



İSKENDERUN TEKNİK

ÜNİVERSİTESİ

LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

**YÜKSEK
LİSANS
TEZİ**

**AISI D3 SOĞUK
İŞ TAKIM ÇELİĞİ YÜZEYİNDE
NİYOBYUM KARBÜR
KAPLAMALARININ
OLUŞTURULABİLİRLİĞİ,
AŞINMA VE KOROZYON
DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ**

Hasan Hüseyin AÇIKGÖZ

**METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI**

OCAK 2023





İSKENDERUN TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

OCAK 2023



**AISI D3 SOĞUK İŞ TAKIM ÇELİĞİ YÜZEYİNDE NİYOBYUM KARBÜR
KAPLAMALARININ OLUŞTURULABİLİRLİĞİ, AŞINMA VE
KOROZYON DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ**

HASAN HÜSEYİN AÇIKGÖZ

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

**İSKENDERUN TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ**

OCAK 2023

AISI D3 SOĞUK İŞ TAKIM ÇELİĞİ YÜZEYİNDE NİYOPYUM KARBÜR
KAPLAMALARININ OLUŞTURULABİLİRLİĞİ, AŞINMA VE KOROZYON
DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ
(Yüksek Lisans Tezi)

Hasan Hüseyin AÇIKGÖZ

İSKENDERUN TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

Ocak 2023

ÖZET

Korozyon ve aşınma hasarları endüstriyel ekonomilere her yıl yüksek maliyetler getirmektedir. Aşınma ve korozyon hasarları esas olarak malzemelerin yüzey ve yüzeye yakın katmanlarının özellikleri ile ilgili olduğundan, bu hasarları önlemek ve malzemelerin performansını iyileştirerek kullanım ömrünü uzatmak için yüzeyde sert bir kaplama veya ince film oluşturmak önemli bir çözümdür. Bu nedenle, yüzey mühendisliği ve teknolojisi alanı, malzemenin kimyasal ve fiziksel bileşimini korumak ve yüzey özelliklerini değiştirmek için geliştirilmiştir. Bu çalışmada AISI D3 çeliğinin yüzeyinde Termo-reaktif difüzyon yöntemi (TRD) kullanılarak 900, 1000 ve 1100°C'de 2,4,6 saat parametreleri ile Niyobyum karbür (NbC) kaplama tabakası oluşturulmuştur. Oluşan NbC kaplama tabakasının karakterizasyonu Taramalı Elektron Mikroskopu ve Enerji Dağılım Spektroskopisi (SEM-EDS), X-ray Difraktometre (XRD), mikrosertlik, nano-indentasyon, Vickers adhezyon testi, aşınma testi ve elektrokimyasal korozyon testi ile belirlendi. Korozyon testleri oda sıcaklığında %3,5 NaCl solüsyonunda elektrokimyasal olarak yapılmıştır. Aşınma testleri oda sıcaklığında 10 N yük altında 100-250 m kayma mesafesinde 6,3 mm çapında Al₂O₃ topuna karşı 200 mm/s hız ve 8,00 mm aşınma iz çapı parametrelerinde gerçekleştirilmiştir.

TRD işlemi sonucunda, 8,75-17,10 µm kalınlık aralığında ve 1558-2286 HV_{0,025} sertlik aralığında, alt tabaka ile mükemmel adezyona sahip, kompakt, pürüzsüz ve çatlaksız NbC tipi bir tabakası elde edilmiştir. TRD sıcaklığına ve süresine bağlı olarak, NbC kaplamalar, işlemsiz AISI D3'e kıyasla aşınma direncini 5 kat'a kadar ve korozyon direncini 14 kat'a kadar iyileştirmiştir. NbC kaplamaların kalınlık ve mikrosertlik değerleri artan sıcaklık ve zamanla artmış olmasına karşın aşınma ve korozyon direnci özelliklerinde önemli değişiklikler gözlemlenmiştir. Aşınmış numunelerin yüzey morfolojileri, aşınma mekanizmasının işlem görmemiş numunede abrasiv aşınma olduğunu ortaya çıkardı. Buna karşılık NbC kaplı numunelerde ise baskın aşınma mekanizmasının oksidatif destekli adhesiv aşınma olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca korozyon direncinin büyük ölçüde yüzey pürüzlülüğü ve yüzey kusurlarına (özellikle mikro çatlaklara) bağlı olduğu tespit edilmiştir.

Anahtar : AISI D3, Soğuk iş takım çeliği, Niyobyum Karbür, Kaplama, Aşınma,
Kelimeler : Korozyon
Sayfa Adedi : 148
Danışman : Doç. Dr. Ali GÜNEN
II. Danışman : Prof. Dr. İsmail Hakki KARAHAN

INVESTIGATION OF FORMABILITY, WEAR AND CORROSION BEHAVIORS OF
NIOBIUM CARBIDE COATINGS ON AISI D3 COLD WORK TOOL STEEL
(M. Sc. Thesis)

Hasan Hüseyin ACIKGOZ

ISKENDERUN TECHNICAL UNIVERSITY
INSTITUTE OF GRADUATE STUDIES

January 2023

ABSTRACT

Corrosion and wear damages cause high costs to industrial economies every year. Because wear and corrosion damages are mainly related to surface and near-surface layers properties of materials, it is an essential solution to form a hard coating or thin film on the surface to avoid these damages and extend the service life by improving the performance of materials. Therefore, the field of surface engineering and technology has been developed to preserve the chemical and physical composition of the material and modify its surface properties. In this study, a Niobium carbide (NbC) coating layer was formed on the surface of AISI D3 steel using the Thermo-reactive diffusion method (TRD) at 900, 1000 and 1100°C with 2,4,6 hours parameters. Characterization of the formed NbC coating layer was determined by Scanning Electron Microscopy (SEM-EDS), X-ray Diffractometer (XRD), microhardness, nano indentation, Vickers adhesion test, abrasion test and electrochemical corrosion test. Corrosion tests were performed electrochemically at room temperature in a 3.5% NaCl solution. Wear tests were carried out at room temperature under a 10N load at a sliding distance of 100-250 m against a 6.3 mm diameter Al₂O₃ ball with a diameter of 8.00 mm and a velocity of 200 mm/s.

As a result of the TRD process, compact, smooth and crack-free NbC type layer with excellent adhesion with the substrate in the range of 8.75-17.10 µm thickness and 1558-2286 HV_{0.025} hardness, was obtained. Depending on the TRD temperature and time, the NbC coatings improved wear resistance by up to 5 times and corrosion resistance by up to 14 times compared to the untreated AISI D3. The thickness and microhardness values of NbC coatings increased with increasing temperature and time, showing significant changes in wear and corrosion resistance properties. The surface morphologies of the worn samples revealed that the wear mechanism was abrasive in the untreated sample. In contrast, oxidative-supported adhesive wear was the dominant wear mechanism in the NbC-coated samples. In addition, it has been determined that corrosion resistance mostly depends on surface roughness and surface defects (especially microcracks).

Key Words : AISI D3, Cold work tool steel, Niobium carbide, Coating, Wear, Corrosion
Page Number : 148
Supervisor : Assoc. Prof. Dr. Ali GUNEN
Co-Supervisor : Prof. Dr. Ismail Hakki KARAHAN

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans eğitimim ve tez çalışmalarım sırasında kıymetli bilgi birikimi ve yorumlarını benimle paylaşarak, mesleki hayatımda bana yol gösteren, çalışmamın gerçekleşmesinde maddi ve manevi desteklerini benden esirgemeyen değerli yüksek lisans tez danışmanım, Sayın Doç. Dr. Ali Günen'e sonsuz teşekkürlerimi ve saygılarımı sunarım.

Laboratuvar çalışmaları ve yaptığım deneyler sırasında, desteklerini ve kıymetli bilgi birikimini benden esirgemeyen değerli II. tez danışmanım, Sayın Prof. Dr. İsmail Hakkı Karahan'a teşekkürlerimi ve saygılarımı sunarım.

Tezin kontrol edilmesi ve eksikliklerin giderilmesi hususunda katkılarından ötürü hocalarım Prof. Dr. Melik Çetin, Prof. Dr. Bülent Kurt, Doç. Dr. Erdoğan Kanca ve Arş. Gör. Murat Yıldız'a teşekkür ederim. Laboratuvar çalışmaları sırasında yardımlarından ötürü Dr. Öğrt. Üyesi Mehmet Demir'e, Metalurji ve Malzeme Mühendisi kıymetli arkadaşlarım Ömer Ergin ve Ertuğrul Gök'e, atölye çalışmaları sırasında Hacı Göde'ye destekleri ve yaptıkları katkılardan dolayı çok teşekkür ederim.

Tez çalışmalarım sırasında laboratuvar imkânlarından faydalandığım; İskenderun Teknik Üniversitesi, Mustafa Kemal Üniversitesi, Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi, MMK Turkey işletmesi ve çalışanlarına teşekkür ederim. Eğitim hayatımda, temelden bu seviyeye kadar beni yetiştiren tüm değerli öğretmenlerime ve sevenlerime teşekkür ederim.

Desteklerini hiçbir zaman benden esirgemeyen ve tüm zorluklara rağmen her zaman arkamda olan aileme sonsuz teşekkürlerimi ve şükranlarımı sunarım.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xi
ÇİZELGELER LİSTESİ.....	xvi
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xviii
1. GİRİŞ	1
2. ÇELİKLERİN GENEL ÖZELLİKLERİ VE SINIFLANDIRILMASI.....	4
2.1. Çeliklerin Genel Özellikleri	4
2.2. Çeliklerin Sınıflandırılması	5
2.2.1. Kompozisyonlarına göre sınıflandırma	6
2.2.2. Üretim metotlarına göre sınıflandırma	6
2.2.3. Talep edildikleri kesit özelliklerine göre sınıflandırma.....	7
2.2.4. Mikro yapılarına göre sınıflandırma.....	7
2.2.5. Çeliklerin kullanım alanlarına göre sınıflandırma.....	7
2.3. Takım Çeliklerinin Genel Özellikleri.....	8
2.4. Takım Çeliklerinin Sınıflandırılması	9
2.4.1. Soğuk iş takım çelikleri	10
2.4.2. Suda sertleşen takım çelikleri (W grubu)	17
2.4.3. Darbeye dayanıklı takım çelikleri (S grubu)	18
2.4.4. Kalıp çelikleri (P grubu).....	19
2.4.5. Özel amaçlı takım çelikleri (L).....	20

2.4.6. Sıcak iş takım çelikleri	20
2.4.7. Yüksek hız takım çelikleri.....	24
2.5. Çeliklere Alaşım Elementlerinin Etkileri.....	25
2.5.1. Kalıntı elementlerin etkileri	29
3. ÇELİKLERDE YÜZEY MODİFİKASYONU.....	30
3.1. Difüzyon.....	30
3.1.1. Difüzyon Özellikleri.....	30
3.1.2. Difüzyon Mekanizmaları.....	32
3.1.3. Difüzyon Yasaları.....	33
3.2. Yüzey Modifikasyon Özellikleri.....	35
3.3. Termokimyasal Yöntemler.....	37
3.4. Termoreaktif Difüzyon/Biriktirme (TRD) Yöntemi	38
3.4.1. Termoreaktif difüzyon yönteminin özellikleri	38
3.4.2. Paket TRD yönteminin parametre ve özellikleri	39
3.4.3. TRD yönteminin avantaj ve dezavantajları	40
3.4.4. TRD yönteminin kullanım alanları.....	41
3.4.5. TRD yönteminde karbür ve nitrür kaplamaların özellikleri.....	42
3.4.6. NbC kaplamaların özellikleri	44
4. ÇELİKLERDE YÜZEY HASAR MEKANİZMALARI.....	50
4.1. Yüzey Hasar Mekanizmalarının Özellikleri.....	50
4.1.1. Adheziv aşınma (Adhesive wear).....	52
4.1.2. Abrazif aşınma (Abrasive wear)	54
4.1.3. Erozyonlu aşınma (Erosive wear)	58
4.1.4. Korozyon aşınması (Corrosive wear).....	59

4.1.5. Yorulma aşınması (Fatigue wear)	60
5. ÇELİKLERDE KOROZYON MEKANİZMALARI	61
5.1. Korozyon Özellikleri.....	61
5.2. Korozyon Mekanizmaları.....	65
5.3. Korozyon Oranı.....	68
5.4. Korozyon Hasar Türleri	69
5.4.1. Üniform korozyon (Uniform corrosion).....	71
5.4.2. Galvanik korozyon (Galvanic corrosion)	71
5.4.3. Aralık korozyonu (Crevice corrosion).....	72
5.4.4. Çukurlaşma korozyonu (Pitting corrosion)	72
5.4.5. Taneler arası korozyon (Intergranular corrosion).....	73
5.4.6. Seçici korozyon (Selective corrosion).....	73
5.4.7. Erozyon korozyonu (Erosion corrosion)	73
5.4.8. Gerilme - korozyon çatlama (Stress corrosion cracking)	74
5.5. Korozyonun Kontrolü ve Önlenmesi	74
6. LİTERATÜR ÇALIŞMALARI	75
7. MATERYAL VE METOT	83
7.1. Materyal	83
7.2. Kaplama Yöntemleri ve Tozlarının Belirlenmesi	83
7.3. Deney Parametrelerinin Belirlenmesi	83
7.4. Çalışma Parçasının Kaplama İşlemi İçin Hazırlanması	84
7.5. Numunelerin Potaya Konumlandırılması.....	84
7.6. Kaplama İşlemlerinin Yapımı	85
7.7. Kaplama Sonrası Metalografik Muayene İçin Numune Hazırlama	87

Sayfa

7.8. Mikro Sertlik, Kırılma Tokluğu ve Vickers Adhezyon Testlerinin Özellikleri	88
7.9. Metalografik Muayene, EDS ve XRD Testlerinin Özellikleri.....	90
7. 10. Aşınma Testi Özelliklerinin Belirlenmesi.....	90
7.11. Korozyon Testi Özelliklerinin Belirlenmesi	91
8. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA	92
8.1. Mikroyapı Analizi ve Yüzey Karakterizasyon Çalışmaları	92
8.2. XRD Analizleri	98
8.3. Mikro sertlik, Kırılma Tokluğu ve Vickers Adhezyon Test Analizleri	99
8.4. NbC Kaplamaların Sürtünme ve Aşınma Davranışları	103
8.5. Aşınma Sonrası SEM ve EDS Test Analizleri	107
8.6. Elektrokimyasal Korozyon Test Davranışları.....	128
8.7. Elektrokimyasal Korozyon Testi Sonrası SEM ve EDS Analizleri	132
9. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	136
9.1. SONUÇLAR	136
9.2. ÖNERİLER.....	137
KAYNAKÇA.....	138
DİZİN.....	146

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekiller	Sayfa
Şekil 2.1. Demir-karbon denge diyagramı	5
Şekil 2.2. Soğuk iş takım çeliklerinin uygulanma yerleri ve kullanım oranları	11
Şekil 2.3. Soğuk iş takım çeliklerinin aşınma-tokluk dereceleri	11
Şekil 2. 4. Sıcak iş takım çeliklerine ait özellikler.....	21
Şekil 2.5. Alaşım elementlerinin çeliklere etkisi	26
Şekil 3.1. Malzeme içerisinde bulunan atomların difüzyonu	30
Şekil 3.2. Difüzyonun gerçekleşmesi için ihtiyaç duyulan aktivasyon enerjisi.....	31
Şekil 3.3. Katılarda difüzyon mekanizmaları.....	32
Şekil 3.4. Yüksek akı konsantrasyonundaki atomların difüzyonu.....	34
Şekil 3.5. Yüzey katmanlarının gösterimi.....	36
Şekil 3.6. Yüzey mühendisliği yöntemlerinin sınıflandırılması	36
Şekil 3.7. TRD proses akış şeması	40
Şekil 3.8. Nb-C ikili faz diyagramı.....	45
Şekil 3.9. NbC karbürün B1 yapısının (solda) ve koordinasyon oktahedrası şematik gösterimi	46
Şekil 3.10. NbC bileşiğinin diğer bileşikler ile sertlik karşılaştırılması	48
Şekil 3.11. C/Nb oranının NbC'nin mikro sertlik üzerindeki etkisi	49
Şekil 4.1. (a) malzeme kaybına sebep olan abrazif-adhezif aşınma, (b) keskin uçlarda, çatlamalara ve mikro çatlamaların yayılarak oluşturduğu hasarlar, (c) şekillendirme işlemi sırasında yüksek gerilimler sonucu meydana gelen plastik deformasyon.....	51
Şekil 4.2. Farklı takım çeliklerinin dayanıklılık, aşınma ve tokluk karşılaştırmaları ...	52
Şekil 4.3. Adhesive aşınma mekanizması.	53
Şekil 4.4. Abrazif aşınma mekanizmalarının şematik gösterimi	55
Şekil 4.5. (a) Farklı parçacık özelliklerine sahip malzemelerin sert aşındırıcı bir madde karşısındaki abrazif aşınma direncini davranışlarıve (b) İyi dağılmış, büyük parçacıkların mikro yapı matrisinde oluşturduğu etki	56
Şekil 4.6. Karbür boyutlarının aşınma özelliklerine etkisi	57
Şekil 4.7. Çeşitli alaşımlı karbürlerin sertlik karşılaştırması	58

Şekil 4.8. Erozyonlu aşınmanın şematik gösterimi (a) keskin kenarlı aşındırıcı, (b) yuvarlak kenarlı aşındırıcı	59
Şekil 5.1. Çeliklerin geri dönüşüm mekanizması.	61
Şekil 5.2. Çevresel etkilerin metal yüzeyinde üç farklı durumdaki davranışı.	65
Şekil 5.3. Korozyon davranışına ait anodik ve katodik reaksiyon mekanizmaları	66
Şekil 5.4. Metal yüzeyi üzerinde havalandırılmış bir sodyum klorür çözeltisi (NaCl) içerisinde korozyon çukurunda meydana gelen otokatalitik süreçler ile a) asidik çözeltilerde ve b) bazik/nötr çözeltilerde korozyon oluşumları	68
Şekil 5.5. Korozyon etki faktörleri.....	70
Şekil 5.6. Korozyon hasar türlerinin gösterimi	70
Şekil 7. 1. İşlemin gerçekleştiği tüp sementasyon işlem bileşenleri.....	85
Şekil 7. 2. İşlemin gerçekleştiği 1400 °C yüksek sıcaklık kül fırını 31 Lt (Muffle Furnace)	85
Şekil 7. 3. Çalışmada kullanılan a) niyobyumlama toz karışımının yapısı b) niyobyumlama TRD işleminin şematik görünümü.....	86
Şekil 7. 4. Kaplama işlemi sonrası test numunelerinin yüzey ve bakalite alınmış kesit görünümü	87
Şekil 7. 5. Vickers girinti testinde malzeme yüzeyinde oluşan basınç gradyanları	88
Şekil 7. 6. Future Tech FM-700 mikrosertlik cihazı ve Vickers girinti testinde (b,c) tahribat sonucu oluşan hasar mekanizmaları	89
Şekil 7. 7. CHI Instruments 608 E marka korozyon cihazı ve uygulama işlemi	91
Şekil 8.1. Ağırlıkça %5 Nital ile dağlanmış işlem görmemiş AISI D3 çeliğinin SEM mikro yapısının enine kesit görünümü.	92
Şekil 8.2. 900 °C'de 2, 4, 6 saat boyunca niyobyumlama TRD işlemine maruz bırakılan AISI D3 soğuk iş takım çeliğinin SEM kesit görünümü.	93
Şekil 8.3. 1000 °C'de niyobyumlamaya maruz bırakılan AISI D3 örneklerinin SEM kesit görünümü a) 2 saat b) 4 saat ile EDS çizgi analizi c) 6 saat	95
Şekil 8.4. 1100 °C'de niyobyumlamaya maruz bırakılan AISI D3 örneklerinin SEM kesit görünümü a) 2 saat b) 4 saat EDS hattı analizi ile c) 6 saat ve ağırlıkça %5 Nital ile dağlama.....	96
Şekil 8.5. a) 900-4h, b) 1000-4h ve c) 1100-4h örneklerinden alınan XRD analizi.	98

Şekil 8.6. NbC kaplamaların mikro sertlik değerlerinin kesit yüzeyinden iç kısımına doğru dağılımı.....	99
Şekil 8.7. Vickers girinti testi sonucunda NbC kaplamaların hasarlı bölgelerinin görünümü.....	102
Şekil 8.8. (a) 100 m ve (b) 250 m kayma mesafesi için niyobyum karbür kaplamalar ve işlenmemiş AISI D3'ün Al ₂ O ₃ bilyesine karşı sürtünme katsayısı davranışı.....	103
Şekil 8.9. 100 m ve 250 m kayma mesafesi sonrası işlemsiz AISI D3 ve NbC kaplanmış AISI D3 çeliğinde meydana gelen aşınma hacim kayıpları.....	105
Şekil 8.10. Aşınma testine tabi tutulan işlemsiz AISI D3 numunesinin aşınma yol izi optik mikroskop görünümü a)100 m, b) 250 m.....	107
Şekil 8.11. Aşınma testine tabi tutulan işlemsiz AISI D3 numunesinin a) 100 m (250x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (200x), d) 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü.....	108
Şekil 8.12. Aşınma testine tabi tutulan işlemsiz AISI D3 numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS analizi.....	108
Şekil 8.13. Aşınma testine tabi tutulan 900-2h numunesinin aşınma yol izi optik mikroskop görünümü a)100 m, b) 250 m.....	109
Şekil 8.14. Aşınma testine tabi tutulan 900-2h numunesinin a) 100 m (250x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (200x), d) 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü..	110
Şekil 8.15. Aşınma testine tabi tutulan 900-2h numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS analizi.....	111
Şekil 8.16. Aşınma testine tabi tutulan 900-4h numunesinin aşınma yol izi optik mikroskop görünümü a)100 m, b) 250 m.....	111
Şekil 8.17. Aşınma testine tabi tutulan 900-4h numunesinin a) 100 m (250x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (250x), d) 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü..	112
Şekil 8.18. Aşınma testine tabi tutulan 900-4h numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS analizi.....	112
Şekil 8.19. Aşınma testine tabi tutulan 900-6h numunesinin aşınma yol izi optik mikroskop görünümü a)100 m, b) 250 m.....	113

Şekil 8.20. Aşınma testine tabi tutulan 900-6h numunesinin a) 100 m (200x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (145x), d) 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü..	114
Şekil 8.21. Aşınma testine tabi tutulan 900-6h numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS analizi.....	114
Şekil 8.22. Aşınma testine tabi tutulan 1000-2h numunesinin aşınma yol izi optik mikroskop görünümü a)100 m, b) 250 m	116
Şekil 8.23. Aşınma testine tabi tutulan 1000-2h numunesinin a) 100 m (350x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (1000x), d) 250m (2500x), aşınma izi SEM görünümü	116
Şekil 8.24. Aşınma testine tabi tutulan 1000-2h numunesinin numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS analizi.....	117
Şekil 8.25. Aşınma testine tabi tutulan 1000-4h numunesinin aşınma yol izi optik mikroskop görünümü a)100 m, b) 250 m	117
Şekil 8.26. Aşınma testine tabi tutulan 1000-4h numunesinin a) 100 m (200x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (200x), d) 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü	118
Şekil 8.27. Aşınma testine tabi tutulan 1000-4h numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS nokta analizi	118
Şekil 8.28. Aşınma testine tabi tutulan 1000-6h numunesinin aşınma yol izi optik mikroskop görünümü a)100 m, b) 250 m	119
Şekil 8.29. Aşınma testine tabi tutulan 1000-6h numunesinin a) 100 m (200x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (250x), d) 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü	120
Şekil 8.30. Aşınma testine tabi tutulan 1000-6h numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS nokta analizi	120
Şekil 8.31. 100 m ve 250 m aşınma testine tabi tutulan 1100-2h numunesinin aşınma izi optik mikroskop görünümü.....	122
Şekil 8.32. Aşınma testine tabi tutulan 1100-2h numunesinin a) 100 m (250x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (250x), d) 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü	122

Şekil 8.33. Aşınma testine tabi tutulan 1100-2h numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS nokta analizi.....	123
Şekil 8.34. 100 m ve 250 m aşınma testine tabi tutulan 1100-4h numunesinin aşınma izi optik mikroskop görünümü.....	123
Şekil 8.35. Aşınma testine tabi tutulan 1100-4h numunesinin a) 100 m (1000x), b) 100 m (2500x), c) 250 m (350x), d) 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü.....	124
Şekil 8.36. Aşınma testine tabi tutulan 1100-4h numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS nokta analizi.....	124
Şekil 8.37. Aşınma testine tabi tutulan 1100-6h numunesinin aşınma yol izi optik mikroskop görünümü a)100 m, b) 250 m.....	125
Şekil 8.38. Aşınma testine tabi tutulan 1100-6h numunesinin a) 100 m (250x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (250x), d) 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü.....	126
Şekil 8.39. Aşınma testine tabi tutulan 1100-6h numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS nokta analizi.....	126
Şekil 8.40. İşlenmemiş AISI D3 ve NbC kaplamalarına ait %3,5 NaCl solüsyonu içerisindeki OCP grafikleri.....	128
Şekil 8.41. İşlenmemiş AISI D3 ve NbC kaplamalarına ait %3,5 NaCl solüsyonu içerisindeki Tafel ekstrapolasyon sonuçları.....	129
Şekil 8.42. %3,5 NaCl çözeltisi içinde elektrokimyasal korozyon testine maruz bırakılan işlenmemiş AISI D3 numunesinin SEM yüzey görünümü ve EDS analizi.....	132
Şekil 8.43. %3,5 NaCl çözeltisi içinde elektrokimyasal korozyon testine maruz bırakılan 900-2h numunesinin SEM yüzey görünümü ve EDS analizi.....	133
Şekil 8.44. %3,5 NaCl çözeltisi içinde elektrokimyasal korozyon testine maruz bırakılan 1000-4h numunesinin SEM yüzey görünümü ve EDS analizi.....	134
Şekil 8.45. %3,5 NaCl çözeltisi içinde elektrokimyasal korozyon testine maruz bırakılan 1100-2h numunenin SEM yüzey görünümü ve EDS analizi.....	135

ÇİZELGELER LİSTESİ

Çizelgeler	Sayfa
Çizelge 2.1. Takım çeliklerinin ana grupları ve AISI harf sembolleri.....	10
Çizelge 2.2. Yağda Sertleşen Soğuk İş Takım Çeliklerinin % bileşimleri	12
Çizelge 2.3. A tipi soğuk iş takım çeliklerinin kimyasal % bileşimleri.....	14
Çizelge 2.4. Yüksek oranda krom ve karbon içeriğine sahip soğuk iş takım çeliklerinin % kimyasal bileşim değerleri	15
Çizelge 2.5. Suda sertleşen takım çeliklerinin % bileşimleri	18
Çizelge 2.6. Darbeye dayanıklı takım çeliklerinin % bileşimleri	18
Çizelge 2.7. Kalıp çeliklerinin % bileşim oranları.....	19
Çizelge 2.8. Paslanmaz kalıp çeliklerinin % bileşim oranları	20
Çizelge 2.9. Kromlu sıcak iş takım çeliklerinin % bileşimleri	22
Çizelge 2.10. Tungstenli sıcak iş takım çeliklerinin % bileşimleri.....	23
Çizelge 2.11. Molibdenli sıcak iş takım çeliklerinin % bileşimleri.....	24
Çizelge 2.12. M tipi yüksek hız takım çeliklerinin % bileşimleri	24
Çizelge 2.13. T tipi yüksek hız takım çeliklerinin % bileşimleri.....	25
Çizelge 3.1. Termokimyasal proseslerin uygulama prensipleri.....	37
Çizelge 3.2. TRD yöntemi kullanım alanları	42
Çizelge 3.3. TRD kaplama ile demir ve çelik üzerinde oluşturulabilen karbür kaplamalar	44
Çizelge 3.4. TRD kaplama ile demir ve çelik üzerinde oluşturulabilen nitür kaplamalar	44
Çizelge 4.1. Ana aşınma ve en çok bilinen aşınma mekanizmalarının şematik gösterimi.....	51
Çizelge 4.2. Takım çeliklerinde bulunan alaşımlı karbürlerin özellikleri	57
Çizelge 5.1. Metallere ait farklı ortamlardaki potansiyel değerler.....	63
Çizelge 5.2. Korozyon oranını ölçmek için sık kullanılan birimler.....	69
Çizelge 7.1. Deneysel çalışmalarda kullanılacak olan AISI D3 kalite soğuk iş takım çeliği kimyasal bileşimi (ağırlıkça %).	83
Çizelge 7.2. Kullanılan ferro tozların kimyasal içeriği ve tane boyutu (%Ağırlıkça)..	83

Çizelge 8.1. Farklı zaman ve sıcaklıklarda elde edilen NbC kaplamaların bazı karakteristik özellikleri.....	101
Çizelge 8.2. NbC kaplamaların aşınma testlerinde elde edilen veriler.....	105
Çizelge 8.3. 250 m kayma mesafesinde aşınma testine tabi tutulmuş işlem görmemiş AISI D3 numunesinin aşınma izinden alınan bölgelerin EDS analizi.	109
Çizelge 8.4. 250 m aşınma testine tabi tutulan 900-2h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri	111
Çizelge 8.5. 250 m aşınma testine tabi tutulan 900-4h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri	113
Çizelge 8.6. 250 m aşınma testine tabi tutulan 900-6h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri	115
Çizelge 8. 7. 250 m aşınma testine tabi tutulan 1000-2h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri	117
Çizelge 8.8. 250 m aşınma testine tabi tutulan 1000-4h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri	119
Çizelge 8.9. 250 m aşınma testine tabi tutulan 1000-6h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri	121
Çizelge 8. 10. 250 m aşınma testine tabi tutulan 1100-2h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri	123
Çizelge 8.11. 250 m aşınma testine tabi tutulan 1100-4h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri	125
Çizelge 8.12. 250 m aşınma testine tabi tutulan 1100-6h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri	127

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklamalar
°C	Santigrat derece
Fe	Demir
C	Karbon
I	İyot
Mn	Mangan
Si	Silisyum
Cr	Krom
Ni	Nikel
Mo	Molibden
W	Tungsten
V	Vanadyum
Co	Kobalt
Cu	Bakır
Al	Alüminyum
P	Fosfor
S	Kükürt
Nb	Niyobyum
NbC	Niyobyum Karbür
CrC	Krom Karbür
VC	Vanadyum Karbür
NH ₄ Cl	Amonyum Klorür
Al ₂ O ₃	Alümina
NaCl	Sodyum Klorür
NaF	Sodyum Florür
SiC	Silisyum Karbür
WC	Tungsten Karbür
µm	Mikrometre
t	Saniye

Simgeler**Açıklamalar**

CVD	Kimyasal Buhar Biriktirme
PVD	Fiziksel Buhar Biriktirme
LC	Lazer Kaplama
TRD	Termoreaktif Difüzyon Yöntemi
ISS (in-situ)	Yerinde Sentez Yöntemi
NFE	Nitrür oluşturuç elementler
CFE	Karbür oluşturuç elementler
DIN	Alman Çelik Sınıflandırma Sistemi
AISI	Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü
SAE	Otomotiv Mühendisleri Topluluğu
NACE	Ulusal Korozyon Mühendisleri Birliği
HRC	Rockwell Sertlik Değeri
HV	Vickers Sertlik Değeri
YMK	Yüzey Merkezli Kübik Yapı
HMK	Hacim Merkezli Kübik Yapı
TD	Toyota Difüzyon Prosesi

1. GİRİŞ

Korozyon, aşınma, yorulma gibi tahrip edici hasar mekanizmaları endüstriyel ekonomilere yüksek maliyetlere sebep olmaktadır [1]. Aşınma, yorulma ve korozyon kaynaklı problemlerin çoğunun başlangıç noktası yüzeysdir. Modern sanayileşmiş toplumlarda; makinelerin ve sistemlerin ömrünü uzatmak, motorları ve cihazları daha verimli hale getirmek, malzeme kaynaklarını korumak, enerji tasarrufu ve güvenliği artırmak gibi çeşitli nedenlerden dolayı sürtünmeyi ve aşınmayı azaltmaya veya kontrol etmeye yönelik çalışmalar her geçen gün artmaktadır [2].

Çelik; doğa bulunabilirliği, mekanik özelliklerinin yüksek olması ve maliyet etkenli bir şekilde kolay imal edilebilir olduğundan en çok tercih edilen malzemelerden biridir. Ancak çelik, birçok ortamda şiddetli korozyona karşı oldukça hassastır ve tatmin edici bir hizmet ömrü elde etmek için ilave yüzey modifikasyonlarına ihtiyaç duyar [1]. Aşınma ve korozyon hasar mekanizmalarının yüzey üzerinde başladığını düşünürsek, maliyet açısından tüm malzemeyi pahalı element içeriklerden üretmek yerine sadece etkileşim içerisinde olan yüzeyin modifikasyonu çoğu zaman aşınma ve korozyona dirençli yüzeyler oluşturmak için hem ekonomik hem de daha pratik bir yaklaşım sunar [3].

Yüzey mühendisliğinin amacı; yüzey özelliklerinin, işlevselliklerinin ve servis verilebilme yeteneklerini geliştirmektir [1]. Alt tabaka daha çok malzemenin dayanıklılık ve tokluk özellikleri için tasarlanırken, yüzey ise aşınmaya, korozyona ve termal yüklere karşı dirençli olmalıdır. Yüzey modifikasyon tekniklerinin başında kaplama işlemleri gelir. Kaplama işlemleri, biriktirme fazının durumuna bağlı olarak gaz, çözelti, ergimiş veya katı olmak üzere dört genel gruba ayrılabilir [4]. Yüzeyde sert bir kaplama veya ince bir film oluşturmak, mühendislik bileşenlerinin performanslarını iyileştirmenin ve hizmet ömürlerini uzatmanın önemli bir yoludur [5]. Aşınmaya ve korozyona dayanıklı yüzey özellikleri elde etmek için sert kaplamalar günümüzde yaygın olarak kullanılmaktadır [6].

Sert kaplamaların elde edilme yöntemleri arasında kimyasal buhar biriktirme (CVD) [7], fiziksel buhar biriktirme (PVD) [8], lazer kaplama (LC) [9] ve in-situ (ISS) [10] teknikleri iyi sonuçlar elde edebilmesine rağmen, pahalı ve operasyonel olarak kontrol edilmesi zordur. Buna ek olarak, bazıları karmaşık bir sistemle birlikte vakum veya kontrollü atmosfer gerektirir. Termo-reaktif difüzyon tekniği (TRD) tekniği ise nispeten daha basit,

ekonomik ve çevre dostudur. Özellikle, TRD tekniği ile üretilen kaplamalar, alt tabakaya mükemmel yapışma ve sonuç olarak iyi bir tutuş direnci sunar. Düşük maliyeti, basitliği ve yüksek performans gibi avantajları göz önüne alındığında, TRD tekniğini diğer yöntemlere göre tercih edilen bir teknik olarak değerlendirmek mümkündür [11]. TRD tekniği, çelik yüzeyini sert, aşınmaya dayanıklı karbür, nitrür veya karbonitrit tabakasıyla kaplama yöntemlerinden birisidir. TRD işleminde çelik alt tabaka/altlıkta bulunan karbon ve nitrojen elementleri, karbür oluşturuucu eleman (CFE) veya nitrür oluşturuucu eleman (NFE) ile; krom, tungsten, molibden, vanadyum, tantalyum veya niyobyum gibi çökelmiş bir katmana yayılır. Yayılan karbon veya nitrojen, altlık yüzeyinde yoğun ve metalurjik olarak bağlı bir karbür veya nitrür kaplama oluşturmak için biriktirilen kaplamadaki karbür veya nitrür oluşturuucular ile reaksiyona girer. Kaplama tabakası üzerindeki sınır çizgisi, karbür ve çelik arasındaki fiziksel ve kimyasal özelliklerdeki farklılığa göre değişebilmektedir. Katmanlar alt tabakaya metalurjik olarak bağlandığından, karbür kaplı çelik; karbürlerin etkisi ile yüksek sertlik, mükemmel aşınma, korozyon ve oksidasyon direnci özelliklerinin gelişmesine katkıda bulunur [4].

Niyobyum karbür (NbC); yüksek sertlik, young modülü ve yüksek bir ergime sıcaklığına (3873 °C) sahip olması, yüksek sıcaklıklı ortamlarda kullanımı için iyi bir göstergedir. Bu özelliklerde, aşınma ve korozyon uygulamalarında kullanımı için potansiyel olarak ilginç bir dizi özellik sergilemektedir [6]. TRD tekniği kullanılarak elde edilmek istenen karbür tabakalarının altlıkta mevcut ağırlıkça % 0,3'ten yüksek karbon seviyelerinde olan çelikler üzerinde oluşturulması istenir. Aynı zamanda kaplama tabakasının büyümesi karbon difüzyonuna bağlı olduğundan biriktirme işleminin için biriktirme oranını korumak amacıyla yeterli bir sıcaklık (800°C - 1250°C) değerinde olması istenmektedir [12].

Birçok araştırmacı farklı metal yüzeyler üzerinde niyobyum karbür kaplamaların eldesi ve tribolojik özellikleri üzerine çalışmıştır [13-22]. Aynı şekilde, bazı araştırmacılar; TRD tekniği ile üretilen niyobyum karbür kaplamaların büyüme kinetiğini incelemişlerdir [6,11,23-25]. Yapılan çalışmalar incelendiğinde, NbC kaplamalarının özelliklerinin belirlenmesinde ana etken olan karbon oranının 0,4 C - 1,55 C arasındaki çeliklerde yoğunlaştığı tespit edilmiştir [4,11,17,26]. Benzer şekilde dökme demirler de son 5 yıl içerisinde yapılan çalışmalar da incelenmiştir [13,22,27,28].

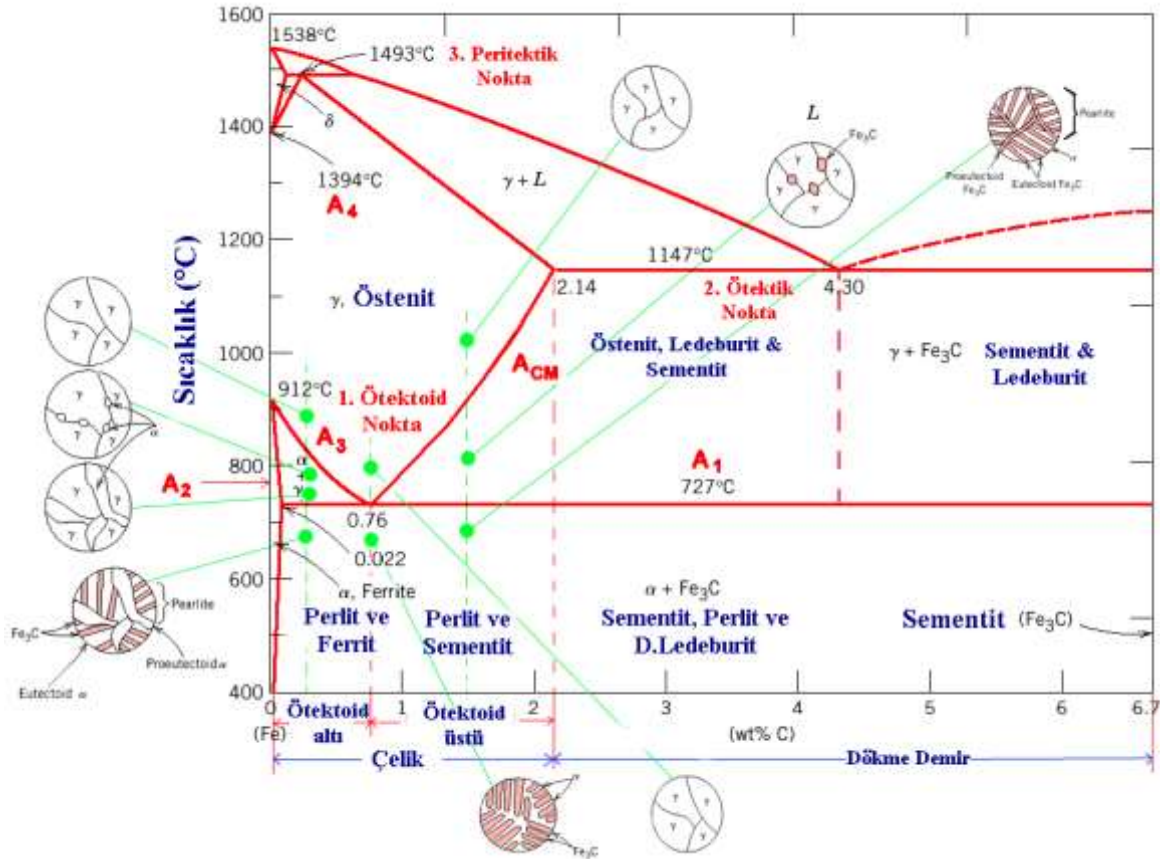
Takım çelikleri arasında yaklaşık %2.1 karbon içeriği ile AISI D3 soğuk takım çeliği en yüksek karbon oranına sahip çeliklerden biridir. D tipi takım çelikleri ilk olarak kesici takımlar için kullanılan yüksek hız çeliklerinin alternatifi olarak geliştirilmiştir. Ancak yetersiz sıcak sertliğe sahip oldukları ve talaşlı imalat uygulamaları için kırılğan oldukları tespit edilmiştir. D3 sınıfı soğuk iş takım çelikleri yüksek miktarda krom (%11-13.50 Cr) içerir. Bununla birlikte, kromun çoğu alaşımli karbürlere dâhil edildiğinden, paslanmaz çeliğin korozyon direnci özellikleri kadar iyi değildir [29,30]. Bu amaçla, soğuk iş takım çelik yüzeylerinde NbC kaplamaların eldesi ile bu çelik kalitesinin aşınma ve korozyon dirençlerini iyileştirmek amacıyla bu alanda araştırma yapılma ihtiyacı hissedilmiştir. Literatür çalışmalarından farklı olarak NbC kaplamalarının sertlik değerlerinde, aşınma ve sürtünme davranışlarının üzerinde önemli bir etkiye sahip olan kırılma tokluğu özelliklerine olan etkisi üzerinde durulmuştur. Ayrıca NbC kaplamaların % 3,5 tuzlu su ortamı içerisinde korozyon direncinin belirlenmesinde, C/Nb oranları ve yüzey özellikleri de göz önünde bulundurularak incelenmiştir.

Bu çalışmada, AISI D3 çeliğinin yüzeyinde sert, aşınmaya ve korozyona dayanıklı NbC kaplamalar elde etmek amacıyla AISI D3 çeliğinin yüzeyinde; paket sementasyon yöntemiyle termoreaktif difüzyon işlemi kullanılarak 900, 1000 ve 1100°C sıcaklıklarında 2, 4 ve 6 saat sürelerde, işlemler gerçekleştirilmiştir. Ferro-niyobyum (Fe/Nb), Amonyum klorür (NH₄Cl) ve Al₂O₃ toz karışımlarından hazırlanan banyo içerisinde belirlenen sıcaklıklarda kaplama işlemleri gerçekleştirilmiştir. Kaplama işlemlerinin ardından yüzeyde oluşturulan kaplama tabakalarının karakterizasyonu optik mikroskop, taramalı elektron mikroskopu, X-ışını, 2D profilometre, mikrosertlik, ball-on disk cihazında 10 N yük, 200 mm/sn hız ve 100 - 250 m mesafe aralığında aşınma testleri yapılmıştır. Ayrıca %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde korozyon dirençlerinin kıyaslanması amacıyla kaplanmış ve işlemsiz çalışma parçaları elektrokimyasal olarak açık devre potansiyeli (OCP) ve Tafel ekstrapolasyon metotlarıyla korozyon testlerine tabi tutularak gerçekleştirilmiştir.

2. ÇELİKLERİN GENEL ÖZELLİKLERİ VE SINIFLANDIRILMASI

2.1. Çeliklerin Genel Özellikleri

Çelikler, esas olarak demir ve karbon içeren ikili alaşım sistemleridir. Demir karbon denge diyagramı bu alaşım sisteminin sıcaklık ve içerdiği karbon oranlarına göre oluşturulmuş faz diyagramlarıdır. Yapı içerisinde oluşan fazları (sıvı faz, α demir, δ demir, ferrit, östenit, sementit, perlit, ledeburit ve diğer yapıları) ve dönüşüm noktalarını (peritektik, ötektik, ötektoid noktalar ve A_1 , A_2 , A_3 , A_{Cm} vd.) göstermektedir. Fe-C denge diyagramında Şekil 2.1'de gösterildiği gibi % 2,14 karbon (C) değerinden daha az olan alaşımlar, çelik bölgesi olarak ifade edilmektedir. Karbon oranı 2,14'ten yüksek ise içerdiği yapı elementleriyle beraber Fe-C-Si alaşımları, dökme demirleri oluşturmaktadır. İçerdikleri karbon oranları % 0,76'dan az olan çelikler ötektoid altı çelikler, % 0,76'dan fazla olan çelikler ise ötektoid üstü çelikler olarak isimlendirilmektedir. Bunlara ek olarak, farklı kullanım amacı olan çelikler için alaşım ve empürite elementleri de içermektedir. Çeliklere farklı özellikler kazandırmak amacıyla; yapı içerisinde kimyasal bileşim, uygulanan çeşitli işlemler (ısı işlemler, mekanik işlemler vb.) ile mikro yapı özelliklerinde değişiklikler ile çeliğin kullanılacağı uygulama alanına göre değişik özelliklerde çelikler elde edilebilir. Uygulanan işlemler, malzeme içerisinde arzu edilen; sertlik, tokluk, aşınma direnci, korozyon direnci, oksidasyon direnci, mekanik veya fiziksel özellikler vb. birçok özellik elde edilebilir. Ayrıca çelik malzeme, çeşitli yöntemlerle de (Haddeme, Presleme, Dövme v.b.) şekillendirilebilmektedir. [29-32].



Şekil 2.1. Demir-karbon denge diyagramı [33].

2.2. Çeliklerin Sınıflandırılması

Çelikler çeşitli standart kuruluşları tarafından özelliklerine göre sınıflandırılır. Çelik Spesifikasyonları Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü (AISI) ve Otomotiv Mühendisleri Topluluğu (SAE) tarafından karbon ve alaşımli çelik kalitelerini belirlemek için yaygın olarak kullanılan bir sistem geliştirilmiştir. Çelikler meydana geldiği bileşim değerleri, yarı veya mamül haline gelinceye kadar geçirdiği aşamalar çeliklerin kullanım yerlerini belirleyen temel özellikler olduğu için çok geniş bir yelpazede ele alınıp çeliklerin sınıflandırma ve standardizasyonun incelenmesi ihtiyacı doğmuştur [29]. Bu amaçla sınıflandırmalardan bazıları şu şekilde ayrılabilir:

- Kompozisyon içeriğine göre
- Elde edildiği üretim metotlarına göre
- Talep edildikleri kesit özelliklerine göre
- Mikro yapılarına göre çelikler
- Kullanım alanlarına göre

2.2.1. Kompozisyonlarına göre sınıflandırma

İçerdikleri alaşım elementi ve karbon oranına göre çelikler aşağıdaki gibi sınıflandırılabilir:

a) Karbon çelikleri:

- Düşük karbon içerikli çelikler ($C < \%0,25$)
- Orta karbon içerikli çelikler ($\%0,25 < C < \%0,55$)
- Yüksek karbon içerikli çelikler ($\%0,55 < C$)

b) Alaşımli çelikler:

- Düşük oranda alaşımlar (Alaşım elementlerinin toplam oranları $< \%5$)
- Yüksek oranda alaşımlar (Alaşım elementlerinin toplam oranları $> \%5$)

c) İçerisinde bulunan alaşım elementine göre:

- Karbon çelikleri
- Mangan çelikleri
- Krom çelikleri
- Nikel çelikleri
- Krom-Nikel çelikleri
- Volfram çelikleri
- Vanadyum çelikleri

2.2.2. Üretim metotlarına göre sınıflandırma

Üretim sırasında uygulanan metotlara göre çelikler aşağıdaki gibi sınıflandırılabilir:

a) Sıcak hadde çelikleri

b) Soğuk hadde/çekilmiş çelikler

c) Üretim esnasında kullanılan yöntemlere göre

- Siemens-Martin çelikleri
- Oksijen konverter çelikleri
- Pota çelikleri

d) Oksijen giderme yöntemine göre

- Kaynar çelikleri
- Durgun çelikler
- Yarı durgun çelikler

2.2.3. Talep edildikleri kesit özelliklerine göre sınıflandırma

- a. Yuvarlak şekilli çubuk
- b. Altı köşe şekilli çubuk
- c. Plaka şeklinde
- d. Sac şeklinde
- e. Profil şeklinde

2.2.4. Mikro yapılarına göre sınıflandırma

Bileşim içerisinde, ana kütleyi oluşturan yapı çeliğe adını vermektedir.

- a. Ferritik yapıli çelikler
- b. Ferritik ve Perlitik yapıli çelikler
- c. Perlitik yapıli çelikler
- d. Östenitik yapıli çelikler
- e. Martenzitik yapıli çelikler
- f. Ledeburitik yapıli çelikler
- g. Beynitik yapıli çelikler

2.2.5. Çeliklerin kullanım alanlarına göre sınıflandırma

Çelikler kullanım alanlarına göre birçok uygulama için arzu edilen özellikte imal edilebilmektedir. Bu uygulamalar ve alanlara göre aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- a. Kalitesiz yumuşak çelikler
- b. Kolay kaynak çelikleri
- c. Yapı çelikleri
- d. İmalat çelikleri
- e. Islah çelikleri
- f. Transmisyon çelikleri
- g. Paslanmaz çelikler
- h. Takım çelikleri
- i. Kullanım alanlarına göre mevcut diğer çelikler

2.3. Takım Çeliklerinin Genel Özellikleri

Takım çelikleri, bir malzemeyi belirli bir kullanıma uyarlanmış olan bir parça veya bileşen halinde; zorlu koşullar altında kesmek, biçimlendirmek, form vermek amacıyla ihtiyacımıza uygun aletler yapmak için çok çeşitli metalleri ve diğer malzemeleri kullanarak, oda sıcaklığında veya yüksek sıcaklıklarda (genellikle 1200°C'ye kadar) elde edilen çok özel çeliklerdir. Takım çelikleri, optimum performans için; aşınma ve korozyon direnci, mukavemet, tokluk ve diğer özelliklerin seçildiği çok çeşitli uygulamalarda kullanılır [30,31,34].

En eski takım çelikleri, sade karbonlu basit çeliklerdi. 19.yüzyıl sonları ve 20.yüzyılın başlarında giderek artan bir şekilde, birçok karmaşık, yüksek alaşımlı takım çeliği geliştirildi. Bu takım çelikleri, diğer elementlerin yanı sıra; nispeten büyük miktarlarda krom, tungsten, molibden, manganez ve vanadyum içerirler. Ayrıca; daha yüksek hizmet taleplerini karşılama, ısıtma sırasında daha fazla boyut kontrolü ve çatlama sorunlarından kurtulmayı mümkün kılar [30]. Teknoloji ve bilgidaki bu ilerleme, metallerin daha kontrollü koşullar altında; kalitesini, soğuk ve sıcak işlenmesini, plastiklerin kalıplanmasını ve diğer birçok özel amaç için özel takım çeliklerinin tasarlanmasına olanak tanımıştır [34]. Hizmet sırasında çoğu alet, hızla uygulanan aşırı yüksek yüklere maruz kalır. Aletler bu yüklere birçok kez kırılmadan ve aşırı aşınma veya deformasyona uğramadan dayanmalıdır. Birçok uygulamada takım çelikleri, takımın yüksek sıcaklıklar üreten koşullar altında bu yeteneği sağlamalıdır [30].

Takım çeliklerinin çok düşük alaşım kalitelerinden çok yüksek miktarda alaşım elementi içeren bileşimlere kadar çok çeşitli kimyasal bileşimler gösterebilmektedir. Ancak, sertleştirme ve tavlama işlemleri ile ısıtma yoluyla özellikleri geliştirme yetenekleri tüm grupların ortak bir özelliğidir. Sertleştirme ve temperlemeden sonra özelliklerinde muazzam bir gelişme gösterdiği için bu özellik, takım çeliklerinde çok dikkat çekicidir. Takım çelikleri belki de doğada kendilerini kesebilen tek malzeme sınıfıdır [31]. Takım çelikleri, dövme ürünleridir. Ancak bazı uygulamalarda avantaj sağlamak için hassas dökümler ve toz metalurjisi de kullanılabilir. Takım çelikleri için hammaddeler (hurda dâhil), sadece alaşım içeriği için değil; aynı zamanda bitmiş üründe, temizlik (kimyasal açıdan) ve homojenlik sağlayan nitelikler için de özenle seçilir. Birçok alaşımlı takım çeliği; makine bileşenleri, yüksek sıcaklık yayları, ultra yüksek mukavemetli bağlantı

elemanları, özel amaçlı valfler ve yüksek sıcaklıkta hizmet için çeşitli tiplerde rulmanlar gibi karşılanması gereken yapısal uygulamalar için de kullanılır [30].

2.4. Takım Çeliklerinin Sınıflandırılması

Bilimsel bilginin herhangi bir alanında olduğu gibi, benzer takım çeliklerini gruplamak, onların anlaşılmasını kolaylaştırmak için faydalı bir yöntemdir [31]. Takım çelikleri, çeşitli çalışma koşullarında; dövme, soğuk işleme, basınçlı döküm ve yüksek hızlı işleme gibi belirli işlevleri yerine getirmek üzere geliştirilmiş gruplar veya tipler halinde düzenlenmiştir. Takım çeliklerinin çok sayıda özel kalitesi ve bileşimi vardır [29]. Her grup içinde, biraz farklı işleme gereksinimlerine, çalışma koşullarına veya çalışma malzemelerine uyum sağlamak için birbirinden farklı olan birçok kalite olabilir. En yaygın kullanılan sistem Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü (AISI) tarafından geliştirilmiştir [34]. Bu sistem, mevcut çok sayıda çelikten belirli bir fonksiyon için uygun çeliğin seçilmesi için başlangıç noktasıdır. Takım çelikleri; alaşımlama, uygulama veya ısıl işlem gibi belirgin özelliklere göre gruplara ayırır. Takım çeliklerinin ana grupları ve tanımlayıcı harf sembolleri Çizelge 2.1'de AISI sınıflandırması ve en yaygın kullanılan takım çeliklerinin içerik bileşimleri sunulmaktadır. AISI sınıflandırma sistemi yaygın olarak kullanılmasına rağmen, birçok ülkede takım çelikleri için bağımsız sınıflandırma sistemleri bulunmaktadır. Takım çeliklerini alaşımlama (örneğin; tungsten veya molibden yüksek hız takım çelikleri), uygulama (örneğin; soğuk veya sıcak iş takım çelikleri) veya ısıl işlem (örneğin; suda sertleşen veya yağda sertleşen takım çelikleri) gibi belirgin özelliklere dayanan gruplara ayırır [29].

Ana gruplandırma, çeliklerin uygulama alanlarına göre yapılabilmektedir; böylece çelikler, soğuk iş takım çelikleri, sıcak iş takım çelikleri ve yüksek hız takım çelikleri olarak ayırmak mümkündür. Plastik kalıp takım çelikleri soğuk iş çeliklerine dâhil edilebilir, çünkü işlem sıcaklıkları, sıcak iş veya yüksek hız çeliklerinde olduğu gibi çelik mikro yapısını etkileyecek kadar yüksek değildir. Takım çelikleri genel olarak dört ana grup şeklinde tanımlanabilir: soğuk ve sıcak iş takım çelikleri, yüksek hız çelikleri ve plastik kalıp çelikleri. Ayrıca suda sertleşen takım çelikleri, darbeye dayanıklı takım çelikleri ve özel amaçlı takım çeliklerde sınıflandırmaya dâhildir [31].

Çizelge 2.1. Takım çeliklerinin ana grupları ve AISI harf sembolleri [31].

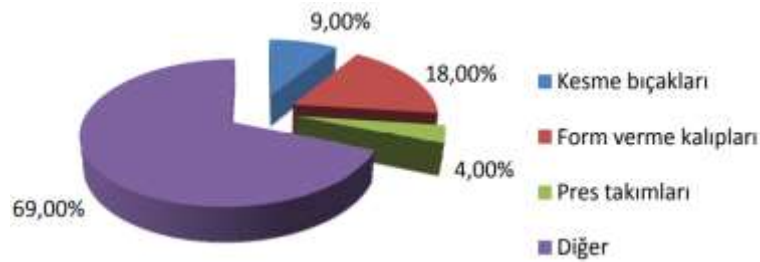
Grup	Tanımlama Sembolü
Suda sertleşen takım çelikleri	W
Darbeye dayanıklı takım çelikleri	S
Yağda sertleşen soğuk iş takım çelikleri	O
Havada sertleşen, orta alaşımlı soğuk iş takım çelikleri	A
Yüksek karbonlu, yüksek kromlu soğuk iş takım çelikleri	D
Plastik Kalıp Takım çelikleri	P
Sıcak iş takım çelikleri, krom, tungsten ve molibden	H
Tungsten yüksek hız takım çelikleri	T
Molibden yüksek hız takım çelikleri	M
Özel Amaçlı Takım Çelikler	L

2.4.1. Soğuk iş takım çelikleri

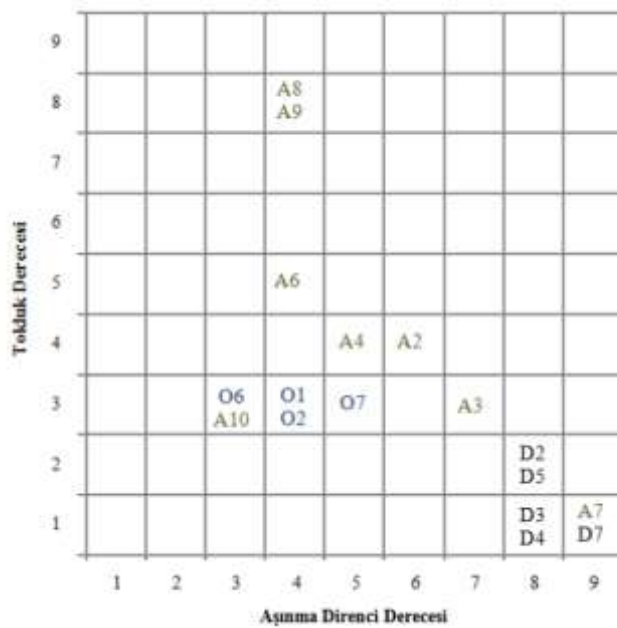
Soğuk işlem takımlarında kullanılan çelikler genellikle, onları yüksek sıcaklıkta yumuşamaya karşı direnç kazandıran alaşım içeriklerine sahip olmadıklarından, ortalama olarak 200°C sıcaklık ve altı uygulamalarında kullanmak için uygundur. Düşük sıcaklık değeri, iş parçasının takım özelliklerinde ve şekillendirilmiş yüzey üzerinde değişikliklere yol açmaz. Sıcak iş takımlarıyla karşılaştırıldığında, üretilen parçanın kalitesi, parlak yüzey görünümü ve ayrıca çok hassas boyut elde edilebilmesi açısından çeşitli avantajları vardır. Öte yandan; soğuk işlemede, sıcak iş takımlarına göre uygulanan yük ve kuvvetler daha yüksektir ve şekillendirilen parçaya uygulanabilecek deformasyon miktarı da sınırlıdır. Soğuk işlem koşullarında kullanılan takım çelikleri, üç ana kategori içerisinde ve birkaç farklı AISI kalitede sınıflandırılır [30,31].

- a. Hava ile sertleşen çelikler (A grubu)
- b. Yüksek karbonlu, yüksek kromlu çelikler (D grubu)
- c. Yağda sertleşen çelikler (O grubu).

Endüstride genel olarak kullanım yerleri arasında (Şekil 2.2), malzemelerin soğuk işleme sıcaklıklarında uygulanan; şekil verme, işleme ve form verme işlemlerinde, pres takımları, kesme ve baskı kalıpları, zımbalar ve kesme bıçakları için iyi aşınma direnci gerektiren uygulamalarda kullanılmaktadırlar. Ayrıca Şekil 2.3'te ise soğuk iş takım çeliklerine ait aşınma-tokluk dereceleri karşılaştırmalı olarak yer almaktadır.



Şekil 2.2. Soğuk iş takım çeliklerinin uygulanma yerleri ve kullanım oranları [35].



Şekil 2.3. Soğuk iş takım çeliklerinin aşınma-tokluk dereceleri [36].

Şekil 2.3'teki şemadaki gibi yüksek karbon ve krom içeriğine sahip D sınıfı çelikler (D2, D3, D4, D5, D7 ve A7) aşınma dirençleri diğer soğuk iş takım çeliklerine göre daha yüksek iken, tokluk özelliklerinde daha düşük performans sergilerler. Hava ortamında su verilen çeliklerde ise (A6, A8, A9) yavaş soğuma neticesinde elde edilen iyi tokluk özellikleri, kullanım sırasında darbeyi absorbe ederek hasarı en aza indirecek uygulamalarda avantaj sağlamaktadır. Yağda su verilen O grubu çelikleri ve bazı hava

çelikleri (O1, O2, O6, O7 ve A2, A4, A10) ise aşınma direnci ve tokluk özelliklerinde ise bize diğer soğuk iş takım çeliklerine göre orta dereceli bir kombinasyon sunar.

Yağda sertleşen soğuk iş takım çelikleri (O grubu)

Yağda su verilen soğuk iş takım çelikleri, içerdiği yüksek oranda karbon ve küçük ila orta dereceli parçaların östenitleme sıcaklığından yağda su verildiğinde tam sertliğe ulaşabileceği yeterli miktarda alaşım elementlerine sahiptir. Grup O takım çelikleri, genel özellikler ve kullanım alanları bakımından benzerlik göstermelerine karşın, alaşım türü ve alaşım içeriği bakımından farklılık gösterir. Yüksek karbon içeriği, yüksek sertlikte martenzit oluşumunu mümkün kılar ve alaşım elementleri, yağda su verme ile makul boyuttaki bölümlerin sertleşmesini mümkün kılmak için yeterli sertleşebilirlik sağlar. Öte yandan, yüksek sıcaklıklarda yumuşamaya karşı düşük bir dirence sahiptirler [29,30]. Bu nedenle alaşım içeriği, yüksek hızlarda kesme veya sıcak çalışma uygulamaları için gerekli alaşım karbürlerini sağlamak için yetersiz olduğu için sadece soğuk iş uygulamalarında kullanılmaktadır [30]. Karbon dışındaki alaşım elementlerinin kombinasyonları, özel karakteristiklerinin yanı sıra çeşitli seviyelerde sertleşebilirlik sağlar [29]. O grubu çeliklerinin en önemli özelliği, yüksek karbon içeriğinin bir sonucu olarak normal sıcaklıklarda aşınmaya karşı yüksek dirençleridir. O grubu çeliklerine su verme durumunda, suda sertleşen takım çeliklerinin karakteristik özelliklerinden daha düşük bozulma ve daha az çatlama eğilimi sağlarlar. Bu çeliklerden yapılan takımlar, uygun prosedürler izlenirse kaynak yoluyla başarılı bir şekilde onarılabilir veya yenilenebilir [30]. Çizelge 2.2 çeşitli O tipi takım çeliklerinin bileşimlerini listelemektedir.

Çizelge 2.2. Yağda Sertleşen Soğuk İş Takım Çeliklerinin % bileşimleri [29].

AISI	Bileşim değeri,(%)							
	C	Mn(max.)	Si (max.)	Cr(max.)	Ni(max.)	Mo(max.)	W	V(max.)
O1	0,85-1,0	1,0-1,40	0,50	0,40-0,60	0,30	-	0,40-0,60	0,30
O2	0,85-0,95	1,40-1,80	0,50	0,50	0,30	0,30	-	0,30
O6	1,25-1,55	0,30-1,10	0,55-1,50	0,30	0,30	0,20-0,30	-	-
O7	1,10-1,30	1,0	0,60	0,35-0,85	0,30	0,30	1,0-2,00	0,40

O1 takım çeliği, nispeten düşük bir östenitleme sıcaklığından sertleştirilebilir. Büyük aletler dışında tüm aletlerde yeterli sertleşme derinliği ve yüzey sertliği sağlamak için yeterli sertleşebilirliğe sahiptir. Aşırı ısınmada tane büyümesine duyarlı değildir, diğer yağda sertleşen çeliklerden biraz daha yüksek tokluğa sahiptir ve O tipi çeliklerin en yaygın olarak bulunanıdır. Tip O6 takım çeliği, silikon, manganez, molibden içerir ve mikro yapısındaki grafit dağılımı sayesinde, karmaşık kalıpların imalatı için iyi işlenebilirlik sağlar. Örneğin, O6 takım çeliğinin yüksek silisyum içeriği, işlenebilirliği arttıran grafit oluşumuna neden olmakla beraber daha iyi kalıp ömrü için %125 katı yağlayıcı görevi görebilir ve çeliğin sıyrılmasını ve yapışmasını azaltmaya yardımcı olur. Tip O7, yağda sertleşen takım çelikleri arasında aşınmaya en dayanıklı olanıdır ve daha uzun üretim süreleri için takım uygulamaları için tercih edilebilir. Tip O7, diğer grup O takım çeliğinden daha düşük sertleşebilirliğe ancak daha iyi aşınma direncine sahiptir. O7 takım çeliği tornalama aletleri, kâğıt ve ağaç işleme bıçakları, perdelama amaçlı aletler gibi uygulamalar için çok keskin kesme kenarları ve yüksek aşınma direnci sağlayan karbür içeren mikro yapılar sağlar. Grup O çeliklerinin kullanım alanları arasında; musluklar, freze bıçakları, dilme testereleri, raybalar, vida kalıpları, dairesel kesici broşlar, matkaplar, madeni para kalıpları, soğuk düzeltme kalıpları, körleme kalıpları, şekillendirme kalıpları, masterlar, küçük kesme bıçakları, parlatma araçları, plastik kalıplar, besleme ruloları, çekme kalıpları yer alır. [29,30].

Havada sertleşen, orta alaşımlı, soğuk iş takım çelikleri (A grubu)

A grubu çelikler olarak isimlendirilen hava ile sertleşen soğuk iş takım çelikleri, yüksek karbon ve orta derecede alaşım içerik kombinasyonları ile işleme ve performans özelliklerini elde eder [29]. A grubu takım çelikleri hava ile sertleştikleri için sertleşmede minimum bozulma ve en az çatlama eğilimi sergilerler [30]. Bu çeliklerin su veya yağ ile su verilen takım çelikleriyle karşılaştırıldığında önemli bir işleme avantajıdır. Yüksek alaşım içeriği, yalnızca havada sertleştirme kapasitesi sağlamakla kalmayıp, aynı zamanda ısı işlem ile geliştirilen mikro yapılara uygulanan büyük alaşımlı karbür parçacıklarının dağılımını sağlamak için yeterlidir. Alaşımlı karbürler, martenzit ve sementite göre çok yüksek sertliğe sahiptir ve bu nedenle, daha düşük alaşım içeriğine sahip takım çeliklerine kıyasla A tipi çeliklerin aşınma direncinin artmasına katkıda bulunur [29]. A tipi takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri Çizelge 2.3'te gösterilmektedir.

Çizelge 2.3. A tipi soğuk iş takım çeliklerinin kimyasal % bileşimleri [29].

AISI	Bileşim değeri,(%)							
	C	Mn(max.)	Si(max.)	Cr	Ni(max.)	Mo	W	V
A2	0,95-1,05	1,00	0,50	4,75-5,50	0,30	0,90-1,40	-	0,15-0,50
A3	1,20-1,30	0,40-0,60	0,50	4,75-5,50	0,30	0,90-1,40	-	0,80-1,40
A4	0,95-1,05	1,80-2,20	0,50	0,90-2,20	0,30	0,90-1,40	-	-
A6	0,65-0,75	1,80-2,50	0,50	0,90-1,20	0,30	0,90-1,40	-	-
A7	2,00-2,85	0,80	0,50	5,00-5,75	0,30	0,90-1,40	0,50-1,50	3,90-5,15
A8	0,50-0,60	0,50	0,75-1,10	4,75-5,50	0,30	1,15-1,65	1,00-1,50	-
A9	0,45-0,55	0,50	0,95-1,15	4,75-5,50	1,25-1,75	1,30-1,80	-	0,80-1,40
A10	1,25-1,50	1,60-2,10	1,00-1,50	-	1,55-2,05	1,25-1,75	-	-

Manganez, krom ve molibden içeriklerinin çeşitli kombinasyonları, A tipi çeliklerin havada sertleşme kabiliyetini mümkün kılar [29]. A2, A3, A7, A8 ve A9 tipleri, yüksek sıcaklıklarda yumuşamaya karşı orta düzeyde direnç sağlayan yüksek oranda krom (%5) içerir. Yüksek kromlu tipler için gerekli olandan yaklaşık 110 °C daha düşük sıcaklıklarda sertleştirilebilirler, bu da ısıl işlem sırasında bozulmayı ve istenmeyen yüzey reaksiyonlarını daha da azaltır [30]. A7, A tipi takım çeliklerinin en yüksek alaşımlı olanıdır ve daha önce özel bir aşınmaya dayanıklı soğuk iş kalıp çeliği olarak kendi sınıflandırmasına sahiptir. A7 çeliklerinin tungsten ve yüksek vanadyum içerikleri, yüksek karbon içeriğiyle birleştiğinde, yüksek hacimli alaşımlı karbür çeşitlerini üretir. Bu nedenle; yüksek aşınma direnci, iyi sıcak sertlik sergilerken, tokluğu düşüktür. Tokluğu artırmak için A8 tipine silisyum, A9 ve A10 tipine ise hem silikon hem de nikel eklenir. A10 çeliğinin, yüksek karbon içeriğiyle birlikte silikon; A10 çeliğinin grafit oluşumunu destekler, onu tavllanmış ve sertleştirilmiş durumda son derece işlenebilir hale getirir. Ayrıca, takım çeliğinin kalıp/iş parçası ara yüzlerinde sürtünme ve aşınma direncine katkıda bulunur [29,30]. Sonuç olarak, A10 diğer A grubu takım çeliklerine göre tavllanmış durumda çok daha iyi işlenebilirliğe ve tam tavllanmış durumda sıyrılma ve yapışmalara karşı biraz daha iyi dirence sahiptir. Bu çeliklerin yapısal boyutsal kararlılığı, onları masterlar ve hassas ölçüm aletleri için uygun hale getirir. Ayrıca, A7 tipinin yüksek aşınma direnci; onu tuğla kalıpları, seramik kalıpları ve diğer yüksek düzeyde aşındırıcı uygulamalar için uygun hale getirir. A grubu takım çeliklerindeki karmaşık krom veya krom-vanadyum karbürler, martenzitik matris tarafından sağlanan aşınma direncini artırır.

Bu nedenle, tam sertlikten daha düşük aşındırıcı koşullar altında iyi performans gösterirler. A grubu takım çelikleri için tipik uygulamalar arasında; kesme bıçakları, zımbalar, kesme kalıpları, şekillendirme kalıpları ve baskı kalıpları bulunur [30].

Yüksek karbonlu, yüksek kromlu soğuk iş takım çelikleri (D grubu)

AISI sınıflandırma sistemine göre D grubu çelikler olarak adlandırılan, en yüksek alaşımlı soğuk iş takım çelikleridir. Yüksek oranda krom ve karbon içeriğine sahip, soğuk iş takım çelikleri (D grubu) %1,40-2,50 C ve %11-13,50 Cr içermektedirler. Ana alaşımı krom elementi oluşturur, ancak; molibden, vanadyum, nikel, manganez, tungsten ve kobalt, çeşitli D tipi çelik kalitelerine önemli miktarlarda eklenebilir [29]. Çizelge 2.4 üzerinde kullanılan, D çeliklerinin kimyasal bileşimleri gösterilmektedir.

Çizelge 2.4. Yüksek oranda krom ve karbon içeriğine sahip soğuk iş takım çeliklerinin % kimyasal bileşim değerleri [29].

Bileşim değeri,(%)									
AISI	C	Mn(max.)	Si(max.)	Cr	Ni(max.)	Mo	W(max.)	V(max.)	Co
D2	1,40-1,60	0,60	0,60	11,0-13,0	0,30	0,7-1,20	-	1,10	-
D3	2,00-2,35	0,60	0,60	11,0-13,50	0,30	-	1,00	1,00	-
D4	2,05-2,40	0,60	0,60	11,0-13,0	0,30	0,7-1,20	-	1,00	-
D5	1,40-1,60	0,60	0,60	11,0-13,0	0,30	0,7-1,20	-	1,00	2,50-3,50
D6	2,00-2,30	0,30-0,60	0,10-0,40	11,0-13,0	-	-	0,60-0,80	-	-
D7	2,15-2,50	0,60	0,60	11,0-13,50	0,30	0,7-1,20	-	3,80-4,40	-

D tipi takım çelikleri ilk olarak kesici takımlar için kullanılan yüksek hız takım çeliklerinin alternatif ikameleri olarak geliştirilmişti, ancak yetersiz sıcak sertliğe sahip oldukları ve işleme uygulamaları için çok kırılğan oldukları tespit edildi. D tipi çelikler yüksek oranda krom içermektedir, ancak kromun çoğu alaşımlı karbürlere dâhil edildiğinden dolayı paslanmaz çeliğin korozyon direnci kadar performans gösteremezler [29].

Tüm yüksek Cr, yüksek C çelikleri için, karbürlerin çoğu M_7C_3 tipindedir ve yüksek sertlik değeri gösterir, ancak miktar ve dağılıma bağlı olarak tokluğu da azaltabilir. Karbürlerin miktarı öncelikle %C ve %Cr'un çözünürlük ürünü tarafından belirlenir. Bu nedenle,

tokluğu artırmak için %8 Cr çelikleri geliştirilmiştir. Bu kaliteler, bükme, körleme veya delme gibi metal-metal çalışma koşullarını içeren soğuk iş takımları için en önemli özellikler olan mukavemet, adhezif (adhesive) aşınma direnci ve tokluğun çok iyi bir kombinasyonunu sunar. Bununla birlikte, aşınma direncini iyi seviyelere getiren faktörler de şu şekildedir:

- ✓ Yüksek sıcaklıkta tavlama sonrası 62 HRC'ye kadar yüksek sertlik,
- ✓ NbC gibi sert MC tipi karbürlerin varlığı,
- ✓ Adhezif aşınma koşulları için çok önemli olan iyi karbür dağılımı
- ✓ Yüksek sıcaklıkta tavlama ile mikro çatlakları ve diğer aşınma mekanizmalarını azaltarak, kalan östenit etkilerinin ortadan kaldırılması ve tokluğun iyileştirilmesi [31].

D tipi çeliklerin kullanım alanları arasında; kesme işlemlerinde kullanılan takımlar ve kesme tezgâhları, bıçaklar (somun, cıvata ve perçin takımlarının makine ve kazıma bıçakları), talaş kaldırma işlemlerinde kullanılan demir içeren veya demirdışı malzemelerin işlenmesi, delme işlemlerinde ve delme zımbalarında, dişli takımlarında talaşlı işlemler için matkap ve kesici uçlarda, çekme takımları, presleme ve basınçlı hava takımları, ağaç testereleri, ölçü aletleri v.b. alanlar yer almaktadır [37].

AISI D3 soğuk iş takım çeliğinin özellikleri

Yüksek C (%2.00 ila %2,35) ve yüksek Cr (11-13,50) içeriğine sahip D3 sınıfı soğuk iş takım çelikleri endüstride 200 °C'den daha düşük sıcaklıklarda; kesme takımları, delme zımbaları, talaşlı imalat takımları, makine bıçakları vb. birçok alanda kullanılmaktadır. İçerisinde östenizasyon sırasında büyük miktarlarda çözünmemiş karbür, aşınmaya maruz kalan aletler için önemli olan yüksek abrazyon direncini artırması açısından tercih edilmektedir [29,30].

D3 sınıfı çeliklerde su verme işlemi yağda yapılması önerilir. Çünkü diğer D sınıfı ürünlerinde %1'e kadar bulunan molibden D3 sınıfında bulunmamaktadır. Bu yüzden östenitin perlitte dönüşümü hızlıdır, perlitik veya yumuşak beynitik bileşenlere sahip olmadan martenzitik mikro yapılar oluşmaktadır [38]. Özellikle yüksek karbonlu D3, D4 ve D7 türleri, onları kenar kırılabilirliğine ve çatlamalara duyarlı hale getiren çok miktarda alaşım karbürleri içermektedir [29,30]. D3 çeliğinin mikro yapısı genellikle ferritik ve martenzitik matris içerisinde homojen olarak dağılmış krom karbürlerden oluşmaktadır.

Ancak katılaştırmanın son aşamasında karbon ve kromun segregasyona uğraması sonucu, ötektik krom karbür ağı ve östenit formu yapı içerisinde heterojen ötektik ağlar şeklinde yapı içerisinde dağılır. Bu da çeliğin mekanik ve tokluk direncini azaltmaktadır. Uygulanan sıcak işlem prosesleri sonrası matristeki heterojen yapı homojen olarak dağılmış farklı boyutlardaki karbürlerin bulunduğu (M_3C ve M_7C_3 tipi CrC vb.) homojen bir yapıya dönüşmektedir [29,39,40].

2.4.2. Suda sertleşen takım çelikleri (W grubu)

W grubu çelikler olarak da adlandırılan suda sertleşen çelikler, esasen sade karbonlu çelikler ya da çok düşük alaşımlı karbonlu çeliklerdir. Karbon içeriği, özellikleri ve ısıtma işlem davranışlarını belirleyen birincil faktördür. Fe-C faz diyagramı, faz stabilitesi ve işleme sıcaklık aralıklarını değerlendirmek için neredeyse doğrudan kullanılabilir. Suda sertleşen takım çeliklerinin düşük alaşım içeriği, daha az alaşımlı karbür verir ve bu nedenle daha yüksek alaşımlı takım çeliklerine kıyasla daha düşük aşınma direnci sağlar. W grubu çeliklerine, sertleşebilirliği ve aşınma direncini artırmak için az miktarda krom eklenir. Çok sığ sertleşirler ve sonuç olarak, hızlı bir şekilde su verildiğinde bile nispeten ince olan tamamen sertleştirilmiş bir bölge geliştirir. Yüksek sıcaklıklarda yumuşamaya karşı düşük dirence sahiptirler. Yaklaşık 13 mm'den daha kalın olan bölümler genellikle güçlü, sağlam ve esnek bir çekirdek üzerinde sert bir tabakaya sahiptir. Az miktarda vanadyum, ince tane boyutunu korumak ve tokluğu artırmak için eklenir. W grubu takım çelikleri çeşitli oranlarda karbon içerikleriyle (%0,60 ila %1,50) elde edilir, en popüler kaliteler yaklaşık %1.00 C içerir. Suda sertleşen takım çeliklerinin uygulamaları arasında kesme bıçakları, körleme kalıpları, raybalar, diş açma kalıpları, kılavuzlar, bükümlü matkaplar, torna takımları, para basmakalıpları, ağaç işleme aletleri ve çatal bıçak takımları bulunur [29-31]. Çizelge 2.5'te kimyasal bileşim oranları gösterilmektedir.

Çizelge 2.5. Suda sertleşen takım çeliklerinin % bileşimleri [30].

Bileşim değeri, (%)								
AISI	C	Mn	Si	Cr (max)	Ni (max)	Mo (max)	W (max)	V (max)
W1	0,70-1,50	0,10-0,40	0,10-0,40	0,15	0,20	0,10	0,15	0,10
W2	0,85-1,50	0,10-0,40	0,10-0,40	0,15	0,20	0,10	0,15	0,15-0,35
W5	1,05-1,15	0,10-0,40	0,10-0,40	0,40-0,60	0,20	0,10	0,15	0,10

2.4.3. Darbeye dayanıklı takım çelikleri (S grubu)

AISI sınıflandırma sisteminde grup S çelikleri olarak adlandırılan darbeye dayanıklı takım çelikleri; keskiçler, perçin takımları, zımbalar, sürücü uçları için gerekli olan yüksek tokluk, sertlik ve şok yüklemeye karşı direnç gerektiren diğer uygulamalar için kullanılır. S grubu çelikler için silisyum önemli bir katkıdır ve çeliğe, temperleme direnci sağlar ve kırılmaya karşı duyarlılığı azaltılmış bir mikro yapı oluşturur. Silisyum içeren sertleştirilmiş çelikler orijinal olarak yaylar için geliştirilmiştir ve iyi yorulma direncinin gerekli olduğu yay uygulamaları için hala yaygın olarak kullanılmaktadır. S grubu takım çeliklerinde tokluğu azaltacak kaba karbürlerin dâhil edilmeden, karbon içeriğinin %0,5 civarında tutularak yüksek mukavemete sahip, temperlenmiş martenzitik bir mikro yapının geliştirilmesi sonucu oluşturulur. S1 sınıfında tungsten önemli miktarlarda eklenir. Ayrıca S1 ve S7 tipleri, bir miktar ısı direnci gerektiren sıcak delme ve kesme uygulamaları için kullanılır [29-31]. Çizelge 2.6 darbeye dayanıklı takım çeliklerinin bileşimlerini göstermektedir

Çizelge 2.6. Darbeye dayanıklı takım çeliklerinin % bileşimleri [30].

Bileşim, (%)								
AISI	C	Mn	Si	Cr (max)	Ni (max)	Mo	W	V (max)
S1	0,40-0,55	0,10-0,40	0,15-1,20	1,00-1,80	0,30	0,50	1,50-3,00	0,15-0,30
S2	0,40-0,55	0,30-0,50	0,90-1,20	-	0,30	0,30-0,60	-	0,50
S5	0,50-0,65	0,60-1,00	1,75-2,25	0,50	-	0,20-1,35	-	0,35
S6	0,40-0,50	1,20-1,50	2,00-2,50	1,20-1,50	-	1,20-1,50	-	0,30-0,40
S7	0,45-0,55	0,20-0,90	0,20-1,00	3,00-3,50	-	1,30-1,80	-	0,20-0,30

2.4.4. Kalıp çelikleri (P grubu)

Kalıp çelikleri P grubu çelikler olarak da adlandırılır. Günümüzde üretilen tüm plastikler, şekillendirme işleminin gerçekleştirilmesi için en az bir kalıp gereklidir. Kalıplama genel olarak düşük sıcaklıklı; enjeksiyon kalıplama, şişirme kalıplama ve ekstrüzyon gibi işlemlerden oluşmaktadır. Ana alaşım elementleri olarak krom ve nikel içeren, ısı veya aşınma direnci gerektirmeyen 200 °C'nin altında çalışma koşullarında kullanılırlar. Orta dirence sahip P4 ve P21 hariç, tüm P grubu çelikler yüksek sıcaklıklarda yumuşamaya karşı düşük dirence sahiptir. P2 ve P6 tipleri, takım çeliği kalite standartlarına göre üretilen karbonlama çelikleridir. P tipinde üç ana çelik grubu vardır. Birinci gruptaki çelikler, çok düşük karbon içeriğine (%0,12'den daha az) sahiptir ve kalıplama uygulamaları için yüksek yüzey sertliği ve aşınma direnci için karbürülenmelidir. İkinci grup kalıp çelikleri, P20 ve P21 daha yüksek karbon içeriğine sahiptir. Üçüncü tip çelikleri bazı plastiklerin yüksek derecede aşındırıcı olması veya pas oluşumuna neden olması nedeniyle yüksek korozyon direnci gerektiren uygulamalarda yüksek krom içeriğine sahip martenzitik paslanmaz çelikler oluşturur [29-31]. Çizelge 2.7 ve 2.8'de kalıp çeliklerine ve paslanmaz kalıp çeliklerine ait kimyasal bileşim değerleri yer almaktadır.

Çizelge 2.7. Kalıp çeliklerinin % bileşim oranları [30].

Bileşim değeri, %								
AISI	C(max)	Mn	Si (max)	Cr (max)	Ni (max)	Mo	V	Al
P2	0,10	0,10-0,40	0,10-0,40	0,75-1,25	0,10-1,50	0,15-0,40	-	-
P3	0,10	0,20-0,60	0,40	0,40-0,75	1,00-1,50	-	-	-
P4	0,12	0,20-0,60	0,10-0,40	4,00-5,25	-	0,40-1,00	-	-
P5	0,10	0,20-0,60	0,40	2,00-2,50	0,35	-	-	-
P6	0,05-0,15	0,35-0,70	0,10-0,40	1,25-1,75	3,25-3,75	-	-	-
P20	0,28-0,40	0,60-1,00	0,20-0,80	1,40-2,00	-	0,30-0,55	-	-
P21	0,18-0,22	0,20-0,40	0,20-0,40	0,50	3,90-4,25	-	0,15-1,25	1,05-1,25

Çizelge 2.8. Paslanmaz kalıp çeliklerinin % bileşim oranları [30].

Paslanmaz kalıp çelikleri	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Al
13Cr-0,12C	0,12	0,40	0,25	13,00	-	-	-	-
13Cr-0,35C	0,35	0,40	0,25	13,25	-	-	-	-
17Cr-0,65C	0,65	0,30	0,30	17,00	-	-	-	-

2.4.5. Özel amaçlı takım çelikleri (L)

AISI sınıflandırma sisteminde L simgesi ile ifade edilmektedir. Özel amaçlı takım çeliklerinin bileşim değerleri suda sertleşen takım çelikleri ile yakın değerler göstermektedir. Ancak farklı olarak yapısında sertleşebilirliği arttıran ve aşınma direncini iyileştiren farklı oranlarda krom, molibden, nikel ve vanadyum elementleri bulunabilmektedir. L serisi takım çeliklerinin su verme işlemi yağda yapılarak yüksek aşınma direnci ve tokluk özellikleri istenen makine ve kalıp parçalarının yapımında kullanılmaktadır [29,30].

2.4.6. Sıcak iş takım çelikleri

Sıcak iş takım çelikleri, AISI sınıflandırma sisteminde H grubu (Hot Works) çelikler olarak adlandırılmaktadır. Metalleri oda sıcaklarında plastik olarak deforme etmek, bazı sınırlamalara tabidir. Bu amaçla yüksek sıcaklık uygulamalarında, şekillendirme ve form verme işlemlerinde sıcak iş takım çelikleri kullanılmaktadırlar [31,41]. Çalışma ortamları gereği yüksek sıcaklıkta mekanik ve yapı özelliklerini kaybetmeden çalışmalarını gerekmektedir. Bu yüzden yapı içerisine sıcak sertlik özelliklerini geliştirmek amacıyla çeşitli alaşım elemanları ile modifiye edilmektedirler [42]. İçerdikleri alaşım elemanlarından karbon oranı genellikle birbirine yakın oranlarda, düşük veya orta seviyelerde (0,20 – 0,45) bulunmaktadır. Bu sayede çeliğe, iyi bir şok direnci sağlayarak; yapı içerisinde çatlama, termal şoklara karşı direnç, iyi bir çentik tokluğu ve mekanik dayanım sağlamaktadır [29,31].

Çeliklerde genellikle 600°C'nin üzerindeki işlem sıcaklıklarında, yumuşamaya neden olan dislokasyon düzlemleri ve yeniden kristalleşen tanelerin oluşturduğu yapılar, sünekliği arttırarak metalin daha fazla deforme olmasına olanak sağlar. Daha yüksek işlem sıcaklıklarında ise artan sıcaklıkla birlikte dislokasyonların hareket hızı artacak ve sıcak

şekillendirilen metalin mukavemetini azaltacaktır. Bu sayede, yüksek sıcaklıklarda daha düşük kuvvetler kullanılarak şekillendirme işlemleri yapılabilmektedir [31].

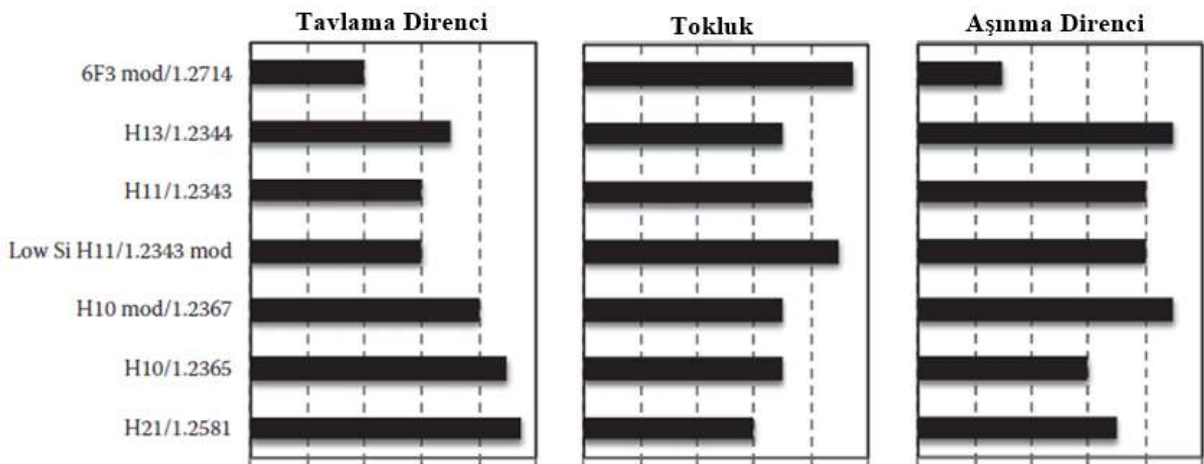
Sıcak iş takım çelikleri içerdikleri ana yapı elemanlarına göre gruplar altında toplanmaktadır. H tipi çelikler, kullanılan alaşım içeriğine göre; krom sıcak iş çelikleri, tungsten sıcak iş çelikleri ve molibden sıcak iş çelikleri olarak üç sınıfa ayrılırlar [29,30].

Bunlar:

- Krom esaslı sıcak iş takım çelikleri, H10 - H19 arası,
- Tungsten esaslı takım çelikleridir. H20 - H39 arası
- Molibden esaslı sıcak iş takım çelikleri, H40 - H59 arası olanlar [41].

İçerik olarak %5 civarı Cr ve önemli miktarlarda silisyum, molibden ve vanadyum ile diğer elementleri içeren krom sıcak iş takım çelikleri. Ana alaşım elemanı olarak içerdikleri yüksek oranda tungsten (W) içerikli ve molibden (Mo) içerikli sıcak iş takım çelikleri bulunmaktadır. Bu çelikler, krom esaslı takım çeliklere nazaran çalışma performansı olarak biraz daha iyidir [29].

Genel olarak sanayi uygulamalarında, sıcak iş takım çeliklerinin H11, H12 ve H13 kaliteleri yoğun olarak kullanılmaktadır. Çalışma sıcaklıkları olarak 500 ile 550 °C'de 50 HRC ve üzeri sertlik değerlerine kadar ulaşabilmektedirler. Şekil 2.4'te bazı sıcak iş takım çeliklerine ait metallere ait özellikler verilmektedir.



Şekil 2. 4. Sıcak iş takım çeliklerine ait özellikler [31].

Günümüzde kullanılan ana sıcak şekillendirme işlemleri dövme, haddeleme ve ekstrüzyondur. Sıcak iş takım çelikleri, form verme veya şekillendirmedeki kullanımlarına ek olarak, ergime noktası düşük metaller için "kalıp döküm" veya "yüksek basınçlı pres döküm" olarak da kullanılmaktadırlar [31]. Özellikle; Al ve Mg basınçlı döküm ve ekstrüzyon işlemleri, plastik enjeksiyon, sıkıştırma ve transfer kalıpları yapımında kullanılmaktadırlar [29,41]. Daha yüksek sıcaklıklarda dökülen çelik döküm veya dökme demir için ise kum kalıplar veya seramik kalıplar kullanılmaktadır [31].

Kromlu sıcak iş takım çeliği

AISI standartları içerisinde H10 - H19 arasında bulunan çelikler krom içerikli sıcak iş takım çelikleri olarak nitelendirilmektedirler. İçerdikleri Cr (\leq %5,5), molibden, tungsten ve vanadyum gibi (Çizelge 2.9.) karbür oluşturuçu elementlerin bileşiminden meydana gelmektedirler. İçerdikleri düşük karbon ve çeşitli alaşım içerikleri sayesinde 40-55 HRC sertlik değerleri ile iyi bir tokluk sergilerler. Ayrıca 540 °C 'ye kadar olan yüksek çalışma sıcaklıklarda bile yumuşamaya karşı direnç gösterebilmektedirler. Kullanım alanları arasında özellikle Al ve Mg ekstrüzyon kalıpları, döküm ve dövme kalıplarında kullanılarak içerdikleri düşük karbon ve alaşım elamanları sayesinde çatlamadan soğutulabilmektedirler [29,30].

Çizelge 2.9. Kromlu sıcak iş takım çeliklerinin % bileşimleri [30].

Bileşim değeri, %									
AISI	C	Mn	Si	Cr	Ni(max)	Mo	W	V	Co
H10	0,35-0,45	0,25-0,70	0,80-1,20	3,00-3,75	0,3	2,00-3,00	-	0,25-0,75	-
H11	0,33-0,43	0,20-0,50	0,80-1,20	4,75-5,50	0,3	1,10-1,60	-	0,30-0,60	-
H12	0,30-0,40	0,20-0,50	0,80-1,20	4,75-5,50	0,3	1,25-1,75	1,00-1,70	0,50 max	-
H13	0,32-0,45	0,20-0,50	0,80-1,20	4,75-5,50	0,3	1,10-1,75	-	0,80-1,20	-
H14	0,35-0,45	0,20-0,50	0,80-1,20	4,75-5,50	0,3	-	4,00-5,75	-	-
H19	0,35-0,45	0,20-0,50	0,20-0,50	4,00-5,50	0,3	0,30-0,55	3,75-4,50	1,75-2,20	4,00-4,50

Tungstenli sıcak iş takım çeliği

AISI sınıflandırma sisteminde H21 - H26 arasındaki kaliteleri oluştururlar. İçerdikleri yüksek orandaki tungsten oranının yanında karbon, krom ve vanadyum içermektedirler (Çizelge 2.10). Alaşım oranının yüksek olması yüksek sıcaklıklar altında elde edilen sertlik değerlerinin yüksek olmasını ve özelliklerini uzun süre kaybetmeden çalışmasını sağlamaktadır. Çalışma sertlik değerleri genellikle 42-45 HRC arasındadır ve yüksek çalışma sıcaklıklarında önceden ısıtılması durumunda kırılma ve çatlama riskini en aza indirmiş olur [29,41].

Çizelge 2.10. Tungstenli sıcak iş takım çeliklerinin % bileşimleri [30].

Bileşim,(%)									
AISI	C	Mn	Si	Cr	Ni(max)	Mo	W	V	Co
H21	0,26-0,36	0,15-0,40	0,15-0,50	3,00-3,75	0,3	-	8,50-10,00	0,30-0,60	-
H22	0,30-0,40	0,15-0,40	0,15-0,40	1,75-3,75	0,3	-	10,00-11,75	0,25-0,50	-
H23	0,25-0,35	0,15-0,40	0,15-0,60	11,00-12,75	0,3	-	11,00-12,75	0,75-1,25	-
H24	0,42-0,53	0,15-0,40	0,15-0,40	2,50-4,50	0,3	-	14,00-16,00	0,40-0,60	-
H25	0,22-0,32	0,15-0,40	0,15-0,40	3,75-4,50	0,3	-	14,00-16,00	0,40-0,60	-
H26	0,45-0,55	0,15-0,40	0,15-0,40	3,75-4,50	0,3	-	17,25-19,00	0,75-1,25	-

Molibdenli sıcak iş takım çelikleri

AISI standartlarına göre H42 ve H43 sınıfı molibden içerikli sıcak iş takım çelikleri kullanılmaktadır. Yapı içerisinde ana bileşim elamanı molibden dışında karbon, krom ve vanadyum içermektedir (Çizelge 2.11). İçerdiği yüksek oranda karbür yapıcı elementler sayesinde iyi sertleşebilirlik ve kaynaklanabilirlik sağlarken, temperleme işleminde ikincil sertleşme ile daha yüksek sertlik değerleri elde edebilmek mümkündür. Bu iş takım çelikleri tungstenli iş takım çeliklerine nazaran daha dayanıklıdır. Ancak dekarbürizasyona karşı duyarlı oldukları için ısıtım sırasında koruyucu bir atmosfer altında yapılması önerilmektedir [29,30].

Çizelge 2.11. Molibdenli sıcak iş takım çeliklerinin % bileşimleri [30].

Bileşim,(%)									
AISI	C	Mn	Si	Cr	Ni(max)	Mo	W	V	Co
H42	0,35-0,45	0,15-0,40	-	3,75-4,50	0,3	4,50-5,50	5,50-6,75	1,75-1,25	-

2.4.7. Yüksek hız takım çelikleri

Yüksek hız takım çelikleri, sınıflandırma sisteminde, M tipi (alaşım elementi molibden) ve T tipi (alaşım elementi tungsten) olarak ifade edilmektedirler. Ayrıca hava çelikleri olarak da bilinmektedirler. Sıcak iş ve soğuk iş takım çeliklerinin özelliklerini birleştiren belki de en karmaşık takım çelikleri sınıfıdır. [29]. Yüksek hız takım çelikleri, alaşımlandırma ve ısıtım işlemi ile yüksek sertlik, iyi ısı ve aşınma direncine sahiptirler. Genellikle yüksek hızda kesme işlemleri ve talaşlı imalat proseslerinde çalışmaya dayanıklı olarak geliştirilmiş takım çelikleridir [29,41,42]. Soğuk iş çeliklerinden, aşınma direnci ve yüksek sertlik özellikleri benzerken, yüksek sıcaklık dayanımı (400 - 600 °C) ve tavlama direnci özellikleri de sıcak iş çeliklerine yakındır. Yüksek sıcaklıklarda, içerdikleri karbür yapıcı bileşimler sayesinde dayanımları yüksektir. Alaşım elementleri olarak, yüksek miktarda; krom, molibden, vanadyum ve kobalt içerebilirler (Çizelge 2.12 ve Çizelge 2.13). Kullanılan en yaygın sınıflar; M1, M2, M4, M7, M10, M42 ve T1, T15'tir [41].

Çizelge 2.12. M tipi yüksek hız takım çeliklerinin % bileşimleri [30].

Bileşim,(%)									
AISI	C	Mn	Si	Cr	Ni(max)	Mo	W	V	Co
M1	0,78-0,88	0,15-0,40	0,20-0,50	3,50-4,00	0,30	8,20-9,20	1,40-2,10	1,0-1,35	-
M2	0,78-0,88	0,15-0,40	0,20-0,45	3,75-4,50	0,30	4,50-5,50	5,50-6,75	1,75-2,20	-
M4	1,25-1,40	0,15-0,40	0,20-0,45	3,75-4,75	0,30	4,25-5,50	5,25-6,50	3,75-4,50	-
M7	0,97-1,05	0,15-0,40	0,20-0,55	3,50-4,00	0,30	8,20-9,20	1,40-2,10	1,75-2,25	-
M10	0,84-1,05	0,10-0,40	0,20-0,45	3,75-4,50	0,30	7,75-8,50	-	1,80-2,20	-
M42	1,05-1,15	1,05-1,15	0,15-0,65	3,50-4,25	0,30	9,0-10,0	1,15-1,85	0,95-1,35	7,75-8,75

Çizelge 2.13. T tipi yüksek hız takım çeliklerinin % bileşimleri [30].

AISI	C	Mn	Si	Cr	Ni(max)	Mo(max)	W	V	Co
T1	0,65-0,80	0,10-0,40	0,20-0,40	3,75-4,50	0,30	-	17,25-18,75	0,90-1,30	-
T15	1,50-1,60	0,15-0,40	0,15-0,40	3,75-5,00	0,30	1,00	11,75-13,00	4,50-5,25	4,75-5,25

2.5. Çeliklere Alaşım Elementlerinin Etkileri

Çeliklerin mekanik, fiziksel veya kimyasal özelliklerinin iyileştirilmesi amacıyla üretim sürecinde alaşım elementleri ilave edilmektedir (Şekil 2.5). İlave edilen alaşım elementleri çeliklerin spesifik kullanım alanları ve istenilen yapı bileşimlerine göre bir veya birkaç elementten oluşabilir. Alaşım elementleri, çelik içerisine aşağıdaki özellikleri kazandırmak için eklenebilmektedir [30,43]:

- Sünekliği önemli ölçüde düşürmeden çekme mukavemetini iyileştirmek
- Tokluğu iyileştirmek
- Daha iyi korozyon direnci elde etmek
- Aşınma direncini artırmak
- Çeliğe ince tane boyutu kazandırmak
- Dayanımı ve sertliği arttırmak
- Mıknatıslanma özelliklerini geliştirmek
- Yüksek sıcaklıklara dayanımı arttırmak vb.

Alaşım Elementi	Sertlik	Mukavemet	Akma Noktası	Uzama	Kesit Daralması	Darbe Direnci	Elastisite	Yüksek Sıcaklığa Dayanım	Soğutma Hızı	Karbür Oluşumu	Aşınma Direnci	Dövülebilirlik	İşlenebilirlik	Oksitlenme Eğilimi	Korozyon Direnci
Si	↑	↑	↑↑	↓	~	↓	↑↑↑	↑	↓	↓	↓↓↓	↓	↓	↓	-
Mn [*]	↑	↑	↑	~	~	~	↑	~	↓	~	↓↓	↑	↓	~	-
Mn ^{**}	↓↓↓	↑	↓	↓↓↓	~	-	-	-	↓↓	-	-	↓↓↓	↓↓↓	↓↓	-
Cr	↑↑	↑↑	↑↑	↓	↓	↓	↑	↑	↓↓↓	↑↑	↑	↓	-	↓↓↓	↓↓↓
Ni [*]	↑	↑	↑	~	~	~	-	↑	↓↓	-	↓↓	↓	↓	↓	-
Ni ^{**}	↓↓	↑	↓	↑↑↑	↑↑	↑↑↑	-	↑↑↑	↓↓	-	-	↓↓↓	↓↓↓	↓↓	↑↑
Al	-	-	-	-	↓	↓	-	-	-	-	-	↓↓	-	↓↓	-
W	↑	↑	↑	↓	↓	-	-	↑↑↑	↓↓	↑↑	↑↑↑	↓↓	↓↓	↓↓	-
V	↑	↑	↑	~	~	↑	↑	↑↑	↓	↑↑↑↑	↑↑	↑	-	↓	↑
Co	↑	↑	↑	↓	↓	↓	-	↑↑	↑↑	-	↑↑↑	↓	~	↓	-
Mo	↑	↑	↑	↓	↓	↑	-	↑↑	~	↑↑↑	↑↑	↓	↓	↑↑	-
S	-	-	-	↓	↓	↓	-	-	-	-	-	↓↓↓	↑↑↑	-	↓
P	↑	↑	↑	↓	↓	↓↓↓	-	-	-	-	-	↓↓↓	↓↓↓	↓↓	↑↑
	* Perlit çeliklerde			** Östenik çeliklerde			↑ Arttır	↓ Azaltır	~ Değişmez	- Bilinmiyor					

Şekil 2.5. Alaşım elementlerinin çeliklere etkisi [43].

Bu elementlerin yapı içerisinde, çeliklere kazandırdığı özellikler aşağıdaki gibidir:

Karbon (C): Çelikteki en önemli alaşım elementi, karbondur. Karbon; sementit, perlit, beynit, küremsi grafit ve martenzit oluşumu için gereklidir. Bu bileşenlerden bir veya daha fazlasını içeren mikro yapılar; çok çeşitli mekanik ve üretim özellikleri, ısıl işleme ayarlanabilir. Karbon içeriği çelik içerisinde arttıkça mukavemet ve sertlik artar ancak tokluk ve süneklik azalır. Bununla beraber işlenebilirlik, kaynak edilebilme özellikleri de yüksek karbon miktarı neticesinde zararlı olarak etkilenmektedir. Demir-karbon oranı yükseldikçe, çelik içerisinde martenzitin sertliğini %0,6 C'de maksimuma ulaştırmaktadır [30,37].

Manganez (Mn): Manganez, çelik üretiminde önemli bir yere sahiptir, normalde tüm ticari çeliklerde bulunur. İşlenebilirliği arttırmak için kükürt ile birleşerek manganez sülfür (MnS) bileşiklerini oluştururlar böylece FeS oluşumunu engellemektedir. Eriyiği deoksida

eder ve sıcak gevrekliğe duyarlılığı azaltarak çeliğin sıcak işlenmesini kolaylaştırır. Sertleşebilirlik (özellikle büyük kesitli parçalarda), mukavemet ve kaynak kabiliyetini artırır ancak tane kabalaşmasına neden olarak meneviş kırılma direncine neden olur. Tüm karbon aralıklarında yüzey kalitesi için faydalıdır (son derece düşük karbonlu kaynar çelikler hariç) [30].

Silisyum (Si): Silisyum, çelik üretiminde kullanılan başlıca oksijen giderici elementlerden biridir. Kimyasal bileşim oranlarında her zaman belirtilmeyen bu elementin çelikteki miktarı, ürün için belirtilen deoksidasyon uygulamasına bağlıdır. Silisyumun sadece hafif bir ayrışma eğilimi vardır ve ciddi bir süneklik kaybına neden olmadan ferritin gücünü hafifçe artırır. Çeliğin akma ve çekme dayanımını artırır ve yay çeliklerinde yoğun olarak kullanılır. Ayrıca çelik içerisinde bulunan silisyum miktarı azaldıkça tufal yapma oranı artar [30,37].

Bakır (Cu): Bakır, çelik içerisinde %0,20 - %0,50 civarı oranlarda bulunmaktadır. Bununla birlikte, çeliğin akma ve çekme dayanımını arttırmaktadır ancak yüzde uzamayı azaltarak şekillendirebilirlik özelliklerine olumsuz katkı sağlar. %0,20'yi aşan miktarlarda mevcut olması atmosferik korozyon direncine faydalıdır. [30].

Krom (Cr): Takım çeliklerinde, en önemli alaşım elementlerinden biridir ve paslanmaz çeliklerin ana alaşım elemanıdır. Krom genellikle çelik içerisine; sertleşebilirliği, korozyon direncini, yüksek karbonlu bileşimlerde aşınma direncini artırmak ve yüksek sıcaklık uygulamalarında oksidasyona karşı direnci geliştirmek için eklenir. Krom güçlü bir karbür oluşturmaktadır. Kompleks krom-demir karbürler östenit içinde yavaşça çözeltiyeye girer, bu nedenle su vermeden önce yeterli bir ısıtma süresi gereklidir. Krom, kritik soğuma hızını düşürür, bu yüzden sertleştirme elemanı olarak kullanılabilir ve üstün mekanik özellikler elde etmek için sıklıkla nikel gibi bir sertleştirme elemanı ile birlikte kullanılır. Daha yüksek sıcaklıklarda, krom artan mukavemete katkıda bulunur, genellikle bu tür uygulamalar için molibden ile birlikte kullanılır [29,30,37].

Nikel (Ni): Nikel, yapı çeliklerinde alaşım elementi olarak kullanıldığında ferrit kuvvetlendiricidir. Nikel; çelikte herhangi bir karbür bileşiği oluşturmadığından, ferrit içinde çözelti halinde kalır, böylece tane yapısını inceltirerek, ferrit fazını güçlendirir ve sertleştirir. Kritik soğutma hızını düşürdüğünden dolayı, kolayca ısıl işleme tabi tutulur. Çünkü nikel krom ile birlikte nikelin karbon çeliklerinde elde edilebilenden daha fazla sertleşebilirlik, daha yüksek darbe mukavemeti ve daha fazla yorulma direncine sahip

alaşımli çelikler üretir. Nikel alaşımli çelikler ayrıca üstün düşük sıcaklık dayanımına ve tokluğa sahiptir [30,37].

Molibden (Mo): Molibden, çeliğin sertleşebilirliğini, yüksek sıcaklıktaki çekme, sürünme mukavemetlerini ve kaynaklanabilirlik özelliklerini arttırmaktadır. Yüksek miktarda molibden çeliğin dövülebilmesini güçleştirir. Bu element, özellikle %0,15 ile %0,30 arasındaki miktarlarda, bir çeliğin temper gevrekleşmesine karşı hassasiyetini en aza indirir. Molibden içeren sertleştirilmiş çelikler, aynı miktarda yumuşama elde etmek için daha yüksek bir sıcaklıkta temperlenmelidir [30,37].

Vanadyum (V): Vanadyum, zor çözülebilen güçlü karbür oluşturan elementlerden biridir ve çeliğe yüksek sıcaklıklarda dayanım kazandırır. Vanadyum çelikleri, benzer bileşimdeki vanadyum içermeyen çeliklerden çok daha ince bir yapı gösterir. Ayrıca, su vermeden önce östenitleştirme sıcaklıklarında tane büyümesini engeller. Çözelti halinde olduğunda sertleşebilirliği, tavlama üzerinde ikincil bir sertleştirme etkisi sağlar, bu da yüksek sıcaklıklarda artan sertlik ve aşınma direnci kabiliyetini artırır [29,37].

Alüminyum (Al): Alüminyum, bir oksijen giderici olarak ve tane boyutunun kontrolü için yaygın olarak kullanılmaktadır. Çeliğe belirli miktarlarda eklendiğinde, östenit tane büyümesini kontrol eder ve diğer alaşım elementlerine göre en etkili olanıdır. Titanyum, zirkonyum ve vanadyum da etkili tane büyümesi inhibitörleridir: bununla birlikte, ısı işlem görmüş (su verilmiş ve temperlenmiş) yapısal kaliteler için, bu üç elementin sertleşebilirlikleri üzerinde olumsuz etkileri olabilir, çünkü karbürleri oldukça karardır ve su vermeden önce östenit içinde çözülmesi zordur [29,30].

Titanyum (Ti): Titanyum öncelikle oksijen giderici olarak kullanılır ve tamamen söndürülmüş çeliklerde tane büyümesini sınırlamaya yardımcı olur. Titanyum, çelikteki herhangi bir oksijen ve nitrojen ile kolayca birleştiği için bor çeliklerine eklenebilir, böylece çeliğin sertleşebilirliğini arttırmada borun etkinliğini artırır [30].

Tungsten (Wolfram) : Yüksek hız takım çeliklerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Tungsten sertliği artırıcı ve tane inceltici etkisi vardır. Tungsten, yüksek tavlama sıcaklıklarında çok sert ve kararlı olan tungsten karbür (WC) bileşimini oluşturur, bu da çeliğe tavlama sırasında yumuşamasını engellemektedir [29,30].

Kobalt (Co): Genel olarak takım çeliklerinde kullanılmaktadır. Karbür teşkil edici elementlerin östenit fazında, çözülme kabiliyetlerini artırır. Yüksek sıcaklıklarda tane

büyümesini önlemek, ısıya dayanım sağlama, aşınma direnci ve ısı iletim kabiliyetlerini iyileştirmesi amacıyla yapıya eklenmektedir [37].

2.5.1. Kalıntı elementlerin etkileri

Fosfor (P): Fosfor, çeliğin mukavemetini ve sertliğini artırır, ancak sünekliği ve tokluğu ciddi şekilde azaltarak çeliği kırılgan hale getirir. Orta karbonlu alaşımlı çeliklerin, özellikle krom çeliklerinin, temper gevrekliğine karşı hassasiyetini artırır. İşlenebilirliğini veya korozyon direncini artırmak için çeliğe fosfor eklenebilir, otomat çelikleri dışında diğer çeliklerde bulunması arzu edilmez [29,30].

Kükürt (S): Kükürt çelikte istenmeyen bir elementtir ve FeS bileşikleri yaparak kırılganlığı artırır. Artan kükürt içeriği, enine sünekliği ve çentik darbe tokluğunu düşürür, ancak boyuna mekanik özellikler üzerinde yalnızca hafif bir etkiye sahiptir. Artan kükürt içeriği ile kaynaklanabilirlik azalır ve kırılganlık artar. Bu element, özellikle düşük karbonlu ve düşük manganlı çeliklerde yüzey kalitesi için çok zararlıdır ve otomat çelikleri dışında varlığı arzu edilmez. Bu nedenlerle çoğu çelik için yalnızca bir maksimum sınır belirlenmiştir [29,30].

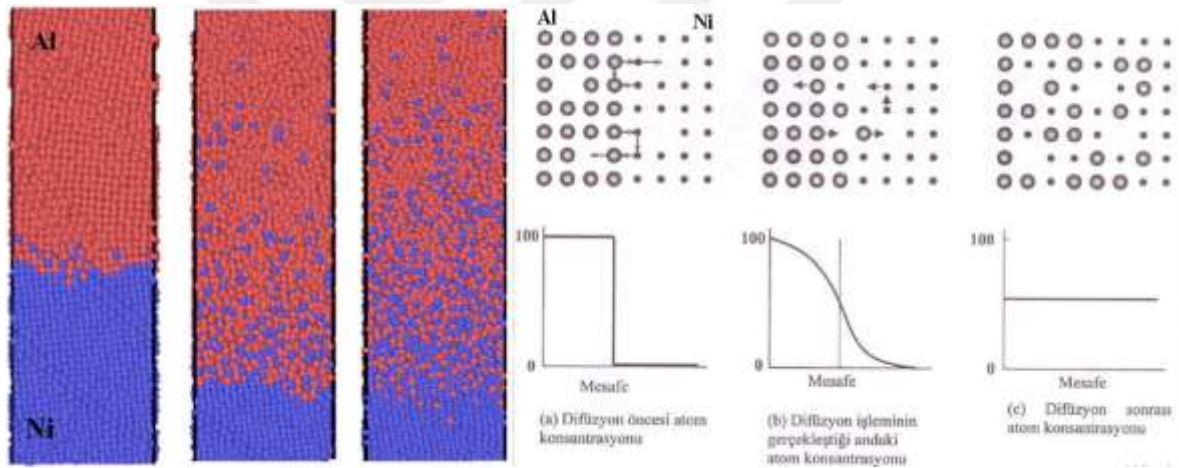
Hidrojen (H): Çelikte bulunması hiç arzu edilmeyen bir elementtir. Çeliğin üretimi sırasında, hammadde veya atmosfer ortamından yapı içerisinde bulunur. İmalat sırasında çelikte çözünen hidrojen onu ciddi şekilde kırılgan hale getirebilir ve yorulma direncini azaltma eğilimindedir. [30].

3. ÇELİKLERDE YÜZEY MODİFİKASYONU

3.1. Difüzyon

3.1.1. Difüzyon Özellikleri

Difüzyon, parçacıkların (atomlar, iyonlar ve küçük moleküller) genellikle daha yüksek konsantrasyonlu bölgelerden daha düşük konsantrasyonlu bölgelere rastgele hareket yoluyla yayılmasını tanımlar (Şekil 3.1). Difüzyon kavramı, bir konsantrasyon gradyanı tarafından yönlendirilen kütle transferine bağlıdır, ancak konsantrasyon gradyanı olmadığında da difüzyon meydana gelebilir (ancak net akış olmayacaktır). Atomların taşınma hızı, yayılma ve konsantrasyon gradyanı tarafından yönetilir [44,45].



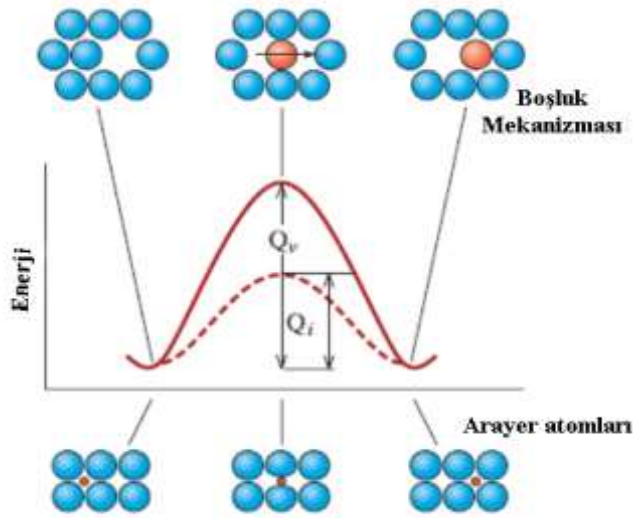
Şekil 3.1. Malzeme içerisinde bulunan atomların difüzyonu [46]

Şekil 3.1’de gösterilen ikili alaşım çiftinden Al (Alüminyum) ve Ni (Nikel) atomlarının oluşturduğu yapının konsantrasyon profilleri gösterilmektedir. Oluşturulan alaşım sistemi içerisinde atomların yüksek konsantrasyondan düşük konsantrasyona geçerek sistem dengesi sağlanmaktadır [46].

Difüzyon mekanizmaları, mutlak sıfır noktasının (-273°C) üzerindeki her sıcaklıkta, katı (kristal ve amorf yapılar), sıvı ve gaz cisimlerde gerçekleşebilmektedir. Atomların yer değiştirmesi yapı içerisinde; tanelerin içinde (hacimsel yayılım olarak), tane sınırlarında (tane sınırları yayılımı olarak) veya malzeme yüzeyinde (yüzey yayılımı olarak)

gerçekleşebilmektedir Katı fazların difüzyon hızları, sıvı ve gaz fazlara nazaran kristal kafes kusurlarının varlığından dolayı daha yavaştır. En hızlı difüzyon mekanizmaları gaz fazında gerçekleşmektedir. [44-46].

Difüzyon olayında atomlar buldukları konumdan başka bir konuma geçebilmeleri için ilave bir enerjiye ihtiyaç duyarlar. Atomun difüzyonu için gerekli bu enerjiye aktivasyon enerjisi (Q) adı verilir. Atomların hareket edebilmesi için gerekli olan aktivasyon enerjisi metallerin ısıtılması ile sağlanabilir. Aktivasyon enerjisinin düşük olması difüzyonun gerçekleşmesini kolaylaştırır. Aktivasyon enerjisi; atomun boyutu, bağın gücü ve difüzyon mekanizması tipine göre değişiklik gösterebilir. Şekilde 3.2’de başlangıçta düşük enerji seviyesinde bulunan ve kararlı halde olan atomlar hareket için gerekli enerjiye sahip olduklarında hareket ederler ve sonradan tekrardan kararlı hallerine dönüş yaparlar [45,47].



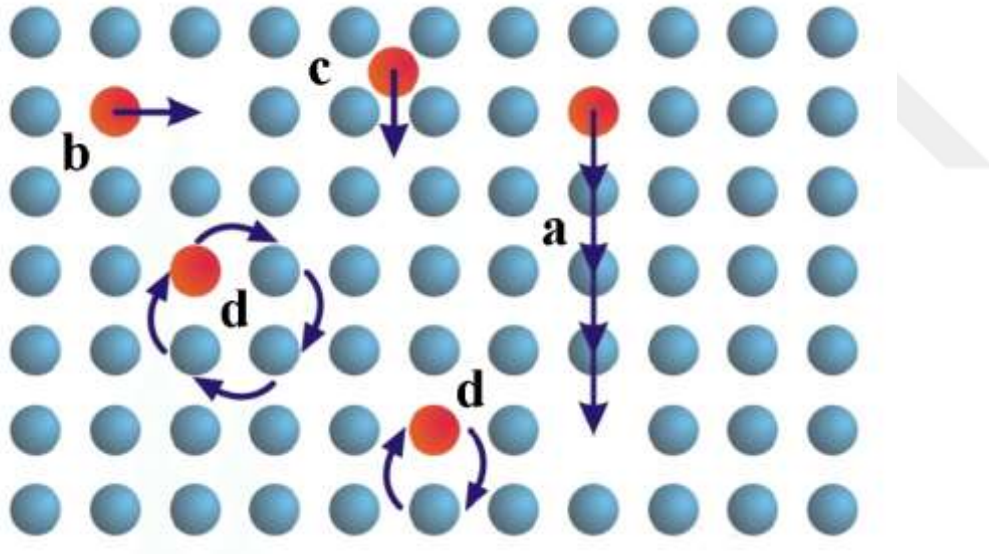
Şekil 3.2. Difüzyonun gerçekleşmesi için ihtiyaç duyulan aktivasyon enerjisi [47].

Difüzyon, faz değişimleri için esastır ve enerji (ısı) verilmesi durumunda, atomların denge konumları etrafında ve yeterince yüksek enerji seviyelerinde ortaya çıkan termal titreşimleri, bağları kırarak ve atomu hareket ettirecek kadar güçlü olabilir. Yine aynı etki ile bir denge konumundan diğerine atlayarak yaptıkları uzak mesafe hareketleri yapabilmektedir [47]. Difüzyon yaklaşımlarını atomsal ve fiziksel olarak 2 gruba ayırmak mümkündür. Atomsal yaklaşım mekanizmalarından atomların hareket mekanizmalarının oluşturduğu; çökme, segregasyon, mikro yapı değişimi örnek gösterilebilir. Fiziksel

yaklaşım mekanizmalarında ise yayınma hızı ölçülebilen parametrelerle tanımlamalar yapılabilmektedir. Bunlar; karbürizasyon, nitrürleme, termo reaktif difüzyon, temperleme gibi. Difüzyon türlerini ise; Kendi kendine difüzyon, hacim difüzyonu, yüzey difüzyonu, ara difüzyonu ve tane sınırı difüzyonu olarak sınıflandırmak mümkündür [48].

3.1.2. Difüzyon Mekanizmaları

Difüzyon mekanizmaları saf katı malzemelerde gerçekleştiği gibi farklı atomlar içeren malzemelerde de gerçekleşmektedir. Yapı içerisinde mevcut farklı atomların, alaşımlar içerisinde görülen boşluk ve ara yer difüzyonları yaygın olarak görülmektedir. Şekil 3.3'te gösterildiği gibi, difüzyon mekanizmaları; kendi kendine difüzyon (direk yer değiştirme), boşluk difüzyonu, ara yer difüzyonu ve halka difüzyonu (çevrimli yer değiştirme) şeklinde sınıflandırılabilir [48].



Şekil 3.3. Katılarda difüzyon mekanizmaları [49]

Direk yer değiştirme (Kendi kendine difüzyon)

Atomların, kafes yapısı içerisindeki mevcut konumundan bireysel olarak hareket ederek başka bir kafes pozisyonlarına yayılımı gerçekleştirirler (Şekil 3.3a). Sadece saf katı malzemelerde bu mekanizma gözlemlenebilmektedir [47].

Boşluk difüzyon (Vacancy) mekanizması

Boşluk difüzyonu, kafes sistemi içerisinde mevcut boşlukların atomlar tarafından yayılımı ile gerçekleşmektedir (Şekil 3.3b). Taşınım mekanizması düşük enerji seviyelerinde gerçekleştiğinden dolayı baskın difüzyon mekanizmalarından biridir [47].

Ara yer (Interstitial) difüzyonu

Ara yer atomlarının, yer alan atomlarından daha küçük atomik yarıçapa sahip olması ve daha hızlı hareket etmeleri nedeniyle kafes sistemleri içerisinde daha rahat geçiş yapabilmektedirler (Şekil 3.3c). Bu sebeple, boşluk difüzyon mekanizmasından daha hızlı gerçekleşmektedir. H (Hidrojen), N (Azot), C (Karbon) B (Bor) ve O (Oksijen) kafes yapıları içerisinde yaptıkları sıçramalar (yayınma) sonucu kafes yapısında bozulmalara sebep olur [47,48].

Çevrimli yer değiştirme (Halka difüzyon mekanizması)

Yakın konumda bulunun atomların aynı yönde ve aynı anda birbirlerinin yerini alması şeklinde gerçekleşir (Şekil 3.3d). Belirli bir sayıda atom grubu arasında halka şeklinde çevrim yaparak gerçekleşebileceği gibi, iki atom arasında da gözlemlenebilmektedir. Yüksek enerji gerektiğinden (ergime noktasına yakın sıcaklıklar) diğer difüzyon mekanizmalarına göre gerçekleşme ihtimali daha düşüktür [47,48].

3.1.3. Difüzyon Yasaları

Malzemelerde difüzyon sırasında başlangıçta konsantrasyon gradyanı ve sahip olduğu akısı (J) da yüksektir ve devam eden süreçte yayınım gerçekleşirken gradyan konsantrasyonu azalması neticesinde difüzyonda azalarak sifira oluncaya kadar devam eder (Şekil 3.4). Burada, mevcut olan atomların birim zamanda yüzey alanı boyunca geçen atom sayısını 1.Fick kanunu (denklem 3.1) ile ifade edilmektedir ve birimi akı'dır. Difüzyon sırasında yayınım katsayısının sisteminin türüne, yapısına ve sıcaklığa bağlı olarak değişmektedir. Yayınım olayı; hacim yayınımı, yüzey yayınımı ve tane sınırı yayınımı olarak çeşitlere ayrılabilir [44,45,47].

$$J = -D \frac{\Delta c}{\Delta x} \quad 3.1$$

$$D = D_0 e^{\frac{-Q}{RT}} \quad 3.2$$

Burada;

J : Atomal yayılım akısı (atom/(m²s))

D: yayılım katsayısı (m²s)

c: atom konsantrasyonu

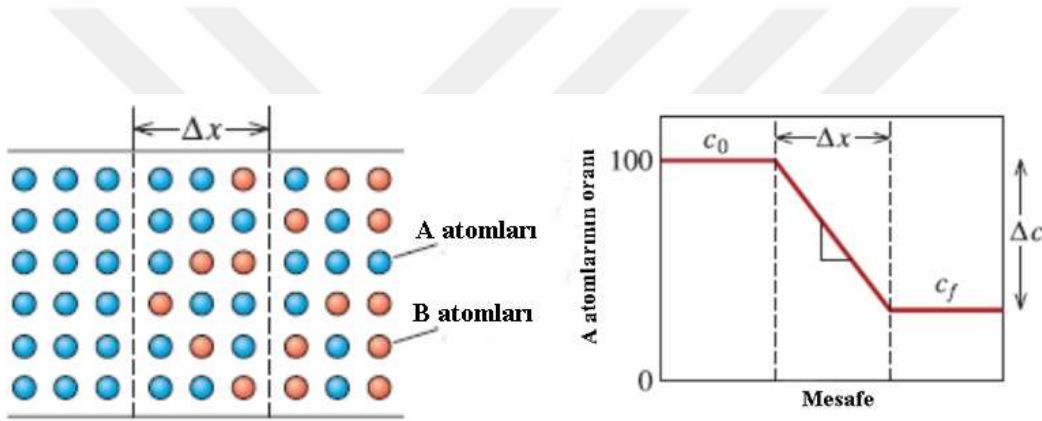
$\Delta c / \Delta x$: konsantrasyon gradyanı

Q aktivasyon enerjisi (kal/mol),

R gaz sabiti (8,314 J / mol.K)

T mutlak sıcaklık (K)

D_0 : sabit



Şekil 3.4. Yüksek akı konsantrasyonundaki atomların difüzyonu [47].

1. Fick kanunu konsantrasyonun mesafe ile değişimi zamandan bağımsız iken 2. Fick kanununda ise konsantrasyon ve akı zaman ve mesafe ile ilişkilidir. Kısaca konsantrasyon ve akı, zaman ve mesafenin bir fonksiyonudur (denklem 3.3). 1. Fick kanunu bu durumu açıklamada yetersiz kaldığı için formülün türevi olan ve atomların dinamik veya durağan olmayan hallerini tanımlamada 2. Fick kanunu kullanılmaktadır [44,45,47].

$$\frac{dC}{dt} = -\frac{dJ}{dx} \quad 3.3$$

$$-\frac{dJ}{dx} = D \frac{d^2C}{dx^2} \quad 3.4$$

$$-\frac{dC}{dt} = D \frac{d^2C}{dx^2} \quad 3.5$$

1. Fick kanunundaki eşitliğin (denklem 3.1) ikinci dereceden kısmi diferansiyeli alınarak - dJ/dx ifadesi yerine dC/dt ifadesi konulduğunda, 2. Fick kanunu (denklem 3.5) elde edilir.

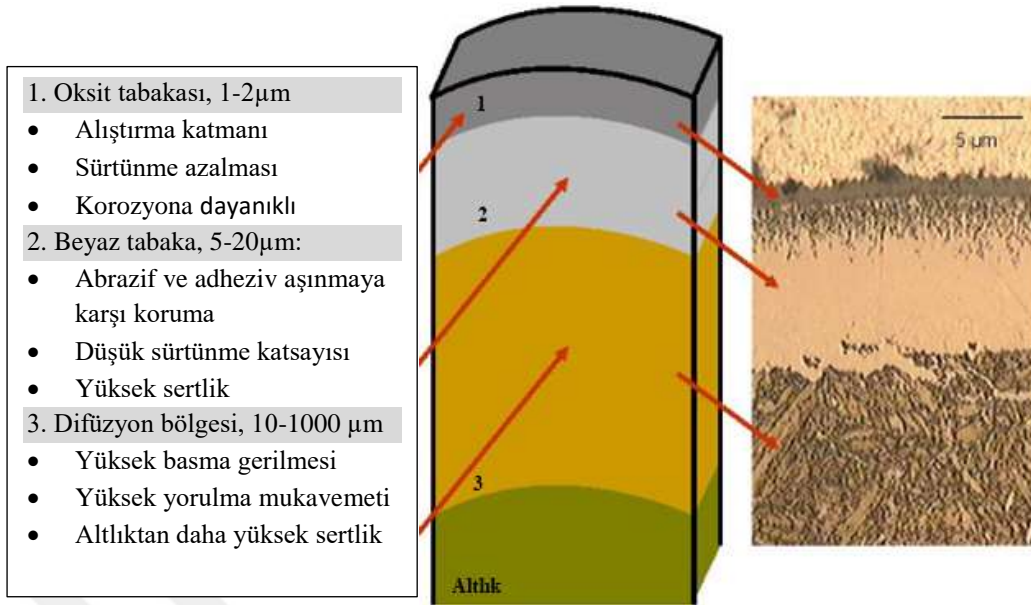
3.2. Yüzey Modifikasyon Özellikleri

Malzemenin performansı sırasında bileşenlerde oluşan hasar mekanizmaları ve hizmet sırasında yük taşıma yeteneklerindeki olumsuzlukların büyük bir kısmı yüzey ve yüzeye yakın katmanların özellikleri tarafından belirlenir. Bu yüzden, malzemenin kimyasal ve fiziksel bileşimini korumak, yüzey özelliklerinin ihtiyaca uygun modifiye etmek amacıyla, yüzey mühendisliği ve teknolojisi alanı geliştirilmiştir. Yüzey modifikasyonu, ürün hizmet ömrünün, ağır ve zorlu koşullar altında çalışmasının gerçekleştirilmesini mümkün kılar. Yüzey mühendisliğinin avantajları şu şekilde sıralanabilir [50]:

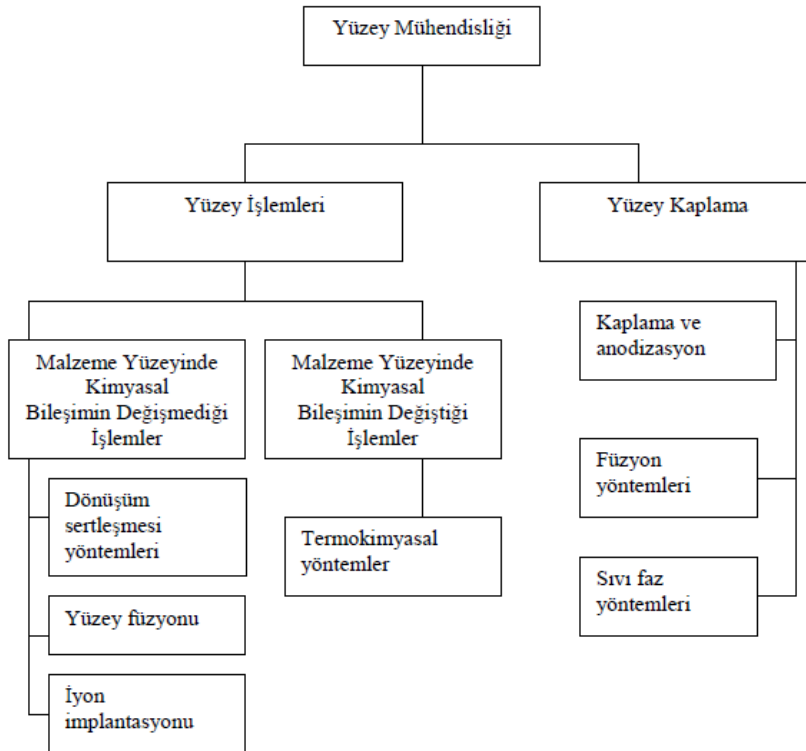
- Aşınma oranlarını azaltarak parçanın tribolojik ömrünü artırır
- Güvenilirliği ve onarımlar arasındaki ortalama süreyi artırır
- Termal bariyer kaplama kullanarak yüksek sıcaklıklara dayanma kabiliyetini artırır
- Belirli bir hizmet ömrü için ürünün maliyetini düşürür
- Artık basma gerilmeleri geliştirerek gerilme korozyonu çatlaması, yorulma ve çekme gerilmelerine karşı direnci artırır
- Korozyona, aşınmaya, oksidasyona ve sülfidasyona karşı direnci artırır
- Mekanik özellikleri, elektriksel ve elektronik özellikleri, termal iletkenliği ve yalıtımı iyileştirir
- Sürtünme katsayısını azaltır ve yağlama özelliklerini iyileştirir
- Estetik özellikleri iyileştirir.

Yüzeysel işlemler sonucunda genellikle Şekil 3.5'te şematik olarak gösterildiği gibi, yüzey altı bölgesi aşağıdaki bölgelerden meydana gelmektedir. Yüzey mühendisliği yöntemlerini Şekil 3.6'da gösterildiği gibi sınıflandırmak mümkündür. Termokimyasal yöntemler, herhangi büyük bir boyutsal değişiklik olmaksızın genellikle yüzeye yakın tabakaların alaşım elementlerinin difüzyon mekanizmaları ile modifiye etme işlemleridir.

Şekil 3.5'te şematik olarak gösterildiği gibi, genellikle yüzey altı bölgesi aşağıdaki bölgelerden meydana gelmektedir.



Şekil 3.5. Yüzey katmanlarının gösterimi [51].



Şekil 3.6. Yüzey mühendisliği yöntemlerinin sınıflandırılması [52].

3.3. Termokimyasal Yöntemler

Termokimyasal kaplama yöntemleri, difüzyon mekanizmalarını esas alan düşük alaşımlı veya alaşımsız malzemelere uygulanabilen, yüzey özelliklerini; aşınmaya, korozyona ve hasar mekanizmalarına karşı koruma oluşturan yöntemlerdir. Elde edilen tabalar malzemelerin kullanım alanlarına ve amacına göre ona uygun özellikler kazandırır. Termokimyasal yöntemler; karbürleme, nitrürleme, borlama, vanadyumlama, niyobyumlama ve benzeri yöntemleri kapsamaktadır [53]. Çizelge 3.1’de oluşturulacak kaplamaların difüze ettirilecek elementlere ve altlık malzemesine göre; hangi sıcaklık değerleri ve banyo ortamlarında elde edilebileceği gösterilmektedir.

Çizelge 3.1. Termokimyasal proseslerin uygulama prensipleri [42,53].

Yöntem	Difüze ettirilen element	Kaplama sıcaklığı, °C	Sertlik, HV	Kullanım sahası	Kullanılan madde				Altlık taban malzemesi					
					Toz	Tuz Banyosu	Gaz	Plazma	Düşük alaşımlı çelik	Cr’lu çelik	CrNi çeliği	Süper alaşım (Ni ve Co)	Dökme demirler	Ti malzeme
Karbürleme	C	850-950	700-1000	Aşınma	x	x	x	x		x				
Nitrürleme	N	500-600	700-1500	Aşınma Sürtünme	x	x	x	x	x	x				x
Karbonitrürleme	C+N	500-900	700-1500			x	x	x	x	x				
Borlama	B	800-1050	1500-2500	Aşınma Korozyon Oksidasyon	x	x	x	x	x					
Silisyumlama	Si	950-1000	-		x		x	x	x					
Alüminyumlama	Al	750-1200	200-1200		x				x	x	x	x		
Kromlama	Cr	900-1100	1400-2000	Oksidasyon Aşınma Korozyon	x				x	x	x	x		
Çinko Difüzyon esaslı tabaka	Zn	400-450	300-400		x					x				x

Termokimyasal işlemler, difüze edilen elementlerin metal veya ametal oluşu şeklinde iki gruba ayrılabilir.

- ✓ Metal esaslı difüzyon işlemlerinde, termokimyasal olarak atom çapı büyük olan Al, Cr, Si, V, Nb v.b elementler difüze edilebilir.
- ✓ Ametal esaslı difüzyon işlemlerinde ise karbür, nitrür veya borür bileşikleri oluşturularak karbürleme, nitrürleme, borlama veya birden çok türde kaplama yapısı elde edilebilmektedir.

Bu işlemlerden elde edilecek kaplama yapısı elementlerin fizikokimyasal özelliklerine göre katı, sıvı veya gaz fazında difüzyonu gerçekleştirilebilir [54]. Meydana gelen reaksiyonlar neticesinde altlık ile kaplama tabakaları arasında elementel olarak bir alışveriş söz konusudur. Proseslerde, kaplama malzemesi altlık üzerinde metalürjik olarak kimyasal bir etkileşim içerisindedir. Kullanılacak element kaynağına (verici) göre iki farklı yüzey modifikasyonu elde edilebilmektedir. Ametal esaslı kaplamalarda atom çapı küçük olan malzemelerin difüzyonu sonucu kaplama yapısı, altlık yüzeyinde karbonitrürleme gibi arayer bileşiği oluşturabilir ya da borlama veya nitrürleme gibi yüzeyde yeni bir bileşik oluşturulabilmektedir. Metal esaslı kaplamaların eldesinde ise büyük çaplı atomlara sahip elementlerin altlık yüzeyinde yeralan kayı eriyiklerin oluşturduğu difüzyona dayalı bileşikler (kromlama, alüminyumlama, niyobyumlama, titanyumlama v.b.) yer almaktadır [42,53].

3.4. Termoreaktif Difüzyon/Biriktirme (TRD) Yöntemi

3.4.1. Termoreaktif difüzyon yönteminin özellikleri

Termo-reaktif difüzyon işlemi (TRD), esas olarak çelik yüzeyler üzerinde sert, kompakt ve aşınmaya dayanıklı kaplamaların oluşturulabildiği difüzyon esaslı bir işlemdir. T. Arai ile Toyota firması tarafından 1970' li yıllarda Japonya' da geliştirilmiştir. Genel olarak Toyota Difüzyon işlemi (Thermo Reactive Diffusion), TD işlemi (Toyota Diffusion Process) veya Termal Difüzyon işlemi olarak adlandırılmaktadır. Karbon veya nitrojen, karbür oluşturu elementler ve/veya nitrür oluşturu elementler içeren bir ortam ile temas ettirilir. İşlem sırasında altlık malzemedeki bulunan azot ve/veya karbon içeren bir iş parçası, yüksek sıcaklıkta karbür veya nitrür oluşturu (CFE-NFE) elementlerle (krom, titanyum, vanadyum, niyobyum, molibden, tungsten gibi) beraber altlık malzeme yüzeyine difüze olurlar. İş parçasından gelen difüze olan karbon ve/veya azot biriken tabakada CFE – NFE elementleriyle malzeme yüzeyinde metalürjik reaksiyona girerek yoğun karbür ve nitrür kaplamalarını oluştururlar. Meydana gelen kimyasal reaksiyonların itici gücü karbür ve nitrür oluşturu elementlerin karbon/azot'a olan güçlü afinitesidir. Substratlar içindeki karbon/azotun difüzyon hızı, TRD kaplamalarının kalınlığı ve kaplamanın büyüme hızı için ana belirleyici faktör olacaktır. TRD işleminde, alt tabakada mevcut olan karbon/azotun çalışma parçalarının yüzeyinin üzerinde kaplamalar ürettiği vurgulanmalıdır. Çalışma parçasında bulunan ana bileşenler kaplama oluşumunda yer

almaz. Bunun nedeni, karbon/azotun bir arayer difüzyon mekanizması ile dışa doğru difüzyonunun, bir ikame mekanizması ile karbür ve nitrür oluşturu elementlerin içeriye difüzyonundan çok daha hızlı ilerlemesidir. Geleneksel difüzyona dayalı sertleştirme yöntemlerinin aksine, kaplama reaktiflerinden herhangi bir element tarafından alt tabakalara genellikle difüzyon olmaz. TRD tekniği çeliklere değişik ortamlarda (tuz banyosu, akışkan yatak ve kutu sementasyon) şeklinde uygulanabilmektedir [41,54,55].

3.4.2. Paket TRD yönteminin parametre ve özellikleri

Termo reaktif difüzyon yönteminde içerisinde çalışma parçasının yerleştirildiği banyo üç bileşenden oluşmaktadır. Bunlar:

Elde edilecek kaplama tabakası için kullanılacak element kaynağı (Örneğin: Fe-Cr/V/Nb/Ti v.b. ferro alaşımlar), yüksek sıcaklık altında tozların birbirleri ile sinterleşmesini önlemek için genellikle ergime noktası yüksek Al_2O_3 veya SiO_2 tipi dolgu malzemeleri ve genellikle halojen tuzları içeren NH_4Cl , NaF v.b. aktivatör elemanları kullanılmaktadır.

Termo reaktif difüzyon yönteminde, difüzyonu etkileyen birçok değişkenler vardır. Farklı parametre değişkenlerinin optimum eldesi, bir çok deneysel çalışmalar sonucu oluşturulmaktadır. Bu parametrelerin değişim faktörleri aşağıda sıralanmışlardır [56]:

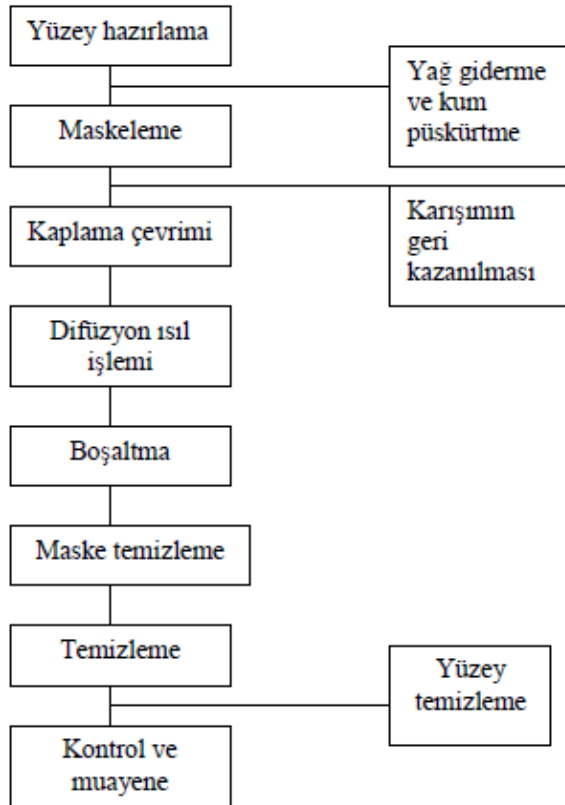
- Difüzyon sıcaklıkları ve süreleri
- Kullanılan malzemenin miktarı ve saflık dereceleri
- Bileşimdeki aktivatör çeşidi ve kullanım miktarı
- Çalışma parçasının kimyasal bileşimi (karbon içeriği, alaşım elementleri)
- Uygulan son işlemler (ısıtma işlemi)

Geleneksel kutu termo-reaktif difüzyon işlemi çalışma parçasının kimyasal bileşimine uygun bir toz karışımının içerisine gömülmesinin ardından kaplamanın büyüme ve difüzyon hızına uygun sıcaklık (800-1200°C) ve sürelerde (1-8 saat) paslanmaz pota içerisinde yapılabilmektedir. İşlemin ardından çalışma parçası fırın içerisinde, açık hava veya soğutucu sıvı içerisinde soğutulması gerçekleştirilir.

Sıcaklıklar ve süre parametreleri elde edilecek olan tabaka katmanının çeşidi ve kalınlığına bağlı olarak değiştirilebilir. TRD prosesinde kaynak (verici) olarak en yüksek tenör değerine sahip, fiyat olarak uygun olan ferro alaşımlar veya saflık oranı yüksek ancak daha pahalı olan metal tozları ile çalışılabilmektedir.

Hazırlanan banyo içerisinde en önemli bileşim elemanlarından biri aktivatördür. Çünkü aktivatör, izotermal olarak ısıtma sırasında difüze ettirmek istenen ferro alaşım elementleri ile reaksiyona girerek uçucu metalik halojenürleri oluştururlar. Aktivatör malzemesi olarak ise; NaF, NaCl, NaBr, NaI, MgF, MgCl, MgBr, MgI veya NH₄F, NH₄Cl, NH₄Br, NH₄I tipi halojenür tuzlar kullanılabilir. Halojenür tuzların seçiminde, altlık olarak kullanılacak malzeme ve kaynak olarak kullanılacak ferro alaşım elementinin kısmi basıncı aktif rol oynamaktadır [29].

Düşük karbon içeriğine sahip (min.<0,3 C) altlık metaller üzerinde Al, Cr, Ti, Si v.b. elementlerden tabakalar oluşturulabilirken, yüksek karbon içeriğine sahip altlık malzemelerin yüzeyinde ise ferro alaşım çeşidine göre daha çok seramik esaslı CrC, TiC, VC, NbC v.b. tabakalar elde edilebilmektedir [54]. Prosese ait akım şeması Şekil 3.7'de gösterilmiştir.



Şekil 3.7. TRD proses akış şeması [53].

3.4.3. TRD yönteminin avantaj ve dezavantajları

TRD yönteminin üstün özellikleri aşağıda sıralanmaktadır [56,58]:

- ✓ Basit donanım,

- ✓ Kolay uygulama,
- ✓ Düşük ilk kurulum maliyeti,
- ✓ Seçici karbür kaplama uygulanabilirliği,
- ✓ Karmaşık şekilli parçalarda üniform kaplama,
- ✓ Kalıp ömrünün uzun olması,
- ✓ Kalıp parlatılmasında, işçilikten tasarruf,
- ✓ Daha az kalıp malzemesi kullanma ,
- ✓ Kolay su verebilme,
- ✓ Koruyucu atmosfere gerek duyulmaması,
- ✓ Malzemeye yapışan tozun kolay temizlenebilmesi,
- ✓ Banyo ömrünün uzun olması,
- ✓ Az yağlayıcı kullanma veya hiç yağlayıcı kullanmama,
- ✓ Kaplamaların metalürjik kimyasal bağına sahip olması,
- ✓ Atık ve zehirli gaz olmamasıdır.

TRD yönteminin dezavantajları aşağıda sıralanmaktadır:

- ✓ Yöntemin uygulanması için yüksek sıcaklıklar gerektirmesi
- ✓ Malzemenin içyapısında değişikliğe neden olabilirdiği
- ✓ 0,3 C değerinden düşük kimyasal içeriğe sahip süper alaşımlar, demir dışı alaşımlar, yüksek entropili alaşımlar (YEA) gibi malzeme gruplarına tek bir işlem basamağında uygulanmaması
- ✓ Düşük kaplama kalınlıkları elde edilmesi dolayısıyla aşırı aşınmanın meydana geldiği makine elemanlarında termal sprey, lazer kaplama, gibi yöntemlerdeki tamir bakım onarımlarına uygun olmaması

3.4.4. TRD yönteminin kullanım alanları

Başlıca uygulamalar Çizelge 3.2’de uygulama alanlarına göre sıralanabilir:

Çizelge 3.2. TRD yöntemi kullanım alanları [1,59]

Saç metal işleme	Çekme kalıpları, eğme kalıpları, delme zımbaları, şekillendirme merdaneleri, kabartma zımbaları, darplama zımbaları, sıyırma zımbaları, bağlantı merdaneleri, kesme bıçakları, sıyırıcı kılavuz pinleri v.b.
Boru imalatı	Çekme kalıpları, sıkıştırma merdaneleri, kaba ezme merdaneleri, tahriksiz merdaneler, kılavuz merdaneler v.b.
Boru işleme	Eğme kalıpları, basınçlı kalıplar, malafalar,, genişletme zımbaları, radyal dövme kalıpları, kesme bıçakları, besleme kılavuzları v.b.
Tel imalatı	Çekme kalıpları, doğrultma merdaneleri, tufal kaldırma merdaneleri, besleme merdaneleri, kesme bıçakları
Tel işleme	Eğme kalıpları, kılavuz plakaları, kılavuz merdaneleri, kesme bıçakları
Soğuk ve ılık dövme	Ekstrüzyon kalıp ve zımbaları, çekme kalıpları, şişirme kalıp ve zımbaları, darplama kalıp ve zımbaları, haddeleme kalıpları, masura merdaneleri v.b.
Sıcak dövme	Şekillendirme ve kalıp sektöründe; Pres dövme, haddeleme, şişirme, döner tokaçlama ve kapalı dövme kalıpları v.b.
Döküm(Alüminyum, Çinko v.b.)	Gravite döküm maça pimleri, basınçlı döküm maça pimleri, kovanlar v.b
Kauçuk şekillendirme	Şekillendirme kalıpları, ekstrüzyon kalıpları, ekstrüzyon vidaları, torpidolar, silindirik kovanlar, pistonlar, nozullar v.b.
Plastik şekillendirme	Şekillendirme kalıpları, enjektör vidaları, kovanlar, pistonlar, silindirler, nozullar, geçiş yerleri v.b.
Cam şekillendirme	Şekillendirme kalıpları, dalgıçlar, üfleme memeleri, makine parçaları v.b.
Toz sıkıştırma	Şekillendirme ve ekstrüzyon kalıpları, maça çubukları ve vidalar v.b.
Kesme işlemleri ve öğütme	Takımlar (bıçaklar ve kesme işlemleri), matkaplar, gösterge pinleri, takım tutucular, kılavuz levhalar v.b

3.4.5. TRD yönteminde karbür ve nitrür kaplamaların özellikleri

Termo-reaktif difüzyon yöntemi ile üretilen karbür kaplamaların genel çekirdeklenme ve büyüme davranışlarını incelediğimizde, demir ve çelik içerisinde karbon atomlarının üç farklı şekilde bulunduğunu gözlemleyebiliriz. Bunlar [55]:

- Östenit veya ferrit, kafes içinde çözülmüş olarak,
- Karbür olarak (ör: yüksek karbonlu takım çeliklerinde),
- Grafit olarak (ör: dökme demirlerde).

Azot ise, yalnızca nitrürleme sırasında oluşan bileşik katmanları veya difüzyon bölgesi endüstriyel öneme sahip olmaktadır. Karbon ve azot, çekirdeklenme ve büyüme

davranışının yanı sıra özellikler üzerinde de büyük bir etkiye sahiptir. Kaplama parametrelerindeki farklılıkların (kaplama sıcaklığı, kaplama süresi ve oluşan karbür türleri) çekirdeklenme, büyüme ve oluşturulan kaplamaların kalitesi üzerinde de dikkate değer etkileri vardır. Arai ve Moriyama [60,61], vanadyum karbür (VC), niyobyum karbür (NbC) ve krom karbür (CrC) kaplamaları üç adımda büyüdüğünü tespit etmişlerdir:

- a. 0,1 μm 'den küçük tanelerin birincil çekirdeklenmesi ve büyümesi,
- b. Birincil çekirdeklenme ardından, oluşturulan karbürler üzerinde çok ince taneli karbür parçacıklarının üretilmesi, bu sayede çok pürüzsüz bir yüzey elde edilmesi.
- c. Belli bir yönelime sahip sütunlu taneler veya rastgele yönelimli eş eksenli tanelere sahip kalın karbür tabakaların büyümesi

TRD kaplamaları, çok ince kristal karbür ve nitrür tanelerinden oluşan katmanlardan meydana gelmektedir. Yüksek sertlikleri nedeniyle abrazif aşınmaya ve karşı metallere karşı daha az afiniteye sahip olduklarından adheziv aşınma direçleri yüksektir. Ayrıca alt tabakalara, mekanik bağlanma yerine metalurjik bağlanması onların güçlü bir şekilde yapışmasına neden olur. TRD kaplama ekipmanları, küçük değişikliklere sahip olsa da temelde ısıtma işlemleri için kullanılan geleneksel ekipmanlara benzer. TRD kaplamalar; ekipman kolaylığı, maliyet, kalın kaplamalarda bile kaplamanın iş parçasına mükemmel yapışma gücü, daha fazla kalınlık, dar boşluklarda bile eşit kaplama kalınlığı, yüzey ve çekirdeğin aynı anda sertleşmesi gibi avantajlara sahiptir. Bu nedenle proses, kimyasal buhar biriktirme (CVD) ve fiziksel buhar biriktirme (PVD) gibi diğer karbür/nitrür kaplama işlemlerine kıyasla daha üstündür ve çok çeşitli endüstriyel talepleri karşılamak için kullanılabilir. [55].

Çizelge 3.3 ve Çizelge 3.4'de laboratuvar araştırmalarında; demir ve çelik yüzeyler üzerinde, demir esaslı alt tabakalar için CFE/NFE'ler arasında bazı elementlerin tuz banyosu ve toz paketleme yöntemleri ile oluşturulan kaplamaları göstermektedir.

Çizelge 3.3. TRD kaplama ile demir ve çelik üzerinde oluşturulabilen karbür kaplamalar [55].

Karbür/Nitrür oluşturan elementler	Borax banyosu	Klor banyosu	Akışkan yatak ve toz paketleme
Titanyum	TiC	TiC	TiC
Zirkonyum	Fe-B	-	ZrC
Hafniyum	Fe-B	-	N/A
Vanadyum	VC	V ₂ C, VC	V ₂ C, VC
Niyobyum	NbC	NbC	NbC
Tantalyum	TaC	TaC	N/A
Krom	Cr ₂₃ C ₆ , Cr ₇ C ₃	Cr ₂₃ C ₆ , Cr ₇ C ₃	Cr ₂₃ C ₆ , Cr ₇ C ₃
Molibden	-	MoC	(Fe, Mo) ₆ C, (Fe, Mo) ₃ C
Tungsten	(Fe, W) ₆ C	W ₂ C, WC	(Fe, W) ₆ C, (Fe, W) ₃ C
Manganez	Mn ₇ C ₃	-	Mn ₅ C ₂
- : katman oluşmadı, N/A: uygun değil			

Çizelge 3.4. TRD kaplama ile demir ve çelik üzerinde oluşturulabilen nitrür kaplamalar [55].

Karbür/Nitrür oluşturan elementler	Borax banyosu	Klor banyosu	Akışkan yatak ve toz paketleme
Titanyum	Fe-B	TiC	TiN
Zirkonyum	Fe-B	Zr-N	ZrN
Hafniyum	Fe-B	N/A	N/A
Vanadyum	VN	VN, V ₂ N	VN
Niyobyum	NbN, Nb ₄ N ₃	Nb ₂ N	NbN
Tantalyum	Fe-B	TaC	N/A
Krom	Fe-B	CrN Cr ₂ N	CrN, Cr ₂ N
Molibden	-	Mo ₂ N	MoN, Mo ₂ N
Tungsten	Fe-B	W ₂ N	WN, W ₂ N
Mangan	Fe-B	Mn ₄ N	N/A
- : katman oluşmadı, N/A: uygun değil			

3.4.6. NbC kaplamaların özellikleri

Periyodik tablodaki elementleri incelediğimizde, 2500 °C sıcaklıkta katı formda olan on iki elementin (W, Ti, Nb, Mo, B, Si, V, Zr, Hf, Ta, Th, U) oluşturduğu en az yirmi karbür bileşiği bulabilirsiniz. Bilinen tüm katılar arasında, refrakter karbürler en yüksek ergime noktalarına sahiptirler. Bu özellikleri, bazı karbürlerin; sertlikleri, mukavemet, aşınma, erozyon direnci, fiziko-mekanik, termofiziksel ve fiziko-kimyasal kararlılıklarını ultra yüksek sıcaklık aralıklarına kadar belirli bir seviyede korumalarına izin vermektedir [62].

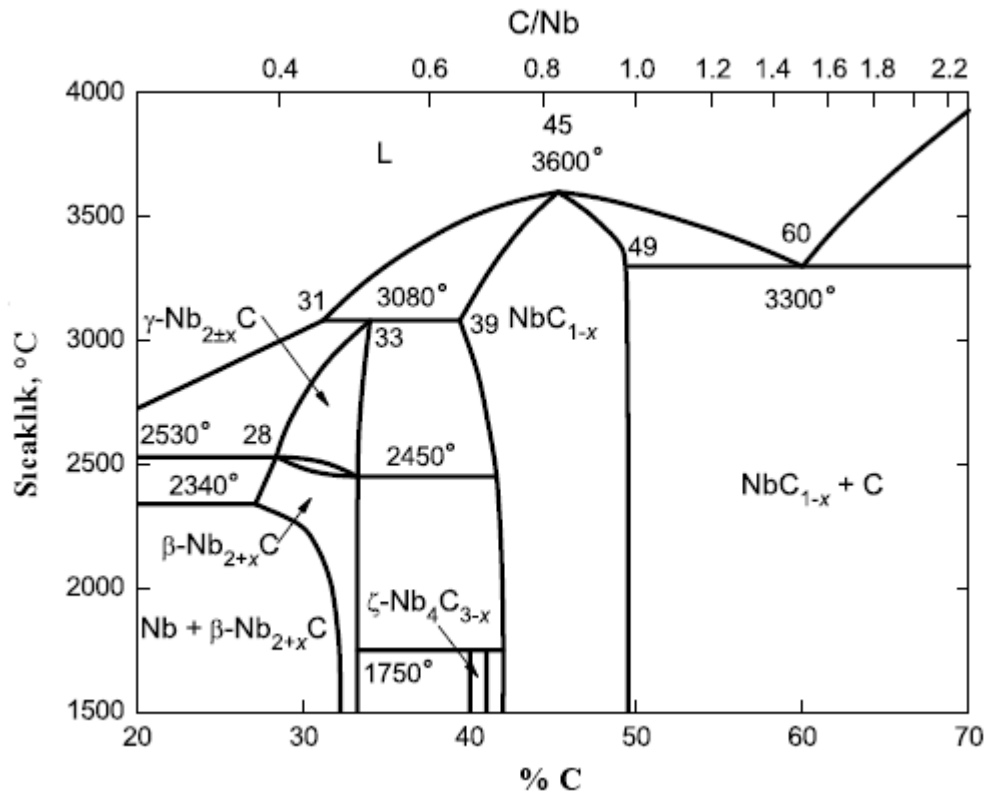
Ticari ve geliştirilmekte olan niyobyum alaşımlarında kullanılan alaşım ilaveleri aşağıdaki elementleri içermektedir [63]:

Yeralan elementler (Mo, W, V, Ta).

Kabür, nitrür ve/veya oksit oluşumları için reaktif elementler (Zr, Hf, Ti).

Arayer elementler (C, N).

NbC kübik alt karbürler oluşturabilir, bu da ikili faz diyagramı Nb-C'yi gösteren Şekil 3.8'de görülebileceği gibi çok çeşitli karbon stokiyometrisini mümkün kılar.

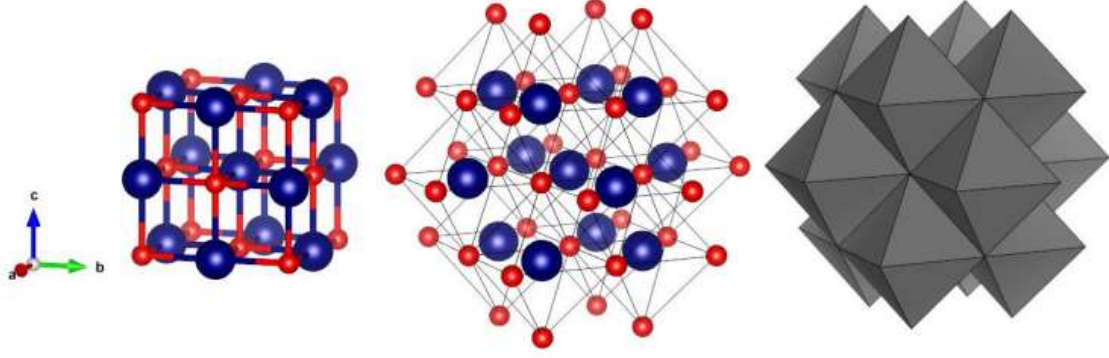


Şekil 3.8. Nb-C ikili faz diyagramı [62].

Nb-C ikili faz diyagramında bulunan, niyobyum karbürün oluşturduğu bileşikler aşağıdaki gibidir:

Niyobyum mono-karbür (NbC_{1-x}), son derece geniş homojenlik aralığına sahiptir. Niyobyum semi-karbür, düşük sıcaklıkta $\alpha-Nb_2C$, orta sıcaklıkta $\beta-Nb_{2+x}C$ ve düzensiz yüksek sıcaklıkta $\gamma-Nb_{2±x}C$ gibi çeşitli modifikasyonlara sahiptir. Bu yapıların yanı sıra; $Nb_5C_{4±x}$, $Nb_6C_{5±x}$, $Nb_7C_{6±x}$, $Nb_8C_{7±x}$, $\epsilon-Nb_3C_{2±x}$, $\xi-Nb_4C_{3-x}$ sıralı fazlara da sahiptir (ϵ ve ξ yapılarının varlığı, henüz literatürde kesin olarak tanımlanmamıştır) [62]. NbC karbürün

B1 yapısının ve koordinasyon oktahedrasının VESTA [64] ile hazırlanan şematik gösterimi, Şekil 3.9'da gösterilmektedir.



Şekil 3.9. NbC karbürün B1 yapısının (solda) ve koordinasyon oktahedrası şematik gösterimi [65].

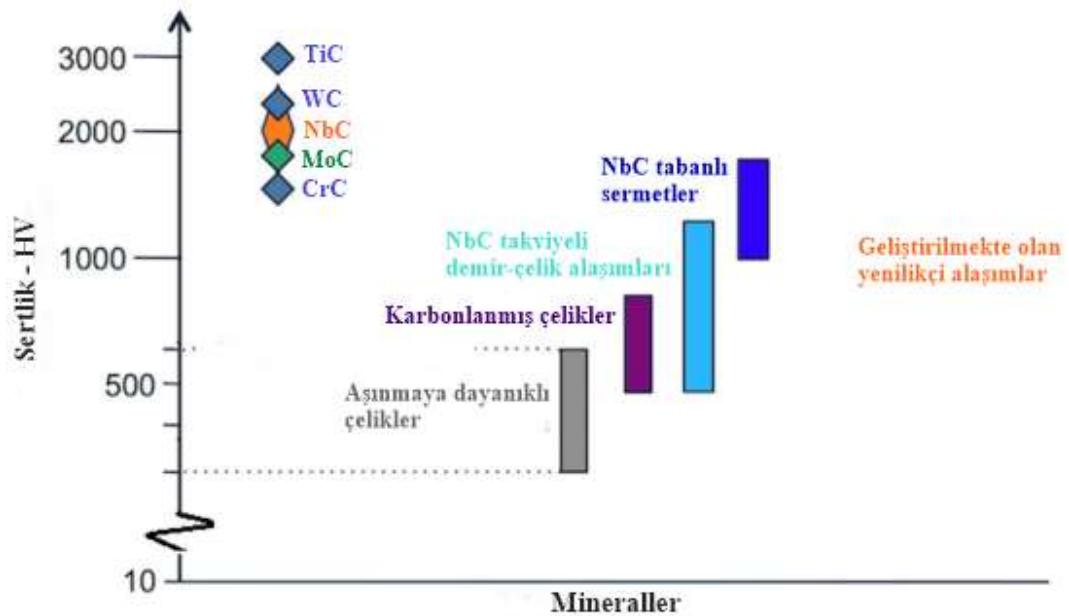
NbC, NbN ve NbO izotipik yapılara sahiptir ve geniş bir homojenlik aralığında karbon, nitrojen veya oksijenin yerini alabileceği katı çözeltiler oluşturur. Bu çözeltiler, Nb(C,N,O) karışık kristaller olarak kabul edilebilir. NbC genel özellikleri aşağıda gösterildiği gibidir [66].

Çizelge 3.5. TRD kaplama ile demir ve çelik üzerinde oluşturulabilen nitrür kaplamalar [66].

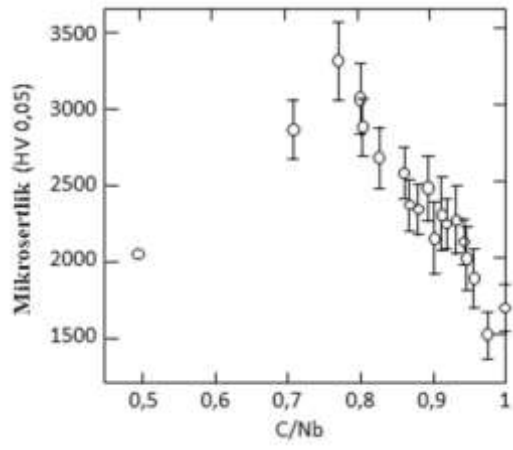
Fazlar:	Nb ₂ C, NbC
Yapısı ve Kafes Parametresi (nm)	Nb ₂ C altıgen, a: 0,3122, c:0,4964, NbC ccp, a: 0,44691
Uzay Grubu ve Pearson Sembolü.	Nb ₂ C C ₃ m, hP ₃ , NbC Fm ₃ m, cF ₈
Bileşim	NbC _{0,70} ila NbC _{0,99}
Molekül Ağırlığı	Nb ₂ C 197,82 g/mol, NbC 104,92 g/mol
Renk	Gri, bazen lavanta tonlu
X-ışını Yoğunluk	Nb ₂ C 7,79 g/cm, NbC 7,85 g/cm
Ergime Noktası:	Nb ₂ C 3080°C NbC 3600°C (ayrışmadan ergir)
Özgül Isı (Cp)	36.8 J/mol-K
Oluşum Isısı (-AH), 298 K'de (KJ/g-atom metali)	Nb ₂ C 97,5 NbC 140,6
Termal İletkenlik (20°C'de)	14,2 W/m °C
Termal Genleşme (20°C'de)	6,6 x10 ⁻⁶ °C
Elektrik Direnci	μΩ 35 cm
Vickers Sertliği	19,65 GPa
Manyetik Duyarlılık	+15,3 x 10 ⁻⁶ cmu/mol
Elastisite Modülü	338-580 GPa
Kesme Modülü	214 GPa
Bulk Modülü	296 GPa
Poisson Oranı	0,21
Enine Kopma Mukavemeti	300-400 MPa
Oksidasyon Direnci	800°C'de havada oksitlenir

NbC'nin kesici takımlarda ana sertleştirici eleman olarak kullanılması bu alanda yenilikçi yaklaşımları da beraberinde getirmektedir. Bilindiği gibi, takım kesme işlemi sırasında, kesici takım ve iş parçası ara yüzünde, düşük ısı iletkenliğinden dolayı tamamen dağılmayan bir sıcaklık artışı meydana gelmektedir. Kesici takımlar, işlem sırasında; yüksek gerilime, sıcaklık, temas basıncı ve farklı aşınma koşullarına maruz kalmaktadır.

Bu koşullarda, kesici takım malzemelerinin çalışma uygulamalarında problem teşkil etmemesi maksadıyla takımlarda; sertlik, yüksek sıcaklıkta tutma kapasitesi, eğilme mukavemeti, tokluk ve kenar mukavemeti gibi özelliklere sahip olması istenmektedir [67]. Niyobyum karbürün (NbC) sertliği, farklı yöntemler ile elde edilen; titanyum, tungsten ve krom karbürlerle karşılaştırıldığında, Şekil 3.10'da gösterildiği gibi değerler elde edilmektedir [1,59]. Niyobyum karbürün yüksek sertliği yüksek aşınma direnci gerektiren uygulamada avantaj sağlar. Ancak düşük çözünürlüğü ve yüksek sinterleme sıcaklıkları dezavantajları arasındadır. Yüksek ergime noktasına sahip olması, kesici takım uygulamalarında NbC'ün WC'den daha iyi sonuç vermektedir. Çünkü 1225 °C'de NbC; Cr, Ni, Co veya Fe'de hemen hemen çözünmezken, WC aynı koşullar altında tamamen çözünmektedir. Vinitskii [68] C/Nb'un oluşturmuş olduğu bileşiği inceledi ve bu çalışmaya göre; Şekil 3.11'de gösterildiği gibi, artan C içeriğine bağlı olarak mikrosertlik belli bir orandan sonra düşme eğilimindedir.



Şekil 3.10. NbC bileşiğinin diğer bileşikler ile sertlik karşılaştırılması [67].



Şekil 3.11. C/Nb oranının NbC'nin mikro sertlik üzerindeki etkisi [67].



4. ÇELİKLERDE YÜZEY HASAR MEKANİZMALARI

4.1. Yüzey Hasar Mekanizmalarının Özellikleri

Çeliklerin servis performansı sırasında meydana gelen hasar mekanizmaları çoğunlukla yüzeyden tetiklendiğinden dolayı kullanım süreleri ağırlıklı olarak yüzey özellikleri tarafından belirlenir [50]. Bu özellikler temel olarak; sertlik, aşınmaya, deformasyona ve kırılmaya karşı direnç, tokluk ve birçok durumda yüksek sıcaklıklarda yumuşamaya karşı dirençtir [30]. Herhangi bir fiziksel (termal bozunma, kırılma, çatlama, sürünme, statik veya dinamik yükler), kimyasal (korozyon, atmosferik gazlar, kimyasal çözeltiler) aktivite nedeniyle bileşenin yüzeyindeki bozulma; malzeme kaybına, korozyona veya kırılmaya neden olur. Bu bozulmalar sadece yüzeyden malzeme kaybına yol açmaz, aynı zamanda ortamla etkileşimlere dayalı olarak oksitlerin ve diğer bileşiklerin oluşumunu tetikler. Aşınma, fonksiyonel yüzeyden kademeli ve ilerleyici malzeme kaybının meydana geldiği en sık karşılaşılan yüzey bozunma mekanizmalarından biridir. Yüzeylerden bu kontrolsüz ve düzgün olmayan malzeme kaybı, yüzey pürüzlülüğünü artırır, bu da sonunda bileşenin zayıflatarak boyutunda ve şeklinde değişikliğe yol açacak şekilde diğer yüzey bozunma mekanizmalarını teşvik eder. Mühendislik bileşenlerinin fonksiyonel yüzeylerinden malzeme aşınması, öncelikle adhezif, abrazif, korozif ve yorulma aşınması gibi yaygın mekanizmalar yoluyla gerçekleşir. Adhezif, abrazif ve korozyon aşınmaları birlikte, genel olarak malzeme kaybının %80'inden fazlasını oluşturur [50]. Şekil 4.1 ve Çizelge 4.1'de temel aşınma ve en çok bilinen hasar mekanizmaları gösterilmektedir.

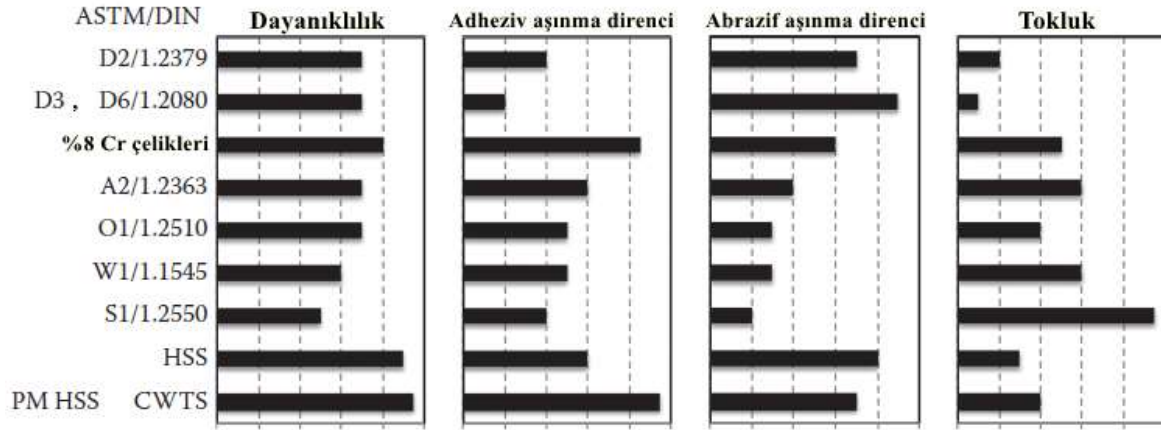


Şekil 4.1. (a) malzeme kaybına sebep olan abrazif-adhezif aşınma, (b) keskin uçlarda, çatlamalara ve mikro çatlamların yayılarak oluşturduğu hasarlar, (c) şekillendirme işlemi sırasında yüksek gerilimler sonucu meydana gelen plastik deformasyon [31].

Çizelge 4.1. Ana aşınma ve en çok bilinen aşınma mekanizmalarının şematik gösterimi [41,69].

Temel aşınma mekanizmaları	Temel aşınma mekanizmalarına ek olarak en çok bilinen aşınma mekanizmaları
<ul style="list-style-type: none"> • Adhezif aşınma (adhesive wear) • Abrazif aşınma (abrasive wear) • Korozyon aşınması (corrosion wear) • Yorulma aşınması (fatigue wear) • Erozyon aşınması (erosive wear) 	<ul style="list-style-type: none"> • Titreşimli aşınma-kabarık dökülme (fretting-spalling) • Çukurlaşma - çizme (pitting-scoring) • Kazıma - sürtme (scuffing-galling) • Oyarık - kavitezyon (gouging-cavitation) • Elektriksel aşınma (electrical wear) • Çözünme aşınması (solution wear) • Erime aşınması (melt wear) • Darbe aşınması (impact wear) • Yaygın aşınma (diffusive wear) • Hafif aşınma (mild wear) • Şiddetli aşınma (severe wear)

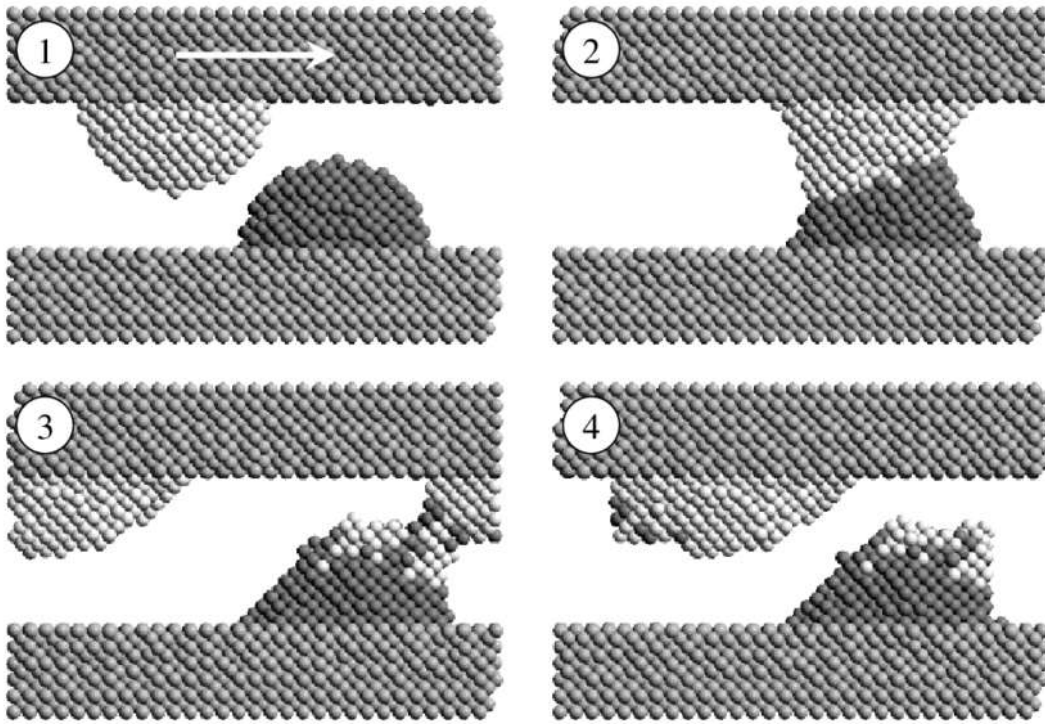
Şekil 4.2’de ise bazı takım çeliklerinin en önemli mekanik özelliklerinden olan dayanıklılık, tokluk, adheziv ve abrazif aşınma direnci özelliklerinin karşılaştırmaları gösterilmektedir.



Şekil 4.2. Farklı takım çeliklerinin dayanıklılık, aşınma ve tokluk karşılaştırmaları [31].

4.1.1. Adheziv aşınma (Adhesive wear)

Yağlayıcı hatası, yüksek basınçlar veya proses tasarımı nedeniyle çelik yüzeyi ile doğrudan temas olduğunda, takım çeliği ile iş parçası arasındaki adheziv (yapışma) aşınması meydana gelebilir. Bu tip aşınma, takım ile iş parçası arasındaki mikroskobik pürüzlerin soğuk kaynağından kaynaklanır (Şekil 4.3) [30]. Yapışma, iki benzer malzeme atomlarının kimyasal bağlar geliştirebileceği şekilde yakın temas halinde yerleştirildiğinde meydana gelir. Bu nedenle, malzemeler ne kadar benzerse, aynı malzeme arasında sürtünme için gözlemlenen en yüksek yapışma ve sürtünme kuvvetleri ile birlikte yapışma olasılığı artar. Bu bağlanmayı sağlamak için, genellikle yüksek basınç uygulandığında meydana gelen ve her iki metalin de plastik olarak deforme olması ve dolayısıyla çok yakın temas etmesi durumunda oluşan iki metalin doğal oksit tabakasının kırılması gerekir [31]. Oksijen içeriği azaldıkça, oksit tabakası oluşmadığından dolayı adheziv aşınma daha şiddetli hale gelir. Aynı şekilde sıcaklık yüksekse, yüzeyler arasında sürekli bir oksit tabakası oluştuğunda da yüzey oksidasyonu yapışmayı önleyebilir [30,31].



Şekil 4.3. Adhesiv aşınma mekanizması [70].

Meydana gelen deformasyon ve eşleşen yüzeyler arasında doğrudan metalik temasın kurulması, soğuk bağ (kaynak) veya bağlantıların oluşmasına neden olur. Aşağıdaki üç olay bu durumu açıklamaktadır [50]:

(a) Mekanik kilitleme: Birleşen yüzeylerdeki pürüzlerin etkileşimi, deformasyon nedeniyle yüzey düzensizliklerinin birbirine geçmesi nedeniyle mekanik bağlantılar oluşturur. Ayrıca, ara yüzeydeki bu tür soğuk kaynak bağının mukavemeti, öncelikle yüzey katmanlarının deformasyonu nedeniyle işlenerek sertleşmesine neden olur, böylece yüzey katmanları yüzey altı katmanlarından ve çekirdek malzemelerinden daha sert hale gelir. Plastik deformasyon sırasında küçük bir metal parçası genellikle, etkileşen iki elemanın daha zayıf bileşeninin yüzey altı katmanlarından ayrılır. Bu parçacıklar başlangıçta, hareket nedeniyle etkileşimli yüzeylerde yuvarlanma ve pulluk yapma eğilimindedir. Ancak daha sonra, malzemenin fonksiyonel yüzeylerden sürekli olarak bu parçacıkların büyümesine çoğunlukla siyah oksitlenmiş aşınma kalıntıları şeklinde arayüzden dışarı itilerek malzeme kaybına neden olabilir.

(b) Elektron değişimi: Bir taraftan diğerine serbest elektronların değiş tokuşu (yüksek enerjiden düşük enerji tarafına) yoluyla arayüzlerde metalik bağın oluşması

c) Ara yüzeyde daha uzun süre yüksek sıcaklık altında meydana gelen difüzyon, eşleşen bileşenlerde bulunan alaşım elementlerinin difüzyonuna yol açar. Difüzyon, doğrudan metal-metal temaslarının olduğu alanlardan başlar bu da arayüzlerde difüzyonun gelişmesine yol açar.

Adheziv aşınmasını önlemek amacıyla beş yöntem belirlenmiştir, bunlar şu şekildedir [31].

- Tasarımdaki değişiklikler ile daha iyi takım cilalama ve taşlama izlerinin giderilmesi (kırılan mikro parçaları oksitlenebilir ve aşındırıcı aşınmaya yol açarak, yapışkan ve aşındırıcı aşınma karışımının bozulmasına neden olabilir)
- Yağlayıcı ekleyerek veya geliştirerek iş parçası ile takım çeliği arasında bir ara katman oluşturmak
- Takım çeliğinin üzerine, karbür/nitrür yapısına sahip PVD kaplamaların uygulanmasıyla ve demirli alaşımlardan farklı bağlanma özelliklerine sahip bir seramik tabaka yerleştirmek
- Aynı zamanda farklı kimyasal özelliklere sahip karbürlerin miktarını ve dağılımını arttırarak yapışmaya daha az eğilimli olmasını sağlamak (karbür dağılımının iyileştirilmesi, genellikle yapışmayı takip eden mikro çatlama hasarını önleyerek tokluğu arttırmaya da yardımcı olur)
- Plastik deformasyonu ve ardından yapışmayı azaltacak olan takım sertliğini arttırmak.

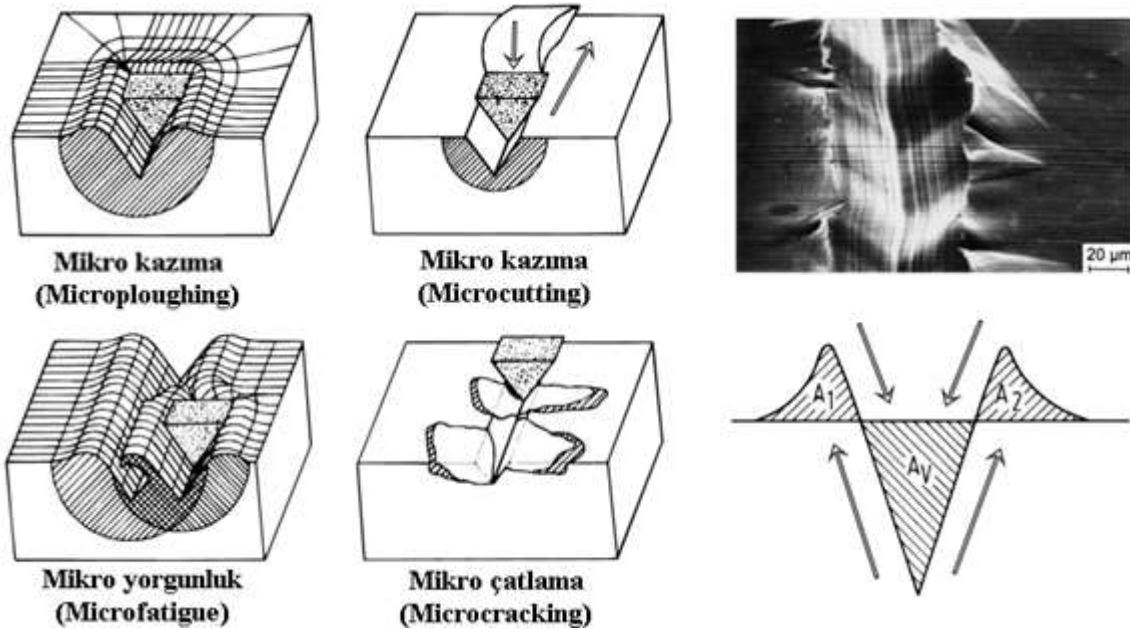
4.1.2. Abrazif aşınma (Abrasive wear)

Abrazif aşınma, katı bir yüzeye karşı zorlanan ve yüzey boyunca hareket eden, katı yüzeyde hasara ve aşınmalı malzeme kaybına neden olan sert parçacıklar veya sert çıkıntılar olarak tanımlanır [31]. Bileşenlerin fonksiyonel yüzeylerinin taş, kum, toz gibi sert parçacıklarla etkileşimi, abrazif aşınma denilen aşınmanın en önemli biçimlerinden birine neden olur. Sert aşındırıcı parçacıkların sertliğine, tokluğuna, boyutuna ve aşındırıcı yüzeylerin özelliklerine bağlı olarak, malzeme yüzeyinde kazıma veya çizilme meydana getirmektedir [50].

Mevcut yük durumuna bağlı olarak sert parçacıklar malzeme yüzeyinde oluk açarak kazıma yapar (Şekil 4.4). Sürekli deformasyon sonucu etkileşim bölgesi daha sonra sertleştirir ve aşındırıcı parçacıkların tekrarlanan etkisinden dolayı çatlakların birleşmesi ile malzeme

kaybı meydana gelir. Benzer şekilde, kompozit malzemelerde olduğu gibi bir malzeme sisteminde bileşenlerin zayıf yapısı, sert parçacıkların (alüminyum matris'te SiO_2 , SiC , WC , Al_2O_3) matristen ve tanelerin malzemelerden aşındırıcı etki yoluyla ayrılmasına neden olur [50].

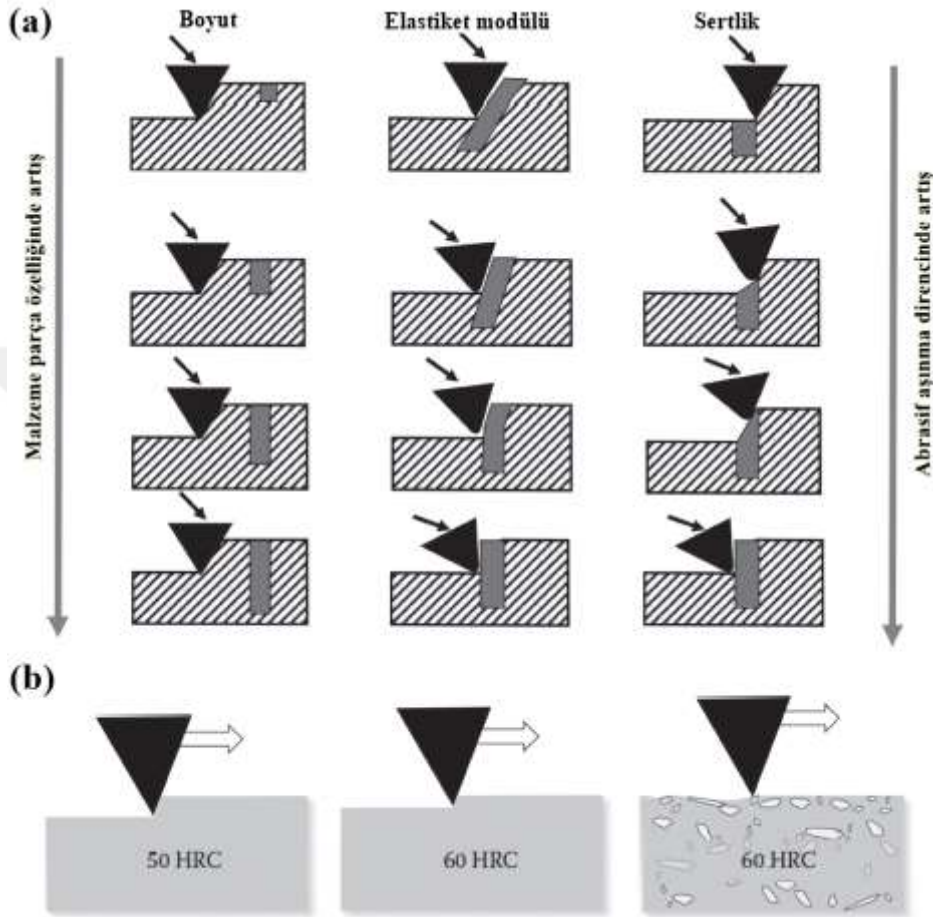
Aşındırıcı koşullarda bazı metalik malzemeleri karşılaştırırken, en önemli aşınma nedenlerinden biri de doğrudan malzeme sertliği ile ilgilidir. Bu nedenle, aşındırıcı madde kadar sert, hatta ondan daha sert olan parçacıklar genellikle çeliğin mikro yapısına eklenmektedir. Sertliğe ek olarak, tribolojik özelliklerin iyileştirilmesinde önemli ölçüde boyut ve dağılım aşındırıcı aşınma için kritik öneme sahiptir. Şekil 4.6'da şematik olarak gösterilen aşınma durumlarından, her zaman partikül boyutu küçüldükçe veya sert fazların hacim oranı arttıkça sürtünme katsayısı (COF) ve aşınma hızı azalır, özellikle ince ve sert karbür, nitrür veya borid parçacıkları ile güçlendirilmiş metal matrisin hazırlanması, tribolojik özellikler açısından etkilidir [10,31,71-73].



Şekil 4.4. Abrazif aşınma mekanizmalarının şematik gösterimi [74].

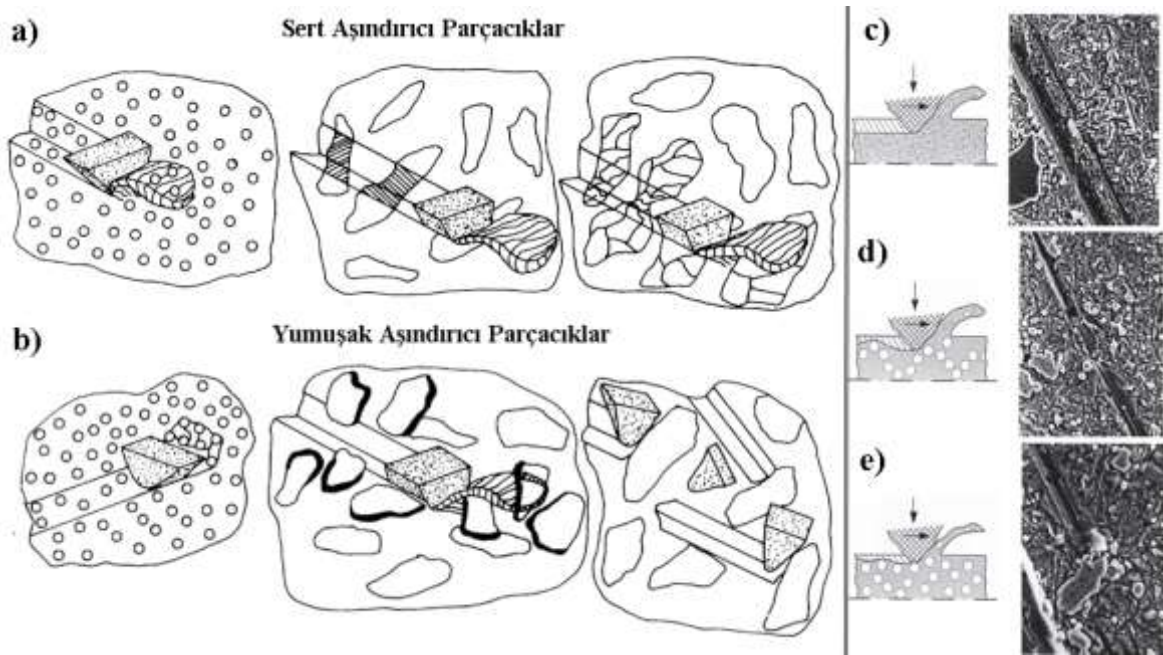
Soğuk iş takım çeliklerinde iki ana tip sert ve çözünmemiş karbür mevcuttur. Yaklaşık 1700 HV ile Cr bakımından zengin M_7C_3 ve 2400 HV'e kadar V veya Nb bakımından zengin MC karbürlerdir. V bakımından zengin MC genellikle diğer elementleri çözer, bu da bu sertliğin 2000 HV'ye düşmesine neden olur. Nb bakımından zengin MC

karbürlerinde alaşım elementlerinin çözünürlüğü, daha düşük bir oranda meydana gelir ve sertlik, 2400 HV'ye daha yakındır. Şekil 4.5a'de gösterildiği gibi, mikro yapı içerisinde mevcut sert karbür ve parçacıklar aşınma direncine etki etmektedir [31].



Şekil 4.5. (a) Farklı parçacık özelliklerine sahip malzemelerin sert aşındırıcı bir madde karşısındaki abrazif aşınma direncini davranışları ve (b) İyi dağılmış, büyük parçacıkların mikro yapı matrisinde oluşturduğu etki [31].

Mevcut karbürlerin miktarı ve tipi, karbon içeriğine ve karbür oluşturan elementlerin (krom, molibden, vanadyum, tungsten vb.) miktarına bağlıdır. Karbon ve düşük alaşımlı kalitelerde sementit bulunur, daha yüksek alaşımlı kalitelerde biraz daha karmaşık karbür türleri bulunmaktadır. Çizelge 4.2'de mevcut alaşımlı karbür çeşitleri ve özellikleri gösterilmektedir [30,75]. Karbürlerin sertliği, sementit için yaklaşık 800 HV iken, demirin bir kısmı ile krom gibi diğer elementler ikame edildiğinde yaklaşık 1400 HV'e kadar bileşimlerine göre değişiklik göstermektedir [30]. Şekil 4.6'da karbür boyutlarının aşınma özelliklerine olan etkileri gösterilmektedir.



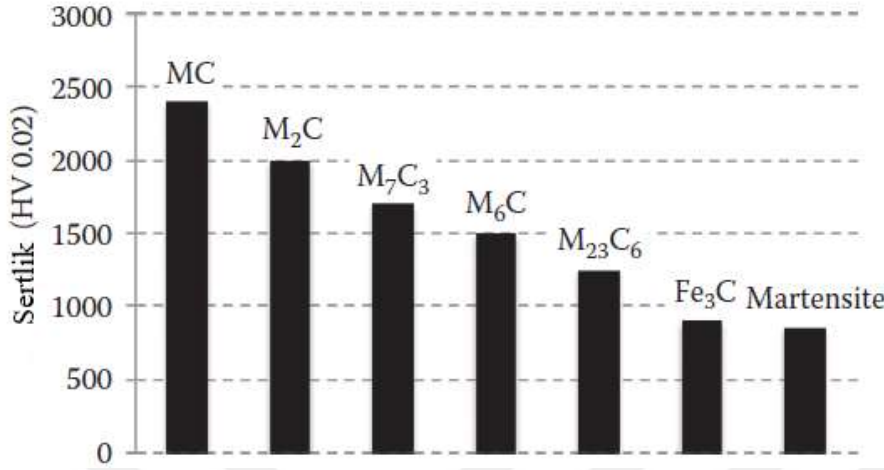
Şekil 4.6. Karbür boyutlarının aşınma özelliklerine etkisi [74].

Çizelge 4.2. Takım çeliklerinde bulunan alaşımlı karbürlerin özellikleri [30,75].

Karbür tipi	Kafes tipi	Özellikler
M_3C	Ortorombik	Sementit (Fe_3C) tipinde bir karbürdür; M grubu Fe, Mn, Cr ile biraz W, Mo, V olabilir
M_7C_3	Hexagonal	Çoğunlukla Cr alaşımlı çeliklerde bulunur. Yüksek sıcaklıklarda çözünmeye karşı direnç. Sert ve aşınmaya dayanıklıdır.
$M_{23}C_6$	YMK	Yüksek Cr çeliklerinde ve tüm yüksek hız çeliklerinde bulunur. W ve Mo'li karbürler elde etmek için Cr, Fe ile değiştirilebilir.
M_6C	YMK	W veya Mo bakımından zengin bir karbürdür. Orta miktarda Cr, V, Co içerebilir. Son derece aşınmaya dayanıklıdır.
M_2C	Hexagonal	W_2C tipi, W veya Mo bakımından zengin karbür. Temperlemeden sonra ortaya çıkar. Önemli miktarda Cr çözebilir.
MC	YMK	V bakımından zengin karbür. Çözünmeye dirençli. Küçük miktarlarda, ikincil sertleşmede çöktürücü çözer

Şekil 4.7'da martenzit ve sementit (Fe_3C) sertliğine göre çeşitli alaşımlı karbürlerin sertliğinin karşılaştırması mevcuttur. Şekildeki gibi, MC ve M_2C gibi çöktürülmüş metal karbürler çok yüksek sertliğe ulaşırlar ve büyük hacimli karbür fraksiyonları içerecek şekilde alaşımlanmış takım çeliklerine önemli aşınma direncine katkıda bulunurlar.

Örneğin, yüksek hız takım çelikleri, MC, $M_{23}C_6$ ve M_6C karışımından oluşan hacimce %30'a kadar karbür içerebilir [30,75].

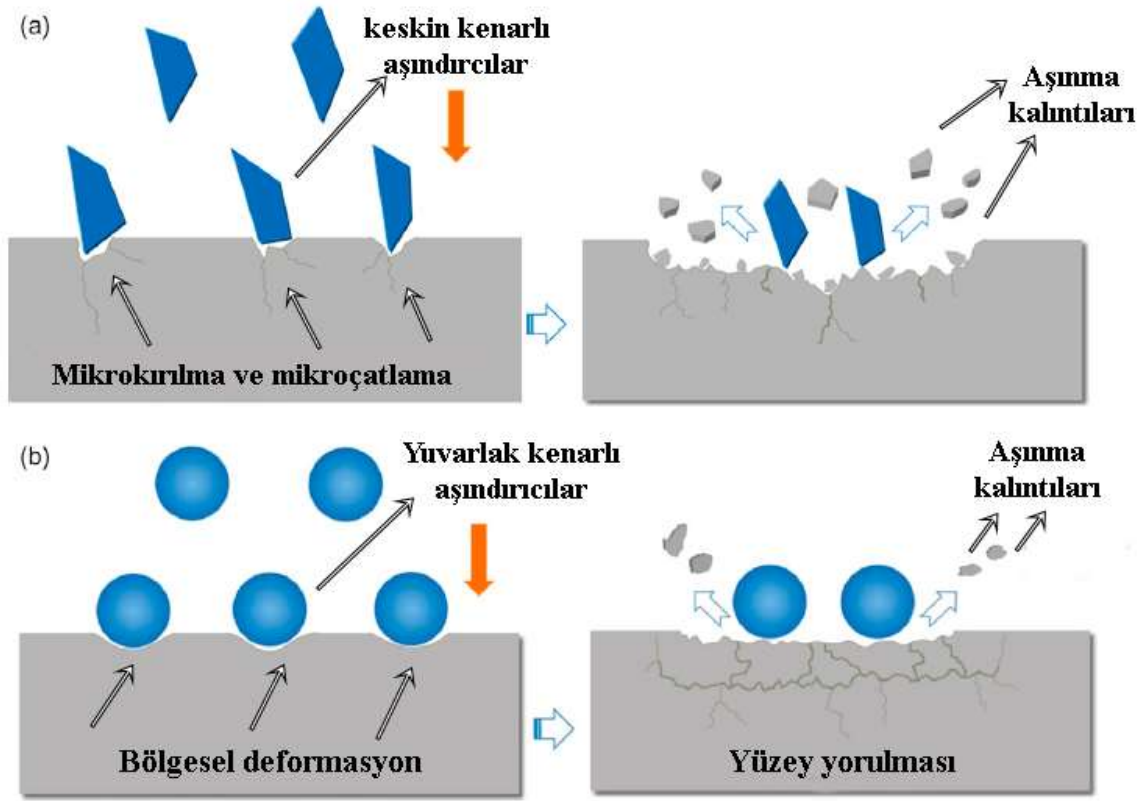


Şekil 4.7. Çeşitli alaşımlı karbürlerin sertlik karşılaştırması [31].

M_xC_y şeklinde gösterilen karbürlerde, M genellikle demir ve alaşım elementlerinin bir karışımını ifade eder ve kesinlikle saf karbür değildir. Bununla beraber her stokiometri, kristal yapıya dayanır ve genellikle alaşım elementlerinden birinin yüksek içeriğine sahiptir: Burada; MC tipi (Nb veya V), M_2C_6 ve M_6C tipi (W veya Mo), $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 tipi (Cr), M_3C (Fe) ile ifade edilmektedir [31].

4.1.3. Erozyonlu aşınma (Erosive wear)

Katı yüzeylerin aşınması, katı halde ince parçacıkların yüksek oranda çarpması veya yüksek hızda hareket eden parçacıklar nedeniyle meydana gelebilir. Erozyon nedeniyle malzemede aşınma mekanizması, parçacığın; hızı, çarpma açısı, boyutu, şekli, katı veya sıvı fazına bağlı olarak malzemenin mekanik özellikleri önemli ölçüde değişebilir. Şekil 4.8'de erozyonlu aşınma türleri gösterilmektedir [50].



Şekil 4.8. Erozyonlu aşınmanın şematik gösterimi (a) keskin kenarlı aşındırıcı, (b) yuvarlak kenarlı aşındırıcı [76].

Baskın bileşenlerin ömrünü belirlemede, malzeme üzerinde erozyon mekanizmalarına göre; sertliği, tokluğu, kırılma tokluğu ve yorulma direnci, baskın bir rol oynamaktadır. Erozyonlu aşınmada, partikülün çarpma anındaki kinetik enerjisi ve yüzey özellikleri, malzeme kaybının kontrol etmede önemli bir rol oynar [50].

4.1.4. Korozyon aşınması (Corrosive wear)

Yüzey ve çevresinde bulunan sıvı arasında meydana gelen kimyasal reaksiyon şeklindeki etkileşim nedeniyle yüzeyden malzeme kaybına korozyon aşınması denir. Yüzeydeki oksit, nitrürler vb. formundaki reaksiyon ürünleri, metallerin yüzeyinden malzeme kaybı oranını belirler. Yüzeyde mevcut oksitlerin varlığı hava ile bariyer oluşturarak malzemeyi oksitlenmeden ve korozyon hasarlarının oluşmasını azaltarak, koruma görevi görür. Metal yüzeyinin aşındırıcı sıvı ile etkileşimi durumunda koroziv tepkimelerin malzeme içerisinde oluşturduğu gözenekli yapı (pas, demir oksit vb.) yüzeyden malzeme kaybını artıracaktır. Korozyon mekanizmaları bölüm 5'te ayrıntılı olarak ele alınmıştır. Denizcilik, madencilik,

petrokimya gibi korozyif ortamlarda çalışan malzemeler adhezif ve abrasiv aşınmanın da etkisiyle daha hızlı malzeme kaybı gerçekleşecektir [50].

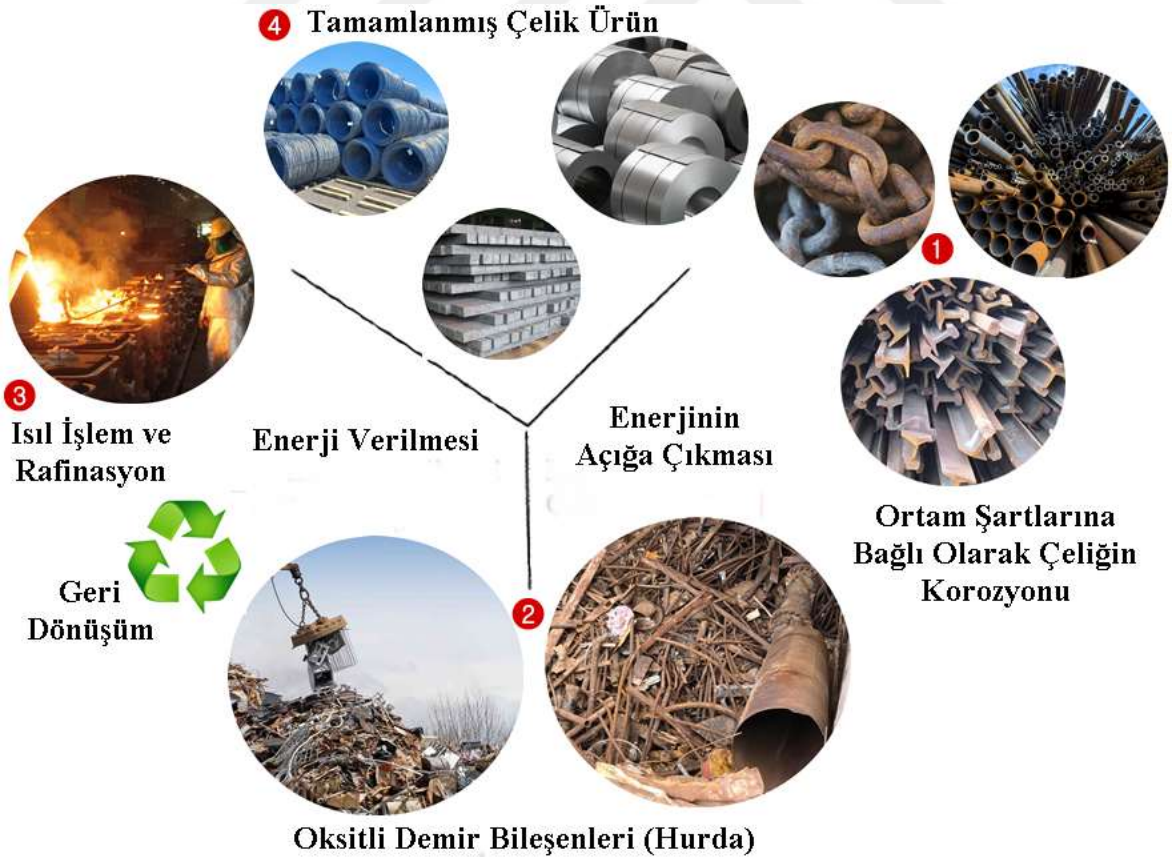
4.1.5. Yorulma aşınması (Fatigue wear)

Malzemelerin yüzey yorulma aşınmasını etkileyen faktörler arasında; sertlik, kırılma tokluğu, mikro yapı ve sertleşebilme eğilimi önemli bir etkiye sahiptir. Yüzey sertliğindeki artış malzemenin plastik deformasyonunu azaltır. Bununla beraber malzeme yüzey ve yüzey altı bölgelerinde oluşabilecek parçacık-matriks arayüzlerinde (Şekil 4.8) çatlak oluşum eğilimini azaltır. Genel olarak, küresel morfolojiye sahip ince taneli yapılar, yüzeyin yorulma aşınmasında, kaba taneler ve iğne şeklindeki mikro bileşenlere göre daha yüksek direnç özellikleri gösterir. Yüzey yorulma aşınma direnç özelliklerini iyileştirebilmek için yüzey sertliği ve malzeme tokluğunun iyi bir kombinasyonu oluşturulmalıdır [50].

5. ÇELİKLERDE KOROZYON MEKANİZMALARI

5.1. Korozyon Özellikleri

Metaller doğada bileşik hallerinde, çoğunlukla oksit veya sülfür mineralleri olarak bulunmaktadır. Minerallerden metallerin işlenmesi için enerji gereklidir ve işlendikten sonra kendi başlarına doğada bırakılmaları durumunda, doğal olarak en stabil hallerine dönme eğilimindedirler (Şekil 5.1). Çoğu metal ve alaşım, atmosfer ve su ile temas halinde iken termodinamik olarak kararlı değildir ve korozyona uğramaları sonucunda yapı bütünlüklerinde bozulmalar meydana gelmektedir [77,78]. Ulusal Korozyon Mühendisleri Birliği'nin (NACE) 2016 yılında korozyon teknolojisinin (IMPACT) önlenmesi, uygulanması ve ekonomisine ilişkin uluslararası önlemler hakkındaki raporuna göre, 2,5 trilyon ABD doları (dünyanın gayri safi yurtiçi hasılasının neredeyse %3,4'üne eşdeğer), dünya çapında korozyon koruması için harcanmaktadır [79].



Şekil 5.1. Çeliklerin geri dönüşüm mekanizması [80].

Korozyon alanında en önemli bilimsel katkılar 1791-1867 yılları arasında, kimyasal etki ile elektrik akımı arasında nicel bir ilişki kuran Faraday tarafından yapılmıştır. Faraday'ın birinci ve ikinci yasaları, metallerin korozyon oranlarının hesaplanmasının temelini oluşturur. On sekizinci yüzyılın başlarında, demirin seyreltik nitrik asitte hızla korozyona uğradığı, ancak konsantre nitrik asitte etkilenmediği gözlemlendi. 1836'da Schönbein, demirin pasif hale getirilebileceğini tespit etmiştir. Whitney 1903 yılında, elektrokimyasal gözleme dayalı korozyon kontrolü için bilimsel bir temel sağlamıştır. U.R.Evans, 1923'te klasik elektrokimyasal teorisine dayanarak korozyonun nedenleri ve kontrolü hakkında çalışmalar yapmıştır. Evans [81], Uhlig [82] ve Fontana'nın [83] katkılarıyla modern korozyon anlayışına yönelik önemli ilerlemeler kaydedilmiştir [84].

Korozyon, bir malzeme ile ortamda bulunan oksitleyici bileşenler arasındaki geri dönüşü olmayan bir oksidasyon - redüksiyon (redoks) reaksiyonundan kaynaklı olup, bunun sonucunda malzeme kaybı veya ortamın bileşenlerinden birinin malzeme içerisinde çözünmesiyle sonuçlanır. Bunun meydana gelme hızı, farklı metaller arasında ve kimyasal ortamlarının, sıcaklığın ve mekanik kuvvetlerin eşzamanlı etkisinin bir fonksiyonu olarak büyük ölçüde değişir. Ayrıca, metalik bir yapının lokal korozyon hızı, yapının farklı kısımları arasındaki elektrokimyasal etkileşimlerden ve şeklinden etkilenebilir. Çoğu zaman, değişen çevresel koşullar nedeniyle veya yüzeyde korozyon ürünleri biriktiği için korozyon oranları zamanla değişir. Korozyon direnci bu nedenle, bir malzemenin içsel bir özelliği değil, bir bütün olarak alınan belirli bir metal-çevre sistemine bağlıdır [1,84,85]. Bu nedenle korozyon mekanizmalarının tespitinde ve hesaplanmasında, termodinamik yasalarından faydalanılmaktadır.

Termodinamik olarak bir reaksiyonun başlayabilmesi ve kendiliğinden devam edebilmesi için sistemin Gibbs serbest enerji entalpi değişiminin negatif olması ($\Delta G < 0$) gerekmektedir. Bu nedenle metalin daha düşük enerjili oksit formuna dönmesiyle daha kararlı bir yapı oluşturma eğilimindedir [77,78]. Gibbs enerji formülüne göre sistem içerisindeki ΔG değerinin, formülde ifade edildiği gibi ($\Delta G = -nFE$) negatif olması için, hücre potansiyelinin (E) pozitif olması gereklidir. Pozitif E değeri metalin korozyona karşı gösterdiği direnci ifade etmektedir. Bu nedenle yüksek E değerine sahip metaller soy metaller olarak bilinmektedir [80,86].

Metallerin standart elektrokimyasal potansiyeli, denge durumundaki potansiyel olarak da tanımlanır. Elektrot potansiyelinin ölçümü yalnızca ikinci bir elektrotunkine göre mümkündür. Bu nedenle tüm potansiyeller, tanım gereği referans olarak sifıra ayarlanmış standart bir hidrojen elektrotunun potansiyeli ile kıyaslanabilmektedir. Tüm metaller ve spesifik elektrokimyasal reaksiyonlar için standart potansiyeller listelenebilir. Korozyon süreçleri için bu tür çizelgeler, hangi metalinin daha asil veya daha az asil olduğunu gösterir. Çizelge 5.1’de metallere ait farklı ortamlardaki potansiyelleri verilmektedir [32].

Çizelge 5.1. Metallere ait farklı ortamlardaki potansiyel değerler [32].

Metal	Standart H elektrotuna karşı Potansiyel, mV	Yapay deniz suyu ortamında Potansiyel, mV,PH:7,5	Su ortamında Potansiyel, mV,pH:6
Altın	+1360	+243	+306
Gümüş	+800	+149	+194
Bakır	+350	+10	+140
Hidrojen	0	-	-
Kalay	-140	-290	-275
Nikel	-230	+46	+118
Demir	-440	-450	-400
Krom	-560	-290	-249
Çinko	-760	-800	-790
Alüminyum	-1670	-670	-169

Gerçek potansiyel değerleri etkileyen faktörler; malzeme, yüzey pürüzlülüğü, sıcaklık, basınç, pH değeri ve elektrolit konsantrasyonudur. Uygulamada, alaşım bileşenleri olarak veya kaplama-alt tabaka sistemlerinde farklı metallerin mevcut olduğu durumlarda, farklı elektrokimyasal reaksiyonlar aynı anda gerçekleşmektedir. Korozyon reaksiyonları, sisteminin katodik ve anodik parçaları arasında meydana gelir. Metal-elektrolit ara yüzeyinde, metal içerisinde elektrik akımı, elektrolitte ise iyonik akım oluşturur. Üretilen akım miktarı, redox reaksiyonlarının (oksidasyon - redüksiyon) bir sonucudur [32]. Oluşturulan kapalı devre sisteminde toplam elektron sayısı sabittir. Sistemdeki bileşenlerin oluşturduğu potansiyel farkı elektron transferini mümkün kılar.

Reaksiyona giren sistem bileşenlerinden olan metalik malzeme, çözelti içerisine daldırıldığında çeşitli davranış mekanizmaları sergilemektedir. Yapı bütünlüğünün korunması açısından sistem reaksiyonları aşağıdaki gibi sınıflandırılabilir.

a. Duyarsız (Immune) davranış

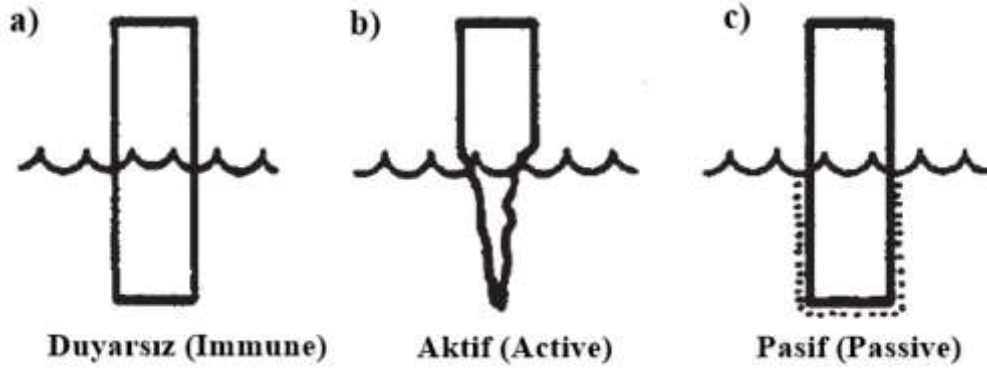
Şekil 5.2a'da gösterildiği gibi bağışık (immune) davranışı metalin ortam koşullarından etkilenmeyerek, herhangi bir reaksiyona girmemesini ifade etmektedir. Bu nenedenle de yapı içerisinde ve yüzeyde korozyon gözlenmemektedir. Bu metallere soy metallerde denilmektedir (ör: altın, gümüş, platin). Metalde korozyonun oluşmadığını çözeltiye daldırmadan önce ve çıkarıldıktan sonra yapılan ağırlık tartımı ile belirlenmektedir [80].

b. Aktif (Active) davranış

Çözelti içerisinde, metal aktif davranış göstermesi durumunda şekilde 5.2b'de gözlemlendiği üzere metal korozyona uğrayarak yapı bütünlüğünü kaybetmeye başlamaktadır. Metalin çözünmesi sonucu çözelti içerisinde koruyucu olmayan korozyon ürünleri oluşturmaktadır. Korozyon ürünleri sonraki korozyonu engelleyemediği için metalin çözünmesiyle devam etmektedir. Yapılan tartım sonuçlarına göre metal üzerinde ağırlık ve hacim kaybı söz konusudur [80].

c. Pasif (Passive) davranış

Pasif davranış durumunda (Şekil 5.2c) ise çözeltiye daldırılan metal yüzeyinde korozyon reaksiyonları gerçekleşmektedir. Ancak korozyon sonucu açığa çıkan ürünlerin oluşturmuş olduğu çözünmeyen koruyucu ince film katmanı yüzey üzerinde bariyer görevi görerek reaksiyon hızını çok düşük seviyelere indirmektedir. İnce film katmanının kırılması veya zarar görmesi neticesinde sistem reaksiyonu çok hızlı bir şekilde aktif davranışa geçebilir [80].



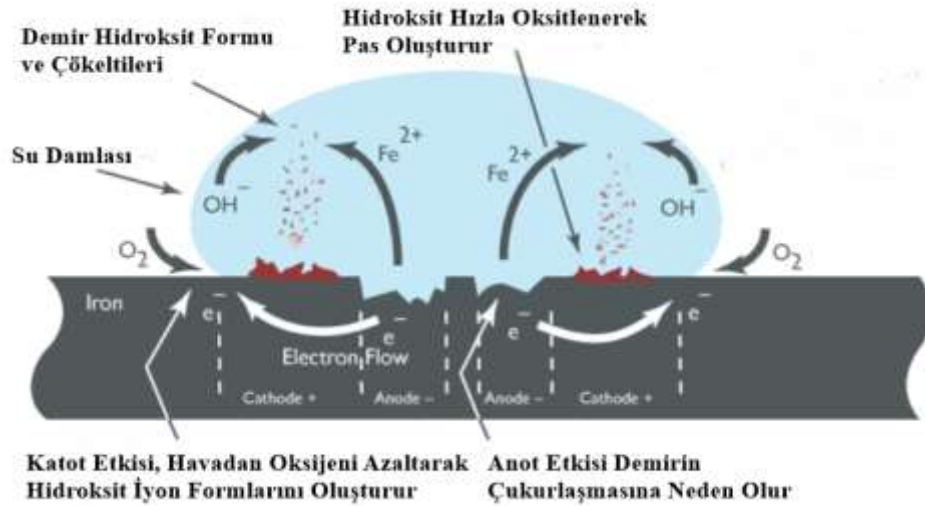
Şekil 5.2. Çevresel etkilerin metal yüzeyinde üç farklı durumdaki davranışı [80].

Pasiflik gösteren bazı metal örnekleri; Fe, Cr, Ti, Ni ve bu metalleri içeren alaşımlardır (en önemlisi de paslanmaz çelikler). Pasivasyon oksitleyici ortam ile ilişkilidir. Pasivasyon işlemleri yüzeyi korozyona karşı korunması sağlayan yüzey işlemlerindedir. Buradaki amaç daha çok yüzey üzerinde boya tabakası tarzı ince bir film oluşturmaktan ziyade, yüzey üzerinde meydana gelebilecek reaksiyonların önüne geçebilmektir [80].

5.2. Korozyon Mekanizmaları

Sulu ortamda korozyon, elektrokimyasal bir süreç olarak gerçekleşen bir yüzey reaksiyonudur. Metal ve aşındırıcı ortam sırasıyla elektrot ve elektrolittir. Elektrolit, çözülmüş katyonların ve anyonların varlığından dolayı iletkenidir. Bu nedenle, korozyon reaksiyonları; bir yandan metalin elektrik iletkenliğine, diğer yandan elektrolitin iyonik iletkenliğine dayandığı akım üreten galvanik bir pil olarak düşünülebilir. Bir metal atomunun transferi, karşılık gelen oksidanın azalmasına yol açan serbest elektronlar oluşturur. Korozyon reaksiyonunu yöneten belirleyici faktör, metalik yüzey ile onunla temas halinde olan sulu aşındırıcı ortam arasındaki elektrokimyasal dengedir. Bu denge, hangi malzemelerin temas halinde olduğundan ve reaksiyona giren türlerin aktivitesinden etkilenir [32,59,84]. Korozyon reaksiyonlarında, metal yüzeyinde bulunan elektrolit ile temas halinde olan farklı türde metaller veya tek tip metal yüzeyi üzerindeki farklılıkların (çatlak, çapak, safsızlık veya farklı element konsantrasyonları) oluşturduğu potansiyel fark neticesinde; bazı bölgeler anot, bazı bölgeler ise katot gibi davranarak mikro ve makro boyutta korozyon hücrelerini oluştururlar. Oluşturulan hücreler arasında meydana gelen reaksiyonlar neticesinde daha asil olan taraf katot görevi görürken daha az asil olan bölge ise anot görevi görerek aşınma mekanizmaları sonucu kütle kaybı gözlemlenebilmektedir. Anodik ve katodik kısmi reaksiyonlar bize, redoks reaksiyonu sırasında değiştirilen elektronları göstermektedir. Bir iletken (elektrot) ve iyonik bir iletken (elektrolit)

arasındaki ara yüz boyunca yük transferini gerçekleştiren herhangi bir kimyasal dönüşüm, elektrokimyasal reaksiyon olarak adlandırılır. Elektrokimyasal reaksiyonlar, bir veya birkaç elektrot reaksiyonunu içerebilir [85]. Elektrokimyasal olarak gerçekleşen reaksiyonların oluşturmuş olduğu korozyonun işleyiş mekanizması Şekil 5.3'de gösterilmektedir.



Şekil 5.3. Korozyon davranışına ait anodik ve katodik reaksiyon mekanizmaları [87].

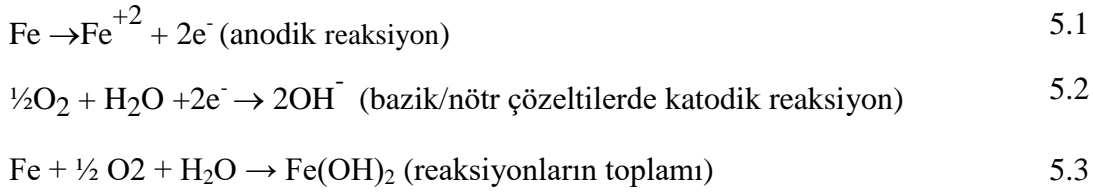
Tüm redoks reaksiyonları, bazen yarı hücre reaksiyonları olarak da adlandırılan iki kısmi reaksiyondan oluşmaktadır:

- (a) anodik kısmi reaksiyon olarak da adlandırılan kısmi oksidasyon reaksiyonu ve
- (b) kısmi indirgeme reaksiyonu veya katodik kısmi reaksiyonu.

Asidik, bazik ve nötr ortamlar için gerçekleşen korozyon reaksiyonunu aşağıdaki gibi gösterilebilmektedir [84,86,88].

Eğer çözelti nötr veya bazik özellikte ise; oksidasyon mekanizması, anotta metalin elektron vererek iyon halinde çözeltilmeye geçmesi ile gerçekleşir. Ortam içerisinde çözülmüş olarak bulunan oksijenin elektron alarak hidroksil iyonuna dönüşmesiyle katot reaksiyonu sonucu hidroksil iyonları oluşur. Sonuç olarak gerçekleşen korozyon reaksiyonları neticesinde Şekil 5.3'te gösterildiği gibi yüzeyde pas ($\text{Fe}(\text{OH})_2$) oluşumları gözlemlenmektedir.

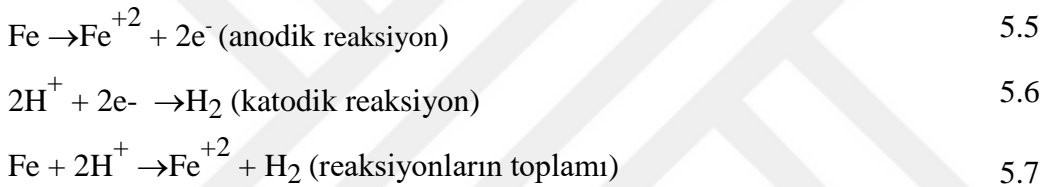
Eğer çözelti bazik/nötr özellikte ise;



Reaksiyonlar sonucu ortamda bulunan $\text{Fe}(\text{OH})_2$ yeterli oranda oksijenin bulunması durumunda tekrardan oksitlenerek $\text{Fe}(\text{OH})_3$ 'e dönüşmektedir.



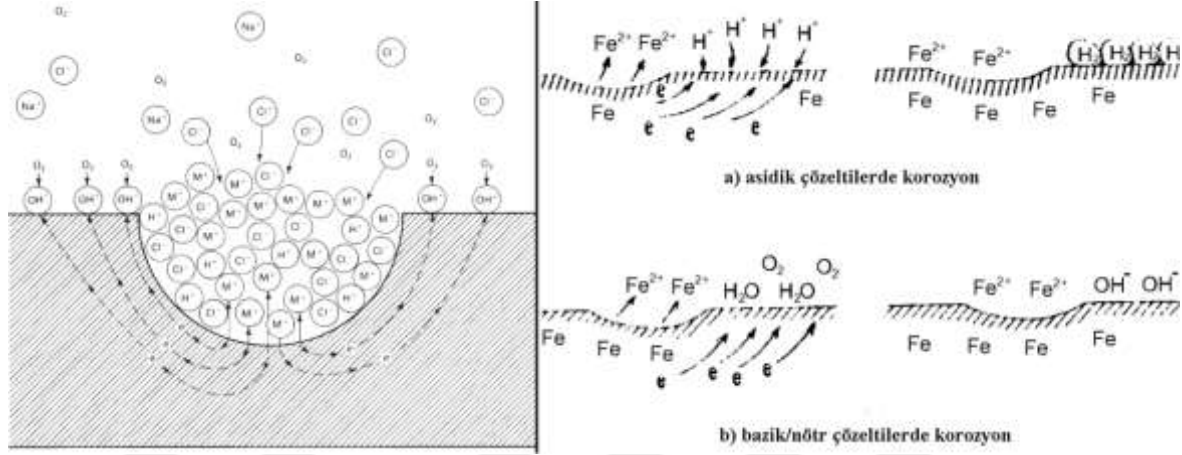
Eğer çözelti asidik özellikte ise;



Anot bölgesinde demirin yükseltgenmesi neticesinde açığa çıkan elektronlar, katodik reaksiyon için H^+ iyonlarını indirgemek amacıyla kullanılır ve sonuç olarak katot bölgesinde H_2 çıkışı gözlemlenir.

Şekil 5.3'te korozyon sonucu oluşan bölgede meydana gelen otokatalitik süreçleri göstermektedir. Korozyon bölgesinde meydana gelen bir çukur veya oyuk, kısa süre içerisinde, lokal bölgeyi ve yüzey tabakasını karasız hale getirir. Havalandırılmış bir NaCl çözeltisi içerisinde daldırılmış bir metalin, korozyon sonucu yüzeyde meydana gelen oyuklaşma içerisindeki korozyon sonucu metal çözünür ve yüzeye yakın bölgelerde oksijen azalması meydana gelmektedir. Çözünme sonrası çukur içinde klorür iyonlarının çukura göç etmesi neticesinde aşırı pozitif yüklenir. Şekil 5.4'te gösterildiği gibi oyuk içerisinde, yüksek konsantrasyondaki Na^+Cl^- ve hidroliz sonucunda yüksek konsantrasyonda hidrojen iyonları bulunur. Bu iyonlar metal veya alaşımın çözünme sürecini hızlandırarak malzeme hasarlarına neden olmaktadır. Meydana gelen reaksiyonlar oksijen konsantrasyonuna bağlı olduğundan konsantre çözeltilerde korozyon bölgesinde oksijen azalması gerçekleşmez. Bu bölgelerindeki oksijenin katodik indirgenmesi

neticesinde azalan oksijen, korozyonu bastırarak metali izole ederek katodik olarak koruma eğilimindedir [80].



Şekil 5.4. Metal yüzeyi üzerinde havalandırılmış bir sodyum klorür çözeltisi (NaCl) içerisinde korozyon çukurunda meydana gelen otokatalitik süreçler ile a) asidik çözeltilerde ve b) bazik/nötr çözeltilerde korozyon oluşumları [80,88].

Elektrolitte çok düşük bir metal iyon konsantrasyonu olması durumunda, korozyon akımı ana kısmı için anodiktir (yani metal, elektrolit içinde çözünmesiyle korozyona uğrar. Kapalı sistem koşullarında, akım ancak sistem denge durumuna ulaşmadığı sürece var olur. Dinamik dengede, anodik ve katodik akımların toplamı sıfır olur (metalın çözünme hızı, metal biriktirme hızına eşittir) ve hiçbir kütle kaybı gözlemlenemez [32,59,84]. Elektrokimyasal korozyon ölçüm yöntemlerini aşağıdaki gibi sınıflandırabiliriz [88]:

A. Harici elektrik kaynağı olmadan

- Akım ölçümleri
- Potansiyel ölçümler

B. Harici elektrik kaynağı ile

- Polarizasyon ölçümleri
- Tafel ekstrapolasyonu
- Polarizasyon direnci ölçümleri
- Empedans ölçümleri

5.3. Korozyon Oranı

Korozyon oranı, uygulamaya ve tercihlere bağlı olarak; birim yüzey ve zaman başına kütle kaybı, birim yüzey ve zaman başına dönüştürülen mol sayısı, birim zaman başına aşınmış

derinlik, akım yoğunluğu olarak, birçok farklı şekilde ifade edilebilir. Çizelge 5.2’de korozyon hızını ölçmek için kullanılan birimlerin dönüştürme faktörlerini gösterilmektedir. İlk satırda belirtilen birimleri elde etmek için, ilk sütundaki birime karşılık gelen dönüştürme faktörü ile çarpılır.

Çizelge 5.2. Korozyon oranını ölçmek için sık kullanılan birimler [85].

	$\frac{\text{mol}}{\text{m}^2\text{s}}$	$\frac{\text{mol}}{\text{cm}^2\text{s}}$	$\frac{\text{A}}{\text{m}^2}$	$\frac{\mu\text{m}}{\text{cm}^2}$	$\frac{\text{mg}}{\text{dm}^2\text{gün}}$	$\frac{\text{mm}}{\text{yıl}}$
$\frac{\text{mol}}{\text{m}^2\text{s}}$	1	10^{-4}	$9,65 \times 10^4 n$	$9,65 \times 10^6 n$	$8,64 \times 10^5 n$	$3,15 \times 10^4 \frac{M}{\rho}$
$\frac{\text{mol}}{\text{cm}^2\text{s}}$	10^4	1	$9,65 \times 10^8 n$	$9,65 \times 10^{10} n$	$8,64 \times 10^9 n$	$3,15 \times 10^8 \frac{M}{\rho}$
$\frac{\text{A}}{\text{m}^2}$	$\frac{1,04 \times 10^{-5}}{n}$	$\frac{1,04 \times 10^{-9}}{n}$	1	100	$8,96 \frac{M}{n}$	$0,327 \frac{M}{n\rho}$
$\frac{\mu\text{A}}{\text{cm}^2}$	$\frac{1,04 \times 10^{-7}}{n}$	$\frac{1,04 \times 10^{-11}}{n}$	0,01	1	$8,96 \times 10^{-2} \frac{M}{n}$	$3,27 \times 10^{-3} \frac{M}{n\rho}$
$\frac{\text{mg}}{\text{dm}^2\text{gün}}$	$\frac{1,16 \times 10^{-6}}{M}$	$\frac{1,16 \times 10^{-10}}{M}$	$0,112 \frac{n}{M}$	$11,2 \frac{n}{M}$	1	$\frac{3,65 \times 10^{-2}}{\rho}$
$\frac{\text{mm}}{\text{yıl}}$	$3,17 \times 10^{-5} \frac{\rho}{M}$	$3,17 \times 10^{-9} \frac{\rho}{M}$	$3,06 \frac{n\rho}{M}$	$306 \frac{n\rho}{M}$	27,4ρ	1

A: alan, M: atomik kütle (gr/mol), ρ: hacim kütlesi (gr/cm³), n: yük numarası (ölçsüz), mm: milimetre

5.4. Korozyon Hasar Türleri

Mühendislik malzemelerinin korozyon davranışı Şekil 5.5’de ve aşağıda sıralandığı gibi birçok faktörden etkilenir.

- Metalin kimyasal bileşimi ve mikro yapısı
- Ortamın kimyasal bileşimi
- Fiziksel parametreler (sıcaklık, konveksiyon, ışınlama vb.)
- Mekanik kuvvetler (çekme gerilmeleri, şoklar veya sürtünme)

- ✓ Taneler arası korozyon (Intergranular corrosion)
- ✓ Seçici korozyon (Selective corrosion)
- ✓ Erozyon korozyonu (Erosion corrosion)
- ✓ Gerilme - korozyon çatlama (Stress corrosion cracking)

5.4.1. Üniform korozyon (Uniform corrosion)

Üniform korozyon veya tek tip korozyon, korozif ortama maruz kalan tüm yüzey üzerinde eşit olarak dağılmış bir malzeme kaybıdır. Maruz kalan tüm metal yüzey üzerinde oldukça düzgün bir penetrasyon (veya incelme) ile sonuçlanır. Tek tip korozyon genellikle atmosferik maruziyetten kaynaklanır (özellikle kirli endüstriyel ortamlar); taze, acı ve tuzlu sulara maruz kalma veya toprak ve kimyasallara maruz kalma. Anodik ve katodik alanların konumu, yüzey üzerinde hareket etmeye devam ederek, üniform korozyona neden olur. [1,85].

5.4.2. Galvanik korozyon (Galvanic corrosion)

Galvanik korozyon, birbirinden farklı metal veya alaşımların aralarında meydana gelen elektrokimyasal yük transferinin gerçekleşmesi neticesinde meydana gelmektedir. Her metal ve alaşımın potansiyel değerini ifade eden korozyon eğilimlerine göre hazırlanmış galvanik seri çizelgeleri bulunmaktadır. Metallerin sahip olduğu potansiyel farkın boyutu arttıkça meydana gelebilecek korozyon etkisi de artmaktadır. Oluşturulan galvanik bağlantı sırasında taraflardan biri anot görevi görürken korozyon direnci daha yüksek olan taraf ise katot görevi görmektedir. Bu nedenle anodik taraf korozyona uğrayarak aşınmaktadır. Galvanik bağlantı sırasında, asil olmayan metalin korozyonu artar ve yüzey anodik hale gelirken, daha asil metalin korozyon oluşumu azalır ve yüzey katodik hale gelir.

Galvanizli sac yapılarında metal yüzeyi üzerinde oluşturulan çinko kaplamalar yapıyı katodik olarak korumaktadır. Bu sayede çinko kaplama anot görevi görürken aşınarak tahribata uğrarken metal korunmuş olacaktır. Kaplama haricinde korunmak istenen metale elektriksel iletkenliği sağlayacak bir Zn veya Mg anot yerleştirilerek koruma sağlanabilmektedir. Ayrıca kaynaklı bağlantı uygulamalarında malzeme seçimi bu açıdan çok önemlidir. Seçilecek metal ve kaynak ürünlerinin birbirine yakın korozyon davranışlarına sahip olması bu açıdan çok önemlidir. Üretim uygulamalarında, haddeme

sırasında yapı üzerinde oluşan hadde tufali meydana gelebilecek katodik olarak davranış göstermektedir. Bu nedenle çelik anodik davranış sergileyerek korozyona uğrayabilmektedir [1,80,85].

5.4.3. Aralık korozyonu (Crevice corrosion)

Aralık korozyonu, meydana geldiği bölgede metal-metal veya metal-ametal şeklinde iki bileşen arasındaki mevcut oksijen konsantrasyon farkından kaynaklanan elektrokimyasal reaksiyondan kaynaklanmaktadır. İki metal yüzey arasındaki boşluk veya açıklıktaki bölgede, daha az oksijen içeren aralık içerisindeki elektrolit anot görevi görürken, dış kısımdaki elektrolit ise katot görevi görmektedir. Bu sayede akım oluşturabilecek bir döngü mekanizması ile korozyon gerçekleşmektedir. Bu tarz korozyonların meydana gelme sebebi genellikle tasarım veya hasar sonucu oluşmaktadır. Örnek olarak; contalar, rondelelerde, cıvatalar, dişli bağlantılar, perçinli dikişler, kaplama altları veya yalıtımlı yüzeyler v.b. üzerinde görülebilmektedir [1].

5.4.4. Çukurlaşma korozyonu (Pitting corrosion)

Çukurlaşma (Oyuk) korozyonu, bölgesel bir alanda meydana gelen, yüzey üzerinde aktif bir koruyucu tabaka bulunmayan yüzeylerde oluşmaktadır. Malzemenin çok küçük bir bölgesinde gerçekleşmesi durumunda bile malzemenin hizmet dışı kalmasına neden olan tehlikeli bir hasar türüdür. Lokal bir alanda, anodik bölgenin katodik bölgeye oranla daha küçük olduğu yüzeylerde meydana gelen zayıflamanın bir sonucudur.

Potansiyel kritik bir değeri aştığında, belirli anyonların (özellikle halojen iyonları olan klorür ve bromür gibi) varlığında pasif metallerde çukurlaşma korozyonu gözlenir. Oyuk korozyonu metalin herhangi bir yüzeyinde anodik reaksiyonlar ile başlar ve çevre şartları uygun ise seri olarak otokatalitik reaksiyonlar hızla devam ederek korozyonun gerçekleşmesine neden olmaktadır. Bu işlem tipik olarak, onlarca mikrometre mertebesinde çaplara sahip boşluklar üretir. Bu korozyon türü genellikle pasifleşebilen metaller olarak tabir edilen alüminyum alaşımları ve paslanmaz çelikler üzerinde karşılaşılabilen, değişik şekillerde ve çeşitli boyutlarda (derinliği çapı kadar boyutlara ulaşabilen) genellikle gözle görülemeyecek kadar küçük noktasal oyuklar olarak nitelendirilmektedirler [1,84,85]

5.4.5. Taneler arası korozyon (Intergranular corrosion)

Taneler arası korozyon, yapı içerisindeki metallere arası fazların, safsızlıkların veya çökeltilerin aralarında oluşturmuş olduğu potansiyel farktan kaynaklanana seçici çözümler olarak ifade edilmektedir. Metallerin yüksek sıcaklık uygulamalarında (Ör: kaynak, üretim ve imalat prosesleri) yapı içerisinde oluşan çökeltiler genellikle tane sınırlarında yoğunlaşarak çekirdeklenmektedir. Korozyon direnci açısından bu çökeltiler her ne kadar alaşım elementleri açısından zengin olsa bile tane sınıra yakın bölgelerde yoğunluğu azalmaktadır. Bu nedenle aşındırıcı bir ortamda korozyon saldırıları için bu bölge yapıyı hassas hale getirmektedir. Örnek olarak; AISI 304 östenitik paslanmaz çeliklerinin tane sınırlarında $(Cr,Fe)_{23}C_6$ tipi çökeltiler oluşmaktadır. Aynı şekilde alüminyum alaşımlarında Mg_5Al_8 ve $CuAl_2$ tipi intermetalik bileşiklerin tane sınırlarında oluşturmuş olduğu yapılar. Çökeltilerin belli bir alanda yoğunlaşması anodik ve katodik alanları oluşturarak aşındırıcı bir ortam içerisinde galvanik bir reaksiyonu teşvik etmektedir [1,85]

5.4.6. Seçici korozyon (Selective corrosion)

Katı bir çözeltiyi oluşturan alaşımın bileşenlerinden birinin seçici olarak çözünmesini ifade eder. Daha asil bir metalden veya fazdan oluşan alaşımın korozyona uğraması sonucu daha erken çözünerek malzeme dayanımını ve yapısı bozulmasıyla sonuçlanır. Bu tarz korozyon mekanizmaları daha çok pirinçli alaşımlarda ve lamel grafitli dökme demirlerde karşılaşılmaktadır. Pirinçli alaşımlarda çinko metalinin bakıra oranla daha önce korozyona uğraması sonucu yapı bütünlüğü bozulmuş olur [1].

5.4.7. Erozyon korozyonu (Erosion corrosion)

Erozyon korozyonu, malzeme yüzeyinde aşınma neticesinde, korozyon ile birlikte oluşan aşındırıcı katkıların meydana getirdiği ikili bir hasar mekanizmasıdır. Hızlı hareket eden akışkanların metal yüzeyinde oluşturduğu aşınma neticesinde yüzey kademeli olarak bozularak boşluklar ve hasarlar meydana gelmektedir. Bu aşınma türü normal bir mekanik veya kimyasal aşındırıcı etki ile oluşan hasar türlerinde, metal yüzeyine çok daha şiddetli saldırıların gerçekleşmesine neden olmaktadır. Boru kullanılarak yapılan sıvı taşıma

sistemlerinde yoğun olarak gözlemlenmektedir. Etkilenen alanlarda genellikle tortu ve korozyon ürünleri gözlenmez, ancak aralıklı olarak meydana gelirse veya sıvı akış hızı düşükse bazen korozyon ürünleri bulunabilmektedir [1,85].

5.4.8. Gerilme - korozyon çatlama (Stress corrosion cracking)

Gerilme - korozyon çatlama, korozyon ve mekanik stresin birleşik etkisinden kaynaklanır. Gerilme-korozyon çatlama, hassas alaşımlarda meydana gelen ve yüzeyin çekme geriliminin etkisi ile aşındırıcı bir ortamın varlığının neden olduğu bir çatlama olayıdır. Oluşumun meydana gelmesi üç koşulun sağlanması gerekmektedir. Bunlar; malzeme yapısı metalürjisinin bu korozyon türüne duyarlı olması, çatlama teşvik edici bir ortamın mevcut olması ve malzeme çekme gerilmesinin eşik değerin üzerinde olması gerekmektedir. Gerekli olan gerilimler küçük değerlidir, genellikle akma geriliminin altındadır [1,85].

5.5. Korozyonun Kontrolü ve Önlenmesi

Korozyon mekanizmalarından korunmak ve tahribatı engellemek amacıyla birçok metod geliştirilmiştir. Bu yöntemleri aşağıdaki ana başlıklar şeklinde sıralayabiliriz [80,86].

- a. Malzeme Seçimi
- b. Kaplama oluşturma
- c. İnhibitörler
- d. Katodik Koruma
- e. Tasarım

6. LİTERATÜR ÇALIŞMALARI

NbC kaplamalar, mühendislik uygulamalarında kaplama işlemlerinde hedeflenen yüzey sertliğini artırma, sürtünme katsayısını düşürme, aşınma ve korozyon direncini iyileştirme gibi özellikleri uygun maliyetli bir TRD yöntemi ile sağlanabilmektedir. Özellikle son 5 yılda literatürdeki farklı çelikler üzerinde yapılan NbC kaplama çalışmaları detaylı olarak incelenmiş ve çalışmalarda elde edilen veriler, değerlendirme ve sonuçlar kısmında bu çalışma ile karşılaştırılarak yorumlanmıştır.

Güven ve diğerleri (2021), termo-reaktif difüzyon (TRD) yöntemi kullanılarak; GGG-80 kalite sfero döküm yüzeyine, krom vanadyum karbür (Cr - V - C) tabakası oluşturup, elde edilen kaplamaların, termal yorulma ve termal yorulma döngüsünden sonraki aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Cr - V - C kaplamaları, 25 ila 750 °C sıcaklık aralığında 500 döngüye kadar termal yorgunluğa maruz bırakmışlardır. TRD sırasında yüzeyin yakınında grafit nodüllerinin çözünmesi nedeniyle, işlenmemiş sfero döküme kıyasla üstün termal yorulma ve aşınma direnci sergilediğini tespit etmişlerdir. Döngü sayısının artırılması, hem Cr-V-C kaplamalarda hem de işlenmemiş sfero dökümde pullanmanın artmasına ve aşınma direncinin azalmasına neden olmuştur. Termal döngüden sonra Cr-V-C kaplamasının çoğu (pullanma nedeniyle) kaybolmasına rağmen, yüzeyin yakınında grafitin olmaması nedeniyle TRD ile muamele edilmiş numunelerde aşınmaya karşı direnç sağlamıştır. Kaplamaların kalınlıkları artan proses sıcaklığı ile artmış ve 13±0,7 ile 36±0,6 µm arasında değişmiştir [90].

Kurt ve diğerleri (2020), AISI D6 soğuk iş takım çeliği üzerinde süper sert kompleks TiBC kaplama tabakası elde etmek için iki aşamalı bir termo reaktif difüzyon yöntemi uygulamışlardır. İlk olarak titanyumlama ardından paket borlama yöntemi ile TiBC kaplama tabakasını kompakt, pürüzsüz ve çatlaksız oluşturmuşlardır. Yapılan çalışmanın literatürdeki çalışmalar arasındaki farkı, alaşım elementlerinin hareketinin ve uygulanan işlemlerin sırasının önemini ortaya koymaktadır. Çünkü titanizasyon işlemi birinci sırada uygulanarak iç kısımlardan yüzeye yayılan C atomu, malzemenin difüzyon yollarını tıkar. Bu da ikinci işlemde bor'un içeriye difüzyonunu yavaşlatarak kaplama tabakasında sıkışıp kalmasını sağlar. Elde edilen sonuçlar neticesinde, aşınma testleri sonucu; 0,29–1,91 yüzey pürüzlülüğü (Ra), 3,65–29,5 µm kaplama kalınlığı, 1800–4841 HV_{0,05}, sertlik ve 146–235

GPa elastik modülü sonucu elde etmişlerdir. TiBC tabakalarının sertlik değerleri, TiBC tabakası içinde serpiştirilmiş TiB ve TiC fazları nedeniyle standart titanizasyon ve borlama ile elde edilenlerden önemli ölçüde daha yüksek olduğunu tespit etmişlerdir. Böylece mekanik özelliklerdeki aşınma direnci, işlem görmemiş AISI D6 numunesine göre 4-120 kat aralığında artmıştır [91].

Mariani ve diğerleri (2020), Gri dökme demir üzerinde, iki farklı termoreaktif difüzyon yöntemiyle niyobyumlama işlemine tabi tutmuşlardır. İlk işlemde, katı ortamda paketleme işlemi 2 saat boyunca 900°C'de Fe-Nb, NH₄Cl, Al₂O₃'den oluşan bir toz karışımı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. İkinci işlemde, 900°C'de 2 saat boyunca gerçekleştirilen termoreaktif difüzyon işlemi (TRD), sıvı erimiş bir sodyum boraks ve demir niyobyum banyosu kullanılmışlardır. Katı işlemde, kaplama geçiş bölgesinde alt tabaka ile mükemmel etkileşim gösteren tek tip tabaka elde edildi. Sıvı işlemde ise geçiş bölgesine rastlanmadı. Niyobyumlama sonucu elde edilen tabakalar altlık metaline göre 2 ila 12 kat daha yüksek aşınma direnci sergilemişlerdir [13].

Mariani ve diğerleri (2020), Vermiküler dökme demirde üzerinde termoreaktif difüzyon (TRD) yöntemini kullanarak; sodyum borat, alüminyum, ferro-niyobyum ve/veya ferro-vanadyumdan oluşan banyolarda 1000°C'de 2 saat Nb, V ve NbV karbür katmanları elde etmişlerdir. Tuz banyosunda TRD işleminden sonra numunelere 300 °C'de östemperleme işlemi uygulamışlardır. Numuneler, optik mikroskop, XRD, Vickers mikro sertliği, Daimler-Benz Rockwell-C, mikroadhesive aşınma testleri ve korozyon direnci için potansiyodinamik polarizasyon testleri kullanılarak karakterize edildi. TRD işlemleri, kalınlıkları 25 µm'nin üzerinde olan ve alt tabakalara iyi yapışma özelliği gösteren tek tip karbür tabakaların üretiminde oldukça verimliydi. Katmanlar sırasıyla Nb, V ve Nb-V karbürler için 2300, 2500 ve 3050 HV'nin üzerinde sertlik ölçmüşlerdir. Numunelerin aşınma direnci, alt tabakaya göre 10 kattan (NbC katmanları) 30 kat'a (NbVC₂ ve VC katmanları) yükseltildi. Tüm katmanlar, alt tabakalardan çok daha yüksek korozyon direnci göstermiştir [22].

Zhao ve diğerleri (2019), elde ettikleri farklı orandaki karbon içeriğine sahip niyobyum karbür biletlelerinin sertlik ve kırılma davranışlarını incelemişlerdir. Yazarlar, Niyobyum karbür içerisinde NbC_{1.0}, NbC_{7.5}, NbC_{0.67} ve NbC_{0.5} arasında değişen farklı oranlarda C/Nb değerine sahip yapıların özelliklerini tespit etmek amacıyla; kırılma tokluğunu

değerlendirmek için “surface crack in flexu (SCF) yöntemi, Knoop indenter ile sertlik ölçümleri, X-ışını kırınımı, taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanmışlardır. Yazarlar; karbon içeriğinin azaldıkça, sertlik NbC_{1,0} için 8 GPa'dan NbC_{0,5} için 12 GPa'a yükseldiğini ve kırılma tokluğu değerinin 2,5 MPa√m'den 0.44 MPa√m'ye düştüğünü bildirmişlerdir. Ayrıca karbon içeriğinin azalması, tane boyutu değerlerin de yaklaşık olarak 1 μm'dan 120 μm'a kadar yükseldiğini tespit etmişlerdir. Sertlik arttıkça, kırılma tokluğu değerlerinin de düştüğünü ifade etmişlerdir [92].

Zhang ve diğerleri (2019), Reaksiyon ortamındaki ferronyobyum tozu ve amonyum klorür tozu oranlarının, biriktirme sıcaklıklarının ve biriktirme sürelerinin niyobyum karbür kaplamaların kalınlığı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkilerini ortogonal deney yoluyla incelenmişlerdir. 860 °C, 900 °C, 950 °C ve 1000 °C'lik sıcaklıklarda, (4 - 4,5 - 5 - 6) saat sürede, ağırlıkça % 10 - 20 - 30 - 40 ferronyobyum (ağırlıkça %64,9 Nb - %34 Fe) tozu ve ağırlıkça % 3 - 5 - 7 - 9 NH₄Cl oranı ile kaplama elde etmek için bu dört değişkenin paket sementasyon işlemi üzerindeki etkisini ölçmek için matematiksel analiz yapılmıştır. Yüzey morfolojisi gözlemi, faz analizi ve tane boyutu hesaplaması, üç kaplamanın yüzey fazının hepsinin NbC fazları olduğunu ve tane boyutlarının 37, 42,4 ve 57,9 nm olduğunu göstermiştir (artan sıcaklıkla sırasıyla artmaktadır). Biriktirme sıcaklığının 900 °C olduğunda, yüzey kaplamalarının pürüzlülüğü en yüksek olduğu (Ra: 1,16 ± 0,12 μm) tespit edilmiştir. Üç farklı biriktirme sıcaklığında kaplamaların yüzey mikrosertliği sırasıyla; 925 ± 60 HV_{0,2}, 860 ± 30 HV_{0,2} ve 750 ± 20 HV_{0,2} olarak tespit edilmiştir. Aşınma deneyleri, 30 N yük, 50 mm dak⁻¹ kayma hızı ve 5 mm aşınma izi uzunluğu koşullarında üç kaplama üzerinde gerçekleştirilmiş ve aşınma direncinin 950 °C biriktirme sıcaklığında en iyi olduğu bulunmuştur [14].

Amaya ve diğerleri (2018), subaplarda, motor bloklarında ve silindir gömleklerinde kullanılan gri dökme demirlerin korozyon durumunu iyileştirmek için tuz banyosu ortamında 900, 950 ve 1000 °C'de 2 - 4 - 6 saat boyunca Niyobyumlama işlemi uygulamışlardır. Elde edilen kaplamalar seramik yapıları nedeniyle hem daldırma korozyon hızı hem de EIS polarizasyon direnci yöntemi ile işlem görmemiş numuneye göre 3 kat daha iyi korozyon direnci sergilemiştir. Yazarlar, SEM ve XRD analizleri sonucunda, gri dökme demirlerde Fe₂O₃, Fe₃O₄ ve FeO(OH)'nin çukur korozyonunun ciddi etkilerini gösterdiğini bildirmişlerdir. NbC kaplamalar, NbO, NbO₂ ve Nb₂O₅ varlığında tane sınırlarında taneler arası korozyonun etkilerini sergilediğini rapor etmişlerdir [28].

Soltani ve diğeri (2017), düşük alaşımlı takım çeliği (AISI L2) üzerine termo reaktif difüzyon yöntemi kullanılarak niyobyum karbür (NbC) kaplama tabakası oluşturularak, elde ettikleri kaplamaların; karakterizasyonu, büyüme kinetiği ve aşınma özelliklerini incelemiştir. İşlem için en uygun parametre değerlerinin; 1000 °C işlem sıcaklığında, 6 saatlik işlem süresi ile ağırlıkça %5 NH₄Cl ve ağırlıkça %20 Fe-Nb içeren toz karışımı olduğunu tespit etmişlerdir. AISI L2 çeliği üzerindeki NbC kaplamaların sertliği 2300-2700 HV olarak ölçülmüş olup, difüzyon katsayısı değerleri $2,780 \times 10^{-12} - 3,812 \times 10^{-11}$ (cm² /s) olarak tespit etmişlerdir. Aşınma testleri, atmosferik koşullar altında 0,5 m/s kayma hızlarında 15N, 22,5N ve 30 N normal yük altında yapılmıştır. NbC kaplı numunelerin aşınma oranı, kaplanmamış numunelerden en az 10 kat daha küçük ve en düşük aşınma oranı, 1000 °C sıcaklıkta işlenmiş numuneye ait olduğu tespit etmişlerdir [11].

Soares ve diğeri (2017), 1000°C'de boraks, ferronyobyum (ağırlıkça %16) ve alüminyumdan (ağırlıkça %3) oluşan bir tuz banyosunda iki farklı sfero dökme demire (bakır eklenmiş ve eklenmemiş) 4 saat boyunca niyobyumlama işlemi uygulamıştır. Yazarlar, çalışma sonucunda yaklaşık 30 µm kalınlığında ve 2100-2200 HV mikrosertlik değerlerine sahip NbC kaplama tabakaları elde ettiklerini bildirdiler. Yazarlar, NbC kaplamaların hem Rockwel C hem de Vickers testlerine göre altlık ile iyi bir yapışma gösterdiğini ve sertlik artışıyla birlikte iyi yapışmanın bir sonucu olarak işlenmemiş numuneye göre daha iyi aşınma direnci gösterdiğini bildirmişlerdir [27].

Cai ve diğeri (2017), In-Situ yöntemiyle (yerinde sentez) 1085 °C'de 10, 20 ve 30 dakika boyunca hazırlanan gri dökme demir üzerine niyobyum karbür (NbC) takviyeli yüzey kompozitlerinin mekanik özellikleri ve tribolojik davranışlarını incelemiştir. Kompozitler, ince bir yüzey tabakasından ve ardından gri dökme demir yüzeyinde derin bir difüzyon bölgesinden oluşmaktadır. Kompozitlerin enine kesitinin derinlik yönü boyunca sertlik dağılımları 10 mN'den 480 mN'ye artan bir yükü 26,9–22,2 GPa aralığında olduğunu göstermektedir. Kuru aşınma testleri pin-on-disk yöntemiyle oda sıcaklığında, 5, 10, 15 ve 20 N'lik yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. COF değerleri ağırlıklara oranla sırası ile; 0.412, 0.386, 0.394, 0.379 olduğu bildirilmiştir. NbC kaplama için elde edilen aşınma oranları, dört farklı yükte alt tabakanınkinden 5-6 kat daha azdı. Yüzey bileşik tabakası en düşük sürtünme katsayısını, aşınma oranını ve en yüksek aşınma direncini

gösterirken baskın aşınma türünün abrasiv aşınma olduğu tespit edilmişlerdir. Sonuç olarak kompozitlerin tribolojik performanslarının önemli ölçüde NbC'nin hacim fraksiyonuna ve tane boyutuna ve ayrıca farklı alanlarda matrislerin mekanik özelliklerine bağlı olduğunu ifade etmişlerdir [5].

Krellin diğerleri (2017), Niyobyum karbür kaplı AISI 52100 rulman çelik bilyelerin AISI 1045 su verilmiş çelik disklere karşı kaymalı aşınma davranışını incelenmiştir. Paket sementasyon yöntemi ile Fe-Nb, Al₂O₃ ve NH₄Cl'den oluşan katı bir banyoda 1000 °C'de 4 saat termoreaktif difüzyon (TRD) yöntemi ile kaplama tabakası elde etmişlerdir. Elde edilen sonuçlarda 11 µm kalınlığındaki NbC fazı tespit edilmiş ve 2095 ± 310 HV_{0,025} sert değeri bulunmuştur. Disk üzerinde bilye aşınma testleri, 0,1 ve 0,3 m/s kayma hızlarında 2 ve 10N yük altında yağlama olmadan gerçekleştirmişlerdir. Kayma hızındaki %300'lük bir artış, 2N ve 10N için niyobyum karbür kaplı AISI 52100 çelik bilyelerin sürtünme katsayısında %24 ve %27 artışla sonuçlanmış. Çeliğin aşınma direnci, uygulanan yük ve kayma hızına bağlı olarak TRD işleminden sonra 78 kata kadar iyileştiğini tespit etmişlerdir [17].

Castillejo ve diğerleri (2015), Nb-Cr kompleks karbür kaplamaların, yüzey sertliğini ve korozyon direncini iyileştirmek için AISI D2 çeliği üzerine termo-reaktif difüzyon işlemi ile 2, 3, 4 ve 5 saat boyunca 1223, 1293 ve 1363 °K sıcaklıklarında ferroniyobyum, ferrokrom ve alüminyum ile eklenen erimiş boraks banyosu kullanılarak gerçekleştirmişlerdir. Üretilen karbür tabakaları, işlem süresine ve sıcaklığa bağlı olarak 4,71 ± 0,23 ila 15,30 ± 0,36 µm arasında değişen değerlerde üniform bir kalınlık elde etmişlerdir. Nanoindentasyon testleri, üretilen kaplamanın 27,62 ± 2,56 GPa sertliğine sahip olduğunu belirledi. Sentezlenen kaplamalar seramik doğasına rağmen negatif değerlerde korozyon potansiyeli sergiledi. Bu sonuç muhtemelen kaplamalarda elektrolitin kaplama-alt tabaka ara yüzüne difüzyonuna izin veren ve lokal korozyonu mümkün kılacak gözeneklilik veya diğer kusurlarının varlığından kaynaklanmaktadır [18].

Fernandes ve diğerleri (2015), TRD tarafından AISI 52100 çeliğinin yüzeyinde 26 GPa sertlik ve 361 GPa elastik modüle sahip 6,1 mm kalınlığında NbC kaplama tabakalarının elde edilebileceğini bildirmiştir. Kuru kayma mikro-aşınma testinde uygulanan üç farklı yükte NbC kaplamaların aşınma direncinin işlenmemiş numuneye göre yaklaşık 10 kat daha yüksek olduğunu bildirmişlerdir. Ayrıca, NbC kaplamaların korozyon direnci,

NaCl'de 250 mV'den daha düşük uygulanan potansiyellerde daha yüksekti. Ancak 250 mV üzerindeki potansiyellerde elektrolit kaplama tabakasındaki gözeneklerden geçebilmiştir [93].

Kılınç ve diğerleri (2014), AISI D2 çeliğinin; kaplamasız formunu, krom alüminyum nitrür (CrAlN) ve titanyum alüminyum nitrür (TiAlN) kaplı aşınma özellikleri incelenmiş ve ball-on disk yöntemi kullanılarak 0,3 m/s kayma hızında ve 2,5 N, 5N ve 10N yük altında, Si₃N₄ bilye üzerinde karşılaştırılmıştır. Kaplama işleminin ilk adımında çelik numuneler 575 °C'de 8 saat nitrülenip ardından 1000 °C'de 2 saat termoreaktif biriktirme (TRD) işlemi ile titanyum alüminyum nitrür ve krom alüminyum nitrür kaplamalarını oluşturmuşlardır. CrAlN ve TiAlN katmanlarının kalınlıkları sırasıyla $11,8 \pm 1,3 \mu\text{m}$ ve $7,89 \pm 0,34 \mu\text{m}$ olarak ölçmüşlerdir. Kaplanmamış, CrAlN ve TiAlN tabakaların serlik değerleri, sırasıyla ($550 \pm 14 \text{ HV}_{0,005}$), $2067 \pm 160 \text{ HV}_{0,005}$ ve $2251 \pm 255 \text{ HV}_{0,005}$ olarak ölçmüşlerdir. Çeliklerin ortalama sürtünme katsayısı değerleri sırasıyla $0,883 \pm 0,032$, $0,301 \pm 0,154$ ve $0,158 \pm 0,021$ 'dir. Kaplamasız AISI D2 çeliğine göre CrAlN ve TiAlN kaplamanın sürtünme katsayısı % 65,9 ve % 82,1 azalmıştır. Çeliklerin aşınma oranları; kaplanmamış, ($2,13 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{m} - 2,4 \times 10 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{m}$), CrAlN ($9,0 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{m} - 1,08 \times 10 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{m}$) ve TiAlN kaplı, ($1,31 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{m} - 2,95 \times 10 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{m}$) arasında değiştiğini rapor etmişlerdir [94].

Şen ve diğerleri (2007), AISI D2 çeliği üzerinde; azot, karbon ve niyobyum (N+C+Nb) elementlerinden oluşan kaplamalar elde etmişlerdir. Ayrıca niyobyumlama işlem süresinin tabaka kalınlığı ve faz bileşimi üzerindeki etkisini de incelemişlerdir. İlk olarak Tufftriding işlemi uygulanmış ardından niyobyum ile doyma gerçekleştirilmiştir. Nitrüleme işlemi 2 saat boyunca 575 °C'de gerçekleştirip ardından ferro-niyobyum, NH₄Cl ve Al₂O₃'den oluşan toz karışımında 1000°C'de 1-4 saat boyunca niyobyumlama işlemi paket sementasyon yöntemiyle gerçekleştirilmiştir. Niyobyum karbonitrid kaplı çelik üzerinde NbN, NbC fazları tespit edilmiş ve işlem sürelerinin arttırılmasının tabaka kalınlığını arttırdığını tespit etmişlerdir. Tabaka kalınlığı, işlem süresine ve sıcaklığa bağlı olarak $6,53 \mu\text{m}$ ile $17,45 \mu\text{m}$ arasında değişmektedir. AISI D2 çeliği üzerinde oluşan niyobyum karbonitrid tabakasının mikrosertliği yüzeyden içeriye doğru $2132 \pm 203 \text{ HV}_{0,01}$ ile $2814 \pm 245 \text{ HV}_{0,01}$ arasında değişmektedir [20].

Oliveira ve diğerleri (2006), AISI D2 çeliği üzerinde, NbC, VC ve FeB tabakaları elde etmek amacıyla farklı borax banyo bileşenleri hazırlamışlardır. Bu amaçla; ferro-

niyobyum, ferro-vanadyum, ferro-titanyum ve alüminyum içeren (Nb/Fe/Al, V/Fe/Al, Ti/Fe/Al) farklı borax banyolarında termoreaktif difüzyon işlemi gerçekleştirmişlerdir. Tüm işlemlerde mükemmel tribolojik özelliklere sahip katmanlar elde edilmiştir. Ferro-niyobyum ve ferro-vanadyum içeren banyolarda tabakalar, substrat ile pürüzsüz bir arayüz ile düzenli kalınlık göstermiştir. İlk durumdaki katman, 2372 ± 93 HV sertlikte ve 15.6 ± 1.2 μm kalınlığında NbC'den oluştuğunu, ikinci durumda ise tabakanın 2461 ± 112 HV sertlik ve 14.2 ± 1.0 μm kalınlıkta VC veya V_8C_7 'den oluştuğunu tespit etmişlerdir. Ferro-titanyum katkılı banyo için difüzyon derinliğinin 35 ile 60 μm arasında, sertliğinin ise 1537 ± 57 HV olan düzensiz kalınlıkta bir tabakadan oluşmuştur. Bu tabaka demir borid (esas olarak Fe_2B) ve bazı krom boridlerinden oluşmaktadır. Karbürlerin ve borür tabakalarının aşınma direnci, kaplanmamış D2 alt tabakaya göre oldukça üstündü. Niyobyum ve vanadyum karbür katmanları, borür katmanından daha yüksek bir aşınma direnci sergilerken, vanadyum karbür tabakası, niyobyum karbür tabakasından daha fazla aşınmaya dirençliydi [21].

Şen (2005), AISI 1040 çeliği üzerine NbC kaplayarak, yüzeyin tribolojik özelliklerini incelemeyi amaçlamıştır. Kaplama işleminde paket sementasyon yöntemiyle termoreaktif difüzyon işlemini sırasıyla 800, 900 ve 1000 °C sıcaklıklarda 1-4 saat süreyle ferro-niyobyum, Al_2O_3 ve NH_4Cl 'den oluşan katı bir ortamda gerçekleştirmiştir. Elde ettiği NbC tabakasının kalınlığını 3.4 ± 0.5 ila 12 ± 2 μm arasında, sertliğini ise 1792 HV olarak ölçmüştür. Yüzeyde NbC ve Nb_2C 'den oluşan karbürler tabakalarını tespit etmiştir. Aşınma testleri için AISI D2 çeliğine karşı 15 ve 30 N yük altında 0,5–1–2 ve 5 m/s kayma hızlarında gerçekleştirmiştir. Niyobyum karbür kaplı çelik, kaplanmamış çeliğe göre önemli ölçüde daha düşük aşınma oranı sergiler. Düşük kayma hızlarında, niyobyum karbür kaplı ve kaplanmamış çelik için en yüksek sürtünme katsayısı değerlerini sergilediğini, artan kayma hızı ile çeliğin sürtünme katsayısı değerlerinin azaldığını ifade etmiştir. Ayrıca, 2 m/s kayma hızının altında, niyobyum karbür kaplı çelik, kaplanmamış çelikten 10 kata kadar daha düşük spesifik aşınma oranı değerleri sergilediğini, 2 m/s'nin üzerinde kaplamasız çeliğe göre 10-982 kat daha düşük değerler arasında değiştiğini tespit etmiştir. Kaplamasız çelik numuneleri için 2 m/s hızındaki aşınma rejimi hafif iken, 2 m/s kayma hızının üzerindeki davranışı şiddetli aşınma olduğunu belirtmiştir [4].

Şen (2004), AISI 1040 çeliği üzerine katı bir ortamda termo-reaktif difüzyon yöntemi ile NbC tabakasının büyüme kinetiğini incelemiştir. Ayrıca, niyobyum karbür katman varyasyonunun kontur diyagramını tahmin etme olasılığını araştırmak ve süreç

parametreleri ile niyobyum karbür katman kalınlığı arasında bazı ampirik ilişkiler kurmayı amaçlamıştır. Niyobyum karbür kaplama işlemi, AISI 1040 çelikleri üzerinde ferro-niyobyum, NH_4Cl ve Al_2O_3 oluşan toz karışımında 1073, 1173 ve 1273 K'de 1-4 saat gerçekleştirilmiştir. Katman büyüme kinetiği, zaman ve sıcaklığın bir fonksiyonu olarak NbC katmanının derinliğini ölçülerek analiz etmiş ve tabaka kalınlığı, işlem süresine ve sıcaklığa bağlı olarak $3,42 \pm 0,52 - 11,78 \pm 2,29 \mu\text{m}$ arasında değiştiğini bildirmiştir. Sertlik değerini ise $1792 \pm 154 \text{ HV}_{0,025}$ olarak ölçülmüştür. Paket yöntemiyle NbC kaplamanın kinetiği, uygulanan işlem süresi ile kaplama kalınlığı arasında parabolik olarak bir ilişki göstermiş olup uygulanan işlemde aktivasyon enerjisinin $91,257 \text{ kJ mol}^{-1}$ olduğunu tahmin etmiştir [6].



7. MATERYAL VE METOT

7.1. Materyal

Deneysel çalışmalarda kullanılacak olan AISI D3 sınıfı (CP10V, X210Cr12, DIN 1.2080) ledeburitik yapılı %12 krom içeren soğuk iş takım çeliği kullanılmıştır. Çizelge 7.1'de AISI D3 çeliğinin kimyasal bileşimi verilmiştir.

Çizelge 7.1. Deneysel çalışmalarda kullanılacak olan AISI D3 kalite soğuk iş takım çeliği kimyasal bileşimi (ağırlıkça %).

Malzeme	C	Mn	Si	Ni	Cr	P	S	V	Fe
AISI D3	2,10	0,30	0,25	0,30	11,50	0,03	0,03	1,0	Kalan

7.2. Kaplama Yöntemleri ve Tozlarının Belirlenmesi

Kaplama tozları; soğuk iş takım çeliklerinin çalışma koşulları olan tribokorozif ve mekanik kuvvetlerin oluşturduğu aşındırıcı etkiler göz önünde bulundurularak literatürdeki çalışmalar detaylıca taranarak belirlenmiştir [11,17].

Bu çalışmalardan yola çıkarak hem korozyon hem de aşınma dirençlerinin iyileştirilmesi amacıyla Nb 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-Nb tozların kimyasal bileşimi Çizelge 7.2'de verilmiştir.

Çizelge 7.2. Kullanılan ferro tozların kimyasal içeriği ve tane boyutu (%Ağırlıkça).

Malzeme %	Nb	Ta	Al	Si	C	S	P	Fe
Fe-Nb (<100 µm)	65-68	0,50	2,00	2,50	0,15	0,10	0,10	Kalan

7.3. 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, giriş parametrelerinin sınır değerleri ve nihai kaplamanın NbC olması literatürden anlaşılmaktadır [4,11,14,17]. Elde edilmesi gereken oluşum entalpileri için niyobyum karbür tabakaların %22,5 Fe-Nb tozu şeklinde kaplama maddesi ve tozların birbirlerine bağ yapmasını engelleyen %70 Al₂O₃ ve aktivatör olarak %7,5 NH₄Cl kullanılmıştır. Kaplama işlemleri 900°C, 1000°C ve 1100 °C işlem sıcaklıklarda ve 2,4,6 saat süre parametrelerinde yapılmıştır.

7.4. Çalışma Parçasının Kaplama İşlemi İçin Hazırlanması

Kaplama işlemleri öncesi mikro yapı incelemeleri (Optik mikroskop, SEM, EDS ve XRD) sertlik, adhezyon, korozyon ve aşınma deney testleri için 20x15x5 mm boyutunda yeterli sayıda numune hassas kesme cihazı ile kesilmiştir. Ardından kaplama tabakasının yüzeye daha iyi bir adhezyon kuvveti ile yapışması için numunelerin yüzeyi hassas zımparalama ile 1200 SiC zımpara ölçeği kademelerine kadar parlatılmış, ultrasonik olarak 15 dakika süre ile etil alkol (C₂H₅OH) sıvısında temizlenerek ardından saf su ile durularak kaplama işlemi için hazır hale getirilmiştir.

7.5. Numunelerin Potaya Konumlandırılması

Deneylede gerçekleştirilecek olan kaplama işlemleri yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirileceğinden dolayı Niyobyum bileşenlerinin kaplama işlemi sırasında oksitlenme reaksiyonlarının oluşturabileceği zararlı etkilerden korumak amacıyla Al₂O₃ tozu kullanılmıştır. Al₂O₃ tozu hem yüksek ergime noktasına sahip olması hem de malzemelerin birbirleri içerisine karışarak sinterleşmemesini sağlamaktadır. Niyobyumlama tozları içerisine gömülen numunenin her tarafından >1cm olacak şekilde Al₂O₃ tozu içerisine gömülerek toz karışımı sıkıştırılmıştır. Kaplamalar oksidasyonun engellenmesi amacıyla paslanmaz elik potalarda gerçekleştirilmiştir (şekil 7.1). Kaplamalar 1200 °C yüksek sıcaklık kül fırını 31 Lt (Muffle Furnace)'da gerçekleştirilmiştir (şekil 7.2).



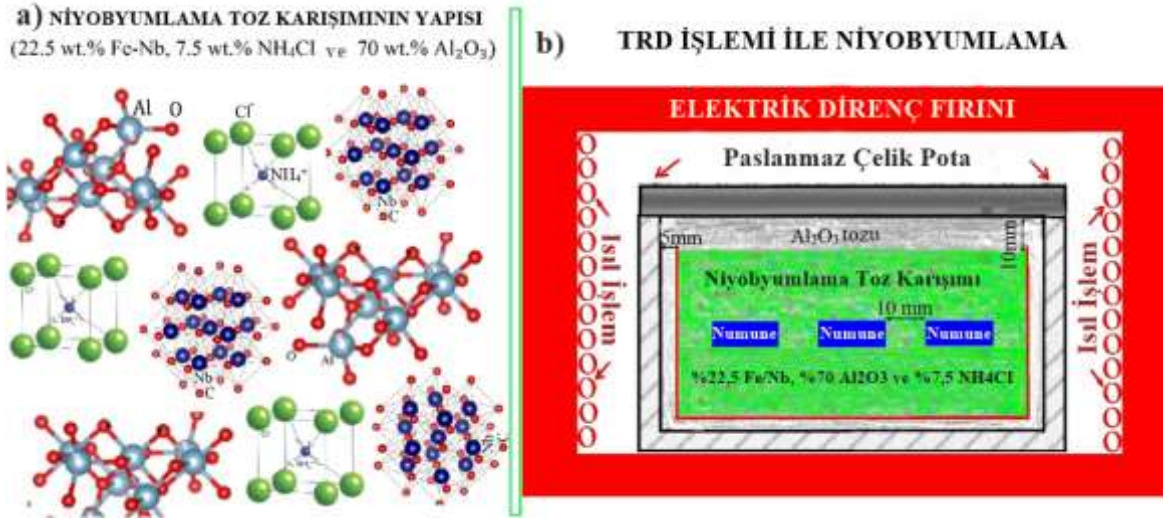
Şekil 7.1. İşlemin gerçekleştirildiği tüp sementasyon işlem bileşenleri



Şekil 7.2. İşlemin gerçekleştirildiği 1200 °C yüksek sıcaklık kül fırını 31 Lt (Muffle Furnace)

7.6. 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 NbC kaplama çalışmaları göz önünde bulundurularak [11,17] kaplama sıcaklıklarının 900°C, 1000°C ve 1100°C de 2,4,6 saat süre ferro toz harmanı (%22,5 Fe-Nb, %70 Al₂O₃ ve aktivatör olarak %7,5 NH₄Cl) kullanılmıştır (Şekil 7.3)



Şekil 7.3. Çalışmada kullanılan a) niyobumlama toz karışımının yapısı b) niyobumlama TRD işleminin şematik görünümü

Karışıklığın önlenmesi için numunelerin isimlendirilmesi aşağıdaki şekilde yapılmıştır.

900-2h, 900-4h, 900-6h: 900°C'de Niyobumlama işlemi ile kaplanan numuneler

100-2h, 100-4h, 100-6h: 1000°C'de Niyobumlama işlemi ile kaplanan numuneler

1100-2h, 1100-4h, 1100-6h: 1100°C'de Niyobumlama işlemi ile kaplanan numuneler

Herhangi bir kaplama ya da ısıl işleme tabi tutulmayan AISI D3 numunesi ise işlemsiz olarak isimlendirilmiştir.

Niyobumlama işlemi için oluşturulan banyoda meydana gelen reaksiyonlar aşağıdaki gibi listelenmiştir [41].

NH₄Cl(k) (Amonyum klorür) ve Al'a ait ayrışma reaksiyonları



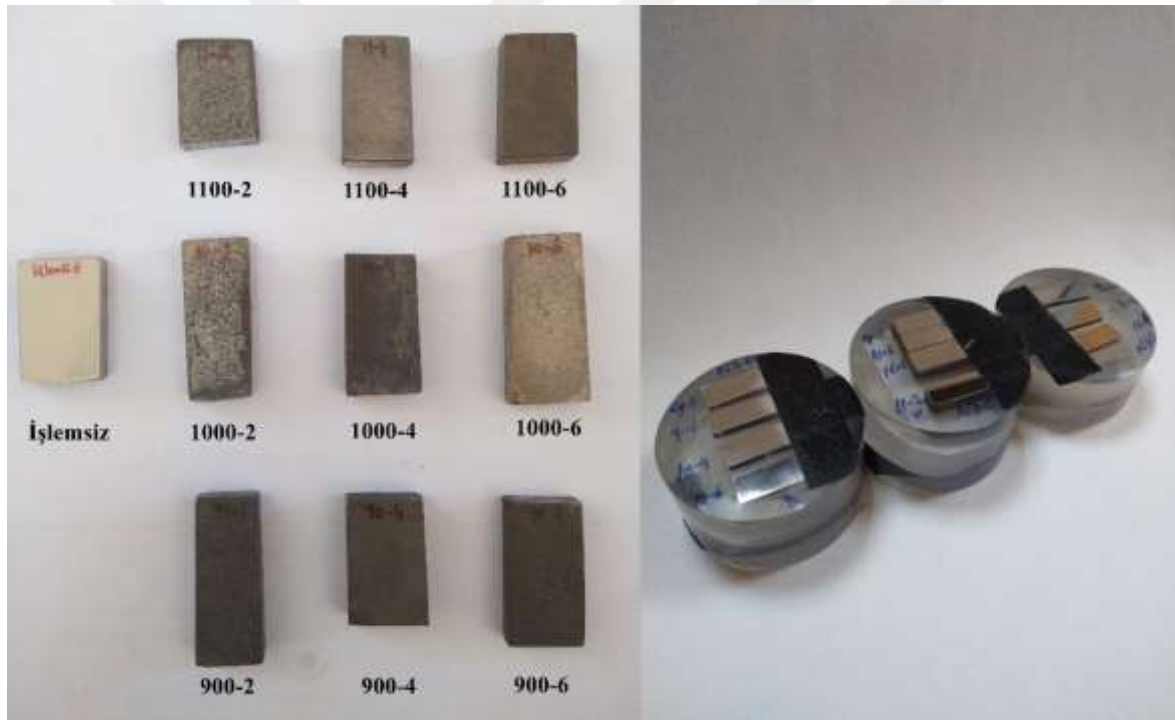
Nb (Niyobyum)'a ait gerçekleşen reaksiyonlar



NbC (Niyobyum karbür) oluşumu



Kaplama işlemleri sonucu elde edilen numunelerin görünümü Şekil 7.4'de verilmiştir.



Şekil 7.4. Kaplama işlemi sonrası test numunelerinin yüzey ve bakalite alınmış kesit görünümü

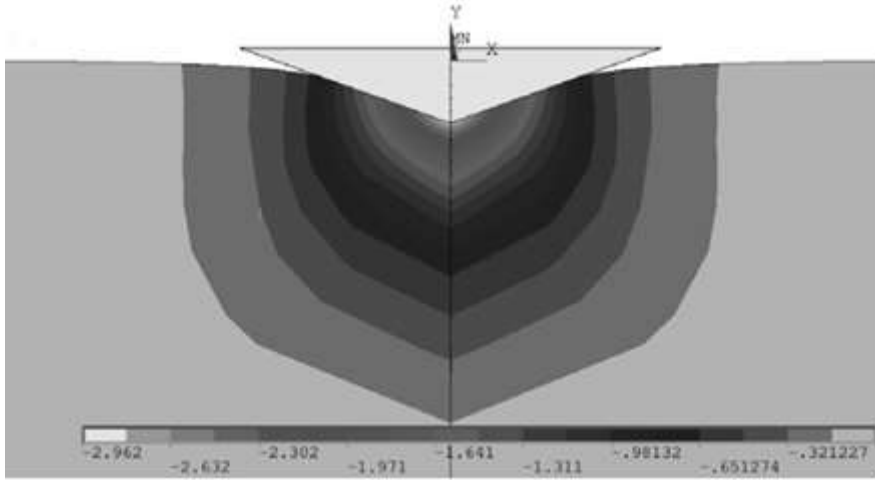
7.7. Kaplama Sonrası Metalografik Muayene İçin Numune Hazırlama

Kaplama tabakası oluşturulan numunelerin; yapılacak karakterizasyon tesleri ve analizleri için hassas kesme cihazı kullanılarak kesitler alınarak numuneler bakalite alınmıştır. Bakalite alınan numuneler 320-2500 arasındaki SiC zımparalar ile zımparalanmış, ardından 1 ve 0,25 µm boyuttaki elmas solüsyonlar ile parlatılmıştır. Ardından, kaplama içerisindeki tane sınırlarının ve bölgelerinin optik mikroskop ile

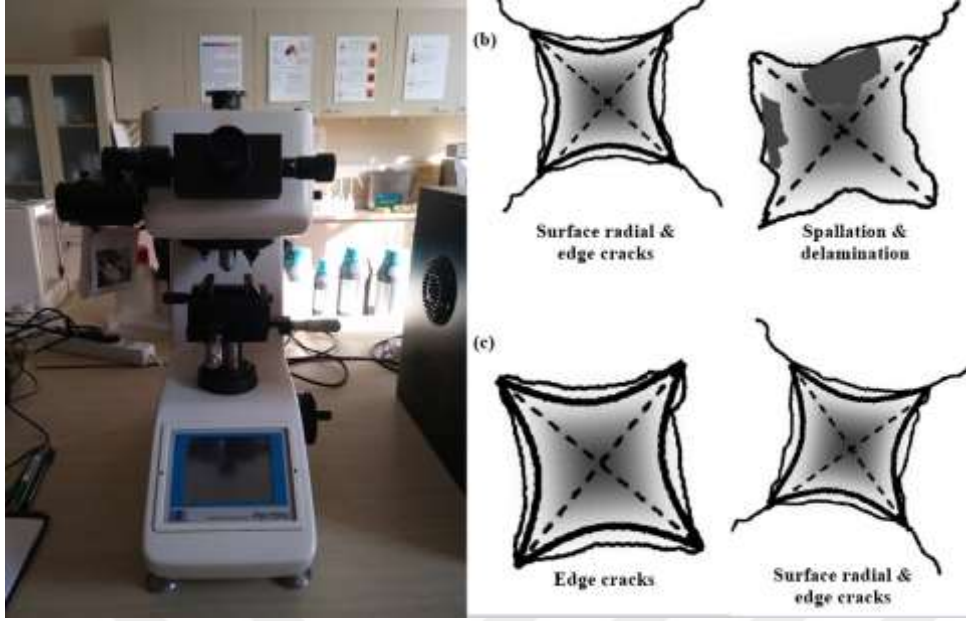
görülebilmesi amacıyla niyobyumlanan numuneler %4'lük Nital (Nitrik asit - Alkol) çözeltisi ile 3-6 sn aralığında dağlanmıştır. Kaplanan numune yüzeylerinin optik mikroskop incelemeleri Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesinde yapılmıştır. SEM ve EDS analizleri ise İskenderun Teknik Üniversitesi merkezi laboratuvarında gerçekleştirilmiştir. XRD, mikro sertlik ve nano indentasyon analizleri ise Mustafa Kemal Üniversitesi merkezi laboratuvarında yapılmıştır.

7.8. Mikro Sertlik, Kırılma Tokluğu ve Vickers Adhezyon Testlerinin Özellikleri

NbC kaplamalarına ait katmanların işlem sıcaklığı ve işlem sürelerine göre elde edilen yapıların özellikleri daha iyi gözlemlemek amacıyla mikro sertlik, kırılma tokluğu ve adhezyon testleri yapıldı. Numunelere uygulanan test sonucu ortaya çıkan hasar görüntülerinin SEM ve optik mikroskop analizleri incelenerek oluşturduğu hasar mekanizmaları rapor edilmiştir. Şekil 7.5 ve şekil 7.6'da Vickers girinti testinde, malzeme yüzeyinde oluşan basınç gradyanları ve tahribat sonucu oluşan hasar mekanizmaları ile mikrosertlik cihazı gösterilmektedir.



Şekil 7.5. Vickers girinti testinde, malzeme yüzeyinde oluşan basınç gradyanları [95].



Şekil 7.6. Future Tech FM-700 mikrosertlik cihazı ve Vickers girinti testinde (b,c) tahribat sonucu oluşan hasar mekanizmaları [96].

Mikro sertlik ölçümleri, 100 kgf yük ve 15 sn uygulama süresine sahip bir Vickers piramit ucu kullanılarak QNESS GMBH Q10 (Avusturya) cihazında gerçekleştirildi. NbC kaplama tabakası ve ana malzeme arasındaki kesit yüzeyinden eşdeğer aralıklara sahip (5'er μm) noktalardan alınan sertlik değerleri 10'ar adet ölçüm sonucunun aritmetik ortalaması alınarak hesaplanmıştır. Kırılma tokluk testleri, aynı cihaz ve ucu kullanılarak 300 kgf yük ve 15 saniyelik bir bekleme süresi kullanılarak gerçekleştirildi. NbC kaplamanın kırılma tokluğu, önceki çalışmalarda daha iyi sonuçlar verdiği iddia edilen Palmqvist çatlak modeline göre (denklem 7.9) ve (denklem 7.10) denklemleri kullanılarak Vickers girinti tekniği ile belirlenmiştir. [97-99].

$$A = 0.028 \left(\frac{E}{H_v} \right)^{\frac{1}{2}} \quad 7.9$$

$$K_c = A \frac{P}{c^{3/2}} \quad 7.10$$

A:kalıntı-indentasyon katsayısı, E:elastisite modülü (MPa), H_v :sertlik (MPa), K_c :kırılma tokluğu ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), P: uygulanan yük (N), c ise oluşan radyal çatlak uzunluğu (m).

NbC kaplama ile AISI D3 çelik substrat arasındaki yapışma mekanizması, Vickers girinti testi ile belirlenmiştir. Bu yöntemde, bir önceki çalışmada belirtildiği gibi kaplama

yüzeyi üzerinde 135° 'lik bir tepe açısı ile elmas kare piramit ucuna 160 kg'lık bir yük uygulanmıştır [96].

7.9. Metalografik Muayene, EDS ve XRD Testlerinin Özellikleri

Yapılan optik incelemelerde Nikon MA-200 marka ters metal mikroskobu ile Clemex analiz sistemi kullanılmıştır. SEM analizlerinde ise FEI-Thermo Scientific Apreo S marka SEM cihazı kullanılarak elde edilen kaplama tabakaları ve ara bölgelere ait fazlar ile karbür yapılarının tespitinde EDS analizlerinde yararlanılmıştır. X-ışını kırınım analizleri oda sıcaklığında bilgisayar kontrollü bir Rigaku smart LabTM kullanılarak, $\lambda=0,154$ nm Cu $K\alpha$ radyasyonu ile 0,0525211 tarama adımı genişliği ve 20 ila 90° arasında değişen 2θ açılarda yapılmıştır.

7. 10. Aşınma Testi Özelliklerinin Belirlenmesi

NbC kaplanmış numuneler ve işlem görmemiş AISI D3 çeliği kuru-kayma aşınma testleri yapılmıştır. NbC kaplama tabakaları nispeten ince kalınlığa sahip (10-17 μm) olmasından dolayı aşınma davranışlarını incelemek için aşınma yolu olarak kısa ve orta mesafede 100 ve 250 m'lik kayma mesafeleri seçilmiştir. Numuneler için 6,3 mm çapında sinterlenmiş sert bilye Al_2O_3 (16Gpa) ile 200 mm/s hızda, 10 N yükte ve 8 mm aşınma izi çapında Turkeyus POD&HT&WT, Turkey marka bilyeli disk aşınma cihazı kullanılarak oda sıcaklığında, normal atmosfer koşullarında gerçekleştirilmiştir. Uygulanan test parametreleri sırasıyla 100 m ve 250 m mesafelerde 4000 ve 10.000 döngüye karşılık gelmektedir. Aşınma testinin uygulanması sırasında aşınma cihazı ile test bilgisayarı arasında kurulan bağlantı sayesinde her test için sürtünme katsayısı (COF) değerleri otomatik olarak kaydedilerek, her bir parametre için tekrarlanan üç test verisinin excel programında ortalaması alınarak COF grafikleri çıkarılmıştır. Aşınma testi uygulandıktan sonra aşınma hacmi kayıplarının belirlenmesi amacıyla aşınma izlerinin genişliği optik bir mikroskopla belirlenerek, aşınma izlerinin derinliği bir 2D profilometre ile belirlenmiştir. Aşınma izinin bir elipsin yarısı olmasından dolayı, önceki çalışmalardan elde edilen [97] hesaplama göre aşınma hacmi kayıpları ve spesifik aşınma oranları belirlenmiştir. Son olarak aşınma mekanizmalarının belirlenmesi için SEM ile aşınma izleri incelenmiş ve gerekli bölgelerden elementlerin kimyasal yapıların belirlenmesi için EDS analizleri yapılmıştır.

7.11. Korozyon Testi Özelliklerinin Belirlenmesi

Elde edilen kaplamaların korozyon davranışları elektrokimyasal yöntem şeklinde belirlenmiştir. İşlem görmemiş AISI D3 ve NbC kaplı numunelerin korozyon davranışı, oda sıcaklığında ağırlıkça %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde açık devre potansiyeli (OCP) ve Tafel ekstrapolasyon tekniği ile CHI Instruments 608 E marka korozyon cihazı kullanılarak ateş camı içerisinde yapılmıştır. OCP ve Tafel testleri sırasıyla ASTM G106 ve ASTM G5 standardına göre yapılmıştır. Korozyon potansiyelini değerlendirmek için OCP ölçümleri ve korozyon akım yoğunluğunu ve hızını değerlendirmek için Tafel ekstrapolasyon testleri kullanıldı (Şekil 7.7).



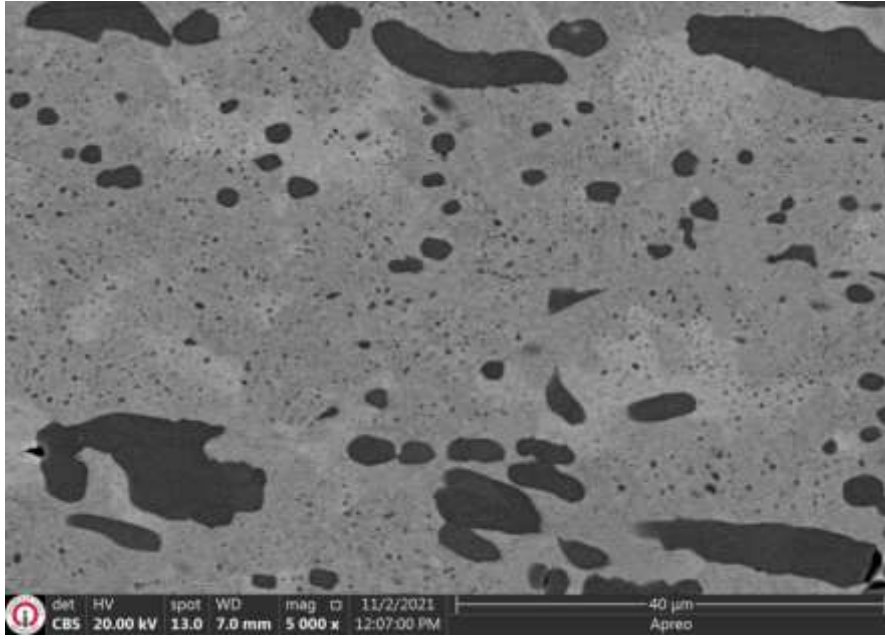
Şekil 7.7. CHI Instruments 608 E marka korozyon cihazı ve uygulama işlemi

Elektrokimyasal ölçümlerde; katot olarak çalışma parçası, anot olarak platin tel, referans elektrot olarak ise Ag/AgCl kullanılmıştır [100]. Korozyon testine tabi tutulan numunelerin yüzey alanı 0.785 cm^2 olarak belirlenip, aşındırıcı solüsyon olarak ise % 3,5 NaCl çözeltisi kullanılmıştır. Deneyler oda sıcaklığında gerçekleştirilip, açık devre potansiyeli (OCP) 3600 saniye süresince ölçülmüştür. Potansiyodinamik ölçümler önceki NbC kaplama çalışmasına [93] dayanarak 500s için $0,1 \text{ mV/s}$ potansiyel tarama hızında E_{kor} değerinin -250 mV altında ve üstünde olacak şekilde alınmıştır. Her numune için ölçümler iki kez tekrarlanmış ve bu ölçümlerin ortalamaları alınarak korozyon parametreleri çizelge ve grafikler ile gösterilmiştir. Korozyon testinden sonra, numuneler aseton içine daldırılarak ultrasonik olarak temizlenerek, ardından EDS ile donatılmış bir FESEM cihazı kullanılarak incelenmiştir.

8. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

8.1. Mikroyapı Analizi ve Yüzey Karakterizasyon Çalışmaları

Şekil 8.1’de işlenmemiş AISI D3 soğuk iş takım çeliği numunesinin mikro yapı görünümünü göstermektedir.

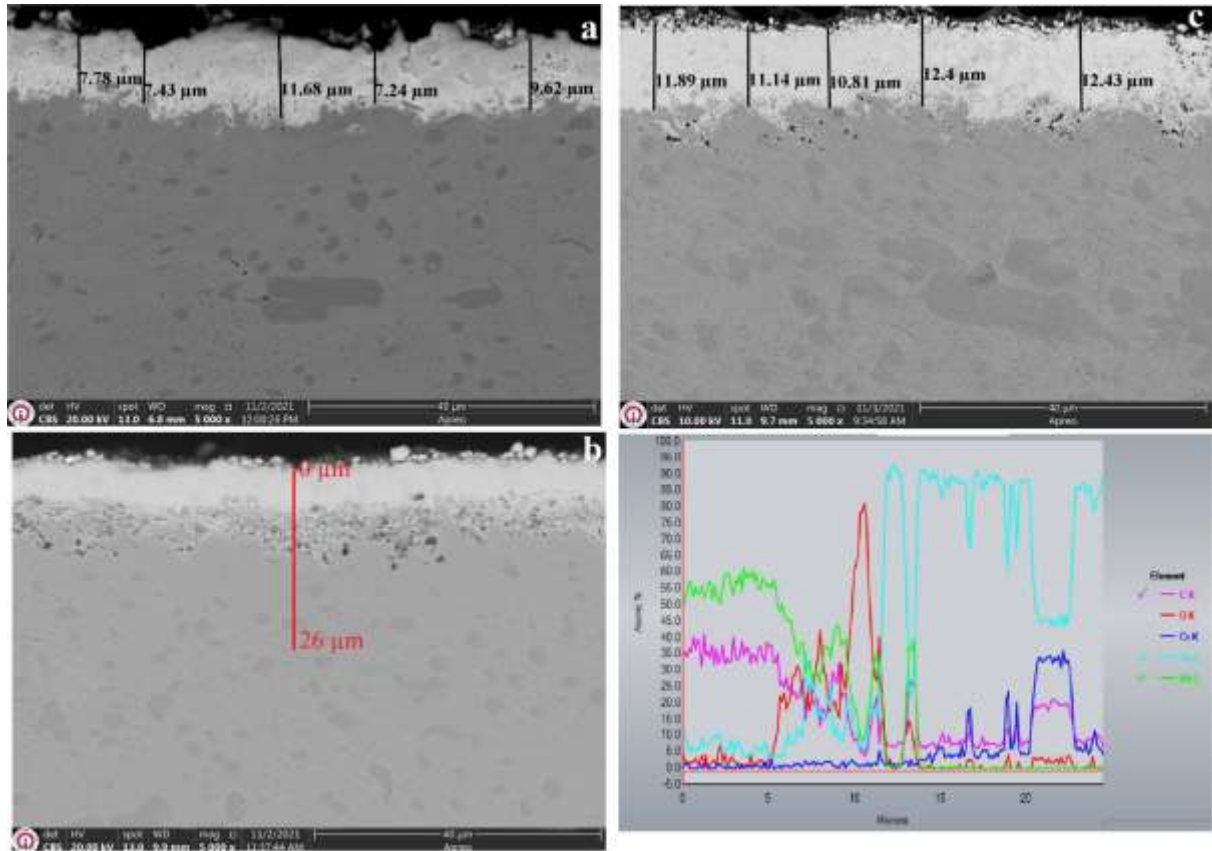


Şekil 8.1. Ağırlıkça %5 Nital ile dağlanmış işlem görmemiş AISI D3 çeliğinin SEM mikro yapısının enine kesit görünümü.

Şekil 8.1’de ki SEM mikro yapı resmi incelendiğinde işlemsiz AISI D3 çeliği mikro yapısının $M_{23}C_6$ - M_7C_3 tipi iri birincil karbürler (PC), M_2C - M_6C tip ikincil karbürler (SC), küçük MC ikincil karbürler (SSC), dönüşmemiş östenit ve temperlenmiş martenzitten oluşan heterojen bir yapıdan oluştuğu gözlemlenmiştir. Boyutları 5 µm’den büyük olan karbürler birincil karbürler (PC), 5µm’den küçük olanlar ikincil karbürler (SC) ve ikincil karbürlerinde 1 µm’ye kadar olanlarına ise küçük ikincil karbürler (SSC), 5 ile 1 µm arasındakilerde büyük ikincil karbürler (LSC) olarak nitelendirilmiştir [101]. Yapılan bu sınıflandırma önemlidir, çünkü takım çeliklerinin uygulamalardaki performansı, mikro yapıdaki karbürlerin özelliklerine bağlıdır (bkz. Çizelge 4.2) [102-104]. Karbürlerin boyutu sertlik değerleri üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu için takım çeliklerinin aşınma direncini dolaylı olarak belirlemektedir (bkz. Şekil 4.5 ve Şekil 4.6). MC karbürler 3000 HV sertlik değeri ile en yüksek sertlik değerine sahip olup, bunu M_2C (2000 HV),

M_6C (1500HV), $M_{23}C_6$ (1250 HV) ve Fe_3C (800 HV) takip etmektedir [29]. Karbür boyutlarının küçültülmesi ve homojen dağılımı ile martenzit yapıdaki iç gerilmeler ortadan kaldırılır ve mikro çatlak hassasiyeti en aza indirilir ve bu sayede sertlik ve aşınma direncinde önemli iyileştirmeler elde edilebilir [29,101,105].

Şekil 8.2 900 °C'de 2, 4, 6 saat boyunca niyobyumlama TRD işlemine maruz bırakılan AISI D3 soğuk iş takım çeliğinin SEM kesit görünümünü gösterir.

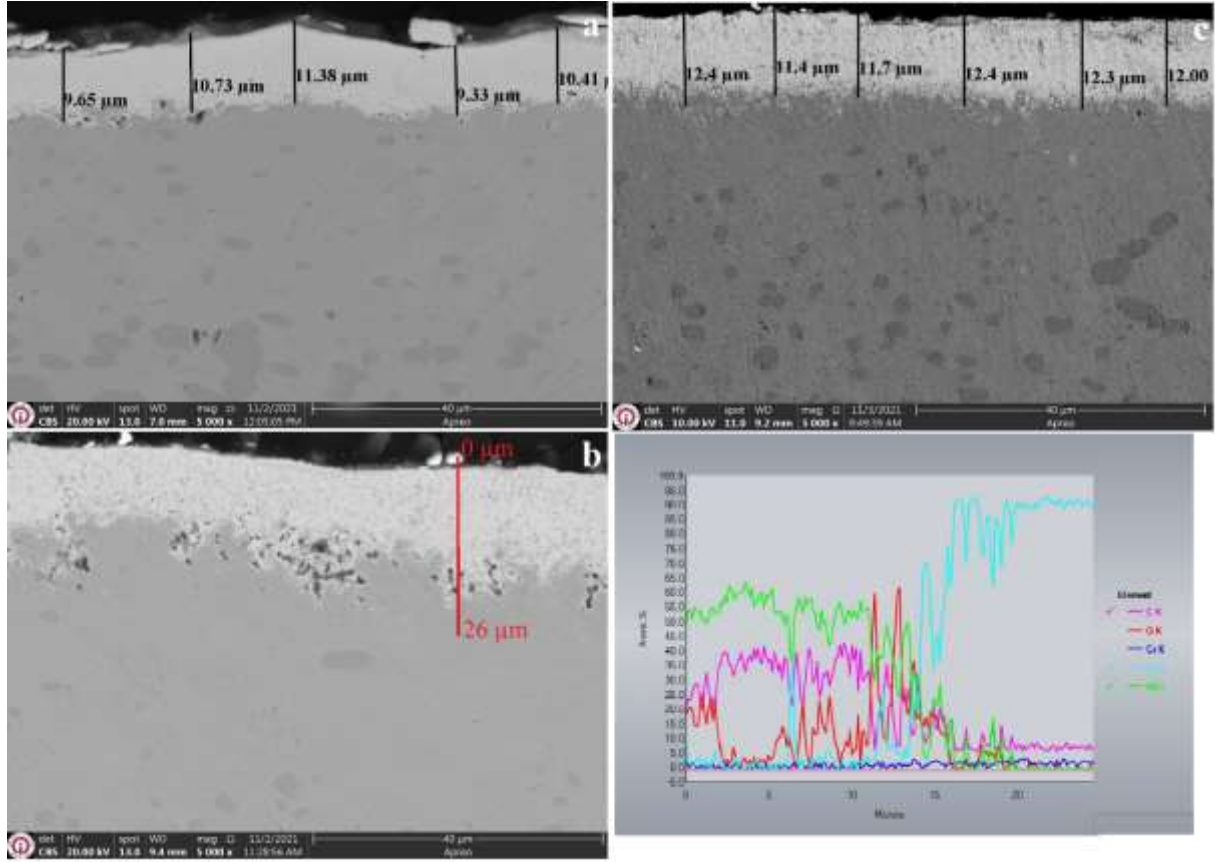


Şekil 8.2. 900 °C'de 2, 4, 6 saat boyunca niyobyumlama TRD işlemine maruz bırakılan AISI D3 soğuk iş takım çeliğinin SEM kesit görünümü.

Şekil 8.2 incelendiğinde NbC, her üç sürede elde edilen kaplama tabakalarının kompakt, pürüzsüz ve çatlaksız olarak elde edildiği ancak, kaplama kalınlıklarının ve kaplama ile altlık arasındaki bölge (difüzyon bölgesi) ile altlık malzemesinde farklılıklar arz ettiği görülmüştür. 900-2h numunesinde 7,24-11,68 µm kalınlığında kaplama tabakaları elde edilmiş iken 900-6h numunesinde ise 10,81-12,43 µm olduğu dolayısıyla artan sıcaklık ile kaplama kalınlığı sürekliliğinin daha üniform bir yapıya kavuştuğu görülmüştür. Geçiş bölgesi açısından incelendiğinde ise 900-4h numunesinde kaplama ile altlık arasında bir

geçiş bölgesinin varlığı açık bir şekilde gözlemlenmiş iken 900-2 ve 900-6h numunlerinde geçiş bölgesi oluşumu lokal olarak oluşmuştur. 900-4h numunesinden alınan EDS line analizinde görüldüğü üzere kaplama tabakası bölgesinin atm. %55 Nb ve % 35 C ve %5 civarında Fe' den oluşmuştur. Öte yandan AISI D3 çeliği içerisinde yüksek oranda bulunan Cr' un ise ne kaplama tabakası ne de difüzyon bölgesinde yer alamadığı niyobyumlama işlemi sonucu altlık kısmına itildiği belirlenmiştir. Geçiş bölgesinde ise Nb, C, Fe ve O'nin birbirlerine yakın oranlarda olduğu tespit edilmiştir. TRD işleminden etkilenmeyen bölgede ise (substrate) kısmında ise Nb varlığının "0" ulaşmış iken C azalarak işlemsiz numunedeki olduğu şekli olan %2 seviyelerinde olduğu görülmüştür. NbC kaplama işlemi sonrası altlık malzemedeki dikkat çeken husus ise primer karbürlerin büyük ölçüde parçalanarak seconder karbürlere dönüştüğü görülmektedir. Bunun sebebi TRD işlemi sırasında iç gerilmeler sonucu sert ve gevrek halde bulunan çökelti fazları çözünerek daha küçük boyutlu parçalara ayrılmasındandır [29,102-105]. Yapıdaki büyük karbürlerin daha küçük homojen karbürlere dönüştürülmesi (parçalanması) takım çeliklerinin mekanik özelliklerini geliştirir. Çünkü karbür boyutlarının küçülmesi ve homojen dağılımı ile martenzit yapıdaki iç gerilmeler giderilerek mikro çatlak duyarlılığı en aza indirilir ve bu sayede sertlik ve aşınma direncinde önemli iyileşmeler sağlanabilir [29].

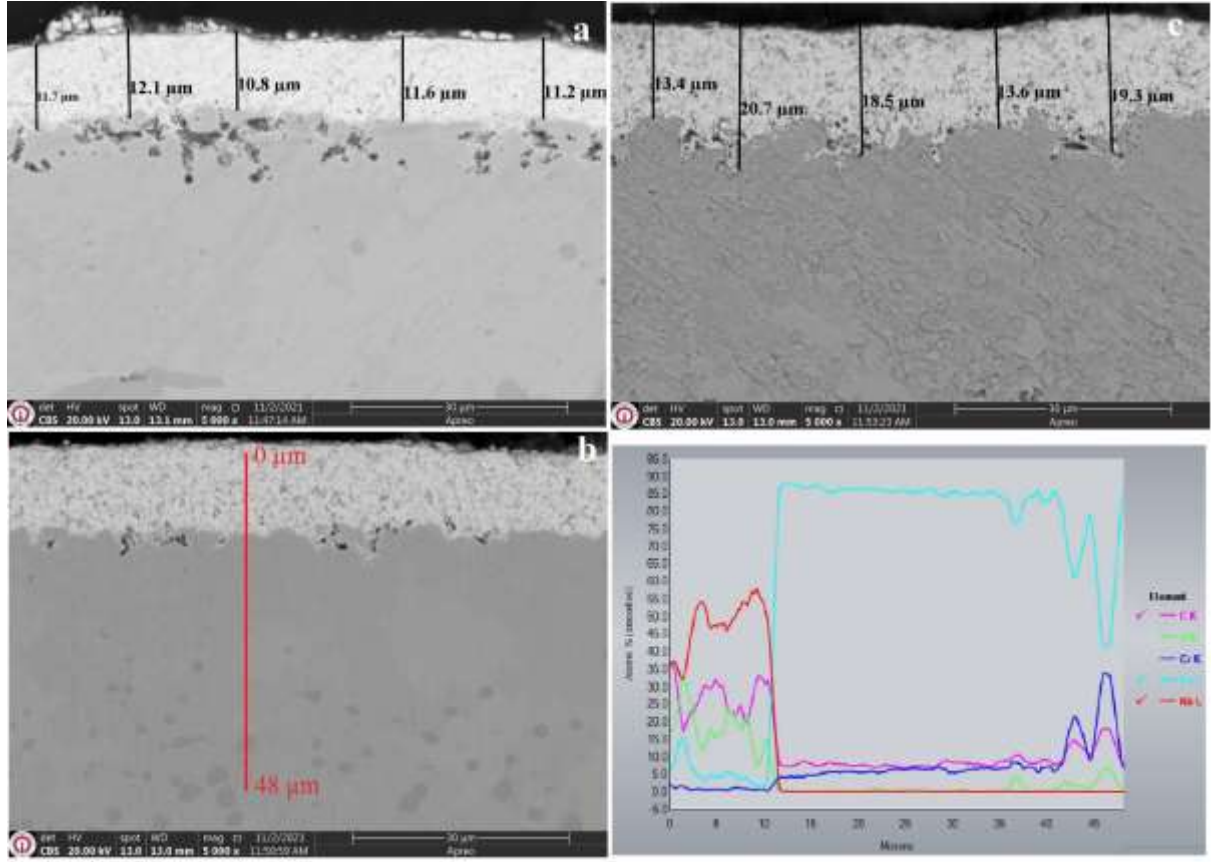
Şekil 8.3'te 2, 4, 6 saat boyunca 1000 °C'de niyobyumlama TRD işlemine maruz bırakılan AISI D3 soğuk iş takım çeliğinin SEM kesit görünümünü göstermektedir.



Şekil 8.3. 1000 °C'de niyobyumlamaya maruz bırakılan AISI D3 örneklerinin SEM kesit görünümü a) 2 saat b) 4 saat ile EDS çizgi analizi c) 6 saat

1000°C'de niyobyumlama işleminin uygulandığı örneklerde (Şekil 8.3), 900°C'deki örneklere benzer yüzey sürekliliğine sahip bir NbC tabakası elde edilmiş, ancak artan işlem süresinin kaplama katman kalınlıklarını arttırdığı görülmüştür. Nitekim, Zhang ve ark. (2019) niyobyumlama proses parametrelerinin (sıcaklık, süre, Fe-Nb oranı, Aktivatör oranı vb.) NbC kaplamalar üzerindeki etkisini ortogonal deney ile incelemiş ve en etkili parametrenin %60,9 ile sıcaklık parametresi olduğunu bildirmiştir [14]. 1000 °C'de yapılan kaplamalar morfoloji açısından incelendiğinde, kaplamaların Fe içeriğinin 900 °C'de yapılanlara göre azaldığı tespit edildi (bkz. Şekil 8.2b ve Şekil 8.3b EDS hattı), ancak O₂ miktarı, Şekil 8.3b geçiş katmanında görüldüğü gibi lokal olarak arttı. Bu, TRD niyobyumlama işlemi sırasında birbirleriyle reaksiyona giren elementlerin oksit ve karbür oluşumunun serbest enerjileri ile açıklanabilir. Niyobyum -144 kcal'lik nispeten yüksek bir oksit oluşum enerjisine sahipken, NbC oluşumu için serbest enerjisi -33.6 kcal'dir [106,107].

Şekil 8.4'te 2, 4, 6 saat boyunca 1100 °C'de niyobyumlama TRD işlemine maruz bırakılan AISI D3 soğuk iş takım çeliğinin SEM kesit görünümünü göstermektedir.



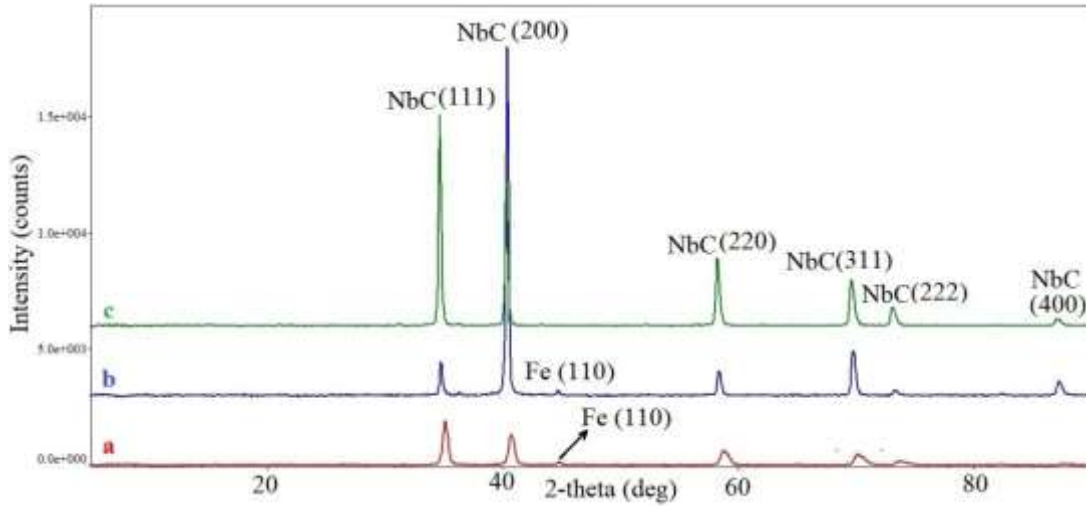
Şekil 8.4. 1100 °C'de niyobyumlamaya maruz bırakılan AISI D3 örneklerinin SEM kesit görünümü a) 2 saat b) 4 saat EDS hattı analizi ile c) 6 saat ve ağırlıkça %5 Nital ile dağlama.

1100 °C'de niyobyumlama işlemine tabi tutulan numunelerde ise 900 °C ve 1000 °C'de olduğu gibi yüzeyde süreklilik arz eden kompakt kaplamalar elde edilmiş olup artan kaplama sıcaklığı ve süresine bağlı olarak kaplama kalınlıklarında artış meydana gelmiş ve en yüksek kaplama kalınlığına 1100-6h numunesinde ulaşılmıştır. Niyobyumlama işlemi difüzyonel kontrollü olduğundan beklenen bir sonuçtur. Kaplamaların alt kısmında 1000 °C'de olduğu gibi O₂ varlığı söz konusudur. 900°C ve 1000°C'de gerçekleştirilen kaplamalardan farkı ise 25-30 µm bir bölgede MC karbürlerin çözüldüğü görülmektedir. Bu durum 1050°C'ye kadar varlığını sürdüren MC karbürlerin çözülerek yapıya dağılımlarının bir sonucudur [39]. Çözünen karbürlerin kaplama tabakası ile MC karbür bölgesi arasında (Şekil 8.4b) homojen bir dağılım sergilediği alınan EDS line analizinde görülmektedir.

900, 1000 ve 1100 °C'de 2-4-6 saat süre parametrelerinde gerçekleştirilen kaplamalar mikro yapı görünümleri genel değerlendirildiğinde tüm işlem sürelerinde yüzeyde süreklilik arz eden, herhangi bir çatlak porozite vb. olumsuzluk içermeyen niyobyumlama işlem süresi ve sıcaklığının artışı ile artan bir kaplama tabakası elde edilmiştir. Niyobyumlama işlem sıcaklık ve süreleri hem NbC kaplama tabakası hem de altlık malzemenin mikro yapısı üzerinde önemli etkiye sahip olmuştur. Şöyle ki; AISI D3 çeliği karakteristik alaşım elementleri ferriti kararlı kılan Cr, Mn ve V olup, tavllanmış durumda ferritik takım çeliği matrisinde M_3C , $M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_6C ve MC formunda kararlı küresel birincil karbürler oluştururlar. NbC işlemi östenitleme sıcaklığında gerçekleştirildiğinden dönüşüm işlemi sırasında $\alpha - \gamma$ dönüşümünün tamamlanmasını takiben birincil karbürler sahip oldukları karbonu serbest bırakarak çözünmeye başlar ve karbonla birlikte diğer alaşım elementleri de çelik matrisine elementel olarak geçerler. İlk karbür çözünmesi daha az stabil olan M_3C , $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 tipi karbürlerin çözünmesiyle başlar ardından daha stabil olan M_6C ve MC tipi karbürlerin çözünmesini takip ederek gerçekleşir [14]. Karbür çözünmesi endotermik bir reaksiyon olduğundan artan Niyobyumlama sıcaklığı ile daha fazla oranda alaşım karbürü çözüldürmüş olup NbC kaplamanın altında MC karbürsüz bir alan meydana getirmiştir.

8.2. XRD Analizleri

900, 1000 ve 1000 °C'de 4 saat niyobyumlanmış AISI D3 soğuk iş takım çeliğinin yüzeyinden alınan XRD desenleri Şekil 8.5'te gösterilmektedir.

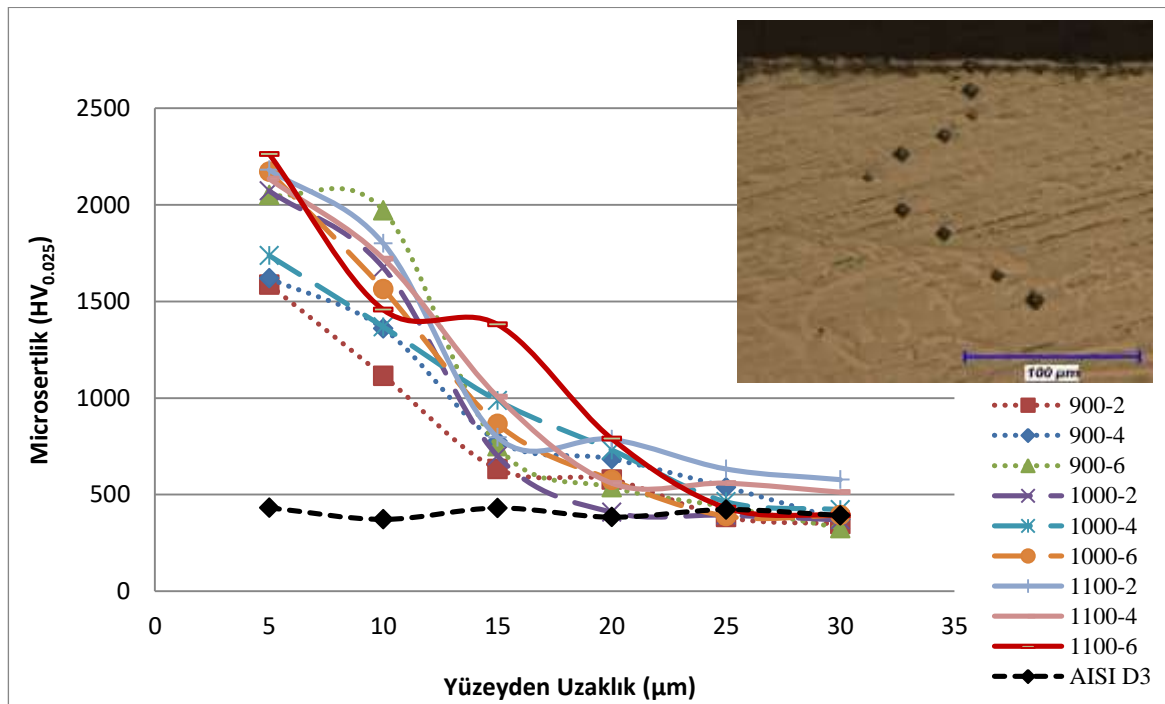


Şekil 8.5. a) 900-4h, b) 1000-4h ve c) 1100-4h örneklerinden alınan XRD analizi.

NbC kaplamalarına ait farklı sıcaklıklarda, 4 saat işlem süresinde uygulanan malzemelerin XRD grafikleri Şekil 8.5'te gösterilmektedir. SEM ve EDS analizlerinden elde ettiğimiz sonuçlar ile uyumlu olarak XRD analizleri her üç numune de NbC fazının elde edildiğini göstermiştir. Elde edilen NbC piklerinin derece ve düzlemlerinin ise sırasıyla 34.36° (200), 40.26° (111), 58.16° (220), 69.52° (222), 73.02° (311) ve 87.02° (400) şeklinde olduğu tespit edilmiştir. Sıcaklık artışı ile NbC faz şiddetleri artarken 44.76° Fe (110) faz şiddetinin ise azaldığı hatta 1100 C'deki numunede tamamen kaybolduğu görülmüştür. Bu hususta, Günen ve ark. (2022) [108] KGDD-80 malzemesi üzerine oluşturmuş olduğu TiC kaplamalarının yüzeyinde mevcut kaplama kalınlığının sıcaklık artışına bağlı olarak artması neticesinde XRD ışınlarının alt katmanlara doğru belirli bir mesafeye kadar ulaşabilmesine bağlamaktadır. Öte yandan XRD analizlerinde sıcaklığın artışı ile piklerin şiddetleri artarken pik genişliklerinin ise azaldığı görülmektedir.

8.3. Mikro sertlik, Kırılma Tokluğu ve Vickers Adhezyon Test Analizleri

NbC kaplamaların ana malzemeye doğru kesit yüzeyinden elde edilen mikro sertlik grafikleri ve mikro sertlik izlerinin mikro yapı görüntüsü Şekil 8.6'da gösterilmektedir. Ayrıca niyobyumlama parametrelerine bağlı olarak elde edilen kaplama tabaka kalınlıkları, mikro sertlik değerleri, yüzey pürüzlülük değerleri ve kırılma tokluğu değerleri de Çizelge 8.1'de verilmiştir.



Şekil 8.6. NbC kaplamaların mikro sertlik değerlerinin kesit yüzeyinden iç kısmına doğru dağılımı.

Şekil 8.6 ve Çizelge 8.1'de görüldüğü üzere AISI D3 işlemsiz numunesi 400±30 HV sertlik değerine sahipken niyobyumlama işlemi sonrası elde edilen NbC kaplamalarının sertlik değerlerinin 1586-2263 HV arasında değişiklik arz ettiği tespit edilmiştir. Görüldüğü üzere işlemsiz numunenin kaplama işlemi sonrası sertlik değerinde 5,65 kat'a varan bir artış göstermiştir. Niyobyumlama işlem parametrelerine göre en yüksek sertlik değerinin 1100 °C'de 6 saat işlenmiş olan numune üzerinde 2263±57 HV (22.18 GPa) olarak elde edilmiştir. Elde edilen veriler doğrultusunda sıcaklık ve işlem sürelerinin artmasına bağlı olarak, kaplama kalınlığı ve sertlik değerlerinin arttığı anlaşılmaktadır. Literatür çalışmaları incelendiğinde farklı çelikler üzerinde elde edilen NbC kaplamaların 17,5-27,6 GPa aralığında sertlik değerleri elde edildiği bildirilmiştir [4,6,11,18-25,109]. NbC

kaplamaların sertlik değerlerinde kilit rolün C/Nb oranı olduğu (bkz. Şekil 3.11) ve kaplamalardaki C/Nb oranının 0,76 olduğu durumda sertliğin maksimuma ulaştığı bildirilmiştir [67]. Bununla beraber, Zhao ve diğerlerinin [92] NbC'lerin kırılma toklukları üzerine yaptıkları çalışmada; kırılma tokluğu değerlerinin, sertlik ile dolaylı bir ilişki gösterdiğini ve genellikle NbC yapısı içerisindeki karbon oranı ile bazı durumlarda gözeneklilikten kaynaklandığını bildirmişlerdir [65,92].

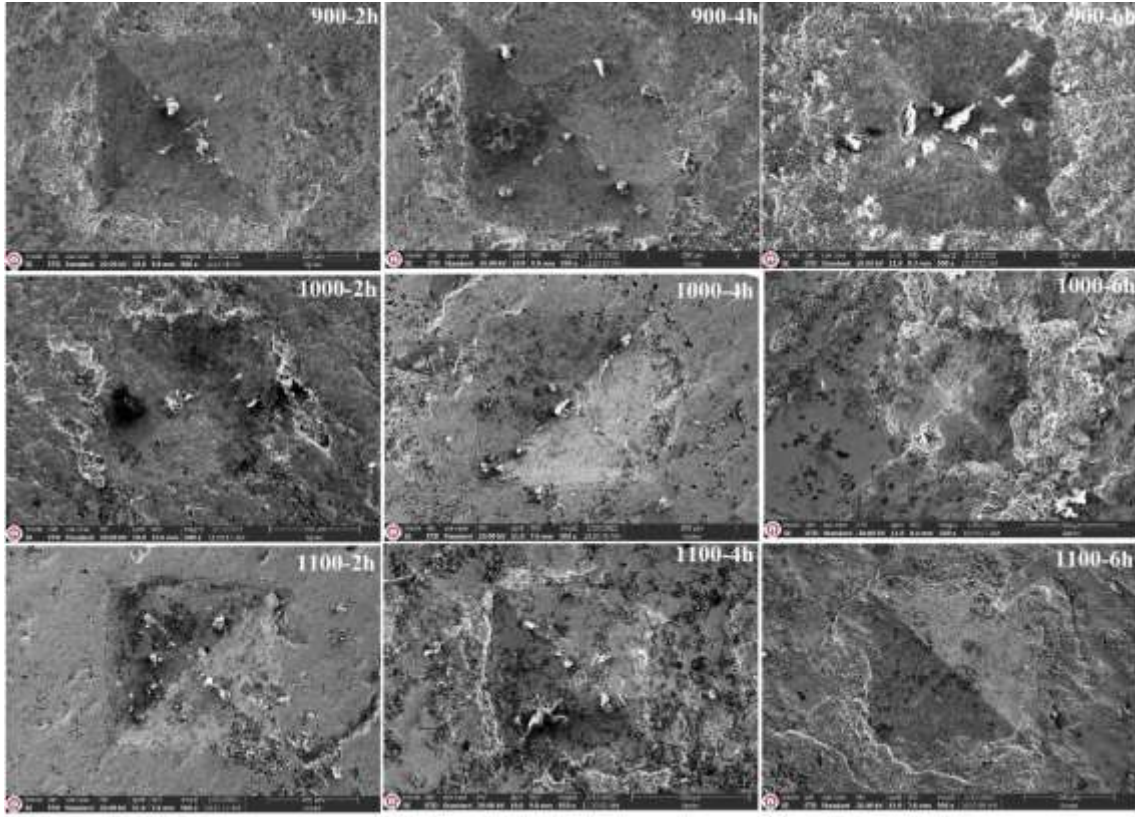
Çizelge 8.1'deki veriler incelendiğinde niyobyumlama işlemi numunelerin yüzey pürüzlülük değerlerinde artışa neden olmuş iken işlemlerin sıcaklık ve süresindeki artış ise yüzey pürüzlülük değerlerinde genellikle azalma sağlamıştır. Bunun nedeni sıcaklık yükseldikten sonra kaplamaların yüzeyindeki mikro gözenekler veya mikro-çatlaklar gibi kusurları oluşturan tanelerin ergiyerek tek bir büyük kristal tanesi içerisinde kaynaşması'dır. Tane sınırı ara yüzleri, mikro çatlaklar ve gözenekler oluşturmaya meyillidir. Bu nedenle tane sınırı sayısı, sıcaklık arttığı zaman azalacağından dolayı yüzey pürüzlülüğü de azalmaktadır [14]. Elde edilen Ra verileri sonucunda kaplamalar arasında yüzey pürüzlülüğü en yüksek 2.28 μm ile 900-2h numunesi iken en düşük değer 0.27 μm ile 1000-6 numunesi bunu bilgiyi doğrulamaktadır.

Çizelge 8.1'de verilen diğer bir değer ise kırılma tokluğu değeridir. Kırılma tokluğu malzemenin çatlak büyümesi sırasında kaplama tabakasının gösterdiği direnç olarak ifade edilebilir. Çizelge 8.1'de görüldüğü üzere kırılma tokluğu değerleri 0.65-1.34 $\text{MPam}^{-1/2}$ arasında değiştiği ve aynı sıcaklıkta işlem süresi artışı ile kırılma tokluğu değerlerinde genellikle azalma meydana gelmiştir. Ancak, sıcaklık artışı ile kırılma tokluğu için aynı şeyi söylemek mümkün değildir. Şöyle ki; en düşük kırılma tokluğu değeri 900-6h numunesinde elde edilmiş iken en yüksek kırılma tokluğu değerine 1100-2h numunesinde elde edilmiştir. Bu durum işlem süresindeki artışa bağlı olarak meydana gelen tane kabalaşmasına atfedilebilir [55]. Bu da beraberinde NbC kaplamasının tokluğunun düşmesine neden olmuş olabilir.

Çizelge 8.1. Farklı zaman ve sıcaklıklarda elde edilen NbC kaplamaların bazı karakteristik özellikleri.

İşlem Parametresi	NbC tabaka kalınlığı (μm)	NbC tabaka sertliği($\text{HV}_{0,025}$)	Pürüzlülük ($\text{Ra } \mu\text{m}$)	Kırılma Tokluğu ($\text{MPam}^{-1/2}$)
900-2h	8,75±0.89	1586,67±82	2,28	0,84 ±0,4
900-4h	9,62±0.38	1619,75±75	2,16	0,79±0,3
900-6h	11,73±0.73	1971,10±67	2,10	0,65±0,4
1000-2h	10,30±0.83	1675,43±78	1,69	1,23±0,5
1000-4h	12,04±0.46	1738,66±70	1,71	1,21±0,5
1000-6h	15,24±0,85	2172,45±65	0,72	1,15±0,4
1100-2h	11,49±0,50	1800,33±85	1,71	1,34±0,3
1100-4h	13,36±0,83	2154,42±62	1,59	1,31±0,3
1100-6h	17,10±0,75	2263,55±57	1,29	0,8±0,4
AISI D3	-----	400±30	0,07	-----

Şekil 8.7. 160 kgf yük altında Vickers yapışma testine maruz bırakılan NbC tabakasının SEM yüzey görünümünü göstermektedir.

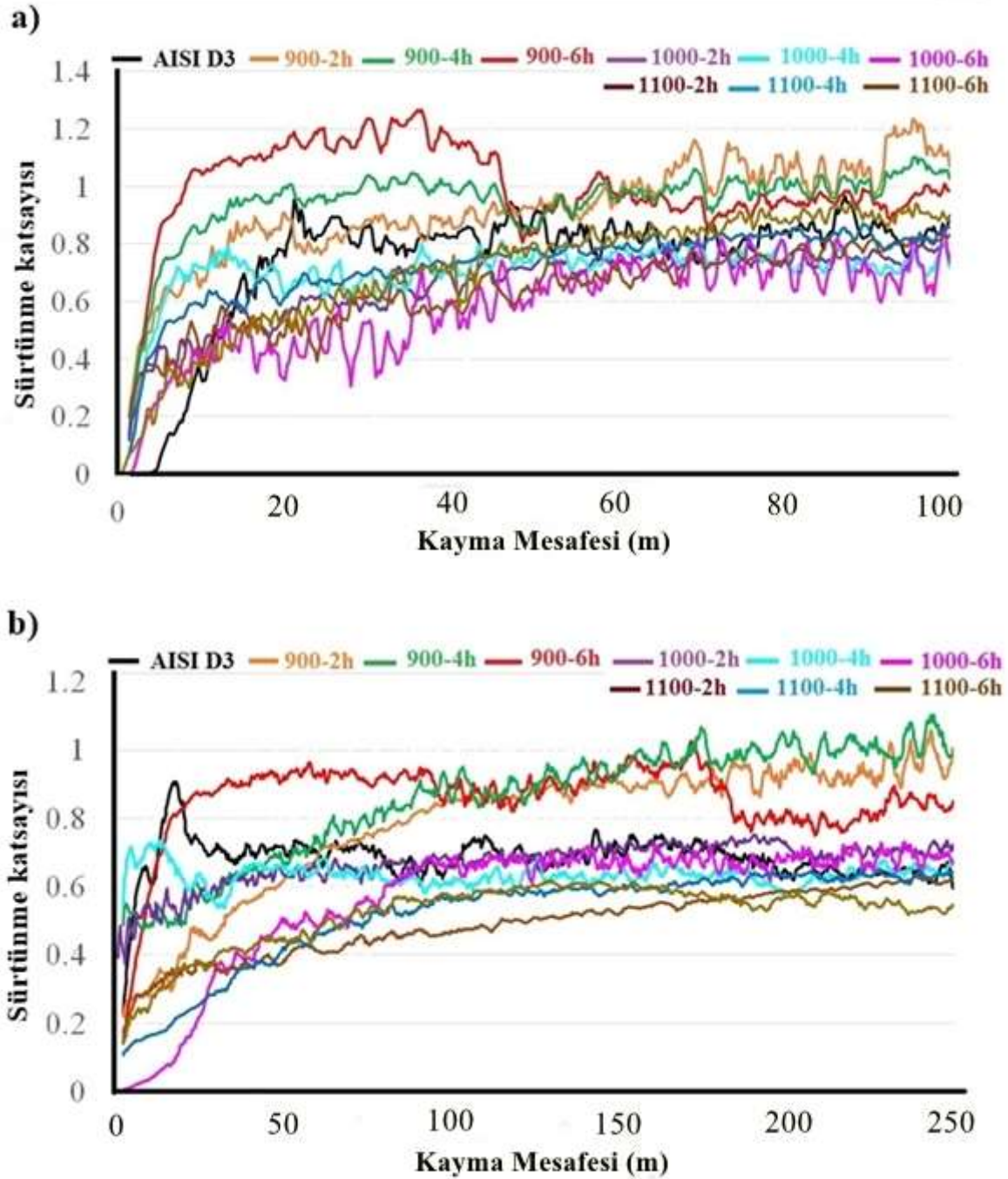


Şekil 8.7. Vickers girinti testi sonucunda NbC kaplamaların hasarlı bölgelerinin görünümü.

Şekil 8.7'deki NbC tabakasının SEM yüzey görünümünde görüldüğü üzere Çizelge 8.1'de verilen kırılma tokluğu değerleriyle uyumlu olarak, sabit sıcaklıkta artan işlem süresi ile kaplamalarda hasarın (spalling) arttığı açık bir şekilde görülmektedir. En az hasarın 1100-2h ve 1000-4h numunelerinde meydana gelmiş olması kırılma tokluğu değerlerinin doğruluğunu göstermektedir. Kırılma tokluğu ve Vickers adhezyon test sonuçları bize; karbon-metal (C/M) oranına bağlı olarak değişiklik gösteren karbür fazın kristal yapısıyla ilişkili olduğunu göstermiştir. C/M oranındaki değişiklikler, yapıları büyük ölçüde oktahedral boşlukları dolduran karbon atomları ile metal atomlarının yakın paketlenmesine dayanan çeşitli ve geniş faz stabilite sahip alanlar ortaya çıkarır [48]. Dolayısıyla, bu yapılar geçiş metali ve karbon atomları arasında kovalent, metalik ve iyonik bağ karışımı şeklinde kompleks bir yapı sergiler. Bunun sonucunda da karışık faz alanlarında, mevcut iki faz genellikle belirli morfolojilerin çökeldiği, mikro yapının karbürün mukavemeti ve kırılma özellikleri üzerinde önemli bir etkiye sahip olmasını sağlar [92].

8.4. NbC Kaplamaların Sürtünme ve Aşınma Davranışları

İşlenmemiş AISI D3 çeliğine ait COF (sürtünme katsayısı) grafikleri ve 6,3 mm çapında bir Al₂O₃ bilyeye karşı aşınmaya maruz kalan NbC kaplamalarının ortalama sürtünme katsayı değerleri Şekil 8.8a, Şekil 8.8b'de gösterilmiş olup, Çizelge 8.2'de ise listelenmiştir.

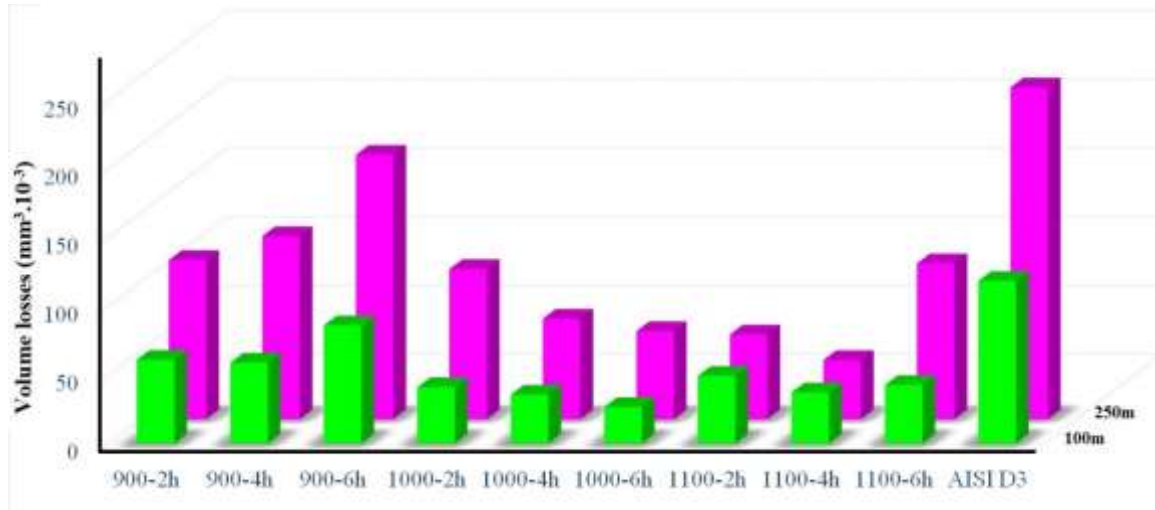


Şekil 8.8. (a) 100 m ve (b) 250 m kayma mesafesi için niyobyum karbür kaplamalar ve işlenmemiş AISI D3'ün Al₂O₃ bilyesine karşı sürtünme katsayısı davranışı

Aşınma testinin başlaması ile neredeyse tüm numunelere ait sürtünme katsayısı eğrilerinin ani bir artış gösterdiği ve sonrasında ortalama bir dengeye ulaştığı görülebilmektedir. Bu durum başlangıç aşamasındaki temas alanı ve temas basıncı ile açıklanabilir [110]. Testin ilk başlaması sırasında, sadece pürüz tepeleri ile karşı batıcı uç arasında bir temas söz konusudur. Bu da yüksek oranda bir temas basıncı oluşturması sonucu sürtünme katsayısı değerleri hızla artış göstermektedir. Ancak aşınmanın ilerlemesi ve pürüz tepelerinin yok edilmesi ile temas alanı artacak ve bununla beraber temas basıncı düşecektir. Bu noktadan sonra sürtünme katsayısının bir dengeye ulaşması beklenebilir. Bahsedilen pürüzlülüğün etkisi dikkat edilirse pürüzlüğü daha yüksek olan 900 °C’de kaplanan numunelerde daha belirgin şekilde görülmektedir. Ortalama sürtünme katsayısı değerleri 900 °C’de kaplanan numunelerde altlığa göre daha yüksek iken diğer kaplanmış numunelerde altlıktan daha düşük sürtünme katsayıları görülmüştür.

Genel olarak kaplamaların sürtünme katsayıları sertlikleri ve aşınma kayıpları ile orantılı bir profil izlemiştir. Sertliği ve aşınma dayanımı yükseldikçe sürtünme katsayısı değerlerinde azalış meydana geldiğini söylemek mümkündür [111]. Bununla beraber sürtünme katsayısı değerlerinde sertlik dışında birçok parametrenin de etki ettiği unutulmamalıdır. Bu tip bir çalışmada altlığın mekanik özellikleri, kaplama tabakasının kalınlığı, sertliği, tokluğu, yüzey pürüzlülüğü gibi parametreler sürtünme katsayısında değişikliklere neden olabilir. Ayrıca aşınma testi sırasında yüzeyde oluşan süreksizlikler ve oksidasyon da sürtünme katsayısını etkilemektedir. Örneğin; oluşan süreksizlikler aşındırıcı bilyanın hareketine zorluk çıkaracağı için sürtünme katsayısının artmasını sağlarken, oluşan oksitler yağlayıcı etki göstererek sürtünme katsayısının düşmesini sağlar. Bu nedenle, anlık veya kısa süreli değişimleri açıklamak her zaman mümkün olmayabilir. Ancak genel bir eğilimden bahsetmek gerekirse daha önceden de belirtildiği gibi aşınma kayıpları ile yakın bir paralellikten söz edilebilir. Ayrıca aşınma yolunun artması da sürtünme katsayısı değerlerinde bazen yüksek oranda bazen de düşük oranda etki etmiştir. Genel olarak aşınma yolunun artması ortalama sürtünme katsayısı değerlerinin düşüş göstermesine sebep olmuştur [112,113]. Bu da testin başındaki pürüzlük etkisi ve testin devamındaki oksidasyon mekanizması ile açıklanabilir. Testin başında sürtünme katsayısında görülen ani artışın etkisi daha uzun mesafeli testlerde daha az etkili olacaktır. Ayrıca yine birçok durumda görülen ani sıcaklık artışına bağlı yağlayıcı oksit oluşumları da testin devamında sürtünme katsayısını düşürmeye yönelik etkide bulunabilir.

AISI D3 soğuk iş takım çeliği ve farklı sıcaklık-sürelerde NbC kaplanan numunelerin 100 m ve 250 m aşınma testi mesafelerinde meydana gelen hacim kayıpları Şekil 8.9'da ve Çizelge 8.2'de verilmiştir.



Şekil 8.9. 100 m ve 250 m kayma mesafesi sonrası işlemsiz AISI D3 ve NbC kaplanmış AISI D3 çeliğinde meydana gelen aşınma hacim kayıpları.

Çizelge 8.2. NbC kaplamaların aşınma testlerinde elde edilen veriler.

İşlem Parametresi	Sürtünme katsayısı (COF) 100 m	Sürtünme katsayısı (COF) 250m	Hacim kaybı (mm³·10⁻³) 100m	Hacim kaybı (mm³·10⁻³) 250 m	Aşınma oranı (mm³/Nm·10⁻⁵) 100mm	Aşınma oranı (mm³/Nm·10⁻⁵) 250mm
900-2h	0,92	0,78	60,96±3,27	115,96±5,71	6,10	11,60
900-4h	0,95	0,86	58,88±3,12	133,40±5,92	5,89	13,34
900-6h	0,99	0,86	86,03±3,48	192,65±6,35	8,60	19,27
1000-2h	0,68	0,67	41,04±2,30	109,43±4,83	4,10	10,94
1000-4h	0,71	0,63	35,63±2,16	73,30±3,54	3,56	7,33
1000-6h	0,58	0,57	26,71±1,75	64,19±3,13	2,67	6,42
1100-2h	0,64	0,49	49,28±2,25	61,77±3,28	4,93	6,18
1100-4h	0,73	0,52	37,21±1,86	43,15±2,97	3,72	4,31
1100-6h	0,71	0,52	42,66±2,09	113,59±4,25	4,27	11,36
AISI D3	0,74	0,68	118,47±4,26	241,67±8,78	11,85	24,17

Öncelikle herhangi bir kaplama parametresi için bir değerlendirme yapmak gerekirse kaplamasız AISI D3 çeliğine göre tüm kaplama parametrelerinin başarılı sonuç verdiği söylenebilir. Herhangi bir kaplama parametresi değerini gözetmeksizin, numune üzerinde oluşturulan bu yeni katmanın aşınma kayıplarını azalttığı görülmektedir. Ortalama 400 HV sertliğe sahip altlık malzeme üzerinde oluşturulan ve 1586-2263 HV aralığında sertliğe sahip NbC kaplama batıcı uca karşı daha yüksek direnç göstererek aşınma dayanımına olumlu katkı sağlamıştır. Aşındırılmaya çalışılan parçalarda yüzeylerde oluşturulan sert katmanların sürtünen yüzeye karşı daha yüksek dayanım gösterdiği bilinmektedir [114]. Çünkü aşınmanın meydana gelmesi için karşı yüzeyin numune yüzeyine batması ve bununla beraber hareket etmesi gerekmektedir. Yüzeyde oluşturulan katman ne kadar sert olursa, karşı ucun yüzeye batması o kadar zor olacak ve nispi hareket olsa bile aşınma kayıpları azalacaktır. Bu nedenle; yüzeylerde meydana gelen sert NbC tabakaları malzeme kaybına karşı daha fazla kendini koruyabilmiştir. Tabi burada aşınma kayıplarına bakıldığında tamamen sertlikle bir orantıdan bahsetmek mümkün değildir. Sertliğin artması aşınma dayanımı açısından önemlidir ancak unutulmamalıdır ki yüksek sertlik değerleri beraberinde düşük kırılma toklukları getirmektedir. Bu noktada, kaplanmış numuneler yüksek sertliğe sahip olmasına rağmen aralarında meydana gelen aşınma kaybı farklılıklarında kırılma tokluğu değerlerin önemli bir rol oynadığı düşünülmektedir [115,116].

Örneğin 900 °C'de kaplanan numunelerde kaplama süresinin artması ile sertlik artış göstermiş buna karşın hacim kayıplarındaki artışın ise kırılma tokluğu değerlerindeki düşüşten kaynaklandığı düşünülmektedir.

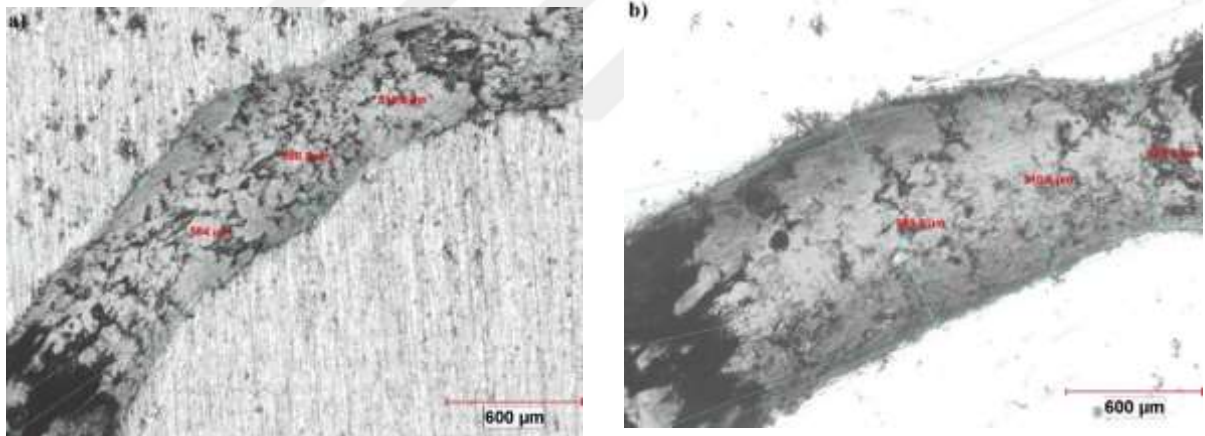
1000 °C'de kaplanan numunelerin sertlik değerlerinde 900 °C'de kaplanana göre sınırlı bir artış görülse de aşınma kayıplarında gözle görülür bir düşüş söz konusudur. Burada kırılma tokluğunun etkisinden bahsetmek doğru olacaktır. Çünkü 1000 °C'de kaplanan numunelerin kırılma tokluğu değerleri 900 °C'de kaplanana göre bariz bir şekilde artmıştır.

1100 °C'de 2 ve 4 saat sürede kaplanan numunelerin aşınma kayıpları da 1000 °C'de kaplanan numuneler ile benzerdir. Çünkü kırılma tokluğu ve sertlik değerleri birbirine yakın değerlerdedir. Burada dikkat çeken 1100 °C'de 6 saat kaplanan numunede görülen hacim kaybı artışıdır. Dikkat edilirse bu numunede sertlik değeri yüksek olmasına rağmen kırılma tokluğu değerlerinde benzer numunelere göre çok ciddi bir düşüş söz konusudur. Hacim kaybının artması bu duruma atfedilebilir. Kaplama parametreleri dışında aşınma kayma yolunun da aşınma kayıplarını etkilediği Şekil 8.9 ve Çizelge 8.2'de de

görülmektedir. Aşınma yolunun 100 m'den 250 m'ye artması beklendiği gibi hacim kayıplarını arttırmıştır. Daha uzun süre aşınmaya tabi tutulan numunenin fazla kayıp göstermesi normaldir. Burada kaplama tabaka kalınlıklarının da sonuçları etkilemesi beklenebilir [117]. Aşınma testi sırasında düşük kaplama kalınlığı, altlığa daha önce ulaşılması anlamına gelir. Bu durumda batıcı uç daha yumuşak bir yüzeye karşılaşacağı için aşınma kayıplarının artması söz konusudur.

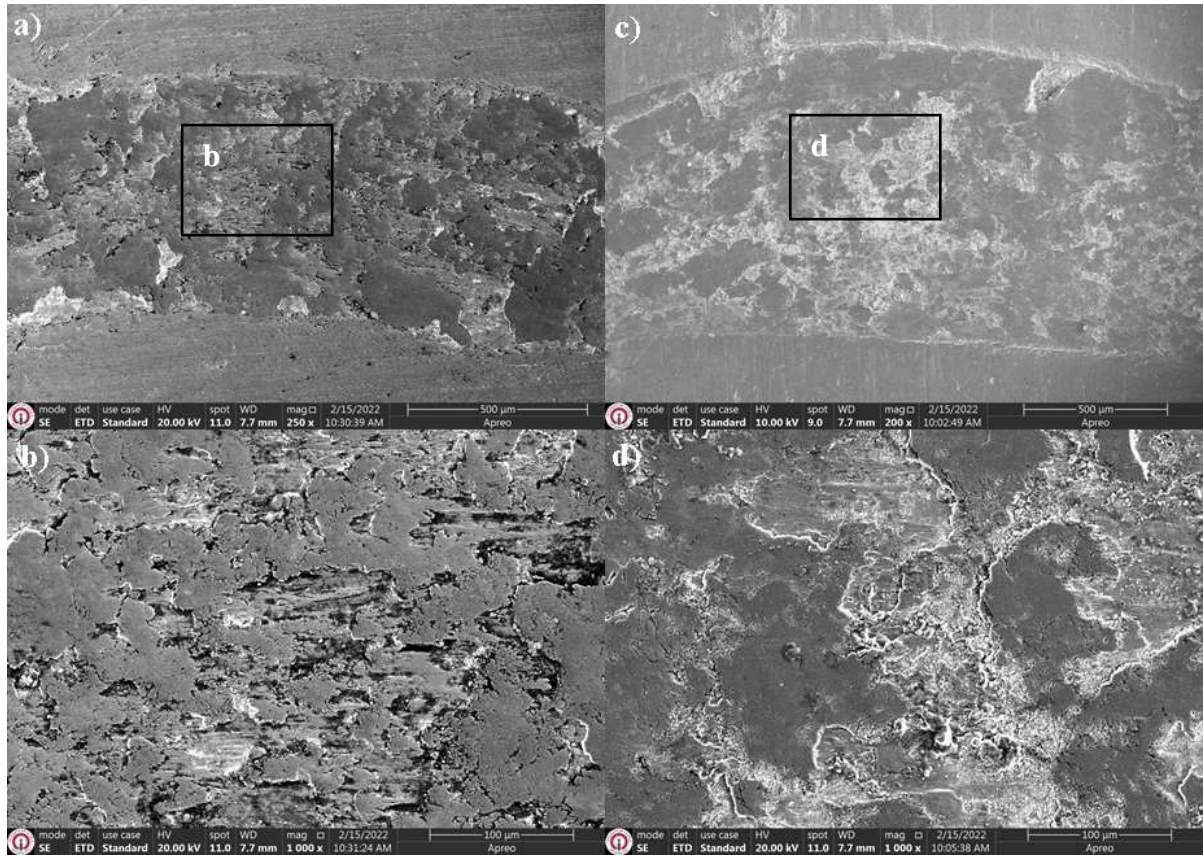
8.5. Aşınma Sonrası SEM ve EDS Test Analizleri

Aşınma testine tabi tutulan işlemsiz AISI D3 numunesinin 100 m ve 250 m aşınma yol izi optik mikroskop görünümü Şekil 8.10'da gösterildiği gibidir. Aşınma izleri incelendiğinde 250 m yol izine sahip malzemenin yol uzunluğuna bağlı olarak daha geniş ve derin bir aşınma bandı oluşturduğu görülmektedir.

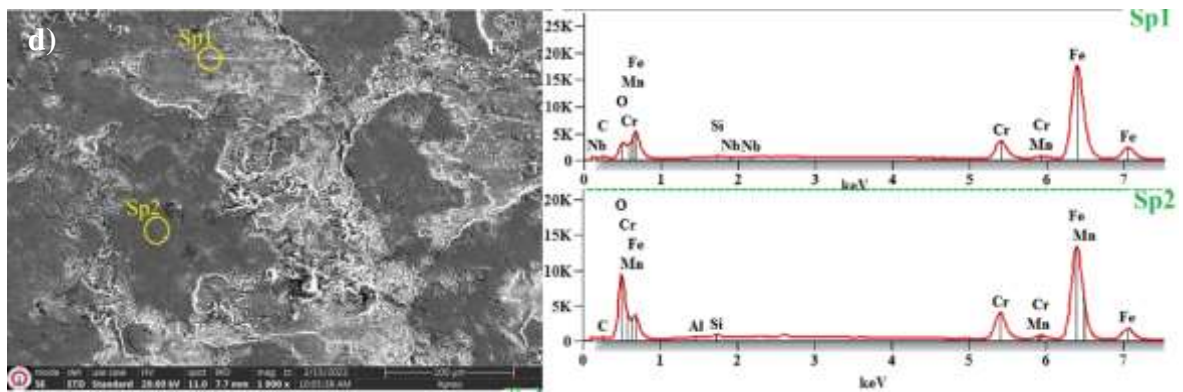


Şekil 8.10. Aşınma testine tabi tutulan işlemsiz AISI D3 numunesinin aşınma yol izi optik mikroskop görünümü a)100 m, b) 250 m

Ayrıca 100 m ve 250 m (Şekil 8.11) aşınma testi sonrasında meydana gelen aşınma izi SEM görüntüleri ve EDS analizi de (Şekil 8.12) verilmiştir.



Şekil 8.11. Aşınma testine tabi tutulan işlemsiz AISI D3 numunesinin a) 100 m (250x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (200x), d) 250 m (1000x), aşınma izi SEM görünümü



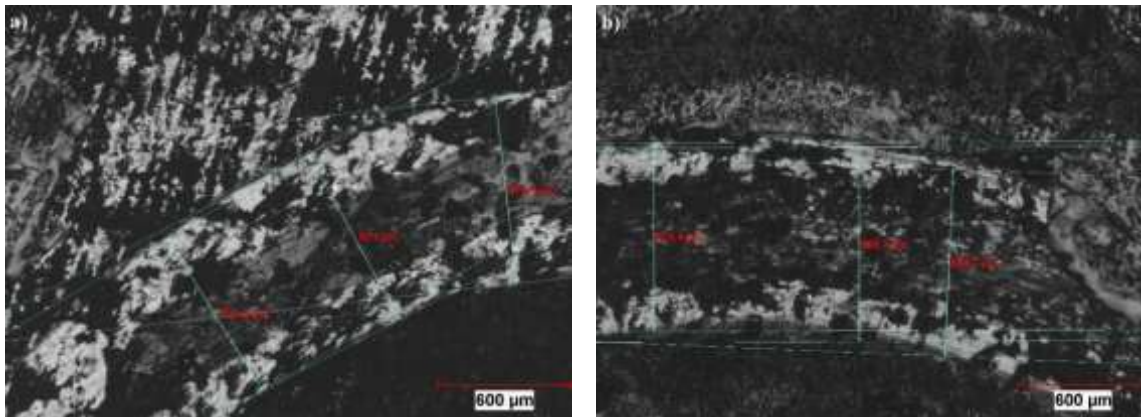
Şekil 8.12. Aşınma testine tabi tutulan işlemsiz AISI D3 numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS analizi

Çizelge 8.3. 250 m kayma mesafesinde aşınma testine tabi tutulmuş işlem görmemiş AISI D3 numunesinin aşınma izinden alınan bölgelerin EDS analizi.

Atomik%	C-K	O-K	Al-K	Si-K	Cr-K	Mn-K	Fe-K
Sp1	8,38±0,98	18,55±0,39	0,00±0,00	0,76±0,10	7,86±0,09	0,32±0,06	64,14±0,27
Sp2	10,92±0,60	54,07±0,36	0,41±0,04	0,59±0,03	5,27±0,09	0,31±0,04	28,42±0,14

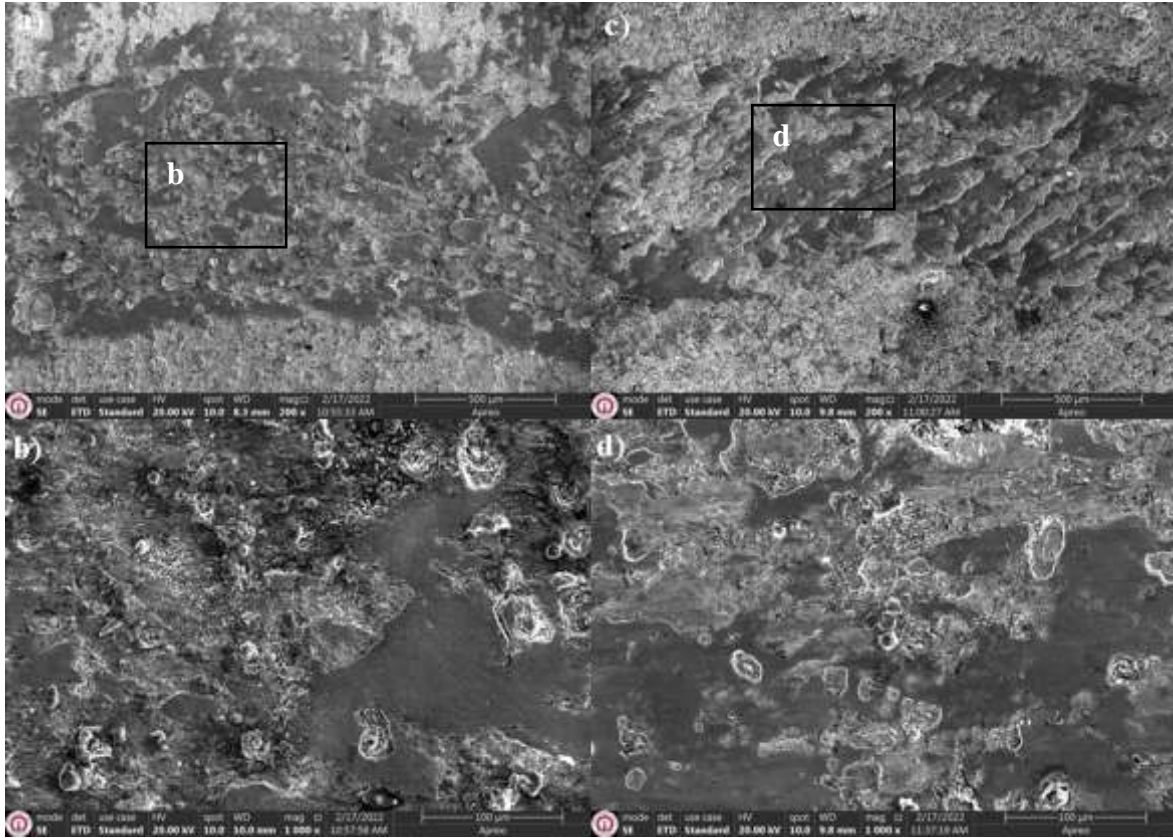
Aşınma test süresine bağlı olarak aşınma mekanizmalarında farklılıklar oluşmuştur. 100 m test sonunda yüzeydeki bazı pürüzlerin plastik deformasyona bağlı olarak pürüzsüz bir hale geldiği görülebilir. Ayrıca aşınma testi sırasında yüzeyden kaldırılan parçaların yeniden yüzeye sıvanması da söz konusudur. Plastik deformasyona ve aşınma sırasında meydana gelen sıcaklık artışlarına bağlı olarak yüzeyde yüksek oranda oksidasyon meydana gelmiştir. Ancak 250 m testinden sonra aşınma mekanizmalarının değiştiği görülebilir. Yüzeyde hala oksitli kısımlar olduğu EDS sonuçlarında da (Şekil 8.11 ve Çizelge 8.3) tespit edilmiştir. Ancak devamlı yükler altında bu gevrek oksitler çatlakların birleşmesi sonucu dökülmeye başlamıştır. Böylece delaminasyona bağlı olarak malzeme kaybı meydana gelmiştir. Ayrıca yüzeyde delaminasyonla ayrılan bölgelerde bir miktar aşınma kalıntısı da söz konusudur.

Aşınma testine tabi tutulan 900-2h numunesinin 100 m ve 250 m aşınma yol izi optik mikroskop görünümü Şekil 8.13’de gösterilmektedir. Aşınma yol izlerinde görüldüğü üzere 250 m yol izinde daha uzun mesafe olmasında ötürü aşınma derinliğinde 100 m yol izine kıyasla aşınma hacim kayıpları baz alındığında (bkz. Şekil 8.10) daha yüksek aşınma derinliği elde edilmiştir.

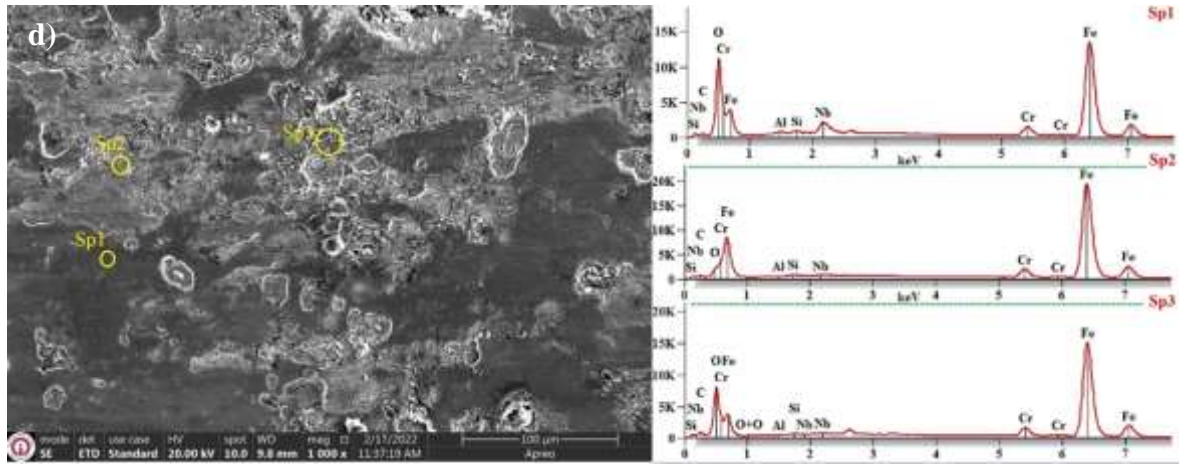


Şekil 8.13. Aşınma testine tabi tutulan 900-2h numunesinin aşınma yol izi optik mikroskop görünümü a)100 m, b) 250 m

Elde edilen SEM ve EDS verileri incelendiğinde 900-2h numunesinde işlem süresi ve sıcaklığına bağlı olarak elde edilen kaplama tabakasının ince olması neticesinde (bkz. Şekil 8.2a) farklı noktalardan alınan EDS analizleri sonucu difüze edilen Nb'un aşınma neticesinde çok az miktarda yüzeyde kaldığı ve altlık malzemesinin bileşim yapısında tespit edilen malzemelere ulaşıldığı, sonuç olarak Çizelge 8.4'teki sonuçlar göz önünde bulundurulduğunda NbC tabakasının aşınma neticesinde az bir bölgede varlığını sürdürdüğü tespit edilmiştir. 900-2h numunesine ait 100 m ve 250 m (Şekil 8.14) aşınma testi sonrasında meydana gelen aşınma izi SEM görüntüleri ve EDS analizi (Şekil 8.15) verilmiştir.



Şekil 8.14. Aşınma testine tabi tutulan 900-2h numunesinin a) 100 m (250x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (200x), d) 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü

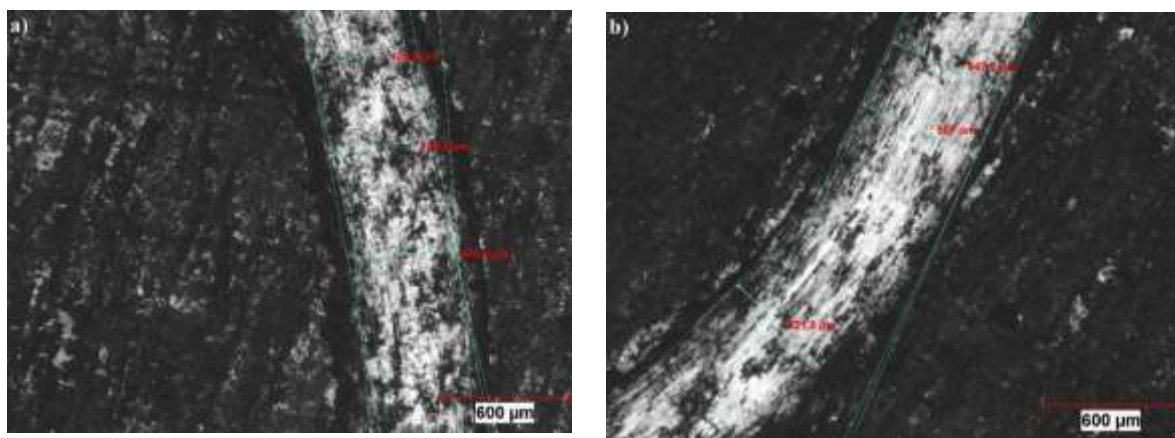


Şekil 8.15. Aşınma testine tabi tutulan 900-2h numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS analizi

Çizelge 8.4. 250 m aşınma testine tabi tutulan 900-2h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri

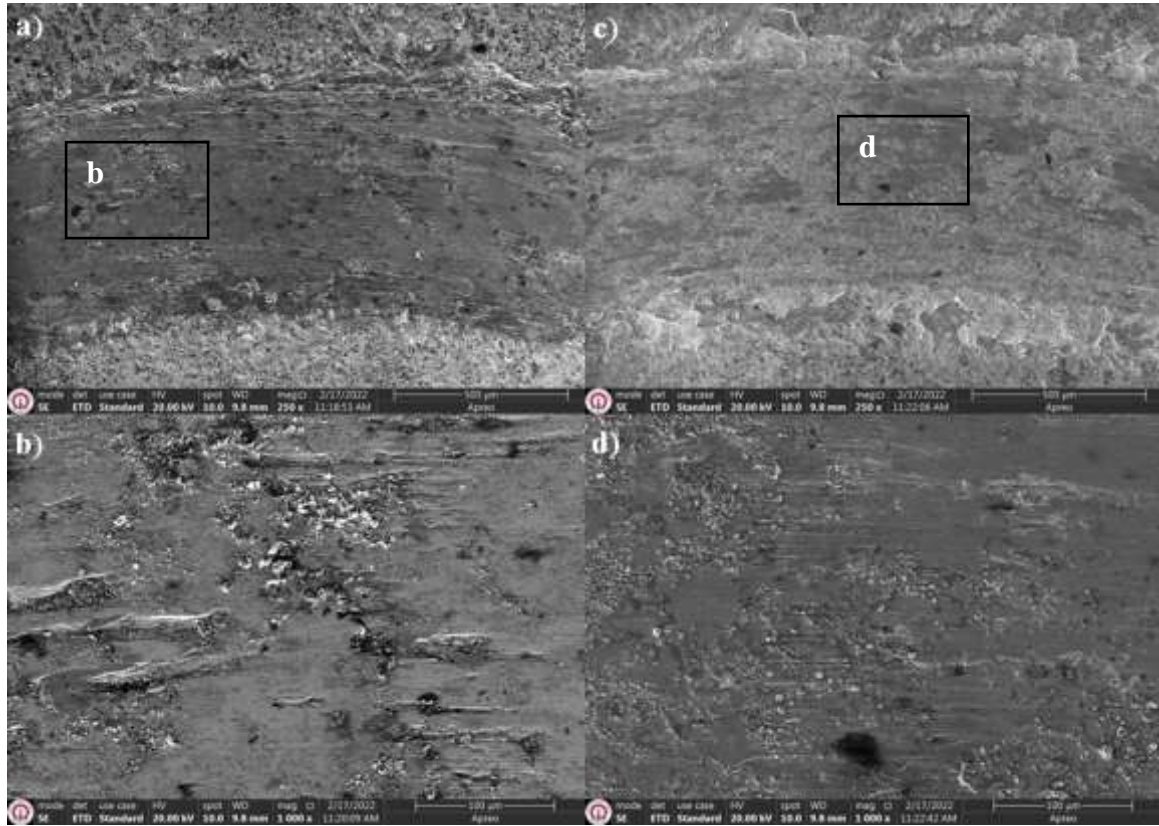
Atomik%	C-K	O-K	Al-K	Si-K	Cr-K	Fe-K	Nb-L
Sp1	0,00±0,00	60,67±0,36	0,35±0,07	0,40±0,04	2,19±0,05	34,66±0,16	1,75±0,04
Sp2	10,45±1,03	5,01±0,77	0,25±0,06	1,02±0,10	4,52±0,08	78,63±0,30	0,12±0,03
Sp3	0,00±0,00	51,24±0,34	0,18±0,04	0,60±0,04	2,63±0,06	44,85±0,20	0,49±0,05

Aşınma testine tabi tutulan 900-4h numunesinin 100 m ve 250 m aşınma yol izi optik mikroskop görünümü Şekil 8.16'da gösterilmektedir.

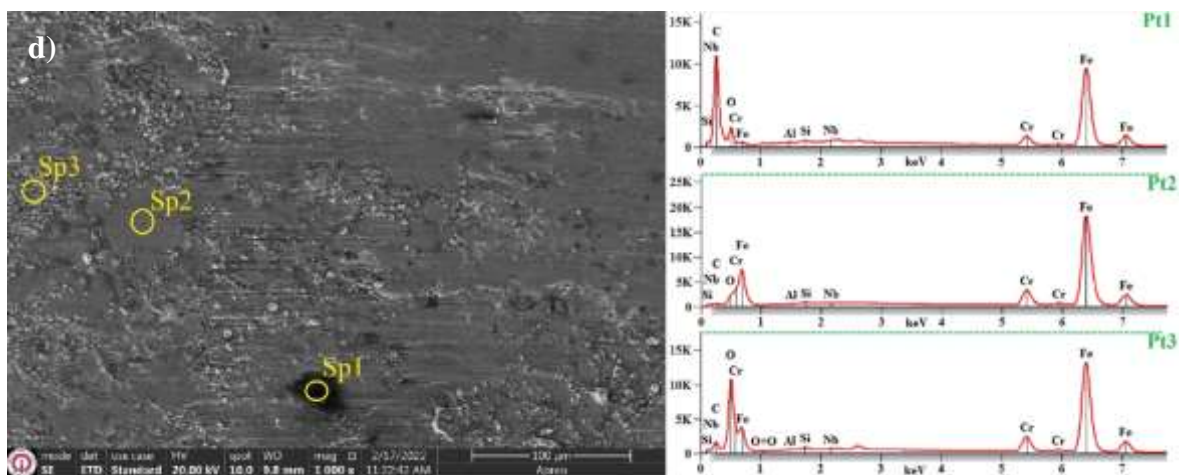


Şekil 8.16. Aşınma testine tabi tutulan 900-4h numunesinin aşınma yol izi optik mikroskop görünümü a)100 m, b) 250 m

Ayrıca 900-4h numunesine ait 100 m ve 250 m (Şekil 8.17) aşınma testi sonrasında meydana gelen aşınma izi SEM görüntüleri ve EDS analizi (Şekil 8.18) verilmiştir.



Şekil 8.17. Aşınma testine tabi tutulan 900-4h numunesinin a) 100 m (250x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (250x), d) 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü

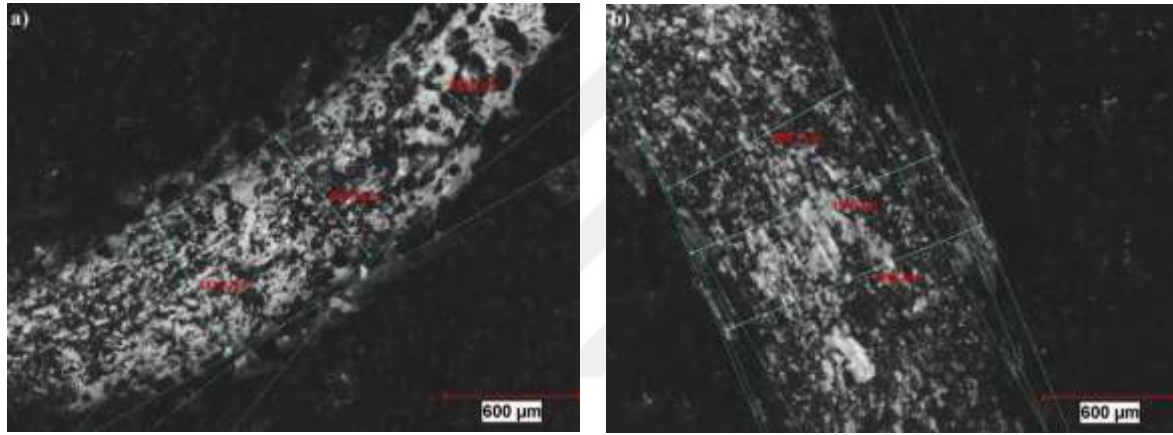


Şekil 8.18. Aşınma testine tabi tutulan 900-4h numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS analizi

Çizelge 8.5. 250 m aşınma testine tabi tutulan 900-4h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri

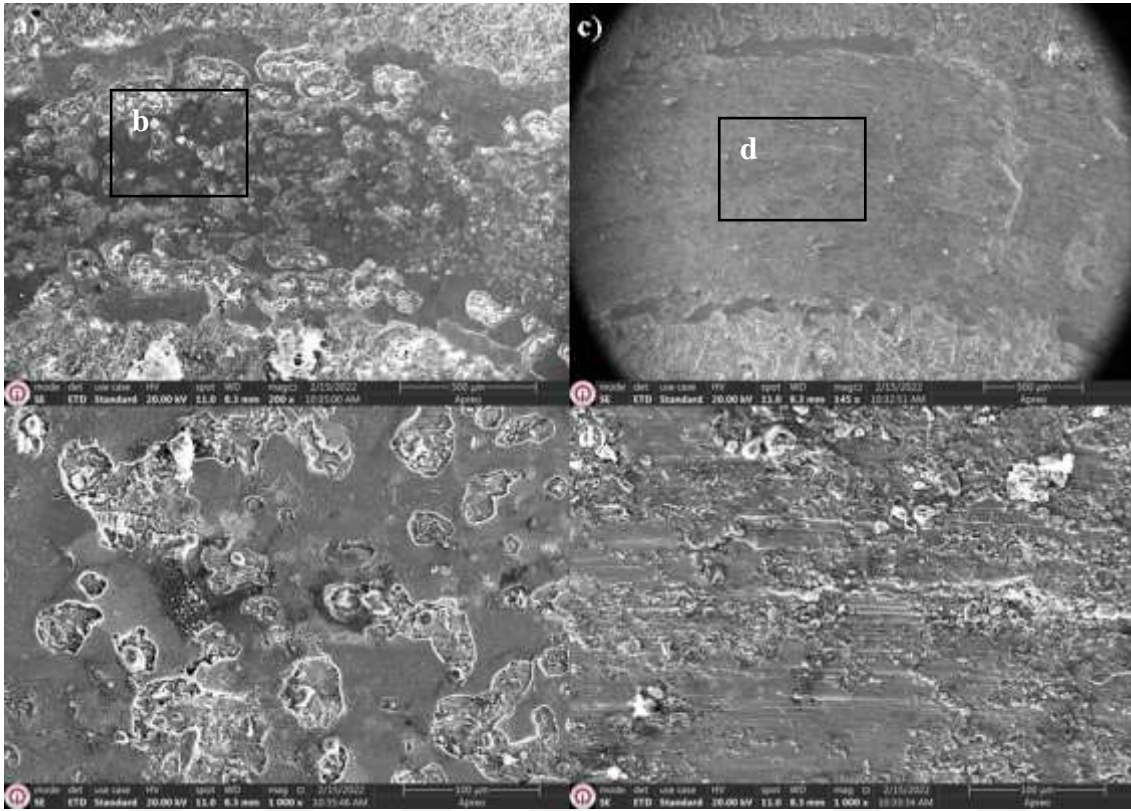
Atomik%	C-K	O-K	Al-K	Si-K	Cr-K	Fe-K	Nb-L
Sp1	78,37±0,66	0,67±0,24	0,09±0,02	0,30±0,02	1,41±0,03	18,83±0,10	0,32±0,03
Sp2	0,77±0,60	0,00±0,00	0,29±0,06	1,25±0,09	9,45±0,10	88,09±0,33	0,15±0,03
Sp3	6,79±0,74	55,97±0,37	0,23±0,03	0,70±0,03	3,57±0,06	32,53±0,16	0,20±0,04

Aşınma testine tabi tutulan işlemsiz 900-6h numunesinin 100 m ve 250 m aşınma yol izi optik mikroskop görünümü Şekil 8.19’da verilmiştir.

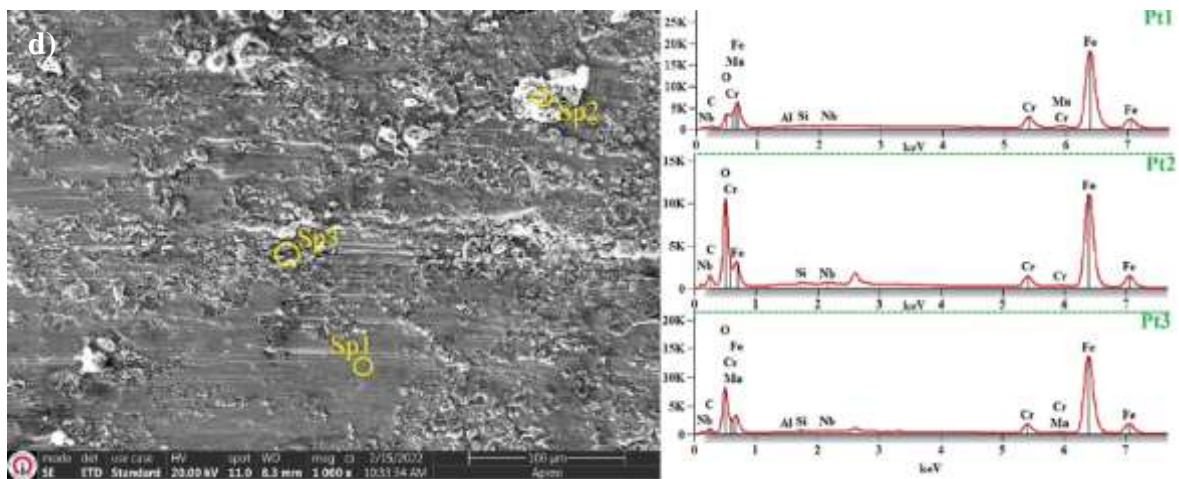


Şekil 8.19. Aşınma testine tabi tutulan 900-6h numunesinin aşınma yol izi optik mikroskop görünümü a)100 m, b) 250 m

Ayrıca 900-6h numunesine ait 100 m ve 250 m (Şekil 8.20) aşınma testi sonrasında meydana gelen aşınma izi SEM görüntüleri ve EDS analizi (Şekil 8.21) verilmiştir.



Şekil 8.20. Aşınma testine tabi tutulan 900-6h numunesinin a) 100 m (200x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (145x), d) 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü



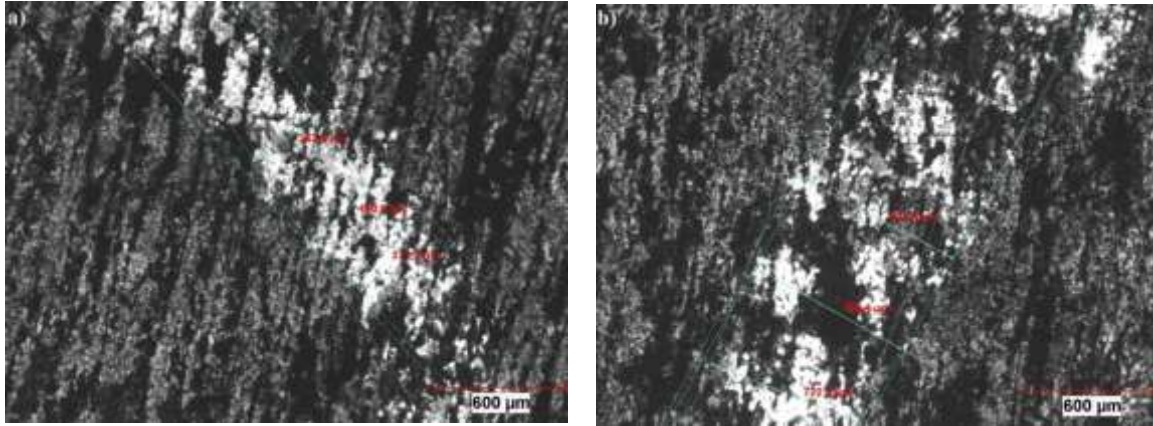
Şekil 8.21. Aşınma testine tabi tutulan 900-6h numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS analizi

Çizelge 8.6. 250 m aşınma testine tabi tutulan 900-6h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri

Atomik%	C-K	O-K	Al-K	Si-K	Cr-K	Fe-K	Nb-L
Sp1	0,00±0,00	0,00±0,00	0,74±0,09	1,52±0,15	8,26±0,07	88,98±0,36	0,49±0,04
Sp2	11,20±0,60	59,12±0,37	0,00±0,00	0,38±0,03	2,03±0,04	26,89±0,13	0,38±0,03
Sp3	0,00±0,00	50,67±0,33	0,12±0,04	0,59±0,03	3,11±0,04	45,26±0,20	0,25±0,04

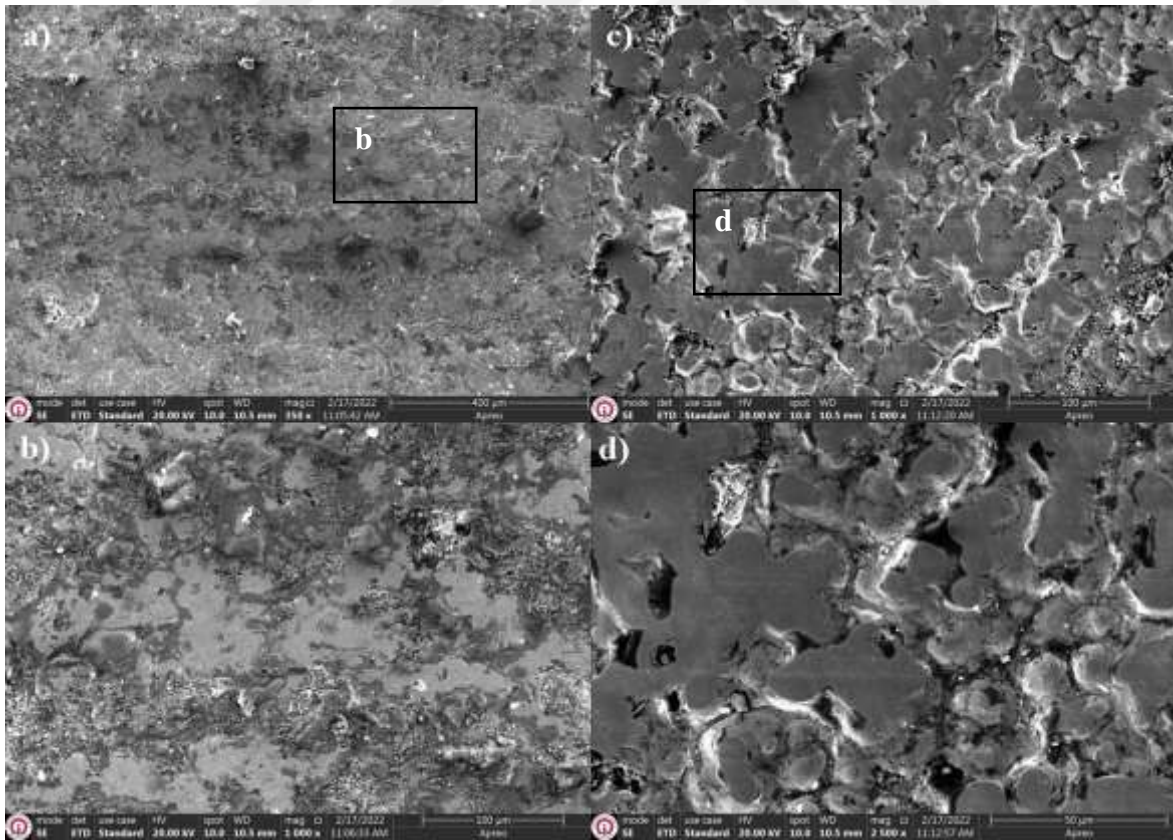
900C'de 6 saat NbC kaplanan numunede aşınma mekanizmaları kaplama özellikleri ile ilişkili olarak altlık malzemeye göre değişiklik göstermiştir. 100 m'lik test sonucunda yüzeyde malzeme kaybının delamanisyona bağlı olarak gerçekleştiğini söylemek mümkündür. Devamlı yükler altında meydana gelen yorulma çatlakları zamanla birleşerek delaminasyon tipi aşınmayı meydana getirmiştir. Delaminasyonu meydana gelmesini kolaylaştıracak bir başka etken de ara yüzeylerde oluşan süreksizliklerdir. Kaplama kalınlığının görece olarak düşük olduğu bu numunede ara yüzeye daha hızlı bir şekilde yaklaşmıştır. Böylece ara yüzeyin de zayıflığı sayesinde kaplama tabakasının tekrarlı yükler altında ayrılması söz konusu olmuştur. 250 m test sonucunda yüzeyde neredeyse kaplamanın hiç kalmadığı söylenebilir. Kaplama tamamen temizlendikten sonra altlık üzerinde hareket eden bilya, plastik deformasyon ve mikro çizilmeye bağlı olarak yüzeyde hasar meydana getirmiştir. Yüzeyde yüksek oranda bulunan aşınma kalıntıları, karşılıklı yüzeyler arasında kalarak numune yüzeyinde çizikler meydana getirmiştir. Ayrıca EDS analizlerinde de numune yüzeylerinde çok az oranda tespit edilen Nb'un da kaplamanın yüzeyden tamamen kaldırıldığını doğrulamaktadır.

Aşınma testine tabi tutulan işlemsiz 1000-2h numunesinin 100 m ve 250 m aşınma yol izi optik mikroskop görünümü Şekil 8.22’de verilmiştir.

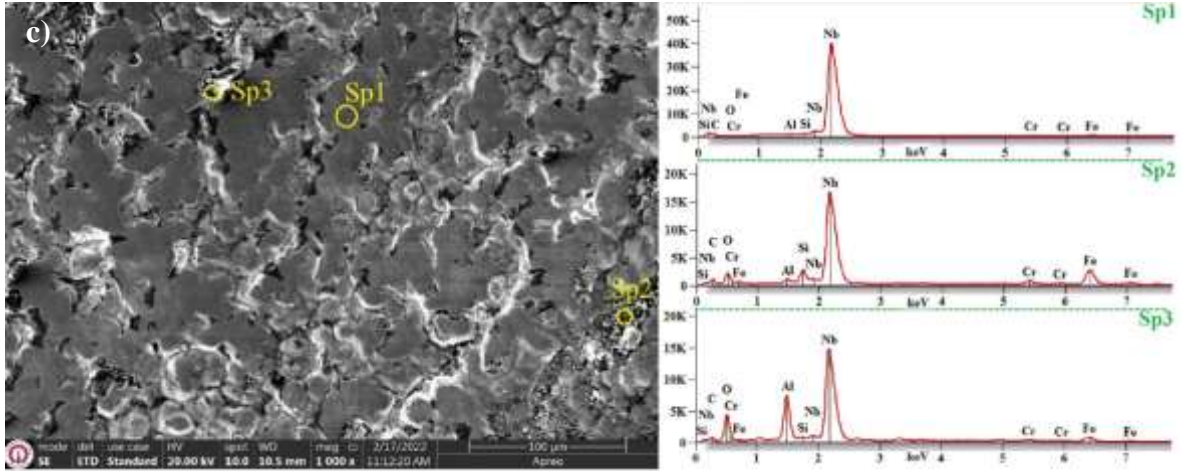


Şekil 8.22. Aşınma testine tabi tutulan 1000-2h numunesinin aşınma yol izi optik mikroskop görünümü a)100 m, b) 250 m

Ayrıca 1000-2h numunesine ait 100 m ve 250 m (Şekil 8.23) aşınma testi sonrasında meydana gelen aşınma izi SEM görüntüleri ve EDS analizi (Şekil 8.24) verilmiştir.



Şekil 8.23. Aşınma testine tabi tutulan 1000-2h numunesinin a) 100 m (350x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (1000x), d) 250m (2500x), aşınma izi SEM görünümü

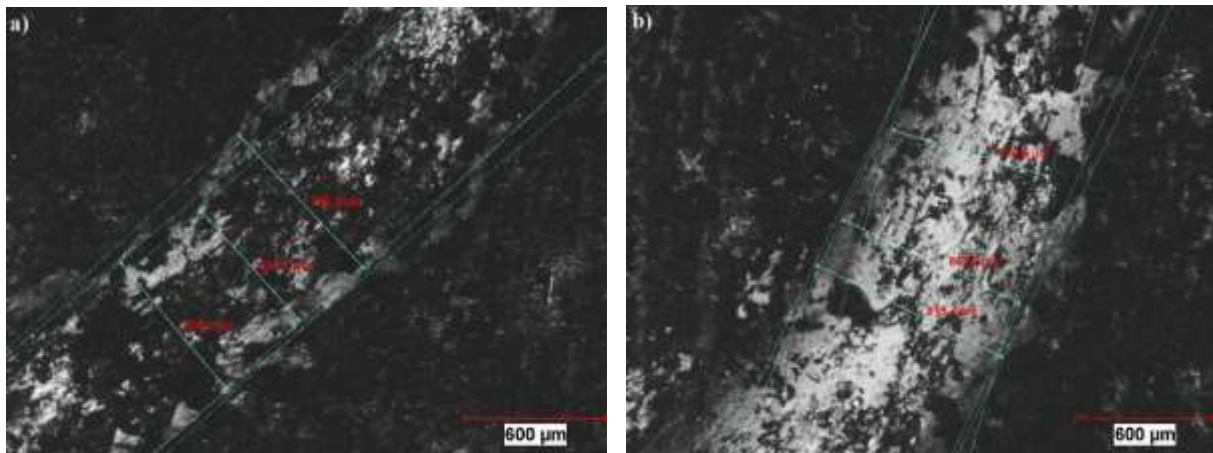


Şekil 8.24. Aşınma testine tabi tutulan 1000-2h numunesinin numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS analizi

Çizelge 8. 7. 250 m aşınma testine tabi tutulan 1000-2h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri

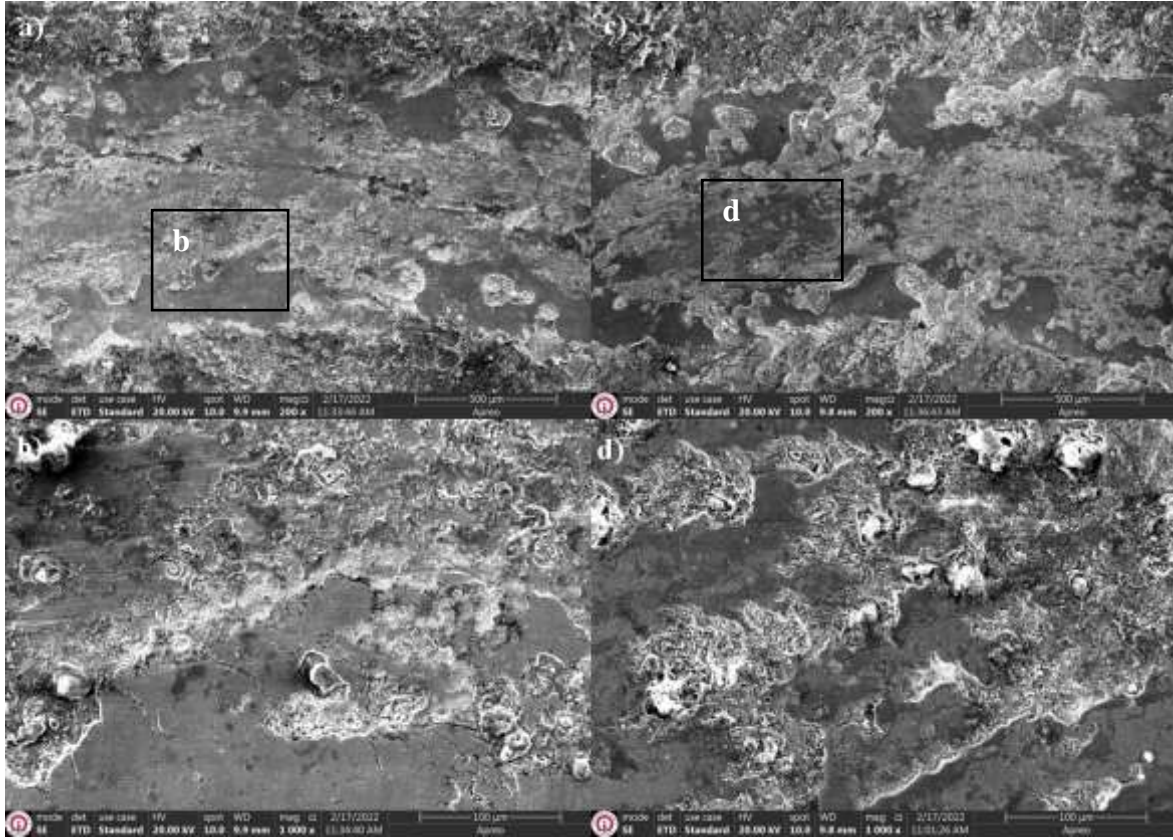
Atomik%	C-K	O-K	Al-K	Si-K	Cr-K	Fe-K	Nb-L
Sp1	37,94±0,74	0,00±0,00	0,00±0,00	0,00±0,00	0,59±0,05	2,19±0,13	59,27±0,24
Sp2	17,87±0,87	43,84±0,58	1,15±0,11	3,62±0,13	1,91±0,07	9,54±0,13	22,08±0,12
Sp3	9,82±0,47	63,26±0,45	9,63±0,05	0,15±0,02	0,44±0,02	1,75±0,07	14,95±0,08

Aşınma testine tabi tutulan 1000-4h numunesinin 100 m ve 250 m aşınma yol izi optik mikroskop görünümü Şekil 8.25'te verilmiştir.

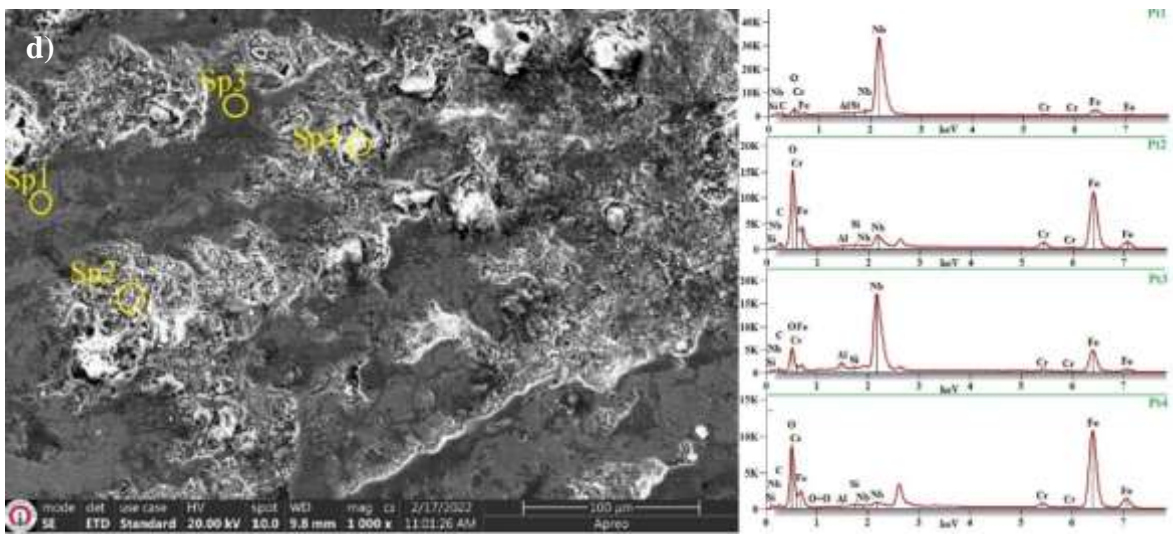


Şekil 8.25. Aşınma testine tabi tutulan 1000-4h numunesinin aşınma yol izi optik mikroskop görünümü a)100 m, b) 250 m

Ayrıca 1000-4h numunesine ait 100 m ve 250 m (Şekil 8.26) aşınma testi sonrasında meydana gelen aşınma izi SEM görüntüleri ve EDS analizi (Şekil 8.27) verilmiştir.



Şekil 8.26. Aşınma testine tabi tutulan 1000-4h numunesinin a) 100 m (200x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (200x), d) 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü

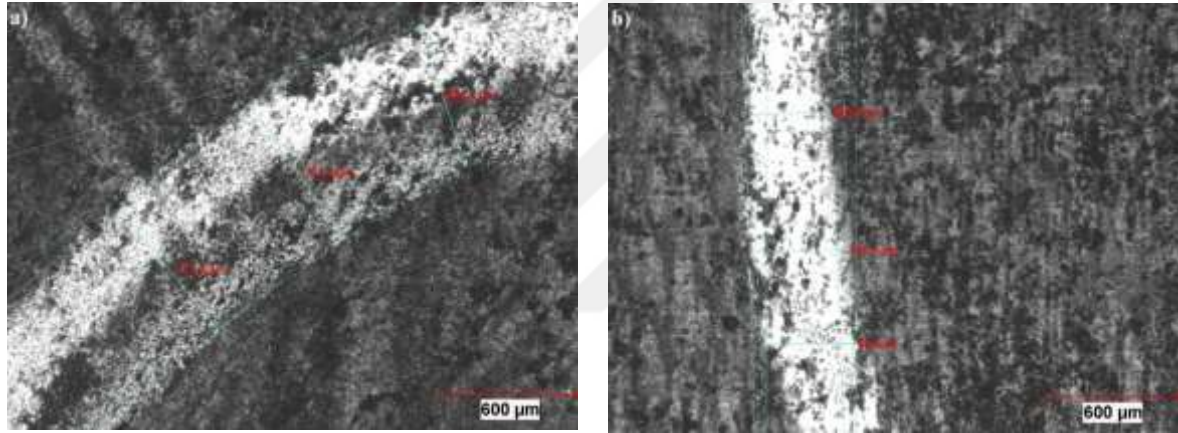


Şekil 8.27. Aşınma testine tabi tutulan 1000-4h numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS nokta analizi

Çizelge 8.8. 250 m aşınma testine tabi tutulan 1000-4h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri

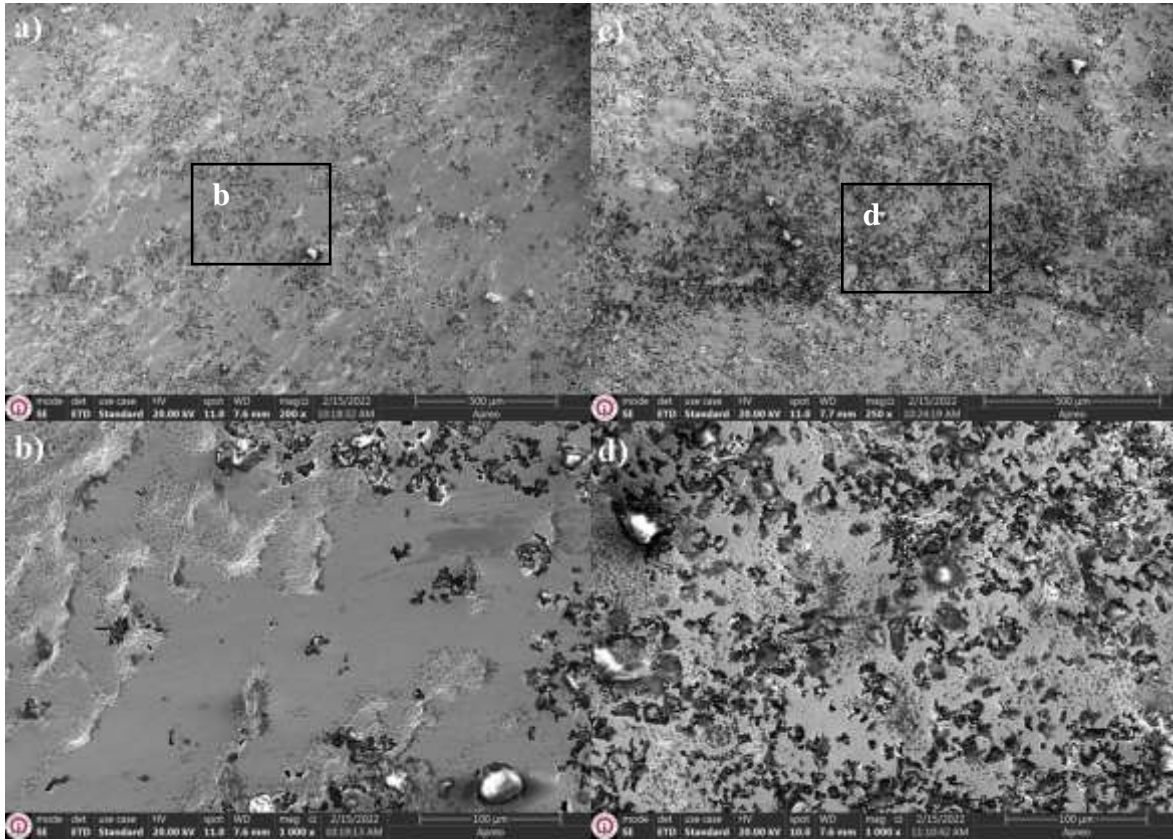
Atomik%	C-K	O-K	Al-K	Si-K	Cr-K	Fe-K	Nb-L
Sp1	8,67±0,88	50,62±0,67	0,15±0,03	0,19±0,03	0,42±0,03	6,77±0,10	33,18±0,14
Sp2	0,00±0,00	69,83±0,39	0,15±0,02	0,48±0,02	1,85±0,02	25,43±0,12	2,25±0,04
Sp3	4,67±0,57	64,78±0,51	2,05±0,09	0,54±0,09	0,86±0,03	11,93±0,10	15,17±0,08
Sp4	0,00±0,00	58,38±0,35	0,10±0,03	0,59±0,06	1,30±0,05	38,20±0,18	1,43±0,04

Aşınma testine tabi tutulan 1000-6h numunesinin 100 m ve 250 m aşınma yol izi optik mikroskop görünümü Şekil 8.28’de verilmiştir.

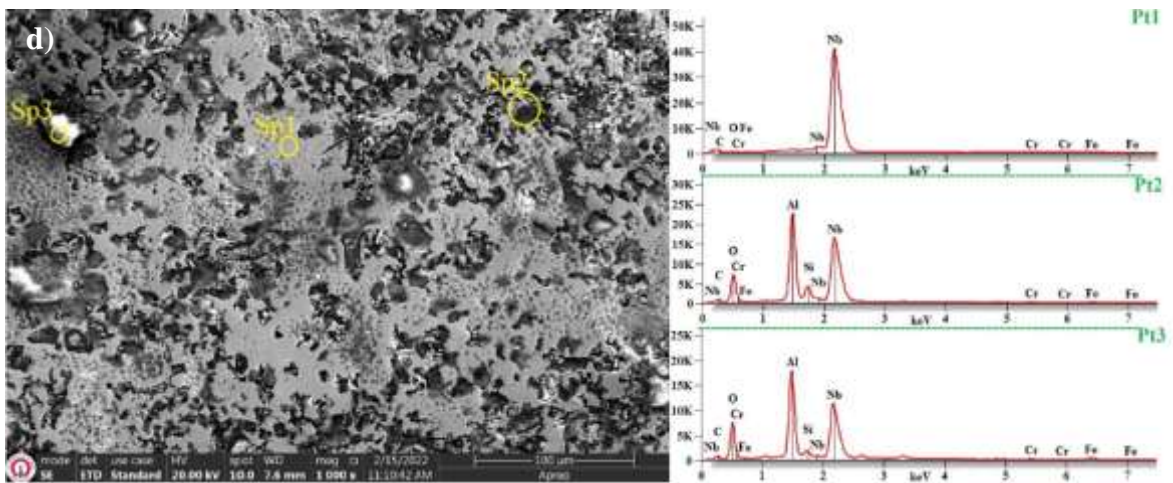


Şekil 8.28. Aşınma testine tabi tutulan 1000-6h numunesinin aşınma yol izi optik mikroskop görünümü a)100 m, b) 250 m

Ayrıca 1000-6h numunesine ait 100 m ve 250 m (Şekil 8.29) aşınma testi sonrasında meydana gelen aşınma izi SEM görüntüleri ve EDS analizi (Şekil 8.30) verilmiştir.



Şekil 8.29. Aşınma testine tabi tutulan 1000-6h numunesinin a) 100 m (200x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (250x), d) 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü



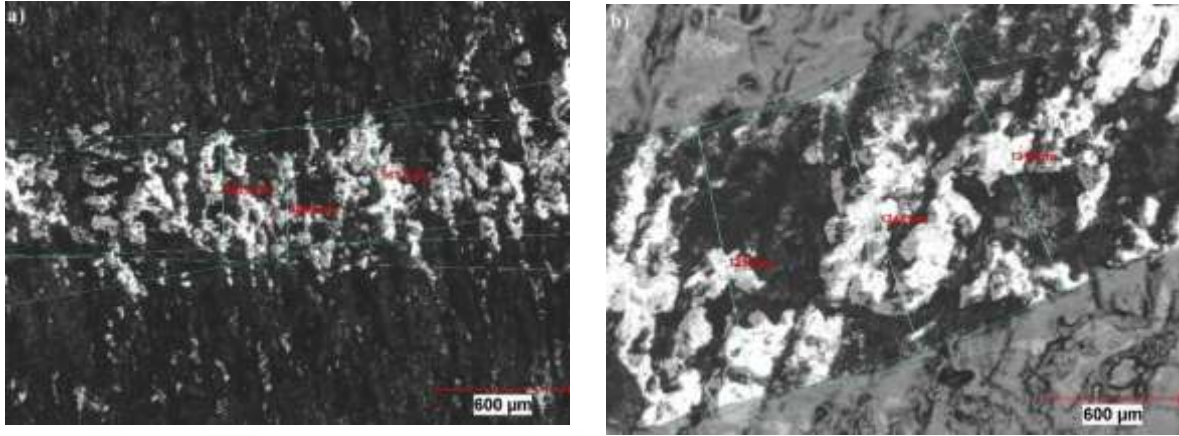
Şekil 8.30. Aşınma testine tabi tutulan 1000-6h numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS nokta analizi

Çizelge 8.9. 250 m aşınma testine tabi tutulan 1000-6h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri

Atomik%	C-K	O-K	Al-K	Si-K	Cr-K	Fe-K	Nb-L
Sp1	38,02±1,14	8,75±0,53	0,00±0,00	0,00±0,00	0,26±0,04	0,47±0,05	52,51±0,20
Sp2	7,88±0,41	63,52±0,39	15,94±0,08	2,76±0,03	0,08±0,01	0,28±0,03	9,54±0,05
Sp3	9,73±0,34	65,95±0,39	14,98±0,08	1,15±0,06	0,10±0,01	0,60±0,03	7,48±0,03

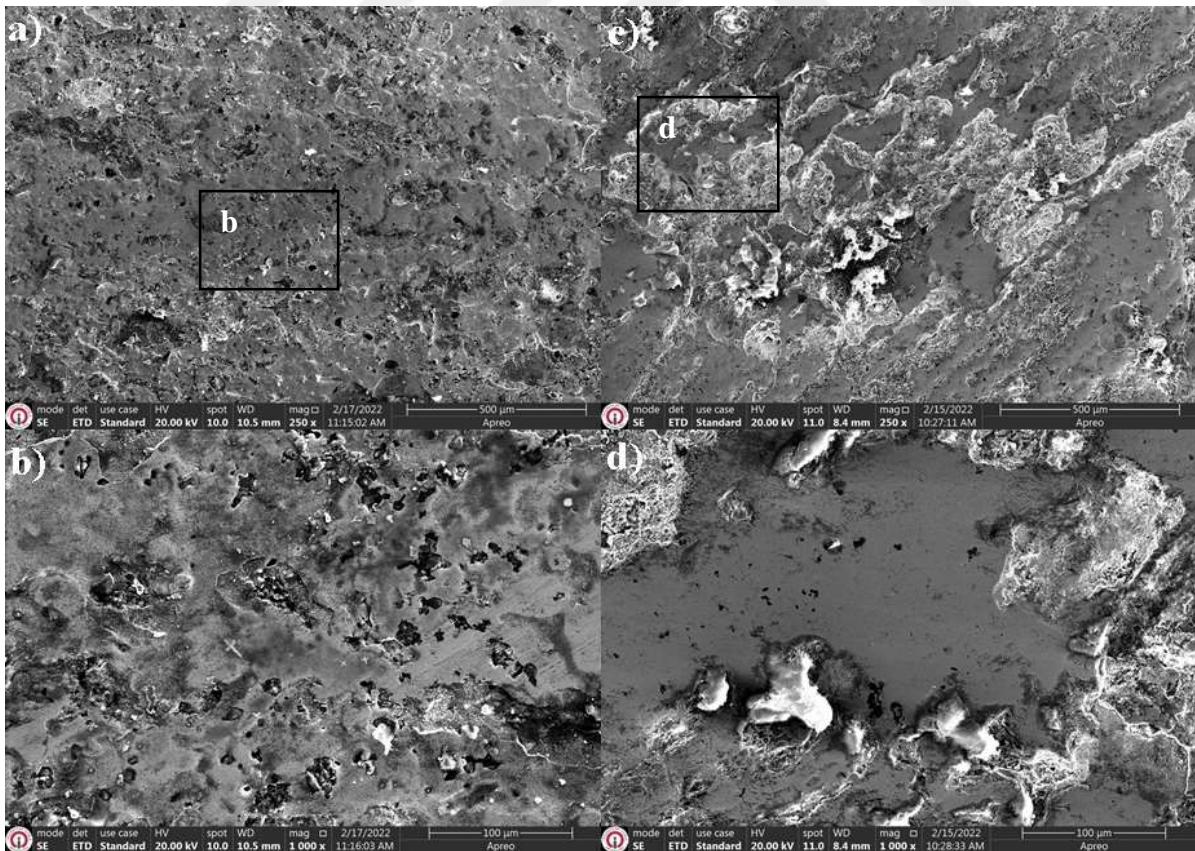
1000⁰C'de 6 saat NbC kaplanan numunede aslında aşınma mekanizmaları açısından 900⁰C'de 6 saat kaplanan numune ile bir farklılık yoktur. Kaplama özelliklerine bağlı olarak sınırlı bir değişimden bahsetmek mümkündür. Öncelikle kaplamanın daha sert ve aynı zamanda daha yüksek kırılma tokluğuna sahip olması onu aşınmaya karşı daha dirençli hale getirmiştir. Öncelikle yüzeydeki pürüzlerin temizlendiği ve yüzeyin daha pürüzsüz bir hale geldiği 100 m testi sonucunda (Şekil 8.29b'da) görülebilir. Bununla beraber az da olsa yüzeyden küçük küçük dökülmelerin başladığı alanlar vardır. Bu alanların da yine ara yüzeye yaklaşılması sebebiyle zayıf kalan ara yüzeyden dökülen kaplama kısımlarının olduğu söylenebilir. Ancak dikkat edilirse kaplamanın daha kalın ve daha dayanıklı olması sebebiyle önceki numuneye oranla bu dökülme alanlarının çok daha az olduğu görülebilir. Aşınma yolunun 250 m (Şekil 8.29d'de) olması ile aşınma mekanizmasının değişmediği ancak dökülme alanlarının arttığı ve pürüzsüz kaplama tabakasının oranının azaldığı söylenebilir. EDS analizlerinde Sp₃ noktasında %52,5 oranında tespit edilen Nb kaplama tabakasının hala daha yüzeyde bulunduğunu ispatlamaktadır. SP₂ ve SP₃ noktalarında Nb'nin yanında bulunan yüksek oranda (%15) Al tespit edilmiş olması aşınma hacim kayıplarındaki bulguları destekler niteliktedir. Çünkü sert ve kırılma tokluğu yüksek olan NbC tabakası aşındırıcı bilyaya karşı daha iyi direnç göstermiş, hatta bilyayı bir miktar aşındırmıştır.

Aşınma testine tabi tutulan 1100-2h numunesinin 100 m ve 250 m aşınma yol izi optik mikroskop görünümü Şekil 8.31’te verilmiştir.

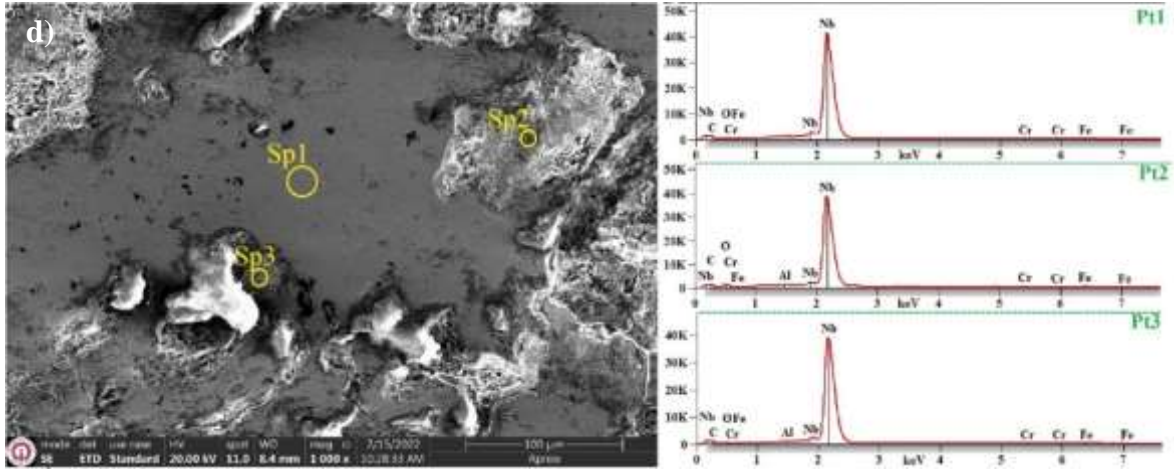


Şekil 8.31. 100 m ve 250 m aşınma testine tabi tutulan 1100-2h numunesinin aşınma izi optik mikroskop görünümü

Ayrıca 1100-2h numunesine ait 100 m ve 250 m (Şekil 8.32) aşınma testi sonrasında meydana gelen aşınma izi SEM görüntüleri ve EDS analizi (Şekil 8.33) verilmiştir.



Şekil 8.32. Aşınma testine tabi tutulan 1100-2h numunesinin a) 100 m (250x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (250x), d) 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü

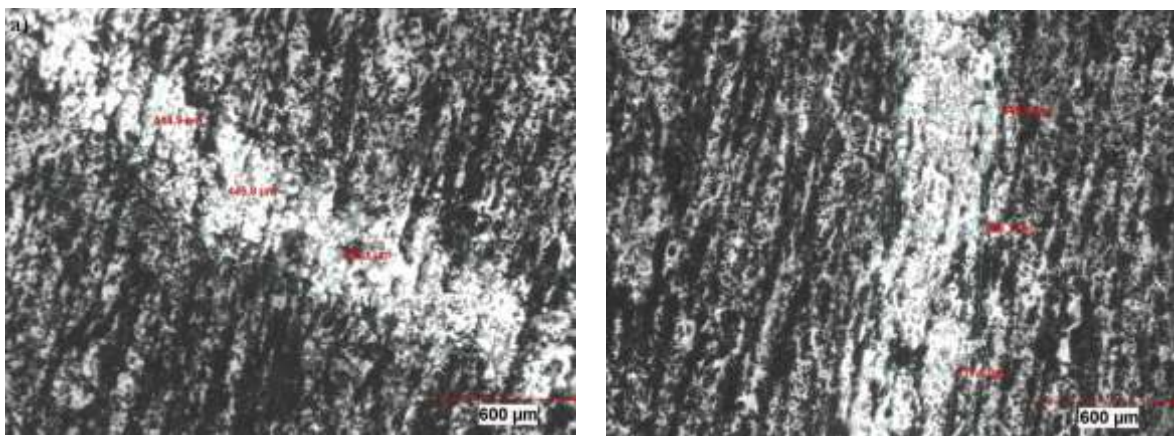


Şekil 8.33. Aşınma testine tabi tutulan 1100-2h numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS nokta analizi

Çizelge 8. 10. 250 m aşınma testine tabi tutulan 1100-2h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri

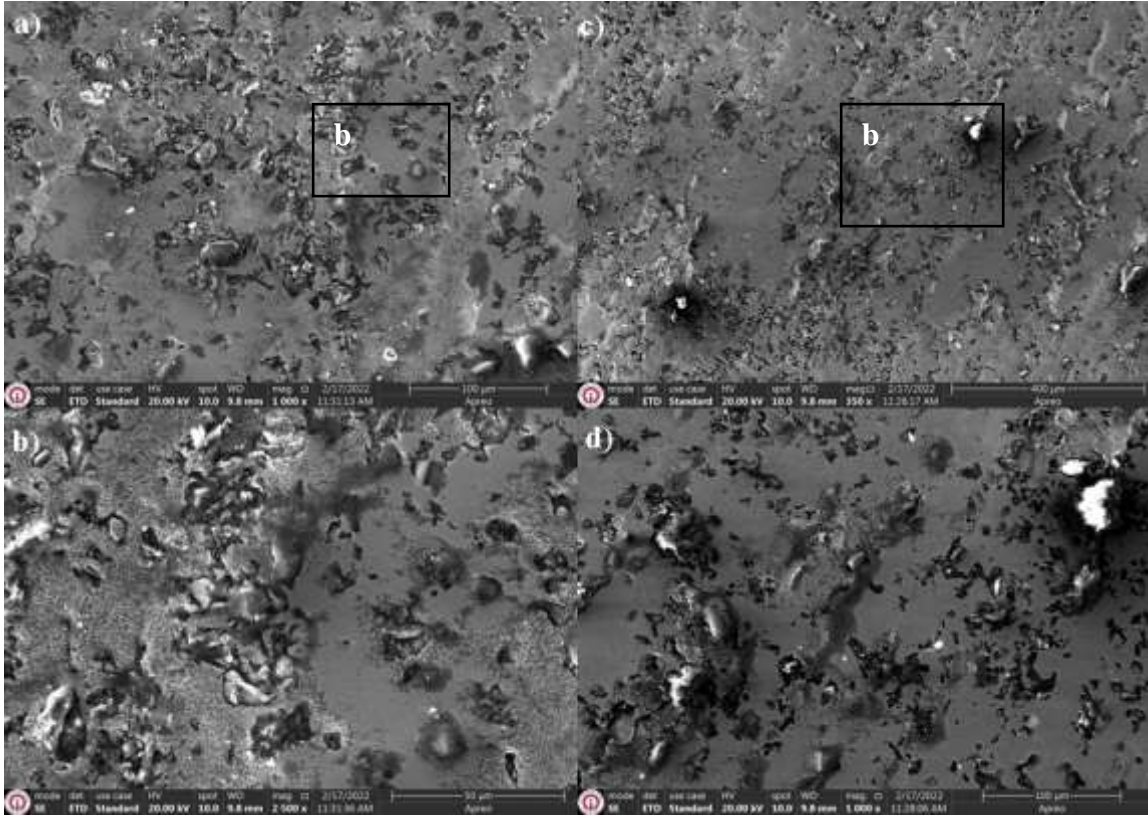
Atomik%	C-K	O-K	Al-K	Cr-K	Fe-K	Nb-L
Sp1	41,75±1,23	3,23±0,54	0,00±0,00	0,20±0,04	0,51±0,05	54,31±0,21
Sp2	25,41±0,95	34,94±0,61	0,55±0,06	0,40±0,03	1,23±0,08	37,47±0,15
Sp3	38,90±0,72	14,46±0,64	0,09±0,04	0,21±0,04	0,28±0,05	46,05±0,19

Aşınma testine tabi tutulan işlemsiz 1100-4h numunesinin 100 m ve 250 m aşınma yol izi optik mikroskop görünümü Şekil 8.34'te verilmiştir.

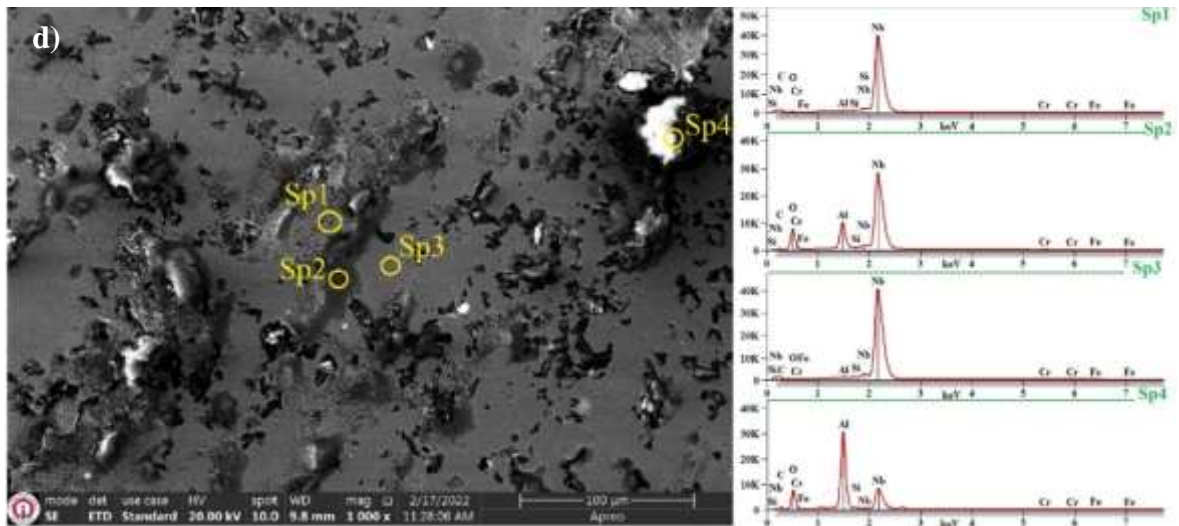


Şekil 8.34. 100 m ve 250 m aşınma testine tabi tutulan 1100-4h numunesinin aşınma izi optik mikroskop görünümü

Ayrıca 1100-4h numunesine ait 100 m ve 250 m (Şekil 8.35) aşınma testi sonrasında meydana gelen aşınma izi SEM görüntüleri ve EDS analizi (Şekil 8.36) verilmiştir.



Şekil 8.35. Aşınma testine tabi tutulan 1100-4h numunesinin a) 100 m (1000x), b) 100 m (2500x), c) 250 m (350x), d) 250 m (1000x), aşınma izi SEM görünümü

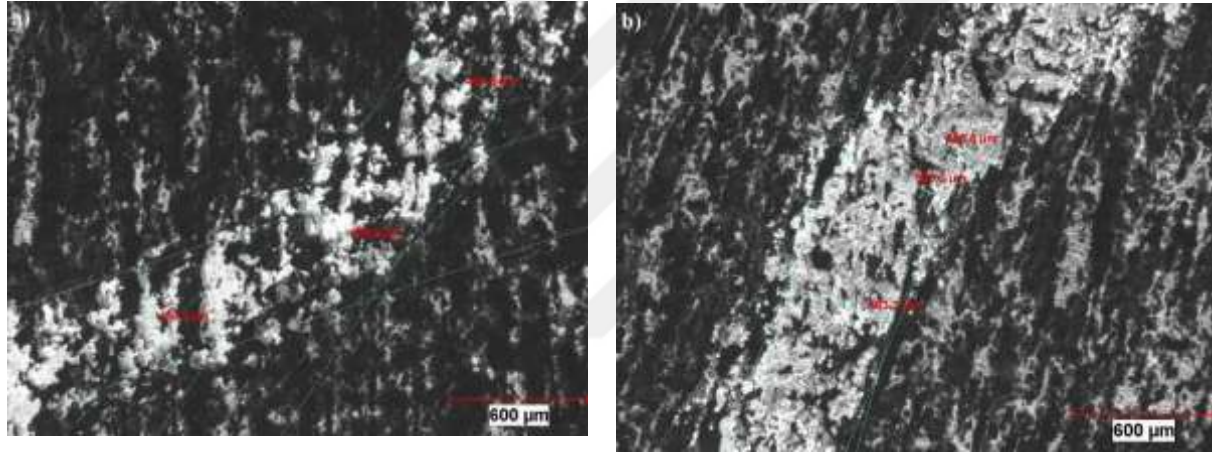


Şekil 8.36. Aşınma testine tabi tutulan 1100-4h numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS nokta analizi

Çizelge 8.11. 250 m aşınma testine tabi tutulan 1100-4h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri

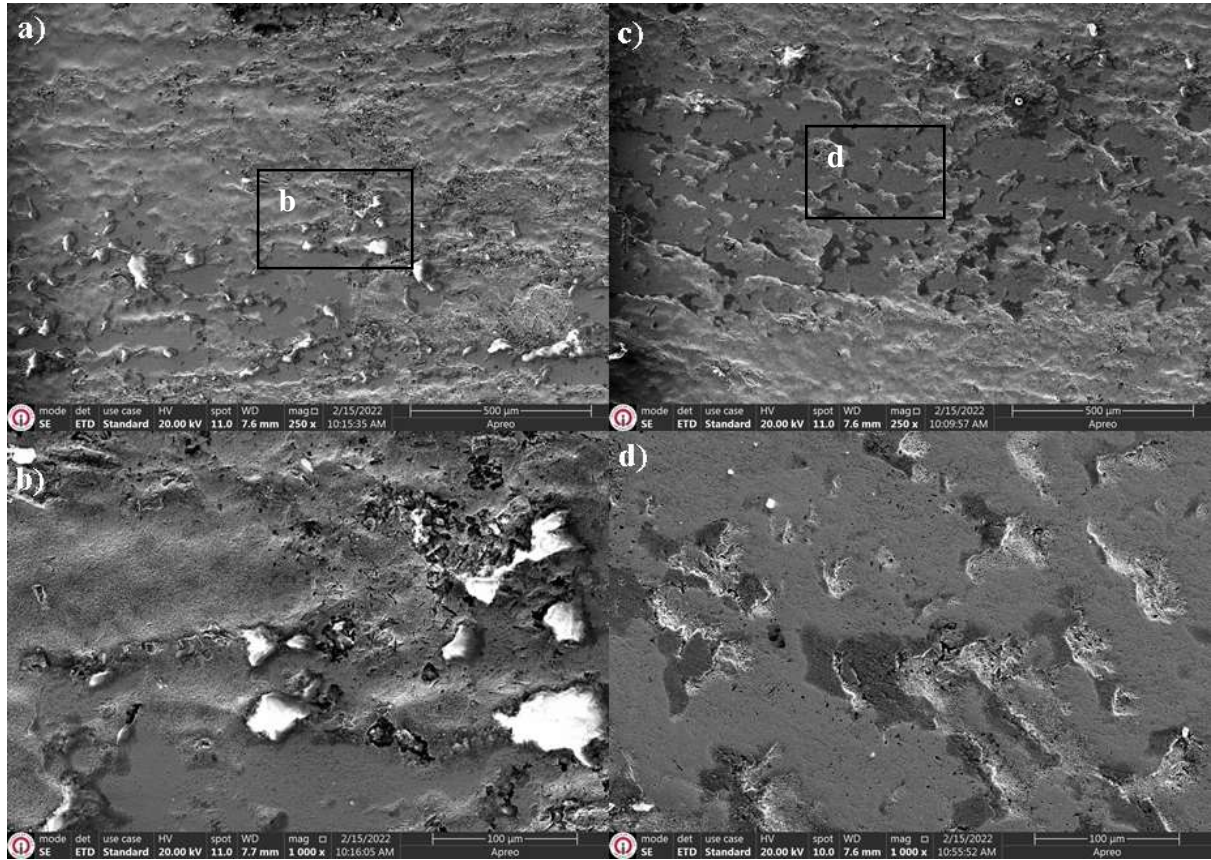
Atomik%	C-K	O-K	Al-K	Si-K	Cr-K	Fe-K	Nb-L
Sp1	42,59±1,01	10,07±0,47	0,01±0,03	0,38±0,03	0,23±0,04	0,31±0,04	46,40±0,18
Sp2	0,73±0,38	75,13±0,46	7,64±0,05	0,00±0,00	0,11±0,02	0,16±0,02	16,23±0,07
Sp3	35,40±1,14	7,96±0,52	0,17±0,04	0,10±0,04	0,09±0,04	0,14±0,05	56,15±0,22
Sp4	14,04±0,39	58,83±0,35	21,49±0,09	0,00±0,00	0,04±0,01	0,26±0,03	5,34±0,04

Aşınma testine tabi tutulan işlemsiz 1100-6h numunesinin 100 m ve 250 m aşınma yol izi optik mikroskop görünümü Şekil 8.37’de verilmiştir.

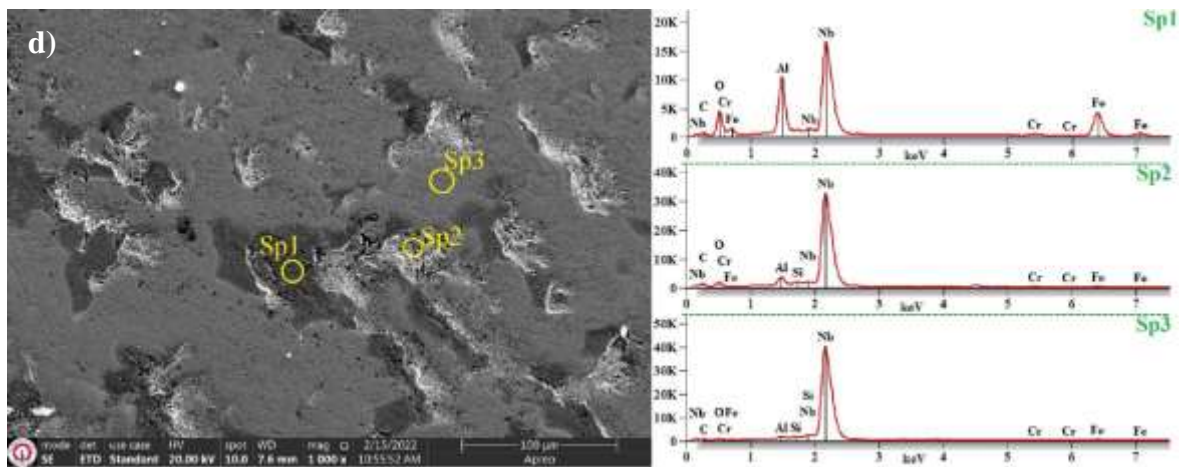


Şekil 8.37. Aşınma testine tabi tutulan 1100-6h numunesinin aşınma yol izi optik mikroskop görünümü a) 100 m, b) 250 m

Ayrıca 1100-6h numunesine ait 100 m ve 250 m (Şekil 8.38) aşınma testi sonrasında meydana gelen aşınma izi SEM görüntüleri ve EDS analizi (Şekil 8.39) verilmiştir.



Şekil 8.38. Aşınma testine tabi tutulan 1100-6h numunesinin a) 100 m (250x), b) 100 m (1000x), c) 250 m (250x), d) 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü



Şekil 8.39. Aşınma testine tabi tutulan 1100-6h numunesinin 250m (1000x), aşınma izi SEM görünümü ve EDS nokta analizi

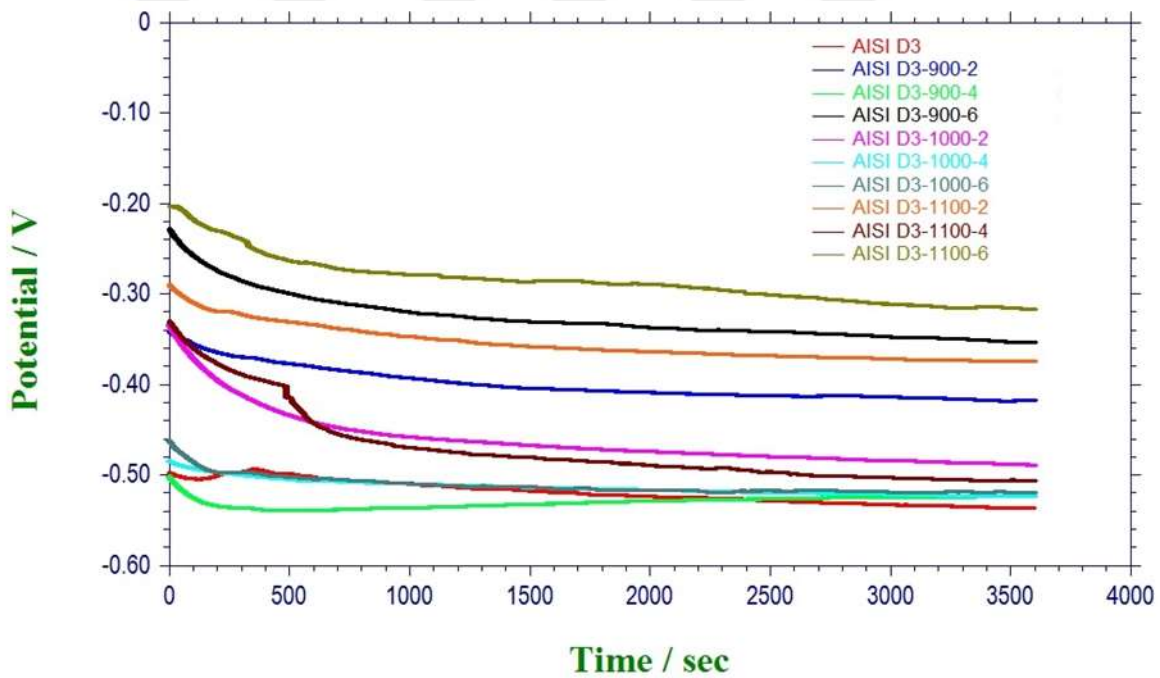
Çizelge 8.12. 250 m aşınma testine tabi tutulan 1100-6h numunesinin aşınma izi üzerinden alınan bölgelerin kimyasal içerikleri

Atomik%	C-K	O-K	Al-K	Si-K	Cr-K	Fe-K	Nb-L
Sp1	6,08±0,57	57,74±0,48	12,95±0,09	0,00±0,00	0,57±0,04	8,65±0,08	14,00±0,07
Sp2	25,07±0,79	37,14±0,52	4,32±0,09	1,59±0,09	0,32±0,05	0,77±0,03	30,79±0,13
Sp3	19,84±1,15	28,81±0,71	1,00±0,05	0,85±0,11	0,15±0,04	1,00±0,05	48,34±0,19

1100°C'de 6 saat kaplanan ve en yüksek kaplama kalınlığına ve sertliğine sahip numunenin 100 ve 250 m aşınma testi sonucunda meydana gelen aşınmış yüzey görüntüleri Şekil 8.39'da verilmiştir. Diğer numunelere göre çok daha farklı bir aşınmış yüzey görüntüsü söz konusudur. Kaplama tabakası uzun mesafeli test sonucunda bile yüzeyde varlığını korumaktadır. Bunun EDS analizlerinde görülen yüksek orandaki Nb ile açıklamak mümkündür. Kaplamanın yüzeyde hala bütünsel şekilde bulunması yüksek NbC tabaka kalınlığı ile ilişkilendirilebilir. Aşınma testinin başlaması ile yüzeylerde bulunan pürüzlerin ve süreksizliklerin temizlenmesi başlamıştır. Devamında ise tekrarlı yükler ve lokal ısıl artışlarına bağlı olarak yüzeylerde oksitlenmiş bölgeler oluşmuştur. Oksitlenen bölgelerde dikkat edilirse pul pul şeklinde dökülmeler mevcuttur. Diğer kaplamalarda altlığa ulaşıldığı için aşınma testinin sonucunda başka aşınma mekanizmaları söz konusudur. Ancak buradan da yaklaşık olarak diğer kaplamalarda kaplama kaldırılmadan önce meydana gelen aşınma mekanizmalarının görmek mümkündür. Aynı şekilde numuneler üzerinde NbC kaplamaların varlığı sürdürdüğü görülmektedir.

8.6. Elektrokimyasal Korozyon Test Davranışları

Elektrokimyasal korozyon testlerinde, banyo içerisinde meydana gelen anodik ve katodik reaksiyonların oluşturmuş olduğu açık devre potansiyeli (OCP) ve bunlara ait potansiyel grafik eğrilerinin (Tafel extrapolasyon) korozyon dirençlerinin belirlenmesi amacıyla % 3,5 NaCl çözeltisi içerisinde, işlemsiz AISI D3 soğuk iş takım çeliği ve NbC kaplamalarına uygulanmıştır. Sistemin %3,5 tuzlu su içerisindeki denge potansiyelini ölçmek amacıyla 3600 sn boyunca açık devre potansiyeli sonuçları Şekil 8.40'ta gösterilmektedir. Tafel extrapolasyon eğrilerinin oluşturmuş olduğu E_{cor} (korozyon potansiyeli), I_{corr} (korozyon akım yoğunluğu) ve korozyon hızı değerleri Şekil 8.41'de ve Çizelge 8.13'te listelenmektedir.

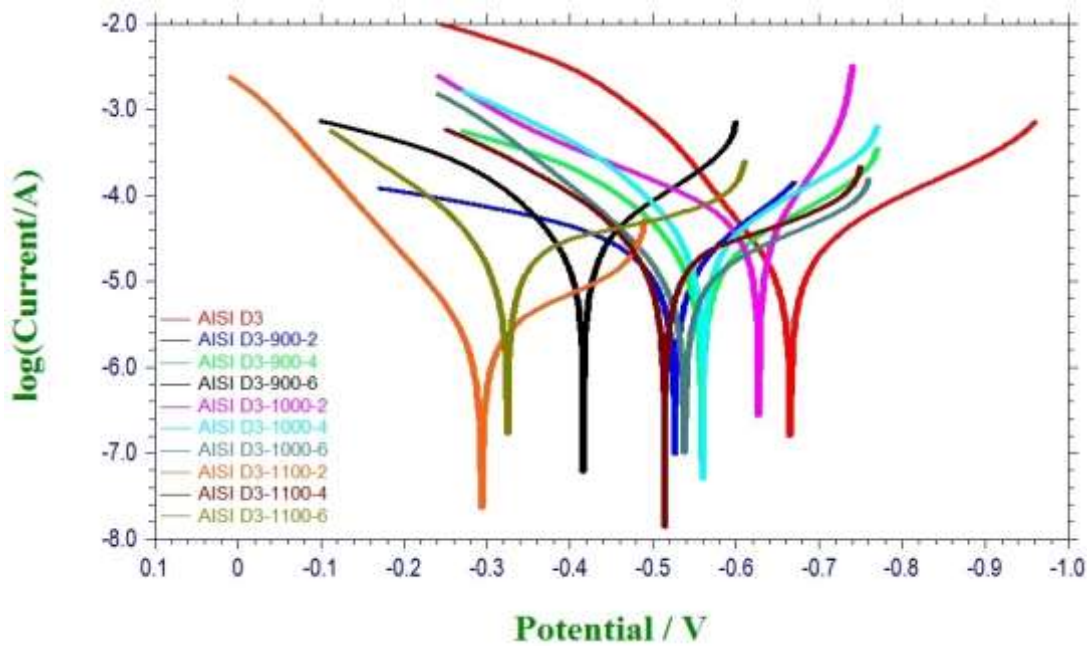


Şekil 8.40. İşlenmemiş AISI D3 ve NbC kaplamalarına ait %3,5 NaCl solüsyonu içerisindeki OCP grafikleri

Korozyon reaksiyonları, kaplama üzerinde mevcut mikro veya makro düzeyde çatlak, çapak veya safsızlık gibi bazı heterojen yapıların oluşturduğu bölgelerde oluşan potansiyel fark neticesinde kendiliğinden akım üreten galvanik bir pil sistemi olarak düşünülebilir. Meydana gelen potansiyel fark neticesinde farklı yüzeylerde oluşan katot ve anot reaksiyonlarını oluşturan bileşenlerin iletken bir sıvı içerisinde taşıyıcı iyonlar (Na^+Cl^- v.b.) aracılığıyla elektron değişimi neticesinde meydana gelen oksidasyon ve redüksiyon

reaksiyonlarıdır [99]. Meydana gelen anodik reaksiyonlar (denklem 5.1) neticesinde metal elektron vererek iyon halinde çözeltilmeye geçmektedir. Katot reaksiyonlarında (denklem 5.2) ise suda ki çözülmüş oksijenin, elektron alarak hidroksil iyonu haline dönüşmesi ile gerçekleşir.

Denge potansiyeli bize kaplama tabakasının korozyona ne kadar direnç eğiliminin olduğunu ifade etmektedir. Çözeltinin korozif bir özellik taşıması durumunda OCP test değerleri negatif tarafa doğru yönelim göstermektedir. %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde, herhangi bir akım geçirmeden sistemin denge potansiyelini tespit etmek amacıyla çalışma parçalarının açık devre potansiyel (OCP) sonuçları Şekil 8.40'ta gösterilmektedir. Tüm durumlarda, eğrilerin şekilleri benzerlik göstererek ilk 400 saniyelik daldırma sırasında, OCP zamanla önemli ölçüde azaldı ve sonra durağan bir duruma ulaştı. Isıl işlem sıcaklığı ile OCP değerleri artmış ve bazı potansiyel geçişler gözlenmiştir. İşlemsiz AISI D3 numunesin -0.50 V değerinden başlayarak, -0.52 V değerinde tamamlandığı görülmektedir. İşlemsiz iş parçası referans alınarak çeşitli parametrelerde elde edilen kaplamaların tamamının potansiyel değerlerinin daha soy (noble) bir yüzey olarak nitelendirilen pozitif değere daha yakın olduğu görülmektedir. Kaplamalar arasında ki en iyi korozyon direnç eğilimi -0.20 & -0.30 V potansiyel değeri ile 1100 °C'de 6 saat işlem gören numune üzerinde elde edilmiştir. Elde edilen kaplama parametrelerinde, görüldüğü üzere 1100-6, 900-6 ve 1100-2 numuneleri diğer parametre değerlerine oranla korozyon direnç eğilimleri daha yüksek olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 8.41. İşlenmemiş AISI D3 ve NbC kaplamalarına ait %3,5 NaCl solüsyonu içerisindeki Tafel ekstrapolasyon sonuçları

Çizelge 8.13. Farklı niyobyumlama proses parametrelerine bağlı OCP ve Tafel eğrilerinden elde edilen veriler

İşlem Parametreleri	Solüsyon	E_{corr} (V)	I_{corr} (A)	Korozyon Oranı (gr/h)
900-2	3,5% NaCl	-0,418	$6,446 \times 10^{-6}$	$2,525 \times 10^{-6}$
900-4		-0,571	$5,966 \times 10^{-6}$	$2,337 \times 10^{-6}$
900-6		-0,416	$2,744 \times 10^{-5}$	$11,47 \times 10^{-6}$
1000-2		-0,627	$2,661 \times 10^{-5}$	$10,43 \times 10^{-6}$
1000-4		-0,560	$2,973 \times 10^{-5}$	$11,65 \times 10^{-6}$
1000-6		-0,538	$1,104 \times 10^{-5}$	$4,33 \times 10^{-6}$
1100-2		-0,294	$2,556 \times 10^{-6}$	$1,001 \times 10^{-6}$
1100-4		-0,514	$2,082 \times 10^{-5}$	$8,156 \times 10^{-6}$
1100-6		-0,325	$2,379 \times 10^{-5}$	$9,321 \times 10^{-6}$
AISI D3		-0,665	$1,343 \times 10^{-5}$	$14,03 \times 10^{-6}$

Tafel extrapolasyon eğimlerinden yola çıkılarak anodik (β_{α}) ve katodik (β_{c}) Tafel eğrilerinin kesişimlerinin yaptığı açığa bağlı olarak Stern-Geary eşitliği (denklem 8.1) [16] ile Çizelge 8.13'teki değerler elde edilmiştir. E_{corr} (Korozyon potansiyeli) I_{corr} (korozyon akım yoğunluğu) bize NbC kaplamalara ait korozyon dirençleri hakkında bilgi vermektedir.

$$R_p = \frac{\beta_{\alpha} \cdot \beta_c}{2.303 \cdot (\beta_{\alpha} \cdot \beta_c) I_{corr}} \quad 8.1$$

Tafel eğrileri bize iş parçası üzerinde, Şekil 8.41'de gösterildiği gibi ortam koşullarına bağlı olarak malzeme yüzeyinde koruyucu bariyer görevi gören ve yüzey tabakasının bağ yapma enerjisini düşüren kaplamaların işlemsiz iş parçasına kıyasla korozyon dirençlerini göstermektedir. Çizelge 8.13'ten yola çıkarak -0.665 potansiyele sahip, $1,403 \times 10^{-5}$ gr/h

korozyon oranı ile işlemsiz numuneye kıyasla, en iyi korozyon direncine -0.294 potansiyele sahip, 1.001×10^{-6} gr/h korozyon oranı ile 1100-2h numunesinde elde edilmiştir. 1100-2h iş parçasının işlemsiz numuneye oranla 14 kat korozyon direncinin iyileştirdiği tespit edilmiştir. Şekil 8.41'de gösterilen mevcut Tafel eğrilerinde, Şekil 8.40'ta elde edilen korozyon direnç eğilim değerlerine paralel olarak 900-2h (-0.418 V - 2.525×10^{-6}) ve 900-4 (-0.571 V - 2.337×10^{-6}) numuneleri de diğer parametrelere oranla daha iyi sonuçlar elde edilmiştir. Elde edilen sonuçların kendi sıcaklık parametrelerinde sabit sıcaklıkta, sadece süre değişkenine göre değerlendirdiğimizde işlem süresinin arttırılması neticesinde malzemelerin korozyon dirençlerinin düştüğü gözlemlenmiştir. Ancak 1000-6h numunesi diğerlerinden farklı olarak korozyon direncinde iyileşme gözlemlenmiştir. Bu durum NbC tabakasının difüze olma miktarı ve doğrudan Nb miktarına atfedilebilir. Ortamdaki serbest H_2 miktarının korozyonu ciddi bir şekilde arttırdığı [118] ve Niyobyum içeren çökeltilerin hidrojen tutucu özelliği dolayısıyla hidrojen geçirgenliğini engelledikleri bilinmektedir [119]. Benzer sonuçlar Li ve arkadaşlarının nanoboyutlu NbC çökeltilerinin %3,5 NaCl çözeltisinde yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliğin elektrokimyasal korozyon davranışı üzerindeki etkisini araştırdıkları çalışmada da görülmüştür [120].

Literatür çalışmaları içerisinde benzer test koşulları altında yapılan potansiyodinamik polarizasyon test sonuçları incelenmiştir. NbC kaplamalar üzerine yapılan çalışmalarda; OrjuelaG. [12] 1045 çeliği üzerine, Nb oranının çeşitli konsantrasyonlarıyla (% 8, 12, 16, 22) elde ettiği NbC kaplamalarında ferronyobyum yüzdesinin arttıkça korozyon akımının biraz azalma eğiliminde olduğunu belirtmiştir. Bunun nedeninin, reaksiyon ortamındaki ferroalyaj miktarındaki artışla gözenekliliğin hafifçe azalma eğiliminde olduğunu bunun da onları daha kompakt ve ince hale getirdiğini rapor etmişlerdir. Ayrıca en iyi korozyon direncini ise 1.63×10^{-6} olarak %8 Nb oranında elde etmişlerdir.

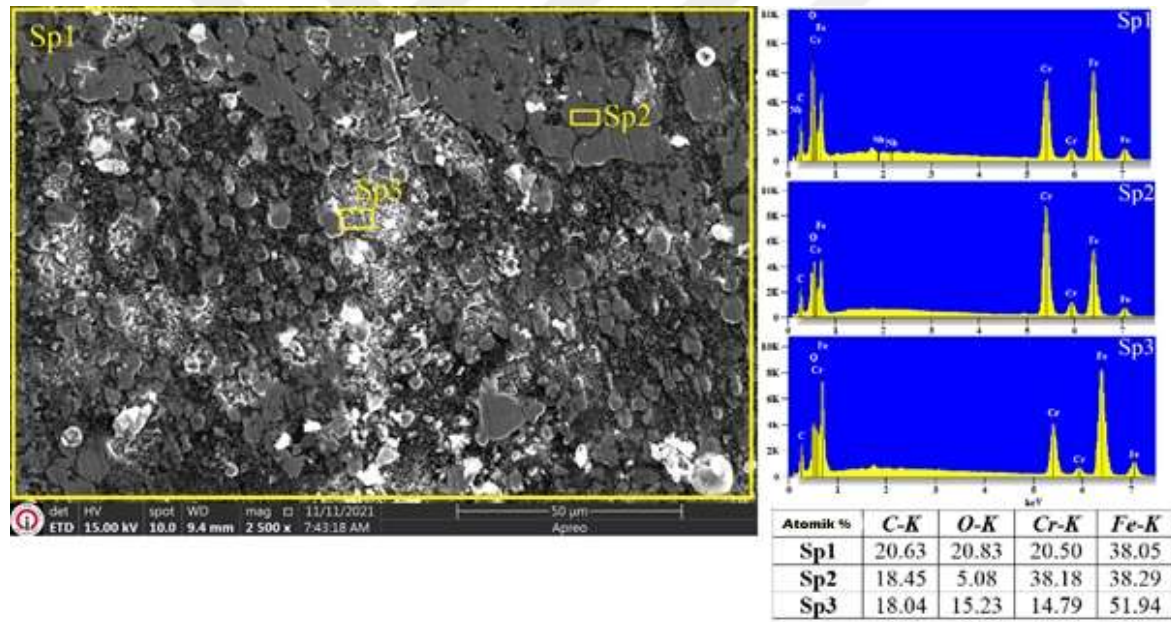
Nieto ve ark. sıvı ergimiş borax ($Na_2B_4O_7$) banyosu kullanarak H13 takım çeliği üzerine farklı oranda elde ettiği NbV, VC ve NbC kaplamalarını oluşturmuşlardır. Yazarlar en iyi korozyon direncini NbC kaplamalar ile ($I_{cor} 3.07 \times 10^{-7}$) elde etmişlerdir. Bunun nedeni ise kaplama yüzeyinde oluşan Nb_2O_5 oksit tabakasının oluşturmuş olduğu doğal koruma katmanı olduğunu rapor etmişlerdir [121].

Güven A. ve ark. [57] ise dökme demirler üzerinde oluşturmuş oldukları Cr-V-C kaplamalarının % 3.5 tuzlu çözeltisi içerisinde en iyi korozyon oranını 1.38×10^{-6} olarak tespit etmişlerdir. Yazarların yapılan diğer bir çalışmasında [108] ise TiC kaplamalarının korozyon dirençlerinin 3.36×10^{-6} olarak elde etmişlerdir. Bu sonuçlar ile NbC

kaplamalarının elde edilen korozyon değerlerinin literatür çalışmalarını desteklediği tespit edilmiştir. Ayrıca NbC kaplamalarının CrC, TiC veya VC kaplamalarının korozyon direnci bakımından alternatifleri olabileceği veya yerlerini alabileceğini göstermektedir.

8.7. Elektrokimyasal Korozyon Testi Sonrası SEM ve EDS Analizleri

Şekil 8.42, NbC kaplamadan (çeşitli sıcaklıklarda gerçekleştirilen) ve işlenmemiş AISI D3 soğuk iş takım çeliği numunelerinden, ağırlıkça %3.5 NaCl çözeltisi içinde elektrokimyasal korozyon testine tabi tutulduktan sonra elde edilen SEM görüntülerini ve EDS analizini göstermektedir.

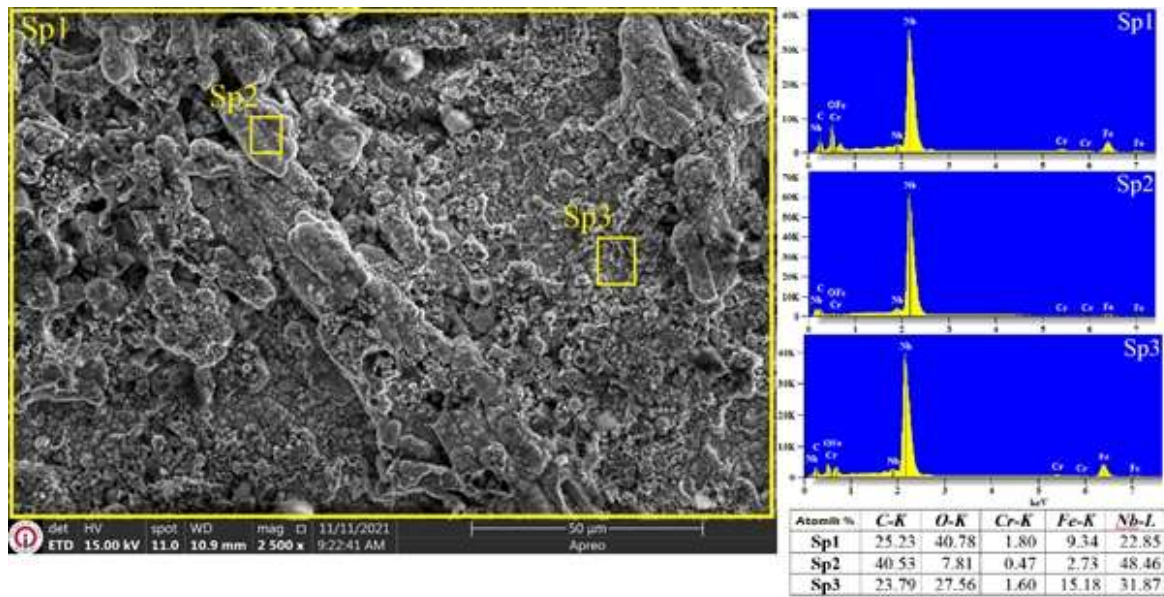


Şekil 8.42. %3,5 NaCl çözeltisi içinde elektrokimyasal korozyon testine maruz bırakılan işlenmemiş AISI D3 numunesinin SEM yüzey görünümü ve EDS analizi.

Korozyona uğramış işlemsiz AISI D3 numunesinin SEM resmi incelendiğinde bazı bölgelerin diğer bölgelere göre daha yüksek oranda korozyona uğradığı görülmektedir. Bu durum, Şekil 8.1’de verilmiş olan SEM resminde görüldüğü üzere, AISI D3 çeliğinin perlit, kalıntı östenit, temperlenmiş martenzit ve MC karbürleri gibi birbirinden farklı kimyasal yapıya sahip olmasının sonucudur. Çünkü farklı faz yapılarına sahip bölgelerin 3,5 NaCl çözeltisine karşı korozyon tepkileri farklı olacaktır. Nitekim alınan EDS analizlerinde bu husus belirgindir. Şöyle ki: %38 Cr, %38 Fe ve %18 C içermesi

dolayısıyla MC bölgesi olduğu düşünülen Sp_2 bölgesinde %5 civarında O_2 tespit edilmiş iken Sp_2 bölgesine göre nispeten daha fazla korozyona uğramış Sp_3 bölgesinde ise daha düşük miktarda Cr içeriği ve daha yüksek oranda Fe ve O_2 tespit edilmiştir. EDS analizlerinde Fe, Cr ve O_2 tespit edilmiş olması ise korozitif ürünlerin FeO ve CrO şeklinde meydana geldiği ileri sürülebilir.

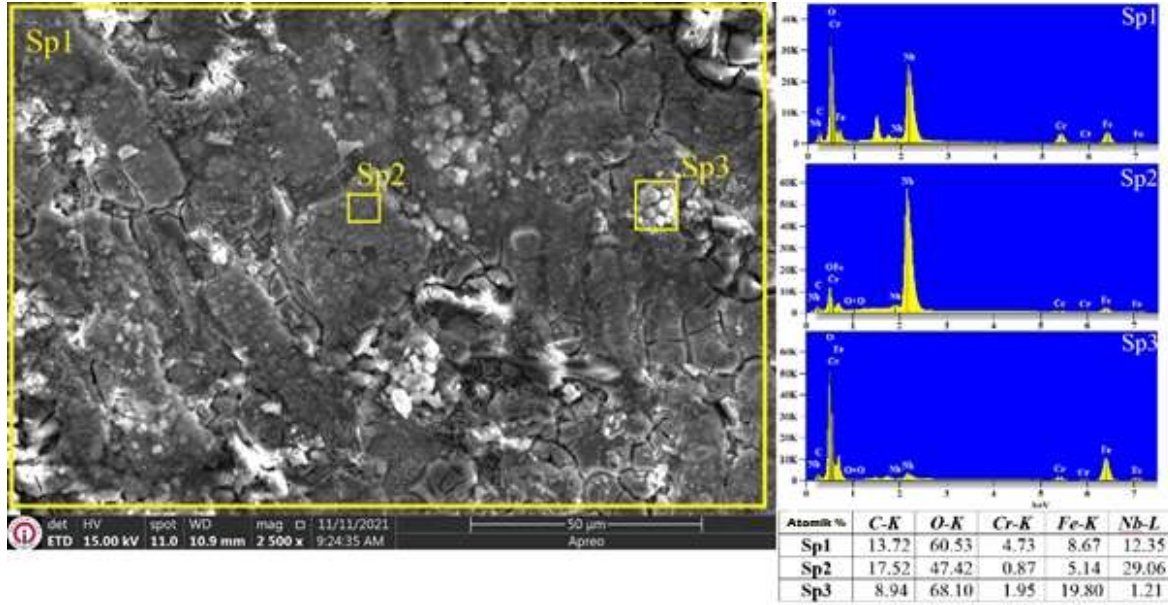
Korozyona uğramış 900-2 saatlik numunenin tüm yüzeyinin (Sp_1) ve sarı anahatlı dikdörtgen bölgelerinin (Sp_2 ve Sp_3) EDS analizleri Şekil 8.43'te gösterilmektedir.



Şekil 8.43. %3,5 NaCl çözeltisi içinde elektrokimyasal korozyon testine maruz bırakılan 900-2h numunesinin SEM yüzey görünümü ve EDS analizi.

900-2h numunesinin korozyona uğrayan yüzeyi incelendiğinde yüzeyin birçok gözenekten oluştuğu görülmektedir. Yüzeydeki porlar korozyon hasarlarından ziyade 900-2h numunesinde NbC kaplama sonrası bu numunede elde edilen yüksek yüzey pürüzlülük değerlerinin bir sonucudur. Çünkü, yüzey üzerinden alınan EDS noktalarının tamamında yüksek oranda Nb (%22,85-48,46) ve C (23,79-25,23) tespit edilirken Fe ve Cr oranları ise düşük miktarda tespit edilmiştir. Dolayısıyla, EDS sonuçları ve Çizelge 8.13'deki korozyon sonuçlarına bakılarak NbC kaplama tabakasının yüzeyde varlığını sürdürdüğünü göstermektedir.

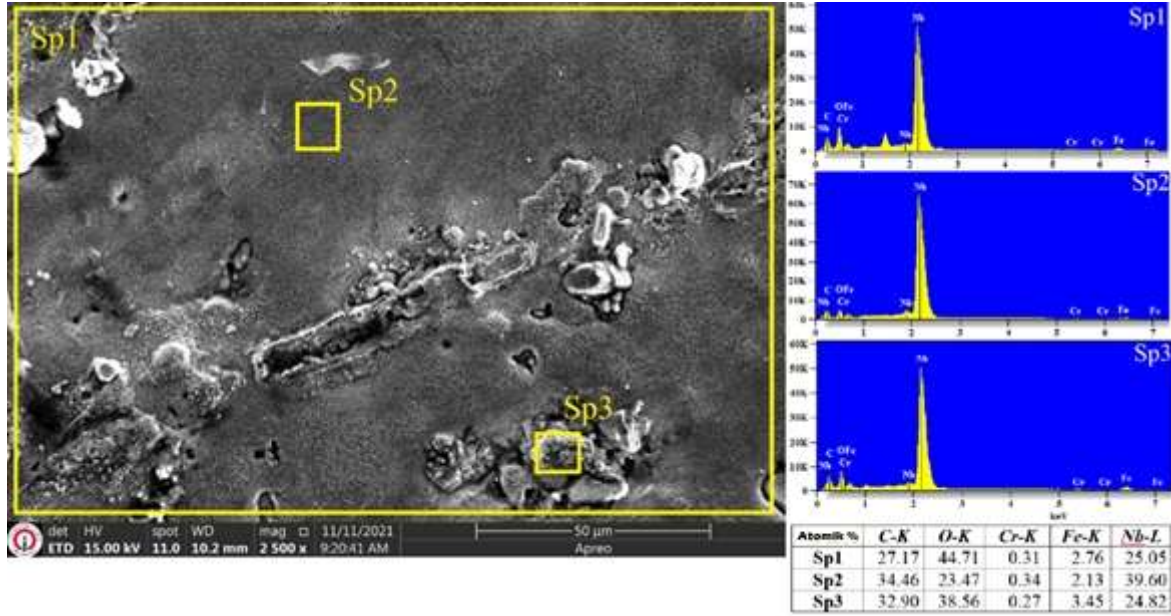
Korozyona uğramış 1000-4 saatlik numunenin tüm yüzeyinin (Sp_1) ve sarı çerçeveli dikdörtgen bölgelerinin (Sp_2 ve Sp_3) EDS analizleri Şekil 8.44'te gösterilmektedir.



Şekil 8.44. %3,5 NaCl çözeltisi içinde elektrokimyasal korozyon testine maruz bırakılan 1000-4h numunesinin SEM yüzey görünümü ve EDS analizi.

Şekil 8.44 incelendiğinde 1000-4h numunesi yüzeyinde diğer numunlere göre daha fazla korozyona uğradığı açık bir şekilde görülmekte olup, yüzey görünümü Çizelge 8.13'teki korozyon kayıpları sonuçları ile uyumludur. %3,5 NaCl çözeltisi yüzeydeki çatlaklardan alt tabakaya doğru nüfuz ederek lokal bölgelerde çatlak korozyonu mekanizmasına neden olduğu açık bir şekilde görülmektedir. Bu durum alınan EDS analizlerinin farklı kimyasal oranların tespit edilmiş olması ile de doğrulanmıştır. Nitekim, 1000-4h numunesinin genel EDS analizini gösteren Sp₁'de atm. olarak %12.35 Nb, %13.72 C ve %60 O₂'den oluşmuş iken Sp₃ bölgesinde ise Nb oranı sadece 1.21 olup bu bölgede %19.80 Fe tespit edilmiştir. Bu durum 1000-4h numunesinde NbC kaplama tabakasının Sp₃ bölgesinde varlığını sürdürmediğini göstermektedir. Bölgeler arasındaki bu potansiyel fark, galvanik korozyon mekanizmasının reaksiyon bileşenleri arasındaki korozyon miktarını arttırmakta ve 1000-4h numunesinin korozyon hızını arttırarak daha düşük korozyon direnci sağlamasına neden olmuştur.

Korozyona uğramış 1100-2 saat numunesinin tüm yüzeyinin (Sp₁) ve sarı çerçeveli dikdörtgen bölgelerinin (Sp₂ ve Sp₃) EDS analizleri Şekil 8.45'te gösterilmektedir.



Şekil 8.45. %3,5 NaCl çözeltisi içinde elektrokimyasal korozyon testine maruz bırakılan 1100-2h numunenin SEM yüzey görünümü ve EDS analizi.

EDS analizleri incelendiğinde korozyon testi sonuçlarına göre en iyi korozyon direncini sağlayan 1100-2h numunesinin genel yüzeyinin büyük oranda Nb, C ve O₂'den oluştuğu buna karşın Cr ve Fe oranlarının ise çok düşük olduğu görülmüştür. 1100-2h numunesi üzerinden alınan EDS noktalarının Sp₁ (27.17 C, 25.05 Nb, 44.71 O), Sp₂ (34.46 C, 39.60 Nb, 23.47 O), Sp₃ (32.90 C 24.82 Nb, 38.56 O)'dan oluştuğu tespit edilmiştir. Dolayısıyla yüzeyde NbC kaplama tabakasının varlığını sürdürdüğü yanında NbO yapısının da oluştuğu ifade edilebilir. Benzer bulgular Amaya et al. (2018) tarafından gri dökme demir üzerine uygulanan NbC kaplamaların palm biodiesel korozitif ortamlarındaki maruziyetlerinde de gözlemlenmiştir. Yazarlar yüzeyde NbC kaplamalarla beraber tane sınırlarında NbO, NbO₂ ve Nb₂O₅ oluştuğu ve bu oluşumların da korozyon direncini iyileştirdiği bildirilmiştir [12,28].

9. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

9.1. SONUÇLAR

NbC kaplamalar, termoreaktif toz paket difüzyonu ile AISI D3 soğuk iş takım çeliği üzerinde gerçekleştirilmiştir. Kaplamaların mikroyapı, mikrosertlik, kırılma tokluğu, yapışma, sürtünme davranışı, aşınma davranışı ve korozyon direncinin karakterizasyonu incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar aşağıda kısaca verilmiştir.

1. Karbonun substrattan yüzeye difüzyonu, NbC kaplamalarının oluşumunda ve NbC kaplamalarının büyümesinin sürdürülmesinde baskın bir rol oynamaktadır.
2. AISI D3 çeliği üzerine TRD yöntemi ile 8,75-17,10 µm kalınlığında NbC kaplamalar üretilmiştir. Elde edilen NbC kaplama tabakaları 1586-2536 HV sertlik değerine sahip olmakla beraber AISI D3 çeliğine kıyasla 5,65 kat sertlik artışı sağlanmıştır. Kaplamalar sürekli, yoğun, yüzeyde hatasız ve altlık ile mükemmel metalurjik bağa sahiptir.
3. Niyobyumlama işlem sıcaklığı ve süresi, hem NbC kaplama tabakaları hem de altlık malzemesinin mikro yapısı üzerinde etkilidir. Niyobyumlama sıcaklığı ve süresi, kaplama tabakalarının kalınlık ve sertlik değerlerinde artışa neden olurken, kırılma tokluğu değerlerinde herhangi bir korelasyon bulunmamıştır. Kırılma tokluğu değerleri, kaplama tabakalarındaki C/Nb oranlarına ve substrat malzemedeki MC karbürlerin boyutuna göre değişiklik göstermiştir.
4. NbC kaplamalar, işlenmemiş AISI D3 çeliğine kıyasla daha düşük bir aşınma oranı ve hacim kaybı sergilemiştir. Bu sonuçlara göre, NbC kaplamaların daha yüksek bir aşınma direncine sahip olduğu ve takım çeliklerinde yaygın olarak kullanılan AISI D3 çelik yüzeyinin tribolojik uygulamalarını iyileştirdiğini göstermektedir. NbC kaplamaların aşınma direnci, NbC kaplamaların sertliğine, kırılma tokluğuna ve yüzey pürüzlülüğüne göre değişmektedir ve bu parametrelerden en etkili olan parametre NbC kaplamaların kırılma tokluğu değeridir. Aşınmış numunelerin yüzey morfolojileri, işlem görmemiş numunede aşınma mekanizmasının abrasiv aşınma olduğunu, NbC kaplı numunelerde ise oksidatif destekli adeziv aşınmanın baskın aşınma mekanizması olduğunu ortaya koymuştur.
5. Elektrokimyasal korozyon test sonuçları, seramik bazlı NbC kaplamaların kimyasal olarak çelik substrattan daha az reaktif olması nedeniyle, kaplanmış tüm numunelerin işlenmemiş AISI D3 çeliğinden daha iyi korozyon direnci sergilediğini göstermiştir. NbC

kaplamaların AISI D3 çeliği korozyon direncinde 14 kata kadar iyileştirme sağlanmıştır. Bu nedenle NbC kaplamaların kesici takım imalatında yaygın olarak kullanılan AISI D3 çeliği üzerinde koruyucu tabaka olarak kullanılabilceği gösterilmiştir. Niyobyumlama işlem sürelerinin artması ve sıvının difüzyon bölgesindeki O₂ bölgelerine nüfuz etmesi nedeniyle kaplamaların gözenekliliğinin artması sonucu NbC kaplamaların korozyon direnci azalmıştır.

9.2. ÖNERİLER

Yapılan bu çalışmada, AISI D3 soğuk iş takım çeliği yüzeyi üzerinde oluşturulan NbC kaplamaların 200°C altı sıcaklıklarda, korozif ve aşındırıcı ortamlarda kullanılmasının takım ömrünün ve çalışma performansını arttırdığı tespit edilmiştir. Bununla beraber, NbC kaplamaların bilinen özelliklerinin yanında farklı ortam koşullarında da malzeme performansına ve ömrüne olumlu katkı yaptığı bilinmektedir. Bu nedenle sonraki çalışmalarda bu alanda, aşağıdaki çalışmalar yapılabilir:

1. Nb/C faz diyagramında NbC'nin 3600 °C sıcaklıklara kadar yapı bütünlüğünü koruduğu bilinmektedir. Bu amaçla havacılık ve uzay alanlarında yüksek sıcaklığı absorbe edebilecek, ısı geçişlerinde dayanım istenen bölümlerde NbC kaplamalar veya türevindeki alaşıma sahip kaplamalar elde edilerek farklı ortam koşullarındaki yüksek sıcaklık oksidasyon ve yüksek sıcaklık korozyon davranışları incelenebilir.
2. NbC kaplamaların yüksek sıcaklık stabiliteyi göz önünde bulundurularak NbC kaplamaların yüksek sıcaklıklardaki sürtünme ve aşınma davranışları incelenebilir.

KAYNAKÇA

1. Davis, J. R. (Ed.). (2001). Surface engineering for corrosion and wear resistance. ASM international.
2. Holmberg, K., & Matthews, A. (2009). Coatings tribology: properties, mechanisms, techniques and applications in surface engineering. Elsevier.
3. Günen, A., Kanca, E., Kurt, B., & Yaşar, E. (2015). Çelik Dişli Sondaj Matkaplarında Takım Ömrünün Artırılması.
4. Sen, U. (2005). Wear properties of niobium carbide coatings performed by pack method on AISI 1040 steel. *Thin Solid Films*, 483(1-2), 152-157.
5. Cai, X., & Xu, Y. (2017). Microstructure, friction and wear of NbC coatings on a Fe substrate fabricated via an in situ reaction. *Surface and Coatings Technology*, 322, 202-210.
6. Sen, U. (2004). Kinetics of niobium carbide coating produced on AISI 1040 steel by thermo-reactive deposition technique. *Materials Chemistry and Physics*, 86(1), 189-194.
7. Su, J., Boichot, R., Blanquet, E., Mercier, F., & Pons, M. (2019). Chemical vapor deposition of titanium nitride thin films: Kinetics and experiments. *CrystEngComm*, 21(26), 3974-3981.
8. Deng, Y., Chen, W., Li, B., Wang, C., Kuang, T., & Li, Y. (2020). Physical vapor deposition technology for coated cutting tools: A review. *Ceramics International*, 46(11), 18373-18390.
9. Sedlaček, M., Guštin, A. Z., & Žužek, B. (2020). Influence of Laser Surface Texturing Sequence on Fatigue Properties of Coated Cold Work Tool Steel. *Metals*, 10(12), 1636.
10. Cai, X., Zhong, L., & Xu, Y. (2017). Mechanical properties and tribological behavior of in situ NbC/Fe surface composites. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26, 292-299.
11. Soltani, R., Sohi, M. H., Ansari, M., Haghighi, A., Ghasemi, H. M., & Haftlang, F. (2017). Evaluation of niobium carbide coatings produced on AISI L2 steel via thermo-reactive diffusion technique. *Vacuum*, 146, 44-51.
12. OrjuelaG, A., Rincon, R., & Olaya, J. J. (2014). Corrosion resistance of niobium carbide coatings produced on AISI 1045 steel via thermo-reactive diffusion deposition. *Surface and Coatings Technology*, 259, 667-675.
13. Mariani, F. E., Rêgo, G. C., Bonella, P. G., Neto, A. L., Totten, G. E., & Casteletti, L. C. (2020). Wear resistance of niobium carbide layers produced on gray cast iron by thermoreactive treatments. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 29, 3516-3522.
14. Zhang, J., Li, S., Sun, Q., Luo, P., & Sun, Y. (2019). Effect of process parameters on microstructure and wear resistance of niobium carbide coatings produced by pack cementation. *Materials Research Express*, 6(9), 096432.
15. Li, S., Wang, R., You, Z., Sun, C., Sun, Y., Zhang, G., ... & Zhang, J. (2019). Influence of process parameters and rare earth content on the properties of niobium carbide coatings synthesized by pack cementation. *Materials Research Express*, 6(11), 116455.

16. Angst, U., & Büchler, M. (2015). On the applicability of the Stern–Geary relationship to determine instantaneous corrosion rates in macro-cell corrosion. *Materials and Corrosion*, 66(10), 1017-1028.
17. Krelling, A. P., Milan, J. C. G., Costa, C. E. D., Almeida, E. A. D. S., & Galiotto, A. (2018). Sliding wear behavior of niobium carbide coated AISI 52100 bearing steel. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*, 14(2), 133-140.
18. Castillejo, F. E., Olaya, J. J., & Arroyo-Osorio, J. M. (2015). Nb–Cr complex carbide coatings on AISI D2 steel produced by the TRD process. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 37, 87-92.
19. Abakay, E., Durmaz, M., Sen, S., & Sen, U. (2017). An electrochemical study of the corrosion resistance of niobium-aluminum carbonitride coating produced on steels by thermo-reactive diffusion technique. *Acta Physica Polonica A*, 132(3), 682-684.
20. Şen, U., & Şen, Ş. (2007). Characterization of Niobium Carbonitride Coating on AISI D2 Steel. In *Materials science forum* (Vol. 554, pp. 213-217). Trans Tech Publications Ltd.
21. Oliveira, C. K. N. D., Benassi, C. L., & Casteletti, L. C. (2006). Evaluation of hard coatings obtained on AISI D2 steel by thermo-reactive deposition treatment. *Surface and Coatings Technology*, 201(3-4), 1880-1885.
22. Mariani, F. E., Takeya, G. S., Lombardi, A. N., Picone, C. A., & Casteletti, L. C. (2020). Wear and corrosion resistance of Nb-V carbide layers produced in vermicular cast iron using TRD treatments. *Surface and Coatings Technology*, 397, 126050.
23. Wu, Z., Qing, H., Guo, H., & Chen, Y. (2021). Growth and mechanical properties of NbCr carbide coatings on graphite by TRD technique. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 101, 105660.
24. Shen, L., Xu, Y., Zhao, N., Zhao, Z., Zhong, L., Song, K., ... & Wang, J. (2017). Growth Kinetics of In Situ Fabricated Dense NbC Coatings on Gray Cast Iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26, 34-40.
25. Yan, S., Wang, H., Sun, Q., He, P., Pang, C., Wang, H., & Wang, A. (2014). Growth characteristics and kinetics of niobium carbide coating obtained on AISI 52100 by thermal-reactive diffusion technique. *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.*, 29(4), 808-812.
26. Triani, R. M., Mariani, F. E., Gomes, L. F. D. A., De Oliveira, P. G. B., Totten, G. E., & Casteletti, L. C. (2019). Improvement of the tribological characteristics of AISI 8620, 8640 and 52100 steels through thermo-reactive treatments. *Lubricants*, 7(8), 63.
27. 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), 20160093.

28. Amaya, A., Piamba, O., & Olaya, J. (2018). Improvement of corrosion resistance for gray cast iron in palm biodiesel application using thermoreactive diffusion niobium carbide (NbC) coating. *Coatings*, 8(6), 216.
29. Roberts, G. A., Kennedy, R., & Krauss, G. (1998). *Tool steels*. ASM international.
30. Davis, Joseph R. "ASM Metals Handbook Desk Edition." ASM International Handbook Committee 16 (1998): 0-87.
31. Mesquita, R. A. (2016). *Tool steels: properties and performance*. CRC press.
32. Faith, Reidenbach. "ASM Handbook: Volume 5: Surface Engineering." (1994).
33. İnternet sitesi, url: https://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/iss/kap_6/illustr/s6_1_2.html
Demir Karbon denge diyagramı (Erişim Tarihi: 25.12.2022)
34. Colás, R., & Totten, G. E. (Eds.). (2016). *Encyclopedia of iron, steel, and their alloys* (Online version). CRC Press.
35. Ebner, R., Leitner, H., Jeglitsch, F., & Caliskanoglu, D. (1999, October). Methods of property oriented tool steel design. In *Proceeding of 5th International Conference on Tooling*, Leoben, Sept. 29th to October 1st (pp. 3-24).
36. Arslan, F. K. (2010). Soğuk iş takım çeliklerinde sıfırlı işlem derecesinin mekanik özelliklere etkisi (Doctoral dissertation, Sakarya Üniversitesi (Turkey)).
37. Sinoplu, Ö. (2012). Termo-reaktif difüzyon (TRD) yöntemiyle titanyum karbür kaplanan aısı D3 seri soğuk iş takım çeliğinin mikroyapı ve aşınma özelliklerinin incelenmesi (Master's thesis, Fen Bilimleri Enstitüsü).
38. Alza, V. A. Effect of Multiple Tempering on Mechanical Properties and Microstructure of Ledeburitic Tool Steel AISI D3.
39. Momeni, M., Kheirandish, S., Saghafian, H., Hedjazi, J., & Momeni, M. (2014). Effects of heat treatment on mechanical properties of modified cast AISI D3 tool steel. *Materials & Design* (1980-2015), 54, 742-747.
40. Kagawa, A., Okamoto, T., Saito, K., & Ohta, M. (1984). Hot hardness of (Fe, Cr) 3 C and (Fe, Cr) 7 C 3 carbides. *Journal of materials science*, 19, 2546-2554.
41. Abakay, E. (2013). Termo-reaktif difüzyon (TRD) yöntemi ile çeliklerin Nb-Al-N kaplanması (Doctoral dissertation, Sakarya Üniversitesi (Turkey)).
42. Önder, E. (2012). 'Termoreaktif difüzyon (TRD) yöntemiyle krom karbür ve vanadyum karbür kaplanan AISI D3 seri soğuk iş takım çeliğinin mikroyapı ve aşınma özelliklerinin incelenmesi. Bartın Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 5-1.
43. İnternet sitesi, url: <http://hakmetcelik.com/alasim-elementlerinin-celiklerin-ozelliklerine-etkisi/>
Alaşım elementlerinin çeliklere etkisi (Erişim tarihi: 28.12.2022)
44. Callister, W. D., & Rethwisch, D. D. (2013). *Malzeme bilimi ve Mühendisliği*. Nobel.
45. Shewmon, P. (Ed.). (2016). *Diffusion in solids*. Springer.

46. Li, F., Wang, X., Wang, X., & Liu, H. (2020). Atomic Diffusion Behavior and Interface Waveform on the Laser Shock Welding of Aluminum to Nickel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 29, 1336-1345.
47. İnternet sitesi, url:https://www.uobabylon.edu.iq/eprints/publication_5_9348_901.pdf
Difüzyon mekanizmaları (Erişim tarihi: 27.12.2022)
48. Soylu, B. (2022). Küresel Grafitli Dökme Demir Yüzeyinde Oluşturulan Titanyum Karbür Kaplamaların Aşınma Davranışlarının İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, İskenderun Teknik Üniversitesi, Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Hatay,113s.
49. Macedo Jr, W. D., Souza, A. E., Santos, G. T., Teixeira, S. R., & Longo, E. (2018). Microwave-assisted hydrothermal synthesis followed by heat treatment: A new route to obtain CaZrO₃. *Ceramics International*, 44(1), 953-958.
51. Czerwinski, F. (2012). Thermochemical treatment of metals. *Heat Treatment—Conventional and Novel Applications*, 5, 73-112.
52. ŞEN.Ş. Termokimyasal Kaplama Teknikleri Ders Notları, Teknik Eğitim Fakültesi. Metal Eğitimi Bölümü. Sakarya Üniversitesi. 2006.
53. Üstel F (2006). Termokimyasal Kaplama Yöntemleri, Çelik Yüzeylerin Kaplanması , Erdemir Bilim ve Teknoloji Serisi, Kdz. Ereğli, s. 95-117.
54. Yılmaz, E. (2008). Termoreaktif difüzyon yöntemiyle çeliklerin demir alüminid kaplanması (Doctoral dissertation, Sakarya Üniversitesi (Turkey)).
55. Mittemeijer, E. J., & Somers, M. A. (Eds.). (2014). Thermochemical surface engineering of steels (p. 816). Cambridge: Woodhead Publishing.
56. Kalkandelen, M. (2020). Termoreaktif Difüzyon Tekniğiyle ile Küresel Grafitli Dökme Demirin Yüzeyinde Oluşan Cr-V-C Kaplamalarının Aşınma ve Korozyon Davranışlarının İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, İskenderun Teknik Üniversitesi, Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Hatay,119s.
57. Günen, A., Kalkandelen, M., Karahan, İ. H., Kurt, B., Kanca, E., Gök, M. S., & Serdar Karakaş, M. (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).
58. Ferizoğlu, M.T. (1988). Küresel grafitli dökme demirde kaliteye etki eden bazı parametreler, *Metalurji Dergisi*, 75, 53-56.
59. Davis, J. R. (Ed.). (2002). Surface hardening of steels: understanding the basics. ASM international.
60. Arai, T., & Moriyama, S. (1994). Growth behavior of vanadium carbide coatings on steel substrates by a salt bath immersion coating process. *Thin Solid Films*, 249(1), 54-61.

61. Arai, T., & Moriyama, S. (1995). Growth behavior of chromium carbide and niobium carbide layers on steel substrate, obtained by salt bath immersion coating process. *Thin Solid Films*, 259(2), 174-180.
62. Shabalín, I. L. (2019). *Ultra-High Temperature Materials II: Refractory Carbides I (Ta, Hf, Nb and Zr Carbides)*. Springer.
63. Elkoca, C. (2017) *Refrakter Metal Alaşımlarının Korozyon Dirençlerini Arttırıcı Yüzey İşlemlerinin Geliştirilmesi Doktora Tezi*, Dokuz Eylül Üniversitesi, 122s.
64. Momma, K., & Izumi, F. (2011). VESTA 3 for three-dimensional visualization of crystal, volumetric and morphology data. *Journal of applied crystallography*, 44(6), 1272-1276.
65. Cuppari, Marcio Gustavo Di Vernieri, and Sydney Ferreira Santos. "Physical properties of the NbC carbide." *Metals* 6.10 (2016): 250.
66. Pierson, H. O. (1996). *Handbook of refractory carbides & nitrides: properties, characteristics, processing and applications*. William Andrew.
67. Fernandes, L. J., Stoeterau, R. L., Batalha, G. F., Rodrigues, D., & Borille, A. V. (2020). Influence of sintering condition on the tool wear of NbC-based Ni binder-cemented carbide cutting tools. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 106, 3575-3585.
68. Vinitskii IM (1972) Toz metalurjisi ve metal seramikler 11, s. 488-93. Hydrochloride. *Acta Neurol Scand* 54:71-87
69. Kaleli, H. *Triboloji Prensipleri ve Uygulama Ömekleri Ders Notlan*, YTU Makine Fakültesi Makine Fakültesi, Otomotiv anabilim Dalı, 7: 54-56.
70. Eder, S., Vorlaufer, G., Ilincic, S., & Betz, G. (2007, October). Simulation of wear processes using molecular dynamics (MD) simulations. In *Proc. Symposium* (pp. 105-112).
71. Mishra, R., Basu, B., & Balasubramaniam, R. (2004). Effect of grain size on the tribological behavior of nanocrystalline nickel. *Materials Science and Engineering: A*, 373(1-2), 370-373.
72. Colaço, R., & Vilar, R. (2003). A model for the abrasive wear of metallic matrix particle-reinforced materials. *Wear*, 254(7-8), 625-634.
73. Ye, F., Hojamberdiev, M., Xu, Y., Zhong, L., Yan, H., & Chen, Z. (2014). Volume fraction effect of V 8 C 7 particulates on impact toughness and wear performance of V 8 C 7/Fe monolithic composites. *Journal of materials engineering and performance*, 23, 1402-1407.
74. Zum Gahr, K. H. (1998). Wear by hard particles. *Tribology International*, 31(10), 587-596.
75. Krauss, G. (2015). *Steels: processing, structure, and performance*. Asm International.
76. Zhou, L. Y., Zhang, H., Pei, X. Q., Friedrich, K., Eger, C., & Zhang, Z. (2013). Erosive wear of transparent nanocomposite coatings. *Tribology International*, 61, 62-69.
77. Shaw, B., & Kelly, R. (2006). What is corrosion?. *The Electrochemical Society Interface*, 15(1), 24.
78. Nazeer, A. A., & Madkour, M. (2018). Potential use of smart coatings for corrosion protection of metals and alloys: A review. *Journal of Molecular Liquids*, 253, 11-22.

79. Srikanth, M., Annamalai, A. R., Muthuchamy, A., & Jen, C. P. (2021). A review of the latest developments in the field of refractory high-entropy alloys. *Crystals*, 11(6), 612.
80. Davis, J. R. (Ed.). (2000). *Corrosion: Understanding the basics*. Asm International..
81. Evans, U.R. (1972). *An Introduction to Metallic Corrosion*, 2nd ed. London: Arnold.
82. Uhlig, H. H., & Revie, R. W. (1985). *Corrosion and corrosion control*.
83. Fontana, M.G. (1986). *Corrosion Engineering*, 3rd ed. New York: McGraw-Hill Book Company.
84. Ahmad, Z. (2006). *Principles of corrosion engineering and corrosion control*. Elsevier.
85. Landolt, D. (2007). *Corrosion and surface chemistry of metals*. EPFL press.
86. BİLİR, V., & AKSU, M. L. (2017). Eğitim Ve Fen Fakültesi Öğrencilerinin Korozyon Konusundaki Bilgi Düzeylerinin Korozyonun Çevresel Etkileri İle İlgili Algılamaları Üzerine Etkisi. *Abant İzzet Baysal Üniversitesi Eğitim Fakültesi Dergisi*, 17(4), 1721-1740.
87. G.L. Huyett Marketing Department. <https://www.huyett.com/blog/steel-corrosion>
Erişim Tarihi : (20.04.2022)
88. İnternet sitesi, url: <https://w3.gazi.edu.tr/~balbasi/BOLUM-6.pdf> Gazi Üniversitesi, Korozyon Eğitim Ders Notları, Erişim Tarihi : (10.04.2022)
89. İnternet Sitesi: https://mechasource.blogspot.com/2018/06/corrosion-types-summary-photo_30.html (Erişim tarihi: 18.12.2021)
90. Günen, A., Kanca, E., Karakaş, M. S., Gök, M. S., Kalkandelen, M., Kurt, B., ... & Karahan, I. H. (2021). Effect of thermal degradation on the properties and wear behavior of Cr– V– C composite coatings grown on ductile iron. *Surface and Coatings Technology*, 419, 127305.
91. 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.
92. Zhao, X., Togaru, M., Guo, Q., Weinberger, C. R., Lamberson, L., & Thompson, G. B. (2019). Carbon influence on fracture toughness of niobium carbides. *Journal of the European Ceramic Society*, 39(16), 5167-5173.
93. Fernandes, F. A. P., Gallego, J., Picon, C. A., Tremiliosi Filho, G., & Casteletti, L. C. (2015). Wear and corrosion of niobium carbide coated AISI 52100 bearing steel. *Surface and Coatings Technology*, 279, 112-117.
94. Kılınç, B., Cegil, O., Sen, S., & Sen, U. (2014). Wear behavior of TiAlN and CrAlN coatings deposited by TRD Process on AISI D2 Steel. *Acta Physica Polonica A*, 125(2), 362-364.
95. Sakai Mototsugu, “ Indentation contact mechanics”. *Micro/nano physics of Materials*. Revised Edition. 2020. https://indentpt.com/pdf/IndentationContactMechanics_En_Revised2020.pdf
96. Faisal, N. H., Ahmed, R., Prathuru, A. K., Spence, S., Hossain, M., & Steel, J. A. (2014). An improved Vickers indentation fracture toughness model to assess the quality of thermally sprayed coatings. *Engineering fracture mechanics*, 128, 189-204.

97. Günen, A., Keddani, M., Alkan, S., Erdoğan, A., & Çetin, M. (2022). Microstructural characterization, boriding kinetics and tribo-wear behavior of borided Fe-based A286 superalloy. *Materials Characterization*, 186, 111778.
98. Kulka, M., Makuch, N., & Piasecki, A. (2017). Nanomechanical characterization and fracture toughness of FeB and Fe₂B iron borides produced by gas boriding of Armco iron. *Surface and Coatings Technology*, 325, 515-532.
99. Campos, I., Rosas, R., Figueroa, U., VillaVelázquez, C., Meneses, A., & Guevara, A. (2008). Fracture toughness evaluation using Palmqvist crack models on AISI 1045 borided steels. *Materials Science and Engineering: A*, 488(1-2), 562-568.
100. Günen, A. (2020). Properties and corrosion resistance of borided AISI H11 tool steel. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 142(1).
101. Das, D., Dutta, A. K., & Ray, K. K. (2010). Sub-zero treatments of AISI D2 steel: Part I. Microstructure and hardness. *Materials Science and Engineering: A*, 527(9), 2182-2193.
102. Kalsi, N. S., Sehgal, R., & Sharma, V. S. (2010). Cryogenic treatment of tool materials: a review. *Materials and Manufacturing Processes*, 25(10), 1077-1100.
103. Amini, K., Akhbarizadeh, A., & Javadpour, S. (2012). Investigating the effect of holding duration on the microstructure of 1.2080 tool steel during the deep cryogenic heat treatment. *Vacuum*, 86(10), 1534-1540.
104. Luo, S. Y. (1999). Effect of the geometry and the surface treatment of punching tools on the tool life and wear conditions in the piercing of thick steel plate. *Journal of Materials Processing Technology*, 88(1-3), 122-133.
105. Kim, H., Kang, J. Y., Son, D., Lee, T. H., & Cho, K. M. (2015). Evolution of carbides in cold-work tool steels. *Materials Characterization*, 107, 376-385.
106. Castillejo, F. E., Marulanda, D. M., & Olaya, J. J. (2014). Production and characterization of niobium carbide coatings produced on tool steels by thermoreactive deposition/diffusion. *Ingeniare. Revista chilena de ingeniería*, 22(2), 189-195.
107. Worrell, W. L., & Chipman, J. (1964). The Free Energies of Formation of the Vanadium, Niobium, and Tantalum Carbides¹. *The Journal of Physical Chemistry*, 68(4), 860-866.
108. Günen, A., Soyulu, B., & Karakaş, Ö. (2022). Titanium carbide coating to improve surface characteristic, wear and corrosion resistance of spheroidal graphite cast irons. *Surface and Coatings Technology*, 437, 128280.
109. Orjuela-Guerrero, F. A., Olaya-Florez, J. J., & Alfonso-Orjuela, J. E. (2018). Niobium carbide coatings produced on tool steels via thermo-reactive diffusion. *Ingeniería y Universidad*, 22(2), 26-37.
110. Fischer, A., & Bobzin, K. (Eds.). (2009). *Friction, wear and wear protection (Vol. 10)*. John Wiley & Sons.

111. Zhang, K., Wen, M., Meng, Q. N., Hu, C. Q., Li, X., Liu, C., & Zheng, W. T. (2012). Effects of substrate bias voltage on the microstructure, mechanical properties and tribological behavior of reactive sputtered niobium carbide films. *Surface and Coatings Technology*, 212, 185-191.
112. Günen, A., & Çürük, A. (2020). Properties and high-temperature wear behavior of remelted NiCrBSi coatings. *JOM*, 72(2), 673-683.
113. Döleker, K. M., Erdogan, A., Yener, T., Karaoglanlı, A. C., Uzun, O., Gök, M. S., & Zeytin, S. (2021). Enhancing the wear and oxidation behaviors of the Inconel 718 by low temperature aluminizing. *Surface and Coatings Technology*, 412, 127069.
114. Yener, T., Erdogan, A., Gök, M. S., & Zeytin, S. (2021). Formation, characterization, and wear behavior of aluminide coating on mirrax® ESR steel by low-temperature aluminizing process. *Journal of Tribology*, 143(1).
115. Filipovic, M., Kamberovic, Z., Korac, M., & Gavrilovski, M. (2013). Correlation of microstructure with the wear resistance and fracture toughness of white cast iron alloys. *Metals and materials international*, 19, 473-481.
116. Chintha, A. R., Valtonen, K., Kuokkala, V. T., Kundu, S., Peet, M. J., & Bhadeshia, H. K. D. H. (2019). Role of fracture toughness in impact-abrasion wear. *Wear*, 428, 430-437.
117. Lorenzo-Martin, C., Ajayi, O., Erdemir, A., Fenske, G. R., & Wei, R. (2013). Effect of microstructure and thickness on the friction and wear behavior of CrN coatings. *Wear*, 302(1-2), 963-971.
118. Ejaz, A., Lu, Z., Chen, J., Xiao, Q., Ru, X., Han, G., & Shoji, T. (2015). The effects of hydrogen on anodic dissolution and passivation of iron in alkaline solutions. *Corrosion Science*, 101, 165-181.
119. Wallaert, E., Depover, T., Arafin, M., & Verbeken, K. (2014). Thermal desorption spectroscopy evaluation of the hydrogen-trapping capacity of NbC and NbN precipitates. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45, 2412-2420.
120. Li, J., Wu, J., Wang, Z., Zhang, S., Wu, X., Huang, Y., & Li, X. (2017). The effect of nanosized NbC precipitates on electrochemical corrosion behavior of high-strength low-alloy steel in 3.5% NaCl solution. *International Journal of Hydrogen Energy*, 42(34), 22175-22184.
121. Nieto, F. E. C., Floréz, J. J. O., & Orjuela, J. E. A. (2016). Electrochemical and wear behavior of niobium-vanadium carbide coatings produced on AISI H13 tool steel through thermo-reactive deposition/diffusion. *Ingeniare. Revista chilena de ingeniería*, 24(2), 206-214.

DİZİN**A**

Abstract · iii
 adhezyon · ii, 19, 29, 31, 32, 41, 43, 44, 57, 59,
 103
 Aktivatör · 21, 22
 Anodik
 AISI D3 · 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
 Cr · 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
 Delaminasyon
 Demir · ii, xii, 15, 19, 25
 difüzyon · ii, 20, 21, 32, 34, 52, 56, 57

Difüzyon · ii, 18, 20, 21
 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 Nb · 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

İ

iç yapı · 30
 İşlemsiz · 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
 Kırılma tokluğu

 Kısaltmalar · xii
 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
 Katodik

 Krom · xii, 24, 35, 105
 Kükürt · 6
 Küresel grafitli dökme demirler · 12

L

Ledeburitik · 19

M

Mangan · 6
 martenzit · 28, 30
 MATERYAL METOT · 39
 Metal

 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

Nikel · 29
 Niyobyum

 Niyobyumlama

 Niyobyum karbür

 nitrür · 19, 20, 32, 52

O

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

Ö

östenitleme · 19, 27, 28, 29, 30, 34, 36
 ÖZET · ii
 Ötektik

 Ötektoid

P

PVD · xii, 19
 Pasif

 potasyodinamik

Porozite

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

Soğuk takım çeliği

Soğuk iş takım çeliği

Sürtünme

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

Termoreaktif Difüzyon Yöntemi · 20

Termoreaktif difüzyon tekniği

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

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 Çelik · xii

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



TEKNOVERSITE



teknoversite **AYRICALIĞINDASINIZ**

İSTE

