi bir kaplama ya da ısıtılma işlemine tabi tutulmayan KGDD numune ise GGG-80 olarak isimlendirilmiştir.

Kaplama işlemleri sonucu elde edilen numunlerin görünümü Şekil 5.4’de verilmiştir.



Şekil 5.4. Kaplama işlemi sonrası metalografik ve aşınma test numunlerinin görünümü

5.7. Numune Hazırlama ve Metalografik Muayene

Kaplanmış numunlerin mikroyapı analizleri, sertlik, korozyon, aşınma ve XRD analizleri için uygun ebatlarda hassas kesme cihazında kesilmiştir. Kesme işleminin ardından numuneler bakalite alınmıştır.

Bakalite alınan numuneler 320-2500 arasındaki SiC zımparalar ile zımparalanmış ve ardından parlatılmıştır. Ardından 3 ve 1 mikronluk elmas solüsyonlar kullanılarak hassas parlatılmış ve parlatma işleminden sonra kaplama bölgelerinin ve tane sınırlarının daha net görünmesi amacıyla numuneler %3'lik Nital çözeltisi ile 3-6 sn aralığında dağlanmıştır. Böylece numuneler optik mikroskop ve SEM incelemeleri için hazır hale getirilmiştir.

Kaplanan numune yüzeylerinin optik incelemeleri MMK Metalurji A.Ş. Metalografi laboratuvarında, SEM, EDS analizleri ise üniversitemizin merkezi Laboratuvarlarında, XRD analizleri Mustafa Kemal Üniversitesi Merkezi Laboratuvarında hizmet alımı yoluyla yapılmıştır. Ayrıca aşınma direnci için önemli bir ölçüt olan mikro sertlik ve nano indentasyon değerleri ölçülmüştür. Nano indentasyon tekniği kompozit olarak adlandırılan kaplamaların homojen dağılım gösterip göstermediği ya da hangi bölgelerde (yüzeyde veya derinlerde) hangi fazların yoğunlaştığını göstermek amacıyla yapılmıştır. Kaplama tabakasının adhezyon davranışını belirlemek amacıyla Daimler-Benz Rockwell-C indentasyon testi (VDI 3198) uygulanmıştır. Numuneler uygulanan test sonucu ortaya çıkan hasar görüntülerinin haritaları incelenecek ve çatlak bölgelerinin EDS analizleri yapılarak hangi yapılarda daha fazla çatlak olduğu rapor edildilmiştir.

Optik alışmalarında Nikon MA-200 ters metal mikroskobu ve Clemex analiz sistemi kullanılmıştır. SEM analizleri için ise FEI-Thermo Scientific Apreo S marka SEM cihazı kullanılmıştır. SEM incelemelerinde ayrıca kaplama tabakaları ve ara bölgelerde oluşmuş olan faz ve karbürlerin tespiti için EDS analizleri de yapılmıştır.

Elde edilen numunelerin mikrosertlik lmleri, Future Tech FM-700 mikrosertlik cihazı ile elmas piramit u kullanılarak 50 gf yk ve 15 sn süre parametrelerinde gerçekleştirilmiştir.

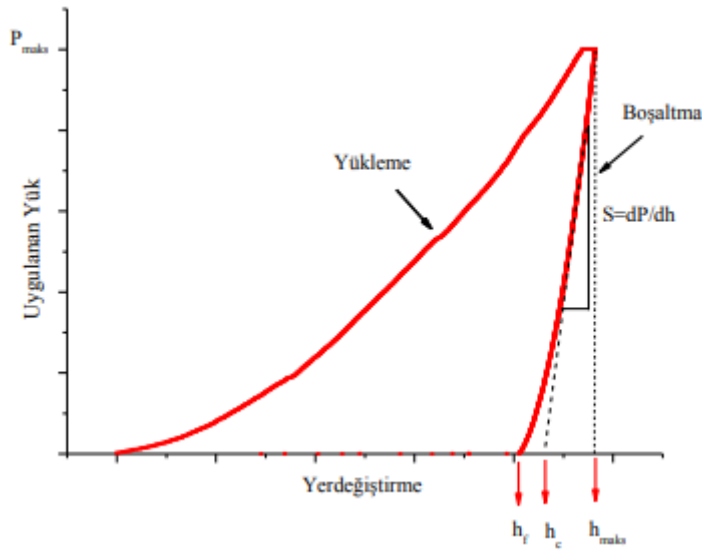
Elde edilen tabakaların faz içeriklerine bağlı olarak belirli aralıklarda sertlik değerleri ölçüldüğünden kaplama tabakası kesit yüzeyinden ana malzemeye doğru, her bir numunenin yzeeye eşdeğer uzaklıktaki noktalarından 10’ar adet sertlik ölçümünün aritmetik ortalaması alınmış ve elde edilen bu değer o kaplama tabakasının sertlik değeri olarak verilmiştir.

5.8. Daimler-Benz Rockwell-C Adhezyon Testi

Kaplama tabakasının adhezyon davranışını belirlemek amacıyla Daimler-Benz Rockwell-C indentasyon testi (VDI 3198) uygulanamıştır [112]. Bu yöntemde konik elmas uc üzerine 150 kgf’lik bir yük uygulanmaştır. Uygulanan yük sonucunda yüzeyde oluşan çatlakların optik ve SEM görüntüleri testte belirtilen haritalara göre sınıflandırılarak yorumlanmıştır.

5.9. Nanoindentasyon

Nanoindentasyon (Nanosertlik) testinden elde edilen yük-yer değiştirme eğrilerini analiz etmek için kullanılan birçok analitik yöntem bulunmasına rağmen [113, 114, 115] bunlar arasında literatürde en yaygın kullanılan Oliver-Pharr yöntemi çalışmada kullanılmıştır. Bu yönteme göre sertlik ve elastite modül, yükleme ve boşalma eğrisinden belirlenmektedir [116]. Oliver-Pharr yöntemine göre sistematik bir nanoindentasyon testinin yük-yer değiştirme eğrisi şekil 5.5.’de verilmiştir.



Şekil 5.5. Oliver-Pharr metoduna göre yük-yerdeğiştirme eğrisinin sistematik gösterimi [116, 117]

Bir malzemenin nanosertlik değeri (H_N), eşitlik 3.1 ile verilen uygulanan maksimum yükün kontak alanına bölümü ile bulunur [118].

$$H = \frac{P_{max}}{A_c} \quad (3.1.)$$

Burada P_{maks} uygulanan maksimum yükü, A_c ise kontak alanını ifade eder. Kontak derinliği h_c ise denklem 3.2 kullanılarak hesaplanır.

$$h_c = h_{maks} - \beta \frac{P_{max}}{S} \quad (3.2.)$$

Burada; h_{maks} maksimum derinliği, S boşalma eğrisinin eğimini ($S=dP/dh$) ve kontak katılığını ifade eder. β ise ucun geometrisine bağlı bir sabittir. Bu çalışmada Berkovich uç kullanıldığı için β 'nin değeri 1,034 olarak alınmıştır. İndirgenmiş elastik modülü E_r ise denklem 3.3 ile gösterilmiştir.

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1-\nu_s^2}{E_s} + \frac{1-\nu_i^2}{E_i} \quad (3.3.)$$

Burada E ve ν , sırasıyla, Young modülü ve Poisson oranıdır. Alt indis olarak kullanılan s numunenin, i ise Berkovich ucun Young modülü ve Poisson oranını ifade eder. Dolayısıyla, geleneksel bir nanoindentasyon ölçümünde, indirgenmiş elastite modülü, eşitlik 3.4'de gösterildiği gibi maksimum yükte boşaltma eğrisinin eğiminden belirlenir.

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2} x \frac{s}{A_c}. \quad (3.4.)$$

5.10. XRD Analiz Çalışması

Farklı sıcaklıklar ile kaplanmış numunelerin yüzeyinde oluşan fazların belirlenmesi amacıyla numunelerin modifiye edilen yüzeylerinden olacak şekilde XRD analizi gerçekleştirilmiştir. X-ışını kırınım analizleri oda sıcaklığında Cu K- α radyasyonu ile Rigaku SmartLab X-ışını difraktometresi cihazı kullanılarak yapılmıştır. İnce film örneklerinin kırınım deseni 30-90° açı aralığında; 2°/dakika hız ve 0,02° adım genişliği ile alınmış olup sabit bir grazing açısı (0,8°) kullanılarak güçlü sinyaller elde edilmiştir. Örneklerin X-ışını kırınım deseni elde edildikten sonra PDXL yazılımı kullanılarak kalitatif analizi yapılmış olup yapıya karşılık gelen fazlar kütüphane taramasıyla belirlenmiştir.

5.11. Korozyon Özelliklerinin Belirlenmesi

Üretilen kaplamaların korozyon davranışları CHI Instruments 602 E marka korozyon cihazı kullanılarak elektrokimyasal yöntem şeklinde belirlenmiştir. Elektrokimyasal ölçümler üç elektrot korozyon hücresi şeklinde (referans elektrot ve karşıt elektrot haricinde solüsyon içerisindeki teflon tutucuya yerleştirilen numune çalışma elektrodu) gerçekleştirilmiştir. Korozyon solüsyonu olarak % 3,5 NaCl , %5 H₂SO₄ , %5 HNO₃ çözeltisi kullanılmıştır. Deneyler oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Açık devre potansiyeli 60 dk süresince ölçülmüştür. Stabilleşme gözlemlendikten sonra açık devre potansiyeli E_{kor}, zamanın bir fonksiyonu olarak ölçülmüş ve grafiklendirilmiştir. Potansiyodinamik ölçümler 0,1 mV potansiyel tarama hızında E_{kor} değerinin -250 mV altında ve üstünde olacak şekilde alınmıştır. Her numune için ölçümler üç kez tekrarlanmış ve bu ölçümlerin ortalamaları alınarak korozyon parametreleri çizelge ve grafikler ile gösterilmiştir. Korozyon deneylerinden sonra numunelerin yüzeylerinden SEM görüntüleri ile EDS analizleri alınmıştır.

5.12. Aşınma Testinin Uygulanması

900°C, 1000°C ve 1100°C sıcaklığında 1 saat Cr-V-C kaplanmış numuneler ve herhangi bir kaplama veya ısıl işlem görmemiş GGG-80 kuru-kayma ortamındaki aşınma performansları Turkyus marka yüksek sıcaklık ball-on-disk tipi aşınma cihazında gerçekleştirilmiştir.

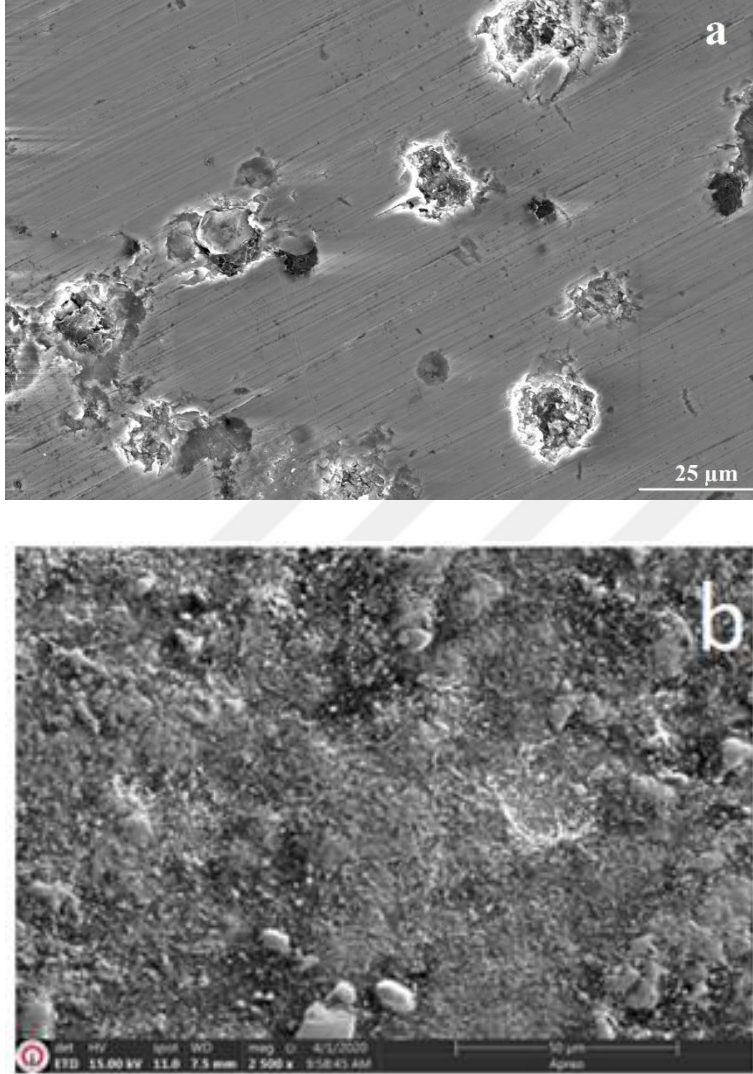
Aşındırıcı olarak 6 mm çapında WC sinterlenmiş sert bilya (1917 HV) kullanılmıştır. Kaplanmış numunelerin yüzeyine 10 N'luk yük uygulanmıştır.

KGDD/GGG-80'ler çalışma koşullarında maksimum 750 °C'ye kadar sıcaklıklara maruz kalabileceği değerlendirildiğinden yüzeyinde oluşturulan kompozit kaplama tabakalarının hangi sıcaklık aralıklarından nasıl bir davranış sergilediği ve endüstriyel uygulamalarda kullanılabilirliğinin incelenmesi için aşınma testleri oda sıcaklığı, 250°C, 500°C ve 750°C sıcaklıklarında gerçekleştirilmiştir. Kayma hızı olarak 0,25 m/sn lik hız kullanılmıştır. Aşınma yolu mesafesi olarak 250 m'lik yol seçilmiştir. Yüksek sıcaklık aşınma testlerini gerçekleştirmek için numuneler normal atmosfer şartlarından oda sıcaklığından istenilen sıcaklığa kadar ısıtıldıktan sonra aşınma işlemine geçilmiştir. Deney sonuçlarından elde edilecek verilerin doğruluğunu arttırmak için her bir deney üç kez tekrar edilmiş ve elde edilen değerlerin ortalamaları alınmıştır. Deneyler süresince numunelerin sürtünme katsayılarındaki değişim program tarafından sürekli olarak kaydedilmiştir. Aşınma deneyleri sonuçlandıktan sonra aşınma yolu üzerinde meydana gelen izlerin kesit yüzeylerinden faydalanılarak profilometre ve profilometre yazılım programı vasıtası ile hacim kayıpları hesaplanmıştır. Ayrıca aşınma yüzeylerinde meydana gelen aşınma mekanizmalarının belirlenmesinde ve yüzey morfolojilerinin tespitinde SEM 'den faydalanılmıştır. Aşınma yüzeyi üzerindeki elementlerin kimyasal yapılarının belirlenmesi için EDS analizleri yapılmıştır.

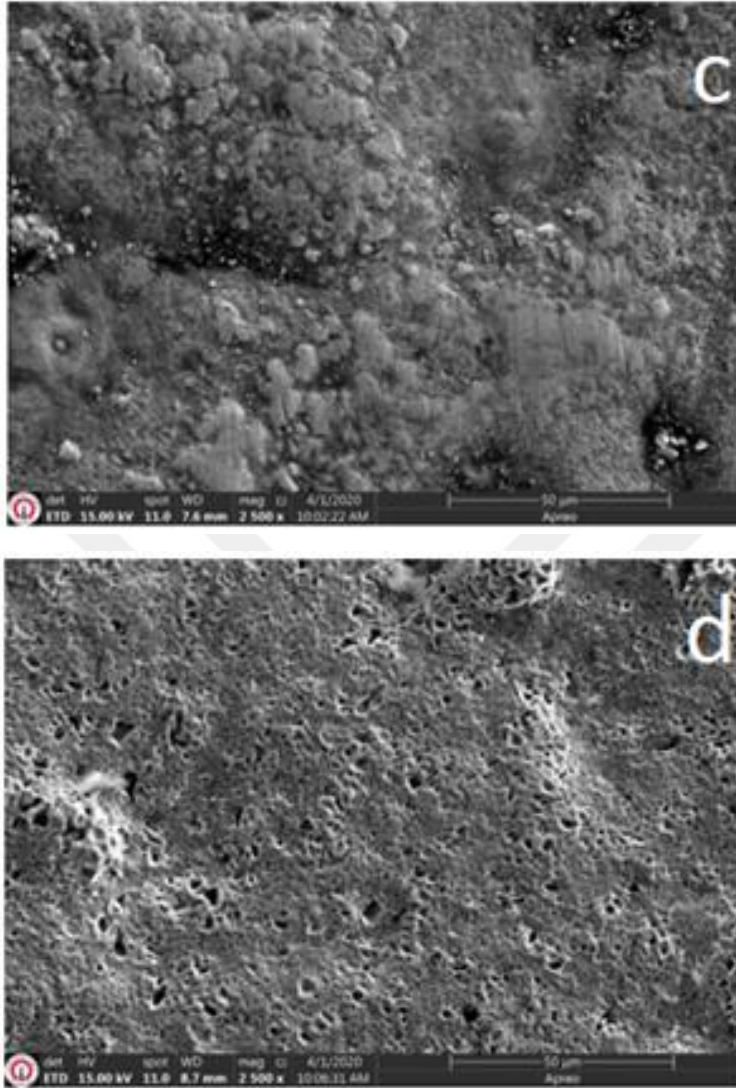
6. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

6.1. Metalografi Çalışmaları ve Yüzey Karakterizasyonu

Şekil 6.1. İşlemsiz GGG-80 KGDD numune ve farklı sıcaklıklarda CrVC kompozit kaplı GGG-80 kalite KGDD numunelerinin yüzey görünümünü göstermektedir.



Şekil 6.1. a) İşlemsiz GGG-80 b) 900°C’de c) 1000°C’de d) 1100°C’de saat süre ile oluşturulan CrV kaplama tabakasının yüzey SEM görünümü [110]

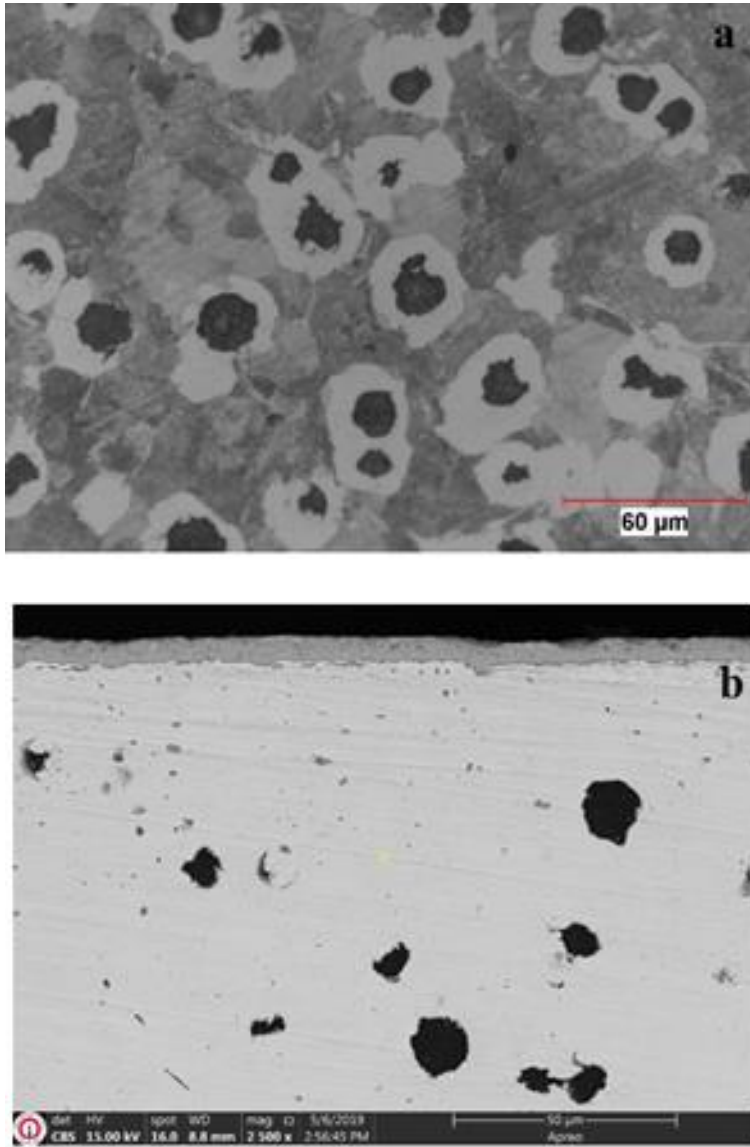


Şekil 6.1. a) İşlemsiz GGG-80 b) 900°C’de c) 1000°C’de d) 1100°C’de saat süre ile oluşturulan CrV kaplama tabakasının yüzey SEM görünümü [110]

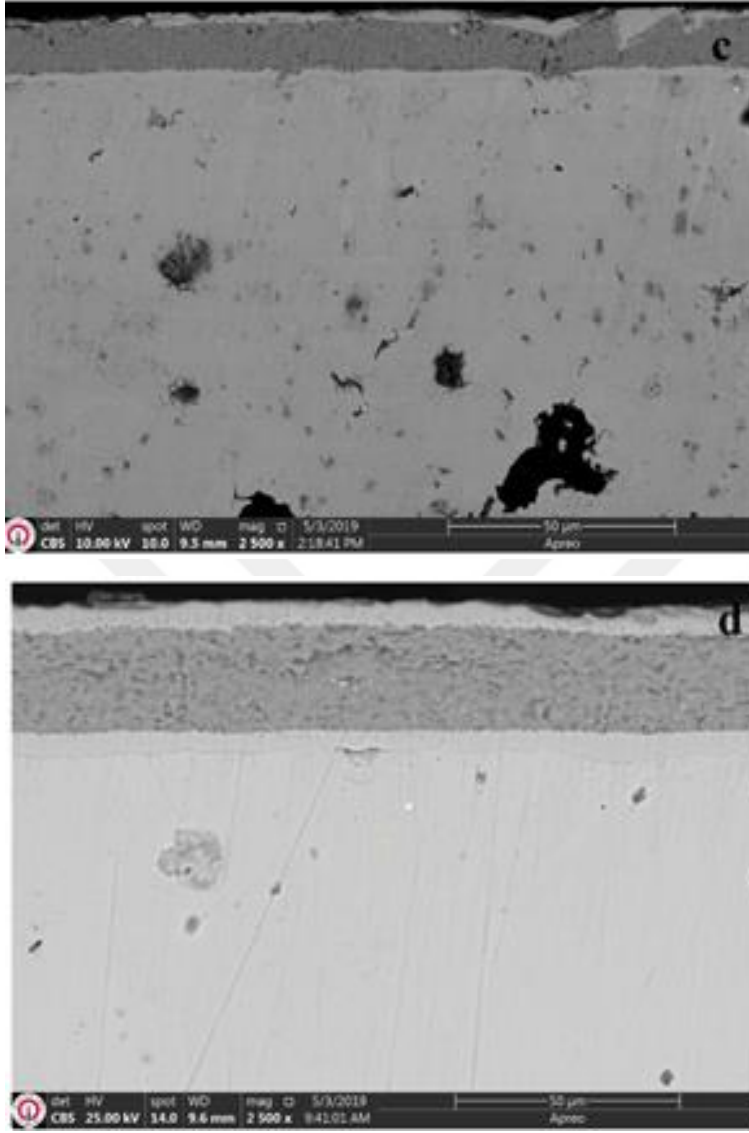
Şekil 6.1.a., GGG-80 malzemenin kaplama işlemi öncesi zımparalanmış yüzeyinde küresel grafit nodülleri ve matris görünümü görülmektedir. Yüzeyin içerisinde gömülü küresel grafit nodüllerinin zımparalama işlemi esnasında kısmen parçalandığı ancak, buna rağmen kaplanmış numunelere göre daha düşük bir yüzey pürüzlülüğüne sahip olduğu görülmektedir. 900°C’de yapılan kaplama işlemi ile Cr-V-C karbürlerin yüzeyde birikmesi sonucu küresel grafit nodüllerinin tamamen gözükmediği, ancak bazı bölgelerde yüzeyde kaplama tabakasının arasında seviye farklılıkları olduğu görülmektedir. Kaplama sıcaklığının 1000°C-1100°C’ye kadar çıkartılması ile yüzeydeki bu seviye farklılıklarının azaldığı görülmektedir. Bu durum kaplama yüzeylerinden alınan yüzey pürüzlülük değerlerinin kaplama sıcaklıkları arttıkça azalması sonucunu destekler niteliktedir (Çizelge 6.1). Artan sıcaklık ile aktivasyon enerjisi eşiğine daha kısa sürede ulaşığundan küresel grafit nodüllerinin

daha kısa süre içerisinde içyapıdan çözünerek yüzeye yayılır. Daha kalın ve homojen yapıli kaplama tabakalarının oluşumu bu yayınının bir sonucudur (Şekil 6.1c-d). Her ne kadar kaplama işlemleri yüzey ile ilgili olsa da mekanik özellikleri belirleyen yüzeyin altındaki kaplama tabakası boyunca oluşan katman ile altlık arasındaki ilişkidir [110]. Bu nedenle kaplamaların SEM ve EDS görüntüleri kesit üzerinden alınmıştır(Şekil 6.2-Şekil 6.4)

Şekil 6.2’de herhangi bir işleme tabi tutulmamış işlemsiz olan GGG-80 KGDD numune ve farklı sıcaklıklara TRD yöntemi ile CrVC kaplı GGG-80 KGDD numune numunelerin kesit yüzeyinden alınan optik ve SEM resimleri verilmiştir.



Şekil 6.2. a) GGG-80 KGDD numune optik görünümü b) 900°C’de c) 1000°C’de d) 1100°C’de 1 saat süre ile oluşturulan CrV kaplama tabakasının SEM görünümü [110]



Şekil 6.2. a) GGG-80 KGDD numune optik görünümü b) 900°C’de c) 1000°C’de d) 1100°C’de 1 saat süre ile oluşturulan CrV kaplama tabakasının SEM görünümü [110]

Herhangi bir işleme tabi tutulmayan GGG-80 numunesinin kesit görünümü incelendiğinde (Şekil 6.2a) literatürde "dana gözü" olarak nitelendirilen grafit küreciklerinin etrafında ferrit ve bunun çevreleyen perlit matrisden oluşan dana gözü yapısının ve döküm şartlarına bağlı olarak numunenin her yerinde homojen olmadığı, mikroyapıda segregasyon bölgelerinin varlığının söz konusu olduğu görülmektedir [119,120]. Kaplama tabakaları incelendiğinde (Şekil 6.2b-c-d) GGG-80 üzerinde oluşturulmuş olan CrVC kaplamaların üniform olduğu, herhangi bir çatlak veya süreksizlik içermediği görülmektedir. Kaplanmış numunelerde dikkat çeken husus, hem kaplama tabakası hem de kaplama tabakasının altındaki bölgede (geçiş bölgesi) küresel grafit yapısının mikroyapıda yer almadığı görülmektedir. Ayrıca,

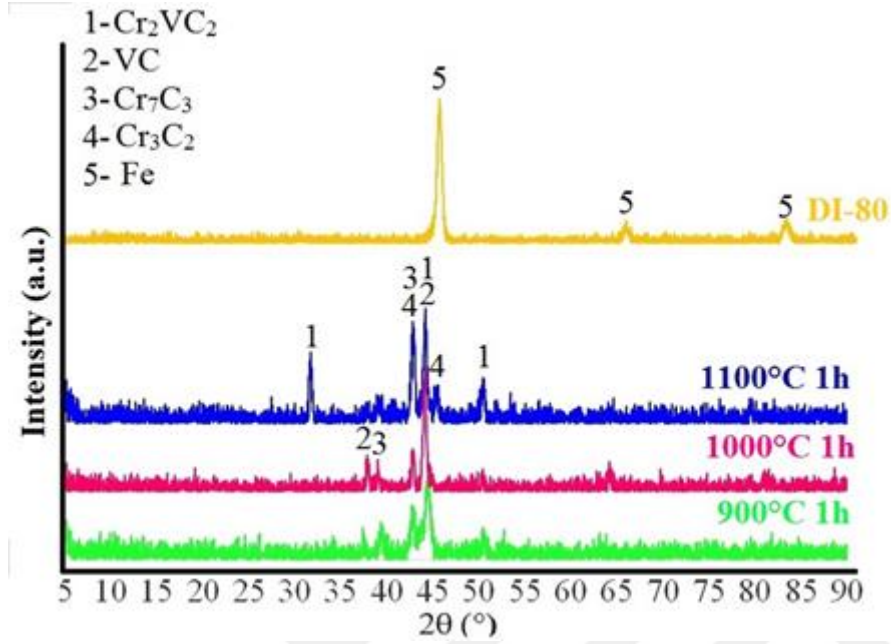
gerçekleştirilen kaplama şartlarındaki işlem sıcaklık artışı ile kaplama tabakasının altında meydana gelen küresel grafit adacıklarının dağılmış olduğu (geçiş bölgesi) bu bölgenin genişliğinin arttığı görülmektedir (Şekil 6.2 b-c-d). Bu durum termoreaktif difüzyon tekniğinin doğası gereğidir. Çünkü termoreaktif difüzyon tekniğinde (borlamadan farklı olarak) malzemenin içerisindeki C ısının etkisi ile malzeme içerisinden yüzeye doğru hareket eder. Karbon ve/veya azot bulunduran altlık malzeme, aktivatörler ile yüksek sıcaklıkta temas ettiğinde, karbür ve nitrür oluşturunca elementler düşük serbest enerjilerinden dolayı aktivatörlerle birleşirler. İşlemden kullanılan altlığın karbon içeriğine bağlı olarak, düşük karbon miktarında metalik tabakalar, yüksek karbon miktarında ise kullanılan ferro alaşımın cinsine bağlı olarak da seramik esaslı tabakalar meydana gelir [15, 54, 121]. Literatürde KGDD'lerin borlanması ile ilgili çalışmalar incelendiğinde kaplama tabakası içerisinde küresel grafit adacıklarının dağılmadığı görülmüştür [122-125]. Bu küresel grafit adacıklarının galvanik korozyon oluşumuna neden olduğundan ve aşınma olayında ilk aşınan bölgeler olduğundan [126, 127] bu nodüllerin yüzeyden giderilmiş olması önemlidir.

Elde edilen kaplama tabakalarının kaplama işlemi sıcaklığı ile arttığı ve yaklaşık 12-36 µm kalınlıklara kadar ulaştığı görülmektedir. Kplama tabakası kalınlıkları çelikler üzerinde elde edilen CrVC kaplama kalınlıklarının 2 katından fazladır [16, 67, 69, 128, 129]. Bu durum iki hususa bağlanabilir. Birincisi kullanılan tozların nanoboyutlu olması dolayısıyla tozların sahip olduğu yüksek yüzey alanları sayesinde difüzyon olayı için çok daha düşük aktivasyon enerjisi ile difüzyon olayının gerçekleşmiş olmasıdır. İkincisi ise KGDD'in yüksek oranda C içermesi dolayısıyla yüzeyde daha kolay karbür bileşikleri oluşturmaktadır. Çünkü çeliklerde C oranının ağırlıkça %0.3 altında olduğu durumlarda refrakter geçiş metalleri elementlerinin karbür oluşumlarının oluşmasının zor olduğu ve artan C oranı ile karbür tabakası kalınlıklarının arttığı belirtilmiştir [15, 56].

6.2. XRD ve EDS Analizleri

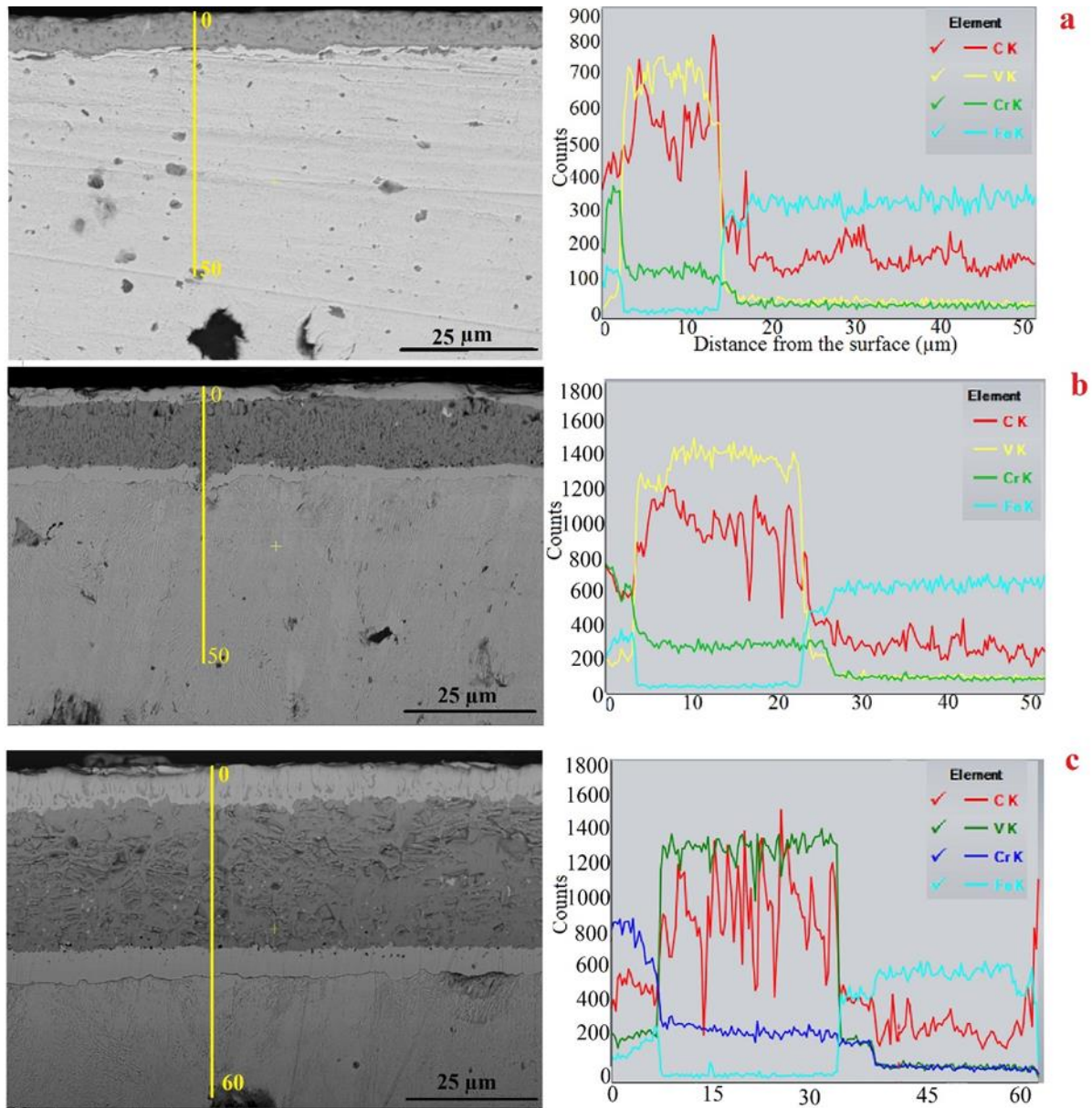
Elde edilen CrVC kaplama tabakaları ve işlemsiz GGG-80 numunesinin XRD analizleri incelendiğinde kaplanmış numunelerin tamamında baskın fazın Cr_2VC_2 ve VC fazı olduğu tespit edilmiştir (Şekil 6.3). Kaplanmış numunelerde bu iki baskın faza ilaveten Cr_7C_3 ve Cr_3C_2 fazlarının olduğu tespit edilmiştir. TRD sıcaklığının artışı ile beraber Cr_2VC_2 fazının

şiddetinin artmasının yanında Cr-C fazlarının oluşum piklerinin daha belirgin olarak oluştuğu görülmüştür.



Şekil 6.3. GGG- 80 ve farklı sıcaklıklarda CrVC kaplı numunlerin XRD analizleri [109]

Uygulanan kaplama işlemi ile kompozit kaplamaların eldesi çalışıldığından kaplama tabakalarının yüzeyden iç kısımlara doğru nasıl bir kimyasal içeriğe sahip olduğunun belirlenmesi amacıyla SEM- EDS analizleri kaplanmış numunelerin yüzeyinden iç kısımlara doğru olacak şekilde gerçekleştirilmiştir (Şekil 6.4.).



Şekil 6.4. 900°C ,1000°C ve 1100°C’de 1 saat süre ile CrV kaplı numunelerin kesit yüzeyinden alınan sem mikroyapı resmi ve EDS Sonuçları [110]

Şekil 6.4. incelendiğinde kaplamanın yüzeyde çatlaksız, homojen, üniform ve yüzeyde sürekli olduğu görülmektedir. Mikroyapı resimleri incelendiği kaplamanın 3 katmandan oluştuğu görülmektedir. Bunlar: Kromca zengin bölge, Vanadyumca zengin bölge ve Fe-Cr, V (kaplama ayırım çizgisi) bölgesi kaplama tabakasının altında küresel grafit nodüllerinin çözünmesi ve hızlı soğuma sonucu oluşan perlitik bölge (grafitsiz bölge) ve en altta ise matris şeklindedir [110].

Kaplama tabakasının morfoloji incelendiğinde ise literatürde gerçekleştirilmiş olan kromlama ve niyobyumlama çalışmalarında olduğu gibi borlama çalışmalarının aksine, kaplama

tabakası içerisinde herhangi bir küresel grafit nodülünün kalmadığı (tamamen çözündüğü) ve kaplamaların altlık ile düz şekilde oluştuğu görülmektedir[107,130]. Ayrıca, gerçekleştirilen kaplama şartlarındaki işlem sıcaklık artışı ile kaplama tabakasının altında meydana gelen küresel grafit adacıklarının dağılmış olduğu (geçiş bölgesi) bu bölgenin genişliğinin arttığı görülmektedir (Şekil 6.4.b-c).

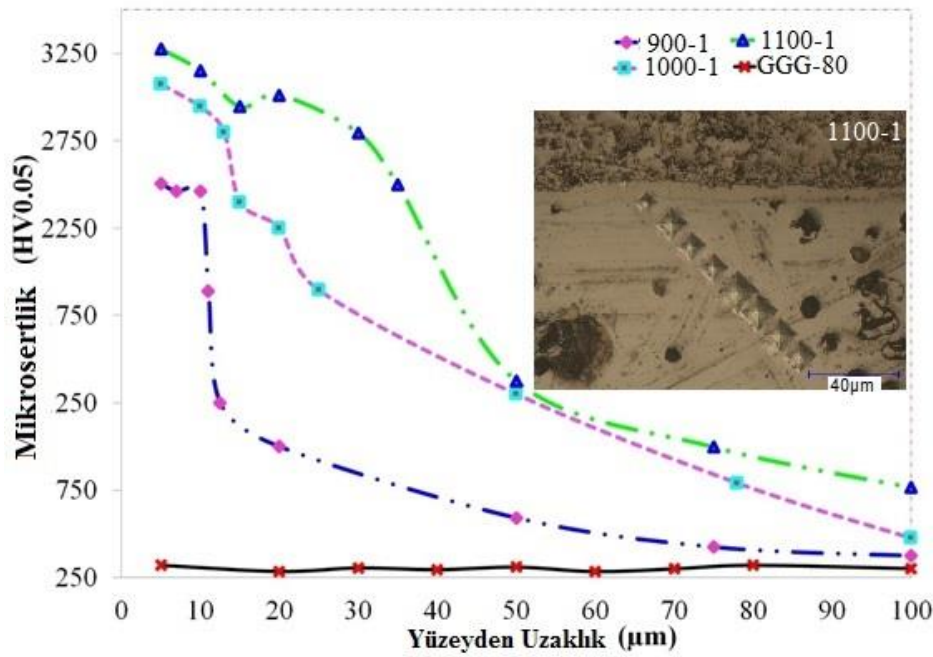
Şekil 6.4.'deki kaplama üzerinden alınan EDS çizgileri incelendiğinde kaplama tabakasının her kısımda elementlerin homojen dağılmadığı farklı bölgeler içerdiği görülmektedir. Bu bölgeler EDS analizleri sonucu elde edilen elementlerin % ağırlıkça oranlarına göre kaplama tabakası (3 bölge), geçiş bölgesi ve matris olmak üzere 5'e ayrılmıştır. Bu bölgeler:

1. Bölge: kromca zengin (CrVC kaplama bölgesi)
2. Bölge: vanadyumca zengin (CrVC kaplama bölgesi)
3. Kaplama ayırım çizgisi
4. Küresel grafit nodüllerinin olmadığı geçiş bölgesi
5. Matris kısmıdır.

EDS analiz sonuçları incelendiğinde (Şekil 6.4.) görüldüğü üzere kaplama tabakasının yüzey kısmı Cr'ca zengin iken iç kısımlara doğru ise V içeriğinin daha zengin olduğu görülmektedir. Ayrıca demir elementinin yüzeyden kaplamanın iç kısımlara doğru azaldığı karbonun ise kaplama tabakasının içinde ana matrisden daha fazla olduğu görülmektedir. C'nun altlık malzemeden yüksek olması kaplama tabakasının altında bulunan ve 5. bölge olarak adlandırılan küresel grafit nodüllerinin sıcaklığın etkisi ile yukarıya doğru difuze olması sebebiyledir.

6.3. Kaplama Tabakası Kalınlıkları ve Mikrosertlik Sonuçları

Şekil 6.5'de GGG-80 ve Cr-V-C kaplanmış numunelere uygulanan mikrosertlik testlerinin yüzeyden iç kısımlara doğru elde edilen mikrosertlik değerleri grafiğe dökülerek gösterilmiştir. Tabaka kalınlıkları ve mikrosertlik değerleri her bir numune üzerinden alınan 10 ölçümün aritmetik ortalaması alınarak belirlenmiştir. Belirlenen değerler Çizelge 6.1'de verilmiştir.



Şekil 6.5. Kaplama tabakasının kesitinden alınan mikrosertlik değerlerinin yüzeyden matrise göre değişimi [109]

Çizelge 6.1. GGG-80 üzerinde elde edilen kaplamaların bazı özellikleri

Temperature (°C)	CrVC Kaplama Tabakası Kalınlığı (µm)	Geçiş bölgesi (µm)	Mikrosertlik (HV _{0.05})	Yüzey Pürüzlülüğü (Ra, µm)	Yüzey pürüzlülüğü (Rz, µm)
900	12.3±0.9	15±5	2461±125	0,660	6,262
1000	19.9±0.5	60±15	2840±130	0.560	9,950
1100	35.8 ±0.4	100±12	3200±150	0.400	8,012
GGG-80	-	-	295±20	0.340	4.016

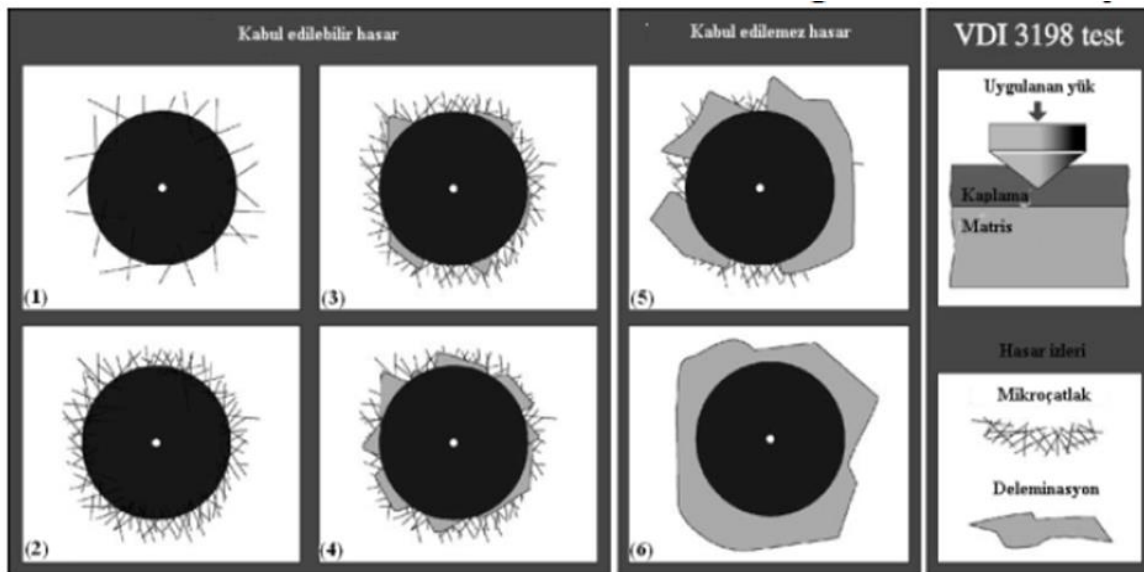
Elde edilen kaplamaların sertlik değerleri 2461- 3200 HV aralığında olup termoreaktif difüzyon tekniğinde çelikler üzerine uygulanan kromlama ve vanadyumlama çalışmalarındaki sertlik değerlerinden bir miktar yüksektir. Bu durum XRD analizlerinde belirlenmiş olan C'ca zengin fazların oluşması ve bu çoklu karbür fazların bir biri içerisine disperse olmuş olmalarına atfedilebilir[47,131] . Şöyleki Wang ve ark, (2013) VC, V₄C₃ ve V₈C₇ fazlarının mekanik özellikleri ve elektronik yapılarını inceledikleri çalışmalarında bu fazların sertliklerini sırasıyla 28,9, 15,9 ve 22,8 GPa olduğunu belirtmişlerdir. Bu durumu V-C bağlar arası oluşum tam iken V₄C₃'de eksik olan C atomu dolayısıyla oluşan bağ kuvvetlerinin daha zayıf olmasına dayandırmışlardır. Dolayısıyla kaplama işlemleri sonunda V₄C₃, V₈C₇ vb. C atomu eksik olan fazların yerine VC ve Cr₂VC₂ şeklinde C'ca zengin

fazların oluşmuş olması sertlik değerlerinin artırmıştır [132]. Kurt ve ark. (2020) AISI D6 çeliği yüzeyinde dubleks titanyumlama ve borlama işlemleri sonucunda oluşmuş olan TiBC kaplama içerisinde TiB ve TiC fazlarının birbiri içerisinde disperse olmaları dolayısıyla elde edilen sertlik değerleri tek fazlı TiB ve TiC kaplamalarından yüksek olduğunu bildirmişlerdir [131].

Sertlik değerleri kaplama tabakası içerisinde (2461-3200) aralığında, difüzyon bölgesinde (1100-950) ve geçiş bölgesinde ise (425-375HV) aralığında olduğu ve kaplama tabakasından matris iç kısımlarına göre değişiklik göstermiş olup yüzeyden iç kısımlara doğru genellikle bir azalma eğilimi göstermiştir.

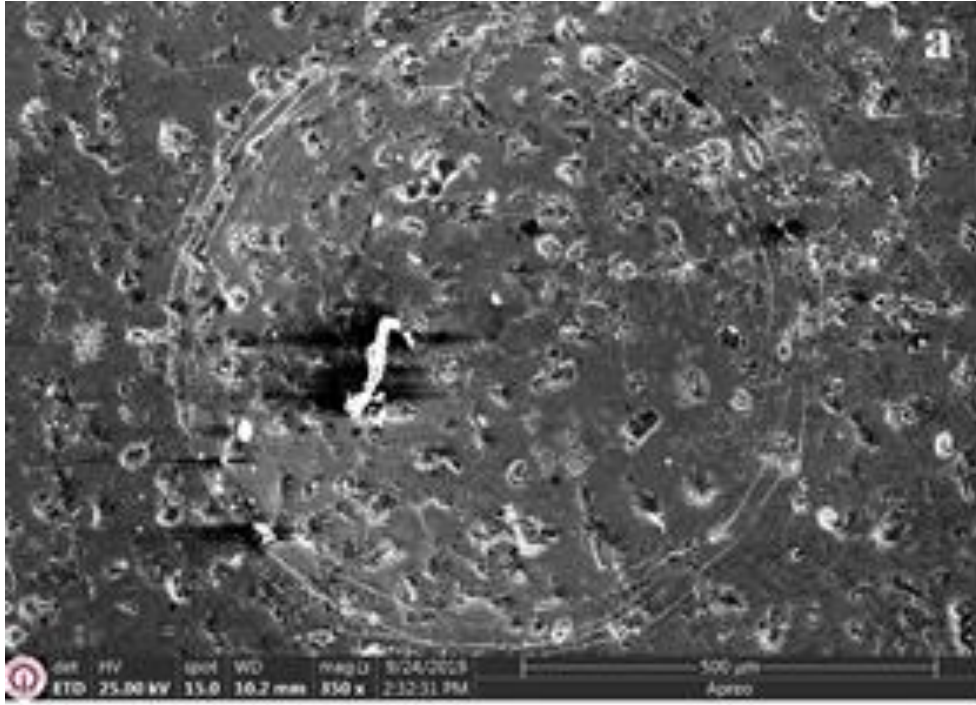
6.4. Daimler-Benz Rockwell-C Adhezyon Test Sonuçları

İnce kaplamaların adhezyon dayanımlarının belirlenmesinde yaygın kullanılan testlerden biri de Daimler-Benz Rockwell-C indentasyon testidir [112]. Bu yöntemde konik elmas uc üzerine 150 kgf'lık bir yük uygulanması sonucunda yüzeyde oluşan çatlakların optik mikroskop veya SEM ile incelenmesi sonucu Daimler-Benz Rockwell-C indentasyon haritasında (şekil 6.6.) belirlenen 6 bölgenin hangisine uyduğu rapor edilir. Bu haritaya göre 1. 2. 3. ve 4. şekiller adhezyon bakımından kabul edilebilir. 5. ve 6. resimler ise kabul edilemez olarak değerlendirilir.

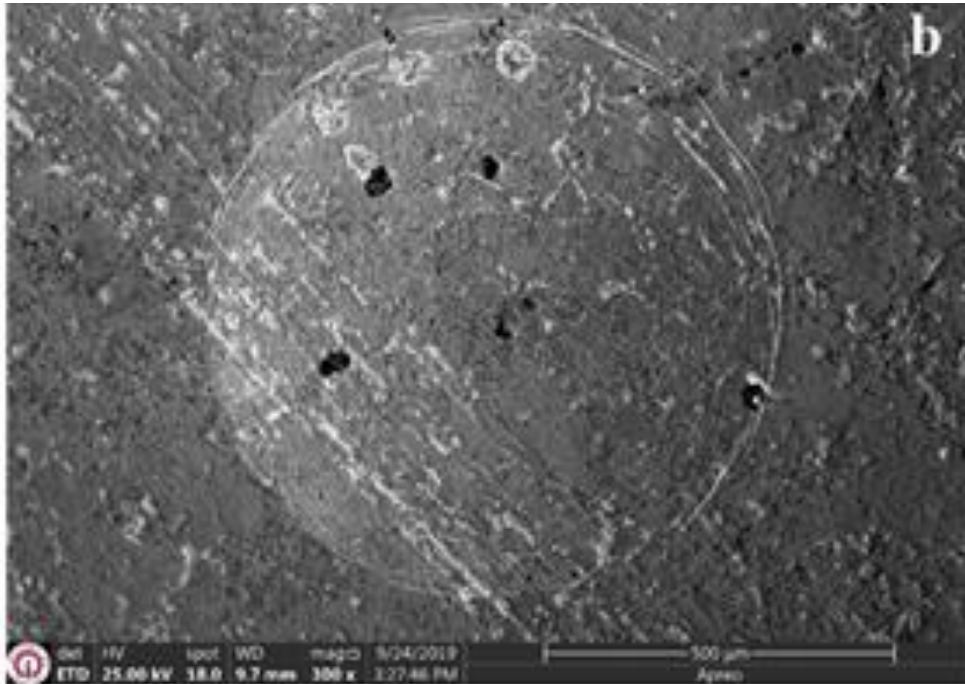


Şekil 6.6. VDI 3198 İndentasyon testi [112]

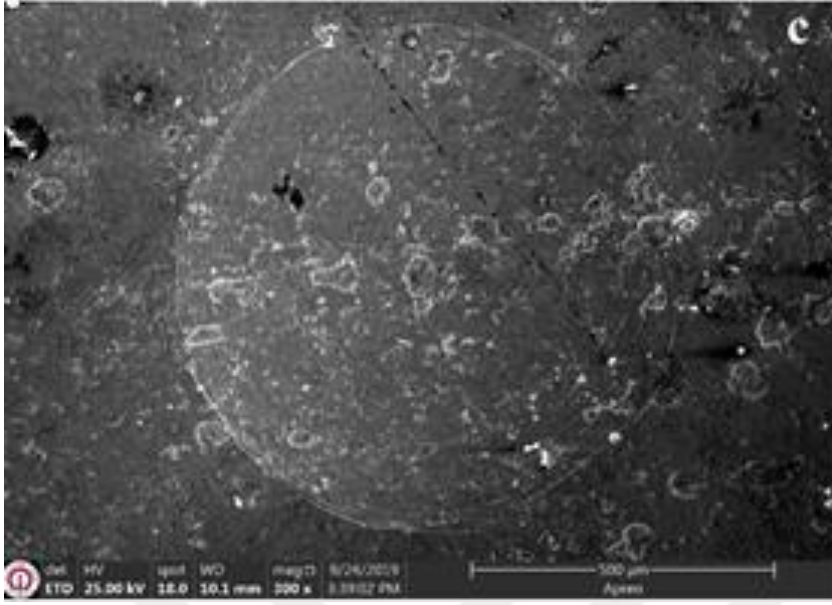
Şekil 6.7, Şekil 6.8 ve Şekil 6.9’da farklı sıcaklıklarda Cr-V-C kaplanmış ve kaplama işlemi sonrası ısıtıl işleme tabi tutulan bazı numunelerin VDI 3198 indentasyon testi sonrası SEM görüntüleri verilmiştir.



Şekil 6.7. 900-1 numunesinin VDI 3198 indentasyon testi sonrası SEM görünümü



Şekil 6.8. 1000-1 numunesinin VDI 3198 indentasyon testi sonrası SEM görünümü



Şekil 6.9. 1100-1 numunesinin VDI 3198 indentasyon testi sonrası SEM görünümü

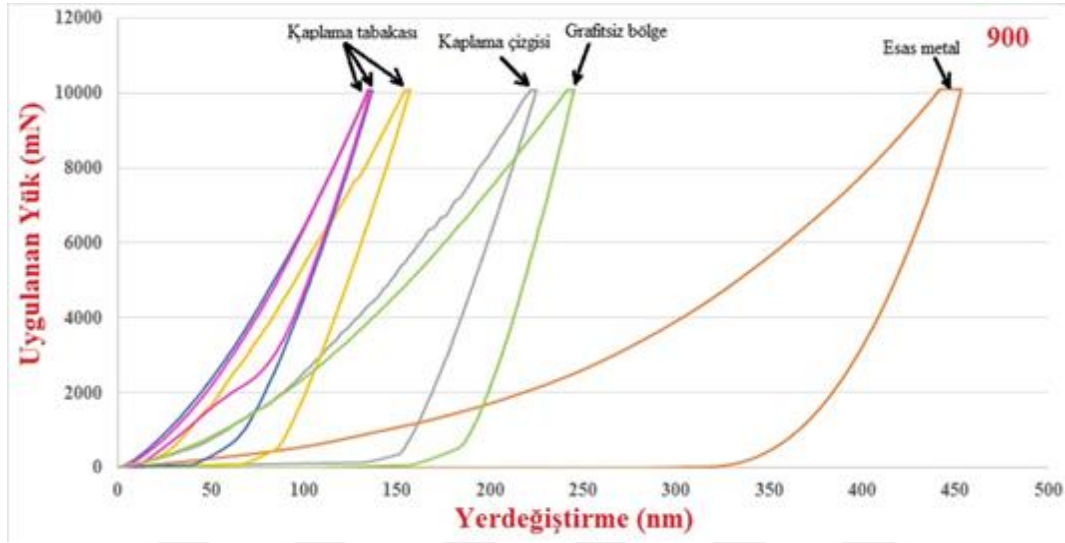
Numunelere uygulanan 150 kg'lık yük sonucunda numunelerin yüzeyinde sadece yatay çatlaklar meydana geldiği bu çatlakların VDI 3198 indentasyon testinde 1 ve 2 olarak gösterilen çatlaklara benzediğinden kaplamaların adhezyon kuvvetlerinin kabul edilebilir nitelikte olduğu değerlendirilmiştir.

6.5. Nanoindentasyon Test Sonuçları

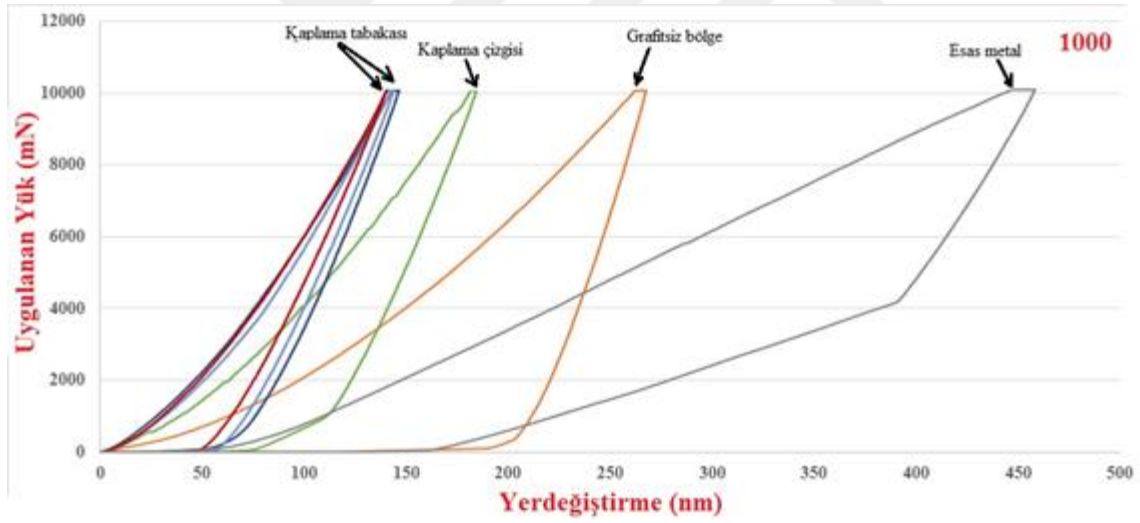
Kaplamaların sertlik ve elastite modülü değerleri, tane büyüklüğü, kristalin oryantasyonu, gözenek yapısı, düzlemsel yoğunluk, tane sınırı, kalıntı gerilmesi ve atomlar arası mesafe gibi birçok faktöre bağlı olarak değişiklik gösterebilir. Özellikle ince kaplamaların sertlik değerlerinin tespiti çok daha zordur. Bu nedenle son yıllarda ince kaplamaların sertlik değerlerinin tespitinde sıkça kullanılan nanoindentasyon tekniği bu çalışmada mikrosertlik çalışmalarının sonuçlarının doğrulanması amacıyla kullanılmıştır.

Nanoindentasyon (Nanosertlik) testinden elde edilen yük-yer değiştirme eğrilerini analiz etmek için kullanılan birçok analitik yöntem bulunmasına rağmen [113-115] bu yöntemler arasında literatürde en yaygın kullanılan Oliver-Pharr yöntemi çalışmada kullanılmıştır. Bu yöntemle göre sertlik ve elastite modül, yükleme ve boşalma eğrisinden belirlenmektedir [116].

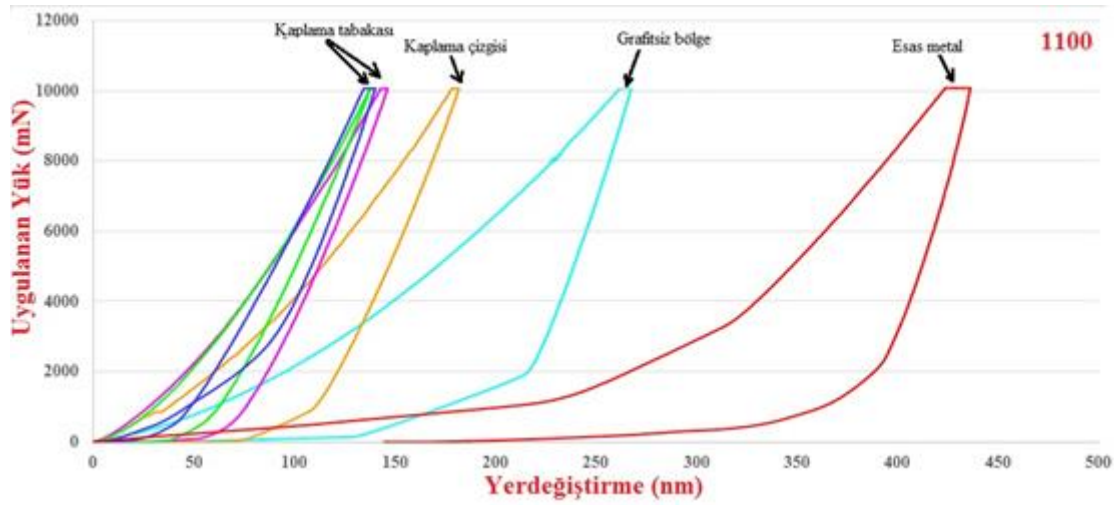
Şekil 6.10, Şekil 6.11 ve Şekil 6.12'de 900, 1000 ve 1100 °C'de 1 saat süre ile Cr-V-C kaplı numunelerin yük-yer değiştirme eğrileri verilmiştir.



Şekil 6.10. 900 °C’de 1 saat süre ile CrV kaplı numunelerin yük-yer değiştirme eğrileri [110]



Şekil 6.11. 1000°C’de 1 saat süre ile CrV kaplı numunelerin yük-yer değiştirme eğrileri [110]



Şekil 6.12. 1100°C’de 1 saat süre ile CrVc kaplı numunelerin yük-yer değiştirme eğrileri [110]

Farklı sıcaklıklarda kaplanmış numunelerin nanoindentasyon testlerinden elde edilen yük-yerdeğiştirme eğrileri incelendiğinde sıcaklığın artışı ile beraber kaplanmış numunelerin farklı bölgelerinde aynı yük altında yer değiştirme değerinin azaldığı dolayısıyla sertlik analizi yapılan bölgenin daha sert bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. Ayrıca 1000 ve 1100°C’de kaplanmış numunelerin kaplama bölgesinden alınan eğrilerin birbirlerine daha yakın değerlere sahip iken 900°C’deki numunede kaplama tabakasından alınan sertlik değerleri arasındaki standart sapmanın daha yüksek olduğu dikkat çekmektedir. Bu durum kaplama tabakasının 1000 ve 1100°C gerçekleştirilen deneylerde daha kalın olması sebebiyle fazların daha homojen oluşmuş olduğunu göstermektedir. Esas metal bölgesinde indentasyon ucunun grafit adacıklarına gelmesi durumunda yük- yer değiştirme eğrilerinde bir miktar saptmaya neden olduğu görülmektedir (Şekil 6.11).

Bu eğrilerden elde edilen indirgenmiş elastite modülü ve nanosertlik değerleri ise Çizelge 6.2’de verilmiştir.

Çizelge 6.2 Nanoindentasyon test sonuçları [110]

Numune	Bölge	hc(nm)	Pmax(μ N)	S(μ N/nm)	A(nm^2)	hmax(nm)	Er(GPa)	H(GPa)
900°C	Kaplama	98,6362	10066,45	169,1354	419117,4	143,4457	233,4114	24,43351
	Geçiş çizgisi	178,3268	10072,19	161,4227	1102194	225,108	136,2293	9,138313
	KG'siz bölge	209,0864	10075,25	209,615	1450131	245,2313	154,2245	6,947817
	Altlık	409,1277	10091,75	167,6639	4846720	453,2197	67,47619	2,082181
1000°C	Kaplama	93,80701	10066,14	138,8622	386579,5	149,7652	198,8318	26,22958
	Geçiş çizgisi	135,3172	10067,33	152,7683	693728,7	184,5792	162,5074	14,51192
	KG'siz bölge	233,9969	10078,33	136,7313	1765987	291,1674	91,16098	5,706914
	Altlık	366,9768	10092,63	70,44851	3967683	458,259	31,33561	2,543709
1100°C	Kaplama	83,97732	10065,76	138,2676	327469,9	141,1877	214,5985	31,58788
	Geçiş çizgisi	128,2286	10066,37	157,8615	635150,5	175,9696	175,4982	15,84879
	KG'siz bölge	229,2725	10076,1	220,5394	1703740	263,6731	149,6992	5,914108
	Altlık	406,4097	10081,88	249,3962	4787408	436,4053	100,9891	2,105915

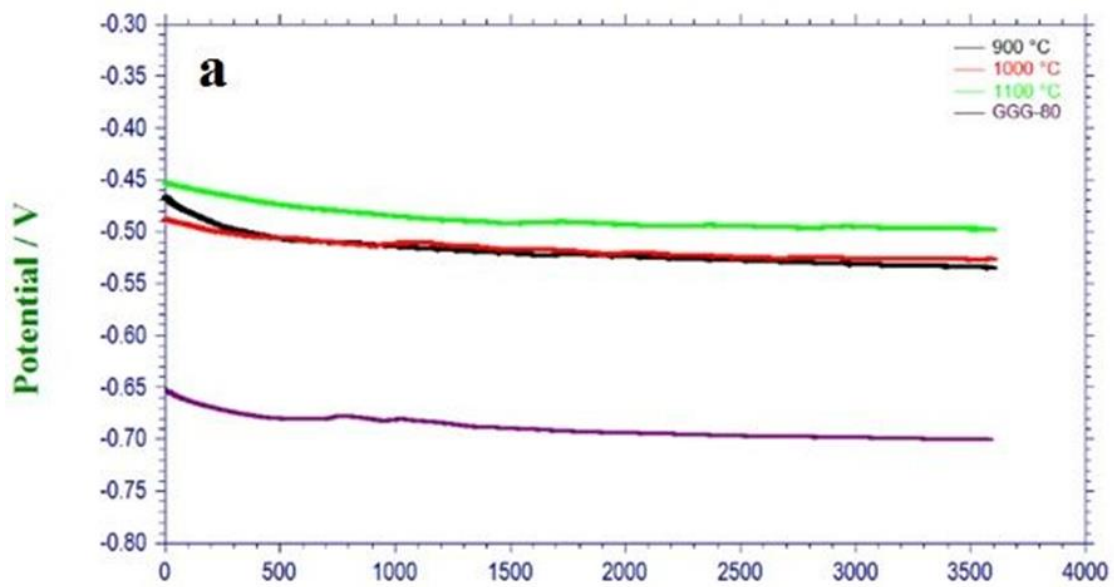
Çizelge 6.2 incelendiğinde kaplama sıcaklığının artması ile aynı yük altında yer değiştirme değerinin azaldığı dolayısıyla malzemenin daha sert bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. Aynı zamanda yükle- boşaltma eğrileri arasında kalan bölgenin ise daraldığı dolayısıyla alaşımdan yayılan enerjinin azaldığı görülmektedir. Numunlerin mikro ve nanosertlik değerlerinde önemli bir kısım farklılıklar görülmektedir. Bunun birkaç nedeni vardır. Öncelikle mikrosertlik malzemenin ortalama sertlik değerini verirken, nanosertlik ise malzemenin daha küçük bir bölgesi üzerinden alınan sertlik değerini vermektedir. Özarslan (2018) magnezyum-kalay esaslı biyobozunur alaşımların üzerine gerçekleştirdiği doktora çalışmasında küçük yüklerde malzemenin nanosertlik değerinin keskin bir artış gösterdiğini ve bunun nedeninin yerel dislokasyon mekanizmaları olduğunu belirtmiştir. Dolayısıyla nanosertliği ölçülen malzemelerin sertlik değerinin mikrosertlik değerinden daha fazla çıkması olası bir durumdur [117, 133].

6.6. Korozyon Test Sonuçları

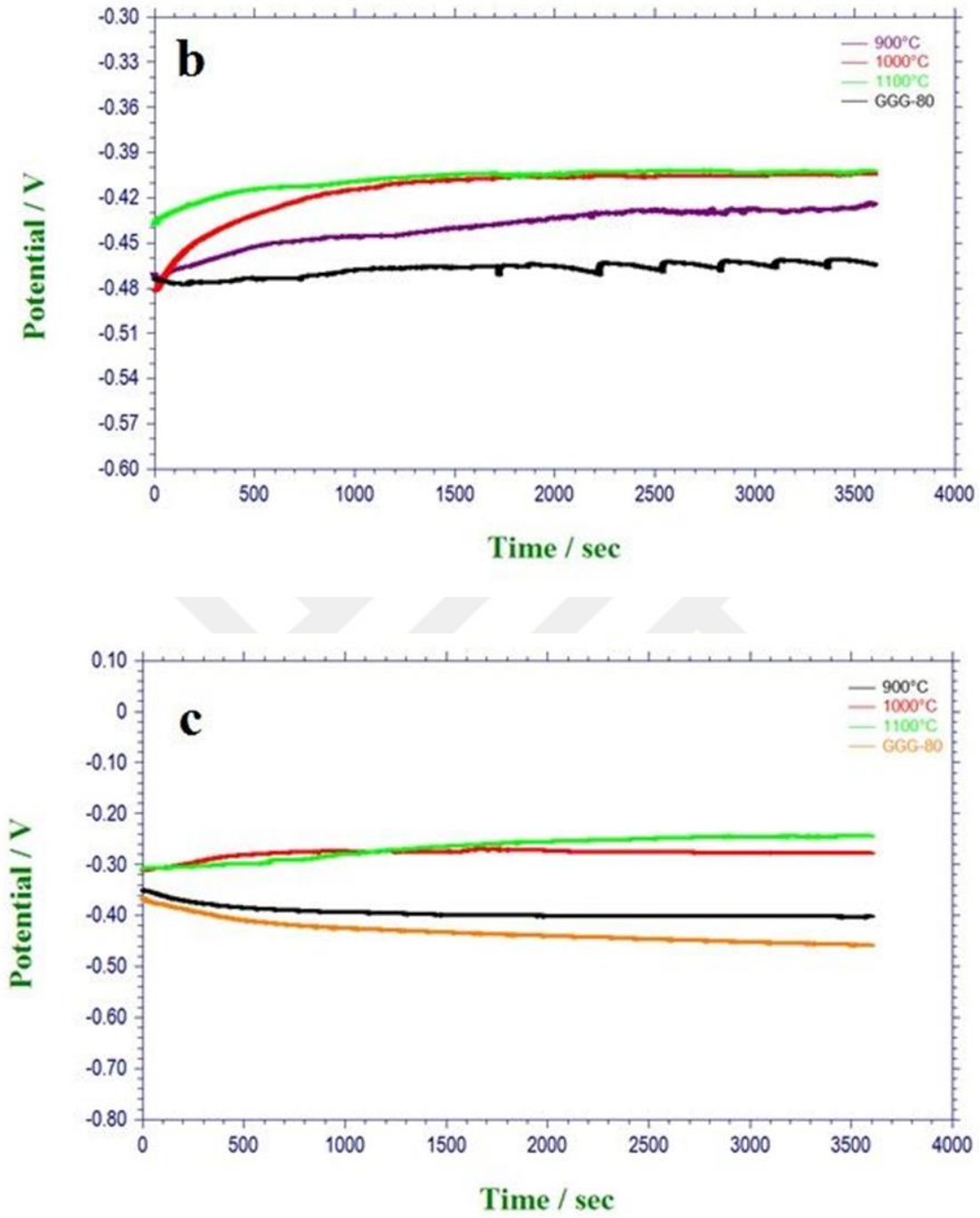
İşlemsiz GGG-80 ve farklı sıcaklıklarda Cr-V-C kaplı numunlerin korozyon dirençlerinin belirlenmesi amacıyla elektrokimyasal korozyon testlerinde numunlerin anodik ve katodik tepkimlerin denge potansiyeli olan açık devre potansiyeli (OCP) ölçümleri ve yarı logaritmik akım yoğunluğu ile potansiyel grafiği eğrileri (Tafel ekstrapolasyon) ölçümleri

yapılmıştır. Tafel grafiklerinin yardımıyla korozyon akım yoğunluğu (I_{kor}), korozyon potansiyeli (E_{kor}) ve korozyon kayıpları (gr/saat) belirlenmiştir (Şekil 6.13).

Çözeltinin koroziv özellik taşıması durumunda OCP grafiğinde negatif tarafa doğru bir seyir izler ve bu durum numunenin korozyon potansiyeli olarak kabul edebiliriz [109]. Yani OCP açısından numunenin daha pozitif tarafta olması numunenin korozyona daha dayanıklı olduğu anlamına gelir.



Şekil 6.13. Açık devre potansiyeli (OCP) sonuçları a) NaCl b) H_2SO_4 c) HNO_3 çözeltisi [109]



Şekil 6.13. Açık devre potansiyeli (OCP) sonuçları a) NaCl b) H₂SO₄ c) HNO₃ çözeltisi [109]

Kütlece %3,5 NaCl çözeltisinde 3600 s boyunca teste tabi tutulmuş olan kaplanmış ve kaplanmamış GGG-80 malzemesinin açık devre potansiyelleri incelendiğinde (Şekil 6.13a) kaplanmış numunelerin -0.45 ile -0.50 V aralığında kümелendiği gözlemlenmiş iken işlemez GGG-80 -0.65 ile 0.70 aralığında olduğu görülmektedir. NaCl çözeltisi içerisindeki numunelerin OCP grafiğindeki davranışları incelendiğinde başlangıçta korozyon olayının

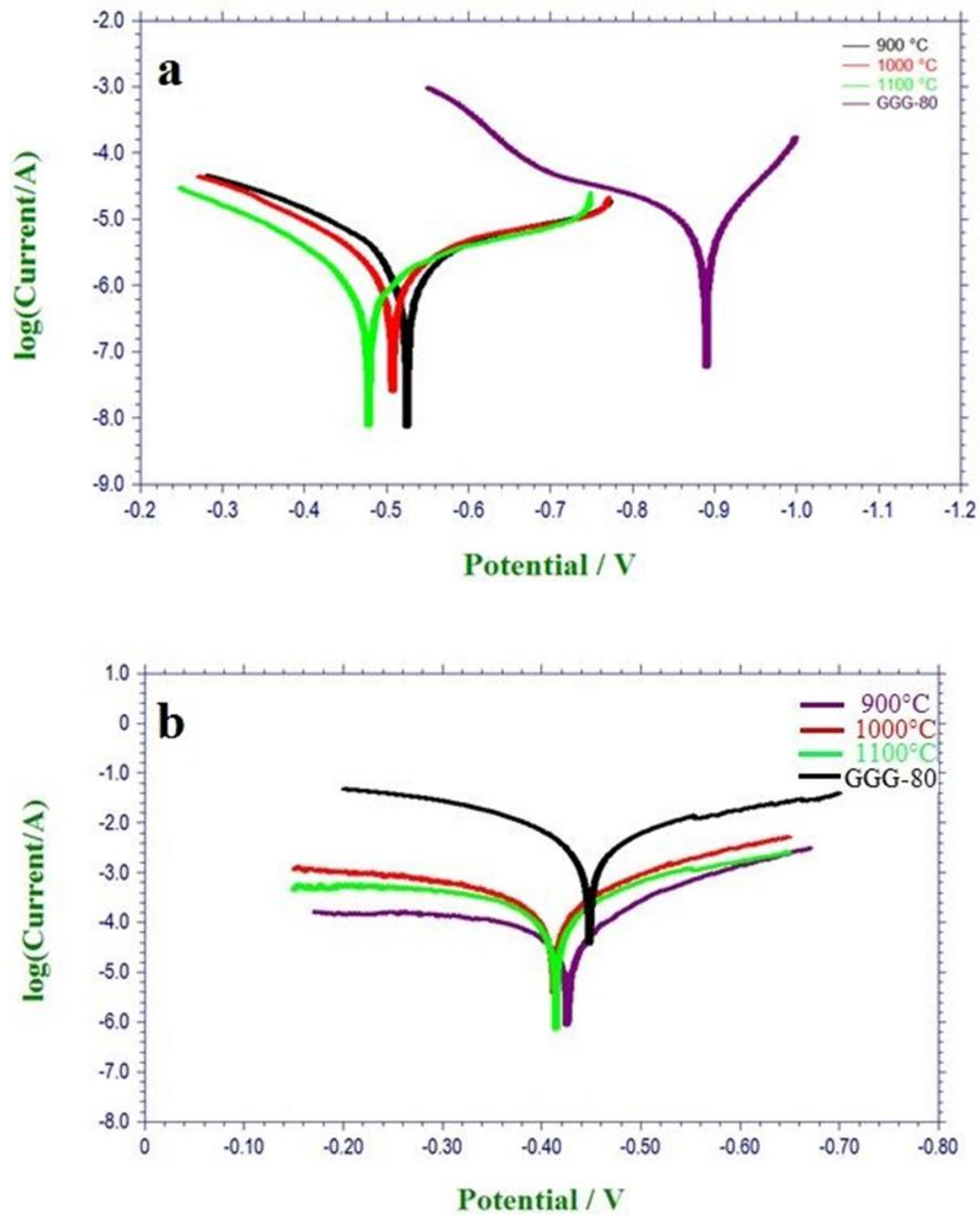
başlaması ile potansiyelin azladığı 500-750 sn aralığında ise potansiyelin artış eğilimi sergileyerek korozyon oranının azaldığı görülmektedir. Bu sürenin devamında ise potansiyelin stabil olduğu dolayısıyla numune yüzeylerinde koruyucu bir pasif filmin oluştuğu görülmektedir. Ayrıca tüm kaplanmış numunlerin kaplamasız numuneye göre daha pozitif bir tarafta konumlandığı ve daha stabil bir seyir izlediği görülmektedir. Kaplama tabakasının artışı ile daha pozitif değerde konumlanma ve daha stabil bir seyir izleme görülmüştür.

Kütlece %5 H_2SO_4 çözeltisinde 3600 s boyunca teste tabi tutulmuş olan kaplanmış ve kaplanmamış GGG-80 malzemesinin açık devre potansiyelleri incelendiğinde ise (Şekil 6.13 b) hem kaplamalı hem de kaplamasız numunlerin açık devre potansiyellerinin NaCl çözeltisinin aksine başlangıçta artış yönünde bir eğilim sergilediği görülmektedir. Bu durum asit çözeltisi içerisine atılan numunelerin yüzeyinde oksit tabakasının oluştuğu bununda bununda açık devre potansiyelinin artışına neden olduğunu göstermektedir. İşlemsiz GGG-80 malzemesinin korozyon potansiyeli -0.47V ile -0.46V aralığında seyrederek kaplamalı numunelerde -0.48V ile -0.42V aralığında bir seyir izleyerek işlemsiz numuneye göre H_2SO_4 çözeltisi içerisinde daha yüksek bir direnç gösterdiği söylenebilir. İşlemsiz numunede görülen OCP grafiğindeki dalgalanmalar deney sırasında sıvıda oluşan baloncuk oluşumlarından dolayıdır. Bu durum kürsel grafitli dökme demirin yapısındaki kürsel grafit adacıklarının çelik malzemeye göre önze korozyona uğraması ve yerlerinin boş kalmasına atfedilebilir. Bu iddia SEM resimleri ile de desteklenmiştir (Şekil 6.16).

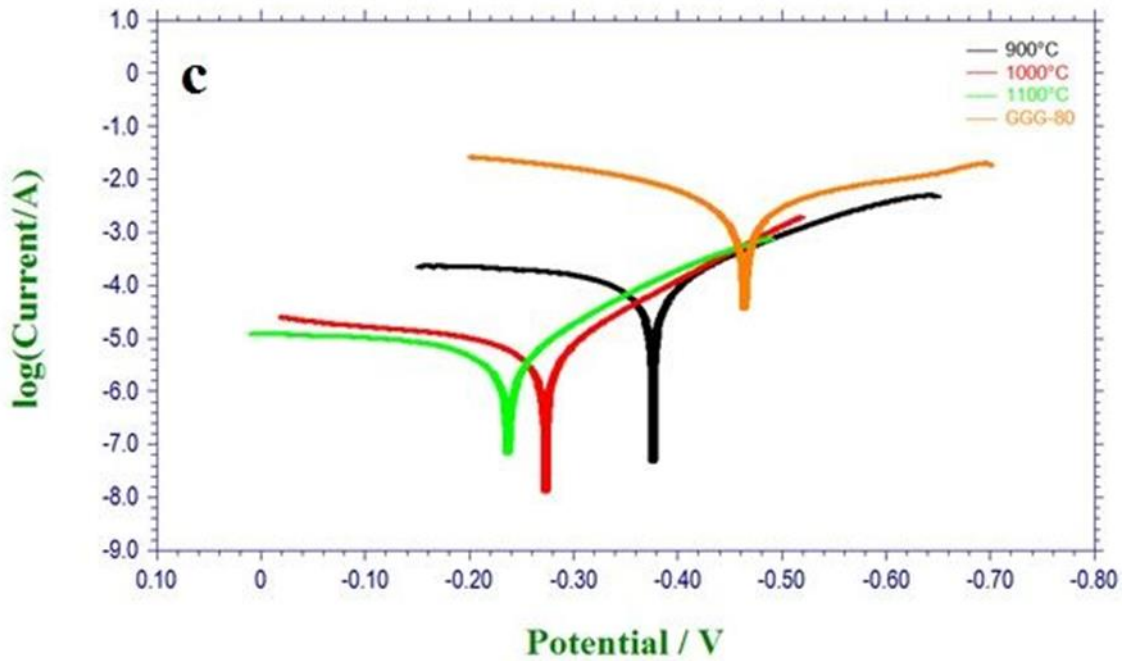
Kütlece % 5 HNO_3 çözeltisinde 3600 s boyunca teste tabi tutulmuş olan kaplanmış ve kaplanmamış GGG-80 malzemesinin açık devre potansiyelleri incelendiğinde ise (Şekil 6.13c), işlemsiz GGG-80 ile 900°C’de 1 saat kaplanan numunenin (en düşük kaplama tabakasına sahip) numunlerin açık devre potansiyellerinin azalma yönünde bir eğilim sergilemiş iken 1000°C ve 1100°C’de 1 saat süre ile kaplanmaları dolayısıyla daha yüksek kaplama tabakalarına sahip olan numunelerin açık devre potansiyellerinde ise artış olduğu gözlemlenmiştir. Bu durum, daha kalın kaplama tabakalarının korozitif sıvılarda daha yüksek bariyer etkiye sahip olduğunu göstermektedir [58,131].Buradaki bulgular Çizelge 6.3’de ki ağırlık kayıpları ile örtüşmektedir.

Her üç ortamda da CrVC kaplamaların işlemsiz numuneye göre daha iyi korozyon dayanımına sahip olduğu ancak NaCl içerisinde zamanla korozyon direnci azalarak stabil

hale geçerken diğer iki korozif ortamda ise, zamanla daha iyi korozyon direnci göstererek kararlı yapıya gectigi ve bu siddetli asidik ortamlar için CrVC kaplamaların kısa ve uzun vadeli dayanım gösterebilecegi izlenimini vermektedir.Şekil 6.14’de açık devre potansiyelinin 250 mV altında ve 250 mV üstüne kadar olan potansiyel aralığında 0,166 mV/s tarama hızıyla gerçekleştirilerek elde edilen NaCl, H₂SO₄, HNO₃ çözeltisi içerisinde alınan Tafel grafikleri verilmiştir.



Şekil 6.14. Tafel ekstrapolasyon sonuçları a) NaCl b) H₂SO₄ c) HNO₃ çözeltisi [109]



Şekil 6.14. Tafel ekstrapolasyon sonuçları a) NaCl b) H₂SO₄ c) HNO₃ çözeltisi [109]

Tafel grafiklerinde numunenin potansiyeli pozitif tarafa ve logaritmik akım koordinatında ise negatif tarafa yakınlık korozyon direncinin daha iyi olduğunu gösterir. Farklı korozitif sıvılardaki Tafel grafikleri incelendiğinde CrVC kaplama işleminin numunlerin daha pozitif tarafta konumlanmasını sağlamıştır. İşlemsiz GGG-80 ve CrVC kaplı numunelerin çözeltiye bağlı olarak Tafel grafikleri incelendiğinde ise NaCl ve HNO₃ çözeltilerinde kaplamalı ve kaplamasız numunlerin potansiyel ve logaritmik farkları birbirine oldukça uzak iken H₂SO₄ çözeltisi içerisinde ise kaplamalı ve kaplamasız numunlerin tafel eğrilerinin birbirlerine daha yakın olduğu görülmektedir. Bu durum OCP grafiklerinde de görüldüğü üzere numunelerin yüzeyinde deneyin başında oksit tabakası meydana gelmiş olması tezini destekler niteliktedir.

Öte yandan hem OCP hem de Tafel grafiklerinden elde edilen verilen korozyon dirençleri üzerinde yüzey pürüzlülüğünün önemli bir etkiye sahip olduğunu göstermiştir. Daha düşük yüzey pürüzlülüğüne sahip olan numunlerin daha yüksek korozyon direnci sağlamıştır. Çünkü yüzeydeki pürüzlülük, çukurcuk ve porozite gibi hususlar korozyon için potansiyel başlangıç noktaları barındırır [104, 134-136].

Numunlerin korozyon dirençleri Tafel eğrisinden elde edilen E_{corr} , I_{corr} ve Korozyon hızı (oranı) 3 kategori baz alınarak incelenmiştir. Bu değerler aşağı verilen Stern-Geary eşitliğinden elde edilmiştir [135].

$$R_p = \frac{\beta_a * \beta_c}{2.303 * (\beta_a + \beta_c) * I_{corr}}$$

Bu eşitlikteki β_a : Anodik tafel sabiti, β_c : Katodik tafel sabiti, I_{corr} : Korozyon akımı ve R_p : Polarizasyon direncidir.

Çizelge 6.3’de görüldüğü üzere NaCl, H₂SO₄ ve HNO₃ korozyon ortamalarına tabi tutulan numunlerin korozyon akım değerlerinin korozyon sıvılarına göre sırasıyla 1322,10⁻⁶ - 10115,10⁻⁶, 2,31710⁻⁴-30,396. 10⁻⁴ ve 0,970. 10⁻⁴ - 70,179. 10⁻⁴ μAcm^{-2} olduğu tespit edilmiştir. Her üç sıvıda da kaplanmış numunlerinin I_{corr} değerlerinin kaplamasız numuneye göre daha düşük olduğu görülmüştür [109]. Numunlerin farklı sıvılardaki korozyon potansiyelleri HNO₃ >H₂SO₄>NaCl şeklindedir. H₂SO₄ ve HNO₃ çözeltisi içerisindeki kütle kayıplarının NaCl çözeltisine göre yüksek oluşu şu şekilde izah edilebilir.

NaCl ortamındaki korozyon olayı aşağıdakişekilde izah edilebilir.



Öte yandan Fe seyreltilmiş H₂SO₄ veya HNO₃ ile etkileşime girdiğinde H₂ gazı oluşumu ile Fe iyonları arasında ani bir etkileşim metal yüzeyinde oluşur. Kimyasal tepkimeler eşitlik 3 ve eşitlik 4 şeklinde gerçekleşir [137].



Bu da H₂SO₄ ve HNO₃ çözeltilerinde korozyon olayının daha hızlı oluşmasını sağlar [109, 137].

Çizelge 6.3. Farklı korozyon sıvılardaki CrV kaplı ve kaplamasız GGG-80 numunlerinin korozyon verileri [109]

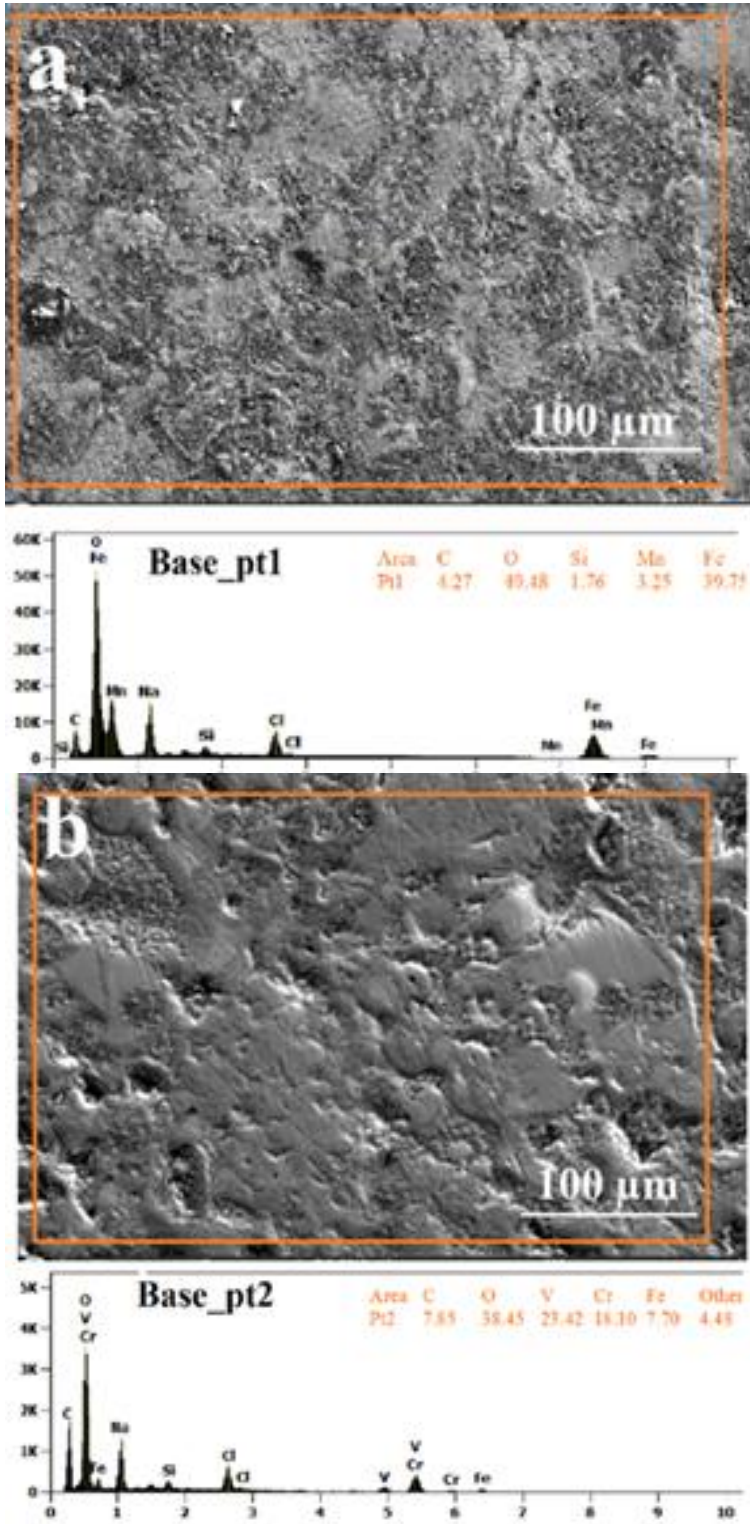
İşlem Parametreleri	Çözelti	E _{kor} (V)	I _{kor} (μAcm^{-2})	Korozyon oranı (gr/h)
900°C 1 saat	NaCl	-0,525	2,500 x 10 ⁻⁶	2,612 x 10 ⁻⁶
1000°C 1 saat		-0,508	2,432 x 10 ⁻⁶	2,541 x 10 ⁻⁶
1100°C 1 saat		-0,478	1,322 x 10 ⁻⁶	1,382 x 10 ⁻⁶
Kaplamasız GGG-80		-0,891	10,115x10 ⁻⁶	10,165x10 ⁻⁶

900°C 1 saat	H ₂ SO ₄	-0,425	7,898 x 10 ⁻⁴	1,650 x 10 ⁻⁴
1000°C 1 saat		-0,412	2,697 x 10 ⁻⁴	2,817 x 10 ⁻⁴
1100°C 1 saat		-0,414	2,317 x 10 ⁻⁴	2,421 x 10 ⁻⁴
Kaplamasız GGG-80		-0,455	30,396 x 10 ⁻⁴	30,548 x 10 ⁻⁴
900°C 1 saat	HNO ₃	-0,449	4,284x 10 ⁻⁴	4,476 x 10 ⁻⁴
1000°C 1 saat		-0,355	1,511 x 10 ⁻⁴	1,578 x 10 ⁻⁴
1100°C 1 saat		-0,326	0,970 x 10 ⁻⁴	1,014 x 10 ⁻⁴
Kaplamasız GGG-80		-0,501	70,179 x 10 ⁻⁴	75,00 x 10 ⁻⁴

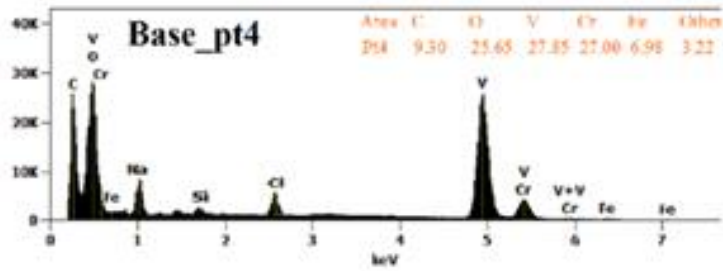
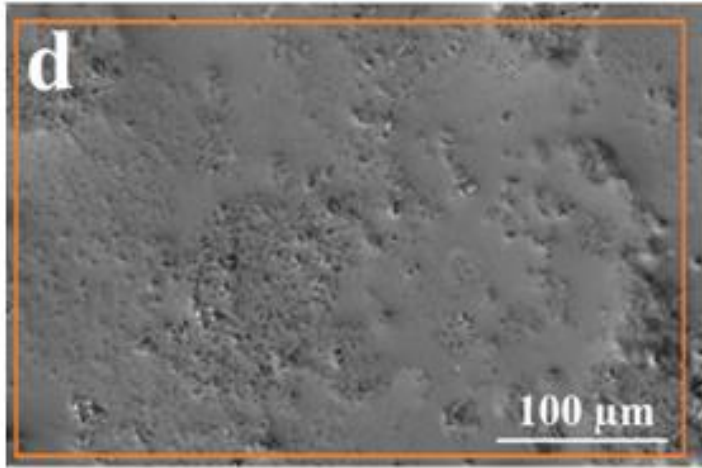
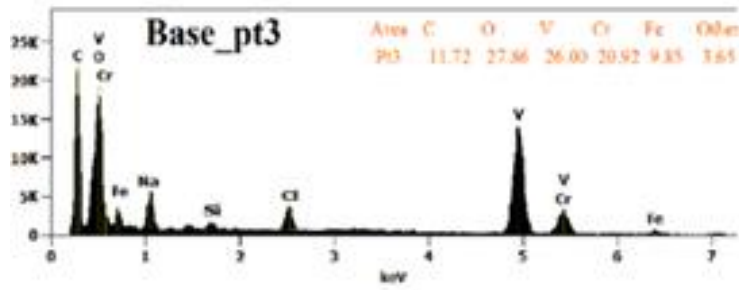
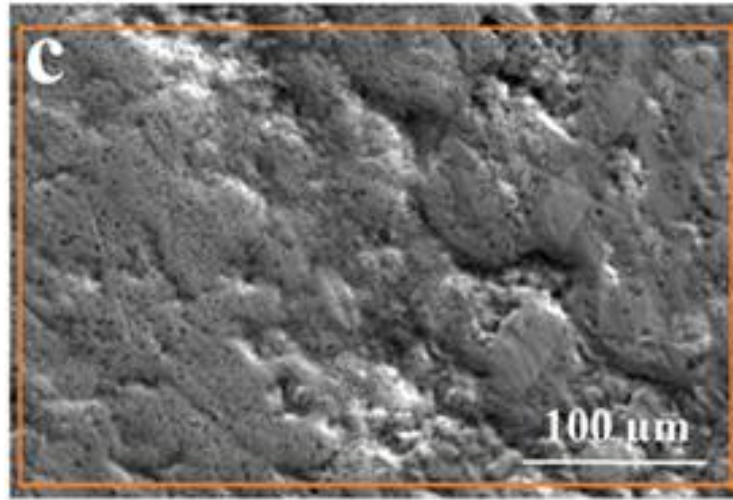
OCP ve Tafel grafikleri ile E_{kor} , I_{kor} ve Korozyon hızı verileri kaplama işlemindeki sıcaklık artışı ile beraber, kaplama kalınlıklarının artması, yüzey pürüzlülüklerinin düşmesi ve galvanik korozyona neden olması sebebiyle mevcut işemsiz GGG-80 malzemelerinin korozyon direçlerini önemli ölçüde azaltan küresel grafit nodüllerinin kaplama işlemine bağlı olarak yok edilmesi (kaplama tabakasının içerisinde ve altında belirli bir mesafeye kadar bulunmaması) ile birlikte I_{kor} değerlerinin azaldığı ve buna bağlı olarak korozyon potansiyelinin katodik tarafa doğru kaydığı tespit edilmiştir (Şekil 6.14 ve Çizelge 6.3). Özellikle kaplama işlemi sonucu serbest haldeki küresel grafit nodüllerinin (C'nin) Cr ve V ile etkileşimi ile CrVC oluşturması ile yüzeydeki mikro yapısal homojen olmayan bölgelerin yok edilmiş olması, farklı lokalize anodik ve katodik mikroyapı bölgelerinin yok edilmesi ile galvanik korozyon oluşumu engellendiğinden kaplamalı numunlerin korozyon dirençlerinde NaCl, H₂SO₄ ve HNO₃'de sırasıyla 7,5, 13 ve 72 kat'a kadar bir iyileşme sağlanmıştır [109].

6.7. Korozyon Testi Sonrası Numunlerin SEM ve EDS Analizleri

% 3.5 NaCl, % 5 H₂SO₄ ve % 5 HNO₃ çözeltilerinde elektro kimyasak korozyon testine tabi tutulan numunelerin korozyona uğrayan bölgelerinden alınan SEM ve EDS resimleri Şekil 6.15, Şekil 6.16 ve Şekil 6.17'de gösterilmiştir.

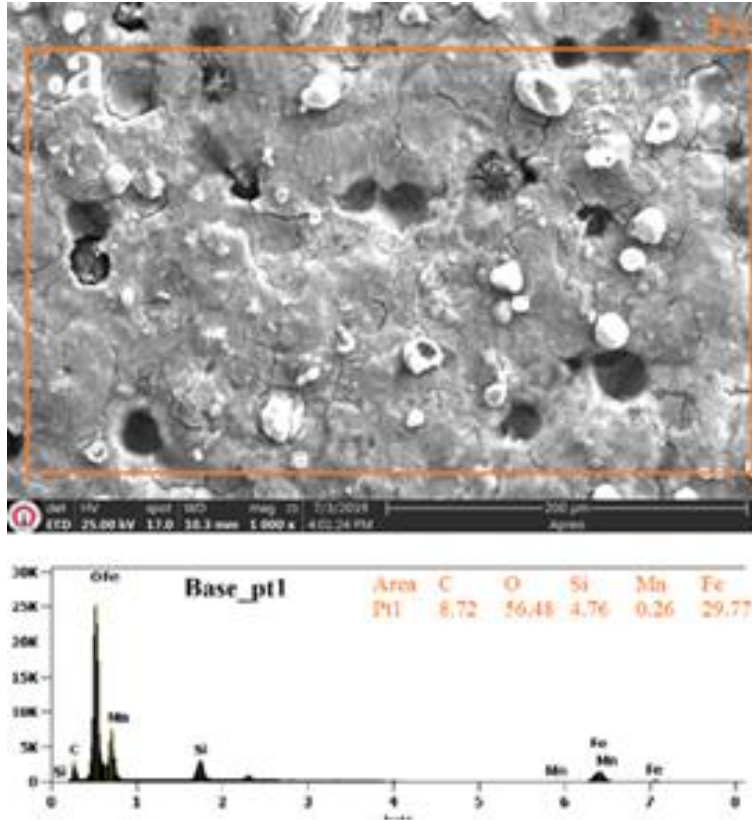


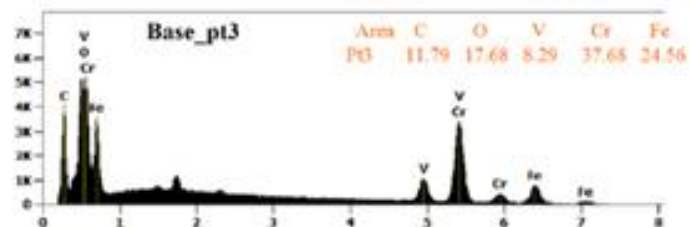
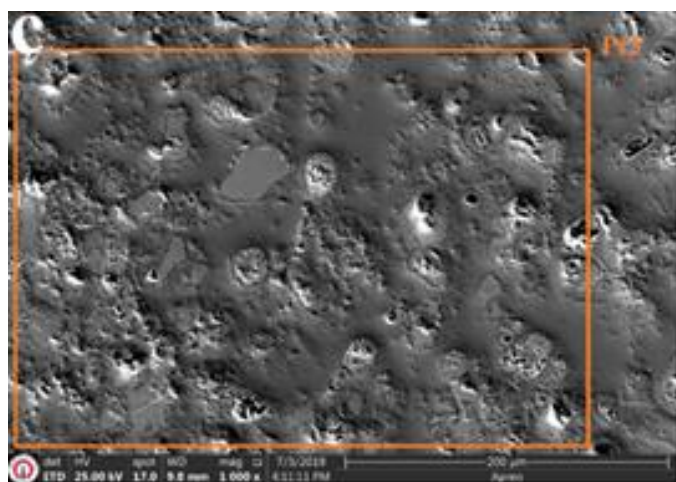
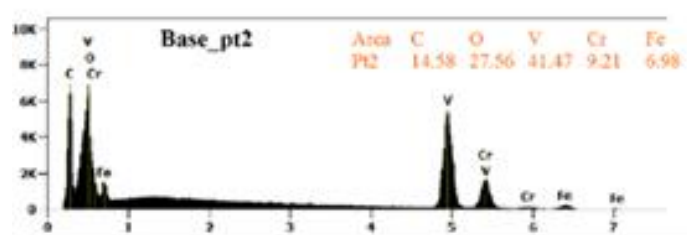
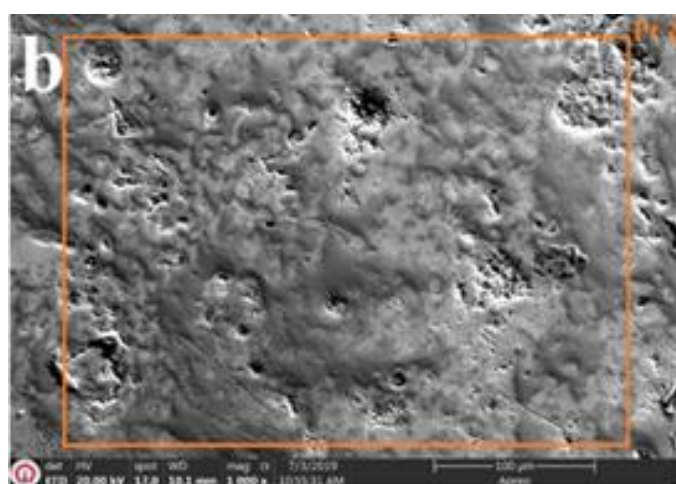
Şekil 6.15 NaCl ortamındaki a)İşlemsiz b) 900°C’de 1 Saat c) 1000°C’de 1 Saat d)1100°C’de 1 saat SEM ve EDS analizleri [109]

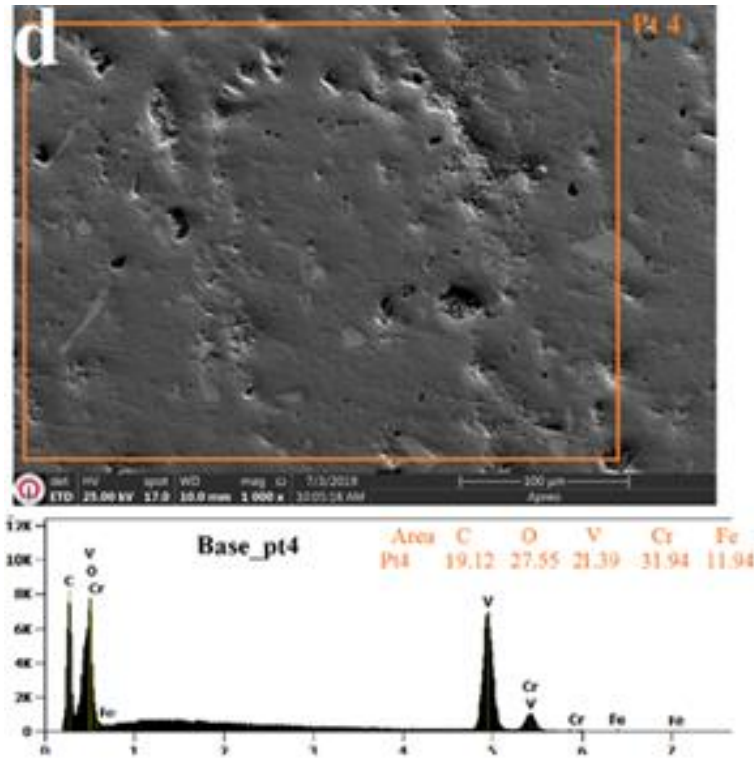


Şekil 6.15 NaCl ortamındaki a)İşlemsiz b) 900°C’de 1 saat c) 1000°C’de 1 Saat d) 1100°C’de 1 saat SEM ve EDS analizleri [109]

Korozyon testi sonrası işlemsiz numunenin yüzeyinde bulunan elementlerin oranı yüksekten düşüğe doğru O₂, Fe, C, O, Mn, Si, Na⁺, Cl⁻ şeklinde sıralanmıştır. Buna karşın CrVC kaplı numunelerde ise O≈V,Cr, C, Fe and Na⁺, Cl⁻ şeklinde sıralanmıştır. Bunlara ek olarak kaplama işlemlerindeki sıcaklık artışına bağlı olarak daha yüksek kaplama kalınlığına sahip tabakaların EDS analizlerinde Cr ve V oranında artış O oranlarında ise azalma olduğu tespit edilmiştir. Hem SEM resimleri hem de EDS analizleri sonucunda kaplama tabakalarının korozyon işlemi sonrası büyük ölçüde varlığını koruduğunu göstermektedir. Kaplanmış numunelerin korozyon sonrası görünümünün daha iyi olması kaplamanın içeriğindeki Cr ve V elementlerinin O ile reaksiyonları sonucunda oluşan V₂O₃ and Cr₂O₃ ürünlerinin Fe₂O₃'e göre daha iyi bir korozyon direncine sahip olmalarına atfedilebilir [137].

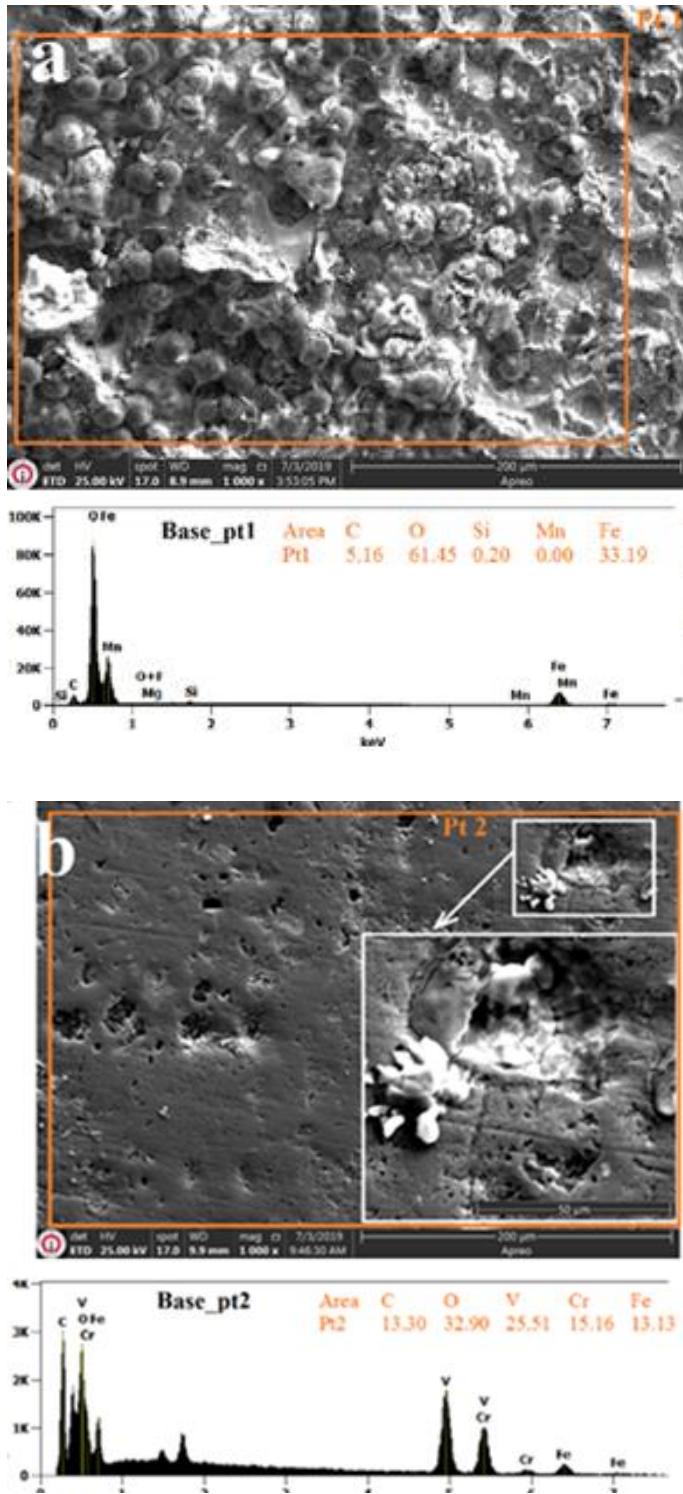




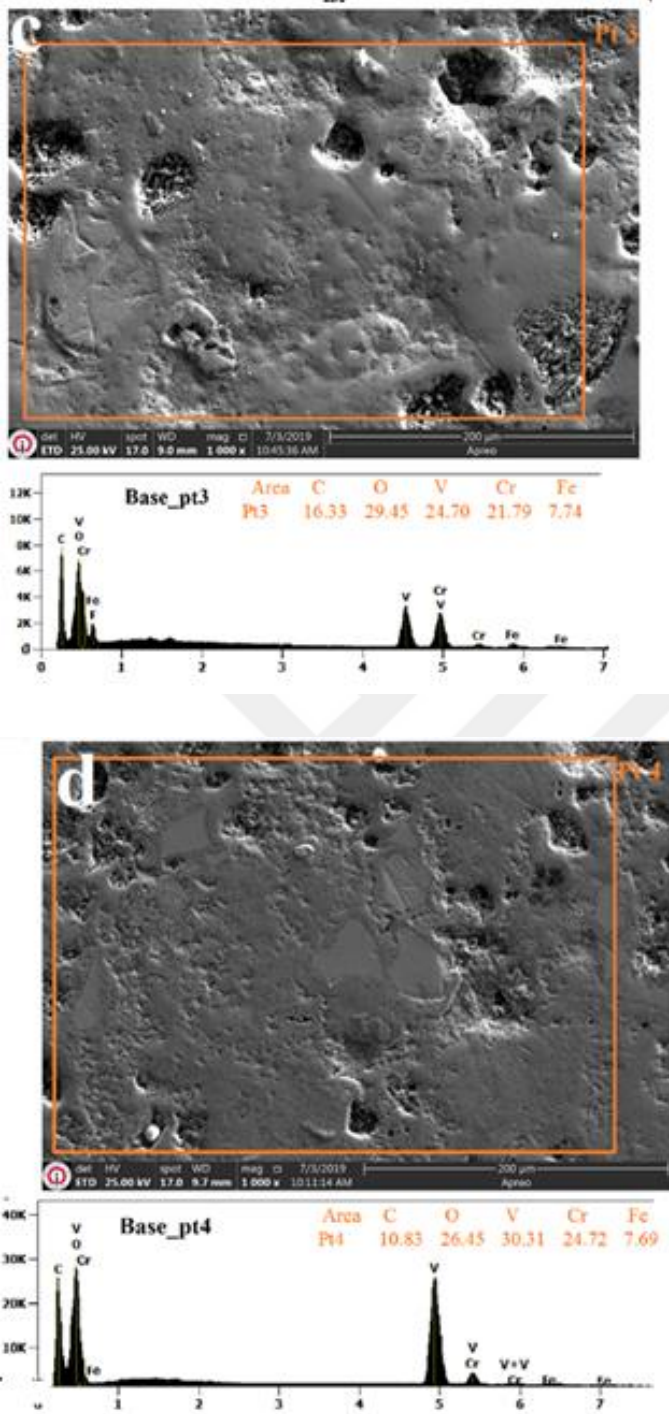


Şekil 6.16. H_2SO_4 ortamındaki a) İşlemsiz b) $900^\circ C$ 'de 1 saat c) $1000^\circ C$ 'de 1 saat d) $1100^\circ C$ 'de 1 saat süre ile CrVC kaplı GGG-80 numunelerin yüzeyinden SEM görünümü ve EDS analizleri [109]

H_2SO_4 korozyon testi sonrası, numunelerin korozyona uğrayan bölgelerinin SEM ve EDS analizleri incelendiğinde NaCl ortamına göre H_2SO_4 ortamının daha şiddetli korozyona neden olduğu görülmektedir (Çizelge 3.3). Özellikle işlemsiz numune üzerinde görülen çukurcuk oluşumları ve çatlaklar dikkat çekmektedir. Çukurcuk oluşumlarının çelik matris ile küresel grafitli dökme demire üstün özelliklerini kazandıran nodüller arasındaki kimyasal farklılıktan (farklı fazlar olması) galvanik korozyon oluşumu sebebiyledir. Kaplanmış numunelerde TRD işlemi sonucu mikroyapı SEM resimlerinde görüldüğü üzere küresel grafit nodüllerinin (C'nin) çözülerek CrVC şekline dönüştürülmesi sayesinde çukurcuk oluşumlarının oluşmadığı, kaplama işlemi sonrası yüzeyde pürüz, boşluk vb. bölgelerde ise çukurcuk (pitting) tipi korozyon mekanizmasının olduğu görülmektedir. Kaplanan numunelerde artan işlem süresi ile pitting bölgelerinin azaldığı tespit edilmiştir. Numunelerin yüzeyinden alınan EDS analizlerinde Cr, V ve C oranlarının yüksek olması kaplamaların korozyon testi sonrası varlığını sürdürdüğünü göstermektedir.



Şekil 6.17. HNO₃ çözelti korozyon testi sonrası a) İşlemsiz b) 900°C’de 1 saat c) 1000°C’de 1 saat d) 1100°C’de 1 saat süre ile CrVC kaplı GGG-80 numunelerin yüzeyinden SEM görünümü ve EDS analizleri [109]



Şekil 6.17. HNO₃ çözelti korozyon testi sonrası a) İşlemsiz b) 900°C’de 1 saat c) 1000°C’de 1 saat d) 1100°C’de 1 saat süre ile CrVC kaplı GGG-80 numunelerin yüzeyinden SEM görünümü ve EDS analizleri [109]

HNO₃ korozyon testi sonrası, numunelerin korozyona uğrayan bölgelerinin SEM ve EDS analizleri incelendiğinde NaCl ve H₂SO₄ ortamlarına göre çok daha şiddetli korozyona neden olduğu görülmektedir. Bu durum Çizelge 3.3 ‘de görüldüğü üzere 72 kat’a daha fazla ağırlık kaybına uğradığı sonucunu desteklemektedir. Özellikle işlemsiz numunede

numunenin H_2SO_4 'de görülen çukurcuk oluşumları ve çatlakların yerini alt katmanlardaki küresel grafit nodüllerinin şeklini adıran yapılar görülmektedir. Bu görünüm homojen korozyon mekanizmasına benzemektedir. Kaplanmış numunelerde ise bazı bölgelerde çatlak (Şekil 6.17b), (Şekil 6.17c) ve pitting (Şekil 6.17d) yapıları olmakla birlikte işlemsiz numuneye göre nispeten çok daha iyi bir yüzey görünümüne sahiptir. Kaplama tabakasının artışı ile daha yüksek korozyon direncinin elde edilmiş olması kalın kaplama tabakalarının daha iyi bariyer etki göstermeleri ile açıklanabilir [58]. Bu durum Şekil 17b'de 5000X büyütmede incelenen bölgede görüldüğü üzere pitting oluşumlarının sonucunda kaplama tabakasında mikroçatlakların oluşması korozyon sıvısının kaplama tabakasının yüzeyindeki pürüzlülük ve çukurcuk gibi korozyon başlangıç noktalarında birikmesi ve meydana gelen ingirgenme yükseltgenme reaksiyonları sonucunda altlığa doğru ilerlemesi sırasında altlık ile kaplama tabakasının sahip olduğu farklı iç gerilmeler sebebiyle çatlaklara neden olması şeklinde izah edilebilir. Kaplama tabakasının kalın olması durumunda altlık ile kaplama tabakası arasındaki gerilme farkının en yüksek olduğu bölgeye daha geç ulaşılacaktır. Numunelerin EDS analizlerinde görüldüğü üzere kaplanmış numuneler Cr, V ve C elementleri tespit edilmiş olup en dikkat çekici husus ise işlemsiz numuneye göre yaklaşık 3 kat daha düşük olan O miktarıdır [109].

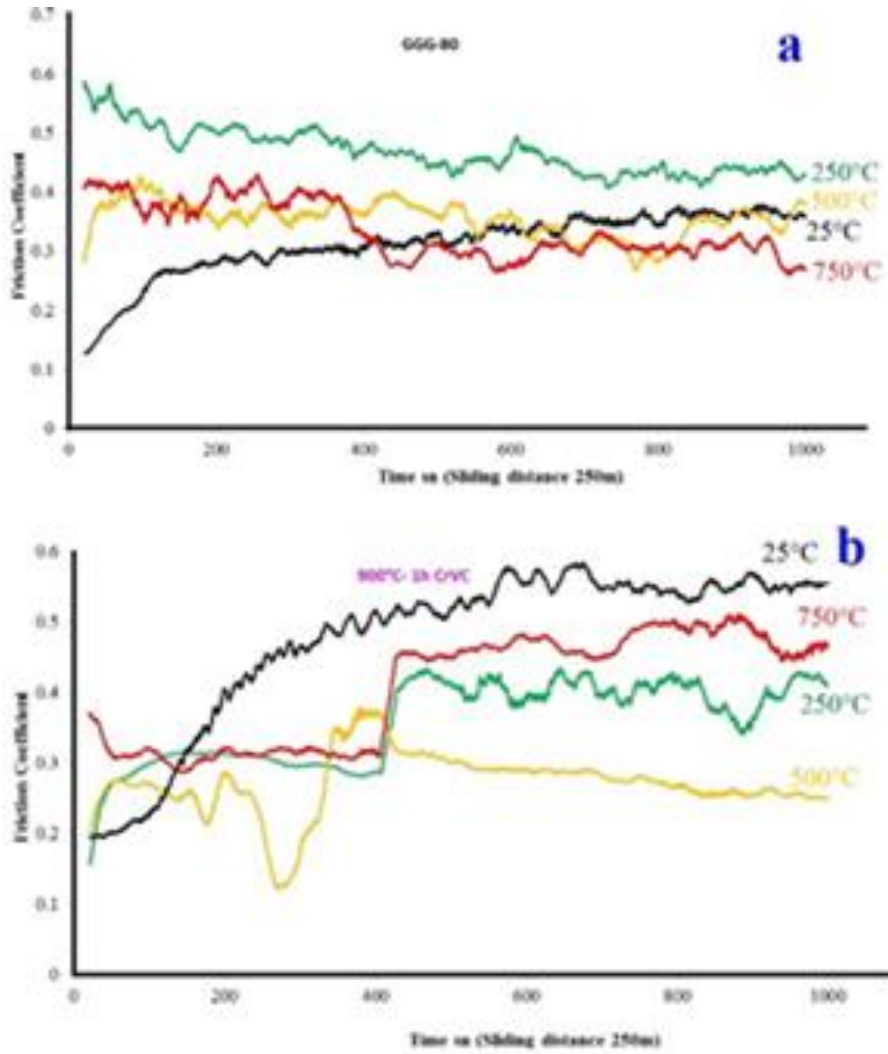
6.8. Aşınma Test Sonuçları

Genellikle mühendislik malzemeleri yüksek sıcaklıklarda oda sıcaklığındaki aşınma davranışlarına kıyasla farklı aşınma davranışları sergilerler. Çünkü yüksek sıcaklık etkileri nedeniyle malzemelerin mekanik mukavemetinin azalması ve yüzey koşullarının değişmesi kaçınılmazdır. Malzemelerin hizmet ömrü veya performansı bozulabilir ve ekonomik kayıplar meydana gelebilir [71,138, 139].

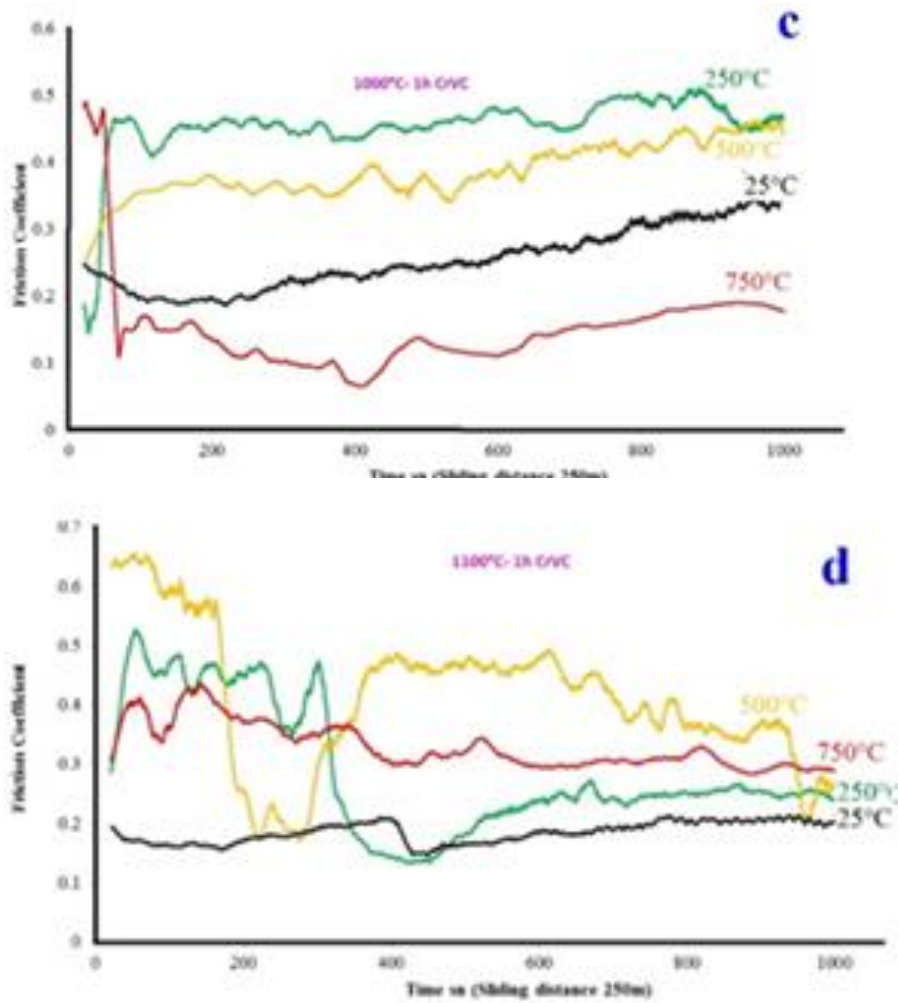
Birbirlerine göre izafî hareket eden ve etkileşim halindeki yüzeyler arasında sürtünme hareketi meydana gelir. Lokal bölgelerde başlayan bu sürtünme hareketi sonucu daha yumuşak olan malzemenin bazı bölgelerde kopmalar meydana gelir. Kopan aşınma parçicikleri ya sistemde uzaklaştırılabileceği gibi bazı durumlarda daha yumuşak malzemeye batma ya da yapışma davranışı gösterir [140,141]. Bu durum yeni yüzeyin özelliklerini değiştirdiğinden numunenin bir sonraki aşamada farklı bir sürtünme davranışı göstermesine neden olur. Sürtünme katsayısı bazı durumlarda malzemelerin aşınma direnci hakkında bilgi

sağlar. Bu amaçla aşınma işlemi uygulanmış tüm numunlerin sürtünme katsayısı grafikleri otomatik olarak kaydedilmiştir.

Şekil 6.18' de, sırasıyla 25, 250, 500 ve 750 ° C'de 250m kayma mesafesinde ve 10 N yük altında gerçekleştirilen işlemsiz GGG80 ve 900°C,1000°C, 1100°C 1 saat CrV kaplı numunelerin aşınma testleri sırasında kaydedilen sürtünme katsayısı (COF) grafikleri gösterilmiştir.



Şekil 6.18. a) İşlemsiz GGG-80 b)900°C c)1000°C d)1100°C CrVC kaplı numunelerin 10 N yük altında oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklık COF grafikleri [110]



Şekil 6.18. a) İşlemsiz GGG-80 b)900°C c)1000°C d)1100°C CrVC kaplı numunelerin 10 N yük altında oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklık COF grafikleri [110]

Şekil 6.18.a incelendiğinde işlemsiz GGG-80 malzemesinin oda sıcaklığında sürtünme katsayısı 180 m mesafeye kadar hızlı bir yükselme göstermiş bundan sonra stabil kalmıştır. Ani yükselmenin sebebi, etkileşimli yüzeydeki pürüzlerin temizlenmesi ve yüzeyde koruyucu oksit tabakasının oluşmaması olarak değerlendirilebilir. Sürtünme katsayısında inişli çıkışlı sürekli bir değişim ve dalgalanma olduğu görülmektedir. Bu durumu da deney sırasında oluşan deformasyon ve adhesiv birleşmenin-bağın dayanımı nedeniyle sürtünme katsayısının yüksek değerlere ulaştığı ve oluşan bağın kırılmasıyla da düşük değerlere düşmesi şeklinde açıklanabilir. Ping ve arkadaşları da östemperlenmiş dökme demir ve çelikler üzerine uyguladıkları çalışmalarında bu meydana gelen sürtünme katsayısındaki iniş çıkışların aşınma işlemi sırasında oluşan deformasyondan kaynaklandığını belirtmişlerdir [142].

Anderson (1992) bu durumu sürtünme süresince disk yüzeyinin temas bölgelerinde içine doğru ısının periyodik olarak sürekli değişmesine dayandırmıştır[143]. Bu etkiden dolayı sürtünme katsayısında sürekli bir değişim meydana geldiğini belirtmiştir. Literatürdeki Ping ve Bahadur (1990) tarafından yapılan birdiğer çalışmada ise bu durumu sürtünme çiftlerinin yüzeyindeki pürüzlerde birleşme olması ve büyümesi şeklinde açıklamışlardır [144].

Yapışma ve ayrılma hali sürekli tekrarlandığından, bu da sürtünme katsayısında sürekli iniş ve çıkışa neden olur. Yüksek sıcaklıklarda yapılan çalışmalarda ise sürtünme katsayı değerinin düşme eğiliminde olduğu görülmektedir. Bu durum iki nedene bağlanabilir birincisi sıcaklığın etkisi ile malzemenin mekanik direnci azalır ve yüzey özellikleri (yumuşar) değişir. Numunenin mekanik özelliklerinin azalması ve yüzeyin yumuşaması aşınma olayına daha az direnç göstereceğinden sürtünme katsayısı azalır ve yüzeyden daha kolay malzeme transferi olacağından aşınma kayıpları artar (Çizelge 6.4.). İkincisi ise sıcaklığın artması ile etkileşimli yüzeyler arasında oluşan oksit tabakasının hem daha hızlı oluşması hem de daha kalın kesitli olması ile ilişkilendirilebilir. 750°C’de ki grafikteki ani yükselme ve düşmeler ise bu bölgede kırılan oksit tabakalarından kaynaklandığı düşünülmektedir.

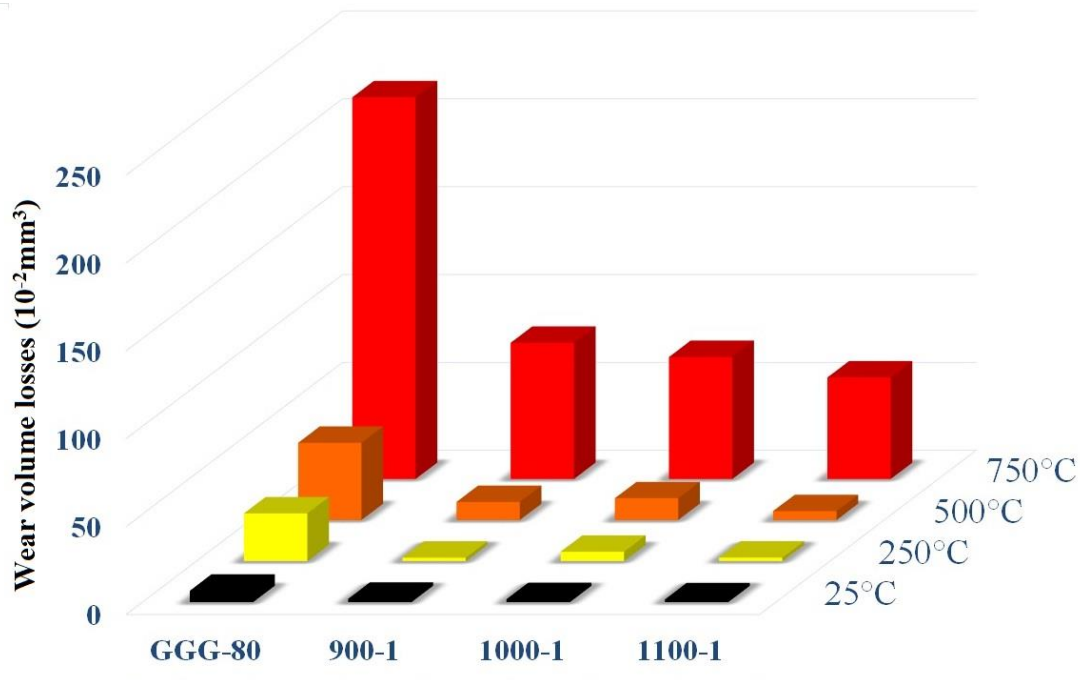
Şekil 6.18.b’de verilen 900°C derecede TRD işlemi uygulanan numunelerin sürtünme katsayı değerleri incelendiğinde oda sıcaklığındaki COF değerinin bir önceki numune ile kıyaslandığında daha yüksek olduğu ve yaklaşık 30 m lik mesafeye kadar sürekli bir artış bundan sonra stabil bir durum almıştır. Numune sertlikleri kıyaslandığında işlemsiz GG-80 numnesi ile kıyaslandığında 10 kat daha fazla bir sertliğe sahip bu numunenin COF değerinin daha düşük olması gerekirken yüksek olmasının sebebi Şekil 6.1. b deki kaplama sonrası mikroyapı fotoğrafı ile açıklanabilir. Fotoğraf yüzeyinde görülen mikro ve makro düzeydeki ve büyük olasılıkla karbür içerikli bu pürüzler kolay kırılmayarak sürtünme katsayı değerini arttırmıştır. Bu grafikte dikkat çeken diğr bir husus ise 250, 500 ve 750°C gerçekleştirilen deneylerde yaklaşık 40 m yol sonucunda COF piklerinin ani bir artış göstermesidir. Pikin bu şekilde anormal yükselmesi yine numunenin alın ve aşınma yüzeylerinden alınan mikroyapısal fotoğraflar ile açıklanmaktadır. Şekil 6.2. b ve Şekil 6.2c de daha iyi görülen farklı katmanlar uygulanan TRD işlemi sonucu oluşmaktadır. Ve bu katmanların mekanik özellikleri birbirlerinden farklılık arz etmektedir. Aşındırıcı bilya birinci katmanı aşp bu bölgeye girdiğinde COF değerinde ani bir artış görülmektedir. Yine

Şekil 6.20 de verilen 750°C işlem sonrasında yüzey SEM fotoğrafındaki tamamen kaybolmayan pürüzlü yapı bu ani COF değeri artışını açıklamaktadır.

Şekil 6.18.c’de verilen 1000°C COF değerleri incelendiğinde oda sıcaklığı hariç diğer sıcaklıklarda artan deney sıcaklığı ile birlikte COF değerinin düştüğü görülmektedir. Artan sıcaklık aşınma yüzeyinde oluşan oksit oluşumunu hızlandırması bu durumu tetiklemiştir. Oksit oluşumuyla birlikte belirli bir süre katı yağlayıcı görevi üstlenir buna bağlı olarak COF değerinde düşüş olur. Deney devam ederken oksitler sanki mekanik alaşımlama yapılmış gibi mechanic mix layer tabası oluşturur bu tabakada abrasif aşındırıcı gibi davranış sergiler dolayısıyla COF değeri artar. Daha sonra yüzeyden bu mechanic mix layer oksit tabakaları koparak uzaklaşınca tekrar COF değeri azalır ve ayrıca bu oluşum aşınma miktarının arttırır.

Kaplamaların gerçekleştirildiği sıcaklığa bağlı olarak farklı sürtünme katsayısı davranışları elde edilmiş olması iki sebebe atfedilebilir. Birincisi, kaplama işleminden kaynaklanan farklı karbür fazlarının sıcaklık artışına farklı tepkiler göstermemiş olması [71] ikincisi, yüzeyde oluşan oksit tabakalarının (deneyler havada gerçekleştirildiğinden) ve bu oksit tabakalarının parçalanması ve /veya tekrardan oluşması durumlarının birçok parametreye bağlı olmasıdır [139-142]. Başlangıçta, fazların ve oksitlerin kırılmasının farklı termal açılımlarından kaynaklanan pürüzler kayma hızını sınırladı ve bu COF değerlerini arttırdı. Bununla birlikte, yüzeyde oksitler oluşur ve kırılmadan varlığını sürdürürse, COF değerlerini azaltır [110, 139-146]. Bu, COF grafikleri seyrinin, farklı sıcaklıklarda kaplanan numunelerin farklı kaplama koşullarına bağlı olarak farklı yüzey ve mekanik özelliklere (yüzey pürüzlülüğü, yüzey sertliği, elastit modüllerinin dağılımı ve aşınmaya maruz kalan alandaki karbür fazları) bağlı olarak değişebileceğini gösterir [16, 54].

İşlemsiz GGG-80 ve CrV kompozit kaplı numunelerinin farklı sıcaklıklarda aşınmaları sonucu ölçülen hacim kayıpları Şekil 6.19’da gösterilmiştir. Çizelge 6.4.’de ayrıca aşınma hacimlerinin ve ortalama sürtünme katsayısı değerlerinin daha iyi yorumlanması için nicel veriler verilmiştir.



Şekil 6.19. Farklı test sıcaklıklarında elde edilen işlemsiz ve Cr-V-C kompozit kaplı numunlerin aşınma hacim kayıpları [110]

Çizelge 6.4. Aşınma testlerinden elde edilen ortalama sürtünme katsayısı ve hacim kayıpları [110]

Numune	Ortlama COF				Hacim kaybı (10 ⁻² mm ³)			
	25 °C	250 °C	500°C	750°C	25 °C	250°C	500°C	750°C
900-1	0,474	0,357	0,270	0,407	1,90	1,90	10,30	77,50
1000-1	0,255	0,452	0,386	0,153	1,71	5,33	12,41	69,41
1100-1	0,184	0,286	0,410	0,328	1,56	1,97	5,09	57,75
GGG-80	0,311	0,469	0,353	0,334	6,51	27,16	43,97	217,19

Şekil 6.19 ve Çizelge 6.4’ te görüldüğü gibi, işlenmemiş ve CrV kaplı numunelerin hacim kayıpları genellikle artan aşınma sıcaklığı ile artmaktadır. Özellikle bu artış 750°C’de çok daha keskin bir şekilde olmuştur. Bu durum işlemsiz numunenin 723°C’nin üzerinde perlit östenit dönüşümünün gerçekleşmesine atfedilir iken kaplanmış numunelerde ise aşınma deneylerinin açık hava ortamında gerçekleştirilmesi dolayısıyla yüzeylerin oksitlenmesi ve kaplama tabakalarının yüzeyden dökülmesidir. Aşınma yüzeylerinde oksit oluşumuyla birlikte belirli bir süre katı yağlayıcı görevi üstlenir, aşınma deney devam ederken oksitler sanki mekanik alaşımlama yapılmış gibi mekanik karışım katmanı tabası oluşturur. Bu tabakada abrasif aşındırıcı gibi davranış sergiler dolayısıyla aşınma miktarı artar ve daha sonra yüzeyden bu mekanik karışım katman oksit tabakaları koparak/delminasyonla

uzaklaşınca aşınmış yüzeyde farklı derinliklerde ve genişliklerde izler ve platolar oluşmasına neden olur[110, 147, 148].

Bu durum aşınma izlerinin genişlik ve derinliklerinde de gözlemlenmiş olup 750 °C’de gerçekleştirilen aşınmış yüzeylerden alınan SEM ve EDS analizlerinde görüldüğü üzere yüksek miktarda O ve düşük miktarlarda Cr, V tespit edilmiş olması bu hususu destekler niteliktedir.

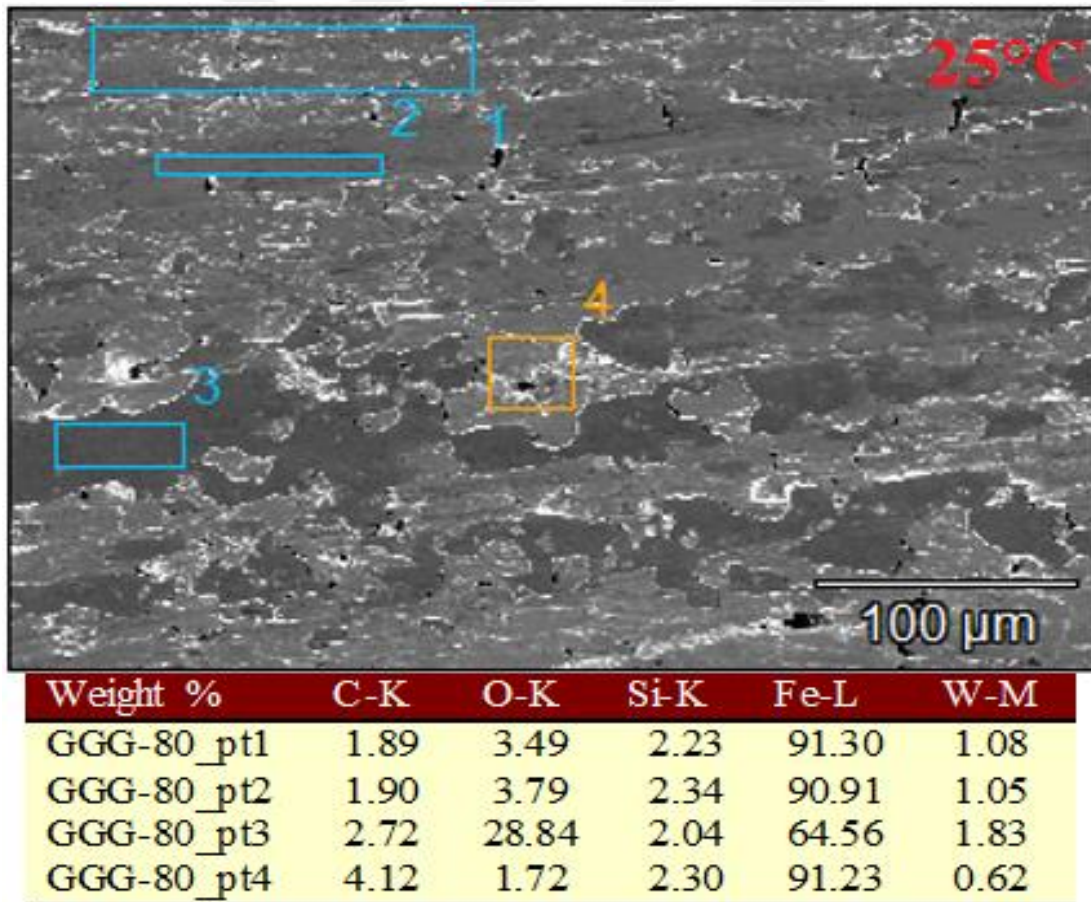
Kaplanmış numunlerin aşınma hacim kayıpları incelendiğinde ise dikkat çeken husus; Oda sıcaklığında 900, 1000 ve 1100 numunlerinin birbirlerine yakın aşınma hacim kayıpları sergilemiş iken 250°C’de en düşük hacim kaybı 900 numunesinde en yüksek ise 1000 numunesinde görülmüştür. Bu durum 900 numunesi daha düşük sertlik değerine sahip olmasına rağmen nano indentasyon analizlerinde belirlenen elastite modülleriyle görüldüğü üzere 1000 numunesinden daha yüksek elastite modülüne sahip olması ve 250°C’de gerçekleştirilen aşınma deneylerinin Şekil 6.22. ve Şekil 2.23 ‘de EDS sonuçlarında da görüldüğü üzere Cr’ca zengin yüzeydeki bölgede gerçekleşmiş olmasına atfedilebilir. Sıcaklığın artışı ile beraber (500°C) aşınan hacim arttığından dolayısıyla alt tabakaya inildiğinden nanoindentasyon sonuçlarında görüldüğü üzere 1100 numunesinin bölgeler arasında daha homojen ve daha yüksek elastite modülüne sahip olması dolayısıyla en düşük hacim kaybı bu numunede gerçekleşmiştir. Aşınma sıcaklığının 750°C’ye çıkması ile ise kaplama tabakası kalınlığı ve sertliği paralelinde en az aşınma 1100 numunesinde en fazla aşınma hacim kaybı ise 900 numuneli numunede meydana gelmiştir [110].

Numunlerin aşınma hacim kayıpları değerlendirildiğinde numunlerin sertlik ve elastite modüllerindeki artışa bağlı olarak daha düşük hacim kayıplarına maruz kaldıkları tespit edilmiştir. Çünkü, yüzeyde oluşan kaplama tabakalarının sertliği ve kalınlığı aşınma direnci üzerinde önemli bir etkiye sahiptir [149, 150]. Sertlik ve kaplama tabakasındaki artış ile sayesinde yüzeyler plastik deformasyona karşı daha fazla direnç göstereceğinden aşındırıcı bilya (two-body wear) veya aşındırıcı bilya ile aşındırıcı partiküller (three body wear) yüzeye daha az batacaktır [16]. Üç cisimli aşınmada (three- body abrasion), aşındırıcı parçacıkların penetrasyon derinliği sert kaplama tabakalarının varlığında çok daha az olacaktır. Two body aşınmada ise yüzeye nüfuz eden parçacıklar teğetsel bir kuvvet uygulandığında da yüzeyi sürebilir. Dolayısıyla malzemenin sertliği arttırılırsa, aynı

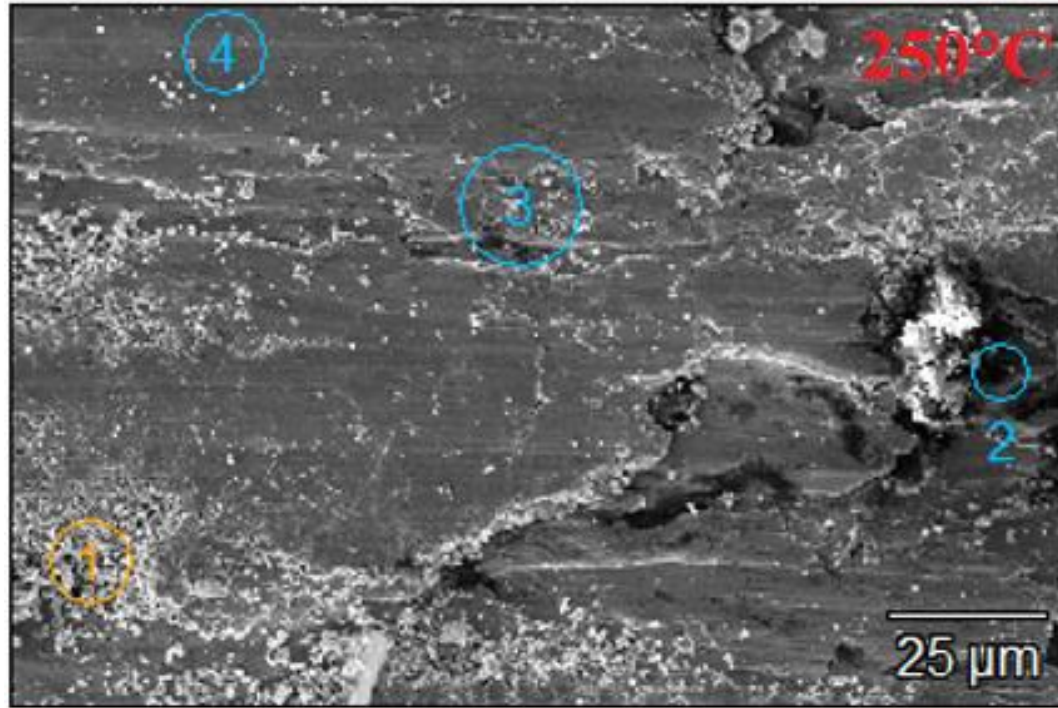
zamanda sürülmeye karşı daha fazla direnç gösterir [141]. Sonuç olarak hacim kayıplarında bir azalmaya yol açacaktır.

Kaplanmış numunelerin tamamı işlemsiz numuneye göre, tüm aşınma test koşulları daha yüksek aşınma direnci göstermiştir. CrVC kaplı numunelerin 25°C, 250°C, 500°C ve 750°C'deki hacim kayıpları işlemsiz numuneye göre sırasıyla yaklaşık 4.17, 14.30, 8.6 ve 3.76 kat daha azdır.

Aşınmış yüzeylerin SEM görüntüleri, aşınma mekanizmalarını daha iyi anlamak ve yüzeyde meydana gelen aşınma tiplerinin yorumlanması için aşınmış yüzeylerin tamamından SEM görüntüleri alındı ve EDS analizleri yapıldı. Şekil 6.20, 6.21, 6.22 sırasıyla 25, 250, 500 ve 750 ° C'de gerçekleştirilen aşınma testinden sonra yüzeylerinden elde edilen SEM ve EDS analizleri gösterilmiştir.

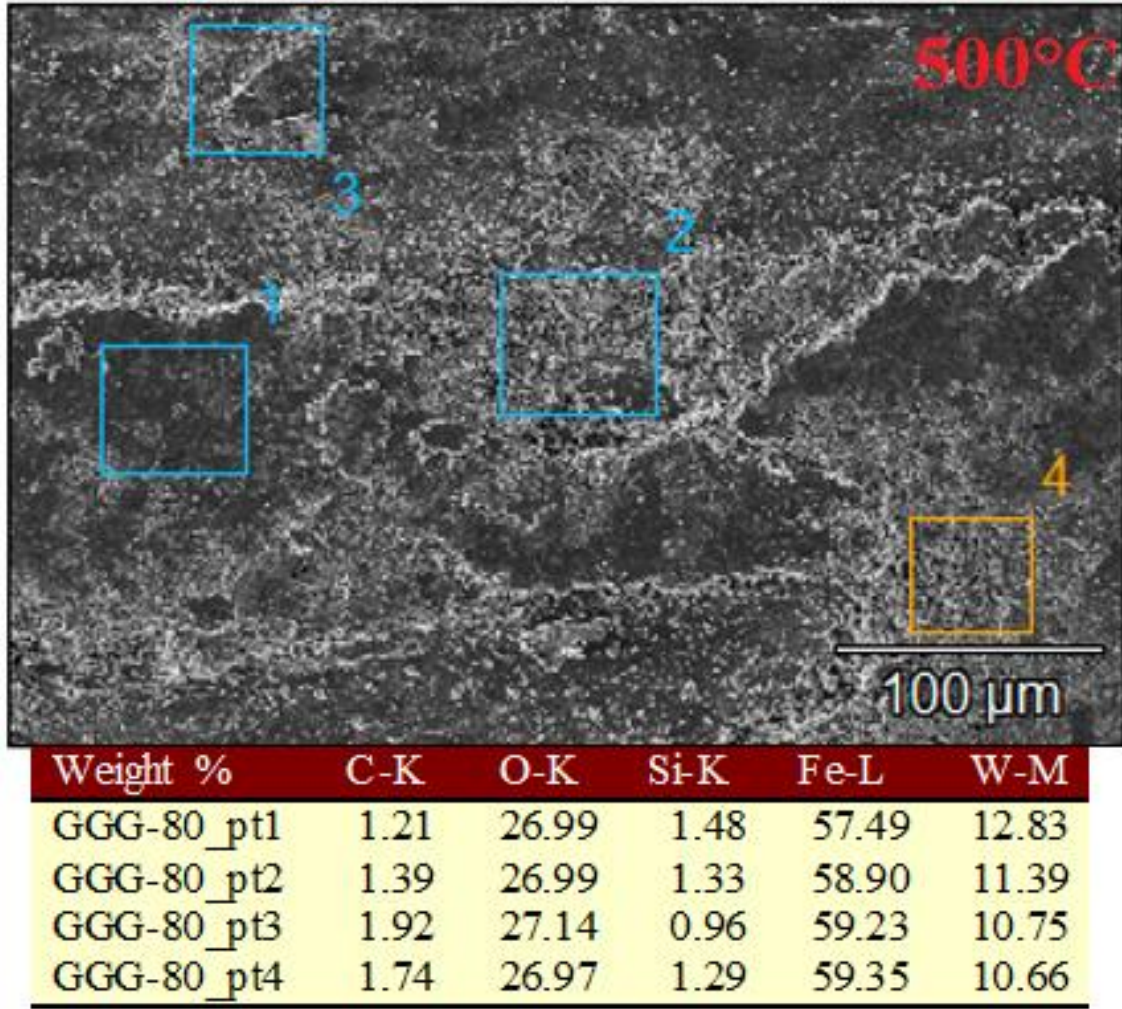


Şekil 6.20. 25°C'de aşınma işlemine tabi tutulmuş işlemsiz GGG-80 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi [110]

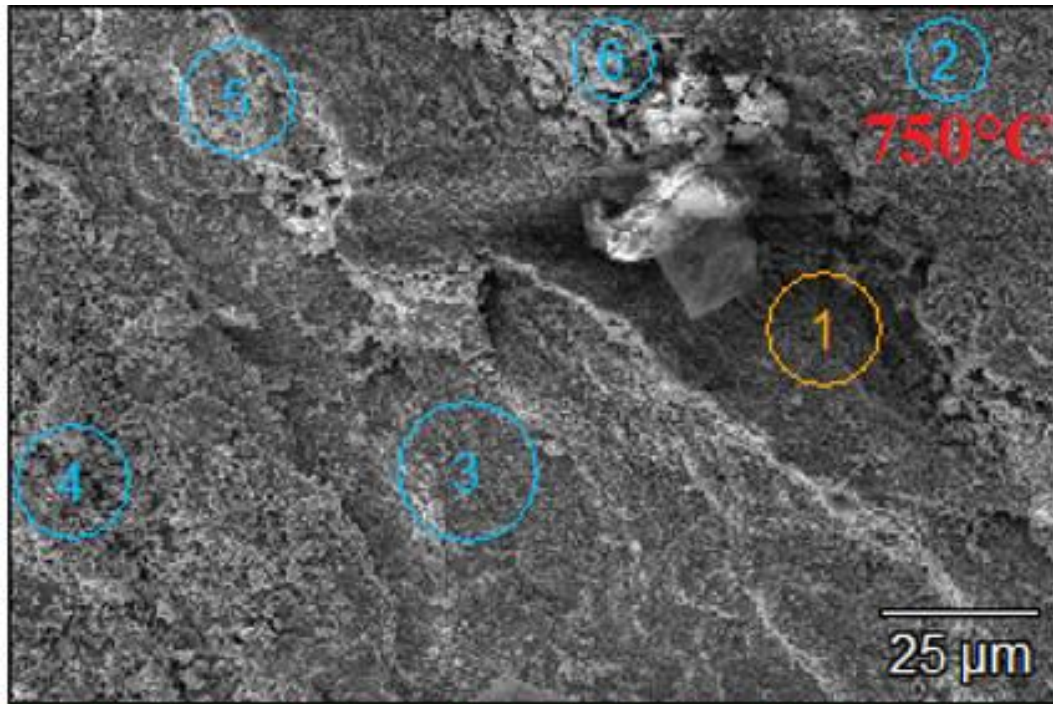


Weight %	C-K	O-K	Si-K	Mn-K	Fe-L	W-M
GGG-80_pt1	2.73	20.66	2.26	1.09	73.26	0.00
GGG-80_pt2	19.66	11.86	1.78	0.58	65.59	0.54
GGG-80_pt3	8.18	10.34	1.91	0.26	78.95	0.36
GGG-80_pt4	2.20	12.50	2.15	0.30	82.64	0.21

Şekil 6.21. 250°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş işlemsiz GGG-80 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi [110]



Şekil 6.22. 500°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş işlemsiz GGG-80 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi [110]



Weight %	C-K	O-K	Si-K	Mn-K	Fe-L	W-M
GGG-80_pt1	1.92	32.21	11.91	1.64	48.94	3.38
GGG-80_pt2	1.49	31.58	10.92	1.03	50.35	4.64
GGG-80_pt3	1.11	29.97	4.47	1.08	60.38	2.98
GGG-80_pt4	1.31	24.19	1.22	0.97	35.73	36.57
GGG-80_pt5	1.31	28.55	2.04	0.32	60.78	7.00
GGG-80_pt6	2.16	27.11	3.22	0.04	56.80	10.67

Şekil 6.23. 750°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş işlemsiz GGG-80 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi [110]

Şekil 6.20-6.23’de görüldüğü üzere aşınma testleri açık hava ortamında gerçekleştirildiğinden sıcaklığının artışına bağlı olarak yüzeyde tespit edilen O miktarının %3’lerden %30 civarına kadar arttığı Fe oranının ise %90’dan %60’a kadar düştüğü tespit edilmiştir. Bir diğer husus ise C oranının 250°C’ye kadar gerçekleştirilen testlerde esas bileşime yakın iken 500 ve 750°C’de gerçekleştirilen testlerde ise bu oranın %2’nin altına indiği tespit edilmiştir. Bu durum küresel grafit nodüllerinin içeriğinde C’nun 400°C’de yanmasının bir sonucudur. Bu yanma sonucu yapıdaki küresel grafit nodülleri yerlerinin boş kalması dolayısıyla aşınma olaylarının başlangıç noktasını oluşturarak GGG-80’nin çok daha fazla aşınmasına sebep olmuştur aslından küresel grafitlerdeki karbon yüzeye doğru yönelmeyle birlikte yüzey tabakasını katı olarak yağlar ve yüzeye yakın yapı içerisinde daha önce küresel grafitlerin olduğu yerlerde boşluk oluşur, ayrıca özellikle gri dökme demir

malzemede 250-500°C aralığındaki servis şartlarında üçüncü grafitleşme oluşur ve hacimce % 3 artış meydana gelir.

Farklı sıcaklıklardaki aşınmış yüzey SEM görünüşleri incelendiğinde ise 25°C gerçekleştirilen deneylerde (Şekil.6.20) oksidasyon tipi aşınmanın ana mekanizma olarak meydana geldiği görülmektedir. Bu bölgeden alınan EDS analizi sonucunda oksit miktarının (ağ.%25 civarı) artması oksidasyon tipi aşınmayı desteklemektedir. Oda sıcaklıklarında gerçekleştirilen deneylerde kararlı ve koruyucu oksit tabakasının oluşumu kayma hızı yük ve etkileşim bölgesinde oluşan sürtünme sonucu oluşan bileşenlerin ortaya getirdiği ve aşınma direncini olumlu yönde etkileyen bir durumdur. Ancak yüzeyde oluşan koruyucu oksit tabakası ile alt yüzeyin mekanik ve kimyasal özelliklerinin farklı olmasından dolayı zamanla oksit tabakası (oksitler deney sırasında sanki mekanik alaşımlama yapılmış gibi mechanic mix layer tabakası oluşturur. Bu tabakada abrasif aşındırıcı gibi davranış sergiler dolayısıyla aşınma miktarı artar ve daha sonra yüzeyden bu mechanic mix layer oksit tabakaları koparak/delminasyonla uzaklaşınca) ile alt yüzey arasında başlayan çatlamlar deleminasyon tipi bir aşınma mekanizmasına dönerek oksitli bu tabakanın bir kısmının yüzeyden aşınma atıkları olarak uzaklaşmasına sebep olur. Uzaklaşan bu aşınma atıkları çoğu zaman bir abrasiv partikül gibi davranarak aşınma mekanizmasını abrasyon tip mekanizmaya çevirebilmektedirler. Diğer bir kısım oksitler ise üzerindeki yük ve kayma hızına bağlı olarak alt yüzeye gömülürler [151, 152].

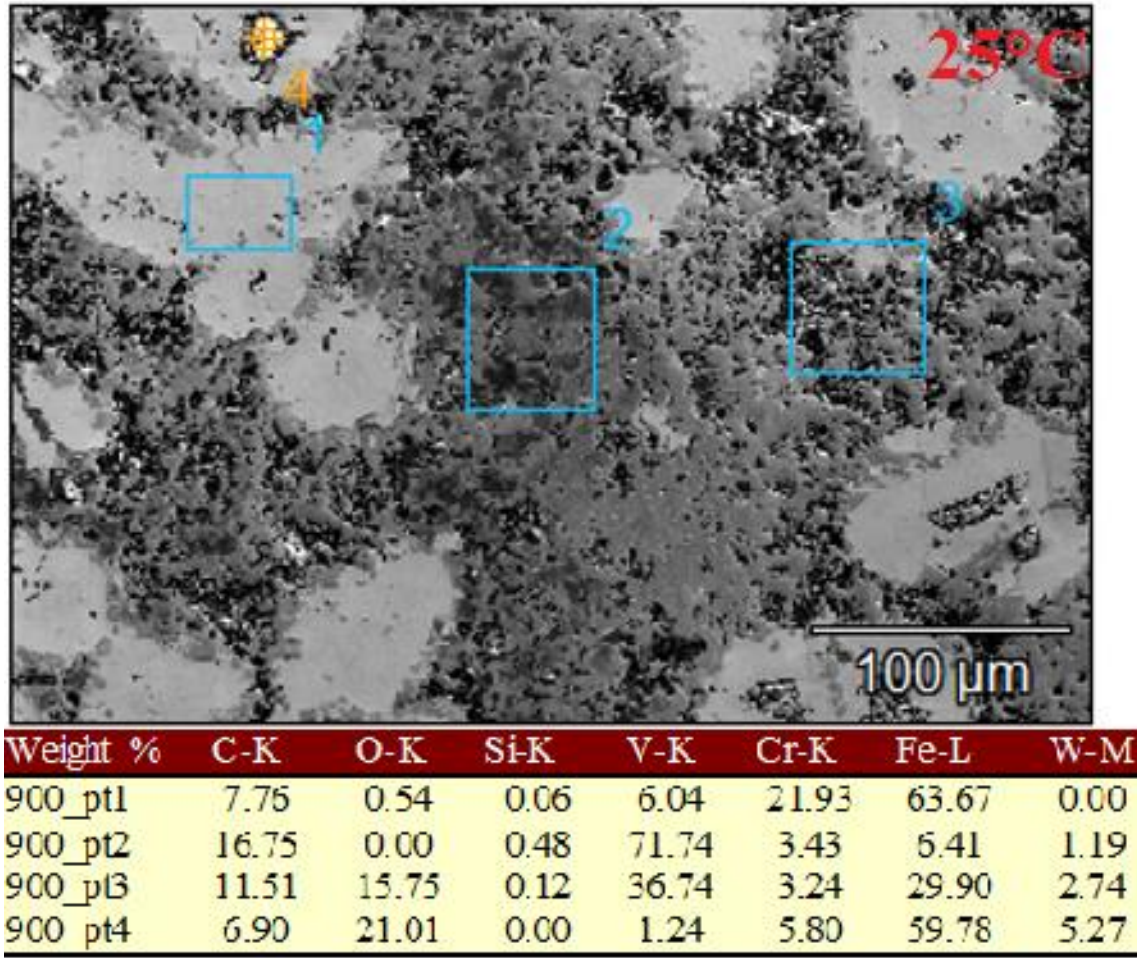
250°C’de gerçekleştirilen aşınma deneylerinde ise yine oksidasyon tipi aşınma mekanizması baskın olarak görülmektedir. Ancak daha önce anlatıldığı üzere yüzeyde oluşan oksit filmi daha sonrasında mikron seviyesinde aşınma partiküllerine ayrılmaya başlamıştır. Bu ayrılma SEM fotoğrafı üzerinde de görüleceği gibi (Şekil 6.21) tekrarlı yükler altında malzeme yüzeyinde meydana gelen bası ve çeki gerilmelerine bağlı olarak aşınma izi yönüne dik olarak meydana gelen mikro çatlamların oluşmasıdır. Meydanada gelen bası ve çeki gerilmeleri sanki mekanik alaşımlama yapılmış gibi mechanic mix layer tabakası oluşturur bu tabakada abrasif aşındırıcı gibi davranış sergiler [153, 154].

Ayrıca aşınma atığı haline gelmiş oksitler aşındırıcı bilya ile alt yüzey arasında sıkışarak abrasiv gibi davranmış ve malzeme yüzeyinde plastik deformasyonun artmasında yardımcı olmuşlardır. Burada dikkat çeken diğer bir durum ise aşınma olayının grafit nodüllerinin yanından başladığını söylemek doğru olacaktır. Çünkü Şekil 6.1.a.’da görüldüğü üzere perlit

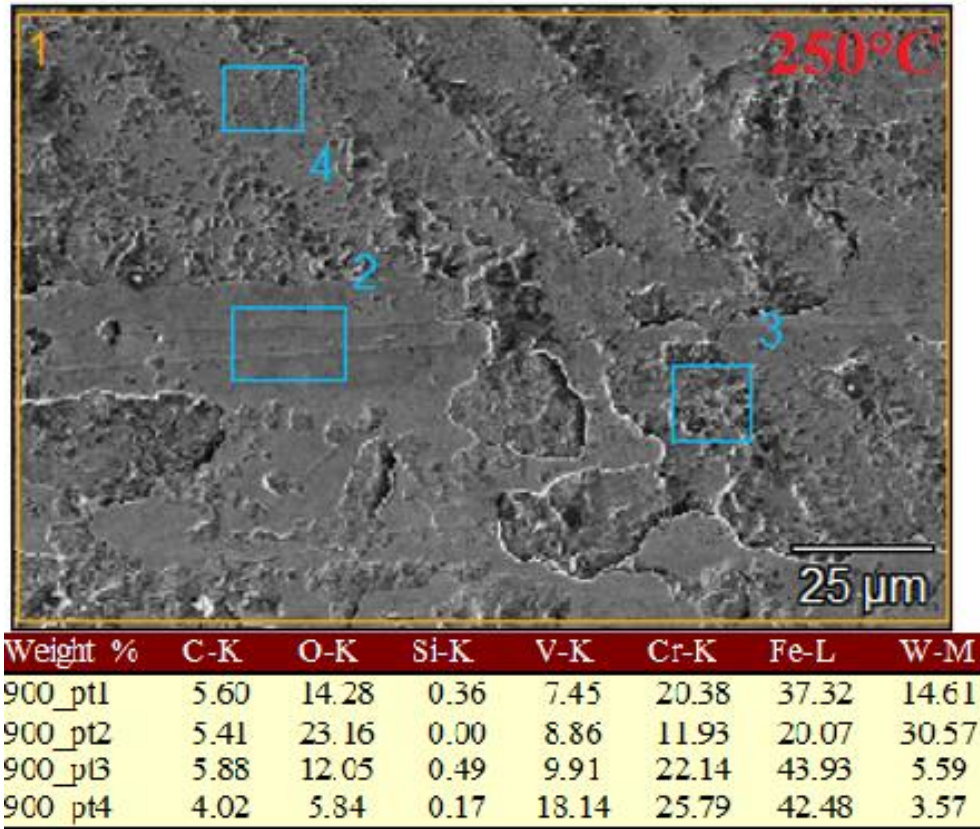
matris içerisinde gömülü olan grafit nodüllerinin çevresindeki zayıf kenarların en fazla aşındığı dolayısıyla aşındırma işlemi sırasında öncü noktalar olduğu ve aşınma direncini düşürdüğü anlaşılmıştır (Şekil 6.21).

500°C ve 750°C gerçekleştirilen deneylerde aşınma mekanizması tamamen oksidasyon ve bu oksit tabakasının parçalanması sonucu meydana gelen plastik deformasyona dönüşmüştür. Her iki sıcaklıkta da yapılan deneyler sonucunda aşınma yüzeyinden alınan EDS analizlerinde görülmektedir ki yüzeyin tamamı oksitçe zengin bir yüzeye sahiptir. Yine bu sıcaklık aralıklarında yapılan deneylerde numune yüzeylerinde daha yüksek oranlarda W elementinin tespit edilmiş olması aşındırıcı yüzeyden karşı malzemeye element transferi olduğunu göstermektedir. Bu durum iki şekilde açıklanabilir. Birincisi artan sıcaklık ile birlikte WC bilyanın mekanik özelliğinde bozulma olması ikincisi artan sıcaklık ile birlikte yüzeyde oluşan oksit tabakasının kimyasal bileşiminin değişmesi ve bilyayı aşındırmasıdır [110].

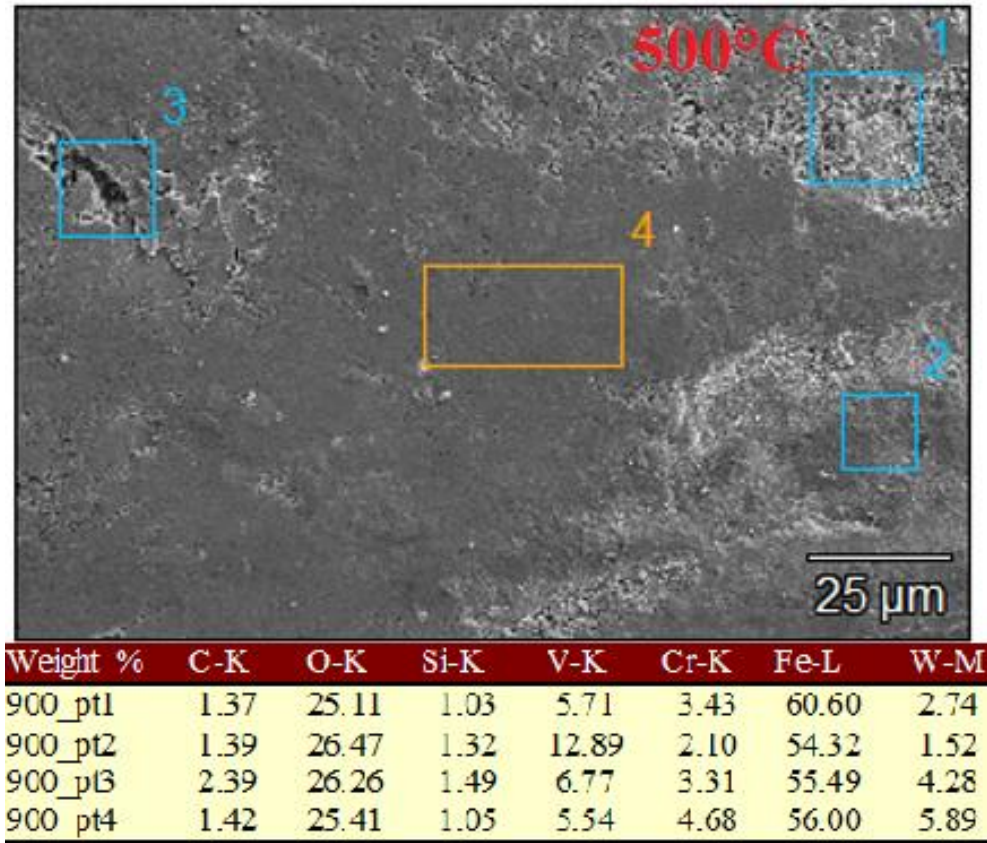
Şekil 6.24- Şekil 6.27 aralığında farklı sıcaklıklarda yapılan aşınma deneyleri sonucu numune yüzeyinden alınan SEM resimleri ve EDS analizleri verilmiştir.



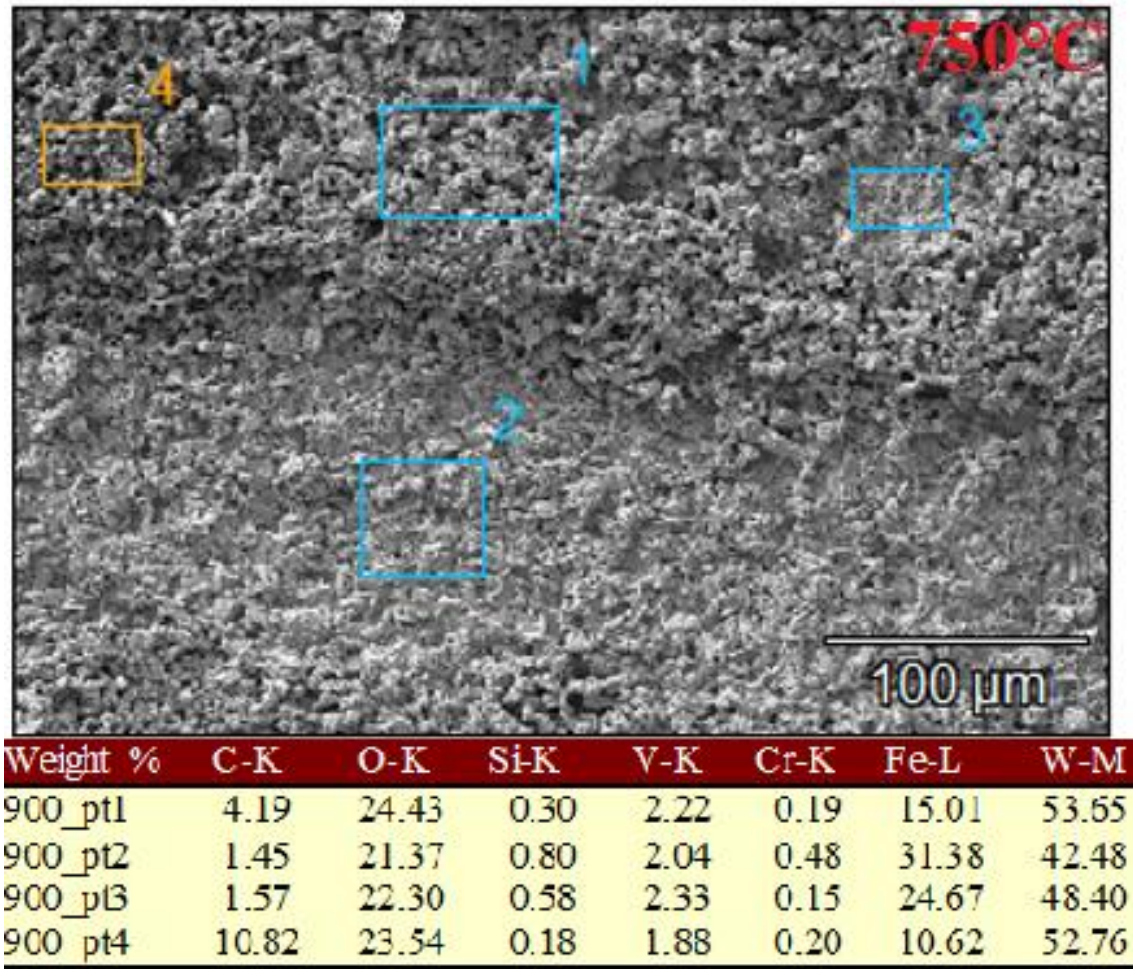
Şekil 6.24. 25°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 900 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi [110]



Şekil 6.25. 250°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 900 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi [110]



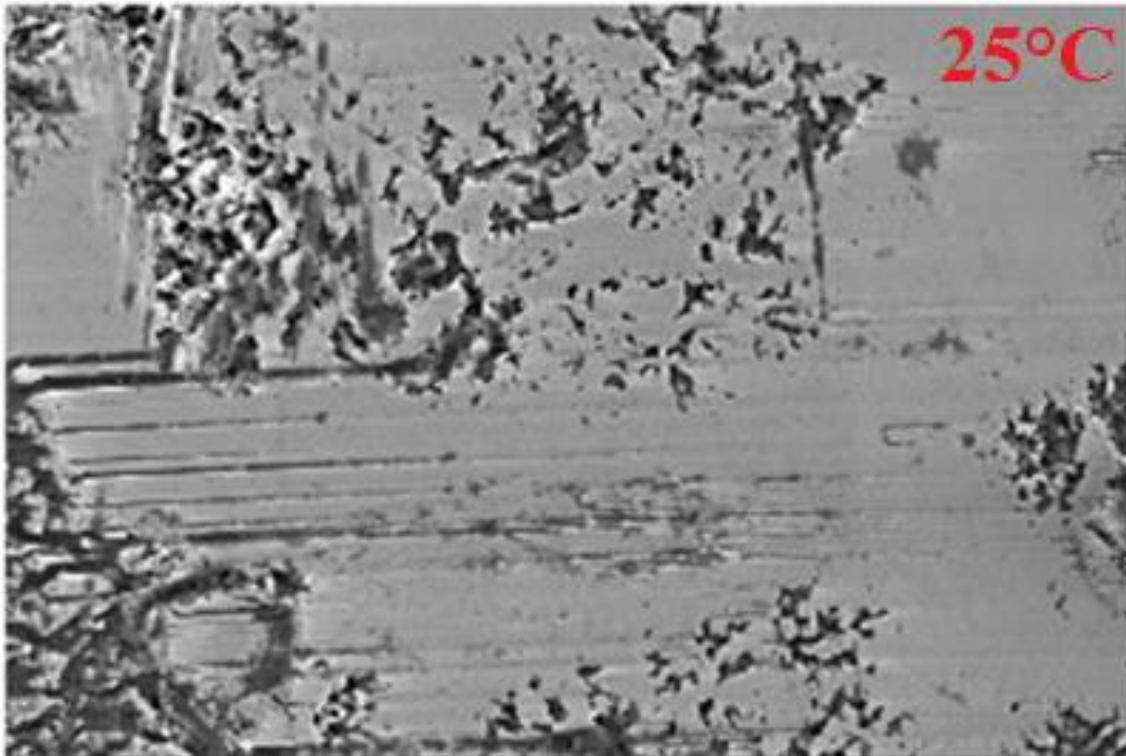
Şekil 6.26. 500°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 900 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi [110]



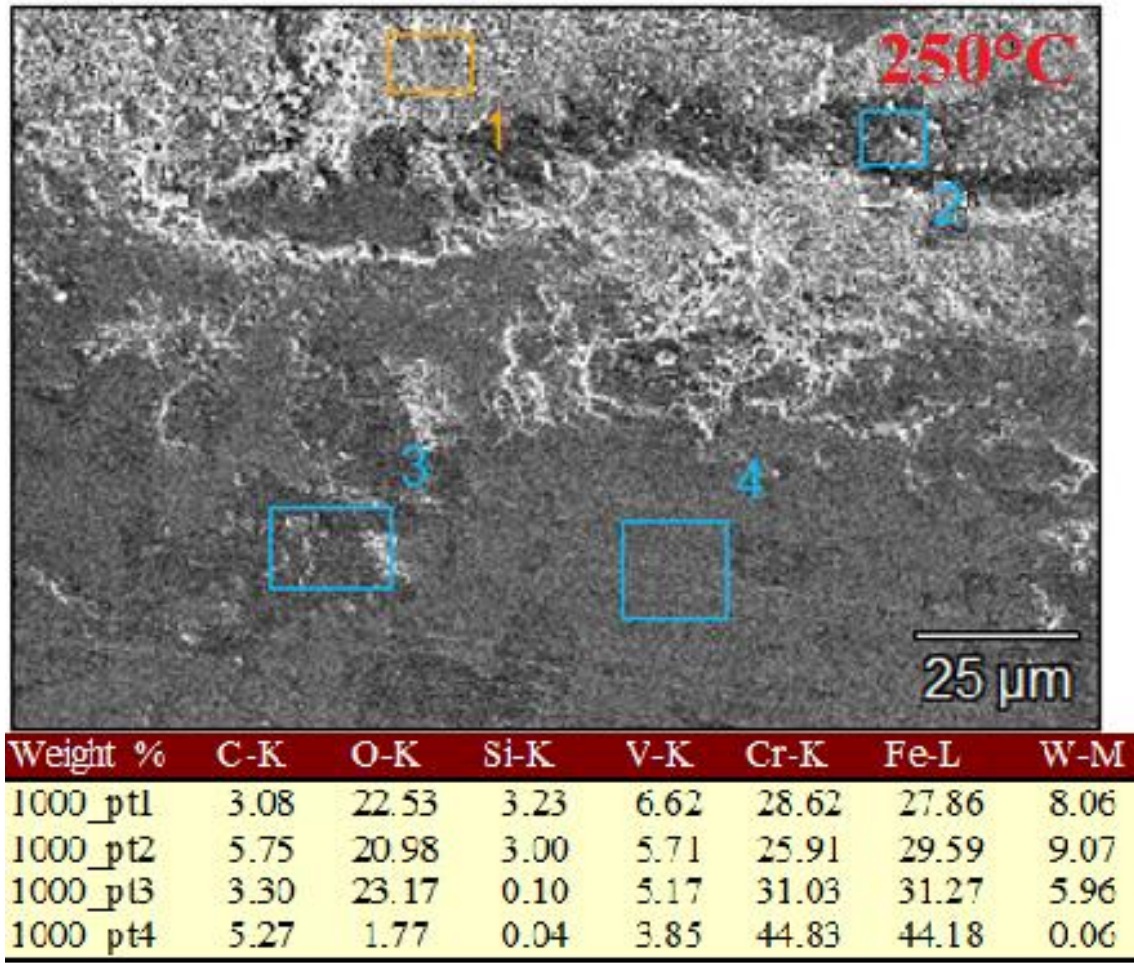
Şekil 6.27. 750°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 900 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi [110]

Şekil 6.24’de verilen 900°C’ de TRD işlemine tabi tutulduktan sonra oda sıcaklığında aşınma testine tabi tutulan numunenin SEM aşınma izi fotoğrafı incelendiğinde yüzeyde belirgin bir aşınma izine rastlanmamıştır. Bu durumu yüzeyde oluşan Cr_2VC_2 , VC ve CrC fazlarının sahip olduğu yüksek sertlik ve elastite modülleri ile ilişkilendirmek mümkündür. Şekil 6.24’de 250°C’de aşındırılmış numunenin bazı bölgelerinde mikro çizilme ve dökülme aşınma izleri görülmektedir. Bu iki numunenin aşındırılmış yüzeylerinden alınan EDS analizinde görüldüğü üzere Cr oranlarının oldukça yüksek olduğu V oranlarının ise nispeten daha düşük olduğu dikkat çekmektedir. Bu durum bu sıcaklıklarda aşınma işleminin yüzeydeki 5-10 μm aralığındaki Cr’ca zengin tabakada cereyan ettiğini göstermektedir. 250°C’de gerçekleştirilen deneylerde yüzeyde yüksek oranda yüzeyde tespit edilen W elementi ise sertlik kısmında anıldığı üzere yüzey sertliğinin yüksek olduğunu ve aşınma hacim kayıplarının düşük olmasına destekler niteliktedir. Şekil 6.26’da verilen 500 °C’de

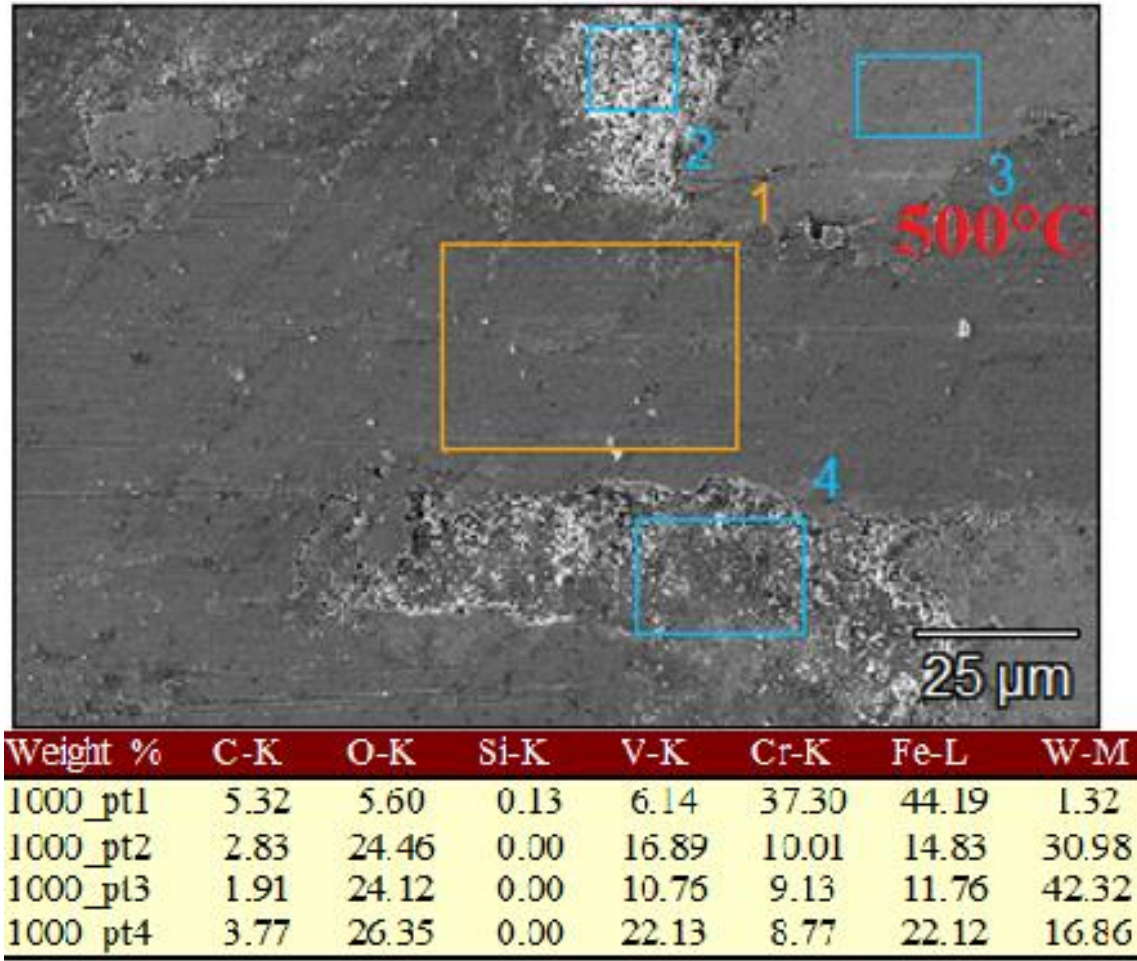
gerçekleştirilen aşınma deneylerinde ise Cr oranının azaldığı V oranlarının ise arttığı dolayısıyla aşınma olayının Cr'ca zengin bölge aşıl原因 olarak V'ca zengin bölgede ceryan ettiği söylenebilir. Ayrıca bu sıcaklıkta daha yüksek oksijenin varlığının diğer iki sıcaklığa göre arttığı dolayısıyla oksidasyon tipi aşınmanın daha baskın olduğu söylenebilir. SEM resmi incelendiğinde ise yüzeyde oluşan oksit filmi daha sonrasında mikron seviyesinde aşınma partiküllerine ayrılmış ve aşındırıcı oksitler bilya ile altlık arasında sıkışarak kaplamadaki bası ve çeki gerilmelerini artırdığından kaplamaların yüksek sertlik değerlerinden dolayıda işlemsiz GGG-80 malzemeden farklı olarak bazı bölgelerde kırılmaya neden olmuştur. Şekil 6.27'de verilen 750°C'de aşınmış yüzey resmi incelendiğinde ise sadece az miktarda vanadium tespit edildiği dolayısıyla kaplamanın büyük oranda döküldüğü görülmektedir. Ancak, bu bölgeden alınan EDS analizi sonucunda %50 civarında W aşındırıcı top atıklarının tespit edilmiş olması bu sıcaklıkta gerçekleştirilen aşınma testlerinin hava ortamında gerçekleştirilmesi ile kaplamaların sert oksitlere dönüşmüş olabileceği aşındırıcı bilyanın uyguladığı yüksek çeki ve bası gerilmeleri sonucu Flaking tipi kırılma şeklinde aşınırken yüksek sertliklerinden dolayı aşındırıcı bilyayı da hasara uğrat düşünülmektedir.



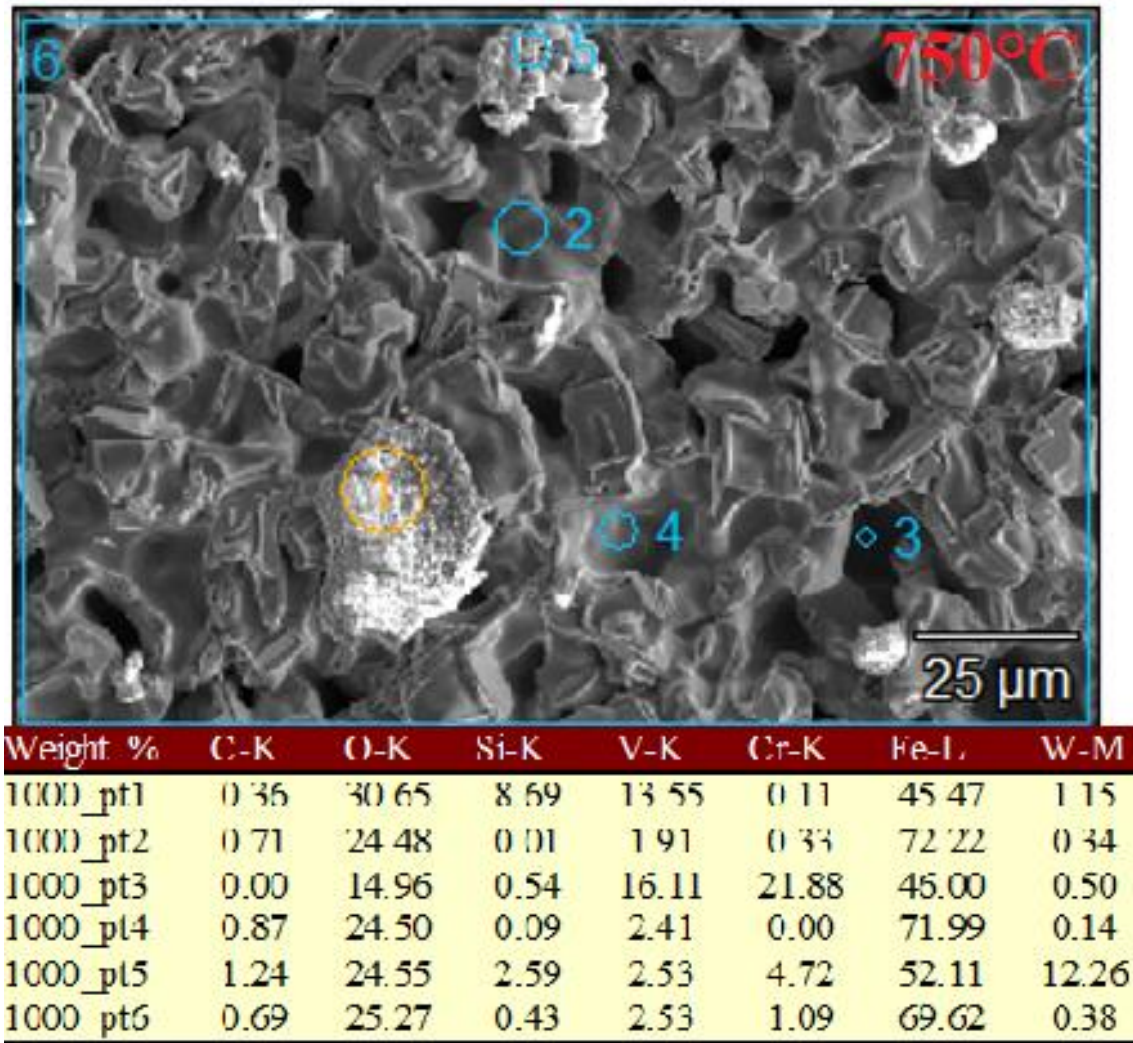
Şekil 6.28. 25°C'de aşınma işlemine tabi tutulmuş 1000 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi [110]



Şekil 6.29. 250°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 1000 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi [110]



Şekil 6.30. 500°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 1000 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi [109]

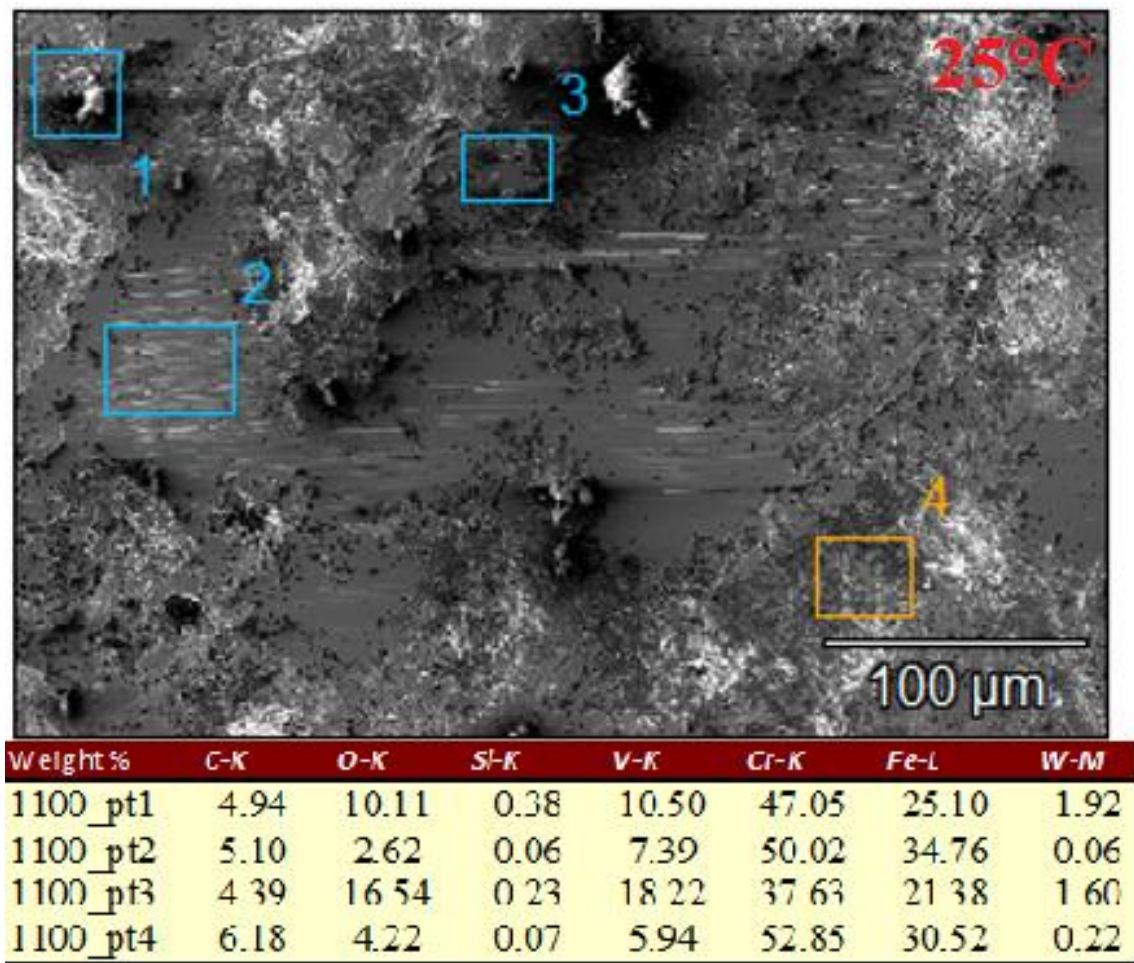


Şekil 6.31. 750°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 1000 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi [109]

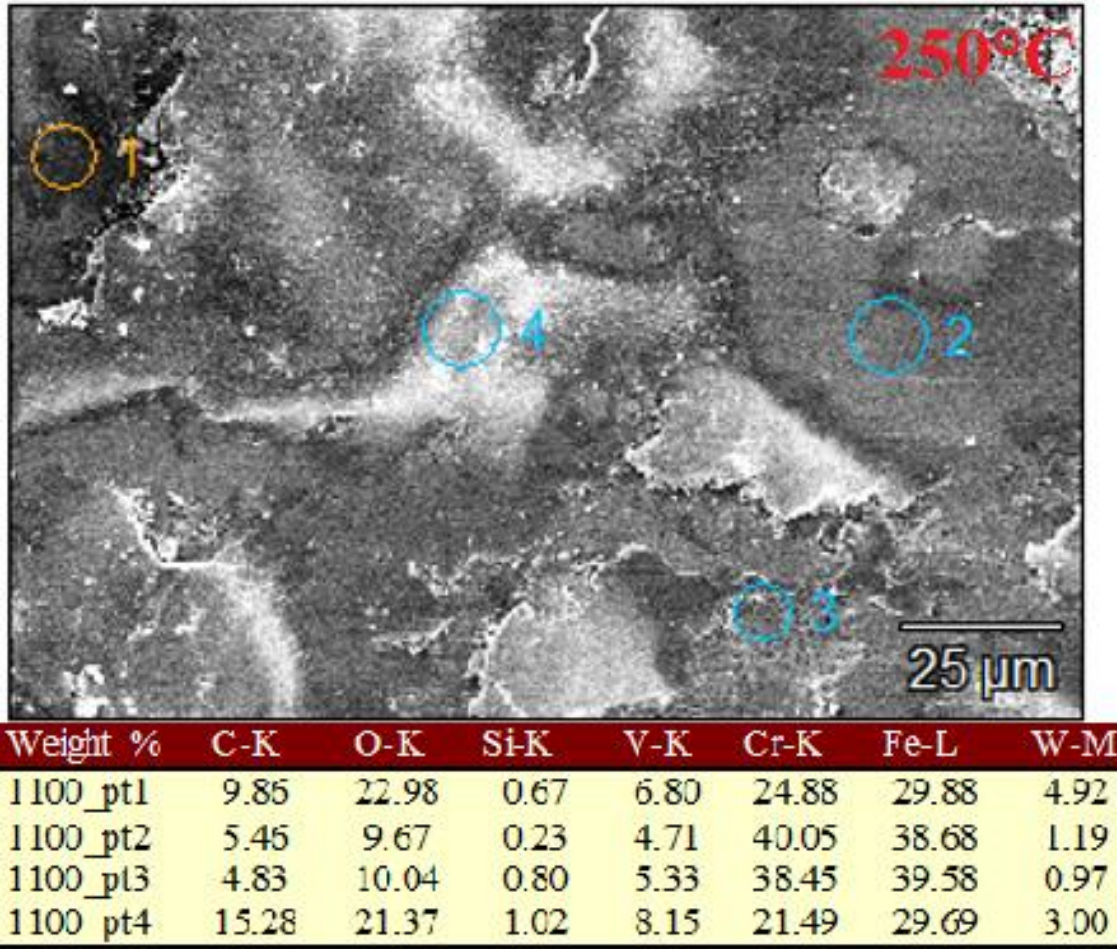
Şekil 6.28.’de verilen 1000 numunesinin oda sıcaklığı SEM resmi incelendiğinde ise mikroçizilme ve pitting bölgelerinin varlığı söz konusudur. Şekil 6.29’de verilen 250°C gerçekleştirilen deneylerde ise aşınmış yüzeyin bazı bölgelerinde mikroçizilmelerin paralelinde kaplama tabakasında dökülmelerin (Pt 2) olduğu ve aşınma atıklarının (Pt 2) varlığı varlığı söz konusu iken diğer kısımlarda ise (Pt 3 ve Pt 4) kaplama tabakasının aşınma işleminden etkilenmediği görülmektedir. Bu bölgelerden (Pt1-Pt4) alınan EDS analizlerinde Cr’nun oldukça yüksek olması aşınma işleminin en üst Cr’ca zengin bölgede devam ettiğini göstermektedir. Şekil 6.30.’de verilen 500°C’de ise Cr’nun varlığını sürdürdüğü pürüzsüz yüzey ile birlikte (pt1 ve pt3) kaplama tabakasında spalling ile birlikte aşınma işleminin V’ce zengin bölgelere indiği (Pt2 ve Pt 4) görülmektedir. Bu bölgeler aşınma bilyasının merkezi etrafında olan doğru boyunca konumlanmış V, W ve O bakımından zengindir. W

bakımından zengin olması aşındırıcı topun kaplamaları aşındırmaktan çok uyguladığı kuvvet ile kırdığı ve kendisinin de aşındığını göstermektedir. Şekil 6.31.'de verilen 750°C'de gerçekleştirilen deneylerde ise Cr miktarının çok düşük olduğu V miktarının ise bölge bölge değişiklik arz ettiği görülmektedir. SEM resmi üzerinde aşınma atıklarının mechanical mixing layer aşınmasındaki vortex-like structure andiran yüzeyde pürüz ve çukurcuk oluşumları söz konusudur [153].

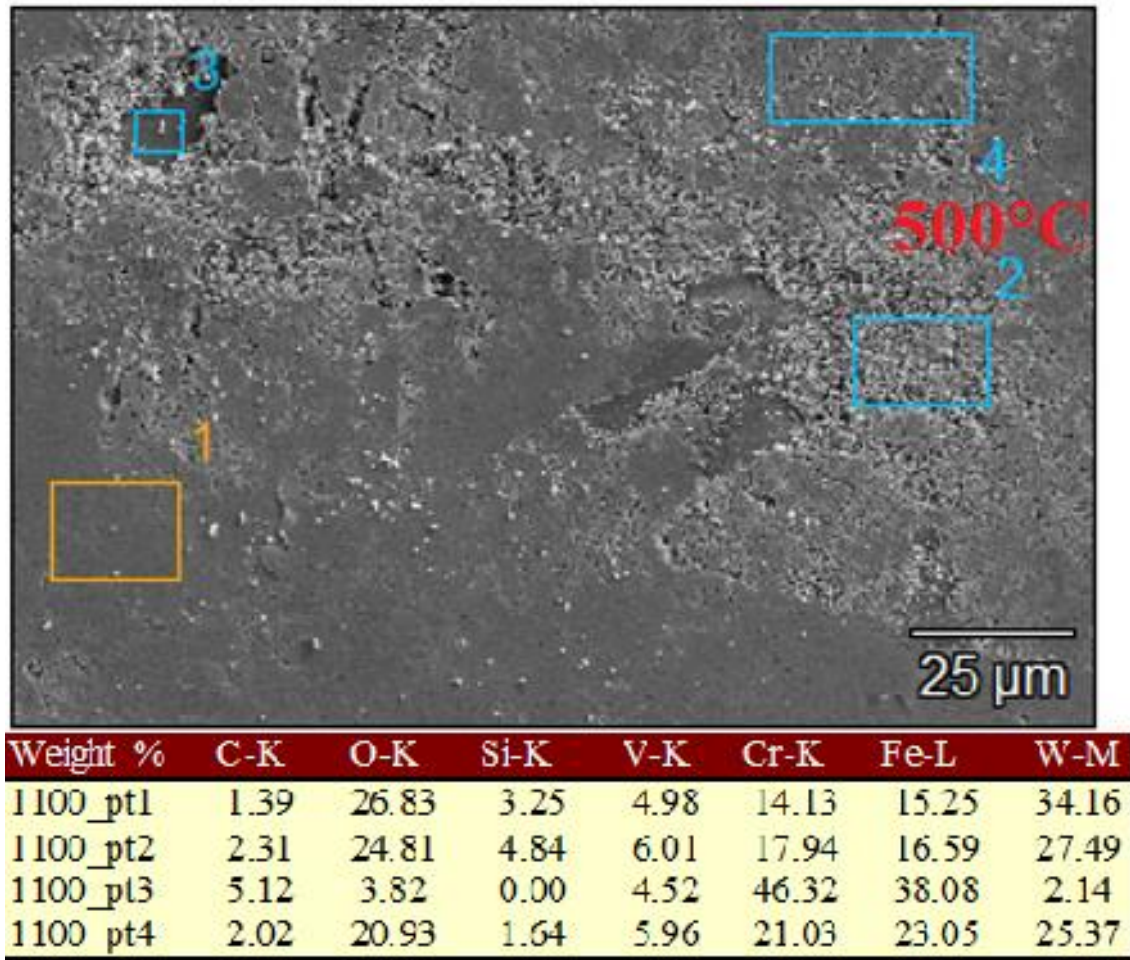
Şekil 6.32-Şekil 6.35 aralığında aşınma işlemine tabi tutulmuş 1100 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizleri verilmiştir.



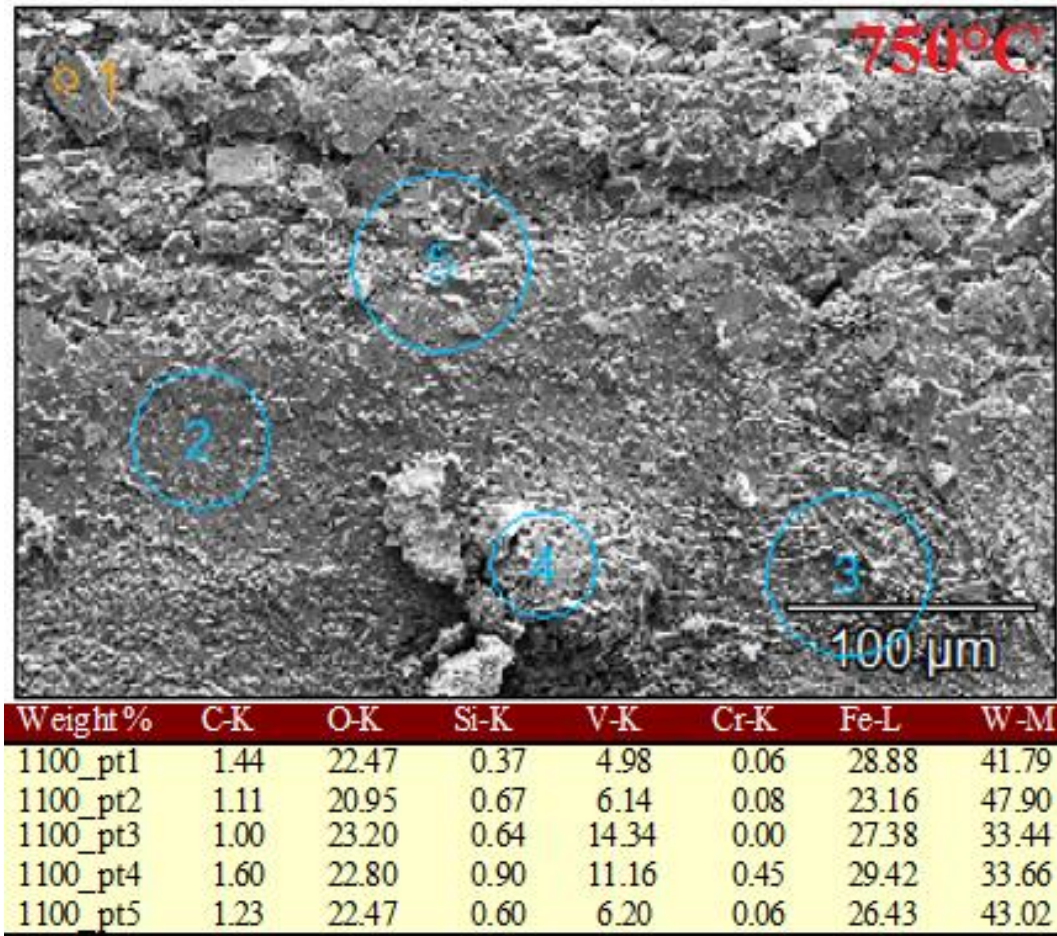
Şekil 6.32. 25°C'de aşınma işlemine tabi tutulmuş 1100 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi [109]



Şekil 6.33. 250°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 1100 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi [109]



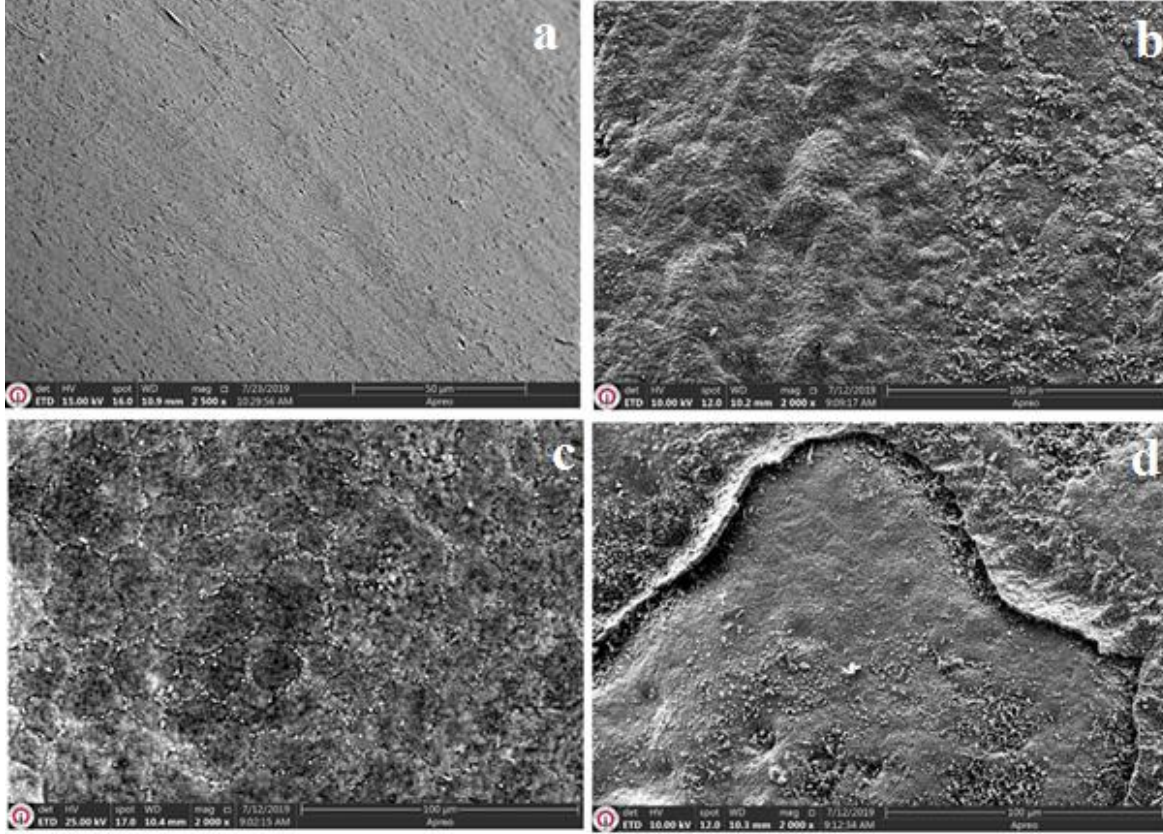
Şekil 6.34. 500°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 1100 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi [110]



Şekil 6.35. 750°C’de aşınma işlemine tabi tutulmuş 1100 numunesinin yüzeyinden alınan SEM görünümü ve EDS analizi [110]

Şekil 6.32.’de verilen 1100 numunesinin yüzey SEM resimleri incelendiğinde özellikle oda sıcaklığında aşınmış yüzeyin üzerinde %40 civarında Cr’ca zengin bölgenin varlığını sürdürdüğü ve bu kromca zengin bölgenin 500°C’ye kadar yüzeyde %20 civarında olduğu görülmektedir. Şekil 35’de verilen 750 °C’de ise yüzeydeki Cr miktarının yüzde %1’in altına düştüğü dolayısıyla aşınma işleminin vanadyumca zengin bölgede ve gerçekleştiği görülmektedir. Bu numunede dikkat çeken bir diğer husus ise aşınmış topdan kopan parçacıkların 500°C ve 750°C’de çok fazla olmasıdır. Çünkü 1100 numunesi en yüksek sertliğe sahip (3200 HV) numunedir ve dolayısıyla 1917 HV olan VC aşındırıcı topun bu sıcaklığa karşı direnç gösteremediğini göstermektedir. Dolayısıyla 750°C meydana gelen hacim kayıplarının büyük bir kısmının aşınmadan kaynaklı olmaktan ziyade deneylerin açık havada gerçekleşmesi sonucu meydana gelen oksidasyon kayıpları sonucu oluştuğu ve bundan dolayı kaplanmış numunelerin oda sıcaklığına göre relative aşınma dirençleri oranının düşmesine neden olmuştur.

Aşınmış yüzeylerin EDS analizlerinde aşındırıcı topun varlığına rastlanması dolayısıyla en sert numunenin aşındırılması deneylerinde kullanılan bilyelerde 4'ünün yüzeyi SEM ile incelenmiştir (Şekil 6.36). WC aşındırıcı bilyenin deney öncesi ve sonrası ağırlık değişimleri de karşılaştırıldı.



Şekil 6.36. 10 N yük altında (a) 25, (b) 250 (c) 500 ve (d) 750 ° C sıcaklıklardaki aşınma testlerinden sonra WC topunun yüzeyinden elde edilen SEM görüntüleri [109]

Aşındırıcı WC topun yüzey resimleri incelendiğinde oda sıcaklığında aşındırıcı topun üzerinde çok küçük önesiz kılcal çiziklerin olduğu görülmektedir. 250 ve 500°C’de gerçekleştirilen testte ise micron altı birçok aşınma atığının WC top üzerinde ve taneler arasındaki boşluklarda biriktiği görülmektedir. 750°C’de ise aşındırıcı topun bazı kısımlarına aşınma artıklarının yapışmasının yanında bazı kısımlarında ise kabuk şeklinde katmaların kalktığı görüldüğü dikkat çekmektedir. Bu durum aşındırıcı WC topun 500°C’ye kadar kullanılabileceği ancak 750°C için farklı aşındırıcı topların denenebileceğini göstermektedir. Deney öncesi 1.639 ± 0.005 olarak ölçülen aşındırıcı topun oda sıcaklığı, 250°C, 500°C ve 750°C ağırlıkları sırasıyla 1638, 1645, 1683 ve 1575 gr olarak ölçülmüş olması yukarıdaki SEM görünüşleri destekler niteliktedir.

7. SONUÇLAR

Tez çalışmasında, küresel grafitli dökme demirlerin bir kalitesi olan GGG-80 alaşımı TRD yöntemi kullanılarak 900°C, 1000°C, 1100°C sıcaklıklarında 1 saat CrV kaplanmıştır. Kaplama işleminin ardından kaplama tabakalarının SEM, EDS, XRD, adhezyon testi, yüzey pürüzlülüğü, mikrosertlik testi, nanoindentasyon testi, yüksek sıcaklık aşınma, 3 farklı çözeltide elektrokimyasal korozyon testlerine rabi tutularak kaplamasız GGG-80 ile farklı sıcaklıklarda kaplamanın mikroyapı, mekanik özellikler ve korozyon dirençlerine etkisi incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

1. GGG-80 üzerinde 900°C, 1000°C ve 1100 °C'de 1 saat süre ile yüzeyde yoğun, sürekli, çatlak ve prozite içermeyen CrVC kompozit kaplama tabakaları elde edilmiştir.
2. Elde edilen kaplama tabakası her yerde homojen dağılım göstermemiş olup EDS sonuçlarına göre yüzeyden iç kısma doğru Cr'ca zengin CrVC kaplama bölgesi, V'ca zengin CrVC kaplama bölgesi, Fe-C-Cr-V'un bulunduğu kaplama ayırım çizgisi, küresel grafit nodüllerinin çözündüğü geçiş bölgesi ve en altta ısıl işleminden etkilenmeyen matris olmak üzere 5 bölgeye ayrılmıştır.
3. Elde edilen CrVC kaplama tabakalarının kalınlık ve sertlik değerleri artan işlem sıcaklığı ile artış göstermiştir. Literatürde çelikler üzerine gerçekleştirilmiş olan CrVC kaplamalara göre 2 katı aşan kaplama kalınlıkları ve daha yüksek sertliğe sahip kaplama tabakaları elde edilmiştir. Daha kalın kaplama tabakalarının elde edilmiş olması kullanılan nanoboyutlu kaplama tozları ve KGDD'lerin içeriğindeki yüksek karbon içeriklerine atfedilebilir iken daha yüksek sertlik değerleri ise kompozit karbür fazlarının birbiri içerisine disperse olmaları dolayısıyla dislokasyon yoğunluklarının artırmış olmalarına bağlanabilir.
4. XRD analizleri sonucunda yapıda baskın fazın Cr_2VC_2 ve VC fazı olduğu bunun yanında Cr_7C_3 ve Cr_3C_2 fazlarının da olduğu tespit edilmiştir. Bu faz oluşumları EDS sonuçları ile de desteklenmiştir.
5. Nano sertlik sonuçlarında bazı bölgelerden alınan değerlerde 38 GPa ulaşılmış olup mikro sertlik sonuçlarına göre bir miktar daha yüksektir. Bu durum mikrosertlik alınırken kullanılan ucun daha büyük bir bölgeyi baz alırken nanosertlikte ise malzemenin daha küçük bir bölgesi üzerinden alınan sertlik değerini vermesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Ortalama sertlik değerleri ise 32 GPa civarında olup

mikrosertlik değerleri ile birbirine yakındır.

6. Nanoindentasyon sonuçlarına bakılarak elde edilen elastite modülü değerlerinde sertlik artışı ile beraber genelde bir artış görölmüş olup. Kaplama tabakası ve geçiş bölgelerinin tamamının eşastite müdülü değerleri esas malzemeden yüksek olarak ölçölmüştür.
7. Kaplama işlemleri sonucunda KGDD'leri diğer dökme demirlere göre üstün kılan ancak korozyon olayında galvanik bölge oluşturmaları ve aşınma olayında esas metale göre daha önce aşınması sebebiyle dezavantaj oluşturan kürsel grafit nodülleri çözöldüğü ve çözönen C'nun refrakter geçiş metalleri karbürlerine dönüştüğü tespit edilmiştir.
8. Kürsel grafit nodülleri çözöndüröldüğünden galvanik korozyon oluşumu engellenmiş ve kaplanmış numunelerin tamamı her üç korozitif sıvıda daha iyi bir korozyon direnci sağlamıştır. Kaplamaların korozitif sıvılardaki (NaCl, H₂SO₄ ve HNO₃) korozyon dirençleri işlemsiz GGG-80 numunesine göre sırasıyla 7,5, 13 ve 72 kat daha iyidir.
9. TRD işlemleri ile elde edilen yüzey sertliği ve elastite modülleriindeki artış, kaplanmış numunelerin genellikle işlemsiz GGG 80'den daha düşük sürtünme katsayısı değerleri ve daha düşük hacim kayıplarına maruz kalması sağlanmıştır.
10. Kaplanmış numunelerin tamamı tüm aşınma deneylerinde işlemsiz GGG-80 numunesinden daha iyi aşınma direnci göstermiştir. Aşınma direnci artan sertlik ile artmış ve aşınma test sıcaklığı ile azalmıştır.
11. WC aşındırıcı bilya, oda sıcaklığında yapılan deneylerde herhangi bir aşınma kaybına maruz kalmamıştır. Bununla birlikte, 250°C ve 500°C'de yapılan deneylerde yüzeylerdeki yapışma nedeniyle topun ağırlığı artmıştır. 750°C'de ise kabuk şeklinde kopmalar dolayısıyla aşındırıcı topun ağırlığının azaldığı tespit edilmiştir.

8. ÖNERİLER

1. Bu çalışma sonucunda KGDD'lerin korozyon ve aşınma dirençlerinin TRD kaplamalar ile iyileştirilebileceği ve bu alaşımların uygulama alanlarını arttırabileceği öngörülmektedir.
2. KGDD'lere uygulanan temperleme ve östemperleme işlemlerinin krom vanadium karbür kaplamaların mekanik özellikleri ve korozyon dirençlerine etkisi incelenebilir.
3. KGDD'lerin yüksek sıcaklık uygulamalarına göz önünde bulundurularak krom-vanadyum karbür kaplamaların termal yorulma dirençleri incelenebilir.
4. Krom- vanadyum karbür kaplamaların yüksek sıcaklıklardaki aşınma dirençleri dolayısıyla yüksek sıcaklık oksidasyon ve korozyon dirençleri incelenebilir.



KAYNAKLAR

1. Çetin, M. (2005). Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin aşınma davranışlarının geliştirilmesi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Ankara.
2. Goodrich, G.M., (2003). “Mechanical properties of ductile iron”, Iron Castings Engineering Handbook, AFS, Printed in the United States of America, 147-169.
3. Karsay, S.I., (1985). Ductile iron, production practices, American Foundrymen’s Society, Inc, USA, 24-77.
4. Forrest, R. (1987). The Challenge and opportunity presented to the SG iron industry by the development of austempered ductile iron, BCIRA Report 1700, July.
5. Karaman, S. (2011). Küresel grafitli dökme demirlerin (GGG40, GGG50, GGG60, GGG70) üretim sürecinin ve mekanik özelliklerinin incelenmesi, (Yüksek Lisans Tezi), Trakya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Edirne.
6. Kayalı Y., Yalçın Y., (2009). “Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisi”, 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS’09), 13-15, Karabük, Turkey, Mayıs.
7. Gökmeşe H, Karadağ H, Bülbül Ş, (2018). Farklı sıcaklıklarda uygulanan normalizasyon ısıtma işlem şartlarının küresel grafitli dökme demir mikro yapı ve mekanik özelliklerine etkisi, Uluslararası Mühendislik Araştırma ve Geliştirme Dergisi, Cilt/Volume:10 Sayı/Issue:2 Haziran/June
8. Goodrich, G.M., “Metallurgy of cast irons”, (2003). Iron castings engineering handbook, AFS, Printed in the United States of America, 47-61.
9. Öztürk, E. (2019). Östemperleme sıcaklığının küresel grafitli dökme demirlerin mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisi, (Yüksek Lisans Tezi). Konya Teknik Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Konya.
10. ASM Handbook, (1994). Surface Engineering, vol. 5, ASM International Handbook Committee, Ohio. ISBN: 978-0-87170-384-2.
11. Ksiazek, M, Boron, L., Marta Radecka, Marta., Richert, M., Tchorz, A., (2016). Mechanical and tribological properties of HVOF-Sprayed (Cr₃C₂-NiCr+Ni) composite coating on ductile cast iron. Journal of Materials Engineering and Performance, 25, pp. 3185–3193.
12. Günen, A., (2015). Çelik dişli sondaj matkaplarında takım ömrünün artırılması, 213M629 TÜBİTAK Sonuç Raporu.
13. Ulutan, M. (2007). AISI 4140 çeliğinin yüzey sertleştirme işlemleri ve kaplama yöntemleri sonrası mekanik davranışlarının araştırılması, Doktora Tezi (Ph. D.), Osmangazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.
14. Bhushan, B. (1987). Overview of coating materials, surface treatments, and screening techniques for tribological applications—part 1: coating materials and surface treatments testing of metallic and inorganic coatings, ASTM STP 947, W. B. Harding and G. A. Di Ban, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia.
15. Arai, T. (2015). Thermochemical Surface Engineering of Steels, Chapter 19- The

thermo-reactive deposition and diffusion process for coating steels to improve wear resistance, Pages 703–735.

16. Günen, A. , Kurt, B. , Milner, P. , & Gök, M. S. (2019). Properties and tribological performance of ceramic-base chromium and vanadium carbide composite coatings. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Volume 81, pp. 333-344.
17. ASM Handbook, (1993). Casting, Volume 15, Ninth Edition, ASM.
18. Güler, O. , (2019). Vermiküler grafitli dökme demirlerde kesit hassasiyetinin içyapı özelliklerine olan etkilerinin incelenmesi, Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Afyon.
19. Yılmaz, A.Y. , (2019). Küresel grafitli dökme demirlerde termal analiz yöntemi ile karbon eşdeğerliğinin tayini, mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisinin incelenmesi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya.
20. Çetin, M. , (1998), Karabük Pikiinden küresel grafitli dökme demir üretiminde etkili parametreler, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
21. Çolak, O. , (2019). Küresel grafitli dökme demirlerin üretiminde modülün mikro yapı ve mekanik özelliklere etkisi, Bayburt Üniversitesi, Fen Bilimler Enstitüsü Yüksek Lisans Tezi, Bayburt.
22. ASM International Handbook Committee, (1988). ASM Volume 15 Casting. Metals Park Ohio: ASM International.
23. Odabaşı, A. (2004). Kokil ve kum kalıba döküm yöntemleriyle üretilen yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin x-ışınları ve taramalı elektron mikroskobu çalışmalarıyla karakterize edilmesi, İstanbul Teknik Üniversitesi Yüksek Lisans Tezi, İstanbul.
24. Karayel, G. (2019). Bor katkılı yüksek alaşımlı (ni-hard 4) beyaz dökme demirlerde tungsten ilavesinin mikroyapı, aşınma ve mekanik özellikler üzerine etkisi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü Yüksek Lisans, Kocaeli.
25. Elliott, R. (1988). Cast Iron Technology, Butterworth-Heinemann.
26. Davis, J.R. (2014). Surface engineering for corrosion and wear resistance, CRC Press, Taylor & Francis Group, p. 289.
27. Tekin, E.(2013). Çelikler ve dökme demirler için kuramsal uygulamalı metalografi, Türkiye Döküm Sanayicileri Derneği, İstanbul.
28. Angus, H. (1976). Cast iron: physical and engineering properties, Elsv., 2nd., London, 1-8.
29. ASTM A197M (2015). Standard specification for cupola malleable iron, 2: 124.
30. Mills, K.D. (1972), Spheroidal graphite cast iron-its development and future, The British Foundryman, Jan.
31. AFS, 1973, The first 25 years of ductile iron, Modern Casting, 63(5).
32. Demirlek, M. (2013). “Küresel grafitli dökme demirlerin yüksek çevrimli yorulma davranışına silisyum oranının etkisi”, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri

Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul.

33. Duran, S. (2019). GGG-70 Dökme demir yüzeyinin kutu sementasyon tekniği ile ve kaplanabilirliğinin araştırılması, Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans, Nevşehir.
34. Fatahalla, N. (1996). Journal of Material Science, 33, 4933-4937
35. Karsay, S.I. (1976). "Ductile Iron" Production, Quebec Iron and Titanium Corp
36. Ferizoğlu, M.T. (1988). Küresel grafitli dökme demirde kaliteye etki eden bazı parametreler, Metalurji Dergisi, 75, 53-56.
37. Stefanescu, D.M. , Other. (1985). AFS Transactions, 85-135,835-848
38. Yu, S.K., Loper Jr, C.R., Cornell, H.H. (1986). AFS Transactions, 86-97,557-576
39. Crews, D.L., Carlon, R., Goudzward, J. (1974). AFS Molten Metal Processing,USA
40. Elliott, R. (1990). Cast Iron Technology, Butterworth, London
41. Venugopalan, D. , Alagarnsay, A. (1990). AFS Transactions, 90-122,395-400.
42. Guerin, L., Gagne, M. (1987). The Foundryman, 5(7), 336-344.
43. Tanrıverdi, A. (2015). "Küresel grafitli dökme demirin delmeişleminde yüzey kalitesi, takım aşınması ve daireselliğin araştırılması. Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Karabük.
44. Handbook, A.M. (1990). "Properties and selection: irons, steels and high performance alloys", 1, 10,, Asm International.
45. Çelik, Ö. (2001). "Küresel grafitli dökme demirlerin aşınma davranışları", İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul.
46. Brown, J.R. (2000). "Foseco Ferrous Foundryman's Handbook", Butterworth-Heinemann, ISBN: 075064284X
47. Weng, Z., Wang, A., Wang. Y., Xiong, D., Tang, H., (2016). Diode laser cladding of Fe-based alloy on ductile cast iron and related interfacial behavior, Surface & Coatings Technology 286, pp. 64–71.
48. Yürektürk, Y. (2018). Effect of austempering and aluminizing processes on properties of high silicon spheroidal graphite ductile irons, ph.d. thesis, İstanbul Technical University, Graduate School of Science Engineering And Technology, İstanbul.
49. ASM Metals Handbook, (2005).Vol. 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, "Classification and Basic Metallurgy of Cast Iron," ASM, Materials Park, OH, pp. 25–29.
50. Cavallini, M., Di Bartolomeo, O. ve Iacoviello, F. (2008). Fatigue crack propagation damaging micromechanisms in ductile cast irons, Engineering Fracture Mechanics, 75, 694–704, İtalya.
51. Gider, G. (2015). GGG-60 sınıfı küresel grafitli dökme demirde östemperleme ısıtılmasının çekme, yorulma ve aşınma özelliklerine etkisi.İstanbul Teknik Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul.

52. Ceschini, L., Campana, G., Pagano, N., Angelini, V., (2016). Effect of laser surface treatment on the dry sliding behaviour of the ENGJS400-12 ductile cast iron, *Tribology International* 104 342–351.
53. Zeng, D., Lu, L., Zhang, N., Zhang, Y., Zhang J. (2017). Investigation on the scuffing resistance of ductile cast iron as affected by fine particle bombardment to produce surface hardened layer and micro-dimpled surface, *Wear* 378-379, pp. 174–182.
54. Kurt, B., Gunen A., Kanca, Y., Koç, V., Gök, M.S., Kırar, E., Askerov, K. (2018). “Properties and tribologic behavior of titanium carbide coatings on aisi d2 steel deposited by thermoreactive diffusion,” vol. 70, no. 11, pp. 2650–2659.
55. Hayashi, M. (1998). Features on thermal fatigue of ferrite matrix ductile cast iron, *Low Cycle Fatigue and Elasto-Plastic Behaviour of Materials* pp.161-166.
56. Mittemeijer, E.J. and Somers, M.A.J. Ed. (2015). *Thermochemical surface engineering of steels*, 1st ed., Woodhead Elsevier, Cambridge.
57. Davis, J.R. (2014). *Surface engineering for corrosion and wear resistance*, CRC Press, Taylor & Francis Group, p. 289.
58. Günen, A., Kanca, Y., Karahan, İ. H., Karakaş, M. S., Gök, M. S., Kanca, E., & Çürük, A. (2018). A comparative study on the effects of different thermochemical coating techniques on corrosion resistance of STKM-13A steel. *metallurgical and materials Transactions A*, 49(11), 5833-5847.
59. Karamış, M.B. Nair, F. Selçuk, B. (1995). Tribological properties of borided materials, 6th Denizli Materials Symposium Proceedings Book, pp. 446–454.
60. Sarıkaya, Ö. (2007). Aşınmaya karşı yüzey mühendisliği yöntemleri. *Sakarya*, s. 248-254.
61. Pan., E.N., Fan., C.C., Chang, H.Y. (2010). High temperature thermal fatigue property of thin-section ductile cast iron, *AFS Transactions, American Foundry Society*, paper 10-056. Pdf, page 1-12, Schaumburg, IL USA.
62. Sinoplu Ö. (2012). Termo - Reaktif Difüzyon (Trd) yöntemiyle titanyum karbür kaplanan aisi d3 seri soğuk iş takım çeliğinin mikroyapı ve aşınma özelliklerinin incelenmesi, Bartın Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Bartın.
63. Chen-Yi, W., Fan-Shiong C., (2005). Thermoreactive deposition/diffusion coating of chromium carbide by contact-free method, *Materials Chemistry and Physics* 91, pp. 192–199.
64. Sen. S., Ozdemir. O., Demirkıran A.Ş., Sen. U., (2012). Oxidation kinetics of chromium carbide coating produced on AISI 1040 steel by thermo-reactive deposition method during high temperature in air. *Advanced Materials Research*, Vol. 445, pp. 649-654,.
65. Kılınç, B., Durmaz, M., Karabulut, A., Sen, U., Sen, S. (2016). Corrosion behavior of CrN and CrAlN coatings formed on AISI D2 steel, 18th International Metallurgy & Materials Congress.
66. Aghaie-Khafri, M., & Fazlalipour, F. (2008). Vanadium carbide coatings on die steel

- deposited by the thermo-reactive diffusion technique. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 69(10), 2465-2470.
67. Ghadi,, H. Saghafian,, M. Soltanieh, Z.G. Yang, *Int. J. Miner. Metall. Mater.* (2017) 24:12 1448
 68. Matijevic, B. (2013). A model of vanadium carbide growth on steel surfaces obtained by thermo reactive deposition, *JOM*, Vol. 65, No. 11.
 69. Ghadi, A., Soltanieh, M., Saghafian, H., Yang, Z.G. (2016). Investigation of chromium and vanadium carbide composite coatings on CK45 steel by thermal reactive diffusion, *Surface & Coatings Technology* 289 1–10.
 70. Günen, A., Karahan, İ. H., Karakaş, M. S., Kurt, B., Kanca, Y., Çay, V. V., & Yıldız, M. (2019). Properties and Corrosion Resistance of AISI H13 Hot-Work Tool Steel with Borided B 4 C Powders. *Metals and Materials International*, 1-12
 71. Günen, A. (2020). Properties and high temperature dry sliding wear behavior of boronized Inconel 718. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 51(2), 927-939.
 72. Kon, Ö (2006). Termoreaktif difüzyon (TRD) yöntemi ile TBCN kaplanmış WC-Co kesici takımların ve çeliklerin aşınma özellikleri. Yüksek Lisans Tezi, SA.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Sakarya, 164 s.
 73. Ertürk, Ş. (2010). Termokimyasal yöntemle kaplanmış farklı kesici takım malzemelerin talaşlı işlem kabiliyetinin incelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, SA.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Eğitimi Anabilim Dalı, Sakarya, 102 s.
 74. Deniz, G. (2004). Termoreaktif difüzyon tekniği ile AISI 1010 ve AISI m2 çeliklerinin titanyumnitrür kaplanması. Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya.
 75. Cios, G., Bala, P., Stepien, M., Gorecki, K. (2015). Microstructure of Cast Ni-Cr-Al-C Alloy, *Archives of metallurgy and materials*, 60 1 DOI: 10.1515/amm-2015-0022.
 76. <https://en.wikipedia.org/wiki/Ferrochrome> Erişim Tarihi:2020-05-08
 77. Jorgenson, John D., Corathers, Lisa A ., Gambogi, Joseph, Kuck, Peter H ., Magyar, Michael J ., Papp, John F ., Shedd, Kim B. (2009). Mineral Yıllık 2006: Ferroalyajlar (PDF). Birleşik Devletler Jeoloji Araştırması . Erişim tarihi: 2009-02-27 ^
 78. Lisa A. Corathers; Joseph Gambogi; Peter H. Kuck; John F. Papp; Désirée E. Polyak; Kim B. Shedd. "Mineral Yıllık 2009: Ferro alaşımlar" (PDF) . Birleşik Devletler Jeoloji Araştırması . Erişim tarihi: 2011-11-22 .
 79. Hathaway, GJ. (2004). Proctor, NHProctor ve Hughes işyerinin kimyasal tehlikeleri; Wiley-Interscience: Hoboken.
 80. Swinbourne, DR., Richardson, T ., Cabalteja, F. (2016). Hesaplamalı termodinamik modelleme ile ferrovanadyum eritme işlemini anlama. *Cevher Hazırlama ve Çıkarma Metalurjisi* 125 (1), 45-55.
 81. Gasik, M. (2013). Ferro Alaş. El Kitabı: Teori ve Teknoloji; Butterworth-Heinemann Ltd: sl.
 82. ABD Jeolojik Araştırma; Vanadyum. Mineral emtia özetleri (2018). ABD Jeoloji

Araştırması 2018, 180-181.

83. Sutulov, A., Wang, C. T. (2018). Vanadyum işleme <https://www.britannica.com/technology/vanadium-processing#ref82021> (erişim tarihi: 22 Mar 2018).
84. Britannica, E. (2018). Vanadium'dan TE <https://www.britannica.com/science/vanadium> (erişim tarihi: 22 Mar 2018).
85. Ivanova, E. A.; Narkevich, N. A. (2008). Nitrürlenmiş ferrovanadyum ile dispersiyon sertleştirilmiş ve elektron-ışın yöntemi ile uygulanan kaplamalar. *Steel in Translation*, 38 (10), 820-823.
86. Lou, D. C., Akselsen, O. M., Onsøien, M. I., Solberg, J. K., & Berget, J. (2006). Surface modification of steel and cast iron to improve corrosion resistance in molten aluminium. *Surface and Coatings Technology*, 200(18-19), 5282-5288.
87. Aigbodion, V. S., Mohammed, V. A. O., Yakubu, S. I., & Agunsoye, J. O. (2007). Corrosion characteristics of vanadium alloyed ductile cast iron in nitric acid. *Journal of Applied Sciences Research*, 4(10), 1267-1271.
88. Akay, S. İ. (2007). Küresel grafitli dökme demirlere uygulanan yüzey işlemlerinin aşınma direncine etkisinin incelenmesi. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü Yüksek Lisans Tezi, İstanbul.
89. Döngel, A. (2008). Bortemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin yüksek sıcaklık aşınma davranışının incelenmesi. Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
90. Toptaş, M. (2009). Farklı ısı işlemlerin küresel grafitli dökme demirin yorulma davranışına etkisi, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Afyon.
91. Ayday, A., (2013) Elektrolitik plazma teknolojisi ile küresel grafitli dökme demir malzemesinin yüzey özelliklerinin geliştirilmesi. Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Sakarya.
92. Cheng, X., Hu, S., Song, W., & Xiong, X. (2013). Improvement in corrosion resistance of a nodular cast iron surface modified by plasma beam treatment. *Applied Surface Science*, 286, 334-343.
93. Cheng, X., & Li, Z. (2014). Surface strengthening treatment of nodular cast iron by plasma beam. *Journal of Materials Engineering*, 4(1), 12-18.
94. Lin, C. K., Hsu, C. H., Cheng, Y. H., Ou, K. L., & Lee, S. L. (2015). A study on the corrosion and erosion behavior of electroless nickel and TiAlN/ZrN duplex coatings on ductile iron. *Applied Surface Science*, 324, 13-19.
95. Gülsün, K. (2016). Yüzey borlanmış ve farklı matriks yapıları küresel grafitli dökme demirin aşınma özelliklerinin incelenmesi. Balıkesir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Balıkesir.
96. Gençsoy, U. (2016). GGG40 küresel grafitli dökme demirin mikroyapı ve mekanik özelliklerine östempereleme ve indüksiyonla yüzey sertleştirme işleminin etkisi, Fırat

Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans, Elazığ.

97. Karaca, B., & Şımşır, M. (2017). The effects of austempering and induction hardening on the wear properties of camshaft made of ductile cast iron. *Acta Physica Polonica A*, 131(3), 448-452.
98. Reséndez, R. R., Miramontes, J. A. C., Casas, E. A., de Jesús Pérez, M., Arredondo, E. R., Armenta, I. R., ... & Calderón, F. A. (2017). Effect of Temperature and Time of Austempering in Corrosion Resistance of Ductile Cast Irons Immersed in Acid Solutions. *ECS Transactions*, 76(1), 133-141.
99. Mohamed, T. F. H., Abd, S. S., Rehim, E., & Ibrahim, M. A. M. (2017). Improving the corrosion behavior of ductile cast iron in sulphuric acid by heat treatment. *Der. Chem. Sin.*, 8(1000), 513-523.
100. Toktaş, G., Toktaş, A., & Gülsün, K. (2017). Matris yapısının ve borlama süresinin Cu-Ni-Mo alaşımlı Kgdd'in aşınma davranışına etkisinin incelenmesi. *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 32(2), 449-457.
101. Tuncer, R. (2018). HVOF yöntemiyle kaplanmış küresel grafitli dökme demirin sıcak korozyon davranışının araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.
102. Zhao, C., Zhang, J., & Nie, X. (2018). Tribological behavior of nitrided ductile iron d6510 under different contacting conditions. *Tribology Online*, 13(3), 101-107.
103. Yürektürk, Y., & Baydoğan, M. (2018). Effect of aluminizing and austempering processes on structural, mechanical and wear properties of a SSF ductile iron. *Materials Research Express*, 6(1), 016550.
104. Bonabi, S. F., Ashrafizadeh, F., Sanati, A., & Nahvi, S. M. (2018). Structure and corrosion behavior of arc-sprayed Zn-Al coatings on ductile iron substrate. *Journal of Thermal Spray Technology*, 27(3), 524-537.
105. Yürektürk, Y., & Baydoğan, M. (2018). Characterization of ferritic ductile iron subjected to successive aluminizing and austempering. *Surface and Coatings Technology*, 347, 142-149.
106. Akinribideab, O. J., Akinwamide, S. O., Olarewaju, O., Ajibolaa, B. A. O., Oluwagbenga Olusunle, S. O., & Olubambia, P. A. (2019). Corrosion behavior of ductile and austempered ductile cast iron in 0.01 M and 0.05 M NaCl Environments. *Procedia Manufacturing*, 30, 167-172.
107. Su, X., Zhao, S., Sun, H., Yang, X., Zhang, P., & Xie, L. (2019). Chromium carbide coatings produced on ductile cast iron QT600-3 by thermal reactive diffusion in fluoride salt bath: Growth behavior, microstructure evolution and kinetics. *Ceramics International*, 45(1), 1196-1201.
108. Hammamı F. (2019). Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirde ısıtım işlem parametrelerinin optimizasyonu, Dokuz Eylül Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü
109. Günen, A., Kalkandelen, M., Karahan, İ. H., Kurt, B., Kanca, E., Gök, M. S., & Karakaş, M.S. (2020). Properties and Corrosion Behavior of Chromium and Vanadium Carbide Composite Coatings Produced on Ductile Cast Iron by Thermoreactive Diffusion Technique. *Journal of Engineering Materials and*

Technology, 142(4).

110. Günen, A., Kalkandelen, Gök, M. S., Kanca, E., Kurt, B., Karakaş, M.S. Karahan, İ. H. & Çetin M. (2020). Characteristics and High Temperature Wear Behavior of Chrome Vanadium Carbide Composite Coatings Produced by Thermo-Reactive Diffusion. *Journal of Engineering Materials and Technology*, (Accepted 08.09.2020).
111. Pierre D'Ans , Jean Dille, Marc Degrez. (2011). Thermal fatigue resistance of plasma sprayed yttria-stabilised zirconia onto borided hot work tool steel, bonded with a NiCrAlY coating: Experiments and modelling, *Surface & Coatings Technology* 205 3378–3386.
112. Daimler Benz adhesion test. Richtlinien. No. 3198. Verein Deutscher Ingenieure (VDI). Dusseldorf: VDI-Verlag; 1992. p. 7–12.
113. Oliver, W.C. and Pharr, G.M., (1992). An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of materials research*, 7 (6): 1564-1583.
114. Cheng, Y.T. and Cheng, C.M., (2000). What is indentation hardness?. *Surface and Coatings Technology*, 133: 417-424.
115. Bull, S. J. (2005). Nanoindentation of coatings. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 38(24), R393.
116. Oliver, W.C. and Pharr, G.M., (2004). Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. *Journal of materials research*, 19 (1): 3-20.
117. Özarslan, S., (2018). Yüksek basınçlı döküm yöntemi ile üretilen biyobozunur mg alaşımlarının mekanik ve korozyon özelliklerine nadir element ilavesinin etkisi, Mustafa Kemal Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora tezi, Hatay.
118. Demir, M., Kanca, E., & Karahan, İ. H. (2020). Characterization of electrodeposited Ni–Cr/hBN composite coatings. *Journal of Alloys and Compounds*, 844, 155511.
119. Zammit, A., Abela, S., Betts, J. C., Michalczewski, R., Kalbarczyk, M., & Grech, M. (2019). Scuffing and rolling contact fatigue resistance of discrete laser spot hardened austempered ductile iron. *Wear*, 422, 100-107.
120. Dueñas, J. R., Hormaza, W., & Güiza, G. C. (2019). Abrasion resistance and toughness of a ductile iron produced by two molding processes with a short austempering. *Journal of Materials Research and Technology*, 8(3), 2605-2612.
121. Arai, T., & Harper, S. (1991). Thermoreactive deposition/diffusion process for surface hardening of steels. *ASM handbook*, 4, 725-740.
122. Srivastava, V. Joshi, R. Shivpuri, R. Bhattacharya, S. Dixit. (2003). A multilayer coating architecture to reduce heat checking of die surfaces, *Surf. Coat. Technol.* 163–164 631–636
123. Sen, U., S. Sen, and Yilmaz, F. (2003). Effect of copper on boride layer of boronized ductile cast irons." *Vacuum* 72.2, 199-204.
124. Baydoğan, M., Akay. İ. S. (2009). Successive boronizing and austempering for GGG-

- 40 grade ductile iron, *Journal of Iron and Steel Research. International*, 16(2): 50-54.
125. Mindivan, H., (2016). Investigation of thermochemical boriding effect on wear behavior of a GGG 50 quality as-cast ductile iron", *Industrial Lubrication and Tribology*, Vol. 68 Issue: 4, pp.476-481.
 126. Nickchi, T., Rostron, P., Barsoum, I., & Alfantazi, A. (2019). Measurement of local galvanic surface corrosion using scanning electrochemical microscopy on ductile cast iron. *Journal of materials science*, 54(12), 9213-9221.
 127. Savin, C., Nejneru, C., Perju, M. C., Bejinariu, C., Burduhos-Nergis, D., & Sandu, A. V. (2019). Galvanic corrosion of ductile cast iron coupled with different alloys in synthetic domestic waste water. *Revista De Chimie*, 70(2), 506-511.
 128. Sun, C., Xue, Q., Zhang, J., Wan, S., Tieu, A. K., & Tran, B. H. (2018). Growth behavior and mechanical properties of Cr-V composite surface layer on AISI D3 steel by thermal reactive deposition. *Vacuum*, 148, 158-167.
 129. Castillejo, F., Olaya, J. J., & Alfonso, J. E. (2019). Wear and corrosion resistance of chromium–vanadium carbide coatings produced via thermo-reactive deposition. *coatings*, 9(4), 215.
 130. Soares, C., Mariani, F. E., Casteletti, L. C., Lombardi, A. N., Totten, G. E. (2017). "Characterization of niobium carbide layers produced in ductile cast iron using thermo-reactive treatments," *Mater. Perform. Charact.*, 6-4, p. 20160093.
 131. Kurt, B., Özdoğan, L., Güney, B., Bölükbaşı, Ö. S., & Günen, A. (2020). Characterization and wear behavior of TiBC coatings formed by thermo-reactive diffusion technique on AISI D6 steel. *Surface and Coatings Technology*, 385, 125332.
 132. Wang, B., Liu, Y., & Ye, J. (2013). Mechanical properties and electronic structures of VC, V₄C₃ and V₈C₇ from first principles. *Physica Scripta*, 88(1), 015301.
 133. Qian, L., Li, M., Zhou, Z., Yang, H. and Shi, X. (2005). Comparison of nano-indentation hardness to microhardness. *Surface and Coatings Technology*, 195 (2-3): 264-271.
 134. Chattopadhyay, R. (2014). *Green tribology, green surface engineering, and global warming*. ASM International.
 135. Theuwissen, K., Lacaze, J., & Laffont, L. (2016). Structure of graphite precipitates in cast iron. *Carbon*, 96, 1120-1128.
 136. Stern, M., & Geary, A. L. (1957). Electrochemical polarization I. A theoretical analysis of the shape of polarization curves. *Journal of the electrochemical society*, 104(1), 56-63.
 137. Seikh, A. H., Sarkar, A., Singh, J. K., Mohammed, S., Khan, M. A., Alharthi, N., and Ghosh, M. (2019)., "Corrosion Characteristics of Copper-Added Austempered Gray Cast Iron (AGCI)," *Materials*, 12(3), p. 503.
 138. Lim, S. C., Batchelor, A. W., & Lim, C. Y. (2017). Introduction and basic theory of wear. In *ASM handbook*. Vol. 18, Friction, lubrication, and wear technology (pp. 223-

- 224). ASM International.
139. Stott, F. H. (2002). High-temperature sliding wear of metals, vol. 35, pp. 489–495.
 140. Günen, A., Serdar, M., Koç, V., Gök, M. S., Kanca, Y., Çürük, A., Demir, M. (2018). “Surface & Coatings Technology High temperature wear behavior of the surface-modified externally cooled rolls,” vol. 348, no. April, pp. 130–141.
 141. Çürük, A. (2017). Farklı kaplama teknikleri ile kaplanmış duşlu masa rollerinin yüksek sıcaklık aşınma ve korozyon davranışlarının incelenmesi, İskenderun Teknik Üniversitesi, Mühendislik Ve Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans, Hatay.
 142. Gök, M. S., Küçük, Y., Erdogan, A., Öge, M., Kanca, E., Günen, A. (2017). “Dry sliding wear behavior of borided hot-work tool steel at elevated temperatures,” *Surf. Coat. Technol.*, vol. 328, pp. 54–62.
 143. Anderson, A. E. (1992). Friction and wear of automotive brakes. ASM International.
 144. Ping, L., ve Bahadur, S. (1990). “Friction and wear behavior of high silicon bainitic structures in austempered cast iron and steel”, *Wear, Cilt* , 269-284.
 145. Stachowiak A. W, G., & Batchelor. (2013). *Engineering Tribology*, Fourth edi. Butterworth-Heinemann.
 146. Wesmann, J. A. R. , Espallargas, N. (2016). “Elucidating the complex role of surface oxides formed during sliding of self-mated warm sprayed WC-CoCr in different environments,” *Tribology Int.*, vol. 94, pp. 360–372.
 147. Sun, X. J. P. H. S. W. (2017). “The role of temperature and frequency on fretting wear of a like-on-like stainless steel contact,” *Tribol. Lett.*
 148. Kapoor, A., Franklin, F. J. (2000). “Tribological layers and the wear of ductile materials,” *Wear*, vol. 245, pp. 204–215.
 149. M. A. Ą , Hussainova, I. “Tribology international cermets surface transformation under erosive and abrasive wear \$,” *Tribology Int.*, vol. 43, no. 8, pp. 1566–1575.
 150. Du, H. L., Datta, P. K., Inman, I., Geurts, R., Ku, C., (2003). “Microscopy of wear affected surface produced during sliding of Nimonic 80A against Stellite 6 at 20 8 C,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 357, pp. 412–422.
 151. Inman F. T. , I. A., Datta, P. S., Du, H. L., Kübel, C., Wood, P. D., & Mahi, (2010). “High temperature tribocorrosion,” in *Shreir’s Corrosion*, no. September 1, , p. 331.
 152. Zhan, Y. Z. and Zhang G., (2004). Mechanical mixing and wear-debris formation in the dry sliding wear of copper matrix composite, *Tribol. Lett.*, vol. 17, no. 3, pp. 581–592.
 153. Feng, C., Wang, Y., Chen, W., Zhang, L. and Zhou, K. (2017). The mechanical mixed layer and its role in Cu-15Ni-8Sn/Graphite composites, *Tribol. Trans.*, vol. 60, no. 1, pp. 135–145.
 154. Cihan, E., Störmer, H., Leiste, H., Stüber, M., & Dienwiebel, M. (2019). Low friction of metallic multilayers by formation of a shear-induced alloy. *Scientific reports*, 9(1), 1-10

DİZİN

A

Abstract · iii
 adhezyon · ii, 19, 29, 31, 32, 41, 43, 44, 57, 59, 103
 Aktivatör · 21, 22
 Alman DIN 1693 · 16
 Anahtar Kelimeler · ii
 Aşınma · ii, iv, 19, 28, 30, 34, 37, 46, 47, 77, 82, 83, 104

B

Beyaz dökme demir · 10
 borür · 19, 27, 28

C

COF · 80, 81, 82
 CrV · 46, 48, 49, 50, 51, 55, 60, 69, 78, 81, 82, 103
 CrVC · 21, 37, 42, 48, 50, 51, 52, 53, 55, 56, 58, 59, 62,
 65, 67, 69, 72, 73, 74, 75, 76, 79, 84, 103
 CVD · xii, 19

Ç

Çizelge · xi, 6, 15, 16, 39, 49, 56, 61, 62, 65, 68, 69, 74,
 76, 80, 81, 82
 Çizelgelerin Listesi · xi

D

Danışman · i, ii
 Demir · ii, xii, 15, 19, 25
 difüzyon · ii, 20, 21, 32, 34, 52, 56, 57
 Difüzyon · ii, 18, 20, 21
 DÖKME DEMİR · 4
 Dökme demirler · 8, 18

E

EDS · iii, 30, 36, 41, 43, 44, 46, 47, 50, 52, 53, 55, 69, 70,
 71, 72, 73, 74, 75, 76, 83, 84, 85, 86, 87, 88, 89, 90,
 91, 92, 93, 94, 95, 96, 97, 98, 99, 100, 101, 102, 103
 EN 1563 · 16
 Etik Beyan · i

F

Fe-C Denge diyagramı · 5
 Ferro Cr · 25
 Ferro V · 25
 Fosfor · 6

G

geçiş bölgesi · 51, 55, 103
 GGG-80 · ii, iii, 39, 42, 46, 48, 49, 50, 51, 52, 55, 56, 62,
 64, 65, 67, 69, 72, 73, 74, 75, 76, 79, 81, 82, 85, 86,
 87, 94, 103, 104
 Giriş · 1
 grafit nodülleri · 37, 87, 104
 Gri dökme demir · 9

H

hacim kaybı · 83

i

iç yapı · 30
 İşlemsiz GGG-80 · 65
 işlenebilirlik · 37

K

Kalıntı Östenit · xii

Kaplama · ii, 21, 32, 33, 34, 36, 39, 40, 41, 42, 43, 44, 48,
49, 51, 54, 55, 56, 62, 64, 77, 103, 104

karbon · 17, 20, 21, 22, 25, 26, 36, 52, 87, 103

karbür · ii, 19, 20, 22, 23, 24, 35, 37, 41, 52, 80, 81, 103,
105

Key Words · iii

KGDD · 14, 15, 30

Kısaltmalar · xii

kompozit kaplama · ii, 19, 21, 37, 47, 103

korozyon · ii, 18, 19, 20, 21, 23, 24, 25, 26, 27, 29, 31,
32, 33, 34, 35, 37, 39, 43, 46, 52, 62, 63, 64, 65, 67,
68, 69, 72, 74, 75, 76, 103, 104, 105

Korozyon · ii, iv, 18, 27, 46, 62, 67, 68, 69, 72

Krom · xii, 24, 35, 105

Kükürt · 6

Küresel grafitli dökme demirler · 12

L

LC · 19

M

Mangan · 6

martenzit · 28, 30

MATERYAL METOT · 39

mikrosertlik · ii, 29, 33, 44, 55, 59, 62, 103

Mikrosertlik · 55, 56

mikroyapı · 8, 11, 27, 28, 31, 34, 41, 69, 74, 80, 103

N

Nanoindentasyon · 44, 59, 62, 104

Nikel · 29

nitür · 19, 20, 32, 52

O

oksit · 20, 37, 64, 67, 79, 80, 81, 82, 88, 89, 94

Oliver-Pharr metoduna · 45

Ö

östenitleme · 19, 27, 28, 29, 30, 34, 36

ÖZET · ii

P

PVD · xii, 19

S

SEM · ii, iii, 28, 30, 35, 36, 39, 40, 41, 43, 44, 46, 47, 48,
49, 50, 51, 57, 58, 65, 69, 70, 71, 72, 73, 74, 75, 76,
81, 83, 84, 85, 86, 87, 88, 89, 90, 91, 92, 93, 94, 95,
96, 97, 98, 99, 100, 101, 102, 103

sertlik · ii, 11, 16, 19, 23, 27, 28, 29, 30, 31, 32, 35, 36,
41, 43, 44, 55, 56, 59, 61, 62, 83, 93, 103, 104

silisyum · 22, 29

Simgeler · xii

Ş

Şekil · vii, viii, ix, 5, 8, 9, 10, 12, 14, 15, 23, 39, 40, 41,
42, 43, 44, 45, 48, 49, 50, 51, 52, 53, 54, 55, 56, 57,
58, 59, 60, 61, 64, 65, 67, 69, 70, 71, 72, 73, 74, 75,
76, 77, 78, 79, 81, 82, 84, 85, 86, 87, 88, 89, 90, 91,
92, 93, 94, 95, 96, 97, 98, 99, 100, 101, 102

ŞEKİLLERİN LİSTESİ · vii

T

Tafel · 62, 65, 67, 69

Temper dökme demir · 11

Termoreaktif Difüzyon Yöntemi · 20

TEŞEKKÜR · iv

TRD · iii, xii, 18, 19, 20, 21, 22, 23, 24, 25, 26, 27, 37, 38,
50, 52, 74, 80, 93, 103, 104, 105

TS · xii, 19, 30

TSE · xii

V

Vanadyum · xii, 25, 27

Vickers · 30

W

WC · ii, iii, 47, 89, 102, 104

X

XRD · ii, iii, 32, 34, 36, 41, 43, 46, 52, 53, 56, 103

XRD Analiz Çalışması · 46

Y

Yüksek Karbonlu Östenit · xii

yüksek sıcaklık aşınma · 103

yüzey · ii, 10, 17, 18, 19, 20, 28, 29, 30, 33, 37, 47, 48,
49, 52, 55, 67, 69, 77, 80, 81, 87, 88, 93, 97, 101, 102,
103, 104

yüzey pürüzlülüğü · 81, 103

Yüzey sertleştirme · 19



TEKNOVERSİTE



teknoversite **AYRICALIĞINDASINIZ**

İSTE

