

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**GAZ TUNGSTEN ARK KAYNAK YÖNTEMİYLE
ÜRETİLEN Fe ESASLI KAPLAMA TABAKALARININ
AŞINMA VE MİKROYAPI KARAKTERİSTİKLERİNİN
ARAŞTIRILMASI**

Ayhan ORHAN

Tez Yöneticisi:
Yrd. Doç. Dr. Soner BUYTOZ

DOKTORA TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

ELAZIĞ, 2008

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**GAZ TUNGSTEN ARK KAYNAK YÖNTEMİYLE
ÜRETİLEN Fe ESASLI KAPLAMA TABAKALARININ
AŞINMA VE MİKROYAPI KARAKTERİSTİKLERİNİN
ARAŞTIRILMASI**

Ayhan ORHAN

DOKTORA TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

Bu tez,.....tarihinde aşağıda belirtilen jüri tarafından oybirliği/oyçokluğu ile başarılı/başarısız olarak değerlendirilmiştir.

Danışman: Yrd. Doç. Dr. Soner BUYTOZ

Üye: Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM

Üye: Doç. Dr. Mehmet H. KORKUT

Üye: Yrd. Doç. Dr. Behçet GÜLENÇ

Üye: Yrd. Doç. Dr. Ahmet HASÇALIK

Bu tezin kabulü, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun/...../..... tarih ve sayılı kararıyla onaylanmıştır.

TEŞEKKÜR

Tez konusunun önerilmesinde, yönlendirilmesinde ve danışmanlığımın alınmasında göstermiş olduğu büyük cesaret ve desteği esirgemeyen, danışman hocam; Yrd. Doç. Dr. Soner BUYTOZ'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca bu tez çalışmamda tüm yardımını esirgemeyen sayın hocamız Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM'a minnet ve şükranlarımı sunarım.

Tez çalışmalarım esnasında; bana kıymetli vakitlerini ayıran ve imkanlarını sunan Gazi Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü, öğretim üyesi sayın Yrd. Doç. Dr. Behçet GÜLENÇ hocama ve her zaman fikirlerinden istifade ettiğim bölümümüz öğretim üyesi; sayın Doç. Dr. Mehmet H. KORKUT beylere teşekkürü bir borç bilirim. Ayrıca bugüne kadar ki tüm akademik sınavlarımda jürilerimde bulunan seçkin insan Yrd. Doç. Dr. Ahmet HASÇALIK beyefendiye ilgisi için sonsuz teşekkürler.

Deney çalışmalarımda yardımlarını esirgemeyen; Dicle Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü, Arş. Gör. Dr. Haluk KEJANLI'ya, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü, Arş. Gör. Dr. Mustafa ULUTAN'a, bölümümüz öğretim elemanlarından Arş. Gör. Uğur ÇALIGÜLÜ'ne, Arş. Gör. Halil DİKBAŞ'a ve en uzun süreli dostum kardeşim ve oda arkadaşım Arş. Gör. Ali Kaya GÜR'e teşekkür ederim.

Ayhan ORHAN

İÇİNDEKİLER

Sayfa

İÇİNDEKİLER	I
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	VI
TABLolar LİSTESİ.....	X
ÖZET	XI
ABSTRACT	XII
1. GİRİŞ	1
2. PASLANMAZ ÇELİKLER	4
2.1. Paslanmaz Çeliklerin Fiziksel Özellikleri	5
2.1.1. Ostenitik Paslanmaz Çelikler	6
2.1.2. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırılması	6
2.1.3. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Çökeltiiler	8
2.1.3.1. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Karbürler	9
2.1.3.1.1. MX Çökeltiiler	10
2.1.3.1.2. M ₂ X Çökeltiiler	10
2.1.3.1.3. M ₃ C Karbürü	10
2.1.3.1.4. M ₇ C ₃ Karbürü	11
2.1.3.1.5. M ₂₃ C ₆ Karbürü	11
2.1.3.1.6. M ₆ C karbürü	13
2.1.3.2. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde İntermetalik Fazlar	13
2.1.3.2.1. Sigma (σ) Fazı	13
2.1.3.2.2. Laves Fazı	15
2.1.3.2.3. Z-Fazı	16
2.1.3.2.4. Kapa (χ) Fazı.....	17
2.1.3.2.5. Chi (G) Fazı	17
3. SÜRTÜNME VE AŞINMA	18
3.1. Aşınma Sisteminde Temel Unsurlar	19
3.2. Aşınmayı Etkileyen Faktörler	22
3.2.1. Aşınma Direncine Karbürlerin Etkisi.....	28
3.2.2. Aşınma Direncine Matrisin Etkisi.....	28
3.2.3. Sertlik ile Abrasiv Aşınma Direnci Arasındaki İlişki	29
3.2.4. Karbür Miktarı ile Abrasiv Aşınma Performansı Arasındaki İlişki	29
3.3. Aşınma Çeşitleri.....	29
3.3.1. Abrasiv Aşınma	30

3.3.1.1. Abrasiv Aşınma Mekanizması	30
3.3.1.2. Abrasiv Aşınmaya Sıcaklığın Etkisi	31
3.3.1.3. Abrasiv Aşınmaya Nemin Etkisi.....	31
3.3.1.4. Abrasiv Aşınmanın Kontrolü	32
3.3.2. Erozif Aşınma	35
3.3.2.1. Erozif Aşınma Mekanizmaları	36
3.3.3. Kavitasyon Aşınması	36
3.3.3.1. Kavitasyon Aşınma Mekanizması.....	36
3.3.4. Adhezyon ve Adhezif Aşınma	37
3.3.4.1. Adhezyon Mekanizması.....	38
3.3.4.2. Adhezif Aşınma ve Kontrolü	39
3.3.5. Korozyon Aşınma	41
3.3.6. Oksidasyon Aşınması.....	42
3.3.7. Yorulma Aşınması	43
3.3.8. Öğütmeli Aşınma	44
3.3.9. Oymalı Aşınma	44
3.3.10. Kazımalı Aşınma.....	44
3.4. Aşınma Deneyleri ve Ölçüm Yöntemleri.....	45
3.4.1. Aşınma Deneyleri	45
3.4.1.1. Ağırlık Farkı Yöntemi.....	47
3.4.1.2. Kalınlık Farkı Yöntemi	48
3.4.1.3. İz Değişimi Yöntemi	48
3.4.1.4. Radyo İzotop Yöntemi	48
3.4.2. Abrasiv Aşınma için Deney Yöntemleri	49
4. KAPLAMALAR VE YÜZEY İŞLEMLERİ.....	51
4.1. Kaplamanın Tanımı ve Yapısı	51
4.1.1. Kaplama Türleri	51
4.1.1.1. Malzemeye Göre Kaplamanın Sınıflandırılması	54
4.1.1.1.1. Metalik Kaplamalar	54
4.1.1.1.2. Metalik Olmayan Kaplamalar	54
4.1.1.2. Uygulama Alanına Göre Kaplamanın Sınıflandırılması	55
4.1.1.2.1. Koruyucu Kaplamalar	55
4.1.1.2.2. Dekoratif Kaplamalar	56
4.2. Üretim Yöntemlerine Göre Kaplamalar	56
4.2.1. Plazma Esaslı Termal Yöntemler	57

4.2.1.1. Plazmayla Yüzey Sertleştirme	58
4.2.1.2. Plazma Nitrürleme ve Plazma Karbürleme	59
4.2.1.3. Plazma Destekli Buhar Depolama Teknikleri	60
4.2.1.3.1. Plazma Destekli Fiziksel Buhar Depolama (PVD) Yöntemi	60
4.2.1.3.2. Plazma Destekli Kimyasal Buhar Depolama (CVD) Yöntemi	61
4.2.1.4. Plazma Kaynak Yöntemi	62
4.2.2. İyon İmplantasyonu	62
4.2.2.1. Plazma Destekli İyon İmplantasyonu	64
4.2.3. Elektron Işını Yöntemi	64
4.2.3.1. Elektron Işını Destekli Fiziksel Buhar Depolama	65
4.2.4. Lazer Esaslı Yüzey İşlemleri	66
4.2.4.1. Lazer Esaslı Yüzey Modifikasyon Yöntemleri	67
4.2.4.2. Lazerle Sertleştirme	68
4.2.4.3. Lazerle Ergitme	69
4.2.4.4. Lazerle Yüzey Alaşımlama	69
4.2.4.5. Lazer Kaynağı	69
4.2.5. Püskürtme Yöntemleriyle Yüzey Modifikasyonu	70
4.2.5.1. Alevle Püskürtme	72
4.2.5.2. Plazma Püskürtme	74
4.2.5.3. Yüksek Hızlı Oksi-Yakıt (HVOF) Püskürtme	77
4.2.6. Difüzyon Esaslı Yüzey İşlemleri	79
4.2.6.1. Karbürleme	79
4.2.6.2. Nitrürleme	81
4.2.6.3. Karbonitrürleme	81
4.2.6.4. Kromlama	82
4.2.6.4.1. Parlatma Kromlaması	83
4.2.6.4.2. Sert Kromlama	83
4.2.6.4.3. Siyah Kromlama	84
4.2.6.4.4. Gözenekli Kromlama	84
4.2.6.5. Borlama	84
4.2.7. Ark Esaslı Yüzey Modifikasyon Yöntemleri	88
4.2.7.1. Gaz Tungsten Ark Kaynağı	89
4.2.7.2. Gaz Metal Ark Kaynağı	91
4.2.7.3. Plazma Ark Kaynağı	91
4.2.7.4. Tozaltı Ark Kaynağı	92

4.2.7.5. Elektrocuruf Kaynağı	93
4.3. Yüzey Modifikasyon Yöntemlerine Göre Yüzey Kaliteleri.....	95
4.3.1. Buhar Fazı Yöntemlerine Göre Yüzey Kaliteleri.....	95
4.3.2. İyon İmplantasyon Yöntemlerine Göre Yüzey Kaliteleri	96
4.3.3. Termal Püskürtme Yöntemlerine Göre Yüzey Kaliteleri.....	98
4.3.4. Kaynak Yöntemlerine Göre Yüzey Kaliteleri	99
5. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI.....	101
6. DENEYSEL YÖNTEM	108
6.1. Çalışmada Kullanılan Malzemeler	108
6.2. Yüzey Kaplama İşlemi İçin Numunelerin Hazırlanması	109
6.3. Gaz Tungsten Ark Kaynak Yöntemiyle Yüzey Kaplama İşleminde Üretim Parametrelerinin Tespiti ve Kaplama İşlemi	109
6.4. Mikroyapı İncelemeleri.....	114
6.5. Kaplama Tabakasının Nüfuziyet Oranının Belirlenmesi	114
6.6. Makrosertlik ve Mikrosertlik Ölçümleri	115
6.7. SEM ve EDS İncelemeleri	116
6.8. Abrasiv Aşınma Deneyi	116
7. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	118
7.1. Mikroyapı İnceleme Sonuçları ve Tartışmalar	118
7.1.1. Farklı Cr Oranına Sahip FeCrC Tozuyla Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı.....	119
7.1.2. % 66 Cr'lu FeCrC Tozuyla Farklı Akımlarda Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı.....	121
7.1.3. % 59 Cr'lu FeCrC Tozuyla Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı	128
7.1.4. % 66 Cr'lu FeCrC Tozuyla Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı	131
7.1.5. B ₄ C Tozuyla Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı	134
7.1.6. Ti Tozuyla Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı	137
7.1.7. % 66 Cr'lu FeCrC/B ₄ C Tozuyla Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı.....	139
7.1.8. % 66 Cr'lu FeCrC/Ti Tozuyla Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı.....	144
7.1.9. % 66 Cr'lu FeCrC/Ti/B ₄ C Tozuyla Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı	148
7.2. Üretim Parametrelerinin Nüfuziyet Oranına Etkileri	151
7.2.1. Kaynak Akımının Nüfuziyet Oranına Etkisi.....	151
7.2.2. Üretim Hızının Nüfuziyet Oranına Etkisi	153
7.3. Kaplama Tabakalarının Sertlik Sonuçları	155
7.3.1. Kaplama Tabakalarının Makrosertlik Değerleri	155
7.3.2. Kaplama Tabakalarının Mikrosertlik Değerleri	156
7.4. Abrasiv Aşınma Test Sonuçları	163

7.4.1. % 59 FeCrC Tozuyla Yapılan Kaplamaların Abrasiv Aşınma Sonuçları	163
7.4.2. % 66 FeCrC Tozuyla Yapılan Kaplamaların Abrasiv Aşınma Sonuçları	164
7.4.3. B ₄ C Tozuyla Yapılan Kaplamaların Abrasiv Aşınma Sonuçları	166
7.4.4. Ti Tozuyla Yapılan Kaplamaların Abrasiv Aşınma Sonuçları	168
7.4.5. % 66 Cr'lu FeCrC/B ₄ C Tozuyla Yapılan Kaplamaların Abrasiv Aşınma Sonuçları	169
7.4.6. % 66 Cr'lu FeCrC/Ti Tozuyla Yapılan Kaplamaların Abrasiv Aşınma Sonuçları	172
7.4.7. % 66 Cr'lu FeCrC/Ti/B ₄ C Tozuyla Yapılan Kaplamaların Abrasiv Aşınma Sonuçları	175
8. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER	177
9. KAYNAKLAR	183

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 600 °C’deki 9Cr-W çeliğinde W’nin sürünme süresince $M_{23}C_6$ karbür çapına etkisi	12
Şekil 2.2 Laves fazı reaksiyonu	16
Şekil 3.1 Zahirî ve gerçekte temas alanlarının şematik resmi	18
Şekil 3.2 Tribolojik sistem.....	20
Şekil 3.3 Sürtünen iki cisimde aşınmanın temel unsurları	21
Şekil 3.4 Temas alanları.....	22
Şekil 3.5 Saf malzemeler için elastisite modülü-bağılı aşınma direnci arasındaki ilişki	24
Şekil 3.6 (a) Takviyesiz LM-13, % 15 (b) % 30 saf fil fiber takviyeli alaşımlarda yük ilişkisi	27
Şekil 3.7 (a) Kayma yolu ile aşınma miktarının değişimi (b) Kaymanın aşınmaya etkisi.....	28
Şekil 3.8 Abrasiv aşınma mekanizması	31
Şekil 3.9 Abrasiv aşınma testi uygulanan yaşlandırılmış Al-SiC kompoziti	32
Şekil 3.10 Farklı tasarımlara sahip abrasiv aşınma aparatları.....	33
Şekil 3.11 Konik uç ile abrasiv aşınmanın tipik modeli	34
Şekil 3.12 Mikro kesimdeki abrasiv aşınma şiddeti	35
Şekil 3.13 Kaviteleşme aşınma mekanizması.....	37
Şekil 3.14 Kaviteleşme aşınmasına uğramış pompa.....	37
Şekil 3.15 Adheziyon aşınma mekanizması	38
Şekil 3.16 Adheziyon aşınma pozisyonları	39
Şekil 3.17 Adheziyon aşınma testi yapılmış numunelerdeki aşınma kaybı.....	40
Şekil 3.18 Koroziyon aşınma aparatı.....	42
Şekil 3.19 Yorulma aşınma aparatı.....	43
Şekil 3.20 Aşınma türlerinin şematik resmi.....	46
Şekil 3.21 Abrasiv aşınma türlerinin şematik resmi	49
Şekil 3.22 Abrasiv aşınma deneylerinde kullanılan yöntemler.....	50
Şekil 4.1 Yüzey modifikasyon yöntemlerinin sınıflandırılması	53
Şekil 4.2 Dekoratif kaplama örnekleri	56
Şekil 4.3 Maddenin dördüncü hali plazma	57
Şekil 4.4 PVD kaplama yönteminin şematik resmi	60
Şekil 4.5 CVD sisteminin şematik görünümü.....	61
Şekil 4.6 İyon ışını donanımları.....	63
Şekil 4.7 EBPVD’nin şematik resmi	66
Şekil 4.8 EBPVD kaplamanın mikroyapısı	66

Şekil 4.9 Lazer kaplamanın şematik resmi	67
Şekil 4.10 Lazer ile sertleştirilmiş kesme kenarı	68
Şekil 4.11 Lazer ışınıyla kaynağın şematik resmi.....	70
Şekil 4.12 Isıl püskürtmenin işlem sırası	71
Şekil 4.13 Alevle püskürtmenin şematik görünüşü	73
Şekil 4.14 Alev püskürtme ile yüzey kaplama işlemi.....	73
Şekil 4.15 Yatay toz enjeksiyonlu plazma püskürtme yöntemi	75
Şekil 4.16 Dikey toz beslemeli plazma püskürtme	76
Şekil 4.17 Tel püskürtmeli plazma sprey kaplama	76
Şekil 4.18 HVOF sisteminde tabancanın enine kesiti ve kısımları	78
Şekil 4.19 HVOF kaplamanın yapımı.....	78
Şekil 4.20 Fe-B denge diyagramı.....	88
Şekil 4.21 GTA veya TIG kaynağının şematik resmi.....	90
Şekil 4.22 MIG-MAG kaynağında ark bölgesi.....	91
Şekil 4.23 Plazma arkının şematik görünüşü	92
Şekil 4.24 Tozaltı kaynağının şematik görünüşü	93
Şekil 4.25 Elektrocüruf kaynağının şematik görünüşü	94
Şekil 6.1 AISI 304 paslanmaz çeliğin kaplama öncesi resmi	109
Şekil 6.2 FeCrC tozunun numunedeki şematik görünümü	110
Şekil 6.3 GTA kaplamanın şematik resmi	110
Şekil 6.4 GTA kaplama yapılan FeCrC-2 tozunun makroskopik görünüşü	111
Şekil 6.5 GTA kaplama yapılan FeCrC-1 ve FeCrC-3 tozunun makroskopik görünüşü.....	111
Şekil 6.6 Optik mikroskop için hazırlanan kaplama numunesi	111
Şekil 6.7 FeCrC-2 tozunun havada soğutulan numunesinin mikroyapı görünüşü.....	112
Şekil 6.8 Farklı akımdaki kaplama-kaynak dikişlerinin üstten makroskopik görüntüsü	112
Şekil 6.9 Farklı akımlarda yapılan kaplamaların optik mikroskop görüntüsü	113
Şekil 6.10 Mikroyapı inceleme numunesi	114
Şekil 6.11 Kaplama numunesinde nüfuziyet oranının tespiti	114
Şekil 6.12 Makrosertlik ölçüm numunesi	115
Şekil 6.13 Mikrosertlik ölçüm numunesi.....	115
Şekil 6.14 (a) Kaplama Numunesi, (b) Aşınma numunesi	116
Şekil 6.15 Abrasiv aşınma deney düzeneği	117
Şekil 7.1 FeCrC-2 tozuyla yapılan kaplamada dendrit kollarının oluşumu	119
Şekil 7.2 FeCrC-1 tozuyla yapılan kaplamada dendrit kollarının düzensiz oluşumu	120
Şekil 7.3 FeCrC-2 kaplama tabakasının AISI 304 çelik tarafına difüzyonu.....	120

Şekil 7.4 X1 numunesinin optik mikroskop resmi.....	122
Şekil 7.5 X2 numunesinin optik mikroskop resmi.....	122
Şekil 7.6 X3 numunesinin optik mikroskop resmi.....	122
Şekil 7.7 a) X1, b) X2, c) X3 numunelerinin kaynak dikişlerinin makroskopik resmi.....	122
Şekil 7.8 X1 numunesinin SEM resmi.....	123
Şekil 7.9 X2 numunesinin SEM resmi.....	124
Şekil 7.10 X3 numunesinin SEM resmi.....	124
Şekil 7.11 X5 numunesinin optik mikroskop resmi.....	125
Şekil 7.12 X5 numunesinin kaynak dikişlerinin makroskopik resmi	125
Şekil 7.13 X5 numunesinin kesit resmi	125
Şekil 7.14 X5 numunesinin SEM resmi.....	126
Şekil 7.15 X4 numunesinin SEM resmi.....	127
Şekil 7.16 X4 numunesinin kaynak dikişlerinin makroskopik resmi	127
Şekil 7.17 X4 numunesinin kesit resmi	127
Şekil 7.18 X4 numunesinin karbürlü bölgelerin SEM görüntüsü	128
Şekil 7.19 a)A1, b)B1, c)C1, d)D1 numunelerinin SEM görüntüsü	129
Şekil 7.20 A1 numunesinin EDS analizi.....	130
Şekil 7.21 D1 numunesinin EDS analizi.....	131
Şekil 7.22 a)A2, b)B2, c)C2, d)D2 numunelerinin SEM görüntüsü	133
Şekil 7.23 A2 numunesinin EDS analizi.....	134
Şekil 7.24 a)A3, b)B3, c)C3, d)D3 numunelerinin SEM görüntüsü	136
Şekil 7.25 A3 numunesinin EDS analizi.....	136
Şekil 7.26 a)A4, b)B4, c)C4, d)D4 numunelerinin optik mikroskop görüntüsü	138
Şekil 7.27 A4 numunesinin EDS analizi.....	139
Şekil 7.28 a)A5, b)B5, c)C5, d)D5 numunelerinin SEM görüntüsü	140
Şekil 7.29 D5 numunesinin EDS analizi.....	141
Şekil 7.30 a)A7, b)B7, c)C7, d)D7 numunelerinin SEM görüntüsü	143
Şekil 7.31 D7 numunesinin EDS analizi.....	143
Şekil 7.32 a)A6, b)B6, c)C6, d)D6 numunelerinin SEM görüntüsü	145
Şekil 7.33 D6 numunesinin EDS analizi.....	146
Şekil 7.34 a)A8, b)B8, c)C8, d)D8 numunelerinin SEM görüntüsü	147
Şekil 7.35 B8 numunesinin EDS analizi.....	148
Şekil 7.36 a)A9, b)B9, c)C9, d)D9 numunelerinin SEM görüntüsü	150
Şekil 7.37 D9 numunesinin EDS analizi.....	150
Şekil 7.38 X1 numunesinin kaplama kesiti.....	152

Şekil 7.39 X2 numunesinin kaplama kesiti.....	152
Şekil 7.40 X3 numunesinin kaplama kesiti.....	152
Şekil 7.41 X4 numunesinin kaplama kesiti.....	153
Şekil 7.42 X5 numunesinin kaplama kesiti.....	153
Şekil 7.43 Numune guruplarının ortalama makrosertlik değerleri.....	155
Şekil 7.44 1 numaralı grubun mikrosertlik değerleri	157
Şekil 7.45 2 numaralı grubun mikrosertlik değerleri	158
Şekil 7.46 3 numaralı grubun mikrosertlik değerleri	159
Şekil 7.47 4 numaralı grubun mikrosertlik değerleri	159
Şekil 7.48 5 numaralı grubun mikrosertlik değerleri	160
Şekil 7.49 6 numaralı grubun mikrosertlik değerleri	161
Şekil 7.50 7 numaralı grubun mikrosertlik değerleri	161
Şekil 7.51 8 numaralı grubun mikrosertlik değerleri	162
Şekil 7.52 9 numaralı grubun mikrosertlik değerleri	162
Şekil 7.53 1 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri	164
Şekil 7.54 2 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri	166
Şekil 7.55 3 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri	167
Şekil 7.56 4 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri	169
Şekil 7.57 5 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri	171
Şekil 7.58 7 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri	172
Şekil 7.59 6 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri	173
Şekil 7.60 8 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri	175
Şekil 7.61 9 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri	176

TABLÖLER LİSTESİ

	<u>Sayfa</u>
Tablo 2.1 Paslanmaz çeliklerin fiziksel özellikleri.....	5
Tablo 2.2 Ostenitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri	8
Tablo 3.1 Yükleme ve hareket değişikliklerinin sistemi etkilemesi.....	21
Tablo 3.2 Bazı aşındırıcılar ve sertlik değerleri	25
Tablo 3.3 ASTM tarafından geliştirilmiş bazı test metotları.....	45
Tablo 6.1 Kaplamada kullanılan malzemelerin % ağırlık olarak kimyasal bileşimleri.....	108
Tablo 6.2 Ti ve B ₄ C tozunun % ağırlık kimyasal bileşimleri ve tane boyutu	108
Tablo 6.3 FeCrC tozlarının % ağırlık olarak kimyasal bileşimleri.....	110
Tablo 6.4 İlk kaplamanın yapıldığı TIG kaynak parametreleri	111
Tablo 6.5 Kaplamada kullanılacak uygun kaynak akımının tespiti için veriler	113
Tablo 6.6 GTA ile kaplamada kaynak parametreleri	115
Tablo 6.7 GTA ile yapılan deneysel kaplamalar ve içerikleri.....	115
Tablo 7.1 % 66 Cr'lu FeCrC tozuyla farklı akımdaki numunelerin üretim parametreleri	121
Tablo 7.2 % 59 Cr'lu FeCrC çalışma grupları ve kaplama parametreleri	128
Tablo 7.3 % 66 Cr'lu FeCrC çalışma grupları ve kaplama parametreleri	132
Tablo 7.4 B ₄ C çalışma grupları ve kaplama parametreleri.....	134
Tablo 7.5 Ti çalışma grupları ve kaplama parametreleri.....	137
Tablo 7.6 % 66 Cr'lu FeCrC/B ₄ C (1/2 + 1/2) çalışma grupları ve kaplama parametreleri	139
Tablo 7.7 % 66 Cr'lu FeCrC/B ₄ C (2/3 + 1/3) çalışma grupları ve kaplama parametreleri	142
Tablo 7.8 % 66 Cr'lu FeCrC/Ti (1/2 + 1/2) çalışma grupları ve kaplama parametreleri	144
Tablo 7.9 % 66 Cr'lu FeCrC/Ti (2/3 + 1/3) çalışma grupları ve kaplama parametreleri	146
Tablo 7.10 % 66 Cr'lu FeCrC/Ti/B ₄ C (1/3+1/3+1/3) çalışma grupları ve kaplama parametreleri	149
Tablo 7.11 Farklı akım kaplamalarının % nüfuziyet oranları	151
Tablo 7.12 Farklı üretim hızlarının % nüfuziyet oranları.....	154

ÖZET

Doktora Tezi

GAZ TUNGSTEN ARK KAYNAK YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN Fe ESASLI KAPLAMA TABAKALARININ AŞINMA VE MİKROYAPI KARAKTERİSTİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Ayhan ORHAN

Fırat Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metallurji Eğitimi Anabilim Dalı

2008, Sayfa: 193 + XII

Bu çalışmada, AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik yüzeyine, farklı Cr içerikli FeCrC, B₄C ve Ti tozları gaz tungsten ark (GTA) yöntemiyle kaplanarak, mikroyapıda oluşacak karbür ve diğer fazların, malzemenin sertliğine ve abrasiv aşınma davranışlarına olan etkileri deneysel olarak araştırılmıştır. Mikroyapı incelemelerinde optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (scanning electron microscope (SEM)) ve noktasal analiz tekniği (energy dispersive spectograph EDS) mikro analizlerinden faydalanılmıştır. Yüzeydeki modifiye edilen tabakanın makrosertliği ve mikrosertliği ölçülmüş, yüzey tabakası abrasiv olarak pim-disk deney aparatında aşındırılmıştır. Aşınma testleri sonrası numunelerin, 5 N, 10 N, ve 20 N yükler altında mesafeye bağlı kütle kayıp miktarlarının grafikleri çizilmiştir. Ayrıca kaplama tabakalarının nüfuziyet oranları hesaplanmıştır.

GTA kaplamalar için; % 66 Cr içerikli FeCrC 'nin en iyi kaplama oluşturan toz olduğu, 135 A 'lık kaynak akımının ise en uygun akım olduğu tespit edilmiştir. B₄C ve Ti tozlarına farklı oranlarda FeCrC tozu katılarak oluşturulan kaplamaların mikroyapı incelemelerinde M₂C, M₃C, M₇C₃, M₂₃C₆, FeB, Fe₂B, TiFe, TiFe₂, Ti₂Ni, TiNi₃ ve TiNi karbürlerinin olduğu ve bu karbürlerin aşınma deneylerinde kütle kayıplarını azalttığı tespit edilmiştir. Ayrıca makrosertliği ve mikrosertliği en yüksek olan B₄C kaplamalarının, abrasiv aşınma deneyleri sonucunda farklı yüklerdeki mesafeye bağlı kütle kayıp miktarları en az olan numune grubu olduğu tespit edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: GTA kaplama, Bor karbür, Abrasiv aşınma, Paslanmaz çelik

ABSTRACT

PhD Thesis

INVESTIGATION INTO MICROSTRUCTURAL AND WEAR CHARACTERISTICS OF Fe-BASED COATING LAYERS PRODUCED WITH GAS TUNGSTEN ARC METHOD

Ayhan ORHAN

Firat University

Graduate School of Natural and Applied Science

Department of Metallurgy Education

2008, Page: 193 + XII

In this study, different Cr based FeCrC, B₄C and Ti powders were coated on the surface of AISI 304 austenitic stainless steel with Gas Tungsten Arc (GTA) method and the effects of carbide and other phases on the hardness and abrasive wear behaviours were investigated. The microstructures of coatings were examined by using optical microscopy, scanning electron microscope (SEM) and energy dispersive spectroscopy (EDS) respectively. Macrohardness and microhardness of the surface of coating layers were measured, the wear tests were performed in loads of 5, 10 and 20 N, by pin-on-disc test apparatus and the weight loss values were calculated. Besides, penetration proportions of coated layers were calculated.

For GTA coatings, 66 % Cr based FeCrC powders and a welding current of 135 A was determined to be the most suitable. The different proportions of FeCrC powder were added in B₄C and Ti powder, and formed the coating. It was observed for examining the microstructure that M₂C, M₃C, M₇C₃, M₂₃C₆, FeB, Fe₂B, TiFe, TiFe₂, Ti₂Ni, TiNi₃ and TiNi carbides were formed. This circumstance caused a decreasing the mass losses. Likewise, the macrohardness and microhardness of B₄C coatings were very high, the results of abrasive wear tests, should the wear losses were the lowest for this coating.

Keywords: GTA coating, Boride carbide, Abrasive wear, Stainless steel.

1.GİRİŞ

Teknolojik gelişmelere paralel olarak malzemelerin yüzey özelliklerini geliştirmek ve yeni özellikler kazandırmak amacıyla yüzey mühendisliğine olan ilgi her geçen gün daha da artmaktadır. Teknikte; kullanım alanına bağlı olarak malzemelerde meydana gelen aşınma, korozyon ve sürtünme gibi istenmeyen etkileri önlemek yada azaltarak minimuma indirmek için yüzey modifikasyonu işlemlerine gerek duyulmaktadır. Oluşturulan yüzey katları; yüzeyin mekanik özelliklerini geliştirirken, onların kullanılacakları ortama karşı daha dayanıklı kılar ve istenmeyen olumsuz etkilerin ortadan kalkmasını sağlarlar. Yüzey işlemleri; sadece uygulandıkları metallerin mekanik özelliklerini geliştirmekle kalmaz, aynı zamanda onlara dekoratif açıdan güzel bir görünümde kazandırır.

Malzeme yüzeyinin sert ve aşınmaya dayanıklı, alt tabakanın ise sünek ve yeterli mukavemette olması gerektiği durumlarda; tercihen yüzey sertleştirme veya yüzey kaplama yöntemleri uygulanır (Buytoz, 2006). Malzeme yüzeyinin mekanik özelliklerini geliştirmenin en basit ve ekonomik yolu, yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirmeden yapılan yüzey sertleştirme işlemidir (Yıldırım ve diğ., 2001). Bu yöntemlerle; malzeme yüzeyinin sert ve aşınmaya dayanıklı, iç kısmında enerjiyi depolayacak şekilde tok olması sağlanır. Yüzey sertleştirilmede; normal koşullar altında yeterli düzeyde sertleşmeyen çeliklerin yüzeyine karbon geçirtilerek ya da yüzeye sertliği artırıcı bileşik oluşturabilen elementlerin atomlarının nüfuziyeti sağlanarak sertleştirme sağlanır. (Topbaş, 1998).

Bunların dışında, lazer ve plazmayla yüzey kaplama, plazma nitrürleme, fiziksel ve kimyasal yolla buhar depolama ve metal toz püskürtme yoluyla; yüzeyleri aşınmaya, korozyona ve yorulmaya dayanıklı malzemeler üretilmektedir (Villat, 1986; Tokmakoğlu, 1992; Sert, 1997; Jin ve diğ., 2001; Chen ve Newaz, 2001; Kaestner ve diğ., 2001; Nath ve diğ., 2002; Kanlıdağ ve Kurt, 2002; Stokes, 2003; Bourithis ve Papadimitriou, 2003; Xibao, 2005; Liu ve diğ., 2005; Liu ve diğ., 2006; Navas ve diğ., 2006; Ustel, 2006; Majumdar ve diğ., 2006; Meng ve diğ., 2006; Stokes, 2006; Babu ve diğ., 2006; Hou ve diğ., 2006;). Kaplama tekniklerini ana hatlarıyla; buhar fazı biriktirme, elektrolitik yöntem, sol-jel ve ergitme esaslı yöntemler şeklinde sınıflandırılabilir.

Günümüzde gaz tungsten ark kaynağı (GTA), yüksek yoğunluğa sahip olan lazer ve termal sprey yöntemleriyle kıyaslandığında; onlara karşı maliyetinin düşük olması, kullanımının kolaylığı ve geniş uygulama alanı bulması gibi üstünlüklere sahiptir. Özellikle lazer yöntemiyle geleneksel malzemelere yapılan yüzey modifikasyonları, hızla katılan ince taneli mikroyapılara sahip kaplamaların üretilmesine neden olmuştur. Fakat yine de lazer yöntemine

alternatif olarak GTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu yapılabilir. Böylece, modifikasyonlu mikroyapıların aşınma ve korozyon direnci, geleneksel yüzey işlem teknikleri ile elde edilenden çok daha iyi olmaktadır (Korkut ve diğ., 2002).

Ark ve döküm gibi geleneksel malzeme üretim metotları; geniş bir ITAB, iş parçasının çarpılması, alaşım katkısının segregasyonu sonucunda mikroyapıda oluşan karbürlerin düzensiz dağılımı gibi malzeme kusurlarına yol açmaktadır. Bu yüzden, gaz tungsten ark (GTA), lazer ve plazma yöntemleri gibi hızlı katılma teknikleri kullanılarak, üretim koşullarına bağlı birçok sorun ortadan kaldırılır. Alaşımlama olarak ifade edilebilecek GTA yöntemiyle yapılan yüzey modifikasyon tekniği; ilke olarak, uygun bileşime sahip alaşım tozu veya tozlarının alt tabaka malzemesinin yüzeyi ile bütünleşmesi yoluyla yapılan bir birleştirme yöntemidir (Korkut ve diğ., 2002). Ergime, her iki malzemede de aynı anda gerçekleşir ve sınırlanan bölge hızla katılarak, modifikasyon yapılan kaplama malzemesi ile esas malzeme birbirlerine metalurjik olarak bağlanır (Buytoz ve diğ., 2003; Korkut ve diğ., 2002).

Maliyeti düşük olan GTA yöntemiyle, birçok metal alaşımının yüzeyinde istenilen bileşim ve oranlarda kompozit yapı bir katman elde edilmesi, oluşan yapının ve fiziksel özelliklerin incelenmesi, yüzey mühendisliğinde her geçen gün farklı ve ayrı bir önem kazanmaktadır.

Bu çalışmada; yüksek krom nikelli AISI 304 ostenitik paslanmaz çeliğe, gaz tungsten ark (GTA) yöntemiyle yüksek karbonlu ferrokrom karbon, titanyum ve bor karbür katkılar yapılarak yüzey özellikleri değiştirilmiş; mikroyapıda oluşan karbür ve diğer fazların, metalografik özellikleriyle bu özelliklerin malzemenin sertliğine ve abrasiv aşınma davranışlarına olan etkileri deneysel olarak araştırılmıştır. Mikroyapı incelemelerinde optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (scanning electron microscope (SEM)) ve noktasal analiz tekniği (energy dispersive spectograph (EDS)) mikro analizlerinden yararlanılmıştır. Yüzeyde modifiye sonucu edilen kaplama tabakasının sertliği, mikrosertlik cihazlarıyla ölçülmüş ve yüzey tabakası abrasiv olarak pim disk (pin-on-disk) deney aparatında aşındırılmıştır. Aşınma testleri sonrası numunelerin farklı yük uygulamalarındaki, mesafeye bağlı kütle kayıp miktarları tespit edilmiştir. Ayrıca kaplama tabakalarının ısıtma oranları tespit edilirken, ölçümler optik mikroskopta yapılmıştır.

Toplam dokuz bölümden oluşan araştırma ve incelemenin birinci bölümünde genel giriş yapılmıştır. İkinci bölümünde ise paslanmaz çelikler hakkında genel bilgi yer alırken, ostenitik paslanmaz çeliklerin genel özellikleri dışında, intermetalik fazlar ve paslanmaz çelikte oluşan karbürler hakkında bilgi verilmiştir. Üçüncü bölümünde sürtünme ve aşınma başlığı altında aşınma çeşitleri ve birbirleriyle olan ilişkileri detaylı olarak anlatılmıştır. Kaplamalar ve yüzey işlemleri dördüncü bölümde ele alınmış ve son zamanlarda çok kullanılan ve hala araştırma

konuları devam eden yüzey modifikasyon tekniklerine değinilmiştir. Dördüncü bölümde ayrıca yüzey kaplama yöntemleri birbiriyle kıyaslanıp GTA yönteminin seçilme nedeni irdelenmiştir. Beşinci bölümde ise genel literatür çalışması yer almaktadır. Altıncı bölümde; yapılan çalışmalar ve kullanılan malzemeler detaylı şekilde açıklanmıştır. Burada kaplama parametrelerinin belirlenmesi işlemi de bulunmaktadır. Yedinci bölümde; deneysel sonuçlar ve düşünceler irdelenerek, sekizinci bölümde öneriler belirtilip sonuca bağlanmıştır. Dokuzuncu bölümde ise, yapılan araştırma ve literatür çalışmalarında yararlanılan kaynaklara yer verilmiştir.

2. PASLANMAZ ÇELİKLER

Çağımız endüstrisinin vazgeçilmez malzemeleri arasına giren paslanmaz çeliklerin her geçen gün kullanım alanlarının artmasının temel nedeni kimyasal etkili ortamlarda, mekanik özelliklerini yitirmeden gösterdikleri yüksek korozyon dirençleridir. Paslanmaz çelikler; korozyon faktörlerine karşı dirençli olmaları ve çevresel etkiler altında uzun süre parlaklıklarını korumaları gibi üstün özellikleri nedeniyle geniş kullanım alanı bulmaktadır. Yüzeyde oluşan gayet ince, gümüşü ve sıkıca yapılan bir krom oksit (Cr_2O_3) filmi oluşturarak yüzeyi korur. Bunun yanı sıra bu çelikler, dayanımlarının yüksekliği ve başta aşınma olmak üzere bazı faktörlere karşı gösterdikleri mukavemet bakımından da tercih nedeni olurlar. Oluşan bu ince krom oksit tabakası, oksidasyon ve buna bağlı etkilerin daha içerilere doğru işlemlerini engeller, metali pasif ve aşınmaya karşı dirençli yapar. Cr'nin çeliğe diğer bir üstünlük de, onun ısı altındaki yüksek sıcaklıktaki oksidasyona karşı dayanımını büyük ölçüde artırmasıdır. Diğer bazı alaşım elemanı katkılarına rağmen, paslanmaz çelikler Fe-Cr alaşımıdır. Kullanım alanları da gün geçtikçe artmakta ve her geçen gün biraz daha fazla önem kazanmaktadır.

Bugün için paslanmaz çeliklerin uzay endüstrisinden başlayıp, tıp dalına kadar uzanan geniş bir kullanım alanı vardır. Alaşım elemanlarından nikel çeliğin korozyona mukavemetini artırırken, ısı geçirgenliğini azaltır. Bunun yanı sıra darbe dayanıklılığını yükseltirken, haddelenebilirliği ve kaynak yapmayı kolaylaştırır. Molibden, yüksek sıcaklıklarda yük altındaki deformasyonlara karşı mukavemeti artırır ve yine kaynak yapılmasını kolaylaştırıcı etki gösterir (Yıldırım ve diğ., 2001).

Paslanmaz çelikler esas itibarıyla demir, krom ve çoğu zaman da nikel içeren alaşımlar olup başlıca özelliklerini kroma borçludurlar. Çeliğin içerisindeki kromun koruyucu kabiliyeti, krom ile oksijen arasındaki affiniteden ileri gelmektedir. İçerdikleri diğer katkı elementlerine göre değişen ve tamamen ostenitik ile tamamen ferritik özellikler aralığında sıralanan beş farklı çeşit paslanmaz çelik türü vardır. Bunlar sırası ile;

1. Ostenitik paslanmaz çelikler,
2. Ferritik paslanmaz çelikler,
3. Martenzitik paslanmaz çelikler,
4. Çift fazlı (dubleks) paslanmaz çelikler,
5. Çökelme yoluyla sertleşebilen paslanmaz çeliklerdir.

2.1. Paslanmaz Çeliklerin Fiziksel Özellikleri

Paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerini, korozyon dirençlerini, talaşlı işlenebilme ve biçimlendirilebilme özelliklerini, kaynak edilebilirliklerini ve uygulama alanlarını iyileştirmek amacı ile katılan alaşım elementleri bu tür çeliklerin fiziksel özelliklerini de önemli ölçüde etkiler. Özellikle kaynak edilebilmeleri açısından büyük bir önem taşıyan bu fiziksel özelliklerin az karbonlu çelikler ve diğer türler ile karşılaştırılması Tablo 2.1’de verilmiştir (Kaluç ve Tülbentçi, 1995).

Tablo 2.1 Paslanmaz çeliklerin fiziksel özellikleri (Kaluç ve Tülbentçi, 1995)

Çelik Türü	α X10 ⁻⁶	λ W/mC	Ω nΩm	E KN/mm ²
Karbonlu çelikler (1016)	13	47	150	205
Ferritik (S44400)	12.5	24	600	225
Ferritik-ostenik (329)	13.5	20	850	205
Ostenitik	19.5	15	700	200
α : 20-800 °C’ de ısı genleşme katsayısı λ : Isıl iletkenlik (20 °C) Ω : Elektrik direnci (20 °C) E: Elastiklik modülü (20 °C)				

En önemli özelliklerinden biri olan manyetik özelliğine bakıldığında, paslanmaz çeliklerin özellikle sade krom içeren türleri manyetikler. Buna karşın ostenitik krom-nikelli paslanmaz çelikler antmanyetik özellik gösterirler. 100-500 °C aralığında ostenitik paslanmaz çeliklerin ısı genleşme katsayıları ferritik paslanmaz çeliklere nazaran % 60 daha fazladır.

Ferritik paslanmaz çeliklerin ısı iletkenlikleri, karbonlu çeliklerin yaklaşık % 50 altındadır. Isıl iletkenlikleri, ostenitik paslanmaz çeliklere göre % 40 daha yüksektir. Yine elektrik iletme dirençleri % 20 ve özgül ısıları da onlardan % 10 daha düşüktür. Ancak tüm paslanmaz çeliklerin elektrik dirençleri karbonlu çeliklerinkinden yaklaşık 4-7 kat daha fazladır. Ferritik kromlu çeliklerin 7,7x10⁴ N/m³ olan yoğunlukları, ostenitik krom-nikelli paslanmaz çeliklerin 7,9x10⁴ N/m³ olan yoğunluklarından daha düşüktür. Bunların elastiklik modülleri de oda sıcaklığından % 10 daha yüksektir (Kaluç ve Tülbentçi, 1995).

2.1.1. Ostenitik Paslanmaz Çelikler

% 8-30 Cr ve % 6-20 Ni içerirler. Oda sıcaklığında ostenitik yapıya sahipler. Bu çeliklerin en önemli özellikleri çok yumuşak olmaları; biçimlendirme özelliklerin fazla olması, soğuk biçimlendirme ile sertleşme yeteneği, üstün korozyon direnci ve yüksek sıcaklıklara olan dayanımlarının yüksekliğidir. Ostenitik paslanmaz çelikler, AISI normunun 200 ve 300 serilerini içerirler ve 304 bunların içinde en yoğun olarak kullanılanıdır. Hepsi krom ve nikel içeren ve paslanmaz çelikler arasında en yüksek dirence sahip olan bu serideki çelikler, paslanmaz çeliğin 301,302, 302B, 303, 304, 304L, 305, 308, 309, 310S, 314, 321, 347, 316 ve 316L tipleridir. Bunlar yumuşak halde mıknatıslanmazlar. Nikel kuvvetli bir ostenit yapıcı olduğundan, bu tip çeliklerde katılaşma esnasında ostenit meydana gelir. Bu durum oda sıcaklığının altında bile devam eder. Soğutma esnasında faz değişimi olmadığından bunlar sertleştirilemezler. Genel olarak korozyon mukavemetini arttırmak amacıyla bir miktarda molibden ilave edilir (Anık ve Tülbentçi, 1966).

Bu çeliklerin en önemli özelliği şunlardır;

- Isı iletme katsayıları oda sıcaklığında az alaşımlı ve sade karbonlu çeliklerin 1/3' ü kadardır.
- Isı genleşme katsayıları sade karbonlu ve az alaşımlı çeliklerin yaklaşık 1,5 katına ulaşır.
- Alaşımsız sade karbonlu çeliklere nazaran elektrik iletme direnci 5 ila 7 kat daha büyüktür.

Yüzey merkezli kübik (YMK) ostenitik paslanmaz çeliklerde süneklik, şekillendirilebilirlik ve korozyon direnci mükemmeldir. Ostenitik paslanmaz çelikler geçiş sıcaklığına sahip olmadıkları için, düşük sıcaklıklardaki darbe özellikleri mükemmeldir. Ostenitik paslanmaz çelikler ferromanyetik değildir.

2.1.2. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırılması

Ostenitik paslanmaz çelikler ana hatlarıyla 3 gruba ayrılır. Bunlar;

- Standart ostenitik paslanmaz çelikler,
- Yüksek mukavemetli ostenitik paslanmaz çelikler,
- Süper-ostenitik paslanmaz çelikler, şeklindedir.

Standart ostenitik paslanmaz çelikler: Standart ostenitik paslanmaz çelikler çok düşük oranda ve en çok % 0,03 C ve N içerirler. AISI normuna göre 304 ve 316 L olarak simgelenirler. Bunların çekme ve akma mukavemetleri nihai ürünün şekline bağlıdır.

301 ve 310 türü Cr-Ni'li çeliklerde 301'den 310'a doğru gidildikçe martenzit oluşumuna karşı direnç artmaktadır. Molibden ilavesi yüksek sıcaklık özelliklerini geliştirdiği için bu çelikler sürünmeye karşı dirençli çelikler olarak kullanılırlar. Molibdenin ferrit oluşturuıcı etkisini elimine etmek için çeliğin mevcut nikel içeriği bir miktar arttırılır.

321 ve 347 türleri ise Ti ve Nb alaşıım elementleri ilavesiyle $Cr_{23}C_6$ oluşumunu engeller ve dolayısıyla paslanmaz çelik taneler arası korozyona karşı kararlı hale gelir. Ti ve Nb kuvvetli karbür oluşturuıcı elementler olduğundan, bir miktar TiC ve NbC oluşumuna neden olurlar. Böyle karbürleri içeren yapının sürünme direncide önemli ölçüde artar. Bu yüzden özellikle 348 serisi paslanmaz çelikler, sürünmeye karşı dirençli çelik olarak kullanılır. Bu çeliklerde de Ti ve Nb'un ve ayrıca C ve N gibi ferrit oluşturuıcı elementlerin etkisini azaltmak için bileşimdeki Ni miktarı bir miktar arttırılır.

200 serisi çelikler düşük Ni içerirler. Çünkü Ni'in ostenit oluşturuıcı etkisinin eksikliği Mn, N gibi kuvvetli ostenit oluşturuıcılar ile telafi edilir. 200 serisi düşük nikelli çeliklerin akma ve çekme dayanımları 300 serisi çeliklerden daha yüksektir. Bunun nedeni azot içerdiğinden ötürü katı eriyik sertleşmesinin artmasına bağlanabilir. Ostenit paslanmaz çelikler deformasyonla kolayca sertleştirilebilir.

Yüksek mukavemetli ostenitik paslanmaz çelikler: Standart ostenitik paslanmaz çeliklerin en büyük dezavantajları düşük akma mukavemetine sahip olmalarıdır. Diğer özelliklerinde değişme olmaksızın bunların mukavemetini yükseltmek için muhtelif yöntemler uygulanır. Bunlar aşağıdaki şeklide sıralanabilir.

1. Soğuk işlem,
2. Ilık işlem veya kontrollü haddeleme,
3. Katı eriyik sertleşmesi,
4. Çökelme sertleşmesi.

Süper-ostenitik paslanmaz çelikler: Bu grup paslanmaz çeliklerde ostenitik yapı sürekli ve kararlı olup her koşul altında tamamen ostenitiktir. Krom nikelli ostenitik paslanmaz çelikler korozyon dirençlerini yükseltmek için oldukça yüksek derecede alaşımlandırılmışlardır. Bu nedenle bazı bilimsel çalışmalarda süper-ostenitik paslanmaz çelikler adını alırlar. Süper ostenitik paslanmaz çelikler aşırı agresif ortamlarda çalışan malzemelerde korozyon problemini önlemek ve kimya endüstrisinde kullanılmak üzere geliştirilmiştir. Sülfirik asit, fosforik asit,

asetik asit, kimyasal gübre üretimi gibi durumlar için özel süper-ostenitik paslanmaz çelik türleri üretilmiştir. Bu türler deniz suyu ortamlarında çok çeşitli amaçlar için yaygın olarak kullanılırlar. Bunlara ek olarak süper-ostenitik paslanmaz çelikler antimanyetik olup, eksi sıcaklıklarda üstün bir tokluğa sahiptirler. Süper-ostenitik kararlı yapı, yüksek nikel miktarı veya azot içeriği sayesinde gerçekleştirilmiştir. Bazı ostenitik paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerine bağlı değerler Tablo 2.2’de gösterilmiştir.

Tablo 2.2 Ostenitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri

AISI Normu	Çekme kg/mm^2	Akma kg/mm^2	Uzama $L=5d$	% Kesit Daralması
301	70-97	36	45	50
303	50-70	20	35	60
304	50-70	20	45	60
304 L	47-69	18	45	60
304 LN	56-78	28	40	-
305	50-70	19	45	-
308	50-70	19	45	-
309	51-77	23	30	-
309 S	51-77	21	26	-
310	-	23	30	-
310 S	52-72	21	35	-
314	50-70	23	30	-
316	52-75	21	40	60
316 L	50-70	19	40	60
316 Cb	52-75	22	35	50
317	55-75	21	40	50
317 L	50-70	20	35	-
321	51-74	20	40	50
330	-	-	-	-
347	52-75	21	40	50
348	52-75	21	40	50

2.1.3. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Çökeltiler

Yarı-ostenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin yapıları oldukça karışıktır. Çözeltiliye alındığında veya normalize edildiğinde yapı ostenitiktir, ancak % 5-20 delta ferrit içerir. İzlenen uygun ısı işlemleri sonucunda ferrit, dönüşmeden yapıda kalabilir. Martenzitik çökelme sertleşmeli türler ile karşılaştırıldıklarında normalize edilmiş halde, rahatlıkla soğuk şekil değiştirebilecek derecede yumuşak ve sünektirler. Tavlama sıcaklığından itibaren oda sıcaklığına hızlı soğutulduklarında ostenitik içyapılarını koruduklarından soğuk biçimlendirme

işlemleri için uygun tokluk ve süneklığe sahiptirler. Bu tür çeliklerin martenzit dönüşüm başlama (Ms) sıcaklıkları, biçimlerine ve tavlama sıcaklıklarına bağlı olarak, oda sıcaklığının altında bir bölgede değişir. Sertlik ve mukavemetin artması için, bu ostenitik yapının martenzitik yapıya dönüşmesi gerekir. Bu amaç için, üç yöntem uygulanabilir. Çelik, çökelme sertleşmesi ısı işleminde tabi tutulmadan;

1. 650-880 °C sıcaklık aralığına ısıtılıp karbürlerin ve diğer bileşiklerin çökmesi sağlanır. Osteniti kararlı hale getiren elementlerin çökelmeyle ayrışması sonucu çelik oda sıcaklığına soğutulduğunda ostenit, martenzite dönüşür.
2. Çelik, 73 °C gibi martenzit dönüşüm başlama (Ms) sıcaklığının çok altında bir sıcaklığa kadar soğutulularak dönüşüm sağlanır.
3. Çeliğe, ostenitten martenzite dönüşümünü sağlayacak soğuk biçimlendirme uygulanır.

Ostenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, tavlandıktan ve herhangi bir yaşlandırma veya sertleştirme işleminden ve hatta soğuk şekillendirmeden sonra bile ostenitik içyapıyı kararlı olarak tutacak şekilde alaşım içerirler. Çökelme sertleşmesini oluşturan faz, 1100-1130 °C sıcaklıklarında çözeltiye geçer ve bu sıcaklıklardan itibaren hızlı soğutma halinde bile ostenitik yapı içinde çözelti halinde kalır. Çözeltiye alma işlemini takiben 650-770 °C sıcaklık aralığında uzun süreli bir yaşlandırma işleminde Al, Ti ve P gibi elementler, metaller arası bileşikler oluşturarak ostenitik yapının sertlik ve mukavemetini artırır. Erişilen sertlik, martenzitik veya yarı-ostenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerde elde edilen değerlerden düşük olmasına karşı yapı manyetik olmayan özelliğini korur. Tüm ostenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler genel olarak biçimlendirmede, kaynak edilmelerinde ve ısı işlemlerde ostenitik içyapılarını korurlar.

2.1.3.1. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Karbürler

Ostenitik paslanmaz çeliklerde oluşan karbür ve çökelti şunlardır (Marimuthu, 2002);

- MX çökelti,
- M_2X çökelti,
- M_3C karbürü,
- M_7C_3 karbürü,
- $M_{23}C_6$ karbürü,
- M_6C karbürü.

2.1.3.1.1. MX Çökeltileri

% 9-12 Cr' lu çeliklerde MX karbonitrürleri gözlemlenebilir. Bunlar YMK kristal kafes yapısına sahip olmakla birlikte iki farklı morfoloji sergilerler. Çelikler ostenitleme sırasında suya çekildiklerinde çözünmeden kaldıkları zaman yapılarında MX çökeltileri gözlemlenebilir. MX taneleri çita martenzitli ince dağılımlı bir yapıya sahip olduklarından, çeliklerin sürtünme direncini artırdığı belirtilmiştir (Marimuthu, 2002).

2.1.3.1.2. M₂X Çökeltileri

Çoğu durumlarda M₂X, sementit sonrası çökelen hegzagonal kafes yapısına sahip bir fazdır. M₂X genelde çita tipi martenzitin tam sınırlarında ve matris içindeki dislokasyonlarda oluştuğu düşünülür. Bu bileşimlere Mo, Cr ve V elementlerinden uygun miktarlarda ilavesiyle sementit oluşumundan sonra meydana gelmektedirler. M₂X karbürlerindeki X yerine gelen elementler; N yada C veya her ikisi olabilir. Çünkü güçlü ikincil bağlardan dolayı oluştuğu tahmin edilmektedir (Baker ve Nutting, 1959).

Mo ilaveli çeliklerde azot içermeyen ve düşük kromlu çeliklerde M₂X bileşimi kapalı olarak Mo₂C bileşimine dönüşmektedir. Ancak % 9-12 Cr'lu çeliklerde azot içeriği M₂X bileşimi Cr₂N şeklinde kendini gösterir. Çökelme, alaşımlardaki güçlü ikincil sertliklerin artmasına bağlı olarak artış göstermektedir. Düşük alaşımlı ferritik çeliklerde M₂X çökelmesindeki en önemli faktör ise, çeliklerin sürünme direnci süresidir. % 12 Cr'lu çeliklerin % 0,2'lik gerilimi M₂X fazının kararlılığında artış olabileceği görülürken, δ-ferritten kaçınmak gerekir. Genellikle % 9-12 Cr'lu çeliklerde M₂X için uzun sürünme direnci sürelerine ihtiyaç yoktur. Bu duruma karbürlerin etkisinin olduğu düşünülmektedir (Baker ve Nutting, 1959).

2.1.3.1.3. M₃C Karbürü

Fe-C içerikli bileşimlerdeki sementitler, Fe₃C karbürü şeklinde görülmektedir. M₃C karbürü, yaklaşık olarak hegzagonal-Fe atomları ve distorsiyona uğramış C atomlarının bileşkesinden ibarettir. Düşük ve orta karbonlu çeliklerde yer değiştirmiş martenzit ve sementit partikülleri temperlemenin ilk aşamasında oluşmaktadır. Alaşımlı çeliklerde birkaç element oranının değişmesi, sementitin yapısını oldukça etkiler. Sementitin denge mekanizması arayüzeyde karşılıklı C etkileşimi sayesinde gerçekleşir. Bu esnada Fe atom oranı her yerde

sabittir. Sementit dengesinin, martenzitin temperlenmesi süresinde, yer değişimindeki baskınlığı nedeniyle meydana geldiği düşünülmektedir. Bu aşamaları takiben sementit dengesinin hızlı bir şekilde oluşacağı tahmin edilmektedir. Çünkü sementit bileşimindeki kimyasal değişiklikler, kimyasal bileşimin dengesini sağlamak için kabul edilmeyen çözeltileri içermektedir (Rees ve diğ., 1995).

M_3C karbüründe oranları etkili olan, Mn ve Cr sementit bünyesinde çözünmezken, sınırlı oranda bulunan W, V ve Mo kısmen çözünürler. Sementitin fazla oranı, partiküllerin dar bir alana hızlıca girmesi neticesinde oluşan yüksek oranda doymuş karbür oranlarına bağlıdır (Bowen ve diğ., 1986). Sementitin kinetik özelliklerine rağmen, diğer birçok karbonlu alaşıma göre daha az kararlıdır. Bu nedenle sementit bileşimi değişirken, alaşımın karbür içeriği, sementitin tam olarak çözülmemesine neden olmaktadır. Bu işlemler her model için farklı zamanlarda gelişmektedir (Vitek ve David, 1985).

2.1.3.1.4. M_7C_3 Karbürü

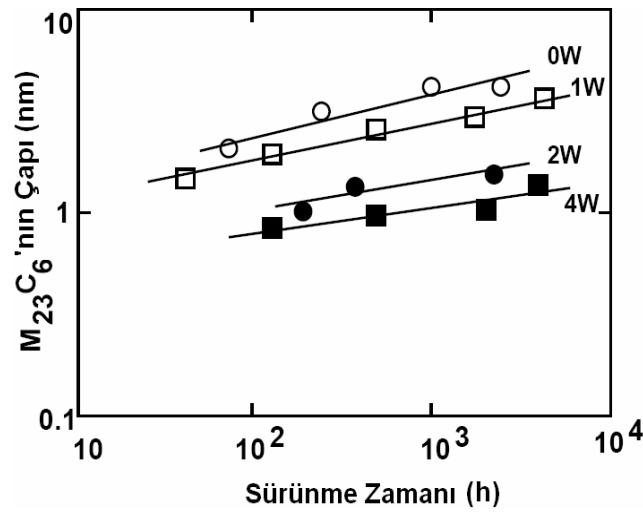
M_7C_3 karbürü trigonal kafes yapısına sahip olup kromca zengin bir karbürdür. Kafes parametreleri $a = 14,0 \text{ Å}$ ve $c = 4,5 \text{ Å}$ 'dur. Fe ve Mn bu fazda çözünür. Genellikle M_2C oluşumu sonrası veya M_2X çökeltisi meydana gelmeden, sementit oluşumu sonrası meydana gelir. M_7C_3 oluşumu, Cr miktarının diğer alaşım elementlerine göre yeterince yüksek olduğunda çökeceği düşünülür. Eğer Mo varsa, M_2C ve daha sonra M_7C_3 'den ziyade $M_{23}C_6$ oluşacaktır. Nükleasyon, ya ferrit/sementit arayüzeyinde ya da yeni bölgelerde oluşabilir (Marimuthu, 2002).

2.1.3.1.5. $M_{23}C_6$ Karbürü

$M_{23}C_6$ karbürü, W, Mo, V ve Ni içerebilen kromca zengin bir karbürdür. Kafes parametresi $a = 10,7 \text{ Å}$ olup, YMK kristal kafes yapılıdır. M_7C_3 veya M_2C oluşması sonrası yüksek kromlu (% 9-12 Cr) çelikte karbür dengededir. Çekirdeklenme genellikle ilk olarak ostenit tane sınırlarında oluşur.

$M_{23}C_6$ aslında bir $(Cr-Fe)_{23}C_6$ 'dir ve bu bileşim oldukça çeşitlidir. Örneğin tipik 2,25 Cr 1 Mo çeliğinde $M_{23}C_6$, 0,3 Fe, 0,38 Cr, 0,1 Mo ve 0,22 C içeriğinden meydana gelirken, AISI 304 paslanmaz çelikte 0,04 Fe, 0,65 Cr, 0,11 Mo ve 0,22 C oranlarında meydana gelmektedir. Buda çelik bileşiminin $M_{23}C_6$ oluşumunda etkili olduğunun bir kanıtıdır. $M_{23}C_6$ bileşimi ilk zamanlarda çok düşük değişimler göstermiştir. Marimuthu'dan (2002); Lewis ve Hattersly ile

Philibert ve arkadaşları yaptıkları çalışmalara dayanarak bu fazın daha fazla Fe/Cr oranına sahip 18/8 çeliklerde yaşlandırmanın ilk safhalarında meydana geldiğini bulmuşlardır. Benzer şekilde Marimuthu'dan (2002); Marshall artan zaman ve artan Mo içeriğine bağlı olarak % 40 Fe içeriğinde ilk fazlarda $M_{23}C_6$ 'nın oluştuğunu tespit etmiştir. Süper alaşımlarda ara yüzey diğer elementin yerel dengeyi sağlamak için akıcı bir şekilde taşınmasını gerektirir. Bu yüzden ara yüzey bileşimlerinin bu iletimini sağlayacak değişik bağ çizgileri tarafından akmasına yardımcı olur. $M_{23}C_6$ karbür oluşumunu, Laves fazının yüksek arayüzey enerjisine sahip bir faz olması nedeniyle azaltıcı bir etki sağlar (Bhadeshia, 1999). $M_{23}C_6$ karbürleri, sürünme zamanına göre yönelme gösterirler. W ilavesi bu durumu azaltmaktadır (Şekil 2.1) (Sakai ve Suzuki, 1999).



Şekil 2.1 600 °C'deki 9Cr-W çeliğinde W'nin sürünme süresince $M_{23}C_6$ karbür çapına etkisi (Sakai ve Suzuki, 1999)

% 9-12 Cr'lu çeliklerde karbür dengesinde M_7C_3 veya M_2X oluşumu temperlemenin ani baskısıyla meydana gelir. Bu durumda hem ostenit hem de martenzit tane sınırlarında görülmektedir. Ancak $M_{23}C_6$ karbürleri doğrudan sürünme sertliğini etkilemeyip, bağ çizgilerinde dengeli hale geldikleri düşünülmektedir (Igarashi ve diğ., 1998).

Benzer yolla bor ve karbon elementi için çok küçük miktarlarda bunu sağlayabilir. Bor $M_{23}(C_2B)_6$ 'nin bir parçasıdır. Bu duruma zıt mekanizmalarda vardır. Fakat borun artması $M_{23}C_6$ 'nin etkili parametresidir. Borun içerisinde yer alan $M_{23}C_6$ atomların iyon hareketinin bir ispatıdır. Bu durum azot için geçerli değildir. $M_{23}C_6$ 'nın çok miktarda olduğu düşünülmektedir. Ancak son deney sonuçları $M_{23}C_6$ 'daki azotun sıfır olduğunu desteklemektedir, üstelik küçük C atomları azotun yerini aldığı yapıyı kararlılığını bozduğu görülmüştür. $M_{23}C_6$ mikroyapı içinde iyi dağılım göstermez. Taneler arası korozyon kromun tane sınırlarına yönelip burada paslanmazlık özelliğini yitirmesine neden olur (Marimuthu, 2002).

2.1.3.1.6. M_6C Karbürü

M_6C bileşimi molibden bakımından zengin $FeCr_2$, Mo_3C_6 veya niyobyum açısından zengin Fe_3Nb_3C alaşımlarda bulunur. Fe_3Mo_3 ($a = 11,11 \text{ Å}$) ostenitik çeliklerde bulunmaz. Bunun yerine Mo difüze olarak Fe veya Cr 'nin yerini alıp kafes parametrelerini ($a = 10,95 \text{ Å}$) azaltmaktadır (Marimuthu, 2002).

M_6C η -karbür olarak bilinmesine rağmen Laves fazını anımsatmaktadır. M_6C tane sınırlarında molibden bakımından zengin partiküllerin yer alması bu karbürün M_2X karbürlerinden farkını ortaya koymaktadır. Genellikle bu fazın çok çeşitli türleri vardır. Çoğu durumda uzun yaşlandırma süresinden sonra TTP diyagramlarından da görüleceği gibi güçlü bağlarının olma ihtimali oldukça zayıftır. M_6C 'nin yapı ve bileşimine bakıldığında, M_6C elmas tipli YMK karbür yapısına sahip olup kafes parametreleri $0,95-11,28 \text{ Å}$ arasındadır. $Fd3m$ gurubu $M_{23}C_6$ ve G-fazını ayırt edip her ikiside benzer hacim merkezli kübik (HMK) kafes parametresine sahiptirler. η -karbür yapısı Stadelmainer tarafından tespit edilmiştir (Marimuthu, 2002). Bu yapı ostenitik paslanmaz çelikler içinde korozyon direncini arttırmaktadır. Bileşimde M_6C 'nin nikelin çözemediğini AISI 316 çeliklerde titanyumun mevcut olduğunu, Brun ve arkadaşları bulmuşlardır (Marimuthu, 2002).

2.1.3.2. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde İntermetalik Fazlar

Ostenitik paslanmaz çeliklerde oluşan intermetalik fazlar şunlardır (Marimuthu, 2002):

- Sigma (σ) fazı,
- Laves fazı,
- Z fazı,
- Kapa (χ) fazı,
- Chi (G) fazı.

2.1.3.2.1. Sigma (σ) Fazı

Ostenitik paslanmaz çeliklerde genelde ostenit, ferrit ve karbürlerin yanı sıra bazı hallerde "sigma fazı" adı verilen bir metallerearası krom-demir bileşiğine rastlanır. Sigma fazı, çok sert ve gevrek bir metallerearası bileşiktir. Bileşimin X ışını difraksiyonu ile yapılan analizine göre, takriben % 52 Cr ve % 48 Fe bulunmaktadır (Marimuthu, 2002).

Sigma fazı σ şeklinde gösterilir. Sigma fazı Fe-Cr sisteminde FeCr ile birlikte intermetalik faz olarak bilinir. Çeliklerde sürünme direnci, bağ yapılarını olumsuz yönde etkilemektedir. Sigma fazının yapı ve bileşimine bakıldığında, bu faz tetragonal kafes yapısına sahip olup, kafes parametreleri; $a = 8,80 \text{ Å}$ olup $c = 4,54 \text{ Å}$ 'dur.

Bileşim çeşitli şekillerde olup, formülle zor ifade edilebilmektedir. Örneğin, Marimuthu'dan (2002); Jargelins ve Petterson sigma fazının 20/25 oranındaki Mo içeriği 4,5 ve 6,0 arasında olduğunu söylemektedirler. Sigma fazının yapıda bulunuşu şu şekildedir; Cr-Ni ostentik çeliklerde σ fazı yapının alt noktalarında mevcuttur. Bu mekanizma δ -ferrit ve $M_{23}C_6$ karbürlerine ters yönde oluşur. $M_{23}C_6$ 'nın çözünmediği fakat bağımsız hareket ettiği son yapılan çalışmalarda görülmektedir. AISI 304-316 (Mo), AISI 321 (Ti), AISI 347 (Nb) türü ostentik paslanmaz çeliklerde, farklı zamanlarda meydana gelmeleri söz konusudur. 25 Cr - 20 Ni çeliklerinde ancak % 20 oranında σ fazı mevcuttur.

Ferritik kromlu paslanmaz çeliklerde görülmesinin yanı sıra, % 9'dan daha az nikel içeren ostenitik paslanmaz çeliklerde kaynak bölgesinden sigma fazının oluşması bu tür çeliklerin de kaynak kabiliyetini olumsuz yönde etkiler. 550-925 °C sıcaklık aralığında oluşan sert, gevrek metallerarası bileşik olan sigma fazının (800-1000 HV) oluşabilmesi için ostenitik yapı içinde bir miktarda ferritin bulunması gerekir. Soğuk şekil değiştirme, niyobyum, molibden, silisyum gibi elementlerin mevcudiyeti sigma fazının oluşumunu hızlandırır. Sigma fazının bulunması çeliğin uzama, büzülme ve çentik-darbe mukavemetini düşürdüğünden yapı içinde istenmeyen bir fazdır. Karbür çöktürmelerini yok etmek için uygulanan ısıtma işlemi, sigma fazının da çözünmesini sağlar. Ostenitik paslanmaz çelik daha önceden bir normalleştirme tavlama işlemine tabi tutulmuş ve içindeki ferrit miktarı % 6,5 oranının altına düşürülmüş ise kaynak bölgesinde oluşacak sigma fazı çentik darbe mukavemetinin düşmesine neden olmaz. Burada ferrit miktarı az olduğundan, ostenitik yapı içerisinde ağ şeklinde değil, izole edilmiş odacıklar halinde bulunur. Bu şekilde oluşturulan sigma fazı, yapıya bir süneklik kazandırmaktadır. Tavlanmış durumda % 7-8'den daha az ferrit içeren kaynak bölgesi, sigma fazına dönüşmesiyle az bir gevreklik kazanır. Bu da uygulamada önemli bir özelliktir. Eğer yapıda sigma fazı oluşmuşsa, bu faz 950-1050 °C sıcaklık aralığında belirli bir süre tavlama ve sonra suda soğutma ile giderilebilir. Sigma fazı hakkında yapılan araştırmaların sonucu aşağıdaki şekilde özetlenebilir:

- Sigma fazının oluşumu 750 °C'de, 650 °C'den daha çabuk meydana gelmektedir. 750 °C'de sigma fazına dönüşümün olması için 30 saat süreye ihtiyaç vardır.
- Sigma fazının oluşumu soğuk şekillendirme ile hızlanmaktadır.
- Sigma fazı oluşumuna kuvvetle tesir eden elamanlar: molibden, krom, niyobyum ve silisyumdur.

- Sigma fazı 950-1050 °C sıcaklıklar arasında belirli bir süre tavlandıktan sonra suda hızlı soğutularak giderilir.
- Ferrit miktarını parçayı 1150 °C’de homojenleştirme tavlamasına tabi tutarak daha da düşürmek mümkündür.
- 300-400 °C’nin üzerinde gayet iyi çentik darbe değerleri elde edildiğinden, yüksek işletme sıcaklığında çalışan konstrüksiyonlarda, sigma fazının sebep olduğu gevrekleşmeden korkulmamalıdır.

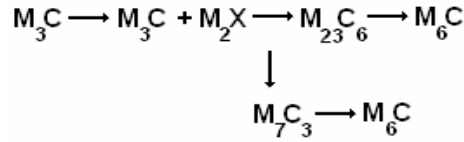
2.1.3.2.2. Laves Fazı

Laves fazı, ostentik paslanmaz çeliklerde oldukça küçük miktarlarda ve genellikle tane sınırlarında görülür. Laves fazı Fe_2M ’dir. Bu faz tungsten, molibden veya her ikisinin bileşimleri, vanadyum, titanyum, silisyum ve kobalt esaslı alaşımlarda görülür. Çözünmeyi güçlendirmek için absorbe edilen bu fazın sürünmeye zararlı etkileri olabilir. Bu durum mikroyapının sürünme zamanının uzun sürelerle kaymasına sebep olur. Laves fazının sürünme özelliklerine zararlı etkisinin olup olmadığı hala tartışma konusudur. Ancak Ni içerikli çeliklerde Laves fazının M_6C ’yi takip etmesi durumunda, zararlı etkileri ortaya çıkmaktadır. Laves fazının yapı ve bileşimi incelendiğinde; bu faz hegzagonal kafes yapısına sahip olup, kafes parametreleri; $a = 4,73 \text{ Å}$, $c = 7,72 \text{ Å}$ ‘dur.

Marimuthu’dan (2002); Briggs ve Parker 1965’te Fe_2Mo şeklinde Mo/C atomik oranının 5’ten Fe_2W ve W/C oranlarında 3,3’den daha büyük olduğunu söylerlerken V, Ti ve Co elementleri Laves fazı için katalizör etkisi yaparak, atomik oranını düşürdüklerini belirtmektedirler. Silisyum Laves fazını kontrol eden element olarak görülmektedir. Örneğin Hosoi ve diğ., (1986), % 9 Cr ile % 2 Mo içeren bir alaşımda % 67 Si içeriğinin Laves fazını oluşturduğunu tespit etmişlerdir. Silisyum oranı % 0,008’den az olduğu durumlarda Laves fazının da azaldığı tespit edilmiştir. Senior (1989), alaşımların Si içeriğinin Laves fazının oluşumunu belirlediğini ifade etmiştir. Nikel, Laves faz oluşumunun kinetik yapısında rol oynamaktadır. Marimuthu’dan (2002); Iseda ve diğ., 1992’de iki numunenin sürünme testi yapıldıktan sonra, % 0,3 Ni içeren numunenin 3627 saat, % 1,2 Ni içeren numunenin ise 2053 saat sürünme deneyine tabi tutmuşlardır. Her iki durumda da nikel ilavesinin Laves fazı oluşumunu hızlandırdığını tespit etmişlerdir. Ancak bu durumun tam geçerliliği olmayıp, Laves fazı denge hacim sürünmesini azaltmaktadır. Mn ilavesinin Laves fazının kinetik oluşumuna zıt bir etki yaptığı düşünülmektedir. Hosoi ve diğ., (1986), farklı Mn oranlarına sahip çeliği % 9 Cr ve % 2 Mo yapısıyla karşılaştırmalarında, % 0,58 Mn içeren numuneye göre % 1,17 Mn içeren

numunede Laves fazı oluşumunun geciktiğini tespit etmişlerdir. Laves fazı yüksek arayüzey enerjisine sahip bir faz olduğu için $M_{23}C_6$ karbürlerinin oluşumunu azaltıcı etki sağlamaktadır (Bhadeshia, 1999).

Laves fazı için yapılan bu çalışmalar aslında önceki ostenit tane sınırlarının hem bağlarla hem de yaşlandırma işlemleri ile değiştiğini göstermektedir (Senior, 1989). Cr yapısında $M_{23}C_6$ partüküllerinin tane sınırlarını çevrelediği görülmektedir. Laves fazı sürünme özelliklerine bağlı olarak oluşmaktadır. Partikül şeklinin büyüklüğü tungsten ve molibden içerikli bir matrisle katı hal oluşumunu engellemekte ve malzeme sertliğine de bir katkıda bulunmaktadır. Bu durumun tokluğu da ters yönde etkilediği ve sıcaklık dönüşümünü azaltmak için sünekliliği yükselttiği görülmektedir (Hosoi ve diğ., 1986). Baker ve Nutting (1959) bunu takiben aşağıdaki reaksiyonu bulmuşlardır (Şekil 2.2).



Şekil 2.2 Laves fazı reaksiyonu (Baker ve Nutting, 1959)

Silisyumu düşük çeliklerde de benzer durumlar gözlemlemiş ve % 0,6 silisyum artışının M_6C fazının kararlılığını arttırdığını belirtmiştir. Bu şartlar M_2X formasyonundan sonra doğrudan M_6C 'yi oluşturmak içindir. Mo/C oranının bu durumu önceden tespit etmede gerekli olduğunu söylemiştir. Örneğin eğer Mo/C oranı M_6C 'den yaklaşık olarak 1,2 kadar büyük olursa M_2C doğrudan $M_{23}C_6$ olmaksızın oluşacaktır. Bu tahminler % 9-12 kromlu çeliklerde görülürken, M_6C sadece 760 °C'den büyük sıcaklıklarda meydana gelmektedir (Kuo, 1953).

Laves fazı düşük sıcaklıklarda $M_{23}C_6$, karbür karakteristiği göstermektedir. Eğer molibden ve vanadyum oranları M_7C_3 karbüründen daha yüksek olursa $M_{23}C_6$ doğrudan M_2X karbüründen sonra oluşmayacaktır. Bununda çeliklerde karbür oranının yüksek olmasının sebebi olduğu düşünülmektedir (Du ve diğ., 1992).

2.1.3.2.3. Z Fazı

Z-fazı niyobyum içerikli ostenitik paslanmaz çeliklerde yüksek azot miktarına bağlı olarak oluşan bir karbonitrür bileşimidir. Marimuthu'dan (2002); Z fazı, Jack tarafından 1972 yılında keşfedilmiştir. Bu yapı diğer karbonitrür bileşiklerle kıyaslandığında daha az bir kütleye sahip olduğu görülmektedir.

Z-fazının yapı ve bileşimi incelenecek olursa; bu faz tetragonal kafes yapısına sahip olup, kafes parametreleri; $a=3,037 \text{ \AA}$ ve $c=7,391 \text{ \AA}$ olarak verilmektedir.

2.1.3.2.4. Kapa (χ) Fazı

Metallerarası bir faz olan χ fazı, esas olarak $750 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 'nin üzerinde işlem gören 316 serili ostenitik paslanmaz çeliklerde görülür. Tane sınırlarında ve düzensiz dislokasyonlarda oluşan χ fazının bileşimi ise, $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ 'dur.

2.1.3.2.5. Chi (G) Fazı

Chi (G) fazı; ostenitik paslanmaz çeliklerde titanyum (Ti) veya niyobyum (Nb) ile oluşan silisyumlu fazdır. Chi (G) fazı, $\text{A}_{16}\text{D}_6\text{C}_7$ formülü ile gösterilir. Buradaki A ve D, dönüşüm elementlerini ifade ederken, C ise periyodik cetveldeki IV. Grup elementleri ifade eder. A genellikle nikel (Ni), D ise niyobyum (Nb) veya titanyum (Ti) şeklindedir. Chi (G) fazı, genellikle tane sınırlarında oluşur.

3. SÜRTÜNME VE AŞINMA

Sürtünme; cisimlerin veya maddelerin birinin diğerine bağlı olarak hareketinden doğan kinetik enerji kayıpları olarak tarif edilir.

Sürtünmeye, temas eden iki cismin ara yüzeylerinde gerçekleşen kuvvetler sebep olur. Bu kuvvetler; yükün yanı sıra temas eden malzemenin özellikleri ve temas alanı olarak belirlenir. Gerçek temas alanı cismin görünen alanından çok küçüktür. İşlem görmüş bütün malzemeler farklı bir yüzey topografyasına sahiptirler. Bu farklılıklar; işleme aletinin geometrisi, çalışma parçasının mikroyapısı ve sistemdeki titreşimlerin sebep olduğu dalgalı sapmalardır.

Sürtünme kuvveti; bir katı ile temas eden cismin diğeri üzerinde kaymasını sağlamaya yarayan teğet halindeki yüzeysel kuvvettir. Sürtünme, yüzeylerin düzleminde gerçekleşir ve yüzeye dik olan kuvvetle orantılıdır.

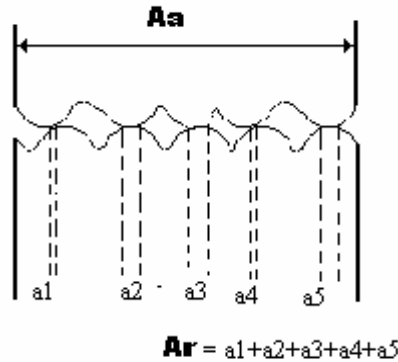
$$F_s = \mu \cdot N \dots\dots\dots(3.1)$$

F_s = Sürtünme kuvveti

μ = Sürtünme katsayısı

N = Yüzeye dik olan kuvvet

Şekil 3.1'deki gibi; başlangıçta yüzey pürüzleri noktasında temas düşünülerek zahiri temas alanı (A_a) ve gerçek temas alanı (A_r) belirlenir. Sürtünme etkileşim derecesi gerçek temas alanının büyüklüğü ile saptanır. İlk önce gerçek temas alanının büyüklüğünün saptanması gerekir (Orhan, 2003).



Şekil 3.1 Zahiri ve gerçek temas alanlarının şematik resmi

Günümüz sanayisinde yaygın olarak kullanılan sistemlerde korozyon ve yorulmadan sonraki en önemli üçüncü sorun olarak aşınma gözümüze çarpmaktadır. Aşınma için bazı tarifler şöyledir; Aşınma; mekanik ve kimyasal etkilerden dolayı malzemede istenmeyen partikül kayıpları olarak tarif edilebilir. DIN 50320 ve ASTM G4093 standartlarına göre ise; kullanılan malzemelerin, mekanik etkenlerle başka malzemelerle teması sonucunda, yüzeyden küçük parçaların ayrılmasıyla oluşan ve istenilmeyen yüzey bozulmalarını aşınma olarak tarif eder (Korkut, 1997).

Teknik anlamda aşınma; cisimlerin yüzeylerinde, mekanik etkenlerle mikro taneciklerin kopup ayrılması sonucunda istenilmeden malzemede meydana gelen değişiklik olarak adlandırılır (Gediktaş, 1970). Moor'a göre (1974) aşınma; malzemelerin yüzeylerine gaz, sıvı ve katıların teması sonucunda malzemenin yüzeyinden mikro tanelerin kopmasıyla meydana gelen yüzey bozulması olarak tarif eder. Aşınma teknik problem olduğu kadar ekonomiyi de yakından ilgilendirir. Yapılan araştırmalar, gelişmiş ülkelerde aşınmadan kaynaklanan malzeme kayıplarının milli hasılanın % 6-7'sini oluşturduğunu göstermiştir (Özay, 2004).

Çeşitli tanımlara göre, malzemede meydana gelen hasarın aşınma olarak ele alınabilmesi için aşağıdaki şartları sağlaması gerekir (Solmaz, 2002):

- Mekanik bir etkinin olması,
- Sürtünmenin olması (izafi hareket),
- Yavaş, fakat devamlı olması,
- Malzeme yüzeyinde değişiklik meydana getirmesi,
- İstenmediği halde oluşması.

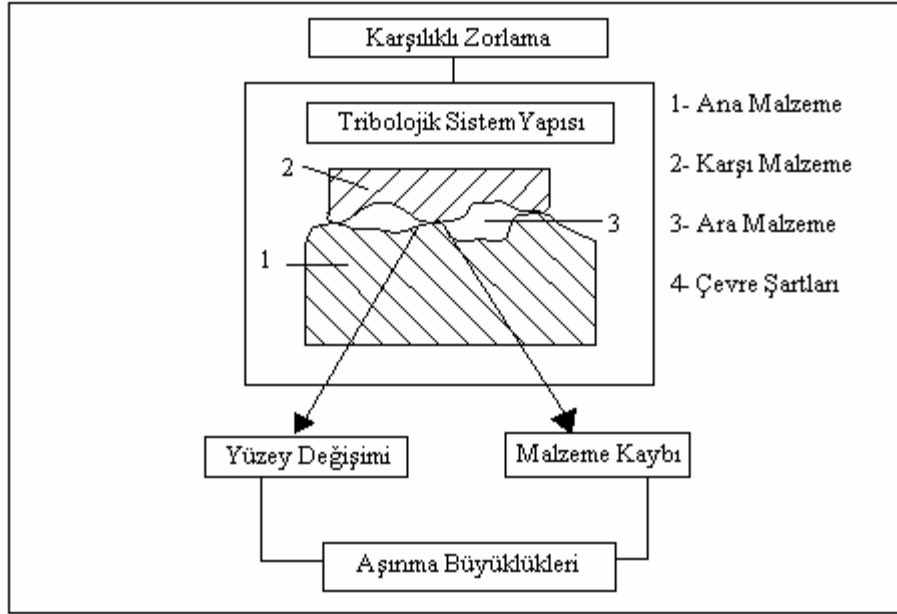
Yukarıda belirtilen etkilerin dışında herhangi bir sebepten dolayı hasar oluşuyor ise, aşınmanın diğer hasarlarla beraber olduğu söylenebilir. Fakat bu şartlardan herhangi biri gerçekleşmiyorsa bu hasar türünün aşınma olarak değerlendirilmesi mümkün değildir.

3.1. Aşınma Sisteminde Temel Unsurlar

Bir aşınma sisteminin temel unsurları şunlardır:

- a) Ana malzeme (aşınan),
- b) Karşı malzeme (aşındıran),
- c) Ara malzeme,
- d) Yük (temas kuvveti),
- e) İzafi hareket,
- f) Çevre.

Teknikte bu unsurların oluşturduğu sistemin tümüne, “Tribolojik Sistem” denir. Bir tribolojik sistemin standartlara uygun şematik olarak gösterimi Şekil 3.2’de görülmektedir (Pekin ve diğ., 1993).



Şekil 3.2 Tribolojik sistem (Pekin ve diğ., 1993)

a) Ana Malzeme (Aşınan): Fiziksel ve kimyasal özellikleriyle yüzey yapısı, şekil durumu tamamen bellidir. Ayrıca bu özelliklerin yanında aşınma özelliği ile incelenen katı cisimlerdir.

b) Karşı malzeme (Aşındırılan): Aşınmanın oluşumunda önemli olan karşı sürünme elemanıdır. Bunlar; gaz, sıvı veya katı bir cisim olabilir. Aşındırılan ve aşınan eleman birlikte bir aşınma çiftini oluşturmaktadırlar.

c) Ara Malzeme: Aşınan ve aşındırılan elemanlar arasında katı, sıvı, gaz, buhar yada bunların karışımı şeklinde bulunan maddeye denir. Örneğin; bu ara madde, yüzeylerin arasına herhangi bir nedenle girmiş kum taneleri olabileceği gibi, aşınma esnasında kopan parçacıklar da ara madde görevi üstlenebilmektedir.

d) Yük (temas kuvveti): Etki eden kuvvetin büyüklüğü, türü (statik, dinamik, darbeli veya titreşimli), doğrultusu ve zamana göre değişimi yüklemenin şiddetini belirleyen etmenleri oluşturur.

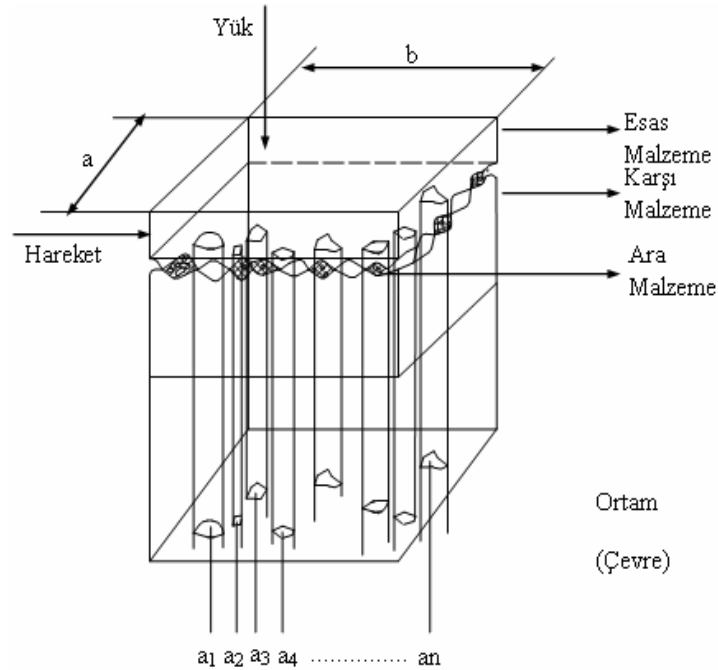
e) İzafi Hareket: Aşındırılanın aşındırıcı elemana göre izafi hareketinin cinsi (kayma, yuvarlanma veya çarpma), büyüklüğü ve doğrultusu ile belirlenir. İzafi hareket ve yükleme değişkenleri sistemi etkileyen en önemli giriş büyüklükleridir. Bunların etkisiyle yapıda bazı

değişmeler oluşurken, sürtünme ve aşınma ile gerçekleşen kayıplar ortaya çıkar. Bu durum arasındaki ilişki Tablo 3.1’de görülmektedir.

Tablo 3.1 Yükleme ve hareket değişikliklerinin sistemi etkilemesi (Özay, 2004)

Başlangıç Büyüklükleri	Tribolojik Esnada Değişen Faktörler		Sonuç Büyüklükleri
Sürtünme elemanlarının yapısı	Yüzey pürüzlülüğü değişimi	Yapı değişimi	Sürtünme kuvveti
Yükleme	Ara maddesi	Fiziksel-kimyasal özellikler	Aşınma miktarı
Hareket	Sıcaklık değişimi	-	-

Tribolojik sistemin standartlara uygun şematik olarak farklı bir gösterimi Şekil 3.3’te gösterilmektedir. Birbiriyle temas eden iki cismin gerçek temas yüzeyi, görülen temas yüzeyinden küçüktür. Çünkü temas yüzeyleri ne kadar düzgün işlenirse işlensin yüzeyde mutlaka pürüz denilen çıkıntıların varlığı bir gerçektir.



Şekil 3.3 Sürtünen iki cisimde aşınmanın temel unsurları (Özay, 2004)

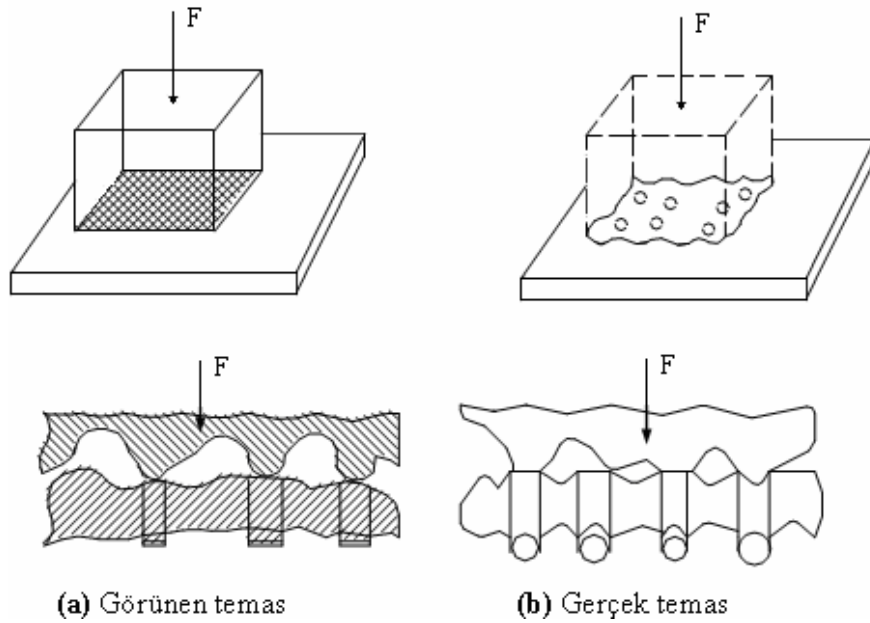
Pürüzlerin arasındaki girintiler ise temas alanı dışında kalır. Şekil 3.4’teki gibi, görünen temas alanı,

$$S = e \times b \dots\dots\dots(3.2)$$

(birim kare) iken; birim temas yüzeyi, pürüzlerin temas yüzeylerinin toplamıdır. Gerçek temas alanı;

$$S_g = a_1 + a_2 + a_3 + \dots + a_n \dots\dots\dots(3.3)$$

şeklinde. Buradan da anlaşılacağı üzere görünen (geometrik) temas alanı (S), gerçek temas alanından (S_g) daima büyüktür ($S > S_g$) (Şekil 3.4).



Şekil 3.4 Temas alanları

3.2. Aşınmayı Etkileyen Faktörler

Aşınmayı etkileyen faktörler birçok farklı şekilde sınıflandırılmaktadır. Bu faktörler, aşağıda dört grup halinde verilmiştir.

- 1) Ana malzemeye bağlı faktörler;
 - a)Malzemenin kristal yapısı,
 - b)Malzemenin sertliği,
 - c)Elastisite (Young) modülü,
 - d)Deformasyon davranışı,
 - e)Yüzey pürüzlülüğü,
 - f) Isıl işlem,
 - g)Malzemenin boyutu.

- 2) Karşı malzemeye bağlı faktörler ve aşındırıcının etkisi.
- 3) Ortamın etkisi;
 - a) Sıcaklık,
 - b) Nem,
 - c) Atmosfer.
- 4) Kullanım şartları;
 - a) Basınç,
 - b) Hız,
 - c) Kayma yolu.

1) Ana Malzemeye Bağlı Faktörler

a) Malzemenin Kristal Yapısı

Malzemelerin kristal yapılarının aşınma direncine etkisinin araştırılmasıyla; sıkı paket yapıya sahip malzemenin aşınma dirençlerinin, diğer kristal yapılarına sahip olanlara göre daha büyük olduğu gözlenmiştir. Buna örnek olarak kobalt gösterilebilir. Ergime sıcaklığı 1495 °C olan saf kobaltın yüksek sıcaklıklarda yüzey merkezli kübik (YMK) ve düşük sıcaklıklarda sıkı paket hegzagonal (SPH) olmak üzere iki alotropu mevcuttur. Saf kobaltta YMK→SPH ($\alpha \rightarrow \epsilon$) dönüşümü 417 °C de gerçekleşmektedir (Özay, 2004).

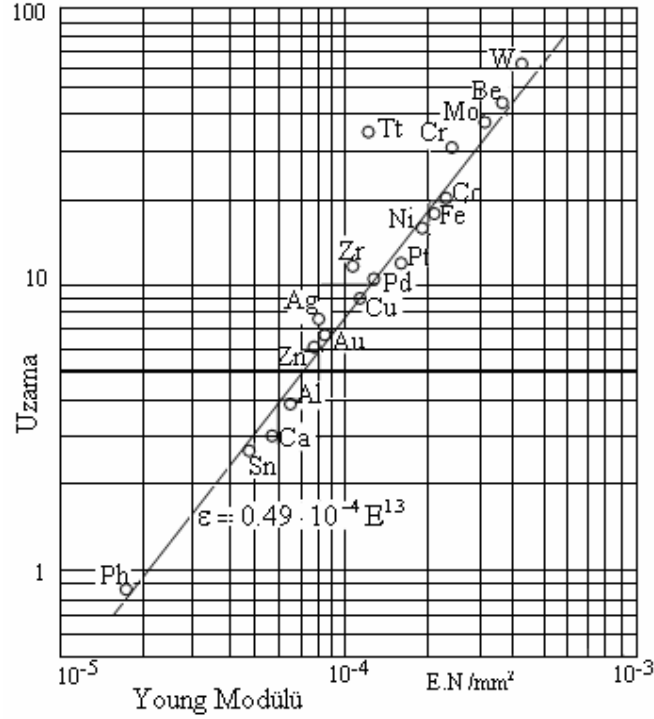
b) Malzemenin Sertliği

Malzemenin sertliği ile ana malzemeye katılan alaşım elementlerinin cins ve miktarı arasında sıkı bir ilişki vardır. Genelde alaşım elementleri, malzemelerin mukavemetini ve sertliğini artırır. Aşınma direncini etkileyen faktörlerin başında gelen sertlik ile aşınma direnci arasındaki ilişki bir düzeye kadar doğrusal değişim gösterir. Yani sertliğin artmasıyla aşınma direnci de artar. Ancak belli bir değerden sonra sertlik, aşınmaya karşı yeterli direnci sağlayabilir (Muratoğlu, 1997). Çeliklerde ve tavlanmış saf metallerde aşınma direnci (R) ile sertlik (H) arasında doğru orantılı bir değişim vardır.

c) Elastisite (Young) Modülü

Elastiklik modülü veya akma sınırı yüksek olan malzemelerde gerçek temas alanı azalmaktadır. Bu durumda yüzeye etki eden yük, sadece pürüzlerin olduğu noktalardan desteklenir ve yüzey alanının küçük bir kısmı yükü taşır. Uygulanan yük sabit olarak kabul edilirse; pürüzlere gelen yük daha fazla olacağından, deformasyonla birlikte kaynak bağları oluşumu artacaktır. İzafe hareketin etkisiyle oluşan kaynak bağlarının kopması sonucunda aşınma artacaktır. Keleştemur'dan (1989); Khruchov ve Babichev'in yaptıkları araştırmalarla,

saf metaller için aşınma direncinin elastiklik modülüne bağlı olduğunu, fakat bu ilginin ısıtılmış işlem görmüş çelikler için geçerli olmadığını ileri sürmüşlerdir. Özet olarak malzemelerin elastiklik modülleri ile aşınma dirençleri arasında Şekil 3.5'teki gibi bir ilişki vardır. Bu ilişki, malzemenin elastiklik özelliğiyle açıklanabilir (Keleştemur, 1989).



Şekil 3.5 Saf malzemeler için elastisite modülü-bağıl aşınma direnci arasındaki ilişki (Keleştemur, 1989)

d) Deformasyon Davranışları

Soğuk şekil değiştirme işlemi sertliği etkilediği için aşınma direncini değiştirmektedir. Malzemenin mekanik özellikleri soğuk deformasyonla geliştirilebildiği gibi, aşınma direnci de soğuk şekil değiştirme ile sertleştirilmiş malzemelerde hissedilir derece artırılabilir. Soğuk şekillendirme sırasında malzeme yapısında meydana gelen pekleşme, malzemenin mekanik özelliklerini etkilemektedir. Aşınma sırasında verilen enerjinin bir kısmı sürekli olarak soğuk deformasyon meydana getirerek malzeme yüzeyinin pekişmesine sebep olacaktır. Eğer hakiki yüzey basıncı ve şekil değiştirme mukavemeti arasında böyle bir denge söz konusu olursa, aşınma azalacak bir müddet sonra sabit olarak devam edecektir (Keleştemur, 1989).

e) Yüzey Pürüzlülüğü

Yüzeyin pürüzlülük derecesi yani büyüklüğü veya küçüklüğü, temas davranışını etkileyeceğinden; aşınma ve sürtünme olayında önemli faktörlerden biridir. Yüzeylerin kaba işlenmiş olması gerçek temas alanını azaltacağından yüzeyde tek bir pürüze gelen yük

miktarının büyümesine ve dolayısıyla aşınmanın artmasına sebep olur (Özay, 2004). Başlangıç şartlarında yüzey pürüzlülüğünün kontrolü kolaydır. Fakat çalışma esnasında aşınma mekanizmasına göre değişen yüzey profilinin kontrolü olanaksızdır. Bu nedenle uygun çalışma çiftleri ile çalışılması daha uygun olur.

f) Isıl İşlem

Isıl işlemin etkisi ile malzemelerin mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimler, aşınma direncini büyük ölçüde etkiler. Malzemeye uygulanan ısıl işlemle sağlanan sert yapı, aşınma direncini artırır (Solmaz, 2002). Bu da ısıl işlem sonunda malzemenin mikroyapısında değişiklik meydana getirdiği için, malzemenin birçok özelliğini değiştirir. Bu nedenle ısıl işlemin etkisiyle malzemede aşınmaya etki edecek birçok faktör değiştirilerek metallerin aşınma davranışları önemli ölçüde etkilenebilir.

g) Malzemenin Boyutu

Malzemenin boyutu aşınma karakteristiklerini etkileyen özelliklerden biridir. Malzemenin aşınmaya uğrayan bölgelerinin boyutu fazlaysa, aşınma esnasında malzemenin ısınma süresi o kadar geç olacağından, mikroyapıya fazla etki edemeyecektir. Bu nedenle mikroyapı farklılığı oluşmadığından malzemenin aşınma direncinde bir düşüş olmayacaktır. Fakat aynı malzemenin daha küçük bir bölümü aşınmaya maruz kalınca, mikroyapı özelliklerinin değişmesi mümkündür. Bu nedenle mikroyapının tane küçülmesinden dolayı malzemenin aşınma direnci artacaktır (Solmaz, 2002). Ayrıca malzemenin düz yüzeyleri arasında oluşan ve temas arabirimi kayma yönüne paralel olduğunda, arabirim rotasyon oluşturur. Buda kayma içindeki normal ve teğetsel güçlerin birleşik etkisinin bir sonucu olarak aşınma eğrisi, eğimli ve dalgalı bir hale gelir (Gür, 2006).

2) Karşı Malzemeye Bağlı Faktörler ve Aşındırıcının Etkisi

Laboratuar deney ortamlarında çok çeşitli aşındırıcılar kullanılır. Aşındırıcı tanenin; boyutu, sertliği ve şekli aşınma hızında önemli derecede rol oynar. Tablo 3.2’de bazı aşındırıcılar ve bunların sertlik değerleri verilmektedir.

Tablo 3.2 Bazı aşındırıcılar ve sertlik değerleri

Aşındırıcı Cinsi	Mikrosertlik (kg/mm²)	Dayanabildiği Sıcaklık(°C)
Elmas	10.000	700-800
Bor karbürü (B ₄ C)	3700-5000	700-800
Silisyum karbür (SiC)	2300-2600	1300-1400
Alüminyum oksit (Al ₂ O ₃)	2000-2300	1700-1800

Alüminyum oksit (Al_2O_3) aşındırıcı taneleri sert ve köşelidir. Silisyum karbür (SiC) aşındırıcı taneleri ise daha sert ve köşeli olmalarına rağmen, Al_2O_3 aşındırıcılarına göre kırılırlar. Yüksek sıcaklıklarda bazı Al_2O_3 ve SiC aşındırıcıların sürtünme katsayıları incelendiğinde SiC'ün sürtünme katsayısı sıcaklığın yükselmesiyle azaldığı bulunmuştur. Yüzeyler arasında sürtünme söz konusu olduğuna göre sürtünme kuvvetinin bir kısmı sistemde sıcaklık olarak ortaya çıkacaktır. Özellikle sistemde kuru bir sürtünme mevcut ise ortaya çıkan ısıнын boyutları oldukça yüksek olmakta, hatta bazı malzemelerde mikroyapı değişikliklerine bile neden olmaktadır (Muratoğlu, 1997).

3) Ortamın Etkisi

a) Sıcaklık

Aşınma bölgesinde artan sıcaklık, yüzeyin sertliğini düşürdüğü, plastik deformasyonu kolaylaştırdığı ve oksidasyona yol açtığı için aşınma miktarını artırmaktadır. Şiddetli aşınmada ise artan çevre sıcaklığının aşınmaya katkısı, yüzeyin özelliğini iyileştirdiği için olumlu yönde olmaktadır (Özmen ve diğ., 1991).

b) Nem

Atmosferdeki bağıl nem oranı da aşınmayı etkilemektedir. Bağıl nem oranı arttıkça sürtünme katsayısı azalmakta, dolayısıyla aşınma miktarı azalmaktadır (Özay, 2004).

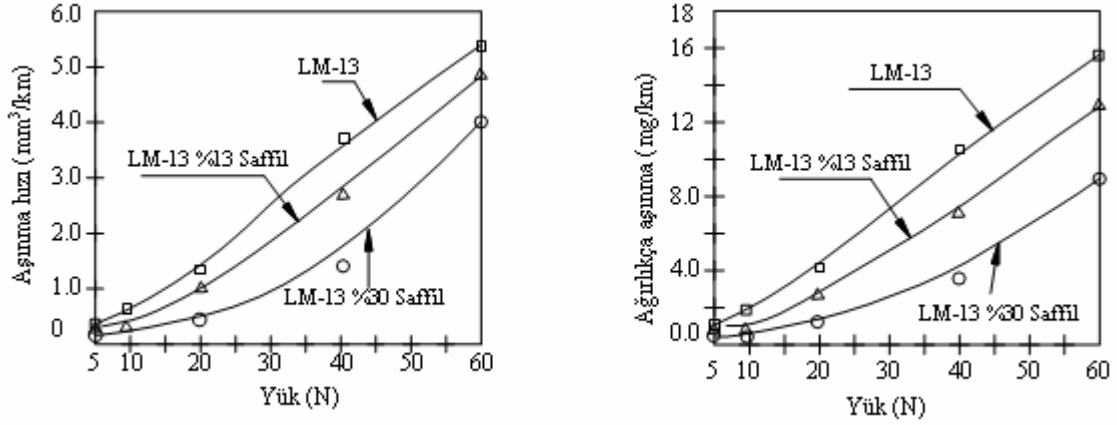
c) Atmosfer

Atmosferde bulunan oksijen yüzeyde koruyucu oksit tabakası oluşturur. Ortam olarak soygaz (Ar, He... v.b) kullanıldığında oksit oranı azalacaktır. Bu oksit tabakasının yüzeyden koparılmasıyla metal teması oluşur ve parça aşınmış olur (Özay, 2004).

4) Kullanım Şartları

a) Basınç

Tribolojik sistem içerisinde yükün artmasıyla temas alanı da artar. Bu nedenle yüzeydeki sürtünmenin artmasıyla aşınmada artar. Etkileşen çiftler üzerine gelen, yükün cinsi aşınma oranını farklı şekillerde etkiler. Statik yükler, yüzeye sabit bir etki yaparken, dinamik yükler daha farklı bir etkide bulunurlar. Yataklarda ve çoğu mekanik elemanlarda kullanılan bakır alaşımlarıyla çelik çifti, dinamik yüke maruz kalır. Şekil 3.6'da görüldüğü gibi dinamik yükün titreşim genliğinin artması ile aşınma azalır (Yılmaz, 1997).



Şekil 3.6 Takviyesiz LM-13, % 15 ve % 30 saf fil fiber takviyeli alaşımlarda (Yılmaz, 1997)
a) Hacimsel aşınma-uygulanan yük ilişkisi b) Ağırlıkça aşınma-uygulanan yük ilişkisi

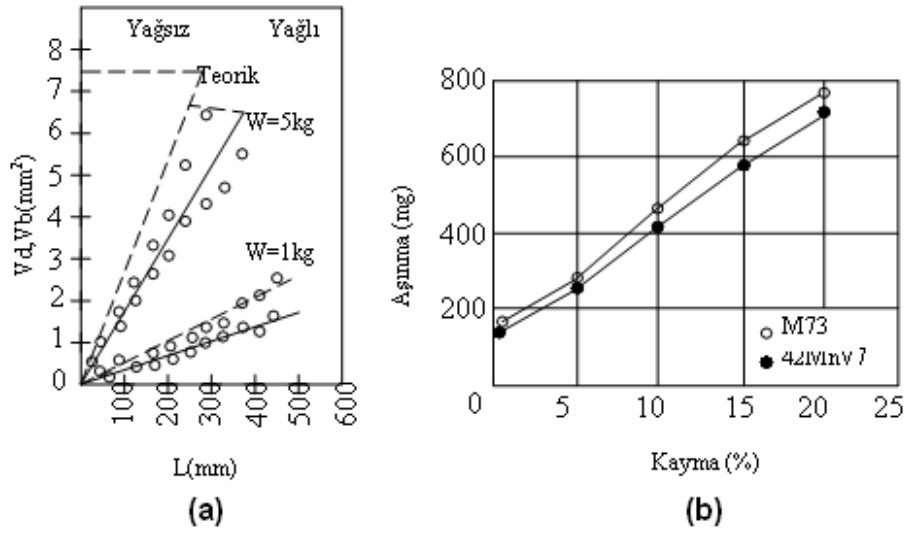
b) Hız

Aşınma esnasındaki hız malzemenin mikroyapısına etki ettiğinden bununla bağlantılı olarak aşınma direncini de etkiler. Bazı araştırmalarda aşınma hızının fazla olmasının, karbürlerin ya da sert takviye elemanlarının miktarının düşmesine neden olduğunu, bunun da ağırlık kaybı ve sertliğin düşmesi sonucunda aşınma direncinde bir azalmaya yol açtığı belirtilmektedir. Aşınma öncesi malzemelerin mikroyapısında tespit edilen; M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_2C , M_3C , ...v.b. karbürlerin belli bir aşınma hızından sonra yüzeyden uzaklaşması yada aşınma esnasında yüzeyden kopması ve bunların bir kısmının da aşındırıcı görevi üstlenmesi sonucunda malzemelerin aşınma direncinin önemli ölçüde düştüğü gözlenmiştir. Bu durum aşınma hızının artmasına da neden olmaktadır (Desai, 1984).

c.) Kayma Yolu

Yağlamalı ve yağlamasız şartlarda aşınma hacmi, kayma mesafesiyle orantılıdır. Kayma mesafesi arttıkça aşınma da artar. Bütün hacimsel aşınma eşitliklerinde kayma yolu, aşınma ile orantılı olarak ifade edilmiştir.

Hisakado'nun (1976), deneysel ve teorik çalışmalarında, kayma mesafesi ile aşınma miktarının büyük bir uyum göstererek orantılı olduğu belirtilmektedir. Şekil 3.7'de teorik hesaplar, aynı kayma mesafesinde deneysel sonuçlara göre aşınmanın daha fazla olacağını göstermişse de, çok az bir farklılıkla sonuçlar benzeşmektedir.



Şekil 3.7 (a) Kayma yolu ile aşınma miktarının değişimi (b) Kaymanın aşınmaya etkisi.

3.2.1. Aşınma Direncine Karbürlerin Etkisi

Alaşımların mikroyapılarında bulunan karbürler malzemenin aşınma direncini artırmada önemli rol oynarlar. Mikroyapıdaki karbür miktarının artışı ve tanelerinin irileşmesi abrasiv aşınma direncini olumlu etkilemektedir. Matris-karbür ara yüzeyinin mukavemeti, karbürler arası mesafe ve abrasiv aşındırıcı ile farklı sertlikteki karbürlerin varlığı da alaşımların abrasiv aşınma direncini artırır. Karbürlerin sık dağılımı ve tanelerinin küçüklüğü malzemenin sertliğini artırarak aşınma hızını azaltabilir. Aşındırıcı parçacıkların karbürlerden daha sert olması, aşınma esnasında karbürlerin kesilmesine ve çatlamasına sebep olabilir. Bu esnada da aşınma direncinde bir azalma görülür (Buytoz, 2004). Karbürlerin kırılması veya dökülmesi durumunda ağırlık kaybı meydana gelecektir. Bu durum da, aşınma direncinde bir azalmaya sebep olacaktır.

3.2.2. Aşınma Direncine Matrisin Etkisi

Matris tarafından yeterli desteğin oluşturulmasıyla abrasiv aşınma esnasında karbürlerin dökülmesi önlenabilir. Bu durum çoğu zaman ağır abrasiv aşınma şartları altında çatlaklar, matris-karbür ara yüzeyindeki yüksek gerilme yoğunlaşmalarından dolayı aynı bölgede başlamaktadır. Matris fazının artan mikrosertliği daha iyi bir aşınma direnci sağlar. Sertliği fazla olan saf metallerin aşınma dirençleri ile sertlikleri arasında doğrusal bir orantı vardır. Ancak alaşımlı metallerde bundan söz edilemez. Abrasiv aşınmada; aşınmış yüzeylerdeki deformasyon

sertleşmesiyle artan yüzey sertliği ve aşınma direnci, aşınan yüzeyin sertliği ile daha iyi belirlenir. Matris mukavemeti katı ergiyik serleşmesi ile artabilir. Bazı araştırmacılar; yüksek mukavemetli matrisin, karbürlere daha iyi destek sağlayabileceğini ve ince taneciklerin daha erken dökülmesini önleyebileceğini ileri sürmektedirler (Korkut, 1997).

3.2.3. Sertlik ile Abrasiv Aşınma Direnci Arasındaki İlişki

Sertlik aşınma direncini etkileyen önemli faktörlerin başında gelir. Sertlik ile aşınma direnci arasındaki ilişki belli bir düzeye kadar doğrusal değişim gösterir. Yani sertliğin artmasına bağlı olarak aşınma direnci de artar. Ancak bu artış belli bir değerden sonra doğrusal artma oranının dışında kalır. Bu aşamadan sonra da sertlik, aşınmaya karşı yeterli direnci sağlayabilir (Muratoğlu, 1997).

Abrasiv aşınmayı minimuma indirmek için aşınmaya uğrayan malzemenin diğer malzemeye göre çok daha sert olması istenir. Bu özellik şu metotlarla sağlanabilir:

- a) Alaşımlama ile malzemelerin sertlikleri iyi bir şekilde artırılabilir.
- b) Isıl işlem uygulamaları yine malzemenin sertliğini önemli ölçüde değiştirebilir.
- c) Malzemelerin yüzeylerine dışardan müdahale ederek sert yüzey tabakası oluşturulabilir. Buna elektro-kaplama, alev püskürtme, nitrürasyon, plazma sprej gibi birçok uygulama örnek olarak verilebilir.

3.2.4. Karbür Miktarı ile Abrasiv Aşınma Performansı Arasındaki İlişki

Karbür miktarının malzemedeki oranı o malzemenin aynı zamanda sertliği hakkında bize bilgi verir. Malzemelerdeki karbür oranının çokluğu sertlikle doğru orantılıdır. Ayrıca bu karbürlerin malzeme içindeki dağılımı, malzemenin abrasiv aşınma direncini etkiler. Malzemedeki karbürlerin homojen dağılımlı olan bölgelerinde aşınma direnci karbürlerin yoğun olduğu kısma göre daha azdır.

3.3. Aşınma Çeşitleri

Temel aşınma çeşitleri olarak iki çeşit aşınma mekanizması vardır. Bunlar;

- A) Aşınma mekanizmalarına göre;

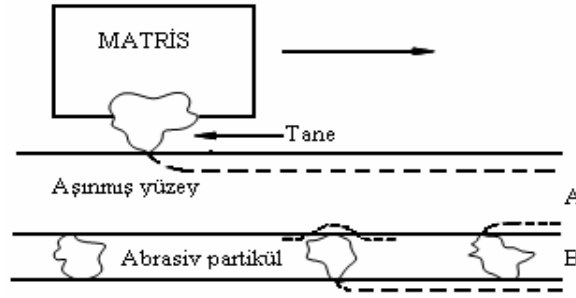
- a. Abrasiv aşınma,
 - b. Eroziv aşınma,
 - c. Adheziv aşınma,
 - d. Kavite aşınması,
 - e. Koroziv aşınma,
 - f. Oksidasyon aşınması,
 - g. Yorulma aşınması.
- B) İzafi hareketin şekline göre;
- h. Ögütmeli aşınma,
 - i. Oymalı aşınma,
 - j. Kazımalı aşınma.

3.3.1. Abrasiv Aşınma

Abrasiv aşınma; temas eden iki yüzey arasında, temas bölgesinin eğri veya eğimli oluşu nedeniyle yüzeylerde malzeme kaybına neden olan mekanik aşınma yöntemlerinden biri olarak adlandırılabilir. Abrasiv aşınma sert parçacık veya çıkıntıların katı bir yüzey boyunca hareket etmesi ve karşı koymasından oluşur. Metalleri şekillendirmede yaygın olarak kullanan talaşlı imalat yöntemleri, esasen abrasiv aşınma mekanizmasına dayanmaktadır. Sert parçacıkların yumuşak metale batması da abrasiv aşınmaya neden olabilmektedir. Buna örnek olarak; bir sisteme dışarıdan giren kum v.b. parçacıkların veya bir motordaki yanma ürünlerinin sebep olduğu aşınma verilebilir. Bu tip aşınmada sert ve keskin partiküller, malzeme yüzeyinden mikron boyutunda talaş kaldırma etkisi gösterirler. Abrasiv aşınma tüm aşınma maliyetlerinin yaklaşık olarak % 63'ünü oluşturmaktadır (Gür, 2006).

3.3.1.1. Abrasiv Aşınma Mekanizması

Bir malzemenin diğer bir malzeme tarafından abrasiv aşınmaya tabi tutulabilmesi için en önemli şart, sürtünme sırasında aşındıran malzemenin sertliğinin aşındırılan malzemenin sertliğinden daha fazla olması gerekir. Şekil 3.8'de abrasiv aşınma mekanizması şematik olarak gösterilmiştir (Çimenoglu ve diğ., 2003).



Şekil 3.8 Abrasiv aşınma mekanizması (Çimenoglu ve diğ., 2003)

3.3.1.2. Abrasiv Aşınmaya Sıcaklığın Etkisi

Aşınmaya maruz kalan sistemin elemanları ve çevre çalışma ortamı, aşınma şiddetini belirler. Ayrıca, malzeme cinsi, kimyasal içerik, sertlik, elastik modülü, yüzey pürüzlülüğü, uygulanan ısı işlemleri, aşındırıcının tane boyutu ve şekli de aşınma direncine etki eder (Metal Handbook, 1983).

Malzeme seçiminde en önemli parametrelerden birisi sertliktir ve sert malzemelerin aşınma dirençlerinin de daha yüksek olduğu bilinmektedir (Oğuz, 1993; Meriç ve diğ., 1997).

Metalik balataların, asbest esaslı balatalara göre avantajları, daha büyük hızda enerji absorbe etmeleri ve daha fazla aşınma direncine sahip olmalarıdır. Bunlar daha yüksek sıcaklıklara dayanabildikleri gibi aynı zamanda daha fazla ısı iletirler. Sürtünme katsayıları da sıcaklık ve basınçla daha az değişir (Libsch ve Rhee, 1978; Liu ve Rhee, 1978).

3.3.1.3. Abrasiv Aşınmaya Nemin Etkisi

İleri teknoloji ürünü seramik malzeme olarak çok kullanılan alümina, uygulamalarda yüzeyden tane kopması şeklinde aşınma davranışı gösterir. Bu durum, farklı yönlerdeki kristallerin termal genleşmelerinde anizotropik özellikler göstermesinden kaynaklanmaktadır. Bu anizotropik özellikler tane sıraları boyunca çatlak oluşumlarına neden olduklarından, iri taneli yapılarda daha etkilidirler. Büyük taneli yapılarda mikro çatlaklar tane içlerine doğru gelişme göstermektedirler (Gleaze, 1995). Bu aşınma davranışının iki önemli sonucu vardır:

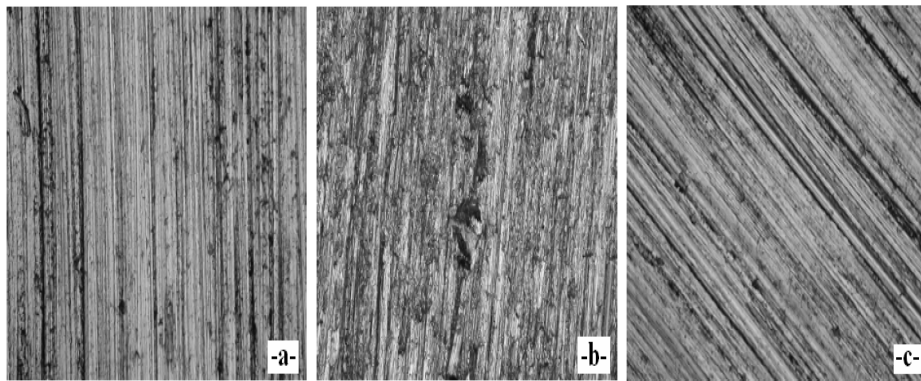
a) İlk olarak yüzeyde boşluklar oluşur. Bu, boşluklara en yakın partikülün yüksek açılı aşınmasına neden olur. Çarpma aşınma testleri, çarpma açısının 60° 'nin üzerinde olması, daha hızlı aşınmanın oluşacağını göstermektedir.

b) Aşınmada daha sonra, yüzeyden kopan partiküller aşındırıcı partiküller halini alır. Bu partiküller genellikle keskin köşeli, yüzeydeki taneler kadar büyük ve serttirler. Bu partiküller, seramik yüzeyini başlangıç aşındırıcı partiküllerden çok daha etkili bir şekilde aşındırırlar.

Bir seramik malzemenin sıcaklığını, ergime sıcaklığının 0,6 katına yükseltmekle; dislokasyonların hareketliliği ile plastik deformasyon potansiyeli arttırılır. Mukavemette meydana gelen azalmayla birlikte yüksek sürtünme hızları, sıcaklığın yükselmesine eşlik eder. Ancak seramik malzemelerde sıcaklıktaki artışla birlikte plastisitedeki artış metallerde sık görülen süneklığe sebep olmaz. Seramikler gevrek yada yarı gevrek bir davranış gösterirler (Başman ve diğ., 2001).

3.3.1.4. Abrasiv Aşınmanın Kontrolü

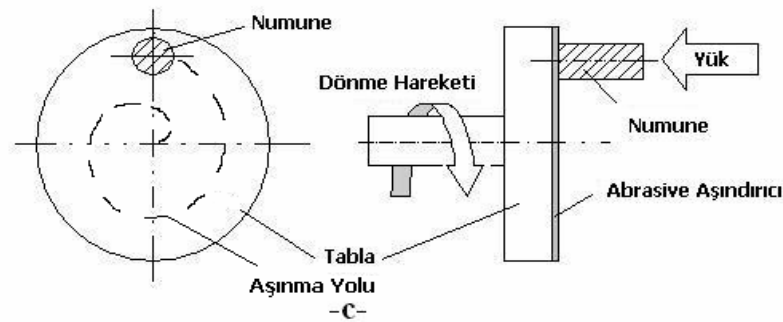
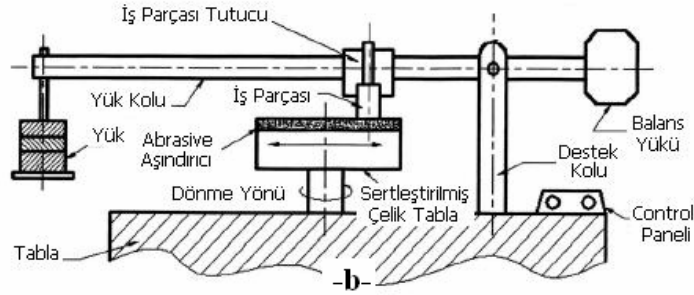
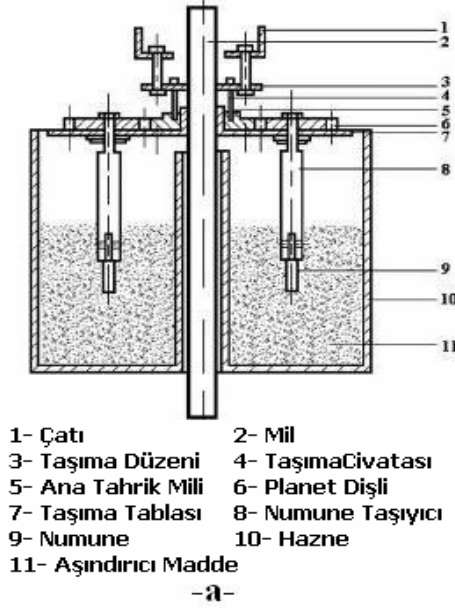
Abrasiv aşınmanın uygulandığı, Şekil 3.9.a'da kayma doğrultusunda tabakalaşma, Şekil 3.9.b'de kayma yüzeyine dik ince çatlaklar ve plastik deformasyon, Şekil 3.9.c'de ise kayma doğrultusunda tabakalaşma olduğu görülmektedir. Numune yüzeyinde kısmen plastik deformasyon etkileri görülmekle beraber daha çok tabakalaşma ve derin çizikler meydana gelmiştir. Burada olay aşındırıcı parçacık büyüklüğüne bağlı olarak ilk aşamada numune yüzeyi plastik deformasyona uğrar. Bu esnada aşındırıcı parçacıklar aşındırmaz hale geldiğinde veya parçacık büyüklüğü azaldığında aşınma mekanizması yüzeyde deformasyon veya kesme mekanizmasından tabakalaşma mekanizmasına dönüşür.



Şekil 3.9 Abrasiv aşınma testi uygulanan yaşlandırılmış Al-SiC kompoziti (Bedir ve Ögel, 2004)

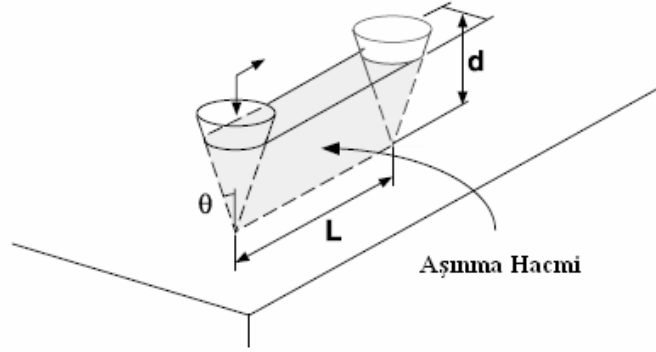
Abrasiv aşınma testleri için farklı tasarımlar yapılmıştır. Şekil 3.10'da abrasiv aşınma aygıtları görülmektedir (Sarı ve Yılmaz, 2004; Sahin, 2006; Durmuş ve diğ., 2004). Aşınma malzemesi, bir şerit benzeri sünek bir niteliğe sahiptir ve uzun aşınma parçası mikro kesimdeki

mekanizma ile oluşmaktadır. Kırılgan malzemenin aşınması durumunda ise aşınma, bir çatlağın yayılması suretiyle meydana gelmektedir. Sert abrasiv aşındırıcıların, kayma temasının tekrar edilmesi sonrasında, aşınmanın temas ara yüzeyindeki üçlü deformasyon ve faz geçişlerini sertleştirir. Bu işlem aşındırıcının aşınan yüzeyi üzerinde biçimlendirilme yaptığı anlamını vermektedir. Dolayısıyla, abrasiv aşınma, sünek malzemelerin aşındırılması işlemlerinde karşımıza en fazla çıkan aşınma modelidir.



Şekil 3.10 Farklı tasarımlı abrasiv aşınma aparatları (Sarı ve Yılmaz, 2004; Sahin, 2006; Durmuş ve diğ., 2004)

Şekil 3.11’de gösterildiği gibi, bir θ açısı ile konik şekilli aşındırıcının batma derinliğinin d , olduğunu varsaymaktayız.



Şekil 3.11 Konik bir uç ile abrasiv aşınmanın tipik modeli

Varsayılan bu modele dayalı olarak bir L mesafesi, kayma sonrası daha az bir pürüzlülüğe sebep olan muhtemel aşınma şiddeti V ise:

$$V = d^2 \times \tan \theta \times L \dots\dots\dots(3.4)$$

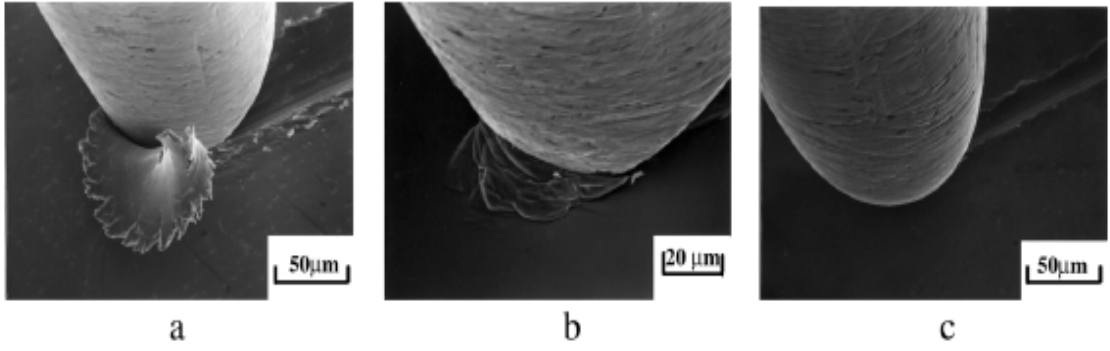
Plastik temasta aşınma malzemesinin sertliğinin H olduğunu varsayalım, normal basınç teması altında olması $\pi (d \tan \theta)^2 / 2$ 'in hakiki temas alanını verir ve bağıntı şu şekildedir;

$$W/H_v = \pi (d \times \tan \theta)^2 / 2 \dots\dots\dots(3.5)$$

Normal W yüklemeleri altındaki muhtemel V aşınma şiddeti, (3.4) eşitliği içine (3.5) eşitliğinin konulmasıyla; L kayma uzaklığı sonrası aşınma şiddeti şu şekildedir;

$$V = (2 / \pi \times \tan \theta) \times (W \times L / H_v) \dots\dots\dots(3.6)$$

Bu eşitlik Şekil 3.12’de gösterildiği gibi, mikro kesim içindeki abrasiv aşınma şiddetini vermektedir (Hokkirigawa ve Kato, 1988).



Şekil 3.12 Mikro kesimdeki abrasiv aşınma şiddeti (Hokkirigawa ve Kato, 1988)

Abrasiv aşınma şiddeti, normal yüklemeler ve kayma uzaklığına bağlı olarak orantılı artmakta ve (3.7) formülüne göre aşınan malzemenin sertliğine ters orantılı olmaktadır. Aslında, abrasiv aşınma uzaklığı, aşınan malzemenin sertliği ile doğrusal olarak değişir. Orantısız K_{ab} sabiti, abrasiv aşınma için aşınma katsayısı olarak adlandırılmaktadır. K_{ab} temas koşulları ve malzeme parametreleri üzerine değişiklikler göstermektedir (Khrushchov 1957).

$$V = K_{ab} \times (W L / H) \dots\dots\dots(3.7)$$

Abrasiv aşınmada, abrasiv aşındırıcının sertliği oldukça önemlidir. Malzemenin sertlik oranı, aşındırıcının sertlik değerinin altında kaldığı zamanlarda, sertlik oranı içindeki aşınma yükselmesi, aşındırıcı malzemenin ise aşınma şiddetinin düşmesi şeklinde olmaktadır (Kayaba ve diğ., 1983).

Abrasiv olarak aşınan malzemenin pürüzlülüğü aşındırıcıyla ilk temas ettiği bölgeden kütle kaybına yol açacaktır. Ancak pürüzlülüktan kaynaklanan ve aşındırıcının temas edemediği bölgelerde kütle kaybı olmayacaktır. Bu durum aşınma direncini etkilemezse bile, kütle kaybına sebep olmakta ve aşınma süresinde azalma olmaktadır.

3.3.2. Eroziyon Aşınma

Eroziyon aşınma, bir sıvı veya taşıyıcı içerisindeki sert partiküllerin malzeme yüzeyinden hızlarla kayması veya yuvarlanması sırasında, yüzeyle temas eden partiküllerin uzun bir periyot sonunda metal yüzeyinden çok sayıda parça koparılması ile oluşan aşınma türüdür (Buytoz, 2004). Eroziyon aşınma plastik deformasyon ve gevrek kırılma gibi iki ana unsuru bir arada gerçekleştirir. Bu aşınmanın yapısı; aşınan malzemeye, aşındırıcının özelliğine, darbelerin

durumuna ve şiddetine, başlangıçtaki partikül kütesine, partikül hızına ve geliş açısına bağlıdır. Malzemelerin erozif aşınmaya gösterdiği tepki; aşındırıcının şekli, sertliği, tokluğu ve boyutlarındaki farklılıkları ile büyük açıdan önem taşırlar.

3.3.2.1. Erozif Aşınma Mekanizmaları

Erozif aşınmanın mekanizmaları, aşındırıcı tozların askıda durduğu sıvı veya hava gibi akışkan bir ortam vasıtasıyla malzeme yüzeyine çarpma etkisiyle gerçekleşmesi olayından yola çıkılarak; her bir temasın olması, malzeme yüzeyinden küçük bir parçanın kaybına neden olmaktadır. Normal şartlar altında aşınma hızı düşüktür; ancak yüksek sıcaklıklarda, malzemenin akma dayanımı düşmekte ve yüksek akış hızlarında erozif aşınma hız kazanmaktadır. Erozif aşınmada yüzeye çarpan partiküllerin çarpma açısına göre her malzeme farklı aşınma dayanıklılığı gösterir. Örneğin küçük püskürtme açısında yumuşak ve deforme olan malzemeler büyük aşınma gösterirken, sert ve gevrek malzemelerde büyük püskürtme açılarında aşırı zorlanarak maksimum aşınma gösterirler.

Erozif aşınma düzenekleri genelde deneysel olarak kullanılmalarından dolayı, çok hassas olarak ayarlanmalıdır. Mekanizması genel olarak; hızlı gaz veya sıvı akışıyla bir lüleden taşınan partiküller aşındırılacak malzemeye gönderilmesi ve malzemede meydana gelen aşınmayı tespit etme esasına dayanır.

3.3.3. Kavitasyon Aşınması

Kavitasyon aşınmasının diğer bir adı ise çukurcuk aşınmasıdır. Kavitasyon aşınmasını; metal yüzeyine kabarcıkların teşekkülü sonucu hızın ani tesiri altında kalan bölgede ortaya çıkan çökmelerin oluşmasıyla sonuçlanan aşınma şekli olarak açıklanabilir. Kavitasyon aşınması genellikle gemilerin ve pompaların pervanelerinde, ayrıca kopresör silindirlerinin iç kısımlarında meydana gelen aşınma olarak göze çarpar.

3.3.3.1. Kavitasyon Aşınma Mekanizması

Kavitasyon aşınması; kabarcıkların metal yüzeyine hızlı ve ani şekilde teşekkülü sonucunda ortaya çıkan çökmelerin oluşturduğu bir aşınma şekli olarak tarif edilmektedir. Şekil

3.13'te kavitasyon aşınma mekanizması görülmektedir (Kim ve diğ., 2007). Silindirik huni yardımıyla bir düzen içinde ve jet destekli akışkan hız yardımıyla ana metalin belli bir bölgesine oluşan kabarcıkların belli bir süre sonra o bölgede oluşturdıkları çukurlar sonucunda görülen aşınma, kavitasyon aşınması olarak tespit edilir. Şekil 3.14'te kavitasyon aşınmasına uğramış santrifüjlü bir pompa rotoru görülmektedir.



Şekil 3.13 Kavitasyon aşınma mekanizması



Şekil 3.14 Kavitasyon aşınmasına uğramış pompa

3.3.4. Adhezyon ve Adhezif Aşınma

Kısa ve genel bir tanım ile adhezyon (yapışma); iki farklı maddenin molekülleri arasındaki çekim kuvvetine verilen isimdir. Kohezyon ise, maddenin kendi molekülleri arasındaki çekim kuvvetidir. Bir maddenin atomu ile diğer bir maddenin atomu arasında da çekme kuvvetleri mevcuttur ve buna da adhezyon adı verilir. Atomlararası kuvvetler sadece aynı madde içerisinde tesir göstermezler. İster katı, ister sıvı, isterse gaz hali olsun bir maddenin atomları arasında birbirlerine karşı kuvvet etkileşimleri vardır. Aralarında uygun bir mesafe bulunan iki atom arasında çekme kuvveti tesirlidir. Eğer iki atom, bu çekme kuvvetinin tesiri ile birbirine çok fazla yaklaşırsa bu defa birbirlerini itmeye başlarlar. İtme ve çekme kuvvetlerinin dengelendiği mesafede atomlar en kararlı konumlarında bulunur (Cendel, 2000).

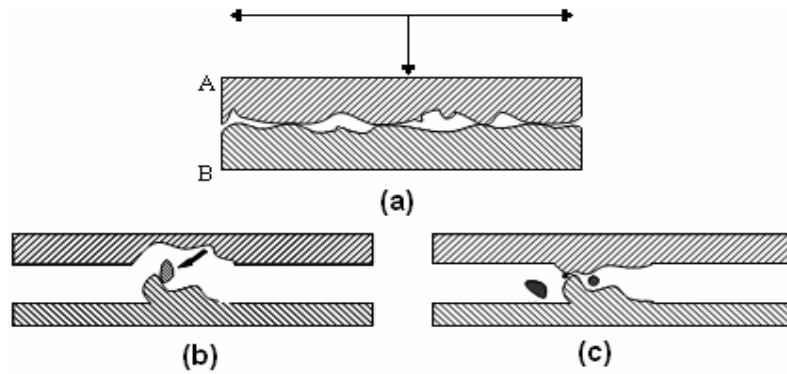
Adhezyonda; iki metal bir kuvvet etkisi altında birbirine sürtünürken, yüzeyleri oluşturan küçük tepcikler geçici olarak birbirlerine yapışıp kaynak olurlar. Kaynak olmuş bu tepcikler iki metalin hareketlerine devam etmesi sonucu koparlar ve küçük parçacıklar serbest kalırlar. Böylece aşınma gerçekleşmiş olur.

Adhezif aşınma; özellikle birbiriyle kayma sürtünmesi yapan, metal-metal aşınma çiftinde meydana gelen kaynaklaşma olayının bir sonucudur. Birbiriyle temasta bulunan benzer kafes yapılı iki metalik yüzey arasında adhezyon kuvveti dediğimiz bir çekim söz konusudur. Bu kuvvetin meydana gelebilmesi için malzemelerin moleküllerini birbirine çok yaklaştırmak

gerekir. Zaten temas halindeki iki metal, birbiriyle yüzeylerdeki pürüzler vasıtasıyla etkileşirler. Malzeme ağırlığından veya bir dış kuvvet tesiriyle, çok küçük olan pürüz tepelerine gelecek olan basınç veya gerilme çok büyük olur. Bu kuvveti taşımayan pürüzler plastik deformasyona uğrarlar. Eğer malzemenin plastik deformasyon kabiliyeti yüksek ise, mikro adhezyon alanları şiddetle temas yüzeyine yayılır. Böylece yüzeyde absorbe edilmiş sıvı veya gaz molekülleri ve oksit tabakaları parçalanır (Buytoz, 2004).

3.3.4.1. Adhezyon Mekanizması

Yapışma aşınması olarak da bilinen adhezif aşınma, birbiri üzerinde hareket eden cisimlerin temas yüzeylerinde oluşan kaynak bağlarının kırılması suretiyle meydana gelir. Teorik olarak, birbirleriyle temasta bulunan benzer yapıli iki metalik yüzey arasında adhezyon kuvveti dediğimiz bir çekim kuvveti vardır. Bu kuvvetin meydana gelebilmesi için malzemelerin moleküllerini birbirine yaklaştırmak gerekir. Zaten temas halindeki yüzeyler pürüzler vasıtasıyla etkileşirler. Dış kuvvetlerin etkisiyle pürüz tepelerine gelecek basınç ve gerilmeler nedeniyle pürüzler plastik deformasyona uğrarlar. Eğer malzemenin deforme olma kabiliyeti çok yüksek ise, mikro adhezyon alanları temas yüzeyine tamamen yayılacaktır. Dolayısıyla yüzeyde absorbe edilmiş sıvı veya gaz molekülleri ve oksit tabakaları parçalanacaktır. Bahsedilen bu parçalanmalar sonucunda malzeme molekülleri direk temasa geçerek bölgesel kaynak bağlarının (soğuk kaynama) oluşmasına neden olur. İzafi hareketin de yardımıyla yüzeyde sıcaklığın yükselip ergime noktasına kadar ulaşması, oluşan kaynak bağlarının ayrılmasına veya malzeme yüzeyinde parça kopmasına neden olur. Bu metalik parçacıklar, iki yüzey arasında serbest halde kalabilecekleri gibi metallere birine de bağıli halde bulunabilirler (Şekil 3.15). Böylece malzeme kaybı (aşınma) meydana gelir.



Şekil 3.15 Adheziv aşınma mekanizması

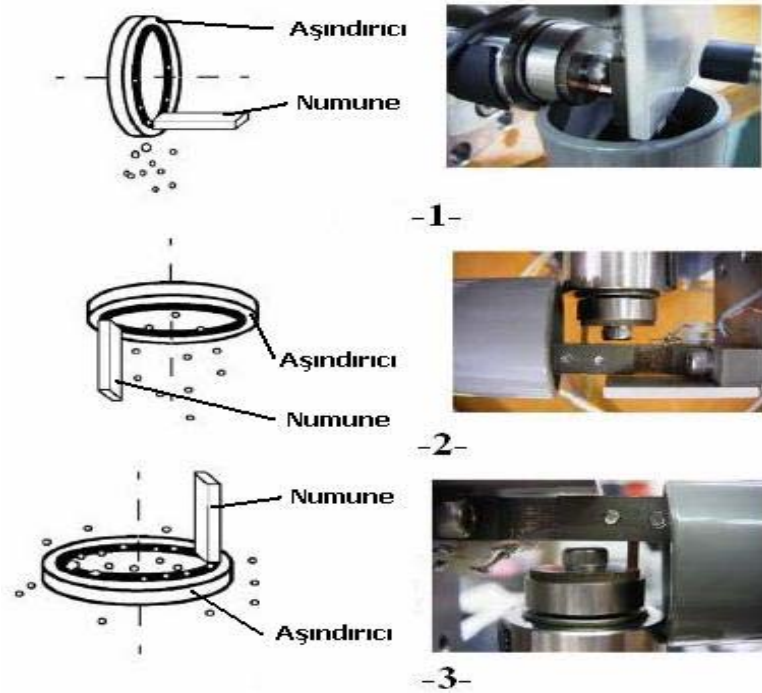
a) Yüzeyde kaynak bağları b) A'dan B'ye malzeme transferi c) Kopan parçaların serbest hali

3.3.4.2. Adhezif Aşınma ve Kontrolü

Robinowicz'in (1995), aşınma ve yağlayıcılar üzerine yaptığı bazı çalışmalarda; yüzeylerde yağlayıcı olmazsa yüzeye dik olan yükün artışına bağlı olarak, aşınmanın da lineer olarak arttığını bulmuştur. Yüzeye yağlayıcı uygulanması durumunda ise, malzeme transferinin azalması kadar, sürtünme katsayısının da düştüğünü gözlemlemiştir. Ayrıca bu araştırmacı; çoğu metaller için yapışma sabitinin sürtünme katsayısı ile ilişkili olduğunu göstermiştir. Malzeme transferindeki azalmanın şüphesiz olarak, yapışmanın boyut ve sayısındaki azalmanın bir sonucu olduğunu göstermiştir.

Adhezif aşınma testleri Şekil 3.16'da görüldüğü gibi üç farklı pozisyonda yapılabilir.

1. Düşey pozisyon,
2. Ters (inverse) pozisyon,
3. Yatay pozisyon.

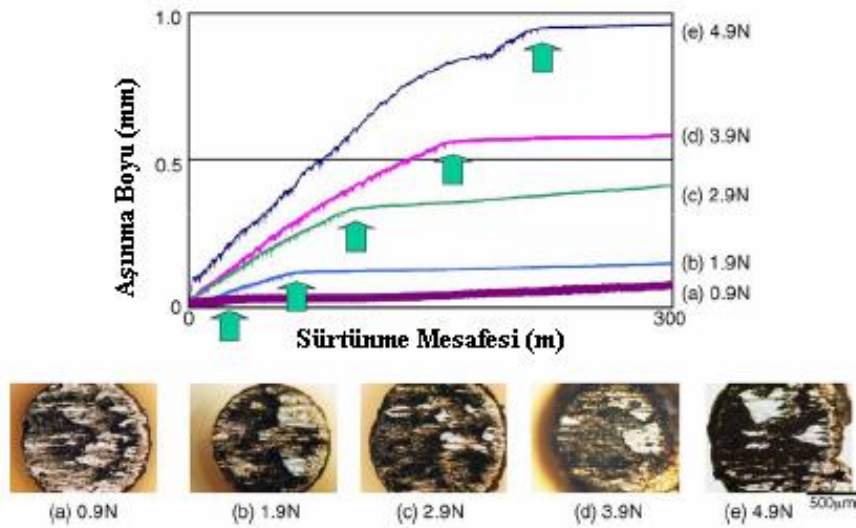


Şekil 3.16 Adhezif aşınma pozisyonları

Adhezif aşınmanın bazı genel özellikleri şunlardır;

1. Aşınma miktarı normal yük ile orantılıdır,
2. Aşınma miktarı kayma mesafesiyle orantılıdır,
3. Aşınma aşınan yüzeyin sertliği ile orantılıdır,

Aşınma Miktarı Normal Yükle Orantılıdır: Hiratsuka ve Muramoto'nun (2005) yaptığı çalışmada; adhezif aşınma testi yapılmış numunelerdeki kütle kaybı Şekil 3.17'de görüldüğü gibidir. Burada numuneye uygulanan yük miktarı arttıkça, aşınma miktarı artmış ve plastik deformasyon sınırı aşılmıştır. Ancak adhezif aşınmanın oluşumunda belli bir sürtünmeden sonra oksit tabakası oluşmuştur. Buradan; aşınma miktarındaki artışın zamanla azaldığı ve belli bir süreden sonrada aşınmanın durduğu gözlenmiştir. Bu durum Şekil 3.17'deki grafikte gösterilmiştir.



Şekil 3.17 Adhezif aşınma testi yapılmış numunelerdeki aşınma kaybı (Hiratsuka ve Muramoto, 2005)

Aşınma Miktarı Kayma Mesafesiyle Orantılıdır: Doğru temasın eşit ölçünün n temas noktalarından meydana geldiği ve eğer öncekinin görünmemesi sonrası yeni bir temas noktası şekillendirildi ise, n temas noktalarının toplam miktarı, kayma süresince sabit kalmaktadır. a yarıçapının, dairesel bir temas alanı tarafından desteklemesi ile, aşınma parçalarının muhtemel şiddeti, $2\pi a^3/3$ ile tanımlanan yarım tabaka şiddetinde olmakla, kayma sonrası 2a'nın uzaklığında meydana gelmektedir. Bu varsayımlara dayalı olarak, L kayma mesafesi sonrası n temas noktaları için muhtemel aşınma şiddeti V;

$$V = (2 \pi a^3 / 3) \times (L / 2a) \dots\dots\dots(3.8)$$

Plastik deformasyon ile normal temas basıncından itibaren metal aşınmasının H değerindeki sertliğin eşit olarak, n temas yüzeyleri, için toplam hakiki temas, $n\pi a^2$ olarak açıklanmakta;

$$n \pi a^2 = W / H \dots\dots\dots(3.9)$$

Bu eşitliğin, (3.8) eşitliğinde yerine kullanılmasıyla, L kayma mesafesi sonrası normal W yüklemeleri altında muhtemel V aşınma şiddeti olarak;

$$V = WL / 3H \dots\dots\dots(3.10)$$

Bu eşitlik, adhezif aşınma şiddetlerinin, normal yüklemelerde kayma mesafesinin orantılı olduğunu ve aşınan malzemenin sertliğiyle, ters olarak orantılı olduğunu göstermektedir. (3.9) eşitliğine bağlı olarak, bu kayma süresince, toplam temas alanına orantılı olmaktadır. Bu değişikliklere izin verdiği için, a parametresi K_{ad} şeklinde, bir niteleyici olarak (3.10) eşitliğinde meydana gelmektedir ve aşınma şiddetleri;

$$V = K_{ad}WL / H \dots\dots\dots(3.11)$$

şeklinde olup, K_{ad} 'nin adhezif aşınma için, aşınma katsayı olarak adlandırıldığı yerlerde tanımlanmaktadır. K_{ad} 'nin fiziksel anlamı, plastik temas bölgesindeki aşınma şiddeti olmaktadır.

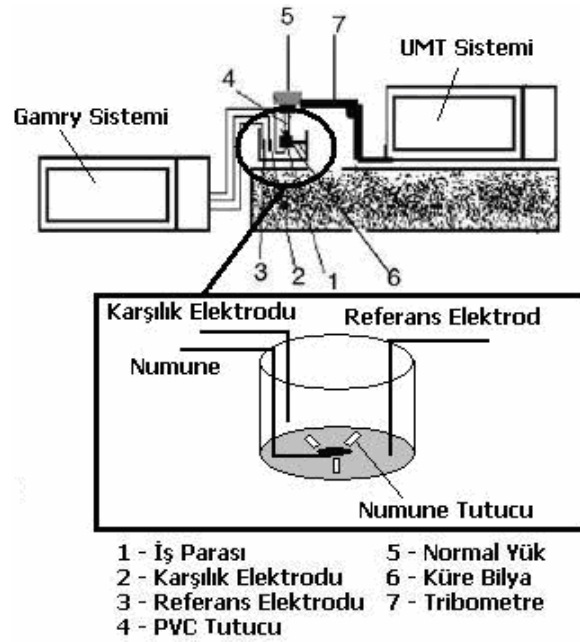
Aşınma Aşınan Yüzeyin Sertliği İle Orantılıdır: Metalografik çalışmalar sonucunda belirlenen başlıca özelliklerden biri de, malzeme taşınımının yumuşak metal yüzeyinden sert olan metal yüzeyine doğru olmasıdır. Adhezif aşınmanın etkisini azaltmak için düşünülen birçok faktör vardır. Araştırmalar ve deneyler sonucunda adhezif aşınmanın azaltılmasında bazı uygulamaların faydalı olduğu görülmüştür (Özay, 2004). Bunlar;

1. Malzeme çiftleri düşük katı çözünürlüğe sahip olmaları durumunda, alaşımlamanın çok etkili bir parametre olduğu belirlenmiştir.
2. Malzemenin diğer özelliklerini bozmayacak şekilde sert olması gerekmektedir. Genelde sert metaller çok zor plastik davranış gösterirler ve daha düşük sürtünme katsayısına sahiptirler.

3.3.5. Korozyon Aşınma

Tribolojik zorlanmalar sırasında çeşitli kimyasal reaksiyonlar oluşur. Malzemelerin temas yüzeyleri arasında küçük genlikli titreşimlerin sebep olduğu bir oksit tabakası oluşur. Yüzeyde absorbe edilmiş bazı maddelerin reaksiyonu sonunda oluşan bu oksit tabakasına tribooksidasyon denir. Bu şekilde oluşan tribooksidasyon tabakası, sürtünme ile parçalanarak abrasiv etki göstererek aşınmayı hızlandırır. Parçalanarak serbest hale geçen oksit

parçacıklarının kalktığı bölgede tekrar oksitlenme görülür ve olay devamlılık kazanır (Gediktaş, 1970). Triboksidasyon aşınması adı da verilen bu aşınmada, ana malzeme ile karşı malzeme arasında tribolojik zorlamalardan meydana gelen kimyasal reaksiyon etkindir. Malzeme yüzeylerinin hava ile reaksiyona girerek oluşturulduğu yüzey tabakaları aşınmayı azaltmasına rağmen, bu yüzey tabakalarının triboksidasyon sonucu özelliklerinin değişmesi, aşınmayı hızlandırır. Yağ gibi kimyasal maddeler bulunduran ortamlarda çalışan makine parçalarının yüzeylerinde oluşan tabakaların bir kısmının tribolojik zorlamalarla kırılıp aşındırıcı parçacıklar oluşturması da aşınmayı artırır (Buytoz, 2004). Koroziif aşınma testleri için farklı tasarımlar da korozyon hücreleri yapılmıştır. Şekil 3.18’de bu korozyon hücrelerinden oluşan bir aparat görülmektedir (Wang ve Li, 2005; Das ve diğ., 2005).



Şekil 3.18 Koroziif aşınma aparatı (Wang ve Li, 2005; Das ve diğ., 2005)

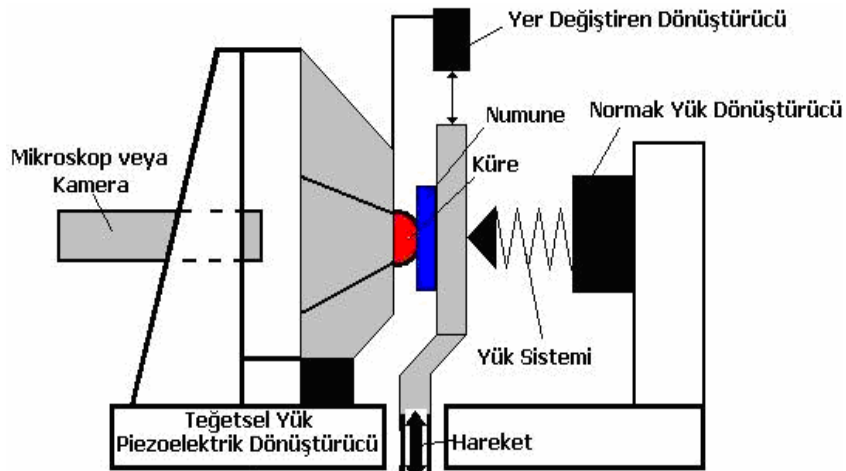
3.3.6. Oksidasyon Aşınması

Oksidasyon aşınmasının mekanizması oluşması tamamen sürtünme ve diğer reaksiyon ısısının durumuna bağlıdır. Eğer sürtünme yüzeyindeki bazı bölgelerde sıcaklık çok yüksek noktalara ulaşırsa o yüzey bölgesinde zamana bağlı bir değişiklik söz konusudur. Bu duruma tribolojik etkiler de katılacak olursa malzeme yüzeyleri arasında oksitler oluşur. Bu oksitler ana malzemelerden sert olmaları nedeniyle, zamanla partiküller koparır, malzeme yüzeyinde tahribata sebep olurlar. Ancak bu parça koparma yada tahribatlar, mikron düzeyindedir. Yeterli zaman ve sıcaklık sonucu sürtünme elemanının molekül veya atomları, çevreye yada diğer

sürtünme elemanına transfer olur. İşlemin esası difüzyona dayanmaktadır. Bu aşınma türü; fiziksel ve kimyasal olarak değiştiği için bölgesel olarak aşırı zorlanan ve ısınan çalışma alanlarında görülmektedir. Fren balataları ve uzay araçlarının ısıya dayanıklı bölgeleri oksidasyon aşınma türüne örnek sayılabilir.

3.3.7. Yorulma Aşınması

Mühendislik malzemelerinde yorulma olayı, tekrarlanan zorlamalar altında ve belli bir zamanda yapılan ayrıca daima yüzeyden başlayan mekanik bir deney yöntemidir. İki parça arasındaki temasın tekrar edilen dönüşleri, aşınma parçalarının meydana gelmesi açısından adhezif ve abrasiv aşınma için gerekli olmamaktadır. Ancak aşınma mekanizmasının meydana gelmesi için esas olan temas ve tekrarlarının belirli bir miktarda olması gerekir. Bu şekildeki temas dönüşlerinin tekrarı sonrası meydana gelen aşınmaya, yorulma yada ezilme aşınması adı verilir. Temas dönüşlerinin sayısı yüksek olduğunda, yüksek dönüşlü kırılma mekanizmasını, aşınma mekanizması olması beklenmektedir. Düşük olduğunda, düşük dönüşlü kırılma mekanizmasının olması beklenmektedir. Yorulma aşınma testleri için farklı dizaynlar yapılmıştır. Şekil.3.19'da bu aşınma aparatlarından biri görülmektedir (Pei ve diğ., 2005; Lamethe ve diğ., 2003). Yorulma aşınmasında aşındırıcı olarak kullanılan kürenin malzeme yüzeyinde oluşturduğu oyuktan dolayı bu aşınmaya oyukluma aşınması adı da verilir. Malzemenin yüzey bölgesi, titreşimli bir zorlanmaya maruz kaldığında veya sürtünme elemanları tekrarlanan gerilmelerle etkileştiklerinde bu gerilmelerin sebep olduğu mikro çatlaklar vasıtasıyla yorulma aşınması oluşur. Bu aşınma mekanizmasında, malzemenin yüzeyinden pulcuklar şeklinde parçalar ayrılır (Akkurt, 1977).



Şekil 3.19 Yorulma aşınma aparatı (Pei ve diğ., 2005; Lamethe ve diğ., 2003)

3.3.8. Öğütmeli Aşınma

Öğütmeli aşınma, iki yüzeyin birbiri üzerinde hareket etmesi sonucunda ortaya çıkar ve ara yüzeyde abrasyona dayanabilen parçacıklar bulunmaktadır. Bu ara yüzeyde yer alan parçacıklar, ya bir yüzeyden aşınarak gelir yada her iki yüzeyin birlikte aşınması sonucu ortaya çıkar. Genelde yüksek basınç altındaki çalışmalarda görülür. Bu basınç altındaki sert taneler, düşük hızda metal yüzeyleriyle temasa geçer. İşte bu işlem esnasında metal yüzeyinden küçük parçacıkların koparılması esasına dayanan bir aşınma türüdür. Örnek olarak bilyeli değirmenler gösterilebilir.

3.3.9. Oymalı Aşınma

Oymalı (oyuklu) aşınma, kütsel bir şekilde yüzeyin deformasyonu sonucunda oluşan bir aşınma türüdür. Aşırı yüklemeler etkisi ile meydana gelen oymalı sürtünme aşınmasına örnek olarak, ağır koşullar altında çalışan kazıcı ve kırıcı gibi maden araçlarında görülür.

3.3.10. Kazımalı Aşınma

Kazıma, korozyonla desteklenen aşınma türleri arasında çok yaygın olan bir aşınma şeklidir. Yük altında birbirine temas eden iki yüzey arasında hafif titreşime bağlı hareket sebebiyle oluşmaktadır. Bu titreşim oksit kalıntıları tarafından çevrelenen yüzeyde oyuklanma yinelenir. İki metal yüzeyi birbirine temas ettiği zaman, yük altında yüzeyde bulunan düzensizlikler sebebiyle yapışma meydana gelir. Yüzeyde oluşan bu yapışma noktalarından koparak kaynaklanmış alanlarda aşınma ürünü kırıntılar yer alır. Bu parçalar çok küçüktür ve oksitlenmek için gerekli ısıya ulaşmış durumdadır. Bu oksit kalıntıları küçük hareketlerin oluşması sebebiyle uzaklaştırılmazlar. Bu parçacıkların abrasiv karakterli olmaları sebebiyle, malzeme oldukça etkili aşınma hızına ulaşmaktadır.

Bu tür aşınma, genellikle gemi ve uzun mesafe giden makinelerde görülür. Küçük abrasiv parçalar aşınmaya neden oldukları zaman başlangıç kademesi hariç lineer bir davranış gösterirler.

3.4. Aşınma Deneyleri ve Ölçüm Yöntemleri

3.4.1. Aşınma Deneyleri

Aşınma araştırmaları, laboratuvar şartlarında ana malzemenin bir modeli ile yapıldığı gibi gerçek işletme şartlarında da yapılabilmektedir. İşletmelerde, ya aşınmaya maruz kalan elemanın üzerinde bizzat belli süre boyunca gözlem yapılmakta veya o şartlarda kullanılabilecek boyut ve özelliğe haiz başka bir malzemelerin aşınması gözlenebilmektedir. İşletme şartlarının devamlı değişkenliği göz önünde tutulursa, bu tür denemelerin tekrarlanabilirliği oldukça zayıf bir ihtimaldir. Dolayısıyla neticelerin mukayesesinde güçlük ortaya çıkmaktadır. Ancak bu tür deneyler, işletme şartlarına benzer şartları laboratuvarda tesis ederek, hangi değişkenlerin aşınmayı nasıl etkilediği tespit edip, bu sonuçların uygulamaya aktarılması sağlanabilir.

Aşınmanın birçok tipi ve makine parçaları için problem olan aşınmada birçok farklı durum olduğu için aşınma test metodlarının birçok tipi vardır. ASTM (American Society for Testing and Materials) ve ASLE (American Society of Lubrication Engineers) tarafından yüz kadar deney sistemi belirtilmiştir. ASTM tarafından standartlaştırılmış bazı aşınma test metodları Tablo 3.3'te verilmiştir (Blau ve Budinski, 1999).

Tablo 3.3 ASTM tarafından geliştirilmiş bazı test metodları (Blau ve Budinski, 1999)

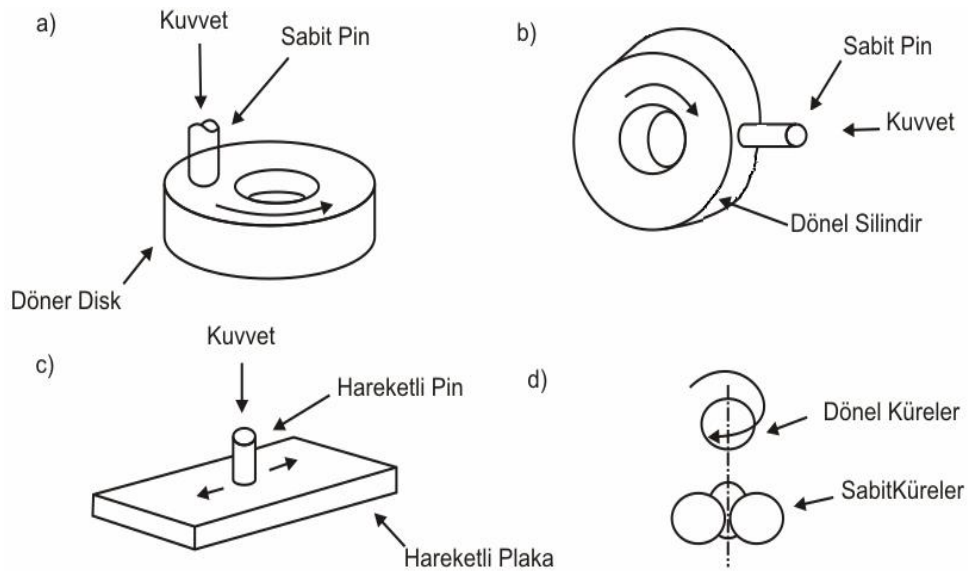
Test kodu	Test tipi
D-4172	Yağlayıcı sıvıların aşınma önleme özelliklerinin testi
D-4170	Yağlayıcı greslerle yıpratma aşınmasının önlenmesi testi
G-32	Titreşimli kavitasyon erozyon testi
G-65	Kuru kumlu plastik tekerlekli abrasyon testi
G-73	Sıvı vuruşlu erozyon testi
G-76	Gaz jeti kullanılarak katı parçacık çarptırılmasıyla meydana getirilen erozyon testi
G-77	Yüksek dirençli malzemeler için blok-on-ring aşınma testi
G-81	Çene ezicili öğütücülerin abrasyon testi
G-99	Pin-on-disk testi
G-105	Islak kumlu plastik tekerlekli abrasyon testi
G-132	Pin abrasyon test metodu
G-133	İleri geri kaymalı aşınma testi

Sürtünme, aşınma ve yağlamanın bir karakterizasyonu veren birkaç teknik vardır. Sürtünme, bir enerji kaybı yöntemidir. Ölçümü oldukça güçtür, bu nedenle uygulanan yükün sürtünme bileşeni, kuvvet sensörleri vasıtasıyla ölçülebilir. Tribolojik davranışların çalışılmasında basit geometrik kavramlar kullanılır. Bunlar şu şekilde sınıflandırılabilirler (Şekil 3.20):

- a) Pin-on-disk testi,
- b) Blok-on-disk testi,
- c) Çok yönlü (unidirectional) test,
- d) Hareketli tabaka üzerinde hareketli pin testi.

Temas eden en az iki malzeme, yüzeyin durumu, uygulanan normal kuvvet, uygulanan basınç, kayma mesafesi, zaman, hız, test sıcaklığı, atmosfer, yağlayıcı ve test sayısı bilgilerini elde edebiliriz. Aşınma veya aşınma direnci, kayma yolu, kuvvet veya basınçla meydana gelen kütleli ya da hacimsel kayıp olarak esas alınır. Aşınmayı karakterize eden test değişkenleri olarak kuvvet veya basınç, yüzey pürüzlülüğü veya sürtünme katsayısı, sıcaklık, kayma hızı, aşınma ortamı (kuru, yağlı, nemli, korozyif, abrasiv) ve temas şekli sayılabilir. Test sonuçları üzerinde son derece etkili olan malzeme ve malzeme çiftinin özellikleri de çok büyük oranda değişken ve test sonuçlarını etkilediği düşünülürse, neden bu kadar çok aşınma test yönteminin olduğu da anlaşılır. Bu nedenle, aşınma test yöntem ve değişkenlerinde bir sınırlama ya da standardizasyona gidilmiştir. Örneğin, aşınma değerinin gösterilişi DIN 50321 de ve aşınma test yöntemi olarak da en çok kullanılan pim-disk mekanizması ASTM G99’da tarif edilmiştir.

Malzeme kaybı olarak tanımlanan aşınmanın ölçümü temas eden parçalardan birinin veya her ikisinin hacim ve ağırlık kaybı esas alınarak yapılır. Aşınma deneylerinde, aşınma ölçüm deney yöntemleri olarak bilinen; ağırlık farkı, kalınlık farkı, iz değişim ve radyo izotop yöntemleri vardır (Korkut, 1997).



Şekil 3.20 Aşınma türlerinin şematik resmi

3.4.1.1. Ağırlık Farkı Yöntemi

Yöntemin ekonomik oluşu, ayrıca ölçümün, aletin duyarlılık durumuyla ilişkisi ve kolaylığı sebebiyle en çok tercih edilen yöntemdir. Ağırlık kaybı ölçümleri 10^{-4} veya 10^{-5} gr hassasiyetindeki teraziler yardımıyla yapılır. Aşınma miktarı gram veya miligram cinsinden ifade edilir. Metre yada kilometre olarak tespit edilen, sürtünme yoluna karşılık gelen ağırlık kaybı miktarı (gr/km), (mg/m) ile ifade edilebilir. Ağırlık kaybı birim alan için hesaplanacaksa (gr/cm²) gibi bir birim kullanılabilir. Ağırlık kaybı hacimsel aşınma miktarı olarak belirtilmek istendiğinde, yine ağırlık kaybından hareketle kullanılan malzemenin yoğunluğu ve deney numunesi üzerine etki eden yükleme ağırlığı hesaba katılmak suretiyle, birim yol ve birim yükleme ağırlığına karşılık gelen hacim kaybından gidilerek bulunabilir (Korkut, 1997). Bu tanımlara göre, en çok kullanılan ağırlık farkı ölçme metodundaki bağıntı şudur;

$$W_a = \Delta m / M \cdot s \cdot \rho \dots\dots\dots(3.12)$$

Burada;

W_a = Aşınma oranı (mm³/N.m),

Δm = Ağırlık kaybı (gr),

M = Yükleme ağırlığı (N),

s = Aşınma yolu (m),

ρ = Yoğunluk (gr/mm³) olarak verilmiştir.

Aşınma oranının (W_a) tersi ise, aşınma direnci (W_r) olarak gösterilir.

$$W_r = 1 / W_a \text{ (N.m/mm}^3\text{)} \dots\dots\dots(3.13)$$

Başka bir bağıntı olarak da, 1 km'lik kayma yoluna karşılık gelen yükseklik kaybı bağıntısı vardır ki, genellikle iki elemanlı abrasiv aşınmanın hesaplanmasında kullanılır;

$$V_s = 10^4 \cdot \Delta m / F \cdot \rho \cdot s \text{ (}\mu\text{m/km)} \dots\dots\dots(3.14)$$

V_s = 1 km aşınma yoluna karşılık gelen yükseklik kaybı (μm)

Δm = Ağırlık kaybı (gr),

F = Aşınma yüzeyi (cm²),

ρ = Yoğunluk (gr/cm³),

s = Kayma yolu (km) olarak alınır.

Deney malzemesi yükseklik kaybının, karşılaştırma malzemesi yükseklik kaybına oranı, aşınma orantısı sayısını (Wg) verir.

$$W_s = V_s(\text{deney numunesi})/V_s \dots\dots\dots(3.15)$$

Bu orantı sayısının ters değeri ise, bağıl aşınma direnci (R) olarak tanımlanır.

$$R = 1/W_s \dots\dots\dots(3.16)$$

Üç elemanlı abrasiv aşınmada ise, genellikle DIN 50320 de verilen boyutsuz aşınma oranı formülü yaygın olarak kullanılır.

3.4.1.2. Kalınlık Farkı Yöntemi

Aşınma sırasında oluşacak boyut değişikliğinin ölçülmesi, başlangıç değeri ile karşılaştırılması yolu ile elde edilir. Kalınlık farkı olarak tespit edilen bu değerlerden gidilerek, hacimsel kayıp değeri ve birim hacimdeki aşınma miktarı hesaplanır. Kalınlık, hassas ölçme aletleri yardımıyla $\pm 1 \mu\text{m}$ duyarlıkta ölçülmelidir.

3.4.1.3. İz Değişimi Yöntemi

Sürtünme yüzeyinde, plastik deformasyon yoluyla geometrisi belirli bir iz oluşturulur. Deney boyunca, bu izin karakteristik bir boyutunun (çapının) değişimi ölçülür. Uygulamalarda iz bırakıcı olarak en çok kullanılan alet; Vickers veya Brinell sertlik ölçme ucudur. Elmas piramit veya bilyenin bıraktığı iz boyutlarındaki değişim, mikroskop yardımıyla ölçülerek belirlenir.

3.4.1.4. Radyo İzotop Yöntemi

Sürtünme yüzey bölgesinin proton, nötron veya yüklü a parçacıklarıyla bombardıman edilerek radyoaktif hale getirilmesi esasına dayanır. Aşınmanın büyük hassasiyetle ölçülebilmesi ve sistem içerisinde çalışma şartlarını değiştirmeden ölçü alınabilmesi, avantajlı

yönleridir. Fakat ekonomik olmaması nedeniyle, ancak özel amaçlarda kullanılır. Özel problemlerin çözümü dışında, yaygın olarak kullanılan bir yöntem değildir.

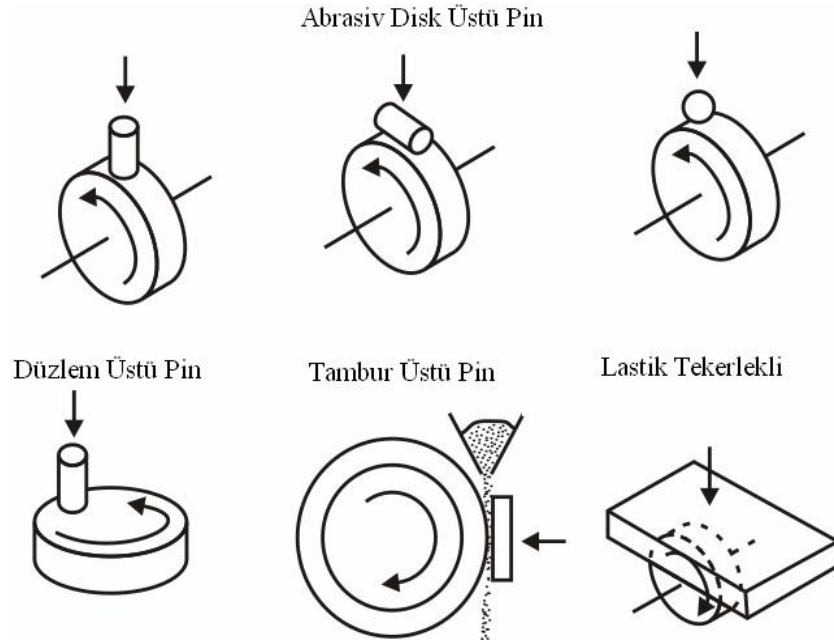
3.4.2. Abrasiv Aşınma İçin Deney Yöntemleri

Abrasiv aşınma için birçok deney yöntem ve ortamları vardır. Abrasiv aşınma için kullanılan en yaygın laboratuvar test yöntemleri şu iki esasa göre yapılır:

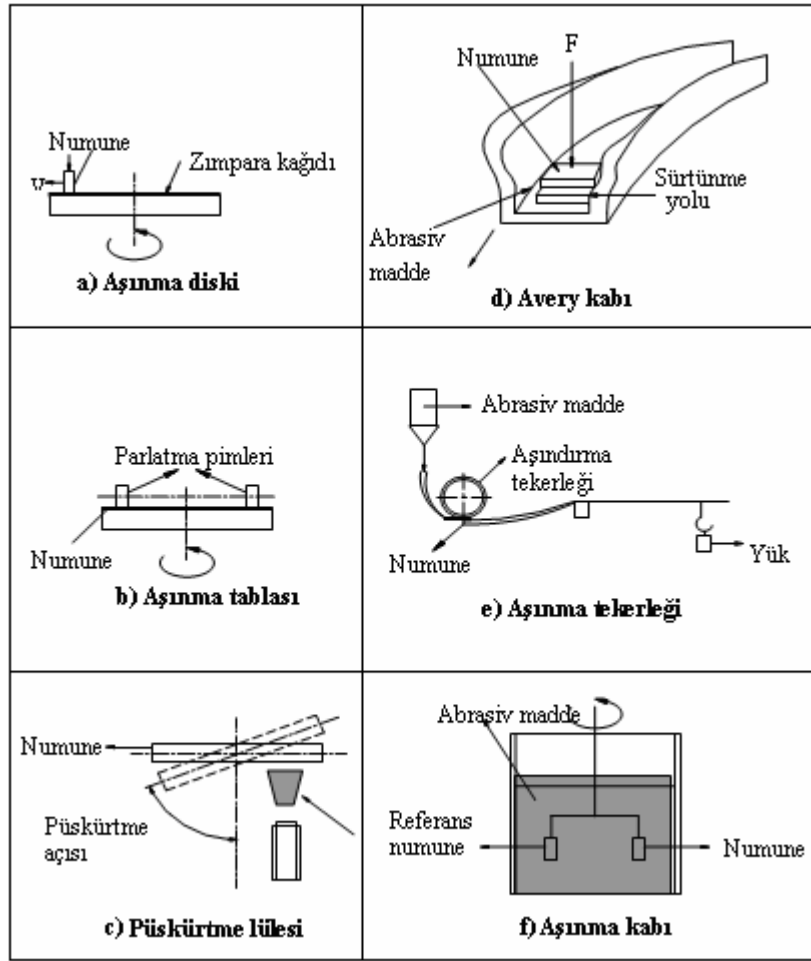
Bunlardan birincisi; sabitleştirilmiş bir abrasiv malzeme üzerinde pim şeklinde hazırlanmış numunenin kayması.

İkincisi ise; dönen bir tekerlek ve ona temas halinde kayan düz bir numune arasına serbest abrasiv partiküllerinin sürekli olarak dökülmesidir.

Abrasiv aşınma testlerinde genellikle karşı malzeme olarak standart grit ölçülerine zımpara kağıtları kullanılmaktadır (İpek ve Karamış, 1999). Abrasiv malzemelerde aşınma oranı numunenin aynı iz üzerinden geçmesinin tekrarı ile azalır. Bu olayların miktarı ve önemi, numunenin malzemesi, yük, kayma hızı, atmosfer ve diğer faktörlerle değişir. Şekil 3.21’de durumların her birinde pin üzerine sabit bir yük uygulanır. Testten önce ve sonra pin tartılarak aşınma miktarı ölçülür. Katı, sıvı ve gaz halindeki maddelerin etkisi altında yalnız karşı malzemenin aşınma değerinin ölçüldüğü test metotları Şekil 3.22’de verilmiştir (Yılmaz, 1997).



Şekil 3.21 Abrasiv aşınma türlerinin şematik resmi



Şekil 3.22 Abrasiv aşınma deneylerinde kullanılan yöntemler (Yılmaz, 1997)

4. KAPLAMALAR VE YÜZEY İŞLEMLERİ

4.1. Kaplamanın Tanımı ve Yapısı

Kaplama; malzemelerin yüzey özelliklerini geliştirme işlemidir. İmal edilen bir iş parçasının dış yüzeyinin, görülen ve beklenen her türlü koşullara dayanıklı özelliklerin geliştirilmesi önemlidir. Kısaca kaplamanın tanımını; malzemelerin dış yüzeylerinin olumsuz etkilerini ve etkileşimlerini ortadan kaldırmak ve aşınmaya dayanıklı hale getirmek için bilinçli ve kontrollü olarak malzemelerin dış yüzeyindeki fiziksel ve kimyasal değişim olarak adlandırılabilir. Kaplama, malzemelere çeşitli üstün özellikler sağlar. Bu özellikler; mukavemet, sertlik, aşınma ve korozyona karşı direnç gibi mühendislik özelliklerinin yanı sıra; güzel görünüm gibi dekoratif amaçlı kaplamalar da olabilir.

Kaplamanın yapısı; kaplama yapım şekline göre farklılık gösterirler. Günümüzde en çok metalik kaplamalar koruma amaçlı ve ergitme ya da difüzyon esaslı kaplamalar kullanılmaktadır. Yapılacak kaplamanın amacı, uygulanan malzemenin cinsi, kaplama kalınlığının ölçüsü, uygulanan yöntemin maliyeti ve uygulanış kolaylıkları gibi birçok sebep kaplama yapısının farklılığını ortaya koymaktadır. Bu amaç çerçevesinde kaplamaları ana hatlarıyla ayrıntılı olarak inceleyecektir.

4.1.1. Kaplama Türleri

Kaplama türlerini ana hatlarıyla aşağıdaki şekilde gösterilebilir. Daha geniş ve detaylı bilgi Şekil 4.1’de gösterilmiştir.

A.Malzeme çeşidine göre kaplamalar;

1.Metalik olan kaplamalar,

2.Metalik olmayan kaplamalar.

B.Uygulama alanına göre kaplamalar;

1.Koruyucu kaplamalar,

2.Dekoratif kaplamalar.

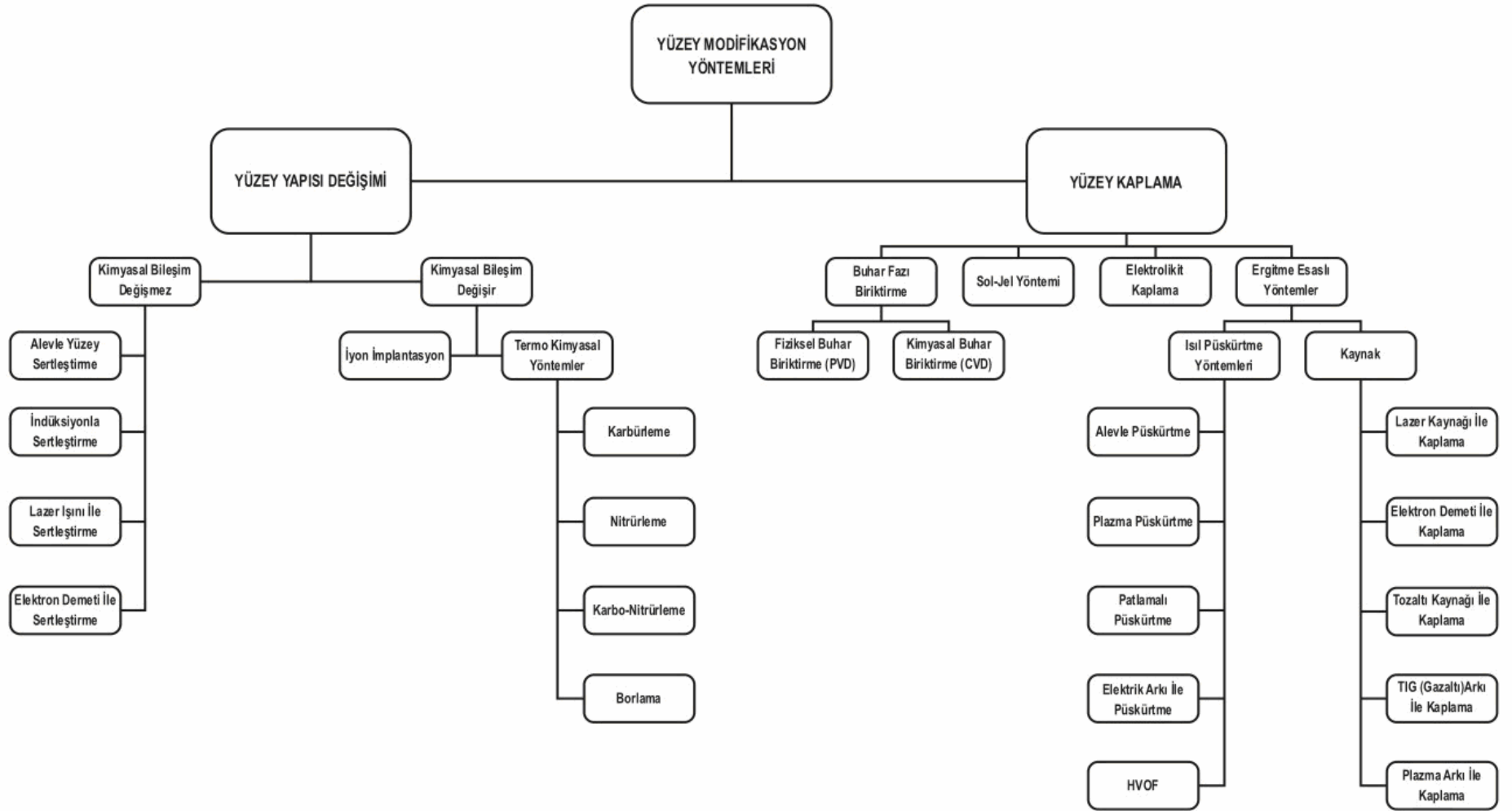
C.Üretim yöntemlerine göre kaplamalar;

1.Plazma esaslı kaplamalar,

2.İyon ışını esaslı kaplamalar,

3.Elektron ışını esaslı kaplamalar,

- 4.Sprey esaslı kaplamalar,
- 5.Sürtünme esaslı kaplamalar,
- 6.İndüksiyon esaslı kaplamalar,
- 7.Difüzyon esaslı kaplamalar;
 - a)Karbürleme,
 - b)Nitrürleme,
 - c)Karbonitrürleme,
 - d)Kromlama,
 - e)Borlama.
- 8.Ark esaslı kaplamalar;
 - a)Gaz tungsten ark kaynağı,
 - b)Gaz metal ark kaynağı,
 - c)Plazma ark kaynağı,
 - d)Tozaltı ark kaynağı,
 - e)Elektrocuruf kaynağı.



Şekil 4.1 Yüzey modifikasyon yöntemlerinin sınıflandırılması (Ulutan, 2007)

4.1.1.1. Malzemeye Göre Kaplamanın Sınıflandırılması

Yüzey kaplamaları malzeme cinsine göre gruplandırılırsa;

1. Metal olan kaplamalar,
2. Metal olmayan kaplamalar,

olmak üzere iki gruba ayrılabilir.

4.1.1.1.1. Metalik Kaplamalar

Metal kaplamalar sıcak daldırma, elektro kaplama, difüzyon ve mekanik kaplama gibi yöntemlerle yapılır. Pratikte korozyona karşı en çok çinko ya da alüminyum kaplama kullanılır. Sıvı metale daldırma yöntemi, esas olarak çeliğin çinko, kalay, kadmiyum, alüminyum veya kurşun ile kaplanması için uygulanır ve bu yöntemin çok geniş uygulama alanları vardır.

Galvanizasyon olarak bilinen çinko kaplama, daha çok çelik malzemelere uygulanır. Atmosfere açık ortamda kullanılan çatı malzemeleri, levhalar, tel ve tel ürünleri, çelik sacdan üretilen malzemeler, borular, buhar kazanları ve yapı çelikleri genelde çinko kaplanır. Çeliğin ısıya ve korozyona karşı dayanımını artırmak için de alüminyum kaplama kullanılır. Çinko kaplama yerine bazen kadmiyum kaplama kullanılır, ancak bu kaplama atmosfere açık ortamlarda çinko kaplama kadar iyi sonuç vermez. Bazı makine parçalarının veya çeşitli aletlerin korozyon ve aşınma dirençlerini artırmak ve görünümünü iyileştirmek için krom kaplama yapılır. Krom kaplama daha çok otomobil parçalarına, su tesisatlarına, metal eşyalara ve çeşitli aletlere uygulanır. Nikel kaplamalar esas olarak krom, gümüş, altın ve rodyum kaplamaların altında bir tabaka olarak kullanılır. Nikel korozyona karşı dayanıklıdır, ancak atmosferden etkilenerek matlaşır. Bakır kaplama, özellikle çinko esaslı dökümlerde, nikel ve krom kaplamaların altında kullanılır.

4.1.1.1.2. Metalik Olmayan Kaplamalar

Boya ve organik maddeler içeren metal olmayan diğer kaplamalar, esas olarak parça yüzeylerinin korunması ve görünümlerinin iyileştirilmesi için kullanılır. Boya, malzeme yüzeyinde koruyucu bir film oluşturur ve bu film çatlamadığı veya soyulmadığı sürece metal malzemeyi korozyondan korur. Metal malzemelerin içerisinde bulundukları ortamla reaksiyona

girmeleri sonucunda da yüzeylerinde toz veya oksit filmi oluşur. Bu tür filmler de koruyucu kaplama görevi yaparlar.

4.1.1.2. Uygulama Alanına Göre Kaplamanın Sınıflandırılması

Yüzey modifikasyonunun uygulama alanlarının amaçları sorgulandığında ana hatlarıyla iki grupta toplayabiliriz. Malzemelerin özellikle metallerin dış ortamda bulunması ve bu ortamların metal yüzeyine olumsuz etkileri sonucu malzemelerin birçok özelliğinde değişiklikler oluşmaktadır. Malzemelerdeki bu değişim istenilmeyen özellikleri kapsamaktadır. Bu nedenle olumsuz etkilerden malzemeyi korumak için yüzeyine kaplama işlemi uygulanır. Kaplanan malzeme çevrenin olumsuz ve dış etkilerinden korunurken de dekoratif ve estetik görünümde amaçlanır. Metallerin uygulama alanlarına göre kaplamaları iki grupta incelenir:

- 1.Koruyucu kaplamalar,
- 2.Dekoratif kaplamalar.

Bunlardan birincisi koruyucu olarak yapılan kaplamalar, ikincisi de dekoratif amaçla uygulanan kaplamalardır.

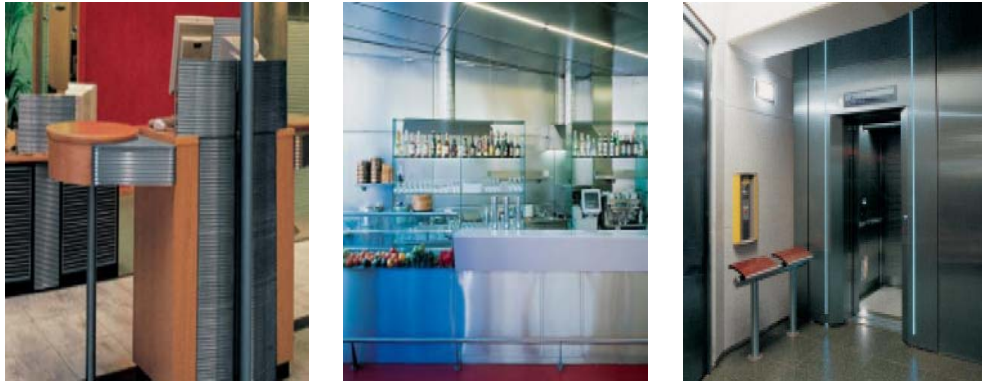
4.1.1.2.1. Koruyucu Kaplamalar

Metallerin hemen hemen hepsi doğada bileşik halinde bulunurlar. Üretilen metal ve alaşımların ise tekrar kararlı durumları olan bileşik haline dönme eğilimleri yüksektir. Bu nedenle, metaller içinde bulundukları ortamın elemanları ile reaksiyona girerek önce iyonik duruma, sonra da ortamdaki başka elementlerle birleşerek bileşik haline dönmeye çalışırlar. Böylece, kimyasal değişime veya bozunuma uğrarlar.

Sonuçta, metallerin fiziksel, kimyasal, mekanik ve elektriksel özelliklerinde istenmeyen bazı değişiklikler meydana gelir ve bu değişiklikler zarara yol açar. Bu zararlardan biri de korozyondan dolayı ortaya çıkan zarardır. Metallerin bozunumları sadece korozyonla alakalı değildir. Ayrıca çalışma şartları ve kullanım yerlerine göre de malzemeler belli bir süre sonra özelliklerini ve görevlerini kaybederler. Malzemelerin aşınma dirençlerinin, darbe dayanımlarının ve mekanik özelliklerinin artırılması ya da iyileştirilmesi için de malzemelerde yüzeylerinde iyileştirme yapılır. Kaplanan malzeme kaplama öncesi özelliklerini kaybetmeden görevini daha da uzatır.

4.1.1.2.2. Dekoratif Kaplamalar

Koruma amaçlı kaplamalar yapılırken kullanılacak malzemenin işlevi bozulmadan ihtiyaca cevap verecek şekilde estetik görünüş ön planda tutulur. Dekoratif amaçlı kaplamaların ana teması estetik görünümdür. Yapılan bu kaplamaların estetik görünümünün yanı sıra koruyucu vazifesi de ihmal edilemez. Metallerin dekoratif amaçlı kaplamaları özellikle paslanmaz çelik konstrüksiyonlarda geniş yer bulmaktadır. Paslanmaz çelikte bulunan kromun atmosferdeki oksijenle reaksiyona girmesi sonucu yüzeyde krom oksit (Cr_2O_3) tabakası oluşur. Bu tabaka paslanmaz çeliği dış ortamlardan koruduğu gibi aşınma direncini artırmak için ek bir maliyete gerek kalmaz. Ancak yüzey hasar gördüğünde bile dış ortamdaki oksijenin varlığı nedeniyle bu film tabakası zamana bağlı olarak kendini yeniler ve görevini sürdürür. Ayrıca bu koruyucu tabakalar kalıcı metalik renkler sağlamak üzere kimyasal işlemle değiştirilebilir. Dekoratif kaplamalara bazı örnekler ise Şekil 4.2’de gösterilmektedir.



Şekil 4.2 Dekoratif kaplama örnekleri

4.2. Üretim Yöntemlerine Göre Kaplamalar

Kaplamalar, üretimlerinde kullanılan yöntemlere göre sınıflandırılabilir. Bu yöntemlerin tamamında ergitmeye dayalı sistemler vardır. Ergitme için de ısıya ihtiyaç duyulur. Bu ısı yönetime adını veren sistemler tarafından üretilir. Kullanılan sistemlerin esasına göre kaplama grupları aşağıdaki şekilde sınıflandırılabilir;

- Plazma esaslı kaplamalar,
- İyon ışını esaslı kaplamalar,
- Elektron ışını esaslı kaplamalar,
- Sprey esaslı kaplamalar,

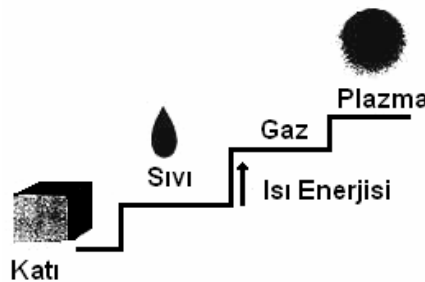
- Sürtünme esaslı kaplamalar,
- İndüksiyonla esaslı kaplamalar,
- Difüzyon esaslı kaplamalar,
- Ark esaslı kaplamalar.

4.2.1. Plazma Esaslı Termal Yöntemler

Plazma esaslı termal yöntemlerde, plazma vasıtasıyla oluşturulan ısıyla çalışma ve bu ısıdan yararlanma söz konusudur. Plazmanın maddenin dördüncü hali ve iletken olarak yüksek sıcaklıklar üretmesiyle bu durumdan faydalanma düşüncesi doğmaktadır. Bu durumda bir ısı kaynağı olan plazma özellikle metallerin ergitilmesi, kaplanması, kesilmesi ve kaynak edilmesi gibi birçok üretim tekniklerinde önemli yer tutmaktadır.

Plazma, bir ark içinden geçen yüksek sıcaklığa ve elektrik iletkenliğine sahip gaz sütununun fiziksel tanımlamasıdır. Ancak her madde gaz fazında bulunduğu zaman türüne, özelliğine ve doğasına bağlı olarak değişen bir sıcaklığa kadar ısıtılınca, moleküllerindeki hareketlenme nedeni ile atomlar dış kabuk elektronlarını yitirerek pozitif yüklü iyonlar haline dönüşürler. Sıcaklık yükseldikçe, iyonlaşma derecesi yani iyonlaşmış atomların toplam sayıya yüzde oranı artar, sıcaklık yaklaşık olarak 10000-30000 °C arasında, maddeye bağlı olarak değişen bir eşik değerden sonra ortamda yalnız pozitif yüklü iyonlar ve negatif yüklü serbest elektronlardan oluşmuş bir karışım bulunur. Elektriksel açıdan nötr ve yüklü parçacıklardan oluşması nedeni ile iletken olan bu karışıma plazma adı verilir.

Plazmalar çok yüksek veya düşük ısılarda elektromanyetik alanlarda üretilirler. Plazma reaktif iyon, elektron ve serbest radikallerin bulutlarından oluşur. Evrende güneş, yıldızlar, kozmik ışınlar, yıldırım ve elektrik boşalmalarında görülen bu hal, özellikleri bakımından maddenin katı, sıvı ve gaz olarak bilinen üç halinin dışında kaldığından, maddenin sıcaklık ölçeğinde dördüncü hali olarak tanımlanır (Şekil 4.3).



Şekil 4.3 Maddenin dördüncü hali plazma

Plazma transferli ark kaplamalarıyla plazma sprej kaplamaları bir biriyle kıyaslandığında; sprej kaplama işlemi esnasında kaplamanın çatlamasına veya ana malzemeden ayrılmasına yol açan basma ve çekme iç gerilmeleri meydana gelmektedir. Bu iç gerilmelere; sprej malzemesinin üniform olmayan dağılımı, kaplama ile ana malzeme arasındaki termal genişleme farklılığı, ana malzemenin üniform olmayan bir şekilde ısıtılmasıyla, yine ana malzemenin şekil ve boyut özellikleri neden olmaktadır. Ara tabaka uygulaması ve sprej esnasında ana malzemenin ön ısıtılması veya soğutulması ile bu iç gerilmeler azaltılabilir. Plazma transferli ark kaplamalarında bu durum pek söz konusu değildir çünkü olay tamamen kimyasal bir reaksiyon olduğu için kaplama mukavemeti daha iyidir. Plazma sprej kaplamalarda kaplamanın mukavemetini etkileyen temel parametre kaplama kalınlığıdır. Artan kaplama kalınlığı, iç gerilmeleri artıracığından, kaplamanın ana malzemeden ayrılmasını kolaylaştırmakta, yani mukavemeti düşürmektedir. Ayrıca, kaplamanın elastisite modülündeki artışlar ile yüksek gözeneklilik ve oksit içerikleri, mukavemeti olumsuz yönde etkileyen diğer parametrelerdir.

4.2.1.1. Plazmayla Yüzey Sertleştirme

Plazmayla yapılan yüzey sertlik işlemlerini plazma ark transferli kaplamalar, plazma sprej kaplamalar ve plazma ile ısıtma konu başlıklarıyla incelenmiştir.

Sertlik, plazma sprej kaplamaların diğer önemli bir özelliğidir ve kullanılan kaplama tozuna bağlı olarak 200-1500 HV arasında değişir. Kaplama tabakalarının sertliği; gözenekliliğe, tabakanın heterojen yapısına ve uygulanan yük değerine bağlıdır. Ancak plazma ark ile yapılan kaplamalarda yüksek sıcaklıklarda ergime ve kaplama tabakasıyla ana metalin yeniden bir alaşım oluşturması nedeniyle sertlik daha düşüktür. Plazma sprej kaplamaların termal genişleme katsayıları arasındaki fark ne kadar küçükse, kaplama-ana malzeme uyumu o derece iyi olmaktadır. Kaplama ana malzeme sistemi düşünüldüğünde, termal genişleme davranışı açısından iki durum söz konusu olabilir. λ termal genişleme katsayısını gösterdiğine göre;

- $(\lambda)_{\text{kaplama}} > (\lambda)_{\text{ana malzeme}}$
- $(\lambda)_{\text{kaplama}} < (\lambda)_{\text{ana malzeme}}$

İlk durumda, kaplama-ana malzemeye oranla daha fazla genişleyeceğinden, çekme yükleri altında kalacak ve eğilecektir. Bu ise kaplamada çatlak oluşumuna neden olur. Diğer durumda, ana malzemenin termal genişleme katsayısının daha büyük olması nedeniyle, ana malzemeye termal olarak uyum sağlayamayan seramik kaplama kırılacaktır.

Kaplamaların kullanım potansiyelini azaltan bu tip termal uyumsuzluklar, ara tabaka uygulanması veya çok katmanlı kaplamalar oluşturulmasıyla giderilebilir.

Plazma transferli ark kaplamalarında malzemeler ergidiği için ana malzeme ile kaplama tabakası oluşturulacak metalin ergime sıcaklığı yaklaşık aynı ya da ana metalden daha düşük olmalıdır. Aksi durumda plazma arkı yüksek sıcaklıklarda ana metali ergitirken kaplanacak malzemeyi ergetemez ya da kısmen ergitir. Bu durumda iyi difüzyon gerçekleşmeyeceğinden kaplama tabakası tam manasıyla oluşamayacaktır.

Plazma sistemi ile ısıtma işlemi uygulanması gerçekleştirilebilir ve plazmanın yüksek sıcaklıklarda kontrollü olarak metalin ısıtılması ile sertleştirme yapılabilir. Ancak burada sıcaklık, kontrolü bir fırın kadar etki altına alınamadığından sadece ısıtma işleminde kullanılır.

4.2.1.2. Plazma Nitrürleme ve Plazma Karbürleme

Plazma nitrürleme yöntemi, bir elektrik boşaltma teknolojisi kullanılarak azotun malzeme yüzeyine yayındırılması işlemidir. Plazma nitrürleme, malzeme yüzeyine iyonize edilmiş azotu yaymak için aktif ve reaktif plazma hali oluşturma işlemi olarak da tarif edilmektedir (Artem, 2001).

İşlem, teorik açıdan elektriksel olarak iletken malzeme yüzeyine N arayer atomu yayındırılır ve N₂, H₂, Ar ve NH₃ gaz ortamında, 400-750 °C arasında gerçekleştirilebilir (Audy ve diğ., 1995). Yüzeyi sertleştirilecek malzemenin Cr, Al, V, Mo ve Ti gibi alaşım elementlerini içermesi yüzey sertliğini daha da artıracaktır.

Plazma ile nitrürasyon işlemi sırasında malzemenin yüzeyinde sert bir nitrür tabakası oluşur. Bu yapı genellikle difüzyon tabakası ile bileşik tabakayı içerir (Artem, 2001).

Yüzey sertliği ve sertleşme derinliği; işlem zamanına, sıcaklığa, gaz karışımına ve demir esaslı malzemenin alaşım içeriğine bağlıdır.

Plazma karbürleme işlemi, plazmayla nitrürleme işlemine benzer özellikler taşımaktadır. Ancak kullanılan gazın cinsi ve gerilim değerleri farklıdır. Plazmayla karbürleme işleminde doğru akım kullanılmaktadır. Gaz basıncı $1,33 \cdot 10^{-3}$ - $26,60 \cdot 10^{-3}$ bar arasında olup, anot ve katot arasına genellikle 1000 V'luk bir gerilim uygulanarak plazma oluşturulur. Karbürleme gazı ise, genellikle bir hidrokarbondur. Plazma karbürleme; işlem süresinin kısa olması, çarpılmanın az olması ve yapının iyi kontrol edilebilmesi gibi avantajlarından dolayı endüstride çok geniş uygulama alanı bulmaktadır (Edenhofer ve diğ., 2001).

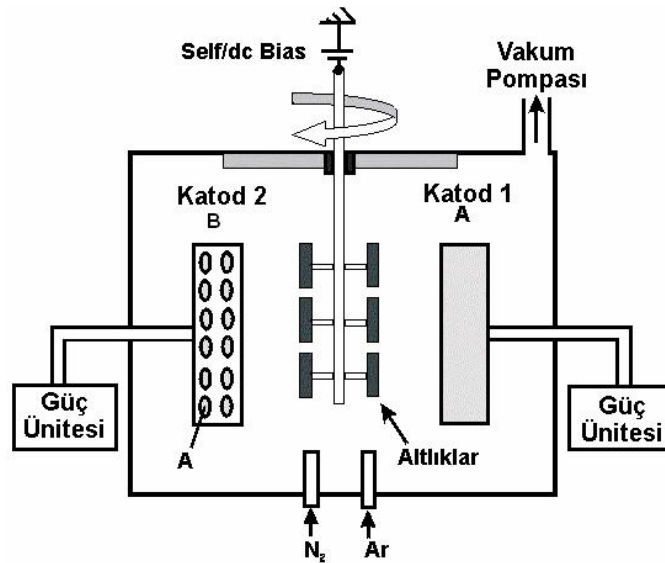
4.2.1.3. Plazma Destekli Buhar Depolama Teknikleri

Buhar fazı yöntemlerinde; malzemelerin yüzeylerinde sert kaplamalar elde etmek için, çeşitli yöntemlerle elde edilen kaplama malzemesi buharları iş parçası yüzeyinde biriktirilir. Buhar fazı yöntemleri fiziksel buhar biriktirme (PVD) ve kimyasal buhar biriktirme (CVD) olup, bu iki temel yöntemin çeşitli varyasyonları mevcuttur. Buhar fazından biriktirme işlemi üç kademede gerçekleşir (Türküz ve Tokmanoğlu, 1998):

- a) Kaplanacak malzemelerin sentezi;
 - Kaplanacak malzemenin sıvı veya katı fazdan buhar fazına geçirilmesi.
 - Bileşiklerin kaplanmasında buhar fazındaki kaplanacak malzemeye ek olarak ortama verilen reaktif gaz ve ikisi arasındaki reaksiyonun gelişmesi.
- b) Buhar fazının kaplama kaynağından kaplanacak parça yüzeyine taşınması.
- c) Buhar fazının yüzeyde yoğunlaşması; film çekirdeklerinin oluşumu ve gelişimi

4.2.1.3.1. Plazma Destekli Fiziksel Buhar Depolama (PVD) Yöntemi

Günümüzde endüstrinin ihtiyaç duyduğu takım veya kalıp malzemeleri haddeme şeklinde üretilip, endüstride kullanım esnasında aşınmaması istenen malzemelerde kullanım ömrünü artırmak için PVD (Physical-Vapour-Deposition) tekniği ile kaplama yapılmaktadır (Tokmanoğlu, 1992). Şekil 4.4'te PVD kaplamanın şematik şekli gösterilmektedir (Ustel, 2006).



Şekil 4.4 PVD kaplama yönteminin şematik resmi (Ustel, 2006)

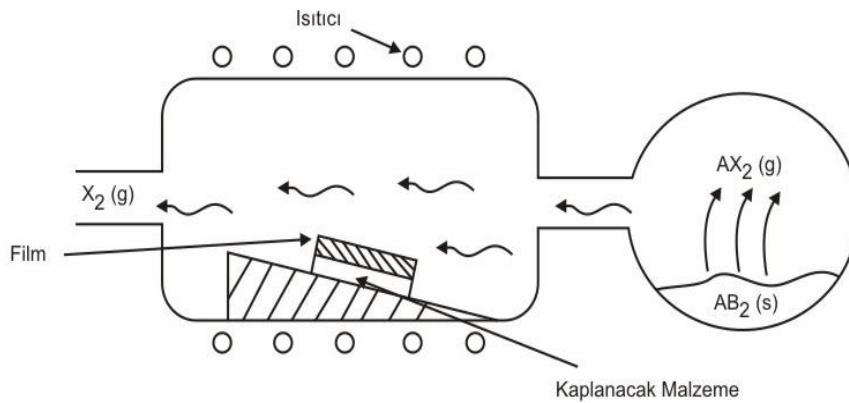
Bu tür kaplamaların avantajları şöyle sıralanabilir (Eryılmaz, 1993);

- Kaplama malzeme dayanıklılığından ve sertliğinden hiç bir şey kaybetmeksizin çok yüksek yüzey sertliklerine ulaşır (3000-4000 HV yaklaşık 85-90 HRC) ve aşınma mukavemeti oldukça artar.
- Kaplama ana malzemeye nüfuz ettiği için mükemmel tutunur ve ince film özelliklerinden dolayı ısı genleşme ve darbe ile ana metalden ayrılmaz.
- Kaplamanın ısı geçirgenliği düşük olduğu için yüksek hızlara çıkılabilir. Bu sebeple iş parçasının yüzeyi düzgündür.
- Kesme ucunda sürtünme katsayıları düşer, kayganlık özellikleri yükselir ve kesme anında uç birikintileri oluşmaz.
- Kaplama kalınlıkları 2-15 μm arasında olduğu için kaplanan parçaların toleransları değişmez. Kaplama sonrası ilave bir işlem gerektirmeden takım kullanılabilir.

4.2.1.3.2. Plazma Destekli Kimyasal Buhar Depolama (CVD) Yöntemi

Kimyasal buhar depolama (CVD) yöntemi (Chemical-Vapour-Deposition), gaz şeklindeki kimyasal bağlantının, katı şeklinde reaksiyon ürünü olarak çöktürülmesi ya da bir başka madde üzerinde ayrıştırılması işlemidir (Holmberg ve diğ., 1998).

Geleneksel CVD metodu, kimyasal reaksiyonlarla ısı enerjisi oluşturulan ısı hareketli CVD (TACVD) yöntemidir. CVD reaksiyonları farklı enerji kaynakları kullanılarak başlatılabilir. Kimyasal reaksiyonları harekete geçirmek için kullanılan enerji kaynaklarına göre plazma ve ışın kullanılan foto-destekli CVD (PACVD) ve plazma ile kuvvetlendirilmiş CVD (PECVD) yöntemleri gibi çeşitli kimyasal buhar depolama metotları vardır (Choy, 2003). Şekil 4.5'te CVD sistemi şematik olarak görülmektedir.



Şekil 4.5 CVD sisteminin şematik görünümü (Choy, 2003)

CVD yöntemiyle tek kristalli, çok kristalli veya karmaşık yapılar elde edilebilir. Kimyasal ve fiziksel şartlar, reaksiyonlar sırasında oluşturulacak kaplamanın yapısına tesir ettiğinden, işlem kontrolü gerekmemektedir. Reaksiyonlarda reaktif gazın koruyucu hidrojen gazı da kullanılmaktadır. Hidrojen, gaz dengesini sağlayarak kaplama tabakasıyla ana metal arasındaki bağlanmanın iyi ve sürekli olmasını sağlar. Kimyasal buhar depolamanın (CVD) en büyük dezavantajı ise, işlem sıcaklığının yüksek olmasıyla (1000 °C) ana malzemede deformasyon gözlemlendiği için çelik takımların birçoğu bu metodun dışında bırakılmıştır. Fiziksel buhar depolama (PVD) işlemi 350-500 °C arasında aynı özellik ve kalınlıktaki kaplamalarda başarılı olduğundan CVD'nin (chemical-vapour-deposition) dezavantajı, PVD'nin (physical-vapour-deposition) gelişmesine yardımcı olmuştur.

4.2.1.4. Plazma Kaynak Yöntemi

Plazma ark kaynağı, karbonlu çelikler, paslanmaz çelikler, alüminyum alaşımları ve bakır alaşımlarının kaynağında kullanılır. Plazma kaynağında akım şiddetine göre ayarlanan üç akım konumu kullanılır. Bunlar;

Mikroplazma: Mikroplazma arkı, çok düşük kaynak akımlarında 0,1-15 A arasındaki çalışmalarda oluşur. Ark sütunu ancak 20 mm'ye kadar olan ark uzunluğunda kararlıdır. Mikroplazma, 0,1 mm'ye kadar olan malzemelerin kaynağında kullanılır.

Orta akım: Mikroplazma arkından daha yüksek olan akım değerlerinde, yani 15-200 A'lık akım aralığında plazma arkının gerçekleştirildiği konumdur. Bu plazma konumu TIG kaynağıyla benzerlik gösterir, fakat plazma kaynağında ark daraltılmıştır. Plazma gazı akış hızıyla kaynak havuzunun nüfuziyeti artırılabilir.

Anahtardeliği plazma: Plazma arkındaki akım değeri, 100 A üzerindeki çalışmaları kapsar. Artan kaynak akımı ve plazma gaz akışıyla, bir malzemede tam nüfuziyet elde etmek için, lazer ve elektron-ışın kaynağında olduğu gibi çok güçlü bir plazma ışıını meydana getirilir. Kaynak esnasında ergiyen metal malzemenin kesiti boyunca anahtar deliği şeklinde bir boşluk oluşturarak ilerler.

4.2.2. İyon İmplantasyonu

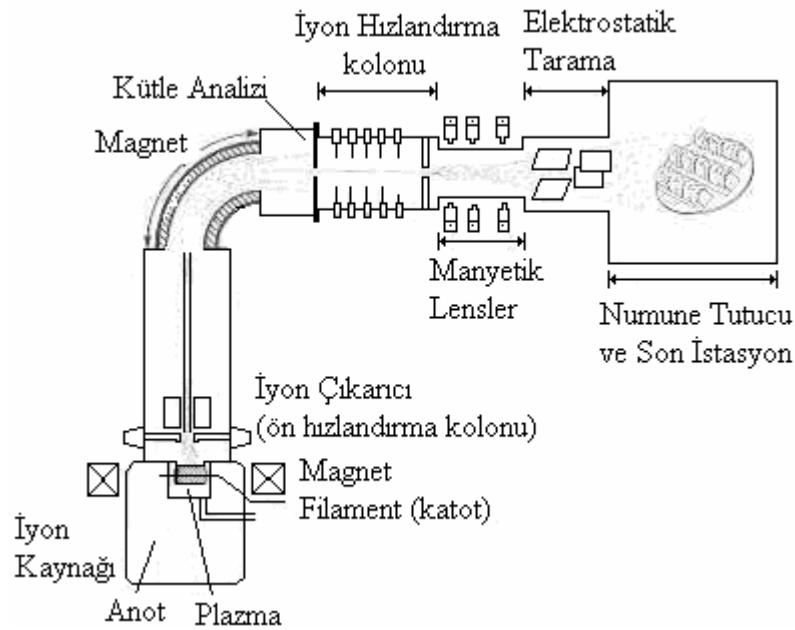
Vakum altında iyonlarla işlem gören yüzeylerde, iyon kaplama ve iyon implantasyonu gibi yöntemlerle büyük değişiklikler gerçekleştirilebilmektedir. İyon implantasyonu, 0,01-1 mm

arasında değişen derinliklerde yabancı atomların girişiyle yeni bir yüzey tabakası oluşturan dengersiz bir işlemdir..

İyon implantasyonunun gerçekleştirilmesi için, ilk olarak implante edilecek (katot) elementin atomlarından elektronların uzaklaştırılmasıyla iyonlar üretilir. Bu pozitif yüklü iyonlar bir yüksek elektrik alan potansiyelinde hızlandırılırlar. Genelde, ışını odaklamak ve yönlendirmek üzere manyetik alan uygulanır. Işın, hedef malzemede istenen implantasyon yoğunluğuna ulaşılan kadar uygulanır. Yüzey özellikleri, implante edilen iyonların ve iyon enerjilerinin kontrolüyle geniş bir aralıkta değiştirilebilir (Akbaş, 2000).

Şekil 4.6'da iyon implantasyonu donanımı şu ana parçalardan oluşmaktadır (Akbaş ve Saklakoğlu, 2001). Bunlar;

- Katıları, sıvıları ya da gazları iyonize eden iyon kaynakları,
- İyonları yüksek kinetik enerjili hale getiren hızlandırıcı sistem,
- İyonları kütlelerine göre ayıran analiz sistemi (kütle ayırıcı),
- İşlenecek yüzeye iyonları homojen şekilde dağıtan tarama sistemi.



Şekil 4.6 İyon ışını donanımları (Akbaş ve Saklakoğlu, 2001)

İyon implantasyonu, bir iyon kaynağı, gaz kolu ve ana malzemeden oluşmaktadır. İyon implantasyon işlemi için azot gazının iyonize edilmesi ve bu iyonların tipik olarak 100 keV'luk voltaj düşümü ile hızlandırılmaları ve yüksek hızlı bu iyonların vakum altındaki hedef olan malzemeye yönlendirilmesiyle gerçekleştirilen bir sistemdir. İyonlar yüzey içine yayınarak yüzeye yakın bölgenin yapı ve bileşimini değiştirirler (Pessin ve diğ., 2000).

İyon implantasyonu yöntemiyle yapılan kaplamada yüzey alaşımı oluşur ve özellikle iyon kaplama teknikleri ile arasındaki en önemli fark ise diğer kaplamadaki gibi arayüzey yoktur. Difüzyon bölgesinin kalınlığı (100 keV enerjisinde) 100 Å'dan azdır. İyon kaplamada ise daha yüksek değerdeki kalınlıklar söz konusudur ve kaplama bileşimi kaplama yapılan yüzeyin bileşiminden tamamen bağımsızdır. Ayrıca, kaplama yüzeyinde oluşan partiküllerin ancak % 10'dan daha az bir kısmı iyonize olur (Tur, 1993).

4.2.2.1. Plazma Destekli İyon İmplantasyonu

Plazma destekli iyon implantasyonu yöntemi, plazma nitrürlemedeki gibi bir elektrik boşaltma (glow discharge) teknolojisi kullanılarak azotun malzeme yüzeyine yayındırılma işlemi veya bir başka deyişle, malzeme yüzeyine iyonize edilmiş azotu yaymak için aktif ve reaktif plazma hali oluşturma işlemidir. İşlem, teorik açıdan elektriksel olarak iletken malzeme yüzeyine N arayer atomu yayındırılır ve N₂, H₂, Ar ve NH₃ gaz ortamında, 400-750 °C arasında gerçekleştirilebilir (Audy ve diğ., 1995). Yüzeyi sertleştirilecek malzemenin Cr, Al, V, Mo ve Ti gibi alaşım elementlerini içermesi yüzey sertliğini daha da artıracaktır.

Plazma destekli iyon işlemi sırasında malzemenin yüzeyinde sert bir nitrür tabakası oluşur. Bu yapı genellikle difüzyon tabakası ile bileşik tabakayı içerir (Artem, 2001). Yüzey sertliği ve sertleşme derinliği; işlem zamanına, sıcaklığa, gaz karışımına ve demir esaslı malzemenin alaşımı içeriğine bağlıdır. Günümüzde askeri amaçlı olarak kullanılan plazma destekli iyon işlemi, özellikle motor pistonlarında, krank millerinde, vanalarda, kam milinde, dişlilerde, matkap, zımba gibi kesici takımlarda, derin çekilebilen malzemelerde, dönme ve eğilmeye maruz kalan tüm makine parçalarında kullanılmaktadır (Edenhofer ve diğ., 2001).

4.2.3. Elektron Işını Yöntemi

Elektron ışın yönteminde gerekli ısı elektron ışınlarından sağlanmaktadır. Elektron ışını, bir ışın kaynağından yaklaşık aynı hızla aynı doğrultuda hareket eden elektronların akımıdır.

Elektron ışını mekanizması televizyon cihazlarında bulunan termioyonik valflar ve katot ışını tüplerindeki prensiplere benzer prensiple çalışmaktadır. Elektron membaı, elektron akışını kontrole yardımcı olan, kap şeklindeki bir elektroda monte edilmiş, ısıtılmış bir tungsten filamandır. Anot, merkezde bulunan bir delik disk şeklindedir. Bu yöntemde iki gerilim aralığı kullanılır. Düşük gerilimli sistemlerde anot ile katot arasındaki gerilim farkı 15-30 kV iken

yüksek gerilim makinelerinde bu fark 70-150 kV'tur. Tabancalarda kullanılan gerilim değerlerinde elektronlar katottan, bir kısmını topladığı anoda hızlı hareket eder. Diğerleri anodun merkezindeki delikten geçerek katı bir cisimle karşılaşınca kadar hareketlerine devam ederler. Karşılaşma sonucunda kinetik enerjileri ısıya dönüşür. Anottaki delikten çıkan elektronlar aynı doğrultuda hareket etmezler ve bu nedenle elektron ışını, tepesi anotta ve tabanı iş parçası üzerinde olan bir koni şeklini almaya çalışır. Bunun olmasına imkan verilirse elektronlar yüzey üzerinde büyük bir alana yayılırlar ve delik açmak için gerekli olan yüksek enerji yoğunluğuna erişme olanağı olmaz. Tabanca bu nedenle, elektronları ışın eksenine doğru saptıran bir manyetik sargı içerir. Sargıdan geçen akımın sonuçta da manyetik alanın şiddetini kontrol eder ve ışın yaklaşık 0,5 mm çapındaki alana odaklanabilir. Böyle küçük parçalarda ışının bağlantıya hassas bir şekilde yönlendirilmesi çok önemlidir. Bu amaçla vakum odasının çeperlerine gözlem penceresi yerleştirilebilir. Çok daha başarılı bir yöntem ise, bir teleskopik oküler ve açılı aynalar kullanılarak ışının ekseni doğrultusunda nişan almaktadır.

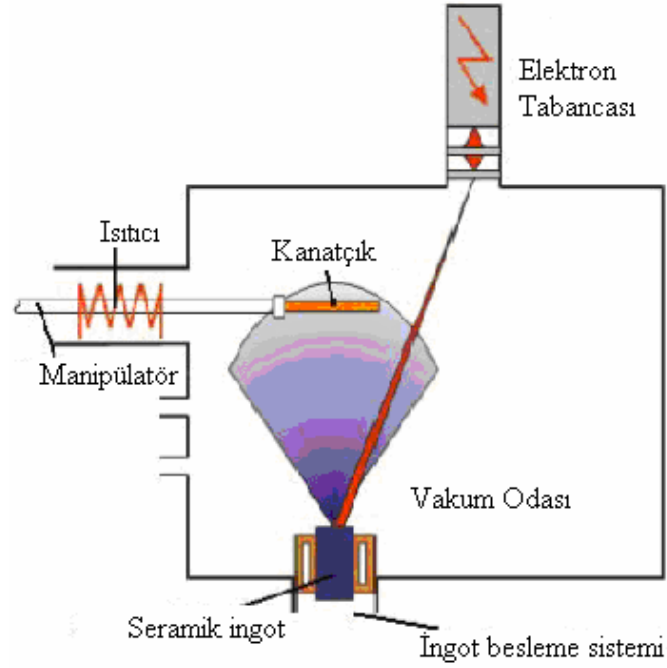
4.2.3.1. Elektron Işını Destekli Fiziksel Buhar Depolama (EBPVD)

Elektron ışını destekli fiziksel buhar depolama (EBPVD) işlemi genellikle seramik üst kaplamalarda kullanılır. EBPVD MCrAlX tipi bağ kaplamalarda paket sementasyon kullanılır (Hass ve diğ., 2001).

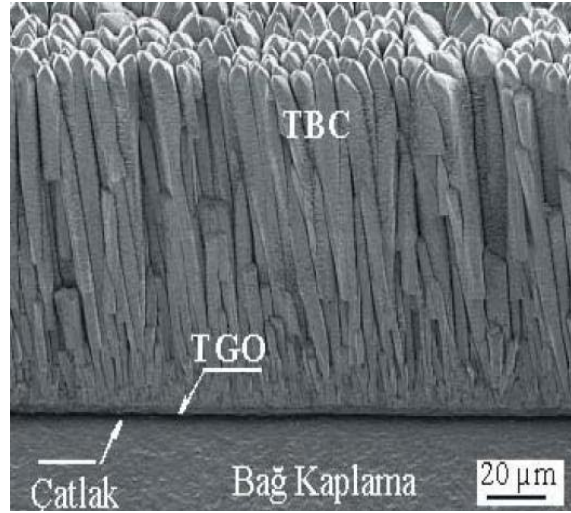
EBPVD işlemi esnasında yüksek enerjili elektron demeti, bir vakum odası içindeki seramik kaynak ingotu eritip buharlaştırır (Şekil 4.7). Kaplamanın artırılması için buharlaşma esnasında ingotlar potaların içine alttan verilerek beslenir. Belirli bir zirkonyum elde edebilmek için çöktürme odasının içine kontrol edilen miktarlarda O₂ verilir. Önceden ısıtılmış altlıklar bu buhar bulutu içine yerleştirilir. Bu buhar yaklaşık 100-250 mm/sn'lik hızla malzeme üzerine çöktürülür (Peters ve diğ., 2003).

EBPVD yöntemiyle seramik kaplamalarda kolonlu bir yapı elde edildiği Şekil 4.8'de görülmektedir. Ancak bu yapı alt malzeme ile kimyasal olarak çok iyi bağlanmasına rağmen kolonlar arası bağ oldukça zayıf olduğu için yüksek bir uzama görülmektedir (Chen ve Newaz, 2001).

Tüm bu özellikler EBPVD kaplamaların, son derece yüksek sıcaklık ve mekanik yüklere maruz kalan malzemelerin kaplanması geniş uygulama alanı bulmasını sağlamıştır. Ancak EBPVD kaplamalarının yüksek maliyeti ve kaplanacak yüzeyin cihaz tarafından görülmesine karmaşık yapıları malzemelerin uygun olmaması nedeniyle tercih edilmez (Preauchat ve Drawin, 2001).



Şekil 4.7 EBPVD'nin şematik resmi (Peters ve diğ., 2003)



Şekil 4.8 EBPVD kaplamanın mikroyapısı (Chen ve Newaz, 2001)

4.2.4. Lazer Esaslı Yüzey İşlemleri

Lazer esaslı yüzey işlemlerinde, işlem lazer sistemi üzerine kuruludur. Yüzey işlemlerindeki uygulamada lazer bir ısı kaynağı olarak kullanılmaktadır. Lazer ışını temassız çalışan, yani takım ile iş parçası arasında hiçbir mekanik temas oluşturmeyen bir sistemdir. Lazer ışın kaynağına dayalı yüzey işlemleri şu şekilde sıralanır:

- Kaplama tabakası yüksek dayanıma sahiptir,
- Ti metali ve kuvarsit gibi işlenmesi zor sert malzemeler lazerle kolaylıkla kaplanabilir,
- Yüksek hızlarda ve kolayca kaplana ve kesme yapılabilir.

Dezavantajları ise;

- Kaplama kaliteleri farklılık gösterebilmektedir,
- Maliyetin oldukça yüksek olması,
- Kaplama tabakalarının ana malzemeyle tam birleşmesi zordur,
- Lazerle yapılan kaplama işleminde kalifiye elemana olan ihtiyaçtır.

4.2.4.2. Lazerle Sertleştirme

Lazer ile sertleştirme; derin çekme, kesme, büküm, plastik enjeksiyon, hafif metal döküm kalıplarının bölgesel olarak sertleştirilmesinde kullanılan ve giderek yaygınlaşan bir yöntemdir. Yöntemin en büyük avantajı sertleştirme sonrasında parça üzerinde şekil değişiminin olmamasıdır (Şekil 4.10). Bu sayede, kalıplarda geleneksel sertleştirme işlemleri sonrası yapılmak zorunda olan yüzey temizleme ihtiyacı ortadan kalkmaktadır. Yöntem tüm sertleştirilebilir çeliklerde ve bunların karşılığı döküm kalitelerinde uygulanabilmektedir.



Şekil 4.10 Lazer ile sertleştirilmiş kesme kenarı

Dökme demir ve çeşitli çelikler lazer ışınıyla tam olarak sertleştirilebiliyor. Bu yöntemin en belirgin özellikleri; ışın bölgesinde eş zamanlı bir şekilde sınırlı ve kontrollü etkin derinlik ile çok yüksek bir sıcaklık gradyanı ve kısa bir sıcaklık çevrimi elde etmektir.

4.2.4.3. Lazerle Ergitme

Lazer ışınıyla kaynak, aslında bir ergitme kaynak yöntemidir. Lazerin güç yoğunluğu malzemeyi buharlaştırmadan ergitecek şekilde ayarlanmalıdır. Teorik olarak ek metal kullanılmadan çalışıldığı için, parçalar birbirlerine tam olarak birleştirilmelidir. Ağızlar arasındaki aralık ergimiş banyo genişliğinin beşte biridir. Ergimiş banyo genişliği ise 100 µm civarındadır (Costa ve diğ., 2003).

Lazer ışınının birkaç mikron mertebesindeki iyi odaklanabilme kabiliyetinden ve 108 W/cm²'nin üzerindeki yüksek güç yoğunluğundan dolayı titanyum ve tungsten gibi yüksek sıcaklıkta ergiyen (3400 °C) metaller, rahatlıkla ergitilebilmektedir. Ergitme süresi olarak, yoğunlaştırılmış ısı iletim koşuluna bağlı kalmak şartıyla, metalurjik içyapı değişimlerinin oluşumu önlenip yüksek üretim hızlarına ulaşacak şekilde ve noktasal bağlantılar seçilmelidir.

4.2.4.4. Lazerle Yüzey Alaşımlama

Lazer sertleştirme tezgahları, gerekli donanım ilavesi yapılarak lazer alaşımlama işlemleri için de kullanılmaktadır. Lazerle yüzey alaşımlama işlemi, özel bir donanımla toz ilavesini iş parçasının bölgesel olarak korozyon ve aşınmaya dayanıklı hale getirilmesi için eklenen toz alaşımlarının lazer kaynağıyla eritilmesi esasına dayanır. Lazer ergitme elemanı olarak kullanılmaktadır.

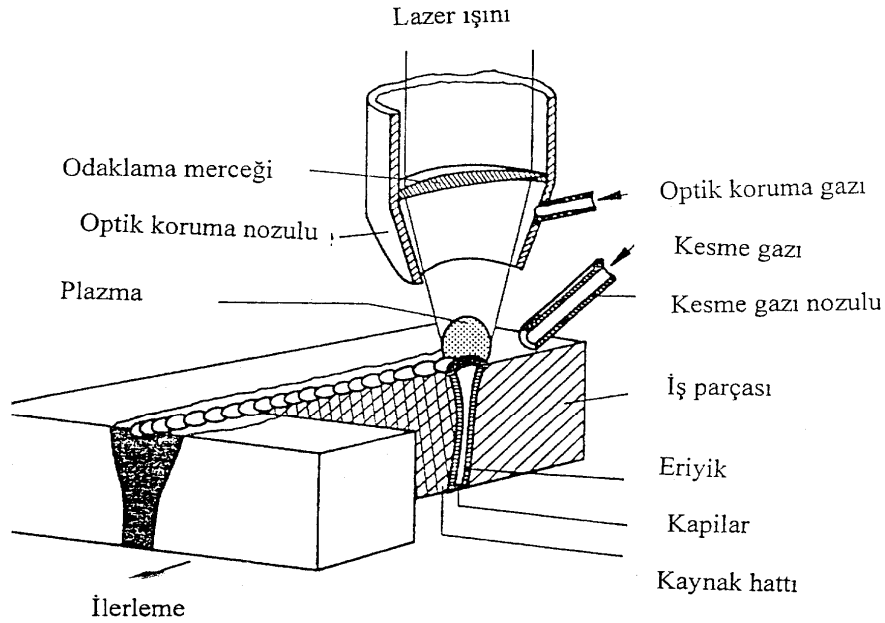
4.2.4.5. Lazer Kaynağı

Lazer ışınıyla kaynak, monokromatik (tek bir dalga boyu içeren) ışınların yüksek enerjilerinden yararlanılarak malzemelerin bir kısmının ergitilmesi ve buharlaşması esasına dayanmaktadır. Dikiş oluşumunun mekanizması elektron ışın kaynağına benzer şekildedir. Teknikte bu yöntemden kaynak işlemlerinin yanı sıra kesme, delme ve ısıl işlemlerde de yararlanılmaktadır. İşlemler karakteristik olarak, metal esaslı ve metal olmayan malzemelere uygulanabilmesi dışında, ısıdan etkilenen bölgelerin diğerleriyle karşılaştırılamayacak derecede dar olması ve ulaşılan yüksek hızları ile dikkat çekmektedirler.

Kaynak bölgesini oksidasyondan korumak için kullanılan gaz, ergiyik haldeki malzemeyi kaynak bölgesinden uzaklaştırmaması için daha düşük basınçla püskürtülür. Lazer ışınıyla kaynak metodunda en önemli ölçüt, ışının malzeme içinde tüm noktaları etkilemesidir.

Lazer ışını bu durum sayesinde malzemenin içlerine kadar nüfuz ederek, malzemenin et kalınlığı boyunca enerji geçişi sağlanmasına imkan tanır. Bilindiği gibi ark kaynağında bu enerji geçişi sadece yüzeysel olarak gerçekleşmektedir. Lazer ışınıyla kaynakta, distorsiyonsuz kaynak dikişi elde edilebildiği için daha hassas kaynak imkanı sağlanır (Haboudou ve diğ., 2003).

Kaynağın malzemeye nüfuziyeti, güç yoğunluğu ve kaynak hızına bağlıdır. Malzemeye uygulanan güç yoğunluğu arttıkça ve kaynak hızı azaldıkça nüfuz derinliği artar. Malzemeye en uygun olan güç yoğunluğu ise denemeler sonucunda bulunur. Genellikle lazer kaynağı için gerekli işlem parametreleri seçilirken teoriler üzerinden, denemelerden ve geçmişte yapılan deneyimlerden faydalanılır (Özcan ve diğ., 2004). Şekil 4.11’de lazer kaynağının şematik resmi görülmektedir.



Şekil 4.11 Lazer ışınıyla kaynağın şematik resmi (Özcan ve diğ., 2004)

4.2.5. Püskürtme Yöntemleriyle Yüzey Modifikasyonu

Püskürtme yöntemiyle yüzey modifikasyonu; farklı bir malzemenin ilave kaplama malzemesi olarak kullanılması ve ilave malzemenin çeşitli cihazlar yardımıyla kaplanacak malzeme yüzeyine püskürtülmesi esasına dayanır. Metallerden oksitlere, oksit seramik malzemelerden camlı metallere kadar geniş bir dağılım aralığındaki malzemeleri içeren ısıl sprey püskürtme yöntemi, ana malzemenin beklenilmeyen ve gereksiz olan hasarından dolayı başta üreticiler olmak üzere herkesin dikkatini çekmektedir. Parçayı tamamen yenilemek için gerekli olan masrafın az bir kısmı ile ve çeşitli ısıl püskürtme yöntemleri ile uygulanan yeni

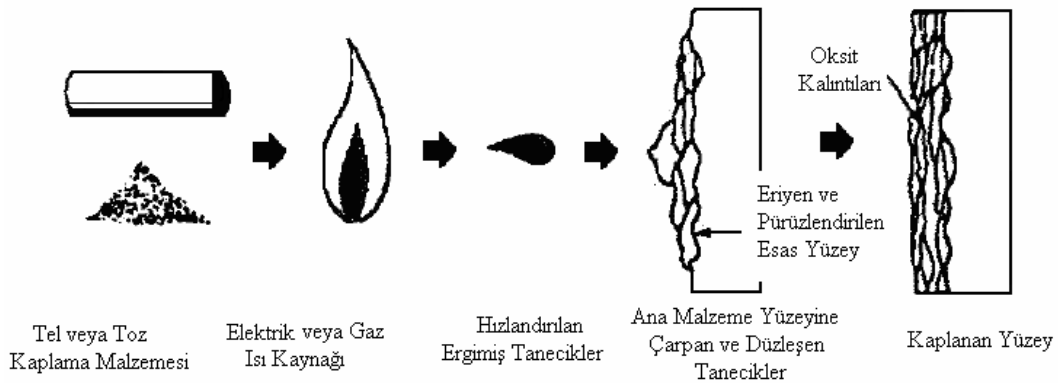
yüzey malzemesi, bu tür parçalara uygulanmasıyla malzemeye ilave ömür kazandırmaktadır (Kempton, 1991).

Isıl püskürtme, ince öğütülmüş metal, metal oksit veya plastikleri, ergimiş veya yarı ergimiş durumda, uygun bir altyapı üzerine kaplama veya bir yapısal şekil oluşturmak üzere dolgu yöntemidir. Yöntem iki temel malzeme şekline göre sınıflandırılır.

- Malzemenin öğütülmüş olduğu toz,
- Tel ya da çubuk (metaller tel, seramikler ise çubuk durumundadır).

Toz püskürtmede ince parçacıklar yüksek ısı kaynağının içinden geçerek ergimiş ya da yarı ergimiş duruma gelirler. Bir metal yüzeye çarptıklarında, o yüzeyin düzensiz bölgelerine takılarak bir yapışmış dolgu oluştururlar. Yüzey, daha iyi bir yapışma olması için önceden de pürüzlendirilir. Tel veya çubuk püskürtmede, katı malzeme bir yüksek basınçlı hava ile çevrili bir ısı kaynağının içine sürülür. Malzemenin yüzeyi alevin ısı tarafından ertilince hava akımı tarafından ince damlacıklar durumunda atomize edilir ve bunlar kaplanacak metal üzerine gönderilir. Bu sıcaklığın üzerindeki malzemeler için ise ısı kaynağı olarak plazma kullanılır. Kendi ergime noktalarına varmadan buharlaşmayan veya ayrışmayan bütün bilinen malzemeler plazma ile püskürtülebilir. Bırakılan metal ve alaşımlarının fiziksel ve mekanik özellikleri, ilk malzemelerinkinden oldukça farklıdır. Oluşan içyapı, oldukça fazla lamelli ve homojen olmayan bir şekildedir. Aynı malzemenin çekilmiş durumundaki çekme dayanımına göre bırakılanınki düşük olur.

Kaplama malzemesi toz, çubuk ya da tel biçiminde olabilir. Isıl püskürtme tabancası, kaplama malzemesini ertirmek için gerekli olan sıcaklığı yanıcı gazlar, elektrik arkı veya plazma arkı ile elde eder (Hutchings, 1992). Ergiyen kaplama malzemesi kaplanacak olan parçanın soğuk olan yüzeyine püskürtülür. Yüzeye darbe etkisinde çarpan tanecikler, düzleşir ve esas metale olan ısı transferi ile soğuyarak katılaşarak ve birbirleri ile temas haline gelerek tabaka meydana getirirler (Şekil 4.12) (Howes, 1994).



Şekil 4.12 Isıl püskürtmenin işlem sırası (Howes, 1994)

Ergiyen kaplama malzemesinin esas metal ile birleşmesi ve birbirleri ile tabaka oluşturmaları difüzyon veya kaynak kabiliyetine bağlıdır. Kaplamalar, genellikle mekanik bağlanma ve bölgesel olarak çeşitli sınıflarda kimyasal bağ kuvvetleri ile oluşmaktadır (Villat, 1986).

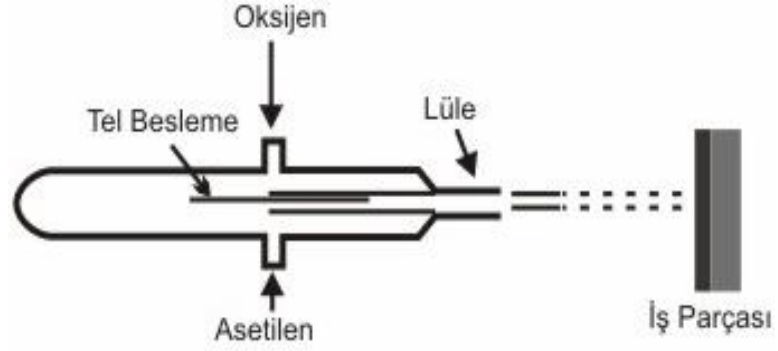
Metal püskürtme işleminin diğer yöntemlerden üstün ve farklı kılan özellikleri şunlardır (Smith ve Knight, 1995):

- Alt tabakaya yapışan kaplama malzemesi ile uygulanan yöntemle bağlı olarak kaplama ve alt tabaka arasındaki bağın kuvveti genişir.
- Alt malzeme ile kaplama tabakası arasında, bileşim ve çarpılmadan dolayı işleme uygun olmazsa bile yüzeyin kaplama yapılmasına olanak sağlar.
- Püskürtülen dolgu sayesinde kaynak yöntemiyle yapılan kaplamaya göre daha ince tabakalar elde edilir.
- Hemen hemen bütün sıvı faz içeren malzemeler, metaller, seramikler, karbürler, kompozitler ve plastikler bu yöntem ile başarılı bir şekilde kaplanır.

4.2.5.1. Alevle Püskürtme

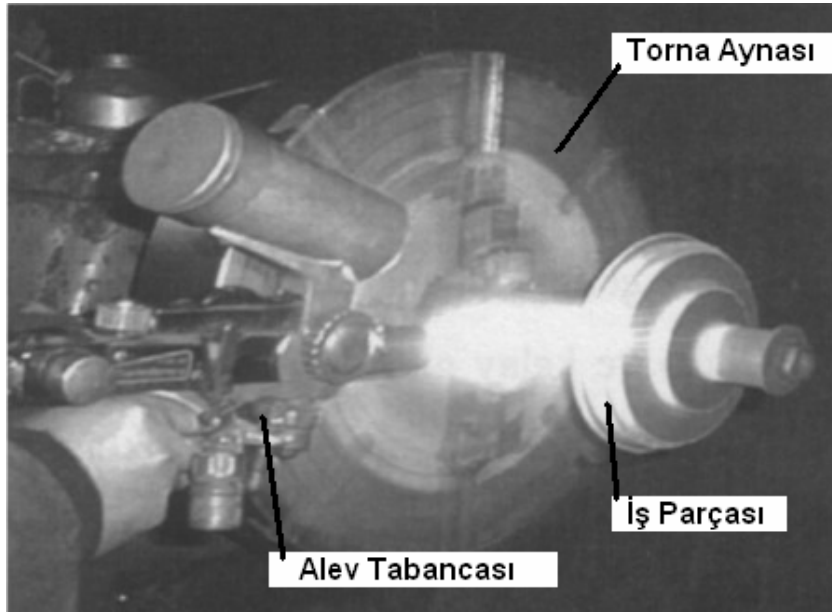
Termal püskürtme yöntemlerinin pek çoğunda verilen enerjinin % 10'luk gibi bir kısmı kaplama malzemesinin ertitilmesinde harcanmaktadır. Bu durumda dışarıdan ısı vermek gerektiği için, metal püskürtme işlemlerinde en fazla kullanılan alevli püskürtme yöntemidir. Bu yöntem; çeşitli mil, merdane, yatak ve bunlara benzer birçok parçaların onarımında ve sertleştirilmesinde kullanılabilir. Uygulama alanları, tıbbi cihazlardan başlayıp, ağır hareket eden donanımlara kadar uzanır.

Alevle püskürtme yönteminde, toz ya da tel malzeme yanma ile elde edilen bir kimyasal enerji yardımıyla ertitilir. Yakıt gazı olarak oksijen veya sıkıştırılmış hava kullanılmaktadır. Düşük maliyeti ve yüksek yanma sıcaklığı nedeniyle asetilen gazı tercih edilir. Ayrıca propan, hidrojen ve doğal gaz da, ertitme için gerekli kimyasal enerjinin sağlanmasında kullanılmaktadır. Alevle ertitilen malzeme hızlandırılır ve ertimiş küçük zerrecikler haline getirilir. Hızlandırma için sıkıştırılmış hava kullanılsa da oksidasyondan kaçınmak için argon ya da azot tercih edilmelidir. Şekil 4.13'te şematik resmi verilen, alevle püskürtme yönteminde kullanılan cihazlar ucuz ve taşınabilir özelliktedir. Basit bir düzenek için; alev sprej lülesi, oksijen desteği ve yakıt gazı yeterli olacaktır. Güvenliği arttırmak için ayrıca kapalı sprej başlığı ve eksoz çıkışı kullanılabilir (Bruno ve diğ., 2006).



Şekil 4.13 Alevle püskürtmenin şematik görünüşü (Bruno ve diğ., 2006)

Alevle püskürtmede kaplama malzemesi olarak toz kullanıldığında önce oksijen-gaz esaslı yakıt ortamı içinde tozlar ertilir. Çeşitli düzeneklerle, alev vasıtasıyla iş parçasına taşınır. Partikül hızları küçük, kaplamaların bağlanma mukavemeti oldukça düşüktür, gözeneklilik yüksek ve yapışma mukavemeti çok azdır. Kaplanan malzemenin yüzey sıcaklığı alevin etkisi nedeniyle çok yükselmektedir. Kaplama malzemesi olarak eğer bir tel kullanıldıysa, alev bu teli ertirmektedir. Hava akışı ile atomize olan ertimiş malzeme iş parçasına yönlendirilir. Paslanmaz çelik gibi malzemeler için kaplama miktarları tel kullanılan yöntemle aynıdır. Çinko ve kalay gibi düşük ertime noktasına sahip malzemelerde verim çok daha yüksek olmaktadır. Kaplanan malzeme sıcaklığı 95-205 °C arasında bulunur. Şekil 4.14'te alevle püskürtme yönteminin resmi görülmektedir.



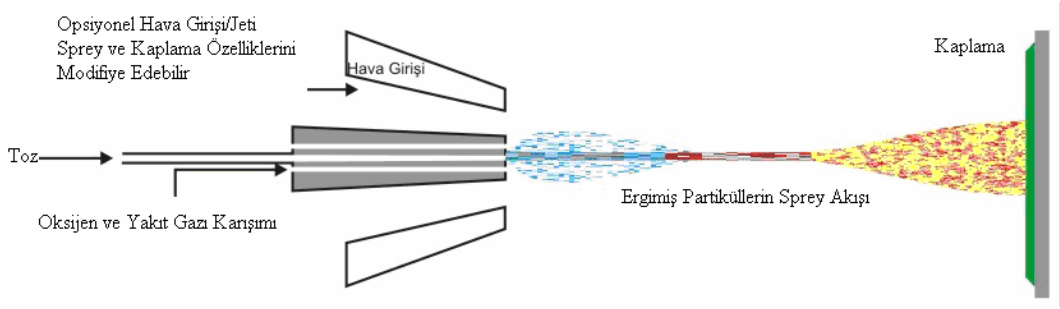
Şekil 4.14 Alev püskürtme ile yüzey kaplama işlemi

4.2.5.2. Plazma Püskürtme

Plazma, eşit sayıda serbest elektron ve pozitif iyon bulunduran, genellikle maddenin dördüncü hali olarak adlandırılan yoğunlaştırılmış bir gazdır. Başka bir ifadeyle plazma terimi; içerisinde molekül, atom, iyon, elektron ve kuantum bulunduran malzemenin iyonize edilmiş halini ifade eder. Plazmanın başlıca iki önemli avantajı vardır. Birincisi, bilinen bütün malzemeleri eritebilecek derecede yüksek sıcaklık elde etmenin mümkün olması, ikincisi ise diğer malzemelere daha iyi ısı transferi sağlamasıdır. Plazma püskürtme tekniğinin yüksek işlem sıcaklığı, ergime noktası yüksek metal ve alaşımlarla çalışmaya olanak sağlamaktadır. Ayrıca, asal ortamlarda kullanılabilmesi yöntemin avantajlarından. Toz formunda ve belirli tane boyutlarında üretilen tüm malzemeler bu işlemde başarıyla kullanılabilir. Plazma püskürtme yöntemiyle gerçekleştirilen seramik kaplamalar birçok metalden daha iyi aşınma ve erozyon direncine sahiptir. Dizel motorları da dahil, erozyon ve aşınma dirençli uygulamalarda yaygın olarak kullanılırlar. Bununla beraber, alevle püskürtmedeki kadar olmasa da, plazma spreyle oluşturulan kaplamalar, oluşan gözenekler nedeniyle korozyon için yetersiz kalabilmektedir. Bu yöntemle gerçekleştirilen ince bir kaplama sayesinde belirtilen özellikler elde edildiği gibi, ana malzemenin üstün özelliklerinden tokluk ve kolay şekillendirilebilme özellikleri de korunmaktadır. Böylece plazma spreyle kaplama, metal ve seramiklerin üstün özelliklerinin yeni bir malzemede toplanmasına olanak sağlamaktadır.

Plazma püskürtme yöntemi diğer termal püskürtme yöntemleri ile karşılaştırıldığında oldukça esnek ve çok çeşitli kaplama malzemelerinin kullanıldığı bir yöntemdir. Plazma püskürtme yönteminin yüksek sıcaklıkları sıvı bölgesine yakın aralıklarda çalışma olanağı sağlamaktadır. Yüksek frekanslı bir kıvılcımla elde edilen elektrik arkı plazma püskürtme yönteminin enerji kaynağını oluşturur. DC plazma tabancalarında ark, bir lüle içerisindeki silindirik tungsten bir katotla, buna dik bakır bir anot arasında oluşturulur. Bu lülelerde argon, helyum, azot gazları veya bu gazların karışımları kullanılmaktadır. Bu gazlar ark üzerinden geçtiğinde, katodik kaynaktan gelen elektronlarla gaz molekülleri ve/veya atomları arasında reaksiyonlar başlar ve sonuçta gaz iyonize olarak bir plazma oluşturur. Ark üzerinden geçerek ısıtılmış olan gazlar dik ve yatay yönde genişlerken lüle çıkışına doğru hızlanır. Bunu atom ve moleküllerin ekzotermik reaksiyonu takip eder. Oluşan ısı ve radyasyon nedeniyle merkez bölgesindeki sıcaklık 10000 K'e kadar ve hatta bu sınırın üzerine çıkabilir. Plazmanın enerji içeriği ve sıcaklığı, büyük oranda kullanılan gaz ya da karışımlarının fiziksel özelliklerine bağlıdır. Kullanılan toz kaplama malzemesi bir taşıyıcı gaz ile akışkan hale getirilir ve yüksek enerjili plazma jetinin içerisine enjekte edilir. Enjeksiyon noktası plazma yakıcısının tasarımına bağlıdır. İçeride ya da dışarıda yer alan toz kanalları plazma jet eksenine göre çeşitli açılarda

yerleştirilebilir. Partikül hızları işlem tasarımına, plazma gazlarına ve kaplama malzemesine göre 300-700 m/s arasında değişmektedir. Radyal ve eksenel yöndeki hızlarla toz malzemesinin özellikleri (boyut dağılımı, yoğunluk vb.) birleşince plazma jeti boyunca farklı yörüngelerde partiküller oluşur. Bu durum tozların davranışına etki eder (Bunshah, 1989). Şekil 4.15'te yatay toz enjeksiyonlu plazma püskürtme şematik olarak gösterilmiştir (Salman ve diğ., 2006).

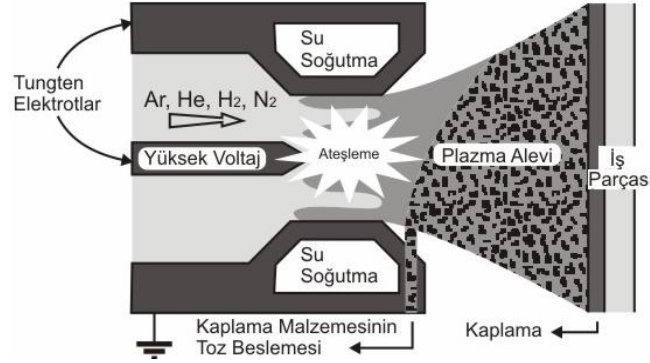


Şekil 4.15 Yatay toz enjeksiyonlu plazma püskürtme yöntemi (Salman ve diğ., 2006)

Plazma püskürtme yönteminde termal enerji bir elektrik arkıyla 40-80 kW arasında güç oluşturmakta ve partiküller hızlı bir şekilde kaplanacak yüzeye yönlendirilmektedir. Bu yöntemde 16000 °C'ye kadar ulaşan çok yüksek sıcaklıklar meydana gelmektedir. Kaplama malzemesi genellikle toz olmakta ve elde edilen kaplamalar yüksek bağlanma mukavemeti göstermektedir (Stokes, 2006).

Plazma alevindeki erimiş partiküller ana malzeme yüzeyine çarptığı zaman kinetik enerjileri ısı ve deformasyon enerjisine dönüşür. Partiküller ana malzemeye temas ettiklerinde ısılarını yüzeye aktarır ve hızla soğur ve katılaşırlar. Partiküllerin o andaki davranışları sıcaklıklarına, hızlarına ve soğuma oranlarına bağlıdır. Plazma alevindeki hareket esnasında yüzey gerilimi nedeniyle küresel şekle sahip oldukları düşünülen erimiş partiküller, ana malzeme yüzeyine çarptıklarında ısı ve kinetik enerjilerini kaybederek deforme olurlar ve sonra 5-15 µm kalınlığında lameller şeklinde katılaşırlar. Deformasyon miktarı ve dolayısıyla lamellerin şekli: erimiş partiküllerin viskozitesi ve ısıtılabilirliği, toz granülitesi ve ana malzeme yüzeyinin karakteri gibi birçok faktöre bağlıdır. Plazma alev sıcaklığının çok yüksek olması ile mevcut fiziksel ve kimyasal işlemler, erimiş malzemede birçok dönüşüme neden olur. Toz taneciklerinin ortam ve plazma gazları ile reaksiyonunun sonucu olarak, kaplama tabakalarında oldukça yüksek oranlarda oksit oluşmaktadır. Ayrıca az miktarda azot gazıda bulunur. Plazma püskürtme yöntemi ile refrakter bileşiklerle kalın ve sert yüzeyli kaplamalar hızlı bir şekilde yapılabilir. Alevle püskürtme ile karşılaştırıldığında tanecik hızları çok yüksek olduğundan kaplama katı yüzeye çok iyi bağlanmakta ve yoğunluğu da daha yüksek olmaktadır. Plazma püskürtme de bir soy gazın kullanılması yüksek saflık getirmekte ve oksit

içermeyen kaplamaların yapılmasına olanak sağlamaktadır. Plazma püskürtme; yataklar, vana yuvaları, uçak motorları, maden makineleri ve zirai araçlar gibi aşınma ve korozyon direnci aranan yüzeylerde yaygın olarak kullanılmaktadır. Şekil 4.16’da toz beslemenin plazmaya dikey olarak yapıldığı bir sistem şematik olarak gösterilmiştir (Stachowiak ve Batchelor, 1996).



Şekil 4.16 Dikey toz beslemeli plazma püskürtme (Stachowiak ve Batchelor, 1996)

Plazma püskürtme yönteminde Şekil 4.17’deki gibi tel biçimindeki kaplama malzemesi kullanımı da mümkündür. Geniş bir aralıkta yüksek ergime noktalı malzemelerin ve oksit seramikler gibi ısıya dayanıklı malzemelerin üstünlüğünden yararlanmak için çokça toz biçimindeki kaplama malzemesi de kullanılmaktadır. Bu yöntem ile; 70 MPa’dan fazla bağ mukavemetli % 2-5 boşluklu ve % 2-5 aralığında oksit bileşenli kaplamalar üretilebilmektedir. Plazma püskürtme yöntemi, ergime sıcaklığı ne olursa olsun yüksek kaliteli kaplamaların üretimini sağladığından; makine parçalarının yüzey özelliklerinin değiştirilmesinde veya iyileştirilmesinde başarı ile kullanılmaktadır. Bunun yanında; yüksek ergime noktalı malzemelerde kaplamaları yenilemek amacıyla, özel karakteristiklerin gerekli olduğu uygulamalar da kullanılmaktadır. Buna karşılık plazma püskürtme yöntemi, çelik yapılar üzerine korozyona dirençli kaplamalar oluşturmak için ekonomik değildir (Ulutun, 2007).



Şekil 4.17 Tel püskürtmeli plazma sprej kaplama

4.2.5.3. Yüksek Hızlı Oksi-Yakıt (HVOF) Püskürtme

Yüksek hızlı oksî-yakıt püskürtme yöntemi HVOF (High Velocity Oxy-Fuel), kısmen ısı püskürtme teknikleri arasında yer alan bir yöntemdir. HVOF yönteminin esasî, yüksek gaz hızı meydana getirmek için, 0,75 MPa gibi yüksek basınçlarda, propan veya hidrojen gibi yanıcı gazların patlatılarak partiküllerin iş parçasına doğru yüksek hızda gönderilmesi oluşturur. Böylece, taneciklerin kinetik enerjileri ile plazmanın ısı enerjisi yer değiştirilerek çok iyi bağlanmış ve yoğunluğu iyi olan kaplamalar üretilmektedir. Yüksek hızlı oksî-yakıt püskürtme yöntemi, termal püskürtme yöntemlerinden alevle spreyleme yönteminin bir çeşidi olup çoğunlukla kaplama malzemesi olarak da toz kullanılır. Nadiren tel ya da çubuk, kaplama malzemesi olarak kullanılmaktadır. Diğer ısı püskürtme yöntemleriyle karşılaştırıldığında bu yöntemde kaplama, alt tabakaya daha iyi bağlanıp, yüksek sertlik değerleri elde edilmekte ve daha az gözeneklilik oluşmaktadır.

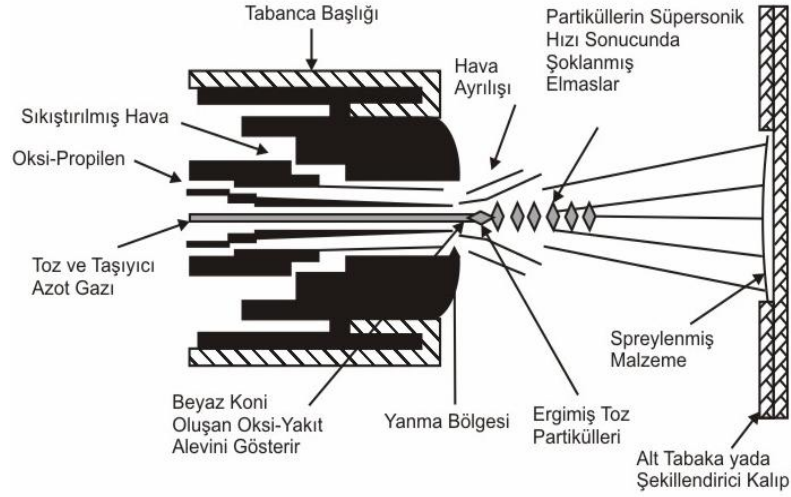
HVOF yöntemiyle, yüksek tanecik hızı nedeniyle % 80 MPa'dan fazla bağ mukavemeti ve % 1'den az gözenek içeren kaplamalar elde edilebilmektedir. HVOF termal spreyleme; oksijen ve bir yakıt gazının yanmasıyla ergitilen toz malzemenin basınçlı hava kullanılarak yüksek hızda malzeme yüzeyine gönderilmesinden oluşan bir alevle biriktirme tekniğidir. Yanma bölgesinde toz malzeme alev içine girerek malzemenin geliş hızına ve ergime sıcaklığına bağlı olarak ergimeye başlar ya da yarı ergimiş bir hale gelir. HVOF işleminde alev sıcaklığı 2300-3000 °C arasındadır. Ergimiş ya da yarı ergimiş partiküller tabanca nozulundan kaplanacak malzemeye veya şekillendirici kalıba doğru 1350 m/s'nin üzerindeki hızlarda gönderilirler (Şekil 4.18).

Termal püskürtme işlemlerinde partikül hızının önemli olması ve yüksek hızlar daha iyi bağ mukavemeti, düşük gözeneklilik sağlanır. Diğer yandan partikülün soğuma süresi azalacağından kaplama yüzeyini yarı ergimiş bir halde etkilemesine neden olur. HVOF yöntemi bu yüksek hızların üretilmesi için tasarlanmıştır. Bu durum da HVOF yönteminin partikül şartları göz önüne alındığında diğer termal püskürtme işlemlerine göre avantajlı olmasını sağlamaktadır (Ulutan, 2007).

HVOF yönteminin avantaj ve dezavantajları şunlardır:

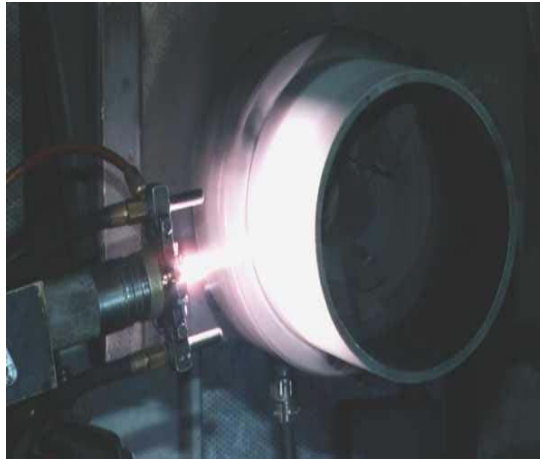
- Partiküllerin yanma bölgesindeki yüksek türbülansıyla etkili ve düzgün partikül sıcaklığı elde edilir.
- Partiküllerin yüksek hızı nedeniyle uçuş esnasında soğuma süresi daha kısadır.
- Diğer termal spreyleme yöntemleriyle karşılaştırıldığında, partikülün daha kısa sürede yüzeye ulaşması nedeniyle, daha az oksidasyon oluşumu gözlenir.

- Partiküller ve jet, tabancadan ayrıldığında nemli hava ile karışma diğer yöntemlere göre daha az olmaktadır.
- Diğer yöntemlere göre daha düşük partikül sıcaklıkları oluşmaktadır. Plazma ya da ark tabancalarında operasyon sıcaklıkları 6000-16000 °C iken HVOF yönteminde bu sıcaklık değeri 3000 °C dolaylarında olmaktadır.



Şekil 4.18 HVOF sisteminde tabancanın enine kesiti ve kısımları

HVOF yöntemi, plazma püskürtme gibi diğer termal püskürtme yöntemleriyle karşılaştırıldığında, daha düşük termal gerilmeler oluşturduğundan daha büyük kalınlıklardaki kaplamaların yapılmasına olanaklı kılar. HVOF yöntemi daha yüksek kinetik enerjiye sahip partiküllerin yüzeye gönderilmesine imkan verdiğinden, diğer tüm termal püskürtme yöntemlerinden daha iyi bağlanma mukavemeti ve en az gözenekliliği ortaya koymaktadır (Stokes, 2003). Şekil 4.19’da yüksek hızlı oksijen-yakıt püskürtme yönteminin (HVOF) yapılması gösterilmektedir.



Şekil 4.19 HVOF kaplamanın yapımı

4.2.6. Difüzyon Esaslı Yüzey İşlemleri

Difüzyon esaslı yüzey işlemlerinde; difüzyona dayalı kütle transferi geçerlidir. Difüzyon esnasında sistemde elementlerin yoğunluğu az olan ortamdan çok olan ortama ısının etkisi ile geçişleri söz konusudur. Difüzyona dayalı yüzey işlemleri 5 ana grupta incelenir. Bunlar;

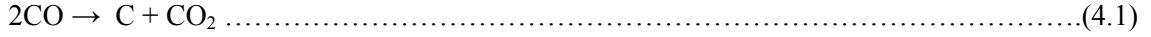
- 1.Karbürleme,
- 2.Nitrürleme,
- 3.Karbonitrürleme,
- 4.Kromlama,
- 5.Borlama.

4.2.6.1. Karbürleme

Karbürleme, metalin merkeziyle yüzeyi arasında karbon konsantrasyon farkı oluşturarak ostenitlenmiş metal yüzeyine difüzyonla karbon verme işlemidir. Karbürlemeyi kontrol eden iki önemli faktör vardır. Yüzeyde kimyasal olarak birleşen karbon içeriği ile parçanın içine yayılan karbonun miktarı, karbürleme oranını belirler. Karbürleme yönteminde serbest karbon atomları düşük karbonlu çelik yüzeyine geçirilir. Aktif olan bu karbon, karbürleyici toz, tuz banyosu ve gaz atmosferinden elde edilebilmektedir. Yüzey tabakasına karbonun yayılması, karbon konsantrasyon farkından kaynaklanmaktadır. Karbürleme, genellikle 850-950 °C sıcaklıkları arasında yapılabildiği gibi, gerektiğinde 790-800 °C gibi düşük ve 1090-1100 °C gibi yüksek sıcaklıklarda da yapılabilmektedir (Avner, 1984). Karbonlu çelik için 815 °C'nin üstündeki yüksek sıcaklıklar kullanılması halinde, işlem süresini azaltması, geçişen madde miktarını ve malzeme yüzeyinde reaksiyon oranını artırır. Karbürlemede ilk önce bir miktar karbon yüzeyden merkeze, başka bir ifadeyle, karbon konsantrasyonu az olan yöne doğru ilerler. Bu nedenle, difüzyon için gerekli konsantrasyon farkı oldukça küçüktür. Yüzeydeki karbon konsantrasyonu zamanla arttığı için, yüzeyden merkeze doğru gidildikçe, parça yüzeyinde artma gösteren karbon oranı ile alaşımın kendi karbon değeri arasındaki fark, karbürlemenin etkinliğini kontrol eden en önemli faktör olarak ortaya çıkar. Bu yüzden çoğu karbürleme, denge durumunda olmayan şartlar altında gerçekleşir.

Toz ile karbürleme ile yüzeyi sertleştirilecek parçalar, karbürleyici toz ile karıştırılarak hava geçirmeyen kapalı ve kille sıvanmış sementasyon kutularında 900 °C'de 4-4,5 saat kadar tutulur. Karbürleyici toz odun kömürü, kok ve kemik tozu ile alkali bileşiklerden oluşur

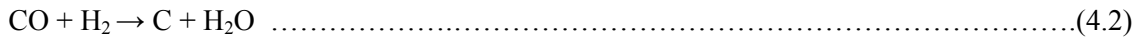
(Yıldırım ve diğ., 2001; Topbaş, 1998). Yüksek sıcaklıklarda oksijence fakir CO ve CO₂'den oluşan bir gaz karışımı elde edilir. Kalsiyum karbonat, stronsiyum karbonat ve baryum karbonat gibi alkali bileşikler ve bazı tuzlar karbürizasyonu hızlandırıcı katalizör maddelerdir. Yüksek sıcaklıklarda Baudouard reaksiyonuna göre;



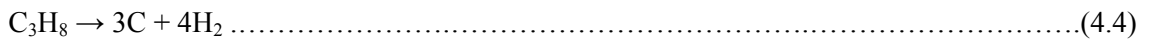
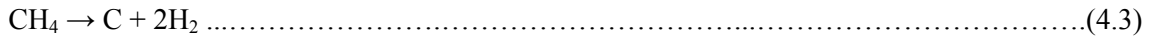
yüzeyde açığa çıkan aktif karbon, difüzyonla metal yüzeyine geçişerek çeliğin yapısına girer.

Tuz banyosu karbürizasyonunda ise, iş parçaları belli bir süre ön ısıtmayla 850-930 °C sıcaklıklar arasında siyanürlü alkali tuz eriyikleri içerisine daldırılır. Tuzların bileşiminde karbon taşıyıcı olarak sodyum siyanür (NaCN), ayrışmayı frenleyici olarak görev yapan klorürler (özelikle KCl), aktifleyici olarak da stronsiyum ve baryum bileşikleri bulunur. Karbürizasyon sıcaklığından siyanür paralanarak karbon ve az miktarda da azota ayrışır. Tuz banyosunda parçaların bekletilme süresi kısadır. Karbürizasyon bittikten sonra parça doğrudan doğruya sertleştirilebilir (Yıldırım ve diğ., 2001).

Gaz atmosferinde karbürleme, iş parçası yüzeyine, gaz ortamından karbon elementinin transferiyle yüzeye karbonun difüzyonu işlemidir (Edenhofer ve diğ., 2001). CO ve H₂ içeren gazlar kullanılarak yapılan yöntemde reaksiyon:



Gaz karbürleme yönteminde, metan ve propan gibi saf hidrokarbon bileşimli gazların kullanımı da mümkündür. Bu durumda, karbon transferi metal yüzeyinde hidrokarbon moleküllerinin birikimiyle oluşur ve aşağıdaki denklemlere göre ayrışır (Edenhofer ve diğ., 2001).



Gaz karbürizasyonunda işlem süresi oldukça kısadır. Parçalar doğrudan sertleştirme ortamına alınabilir. Karbürleme derinliği ve parça büyüklüğü arzu edilen şekilde seçilebilir. Bu avantajlarının yanı sıra gaz üretim ve ayarlama tesislerinin gerekmesi, CO gazının zehirliliği gaz atmosferiyle karbürlemenin dezavantajlarını oluşturur.

4.2.6.2. Nitrürleme

Nitrürleme, 500-600 °C sıcaklıklar arasında demir esaslı alaşımlara ferritik (HMK) yapıda, malzeme yüzeyinde nitrür tabakası oluşturmak için, atomik azotun difüzyon yoluyla geçirilmesi esasına dayanan bir termokimyasal yüzey işlemidir (Schaaf, 2002). 0,71 Å olan atom çapıyla azot, 0,77 Å atom çapına sahip olan karbona nazaran demir kafesine daha kolay nüfuz ettirilebilir. Azotun alınması, yüksek sıcaklıklardaki ostenit bölgesinde çok hızlı olur. Ayrıca ostenit-ferrit dönüşümünden dolayı hacim değişmesi nedeniyle, bu tabaka parçalanarak dökülür. Dolayısıyla, ostenitik yapıda (YMK) değil, ferritik (HMK) yapıda azot geçirilir. İşlem sıcaklığı genellikle 500-600 °C'dir. Ayrıca işlem gören çelik tipine ve arzu edilen derinliğe bağlı olarak 1-100 saat süreler seçilir. Nitrürasyon işlemi için doğrudan doğruya amonyak gazı (NH₃) kullanıldığı gibi, bu amaç için azot verici siyanürlü tuz banyolarından da (KCN, NaCN esaslı tuzlardan) yararlanılır. Nitrürlenmiş katmanlar karbürleme ile üretilen katmanlardan daha serttir.

Nitrürlemenin prensip olarak amacı; yüksek yüzey sertliği elde etmek, aşınma direncini geliştirmek, yorulma ömrünü artırmak ve iyi bir korozyon direnci sağlamaktır. Nitrürlemeyle yüzeyi sertleştirilmiş makine elemanları, kam milleri, dişliler, delme parçaları, iğneler, dişli çarklar ve buhar vanaları örnek olarak verilebilir. Nitrürleme sonrası malzemelere tavlama işlemine gerek duyulmaması, demir esaslı malzemelerde 550 °C gibi düşük sıcaklıklarda olmasından dolayı çarpılma riskinin bulunmaması ve parça ölçülerinin değişmemesi yöntemin avantajlarını teşkil eder. Bununla birlikte, işlem süresinin uzun olması ve dolayısıyla oksitlenme ihtimalinin bulunması gibi dezavantajları da vardır. Teknikte kullanılan nitrürleme yöntemleri ise;

- a) Gaz nitrürleme yöntemi,
- b) Tuz banyosunda nitrürleme yöntemi,
- c) Plazma nitrürleme yöntemi,
- d) Azot implantasyon yöntemi,
- e) Plazma daldırılmalı iyon implantasyon yöntemidir.

4.2.6.3. Karbonitrürleme

Karbonitrürleme, karbürleme ve nitrürleme işleminin kombinasyonu şeklinde olup, karbürleme banyosuna benzeyen tuz eriyikler içerisinde azotun karbon ile birlikte

sertleştirilecek çelik yüzeyine nüfuz ettirilmesi işlemidir (Yıldırım ve diğ., 2001; Topbaş, 1998; Avner, 1984).

Karbonitrüleme, genellikle karbürlemeden daha az bir sürede ve düşük sıcaklıkta yapılır, dolayısıyla yüzeyde karbürlemeden daha ince bir sertleştirilmiş tabaka oluşur. Seçilecek düşük sıcaklık, metal yüzeyine daha az karbonun, buna karşılık daha fazla azotun difüzyon olmasını sağlar (Yıldırım ve diğ., 2001). İşlem süresi genellikle 1-1,5 saattir. Karbonitrüleme, normal olarak 0,075-0,750 mm kalınlığında aşınmaya dirençli sert yüzey oluşturmak için uygulanır. Azot ilavesinin üç önemli etkisi vardır. Azot; karbon difüzyonunu sağlar, sertleşebilirliği artırır ve nitrürleri oluşturur. Böylece aşınma direncini sağlayan sert tanelerin oluşmasını gerçekleştirerek maksimum sertlik elde edilir. Aynı zamanda azot, ostenit kararlaştırıcı olduğu için de yüksek azot miktarı, yapıda kalıntı ostenitin bulunmasına neden olabilir (Avner, 1984).

Karbonitrüleme için karbürlemede kullanılan daha az soğuma hızı sağlayan yağda soğutma uygulandığı için maksimum sertlik ve minimum çarpılma sağlanabilir. % 0,35-0,5 karbon aralığında pek çok çelikte, derin olmayan (sertleşme derinliği maksimum 0,3 mm) sert yüzeyler oluşturmak için karbonitrülenirler. Karbonitrülenmiş yüzeylerin temperleme sırasındaki yumuşamaya dirençleri, karbürleme yüzeylerinden daha yüksektir. Karbonitrülemenin dezavantajı sertleştirme yüzey derinliğinin 0,75 mm'den daha az olmasıdır (Yıldırım ve diğ., 2001).

Temelde karbonitrüleme, katı, sıvı ve gaz ya da elektrik boşaltma şartlarında gerçekleştirilir. Günümüzde bu işlem hem sıvı hem de gaz atmosferinde çok sık olarak yapılmaktadır. Burada amaç istenen şartlara uygun tek fazlı demir nitrür ($Fe_{2,4}N$) tabakasının oluşturulmasıdır. Ancak bu işlem yapılırken istenen koşulların oluşmasında birçok zorluklar ortaya çıkmaktadır. Bu durum, işlem esnasında yüzeyden saçılan karbonun etkisiyle ilgilidir. Çünkü yayılan karbon, nitrüleme için seçilen gaz karışımına karışabilir. Çok fazla miktarda karbon, bu gaz karışımına katıldığında beyaz tabakanın (ϵ -nitür) içerisinde sementiti (Fe_3C) oluşturabilir. Bu durum da, beyaz tabakanın işlevini tam olarak görmesini engelleyebilir (Smith, 1993).

4.2.6.4. Kromlama

Malzemelerin yüzeyine çeşitli yöntemlerle Cr elementiyle kaplanması işlemine kromlama ya da krom kaplama denir. Dekoratif özellikli krom kaplamalar oldukça dayanıklı, mavimsi-beyaz bir renkte, parlak görünümlü ve teknikte çok kullanılan bir kaplama türüdür. Cr

metali elektro kaplamalarda 0,3 ile 0,5 µm arasında değişen kalınlıklarda ayrışır. Bu yüzden de korozyonda koruyucu özelliği azalır. Bunun için ana metal veya onun üzerinde oluşturulacak katların korozyon dayanımları fazla olmalıdır. Ara katlar çoğu zaman nikel, nadir hallerde de bakır ve bronz kullanılır. Amaçlarına ve yöntemlerine göre kromlama şu şekilde sınıflandırılır;

- 1) Parlatma kromlaması,
- 2) Sert kromlama,
- 3) Siyah kromlama,
- 4) Gözenekli kromlama.

4.2.6.4.1. Parlatma Kromlaması

Parlak kromaj aşırı parlak özellikle bir Cu ara tabakası üzerine çekilen Ni katı üzerinde elde edilir. Parlatma kromlaması için genellikle 320-420 gr/lit CrO_3 ve 3-4,2 gr/lit H_2SO_4 içeren çözeltiler kullanılır. Gerekli olan krom oksit miktarı, kromik asitin katoda redüklenmesiyle kendiliğinden ayarlanır ve bu oran 0,8-1 arasındadır. Parlatma kromlama olayının hızlanması için; dekstrin, glikoz; hidrojen peroksit (H_2O_2) gibi maddeler katılır. Çalışma sıcaklığı 35-40 °C arasında olup, akım yoğunluğu 16 A/dm² arasında seçilir. Çalışma süresi olarak 3-10 dakika seçilir. Ulaşılan örtü kalınlığı yaklaşık olarak 0,2-0,5 µm arasındadır. Kalın örtü katlarında aşırı H_2 oluşumu arzulanan bir durumdur. Bu nedenle H_2SO_4 'ün yerine yabancı iyonların kullanılması önerilir. Örneğin HFl_2 (hidroflorik) ya da bor hidroflarik asitli elektrolitlerde kullanılabilir (Yıldırım, 1989).

4.2.6.4.2. Sert Kromlama

Sert kromlama için parlatma kromlamasından daha az konsantrasyona sahip banyolar kullanılır. Bu banyolarda 200-300 gr/lit CrO_3 ve kromik asit konsantrasyonuna bağlı olarak % 1-1,5 gr/lit H_2SO_4 kullanılır. Banyo sıcaklığı genelde 45-55 °C arasında seçilir. Akım yoğunluğu 40-60 A/dm² olarak alınır. Çalışma süresi genellikle 10-15 dakika arasında seçilir. Ulaşılan örtü kalınlığı 0,001-0,5 mm kadardır. Cr tabakasının sertliği ayrışma koşullarına bağlıdır. Vickers sertlik değeri yaklaşık olarak 1200 HV'ye ulaşan örtü katlarında ve 40-55 °C arası sıcaklıklarda elde edilebilir. Bu sıcaklık aralığının üstünde ve altında seçilecek sıcaklıklarda yapılan araştırmalar sonucunda sertlikte azalma olmaktadır. Artan akım yoğunluğu ile en üst düzeyde sertleşme için gerekli sıcaklık aralığı da yükselir. Cr banyoları iyi homojen bir yapı değildir,

genelde kötü bir derinlik dağılımı verirler. Bunu önlemek için de katot akım yoğunluğunu arttırıp banyo sıcaklığını düşürmek gerekir.

4.2.6.4.3. Siyah Kromlama

Yabancı iyon bulundurmeyen elektrolitlerden, krom kristallerinin yapıda çok ince olarak dağılmasından kaynaklanan sebepten, krom siyah olarak açığa çıkar. Siyah krom örtülerinden % 20-30 arasında CrO_3 bulunur ve bu örtü katları mükemmel siyah yansıtıcı özellikleri olduğundan dolayı ısı tekniğinde kırmızı ötesi yansıtıcılar yada elektrik ocaklarının kaplamalarında büyük önem taşırlar. Bu banyo bileşiminde 350 gr/lt CrO_3 , 5 gr/lt BaCO_3 , 5 gr/lt dondurulmuş sirke asidi kullanılır. Akım yoğunluğu olarak 100-200 A/dm² ve çalışma sıcaklığı olarak da 12-18 °C arasında sıcaklıklar seçilir. Bu nedenle çalışmalarda süre çok kısa olduğundan dolayı hemen sürekli soğutma işlemlerinin yapılması gereklidir.

4.2.6.4.4. Gözenekli Kromlama

Krom yüzeyleri hayvansal ve bitkisel yağlar için çok az tutunma yeteneğine sahiptirler. Sert kromlanmış hareketli makine parçalarında yeterli bir yağlama etkisine ulaşabilmek için parçalarda yağ tutucu süngerimsi yapıya benzer gözenekler olmalıdır. Bu durum sağlandığı takdirde parça yeterince yağlanmıştır. Krom örtülerindeki gözeneklik 4 şekilde oluşabilir;

- 1) Ana metal mekanik yoldan kum püskürtme, yağ kanalı açma, dövme, çukurlar açma şeklinde ve bunların kaplama esnasında korunmasıyla sağlanır.
- 2) Banyo sıcaklığı arttırılıp yırtıklı yada gözenekli örtü katlarının oluşumu sağlanır.
- 3) Kromlanmış parçaların hızlı bir şekilde ısıtılması yırtıkların oluşumuna neden olur ve buda bir gözeneklik sağlar.
- 4) Krom örtü katlarının analiz veya kimyasal dağlanması mevcut olan gözenek veya yırtıkların sayısını arttırır ya da büyütür.

4.2.6.5. Borlama

Borlama; yüksek sıcaklıkta ana metalin yüzeyine bor atomları geçirtililerek, metal borür tabakası oluşturulması işlemine denir. Özellikleri geliştirilecek yüzeylerin borla kaplanması,

yüzeyde bileşik oluşturacak şekilde bor atomlarının difüzyonu olarak da tanımlanabilir (Şen, 1997).

XX. yüzyılın ilk yarısından itibaren çalışılmaya başlanan borlama teknikleriyle; çok sert, düşük sürtünme katsayılı, yüksek sıcaklık ortamına dayanımı oldukça fazla ve korozyona dirençli malzeme yüzeylerinin elde edilmesi mümkün olmaktadır. Bir termokimyasal yüzey sertleştirme yöntemi olan borlamada, bor atomları metal yüzeyine termokimyasal olarak yayınarak sert borür tabakası oluştururlar. Borlanacak malzemeler, 700-1100 °C sıcaklıklarda yaklaşık 1-12 saat süre ile katı, pasta (macun), sıvı, gaz, iyon ve plazma fazındaki bor verici ortamlarda bekletilmek suretiyle borlama yapılır. Boraks esaslı elektrolitik veya elektrolitik olmayan sıvı ortam ve diboran gibi hidrojen bileşimli gaz ortamlarda yapılan borlama işlemlerinde parça yüzeyinin kirlenmesi, pratik uygulamalar açısından bir dezavantaj olarak görülmektedir. Genellikle aktive edilmiş bor karbür (B_4C) içeren katı ortam borlamasının teknik uygulamalarda daha uygun olduğu belirtilmektedir. Borlama işlemi sonucunda malzeme yüzeyinde borlanan malzemenin bileşimine bağlı olarak demir borür fazları ya da alaşımı oluşturan elementlerin, varsa kendi borür fazları oluşur.

Genellikle malzeme yüzeyinde (tabakada) tek fazlı borür bileşiklerinin oluşması istenir. Karbürleme ve nitrürleme gibi klasik yüzey kaplama ve sertleştirme işlemlerinde 700-1000 HV'lık yüzey sertliği elde edilirken borlama işleminde, seçilen kaplanacak malzemenin tür ve özelliklerine göre, 1500-2500 HV sertlik değerlerine ulaşmak mümkün olmaktadır. Malzemelerin yüzey sertliğini, oluşan borür bileşikleri sağladığı için sementasyon işleminde olduğu gibi ayrıca bir sertleştirme işlemine gerek duyulmaz (Çalık ve Somunkıran, 2006). Yüksek sıcaklıklarda yüzeye bor atomlarının difüzyonu ile malzeme yüzeyini zenginleştiren bir termokimyasal yüzey sertleştirme yöntemi olan borlama, fiziksel ve kimyasal karakteristikleri yönünden karbürleme ve nitrürleme gibi diğer yüzey sertleştirme yöntemlerine benzerlik gösterir.

Borlama demir ve alaşımlarının tümüne, nikel alaşımlarına, titanyum alaşımlama ve sinterlenmiş karbürlere başarılı bir şekilde uygulanmaktadır. Demir esaslı malzemelerden olan çelikler, 1-8 saatler arasında değişen sürelerde 800-1000 °C sıcaklıklarında borlandığı zaman, malzemenin yüzeyinde (Fe_2B - FeB) ya da sadece Fe_2B 'den oluşan, sertliği yaklaşık 2000 HV dolaylarında bulunan bir bor tabakası üretilir. Bor tabakasının oluşumu; borlama sıcaklığı, işlem süresinin uzunluğu ve borlanan malzemenin kendi özelliklerine bağlı kalır. Katı ortam borlaması daha avantajlıdır. Bu yöntem, işlemin kolay olması ve pürüzsüz bir kaplama yüzeyinin elde edilmesi ile mümkün olduğundan, geniş bir kullanım olanağı sağlamaktadır. Katı durumda borlama, kutu sementasyonuna benzer bir şekilde, kapaklı kutular içerisinde ya da soy gaz atmosferi altında yapılabilir. Borlama için malzeme, ısıl dirençli bir kutuda bulunan bor

içerikli toz içine konur. Malzeme yüzeyine bor atomları çok daha iyi yayınması için, bor verebilen malzeme ile ana malzeme arasında geniş bir yüzey temasının sağlanması arzu edilir. Toz tane iriliği, borür tabakasının oluşumunda önemli bir faktördür. Karakteristik diş biçimli yapı, borür tabakasının genel özelliğidir. Sade karbonlu çeliklerde, dişe benzer yapı daha güçlüdür. Alaşımlı çeliklerdeki alaşım elementlerinin oranına bağlı olarak, dişe benzer yapının oluşumu daha azdır. Esas metal ile borür tabakasının birleşmesi diş biçiminde olduğundan, ana malzeme ile borür tabakası arasındaki bağ daha iyidir. Kalınlığın artmasıyla borür katının kırılabilirliği artar.

Borlama yönteminin diğer yüzey sertleştirme yöntemlerine göre en önemli avantajları ve işleminin en önemli özelliği (Ulutan, 2007; Özbek, 1999; Şen, 1997; Cabeo ve diğ., 1999; Kaestner ve diğ., 2001); çok yüksek sertlik (1450-5000 HV) ve ergime sıcaklığına sahip olmasıdır. Sade karbonlu çelikler üzerinde oluşturulan borür tabakalarının sertliği, diğer geleneksel sertleştirme yöntemleri olan sementasyon ve nitrürasyonla elde edilenlere göre çok daha yüksektir. Borür tabakalarının yüksek yüzey sertliğine ve düşük sürtünme katsayısına sahip olmaları; adhezif, kimyasal tribo-oksidasyon, yüzey yorulması ve abrasiv aşınma gibi temel aşınma mekanizmalarının oluşumunu önlemede çok önemli yararlar sağlar. Bu sayede kalıp üreticilerinin, pahalı ve zor işlenebilen takım çelikleri yerine, üstelik orijinal malzemeninkinden daha üstün özelliklere ve aşınma direncine sahip olan kolay işlenebilen çelikleri kullanabilmeleri mümkün olmuştur. Bu da takım ve kalıp ömrünü artırdığı gibi yağlayıcı kullanımını da azaltır. Borür tabakası, yüksek sıcaklıklarda bile sertliğini koruyabilmektedir. Katı ortam borlamasında yüzey oldukça temiz çıkmakta, ayrıca temizleme işlemine gerek kalmamaktadır. Kutu borlamasının kolay uygulanması, toz bileşiminin değiştirilebilmesi, çok az ilk yatırım maliyetinin olması nedenleriyle oldukça ekonomiktir. Isıl işlem uygulanabilen malzemeler, performanslarının geliştirilmesi amacı ile borlama sonrası tamamen sertleştirilebilirler. Borlama; bir iş parçasının sertleştirilmesi istenen seçilmiş bölgelerine ve düzensiz karmaşık şekilli parçalara düzgün ve dengeli olacak şekilde uygulanabilir. Soğuk yapışma kaynağına olan eğilim azalır. Borlama işlemi, demir esaslı malzemelerin oksitleyici olmayan seyreltik asitlere karşı korozyon direncini ve bu malzemelerin erozyon direncini artırdığından; endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır. Borlama işlemiyle, düşük alaşımlı çeliklerin H_2SO_4 , H_3PO_4 ve HCl gibi etkili asitlere karşı direncini artırmak mümkündür. Borlanmış yüzeyler, 850 °C dolaylarındaki yüksek sayılabilecek sıcaklıklarda orta seviyede oksidasyon direncine ve oldukça yüksek sayılabilecek düzeyde ergimiş metal korozyon direncine sahiptir. Borlama, oksitleyici ve korozif ortamlarda parçanın yorulma ömrünü artırır. Borlama yüzeyini çok hassas bir şekilde parlatmak mümkündür.

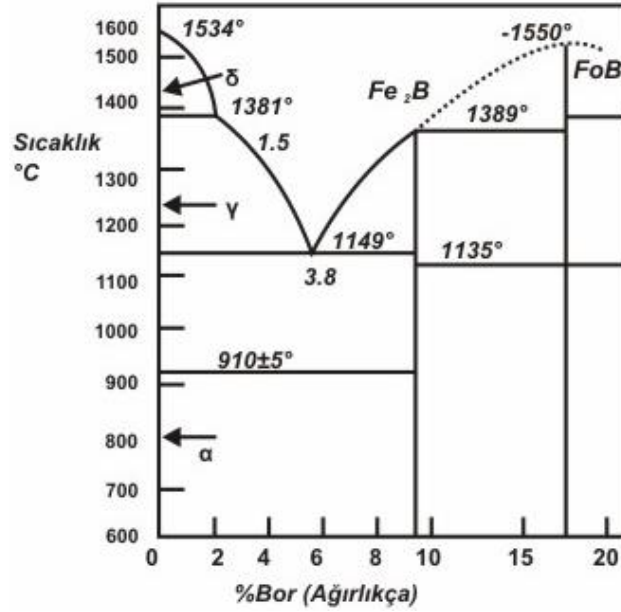
Borlama yönteminin diğer yüzey sertleştirme yöntemlerine göre en önemli dezavantajları ise borlama tekniklerinin esnek olmamasıdır (Ulutan, 2007; Özbek, 1999; Şen, 1997; Cabeo ve diğ., 1999; Kaestner ve diğ., 2001). Gaz ortamında sementasyon ve plazma nitrürasyonu gibi diğer termokimyasal yüzey sertleştirme işlemlerine göre işçilik ve işletim maliyeti daha yüksektir. Daha esnek olan gaz karbürizasyonu ve plazma nitrürasyonu işlemlerinin kısa sürede ve daha kolay gerçekleşmesi borlamaya göre bazı avantajlar sağlamaktadır. Buna rağmen; yüksek sertlik ve kalıcı yüksek aşınma ve korozyon direncinin arzu edildiği durumlarda borlama işlemi tercih edilmektedir. Ucuz iş gücü temin edilebilen yerlerde de borlama tercih edilen bir işlemdir. Borlamaya tabi tutulan malzemelerde bor tabaka kalınlığının % 5-20'si oranında boyutsal artış gözlenmektedir. Örneğin, 25 µm'lik bir tabaka kalınlığı, 1,25-6,25 µm'lik bir büyümeye neden olmaktadır. Bu kalınlık artışı borlanan malzemenin cinsine ve borlama koşullarına bağlıdır. Çok hassas toleranslarla çalışmak gerektiği zaman, kaplamanın işlenmesi elmas takımlarla mümkün olmaktadır. Çünkü yüzeyin geleneksel tekniklerle işlenmesi sırasında kaplama tabakasında kırılmalar meydana gelmektedir. Bu da kaplama kalitesinde bozulmalara ve çatlamalara yol açmaktadır. Genelde borlanmış alaşımlı çelik parçaların döner temaslı zorlanmalarda yorulma özellikleri, ≈ 2000 N'luk yük altında bulunan yüksek basınçlı yüzeylerde karbürizasyon ve nitrürasyonla kıyaslandığı zaman çok daha zayıftır. Borlamanın bu özelliği nedeniyle, dişli üretiminde bir sınırlama söz konusu olmaktadır. Bu yöntem; işlem parametrelerinin kontrol yeteneğinin çok kötü olması, otomasyonun mümkün olmaması nedeniyle, elle çalışma zorunluluğu gerektirmesi ve atık ürünlerin çevreye verdiği olumsuz ve zararlı etkilere sahiptir. Borlama sonrası ısıtılacak olan çeliklerde borür tabakasının özelliklerinin korunması için soy gaz atmosferi veya vakum altında çalışmak gerekmektedir.

Bir termokimyasal yüzey işlemi olan borlamada, ısı enerjisi ve difüzyon yolu ile parçanın yüzeyindeki metalik kafese bor atomları geçirtilir. Bu yolla çelik yüzeyinde diş şeklinde demir borür bileşikler meydana gelmektedir. Demir-bor denge diyagramında ağırlıkça % 8,83 bor oranında Fe_2B yine ağırlıkça % 16,23 bor oranında da FeB demir borür ara bileşikler meydana gelmektedir. Ağırlıkça % 3,8 bor oranında ergime sıcaklığı $1149^\circ C$ olan ötektik yapı oluşmaktadır (Şekil 4.20). Dolayısıyla borlanmış yüzey bu sıcaklığa kadar ısıdan etkilenmemektedir.

Tipik borlama toz karışımlarının % ağırlıkça bileşimleri (Uluköy ve Can, 2006):

- % 50 B_4C , % 90 SiC , % 5 KBF_4
- % 85 B_4C , % 15 Na_2CO_3
- % 95 B_4C , % 5 $Na_2B_4O_7$
- % 84 B_4C , % 16 $Na_2B_4O_7$

- Amorf bor (% 95-97)
- (% 40-80) B_4C , + (% 20-60) Fe_2O_3
- % 60 B_4C + % 5 B_2O_3 + % 5 NaF + % 30 Fe_2O_3
- % 50 Amorfbor + % 1 $NH_4F.HF$ + % 49 Al_2O_3
- % 20 B_4C + % 5 KBF_4 + % 75 Grafit
- % 95 Amorfbor, % 5 KBF_4



Şekil 4.20 Fe-B denge diyagramı

Yaygın olarak kullanılan bor kaynakları; bor karbür (B_4C), ferrobor ve amorf bordur. Ferrobor ve amorf bor çok iyi bor kaynakları olup, kalın borür tabakası oluşumunu sağlarlar. Akışkan katkısı olarak SiC ve Al_2O_3 ; aktifleyici olarak $NaBF_4$, KBF_4 , $(NH_4)_3BF_4$, $NHCl$, Na_2CO_3 , BaF_2 ve $Na_2B_4O_7$ kullanılmaktadır. Amorf bor oldukça pahalıdır. Ferrobor ucuz olsa da ne ticari miktarlarda, ne de yeterli saflıkta üretilmemektedir. Dolayısıyla endüstriyel uygulamalar için sadece bor karbür kullanılmaktadır. Bor karbürlerin fiyatı hem nispeten daha ucuz olmakta ve hem de kalitesinde bir değişim söz konusu olmamaktadır.

4.2.7. Ark Esaslı Yüzey Modifikasyon Yöntemleri

Aynı veya benzer cinsten en az iki malzemeyi ısı, basınç veya her ikisinin birden kullanılması suretiyle, ilave bir malzeme katılıp ya da katılmadan, yapılan birleştirme işlemine kaynak denir. Kaynak, bölgesel bir döküm işlemi olarak da tanımlanabilir. Kaynağın gelişim

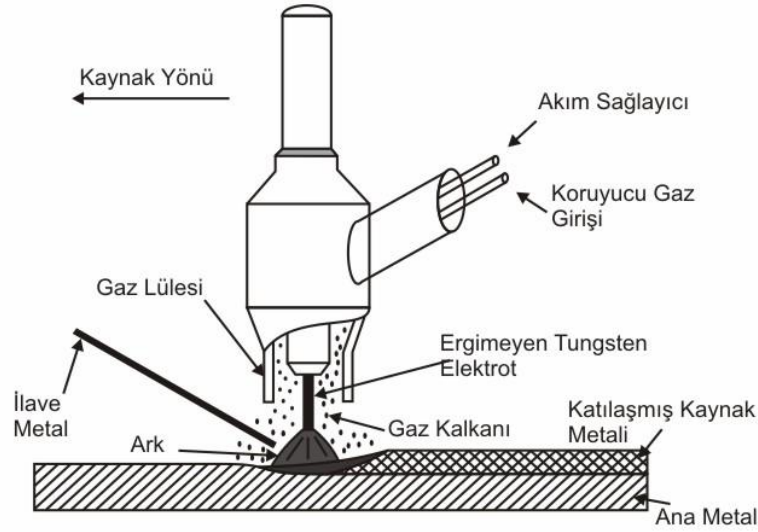
süreci içinde, bir yandan yeni esaslara dayalı kaynak yöntemleri ortaya çıkarken, bir yandan da bilinen yöntemlerin geliştirilmesi ve otomatikleştirilmesi gerçekleşmiştir. Günümüz kaynak tekniğinde, bu yöntemlerden elektrik direnç kaynağı, örtülü elektrod ile kaynak, tozaltı kaynağı, elektrocuruf kaynağı ve koruyucu gaz kaynağı genel kaynak yöntemleri olarak kabul edilir. Kullanım alanına bağlı olarak, yüzey dayanımı; tel/toz püskürterek, ince sert kaplama, krom kaplama PVD, CVD kaplama gibi yöntemlerle elde edilemeyebilir. Bu tür artırımları gerçekleştirmek için ilave metal (elektrod) kullanımını sağlamak gerekebilir. İşte bu teknolojik gelişmeler içinde aşağıda ark kaynak mekanizmasına dayalı kaplama çeşitleri incelenecektir. Ark esasına dayanan yüzey modifikasyon yöntemleri şunlardır:

- 1) Gaz tungsten ark kaynağı,
- 2) Gaz metal ark kaynağı,
- 3) Plazma ark kaynağı,
- 4) Tozaltı ark kaynağı,
- 5) Elektrocuruf kaynağı.

4.2.7.1. Gaz Tungsten Ark Kaynağı

Gaz tungsten ark kaynağı (GTA veya TIG), ergimeyen bir tungsten elektrodla iş parçası arasında oluşturulan arkın gerekli olan ısı enerjisini üretmesi ve bu kaynak banyosunu koruyucu gaz olarak argon veya helyum koruması esasına dayanan bir yöntemdir. Bu yöntemde ark ana malzemeyi ergitmek için kullanılır ve gerekiyorsa ilave metal bir telle şeklinde dışarıdan verilerek sağlanır. Koruyucu gazın görevi ise; ark bölgesi ve kaynak dikişini havayla kimyasal ve fiziksel bileşik oluşturmaktan dışarı atarak dikişi O_2 ve N_2 gazlarının etkisinden korumak, kaynak metalinin soğuma hızının ayarlanmasına katkıda bulunmak ve istenilen ark karakteristiğini ve damla geçişini sağlamaktır. Dikiş genişliği, dikiş yüksekliği, dikiş nüfuziyeti kullanılan malzeme ve seçilen koruyucu gaz türüne göre değişir. GTA kaynağında He, Ar gazlarının yanı sıra bu gazların karışımları da kullanılır. Her iki gaz da tek atomlu moleküle sahip olup son yörüngelerinde 8 elektron bulundurduğu için asal gazdırlar. Bu yüzden diğer elementlerle birleşmezler. Helyum gazı havadan hafıfken, argon gazı ise havadan daha ağırdır. Dolayısıyla helyum uçucu özelliktedir ve koruma kabiliyeti düşüktür. Argon havadan daha ağır olduğu için ergiyik metali daha iyi korur. Genellikle alternatif akım (AC) alüminyum alaşımları, doğru akım (DC) ise demir alaşımları için kullanılmaktadır. İşlem elle veya otomatik bir şekilde yapılabilmektedir. Tungsten elektrot, ark işlemi için gerekli elektronların emisyonunu sağlamak amacıyla yeterince yüksek sıcaklıklara ısıtılır. Ark bölgesinde meydana gelen elektromanyetik

alan sayesinde elektrot ve parça arasındaki koruyucu gazın bir kısmı iyonlaşır. Bu yüzden ark bölgesinde gaz iletken ya da plazma haline gelir. Elektrik arkı, iletken hale gelen asal gazdan akımın geçmesiyle üretilir (Şekil 4.21).



Şekil 4.21 GTA veya TIG kaynağının şematik resmi (Buytoz, 2004)

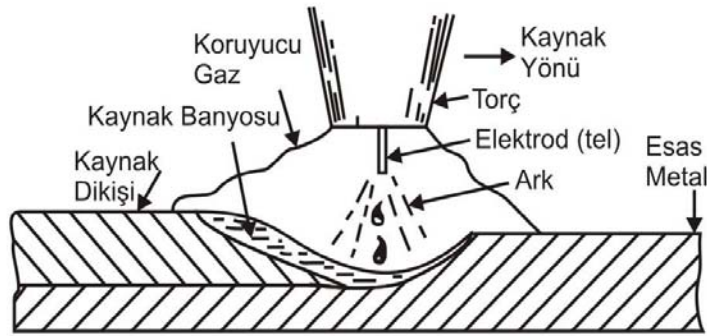
GTA ile alaşımlama yöntemi, uygun bileşime sahip alaşım toz veya tozlarının kaplama malzemesinin yüzeyinde ergitilmesi esasına dayanır. Ergime, her iki malzemede de aynı anda gerçekleşir ve hızla katılarak modifikasyon yapılan kaplama malzemesi ile esas metal metalurjik olarak birbirlerine bağlanır (Korkut ve diğ., 2002; Buytoz ve diğ., 2005). Hızla katılan ince taneli mikroyapılar sert karbür fazlarını içerirler ve oluşan yeni yapılar ile yüzeyin sertlik, aşınma direnci vb. özelliklerinde gelişmeler elde edilir. GTA kaplama ile aşınmış yüzeylerin yeniden oluşturulması ve çeşitli ilavelerle bu yüzeylerin daha dayanıklı hale getirilmesi mümkündür. Bu yöntemde kaplama yapılırken ilave malzeme tel veya çubuk olabilir. İşlem yapılmadan önce yüzeylerin hazırlanması ve kaplanacak malzemeye ön bir ısıtma uygulanması gerekebilir. Kaplamadan sonra ısıl işlem, gerilim giderme tavlama ve talaşlı imalat gerekebilir. Kolay uygulanan bir işlemdir. Küçük alanlara ve deliklere bu yöntemle kaplama yapılabilir. Kaplama kalınlıkları 2 mm ve üstüne çıkarken kaplama biriktirme miktarı 2 kg/saat değerlerine kadar ulaşmaktadır. Yöntemle çok yüksek kaliteye sahip kaplamalar elde edilebilmektedir. İşlemin yavaş olması ve geniş yüzeylerin kaplanmasında yetersiz kalması kullanımını sınırlamaktadır. Bu yöntemde kullanılan cihazların pahalı olması ve koruyucu gazlarla çalıştığı için belirli bir çalışma alanı gerektirmesi ayrıca yöntemin hassasiyeti ve ince parçalar arasında uygulama alanı dezavantajları arasında sayılabilir. Küçük parçaların kalın kaplamaları için yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir. İşlem esnasında

yüzeyde çok yüksek sıcaklıklar oluşurken, işlem öncesi ve sonrasında oluşan sıcaklıklar düşüktür.

4.2.7.2. Gaz Metal Ark Kaynağı

Gaz metal ark esaslı kaynak yöntemleri, koruyucu gaz farklılığına göre metal inert gaz (MIG) ve metal aktif gaz (MAG) olmak üzere iki çeşittir. Bu tekniklerde ark, devamlı tükenen metal elektrod ile kaynak edilecek iş parçası arasında meydana gelmektedir. Kaynak banyosu ise koruyucu gaz yardımı ile korunur. MIG ve MAG kaynakları arasındaki fark koruyucu gazın türüyle ilgilidir. Koruyucu gaz olarak MIG kaynağında soy gaz olarak argon (Ar), MAG kaynağında ise karbondioksit (CO_2) kullanılır. Gazaltı koruma esasına dayalı yöntemde GTA veya TIG kaynağından farkı ise bu yöntemde eriyen elektrodun olmasıdır.

Kaynakta iyi bir ergime özelliğine; yüksek akım yoğunluğu ile çalışıldığı zaman erişilir. Bu akım yoğunluğu da arkın durumuna bağlı olarak 60-180 A/mm arasında değişir. Yüksek akım şiddeti ile derin nüfuziyetli kaynak dikişleri elde edilebilir. MIG-MAG kaynağında ark bölgesi Şekil 4.22’de görülmektedir.

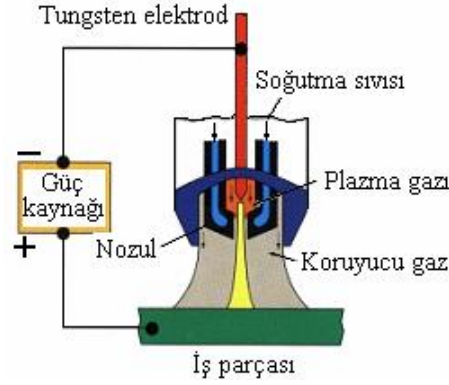


Şekil 4.22 MIG-MAG kaynağında ark bölgesi

4.2.7.3. Plazma Ark Kaynağı

Plazma ark kaynağı çok yüksek bir sıcaklığa ısıtılarak iyonize olmuş ve elektrik iletkenliği kazanmış bir gaz olan plazma gazı sayesinde elektrik arkının tungsten elektrodun ucundan parçaya transfer edildiği ve böylece arkın oluşturulduğu bir koruyucu ark yöntemidir. Arkı oluşturan plazma ısı malzemeyi eritmektedir. Plazma kaynak mekanizması, tungsten

elektrod ve iş parçası arasında oluşturulan ark şeklinde bakıldığında, TIG kaynak mekanizmasına benzemektedir. Ancak elektrodun torçtaki konumu, kaynağın mekanizması ve arkın iletim şekli ile tamamen farklılık göstermektedir. Plazma arkının şematik olarak görünüşü Şekil 4.23'te görülmektedir.



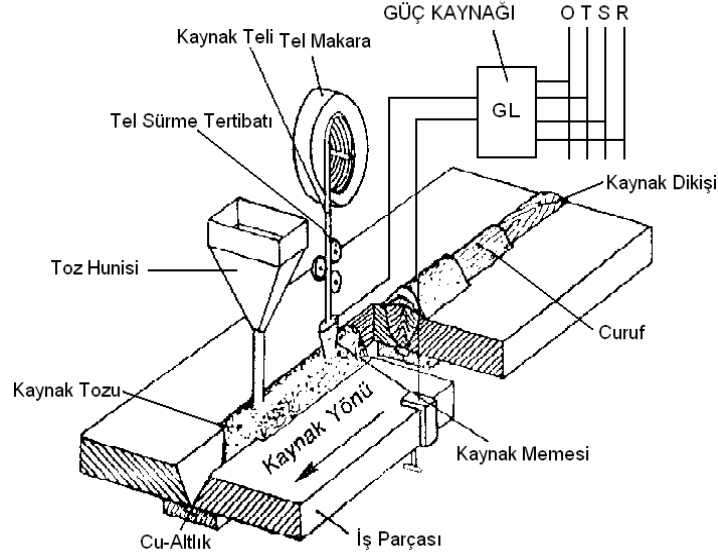
Şekil 4.23 Plazma arkının şematik görünüşü

Elektrodun etrafından gelen argon gazı tungsten elektrod ve nozul arasındaki pilot ark sayesinde iyonize olmaktadır. Böylece iletken hale gelen plazma gazı nozulun dar uç kısmından geçerek dar bir sütun halinde parçaya iletilmektedir. Koruyucu gaz ise nozulun dış çevresinden kaynak bölgesine iletilerek kaynak banyosunu korumaktadır.

4.2.7.4. Tozaltı Ark Kaynağı

Çıplak bir elektrot ile iş parçasında ark oluşturarak kaynak bölgesindeki korumanın ise bir toz yığını ile sağlandığı kaynak yöntemidir. Toz altı kaynak yöntemi yüksek ergitme güçlü ve yüksek kaynak hızlı bir yöntem olup bir paso ile yaklaşık 75 mm, iki paso ile 130 mm ve çok paso ile daha yüksek kalınlıklara kadar kaynak yapabilme olanağı sağlar. Normal el ile yapılan kaynağa nazaran elektrod daha yüksek akım şiddetiyle yüklenebildiğinden büyük bir ergimiş kaynak banyosu ve daha derin bir nüfuziyet elde edilir. Ayrıca kaynak ağzı açmadan tek taraftan 16 mm'ye kadar, iki taraftan çalışma durumunda ise 30 mm'ye kadar kaynak yapabilme olanağı vardır. Bu yöntemde ergime, sürekli beslenen tel şeklindeki bir elektrod ile iş parçasında oluşan ark yardımı ile sağlanır. Bu esnada bir toz deposundan bir huni ile gönderilen granül halindeki toz, kaynak arkını örterek, kaynak banyosunu ortamın olumsuz etkilerinden korur. Koruyucu görevi yapan kaynak tozu ayrıca kaynak banyosuyla reaksiyona girerek kaynak metalinde oksit oluşumunu engeller.

Ergiyen elektrod, eriyen ana metal ile karışır; arka yakın yerdeki toz da ergir ve kaynak banyosuna katılarak alaşımlandırma yapar. Toz camı bir curuf meydana getirir. Bu curuf ergiyik metalden daha hafif olduğu için, koruyucu bir tabaka şeklinde banyo üzerinde yüzer. Tozun artan kısmı tekrar tekrar kullanılabilir (Şekil 4.24).

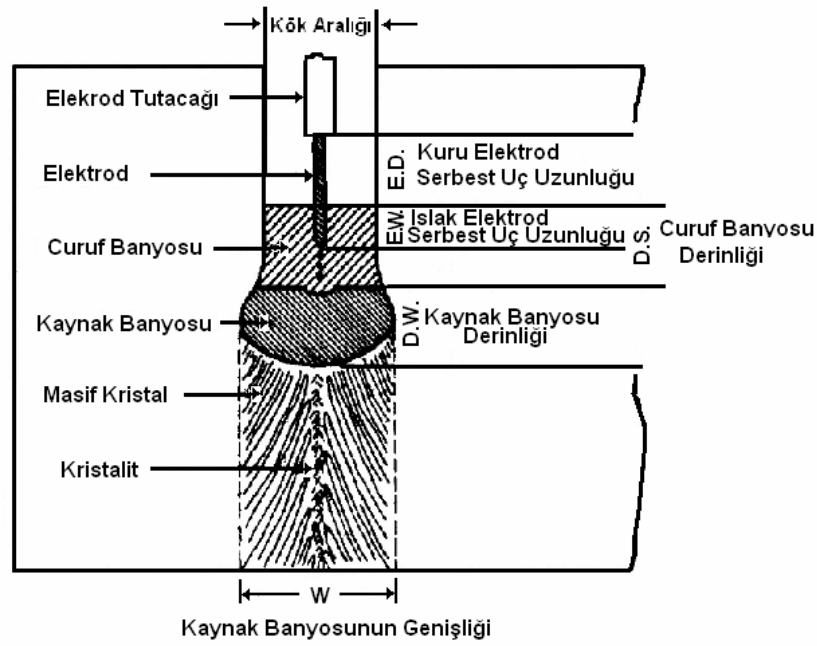


Şekil 4.24 Tozaltı kaynağının şematik görünüşü

4.2.7.5. Elektrocuruf Kaynağı

Elektrocuruf kaynağı aslında tam anlamıyla bir “ark kaynağı” değildir. Ark, işin sadece başında vardır ve iş bittikten sonra, kaynak sürecinin sonuna kadar ark artık görülmez. Ancak bu yöntemin demirli veya demirsiz metallerin kaynağında, özellikle büyük kesitli, ağır parçaların kaynağında önemli yer tutması itibariyle, oldukça önemli bir kaynak metodudur. Şekil 4.25’de elektrocuruf kaynak yönteminin şematik görünüşü verilmiştir.

Geniş ölçüde kullanmasıyla elektrocuruf kaynağı, ağır makineler ve büyük yapıların imal ve montaj uygulamalarında kullanılmaktadır. Elektrocuruf kaynağı, bir elektrik akımının bir ergimiş dekapan (flux) ya da curuf arasından geçerken etki ettiği ısıyı kullanan bir ergitme kaynak yöntemidir. Bir “kök” aralığı ile birbirlerinden ayrılmış birleştirme kenarları ergime noktasına getirilir ve aralık ergimiş ilave metalle doldurulur. Topraklanmış iş parçasına akımı taşıyan curufun direnci, elektrod telini (ilave metal) ve iş parçasının kaynak edilecek bölümlerini ergiten ısıyı meydana getirir. Burada kaynak parametreleri birleşerek kaynak banyosunun derinliği, kaynak genişliği ve ergimiş ana metal miktarını denetim altına tutarlar (Oğuz, 1989).



Şekil 4.25 Elektrocüruf kaynağının şematik görünüşü (Oğuz, 1989)

Elektrocüruf kaynağının esas amacının kalın kesitleri dikey pozisyonda tek pasoda kaynak etmektir. Kaynak edilecek parçalar aralarında bir mesafe bırakılarak hizaya getirilir. Suyu soğutulan bakır pabuçlar, kaynak aralığının her iki yanına kenetlenmiş olup bunlar kaynak edilecek parçaların kenarlarına binerek bir kaynak boşluğu, yani ergimiş curufu sıvı metal banyosunu içeren bir açık kutu oluştururlar. Bunun içine elektrodlar sürülür ve bir miktar dekapan dökülür. Elektrodların içeri sürülme temposu ergimelerini karşılayacak şekildedir. Elektrodlarla ana metal arasında geçen akım dekapanı ertirir. Böylece curuf oluşur ve bu ergimiş curuf banyosu yüksek bir elektriksel iletkenlik ve yüksek sıcaklıkla tutulur. Curuf banyosunun bu sıcaklığı ana ve elektrod metallerinin ergime noktalarının üstünde olup bunların ikisi de ergir. Ergimiş bu metaller curuf banyosunun altında toplanıp metal banyosunu oluştururlar. Beraber kaynaşarak da, iş parçasının kenarlarını birleştiren kaynağı meydana getirirler. Arkın başlangıç ısısı dekapanı ertirmede kullanılır ve ergime oluşunca da arkı keser ve elektrodların elektrocüruf ergimesi başlar. Kaynağın bu bölümü sonradan kesilip atılır. Tel elektrod ergimeyi sürdürüp ve bir miktar daha dekapan eklenince, bakır pabuçlar, levha kenarlarıyla birlikte oluşturdukları boşlukla, kaynak metalinin üstünde bir curuf banyosunu çevreler. Katılma dip ve yanlardan olduğu için kaynak düzeyi yükseldikçe bakır pabuçlar yukarıya doğru hareket eder. Kaynak böylece yukarıya doğru, üst kulaklar üzerinde bitene kadar devam eder. Kulaklar, çekme boşluklarının oluşmasına olanak sağlarlar. Bunlar da daha sonra kesilip atılır (Oğuz, 1989).

Elektrocuruf kaynağında curufun esas amacı, elektrik enerjisini ısıya dönüştürmektir. Dolayısıyla bir curufun başlıca nitelikleri, elektriksel iletkenlik ve sıcaklık direnç katsayısıdır. Curuflar ergimiş halde, yükselen sıcaklıkta, keskin şekilde artan bir elektriksel iletkenliğine sahiptirler ve belli bir sıcaklığın altında curuflar pratik olarak elektrik akımını geçirmezler. Ergimiş curuf ayrıca eriyen metali havanın oksijen ve azotundan korumak için ana metalin kimyasal bileşimindeki kir ve oksit parçalarını da ertir (Oğuz, 1989).

4.3. Yüzey Modifikasyon Yöntemlerine Göre Yüzey Kaliteleri

Bilimin her geçen gün akıl almaz bir şekilde ilerlemesi karşısında malzemelere olan ihtiyaç da artmaktadır. İstenilen özelliklerde malzeme elde etmek veya mevcut malzemelere yeni ve üstün özellikler katmak; bu ihtiyaca kısmen cevap vermek anlamına gelmektedir. Bu amaçla mevcut yöntemlerin yüzey kalitelerine göre gruplandırmak gerekirse;

- 1) Buhar fazı yöntemlerine göre yüzey kaliteleri,
- 2) İyon implantasyon yöntemlerine göre yüzey kaliteleri,
- 3) Termal püskürtme yöntemlerine göre yüzey kaliteleri,
- 4) Kaynak yöntemlerine göre yüzey kaliteleri,

olarak dört grupta sınıflandırmak mümkündür.

4.3.1. Buhar Fazı Yöntemlerine Göre Yüzey Kaliteleri

İlerleyen teknolojinin ışığı altında ince sert seramik film kaplamaların, tribolojik amaçlı uygulamalardaki kullanım oranları her geçen gün artmaktadır. Çeşitli kaplama yöntemlerinin uygulama alanlarını belirleyen iki parametreden bahsedilir. Bu parametreler kaplama işleminin yapıldığı sıcaklık ve kaplama işlemi sonrası elde edilebilecek kaplama kalınlık aralığıdır. Buhar biriktirme işlemi Fiziksel Buhar Biriktirme (PVD) ve Kimyasal Buhar Biriktirme (CVD) yöntemlerini içerirler. Özellikle PVD yönteminin diğerlerine nispeten daha düşük işlem sıcaklıklarında yapılabilmesi ve geniş kaplama kalınlık aralıklarında kaplamaların elde edilmesi, PVD yöntemine daha geniş kullanım alanları sunmaktadır. Malzeme yüzeyinin fiziksel ve kimyasal özelliklerinin değiştirilmesine olanak sağlayan kaplama teknikleri, kaplama malzemesinin bulunduğu fiziksel hale göre gaz halinden, çözeltiden, sıvı veya yarı sıvı halden yapılan kaplamalar olarak ana başlıklara ayrılırken, bunlar da kendi aralarında çeşitli alt gruplara ayrılmaktadırlar. CVD işlemi ek olarak, akkor ışık plazmasının kullanılmaya

başlamasıyla değişime uğramış ve Fiziksel-Kimyasal Buhar Biriktirme (P-CVD) adını almıştır. Her bir biriktirme tekniği avantaj ve dezavantajlara, tercih edilen uygulama aralıklarına sahiptirler. PVD tekniği, esas olarak vakum altında bulunan malzemelerin buharlaştırılarak veya sıçratılarak atomların yüzeyden kopartılması ve kaplanacak olan taban malzemesi yüzeyine atomsal veya iyonik olarak biriktirilmesidir.

PVD yönteminin ilk uygulaması, Faraday'ın 1850 yılında metalleri vakum altında buharlaştırarak ürettiği kaplamalar olarak kabul edilebilir. Kundt ise 1888 yılında, bu yöntem kullanılarak üretilmiş ince filmlerin yansıtma özellikleri üzerine bazı çalışmalar yapmıştır. Daha sonraki yıllarda ise, ince metalik film tabakaların kinetiği, gazların difüzyonu ve gaz-metal reaksiyonları üzerine bir takım araştırmalarda bulunulmuştur. Vakum teknolojisinde sağlanan gelişmeler sonucunda ise, II. Dünya Savaşı sırasında PVD tekniği endüstriyel olarak kullanılmaya başlanmıştır. Daha çok, başlangıçta dekoratif amaçlı yapılan kaplamalarda kullanılan PVD yönteminin takım ömürlerinin arttırılmasında oldukça nadir durumlarda kullanılması söz konusu idi. Yüksek hız takım çeliklerinin PVD yöntemi ile kaplanması kullanım açısından oldukça sınırlı kalmıştır. Bunun gerçekleşmesi üretim mühendisleri ve takım üreticileri için oldukça uzun yıllar almıştır. Kesme ve şekil verme takımlarının PVD yöntemi ile kaplanması 1970'li yılların ortasında başlamış ve 1980 yılında Mitsubishi tarafından dişli kesme takımlarında yapıldığı gibi Balzers ve Gühring tarafından burğu delicilerin TiN ile kaplanması geliştirilmiş ve kaplama yapılarak endüstrinin hizmetine girmiştir. O zamandan beri PVD kaplamalar iki esas doğrultuda;

- a) Sertliğin iyileştirilmesi,
- b) Termal direncin iyileştirilmesi şeklinde gelişerek yön bulmuştur.

Şimdilerde ise değişik PVD kaplama yöntemleri ile farklı tiplerdeki kaplama-altyapı malzeme bağları gibi çok değişik kaplama yapıları elde edilebilmektedir. Metal ve plastik endüstrisinde farklı birçok işlemler kullanılmaktadır. PVD işlemlerinin çoğu vakum altında yapılır. CVD işlemleri ise atmosferik basınçtaki bir reaksiyon kutusunda yapılabilir. PVD kaplama kalınlıkları 2-15 µm arasında olması ve CVD tekniğine göre daha fazla sertlik yüzeyi elde edilmesi nedeniyle tercih edilir.

4.3.2. İyon İmplantasyon Yöntemlerine Göre Yüzey Kaliteleri

İyon implantasyonu malzemelere yeni atomik elementlerin girişinin gerçekleştirildiği bir yöntemdir. Bu yöntemde boyutsal değişime sebep olmadan en dış tabakaların yapısı ve

bileşimi değiştirilebilmekte ve bu sayede malzemelerin elektrik-optik-mekanik özellikleri, yarı-iletkenlik davranışı, korozyon ve aşınma direnci artırılabilir.

İyon implantasyon yöntemlerinde esas özellik, yüzey yapısının kimyasal bileşiminin değişmesi vardır. Kimyasal özelliğinin değişmesi hadisesi malzemenin içyapısıyla ilgilidir. Malzemenin içyapısının değişmesi olayında difüzyondan söz konusudur. Difüzyonu kısaca kütle transferi olarak izah edebiliriz. Malzemeyi oluşturan atomların hareketi söz konusudur. Difüzyon için gerekli iki temel faktör vardır. Bunlar; sıcaklık ve zamandır. İyon imlantasyonu yöntemlerinin daha etkili olması için iki kademeli termokimyasal yöntemler kullanılmaktadır.

İyon implantasyonu yüksek vakum içerisindeki (10^{-3} - 10^{-4} Pa veya 10^{-5} - 10^{-6} torr) enerjitik iyonların bir ışın yoluyla katı içine doğru gömülmesi ve böylece katının yüzeye yakın fiziksel ve kimyasal özelliklerinin modifiye edilmesi işlemidir. İyonlar malzemede yavaşladıkça, iyon enerjisine, iyonun gelme açısına ve alt tabaka bileşimine bağlı olarak, birkaç nanometreden birkaç mikrometreye kadar değişen aralıktaki derinliklerde dağılırlar. İyonun tipine, kütlesine, enerjisine, dozuna ve alt tabakanın bileşimine, kimyasal, elektriksel, termal, mikroyapısal ve kristalografik özelliklerine bağlı olarak yakın-yüzey bölgelerinin özellikleri değiştirilebilir. Malzemenin elektriksel, optik, mekanik özellikleri, yarı-iletkenlik davranışı, korozyon ve aşınma direnci bu yöntemle modifiye edilebilmektedir.

İyon implantasyonu, bir ya da daha çok elemente ait yüksek enerjili iyon ışınlarının, katının yüzeyine girişine izin veren bir işlemdir. Diğer yüzey işlemlerindeki gibi, iyon implantasyonu ara yüzey oluşturmaz. Başka bir deyişle, bir kaplama değildir. Termal olarak aktive edilmiş difüzyon işlemi esnasında atomların enerjileri çok düşüktür, nadiren 1 eV'den fazladır. Kalın oksit filmleri ya da kirliliğin bulunması difüzyonu engeller. Difüzyonun kontrolü güçtür. Tersine, iyon implantasyonunda atomların enerjileri termal difüzyondan milyon kez büyüktür. Penetrasyon bu partiküllerin kinetik enerjilerinden kaynaklanır ve dislokasyonlar, yüzey filmleri ya da tane sınır etkilerinden bağımsızdır. Modifiye edilen tabakanın kalınlığı son derece incedir (0,01-0,5 μ m). İyon implantasyonu 200 °C'nin altındaki düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilir. Böylece iyon implantasyonu hassas bir şekilde ve bitmiş yüzeyler distorsiyona uğramadan uygulanabilir. Dengesiz bir işlem olduğundan, çökelti oluşturarak veya oluşturmada çözünürlük sınırları aşılabılır. Bunun anlamı difüzyon koşullarına gerek kalmadan her iyonun malzeme içine girişinin mümkün olmasıdır. N, C, B gibi hareketli implante elementleri kayma gerilmeleri etkisiyle dislokasyonlar etrafındaki arayere göç ederler. Dislokasyonların hareketi empirüteler tarafından engellenir ve metaller sertleşir. Aşınma ilerledikçe, dislokasyonlar daha derine iner ve beraberinde implante elementlerini taşırlar. Böylece, yeni sert yüzeyler oluşur. İyon implantasyonu, yakın-yüzey bölgesini sertleştirirken,

bunun altında kalan alt tabakanın da tokluğunu arttırdığından mekanik özelliklerde büyük bir artış sağlamaktadır.

İyon implantasyonunda, bir iyonun katı içinde aldığı mesafe önemlidir. İyonun yüzeyden durduğu noktaya kadar aldığı yola, toplam mesafe (R_{toplam}) denir. İyon genelde yön değiştirerek dolambaçlı bir yol izleyeceğinden, hem toplam mesafeyi hem de ortalama dağılma aralığını tespit etmek mümkündür.

$$R_{\text{toplam}} = (1 + M_2 / 3M_1) \cdot R_p \dots\dots\dots(4.5)$$

$$R_{\text{toplam}} = 0,6 \cdot 10^{-6} (Z_1^{2/3} + Z_2^{2/3}) [(M_1 + M_2) M_2 \cdot E] / Z_1 \cdot Z_2 \cdot M_1 \cdot \rho \dots\dots\dots(4.6)$$

M_1, M_2 : Sırasıyla, gelen iyonların ve hedef atomların atomik kütleleri

Z_1, Z_2 : Sırasıyla gelen iyonların ve hedef atomların atom sayıları

E: Elektron enerjisi (keV)

ρ : Hedef alt tabaka yoğunluğu (gcm^{-3})

4.3.3. Termal Püskürtme Yöntemlerine Göre Yüzey Kaliteleri

Termal püskürtme kaplama yönteminde; tel, çubuk veya toz şeklindeki kaplama malzemeleri bir püskürtme tabancasında yanıcı, yakıcı ve taşıyıcı gazların yardımıyla püskürtülerek malzeme yüzeyinde bir kaplama katı oluşturulur. İşlemin yapılışı ve kullanılan malzemeye göre değişen farklı uygulamalar mevcuttur. Bunların arasında alev püskürtme, plazma püskürtme ve yüksek hızlı oksı-yakıt (HVOF) püskürtme bulunmaktadır. Bu yöntemlerle oldukça fazla sayıda ve geniş bir aralıktaki metaller kaplama malzemesi olarak kullanılmaktadır. Nikel ve kobalt esaslı krom, bor ve silisyum alaşımları, tungsten karbürli metaller ise, aşınma problemine karşı büyük gelişme sağlamışlardır. Bu yöntemlerle aşınmaya karşı koruma, tamir amaçlı yüzey kalitesinin düzeltilmesi ve orijinal parça üretimi yapılabilmektedir.

Termal püskürtme işlemleri; metaller, seramikler ve polimerler gibi çok çeşitli kaplama malzemelerinin çok farklı ana malzemeler üzerine yapılabildiği kaplama yöntemlerini içerir. İşlem yapılırken kaplama malzemesinden ısı yoluyla elde edilen ergimiş ya da yarı ergimiş parçacıklar malzeme yüzeyine doğru hızlı bir şekilde gönderilir. Sonuçta yüzeyde oluşan bağlanma ve hızlı katılaşma ile bir kaplama yapısı meydana gelir. Kaplamanın sertliği işlem

parametrelerine, kullanılan kaplama yöntemlerine ve kullanılan farklı enerji kaynaklarına göre değişim gösterir.

Termal sprej yöntemlerine etki eden başlıca faktörler şunlardır:

- a) Termal kinetik enerjinin oluşturulması
- b) Sprej malzemesinin enerji etkileşimi,
- c) Sprej parçacıklarının kaplanacak malzemeyle etkileşimi,
- d) Sprej akışının (alev, plazma vb.); bileşim, sıcaklık, hız, sprej mesafesi ve dış ortam etkileri,
- e) Malzeme beslemenin; partikül ya da tel boyutu ve şekli, ilerleme, enjeksiyon metodu ve geometrisi, taşıyıcı gaz, akış şekli ve hızı, kimyasal ve fiziksel özellikleri,
- f) Kapanacak malzemenin; yüzey bileşimi, yüzey profili, sıcaklık, kimyasal ve fiziksel özellikleri, sprej tabancasına göre hızı,
- g) Sprej tabancasının; lüle geometrisi, gücü, gaz akışları ve gaz kaplamaya önemli etkilerinin olduğu unutulmamalıdır.

4.3.4. Kaynak Yöntemlerine Göre Yüzey Kaliteleri

Bir iş parçasından istenen genel olarak dış yüzeyinin sert ve iç kısmının da sünek bir yapıda olmasıdır. Buradaki amaç dış tabakanın aşınma ve korozyon gibi olumsuz etkilere karşı dayanıklı olması sağlanırken, parçanın iç kısmı ise gelen yüklere karşı mukavemetli olmaktadır. Malzeme yüzeyinde böyle bir tabakanın oluşturulması için pek çok yöntem geliştirilmiştir. Bu yöntemlerle oluşan yüzey tabakaları bazen çok ince olmakta ve aşırı sertlikleri nedeniyle de çalışma şartları esnasında gelen darbelere karşı dayanıksız olmasıdır. Diğer yöntemlerden bazılarının ilk yatırım veya uygulama maliyetlerinin oldukça yüksek olması ve büyük parçalar söz konusu olduklarında yetersiz kalmaları da ayrı bir dezavantajdır.

Kaynak yöntemleriyle yapılan kaplamaların en önemli etkisi ısıнын kaplama için bir üreteç olmasıdır. Bu nedenle geleneksel olarak kullanılan kaynak yöntemlerinin kaplama işleminde bir ısı kaynağı olarak kullanılması ve ilave metal ve alaşımlarla malzeme yüzeyinin kaplanması en çok kullanılan kaplama şeklidir. Bu yöntemlerle malzeme yüzeyine ilave sert tabakalar yapılabilmekte, mevcut yüzey değiştirilerek özellikleri geliştirilmekte ve aşınmış bir bölgenin tamiri yapılırken daha da güçlendirilmesi söz konusu olmaktadır. Malzeme yüzeyinde bu şekilde ilaveler yapılması için klasik kaynak tekniklerinden olan elektrik ark, tozaltı, ve gazaltı kaynak yöntemleri kullanılmaktadır. İlk yatırım maliyetleri ve uygulamaları pahalı olmasına rağmen, lazer ışını ve elektron ışını kaynak teknikleri de kaplama uygulamalarında

kullanılmaktadır. Bu yöntemlerle uygulanan kaplamalarda genel olarak malzemede bozulma ve çarpılmalar, yüzey hassasiyetlerinin düzeltilmesi için talaşlı imalat ihtiyacının oluşması gibi dezavantajlar mevcuttur. Her şeye rağmen bu yöntemlerle diğer ergitme yöntemlerine göre daha kullanışlı mikroyapı ve mekanik özelliklere sahip bir kaplama tabakası oluşturulabilmektedir. Bu alanlarda birçok başka çalışmalar da yapılmış olup, bu yöntemlerin yüzey modifikasyonunda verimli olduğu gözlenmiştir.

5. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

TIG yöntemiyle yapılan birçok kaplama çalışması mevcuttur. Xu ve arkadaşları (2006), martenzitik paslanmaz çeliğe, lazer ve tungsten asal gaz (TIG) kaplama yöntemini kullanarak Co esaslı alaşımlarını (stellite 6) kaplamışlardır. Kplama tabakasının biçimi, ıslatılabilirliği, Vickers sertliği, dendrit kol uzunluğu, mikroyapıyı, alaşım element dağılımını ve aşınma direncini belirlemeye çalışmışlardır. Yaptıkları incelemede; lazer kaplama tabakasının özelliklerini TIG kaplama tabakası ile karşılaştırmışlardır. Sonuçta; ıslatma değerinin küçük, daha ince bir mikroyapı, ısıdan etkilenen bölgenin (HAZ) daha dar oluşu, alaşım elementlerinin segregasyonunun dar olması, yüksek Vickers sertlik değeri, daha mükemmel bir aşınma direnci ve alaşım elementlerin miktarının daha yüksek ve yine kaplama tabakalarında EDS analizleriyle Fe miktarlarının düşük olduğunu tespit etmişlerdir.

Tungsten asal gaz kaynak tekniği kullanılarak AISI 304 paslanmaz çelik alt tabakasına başarılı bir şekilde kaplama yapılmıştır (Frangini ve diğ., 2002). Bu yöntemler 10-30 mm kalınlığına sahip güçlü, yoğun ve üniform adherent kaplama tabakası elde etmek mümkün olmuştur.

AISI 1045 TIG yöntemi ile çelik yüzeyine yapılan grafit, ferrotitanyum ve Fe-Cr-B-Si tozlarının ergitilerek kaplanmasında; kaplamaların özelliklerine ve mikroyapıya önceden yerleştirilen kaplama tozlarının kalınlığının ve kaynak parametrelerinin etkileri incelenmiştir (Wang ve diğ., 2006). Elde edilen bulgularda TIG kaynak yöntemi sırasında ferrotitanyum ve grafit arasında direkt metalurjik reaksiyon ile TiC tanelerinin elde edilebileceğini göstermiştir. Kaplamanın mikro sertliği; kaynak parametrelerinin ve önceden yerleştirilen toz tabakasının kalınlığı ile etkilendiği görülmüştür. Ayrıca yüzey kompozit kaplaması, TiC tanelerinin oluşumundan dolayı; alt tabakadan daha düşük bir aşınma değeri ve daha yüksek bir sertlik değeri göstermiştir.

Yapılan başka bir incelemede, ısl püskürtme yöntemi ile yapılan Fe-Cr-B alaşım tozunun kaplamasında, üst tabakanın mikroyapısında Cr bakımından zengin borit fazlar ($\text{Cr } 1: 65\text{FeO}: 35\text{BO}: 96$ ve Cr_2B) ve α - (Fe, Cr) fazları oluşmuştur (Jin ve diğ., 2001). Plazma transferli ark (PTA) kaplama yöntemi ile yapılan Fe-Cr-C tozlarının % 0,45 C'lu çelik yüzeyinde ergitilmesiyle üretilen kaplama tabakasının mikro yapısında birincil (Cr, Fe) $_7\text{C}_3$ ve matris olarak (Cr, Fe) $_7\text{C}_3/\gamma$ -Fe ötektiklerinin oluştuğu belirlenmiştir (Liu ve diğ., 2005; Liu ve diğ., 2006). Bu tür kaplama tabakası yüksek sertlik ve kuru kayma aşınma testi altında mükemmel bir aşınma direnci göstermiştir. Fe-Cr-B spreyl kaplama tabakaları da Fe-Cr esaslı

takım çelikleri ile karşılaştırıldığında; önemli ölçüde düşük sürtünme katsayısı ve çok daha yüksek aşınma direnci göstermiştir (Jin ve diğ., 2001).

Bir gaz tungsten ark kaynağı (GTAW) yöntemi kullanılarak, alt tabakaya ön yerleştirilen FeCrBSi alaşım tozu, grafit ve ferrotitanyum tozları ergitilerek TiC taneli Fe esaslı kompozit kaplaması üretilmiştir (Xinhong ve diğ., 2006). Kaplama toz kalınlığının kompozit kaplamaların sertliğine, mikro yapısına ve aşınma direncine etkileri incelenmiştir. GTAW yöntemi sırasında ferrotitanyum ve grafit arsasında metalürjik reaksiyon ile TiC taneleri üretilmiştir. 3-5 µm tane boyutlu TiC taneleri matris içinde homojen dağılmıştır. TiC tanelerinin hacim miktarına bağlı olarak sertlik değerleri de, kompozit kaplamalarının sertlikleri ortadan üst bölgeye doğru yavaşça artmıştır.

Fan ve arkadaşları (2006) tarafından, A36 çelik alt tabakalarına yaptıkları yüksek Cr'lu Fe-Cr-C yüzey sertleştirme alaşımlarını kullanarak ürettikleri kaplamalarda (Cr, Fe)₂₃C₆ karbürlerini elde etmişlerdir. Alaşım dolgu teline grafit elde edilerek; ötektik altı ötektik ve ötektik üstü mikroyapıya sahip kaplanmış mikro yapılar üretilmiştir. Ötektik üstü kompozitler Cr-Fe katı çözeltili (α), (Cr, Fe)₂₃C₆ ve şekilli (Cr, Fe)₇C₃ içermektedir. Merkezde (Cr, Fe)₇C₃ içeren ve yoğun olarak (Cr, Fe)₂₃C₆ bulundurmakta ve sertlik değerini ise 70 HRC'den daha yüksek değere taşımaktadır. (Cr, Fe)₂₃C₆ bir yoğun ötektik yapı tarafından çevrelenmiştir.

Lin ve Wang'ın (2003) yaptığı incelemede, orta karbonlu çelik yüzeyine gaz tungsten ark kaynak (GTAW) metodu ile yaptıkları kaplama tabakasının aşınma davranışını belirlemeye çalışmışlardır. Yaptıkları araştırma ve incelemeler sonunda, kaplama toz bileşimlerinin, kaynak akımının ve üretim hızının aşınma direnci üzerinde etkili olduğunu belirtmişlerdir.

Yılmaz (2006), AISI 1018 Çelik Yüzeyine FeCr, FeCrC ve WC tozlarını gaz tungsten ark kaynak yöntemiyle kaplama yapmış ve bu kaplama numunelerinin abrasiv aşınma davranışlarını incelemiştir. Bu çalışmada; kaplamaların yapılabildiği, FeCr-FeCrC tozlarının yüksek hız gerektiren uygulamalarda ve WC partiküllerinin ise takviye elemanı olarak düşük karbonlu çeliklerde uygulama alanı bulabileceğini saptarken, WC tozlarının aşınma esnasında kütle kaybını azalttığını tespit etmiştir.

Bourithis ve Papadimitriou'nun (2003) yaptığı farklı yöntemli çalışmaların ilkinde, GTAW metoduyla, WC ve TiC tozlarıyla orta C'lu çeliğe yapılan kaplamalarda Fe-B ve Fe-Cr-B kaplamaları ötektik bölgeler ve boritler içerdiği ayrıca aşınma dirençlerinin mükemmel olduğu tespit edilmiştir. Diğer yöntemde ise; plazma transferli ark (PTA) yöntemi ile yapılan Fe-B ve Fe-Cr-B kaplamalarında; ötektik bölgeler ve bor içeren alaşımlı yüzey tabakası elde edilmiştir. Her iki kaplamada yüksek sertlik ve mükemmel bir aşınma direnci göstermiştir.

Kashani ve arkadaşlarının (2006) sert yüzeyli malzeme elde etmek için, H11 takım çeliğinde nikel ve kobalt esaslı süper alaşımları kullanarak yaptıkları bir çalışmada; kaynak

malzemesi, Inconel-625, Stellite-6 ve Stellite-21 ile H11 takım çeliği tabakaları üzerine tungsten inert gaz altında (TIG) kaplamalar yapılmıştır. Aşınma testleri, oda sıcaklığında ve 550 °C’de, pin-on-disk kaplama test cihazında yapılmıştır. Çalışmanın sonuçları olarak; kaplama yüzeyinin üstünde, pürüzsüz yoğun oksit tabakalarının olduğu bu nedenle, daha yüksek sıcaklığın gerektiği ve yüzey kaplamalarının çok ince olduğu görülmüştür. Inconel-625, yüksek sıcaklıkta kaynak kaplamalarının arasında en iyi kaplama özelliği göstermiştir. H11 alaşımının; oda sıcaklığında yapılan kaynak kaplamalarının, aşınma direnci ve sertlik ölçümleri yüksek çıkmıştır. Ancak oda sıcaklığında kaplanan numunelerin sertlikleri artarken, 550 °C’de aşınan numunelerin aşınma direncinin azaldığı görülmüştür. 550 °C’de yapılan aşınma işleminde, kaplama yüzeyi üzerinde düzgün bir şekilde biçimlenen pürüzsüz yoğun oksit tabaka formları, numunenin yük altında davranışını (aşınma ve temas gerilimini) düşürmesine neden olmuştur. En düşük sonuç, çok daha sert bir yoğunluğa sahip olan Inconel-625 numunesinin yüzeyinde olduğu belirlenmiştir. Bu çalışmada, yoğun oksit tabakaları sertliğin artmasına neden olduğu, aynı zamanda kaynak tabakalarının aşınma direncinin artmasına da yardım ettiği sonucuna varılmıştır.

Ding ve arkadaşları (2007) tarafından yapılan bir çalışmada; AZ 31 magnezyum alaşım üzerine SiC_p ve Al tozlarının AC akımda, gaz tungsten ark (GTA) yöntemiyle 10 mm’lik kaplaması yapılmıştır. Kaplama tabakasının performansı esas metalin performansından daha iyi olduğu saptanmıştır. Kaplama sonunda mikroyapı incelemelerinde homojen dağılım gösteren SiC_p’lerin tam olarak çözünmediği ve mikrosertlik değerlerinde, esas metal 55 HV iken kaplama tabakası 100-150 HV olarak tespit edilmiştir.

Korkut ve arkadaşları (2002) yapılan çalışmada; düşük karbonlu çelik yüzeyine gaz tungsten ark (GTA) yöntemiyle Fe-Cr-Si-Mo-C tozlarının kaplaması yapılmıştır. Ayrıca yaşlandırmanın ara yüzey sıcaklığına ve mikroyapıya olan etkileri incelenmiştir. Bu çalışmada işlem parametreleri ya ötektik üstü veya ötektik altı mikroyapılara bağlı kalınarak yapılmıştır. Sonuçta martenzitik ve martenzitik-perlitik yapılar elde edilmiştir. Kaplama tabakasının tokluğu ana malzemenin tokluğundan daha fazla çıkmıştır. Ara yüzeyde yapılan yaşlandırma buna sebep gösterilmiştir. Yaşlandırma işlemi 480-550 °C arasında yapılmıştır. Ayrıca mikrosertlik değerlerindeki pik yükselmelerinin M₂C karbürlerinden kaynaklandığı belirlenmiştir.

Xinhong ve arkadaşları (2006), GTA yöntemiyle TiC ve FeCrBSi partikül karışımlarının üzerine, grafit ve ferrotitanyum tozlarla kaplama tabakası oluşturuldu. Çalışma sonucunda TiC partikülleri, 3-5 µm aralığında matris içine yayıldığı ve bu numunelerin en alttan en üste doğru gittikçe mikrosertlik ve aşınma dirençlerinin arttığı gözlenmiştir. En yüksek aşınma direncinin ise 1,2 mm’lik kaplama tabakasında görüldüğü tespit edilmiştir

Buytoz (2006) yaptığı çalışmada, AISI 4340 çelik üzerine gaz tungsten ark (GTA) yöntemiyle Fe-Cr-C alaşımı kaplamıştır. Kaplama sonucu mikroyapıdaki ostenit matrisinde üretim parametrelerine bağlı olarak ötektik üstü ve ötektik altı yapı tespit edilmiştir. Mikrosertliklerinin ise sırasıyla, 1050-1500 HV ve 500-750 HV olduğu tespit etmiştir

Fe-B₄C kompozit tozunun plazma transferli ark (PTA) yöntemiyle yapılan kaplamada; yüzeye verilen üretim akımının artırılmasıyla daha çok B₄C tanesinin ergiyeceği ve sıvı Fe esaslı alaşım ile daha çok reaksiyona gireceği belirlenmiştir (Xibao, 2005). Bununla birlikte PTA yüzey kaplama şartlarında Fe-B₄C kompozit tozunun üretim sırasında karbürler olarak Fe ile reaksiyondan ziyade grafit olarak katılaşmaya eğilim gösterdiğini, ancak B₄C tane miktarının artması; ergime ve sonrası katılaşmayla yüzeyde oluşan B₄C karbürlerinden başka C (grafit) oluşma eğiliminin de arttığı belirlenmiştir.

Hejwowski (2006), plazma transferli ark (PTA) kaynak yöntemi ile Fe-Ni ve Co esaslı alaşımların kaplamasını yapmış ve bu kaplama tabakaları aşınma testine tabi tutmuştur. Sonuç olarak; oksit tabakalarının, metal-metal temasını engellediği görülmüştür.

Xibao ve arkadaşları (2005) Fe-Ti-B-C kompozitlerin plazma transferli ark (PTA) kaynak yöntemiyle yapılan kaplamasında; çatlak ve sertlik oluşumları incelenmiştir. TiB₂ whiskerler in-situ işlemi ile üretilmişlerdir. Sürtünme hacmi, şekli ve oranının B/Ti oranına ve ark enerji yoğunluğuna bağlı olduğu görülmüştür.

Fe-Cr-C-Si alaşımına ağırlıkça % 0,3 ve % 0,6 B elementi katarak elde edilen alaşımın kaviteasyon aşınmasında B ilavesinin aşınma direncini, matris tane sınırı gerilmesini ve tane boyutunu arttırdığı gözlenmiştir. Bunun nedeni de matristeki büyük hacimli karpitlerin neden olması olarak düşünülmektedir (Kim ve diğ., 2007).

Kustas ve arkadaşları (2002) ise; TiB₂ ve TiC karışımına farklı oranlarda W katarak çeşitli gaz basınçlarında püskürtme sistemi ile kaplamışlardır. Kaplamaların adhezif aşınması, sertlik ölçümleri ve sürünme deneyleri yapılmıştır. Adhezif aşınma deneylerinde 52100 çelik standartlı malzeme kullanılırken, kayma değerlerinin yüksek olduğu numunelerin W konsantrasyonu yüksek olan numuneler olduğu izlenmiştir. Sertlik ölçümlerinde ise % 16-22 W katkılı TiB₂/TiC'nin sertliklerinin en uygun sonucu verdiği tespit edilmiştir. Aynı numunelerin mikrosertlik değerleri ise makro değerlerin 20-30 katı yüksek olduğu ölçülmüştür. Sürünme deneylerindeki sonuç ise; W konsantrasyonunun 1,33 GPa basınçta TiB₂/TiC matrisinde aşınmayı artırıcı, 1,91 GPa'lık basınçta ise aşınmayı düşüren bir faktör olduğu tespit edilmiştir. Bu durumda aşınma direnci üzerine gerilmeyi azaltan bir etkiyi oluşturduğu düşünülmüştür. Genel olarak sonuçta; W ilavesinin TiB₂/TiC kaplamalarında tribolojik özellikleri geliştirdiği ve fazla orandaki W ilavesinin kaplama film tabakasının yoğunluğunu arttırdığı kanısına varılmıştır.

Lee ve arkadaşları (2006); karbon çeliğine elektron ışınıyla Fe-esaslı metal toz içeren 1,3-2,0 mm kalınlıkta kaplama tabakası üretmişlerdir. Bu yüzeyin en üstüne metal tozlar, koyup sonra tekrar elektron ışınıyla 1,8-3,1 mm kalınlıkta ikinci kaplama tabakası oluşturulmuştur. Bu kaplamaların mikroyapıları, sertlik ve aşınma dirençleri araştırılmıştır. Cr_2B ve Cr'den büyük bir miktar içeren kompozit tabakaları Yüzey bileşik tabakaları, borca zengin $\text{Cr}_{1,65}\text{Fe}_{0,35}\text{B}_{0,96}$ katılaşma hücreleri geliştirilirken, $\text{Cr}_{0,19}\text{Fe}_{0,7}\text{Ni}_{0,11}$ martenzitik matrisi oluşumu hızlı ve kusursuz olarak imal edilmiştir. Bor çökeltilerinin ilk kaplama tabakasında daha yoğun ve düzenli olması dikkat çekmiştir. Alt tabakada oluşan sert bor, tabakanın yüzey bileşiklerini etkilediğinden yüzey direnci, çeliğe göre 2 ile 4 kat daha büyük olduğu gözlenmiştir. Borun yüksek sıcaklıkta sertliği arttırmada bir rolü olduğu düşünülmektedir. Çünkü bor yüksek sıcaklıklarda çözünmez ve ısıya karşı kararlı ve düzenlidirler. İkinci tabakada martenzitik matrisli hücrelerin çok olmasına bağlı olarak sertlik yüksek çıkmıştır. Bu durumda en iyi yüzey direnci sağladığı görülmüştür. Sonuçta, üretilen yüzey kompozitlerinin yüksek sıcaklık ve aşınma direnci gerektiren çeşitli malzemelere uygulanabileceği, sonucuna varılmıştır.

Majumdar ve arkadaşları (2006) tarafından yapılan çalışmada, sert titanyum borid, Al matrisli kompozitin aşınma direncini geliştirmek için Ar atmosferi altında sürekli dalgalı CO_2 laser kullanılarak, alüminyum tabakasının yüzeyinde lazer ile ergime sağlanarak kaplama elde etmişlerdir. Al matrisli kompozit tabakanın mikroyapısı partikül oranı % 7-18 arasında değişen homojen dağılmış TiB_2 ve TiB ihtiva ettiği, yüzeyin mikrosertliği, alüminyum tabakaya göre 3 kat arttığı gözlenmiştir. Lazer kompozit yüzeyin aşınma direnci, alüminyuma göre 5-8 kat arttığı tespit edilmiştir.

Navas ve arkadaşları (2006) tarafından % 0,15 karbonlu çelik üzerine NiCrBSi alaşımını lazer kaplama ve alevle püskürtme gibi iki farklı yöntemle ayrı ayrı yapılan kaplamaların mikroyapı ve abrasiv aşınma dirençleri değerlendirilmiştir. Sonuç olarak; mikroyapı özelliklerinde iki yöntemde de benzer fazların oluşmasına rağmen, morfolojik fazlarda dağılım oranının ve birleşme özelliklerinin değiştiği gözlenmiştir. Abrasiv aşınmalarda; aşındırıcı ile malzeme arasında belirli derecede aşınma oranı tespit edilirken bu durumun özellikle lazer kaplamalarda, kaplama bölgesindeki küçük sert partiküllerin olması nedeniyle aşınma direncinin düştüğü tespit edilmiştir. Sonuç olarak; mikroyapının aşınmalarda sonunda heterojenliğin arttığı görülmüştür.

Meng ve arkadaşları (2006), ağırlıkça % 5 B_4C (bor karbür) içeren NiCrBSi toz karışımını Ti-6Al-4V'den oluşan alt tabaka üzerine lazer kaynak yöntemi ile kaplamışlardır. Kaplama işleminden sonra, çatlaksız ve gözeneksiz iyi metalurjik bir yapının elde edildiği görülmüştür. B_4C ve Ti arasında bir reaksiyon oluştuğunu ve doğal olarak TiB_2 ve TiC kaplamasının bileşimini kuvvetlendirdiği saptanmıştır. Kaplama matrisinin fazı genellikle, γ -Ni

'den oluştuğunu ve bu karbürlerin TiB_2 , CrB oluşturduğunu, bunun da kaplamayı kuvvetlendirdiği tespit edilmiştir. Kaplamanın mikrosertliği, 1100-1400 HV olarak bulunmuştur.

He ve arkadaşları (2006) tarafından yapılan çalışmada; saf Ti, TiB_2 ve TiB/TiC tozları yüksek sıcaklıkta kaplanmıştır. Kaplama tabakasının kalınlığı 400 Å, termodinamik sıcaklık 1000 °C, korozyon direnci % 2'lik HF solüsyonunda yapılırken, 180 HV olan esas metalin mikrosertliği, kaplama tabakasında ortalama 820 HV civarında olmuştur. Bununda C ve B atomlarının yoğunlaşmasından kaynaklandığı düşünülmüştür.

Yoo ve arkadaşları (2006) tarafından yapılan çalışmada; nükleer enerji dalgaları için Fe içerikli yüzeyi sertleştirilmiş alaşımların aşınmasında B elementinin etkisi incelenmiştir. Bu çalışmada Fe-Cr-C-Si alaşımlarında, ağırlıkça % 0,3-0,6-1,0 ve 2'lik bor katılıp yüksek sıcaklıkta aşınma direnci karakterize edilerek, nükleer güç endüstrisinde Stellite-6'nın yerini almak amaçlanmıştır. Sonuçta martenzitik dönüşüme ve matris sertliğine bağlı olarak, düşük B alaşımlı malzemelerin aşınma direnci diğerlerinden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Yüksek B içerikli kırılgan FeB partikülleriyle temas ettiğinden dolayı kolay çatlama riski ve azalan martenzit dönüşümü nedeniyle aşınma dirençlerinin az olduğu düşünülmektedir.

Kooi ve arkadaşlarının (2003) yaptığı çalışmada; $TiB-Ti$ kompozitlerin $Ti-6Al-4V$ ve Ti/TiB_2 ile lazer kaynak yöntemiyle kaplamaları yapılmıştır. Bütün TiB kompozitlerinde hem stabil- B_{27} hem de metastabil- B_f kristal yapılar oluşmuştur.

Manna ve arkadaşları (2006) yaptıkları çalışmada; AISI 1010 çelik yüzeyine lazer kaynak yöntemi ile aşınma ve korozyon direncini geliştirmek için ağırlıkça, % 94 Fe - % 4 B - % 2 C, % 75 Fe - % 15 B - % 10 Si ve % 78 Fe - % 10 B C - % 9 Si - % 2 Al - % 1 C kompozisyonları kaplamışlardır. Sonuçta; en çok karbon oranına sahip % 94 Fe - % 4 B - % 2 C kompozisyonunun en iyi aşınma direnci ve mikroyapı sonucunu verdiği gözlenmiştir.

Chao ve arkadaşlarının (2006) yaptığı çalışmada; B_4C takviyeli Ni esaslı kompozitlerin lazer kaynak yöntemi ile kaplamaları yapılmış, mikroyapı ve aşınma dirençleri incelenmiştir. Sonuçta homojen bir dağılım ve matris merkezinde beyaz B_4C partikülleri gözlenmiştir. Beyaz partiküller asiküler dendritler ile birlikte kaplamanın takviye yapısını oluşturmaktadır. Bu partiküller sayesinde, aşınma direnci 1400 $HV_{0,3}$ olup, saf Ni60 tabakasından iki kat daha fazla yüksek olduğu tespit edilmiştir.

Darabara ve arkadaşlarına (2006) ait çalışmalarında; çelik yüzeyinde Fe-B- TiB_2 metal matrisli kompozit üretimi yapılmıştır. Bu kaplamada plazma transferli ark (PTA) kaynak yöntemi kullanılmıştır. Kaplama tabakalarının mikroyapı ve aşınma test sonuçları incelenilmiş sonuç olarak; mikroyapı B ve TiB_2 'den oluşurken artan B içeriğine bağlı olarak ötektik üstü, ötektik veya ötektik altı Fe-B denge diyagramlarında değişen yapılar gözlenmiştir. Ayrıca B

takviyeli tabaka matris ile kıyaslandığında mekanik gerilme aşınma karakteristiklerinde artış gözlenmiştir.

Xibao ve arkadaşları (2001) Fe-B lazer kaplamaların gevrekliğini azaltmak için, Fe-Ti-B tozlarıyla TiB_2 ve B_4C karıştırılarak whiskerlerin lazer yöntemiyle kaplamasını deneysel olarak çalışmışlardır. İncelemeler neticesinde; TiB_2 whiskerlerin şekli, oranı ve sürtünme hacmi kaplanacak kompozitin lazer enerji yoğunluğundan etkilendiği ve bu etkinin TiB_2 whiskerlerin oranının artışıyla lazer enerji yoğunluğu da arttığı görülmüştür.

6. DENEYSEL YÖNTEM

Bu çalışmada, AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik yüzeyine gaz tungsten ark (GTA) yöntemiyle yüzey kaplama işlemi yapılarak oluşan tabakanın mikroyapısı, oluşan karbür veya fazların malzemenin abrasiv aşınma davranışına olan etkileri incelenmiştir. Bu amaçla çalışma dört aşamada yapılmıştır. Bunlar;

1. AISI 304 çeliğin GTA yöntemiyle yüzey kaplaması,
2. Kaplama numunelerinin mikroyapılarının incelemeleri,
3. Kaplama numunelerinin abrasiv aşınma davranışları,
4. Abrasiv aşınma yapılmış kaplamaların farklı yükler altında mesafeye bağlı kütle kayıp miktarları incelenmiştir.

6.1. Çalışmada Kullanılan Malzemeler

Bu çalışmada 20-40 µm tane boyutuna sahip yüksek krom içerikli ferrokrom tozlarıyla, alt tabaka malzemesi olarak 100x16x16 mm boyutlarındaki AISI 304 paslanmaz çeliği kullanılmıştır. Deneyde kullanılan yüksek kromlu ferrokrom tozları ve AISI 304 paslanmaz çeliğin kimyasal bileşimleri Tablo 6.1’de verilmiştir. Ayrıca yüksek kromlu ferrokrom (FeCrC) tozuyla kimyasal bileşimi Tablo 6.2’de verilen Ti (titanyum) ve B₄C (bor karbür) tozları 45 dakika süreyle 800 devir/dakika mekanik olarak karıştırılarak kaplama toz gurubu oluşturulmuştur.

Tablo 6.1 Kaplamada kullanılan malzemelerin % ağırlık olarak kimyasal bileşimleri

	Fe	C	Si	Mn	Cr	Mo	Cu	Ni	P	S	N
AISI 304	70,55	0,03	0,48	1,50	18,45	0,48	0,48	8,56	0,02	0,29	0,08
FeCrC	24,82	6,50	0,72	-	66,90	-	-	-	0,014	0,050	-

Tablo 6.2 Ti ve B₄C tozunun % ağırlık olarak kimyasal bileşimleri ve tane boyutu

Toz Adı	% Element		Toz Boyutu
Ti	% 99,50 Ti	% 0,40 C	40 µm
B ₄ C	% 99,50 B ₄ C	% 0,40 C (serbest)	10-20 µm

6.2. Yüzey Kaplama İşlemi İçin Numunelerin Hazırlanması

GTA ile yüzey kaplama işleminde 100x16x16 mm boyutlarındaki AISI 304 paslanmaz çelik kullanılmıştır. Kaplama tozlarının yüzeyden nispeten uzaklaşmasını önlemek ve farklı tabaka kalınlıklarında bir yüzey edebilmek amacıyla Şekil 6.1’de görüldüğü üzere 1-1,5-2-2,5 mm derinliklerinde kanallar açıldı. Yüzey işlemi sonrası, yağ ve metal atıklarından arındırılması için aseton banyosunda temizlenerek kurutuldu.



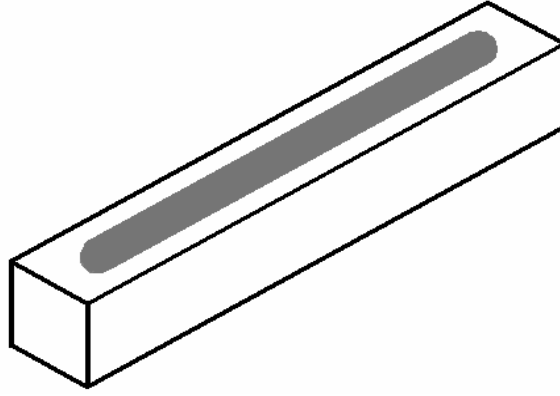
Şekil 6.1 AISI 304 paslanmaz çeliğin kaplama öncesi resmi (A=1 mm, B=1,5 mm, C=2 mm, D=2,5 mm)

6.3. Gaz Tungsten Ark Kaynak Yöntemiyle Yüzey Kaplama İşleminde Üretim Parametrelerinin Tespiti ve Kaplama İşlemi

Aseton banyosunda temizlenip kurutulan AISI 304 paslanmaz çelik numunelerden, 1,5 mm derinliğe sahip olan numuneden üç adet alınıp kimyasal analizleri Tablo 6.3’de belirtilen FeCrC tozları kullanılıp, Şekil.6.2’de gösterildiği gibi, AISI 304 paslanmaz çelik yüzeyine yapıştırıldı. Ark sırasında koruyucu argon gazının debisinden dolayı, FeCrC tozunun numune yüzeyinden uzaklaşmaması için küçük miktarda alkol yardımıyla yüzeye yapıştırılarak 50 °C’lik ortamda 30 dakika süreyle kurutma işlemi yapıldı.

Tablo 6.3 FeCrC tozlarının % ağırlık olarak kimyasal bileşimleri

	Fe	C	Si	Cr	P	S
FeCrC-1	28,57	8,19	2,47	59,70	0,20	0,50
FeCrC-2	24,82	6,50	0,72	66,90	0,014	0,050
FeCrC-3	32,20	5,48	2,67	51,62	0,020	0,052

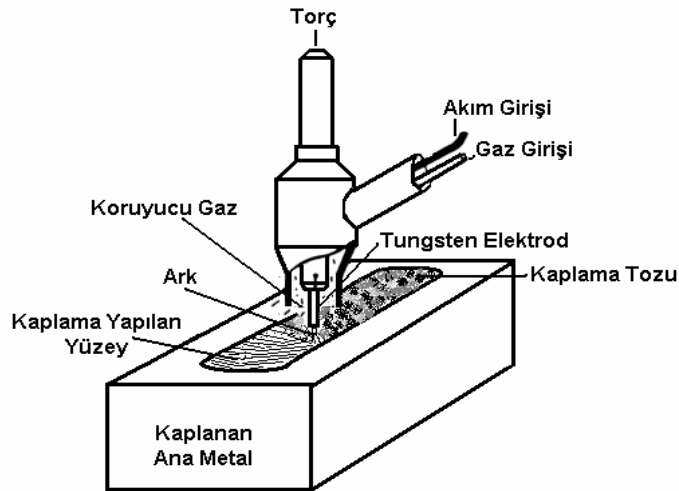


Şekil 6.2 FeCrC tozunun numunedeki şematik görünümü

TIG kaynağı ile yapılan kaplamalar için gerekli kaynak parametreleri Tablo 6.4'te gösterilmiştir. Bu parametreler ışığında, tüm GTA kaplamaları Şekil 6.3'te şematik resmi verilen TIG kaynak makinesinde yapılmıştır. Belirtilen şartlarda yapılan kaplama numunelerinin makro ve mikroyapı incelemesi sonucu Cr oranının en yüksek olduğu 2 numaralı tozun (FeCrC-2) en iyi ergime ve nüfuziyete sahip olduğu gözlemlendi. 2 numaralı FeCrC tozundaki Si oranının diğer FeCrC tozlarındaki Si oranına göre düşük ve Cr oranının da yüksek olması, kaplama katının kaynak edilebilirliğini üstün kılmıştır (Şekil 6.4). 1 ve 3 numaralı FeCrC tozlarından iyi bir kaynak dikişi elde edilememiştir (Şekil 6.5). Sonuç olarak deney çalışmalarında % 66 Cr oranına sahip FeCrC tozunun kullanılmasına karar verilmiştir.

Tablo 6.4 İlk kaplamanın yapıldığı TIG kaynak parametreleri

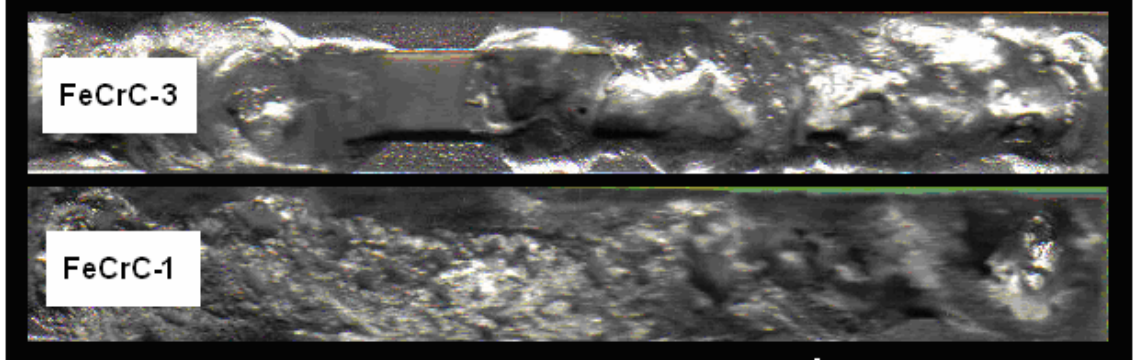
Gazın Cinsi	Gaz Debisi (lt/dk)	Gerilim (V)	Akım (A)	Akım Türü
Argon	12	220	140	DC



Şekil 6.3 GTA kaplamanın şematik resmi

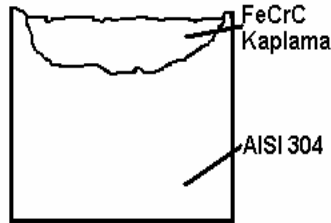


Şekil 6.4 GTA kaplama yapılan FeCrC-2 tozunun makroskopik görünüşü



Şekil 6.5 GTA kaplama yapılan FeCrC-1 ve FeCrC-3 tozunun makroskopik görünüşü

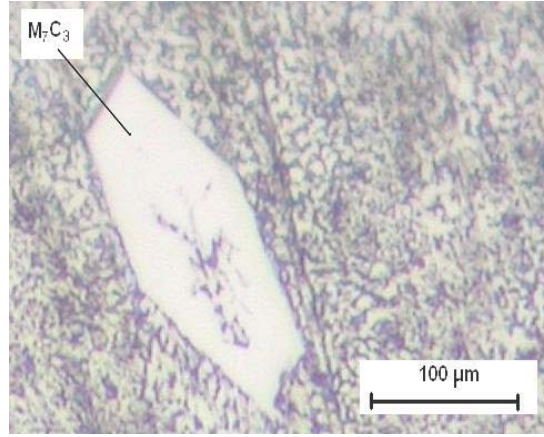
Kaplama numunelerinin soğutma ortamının tespiti için, belirtilen kaynak şartlarında ortalama derinlik olan 1,5 mm derinliğe sahip AISI 304 paslanmaz çelikten 2 adet kaplama katlı numune oluşturuldu. Yapılan kaplama numunelerinden ilki havada, ikincisi ise su içerisinde soğutma işlemleri yapıldı. Soğutulan numuneler daha sonra mikroyapı incelemeleri yapılmak üzere hazırlandı. Numune; kaplama yüzeyine ve AISI 304 paslanmaz çeliğe dik doğrultuda, Şekil 6.6'da gösterildiği gibi kesildi. Kesilen numune yüzeylerinin, kaplama tabakası ve paslanmaz kısımları aynı anda sırasıyla 200, 320, 500, 800, 1000 ve son olarak da 1200 meshlik zımparalarda temizlendi. Yüzeyleri temizlenen numuneler daha sonra da 3 μm 'lik elmas pasta ile parlatıldı. Parlatılan numuneler daha önce hazırlanmış 5 gr ferriklorür (FeCl_3), 25 ml hidroklorik asit (HCl) ve 100 ml saf su çözeltisinde 1 dakika süreyle dağlandı.



Şekil 6.6 Optik mikroskop için hazırlanan kaplama numunesi

Mikroyapı, makrosertlik ve mikrosertlik incelemeleri neticesinde, havada soğutulan numunenin, suda soğutulan numuneye göre M_7C_3 karbürlerinin nispeten yapı içerisinde

homojen dağıldığı ve makrosertlik değerlerinin ortalama 30 Rc olduğu, mikrosertlik değerlerinin ise 695-913 HV arasında değiştiği belirlendi (Şekil 6.7). Bu amaçla kaplama sonrası soğutma ortamı olarak hava yapılan soğutma işlemi tayin edildi.



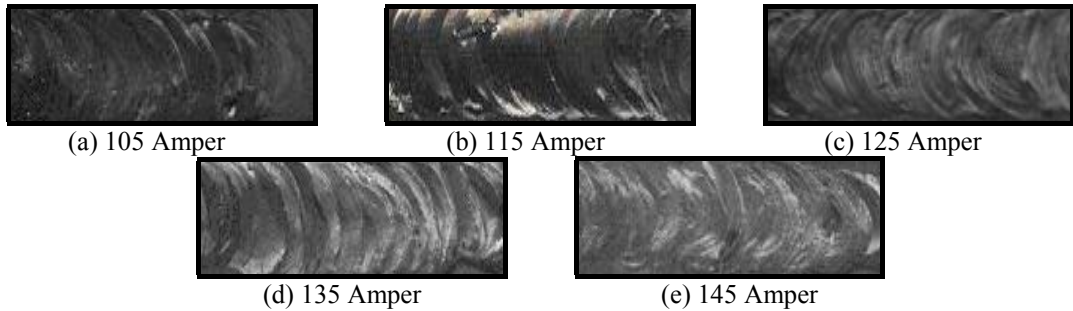
Şekil 6.7 FeCrC-2 tozunun havada soğutulan numunesinin mikroyapı görünüşü

Kaynak akımının tespiti için ise, 1,5 mm ortalama derinlikli kaplama katına sahip 5 numune kullanıldı. Bu kaplamalarda % 66 Cr içeren FeCrC-2 tozu kullanıldı ve bu 5 numune daha sonra, Tablo 6.5’de gösterilen 5 farklı kaynak akımıyla kaynak edildi.

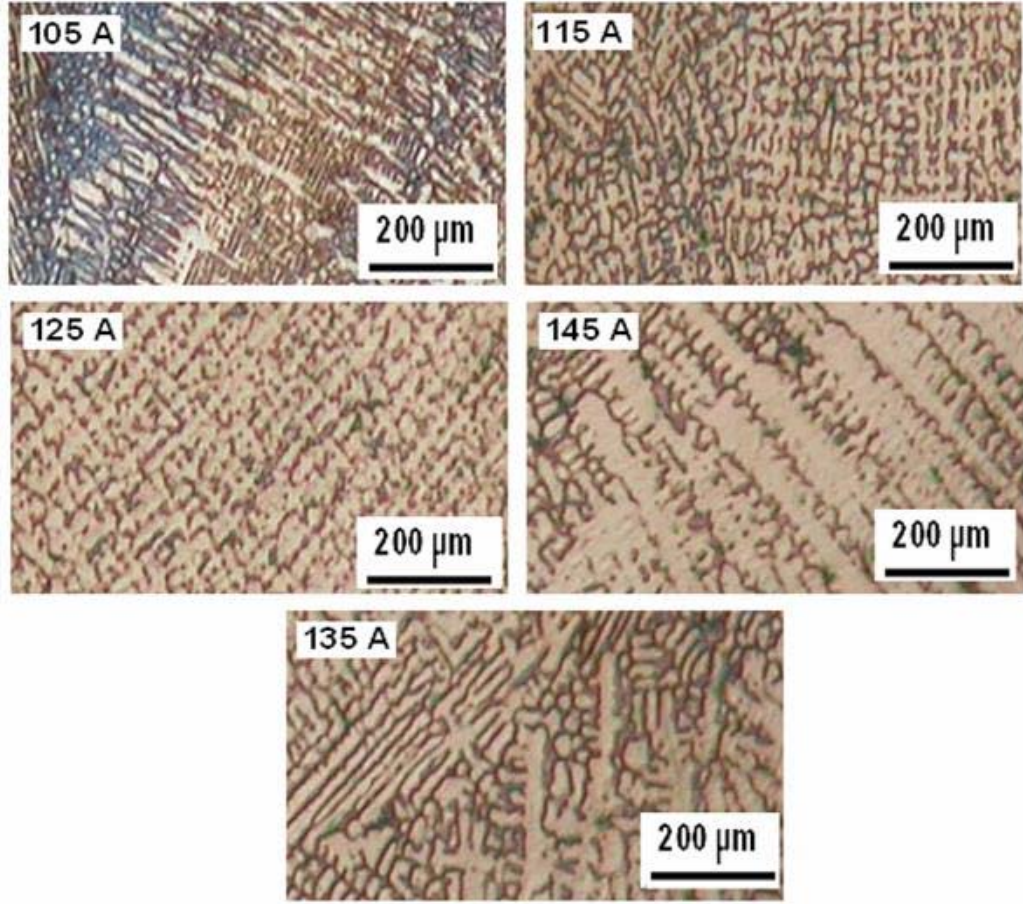
Tablo 6.5 Kaplamada kullanılacak uygun kaynak akımının tespiti için veriler

Numune No	1	2	3	4	5
Kaynak Akımı	105 A	115 A	125 A	135 A	145 A

Kaynaklı kaplamalar sonunda üretilen numunelerin optik mikroskop incelemelerinde, en uygun kaynak akımının 4 nolu numunede kullanılan 135 amperlik kaynak akımı olduğu belirlendi. Tespitler için en iyi nüfuziyet ve kaynak dikişi gibi makro ve mikro görünüşler dikkate alındı (Şekil 6.8 ve 6.9).



Şekil 6.8 Farklı akımdaki kaplama-kaynak dikişlerinin üstten makroskopik görüntüsü



Şekil 6.9 Farklı akımlarda yapılan kaplamaların optik mikroskop görüntüsü.

Sonuç olarak; GTA yöntemiyle yapılacak kaplama çalışmalarında uygulanacak kaynak parametreleri, Tablo 6.6'daki gibi belirlenmiştir. Ayrıca deneysel çalışmalarda kullanılan toz çeşitleri ve karışım oranları ile ilgili veriler, Tablo 6.7'de gösterilmiştir. Her bir grup için 1-1,5-2-2,5 mm olmak üzere 4 farklı derinlik değerleriyle çalışılmıştır. Bu derinlikler; A = 1 mm, B = 1,5 mm, C = 2 mm ve D = 2,5 mm şeklindedir.

Tablo 6.6 GTA ile kaplamada kaynak parametreleri

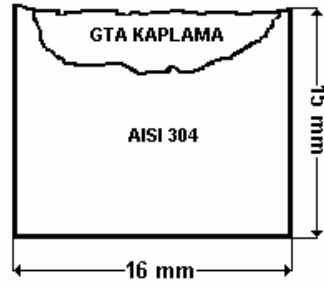
Koruyucu Gaz Cinsi	Koruyucu Gaz Debisi (atm)	Kaynak Gerilimi (Volt)	Kaynak Akımı (Amper)	Akım Türü	Kaynak Balansı	Tungsten Elektrod Cinsi	Tungsten Elektrot Çapı (mm)
Argon	12	20	135	DC	5	% 2 Toryumlu	2,4

Tablo 6.7 GTA ile yapılan deneysel kaplamalar ve içerikleri

Grup	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Toz Cinsi	% 59 Cr'lu FeCrC	% 66 Cr'lu FeCrC	B ₄ C	Ti	% 66 Cr'lu FeCrC+ B ₄ C	% 66 Cr'lu FeCrC+ Ti	% 66 Cr'lu FeCrC+ B ₄ C	% 66 Cr'lu FeCrC+ Ti	% 66 Cr'lu FeCrC+ B ₄ C+Ti
% Oran	1/1	1/1	1/1	1/1	½ + ½	½ + ½	2/3 + 1/3	2/3 + 1/3	1/3 + 1/3 + 1/3

6.4. Mikroyapı İncelemeleri

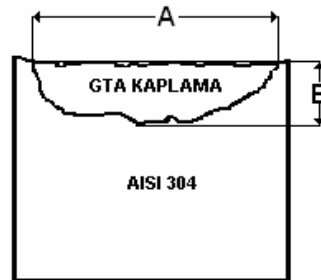
Metalografik incelemeler için numuneler Şekil 6.10'da gösterildiği gibi hazırlanmıştır. Parça yüzeyleri sırasıyla 200, 320, 500, 800, 1000 ve 1200 meshlik zımparalarda temizlendikten sonra 3 μm 'luk elmas pasta ile parlatma işleminden geçirilmiştir. Parlatılan numuneler, daha önce hazırlanmış her numune grubu için, farklı dağlayıcılarda dağlama işlemine tabi tutulmuştur. FeCrC dağlayıcısı olarak; 5 gr ferriklorür (FeCl_3), 25 ml hidroklorik asit (HCl) ve 100 ml saf su çözeltisi kullanılmıştır. Ti gurubu kaplama numuneleri için; 80 ml etanol (etilalkol), 2 ml hidroflorik asit (HF) ve 10 ml nitrik asit (HNO_3) çözeltisi kullanılmıştır. B_4C grubu numunelere de, % 2'lik nital çözeltisi kullanılmıştır. Mikroyapı incelemeleri için; NIKON EPIPHOT INVERTED ve PRIOR marka optik mikroskoplar kullanılmıştır.



Şekil 6.10 Mikroyapı inceleme numunesi

6.5. Kaplama Tabakasının Nüfuziyet Oranının Belirlenmesi

Kaplama tabakalarında nüfuziyet oranlarının tespiti aşağıdaki şekilde yapılmıştır. Şekil 6.11'de gösterildiği gibi; kaplama kısmının eni A, boyu da B olarak ifade edilmiştir. Bu ölçümler her bir numune için hassas olarak optik mikroskopla yapılmıştır. (6.1)'deki formül yardımı ile her numunenin ayrı ayrı ıslatma oranları tespit edilmiştir.

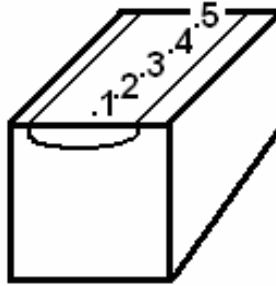


Şekil 6.11 Kaplama numunesinde nüfuziyet oranının tespiti

$$Nüfuziyet\ oranı(\%) = \frac{A}{A+B} \times 100 \dots\dots\dots(6.1)$$

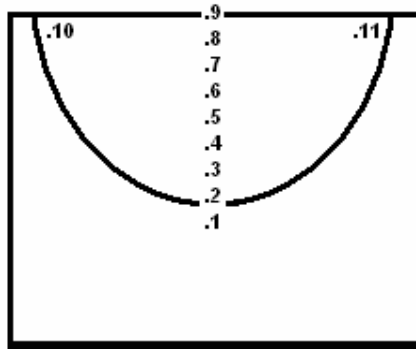
6.6. Makrosertlik ve Mikrosertlik Ölçümleri

Numunelerin makrosertlik ölçümleri INSTRON WOLPERT marka sertlik ölçme cihazında yapıldı. Numunelerin makrosertlik değerlerinin ölçüldüğü noktalar Şekil 6.12’de şematik olarak gösterilmiştir. Ölçümler 40 gr yük uygulanarak 3 mm’lik mesafelerde her bir numune için 5 farklı bölgeden Brinell sertlik değeri cinsinden alınmıştır.



Şekil 6.12 Makrosertlik ölçüm numunesi

Numunelerin mikrosertlik ölçümleri ise; ANTON PAAR marka mikrosertlik ölçme cihazında yapılmıştır. Numunelerin mikrosertlik değerinin alındığı noktalar Şekil 6.13’te şematik olarak gösterilmiştir. Mikrosertlik ölçümleri 25 gr yük uygulanarak 5 saniye bekleme süresinde 100 µm mesafelerle toplam 11 ölçüm alınarak belirlenmiştir. Bu ölçümlerin ilki AISI 304 paslanmaz çelik tarafından, ikincisi tam kaplama kısmı ile paslanmaz çeliğin kesiştiği bölgeden ve son iki ölçüm de doğrudan kaplama bölgesinin kenarlarından alınmıştır. Diğer ölçümler ise, kaplama bölgesinde aşağıdan yukarıya doğru alınmıştır.



Şekil 6.13 Mikrosertlik ölçüm numunesi

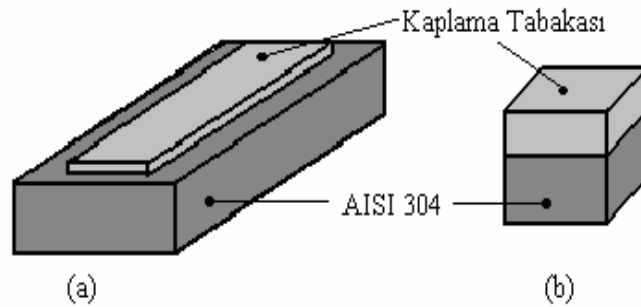
6.7. SEM ve EDS İncelemeleri

Mikroyapı incelemelerinde yüzey fotoğrafları çekiminde; LEO 440 ve JEOL-5600 marka Scanning Electron Microscope (SEM)'lar kullanılmıştır. Enerji Dispersive Spektograph (EDS) yüzey analizleri için; EDX-LEO EVO 40 VP TEM'e bağlı Röntec X-flash dedektörlü QUANTAX marka mikroanaliz cihazından yararlanılmıştır.

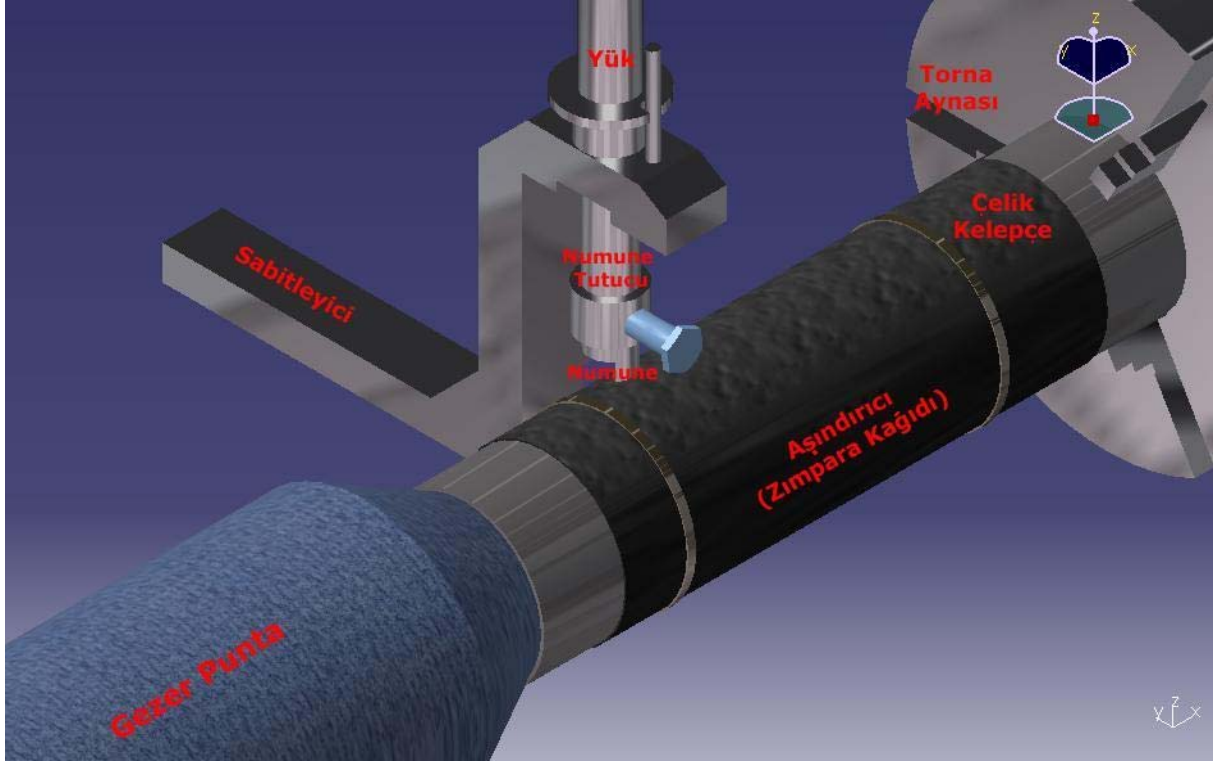
6.8. Abrasiv Aşınma Deneyi

Abrasiv olarak aşındırma yapılacak deney çalışma grupları, Şekil 6.14'te şematik görünümü verilen şekilde, 10x10x14 mm ebatlarında her bir numune için hazırlanmıştır. Numunelerin kaplama tabakalarının abrasiv aşındırıcıyla tam temasını sağlamak için öncelikle yüzeylerine ön aşınma yapılmıştır. Ön aşınmadan geçirilen kaplama numuneleri daha sonra Şekil 6.15'te şematik resmi verilen pin-on-disk sistemine sahip abrasiv aşınma deney düzeneğinde yapılmıştır.

Abrasiv aşındırma numuneleri; 120 meshlik SiC zımpara kağıdı ile 5 N, 10 N ve 20 N'luk üç farklı yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Her yük altında 10, 20 ve 30 m'lik mesafelerde ayrı ayrı aşınma deneyi yapılmıştır. Torna tezgahında gerçekleştirilen abrasiv aşınma deneylerinde devir sayısı 60 devir/dakika, ilerleme hızı ise 1,8 mm olarak seçilmiştir. Aşındırıcının çapı dikkate alınarak, toplam yol tespit edilmiştir. Ayrıca aşındırıcı zımpara kağıtları sadece bir kez kullanılmış ve her deneyde yenisiyle değiştirilmiştir.



Şekil 6.14 (a) Kaplama Numunesi, (b) Aşınma numunesi



Şekil 6.15 Abrasiv aşınma deney düzeneği

7. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

Deney çalışmalarında kaplama parametrelerinin çokluğu nedeniyle, deney sonuçlarını daha kolay irdelemek ve değerlendirmek amacı ile tüm parametreler açıklanmış, kaplamada kullanılan tozun cins ve miktarı ile kanal derinliğine göre gruplara ayrılmıştır.

Tabloda A, B, C ve D şeklindeki harflendirmeler; A = 1 mm, B = 1,5 mm, C = 2 mm ve D = 2,5 mm kanal derinliklerini ifade etmek için kullanılmıştır. Eklenen tozların cins ve oranlarına göre de, 1'den 9'a kadar değişen rakamlardan yararlanılmıştır. Burada; 1 = % 59 Cr'lu FeCrC (oranı 1/1), 2 = % 66 Cr'lu FeCrC (oranı 1/1), 3 = B₄C (oranı 1/1), 4 = Ti (oranı 1/1), 5 = % 66 Cr'lu FeCrC (oranı 1/2) + B₄C (oranı 1/2), 6 = % 66 Cr'lu FeCrC (oranı 1/2) + Ti (oranı 1/2), 7 = % 66 Cr'lu FeCrC (oranı 2/3) ve B₄C (oranı 1/3), 8 = % 66 Cr'lu FeCrC (oranı 2/3) ve Ti (oranı 1/3), 9 = % 66 Cr'lu FeCrC (oranı 1/3) + B₄C (oranı 1/3) + Ti (oranı 1/3) şeklindeki katkıları ifade etmektedir. Diğer yandan X1, X2, X3, X4 ve X5 numuneleri de 1,5 mm derinliğindeki farklı akımlarda yapılan kaplamaları göstermektedir. Tabloda;

Akım I (A): Amper cinsinden TIG kaynağı çalışma akımını,

Gerilim U (V): Volt cinsinden çalışma akımına denk gelen gerilimi,

Üretim Zamanı t (dk): Dakika cinsinden kaynağın başlangıç ve bitiş süresini,

Kaplamanın Boyu x (mm): Kaynak dikişi boyunu,

Üretim Hızı V (mm/dk): $V = x/t$ dakika başına denk gelen ilerleme hızını,

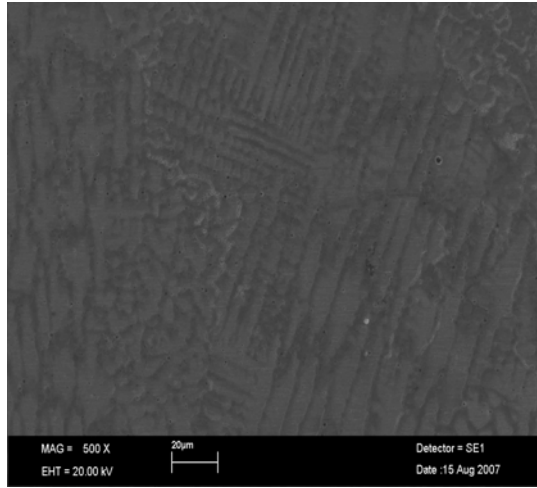
Enerji Girdisi E veya Q (J): $E = I.U.\eta/V$ veya $Q = I.U.\eta.60/V.1000$ (TIG için $\eta = 0,75$) formülleriyle hesaplanan, Joule cinsinden kaynak bölgesine aktarılan enerjiyi göstermektedir.

7.1. Mikroyapı İnceleme Sonuçları ve Tartışmalar

Mikroyapı incelemeleri; optik mikroskop ve SEM görüntüleriyle EDS analizleri, her bir numune grubu için ayrı başlıklar altında incelenerek değerlendirilmiş ve elde edilen sonuçlar tartışılmıştır. Özellikle EDS sonuçlarındaki yüzde (%) atomik oranına göre kaplama numunelerinde oluşan veya oluşması muhtemel karbürler tespit edilmiştir. EDS analizleri kaplama tabakasının noktasal veya gerektiği hallerde yüzeysel bölgelerinden alınmıştır.

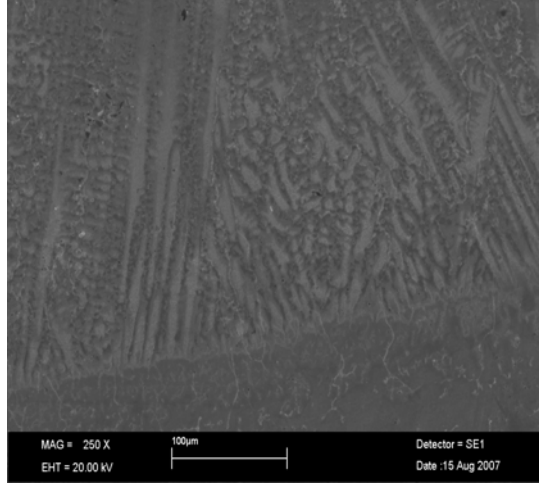
7.1.1. Farklı Cr Oranına Sahip FeCrC Tozuyla Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı

Kimyasal analizleri Tablo 6.3’de verilen ferrokrom karbon tozlarıyla yapılan yüzey modifikasyonlarında; % 59,7 Cr, % 8,19 C ve % 2,47 Si içeren birinci tozla ve özellikle % 51,62 Cr, % 5,48 C ve % 2,67 Si içeren üçüncü tozla yapılan kaplamalarda; % 66,90 Cr, % 6,50 C ve % 0,72 Si içeren ikinci tozla yapılan kaplamalara göre, yüzeyde ergimenin yetersiz kaldığı görülmüş ve makroskopik görünüşleri Şekil 6.4 ve 6.5 ‘te verilmiştir. Bu durumun öncelikle silisyum içeriğinden ileri geldiği açıkça görülmektedir. Şekil 7.1’de silisyum içeriği az olan 2 nolu FeCrC numunesinin düzenli ve dengeli dendrit kolları oluşumunu gösteren SEM resmi verilmiştir.



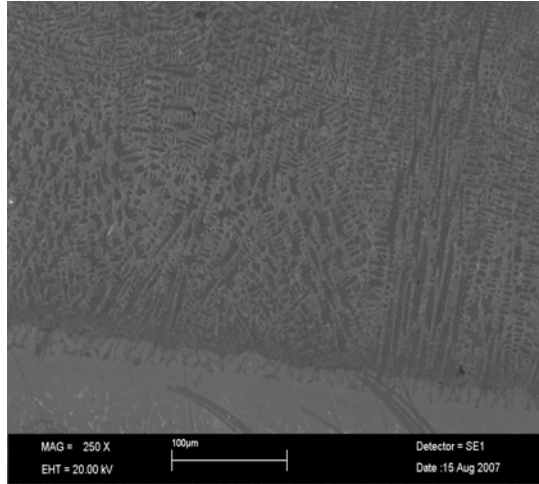
Şekil 7.1 FeCrC-2 tozuyla yapılan kaplamada dendrit kollarının oluşumu

Silisyum içeriği ikinci numuneden oldukça fazla olan birinci numunede birleştirme sonucunda elde edilen düzensiz dendrit kollarını gösteren SEM resmi Şekil 7.2’de verilmiştir. Birleşmenin yeterli oranda gerçekleşmediği üçüncü numuneden dendrit kollarını gösteren bir SEM resmi alınamamıştır.



Şekil 7.2 FeCrC-1 tozuyla yapılan kaplamada dendrit kollarının düzensiz oluşumu

Artan silisyum içeriği ile kaynakla birleştirilme yeteneğinin azalması, bu elementin kendi karbürünü oluşturarak karbonun kısmen krom ve demir elementleriyle birleşmesini engellemesinden ve ayrıca kaplama katından ana metale olan krom ve karbon elementlerinin difüzyonunu azaltmasından ve demirin kaplama katına geçiş hızını yavaşlatmasından ileri geldiği düşünülmektedir. Silisyum içeriğinin azalması, Şekil 7.3’ de görüldüğü gibi, kaplama tabakasından kaplanan AISI 304 paslanmaz çelik yüzeyine ve yine kaplanan yüzeyden kaplama tabakasına olan karbon, krom ve demir difüzyonunu arttığı düşünülmektedir.



Şekil 7.3 FeCrC-2 kaplama tabakasının AISI 304 çelik tarafına difüzyonu

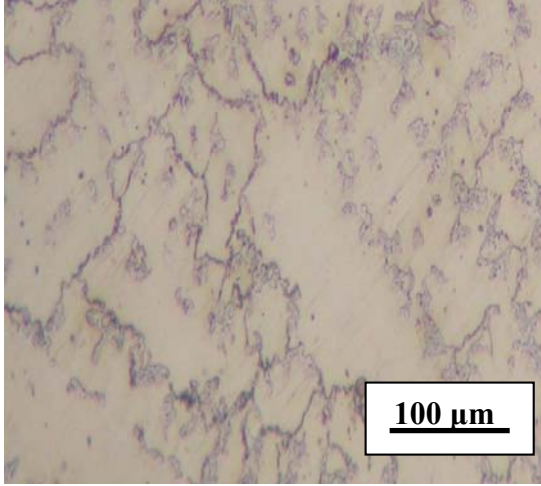
7.1.2. % 66 Cr'lu FeCrC Tozuyla Farklı Akımlarda Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı

% 66 Cr oranlı FeCrC (ferrokrom karbon) tozu, 1,5 mm derinlikli kanala sahip AISI 304 paslanmaz çelik yüzeyine, Tablo 7.1'de verilen parametreler doğrultusunda TIG yöntemiyle kaplanmıştır. İşlem sonrasında numunelerin, farklı akımlarla yapılan bu kaplamalara ait optik mikroskop ve SEM resimleri alınmıştır.

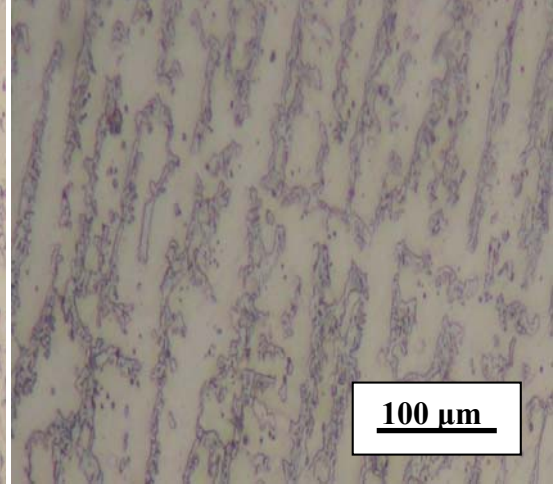
Tablo 7.1 % 66 Cr'lu FeCrC tozuyla farklı akımdaki numunelerin üretim parametreleri

Numunenin Adı	X1	X2	X3	X4	X5
Toz Miktarı (gr)	3,432	3,655	3,360	3,715	3,498
Üretim Hızı (V)	56,497	60,014	68,113	66,153	69,252
Kaplama Boyu (mm)	80	83	85	86	75
Akım (A)	105	115	125	135	145
Isı Girdisi (J)	23,655	22,264	19,653	20,208	19,290
Nüfuziyet Oranı (%)	87,05	82,99	82,05	79,87	70,70
Elektrot	% 2 toryumlu tungsten elektrot				
Koruyucu Gaz	% 99,9 saf argon				
Elektrod Çapı	2,4 mm				
Gaz Akış Oranı	12 lt/dk				

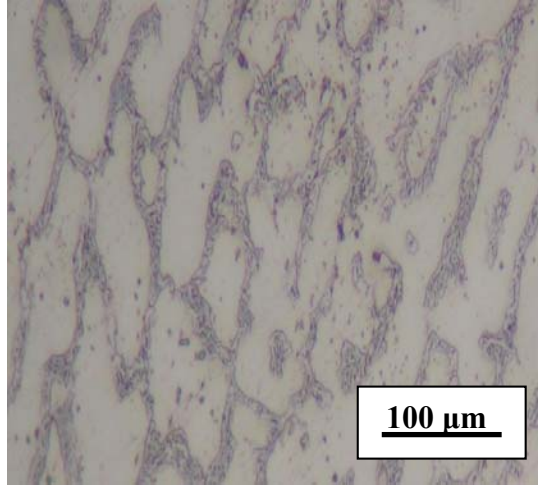
Optik resimleri genel olarak incelendiğinde % 66 Cr oranına sahip FeCrC tozlarının ergimeleri, beklenildiği şekilde, artan akım değerine bağlı olarak artış göstermiştir. Şekil 7.4, 7.5 ve 7.6' da görüldüğü gibi düşük akımla gerçekleşen kaplamada, numunelerin yüzey bölgelerinde çok az oranda yer yer topaklaşmalar oluşmuştur. Bu topaklaşmaların oluşma nedeni, TIG yöntemi ile yapılan kaplama işleminde üretim hızının ve çalışma akımının yetersiz kalmasıdır. Üretim hızlarının yaklaşık olarak birbirlerine yakın bir değere sahip olmasına karşın, kaynak akımının düşük olması nedeniyle, kaplama tabakasında ergime tam olarak gerçekleşmemiştir. Bu nedenle de, tam olarak çözünmeden kalan belli bir miktar FeCrC tozlarının varlığı söz konusu olmakta ve bu durumda homojen olmayan bir topaklaşmanın varlığı dikkat çekmektedir. Şekil 7.4, 7.5 ve 7.6' daki dendrit kolları incelendiğinde, her 10 A'lık akım artışıyla birlikte, yavaş yavaş dendrit kollarının da oluşmaya başladığı, ancak enerji girdisi ve sürenin az oluşu nedenleriyle oluşumunu tam olarak tamamlayamadığı görülmektedir.



Şekil 7.4 X1 numunesinin optik mikroskop resmi

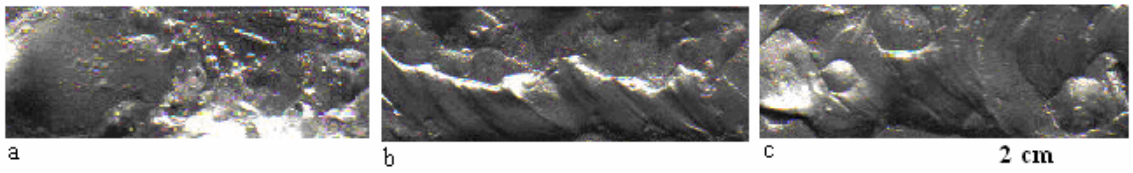


Şekil 7.5 X2 numunesinin optik mikroskop resmi



Şekil 7.6 X3 numunesinin optik mikroskop resmi

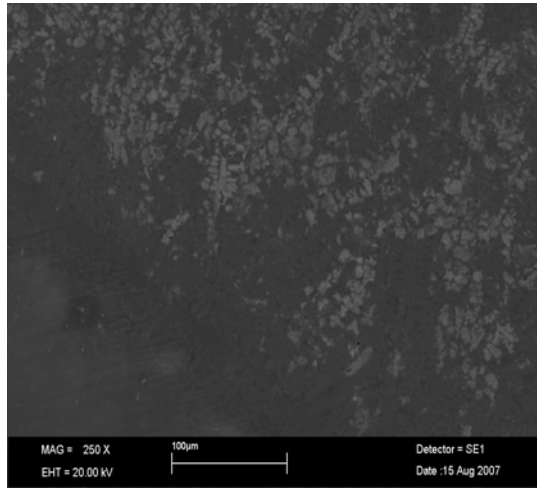
Ayrıca Şekil 7.7a, 7.7b ve 7.7c' deki kaplama-kaynak dikişleri incelendiğinde; 105 A (Şekil 7.7a) gibi düşük akımla yapılan kaplamada ergimenin tam olarak gerçekleşmediği, az oranda artan 115 A' lik (Şekil 7.7b) akım değerinde ergimenin kısmen gerçekleştiği, yeterli sayılabilecek 125 A' lik (Şekil 7.7c) akım değerine yakın değerlerde ise ergimenin oldukça iyi gerçekleştiği, ancak makroskopik yapının henüz tam olarak düzenli sayılabilecek görünüme sahip olmadığı sonucuna varılmıştır.



Şekil 7.7 a) X1, b) X2, c) X3 numunelerinin kaynak dikişlerinin makroskopik resmi

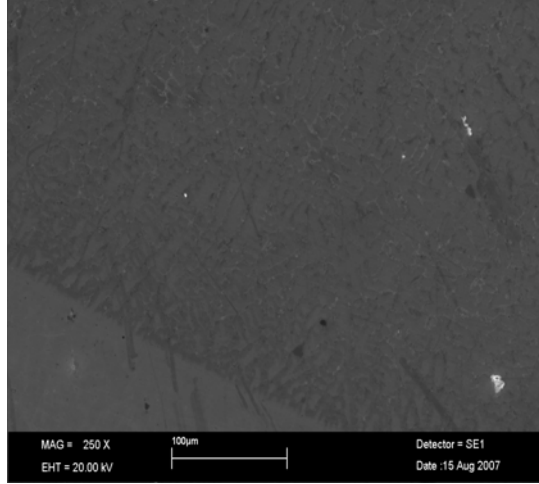
Şekil 7.8, 7.9 ve 7.10’ da; % 66 Cr’lu FeCrC tozunun 105 A, 115 A ve 125 A’lik akımlarda TIG yöntemiyle yapılan kaplamalarda elde edilen SEM resimleri verilmiştir.

En düşük kaynak akımı olan 105 A’ de yapılan kaplamaya ait X1 numunesinin SEM resmi incelendiğinde, kaynak akımının ve ergimenin düşük olmamasından dolayı, topaklaşmaların oran itibarı ile fazla olduğu göze çarpmaktadır. Topaklaşmanın sebepleri; düşük kaynak akımı değeriyle birlikte, düşük üretim hızında kaplama yapılmasıdır. Diğer yandan, aynı SEM resminde, kaplanan AISI 304 paslanmaz çelik tarafında da yine bir miktar ergimenin gerçekleştiği görülmektedir. Ancak bu ergime sadece FeCrC tozunun altlık malzemesiyle temas ettiği bölgelerde görülmüştür. Bu yerlerde, ergimeye bağlı olarak dendrit kolları kısmen belirli iken, kolların uzantılarının yaklaşık 10-15 µm kadar uzunlukta ve kısa olduğu gözlenmiştir (Şekil 7.8).



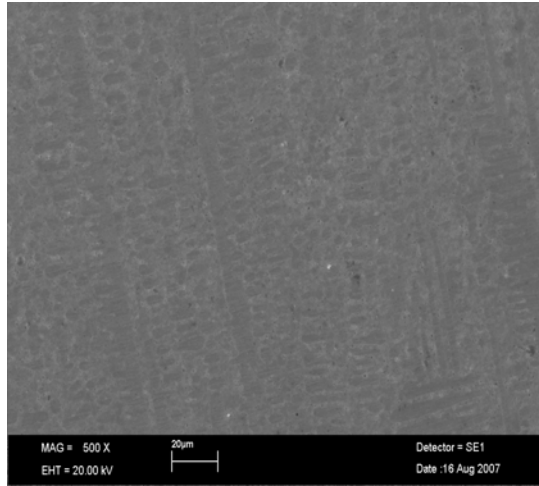
Şekil 7.8 X1 numunesinin SEM resmi

115 A’lik akımla kaplama yapılan X2 numunesinin Şekil 7.9 ’daki SEM resmi incelendiğinde; öncelikle topaklaşmaların hala var olduğu göze çarpmaktadır. Ancak bu topaklaşmalar yapıya tamamen hakim olmayan homojen bir dağılım sergilerken, kaplanan malzemeye yakın bölgelerde bu durum tam aksine bir davranış göstermiştir. Bu durumun ortaya çıkmasının ana nedeni; toz miktarları X1 numunesiyle yaklaşık olarak aynı iken, X2 numunesinde üretim hızının biraz daha artmasıdır. Ayrıca altlık olarak kullanılan AISI 304 paslanmaz çelik malzemesinin sıcaklığın yüksek olduğu noktalarda ergidiği ve hatta ergiyen bu bölgelere, bir miktar FeCrC geçişinin olduğu gözlenmiştir. Bu homojen olmayan geçişler, altlık malzemesinde tane sınırları içerisine doğru gerçekleşmiştir.



Şekil 7.9 X2 numunesinin SEM resmi

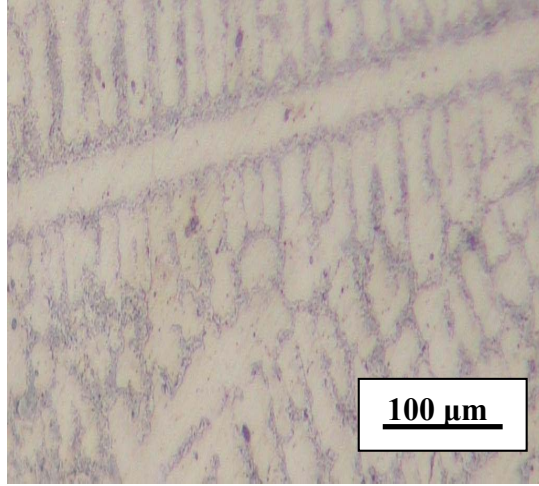
Daha yüksek değerdeki 125 A'lık akımla kaplama yapılan Şekil 7.10'daki X3 numunesine ait SEM resmi incelendiğinde; topaklaşmaların varlığının X1 ve X2 numunelerine nazaran yok denecek kadar az olduğu göze çarpmaktadır. Topaklaşmaların gittikçe azalması akımdaki artışa bağlı enerji girdisinin yükselmesidir. X3 numunesinde, oldukça yüksek sayılabilecek bir toz yedirme miktarında ve üretim hızında iyi bir sonuç alınmıştır. Ayrıca X3 numunesine ait SEM resminde, dentritik yapıların oluşmaya başladığı gözlenmiştir.



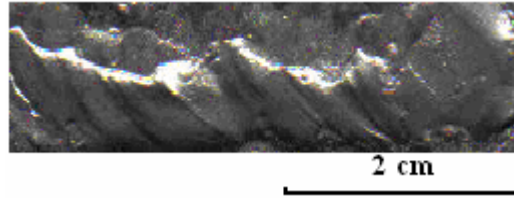
Şekil 7.10 X3 numunesinin SEM resmi

% 66 Cr oranına sahip FeCrC tozunun, AISI 304 paslanmaz çelik yüzeyine en yüksek kaynak akımı olan 145 A'de yapılan kaplanmasında Şekil 7.11'deki optik mikroskop resmi elde edilmiştir. Resim incelendiğinde; bu işlemde kaynak akımının çok yüksek olması nedeniyle, ergimenin aşırı derecede gerçekleştiği görülmüştür. Ergimenin fazla olması, düzensiz ve gelişigüzel dağılmış dendrit kollarının oluşmasına yol açmıştır.

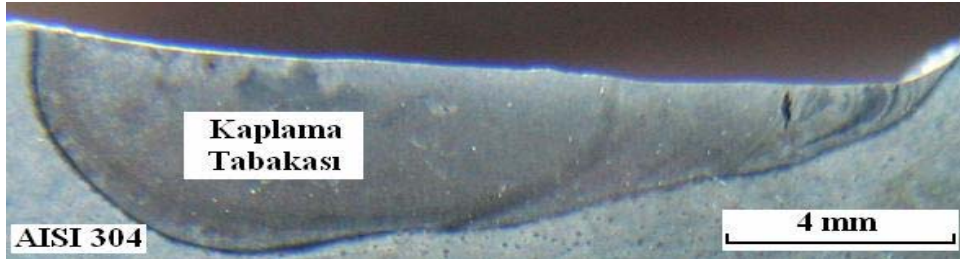
X5 numunesinin Şekil 7.12 'deki kaplama-kaynak dikişlerinin makroskopik üst görünüşü incelendiğinde, aşırı ısınmanın etkisiyle ergimenin çok fazla olduğu ve bu durumda dikişlerin düz bir görünüm aldığı görülmüştür. Ayrıca kaplama tabakasının üst seviyesinin, katılaşma sonucu malzemenin kendisini çekmesi nedeniyle, altlık malzemesi düzeyinin biraz altında kalması bu düşüncenin doğruluğunu göstermektedir (Şekil 7.13).



Şekil 7.11 X5 numunesinin optik mikroskop resmi



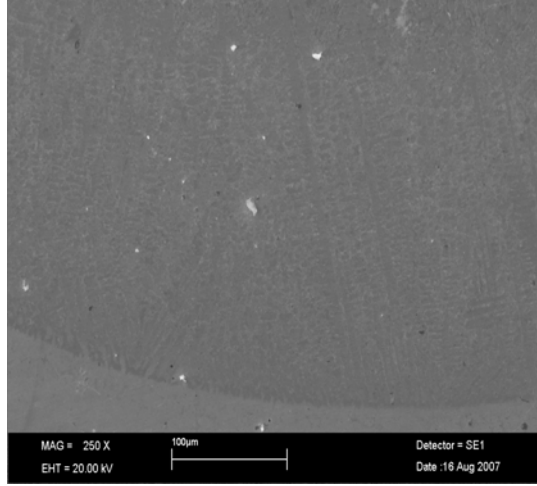
Şekil 7.12 X5 numunesinin kaynak dikişlerinin makroskopik resmi



Şekil 7.13 X5 numunesinin kesit resmi

X5 numunesinin Şekil 7.14 'deki SEM resmi incelendiğinde; dendrit kollarının özellikle altlık malzemesi AISI 304 paslanmaz çelik kısmına yakın bölgelerde uzun ve düzensiz olduğu dikkat çekmektedir. Bu da; soğuk olan kaplanan malzemeye temas nedeniyle, atom hareketlerinin kaynaktan hemen sonra yavaşlaması ve durmasından ileri gelmiştir. Ayrıca

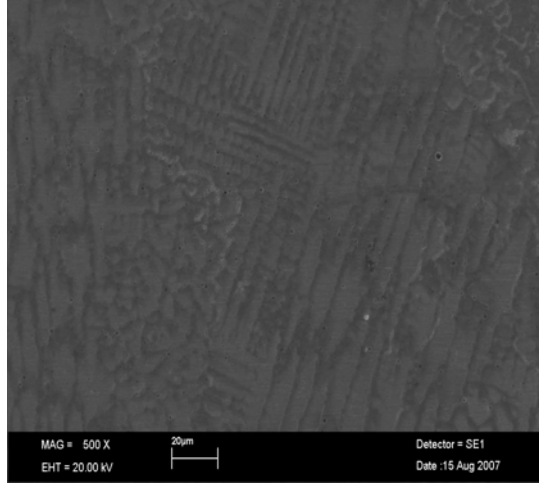
yüksek akım şiddeti ve enerji girdisi nedeniyle, aşırı ısınmaya bağlı olarak kaplama tabakasının üst ve orta kısımlarındaki dendrit kollarında kol oluşumunun bozukluğu göze çarpmaktadır.



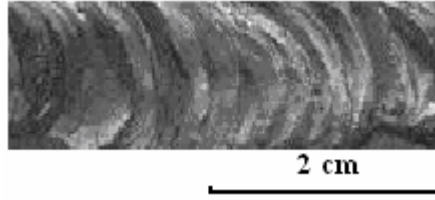
Şekil 7.14 X5 numunesinin SEM resmi

135 A' lik akımla kaplaması yapılan X4 numunesinin, Şekil 7.15 'teki SEM resmi incelendiğinde; tanelerin eksenli olarak yönlendiği net olarak izlendiği ve uzunluklarının yaklaşık olarak aynı boyutlarda olduğu gözlenmektedir. Ayrıca dendrit kolları, içi içe girmiş simetrik bir görünüm arz etmektedir. Kaplama esnasındaki üretim hızıyla kaynak akımının uygunluğu nedeniyle, yetersiz ısınma yaşanmadığından topaklaşma meydana gelmemekte ve yapı bozunmadan oluşabilmektedir.

X4 numunesinin Şekil 7.16 'daki kaplama-kaynak dikişlerinin üst görünüşünün makroskopik resmi ve Şekil 7.17 'deki kaplama tabakasının yan görünüşü dikkate alınarak, uygun kaynak akımının 135 ampere denk geldiği tespit edilmiştir. Ergimenin yeterli düzeyde olmasına bağlı olarak, kaplama tabakasının seviyesi kaplanan malzemenin üst düzeyiyle aynı yükseklikte kalmıştır.



Şekil 7.15 X4 numunesinin SEM resmi

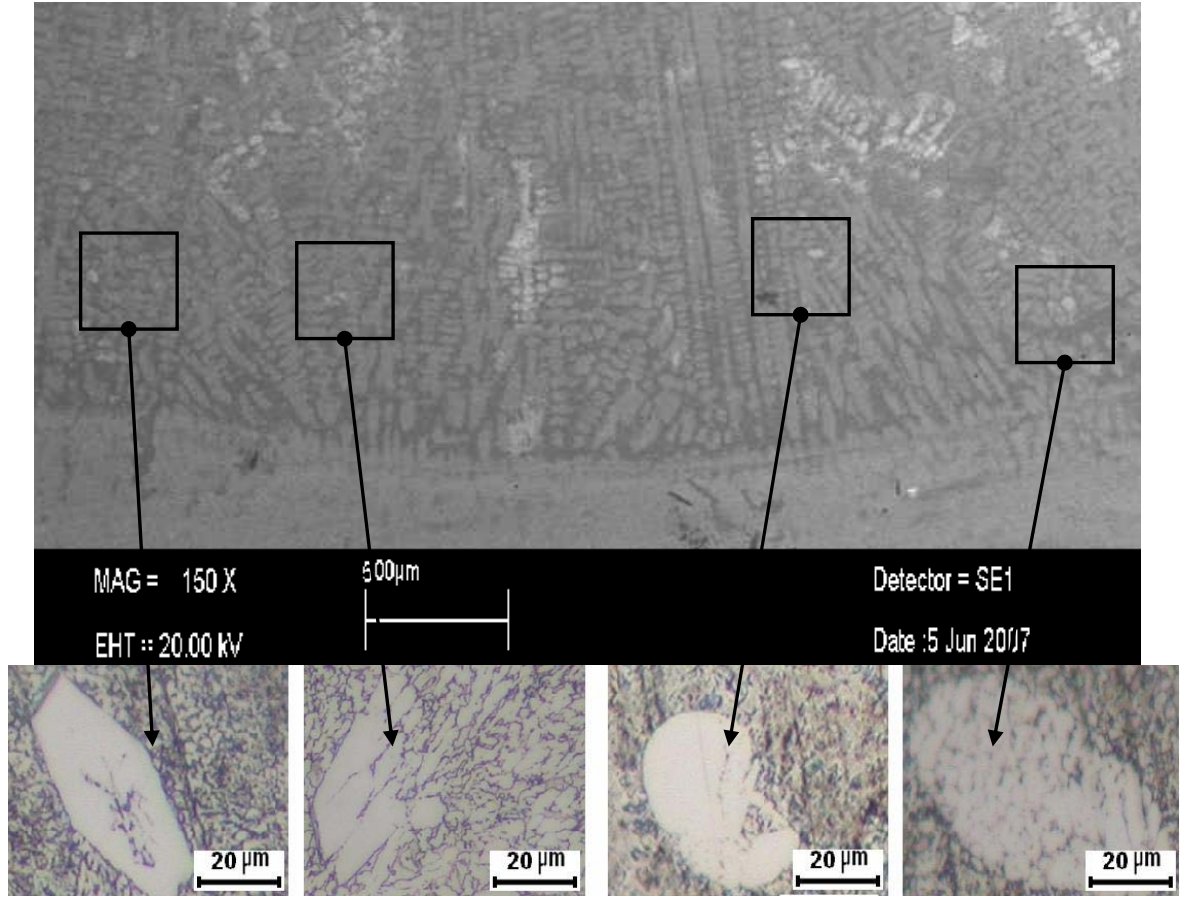


Şekil 7.16 X4 numunesinin kaynak dikişlerinin makroskopik resmi



Şekil 7.17 X4 numunesinin kesit resmi

Şekil 7.18 'deki, X4 numunesinin kaplama sınır tabakasına yakın kısımlarından alınan bölgede öncelikle altıgen şekilli ve bazı noktalarda da yuvarlağımsı kenarlı tipik M_7C_3 karbürlerinin oluştuğu ve ayrıca dendrit kollarının kaplama sınır tabakasına doğru dikey olarak yönlendiği görülmüştür.



Şekil 7.18 X4 numunesinin karbürlü bölgelerin SEM görüntüsü

7.1.3. % 59 Cr'lu FeCrC Tozuyla Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı

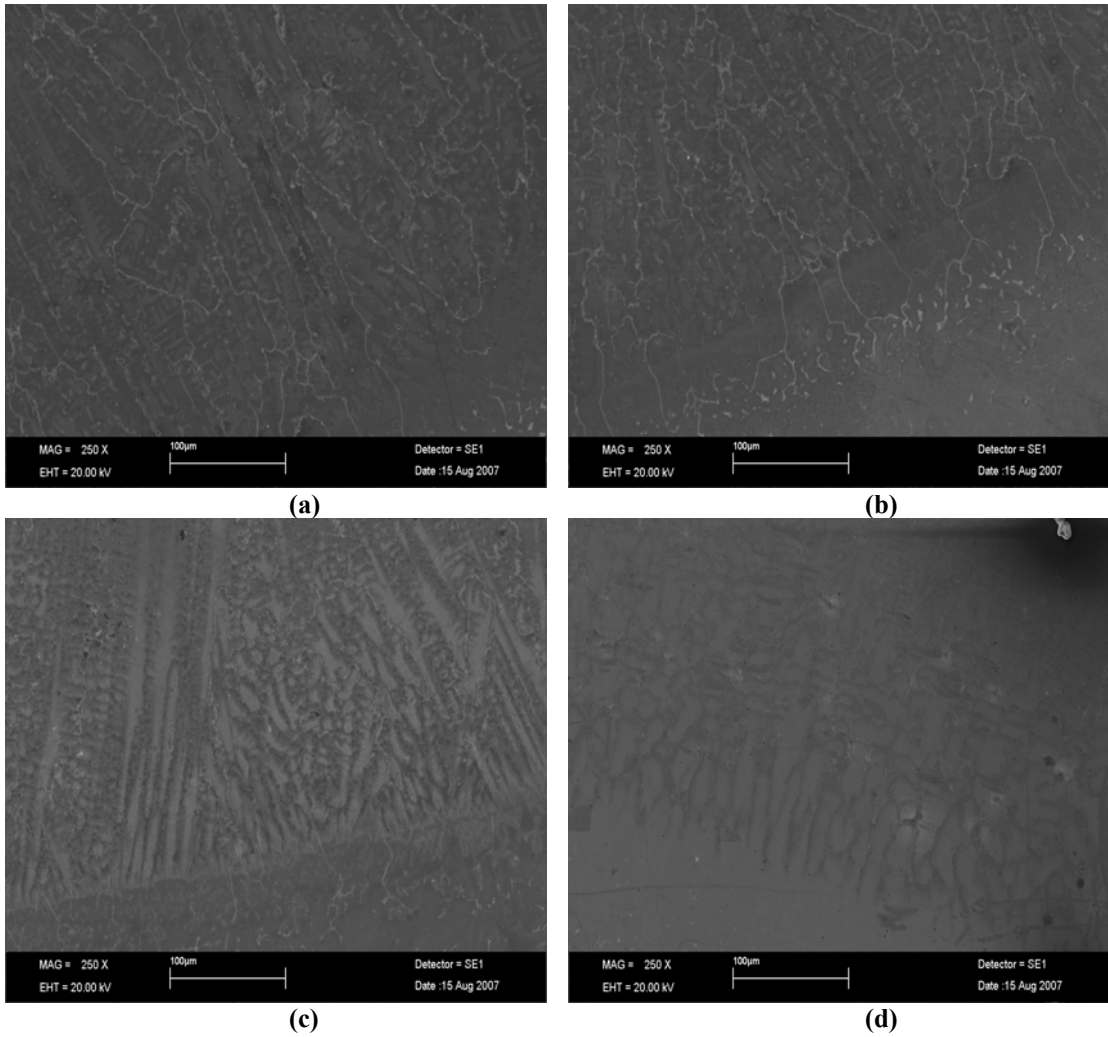
% 59 krom içeren FeCrC alaşımı ile oluşturulan kaplama katında değişen parametre olarak toz yedirme miktarı alınmış (Tablo 7.2); artan toz miktarına bağlı olarak elde edilen mikroyapılar ve bu mikroyapılarda görülen fazlar EDS analizleriyle belirlenmiştir.

Tablo 7.2 % 59 Cr'lu FeCrC çalışma grupları ve kaplama parametreleri

Numune Adı	Eklenen Toz Miktarı (gr)	Toz Cinsi	Akım I (A)	Gerilim U (V)	Üretim Zamanı t (dk)	Kaplama Boyu x (mm)	Üretim Hızı V (mm/dk)	Enerji Girdisi E-Q (J)
A1	2,579	1	135	20	1,254	92	73,365	18,219
B1	2,980	1	135	20	1,326	86	64,856	20,602
C1	3,819	1	135	20	1,218	87	71,428	18,719
D1	5,129	1	135	20	1,507	88	58,394	22,884

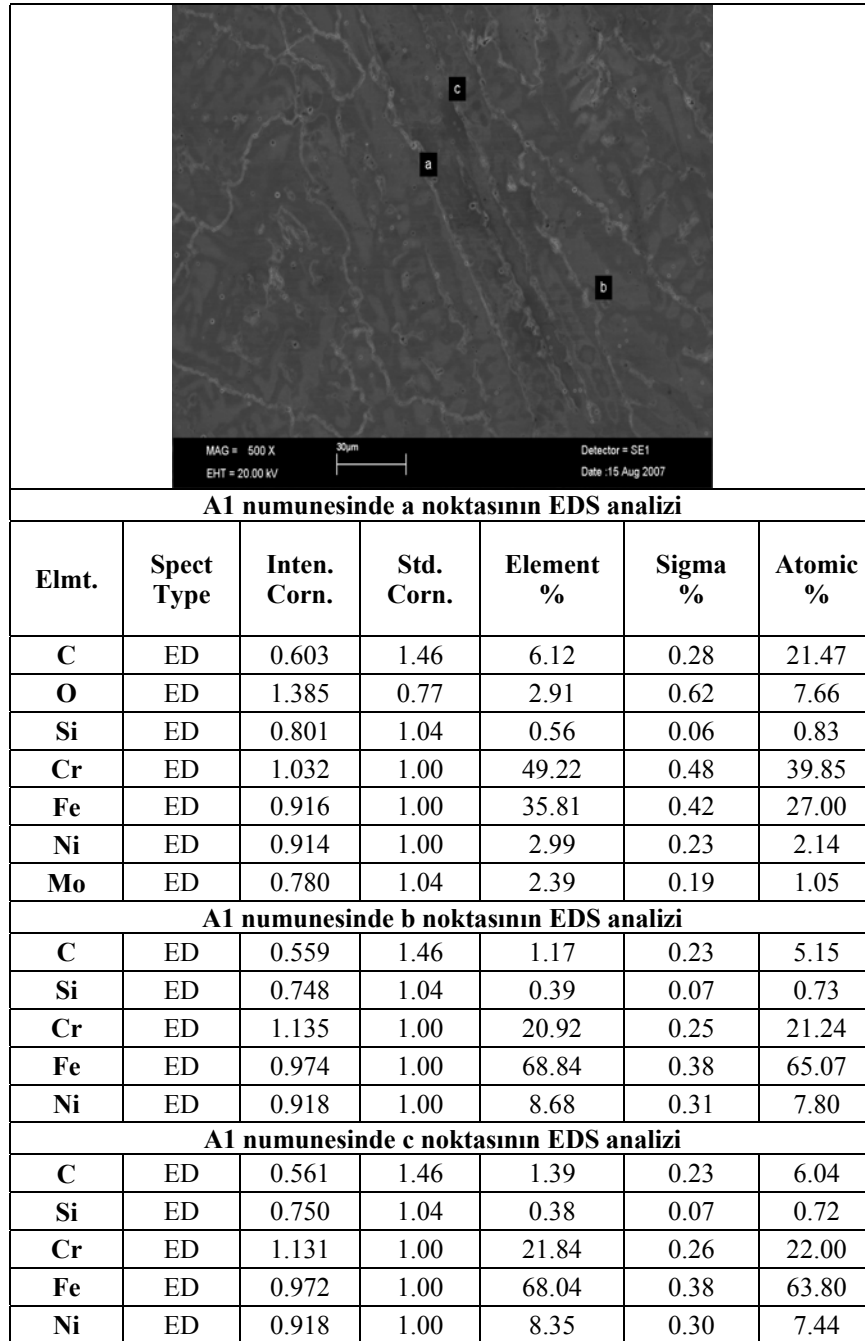
Şekil 7.19.a 'da en az toz yedirmeli numune olan A1 numunesinin SEM resmi incelendiğinde; kısmen kaplama katından kaplanan malzemeye krom ve karbon geçişi olurken, kısmen de kaplanan malzemeden kaplama katına demir ve nikel elementlerinin geçişi söz konusu olmuştur. Toz miktarının az oluşu nedeniyle, birim ağırlığa isabet eden enerji miktarı artmış, kaplama katında ergime ve çözünme buna bağlı olarak daha üst düzeyde gerçekleşmiştir.

Dendritlerin birincil kolları tam olarak oluşumlarını sağlarken; kaplanan ana metalin soğuk olması, dendritlerin ikincil kollarının belirgin şekilde oluşumlarını engellemiş ve hızlı soğuma sonucunda tabakalar arasında metal atomları geçişi sınırlı kalmıştır (Şekil 7.20 ve 7.21). Bu kaplamada ara tabaka belirgin bir şekilde seçilebilmektedir. Tabakalar arası geçişler kısa ve süreksiz olmuştur. Toz miktarının artması ile kaplama katında krom ve karbon konsantrasyonları yükselmiş ve buna bağlı olarak ara bölgeden ana metale doğru metal atomu difüzyonu hızlanmıştır (Şekil 7.20 ve 7.21). Diğer yandan ara geçiş bölgesi sınırları da belirginliğini yitirmiş, dendrit kolları çoğalmış ve kalınlaşmıştır (Şekil 7.19.b, 7.19.c ve 7.19.d).



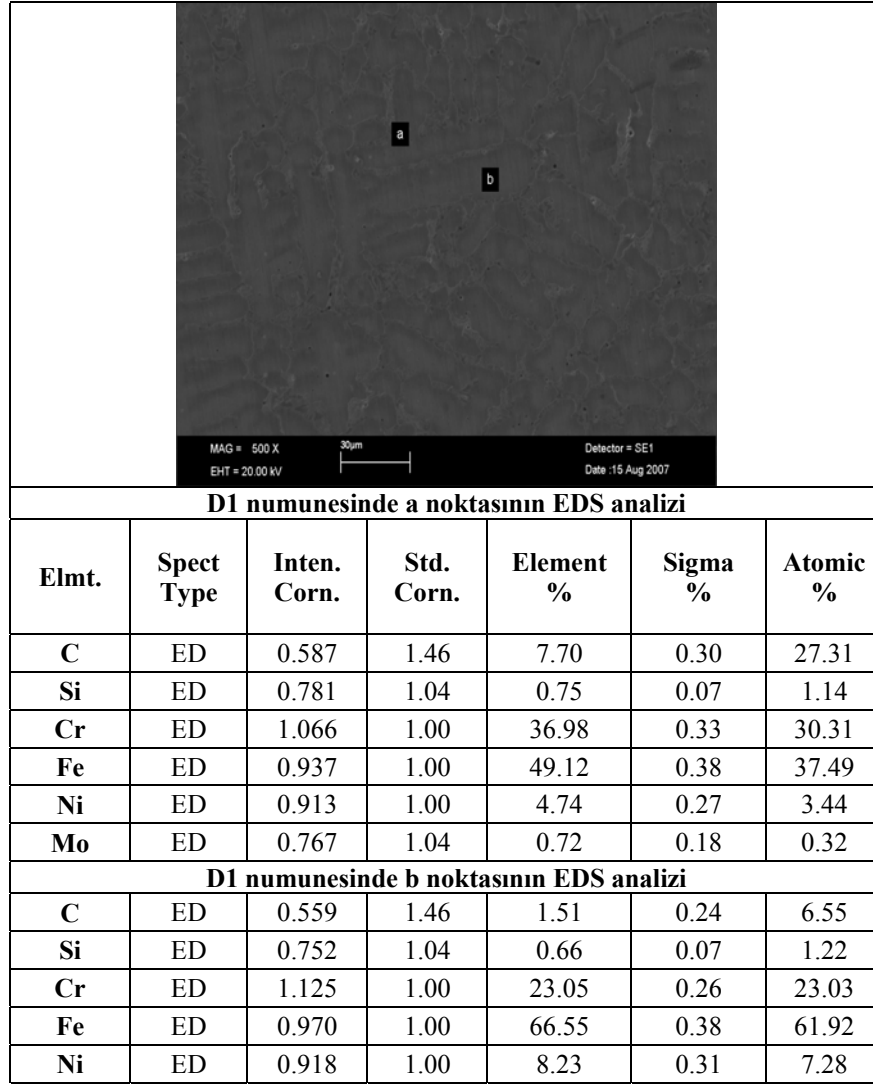
Şekil 7.19 a)A1, b)B1, c)C1, d)D1 numunelerinin SEM görüntüsü

Şekil 7.20 'de düşük toz yedirmeli A1 numunesinin EDS analizi verilmiştir. Resimde; dendrit kolu sınırı üzerindeki a noktasının EDS analizinden, bu noktanın bulunduğu bölgenin esas itibarı ile M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ karbürlerinden oluştuğu belirlenmiştir. Diğer yandan resimde seçilen b ve c noktalarının nikel içeren demir ana kütle içerisinde M_3C ve M_7C_3 karbürlerinden oluştuğu sonucuna varılmıştır.



Şekil 7.20 A1 numunesinin EDS analizi

Şekil 7.21 'de en yüksek toz yedirmeli D1 numunesinin EDS analizi verilmiştir. Resimde; dendrit kolu üzerindeki a noktasının EDS analizinden, bu noktanın bulunduğu bölgenin esas itibarı ile silisyum ve nikel içeren M_7C_3 , M_2C ve M_3C karbürlerinden oluşmaktadır. Demir ana kütle üzerinden seçilen b noktasında ise, esas itibarı ile $M_{23}C_6$ karbürleri oluşmuştur.



Şekil 7.21 D1 numunesinin EDS analizi

7.1.4. % 66 Cr'lu FeCrC Tozuyla Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı

% 66 krom içeren FeCrC alaşımı ile oluşturulan kaplama katında, değişen parametre olarak toz yedirme miktarı alınmış (Tablo 7.3); artan toz miktarına bağlı olarak elde edilen mikroyapılar ve bu mikroyapılarda görülen fazlar EDS analizleriyle belirlenmiştir.

Tablo 7.3 % 66 Cr'lu FeCrC çalışma grupları ve kaplama parametreleri

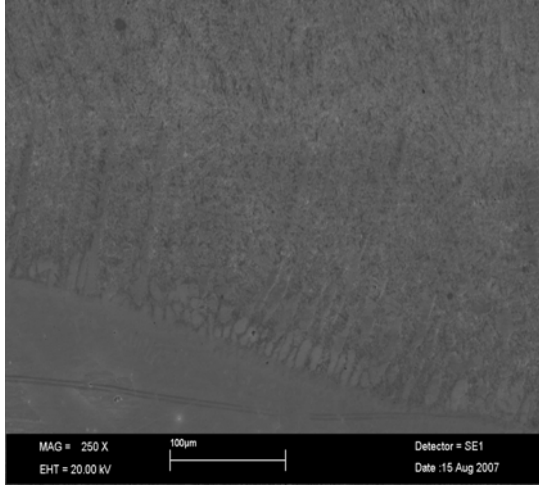
Numune Adı	Eklenen Toz Miktarı (gr)	Toz Cinsi	Akım I (A)	Gerilim U (V)	Üretim Zamanı t (dk)	Kaplama Boyu x (mm)	Üretim Hızı V (mm/dk)	Enerji Girdisi E-Q (J)
A2	2,505	2	135	20	1,047	88	84,049	15,907
B2	3,714	2	135	20	1,171	83	70,879	18,856
C2	4,793	2	135	20	1,195	86	71,966	18,577
D2	5,882	2	135	20	1,291	85	65,840	20,294

Şekil 7.22.a 'da en az toz yedirmeli numune olan A2 numunesinin SEM resmi incelendiğinde; düşük toz yedirmeli bu numunede dendrit kollarının tam olarak oluşmadığı, dendritlerin tane sınırına doğru yönlendiği ve krom kaplama katından kaplanan malzemeye doğru az oranda krom ve karbon elementlerinin geçişinin söz konusu olduğu görülmüştür. Bu da; % 59 Cr'lu FeCrC kaplı numunelere göre, kaplamada kullanılan ferrokrom karbondaki krom içeriğinin konsantrasyon gradyantını yükseltmesinden ileri gelmiştir. En fazla atom difüzyonu, toz yedirme oranlarının uygun değerlere sahip olduğu B2 ve C2 numunelerinde elde edilmiştir.

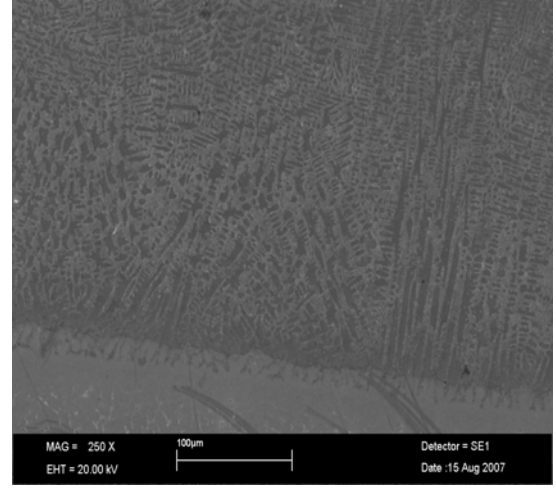
Toz yedirme miktarının arttığı Şekil 7.22.b, 7.22.c ve 7.22.d 'de resimleri verilen B2, C2 ve D2 numunelerinde; öncelikle artan toz miktarına bağlı olarak daha yüksek oranda krom ve karbonun kaplanan paslanmaz çelik tarafına, nikel ve manganın da kaplama katına geçtiği, özellikle B2 ve C2 numunelerinde dendrit kollarının daha da belirginleştiği ve bu numunelerde geçiş ara bölgesinin genişlediği, kaplanan alaşımdan kaplama katına doğru ve aksi yönde difüzyonun arttığı görülmüştür. Toz yedirme miktarının en fazla olduğu D2 numunesinde, fazla toz miktarı nedeniyle enerji girdisi kısmen yetersiz kalmış ve buna bağlı olarak, difüzyon hareketleri yavaşlamış, dendrit oluşumu kısmen tamamlanamamıştır.

Kaplanan metale doğru gerçekleşen yönlenmiş difüzyonun, Şekil 7.22.c 'de bariz bir şekilde görüldüğü gibi, tercihen ostenit taneleri içerisinde ikizleşme sınırı boyunca ilerleyerek gerçekleşmesi; bu numunelerde karşılaşılan en karakteristik davranıştır.

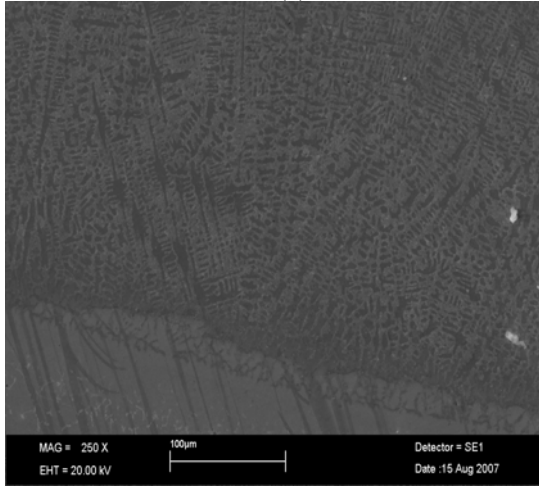
Şekil 7.23 'deki A2 numunesinde; oldukça yüksek oranda nikel içeren demirce zengin ana kütlenin (a noktası) ve bünyesinde nikel çözüldürmüş karbür bileşiklerinin bulunduğu dendrit kollarının ve sınırlarının (b noktası) EDS analizi yapılmıştır. Dendrit kolları dışında kalan bölge demirce zengin olup, bünyesinde M_2C ve M_3C karbür bileşiklerini bulundururken, ikincil dendrit kollarında ve sınırlarında hakim yapının $M_{23}C_6$ karbür bileşiği şeklinde olduğu belirlenmiştir.



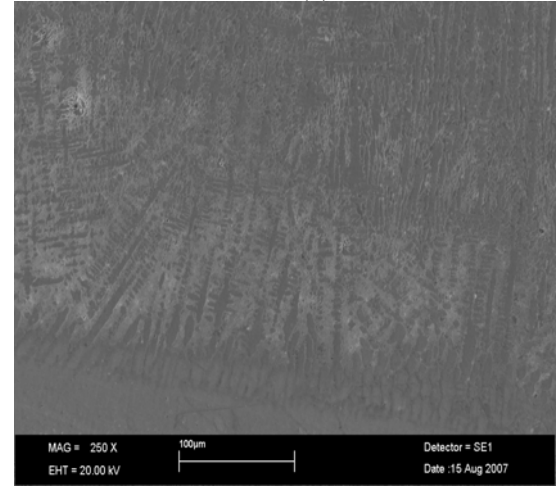
(a)



(b)

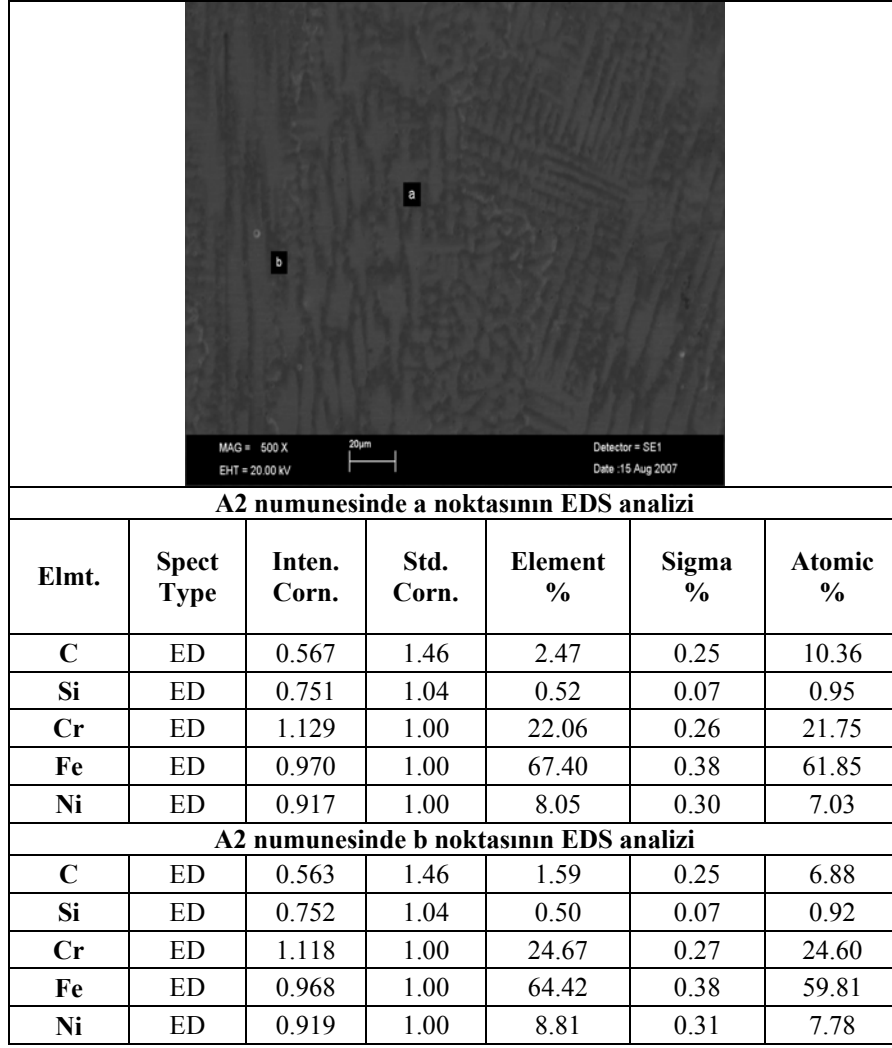


(c)



(d)

Şekil 7.22 a)A2, b)B2, c)C2, d)D2 numunelerinin SEM görüntüsü



Şekil 7.23 A2 numunesinin EDS analizi

7.1.5. B₄C Tozuyla Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı

% 99 saflıktaki B₄C (bor karbür) tozu ile oluşturulan kaplama tabakasında değişen parametre olarak toz yedirme miktarı alınmış (Tablo 7.4), artan toz miktarına bağlı olarak elde edilen mikroyapılar ve bu mikroyapılarda görülen fazlar EDS analizleriyle belirlenmiştir.

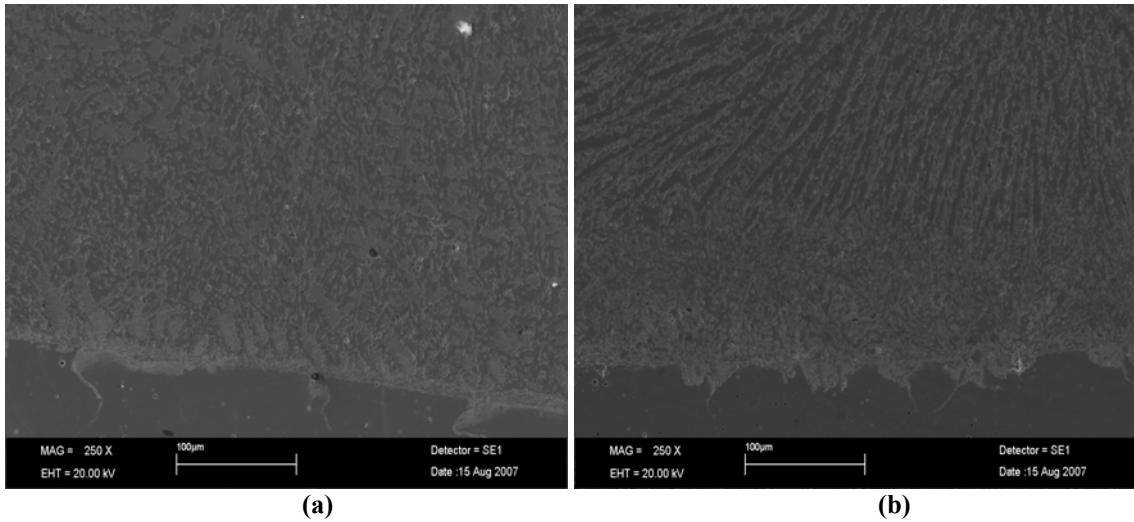
Tablo 7.4 B₄C çalışma grupları ve kaplama parametreleri

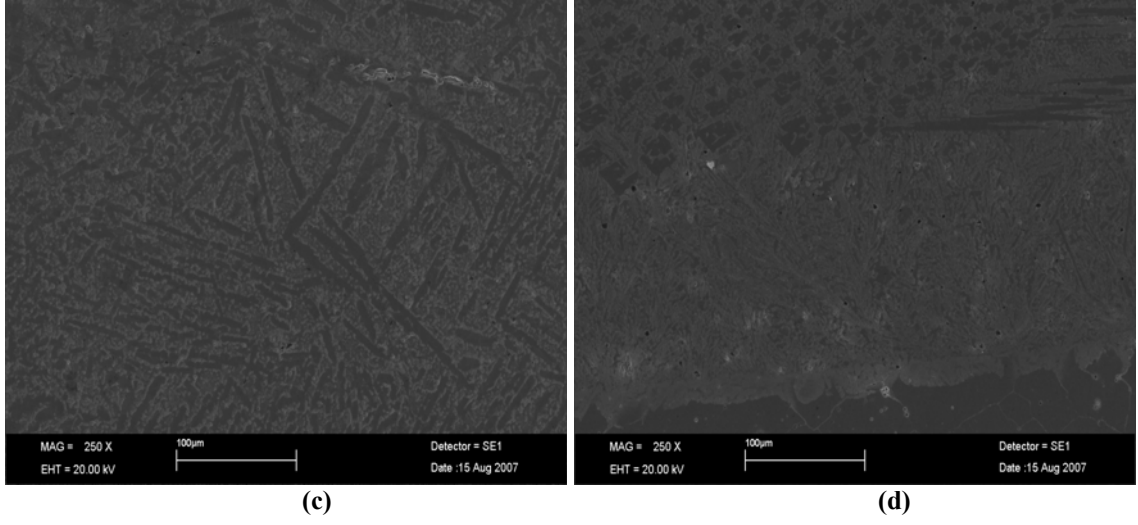
Numune Adı	Eklenen Toz Miktarı (gr)	Toz Cinsi	Akım I (A)	Gerilim U (V)	Üretim Zamanı t (dk)	Kaplama Boyu x (mm)	Üretim Hızı V (mm/dk)	Enerji Girdisi E-Q (J)
A3	0,881	3	135	20	1,410	90	63,829	20,932
B3	1,212	3	135	20	1,508	87	57,692	23,163
C3	1,450	3	135	20	1,537	89	57,905	23,081
D3	1,983	3	135	20	1,466	81	55,252	24,184

Şekil 7.24.a 'da en az toz yedirmeli numune olan A3 numunesinin SEM resmi incelendiğinde; bor elementinin kaplanan paslanmaz çelik alaşımındaki ostenit tanelerinin tane sınırlarından alaşıma girdiği, kaplamadaki ara tabaka kalınlığının oldukça ince olduğu ve yine kat içerisinde çok ince taneli ve küçük adacıklardan oluşan bir yapının meydana geldiği görülmektedir. Toz miktarının artması ile birlikte, Şekil 7.24.b 'de görüldüğü gibi taneler ara tabakaya dikey yönde büyüyerek uzamış, ara tabakanın kalınlığı artmış ve borlanan yüzeylerde ortaya çıkan karakteristik testere dişi görünümlü borlama yapısı belirgin bir hal almıştır.

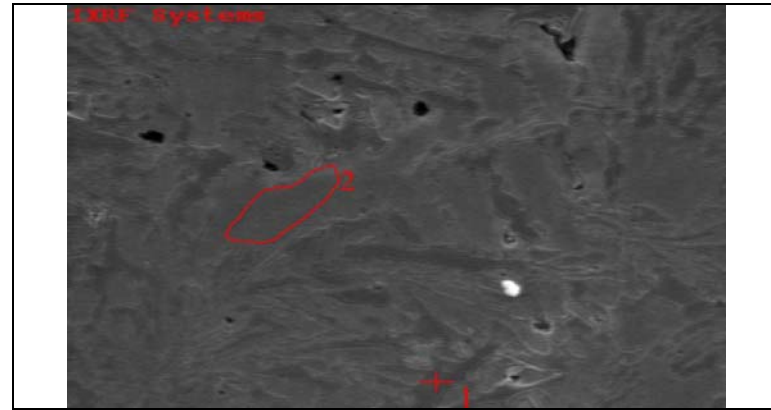
Bor tozu yedirme miktarının yüksek olduğu Şekil 7.24.c ve Şekil 7.24.d 'de, enerji girdisinin yetersizliği nedeniyle, kaplama metalinden bor karbür kaplama katına doğru difüzyonun giderek azaldığı, kaplama katı içerisindeki bor karbürlerin bir kısmının kaplama katına doğru yayılan demirle demir borür bileşikleri oluşturduğu, bir kısmının kaplama katı içerisinde çözünmeden kaldığı, kaplanan metal içerisine yayılan bor ve karbon elementlerinin demir ve kromla birleşerek demir borür ve metal karbür bileşikleri oluşturdukları anlaşılmaktadır. Toz yedirme oranının en yüksek olduğu D4 numunesinden alınan Şekil 7.24.d 'deki resim incelendiğinde; burada artık enerji girdisinin düşük olması ve bunun sonucunda difüzyon hızının az olması nedeniyle borlama işleminin gerektiği gibi yapılamadığı ve istenen sonuca ulaşamadığı anlaşılmaktadır.

Şekil 7.25 'te A3 numunesinin EDS analizleri için seçilen 1 noktasında, nokta demirce fakir olduğundan, gevrek FeB bor karbür fazı oluşurken; 2 noktasındaki demir içeriğinin biraz daha fazla olması bu noktada daha çok, az gevrek özellikli Fe₂B fazının oluştuğu anlaşılmaktadır.





Şekil 7.24 a)A3, b)B3, c)C3, d)D3 numunelerinin SEM görüntüsü



A3 numunesinde 1 noktasının EDS analizi

Elmt.	Atomic %
C	4.25
B	74.42
Cr	8.30
Fe	12.03
Ni	1.20
A3 numunesinde 2 noktasının EDS analizi	
C	0.10
B	53.91
Cr	13.69
Fe	28.34
Ni	3.96

Şekil 7.25 A3 numunesinin EDS analizi

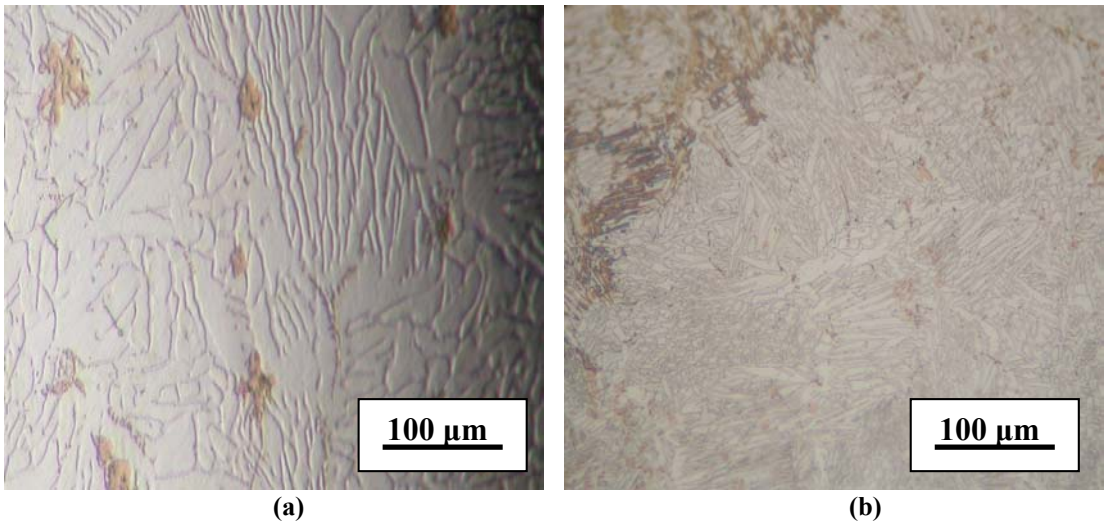
7.1.6. Ti Tozuyla Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı

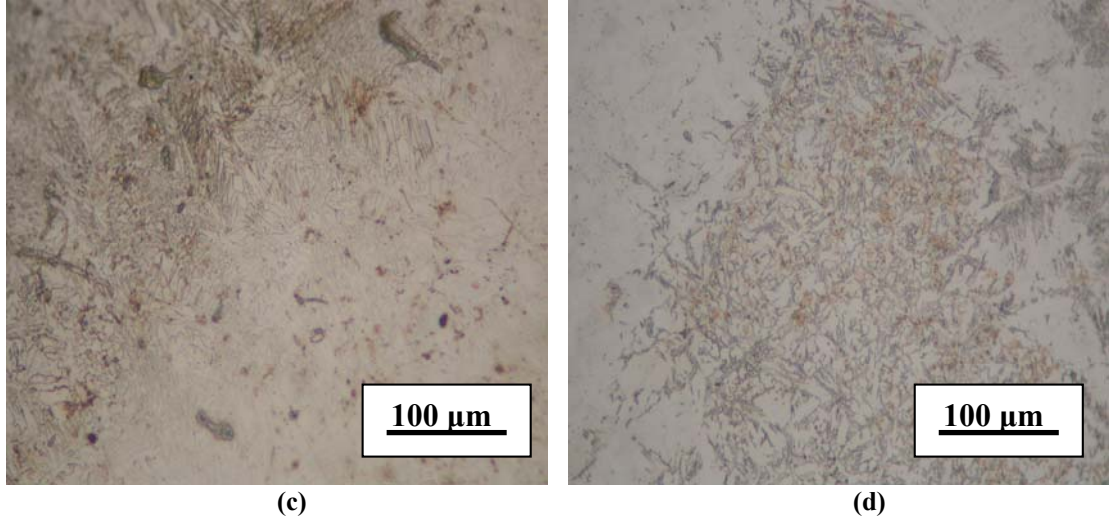
% 99 saflıktaki Ti tozu ile oluşturulan kaplama tabakasında değişen parametre olarak toz yedirme miktarı alınmış (Tablo 7.5); artan toz miktarına bağlı olarak elde edilen mikroyapılar ve bu mikroyapılarda görülen fazlar EDS analizleriyle belirlenmiştir. Titanyum numunelerinin erken sürede oksitlenmesi sonucu SEM görüntüsü alınmasının güçlüğü nedeniyle, aynı gruba ait numunelerin optik mikroskop resimlerinden faydalanılmıştır.

Tablo 7.5 Ti çalışma grupları ve kaplama parametreleri

Numune Adı	Eklenen Toz Miktarı (gr)	Toz Cinsi	Akım I (A)	Gerilim U (V)	Üretim Zamanı t (dk)	Kaplama Boyu x (mm)	Üretim Hızı V (mm/dk)	Enerji Girdisi E-Q (J)
A4	1,007	4	135	20	2,148	82	38,175	35,005
B4	1,187	4	135	20	1,413	88	62,278	21,460
C4	1,853	4	135	20	2,120	90	42,452	31,486
D4	2,203	4	135	20	1,387	86	62,004	21,553

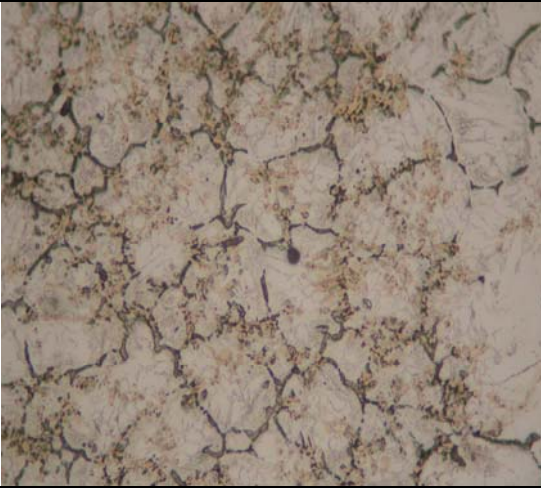
Şekil 7.26.a 'da en az toz yedirmeli numune olan A4 numunesinin optik mikroskop resmi incelendiğinde; düşük toz katkılarında titanyum elementi etkisiyle tane sınırlarının belirgin olmadığı, tanelerin gelişigüzel bir dağılım gösterdikleri kaplama metali ile kaplanan alaşım arasında önemsiz derecede atom geçişlerinin olduğu görülmüştür. Artan toz yedirme miktarının, Şekil 7.26.b, 7.26.c ve 7.26.d 'de görüldüğü gibi, kaplanan metale daha çok titanyum elementi geçişmiş, geçiş bölgesi genişlemiş ve yine kaplanan metalden kaplama katına da demir ve nikel elementlerinin geçişleri söz konusu olmuştur.





Şekil 7.26 a)A4, b)B4, c)C4, d)D4 numunelerinin optik mikroskop görüntüsü

Titanyum elementi, daha çok paslanmaz çelik alaşımının tane sınırlarında toplanmış ve bu sınırlar üzerinden alaşımı oluşturan demir ve nikel elementleriyle bileşikler oluşturmuştur. Her ne kadar Şekil 7.27 'de verilen paslanmaz çeliğin düşük toz yedirme oranlı titanyumla kaplanmasıyla üretilen A4 numunesinin EDS analizinden, öncelikle kaplamada kullanılan titanyumun resmin alındığı kesit üzerinde dengeli bir şekilde dağıldığı ve ostenit tanelerini incelttiği söylenebilir. Titanyumun aşırı oksitlenme eğilimi göstermesi nedeniyle noktasal analiz olanağı kalmamakta ve oluşan bileşikler tam olarak belirlenememektedir. Yine de, Ti-Ni ve Fe-Ti iki bileşenli ve yine Fe-Ti-Ni üç bileşenli faz diyagramları göz önünde bulundurularak, kaplama katında ve paslanmaz çelik malzemede TiFe, TiFe₂, Ti₂Ni, TiNi₃ ve TiNi bileşiklerinin oluştuğu söylenebilir ya da beklenmektedir.

						
A4 numunesinin yüzeysel EDS analizi						
Elmt.	Spect Type	Inten. Corn.	Std. Corn.	Element %	Sigma %	Atomic %
C	ED	0.559	1.46	1.90	0.08	1.53
O	ED	0.632	1.23	30.15	0,25	20.04
Si	ED	0.764	1.04	1.10	0.06	1.51
Ti	ED	1.060	1.00	11.56	0.39	37.21
Cr	ED	1.104	1.00	17.30	0.20	12.86
Fe	ED	0.959	1.00	30.50	0.38	21.93
Ni	ED	0.908	1.00	7.49	0.25	4.93

Şekil 7.27 A4 numunesinin EDS analizi

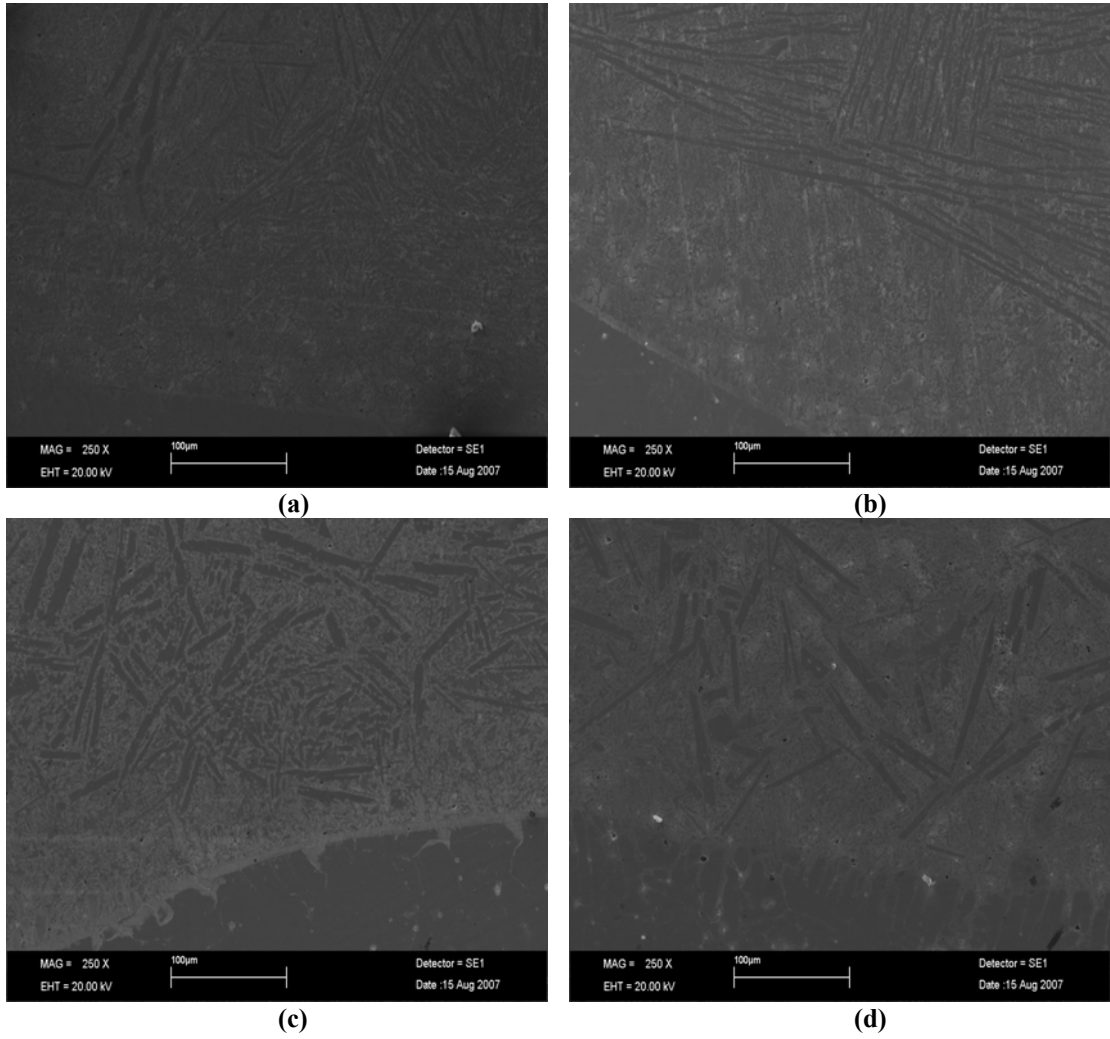
7.1.7. % 66 Cr'lu FeCrC/B₄C Tozuyla Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı

% 99 saflıktaki B₄C tozu ile % 66 Cr içerikli FeCrC tozlarının ½ + ½ oranlarında karışımları ile oluşturulan kaplama tabakasında değişen parametre olarak toz yedirme miktarı alınmış (Tablo 7.6); artan toz miktarına bağlı olarak elde edilen mikroyapılar ve bu mikroyapılarda görülen fazlar EDS analizleriyle belirlenmiştir.

Tablo 7.6 % 66 Cr'lu FeCrC/B₄C (1/2 + 1/2) çalışma grupları ve kaplama parametreleri

Numune Adı	Eklenen Toz Miktarı (gr)	Toz Cinsi	Akım I (A)	Gerilim U (V)	Üretim Zamanı t (dk)	Kaplama Boyu x (mm)	Üretim Hızı V (mm/dk)	Enerji Girdisi E-Q (J)
A5	1,366	5	135	20	1,176	89	75,680	17,654
B5	1,961	5	135	20	1,274	86	67,503	19,791
C5	2,383	5	135	20	1,198	87	72,621	18,408
D5	2,833	5	135	20	1,388	88	63,400	21,087

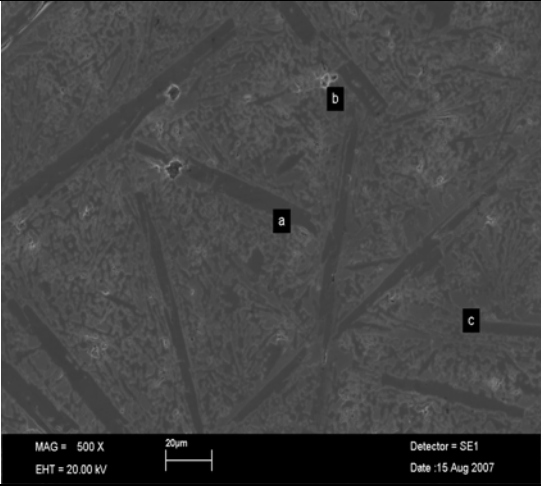
Şekil 7.28.a, 7.28.b, 7.28.c ve 7.28.d 'de ait A5, B5, C5 ve D5 numunelerinin SEM resimleri incelendiğinde; düşük toz yedirme oranlarında kaplama katı ile kaplanan metal arasında dengeli bir birleşmenin olmadığı görülmektedir. Artan toz yedirme miktarı ile ara geçiş tabakasının oluşmaya başladığı, bu tabakanın karakteristik testere görünümünde olmadığı; ancak C5 numunesinde kristalleşmenin tam anlamı ile belirginleştiği, en yüksek toz yedirmenin gerçekleştiği D5 numunesinde oluşan tanelerin ve özellikle demir borür iğnelerinin irileştiği belirlenmiştir.



Şekil 7.28 a)A5, b)B5, c)C5, d)D5 numunelerinin SEM görüntüsü

Şekil 7.29 'da en yüksek toz yedirme oranlı D5 numunesinin SEM resmi üzerinde seçilen a, b ve c noktalarına ait EDS analizleri verilmiştir. Buradan da; a noktasında hakim yapının krom nikelce zengin bir ana kütle içerisinde FeB formüllü demir borür bileşiği içerdiği, b noktasının borca zengin bir ana kütle içerisinde Fe_2B formüllü demir borür bileşiği içerdiği ve c noktasının da krom nikelce biraz daha fakir bir ana kütle içerisinde FeB formüllü demir borür

bileşiği içerdiği sonuçlarına ulaşılmıştır. Bu fazlardan FeB çok gevrek ve arzu edilmeyen, Fe₂B ise daha az gevrek olan ve istenen faz oluşumlarıdır. Tüm EDS analizlerinden, kaplama katındaki karbon oranının düşük olduğu ve mevcut karbonun muhtemelen M₃C karbürü şeklinde yapıda bulunduğu düşünülmektedir.



D5 numunesinde a noktasının EDS analizi

Elmt.	Spect Type	Inten. Corn.	Std. Corn.	Element %	Sigma %	Atomic %
C	ED	0.841	1.14	0.52	0.05	0.86
B	ED	0.987	1.00	32.15	0.27	26.39
Cr	ED	1.073	1.00	42.02	0.35	46.39
Fe	ED	0.931	1.00	22.40	0.36	18.70
Ni	ED	1.385	0.77	2.91	0.62	7.66

D5 numunesinde b noktasının EDS analizi

C	ED	0.752	1.04	0.17	0.06	0.33
B	ED	1.135	1.00	23.04	0.28	24.36
Cr	ED	0.918	1.00	6.43	0.32	6.02
Fe	ED	0.971	1.00	68.91	0.37	64.38
Ni	ED	0.621	1.46	1.14	0.24	4.91

D5 numunesinde c noktasının EDS analizi

C	ED	0.737	1.04	0.78	0.07	1.49
B	ED	1.171	1.00	11.81	0.20	12.19
Cr	ED	0.991	1.00	74.71	0.40	71.83
Fe	ED	0.920	1.00	11.89	0.34	10.88
Ni	ED	0.537	1.46	0.81	0.24	3.61

Şekil 7.29 D5 numunesinin EDS analizi

% 99 saflıktaki B₄C tozu ile % 66 Cr içerikli FeCrC tozlarının 1/3 + 2/3 oranlarında karışımları ile oluşturulan kaplama tabakasında değişen parametre olarak toz yedirme miktarı

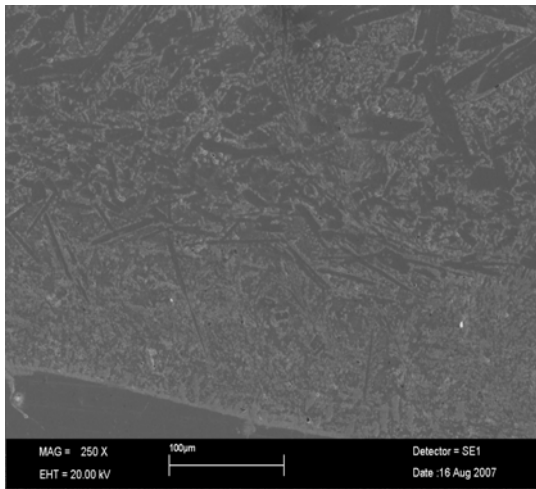
alınmış (Tablo 7.7); artan toz miktarına bağlı olarak elde edilen mikroyapılar ve bu mikroyapılarda görülen fazlar EDS analizleriyle belirlenmiştir.

Tablo 7.7 % 66 Cr'lu FeCrC/B₄C (2/3 + 1/3) çalışma grupları ve kaplama parametreleri

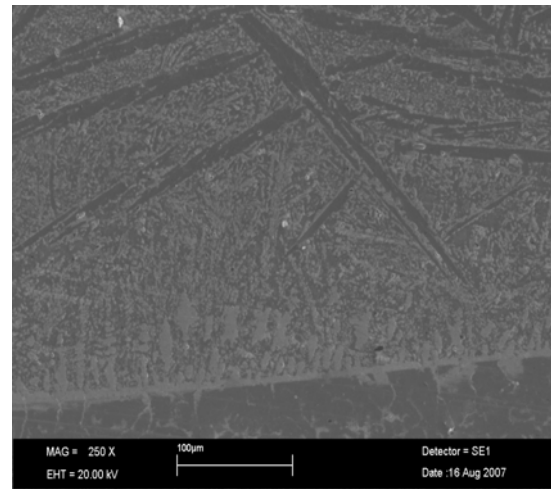
Numune Adı	Eklenen Toz Miktarı (gr)	Toz Cinsi	Akım I (A)	Gerilim U (V)	Üretim Zamanı t (dk)	Kaplama Boyu x (mm)	Üretim Hızı V (mm/dk)	Enerji Girdisi E-Q (J)
A7	1,923	7	135	20	1,225	86	70,204	19,037
B7	2,713	7	135	20	1,382	84	60,781	21,988
C7	2,842	7	135	20	1,137	80	70,360	18,995
D7	3,923	7	135	20	1,299	82	63,125	21,172

Şekil 7.30.a 'da en az toz yedirmeli numune olan A7 numunesinin SEM resmi incelendiğinde; düşük toz yedirme oranlarında ara geçiş bölgesinin çok ince olduğu, geniş bir alan içerisinde FeB ve Fe₂B formüllü demir borür bileşiklerinin oluştuğu, karakteristik metal karbür fazlarının oluşmadığı, kaplanan malzemeye doğru difüzyonun azaldığı dikkati çekmektedir. Toz yedirme oranının artması ile gevrek FeB demir karbür bileşiklerine ait iğnelerin uzadıkları, irileştiği ve belirginleştikleri görülmektedir (Şekil 7.30.b, 7.30.c ve 7.30.d).

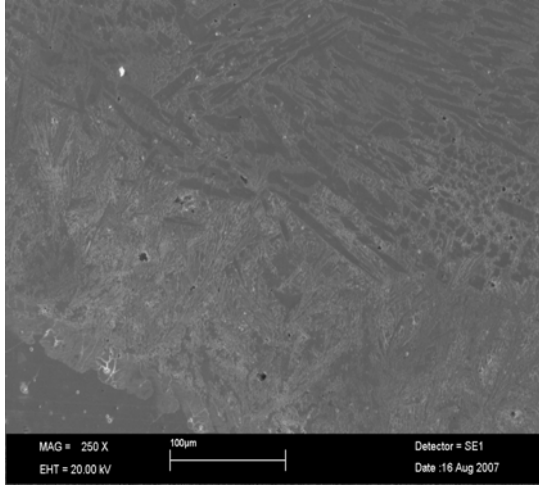
En yüksek oranda toz yedirmenin gerçekleştiği D7 numunesinden alınan a ve b noktalarının EDS analizlerinden; a noktasında krom nikelli ana kütle içerisinde FeB demir borür bileşiği ve b noktasında da yine krom nikelli ana kütle içerisinde Fe₂B demir borür bileşiklerinin oluştuğu belirlenmiştir (Şekil 7.31). Bu noktalarda bulunan karbon oranı bileşik oluşamayacak kadar düşük değerlere sahiptir ve muhtemelen M₃C metal karbürü şeklinde demire bağlı olarak yapıda bulunmaktadır.



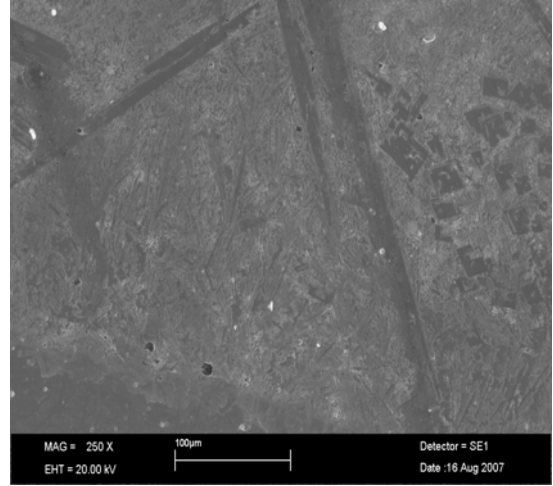
(a)



(b)

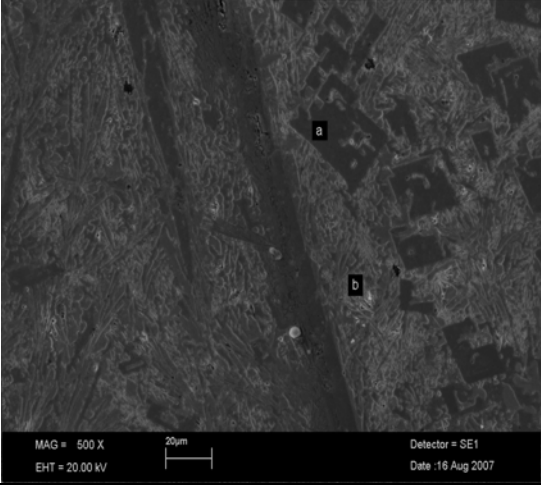


(c)



(d)

Şekil 7.30 a)A7, b)B7, c)C7, d)D7 numunelerinin SEM görüntüsü

						
D7 numunesinde a noktasının EDS analizi						
Elmt.	Spect Type	Inten. Corn.	Std. Corn.	Element %	Sigma %	Atomic %
C	ED	0.841	0.52	0.17	0.05	0.76
B	ED	0.987	1.00	62.15	0.27	60.30
Cr	ED	1.073	1.00	10.37	0.35	8.69
Fe	ED	1.460	1.00	24.40	0.36	26.89
Ni	ED	0.564	0.77	2.91	0.62	3.36
D7 numunesinde b noktasının EDS analizi						
C	ED	0.752	1.04	2.16	0.06	0.93
B	ED	1.120	1.00	24.82	0.28	28.86
Cr	ED	0.918	1.00	6.43	0.32	6.07
Fe	ED	1.135	1.46	65.25		59.43
Ni	ED	0.621	0.74	1.44	0.24	4.91

Şekil 7.31 D7 numunesinin EDS analizi

7.1.8. % 66 Cr'lu FeCrC/Ti Tozuyla Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı

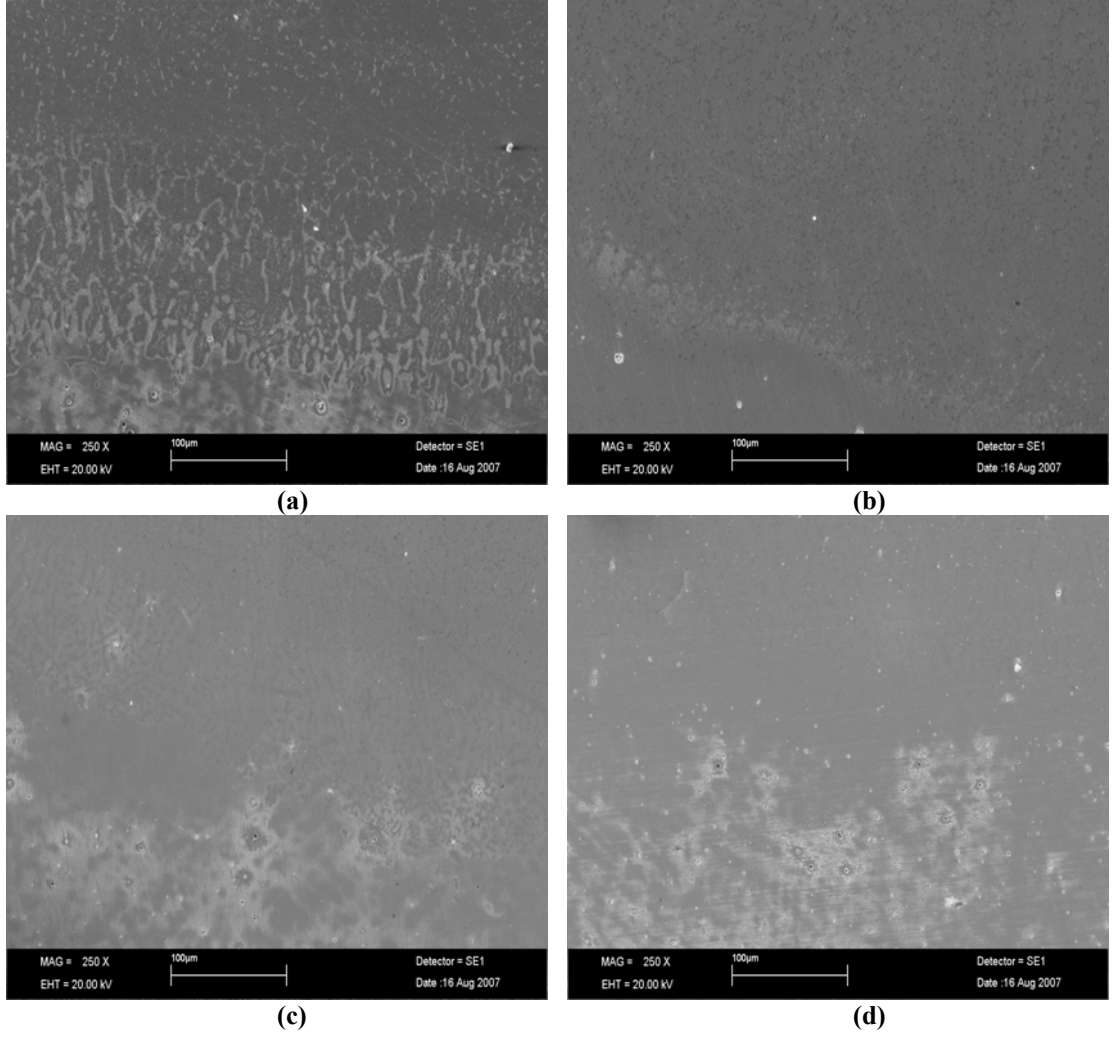
% 99 saflıktaki Ti tozu ile % 66 Cr içerikli FeCrC tozlarının $\frac{1}{2} + \frac{1}{2}$ oranlarında karışımları ile oluşturulan kaplama tabakasında değişen parametre olarak toz yedirme miktarı alınmış (Tablo 7.8); artan toz miktarına bağlı olarak elde edilen mikroyapılar ve bu mikroyapılarda görülen fazlar EDS analizleriyle belirlenmiştir.

Tablo 7.8 % 66 Cr'lu FeCrC/Ti (1/2 + 1/2) çalışma grupları ve kaplama parametreleri

Numune Adı	Eklenen Toz Miktarı (gr)	Toz Cinsi	Akım I (A)	Gerilim U (V)	Üretim Zamanı t (dk)	Kaplama Boyu x (mm)	Üretim Hızı V (mm/dk)	Enerji Girdisi E-Q (J)
A6	1,613	6	135	20	1,498	85	56,742	23,559
B6	2,157	6	135	20	1,584	81	51,136	26,132
C6	2,916	6	135	20	1,413	89	62,986	21,214
D6	4,089	6	135	20	1,597	88	55,103	24,255

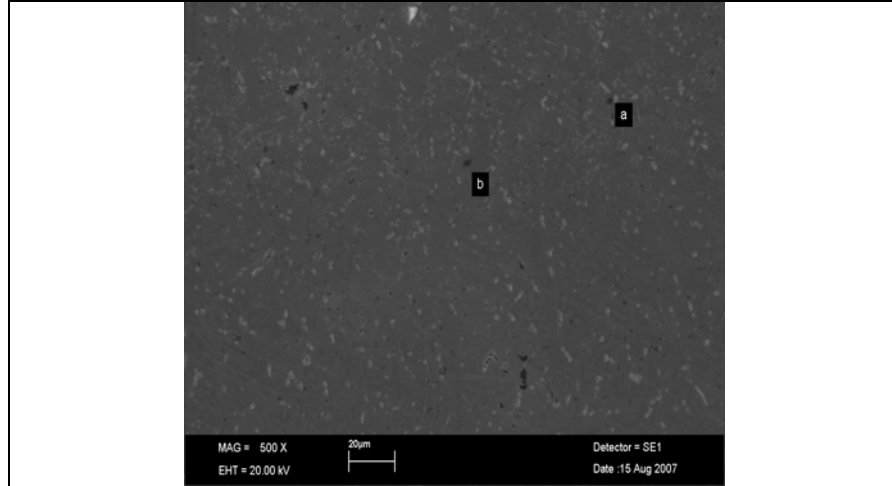
Şekil 7.32.a 'da en az toz yedirmeli numune olan A6 numunesinin SEM resmi incelendiğinde; titanyumca zengin, ara bölgeye dikey yönde gelişmiş tanelerin bulunduğu geniş bir geçiş bölgesinin varlığı dikkat çekmektedir. Titanyum elementinin demir ve nikel karşı gösterdiği yüksek afinite ve bileşik oluşturma eğilimi nedeniyle, hem ana metale doğru ve hem de kaplama tabakası içerisinde demir-titanyum ve nikel-titanyum bileşikleri oluşarak titanyum bu elementlere bağlanmış, sınır tabaka yönüne doğru hızla yayınma göstermiştir. Ana metalden kaplama katına geçişen demir ve nikel elementleri titanyumla tane sınırlarında buluşarak bu sınırlarda bileşik oluşturmuşlardır. Diğer yandan titanyumun bir kısmı da ferrokrom karbon bünyesindeki karbonla birleşerek kısmen TiC bileşiği oluşturmuştur.

Toz yedirme miktarının artırıldığı Şekil 7.32.b, 7.32.c ve 7.32.d 'de verilen B6, C6, D6 numunelerinde; toz yedirme miktarının artması ile birlikte titanyum difüzyonu azalmış, ara geçiş bölgesi daralmış, taneler küçülmüş; ancak bileşik oluşumunun gerçekleştiği tane sınırları oldukça genişlemiştir. Kaynak işleminin başlaması ile birlikte, titanyumun hızla kaplanan metal tarafına geçerek orada ostenitin tane sınırı boyunca demir ve nikel elementleriyle birleşme eğilimi gösterdikleri anlaşılmaktadır. Aynı şekilde az oranda titanyum da kaplama katı içerisinde, ferrokrom karbon alaşımı bünyesinde bulunan demirle birleşme eğilimi göstermiştir.



Şekil 7.32 a)A6, b)B6, c)C6, d)D6 numunelerinin SEM görüntüsü

Şekil 7.33 'te verilen, yüksek oranda toz yedirmeli numunenin resminde tane sınırından ve tane üzerinden alınan EDS analizlerinde, her iki bölgede de titanyum ve nikel oranlarının yaklaşık aynı düzeyde bulunduğu, bu noktalarda karbon elementi oranının da yüksek olduğu, dolayısı ile yüksek karbonlu ferrokrom karbondan gelen bu elementin tane sınırında ve tane içinde yüksek orandaki krom ve demirle M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ karbürlerini, titanyumla da TiC karbürünü meydana getirdiği anlaşılmaktadır.



D6 numunesinde a noktasının EDS analizi

Elmt.	Spect Type	Inten. Corn.	Std. Corn.	Element %	Sigma %	Atomic %
C	ED	0.563	1.46	10.73	0.47	35.46
Si	ED	0.759	1.04	0.48	0.06	0.67
Ti	ED	1.064	1.00	1.09	0.09	0.90
Cr	ED	1.111	1.00	17.92	0.24	13.68
Fe	ED	0.962	1.00	61.25	0.45	43.52
Ni	ED	0.910	1.00	8.54	0.30	5.77

D6 numunesinde b noktasının EDS analizi

C	ED	0.566	1.46	10.28	0.46	34.32
Si	ED	0.762	1.04	0.53	0.06	0.76
Ti	ED	1.068	1.00	0.86	0.09	0.72
Cr	ED	1.112	1.00	19.14	0.25	14.76
Fe	ED	0.960	1.00	62.25	0.45	44.70
Ni	ED	0.910	1.00	6.94	0.29	4.74

Şekil 7.33 D6 numunesinin EDS analizi

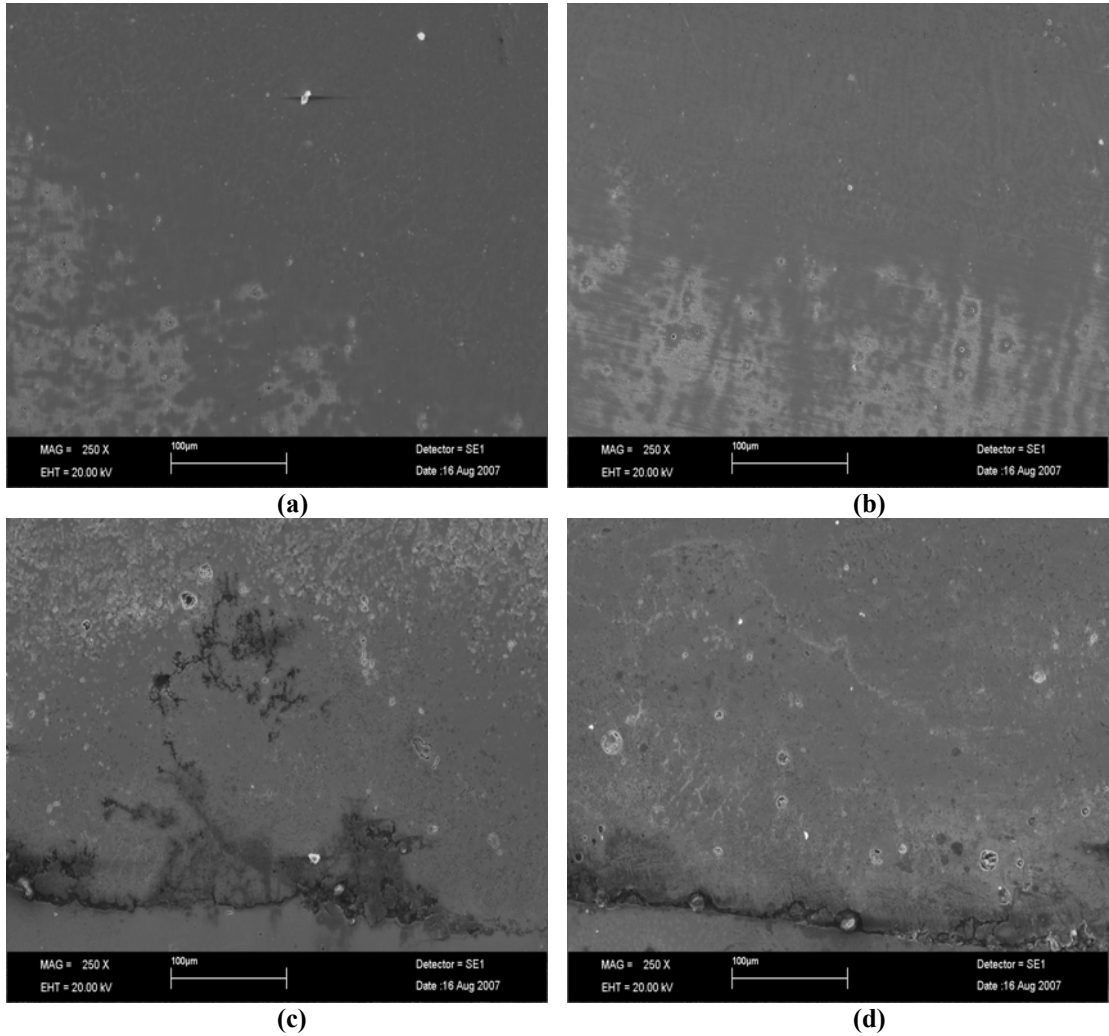
% 99 saflıktaki Ti tozu ile % 66 Cr içerikli FeCrC tozlarının 1/3 + 2/3 oranlarında karışımları ile oluşturulan kaplama tabakasında değişen parametre olarak toz yedirme miktarı alınmış (Tablo 7.9); artan toz miktarına bağlı olarak elde edilen mikroyapılar ve bu mikroyapılarda görülen fazlar EDS analizleriyle belirlenmiştir.

Tablo 7.9 % 66 Cr'lu FeCrC/Ti (2/3 + 1/3) çalışma grupları ve kaplama parametreleri

Numune Adı	Eklenen Toz Miktarı (gr)	Toz Cinsi	Akım I (A)	Gerilim U (V)	Üretim Zamanı t (dk)	Kaplama Boyu x (mm)	Üretim Hızı V (mm/dk)	Enerji Girdisi E-Q (J)
A8	1,554	8	135	20	1,253	88	70,231	19,030
B8	2,794	8	135	20	1,553	90	57,952	23,062
C8	3,178	8	135	20	2,034	86	42,281	31,609
D8	4,802	8	135	20	2,182	89	40,788	32,766

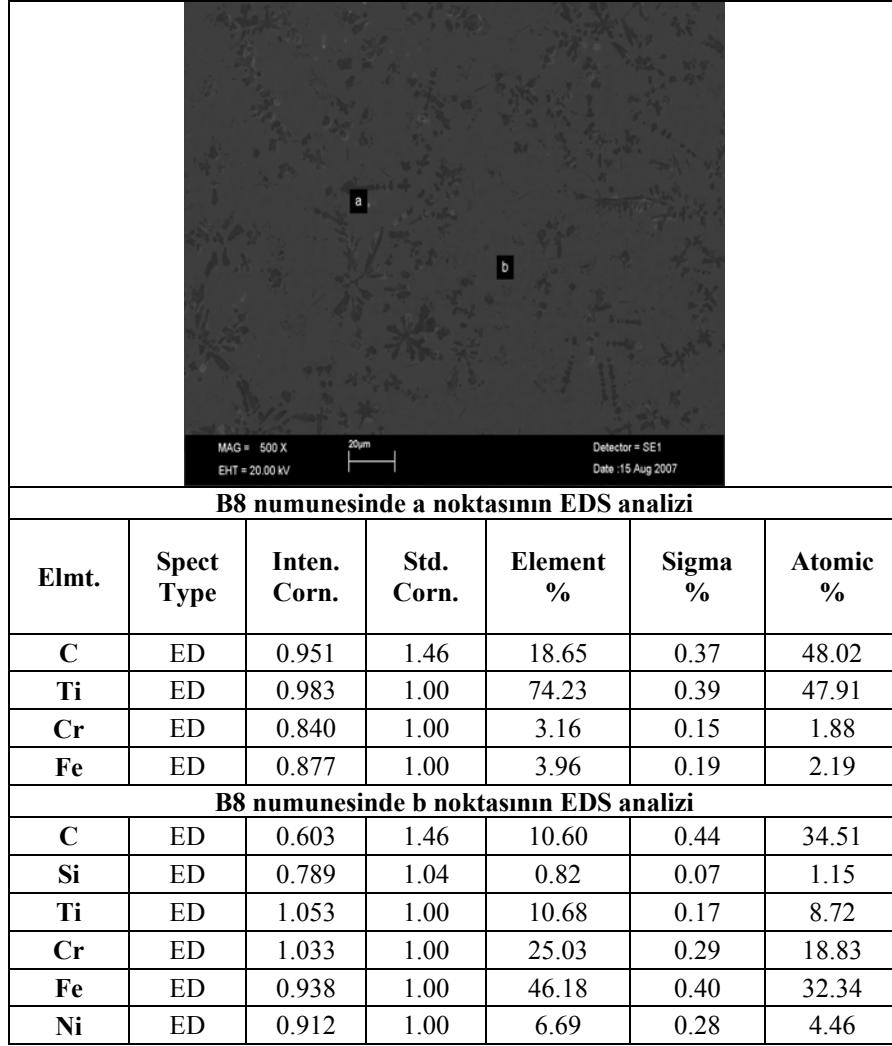
Şekil 7.34.a 'da en az toz yedirmeli numune olan A8 numunesinin SEM resmi incelendiğinde; kaplama katından kaplanan alaşıma ve aksi yöne atom hareketlerinin burada da gözlemlendiği, karşılıklı olarak her iki yanda bulunan elementlerin difüzyon etkisiyle geniş bir ara geçiş bölgesi oluşturduğu görülmektedir. Yine burada; oran itibarı ile artan krom ve karbon bir önceki numunelere göre daha fazla krom ve karbonun kaplama metali yönüne yayınmasına yol açmıştır. Toz karışımına ilave edilen titanyum ise; hızla demir, nikel ve karbon elementleri ile birleşerek harcanmış ve bu elementlerle bilinen ve yukarıda zikredilen bileşikleri oluşturmuştur.

Şekil 7.34.b 'de B8 numunesinde yedirilen tozla birlikte ara geçiş bölgesinde tanelerin uzayarak yönlendiği ve genişlediği; toz yedirme oranlarının yüksek tutulduğu C8 ve D8 numunelerinde ise, difüzyonun iyice azaldığı ve kaplama katının kaplanan malzemeye bağlanamadığı sonuçlarına ulaşılmıştır (Şekil 7.34.c ve 3.34.d).



Şekil 7.34 a)A8, b)B8, c)C8, d)D8 numunelerinin SEM görüntüsü

Şekil 7.35 'te ortalama toz yedirme oranlı B8 numunesinin resminde, oluşan fazlara ait seçilen a ve b noktalarının EDS analizinden; a noktasında, koyu bölgelerde TiC bileşiğinin bulunduğu; açık renkli b noktasının yer aldığı bölgelerde ise, hakim yapının M_2C , M_3C , M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ gibi karbür bileşiklerinden meydana geldiği sonuçlarına ulaşılmıştır.



Şekil 7.35 B8 numunesinin EDS analizi

7.1.9. % 66 Cr'lu FeCrC/Ti/B Tozuyla Yapılan Kaplamaların Mikroyapısı

% 99 saflıktaki Ti ve aynı oranda saflığa sahip B_4C tozları ile % 66 Cr içerikli FeCrC tozlarının, $1/3 + 1/3 + 1/3$ oranlarında karışımları ile oluşturulan kaplama tabakasında değişen parametre olarak toz yedirme miktarı alınmış (Tablo 7.10); artan toz miktarına bağlı olarak elde edilen mikroyapılar ve bu mikroyapılarda görülen fazlar EDS analizleriyle belirlenmiştir.

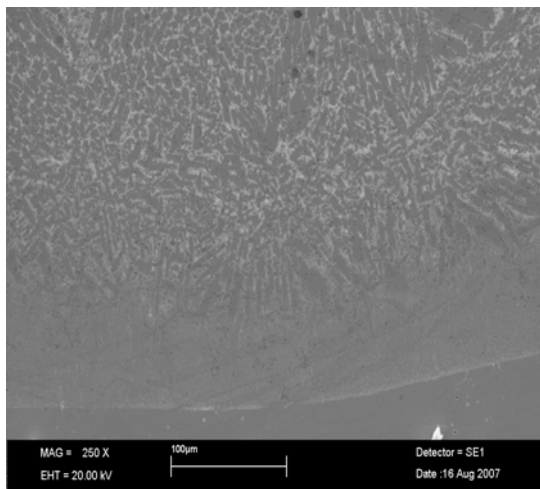
Tablo 7.10 % 66 Cr'lu FeCrC/Ti/B₄C (1/3 + 1/3 + 1/3) çalışma grupları ve kaplama parametreleri

Numune Adı	Eklenen Toz Miktarı (gr)	Toz Cinsi	Akım I (A)	Gerilim U (V)	Üretim Zamanı t (dk)	Kaplama Boyu x (mm)	Üretim Hızı V (mm/dk)	Enerji Girdisi E-Q (J)
A9	1,652	9	135	20	1,346	87	64,635	20,677
B9	2,150	9	135	20	1,385	86	62,093	21,524
C9	3,057	9	135	20	1,491	91	61,032	21,898
D9	3,690	9	135	20	1,506	88	58,432	22,872

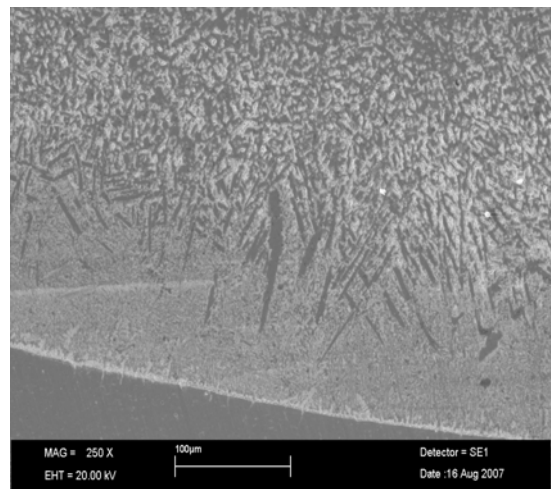
Şekil 7.36.a 'da en az toz yedirmeli numune olan A9 numunesinin SEM resmi incelendiğinde; düşük toz yedirme oranında kaplama katı içerisinde titanyum elementinin kaplama katında TiC oluşturarak kullanıldığı, geçiş bölgesinde tane sınırlarının belirginliğini yitirdiği, titanyumun kaplanan metal içlerine kadar tam olarak ilerleyemediği gözlenmiştir. Artan toz yedirme miktarı ile birlikte (Şekil 7.36.b ve 7.36.c) oluşan karbürlerin çubuk şekli aldığı ve uzadığı, yüksek toz yedirme miktarlarında kaplama metalinin içerisine kadar girdiği ve tane içlerinde de karbürlerin oluştuğu belirlenmiştir. Ayrıca oluşan, tane içlerine kadar ilerleyen karbürler; ara geçiş bölge sınırının net bir şekilde seçilmesine olanak vermemektedir.

Bor elementinin EDS analizi yoluyla tespitinin güçlüğü nedeniyle, en yüksek toz yedirmenin yapıldığı (Şekil 7.36.d) D9 numunesi üzerinde seçilen değişik noktaların analiz değerleri alınmış; ancak bu değerlerden istenilen sonuçlara ulaşılamaması üzerine, çalışmanın bu bölümünde sadece B9 numunesine ait yüzeyin ortalama EDS analiz değerinden gidilerek oluşan yapılara ilişkin, yorum ve açıklamalar yapılmaya çalışılmıştır.

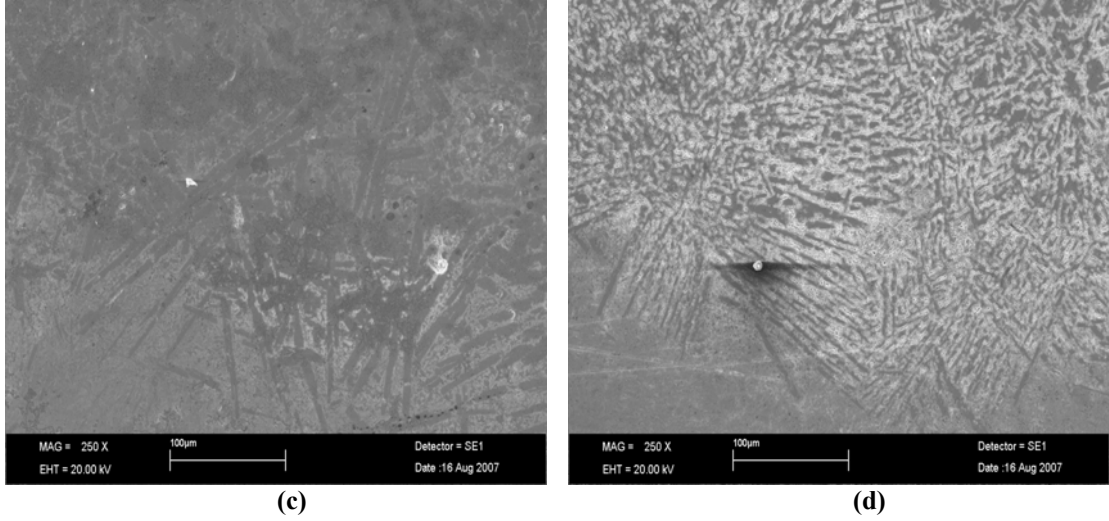
Şekil 7.37 'deki B9 numunesi yüzeyinden alınan EDS analizinden gidilerek; tüm kesitte yüksek oranda demir, krom, bor ve karbon elementlerinin bulunduğu; buna karşılık az oranda titanyum ve nikel elementlerinin varlığı belirlenmiştir.



(a)

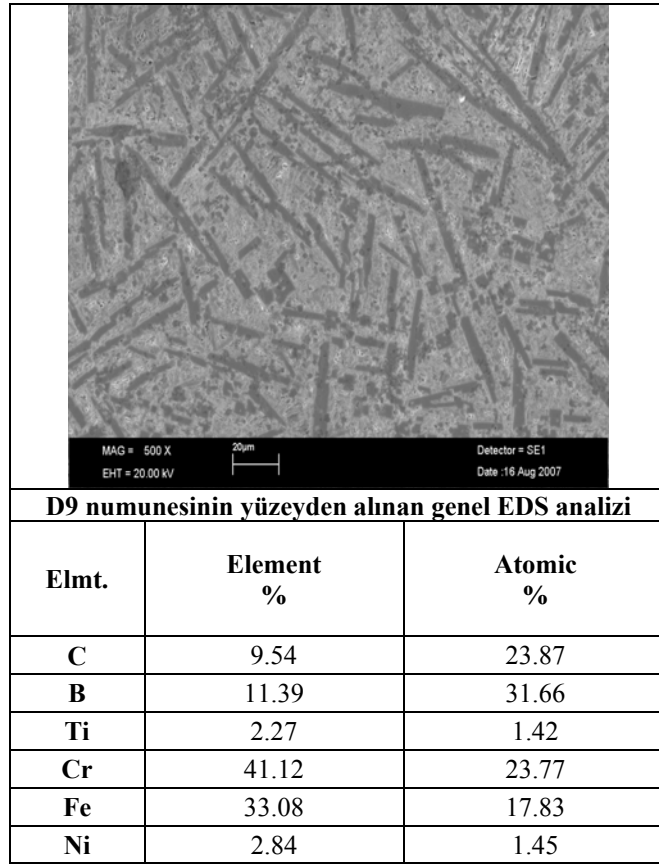


(b)



Şekil 7.36 a)A9, b)B9, c)C9, d)D9 numunelerinin SEM görüntüsü

Buna göre, kaplama katında az miktarda çoğu sert ve gevrek TiC, FeB ve Fe₂B bileşikleri oluşurken; büyük oranlarda M_xC_y metal karbürleri oluşmuştur. Bu karbürlerden özellikle M₇C₃ ve M₂₃C₆, yapıda yüksek oranlarda olduğu düşünülen karbürlerdir.



Şekil 7.37 D9 numunesinin EDS analizi

7.2. Üretim Parametrelerinin Nüfuziyet Oranına Etkileri

Nüfuziyet oranı ile ilgili çalışmaların ne şekilde ve nasıl yapılacağı konusunda deneysel yöntemler kısmında bu konu hakkında detaylı bilgiler verilmişti. Bu bilgiler ışığında kaplama üretim parametrelerinden olan TIG kaynak metodunun uygulanan farklı kaynak akımlarının ve üretim hızlarının nüfuziyete olan özellikleri aşağıda detaylı olarak incelenmiştir.

Nüfuziyet oranı için ölçüm değerleri her bir numune için hassas olarak optik mikroskopla yapılmıştır. Aşağıdaki formül yardımı ile her numunenin ayrı ayrı nüfuziyet oranları tespit edilmiştir. Burada; Kaplama tabakasının eni A, boyu da B olarak ifade edilmiştir. Doktora çalışmasındaki kaplama tabakalarına ait nüfuziyet oranları Tablo 7.12’de verilmiştir.

$$\text{Nüfuziyet oranı}(\%) = \frac{A}{A + B} \times 100 \dots\dots\dots(7.1)$$

7.2.1. Kaynak Akımının Nüfuziyet Oranına Etkisi

GTA yöntemiyle yapılan kaplamalarda kullanılan 105, 115, 125, 135 ve 145 A ’lik kaynak akımlarının makroskopik kaplama kesitlerinin görünüşleri sırasıyla Şekil 7.38, 7.39, 7.40, 7.41 ve 7.42 ’de gösterilmiştir. Ayrıca bu akımlara ait nüfuziyet oranları Tablo 7.11’de verilmiştir.

Tablo 7.11 Farklı akım kaplamalarının % nüfuziyet oranları

Numune Adı	Kaynak Akımı (A)	Nüfuziyet Oranı
X1	105	70,70
X2	115	79,87
X3	125	82,99
X4	135	84,86
X5	145	87,05

Makroskopik resmi Şekil 7.38 ’de gösterilen, en düşük akıma sahip 105 A ’lik kaynak akımı ile oluşturulan kaplamanın olduğu X1 numunesinin, yeterli ısı girdisinin olmamasına bağlı olarak kaplama yapılacak FeCrC tozunun boyunda bir azalma oluşmamaktadır. Yeterli ısı girdisinin olmayışı tam manasıyla bir ergitme oluşturmamaktadır.



Şekil 7.38 X1 numunesinin kaplama kesiti

115 A 'lık kaynak akımı ile kaplaması oluşturulan X2 numunesi, X1 numunesine göre 10 A 'lık bir kaynak akım farkına bağlı olarak, toz boyundaki azalmanın etkisiyle nüfuziyet oranındaki yaklaşık % 10 gibi büyük bir farkın olduğu tespit edilmiştir (Şekil 7.39).



Şekil 7.39 X2 numunesinin kaplama kesiti

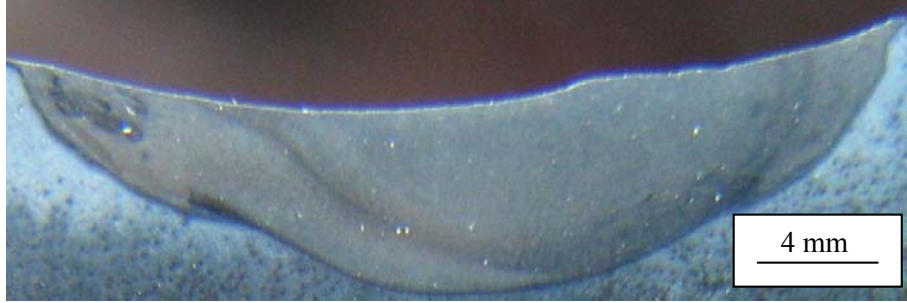
125 A 'lık kaynak akımı ile kaplaması oluşturulan X3 numunesinin nüfuziyet oranında, ilk iki numuneye benzer şekilde, aşırı bir artış söz konusu değildir. Şekil 7.40 incelendiğinde X3 numunesine ait nüfuziyet oranının kaplama tabakasının tüm bölgelerinde homojen bir şekilde olmadığı izlenmektedir.



Şekil 7.40 X3 numunesinin kaplama kesiti

En uygun kaynak akımının olduğu X4 numunesine ait, Şekil 7.41 'deki kaplama kesitinin oldukça düzgün ve homojen olması ilk etapta göze çarpmaktadır. Kaplama tabakasının

oluşturulması esnasında tüm bölgelerde nüfuziyet oranlarının yaklaşık olarak aynı olduğu ve bu değerlerin ortalama olarak yaklaşık % 80 'e denk geldiği tespit edilmiştir. Bu durumun sebebi olarak kaynak akımının 135 A gibi uygun bir değerde olması gösterilebilir.



Şekil 7.41 X4 numunesinin kaplama kesiti

En yüksek akıma sahip 145 A 'lık kaynak akımı ile oluşturulan X5 numunesinde aşırı ısı girdisinin etkisiyle kaplama tabakasının seviyesinde azalma oluşmaktadır (Şekil 7.42). Boyca kısalmanın sebebi, yüksek ısı girdisi olarak gösterilebilir. Ayrıca X5 numunesinde 1 mm 'den daha küçük kaplama boyuna sahip bölgelerin varlığı ve bu bölgelerin düzensizliği göze çarpmaktadır.



Şekil 7.42 X5 numunesinin kaplama kesiti

7.2.2. Üretim Hızının Nüfuziyet Oranına Etkisi

Deney çalışmalarında, kaplama tabakalarının oluşturulmasında önemli bir parametrelerden biride üretim hızıdır. Numune gruplarında genellikle artan toz miktarına bağlı olarak üretim hızlarının düşürülmesindeki asıl amaç, iyi bir kaplama yüzeyi elde etmektir. Deney numunelerine ait üretim hızları ve nüfuziyet oranları Tablo 7.12 'de gösterilmiştir.

Tablo 7.12 Farklı üretim hızlarının % nüfuziyet oranları

Numune No	Üretim Hızı (V)	Nüfuziyet Oranı	Numune No	Üretim Hızı (V)	Nüfuziyet Oranı
A1	73,365	82,44	C5	72,621	82,60
B1	64,856	79,74	D5	63,400	78,26
C1	71,428	73,79	A6	56,742	75,65
D1	58,394	80,71	B6	51,136	77,14
A2	84,049	84,82	C6	62,986	81,69
B2	70,879	82,01	D6	55,103	80,27
C2	71,966	78,85	A7	70,204	68,61
D2	65,840	72,61	B7	60,781	72,78
A3	63,829	64,42	C7	70,360	79,87
B3	57,692	67,26	D7	63,125	75,00
C3	57,905	67,36	A8	70,231	76,96
D3	55,252	66,25	B8	57,952	76,82
A4	38,175	76,69	C8	42,281	76,72
B4	62,278	78,51	D8	40,788	72,43
C4	42,452	89,06	A9	64,635	86,84
D4	62,004	76,25	B9	62,093	90,44
A5	75,680	79,16	C9	61,032	88,19
B5	67,503	75,35	D9	58,432	89,39

1 numaralı çalışma grubu olan % 59 Cr 'lu FeCrC kaplamalarındaki üretim hızlarında ve nüfuziyet oranlarında bir düşüş söz konusudur. Ancak bu düşüş oranları üretim hızının düşüş oranıyla aynı değildir. 2 numaralı çalışma grubu olan % 66 Cr 'lu FeCrC kaplamalarında da aynı durum söz konusu iken, oranlar arasındaki farklar yaklaşık olarak aynıdır. Yani üretim hızındaki düşüşle, nüfuziyet oranındaki düşüş seviyeleri benzerlik göstermektedir. Çalışma grupları içerisinde en düşük üretim hızına sahip olan 3 numaralı kaplama tabakalarını oluşturan borkarbürlü yapıların yine en düşük nüfuziyet oranına sahip olduğu tespit edilmiştir. Saf titanyum tozu ile yapılan 4 numaralı kaplama tabakalarının üretim hızları arasındaki büyük farklılıklara rağmen, bu değişim nüfuziyet oranlarında beklenen şekilde değildir. 5 numaralı kaplama gurubunu oluşturan ½ oranındaki % 66 Cr'lu FeCrC ile ½ oranındaki B₄C karışımına ait üretim hızlarında fazla bir farklılık gözükmezken aynı durum nüfuziyet oranları içinde söylenebilir. Hatta bu durumu; 7 numaralı kaplama gurubu olan borkarbür içerisindeki % 66 Cr'lu FeCrC oranının fazlalığı bile değiştirememiştir. Çünkü 7 numaralı kaplama gurubundaki toz karışım miktarları; 2/3 oranındaki % 66 Cr'lu FeCrC ile 1/3 oranındaki B₄C karışımı şeklindedir. Aynı bakış açısıyla 6 ve 8 numaralı çalışma grupları birbiriyle mukayese edildiğinde; 6 numaralı kaplamalar, % 66 Cr'lu FeCrC oranı saf titanyumun iki katı fazla olan 8 numaralı çalışma gurubuyla benzerlik göstermektedir. Ancak nüfuziyet oranları ile üretim hızları arasındaki farklılık 6 numaralı çalışma gurubunda daha da benzerlik göstermektedir. 8

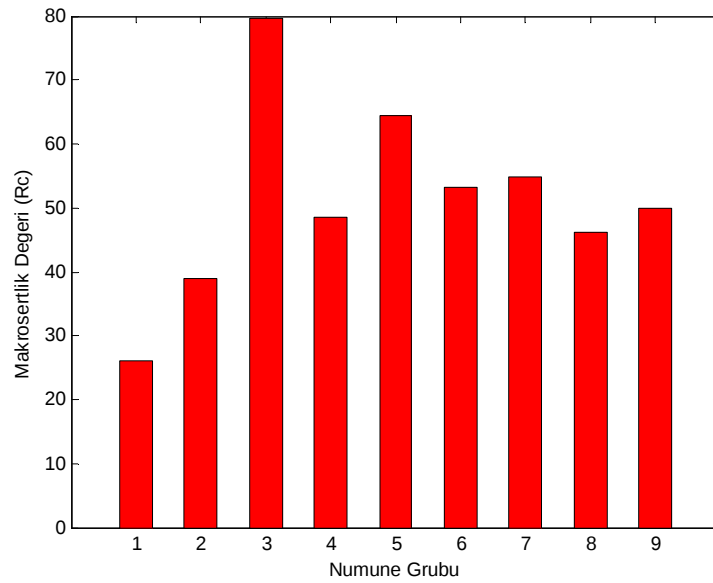
numaralı grupta üretim hızlarındaki düşüş beklenildiği üzere nüfuziyet oranlarında gerçekleşmemiştir. Deney çalışmalarının son grubu olan 9 numaralı kaplama tabakaları; 1/3 oranında % 66 Cr'lu FeCrC, 1/3 oranında B₄C ve 1/3 oranındaki titanyum karışımlarına aittir. Bu numune grubunun üretim hızları ve nüfuziyet oranları arasında göze çarpacek bir farklılık tespit edilememiştir.

7.3. Kaplama Tabakalarının Sertlik Sonuçları

GTA yöntemiyle yapılan kaplamaların makrosertlik ve mikrosertlik değerleri ayrı ayrı ele alınarak her bir numune grubu için mat-lap programında grafikler çizilerek açıklanmıştır.

7.3.1. Kaplama Tabakalarının Makrosertlik Değerleri

Makrosertlik ölçümleri kaplama tabakasının üst bölgesinden, 40 gr yük uygulanarak 3 mm'lik mesafelerde, her bir numune için 5 farklı bölgeden makrosertlik değerleri, Rockwell C (Rc) cinsinden alınmıştır. Değerler her bir numune grubu için ortalama makrosertlik şeklinde hesaplanmıştır. Numune gruplarının ortalama makrosertlik değerlerine ait grafik Şekil 7.43 'te gösterilmiştir.



Şekil 7.43 Numune gruplarının ortalama makrosertlik değerleri

Krom oranı % 59 olan FeCrC kaplı numune grubunun makrosertlik değeri 26 Rc iken, krom oranı yüksek olan 2 numaralı kaplama gurubuna ait ortalama makrosertlik değeri yaklaşık 39 Rc'dir. 1 ve 2 numaralı kaplama gurupları arasında ortaya çıkan 13 Rc'lik makrosertlik değer farkının, aralarındaki krom oranı farklılığından kaynaklandığı düşünülmektedir. Grafikte ilk olarak göze çarpan 3 numaralı kaplama grubu olan B₄C'li (borkarbür) numunelerin ortalama makrosertlik değeridir. Bu numune gurubuna ait ortalama makrosertlik değeri yaklaşık 80 Rc'dir. Bu değerde çalışma grubu içerisindeki en yüksek makrosertlik değeridir. Saf titanyum numunelerine ait olan 4 numaralı kaplama gurubunun makrosertlik değerlerinin ortalaması ise 48 Rc'dir. Saf kaplama guruplarının makrosertlik değerleri yaklaşık olarak literatüre uygunluk göstermektedir.

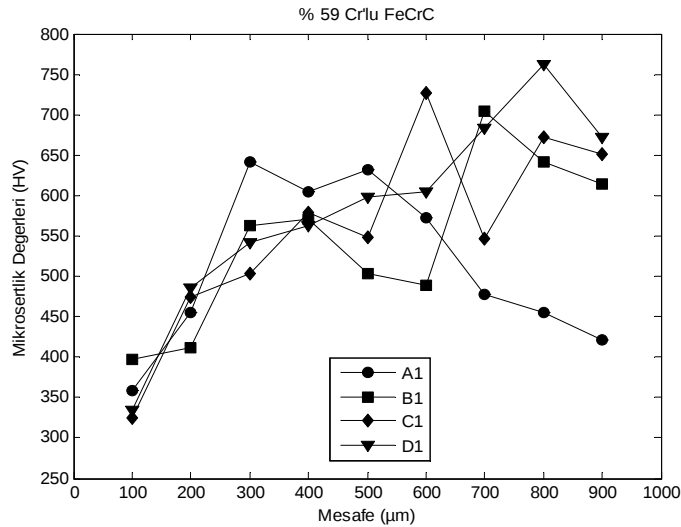
5, 6, 7, 8 ve 9 numaralı karışım kaplamaların makrosertlik değerlerini kıyaslayacak olursak; 5 numaralı kaplama gurubunun kompozisyonunu oluşturan ½ oranındaki % 66 Cr'lu FeCrC ile ½ oranındaki B₄C karışımına ait ortalama makrosertlik değeri 65 Rc'dir. Bu durumda FeCrC içindeki borkarbürün makrosertliği artırıcı bir etkisinin olduğunu belirtebiliriz. Ancak bu durumun aksine; 7 numaralı kaplama gurubu ile aralarındaki 10 Rc'lik makrosertlik farkının tek nedeni borkarbür içerisindeki % 66 Cr'lu FeCrC oranının fazlalığıdır. Çünkü 7 numaralı kaplama gurubundaki toz karışım miktarları; 2/3 oranındaki % 66 Cr'lu FeCrC ile 1/3 oranındaki B₄C karışımı şeklindedir. 5 ve 7 numaralı kaplama çalışma gurupları arasındaki makrosertlik farkının bu durumun neden olduğu düşünülmektedir. Aynı kıyaslama 6 ve 8 numaralı çalışma gurupları için düşünüldüğünde, burada da aynı durum söz konusudur. Ancak tek fark; kaplama kombinasyonunda borkarbür yerine saf titanyum olmasıdır. Ancak 6 numaralı kaplamalar ayrı ayrı saf titanyum ve % 66 Cr'lu FeCrC kaplamalı 2 numaralı numune guruplarıyla kıyaslandığında; her birinin sertliği artırıcı yönde etkisinin olduğu söylenebilir. 9 numaralı ve çalışmanın son ürünü olan; 1/3 oranında % 66 Cr'lu FeCrC, 1/3 oranında B₄C ve 1/3 oranındaki titanyum karışımlarına ait numune grubunun makrosertlik değeri 50 Rc'dir. Kaplama guruplarının kesişimini oluşturan bu numune grubunda özellikle borkarbürün makrosertlik değerlerini önemli bir ölçüde arttırdığı göze çarpmaktadır.

7.3.2. Kaplama Tabakalarının Mikrosertlik Değerleri

Mikrosertlik ölçümleri 25 gr yük uygulanarak 5 saniye bekleme süresinde 100 µm mesafelerle toplam 11 ölçüm alınarak belirlenmiştir. Bu ölçümlerin ilki AISI 304 paslanmaz çelik tarafından, ikincisi tam kaplama kısmı ile paslanmaz çeliğin kesiştiği bölgeden ve son iki ölçüm de doğrudan kaplama bölgesinin kenarlarından alınmıştır. Diğer ölçümler ise, kaplama

bölgesinde aşağıdan yukarıya doğru alınmıştır. Çalışma gruplarının her birine ait mikrosertlik değerlerinin oluşturulduğu grafik çizimlerinde, son iki ölçüm seviyesi dokuzuncu ölçümle aynı mesafede olması nedeniyle dikkate alınmamıştır.

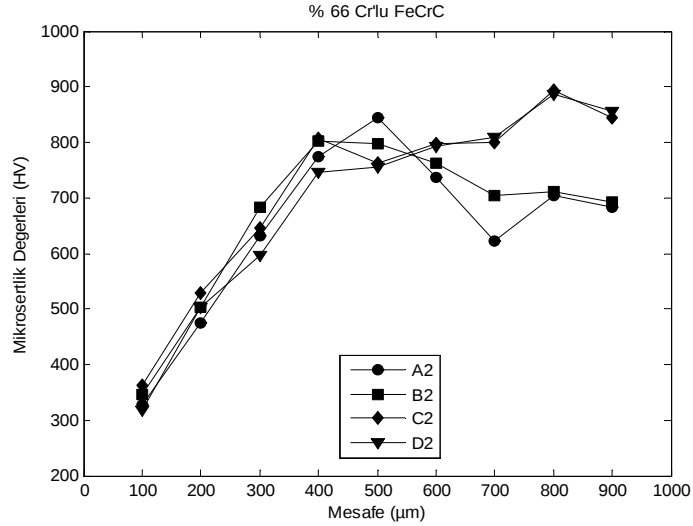
Şekil 7.44 'te, % 59 Cr oranına sahip FeCrC tozuyla kaplamaları oluşturulan 1 numaralı deney çalışma grubuna ait mikrosertlik grafiği görülmektedir. Grafik incelendiğinde artan toz miktarına bağlı olarak mikrosertlik değerlerinde bir artış tespit edilmiştir. Mikrosertlik artışının, kaplama tabakalarının üst bölgesinde daha fazla olduğu izlenmiştir. Ancak en düşük toz yedirme oranına sahip A1 numunesinde ise, kaplama tabakasının tabanından yaklaşık 250 μm üzerindeki bölgede maksimum mikrosertlik değeri görülmektedir. A1 numunesine ait kaplama tabakasının üst bölgelerine doğru gidildikçe mikrosertlik değerlerinde bir düşüş izlenmektedir. Bu durumun da A1 numunesinin belirtilen bölgelerinde karbürlerin varlığının ispatı olarak düşünülmektedir. 1 numaralı deney grubu içerisinde maksimum mikrosertliğe sahip numunenin D1 numunesi olduğu ve D1 numunesinin de üst bölgesine kendine ait değerler içerisinde en yüksek olduğu görülmektedir. B1 ve C1 numunelerinin mikrosertlik değerlerinde ise, pek farklılık görülmemektedir.



Şekil 7.44 1 numaralı grubun mikrosertlik değerleri

Şekil 7.45 'de ise, % 66 Cr oranına sahip FeCrC tozuyla oluşturulan kaplamalara ait mikrosertlik grafiği görülmektedir. Grafikte ilk göze çarpan görüntü; 500 μm 'ye kadarki bölgede numunelerin mikrosertlik değerleri aynı oranda artış gösterirken ve yaklaşık olarak bu değerlerin birbirine yakın olduğudur. Artan toz miktarına bağlı olarak mikrosertlik değerlerinde bir artış tespiti ancak numune gruplarının üst bölgelerinden alınan ölçümler sonucu bulunmuştur. 500 μm 'den sonraki mikrosertlik değerleri için, A2 ve B2 numunelerinde bir

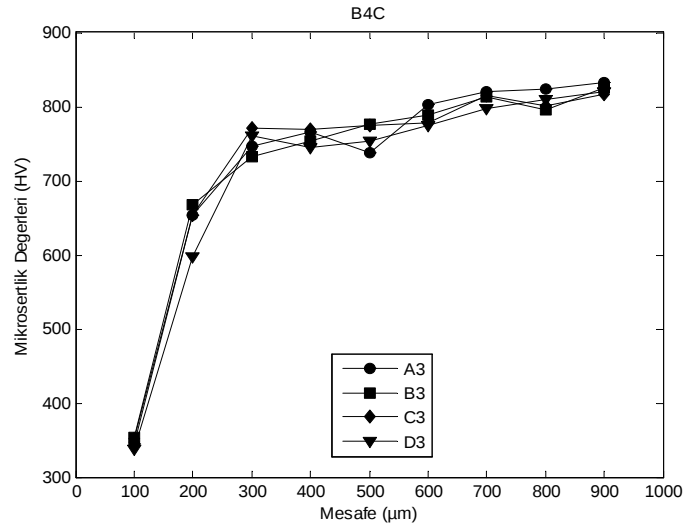
azalma görülürken, C2 ve D2 numunelerinde ise aksine çalışma grubunun maksimum mikrosertlik değerleri görülmektedir.



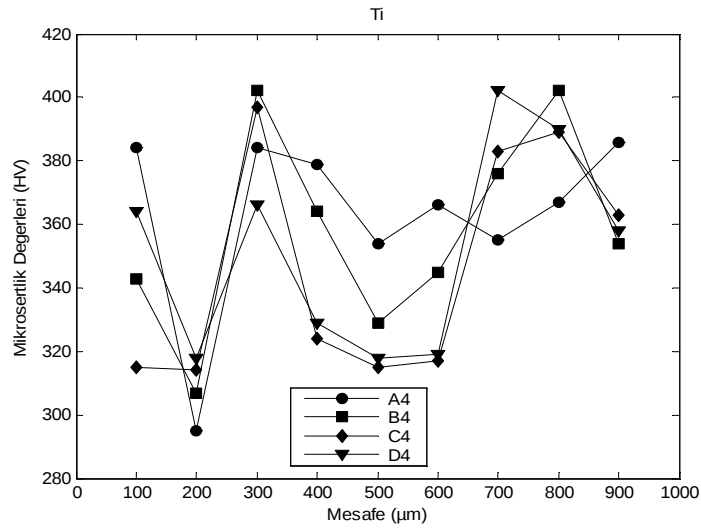
Şekil 7.45 2 numaralı grubun mikrosertlik değerleri

Saf borkarbürlü kaplamaların oluşturduğu 3 numaralı çalışma grubunun Şekil 7.46 'da mikrosertlik grafiği görülmektedir. 3 numaralı çalışma grubunun tümünde 200 µm 'luk mesafeden sonra başlayan borkarbülü tabakanın üst bölgelerine gidildikçe mikrosertliğin arttığı görülmektedir. 3 numaralı deney numuneleri, çalışmanın en yüksek mikrosertlik değerine sahip numune grubudur. Şekil 7.46 'da izlenen diğer bir tespit ise; mikrosertlik değerlerinin yaklaşık olarak birbirine benzerlik göstermesidir.

Saf titanyumlu kaplamaların oluşturduğu 4 numaralı çalışma grubunun mikrosertlik grafiği Şekil 7.47 'de görülmektedir. Bu çalışma grubunun mikrosertlik değerleri arasında benzerlik görülmezken sonuçların farklılığı tespit edilmiştir. Kaplama sınır bölgesinde diğer grupların aksine mikrosertlikte yaklaşık 60-70 HV 'lık bir azalma görülmektedir. Bütün numuneler için sınır bölgesinden 100 µm 'luk mesafede mikrosertlik artışı başlarken, bu mesafeden sonra değerlerde tekrar bir düşüş söz konusudur. Bu düşüş sınır bölgesinin üstündeki 700 µm mesafeye kadarki bölgede tüm numunelerde görülmüştür. Mikrosertlik ölçümleri de artış görülen bölgelerde TiC karbürlerinin varlığı bu durumu tetiklemektedir.

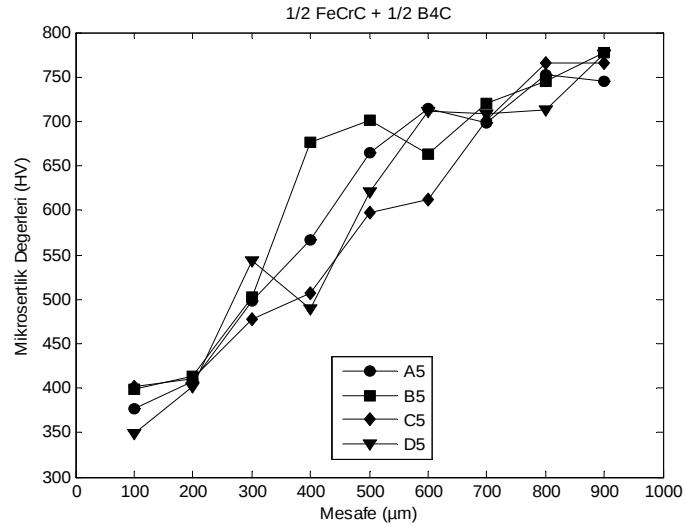


Şekil 7.46 3 numaralı grubun mikrosertlik değerleri



Şekil 7.47 4 numaralı grubun mikrosertlik değerleri

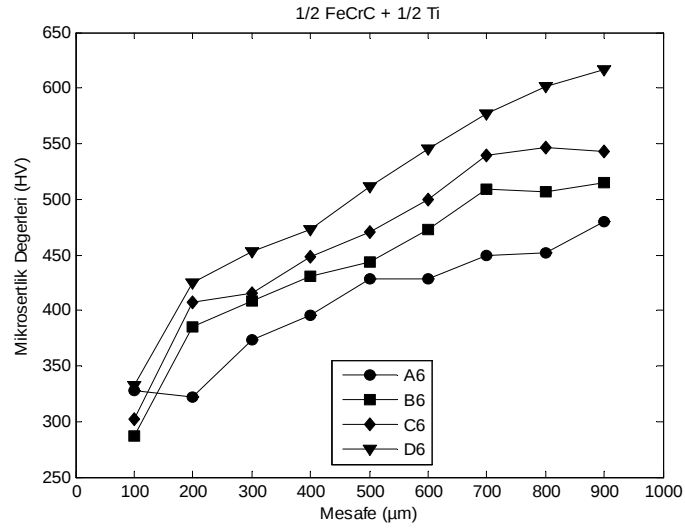
Şekil 7.48 'de $\frac{1}{2}$ oranındaki % 66 Cr 'lu FeCrC tozu ve $\frac{1}{2}$ oranındaki B_4C tozlarının oluşturduğu kaplamalara ait mikrosertlik grafiği görülmektedir. Grafikte, kaplama sınır bölgesinden yukarı gidildikçe düzenli bir artış gösteren mikrosertlik değerleri görülmektedir. B5 numunesi, ortalama mikrosertlik ölçümleri hesaplandığında yaklaşık 600 HV 'lık değerle en yüksek numune grubu olduğu görülmektedir. Bu durumunda, ölçüm alınan noktalara denk gelen borkarbürün varlığı olarak açıklanabilir. 5 numaralı çalışma grubuna ait A5, C5 ve D5 numunelerinin mikrosertlik değerleri birbiriyle yakınlık göstermektedir. 2 numaralı çalışma grubundan farklı olarak değerlerin yüksek çıkma sebebi olarak bu gruptaki borkarbür varlığıdır.



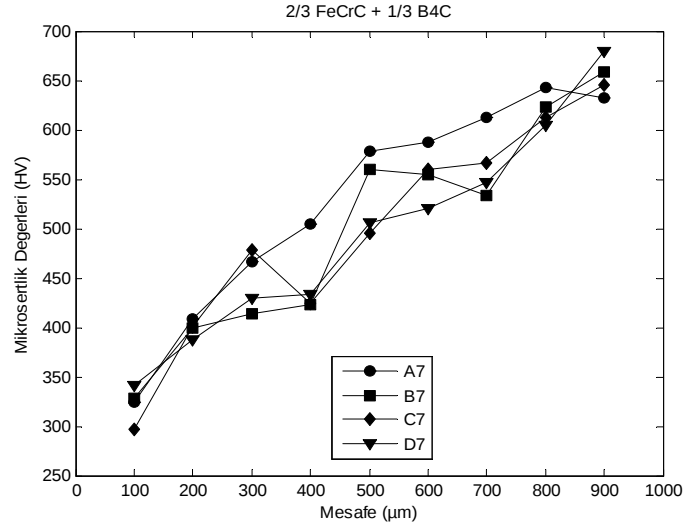
Şekil 7.48 5 numaralı grubun mikrosertlik değerleri

$\frac{1}{2}$ oranındaki B_4C tozu yerine, aynı orandaki saf Ti tozunun ve $\frac{1}{2}$ oranındaki % 66 Cr ‘lu FeCrC tozlarının oluşturduğu, 6 numaralı kaplama grubunun numunelerine ait mikrosertlik grafiği Şekil 7.49 ‘da görülmektedir. Bu grafikte saf titanyuma benzer şekilde düzensiz mikrosertlik sonuçları görülmemektedir. Aksine artan toz yedirme miktarına bağlı olarak düzenli bir mikrosertlik artışı izlenmektedir. Mikrosertlik eğrilerinin en düzenli olduğu numune grubu olarak 6 numaralı deney çalışma numunelerine ait olduğu gözlenmiştir. Ayrıca kaplama sınır bölgesinin üst taraflarına gidildikçe ölçüm alınan her 100 μm ‘lik mesafelerdeki mikrosertlik değerlerindeki artışın düzenli olduğu tespit edilmiştir.

Şekil 7.50 ‘de miktarı artırılarak $\frac{2}{3}$ oranına getirilen % 66 Cr ‘lu FeCrC tozu ile $\frac{1}{3}$ oranındaki B_4C tozlarının oluşturduğu 7 numaralı kaplama gruplarına ait mikrosertlik grafiği görülmektedir. Burada 5 numaralı grupla benzerlik söz konusuysa tek farklılık artan FeCrC miktarının etkisiyle mikrosertlik değerlerinde azalmanın varlığı izlenmiştir. Numunelerdeki ölçüm farklılıkları olmasına rağmen bu durumun dikkat çekecek oranda olmaması tespit edilmiştir.

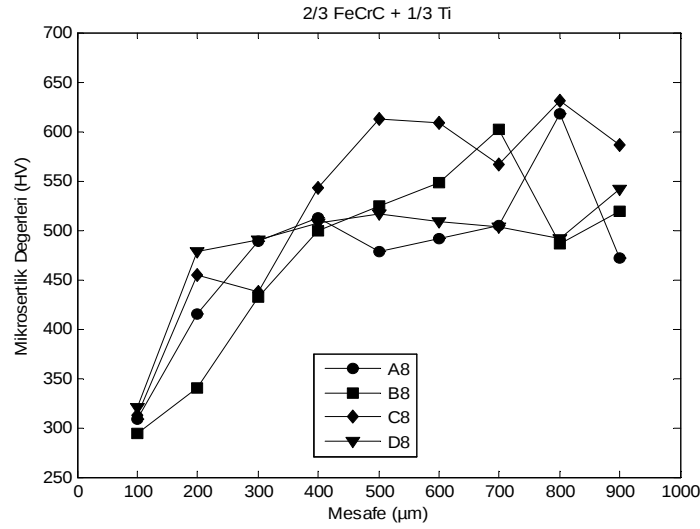


Şekil 7.49 6 numaralı grubun mikrosertlik değerleri



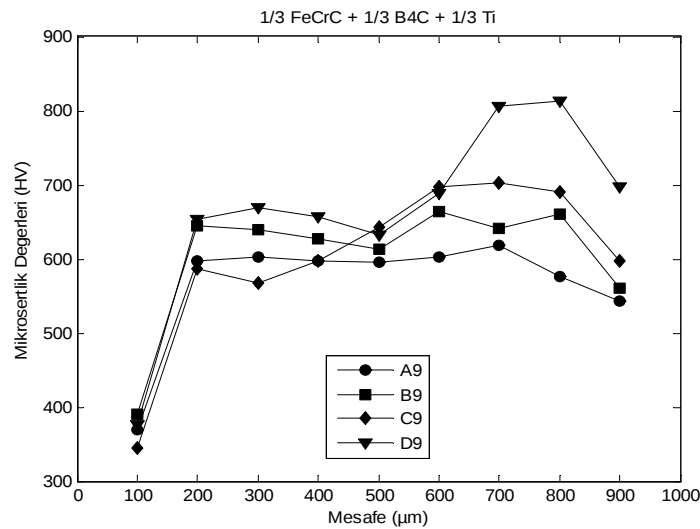
Şekil 7.50 7 numaralı grubun mikrosertlik değerleri

Şekil 7.51 'de 2/3 oranında % 66 Cr 'lu FeCrC tozu ile 1/3 oranındaki Ti tozlarının oluşturduğu 8 numaralı kaplama gruplarına ait mikrosertlik grafiği görülmektedir. Burada 4 ve 6 numaralı gruplara benzerlik söz konusuyken, artan FeCrC miktarının etkisiyle mikrosertlik değerlerinde önemli bir artış izlenmiştir. En çok toz miktarına sahip D8'in değeri en yüksektir



Şekil 7.51 8 numaralı grubun mikrosertlik değerleri

Şekil 7.52 ‘deki mikrosertlik grafiği, 1/3 oranında % 66 Cr ‘lu FeCrC, 1/3 oranında B₄C ve yine aynı orandaki (1/3) Ti tozlarının karışımıyla oluşturulan 9 numaralı kaplama gruplarına aittir. Bu grafikteki eğrilerindeki sertlik artışları düzenli iken, kaplama sınır bölgesinden yaklaşık 400 μm kaplama tabakasının üst bölgesine doğru olan bölgede, düzensiz ve farklı ölçüm sonuçları belirlenmiştir. Mikroyapı incelemelerinde bu çalışma grubunda, kaplama katında az miktarda çoğu sert ve gevrek olan TiC, FeB ve Fe₂B bileşiklerinin varlığı ve büyük oranlardaki M_xC_y metal karbürleri oluşumları tespit edilmişti. Grafiğe ait mikrosertlik ölçümlerinin yüksek olması ve ölçüm alınan bazı noktalarda karbürlerin varlığı ki bu karbürlerin özellikle M₇C₃ ve M₂₃C₆, olması da o noktadaki sonucu yükseltmektedir.



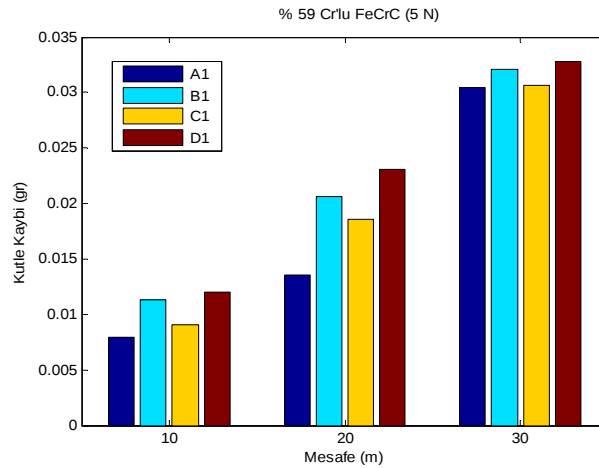
Şekil 7.52 9 numaralı grubun mikrosertlik değerleri

7.4. Abrasiv Aşınma Test Sonuçları

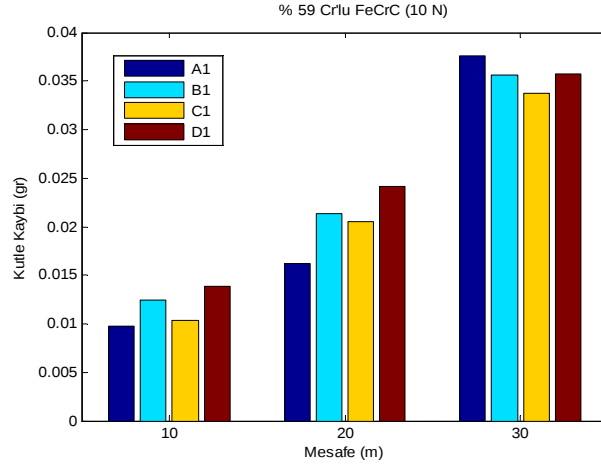
Abrasiv aşındırma numuneleri; 120 meshlik SiC zımpara kağıdı ile 5 N, 10 N ve 20 N 'luk üç farklı yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Kaplama numuneleri her bir yük altında 10, 20 ve 30 m 'lik mesafelerde abrasiv olarak aşındırılmıştır. Abrasiv aşınma test sonuçları her bir kaplama toz grubu için ayrı ayrı incelenip grafikleri çizilmiştir. Grafik çizimleri, farklı yükler altında aşındırılan numunelerin mesafeye bağlı olarak elde edilen kütle kayıpları dikkate alınarak hazırlanmıştır.

7.4.1. % 59 Cr'lu FeCrC Tozuyla Yapılan Kaplamaların Abrasiv Aşınma Sonuçları

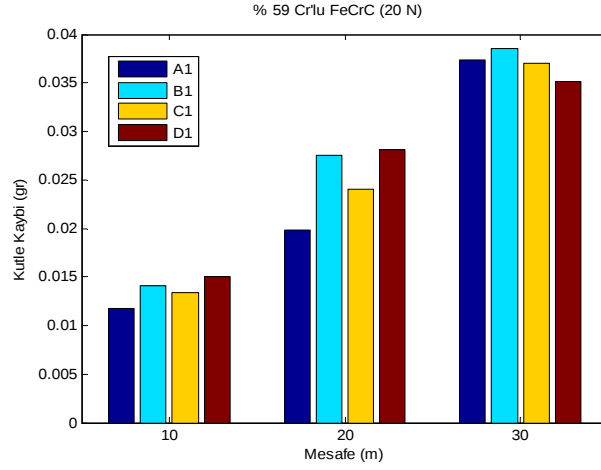
Şekil 7.53 'de % 59 Cr oranına sahip FeCrC tozuyla oluşturulan 1 numaralı çalışma grubunun, farklı yüklerde abrasiv aşınma deneyleri sonrasında, kütle kayıp miktarlarının mesafeye göre değişimini gösteren grafikler verilmiştir. Şekil 7.53.a, 7.53.b ve 7.53.c 'de görüleceği üzere; artan yük miktarına bağlı olarak kütle kayıplarında bir artış söz konusudur. Aynı zamanda kütle kayıp miktarlarının da artan mesafeye göre arttığı, alınan değerlerden kolaylıkla görülmektedir. Deney çalışma grubundaki her bir numunenin artan toz miktarına bağlı olarak abrasiv aşınmalarındaki kütle kayıpları incelendiğinde, bazı numunelerin kütle kayıp miktarının beklenenden az olduğu göze çarpmaktadır. Bunun nedeni de; aşınan numunelerin bünyesinde M_2C , M_3C , M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ karbürlerinin varlığıdır. Bu durumun ispatı Şekil 7.20 ve 7.21 'de açıkça görülmektedir.



(a)



(b)



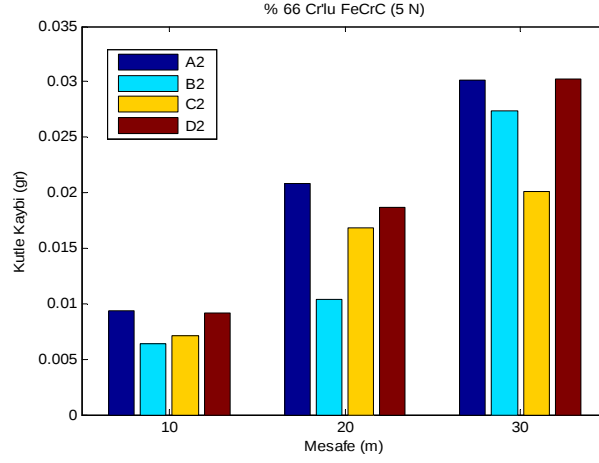
(c)

Şekil 7.53 1 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri

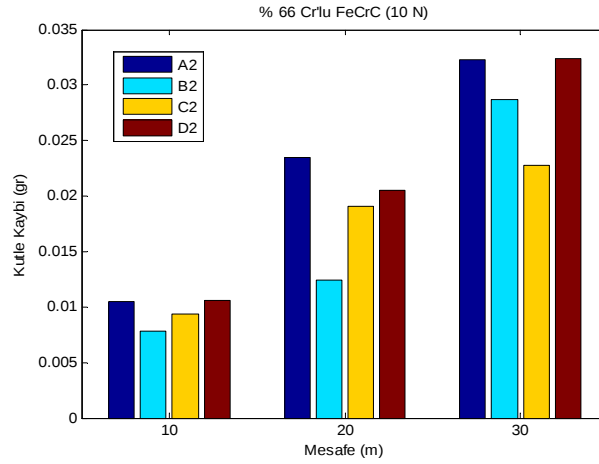
7.4.2. % 66 Cr'lu FeCrC Tozuyla Yapılan Kaplamaların Abrasiv Aşınma Sonuçları

% 69 Cr' lu FeCrC tozuyla kaplamaları oluşturulan 2 numaralı çalışma grubunun, farklı yüklerde ve mesafelerdeki abrasiv aşınma deneyleri sonrası elde edilen kütle kayıp miktarlarının mesafeye göre değişimini gösteren grafikler Şekil 7.54' te gösterilmiştir. Şekil 7.54.a, 7.54.b ve 7.54.c 'de; artan yük miktarına paralel olarak kütle kayıplarında bir artış izlenmektedir. Düzenli artan mesafeye bağlı olarak, kütle kayıp miktarlarının da arttığı gözlenmektedir. En az toz miktarına sahip olan A1 numunesinin, bütün mesafelerdeki abrasiv aşınmasındaki kütle kayıp miktarı en çok olan numune olduğu belirlenmiştir. Şekil 7.23 'de belirtilen nikel içeren dendrit kolları dışında kalan bölgenin varlığı ve bu yapı bünyesindeki $M_{23}C_6$, M_2C ve M_3C karbür bileşiklerinin bulunması, kütle kayıp miktarları az olan numunelerin sebebi olarak

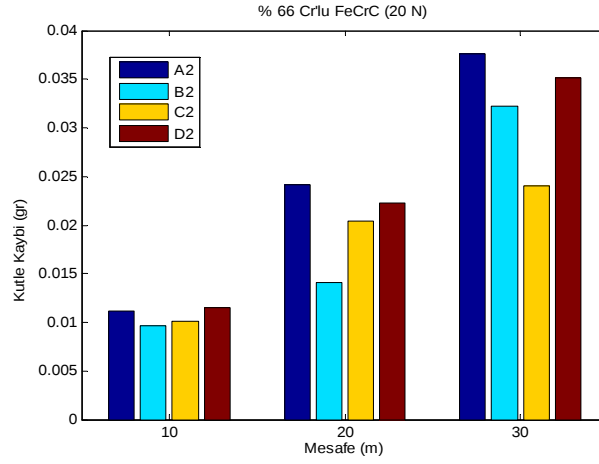
belirlenmiştir. B2 ve C2 numunelerinde oldukça fazla miktarda karbürlerin varlığı ve üretim hızlarının, diğer numuneler olan A2 ve D2 numunelerine göre uygunluğu, bu numunelerde mesafeye bağlı aşınma kütle kaybı miktarlarının az olmasına neden olmaktadır. Bu durum grafiklerde açıkça görülmektedir.



(a)



(b)

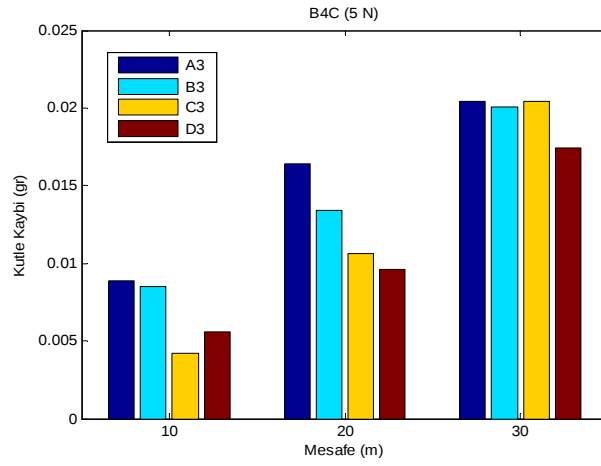


(c)

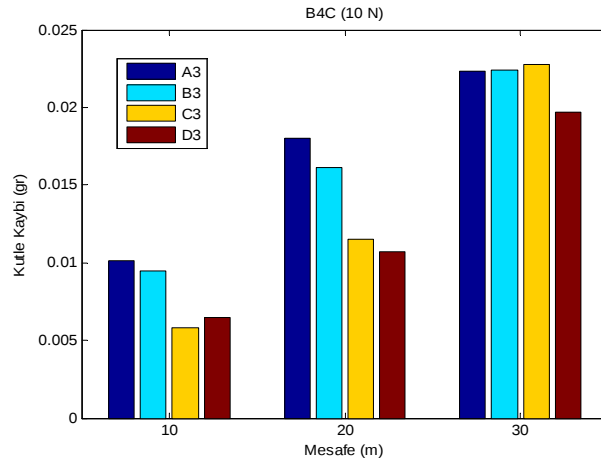
Şekil 7.54 2 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri

7.4.3. B₄C Tozuyla Yapılan Kaplamaların Abrasiv Aşınma Sonuçları

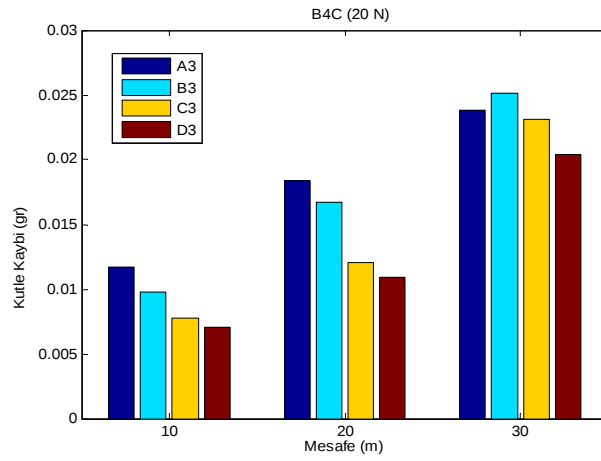
Saf B₄C tozuyla oluşturulan 3 numaralı çalışma grubuna ait kaplamaların, farklı yüklerdeki aşınma deneyleri sonrası elde edilen, kütle kayıp miktarlarının mesafeye göre değişimini gösteren grafikler Şekil 7.55' te verilmiştir. Artan yük oranına bağlı olarak kütle kayıp miktarlarında bir artış Şekil 7.55.a, 7.55.b ve 7.55.c' de gözlenmektedir. Mesafenin artışı, kütle kayıp miktarlarının da düzenli bir şekilde artırdığını göstermektedir. B₄C kaplı numunelere uygulanan tüm yüklerde yaklaşık olarak toz miktarlarının artışı, kütle kaybını azaltmaktadır. Bu durumu da, Şekil 7.25' ten anlaşıldığı gibi, toz miktarının artışına bağlı olarak kaplama katının yapısında gevrek FeB ve daha çok oranda az gevrek özellikli Fe₂B fazının varlığından kaynaklanmaktadır. Ayrıca 30 m' lik mesafedeki aşınma sonucu kütle kayıp miktarları, yaklaşık olarak tüm toz yedirme miktarları için aynı sonucu vermektedir. 3 numaralı grup, aşınma grafiklerinde mesafeye bağlı kütle kayıp miktarları en az değere sahip olan deney çalışma grubudur. 3 numaralı deney çalışma grubuna ait mikrosertlik değerlerinin en fazla olması da, saf B₄C tozuyla oluşturulan kaplamaların üstünlüğünü ortaya koymaktadır.



(a)



(b)

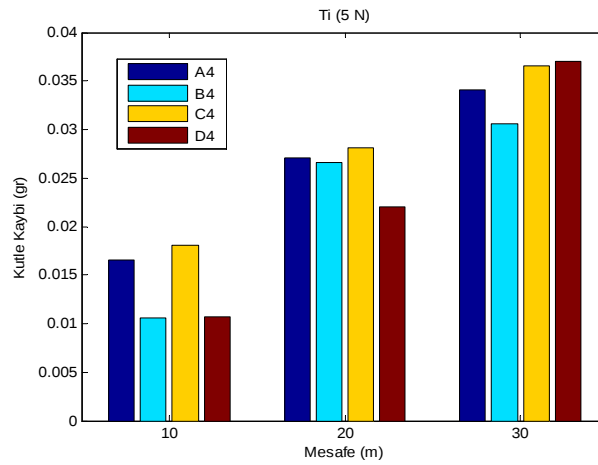


(c)

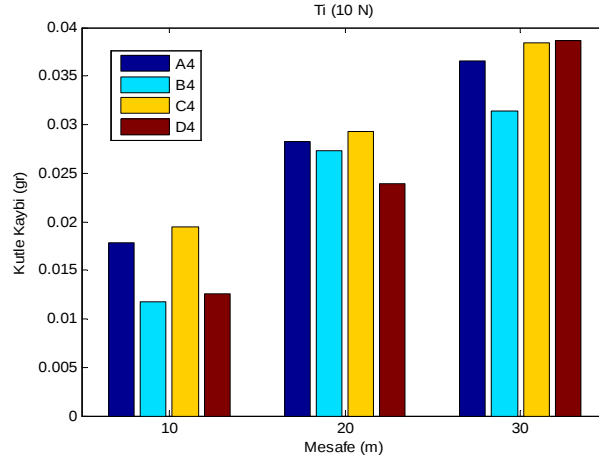
Şekil 7.55 3 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri

7.4.4. Ti Tozuyla Yapılan Kaplamaların Abrasiv Aşınma Sonuçları

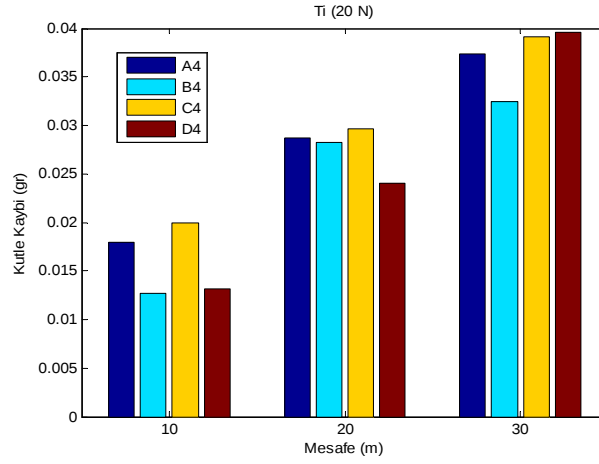
Saf Ti tozuyla oluşturulan 4 numaralı çalışma grubu kaplamaların, farklı yüklerde mesafeye bağlı olarak kütle kayıp miktarlarını, dolayısı ile aşınma deneyi sonuçlarını gösteren grafikler Şekil 7.56’ da verilmiştir. 4 numaralı deney çalışma grubuna ait olan Şekil 7.56.a, 7.56.b ve 7.56.c’ de, yükün artışına bağlı olarak kütle kayıp miktarlarında belirgin bir artış gözlenmektedir. Mesafenin artması da yine, kütle kayıp miktarlarını düzenli bir şekilde artırmaktadır. Ti kaplı numuneler, kütle kayıp miktarları açısından diğer çalışma gruplarıyla kıyaslandığında; bu gruptaki uygulanan yüke bağlı kütle kayıp miktarlarının diğerlerine oranla en düşük oranda etkilendiği görülmektedir. Bu çalışma grubunda, numunelerin toz miktarlarının artışına bağlı olarak, kütle kaybı miktarlarında fazla bir değişiklik söz konusu değildir. Şekil 7.27’ de gösterildiği gibi; oluşması beklenen sert TiFe, TiFe₂, Ti₂Ni, TiNi₃ ve TiNi bileşiklerinin varlığı, kütle kayıp miktarını önemli ölçüde azaltmaktadır. 4 numaralı deney çalışma grubuna ait, mesafeye bağlı kütle kayıp miktarlarını gösteren aşınma grafiklerinde, toz yedirme oranları farklı olan numunelerin kütle kayıplarının yaklaşık olarak bir birine benzer çıkması da gözlenen dikkate değer sonuçlardan biridir.



(a)



(b)



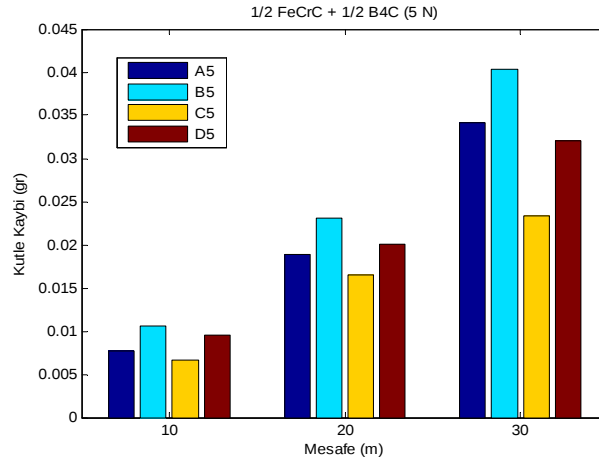
(c)

Şekil 7.56 4 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri

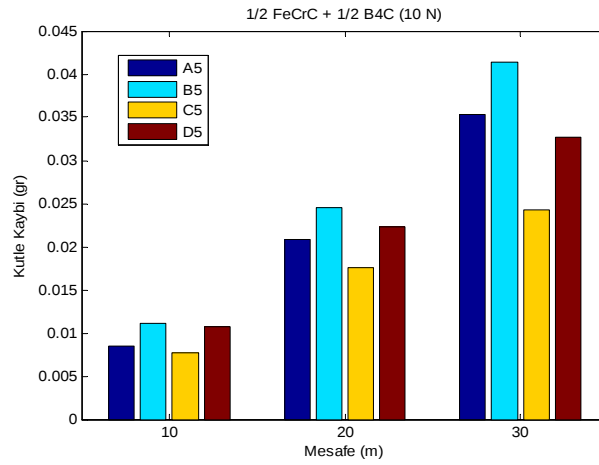
7.4.5. % 66 Cr'lu FeCrC/B₄C Tozuyla Yapılan Kaplamaların Abrasiv Aşınma Sonuçları

$\frac{1}{2}$ oranına sahip B₄C ve aynı orandaki % 66 Cr'lu FeCrC tozlarıyla oluşturulan 5 numaralı çalışma grubuna ait kaplamaların, farklı yük uygulanmasıyla yapılan aşınma deneyleri ile elde edilen, mesafeye bağlı kütle kayıp miktarlarını Şekil 7.57 'de görmek mümkündür. Bütün deney çalışma grubu numunelerinde olduğu gibi burada da, artan yük oranına bağlı olarak kütle kayıp miktarlarında bir artış görülmektedir (Şekil 7.57.a, 7.57.b ve 7.57.c). 5 numaralı deney çalışma grubunun bütün numunelerindeki kütle kayıp miktarları, mesafenin artmasına bağlı olarak düzenli bir artış göstermektedir. Kaplamanın yapısında bulunan ve açıkça Şekil 7.29 'da görülen, FeB ve Fe₂B karbürlerinin varlığının bu numunelerde kütle kayıp miktarlarını azalttığı izlenmektedir.

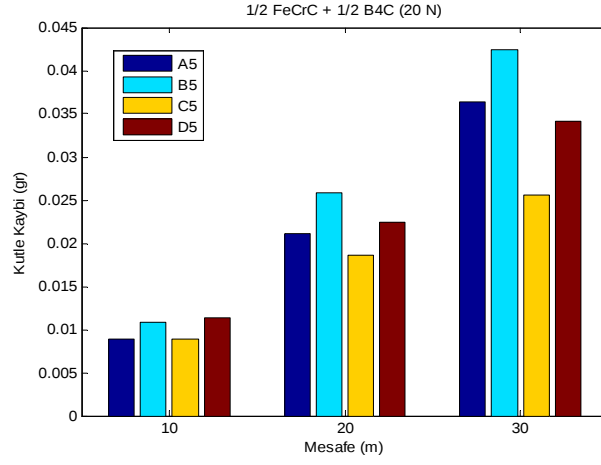
Şekil 7.58 'de ise, 1/3 oranındaki B₄C tozuyla, 2/3 oranındaki % 66 Cr'lu FeCrC tozunun karışımıyla oluşturulan 7 numaralı deney çalışma grubuna ait olan, farklı yük uygulanan numunelerin aşınma grafiklerinin, mesafeye bağlı kütle kayıp miktarlarının değişimini gösteren grafikler verilmiştir. Uygulanan tüm yükler ve mesafeler birbirinden bağımsız olarak incelendiğinde, toz yedirme oranı arttıkça yaklaşık olarak kütle kayıp miktarları da azaltmaktadır. Bunun da toz miktarının artışına bağlı olarak kaplama katının yapısında bulunan M₃C, FeB ve Fe₂B karbürlerinin varlığından ileri geldiği düşünülmektedir. Bu durum ayrıca Şekil 7.31 'de açıkça görülmektedir. Şekil 7.82.a, 7.82.b ve 7.82.c detaylı olarak incelendiğinde, artan yük oranına bağlı olarak farklı mesafelerdeki kütle kayıp miktarlarında bir artış görülmektedir. Bu çalışma grubuna ait numunelerin, saf B₄C kaplanmış numunelere göre kütle kayıp miktarlarının fazla olması, eklenen % 66 Cr'lu FeCrC tozunun fazlalığından kaynaklanmaktadır.



(a)

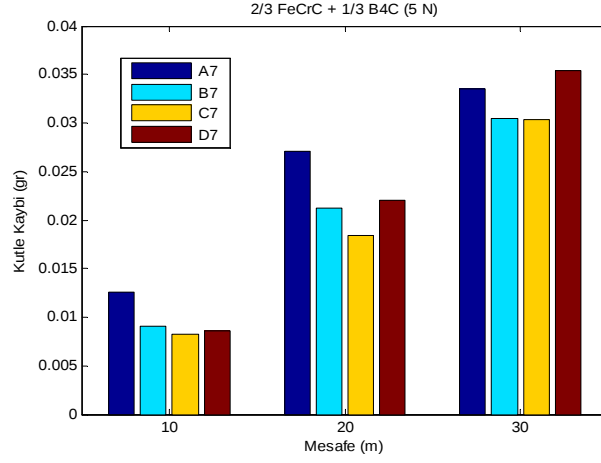


(b)

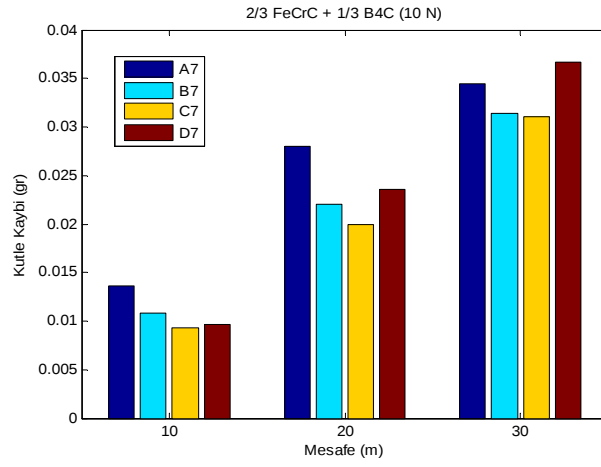


(c)

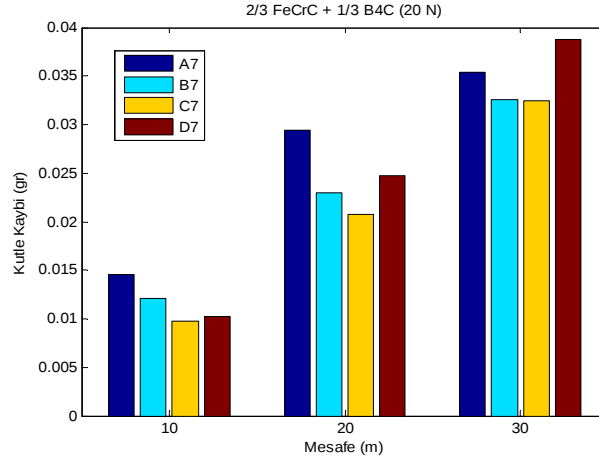
Şekil 7.57 5 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri



(a)



(b)

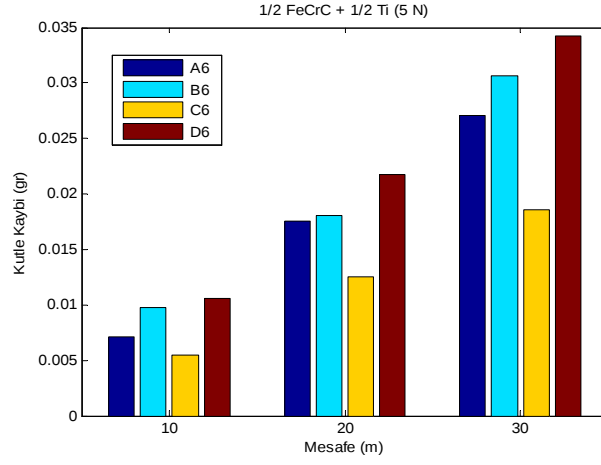


(c)

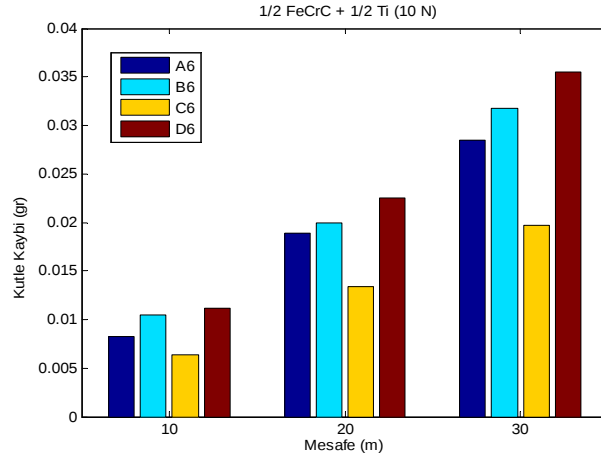
Şekil 7.58 7 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri

7.4.6. % 66 Cr'lu FeCrC/Ti Tozuyla Yapılan Kaplamaların Abrasiv Aşınma Sonuçları

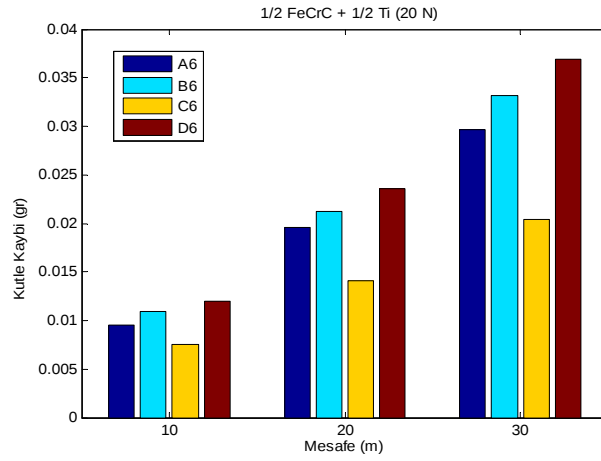
Toz karışım oranları $\frac{1}{2}$ olan Ti ve % 66 Cr'lu FeCrC ile kaplamaları oluşturulan 6 numaralı deney çalışma grubunun, farklı yüklerde yapılan aşınma deneylerinde; mesafeye bağlı kütle kayıp miktarlarının değişimini veren grafikler Şekil 7.59 'da toplanmıştır. Şekil 7.59.a, 7.59.b ve 7.59.c' de; artan yük oranına bağlı olarak kütle kayıp miktarlarında da bir artış görüldüğü izlenmektedir. 6 numaralı deney çalışma grubunda da, kütle kayıp miktarlarının artması, mesafe artışıyla orantılıdır ve hatta bu orantı grafiklerden düzenli bir şekilde takip edilebilmektedir. Toz miktarının artışına bağlı olarak artan kütle kaybı miktarı C6 numunesinin hiçbir mesafesinde ve farklı yük miktarında görülmemektedir. Ana metalden kaplama katına geçişen demir ve nikel elementlerinin titanyumla tane sınırlarında bileşik oluşturması ve titanyumun bir kısmının da ferrokrom karbon bünyesindeki karbonla birleşerek, Şekil 7.33 'te görüldüğü gibi kısmen TiC bileşiği oluşturması ve bu karbürlerin sayısının çokluğu C6 numunesinin durumunu açıklamaktadır.



(a)



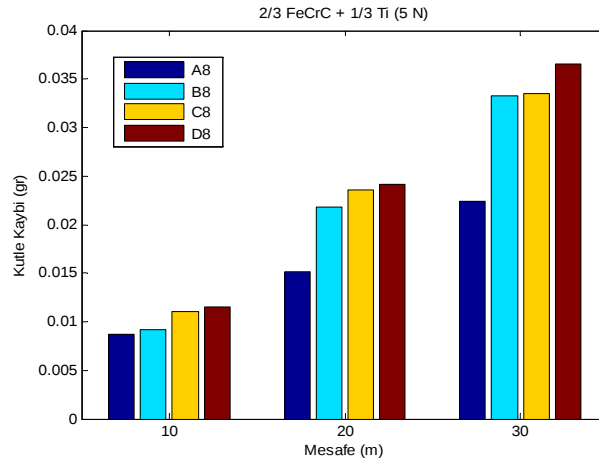
(b)



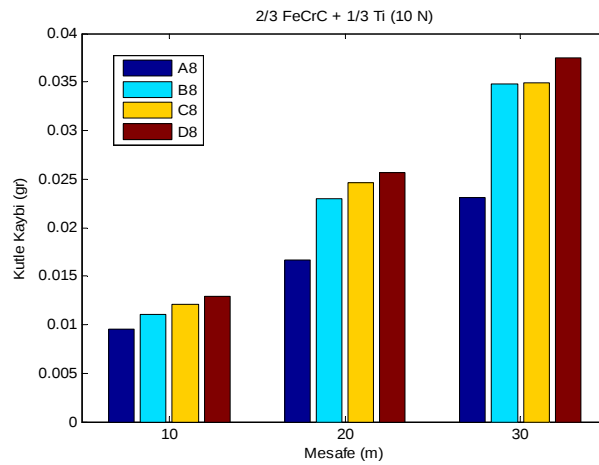
(c)

Şekil 7.59 6 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri

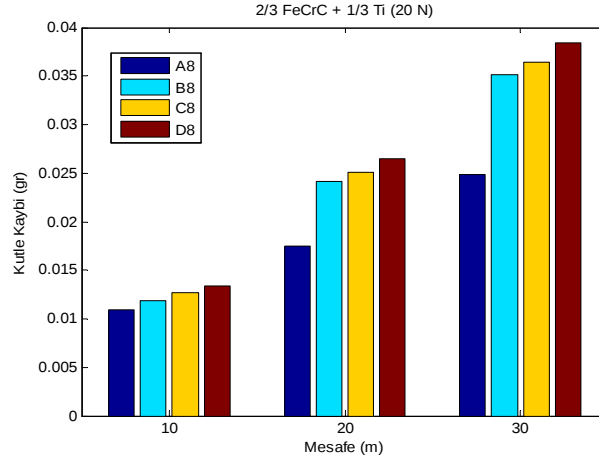
Şekil 7.60 ‘ta ise; 1/3 oranındaki Ti tozunun 2/3 oranındaki % 66 Cr’lu FeCrC tozuyla karıştırılmasıyla elde edilen 8 numaralı deney çalışma grubuna ait kaplamaların, farklı yüklerdeki aşınma grafiklerinin, mesafeye bağlı kütle kayıp miktarlarını belirten grafik verilmiştir. Bütün yük uygulamalarında, aynı yük değerinde mesafenin artmasıyla numunelerdeki kütle kayıp miktarları da artmaktadır. Şekil 7.35’ te açıkça görüldüğü gibi, 8 numaralı deney çalışma grubuna ait numunelerin kaplama katının yapısında oluşması muhtemel M_2C , M_3C , M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ gibi sert karbür bileşiklerinin varlığı aşınma deneylerinde kütle kayıp miktarını azaltmaktadır. Şekil 7.60.a, 7.60.b ve 7.60.c grafiklerinde, artan yük oranına bağlı olarak farklı mesafelerdeki kütle kayıp miktarlarında bir artış görülmektedir. 8 numaralı çalışma gruplarında elde edilen aşınma miktarları, mesafe ve yük miktarları açısından ayrı ayrı kıyaslandığında düzenli bir artış trendi izlenmektedir.



(a)



(b)

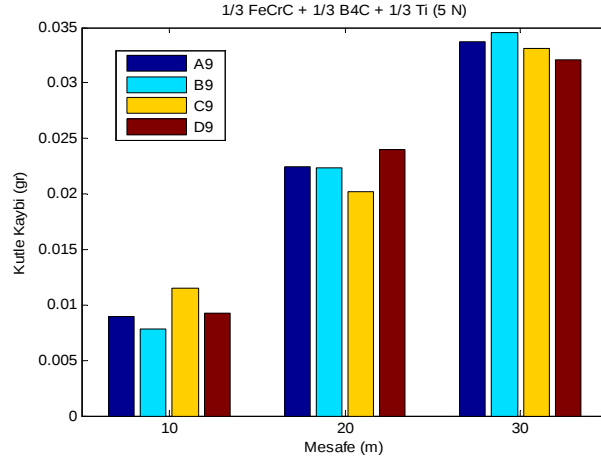


(c)

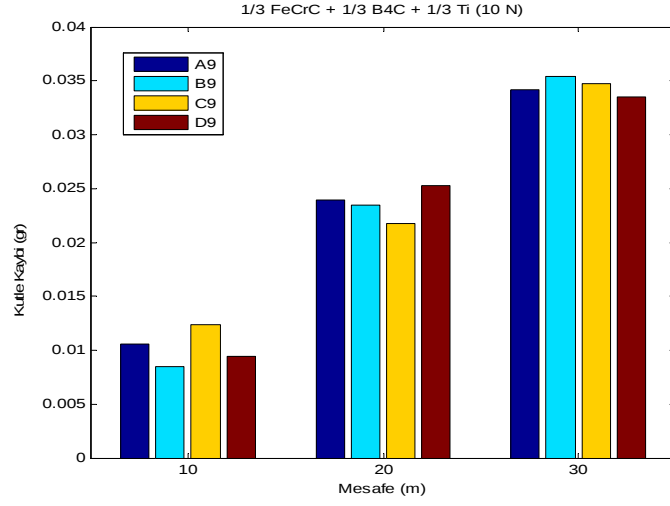
Şekil 7.60 8 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri

7.4.7. % 66 Cr'lu FeCrC/Ti/B₄C Tozuyla Yapılan Kaplamaların Abrasiv Aşınma Sonuçları

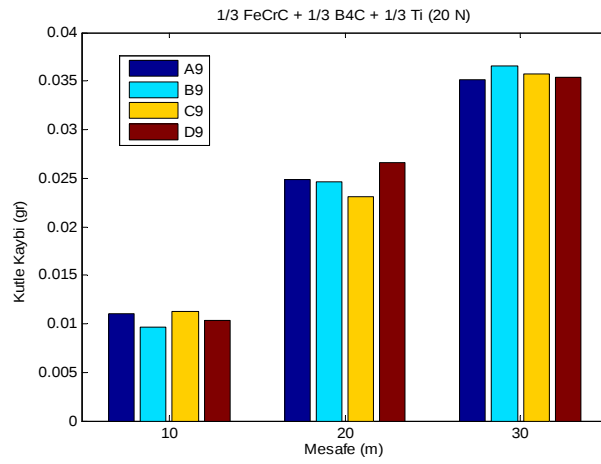
1/3 oranlarında Ti, B₄C ve 2/3 oranında % 66 Cr içerikli FeCrC tozlarının karışımları ile oluşturulan 9 numaralı deney çalışma grubuna ait kaplama tabakalarının incelenmesinde elde edilen mesafeye bağlı farklı yüklerdeki kütle kayıp miktarlarının değişimleri; Şekil 7.61' deki grafiklerde verilmiştir. Şekil 7.61.a, 7.61.b ve 7.61.c.' de, deney çalışma grubunun 9 numaralı numunelerine ait grafiklerde; yükün artışına paralel olarak kütle kayıp miktarlarında da bir artış gözlenirken, mesafenin artmasıyla da kütle kayıp miktarlarının arttığı ve bu iki artışın da düzenli bir şekilde gerçekleştiği görülmüştür. Şekil 7.37 'de görüldüğü gibi; bu kaplama numunelerinin tüm kesitlerinde yüksek oranda demir, krom, bor ve karbon elementlerinin bulunması, buna karşılık az oranda titanyum ve nikel elementlerinin varlığı ve elde edilen kaplama katında az miktarda, ancak sert ve gevrek olan TiC, FeB ve Fe₂B bileşikleriyle büyük oranlardaki M_xC_y karbürlerinin bulunması, kütle kaybını düşürmektedir.



(a)



(b)



(c)

Şekil 7.61 9 numaralı grubun a)5 N, b)10 N, c)20 N yük altında aşınma değerleri

8. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, gaz tungsten ark (GTA) yöntemiyle, AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik yüzeyinin özellikleri değiştirilerek; mikroyapıda oluşan karbür ve diğer fazların, malzemenin sertliğine ve abrasiv aşınma davranışlarına olan etkileri deneysel olarak araştırılmıştır. Yapılan araştırma ve incelemelerden sonra aşağıdaki sonuçlara ulaşılmıştır:

1. Deney çalışmalarında alt tabaka malzemesi olan AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik yüzeyinin özellikleri GTA yöntemiyle değiştirilmiştir.
2. Silisyum içeriği az olan % 66 Cr 'lu FeCrC tozuyla kaplanan numunenin düzenli ve dengeli dendrit kolları oluşturduğu gözlenmiştir. Silisyum içeriğinin fazla olan, % 51 ve 59 Cr oranına sahip FeCrC tozlarından oluşan kaplamalarda, silisyum oranına bağlı olarak yüzeyde ergimenin yetersiz kaldığı görülmüştür. % 59 Cr, % 8,19 C içerikli FeCrC tozuyla yapılan kaplamaların; % 51 Cr, % 5,48 C' lu FeCrC tozuyla yapılan kaplamalara göre daha üstün nitelikli bulunmuştur. % 51 Cr' lu FeCrC tozuyla yapılan kaplamalarda dendrit kollarının düzensiz olduğu gözlenmiştir. Silisyum içeriğinin azalması; kaplama tabakasından AISI 304 paslanmaz çelik yüzeyine ve yine kaplanan yüzeyden kaplama tabakasına olan karbon, krom ve demir difüzyonunu artırmaktadır.
3. Demirin kaplama katına geçiş hızını yavaşlatmasından dolayı FeCrC kaplama katlarından ana metale krom ve karbon elementlerinin difüzyonla geçişinin azaldığı görülmüştür.
4. % 66 Cr, % 6,5 C oranına sahip FeCrC tozlarının ergimleri, beklendiği gibi, artan akım değerine bağlı olarak artış göstermiştir.
5. Düşük akımla gerçekleştirilen kaplamalarda, numunelerin yüzey bölgelerinde, yer yer çok az oranda topaklaşmalar olmuştur. Bu topaklaşmaların oluşma nedeni, GTA yöntemi ile yapılan kaplama işleminde üretim hızının ve çalışma akımının yetersiz kalmasıdır. Düşük akımlarda yapılan kaplamaların, makroskopik yapılarının henüz tam olarak düzenli sayılabilecek görünüme sahip olmadığı sonucuna varılmıştır. Düşük akımla yapılan kaplamalarda, kaplanan AISI 304 paslanmaz çelik tarafında bir miktar ergimenin gerçekleştiği görülmektedir. Ancak bu ergime sadece FeCrC tozunun altlık malzemesiyle temas ettiği dar bir sınır içerisinde görülmüştür. Bu yerlerde, ergimeye bağlı olarak dendrit kolları kısmen belirginleşirken, kolların uzantılarının yaklaşık 10-15 µm kadar uzunlukta ve kısa olduğu gözlenmiştir. Homojen olmayan element geçişleri, altlık malzemesinde tane sınırları içerisinde doğru gerçekleşmiştir.

6. Akım artışıyla birlikte tüm kaplanan numunelerde, dendrit kollarının oluşmaya başladığı; ancak enerji girdisi ve sürenin az olduğu durumlarda, dendrit kollarının oluşumunu tam olarak tamamlayamadığı görülmektedir.
7. 145 A' lik kaynak akımının yüksek olması nedeniyle, aşırı derecede ergimenin gerçekleştiği görülmektedir. Ergimenin fazla olması ise, dendrit kollarının düzensiz ve gelişigüzel dağılmış bir oluşum göstermesine neden olmaktadır. Aşırı ısınma durumunda, ergime çok fazla olmakta ve bu durumda dikişleri düz bir görünüm almaktadır. Yüksek akım nedeniyle kaplama tabakasının üst seviyesinin; katılaşma ve büzülme sonucu malzemenin kendisini çekmesi nedeniyle, altlık malzemesi düzeyinin biraz altında kaldığı gözlenmiştir. Yüksek enerji girdisinin söz konusu olduğu durumlarda; özellikle altlık malzemesi AISI 304 paslanmaz çelik kısmına yakın bölgelerde, dendrit kollarının uzun ve düzensiz yapı oluşturduğu belirlenmiştir. Bu durum da; kaplanan alt malzemenin soğuk olması, buna bağlı olarak atom hareketlerinin kaynağa yakın bölgede kaynaktan hemen sonra yavaşlaması ve durmasından ileri gelmektedir. Diğer yandan; yüksek akım şiddeti ve enerji girdisi, aşırı ısınmaya bağlı olarak kaplama tabakasının üst ve orta kısımlarındaki dendrit kollarında kol oluşumunun bozukluğuna yol açmaktadır.
8. 135 A' lik akımla yapılan X4 numunesinin kaplanmasında, dendritik yapıya ait kolların net olarak izlendiği ve kol uzunluklarının yaklaşık olarak aynı boyutlarda olduğu gözlenmektedir. Ayrıca dendrit kolları, iç içe girmiş simetrik bir görünüm arz etmektedir. Kaplama esnasındaki üretim hızıyla kaynak akımının uygunluğu nedeniyle, yetersiz ısınma yaşanmamakta ve bu nedenle de topaklaşma olmadan ve bozunmadan yapının oluşabildiği sonucuna ulaşılmıştır. Ergimenin yeterli düzeyde olmasına bağlı olarak, kaplama tabakasının seviyesi kaplanan malzemenin üst düzeyiyle aynı yükseklikte kalmıştır. Uygun kaynak akımı olan 135 A' lik akımla yapılan kaplamanın sınır tabakasına yakın kısımlarından alınan bölgede öncelikle altıgen şekilli ve bazı noktalarda da yuvarlağımsı kenarlı tipik M_7C_3 karbürlerinin olduğu ve ayrıca dendrit kollarının kaplama sınır tabakasına doğru dikey olarak yönlendiği belirlenmiştir.
9. % 59 Cr içeren FeCrC tozlarıyla yapılan kaplamalarda dendritlerin birincil kolları oluşumlarını tam olarak sağlarken; kaplanan ana metal olan AISI 304 ostenitik paslanmazın soğuk olması, dendritlerin ikincil kollarının oluşumlarını belirgin şekilde engellemiş ve hızlı soğuma sonucunda tabakalar arasında metal atomları geçişlerinin sınırlı kaldığı gözlenmiştir. Ayrıca ara geçiş bölgesi sınırları da belirginliğini yitirmiş, dendrit kolları çoğalmış ve kalınlaşmıştır. 1 numaralı çalışma gruplarında M_2C , M_3C , M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ karbürlerinin olduğu görülmüştür.

10. % 59 Cr içeren FeCrC tozlarıyla yapılan kaplamalarda, artan toz miktarıyla krom ve karbonun kaplanan paslanmaz çelik tarafına geçtiği belirlenmiştir. Ayrıca nikel ve manganın da kaplama katına doğru geçişme gösterdiği, dendrit kollarının daha belirginleştiği ve ara geçiş bölgesinin genişlediği, kaplanan alaşımdan kaplama katına doğru ve aksi yönde difüzyonun arttığı görülmüştür. Toz yedirme miktarının fazla olduğu numunelerde, enerji girdisinin kısmen yetersiz kalmasına bağlı olarak, difüzyon hareketleri yavaşlamış, bu nedenle dendrit oluşumunun kısmen tamamlanamadığı görülmüştür. Bu numunelerde difüzyonun ostenit tanelerinde ikizleşme sınırı boyunca ilerleyerek gerçekleştiği; M_2C , M_3C ve $M_{23}C_6$ karbür bileşiklerinin oluştuğu belirlenmiştir.
11. Bor karbürle kaplanan numunelerde, bor elementinin kaplanan paslanmaz çelik alaşımındaki ostenit tanelerinin tane sınırlarından alaşıma girdiği, kaplamadaki ara tabaka kalınlığının oldukça ince olduğu ve küçük adacıklardan oluşan bir yapının meydana geldiği görülmüştür. Toz miktarının artması ile birlikte, taneler ara tabakaya dikey yönde büyüyerek uzamış, ara tabakanın kalınlığı artmış ve bor karbürle kaplanan yüzeylerde ortaya çıkan karakteristik yapının testere dişini andıran borlama yapısı olduğu görülmüştür. Artan toz miktarıyla birlikte, kaplama metalinden bor karbürle kaplanmış kata doğru difüzyonun giderek azaldığı belirlenmiştir. Ayrıca kaplama katı içerisindeki bor karbürlerin bir kısmının kaplama katına doğru yayılan demirle demir borür bileşikleri oluşturduğu, bir kısmının kaplama katı içerisinde çözünmeden kaldığı, kaplanan metal içerisine yayılan bor ve karbon elementlerinin demir ve kromla birleşerek demir borür ve metal karbür bileşikleri oluşturdukları tespit edilmiştir. Bor karbürle kaplanan numunelerde gevrek FeB ve az gevrek özellikli Fe_2B fazının oluştuğu belirlenmiştir.
12. Titanyum kaplı numunelerde, düşük toz miktarlarında tane sınırlarının belirginlik göstermediği, tanelerin gelişigüzel bir dağılıma sahip oldukları, kaplama metali ile kaplanan alaşım arasında önemsiz derecede atom geçişlerinin olduğu tespit edilmiştir. Artan toz yedirme miktarı ile kaplanan metale daha çok titanyum elementi geçişmiş, geçiş bölgesi genişlemiş ve yine kaplanan metalden kaplama katına doğru demir ve nikel elementlerinin geçişleri söz konusu olmuştur. Ayrıca kaplama katında ve paslanmaz çelik malzemede TiFe, TiFe₂, Ti₂Ni, TiNi₃ ve TiNi bileşiklerinin oluştuğu görülmüştür.
13. % 66 Cr oranına sahip FeCrC ve B₄C tozlarıyla oluşturulan kaplamalarda, artan toz miktarı ile ara geçiş tabakasının oluşmaya başladığı görülmüştür. Kaplama tabakasının karakteristik testere görünümünde olmadığı; ancak C5 numunesinde kristalleşmenin tam anlamı ile belirginleştiği, en yüksek toz yedirmenin gerçekleştiği, D5 numunesinde oluşan tanelerin ve özellikle demir borür iğnelerinin irileştiği anlaşılmıştır. Oluşan yapının; krom nikelce zengin bir ana kütle içerisinde FeB ve Fe₂B bileşiği içerdiği ve krom nikelce biraz daha

fakir bir ana kütle içerisinde FeB bileşiği bulundurduğu sonuçlarına varılmıştır. Kaplama katında mevcut karbon oranının düşük olduğu ve muhtemelen M_3C karbür bileşiği şeklinde yapıda bulunduğu sonucuna varılmıştır.

14. Bor karbür içerisinde ağırlıkça miktarı artırılan % 66 Cr oranına sahip FeCrC kaplamalarında; düşük toz yedirme oranlarında ara geçiş bölgesinin çok ince olduğu ve metal karbür fazlarının oluşmadığı, ayrıca kaplanan malzemeye doğru difüzyonun iyice azaldığı belirlenmiştir. Toz yedirme oranının artması ile gevrek FeB demir karbür bileşiklerine ait iğnelerin uzadıkları, irileştikleri ve iyice belirginleştikleri görülmektedir.
15. % 66 Cr oranına sahip FeCrC ve Ti tozlarıyla oluşturulan kaplamalarda; titanyumca zengin, ara bölgeye dikey yönde gelişmiş tanelerin bulunduğu bir ara geçiş bölgesinin varlığı dikkat çekmektedir. Ayrıca hem ana metale doğru ve hem de kaplama tabakası içerisinde demir-titanyum ve nikel-titanyum bileşikleri oluşarak titanyum bu elementlere bağlanmış, sınır tabaka yönüne doğru hızla yayınarak sınırlarda bileşik oluşturmuşlardır. Diğer yandan titanyumun bir kısmı da yüksek karbonlu ferrokrom bünyesindeki karbonla birleşerek kısmen sert TiC bileşiği oluşturmuştur. Toz yedirme miktarının artması ile birlikte titanyum difüzyonu azalmış, ara geçiş bölgesi daralmış, taneler küçülmüş; ancak bileşik oluşumunun gerçekleştiği tane sınırları oldukça genişlemiştir. % 66 Cr oranına sahip FeCrC ve Ti tozlarıyla oluşturulan kaplamalarda; M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ karbürlerinin, titanyumla da TiC karbürünün meydana geldiği belirlenmiştir. % 66 Cr oranına sahip FeCrC ve Ti tozlarıyla oluşturulan kaplamalarda FeCrC oranının artırılmasıyla; difüzyonun iyice azaldığı ve kaplama katının kaplanan malzemeye bağlanamadığı, oluşan karbürlerin ise M_2C , M_3C , M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ gibi karbür bileşiklerinden meydana geldiği tespit edilmiştir.
16. % 66 Cr oranına sahip FeCrC, B_4C ve Ti tozlarının eşit oranda karışımlarıyla yapılan kaplamalarda; düşük toz yedirme oranında kaplama katı içerisinde titanyum elementinin kaplama katında TiC oluşturarak kullanıldığı, geçiş bölgesinde tane sınırlarının belirginliğini yitirdiği, titanyumun kaplanan metal içlerine kadar tam olarak ilerleyemediği gözlenmiştir. Artan toz yedirme miktarı ile birlikte oluşan karbürlerin çubuk şeklini aldığı ve uzadığı, yüksek toz yedirme miktarlarında kaplama metalinin içerisine kadar girdiği ve tane içlerinde de karbürler ve borürlerin oluştuğu belirlenmiştir. Bu grupta oluşan karbür ve borürler; TiC , FeB, Fe_2B , M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ olarak tespit edilmiştir.
17. 125 A' lik düşük kaynak akımı ile kaplanan numunelere ait ısılatma oranının kaplama tabakasının tüm bölgelerinde homojen bir şekilde olmadığı, 135 A' lik akımda ise düzgün ve homojen bir kaplama katının sağlandığı görülmüştür. Aşırı ısı girdisi etkisiyle kaplama tabakasının seviyesinde azalma olduğu gözlenirken, kaplama tabakası boyca ortaya çıkan kılalmanın sebebinin yüksek ısı girdisi olduğu tespit edilmiştir.

18. Kaplama tabakası oluşumunda üretim hızının düşüşü, ıslatma oranını büyük ölçüde düşürmektedir.
19. % 59 Cr'lu FeCrC kaplı numunelerin ortalama makrosertlik değeri 26 Rc, krom oranı yüksek olan % 66 Cr'lu FeCrC kaplama grubuna ait numunelerin ortalama makrosertlik değeri yaklaşık 39 Rc olarak ölçülmüştür. Krom oranının fazlalığının, sert karbürlerin oluşması nedeniyle, makrosertlik değerini arttırdığı tespit edilmiştir. Borkarbürlü (B_4C içeren) numunelerin, yaklaşık 80 Rc ile en yüksek makrosertlik değerine sahip olduğu saptanmıştır. Saf titanyumlu numunelerinin makrosertlik değerlerinin ortalaması ise, 48 Rc olarak tespit edilmiştir. Karışım yapılarak gerçekleştirilen kaplamalarında FeCrC içindeki borkarbürün makrosertliği artırıcı bir etkisinin olduğu ve borkarbür içerisindeki % 66 Cr'lu FeCrC oranının katkısının da makrosertliği düşürücü etki yaptığı görülmüştür. Saf titanyum ve % 66 Cr'lu FeCrC' lu kaplamalarda; bu örtülerden her birinin kendi içerisinde sertliği artırıcı yönde etkisinin olduğu gözlenmiştir.
20. Mikrosertlik artışının kaplamaların tümünde, kaplama tabakalarının üst bölgesinde daha fazla olduğu görülmüştür. Artan toz miktarına paralel olarak, sert bileşiklerin oluşumuna bağlı olarak, mikro sertliğin de arttığı gözlenmiştir. Titanyum kaplı numunelerin kaplama sınır bölgesinde diğer grupların aksine mikrosertliğinde yaklaşık 60-70 HV 'lik bir azalma tespit edilmiştir. Bütün numunelerin sınır bölgesinden 100 μm 'lik mesafeden sonra mikrosertlik değerinde artışın başladığı tespit edilmiştir. Ayrıca Ti içerikli numunelerde; FeCrC tozu katkısının mikrosertlik değerlerini azaltıcı yönde etki yaptığı tespit edilmiştir.
21. Kaplama numunelerinin abrasiv olarak aşındırılması esnasında tüm numunelerde artan yük miktarına bağlı olarak kütle kayıplarında bir artış olduğu tespit edilirken, kütle kayıp miktarlarının da artan mesafeye bağlı olarak arttığı tespit edilmiştir. Düşük toz miktarlarında, bütün mesafelerde abrasiv aşınmasında elde edilen kütle kayıp miktarları en üst düzeyde olmuştur. Kaplama tabakalarının mikroyapılarındaki karbürlerin varlığının aşınma esnasında kütle kayıplarını azaltıcı yönde etki ettiği tespit edilmiştir. Titanyum kaplı numunelerin 30 m 'lik mesafedeki aşınma sonucu kütle kayıp miktarlarının yaklaşık olarak tüm toz yedirme miktarları için aynı sonucu verdiği tespit edilmiştir. Bor karbür kaplı kaplama grubuna ait aşınma grafiklerindeki mesafeye bağlı kütle kayıp miktarları incelendiğinde; bu grubun en az değeri verdiği belirlenmiştir. Aşınma esnasındaki kütle kayıp miktarlarının mikrosertlik değerleri ile ilgili olduğu saptanmıştır. Ti kaplı numuneler, diğer çalışma gruplarıyla kıyaslandığında; bu grupta uygulanan yüklerle birlikte görülen artış, diğerlerine oranla en düşük düzeyde kalmaktadır. Ayrıca bu çalışma grubuna ait numunelerin toz miktarlarının artışına bağlı olarak, kütle kaybı miktarlarında da fazla bir değişikliğin olmadığı tespit edilmiştir. C6 numunesinde; toz miktarının artışına bağlı kütle

kaybı miktarı, değişen uygulama sınırları içerisinde mesafe ve yük miktarına bağımlılık göstermemektedir. Halbuki kaplama gruplarının pek çoğunda, aşınma miktarları artan mesafe ve yük miktarları ile düzenli bir artış göstermektedir.

Mikroyapı; makrosertlik ve mikrosertlik değerleri ile aşınma esnasındaki kütle kayıp miktarları ilişkilerinden hareketle, GTA yöntemiyle AISI 304 paslanmaz çeliğin yüzeyine FeCrC, B₄C, Ti ve bu tozların farklı oranlarda karışımıyla elde edilen kaplamaların, yüzey özelliklerinde önemli değişiklikler elde edileceği sonucuna varılmıştır. Bu doğrultuda önerilecek düşünceler ise şunlardır:

1. FeCrC, B₄C, Ti ve bunların karışımlarıyla oluşturulan tozların malzeme yüzeyine kaplanmasıyla üstün özellikler sağlamak mümkündür.
2. GTA kaplama yönteminin kolaylığı, maliyetinin düşüklüğü ve her boyuttaki metal grubuna uygulanabilirliği; yöntem için kaplamacılıkta tercih nedeni olmalıdır.
3. FeCrC, B₄C, Ti ve bunların karışımlarıyla kaplı numuneler; abrasiv aşınmaya gösterdikleri için tercih edilmelidir.
4. Farklı kaynak akımları, toz yedirme miktarları ve üretim hızları kullanılarak ileride kaplama katı kalitesini iyileştirici çalışmalar yapılmalıdır.
5. Ostenitik paslanmaz çeliklerin; özellikle yüksek karbonlu FeCrC ve B₄C gibi kaplama elemanlarıyla modifikasyonunda, tane sınırı korozyonuna yol açacak krom esaslı M₂₃C₆ gibi karbürlerin oluşumunu engellemek için, ileride bu karbürlerin oluşumunu azaltacak ya da önleyecek çalışmalara yer verilmelidir.

9. KAYNAKLAR

- Akbaş, N., 2000, İyon implantasyonu yöntemiyle yüzeyi modifiye edilmiş 1.2080 soğuk iş takım çeliğinde implantasyon parametrelerinin mekanik ve tribolojik özellikler üzerine etkilerinin araştırılması, Doktora Tezi, Celal Bayar Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Manisa.
- Akbaş, N. ve Saklakoğlu, İ.E., 2001, İmplantasyon prosesinde kullanılan iyon ışıını ekipmanları, Mühendis ve Makine Dergisi, cilt:42 (497), 30-34
- Akkurt, M., 1977, The reliability of machine elements due to wear, İ.T.Ü. Dergisi, cilt:30, 111-127.
- Anık, S. ve Tülbentçi, K., 1966, Kaynak Metalurjisi (Çelikler İçin), Yazan:Baggerud A., İskender Matbaası, İstanbul.
- Artem, V.P., 2001, Effect of ion nitriding on the wear resistance of alloys, Materials Science and Heat Treatment, volume:43, 10-11.
- Audy, J., Strafford, K.N. and Subramanian, C., 1995, The efficiency of uncoated and coated tool systems in the machining of low carbon steel assessed through cutting force measurements, Surface and Coatings Technology, volumes:76-77 (2), pp:706-711.
- Avner, H., 1984, Introduction of Physical Metallurgy, printed in Printing House of METU, Ankara/Turkey, 2. ed., 351-357.
- Babu, S.S., Kelly, S.M., Muruganath, M. and Martukanitz, R.P., 2006, Reactive gas shielding during laser surface alloying for production of hard coatings, Surface & Coatings Technology, volume:200 (8), pp:2663-2671.
- Baker, R.G. and Nutting, J., 1959, Journal of Iron Steel Inst., 192, 257-268.
- Başman, G., Atar, E. ve Kayalı, E.S., 2001, Seramik malzemelerin aşınma davranışı, Metalurji Dergisi, sayı:127, sayfa:39-44.
- Bedir, F. ve Ögel, B., 2004, SiC_p katkılı Al kompozitlerin sertlik, mikroyapı özellikleri ve aşınma davranışlarının incelenmesi, 11. Uluslararası Makine Tasarım ve İmalat Kongresi, Antalya.
- Bhadeshia, H.K.D.H., 1999, The kainite transformation: unresolved issues, Materials Science and Engineering A, volume:273-275, pp:58-66.

- Blau, P.J. and Budinski, K.G., 1999, Development and use of ASTM standards for wear testing, *Wear*, volumes:225-229 (2), 1159-1170.
- Bowen, P., Druce, S.G. and Knott, J.F., 1986, Effects of microstructure on cleavage fracture in pressure vessel steel, *Acta Metallurgica*, volume:34 (6), 1121-1131.
- Bourithis, L. and Papadimitriou, G., 2003, Boriding a plain carbon steel with the plasma transferred arc process using boron and chromium diboride powders: microstructure and wear properties, *Materials Letters*, volume:57 (12), 1835-1839.
- Bruno, G., Fanara, C., Guglielmetti, F. and Malard, B., 2006, Characterization and residual stress analysis of wear resistant mo thermal spray coated steel gear wheels, *Surface & Coatings Technology*, volume:200 (14-15), 4266-4276.
- Bunshah, R.F., 1989, Hard coatings, *Vacuum*, volume:39, 955-965.
- Buytoz, S., 2004, AISI 4340 çeliğın nitrürasyon ve GTA kaynak yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemleri sonrası mekaniksel davranışlarının araştırılması, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- Buytoz, S., Yildirim, M.M. and Eren, H., 2005, Microstructural and microhardness characteristics of gas tungsten arc synthesized Fe-Cr-C coating on AISI 4340, *Materials Letters*, volume:59 (6), 607-614.
- Buytoz, S., 2006, Microstructural properties of M_7C_3 eutectic carbides in a Fe-Cr-C alloy, *Materials Letters*, volume:60 (5), 605-608.
- Cabeo, E.R., Laudien, G., Biemer, S., Rie, K.T. and Hoppe, S., 1999, Plasma-assisted boriding of industrial components in a pulsed D.C. glow discharge, *Surface and Coating Technology*, volumes:116-119, 229-233.
- Cendel, T., 2000, Temizlikten solunuma yüzey gerilimi, *Sızıntı Dergisi*, cilt:22, sayı:258.
- Chao, M.J., Niu, X., Yuan, B., Liang, E.J. and Wang, D.S., 2006, Preparation and characterization of in situ synthesized B₄C particulate reinforced nickel composite coatings by laser cladding, *Surface & Coatings Technology*, volume:201 (3-4), 1102-1108.
- Chen, X.Q., Newaz, M., 2001, Oxidation and damage of EBPVD thermal barrier coatings under thermal cycling, *Journal of Materials Science Letters*, volume:20, pp:93-95.
- Choy, K.L., 2003, Chemical vapour deposition of coatings, *Progress in Materials Science*, volume:48 (2), 57-170.

- Cimenoglu, H., Mindivan, H. and Kayali, E.S., 2003, Microstructures and wear properties of synchronizer rings, *Wear*, volume:254 (5-6), 532-537.
- Costa, A.P., Quintino, L. and Greitmann, M., 2003, Laser beam welding hard metals to steel, *Journal of Materials Processing Technology*, volume:141 (2), 163-173.
- Çalık, A. ve Somunkıran, İ., 2006, Borlanmış AISI 316 östenitik paslanmaz çeliğin kırılma tokluğunun deneysel belirlenmesi, 11. Uluslararası Denizli Malzeme Sempozyumu, sayfa:204-208, Denizli.
- Darabara, M., Papadimitriou, G.D. and Bourithis, L., 2006, Production of Fe-B-TiB₂ Metal matrix composites on steel surface, *Surface & Coatings Technology*, volume:201 (6), 3518-3523.
- Das, S., Saraswathi, Y.L. and Mondal, D.P., 2006, Erosive-corrosive wear of aluminum alloy composites: influence of slurry composition and speed, *Wear*, volume:261 (2), 180-190
- Desai, V.M., 1984, Effect of carbide size on the abrasion of cobalt base powder metallurgy alloys, *Wear*, volume:94 (1), 347-376.
- Ding, W., Jiang, H., Zeng, X., Li, D. and Yao, S., 2007, The properties of gas tungsten arc deposited SiC_p and Al surface coating on magnesium alloy AZ31, *Materials Letters*, volume:61 (2), pp: 496-501.
- Du, X., Whiteman, J.A., Thomson, R.C. and Bhadeshia, H.K.D.H., 1992, Modelling the carbide composition changes in $\frac{1}{2}\text{Cr}\frac{1}{2}\text{Mo}\frac{1}{4}\text{V}$ steel during long-term tempering, *Materials Science and Engineering A*, volume:154 (2), 197-205.
- Durmus, H.K., Ozkaya, E. and Meric, C., 2006, The use of neural networks for the prediction of wear loss and surface roughness of AA 6351 aluminium alloy, *Materials and Design*, volume:27 (2), 156-159.
- Edenhofer, B., Grafen, W. and Muller, Z.J., 2001, Plasma-carburising-a surface heat treatment process for the new century, *Surface and Coating Technology*, volumes:142-144, 225-234.
- Eryılmaz, O.L., 1993, PVD,CVD kaplama yöntemleri ve ARK-PVD yöntemiyle hazırlanmış TiN ve Cr kaplamalarının korozyona dayanım özellikleri, Yüksek lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Fan, C., Chen, M.C., Chang, C.M. and Wu, W., 2006, Microstructure change caused by (Cr,Fe)₂₃C₆ carbides in high chromium Fe-Cr-C hardfacing alloys, *Surface and Coatings Technology*, volume:201 (3-4), 908-912.

- Frangini, S., Masci, A. and Bartolomeo, A.D., 2002, Cr₇C₃-based cermet coating deposited on stainless steel by electrospark process: structural characteristics and corrosion behavior, *Surface and Coatings Technology*, volume:149 (2-3), 279-286.
- Gediktaş, M., 1970, Sürtünme ve aşınma, *İ.T.Ü. Dergisi*, sayı:28, sayfa:27-30.
- Gleaze, W.A., 1995, Friction and wear of ceramics, *ASM Handbook*, volume:18, pp:812-815.
- Gür, A.K., 2006, Aşınma mekanizmaları, *Doktora Semineri*, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- Haboudou, A., Peyre, P., Vannes, A.B. and Peix, G., 2003, Reduction of porosity content generated during Nd:YAG laser welding of A356 and AA5083 aluminium alloys, *Materials Science and Engineering A*, volume:363 (1-2), 40-52.
- Hass, D.D., Slifka, A.J. and Wadley, H.N.G., 2001, Low thermal conductivity vapour deposited zirconia microstructures, *Acta Materialia*, volume:49(6), 973-983.
- He, L., Zhang, X. and Tong, C., 2006, Surface modification of pure titanium treated with B4C at high temperature, *Surface & Coatings Technology*, volume:200 (9), 3016- 3020.
- Hejwowski, T., 2006, Sliding wear resistance of Fe- Ni and Co-based alloys for plasma deposition, *Vacuum*, volume:80 (11-12), 1326-1330.
- Hiratsuka, K., Muramoto, K., 2005, Role of wear particles in severe-mild wear transition, *Wear*, volume:259 (1-6), 467-476.
- Hisakado, T., 1976, The influence of surface roughness on abrasive wear, *Wear*, volume:41 (1), 179-190.
- Hokkirigawa, K. and Kato, K., 1988, An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear, *Tribology Int.*, volume:21 (1), 51-57.
- Holmberg, K., Matthewst, A. and Ronkainen, H., 1998, Coating tribology-contac mechanisms and surface design, *Tribology International*, volume:31 (1-3), 107-120.
- Hosoi, Y., Wade, N., Kunimitsu, S. and Urita, T., 1986, Precipitation behavior of laves phase and its effect on toughness of 9Cr-2Mo ferritic-martensitic steel, *Journal of Nuclear Materials*, volumes:141-143 (1), 461-467.
- Hou, Q., He, Y. and Gao, J., 2006, Microstructure and properties of Fe-C-Cr-Cu coating deposited by plasma transferred arc process, *Surface & Coatings Technology*, volume:201 (6), 3685-3690.

- Howes, C.P., 1994, Thermal spraying: processes, preparation, coatings and applications, Welding Journal, volume:4, 47-51.
- Hutchings, I.M., 1992, Tribology: friction and wear engineering materials: Edward Arnold, Materials & Design, volume:13 (3), 187.
- Igarashi, M., Fujitsuna, N., Kimura, K. and Muneki, S., 1998, 6th leige conference on materials for advance power engineering, 259-268, Japan.
- İpek, R. ve Karamış, M.B., 1999, Aşınma test yöntemleri ve gelişmeler, Mühendis ve Makine, cilt:40 (469), 24-29.
- Jin, H.W., Park, C.G. and Kim, M.C., 2001, Microstructure and surface wear resistance in rapidly quenched Fe-Cr-B alloy spray coatings, Current Applied Physics, volume:1 (6), 473-477.
- Jin, H.W., Rhyim, Y.M., Hong, S.G. and Park, C.G., 2001, Microstructural evolution of the rapidly quenched Fe-Cr-B alloy thermal spray coatings, Materials Science and Engineering A, volumes:304-306, 1069-1074.
- Kaestner, P., Olfe, J. and Rie, K.T., 2001, Plasma-assisted boriding of pure titanium an Ti6Al4V, Surface and Coating Technology, volumes:142-144, 248-252.
- Kaluç, E. ve Tülbentçi K., 1995, Paslanmaz çelikler ve kaynaklanabilirliği, Kocaeli Üniversitesi, Kaynak Teknolojisi Araştırma Eğitim ve Uygulama Merkezi, Kocaeli.
- Kanlıdağ, M. ve Kurt A., 2002, Toz metal malzemelerin PVD tekniği ile kaplanabilirliğinin incelenmesi, Politeknik Dergisi cilt:4, 59-64.
- Kashani, H., Amadeh, A. and Ghasemi, H.M., 2006, Room and high temperature wear behaviors of nickel and cobalt base weld overlay coatings on hot forging dies, Wear, volume:262 (7-8), pp:800-806.
- Kayaba, T., Kato, K. and Hokkirigawa, K., 1983, Theoretical analysis of the plastic yielding of a hard asperity sliding on a soft flat surface, Wear, volume:87 (2), 151-161.
- Keleştemur, H., 1989, Makine yapı çeliklerinin abrasiv aşınma direncine yüzey sertliğinin etkisi ve diğer mekanik özelliklerle etkisinin araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- Kempton, K., 1991, Where thermal spray coatings are most cost effective, Welding Journal, volume:70, 41-44.

- Khrushchov, M.M., 1957, Resistance of metals to wear by abrasion as related to hardness, Inst. Mech. Engr., Proc. Conf. Lubrication and Wear, 655-659.
- Kim, J.H., Hong, H.S. and Kim, S.J., 2007, Effect of boron addition on the cavitation erosion resistance of Fe-based hardfacing alloy, Materials Letters, volume:61 (4-5), 1235-1237.
- Kooi, B.J., Pei, Y.T. and Hosson, J.T.M.D., 2003, The evolution of microstructure in a laser clad TiB-Ti composite coating, Acta Materialia, volume:51 (3), 831-845.
- Korkut, M.H., 1997, Ferritik paslanmaz çeliklerin mikro yapısı ve aşınması üzerine karbür yapıcı elementlerin etkilerinin araştırılması, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- Korkut, M.H., Yılmaz, O. and Buytoz, S., 2002, Effect of aging on the microstructure and toughness of the interface zone of a gas tungsten arc (GTA) synthesized Fe-Cr-Si-Mo-C coated low carbon steel, Surface and Coatings Technology, 157 (1), 5-13.
- Kuo, K., 1953, Ternary laves and sigma-phases of transition metals, Acta Metallurgica, volume:1 (6), 720-724.
- Kustas, F., Mishrab, B. and Zhou, J., 2002, Fabrication and characterization of TiB₂/TiC and tungsten Co-sputtered wear coatings, Surface and Coatings Technology, volume:153 (1), 25-30.
- Lamethe, J.F., Sergot, P., Chateauminois, A. and Briscoe, B.J., 2003, Contact fatigue behaviour of glassy polymers with improved toughness under fretting wear conditions, Wear, volume:255 (1-6), 758-765.
- Lee, K., Nam, D.H., Lee, S. and Kim, P.C., 2006, Hardness and wear resistance of steel-based surface composites fabricated with Fe-based metamorphic alloy powders by high-energy electron beam irradiation, Materials Science and Engineering A, volume:428 (1-2), 124-134.
- Libsch, T.A. and Rhee, S.K., 1978, Microstructural changes in semimetallic disc brake pads created by low temperature dynamometer testing, Wear, volume:46, 208-212.
- Lin, Y.C. and Wang, S.W., 2003, Wear behavior of ceramic powder cladding on an S50C steel surface, Tribology International, volume:36 (1), 1-9.
- Liu, T. and Rhee, S.K., 1978, High temperature wear of semimetallic disc brake pads, Wear, volume:46 (1), 213-218.
- Liu, Y.F., Han, J.M., Li, R.H., Li, W.J., Xu, X.Y., Wang, J.H. and Yang, S.Z., 2006, Microstructure and dry-sliding wear resistance of PTA clad (Cr, Fe)₇C₃/γ-Fe ceramal composite coating, Applied Surface Science, volume:252 (20), 7539-7544.

- Liu, Y.F., Xia, Z.Y., Han, J.M., Zhang, G.L. and Yang, S.Z., 2005, Microstructure and wear behavior of $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ reinforced composite coating produced by plasma transferred arc weld-surfacing process, *Surface & Coatings Technology*, volume:201 (3-4), 863-867.
- Manna, I., Majumdar, J.D., Chandra, B.R., Nayak, S. and Dahotre, N.B., 2006, Laser surface cladding of Fe-B-C, Fe-B-Si and Fe-BC-Si-Al-C on plain carbon steel, *Surface & Coatings Technology*, volume:201 (1-2), 434-440.
- Majumdar, J.D., Chandra, B.R., Nath, A.K. and Manna, I., 2006, In situ dispersion of titanium boride on aluminium by laser composite surfacing for improved wear resistance, *Surface & Coatings Technology*, volume:201 (3-4), 1236-1242.
- Marimuthu, M., 2002, Design of welding alloys creep and toughness, Doctor Dissertation, University of Cambridge Department of Materials Science and Metallurgy, Cambridge.
- Meng, Q.W., Geng, L. and Zhang, B.Y., 2006, Laser cladding of Ni-base composite coatings onto Ti-6Al-4V substrates with pre-placed $\text{B}_4\text{C}+\text{NiCrBSi}$ powders, *Surface & Coatings Technology*, volume:200 (16-17), 4923-4928.
- Meriç, C., Köksal, N.S. ve Atik, E., 1997, Sert dolgu aşınmanın incelenmesi, G.Ü. Teknik Eğitim Fakültesi MATİK'97 Sempozyumu, sayfa:186-191, Ankara.
- More, M.A., 1974, A review of two-body abresive wear, *Wear Journal*, volume:27 (1), 1-17.
- Muratoğlu, M., (1997), SiC katkılı 2124 alüminyum kompoziti ve yaşlandırılmış kompozitin aşınma davranışlarının araştırılması, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- Nath, A.K., Sridhar, R. and Ganesh, K.R., 2002, Laser power coupling efficiency in conduction and keyhole welding of austenitic stainless steel, *Sādhanā*, volume:27, 383-392.
- Navas, C., Colaço, R., Damborenea, de J. and Vilar, R., 2006, Abrasive wear behaviour of laser clad and flame sprayed-melted NiCrBSi coatings, *Surface & Coatings Technology*, volume:200 (24), 6854-6862.
- Oğuz, B., 1989, Elektrolag (Elektrocuruf) Kaynağı, Oerlikon Yayınları, İstanbul.
- Oğuz, B., 1993, Aşınma Sorunları ve Dolgu Kaynakları, Oerlikon Yayınları, sayfa:709, İstanbul.
- Orhan, A., 2003, Al matrisli parçacık takviyeli kompozitlerin sürtünme kaynak yöntemiyle kaynak edilebilirliğinin araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

- Özay, Ç., 2004, TM yöntemiyle üretilen Cu-C-Al₂SiO₅ kompozitinin abrasiv aşınma dayanımının araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- Özbek, İ., 1999, Borlama yöntemi ile AISI M50, AISI M2 yüksek hız çeliklerinin ve AISI W1 çeliğinin yüzey performanslarının geliştirilmesi, Doktora Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya.
- Özcan, M., Tarakçıoğlu, N. ve Kahramanlı, Ş., 2004, Saç malzemelerin lazer kaynak parametreleri, Selçuk Üniversitesi Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulu, Teknik Online Dergi, cilt:3 (1).
- Özmen, Y., Can, A.Ç. ve Aksoy, T., 1991, Aşınmaya etki eden faktörler ve aşınmanın azalması için alınacak tedbirler, 4. Denizli Malzeme Sempozyumu, sayfa:651-664, Denizli.
- Pei, X., Wang, Q. and Chen, J., 2005, Tribological responses of phenolphthalein poly (ether sulfone) on proton irradiation, Wear, volume:86, 719-724.
- Pekin, Ş., Vuoristi, P. and Mantyla, T., 1993, System aproach for wear rezistant coatings, Worksshop on Anti-Wear Coatings, TÜBİTAK-MAM, Kocaeli.
- Pessin, M.A., Tier, M.D., Strohaecker, T.R., Bloyee, A., Sun, Y. and Bell, T., 2000, The effect of plasma nitriding process parameters on the wear characteristics of AISI M₂ tool steel, Tribology Letters, volume:8, 223-228.
- Peters, M., Leyens, C., Schulz, U. and Kayser, W.A., 2003, EB-PVD thermal barrier coatings for aero engines and gas turbines, Advanced Engineering Materials, volume:3, 193-204.
- Preauchat, B. and Drawin, S., 2001, Properties of PECVD deposited thermal barrier coatings, Surface and Coatings Technology, volume:142-144, 835-842.
- Rees, G.I, Perdrix, J., Maurickx, T. and Bhadeshia, H.K.D.H., 1995, The effect of niobium in solid solution on the transformation kinetics of bainite, Materials Science and Engineering A, volume:194 (2), 179-186.
- Robinowicz, E., 1995, Friction and wear of material, John Wiley & Sons Inc., New York.
- Sahin, Y., 2006, Optimal testing parameters on the wear behaviour of various steels, Materials and Design, volume:27 (6), 455-460.
- Sakai, T. and Suzuki, H.G., 1999, IV. International Conference on Recrystallisation and Related Phenomena, Japan Institute of Metals, paper:289-294, Japan.

- Salman, S., Kose, R., Urtekin, L. and Findik, F., 2006, An investigation of different ceramic coating thermal properties, *Materials and Design*, volume:27 (7), 585-590.
- Sari, N.Y. and Yilmaz, M., 2004, Investigation of abrasive+erosive wear behaviour of surface hardening methods applied to AISI 1050 steel, *Material and Design*, volume:27 (6), 470-478.
- Schaaf, P., 2002, Laser nitriding of metals, *Progress in Materials Science*, volume:47 (1), 1-161.
- Senior, B.A., 1989, Estimate of the surface tension of creep cavities in austenitic weld metal at 650 °C, *Materials Science and Engineering A*, volume:111, L1-L2.
- Sert, H., 1997, PVD ile kaplanmış alüminyum ekstrüzyon kalıplarının yüzey özellikleri ve aşınma performanslarının deneysel incelenmesi, *Doktora Tezi*, Erciyes Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kayseri.
- Sexton, L., Lavin, S., Byrne, G. and Kennedy, A., 2002, Laser cladding of aerospace materials, *Journal of Materials Processing Technology*, volume:122 (1), 63-68.
- Smith, R.W. and Knight R., 1995, Thermal spraying I: powder consolidation-from coating to forming, *Journal of the Minerals Metals & Materials Society*, volume:47, 32-39.
- Smith, W.F, 1993, Structure and properties of engineering alloys, University of Central Florida, 1, paper:321-330 Toronto.
- Solmaz, Y.M., 2002, Ni₃Al+B metaller arası bileşiğinin değişken sıcaklık şartlarında aşınma davranışının incelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- Stachowiak, G.W. and Batchelor, A.W., 1996, Surface hardening and deposition of coatings on metals by a mobile source of localized electrical resistive heating, *Journal of Materials Processing Technology*, volume:57 (3-4), 288-297.
- Stokes, J., 2003, Production of coated and free-standing engineering components using the HVOF (High Velocity Oxy Fuel) thermal spray process, *Doctor Thesis*, Dublin Univesity, Dublin.
- Stokes, J., 2006, The theory and application of the HVOF thermal spray process, *Puplisher Dublin University*, Dublin.
- Şen, U., 1997, Küresel grafitli dökme demirlerin borlanması ve özellikleri, *Doktora Tezi*, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Tokmanoğlu, K., 1992, PVD-ARK teknik ile yapılan kaplamaların özellikleri ve üretim üzerindeki katkıları, *Makine ve Metal Teknolojisi*, sayfa:36-39.

- Topbaş, M.A., 1998, Çelik ve Isıl işlem El Kitabı, Prestij Yayınevi, sayfa:88-95, İstanbul.
- Toyserkani, E., Khajepour, A. and Corbin, S., 2002, Application of experimental-based modeling to laser cladding, Journal of Laser Applications, volume:14, 165-173.
- Tur, K., 1993, İyon implantasyonu teknolojisinin metallerin yüzey özelliklerinin geliştirilmesinde kullanımı, V. Denizli Malzeme Sempozyumu, sayfa:532-539, Denizli.
- Türküz, C. ve Tokmanoğlu, K., 1998, Kesici takım sanayine yönelik ince seramik kaplamaların önemi ve uygulama sonuçları (2), Yüzey İşlemler Dergisi, cilt:6, sayfa:300-304.
- Uluköy, A. ve Can, A.Ç., 2006, Çeliklerin borlanması, Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi, cilt:12 (2), sayfa:189-198.
- Ulutun, M., 2007, AISI 4140 çeliğin yüzey sertleştirme işlemleri ve kaplama yöntemleri sonrası mekanik davranışlarının araştırılması, Doktora Tezi, Eskişehir Osman Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.
- Ustel, F., 2006, PVD Yöntemi ile üretilen nano ölçekli çok katmanlı (Ti,Al)N/AlN kaplamaların oksidasyon davranışının incelenmesi, 13th International Metallurgy & Materials Congress, Ankara/Türkiye.
- Vitek, J.M. and David, S.A., 1985, Metastable equilibrium of ferrite in type 308 stainless steel, Scripta Metallurgica, volume:19 (1), 23-26.
- Villat, M., 1986, Functionally effective coatings using plasma spraying, Sulzer Technical Review, volume:3, 41-45.
- Wang X.Y. and Li D.Y., (2005), “Application of an electrochemical scratch technique to evaluate contributions of mechanical and electrochemical attacks to corrosive wear of materials”, Wear, volume:117, 1490-1496.
- Wang, X., Shun, H., Li, C., Wang, X. and Sun, D., 2006, The performances of TiB₂-contained iron-based coatings at high temperature, Surface & Coatings Technology, volume:201 (6), 2500-2504.
- Wang, X.H., Zhang, M., Zou, Z.D., Song, S.L., Han, F. and Qu, S.Y., 2006, In situ production of Fe-TiC surface composite coatings by tungsten-inert gas heat source, Surface & Coatings Technology, volume:200 (20-21), 6117-6122.
- Xibao, W., 2005, The metallurgical behavior of B₄C in the iron-based surfacing alloy during PTA powder surfacing, Applied Surface Science, volume:252 (5), 2021-2028.

- Xibao, W., Xiaofeng, W. and Zhongquan, S., 2005, The composite Fe-Ti-B-C coatings by PTA powder surfacing process, *Surface & Coatings Technology*, volume:192 (2-3), 257- 262.
- Xibao, W., Yong, L. and Songlan, Y., 2001, Formation of TiB₂ whiskers in laser clad Fe-Ti-B coatings, *Surface and Coatings Technology*, volume:137 (2-3), 209- 216.
- Xinhong, W., Zengda, Z., Sili, S. and Shiyao, Q., 2006, Microstructure and wear properties of in situ TiC/FeCrBSi composite coating prepared by gas tungsten arc welding, *Wear*, volume:260 (1-2), 25-29.
- Xinhong, W., Zengda, Z., Sili S. and Shiyao, Q., 2006, Microstructure and wear properties of in situ TiC/FeCrBSi Composite coating prepared by gas tungsten arc welding, *Wear*, volume:260 (7-8), 705-710.
- Xu, G., Kutsuna, M., Liu, Z. and Yamada, K., 2006, Comparison between diode laser and TIG cladding of Co-based alloys on the SUS403 stainless steel, *Surface and Coatings Technology*, volume:201 (3-4), 1138-1144.
- Yıldırım, M.M., 1989, Galvanizleme Tekniği, Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü, Yayın No:133, Fırat Üniversitesi Basımevi, sayfa:45-52, Elazığ.
- Yıldırım, M.M., Doğantan, Z.S., Çakan, A. ve Pakdil M., 2001, Mühendislik malzemesi, M.K.Ü. Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi, cilt:I, sayfa:114-135, İskenderun.
- Yılmaz, F., 1997, Sürtünme ve aşınma, IX. Ulusal Metalurji ve Malzeme Kongresi, cilt:1, sayfa:229-256, Ankara.
- Yılmaz, S.O., 2006, Wear behavior of gas tungsten arc deposited FeCr, FeCrC and WC coatings on AISI 1018 steel, *Surface & Coatings Technology*, volume:201 (3-4), 1568-1575.
- Yoo, J.W., Lee, S.H., Yoon, C.S. and Kim, S.J., 2006, The effect of boron on the wear behavior of iron-based hardfacing alloys for nuclear power plants valves, *Journal of Nuclear Materials*, volume:352 (1-3), 90-96.