

Mikroalaşımlı 38MnVS6 Çeliğine Uygulanan Farklı Yüzey ve Isıl İşlemlerin Mekanik Özelliklere Etkilerinin Araştırılması

Koray Kılıçay

DOKTORA TEZİ

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Ocak 2017

Investigation of Effects of Different Surface and Heat Treatments on the Mechanical
Properties of 38MnVS6 Microalloyed Steel

Koray Kılıçay

DOCTORAL DISSERTATION

Department of Mechanical Engineering

January 2017

Mikroalaşımli 38MnVS6 Çeliğine Uygulanan Farklı Yüzey ve Isıl İşlemlerin Mekanik Özelliklere Etkilerinin Araştırılması

Koray Kılıçay

Eskişehir Osmangazi Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Lisansüstü Yönetmeliği Uyarınca
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı
Konstrüksiyon - İmalat Bilim Dalında
DOKTORA TEZİ
Olarak Hazırlanmıştır

Danışman: Yrd. Doç. Dr. Mustafa Ulutan

[Bu Tez ESOGÜ-BAP tarafından 2015-766 no' lu proje çerçevesinde desteklenmiştir.]

Ocak 2017

ONAY

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı Doktora öğrencisi Koray KILIÇAY'ın DOKTORA tezi olarak hazırladığı “Mikroalaşımli 38MnVS6 Çeliğine Uygulanan Farklı Yüzey ve Isıl İşlemlerin Mekanik Özelliklere Etkilerinin Araştırılması” başlıklı bu çalışma, jürimizce lisansüstü yönetmeliğin ilgili maddeleri uyarınca değerlendirilerek oybirliği ile kabul edilmiştir.

Danışman : Yrd. Doç. Dr. Mustafa Ulutan

İkinci Danışman : ---

Doktora Tez Savunma Jürisi:

Üye : Yrd. Doç. Dr. Mustafa Ulutan

Üye : Prof. Dr. Nejat Kıraç

Üye : Doç. Dr. Melih Cemal Kuşhan

Üye : Doç. Dr. Osman Torun

Üye : Yrd. Doç. Dr. Mustafa Güleşen

Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun tarih ve
..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

Prof. Dr. Hürriyet ERŞAHAN
Enstitü Müdürü

ETİK BEYAN

Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kılavuzuna göre Yrd. Doç. Dr. Mustafa ULUTAN danışmanlığında hazırlamış olduğum "Mikroalaşımli 38MnVS6 Çeliğine Uygulanan Farklı Yüzey ve Isıl İşlemlerin Mekanik Özelliklere Etkilerinin Araştırılması" başlıklı DOKTORA tezimin özgün bir çalışma olduğunu; tez çalışmamın tüm aşamalarında bilimsel etik ilke ve kurallara uygun davrandığımı; tezimde verdiğim bilgileri, verileri akademik ve bilimsel etik ilke ve kurallara uygun olarak elde ettiğimi; tez çalışmamda yararlandığım eserlerin tümüne atıf yaptığımı ve kaynak gösterdiğimi ve bilgi, belge ve sonuçları bilimsel etik ilke kurallara göre sunduğumu beyan ederim. 20/01/2017

Koray Kılıçay

İmza

ÖZET

Bu çalışmada, plazma transferli ark (PTA) ve derin kriyojenik işlem (DCT) yöntemleri kullanılarak 38MnVS6 mikroalaşımli çelik malzemenin yüzey özellikleri geliştirilmiştir. PTA yönteminde kaplama tozu olarak krom karbür, titanyum karbür, silisyum karbür ve ferrokrom karbür kullanılmıştır. Kaplanmış numunelere kriyojenik işlem uygulanarak mekanik özelliklerde oluşan değişimler incelenmiştir. Numunelerin mikroyapıları optik mikroskop, Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi (EDS) ve X-Işını Kırınımı (XRD) analizleri ile karakterize edilmiştir. Numunelerin mikrosertlik değerleri üst yüzeyden altlık malzemeye doğru ölçülmüş ve sertlik dağılımı elde edilmiştir. Yüzey özellikleri değiştirilen numunelere aşınma testleri uygulanarak sürtünme katsayısı değerleri ve spesifik aşınma miktarları belirlenmiştir.

Farklı yüzey ve ısıl işlemler sonucunda elde edilen sert karbürler sayesinde mikroalaşımli çeliğin yüzey özellikleri geliştirilmiştir. Numunelere uygulanan DCT işlemiyle oluşan ikincil ince karbürler, karbür miktarını arttırarak ve/veya daha homojen karbür dağılımı sağlayarak tribolojik özellikleri geliştirmiştir. Yüzey özellikleri geliştirilmiş numunelerde, altlık malzemeye göre daha yüksek sertlik değerleri ve daha iyi aşınma davranışları elde edilmiştir. Kompozit kaplamalar ile malzemelerin mikrosertlik değerlerinde yaklaşık 3 kata kadar artışlar meydana gelmiştir. En düşük sürtünme katsayısı değerleri ve en yüksek aşınma direnci titanyum karbür kompozit kaplamalarda elde edilmiştir. Bu numunelerin aşınma direncinde, altlık malzemeye göre yaklaşık 4.5 kat artış elde edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Mikroalaşımli Çelikler, Plazma Transferli Ark (PTA), Derin Kriyojenik İşlem (DCT), Sürtünme ve Aşınma.

SUMMARY

In this study, surface properties of 38MnVS6 microalloyed steel were improved by using plasma transferred arc (PTA) and deep cryogenic process (DCT). In the PTA method, chromium carbide, titanium carbide, silicon carbide and ferrochromium carbide were used as coating powder. Changes in mechanical properties were investigated by cryogenic treatment of the coated samples. Microstructures of the samples were characterized by optical microscopy, Scanning Electron Microscopy (SEM), Energy Diffraction X-Ray Spectroscopy (EDS) and X-Ray Diffraction (XRD) analyses. The microhardness values of the samples were measured from the surface to the substrate and the hardness distribution was obtained. The coefficient of friction values and the specific wear rates were determined by applying wear tests to the samples whose surface properties were changed.

The surface properties of microalloyed steel have been improved due to the hard carbides obtained from different surface and heat treatments. The secondary fine carbides formed by the DCT process applied to the samples improved the tribological properties by increasing the amount of carbide and/or providing more homogeneous carbide distribution. In the samples with improved surface properties, higher hardness values and better wear behaviours were obtained than in the substrate material. With the composite coatings, the microhardness values of the materials increased by about 3 times. The lowest coefficient of friction values and the highest wear resistance were obtained with titanium carbide composite coatings. The wear resistance of these samples was increased about 4.5 times compared to the substrate material.

Key Words: Microalloyed Steels, Plasma Transferred Arc (PTA), Deep Cryogenic Treatment (DCT), Friction and Wear.

TEŞEKKÜR

Çalışmam sırasında bilgi ve deneyimlerini benden esirgemeyen, beni yönlendiren ve her türlü olanağı sağlayan danışman hocam Yrd. Doç. Dr. Mustafa Ulutan'a, sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Bu çalışmayı 2015-766 kodlu Bilimsel Araştırma Projesi kapsamında destekleyen Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Komisyonuna teşekkür ederim.

2211 Yurt İçi Lisansüstü Burs Programı kapsamında bana verdiği maddi destekten dolayı TÜBİTAK' a teşekkür ederim.

Eğitim - öğrenim hayatım boyunca maddi ve manevi destekleri ile yanımda olan aileme ve sevgili eşime teşekkürü bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET	vi
SUMMARY	vii
TEŞEKKÜR	viii
ŞEKİLLER DİZİNİ	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xvi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xvii
1. GİRİŞ	1
2. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER	3
2.1. Yassı Ürünler.....	4
2.1.1. Östenitleştirme.....	5
2.1.2. Kontrollü haddeleme ve soğutma.....	6
2.2. Dövme Ürünler.....	7
2.2.1. Dövme mikroalaşımli çeliklerde kontrollü soğutma.....	9
2.2.2. Dövme mikroalaşımli çeliklerin standardı ve kullanım alanları	9
2.3. Mikroalaşım Elementleri ve Etkileri	11
2.3.1. Vanadyumun etkisi.....	12
2.3.2. Niyobyumun etkisi	13
2.3.3. Titanyumun etkisi.....	13
2.3.4. Alüminyumun etkisi	13
2.4. Mikroalaşımli Çeliklerde Dayanımı Artırma Mekanizmaları.....	14
2.4.1. Çökelme sertleşmesi.....	14
2.4.2. Tane boyutunda küçülme	15
3. KRİYOJENİK ISIL İŞLEMİ	16
3.1. Kriyojenik İşlem Parametreleri	17
3.2. Kriyojenik Sistemler.....	19
3.3. Çeliklerde Kriyojenik İşlemin Mikroyapıya Etkisi.....	20
4. PLAZMA TRANSFERLİ ARK KAYNAĞI İLE YÜZEY SERTLEŞTİRME	22
4.1. PTA Kaynak Yüzey İşleminin Uygulanması	23

İÇİNDEKİLER (devam)

	<u>Sayfa</u>
4.1.1. PTA kaynak yönteminde ark oluşumu	24
4.1.2. PTA kaynak yönteminde plazma oluşumu.....	25
4.2. Plazma Transferli Ark Kaynak Yönteminin İşlem Parametreleri	26
4.3. Plazma Transferli Ark Kaynak Yönteminin Avantajları.....	29
5. SÜRTÜNME VE AŞINMA	33
5.1. Sürtünme	33
5.1.1. Sürtünme yasaları	34
5.1.2. Sürtünmenin temel mekanizmaları.....	36
5.2. Aşınma.....	38
5.2.1. Aşınma mekanizmaları.....	39
5.2.2. Adhesiv aşınma	40
5.2.3. Abrasiv aşınma	42
5.2.4. Yorulma aşınması.....	44
5.2.5. Korozif aşınma	45
6. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI.....	47
7. MATERYAL VE YÖNTEM.....	71
7.1. Mikroalaşımli Çelik.....	72
7.2. Kaplama Tozları	73
7.3. Plazma Transferli Ark (PTA) Kaynak Makinesi.....	73
7.4. Kriyojenik Isıl İşlemi.....	74
7.5. Mikroyapı İncelemeleri	75
7.6. Mikrosertlik Ölçümleri.....	77
7.7. Aşınma Testleri	78
8. BULGULAR VE TARTIŞMA	80
8.1. PTA Yüzey İşlemi için Uygun Parametrelerin Seçilmesi	80
8.2. Mikroyapı Sonuçları.....	81
8.2.1. Krom karbür kaplamaların mikroyapı çalışmaları	82
8.2.2. Titanyum karbür kaplamaların mikroyapı çalışmaları	88
8.2.3. Silisyum karbür kaplamaların mikroyapı çalışmaları	95

İÇİNDEKİLER (devam)

	<u>Sayfa</u>
8.2.4. Ferrokrom karbür kaplamaların mikroyapı çalışmaları.....	101
8.2.5. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğın mikroyapı çalışmaları	107
8.3. Mikrosertlik Sonuçları.....	112
8.4. Aşınma Deneyi Sonuçları.....	118
8.4.1. Krom karbür kaplamaların aşınma deneyi sonuçları.....	118
8.4.2. Titanyum karbür kaplamaların aşınma deneyi sonuçları	124
8.4.3. Silisyum karbür kaplamaların aşınma deneyi sonuçları	129
8.4.4. Ferrokrom karbür kaplamaların aşınma deneyi sonuçları	135
8.4.5. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğın aşınma deneyi sonuçları.....	140
9. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	145
KAYNAKLAR DİZİNİ	148
ÖZGEÇMİŞ	157

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
2.1. Mikroalaşımli çeliklerin üretim adımları.....	5
2.2. Kontrollü haddeleme işleminin şematik gösterimi.....	6
2.3. Mikroalaşımli çelik ve konvansiyonel çeliğinin işlem basamakları.....	8
2.4. Soğuma hızına göre ferrit tane boyutu ve pertlit hacminin değişimi	9
2.5. Mikroalaşımli çeliklerde mekanik özellikler kapsamında geliştirilmiş olan alaşımlar	11
2.6. Mikroalaşım elementlerinin çeliğe etkileri	12
2.7. Sertleştirme mekanizmalarının akma dayanımına etkisi	14
2.8. Çökelti ve dislokasyon arasındaki etkileşim	15
3.1. Kriyojenik işlemin ısı işlem içindeki yeri	17
3.2. Derin kriyojenik işlem için örnek diyagram	18
4.1. PTA ve plazma ark kaynağının karşılaştırılması	23
4.2. Plazma transferli ark torcunun çalışma prensibi	24
4.3. Transfer olmuş ark ve pilot arkin oluşumunun şematik gösterimi	24
4.4. PTA yönteminde gazın plazma haline geçişi	26
4.5. TIG ile PTA yöntemlerinin karşılaştırılması	30
5.1. Sürtünme kuvvetinin oluşumu	33
5.2. Statik (μ_s) ve dinamik (μ_d) sürtünme katsayısı	34
5.3. Zamanla sürtünme kuvvetinin değişimi	34
5.4. Sürtünme kanunları a) havada alüminyum-çelik teması b) Havada 0.3N normal yük altında çelik-tahta teması c) 3N normal yük altında titanyum-titanyum teması	36
5.5. Sürtünme üzerindeki pürüzlülüğün etkisi	37
5.6. Aşınma çeşitleri ve birbiri ile ilişkileri	40
5.7. Adhesiv aşınmanın şematik gösterimi	41
5.8. Abrasiv aşınmanın şematik gösterimi, a) bir yüzeyle birleşmiş abrasiv partiküllü aşınma, b) Serbest abrasiv partiküllü üç cisimli abrazyon	43
5.9. Abrasiv aşınma çeşitleri.....	44
7.1. PTA yöntemi ile yüzey alaşımlandırma işlemi ve numunelerin hazırlanması	72
7.2. Deney numunesinin şematik gösterimi	72
7.3. Fronius PTA kaynak makinası.	74
7.4. MMD Cryo ArGe 2 kriyojenik işlem sistemi.....	75
7.5. Deney cihazları; a) Kesme cihazı, b) Zımparalama cihazı c) Optik mikroskop.....	76

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
7.6. JEOL JSM-5600LV model taramalı elektron mikroskobu.....	76
7.7. Bruker Marka D 8 Advance model XRD cihazı.....	77
7.8. Mikrosertlik ölçüm cihazı.....	78
7.9. CSM Tribometer aşınma test cihazı (a) ve Mitutoyo SurfTest SJ-400 yüzey pürüzlüğü ölçüm cihazı (b).....	79
8.1. Numunelerin aşınma oranı ve sürtünme katsayısı değerleri.....	80
8.2. PTA ile krom karbür kaplanmış numunelerin görüntüsü.	81
8.3. Krom karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin optik mikroskop fotoğrafları: a)100A–100x, b)100A–1000x, c)120A–100x, d)120A–1000x, e)100A+Kriyojenik– 100x, f)100A+Kriyojenik–1000x, g)120A+Kriyojenik–100x, h)120A+Kriyojenik– 1000x.	83
8.4. Krom karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin karbür miktarı hesabı: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.....	84
8.5. Krom karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin SEM görüntüleri ve EDS analizleri: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.....	87
8.6. Krom karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin XRD analizleri.	88
8.7. Kompozit kaplamaların optik mikroyapı görüntüleri; a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik, and d)120A+Kriyojenik.	89
8.8. TiC Kompozit kaplamaların SEM mikroyapı fotoğrafları; a)100A (2000x), b)120A (2000x), c)100A+Kriyojenik (2000x), d)120A+Kriyojenik (2000x), e)100A+Kriyojenik (3000x) ve f)120A+Kriyojenik (3000x).	90
8.9. Kriyojenik işlem uygulanmış TiC kompozit kaplamaların karbür analizi; a)100A+Kriyojenik (3000x), b)120A+Kriyojenik (3000x).	92
8.10. TiC kompozit kaplama numunelerinin EDS analizleri; a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.....	93
8.11. TiC kompozit kaplamaların XRD analizi.....	94
8.12. Silisyum karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin optik mikroskop görüntüleri: a)100A–100x, b)100A–200x, c)120A–100x, d)120A–200x, e)100A+Kriyojenik– 100x, f)100A+Kriyojenik–200x, g)120A+Kriyojenik–100x, h)120A+Kriyojenik– 200x.	96
8.13. Silisyum karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin haritalama metodu ile incelenmesi: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.	98
8.14. SiC kompozit kaplama numunelerinin EDS analizleri; a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.....	99
8.15. SiC kompozit kaplamaların XRD analizi.....	100

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
8.16. Ferrokrom karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin optik mikroskop fotoğrafları: a)100A–100x, b)100A–500x, c)120A–100x, d)120A–500x, e)100A+Kriyojenik– 100x, f)100A+Kriyojenik–500x, g)120A+Kriyojenik–100x, h)120A+Kriyojenik– 500x.	102
8.17. Ferrokrom karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin karbür miktarı hesabı: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.	104
8.18. Ferrokrom karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin SEM görüntüleri ve EDS analizleri: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.	106
8.19. FeCrC kompozit kaplamaların XRD analizi.	107
8.20. Mikroalaşımli çeliğin optik mikroyapı görüntüleri : a)100A+Kriyojenik b)120A+Kriyojenik c)İşlemsiz d)Kriyojenik.	108
8.21. Mikroalaşımli çeliğin SEM görüntüleri ve EDS analizleri: a)100A+Kriyojenik b)120A+Kriyojenik c)İşlemsiz d)Kriyojenik işlem.	110
8.22. 38MnVS6 mikroalaşımli çelik numunelerinin XRD analizi.	111
8.23. Cr ₂ C ₃ kaplamaların mikrosertlik dağılımı.	113
8.24. TiC kaplamaların mikrosertlik dağılımı.	114
8.25. SiC kaplamaların mikrosertlik dağılımı.	115
8.26. FeCrC kaplamaların mikrosertlik dağılımı.	116
8.27. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğinin mikrosertlik dağılımı.	117
8.28. Cr ₂ C ₃ kaplamaların aşınma oranı ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri.	119
8.29. Cr ₂ C ₃ kaplamaların aşınma kanallarının SEM ve EDS analizleri: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.	120
8.30. Cr ₂ C ₃ kaplamaların sürtünme katsayısı-mesafe diyagramı.	121
8.31. TiC kaplamaların aşınma oranı ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri.	124
8.32. TiC kaplamaların aşınma kanallarının SEM ve EDS analizleri: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.	126
8.33. TiC kaplamaların sürtünme katsayısı-mesafe diyagramı.	127
8.34. SiC kaplamaların aşınma oranı ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri.	130
8.35. SiC kaplamaların aşınma kanallarının SEM ve EDS analizleri: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.	131
8.36. SiC kaplamaların sürtünme katsayısı-mesafe diyagramı.	133
8.37. FeCrC kaplamaların aşınma oranı ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri.	135
8.38. FeCrC kaplamaların aşınma kanallarının SEM ve EDS analizleri: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.	137

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
8.39. FeCrC kaplamaların sürtünme katsayısı-mesafe diyagramı.	138
8.40. Mikroalaşımli çeliğın aşınma oranı ve ortalama sürtünme katsayısı değeri.	141
8.41. Mikroalaşımli çeliğın aşınma kanallarının SEM ve EDS analizleri: a)100A+Kriyojenik, b)120A+Kriyojenik, c)38MnVS6, d)Kriyojenik.	142
8.42. Mikroalaşımli çeliğın sürtünme katsayısı-mesafe diyagramı.	143

ÇİZELGELER DİZİNİ

<u>Cizelge</u>	<u>Sayfa</u>
2.1. TS EN 10267'ye göre mikroalaşımli çelik standartı	10
2.2. Otomotiv endüstride kullanılan mikroalaşımli çelikler.	11
2.3. Mikroalaşım çeliklerine alaşımlama elementlerinin etkileri	12
4.1. PTA kaplama ile Stellite6 malzemesi için işlem parametreleri ve nüfuziyet.....	27
7.1. 38MnVS6 mikroaşalımıli çeliğinin kimyasal bileşimi	73
7.2. PTA işlem şartları.....	74

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ**Simgeler**

C	Karbon
Fe	Demir
O	Oksijen
W	Tungsten
Cr	Krom
V	Vanadyum
Ti	Titanyum
Mn	Mangan
S	Sülfür
Si	Silisyum
TiC	Titanyum Karbür
Cr ₂ C ₃	Krom Karbür
SiC	Silisyum Karbür
FeCrC	Ferrokrom Karbür
°C	Celcius

Açıklama**Kısaltmalar**

AISI	American iron and steel institute
EDS	Enerji Dağılımlı X-ışını Spektroskopisi
m	Metre
µm	Mikronmetre
mm	Milimetre
N	Newton
OM	Optik Mikroskop
SEM	Tarayıcı Elektron Mikroskobu
XRD	X Işını Kırınımı
YDDA	Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler

Açıklama

1. GİRİŞ

Son dönemlerden günümüze kadar geçen sürede teknolojik gelişmeler ile malzemelerden beklenen özellikler artış göstermiştir. Mühendislik malzemelerinin önemli bir kısmını oluşturan çelikler için de bu eğilim geçerlidir. Bu çerçevede çeliklerden beklenen mekanik özellikler de sürekli artmaktadır. Buna bağlı olarak çelik parçaların üretiminde yeni yöntemler ve malzemelere ihtiyaç duyulmaktadır. Aynı zamanda klasik yöntemlerle üretilen çeliklerin mekanik özelliklerinin geliştirilmesi için çalışmalar yapılmaktadır. Mikroalaşımli çelikler, günümüzdeki bu ihtiyaçları karşılamak için geliştirilmiş düşük alaşımli bir çelik türüdür. Mikroalaşımli çelikler, öncelikle yapı çeliklerinin dayanım kapasitelerinin yetersizliği nedeniyle geliştirilmiştir ve temel özellikleri aşağıdaki gibidir:

- Ana üretim tekniği olan kaynaklanabilirliğin geliştirilmesi,
- Dayanım ve tokluk özelliklerinin artırılması,
- Ağırlığın azaltılması ve
- Maliyetin düşürülmesidir (Asil Çelik Teknik Yayınlar, 2007).

Günümüzde ise geliştirilen kontrollü haddeleme ve kontrollü soğutma tekniği ile mikroalaşımli çeliklerin üretimi hızlanmıştır. Özellikle dövme amaçlı mikroalaşımli çeliklerin otomotiv sektöründe sağladığı hafiflik ve diğer ıslah çelikleriyle aynı mekanik özellikleri taşıması nedeniyle tercih edilmektedir. Günümüzde üretilen mikroalaşımli çeliklerin, çeşitli sektörlerde yaygın olarak kullanılması, bu çeliklerin mekanik özelliklerinin, özellikle de yüzey özelliklerinin geliştirilmesi ihtiyacını doğurmuştur.

Endüstride kullanılan hareketli makine elemanlarının temasında en sık karşılaşılan sorulardan bir tanesi de aşınmadır. Etkin yüzey mühendisliği yöntemleri ile temas noktalarındaki aşınmalar azaltmak için aşınma direnci yüksek kaplamalar yapılabilmektedir (Y.-F. Liu vd., 2006). Yüzey mühendisliği teknolojilerinde altlık malzemelere uygun kaplamalar yapabilmek için lazer kaplama, termal sprey kaplama, gaz tungsten ark kaynak yöntemi ve plazma transferli ark kaynak yöntemi gibi yöntemler kullanılmaktadır (Berger, 2015; Fan vd., 2006; L. Bourithis, 2002; Sun vd., 2012).

Malzemelerin yüzeyinde aşınmaya dayanıklı kaplamaların üretilmesi için kullanılan yüzey geliştirme yöntemlerinden biri olan PTA (Plazma Transferli Ark) kaynak yöntemi, yaygın bir kullanım alanına sahiptir. PTA ile alaşımlandırma yöntemi uygun özelliklere sahip alaşım tozlarının kaplama malzemesinin yüzeyinde ergitilmesi esasına dayanır (Soner Buytoz vd., 2013; Hou, 2013). Ayrıca oldukça çeşitli aşınmaya dayanıklı ve sert yüzeylerin oluşturulabildiği bir yüzey işlemidir (L. Bourithis ve Papadimitriou, 2009). PTA kaplama yöntemi ve kompozit kaplamaların tribolojik davranışını geliştirdiğinin çok iyi bilinmesine rağmen; günümüz teknolojisinde daha iyi tribolojik özellikler elde edilmesi istenmektedir.

Bu doktora tez çalışmasında, 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin yüzey özelliklerinin PTA ve kriyojenik işlemle geliştirilmesi araştırılmıştır. Bu kapsamda bir grup numuneye PTA, diğer grup numuneye PTA+Kriyojenik işlem uygulanmıştır. PTA yönteminde mikroalaşımli malzemenin yüzeyi farklı kaplama tozları (silisyum karbür, krom karbür, titanyum karbür ve ferrokrom karbür) kullanılarak sertleştirilmiştir. Elde edilen numuneler metalografik inceleme, sertlik ölçümü ve aşınma testleri ile incelenmiştir. Tüm numunelerin optik ve SEM (Tarayıcı Elektron Mikroskobu) ile mikroyapıları incelenmiş ve EDS (Enerji Dağılımlı X-ışını Spektroskopisi) analizleri yapılmıştır. Oluşan farklı fazlar XRD (X Işını Kırınımı) analizi ile tespit edilmiştir. Numunelerin aşınma deneyleri kaplanmış yüzeyler ile işlemsiz numune üzerinde yapılmıştır. Kriyojenik işlemin PTA ile oluşturulan bölgede yapacağı değişiklikler belirlenmiştir.

Dokuz bölümden oluşan bu doktora tez çalışmada, birinci bölüm tezin konusu hakkında genel bilgileri içermektedir. İkinci bölümde mikroalaşımli çelikler, üçüncü bölümde kriyojenik ısıtım işlem yöntemi, dördüncü bölümde Plazma Transferli Ark (PTA) kaynak yöntemi ve beşinci bölümde sürtünme ve aşınma mekanizmaları hakkında genel bilgiler verilmiştir. Altıncı bölümde, mikroalaşımli çelikler, PTA ve kriyojenik işlem ile ilgili literatür araştırması sonuçları verilmiştir. Yedinci bölümde deneysel çalışmalarda kullanılan cihazlar, malzemeler, yöntemler ve işlem şartları detaylı olarak açıklanmıştır. Sekizinci bölümde deneysel çalışmalar ile elde edilen mikroyapı görüntüleri, EDS ve XRD analizleri, mikrosertlik değerleri ve aşınma testlerinin sonuçları açıklanmıştır. Son bölüm olan dokuzuncu bölümde ise genel sonuçlar ve değerlendirmeler özetlenmiştir.

2. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER

Mikroalaşımli çelikler, yüksek dayanımlı düşük alaşımli çelikler (YDDA veya high strenght-low alloyed-HSLA) olarak adlandırılan, az-orta Karbon (%0.1-0.3 C), Mangan (%0.6-1.7 Mn) ve çok az miktarda Alüminyum (Al), Bor (B), Krom (Cr), Bakır (Cu), Molibden (Mo), Nikel (Ni), Azot (N), Fosfor (P), nadir toprak metalleri, Silisyum (Si), Titanyum (Ti), Vanadyum (V) ve Zirkonyum (Zr) gibi alaşım elementi içeren düşük alaşımli çeliklerdir. Bu elementlerin az miktarda bulunmasından dolayı, mikroalaşımli çelik olarak adlandırılır. Mekanik özellikleri içerdiği kuvvetli karbür ve nitrür yapıcı elementlerle geliştirilmiştir. Çelikler, haddelenmiş halde 241MPa ile 552 MPa arasında kalan akma mukavemetine göre tasarlanırlar. En yaygın kullanılan üretim türleri sıcak haddelenmiş sac ve levha şeklindedir. Mikroalaşımli çelikler, sade karbonlu çeliklere göre 2 ile 8 kat daha yüksek korozyon direncine sahiptir. Başlıca alaşım elementleri ile mekanik özellikleri ve sertleşebilirliği kontrol edilebilir (Brady; vd., 2002).

Mikroalaşımli çelikler, geleneksel karbon çeliklerinden daha iyi mekanik özellikler ve daha yüksek atmosferik korozyon direnci sağlamak için tasarlanmıştır. Bu çelikler belirli mekanik özellikleri sağlamak için tasarlandığından normal anlamda alaşımli çelikler olarak kabul edilmezler. Mikroalaşımli çelikler, işlenebilirlik ve kaynaklanabilirlik özelliği için düşük karbon oranına (%0.25 – 0.5) sahiptir ve %2' den yüksek mangan içerirler. Diğer kombinasyonları için az miktarda mikroalaşım elementleri kullanılır. Bu çelikler genellikle haddelenmiş durumda kullanırlar. Ayrıca belirli gereksinimleri karşılayabilmek için, kontrollü haddeleme, normalizasyon veya çökeltiyle sertleştirilmiş halde kullanırlar. Bu çeliklerin en yaygın uygulamaları petrol ve gaz boru hattı, gemi, deniz yapıları, otomobil, arazi ekipmanı ve basınçlı kaplardır (Wright, 1990).

Mikroalaşımli çelikler, günümüzde farklı sertleştirme mekanizmaları, uygun termomekanik işlemler ve düşük karbon içeriklerden dolayı mukavemet, tokluk veya düşük sıcaklıklarda gevrek kırılma emniyeti ve kaynak edilebilirlik gibi özelliklerin bileşimine sahip bir malzeme grubu olarak ta tanımlanabilir.

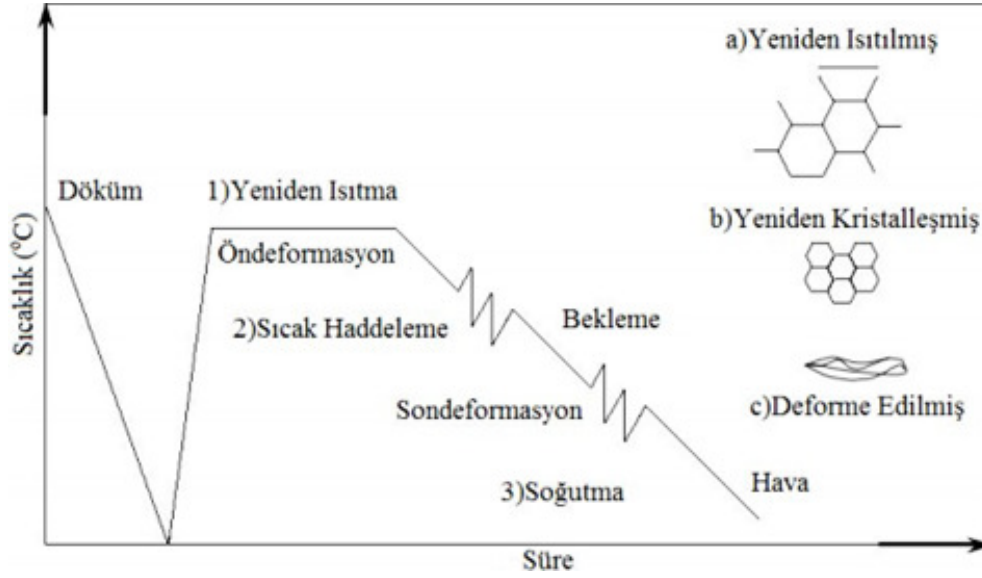
Mikroalaşımli çelikler imalat yöntemlerine göre, dövme çelikleri ve yassı çelikler olarak ikiye ayrılmasına rağmen, boru çelikleri olarak da üretilmektedir. Mikroalaşımli çeliklerin özellikleri, mikro yapısı ve kimyasal bileşimi belirler. Mikro yapının kontrolü ise çelik bileşimine, östenitleme sıcaklığına, ilk ve son haddelemeden sonra dönüşümün kontrolüne bağlıdır. Bu yüzden istenen özellikteki mikroalaşımli çelik, kimyasal bileşimi ve üretim adımları kontrol edilerek üretilebilir (Şan, 2007).

2.1. Yassı Ürünler

Üretilen mikro alaşımli çeliklerin önemli bir kısmını yassı ürünler oluşturmaktadır. Yassı ürünler; sac levha, gaz ve petrol boru hatlarında kullanılan ürünlerdir. Çelikten beklenen mekanik özellikler üretim sırasında yapılan işlemlerle sağlanır. Şekil 2.1' de mikroalaşımli çeliklerin üretimde kullanılan işlem basamakları görülmektedir. Yassı ürünlerin üretimi 4 temel aşamadan oluşmaktadır. Bunlar:

- Döküm
- Östenitleştirme
- Kontrollü haddeleme
- Kontrollü soğutma

Yassı ürünlerde mikro alaşımlama ile beraber ayrıca uygun bir termo-mekanik işlem yapılması gerekmektedir. Bu işlem kontrollü haddeleme olarak da bilinmektedir. 1000°C ile 1200°C arasında yapılan ön deformasyona ek olarak 700°C ile 800°C'de son deformasyon işlemi eklenir. Yapılan haddeleme işlemi sonrası kullanılan farklı soğutma hızları kullanılarak mikroyapıda ince taneli ferrit veya beynit elde edilir. Yüksek soğutma hızlarında ise az miktarda perlit veya martenzitik bir yapı elde edilebilir (Asil Çelik Teknik Yayınlar, 2007).



Şekil 2.1. Mikroalaşımli çeliklerin üretim adımları (Okumuş, 2013).

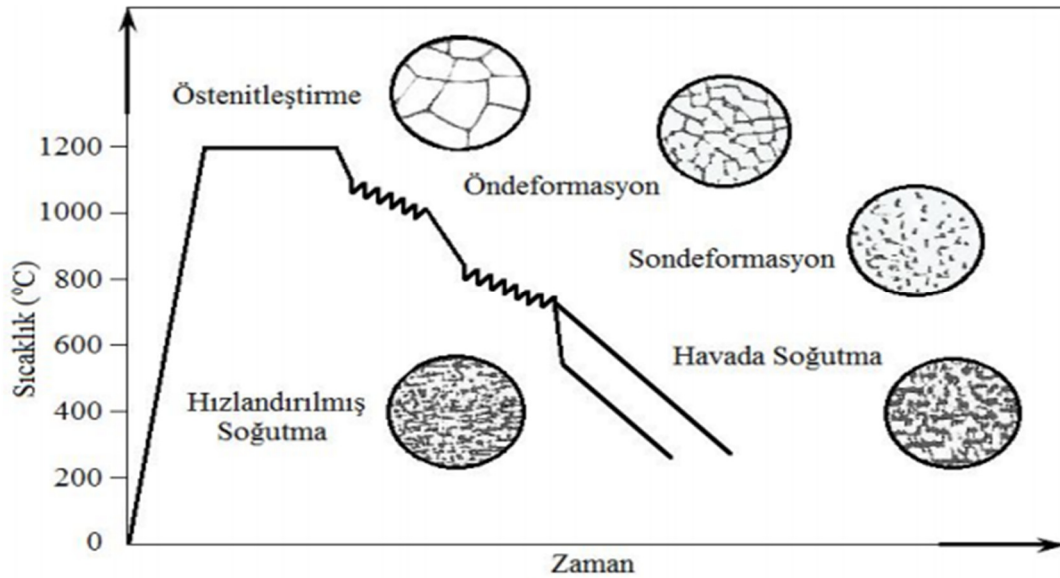
2.1.1. Östenitleştirme

Mikroalaşımli çeliklere uygulanan östenitleştirme işlemi, 1000°C ile 1200°C arasındaki yüksek sıcaklıklarında gerçekleştirilen öndeformasyon ve yeniden kristalleştirme işlemleridir. Bu işlemler ile östenit tane boyutunun olabildiğince küçültülmesi sağlanır. Malzeme yapısında çözündürme sırasında düzgün olmayan aşırı büyümüş taneler oluşturmadan birden çok mikroalaşım elementinin çözeltilmesi istenmektedir. Fakat bu durum için seçilen yüksek sıcaklık ve uzun süreler östenit tane boyutunda irileşmelere neden olmaktadır. Östenitleme işlemi sırasında artan ısı ile birlikte östenit tane büyüklüğü artar. Mikroalaşım elementleri östenitleştirme sıcaklığına bağlı olarak mikro yapıda tane küçültücü veya çökelme sertleştirici olarak etki eder (Şan, 2007).

Mikroalaşımli çeliklerin içerisinde az miktarda bulunan kuvvetli karbür ve nitrür yapıcı elementlerin tane irileşmesini etkili bir şekilde engeller. Çeliğin ısıtılması süresince çökelmiş karbonitrür parçacıkların ince dağılımı östenit tane sınırlarının kilitlenmesine neden olup, tane büyümesini önlemektedir. Ancak yeterince yüksek sıcaklıklarda ve/veya yeterince uzun sürelerde, parçacıklar çözünür ve kabalaşarak tane sınırı kilit etkisi zayıflar ve tane kabalaşması meydana gelir (Okumuş, 2013).

2.1.2. Kontrollü haddeleme ve soğutma

Kontrollü haddeleme işlemi, haddeleme işlemi sırasında sıcaklığın kontrol altında tutulması ile gerçekleştirilir. Kontrollü haddeleme işlemi gerekli olan sıcaklığa ısıtma ile başlar. Haddeleme esnasında sıcaklık ve deformasyon kontrol altında tutulur. Haddeleme sonrası belirlenen bir soğutma hızı ile sonlandırılır. Kontrollü haddeleme işleminin şematik gösterimi Şekil 2.2’ de verilmiştir. Kontrollü haddeleme işleminde temel amaç, haddeleme sırasında östenit tanelerinin büyümesini engelleyerek iyi bir dağılıma sahip ferrit tanelerinin oluşmasını ve dağılımını sağlamaktır. Kontrollü haddeleme işlemi, sürekli haddelemeden farklılıklar gösterir. Kontrollü haddeleme işlemi 2 ve/veya 3 basamaktan oluşur. Bunlar genellikle yüksek sıcaklıkta haddeleme ve düşük sıcaklıkta haddelemedir. Haddeleme işlemi sürekli yüksek sıcaklıkta gerçekleşiyorsa sıcak haddeleme, sıcaklığın kontrol edilerek süresiz gerçekleştiriliyorsa kontrollü haddeleme işlemi olarak isimlendirilir. Mikroalaşımli çeliklerde, kontrollü haddeleme işlemi yeniden kristalleşme oluşmasını veya oluşursa tane irileşmesini önlemek için düşük sıcaklıkta yapılır (Kaynar, 2013).



Şekil 2.2. Kontrollü haddeleme işleminin şematik gösterimi (Okumuş, 2013).

Kontrollü haddeleme işlemi tercih edilen özellikler ve maliyet açısından üç farklı yöntem ile yapılmaktadır. Bu yöntemler:

1. Konvansiyonel kontrollü haddeleme (östenitin yeniden kristalleşmediği bölgede deformasyon),

2. Yeniden kristalleşmeli kontrollü haddeleme (östenitin yeniden kristalleştiği bölgede deformasyon),
3. Östenit - ferrit çift fazlı alanında deformasyon.

Bu üç yöntem içinde ortak olan süreç yeniden kristalleşmeli bir ön haddeleme işlemidir. Bu işlem yaklaşık olarak 1100°C ile 1200°C sıcaklıklarında östenit tane boyutunu, birbirini izleyen deformasyon ve yeniden kristalleşme adımları ile mümkün olduğu kadar azaltılmalıdır. Soğutma hızının yüksek olması veya soğutulan sıcaklığın düşük olması durumu, östenit yapısında ferritin tane yapısının o kadar küçük oluşmasını sağlar.

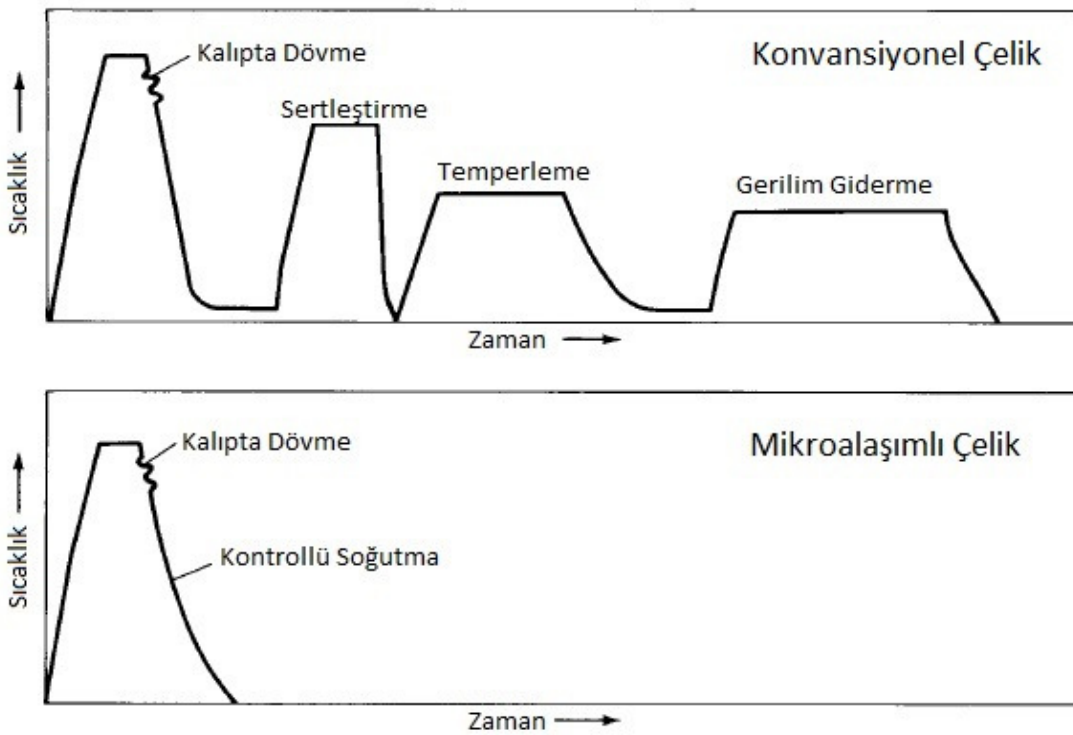
Titanyum ve Vanadyum elementlerinin, yeniden kristalleştirme işlemini diğer mikroalaşım elementlerine göre biraz daha yavaşlattığı bilinmektedir. Bu nedenle, bu elementleri içeren mikroalaşım bileşimleri kontrollü haddeleme işlemleri için daha uygundur. Ayrıca yapı içerisinde azotun % 0,01 oranlarında bulunması genellikle tane büyümesini önleyen ince dağılmış titanyum nitrür (TiN) oluşumunu ve ferrit fazında bulunan vanadyum nitrür (VN)'ün çökmesi ile mukavemet artışına katkı sağlar (Okumuş, 2013).

2.2. Dövme Ürünler

Dövme mikroalaşımli çelikler, sıcak şekillendirilmiş çelik parçaların üstün mekanik özelliklerini ısıtma işlemiyle kalmadan elde edebilmek için geliştirilmiştir. Isıtma işlemlerinin ortadan kalkması ile enerji tüketiminde ve üretim zamanında ciddi bir azalma sağlanmıştır. Dövme mikroalaşım çelikleri alternatif malzemelere göre mukavemet, tokluk ve dayanım olarak çok daha üstündür.

Mikroalaşımli yassı çelikler için kullanılan termomekanik işlemler dövme ürünlerde kullanılamaz. İndüksiyon veya gazla 1260 °C' ye kadar ısıtılarak üretilen tipik sıcak dövme çubuk ürünler, 1120 °C' de sıcak işlenir. Bu sıcaklıklarda tane büyümesi ve çökelti irileşmesi hızlıdır (Wright, 1990).

Orta karbonlu ıslah çeliklerinin yerine kullanılan dövme mikroalaşımli çeliklerin geliştirilmesindeki en büyük yarar otomotiv endüstrisindeki parçaların üretiminde gerçekleşmiştir. Ciddi bir enerji ve işlem maliyeti azalması sağlanmıştır. Islah çeliklerinde mikroyapı temperlenmiş martenzit iken mikroalaşımli dövme çeliklerde ince ferrit-perlitten oluşur. Ancak mikroalaşım elementlerinin etkisiyle tane büyümesinin engellenmesi ve çökelme sertleşmesi sonucu mikroalaşımli çeliklerde ıslah çelikleri ile aynı mekanik özellikler görülmektedir (Şan, 2007). Dövme mikroalaşımli ve konvansiyonel çelikleri için gerçekleştirilen işlem adımları Şekil 2.3' te verilmiştir.



Şekil 2.3. Mikroalaşımli çelik ve konvansiyonel çeliğinin işlem basamakları (Wright, 1990).

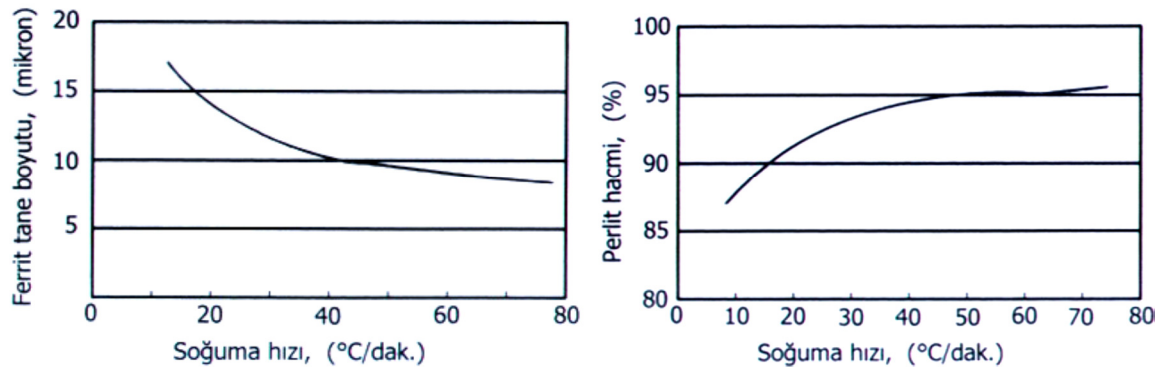
Mikroalaşımli dövme çeliklerinin genel avantajları :

1. Kullanılan alaşım miktarı azdır.
2. Isıl işlem gerektirmez.
3. İşlenebilirlik özellikleri daha iyidir.
4. Daha hızlı üretim imkanı vardır.
5. Zaman ve enerjiden kayıplar azdır.
6. Gerilme, yorulma ve sertlik özellikleri ıslah çeliklerinininkine eşittir.
7. Ağırlık yönünden daha hafiftirler.

8. Şekillendirmeden sonra bükülme görülmez, dolayısıyla sertleştirmeye ve gerilim gidermeye gerek yoktur (Okumuş, 2013).

2.2.1. Dövme mikroalaşımli çeliklerde kontrollü soğutma

Yüksek soğuma hızı ile birlikte mikro yapıda bulunan perlit fazının hacimsel oranı artmakta; ferrit ve perlit lamelleri arasındaki boşluklar azalmaktadır. Bu mikro yapıdaki değişiklikler çeliğin mekanik özelliklerini artırır. Şekil 2.4 soğutma hızının ferrit tane boyutuna ve perlit fazın hacimsel değişim oranına olan etkisini göstermektedir. Burada mekanik özelliklerde artış sağlayan soğutma oranının yaklaşık olarak 75°C/dk olduğu görülmektedir (Şan, 2007).



Şekil 2.4. Soğuma hızına göre ferrit tane boyutu ve perlit hacminin değişimi (Şan, 2007).

2.2.2. Dövme mikroalaşımli çeliklerin standardı ve kullanım alanları

Dövme mikroalaşımli çeliklerin kullanım alanı artmasıyla kimyasal bileşimlerinin standartlaştırılması ihtiyacı doğmuştur. 1988 yılında Almanya’da dört farklı kaliteyi içeren ve bunların mekanik özelliklerini gösteren bir kitapçık yayınlanmıştır. 1998 yılında ise Mikro alaşımli çelikler için Avrupa Standartlar Komitesi (CEN) tarafından EN 10267 kodlu “Çökeltme Sertleştirmeli Ferritik ve Perlitik Çelikler” standart yayınlanmıştır. 2000 yılında ise bu standart ülkemizde TS EN 10267 adıyla yürürlüğe girmiştir. TS EN 10267’ye göre çeliklerin özellikleri Çizelge 2.1’deki gibidir.

Çizelge 2.1. TS EN 10267'ye göre mikroalaşımli çelik standardı (Erişir, 2010).

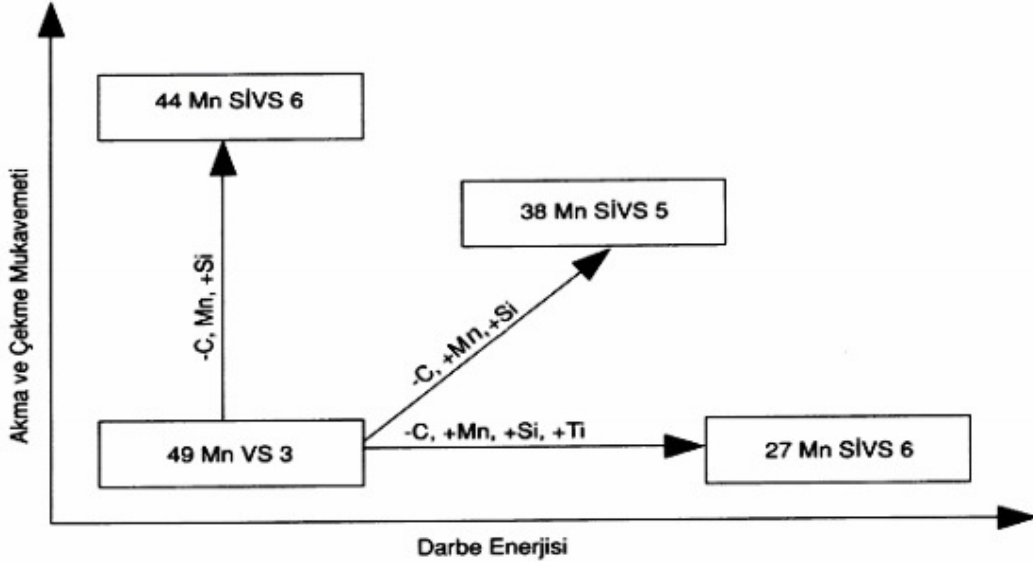
GÖSTERİM		KİMYASAL ANALİZ (% AĞIRLIK)							Mekanik Özellikler			
		C	Si	Mn	P _{maks}	S	N	V	A.D. Mpa	Ç. D. Mpa	Uzama %	K.D. %
19MnVS6	Min.	0,15	0,15	1,20	0,025	0,02	0,01	0,08	420	650	16	32
	Maks.	0,22	0,80	1,60		0,06	0,02	0,20		850		
30MnVS6	Min.	0,26	0,15	1,20	0,025	0,02	0,01	0,08	470	750	14	30
	Maks.	0,33	0,80	1,60		0,06	0,02	0,20		950		
38MnVS6	Min.	0,34	0,15	1,20	0,025	0,02	0,01	0,08	520	800	12	25
	Maks.	0,41	0,80	1,60		0,06	0,02	0,20		1000		
46MnVS6	Min.	0,42	0,15	1,20	0,025	0,02	0,01	0,08	570	900	8	20
	Maks.	0,49	0,80	1,60		0,06	0,02	0,20		1100		
46MnVS3	Min.	0,42	0,15	1,20	0,025	0,02	0,01	0,08	470	750	10	20
	Maks.	0,49	0,80	1,60		0,06	0,02	0,20		950		

Son dönemlerde düşük fiyat, yüksek mukavemet, tokluk ve iyi kaynaklanabilirlik özelliklerinden dolayı farklı amaçlarda kullanılan taşıtlarda, gaz ve petrol boru hatlarında, çeşitli basınçlı kapların yapımında, deniz araçları gibi çok değişik alanlarda bu çeliklere ihtiyaç duyulmaktadır. Isıl işlemsiz üretimi, istenilen mekanik özelliklerin verilmesi ve mikro yapının üretimde kontrol edilebilmesi aranan çelik gurubudur (Kaynar, 2013).

Mikroalaşımli dövme çelikler endüstrideki kullanım alanına bağlı olarak geliştirilmeye açık olan malzemelerdir. İlk geliştirilmiş olan 49MnVS3 tipi alaşımdan karbon ve mangan azaltıp silisyumun eklenerek yüksek akma ve çekme dayanımı olan 44MnSiVS6 üretilmiştir. Tokluk arttırmak için karbon miktarı azaltılıp; mangan, silisyum ve titanyum ilave edilerek 27MnSiVS6 üretilmiştir. Hem yüksek mukavemet hem de tokluğun aynı anda yüksek olması istenen durumda ise 38MnSiVS5 geliştirilmiştir (Asil Çelik Teknik Yayınlar, 2007). Bu doktora tez çalışmasında yüksek mukavemet ve tokluğundan dolayı 38MnVS6 tercih edilmiştir. Şekil 2.5 mekanik özelliklere göre geliştirilmiş mikroalaşımli çelikleri göstermektedir.

Mikroalaşımli çeliklerin otomotiv endüstrisinde yaygın kullanım alanı vardır. Bu doktora tez çalışmasında kullanılan 38MnVS6 Çizelge 2.2' den anlaşıldığı üzere Lotus Firmanın ürettiği Elise spor aracının arka süspansiyonunda kullanılmaktadır. Daha önce bu parça için kullanılan alüminyum ekstrüzyon ürününün yerine yüksek mekanik özellikleri

nedeniyle tercih edilmiştir. Bu değişimle parçanın ağırlığında artış meydana gelirken üretim maliyetlerinde önemli bir azalma elde edilmiştir.



Şekil 2.5. Mikroalaşımli çeliklerde mekanik özellikler kapsamında geliştirilmiş olan alaşımlar (Asil Çelik Teknik Yayınlar, 2007).

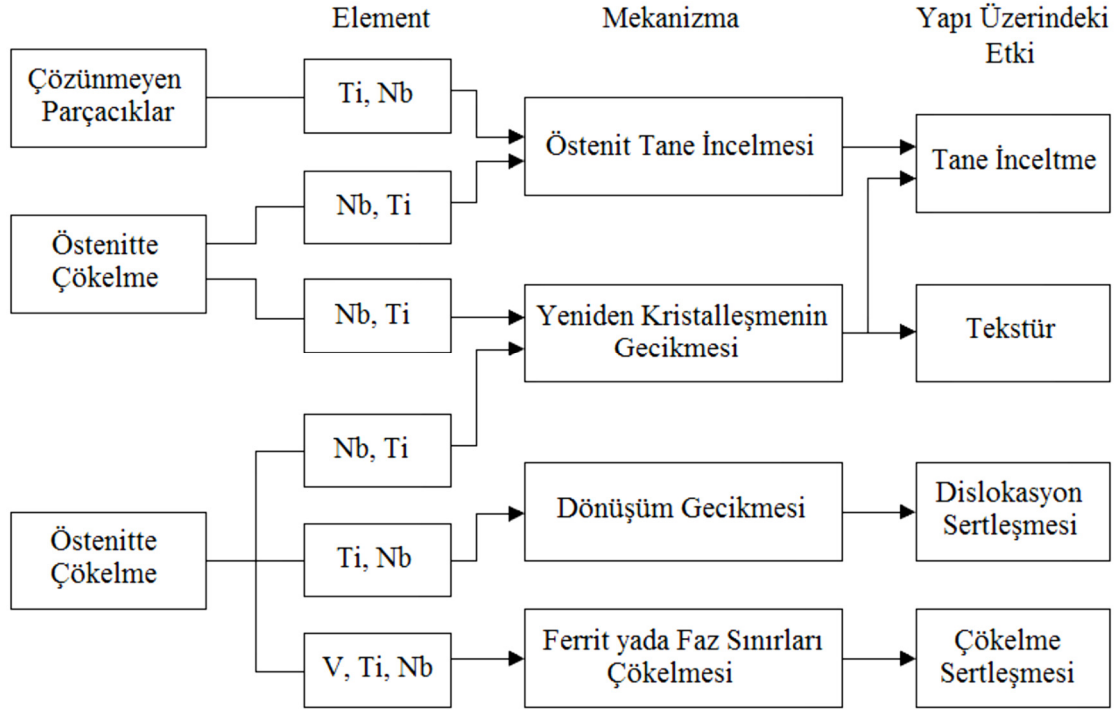
Çizelge 2.2. Otomotiv endüstride kullanılan mikroalaşımli çelikler (Erişir, 2010).

Araç	Parça	Önceki Malzeme	Mikroalaşımli Çelik
Volvo Kamyon	Ön aks	41CrS4 su verilmiş ve temperlenmiş	27MnSiVS6 (Ti)
Volkswagen	Mil yatağı	su verilmiş ve temperlenmiş (% 1 Mn ve Cr)	27MnSiVS6 (Ti)
Mercedes	Arka aks şaftı	42CrMo4 su verilmiş ve temperlenmiş	44MnSiVS
Mercedes	Vites çatalı	20MoCrS4 su verilmiş ve temperlenmiş	38MnSiVS6
Mercedes	Merkez dişlisi	37Cr4 su verilmiş ve temperlenmiş	38MnSiVS6
Lotus Elise	Arka süspansiyon	Alüminyum ekstrüzyon	38MnVS6

2.3. Mikroalaşım Elementleri ve Etkileri

Mikroalaşımli çeliklerde mikroalaşım elementlerinin birincil özelliği tane inceltmesidir. Tane incelmesi ise mikro alaşım elementlerinin tane sınırlarında oluşturduğu karbonitrürlerin (V,Ti,Nb(CxNy)) rekristalizasyonu ve hareketi engellemesi sayesinde gerçekleşir (Asil Çelik Teknik Yayınlar, 2007).

Tüm mikroalaşımli çelikler bir veya daha çok kuvvetli karbür ve/veya nitrür yapıcı element içerirler. Vanadyum, niyobyum ve titanyum; karbon ve/veya azotla birleşerek çelik matrisi içinde ince bir dağılım oluşturarak çökeler (Wright, 1990). Mikroalaşım elementlerinin etkilerini Şekil 2.6' da görülmektedir. Çizelge 2.3 çeşitli mikroalaşım elementlerin etkilerini özetlemektedir.



Şekil 2.6. Mikroalaşım elementlerinin çeliğe etkileri (Okumuş, 2013).

Çizelge 2.3. Mikroalaşım çeliklerine alaşımlama elementlerinin etkileri (Wright, 1990).

Element	Çökeltme Sertleşmesi	Ferrit tane küçülmesi	Azot sabitleme	Yapı modifikasyonu
Vanadyum	Güçlü	Zayıf	Güçlü	Orta
Niyobyum	Orta	Güçlü	Zayıf	Yok
Titanyum	Yok (<% 0.02 Ti) ve güçlü (>% 0.05 Ti)	Güçlü	Güçlü	Yok

2.3.1. Vanadyumun etkisi

Mikroalaşımli çeliklerin çökeltme sertleşmesi için en temel elementlerden biridir. Bunun için mikroalaşımli çeliklere %0.03 ile 0.10 arası vanadyum ilave edilir. Vanadyum

aynı zamanda %0.012' ye kadar çeliğin içinde olabilen çözünmüş azotu stabilize ederek dayanımı artırır. Vanadyum, sıcak haddeleme sonrası yapılan kontrollü soğutmalar sonucunda ferrit fazı içinde 5 ile 100 nm büyüklüğünde karbonitrürler oluşturur. Çökeltme sonucu oluşan bu parçacıklar metastabildirler. Çözelti içindeki dağılımları haddeleme sıcaklığına ve soğutma oranına doğrudan bağlıdır. %0.15' e kadar olan vanadyum içeriği ile akma ve çekme dayanımı arasında doğrusal bir ilişki vardır. Ancak tane incelmeye olan etkisi az olduğu için tokluğa etkisi zayıftır (Wright, 1990).

2.3.2. Niyobyumun etkisi

Niyobyum elementi niyobyum karbürler sayesinde akma dayanım artırır. Dayanımdaki artışın büyüklüğü ise çökelmiş olan niyobyum karbürlerin (NbC) tane büyüklüğü ve miktarına bağlıdır. Niyobyum karbür 1000°C altındaki sıcaklıklarda oluşur ve östenit fazı içinde küçük çökelti oluşturur. Oluşan bu küçük çökelti östenitin yeniden kristalleşmesini geciktirerek ince taneli ve daha dayanımlı bir mikroyapı oluşumu sağlarlar. Ayrıca malzemeye düşük sıcaklıkta tokluk özelliği kazandırır. Niyobyum en yüksek tane küçültme etkisine sahip mikroalaşım elementidir (Wright, 1990).

2.3.3. Titanyumun etkisi

Titanyum elementinin hem tane inceltici ve hem de çökelti sertleştirme etkisi vardır. %0.05' den daha fazla titanyum içeriklerinde titanyum karbür (TiC) oluşur ve çökeltme sertleştirme etkisi göstermeye başlar. Düşük miktarlarda titanyum alaşım elementi olarak kullanıldığı durumda nitrür oluşur. Titanyum çok yüksek sıcaklıklarda nitrür oluşturmaktadır. Oluşan titanyum nitrür (TiN) çözünmeyen tane sınırlarına yerleşir. Tane sınırlarına yerleşen bu nitrürler haddeleme ve dövme işlemleri sırasında yeniden kristalleşen östenit tanelerinin büyümesinin önüne geciktirerek dayanımı artırır. Tipik olarak, çelik içinde titanyum konsantrasyonu %0.01 ile %0.02 arasında değişir (Wright, 1990).

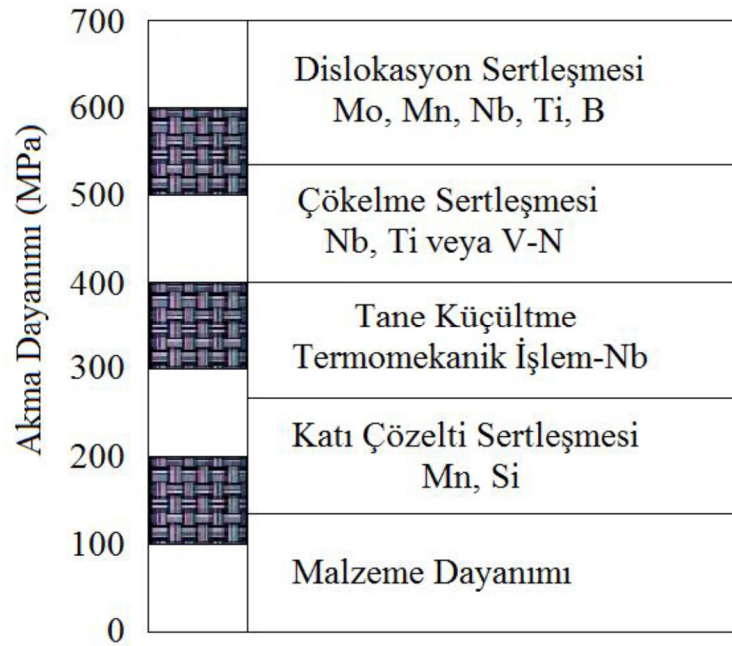
2.3.4. Alüminyumun etkisi

Çeliklerde çözünmüş halde bulunan alüminyum mikroalaşım elementi olarak etki eder. Azotla olan yüksek bileşik oluşturma ilgisi nedeniyle alüminyum nitrür (AlN)

bileşimini oluşturur. Oluşan nitrür, ostenit tane büyümesini engeller ve ostenit-martenzit dönüşüm oranını hızlandırır. Alüminyum nitrür 1000°C üzerindeki sıcaklıklarda çözünür. Fakat çelik hızla ısıtılırsa belirli bir zaman aralığında çözelti dışında kalarak tane incelmeye sağlar (Şan, 2007).

2.4. Mikroalaşımli Çeliklerde Dayanımı Artırma Mekanizmaları

Mikroalaşımli çeliklerde dayanımı artırmak için yapılan iyileştirmeler; çökeltme sertleştirmeleri, tane boyutunu küçültme, deformasyon sertleşmesi (pekleşme) ve katı eriyik sertleşmesidir. En çok kullanılan sertleştirme mekanizmaları tane boyutunu küçültmek ve çökeltme sertleşmesidir. Ayrıca bu sertleştirme mekanizmalarından tane boyutunu küçültme mukavemeti artırırken aynı zamanda tokluğu da iyileştirir (Okumuş, 2013). Şekil 2.7' de sertleştirme mekanizmalarının akma dayanımına etkisi göstermektedir.

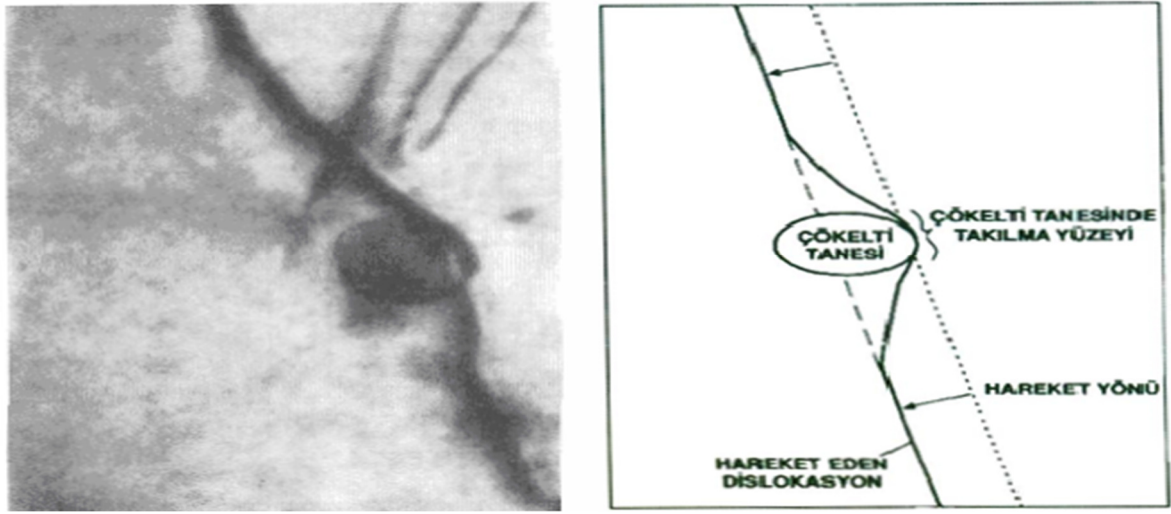


Şekil 2.7. Sertleştirme mekanizmalarının akma dayanımına etkisi (Okumuş, 2013).

2.4.1. Çökeltme sertleşmesi

Mikroalaşım elementlerinin oluşturduğu çökelti temelde karbonitrürler veya karbür nitrür arası yüzey merkezli kübik kafes sahip olan bileşiklerdir. Çökelti oluşum sıcaklıklarına bağlı olarak tip, boyut ve dağılımları açısından farklılık gösterirler. Çökeltme

sertleşmesi ile dayanım artışı çökeltilerin dislokasyon hareketini engellemesi prensibine dayanır. Henüz kitlenmemiş ve hareket halinde olan dislokasyonlar çökeltilere çarparak durur ve hareket kabiliyetini kaybeder. Bu durum malzemenin çekme ve akma dayanımında artış göstermesini sağlar. Çökeltme sertleşmesinde malzemenin yapısında bulunan mikroalaşım elementlerinin karbon ve azot ile oluşturacakları bileşiklerin tipi, boyutu ve dağılımı mekanik özellikler açısından önem taşımaktadır (Asil Çelik Teknik Yayınlar, 2007). Şekil 2.7.' de çökelti tanesi ve dislokasyon hareketleri arasındaki ilişkiyi göstermektedir.



Şekil 2.8. Çökelti ve dislokasyon arasındaki etkileşim (Asil Çelik Teknik Yayınlar, 2007).

2.4.2. Tane boyutunda küçülme

Çeliklerin tane boyutunun dayanımı ve tokluğu özelliklerini doğrudan etkilediği bilinmektedir. Ayrıca tane boyutunu küçültmek hem dayanımı hem de tokluğu arttıran tek sertleştirme işlemidir. Mikroalaşımli çeliklerde östenitleme işleminden hemen sonra uygulanan yüksek deformasyon ile bu sıcaklıkta oluşan östenitin tane boyutunu küçültme amaçlanmaktadır. Yeniden kristalleşmiş olan östenit tanesinin son boyutu, deformasyon öncesi başlangıç tane boyutuna, deformasyon gerinmesi ve deformasyon sıcaklığını ve tane sınırı hareketini engelleyen ince nitrürler ve karbürlerin dağılımına bağlıdır. Küçük tane üretmek için ana faktörler; östenitleme sıcaklığında tane büyümesini geciktirmek, yeniden kristalleşmenin geciktirilmesi, ferrit çekirdeklenme bölgesinde artma ve ferrit tane büyümesinin geciktirilmesidir (Şan, 2007).

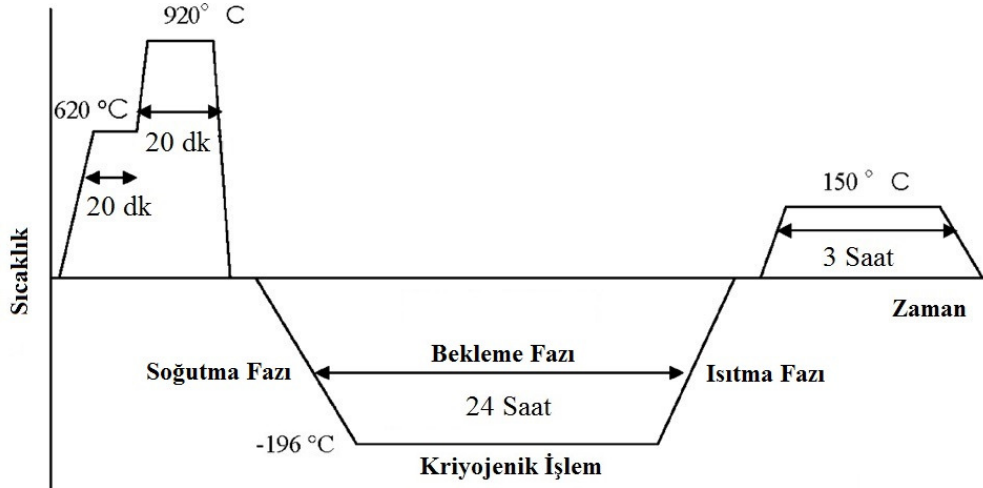
3. KRIYOJENİK ISIL İŞLEMİ

EN 10052 standardına göre ısıl işlem; bir malzemenin özelliklerini ve/veya içyapısını değiştirmek amacıyla, o malzemeye belirli bir sıcaklık-zaman programı dahilinde uygulanan bir ısıtma ve soğutma işlemleri sırasındır. Isıl işlemler, beton, ahşap, alüminyum, bakır, dökme demir, çelik gibi çok geniş bir malzeme grubuna uygulanabilir. Çeliklere uygulanan başlıca ısıl işlemler iki gruba ayrılır;

- Çelik tavlama işlemleri (Gerilim giderme tavlı, Yeniden kristalleşme tavlı, Normalleştirme tavlı, vb.)
- Sertleştirme işlemleri (dönüşüm sertleştirme, su verme veya martenzit sertleşmesi, vb.) (Yüksel ve Meran, 2010)

Isıl işlemler, metallerin mekanik özelliklerini geliştirmek için geçmiş yıllardan günümüze kadar kullanılan bir yöntemdir. Geliştirilmiş yöntemlerin birçoğunda, oda sıcaklığından yüksek bir sıcaklık aralığına kadar işlemler uygulanır. Sıfır altı sıcaklık uygulamalarında ilk girişimler 20. Yüzyıl'ın başlarında araştırılmasına rağmen, kriyojenik işlem tam anlamıyla son yıllarda geliştirilmiştir. Kriyojenik işlemin ilk etkileri, parçaların sertliğinde ve kullanım ömründe kayda değer bir artış ile doğrulanmıştır. Son dönemlerde, sıfır altı işlemler motor parçaları, dişliler, yataklar, matkaplar, silahlar, bıçaklar, cerrahi aletler, golf sopaları, piyano ve gitar telleri gibi çok farklı elemanlara uygulanmıştır.

Temel olarak kriyojenik işlemin 3 temel adımı vardır. Bunlar, istenilen sıcaklık derecesine kadar malzemeyi kademeli soğutma, belirli bir süre bu sıcaklıkta bekletme ve daha sonra kademeli olarak tekrar oda sıcaklığına getirme işlemleridir. Bu işlemlerdeki temel hedef sertlik, aşınma direnci ve mekanik özelliklerde iyileşmeler elde etmektir. (Baldissera ve Delprete, 2008). Şekil 3.1' de kriyojenik işlemin ısıl işlem içindeki yerine bir örnek verilmiştir. Kriyojenik işlem, su verme ve temperleme gibi tek başına sertleştirme yöntemi değildir, ilave bir ısıl işlem yöntemidir. Bu işlem, metal yapısının kalıcı değişimi ile abrasiv ve adhesiv aşınmayı azaltır, işlenebilirlik özelliğini artırır (Patil vd., 2013)



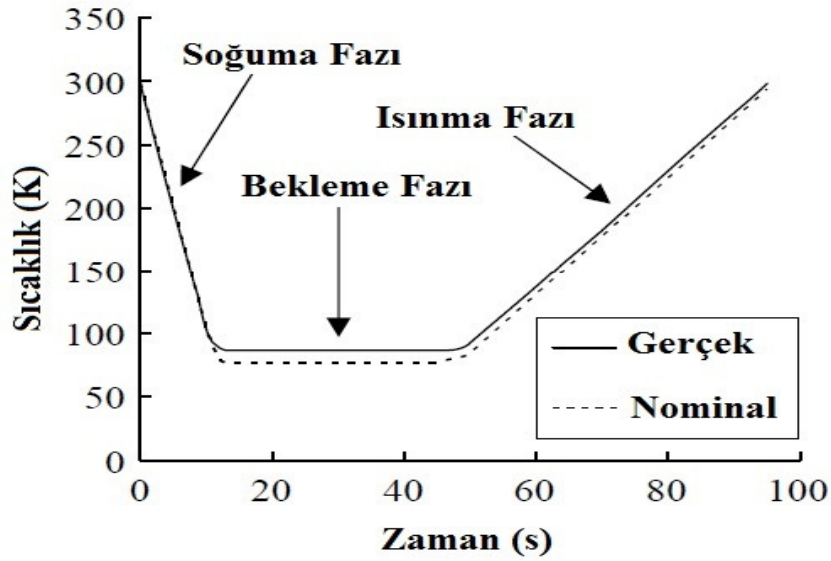
Şekil 3.1. Kriyojenik işlemin ısıl işlem içindeki yeri (Amini vd., 2010).

3.1. Kriyojenik İşlem Parametreleri

Sıfır altı işlemlerde ısıtma ve soğutma döngüsü sırasında kullanılan işlem parametreleri farklıdır. Kriyojenik işlemin temel işlem parametreleri minimum sıcaklık, bekleme zamanı, ısıtma ve soğutma hızıdır.

a) Minimum sıcaklık (T_{min}): Isıl işlemin uygulandığı en düşük sıcaklıktır. Gerçek durumlarda, T_{min} değerleri ısı yalıtım kayıpları nedeni ile nominal değerlerden daha büyük olabilir. Kriyojenik işlemler, bu döngüler sırasında ulaşılan minimum sıcaklığa bağlı olarak iki ana grupta sınıflandırılmaktadır.

- Sığ kriyojenik işlem (Shallow Cryogenic Treatment, SCT) veya Sıfır altı işlemler (Subzero Treatment): Malzemeler -80 °C' de (193 K) soğutucuya yerleştirilir ve beklenir. Bu işlemin ardından oda sıcaklığında dengeye gelmesi sağlanır.
- Derin kriyojenik işlem (Deep Cryogenic Treatment, DCT): Malzeme yavaş bir soğutma hızıyla -196 °C'ye (77 K) soğutulur ve bu sıcaklıkta birkaç saat bekletilir. Bu işlemin ardından oda sıcaklığında dengeye gelene kadar kademeli olarak ısıtılır. Şekil 3.2' de derin kriyojenik işlem için örnek diyagram verilmiştir.



Şekil 3.2. DCT işlem için örnek diyagram (Baldissera ve Delprete, 2008).

- b) Bekleme zamanı: İşlemler sırasında malzemenin minimum sıcaklıkta bekletildiği süredir. 32 saatten daha fazla bekleme süreleri önemli iyileştirmeler vermez, genellikle 24 saat bekleme süreleri istenilen özellikleri elde etmek için yeterlidir.
- c) Soğutma ve ısıtma hızı: Kriyojenik işlem sırasında numunelerin soğutulması ve ısıtılması için kullanılan orandır. Soğutma hızı termal şok çatlaklarını önlemek için sınırlandırılmıştır. Genel olarak kullanılan değerler 0.3 K/dakika ile 1.2 K/dakika değerleri arasındadır. Genellikle ısıtma hızı, birçok sistemde yakından takip edilmeyip önemsenmemesine rağmen literatürde bazı hipotezlerde karbürlerin çökmesinin ısınma fazı sırasında meydana geldiği savunulmaktadır.

Kriyojenik işlem için seçilecek işlem parametreleri malzemede istenilen özelliklere göre değişiklik gösterebilmektedir. Bu nedenle yeni malzemelerde farklı bekletme sürelerinde işlem uygulanarak en uygun koşullar bulunmalıdır. Genellikle, iki - üç sıcaklık ve bekleme süresi denenerek malzemede mikroyapı değişimini gösteren değerler hakkında bilgi edinilebilir (Baldissera ve Delprete, 2008).

Derin kriyojenik işlem şartları seçimi (sertleştirme sıcaklığı, soğutma periyodu, temperleme sıcaklığı ve temperleme periyodu) ısıl işlemler için önemli bir konudur. Genel olarak bu koşullar metal kitaplarından seçilir fakat bu değerler sadece belirli aralıkları

vermektedir. Bu değerler optimum değerler değildir. Bu nedenle, ısıl işlem endüstrisinde çeliklerin aşınmasını en aza indirmek için, derin kriyojenik işlem koşulları bulmak çok büyük önem taşır. Derin kriyojenik işlem çelik parçaların mekanik özelliklerini etkileyen uygun bir ısıl işlem yöntemidir (Senthilkumar ve Rajendran, 2012).

3.2. Kriyojenik Sistemler

Kriyojenik sistemler, yaklaşık 125 K gibi düşük sıcaklıklara ulaşmak için kullanılırlar. Soğutma işlemi termal şoku önlemek için yavaş bir hızda gerçekleştirilir. İlk ticari sistem 1960' ların sonunda üretilmiştir. Programlanabilir mikroişlemcilerin gelişmesi ile sistemlerde sıcaklık profilleri daha etkili izlenebilmiştir. Programlanabilir kontrol ünitelerinden önce kriyojenik işlemde bir nesne sıvı azotun içine elle daldırılırdı. Bu normal olarak termal şokla çatlaklara neden olurdu. Modern sistemlerde, sıcaklık değişiminin ölçümü ve sıvı azot miktarının girişi, uzun süreler boyunca sıcaklıkta sadece küçük değişiklerle belirlenmektedir. Çeşitli boyut ve konfigürasyonlarda kriyojenik sistemler mevcuttur.

Kriyojenik sistemde işlem haznesi, vakum yalıtımlı boru ile sıvı azot tankına bağlanır. Hazne içindeki termokupl sıcaklığı ölçer ve ölçülen sıcaklığa göre sıvı azot akışını ayarlamak için elektronik valf ile birlikte çalışır. Programlanabilir sıcaklık kontrollü kriyojenik işlemci, işlem parametrelerini kontrol eder ve gerektiğinde değişik yapar (Patil vd., 2013)

3 önemli kriyojenik sistem;

- a) Isı Değiştiricili Sistem: bu sistemlerde sıvı azot bir ısı değiştiriciden geçer ve bir fan yardımıyla çıkış gazı işlem haznesinin soğutulması sağlar. Sıvı azot ve malzemelerin hiçbir şekilde teması yoktur.
- b) Direk Nebülizasyon: Sprey püskürtme sistemi ile atomize edilen sıvı azot malzeme üzerine doğrudan püskürtülür. Bir fan yardımı soğutma ortamında homojen bir sıcaklık dağılımı sağlanır. Sıvı azot malzemelerin etrafında dağılır.

- c) Kademeli daldırma: Malzemeler belirli sürelerle sıvı azot içine daldırılır ve çıkarılır. Daha sonra malzemeler, sıcaklık kontrollü bir hava akışı vasıtasıyla kademeli olarak oda sıcaklığına ısıtılır (Baldissera ve Delprete, 2008).

3.3. Çeliklerde Kriyojenik İşlemin Mikroyapıya Etkisi

Kriyojenik işlemin, çeliklerin mikroyapısına etkisiyle, mekanik özelliklerinde önemli değişikliğe neden olduğu bilinmektedir. Ancak kriyojenik işlemin mekanizmaları tam olarak açıklamamaktadır. Kriyojenik işlemin çelik malzemelerin mekanik ve tribolojik özelliklerinde gelişme sağlayan mekanizmaları literatürde üç ana başlıkta açıklanmıştır. Bunlar;

- Kalıntı östenit fazının martenzit fazına dönüşümü,
- Homojen dağılmış karbürler çökeltileri,
- Malzemedeki kalıntı gerilim giderme (Amini vd., 2010; Baldissera, 2009; Baldissera ve Delprete, 2008, 2009; Patil vd., 2013; Zhirafar vd., 2007).

Malzemelere uygulanan ısı işlemler sonucunda yapıda bir miktar dönüşmeden kalmış östenit gözlemlenebilir. Bu östenite, kalıntı östenit adı verilir. Isıl işlemlerden sonra malzemelerde %3 ile 50 arasında değişen oranlarda yumuşak bir tane yapısı olan kalıntı östenit gözlenir. Kalıntı östenit miktarı, ısı işlem ekipmanlarının ve operatörün yaptığı işlemlerin doğruluğuna göre farklılık gösterebilir. Kriyojenik işlem ile kalıntı östenit daha sert ve dayanıklı tane yapısına sahip martenzite dönüşür. Hızlı dönüşüm sırasında karbon atomları ara yüzeyde sıkışır ve yüzey merkezli kübik yapıya sahip östenit, tetragonal yapıdaki martenzite dönüşür (Patil vd., 2013).

Kriyojenik işlemin daha düşük sıcaklıklarda uygulanması ise dengeli bir ikincil faz oluşması için gerekli olan çekirdeklenme kritik yarıçap uzunluğunun düşmesini sağlar. Bu durum sonucunda yapı içinde daha iyi bir dağılıma sahip çökelmiş karbür yapısı elde edilmiş olur.

Kriyojenik işlem sırasında, çelik alaşım elementlerine bağlı olarak (krom karbür ve titanyum karbür gibi) aşırı doymuş katı çözeltilerinden ince ikincil karbür çökeltileri

oluşur. Kriyojenik işlemin düşük sıcaklıklarda uygulanması ile ikincil fazın oluşabilmesi için gerekli kritik çekirdeklenme yarıçapı azalır. Böylelikle yapı içinde daha homojen dağılmış karbür çökeltileri elde edilir. Kriyojenik işlemde önce, malzeme içinde bu ince karbürler büyük karbür parçalarına ilave olarak bulunmaktadır. Malzemenin içindeki bu ince karbürler daha büyük karbürlerle birlikte daha dayanıklı ve daha uyumlu bir matris oluştururlar (Patil vd., 2013).

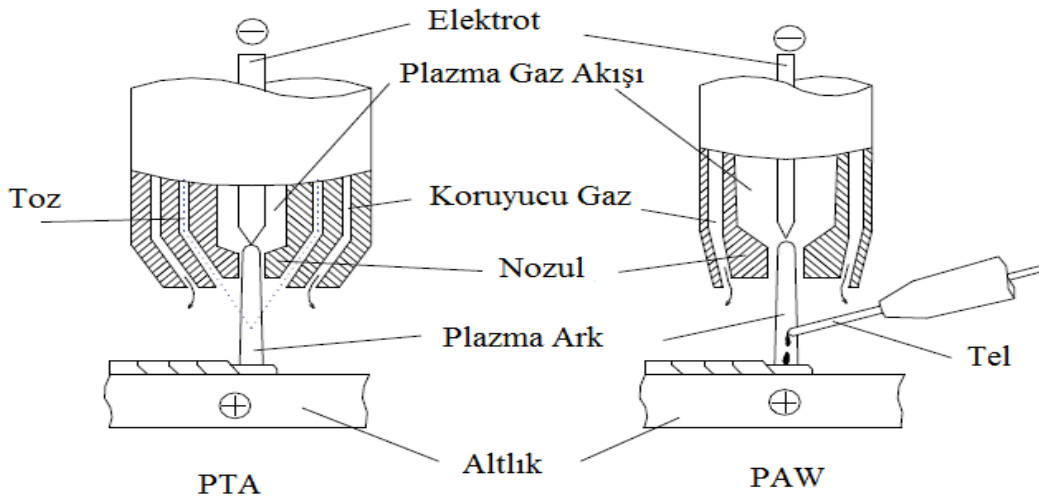
Kriyojenik işlemin çelikler üzerindeki üçüncü etkisi kalıntı gerilim gidermesidir. Malzemelerin üzerine gelen yükler, ısı işlemler veya her durumun aynı anda gerçekleşmesi ile kalıntı gerilmeler oluşur. Bu gerilmeler, soğuk şekillendirme, yüksek sıcaklık farklılıklarında, faz dönüşümlerinde, kaynak ve taşlama gibi birçok işlem sırasında meydana gelebilir. Çelikler için kalıntı gerilmeler, tasarım aşaması için önemlidir. Polikristalin ve/veya çok fazlı malzemelerde kalıntı gerilmeler, mikrogerilme ve makrogerilme olarak sınıflandırılır. Kriyojenik işlem ile malzemedeki kalıntı östenit ve benzer kararsız fazlar termodinamik olarak dengelenir. Soğuk işleme, kafes yapısının dışında kalan karbon atomları yapısal kusurların civarında toplanır. Böylelikle karbür çekirdeklenmesi başlar ve ikincil karbürler oluşur. Kriyojenik işlem ile yapıda meydana gelen karbür yapılar ve hacimsel artış matrisin ara yüzeyinde basma kuvveti meydana getirerek yapıdaki gerilimin azalmasını sağlar (Senthilkumar vd., 2011).

4. PLAZMA TRANSFERLİ ARK KAYNAĞI İLE YÜZEY SERTLEŞTİRME

Plazma, birçok termal yüzey mühendisliği işleminde kullanılan maddenin dördüncü halidir. Katı malzemeler ısıtıldığında hal değiştirir. Artan sıcaklıkla katılar sıvıya, sıvılar gazlara dönüşür. Sıcaklığın daha da artması maddenin üçüncü hali olan gaz atomlarının yüklü parçacıklara dönüşmesine neden olur ve madde plazma evresine geçer. Gaz halindeki madde ısıtılmaya devam edilirse iyonize duruma geçer, bir elektron çekirdek çekiminden kurtulup serbest bir elektron bulutu oluşturur. Bazı atomlar elektron kaybederek pozitif yüklenirken bazı atomlar nötr durumda kalır. Bu işlem gazın ısıtılması ile defalarca tekrarlanır. Oluşan bu iyon, elektron ve nötr atom karışımı plazma olarak adlandırılır (R. Chattopadhyay, 2004).

Plazma ark kaynağı, tüm metal ve alaşımlarının 0,01 mm ile daha yüksek kalınlıktaki yapısal malzemelerinin kolaylıkla birleştirilebildiği bir kaynak yöntemidir. Yöntemin temeli, yoğunlaştırılmış plazma arkının birleştirilecek parçalarının köşelerini eriterek kalıcı bir birleşme sağlamasıdır. Bu kaynak yöntemi, işlemler sırasında sarf malzeme kullanılan ve kullanılmayan yöntemleri içerir. Plazma kaynak yöntemi, otomotiv, havacılık ve uzay, gıda endüstrisinde yaygın kullanım alanı vardır; boru hatlarının, basınçlı kapların, kontrol kabinlerinin köşe kaynaklarında, aynı zamanda, hassas mekanik, tıbbi teknolojik ve elektronik parçaların kaynaklarında tercih edilen yöntemdir (Halina, 2013).

Literatür araştırmalarında, doldurucu metal telin kullanıldığı kaynak işlemi Plazma Ark Kaynağı (PAW–Plasma Arc Welding) iken, doldurucu toz malzemelerin kullanıldığı yöntem Plazma Transferli Ark (PTA –Plasma Transferred Arc) işlemidir. Bu nedenle, PTA işlemi plazma ark kaynağının bir türevidir. İki tekniğin benzerliği ve farklılıkları Şekil 4.1’ de görülmektedir. Her iki kaynak işlemi de torç içinde konumlandırılmış ergimeyen tungsten elektrot, su soğutmalı nozul, erimiş kaynak banyosunu koruyan koruyucu gaz ve plazma gazı ile çalıştırılır. İki kaynak işlemi arasındaki fark doğal dolgu maddesi, tel yerine kullanılan toz kullanımınıdır (Diaz vd., 2011).



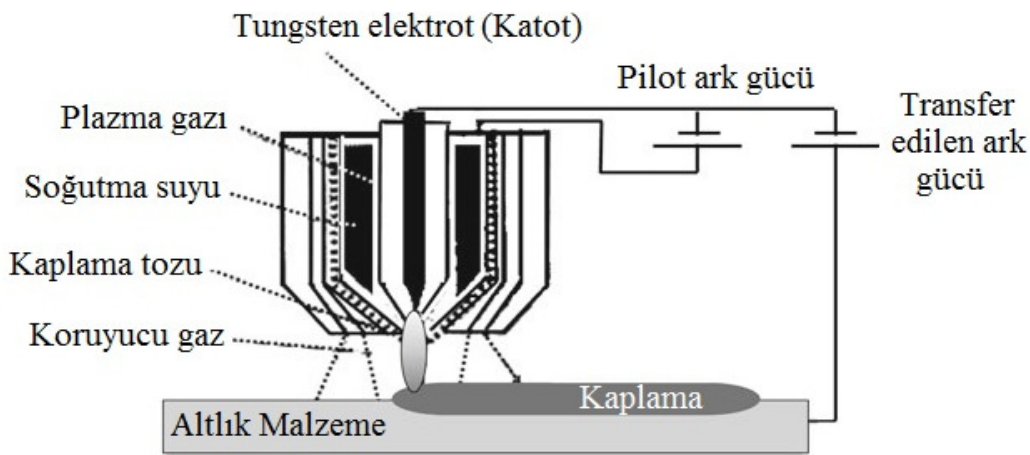
Şekil 4.1. PTA ve plazma ark kaynağının karşılaştırılması (Diaz vd., 2011).

Yüzey mühendisliği teknolojilerinde malzemelerin yüzeyinde aşınmaya dayanıklı kaplamaların yapılması için kullanılan yüzey modifikasyon yöntemlerinden biri olan PTA kaynak yöntemi, yaygın bir kullanım alanına sahiptir. PTA ile alaşımlandırma yöntemi uygun özelliklere sahip alaşım toz veya tozlarının kaplama malzemesinin yüzeyinde ergitilmesi esasına dayanır (Soner Buytoz vd., 2013; Hou, 2013; Mendez vd., 2014). PTA yönteminin yüksek biriktirme oranı, düşük ısı girdisi ve düşük distorsiyon gibi önemli avantajları mevcuttur (Soner Buytoz vd., 2013; Sudha vd., 2008). PTA yöntemi uygulama kolaylığı, ilave yüzey işlemlerine ihtiyaç duymaması ve tek seferde işlemin tamamlanması gibi üstünlüklerinin yanı sıra termal spreycaplamalara göre düşük maliyetli ve yüksek prodüktiviteye sahiptir (Veinthal vd., 2013). Ayrıca oldukça çeşitli aşınmaya dayanıklı ve sert yüzeylerin oluşturulabildiği bir yüzey işlemidir (L. Bourithis ve Papadimitriou, 2009).

4.1. PTA Kaynak Yüzey İşleminin Uygulanması

Bu yöntem, yüzey kaplama işlemi için gerekli enerjinin elektrik devresinden sağlandığı için diğer kaplama işlemlerinden oldukça farklıdır. Çoğu durumda kaplanacak malzeme torçtan aktarılabilecek ark için anot görevi görse de bazı durumlarda katot olarak ta kullanılır. Bu nedenle bu yöntemde kaplanacak altlık malzemenin mutlaka elektrik iletmesi gerekir. Plazma transferli ark torcunun çalışma prensibi Şekil 4.2’ de şematik olarak gösterilmiştir. Sistemin çalışma prensibi, plazma torcunun içindeki katoda gaz verilmesi ile başlar. Nozul pilot arkı oluşması için anot görevi görür. Pilot arkı için güç kaynağından tedarik edilen ayrı bir akım vardır. Bu pilot arkı, katot ile iş parçası arasındaki boşluğu

önceden iyonize ederek, transfer edilen arkın kolay oluşması ve ark akımı ile iyi kontrol edilmesini sağlar. Altık malzeme negatif terminale bağlanarak, anot ve altık malzeme arasında plazma ark sütunu oluşturulur. Elde edilen bu ark transfer edilen ark olarak isimlendirilir. Transfer edilen ark ile iş parçası arasında yüksek ısı oluşur. Bu durumda oluşan ısı sayesinde altık malzeme ve kaplama tozu eriyerek bir havuz oluştururlar. Bu toz ve altık malzeme karışımı katılarak yüzeydeki kaplama tabakasını oluşturur. Böylece gözenekliliğin düşük olduğu metalürjik açıdan iyi bağlanmış bir kaplama tabakası elde edilir. (R. Chattopadhyay, 2004; Fauchais vd., 2014).

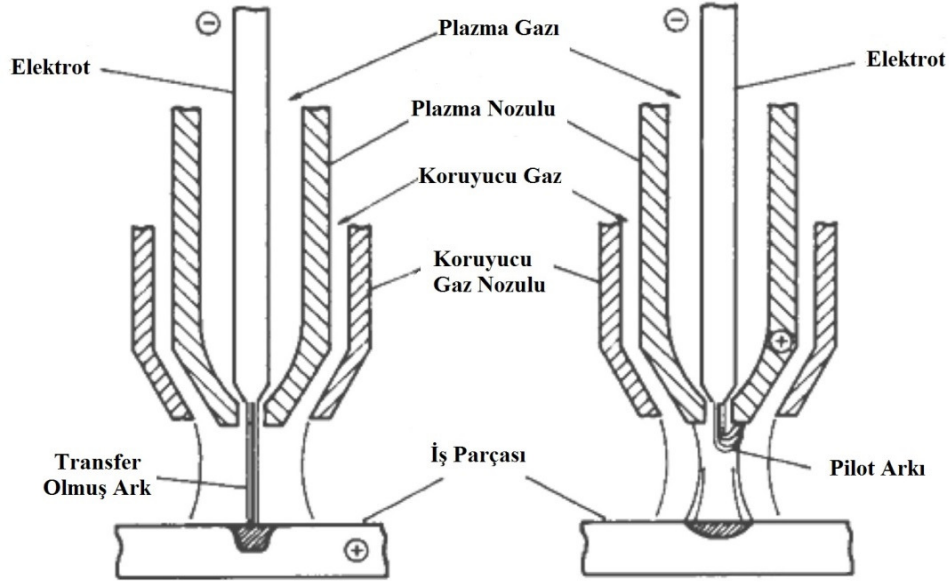


Şekil 4.2. Plazma transferli ark torcunun çalışma prensibi (Fauchais vd., 2014).

4.1.1. PTA kaynak yönteminde ark oluşumu

Standart bir plazma ark torcu, ucunda küçük bir deliği bulunan bakır nozul ile bu nozulun içinde ergimeyen bir tungsten bir elektrottan oluşur. Bakır nozul su ile soğutulur. Plazma gazı, bu iç içe geçmiş dairesel nozul ile tungsten elektrot arasından geçer. Elektrot ile iş parçası arasında ark oluştuğundan sonra, basınçlı plazma jetinin oluşturulması için iyonize olan gaz bakır nozulden geçerek dışarıya püskürtülür. Ark sütununun dış yüzeyi soğutulduğundan dolayı yoğunlaşır, dolayısıyla içe doğru büzülme gösterir. Böylece, büzülmüş sütun içinde sıcaklık aniden 10.000 ile 30.000 K arasında bir sıcaklığa yükselir. Dairesel bir alandan geçen gaz, yüksek bir iyonlaşma düzeyine ve göreceli olarak yüksek bir enerjiye sahip olup bu enerji, kaynak ve diğer ısı işlemlerde iş parçasının tavlansında kullanılır (Gür, 2009).

Uygulamalarda iki çeşit plazma arkı kullanılır. Bunlar pilot arkı ve transfer olmuş arktır. Bu iki arkın oluşumu şematik olarak Şekil 4.3' te gösterilmiştir.



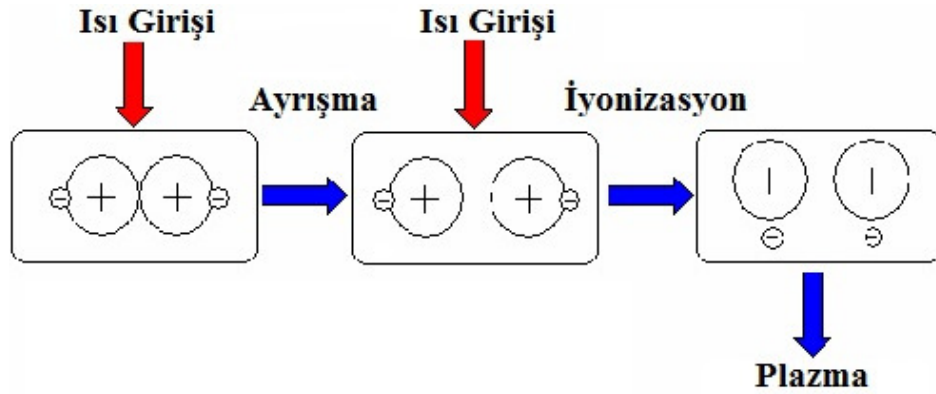
Şekil 4.3. Transfer olmuş ark ve pilot arkın oluşumunun şematik gösterimi (Samal, 2016).

- **Pilot arkı :** Elektrik akımı su soğutmalı bakır nozul ve tungsten elektrot arasında oluşursa gaz bu iki eleman arasında yanar ve nozulden gaz akışıyla zorlanarak dışarı püskürtülür. Bu ark transfer olmamış ark veya pilot arkı olarak adlandırılır. Bu yöntemde, ark malzemeye elektriksel olarak bağlı değildir, yani malzemeye plazma arkı aktarılmaz.
- **Transfer olmuş ark :** Elektrik akımı tungsten elektrot ve iş parçası arasında oluşur. İş parçası anot olarak kullanılmış olur, böylelikle plazma arkı doğrudan malzeme üzerine aktırılır. Bu yöntemle oldukça yüksek ısı akılarının oluşması sağlanır. Transfer edilmiş arkta fiziksel ayrışmalar oldukça yüksektir. Plazma arkının boyu, yüksek güçlü endüstriyel fırınlarda birkaç santimetreden neredeyse bir metreye kadar çıkabilir (Samal, 2016).

4.1.2. PTA kaynak yönteminde plazma oluşumu

PTA kaynak yönteminde, plazma gazı elektrik arkı yardımıyla ısıtılır. Isınan gaz elektron kaybederek iyonize duruma geçer. Elektrik arkı gazı ısıtmaya devam ettikçe

iyonize olma durumu tekrarlanır. Böylece elektrik arkından plazma elde edilmiş olur (Şekil 4.4). Isıl kesme ve kaynak işlemlerinde plazma olarak adlandırılan ark radyal doğrultuda sıkıştırılıp, büzülerek enerji yoğunluğu artırılmış arktır (Gür, 2009).



Şekil 4.4. PTA yönteminde gazın plazma haline geçişi (Gür, 2009).

4.2. Plazma Transferli Ark Kaynak Yönteminin İşlem Parametreleri

Plazma ark kaynak işlemlerinde kaynağın kalitesi çok sayıda işlem parametrelerinin seçimine bağlıdır. Kaynak ağzı ve kaynak havuzunun kararlılığını korumak için kaynak işlem parametreleri dikkatli seçilmelidir. Kaynak kalitesi üzerinde önemli bir etkiye sahip olan başlıca parametreler; nozul şekli ve boyutu, tungsten elektrot konumu, nozul ile iş parçası arası mesafe, tungsten elektrot malzemesi ve boyutu, kaynak akımı, plazma gazının kompozisyonu ve akış hızı, kaynak ilerleme hızı, koruyucu gazın bileşimi ve akış hızıdır (C. S. Wu vd., 2014).

PTA kaplama işlemlerinde performans parametreleri kaplama tozunun seçimine göre değişmektedir. Ancak genel işlem parametreleri: ark akımı, pilot ark akımı, plazma gaz akış hızı, toz besleme hızı, torç ile altlık malzeme arası mesafe, biriktirme hızı ve koruyucu gaz akış oranıdır (Fauchais vd., 2014).

İşlem parametrelerinden ark akımı önemli bir etkiye sahiptir. Artan akım altlık malzemenin ısınmasını, eritilmesini, kaynak nüfuziyetini, adhezyonu, boncuk genişliğini ve kaplama verimliliğini artırır; kaplamadaki gözenekliliği düşürür. Ancak boncuk kalınlığını azaltır ve artan seyreltme nedeniyle sertliği azaltır. Ayrıca, yüksek akımlar, aşınma direncini azaltarak karbür fazının ayrışmasına veya çözünmesine yol açabilir. Çok

düşük akımlar kaplama tozların eksik erimesine neden olabilir (Fauchais vd., 2014). Akım, normal şartlar altında, sarf malzemesinin besleme hızına, kaplama hızına ve iş türüne bağlı olarak 80 ila 249 Amper değerleri arasında değişir. Daha yüksek akım değerleri daha yüksek biriktirme oranını sağlar ve böylece verimliliği artırır. Bununla birlikte, daha yüksek akım kullanımı, daha yüksek kaynak nüfuziyetine (Çizelge 4.1), altlık malzemenin çarpılmasına ve aşırı ısınmasına neden olur. Bu nedenle, yüksek nüfuziyet ile birlikte, çarpılma ve aşırı ısınmanın kabul edilebilir seviyelerini üretmek için gerekli optimum akımı bulmak gereklidir (R. Chattopadhyay, 2004).

Çizelge 4.1. PTA kaplama ile Stellite6 malzemesi için işlem parametreleri ve nüfuziyet (R. Chattopadhyay, 2004).

Kaplama Alanı (mm²)	Nüfuziyet (%)	İşlem Hızı (mm/s)	Akım (A)	Toz Biriktirme Oranı (g/min)
7.5	5	4.9	163	17.5
	10	4	172	15
12.5	5	4.2	175	23
	10	2.7	185	17
	15	2.2	191	14
25	5	2.6	182	28.5
	10	1.8	194	18
	15	1.35	198	15

Pilot ark akımı, diğer işlem parametreleri değişmediği sürece kaplama üzerinde çok az etkiye sahiptir. Bununla birlikte, pilot ark akımı, transfer edilen ark akımı azaltılması gerektiğinde kaplama tozunun ısıtılması için kullanılabilir. Altlık malzemeye ısı transferi azaltılması gerektiği durumlar şunlardır: a)düşük ergime noktalı altlık malzemeler kaplanması ve b)nüfuziyetin en aza indirilmesi gerektiği kaplamalar (örneğin ince kaplamalar). Yüksek pilot arkı ve düşük transferli ark akımı kullanıldığı zaman işlem plazma sprey işlemiyle benzerlik gösterir.

Plazma gaz akış hızı arttırıldığı zaman oluşan etkiler için, karışık sonuçların literatürde mevcuttur. Plazma gaz akış hızının artması ile nüfuziyetin azaldığı ve artan ısı transferiyle nüfuziyette artış olduğu farklı çalışmalarla tespit edilmiştir. Bu etki ark

akımına ve işlem hızına bağlı değişir. Isı transferinin ve altlık malzemenin erime hızlarının yüksek olması, daha yüksek plazma gaz akış hızları ile kaynak havuzunda erimiş malzemeleri yanlara doğru iterek, erimiş metal havuzunda türbülansa neden olabilir ve nüfuziyeti arttırır (Fauchais vd., 2014).

Toz besleme oranı akım ve kaplama hızına bağlıdır. Belirli bir biriktirme kalınlığı ve genişliği için kaplama hızına göre belirlenir. Gerekli kaynak boncuğu boyutunu elde etmek için daha yüksek hızlar için daha yüksek besleme hızları kullanılır (Tablo 4.1). Toz akış (besleme) oranının arttırılması, nüfuziyeti azaltır, kaynak boncuk kalınlığını arttırır, ancak biriktirme verimliliğini azaltır. Belli bir akım için çok yüksek toz kütle akışı, tozların eksik erimesine yol açabilir (R. Chattopadhyay, 2004; Fauchais vd., 2014).

Torç ile altlık arası mesafedeki artış, nüfuziyetin azalmasına yol açar, bu etki yüksek akımların kullanılması ile daha da güçlenir. 20 mm'lik bir altlık malzeme ile torç mesafesinde, 150 A' den 250 A' e artan akım değeri, kaplama tozu akış miktarının 6 kg/s' ten 10 kg/s' e artması ile dengelenebilir. Nüfuziyeti %10' un altında tutarak, 15 mm' lik bir torç ile altlık malzeme arası mesafesinde, kaplama tozu akış oranındaki artışa rağmen, nüfuziyet akımla birlikte artacaktır.

Kaplama işlemin hızındaki artış nüfuziyeti azaltır. Aynı zamanda, erimiş metalin daha hızlı katılaşması nedeniyle PTA birikiminde daha ince bir mikroyapıya neden olabilir. En uygun işlem hızında, ark bağlantısı erimiş metal havuzunun önündedir. Ancak çok yüksek hızlar füzyon yapışmasının azalmasına ve çok yavaş hızlarda gözenekliliğin artmasına neden olabilir. Kaplama hızı artınca kaynak boncuğunun genişliği ve kalınlığı azaltılır.

Torç salınım genişliği, bir salınım sırasında erimiş metal havuzunun katılaşması kontrol edilecek şekilde veya erimiş metal havuzunun bir kısmının koruyucu gaz uygulama alanının dışındaki havaya maruz kalmasından kaçınılacak şekilde ayarlanması gerekir. Genellikle salınım genişlikleri 40 mm'nin altında kalır (Fauchais vd., 2014).

Fonksiyonel özellikleri sağlamak için, genellikle en düşük nüfuziyet değerleri idealdir. Bununla birlikte, düşük nüfuziyet değerlerine düşük füzyon değerleri eşlik

edebilir. Belirli bir boyutta biriktirme için, nüfuziyet, akımdaki artışla birlikte artar. Tek katmanlı bir biriktirmede kabul edilebilir seyreltme seviyesini elde etmek için, akım minimum gereken bir değere ayarlanmalıdır (Tablo 4.1). Bununla birlikte, çok tabakalı bir biriktirme için, üst katmanın haricinde, biriktirme kalınlığının oluşturulmasında daha yüksek akımlar kullanılabilir. Üst tabaka için, kabul edilebilir nüfuziyet seviyesi için gereken minimum akım kullanılır. Daha yüksek akım değerlerinin kullanılması üretkenliğin artmasına neden olacaktır (R. Chattopadhyay, 2004; Fauchais vd., 2014).

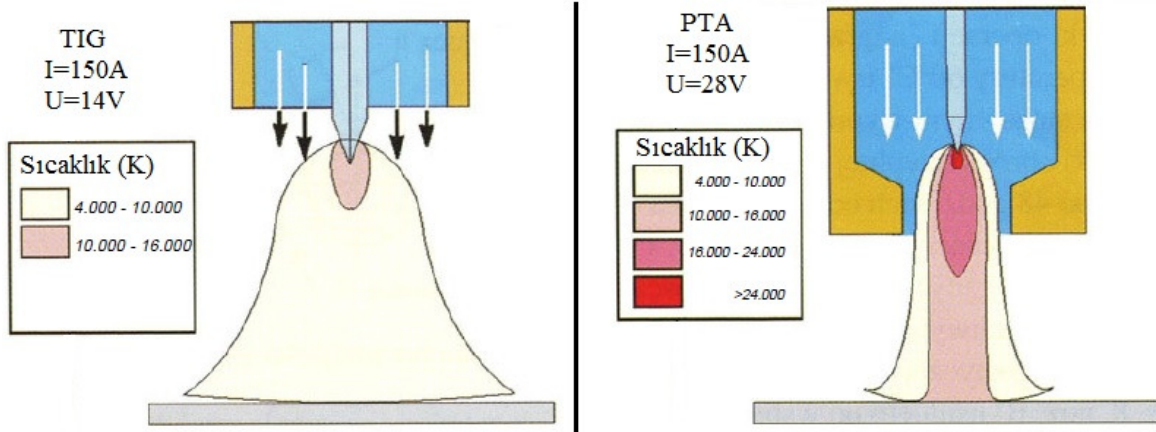
Büyük kaynak boncukları elde etmek için daha fazla akım gerektirir ve bu nedenle daha fazla nüfuziyete yol açar. Örneğin, 7.5 mm' den küçük kaynak boncuk boyutlarında normalde seyreltme % 10 ile sınırlandırılmıştır (Tablo 4.1). Büyük biriktirme alanları için, kalın tekli boncuk yerine çok katmanlı birikimin kullanılması önerilir. Kalın bir tabaka oluşturmak için gereken yüksek akım, biriktirilen katmanda daha fazla nüfuziyet ve taban yapısının bozulmasına neden olacaktır. Büyük tek kaynak boncuk boyutu için aşırı ısınma ve yavaş soğutma nedeniyle, taneler ve çökelen karbürler daha kaba hale gelir (R. Chattopadhyay, 2004).

4.3. Plazma Transferli Ark Kaynak Yönteminin Avantajları

PTA işleminde arkın iş parçasına transfer edilmesi, termal sprej kaplamalara göre kaynaklı kaplamalara daha çok benzemesine neden olur. PTA işlemini Tungsten İner Gaz (TIG) kaynağı prosesleriyle mukayese edildiğinde; Tungsten İner Gaz (TIG) kaynağı, dolgu malzemesi tel şeklinde kullanıldığında serbest yanan, daraltılmamış bir ark kullanır. Ark, PTA prosesine kıyasla, daha az stabil, daha yüksek nüfuziyet değerlerine ve daha büyük ısıdan etkilenen bölgelere sahiptir. Biriktirme oranları 3 kg / saat veya daha düşüktür (Fauchais vd., 2014).

Mekanik işlemler için yapılan harcamalar da dahil olmak üzere, yatırım ve işletme maliyetine bağlı ekonomik koşulları dikkate alan ortak kalite ve proses verimliliği açısından, plazma kaynağı TIG kaynağı ve lazer kaynağı arasındaki ara kaynak yöntemidir. TIG yöntemine göre plazma kaynağı daha hassas, daha iyi kararlılık, yüksek konsantre ark, dar ve temiz kaynak, daha az ısıdan etkilenen bölge ve elektrodun daha uzun çalışma süresi

gibi karakteristik üstünlükleri vardır (Halina, 2013). TIG kaynağı ile plazma ark arasındaki farklar Şekil 4.5’ te gösterilmiştir.



Şekil 4.5. TIG ile PTA yöntemlerinin karşılaştırılması (Halina, 2013).

Şekil 4.5’ teki izotermik çizgiler TIG kaynağı (elektrik ark) ve plazma kaynağı (plazma ark) sırasındaki enerji transferindeki farklılıkları göstermektedir. Plazma kaynağında 10000 ila 16000 K arasındaki bir sıcaklıkta bir plazma jetiyle yüksek konsantrasyona sahip plazma arkı altlık malzemeye ulaşırken, TIG kaynağında aynı sıcaklıktaki bir bölge yalnızca katodun yakınında bulunur ve bu bölge işlemler sırasında kullanılmaz. Plazma kaynağında 4000-10000 K sıcaklıktaki bölge oldukça dardır ve ısıdan etkilenen bölgeyi düşürüyor. TIG kaynağında bu bölge çok daha geniş olur ve daha büyük bir yüzeyin erimesine neden olur. Sıcaklık dağılımı ve ark şekli, her yöntemin uygulama alanı üzerinde ve ayrıca proses verimliliği üzerinde belirgin bir etkiye sahiptir. Plazma kaynağının, ark uzunluğundaki değişikliklere karşı duyarlılığının düşük olması, karmaşık şekillerde ve ulaşılması güç alanların kaynağına olanak sağlaması nedeniyle manuel, otomatik ve/veya robotik kaynak için oldukça avantajlıdır. Plazma kaynak yönteminin, yüksek güç yoğunluğu (TIG kaynağından yaklaşık üç kat daha fazla), daha derin penetrasyon, daha dar kaynak dikişi ve ısıdan etkilenen bölge elde etmeyi sağlayarak kaynak yapılmış bileşenlerin daha düşük ısıl deformasyonları ile estetik ve metalürjik saflık gibi üstünlükleri vardır (Halina, 2013).

PTA yönteminin diğer yöntemlere göre temel üstünlükleri; düşük nüfuziyet, ısıdan etkilenen bölgenin azlığı, kaynağı zor malzemeler üzerine kaplama yapılabilme, düşük

maliyetli aşınma direnci yüksek kaplamalar yapılabilmesi, yüksek verimlilik ve çeşitli kaplama malzemeleri ile kullanılabilmesidir.

Diğer kaynak yöntemleriyle karşılaştırıldığında, toz alaşımları kullanan PTA kaplama yöntemlerinde çok düşük nüfuziyet görülür. PTA kaplamasında nüfuziyet %5 olarak kontrol edilebilirken, diğer ark kaynak yöntemlerinde bu oran %30 gibi yüksek değerlerdedir. Ark kaynağı için 4 mm çaplı elektrot kullanılarak, üç kaplama katmanının kalınlığı 9 mm' ye kadar çıkabilmektedir. Böylece, en üstteki 3 mm' lik kaplama tabakası, aşınmaya dirençli istenilen yüzey bileşimi sağlamaktadır. PTA işleminde ise, aşınmaya dirençli kaplamanın istenilen bileşimi birinci tabakada tutulabilir, böylece aşınmaya dirençli malzeme maliyet, enerji ve zaman açısından ölçüde tasarruf sağlanarak elde edilebilir.

PTA kaplama işleminde, altlık malzemeye daha az ısı girişi nedeniyle kaplama tozu kullanılarak yapılan kaplamaların daha düşük ısıdan etkilenen bölge oluşturması mümkündür. Diğer ark kaynak yöntemlerinde kalın kaplamalar, altlık malzemedeki ısıdan etkilenen bölgenin derinliğinde artışa neden olur.

Düşük ısıdan etkilenen bölge, düşük nüfuziyet ve ince kaplama yapılabilme imkânları nedeniyle, PTA işlemi yüksek karbonlu ve alaşımlı kobalt bazlı alaşımların çatlaksız kaplama tabakalarının oluşturmak için başarıyla kullanılmaktadır. Örneğin, Dökme ferritik paslanmaz çeliğin hidrotürbin bileşenlerinde CA6NM, motor supaplarında dövme paslanmaz çelik ve kontrol valflerinde dövme AISI410.

Binek otomobillerinin koltuklarında ince, aşınma dayanıklı kaplama tabakası gerekmektedir. PTA işlemi ile pahalı, aşınmaya dayanıklı toz (boyut 45-70 mikron) malzemeleri kullanılarak ince bir kaplama tabakası yapmak mümkündür. Buna ek olarak, diğer ark proseslerinden farklı olarak, püskürtücü valfin koltuk alanındaki kanal açma gereksinimi, PTA kaplama işlemi için gerekli değildir. Bütün bu faktörler, büyük tasarruf sağlar. Tek katmanlı kaplama tabakası oluşturmak için daha az kaynak zamanı ve kaplama sonrası yüzey temizleme işlemi yapılmadığından PTA' da çok yüksek üretkenlik elde edilir.

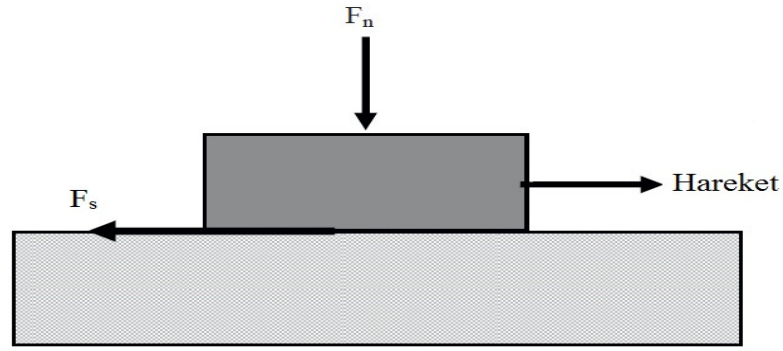
PTA işlemi ile kaplamalar yapmak için demir, nikel ve kobalt bazlı aşınmaya dirençli alaşım tozları kullanılır. Kaplama malzemeleri, akışkanlığı iyi olan, küresel tozlar halinde (yaklaşık ASTM elek boyutu aralığı -100 ila +325) kullanılır. Toz alaşımları genellikle gaz atomizasyonu ile üretilir. Metal matrisli kompozit kaplamalar, plazma transfer arkı tarafından oluşturulan erimiş metal havuzuna sert karbür toz eklenerek üretilebilmektedir. Bazı nükleer valflerde, yalnızca PTA işlemi kullanmak zorunludur. Düşük ısı girdisi nedeniyle, PTA işlemindeki bozulma diğer füzyon kaynak yöntemlerine göre daha az olur (R. Chattopadhyay, 2004).

5. SÜRTÜNME VE AŞINMA

5.1. Sürtünme

Birbiri ile temas halindeki iki malzemenin biri diğeri üzerinde kayma veya yuvarlanma hareketi gerçekleştirilirken, bu harekete karşı gösterilen direnç sürtünme olarak tanımlanır. Sürtünme kuvvetinin tanımı Şekil 5.1’ de gösterilmiştir. Normal kuvvetin sürtünme kuvvetine oranı sürtünme katsayısını verir. Sürtünme katsayısı değerleri 0 ile 1 arasında değişen bir değer alır.

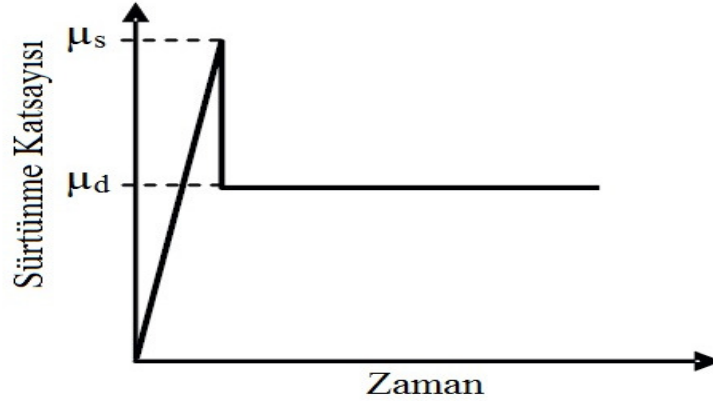
$$\mu = F_s/F_n; F_s = \text{Sürtünme kuvveti}, F_n = \text{Normal yük} \quad (5.1)$$



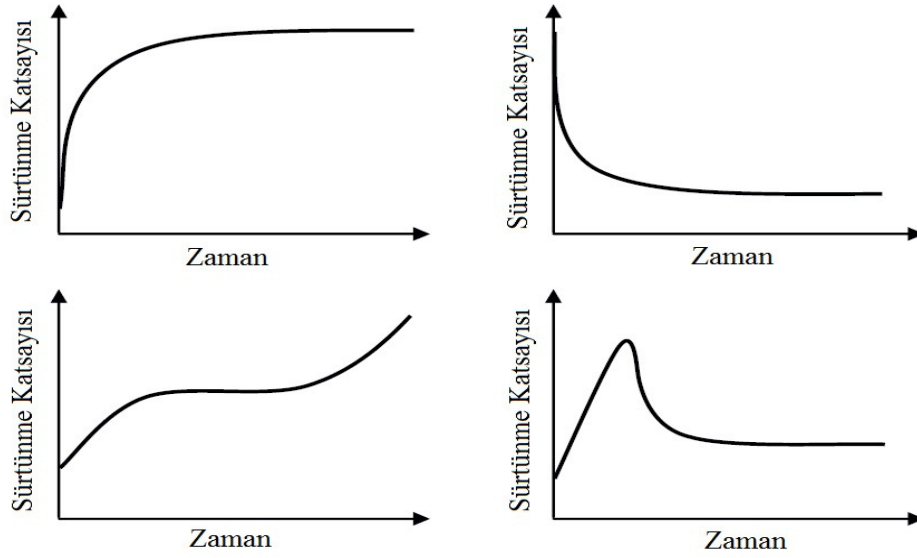
Şekil 5.1. Sürtünme kuvvetinin oluşumu (Takadoun, 2008).

Durağan haldeki bir cismi harekete geçirebilmek için yenilmesi gereken sürtünme kuvveti statik sürtünme kuvveti olarak tanımlanır. Hareket başladıktan sonra hareketin devam etmesi için yenilmesi gereken sürtünme kuvveti dinamik sürtünme kuvveti olarak tanımlanır. Statik sürtünme kuvveti her zaman dinamik sürtünme kuvvetinden büyüktür (Şekil 5.2).

Temas halindeki yüzeylerin kimyasal, topografik veya yapısal değişikliklerinden dolayı oksidasyon, allotropik faz dönüşümü, amorflaşma, kristalleşme, difüzyon, eritme, cilalama veya malzemenin uzaklaştırılması görülebilir. Bu nedenden dolayı malzemelerin doğasına ve deneysel koşullara bağlı olarak, Şekil 5.3' te gösterildiği gibi birkaç farklı sürtünme davranış türü gözlemlenebilir (Takadoun, 2008).



Şekil 5.2. Statik (μ_s) ve dinamik (μ_d) sürtünme katsayısı (Takadoum, 2008).



Şekil 5.3. Zamanla sürtünme kuvvetinin değişimi (Takadoum, 2008).

5.1.1. Sürtünme yasaları

1700'lü yıllarda, Guillaume Amontons bugün hala onun adını taşıyan ilk iki sürtünme yasasını formüle etti. Bunlar;

- Sürtünme kuvveti uygulanan normal yükü orantılıdır.
- Sürtünme kuvveti görünen temas alanından bağımsızdır.

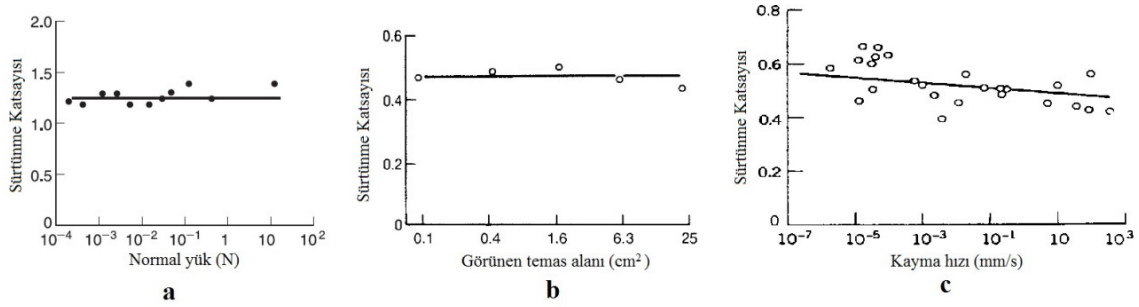
Bu yasalar daha çok metallerle doğrulanmıştır. Bununla birlikte, çok sert malzemeler ya da yüksek elastik özelliklere sahip malzemeler (kauçuk gibi) için teorik tahminler ile deneysel sonuçlar uyumlu değildir. Aynı zamanda, metaller için bile, temas

basıncı plastik akış eşiğinden düşük olduğunda, ilk yasanın tanımladığı davranışın aksine bir davranış izlenebilir. Charles-Augustin Coulomb, statik ve dinamik sürtünme katsayıları arasında bir fark oluşturan ve 1780' lerde sürtünmenin üçüncü kanununu formüle etmiştir:

- c) Sürtünme katsayısı kayma hızından bağımsızdır (Bhushan, 2013; Takadoum, 2008).

Atmosfere açık ortamda yağlamasız alüminyum-çelik temasında normal yük sürtünme katsayısı diyagramı (Şekil5.4-a) çizilmiştir. Bu diyagramdan anlaşılacağı üzere normal yük ne kadar artarsa artsın sürtünme katsayısı sabit kalır. Bu Amontons' un birinci yasası ile açıklanabilir. Sürtünme kuvveti uygulanan normal yük ile doğru orantılıdır. Şekil 5.4-b' de havada 0.3 N yük altında çelik-tahta temasına ait sürtünme katsayısı görünen temas alanı diyagramı çizilmiştir. Görünen temas alanı 250 kat arttırılmış olmasına rağmen sürtünme katsayısı 2. Amonton kuralına göre sabit kalmıştır. İki cisim temas ettirildiğinde yüzey pürüzlülüğünden dolayı gerçek temas alanı, görünen temas alanından çok daha küçüktür. Bu nedenle temas halindeki cisimlerin boyutuna bakılmaksızın iki cismin sürtünme katsayısı sabittir. Şekil 5.4-c' de 3N normal yük altında titanyum-titanyum temasına ait kayma hızı sürtünme katsayısı diyagramı çizilmiştir. Bu durum 3. Amonton kuralına örnektir. Bu kural her zaman geçerli değildir. Kinetik sürtünme katsayısı kayma hızının bir fonksiyonu olarak genellikle negatif bir eğime sahiptir. Yüksek normal yük ve kayma hızları, temas noktalarında sıcaklığı artırarak bölgesel erimelere ve düşük kayma mukavemetli yüzeylerin oluşmasına neden olabilirler. Bu durum, daha düşük kuru sürtünme katsayısına neden olabilir (Bhushan, 2013).

Birçok durumda bu kuralların üçü de doğrulanmıştır. Ancak çevreye ve stres türüne bakılmaksızın tüm malzemeler için geçerli olmadıklarından dikkatli kullanılmalıdırlar. Özellikle kayma hızları çok yüksek veya çok geniş bir yük aralığı kullanıldığında bu durum geçerlidir (Takadoum, 2008).



Şekil 5.4. Sürtünme kanunları a) havada alüminyum-çelik teması b) Havada 0.3N normal yük altında çelik-tahta teması c) 3N normal yük altında titanyum-titanyum teması (Bhushan, 2013).

1950'li yıllarda karşılıklı yüzeylerindeki temas noktalarında birleşme yerleri oluşması ve bunların kopmasına dayanan mikroskobik bir yaklaşım getirildi. Uygulanan yükün ve kayma hızının birleşik etkileri altında, ara yüzlerdeki sıcaklık artışı katılar arasında birçok birleşme noktasının gelişimine neden olabilir. Bu birleşmeler zayıf olduğunda, malzeme transferinin çok az veya hiç olmadığı kesilmeler gerçekleşir. Birleşmelerin güçlü oldukları durumda, yumuşak malzemeden daha sert olan malzemeye transfer oluşur. Örneğin, yumuşak bakır bir küre, sert bir çelik yüzeye temas ettirildiğinde bu durum gerçekleşir.

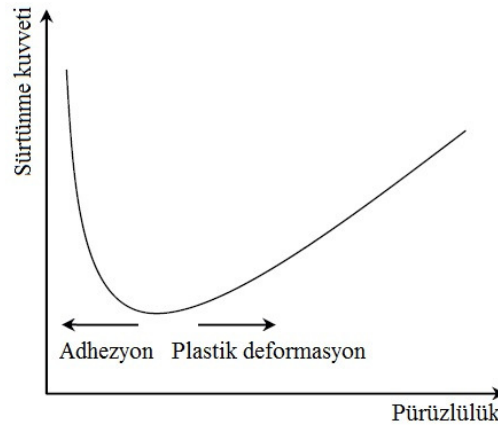
Sürtünmeyi açıklamak için, yüzey pürüzlerinin çakışmasına dayanan bir teori önerildi, ancak düzgün parlatılmış yüzeylerin yine de yüksek sürtünme katsayılarına sahip olabileceği tespit edildiğinde kısa sürede bu teori gerçekliğini yitirdi (Takadom, 2008).

5.1.2. Sürtünmenin temel mekanizmaları

Sürtünme mekanizmasını öne çıkaran ilk kişi Amontons ve Coulomb'dur. Coulomb, metalik sürtünmenin, temas eden yüzey pürüzlerinin mekanik etkileşiminden kaynaklandığını önermektedir. Coulomb modeli olarak adlandırılan kama şekilli pürüzlerin hareketi, iki yüzeyin bir konumdan diğerine kayarken ayrılmasına ve daha sonra tekrar birleşmelerine neden olur. Pürüzlerin bir konumdan diğerine hareketi sırasında yükselmesi için iş yapılır ve yüzeylerin bir önceki konumuna geri dönmesi ile hareketin bu fazında potansiyel enerjinin büyük kısmı depolanır. Pürüzlerin aşağı kaymasını sağlamak için bu enerjinin sadece küçük bir kısmı harcanır. Sürtünme enerji kaybeden bir işlem olduğundan,

mekanik etkileşim teorisinden vazgeçilmiştir. Gerçekçi bir sürtünme teorisi enerji kaybı mekanizmalarını içermelidir (Bhushan, 2013).

Ancak günümüzde, malzemelerin yapısına ve temas ettiği yüzey koşullarına bağlı olarak, sürtünmeyi minimuma indiren optimum bir pürüzlülük değeri mevcut olduğu bilinmektedir. Yüzey ne kadar pürüzsüz veya pürüzlülüğü ne kadar düşük olursa, gerçek temas alanı o kadar büyük olur ve sonuçta adhesiv sürtünme bileşeni o kadar yüksek olur. Yüzeyler ne kadar pürüzlü, pürüzler ne kadar keskin olursa ve pürüzler ne kadar çok sayıdaysa, plastik deformasyon unsuru o kadar büyük olur. Bu iki uç durum arasında, düşük bir sürtünme katsayısı sağlayan optimum pürüzlülük mevcuttur (Şekil 5.5). Belli bir yüzey durumu için uygulanan normal yüke göre sürtünme katsayısının değişimi Şekil 5.4'te diyagrama benzerdir. Sürtünme katsayısını en aza indiren bir optimal yük değeri vardır (Takadoum, 2008).



Şekil 5.5. Sürtünme üzerindeki pürüzlülüğün etkisi (Takadoum, 2008).

Sürtünme kuvvetinin iki terimden oluştuğu yaygın olarak bilinmektedir. Bu terimler plastik deformasyon ve adhezyon kuvvetleridir.

$$F_t = F_d + F_a \quad (5.2)$$

F_d terimi, sert yüzeyin (plastik deformasyon bileşeni) yumuşak yüzeyi kazınması ve pürüzlerin deforme edilmesine bağlıdır, buna karşılık F_a , karşıt malzemeler arasındaki adhesiv bağlantı noktalarının (adhesiv bileşen) kesilmesi için gereken kuvvettir.

Sürtünme işlemi sırasında, harcanan enerjinin sadece bir kısmı temas halindeki malzemelerin aşınmasından kaynaklanmaktadır. Harcanan enerji; ısı enerjisi, akustik enerji, optik enerji, elektrik enerjisi ve temas eden cisimlerin aşınmasından oluşan mekanik enerjiden oluşur. Bu farklı mekanik enerji harcamalarının göreceli katkısı, karşı materyallerin niteliğine, çevre koşullarına ve temas durumlarına göre farklılık gösterecektir. Bu nedenle aşınma ile sürtünme arasında bir korelasyon yoktur ve yüzey aşınması olmadan yüksek sürtünme durumları gözlemlemek mümkündür. Aşınma, bu nedenle yalnızca aşınma işlemi sırasında kullanılan enerjiyle ilişkilendirilebilir (Takadoun, 2008).

5.2. Aşınma

Temas eden yüzeylerden mekanik etkilerle malzeme kaybı ve/veya temas nedeniyle yüzeylerden küçük parçacıkların kopması sonucu meydana gelen ve istenilmeyen yüzey bozulması aşınma olarak tarif edilir (Bhushan, 2013). Aşınma temasın ve izafi hareketin olduğu her yüzeyde az veya çok miktarda gerçekleşir. Aşınmayı tamamen engellemek imkansız olmakla birlikte en aza indirebilmek için çalışmalar yapılmaktadır. Aşınmanın malzeme ve enerji kaybına neden olmasından yüzeylerin aşınmasının sürekli olarak kontrol altında tutulması gerekmektedir. Aşınma her zaman istenmeyen bir durum değildir. Mekanik olarak aşınmanın oluşmasının istendiği durumlar mevcuttur. Bunlara verilebilecek en iyi örneklerden biri grafitten yapılmış kurşun kalemin kağıt üzerine temas ettirilmesi ile aşınarak iz bırakmasıdır. Yararlı aşınmaya örnek olarak malzeme yüzeylerinin parlatma işlemi de verilebilir. Ancak bu tip işlemlerde kontrollü aşınma gereklidir. Aşınma yataklar, dişliler ve kamalar gibi çeşitli makine elemanlarında da istenmez. Bu gibi parçalarda az bir miktarda bile aşınmanın neden olduğu malzeme kaybı veya yüzeyde oluşacak aşırı pürüzlenme parçaların kullanımını kısıtlamakta ve değiştirilmesi ihtiyacını doğurmaktadır. İyi tasarlanmış tribolojik temaslar ile malzeme kaybı azaltılabilir fakat aşınma düzgün ve sürekli olarak devam eder. Genellikle yüksek sürtünmenin söz konusu olduğu durumlarda yüksek aşınma beklenmektedir. Ancak bu durum her zaman doğru değildir. Örneğin polimer malzemeler, düşük sürtünme değerlerinde yüksek aşınma gösterebilirler.

5.2.1. Aşınma mekanizmaları

Aşınma, kimyasal çözünmeyle veya temas yüzeylerinin erimesiyle oluşan mikro çatlakların neden olduğu fiziksel ayrılma ile malzeme kaybının bir sonucudur. Aşınmanın adhesiv, abrasiv, yorulma ve korozif gibi çeşitleri vardır. Baskın aşınma mekanizması; sürtünme ısınması, kimyasal film oluşumu ve aşınma nedeniyle bir aşınma türünden diğer bir aşınma türüne değişebilir. Aşınma mekanizmaları, sürtünme sırasında karmaşık değişiklikler göz önüne alınarak açıklanmaktadır. Genel olarak, aşınma tek bir aşınma mekanizması ile gerçekleşmez, bu nedenle her aşınma mekanizmasını anlamak önem kazanır (Bhushan, 2000).

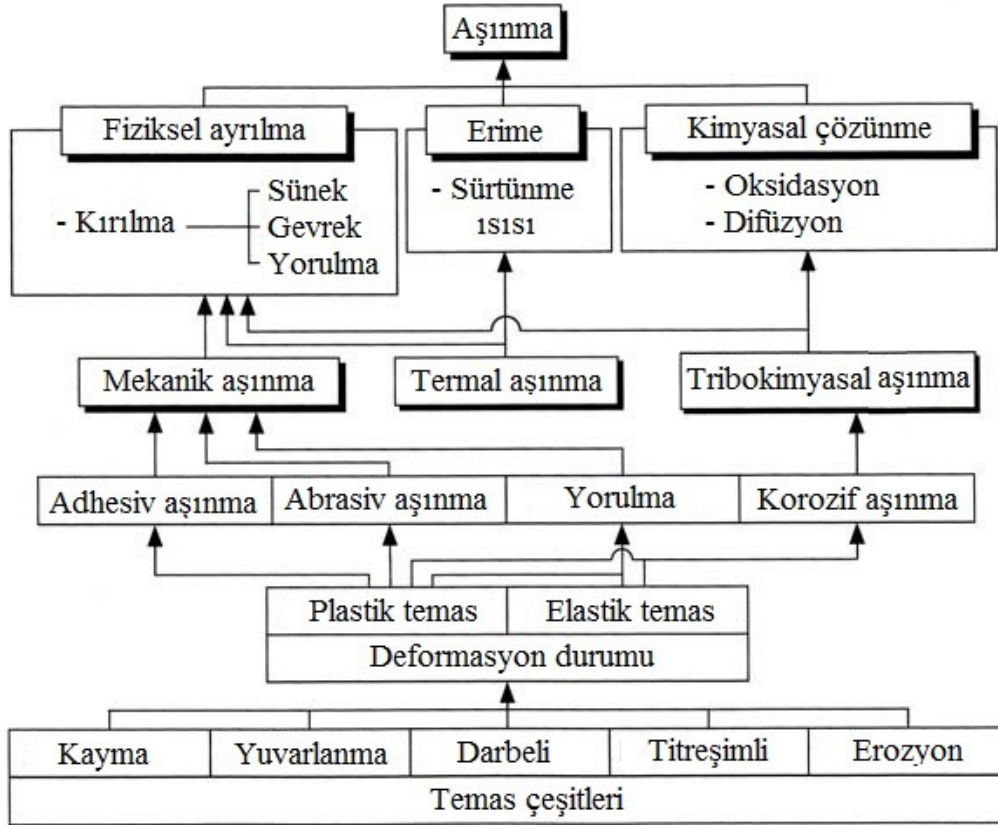
Şekil 5.6 Aşınma çeşitlerini ve birbirleri ile ilişkilerini göstermektedir. Temas çeşitlerine göre aşınmalar kayma aşınması, yuvarlanma aşınması, darbeli aşınma, titreşimli aşınma ve erozyon aşınması olarak sınıflandırılır. Bu aşınma tanımlarının tekniği temas çeşidinin görünümüne bağlıdır. Aşınma mekanizmalarını bilimsel bir şekilde temsil edemezler. Temas çeşitleri açısından aşınma mekanizmalarına odaklanmak için, temas yüzeylerinde görünen ve gerçek temas durumlarını ortaya çıkarmak gerekir. Elastik temas veya plastik temas gibi temasın şiddeti aşınma mekanizmalarını düşünmenin en basit ve en direkt yoludur ve dinamik parametreler, malzeme parametreleri ve atmosferik parametreler tarafından belirlenen bir tribolojik sistemin bir tepkisidir.

Aşağıdaki dört aşınma çeşidi genellikle temel olanlar olarak kabul edilen aşınma çeşitleridir;

- a) Adhesiv aşınma
- b) Abrasiv aşınma
- c) Yorulma aşınması
- d) Korozif aşınma (Bhushan, 2000).

Bahsedilen aşınma mekanizmalarından bir veya daha fazlası, belirli bir makine parçasında oluşabilir. Genellikle, aşınma bir mekanizma ile başlar ve diğer aşınma mekanizmaları ile ilerleyebilir, bu nedenle arıza analizini zorlaştırır. Arızalı bileşenler genellikle son arızanın sorumlu olduğu aşınma mekanizmasını belirlemek için incelenirler.

Arıza analizlerinde genellikle mikroskop ve çeşitli yüzey analizi teknikleri kullanılır (Bhushan, 2013).



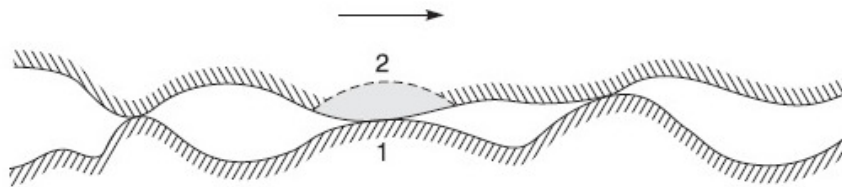
Şekil 5.6. Aşınma çeşitleri ve birbiri ile ilişkileri (Bhushan, 2000).

5.2.2. Adhesiv aşınma

Adhezyon, tribolojik malzeme çiftlerinin bir etkileşimidir. İki katı yüzeyin yüksek basınç altında teması nedeniyle atomik bağlar ortaya çıkar. Daha sonra, tribolojik yüzeylerin ayrılmasıyla, malzeme bir yüzeyden ayrılır ve karşıt yüzeye yapışarak kalır. Metalik temas ortakları için yapışma aynı zamanda "soğuk kaynak" olarak tanımlanmaktadır. Reaksiyon için gereken enerji, yüksek basınçlar ve sürtünme ısısı ile sağlanır.

Her malzemenin yüzeyi belirli bir pürüzlülüğe sahiptir. İki yüzey temas ettirildiğinde, malzemelerin sadece pürüzleri doğrudan tribolojik temas halindedir, bu da gerçek temas alanının, temas halinde olan cisimlerin geometrik alanından çok daha küçük olduğu anlamına gelir. Bu mikro temaslarda çok yüksek mekanik zorlamalar oluşur, ancak

bunlar malzemelerin görece hareketi ile daha da artabilir. Pürüzlülük zirvelerinin hem elastik hem de elasto-plastik deformasyonu gerçekleşebilir ve sonuç olarak adhezyon katmanları ve reaksiyon katmanları kırılır. Eşzamanlı olarak, sürtünme enerjisi mikro temaslarda ısı enerjine dönüştürülür ve bu da yerel olarak çok yüksek kısa süreli sıcaklıklara (flaş sıcaklık teorisi) neden olur. Yüksek sıcaklıkların, yüksek normal ve teğetsel kuvvetlere maruz kalmış yüksek enerjili yüzeylerin etkileşimiyle, taban malzemesi ile karşı gövde arasında atomik bağ oluşur. Bu atomik bağ ise temas yüzeyleri arasındaki bağlamadan daha büyük mukavemete sahip olabilir. İki yüzeyin ayrılması daha sonra orijinal temas bölgelerinden değil, daha zayıf koheziona sahip temas noktasından gerçekleşir (kohezif arıza). Bu, bir temas yüzeyinden diğerine taşınan malzeme parçalarının oluşumuna yol açar. Bu işlem kendiliğinden ters şekilde gerçekleşebilir ve daha sonra serbest parçacıklar ortaya çıkabilir (Mang vd., 2011). Şekil 5.7’ de adhesiv aşınmanın şematik gösteri verilmiştir. İki malzemenin ara yüzeyinde pürüzlerin teması ile adhezyon meydana gelir. Adhezyon malzeme içindeki atomik bağdan kuvvetli olduğu bölgelerde (2 numaralı bölge) malzemedan ayrılır ve diğer yüzeye (1 numaralı bölge) transfer olur. Ayrılıp karşı pürüze transfer olan malzeme tekrar ilk yüzeye geri transfer olabilir. Bu durum kayma işlemi boyunca temas eden pürüzlerde tekrarlanabilir. Bu şekilde meydana gelen yüzey hasarları adhesiv aşınma olarak adlandırılır.



Şekil 5.7. Adhesiv aşınmanın şematik gösterimi (Bhushan, 2013).

Adhesiv aşınmayı azaltmak için, kimyasal olarak birbirleri ile etkileşimi olmayan malzeme çiftleri tercih edilmelidir. İyonik bağlı malzemeler çok yüksek kimyasal kararlılık sunar. Bu malzemeler (örn., Al_2O_3) de tipik olarak çok sert olduğundan, malzeme sertliği ile adhezyon direnci arasında bir ilişki görülür. Bununla birlikte, bu teori birçok polimerin mükemmel yapışma direncine sahip olması ile çelişmektedir. Farklı türde atomik bağlara sahip malzeme çiftleri, aynı türde bağlara sahip malzemeler arasındaki etkileşimleri içermediklerinden, daha uygun oldukları kanıtlanmıştır. Adhesiv aşınmaya karşı

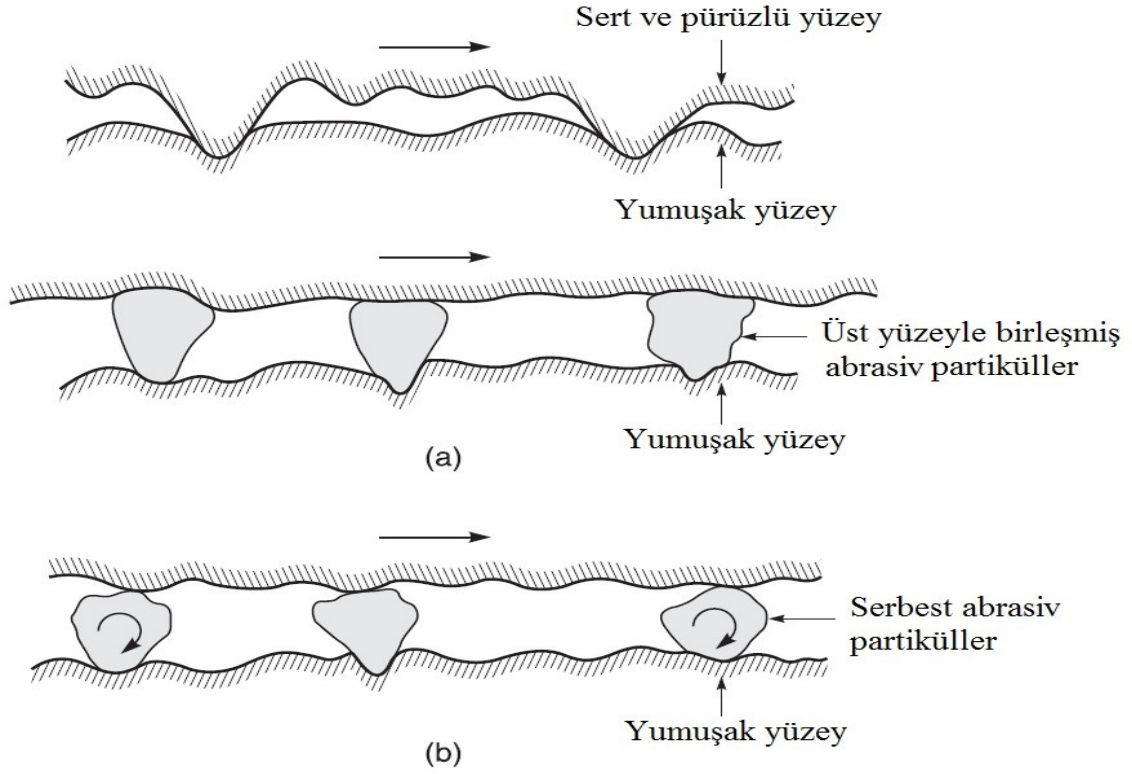
korunmanın en yaygın yöntemi, uygun ara yüzey malzemeleri kullanarak temas yüzeyindeki tribolojik teması kesmektir (Mang vd., 2011).

5.2.3. Abrasiv aşınma

Abrasiv aşınma, sert bir yüzeyin pürüzlerinin veya sert partiküllerin daha yumuşak bir yüzey üzerinde temas ettirilmesi ile meydana gelir ve ara yüzeyde plastik deformasyonlar veya kırılma ile yüzey hasarı oluştururlar. Yüksek kırılma tokluğu olan (metal ve alaşımlar) sünek malzemelerin sert pürüzleri veya sert partikülleri plastik deformasyona neden olurlar. Birçok metalik ve seramik yüzey kayma sırasında plastik akma için açık deliller gösterir. Metallerin temas halindeki pürüzleri düşük yüklerde bile plastik deformasyona uğrayabilirler. Düşük kırılma tokluğu olan kırılman malzemelerde aşınma gevrek kırılma ile gerçekleşir. Bu gibi durumda hasarlı bölge büyük çatlaklar içerir.

Abrasiv aşınmanın şematik gösterimi Şekil 5.8' de verilmiştir. Abrasiv aşınma da iki durum ile karşılaşılır. Bunlardan birincisi, iki cisimli abrazyondur. Sert yüzey örneğin taşlama, kesme ve talaşlı işleme de olduğu gibi sürtünen yüzeylerden daha sert olan yüzeydir. İkinci durum ise üç cisimli abrazyondur. Sert yüzey temas halindeki yüzeylerden kopan küçük aşınma partikülleridir. Temas halindeki yüzeylerin arasında bulunur. Bu üçüncü cisimler yüzeylerden yalnızca birini aşındırabileceği gibi her iki yüzeyi de aşındırabilir. Bu cisimler genellikle adhesiv aşınma sonrasında oluşurlar ve ara yüzeyde kalırlar. Bu duruma örnek olarak yüzeylerin parlatılması verilebilir (Bhushan, 2013).

Abrasiv aşınma, tribolojik yüzeylerin çok farklı sertlik değerlerine sahip olduğu tribolojik sistemlerinde meydana gelir. Daha sert olan yüzeyin pürüzleri veya sert partikülleri, yumuşak yüzeye saplanır. Relatif hareketin sonucu olarak kanallar ve çizikler oluşur. Daha kuvvetli bir abrazyonun olması durumunda yüzeyden malzeme kopar ve aşırı miktarda aşınmaya neden olur. Malzeme yüzeyinde görülen abrasiv aşınma dört şekilde gerçekleşir (Mang vd., 2011). Şekil 5.9' da abrasiv aşınma çeşitleri şematik olarak gösterilmiştir.

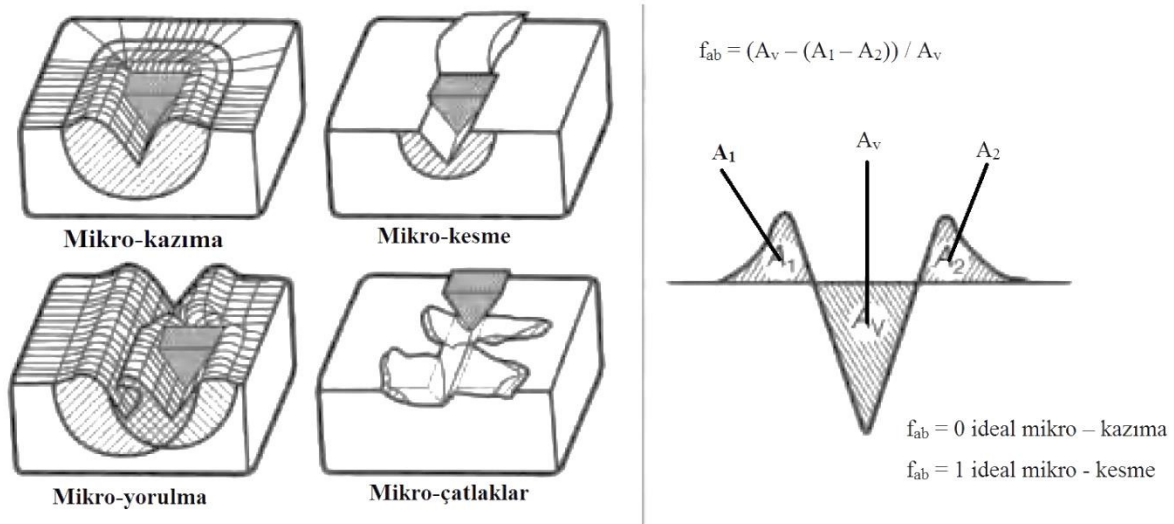


Şekil 5.8. Abrasiv aşınmanın şematik gösterimi, a) bir yüzeye birleşmiş abrasiv partiküllü aşınma, b) Serbest abrasiv partiküllü üç cisimli abrazyon (Bhushan, 2013).

- Mikro-kazıma: Malzemenin aşındırıcı karşı gövde ile belirgin şekilde plastik deformasyonu gerçekleşir. Aşınma kanalın kenarında yığılmaya neden olur. (İdeal: $f_{ab} = 0$)
- Mikro-kesme: Sert yüzey pürüzleri veya aşındırıcı partiküller mikro-talaş oluşumu ile yüzeyi keser. (İdeal: $f_{ab} = 1$)
- Mikro-çatlaklar: Gevrek bir malzemenin abrasiv partiküller tarafından süper kritik yüklenmesi, çatlakların oluşumuna, yayılmasına ve sonuçta malzeme kopmasına neden olur. ($f_{ab} > 1$)
- Mikro-yorulma: Tekrarlanan mikro-kazıma ile bölgesel malzeme yorgunluğuna nedeniyle malzeme aşınmasına neden olur. Bu işlem, yüzey yorgunluğu sürecinin bir parçasıdır.

Abrasiv aşınmaya karşı koruma için tercih edilen önlem sert malzemelerin kullanılmasıdır. En büyük sertlik, yüksek oranda kovalent bağ bulduran malzemelerle (örneğin, elmas, CBN veya B_4C) elde edilir. Burada, çok sert malzemelerin çoğu zaman çok kırılgan olduğunu düşünmek gerekir. Süper kritik yükleme esnasında, bu malzemeler,

mikro kırılma nedeniyle başarısız olma eğilimindedir, bu nedenle sertliğe ek olarak yeterli kırılma tokluğuna ihtiyaç duyulmaktadır. Sert malzemelerle takviyeye edilmiş tok metal matristen oluşan metal matrisli kompozitler, abrasiv aşınmaya karşı iyi özellikler sergiler (Mang vd., 2011).



Şekil 5.9. Abrasiv aşınma çeşitleri (Mang vd., 2011).

5.2.4. Yorulma aşınması

Alt yüzey ve yüzey yorgunluğu sırasıyla hareket (ihmal edilebilir sürtünme) ve sürtünmenin tekrarlanmasıyla görülür. Malzemelerin maruz kaldığı tekrarlı yükleme ve boşaltma döngüleri, kritik sayıda döngüden sonra, yüzey altı veya yüzey çatlakları oluşması nedeniyle yüzeyin parçalanması ve büyük çukurların oluşmasıyla sonuçlanır. Bu yüzeyde çukurlaşma olarak da bilinir. Bu kritik noktadan önce yüzlerce, binlerce ve hatta milyonlarca döngü olabilir. Yorulma aşınmanın başlangıçtan önce adhesiv veya abrasiv mekanizmasının neden olduğu aşınma meydana gelir. Bu nedenle, yorulma aşınması nedeniyle kaybedilen malzeme miktarı yararlı bir parametre değildir. Yorulma aşınması meydana gelmeden önce, dönme sayısı veya süresi açısından yararlı ömrü daha önemlidir. Kimyasal çatlak büyümesi (en yaygın seramikte) statik yorgunluk olarak adlandırılır. Kimyasal deformasyon ve kırılma, statik ve dinamik (yuvarlanma ve kayma) koşullarda yüzey tabakalarının aşınmasına neden olur (Bhushan, 2013).

Malzemelerin yüzey bölgelerinde dinamik yüklenmeler, kenar bölgelerde çatlakların oluşmasına ve daha sonra yayılmasına yol açan malzeme yorgunluğuna neden olabilir. Yüzey yorgunluğu, malzemelerin hacim esaslı yorgunluğuyla belirli benzerlikler gösterir. Aradaki fark, yüzey yorulmasında yalnızca malzemenin bir kenar bölgesinde oluşan, yüklerin daha küçük nüfuz derinliklerinde yatmaktadır. Malzeme yorgunluğu, statik akma dayanımı altındaki yük genlikleri için kırılmaya da neden olabilir. Çatlaklar yüzeyde, özellikle de stres yoğunlaşması olan hatalı konumlarda oluşur. Çatlaklar oluşmadan çok önce, mikro yapıda malzeme yorgunluğu belirgindir. Yorulma için ön koşul, malzemenin plastik deformasyonudur; uygulanan yük elastik sınırı aştığında, plastik deformasyon başlar. Yüzey yorgunluğuna karşı koruma sağlamak için, hacimsel malzeme yorgunluğu ile aynı önlemler alınabilir ve her şeyden önce basma gerilmesi bileşenlerinin yüzeyin kenar bölgesine uygulanmasının önemli olduğu kanıtlanmıştır. Bu durumda mekanik yüzey işleme işlemleri (bilyeli kumlama gibi) veya termokimyasal difüzyon işlemleri (nitürleme veya karbonizasyon gibi) kullanılabilir. Parlak yüzeylerin çatlaklar oluşması için potansiyel bölgeleri daha az olduğundan yüzey yorulmalarına karşı daha iyi bir kararlılık gösterirler (Mang vd., 2011).

5.2.5. Koroziyon aşınma

Kimyasal veya koroziyon aşınma, koroziyon bir ortamda kayma işlemi gerçekleştirildiğinde oluşur. Havada en baskın koroziyon ortam oksijendir. Bu nedenle havadaki kimyasal aşınmaya genellikle oksidatif aşınma adı verilir. Kayma hareketi olmadığında, korozyonun kimyasal ürünleri (örneğin oksitler) yüzeylerde tipik olarak bir mikrometreden daha düşük kalınlıkta bir film oluşturur ve bu korozyonu yavaşlatır veya durdurur. Ancak kayma işlemi kimyasal filmi uzaklaştırır, böylece kimyasal aşınma devam edebilir. Böylece, kimyasal aşınma hem kimyasal reaksiyon (korozyon) hem de sürtünme gerektirir. Endüstriyel ortamda veya sahil yakınlarında çalışan makineler, genellikle temiz bir ortamda çalışan makinelere göre daha hızlı kimyasal ürünler üretirler. Kimyasal aşınma madencilik, maden işleme, kimyasal işleme gibi birçok sektörde önemlidir.

Metalik çiftlerin yağlamasız ortamda teması sırasında pürüzlerin temas noktalarında oluşan sıcaklıklar, birkaç mikron kalınlığında oksit filmler üreten termik oksidasyona neden olur. Oksidasyon genel olarak korozyonun yararlı bir şeklidir. Kalın bir oksit filmi,

temas yüzeyinin kayma direncini azaltır ve plastik deformasyonun bir sonucu olarak aşınmayı azaltır. Birçok durumda, tribolojik oksidasyon, inert bir atmosfer altındaki aynı çifte kıyasla, metal çiftinin aşınma oranını azaltabilir. Tribolojik oksidasyon, yağ filmi kalınlığı ara yüzeyin yüzey pürüzlülüğünden daha az olduğunda sınır yağlama koşullarında da oluşabilir. Oksidasyon ciddi aşınmayı önleyebilir. Oksidasyon aşınmasında, oksit filminden aşınma kalıntısı oluşur. Düşük ortam sıcaklıklarında, pürüzlerin temas noktalarındaki sürtünmeden dolayı oksidasyon oluşur. Daha yüksek ortam sıcaklıklarında, tüm yüzeyin genel oksidasyonu oluşur ve bu aşınmayı etkiler. Çeliklerin aşınma bölgelerinde bulunan baskın oksit varlığı kayma koşullarına bağlıdır. Düşük hızlarda ve ortam sıcaklığında, baskın oksit Fe_2O_3 , ara koşullarda Fe_3O_4 ve yüksek hızlarda ve sıcaklıklarda FeO oluşur (Bhushan, 2013).

6. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Malzemelerden kullanım amacına göre beklenen özellikleri sağlamak için yüzey özellikleri geliştirme yöntemleri kullanılır. Yüzey özelliklerini geliştirme yöntemlerinin genel amaçlarından bir tanesi de malzemelerin sürtünme ve aşınma davranışlarını geliştirmektir. Bu yöntemlerde temel prensip, tribolojik özellikleri değiştirilecek yüzeylerin üzerinde uygun kaplama teknikleri kullanılarak yeni bir tabaka elde edilmesine dayanır. Tribolojik uygulamalarda yaygın olarak kullanılan yöntemler fiziksel buhar biriktirme, kimyasal buhar biriktirme, sol-jel kaplama, elektro-kimyasal metal biriktirme, termal püskürtme yöntemleri, termo-kimyasal difüzyon işlemleri ve kaynaklı kaplama yöntemleridir (R. Chattopadhyay, 2004; Mang vd., 2011; Mellor, 2006; Takadoun, 2008; Tracton, 2006).

Endüstriyel ürünlerinin yüzeylerin aşınma direncini arttırmak için gaz tungsten ark ve plazma aktarımlı ark (PTA) kaplama gibi kaplama kaynak yöntemleri kullanılır (Liyanage vd., 2010). PTA, metalik malzemenin yüzeyine aşınmaya dirençli kompozit kaplama tabakalarının oluşturulması için yaygın olarak kullanılan karakteristik bir kaynak yöntemidir (Mendez vd., 2014). PTA işlemlerinde, alaşım tozları ve altlık malzeme eş zamanlı olarak eritilir ve katılaştırılır, böylece yeni katılaştırılmış katmanın tribolojik davranışı değişir (Soner Buytoz vd., 2013). Literatürde, PTA kaplama yöntemleri çok farklı alt tabakalar ve alaşım tozları ile birlikte kullanılmıştır. TiC (L. Bourithis ve Papadimitriou, 2009; D. Q. Chen vd., 2014; Rokanopoulou ve Papadimitriou, 2011), Cr₃C₂ (Yuan ve Li, 2013; Y. L. Yuan ve Z. G. Li, 2014), B₄C (X. B. Wang, 2005) ve WC (Çelik, 2013; Flores vd., 2009a) gibi sert metalik karbür tozları, bu yöntemde kompozit kaplamalar elde edilmesi için yaygın olarak kullanılmaktadır. PTA kaplama yöntemi, yüksek biriktirme oranı, yüksek biriktirme verimi, düşük ısı girdisi, düşük distorsiyon, düşük maliyetli donanım ve alt tabaka ile mükemmel bağlanma gibi belirli avantajlara sahiptir (Hou vd., 2005; Iakovou vd., 2002; Sudha vd., 2008). PTA kaplama yöntemi ve kompozit kaplamaların tribolojik davranışını geliştirdiğinin çok iyi bilinmesine rağmen; günümüz teknolojisinde daha iyi tribolojik özellikler elde edilmesi istenmektedir. Bu nedenle, numunelerin PTA kaplı yüzeylerine derin kriyojenik işlem uygulanmış ve aşınma ve sürtünme özellikleri araştırılmıştır.

Kriyojenik işlem, malzemelerin sıfırın altındaki sıcaklıklara kademeli olarak soğutulması, bu düşük sıcaklıklarda belirli bir süre bekletilmesi ve sonrasında kademeli olarak oda sıcaklıklarına geri ısıtılması işlemidir (Baldissera ve Delprete, 2008). Kriyojenik işlemin amacı, malzemede var olan kalıntı östenit fazının martenzit fazına dönüşümünü sağlamak, homojen dağılmış karbürler çökeltilebilir elde etmek ve malzemede kalıntı gerilimleri gidermektir (Amini vd., 2010; Baldissera, 2009; Baldissera ve Delprete, 2008, 2009; Patil vd., 2013; Zhirafar vd., 2007). Derin Kriyojenik İşlem (DCT), tipik olarak sertlik ve aşınma direnci gibi mekanik özelliklerin geliştirilmesini amaçlayan ek bir ısıtım işlemi yöntemidir (Amini vd., 2010; Senthilkumar ve Rajendran, 2012). DCT, literatüre göre ince karbür çökmesi ve kalıntı östenitin martenzite dönüşmesini sağladığı için aşınma direncini arttırmaktadır (Baldissera ve Delprete, 2008; Bensely vd., 2005; Firouzdor vd., 2008). Amini vd. (2010), DCT işleminin takım çeliğinin tribolojik davranışı üzerine etkisini araştırmışlardır. DCT' nin karbür miktarını ve homojen karbür dağılımını artırmasına bağlı olarak aşınma direncinde dikkate değer bir gelişme kaydettiğini bildirmişlerdir.

Literatür taraması sonucunda, mikroalaşımli çeliklerin yüzey özelliklerinin geliştirilmesi için yeterli sayıda çalışmaya ulaşılamamıştır. Literatürdeki çalışmalarda genellikle mikroalaşım elementlerinin çelikler üzerindeki etkileri incelemiş ve bu işlemler sırasında çeliklerin tüm yapısı değişikliğe uğratılmıştır. Özellikle mikroalaşımli çeliklerin sünek yapı ve üstün özellikleri korunarak yüzey özelliklerinin geliştirilmesiyle, bu çeliklere yeni kullanım alanları sağlanacağı düşünülmektedir. Literatür taramasının sonuçları aşağıda özetlenmiştir.

Gündüz vd. (2008), yaptıkları çalışmada iki farklı orta karbonlu mikroalaşımli çeliğin aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Ø36mm çapında 50mm boyunda hazırladıkları numuneleri 1100 °C' ye ısıtıldıktan çapları Ø23mm' e düşene kadar dövme işlemine tabi tutulup 3 farklı su verme ortamına (havada, suda ve kumda) almışlardır. Termokupl yardımıyla soğuma hızlarını belirlemişlerdir. Suda soğutmada 23,07 °C/s, havada soğutmada 0,96 °C/s ve kumda soğutmada 0,65 °C/s değerlerini belirlemişlerdir. Numuneler üzerinde mikroyapı incelemesi, sertlik ölçümü ve abrazyon aşınma testi (320 mesh SiC zımpara kağıdına 0,33 m/s kayma hızı, 6N yük ve 4 dakika temas ettirip ağırlık kaybını belirleyerek) yapmışlardır. Mikroyapı incelemeleri sonucunda suda su verme

sonucunda martenzitik yapı; işlemsiz numune, havada su verilmiş numune ve kumda su verilmiş numunede ferrit + perlit yapısını tespit etmişlerdir. Soğuma oranının artması, düşük sıcaklıklarda perlit dönüşüm sıcaklığını düşürerek daha ince yapılı perlit oluşumuna neden olmuştur. Düşük soğuma hızlarında (kumda soğutma gibi) yeniden kristalleşme ve hatta tane büyümesi ile önce östenitin ferrite dönüşmesi beklenir. Östenit tane sınırlarında ötektoid öncesi ferrit çekirdeklenir ve oda sıcaklığında yapı iri taneli ferrit ve perlitten oluşur. Su verilmiş numunelerde martenzitik yapısının etkisiyle en yüksek sertlik ve aşınma direncini belirlemiştir. Vanadyumun çökelme sertleşmesi ve perlitini inceltirerek sertliği artırdığını ve mikroalaşımlama elemanı vanadyumun, tek başına veya C ya da N ile birlikte çeliğin aşınma direncini artırdığını vurgulamışlardır.

Islam vd. (2005), yaptıkları çalışmada düşük karbonlu ve düşük miktarda tek başına veya azotla birlikte niobyum içeren çeliklere karbürizasyon yaptıktan sonra su vermiş ve farklı sıcaklıkta temperleme işlemi uygulamışlardır. Karbürizasyon işlemi için 950°C' de 2 ve 4 saat olmak üzere iki farklı süre seçmiş, karbürleme işleminden sonra numunelere su vermiş ve bir grup numune düşük sıcaklıkta (160 °C) temperlemiş, diğer grup numuneye ise -195 °C' de sıvı azot içinde kriyojenik işlem şartlarına tabi tutmuşlardır. Numuneler üzerinden aşınma testi, mikroyapı, sertlik ölçümü yapmışlardır. Mikroalaşım elementi niobyumun tek başına veya azotla birlikte bulunmasının aşınma direncini artırdığını ve niobyumun azotla birlikte bulunmasının daha iyi aşınma direnci sağladığını tespit etmişlerdir. Düşük karbonlu çeliklerde kriyojenik işlem şartlarının aşınma direncini geliştirdiğini belirtmişlerdir. Yüksek karbürizasyon zamanının, hem düşük sıcaklıkta temperlemede hem de kriyojenik işlem şartlarında aşınma özellikleri için zararlı etki yaptığını vurgulamışlardır.

C. Chattopadhyay vd. (2012), yaptıkları çalışmada iki orta karbonlu mikroalaşımlı çeliğin aşınma davranışlarını araştırmışlardır. Bu çeliklere farklı sıcaklıklarda izotermal tavlama işlemi uygulamış ve oluşan perlitik veya beynitik yapının aşınmaya etkisini incelemişlerdir. Numuneleri 20N ile 50N arasında değişen yüklerde kuru sürtünme şartları altında aşındırmışlardır. Aynı bileşimdeki çeliklerde, beynitik çeliğin aşınma direncinin perlitik çelikten çok daha iyi olduğu sonucuna varmışlardır. Bu durumu beynit yapısının daha yüksek olan sertliği ile açıklamışlardır. Perlitik çelikteki aşınma kaybı değeri beynitin çelikten daha fazla olduğunu vurgulamışlardır. Beynitik mikroyapı içindeki çok ince

sementit ve kalıntı östenitin sertleştirme etkisiyle yüksek yük durumlarında aşınmaya dayanıklılık kazandırdığını belirtmişlerdir.

Singh vd. (2003), yaptıkları çalışmada mikroalaşımli çeliklerin klasik karbon çeliklerine göre daha uzun ömürlü vagon tekerleği için yeni bir malzeme olduğunu belirtmişlerdir. Mikroalaşımli çelikten imal edilmiş olan vagon tekeri (dış çapı Ø910mm) ile R-19/93 çeliğinden (standartlaşmış teker malzemesi) imal edilmiş vagon tekerinin özelliklerini karşılaştırmışlardır. Vagon tekerinden beklenen özelliklerden olan kırılma tokluğu, Charpy darbe enerjisi, dayanıklılık limiti ve aşınma direnci özellikleri üzerinde karşılaştırmalar yapmışlardır. Mikroalaşımli tekerlerin, R-19/93 tekerlerine göre daha üstün olduğu sonucuna varmışlardır. Mikroalaşımli tekerlerin aşınma direncinin R-19/93 tekerine göre %40 daha fazla aşınma direnci gösterdiğinden ve daha yüksek dayanım limitleri sahip olduğundan teker ömrünü artırdığını vurgulamışlardır.

Gündüz ve Acarer (2006), yaptıkları çalışmada orta karbonlu mikroalaşımli çeliğe yüksek sıcaklıkta çekme deneyi ve abraziv aşınma deneyi uygulamışlardır. Bu deneyleri ana malzemeye, 950 °C' de 1 saat östenitleme işlemi yapıldıktan sonra havada soğutulmuş numuneye ve 950 °C' de 1 saat östenitleme işlemi yapıldıktan sonra havada soğutulup 500 °C' de 1 saat temperlenmiş numuneye uygulamışlardır. Araştırmaları orta karbonlu mikroalaşımli çeliğin, karbon ve/veya azot gibi katı atomların ve hareketli dislokasyonların etkileşimi nedeniyle dinamik deformasyon yaşlanmasına karşı hassas olduğunu göstermiştir. 200 °C – 300 °C' de dislokasyonlar ve katı atomlar arasındaki etkileşimin, çalışma sertleşmesi hızını ve dinamik deformasyon yaşlanmasına katkısını değiştirdiğini vurgulamışlardır. Aynı zamanda bu etkileşimlerin, orta karbonlu mikroalaşımli çelikte 300° C' de abraziv aşınma direncini arttırdığını tespit etmişlerdir. Bu nedenle, dinamik deformasyon yaşlanmasının abraziv aşınma direncinde gelişmeye neden olduğu sonucunu çıkarmışlardır.

Ghosh ve Mondal (2013), yaptıkları çalışmada mikroalaşımli çeliklerin tane boyutunun mekanik elektrokimyasal ve hidrojen gevrekleşmesi davranışına etkisini araştırmışlardır. İnce taneli mikroalaşım çeliğini çeşitli tavlama işlemlerine tutarak mikroyapının farklı tane boyutunda olmasını sağlamışlardır. Tavlama işlemleri sırasında bekleme süresini ve soğuma hızını değiştirerek tane boyutunu değişimini incelemişlerdir.

Mikroyapı incelemesi, sertlik ölçümü, çekme testi, elektrokimyasal polarizasyon ve hidrojen gevrekliği çalışmalarını çeliğin mekanik ve kimyasal davranışını belirlemek için uygulamışlardır. Numunelerin mikroyapısında genellikle ferrit ve/veya az miktarda perlit ve beynit olduğunu belirlemişlerdir. Ayrıca çok ince çeşitli karbür ve karbonitrür varlığını tespit etmişlerdir. Numunelere uygulanan farklı sıcaklık ve sürelerde tavlama ve soğutma işlemleri ile tane büyümesinin bir sonucu olarak sertlik ve dayanımın azaldığını tespit etmişlerdir.

C. Y. Chen vd. (2014), yaptıkları çalışmada Ti-Nb ve Ti-Nb-Mo çeliklerin çökeltme morfolojisine, mikroalaşım elementlerinin ve sıcak deformasyonun etkilerini araştırmışlardır. Ferrit matrisi içinde rasgele dağılmış nano boyutlu karbür partiküllerini, yüksek sıcaklıkta ve düşük izotermal bekleme sıcaklığındaki şiddetli deformasyonla ilişkilendirmişlerdir. Farklı miktarlarda mikroalaşım elementi içeren iki çelikten (Ti-Nb ile Ti-Nb-Mo) Ti-Nb-Mo mikroalaşım çeliğinin daha yavaş karbür irileşme oranı nedeniyle çökeltme sertleşmesinde daha etkili olduğunu belirtmişlerdir. Ti-Nb ve Ti-Nb-Mo çeliklerine 650 °C’ de 3 dakika ile 180 dakika sürelerde izotermal ısıl işlem uygulandığı zaman, poligonal ferrit taneleri içinde nano boyutlu TiMoC ve TiNbC çökeldiğini mikroskobik gözlemlere dayanarak tespit etmişlerdir. Bu iki karbüre benzer olarak TiMoC’ ün ferrit taneleri içinde çökeldiğinden Ti-Nb-Mo çeliklerinin sertliğinin Ti-Nb çeliklerinden daha yüksek olduğunu belirtmişlerdir. Ayrıca, Ti-Ni-Mo çeliklerindeki ince ferrit tanelerinin ve yüksek dislokasyon yoğunluğunun önemli sertlik ve dayanım kombinasyonunu sağladığını bulmuşlardır.

Doktora tez çalışması için PTA yüzey alaşımlanlandırma yöntemi ile ilgili yapılan son yıllara ait araştırmalar incelenerek güncel çalışmalar aşağıda özetlenmiştir:

Y. Yuan ve Z. Li (2014), çalışmalarında Cr_3C_2 ve Fe-CrNiBSi tozlarını farklı oranlarda karıştırarak PTA yöntemi ile kompozit kaplama yapmışlardır. $(Cr,Fe)_7C_3$ karbürünün boyutu ve miktarının Cr_3C_2 tozu ile doğrudan ilgili olduğunu ve en yüksek $(Cr,Fe)_7C_3$ karbür miktarının en yüksek sertlik ve aşınma direncini sağladığı belirlemişlerdir. $(Cr,Fe)_7C_3$ karbür içeriğinin en yüksek olduğu kompozit kaplamanın, kuru sürtünme şartlarında en düşük aşınma oranına sahip olduğunu tespit etmişlerdir. Karbür yüzeylerinde yük altında çatlak oluşumuna meyilli olduğunu vurgulamışlardır.

Zikin vd. (2012), çalışmalarında östenitik paslanmaz çelikte standart krom karbür ve krom karbür esaslı sermet ile takviye edilmiş NiCrBSi kaplamaları PTA yöntemi ile elde etmişlerdir. Cr_3C_2 ve Cr_3C_2 -Ni takviye sert kaplamaların benzer mekanik özelliklerine rağmen, belirgin bir şekilde farklı mikro yapıların değişik aşınma davranışları ile sonuçlandığı bulmuşlardır. Vickers sertlik ölçümlerinde NiCrBSi alaşımının sertliğini $375 \pm 6 HV_{10}$, Cr_3C_2 ile güçlendirilmiş kaplamanın sertliğini $569 \pm 13 HV_{10}$ ve sermet partikülleriyle güçlendirilmiş kaplamanın sertliğini $730 \pm 110 HV_{10}$ olarak ölçmüşlerdir.

Y. F. Liu vd. (2014), araştırmalarında titanyum alaşımlarının (Ti-6Al-4V) tribolojik özelliklerini değiştirmek için, Ti₅₃-Si₃₂-Ni₁₅, Ti₄₃-Si₂₆-Ni₃₁ ve Ti₃₀-Si₁₈-Ni₅₂ karışım tozlarını PTA yönteminde kullanarak titanyum alaşımının üzerinde intermetalik kompozit kaplama yapmışlardır. Sonuçta PTA ile yapılmış intermetalik kompozit kaplamaların denge dışı katılardan süper ince mikroyapılarında Ti₅Si₃ primer fazlar, NiTi₂ / α -Ti / Ti₅Si₃ üçlü ötektiklerin ve az miktarda NiTi₂ / Ti₅Si₃ ikili ötektiklerinden oluştuğunu belirlemişlerdir. Ti₅Si₃ primer fazının yapının içinde artmasıyla sertliğin arttığını ve oda sıcaklığında kuru sürtünme şartlarında aşınma özelliklerini bu fazın katılma morfolojisiyle ve hacimsel miktarıyla değiştiğini tespit etmişlerdir.

Lu vd. (2011), çalışmalarında düşük karbonlu çelik yüzeyine (Mn=1.518, Cr=0.067, Ni=0.033, Mo=0.024, V=0.127, C=0.315, Si=0.318, Fe=kalan, %ağ.) Fe-Cr-Mo-W-C tozlarını kullanarak silindir altlık malzemenin iç duvarı üzerine PTA santrifüjlü kaplama yöntemiyle kaplamalar yapmışlardır. İç katmalarda M_7C_3 ve $M_{23}(C,B)_6$ karbürlerinin önemli derecede arttığını gözlemlemişlerdir. Santrifüj kuvvetlerinin etkisiyle Cr, C ve B atomların iç katmanlara doğru hareket ederken Fe, W ve Mo atomlarının bunlara zıt yönde hareket ettiğini tespit etmişlerdir. Sertlik profilinin beklendiği gibi iç katmadan dış katmana doğru azalan gradyanlar sergilediğini ve kaplamanın aşınma direncinin altlık malzemenin aşınma direncinden 18 kat daha iyi olduğunu belirlemişlerdir.

Hou (2013), çalışmasında sade karbonlu çelik malzemeye (C=0.12, Si=0.30, Mn=0.45, %ağ.) FeCrBSi alaşım tozu ile farklı Mo (ağ. %2-6) miktarlarında kaplamalar yaparak mikroyapıya ve diğer özelliklere Mo ilavesinin etkilerini araştırmışlardır. Mo içermeyen ve ağırlıkça %2 Mo içeren FeCrBSi kaplamalar ötektik altı yapıda iken %4 ve %6 Mo içeren kaplamaların ötektik üstü yapıda olduğunu ve Mo yapıda çoğunlukla

(Fe,Cr)' ca zengin bileşikler ve molibden karbür olarak dağıldığı belirlenmiştir. Mo ilavesiz kaplamaların yapısında γ (Fe, Ni), $M_7(C, B)_3$ ve $(Fe, Cr)_2B$ fazları, %2-6 Mo ilaveli kaplamalarda $M_{23}(C, B)_6$, $Mo_2(B, C)$ ve $Fe_3Mo_3(C, B)$ fazlarını gözlemlemiştir. Mo' nin ağırlıkça %4' e kadar ilavesinin sertliği artırdığını ancak molibdenin %6' ya ulaştığında sertliği azalttığını tespit etmişlerdir. Mo ilavesinin FeCrBSi alaşımının kaplamasında aşınma direncini ve termal şok direncini arttırdığını gözlemlemiştir. En yüksek aşınma ve termal şok direncini %4 Mo ilaveli kaplamada tespit etmişlerdir.

Soner Buytoz vd. (2013), çalışmalarında AISI 316 paslanmaz çelik numune üzerine PTA işlemiyle Fe-Cr-C ve B_4C tozlarının karışımını kaplamışlardır. Kaplamanın mikroyapısının büyük bir kısmını γ -Fe,Ni ötektik matris içinde homojen dağılmamış $M(=Cr,Fe)_{23}(C,B)_6$ ve $M(=Cr,Fe)_7(C,B)_3$ karbürlerinden oluştuğunu tespit etmişlerdir. Çeşitli kaplama işlemlerinde karbürlerin farklı morfolojiler, boyutlar ve hacim fraksiyonları gösterdiğini vurgulamışlardır. Kaplamanın en yüksek mikrosertliğinin yaklaşık 1280HV (ortalama 820HV) olduğunu ve altlık malzemenin mikrosertliğinin (180HV) yaklaşık 5 katı olduğunu tespit etmişlerdir.

Hornung vd. (2013), çalışmalarında AISI 1052 çeliğinde Fe-Cr-C tozları ve PTA yöntemi ile elde edilen sert kaplamaların soğuma hızının mikroyapıya ve aşınmaya etkilerini araştırmışlardır. Soğutma işlemini havada (standart soğutma), $12^\circ C$ ' de su soğutmalı bakır palet ile (pasif soğutma) ve $-80^\circ C$ ' de CO_2 gazı ile (aktif soğutma) yapmışlardır. Standart ve pasif soğutma işlemi uygulanan numunelerin mikroyapı ve sertliğinde önemli farklılıklar gözlemlenmemesine rağmen, aktif soğutmalı kaplama numunesinde primer M_7C_3 karbürlerinin önemli miktarda azaldığını ve aynı zamanda sertliğinde de yaklaşık 100HV azalma olduğunu tespit etmişlerdir. Üç cisimli abrazyon testi sırasında tüm numuneler benzer aşınma direnci göstermesine rağmen aktif soğutmalı numunenin aşınmasında hafif bir artış gözlemlemiştir. Aktif soğutma yapılan kaplamanın incelemelerinde önemli çatlaklar oluştuğunu gözlemlemiştir.

Veinthal vd. (2013), çalışmalarında AISI 1052 çeliğinde Fe-Cr-C ve PTA yöntemini kullanarak farklı soğuma hızlarında elde edilen FeCrC sert kaplamaların abrazyon darbe aşınmasına ve yüzey yorulma aşınmasına etkilerini incelemiştir. Soğutma işlemini havada (standart soğutma), $20^\circ C$ ' de sabit bakır palet ile (pasif soğutma) ve gaz

uygulayarak soğutma ile (aktif soğutma) yapmışlardır. Soğutma oranının kaplamanın mekanik özelliklerini etkilediğini, pasif soğutmada elastik modülde değişikliğe neden olmadan sertliği arttırdığını ve aktif soğutmada kaplamanın elastik modülünün ve sertliğinin azalttığını tespit etmişlerdir. FeCrC PTA kaplamalarının darbe aşınma oranlarının pasif soğutmanın abrazyon darbe aşınması performansını iyileşme sağladığını göstermektedir. Pasif soğutma ile elde edilen kaplamaların abrazyon aşınma direnci aktif soğutmaya göre yaklaşık %15 daha yüksek olduğunu belirlemişlerdir.

Y. L. Yuan ve Z. G. Li (2014), çalışmalarında ASTM A36 çeliğine plazma transfer ark kaynak yöntemi kullanılarak yüksek hacim fraksiyonlu M_7C_3 karbürleriyle yapılan demir tabanlı kaplamaların mikroyapı ve aşınma performanslarını incelemişlerdir. M_7C_3 karbürleriyle güçlendirilmiş kaplama için Cr_3C_2 ve Fe-CrNiBSi tozları sırasıyla 2:5 oranında karıştırılarak kullanılırken, güçlendirilmemiş demir tabanlı kaplama için Fe-CrNiBSi tozunu kullanmışlardır. Cr_3C_2 ' nin M_7C_3 karbürlerinin çekirdeklenmesi için bir alt tabaka olarak işlev gördüğünü, güçlendirilmiş kaplamanın kütle kaybı ve sürtünme katsayısının güçlendirilmemiş α -Fe kaplamadan daha düşük olduğu tespit etmişlerdir. Güçlendirilmemiş kaplamanın ana aşınma mekanizmaları plastik deformasyon, oyuklanma ve adhesif aşınma iken; güçlendirilmiş kaplamanın mikro kesilme, abrazyon aşınma ve oksidasyon aşınması olduğunu belirtmişlerdir. Yükler 100N' dan 300 N' a artınca M_7C_3 karbür partiküllerinin üzerinde mikro çatlak ve pullanma çukurları oluştuğunu ve α -Fe matrisinin uzun çubuk şekli ve yüksek arayüz bağlayıcılığı sayesinde kaplama boyunca uzanan çatlakları engelleyebileceğini belirtmişlerdir.

Çelik (2013), çalışmasında Ti6Al4V havacılık alaşımı yüzeyine PTA yöntemi kullanılarak WC tozuyla güçlendirilmiş kompozit kaplamanın mikroyapı ve aşınma davranışına etkisini incelemiştir. Kaplama tabakası üzerinde Ti ve W' ın α ve β fazları ile WC, TiC ve W_2C fazlarının oluştuğunu ve bu fazların dağılımı ve hacim fraksiyonlarının ark akımı ile değiştiğini tespit etmiştir. PTA ark akımının 70A ve 80A kullanılmasıyla kaplamada gözenek veya çatlak oluşmazken, akımının 90A çıkması ile gözeneklilikte artış olduğunu gözlemlemiştir. İşlem sırasındaki akım artışı ısı etkisiyle kaplama tabakalarını kalınlaştırmıştır. 70A ve 80A kullanılarak yapılan kompozit kaplamalar da WC partiküllerinin düzgün dağıldığını ancak 90A kullanılarak yapılan kaplamalarda WC partikülleri derinlik boyunca dağıldığından aşınma direnci ve sertlikte azalmaya neden

olduğunu belirtmiştir. Tüm kaplamaların yüzey sertliği ve aşınma direncinde artış belirlenirken en yüksek sertlik ve aşınma direnci 70A ark akımı kullanılarak yapılan kaplamalarda elde edildiğini tespit etmiştir.

C. Y. Chen vd. (2014) çalışmalarında düşük alaşımlı çelik yüzeyine (C=0.37, Mn=1.4, Cr=0.7, Mo=0.8, Fe=kalan, %ağ.) Ni, Ti ve grafit tozları ile PTA yöntemini kullanarak aşınmaya dayanıklı γ -(Fe,Ni)/TiC kompozit kaplama elde etmişlerdir. Kaplamanın mikroyapısı γ -(Fe,Ni) matrisi içinde düzgün dağılmış küresel, vermiküler ve aglomera halde TiC takviyelerden oluşmaktadır. γ -(Fe,Ni)/TiC kompozit kaplamanın aşınma testlerinde mükemmel abrazif ve adhesif aşınma direnci gösterdiğini vurgulamışlardır. Test koşulları altında γ -(Fe,Ni)/TiC kompozit kaplama tabakası %0.37 C içerikli altlık malzemeye göre yaklaşık 20 kat yüksek aşınma direnci göstermiştir. γ -(Fe,Ni)/TiC kompozit kaplamanın mükemmel aşınma direncini, TiC' ün yüksek sertliğine, yüksek hacim fraksiyonuna ve süper ince hızlı katılmış mikroyapına bağlamışlardır.

Hou vd. (2011), araştırmalarında Ni esaslı alaşım tozlarına nano- Al_2O_3 (α Al_2O_3) ilaveli ve ilavesiz olarak hazırlanan toz karışımlarını plazma transferli ark kaynak makinesiyle Q235 düşük karbonlu çelik yüzeyine kaplamışlardır. Her iki kaplamanın mikroyapıları optik mikroskop, SEM, XRD ve TEM ile incelenmiştir. Kaplamaların faz yapıları ve kütle oranları XRD sonuçlarına Rietveld analizleri uygulanarak elde edilmiştir. Al_2O_3 içermeyen kaplamada ötektik altı bir mikroyapı içerisinde segregasyonla beraber γ (Ni, Fe), $(Fe,Cr)_7C_3$ ve $(Fe,Cr)_2B$ fazları tespit edilmiştir. Ağırlıkça 0.8 nano Al_2O_3 partikül ilavesi ötektik altı yapıyı değiştirmemiş yapıyı düzgülendirerek segregasyonu azaltmıştır. Nano- Al_2O_3 ilavesi $(Fe,Cr)_2B$ fazının kütle oranını artırırken $(Fe,Cr)_7C_3$ fazının oranını düşürmüştür. Kaplamaların aşınma direnç testleri kayma aşınma deney cihazında yapılmış ve Al_2O_3 ilaveli kaplamaların aşınma direncinin Al_2O_3 içermeyen örneklere göre daha yüksek çıktığı tespit edilmiştir.

Skarvelis vd. (2010), çalışmalarında plazma transferli ark tekniği ile sert karbür partikülleri (TiC, WC) ve yağlayıcı etkili MnS kullanarak sade karbonlu çelik yüzeyinde kompozit kaplama oluşturmuşlardır. Kaplamaların ana malzemeye güçlü şekilde bağlandığını vurgulamışlardır. Mikroyapı martenzitik ya da ferritik matris içerisinde titanyum ya da tungsten karbürlerle MnS partiküllerinden oluşmaktadır. Kaplamaların

tribolojik özelliklerini pim-disk cihazında belirlemişlerdir. Her iki kompozit kaplamada oluşan kendinden yağlayıcı etki MnS bileşiğinin aşınma çizgilerinde ince bir şekilde oluşmasıyla açıklanmıştır. MnS ilavesi olmayan sert kaplamalarda sürtünme katsayısı 0.5-0.6 olurken MnS ilavesi bu değerleri 0.25-0.28 arasındaki değerlere indirmiştir. Aşınma mekanizması düşük düzeyde abrazyon olmuştur. Bunun en önemli nedeninin MnS'in yağlayıcı etkisiyle sert partiküllerin (TiC yada WC) birlikte hareketi olduğu bildirilmiştir.

Shi vd. (2010) yaptıkları çalışmada plazma demetiyle yapılan yüzey özelliklerini geliştirme işlemlerinin özellikle portatiflik ve düşük maliyet nedeniyle tavsiye edildiğini belirtmişlerdir. Çalışmalarında önceden hazırlanmış bir macuna plazma demetiyle işlem uygularken bir diğer numuneye de yüzey sertleştirme yapmışlardır. Her iki yöntemle 1.8-2.2 mm kalınlığında çatlak ve gözenek olmadan düzgün sertleşmiş tabakalar üretmişlerdir. Deneysel sonuçlarında yüzey sertliğinin plazma demetiyle alaşımlandırma parametrelerinden oldukça etkilendiğini diğer bir deyişle, daha yüksek hızlı plazma demetiyle hareket ve daha fazla TiC partikülünün bulunması durumunda daha yüksek sertlik elde edildiği tespit edilmiştir. Plazma demetiyle alaşımlandırmada alaşım bölgesinin üst kısmında yüksek karbonlu iğnemsiz martenzit ile beraber büyük oranda kalıntı östenit oluşur alt kısımda düşük karbonlu iğnesel martenzit, beynit ve az miktarda kalıntı östenit oluşumu belirlenmiştir. Plazma yüzey sertleştirmede ise bölgenin üst kısmında iğnesel martenzit ile beraber az miktarda kalıntı östenit gözlemlenirken alt kısımda ise temperlenmiş sorbit bulunmaktadır. Düzlemsel TiC güçlendirici partiküller alaşım bölgesine düzgünce dağılmıştır. XRD sonuçları TiC ve ergimiş matris arasındaki reaksiyon ürününün $Fe_{2.5}Ti_{0.5}O_4$ olduğunu göstermiştir. Plazma demetiyle alaşımlandırmada maksimum sertlik 1100HV iken plazma sertleştirmede 600HV olmuştur. Plazma demetiyle alaşımlandırmada güçlendirme mekanizması çökelme, katı çözümlü ve tane incilmesi olarak belirlenirken plazma ile yüzey sertleştirmede sadece tane incilmesi etkili olmuştur.

Rokanopoulou ve Papadimitriou (2011), çalışmalarında dubleks paslanmaz çelik (2205) yüzeyinde Plazma Transferli Ark kaynağı (PTA) ile TiC/çelik kompozit kaplamalar yaparak bunların mikroyapı ve tribolojik özelliklerini incelemişlerdir. İki farklı plazma ve koruyucu gaz karışımı (%100 Ar ve %95 Ar+%5N₂) kullanarak hasarsız ve 1.5 ± 0.05 mm kalınlığında kaplamalar elde etmişlerdir. Her iki kaplamada hacim oranı %18-22 arasında değişen TiC_xN_y partiküllerin östenitik-ferritik bir matris içerisinde dağıldığı görülmüştür.

Östenit-ferrit hacim oranı Ar kaplamalarında 35/65 iken azot içeren gaz karışımlarında 40/60 değerine ulaşmıştır. Ana malzeme sertliği 250HV iken kompozit kaplamaların sertliği 630-650HV değerine yükselmiştir. Sürtünme katsayısı alümina karşı cisimle yapılan deneyde 0.5 değerinden 0.2-0.3 değerine düşmüştür. Aşınma miktarı ise ana malzemeye göre en az bir kat daha düşük elde edilmiştir.

J. H. Liu vd. (2010), çalışmalarında Q235 çeliğinin yüzeyinde yeni bir güçlendirici faz olan $TiC+Cr_7C_3$ seramik kompozit kaplamasını plazma transferli ark kaynak-yüzey işlemi ve ferrotitanyum, ferrokarbon, ferrobör, ve ferrosilisyum tozlarının karışımlarını kullanarak gerçekleştirmişlerdir. Kaplamanın mikro yapı ve aşınma performansı XRD, SEM, EDS, mikrosertlik ve aşınma testiyle tespit edilmiştir. Sonuçta kompozit kaplamanın titanyum karbür, birincil Cr_7C_3 fazı, $(Cr,Fe)_7C_3$ ve östenit fazından oluştuğunu göstermektedir. Kompozit kaplama çelik yüzeyine metalürjik olarak kaplandığını göstermektedir. TiC partikülleri kompozit kaplama içerisinde kübik ve “çiçeğe benzer dendirit” şeklinde bulunmaktadır. Kaplama yüksek mikro sertlik ve aşınma direncine sahiptir.

Y. F. Liu vd. (2010) yaptıkları çalışmada plazma transferli ark yöntemiyle %0.2 C’ lu sade karbonlu çelik yüzeyine Fe-Ti-Si-Cr tozlarının karışımını kullanarak kaplama yapmışlardır. Sonuçta mikroyapıda ince taneli $\gamma Fe/Ti_5Si_3$ ötektik matris içine düzgün olarak dağılmış birincil Fe_2TiSi dendritlerini içeren aşınmaya dayanıklı kompozit bir yapı elde edilmiştir. Kaplamanın mikroyapısı SEM, XRD, EDS teknikleriyle incelenmiştir. Kaplamaların mikrosertlik değerleri yüzeyden içeri doğru ölçülmüştür. Oda sıcaklığında yapılan kuru kayma aşınma direnci testlerinde test yükü olarak sırasıyla 49N, 98N, 196N değerleri kullanılmıştır. Sade karbonlu çelikte karşılaştırıldığında aynı yük değerlerinde kompozit kaplama sırasıyla 78, 104, 150 kat daha iyi sonuçlar vermiştir. Kompozit kaplamaların bu üst düzeydeki aşınma direnci yapıda bulunan fazların yüksek sertliğine bu fazlar arasındaki güçlü kovalent bağlara ve çok ince mikroyapıya bağlanmıştır.

Kesavan ve Kamaraj (2010), yaptıkları çalışmada AISI 316 L östenitik paslanmaz çelik yüzeyini nikel esaslı Colmonoy 5 alaşımının tozunu kullanarak PTA kaynak işlemiyle kaplamışlardır. Kaplamaları 4-5 mm kalınlığında ve hasarsız olarak elde etmişlerdir. Bu şekilde yapılan kaplamaların sertliği ana malzemeyle karşılaştırıldığında

ortalama 2.5 kat artmıştır. Sertlikteki bu artış kaplamanın içindeki düzgün dağılımlı karmaşık karbürlere, 100 nm-20 µm'luk düzgün küre ile büyük iğneler şeklindeki borür çökeltilerine, çiçek benzeri ve blok çökeltilere bağlanmıştır. Kaplamanın kütle kaybı ve sürtünme katsayısı artan sıcaklıkla azalmıştır. Test sıcaklığı kaplamanın aşınma kaybına kayma mesafesinden daha çok etki etmiştir. Araştırmacılar elde edilen kaplamaların aşınmış yüzeylerini incelediklerinde oda sıcaklığında ve 573 K sıcaklıklarda abrazyon, kazıma ve tribo-oksidasyon mekanizmalarını tespit ederken, 823 K sıcaklıkta deney başlangıcında adhezyon ve devamında tribo-oksidasyon aşınma mekanizmalarını tespit etmişlerdir.

Just vd. (2010), çalışmalarında metal matrisli kompozitlerin kullanılmasının abrasif aşınma ya da darbeli şartlarda çalışan makine parçalarının çalışma ömrünü artırdığını belirtmişlerdir. Çalışmalarında metal matrisli kompozitlerin karbür/matris ara yüzeyini ve bu ara yüzeydeki etkileşimi incelemişlerdir. Plazma transferli ark kaynağı (PTA) tekniğiyle ağırlıkça %60 WC/W₂C içeren Ni esaslı sert yüzey alaşımı kullanarak farklı kaynak akımlarıyla kompozit bir yapıyı düşük alaşımlı çelik yüzeyinde üretmişlerdir. Özel olarak geliştirilen tekli darbe testi (SIT) ile yüksek tek yüklerde oluşan darbe aşınmasını ölçmüşlerdir. Kaynak akımının karbür/matris ara yüzeyinin oluşumunda etkili olduğunu belirlemişlerdir.

Birol (2010), yaptığı çalışmada sıcak iş takım çeliği yüzeyine stellite 6 malzemesini plazma transfer ark (PTA) yöntemiyle kaplamıştır. Stellite 6 kaplaması sıcak iş takım çeliğinin termal yorulma performansına olumlu yönde etki etmiştir. Kaplanmış sıcak iş takım çeliğinin termal yorulma ömrü oldukça artmıştır. Bu iyileşme Stellite 6 alaşımının daha yüksek oksidasyon direncine ve yüksek sıcaklıklardaki mekanik mukavemetini koruma yeteneğine bağlanmıştır. Stellite 6 alaşımının içindeki Cr bileşiği kromca zengin kararlı oksitlerin oluşmasını sağlamış ve bu durumda yüzeyde oluşan düzenli termal gerilmeleri kesintiye uğratarak çatlak başlangıcını geciktirmiştir. Kaplamaya etki eden maksimum basma ve kesme gerilmeleri sırasıyla 500Mpa ve 170MPa olarak belirlenmiştir. Bu gerilmeler termal yorulma çatlaklarına neden olmaktadır. Çatlak bir kere başladığında mikro yapısal özelliklerin etkisinin çok az olduğu da bildirilmiştir.

Ulutan vd. (2010), çalışmalarında klasik su verme, karbürleme, borlama ve plazma transferli ark (PTA) kaynak yöntemlerini kullanarak AISI 4140 çeliğinin yüzey özelliklerini değiştirmişlerdir. Bu numunelerin sertliklerini, mikroyapılarını, abrasif ve adhesif aşınma özelliklerini incelemişlerdir. Numunelerin aşınma özelliklerini mesafeye bağlı olarak tespit etmişlerdir. Abrasif aşınma koşullarında en az ağırlık kaybı karbürlenmiş numunede tespit edilmiştir. En düşük sürtünme katsayısı ise PTA kaynak yöntemi ile işlem gören numunede elde edilmiştir.

W. Wang vd. (2009), yaptıkları çalışmada TiN/Ni kompozit kaplamaları 7005 alüminyum alaşımı yüzeyine yüksek hızlı jet elektro kaplama tekniği ile biriktirmişler ve Plazma Transferli Ark (PTA) ile bu yüzeylerin üzerinde işlem yapmışlardır. İşlem sonrası mikroyapı, mikrosertlik ve sürtünme katsayılarını incelemişlerdir. PTA ile iyileştirilmiş numunelerin hızlı katılma gösteren mikroyapılarında düzgün dağılımlı TiN fazı ve ince Al_3Ni_2 intermetalik fazları görülmüştür. Kompozit kaplamaların ortalama mikrosertliği 800 HV civarındadır. PTA ile işlem görmüş numunelerin sürtünme katsayıları 0.25 değerine yakın çıkarken TiN/Ni kompozit kaplamanın sürtünme katsayısı değerleri 0.35 civarında değişmiştir. Kompozit kaplamaların korozyon davranışı %3.5 NaCl çözeltisinde potansiyotat yöntemiyle belirlenmiştir. PTA ve yüksek hızlı jet elektro kaplama teknikleriyle başarılı bir şekilde birleştirilerek yapılmıştır. PTA ile işlem görmüş TiN/Ni kompozit kaplamanın mikrosertliği 852 HV civarında ölçülmüştür. Bu değer 7005 alüminyum alaşımının (118HV) yaklaşık yedi katıdır. PTA ile işlem gören numunelerin sürtünme katsayıları ve korozyon dirençlerinde önemli gelişmeler elde etmişlerdir.

Skarvelis ve Papadimitriou (2009a), çalışmalarında Plazma Transferli Ark (PTA) tekniğiyle sade karbonlu çelik yüzeyinde kendiliğinden yağlayıcı özelliği olabilecek metal matrisli kompozit kaplamalar üretmişlerdir. Katı yağlayıcı olarak bilenen MoS_2 ve MnS bileşiklerinin ilavesiyle yaklaşık 1 mm kalınlığında çeşitli bileşimlerde tabakalar oluşturmuşlardır. Mikroyapı karakterizasyonu ve pim-disk sistemiyle kaplamaların aşınma davranışını araştırmışlardır. Deneyler sonucunda MoS_2 ilavesinin aşınma miktarı ve sürtünme katsayısını azaltma konularında etkisiz olduğunu tespit etmişlerdir. MoS_2 işlem sırasında Mo ve S olarak çözünerek alaşımli bölgede FeS ve Fe_2Mo gibi gevrek ve yağlayıcı etkisi olmayan bileşikler oluşturmuştur. Kaplamalara MnS ilavesi düşük sertliğe rağmen sürtünme katsayısı ve aşınma miktarını azaltıcı etki yaratmıştır. En iyi sonuçlar

Mn/S atomik oranının birden büyük olması durumunda elde edilmiştir. MnS 'ün yağlayıcı özelliği temas yüzeyinde ince sürekli bir tabaka oluşturmaya bağlıdır.

Skarvelis ve Papadimitriou (2009b), çalışmalarında Plazma Transferli Ark (PTA) tekniği ile MoS₂, TiC kullanarak sade karbonlu çelik malzemelerin yüzeyinde kompozit kaplamalar üretmeyi amaçlamışlardır. Bu işlem sonunda kendiliğinden yağlayıcı özelliğe sahip sülfat esaslı hegzagonal tabakalı bir kristal yapıya sahip aşınmaya dirençli bir bölge oluşacağını düşünmüşlerdir. TiC içeren ve içermeyen olmak üzere iki farklı kompozit kaplama hazırlamışlardır. PTA işleminden sonra MoS₂ yapısı kaplamalarda bulunmamıştır. İşlem sırasında çözünerek bileşenlerine ayrılmış (Mo ve S) Fe ya da titanyumla yeni bileşikler oluşturmuştur. Mo elementinin Fe ile Fe₂Mo ötektik yapısı oluşturduğu ve bu fazın alaşımın tribolojik özelliklerinde ise az etkili olduğu tespit edilmiştir. TiC içermeyen kaplamalarda sülfür Fe ile FeS ötektiği oluşturmuştur. Bu kaplamalar da kendiliğinden yağlayıcı bir etki görülmemiştir. Yapıda bulunan FeS bileşiğinin katı yağlayıcı olarak davranması beklenirken bu yapı hızla oksitlenmiş ve temas tabakalarında bulunamamıştır. TiC ilaveli kaplamalarda ise S birincil TiC dendritleriyle güçlü bir şekilde tepkimeye girerek titanyum sülfat ve titanyum karbosülfatlar oluşturmuştur. Bu kaplamalar 0.1 ile 0.25 arasında değişen düşük sürtünme katsayıları ve aşınma miktarları ortaya koymuştur. Bu durum, TiS ve Ti₄C₂S₂'nin kendinden yağlayıcı özelliklerine bağlanmıştır. Bu bileşikler aşınma testleri sırasında oksidasyona karşı direnç göstermiş ve oksitlerle birlikte ince yağlayıcı tabakalar oluşturmuştur. Sonuç olarak bir katı yağlayıcının termodinamik açıdan kararlı olması gerektiği görülmüştür. Şiddetli aşınma koşullarında ve artan sıcaklıklarda katı yağlayıcıların oksidasyona karşı direnç göstermesi ve temas yüzeylerinde bulunması gerektiği sonucu elde edilmiştir.

G. Liu vd. (2009), yaptıkları çalışmalarında AISI 1045 karbon çeliğinin yüzeyini mikro plazma transferli ark (PTA) işlemi ile sertleştirmişlerdir. Sertleşen tabaka optik ve SEM mikroskobu ile karakterize edilmiş ve mikro sertlik değeri ölçülmüştür. Sertleşmiş yüzeyin ve işlemsiz numunenin tribolojik özellikleri blok-halka tribometre ile GCr15 çeliğine karşı kuru şartlarda incelenmiştir. Aşınmış yüzey yapıları ve etkili aşınma mekanizmaları mikroskobik tekniklerle belirlenmiştir. Sertleştirilmiş tabakanın mikro yapısının büyük oranda martenzit kalıntı östenitten oluştuğu tespit edilmiştir. Sertleştirilmiş tabakanın sertliği yaklaşık olarak 200 HV'den 600 HV'ye çıkmıştır.

Sertleşmiş tabakanın aşınma hacim kaybının yaklaşık 9 kat daha iyi olduğu gözlenmiştir. İşlemsiz AISI 1045 çeliğinin aşınma mekanizması adhezyon, abrazyon ve plastik deformasyonun birleşimi olarak ortaya çıkmıştır. Sertleştirilmiş yüzeyin aşınma yüzeyi incelendiğinde daha düzgün ince çizgiler ve ince oksitler tespit edilmiştir. Plazma yüzey sertleştirme AISI 1045 çeliğinin aşınma mekanizmasını ince abrazyon ve oksidasyon aşınmasına çevirmiştir.

Hou vd. (2009), araştırmalarında Q235 karbon çeliğinin yüzeyinde Plazma Transferli Ark (PTA) kaynak makinesi ile farklı Mo içeriklerine sahip nikel-esaslı sert kaplama alaşımlarını kullanarak bir kaplama katı oluşturmuşlardır. Mo ilavesinin faz yapısını değiştirmedini tespit etmişlerdir. Mo içermeyen nikel esaslı sert kaplamalarda segregasyon oluşumu görülürken Mo ilavesi segregasyonun azalmasına ve sonuçta kaybolmasına neden olmuştur. Mo ilavesi (Ni, Fe) katı eriyiğinden oluşan dendritlerin incelmeyeine ayrıca kromca zengin karbürlerin yapısının tabakalı yapıdan ağ yapısına dönüşmesine neden olmuştur. Bu yapısında aşınma direncine olumlu etki yaptığı belirtilmiştir.

Flores vd. (2009b), yaptıkları çalışmalarında iki farklı WC-MMK'ın erozyon-korozyon davranışı incelenmiştir. Yüksek konsantrasyonlu sıvı çamurlarının nakli özellikle petrol sanayinde ve gübre üretiminde oldukça yaygın bir şekilde meydana gelmektedir. Kum ve mineral partiküllerinin korozif bir akışkan içerisinde bulunması sonucunda erozif ve korozif etkilerin birleşmesi sıvı taşıyan cihazda büyük deformasyonlara yol açar. Bu şekilde erozyon ve korozyona maruz kalan cihazların korunmasında metal matrisli kompozit (MMK) gibi sert yüzeyler koruyucu olarak kullanılabilir. Bu uygulamalarda sünek, bir matris ve güçlendirici sert bir fazın bir araya gelmesi istenen bir özelliktir. Bu nedenle araştırmacılar çalışmada farklı krom (Cr), karbon (C) ve bor (B) içeriğine sahip iki çeşit NiCrBSi matris içerisine güçlendirici sert faz ilavesinin etkilerini belirlemişlerdir. Erozyon ve korozyon davranışı kum konsantrasyonu ve sıcaklığın bir fonksiyonu olarak tespit edilmiştir. Mekanik bozulmanın etkisinin belirlenmesi için çalışmada ağırlıkça %1 ve 5'lik kum konsantrasyonu kullanılmıştır. Erozyon-korozyon testleri sonrasında hasar mekanizmasının tespiti için yüzey analizi yapılmıştır. Çalışmada kullanılan iki farklı WC-NiCrBSi (WC-sert ve WC-yumuşak) kompozit tabakanın aşındırıcı sıvı çamur artmasında erozyon-korozyon performansı belirlenmiştir. Mikroyapı

ve diğer özellikler belirlenerek ana malzemeye karşılaştırılmıştır. Karşılaştırılan iki kompozit yapıda önemli mikroyapı farklılıkları tespit edilmiştir. WC-sert kaplamanın matris fazında WC tanelerin yakınında W ve C'ca zengin uzamış çökeltiiler tespit edilmiştir. WC-yumuşak kaplamada ise düşük konsantrasyon W içeren iğne benzeri çökeltiiler belirlenmiştir. Her iki MMK yapıda γ -Ni fazı ve silisitler tespit edilmiştir.

L. Bourithis ve Papadimitriou (2009), çalışmalarında PTA alaşım tekniği ile sade karbonlu çeliklerin (AISI 1118) yüzeylerinde çeşitli kaplamalar oluşturmuş ve bunları klasik ısıt işlem görmüş AISI D2 takım çeliği ile karşılaştırmışlardır. Bu çalışma da çelik malzeme yüzeyleri MMK-TiC, AISI M2, Fe-B ve Fe-Cr-B kaplama tozları kullanılarak PTA ile alaşımlandırılmıştır. Bu işlemle elde edilen dört farklı kaplamaya adhezyon, düşük gerilmeli ve iki-cisimli abrazyon aşınma testleri uygulanmıştır. Fe-Cr-B kaplama takım çeliklerinin klasik ısıt işlemlerinin yerini alabilecek büyük bir endüstriyel potansiyele sahiptir. Bu kaplamanın düşük gerilmeli ve iki-cisimli abrazyon aşınma değerleri iki kat ve adhesif aşınma direnci değerleri ise AISI D2 çeliğine göre dört kat daha iyi sonuçlar vermiştir. Fe-B kaplama ise saf adhezyon ya da abrazyon aşınmalarında iyi sonuçlar vermiştir. Fe-B kaplaması gevrekliği nedeniyle üç-cisimli abrazyon aşınması gibi darbeli yüklemelerin olduğu yerlerde kullanılamamaktadır. AISI M2 kaplamasının abrasif aşınma direnci AISI D2 çeliğiyle benzer performans göstermesine rağmen adhezyon aşınması değerleri en az iki kat daha iyi çıkmıştır. MMK-TiC kaplama mikroyapısında çok sert TiC partikülleri içerdiği için iki-cisimli abrazyon testlerinde iyi sonuçlar vermiştir.

Sudha vd. (2008), yaptıkları çalışmalarında AISI 304 paslanmaz çeliğin yüzeyinde plazma ark kaynak işlemini kullanarak Ni-Cr-Si-B alaşımlı kaplamalar oluşturmuşlardır. İşlem sonunda maksimum 7 mm kalınlığında hatasız kaplamalar oluşturulabilmektedir. Ni-Cr-Si-B kaplama heterojen bir yapı içermekte ve üç farklı bölgeden oluşmaktadır. Sertliği yaklaşık 300 HV olan 1. bölge içerisinde γ Ni+Cr₂B ötektik bileşenleri ile ötektik katılma yapısı görmüşlerdir. 2. bölgede γ -nikel matris içerisinde Cr₇C₃ ya da Cr₃C₂ krom karbürler ve Cr₂B tip krom borürler oluşmuştur. Bu bölgenin sertliği 465 HV civarındadır. 3.bölge hacim olarak çok büyük oranda iğnesel krom karbürlerden oluşmakta ve sertlik değeri yaklaşık 700 HV civarındadır. Ara difüzyon bölgesi yaklaşık 760 mikron kalınlığında elde edilmiştir. Bu gaz tungsten ark kaynağı ile olandan (yaklaşık 2.5 mm) oldukça düşüktür. Bu durum işlem parametrelerinin değiştirilmesiyle açıklanmıştır.

Ozel vd. (2008), çalışmalarında AISI 304 paslanmaz çelik yüzeyine NiTi toz karışımını PTA yöntemiyle kaplamışlardır. Kaplama işlemi 80, 90 ve 100 amper değerlerinde ve argon atmosferde gerçekleştirilmiştir. Kaplama bölgesi ve ara yüzey SEM, EDX, XRD ile analiz edilmiş ve sertlikleri ölçülmüştür. Kaplamanın kalınlığı akım şiddetiyle artmıştır. Yüksek ark akım şiddetleri kaplamada NiTi alaşım oranının azalmasına neden olmuştur. Akım şiddetinin etkisiyle artan ısı girdisi sertliğin azalmasına neden olmuştur. Kaplama tabakasında NiTi fazı ana fazdır. İkincil fazlar ise Cr_2Fe_7Ni , Fe_7Cr_2Ni ve Ni_3Ti fazları olarak belirlenmiştir.

Huang vd. (2008), yaptıkları çalışmada Q235 karbon çeliğinin (%0.12 C ağırlıkça) yüzeyini nikel esaslı alaşım ile birlikte ağırlıkça %30 krom karbür (Cr_3C_2) partiküllerini kullanarak plazma transferli ark kaynak makinesi ile kaplamışlardır. Elde edilen kaplamaların mikroyapı ve özellikleri optik mikroskop, SEM, EDS, XRD, TEM, mikrosertlik ve kayma aşınma testleriyle tespit edilmiştir. $\gamma(Ni, Fe)$, $M7(C,B)_3, Ni_4B_3$, ve $(Cr,Fe)_2B$ fazları sadece Cr_3C_2 ile yapılan alaşımlı kaplamada elde edilmiştir. Mikroyapıda ötektik altı yapı ve katı çözeltilerinde bileşim segregasyonu görülmüştür. Ağırlıkça %30 Cr_3C_2 parçacık ilavesi ötektik altı yapıyı ötektik üstü yapıya çevirmiş ve yapıda Cr_3C_2 fazı oluşmasına sebep olmuştur. Katı çözeltilerinde segregasyon tespit edilememiştir. Cr_3C_2 partiküllerinin çözünmesi ergimiş havuzda C ve Cr miktarının artmasına bu durumda kromca zengin karbürlerin oluşmasına neden olmuştur. Çözülmemiş Cr_3C_2 partikülleri ve kromca zengin karbürlerin artışının Cr_3C_2-Ni esaslı alaşım ile yapılan kaplamada sertlik ve aşınma direncini iyileştirdiği tespit edilmiştir.

Darabara vd. (2008), çalışmalarında titanyum nitrür ya da titanyum borür içeren metal matrisli kompozitlerin yüksek aşınma direnci ve gelişmiş korozyon özellikleri nedeniyle araştırmacıların ilgisini çektiğini belirtmişlerdir. Yaptıkları çalışmada sade karbonlu çelik yüzeyinde titanyum nitrür/karbonitrür ve titanyum diborür içeren kompozit kaplamaları argon-azot gaz karışımlarını plazma ve koruyucu gaz olarak kullanarak plazma transferli ark (PTA) yöntemiyle oluşturmuşlardır. Metal matrisli kompozitin mikroyapısında birincil titanyumdiborür partiküllerinin ötektik bir matris tarafından sarıldığını ve bu matris içerisinde ferrit fazı, titanyumdiborür ve titanyumkarbonitrür partiküllerinin yer aldığını tespit etmişlerdir. Kompozit kaplamaların aşınma davranışı pim-disk deneyleri ile tespit edilmiştir. Takım çeliği ve alümina karşı cisimlerle yapılan

deneylerde aşınma miktarı 10^{-4} mm³/m düzeyindedir. Sürtünme katsayısı değerleri 0.5-0.65 değerleri arasında değişmektedir. Alaşımli tabaka-takım çeliğinin oluşturduğu tribolojik sistemde aşınma mekanizması plastik deformasyon ve alaşımli tabakadan gelen malzemenin küre yüzeyine yapışmasıyla olurken alümina karşı cisimli sistemde aşırı plastik deformasyon ve oksit tabakası oluşumu elde edilmiştir. Bu çalışmada PTA tekniğinde plazma ve koruyucu gaz olarak kullanılan azot gazının alaşımli bölgenin bünyesine girerek titanyumkarbonitrürler oluşturduğu tespit edilmiştir.

Cheng vd. (2008), çalışmalarında elektromagnetik karıştırmanın (EMS) demir esaslı kaplamaların mikroyapı ve abrazif aşınma davranışına etkisini araştırmışlardır. Bu amaçla plazma transferli ark kaplama (PTAC) işlemi ile bir seri kaplamalar oluşturmuşlardır. Kaplamaların faz ve yapısının incelenmesi SEM, EDAX ve XRD ile yapılmıştır. Kaplamaların mikroyapısı Fe matrisi ve (Cr,Fe)₇C₃ karbür güçlendirici fazlardan oluşmaktadır. EMS olmadan (Cr,Fe)₇C₃ ortalama boyutu 73 µm iken karıştırma ile 20 µm civarında bir değere ulaşmıştır. Aşınma testinin sonuçları incelendiğinde kaplamanın mikro yapısı abrazif aşınma mekanizmasında önemli bir rol oynamaktadır ve ana aşınma mekanizması mikro-kesilme olarak tespit edilmiştir. Karıştırma akımı 3A olduğunda kaplamanın aşınma direnci çok üst düzeyde çıkmaktadır. Bunun nedeni de matris içerisine düzgün olarak dağılan yüksek hacim oranlı hegzagonal (Cr,Fe)₇C₃ karbürlerinin bulunmasıdır. Kaplamaların mikrosertliği başlangıçta artarken karışım akımının bir fonksiyonu olarak düşüşe geçmektedir. Kaplamaların maksimum sertlik değeri 1050 HV' dir. Bu çalışmanın sonucunda PTAC işlemi ile EMS kullanımının kaplamanın daha iyi kalite ve verimde oluşmasını sağladığı sonuçta daha yüksek aşınma ve sertlik elde edildiği tespit edilmiştir.

Bharath vd. (2008), yaptıkları çalışmada otomobil motor valflerinin yapımında kullanılan X45CrSi93 çeliğin yüzeyine stellite F kaplamalar yapmışlardır. Araştırmalarında plazma gaz akış miktarı, toz akış miktarı, ön ısıtma ve akım şiddeti gibi işlem parametrelerinin nüfuziyete, sertliğe, mikroyapıya ve hasar miktarına etkilerini incelemişlerdir. Yüksek akım değerleri yüksek nüfuziyet oluştururken aynı zamanda ana malzemenin ergimesine/yanmasına sebep olmaktadır. Ön ısıtma çatlaksız kaplamaların yapılmasında çok yardımcı olmaktadır. Araştırmacılar otomobil sektöründe stellite

kaplanmış motor valflerin imalatında kullanılan üretim hatlarında optimize edilmiş parametrelerin uygulanabilir olduğunu belirmişlerdir.

Y. P. Wu vd. (2007), yaptıkları çalışmada Ni60/TiC malzemesini bir paslanmaz çelik yüzeyine plazma yöntemiyle kaplamışlardır. İşlem sonrasında kaplamaların mikroyapıları XRD ve SEM ile incelenirken kaplamanın kaviteasyonlu erozyon direnci ise titreşimli kaviteasyon cihazında gerçekleştirilmiştir. Kaplamanın mikroyapılarının TiC partikülleri, γ -Ni katı çözeltilisi, γ -Ni ötektiği ve bileşenlerinden (CrB, $M_{23}C_6$) oluştuğu belirlenmiştir. Plazma kaplamada herhangi bir boşluk ya da çatlak görülmezken kaplama ana malzemeye füzyonla bağlanmıştır. Plazma kaplanmış bölgenin sertliği 800HV civarında ölçülmüştür. Çalışma sonunda plazma kaplama teknolojisiyle kaviteasyon dirençli kaplamaların hazırlanmasının ekonomik açıdan elverişli olduğu sonucunu tespit etmişlerdir.

Tigrinho ve d'Oliveira (2007), çalışmalarında AISI 1020 çeliğinin çelik yüzeyini PTA işlemiyle modifiye etmişlerdir. Bu işlemde ince WCoC karbürleri ve ağırlıkça %5 ve 35 WCoC karbürleri içeren demir tozu karışımlarını kullanmışlardır. İşlem sırasında görsel inceleme sonrasında optik ve elektron mikroskopları, x-ışını kırınımı ve mikrosertlik incelemeleri yapmışlardır. PTA işlemi karbürlerin çözünmesine ve homojen bir mikroyapı oluşmasına neden olmuştur. Mikroyapıda Widmanstätten yapısında dendiritik katılaşmaya kadar farklı WCoC bileşimli yapılar bulunmaktadır. Sertlik değerleri 700HV'ye kadar çıkmıştır.

Y. F. Liu vd. (2007), yaptıkları çalışmada Fe-Ti-C toz karışımlarını ve plazma transferli ark (PTA) kaynaklı-yüzey işlemini kullanarak 1Cr18Ni9Ti östenitik paslanmaz çelik yüzeyinde aşınma dirençli TiC ile güçlendirilmiş kompozit kaplama üretmişlerdir. Kompozit kaplamanın mikroyapı, mikrosertlik ve kuru aşınma davranışı optik mikroskop (OM), X ışınları kırınımı (XRD), taramalı elektron mikroskopu (SEM), enerji dağılımlı X-ray analizi (EDS), mikrosertlik cihazı ve halka-halka aşınma düzeneği ile tespit edilmiştir. Kompozit kaplamanın TiC/Fe ötektik yapısından oluşan bir matris ve güçlendirici birincil TiC'lerden oluştuğunu göstermişlerdir. Kompozit kaplama östenitik paslanmaz çeliğe metalürjik olarak bağlanmıştır. TiC/ γ Fe kompozit kaplama yüksek sertlik ve aşınma direnci ortaya koymuştur.

Hou vd. (2007), çalışmalarında PTA yöntemiyle nikel esaslı alaşım kaplamaya ağırlıkça %6 Mo ilavesinin mikroyapı ve aşınma direncine etkilerini araştırmışlardır. Çalışmalarında taramalı elektron mikroskobu (SEM) enerji dağılımlı X-ray analizi (EDS) ve X ışınım kırınımı (XRD) kullanmışlardır. X ışını kırınımı spektrasına Rietveld düzenleme metodunun uygulanmasıyla kaplamaların kristalografik yapısı ve faz bileşimleri hakkında daha detaylı bilgiler elde etmişlerdir. Kaplamanın mikroyapıları YMK $\gamma(\text{Ni,Fe})$ katı çözeltisi, hekzagonal M_7C_3 , YMK yapıda M_{23}C_6 ve tetragonal yapıda Cr_2B kristal yapısından oluşmaktadır. Kaplama Mo ilavesi $\gamma(\text{Ni,Fe})$ katı çözeltisinden oluşan dendritlerin incelenmesinde etkili olmuştur. Kromca zengin karbürlerin yapısında düzlemsel yapıdan aşınma direncine daha yararlı olan ağa benzer yapıya dönüşmüştür. Ağırlıkça %6 Mo ilavesiyle elde edilen Ni-esaslı alaşım kaplamada aşınma direnci %47.2 artmıştır. Aşınma direnci üzerinde karbür partiküllerin boyut ve ağırlık oranının etkili olduğu tespit edilmiştir.

Gurumoorthy vd. (2007), araştırmalarında östenitik paslanmaz çelik yüzeyine (316LN) nikel esaslı sert yüzey alaşımı olan AWS NiCr-B' yi plazma transfer ark kaynak yöntemiyle kaplamışlardır. İşlem sonrasında kayma aşınma testi mikroyapı incelemeleri sertlik ölçümleri yapılmıştır. Oluşan çökeltilerin tespitinde XRD, SEM / EDAX, EPMA ve çizgi tarama profilleri kullanılmıştır. Sertleştirilmiş yüzeyin mikro yapısında γNi fazı ve nikelce zengin borürlerden oluşan ötektik bir karışım dendritler arasında yer almıştır. Bu çalışmada aynı zamanda Ni matris içerisinde Cr zengin karbürler ve borürler ortaya çıktığı da belirlenmiştir. Sertleştirilen yüzeylerin kayma aşınma davranışları hava ortamında ve oda sıcaklığı, 300 ve 500 °C değerlerinde 3 farklı sıcaklıkta gerçekleştirilmiştir. Çalışma sonunda önemli ağırlık kaybı elde edilirken yüksek sıcaklıklarda keskin düşüşler elde edilmiştir. Yüksek sıcaklıklarda bu davranış kayma sırasında aşınma önleyici oksit tabakasının oluşumuna bağlanmıştır. Kaplamanın mikro yapısal kararlılığının tespiti için 650 °C sıcaklık değerinde 250 saat süreyle yaşlandırma çalışması yapılmıştır. Mikro yapı ve incelemeleri ve sertlik testleri sonucunda malzemelerde herhangi bir değişiklik görülmemiştir. Bu termal işlem sonrasında yapılan aşınma testlerinde de önemli bir değişiklik görülmemiştir.

Y.-F. Liu vd. (2006), çalışmalarında Fe-18Cr-0.6C-3Ni element toz karışımları ve plazma transferli ark kaplama işlemini kullanarak %0,45 C' lu çelik yüzeyinde

(Cr,Fe)₇C₃/γ-Fe aşınma dirençli seramik esaslı kompozit kaplamasını üretmişlerdir. Kaplamanın mikroyapısı, mikrosertliği ve kuru kayma aşınma direncini incelemişlerdir. Mikroyapıda birincil tabakalı (Cr,Fe)₇C₃ karbürleri ve bu tabakalar arasında (Cr,Fe)₇C₃/γ-Fe ötektikleri bulunmuştur. Bu karbürlerin etkisiyle yüksek bir sertlik ve aşınma direnci elde etmişlerdir.

Y. Liu vd. (2006), çalışmalarında Fe-38Cr-4.5C-5Ni toz karışımlarını %0,45C' lu çelik yüzeyine önceden yerleştirerek PTA kaynak yüzey işlemiyle sert ve aşınma dirençli (Cr,Fe)₇C₃ karbürleriyle güçlendirilmiş kompozit kaplama elde etmişlerdir. Kompozit kaplama (Cr,Fe)₇C₃ birincil fazı ve az miktarda dendritler arası (Cr,Fe)₇C₃/γ-Fe ötektiğinden oluşmuştur. Kompozit kaplamanın mikroyapı, mikrosertlik ve kuru kayma aşınma davranışı optik mikroskop, X-ışınım kırınımı (XRD), taramalı elektron mikroskobu (SEM), enerji dağılımlı X-ray analizi (EDS), mikrosertlik cihazı ve halka-halka aşınma test cihazı kullanılarak belirlenmiştir. Sert ve aşınma dirençli karbon birincil (Cr,Fe)₇C₃ karbürü düzgün bir şekilde ince, güçlü ve sünek (Cr,Fe)₇C₃/γ-Fe ötektik matrisi içerisinde dağılmıştır. Bu yapı sayesinde düzgün sertlik dağılımlı ve çok yüksek aşınma direnci elde edilmiştir.

D'Oliveira vd. (2006), çalışmalarında sert yüzeyeleştirmenin metalik bir bileşenin yüzey özelliklerinin geliştirmesinde kullanıldığını belirtmişlerdir. Özel olarak tasarlanmış bir alaşımın belirli aşınma özelliklerini gerçekleştirmek üzere yüzeye kaynaklanması buna örnek verilebilir. Toz beslemeli plazma transferli ark (PTA) yöntemi homojen ince mikroyapı, düşük bozulma ve nüfuziyet sağlayarak diğer sert yüzey kaplamaları oluşturan kaynak tekniklerine göre daha iyi sonuçlar vermektedir. Araştırmacılar paslanmaz (AISI 304) ve sade karbonlu çelik (AISI 1020) yüzeyine PTA ile yapılan yüksek kobalt alaşımlı kaplamanın özelliklerine atımlı akımın etkilerini araştırmıştır. Atımlı akımla yapılan kaplamalarda daha ince mikroyapı, daha yüksek sertlik ve daha düşük nüfuziyet görülmüştür. Artan akım yoğunluğu değerleri daha yüksek nüfuziyet ve daha düşük sertliğe neden olmaktadır.

X. B. Wang vd. (2005), çalışmalarında Fe-B-C kaplamaların yüksek gevrekliğinin azaltılması amacıyla plazma transferli ark (PTA) toz kaplama işlemleriyle B₄C ve Fe-Ti alaşımı toz karışımlarını kullanarak Fe-Ti-B-C kompozit kaplamalarını geliştirmişlerdir.

Bu kaplamaların mikroyapı, sertlik ve çatlak dirençlerini araştırmışlardır. Bu yöntemle Fe-Ti-B-C kompozit kaplamalarda iğnesel TiB_2 whiskerlarının boyut, şekil ve kompozit kaplama içindeki hacimsel oranı büyük oranda toz bileşimine (B, Ti elementlerinin bileşimlerine ve B/Ti oranına) ve ark enerji yoğunluğuna bağlı olarak ortaya çıkmıştır. Oluşan TiB_2 whiskerları için ortalama boy/genişlik oranı kaplamadaki B/Ti elementinin oranının ve ark enerji yoğunluğunun artmasıyla artmaktadır. Fe-B-C kaplamalarının hem sertlik hem de çatlak direnci TiB_2 whiskerlarının oluşmasıyla gelişmektedir.

X. B. Wang (2005), çalışmasında plazma transferli ark yüzey alaşımlandırma ile düşük karbonlu çelik yüzeyine farklı B_4C ve Fe toz karışımları ile alaşımlandırma yapmıştır. Farklı alaşımlarla gerçekleştirilen işlemlerde kullanılan akımın artmasıyla B_4C partiküllerinin tamamıyla eriyerek sıvı demir esaslı alaşımlarla tepkimeye girdiğini görmüştür. İşlem sırasında B_4C 'den kaynaklanan C elementi Fe ile birleşerek karbür oluşturmak yerine grafit oluşturma eğiliminde olduğu belirlenmiştir.

L. Bourithis ve Papadimitriou (2003), çalışmalarında plazma transferli ark (PTA) işlemiyle sade karbonlu çelik yüzeyine M2 çeliğinin tozlarından bir tabakayı geçiştirmişlerdir. Bu teknikle 1.1-1.5mm kalınlığında ve 750 $HV_{0.2}$ sertliğinde kısmen düzgün alaşımlı bölgeler kolay ve etkili bir şekilde oluşturulmuştur. Tabakaların mikroyapısı martenzit/kalıntı ostenit dendritik matrisi içerisinde bulunan M_6C ve M_2C ötektiklerinden oluşmuştur. Ayrıca 200-800 °C arasında yapılan temperleme işlemleriyle kalıntı ostenitin 400 °C üzerinde çözünerek ince karbür çökeltilerini oluştururken M_2C karbürlerinin M_6C 'ye dönüştüğünü görmüşlerdir. Maksimum sertlik 1000 HV olarak 600 °C'de 2 saat ısıl işlem gören numunede elde edilmiştir. Al_2O_3 küreye karşı gerçekleştirilen aşınma pim-disk deneyleri sonucunda tüm deneylerde 0.1 civarında oldukça düşük sürtünme katsayısı elde edilmiştir. Aşınma partiküllerinin oksidasyonu sadece en yüksek yük ve kayma hızlarında işlemsiz numunelerde görülmüştür.

L. Bourithis vd. (2003), çalışmalarında sade karbonlu bir yapı çeliğinin yüzeyinde 0.8-1 mm kalınlığında değişen MMK tabakaların üretilmesinde PTA alaşımlandırma işlemin başarıyla uygulamışlardır. İşlem sonunda alaşımlı bölgelerde çatlak ve gözenek görülmemiştir. Alaşımlandırılmış yüzeylerin mikro sertliği 850 ile 900 HV değerlere ulaşmış ve sabit kalmıştır. Kompozit tabakanın mikro yapısı kalıntı ostenitle beraber ince

martenzitik matris ve güçlendirici partikül olarak TiC (MC) karbürlerinden oluşmaktadır. MMK' nın aşınma miktarı ise ana malzemeden 10-100 kat daha düşük çıkmaktadır. Alaşımlandırılmış yüzeylerin aşınma mekanizmaları işlem şartlarına göre değişmektedir. Düşük kayma hızlarında etkili aşınma mekanizması plastik deformasyondur. Yüksek kayma hızlarında ise oksidasyon mekanizması etkili olmaktadır. Yük belirli bir değere ulaşıktan aşınma mekanizmasında değişimler görülmüştür. Aşınma testlerinde pim-disk düzeneği karşı cisim olarak alümina kullanırken yük aralığı olarak 9.8- 39.2N ve kayma hızı olarak ta 15 ile 75 cm/s arasındaki değerler kullanılmıştır.

E. Bourithis vd. (2002), yaptıkları çalışmada plazma transferli ark (PTA) yöntemini kullanarak bir takım çeliğinin yüzeyini ergitmişlerdir. Tekli ve çoklu geçişler yaptıkları işlemlerde farklı çalışma koşullarıyla ergitilmiş ve ısıdan etkilenmiş bölgenin geometrik özelliklerine akım, hareket hızı, gaz akış miktarı gibi çalışma parametrelerinin etkilerini araştırmışlardır. Parametreler yeterli kalınlıkta sert tabakalar elde edilmesinin yanı sıra düşük pürüzlülük ve çatlaksız yüzeyler oluşturulması üzerine düzenlenmiştir. Aynı çeliğe karşılaştırma için klasik ısıtma işlemi (su verme ve temperleme) uygulanmıştır. Sertlikleri ısıtma işlemi görmüş çelikten daha yüksek çıkmıştır. Pim-disk aşınma testi sonucunda PTA ile işlem görmüş numuneler klasik işlemlerle numunelere ve çeliklere göre %340-440 daha iyi aşınma direnci göstermişlerdir. Bu durum ince mikro yapılarına bağlanmıştır. Çok tekrarlı işlem gören numunelerde her plazma geçişi daha önce oluşmuş olan martenzit ve östenit bölgelerini ergittiğinden temperleme etkisi oluşmuş böylece bölgesel sertlik düşüşleri gözlemlenmiştir. Buna rağmen yüzey sertlikleri klasik sertleştirme ve temperlemeyle elde edilen numunelerden daha iyidir. Çok yüksek soğutma oranları kullanılmasına rağmen kristalizasyon çatlakları görülmediği ifade edilmiştir.

Iakovou vd. (2002), çalışmalarında plazma transferli ark (PTA) işlemi ve bor tozuyla bir takım çeliğinde borlama işlemi yapmışlardır. Bu yöntemle 1,5 mm kalınlığında sertliği 1000-1300 HV arasında olan düzgün alaşımlandırılmış bölgeler elde etmişlerdir. Borlanmış yüzeyler birincil Fe₂B borürler ve borür-martenzit karışımı ötektik bir mikroyapıdan oluşmaktadır. Ötektik bölgelerde bazı çatlaklar görülmüş ise de bunlar kaplamada aşınma davranışına kritik bir etki yapmamıştır. Pim-disk testlerinde aşınma miktarı öncelikle uygulanan yükten etkilenmiştir. Düşük yüklerde 10-5 mm³/m dolaylarında yüksek yüklerde 10-2 mm³/m değerlerine ulaşmıştır. Aşınma miktarı kayma

hızından fazla etkilenmemiştir. Sürtünme katsayısı büyük oranda aşınma izinin oksidasyonuna bağlı olarak 0.13-0.23 arasında değişmiştir. Orta ve şiddetli aşınma olarak iki farklı aşınma rejimi tespit etmişlerdir. Kritik bir yük değerinin üzerinde matrisin deforme olması ve borürlerin kırılmasıyla şiddetli aşınma oluşmaktadır. Orta düzeyde aşınma ise borürlerin yük destekleyici etkisiyle olmaktadır. Kayma hızının sürtünme katsayısının dengeye ulaştığı kayma mesafesini etkilemediği ifade edilmiştir.

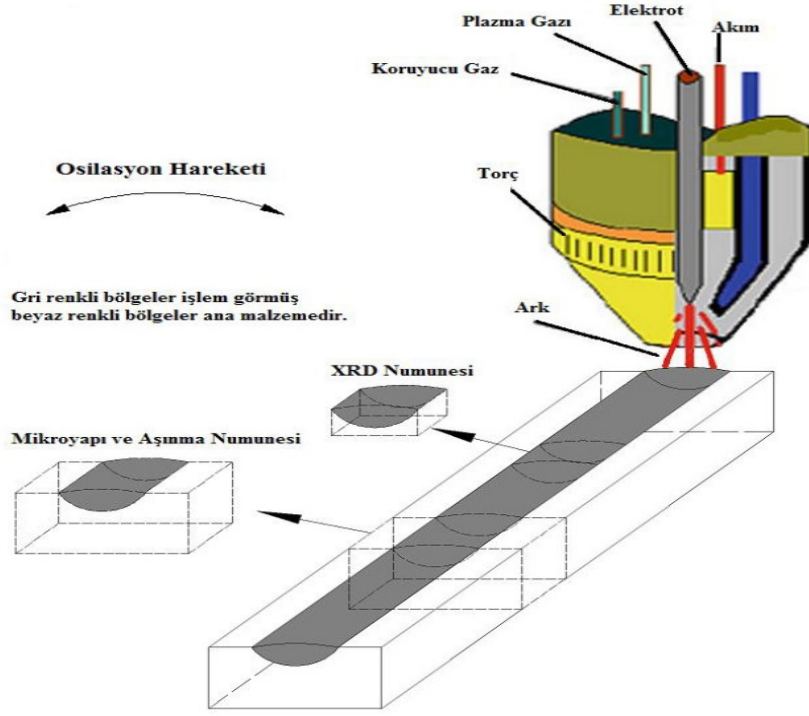
Fan vd. (2006), çalışmalarında Fe–Cr–C sert yüzey alaşımları kullanarak ASTM A36 çelik malzemelerin yüzeylerini gaz tungsten ark kaynak yöntemiyle kaplamışlardır. Mikroyapı incelemelerinde çeşitli boyut ve oranlarda $(Cr,Fe)_{23}C_6$ karbürleri görülmüştür. Üç farklı grafit ilavesi ile elde edilen kaplamalarda ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü mikroyapılar elde etmişlerdir. XRD ve optik mikroskop incelemeleri, ötektik altı ve ötektik kompozit yapıların Cr–Fe katı eriyik fazı ve $(Cr,Fe)_{23}C_6$ karbürlerinden oluştuğunu göstermiştir. $(Cr,Fe)_{23}C_6$ karbürleri ince lamelar yapıdadır. Ötektik yapıda, $(Cr,Fe)_{23}C_6$ eş yönlü dendritler şeklindedir. Ötektik üstü kompozitler ise; α , $(Cr,Fe)_{23}C_6$ ve çizgisel $(Cr,Fe)_{23}C_6$ 'den oluşmuştur. Ergime noktası, katılaşma hızı ve karbür şekli karbon içeriklerine göre değişiklik göstermiştir. Sert kaplama yapılmış yüzeydeki sertlik değeri karbon içeriğinin artışıyla yükselme göstermiştir. Bunun nedeni krom karbür tanelerin irileşmesi ile açıklanmaktadır. Sertlik değerleri 70 HRC 'ye kadar artmıştır.

7. MATERYAL VE YÖNTEM

Bu doktora tez çalışmasında, 38MnVS6 mikroalaşımli çelik numunelerin yüzeyi PTA yöntemi ve farklı kaplama tozları ile kaplanmıştır. Yüzey özellikleri değiştirilmiş numunelere ayrıca derin kriyojenik işlem de uygulanmıştır. Yapılan işlemlerin mikroyapı, sertlik ve aşınma davranışları üzerine etkileri incelenmiştir. Doktora tez çalışması aşağıda verilen algoritmaya göre yönetilmiştir:

- a. Çalışma kapsamında (100x20x10) mm³'lük numuneler talaşlı imalat ile işlenerek hazırlanmıştır. Numunelerin bir yüzeyine 3x1mm²'lik kanallar frezelenmiştir.
- b. Numunelerin üzerindeki 3x1mm²'lik kanallara kaplama tozları alkolle yapıştırılıp, 150°C' de 60 dakika fırında bekletilmiştir.
- c. Plazma kaynak makinesi kullanılarak numunelerin yüzeyinde kaplama tozları ve ana malzemenin karışımından oluşan farklı özelliklere sahip bir bölge oluşturulmuştur. Uygun işlem şartları daha önce başarıyla sonuçlandırılmış ESOGÜ-BAP projesinden belirlenmiştir.
- d. Bir grup numuneye kriyojenik işlem uygulanmıştır.
- e. Hazırlanan numuneler üzerinden laboratuvar koşullarında yaş kesme yöntemiyle çeşitli ebatlarda numuneler kesilmiştir.
- f. Birinci grup numuneler mikroyapı incelemeleri ve sertlik ölçümü için kullanılmıştır.
- g. İkinci grup numuneler XRD analizi için kullanılmıştır.
- h. Üçüncü grup numuneler aşınma testleri için kullanılmıştır.

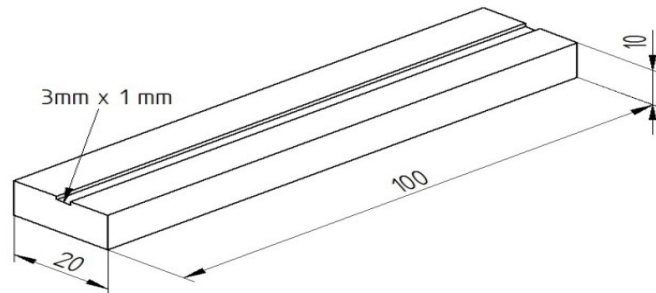
Tez çalışmasının deneylerinde kullanılan malzeme, cihaz ve sistemler bu bölümde tanıtılmış ve deneylerin sistematığı belirtilmiştir. Şekil 7.1' de PTA yöntemi ile yüzey alaşımlandırma işlemi ve numunelerin hazırlanması şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 7.1. PTA yöntemi ile yüzey alaşımlandırma işlemi ve numunelerin hazırlanması.

7.1. Mikroalaşımlı Çelik

Bu doktora tez çalışması için mikroalaşımlı çelik sınıfından 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliği seçilmiştir. Bu mikroalaşımlı çelik ÇEMTAŞ Çelik Makina Sanayi ve Ticaret A.Ş. firmasının, 150014 döküm numaralı ürünüdür. Fabrika verilerindeki sertlik değeri 245HB (~258HV) olan bu mikroalaşımlı çeliğin kimyasal bileşimi Çizelge 7.1' de verilmiştir. Bu mikroalaşımlı çelik, kaplama işlemlerin yapılabilmesi için $10 \times 20 \times 100 \text{ mm}^3$ lük boyutlara frezelenerek lama şeklinde numuneler elde edilmiştir. Numunelerin bir yüzeyine $3 \times 1 \text{ mm}^2$ lik kanallar açılmıştır (Şekil 7.2).



Şekil 7.2. Deney numunesinin şematik gösterimi.

Çizelge 7.1. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğinin kimyasal bileşimi.

Element	Kimyasal Bileşim % (Ağ.)	Element	Kimyasal Bileşim % (Ağ.)
C	0,39	Ni	0,04
Si	0,22	V	0,11
Mn	1,36	Al	0,021
P	0,009	Cu	0,03
S	0,044	Sn	0,003
Cr	0,07	Ti	0,003
Mo	0,01	N	0,0120

7.2. Kaplama Tozları

Mikroalaşımli çelik numunelerin yüzeylerini alaşımlandırmak için titanyum karbür (TiC), krom karbür (Cr_3C_2), silisyum karbür (SiC) ve ferrokrom karbür (FeCrC) tozları kullanılmıştır. Titanyum karbür tozu, Alfa Aesar marka (40178), metal tabanlı, en az %99.5 saflıkta, ortalama tane boyutu 2 μm ' dur. Krom karbür tozu, Alfa Aesar marka (11547), metal tabanlı, en az %99.5 saflıkta, ortalama tane boyutu 44 μm ' dur. Silisyum karbür tozu, Alfa Aesar marka (97938), metal tabanlı, en az %99.5 saflıkta, ortalama tane boyutu 7 μm ' dur. FeCrC tozu, %61.71Cr, %29.03 Fe, %6.64 C, %1.53 Si, %0.054 S ve %0.024 P içeren Acerer Metal firmasından temin edilmiş alaşım tozudur.

Mikroalaşımli çelik numunelerin yüzeyinde açılan kanallar üzerine kaplama tozları alkolle karıştırılarak konulmuş ve numuneler 1 saat süre ile 150 °C fırında bekletilmiştir. Fırında bekletme işlemi, kaplama tozların PTA işlemi sırasında koruyucu gazın etkisi ile yüzeyden ayrılmasını engellemek için uygulanmıştır.

7.3. Plazma Transferli Ark (PTA) Kaynak Makinesi

Bu doktora tez çalışmasında, ESOĞÜ – BAP Projesi (Proje numarası : 201215024) kapsamında satın alınan Fronius marka Plazma Transferli Ark (PTA) kaynak makinesi (Plasma Module 10) kullanılmıştır. PTW 1500 plazma torcu (Şekil 7.3) ile Tungsten %2 Toryumlu elektrot (\varnothing 3.2 mm) ve 100 ile 120 amper akım değerleri kullanılarak numunelerin yüzeyleri alaşımlandırılmıştır. Plazma gazı ve koruyucu gaz olarak argon gazı kullanılmıştır. PTA kaynak işlem şartları Çizelge 7.2' de verilmiştir.

Çizelge 7.2. PTA işlem şartları.

Parametreler	Değer	Birim
Ark Akımı	100 - 120	A
Ark Voltajı	18-25	V
Koruyucu gaz akış oranı	10	l/dk
Plazma gazı akış oranı	0.5	l/dk
Kaynak ilerleme hızı	40	mm/s
Kaynak uzaklığı	2.5	mm



Şekil 7.3. Fronius PTA kaynak makinası.

7.4. Kriyojenik Isıl İşlemi

Kriyojenik ısı işlemi, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Teknoloji Geliştirme Bölgesinde bulunan M.M.D. (Makine Malzeme Teknolojileri Danışmanlık) firmasında yapılmıştır. Kriyojenik işlem sıcaklık, hız ve sürenin kontrol edilebildiği, bilgisayar kontrollü sıvı azot (N_2) beslenme sistemli Cryo ArGe 2 direk nebulizasyon ünitesi ile yapılmıştır. Kriyojenik işlemler $-196^\circ C$ sıcaklıkta, 36 saat bekletme süresinde ve $2^\circ C/dk$ ısıtma ve soğutma oranları kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Şekil 7.4' de deneylerin gerçekleştirildiği cihaz gösterilmektedir. Kriyojenik işlemden sonra numunelere $200^\circ C$ ' de 1 saat süreyle temperleme işlemi uygulanmıştır.

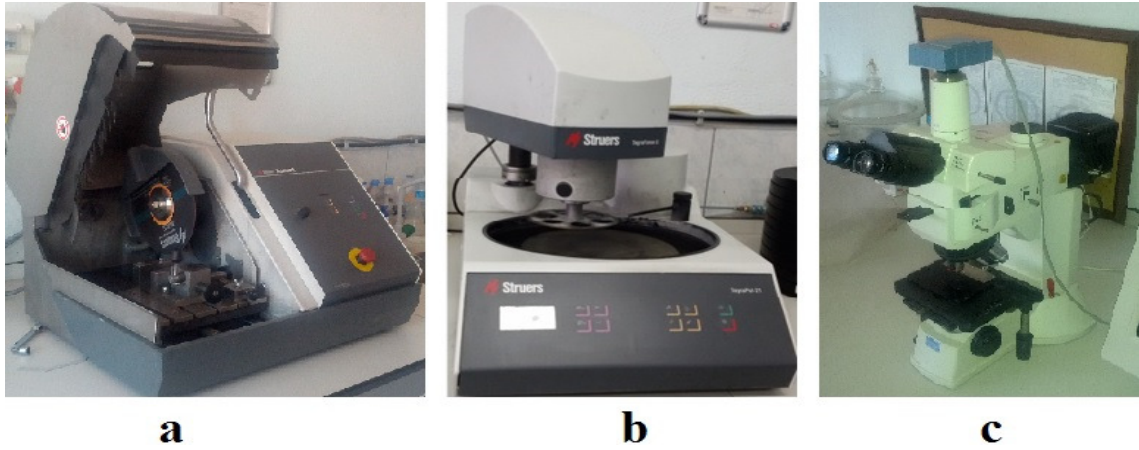


Şekil 7.4. MMD Cryo ArGe 2 kriyojenik işlem sistemi.

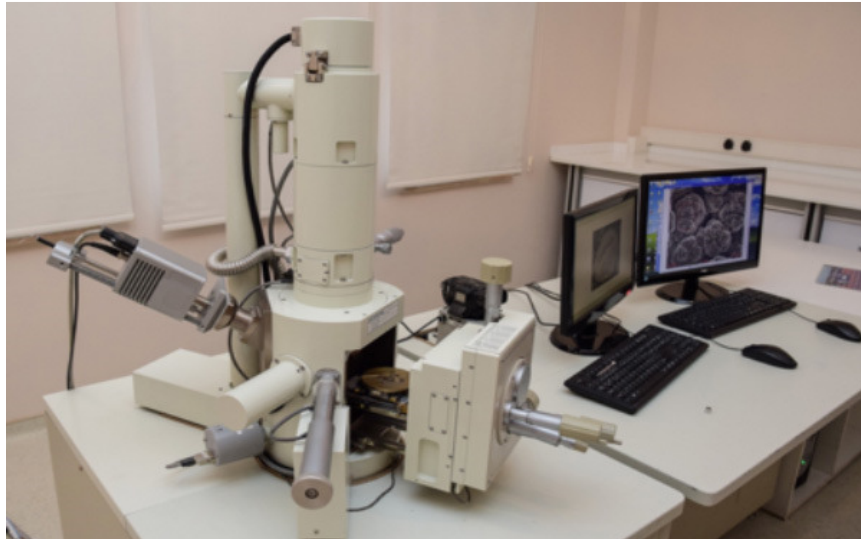
7.5. Mikroyapı İncelemeleri

Yüzeylerinde PTA yöntemi kullanılarak farklı tabakalar oluşturulan numunelerden mikroyapı incelemeleri için Struers Discotom 5 kesme cihazı (Şekil 7.5-a) kullanılarak ıslak kesme yöntemi ile $20 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ boyutlarında enine kesitler alınmıştır. Enine kesitleri alınan numunelerin yüzeyi mikroyapı incelemeleri için, Struers Tegraforce 4500 zımparalama ve parlatma cihazı (Şekil 7.5-b) kullanılarak hazırlanmıştır. Mikroyapı numuneleri kaba (220 grid) ve ince zımparalama (600 grid) sonrasında farklı incelikte elmas solüsyon çözeltileri kullanılarak parlatılmıştır. Parlatma sonrasında uygun mikroyapı görüntülerinin elde edilebilmesi için farklı dağlayıcılarla dağlama işlemleri yapılmıştır. Numuneler %3 Nital, %5 Nital ve $2 \text{ g CuCl}_2 + 10 \text{ ml HCl} + 80 \text{ ml}$ saf etil alkolden oluşturulan farklı dağlayıcılar dağlama işlemi için tercih edilmiştir. Hazırlanan numuneler Nikon Clemex (Şekil 7.5-c) marka optik mikroskobunda incelenmiş ve çeşitli büyütmelerde uygun mikroyapı resimleri alınmıştır.

Dağlanmış mikroyapı numunelerinin detaylı incelemeleri için SEM ve EDS analizleri Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarı ve Uygulama Merkezinde bulunan JEOL JSM-5600LV model taramalı elektron mikroskobu (Şekil 7.6) kullanılarak yapılmıştır. Mikroyapı numunelerinin daha yüksek büyütmeli görüntülerinin elde edilip, mikroyapı hakkında daha detaylı veriler elde edebilmek için taramalı elektron mikroskobu kullanılmıştır. Elektron mikroskobu ile $3000 \times$ büyütmelerde mikroyapı görüntüleri alınmıştır. Yüksek büyütmeli mikroyapı görüntüleri üzerindeki nokta ve bölgelerden kalitatif elementer analizler (EDS) yapılmıştır.



Şekil 7.5. Deney cihazları; a) Kesme cihazı, b) Zımparalama cihazı c) Optik mikroskop



Şekil 7.6. JEOL JSM-5600LV model taramalı elektron mikroskobu.

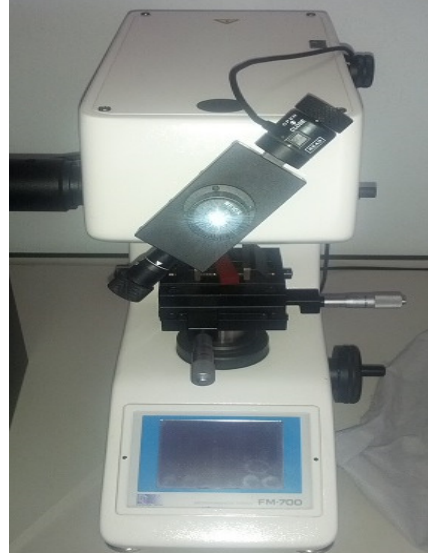
Alaşımlandırılmış numunelerin yüzeyinde oluşan fazları belirlemek için XRD (X Işınları Kırınımı) analizi Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi laboratuvarlarında bulunan Bruker Marka D 8 Advance model (Şekil 7.7) cihazında yapılmıştır. İşlem şartları olarak dalga boyu $\lambda=1.5418 \text{ \AA}$ ve $\text{CuK}\alpha$ radyasyonu kullanılmıştır. Yüzey özellikleri değiştirilmiş numuneler, $10^\circ-100^\circ$ arasındaki 2θ (2 theta) açılarda, $0,5$ derece/dakika hızında taranarak X-ışını difraksiyon paternleri elde edilmiştir. Numuneler üzerine dalga boyu bilinen x-ışınları farklı açılarda gönderilir ve bu ışınlar Bragg kanununa göre malzemedeki düzlemler tarafından kırınımına uğrar. Bu yöntemle elde edilen paternler her bir faz için tanımlayıcı niteliğinde olup, malzeme içerisinde bulunan fazların tespit edilmesini sağlar.



Şekil 7.7. Bruker Marka D 8 Advance model XRD cihazı.

7.6. Mikrosertlik Ölçümleri

Yüzey alaşımlandırma işleminden sonra malzemelerin sertliğindeki değişimi belirlemek için Vickers mikrosertlik ölçümleri Future Tech FM 700 mikrosertlik ölçüm cihazında (Şekil 7.8) 100 gf ($HV_{0.1}$) yük ile 10 saniye bekleme süresi şartlarında gerçekleştirilmiştir. Numunelerin üzerinden, yüzeyden iç kısma doğru, ana malzemeye kadar olan bir hat boyunca 100 μm aralıklarla mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. İlk ölçüm değeri yüzeyden 100 μm içeriden alınmıştır. Elde edilen sertlik değerleri ile mikrosertlik-yüzeyden içeriye mesafe diyagramları çizilmiş ve numunelerin sertlik değerleri karşılaştırılmıştır.



Şekil 7.8. Mikrosertlik ölçüm cihazı.

7.7. Aşınma Testleri

Yüzeyi alaşımlandırılan mikroalaşımlı çelik numunelere, CSM Tribometer aşınma test cihazı (Şekil 7.9-a) ve ASTM G133 test standardında belirtilen küre-disk aşınma geometrisi kullanılarak aşınma deneyleri uygulanmıştır. Aşınma testlerinden önce tüm numunelerin üst yüzeyleri parlatılmış ve yaklaşık $0.2\mu\text{m}$ değerinde yüzey pürüzlülük değerinde hazırlanmıştır. Aşınma deneyleri sonrasında aşınma miktarının belirlenmesi için numunelerin yüzey pürüzlülük değerleri ve profilleri belirlenerek aşınmış yüzey alanları hesaplanmıştır. Aşınmış bölgelerin yüzey pürüzlülük değerleri ve profilleri Mitutoyo SurfTest SJ-400 marka profil ölçüm cihazıyla (Şekil 7.9-b) ölçülmüştür. Deney sırasında sürtünme katsayısı değerleri aşınma mesafesine bağlı şekilde eş zamanlı olarak kaydedilmiştir. Aşınma deneyleri numunelerin enine kesitleri üzerinde (tam olarak oluşan tabakanın üzerinde) gerçekleştirilmiştir. Tüm deneylerde karşı malzeme olarak küreselliği ve bileşimi sertifikalı olan 3 mm çapında farklı WC küreler kullanılmıştır. Deneyler 20°C sıcaklığında, %35-40 bağıl nemli ortamda, 5N yük ve 100 metre aşınma mesafesi ve 3cm/s çevresel hız kullanılarak yapılmıştır. Aşınma deneyleri sonrasında yüzeyde oluşan aşınma izi profilometre ile ölçülmüştür. Ölçülen değerlerden hareketle aşınmış yüzey kesit alanı değerleri tespit edilmiştir. Bu değerler kullanılarak aşınma oranları hesaplanmıştır. Deneyler sonrasında hesaplanan aşınma oranları, sürtünme katsayıları ve aşınma kanallarında yapılan SEM mikroskobu incelemeleri ve EDS analizi sonuçları ile numuneler karşılaştırılmıştır.

**a****b**

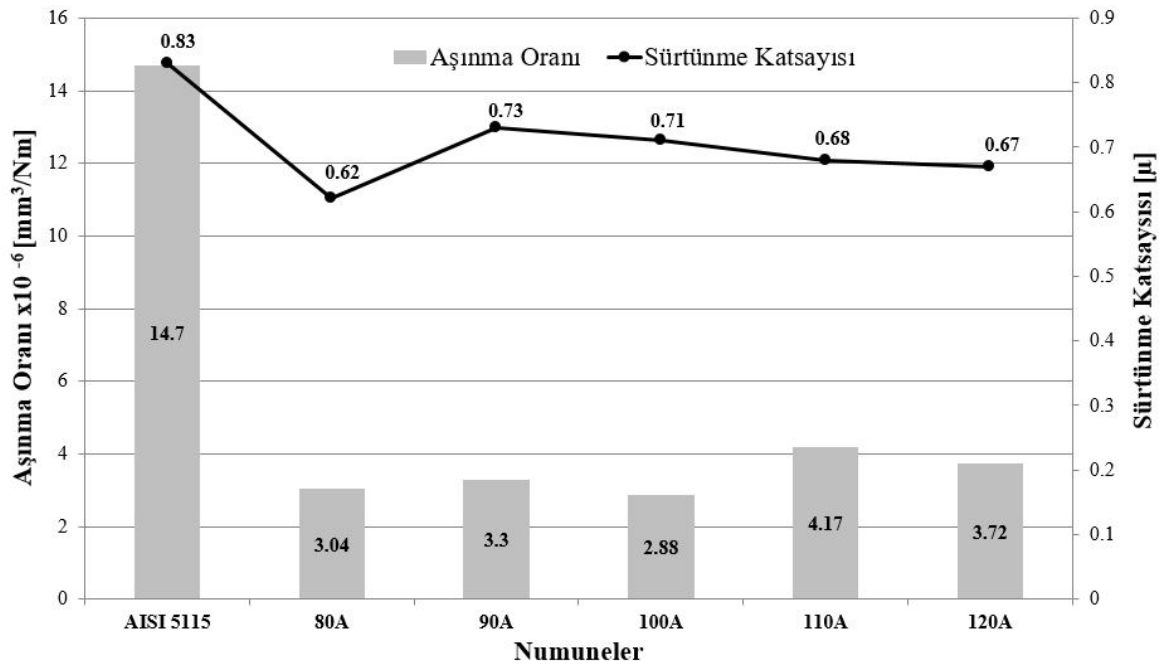
Şekil 7.9. CSM Tribometer aşınma test cihazı (a) ve Mitutoyo SurfTest SJ-400 yüzey pürüzlüğü ölçüm cihazı (b).

8. BULGULAR VE TARTIŞMA

Doktora tez çalışmasının bu bölümünde, deneysel çalışmalar sonucu elde edilen bulgular mikroyapı, sertlik ve aşınma başlıkları altında açıklanmıştır. Ayrıca işlem parametrelerinin seçimi için yapılan ön deneyler ve sonuçları bu bölümde açıklanmıştır.

8.1. PTA Yüzey İşlemi için Uygun Parametrelerin Seçilmesi

Bu çalışmada, uygulanacak PTA yüzey işlemi parametrelerinin uygun seçilmesi için başarıyla sonuçlandırılmış olan ESOĞÜ-BAP projesi (Proje Numarası: 201215024) ve makalesinden yararlanılmıştır. Bu araştırma projesinde altlık malzemesi olarak 16MnCr5 (AISI 5115) çeliği ve kaplama malzemesi olarak FeCrC tozu kullanılmıştır. PTA kaynak makinesi Tungsten %2 Toryumlu Elektrot (\varnothing 3.2 mm) ve beş farklı akım değeri (80, 90, 100, 110 ve 120 A) kullanılarak numuneler alaşımlandırılmıştır (Ulutan vd., 2016). PTA numunelerin aşınma oranları ve ortalama sürtünme katsayıları Şekil 8.1’ de görülmektedir.

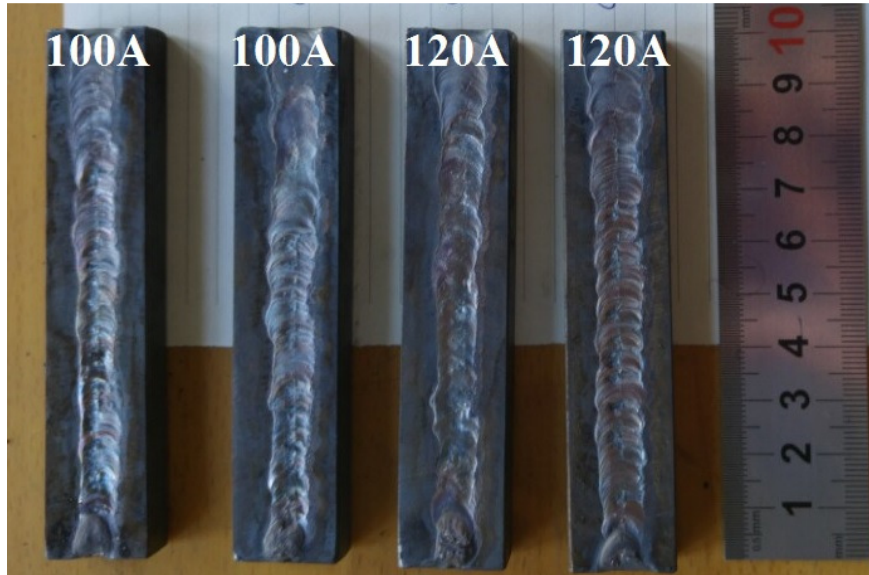


Şekil 8.1. Numunelerin aşınma oranı ve sürtünme katsayısı değerleri (Ulutan vd., 2016).

Proje çalışması sonrasında çelik yüzeyinde artan Cr ve C elementleriyle değişen mikroyapı ile sertlik ve aşınma direncinde önemli artışlar elde edilmiştir. Yapılan laboratuvar çalışmalarında işlem şartları standartlaştırılmıştır. Proje çalışmasında elde edilen sonuçlara göre, PTA ile yüzeyi modifiye edilen numunelerin sürtünme katsayısı değerleri yakın çıkmış ancak aşınma oranı açısından 100 amper akım ile işlenen numune en iyi sonucu vermiştir. Bu yüzden mikroalaşımli çelik numuneler için bu değer kullanılmıştır. Ayrıca kullanılacak diğer kaplama tozlarının yüksek ergime noktalarına sahip olmasından dolayı enerji girdisi yüksek olan 120 amper değeri de tercih edilmiştir.

8.2. Mikroyapı Sonuçları

Altlık malzeme olarak seçilen 38MnVS6 mikroalaşımli çelik ferrit+perlit fazlarından oluşan bir mikroyapıdadır. PTA işlemi sonrasında kullanılan farklı kaplama tozları ve işlem şartlarına göre oluşan farklı enerji girdilerinin etkisiyle numunelerin mikroyapıları büyük oranda değişmiştir. İşlem sonrasında yapılan makro ve mikro incelemelerde alaşımlandırma bölgesinde herhangi bir çatlak, boşluk, porozite vb. kusur görülmemiştir. Krom karbür tozu kullanılarak 100A ve 120A işlem şartlarında PTA yöntemi ile kaplanmış numunelerin görüntüsü Şekil 8.2' de verilmiştir.



Şekil 8.2. PTA ile krom karbür kaplanmış numunelerin görüntüsü.

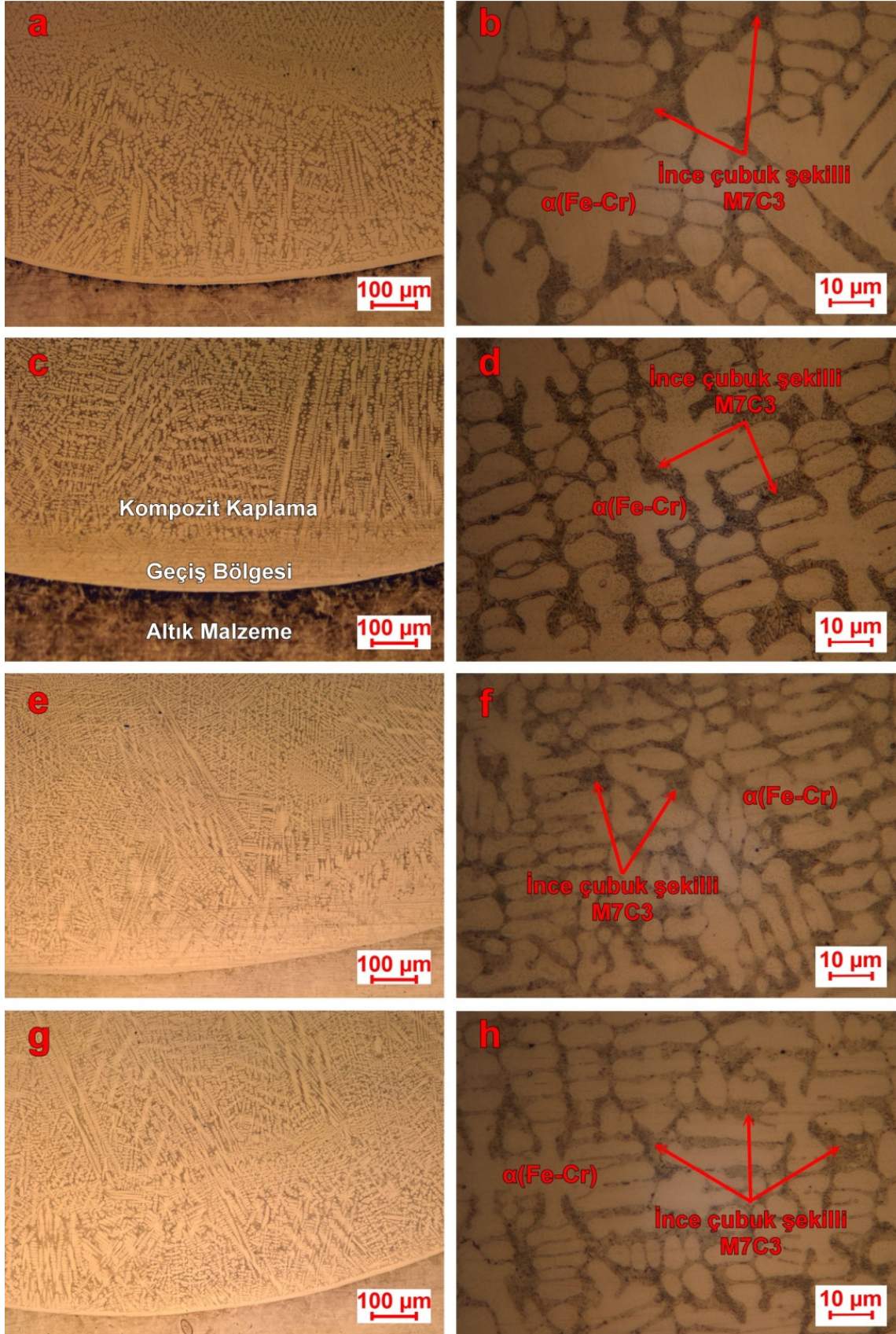
PTA işlemi sonrasında tüm numunelerde işlem bölgesinin ana malzemeye metalurjik açıdan kuvvetli bir şekilde bağlandığı görülmektedir. İşlem bölgesi ile ana malzeme arasındaki geçiş bölgesi belirgin bir şekilde oluşmaktadır. Bu ara bölgede düzlemsel yapıda oluşan kaplama altlık malzeme birleşimi yüzeyine doğru sütun biçimli bir yapı olarak değişmektedir.

Alaşımlandırılan numunelerden elde edilen optik mikroskop görüntüleri, SEM fotoğrafları, EDS analizleri ve XRD analizleri bu bölümde açıklanmıştır. Mikroyapı incelemeleri, her bir kaplama tozu için ayrı başlıklar altında incelenerek değerlendirilmiştir. Farklı büyütme oranlarında alınan optik ve elektron mikroskopu görüntüleri incelenmiştir. EDS ve XRD analizleri ile aşımlandırılmış bölgeler incelenmiş ve oluşan yapılar tespit edilmiştir.

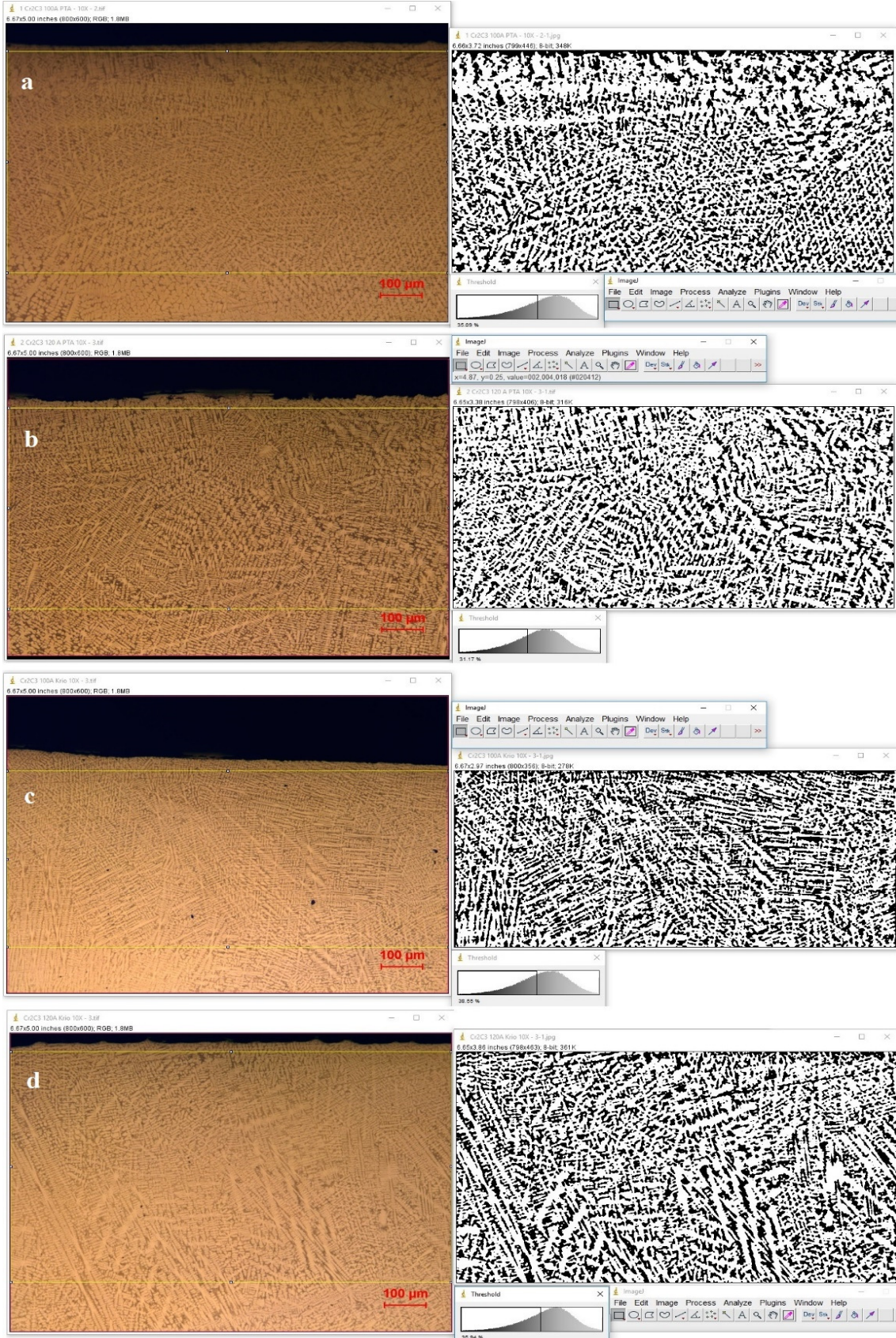
8.2.1. Krom karbür kaplamaların mikroyapı çalışmaları

Bu bölümde, krom karbür (Cr_2C_3) tozu kullanılarak aşımlandırılmış 4 adet numuneden elde edilen optik mikroskop görüntüleri, SEM görüntüleri, EDS sonuçları ve XRD analizleri açıklanmıştır. Numunelerde 2 tanesine 100 ve 120 amper değerlerinde PTA işlemi uygulanmıştır. Diğer 2 adet numuneye ise 100 ve 120 amper değerlerinde PTA işlemi ve sonrasında kriyojenik işlem uygulanmıştır.

PTA işlemi sonrasında işlem şartlarına göre oluşan farklı enerji girdilerinin etkisiyle mikroyapı büyük oranda değişmiştir (Şekil 8.3). Altlık malzeme ile kompozit bölge arasında belirgin bir şekilde geçiş bölgesi oluşmuştur. Geçiş bölgesi düzlemsel ve kolonsal bir yapıdan oluşmaktadır. Bu ara bölgedeki düzlemsel yapı, numune yüzeyine doğru gidildikçe kolonsal bir yapı olarak değişmektedir. Alaşımlandırma bölgesinde kolonsal olarak başlayan katılaşma dendritik olarak devam etmiştir. Soğuma hızının kısmen yüksek olduğu numunelerde üçüncül dendritik kolları oluşmamıştır. Dendritlerin oluşumları ve boyutları enerji girdisi artışıyla değişmektedir. Enerji girdisinin artması aşımlandırma bölgesinin daha yavaş soğumasına neden olmuştur. Örneğin Şekil 8.4-a ve Şekil 8.4-b incelendiğinde aşımlandırma bölgesinde sadece ana dendrit kollarının oluştuğu ve 120A ile işlem yapılan numunede dendritlerin hacimsel olarak büyüdüğü ve kabalaştığı görülmektedir.



Şekil 8.3. Krom karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin optik mikroskop fotoğrafları: a)100A–100x, b)100A–1000x, c)120A–100x, d)120A–1000x, e)100A+Kriyojenik–100x, f)100A+Kriyojenik–1000x, g)120A+Kriyojenik–100x, h)120A+Kriyojenik–1000x.



Şekil 8.4. Krom karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin karbür miktarı hesabı: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.

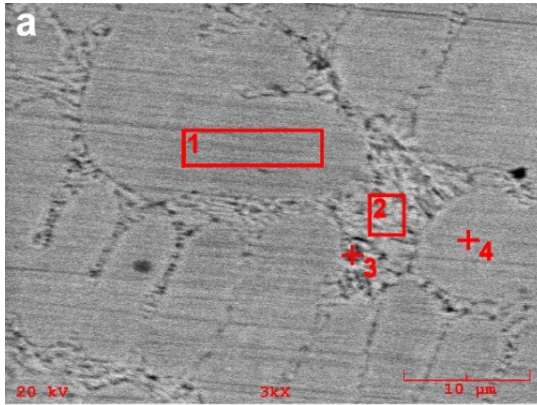
Genel olarak ana malzemeden kaplama yüzeyine doğru çoğu dikey yönelmiş dendritik bir katılaşma görülmektedir. Dendritler arasında bölgede ince çubuk şekilli karbür yapıların oluşumu görülmektedir (Şekil 8.3-b). Kompozit kaplamaların yüzeye yakın bölgelerinden haritalama yöntemi kullanılarak elde edilmiş sonuçlar Şekil 8.4' te verilmiştir. Bu analiz resimlerinde siyah bölgeler dendritler arası bölgeyi, beyaz bölgeler ise dendrit kolları göstermektedir. Bu analizlerin sonucunda 100A ile işlem yapılan numunenin dendritler arası bölgesinin yüzey alanı %35.09 olarak tespit edilmiştir. Bu sonuç bu bölgede oluşan ince çubuk şekilli karbür yapıların miktarını göstermektedir. 120A ile işlem yapılan numunenin karbür yapıların miktarı %31.07 olarak tespit edilmiştir. Bu numunede artan ısı girdisi ile numunenin daha yavaş soğuması dendrit kolların büyümesine neden olmuştur. Bu nedenle karbür içeren dendritler arası bölgenin miktarı azalmıştır. 100A ile işlem yapıldıktan sonra kriyojenik işlem uygulanan numunenin karbür yapıların miktarı %38.55 ve 120A ile işlem yapıldıktan sonra kriyojenik işlem uygulanan numunenin karbür yapıların miktarı %35.94 olarak tespit edilmiştir. Bu sonuçlar ile kriyojenik işlemin karbür miktarında bir miktar artırdığı söylenebilir. Bu artışın nedeni kriyojenik işlemin ikincil karbür oluşturma mekanizması ile açıklanabilir. Kriyojenik işlem sırasında, çelik alaşım elementlerine bağlı olarak aşırı doymuş katı çözeltilerinden ince ikincil karbür çökeltileri oluşur.

Kriyojenik işlemin düşük sıcaklıklarda uygulanması ile ikincil fazın oluşabilmesi için gerekli kritik çekirdeklenme yarıçapı azalır. Böylelikle yapı içinde daha homojen dağılmış ikincil karbür çökeltileri elde edilir (Patil vd., 2013). İnce karbür çökeltilerinin geliştirilmesinin başlıca nedeni, sıcaklığın düşmesiyle aşırı doymuş katı fazın kafes yapısının bozulması ve termodinamik kararsızlığın oluşmasıdır. Bu nedenle hem karbon hem de alaşım elementleri yakındaki kusurlara göç eder ve orada ayrışır. Bu durum kriyojenik işlemden sonraki ısınma veya temperleme işlemleriyle ince karbürlerin oluşumuyla sonuçlanır (Firouzdor vd., 2008).

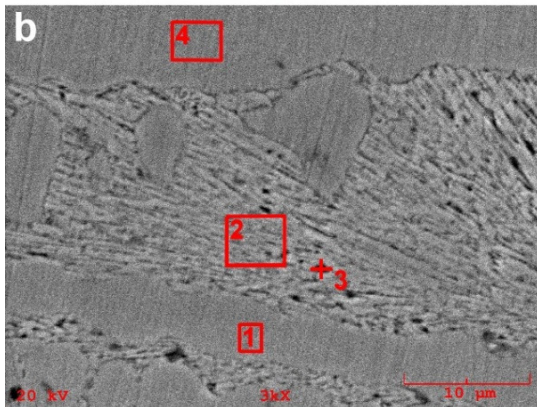
Krom karbür tozu ile alaşımlandırılan toplam 4 adet numunenin mikroyapıları ayrıca taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) analizi ile incelenmiştir. Şekil 8.5' te verilmiş olan mikroyapıların SEM fotoğrafları ve EDS analizleri incelendiğinde PTA işlemi sonrasında yüzeye büyük oranda Cr ve C elementi geçişi olduğu görülmektedir. Bileşiminde % 0.39 C ve % 0.07 Cr bulunduran

38MnVS6 mikroalaşımli çeliğindeki bu artış alaşımlandırma işleminin başarılı olduğunu göstermektedir. Alaşımlandırma işlemi sonrasında katılma sırasında oluşan dendrit kollarının krom ve demirin oluşturduğu homojen α -(Fe-Cr) katı çözelti fazından ibaret olduğu tespit edilmiştir. Bu dendritlerde krom miktarı %8.808 ile %11.827 arasında değişmektedir. EDS analizleri sonucunda bu dendrit kollarında karbon elementi görülmemiştir. Sadece 120A ile işlem yapıldıktan sonra kriyojenik işlem uygulanan numunede düşük miktarda karbon tespit edilmiştir. Ancak dendritler arası bölgede farklı noktalardan yapılan analizlerde yapı içerisinde oldukça yüksek değerlerde krom ve demirle birlikte karbon elementi tespit edilmiştir. Bu karbonların dendritler arası bölgede farklı bileşimlerde ince çubuk şeklinde karbürler oluşturduğu görülmektedir. Enerji girdilerinin değişimi ile alaşımlandırma bölgesinde farklı katılma hızları ve sonuçta oldukça farklı karbürler oluşmuştur. Tüm numunelerde dendritik yapılarda yaklaşık olarak aynı Fe ve Cr içerikleri tespit edilmesine rağmen dendritler arası bölgede oluşan karbürlerin morfolojilerinin değişimi katılma sırasında ki ısı gradyenti ile ilgilidir. Bu numunelerde enerji girdisinin artışı dendritik yapının kısmen daha yoğun ve kaba kolonsal hale gelmesine neden olmuştur.

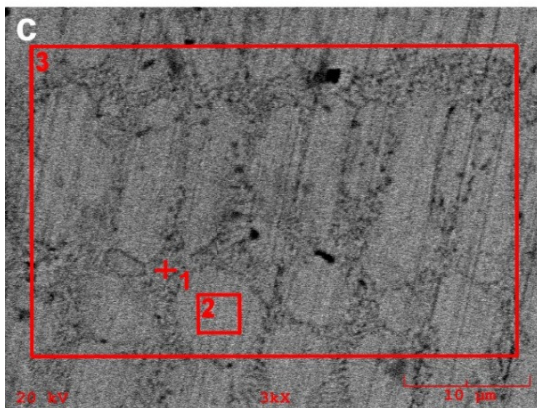
EDS analizleri sonuçları dendritler arası bölgedeki karbürlerin içinde Mn ve V elementlerinin de yer aldığı göstermektedir. Ayrıca kriyojenik işlemin, oluşan karbürlerin bileşimde önemli bir değişime neden olduğunu göstermektedir. EDS analizlerinin sonucunda Fe-Cr-C üçlü denge sistemine göre oldukça farklı bileşimlerde M_7C_3 (M= Fe, Cr) gibi karbür bileşimleri ilk aşamada belirlenmiştir. Örneğin 120 A akım değerinde işlem yapıldıktan sonra kriyojenik işlem uygulanan numuneye ait EDS analizinde (Şekil 8.5-d bölge 2) incelendiğinde bileşim yaklaşık olarak %73 Fe, %0.84 Mn, %0.23 V, %3.32 C ve % 22.1 Cr elementlerinden oluşmaktadır. Bu bileşim dendritler arası bölgedeki yapı olan Fe-Cr-C elementlerinin oluşturduğu M_7C_3 karbür bileşiğinin oranlarını göstermektedir. 120A ve kriyojenik işlem görmüş numune 120 A değerlerinde işlem gören numuneye göre dendritler arası bölgede bir miktar daha fazla krom ve karbon elementi barındırmaktadır. Kriyojenik işlem sonrası SEM ve EDS analizlerinde de farklı bileşimde Fe-Cr-C mikroyapıları tespit edilmiştir.



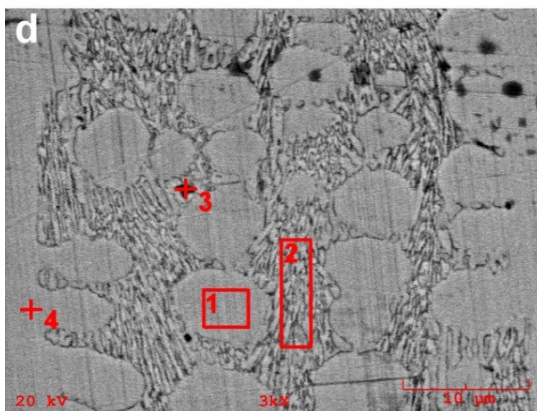
Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Bölge 1	Bölge 2	Nokta 3	Nokta 4
C	0.000	1.923	3.719	0.000
Si	0.232	0.085	0.156	0.361
S	0.282	0.300	0.301	0.324
V	0.101	0.460	0.486	0.262
Cr	8.808	21.077	27.578	9.137
Mn	1.093	1.895	0.547	0.859
Fe	89.484	74.260	67.214	89.057
Toplam 100.000				
Ön Değerlendirme	$\alpha(\text{Fe-Cr})$	M_7C_3	M_7C_3	$\alpha(\text{Fe-Cr})$



Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Bölge 1	Bölge 2	Nokta 3	Bölge 4
C	0.000	3.031	2.467	0.000
Si	0.648	0.400	0.214	0.371
S	0.398	0.424	1.982	0.357
V	0.083	0.235	0.061	0.103
Cr	8.946	21.205	19.477	9.726
Mn	1.057	2.145	2.853	0.924
Fe	88.867	72.559	72.947	88.518
Toplam 100.000				
Ön Değerlendirme	$\alpha(\text{Fe-Cr})$	M_7C_3	M_7C_3	$\alpha(\text{Fe-Cr})$



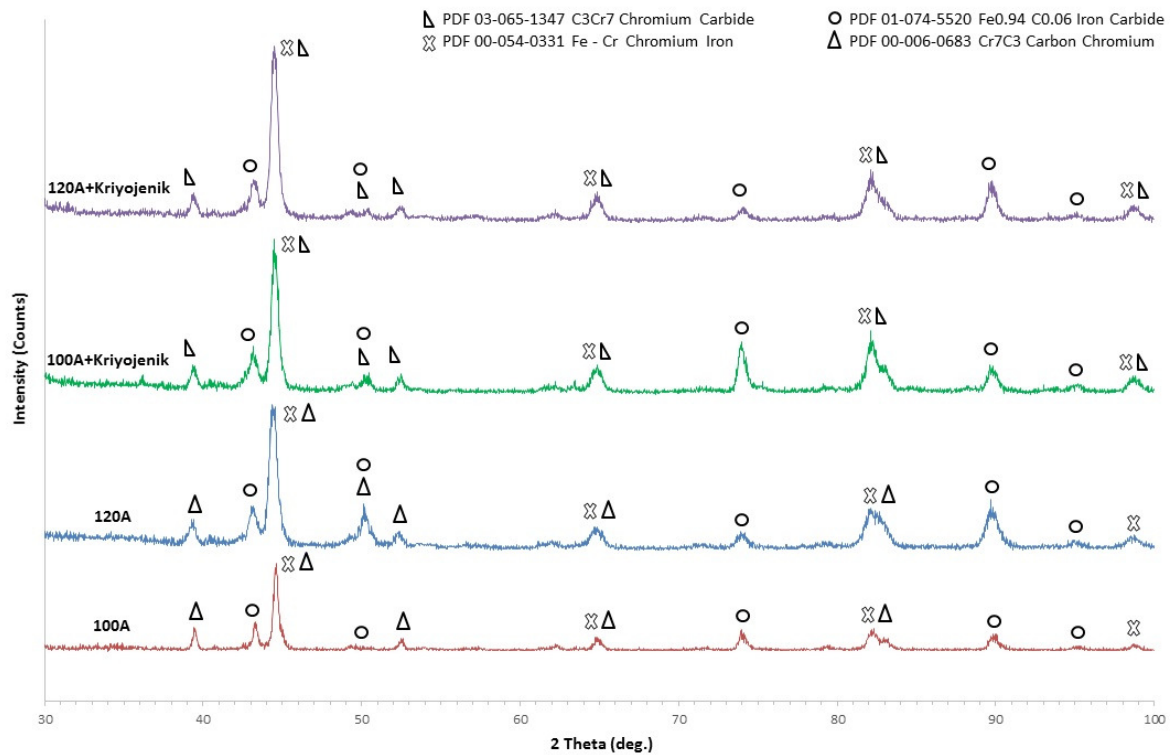
Element	Bileşim (%Ağ.)		
	Nokta 1	Bölge 2	Bölge 3
C	0.000	0.000	0.000
Si	0.759	0.409	0.165
S	0.000	0.228	0.287
V	0.169	0.261	0.412
Cr	19.453	10.194	14.668
Mn	0.342	1.147	1.716
Fe	79.276	87.761	82.752
Toplam 100.000			
Ön Değerlendirme	--	$\alpha(\text{Fe-Cr})$	--



Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Bölge 1	Bölge 2	Nokta 3	Nokta 4
C	0.741	3.324	3.236	0.615
Si	0.184	0.246	0.195	0.309
S	0.162	0.129	0.156	0.106
V	0.165	0.227	0.222	0.066
Cr	11.827	22.161	21.275	11.406
Mn	1.296	0.839	1.214	0.968
Fe	85.624	73.075	73.702	86.530
Toplam 100.000				
Ön Değerlendirme	--	M_7C_3	M_7C_3	--

Şekil 8.5. Krom karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin SEM görüntüleri ve EDS analizleri: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.

Plazma transferli ark kaynak (PTA) yüzey işlemi ile elde edilen numunelerin alaşımlandırılmış bölgelerinde X-ışını kırınım (XRD) analizi gerçekleştirilmiştir. Numunelerin XRD analizlerinde, SEM ve EDS analizleri sonrasında beklenildiği üzere, farklı bileşimde krom esaslı Cr_7C_3 karbürleri, $Fe_{0.94}C_{0.06}$ gibi demir esaslı karbürler ve krom ile demir içerikli (Fe-Cr) içerikli bir yapı belirlenmiştir (Şekil 8.6). Kriyojenik işlem sonrası oluşan krom karbürler farklı bileşime sahiptir. Kriyojenik işlem ile karbür miktarda artış tespit edilmiştir. XRD analizi ile PTA ile yapılan kaplamalarda temel fazların α -(Fe-Cr) katı çözelti fazından ve krom esaslı karbürlerden oluştuğu belirlenmiştir.

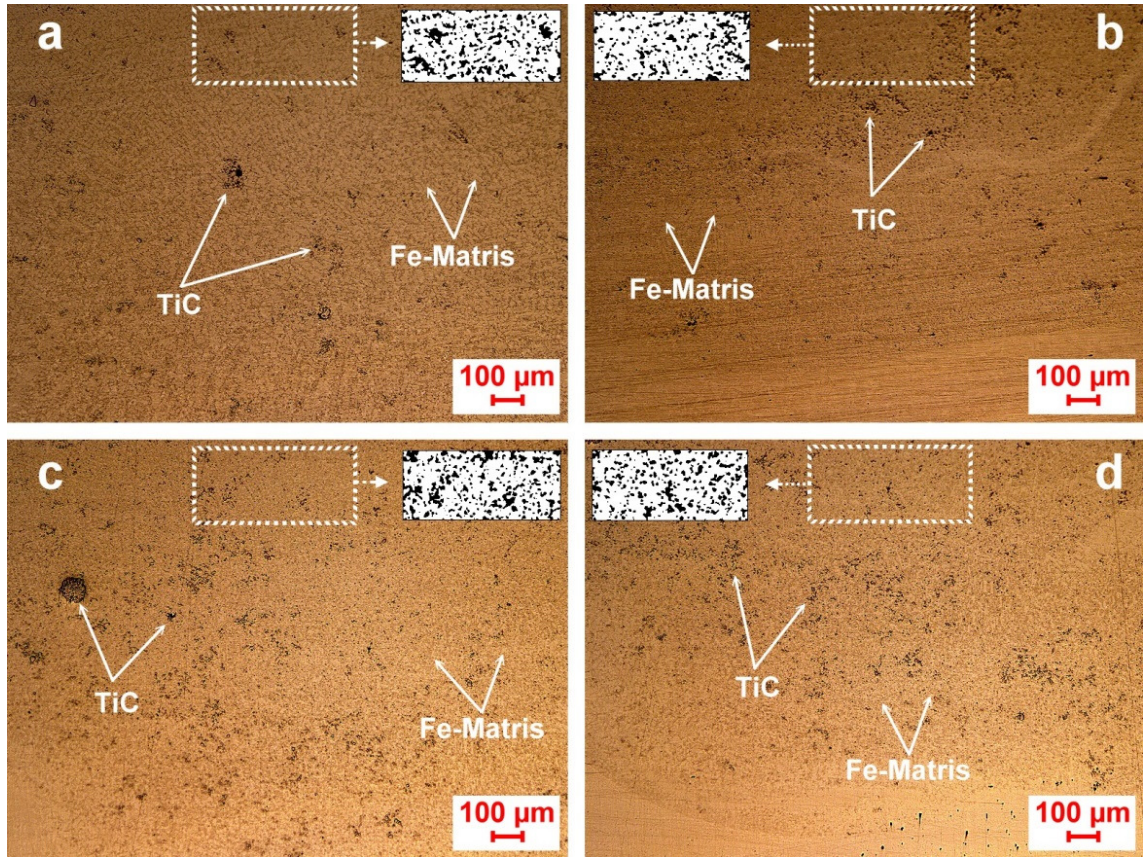


Şekil 8.6. Krom karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin XRD analizleri.

8.2.2. Titanyum karbür kaplamaların mikroyapı çalışmaları

Bu bölümde, titanyum karbür (TiC) tozu kullanılarak alaşımlandırılmış 4 adet numuneden elde edilen optik mikroskop görüntüleri, SEM görüntüleri, EDS sonuçları ve XRD analizleri açıklanmıştır. Numunelerden 2 tanesine 100 ve 120 amper değerlerinde PTA işlemi uygulanmıştır. Diğer 2 adet numuneye ise 100 ve 120 amper değerlerinde PTA işlemi ve sonrasında kriyojenik işlem uygulanmıştır.

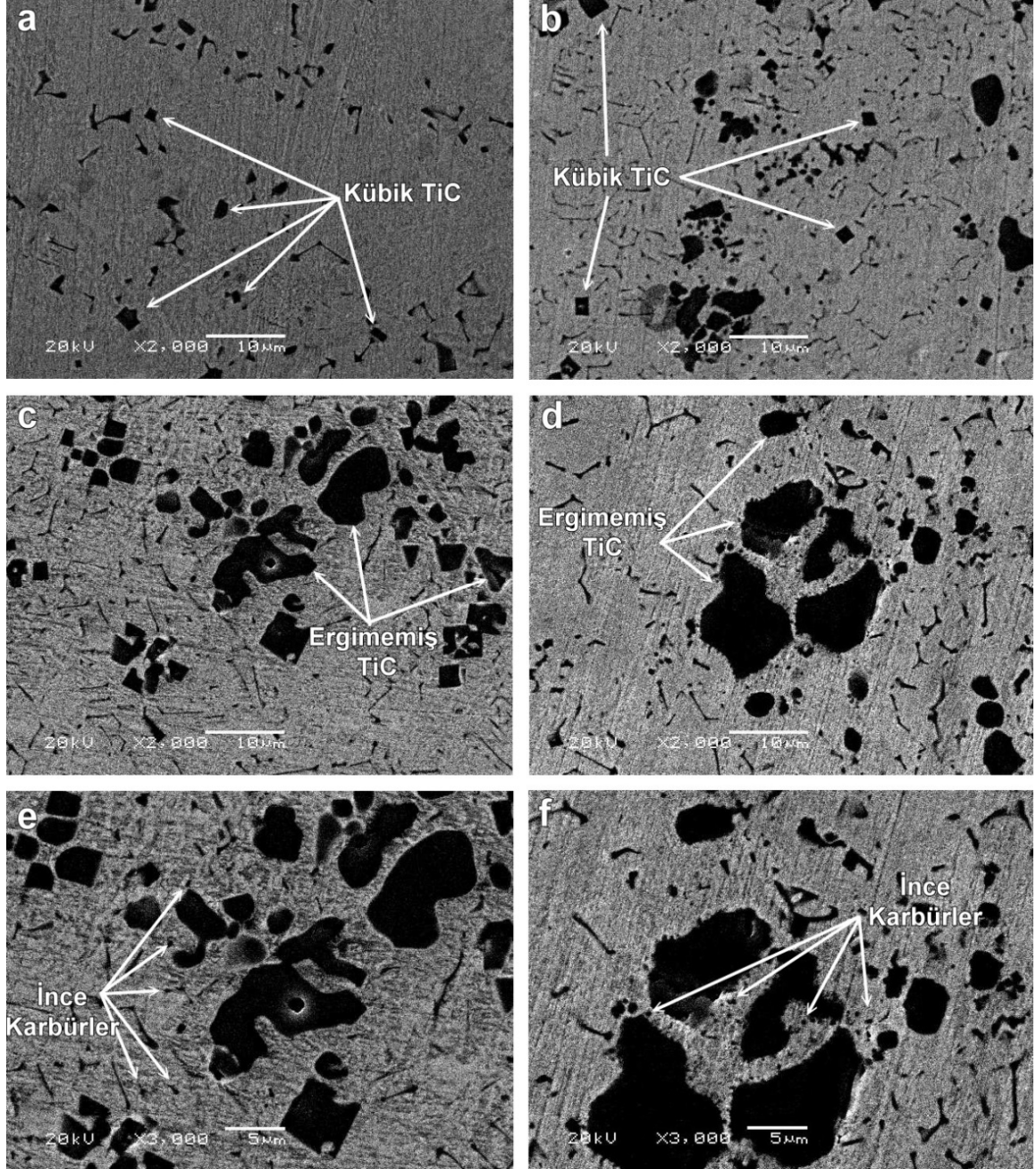
PTA işlemi sonrasında mikroyapı demir esaslı matris içinde titanyum karbürlerden oluşmuştur (Şekil 8.7). Artan enerji girişi ile değişen soğutma hızı nedeniyle, karbürlerin oluşumu ve dağılımı değişmiştir. Kompozit kaplamaların bazı bölgelerinde, diğer bölgelerden daha büyük TiC karbürler (Şekil 8.8) görünmesine rağmen, matris içinde karbürlerin dağılımı genel olarak Şekil 8.7' de gösterildiği gibi benzerdir. Derin kriyojenik işleminden uygulanmış kompozit kaplama katmanları (Şekil 8.7-c ve 8.7-d), diğer kompozit kaplama tabakalarına göre daha büyük miktarda titanyum karbür oranı ve daha homojen karbür dağılımı göstermiştir.



Şekil 8.7. Kompozit kaplamaların optik mikroyapı görüntüleri; a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik, and d)120A+Kriyojenik.

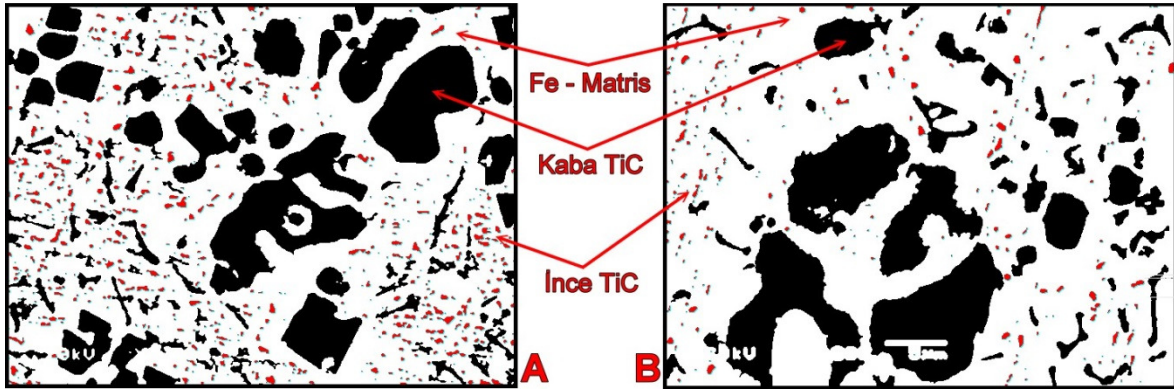
Yüzeğe yakın bölgelerden alınan mikroyapı görüntüleri haritalama yöntemi ile incelenmiş ve karbür yüzdeleri tespit edilmiştir. Analiz edilen mikroyapı üzerinde siyah fazlar TiC ve beyaz fazlar Fe esaslı matrisini göstermektedir. 100A, 120A, 100A+Kriyojenik ve 120A+Kriyojenik numunelerinin karbür miktarı yüzdesi sırasıyla; %22.64, %19.52, %24.04 ve %21.22 olarak belirlenmiştir. Karbürlerin miktarı, 100A' dan 120A' a artan enerji girişi nedeniyle değişen soğutma oranına bağlı olarak azalmıştır. 100A

akım değerine sahip kompozit kaplamalar kısmen çözülmüş TiC bölgesi içerdiğinden dolayı yüksek karbür yoğunluğuna sahiptir. Buna ek olarak, karbür miktarı sonuçları, DCT işleminin karbür yoğunluğunu ve dağılımını etkilediğini göstermiştir. En yüksek karbür yoğunluğu 100A+kriyojenik numunesinde tespit edilmiştir. Numunelerin karbür morfolojisini belirlemek için SEM ve EDS analizleri yapılmıştır.



Şekil 8.8. TiC Kompozit kaplamaların SEM mikroyapı fotoğrafları; a)100A (2000x), b)120A (2000x), c)100A+Kriyojenik (2000x), d)120A+Kriyojenik (2000x), e)100A+Kriyojenik (3000x) ve f)120A+Kriyojenik (3000x).

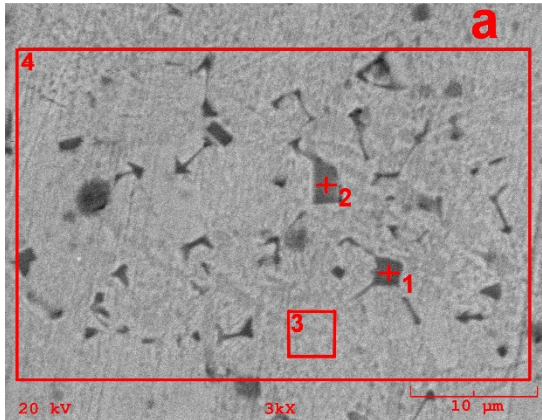
PTA kaplama işleminden sonra, kompozit kaplama tabakaları, demir matrisindeki yüksek miktardaki kübik ve ergimemiş TiC' den oluşmuştur (Şekil 8.8). Katı hal fazı olan kübik TiC, kaplama işleminden sonra katılaştırma sırasında oluşurken; erimiş halde olmayan TiC, topaklaştırılmış, sinterlenmiş ve kısmen çözülmüş kaplama tozu parçacıklarından oluşmuştur. DCT işleminden sonra, özellikle ergimemiş karbürlerin bulunduğu bölgelerde bazı mikroyapısal değişiklikler gözlemlenmiştir (Şekil 8.8-c ve 8.8-d). Ayrıca bu bölgeler SEM (Şekil 8.8-e ve Şekil 8.8-f) mikroskobu ile incelenmiş ve ikincil ince karbürlerin oluşumu tespit edilmiştir. İkincil ince karbürün oluşumunun, ergimemiş karbürlerinden titanyum ve/veya karbon elemanlarının serbest bırakılması ve kaba karbürlerin DCT prosesi ile parçalanarak yeni ince karbürlerin oluşması ile açıklanabilir. Böylece, DCT işleminden sonra, kompozit kaplama tabakalarında, ince TiC miktarı artmış ve daha homojen karbür dağılımı oluşmuştur. Ergimemiş karbür bölgelerinde oluşan karbürün morfolojik dönüşümü ve homojen dağılımı DCT ile ilişkilendirilmiştir. Kriyojenik işlem görmüş numunelerin SEM görüntülerinden alınan mikroyapı resimleri haritala metodu ile analiz edilmiştir ve ince karbürlerin toplam karbürlere oranı hesaplanmıştır (Şekil 8.9). Analiz edilen mikroyapı üzerindeki siyah, beyaz ve kırmızı fazlar sırasıyla kaba TiC, Fe esaslı matrisi ve ince TiC' ü göstermektedir. 100A+Kriyojenik ve 120A+Kriyojenik numunelerindeki ince karbürlerin toplam karbürlere oranı sırasıyla; 9.48 ve 4.85 olarak tespit edilmiştir. 100A+Kriyojenik kaplama katmanları 120A+Kriyojenik numunesine oranla daha düşük enerji girişinin nedeniyle daha yüksek miktarda ergimemiş TiC içermektedir. Bu nedenle bu kaplamada, kriyojenik işlem sonucunda ince karbür oluşması için gerekli ergimemiş bölgelerin fazlalığı oluşan ikincil karbür miktarını artırmıştır. Ayrıca, kriyojenik işlem ile oluşan ikincil ince karbürler sayesinde daha homojen karbür dağılımları elde edilmiştir. Bu nedenle oluşan ince karbürler ve daha homojen karbür dağılımının, kompozit kaplamaların aşınma özelliklerini geliştirmesi beklenmektedir.



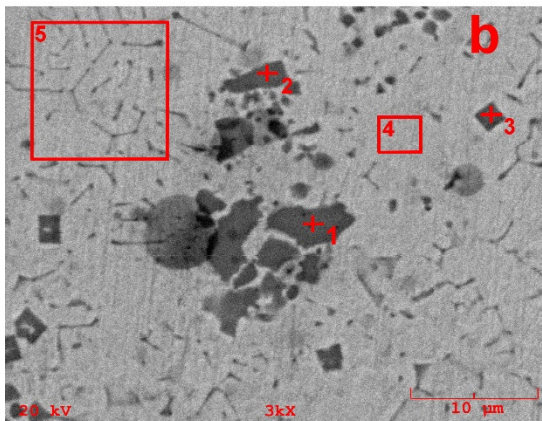
Şekil 8.9. Kriyojenik işlem uygulanmış TiC kompozit kaplamaların karbür analizi; a)100A+Kriyojenik (3000x), b)120A+Kriyojenik (3000x).

PTA kaplama yöntemi kullanılarak alaşımlandırılan numuneler ayrıca enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) kullanılarak araştırılmıştır. Tüm numunelerin EDS sonuçları Şekil 8.10 'da verilmiştir. EDS spektrumları incelendiğinde PTA kaplama işleminden sonra önemli miktarda titanyum ve karbon elemanlarının yüzeyden içeriye doğru difüzyon olduğu anlaşılmaktadır. Kaplama tabakasındaki bu artış, işleminin başarılı olduğunu göstermektedir.

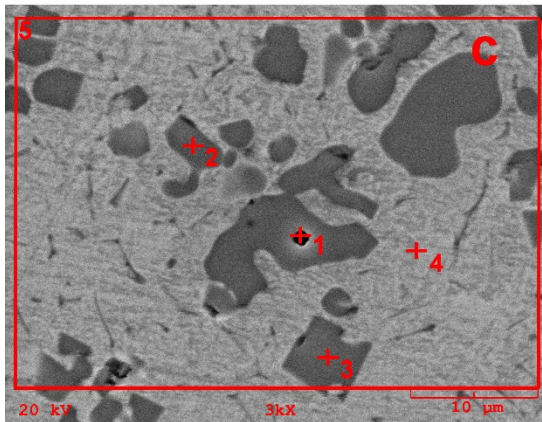
PTA kaplama işlemi sırasında numunelerin yüzeyi ve TiC tozu ile eş zamanlı olarak eritilip ve katılaştırılmıştır. Böylece yeni katmanlar kübik ve ergimemiş TiC içermektedir. Bu işlemde, kübik karbürler, bir miktar kaplama tozunun erimesi ve katılma işlemi sırasında demir matrisi içinde çözülmesiyle oluşmuştur. Şekil 8.10-a (Nokta 1 ve 2) ve Şekil 8.10-b (Nokta 3) incelendiğinde, kübik TiC' deki Ti miktarı %23' den %88' e kadar değiştiği görülmektedir. Ergimemiş TiC, demir matrisinde çözülmemiş TiC parçacıklarından oluşmuştur. Ergimemiş TiC, yüzey ergitme prensibine dayanan kaplama işlemlerinin kullanıldığı benzer literatür çalışmalarında da belirlenmiştir (Hong vd., 2013; Idriss vd., 2016). Kaplama işlemi sırasında oluşan ergimemiş TiC, yüksek miktarda titanyum ve karbon elementleri içermektedir. Ergimemiş TiC' de (Şekil 8.10-c ve Şekil 8.10-d; Nokta 1-2-3) Ti miktarı %79 ile %90 arasında değişmektedir. En düşük titanyum miktarı Kübik TiC' de %23 iken bu oran ergimemiş TiC bölgelerinde %79 gibi yüksek bir değerdedir. Benzer bir durum C elementi içinde söz konusudur. En yüksek titanyum ve karbon elementi miktarı, ergimemiş TiC bölgesinde gözlemlendiğinden, bu bölgeler, DCT işlemi ile ince karbür oluşumu için uygundur.



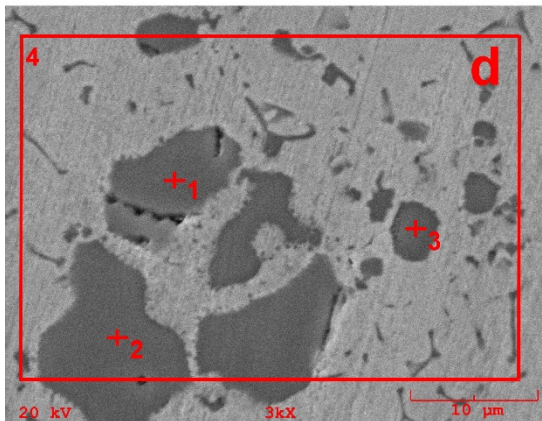
Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Nokta 1	Nokta 2	Bölge 3	Bölge 4
C	6.112	5.842	0.000	1.018
Si	0.100	0.512	0.146	0.251
S	0.125	0.220	0.361	0.384
Ti	76.282	23.216	0.446	4.638
V	0.735	0.033	0.458	0.024
Mn	0.514	0.863	1.511	1.427
Fe	16.132	69.315	97.078	92.260
Toplam 100.000				
Ön Değerlendirme	TiC	TiC	Matris	--



Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Bölge 4	Bölge 5
C	6.243	7.044	1.377	0.000	0.000
Si	0.000	0.271	0.384	0.579	0.307
S	0.218	0.132	0.232	0.010	0.000
Ti	88.492	79.038	44.148	0.946	2.499
V	1.609	0.342	0.355	0.265	0.308
Mn	0.739	0.366	1.176	0.956	1.361
Fe	2.700	12.806	52.328	97.244	95.525
Toplam 100.000					
Ön Değerlendirme	TiC	TiC	TiC	Matris	--



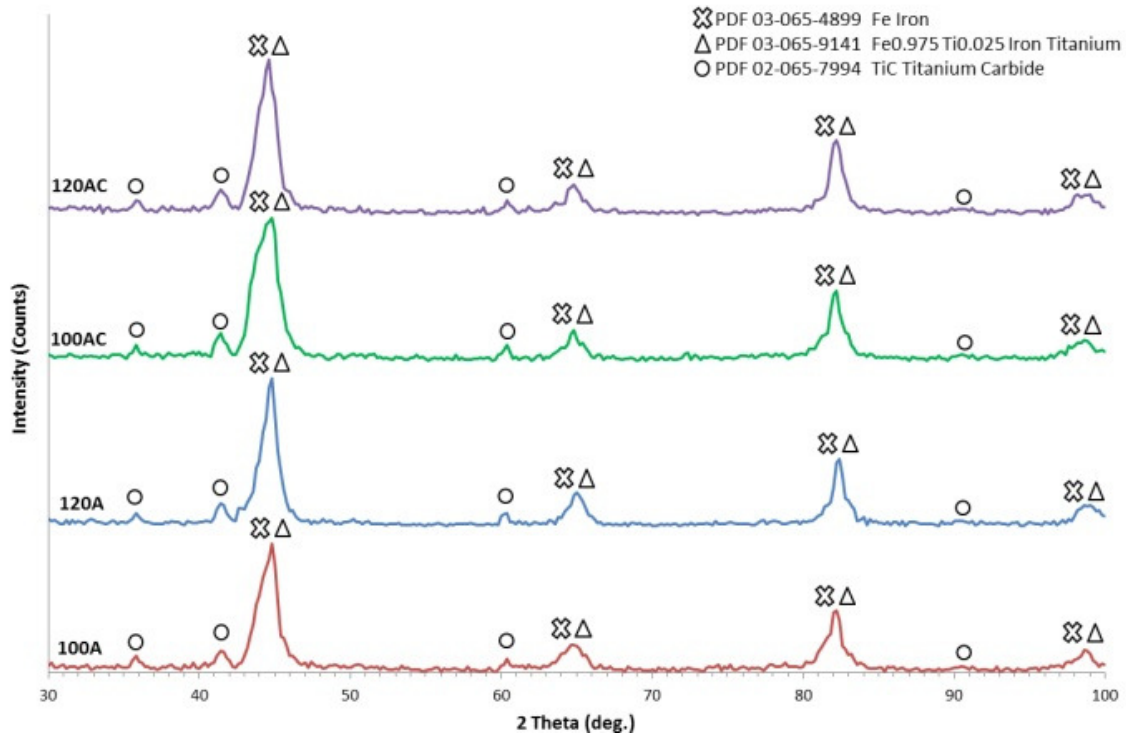
Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Nokta 4	Bölge 5
C	9.592	10.314	6.125	0.000	2.259
Si	0.283	0.022	0.279	0.310	0.463
S	0.021	0.056	0.158	0.178	0.027
Ti	87.150	79.760	90.144	1.961	25.536
V	0.539	1.848	0.802	0.087	0.000
Mn	0.272	0.182	0.090	0.787	1.037
Fe	2.142	7.818	2.402	96.676	70.677
Toplam 100.000					
Ön Değerlendirme	TiC	TiC	TiC	Matris	--



Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Bölge 4
C	7.780	7.754	8.450	0.000
Si	0.393	0.256	0.079	0.119
S	0.288	0.104	0.110	0.183
Ti	89.043	89.777	87.310	21.868
V	0.745	0.000	0.172	0.735
Mn	0.472	0.245	0.492	0.648
Fe	1.279	1.864	3.387	76.448
Toplam 100.000				
Ön Değerlendirme	TiC	TiC	TiC	--

Şekil 8.10. TiC kompozit kaplama numunelerinin EDS analizleri; a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.

Kompozit kaplama tabakalarındaki farklı enerji girdilerinin ve DCT işleminin etkileriyle, karbürlerin bileşimi ve dağılımı değişmiştir. Numunelerin kompozit kaplama bölgelerinde X-ışını kırınımı (XRD) analizi yapılmıştır. Numunelerin XRD analizleri sırasında, SEM ve EDS analizlerinden beklendiği gibi, farklı bileşimlerde TiC, demir ve demir titanyum bileşikleri ($Fe_{0.975}Ti_{0.025}$) tespit edilmiştir (Şekil 8.11). XRD paternleri, 100A ve 120A akım koşullarında kaplanmış tabakaların ana fazlarının TiC ve demir matrisinin oluştuğunu göstermektedir. XRD analizleri, kompozit kaplama tabakalarında bulunan demir matrisinin demir ve demir-titanyum bileşiklerinden ($Fe_{0.975}Ti_{0.025}$) oluştuğunu göstermektedir. Demir esaslı olan demir titanyum bileşiğinin ($Fe_{0.975}Ti_{0.025}$) demir oranı yüksektir. XRD analizleri, titanyum karbür fazlarının çözülmüş katı eriyik fazı ve ergimemiş kaplama toz parçacıklarından oluştuğunu ve ayrıca kriyojenik işlem görmüş numunelerin ilave olarak ince ikincil karbürler içerdiğini göstermektedir. XRD paternlerinin detaylı incelenmesiyle, ikincil ince karbürlerden dolayı beklendiği gibi, DCT işlemi uygulanmış numunelerde (özellikle 100A+Kriyojenik numunesinde) TiC pik şiddetlerinin kısmen arttığı belirlenmiştir.



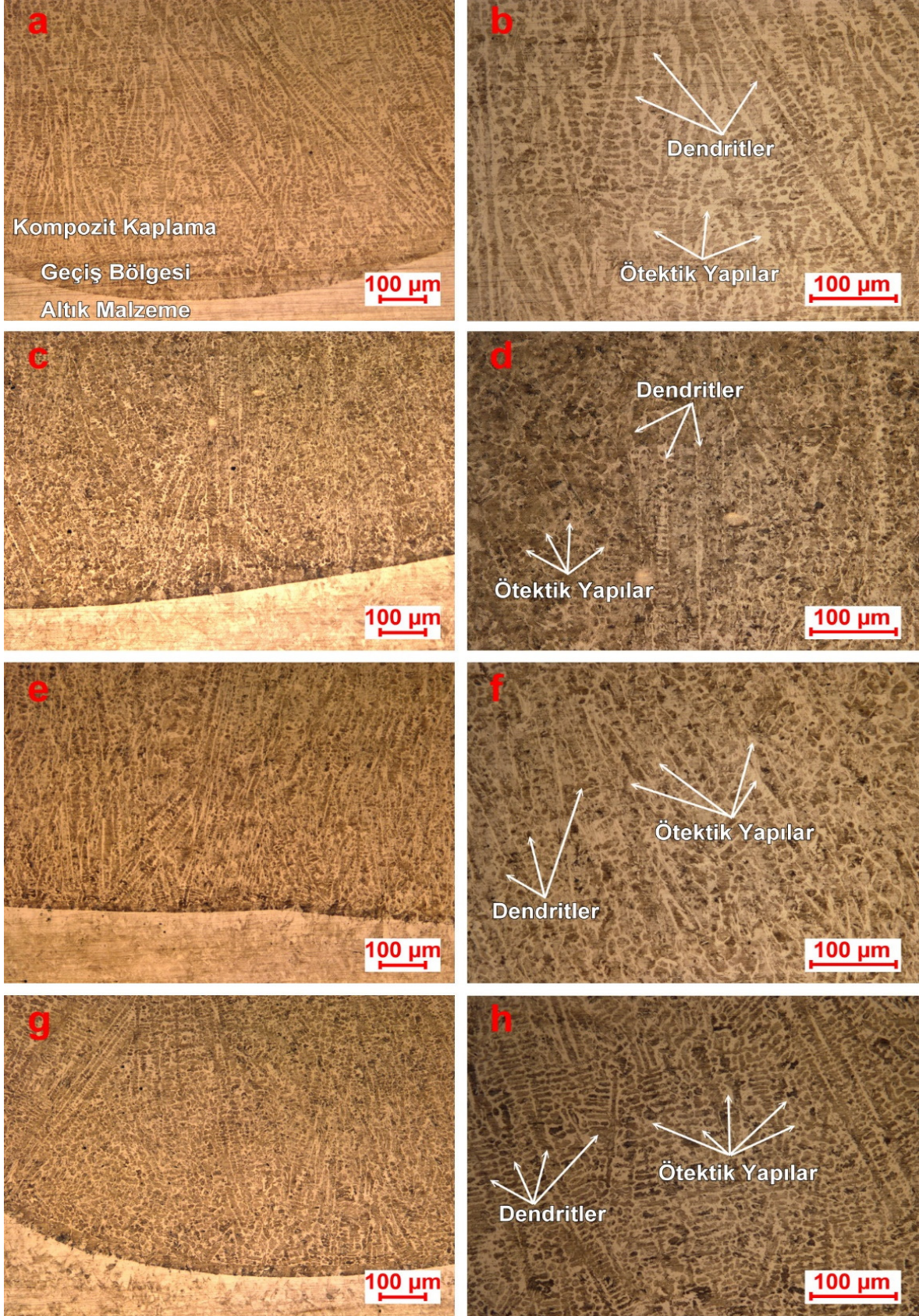
Şekil 8.11. TiC kompozit kaplamaların XRD analizi.

8.2.3. Silisyum karbür kaplamaların mikroyapı çalışmaları

Bu bölümde, silisyum karbür (SiC) tozu kullanılarak alaşımlandırılmış 4 adet numuneden elde edilen optik mikroskop görüntüleri, SEM görüntüleri, EDS sonuçları ve XRD analizleri açıklanmıştır. Numunelerde 2 tanesine 100 ve 120 amper değerlerinde PTA işlemi uygulanmıştır. Diğer 2 adet numuneye ise 100 ve 120 amper değerlerinde PTA işlemi ve sonrasında kriyojenik işlem uygulanmıştır.

PTA işlemi sonrasında işlem şartlarına göre oluşan farklı enerji girdilerinin etkisiyle mikroyapı büyük oranda değişmiştir (Şekil 8.12). Altlık malzeme ile kompozit bölge arasında geçiş bölgesi oluşmuştur. Geçiş bölgesi düzlemsel bir yapı ve kolonsal bir yapıdan oluşmaktadır. SiC kompozit kaplamaların geçiş bölgeleri krom karbür kompozit kaplamalara göre daha az belirgindir. Bu ara bölgedeki düzlemsel yapı kaplamanın üst yüzeyine doğru gidildikçe kolonsal bir yapı olarak değişmektedir. Alaşımlandırma bölgesinde kolonsal olarak başlayan katılaşma dendritik olarak devam etmiştir. Soğuma yönüne bağlı olarak dendritler kaplama yüzeyine doğru yönlenmiştir. Soğuma hızının kısmen yüksek olduğu numunelerde üçüncül dendritik kolları oluşmamıştır. Dendritlerin oluşumları ve boyutları enerji girdisi artışıyla değişmektedir. Enerji girdisinin artması alaşımlama bölgesinin daha yavaş soğumasına neden olmuştur. Örneğin Şekil 8.12-b ve Şekil 8.12-d incelendiğinde alaşımlandırma bölgesinde sadece ana dendrit kollarının olduğu ve 120A ile işlem yapılan numunede dendrit kollarının hacimsel olarak büyüdüğü ve kabalaştığı görülmektedir.

Genel olarak ana malzemedeki kaplama yüzeyine doğru çoğu dikey yönlenmiş dendritik bir katılaşma görülmektedir. Mikroyapının ana görüntüsü dendrit kolları ve dendritler arası bölgede oluşan ötektik yapıları içermektedir. Şekil 8.12 mikroyapıda oluşan dendritleri ve dendritler arasında bölgedeki ötektik yapıları göstermektedir.

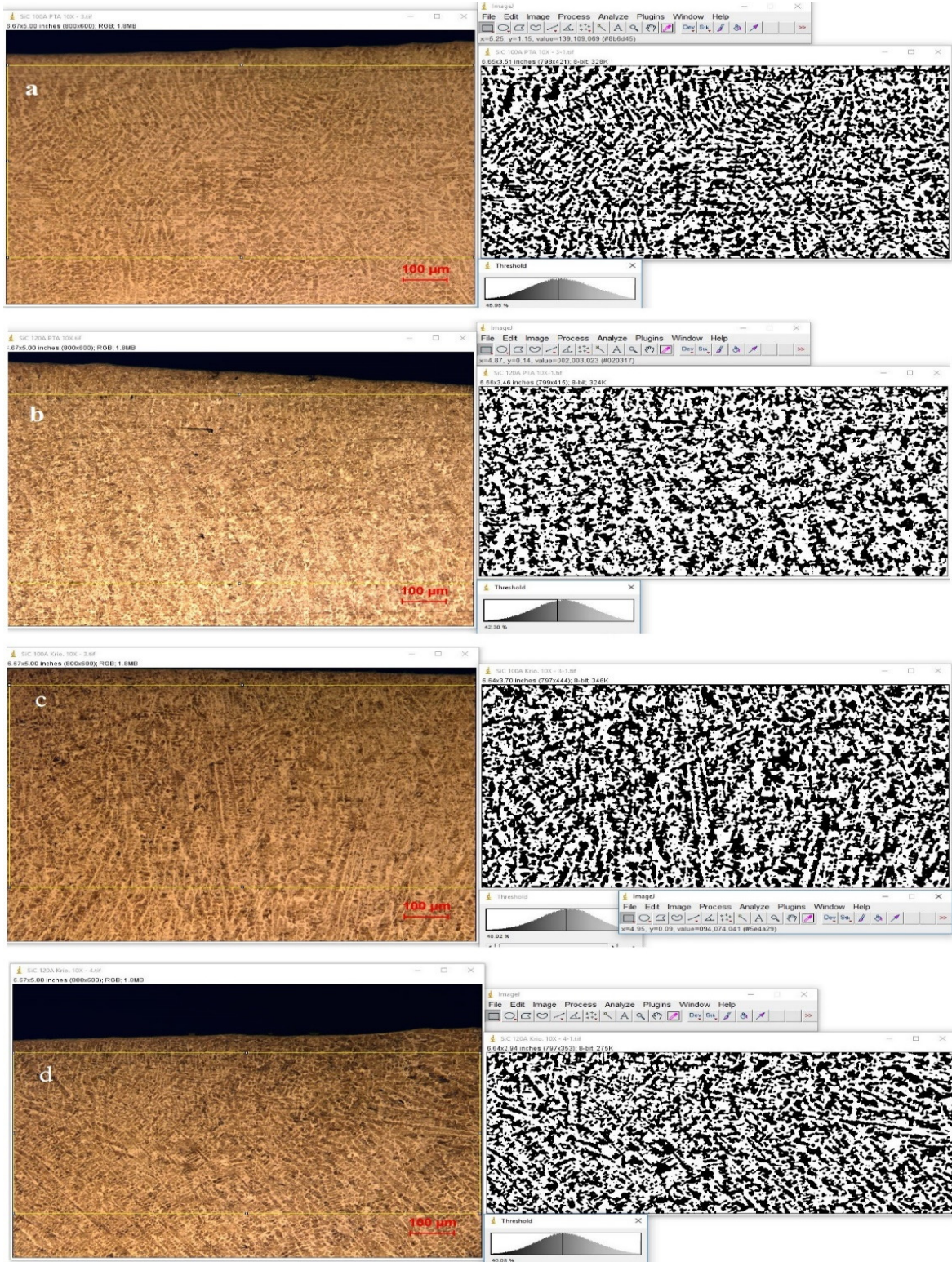


Şekil 8.12. Silisyum karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin optik mikroskop görüntüleri: a)100A–100x, b)100A–200x, c)120A–100x, d)120A–200x, e)100A+Kriyojenik–100x, f)100A+Kriyojenik–200x, g)120A+Kriyojenik–100x, h)120A+Kriyojenik–200x.

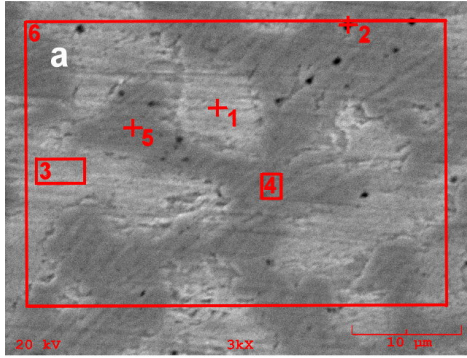
Kompozit kaplamaların yüzeye yakın bölgelerinden haritalama yöntemi kullanılarak elde edilmiş sonuçlar Şekil 8.13' de verilmiştir. Bu analizler resimlerinde siyah bölgeler dendrit kollarını, beyaz bölgeler ise interdendritik ötektik bölgeyi göstermektedir. Bu analizlerin sonucunda 100A ile işlem yapılan numunenin dendritler arası bölgesinin yüzey alanı %45.95 olarak tespit edilmiştir. Bu sonuç bu bölgede oluşan ötektik yapıların miktarı göstermektedir. 120A ile işlem yapılan numunenin ötektik yapıların miktarı %42.30 olarak tespit edilmiştir. Bu numunede artan ısı girdisi ile numunenin daha yavaş soğuması dendritlerin büyümesine neden olmuştur. Bu nedenle ötektik yapıları içeren dendritler arası bölgenin miktarı azalmıştır. 100A ile işlem yapıldıktan sonra kriyojenik işlem uygulanan numunenin ötektik yapıların miktarı %48.02 ve 120A ile işlem yapıldıktan sonra kriyojenik işlem uygulanan numunenin karbür yapıların miktarı %46.08 olarak tespit edilmiştir. Bu sonuçlar ile kriyojenik işlemin dendritler arası bölgede oluşan ötektik yapıların miktarını artırdığı söylenebilir. Bu artışın nedeni kriyojenik işlemin ikincil karbür çökeltme mekanizması ile açıklanabilir. Kriyojenik işlem sırasında, çelik alaşım elementlerine bağlı olarak aşırı doymuş katı çözeltilerinden ince ikincil karbür çökeltileri oluşur. Kriyojenik işlemin düşük sıcaklıklarda uygulanması ile ikincil fazın oluşabilmesi için gerekli kritik çekirdeklenme yarıçapı azalır. Böylelikle yapı içinde daha homojen dağılmış ikincil karbür çökeltileri oluşur (Patil vd., 2013).

Şekil 8.14' te verilmiş olan mikroyapıların SEM fotoğrafları ve EDS analizleri incelendiğinde PTA işlemi sonrasında yüzeye Si ve C elementi geçişi olduğu görülmektedir. Bileşiminde % 0.39 C ve % 0.22 Si bulunduran 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğindeki bu artış alaşımlandırma işleminin başarılı olduğunu göstermektedir. Mikroyapı dendritik katılaşmış ve dendrit kolları ile interdendritik ötektik yapılardan oluşmaktadır. Dendritik yapının elde edilmesinin diğer bir nedeni, demir ile silisyum karbürün çözünmesiyle oluşturulan diğer fazların erime noktaları arasındaki büyük farktır. Kaplamaların mikroyapısı ağırlıklı olarak eşit eksenli dendritik primer fazlardan ve dendritler arası ince tabakalı ötektiklerden oluşmuştur. EDS analizlerine göre dendritik primer faz (Şekil 8.14-a Bölge 4) %1.896 C, %6.087 Si ve %89.634 Fe içermektedir. Dendritler arası ötektik yapı (Şekil 8.14-a Bölge 3) %0.952 C, %5.018 Si ve %92.807 Fe içermektedir. Dendritler ve dendritler arası bölgelerdeki elementlerin benzer dağılımı, çeliklerin hızlı katılaşma teorisi ile açıklanabilir (S. Buytoz ve Ulutan, 2006; Kwok vd., 2003). Dendritler, katılaştırma cephesinin ısı akısıyla aynı yönde büyümüştür. Buna ek

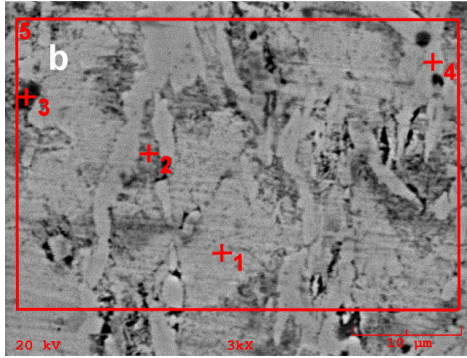
olarak, hızlı katılaşma esnasında çözünen atomlardan dolayı dendritik iç kısım ve dendritler arasında bölgenin bileşimlerde farklılaşmalar söz konusudur.



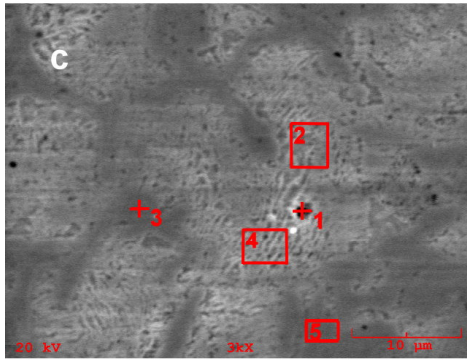
Şekil 8.13. Silisyum karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin haritalama metodu ile incelenmesi: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.



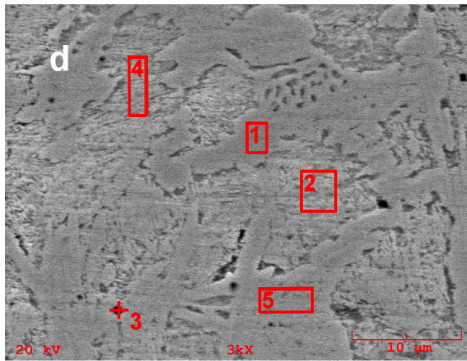
Element	Bileşim (%Ağ.)					
	Nokta 1	Nokta 2	Bölge 3	Bölge 4	Nokta 5	Bölge 6
C	0.861	2.914	0.952	1.986	2.494	1.471
Si	5.553	2.228	5.018	6.087	4.016	5.586
S	0.107	0.294	0.090	0.112	0.108	0.090
V	0.254	0.403	0.146	0.295	0.389	0.167
Mn	1.212	2.337	0.987	1.885	2.322	1.196
Fe	92.014	91.823	92.807	89.634	90.671	91.491
Toplam 100.000						
Ön Değerlendirme	Ötektik	--	Ötektik	Dendrit	Dendrit	--



Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Nokta 4	Bölge 5
C	0.770	0.304	7.125	1.315	1.223
Si	3.198	4.089	3.071	3.576	3.572
S	0.087	0.211	0.089	0.096	0.081
V	0.135	0.143	0.130	0.266	0.256
Mn	1.386	1.334	0.910	1.860	1.349
Fe	94.424	93.919	88.675	92.888	93.519
Toplam 100.000					
Ön Değerlendirme	Dendrit	Ötektik	Ötektik	Dendrit	--



Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Nokta 1	Bölge 2	Nokta 3	Bölge 4	Bölge 5
C	6.991	0.839	2.315	0.914	2.912
Si	3.293	4.237	3.353	4.322	3.367
S	0.079	0.072	0.129	0.070	0.089
V	0.119	0.111	0.748	0.113	0.508
Mn	1.416	1.244	2.622	1.178	2.111
Fe	88.103	93.498	90.834	93.403	91.013
Toplam 100.000					
Ön Değerlendirme	--	Ötektik	Dendrit	Ötektik	Dendrit

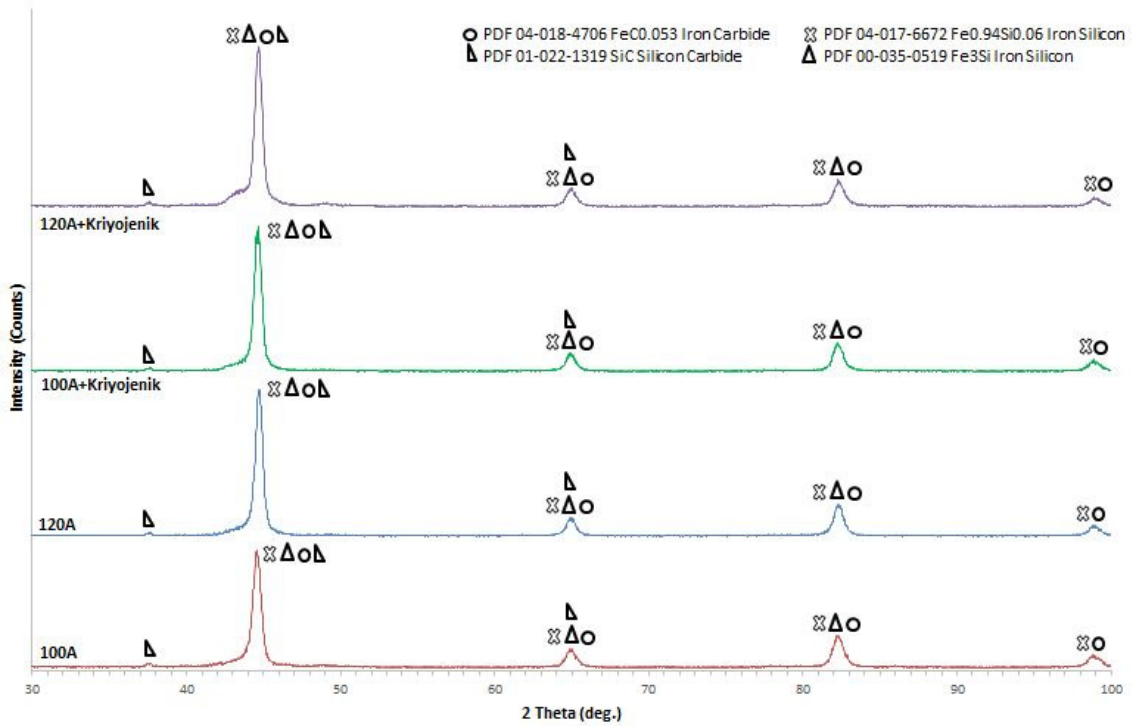


Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Bölge 1	Bölge 2	Nokta 3	Bölge 4	Bölge 5
C	1.603	0.936	2.348	2.430	3.183
Si	6.160	5.027	5.166	5.095	5.383
S	0.117	0.029	0.099	0.025	0.104
V	0.192	0.138	0.151	0.138	0.161
Mn	1.482	1.160	1.676	1.424	1.763
Fe	90.446	92.710	90.561	90.888	89.407
Toplam 100.000					
Ön Değerlendirme	Dendrit	Ötektik	--	Ötektik	Dendrit

Şekil 8.14. SiC kompozit kaplama numunelerinin EDS analizleri; a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.

SiC kompozit kaplamaların XRD analizi Şekil 8.15' de verilmiştir. PTA işlemi sırasında kaynak havuzunun yüksek sıcaklığı sayesinde Fe ve SiC katı hal reaksiyonu gerçekleşir. SiC parçacıklarının erimiş havuzda çözülmesi, matristeki demir, silisyum ve

karbon zenginleşmesine yol açar ve bu nedenle katılaştan yapılarda fazla miktarlarda demir silisyum bileşikleri, SiC ve demir karbürler oluşur. Fe-Si denge diyagramında birçok demir silisyum bileşiği bulunmaktadır. Dendritik bölgede oluşan demir silisyum bileşiği kriyojenik işlemden etkilenmiştir. Kriyojenik işlem ve hemen sonrasında uygulanan temperleme işlemi ile dendritik bölgeden ayrılan Fe, Si ve C elementlerinin interdendritik bölgede yeni karbürlerin oluşmasına olanak sağladığı düşünülmektedir. İnce karbür çökeltisinin geliştirilmesinin başlıca nedeni, sıcaklığın düşmesiyle aşırı doymuş katı fazın kafes yapısının bozulması ve termodinamik kararsızlığın oluşmasıdır. Bu nedenle hem karbon hem de alaşım elementleri yakındaki kusurlara göç eder ve orada ayrışır. Bu durum kriyojenik işlemden sonraki ısınma veya temperleme işlemleriyle ince karbürlerin oluşumuyla sonuçlanır (Firouzdor vd., 2008). Ayrıca oluşan bu ince karbürler sayesinde daha homojen bir karbür dağılımı elde edilir.



Şekil 8.15. SiC kompozit kaplamaların XRD analizi.

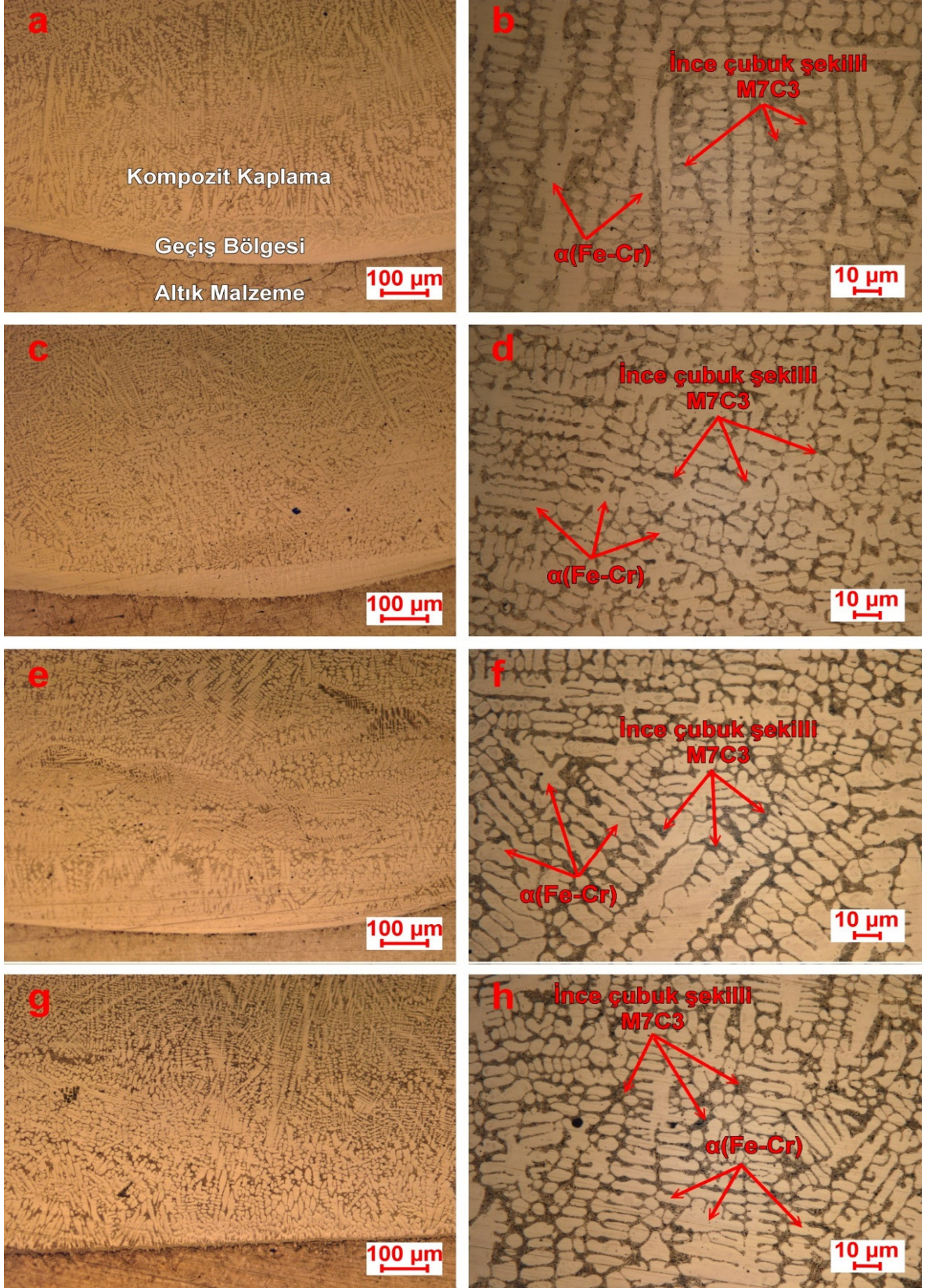
Numunelerin XRD analizlerinde, SEM ve EDS analizleri sonrasında beklenildiği üzere, farklı bileşimde demir silisyum bileşikleri, SiC ve demir karbür içerikli bir yapı belirlenmiştir. Demir silisyum bileşikleri Fe_{0.94}Si_{0.06} ve Fe₃Si olarak farklı bileşimdedir ve yüksek oranda demir içermektedir. XRD analizi ile PTA kompozit kaplamaların dendritik

bölgenin $Fe_{0.94}Si_{0.06}$ bileşiğinden ve interdendirik bölgenin Fe_3Si , SiC ve $FeC_{0.053}$ demir karbürlerinden oluştuğu tespit edilmiştir. Mikroyapı incelemeleri sonuçlarına benzer olarak XRD analizinde de kriyojenik işlemin karbür miktarda artışa neden olduğu tespit edilmiştir. XRD patternleri incelendiğinde kriyojenik işlem uygulanmış numunelerin karbür piklerinin şiddetinde bir miktar artış görülmektedir.

8.2.4. Ferrokrom karbür kaplamaların mikroyapı çalışmaları

Bu bölümde, krom karbür ($FeCrC$) tozu kullanılarak alaşımlandırılmış 4 adet numuneden elde edilen optik mikroskop görüntüleri, SEM görüntüleri, EDS sonuçları ve XRD analizleri açıklanmıştır. Numunelerde 2 tanesine 100 ve 120 amper değerlerinde PTA işlemi uygulanmıştır. Diğer 2 adet numuneye ise 100 ve 120 amper değerlerinde PTA işlemi ve sonrasında kriyojenik işlem uygulanmıştır.

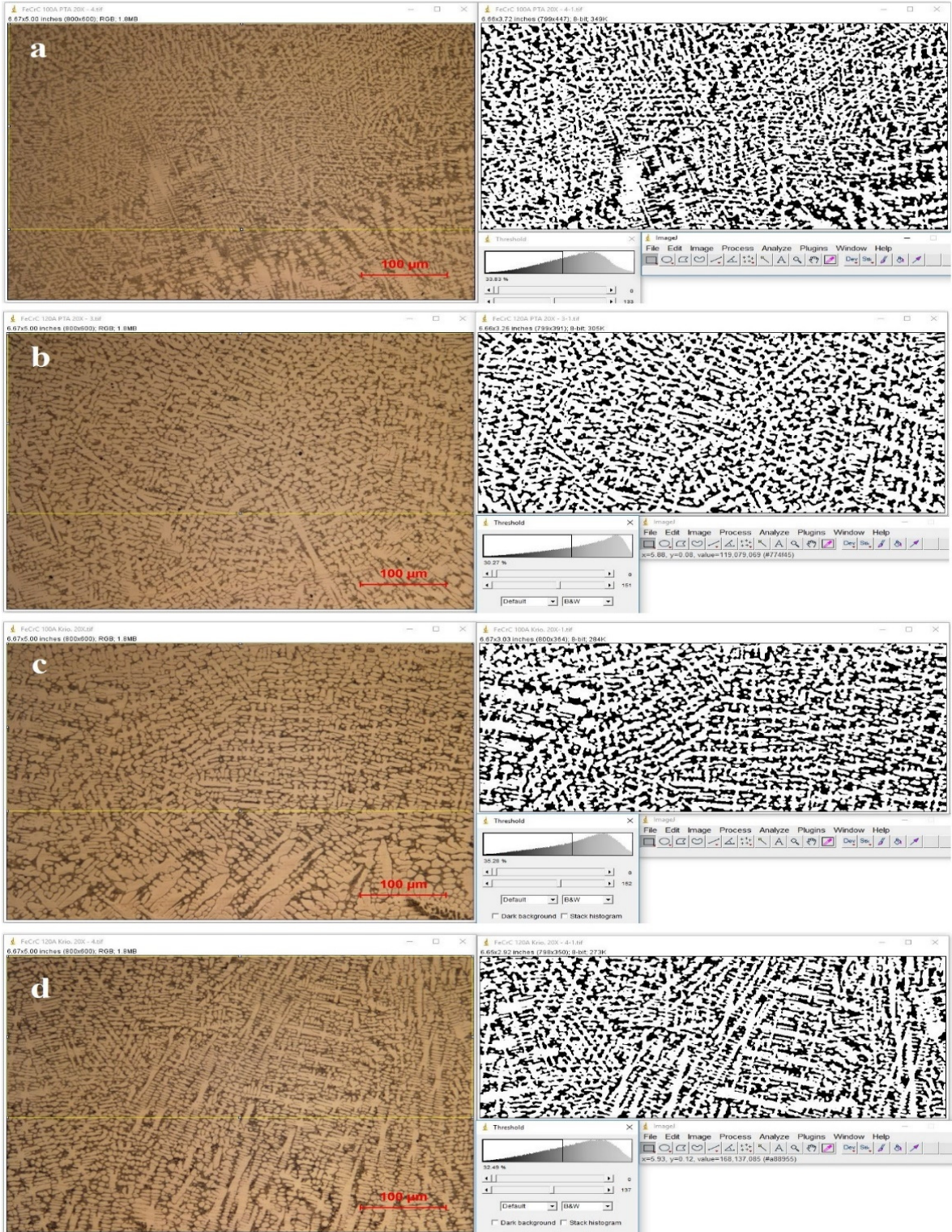
Farklı enerji girdilerinde yapılan PTA işlemiyle, kompozit kaplama tabakasının mikroyapısı büyük oranda değişmiştir (Şekil 8.16). Altlık malzeme ile kompozit bölge arasında, düzlemsel ve kolonsal yapıları belirgin bir şekilde içeren geçiş bölgesi oluşmuştur. Geçiş bölgesindeki yapı, altlık malzemeye yakın bölgelerde düzlemsel, kompozit kaplama tabakasına doğru gidildikçe kolonsal olarak değişmektedir. Alaşımlandırma bölgesinde ise kolonsal olarak başlayan katılma yüzeye doğru gidildikçe dendritik olarak devam etmiştir. PTA işlemi sonrası havada soğuma hızının kısmen yüksek olduğu numunelerde üçüncül dendritik kollar oluşmamıştır. Dendritlerin oluşumları ve boyutları enerji girdisinin etkisiyle değişmektedir. Enerji girdisinin artması alaşımlama bölgesinin daha yavaş soğumasına neden olmuştur. Örneğin Şekil 8.16-a ve Şekil 8.16-c incelendiğinde alaşımlandırma bölgesinde sadece ana dendrit kollarının oluştuğu ve 120A ile işlem yapılan numunede dendritlerin hacimsel olarak büyüdüğü ve kabalaştığı görülmektedir.



Şekil 8.16. Ferrokrom karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin optik mikroskop fotoğrafları: a)100A–100x, b)100A–500x, c)120A–100x, d)120A–500x, e)100A+Kriyojenik–100x, f)100A+Kriyojenik–500x, g)120A+Kriyojenik–100x, h)120A+Kriyojenik–500x.

Genel olarak ana malzemeden kaplama yüzeyine doğru çoğu dikey yönelmiş dendritik bir katılaşma görülmektedir. Dendritler arasında bölgede ince çubuk şekilli karbür yapıların oluşumu görülmektedir (Şekil 8.16). Kompozit kaplamaların yüzeye yakın bölgelerinden haritalama yöntemi kullanılarak elde edilmiş sonuçlar Şekil 8.17’ de verilmiştir. Bu analiz resimlerinde siyah bölgeler dendritler arası bölgeyi, beyaz bölgeler ise dendritik kolları göstermektedir. Bu analizlerin sonucunda 100A ile işlem yapılan numunenin dendritler arası bölgesinin yüzey alanı %33.83 olarak tespit edilmiştir. Bu sonuç bu bölgede oluşan ince çubuk şekilli karbür yapıların miktarı göstermektedir. 120A ile işlem yapılan numunenin karbür yapıların miktarı %30.27 olarak tespit edilmiştir. Bu numunede artan ısı girdisi ile numunenin daha yavaş soğuması dendrit kollarının büyümesine neden olmuştur. Bu nedenle karbür içeren dendritler arası bölgenin miktarı azalmıştır. 100A ile işlem yapıldıktan sonra kriyojenik işlem uygulanan numunenin karbür yapıların miktarı %35.28 ve 120A ile işlem yapıldıktan sonra kriyojenik işlem uygulanan numunenin karbür yapıların miktarı %32.49 olarak tespit edilmiştir. Bu sonuçlar ile kriyojenik işlemin karbür miktarında bir miktar artırdığı söylenebilir. Bu artışın nedeni kriyojenik işlemin ikincil karbür oluşturma mekanizması ile açıklanabilir. Kriyojenik işlem sırasında, çelik alaşım elementlerine bağlı olarak aşırı doymuş katı çözeltilerinden ince ikincil karbür çökeltileri oluşur.

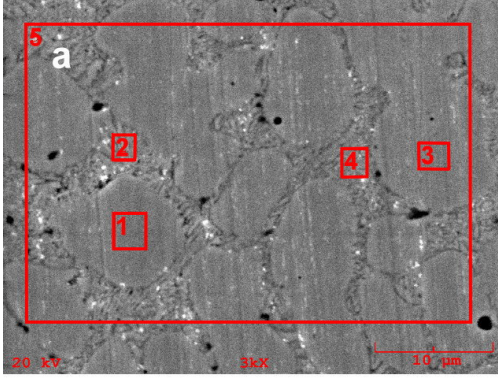
Kriyojenik işlemin düşük sıcaklıklarda uygulanması ile ikincil fazın oluşabilmesi için gerekli kritik çekirdeklenme yarıçapı azalır. Böylelikle yapı içinde daha homojen dağılmış ikincil karbür çökeltileri elde edilir (Patil vd., 2013). İnce karbür çökeltisinin geliştirilmesinin başlıca nedeni, sıcaklığın düşmesiyle aşırı doymuş katı fazın kafes yapısının bozulması ve termodinamik kararsızlığın oluşmasıdır. Bu nedenle hem karbon hem de alaşım elementleri yakındaki kusurlara göç eder ve orada ayrışır. Bu durum kriyojenik işlemden sonraki ısınma veya temperleme işlemleriyle ince karbürlerin oluşumuyla sonuçlanır (Firouzdor vd., 2008).



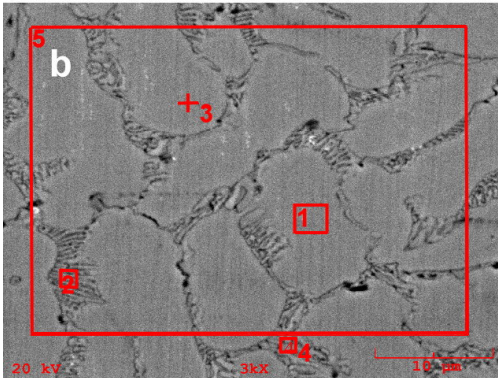
Şekil 8.17. Ferrokrom karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin karbür miktarı hesabı:
a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.

Ferrokrom karbür tozu ile alaşımlandırılan numunelerin SEM mikroyapı fotoğrafları ve EDS analizleri (Şekil 8.18) incelendiğinde, PTA işlemi sonrasında yüzeye büyük oranda Cr ve C elementi geçişi olduğu görülmektedir. Bileşimindeki bu artış alaşımlandırma işleminin başarılı olduğunu göstermektedir. Alaşımlandırma işlemi sonrasında katılaşma sırasında oluşan dendrit kollarının krom ve demirin oluşturduğu homojen α -(Fe-Cr) katı çözeltili fazından ibaret olduğu tespit edilmiştir. Bu dendritlerde krom miktarı %9.2 ile %11.485 arasında değişmektedir. Bu değerler Cr_2C_3 tozu kullanılarak elde edilen değerlere çok yakındır. EDS analizleri sonucunda bu dendrit kollarında karbon elementi bazı numuneler için çok az miktarda tespit edilmiştir. Ancak dendritler arası bölgede farklı noktalardan yapılan analizlerde yapı içerisinde oldukça yüksek değerlerde krom ve demirle birlikte karbon elementi tespit edilmiştir. Bu karbonların dendritler arası bölgede farklı bileşimlerde ince çubuk şeklinde karbürler oluşturduğu görülmektedir. Enerji girdilerinin değişimi ile alaşımlandırma bölgesinde farklı katılaşma hızları ve sonuçta oldukça farklı karbürler oluşmuştur. Tüm numunelerde dendritik yapılarda yaklaşık olarak aynı Fe ve Cr içerikleri tespit edilmesine rağmen dendritler arası bölgede oluşan karbürlerin morfolojilerinin değişimi katılaşma sırasında ki ısı gradyenti ile değişmiştir. Bu numunelerde enerji girdisinin artışı dendritik yapının kısmen daha yoğun ve kaba kolonsal hale gelmesine neden olmuştur.

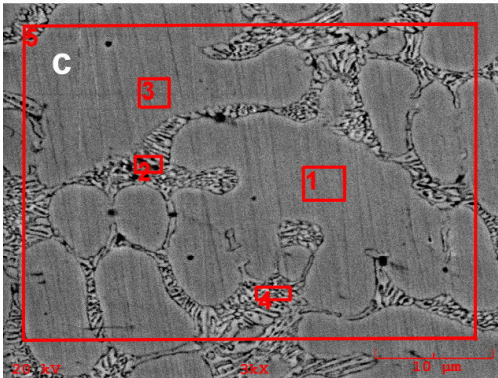
EDS analizleri sonuçları dendritler arası bölgedeki karbürlerin içinde Mn ve V elementlerinin de yer aldığı göstermektedir. Ayrıca kriyojenik işlemin oluşan karbürlerin bileşimde önemli bir değişime neden olduğunu göstermektedir. EDS analizlerinin sonucunda Fe-Cr-C üçlü denge sistemine göre oldukça farklı bileşimlerde M_7C_3 (M= Fe, Cr) gibi karbür bileşimleri ilk aşamada belirlenmiştir. Örneğin 100 A akım değerinde işlem yapıldıktan sonra kriyojenik işlem uygulanan numuneye ait EDS analizi (Şekil 8.18-c bölge 2) incelendiğinde bileşim yaklaşık olarak %67.302 Fe, %0.865 Mn, %0.415 V, %4.017 C ve % 27.004 Cr elementlerinden oluşmaktadır. Bu bileşim dendritler arası bölgedeki yapı olan Fe-Cr-C elementlerinin oluşturduğu M_7C_3 karbür bileşiğinin oranlarını göstermektedir. 100A ve kriyojenik işlem görmüş numune 100 A değerlerinde işlem gören numuneye göre dendritler arası bölgede bir miktar daha fazla krom ve karbon elementi barındırmaktadır. Bu sonuç kriyojenik işlem sonrası SEM ve EDS analizlerinde de farklı bileşimde Fe-Cr-C mikroyapıları oluştuğunu göstermektedir.



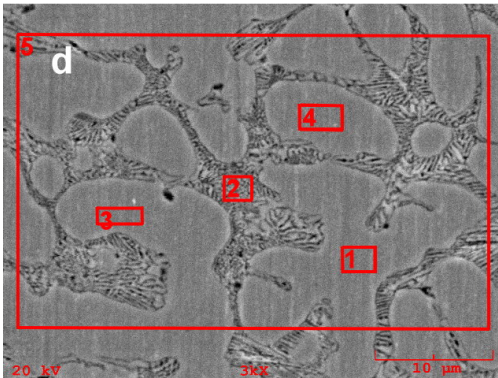
Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Bölge 1	Bölge 2	Bölge 3	Bölge 4	Bölge 5
C	0.000	2.239	0.397	1.671	0.771
Si	0.761	0.599	0.929	0.790	0.803
S	0.058	0.249	0.120	0.132	0.161
V	0.275	0.206	0.129	0.284	0.213
Cr	10.452	25.050	11.063	22.442	15.835
Mn	0.828	0.709	0.987	0.859	0.939
Fe	87.625	70.948	86.377	73.822	81.279
Toplam 100.000					
Ön Değerlendirme	$\alpha(\text{Fe-Cr})$	M_7C_3	--	M_7C_3	--



Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Bölge 1	Bölge 2	Nokta 3	Bölge 4	Bölge 5
C	0.000	2.452	0.228	1.078	0.000
Si	0.743	0.480	0.547	0.721	0.703
S	0.149	0.200	0.108	0.070	0.171
V	0.152	0.445	0.165	0.131	0.158
Cr	9.200	20.898	9.462	12.022	12.567
Mn	1.136	0.831	0.637	0.906	1.018
Fe	88.620	74.694	88.853	85.072	85.383
Toplam 100.000					
Ön Değerlendirme	$\alpha(\text{Fe-Cr})$	M_7C_3	--	M_7C_3	--



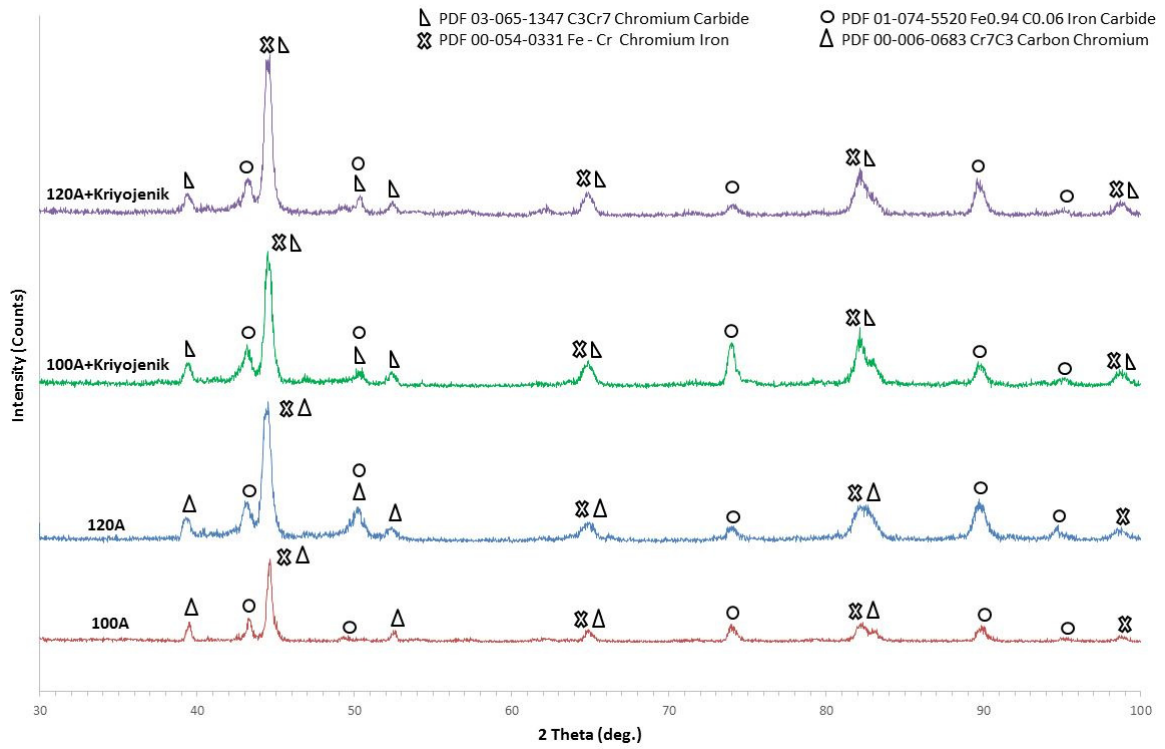
Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Bölge 1	Bölge 2	Bölge 3	Bölge 4	Bölge 5
C	0.000	4.017	1.551	2.648	0.000
Si	0.582	0.272	0.532	0.592	0.507
S	0.173	0.125	0.080	0.196	0.078
V	0.300	0.415	0.171	0.167	0.096
Cr	11.313	27.004	11.225	23.849	14.262
Mn	1.028	0.865	1.155	1.447	1.427
Fe	86.604	67.302	85.286	71.101	83.631
Toplam 100.000					
Ön Değerlendirme	$\alpha(\text{Fe-Cr})$	M_7C_3	--	M_7C_3	--



Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Bölge 1	Bölge 2	Bölge 3	Bölge 4	Bölge 5
C	0.299	4.802	0.659	0.414	1.515
Si	0.837	0.564	1.044	0.709	0.676
S	0.102	0.163	0.060	0.103	0.168
V	0.215	0.412	0.203	0.128	0.264
Cr	11.485	25.905	11.302	11.115	16.404
Mn	0.727	1.153	0.974	0.837	1.153
Fe	86.334	67.001	85.756	86.694	79.819
Toplam 100.000					
Ön Değerlendirme	--	M_7C_3	--	--	--

Şekil 8.18. Ferrokrom karbür ile alaşımlandırılmış numunelerin SEM görüntüleri ve EDS analizleri: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.

Plazma transferli ark kaynak (PTA) yüzey işlemi ile elde edilen numunelerin alaşımlandırılmış bölgelerinde X-ışını kırınım (XRD) analizi gerçekleştirilmiştir. Numunelerin XRD analizlerinde, SEM ve EDS analizleri sonrasında beklenildiği üzere, farklı bileşimde krom esaslı Cr_7C_3 karbürleri, $Fe_{0.94}C_{0.06}$ gibi demir esaslı karbürler ve krom ile demir içerikli (Fe-Cr) içerikli bir yapı belirlenmiştir (Şekil 8.19). Kriyojenik işlem sonrası oluşan krom karbürler farklı bileşime sahiptir. XRD analizi ile PTA ile yapılan kaplamalarda temel fazların α -(Fe-Cr) katı çözelti fazından ve krom esaslı M_7C_3 karbürlerden oluştuğu belirlenmiştir.



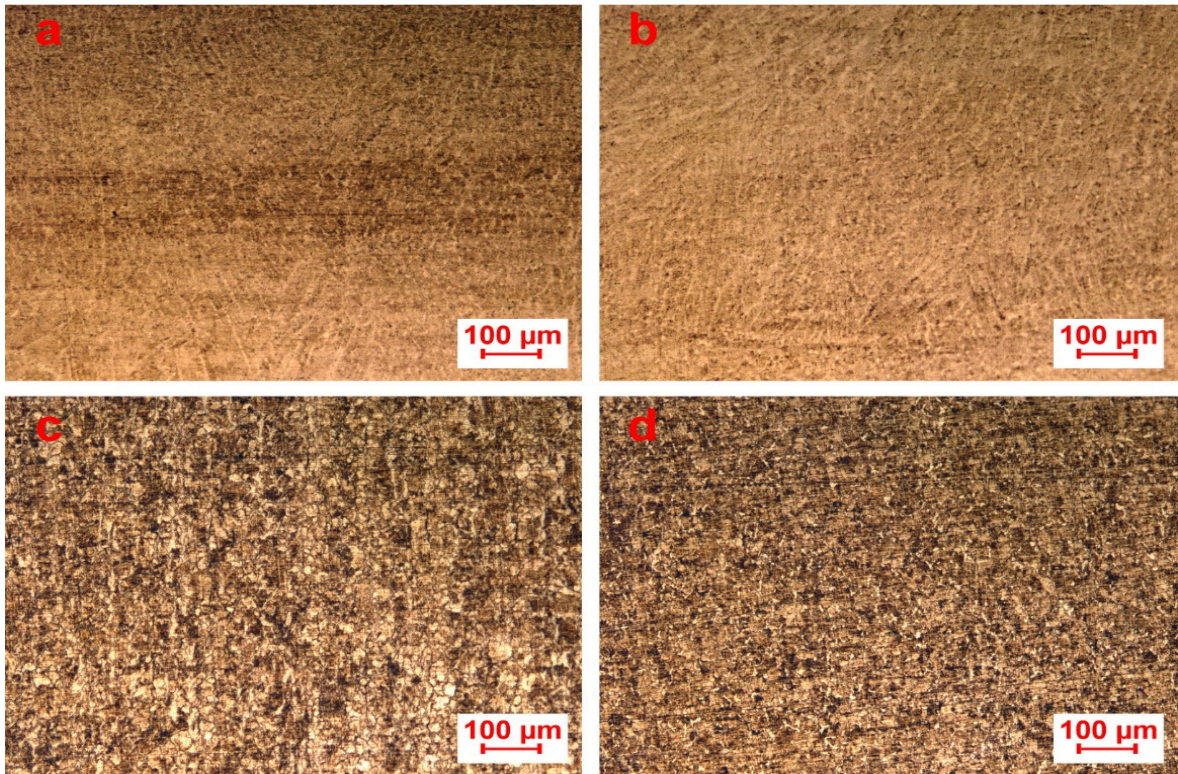
Şekil 8.19. FeCrC kompozit kaplamaların XRD analizi.

8.2.5. 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğin mikroyapı çalışmaları

Bu bölümde, ana malzeme olarak kullanılan 38MnVS6 mikroalaşımlı çeliğinden hazırlanmış 4 adet numuneden elde edilen optik mikroskop görüntüleri, SEM görüntüleri, EDS ve XRD analizleri açıklanmıştır. Numunelerden 1 tanesine hiçbir ısıl işlem uygulanmamıştır. Numunelerden bir tanesine sadece kriyojenik işlem uygulanmıştır. Diğer 2 adet numuneye ise 100 ve 120 amper değerlerinde PTA kaynak yöntemi ile ısı girdisi verilmiş ve sonrasında kriyojenik işlem uygulanmıştır. Bu numunelere yapılan işlemler,

farklı karbür tozları kullanılarak elde edilen kompozit kaplamaların ana malzeme ile karşılaştırılmasını sağlamıştır.

PTA işlemi ile ısı girdisi uygulanan numunelerde mikroyapı değişiklikleri görülmektedir. PTA ısı girdisi ve kriyojenik işlem etkisi ile numunelerin mikroyapısı dendritik bir hal almıştır. PTA işlemi sonrasında işlem şartlarına göre oluşan farklı enerji girdilerinin etkisiyle mikroyapı büyük oranda değişmiştir. Mikroalaşımli çeliklere uygulanan işlem sonucunda elde edilen optik ve SEM mikroyapı fotoğrafları Şekil 8.20 ve Şekil 8.21’ de verilmiştir. Altlık malzeme ile kompozit bölge arasında belirgin bir şekilde geçiş bölgesi oluşmuştur. Soğuma hızının kısmen yüksek olduğu numunelerde üçüncül dendritik kolları oluşmamıştır. Dendritlerin oluşumları ve boyutları enerji girdisi artışıyla değişmektedir. Enerji girdisinin artması alaşımlama bölgesinin daha yavaş soğumasına neden olmuştur. Örneğin Şekil 8.20-a ve Şekil 8.20-b incelendiğinde alaşımlandırma bölgesinde sadece ana dendrit kollarının oluştuğu ve 120A ile işlem yapılan numunede dendritlerin hacimsel olarak büyüdüğü ve kabalaştığı görülmektedir.

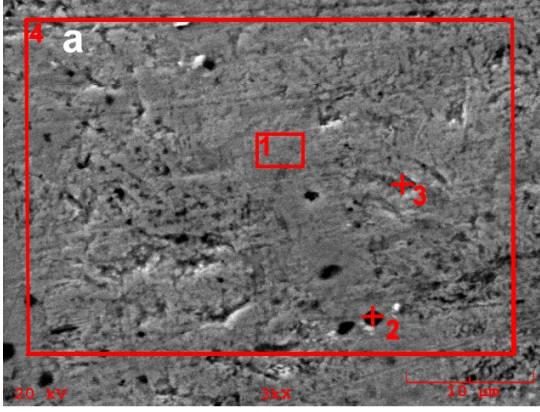


Şekil 8.20. Mikroalaşımli çeliğin optik mikroyapı görüntüleri : a)100A+Kriyojenik b)120A+Kriyojenik c)İşlemsiz d)Kriyojenik.

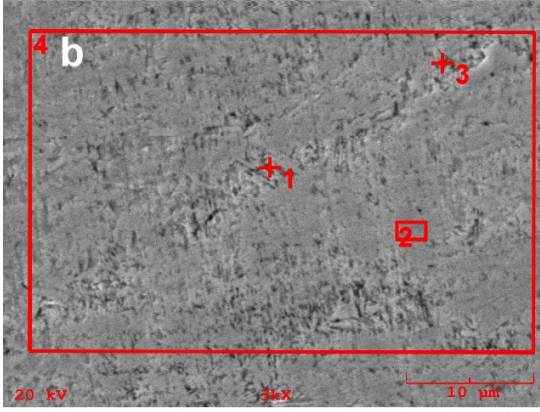
Şekil 8.20-d' de görüldüğü gibi derin kriyojenik işlem nedeniyle numunelerin mikroyapıları işlemsiz numuneye (Şekil 8.20-c) göre farklılık göstermektedir. İşlemsiz numunenin mikroyapısı iri taneli ferrit ve perlit fazlarından oluşmaktadır. Ferrit ve perlit tanelerinin mikroyapı içinde homojen bir dağılıma sahip olduğu belirlenmiştir. Kriyojenik işlem görmüş numunelerde ise mikroyapı ince taneli ferrit, perlit ve az miktarda iğnesel martenzitten oluşmaktadır. Isıl işlemler sonrası yapının martenzitik ağırlıklı olduğu görülmüştür. PTA işlemi sonrası kriyojenik işlem uygulanmış numunelerde mikroyapı ısı yönüne bağlı olarak yönlendirilmiştir. Bu numunelerde hızlı soğuma etkisiyle mikroyapıda diğer numunelere ilave olarak daha yüksek oranda martenzitik yapı tespit edilmiştir.

38MnVS6 mikroalaşımli çelik numunelerinin mikroyapıları ayrıca taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) analizi ile incelenmiştir. Şekil 8.21' de verilmiş olan mikroyapıların SEM fotoğrafları ve EDS analizleri incelendiğinde numunelerin yüzeyi büyük oranda Fe içerdiği görülmektedir. Ayrıca analiz sonuçlarında Mn ve C elementi oranları da yüksektir. Şekil 8.21-a Nokta 2 incelendiğinde dendrit kolu üzerinde yüksek miktarda Mn ve Fe içeren bir yapı görülmektedir. Demir mangan ikili faz diyagramı incelendiğinde bu yapının demir mangan bileşiği olduğu düşünülmektedir. Ayrıca bu bileşik yüksek miktarda S içermektedir.

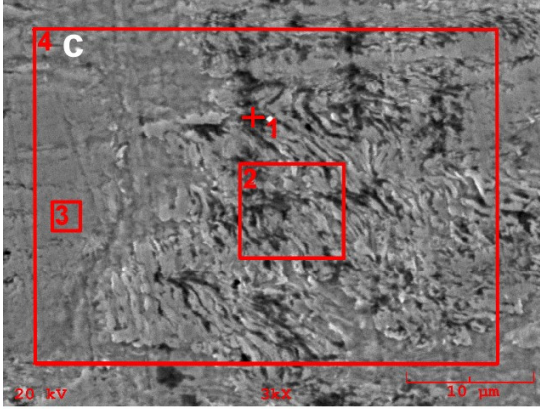
PTA yöntemi ile ısı girdisi uygulandıktan sonra kriyojenik işlem uygulanan numunelerde dendritler arası bölgede farklı bileşimlerde ince çubuk şeklinde demir karbürler oluşturduğu görülmektedir. Enerji girdilerinin değişimi ile alaşımlandırma bölgesinde farklı katılma hızları ve sonuçta oldukça farklı karbürler oluşmuştur. Bu numunelerde dendritler arası bölgede oluşan karbürlerin morfolojilerinin değişimi katılma sırasında ki ısı gradyenti ile değişmiştir. Bu numunelerde enerji girdisinin artışı dendritik yapının kısmen daha yoğun ve kaba kolonsal hale gelmesine neden olmuştur. Örneğin Şekil 8.21-b incelendiğinde dendrit bölgeden alınan EDS analizinde (Nokta 1) %1.959 C ve %96 Fe tespit edilmiştir. Bu analiz dendritler arasında oluşan oldukça ince yapıdaki iğnesel martenziti göstermektedir. Kriyojenik işlem sayesinde yapının tamamının martenzite dönüştürülebildiği bilinmektedir. Kriyojenik işlem ile hem karbon hem de diğer alaşım elementleri yakındaki kusurlara göç eder ve orada ayrışır. Bu durum kriyojenik işlemden sonraki ısınma veya temperleme sırasında ince karbürlerin oluşumuyla sonuçlanır (Firouzdor vd., 2008).



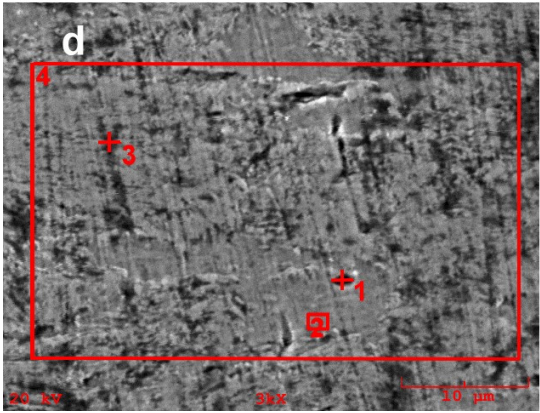
Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Bölge 1	Nokta 2	Nokta 3	Bölge 4
C	0.121	0.197	0.183	0.499
Si	0.199	0.232	0.121	0.129
S	0.081	10.734	0.132	0.111
V	0.141	0.465	0.150	0.142
Mn	1.243	15.927	1.569	1.020
Fe	98.215	72.444	97.846	98.099
Toplam 100.000				



Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Nokta 1	Bölge 2	Nokta 3	Bölge 4
C	1.959	0.332	0.689	0.631
Si	0.242	0.171	0.282	0.200
S	0.069	0.111	0.112	0.137
V	0.228	0.302	0.157	0.181
Mn	1.438	1.632	1.557	1.483
Fe	96.064	97.453	97.203	97.368
Toplam 100.000				



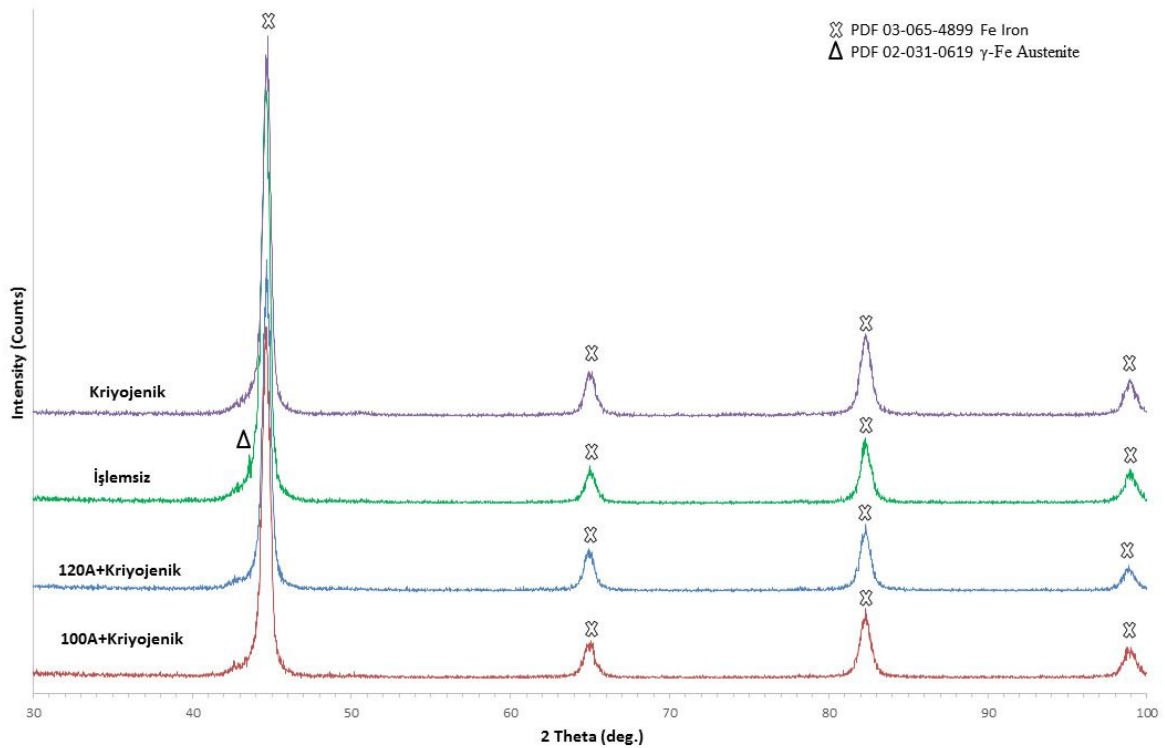
Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Nokta 1	Bölge 2	Bölge 3	Bölge 4
C	2.647	2.122	0.624	1.075
Si	0.209	0.275	0.168	0.201
S	0.114	0.100	0.060	0.082
V	0.215	0.170	0.102	0.118
Mn	1.430	1.609	1.109	1.592
Fe	95.385	95.723	97.937	96.933
Toplam 100.000				



Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Nokta 1	Bölge 2	Nokta 3	Bölge 4
C	3.132	1.238	1.580	1.593
Si	0.288	0.294	0.108	0.159
S	0.061	0.217	0.087	0.071
V	0.167	0.217	0.116	0.123
Mn	1.383	1.691	1.387	1.341
Fe	94.969	96.343	96.721	96.713
Toplam 100.000				

Şekil 8.21. Mikroalaşımli çeliğin SEM görüntüleri ve EDS analizleri: a)100A+Kriyojenik b)120A+Kriyojenik c)İşlemsiz d)Kriyojenik işlem.

Plazma transferli ark kaynak (PTA) yöntemi ile ısıtıl işlem yapıldıktan sonra kriyojenik işlem uygulanan numunelerde, sadece kriyojenik işlem uygulanan numunede ve işlemsiz 38MnVS6 mikroalaşımli çelik numunesinde X-ışını kırınım (XRD) analizi gerçekleştirilmiştir. Numunelerin XRD analizlerinde, SEM ve EDS analizleri sonrasında beklenildiği üzere, demir fazı tespit edilmiştir. Ayrıca işlemsiz mikroalaşımli çelikte az miktarda kalıntı östenit belirlenmiştir (Şekil 8.22). 38MnVS6 mikroalaşımli çeliği termomekanik işlemlerle üretilen düşük alaşımli ve orta karbonlu bir çelik olduğu için az miktarda kalıntı östenit içermesi beklenen bir durumdur. Uygulanan kriyojenik işlemlerden sonra kalıntı östenit martenzit fazına dönüşmüştür. Numunelerde oluşan iğnesel martenzitler çok ince olduğu için XRD analizi ile tespit edilememiştir.

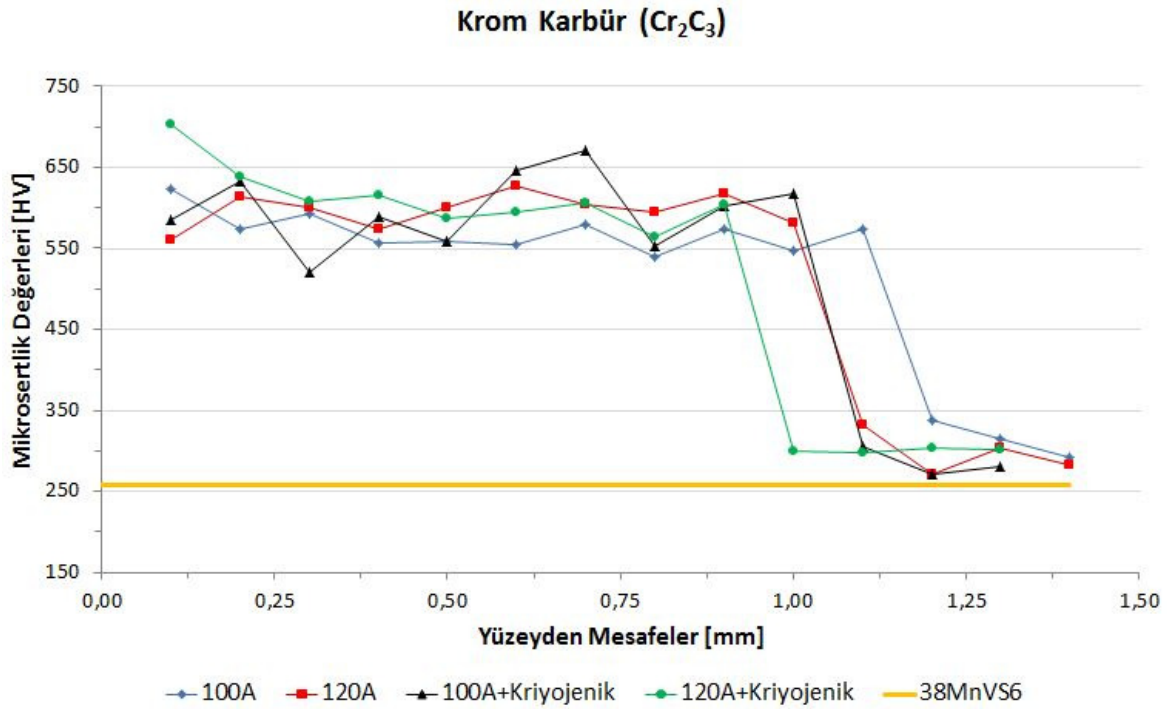


Şekil 8.22. 38MnVS6 mikroalaşımli çelik numunelerinin XRD analizi.

8.3. Mikrosertlik Sonuçları

PTA kaynak yöntemi ile kompozit kaplanmış numunelerden alınan mikrosertlik ölçümleri sırasında, kaplama bölgelerindeki sert fazların (Cr_7C_3 , TiC ve SiC) yüksek yoğunlukta bulunması sertliği büyük oranda artırmıştır. Ayrıca ısı etkisi altında kalan geçiş bölgelerinin (HAZ bölgesinin) sertliği altlık malzemenin sertliğinden biraz daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Sertlik değerindeki artış, bu bölgedeki yüksek Fe içeriğinin ısı etkisi altında kalıp, hızlı soğumasıyla kısmen martenzitik faz dönüşümü ile açıklanabilir.

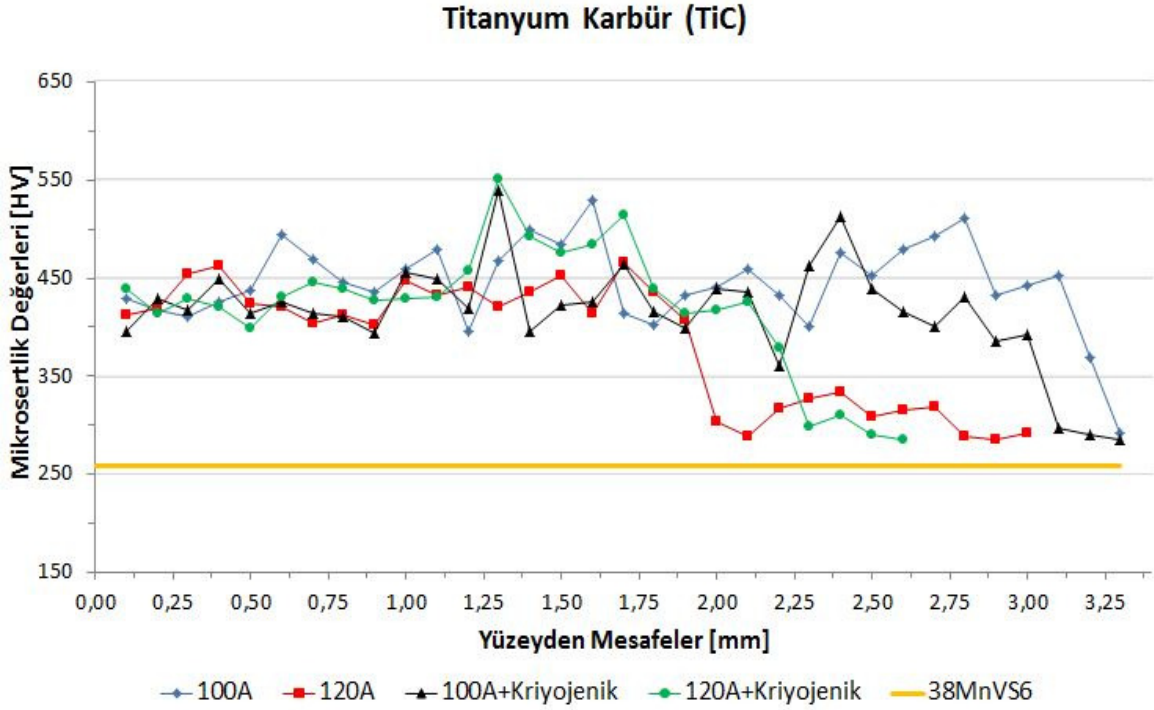
Krom karbür ile kompozit kaplanmış numunelerin mikrosertlik ölçümlerine ait grafikler Şekil 8.23' te verilmiştir. Yüzey alaşımlandırma işlemi sonrasında mikroyapıda oluşan farklı Cr içerikli M_7C_3 karbürlerin etkisi ile numunelerin sertliklerinde ana malzemeye göre oldukça yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir. Alaşımlandırma bölgesinde oluşan ortalama sertlik değerleri $593.7 HV_{0.1}$ olarak hesaplanmıştır. Bu değer ana malzemenin sertliğinden (258 HV) oldukça yüksek değerdedir. Mikrosertlik ölçümü sonrasında alaşımlandırma bölgesinde en yüksek sertlik $\sim 703 HV_{0.1}$ (120A+Kriyojenik numunesinde) olurken en düşük sertlik ise $520.7 HV_{0.1}$ (100A+Kriyojenik numunesinde) olarak ölçülmüştür. 100A+Kriyojenik numunesinin sertlik değerlerinde diğer numunelere oranla daha yüksek dalgalanmalar tespit edilmiştir. Demir ve krom karbürlerin sertliklerinin krom ve diğer alaşım elementlerinin bileşik içerisindeki oranlarına bağlı olarak değiştiği bilinmektedir. Yüzeyden içeriye doğru sertlikte azalmalar görülmektedir. Numunelerin sertlik değerleri geçiş bölgelerinde önemli derecede azalmıştır. Sertlik değerlerinde yüzeyden içeriye doğru gidildikçe meydana gelen dalgalanmalar ve bazı noktalarda meydana gelen ani yükselmeler yer yer oluşan martenzitin ve interdendritik farklı bileşimdeki karbürlerin etkisiyle olmaktadır. Ayrıca dendritik katılaşmadaki farklılıklar ve bu dendrit kollarının etrafında oluşan ince karbürler de sertlik değerlerinde değişikliklere neden olmaktadır. Kriyojenik işlemin, numunelerin sertliğine önemli bir etkisi tespit edilememiştir. Bütün numuneler birbirine yakın sertlik değerlerine sahiptir.



Şekil 8.23. Cr_2C_3 kaplamaların mikrosertlik dağılımı.

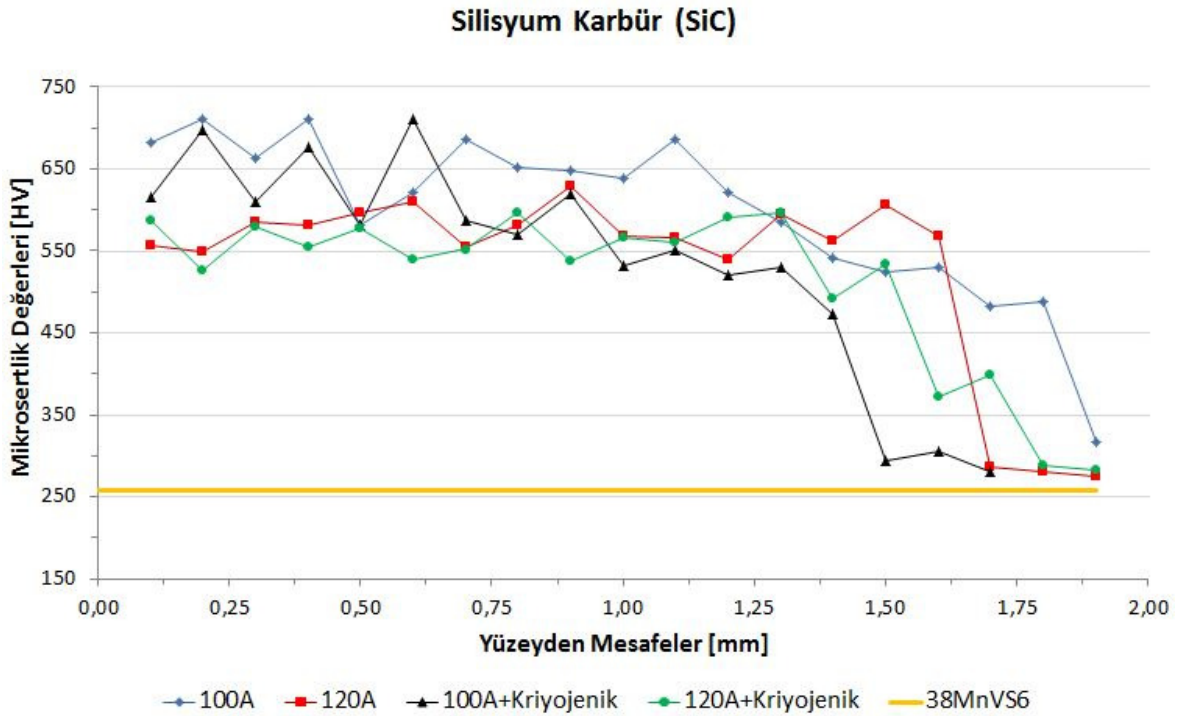
TiC kompozit kaplamaların mikrosertlik ölçümleri Şekil 8.24' te verilmiştir. Sertlik değeri, tüm kompozit tabakalarda yüzeiden altlık malzemeye doğru azalmıştır. 100A PTA (100A ve 100A+Kriyojenik) ile kaplanmış kompozit kaplamaların sertlik değerleri ergimemiş karbür oluşumlarının fazlalığından dolayı yüzeiden altlık malzemeye doğru daha homojen dağılım göstermiştir. 100A ve 100A+Kriyojenik numunelerinin mikrosertlik değerleri yüzeiden 3.25 mm' lik nispeten yüksek bir mesafeye kadar sertliğini korumuştur. 120A PTA (120A ve 120A+Kriyojenik) ile kaplanmış kompozit kaplamalardaki bu değer yaklaşık 2.25 mm' dir. Kompozit kaplamadaki tüm sertlik değerleri, altlık malzemenin sertlik değerlerinden daha yüksek ölçülmüştür. Sert titanyum karbürlerin yüksek konsantrasyonu, kaplama katmanlarının daha yüksek sertliğinin ana nedeni olmuştur. TiC kompozit kaplama katmanlarında, sertlik değerleri birbirine oldukça yakın olarak ölçülmüştür. Tüm kompozit tabakaların sertlik ölçümleri göz önüne alındığında kaplama tabakasının ortalama sertlik değeri yaklaşık 440 $HV_{0.1}$ 'dir. Mikroalaşımli çelik altlık malzemenin ortalama sertlik değeri 258 HV olarak üretici firma tarafından belirlenmiştir. Numunelerin en yüksek sertlik değerleri, 120A+Kriyojenik numunesinde 551.9 $HV_{0.1}$ olarak ölçülmüştür. Farklı miktarlarda Ti ve C içeren TiC bölgelerinde, altlık malzemeye kıyasla önemli sertlik artışları elde edilmiştir. Yüzeiden altlık malzemeye doğru sertlik

değerlerinde beklendiği gibi dalgalanmalar meydana gelmiştir. Bunun nedeni demir matrisinin belirli yerlerinde oluşan farklı tipteki ve boyuttaki titanyum karbürlerin varlığıdır.



Şekil 8.24. TiC kaplamaların mikrosertlik dağılımı.

Silisyum karbür ile kompozit kaplanmış numunelerin mikrosertlik ölçümlerine ait grafikler Şekil 8.25' te verilmiştir. Yüzey alaşımlandırma işlemi sonrasında mikroyapıda interdendritik bölgede bulunan ötektik yapıların etkisi ile numunelerin sertliklerinde ana malzemeye göre (258 HV) oldukça yüksek değerler tespit edilmiştir. Kaplama tabaksının ortalama sertlik değeri 590.2 HV_{0.1} olarak hesaplanmıştır. Mikrosertlik ölçümü sonrasında alaşımlandırma bölgesinde en yüksek sertlik 711.7 HV_{0.1} (100A+Kriyojenik numunesinde) olurken en düşük sertlik ise 520.2 HV_{0.1} (100A+Kriyojenik numunesinde) olarak ölçülmüştür. 100A+Kriyojenik numunesinin sertlik değerlerinde diğer numunelere oranla daha yüksek dalgalanmalar tespit edilmiştir. Bu numunenin yüzeyden içeriye sertlik dağılımı incelendiğinde yüzeye yakın bölgelerde oldukça yüksek değerler tespit edilmişken geçiş bölgesine doğru sertlik değerleri azalmıştır. Bu durum numunede yüzey yakın yerlerde hızlı soğuma ile daha ince dendritler oluşmuşu ile açıklanabilir. Oluşan daha ince dendritler yüzeyde kaplamının sertliğini bir miktar daha artırmıştır. Geçiş bölgesine doğru gidildikçe kısmen daha yavaş soğuma ile dendritler kabalaşmış bu da sertlikte az bir düşüşe neden olmuştur.

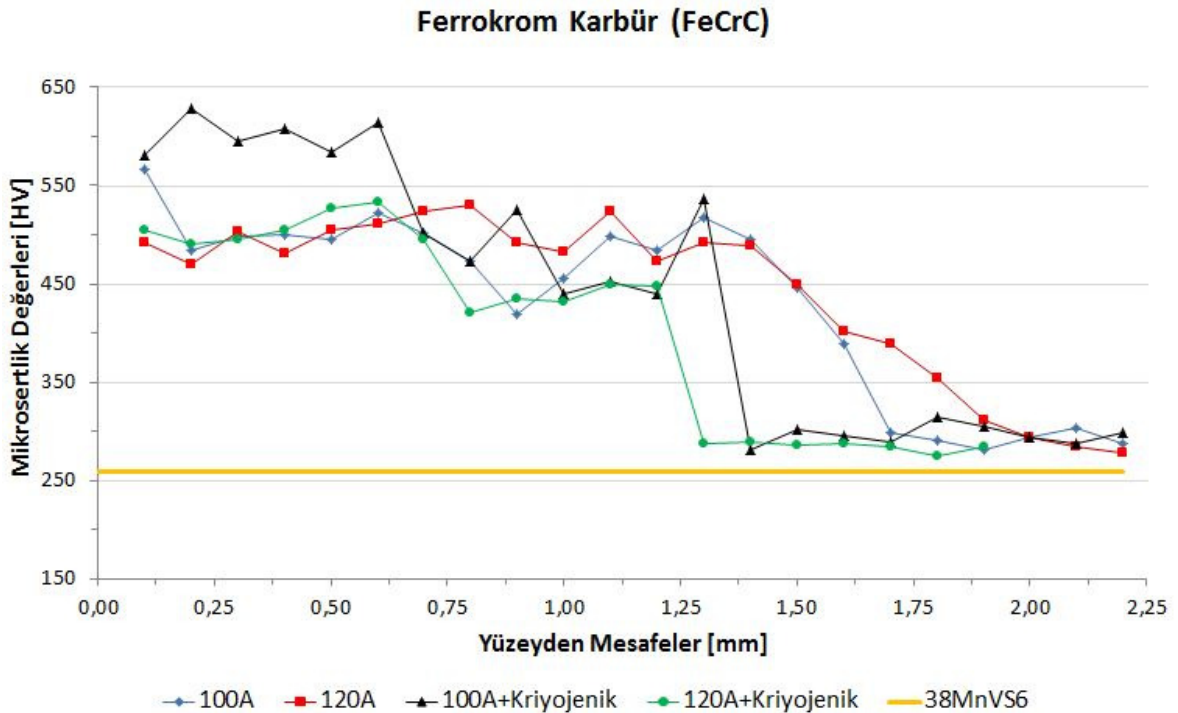


Şekil 8.25. SiC kaplamaların mikrosertlik dağılımı.

Yüzeyden içeriye doğru gidildikçe bütün numunelerde sertlikte azalmalar görülmektedir. Numunelerin sertlik değerleri geçiş bölgelerinde önemli derecede azalmıştır. Ancak geçiş bölgesinin sertliği mikroalaşımli altlık malzemenin sertliğinden daha fazladır. Sertlik değerlerinde yüzeyden içeriye doğru gidildikçe meydana gelen dalgalanmalar ve bazı noktalarda meydana gelen ani yükselmeler yer yer oluşan interdendritik farklı bileşimdeki karbürlerin etkisiyle olmaktadır. Ayrıca dendritik katılaşmadaki farklılıklar nedeniyle farklı bileşimdeki ve bu dendrit kollarının etrafında oluşan ötektik yapılar da sertlik değerlerinde değişikliklere neden olmaktadır. Kriyojenik işlemin numunelerin sertliğine önemli bir etkisi tespit edilememiştir. Bütün numuneler birbirine yakın sertlik değerlerine sahiptir.

Ferrokrom karbür ile kompozit kaplanmış numunelerin mikrosertlik ölçümlerine ait grafikler Şekil 8.26' da verilmiştir. Krom karbür (Cr_2C_3) kompozit kaplamalarla oldukça benzer özelliğe sahip ferrokrom karbür kaplamalarda da yüzey alaşımlandırma işlemi sonrasında mikroyapıda oluşan farklı Cr içerikli M_7C_3 karbürlerin etkisi ile numunelerin sertliklerinde ana malzemeye göre oldukça yüksek artışlar belirlenmiştir. Alaşımlandırma bölgesinde oluşan ortalama sertlik değeri yaklaşık 502 $HV_{0.1}$ olarak hesaplanmıştır. Bu

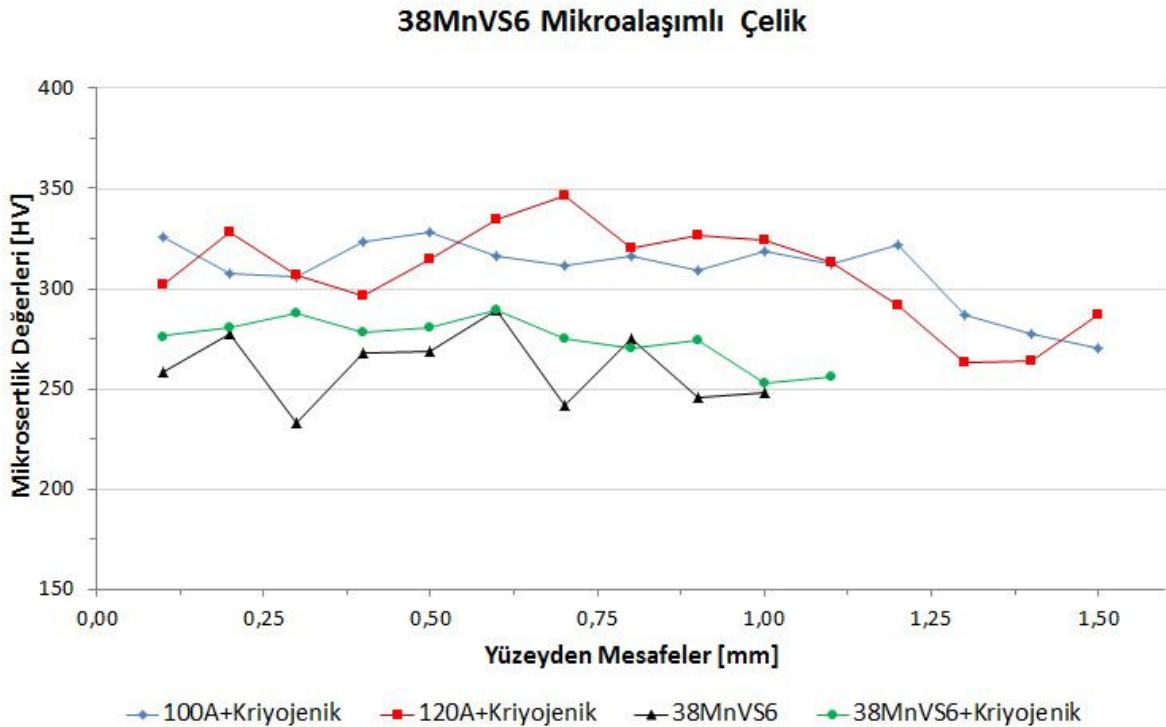
değer ana malzemenin sertliğinden (258 HV) oldukça yüksek değerlerdedir. Mikrosertlik ölçümü sonrasında alaşımlandırma bölgesinde en yüksek sertlik 629 HV_{0.1} (100A+Kriyojenik numunesinde) olurken, en düşük sertlik ise 419.1 HV_{0.1} (100A numunesinde) olarak ölçülmüştür. 100A+Kriyojenik numunesinin sertlik değerlerinde diğer numunelere oranla daha yüksek dalgalanmalar tespit edilmiştir. Bu durum, demir ve krom karbürlerin sertliklerinin krom ve diğer alaşım elementlerinin bileşik içerisindeki oranlarına bağlı olarak değişiminden kaynaklandığı düşünülmektedir. Yüzeiden içeriye doğru sertlikte azalmalar görülmektedir. Numunelerin sertlik değerleri geçiş bölgelerinde önemli derecede azalmıştır. Sertlik değerlerinde yüzeiden içeriye doğru gidildikçe meydana gelen dalgalanmalar ve bazı noktalarda meydana gelen ani yükselmeler yer yer oluşan martenzitin ve interdendritik farklı bileşimdeki karbürlerin etkisiyle olmaktadır. Ayrıca dendritik katılaşmadaki farklılıklarda sertlik değerlerinde değişikliklere neden olmaktadır. Kriyojenik işlemin numunelerin sertliğine önemli bir etkisi tespit edilememiştir. Bütün numuneler birbirine yakın sertlik değerlerine sahiptir. Aynı zamanda elde edilen sertlik değerleri krom karbür kaplamalarla oldukça benzerlik göstermektedir.



Şekil 8.26. FeCrC kaplamaların mikrosertlik dağılımı.

38MnVS6 mikroalaşımli çeliğine yapılan ısıl işlemler ile elde edilen mikrosertlik ölçümlerine ait grafikler Şekil 8.27' de verilmiştir. İşlemsiz mikroalaşımli çelik numune

üzerinde yapılan mikrosertlik ölçümleri sonucunda ortalama 260 HV_{0.1} sertlik değeri elde edilmiştir. Bu değer üretici firma değeri olan 258 HV değerine oldukça yakındır. Fabrika verilerine oldukça yakın elde edilen bu veriler sayesinde, sertlik ölçüm parametrelerinin uygun seçimiyle ölçüm hatalarının en aza indirildiği ve ölçüm cihazının kalibrasyonun yeterli olduğu sonucu ortaya çıkmıştır. Kriyojenik işlem uygulanmış numunenin sertlik değerlerinde işlemsiz numuneye göre ufak bir artış tespit edilmiştir. Bu durum mikroyapıda oluşan az miktardaki iğnesel martenzitin etkisidir. PTA kaynak yöntemi ile ısı girdisi uygulandıktan sonra kriyojenik işlem uygulanan numunelerin sertlik değerlerinde de oluşan iğnesel martenzitlerin etkisi ile bir miktar artış olmuştur. Ayrıca bu numunelerde yüzeyden içeriye doğru sertlik değerlerinde azalma meydana gelmiştir. Bu durum ısı işleminden etkilenen bölgenin numunenin iç yüzeylerine doğru gidildikçe daha yavaş soğumasından kaynaklanmaktadır. İşlemsiz mikroalaşımli çelik numunesinde sertlik değerleri dalgalanmalar göstermiştir. Isıl işlem uygulanmış numunelerde elde edilen mikroyapısal değişiklikler sayesinde sertlik değerlerindeki dalgalanmalar azalmıştır.



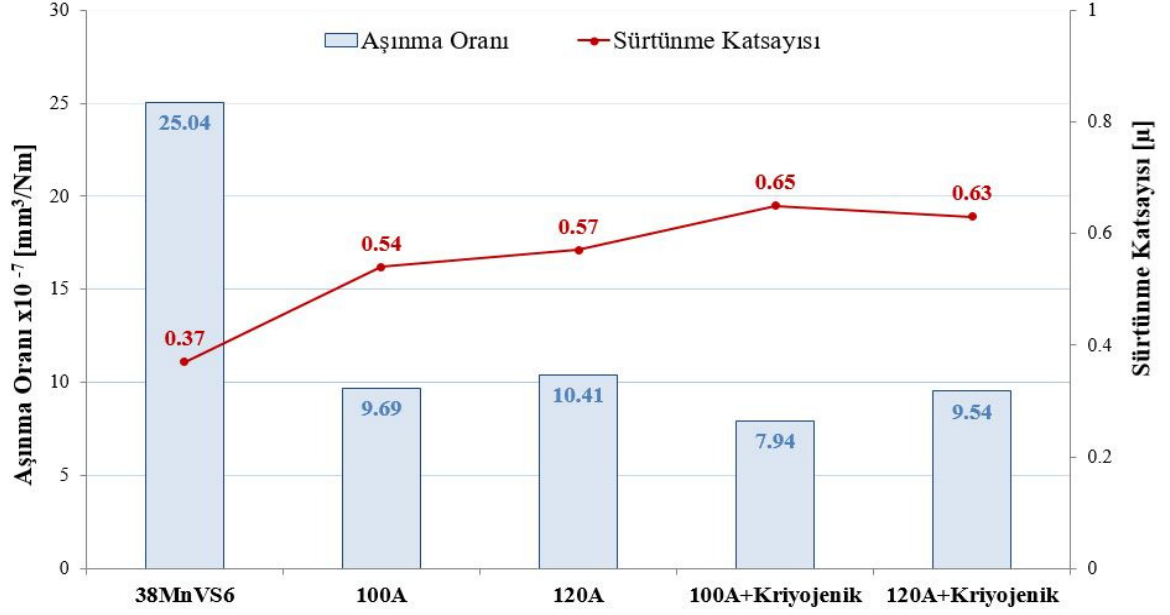
Şekil 8.27. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğinin mikrosertlik dağılımı.

8.4. Aşınma Deneyi Sonuçları

PTA yöntemi ile farklı karbür kaplama tozları kullanılarak yüzeyi alaşımlandırılmış 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin sürtünme aşınma davranışları bu bölümde açıklanmıştır. Kuru şartlarda WC aşındırıcı küreye karşı gerçekleştirilen aşınma deneyleri sırasında sürtünme katsayısı anlık olarak kaydedilmiştir. Aşınma sonrası oluşan kanalların yüzey pürüzlüğü ölçülmüş ve bu değerlerden aşınma oranları hesaplanmıştır. Ayrıca aşınma mekanizmalarını belirleyebilmek için aşınma kanallarına SEM ve EDS analizi yapılmıştır. Aşınma testi sonuçları her bir kaplama grubu için ayrı ayrı incelenip açıklanmıştır. Tüm kompozit kaplamalar işlem görmemiş 38MnVS6 mikroalaşımli çelik ile karşılaştırılmıştır. Ayrıca uygulanan ısı işlemlerle mikroalaşımli çelikte meydana gelen değişimleri belirlemek için bu çeliğe PTA ısı girdisi ve kriyojenik işlem uygulamaları yapılmıştır. Elde edilen sonuçlar alt başlıklarda açıklanmıştır.

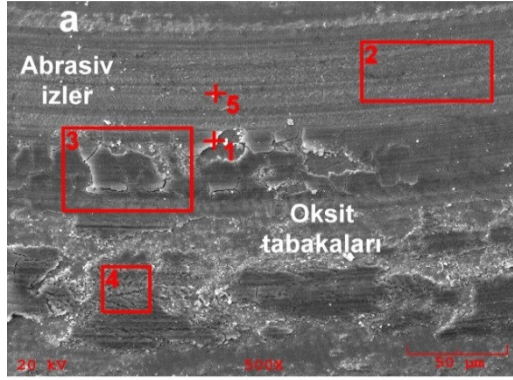
8.4.1. Krom karbür kaplamaların aşınma deneyi sonuçları

PTA yöntemiyle yüzeyi Cr_2C_3 tozu ile alaşımlandırılan numunelerin aşınma oranları ve ortalama sürtünme katsayıları Şekil 8. 28' de verilmiştir. Farklı akım değerlerinde (enerji girdilerinde) ve kriyojenik işlem uygulanan numunelerde sürtünme katsayısı açısından büyük farklar elde edilmemiştir. Tüm numunelerin ortalama sürtünme katsayısı değerleri ana malzemedan (0.37) yüksek değerde oluşmuştur. Bu numunelerde ortalama sürtünme katsayısı değerleri 0.54 - 0.65 arasında değişmektedir. İşlemsiz malzemenin düşük sürtünme katsayısı, temas yüzeyinde oluşan kalın demir oksitlerin yağlayıcı etkisi ve temas yüzeylerini azaltması ile ilgilidir. Aşınma testi sırasında yüzeyde oluşan bu kalın oksit tabakaları metal-metal temasını önleyerek sürtünme katsayısını düşürmüştür. Ancak artan aşınma mesafelerinde kırılarak yüzeyden ayrılmış ve aşınma oranını artırmıştır. Farklı PTA akımları ve DCT ile üretilen kompozit kaplama numunelerinde benzer sürtünme katsayısı değerleri tespit edilmiştir. Şekil 8.28 incelendiğinde aşınma oranları ana malzemeye göre yaklaşık 2.4 - 3.1 kat azalmaktadır. Bu sonuçlar, kompozit kaplamanın aşınma davranışlarını önemli derecede geliştirdiğini göstermektedir.

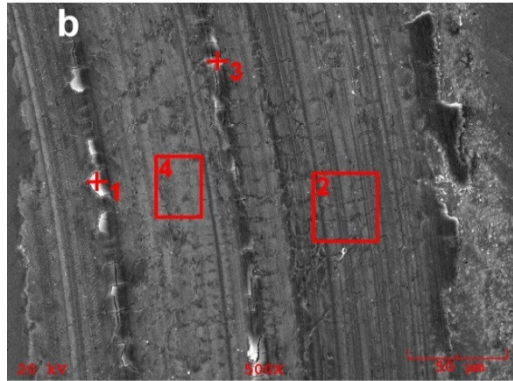


Şekil 8.28. Cr₂C₃ kaplamaların aşınma oranı ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri.

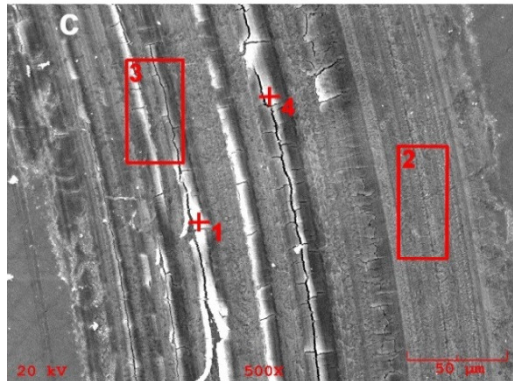
Cr₂C₃ kompozit kaplamaların tribolojik davranışlarını belirleyebilmek için aşınma kanalları SEM ve EDS analiziyle incelenmiştir (Şekil 8.29). Bu numunelerin aşınma yüzeyleri incelendiğinde abrasiv aşınma izleri ve oksit tabakaları görünmektedir. Bu nedenle aşınma kayıpları sert aşındırıcı kürenin mikro-kazıma ile yüzeyi aşındırması ve tribokimyasal reaksiyon sonrası oluşan oksitlerin yüzeyden uzaklaşması ile gerçekleşmiştir. Bu numunelerin EDS analizlerinde yüksek miktarda karşı cisimden gelen W elementi tespit edilmiştir. Bu durum aşınma sırasında sistemin yük ve aşınma direnci açısından kararlı olduğunu göstermektedir.



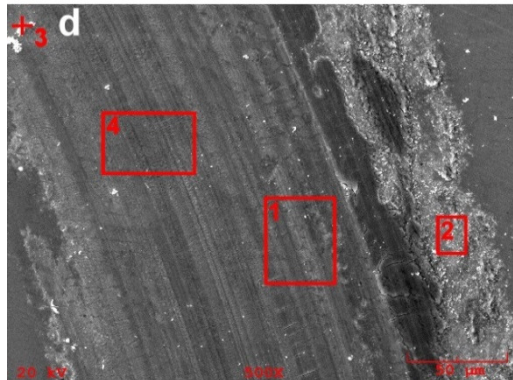
Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Nokta 1	Bölge 2	Bölge 3	Bölge 4	Nokta 5
C	0.000	0.000	0.000	0.658	0.000
O	7.292	7.366	3.348	9.893	4.758
Si	0.000	0.000	0.103	0.000	0.000
S	0.132	0.067	0.246	0.259	0.099
V	0.640	0.297	0.282	0.362	0.320
Cr	14.854	11.345	12.650	9.506	12.398
Mn	0.822	1.412	0.852	0.585	1.155
Fe	60.837	63.125	69.157	51.889	73.208
W	15.422	16.387	13.363	26.848	8.062
Toplam 100.000					



Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Nokta 1	Bölge 2	Nokta 3	Bölge 4
C	0.000	0.000	0.000	0.000
O	9.785	0.000	0.801	1.084
Si	0.246	0.181	0.000	0.024
S	0.019	0.191	0.024	0.188
V	0.225	0.285	0.238	0.208
Cr	8.275	10.732	18.369	9.159
Mn	1.327	1.310	0.962	0.757
Fe	63.593	81.056	75.392	83.612
W	16.530	6.245	4.216	4.968
Toplam 100.000				



Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Nokta 1	Bölge 2	Bölge 3	Nokta 4
C	0.995	0.000	0.000	0.760
O	7.859	4.686	2.233	13.531
Si	0.000	0.000	0.230	0.144
S	0.126	0.086	0.321	0.168
V	0.204	0.156	0.366	0.194
Cr	9.842	10.646	10.816	9.232
Mn	0.851	0.693	1.268	0.634
Fe	62.079	70.597	73.877	48.604
W	18.045	13.135	10.889	26.733
Toplam 100.000				

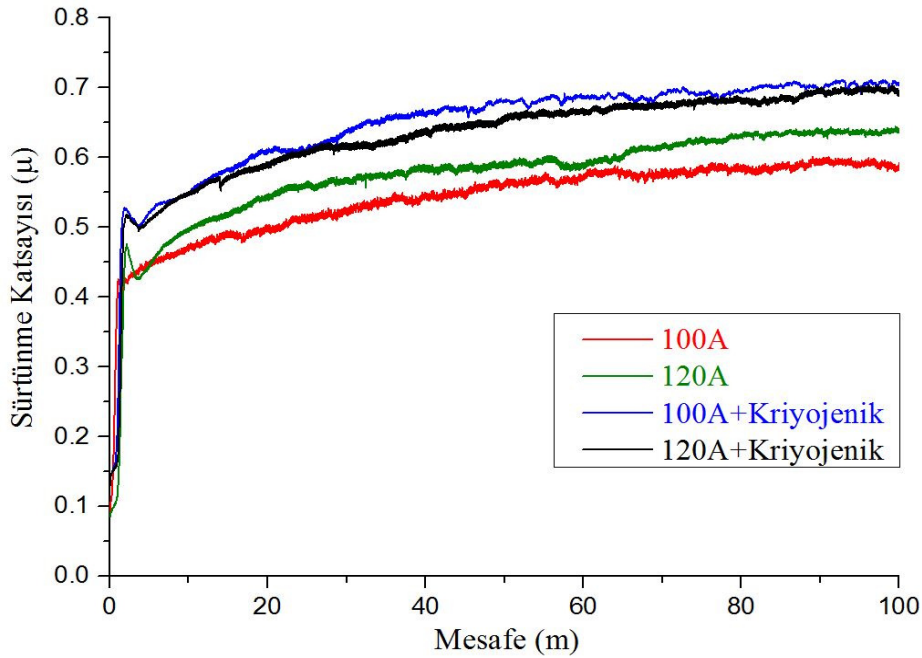


Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Bölge 1	Nokta 2	Nokta 3	Bölge 4
C	0.000	0.000	0.000	0.000
O	1.606	0.846	5.277	5.591
Si	0.000	0.109	0.371	0.000
S	0.213	0.100	0.057	0.230
V	0.205	0.330	0.108	0.158
Cr	9.678	10.716	9.410	8.125
Mn	0.627	1.077	0.888	1.484
Fe	75.590	78.365	72.830	64.428
W	12.081	8.458	11.061	19.983
Toplam 100.000				

Şekil 8.29. Cr₂C₃ kaplamaların aşınma kanallarının SEM ve EDS analizleri: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.

Yüzeyi PTA ile alaşımlandırılan numunelerin sürtünme katsayısı-aşınma mesafesi diyagramları Şekil 8.30' da verilmiştir. Kompozit kaplamaların aşınma yüzeylerinde

tribokimyasal reaksiyonlar ile Fe ve W içerikli oksit tabakaları oluşmuştur (Şekil 8.29). Bu oksit tabakaları artan aşınma mesafesinde parçalanarak yüzeyden ayrılmış ve temas ara yüzeyinde 3. cisim olarak abrasiv etkiye neden olmuştur. Numunelerin temas yüzeylerinde bulunan krom içerikli karbürler bu olumsuz etkiyi kısmen azaltmıştır. Ancak tribolojik sistem içerisinde hareketli bu aşınma partikülleri sürtünme katsayısını bir miktar arttırmıştır. Sürtünme katsayısı-aşınma mesafesi diyagramındaki görülen dalgalanmalar bu durumu göstermektedir. Örneğin 120A numunesinin sürtünme katsayısı-aşınma mesafesi diyagramında yaklaşık 60 ile 70 m mesafe arasındaki sürtünme değerlerindeki azalma bu numunenin yüzeyinde aşınma sırasında oluşan ve parçalanan oksit tabakaları ile açıklanabilir (Şekil 8.29-d).



Şekil 8.30. Cr₂C₃ kaplamaların sürtünme katsayısı-mesafe diyagramı.

Cr₂C₃ tozu ile alaşımlandırılan numuneler içerisinde en düşük sürtünme katsayısı $\mu=0.54$ değeri ile 100A' de PTA ile işlem gören numunede elde edilmiştir. Bu numunenin aşınma yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı ve EDS analizi incelendiğinde aşınma sırasında yüzeyde geniş bir bölgede Fe-W içerikli oksitlerin oluştuğu görülmektedir (Şekil 8.29-a Bölge 4). Yüzeyde alaşımlandırılan bölgenin hemen üzerinde oluşan bu oksitler metal-metal temas yüzeyini azaltmakta böylece sürtünme katsayısını azaltacak şekilde olumlu etki etmektedirler. Aşınma sırasında oluşan bu oksitlerin WC küre ile doğrudan temas ettiği analizlerdeki W elementi artışı ile açıkça görülmektedir. Aşınma sırasında oluşan bu

oksitlerin aşınma işleminin sonlarına doğru yüzeyden uzaklaşarak numunenin aşınma oranını kısmen arttırdığı düşünülmektedir. Bu numunenin yüzeyinden tabakalar halinde kırılarak uzaklaşan oksit tabakaları Şekil 8.29-a (Nokta 1)' da görülmektedir. En yüksek sürtünme katsayısı değerleri ise 100A+Kriyojenik numunesinde belirlenmiştir. Bu numunenin aşınmış yüzey SEM ve EDS analizi (Şekil 8.29-c) incelendiğinde diğer numunelere göre kısmen daha az miktarda oksit tabakalarının oluştuğu tespit edilmiştir. Bu nedenle diğer numunelere oranla sürtünme katsayısı kısmen artmıştır.

Kompozit kaplama numunelerinin dendritik α -(Fe-Cr) katı eriyiği arasındaki yüzeye dik yönlü sert M_7C_3 karbürleri mikroyapı incelemeleri sonucunda belirlenmiştir. Bu karbürlerin yüksek abrasiv aşınma direnci ve aşındırıcı küreden gelen tungsten ile oluşan oksitlerin yüzeyde oluşturduğu koruyucu tabaka aşınma miktarını büyük oranda azaltmıştır. W içerikli oksitlerin yağlayıcı olarak olumlu etkisi bilinmektedir (Lugscheider vd., 2000).

100A akım değerinde işlem gören numunenin aşınma yüzeyi SEM fotoğrafı ve EDS analizlerinde abrasiv aşınma çizgileri açıkça görülmektedir (Şekil 8.29-a). Bu numunenin mikroyapı incelemelerinde dendritik yapının ara bölgelerinde oluşan M_7C_3 karbürleri işlemsiz mikroalaşımli çeliğe göre aşınma direncini önemli ölçüde artırmıştır. Yüzeydeki aşınma direnci yüksek bu karbürlerle temas eden bölgelerde W elementi artışı (karşı cisimden gelen) ve bu elementin oluşturduğu güçlü oksitleri içeren geniş bir tabaka Şekil 8.29-a' da görülmektedir. Bu tungsten içerikli oksit tabakalarının artan aşınma mesafelerinde tekrarlı yüklerle çatlaması ve yüzeyden tek bir tabaka halinde ayrılması (delaminasyon) sonucunda aşınma oranını arttırmıştır. Yine bu bölgelerin gerçek temas alanını kısmen azaltması nedeniyle sürtünme katsayısında diğer numunelere göre bir miktar azalma elde edilmiştir. 120A akım değerinde işlem gören numune içinde benzer aşınma sürtünme davranışları elde edilmiştir. Bu numunenin SEM yüzey fotoğrafında (Şekil 8.29-b) yine abrasiv aşınma çizgileri ve karşı cisimden gelen W ile oluşan transfer bölgesi görülmektedir. Bu numunenin kısmen yüksek ısı girdisi nedeniyle mikroyapısında oluşan α -(Fe-Cr) katı çözeltileri dendrit yapıdan uzaklaşarak daha globular bir yapıya yönelmiştir. Bu durum interdendritik bölgede oluşan karbürlerinin miktarını azaltarak abrasiv aşınma direncini düşürmüştür. SEM yüzey fotoğrafında görülen tekerlek izlerine benzer oksit içerikli yüzey yapısı karşı cisme gösterilen abrasiv direnci göstermektedir.

100A ve 120A' de işlem gören numunelerin genel aşınma mekanizması abrasiv ve oksidatif aşınmadır.

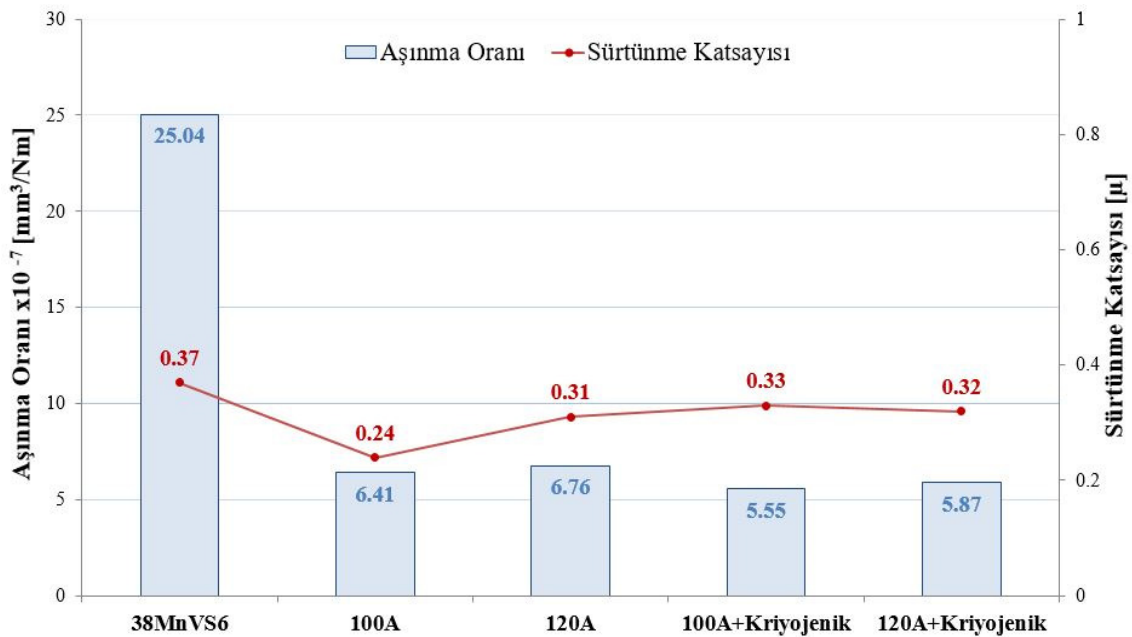
100A+Kriyojenik numunesi en düşük aşınma miktarını (7.94×10^{-7} mm³/N/m) göstermiştir. Bu numunenin mikroyapı incelemeleri sonucunda kriyojenik işlem ile oluşan ikincil ince karbürler sayesinde en yüksek karbür miktarına sahip olduğu tespit edilmiştir. Bu sert M₇C₃ karbürleri sayesinde numunenin abrasiv aşınma direnci büyük oranda artmıştır. Aynı zamanda oluşan ince karbürler daha homojen bir karbür dağılımı sağladığı için numunenin yük taşıma kabiliyetini artırmıştır. Homojen karbür dağılımı temas noktalarında, aşındırıcı karşı cisme karbürlerin denk gelmesi olasılığını artırır. Bu durum abrasiv etkiye olumlu katkı sağlar. Bu numunenin aşınma yüzeyi SEM fotoğrafı (Şekil 8.29-c) incelendiğinde diğer numunelere oranla kısmen az miktarda W içerikli oksit tabakası görülmektedir. Bu durum sürtünme katsayısını artırmıştır. Ancak oluşan bu oksit tabakaları diğer numunelere göre daha ince yapıdadır. Bu numunede, bu nedenle oluşabilecek oksidatif aşınma diğer numunelere göre kısmen azalmıştır. Numunenin ince karbürlerin yüksek aşınma direnci, homojen karbür dağılımı ve aşınma sırasında oluşan ince oksitlerin koruyucu etkisi bu numunenin aşınma direncine büyük katkı sağlamıştır. Bu numuneye benzer sonuçlar 120A+Kriyojenik numunesinde de görülmektedir. 120A+Kriyojenik numunesinin SEM ve EDS analizi incelendiğinde yüzeyde mikro-kazıma mekanizmasının neden olduğu abrasiv izler ve ince oksit tabakaları görülmektedir. Bu numunedeki 100A ile işlem yapılan numuneye göre yüksek ısı girdisi interdendrit bölgenin azalmasına neden olmuştur. Bu nedenle, 100+Kriyojenik numunesine oranla daha az miktarda M₇C₃ karbürü içerdiği için abrasiv aşınma direnci bu numuneden bir miktar düşüktür. Ancak kriyojenik işlem uygulanmamış 120A numunesine göre aşınma oranı düşüktür. Aşınma oranındaki bu azalma, kriyojenik işlem sonucu oluşan ince karbür yapılarının abrasiv aşınma direncini geliştirmesi ve daha homojen karbür dağılımı sağlaması ile açıklanabilir.

100A ve 120A numunelerin aşınma oranları kriyojenik işlem uygulanmış numunelere göre yüksek (9.69 ve 10.41×10^{-7} mm³/N/m) çıkmıştır. Bu sonuç kriyojenik işlemin kompozit kaplama tabakasının aşınma direncini artırdığını göstermektedir. 100A+Kriyojenik numunesinde kriyojenik işlem aşınma direncini yaklaşık %18 oranında arttırmıştır. Benzer şekilde, 120A+Kriyojenik numunesinde kriyojenik işlem aşınma

direncini yaklaşık %8.5 oranında arttırmıştır. Bu sonuç, 100A ile işlem yapılan numunede kriyojenik işlemin daha etkili olduğunu göstermektedir. Bu durum, 100A numunesinde yeni ince karbürlerin oluşabilmesi için gerekli interdendritik bölge miktarının fazla olmasının bir sonucudur. Cr_2C_3 kompozit kaplamalarda kriyojenik işlem oluşan ikincil ince karbürler ve homojen karbür dağılımı sayesinde numunelerin aşınma direncini arttırmıştır.

8.4.2. Titanyum karbür kaplamaların aşınma deneyi sonuçları

Titanyum karbür kompozit kaplamaların aşınma oranları ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri Şekil 8.31' de verilmiştir. Kuru kayma test koşullarında, TiC kompozit kaplamalar 38MnVS6 çeliğinden daha iyi tribolojik davranış göstermiştir. Kompozit kaplama numunelerinin ortalama sürtünme katsayısı değerleri, deney koşullarında 0.24 ile 0.33 arasında değişmektedir ve bu değerler 38MnVS5 mikroalaşımli çeliğinin ortalama sürtünme katsayısı (0.37) değerinden düşüktür. Farklı PTA akımları ve kriyojenik işlem uygulanmış kompozit kaplama numunelerinde benzer ortalama sürtünme katsayısı değerleri tespit edilmiştir. TiC kompozit kaplamalarının aşınma oranı, mikroalaşımli çelik altlık malzemeden oldukça düşüktür. Aşınma oranı, mikroalaşımli çelik altlık malzemede $25.04 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{N/m}$ olarak tespit edilmiştir. TiC kompozit kaplamalar ile aşınma oranı 3.7 - 4.5 kat azaltılmıştır. Bu sonuçlar, önemli derecede geliştirilmiş tribolojik davranışın demir matrisinde oluşan TiC parçacıklarının neden olduğuna işaret etmektedir.

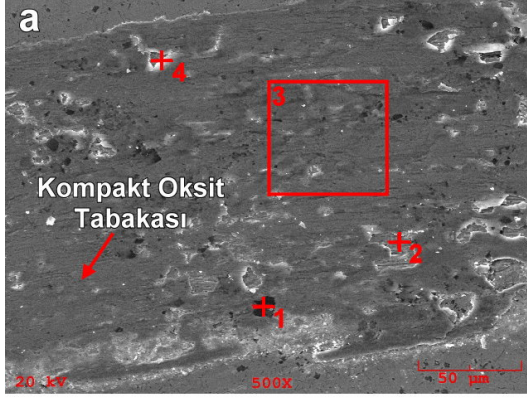


Şekil 8.31. TiC kaplamaların aşınma oranı ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri.

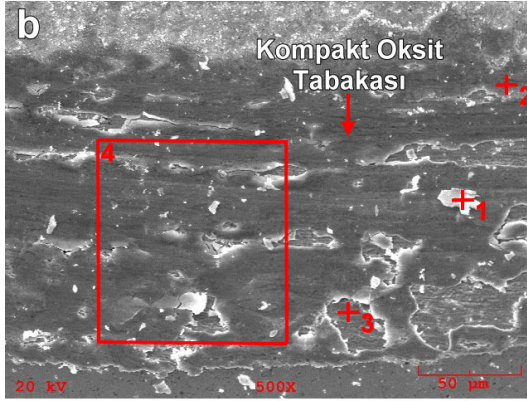
TiC kompozit kaplamaların tribolojik davranışlarını belirlemek için aşınma kanallarının SEM ve EDS analizleri yapılmıştır (Şekil 8.32). Numunelerin aşınmış yüzeylerinin incelenmesinde abrasiv aşınma izleri ve oksit tabakaları tespit edilmiştir. Bu nedenle, aşınma kayıplara, temas noktalarında mikro-kazıma mekanizmasının ve tribokimyasal reaksiyonlarla yüzeyden ayrılan oksit tabakalarının neden olduğu belirlenmiştir. Aşınmış yüzeylerin EDS analizleri, kuru kayma test koşullarında aşındırıcı karşı cisimden gelen tungstenin belirgin bir şekilde arttığını belirlenmiştir. Bu durum aşınma sırasında sistemin yük ve aşınma direnci açısından kararlı olduğunu göstermektedir.

TiC kompozit kaplamalarda sürtünme katsayısı, aşındırıcı olarak kullanılan WC kürenin TiC ile teması sonucu azalmıştır. Kompozit kaplama numunelerinde benzer ortalama sürtünme değerleri tespit edilmesine karşın, Şekil 8.33' te görüldüğü gibi sürtünme davranışı farklılaşmıştır. En düşük sürtünme değeri ($\mu = 0.24$) 100A numunesinde ölçülmüştür. Bu numunenin aşınmış yüzeyinin EDS spektrumu (Şekil 8.32-a) incelendiğinde, ince kompakt bir oksit tabakasının oluştuğunu belirlenmiştir. Kuru kayma aşınması test şartlarında numune yüzeyinde üretilen bu oksit tabakaları, metal-metal temasını önleyerek sürtünme katsayısını düşürmüştür.

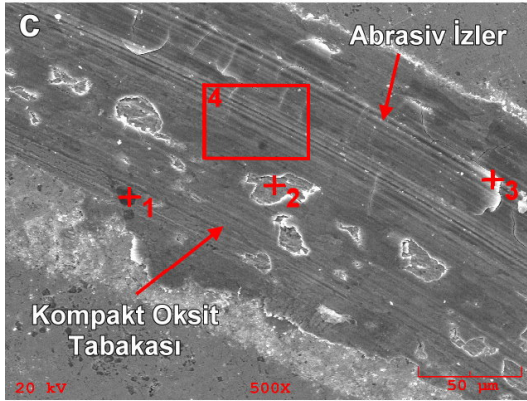
120A numunesinde sürtünme katsayısı değerleri önemli dalgalanmalar göstermiştir. Bu numunede, aşınma mesafesi arttıkça zayıf oksit tabakaları parçalanarak yüzeyden ayrılmış ve sürtünme katsayısı artmıştır. Kriyojenik işlem uygulanmış numunelerde sürtünme değerleri küçük dalgalanmalar göstermiştir. Bu numunelerin SEM ve EDS analizleri incelendiğinde (Şekil 8.32-c and 8.32-d) aşınmış yüzeylerde kompakt oksit tabakaları belirlenmiştir. Kuru kayma testi sırasında numune yüzeylerinde üretilen bu oksit tabakaları, artan aşınma mesafelerinde yüzeyden kırılarak ayrılamamıştır. Kompakt oksit katmanları, metal-metal temasını önleyerek sürtünme katsayısını azaltmıştır.



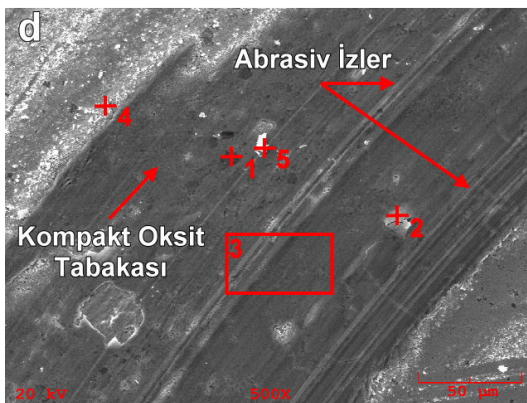
Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Nokta 1	Nokta 2	Bölge 3	Nokta 4
C	3.444	0.000	0.000	0.000
O	0.000	4.540	3.184	4.778
Si	0.349	0.000	0.000	0.000
S	0.105	0.107	0.264	0.112
Ti	86.731	1.021	3.851	1.625
V	0.387	0.079	0.168	0.410
Mn	0.451	1.502	1.358	1.479
Fe	5.322	89.520	79.552	83.378
W	3.210	3.231	11.624	8.219
Toplam 100.000				



Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Bölge 4
C	0.000	5.494	0.000	0.000
O	12.191	0.000	0.266	7.114
Si	0.000	0.000	0.062	0.000
S	0.024	0.070	0.000	0.153
Ti	1.351	87.649	0.472	1.616
V	0.248	0.487	0.354	0.279
Mn	1.163	0.271	0.959	0.904
Fe	60.656	3.482	95.313	78.432
W	24.367	2.547	2.575	11.502
Toplam 100.000				

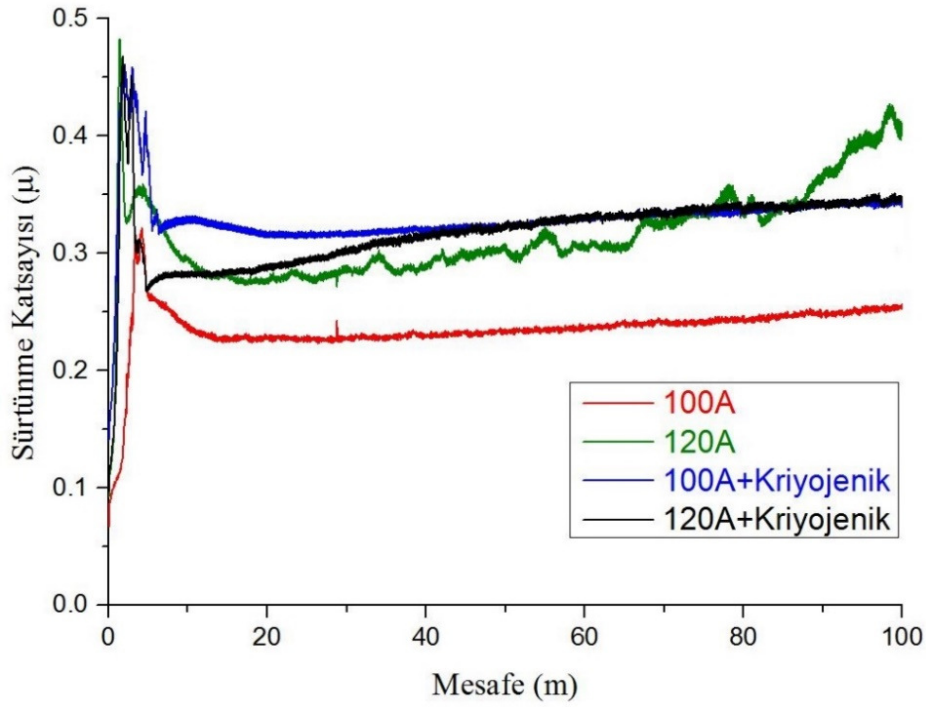


Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Bölge 4
C	4.257	0.000	0.000	0.151
O	0.000	7.468	16.013	10.303
Si	0.027	0.114	0.000	0.453
S	0.191	0.072	0.068	0.180
Ti	90.338	2.903	2.250	2.679
V	0.352	0.328	0.125	0.228
Mn	0.429	1.765	1.321	0.881
Fe	2.090	81.571	71.037	76.661
W	2.316	5.778	9.187	8.463
Toplam 100.000				



Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Nokta 1	Nokta 2	Bölge 3	Nokta 4	Nokta 5
C	0.000	1.296	0.000	3.199	0.882
O	14.486	8.817	9.088	19.209	11.313
Si	0.141	0.365	0.000	0.431	0.000
S	0.082	0.229	0.154	0.042	0.148
Ti	70.658	3.774	3.046	23.541	3.953
V	0.291	0.294	0.343	0.797	0.028
Mn	0.326	1.403	1.326	0.509	1.079
Fe	8.673	72.772	74.670	47.678	62.369
W	5.343	11.051	11.374	4.594	20.229
Toplam 100.000					

Şekil 8.32. TiC kaplamaların aşınma kanallarının SEM ve EDS analizleri: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.



Şekil 8.33. TiC kaplamaların sürtünme katsayısı-mesafe diyagramı.

Numunelerin temel aşınma mekanizmaları abrasiv ve oksidatif aşınmadır. Kuru kayma şartlarında kendiliğinden oluşan Fe ve W içeren triboksitler metal-metal temasını engelleyerek sürtünme katsayısını azaltmıştır. Aşınma testlerinde, altlık malzemede kalın oksit tabakaları oluşurken, TiC kompozit kaplama numunelerinde ince kompakt oksit tabakaları oluşmuştur. Bu triboksitler kuru kayma testleri sırasında doğrudan aşındırıcı karşı cisim (WC) ile temas etmiştir. Aşınma deneylerinde, oksit tabakaları artan aşınma mesafelerinde kırılarak tribokimyasal reaksiyonlarla yüzeyden ayrılmıştır ve delaminasyon bölgeleri oluşmuştur. Yüzeyden ayrılan oksit tabakaları partiküller veya tabakalar şeklinde reaksiyon ürünleri oluşturmuş ve bunlar aşınma testi sırasında temas yüzeyleri arasında kalmıştır. Ara yüzeyde hareket eden bu üçüncü cisimler, tribolojik sistemin aşınmasını şiddetlendirmiştir. Yüzeydeki kayan oksitler aşınmış yüzeylerin EDS analizlerinde (Şekil 8.32-b, Nokta 1) tespit edilmiştir. Ayrıca, yüzeylere tamamen bağlanmamış ve temas yüzeylerinde hareketli oksit kalıntıları, aşınma testleri sırasında yüzey yorulmalarına da neden olmuştur.

Abrasiv aşınma, farklı sertlik değerlerine sahip tribolojik elemanların temasında gerçekleşir. Sert tribolojik eleman daha yumuşak olan yüzeye bastırıldığında, yüzeyde kanallar ve çizikler oluşur. Kuru kayma testinde, sert WC aşındırıcı küre, Şekil 8.32' de

görüldüğü gibi numunelerin yüzeyinde aşınma kanalları ve abrasiv izler oluşturmuştur. Mikro-kazıma mekanizması, aşınmanın başlıca nedenidir. Mikro-kazıma mekanizması nedeniyle yumuşak demir matrisi ve bir miktar TiC aşınma kanalının kenarına yığılmıştır. Bu sonuçlar, aşınmış yüzeyin enine kesitinden ve EDS analizinden tespit edilmiştir (Şekil 8.32-d, Nokta 4). Sert karbürlerin yüksek abrasiv aşınma direnci ve triboksitlerin oluşturduğu koruyucu tabakaların aşınma direncini önemli ölçüde arttırdığı ve sürtünme katsayısını düşürdüğü bilinmektedir. Özellikle, W içerikli oksitler iyi tribolojik performansa sahiptir (Lugscheider vd., 2000). PTA kompozit kaplama katmanlarındaki sert TiC karbürler sayesinde numunelerin aşınma direncini önemli derecede artmıştır. Yüksek miktarda titanyum ve karbon elementleri içeren bu karbürler Şekil 8.32' te (a-Nokta 1, b-Nokta 2, c-Nokta 1 ve d-Nokta 1) görülmektedir.

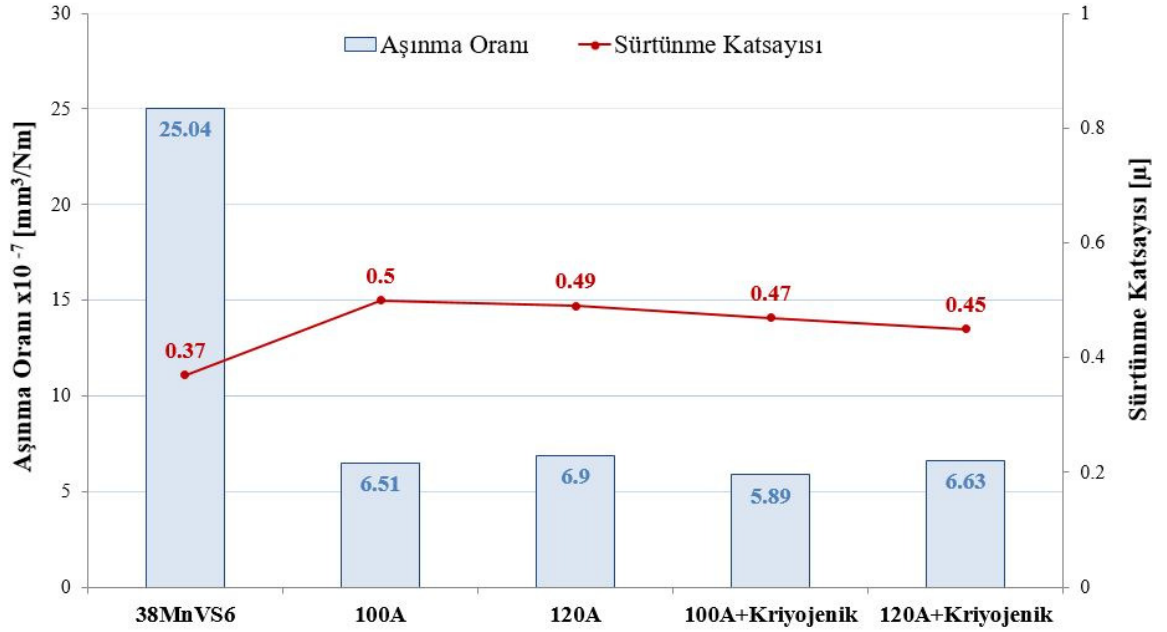
100A numunesinde, 38MnVS6 alt katmana kıyasla çok daha düşük bir aşınma oranı hesaplanmıştır. Aşınma testi sırasında, aşınma mesafelerinin artmasıyla matris tarafından desteklenen bu numunenin aşınmış yüzeyinde W ve O içeren geniş bir oksit tabakası bulunmuştur (Şekil 8.32-a). Bu ince kompakt oksit tabakaları yüzeyden ayrılmadan kalması veya az miktarda ayrılması aşınma etkilerini azaltmıştır. Bu numunelerin mikroyapı incelemelerinde, kübik TiC ve erimeyen TiC tespit edilmiştir. Bu sert karbürler aşınma testleri sırasında temas noktasındaki abrasiv etkiyi önemli ölçüde azaltmıştır. Karbürlerin aşınma direnci ve koruyucu, kompakt ve ince oksitler, bu numunenin aşınma direncine önemli miktarda arttırmıştır. 120A numunesinde benzer aşınma ve sürtünme davranışları gözlemlenmiştir. Bu numunenin SEM görüntüsünde abrasiv izler ve W ve O tarafından oluşturulan oksit tabakaları görülmektedir (Şekil 8.32-b). Bu numunenin mikroyapı muayenesinde, 100A numunesine oranla daha az miktarda karbür içermektedir. Bu sonuç, 100 amper akım değeriyle üretilen kompozit kaplamalardaki yüksek karbür yoğunluğunun erimemiş TiC bölgelerinden kaynaklandığını göstermektedir. 120A akımında yüksek enerji girişi nedeniyle erimiş ve çözülmüş TiC miktarı artmış ve aşınma testi sırasında temas noktasında ki karbür yoğunluğu azalmıştır. Bu durum, 120A numunesinin 100A numunesinden biraz daha yüksek aşınma oranına sahip olmasına neden olmuştur. Buna ek olarak, temas noktalarındaki yüzeylerden kopmuş oksit parçacıkları 100A numunesine kıyasla aşınma oranını arttırmıştır. 120A numunenin sürtünme aşınma mesafe diyagramındaki (Şekil 8.33) dalgalanmalar, tribolojik sistemde yer alan bu 3 cisimli abrasiv aşınma partikülleri nedeniyle oluşmuştur.

100A+Kriyojenik ve 120A+Kriyojenik numunelerinin aşınma oranları (sırasıyla, 5.55 ve 5.87×10^{-7} mm³/N/m) 100A ve 120A numunelerine göre daha düşük olarak hesaplanmıştır. 100A+Kriyojenik numunesinde, en düşük aşınma oranını (5.55×10^{-7} mm³/N/ m) belirlenmiştir. EDS spektrumu incelendiğinde (Şekil 8.32-c), W ve O içeren ince kompakt oksit tabakaları tespit edilmiştir. 100A numunesine benzer şekilde, bu oksit tabakaları tribolojik davranışları geliştirmiştir. Bu numunenin mikroyapı incelemelerinde, en yüksek karbür miktarının kübik, erimemiş olmayan TiC ve özellikle ikincil ince TiC' den kaynaklandığı belirlenmiştir. 100A PTA işlem parametresiyle kaplanan numuneler, düşük ısı girdisi nedeniyle daha fazla erimemiş TiC içermektedir. Kompozit kaplama tabakalarında DCT muamelesinden sonra, kaba ergimemiş karbürlerden ikincil ince karbür oluşmuştur. Bu nedenle, 100A+Kriyojenik numunesi yüksek miktarda ince TiC ve en homojen karbür dağılımına sahiptir. Bu ince TiC, kompozit kaplamalarda daha homojen bir karbür dağılımını sağladığı için aşınma testi esnasında temas noktalarında karbür miktarını arttırmıştır. Kuru kayma testinde, temas noktasındaki karbür miktarı abrasiv aşınma için çok önemlidir. Bu numunede, yüzey üzerinde DCT işlemi ile oluşturulan ince karbürler aşınma oranını yaklaşık %14 azaltmıştır. TiC karbürlerin yüksek aşınma direnci, ince karbürlerden dolayı daha homojen karbür dağılımı ve sıkıştırılmış oksit tabakaları bu numunenin en yüksek aşınma direncine sahip olmasını sağlamıştır. 120A+Kriyojenik numunesinin aşınma testlerin sonuçları, 100A+Kriyojenik numunesinin sonuçlarına oldukça benzerdir. Kübik, erimemiş ve ikincil ince TiC karbürlerin yüksek aşınma direnci, ince karbürlerden dolayı daha homojen karbür dağılımı ve W ile O içeren kompakt oksit tabakaları, bu numuneye ikinci en yüksek aşınma direncini sağlamıştır. Bu numunede, DCT işlemi ile oluşturulan ince karbürler sayesinde aşınma direnci yaklaşık %13 oranında artmıştır. DCT işlemlerinden sonra, enerji girişi daha az olan numunelerin ikincil ince karbürleri miktarının daha yüksek olduğu ve daha iyi tribolojik performansa sahip oldukları belirlenmiştir. DCT işlemi ile numunelerin aşınma direnci, ikincil ince karbürlerin oluşumu ve daha homojen karbür dağılımını sayesinde yaklaşık %13 ile %14 oranında artmıştır.

8.4.3. Silisyum karbür kaplamaların aşınma deneyi sonuçları

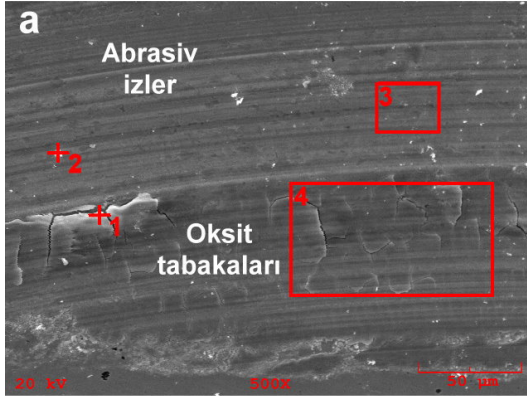
SiC kompozit kaplamaların aşınma oranları ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri Şekil 8. 34' te verilmiştir. Farklı PTA akımları ve DCT ile üretilen kompozit

kaplama numunelerinde benzer sürtünme katsayısı değerleri tespit edilmiştir. Tüm numunelerin ortalama sürtünme katsayısı değerleri ana malzemeden (0.37) yüksek değerde oluşmuştur. Bu numunelerde ortalama sürtünme katsayısı değerleri 0.45 - 0.5 arasında değişmektedir. İşlemsiz malzemenin düşük sürtünme katsayısı temas yüzeyinde oluşan demir oksitler ile ilgilidir. Şekil 8.34 incelendiğinde aşınma oranları ana malzemeye göre yaklaşık 3.6 - 4.3 kat azalmaktadır. Bu sonuçlar, kompozit kaplamanın aşınma davranışlarını önemli derecede geliştirdiğini göstermektedir.

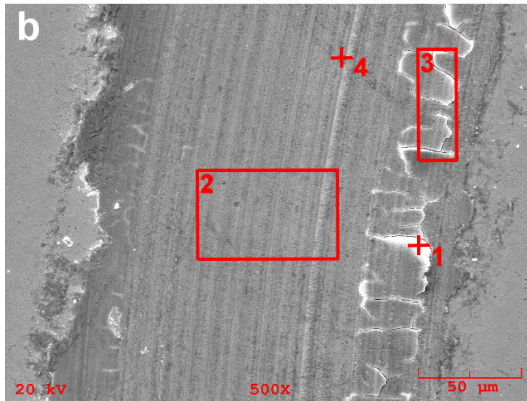


Şekil 8.34. SiC kaplamaların aşınma oranı ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri.

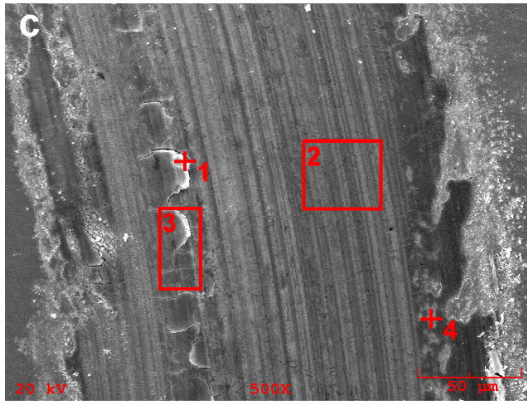
SiC kompozit kaplamaların tribolojik davranışlarını belirleyebilmek için aşınma kanalları SEM ve EDS analiziyle incelenmiştir (Şekil 8.35). Bu numunelerin aşınma yüzeyleri incelendiğinde abrasiv aşınma izleri ve oksit tabakaları görülmektedir. Bu nedenle aşınma kayıpları sert aşındırıcı kürenin mikro-kazıma ile yüzeyi aşındırması ve tribokimyasal reaksiyon sonrası oluşan oksitlerin yüzeyden uzaklaşması ile gerçekleşmiştir. Bu numunelerin EDS analizlerinde yüksek miktarda karşı cisimden gelen W elementi tespit edilmiştir. Bu durum aşınma sırasında sistemin yük ve aşınma direnci açısından kararlı olduğunu göstermektedir.



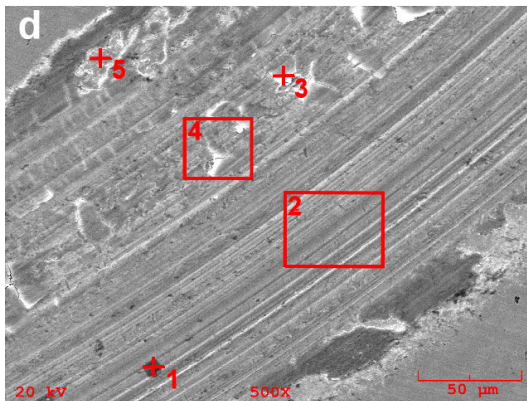
Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Nokta 1	Nokta 2	Bölge 3	Bölge 4
C	0.249	0.000	0.818	0.000
O	6.033	2.098	4.423	12.910
Si	2.145	4.203	4.089	1.734
S	0.201	0.044	0.125	0.236
V	0.243	0.344	0.145	0.289
Mn	1.043	1.479	1.605	1.133
Fe	62.929	87.199	83.568	61.135
W	27.157	4.634	5.227	22.565
Toplam 100.000				



Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Nokta 1	Bölge 2	Bölge 3	Nokta 4
C	5.357	0.340	2.277	1.329
O	9.116	4.115	13.885	9.292
Si	1.505	3.663	1.202	1.830
S	0.175	0.214	0.138	0.148
V	0.297	0.236	0.185	0.313
Mn	0.955	1.363	0.782	1.708
Fe	51.316	85.108	55.760	66.902
W	31.279	4.961	25.772	18.478
Toplam 100.000				



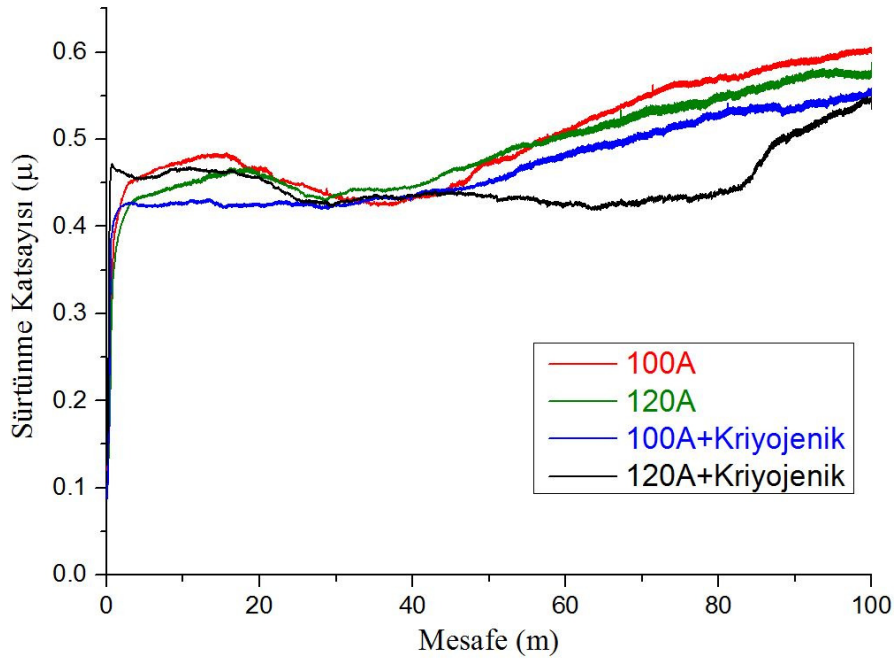
Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Nokta 1	Bölge 2	Bölge 3	Nokta 4
C	1.722	0.000	0.747	0.701
O	8.163	3.043	10.121	3.346
Si	3.321	3.816	1.742	4.077
S	0.136	0.065	0.193	0.101
V	0.424	0.131	0.379	0.255
Mn	1.441	1.584	0.948	1.369
Fe	70.130	88.384	63.145	86.424
W	14.663	2.976	22.725	3.726
Toplam 100.000				



Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Nokta 1	Bölge 2	Nokta 3	Bölge 4	Nokta 5
C	6.833	1.007	0.000	0.925	2.077
O	2.359	2.785	11.061	7.880	0.000
Si	3.144	3.681	1.610	2.300	2.086
S	0.153	0.220	0.176	0.125	0.019
V	0.310	0.193	0.285	0.212	0.604
Mn	1.158	1.575	0.997	1.614	2.481
Fe	83.810	88.640	62.690	77.526	90.612
W	2.232	1.900	23.180	9.417	2.119
Toplam 100.000					

Şekil 8.35. SiC kaplamaların aşınma kanallarının SEM ve EDS analizleri: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.

Yüzeyi PTA ile alaşımlandırılan numunelerin sürtünme katsayısı-aşınma mesafesi diyagramları Şekil 8.36' da verilmiştir. Kompozit kaplamaların aşınma yüzeylerinde tribokimyasal reaksiyonlar ile Fe ve W içerikli oksit tabakaları oluşmuştur (Şekil 8.36). Bu oksit tabakaları artan aşınma mesafesinde parçalanarak yüzeyden ayrılmış ve temas ara yüzeyinde 3. cisim olarak abrasiv etkiye neden olmuştur. Numunelerin temas yüzeylerinde bulunan silisyum içerikli karbürler bu olumsuz etkiyi kısmen azaltmıştır. Ancak tribolojik sistem içerisinde hareketli bu aşınma partikülleri sürtünme katsayısını bir miktar arttırmıştır. Sürtünme katsayısı-aşınma mesafesi diyagramındaki görülen dalgalanmalar bu durumu göstermektedir. 100A, 120A ve 100A+Kriyojenik numunelerinin sürtünme katsayısı değerleri 40m aşınma mesafesinden sonra artış göstermiştir. Benzer şekilde 120A+Kriyojenik numunesinde 85m aşınma mesafesinden sonra sürtünme katsayısı değerlerinde artış tespit edilmiştir. Bu artışlar kırılan oksit tabakaları ile metal-metal temasının başlaması ve kırılan oksit tabakalarının neden olduğu aşınma partikülleri ile açıklanabilir. 120A+Kriyojenik numunesinde daha uzun aşınma mesafelerinde oksit tabakalarının kırılması, bu numunede oluşan oksitlerin bir miktar daha kalın olduğunu göstermektedir. Bu nedenle kompozit kaplamalar arasında en düşük ortalama sürtünme katsayısı değeri (0.45) bu numunede ölçülmüştür. Bu numunenin aşınma yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı ve EDS analizi incelendiğinde aşınma sırasında yüzeyde geniş bir bölgede Fe-W içerikli oksitlerin oluştuğu görülmektedir (Şekil 8.35-d Bölge 4). Yüzeyde alaşımlandırılan bölgenin hemen üzerinde oluşan bu oksitler metal-metal temas yüzeyini azaltmakta böylece sürtünme katsayısını azaltacak şekilde olumlu etki etmektedirler. Aşınma sırasında oluşan bu oksitlerin WC küre ile doğrudan temas ettiği analizlerdeki W elementi artışı ile açıkça görülmektedir. Aşınma sırasında oluşan bu oksitler artan aşınma mesafelerinde yüzeyden ayrılarak numunenin aşınma oranını kısmen arttırdığı düşünülmektedir. En yüksek sürtünme katsayısı değerleri ise 100A numunesinde belirlenmiştir. Bu numunenin aşınmış yüzey SEM ve EDS analizi (Şekil 8.35-a) incelendiğinde oluşan oksit tabakalarının diğer numunelere göre kısmen daha önce kırılarak yüzeyden ayrılma eğilimi gösterdiği söylenebilir. Bu nedenle diğer numunelere oranla sürtünme katsayısı bir miktar artmıştır.



Şekil 8.36. SiC kaplamaların sürtünme katsayısı-mesafe diyagramı.

SiC kompozit kaplama numunelerinin interdendritik bölgelerinde sert silisyum karbür ve demir karbür bileşikleri mikroyapı incelemeleri sonucunda belirlenmiştir. Bu karbürlerin yüksek abrasiv aşınma direnci ve aşındırıcı küreden gelen tungsten ile oluşan oksitlerin yüzeyde oluşturduğu koruyucu tabaka altlık malzemeye göre aşınma oranını büyük oranda azaltmıştır. Tungsten içerikli oksitlerin yağlayıcı etkisi bilinmektedir (Lugscheider vd., 2000). 100A numunesinin aşınma yüzeyi SEM fotoğrafı ve EDS analizlerinde abrasiv aşınma izleri ve oksit tabakaları açıkça görülmektedir (Şekil 8.35-a). Bu numunenin mikroyapı incelemelerinde interdendrit bölgelerinde oluşan silisyum ve demir karbürleri, altlık mikroalaşımli çeliğe göre aşınma direncini önemli ölçüde artırmıştır. Yüzeydeki aşınma direnci yüksek bu karbürlerle temas eden bölgelerde W elementi artışı (karşı cisimden gelen) ve bu elementin oluşturduğu güçlü oksitleri içeren geniş bir tabaka Şekil 8.35-a (Bölge 4)' da görülmektedir. Bu tungsten içerikli oksit tabakalarının artan aşınma mesafelerinde tekrarlı yüklerle çatlaması ve yüzeyden tek bir tabaka halinde ayrılması (delaminasyon) sonucunda aşınma oranını arttırmıştır. Yine bu bölgelerden ayrılan partiküllerin temas yüzeyleri arasında kalması aşınma ve sürtünmeyi bir miktar artırmıştır. 120A numunesinde içinde benzer aşınma sürtünme davranışları elde edilmiştir. Bu numunenin SEM yüzey fotoğrafında (Şekil 8.35-b) yine abrasiv aşınma çizgileri ve karşı cisimden gelen W ile oluşan oksit tabakaları görülmektedir. Bu

numunenin kısmen yüksek ısı girdisi nedeniyle mikroyapısında oluşan dendrit yapıların miktarı artmıştır. Bu durum interdendritik bölgede oluşan ötektik karbürlerinin miktarını azaltarak abrasiv aşınma direncini düşürmüştür. 100A ve 120A' de işlem gören numunelerin genel aşınma mekanizması abrasiv ve oksidatif aşınmadır.

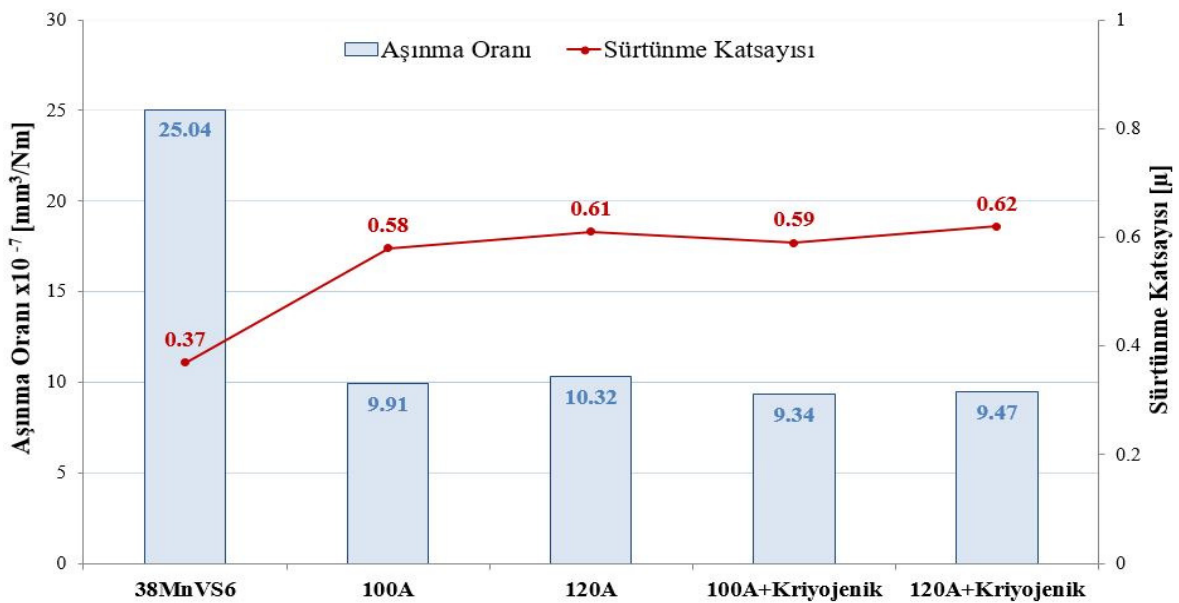
100A+Kriyojenik numunesi en düşük aşınma miktarını (5.89×10^{-7} mm³/N/m) göstermiştir. Bu numunenin mikroyapı incelemeleri sonucunda kriyojenik işlem ile oluşan ikincil ince karbürler sayesinde en yüksek karbür miktarına sahip olduğu tespit edilmiştir. Bu sert silisyum ve demir karbürleri sayesinde numunenin abrasiv aşınma direnci büyük oranda artmıştır. Aynı zamanda oluşan ince karbürler daha homojen bir karbür dağılımı sağladığı için numunenin yük taşıma kabiliyetini artırmıştır. Homojen karbür dağılımı temas noktalarında, aşındırıcı karşı cisme karbürlerin denk gelmesi olasılığını artırır. Bu durum abrasiv etkiye olumlu katkı sağlar. Bu numunenin aşınma yüzeyi SEM fotoğrafı (Şekil 8.35-c) incelendiğinde diğer numunelere oranla kısmen az miktarda W içerikli oksit tabakası görülmektedir. Bu durum, oluşabilecek oksidatif aşınmayı azaltarak diğer numunelere göre aşınma oranını azaltmıştır. Numunenin ince karbürlerin yüksek aşınma direnci, homojen karbür dağılımı ve aşınma sırasında oluşan az miktardaki ince oksit tabakasının koruyucu etkisi bu numunenin aşınma direncine büyük katkı sağlamıştır. Bu numuneye benzer sonuçlar 120A+Kriyojenik numunesinde de görülmektedir. 120A+Kriyojenik numunesinin SEM ve EDS analizi incelendiğinde (Şekil 8.35-d) yüzeyde mikro-kazıma mekanizmasının neden olduğu abrasiv izler ve demir ve tungsten içerikli ince oksit tabakaları görülmektedir. Bu numunedeki 100A ile işlem yapılan numuneye göre yüksek ısı girdisi interdendrit bölgenin azalmasına neden olmuştur. Bu nedenle, 100+Kriyojenik numunesine oranla daha az miktarda karbür içerdiği için abrasiv aşınma direnci bu numuneden bir miktar düşüktür. Ancak kriyojenik işlem uygulanmamış 120A numunesine göre aşınma direnci yüksektir. Aşınma direncindeki bu artış, kriyojenik işlem sonucu oluşan ince karbür yapılarının abrasiv aşınma direncini artırması ve daha homojen karbür dağılımı sağlaması ile açıklanabilir.

100A ve 120A numunelerin aşınma oranları kriyojenik işlem uygulanmış numunelere göre yüksek (6.51 ve 6.9×10^{-7} mm³/N/m) çıkmıştır. Bu sonuç kriyojenik işlemin kompozit kaplama tabakasının aşınma direncini artırdığını göstermektedir. 100A+kriyojenik ve 120A+kriyojenik numunelerinde kriyojenik işlem aşınma direncini

sırasıyla yaklaşık %9.5 ve %4 oranında arttırmıştır. Bu sonuç, 100A ile işlem yapılan numunede kriyojenik işlemin daha etkili olduğunu göstermektedir. Bu durum, 100A numunesinde yeni ince karbürlerin oluşabilmesi için gerekli interdendritik bölge miktarının fazla olmasının bir sonucudur. SiC kompozit kaplamalarda kriyojenik işlem oluşan ikincil ince karbürler ve homojen karbür dağılımı sayesinde numunelerin aşınma direncini arttırmıştır.

8.4.4. Ferrokrom karbür kaplamaların aşınma deneyi sonuçları

PTA yöntemiyle yüzeyi FeCrC tozu ile alaşımlandırılan numunelerin aşınma oranları ve ortalama sürtünme katsayıları Şekil 8.37’ de verilmiştir. Farklı akım değerlerinde (enerji girdilerinde) ve kriyojenik işlem uygulanan numunelerde sürtünme katsayısı açısından büyük farklar elde edilmemiştir. Tüm numunelerin ortalama sürtünme katsayısı değerleri ana malzemeden (0.37) yüksek değerde oluşmuştur. Bu numunelerde ortalama sürtünme katsayısı değerleri 0.58 - 0.62 arasında değişmektedir. İşlemsiz malzemenin düşük sürtünme katsayısı temas yüzeyinde oluşan demir oksitler ile ilgilidir. Farklı PTA akımları ve DCT ile üretilen kompozit kaplama numunelerinde benzer sürtünme katsayısı değerleri tespit edilmiştir. Şekil 8.37 incelendiğinde aşınma oranları ana malzemeye göre yaklaşık 2.4 - 2.7 kat azalmaktadır. Bu sonuçlar, kompozit kaplamanın aşınma davranışlarını önemli derecede geliştirdiğini göstermektedir.

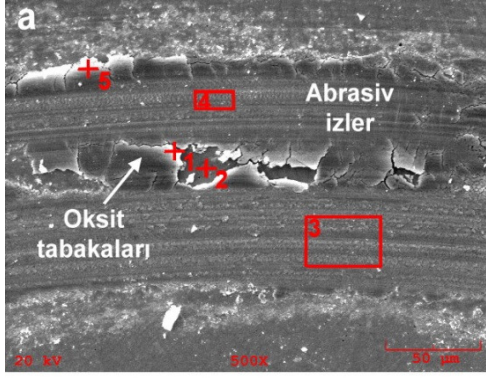


Şekil 8.37. FeCrC kaplamaların aşınma oranı ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri.

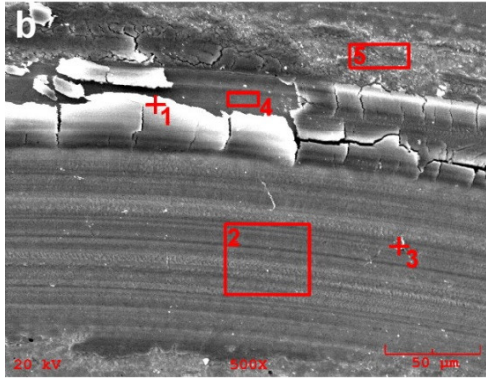
FeCrC kompozit kaplamaların tribolojik davranışlarını belirleyebilmek için aşınma kanallarına EDS analizi yapılmıştır (Şekil 8.38). Bu numunelerin aşınma yüzeyleri incelendiğinde abrasiv aşınma izleri ve oksit tabakaları görünmektedir. Bu nedenle aşınma kayıpları sert aşındırıcı kürenin mikro-kazıma ile yüzeyi aşındırması ve tribokimyasal reaksiyon sonrası oluşan oksitlerin yüzeyden uzaklaşması ile gerçekleşmiştir. Bu numunelerin EDS analizlerinde yüksek miktarda karşı cisimden gelen W elementi tespit edilmiştir. Bu durum aşınma sırasında sistemin yük ve aşınma direnci açısından kararlı olduğunu göstermektedir.

Alaşımlandırma sonrasında tüm numuneler içerisinde en düşük sürtünme katsayısı $\mu=0.58$ değeri ile 100A numunesinde elde edilmiştir. Bu numunenin aşınma yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı ve EDS analizi incelendiğinde aşınma sırasında yüzeyde geniş bir bölgede Fe-W içerikli oksitlerin oluştuğu görülmektedir (Şekil 8.38-a Nokta 1 ve Nokta 5). Yüzeyde alaşımlandırılan bölgenin hemen üzerinde oluşan bu oksitler metal-metal temas yüzeyini azaltarak, sürtünme katsayısını azaltacak şekilde olumlu etki sağlarlar. Aşınma sırasında oluşan bu oksitlerin WC küre ile doğrudan temas ettiği analizlerdeki W elementi artışı ile açıkça görülmektedir. Aşınma sırasında oluşan bu oksitlerin aşınma işleminin sonlarına doğru yüzeyden uzaklaşarak numunenin aşınma oranını kısmen arttırdığı düşünülmektedir. Bu numunenin yüzeyinden tabakalar halinde kırılarak uzaklaşan oksit tabakaları Şekil 8.38-a (Nokta 2)' de görülmektedir.

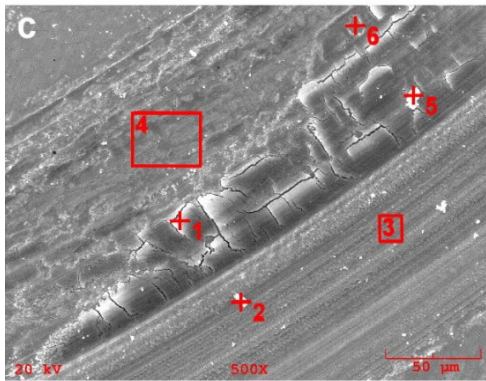
FeCrC kompozit kaplama numunelerinin dendritik $\alpha(\text{Fe-Cr})$ katı eriyiği arasındaki yüzeye dik yönlü sert M_7C_3 karbürleri mikroyapı incelemeleri sonucunda tespit edilmiştir. Bu karbürlerin yüksek abrasiv aşınma direnci ve aşındırıcı küreden gelen tungsten ile oluşan oksitlerin yüzeyde oluşturduğu koruyucu tabaka aşınma miktarını büyük oranda azaltmıştır. W içerikli oksitlerin yağlayıcı etkisi bilinmektedir (Lugscheider vd., 2000).



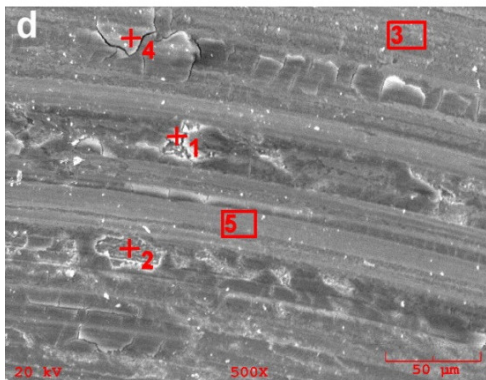
Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Nokta 1	Nokta 2	Bölge 3	Bölge 4	Nokta 5
C	1.181	0.000	0.000	0.487	0.936
O	5.707	0.000	9.360	11.908	9.082
Si	0.325	0.952	0.032	0.000	0.000
S	0.261	0.080	0.105	0.190	0.195
V	0.368	0.184	0.248	0.391	0.243
Cr	10.593	11.075	11.477	11.325	10.192
Mn	0.915	0.722	0.657	1.034	0.575
Fe	63.492	85.132	64.834	55.730	62.884
W	17.159	1.854	13.287	18.934	15.893
Toplam 100.000					



Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Bölge 1	Bölge 2	Nokta 3	Bölge 4	Bölge 5
C	0.126	0.140	1.479	0.258	1.351
O	8.006	9.438	9.968	0.000	5.425
Si	0.364	0.048	0.000	0.476	0.239
S	0.101	0.060	0.173	0.266	0.210
V	0.323	0.415	0.249	0.240	0.186
Cr	12.948	12.719	15.703	15.466	13.933
Mn	1.118	1.086	0.722	0.608	0.737
Fe	56.808	62.580	53.406	81.185	68.414
W	20.206	13.514	18.300	1.501	9.505
Toplam 100.000					



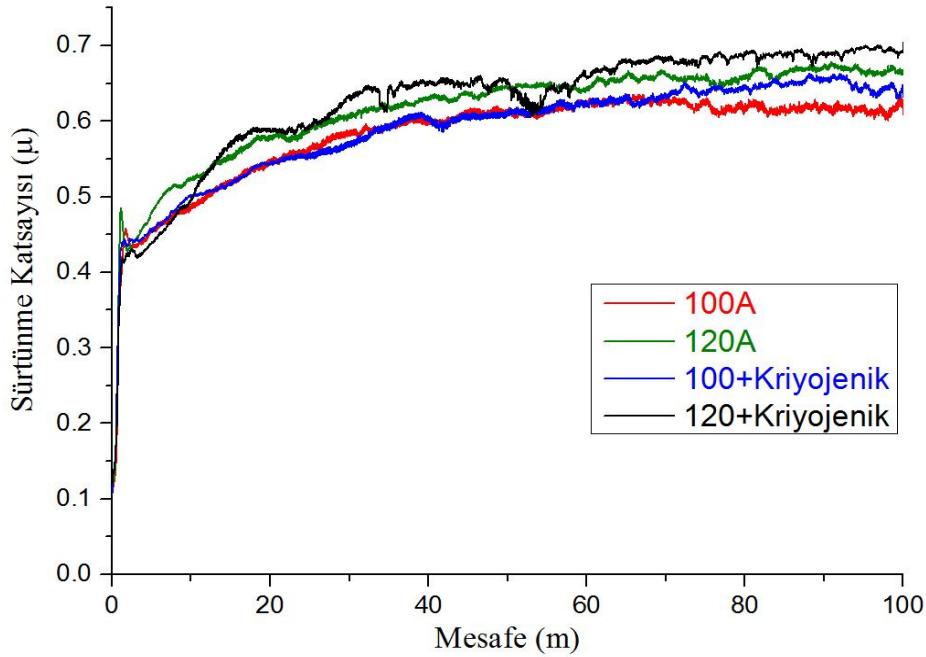
Element	Bileşim (%Ağ.)					
	Nokta 1	Nokta 2	Bölge 3	Bölge 4	Nokta 5	Nokta 6
C	0.572	0.000	0.052	0.677	0.000	0.392
O	11.540	1.984	11.125	3.359	9.180	7.202
Si	0.053	0.381	0.108	1.039	0.437	0.473
S	0.178	0.074	0.218	0.052	0.032	0.157
V	0.099	0.236	0.151	0.192	0.286	0.139
Cr	15.352	19.837	14.423	17.910	12.197	12.405
Mn	0.942	1.358	0.578	1.073	0.917	1.153
Fe	56.329	64.386	57.511	70.914	66.608	70.010
W	14.934	11.744	15.834	4.784	10.342	8.069
Toplam 100.000						



Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Nokta 1	Nokta 2	Bölge 3	Nokta 4	Bölge 5
C	1.425	0.000	0.309	1.114	0.552
O	9.514	0.000	8.321	13.825	3.433
Si	0.000	0.442	0.000	0.000	0.094
S	0.182	0.110	0.031	0.214	0.232
V	0.090	0.196	0.286	0.193	0.328
Cr	13.228	10.207	11.757	11.535	10.749
Mn	0.886	1.589	1.086	0.552	1.125
Fe	56.630	85.855	65.343	46.950	74.219
W	18.047	1.601	12.866	25.615	9.268
Toplam 100.000					

Şekil 8.38. FeCrC kaplamaların aşınma kanallarının SEM ve EDS analizleri: a)100A, b)120A, c)100A+Kriyojenik ve d)120A+Kriyojenik.

FeCrC kompozit kaplamaların sürtünme katsayısı-aşınma mesafesi diyagramları Şekil 8.39’ da verilmiştir. Kompozit kaplamaların aşınma yüzeylerinde tribokimyasal reaksiyonlar ile Fe ve W içerikli oksit tabakaları oluşmuştur (Şekil 8.38). Bu oksit tabakaları artan aşınma mesafesinde parçalanarak yüzeyden ayrılmış ve temas ara yüzeyinde 3. cisim olarak abrasiv etkiye neden olmuştur. Numunelerin temas yüzeylerinde bulunan krom içerikli karbürler bu olumsuz etkiyi kısmen azaltmıştır. Ancak tribolojik sistem içerisinde hareketli bu aşınma partikülleri sürtünme katsayısını bir miktar arttırmıştır. Sürtünme katsayısı-aşınma mesafesi diyagramındaki görülen dalgalanmalar bu durumu göstermektedir. Örneğin 120A+Kriyojenik numunesinde sürtünme katsayısı-aşınma mesafesi diyagramında yaklaşık 50 ile 60 m mesafe arasındaki sürtünme değerlerindeki azalma bu numunenin yüzeyinde aşınma sırasında oluşan ve parçalanan oksit tabakaları ile açıklanabilir (Şekil 8.38-d).



Şekil 8.39. FeCrC kaplamaların sürtünme katsayısı mesafe diyagramı.

100A akım değerinde işlem gören numunenin aşınma yüzeyi SEM fotoğrafı ve EDS analizlerinde abrasiv aşınma çizgileri açıkça görülmektedir (Şekil 8.38-a). Bu numunenin mikroyapı incelemelerinde dendritik yapının ara bölgelerinde oluşan M_7C_3 karbürleri işlemsiz mikroalaşımli çeliğe göre aşınma direncini önemli ölçüde artırmıştır. Yüzeydeki aşınma direnci yüksek bu karbürlerle temas eden bölgelerde W elementi artışı (karşı cisimden gelen) ve bu elementin oluşturduğu güçlü oksitleri içeren geniş bir tabaka

Şekil 8.38-a' da görülmektedir. Bu tungsten içerikli oksit tabakalarının artan aşınma mesafelerinde tekrarlı yüklerle çatlaması ve yüzeyden tek bir tabaka halinde ayrılması (delaminasyon) sonucunda aşınma oranını arttırmıştır. Yine bu bölgelerin gerçek temas alanını kısmen azaltması nedeniyle sürtünme katsayısında diğer numunelere göre bir miktar azalma elde edilmiştir. 120A akım değerinde işlem gören numune içinde benzer aşınma sürtünme davranışları elde edilmiştir. Bu numunenin SEM yüzey fotoğrafında (Şekil 8.38-b) yine abrasiv aşınma çizgileri ve karşı cisimden gelen W ile oluşan transfer bölgesi görülmektedir. Bu numunenin kısmen yüksek ısı girdisi nedeniyle mikroyapısında oluşan α -(Fe-Cr) katı çözeltileri dendrit yapıdan uzaklaşarak daha globular bir yapıya yönelmiştir. Bu durum interdendritik bölgede oluşan karbürlerinin miktarını azaltarak abrasiv aşınma direncini düşürmüştür. 100A ve 120A' de işlem gören numunelerin genel aşınma mekanizması abrasiv ve oksidatif aşınmadır.

100A+Kriyojenik numunesi en düşük aşınma miktarını ($9.34 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{N/m}$) göstermiştir. Bu numunenin mikroyapı incelemeleri sonucunda kriyojenik işlem ile oluşan ikincil ince karbürler sayesinde en yüksek karbür miktarına sahip olduğu mikroyapı incelemeleri ile tespit edilmiştir. Bu sert M_7C_3 karbürleri sayesinde numunenin abrasiv aşınma direnci büyük oranda artmıştır. Aynı zamanda oluşan ince karbürler daha homojen bir karbür dağılımı sağladığı için numunenin yük taşıma kabiliyetini artırmıştır. Homojen karbür dağılımı temas noktalarında, WC aşındırıcı küreye karbürlerin denk gelmesi olasılığını artırır. Bu durum abrasiv aşınmaya azaltıcı yönde etki eder. Bu numunenin aşınma yüzeyi SEM fotoğrafı (Şekil 8.38-c) incelendiğinde diğer numunelere oranla kısmen az miktarda W içerikli oksit tabakası görülmektedir. Ancak oluşan bu oksit tabakaları diğer numunelere göre daha ince yapıdadır. Bu nedenle oluşabilecek oksidatif aşınma diğer numunelere göre kısmen azalmıştır. Numunenin ince karbürlerin yüksek aşınma direnci, homojen karbür dağılımı ve aşınma sırasında oluşan ince oksitlerin koruyucu etkisi bu numunenin aşınma direncine büyük katkı sağlamıştır. Bu numuneye benzer sonuçlar 120A+Kriyojenik numunesinde de görülmektedir. 120A+Kriyojenik numunesinin SEM ve EDS analizi incelendiğinde yüzeyde mikro-kazıma mekanizmasının neden olduğu abrasiv izler ve ince oksit tabakaları görülmektedir. Bu numunedeki 100A ile işlem yapılan numuneye göre yüksek ısı girdisi interdendrit bölgenin azalmasına neden olmuştur. Bu nedenle, 100+Kriyojenik numunesine oranla daha az miktarda M_7C_3 karbürü içerdiği için abrasiv aşınma direnci bu numuneden bir miktar düşüktür. Ancak kriyojenik

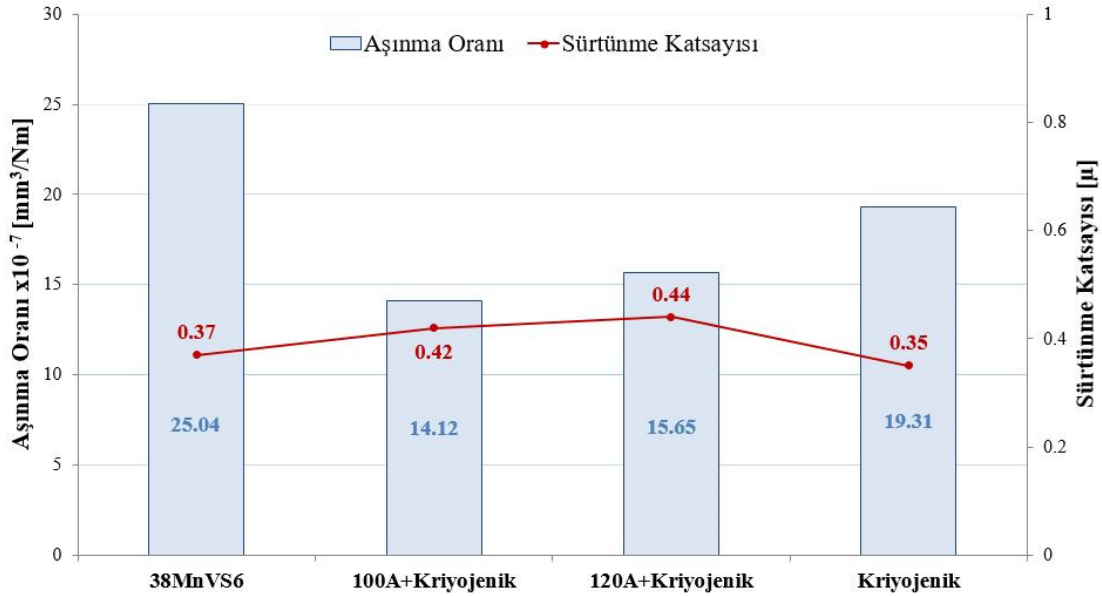
işlem uygulanmamış 120A numunesine göre aşınma oranı düşüktür. Aşınma oranındaki bu azalma, kriyojenik işlem sonucu oluşan ince karbür yapılarının abrasiv aşınma direncini geliştirmesi ve daha homojen karbür dağılımı sağlaması ile açıklanabilir.

Kriyojenik işlem uygulanmış numunelerin aşınma oranları diğer numunelere göre düşük (9.34 ve 9.47×10^{-7} mm³/N/m) çıkmıştır. Bu sonuç kriyojenik işlemin kompozit kaplama tabakasının aşınma direncini artırdığını göstermektedir. 100A+Kriyojenik numunesinde kriyojenik işlem aşınma direncini yaklaşık %5.7 oranında arttırmıştır. Benzer şekilde, 120A+Kriyojenik numunesinde kriyojenik işlem aşınma direncini yaklaşık %8.3 oranında arttırmıştır. Bu sonuç, 120A ile işlem yapılan numunede kriyojenik işlemin daha etkili olduğunu göstermektedir. FeCrC kompozit kaplamalarda kriyojenik işlem oluşan ikincil ince karbürler ve homojen karbür dağılımı sayesinde numunelerin aşınma direncini arttırmıştır.

8.4.5. 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin aşınma deneyi sonuçları

Farklı ısıl işlemler uygulanan 38MnVS6 mikroalaşımli çelik numunelerin aşınma oranları ve ortalama sürtünme katsayıları Şekil 8.40' da verilmiştir. Farklı akım değerlerinde (enerji girdilerinde) ısıl işlem ve kriyojenik işlem uygulanan numunelerde sürtünme katsayısı açısından büyük farklar elde edilmemiştir. Bu numunelerde ortalama sürtünme katsayısı değerleri 0.35 - 0.44 arasında değişmektedir. Uygulanan ısıl işlemler ile aşınma oranları işlemsiz mikroalaşımli çelik numunesine göre yaklaşık 1.3-1.7 kat azalmaktadır. Bu sonuçlar, uygulanan ısıl işlemlerin aşınma davranışlarını geliştirdiğini göstermektedir.

Mikroalaşımli çelik numunelerin tribolojik davranışlarını belirleyebilmek için aşınma kanallarına SEM ve EDS analizi yapılmıştır (Şekil 8.41). Bu numunelerin aşınma yüzeyleri incelendiğinde abrasiv aşınma izleri ve oksit tabakaları görünmektedir. Bu nedenle aşınma kayıpları sert aşındırıcı kürenin mikro-kazıma ile yüzeyi aşındırması ve tribokimyasal reaksiyon sonrası oluşan oksitlerin yüzeyden uzaklaşması ile gerçekleşmiştir. Bu numunelerin EDS analizlerinde yüksek miktarda karşı cisimden gelen W elementi tespit edilmiştir. Bu durum aşınma sırasında sistemin yük ve aşınma direnci açısından kararlı olduğunu göstermektedir.

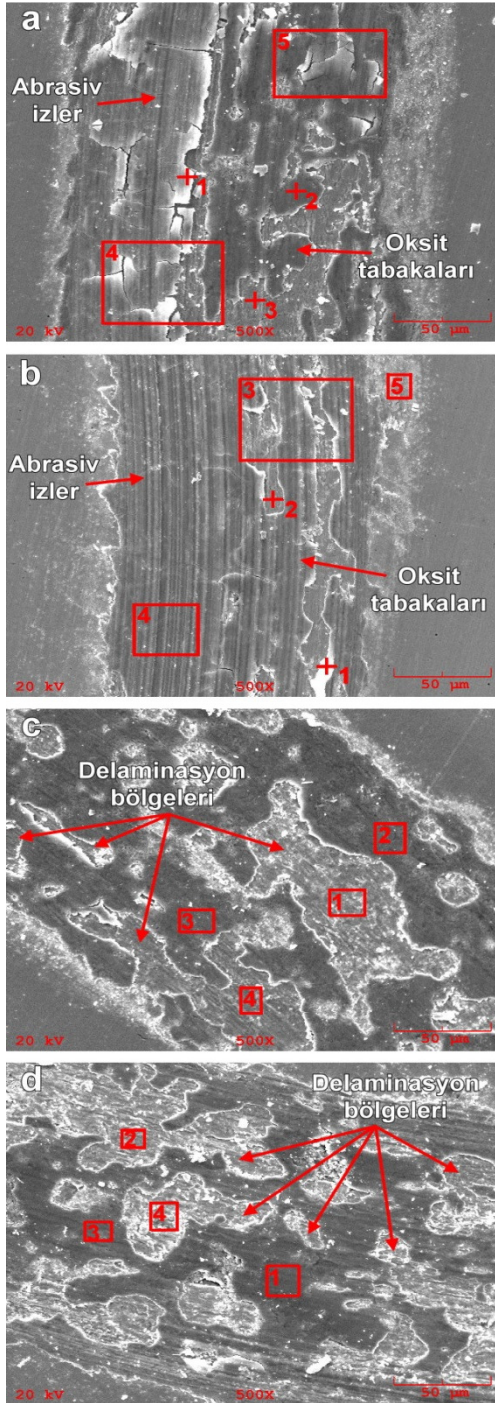


Şekil 8.40. Mikroalaşımli çeliğin aşınma oranı ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri.

Mikroalaşımli çelik numunelerin sürtünme katsayısı-aşınma mesafesi diyagramları Şekil 8.42’ de verilmiştir. Kompozit kaplamaların aşınma yüzeylerinde tribokimyasal reaksiyonlar ile Fe ve W içerikli oksit tabakaları oluşmuştur. Bu oksit tabakaları artan aşınma mesafesinde parçalanarak yüzeyden ayrılmış ve temas ara yüzeyinde 3. cisim olarak abrasiv etkiye neden olmuştur. Tribolojik sistem içerisinde hareketli bu aşınma partikülleri aşınma oranını bir miktar arttırmıştır. Sürtünme katsayısı-aşınma mesafesi diyagramındaki görülen dalgalanmalar bu durumu göstermektedir. Örneğin 100A+Kriyojenik numunesinde sürtünme katsayısı-aşınma mesafesi diyagramında yaklaşık 60 m sürtünme mesafesinden sonra sürtünme katsayısı artmıştır. Bu durum, bu numunenin yüzeyinde aşınma sırasında oluşan ve tribokimyasal reaksiyonlarla parçalanan oksit tabakaları ile açıklanabilir (Şekil 8.41-a).

İşlemsiz 38MnVS6 mikroalaşımli çelik numunesinin düşük sürtünme katsayısı temas yüzeyinde tribokimyasal reaksiyonlar ile kendiliğinden oluşan kalın demir oksitler ile ilgilidir. Aşınma testi sırasında yüzeyde oluşan bu kalın oksit tabakaları metal-metal temasını önleyerek sürtünme katsayısını düşürmüştür. Aşınma sırasında oluşan bu oksitlerin WC küre ile doğrudan temas ettiği analizlerdeki W elementi artışı ile açıkça görülmektedir. Ancak bu oksit tabakaları artan aşınma mesafelerinde kırılıp yüzeyden ayrılarak sürtünme katsayısında dalgalanmalara ve aşınma oranında artışa neden olmuştur. Bu numunedeki artan aşınma mesafelerinde uygulanan yük ile kırılan ve yüzeyden uzaklaşan oksit tabakaları

delaminasyon bölgeleri oluşturmuştur (Şekil 8.41-c). Buna ilave olarak kırılan oksit tabakaları ara yüzeyde kalarak abrasiv partiküller ve kalıntılar oluşturmuştur. Tribolojik sistemdeki bu 3. cisimler temas noktalarında abrasiv aşınmanın şiddetlenmesine neden olmuştur. Bu nedenle işlemsiz mikroalaşımli çelik numunede, delaminasyon ve abrasiv 3. cisimler nedeniyle aşınma oldukça şiddetlenmiştir.



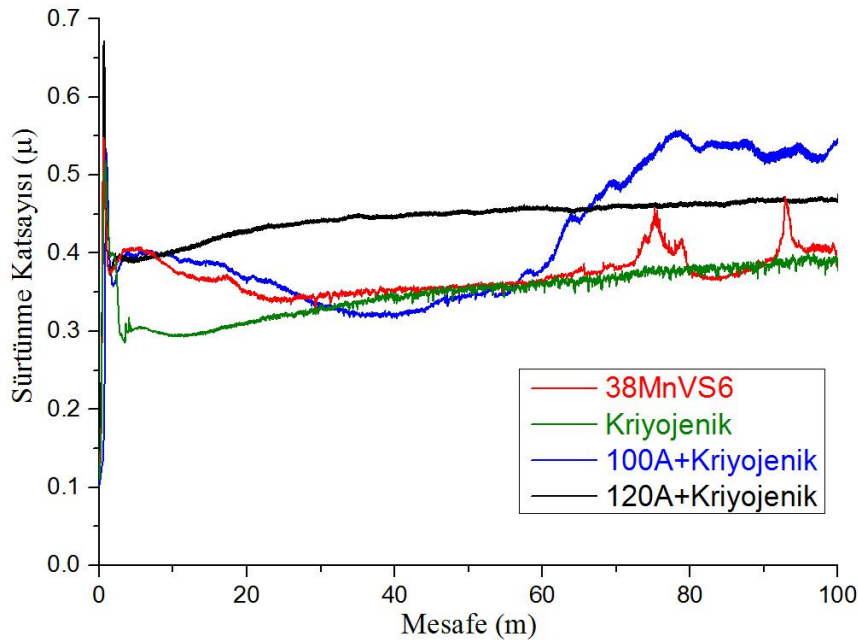
Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Bölge 4	Bölge 5
C	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
O	7.119	9.056	9.470	7.806	8.796
Si	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
S	0.095	0.087	0.102	0.017	0.006
V	0.113	0.273	0.310	0.225	0.216
Mn	1.355	1.381	1.021	1.746	1.765
Fe	74.606	73.487	73.884	74.406	74.071
W	16.711	15.716	15.213	15.800	15.147
Toplam 100.000					

Element	Bileşim (%Ağ.)				
	Nokta 1	Nokta 2	Bölge 3	Bölge 4	Bölge 5
C	0.000	0.000	0.837	0.000	1.944
O	1.802	0.428	7.588	14.941	5.057
Si	0.108	0.235	0.000	0.000	0.000
S	0.069	0.200	0.163	0.140	0.025
V	0.156	0.159	0.088	0.153	0.129
Mn	1.912	1.600	1.586	0.791	1.332
Fe	93.254	95.700	80.822	74.001	83.742
W	2.699	1.677	8.916	9.974	7.771
Toplam 100.000					

Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Bölge 1	Bölge 2	Bölge 3	Bölge 4
C	0.000	1.017	0.000	0.000
O	2.461	7.933	11.161	1.265
Si	0.024	0.000	0.000	0.075
S	0.184	0.375	0.087	0.143
V	0.452	0.170	0.420	0.151
Mn	1.579	1.153	1.045	1.555
Fe	92.578	71.789	72.339	95.208
W	2.722	17.563	14.948	1.604
Toplam 100.000				

Element	Bileşim (%Ağ.)			
	Bölge 1	Bölge 2	Bölge 3	Bölge 4
C	0.000	0.000	0.000	0.017
O	16.880	1.423	11.449	4.151
Si	0.000	0.201	0.221	0.266
S	0.206	0.166	0.118	0.236
V	0.225	0.125	0.172	0.190
Mn	1.463	1.392	0.931	1.444
Fe	73.260	93.877	80.215	91.834
W	7.965	2.816	6.895	1.863
Toplam 100.000				

Şekil 8.41. Mikroalaşımli çeliğin aşınma kanallarının SEM ve EDS analizleri: a)100A+Kriyojenik, b)120A+Kriyojenik, c)38MnVS6, d)Kriyojenik.



Şekil 8.42. Mikroalaşımli çeliğin sürtünme katsayısı-mesafe diyagramı.

Mikroalaşımli çeliğe uygulanan ısıl işlemler sonrasında en düşük sürtünme katsayısı $\mu=0.349$ değeri ile kriyojenik işlem uygulanmış numunede elde edilmiştir. Bu numunenin aşınma yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı ve EDS analizi incelendiğinde aşınma sırasında yüzeyde geniş bir bölgede Fe-W içerikli oksitlerin oluştuğu görülmektedir (Şekil 8.41-d Bölge 1 ve Bölge 3). Yüzeyde oluşan bu oksitler metal-metal temas yüzeyini azaltarak, sürtünme katsayısını azaltacak şekilde olumlu etki sağlarlar. Aşınma sırasında oluşan bu oksitlerin aşınma işleminin sonlarına doğru yüzeyden uzaklaşarak numunenin aşınma oranını arttırdığı tespit edilmiştir. Bu numunenin yüzeyinden tabakalar halinde kırılarak uzaklaşan oksit tabakaları Şekil 8.41-d (Bölge 2 ve Bölge 4)' de görülmektedir. Kırılarak uzaklaşan oksit tabakaları delamanisyon bölgeleri oluşturarak malzeme kaybına neden olmuştur ve böylelikle aşınmayı şiddetlendirmiştir. En yüksek sürtünme katsayısı $\mu=0.44$ değeri ile 120A+Kriyojenik numunesinde tespit edilmiştir. Bu numunenin aşınma yüzeyi SEM ve EDS analizi incelendiğinde yüzeyinde diğer numunelere oranla daha az miktarda oksit tabakası oluştuğu görülmektedir (Şekil 8.41-b). Bu durum numunenin sürtünme katsayısında artışa neden olmuştur.

Isıl işlem uygulanmış mikroalaşımli çelik numunelerinin mikroyapı incelemeleri sonucunda ince martenzitik yapılar tespit edilmiştir. Bu ince martenzitik yapıların yüksek abrasiv aşınma direnci, aşınma miktarını bir miktar azaltmıştır. 100A+Kriyojenik

numunesi en düşük aşınma miktarını ($14.12 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{N}/\text{m}$) göstermiştir. Bu numunenin mikroyapı incelemeleri sonucunda kriyojenik işlem ile oluşan ince martenzitik yapı sayesinde abrasiv aşınma direnci artmıştır. Bu numunenin aşınma yüzeyi SEM fotoğrafı (Şekil 8.41-a) incelendiğinde işlemsiz numuneye oranla daha az miktarda W içerikli ince oksit tabakası görülmektedir. Bu durum sürtünme katsayısında bir miktar artışına neden olsa da delamanisyon aşınmasının azalmasına neden olmaktadır. İnce martenzitik yapının abrasiv aşınma direnci ve test sırasında oluşan ince oksitlerin koruyucu etkisi bu numunenin aşınma direncine katkı sağlamıştır. Bu numuneye benzer sonuçlar 120A+Kriyojenik numunesinde de görülmektedir. 120A+Kriyojenik numunesinin SEM ve EDS analizi incelendiğinde yüzeyde mikro-kazıma mekanizmasının neden olduğu abrasiv izler ve ince oksit tabakaları görülmektedir. Bu numunedeki 100A ile işlem yapılan numuneye göre yüksek ısı girdisi interdendrit bölgedeki ince martenzitik yapının azalmasına neden olmuştur. Bu nedenle, abrasiv aşınma direnci 100+Kriyojenik numunesinden bir miktar düşüktür.

Sadece kriyojenik işlem uygulanmış numunenin aşınma oranları PTA ısı girdisi uygulanmış diğer numunelere göre yüksek, işlemsiz mikroalaşımli çelik numuneye göre düşük ($19.31 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{N}/\text{m}$) çıkmıştır. 38MnVS6 mikroalaşımli çelik numuneye uygulanan kriyojenik işlem aşınma oranını yaklaşık %23 oranında azaltmıştır. Bu sonuç kriyojenik işlemin mikroalaşımli çeliğin aşınma direncini artırdığını göstermektedir. Bu durumun nedeni, işlemsiz mikroalaşımli çelikteki kalıntı östenitin martenzite dönüşmesidir. Oluşan martenzitik yapı abrasiv aşınma direncini artırarak aşınma oranını düşürmüştür. Ancak işlemsiz mikroalaşımli çelik numuneye benzer şekilde aşınma yüzeyinde oluşan kalın oksit tabakaları artan aşınma mesafelerinde kırılarak yüzeyden ayrılmış ve delaminasyon bölgelerinin oluşmasına neden olmuştur (Şekil 8.41-d, Bölge 2 ve Bölge 4). Bu durum yüzeyden malzeme kaybı nedeniyle aşınmanın şiddetlenmesine neden olmuştur.

9. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, plazma transferli ark (PTA) ve derin kriyojenik işlem (DCT) yöntemleri kullanılarak 38MnVS6 mikroalaşımli çelik malzemenin yüzey özellikleri geliştirilmiştir. Numunelerin mikroyapısında oluşan fazlar, mikrosertlik dağılımları ve tribolojik davranışları araştırılmıştır. Yapılan deneysel araştırmalar sonucunda elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir:

- PTA kaynak yöntemi ve farklı karbür tozları (krom karbür, titanyum karbür, silisyum karbür ve ferrokrom karbür) kullanılarak mikroalaşımli çelik malzemenin yüzeyinde kompozit kaplamalar üretilmiş ve yüzey özellikleri geliştirilmiştir. Kompozit kaplamaların mikroyapılarında çatlak, boşluk veya gözenekliliğe rastlanmamıştır.
- Kompozit kaplama tabakalarında genel olarak ana malzemedeki kaplama yüzeyine doğru çoğu dikey yönlenmiş dendritik bir katılma tespit edilmiştir. PTA kaynak yönteminde artan enerji girdisi (ısı girdisi) dendritlerin kabalaşarak küresel (globular) yapıya dönüşmesine ve interdendritik bölgenin azalmasına neden olmuştur. Bu nedenle interdendritik bölgedeki sert karbürlerin miktarı artan enerji girdisi ile azalmıştır. Yalnızca TiC tozu kullanılarak elde edilen kompozit kaplamalarda dendritik katılma gözlemlenmemiştir. Bu numunelerde kaplama bölgelerinde demir matrisi içinde homojen dağılmış titanyum karbürler tespit edilmiştir.
- Cr_2C_3 ile FeCrC kompozit kaplamaların mikroyapılarının, α -(Fe, Cr) dendritleri ve interdendritik bölgedeki Cr_7C_3 ve $Fe_{0.94}C_{0.06}$ karbürlerden oluştuğu belirlenmiştir. Kriyojenik işlem ile ikincil ince karbürlerin oluşması, karbür miktarını arttırmış ve daha homojen karbür dağılımı sağlamıştır. Kriyojenik işlem uygulanmış krom karbürlerin farklı bileşimde olduğu tespit edilmiştir. Cr_2C_3 ile FeCrC kompozit kaplamaların mikroyapılarında oldukça benzer fazlar tespit edilmiş olmasına rağmen Cr_2C_3 kompozit kaplamalarda daha yüksek karbür miktarı belirlenmiştir.

- TiC kompozit kaplamaların mikroyapısında, demir matrisi içinde dağılmış kübik TiC ve ergimemiş TiC fazları tespit edilmiştir. Matrisin Fe ve $Fe_{0.975}Ti_{0.025}$ bileşiğinden oluştuğu XRD analizi ile belirlenmiştir. Kriyojenik işlem ile özellikle ergimemiş TiC'lerden ikincil ince karbürler oluşmuştur. Bu ince karbürler demir matrisi içinde daha homojen bir karbür dağılımı sağlamıştır.
- SiC kaplamaların mikroyapıları dendritik primer faz ve ince tabakalı interdendirik ötektik yapılardan oluşmuştur. PTA kaynak işlemi sırasında SiC parçacıklarının erimiş havuzda çözülmesi, katılaştan yapılarda fazla miktarlarda demir silisyum bileşikleri, SiC ve demir karbürlerin oluşmasına neden olmuştur. XRD analizi sonuçlarına göre, dendritik yapı $Fe_{0.94}Si_{0.06}$ bileşiğinden, interdendirik bölge Fe_3Si , SiC ve $FeC_{0.053}$ bileşiklerinden oluşmaktadır. Kriyojenik işlem ile dendritik bölgeden ayrılan Fe, Si ve C elementleri interdendirik bölgede yeni karbürlerin oluşmasını sağlamıştır.
- 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin mikroyapısı iri taneli ferrit ve perlit fazlarından oluşmaktadır. Isıl işlem (ısı girdisi ve kriyojenik işlem) uygulanmış mikroalaşımli çelik numunelerde ise mikroyapı ince taneli ferrit, perlit ve iğnesel martenzitten oluşmuştur.
- Kompozit kaplama tabakalarındaki sertlik değerlerinin tamamı, mikroalaşımli çelik altlık malzemenin sertlik değerlerinden yüksek olarak ölçülmüştür. Sert karbürlerin (Cr_7C_3 , TiC ve SiC) yüksek konsantrasyonu, kompozit kaplama tabakalarının yüksek sertliğinin ana nedeni olmuştur. Kompozit kaplama tabakalarından altlık malzemeye doğru gidildikçe sertlik değerlerinde azalma tespit edilmiştir. Sertlik değerlerinde belirli bölgelerde oluşan sert karbürlerin etkisiyle dalgalanmalar gözlemlenmiştir. Cr_2C_3 , TiC, SiC ve FeCrC kompozit kaplama tabakalarındaki ortalama sertlik değerleri sırasıyla 593.7, 440, 590.2 ve 502 HV_{0.1} olarak tespit edilmiştir. En yüksek sertlik değeri, SiC ve $FeC_{0.053}$ karbürleri sayesinde SiC kompozit kaplamalarda elde edilmiştir. Kriyojenik işlemin kompozit kaplama tabakalarının sertliği üzerine önemli bir etkisine rastlanamamıştır.

- PTA kaplama yöntemi kullanılarak üretilen kompozit tabakaların genel aşınma mekanizması abrasiv ve oksidatif aşınmadır. Bu numunelerin aşınma oranı, triboksitler ve sert karbürlerden dolayı altlık mikroalaşımli çelik malzemeye göre önemli ölçüde azalmıştır. En düşük sürtünme katsayısı değerleri ve en yüksek aşınma direnci TiC kompozit kaplamalarda tespit edilmiştir. Cr₂C₃ ile FeCrC kompozit kaplamaların benzer mikroyapılarına rağmen, Cr₂C₃ kompozit kaplamalarda ki daha yüksek karbür miktarı aşınma direncini bir miktar arttırmıştır.
- 38MnVS6 mikroalaşımli çelik numunede aşınma testi sırasında, artan aşınma mesafelerinde kırılan ve yüzeyden uzaklaşan oksit tabakaları delaminasyon bölgeleri oluşturmuştur. Bu nedenle aşınma şiddetlenmiştir. Mikroalaşımli çeliğine uygulanan ısıl işlemler ile oluşan iğnesel martenzitlerin etkisi ile sertlik ve aşınma direncinde bir miktar artış elde edilmiştir.
- Tüm numuneler göz önüne alındığında en yüksek sertlik değeri (711.7 HV_{0.1}), 100A PTA ve DCT işlemi uygulanmış SiC kompozit kaplamada belirlenmiştir. Sertlik değerinin önemli olduğu mikroalaşımli çelik uygulamalarında SiC kompozit kaplamalar tercih edilebilir. En düşük sürtünme katsayısı değeri ($\mu=0.24$), 100A PTA işlemi uygulanmış TiC kompozit kaplamada; en düşük aşınma oranı ($5.55 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{N/m}$), 100A PTA ve DCT işlemi uygulanmış TiC kompozit kaplamalarda belirlenmiştir. Tribolojik performansın önemli olduğu mikroalaşımli çelik yüzeylere TiC kompozit kaplamaların uygulanması tercih edilebilir.
- Numunelere uygulanan DCT işlemiyle oluşan ikincil ince karbürler, karbür miktarını arttırarak ve/veya daha homojen karbür dağılımı sağlayarak tribolojik özellikleri geliştirmiştir. Bu nedenle, DCT yönteminin 38MnVS6 mikroalaşımli çeliğin ve üzerindeki kompozit kaplama tabakalarının tribolojik performansını geliştirmek için kullanılabilceği sonucuna varılmıştır.

KAYNAKLAR DİZİNİ

- Amini, K., Nategh, S., Shafyei, A., 2010, Influence of different cryotreatments on tribological behavior of 80CrMo12 5 cold work tool steel, *Materials & Design*, 31(10), 4666-4675.
- Asil Çelik Teknik Yayınlar, 2007, Asil Çelik Sanayii ve Ticaret A.Ş., s. 419.
- Baldissera, P., 2009, Fatigue scatter reduction through deep cryogenic treatment on the 18NiCrMo5 carburized steel, *Materials & Design*, 30(9), 3636-3642.
- Baldissera, P., Delprete, C., 2008, Deep Cryogenic Treatment: A Bibliographic Review, *The Open Mechanical Engineering Journal*, 1(2), 1-11.
- Baldissera, P., Delprete, C., 2009, Effects of deep cryogenic treatment on static mechanical properties of 18NiCrMo5 carburized steel, *Materials & Design*, 30(5), 1435-1440.
- Bensely, A., Prabhakaran, A., Lal, D. M., Nagarajan, G., 2005, Enhancing the wear resistance of case carburized steel (En 353) by cryogenic treatment, *Cryogenics*, 45(12), 747-754.
- Berger, L. M., 2015, Application of hardmetals as thermal spray coatings, *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 49, 350-364.
- Bharath, R. R., Ramanathan, R., Sundararajan, B., Srinivasan, P. B., 2008, Optimization of process parameters for deposition of Stellite on X45CrSi93 steel by plasma transferred arc technique, *Materials & Design*, 29(9), 1725-1731.
- Bhushan, B., 2000, *Modern Tribology Handbook Volume One Principles of Tribology*, CRC Press, s. 1690.
- Bhushan, B., 2013, *Principles and Applications of Tribology* A John Wiley & Sons, Ltd., s. 980.
- Birol, Y., 2010, Thermal fatigue testing of Stellite 6-coated hot work tool steel, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 527(21-22), 6091-6097.
- Bourithis, E., Tazedakis, A., Papadimitriou, G., 2002, A study on the surface treatment of "Calmax" tool steel by a plasma transferred arc (PTA) process, *Journal of Materials Processing Technology*, 128(1-3), 169-177.
- Bourithis, L., Milonas, A., Papadimitriou, G. D., 2003, Plasma transferred arc surface alloying of a construction steel to produce a metal matrix composite tool steel with TiC as reinforcing particles, *Surface & Coatings Technology*, 165(3), 286-295.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Bourithis, L., Papadimitriou, G. D., 2003, Synthesizing a class "M" high speed steel on the surface of a plain steel using the plasma transferred arc (PTA) alloying technique: microstructure and wear properties, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 361(1-2), 165-172.
- Bourithis, L., Papadimitriou, G. D., 2009, The effect of microstructure and wear conditions on the wear resistance of steel metal matrix composites fabricated with PTA alloying technique, *Wear*, 266(11-12), 1155-1164.
- Brady, G. S., Clauser, H. R., Vaccari, J. A., 2002, *Materials Handbook*, McGraw-Hill Professional, s.1114.
- Buytoz, S., Orhan, A., Gur, A. K., Caligulu, U., 2013, Microstructural Development of Fe-Cr-C and B4C Powder Alloy Coating on Stainless Steel by Plasma-Transferred Arc Weld Surfacing, *Arabian Journal for Science and Engineering*, 38(8), 2197-2204.
- Buytoz, S., Ulutan, M., 2006, In situ synthesis of SiC reinforced MMC surface on AISI 304 stainless steel by TIG surface alloying, *Surface & Coatings Technology*, 200(12-13), 3698-3704.
- Chattopadhyay, C., Sangal, S., Mondal, K., Garg, A., 2012, Improved wear resistance of medium carbon microalloyed bainitic steels, *Wear*, 289, 168-179.
- Chattopadhyay, R., 2004, *Advanced Thermally Assisted Surface Engineering Processes*, Kluwer Academic Publishers, s.374.
- Chen, C. Y., Chen, C. C., Yang, J. R., 2014, Microstructure characterization of nanometer carbides heterogeneous precipitation in Ti-Nb and Ti-Nb-Mo steel, *Materials Characterization*, 88, 69-79.
- Chen, D. Q., Liu, D., Liu, Y. F., Wang, H. M., Huang, Z., 2014, Microstructure and fretting wear resistance of gamma/TiC composite coating in situ fabricated by plasma transferred arc cladding, *Surface & Coatings Technology*, 239, 28-33.
- Cheng, J. B., Xu, B. S., Liang, X. B., Wu, Y. X., 2008, Microstructure and mechanical characteristics of iron-based coating prepared by plasma transferred arc cladding process, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 492(1-2), 407-412.
- Çelik, O. N., 2013, Microstructure and wear properties of WC particle reinforced composite coating on Ti6Al4V alloy produced by the plasma transferred arc method, *Applied Surface Science*, 274, 334-340.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- D'Oliveira, A. S. C. M., Paredes, R. S. C., Santos, R. L. C., 2006, Pulsed current plasma transferred arc hardfacing, *Journal of Materials Processing Technology*, 171(2), 167-174.
- Darabara, M., Bourithis, L., Diplas, S., Papadimitriou, G. D., 2008, A TiB₂ metal matrix composite coating enriched with nitrogen: Microstructure and wear properties, *Applied Surface Science*, 254(13), 4144-4149.
- Diaz, V. V., Dutra, J. C., D'Oliveira, A. S. C., 2011, Hardfacing by Plasma Transferred Arc Process, *Arc Welding*, s.320.
- Erişir, E., 2010, Yüksek mukavemetli çökelti sertleşen ferritik perlitik çeliklerde mikroalaşım elementleri ve karbon miktarının mekanik özelliklere ve mikroyapıya etkisi, *Doktora Tezi, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, 75 s.
- Fan, C., Chen, M.-C., Chang, C.-M., Wu, W., 2006, Microstructure change caused by (Cr,Fe)₂₃C₆ carbides in high chromium Fe–Cr–C hardfacing alloys, *Surface and Coatings Technology*, 201(3-4), 908-912.
- Fauchais, P. L., Heberlein, J. V. R., Boulos, M. I., 2014, *Thermal Spray Fundamentals*, Springer, p.1566.
- Firouzidor, V., Nejati, E., Khomamizadeh, F., 2008, Effect of deep cryogenic treatment on wear resistance and tool life of M2 HSS drill, *Journal of Materials Processing Technology*, 206(1-3), 467-472.
- Flores, J. F., Neville, A., Kapur, N., Gnanavelu, A., 2009a, Erosion-corrosion degradation mechanisms of Fe-Cr-C and WC-Fe-Cr-C PTA overlays in concentrated slurries, *Wear*, 267(11), 1811-1820.
- Flores, J. F., Neville, A., Kapur, N., Gnanavelu, A., 2009b, An experimental study of the erosion-corrosion behavior of plasma transferred arc MMCs, *Wear*, 267(1-4), 213-222.
- Ghosh, K. S., Mondal, D. K., 2013, Effect of grain size on mechanical electrochemical and hydrogen embrittlement behaviour of a micro-alloy steel, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 559, 693-705.
- Gurumoorthy, K., Kamaraj, M., Rao, K. P., Rao, A. S., Venugopal, S., 2007, Microstructural aspects of plasma transferred arc surfaced Ni-based hardfacing alloy, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 456(1-2), 11-19.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Gündüz, S., Acarer, M., 2006, The effect of heat treatment on high temperature mechanical properties of microalloyed medium carbon steel, *Materials & Design*, 27(10), 1076-1085.
- Gündüz, S., Kacar, R., Soykan, H. S., 2008, Wear behaviour of forging steels with different microstructure during dry sliding, *Tribology International*, 41(5), 348-355.
- Gür, A. K., 2009, Plazma (PTA) Yöntemiyle Düşük Karbonlu Çeliğin Yüzey Modifikasyonuna Koruyucu Gazların Etkisi, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 255 s.
- Halina, P.-S., 2013, Plasma welding: processes and equipment, *Welding International*, 28(9), 672-678.
- Hong, C., Gu, D. D., Dai, D. H., Gasser, A., Weisheit, A., Kelbassa, I., . . . Poprawe, R., 2013, Laser metal deposition of TiC/Inconel 718 composites with tailored interfacial microstructures, *Optics and Laser Technology*, 54, 98-109.
- Hornung, J., Zikin, A., Pichelbauer, K., Kalin, M., Kirchgassner, M., 2013, Influence of cooling speed on the microstructure and wear behaviour of hypereutectic Fe-Cr-C hardfacings, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 576, 243-251.
- Hou, Q. Y., 2013, Influence of molybdenum on the microstructure and properties of a FeCrBSi alloy coating deposited by plasma transferred arc hardfacing, *Surface & Coatings Technology*, 225, 11-20.
- Hou, Q. Y., Gao, J. S., Zhou, F., 2005, Microstructure and wear characteristics of cobalt-based alloy deposited by plasma transferred arc weld surfacing, *Surface & Coatings Technology*, 194(2-3), 238-243.
- Hou, Q. Y., He, Y. Z., Zhang, Q. A., Gao, J. S., 2007, Influence of molybdenum on the microstructure and wear resistance of nickel-based alloy coating obtained by plasma transferred arc process, *Materials & Design*, 28(6), 1982-1987.
- Hou, Q. Y., Huang, Z. Y., Shi, N., Gao, J. S., 2009, Effects of molybdenum on the microstructure and wear resistance of nickel-based hardfacing alloys investigated using Rietveld method, *Journal of Materials Processing Technology*, 209(6), 2767-2772.
- Hou, Q. Y., Huang, Z. Y., Wang, J. T., 2011, Influence of nano-Al₂O₃ particles on the microstructure and wear resistance of the nickel-based alloy coating deposited by plasma transferred arc overlay welding, *Surface & Coatings Technology*, 205(8-9), 2806-2812.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Huang, Z. Y., Hou, Q. Y., Wang, P., 2008, Microstructure and properties of Cr₃C₂-modified nickel-based alloy coating deposited by plasma transferred arc process, *Surface & Coatings Technology*, 202(13), 2993-2999.
- Iakovou, R., Bourithis, L., Papadimitriou, G., 2002, Synthesis of boride coatings on steel using plasma transferred arc (PTA) process and its wear performance, *Wear*, 252(11-12), 1007-1015.
- Idriss, A. N. M., Maleque, M. A., Yaacob, I. I., Nasir, R. M., Mridha, S., Baker, T. N., 2016, Microstructural aspects of wear behaviour of TiC coated low alloy steel, *Materials Science and Technology*, 32(4), 303-307.
- Islam, M. A., Bepari, M. M. A., Shorowordi, K. M., 2005, Dry sliding wear in case-hardened niobium microalloyed steels, *Journal of Materials Processing Technology*, 160(3), 401-409.
- Just, C., Badisch, E., Wosik, J., 2010, Influence of welding current on carbide/matrix interface properties in MMCs, *Journal of Materials Processing Technology*, 210(2), 408-414.
- Kaynar, A., 2013, Orta karbonlu alaşımsız ve mikroalaşımlı çeliklerde sıcak deformasyon ve soğuma şartlarının mekanik özelliklere etkisinin araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 116 s.
- Kesavan, D., Kamaraj, M., 2010, The microstructure and high temperature wear performance of a nickel base hardfaced coating, *Surface & Coatings Technology*, 204(24), 4034-4043.
- Kwok, C. T., Leong, K. I., Cheng, F. T., Man, H. C., 2003, Microstructural and corrosion characteristics of laser surface-melted plastics mold steels, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 357(1-2), 94-103.
- L. Bourithis, S. P., G.D. Papadimitriou, 2002, Plasma Transferred Arc Boriding of a Low Carbon Steel: Microstructure and Wear Properties, *Applied Surface Science*, 200.
- Liu, G., Chen, G. M., Wang, L. Y., Hua, S. C., Yao, J. X., 2009, Characterization of Wear Performance of Micro-plasma Surface Hardened Layer, *Multi-Functional Materials and Structures II, Pts 1 and 2*, 79-82, 1571-1574.
- Liu, J. H., Huang, J. H., Liu, J. B., Song, G. X., 2010, Microstructure and wear resistance of TiC+Cr₇C₃ reinforced ceramal composite coating produced by PTA weld-surfacing process, *Manufacturing Science and Engineering, Pts 1-5*, 97-101, 1377-1380.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Liu, Y.-F., Han, J.-M., Li, R.-H., Li, W.-J., Xu, X.-Y., Wang, J.-H., Yang, S.-Z., 2006, Microstructure and dry-sliding wear resistance of PTA clad (Cr, Fe)₇C₃/γ-Fe ceramal composite coating, *Applied Surface Science*, 252(20), 7539-7544.
- Liu, Y., Xia, Z., Han, J., Zhang, G., Yang, S., 2006, Microstructure and wear behavior of (Cr,Fe)₇C₃ reinforced composite coating produced by plasma transferred arc weld-surfacing process, *Surface and Coatings Technology*, 201((3-4)), 863-867.
- Liu, Y. F., Liu, X. B., Xu, X. Y., Yang, S. Z., 2010, Microstructure and dry sliding wear behavior of Fe₂TiSi/γ-Fe/Ti₅Si₃ composite coating fabricated by plasma transferred arc cladding process, *Surface & Coatings Technology*, 205(3), 814-819.
- Liu, Y. F., Mu, J. S., Xu, X. Y., Yang, S. Z., 2007, Microstructure and dry-sliding wear properties of TiC-reinforced composite coating prepared by plasma-transferred arc weld-surfacing process, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 458(1-2), 366-370.
- Liu, Y. F., Zhou, Y. L., Zhang, Q., Pu, F., Li, R. H., Yang, S. Z., 2014, Microstructure and dry sliding wear behavior of plasma transferred arc clad Ti₅Si₃ reinforced intermetallic composite coatings, *Journal of Alloys and Compounds*, 591, 251-258.
- Liyanage, T., Fisher, G., Gerlich, A. P., 2010, Influence of alloy chemistry on microstructure and properties in NiCrBSi overlay coatings deposited by plasma transferred arc welding (PTAW), *Surface & Coatings Technology*, 205(3), 759-765.
- Lu, F., Li, H. Q., Ji, Q., Zeng, R. C., Wang, S. F., Chi, J., Xu, H., 2011, Characteristics of the functionally graded coating fabricated by plasma transferred arc centrifugal cladding, *Surface & Coatings Technology*, 205(19), 4441-4446.
- Lugscheider, E., Knotek, O., Bobzin, K., Barwulf, S., 2000, Tribological properties, phase generation and high temperature phase stability of tungsten- and vanadium-oxides deposited by reactive MSIP-PVD process for innovative lubrication applications, *Surface & Coatings Technology*, 133, 362-368.
- Mang, T., Bobzin, K., Bartels, T., 2011, *Industrial Tribology Tribosystems, Friction, Wear and Surface Engineering, Lubrication*, WILEY-VCH Verlag & Co., s. 644.
- Mellor, B. G., 2006, *Surface Coatings For Protection Against Wear*, CRC Press, s. 429.
- Mendez, P. F., Barnes, N., Bell, K., Borle, S. D., Gajapathi, S. S., Guest, S. D., Wood, G., 2014, Welding processes for wear resistant overlays, *Journal of Manufacturing Processes*, 16(1), 4-25.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Okumuş, Ş., 2013, Düşük karbonlu mikroalaşımli çeliklerde soğuma ve deformasyon yaşanmasının mekanik özelliklere etkisi., Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 89 s.
- Ozel, S., Kurt, B., Somunkiran, I., Orhan, N., 2008, Microstructural characteristic of NiTi coating on stainless steel by plasma transferred arc process, *Surface & Coatings Technology*, 202(15), 3633-3637.
- Patil, H. B., Chavan, P. B., Kazi, S. H., 2013, Effects of Cryogenic on Tool Steels-A Review, *International Journal of Mechanical and Production Engineering*, 1(1), 31-36.
- Rokanopoulou, A., Papadimitriou, G. D., 2011, Titanium carbide/duplex stainless steel (DSS) metal matrix composite coatings prepared by the plasma transferred arc (PTA) technique: microstructure and wear properties, *Journal of Coatings Technology and Research*, 8(3), 427-437.
- Samal, S., 2016, Thermal plasma technology: The prospective future in material processing, *Journal of Cleaner Production*, 1-20.
- Senthilkumar, D., Rajendran, I., 2012, Optimization of Deep Cryogenic Treatment to Reduce Wear Loss of 4140 Steel, *Materials and Manufacturing Processes*, 27(5), 567-572.
- Senthilkumar, D., Rajendran, I., Pellizzari, M., Siiriainen, J., 2011, Influence of shallow and deep cryogenic treatment on the residual state of stress of 4140 steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 211(3), 396-401.
- Shi, K. Y., Hu, S. B., Xu, W., Huang, Q. W., 2010, Surface treatment of 45 steels by plasma beam alloying and plasma surface quenching, *Materials and Manufacturing Technology*, Pts 1 and 2, 129-131, 1109-1113.
- Singh, U. P., Popli, A. M., Jain, D. K., Roy, B., Jha, S., 2003, Influence of microalloying on mechanical and metallurgical properties of wear resistant coach and wagon wheel steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 12(5), 573-580.
- Skarvelis, P., Papadimitriou, G. D., 2009a, Microstructural and tribological evaluation of potential self-lubricating coatings with MoS₂/MnS additions produced by the plasma transferred arc technique, *Tribology International*, 42(11-12), 1765-1770.
- Skarvelis, P., Papadimitriou, G. D., 2009b, Plasma transferred arc composite coatings with self lubricating properties, based on Fe and Ti sulfides: Microstructure and tribological behavior, *Surface & Coatings Technology*, 203(10-11), 1384-1394.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Skarvelis, P., Papadimitriou, G. D., Perraki, M., 2010, Self lubricating composite coatings containing TiC-MnS or WC-MnS compounds prepared by the Plasma Transferred Arc (PTA) technique, *Journal of Tribology-Transactions of the Asme*, 132(3).
- Sudha, C., Shankar, P., Rao, R. S., Thirumurugesan, R., Vijayalakshmi, M., Raj, B., 2008, Microchemical and microstructural studies in a PTA weld overlay of Ni-Cr-Si-B alloy on AISI 304L stainless steel, *Surface & Coatings Technology*, 202(10), 2103-2112.
- Sun, N., Shan, H., Zhou, H., Chen, D., Li, X., Xia, W., Ren, L., 2012, Friction and wear behaviors of compacted graphite iron with different biomimetic units fabricated by laser cladding, *Applied Surface Science*, 258(19), 7699-7706.
- Şan, S., 2007, Mikroalaşımli çeliklerin işlenebilirliğinin takım ömrü ve yüzey pürüzlülüğü açısından değerlendirilmesi, *Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, 133 s.
- Takadom, J., 2008, *Materials and Surface Engineering in Tribology*, John Wiley & Sons, Inc., s. 226.
- Tigrinho, J. J., d'Oliveira, A. S. C. M., 2007, Plasma transferred arc surface modification of a low carbon steel, *Journal of Materials Science*, 42(17), 7554-7557.
- Tracton, A. A., 2006, *Coatings Technology Handbook*, CRC Press, s. 118-111.
- Ulutun, M., Celik, O. N., Gasan, H., Er, U., 2010, Effect of Different Surface Treatment Methods on the Friction and Wear Behavior of AISI 4140 Steel, *Journal of Materials Science & Technology*, 26(3), 251-257.
- Ulutun, M., Kilicay, K., Çelik, O. N., Er, U., 2016, Microstructure and wear behaviour of plasma transferred arc (PTA)-deposited FeCrC composite coatings on AISI 5115 steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 236, 26-34.
- Veinthal, R., Sergejev, F., Zikin, A., Tarbe, R., Hornung, J., 2013, Abrasive impact wear and surface fatigue wear behaviour of Fe-Cr-C PTA overlays, *Wear*, 301(1-2), 102-108.
- Wang, W., Qian, S. Q., Zhou, X. Y., 2009, Microstructure and properties of TiN/Ni composite coating prepared by plasma transferred arc scanning process, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 19(5), 1180-1184.
- Wang, X. B., 2005, The metallurgical behavior of B4C in the iron-based surfacing alloy during PTA powder surfacing, *Applied Surface Science*, 252(5), 2021-2028.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Wang, X. B., Wang, X. F., Shi, Z. Q., 2005, The composite Fe-Ti-B-C coatings by PTA powder surfacing process, *Surface & Coatings Technology*, 192(2-3), 257-262.
- Wright, P. H., 1990, High-Strength Low-Alloy Steel Forgings, *ASM Handbook, Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys*, p.1063.
- Wu, C. S., Wang, L., Ren, W. J., Zhang, X. Y., 2014, Plasma arc welding: Process, sensing, control and modeling, *Journal of Manufacturing Processes*, 16(1), 74-85.
- Wu, Y. P., Lin, P. H., Wang, Z. H., Cao, M., Hu, J. H., 2007, Microstructures and Cavitation Erosion Resistance of Ni60/TiC Plasma-Clad Coating, *Advanced Materials and Processing*, 26-28, 1329-1333.
- Yuan, Y., Li, Z., 2014, Effects of rod carbide size, content, loading and sliding distance on the friction and wear behaviors of (Cr,Fe)7C3-reinforced α -Fe based composite coating produced via PTA welding process, *Surface & Coatings Technology*, 248, 9-22.
- Yuan, Y. L., Li, Z. G., 2013, Microstructure and Dry Sliding Wear Behavior of Fe-Based (Cr, Fe)7C3 Composite Coating Fabricated by PTA Welding Process, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22(11), 3439-3449.
- Yuan, Y. L., Li, Z. G., 2014, Microstructure and wear performance of high volume fraction carbide M7C3 reinforced Fe-based composite coating fabricated by plasma transferred arc welding, *Journal of Wuhan University of Technology-Materials Science Edition*, 29(5), 1028-1035.
- Yüksel, M., Meran, C., 2010, Malzeme Bilgisine Giriş, *TMMOB Makina Mühendisleri Odası*, s. 568.
- Zhirafar, S., Rezaeian, A., Pugh, M., 2007, Effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of 4340 steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 186(1-3), 298-303.
- Zikin, A., Hussainova, I., Katsich, C., Badisch, E., Tomastik, C., 2012, Advanced chromium carbide-based hardfacings, *Surface & Coatings Technology*, 206(19-20), 4270-4278.

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı: Koray KILIÇAY

Doğum Tarihi ve Yeri: 07 Nisan 1987 - BURSA

Öğrenim Durumu:

Derece	Bölüm/Program	Üniversite	Yıl
Lisans	Makine Mühendisliği Bölümü	Eskişehir Osmangazi Üniversitesi	2005-2009
Y. Lisans	Fen Bilimleri Enstitüsü / Makine Mühendisliği Anabilim Dalı	Eskişehir Osmangazi Üniversitesi	2009-2012
Doktora	Fen Bilimleri Enstitüsü / Makine Mühendisliği Anabilim Dalı	Eskişehir Osmangazi Üniversitesi	2012-

Uluslararası Hakemli Dergilerdeki Makaleler:

1. Kılıçay, K., and Ulutan, M., 2016, “Investigation of the solid lubrication effect of commercial boron-based compounds in end milling”, International Journal of Precision Engineering and Manufacturing, 17(4), 517–524.
2. Ulutan, M., Kılıçay, K., Kaya, E., and Bayar, İ., 2016, “Plasma transferred arc surface modification of atmospheric plasma sprayed ceramic coatings”, Journal of Mechanical Science and Technology, 30(8), 3813–3818.
3. Ulutan, M., Kılıçay, K., Çelik, O. Ç., and Er, Ü., 2016, “Microstructure and wear behaviour of plasma transferred arc (PTA)-deposited FeCrC composite coatings on AISI 5115 steel”, Journal of Materials Processing Technology, 236, 26–34.

Projelerde Yaptığı Görevler:

1. Yüzeyi PTA (Plazma transferli ark kaynak) Yöntemi ile Alaşımlandırılmış AISI 5115 Çeliğinin Mikroyapı ve Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi, BAP, Araştırmacı, 2015.
2. Mikroalaşımli Çeliklere Uygulanan Farklı Yüzey ve Isıl İşlemlerin Mekanik Özelliklere Etkilerinin Araştırılması, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi, BAP, Araştırmacı (Halen devam ediyor).