

**T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**PLAZMA (PTA) YÖNTEMİYLE DÜŞÜK KARBONLU ÇELİĞİN YÜZEY
MODİFİKASYONUNA KORUYUCU GAZLARIN ETKİSİ**

DOKTORA TEZİ

Ali Kaya GÜR

Anabilim Dalı: Metalurji Eğitimi

Programı : Ekstraktif Metalurji

KASIM-2009

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**PLAZMA (PTA) YÖNTEMİYLE DÜŞÜK KARBONLU ÇELİĞİN YÜZEY
MODİFİKASYONUNA KORUYUCU GAZLARIN ETKİSİ**

DOKTORA TEZİ

Ali Kaya GÜR

(03222201)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 18 Kasım 2009

Tezin Savunulduğu Tarih: 07 Aralık 2009

Tez Danışmanı: Yrd. Doç. Dr. Tülay YILDIZ (F.Ü)

Diğer Jüri Üyeleri : Prof. Dr. Mustafa YILDIRIM (K.D.Ü)

Doç.Dr. Sedat KOLUKISA (D.Ü.)

Doç. Dr. Ahmet HASÇALIK (F.Ü)

Yrd. Doç. Dr. Mustafa TAŞKIN (F.Ü)

KASIM-2009

ÖNSÖZ

Tez konusunun önerilmesinde ve yönlendirilmesinde her türlü desteği veren danışman hocam Yrd. Doç. Dr. Tülay YILDIZ'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Tez çalışmamda Kütahya Dumlupınar Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü Öğretim Üyesi hocamız Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM'a yardımlarından dolayı minnet ve şükranlarımı sunarım.

Tez çalışmalarım esnasında tez konusu hakkında yönlendirilmemde yardım eden bölümümüz öğretim üyesi Yrd. Doç. Dr. Mustafa TAŞKIN hocama, tez izleme komitemde bulunan Makine Eğitimi Bölümü öğretim üyesi Doç. Dr. Ahmet HASÇALIK'a teşekkür ederim. Tez jürimde bulunan Dicle Üniversitesi Mimarlık-Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü Öğretim Üyesi Doç. Dr. Sedat KOLUKISA'ya teşekkür ederim.

Deney çalışmalarımda yardımlarını ve zamanını esirgemeyen; Makine Eğitimi Bölümü öğretim üyesi ve kardeşim Arş. Gör. Dr. Çetin ÖZAY'a, bölümümüz öğretim elemanlarından Yrd. Doç.Dr. Ayhan ORHAN'a, Arş. Gör. Dr. Uğur ÇALIGÜLÜ ve Arş. Gör. Halil DİKBAŞ'a teşekkür etmeyi bir borç bilirim.

Ali Kaya GÜR
ELAZIĞ,2009

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ	I
İÇİNDEKİLER.....	II
ÖZET	IX
SUMMARY	XI
ŞEKİLLER LİSTESİ	XIII
TABLolar LİSTESİ	XVIII
1. GİRİŞ.....	1
2. KAPLAMALAR VE YÜZEY İŞLEMLERİ.....	4
2.1. Kaplamanın Tanımı ve Yapısı	4
2.1.1. Kaplama Türleri.....	4
2.1.1.1. Malzemeye Göre Kaplamanın Sınıflandırılması	4
2.1.1.1.1. Metalik Kaplamalar.....	4
2.1.1.1.2. Metalik Olmayan Kaplamalar	5
2.1.1.2. Uygulama Alanına Göre Kaplamanın Sınıflandırılması	5
2.1.1.2.1. Koruyucu Kaplamalar.....	7
2.1.1.2.2. Dekoratif Kaplamalar	7
2.2. Üretim Yöntemlerine Göre Kaplamalar	7
2.2.1. Plazma Esaslı Termal Yöntemler	8
2.2.1.1. Plazmayla Yüzey Sertleştirme.....	9
2.2.1.2. Plazma Nitrürleme ve Plazma Karbürleme	10
2.2.1.3. Plazma Destekli Buhar Depolama Teknikleri	11
2.2.1.3.1. Plazma Destekli Fiziksel Buhar Depolama (PVD) Yöntemi.....	11
2.2.1.3.2. Plazma Destekli Kimyasal Buhar Depolama (CVD) Yöntemi	13
2.2.1.3.3. Plazma Kaynak Yöntemi	14
2.2.2. İyon İmplantasyonu	14
2.2.2.1. Plazma Destekli İyon İmplantasyonu	15
2.2.3. Elektron Işını Yöntemi	16
2.2.3.1. Elektron Işını Destekli Fiziksel Buhar Depolama (EBPVD)	16
2.2.4. Lazer Esaslı Yüzey İşlemleri.....	18
2.2.5. Püskürtme Yöntemleriyle Yüzey Modifikasyonu	19
2.2.5.1. Alevle Püskürtme	20

	<u>Sayfa No</u>
2.2.5.2. Plazma Püskürtme	22
2.2.5.3. Yüksek Hızlı Oksi-Yakıt (HVOF) Püskürtme	26
2.2.6. Difüzyon Esaslı Yüzey İşlemleri	26
2.2.6.1. Karbürleme	27
2.2.6.2. Nitrürleme.....	27
2.2.6.3. Karbonitrürleme.....	27
2.2.6.4. Kromlama	28
2.2.6.4.1. Parlatma Kromlaması	28
2.2.6.4.2. Sert Kromlama.....	28
2.2.6.4.3. Siyah Kromlama	28
2.2.6.4.4. Gözenekli Kromlama.....	29
2.2.6.5. Borlama	29
2.2.7. Ark Esaslı Yüzey Modifikasyon Yöntemleri	30
2.2.7.1. Gaz Tungsten Ark Kaynağı	30
2.2.7.2. Gaz Metal Ark Kaynağı.....	31
2.2.7.3. Tozaltı Ark Kaynağı	32
2.2.7.4. Elektrocüruf Kaynağı	33
2.2.7.5. Plazma Transfer Ark Kaynağı	33
2.2.7.5.1. PTA Kaynağında Plazmanın Oluşumu	35
2.2.7.5.2. PTA Kaynağında Arkın Oluşturulması	37
2.2.7.5.3. Plazma Arkı İle Kaynak	40
2.2.7.5.4. Yüksek Frekans Dalga Ünitesi ve Donanımları	40
2.2.7.5.5. Uygulama Özellikleri	41
3. SÜRTÜNME VE AŞINMA	43
3.1. Aşınma Sisteminde Temel Unsurlar.....	45
3.2. Aşınmayı Etkileyen Faktörler.....	48
3.2.1. Aşınma Direncine Karbürlerin Etkisi	53
3.2.2. Aşınma Direncine Matrisin Etkisi	54
3.2.3. Sertlik ile Abrasiv Aşınma Direnci Arasındaki İlişki.....	54
3.2.4. Karbür Miktarı ile Abrasiv Aşınma Performansı Arasındaki İlişki	55
3.3. Aşınma Çeşitleri	55
3.3.1. Abrasiv Aşınma	55

	<u>Sayfa No</u>
3.3.1.1. Abrasiv Aşınma Mekanizması.....	55
3.3.1.2. Abrasiv Aşınmaya Sıcaklığın Etkisi.....	56
3.3.1.3. Abrasiv Aşınmaya Nemin Etkisi.....	56
3.3.1.4. Abrasiv Aşınmanın Kontrolü	57
3.3.2. Eroziyon Aşınma.....	61
3.3.2.1. Eroziyon Aşınma Mekanizmaları.....	61
3.3.3. Kaviteasyon Aşınması.....	61
3.3.3.1. Kaviteasyon Aşınma Mekanizması.....	62
3.3.4. Adheziv Aşınma	62
3.4. Aşınma Deneyleri ve Ölçüm Yöntemleri	64
3.4.1. Aşınma Deneyleri	64
3.4.1.1. Ağırlık Farkı Yöntemi	66
3.4.1.2. Kalınlık Farkı Yöntemi.....	68
3.4.1.3. İz Değişimi Yöntemi	68
3.4.1.4. Radyo İzotop Yöntemi	68
3.4.2. Abrasiv Aşınma İçin Deney Yöntemleri	68
4. GAZALTI KAYNAKLARINDA KULLANILAN KORUYUCU GAZLAR.	71
4.1 Koruyucu Gazların Temel Özellikleri	72
4.2. Koruyucu Gazlar.....	73
4.2.1. Saf Koruyucu Gazlar	73
4.2.1.1. Argon (Ar) Koruyucu Gazı.....	73
4.2.1.2. Helyum (He) Koruyucu Gazı	75
4.2.1.3. Karbondioksit (CO ₂) Koruyucu Gazı	75
4.2.2. İkili Koruyucu Gaz Karışımları.....	77
4.2.2.1. Argon (Ar) – Oksijen (O ₂) Karışımları.....	78
4.2.2.1.1. Argon (Ar) - % 1 Oksijen (O ₂) Karışımları.....	79
4.2.2.1.2. Argon (Ar) - % 2 Oksijen (O ₂) Karışımları.....	79
4.2.2.1.3. Argon (Ar) - % 5 Oksijen (O ₂) Karışımları.....	79
4.2.2.1.4. Argon (Ar) - % 8–12 Oksijen (O ₂) Karışımları.....	80
4.2.2.1.5. Argon (Ar) - % 12-25 Oksijen (O ₂) Karışımları.....	80
4.2.2.2. Argon (Ar) – Karbondioksit (CO ₂) Karışımları	81
4.2.2.2.1. Argon (Ar) - % 3 -10 Karbondioksit (CO ₂) Karışımları	81

	<u>Sayfa No</u>
4.2.2.2.2. Argon (Ar) - % 11 -20 Karbondioksit (CO ₂) Karışımları	82
4.2.2.2.3. Argon (Ar) - % 21 -25 Karbondioksit (CO ₂) (C-25) Karışımları.....	83
4.2.2.2.4.Argon (Ar) - % 50 Karbondioksit (CO ₂) Karışımları.....	83
4.2.2.2.5.Argon (Ar) - % 75 Karbondioksit (CO ₂) Karışımları	83
4.2.2.3. Argon (Ar) – Helyum (He) Karışımları.....	84
4.2.2.3.1. Argon–25% He (HE–25) Karışımları.....	85
4.2.2.3.2. Argon–75% He (HE–75) Karışımları.....	85
4.2.2.3.3. Argon–90% He (HE–90) Karışımları.....	85
4.2.2.4. Argon (Ar) – Azot (N ₂) Karışımları	85
4.2.2.5. Argon (Ar)-Klor (Cl ₂) Karışımları	87
4.2.2.6. Argon (Ar) - Hidrojen (H ₂) Karışımları	87
4.2.3. Üçlü Koruyucu Gaz Karışımları.....	88
4.2.3.1. Argon (Ar)- Oksijen (O ₂) – Karbondioksit (CO ₂) Karışımları.....	88
4.2.3.1.1. Argon (Ar) - %5–10 Karbondioksit (CO ₂) - %1–3 Oksijen (O ₂) Karışımları.....	88
4.2.3.1.2. Argon - % 10–20 Karbondioksit (CO ₂) - % 5 Oksijen (O ₂) Karışımları.....	89
4.2.3.2. Argon (Ar)- Karbondioksit (CO ₂), Hidrojen (H ₂) Karışımları.....	89
4.2.3.3. Argon (Ar)- Helyum (He)- Karbondioksit (CO ₂) Karışımları.....	90
4.2.3.3.1.Argon (Ar)- % 10-30 Helyum (He) - % 5-15 Karbondioksit (CO ₂) Karışımları ..	90
4.2.3.3.2. % 20–35 Argon (Ar) - % 60–70 Helyum (He) - % 4–5 Karbondioksit (CO ₂) Karışımları	91
4.2.3.3.3. % 7,5 Argon (Ar) - % 90 Helyum (He) - % 2,5 Karbondioksit (CO ₂) Karışımları	91
4.2.3.4. Argon (Ar) - Helyum (He) - Oksijen (O ₂) Karışımları.....	91
4.2.4. Dörtlü Koruyucu Gaz Karışımları	92
4.2.4.1. Argon (Ar) – Helyum (He) - Karbondioksit (CO ₂) - Oksijen (O ₂) Karışımları ...	92
4.3. Kaynak İşlemlerinde Koruyucu Gaz Seçimi	93
5. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI.....	95
6. DENEYSEL YÖNTEM	101
6.1. Çalışmada Kullanılan Malzemeler	101
6.2. Plazma Transfer Ark (PTA) Yöntemiyle Yüzey Kaplama İşlemi.....	104
6.2.1. Yüzey Kaplama İşlemi İçin Numunelerin Hazırlanması.....	104

	<u>Sayfa No</u>
6.2.2. Plazma Transfer Ark Yöntemiyle Yüzey Kaplama İşlemi	106
6.2.3. Plazma Transfer Ark Yönteminde Isı girdisi ve Enerji Girdisinin Hesaplanması	109
6.3. Mikroyapı İncelemeleri	110
6.4. Sertlik Ölçümleri	111
6.5. SEM, EDS ve XRD İncelemeleri	112
6.6. Aşınma Deneyleri	113
6.6.1. Abrasiv Aşınma Deneyi	113
6.7. Plazma Transfer Ark Yöntemiyle Yüzey Kaplama İşleminde Grupların Belirlenmesi.....	114
7. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA	116
7.1. Plazma Transfer Ark (PTA) Yöntemiyle Yüzey Kaplama İşleminde Uygun Amper Üretim Parametrelerinin Tespiti	116
7.2. AISI 1030’da Kaynak Metaline Koruyucu Gazın Etkisinin İncelenmesi	120
7.3. AISI 1030’un Yüzeyine Titanyum (Ti) Kaplamaların Mikroyapısının İncelenmesi	123
7.3.1. AISI 1030’un Yüzeyinde Ar Koruyucu Gaz Ortamında Titanyum (Ti) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi.....	123
7.3.1.1. AISI 1030’un Yüzeyine Titanyum (Ti) Kaplamaların Mikroyapısına Ar Gazının Etkisinin İncelenmesi	124
7.3.2. AISI 1030’un Yüzeyinde Ar-%1 N ₂ Koruyucu Gaz Ortamında Titanyum (Ti) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi.....	129
7.3.2.1. AISI 1030’un Yüzeyine Titanyum (Ti) Kaplamaların Mikroyapısına Ar-%1 N ₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi.....	130
7.3.3. AISI 1030’un Yüzeyinde Ar-%3 N ₂ Koruyucu Gaz Ortamında Titanyum (Ti) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi.....	134
7.3.3.1. AISI 1030’un Yüzeyine Titanyum (Ti) Kaplamaların Mikroyapısına Ar-%3 N ₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi.....	134
7.3.4. AISI 1030’un Yüzeyinde Ar-%5 N ₂ Koruyucu Gaz Ortamında Titanyum (Ti) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi.....	139
7.3.4.1. AISI 1030’un Yüzeyine Titanyum (Ti) Kaplamaların Mikroyapısına Ar-%5 N ₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi.....	140

7.4.	AISI 1030'un Yüzeyine Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Mikroyapısının İncelenmesi.....	147
7.4.1.	AISI 1030'un Yüzeyinde Ar Koruyucu Gaz Ortamında Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi	147
7.4.1.1.	AISI 1030'un Yüzeyine Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Mikroyapısına Ar Gazının Etkisinin İncelenmesi.....	148
7.4.2.	AISI 1030'un Yüzeyinde Ar-%1 N ₂ Koruyucu Gaz Ortamında Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi	153
7.4.2.1.	AISI 1030'un Yüzeyine Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Mikroyapısına Ar-%1 N ₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi	154
7.4.3.	AISI 1030'un Yüzeyinde Ar-%3 N ₂ Koruyucu Gaz Ortamında Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi	159
7.4.3.1.	AISI 1030'un Yüzeyine Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Mikroyapısına Ar-%3 N ₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi	160
7.4.4.	AISI 1030'un Yüzeyinde Ar-%5 N ₂ Koruyucu Gaz Ortamında Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi	164
7.4.4.1.	AISI 1030'un Yüzeyine Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Mikroyapısına Ar-%5 N ₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi	165
7.5.	AISI 1030'un Yüzeyine Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Mikroyapısının İncelenmesi.....	170
7.5.1.	AISI 1030'un Yüzeyinde Ar Koruyucu Gaz Ortamında Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi	171
7.5.1.1.	AISI 1030'un Yüzeyine Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Mikroyapısına Ar Gazının Etkisinin İncelenmesi.....	171
7.5.2.	AISI 1030'un Yüzeyinde Ar-%1 N ₂ Koruyucu Gaz Ortamında Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi	177
7.5.2.1.	AISI 1030'un Yüzeyine Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Mikroyapısına Ar-%1 N ₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi.....	178
7.5.3.	AISI 1030'un Yüzeyinde Ar-%3 N ₂ Koruyucu Gaz Ortamında Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi	182
7.5.3.1.	AISI 1030'un Yüzeyine Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Mikroyapısına Ar-%3 N ₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi.....	183

7.5.4.	AISI 1030'un Yüzeyinde Ar-%5 N ₂ Koruyucu Gaz Ortamında Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi	187
7.5.4.1.	AISI 1030'un Yüzeyine Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Mikroyapısına Ar-%5 N ₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi.....	188
7.6.	AISI 1030'un Yüzeyine Silisyum (Si) Kaplamaların Mikroyapısının İncelenmesi	193
7.6.1.	AISI 1030'un Yüzeyinde Ar Koruyucu Gaz Ortamında Silisyum (Si) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi.....	193
7.6.1.1.	AISI 1030'un Yüzeyine Silisyum (Si) Kaplamaların Mikroyapısına Ar Gazının Etkisinin İncelenmesi	194
7.6.2.	AISI 1030'un Yüzeyinde Ar-%1 N ₂ Koruyucu Gaz Ortamında Silisyum (Si) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi.....	199
7.6.2.1.	AISI 1030'un Yüzeyine Silisyum (Si) Kaplamaların Mikroyapısına Ar-%1 N ₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi.....	200
7.6.3.	AISI 1030'un Yüzeyinde Ar-%3 N ₂ Koruyucu Gaz Ortamında Silisyum (Si) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi.....	204
7.6.3.1.	AISI 1030'un Yüzeyine Silisyum (Si) Kaplamaların Mikroyapısına Ar-%3 N ₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi	205
7.6.4.	AISI 1030'un Yüzeyinde Ar-%5 N ₂ Koruyucu Gaz Ortamında Silisyum (Si) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi.....	209
7.6.4.1.	AISI 1030'un Yüzeyine Silisyum (Si) Kaplamaların Mikroyapısına Ar-% 5 N ₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi.....	210
7.7.	Numunelere Ait Yüzey Sertlik Değerleri	215
7.7.1.	Titanyum Kaplanan Numunelere Ait Mikrosertlik Değerleri	216
7.7.2.	Ferromolibden Kaplanan Numunelere Ait Mikrosertlik Değerleri	217
7.7.3.	Ferrokrom Kaplanan Numunelere Ait Mikrosertlik Değerleri.....	219
7.7.4.	Silisyum Kaplanan Numunelere Ait Mikrosertlik Değerleri.....	221
7.8	Numunelerin Abrasiv Aşınma Dayanımları	223
7.8.1.	Titanyum Kaplı Numunelerin Abrasiv Aşınma Dayanımları.....	223
7.8.2.	Ferromolibden Kaplı Numunelerin Abrasiv Aşınma Dayanımları	227
7.8.3.	Ferrokrom Kaplı Numunelerin Abrasiv Aşınma Dayanımları	231
7.8.4.	Silisyum Kaplı Numunelerin Abrasiv Aşınma Dayanımları2	234

	<u>Sayfa No</u>
8. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	238
9. KAYNAKLAR.....	241
ÖZGEÇMİŞ	

ÖZET

Bu çalışmada düşük karbonlu çeliğin yüzeyi Plazma Transfer Ark (PTA) yöntemi kullanılarak Ti, FeMo, FeCrC ve Si tozları ile alaşımlandırılmıştır. Numunelerin alaşımlandırma işlemi yapılırken koruyucu gaz olarak saf argon gazı ile birlikte bu gaza % 1, % 3 ve % 5 oranlarında ilave edilen N₂ gazı kullanılmıştır. Alaşımlandırılan bölgelerin mikroyapı ve abrasiv aşınma özellikleri araştırılmıştır. Sade karbonlu (AISI 1030) çeliğin yüzeyi titanyum, ferromolibden, yüksek karbonlu ferrokrom ve silisyum tozları kullanılarak alaşımlandırılmıştır.

Kaplamanın mikroyapısı; optik mikroskop (OM), taramalı elektron mikroskobu (SEM), enerji dağılım tayfı (EDS) ve spektral analizler ile tespit edilmiştir. Modifiye tabakalarının sertlikleri mikrosertlik ölçme cihazı ile abrasiv aşınma özellikleri ise pim-disk test yöntemi ile belirlenmiştir. Aşınma testleri sonrası numunelerin kütle kayıpları tespit edilerek aşınma oranları elde edilmiştir. PTA yöntemi kullanılarak yapılan yüzey alaşımlama uygulamaları sonucunda; PTA yöntemiyle alt malzeme yüzeyine alaşım tozları ergitilerek yüzey modifikasyon işlemi başarılı bir şekilde gerçekleştirilmiştir.

Ti tozu kullanılarak PTA yöntemi ile yapılan yüzey modifikasyonu işlemi sonrasında ferritik yapı içinde FeTi matrisi, TiN (1) Obsornite, TiN (2) Titanyum nitrür, titanyum karbür (TiC) ve sementit (Fe₃C) fazları tespit edilmiştir. FeMo tozu kullanılarak gerçekleştirilen yüzey modifikasyonu işlemi sonrasında mikroyapıda ötektoid şeklinde oluşan yapı içerisinde FeMo matrisi, FeC, Fe₃C, Fe₇C₃, MoC, MoN ve Mo₂N olduğu tespit edilmiştir. FeCrC tozu kullanılarak yapılan yüzey modifikasyonu işlemi sonrasında mikroyapıda dendritik yapı içerisinde FeCr matrisi, Fe₇C₃, Cr₂₃C₆, CrN, (Fe_{0,6}Cr_{0,4})₂O₃ martenzit ve kalıntı östenit fazları tespit edilmiştir. Si tozu kullanılarak yapılan yüzey modifikasyonu işlemi sonrasında ferrit matrisi içerisinde δ-ferrit, SiC ve Si₃N₄ fazları tespit edilmiştir.

Koruyucu argon gazı içerisindeki N₂ oranının artması ile numunelerde daha nüfuziyetli homojen bir mikroyapı ve buna bağlı olarak sertlik artışı gözlenmiştir.

Numuneler içersinde en yüksek sertlik ve en iyi aşınma direnci Ar + % 5 N₂ gazı atmosferinde alaşımlandırılmış numunelerde görölmüşür.

Anahtar Kelimeler: Plazma Transfer Ark Kaynağı, Yüzey Modifikasyonu, Koruyucu Gazlar, Metal Karbür-Nitrürler

SUMMARY

The Effect Of Shielded Gases At Surface Modification Of Low Carbon Steel Alloys With Plasma Transferred Arc (PTA) Method

In this study, low carbon steel surface were alloyed with different ferroalloys powders by using tungsten inert gas (GTA) and plasma transfer arc (PTA) welding processes. During the alloying process of specimens argon gas containing 1-3-5 % N₂ was used as shield gas. The microstructures and abrasive wear properties of the alloyed and coated zones were investigated. In the experimental study, plain carbon steel (AISI 1030) surface were alloyed by using Ti, FeMo, FeCrC and Si powders.

The microstructure of the coating layer was characterized by optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), energy dispersive spectrometer (EDS) and spectral analysis (XRD). While the hardness of the modified layer was measured by microhardness tester, abrasive wear properties were evaluated under pin-on-disc abrasive wear test conditions. After wear tests, wear rates were calculated via the mass losses of the specimens which were measured.

As a result of surface alloying applications using PTA welding processes; modification operation was successfully carried out by using molten powders applied to bottom material surface at each of the two processes.

After surface modification by using of PTA process with Ti powders was determined FeTi matrix inside of ferritic microstructure, TiN (1) Obsornite, TiN (2) Titanium Nitride, TiC, ve Fe₃C phases were observed. After the surface modification by using of FeMo powder was determined FeMo matrix, FeC, Fe₃C, Fe₇C₃, MoC, MoN ve Mo₂N phases were observed inside the residual eutectoid structure formed in microstructure. After the surface modification by using FeCrC powder was determined FeCr matrix, Fe₇C₃, Cr₂₃C₆, CrN, (Fe_{0,6}Cr_{0,4})₂O₃ martensite and austenite phases inside the

dendritic structure as microstructure were observed. After the surface modification by using Si powders was determined δ -ferrit, SiC and Si_3N_4 phases.

By increasing N_2 ratio in shielding gas rather homogenous and influences microstructure was reached with a resultant hardness increasing which was also monitored. It was observed that the highest hardness and wear resistance among treated specimens were obtained by using shield gas atmosphere of Ar + % 5 N_2 within PTA .

Key Words: Plasma Transferred Arc Welding, Surface Modification, Shielded Gases, Metal Carbür-Nitrürs

ŞEKİLLER LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 2.1. Yüzey modifikasyon yöntemlerinin sınıflandırılması	6
Şekil 2.2. Krom ve gümüş kaplama örnekleri (Dekoratif kaplamalar)	8
Şekil 2.3. Maddenin dördüncü hali plazma	9
Şekil 2.4. PVD kaplama yönteminin şematik resmi	12
Şekil 2.5. CVD sisteminin şematik görünümü	13
Şekil 2.6. İyon ışını donanımları	15
Şekil 2.7. EBPVD'nin şematik resmi	17
Şekil 2.8. EBPVD kaplamanın mikroyapısı	17
Şekil 2.9. Lazer kaplamanın şematik resmi	19
Şekil 2.10. Isıl püskürtmenin işlem sırası	20
Şekil 2.11. Alevle püskürtmenin görünüşü	22
Şekil 2.12. Alev püskürtme ile yüzey kaplanmış numuneler	22
Şekil 2.13. Yatay toz enjeksiyonlu plazma püskürtme yöntemi	24
Şekil 2.14. Dikey toz beslemeli plazma püskürtme	25
Şekil 2.15. Tel püskürtmeli plazma sprej kaplama	26
Şekil 2.16. GTA veya TIG kaynağının şematik resmi	31
Şekil 2.17. MIG-MAG kaynağında ark bölgesi.....	32
Şekil 2.18. Tozaltı kaynağının şematik görünüşü.....	33
Şekil 2.19. Plazma ark kaynağının şematik görünüşü	35
Şekil 2.20. Maddenin plazma haline geçişi	36
Şekil 2.21. Plazma ark alevi.....	36
Şekil.2.22. PTA plazmasının ısı dağılımı	37
Şekil 2.23. PTA kaynağında nozul ve elektrod	37
Şekil 2.24. PTA kaynak torcunda gaz akış yolları.....	38
Şekil 2.25. PTA Kaynağında pilot ark(Transfer olmamış ark)	39
Şekil 2.26. PTA Kaynağında transfer olmuş ark... ..	39
Şekil 2.27. Plazma ark kaynağının şematik görünüşü	40

Şekil 3.1. Zahiri ve gerçek temas alanlarının şematik resmi	44
Şekil 3.2. Tribolojik sistem	46
Şekil 3.3. Sürtünen iki cisimde aşınmanın temel unsurları	47
Şekil 3.4. Temas alanları.....	48
Şekil 3.5. Saf malzemeler için elastisite modülü-bağıl aşınma direnci arasındaki	49
Şekil 3.6. Takviyesiz LM-13, % 15 ve % 30 saf fil fiber takviyeli alaşımlar	52
Şekil 3.7. (a) Kayma yolu ile aşınma miktarının değişimi(b) Kaymanın aşınmaya etkisi.	53
Şekil 3.8. Abrasiv aşınma mekanizması	56
Şekil 3.9. Abrasiv aşınma testi uygulanan yaşlandırılmış Al-SiC kompoziti.....	57
Şekil 3.10. Farklı tasarımlı abrasiv aşınma aparatları	59
Şekil 3.11. Konik bir uç ile abrasiv aşınmanın tipik modeli	59
Şekil 3.12. Mikro kesimdeki abrasiv aşınma şiddeti	60
Şekil 3.13. Kavitasyon aşınma mekanizması.....	62
Şekil 3.14. Kavitasyon aşınmasına uğramış pompa	62
Şekil 3.15. Adhesiv aşınma mekanizması	63
Şekil 3.16. Adhezif aşınma pozisyonları	64
Şekil 3.17. Aşınma türlerinin şematik resmi.....	66
Şekil 3.18. Abrasiv aşınma türlerinin şematik resmi	69
Şekil 3.19. Abrasiv aşınma deneylerinde kullanılan yöntemler	70
Şekil 4.1. Karbondioksit gazının metal geçiş formuna etkisi(MIG/MAG kaynağı).....	76
Şekil 4.2. Ar ve Ar+O ₂ koruyucu gaz atmosferinin kaynak dikişin yapısı.....	80
Şekil 4.3. CO ₂ ve Ar+CO ₂ gazının gazaltı kaynağında kaynak dikişine etkisi	82
Şekil 4.4. Doğru akım elektrod pozitif kutupta kullanılarak yapılan kaynaklarda kaynak profili üzerine koruyucu gaz karışımlarının etkisi.....	84
Şekil 4.5. Argon ve Ar+He gazının gazaltı kaynağında kaynak dikişine etkisi	85
Şekil 4.6. Argon, Oksijen ve Karbondioksit gazlarının kaynak dikişine etkileri	88
Şekil 4.7. CO ₂ ve Ar + % 5 O ₂ gaz kombinizasyonlarının gazaltı kaynağında kaynak dikişine etkisi.....	89
Şekil.4.8. Sıcaklığa bağlı olarak gaz entalpilerinin değişimi.....	93
Şekil 6.1. Numunenin kaplama öncesi şematik şekli ve boyutları	105
Şekil 6.2. Numunenin kaplama öncesi dijital resmi	105

Şekil 6.3. Kaplama tozlarının yapıştırılmasının hazırlanma aşamasının şematik görünümü	106
Şekil 6.4. Kaplama tozlarının numunelere yapıştırılması.....	106
Şekil 6.5. a. Kaplama işlemi dijital resmi ve pilot ark, b. İşlemin şematik görüntüsü ve torcun kısımları.....	107
Şekil 6.6. Gazaltı kaynak yöntemlerinde azotun şematik gösterimi.....	108
Şekil 6.7. Thermal Dynamic/Ark Plazma Transfer Ark (PTA) kaynak makinesinin resmi	108
Şekil 6.8. Optik mikroskop, aşınma, mikrosertlik ve XRD numunesinin alınması mikroyapı inceleme numunesi.....	110
Şekil 6.9 Sertlik değerlerinin alındığı bölgenin gösterilişi	111
Şekil 6.10 Sertlik ölçüm izleri ve sertlik alınan doğrultu	112
Şekil.6.11 Aşınma numunesinin alınışının şematik görüntüsü boyutları	113
Şekil 6.12 Abrasiv aşınma aparatı ve numunesi	114
Şekil 7.1. PTA kaplamanın şematik görünümü	116
Şekil 7.2. Uygun amper ayarı belirlemek için kaynak dikişi işleminin dijital fotoğrafı...	117
Şekil 7.3. Farklı amperlerdeki kaynak dikişlerinin üstten dijital fotoğrafı.....	118
Şekil 7.4. Isı girişi ve enerji girişi diyagramı.....	119
Şekil 7.5. Farklı koruyucu gaz ortamlarında kaynak dikişleri	121
Şekil 7.6. AISI 1030'un Mikroyapısı	122
Şekil 7.7. AISI 1030'un PTA kaynak dikişinin mikroyapısı	122
Şekil 7.8. Saf Ar Atmosferinde Ti kaplanan numunenin fotoğrafı.....	123
Şekil 7.9. Ay1 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı.....	126
Şekil 7.10. Ay1 numunesinden alınan XRD analizi	127
Şekil 7.11. Ay1 numunesinden alınan SEM-EDS analizleri	128
Şekil 7.12. Saf Ar + %1 N ₂ Atmosferinde Ti kaplanan numunenin fotoğrafı.....	129
Şekil 7.13. By1 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı.....	132
Şekil 7.14. By1 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi.....	133
Şekil 7.15. Saf Ar +%3 N ₂ Atmosferinde Ti kaplanan numunenin fotoğrafı.....	134
Şekil 7.16. Cy1 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı.....	137
Şekil 7.17. Cy1 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi.....	138
Şekil 7.18. Saf Ar +%5 N ₂ Atmosferinde Ti kaplanan numunenin fotoğrafı.....	139

Şekil 7.19. Dy1 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı.....	142
Şekil 7.20. Dy1 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi	144
Şekil 7.21. Dy1 numunesinden alınan XRD analizi	145
Şekil 7.22. Saf Ar Atmosferinde Mo kaplanan numunenin fotoğrafı.....	148
Şekil 7.23. Ay2 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı.....	150
Şekil 7.24. Ay2 numunesinden alınan XRD analizi	151
Şekil 7.25. Ay1 numunesinden alınan SEM-EDS analizleri	152
Şekil 7.26. Saf Ar + % 1 N ₂ Atmosferinde Mo kaplanan numunenin fotoğrafı.....	153
Şekil 7.27. By2 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı.....	156
Şekil 7.28. By2 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi.....	158
Şekil 7.29. Saf Ar + % 3 N ₂ Atmosferinde Mo kaplanan numunenin fotoğrafı.....	159
Şekil 7.30. Cy2 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı.....	162
Şekil 7.31. Cy2 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi.....	163
Şekil 7.32. Saf Ar + % 5 N ₂ Atmosferinde Mo kaplanan numunenin fotoğrafı.....	164
Şekil 7.33. Dy2 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı.....	167
Şekil 7.34. Dy2 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi	169
Şekil 7.35. Dy2 numunesinden alınan XRD analizi	169
Şekil 7.36. Saf Ar Atmosferinde Cr kaplanan numunenin fotoğrafı	171
Şekil 7.37. Ay3 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı.....	174
Şekil 7.38. Ay3 numunesinden alınan XRD analizi	175
Şekil 7.39. Ay3 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi	176
Şekil 7.40. Saf Ar + % 1 N ₂ Atmosferinde Cr kaplanan numunenin fotoğrafı	177
Şekil 7.41. By3 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı.....	180
Şekil 7.42. By3 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi.....	181
Şekil 7.43. Saf Ar + % 3 N ₂ Atmosferinde Cr kaplanan numunenin fotoğrafı	182
Şekil 7.44. Cy3 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı.....	185
Şekil 7.45. Cy3 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi.....	186
Şekil 7.46. Saf Ar + % 5 N ₂ Atmosferinde Cr kaplanan numunenin fotoğrafı	187
Şekil 7.47. Dy3 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı.....	190
Şekil 7.48. Dy3 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi	192
Şekil 7.49. Dy3 numunesinden alınan XRD analizi	192
Şekil 7.50. Saf Ar Atmosferinde Si kaplanan numunenin fotoğrafı.....	194

Şekil 7.51. Ay4 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı.....	196
Şekil 7.52. Ay4 numunesinden alınan XRD analizi	197
Şekil 7.53. Ay4 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi	199
Şekil 7.54. Saf Ar + % 1 N ₂ Atmosferinde Si kaplanan numunenin fotoğrafı	200
Şekil 7.55. By4 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı	202
Şekil 7.56. By4 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi.....	203
Şekil 7.57. Saf Ar + % 3 N ₂ Atmosferinde Si kaplanan numunenin fotoğrafı	204
Şekil 7.58. Cy4 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı.....	207
Şekil 7.59. Cy4 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi.....	208
Şekil 7.60. Saf Ar + % 5 N ₂ Atmosferinde Si kaplanan numunenin fotoğrafı	209
Şekil 7.61. Dy4 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı.....	212
Şekil 7.62. Dy4 numunesinden alınan XRD analizi	213
Şekil 7.63. Dy4 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi	215
Şekil 7.64. Titanyum kaplanmış numunelerden alınan mikrosertlik değerleri (y eksenini) ..	217
Şekil 7.65. Titanyum kaplanmış numunelerden alınan mikrosertlik değerleri (x eksenini) ..	217
Şekil 7.66. Ferromolibden kaplanmış numunelerden alınan mikrosertlik değerleri (y eksenini)	219
Şekil 7.67. Ferromolibden kaplanmış numunelerden alınan mikrosertlik değerleri (x eksenini)	219
Şekil 7.68. Ferrokrom kaplanmış numunelerden alınan mikrosertlik değerleri (y eksenini) ..	220
Şekil 7.69. Ferrokrom kaplanmış numunelerden alınan mikrosertlik değerleri (x eksenini) ..	221
Şekil 7.70. Silisyum kaplanmış numunelerden alınan mikrosertlik değerleri (y eksenini) ...	222
Şekil 7.71. Silisyum kaplanmış numunelerden alınan mikrosertlik değerleri (x eksenini) ...	223
Şekil 7.72. Titanyum kaplanmış numunelerin aşınma eğrileri (5-10-15 N).....	225
Şekil 7.73. Titanyum kaplanmış numunelerin aşınma yüzey SEM resimleri.....	226
Şekil 7.74. Ferromolibden kaplanmış numunelerin aşınma eğrileri (5-10-15 N).....	229
Şekil 7.75. Ferromolibden kaplanmış numunelerin aşınma yüzey SEM resimleri	230
Şekil 7.76. Ferrokrom kaplanmış numunelerin aşınma eğrileri (5-10-15 N)	233
Şekil 7.77. Ferrokrom kaplanmış numunelerin aşınma yüzey SEM resimleri	234
Şekil 7.78. Silisyum kaplanmış numunelerin aşınma eğrileri (5-10-15 N)	236
Şekil 7.79. Silisyum kaplanmış numunelerin aşınma yüzey SEM resimleri	237

TABLÖLAR LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 3.1. Yükleme ve hareket değışikliklerinin sistemi etkilemesi	46
Tablo 3.2. Bazı aşındırıcılar ve sertlik değeri.....	51
Tablo 3.3. ASTM tarafından geliştirilmiş bazı test metotları	65
Tablo 4.1. Gazaltı kaynağında kullanılan koruyucu gazların özellikleri	73
Tablo 4.2. Argon gazının temel özellikleri	74
Tablo.4.3. Helyum gazının temel özellikleri	75
Tablo.4.4. Oksijen gazının temel özellikleri	79
Tablo 4.5. N ₂ gazının temel özellikleri	87
Tablo 4.6. H ₂ gazının temel özellikleri	88
Tablo 4.7. Günümüz endüstrisinde gazaltı kaynak yöntemlerinde sık sık kullanılan koruyucu gaz ve karışımları	94
Tablo 6.1. Kaplamada kullanılan AISI 1030'un spektral analiz numunesi dijital resmi ve analiz bileşim sonucu	102
Tablo 6.2. Kaplamada kullanılan tozların morfolojisi, SEM resmi ve EDS analizi	102
Tablo 6.3. PTA Kaplamada üretim parametreleri	106
Tablo 6.4. Kaynakta verimlilik katsayıları (η) değeri	109
Tablo.6.5. Kullanılan dağlayıcılar	110
Tablo 6.6. Numunelerin simgelerle gösterimi	115
Tablo 7.1. Uygun üretim parametreleri belirleme çizelgesi	117
Tablo 7.2. PTA Yüzey kaplama işleminde işlem parametreleri	120
Tablo 7.3. Ayl numunesinde oluşan TiN fazların ve birim hücre parametreleri	145

1.GİRİŞ

Son yıllarda teknolojik gelişmelerin paralelinde malzemelerin yüzey özelliklerini geliştirmek ve malzemelere yeni özellikler kazandırmak amacıyla yüzey mühendisliğine olan ilgi her geçen gün daha da artmaktadır. Endüstride kullanım alanına göre metalik malzemelerde oluşan korozyon, aşınma ve sürtünme gibi mekanik yada kimyasal olayların zararlı etkilerini önlemek veya kısmen azaltıp minimuma indirmek için yüzey modifikasyonu (kaplama) yöntemlerine ihtiyaç vardır. Çeşitli işlemler sonucu elde edilen yüzey katları; yüzeyin mekanik özelliklerini geliştirirken, onların kullanılacakları ortama karşı daha dayanıklı olmalarını ve istenmeyen olumsuz etkilerin ortadan kalkmasını sağlarlar. Yüzey kaplamacılığı uygulandıkları metallerin sadece mekanik özelliklerini geliştirmekle kalmaz aynı zamanda kaplanan malzemelere dekoratif açıdan güzel bir görünüm kazandırmak için de yapılabilir.

1970’li yıllarda malzemelerin mekanik özelliklerini geliştirmek amacıyla iyon implantasyonu üzerinde çalışmalar yapılmış, bundan önemli ve olumlu sonuçlar alınmıştır. Çalışmalar, özellikle çeliklerin sertlik ve aşınma dayanımı (tribolojik performans) gibi yüzey özelliklerinin iyon implantasyonu yoluyla geliştirilebilirliği üzerinde yoğunlaştırılmıştır. Son 20 yıllık süreçte iyon – çelik kombinasyonu ile ilgili bir çok araştırma yapılmıştır. Bu alanda en göze çarpan işlemler; azot elementiyile, krom veya titanyum gibi metallerin implantasyonudur (Islak. 2003).

Malzeme yüzeyinin mekanik özelliklerini geliştirmenin en basit ve ekonomik yolu, yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirmeden yapılan yüzey sertleştirme işlemidir (Yıldırım ve diğ., 2001). Bu yolla; metal yüzeyinin sert ve aşınmaya dayanıklı, iç kısmının ise yeterli dayanımda ve enerji absorbe edecek şekilde tok olarak kalması sağlanır. Ayrıca difüzyon esaslı yöntemlerle de yüzey başkalaşımı sağlamak mümkündür. Burada C, N ve B gibi küçük atom çaplı elementler yüzeye yayılım yolu ile geçirtilir (Yıldırım ve diğ., 2001; 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 (Orhan, 2008; Islak, 2003). Kaplama tekniklerini ana hatlarıyla; buhar fazı biriktirme, elektrolitik yöntem, sol-jel ve ergitme esaslı yöntemler şeklinde sınıflandırılabilir.

Son yıllarda kullanılmaya başlanan plazma transfer ark (PTA) (Bourithis ve diğ., 2005), GTA yöntemi yüksek yoğunluğa sahip olan lazer ve termal sprey yöntemleriyle kıyaslandığında; onlara karşı maliyetinin düşük olması, kullanımının kolaylığı ve yeni bir kullanım alanı olmasından dolayı tercih edilmektedir. Son yıllarda GTA yöntemiyle yapılan yüzey modifikasyonlarıyla, hızlı katılaşabilen ince taneli mikroyapılara sahip kaplamaların üretilmesine neden olmuştur. Fakat GTA yöntemine alternatif olarak PTA yöntemi ile de yüzey modifikasyonu yapılabilir. PTA yöntemi (Papadimitriou ve diğ., 2007), ilke olarak GTA yöntemi gibi 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 sıvılaştıran bölge hızla katılaşarak, modifikasyon yapılan kaplama malzemesi ile esas malzeme birbirlerine metalurjik olarak bağlanır (Buytoz ve diğ., 2003; Korkut ve diğ., 2002).

Yeni bir yöntem olan PTA yöntemi, GTA yöntemiyle kıyaslandığında; maliyeti daha yüksek olan bir sistem olmasına karşın; sürekli enerji girdisi, ergime bölgesinde oluşan lokal; yüksek ısı, kaplanan numunelerde çarpılmanın oluşmaması ve genellikle otomatik sistemlerle çalışıyor olması ve insan faktörünü ortadan kaldırması ve oluşabilecek hataları minimuma indirmesinden dolayı tercih edilmektedir.

Bu çalışmada; % 0.3 C'lu AISI 1030 türü çeliğe, PTA yöntemiyle titanyum, ferro molibden, yüksek karbonlu ferrokrom ve silisyum ile yüzey kaplamasına PTA yönteminde koruyucu gaz olarak kullanılan Ar'a, %1–3–5 oranlarında azot (N₂) katılmıştır. Koruyucu gaza azot katkısı; gazın yüksek sıcaklıklarda kaplanan metal ve kaplama tabakasında erime durumunun belirlenmesi; yüzeyde sert nitrür bileşiklerinin oluşup oluşmadığının belirlenmesi ve bu katkının argonun koruyucu gaz özelliğini nasıl değiştirildiğinin belirlenmesidir. Dolayısıyla, yüzey özellikleri değiştirilmiş kaplama tabakasının; mikroyapıda oluşan karbür ve diğer fazların, metalografik özellikleriyle bu özelliklerin malzemenin sertliğine, abrasiv aşınma davranışlarına olan etkileri deneysel olarak araştırılmıştır. Mikroyapı incelemelerinde optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (scanning electron microscope (SEM), noktasal analiz tekniği energy dispersive spectograph (EDS), X-ışını difraktogramı (XRD) 'lerden yararlanılmıştır. Yüzeyde modifiye sonucu edilen kaplama tabakasının sertliği, mikrosertlik cihazlarıyla ölçülmüş ve

yüzey tabakası aşınma deney aparatında aşındırılmıştır. Aşınma testleri sonrası kaplama tabakalarının, değişen yük ve aşınma mesafesine bağlı kütle kayıpları tespit edilmiştir.

Toplam dokuz bölümden oluşan araştırma ve incelemenin birinci bölümünde genel giriş yapılmıştır. İkinci bölümünde kaplamalar ve yüzey işlemleri ele alınmış ve son zamanlarda çok kullanılan ve hala araştırma konuları devam eden yüzey modifikasyon tekniklerine değinilmiştir. Üçüncü bölümünde sürtünme ve aşınma başlığı altında aşınma çeşitleri ve birbirleriyle olan ilişkileri detaylı olarak anlatılmıştır. Dördüncü bölümde gazaltı kaynak yöntemlerinde kullanılan koruyucu gazlar ve genel özellikleri hakkında bilgi verilmiştir. 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. KAPLAMALAR VE YÜZEY İŞLEMLERİ

2.1. Kaplamanın Tanımı ve Yapısı

Kaplama; malzemelerin yüzey özelliklerini geliştirme işlemidir. İmal edilen bir iş parçasının dış yüzeyinin, görülen ve beklenen her türlü koşullara dayanıklılığının geliştirilmesi önemlidir. Kaplama kısaca; 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 da olabilir.

2.1.1. Kaplama Türleri

Kaplama türleri ana hatlarıyla ve geniş detaylarıyla Şekil 2.1’de gösterilmiştir.

2.1.1.1. Malzemeye Göre Kaplamanın Sınıflandırılması

Yüzey kaplamaları malzeme cinsine göre gruplandırılırsa;

1. Metal olan kaplamalar,
2. Metal olmayan kaplamalar, olmak üzere iki gruba ayrılabilir.

2.1.1.1.1. 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.

2.1.1.1.2. Metalik Olmayan Kaplamalar

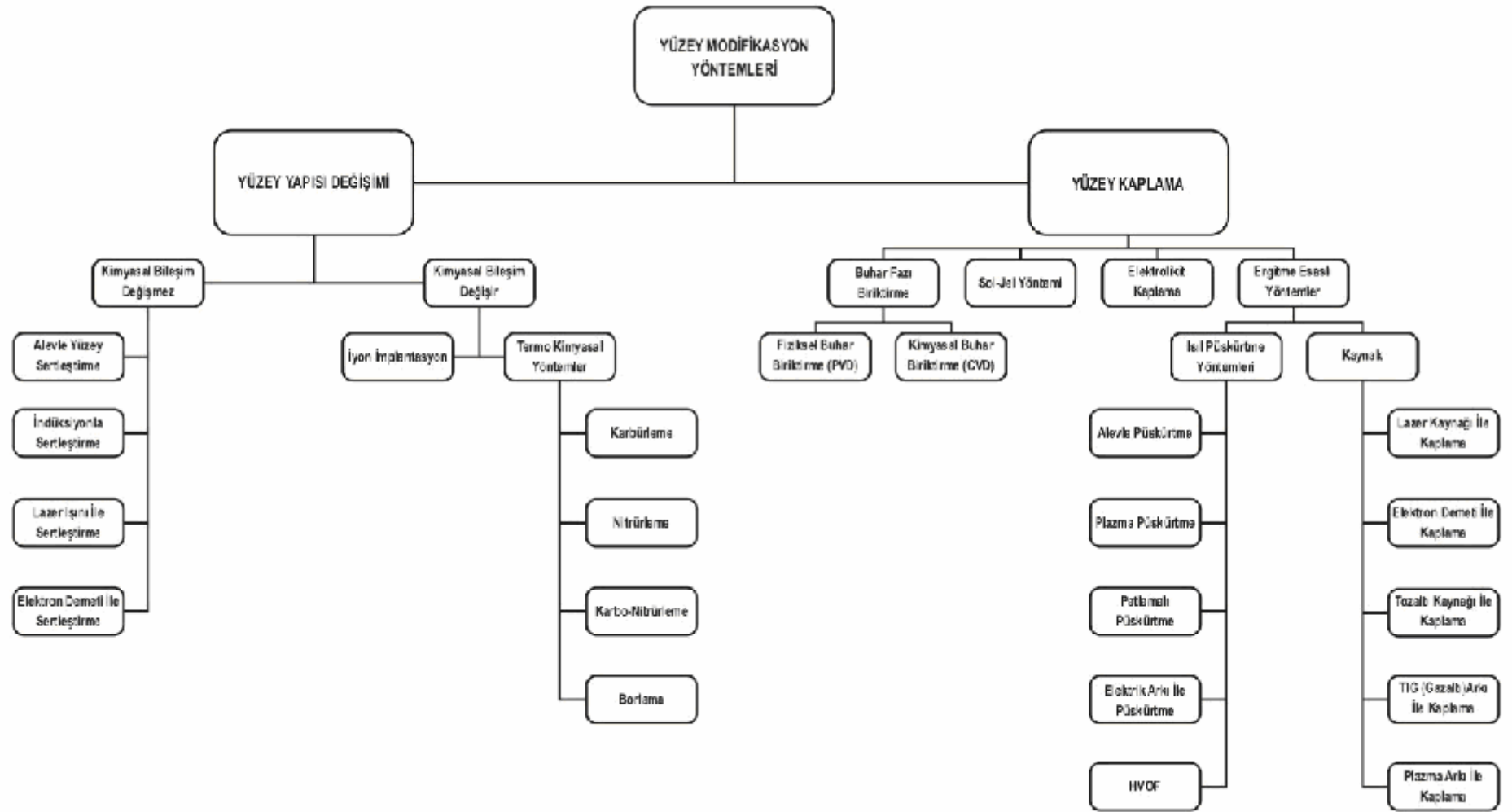
Boya ve organik maddeler içeren metal olmayan diğer kaplamalar, esas olarak parça yüzeylerinin korunması ve görünümünün iyileştirilmesi için kullanılır. Boya, malzeme yüzeyinde koruyucu bir film oluşturur ve bu film çatlamadığı veya soyulmadığı sürece metal malzemeyi korozyondan korur. Metal malzemelerin içerisinde bulundukları ortamla reaksiyona girmeleri sonucunda da yüzeylerinde toz veya oksit filmi oluşur. Bu tür filmler de koruyucu kaplama görevi yaparlar.

2.1.1.2. 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:

- ✓ Koruyucu kaplamalar,
- ✓ Dekoratif kaplamalar.

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



Şekil 2.1 Yüzey modifikasyon yöntemlerinin sınıflandırılması (Ulutan, 2007)

2.1.1.2.1. Koruyucu Kaplamalar

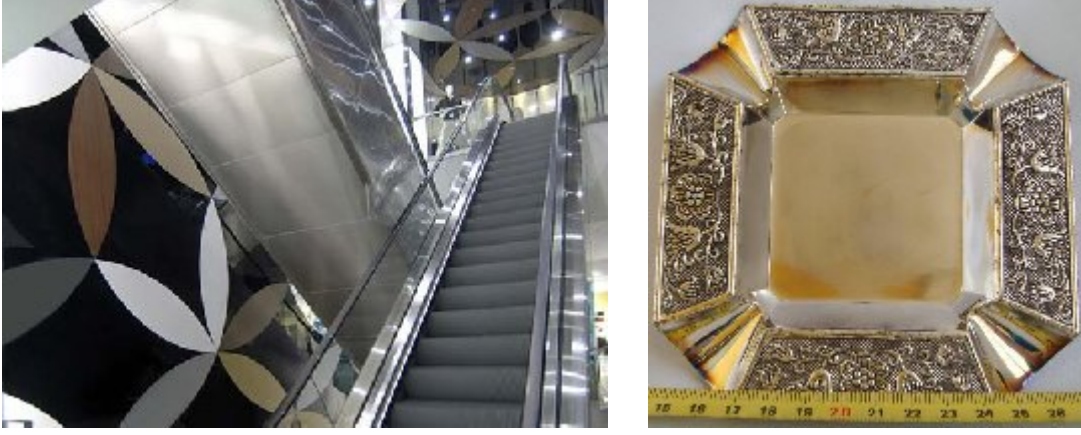
Metallerin hemen hemen hepsi doğada bileşik halinde bulunurlar. Üretilen metal ve alaşımların ise tekrar kararlı durumları olan bileşik haline dönme eğilimleri yüksektir. Bu nedenle, metaller içinde bulundukları ortamın elemanları ile reaksiyona girerek önce iyonik duruma, sonra da ortamdaki başka elementlerle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

2.1.1.2.2. 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. Koruyucu tabakalar kalıcı metalik renkler sağlamak üzere kimyasal işlemle değiştirilebilir. Dekoratif kaplamalara bazı örnekler ise Şekil 2.2’de gösterilmektedir.

2.2. 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 yönteme adını veren sistemler tarafından üretilir. Kullanılan sistemlerin esasına göre kaplama grupları sınıflandırılır. Bunlar; aşağıda sırasıyla detaylı olarak açıklanmıştır.



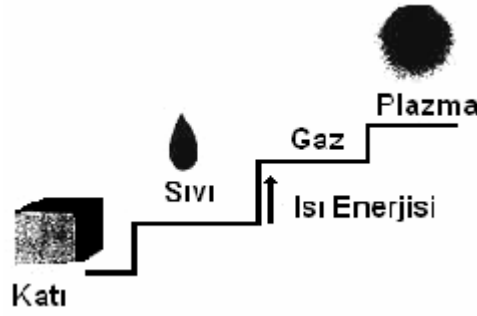
Şekil 2.2 Krom ve gümüş kaplama örnekleri (Dekoratif kaplamalar)

2.2.1. 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 sayısına olan 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 2.3).



Şekil 2.3 Maddenin dördüncü hali plazma

Plazma transferli ark kaplamalarıyla plazma sprej kaplamaları birbiriyle 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 genleşme 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 (Kaluç, 2004).

2.2.1.1. Plazmayla Yüzey Sertleştirme

Plazmayla yapılan yüzey sertleştirme işlemlerini plazma ark transferli kaplamalar, plazma sprej kaplamalar ve plazma ile ısıtma konu başlıkları altında incelenmiştir. Sertlik, plazma sprej kaplamaların diğer önemli bir özelliğidir ve kullanılan kaplama tozuna bağlı olarak sertlik değeri değişimi 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 oluşturmaları nedeniyle sertlik daha düşüktür. Plazma sprey kaplamaların termal genleşme katsayıları arasındaki fark ne kadar küçükse, kaplama-ana malzeme uyumu o derece iyi olmaktadır. Kaplama ana malzeme sistemi düşünüldüğünde, termal genleşme davranışı açısından iki durum söz konusu olabilir. α , termal genleşme katsayısını gösterdiğine göre;

1- $(\alpha)_{\text{kaplama}} > (\alpha)_{\text{ana malzeme}}$

2- $(\alpha)_{\text{kaplama}} < (\alpha)_{\text{ana malzeme}}$, olabilir.

İlk durumda, kaplama-ana malzemeye oranla daha fazla genleşeceğinden, çekme yükleri altında kalacak ve eğilecektir. Bu ise kaplamada çatlak oluşumuna neden olur. Diğer durumda, ana malzemenin termal genleşme 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 ergitemez 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.

2.2.1.2. 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 N_2 , H_2 , Ar ve NH_3 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 $1,33.10^{-3}$ - $26,60.10^{-3}$ 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).

2.2.1.3. Plazma Destekli Buhar Depolama Teknikleri

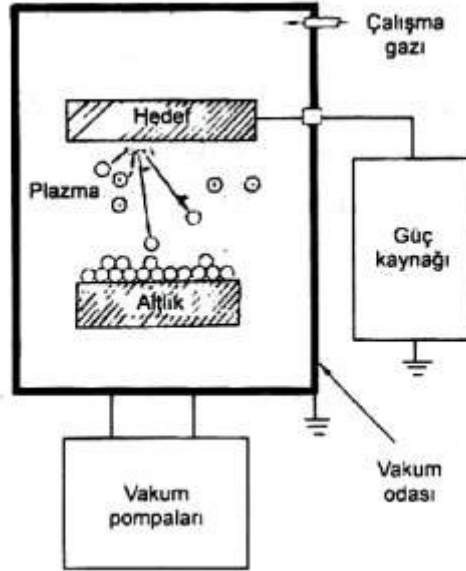
Buhar fazı yöntemlerinde; malzemelerin yüzeylerinde sert kaplamalar elde etmek için, çeşitli yöntemlerle elde edilen kaplama malzemesi buharları iş parçası yüzeyinde biriktirilir. Buhar fazı yöntemleri fiziksel buhar biriktirme (PVD) ve kimyasal buhar biriktirme (CVD) olup, bu iki temel yöntemin çeşitli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

- a) Kaplanacak malzemelerin sentezi;
 - 1- Kaplanacak malzemenin sıvı veya katı fazdan buhar fazına geçirilmesi
 - 2- 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

2.2.1.3.1. 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 2.4'te PVD kaplamanın şematik şekli gösterilmektedir (Ustel, 2006).



Şekil 2.4 PVD kaplama yönteminin şematik resmi

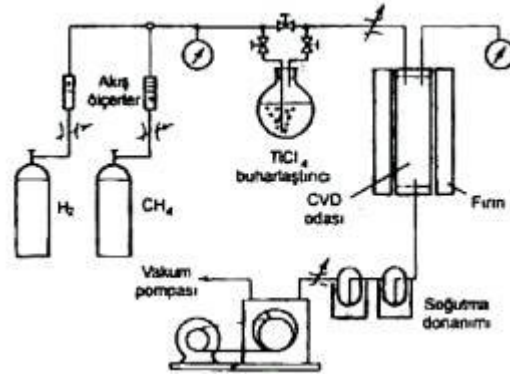
Bu tür kaplamaların avantajları şöyle sıralanabilir (Eryılmaz, 1993);

- 1- Kaplanan 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.
- 2- Kaplama ana malzemeye nüfuz ettiği için mükemmel tutunur ve ince film özelliklerinden dolayı ısı genleşme ve darbe ile ana metalden ayrılmaz.
- 3- Kaplamanın ısı geçirgenliği düşük olduğu için yüksek hızlara çıkılabilir. Bu sebeple iş parçasının yüzeyi düzgündür.
- 4- Kesme ucunda sürtünme katsayıları düşer, kayganlık özellikleri yükselir ve kesme anında uç birikintileri oluşmaz.
- 5- Kaplama kalınlıkları 2-15 μm arasında olduğu için kaplanan parçaların toleransları değişmez. Kaplama sonrası ilave bir işlem gerektirmeden takım kullanılabilir.

2.2.1.3.2. 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 2.5'te CVD sistemi şematik olarak görülmektedir.



Şekil 2.5 CVD sisteminin şematik görünümü

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.

2.2.1.3.3. Plazma Transfer Ark Kaynak Yöntemi

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 ısısı malzemeyi ergitmektedir. 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.

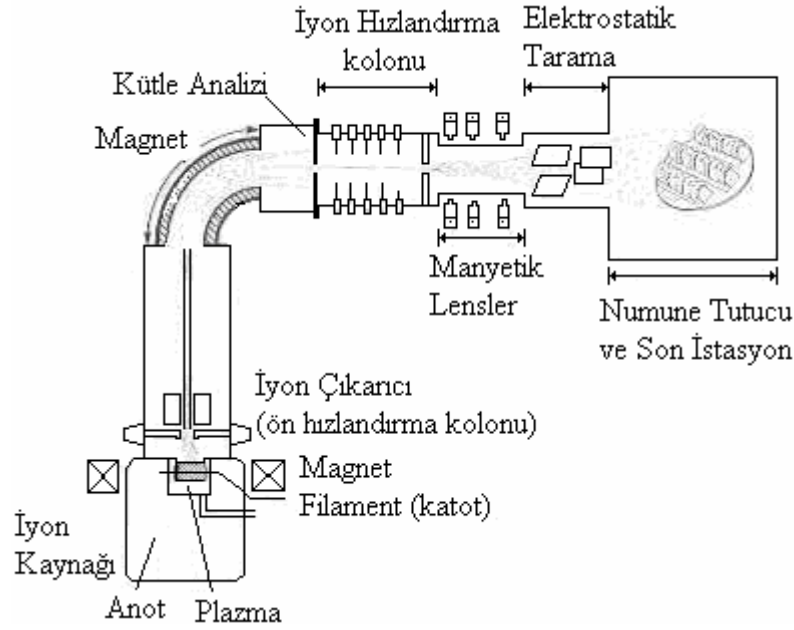
2.2.2. İyon İmplantasyonu

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 dengesiz 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 2.6'da iyon implantasyonu donanımı şu ana parçalardan oluşmaktadır (Akbaş ve Saklakoğlu, 2001). Bunlar;

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



Şekil 2.6 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 yayılarak 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).

2.2.2.1. Plazma Destekli İyon İmplantasyonu

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).

2.2.3. 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.

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.

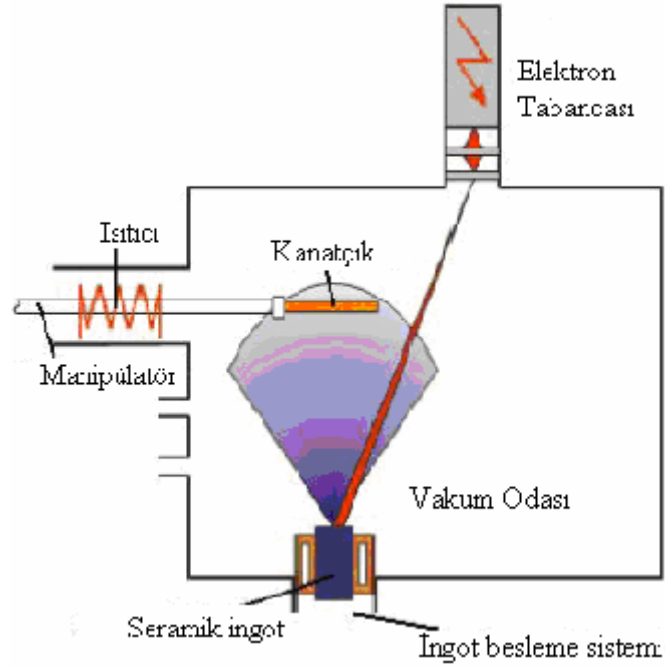
2.2.3.1. Elektron Işını Destekli Fiziksel Buhar Depolama (EBPVD)

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).

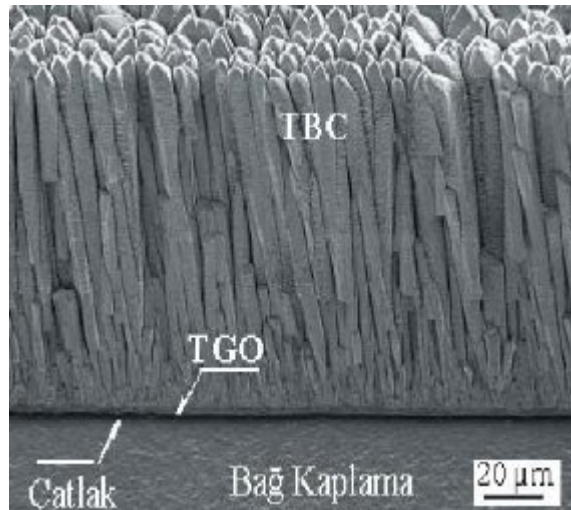
EBPVD işlemi esnasında yüksek enerjili elektron demeti, bir vakum odası içindeki seramik kaynak ingotu eritip buharlaştırır (Şekil 2.7). Kaplamanın artırılması için buharlaşma esnasında ingotlar potaların içine alttan verilerek beslenir. Belirli bir zirkonyum elde edebilmek için çöktürme odasının içine 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 2.8'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 kaplanmasında geniş uygulama alanı bulmasını sağlamıştır. Ancak EBPVD kaplamalarının yüksek maliyeti ve kaplanacak yüzeyin cihaz tarafından görülmesine karmaşık yapıli malzemelerin uygun olmaması nedeniyle tercih edilmez (Preauchat ve Drawin, 2001).



Şekil 2.7 EBPVD'nin şematik resmi (Peters ve diğ., 2003)



Şekil 2.8 EBPVD kaplamanın mikroyapısı (Chen ve Newaz, 2001)

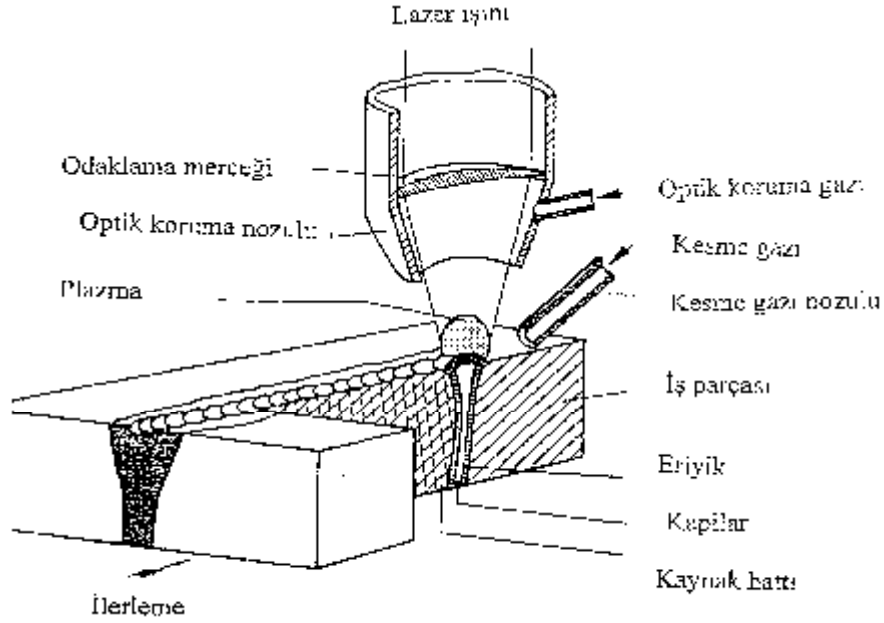
2.2.4. Lazer Esaslı Yüzey İşlemleri

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 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 2.9'da lazer kaynağının şematik resmi görülmektedir.



Şekil 2.9 Lazer ışınıyla kaynağın şematik resmi (Özcan ve diğ., 2004)

2.2.5. 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 camsı 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).

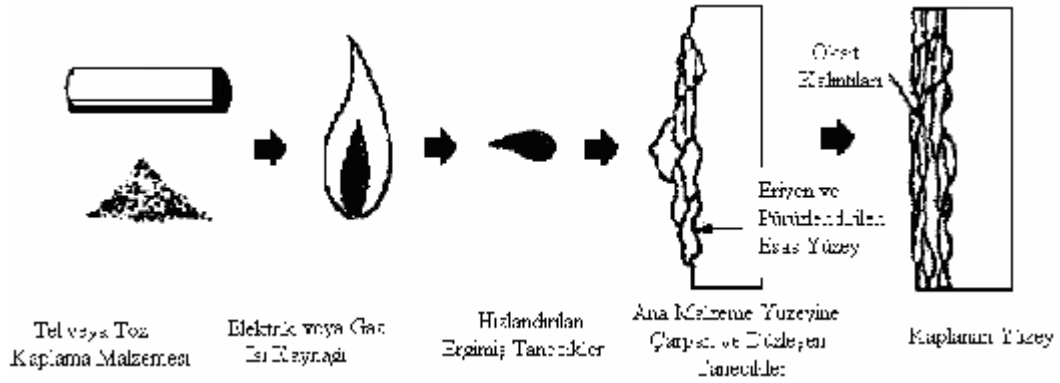
Isıl püskürtme, ince öğütülmüş metal, metal oksit veya plastikleri, ergimiş veya yarı ergimiş durumda, uygun bir altyapı üzerine kaplama veya bir yapısal şekil oluşturmak üzere dolgu yöntemidir. Yöntem iki temel malzeme şekline göre sınıflandırılır.

- 1- Malzemenin öğütülmüş olduğu toz,
- 2- 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

basıncılı hava ile çevrili bir ısı kaynağının içine sürülür. Malzemenin yüzeyi alevin ısısı tarafından ertirilince hava akımı tarafından ince damlacıklar durumunda atomize edilir ve bunlar kaplanacak metal üzerine gönderilir. Bu sıcaklığın üzerindeki malzemeler için de ısı kaynağı olarak plazma kullanılır. Kendi ertime noktalarına varmadan buharlaşmayan veya ayrıışmayan 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). Ertiyen kaplama malzemesi kaplanacak olan parçanın soğuk olan yüzeyine püskürtülür. Yüzeye darbe etkisinde çarpan tanecikler, düzleşir ve esas metale olan ısı transferi ile soğuyarak katılaşılar ve birbirleri ile temas haline gelerek tabaka meydana getirirler (Şekil 4.10) (Howes, 1994).



Şekil 2.10 Isıl püskürtmenin işlem sırası (Howes, 1994)

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

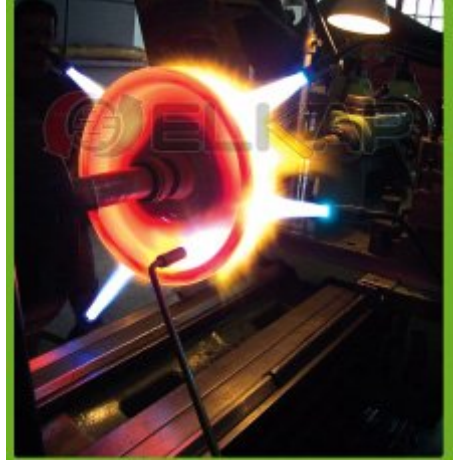
2.2.5.1. Alevle Püskürtme

Termal püskürtme yöntemlerinin pek çoğunda verilen enerjinin % 10'luk gibi bir kısmı kaplama malzemesinin ertilmesinde harcanmaktadır. Bu durumda dışarıdan ısı

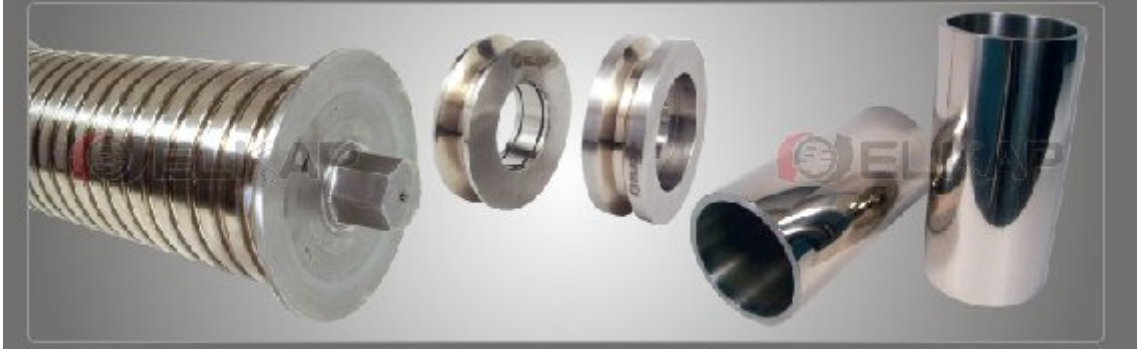
vermek gerektiği için, metal püskürtme işlemlerinde en fazla kullanılan yöntem alevli püskürtme yöntemidir. Bu yöntem; çeşitli mil, merdane, yatak ve bunlara benzer birçok parçaların onarımında ve sertleştirilmesinde kullanılabilir. Uygulama alanları, tıbbi cihazlardan başlayıp, ağır hareket eden donanımlara kadar uzanır.

Alevle püskürtme yönteminde, toz ya da tel malzeme yanma ile elde edilen bir kimyasal enerji yardımıyla ergitilir. Yakıt gazı olarak oksijen veya sıkıştırılmış hava kullanılmaktadır. Düşük maliyeti ve yüksek yanma sıcaklığı nedeniyle daha çok asetilen gazı tercih edilir. Ayrıca propan, hidrojen ve doğal gaz da, ergitme için gerekli kimyasal enerjinin sağlanmasında kullanılmaktadır. Alevle ergitilen malzeme hızlandırılır ve ergimiş küçük zerrecikler haline getirilir. Hızlandırma için sıkıştırılmış hava kullanılsa da oksidasyondan kaçınmak için argon ya da azot tercih edilmelidir. Şekil 2.11’te resmi verilen, klasik alevle sertleştirme takımlarının yanı sıra çok modern sistemlerde mevcuttur. 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).

Alevle püskürtmede kaplama malzemesi olarak toz kullanıldığında önce oksijen-gaz esaslı yakıt ortamı içinde tozlar ergitilir. 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 ergitmektedir. Hava akışı ile atomize olan ergimiş malzeme iş parçasına yönlendirilir. Paslanmaz çelik gibi malzemeler için kaplama miktarları tel kullanılan yöntemle aynıdır. Çinko ve kalay gibi düşük ergime noktasına sahip malzemelerde verim çok daha yüksek olmaktadır. Kaplanan malzeme sıcaklığı 95-205 °C arasında bulunur. Şekil 2.12’te alevle püskürtme yöntemiyle yüzeyi kaplanmış numuneler görülmektedir.



Şekil 2.11 Alevle püskürtmenin görünüşü (Bruno ve diğ., 2006)



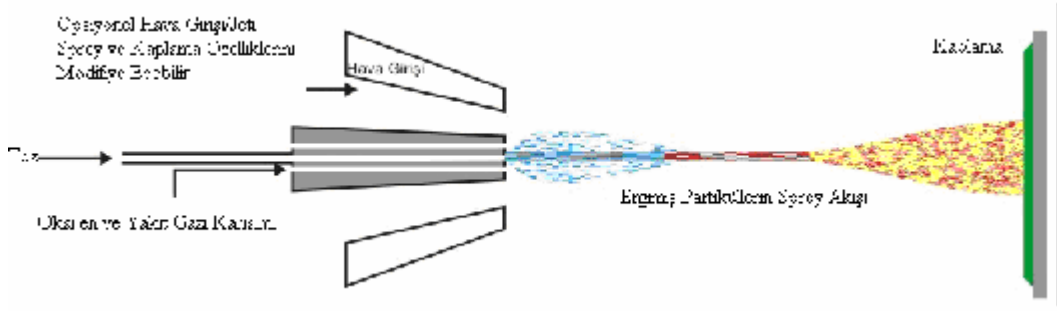
Şekil 2.12 Alev püskürtme ile yüzey kaplanmış numuneler

2.2.5.2. 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 spre 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 genişerek 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 2.13'te yatay toz enjeksiyonlu plazma püskürtme şematik olarak gösterilmiştir (Salman ve diğ., 2006).



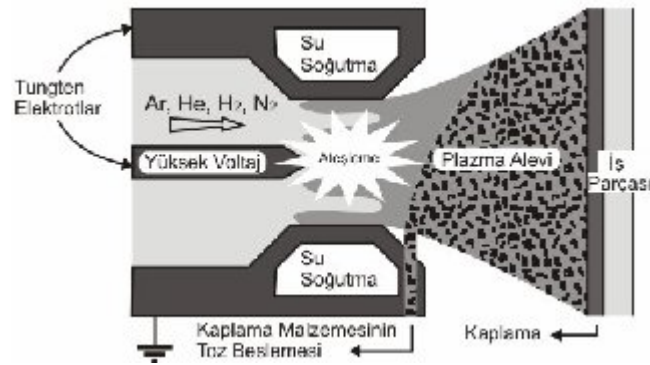
Şekil 2.13 Yatay toz enjeksiyonlu plazma püskürtme yöntemi (Salman ve diğ., 2006)

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 malzemeyle temas ettiklerinde ısılarını yüzeye aktararak 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 ergimiş 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, ergimiş partiküllerin viskozitesi ve ıslatılabilirliği, toz granülitesi ve ana malzeme yüzeyinin karakteri gibi birçok faktöre bağlıdır. Plazma alev sıcaklığının çok yüksek olması ile mevcut fiziksel ve kimyasal işlemler, ergimiş 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 gazı da 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 püskürtmede 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 2.14'de toz beslemenin

plazmaya dikey olarak yapıldığı bir sistem şematik olarak gösterilmiştir (Stachowiak ve Batchelor, 1996).

Plazma püskürtme yönteminde Şekil 2.15'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.



Şekil 2.14 Dikey toz beslemeli plazma püskürtme (Stachowiak ve Batchelor, 1996)

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 (Ulutan, 2007).



Şekil 2.15 Tel püskürtmeli plazma spreyleme

2.2.5.3. Yüksek Hızlı Oksi-Yakıt (HVOF) Püskürtme

Yüksek hızlı oksijen-yakıt püskürtme yöntemi HVOF (High Velocity Oxy-Fuel), kısmen ısı püskürtme teknikleri arasında yer alan bir yöntemdir. HVOF yönteminin esası, 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 oluşturmaktadır. Böylece, taneciklerin kinetik enerjileri ile plazmanın ısı enerjisi yer değiştirilerek çok iyi bağlanmış ve yoğunluğu iyi olan kaplamalar üretilmektedir. Yüksek hızlı oksijen-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.

2.2.6. 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.

2.2.6.1. 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 yayınması, 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).

2.2.6.2. 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. Nitrülenmiş katmanlar karbürleme ile üretilen katmanlardan daha serttir.

2.2.6.3. Karbonitrürleme

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

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

2.2.6.4. 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.

2.2.6.4.1. 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/lt CrO_3 ve 3-4,2 gr/lt H_2SO_4 içeren çözeltiler kullanılır. Gerekli olan krom oksit miktarı, kromik asitin katoda redüklenmesiyle kendiliğinden ayarlanır ve bu oran 0,8-1 arasındadır (Yıldırım, 1989).

2.2.6.4.2. Sert Kromlama

Sert kromlama için parlatma kromlamasından daha az konsantrasyona sahip banyolar kullanılır. Bu banyolarda 200-300 gr/lt CrO_3 ve kromik asit konsantrasyonuna bağlı olarak % 1-1,5 gr/lt H_2SO_4 kullanılır. Banyo sıcaklığı genelde 45-55 $^{\circ}\text{C}$ arasında seçilir. Akım yoğunluğu 40-60 A/dm^2 olarak alınır. Çalışma süresi genellikle 10-15 dakika arasında seçilir. Ulaşılan örtü kalınlığı 0,001-0,5 mm kadardır..

2.2.6.4.3. Siyah Kromlama

Yabancı iyon bulundurmayan 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 ya da 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/dm^2 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.

2.2.6.4.4. 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 yağlanmışır.

2.2.6.5. Borlama

Borlama; yüksek sıcaklıkta ana metalin yüzeyine bor atomları geçirtilerek, 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. 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).

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 seimentasyon ve nitrürasyonla elde edilenlere göre çok daha yüksektir.

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).

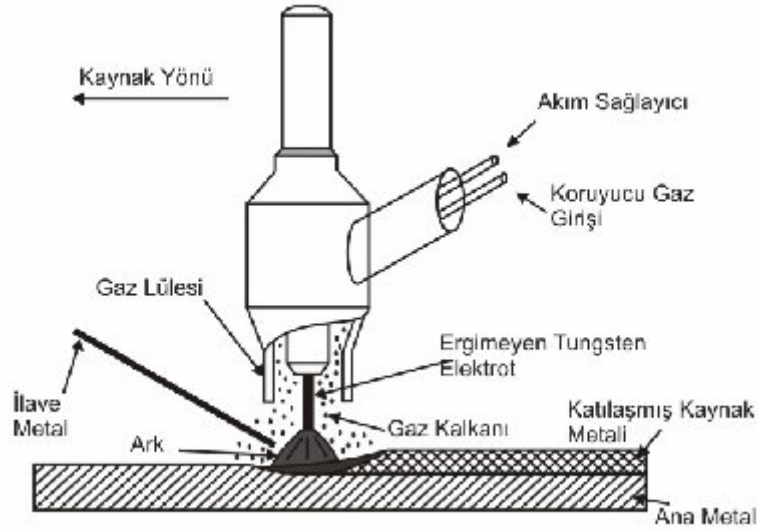
2.2.7. Ark Esaslı Yüzey Modifikasyon Yöntemleri

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.

2.2.7.1. 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 şeklinde bir telle dışarıdan verilerek sağlanır. 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 hafifken, 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. 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 2.16).



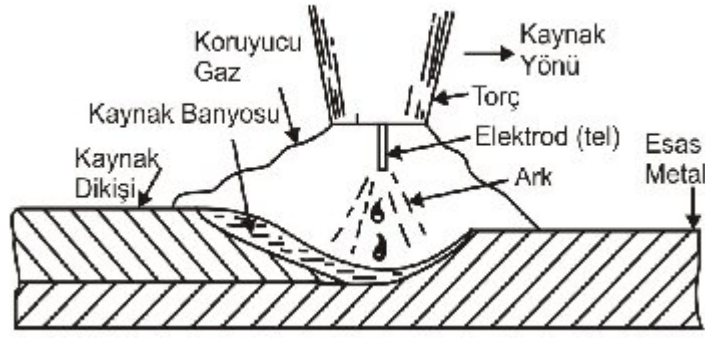
Şekil 2.16 GTA veya TIG kaynağının şematik resmi (Buytoz, 2004)

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).

2.2.7.2. 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.

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 2.17’de görülmektedir.

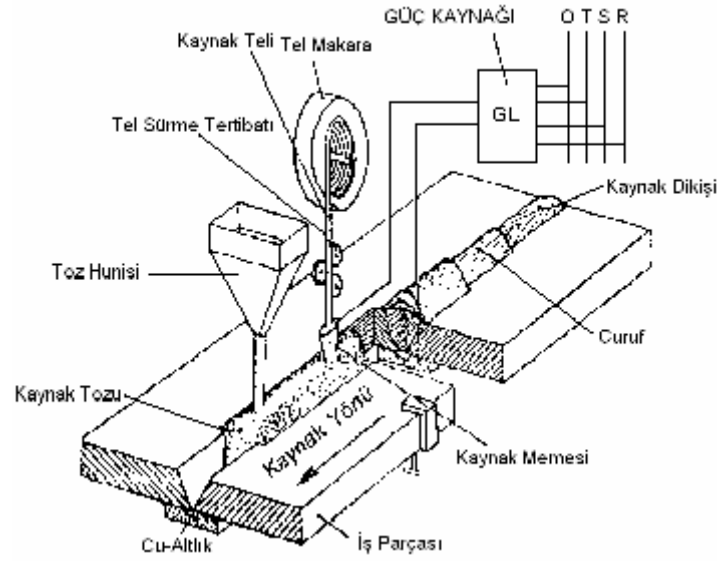


Şekil 2.17 MIG-MAG kaynağında ark bölgesi

2.2.7.3. 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 ısıya ulaşarak 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. 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.

Toz camsı bir curuf meydana getirir. Bu curuf ergiyik metalden daha hafif olduğu için, koruyucu bir tabaka şeklinde banyo üzerinde yüzer. Tozun artan kısmı tekrar kullanılabilir (Şekil 2.18).



Şekil 2.18 Tozaltı kaynağının şematik görünüşü

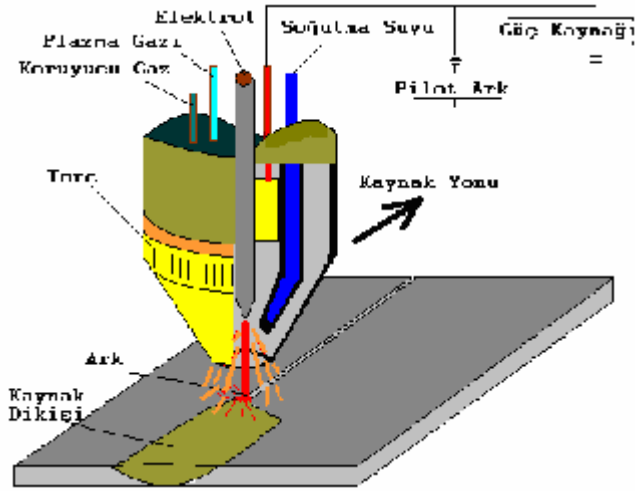
2.2.7.4. Elektrocuruf Kaynağı

Elektrocuruf kaynağı aslında tam anlamıyla bir “ark kaynağı” değildir. Ark, iş 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.

2.2.7.5. Plazma Transfer Ark Kaynağı

Bu kavramdan; moleküllerden, atomlardan ve elektrotlardan oluşan kızdırılmış gaz anlaşılır. Plazma usulünde esas olarak iki farklı ark düzeni kullanılır. Taşıyıcı olmayan ark, ergimeyen tungsten elektrot ve su ile soğutulan bakır meme arasında yanar. Bakır meme, arkı odaklayıcı, güç yoğunluğunu artırıcı ve buna bağlı olarak plazma demetinin sıcaklığını yükseltici bir etki yapar. Tungsten elektrot negatif ve bakır memede pozitif olarak kutuplanmıştır. Bu şekildeki bir tertip plazma ile yapılan püskürtmede kullanılır. Buna karşılık arklı sistemde, tungsten elektrodun katot, memenin anot olarak bağlandığı, toryum oksitle alaşımlandırılmış tungsten elektrot ile ışın demetini odaklayan ve suyla soğutulan bakır memenin içerisinden geçerek iş parçası arasında yanar. Plazma gazı elektrotla meme arasındaki silindirik hacimde püskürtülür. Bu sistem birleştirme kaynağında ve plazma ile yapılan kesmede kullanılır. Taşıyıcı ark, yüksek frekans

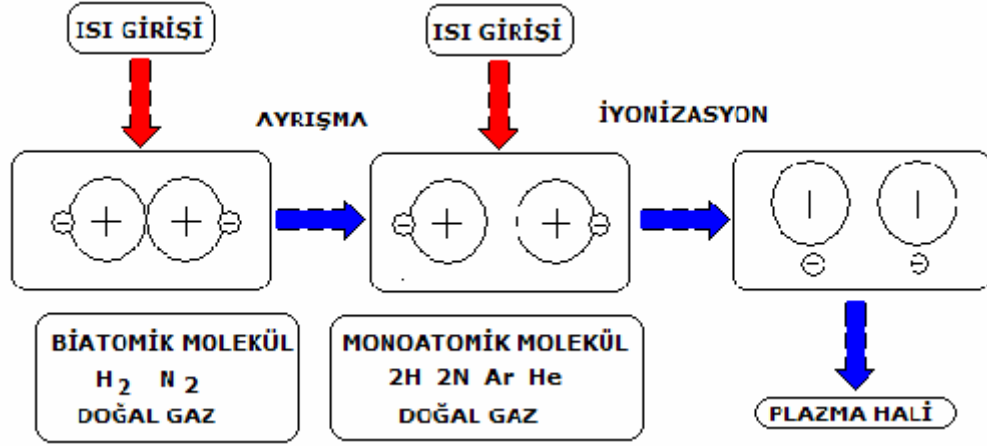
üzerinden geçirilen yardımcı ark ilk elektrot ve meme arasında yakılır. Taşıyıcı ark tutuştuğunda yardımcı ark söner. Yalnız mikro plazma kaynağında, kaynak işlemi esnasında yardımcı ark muhafaza edilir. Bir direnç vasıtasıyla yardımcı ark üzerinden akan akımın değeri sınırlanır. Plazma birleştirme kaynağında, plazma gazına ilaveten, kaynak banyosunu atmosferin tesirlerine karşı koruyan ikinci bir gaz akımı (% 99,95 argon) kullanılır. Plazma kaynağı cihazlarının büyük bir çoğunluğunda üçüncü bir gaz akımı, plazma demetini odaklayıcı meme dışında daraltma için odaklayıcı gaz { Argon (Ar) + Helyum (He), Argon (Ar)+Hidrojen (H₂), Argon (Ar)+ Azot (N₂) } olarak kullanılmaktadır. 3 mm. kalınlıktan itibaren sacların plazma birleştirme kaynağında plazma demeti iş parçasına nüfuz edip, bir anahtar deliği oluşturur. İlerleyen kaynakla birlikte bu delik birleştirilecek sacların kaynak alınları boyunca hareket eder. Kaynak banyosunun ve delikteki buhar basıncının yüzey gerilimi nedeni ile erimiş malzeme deliğin hemen ardından birleşir ve kaynak dikişini oluşturur. Plazma doldurma kaynağında her iki arkın kombinasyonu kullanılır. Bu usulde düşey karakteristikli akım membaı kullanılmaktadır. Birinci akım membaı elektrot ile parça arasında ve ikinci akım elektrot ile parça arasına bağlanmıştır. Elektrot negatif, meme ve iş parçası pozitif olarak kutuplanmıştır. Taşıyıcı olmayan ark yüksek frekans üzerinden tutuşturulur ve tungsten elektrot ile iş parçası arasındaki taşıyıcı arkı iletir. Her iki ark kaynak işlemi sırasında yanar. Taşıyıcı arkın ayarı ile nüfuziyet miktarı ve onunla birlikte esas malzeme vasıtasıyla doldurma bölgesinin bileşim etkilenir. Genellikle toz halindeki doldurma malzemesi bir gaz akımı (% 99,95 Argon) üzerinden kaynak cihazına iletilir; plazma demetinde eritilir ve taşıyıcı arkla esas malzemeye kaynak edilir. Üçüncü bir gaz akımı da (%99,95 Argon) kaynak banyosunu atmosferin etkilerinden korur. Plazma arkının şematik olarak görünüşü Şekil 2.19’te görülmektedir (Anık ve Tülbentçi 1966).



Şekil 2.19 Plazma transfer ark kaynağının şematik görünüşü (Gür ve diğ. 2009)

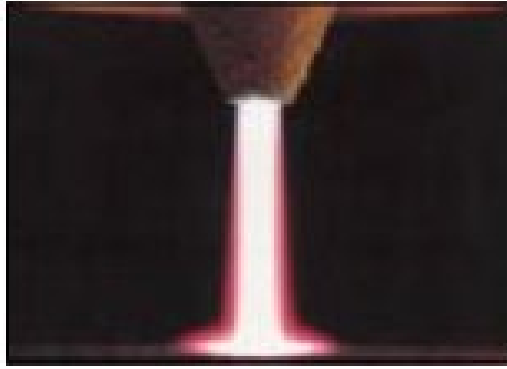
2.2.7.5.1. PTA Kaynağında Plazmanın Oluşumu

Her madde gaz fazında bulunduğunda türüne, özeliğine 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 iyonlanmış atomların toplam sayıya yüzde oranı artar, sıcaklık birkaç 10000 °C gibi 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. Fizikte partiküller, iyonlar ve elektronlardan oluşmuş, elektriği ileten, maddenin özel bir gaz hali veya dördüncü hali olarak tanımladığımız plazma, kaynak teknolojisinde daha özel bir hali tanımlamaktadır. Gaz halindeki bir madde; radyasyon, elektron bombardımanı veya ısıtma ile iyonize hale getirilebilir. Şekil 2.20’de maddenin plazma haline geçişi verilmiştir.



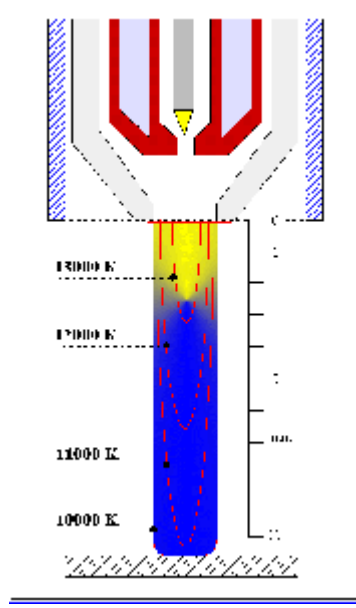
Şekil 2.20. Maddenin plazma haline geçişi

Kaynakta kullanılan plazmada gaz, elektrik arkı yardımıyla ısıtılarak İyonize olmaktadır. Bu tanıma göre ark kaynağı yöntemlerinde elektrik arkı bir plazma oluşturmaktadır. Isıl kesme ve kaynak işlemlerinde plazma olarak adlandırılan ark daha önceden de bahsedildiği gibi radyal doğrultuda sıkıştırılıp, büzülerek enerji yoğunluğu artırılmış arktır(Şekil.2.21)



Şekil 2.21 Plazma transfer ark alevi

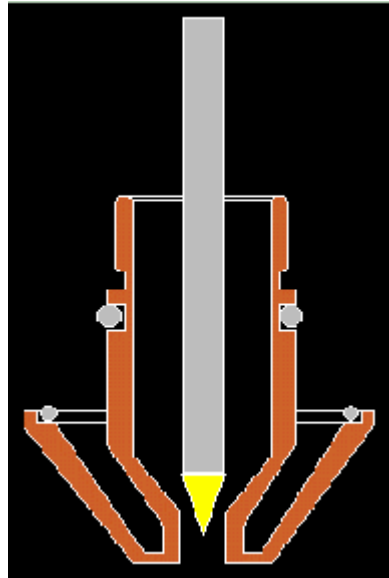
Plazma arkının sıcaklığının, çeliği, asbest çimentosunu, kristal korrondumu (yaklaşık 2323 K) ve karbonkorrondumu (yaklaşık 2473 K) eritmeye yetecek derecede yüksektir. Çeşitli metallerin kesilme, tavlama, yüzey hazırlama, kaynak ağzı açma, metal püskürtme ile yüzey doldurma ve kaynak işlemlerinde, özellikle refrakter metallerin ince saclarının kaynağında çok iyi sonuçlar vermektedir (Şekil.2.22)



Şekil.2.22 PTA plazmasının ısı dağılımı

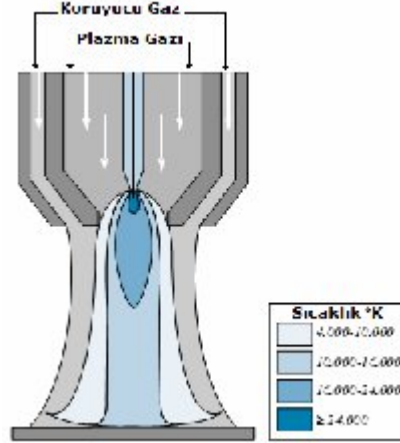
2.2.7.5.2. PTA Kaynağında Arkın Oluşturulması

Standart bir plazma ark torcu, ucunda küçük bir deliği bulunan meme ile bu memenin merkezindeki tungsten bir elektrottan ibarettir. Plazma gazı, bu iç içe geçmiş dairesel meme ile elektrot arasından geçerek delikten dışarı çıkar. Elektrot ile meme veya iş parçası arasında ark sütunu meydana geldikten sonra, basınçlı plazma jetinin oluşturulması için iyonize olan gaz delikten dışarı püskürtülür (Şekil 2.23)



Şekil. 2.23 PTA kaynağında nozul ve elektrod

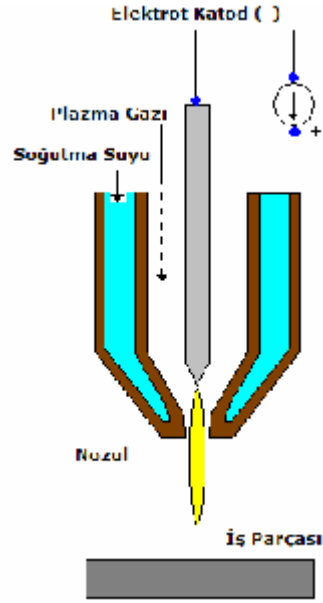
Ark sütununun dış yüzeyi soğutulduğundan sütun yoğunlaşmış olur, dolayısıyla içe doğru büzülür- Böylece, büzölmüş sütun içinde sıcaklık birdenbire 10.000 – 30.000 K arasında bir dereceye yükselir. Dairesel bir alandan geçen gaz, yüksek bir iyonlaşma düzeyine ve göreceli olarak yüksek bir enerjiye sahip olup bu enerji, kaynak ve diğer ısıt işlemlerde iş parçasının tavlanması için kullanılır (Şekil.2.24)



Şekil 2.24 PTA kaynak torcunda gaz akış yolları

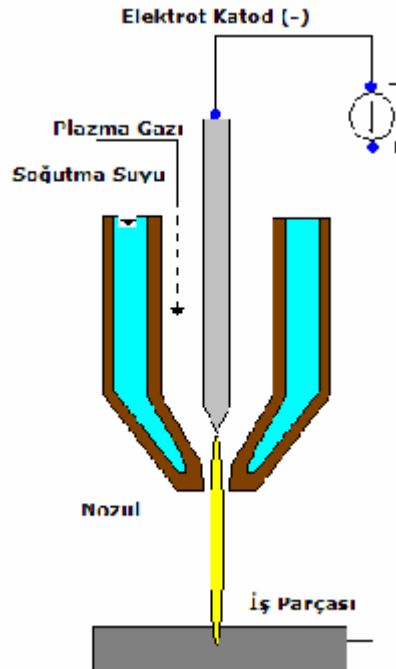
Plazma transfer ark kaynak donanımları kalın sacların birleştirilmesinde, folyo ve mikro elemanların kaynağında kullanılır. Kaynak cihazları su ile soğutulur. Bir plazma birleştirme kaynağı donanımı, hortum grubu, akım membaı (düşen karakteristikli), ateşleme cihazı, kumanda cihazı ve çeşitli gazlar için basınçlı gaz tüplerinden oluşur. Plazma doldurma kaynağında kaynak cihazı, ateşleme ve kumanda birbirlerinin yanında olmak üzere iki tane doğru akım membaı kullanılır. Kaynak cihazları 10 ilâ 15 kW güç çekimi için hazırlanmıştır. Plazma birleştirme kaynağı büyük sac kalınlığına sahip malzemelerin (I) küt alın birleştirmesinde ilave metal kullanılmadan uygulanır. Ostenitik çeliklerde alın kaynağı yapılabilecek maksimum sac kalınlığı yaklaşık 8 ilâ 10 mm kadardır. Burada kaynak hızı TIG usulü ile ulaşılabilenden % 100 kadar fazladır (Anık ve Tülbentçi, 1966). Uygulamada plazma arkı çeşitli yollarla oluşturulabilir.

- ✓ **Pilot Ark:** Elektrik devresi meme ve tungsten elektrod arasında tamamlanırsa, ark elektrodla su ile soğutulan bakır meme arasında yanarak, memeden bir gaz akımıyla zorlanarak dışarı sürölür. Transfer olmamış ark veya pilot ark olarak adlandırılan bu düzenlemede iş parçası ark devresi içinde değildir(Şekil.2.25)



Şekil 2.25 PTA kaynağında pilot ark (Transfer olmamış ark)

- ✓ **Transfer Olmuş Ark: Diğer** yöntemde ise, elektrik devresi tungsten elektrot ile iş parçası arasında tamamlanarak, ark akımı iş parçası üzerinden akar. Bu transfer olmuş ark veya direkt ark olarak adlandırılır (Şekil 2.26)



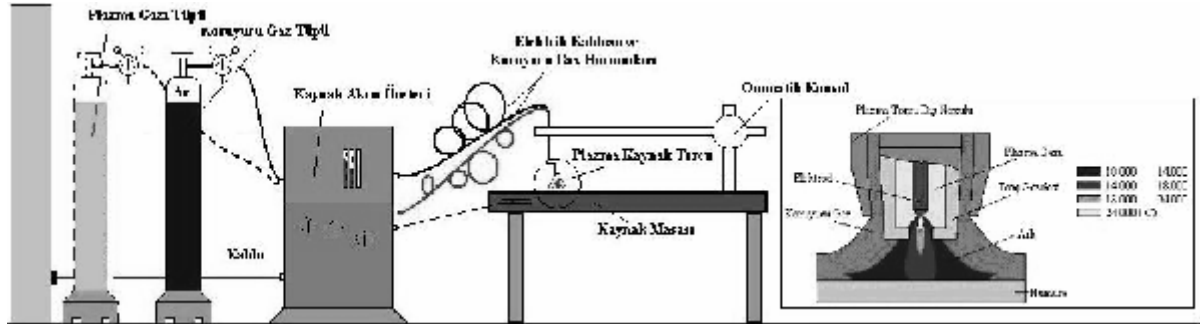
Şekil 2.26 PTA kaynağında transfer olmuş ark

Her iki arkın kombinasyonunu kullanan bir diğer yöntem daha vardır. Bu da çok metal tozu püskürtmede kullanılır. Plazma arkı, memeden dışarı çıktığında, biraz daha

küçük parlak bir nüveye sahiptir. Nüvenin etrafı, daha az parlak kılıfa sarılmıştır. Nüve uzunluğu, 2–3 mm' den 40–50 mm ye kadar değişir. Bu değişim, meme ve tünelin boyutlanma, plazma oluşturan gazın bileşim ve debisine, akım şiddetine, ark uzunluğuna bağlıdır. İş parçası üzerindeki mekanik ve ısıl yükün dağılımı için uygun şekilde biçimlendirilmiş memeler kullanılarak, plazma arkı şekillendirilebilir.

2.2.7.5.3. Plazma Arkı İle Kaynak

Plazma arkı; metallerin, metal olmayan malzemelerin ve bunların kombinasyonlarının birleştirme ve doldurma kaynağında kullanılır. Plazma arkı le kaynak işleminde, transfer olmuş ark kullanılır. Ancak transfer olmuş ark yüksek frekans üzerinden geçirilen yardımcı ark ile elektrot ve meme arasında yakılır. Transfer olmuş ark, tuttuğunda yardımcı ark söner. Yalnız mikrop plazma kaynağında, kaynak işlemi sırasında yardımcı ark muhafaza edilir. Bir direnç vasıtasıyla da yardımcı ark üzerinden akan akımın değeri sınırlanır. Plazma arkı ile birleştirme kaynağında, plazma oluşturan gaza ilaveten, kaynak banyosunu, atmosferin dış tesirlerine karşı koruyan ikinci bir gaz akımı (% 99,95 Ar) kullanılır. Plazma arkının şematik olarak görünüşü Şekil 2.27'te görülmektedir (Anık ve Tülbentçi, 1966)



Şekil 2.27 Plazma transfer ark kaynağının şematik görünüşü (Gür ve Orhan 2007)

2.2.7.5.4. Yüksek Frekans Dalga Ünitesi ve Donanımları

Pilot arkı ve transfer olmuş arkı ateşlemek-tutuşturmak için kullanılan, doğrudan katot tungsten elektroda ve anod nozula bağlı olan, sisteme yüksek frekansta dalgalar yollayan parçadır. Diğer elemanlar :

- İki kademeli DC güç kaynağı,

- Su soğutma sistemi, anodik nozul gibi kritik parçalarda kullanılmak üzere, argon tüpleri Tungsten elektrotlar Koruyucu aletler vb.

2.2.7.5.5. Uygulama Özellikleri

Plazma ark kaynak makineleri, kalın sacların birleştirilmesinden, folyo ve mikro elemanların kaynağına kadar çok geniş bir alanda kullanılan donanımlardır. Kaynak cihazları su ile soğutulur. Bir plazma arkı ile birleştirme kaynağı donanımı; hortum grubu, akım üretici (düşen karakteristikli), ateşleme cihazı, kumanda cihazı ve çeşitli gazlar için basınçlı tüplerden oluşur. Plazma arkı doldurma kaynağında; kaynak cihazı, ateşleme ve kumanda birbirleri yanında olmak üzere iki tane doğru akım üretici kullanılır. Bunlarda ayrıca, doldurma için, toz depolu bir toz sevk birimi de bulunur. Kaynak cihazları genellikle, 10–15 kW güç çekişi için imal edilmişlerdir. Plazma ark kaynağı ile alaşımsız, hafif ve yüksek alaşımlı çelikler, nikel ve nikel alaşımları, zirkonyum, bakır ve bakır alaşımları, alüminyum ve alüminyum alaşımları birleştirilebilir. Büyük sac kalınlığına sahip malzemelerin küt alın birleştirilmesinde ilave metal kullanılmadan uygulanır. 0,03 mm'den 25 mm'ye kadar kalınlıklar tek pasoda kaynak edilebilir ve şimdilik bu yöntem, bu kalınlık aralığında sınırlıdır. Ostenitik paslanmaz çeliklerde, alın kaynağı yapılabilecek, azamî sac kalınlığı 8-10 mm'dir. Kaynak bağlantıları, gayet iyi mekanik özellikler gösterirler ve gözenekli değildirler. Plazma ark kaynağında gazların seçimi, kaynak edilecek metallere bağlıdır. Yüksek akım şiddeti ile kaynak halinde, plazma gazıyla koruyucu gaz genellikle aynı seçilir; zira iki farklı gaz kullanıldığında, arkın, kararlılığını sağlamak zorlaşır. Çeşitli metallerin yüksek akım şiddeti ile kaynağında; genellikle kullanılan gazlar, karbonlu ve az alaşımlı çelikler için saf argon, diğerlerinde % 7,5' a kadar hidrojen karıştırılmış argondur. Amerikan endüstrisinde çok kullanılan helyumun, ülkemizde tedariki mümkün değildir. Düşük akım şiddeti ile plazma ark kaynağında, hidrojen oranı en çok % 5'tir. Karbonlu çelikler, yüksek mukavemetli çelikler ve titanyum, tantal, zirkonyum alaşımları gibi reaktif metalleri, kaynak yapmak için saf argon kullanılır. Bunların kaynağında kullanılan gazda, eser miktarda bile hidrojen bulunması süngerleşme, çatlama veya mekanik özelliklerde azalma meydana getirir.

Günümüzde plazma transfer ark kaynağı; uzay, nükleer, elektronik, gemi inşaatı ve diğer birçok endüstri kollarında kullanılan bir kaynak yöntemidir. Yöntem serbestlik ve ekonomi sağlamanın yanı sıra, yüksek kalite ve güvenilirliğe sahiptir. Uygulamalarda,

düşük akım şiddetli plazma ark kaynağı ile, ince tel elekler, ince tellerin uç uca kaynağı, röle kutusu imali, ince cidarlı basınçlı kaplar, vakum tüpü elemanları, otomatik yüksek akım şiddetli kaynaklarda ise; paslanmaz ve titanyum borular (uzunlamasına kaynak), roket yakıt tankları, türbin motor elemanları rahatlıkla kaynak edilmektedir. Plazma doldurma kaynağı ile esas olarak sert metaller demir, nikel ve kobalt esaslı alaşımlar püskürtülür. Böylece dış yüzeyin aşınma mukavemetini ve korozyon davranışını iyileştirmek mümkün olmaktadır. Doldurma tabakası kalınlığı 0,25-6 mm. arasında değişebilir ve bu teknikle toz halindeki doldurma malzemesi saatte 5 kg. kadar yığılabılır.

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.

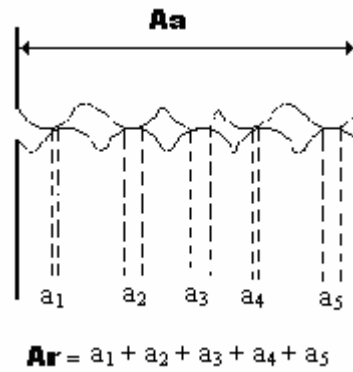
Sürtünme kuvveti; bir katı ile temas eden cismin diğeri üzerinde kaymasını sağlamaya yarayan teğet halindeki yüzeysel kuvvettir. Sürtünme, yüzeylerin düzleminde gerçekleşir ve yüzeye dik olan kuvvetle orantılıdır.

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

F_s = Sürtünme kuvveti; μ = Sürtünme katsayısı;

N = Yüzeye dik olan kuvvet ya da normal 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 gözümüne 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 (izafî 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 sistemindeki unsurların oluşturduğu sistemin tümüne; teknikte “Tribolojik Sistem” denir. Bir tribolojik sistemin standartlara uygun şematik olarak gösterimi Şekil 3.2’de görülmektedir (Pekin ve diğ., 1993).

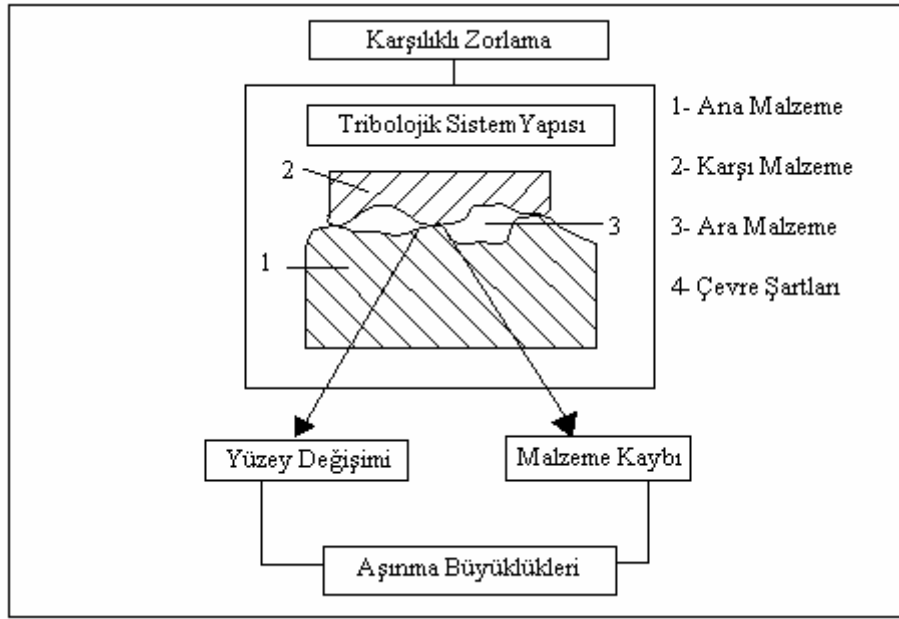
a) Ana Malzeme (Aşınan): Fiziksel ve kimyasal özellikleriyle yüzey yapısı, şekil durumu tamamen bellidir. Ayrıca bu özelliklerin yanında aşınma özelliği ile incelenen katı cisimlerdir.

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

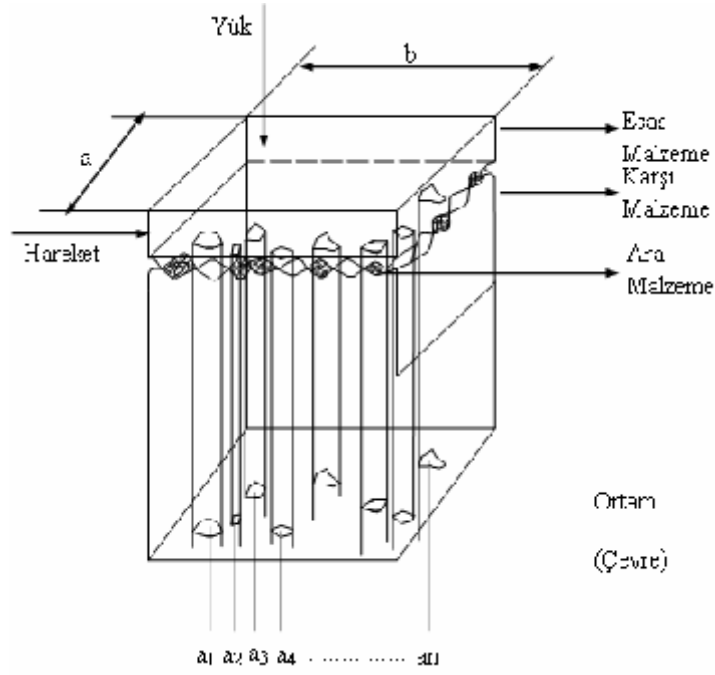


Şekil 3.2 Tribolojik sistem (Pekin ve diğ., 1993)

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)

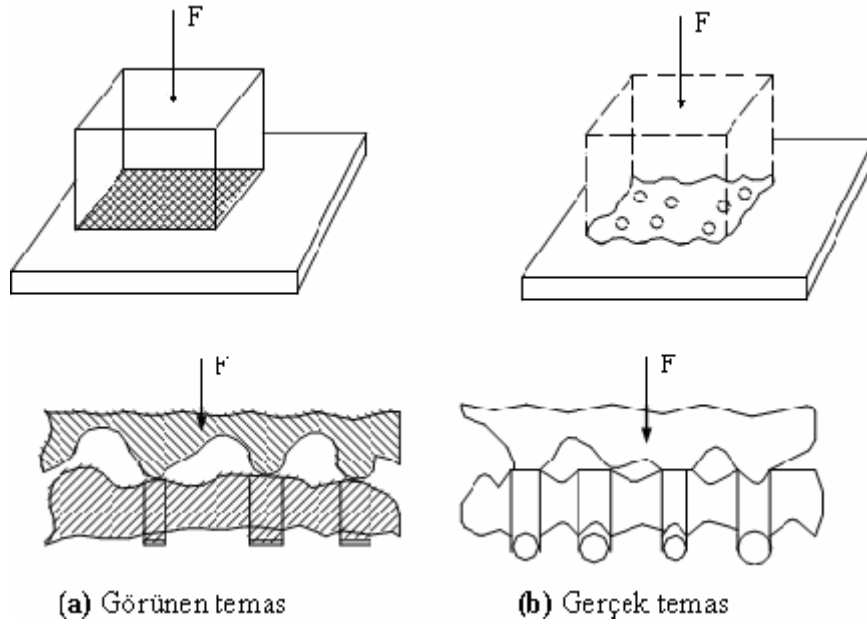
Pürüzlerin arasındaki girintiler ise temas alanı dışında kalır. Şekil 3.4'teki gibi, görünen temas alanı,

$$S = a \cdot b \quad (3.2)$$

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

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

şeklindedir. 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

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

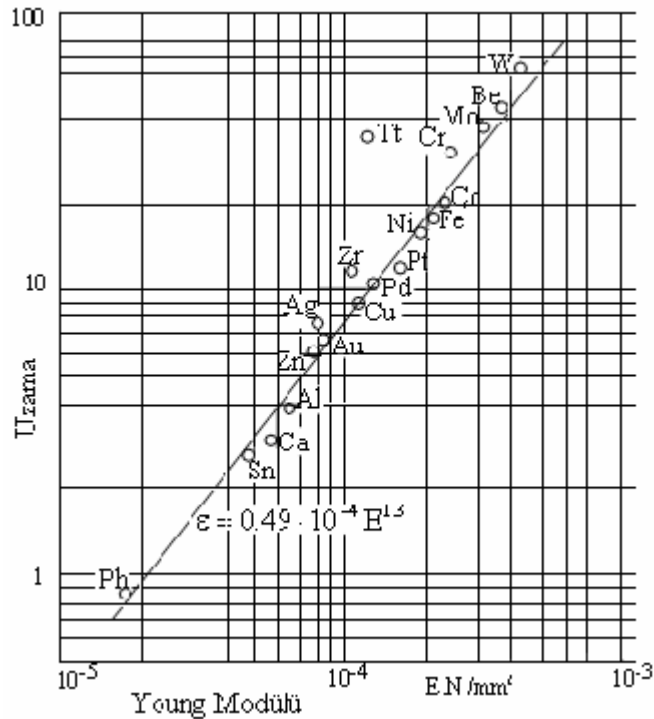
Malzemenin sertliği ile ana malzemeye katılan alaşım elementlerinin cins ve miktarı arasında sıkı bir ilişki vardır. Genelde alaşım elementleri, malzemelerin mukavemetini ve sertliğini artırır. Aşınma direncini etkileyen faktörlerin başında gelen sertlik ile aşınma direnci arasındaki ilişki bir düzeye 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 tavllanmış 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. İzafi 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 arttırılabilmektedir. 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 (HV ₅₀)	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 (Al₂O₃) aşındırıcı taneleri sert ve köşelidir. Silisyum karbür (SiC) aşındırıcı taneleri ise daha sert ve köşeli olmalarına rağmen, Al₂O₃ aşındırıcılarına göre kırılğındırlar. Yüksek sıcaklıklarda bazı Al₂O₃ 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 ısının 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).

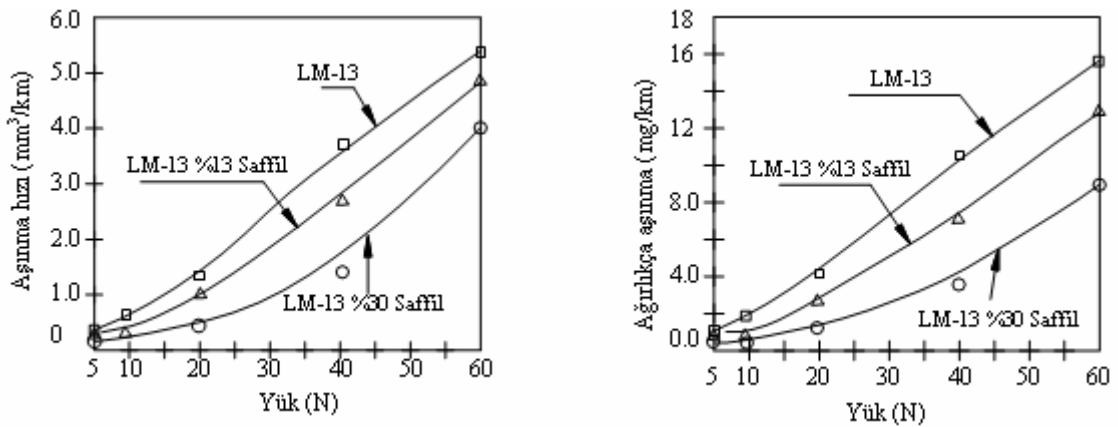
c) Atmosfer

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 aşınma da 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

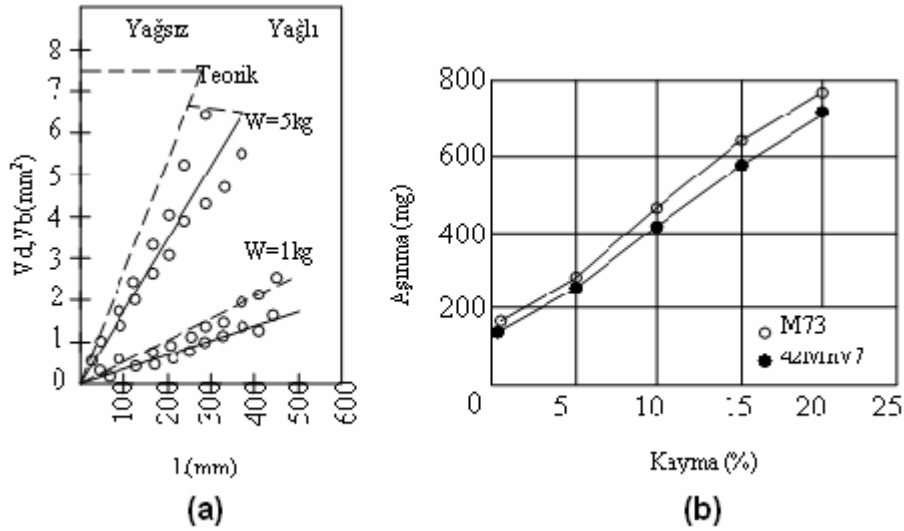
Aşınma esnasındaki hız malzemenin mikroyapısına etki ettiğinden bununla bağlantılı olarak aşınma direncini de etkiler. Bazı araştırmalarda aşınma hızının fazla olmasının, karbürlerin ya da sert takviye elemanlarının miktarının düşmesine neden olduğunu, bunun da ağırlık kaybı ve sertliğin düşmesi sonucunda 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 ya da 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 önlenebilir. 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 eriyik sertleşmesi 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 arttırılabilir.
- b) Isıl işlem uygulamaları yine malzemenin sertliğini önemli ölçüde değiştirebilir.
- c) Malzemelerin yüzeylerine dışarıdan müdahale ederek sert yüzey tabakası oluşturulabilir. Buna elektro-kaplama, alev püskürtme, nitrürasyon, plazma sprey 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

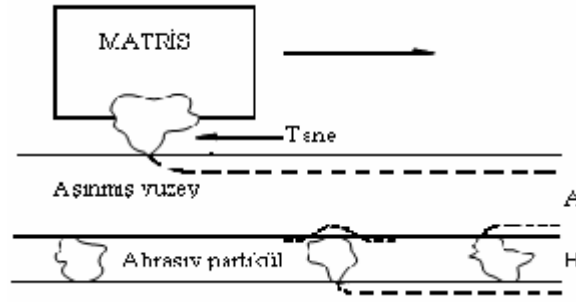
Temel aşınma çeşitleri olarak iki çeşit aşınma mekanizması vardır. Bunlar;

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 olmasıdır. 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 ısıl işlemler, 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 (Libisch 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 (Glease, 1995). Bu aşınma davranışının iki önemli sonucu vardır:

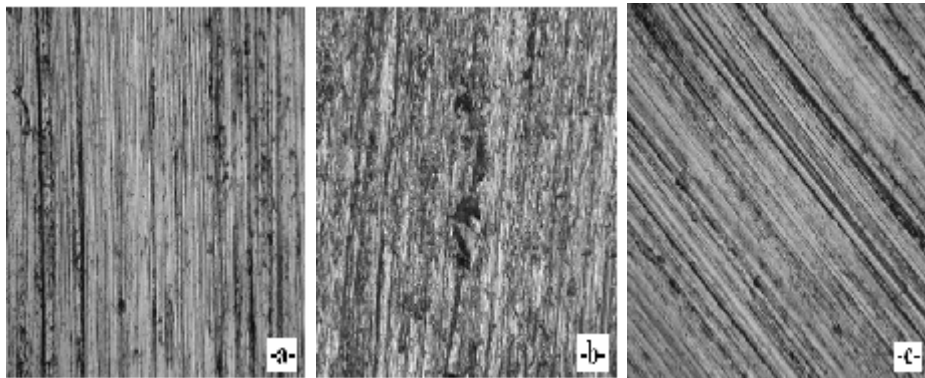
a) İlk olarak yüzeyde boşluklar oluşur. Bu, boşluklara en yakın partikülün yüksek açılı aşınmasına neden olur. Çarpma aşınma testleri, çarpma açısının 60° 'nin üzerinde olması, daha hızlı aşınmanın oluşacağını göstermektedir.

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 artırılır. Mukavemette meydana gelen azalmayla birlikte yüksek sürtünme hızları, sıcaklığın yükselmesine eşlik eder. Ancak seramik malzemelerde sıcaklıktaki artışla birlikte plastisitedeki artış metallerde sık görülen sünekliğe sebep olmaz. Seramikler gevrek ya da yarı gevrek bir davranış gösterirler (Başman ve diğ., 2001).

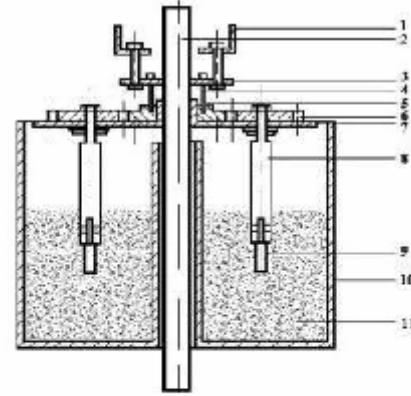
3.3.1.4. Abrasiv Aşınmanın Kontrolü

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.



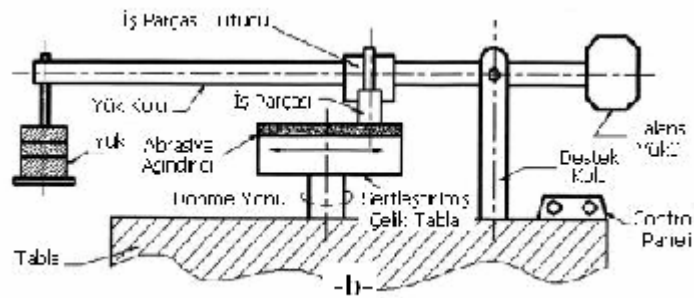
Şekil 3.9 Abrasiv aşınma testi uygulanan yaşlandırılmış Al-SiC kompoziti (Bedir ve Ögel, 2004)

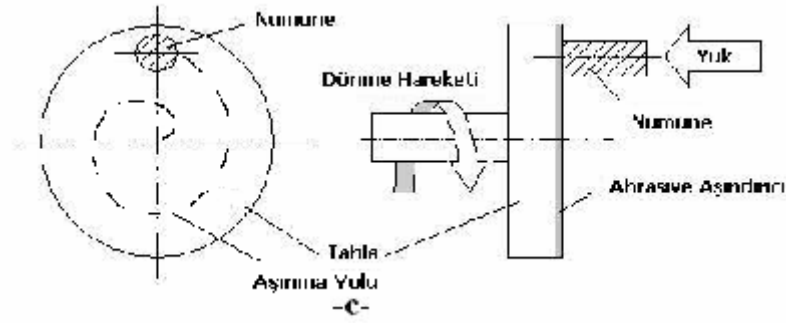
Abrasiv aşınma testleri için farklı tasarımlar yapılmıştır. Şekil 3.10'da abrasiv aşınma aygıtları görülmektedir (Sarı ve Yılmaz, 2004; Sahin, 2006; Durmuş ve diğ., 2004). Aşınma malzemesi, bir şerit benzeri sünek bir niteliğe sahiptir ve uzun aşınma parçası mikro kesimdeki mekanizma ile oluşmaktadır.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



- | | |
|----------------------|--------------------|
| 1- Çatı | 2- Mil |
| 3- Taşıma Düzeni | 4- Taşıma Motoru |
| 5- Ana Tahrir Mil | 6- Planet Dişli |
| 7- Taşıma Tablası | 8- Numune Taşıyıcı |
| 9- Numune | 10- Hazne |
| 11- Aşındırıcı Madde | |

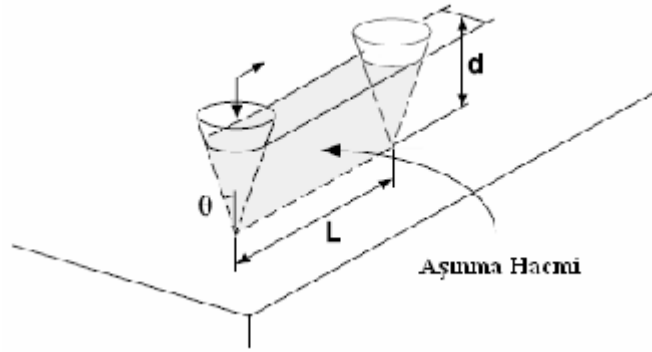
a





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 varsayalım.



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:

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

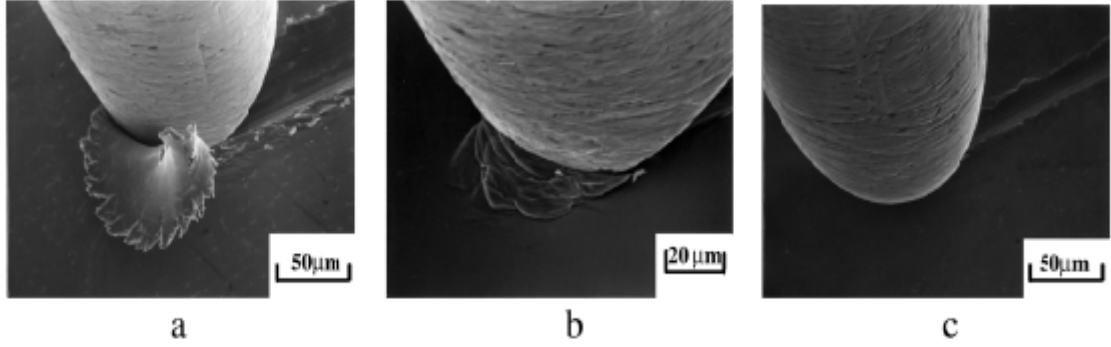
Plastik temasta aşınma malzemesinin sertliğinin H olduğunu varsayalım, normal basınç teması altında olması $\pi (d \tan \theta)^2 / 2$ ’ın hakiki temas alanını verir ve bağıntı şu şekildedir;

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

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

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

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. Orantısal K_{ab} sabiti, abrasiv aşınma için aşınma katsayısı olarak adlandırılmaktadır. K_{ab} temas koşulları ve malzeme parametreleri üzerine değişiklikler göstermektedir (Khrushov 1957).

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

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 pürüzlülüğün kaynaklanan ve aşındırıcının temas edemediği bölgelerde kütle kaybı oluşmayacaktır. 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 yüksek 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 kütlelerine, partikül hızına ve geliş açısına bağlıdır. Malzemelerin eroziyon aşınmaya gösterdiği tepki; aşındırıcının şekli, sertliği, tokluğu ve boyutlarındaki farklılıklarına önemli ölçüde bağımlılık gösterir.

3.3.2.1. Eroziyon Aşınma Mekanizmaları

Eroziyon 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 eroziyon aşınma hız kazanmaktadır. Eroziyon 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 açılarındaki aşırı zorlanarak maksimum aşınma gösterirler.

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

3.3.3. Kaviteleşme Aşınması

Kaviteleşme aşınmasının diğer bir adı ise çukurcuk aşınmasıdır. Kaviteleşme aşınması; metal yüzeyinde kabarcıkların oluşması sonucu hızın ani etkisi 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 yüzeyinde hızlı ve ani şekilde oluşumu sonucunda ortaya çıkan çökmelerin meydana getirdiği 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 oluşturdukları çukurlar sonucunda görülen aşınma, kavitasyon aşınması olarak tespit edilir. Şekil 3.14'te kavitasyon aşınmasına uğramış bir pompa santrifüj rotoru görülmektedir.



Şekil 3.13 Kavitasyon aşınma mekanizması

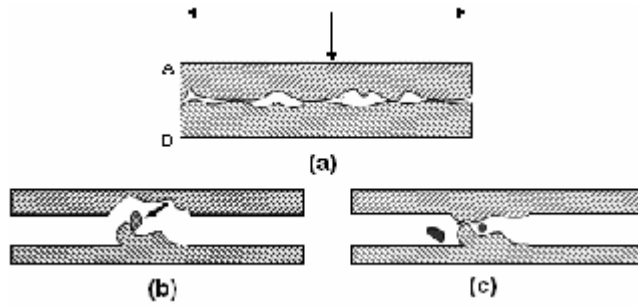
Şekil 3.14 Kavitasyon aşınmasına uğramış pompa

3.3.4. Adheziv 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).

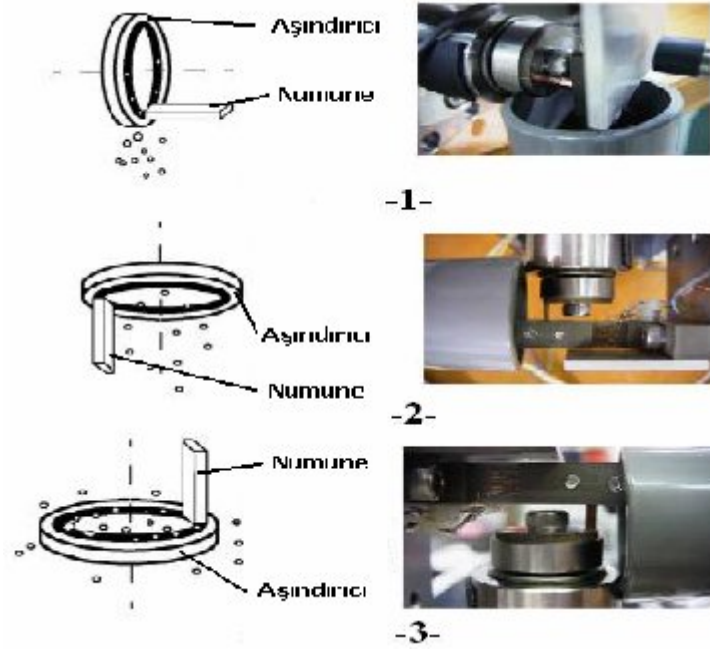
Adhezyonda; iki metal bir kuvvet etkisi altında birbirine sürtünürken, yüzeyleri oluşturan küçük tepecikler geçici olarak birbirlerine yapışıp kaynak olurlar. Kaynak olmuş bu tepecikler iki metalin hareketlerine devam etmesi sonucu koparlar ve küçük parçacıklar serbest kalırlar. Böylece aşınma gerçekleşmiş olur. Bu metalik parçacıklar, iki yüzey arasında serbest halde kalabilecekleri gibi metallerden birine de bağlı halde bulunabilirler (Şekil 3.15). Böylece malzeme kaybı (aşınma) meydana gelir.



Şekil 3.15 Adhesiv aşınma mekanizması **a)** Yüzeyde kaynak bağları, **b)** A'dan B'ye malzeme transferi, **c)** Kopan parçaların serbest hali

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 Adheziv aşınma pozisyonları

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 edilip, bu sonuçların uygulamaya aktarılması ile sağlanabilir.

Aşınmanın birçok tipi ve makine parçaları için problem olan aşınmada birçok farklı durumlar olduğu için aşınma test metodlarının da 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 metotları (Blau ve Budinski, 1999)

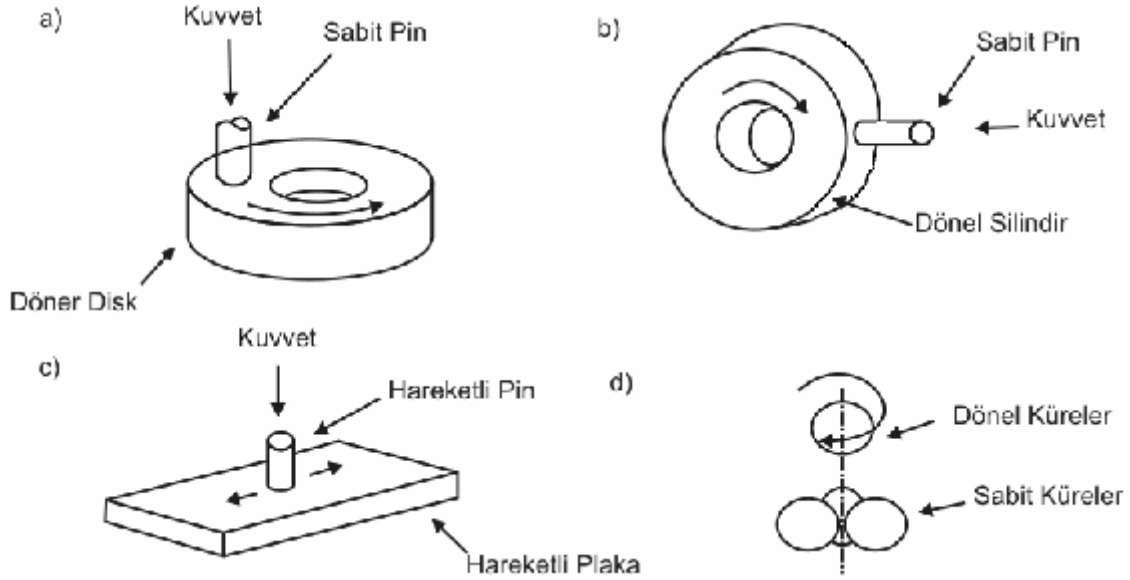
Test kodu	Test tipi
D-4172	Yağlayıcı sıvıların aşınma önleme özelliklerinin testi
D-4170	Yağlayıcı greslerle yıpratma aşınmasının önlenmesi testi
G-32	Titreşimli kavitasyon erozyon testi
G-65	Kuru kumlu plastik tekerlekli abrasyon testi
G-73	Sıvı vuruşlu erozyon testi
G-76	Gaz jeti kullanılarak katı parçacık çarptırılmasıyla meydana getirilen erozyon testi
G-77	Yüksek dirençli malzemeler için block-on-ring aşınma testi
G-81	Çene ezicili öğütücülerin abrasyon testi
G-99	Pin-on-disc 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 3.17):

1. Pin-on-disk testi,
2. Block-on-disk testi,
3. Çok yönlü (unidirectional) test,
4. 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 bilgileri elde edilebilir. Aşınma veya aşınma direnci, kayma yolu, kuvvet veya basınçla meydana gelen kütsel 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, korozif, 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 3.17 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 ya da 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;

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

Burada;

W_a = Aşınma oranı ($\text{mm}^3/\text{N.m}$),

Δm = Ağırlık kaybı (gr),

M = Yükleme ağırlığı (N),

s = Aşınma yolu (m),

ρ = Yoğunluk (gr/mm^3) olarak verilmiştir.

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

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

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

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

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

Δm = Ağırlık kaybı (gr),

F = Aşınma yüzeyi (cm^2),

ρ = Yoğunluk (gr/cm^3),

s = Kayma yolu (km) olarak alınır.

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

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

Bu orantı sayısının ters değeri ise, bağlı 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 $\pm 1 \mu\text{m}$ duyarlılıkta 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 α 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.

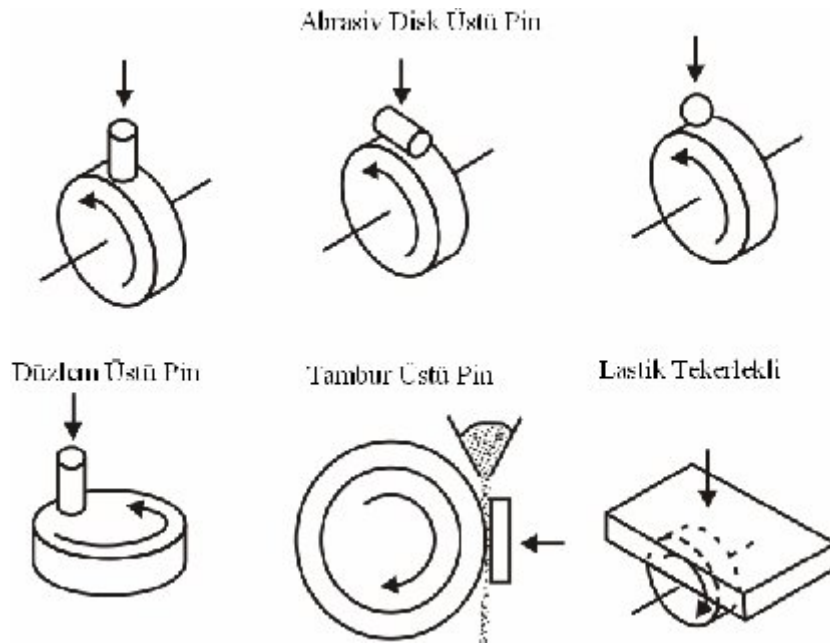
3.4.2. Abrasiv Aşınma İçin Deney Yöntemleri

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

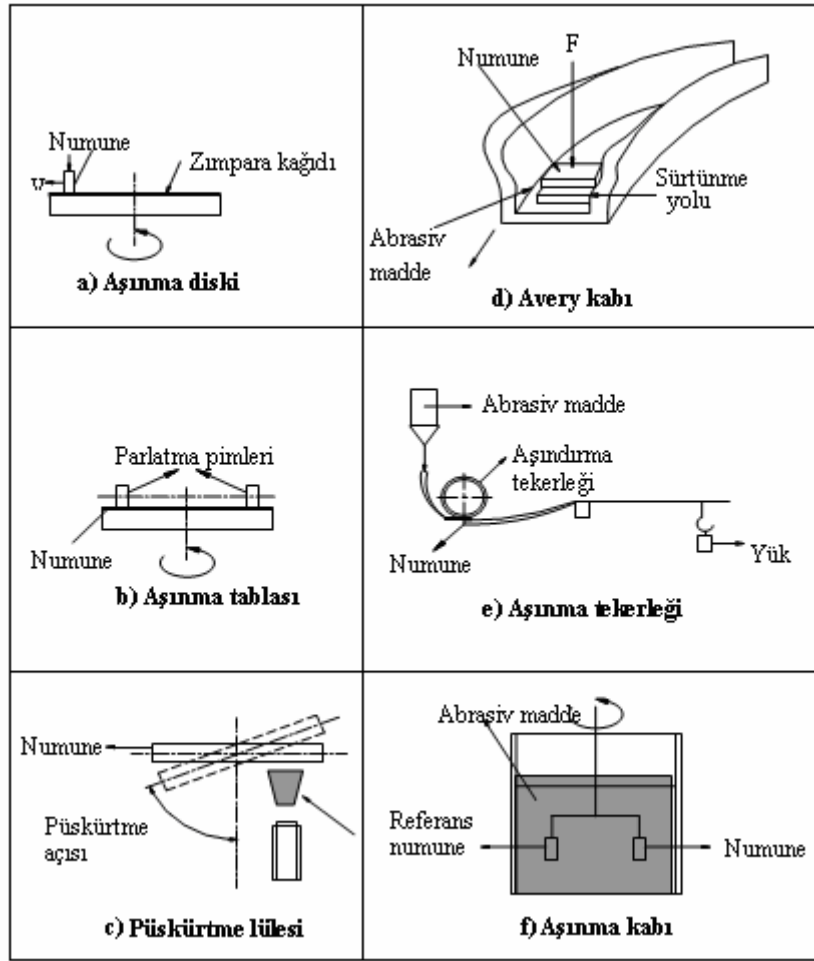
Bunlardan birincisi; sabitleştirilmiş bir abrasiv malzeme üzerinde pim şeklinde hazırlanmış numunenin kaymasıdır.

İkincisi ise; dönen bir tekerlek ve ona temas halinde kayan düz bir numune arasına serbest abrasiv partiküllerin 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 3.18’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 metotlar Şekil 3.19’da verilmiştir (Yılmaz, 1997).



Şekil 3.18 Abrasiv aşınma türlerinin şematik resmi



Şekil 3.19 Abrasiv aşınma deneylerinde kullanılan yöntemler (Yılmaz, 1997)

4. GAZALTI KAYNAKLARINDA KULLANILAN KORUYUCU GAZLAR

Metalin çoğu oksit oluşturmak üzere oksijenle birleşmeye kuvvetli bir eğilim ve metal nitrütleri oluşturulmak üzere azotla birleşmeye daha düşük ölçüde eğilim gösterirler. Oksijen erimiş çelikteki karbonla, karbonmonoksit gazı oluşturmak üzere reaksiyona girer. Bu reaksiyonlar sonucunda;

- 1- Oksitler nedeniyle erime hataları artar,
- 2- Gözenek, oksit ve nitrürler nedeniyle mukavemet kaybı olur
- 3- Oksitler ve nitrürler nedeniyle kaynak metali gevrekleşir.

Koruyucu gazın temel görevi çevredeki atmosferin ergimiş kaynak banyosu ile temasını engellemektir. Yani koruyucu gaz burada örtülü elektrotlardaki örtünün görevini görür. Koruyucu gazın bu temel görevi dışında aşağıda belirtildiği şekilde kaynak işlemi ve oluşan kaynak dikişine önemli etkileri de vardır;

- 1- Arkın karakteristiği,
- 2- Metal transferinin şekli,
- 3- Nüfuziyet ve kaynak dikişinin profili,
- 4- Kaynak hızı,
- 5- Yanma oluşu oluşma eğilimi,
- 6- Temizleme etkisi.

Gazaltı kaynak yöntemlerinde kullanılan koruyucu gazlar, ergimiş kaynak banyosu içindeki alışım elementlerinin atmosferdeki oksijen ile reaksiyona girmesini ve azot ile hidrojen gibi diğer zararlı gazların kaynak metaline absorbe olmasını önlemektedir. Sıvı haldeki kaynak bölgesinde ergimiş haldeki tüm metaller havadaki oksijen ile azotu absorbe ederler. Ergimiş metalde çözünen bu gazlar katıla an metalde alışım elementleri ile bileşik yaparak kaynak metalinin kimyasal ve fiziksel özelliklerini etkiler, gözenek oluşumu ile gevrekleşmeye neden olurlar. Genel olarak demir dışı metallerin kaynağında soy gazlar, demir esaslı metallerin kaynağında ise aktif gazlar ile aktif soy gaz karışımları kullanılır.

Herhangi bir kaynak işlemi için gaz seçiminde dikkat edilecek hususları şu şekilde özetlenebilir;

- 1- Kaynatılan metal veya alaşımların türü,
- 2- Ark karakteristiği ve metalin damla geçiş biçimi,
- 3- Kaynak hızı,
- 4- Parça kalınlıkları, kaynak dikişinin biçimi, istenen nüfuziyet,
- 5- Kaynak dikişi ile kaynaklı parçadan beklenen mekanik özellikler
- 6- Piyasada bulunabilirlik,
- 7- Gaz maliyeti.

Koruyucu gaz kullanımı, kaynak dikişi kalitesinin daha iyi olmasında, en az sıçrama ile, kontrolü kolay ve hızlı kaynak yapılmasında, arkın kararlılığının sağlanmasında, zamandan ve işçilikten kar edilmesinde çok büyük rol oynamaktadır. İyi bir kaynak dikişi için, gazın belirtilen spesifikasyonlarda olması, kaynak yapılacak malzemenin cinsi, kalınlığı ve kaynak metoduna uygun gaz seçilmesi, kaynak ağızlarının ve pozisyonunun iyi ayarlanması, uygun telin kullanılması, kaynak ekipmanının düzgün çalışması, kaynak parametrelerinin doğru ayarlanması ve kaynak personelinin gerekli kalifikasyona sahip olması gerekmektedir. Bu faktörlerden en az birinin sağlanmaması durumunda kaliteli bir kaynak dikişi elde edilmesi mümkün değildir.

Kaynakta kullanılan koruyucu gazların kaynak işlemi performansına önemli bir etkisi vardır. Bu gazların ilk görevi; ergimiş kaynak metali banyosunun oluşumu sırasında kaynak banyosunu atmosferde bulunan hidrojen, oksijen ve azotun kaynak bileşimine oluşabilecek etkisini korumaktır. Koruyucu gazlar ayrıca ark kararlılığını sağlar. Gaz altı kaynaklarında kaynak sırasında metal transferi oluşması için ek etki yapar, kaynağın damla şeklini (MIG-MAG) ve nüfuziyet biçimini de etkiler. Koruyucu gazın türü ve bileşimi büyük çapta akım ileten ark sütununun kesitini ve dolayısıyla da elektrottan ergime sonucu damlacıkları oluşturan kuvvetin şiddet ve doğrultusunu etkiler. Bu da kaynak işleminin yapılabilirliğine ve kalitesine de etki eder (Lyttle 1998).

4.1 Koruyucu Gazların Temel Özellikleri

Bilindiği gibi soy gazlar diğer elementlerin atomları ile elektron alışverişinde bulunmazlar ve herhangi bir koşulda onlarla reaksiyona girmezler. Bundan dolayı gazaltı

kaynak yöntemlerinin ilk geliştirildiği yıllarda koruyucu gaz olarak helyum ve argon gibi soy gazlar kullanılmıştır. Ancak günümüzde soy gazların yerine aktif gazlar ve aktif - soy gaz karışımlarında yaygın olarak kullanılmakta ve olumlu sonuçlar alınmaktadır.

Monoatomik bir gaz olan ve genellikle havanın sıkıştırılarak oksijen ile azotun ayrıştırıldığı tesislerde yan ürün olarak elde edilen argon, sıvı metaller içinde çözünmez ve yoğunluğu havadan yüksek olduğundan özellikle yatay kaynak pozisyonlarında etkin bir örtü oluşturarak kaynak banyosunu çok iyi bir şekilde korur.

Argon ve argon içeren gazlar düşük iyonizasyon potansiyeline sahip olup arkın tutuşması çok kolaydır ve alternatif akımla alüminyum ile magnezyum kaynağında çok üstün oksit temizleme etkisi gösterir.

Sürekli elektrik boşalması kaynak arkı olarak adlandırılır. Bu elektrik boşalması ark plazması adı verilen taşıyıcı bir vasıta tarafından oluşturulur ve muhafaza edilir. Plazma, elektron, iyon, nötral atom, foton, uyarılmış atom ve moleküllerinin karışımıdır (Karadeniz 1990). Plazmanın oluşması ve yapısı, kaynakta kullanılan koruyucu gazın özelliklerine bağlıdır. Tablo 4.1’de gazaltı kaynağında kullanılan gazların ana özellikleri gösterilmiştir (Larson 1990)

Tablo 4.1. Gazaltı kaynağında kullanılan koruyucu gazların özellikleri (Yıldız, Gür, 2009)

Gaz	Kimyasal Sembolü	Moleküler Ağırlığı	Özgül Ağırlığı	Yoğunluk		İyonizasyon Enerjisi	Buharlaşma Sıcaklığı °C	Kaynak Sırasında Gazın Davranışı
				g / ft ³	g / L			
Argon	Ar	39,95	1,39	0,1114	1,784	15,7	—185.9	Soy
Karbondiyoksit	CO ₂	44,04	1,53	0,1235	1,978	14,4	—268.9	Oksitleyici
Helyum	He	4,00	0,1368	0,0111	0,178	24,5	—78.5 *	Soy
Hidrojen	H ₂	2,016	0,0596	0,0056	0,090	13,5	—183.0	Redükleyici
Azot	N ₂	28,01	0,967	0,782	12,5	14,5	—195.8	Reaksiyona Girer **
Oksijen	O ₂	32,00	1,105	0,0892	1,43	13,2	—252.8	Oksitleyici
* Süblimasyon Sıcaklığı (Katı halden buhar haline direkt geçiş)								
** Azotun davranışı malzemeye göre değişir, olası negatif etki göz önüne alınmalıdır.								

4.2. Koruyucu Gazlar

4.2.1. Saf Koruyucu Gazlar

4.2.1.1. Argon (Ar) Koruyucu Gazı

Argon gazı inert gaz olarak kaynak banyosunda banyoyu havanın etkisinde koruma görevini üstlenir. Arkın kararlı olmasını da sağlar. Saf olarak demir dışı metallerin

kaynağında kullanılır. Ar gazının fiziksel özellikleri Tablo 4.2’de verilmiştir (www.habas.com.tr).

Tablo 4.2. Argon gazının temel özellikleri

Özellik	Değeri
Moleküler Ağırlık	39.948
Kaynama Noktası (1 atm)	-185.7 °C
Yoğunluk (likit, 1 atm)	1.49 kg/l
Spesifik Isı (b.pt)	0.124 J/g °C
Buharlaşma Isısı	6469 Joule/mol @ normal bp
Yoğunluk, gaz (15 °C ,1atm)	1.69 kg/m ³
Hacimsel Genleşme (likitten gaza, atm)	846
Spesifik ağırlık, gaz (Hava:1)	1.38
Kritik Sıcaklık	-122.3 °C
Kritik Basınç	48 atm

Saf Ar genellikle alüminyum, nikel, bakır, magnezyum, titanyum ve bu metallerin alaşımları gibi metal ve alaşımların kaynağında kullanılır. Bu metaller birbirine kaynak edildiği zaman, argon kaynağa en iyi ark kararlılığı, penetrasyon ve damla profili verir. Düşük iyonizasyon enerjisiyle kolay ark başlangıcı (ateşleme) sağlar. Ar küçük bir alan üzerine yüksek ark enerjisi nedeniyle parmak şeklinde bir penetrasyon sağlayan yüksek akım yoğunluğuna sahip sıkıştırılmış bir ark kolonu oluşturur. Düşük ısıl iletkenliği sayesinde sprey transferi oluşturur. Ayrıca malzeme çarpılmalarının (distorsiyon) veya süreksizliklerinin kontrolünde de kullanılır.

Argon gazında oluşan arkın gerilim düşümünün az, ayrıca ısı iletim kabiliyetinin az olması sebebiyle; dikişin merkezinde nüfuziyet derin, kenarlarda ise daha azdır. Özellikle alüminyum ve bakır gibi demir dışı metallerin kaynağında geniş kullanım alanına sahip olan argon gazı çeliklerin kaynağında ancak başka gazlar ile karıştırıldığında iyi sonuç vermektedir.

Atmosferde çok az bulunan ve ancak doğal gazlardan ve helyum içerikli bazı minerallerden ayrıştırılarak elde edilebilen helyum gazı en hafif monoatomik gazlardan birisi olup, argona göre 10 kez daha hafiftir. Bundan dolayı kaynak sırasında etkin bir konuma sağlanması için gerekli gaz sarfiyatı artmaktadır. Ancak helyum gazının ısı iletiminin yüksek ve oluşan arkın daha yüksek enerjili olması sebebiyle daha geniş ve derin nüfuziyetli kaynak dikişleri elde edilmekte, özellikle yüksek hızda çalışan mekanizma kaynak uygulamalarında tercih edilmektedir.

Uygulamada ise hem ekonomik hem de teknolojik nedenlerden dolayı istenilen kaynak bağlantısı özelliklerine göre değişen oranlarda argon – helyum gazı karışımları yaygın olarak kullanılmaktadır.

4.2.1.2. Helyum (He) Koruyucu Gazı

Helyum gazının kaynakta kullanımı, argona göre daha yüksek ısı iletimi nedeniyle kaynakta nüfuziyet ve dikiş kesit profilini daha iyi yönde etkilemektedir. Bununla beraber çok hafif bir gaz olduğundan kaynak banyosunu örtebilmek için birim miktar argona nazaran yaklaşık üç kat fazla helyum sarfiyatı olması, birim fiyatının oldukça yüksek olması nedeniyle kullanımı yaygın değildir. He gazının temel özellikleri Tablo 4.3’de verilmiştir (www.habas.com.tr).

Bir asal gaz atmosferi korumasında helyum yüksek ısıl iletkenliğinden dolayı, ana malzemeye ek bir ısı sağlar. Helyumun iyonizasyon enerjisi (24,6 eV) argonla (15,8 eV) kıyaslandığında çok büyüktür. Bunun sonucu olarak helyumun yüksek bir ark sıcaklığı olduğu düşünülmektedir, fakat maalesef deneysel uygulamalarda görülmüştür ki helyumun kaynak arkında yüksek bir sıcaklık yoktur, varsa bile koruyucu gaz olarak kullanıldığı zamanlarda çok aşırı bir gerilme etkisi açığa çıkmamaktadır (Eager, 1990). Argonun aksine helyum havadan daha hafiftir. Yüksek ısıl iletkenliği ve yüksek iyonizasyon enerjisiyle ana malzeme yüzeyine daha fazla ısı transferinin yapılmasını sağlar ve böylece arkın nüfuziyet miktarını artırır. Pek çok uygulamalarda yüksek kaynak hızlarının kullanımını mümkün kılar.

Tablo.4.3. Helyum gazının temel özellikleri

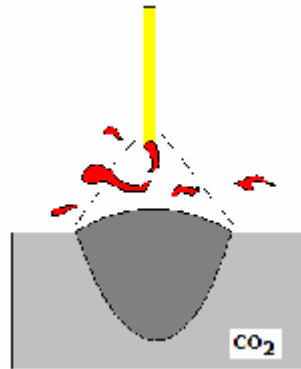
Özellik	Değeri
Moleküler Ağırlık	4.00
Kaynama Noktası (1 atm)	-268.9 °C
Yoğunluk, likit (b.pt)	0.125 kg/l
Yoğunluk, gaz (b.pt., 1 atm)	0.169 kg/m ³
Özgül Isı (b.pt)	3.41 J/gm °C
Hacimsel Genleşme (likitten gaza, 1 atm)	740
Özgül ağırlık, gaz (Helyum/Hava:1)	0.14
Kritik Sıcaklık	-268°C
Kritik Basınç	2.28 atm

4.2.1.3. Karbondioksit (CO₂) Koruyucu Gazı

Karbondioksit gazı aktif bir gaz olup kaynakta nüfuziyeti artırır. Tek başına kullanılırken gaz akış hızının fazla ayarlanması durumunda karbondioksit karı (kurubuz)

taneleri regülatörü tıkayacağından, kaynak banyosunun yeterli örtülememesi yüzünden kaynakta gözenekler oluşur. Debinin uygun ayarlanması ile birlikte kaynak için özel hazırlanmış ısıtıcılar kullanılarak bu problemin önüne geçilebilir. Karbondioksit diğer gazlara nazaran daha düşük fiyatlı görünse de tel sarfiyatı, kaynak kontrolündeki güçlükler ve hızdaki düşme, oluşan aşırı sıçramaların kaynak sonrasında mekanik olarak giderilme işçiliği göz önüne alındığında, gerçekte kaynak maliyetini yükseltmektedir. Bu nedenle saf karbondioksitin kaynak uygulamalarında kullanımı gittikçe yerini gaz karışımlarına bırakmakta, karbondioksit karışım gazları içerisinde kontrollü oranlarda kullanılarak nüfuziyet etkisinden faydalanılmaktadır.

Karbondioksit reaktif bir gazdır ve genellikle yalnızca karbonlu çelikleri birleştirme işlemlerinde kullanılır. Çok kolay elde edilir ve diğer gazlara nazaran ucuzdur. Genellikle yapı çeliklerinin kaynağında önem taşır. Çok iyi nüfuziyet sağlar ve yüksek kaynak hızlarına ulaşılabilir (Chiarelli v.d. 1999). Kaynak metali birikim verimi düşüktür çünkü karbondioksit sprej transfere izin vermez. Sıçrama miktarı ve duman oranları argon gazıyla yapılan kaynaktan daha yüksektir. Kaynak dikişi yüzeyi daha oksitli ve pürüzlü bir şekildedir. Karbondioksit yüksek iyonizasyon enerjisi ve yüksek ısılarda çok büyük ergime hızı ve nüfuziyet sağlar. Ark genellikle kararlıdır ve metal transfer şekli damlasal transferdir. Karbondioksit, MIG/MAG kaynağı işlemlerinde kullanılır. Karbondioksit gazının metal geçiş formuna etkisi Şekil 4.1’te görülmektedir.



Şekil 4.1. Karbondioksit gazının metal geçiş formuna etkisi (MIG/MAG kaynağı)

Karbonun yanması sonucu oluşan ve endüstriyel çapta, yanıcı gazların, akaryakıt ile kokun yanma ürünü olarak, kireç taşının kalsinasyonu, amonyak üretimi, alkolün fermantasyonunda yan ürün olarak elde edilen karbondioksit bazı yerlerde ise kuyulardan doğrudan sağlanır. Birçok aktif gazın kaynak işleminde koruyucu gaz olarak kullanılmamasına karşın, argon ve helyum gibi soy olmayan, renksiz, kokusuz, özgül

ağırlığı 1.977 kg/m^3 (havanın 1,5 katı) olan karbondioksit gazı; sunduğu çok sayıdaki üstünlük sayesinde az alaşımlı ve yalın karbonlu çeliklerin kaynağında çok geniş bir uygulama alanı bulmuştur. Genel olarak basınçlı tüplerden çekilerek kullanılan CO_2 gazının tüp içerisinde büyük bölümü sıvı halde olup sıvının $1/3$ ' lük kısmında buharlaşmış CO_2 gaz fazında bulunur. Tüpten gaz çekildikçe basınç düşer ve bir miktar daha sıvı CO_2 buharlaşarak basıncı normale döndürür. Ancak buharlaşma esnasında buharlaşma ısısına gerek duyulur ve bu da atmosferden sağlanır. Bundan dolayı yüksek miktarda CO_2 çekilmemelidir, aksi durumda sıcaklık ani olarak düşerek sıvı karbondioksit zerreciklerinin karbondioksit karına dönüşmesi ve çıkış borusu ile basınç düşürme tertibatını tıkaması kaçınılmazdır. Yüksek debilerde gaz çekilmesi gereken durumlarda birden fazla tüpün bir manifold ile bağlanarak kullanılması, soğuk ortamlarda ise çıkış ağzlarının tıkanmaması için elektrikli ısıtıcı kullanılmasında fayda vardır. Tüp içerisindeki CO_2 'nin büyük bölümünün sıvı olması sebebiyle tüpler hiç bir zaman eğik veya yatay konumda kullanılmamalı, sürekli dik pozisyonda tutulmalıdır.

Karbondioksit, argon gibi monoatomik ve soy bir gaz olmadığından arkın yüksek sıcaklıklarında karbonmonoksit ile oksijene ayrışır, iyonize olan gazlar kaynak banyosuna gelerek bir miktar tekrar karbondioksit haline geçer ve böylece almış olduğu ısıyı tekrar verir, ki bu da dikişte nüfuziyetin artmasına neden olur. Serbest kalan oksijenin bir miktarı demirle birleşerek oluşan demir oksit mangan ve silisyum gibi elementlerle redüklenir. Kaynak banyosundaki mangan ve silisyum kaybı ise telin birleşimi tarafından karşılanır.

4.2.2. İkili Koruyucu Gaz Karışımları

Gazaltı kaynak yöntemlerinde koruyucu gazın seçiminde birleştirilecek metallerin özelliklerinin yanı sıra koruyucu gazın ekonomikliği ile kaynak sırasındaki özellikleri göz önüne alınmaktadır. Her gazın ayrışma enerjileri, iyonizasyon potansiyelleri, yoğunlukları, ısı ile elektrik iletkenliği, maliyetleri ve bunun sonucu olarak da arkın oluşumu, ark atmosferinin karakteri, kaynak sırasındaki davranışı, ark içinde malzeme taşınımı ve kaynak dikişinin formu farklılıklar göstermektedir.

Sadece bir gazın kullanımında gazların her biri birtakım üstünlükler ve aynı zamanda sınırlamalar gösterdiklerinden günümüzde gazların üstün özelliklerini optimize ederek sınırlamaları en aza indirecek karışım gazlar kullanılmakta, karışım oranları birleştirilecek metaller ile kaynaktan istenen özelliklere göre ayarlanmaktadır.

Argon ve helyum gibi soy gazların oluşturdukları ark atmosferi nötr bir karakter göstermesine karşın, argon gazına oksijen ve karbondioksit gibi aktif bir gazın karıştırılması ile oksitleyici, hidrojen gazının karıştırılması ile redükleyici bir gaz atmosferi oluşturulabilir.

Karışım gazlar kullanılırken dikkat edilecek husus tüpün içinde farklı yoğunlukta ve bazı durumlarda ise bir bileşenin sıvı halde bulunması sebebiyle uzun süre kullanılmadıkları durumlarda kullanıma başlamadan önce tüpün yuvarlanarak çalkalanması ve gaz karışımının homojen hale getirilmesinin gerekliliğidir. Çeşitli bileşimde karışım gaz tüketiminin çok fazla olduğu işyerlerinde tüp içinde hazır karışım gazlar yerine gaz mikserleri kullanılarak karışım gazın istenen bileşimde kaynaktan önce hazırlanması daha ekonomik ve etkin sonuçlar vermektedir.

4.2.2.1. Argon (Ar) – Oksijen (O₂) Karışımları

Argona küçük miktarda oksijen eklenmesi kaynak arkının büyük oranda stabilitesini arttırır. Oksijen, düşük alaşımlı çeliklerde karışım içerisine sınırlı oranlarda konulduğunda kaynak ortamının yüzey gerilimini düşürmekte ve ona akıcılık kazandırmaktadır, dolayısıyla damla sayısını yükseltmektedir. Paslanmaz malzemelerin kaynağında argonun içinde % 1-2 oranında bulunması kararlı ark oluşumunu sağlar. O₂ gazının temel özellikleri Tablo 4.5’de verilmiştir (www.habas.com.tr)

Sprey, geçiş akımını düşürür ve damla şeklini etkiler. Kaynak banyosu çok akışkandır ve uzun süre ergiyik halde durur ve kaynak sıvısının kenarlara doğru akmasını sağlar. (şekil 4.4 a) (EN 439, 1990) en yaygın olarak argon içerisinde oksijen farklı oranlarda bulunur. Oksijen miktarının atması ark kararlılığını arttırır ve kaynak banyosunun akışkanlığının artmasıyla çok yüksek hızlarda kaynak yapabilmeyi mümkün kılar. Fakat oksijen oranı arttırıldığında, özellikle % 5 ‘in üzerine çıkıldığında, alaşım elementi kaybı ve büyük oranda dikiş altı çatlağı oluşma olasılığı artar. MIG/MAG yönteminde spre transfer damla geçişinde küçük miktardaki oksijen ilaveleri sırantısız kaynak yapılmasını sağlamak maksadıyla kullanılır.

Tablo.4.4. Oksijen gazının temel özellikleri

Özellikleri	Değeri
Moleküler Ağırlık	31.9988
Kaynama Noktası (1 atm)	-182.962 °C
Yoğunluk (likit, -183 °C , 1 atm)	1.14 kg/l
Özgül Isı	0.219 J/gm °C
Buharlaşma Isısı	50.9 cal/g
Yoğunluk (gaz,15 °C , 1 atm)	1.355 kg/m ³
Hacimsel Genleşme (likitten gaza,1 atm)	860
Özgül ağırlık (gaz, hava=1)	1.11
Kritik Sıcaklık	-118.574 °C
Kritik Basınç	49.77 atm

Karışıma oksijen eklendiğinde damlaların boyutu küçülür ve birim zamanda kopan damla miktarı atar. Koruyucu gaza düşük miktarlarda oksijen eklenmesiyle MIG/MAG kaynaklarında taşınan damlacık miktarı artar, nüfuziyet oranı ve dikiş şekli düzelir. Genellikle düşük oranlardaki oksijen eklenmiş gazlar demirsiz metallerde kullanılır. Örneğin. NASA % 1 oksijen eklenmiş koruyucu gazların alüminyum plakalarda çok temiz bir dikiş oluşturduğunu bildirmiştir (www.esabna.com).

4.2.2.1.1. Argon (Ar) - % 1 Oksijen (O₂) Karışımları

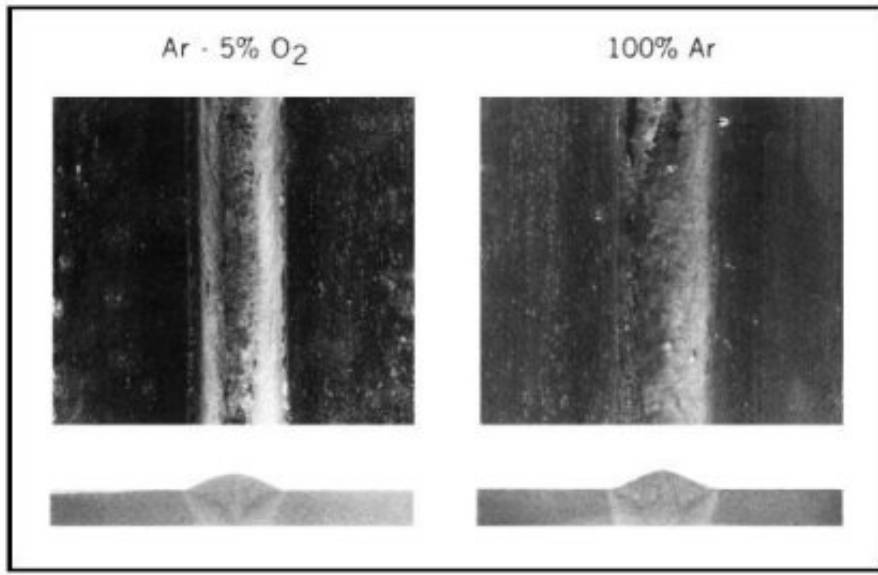
Paslanmaz çeliklerin spray transferi için kullanılan ikili bir gaz karışımıdır. % 1 oksijen ilave edilmiş gaz karışımı genellikle istikrarlı ark sağlar, damlacık oranı artar. Dolayısıyla kaynak dikişi görünüşü düzgün ve nüfuziyetli olur.

4.2.2.1.2. Argon (Ar) - % 2 Oksijen (O₂) Karışımları

Bu ikili karışım genellikle paslanmaz çelikler, sade karbonlu çelikler ve yüksek karbonlu çeliklerin ark kaynaklarında kullanılır. % 1 oksijen eklenmiş koruyucu gaz karışımı kaynaklı birleştirmede nüfuziyet sağlar. % 1 – 2 oranında oksijen ilavesi kaynak dikişinin mekanik özelliklerine ve korozyon dayanımına eşit miktarda etki yapar.

4.2.2.1.3. Argon (Ar) - % 5 Oksijen (O₂) Karışımları

Bu karışımlarda kaynak banyosu çok akıcıdır. Buna rağmen kaynak banyosu kontrol edilebilir. Argon-oksijen gaz karışımları çok sık kullanılır ve genellikle karbonlu çeliklerin kaynağında önem taşır. Koruyucu gaza ilave edilen oksijen miktarının artmasıyla kaynak hızı da artar. Şekil 4.2’de oksijen eklenmiş kaynak dikişleri görülmektedir (www.esabna.com).



Şekil 4.2. Ar ve Ar+O₂ koruyucu gaz atmosferinin kaynak dikişin yapısı

4.2.2.1.4. Argon (Ar) - % 8–12 Oksijen (O₂) Karışımları

Bu gaz karışımları genellikle Almanya’da kullanılır. Bu karışım son yıllarda Amerika’da hem % 8 ve % 12 oranlarında yüzey işlemlerinde kullanılmaktadır. Esas uygulamaları genellikle tek pasolu kaynaklar olmakla birlikte, iki pasolu uygulamalarda da kullanıldığı rapor edilmektedir. Bu gazların yüksek oksidasyon özelliği vardır. Dolayısıyla bu gazlar genellikle yüksek alaşımlı tellerde değer taşır. Yüksek kaynak banyosu akıcılığı ve düşük sprey taşınımı nedeniyle kaynak uygulamalarında bu özelliklerinden dolayı bazı avantajları vardır.

4.2.2.1.5. Argon (Ar) - % 12-25 Oksijen (O₂) Karışımları

Günümüzde endüstride kullanılan çok zengin oksijen seviyelerine sahip bu gaz karışımları %12 – % 25 O₂ arasındaki değerlerle sınırlandırılır. Bu gaz karakteristik olarak kaynak dikişinde çok büyük kaynak banyosu oluşturur. Ağır bir curuf tabakası kaynak dikişinin üzerinde oluşur ve bu tabaka çok zor sökülür. Ultrasonik kaynak yöntemlerinde % 25 oranında kullanılabilir ve gözenek oluşmaz ya da çok az oluşur. Curuf tabakası kaldırıldığında kaynak dikişinde bir bütünlük oluştuğu gözlenir.

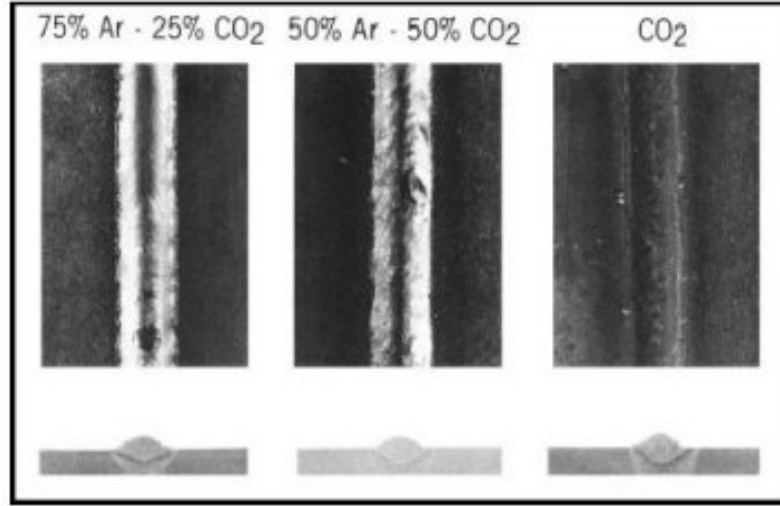
4.2.2.2. Argon (Ar) – Karbondioksit (CO₂) Karışımları

Karbondioksit, koruyucu gaz karışımına ark kararlılığını arttırmak ve kaynak banyosunun akışkanlığını yükseltmek maksadıyla eklenir. Özellikle karbonlu ve düşük alaşımlı çelikler ve sınırlı miktarda paslanmaz çelikler için kullanılır. Argona karbondioksit eklenmesi, oksijen eklenmesiyle aynı etkileri verir, fakat karbondioksit miktarı arttırıldığında oluşacak penetrasyon şeklinde bir artış olacaktır (Şekil 4.4.b). Sprey transferi için en yaygın karışımlar Argon içine % 5–8–10 veya 13 ile 18 karbonbioksit eklenmesiyle elde edilir. Karbondioksit oranının artmasıyla çok akışkan olan kaynak banyosu, yüksek kaynak hızlarına izin verir. Yüksek oranlarda karbondioksit içeren karışımlar (genellikle argon içinde % 20–25 karbondioksit bulunur) kısa devre transferinde kullanılır. Karbondioksit yüksek ısı iletkenliği (içindeki elemanların ayrışması ve rekombinasyonundan dolayı) sayesinde ana malzemeye argonun taşıdığı ısı miktarından daha fazlasını transfer eder. Şekil.4.3'te argona ilava edilmiş karbondioksit gazının kaynak dikişine etkisi görülmektedir. Karbondioksit argonun sağladığı penetrasyona göre geniş bir penetrasyon alanı sağlar, ancak ana malzemede distorsiyon ve süreksizlikler oluşma olasılığını arttırır (Carry, 1989).

Yalın karbonlu çeliklerin CO₂ gazı altında kaynağının ekonomik olarak çok uygun olmasına karşın; düzgün olmayan kaynak dikiş yüzeyleri, bazı durumlarda olumsuz etki yaratan derin nüfuziyet ve arkta metal taşınım türünün etkisiyle ortaya çıkan aşırı sıçrama sonucu kaynak kalitesi düşmekte, kaynak metali verimi ve sıçramaların temizlenmesi işlemi nedeniyle ek maliyetler getirmektedir.

4.2.2.2.1. Argon (Ar) - % 3 -10 Karbondioksit (CO₂) Karışımları

Bu karışımlar ince karbonlu çeliklerin kısa pasolarla kaynak edilmesi ve spray ark kaynak yöntemlerinde kullanılır. Çünkü karışım bu tip ark kaynak yöntemlerinde kısa süreli ark oluşumlarında başarılıdır. % 5 CO₂ karbondioksit karışımları darbeli gazaltı kaynak yöntemlerinde, düşük karbonlu çeliklerin tavan ve dik kaynak yöntemlerinde kullanılır (www.esabna.com).



Şekil 4.3. CO₂ ve Ar+CO₂ gazının gazaltı kaynağında kaynak dikişine etkisi

Argona % 1 – 5 civarında oksijen ilavesi arkın stabilizasyonunu iyileştirmekte, sıçrantıyı en aza indirmekte ve bunun yanında spreyci metal taşınımı karakteristiğini korumaktadır. Oksijen katkısı daha derin nüfuziyetin ve daha düzgün bir dikiş profilinin oluşmasına olanak verdiği gibi saf argon kullanımı durumunda çeliklerin kaynağında karşılaşılan yanma oluklarının oluşumunu ortadan kaldırmaktadır. Çeliklerin oksit giderilerek yapılan kaynağında % 5 O₂ içeren Ar kullanımı ile çok iyi sonuç alınmaktadır.

4.2.2.2. Argon (Ar) - % 11 -20 Karbondioksit (CO₂) Karışımları

Bu gaz karışımı genellikle yüksek kaynak hızında gazaltı kaynak yöntemlerinde ince levhaların kaynağında kullanılır. Çoğunlukla karbonlu ve düşük karbonlu çeliklerin kaynağında önemlidir. Bu oranlardaki CO₂ karışımı ince levha kaynaklarında ölçülen en ideal karışımdır. Kaynak hızı ve maksimum yığılma oranı bu oranda gazaltı kaynak yöntemlerinde (MIG/MAG) maksimuma çıkar. Düşük CO₂ gaz karışımı kaynağa serpintiyi azaltır.

CO₂ oranı % 20'nin altına inmeye başladığında belirli bir akım şiddeti ve ark gerilimi aralığında spreyci metal taşınımı gerçekleşir. Ar/CO₂ oranını değiştirerek arkta metal taşınım türünü ve kaynak nüfuziyet profilini kontrol altında tutma olanağı vardır. Argona oksijen ve karbondioksit gazlarının karıştırılması ile oluşan ekzoterm oksitlenme reaksiyonu sonucunda kaynak banyosunun sıcaklığı yükselir, yüzey gerilimi zayıflar, böylece kaynak banyosunun akıcılığı yükseltilmiş ve gazı giderilmiş olur (www.xengineer.net).

4.2.2.2.3. Argon (Ar) - % 21 -25 Karbondioksit (CO₂) (C-25) Karışımları

Bu oranın genellikle gazaltı kaynak yöntemlerinde orta karbonlu çeliğin kaynağında kısa ark aralığı mesafelerinde kullanıldığı bilinir. Bu gazlar öncelikle 0,30 ve 0,35 in çapında kısa devre frekansı teller için formülize edilmiş, ancak ama yıllar boyunca defacto standartlarında birçok kaynak telinde de sık sık kullanılmıştır. Bu karışım yüksek iletkenliğinden dolayı yüksek akım uygulamalarının gerektiği ağır metallerde uygun ark kararlılığı, ark banyosu kontrolü ve güzel kaynak dikişi görüntüsü vermektedir (Şekil 4.3).

4.2.2.2.4 Argon (Ar) - % 50 Karbondioksit (CO₂) Karışımları

Bu karışım genellikle yüksek ısı girdisi ve derin nüfuziyet istenen yerlerde kullanılır. Kaynak metotları için tavsiye edilen malzeme kalınlığı genellikle 3,2 mm'dir. Bu karışım boruların kaynağında kullanılan kısa ark transferi kaynakları için çok popüler bir gazdır. İyi nüfuziyet, düşük akışkanlığa sahip kaynak banyosu düşük akışkanlığından dolayı iyi kaynak dikişleri olduğundan, boru kaynaklarında tercih edilmektedirler. İnce cidarlı malzemelerde kaynak yaparken bu gazlar yanıcı olduğundan malzeme boyunca yanarak geçemeye eğilimlidirler. Yüksek akımlarda kaynak yapıldığında metal transferi önceki karışımlardan daha çok, saf CO₂ gazına benzer fakat argon ilave edildiği için kaynak sırasında oluşan sıçramalar saf CO₂'ye göre daha azdır (Şekil 4.3)

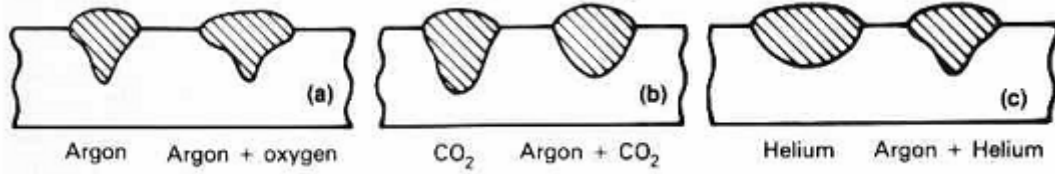
4.2.2.2.5.Argon (Ar) - % 75 Karbondioksit (CO₂) Karışımları

% 75 CO₂ karışımları çoğu zaman kalın cidarlı boruların kaynağında en uygun nüfuziyet ve birleşmeyi sağlamak için kullanılır. Karışıma argon ilave edildiğinden ark kararlılığı korunur ve sıçrama kontrol altına alınabilir.

Karbondioksit gazına % 30'u aşan oranlarda Ar katılması sıçrama kaybını azaltmakta, argona % 20'yi aşan miktarda CO ilavesi ile metal taşınımının kısa devreli veya iri damlalı olarak gerçekleşmesine neden olmaktadır. CO₂ miktarının artması sıçramayı şiddetlendiren ve daha yuvarlak nüfuziyet profil oluşmasını sağlayan arktaki yanıl kuvvetlerin şiddetlenmesine neden olur.

4.2.2.3. Argon (Ar) – Helyum (He) Karışımları

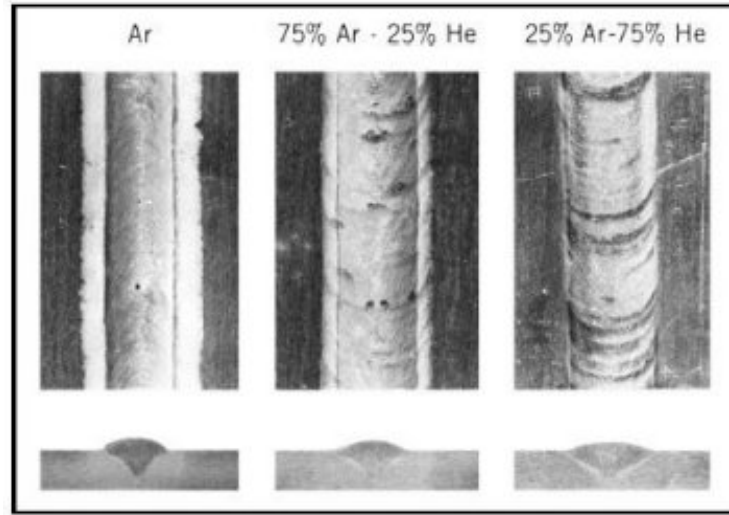
Her iki gazın da avantajlarından yararlanabilmek için argon sık sık helyum ile karıştırılır. Bu karışımlar genellikle demir dışı alüminyum, bakır ve nikel gibi metallerin kaynağında kullanılır. Helyum ana malzeme üzerine gönderilen ısıyı arttırır. Böylece ısıl iletkenliğe sahip kalın levhaların birleştirilmesini kolaylaştırır. Helyum oranı arttıkça ark voltajı, sıçrama miktarı ve kaynak genişliliğinin nüfuziyette oranı artar (Şekil 4.4.c).



Şekil 4.4. Doğru akım elektrot pozitif kutupta kullanılarak yapılan kaynaklarda kaynak profili üzerine koruyucu gaz karışımlarının etkisi(a- Ar ve Ar+O₂, b- CO₂ ve CO₂+Ar, c- He He+Ar)

En çok kullanılan argon-helyum gaz karışımları içinde %25–50 ve 75 helyum bulunanlardır. Helyumun en yüksek oranlardaki karışımı, kalın (50 mm veya 2 inç) plakalarda özellikle alüminyum ve bakır malzemelerin kaynağında kullanılır. Yüksek kaynak hızları helyum miktarının arttığı gaz karışımlarıyla elde edilir.

Yüzdelik oranına bakılmaksızın argon-helyum gaz karışımları alüminyum, bakır, nikel alaşımları ve reaktif metaller gibi demir dışı metallerin kaynağında kullanılır. Gazaltı kaynak yöntemlerinde kullanılan bu gazların, argonun olumlu karakteristiğinden dolayı ısı ve voltajı yükselten çeşitli kombinizasyonları vardır. Genellikle ağır metaller yüksek orandaki helyumla kaynak edilir. Helyumun % 10'dan daha az yüzdelik dilimlerinin kaynağın mekanik ve ark özelliklerine olumlu etkisi vardır. Karışımdaki helyum oranı arttıkça, ark voltajı, ark sıçraması ve nüfuziyet artarken gözeneklilik azalır. Saf helyum gazı nüfuziyeti genişletir, fakat nüfuziyetin derinliğine etkisini azaltır. Ancak ark kararlılığı yüksektir (Şekil 4.5).



Şekil 4.5. Argon ve Ar+He gazının gazaltı kaynağında kaynak dikişine etkisi

4.2.2.3.1. Argon–25% He (HE–25) Karışımları

Bu gaz karışımı, alüminyumun kaynağında nüfuziyeti arttırmak için ve güzel kaynak dikişini oluşturmak için kullanılır (www.esabna.com).

4.2.2.3.2. Argon–75% He (HE–75) Karışımları

Bu karışım alüminyumun düz kaynağında 25 mm’den daha büyük mekanik kaynaklarında çok geniş kullanım alanına sahiptir. % 75 He oranına sahip bu gaz; bakırın kaynağında ısı iletkenliği düşürür, kaynaktaki ısı girişini yükseltir ve gözenekliliği azaltır.

4.2.2.3.3. Argon–90% He (HE–90) Karışımları

Bu karışım 12 mm’nin üzerindeki bakır ve 75 mm’nin üzerindeki alüminyumun kaynağında kullanılır. Bu karışım ısı girişini yükseltir ve kaynamayı kolaylaştırıp iyi bir X-ray kalitesi sağlar. Bu gazlar ayrıca yüksek nikel oranına sahip metallerin kısa devre metal transferi kaynaklarında kullanılır.

4.2.2.4. Argon (Ar) – Azot (N₂) Karışımları

Koruyucu gazların amacı, kaynak dikişini atmosferin zararlı etkilerinden korumaktır. Atmosferde % 77 azot, % 21 oksijen ve % 1 oranında karbondioksit ve argon gibi gazlar bulunur. Koruyucu gazın kimyasal ve fiziksel özellikleri koruyuculuk etkisini belirler. Koruyucu gaz, tanım olarak, kaynak metali ile çevresi arasındaki istenmeyen

reaksiyonları engeller. Azot, aktif metallerle (Ti, Al, Ta, Cr, V, Mo, Nb, Si gibi) bileşik yapar. Diğer metallerde ise belirli oranlara kadar çözünür (Fe, Mn, W gibi). TIG ve Plazma Tungsten Ark kaynak yöntemlerinde tungsten elektrodunu oksitlenmekten ancak argon ve helyum gibi asal gazlar koruyabilir. Bu gazlara eklenecek olan çok az miktarda azot elektroda zarar vermez ve bazı durumlarda da kaynak özelliklerini iyileştirir. Kaynak metali ergimiş durumdayken azot gazlarının çözünürlüğü yüksektir. Ancak, kaynak metali soğuduğu zaman çözünürlükleri hızla azalır ve fazla miktardaki gazlar dışarı atılır. Eğer, bu gazlar soğuma sırasında çekirdeklenmişlerse metalin içinden dışarı çıkamazlar ve gaz boşluğu şeklinde kaynak hatası oluştururlar. Bu oluşum, kaynak işlemi uygulanan metale göre değişmektedir. Gaz boşluğu riski, hidrojenin alüminyum içerisinde, azot ise çelik içerisinde aynı etkiyi gösterir. Kaynak şartlarında çözünen gaz miktarı denge şartlarından (15 °C) çok daha yüksektir. Argon % 1–2–3–4–5 ve 8 oranında ilave edilen azot PTA kaynaklarında ısı geçirgenliği arttırarak keyhole tarzı kaynak yöntemlerinde nüfuziyeti arttırır. Argon- azot karışımı gazlar PTA kaynaklarında % 0,5–3 N₂ sınırlarda plazma gazı olarak kullanılabilirler. Buna ilave olarak, gaz miktarı diğer alaşım elementi ve arktaki diğer gazlardan etkilenir. Oksijen ve hidrojen; azotun çelik içindeki çözünürlüğünü etkiler. N₂ gazının temel özellikleri Tablo 4.4’de verilmiştir.

Argonun içine küçük miktarlarda karıştırılmasıyla (% 1) 347 tipi paslanmaz çeliklerde kaynak dikişlerinde tamamen ostenitik mikro yapılar oluşturulur. Nitrojen konsantrasyonu % 1,5–3 arasında kullanılır. % 10 ‘un üzerinde eklendiğinde ultrasonik kaynak yöntemlerinde rahatlıkla kullanılabilir. % 2 ‘nin üzerinde N₂ eklenmesiyle gazaltı kaynak yöntemlerinde orta karbonlu çeliklerde tek pasoda kaynak dikişinde gözenek oluşur. % 0.5 N₂ ‘den daha az eklenmesiyle gazaltı kaynak yöntemlerinde birden fazla dikişlerde karbonlu çeliklerde gözeneklere neden olur. Düşük miktarlarda N₂, zengin Ar ilaveli Ar-N₂ karışımları gazaltı kaynak yöntemlerinde bakır ve alaşımlarında kullanılır fakat kaynak esnasında kaynak banyosundan sıçrama çok olur (www.esabna.com).

Tablo 4.5. N₂ gazının temel özellikleri

Özellik	Değeri
Moleküler Ağırlık	28.01
Kaynama Noktası(°C, 1 atm)	-195.8
Yoğunluk (likit, 1 atm)	0.8082 kg/l
Spesifik Isı	0.249
Kaynama Noktası	199 kJoule/kg @ normal
Yoğunluk, gaz (15 °C ,1atm)	1.185 kg/m ³
Hacimsel Genleşme	682
Özgül Ağırlık (gaz)	0.97
Kritik Sıcaklık	-147 °C
Kritik Basınç	33.5 atm

4.2.2.5. Argon (Ar)-Klor (Cl₂) Karışımları

Klor gazı döküm ve ingot halindeki ergiyik alüminyumun içinden hidrojeni kabarcıklar halinde çıkarır. Bu serbest gaz sıvı alüminyumdan dışarı çıkarılırken çok dikkat edilmelidir. Bazı Ar-Cl₂ gaz karışımları gazaltı kaynak yöntemlerinde gözenekliliğe sebep olur fakat işverenler bu karışımın olumlu sonuçlarını elde edemezler. Bundan başka, klorik asit klor gaz formunda olduğundan kaynak operatörlerinde ve yakın çevresindeki kişilerin solunum sisteminde hoşla gitmeyen ve ölüme kadar götürebilen zararlı etkiler bırakabilir. Sonuç olarak, Ar Cl₂ karışımları çok popüler değildir ve özel durumlar dışında yeterli güvenlik önlemleri alınmadığında kullanılması tavsiye edilen bir gaz karışımı değildir.

4.2.2.6. Argon (Ar) - Hidrojen (H₂) Karışımları

Hidrojen gazı, paslanmaz çeliklerin kaynağında ısı girdisi sağlayarak kaynak hızının artmasına sebep olur. Argon gazı ile birlikte karıştırılarak plazma kaynağında kullanılmaktadır. Hidrojen kırılabilirliğine duyarlı bazı paslanmaz çeliklerde kullanılamayacağı için dikkatli seçim yapılmalıdır. Alaşımlı çeliklerde ise hidrojen en istenmeyen gazlardan birisi olup hidrojen kırılabilirliğine yol açar. H₂ gazının temel özellikleri Tablo 4.6’da verilmiştir.

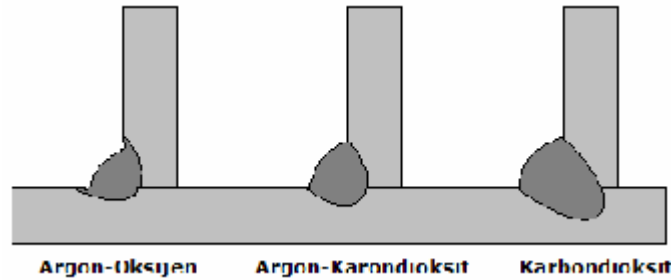
Tablo 4.6. H₂ gazının temel özellikleri

Özellik	Değeri
Moleküler Ağırlık	2,016
Kaynama Noktası (1 atm)	-252.87 °C
Yoğunluk,sıvı (b.pt)	0.071 kg/l
Özgül Isı (b.pt)	3.41 J/gm °C
Yoğunluk,gaz (b.pt.,1 atm)(15 °C, 1 atm)	0.0852 kg/m ³
Isıl kapasite	14.32 Joule/kg K
Özgül ağırlık, gaz (H ₂ / Hava:1)	0.07
Kritik Sıcaklık	-239.9 °C
Kritik Basınç	12.8 atm

4.2.3. Üçlü Koruyucu Gaz Karışımları

4.2.3.1. Argon (Ar)- Oksijen (O₂) – Karbondioksit (CO₂) Karışımları

Üç gaz içeren bu gaz karışımı kısa devre, damlasal ve sprej transfer şekillerinde kaynak yapabilmeyi mümkün kılmaktadır. Bu karışımları doğru kullanmak için üreticilerin tavsiyelerine uymak gerekir. Argon-Oksijen-Karbondioksit karışımları karbonlu ve alaşımlı çeliklerin kaynağında kullanılır. Argona eklenen % 3- % 5 oranında oksijen ve % 20'ye kadar karbondioksit, metal sektöründe yaygın olarak kullanılır. Bu gazlar, optimum koruma ve sprej ark, kısa devre ve darbeli ark geçişi için uygun ark karakteristiği sağlar. Şekil 4.6'da argon, oksijen ve karbondioksit gazlarının kaynak dikişine etkileri göstermektedir.

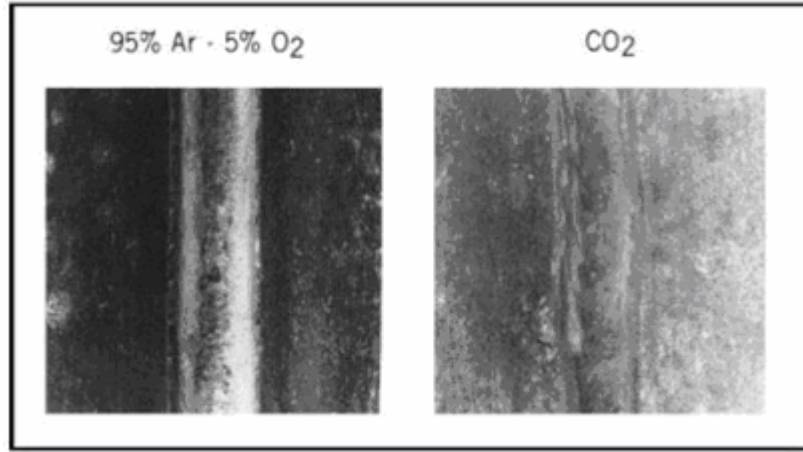


Şekil 4.6. Argon, oksijen ve karbondioksit gazlarının kaynak dikişine etkileri

Bazı üçlü karışımlarda ark karakteristiğinin optimizasyonu ve istenen metal transfer mekanizması bu gaz karışımlarına bağlıdır. (Şekil 4.7.)

4.2.3.1.1. Argon (Ar) - % 5–10 Karbondioksit (CO₂) - % 1–3 Oksijen (O₂) Karışımları

Son yıllarda popülaritesi artan bu üçlü gaz karışımı A.B.D.'de endüstriyel uygulamalarda oldukça fazla kullanılmaktadır. Bu gazların esas avantajları orta karbonlu çelik, düşük karbonlu çelik ve paslanmaz çeliklerin ince levhalarında kullanılabilirliğinden dolayı çok yönlüdür.



Şekil 4.7. CO₂ ve Ar + % 5 O₂ gaz kombinasyonlarının gazaltı kaynağında kaynak dikişine etkisi

Orta karbonlu ve düşük karbonlu çeliklerde, bu karışımların mekanik özellikleri ve kaynak karakteristikleri iyidir. İnce meallerin kaynağında, 30-60 amper gibi düşük akım seviyelerinde ark kararlılığı ve kontrol edilebilirliği O₂'nin oluşturduğu bileşikler yardımıyla yapılır. Bu yardım, kaynak bölgesi içindeki toplam ısı girişinin az olmasıyla çarpılma ve kaynak dikişi boyunca ısı iletimi minimuma düşürür.

4.2.3.1.2. Argon - % 10–20 Karbondioksit (CO₂) - % 5 Oksijen (O₂) Karışımları

Bu karışım Amerika'da çok fazla kullanılmaz fakat Avrupa'da uygulama alanları mevcuttur. Bu karışım ürünü sıcak kısa devre ve sıvı ark banyosu karakteristiğine sahiptir, bazı faydaları vardır. Bazı kaynak tellerinin düşük kaynak banyosu oluşturma karakteristikleri, bu üçlü gaz karışımlarının yardımıyla gözle görülür iyi bir spray ark transferi oluşmasına neden olur.

4.2.3.2. Argon (Ar)- Karbondioksit (CO₂), Hidrojen (H₂) Karışımları

Ostenitik paslanmaz çeliklerin spre ve kısa devre transfer biçimlerinde kaynak edilmesi için elde edilmiş karışımdır. Hidrojen eklenmesinden dolayı bu karışımlar karbonlu çeliklerin kaynağında kullanılmazlar. Çünkü çok yüksek kaynak hızlarına çıkılsa bile, karbondioksit ve hidrojen ana metale ısı girişini artırır ve kaynak damlası şeklini iyileştirir. Hidrojen, asal gazlarla etkilendiğinde ana metale taşınan ısı miktarının artmasına neden olmakta, bu nedenle de kesme veya oluk açma işlemlerinde çoğunlukla kullanılmaktadır. Genellikle paslanmaz çeliklerin kaynağı ve plazma kesme gibi bazı özel uygulamalarda kullanılmazlar. Çünkü bazı malzemeler hidrojen gevrekliği gösterdiğinden

hidrojen bazlı kombinasyonlara karşı çok hassastır. % 1–2 oranında H₂ eklenmesiyle paslanmaz çeliklerin darbeli MIG kaynağında stabil ark ve iyi kaynak dikişi oluşumuna neden olur. Bu karışımdaki % 1–3 oranında CO₂ eklenmesi, kaynak esnasındaki karbonu toplar ve iyi ark kararlılığı sağlar. Bu karışım yüksek hidrojen seviyelerinden dolayı düşük karbonlu çeliklerin kaynağı için tavsiye edilmez. Bu karışım düşük mekanik özellikler ve kaynak dikişinde çatlaklara neden olur. Bunu kaynak esnasında dikişe nüfuz eden ve hidrojen gevrekliğin neden olan hidrojenin yol açtığı düşünülmektedir (www.esabna.com).

4.2.3.3. Argon (Ar)- Helyum (He)- Karbondioksit (CO₂) Karışımları

Islatma özelliği, kaynak banyosunun akışkanlığını arttıran argona helyum ve karbondioksit eklenerek ana metale verilen ısı arttırılır. Helyuma karbondioksit eklendiğinde, karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin kaynağında en az % 40 daha iyi sprej transferi olur. Bununla beraber aşırı sıçrama nedeniyle ana metal yüzeyinin kirlenmesinde biraz artma görülür. Helyum oranı % 50-60'ı geçtiğinde transfer şekli kısa devre ve damlasal transfer ile sınırlanır. İçine düşük oranda karbondioksit ($\leq$ % 5) bulunduran karışımlar korozyon direncine bir kayıp olmaksızın paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılır. Argon-helyum-karbondioksit karışımı gazlar kısa ark boyu ile kaynakta, kaynak banyosunun ıslatma özelliğini geliştirmek için kullanılmaktadır. % 90 He, karışımı koruyucu gaz paslanmaz çeliklerin kaynağında % 7,5 Ar ve % 2,5 CO₂ kısa ark boyu ile çalışma ve daha az aktif bir atmosfer oluşturarak paslanmazlık özeliğini korumak için kullanılmaktadır. Bu karışım az alaşımlı çeliklerin kaynağında da kaynak metalinin tokluğunu geliştirmek için uygun sonuç vermektedir.

Argona, helyum ve karbondioksit eklenmesiyle kaynaktaki ısı girişi ve ark kararlılığında bir artış görülmektedir. Dolayısıyla daha iyi nüfuziyet ve kaynak dikişi profili elde edilmektedir.

4.2.3.3.1. Argon (Ar)- % 10-30 Helyum (He) - % 5-15 Karbondioksit (CO₂) Karışımları

Hem karbonlu hem de düşük karbonlu çeliklerin sprej ark kaynakları için geliştirilmiş ve büyük bir pazara sahip olan gaz karışımıdır. Bu karışımlar en iyi performanslarını dik ya da tavan kaynaklarındaki kaynak banyosundaki düşük akıcılığı

sağlamalarında gösterirler. Bu karışımın iyi mekanik özellikleri ve kaynak banyosu kontrol edebilme gibi karakteristikleri vardır (www.esabna.com).

4.2.3.3.2. % 20–35 Argon (Ar) - % 60–70 Helyum (He) - % 4–5 Karbondioksit (CO₂) Karışımları

Bu karışım yüksek mukavemetli çeliklerin kaynağında özellikle dik ve tavan kaynaklarında kullanılır. CO₂ ilavesi iyi bir metal banyosunun katılaşmasını sağlar. Karışımdaki helyum genellikle ısı geçişini sağlayarak kaynak banyosunun sıvı kalmasını sağlar. Çok yüksek helyum oranı gerekli değildir. Kaynak banyosunun kolaylıkla kontrol edilebilmesi için karışımın sınırları aşılmamalıdır.

4.2.3.3.3. % 7,5 Argon (Ar) - % 90 Helyum (He) - % 2,5 Karbondioksit (CO₂) Karışımları

Bu karışım gazaltı kaynak yöntemlerinde paslanmaz çeliklerin bütün pozisyonlarında çok geniş kullanım alanına sahiptir. Karışımdaki düşük karbondioksit içeriği yapıdaki karbonu tutar ve özellikle birden fazla pasolarda iyi korozyon dayanımı verirler. Karışımdaki argon ve karbondioksit ilavesi iyi stabil ark ve nüfuziyet sağlanmasına neden olur. Yüksek helyum ilavesi yüksek ısı girişi sağladığından yavaş ilerleyen paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılabilirliği arttırmaktadır.

4.2.3.4. Argon (Ar) - Helyum (He) - Oksijen (O₂) Karışımları

% 69 Ar, % 30 He ve % 1 O₂’ den oluşan koruyucu gaz karışımı paslanmaz çeliklerin kaynağında özellikle kaynak banyosunun viskozitesi, esas metali ısıtma özelliği, arkin kararlılığı ve sıçramanın azalması bakımından çok iyi sonuçlar vermekte olup, karbon kapma tehlikesi ile hidrojen gevrekliği olayı ortadan kalkmaktadır. (www.xengineer.net) Helyumun argona eklenmesiyle karışımın ark enerji girişi arttığından demirdışı metallerin kaynağında kullanılır. Bu yüzden karışıma oksijen de ilave edilerek gazaltı kaynak yöntemlerinde demirli metallerin kaynağında da kullanılmaktadır. Ar-He-O₂ gaz karışımları sade karbonlu ve paslanmaz çeliklerin kaynak banyosu akıcılığını arttırmak, dikiş şeklini düzeltmek ve dikişte oluşan gözenekliliği azaltmak gibi bazı durumlarda gazaltı kaynak yöntemlerinde kullanılırlar.

4.2.4. Dörtlü Koruyucu Gaz Karışımları

4.2.4.1. Argon (Ar) – Helyum (He) - Karbondioksit (CO₂) - Oksijen (O₂) Karışımları

Bu kombinizasyon gazaltı kaynak yöntemlerinde yüksek nüfuziyet ve yoğun metal transferi sağlayan “dörtlü karışım” olarak adlandırılan çok popüler bir gaz karışımıdır. Bu karışım iyi mekanik özellikler ve işletilebilme gibi özelliklerinden dolayı geniş kullanım alanına sahiptir.

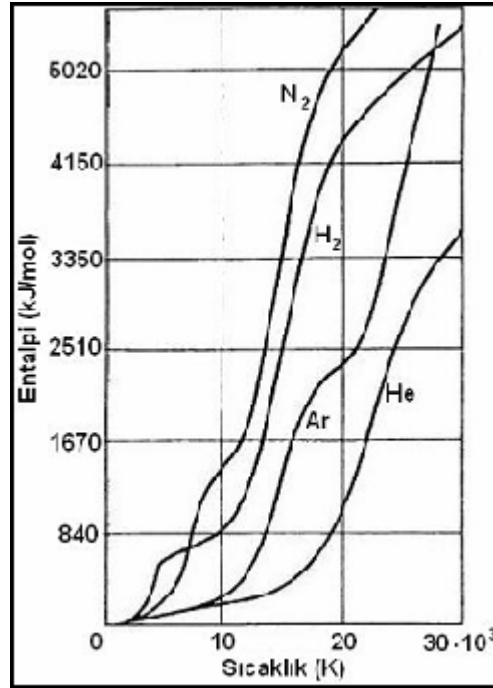
Saf argona eklenen helyum, demir-dışı metallerin kaynağında mükemmel sonuç verir. Saf argon ise demir-dışı malzemelerin kaynağında (undercut) hatasına neden olabilir. Saf argona % 1 - % 5 oranında eklenen oksijen ya da % 3 ten % 25'e kadar oranlarda eklenen karbondioksit, ark kararlılığında belirgin bir düzelme sağlar. Asıl gazlara eklenecek optimum karbondioksit ya da oksijen miktarı, yüzey şartları (paslı vb.) dikiş geometrisi, kaynak tekniği ve ana metal kompozisyonuna bağlıdır. Genellikle, % 2 Oksijen ya da % 8–10 oranında karbondioksit eklenmesi optimum sonuçlar oluşturur. Argona karbondioksit eklenmesi, kaynak dikişi profilini "şeftali şekli" oluşturarak iyileştirir. Argona % 1 ile % 9 oksijen eklenmesi, kaynak banyosunun akışkanlığını, nüfuziyeti ve ark kararlılığını artırır. Oksijen aynı zamanda geçiş akımını azaltıcı etki gösterir. Yedirme eğilimi azalır, ancak, manganez ve silisyum kaybından dolayı kaynak metalinde yüksek oksitlenme eğilimi belirir. Silisyum ve manganez, kaynak işleminde oksit giderici malzeme olarak kullanılırlar. Yalın, düşük alaşımlı ve paslanmaz çeliklerde, az da olsa, argon-karbondioksit karışımı kullanılır. % 25 oranına kadar eklenen karbondioksit en az geçiş akımını düşürür, çapak oluşumunu azaltır, nüfuziyeti artırır ve ark kararlılığını azaltır. Argon-karbondioksit karışımları genellikle kısa devre kaynaklarında kullanılır. Ancak, spreyci ark ve darbeli ark kaynağında da kullanım alanı bulmuştur. Argon % 5 karbondioksit karışımı, darbeli ark kaynağında kullanılır. Argon-helyum ve karbondioksit karışımı, darbeli ark kaynağında da yaygın olarak tercih edilir. Paslanmaz çelik kaynağında % 85 helyum + % 13,5 Argon + % 1,5 CO₂ içeren (HELISHIELD/1) karışım kısa devre geçişi ve korozyon direnci sağlar. Günümüzde geliştirilen bir başka karışım % 60 Argon + % 38 helyum + % 2 CO₂ içerir. (HELISHIELD/101) ve paslanmaz çelik kaynağı için kullanılır. Bu karışım ergimiş metale optimum akışkanlık, iyi yüzey ıslatma, iyi bir ark kararlılığı ve düşük çapak oluşumu sağlar. Buna ilaveten, hidrojen çatlağı ve birikme yoktur. Aynı zamanda bu karışım darbeli ark kaynağı ve spreyci ark geçişi için kullanılır.

4.3.Kaynak İşlemlerinde Koruyucu Gaz Seçimi

Gazaltı kaynak işlemi (MIG); son yıllarda birçok endüstriyel uygulamada, hızla gelişen yeterli ve kaliteli kaynak metotlarından biridir. Örtülü elektrot kaynağının (SMAW) son yıllarda etkinliğinin azalıp, gazaltı kaynak işlemlerinin (MIG) artmasının başlıca nedenleri;

- 1- Yüksek metal yığıma oranı (metal miktarı kg/saat),
- 2- Yüksek kaynak süresi (kaynak süresi/toplam üretim süresi) ,
- 3- Otomasyon kurabilme olasılığı.

Şekil 4.8’de bazı gazlara ait entalpi değerleri verilmektedir. Azotun entalpisi hemen hemen tüm sıcaklık aralıklarında argonun sahip olduğu değerden çok daha yüksektir. Bir koruyucu gazın entalpisi ark oluşumunu, ark şeklini ve arktaki ısı dağılımını etkilemektedir.



Şekil 4.8 Sıcaklığa bağlı olarak gaz entalpilerinin değişimi (Tusek, J. ve diğ. 2000)

Bu işlemin en uygun biçimde kullanılabilmesi için tel ve koruyucu gazın belli etmenler beraberinde seçilmesi gerekir. Koruyucu gazın ilk görevi, ergimiş kaynak metalini ve kaynaktan etkilenen bölgeyi atmosferdeki etkilerden (oksitlenme, vb.) korumaktır. Çünkü ergimiş metal, oksijenle (oksitlenme), azotla (metal-nitrürler) ve hidrojenle (metal-hidrür) reaksiyona kolayca girebilir. Bu reaksiyonların sonucu, metal

kırılganlığı ve porozite (boşluk) gibi kaynak hataları oluşabilir. Tablo 4.7.günümüz endüstrisinde gazaltı kaynak yöntemlerinde kullanılan koruyucu gaz ve karışımları ve uygulama alanları verilmiştir.

Koruyucu gazın ana işlevleri aşağıdaki başlıklarda incelenmiştir:

- 1- Koruyuculuk etkisi
- 2- Ark kararlılığı
- 3- Kaynak dikişi teli
- 4- Kaynak metali özellikleri

Tablo 4.7.Günümüz endüstrisinde gazaltı kaynak yöntemlerinde sık sık kullanılan koruyucu gaz ve karışımları

Koruyucu Gaz	Kimyasal Davranış	Uygulama Alanı
Argon	Soy	Çelik hariç tüm endüstriyel metal ve alaşımlarının kaynağında
Helyum	Soy	Daha yüksek sıcaklık ve gözenek miktarını azaltmak için Al ve Cu alaşımlarının kaynağında
Ar+He (% 20–80 / 50–50)	Soy	Gözenek miktarını azaltmak için Al ve alaşımlarının kaynağında
Ar+Cl ₂ (Cl ₂ eser miktarda)	Soy	Gözenek miktarını azaltmak için Al ve alaşımlarının kaynağında
Azot	Redükleyici	Çok güçlü bir ark için Cu kaynağında
Ar + % 25–30 N	Redükleyici	Güçlü fakat daha yumuşak ve kontrollü bir ark için Cu kaynağında
Ar + % 1–2 O ₂	Oksitleyici	Bazı deoksidede Cu alaşımlarının kaynağında
Ar + % 3–5 O ₂	Oksitleyici	Yüksek oranda deoksidede edilmiş tel elektrot ile paslanmaz ve karbonlu çeliklerin kaynağında
Ar + % 5–10 O ₂	Oksitleyici	Yüksek oranda deoksidede edilmiş tel elektrot ile çeşitli çeliklerin kaynağında
Ar + % 20–30 O ₂	Oksitleyici	Kısa ark ve çeşitli çeliklerin kaynağında
Ar + % 5 O ₂ + % 15 CO ₂	Oksitleyici	Özellikle Avrupa’da deoksidede edilmiş tel elektrot ile çeşitli çeliklerin kaynağında
CO ₂	Oksitleyici	Deoksidede edilmiş tel elektrod ile yalın karbonlu ve az alaşımlı çeliklerin kaynağında
CO ₂ + % 3–5 O ₂	Oksitleyici	Özellikle Avrupa’da deoksidede edilmiş tel elektrot ile çeşitli çeliklerin kaynağında
CO ₂ + % 20 O ₂	Oksitleyici	Özellikle Japonya’da deoksidede edilmiş tel elektrot ile çeşitli çeliklerin kaynağında

5. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Yüzey modifikasyonu işleminin en önemli amacı, malzemelerin aşınma ve korozyon direncini yükselterek servis ömürlerini uzatmaktır. Bu amaçla seçilen bir alt yüzey malzemesinin üzeri uygun kaplama tekniklerinden birisi kullanılarak, koruyucu bir tabaka ile kaplanır. Yüzey modifikasyonunda kullanılan malzemeler toz ya da tel şeklinde olabilir. Bu işlem orijinal parça üretiminde kullanılabileceği gibi hasar görmüş malzemelerin onarımında da başarı ile kullanılmaktadır. İnce, sert ve aşınmaya dayanıklı bir tabaka elde etmek için uygulanan kaplama ve yüzey modifikasyon yöntemleri sırasıyla; borlama, karbürleme, karbonitrürleme, nitrürleme (Modenesi ve diğ., 2000), plazma esaslı fiziksel buhar depolama (Molinari ve diğ., 2001; Zhong ve diğ., 2002; Lu ve diğ., 2004), plazmayla (Berns ve Fischer, 1997; Deuis ve Subramanian, 1998), toz püskürtme (Perchlik ve diğ., 2001) yöntemleriyle yapılmaktadır (Buytoz, 2004; Korkut., 2002).

Nikel birçok metal ile alaşım yapabilen çok yönlü özellikleri olan sünek bir elementtir. Nikel ve bakır arasında tam bir (% 100) katı çözünübilirlik ilişkisi vardır. Demir, krom ve nikel arasında birçok alaşım imkanı olan geniş çözünübilirlik aralığı vardır. Nikel matrisinin yüzey merkezli kübik yapısı (γ) katı eriyik sertleşmesiyle kuvvetlendirilebilir. Kobalt, demir, krom, molibden, tungsten, vanadyum, titanyum ve alüminyum elementlerinin hepsi nikel içerisinde katı eriyik sertleştiricisidirler.

Elementler atomik yarıçapta % 1 den 13 e kadar nikelden farklıdır. Kafes büyümesi atomik çapın büyümesiyle ilgilidir bu da malzemenin sertleşmesi sonucunu verir. Ergime sıcaklığının 0.6 (T_m) üzerinde olması durumunda (yüksek sıcaklık sürünme başlangıç noktası) malzemenin mukavemeti difüzyona büyük ölçüde bağlıdır ve nikel ile yavaş difüze olan molibden ve tungsten gibi elementler sertleştirmede en etkili elementlerdir.

Nikel karbür yapıcı bir element değildir. Karbon, nikel alaşımını oluşturan diğer elementlerle reaksiyona girer ki bu alaşımın içeriğine göre ya faydalı ya da zararlıdır.

Karbürlerin sınıflandırılması ve morfolojilerinin anlaşılması alaşımın kimyasal yapısı bakımından faydalıdır. Nikel tabanlı alaşımlar içerisinde MC, M_6C , M_7C_3 ve $M_{23}C_6$

en çok sıklıkla bulunan karbürlerdir (burada M; metalik karbür oluşturuıcı element veya elementlerdir). MC karbürleri mikroyapıda genellikle geniş bloklar halinde meydana gelir. Mikroyapıda düzensiz dağılmışlardır ve genellikle oluşmaları istenmez. M_6C karbürleri de mikroyapıda blok halindedirler. Genellikle tane sınırlarında oluşurlar ve tane büyümesi üzerinde etkilidirler. M_7C_3 karbürleri genellikle Cr_7C_3 şeklinde ve iç tanecikler şeklinde oluşurlar ve mikroyapı içerisinde ayrı partikülerin oluşmasında faydalıdır. $M_{23}C_6$ tane sınırlarında çökelmeye meyillidirler (Metals Handbook, 1988) ve nikel esaslı alaşımlar da mekanik özelliklerin belirlenmesinde önemli etkiye sahiptirler. Nikel bazlı alaşımlar koroziif ortamlarda mükemmel aşınma direnci sağlarlar. Bunun yanında koroziif ortamlarda hasarın meydana gelmesinde bir çok parametre rol oynar. Bunlar; kimyasal maddenin asitlik özelliğı (pH değeri), sıcaklık, konsantrasyon, oksitlenme derecesi ve ortamda bulunan hızlandırıcılarıdır. Nikel esaslı alaşımlarda başlıca görülen aşınma tipleri şunlardır.

1. Kimyasal oyulma (karıncalanma),
2. Tane sınırı korozyonu,
3. Koroziif yorulma,
4. Gerilim çatlaması.

Molibden elementi; dökme demirlerde, çeliklerde, ısı-dirençli alaşımlarda, korozyon dirençli alaşımlarda yüksek sıcaklıklardaki sertlik, tokluk, abrasyon direnci, korozyon direnci, mukavemet ve sürünme direncini arttırmak için yaygın olarak kullanılmaktadır. Molibden aynı zamanda takım çelikleri ile yüksek sıcaklık altında sert abrasiv ve eroziif ortamlara maruz kalan ve dayanım gerektiren malzemelerin imalatında kullanılmaktadır. Molibden elektrik ve elektronik endüstrisinde katot olarak kullanılmakta, tungsten elementinin piriñ ile kaplanmasında dolgu elementi olarak kullanılmakta ve 2205 °C sıcaklıkta çalışan elektrikli fırınlarda molibden dirençli ısı elemanları olarak kullanılmaktadır. Molibden füze sanayinde de önemli yer tutmaktadır. Örneğın; nozul gibi yüksek sıcaklık yapısal parçaları, destek vanaları, destekler, ısı-radyasyon koruyucuları, türbin tekerlekleri bunlara örnek olarak gösterilebilir. Molibden alaşımları sahip oldukları yüksek sertlik (rijitlik), yüksek rekristalizasyon sıcaklığı, termal döngülerden sonra bile mekanik özelliklerindeki kararlılık ve iyi sürünme dirençlerinden dolayı, uçak gövdesi yapımında da özellikle kullanılmaktadır (Gök, 2008).

Dauis ve arkadaşları, (1997) yaptıkları çalışmada, PTA yöntemiyle metal-matrisli kompozit kaplamaları incelenmiştir. PTA kaplama yöntemi hakkında genel bilgiler verilmiştir. PTA kaplamanın işlem parametreleri, metalik alaşımlama, MMC kaplama, PTA kaplama uygulamaları ve uygulamaların aşınma davranışları, PTA kaplamanın endüstriyel uygulama alanları hakkında genel bilgiler vermişlerdir.

Zhang ve arkadaşları, (2007), PTA yöntemiyle düşük karbonlu çeliğin yüzeyini Fe esaslı alaşımlarla kaplamışlar ve üretilen kaplama tabakasının karakteristiklerini incelemişlerdir. Kaplama tabakasında östenit ve hiperötektik yapılar elde edilmiştir. Kaplama tabakasında birincil fazlar, dentritik östenit γ -Fe ile $(\text{Fe,Cr})_7(\text{C,B})_3$ ve $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}_2$ elde edilmiştir. γ -Fe fazı dengesiz katı çözelti fazıdır. Fe esaslı kaplama tabakası abrasiv aşınma testi sonuçlarında, kaplama tabakasının aşınma direncinin düşük karbonlu çelikten çok yüksek çıktığı tesbit edilmiştir. Buna dağınık dentritik östenitler, sert karbür ve borürler katkıda bulunmuştur. Kaplama tabakasının maksimum mikrosertliği 780 HV çıkmıştır.

Bourithis ve arkadaşları, (2003), PTA yöntemiyle orta karbonlu inşaat çeliğinin yüzeyi TiC partikülleriyle kaplanarak MMC 'li sert takım çeliği üretmişlerdir. Kaplama tabakası tekdüze ve 0,8-1,0 mm kalınlığında çıkmıştır. Kaplama tabakasının mikrosertliği 850–900 Hv civarında elde edilmiştir. Kaplama tabakasında ikincil karbür (TiC) partikülleri, martenzitler ve artan östenit yapılar elde edilmiştir. Kaplama tabakası farklı yük ve mesafelerde aşınma testine tabi tutulmuştur. $10^{-3} \text{ mm}^3/\text{m}$ hassasiyetinde aşınma oranları tespit edilmiştir. Kaplama tabakasının yapılan XRD analizlerinde α -Fe, γ -Fe, TiC ve martenzit yapılar elde gözlenmiştir. Mikrosertlikler kaplama tabakasından 200 ve 600 μm altından yüzeyden alınarak ölçülmüştür. Aşınma işleminden sonra yüzeyden XRD analizleri alınmış ve TiC, $(\text{Fe}_{0,6}, \text{Cr}_{0,4})_2\text{O}_3$ ile martenzit yapılar elde edilmiştir.

Hou ve arkadaşları, (2005), PTA yöntemiyle düşük karbonlu (% 0,12 C) çeliğin yüzeyini Co esaslı alaşımlarla kaplamışlardır. Kaplama işlemi Ar atmosferinde 210 A'de yapılmıştır. Kaplama işleminden sonra numuneler 600 $^{\circ}\text{C}$ ve 60 saat süreyle yaşlandırılmışlardır. Kaplama tabakasının XRD analizleri sonucunda kobalt esaslı $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ katı çözelti fazı içermektedir. Yaşlandırma işleminden sonra kaplama tabakasında M_{23}C_6 fazları görülmüştür. Kaplama tabakasının mikrosertliği ve aşınma direncinde yükselme görülmüştür.

Gato ve arkadaşları, (2004), PTA yöntemiyle ASTM A105/97 standardında sade karbonlu çelik yüzeyine 90 $^{\circ}$ 'lik köşe ve bozulmuş kama yuvasına uygulanmıştır. Kaplama

tozu olarak, aşınma ve korozyon dayanımları iyi olan Ni esaslı Hastelloy C-276 ile İnconel 625 ve Co esaslı Stellite 6 tozları kullanılmıştır. 90⁰'lık köşe dolgusunda Hastelloy C-625 ile yapılan kaplamada maksimum mikrosertlik 235 HV, İnconel 625 ile yapılan kaplamada maksimum mikrosertlik 282 HV ve Stellite 6 ile yapılan kaplamada maksimum mikrosertlik 625 HV çıkmıştır. Kama yuvası dolgusunda Hastelloy C-625 ile yapılan kaplamada maksimum mikrosertlik 196 HV, İnconel 625 ile yapılan kaplamada maksimum mikrosertlik 218 HV ve Stellite 6 ile yapılan kaplamada maksimum mikrosertlik 433 HV çıkmıştır.

Liu ve arkadaşları, (2006), PTA yöntemiyle yapılan (Cr,Fe)₇C₃ / γ -Fe seramik kompozit kaplamaların adhesiv aşınma direnci ve mikroyapılarını incelemiştir. Çalışmada alt tabaka olarak 0,45 C'lu çelik yüzeyine PTA metoduyla FeCrC kaplanmıştır. Kaplama tabakasında hızlı katılan seramik ikincil dentritler (Cr,Fe)₇C₃, ve dentritler arası (Cr,Fe)₇C₃ / γ -Fe içeren ötektik fazlar oluşmuştur. Kaplama işlemi 120 A'de ve Ar atmosferinde yapılmıştır. Oluşan M₇C₃ ve M₇C₃ / γ fazlarının varlığından dolayı kaplama tabakasının aşınma direnci oldukça yüksek çıkmıştır. Kaplama tabakasının aşınma davranışı alt malzeme olan % 0,45 C'lu çelikten 35 kat daha yüksek çıkmıştır. Ayrıca kaplama tabakasının maksimum mikrosertliği 850 HV civarında çıkmıştır.

Iakovou ve arkadaşları, (2002), PTA yöntemiyle Uddeholm Calmax takım çeliğinin yüzeyini borla kaplamışlardır. Kaplama tabakasının kalınlığı maksimum 1,5 mm kalınlığında, mikrosertliği ise 1000-1300 HV arasında çıkmıştır. Mikroyapıda ikincil Fe₂B tipi borürler ile martenzit ve borürlerin karışımı ötektikler elde edilmiştir. Ötektik bölgede bazı mikro çatlaklar görülse de aşınma davranışına olumsuz bir etkisi olmamıştır. Kaplama tabakasının yapılan aşınma davranışında çok iyi aşınma oranları elde edilmiştir.

Hou ve arkadaşları, (2006), PTA yöntemiyle sade karbonlu Q235 çeliğinin yüzeyi demir esaslı alaşımlı tozlarla kaplanmıştır. Kaplama malzemesi demir esaslı % 0.5 C, % 3 Cu, % 1.6 B, % 18 Cr ve % 8 Ni içeriklidir. Bu içeriğe % 3 Cu ilave edilerek kaplama yapılmıştır. Kaplama tabakasında kübik hacim merkezli α fazı, kübik hacim merkezli M₂₃C₆ kristal yapısı ve ortorombik kristal yapı olan M₇C₃ elde edilmiştir. Numuneler 773 ⁰C'de 35 saat süreyle yaşlandırılmıştır. Yaşlandırma işlemi sonunda mikrosertlik değerleri 510'dan 615 HV'ye aşınma oranları da 0.014 mg/1200s kadar yükselmiştir.

Bourithis ve Papadimitriou, (2005), PTA yöntemiyle AISI 1118 çeliğinin yüzeyine dört farklı kombinasyona sahip kaplama yapılmıştır. Bu kaplamalar;

- I. % 4.1 C, % 33.4 Cr, % 12.5 Mo, % 50.0 TiC

II. % 3.4 C, % 23 Cr, % 28.7 Mo, % 30.5 WC, % 14.4 VC

III. % 100 B

IV. %100 CrB₂, bileşikleridir.

Bu kaplama tabakaları daha sonra abrasiv aşınma testine tabi tutulmuştur. I. Kaplama grubunda TiC, östenit ve martenzit yapılar; II. Kaplama grubunda M₂C ve M₆C karbürleri; III. Kaplama grubunda Fe₂B ve FeB karbürleri; IV. Kaplama grubunda Fe₂B ve ferritler görülmüştür. Kaplamaların mikrosertlikleri I. ve II. Nolu grupta 700 Hv ± 70, III. Nolu grupta 1200 HV ± 150, IV nolu grupta 920 HV ± 100 çıkmıştır.

Xibao ve arkadaşları, (2005) PTA yöntemiyle orta karbonlu (% 0.18 C) çelik yüzeyine FeTi ve B₄C'li toz kompozisyonu kullanılarak yüzey modifikasyonu yapılmıştır. Kaplama işlemi 160-180-200-220-240 A 'ler de, Ar atmosferinde yapılmıştır. Kaplama tabakasında TiB₂, Fe₂B, α-Fe ve östenit yapılar elde edilmiştir. Kaplama tabakasında hızlı soğumadan dolayı mikro çatlaklar gözlenmiştir. Bor bileşiklerini içeren fazların mikrosertlikleri 3400–4600 HV civarında çıkmıştır. Kaplamaların yüzey sertlikleri;

I. 160 A'de (% 80 FeTi + % 20B₄C) 73.5 HRA

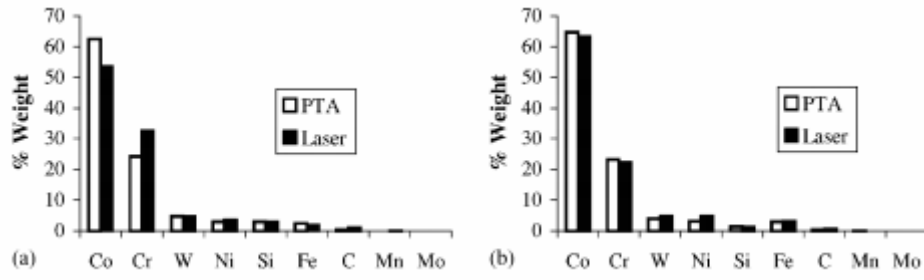
II. 200 A'de (% 80 FeTi + % 20B₄C) 83.2 HRA

III. 240 A'de (% 80 FeTi + % 20B₄C) 79.2 HRA

IV. 200 A'de (% 80 Fe + % 20 B₄C) 80.6 HRA, çıkmıştır.

Zhao ve arkadaşları, (2002), PTA yöntemiyle AISI 1020 çeliğinin yüzeyine Ni esaslı Stellite Ni60 alaşımıyla kaplamışlardır. İşlem 150 A'de Ar atmosferinde yapılmıştır. İşlem sonunda kaplama tabakasında M₂₇C₆, M₇C₃, Ni₃B karbürleri ile γ-Ni+Ni(B,Si) dentritler arası ötektik ve γ-Ni katı çözelti fazı oluşmuştur. Kaplama tabakasında ortalama mikrosertlik 780 HV civarında çıkmıştır.

Oliveira ve arkadaşları, (2002), PTA ve laser yöntemiyle AISI 304 çeliğinin yüzeyini Co esaslı Stellite 6 alaşımıyla kaplamışlardır. PTA işlemi iki aşamalı yapılmıştır. 1.paso 53-70 A arası, 2. paso 90-93 A arsında yapılmıştır. PTA işleminde plazma gazı olarak Ar, koruyucu gaz olarak Ar/H₂ karışımı gaz kullanılmıştır. Laser kaplamada CO₂ gazı kullanılmıştır. Kaplama tabakası yüksekliği PTA da 1. pasoda; 2.5 mm, 2. pasoda 4.5 mm; laser kaplamada 1. pasoda; 1.0 mm, 2. pasoda 1.6 mm çıkmıştır. Nüfuziyet ise PTA da ölçülen; 6.9 mm, referans 5-15 mm; Laser kaplamada ölçülen; 9.4 mm, referans 1-10 mm çıkmıştır. Kaplama tabakasının sertliği PTA kaplamada 1. pasoda; 483 HV, 2. pasoda 480 HV; Laser kaplamada 1. pasoda; 580 HV, 2. pasoda 434 HV çıkmıştır.



PTA ve laser yöntemiyle yapılan kaplama işleminden sonra dentritik kaplama bölgesinden alınan EDS analizi şenilde verimiştir.(a-1.paso;b-2. paso) Yapılan 2. yüksek sıcaklıktaki pasodan sonra kaplama tabakasında oluşan karbürlerin morfolojisi değişmiştir.

Bourithis ve arkadaşları, (2003), PTA yöntemiyle AISI 1018 çelik yüzeyine Fe esaslı FeB ve Fe esaslı FeBCr alaşımlı iki farklı tozla kaplama yapmışlardır. FeB alaşımıyla yapılan kaplama tabakasında α -Fe, Fe₂B, FeB fazları, FeBCr alaşımıyla yapılan kaplama tabakasında α -Fe, Fe₂B fazları tespit edilmiştir. AISI 1018 çeliğinin mikrosertliği 180 HV'den; FeB ile yapılan kaplama işleminden sonra kaplama tabakasının mikrosertliği 1000–1300 HV arasında, FeCrB ile yalpan kaplama işleminde ise kaplama tabakasının mikrosertliği 900 HV civarında çıkmıştır. Kaplama tabakası 1900 HV sertliğinde Al₂O₃ küre tarafından adhesiv aşınma testine tabi tutulmuştur. FeB ile kaplanan tabakanın sürtünme katsayısı uygulanan yük ve mesafeye bağlı olarak 0.8–0.2 arasında; FeCrB ile kaplananda ise 0.15'ten düşük bulunmuştur.

Bourithis ve arkadaşları, (2002), PTA işleminin Calmax takım çeliğinin (% 0.60 C, % 0.35 Si, % 0.80 Mn, % 4.50 Cr, % 0.50 Mo, % 0.20 V) yüzeyine olan etkisi incelenmiştir. Takım çeliğinin ısıt işlemsiz (yumuşatma tavlı) mikrosertliği 220 HV'dir. Çalışma 75 ve 80 A olmak üzere iki farklı akımda ve Ar atmosferinde yapılmıştır. 75 A'de işlem hızı 3.0 m/sn, koruyucu gazın debisi 1.7 m³/sn, 80 A'de işlem hızı 2.5 m/sn, koruyucu gazın debisi 1.2 m³/sn olarak seçilmiştir. Çalışma üç bölgede incelenmiştir. I. Esas metal, II. ITAP, III. Erimiş bölgedeki martenzit yapılı bölge. III. bölgenin XRD analizleri yapılmış ve bu bölgede östenit ve martenzit yapılar görülmüştür. İşlem sonunda III. bölgenin sertliği 850 HV'ye çıkmıştır. PTA işlem dikişi görmüş yüzeyin aşınma direnci de yüksek çıkmıştır. Yüksek soğutma hızlarına rağmen dikiş yüzeyinde çatlaklar gözlenmemiştir.

6. DENEYSEL YÖNTEM

Bu çalışmada, AISI 1030 çelik yüzeyine plazma transfer ark (PTA) yöntemiyle yüzey kaplama işlemi yapılarak oluşan tabakada koruyucu gaz olarak kullanılan Ar içindeki % 1–3–5 oranlarındaki N₂ gazının etkisinin; mikroyapıya, oluşan fazların (karbürler veya nitrürler) malzemenin aşınma davranışlarına olan etkileri incelenmiştir. Bu amaçla deneyler dört aşamada yapılmıştır. Bunlar;

1. AISI 1030 çeliğin PTA yöntemiyle yüzey kaplaması,
2. Kaplama numunelerinin mikroyapılarının incelemeleri,
3. Kaplama tabakasının mikrosertlik incelemeleri,
4. Kaplama numunelerinin aşınma (abrasiv) davranışlarının incelemeleridir.

AISI 1030 çelik malzemenin yüzeyi kaplanacak malzeme olarak seçilmesinin sebebi, bu çeliklerin ucuz olmaları, kolay bulunabilmeleri, yeterli sertlik ve mukavemete sahip olmaları nedeniyle, teknikte ve imalat sanayinde sıkça kullanılıyor olmalarıdır. Yine yüzey alaşımlamada PTA yönteminin kullanılmasının nedeni ise, diğer yüzey alaşımlama tekniklerine göre daha yeni bir uygulama alanı olması, daha yüksek sıcaklıklarda çalışılabilmesi, uygulanmasında otomatik tezgahlar kullanılması dolayısıyla elde edilen verilerin (GTA uygulamalarında ki gibi insan faktörünün çok olduğu sistemlere göre daha) daha güvenilir olmasından seçilmiştir.

6.1. Çalışmada Kullanılan Malzemeler

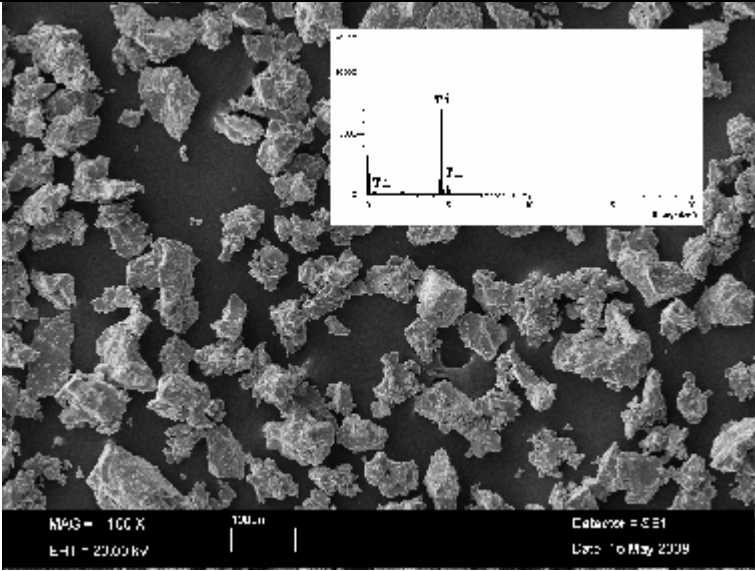
Bu çalışmada, alt tabaka malzemesi olarak 60x14x10 mm boyutlarındaki AISI 1030 çeliği kullanılmıştır. Tablo6.1’de spektral analizi yapılmış ve analiz sonuçları verilmiştir. Spektral analiz Elazığ Günhan Ark Ltd. Şti.’nde yapılmıştır.

Tablo 6.1 Kaplamada kullanılan AISI 1030'un spektral analiz bileşim sonucu

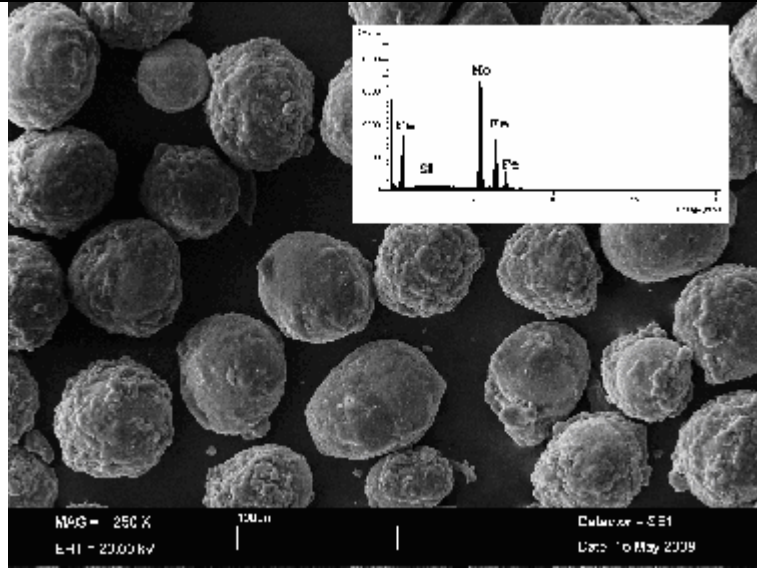
Element (%)	Fe	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	P	S	Diğer
Malzeme Adı										
AISI 1030	97,24	0,296	0,157	0,646	0,0122	0,009	0,006	0,02	0,027	≈

Kaplama malzemesi olarak titanyumun (Ti), ferromolibden (Mo), ferrokrom (FeCrC) ve silisyumun (Si) tozları kullanılmış ve bu tozların SEM ve EDS analizleri alınarak kimyasal bileşimleri tespit edilmiştir. Tablo 6.2'de bu tozların SEM-EDS görüntüleri verilerek, analiz sonuçları gösterilmiştir.

Tablo 6.2. Kaplamada kullanılan tozların morfolojisi, SEM resmi ve EDS analizi (1.T. Tozu , 2.FeMo Tozu, 3.FeCrC Tozu, 4.Si Tozu)

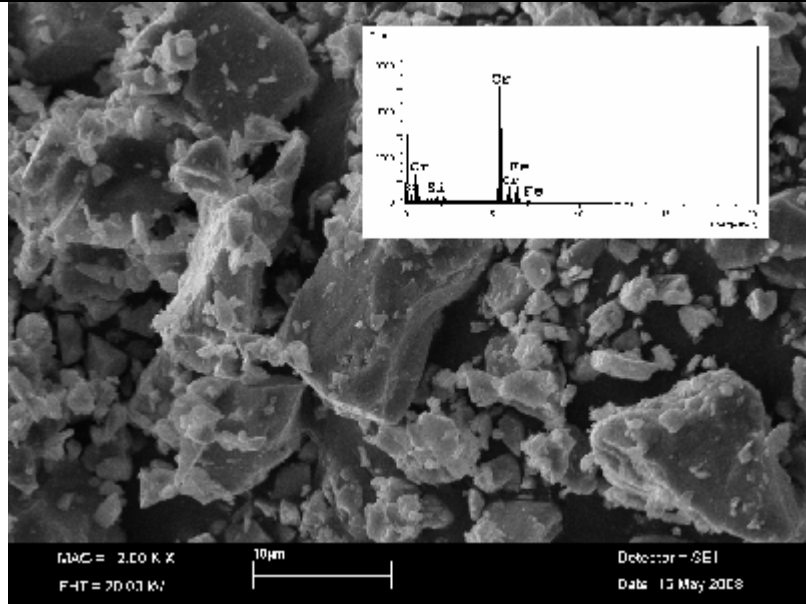
<i>1. Ti Tozu</i>						
						
Element.	Spect. Type	Inten. Corr.	Std. Corr.	Element%	Sigma%	Atomic %
Ti K	ED	1.000	1.00	100.00	0.00	100.00
Total				100.00		100.00

2. Fe Mo Tozu

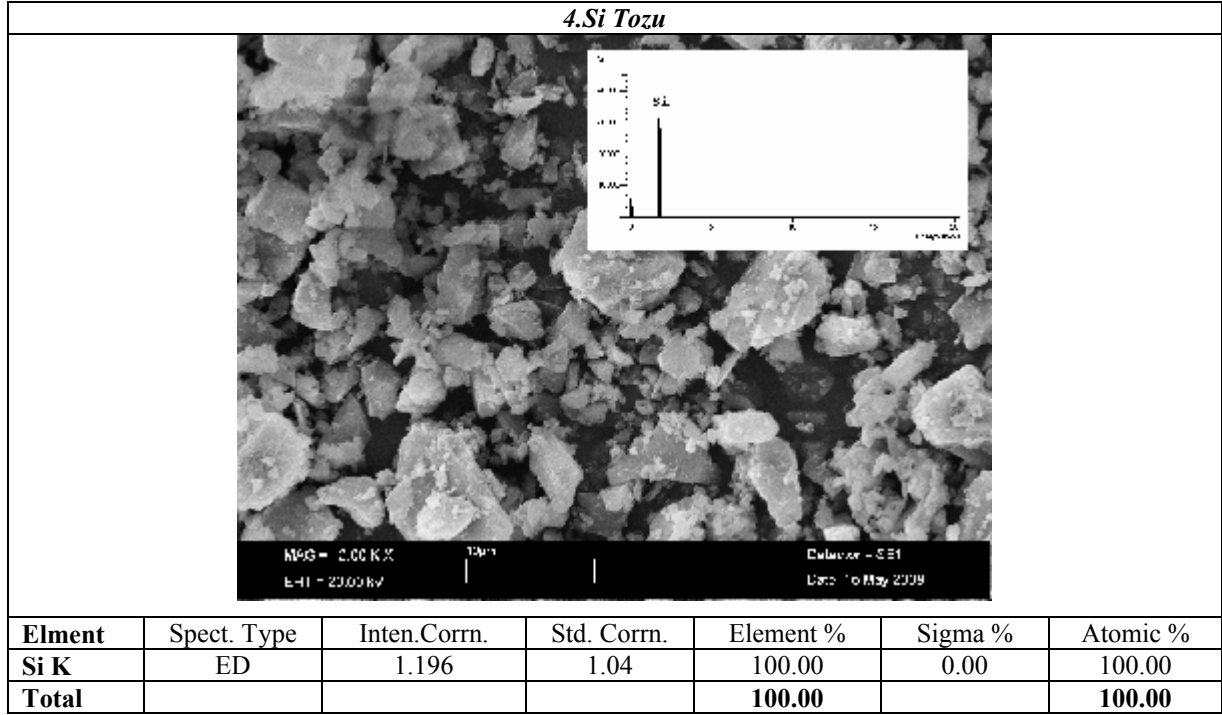


Elment	Spect. Type	Inten. Corn.	Std. Corn.	Element %	Sigma %	Atomic %
C K	ED	0.673	1.46	0.18	0.36	0.14
Si K	ED	0.834	1.04	1.58	0.09	1.48
Fe K	ED	0.880	1.00	29.76	0.34	26.90
Mo K	ED	0.750	1.04	68.43	0.23	71.48
Total				100.00		100.00

3. FeCrC Tozu



Elment	Spect. Type	Inten. Corn.	Std. Corn.	Element %	Sigma %	Atomic %
C K	ED	0.673	1.46	12.44	0.36	38.14
Si K	ED	0.834	1.04	1.08	0.09	1.42
Cr K	ED	0.998	1.00	70.21	0.43	49.71
Fe K	ED	0.880	1.00	16.27	0.34	10.72
Total				100.00		100.00

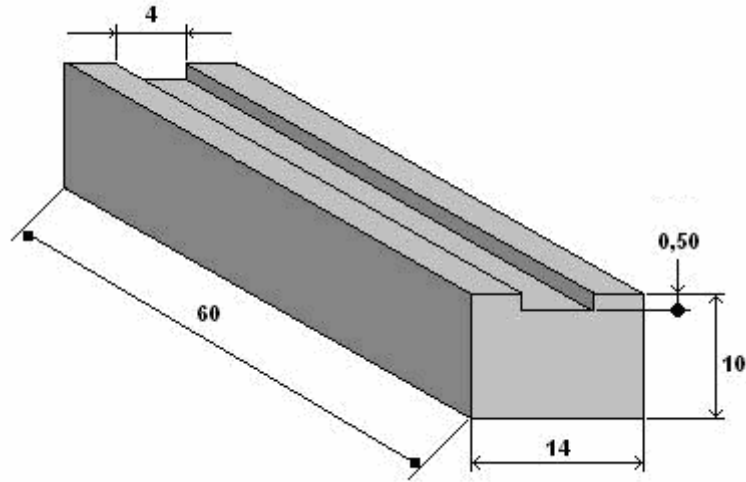


6.2. Plazma Transfer Ark (PTA) Yöntemiyle Yüzey Kaplama İşlemi

PTA yöntemiyle yapılan kaplamalarda, kaplama parametreleri olan akım, amper, kaplama hızı ve nüfuziyetin belirlenmesi için ön çalışma yapılmıştır. Ön çalışmada; yüzey kaplama işlemi için numunelerin hazırlanması, PTA yöntemiyle yüzey kaplama işleminde üretim parametrelerinin tespiti ve bu işlemlerden sonra doktora çalışmasına ait kaplama işlemlerinin yapılmasını kapsamaktadır.

6.2.1. Yüzey Kaplama İşlemi İçin Numunelerin Hazırlanması

PTA ile yüzey kaplama işleminde 60x14x10 mm boyutlarındaki AISI 1030 çelik kullanılmıştır. Kaplama yapılacak AISI 1030 çelik, belirlenen ölçülerde; Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü Atölyesi'ndeki takım tezgâhlarında istenilen ebatlarda kesildi. Kesilen orta karbonlu AISI 1030 çelik malzemelerin yüzeyine Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Makine Eğitimi Bölümü Atölyesi'ndeki freze tezgâhında 4 mm'lik parmak freze çakısıyla 750 devir/dakika dönme hızında ve 0,2 m/dakika ilerleme hızında $\approx 0,5$ mm (y) derinliğinde mekanik talaş kaldırma yöntemiyle kanallar açıldı. Şekil 6.1'de numunenin şematik resmi ve boyutları görülmektedir.



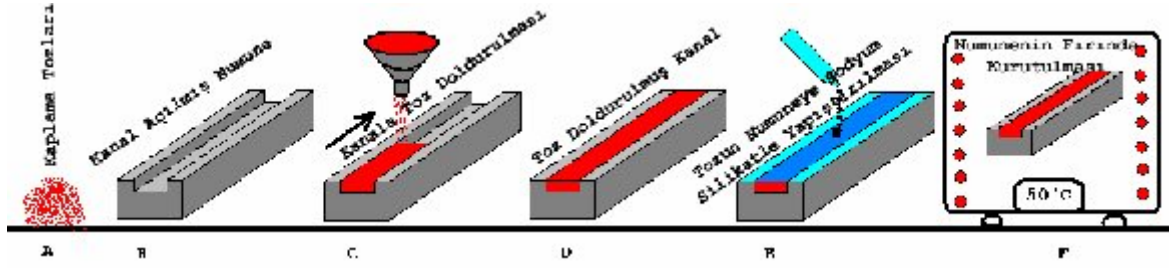
Şekil 6.1 Numunenin kaplama öncesi şematik şekli ve boyutları

Kanal açma işleminden sonra numunelerin yüzeyleri, kir ve yağdan arındırılmak için, kaplama işlemine geçilmeden aseton banyosunda 1 saat bekletilerek temizlenip kurutulmuştur. Temizlenmiş numunenin dijital resmi Şekil 6.2’de görülmektedir.

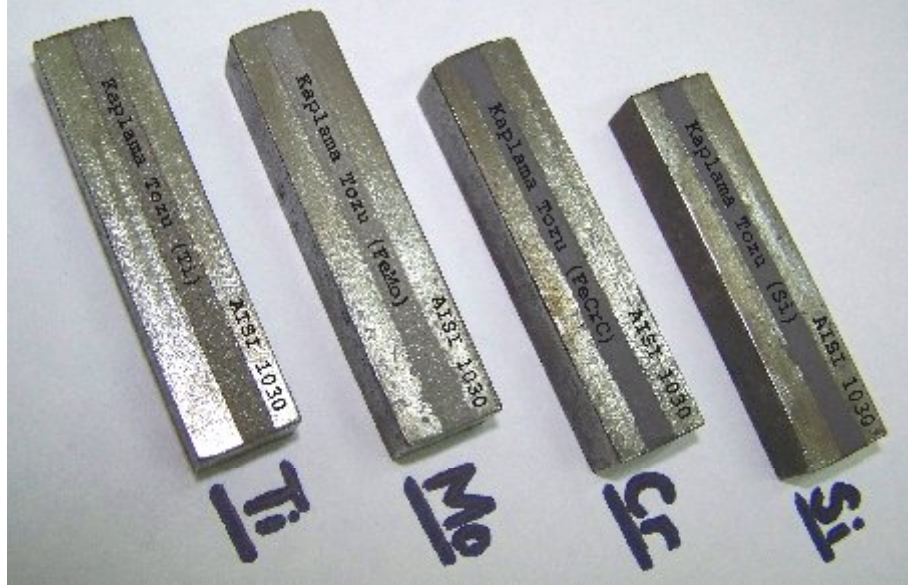


Şekil 6.2 Numunenin kaplama öncesi dijital fotoğrafı

Kaplama tozları Şekil.6.2 ‘de gösterilen numunelerin kanalı doldurulacak şekilde doldurulmuş, PTA kaplama işlemi esnasında tozların gazın debisiyle uçmaması için tozların üst yüzeyinde sodyum silikatla ince bir film katmanı oluşturulmuştur. Numuneler, sodyum silikatın kuruması için 50 °C sıcaklıkta, 60 dakika süreyle fırında kurutulmuştur. Şekil 6.4’te fırında kurutulmuş numuneler görülmektedir.



Şekil 6.3. Kaplama tozlarının yapıştırılmasının hazırlanma aşamasının şematik görünümü



Şekil 6.4. Kaplama tozlarının numunelere yapıştırılmasının dijital fotoğrafı

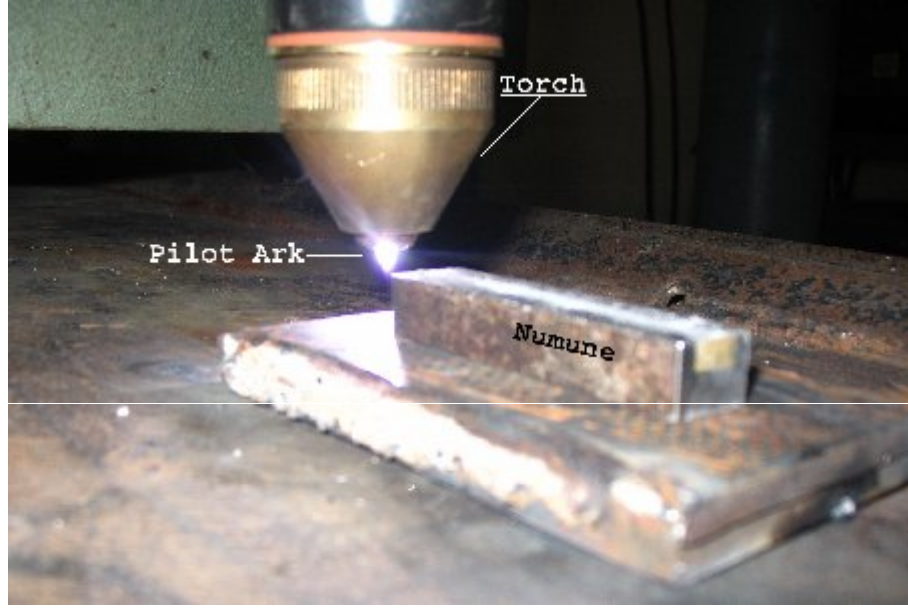
6.2.2. Plazma Transfer Ark (PTA) Yöntemiyle Yüzey Kaplama İşlemi

PTA yöntemiyle yapılacak kaplama çalışmalarında uygulanacak PTA kaplama parametreleri, Tablo 6.3'de ki gibi belirlenmiştir.

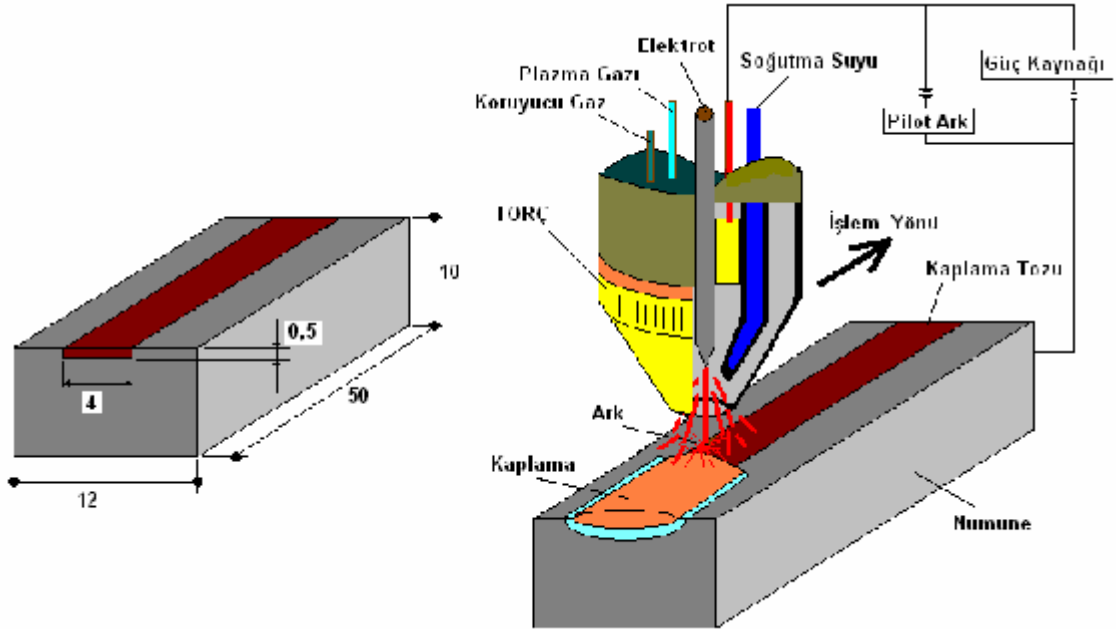
Tablo 6.3 PTA Kaplamada üretim parametreleri

Akım (I)	125
Gerilim (V)	17
Koruyucu Gaz Debisi (m ³ /h) Ar + (N ₂)	25
Plazma Gazı Debisi (m ³ / h) Ar	0,5
Elektrot Çapı (mm)	4,7
Elektrot	% 2 thoryumlu tungsten elektrot
Torç Malzeme Arası Mesafe (mm)	3≈4
İlerleme Hızı (m/dak)	0.15
Torç Uç Çapı (mm)	3,25
Set-Back (mm)	4

Bu parametreler ışığında, PTA kaplama işleminin Şekil 6.5'te dijital resmiyle, torcun şematik görüntüsü ve torcun kısımları görülmektedir. Dijital resimde pilot ark görülmektedir.



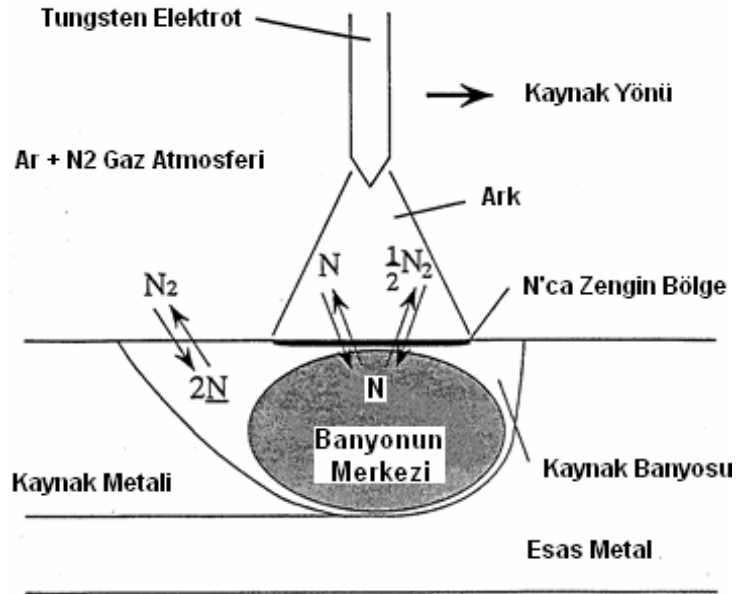
(a)



(b)

Şekil 6.5. a. Kaplama işlemi dijital fotoğrafı ve pilot ark, b. İşlemin şematik görüntüsü ve torcun kısımları

Bu çalışma Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü atölyesinde bulunan ve Şekil 6.7’de ki dijital resimde görülen Thermal Dynamic/Ark marka plazma transferli ark kaynak makinesinde yapılmıştır. Kaplama esnasında kullanılan gaz tüpleri Şekil 6.7’de görülmektedir. Resimde de görüldüğü gibi Ar gazı olan tüpler mavi, Ar + N₂ gaz karışımları gri renktedir. Ar + N₂ gaz ortamında yapılan işlem sırasında ki N₂ (g) ↔ 2N (k) eşitliğini sağlayan işlemin şematik görünüşü Şekil 6.6’da görülmektedir (Kuwana ve diğ. 1995).



Şekil 6.6 Gazaltı kaynak yöntemlerinde azotun şematik gösterimi (Kuwana ve diğ.1995)



Şekil 6.7. Thermal Dynamic/Ark Plazma Transfer Ark (PTA) kaynak makinesinin tüp bağlantıları ve kontrol panosu

6.2.3. Plazma Transfer Ark Yönteminde Isı girdisi ve Enerji Girdisinin hesaplanması

Güç yoğunluğuna, kaynak hızına ve malzeme türüne göre maksimum sıcaklık yüksek veya daha düşük ve esas malzemelerin sıcaklığına düşüş, hızlı veya yavaş olabilir. Esas metalin, kaynak metalinin ısının tesiri altındaki bölgesindeki (ITAB) sıcaklık dağılımının ve soğuma hızının bilinmesi halinde, kaynaktan sonra bu bölgede meydana gelebilecek iç yapının tesbiti mümkün olabilmektedir. Kaynaktaki ısı girdisi ;

$$Q = U \cdot I \cdot t / V \quad (\text{J/cm}) \dots \dots \dots (6.1)$$

Kaynaktaki enerji girdisi ise;

$$Q_w = \eta \cdot Q = \eta \cdot U \cdot I \cdot t / V \quad (\text{J/cm}) \dots \dots \dots (6.2)$$

$$Q_w = \eta \cdot Q = (\eta \cdot U \cdot I \cdot 60 / V \cdot 1000) \quad (\text{KJ}), \dots \dots \dots \text{formülüyle hesaplanmıştır.}$$

Burada;

- Akım I (A): Amper cinsinden PTA kaynağı çalışma akımını,
- Gerilim U (V): Volt cinsinden çalışma akımına denk gelen gerilimi,
- Üretim Zamanı t (dk): Dakika cinsinden kaynağın başlangıç ve bitiş süresini,
- Üretim Hızı V (mm/dk): V = dakika başına denk gelen milimetrik ilerleme hızını,
- Verimlilik Katsayısı : η = Joule cinsinden kaynak bölgesine aktarılan enerjiyi göstermektedir. η = (Mario Marcioni, Plasma Team, 2005, Italy)

Tablo 6.4. Kaynakta verimlilik katsayıları (η) değerleri (Mario Marcioni, Plasma Team, 2005, Italy)

Kaynak Yöntemi	Verimlilik Katsayısı (η) %
TIG (GTAW)	25–50
PTA (PAW)	50–60
MIG/MAG (GMAW)	60–70
ELEK. ARK (SMAW)	65–85
ERG. KAYN. (SAW)	95–98

Tablo 6.4’te değişik kaynak türleri için verimlilik katsayısı η değerleri verilmiştir.

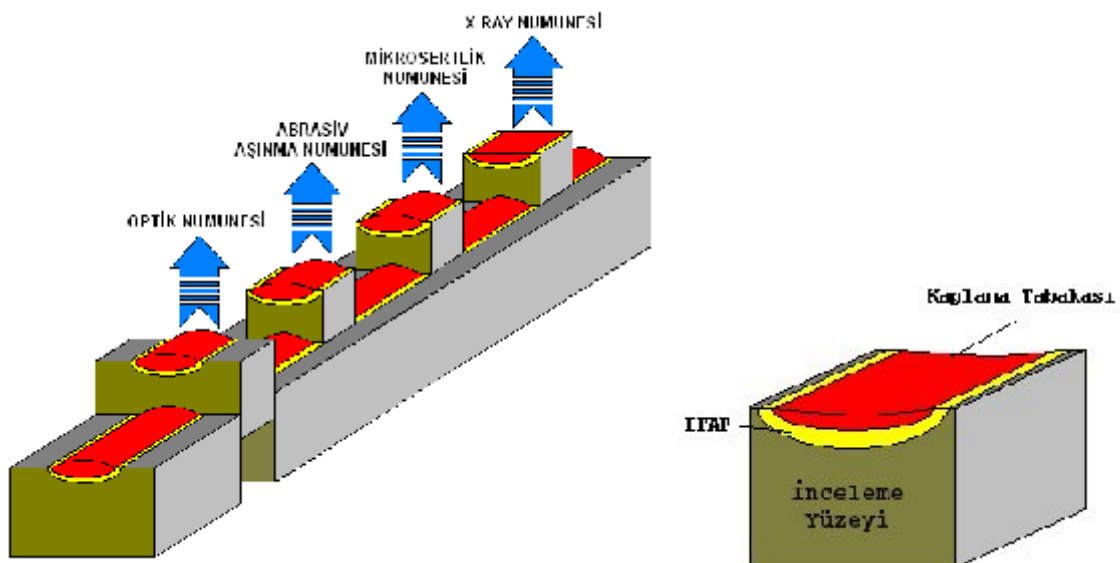
6.3. Mikroyapı İncelemeleri

Mikroyapı, abrasiv aşınma, ve XRD numuneleri Şekil 6.8’deki gibi çıkartılmıştır. Metalografik incelemeler için numunelerin yüzeyleri sırasıyla 200, 320, 500, 800, 1000 ve 1200 mesh’lik zımparalarda temizlendikten sonra 3 µm’lik elmas pasta ile parlatma işleminden geçirilmiştir. Parlatılan numuneler, daha önce hazırlanmış her numune grubu için, farklı dağlayıcılarda dağlama işlemine tabi tutulmuştur. Kullanılan dağlayıcı çözeltileri ve süreleri Tablo 6.5 ‘te verilmiştir.

Tablo.6.5. Kullanılan dağılayıcılar

Malzeme	Dağlayıcı (Kimyasal Bileşim)	Dağlama Süresi
AISI 1030	% 2'lik Nital (2 ml HNO ₃ , 98 ml CH ₃ OH)	3-5 sn.
Ti Kaplama	% 2'lik Nital (2 ml HNO ₃ , 98 ml CH ₃ OH)	30-45 sn.
FeMo Kaplama	5 gr FeCl ₃ , 25 ml HCl, 100 ml H ₂ O	3-6 sn.
FeCrC Kaplama	5 gr FeCl ₃ , 25 ml HCl, 100 ml H ₂ O	3-5 sn.
Si Kaplama	% 2'lik Nital (2 ml HNO ₃ , 98 ml CH ₃ OH)	3-5 sn.

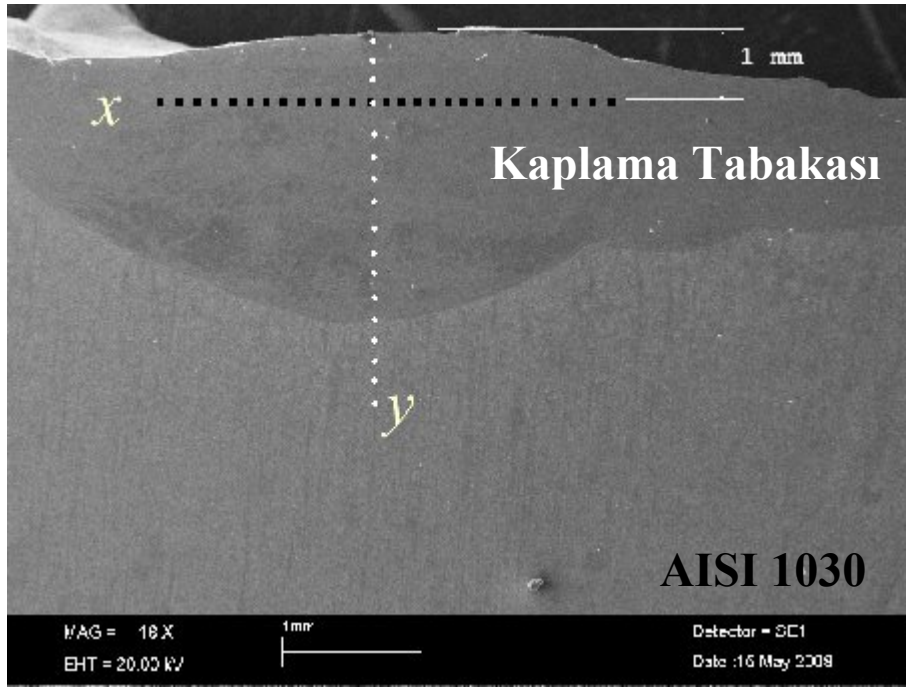
Mikroyapı incelemelerinin optik mikroskop çekimlerinde Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü’ndeki Nikon Eclipse MA 100 marka optik mikroskobu kullanılmıştır. Ayrıca Prior marka optik mikroskoplardan da deneysel çalışmaların bazı aşamalarında yararlanılmıştır.



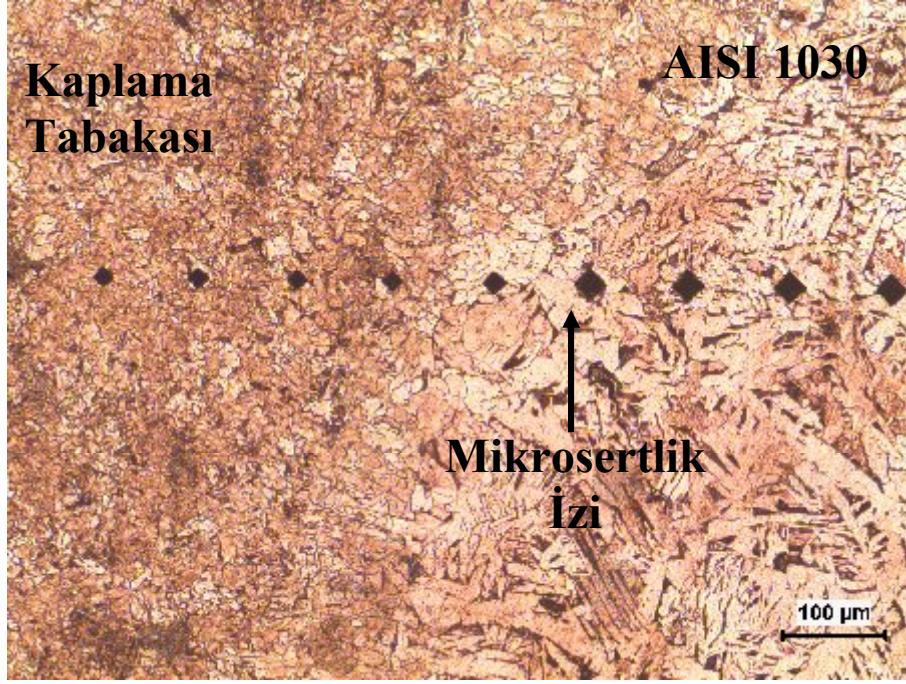
Şekil 6.8. Optik mikroskop, aşınma, mikrosertlik ve XRD numunesinin alınması mikroyapı inceleme numunesi

6.4. Sertlik Ölçümleri

Numunelerin mikrosertlikleri ise Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü'ndeki Future-Tech FM 700 marka mikrosertlik cihazıyla yapıldı. Numunelerin sertlik değerlerinin ölçüldüğü noktalar Şekil 6.9'daki şekil üzerinde gösterilmiştir. Mikrosertlik ölçümleri 200 gr. yük uygulanarak 10 saniye bekleme süresinde 0,1 mm mesafelerle toplam 16 ölçüm alınarak belirlenmiştir. Bu ölçümler, numunenin AISI 1030 çelik tarafından başlayarak sırasıyla geçiş bölgesi ve kaplama tabakası olacak şekilde bir doğru boyunca x ve y doğrultusunda yan kesitten alınmıştır. Şekil 6.10'da sertlik izleri ve sertlik mesafeleri Nikon Eclipse MA 100 marka optik mikroskobunda optik resimleri alınarak gösterilmiştir. İzler kaplama tabakasına doğru ilerledikçe, kaplama tabakasının sertliğinden dolayı küçülmüştür. İzler arası mesafe 100 µm olarak rahatlıkla görülmektedir.



Şekil 6.9 Sertlik değerlerinin alındığı bölgenin gösterilişi



Şekil 6.10 Sertlik ölçüm izleri ve sertlik alınan doğrultu

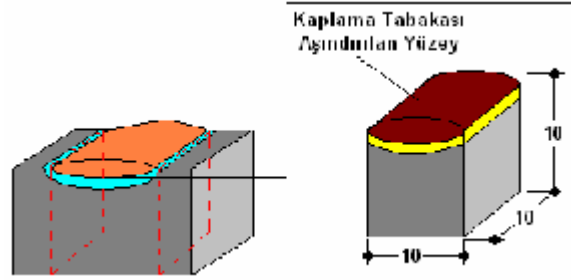
6.5. SEM, EDS ve XRD İncelemeleri

PTA yöntemiyle yüzeyi kaplanan numunelerin mikroyapısında görülen karbürlerin, fazların, matrisin ve önemli görülen noktaların noktasal analizleri alınmıştır. SEM (Scanning Electron Microscope) ve EDS (Enerji Dispersive Spektograph) incelemeleri Erciyes Üniversitesi, Teknoloji ve Uygulama Laboratuvarı'ndaki LEO 440 marka cihazla yapılmıştır. Bu cihaz C ve N'ü sağlıklı okuyamadığı için incelemelerde C ve N okutulamamıştır.

Yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerde oluşan karbürlerin ve fazların cinsini belirlemek için X-RAY cihazı kullanılmıştır. XRD (X - Ray Diffraction) analizleri Erciyes Üniversitesi, Teknoloji ve Uygulama Laboratuvarı'nda bakır α ışını tüpüne sahip cihazda 1,5406 Å dalga boyunda 2θ açısında, 40 kV ve 40 mA'de Cu-K α radyasyonu kullanılarak elde edilmiştir.

6.6. Aşınma Deneyleri

Aşınma deneyi abrasiv yöntemde yapılmıştır. Aşınma numuneleri Şekil 6.8'deki gibi numuneden çıkarılmış ve Şekil 6.11'deki şematik resim haline getirilip $10 \times 10 \times 10$ boyutlarına getirildikten sonra kaplama tabakasından aşındırılmıştır.

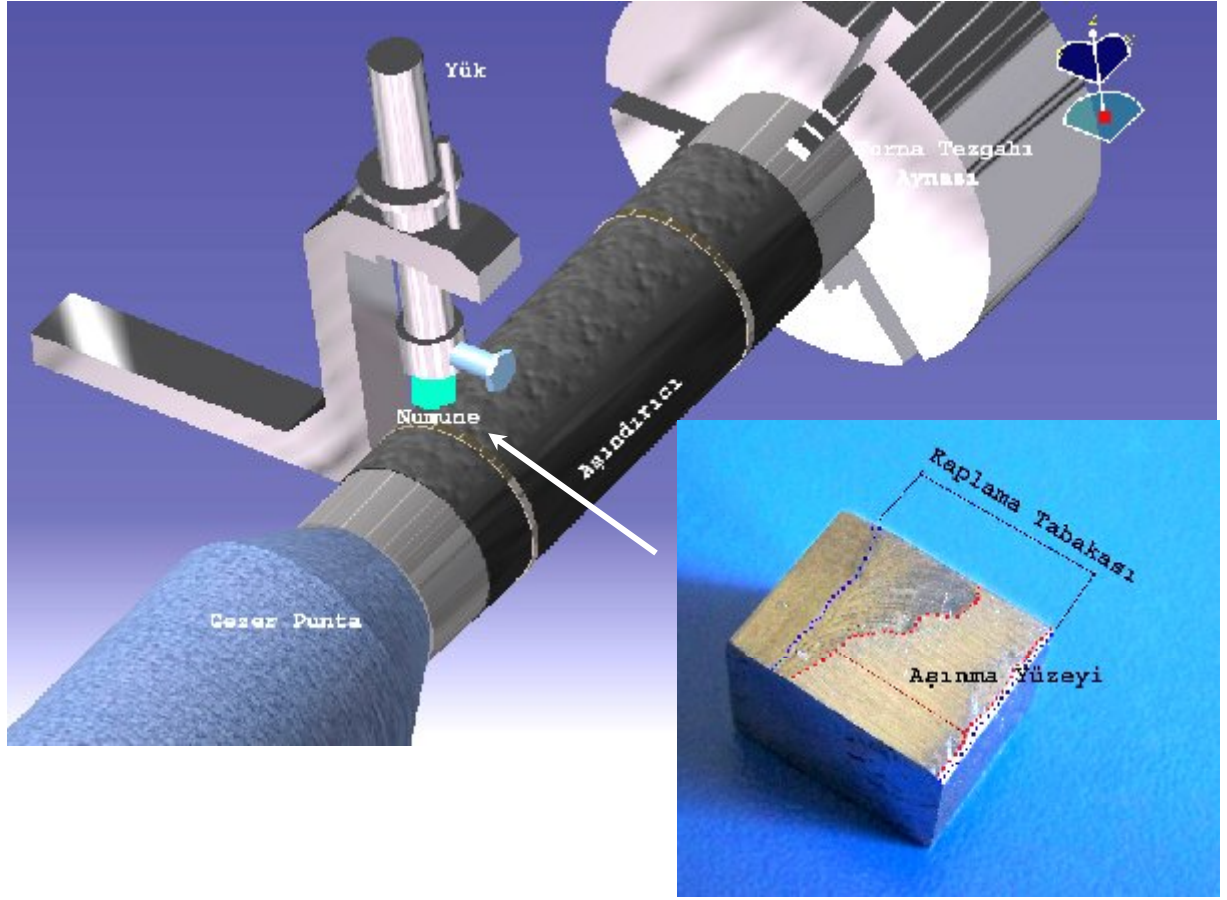


Şekil.6.11 Aşınma numunesinin alınışının şematik görüntüsü boyutları

6.7.1. Abrasiv Aşınma Deneyi

Şekil 6.12'de abrasiv aşındırıcı aparatı ve kısımları şematik resmi görülmektedir. Abrasiv aşınma deneyi numunenin kaplama tabakasının aşındırılmasıyla gerçekleştirilmiştir. Deneyler pin-on disc sistemine sahip; Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü, Mekanik Atölyesi'nde bulunan abrasiv aşınma aparatında yapılmıştır.

Abrasiv aşındırma numuneleri; 120 mesh'lik SiC zımpara kâğıdı 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 tezgâhında gerçekleştirilen abrasiv aşınma deneylerinde devir sayısı 60 devir/dakika, ilerleme hızı ise 2,8 mm olarak seçilmiştir. Aşındırıcı zımpara kâğıdının sarıldığı tüpün çapı dikkate alınarak, kat edilen toplam yol vida adımı hesabıyla tespit edilmiştir. Ayrıca aşındırıcı zımpara kâğıtları sadece bir kez kullanılmış ve her defasında yenisiyle değiştirilmiştir. Sistem Şekil 6.12'de görüldüğü gibi numune aşındırıcıya 90° 'lik dik açıyla üstten yük uygulanarak çalışmaktadır. Şekil 6.12'de ayrıca abrasiv aşınma numunesi ve aşınan yüzeyin görüntüsü görülmektedir.



Şekil.6.12 Abrasiv aşınma aparatı ve numunesi

6.8. Plazma Transfer Ark Yöntemiyle Yüzey Kaplama İşleminde Grupların Belirlenmesi

Deney çalışmalarında kaplama parametrelerinin çokluğu nedeniyle, deney sonuçlarını daha kolay irdelemek ve değerlendirmek amacı ile tüm parametreler Tablo 6.6'da açıklanmıştır. Şekil 6.5'de numuneler üzerine uygulanacak koruyucu gaz (Saf Ar, Ar + % 1 N₂, Ar + % 3 N₂, Ar + % 5 N₂), kaplama tozu kalınlığı (derinliği) ve kaplama tozlarının kombinasyonu verilmiştir. **A y 1** olarak gösterilen numune saf Ar ortamında 0,25 mm kaplama tozu kalınlığında Ti tozu ilave edilmiş numune anlamına gelmektedir.

Tablo 6.6. Numunelerin Simgelerle Gösterimi

Grupların Gösterimi ve Tanımları				A y 1 Numara Simge Grup Adı				
Grup Adı				Simge	Numaralar			
Koruyucu Gazlar				Toz Kalınlığı (mm)	Kaplama Tozları			
A	B	C	D	y	1	2	3	4
Saf Ar	Ar + % 1 N ₂	Ar + % 3 N ₂	Ar + % 5 N ₂	≈ 0,50	Ti	FeMo	FeCrC	Si

Şekil. 7.1 PTA kaplamanın şematik görünümü

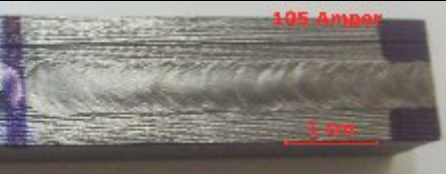
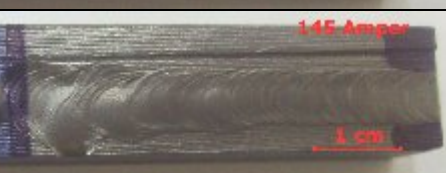
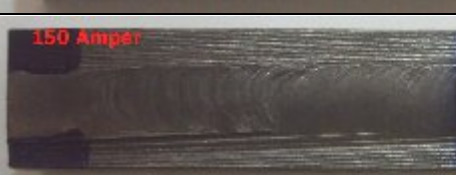
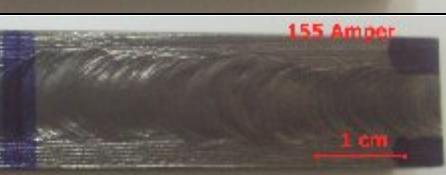
Tablo 7.1. Uygun üretim parametreleri belirleme çizelgesi

Akım (A)	80-175
Gerilim(V)	14-27
Koruyucu Gaz Debisi (m ³ /h)	25
Plazma Gazı Debisi (m ³ / h)	0,5
Elektrot Çapı (mm)	4,7
Elektrot Türü	% 2 thoryumlu tungsten elektrot
Torç Malzeme Arası Mesafe (mm)	3≈4
İlerleme Hızı (m/dak)	0.15
Torç Uç Çapı (mm)	3,25
Set Back (mm)	4
Isı Girdisi (KJ) Q	$Q = U \cdot I \cdot 60 / V \cdot 1000$
Enerji Girdisi (KJ) Qw	$Q_w = \eta \cdot Q$



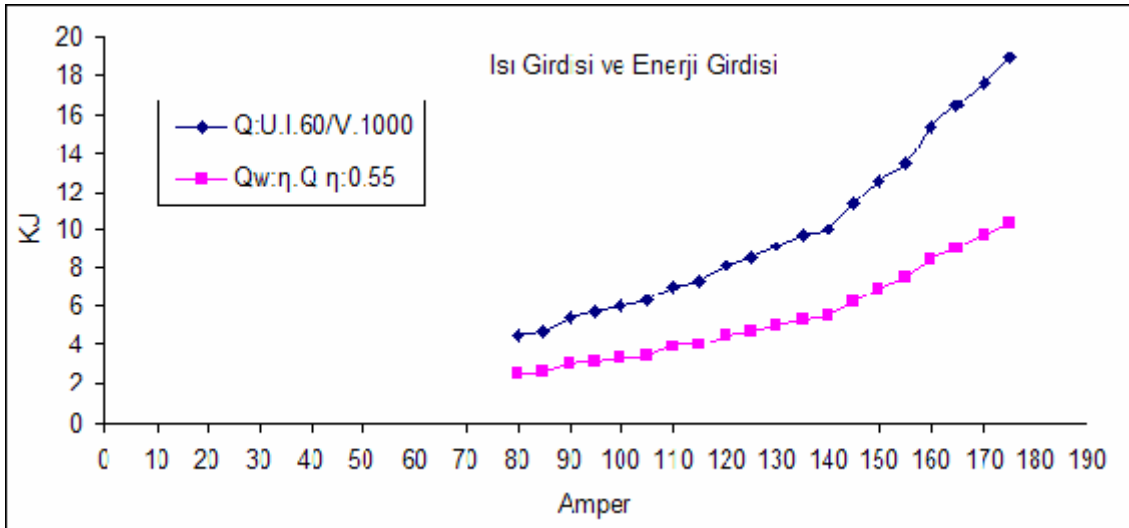
Şekil 7.2. Uygun amper ayarı belirlemek için kaynak dikişi işleminin dijital fotoğrafı

Şekil 7.2’de saf Ar koruyucu gaz olarak kullanılmış ve kaynak dikişinin PTA makinesiyle belirlenmesi işleminin gerçekleştirilmesi görülmektedir. Akım değeri 80 amperden başlayarak her defasında 5 amper yükseltilerek 175 ampere kadar çıkmıştır. Bu sırada kaynağın gerilimi de 80 amperde 14 Volt değerini gösterirken 175 amperde de 27 Volt değerine çıkmıştır. Bu gerilim değeri amper değerinin yükselmesine paralel otomatik biçimde kendisi belli aralıklarda yükselmiştir (Şekil 7.3). Buradan en uygun olan amper ayarı belirlenmeye çalışılmıştır. Bunun için kaynak dikişi nüfuziyeti ve genişliği göz önüne alınmıştır.

	DİKİŞ GENİŞLİĞİ	DİKİŞ GENİŞLİĞİ	
A-1			A-2
B-1			B-2
C-1			C-2
D-1			D-2
E-1			E-2
F-1			F-2
G-1			G-2
H-1			H-2
I-1			I-2
J-1			J-2

Şekil 7.3 Farklı amperlerdeki kaynak dikişlerinin üstten dijital fotoğrafı

Belirtilen şartlarda yapılan kaynak işleminden sonra numunelerin makro ve mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Şekil 7.3'deki numunelerde yapılan incelemeler sonunda nüfuziyet ve kaynak dikişi genişliliğiyle birlikte kaynak dikişinin makro görüntüsüne de bakılarak E grubu numunesinde ki dikiş formunun en uygun olan akım değeri olduğuna karar verilmiştir. E grubu üstündeki gruplarda kaynak esnasında yüksek enerji girdisinden dolayı, ark üflemesi ve çarpılmalara sebebiyet verecek derecede numunelerin ısındığı görülmüştür. Resimler incelendiğinde bu numunelerde ark tek eksen üzerinde sabit kalmamış ve sürekli değişken dikiş formları oluşturarak, numune ekseninden kaçmıştır. Bu eksen değişimine ark üflemesinin sebep olduğu düşünülmektedir. Şekil 7.4'te ısı ve enerji girdisinin gerilim artışıyla birlikte nasıl yükseldiği görülmektedir. Grafik incelendiğinde de 80 A ile 175 A değerleri arasındaki ısı girişi (Q) ve enerji girişi (Qw) değerleri arasındaki farkın gerilim arttıkça nasıl açıldığı rahatlıkla ayırt edilmektedir. 140 A'den sonra ısı girdisindeki artışa paralel olarak enerji girişinin aynı hızda artmaması dikkat çekicidir. Dolayısıyla bu değerden sonra şekil 7.3'te görüldüğü gibi numunede ark üflemesi tarzında kaynak dikişi ve çarpılmaların olması olasıdır. Kaplama işleminde uygulanan parametreler Tablo 7.2'deki gibi olmuştur.



Şekil 7.4. Isı girişi ve enerji girişi diyagramı

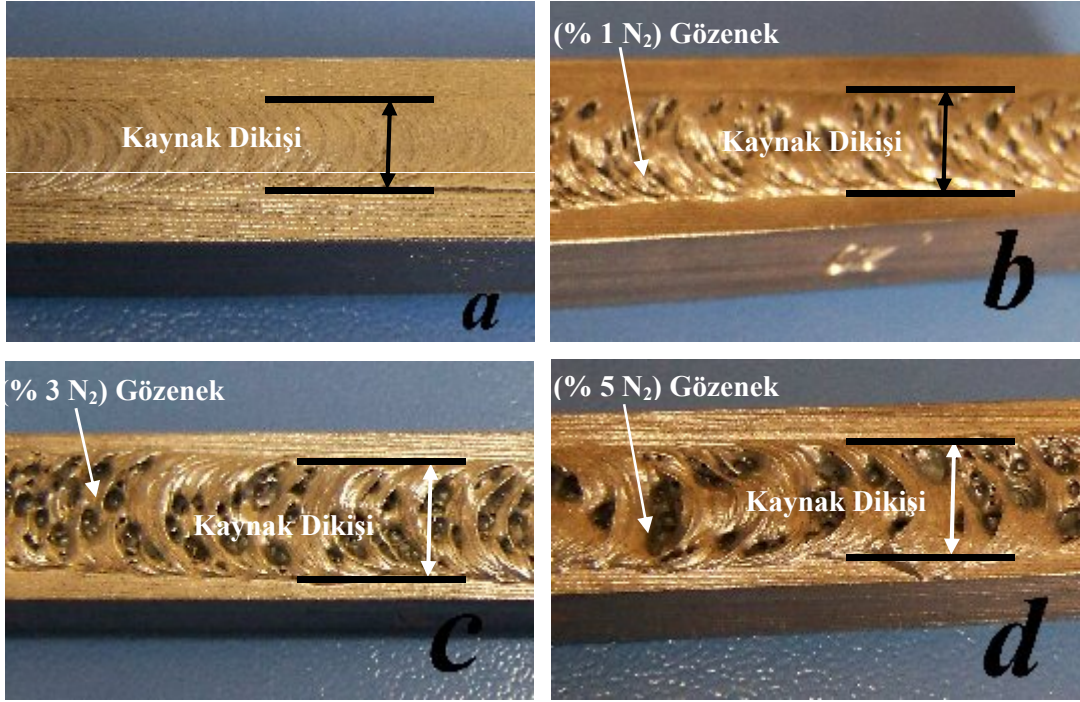
Tablo 7.2. PTA Yüzey kaplama işleminde işlem parametreleri

Akım (I)	125
Gerilim (V)	17
Koruyucu Gaz Debisi (m³/h)	25
Plazma Gazı Debisi (m³/ h)	0,5
Elektrot Çapı (mm)	4,7
Elektrot Türü	% 2 thoryumlu tungsten elektrot
Torç Malzeme Arası Mesafe (mm)	3≈ 4
İlerleme Hızı (m/dak)	0.15
Torç Uç Çapı (mm)	3.25
Set Back (mm)	4
Isı Girdisi (KJ) Q	8.5
Enerji Girdisi (KJ) Qw	4.675

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.

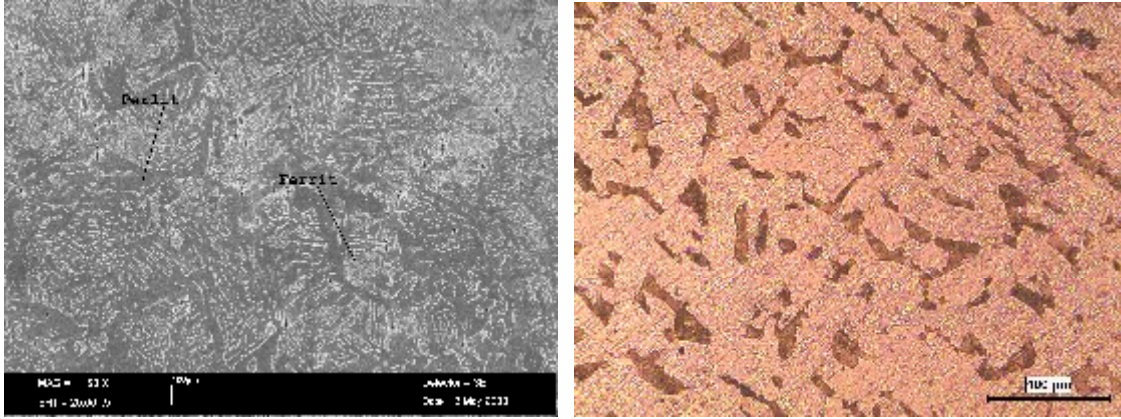
7.2. AISI 1030’da Kaynak Metaline Koruyucu Gazın Etkisinin İncelenmesi

Orta karbonlu AISI 1030 malzeme yüzeyine kaplama tozu ilavesi yapılmadan saf Ar, Ar + % 1 N₂, Ar + % 3 N₂ ve Ar + % 5 N₂ karışımlı koruyucu gazlar altında kaynak dikişi çekilerek koruyucu gazın kaynak dikişine etkisi incelenmiştir. Bu işlem Tablo 7.2’de belirlenen parametrelerde yapılmıştır. Şekil 7.5’de bu dikişlerin dijital resimleri görülmektedir.

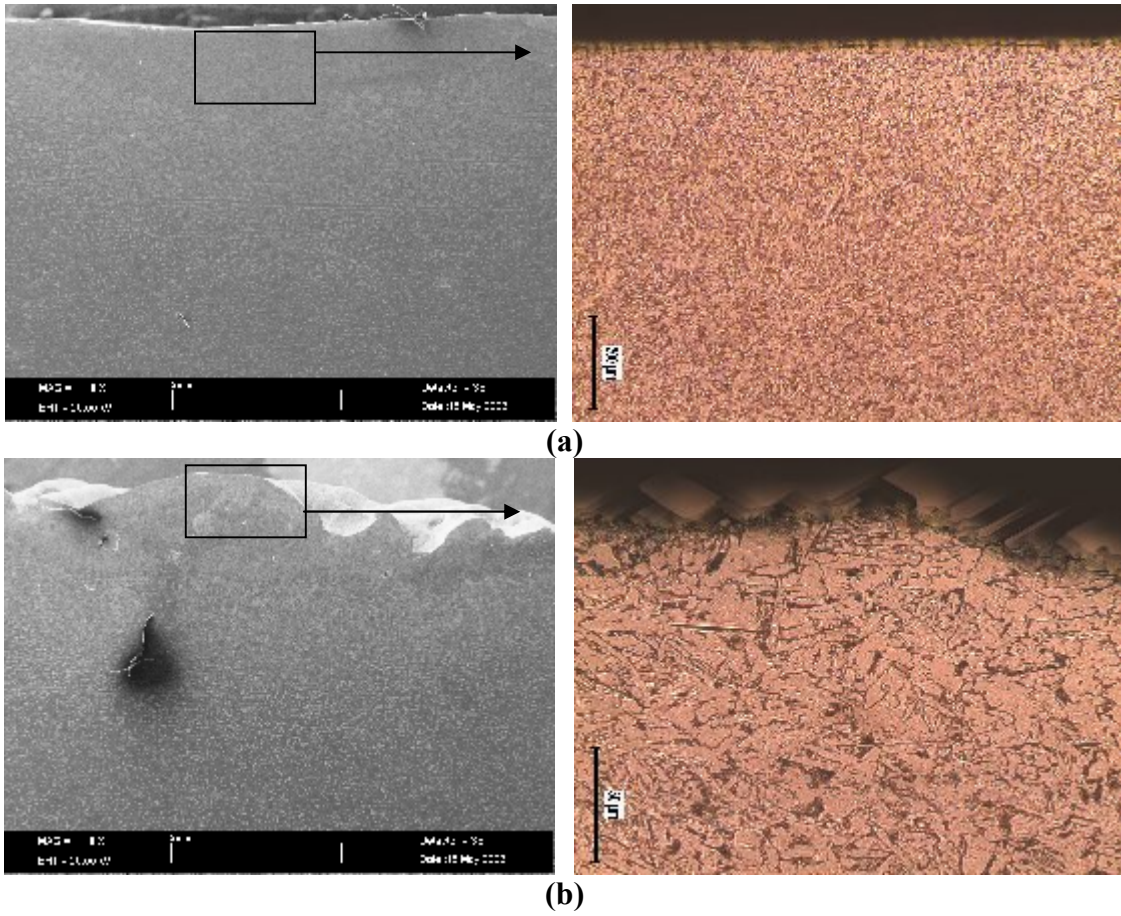


Şekil 7.5. Farklı koruyucu gaz ortamlarında kaynak dikişleri (**a:** Saf Ar, **b:** Ar + % 1 N₂, **c:** Ar + % 3 N₂, **d:** Ar + % 5 N₂)

Resimlerden de görüldüğü gibi, koruyucu gazdaki N₂ oranı arttıkça AISI 1030 malzeme yüzeyindeki dikişteki gözeneklilik artmaktadır. N₂ ‘un düşük karbonlu çeliklerin kaynağında kaynak dikişlerinde gözenek oluşturduğu bilinmektedir. Azotun demirle birleşmesi sonucu yüzeyde γ -demir nitrür ile beraber difüzyon tabakası oluşur. Şekil 7.6’da AISI 1030’un mikroyapı Şekil.7.7’de saf Ar ve Ar + % 3 N₂ koruyucu gaz ortamında kaynak çekilmiş numunenin SEM resmi dikişten alınarak birbiriyle kıyaslanmıştır. Koruyucu gaz ortamında gerçekleştirilen kaynak işlemlerinde koruyucu gaz kompozisyonunu belirlemek için kaynak edilecek malzemenin yapısal özelliklerini bilmek gereklidir. Bunun için koruyucu gazın seçiminde kimyasal ve metalürjik özellikler göz önünde tutulmalıdır. Çünkü kaynak esnasında kaynak banyosu ile koruyucu gaz arasında devamlı bir etkileşim vardır (Gülenç ve diğ., 2005)



Şekil 7.6. AISI 1030'un mikroyapısı



Şekil 7.7. AISI 1030'un PTA kaynak dikişinin mikroyapısı (a: Saf Ar , b: Ar + % 3 N₂)

Saf Ar koruyucu gaz ortamında yapılan kaynak işleminde düzgün ve homojen bir katılaşma sonucu oluşan mikroyapı (Şekil 7.7-a), Saf Ar + % 3 N₂ koruyucu gaz ortamında yapılan kaynak işleminde ince taneli yönlenmiş ve homojen görünümlü mikroyapı oluşmuştur. Koruyucu gaza ilave edilen % 3 N₂ miktarının kaynak dikişine etkisi Şekil 7.7'de rahatlıkla ayırt edilebilmektedir. N₂ 'un Fe'e olan infinitesi yapıda Fe₄N bileşiklerinin oluşmasına neden olmaktadır.

7.3. AISI 1030'un Yüzeyine Titanyum (Ti) Kaplamaların Mikroyapısının İncelenmesi

Kimyasal analizi Tablo 6.2. a'da verilen Ti tozu, Tablo 7.2'de ki parametreler kullanılarak, AISI 1030 malzeme yüzeyine 0.50 (y) mm derinliğinde Şekil.6.3'teki gibi doldurulup yapıştırılarak PTA yöntemiyle kaplanmıştır. Kaplamalar Ar, Ar - % 1 N₂, Ar - % 3 N₂ ve Ar - % 5 N₂ koruyucu gaz atmosferi altında yapılmıştır. PTA kaplama işleminde plazma gazı olarak saf Ar gazı kullanılmıştır.

7.3.1. AISI 1030'un Yüzeyinde Ar Koruyucu Gaz Ortamında Titanyum (Ti) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi

PTA kaynak yöntemiyle yüzey modifikasyonunda, yüzeye yapıştırılan tozların, ergimeyen tungsten elektrot ile kaplanacak bölgeye enerji aktararak sade karbonlu AISI 1030 tabakasına ana metale nüfuziyeti sağlanmıştır. Bu işlemde ergimiş halde toz ve ana metale (kaynak havuzunda) hapsedilerek nüfuziyet sağlanmıştır. Kaplanacak tozun kanallar arasında oluşu işlem sırasında kaynak banyosunun ergiyen metalin numune dışına akmasını engellemiş ve ana metal üzerinde kalmasına neden olmuştur. Yüzey kaplama işleminden sonra numuneler havada soğutulmuştur. Yüzeyi alaşımlanan numuneler aynı parametrelerde (Tablo 7.2) ve Ar koruyucu gaz atmosferinde yapılmıştır. Kaplama tabakasının üst görüntüsü Şekil 7.8'de görülmektedir.



Şekil 7.8. Saf Ar atmosferinde titanyum kaplanan numunenin fotoğrafı

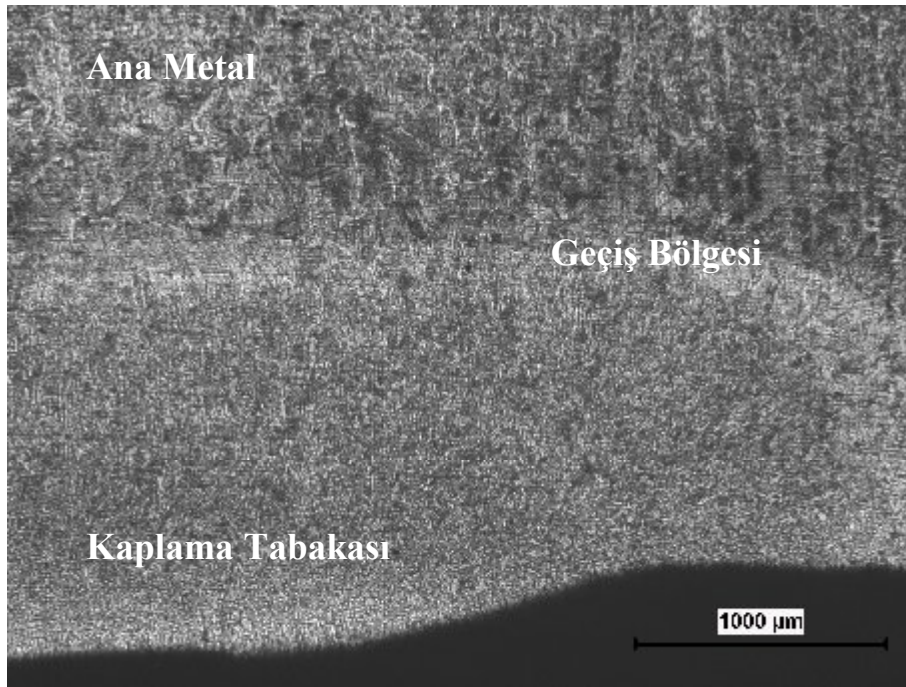
Şekil.7.8'de ki numunenin resmi incelendiğinde kaplama tabakasının başlangıç ve bitiş noktalarında kaynak kraterleri oluşmuştur. Kaplama tabakasında hızlı soğuma sonucu oluşması muhtemel herhangi bir çatlağa rastlanmamıştır. Ayl numunesinde kaplama tabakası düzgün ve homojen oluşmuştur. Kaplama işlemi resimlerde soldan başlayıp sağa doğru ilerleyerek devam etmiştir. Ayl numunesinde kaplama tozu işlem sırasında ergiyik bölgede plazma ve koruyucu gazın oluşturduğu türbülans ve titanyumun özgül

ağırlığının az olmasından dolayı uçmuş, numunenin sonundaki gibi üniform yapı oluşmamıştır.

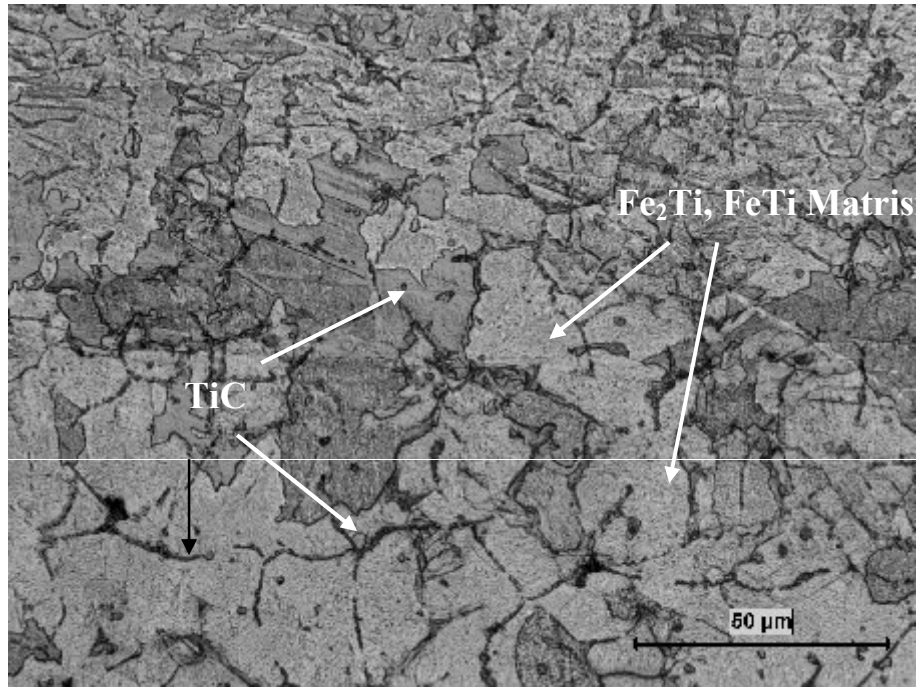
PTA yöntemi 0.50 mm kaplama yüzey kalınlığına sahip numunelerin, yüzeyi kaplanan malzeme ile kuvvetli bir şekilde bağlanmasında başarılı bir şekilde kullanılmıştır.

7.3.1.1. AISI 1030'un Yüzeyine Titanyum (Ti) Kaplamaların Mikroyapısına Ar Gazının Etkisinin İncelenmesi

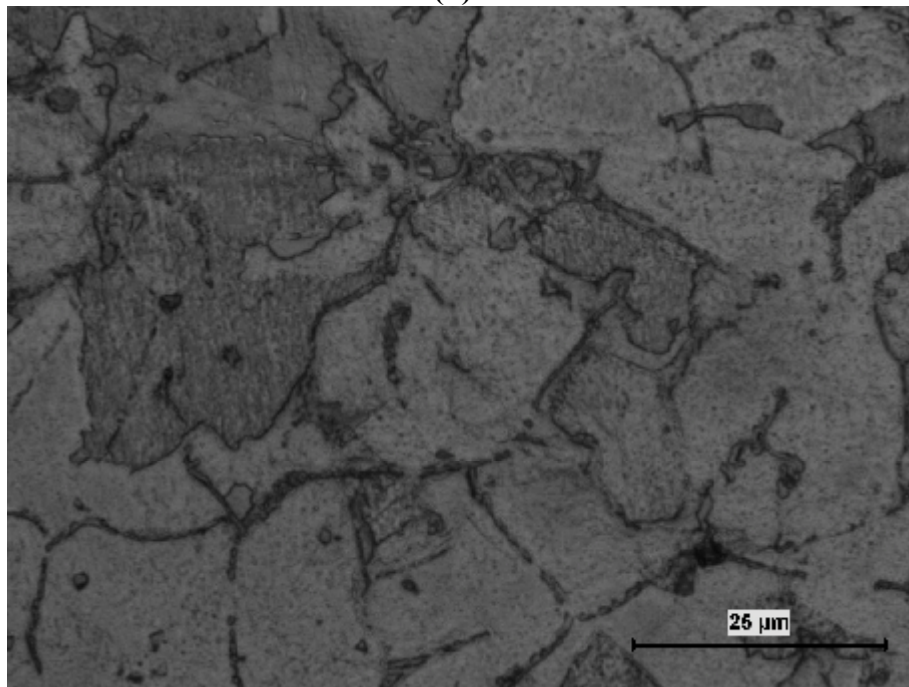
Şekil 7.9'da Ayl numunesinin 4.675 KJ/mm enerji girdisiyle, Tablo 7.2'deki parametrelere uygun üretilen ve 0,50 mm kalınlık ya da 120 mm³ hacminde saf Ti tozuyla üretilen modifikasyonlu üst tabaka malzemesinin mikroyapısı verilmiştir.



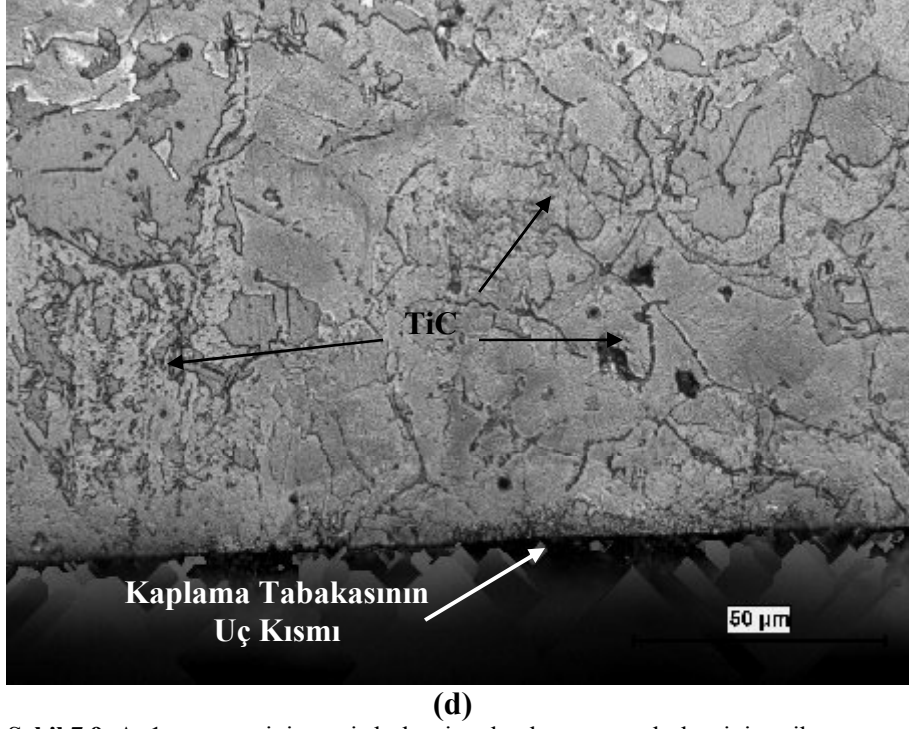
(a)



(b)

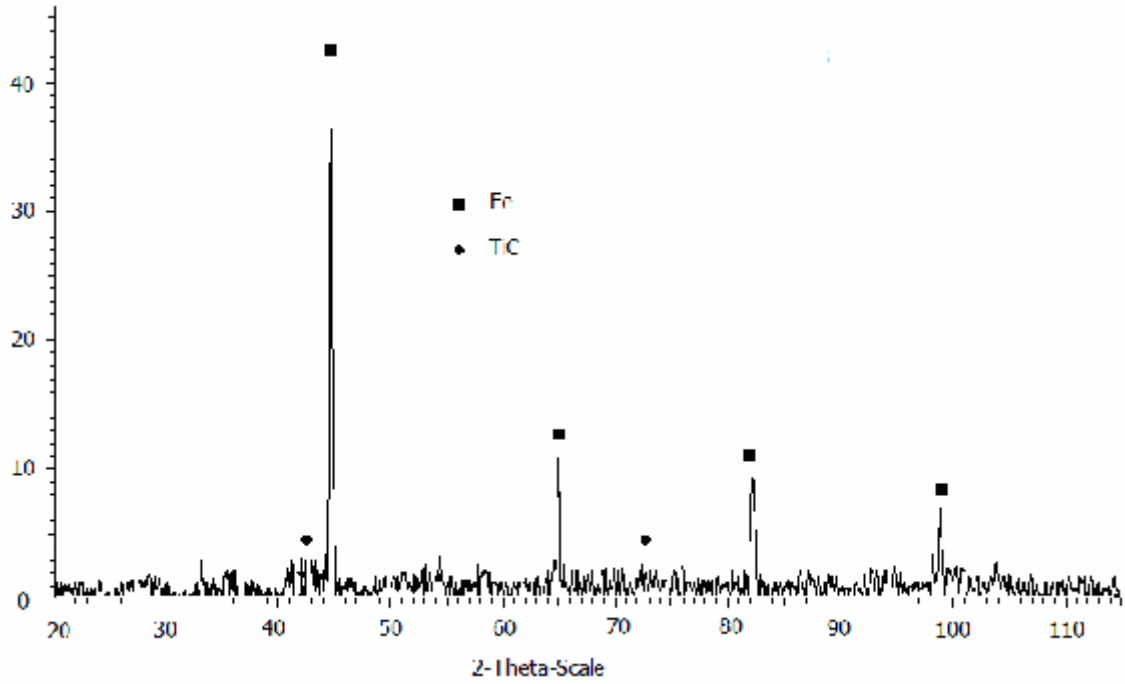


(c)



Şekil 7.9. Ay1 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı

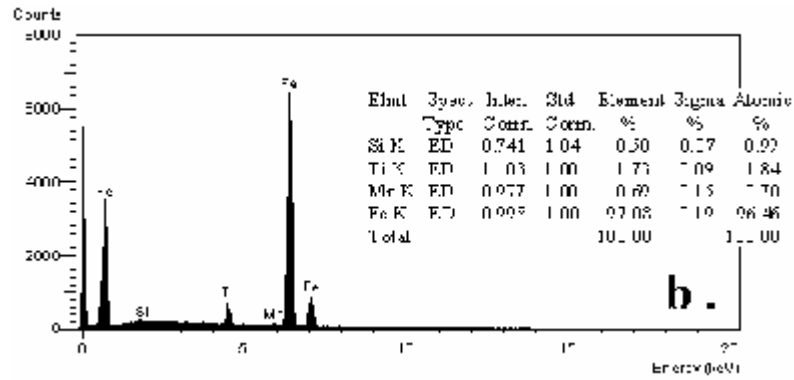
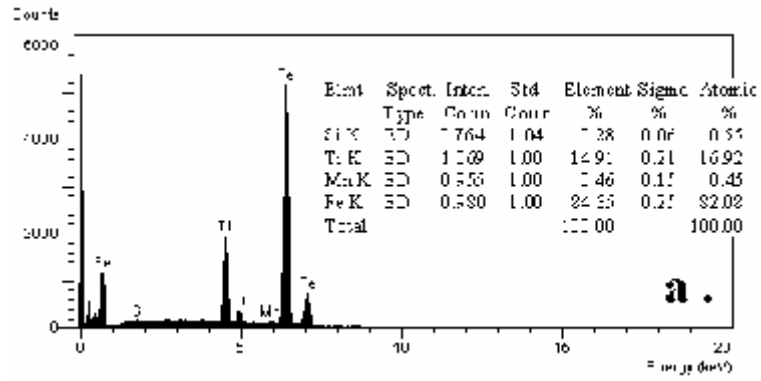
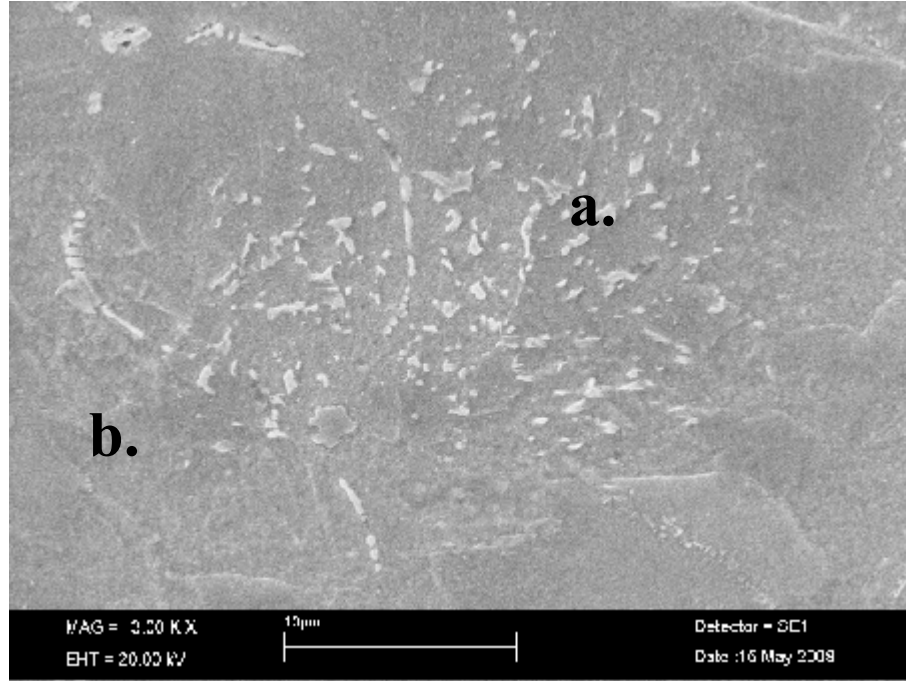
Ay1 numunesinde kaplama tabakasının kalınlığı 1,5–2 mm kadardır. PTA yüzey modifikasyonu işleminde kullanılan sabit ilerleme hızı ve gerek sabit akım şiddeti her iki kaplama kalınlığında da kaplama malzemesini ergitip yüzeyi kaplanan malzeme ile yeterli bağ kuvvetini oluşturmasında yeterli olmuştur. Artan takviye edici oranına bağlı olarak numunelerin kaplama sertliklerinde olumlu yönde artış olurken, kaplama kalınlığının da sertliğin üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu görülmüştür. Buna kaplama tabakasında kullanılan Ti miktarının fazla oluşu etki etmiştir. Şekil 7.10.c resmi kaplama tabakasının uç kısmından alınmıştır. Görüldüğü gibi uç kısımda herhangi bir çatlağa ya da farklı bir yapıya rastlanmamıştır. PTA işlemi sonrasında kaplama tabakasının oval bir şekil aldığı maksimum yüksekliğin ortada olduğu kenar bölgelerinde ise kalınlığın incelendiği görülmüştür. Bunun sebebinin enerji yoğunluğunun elektrot ucuna dik olan doğrultuda daha yoğun şekilde meydana gelmesi olduğu düşünülmektedir. Şekil 7.10’da Ay1 numunesinden alınan XRD analizi verilmiştir.



Şekil 7.10. Ay1 numunesinden alınan XRD analizi

Ti kaplı numunenin XRD analizinden de (Şekil 7.10) anlaşılabileceği gibi kaplama tabakasında çözünmemiş Ti yapısına rastlanmamıştır. Bu da Ti'un verilen enerjiyle çözüldüğü ve katılaşma sırasında C'la birleşerek TiC seramik matrisli karbürü oluştuğu göstermektedir.

Numunelerin XRD incelemeleri sonucunda ortaya çıkan fazların bileşimlerini daha iyi anlayabilmek için gerekli görülen yerlerden EDS analizleri alınmıştır. Şekil 7.11'te verilen EDS analizi saf Ar atmosferinde Ti kaplı Ay1 numunesinden alınmıştır. SEM resminde işaretlenen a takviye elemanını (TiC), b matrisi (FeTi) ifade etmektedir. Aynı numunenin tane sınırı (Şekil 7.9.b) bölgesi incelendiğinde tane sınırlarına biriken TiC'ler ayırt edilebilmektedir. AISI 1030 alt tabaka malzemesinde 0.157 Si olmasına karşın kaplama tabakasında matriste 0.50 ve takviye 0.28 çıkmasının sebebinin Kaplama tozlarının silisyum silikatle yapıştırılması sonucu arttığı düşünülmektedir. Tane sınırlarında ayrıışan metal karbürlerin Ti'ca zengin olması ve Ti elementini bünyesinde toplamasından ileri gelmiştir (Şekil 7.9).



Şekil 7.11 Ay1 numunesinden alınan SEM-EDS analizleri

Ti kaplama tozu kullanılarak PTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerin yüzey modifikasyonu işlemi bittikten sonra kaplama yüzeylerinden alınan mikroyapı fotoğrafları Şekil 7.9’da verilmiştir. Bu fotoğraflarda da görüleceği gibi saf argon gazı kullanılarak gerçekleştirilen yüzey modifikasyonu işleminde Ti elementinin

mikroyapı içerisinde kaba taneli olarak FeTi ve Fe₂Ti fazı şeklinde bulunduğu görülmektedir.

7.3.2. AISI 1030'un Yüzeyinde Ar - % 1 N₂ Koruyucu Gaz Ortamında Titanyum (Ti) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi

Yüzey modifikasyonu işlemi 7.3.1 nolu başlıkta anlatıldığı gibi yapılmıştır. Ancak burada Tablo 7.2'deki parametrelerde koruyucu gaz olarak Ar + % 1 N₂ ortamı kullanılmıştır. Kaplama işleminde diğer parametreler aynen geçerlidir. Kaplama tabakasının üstten alınan görüntüsü Şekil 7.12'de görülmektedir. PTA yöntemi 0.50 mm kaplama yüzey kalınlığına sahip numunelerin, PTA yüzey modifikasyonu işleminde kullanılan gerek ilerleme hızları, gerekse enerji girdileri tüm numunelerde kaplama malzemesini ergitip alt yüzey malzemesi ile adhesiv bağ kuvvetinin oluşturulmasında yeterli olmuştur.



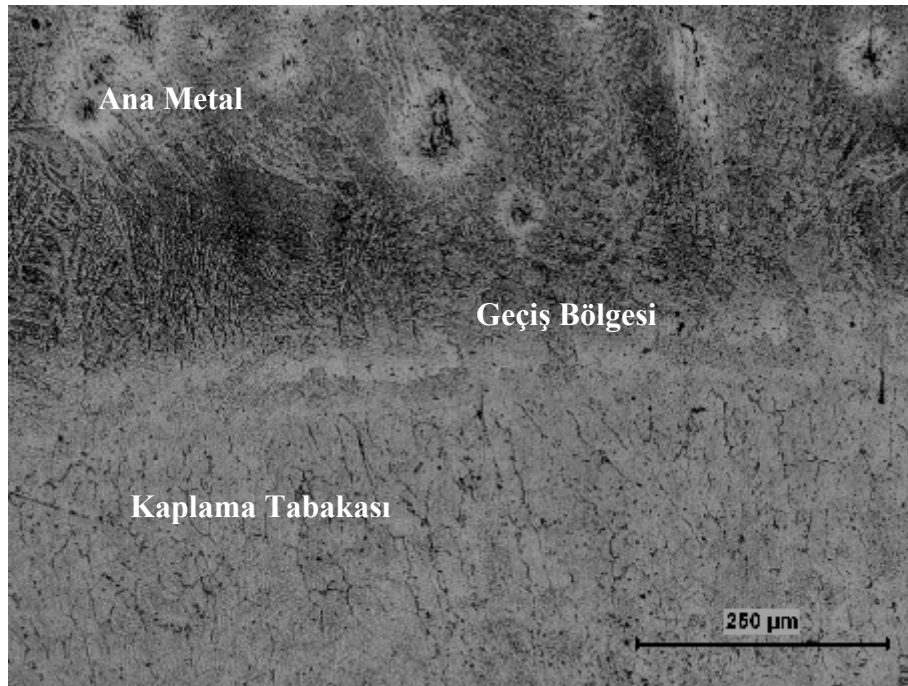
Şekil 7.12. Saf Ar + % 1 N₂ atmosferinde titanyum kaplanan numunenin fotoğrafı

Şekil.7.12'deki By1 numunesinin fotoğrafı incelendiğinde kaplama tabakasının, yani kaynak metalinin başlangıç ve bitiş noktalarında kaynak kraterleri oluşmuştur. PTA yüzey kaplama işlemi esnasında koruyucu gaz olarak kullanılan Ar + %1 N₂ koruyucu gazının Şekil 7.5.b. 'de gösterildiği gibi kaynak metalinde (kaplama tabakasında) gözenek oluşturmadığı, aksine kaplanan toz olan Ti'un kaplanması esnasında yüzey morfolojisinin düzgün bir yapı oluşturduğu gözlenmektedir. Buna titanyumun azota karşı olan anfinitesinin sebep olduğu düşünülmektedir. Kaplama tabakasında hızlı soğuma sonucu herhangi bir çatlağa rastlanmamıştır. Kaplama işlemi resimlerde soldan başlayıp sağa doğru ilerleyerek devam etmiştir. By1 numunesinde kaplama tabakasında üniform yapı oluşmuştur. Şekil 7.12'deki numunenin fotoğrafı incelendiğinde kaplama tabakasının, yani bir başka deyişle kaynak metalinin başlangıç ve bitiş noktalarında kaynak kraterleri

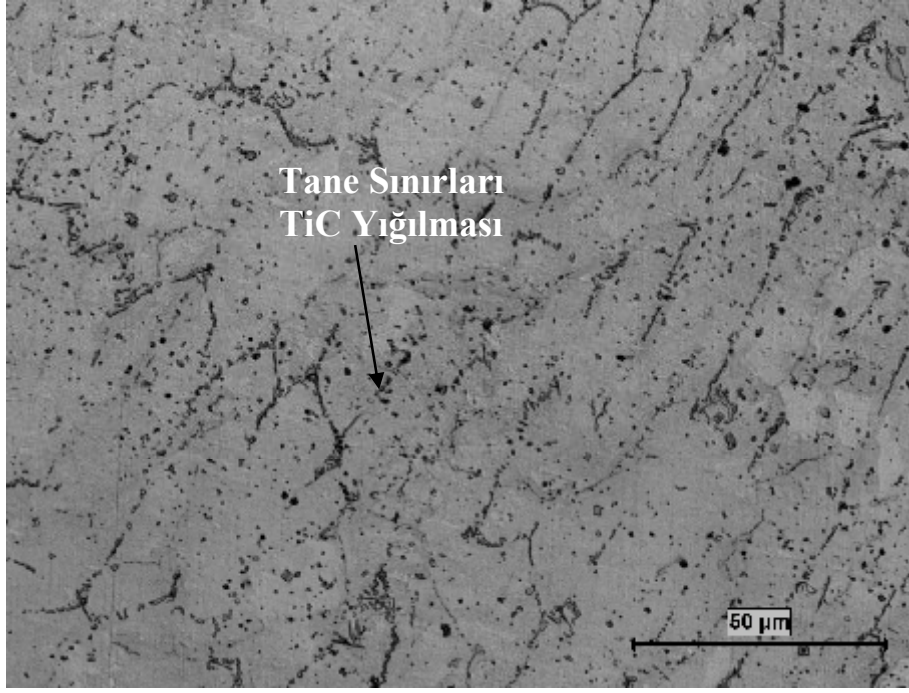
oluşmuştur. PTA işlemi sonrasında kaplama tabakasının oval bir şekil aldığı maksimum yüksekliğin ortada olduğu kenar bölgelerinde ise kalınlığın incelendiği dikkat çekmiştir. Bunun sebebinin enerji yoğunluğunun elektrot ucuna dik olan doğrultuda daha yoğun şekilde meydana gelmesi olduğu düşünülmektedir.

7.3.2.1. AISI 1030'un Yüzeyine Titanyum (Ti) Kaplamaların Mikroyapısına Ar - % 1 N₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi

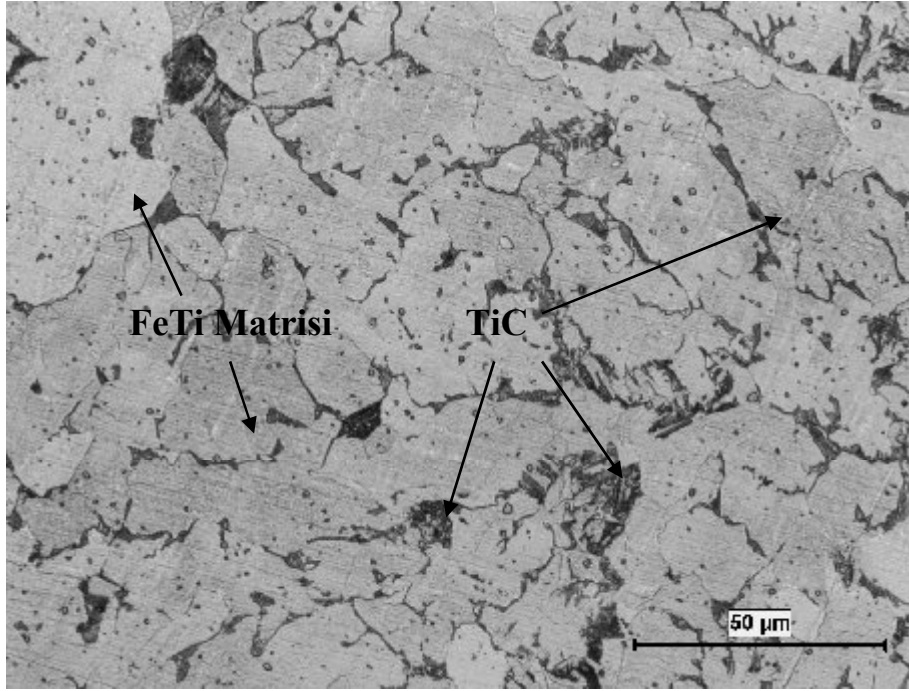
Şekil 7.13'de By1 numunesi 4.675 KJ/mm enerji girdisiyle üretilmiş ve 0,50 mm kalınlık ya da 60 mm³ hacminde saf Ti tozuyla üretilen modifikasyonlu üst tabaka malzemesinin mikroyapısı verilmiştir. Şekil 7.13'de ara tabaka kalınlığı belirgin ölçüde artarken, dendritik oluşum iyice artmış ara geçiş tabakasından uzak bölgelerde oldukça dengeli bir şekilde dağılım göstermiştir. Diğer yandan plazma alevi etkisi ile kaplama tabakasında ana malzemeye ve ana malzemedende kaplama tabakasına difüzyonla geçişler olmuştur.



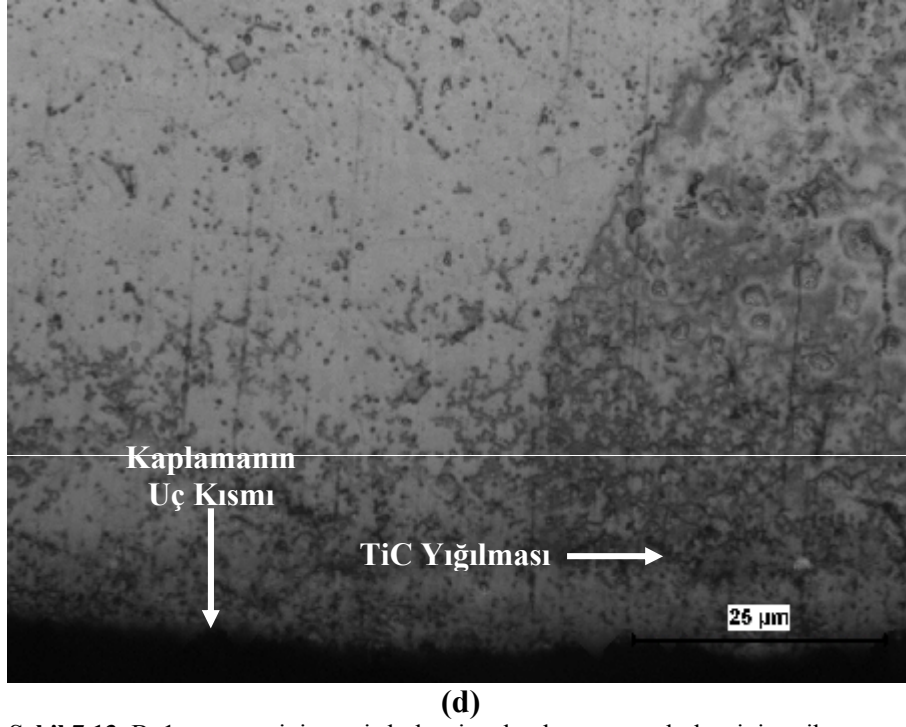
(a)



(b)



(c)

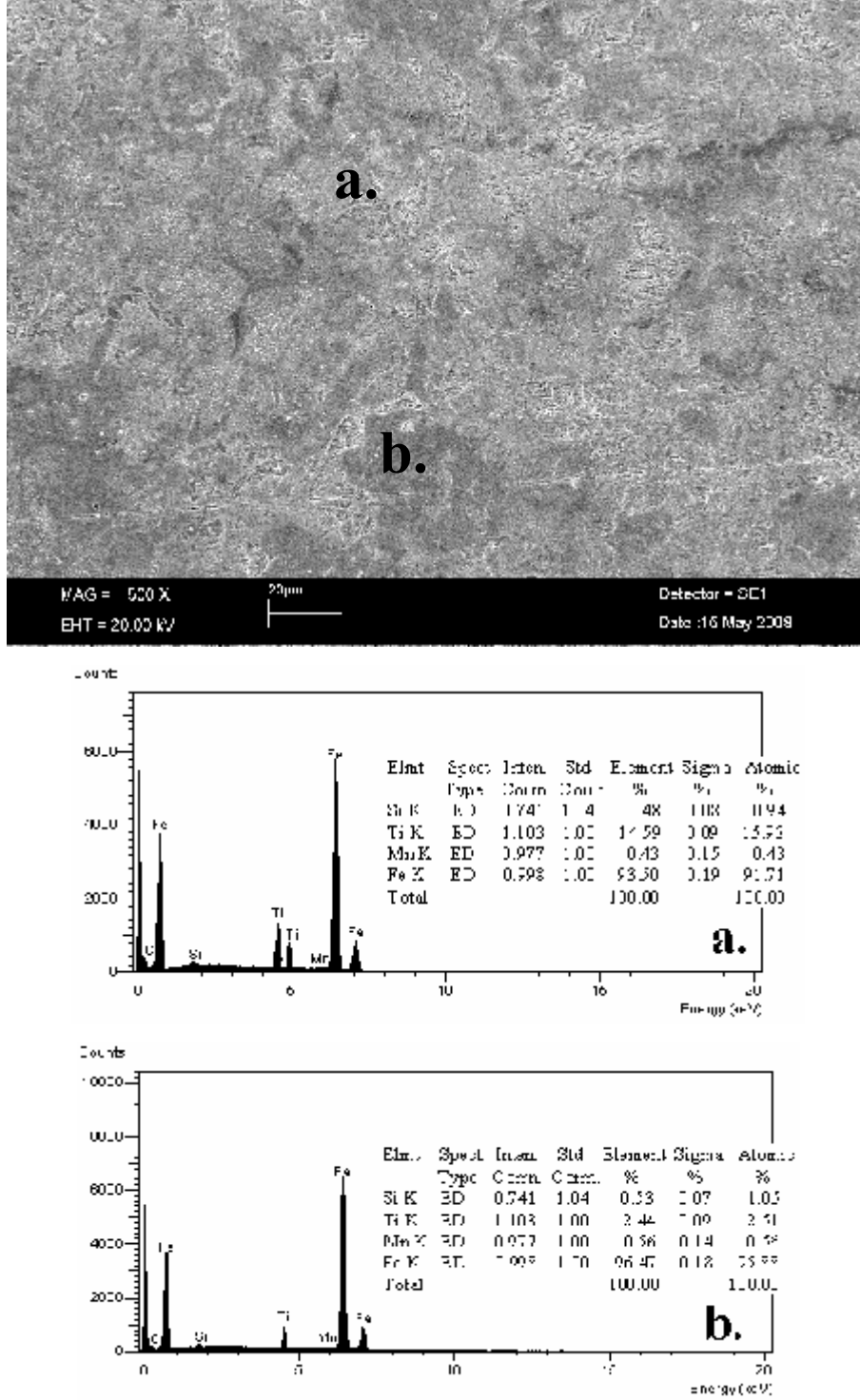


Şekil 7.13. By1 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı

By1 numunesinde kaplama tabakasının kalınlığı yaklaşık 1,5-2 mm kadardır. Şekil 7.13’de görüldüğü gibi mikroyapıda ince taneli bir yapı oluşmuştur. Bu da; hızlı soğumanın ve titanyumun alaşıma kattığı çekirdek oluşturu özelliğinden kaynaklanmaktadır. Mikroyapılar incelendiğinde kaplama malzemesi ile yüzeyi kaplanan malzemenin çatlaksız, boşluksuz ve kusursuz olarak birleştiği görülmüştür (Şekil 7.13). Şekil 7.13-a mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde kaplama kompozit malzemesinin 10-15 µm mesafesinde alt yüzey malzemesine çatallı kollar halinde nüfuz ettiği görülmektedir. Şekil 7.13 b-c resimleri incelendiğinde TiC’lerin (Şekil 7.10) tane sınırlarında toplandığı görülmektedir. Koruyucu gazla ilave edilen % 1 oranındaki N_2 mikroyapıya etkisinden bahsetmek mümkün değildir. Ancak mikrosertlik ve aşınma konularında etki rahatlıkla görülmektedir. N_2 ’un H_2 gibi kaynakta redükleme özelliği yoktur, ancak N_2 havadan ağır olduğu için koruyucu gaz Ar azotla karıştığından havaya yükselmesi hızlanmıyor ve dolayısıyla bu yolla kaynaklanan ısı kaybı azalmıyor ya da başka bir deyişle ısı daha az kayboluyor. Bu da Ti’ün verilen enerjiyle çözünme miktarının artmasına ve katılaşma sırasında C’la birleşmesinde kolaylık sağlamaktadır. Dolayısıyla artan N_2 oranına bağlı olarak TiC oluşumu artacak bunun yanı sıra TiN’ler de oluşacaktır (Şekil 7.20).

Şekil 7.14’de By1 numunesinin SEM-EDS analiz sonuçları verilmiştir. Şekil 7.14-a ‘da beyaz olarak görülen noktadan alınan EDS analizinde % 14,59 oranında Ti

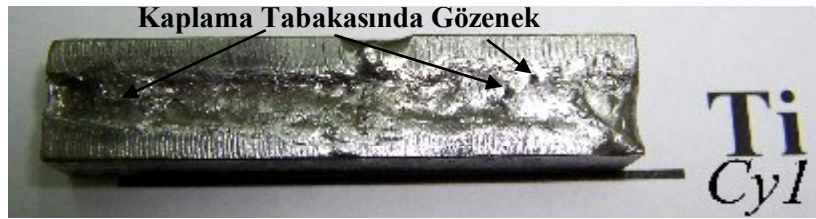
görülmektedir. Aynı şekilde Şekil 7.14-b’de siyah noktadan alınan EDS analizinde % 2,44 oranında Ti bulunmaktadır. Bu noktalar Şekil 7.13-c’deki mikroyapı ile kıyaslanırsa oluşan TiC’lerin tane sınırlarına yığılmasından daha kolay bir şekilde bahsetmek mümkün olacaktır. Şekil 7.13’te TiC’ler gösterilmiştir.



Şekil 7.14. By1 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi

7.3.3. AISI 1030'un Yüzeyinde Ar - % 3 N₂ Koruyucu Gaz Ortamında Titanyum (Ti) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi

Yüzey modifikasyonu işlemi 7.3.2 nolu başlıkta anlatıldığı gibi yapılmıştır. Ancak burada Tablo 7.2 deki parametrelerde koruyucu gaz olarak Ar + % 3 N₂ ortamı kullanılmıştır. Kaplama işleminde diğer parametreler aynen geçerlidir. Kaplama tabakasının üst görüntüsü Şekil 7.15'de görülmektedir.



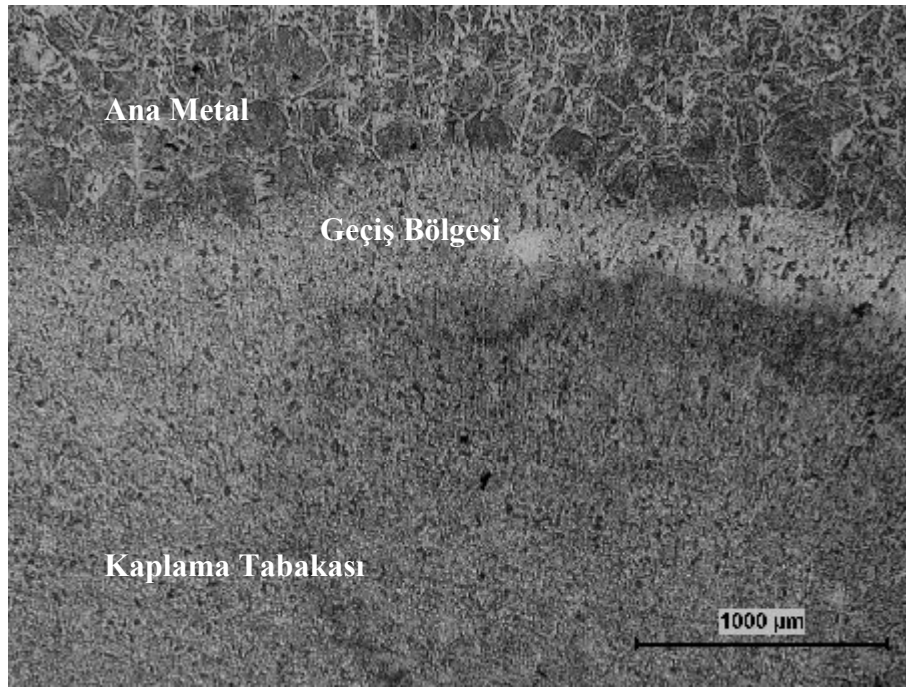
Şekil 7.15 Saf Ar + % 3 N₂ Atmosferinde titanyum kaplanan numunenin fotoğrafı

Şekil 7.15'de ki Cy1 numunesinin fotoğrafı incelendiğinde kaplama tabakasının yani kaynak metalinin başlangıç ve bitiş noktalarında kaynak kraterleri oluşmuştur. Kaplama işlemi resimde soldan başlayıp sağa doğru ilerleyerek devam etmiştir. PTA yüzey kaplama işlemi esnasında koruyucu gaz olarak kullanılan Ar + % 3 N₂ koruyucu gazının Şekil 7.5.b. 'dekine benzer çok az sayıda kaynak metalinde kaplama tabakasında) gözenek oluşmuştur. Kaplanan toz olan Ti'un kaplanması esnasında yüzey morfolojisinin düzgün bir yapı oluşturduğu gözlenmektedir. Mevcut parametrelere (Tablo 7.2) ilave dilen koruyucu gaz atmosferinde (Ar + % 3 N₂) ergimenin oldukça iyi gerçekleştiği, ancak gözle görülen kaplama katının henüz düzenli sayılabilecek görünüme sahip olmadığı görülmektedir. Buna titanyumun demirle birleşme eğiliminin azlığının sebep olduğu düşünülmektedir. Kaplama tabakasında hızlı soğuma sonucu herhangi makro büyüklükte bir çatlığa rastlanmamıştır. Kaplama tabakasında gözenek oluşmamıştır.

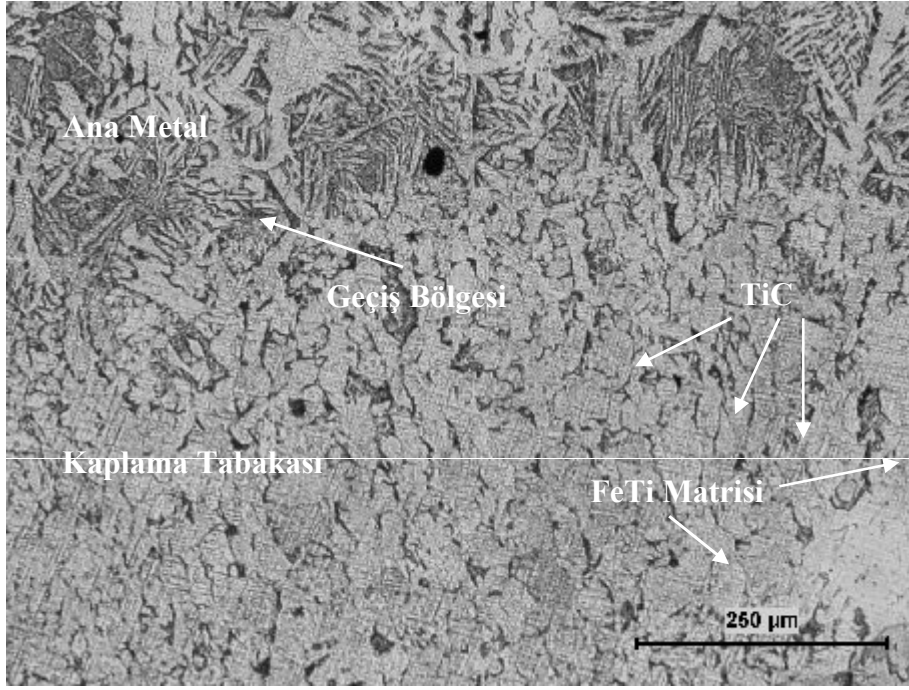
7.3.3.1. AISI 1030'un Yüzeyine Titanyum (Ti) Kaplamaların Mikroyapısına Ar - % 3 N₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi

Cy1 numunesinin optik resmi (Şekil 7.16) incelendiğinde, kaynak akımının kararlı ve ergimenin yüksek olmasından dolayı, karbürleşmede oranının fazla olduğu göze çarpmaktadır. Bunun sebebinin; kararlı ve otomatik sistemde kaynak akımı değeriyle

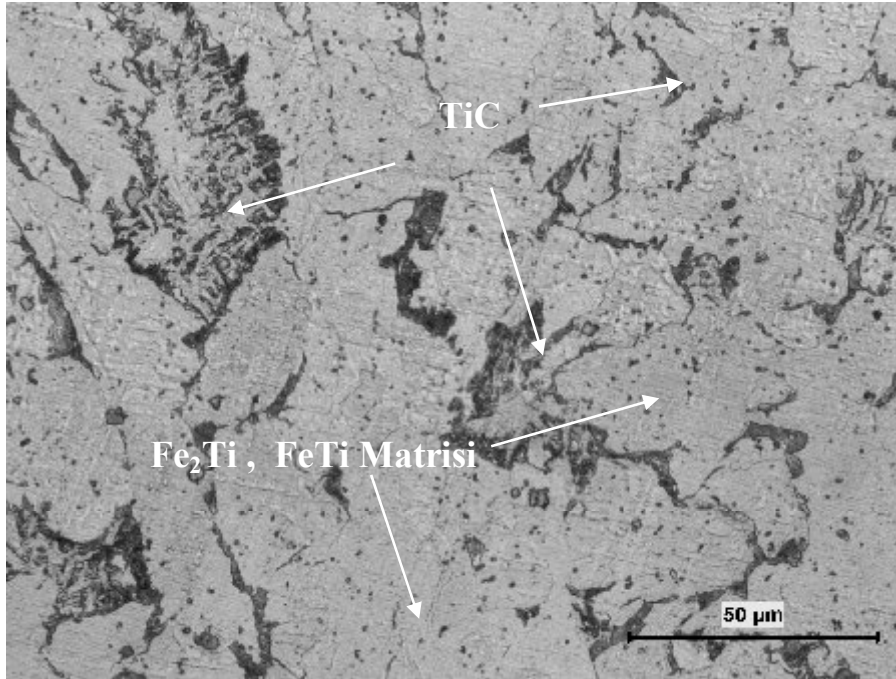
birlikte, düşük üretim hızında kaplama yapılmasıdır. PTA'nın yüksek sıcaklığı nedeniyle, titanyum ve karbon elementleri daha yüksek bir difüzyon hızına ulaşmış ve soğuma işleminin gecikmesiyle oluşan titanyum karbürler gruplar halinde belli bölgelerde bir araya gelmişlerdir. Demir elementi ise, matrisi oluşturarak titanyum ve demir karbürlerin düzenli bir şekilde dağılmalarına olanak sağlamıştır. Ar - % 3 N₂ koruyucu karışım gazının kaynak esnasında yüksek ısı girdisiyle çözünerek N₂ atomları kaynak havuzundaki kaplama malzemesinin ergiyik hacim oranını arttırıp Fe içerisinde daha fazla Ti elementi çözmesine ve Ti ile birleşerek TiN oluşmasını sebep olmaktadır.



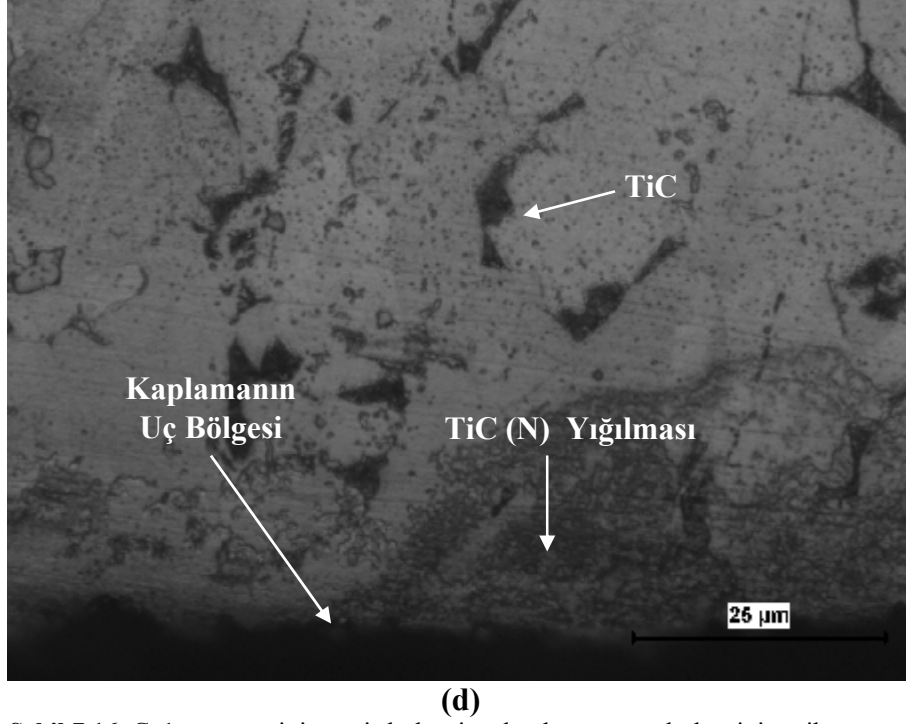
(a)



(b)

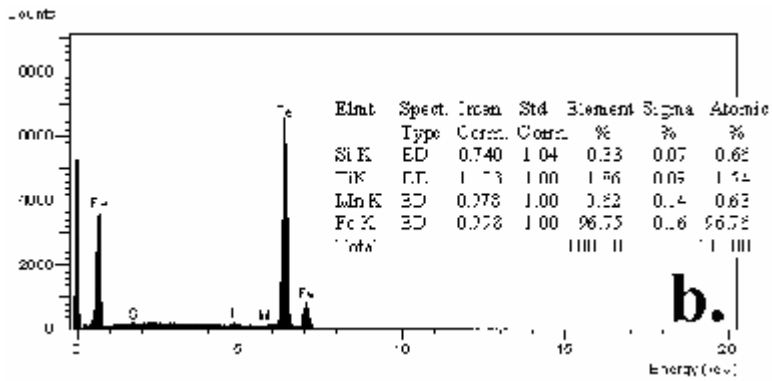
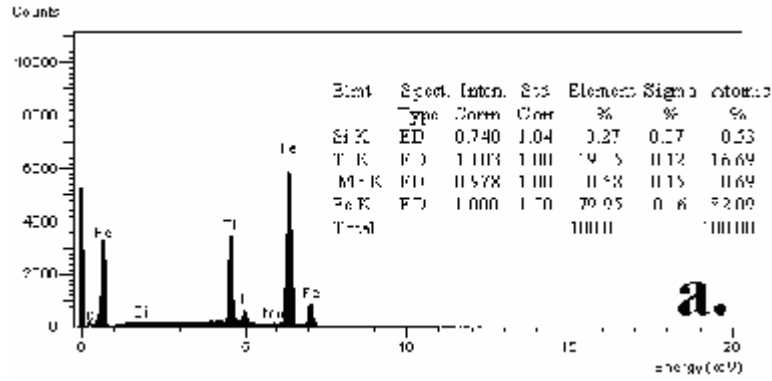
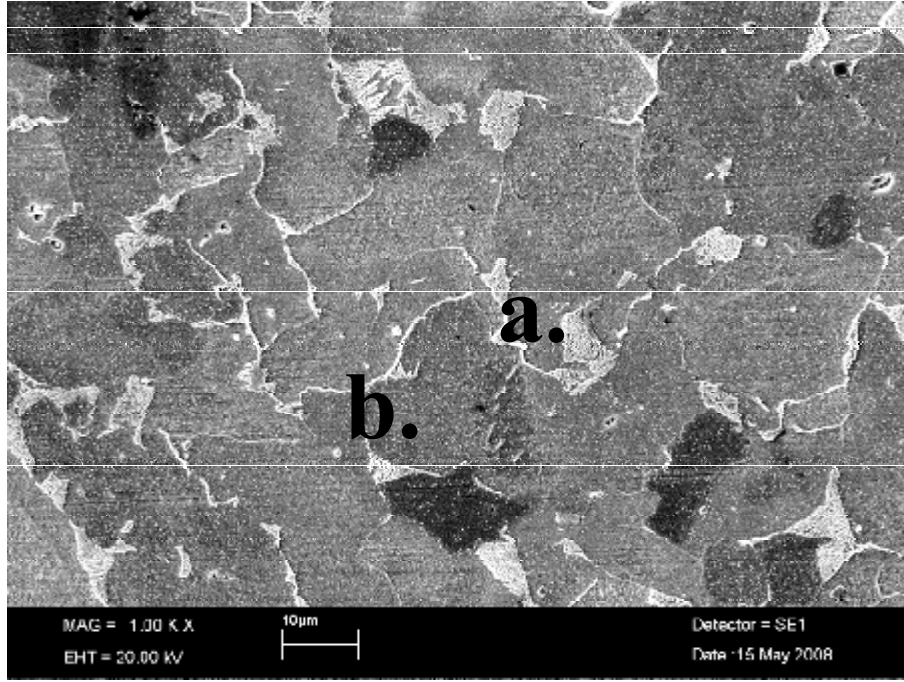


(c)



Şekil 7.16. Cy1 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı

Şekil 7.16-b’de kaplanan AISI 1030 tarafında bir miktar ergimenin olduğu görülmektedir. Ayrıca AISI 1030 tarafından kaplama tabakasına doğru C’ca zengin perlit tanelerinin geçtiği ve daha sonra EDS ve XRD analiziyle belirlenen TiC’lerin olduğu görülmektedir. Bu geçiş bölgelerinde, ergimeye bağlı olarak perlit kolları kısmen belirli iken, kolların uzantılarında yaklaşık 20–25 µm kadar uzunlukta nüfuziyet olduğu gözlenmiştir. Ancak Şekil 7.16-d’de bir önceki mikroyapının aksine oluşan karbürlerin küçüldüğü görülmektedir. Bu resmin alınmasında, karışım gazı olan N₂’un yüzeye temasıyla oluşan mikroyapısal değişimleri gözlemlemek amaçlanmıştır. % 3 N₂ ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde, Ti tanelerinin yükselen ısı girdisi etkisi ile mikro yapı içerisinde daha homojen bir şekilde ve daha ince taneler şeklinde kısmen küresel kısmen de ince şeritler halinde olduğu görülmektedir. Titanyum katkısının yüksek sıcaklıklarda ergiyen kaplama tabakası içerisinde çekirdek görevi üstlenmesiyle tane iriliği azalma göstermiştir.



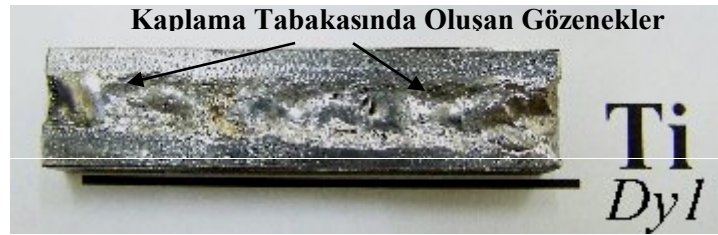
Şekil 7.17. Cy1 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi

Şekil 7.17’de Cy1 numunesinden alınan ESD analizi sonuçları verilmiştir. Görüldüğü gibi takviye elemanı a noktasından alınan EDS analizinde % 19,05 oranında Ti

ve % 79,95 oranında Fe'den oluşmuştur. Bu iki elementin dışında eser miktarda Si ve Mn'in yanı sıra, karbür oluşturuşu C'da ana metal AISI 1030 çeliğinde önceden mevcuttur. Dolayısıyla ana metaldeki C'un varlığı difüzyon sonucu kaplama tabakası tarafına geçerek yapıda TiC oluşumunu sağlamaktadır. Fe₂Ti ve FeTi matrisi yani b noktasından analiz de ise % 1,86 Ti ve % 96,75 oranında Fe vardır. Ancak burada alaşım elementleri Mn, Si'da az miktarda mevcuttur. Şekil 7.21'de yani Dy1 numunesinden alınan XRD analizlerinde TiC dışında TiN bileşikleri de oluşmuştur (Şekil 7.20). Buna koruyucu gaza ilave edilen N₂'un sebep olduğı düşünölmektedir.

7.3.4. AISI 1030'un Yüzeyinde Ar-%5 N₂ Koruyucu Gaz Ortamında Titanyum (Ti) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi

Yüzey modifikasyonu işlemleri 7.3.2 nolu başlıkta anlatıldığı gibi yapılmıştır. Ancak burada Tablo 7.2 deki parametrelerde koruyucu gaz olarak Ar + % 5 N₂ ortamı kullanılmıştır. Kaplama işleminde diğler parametreler aynen geçerlidir. Kaplama tabakasının üst görüntüsü Şekil 7.18'de görölmektedir. Koruyucu gaza ilave edilen N₂ miktarı arttıkça Cy1 numunesinde de rastlanan gözenek oluşumu daha belirgin bir hal almıştır. Bu gözenek oluşumuna N₂'un yanı sıra kaplama tozu titanyumun kaplama işlemleri esnasında yüzeyden kalkarak, kaynak banyosunun doğrudan alt tabaka üzerinde oluşması ve N₂'un düşük karbonlu çeliklerde oluşturduğu gözenekliliğe sebebiyet verdiği düşünölmektedir (Şekil 7.5, b, c, d).



Şekil 7.18 Saf Ar + % 5 N₂ atmosferinde titanyum kaplanan numunenin fotoğrafı

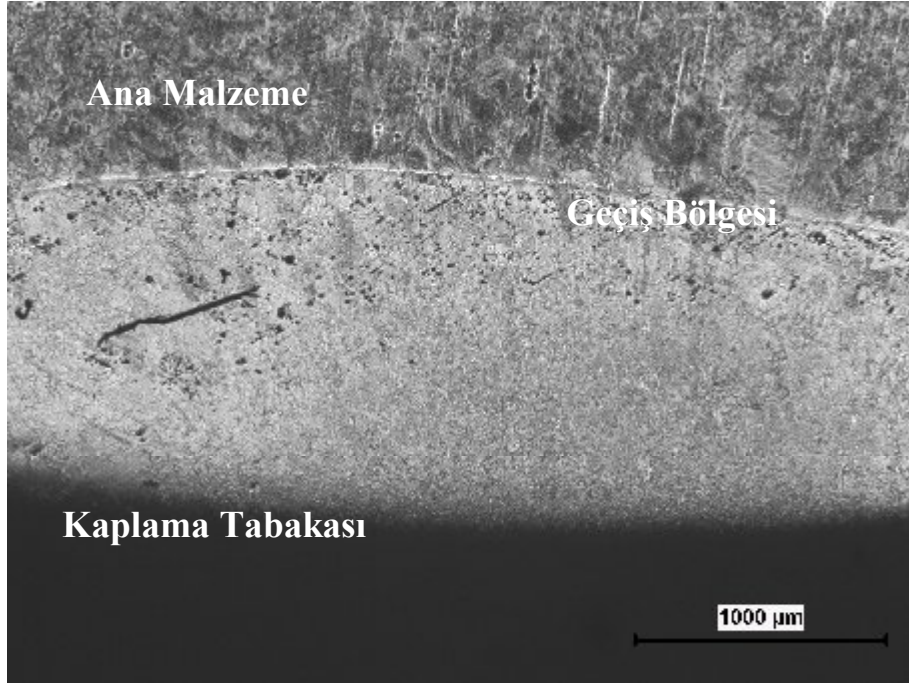
Şekil 7.18'de ki Dy1 numunesinin fotoğrafı incelendiğinde kaplama tabakasının başlangıç ve bitiş noktalarında kaynak kraterleri oluşmuştur. Kaplama işlemleri resimlerde soldan başlayıp sağa doğru ilerleyerek devam etmiştir. Başlangıç noktasındaki kraterde kaplama tozunun, kaplama işlemleri esnasında yüzeyden kalkmasından ötürü gözenek oluşmuş, fakat ilerleyen bölümlerde orta da ok ile gösterilen kısımlar dışında bir olumsuz

etkiye rastlanmamıştır. Burada Şekil 7.5-d’de oluşan gözenekler oluşmamıştır. Kaplanan toz olan Ti’un kaplanması esnasında yüzeyde düzgün bir yapı oluşturduğu gözlenmektedir. Mevcut parametrelere (Tablo 7.2) ilave dilen koruyucu gaz atmosferinde ($Ar + \% 5 N_2$) ergimenin oldukça iyi gerçekleştiği, ancak gözle görülen kaplama katının düzenli sayılabilecek görünüme sahip olmadığı görülmektedir. Kaplama tabakasında hızlı soğuma sonucu herhangi makro büyüklükte bir çatlğa rastlanmamış ve kaplama tabakasında gözenek oluşmamıştır.

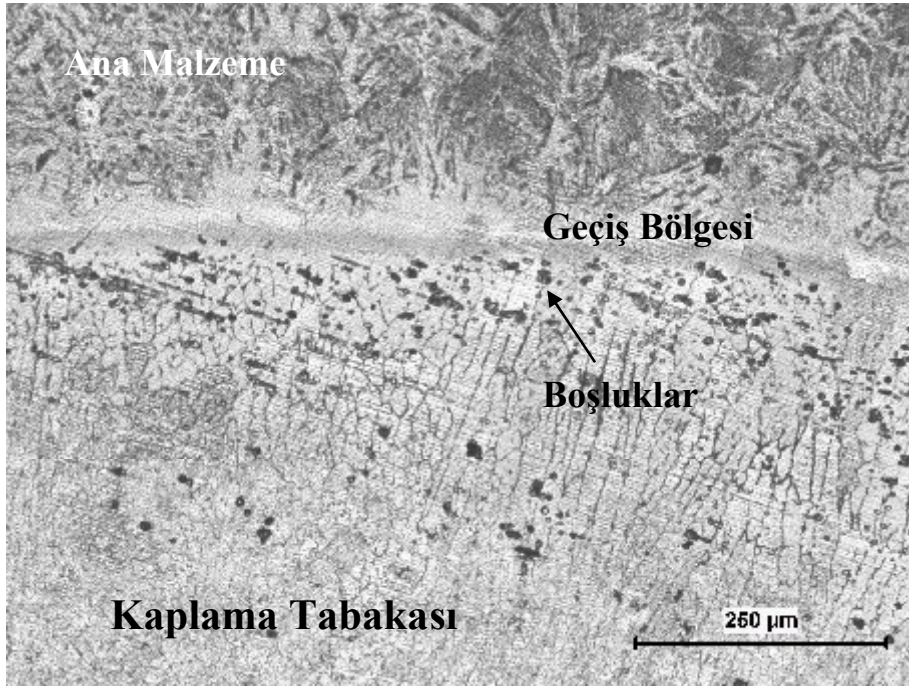
7.3.4.1. AISI 1030’un Yüzeyine Titanyum (Ti) Kaplamaların Mikroyapısına Ar - % 5 N_2 Gazının Etkisinin İncelenmesi

Dy1 numunesinin optik resmi Şekil 7.19’da görülmektedir. PTA kaynak yöntemiyle Ar - % 5 N_2 ortamında titanyum, AISI 1030 altlık malzemesine kuvvetli bir bağ oluşturacak şekilde bağlanmıştır. İncelemeler sonucunda kaplama malzemesi ile yüzeyi kaplanan malzemenin çatlaksız, boşluksuz ve kusursuz olarak birleştiği görülmüştür.

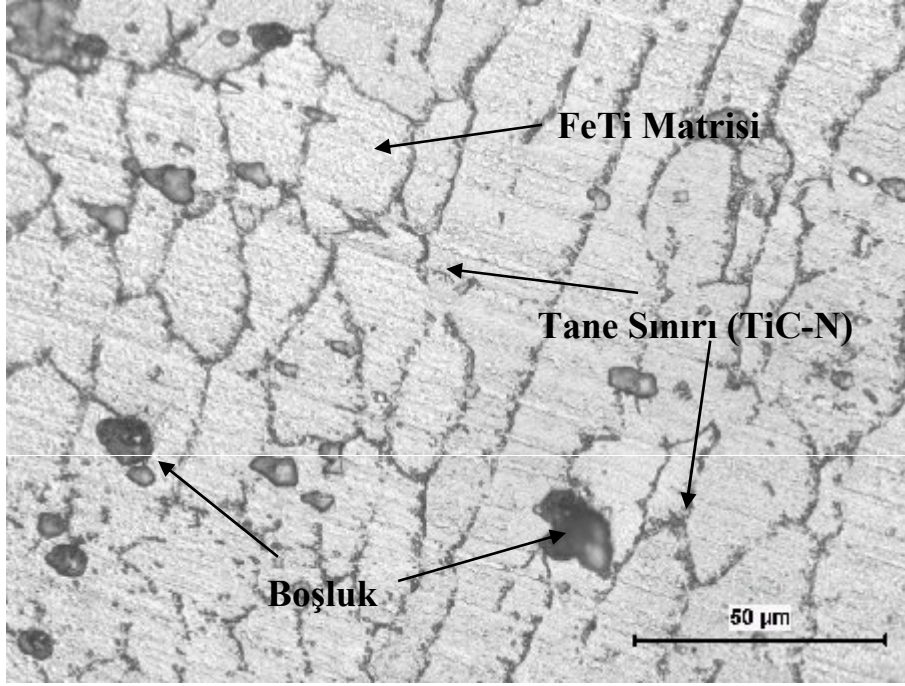
Dy1 numunesi (Şekil 7.19) incelendiğinde, Ar - % 5 N_2 koruyucu gaz atmosferinden kaynaklanan mikroyapısal değişimler göze çarpmaktadır. Şekil 7.18’de yüzeyde oluşan boşluklar Şekil 7.19-a’da bakıldığında ana malzeme ile kaplama tabakası arasında baloncukşar şeklinde gaz kabarcıkları oluşmuştur. Her ne kadar artan % 5 N_2 oranıyla kaplama tabakasındaki ısı kaybı azaltılmış olsa da, bunun tersi olarak artan N_2 oranıyla ve Ar - % 5 N_2 ’un Ar’dan daha ağır oluşu nedeniyle işlem sırasında ergiyik haldeki metal banyoya temas etmekte ve bu sırada oluşan türbülansla banyo içine doğru ilerlemektedir (Şekil 7.19, a, b). Katılaşma da ana metalden başlayıp kaplamanın üst noktasına doğru olduğundan Ar - % 5 N_2 karışımındaki N_2 , kaynak metalinin içinde kalarak kabarcıklar halinde boşluklar oluşturmaktadır. Ancak ergiyik halde bulunan metal banyosuna temas eden bu yüksek miktardaki N_2 , Ti ile birleşerek Ti_2N , TiN (Şekil 7.21) bileşikler oluşturmaktadır. Kaynak akımının kararlı ve ergimenin de yüksek olmasıyla, AISI 1030 tarafından C’un kaplama tabakasına geçişini sağlamaktadır. Kaplama tabakasına geçen karbon Ti ile birleşerek TiC bileşiği (Şekil 7.21) oluşumunu sağlamaktadır. Hızlı katılaşma sonucu oluşan karbürler tane sınırlarına yerleşmiştir (Şekil 7.19-c).



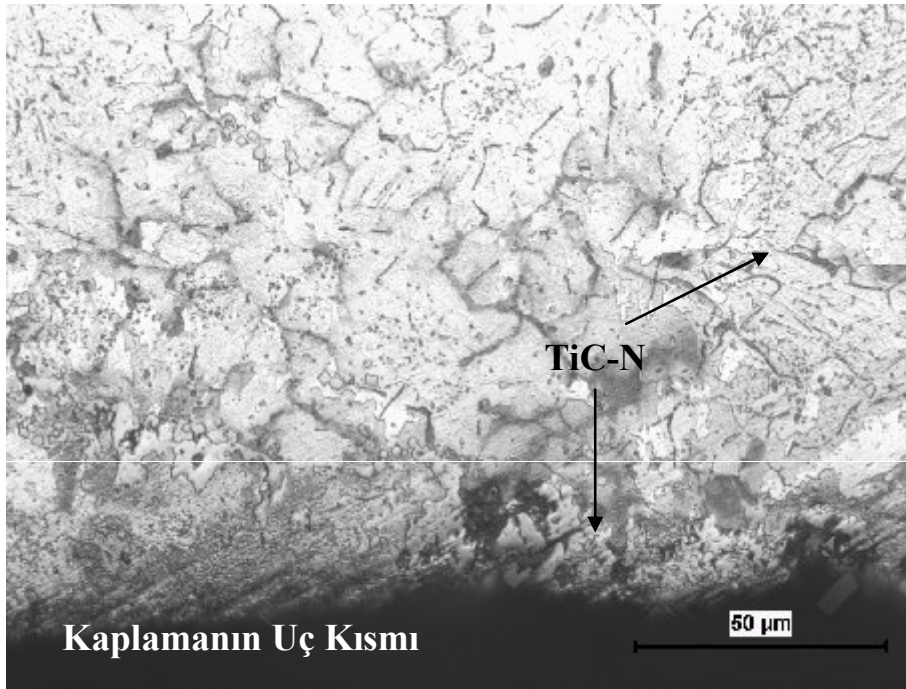
(a)



(b)



(c)



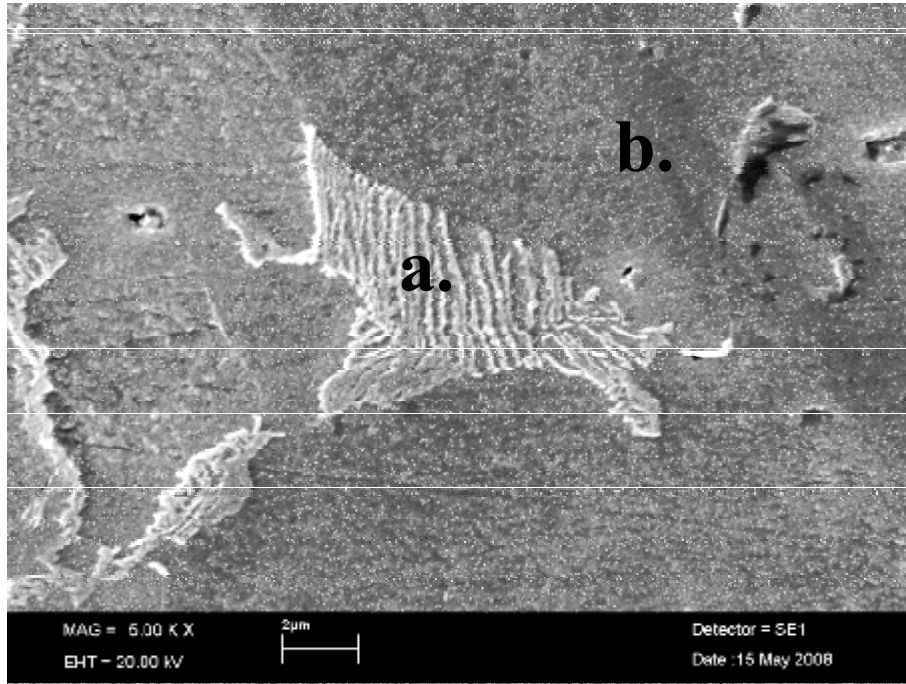
(d)

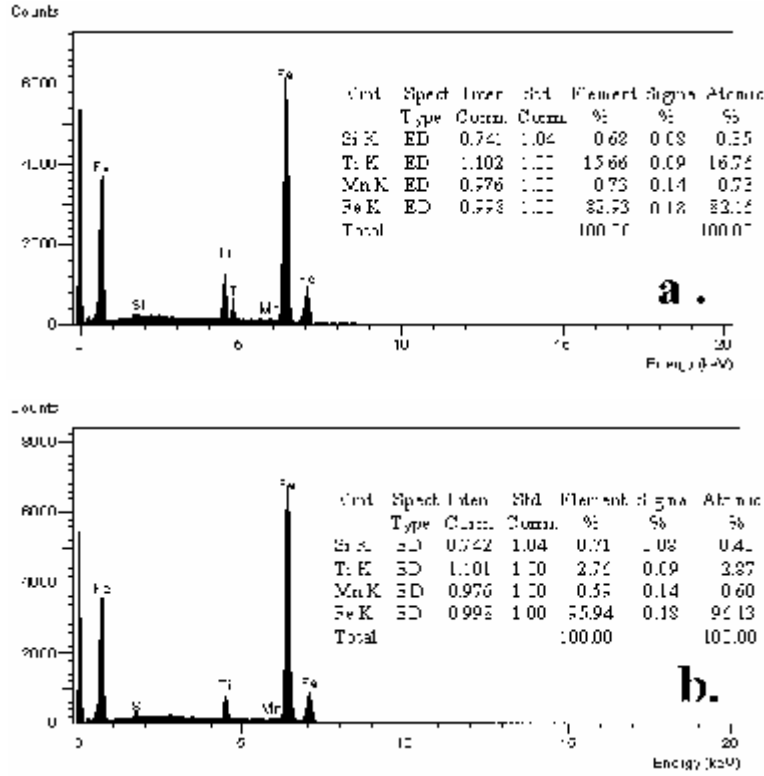
Şekil 7.19. Dy1 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı

Tablo 7.2'deki parametrelerde Ar - % 5 N₂ atmosferinde gerçekleştirilen yüzey kaplama işleminde, titanyumun elementinin kompozit malzeme içerisinde tamamen çözüldüğü (Şekil 7.19) ve oluşan karbür tanelerinin genellikle tane sınırlarına yakın bölgede yer aldığı görülmüştür. Bunun sebebinin ise, kompozit malzemeyi oluşturan

elementlerin matriste ergimesi için gerekli olan ısıнын oluşamaması olduğu düşünülmektedir. Yine bu numunenin tane sınırı bölgesinden alınan EDS analizi sonucunda bu bölgede Ti zenginleşmesi tespit edilmiştir. Şekil 7.19-d incelendiğinde kaplamanın uç kısmında gözenek oranı artmış ve kompozit kaplama yapısında, tane sınırlarında oluşan homojen yapıda bozulmalar ortaya çıkmıştır. Yine aynı numunelere ait SEM-EDS analiz sonuçları Şekil 7.20 de verilmiştir. Mikroyapıda tespit edilen karbürler fotoğraf üzerinde Şekil 7.20'deki EDS analizleri esas alınarak Şekil 7.19'da işaretlenmiştir.

Şekil 7.20'de gösterilen a noktasından alınan EDS analizinde % 15,66 oranında Ti ve % 82,93 oranında Fe'in yanı sıra önemsiz miktarlarda Si ve Mn'de tespit edilmiştir. Bu sonuçlar kaplama işlemi sırasında kaplama tozu ve ana malzeme arasında oluşan difüzyon hareketinin varlığını göstermektedir. Dolayısıyla AISI 1030 çeliğinde bulunan C'un da kaplama tabakasına geçişi kaçınılmazdır. Kaplama tabakasına geçen bu C, Ti ile birleşerek kısmen TiC bileşiği ve Fe₂Ti oluşturmaktadır. Şekil 7.20'de gösterilen b noktasından alınan EDS analizinde % 2,76 oranında Ti ve % 95,94 oranında Fe'in yanı sıra çok az oranlarda Si ve Mn'de tespit edilmiştir. Bu noktayı oluşturulan kaplama kompozit yapının matris tabakasını demir ve titanyumun oluşturduğu homojen α katı ergiyik fazı teşkil etmektedir.

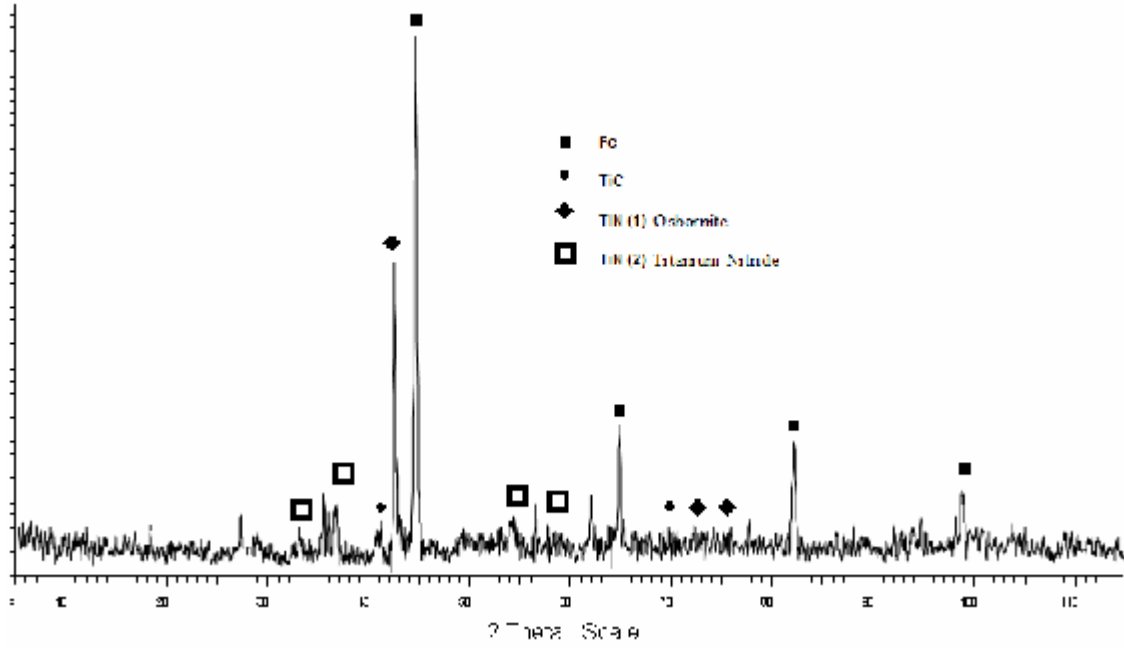




Şekil 7.20. Dy1 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi

Şekil 7.21’de Dy1 numunesinden alınan XRD analizi verilmiştir. Ti kaplı numunenin XRD analizinden de (Şekil 7.21) anlaşılacağı gibi kaplama tabakasında çözünmemiş Ti yapısına rastlanmamıştır. Bu da Ti’un verilen enerjiyle çözündüğü ve katılaşma sırasında C’la ve koruyucu gaza ilave edilen N₂’la birleşerek TiC–TiN bileşiklerini oluşturduğu göstermektedir. Tablo 7.4’te Ar + % 5 N₂ gaz atmosferinde Ti kaplanan AISI 1030 alt tabakalı numunede oluşan TiN’lerin birim hücre parametreleri verilmektedir. % 5 N₂ yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde, mikroyapı içerisindeki Ti elementinin daha çok tane sınırı bölgesinde şeritler halinde olduğu ve taneler içerisindeki Ti elementinin azaldığı görülmüştür.

(a) noktasının olduğu bölgede, demir ve titanyumun oluşturduğu homojen α -katı eriyik bölgesinde, demir titanyum bileşiğinin (Fe₂Ti) ötektik bir yapı oluşturdukları dikkat çekmektedir.



Şekil 7.21. Dy1 numunesinden alınan XRD analizi

Tablo 7.3. Ay1 numunesinde oluşan TiN fazların ve birim hücre parametreleri

Bileşiğin Formülü	Kristal Sistemi	Birim Hücre Parametreleri						Bravais Örgüsü	Z*
		a	b	c	Alfa	Beta	Gama		
TiN (1)	Kübik	4.241	4.241	4.241	90.000	90.000	90.000	Yüzey Merkezli	4
TiN (2)	Kübik	4.4	4.4	4.4	90.000	90.000	90.000	Yüzey Merkezli	4

Numunelerin XRD incelemeleri sonucunda ortaya çıkan fazların bileşimlerini daha iyi anlayabilmek için gerekli görülen yerlerden EDS analizleri alınmıştır. Şekil 7.21’de verilen EDS analizi Ar + % 5 N₂ atmosferinde Ti kaplı Dy1 numunesinden alınmıştır. XDR analizinde görüldüğü gibi matris bünyesinde çözünmemiş Ti kalmamıştır. Bu incelemeler sonucunda kaplama tabakasında mikroyapıda matrisi demir ve titanyumun meydana getirdiği α -katı eriyik fazı oluştururken, TiN (1) Obsornite, TiN (2) Titanium nitrid (Tablo 7.3), titanyum karbür (TiC) ve sementit (Fe₃C) fazları tespit edilmiştir. AISI 1030 çeliği içerisindeki karbon oranı alınan kimyasal analiz sonucunda % 0.3 olarak belirlenmiştir. Ti elementinin karbona olan affinitesi demirden yüksek olduğu için titanyum karbürü ve titanyum nitridü oluşturacak Ti ve C elementleri yeterli zaman ve sıcaklığı bularak TiC karbürlerini oluşturmuştur. Geriye kalan, Fe elementi ise Fe₂Ti bileşiği şeklinde titanyuma bağlanmıştır.

Ti kaplama tozu kullanılarak PTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerin yüzey modifikasyonu işlemi bittikten sonra kaplama yüzeylerinden alınan SEM mikroyapı fotoğrafları incelenmiştir. Bu fotoğraflarda da görüleceği gibi PTA yönteminin avantajlarından olan yoğun enerji girdisinden dolayı Ti'un bir kısmı ferrit matrisi içinde çözünmüş olup, diğer geriye kalan kısmı ise tane sınırlarında titanyum karbür ve titanyum nitrür ve demir karbür ve demir-titanyum bileşiği (Fe_2Ti) şeklinde birikme göstermiştir. Şekil 7.24'te görüldüğü saf argon ve % 5 azot gazı koruyucu ortamında modifiye edilen numunede Ti elementinin tane sınırlarında yoğunluğu diğer numunelerden daha fazladır. Bu da numunelerde artan % 5 azot koruyucu gaz karışımındaki N_2 gazının PTA yönteminde yüksek ve yoğun bir ısı girdisiyle nitrür oluşmasına sebep olmuştur. Bu ısı yoğunluğundan dolayı Ti'unn büyük bir çoğunluğu ferrit matrisi içersinde çözünür. Bu olay aşağıda verilen EDS analizlerinden görülecektir.

Teknik olarak bütün alaşım elementleri ferrit içerisinde az da olsa bir miktar çözünürler, ancak bazı elementler karbür oluşturmaz. Malzeme içerisinde yeterli karbonun olmaması durumunda ise, karbür yapıcı element olarak da bilinen; mangan, krom, tungsten, molibden, vanadyum ve titanyum elementleri ferrit içerisinde önemli ölçüde çözünürler (Savaşkan, 2000). Ferrit içerisinde çözünen herhangi bir element, katı eriyik sertleşmesi ilkelerine uygun olarak ferritin sertlik ve mukavemetini arttırırlar. Demirin direncini arttırma etkisi bakımından alaşım elementleri krom, tungsten, vanadyum, molibden, nikel, mangan, ve silisyum sırasını izler. Karbürler, alaşım elementlerinin karbon elementiyle yaptığı sert, mukavemetli kompleks yapılardır. Bu alaşım elementleri Mn, Cr, Mo, W, Ta, V, Nb, Ti, Zr' dur. Bu alaşım elementlerinin karbona olan düşkünlükleri (afiniteleri) sırada görüleceği gibi soldan sağa artmaktadır. Karbürler, iki ve üç farklı bileşimde olmak üzere iki şekilde oluşurlar (Yıldırım ve diğ., 2001).

Ti elementi ile takviye edilerek yüzey alaşımlama işleminde kullanılan numunelerin mikroyapılarını ikinci faz ile sertleştirilmiş numunelere benzetmek yanlış olmaz. Çünkü ikinci faz; intermetalik bileşiklerin, karbürlerin, nitrürlerin veya seramik partiküllerinin alaşımın mikroyapısında homojen dağıtılarak sertleşmesini sağlamak ve malzemenin mukavemetini arttırmak için uygulanan önemli bir yöntemdir. Malzemenin mikroyapısındaki intermetalik çökelmeler, karbürler, nitrürler ve seramik partiküller ile kıyaslandığında mekanik özelliklerin arttırılmasında daha az etkili olmasına rağmen, malzemeye sağladığı aşınma direnci özellikleri oldukça önemlidir (Çakan, 2006, Çakan ve diğ. 2008 a, Çakan ve diğ. 2008 b).

Koruyucu gaz içerisindeki azot miktarına bağlı olarak ısı girdisi artmakta, ortaya çıkan ısı ise ark ile kaynatılan parçalara iletilmektedir. Çünkü azot argon gazından daha yüksek ısı iletimi özelliğine sahiptir (Cary, 1994). Koruyucu gaz içerisindeki azot miktarına paralel olarak artık gerilme artmaktadır. Bunun nedeni olarak, genellikle ark kaynaklarında soğuma hızlı olmakta ve yüksek sıcaklıklarda östenitik paslanmaz çelik içerisinde bulunan δ -ferritin büyük bir olasılıkla kaynak metali bölgesinde kalması gösterilebilir. Kaynak bölgesinde farklı fazların oluşması kaynak sırasında bu fazların ısıl davranışlarındaki farklılıklarından dolayı kaynak metali içerisinde artık gerilmelerin artmasına neden olacaktır. Kaynak metali içindeki azot miktarı ile distorsiyon artmakta ve buna karşılık kalıntı ferrit miktarında ise düşme görülmektedir. Argon gazı içerisindeki azot miktarına paralel olarak kaynak bölgesindeki ısı miktarı artmaktadır. Bu, kaynak bölgesindeki sıcaklık yükselmesine neden olarak soğuma oranını düşürmektedir. Aynı zamanda, kaynak metalindeki azot miktarı da artmaktadır.

7.4. AISI 1030'un Yüzeyine Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Mikroyapısının İncelenmesi

Kimyasal analizi Tablo 6.2.b'de verilen FeMo tozu, Tablo 7.2'deki parametreler kullanılarak, AISI 1030 malzeme yüzeyine 0.50 (y) mm derinliğinde Şekil.6.3'teki gibi doldurulup yapıştırılarak PTA yöntemiyle kaplanmıştır. Kaplamalar Ar, Ar - % 1 N_2 , Ar - % 3 N_2 ve Ar - % 5 N_2 gaz atmosferi altında yapılmıştır. PTA kaplama işleminde plazma gazı olarak saf Ar gazı kullanılmıştır.

7.4.1. AISI 1030'un Yüzeyinde Ar Koruyucu Gaz Ortamında Molibden (Mo) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi

PTA kaynak yöntemiyle yüzey modifikasyonunda, yüzeye yapıştırılan tozların, ergimeyen tungsten elektrot ile kaplanacak bölgeye enerji aktarılarak sade karbonlu AISI 1030 çeliğinde oluşan ana metale nüfuziyeti sağlanmıştır. Bu işlemde ergimiş halde toz ve ana metale (kaynak havuzunda) hapsedilerek nüfuziyet sağlanmıştır. Kaplanacak tozun kanallar arasında oluşu işlem sırasında kaynak banyosunun ergiyen metalin numune dışına akmasını engellemiş ve ana metal üzerinde kalmasına neden olmuştur. Yüzey kaplama işleminden sonra numuneler havada soğutulmuştur. Yüzeyi alaşımlanan numuneler aynı

parametrelerde (Tablo 7.2) ve Ar koruyucu gaz atmosferinde yapılmıştır. Kaplama tabakasının üst görüntüsünün fotoğrafı Şekil 7.22’de görülmektedir.

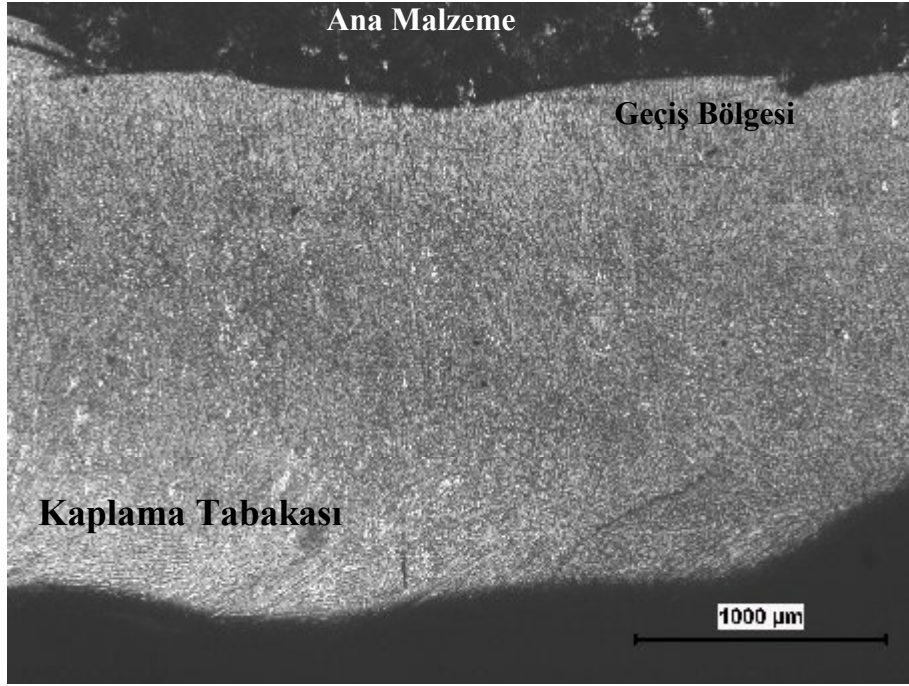


Şekil 7.22. Saf Ar atmosferinde ferromolibden kaplanan numunenin fotoğrafı

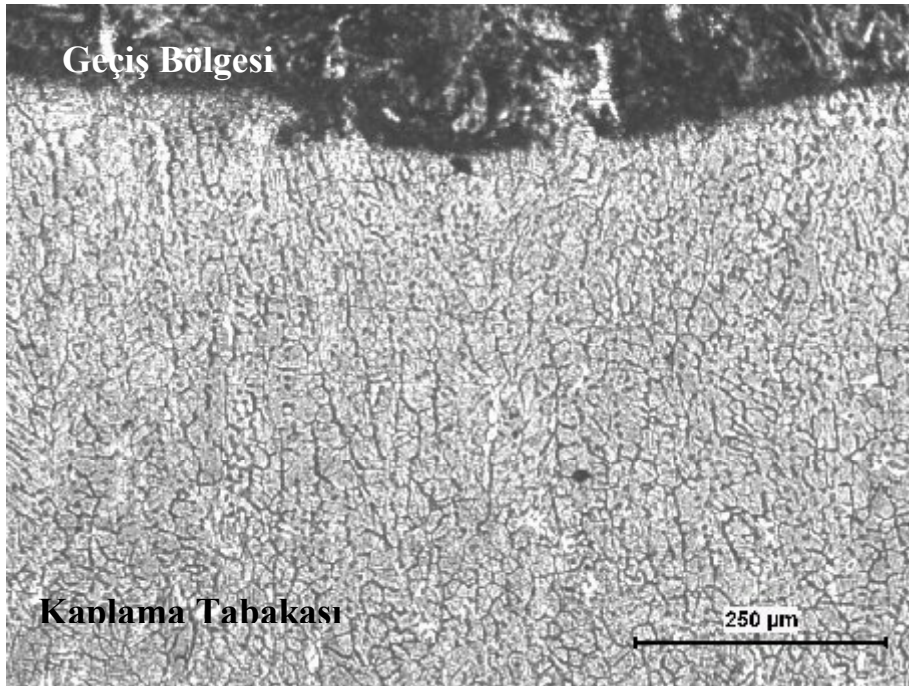
Şekil 7.22’de Ay2 numunesi 4.675 KJ/mm enerji girdisiyle üretilmiş ve 0,50 mm kalınlık ya da 60 mm³ hacminde saf Ti tozuyla üretilen modifikasyonlu üst tabaka malzemesinin mikroyapısı verilmiştir. PTA yüzey modifikasyonu işleminde kullanılan gerek ilerleme hızları, gerekse enerji girdileri tüm numunelerde kaplama malzemesini ergitip alt yüzey malzemesi ile adhesiv bağ kuvvetinin oluşturulmasında yeterli olmuştur. Şekil.7.22’de kaplanan bir numunenin çekilen resmi verilmiştir. Görüldüğü gibi kaplama tabakasında herhangi bir gözenek ya da kusur oluşmamıştır. Kaplama işlemi resmin sağından başlayıp soluna doğru ilerleyerek yapılmıştır. Kaplama tabakasının her kenarında başlama ve bitiş noktalarında kaynak kraterleri oluşmuştur.

7.4.1.1.AISI 1030’un Yüzeyine Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Mikroyapısına Ar Gazının Etkisinin İncelenmesi

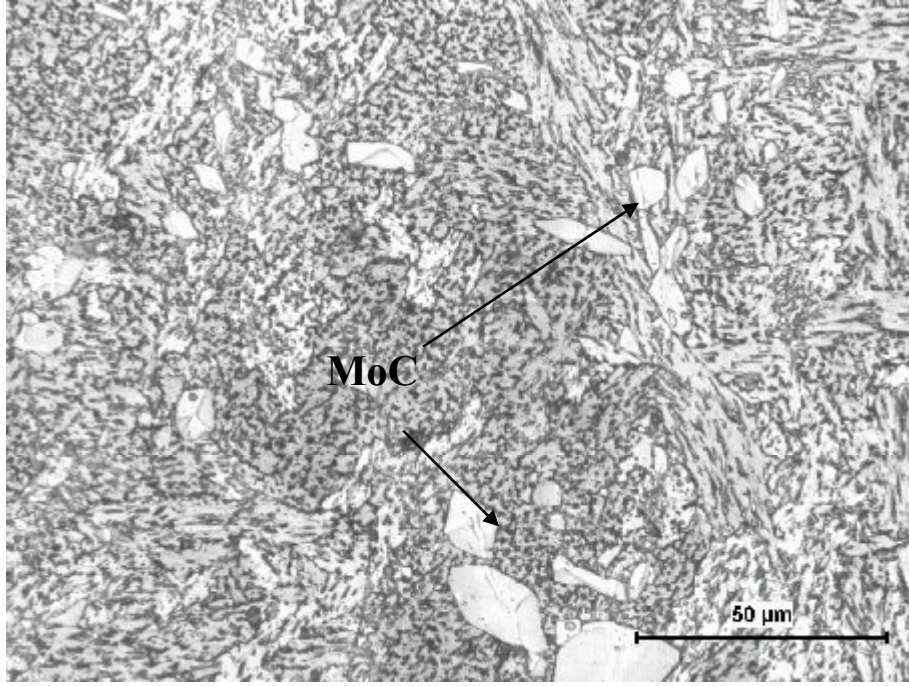
Şekil 7.23’de Ay2 numunesinin 4.675 KJ/mm enerji girdisiyle, Tablo 7.2’deki parametrelere uygun üretilen ve 0,50 mm kalınlık ya da 120 mm³ hacminde FeMo tozuyla üretilen modifikasyonlu üst tabaka malzemesinin mikroyapısı verilmiştir. Saf argon koruyucu gaz kullanılarak yapılan PTA ferromolibden kaplamada, tane sınırına yakın noktalarda ince taneli ötektoidik ve tane içlerinde ise iri taneli ötektoidik oluşumlu katılaşmanın ortaya çıktığı görülmekte ve bunun da tamamen katılaşma sonrasında soğuma hızının tam olarak kontrol edilemeyişinden kaynaklandığı düşünülmektedir. PTA ile kaplanan ferromolibden tabakada oluşan yapılar Şekil 7.23 a,b,c ve d’de görülmektedir. Burada tane sınırları Fe₂Mo dan oluşurken (Çay, 2009) taneleri α -Fe ve Fe₂Mo’nun oluşturduğu ötektoidik faz karışımları meydana getirmektedir. Ötektoidik faz karışımları da yine birbirleriyle büyük ölçüde birleşmiş, yani bağlantılı durumda bulunmaktadır. Bu şekilde verilen ötektoidik yapı kararlı ve dengeli bir dağılım göstermektedir.



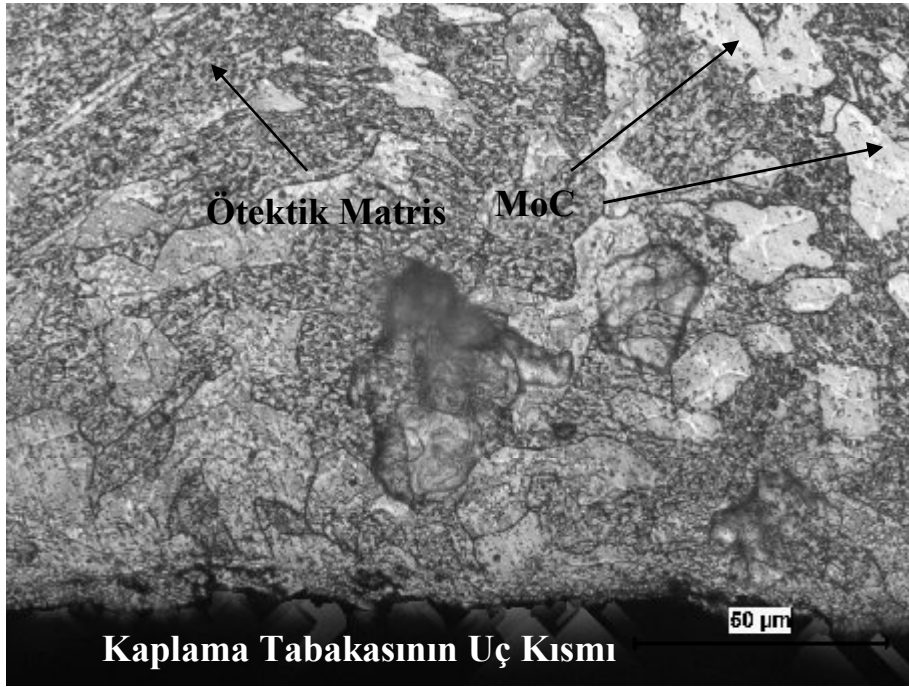
(a)



(b)



(c)

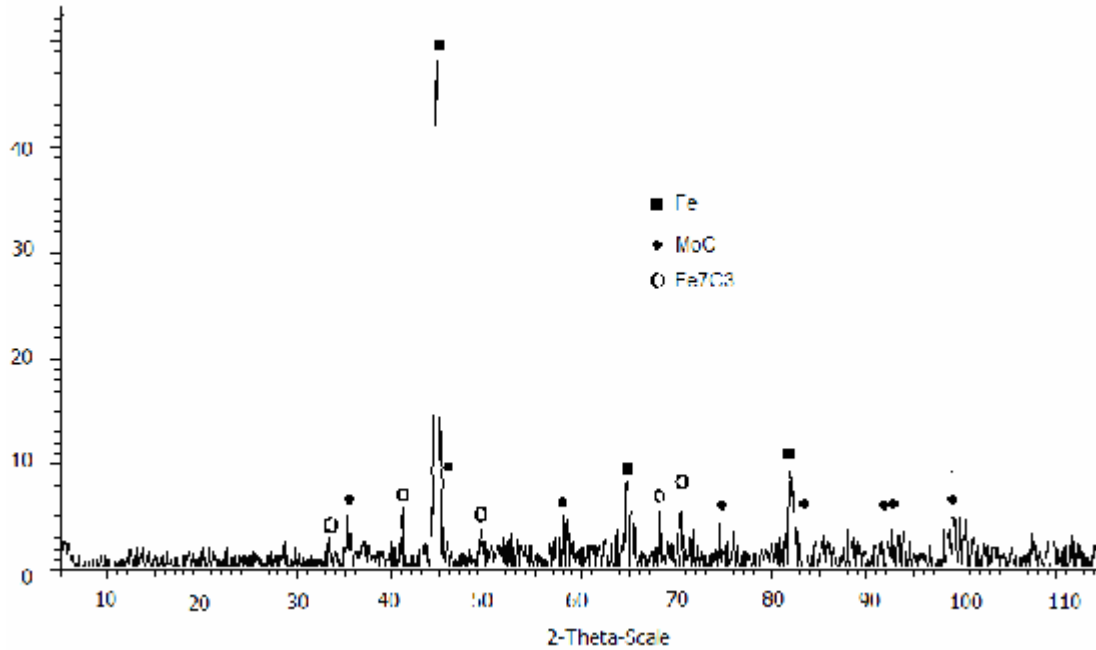


(d)

Şekil 7.23 Ay2 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı

Şekil 7.23’de ara tabaka kalınlığı belirgin ölçüde artarken, dendritik oluşum iyice artmış ara geçiş tabakasından uzak bölgelerde oldukça dengeli bir şekilde dağılım göstermiştir. PTA işlemi sonrasında kaplama tabakasının oval bir şekil aldığı maksimum yüksekliğin ortada olduğu kenar bölgelerinde ise kalınlığın incelendiği görülmüştür. Ay2

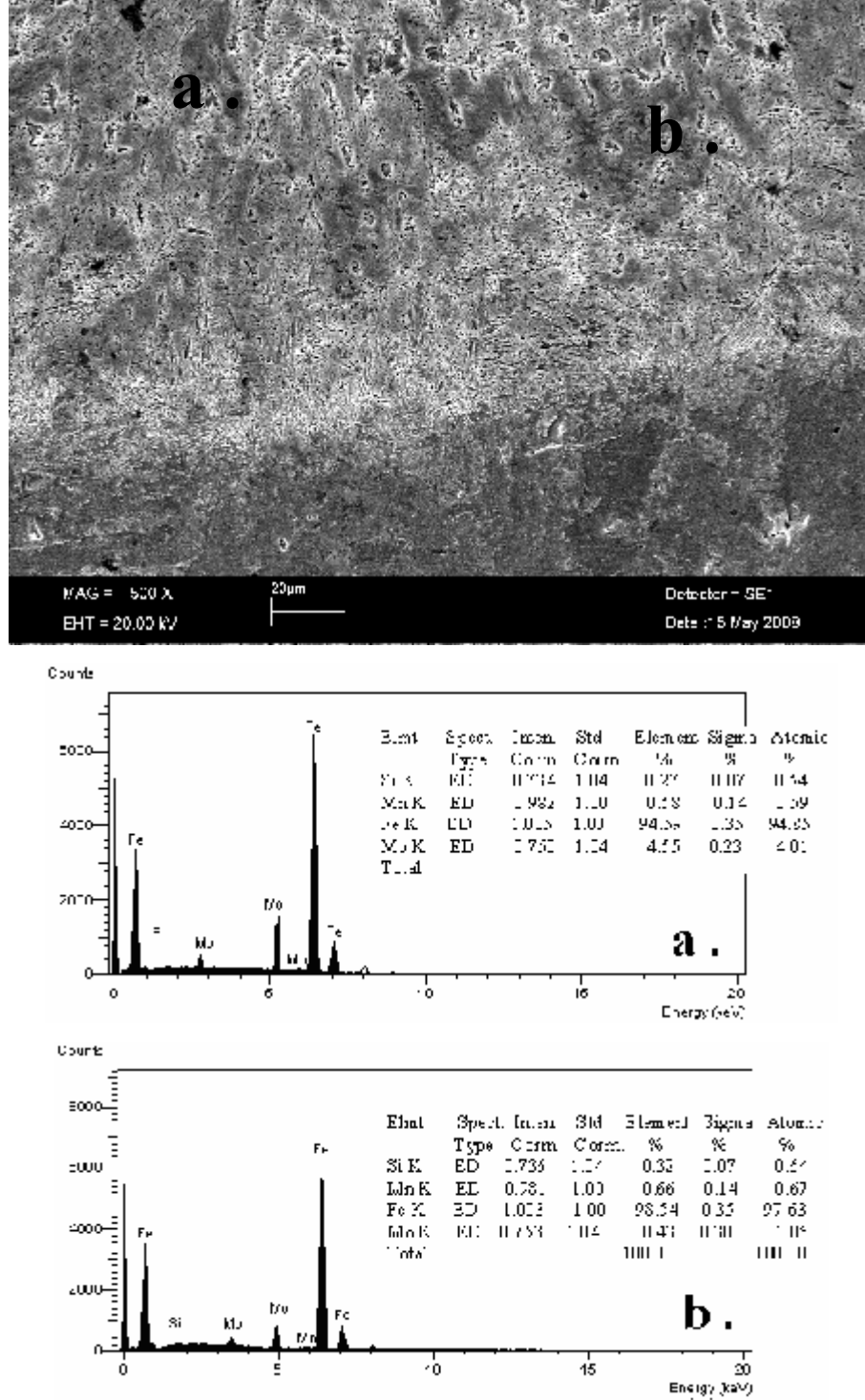
numunesinde kaplama tabakasının kalınlığı 1,3–2,1 mm kadar olmuştur. PTA yüzey modifikasyonu işleminde kullanılan sabit ilerleme hızı ve gerek sabit akım şiddeti her iki kaplama kalınlığında da kaplama malzemesini ergitip yüzeyi kaplanan malzeme ile yeterli bağ kuvvetini oluşturmasında yeterli olmuştur. Kaplama tabakasında kullanılan ferromolibdende ki Fe oranı, oluşan bağın kuvvetlenmesine neden olmuştur Şekil 7.22.c resmi kaplama tabakasının uç kısmından alınmıştır. Görüldüğü gibi uç kısımda herhangi bir çatlağa ya da farklı bir yapıya rastlanmamıştır. Bunun sebebinin enerji yoğunluğunun elektrot ucuna dik olan doğrultuda daha yoğun şekilde meydana gelmesi olduğu düşünülmektedir. Ay2 numunesinin mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde tane sınırlarının hemen yakınında ince şerit halinde bulunan ötektoidik yapının, iki tane sınırı ortalarına doğru gidildikçe daha kaba taneli ötektoidik yapıya dönüştüğü ve tane sınırlarında ince şeritler halinde oluşan fazların dizildiği dikkat çekmektedir. Mikroyapı içerisinde teşekkül eden bu fazların türünü belirlemek için bu numunenin kaplama bölgesinden alınan X-ray difraksiyon analizi sonuçları Şekil 7.24’te verilmiştir.



Şekil 7.24. Ay2 numunesinden alınan XRD analizi

PTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış Ay2 numunesinin kaplama bölgesinde mikroyapı içerisinde oluşan fazlar Şekil 7.5’te deki X ray analizlerinden de görüleceği gibi FeMo (Fe_7Mo_6), FeC, Fe_3C , Fe_7C_3 ve MoC fazlarından oluştuğu tespit edilmiştir. Ayrıca demirle molibden arasında Fe_2Mo fazında oluştuğu

düşünülmektedir. Mo kaplı numunenin XRD analizinden de (Şekil 7.5) anlaşılacağı gibi, kaplama tabakasında çözünmemiş Mo yapısına rastlanmamıştır. Bu da Mo'in verilen enerjiyle çözüldüğü ve katılaşma sırasında C'la birleşerek molibden, MoC seramik matrisli karbürü oluşturduğunu göstermektedir.



Şekil 7.25. Ayl numunesinden alınan SEM-EDS analizleri

PTA yöntemiyle ferromolibden kaplamada, tane sınırına yakın noktalarda ince taneli ötektoidik ve tane içlerinde ise iri taneli ötektoidik katılaşmanın ortaya çıktığı görülmekte ve bunun da tamamen katılaşma sonrasında soğuma hızının tam olarak kontrol edilemeyişinden kaynaklandığı düşünülmektedir. EDS analiz sonuçlarında ötektoidik yapının beyaz bölgesinde % 4.55 Mo ve % 94.59 Fe içeriği, siyah bölgesinde % 0.43 Mo ve % 98.54 Fe değerleri alınmıştır. Açık renkli (a) bölgesinde daha çok molibden metaller arası bileşik oluştururken, (b) bölgesinde α -demir fazı içerisinde çok az miktarda molibden erimiştir. Tane sınırlarında ise Mo ve Fe içeriği ile molibden karbürler ve demir karbürler oluşmuştur.

7.4.2. AISI 1030'un Yüzeyinde Ar - % 1 N₂ Koruyucu Gaz Ortamında Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi

Yüzey modifikasyonu işlemi 7.4.1 nolu başlıkta anlatıldığı gibi yapılmıştır. Ancak burada Tablo 7.2 de ki parametrelerde koruyucu gaz olarak Ar + % 1 N₂ ortamı kullanılmıştır. Kaplama işleminde diğer parametreler aynen geçerlidir. Kaplama tabakasının üst görüntüsü Şekil 7.26'daki fotoğrafta görülmektedir. PTA yöntemi 0.50 mm kaplama yüzey kalınlığına sahip numunelerin, PTA yüzey modifikasyonu işleminde kullanılan gerek ilerleme hızları, gerekse enerji girdileri tüm numunelerde kaplama malzemesini ergitip alt yüzey malzemesi ile adhesiv bağ kuvvetinin oluşturulmasında yeterli olmuştur.



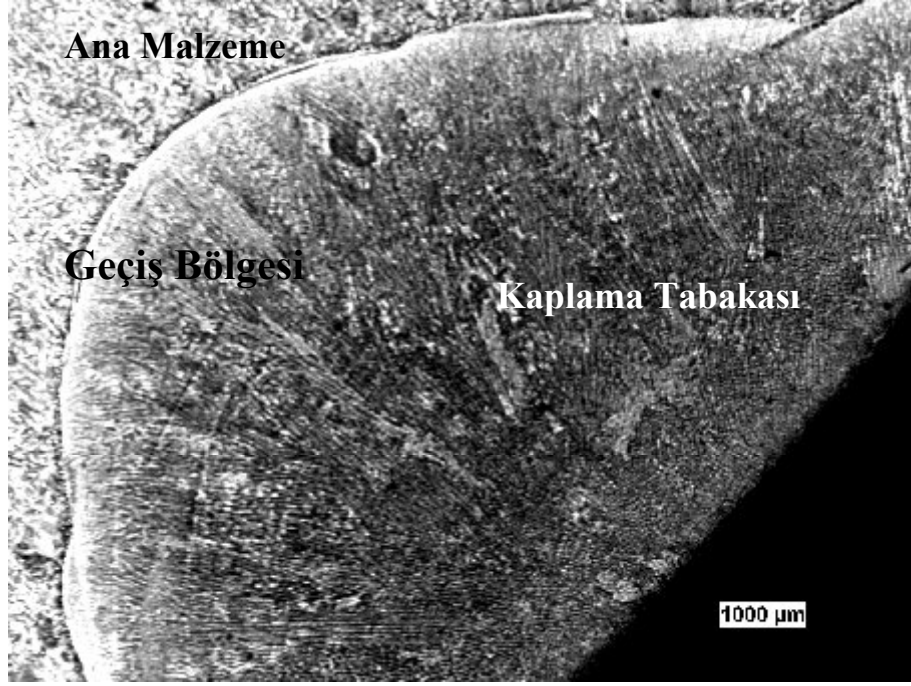
Şekil 7.26 Saf Ar + % 1 N₂ Atmosferinde ferromolibden kaplanan numunenin fotoğrafı

Şekil.7.26'daki By2 numunesinin fotoğrafı incelendiğinde kaplama tabakasının, yani kaynak metalinin başlangıç ve bitiş noktalarında belirgin şekilde kaynak kraterleri oluşmuştur. PTA yüzey kaplama işlemi esnasında koruyucu gaz olarak kullanılan Ar + % 1 N₂ koruyucu gazı, Şekil 7.5.b. 'de gösterildiği gibi, kaynak metalinde (kaplama tabakasında) gözenek oluşturmamıştır. Kaplama tabakasında düzgün bir yüzey morfolojisi

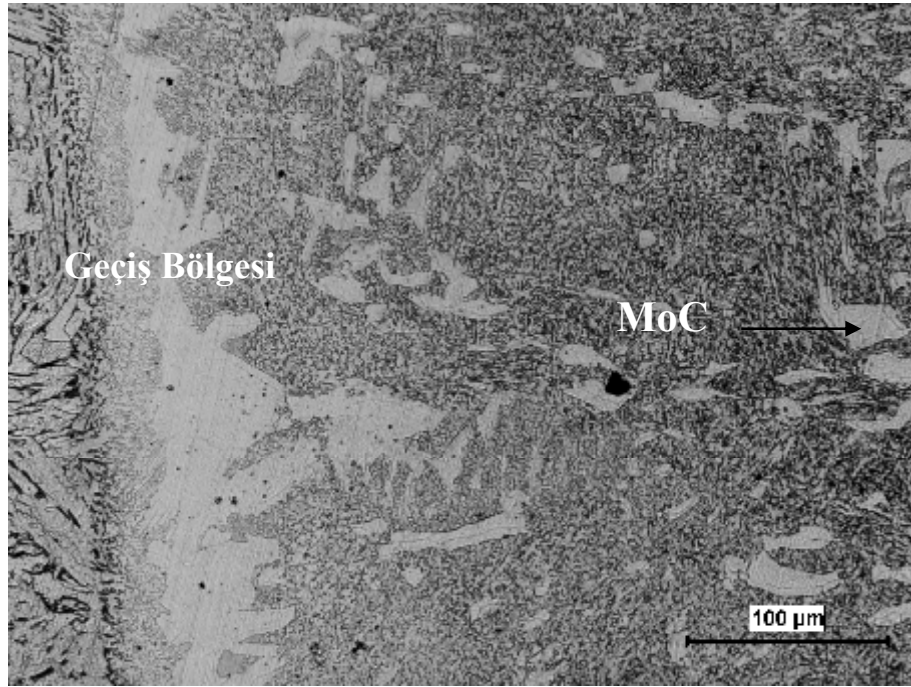
oluşmadığı da gözlenmektedir. PTA işleminden sonra kaplama tabakasındaki hızlı soğuma sonucu herhangi bir çatlağa rastlanmamıştır. PTA işlemi numunede resme bakıldığında soldan başlayıp sağa doğru ilerleyerek devam etmiştir. PTA işlemi sonrasında kaplama tabakasının oval bir şekil aldığı maksimum yüksekliğin ortada olduğu ve kenar bölgelerinde ise kalınlığın azaldığı görülmüştür. Bunun sebebinin enerji yoğunluğunun elektrot ucuna dik olan doğrultuda daha yoğun şekilde meydana gelmesi olduğu düşünülmektedir. Numunede kaplama bölgesinin bir bölümünde ark üfleme tarzında bir kaynak hatasına benzer bölge oluşmuştur. Buna plazma arkının yüksek gaz basıncının sebep olduğu düşünülmektedir.

7.4.2.1.AISI 1030'un Yüzeyine Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Mikroyapısına Ar - % 1 N₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi

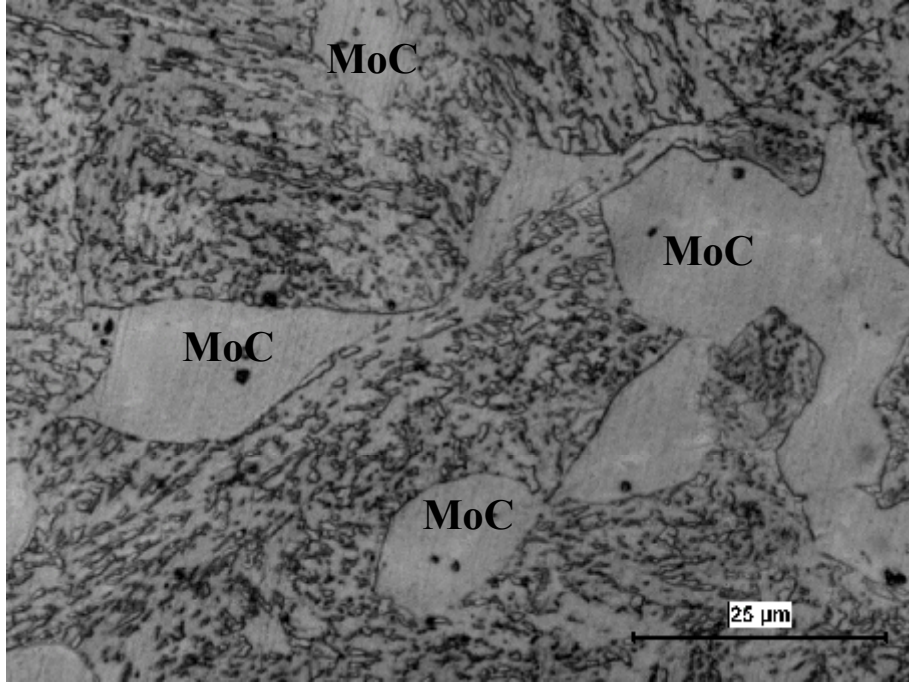
Şekil 7.27'de By2 numunesi 4.675 KJ/mm enerji girdisiyle üretilmiş ve 0,50 mm kalınlık ya da 60 mm³ hacminde ferromolibden tozuyla üretilen modifikasyonlu üst tabaka malzemesinin mikroyapısı verilmiştir. Şekil 7.27'de ara tabaka kalınlığı belirgin ölçüde artarken, dendritik oluşum iyice artmış ve ara geçiş tabakasından uzak bölgelerde oldukça dengeli bir şekilde dağılım göstermiştir. Diğer yandan plazma alevi etkisi ile kaplama tabakasında ana malzemeye ve ana malzemedan de kaplama tabakasına difüzyonla geçişler olmuştur. By2 numunesinde kaplama tabakasının kalınlığı yaklaşık 1,8-2,5 mm kadardır. Şekil 7.13'de görüldüğü gibi mikroyapıda dentritik bir yapı oluşmuştur. Bu da; hızlı soğumanın ve Mo'in alaşıma kattığı özellikten kaynaklanmaktadır. Mikroyapılar incelendiğinde kaplama malzemesi ile yüzeyi kaplanan malzemenin çatlaksız, boşluksuz ve kusursuz olarak birleştiği görülmüştür (Şekil 7.27).



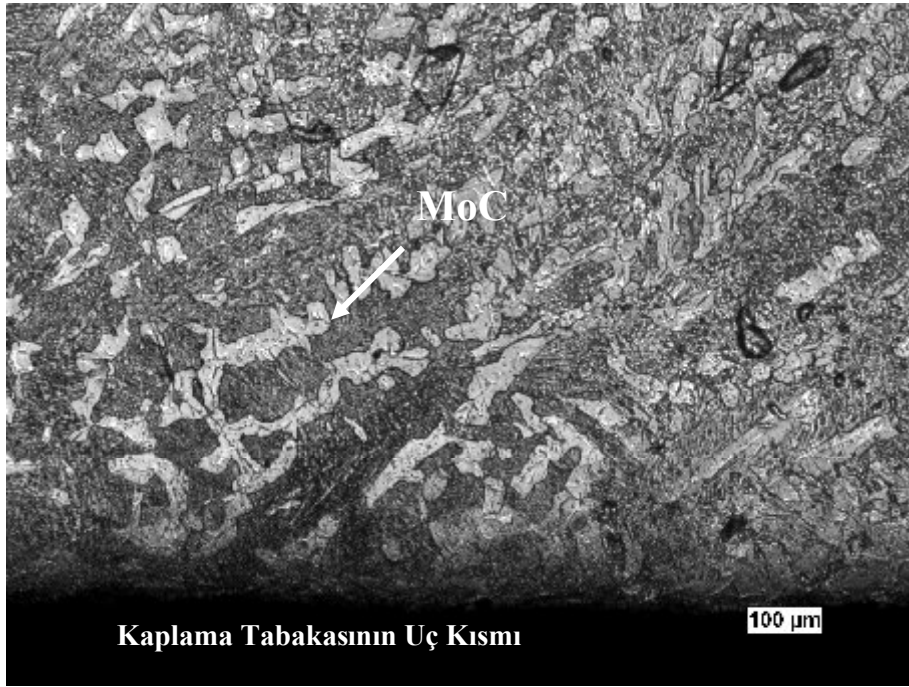
(a)



(b)



(c)



(d)

Şekil 7.27 By2 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı

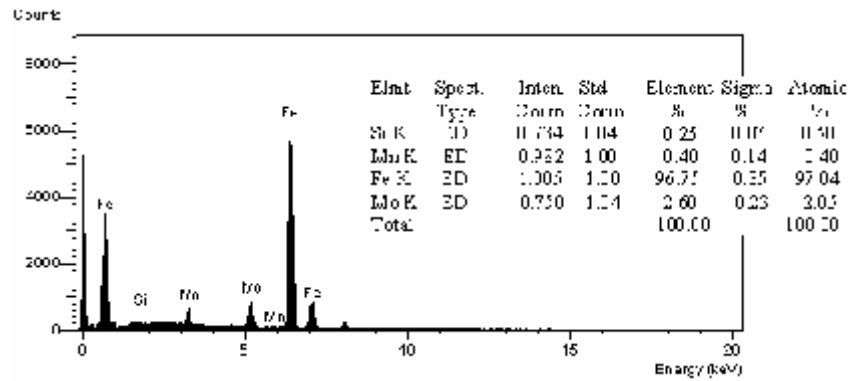
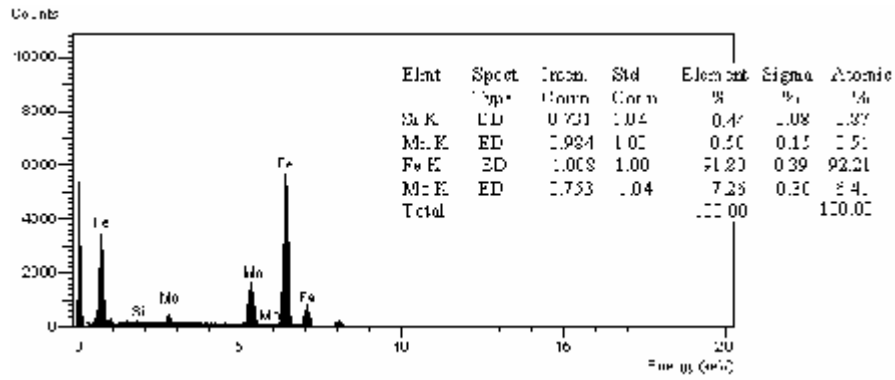
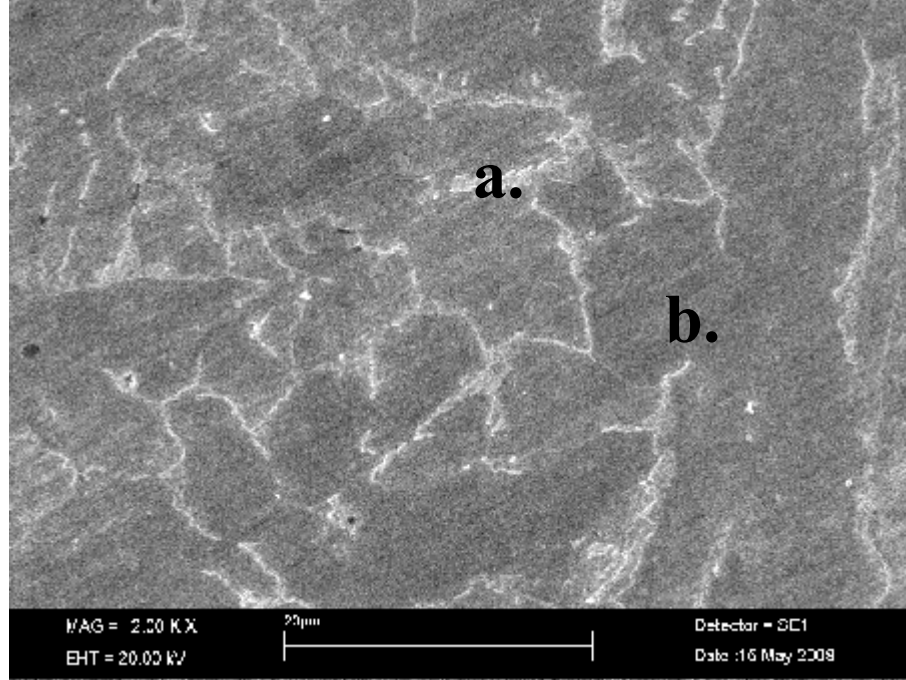
PTA işlemi sonrasında kaplama tabakasının alt tabaka ile ark şekilde aldığı maksimum yüksekliğin ortada oluştuğu, kenar bölgelerinde ise kalınlığının azaldığı belirlenmiştir. Bunun sebebini enerji yoğunluğunun elektrot ucuna dik olan doğrultuda daha yoğun şekilde meydana gelmesiyle açıklamak mümkündür. Şekil 7.27-b mikroyapı

fotoğrafi incelendiğinde kaplama kompozit malzemesinin, 5-15 μm mesafesinde alt yüzey malzemesine çatallı kollar halinde nüfuz ettiği görülmektedir. Şekil 7.27 b-c resimleri incelendiğinde MoC'ler görülmektedir(Şekil 7.24). PTA ile yapılan kaplama işleminde çok yüksek sıcaklıklara kadar çıkılabildiği için kaplama tabakası içerisinde taneler oluşumlarını tam olarak sağlarken, ara tabaka tane sınırları da belirginleşmiş, geçiş bölgesine ana malzemeden ve kaplama tabakasından difüzyonla atom geçişmeleri olmuştur. Kaplanan malzeme ve kaplama tabakası birbirlerine daha iyi tutunmuşlardır. Şekil 7.27 incelendiğinde, kaplama tabakası ile kaplanan ana malzeme arasında belirgin ve keskin bir ara tabaka oluşmuş; kaplama tabakası içerisinde taneler büyük ölçüde sınır tabakaya dik yönde kalın damarlar şeklinde yönlenmişlerdir. Kaplama tabakasından ana malzemeye ve ana malzemeden kaplama tabakasına difüzyonla geçişler az ve sınırlı olmuştur. N_2 'un H_2 gibi kaynakta redükleme özelliği yoktur ancak N_2 havadan ağır olduğu için koruyucu gaz Ar azotla karıştığından havaya yükselmesi hızlanmaz ve dolayısıyla bu yolla kaynaklanan ısı kaybı azalır. Bu da Mo'in verilen enerjiyle çözünme miktarının artmasına ve katılma sırasında C'la birleşmesinde kolaylık sağlamaktadır. Koruyucu gaza ilave edilen N_2 oranına bağlı olarak MoC oluşumu artarken, bunun yanı sıra TiN'ler de oluşmaktadır (Şekil 7.35). Isı kaybı az olduğu için kaplama tabakası numunede geniş değil derin bir bölgeye nüfuz etmektedir. He ilaveli koruyucu gazlarda havadan hafiflik özelliğinden dolayı, kaynak dikişi genişlerken; H_2 gibi N_2 'de de bu işlem tersine nüfuziyet kazanmaktadır (Çay, 2009).

Şekil 7.28'de By2 numunesinin SEM-EDS analiz sonuçları verilmiştir. Şekil 7.14-a 'da beyaz olarak görülen beyaz olarak görülen noktadan alınan EDS analizinde % 7,26 oranında Mo görülmektedir. Aynı şekilde Şekil 7.14-b'de siyah noktadan alınan EDS analizinde % 2,60 oranında Mo görülmektedir. Bu işlemde azotun katılmasıyla, α -ferritik faz içerisinde daha fazla oranda molibden erimiştir. Bununda azotun daha yüksek olan ısı kapasitesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu nedenle de önceden molibden zengin olan açık renkli bölgede bulunan molibden içeriğinin bileşik oluşturma oranı azalmıştır. Bu noktalar Şekil 7.27 c'deki mikroyapı ile kıyaslanırsa oluşan MoC'lerin yığılmasından daha kolay bir şekilde bahsetmek mümkün olacaktır. Şekil 7.13'te MoC'ler gösterilmiştir.

Şekil 7.28'de verilen SEM mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde; kaplama tabakası içerisinde Fe-Mo iki bileşenli faz diyagramı ile verilen fazların oluştuğu, kaplama tabakasından ötektoidik demir molibden içerikli fazların bulunduğu ve bunların iri taneler

oluşturduğu dikkat çekmektedir. Oluşan fazlar çizgili ve damarlı bir oluşuma sahip bulunmaktadır.



Şekil 7.28. By2 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi

EDS analiz sonuçlarında ötektoidik yapının beyaz bölgesinde % 7.26 Mo ve % 91.80 Fe içeriği, siyah bölgesinde % 2.60 Mo ve % 96.75 Fe değerleri alınmıştır. Tane sınırlarında ise Mo ve Fe içeriği ile molibden karbürler ve demir karbürler oluşmuştur. Açık renkli olan (a) bölgesinin molibdence zengin bileşik karakterli fazlardan oluştuğu, koyu bölgelerde de yapılan azot ilavesinin etkisiyle daha fazla molibdenin çözündüğü anlaşılmaktadır. Açık renkli bölgelerde yine demir-molibden bileşikleriyle (FeMo , Fe_2Mo) ve molibden karbürler (MoC , Mo_2C) oluşmuştur.

7.4.3. AISI 1030'un Yüzeyinde Ar - % 3 N_2 Koruyucu Gaz Ortamında Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi

Yüzey modifikasyonu işlemi 7.4.1 nolu başlıkta anlatıldığı gibi yapılmıştır. Ancak burada Tablo 7.2 deki parametrelerde koruyucu gaz olarak Ar + % 3 N_2 ortamı kullanılmıştır. Kaplama işleminde diğer parametreler aynen geçerlidir. Kaplama tabakasının üst görüntüsü Şekil 7.15'te görülmektedir.



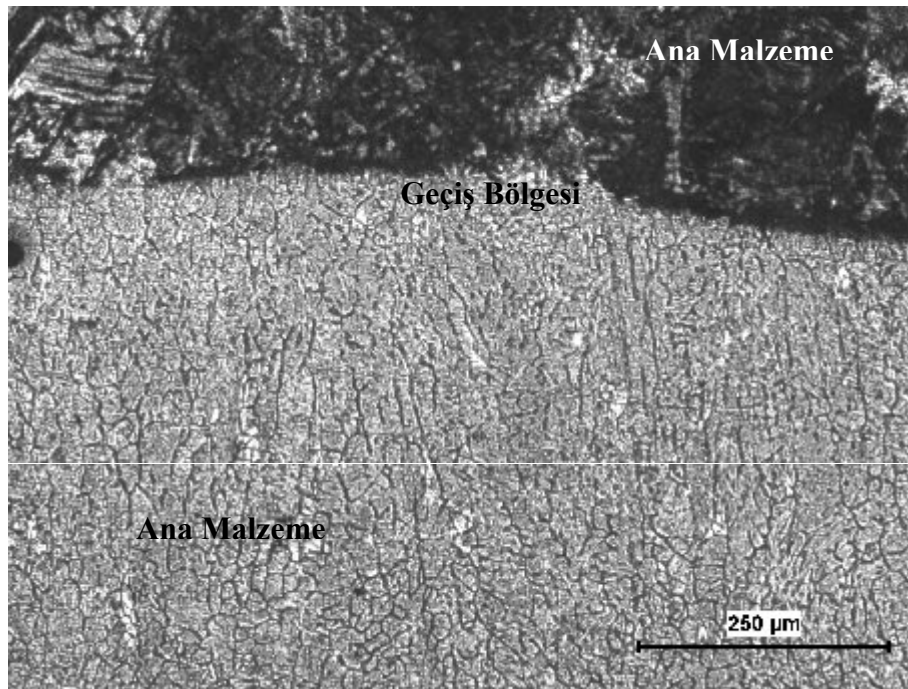
Şekil 7.29 Saf Ar + % 3 N_2 atmosferinde ferromolibden kaplanan numunenin fotoğrafı

Şekil.7.29'daki Cy2 numunesinin fotoğrafı incelendiğinde kaplama tabakasının, yani kaynak metalinin başlangıç ve bitiş noktalarında kaynak kraterleri oluşmuştur. Kaplama işlemi resimde soldan başlayıp sağa doğru ilerleyerek yapılmıştır. PTA yüzey kaplama işlemi esnasında koruyucu gaz olarak kullanılan Ar + % 3 N_2 koruyucu gazının Şekil 7.5.b. 'dekine benzer çok az sayıda kaynak metalinde gözenek, kaplama tabakasında ve kaplamanın başladığı noktada oluşmuştur. Buda ark oluşması sırasında ark tam oluşmadan, kaplama tozunun PTA koruyucu gaz çıkışından etkilenerek uçmasından kaynaklanmıştır. Kaplanan toz olan Mo'in kaplanması esnasında yüzey morfolojisinin düzgün bir yapı oluşturduğu gözlenmektedir. Mevcut parametrelere (Tablo 7.2) ilave dilen koruyucu gaz atmosferinde (Ar + % 3 N_2) ergimenin oldukça iyi gerçekleştiği, ancak gözle

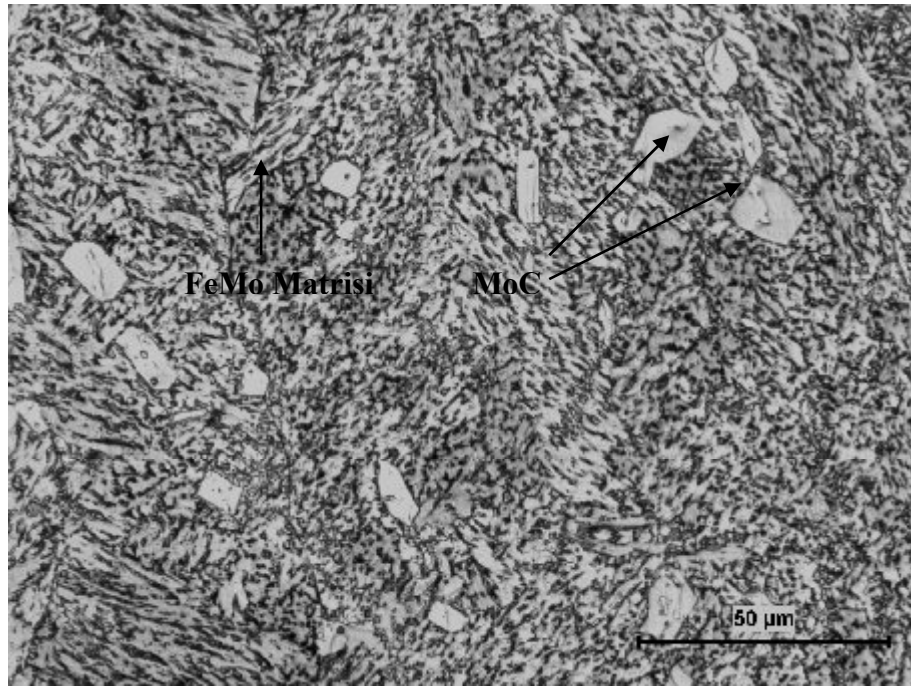
görülen kaplama katının düzenli sayılabilecek bir görünüme sahip olduğu dikkat çekmektedir. Kaplama tabakasında hızlı soğuma sonucu herhangi makro büyüklükte bir çatlğa rastlanmamıştır.

7.4.3.1.AISI 1030'un Yüzeyine Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Mikroyapısına Ar-%3 N₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi

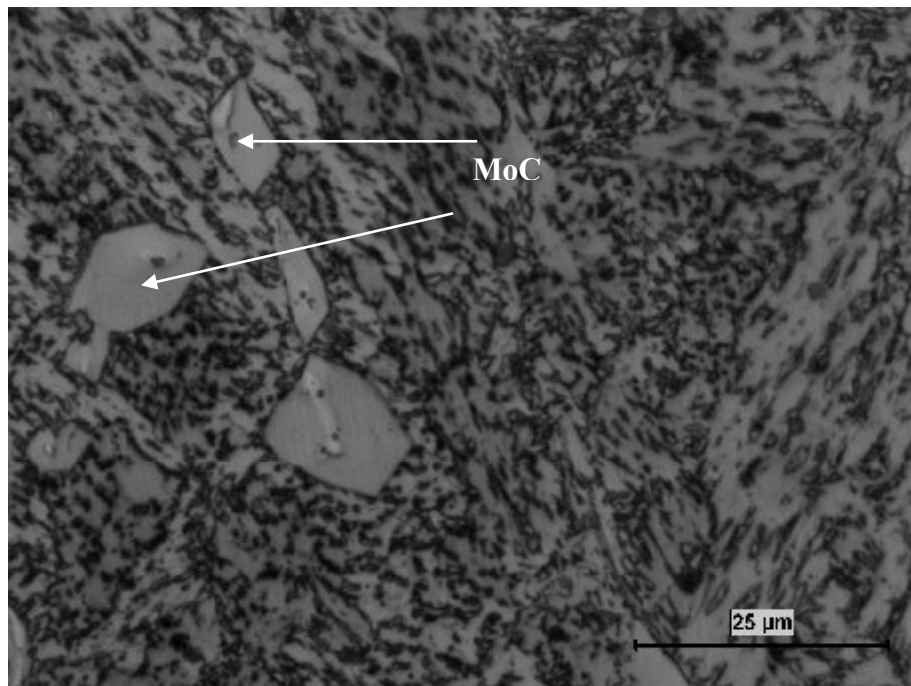
Cy2 numunesinin Şekil 7.30'da verilen optik resmi incelendiğinde, kaynak akımının kararlı ve ergimenin yüksek olmasından dolayı, karbürleşme oranının fazla olduğu göze çarpmaktadır. PTA'nın yüksek sıcaklığı nedeniyle, Mo ve C elementleri daha yüksek bir difüzyon hızına ulaşmış ve soğuma işleminin gecikmesiyle oluşan MoC gruplar halinde belli bölgelerde bir araya gelmişlerdir. Bunun sebebinin; kararlı ve otomatik sistemde kaynak akımı değeriyle birlikte, düşük üretim hızında kaplama yapılmasıdır. Demir elementi ise, matrisi oluşturarak Mo ve MoC'nin düzenli bir şekilde dağılmalarına olanak sağlamıştır. , Ar - % 3 N₂ koruyucu karışım gazının kaynak esnasında yüksek ısı girdisiyle çözünerek N₂ atomları kaynak havuzundaki kaplama malzemesinin ergiyik hacim oranını arttırıp Fe içerisinde daha fazla Mo elementi çözünmesine ve Mo'le birleşerek MoN oluşmasına sebep olmaktadır.



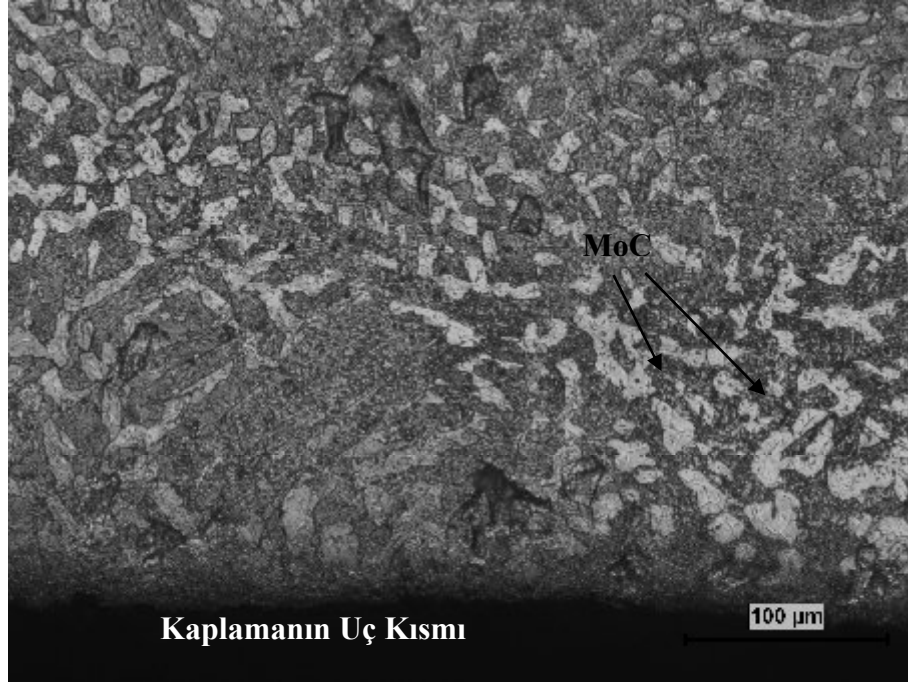
(a)



(b)



(c)

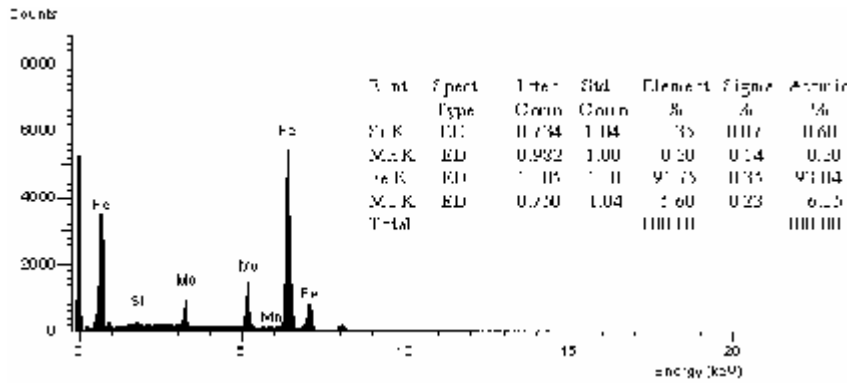
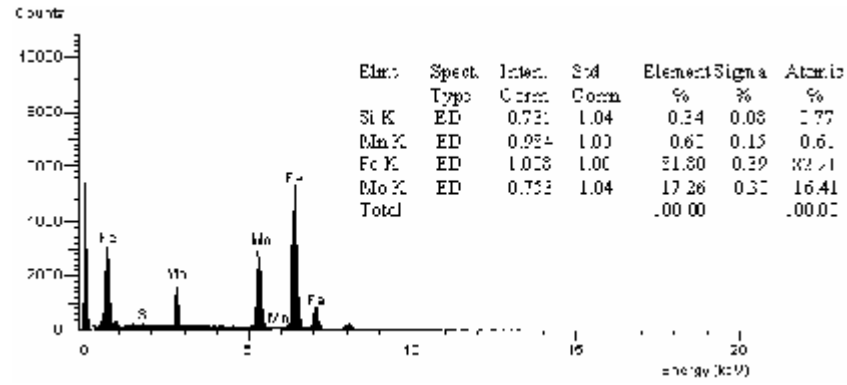
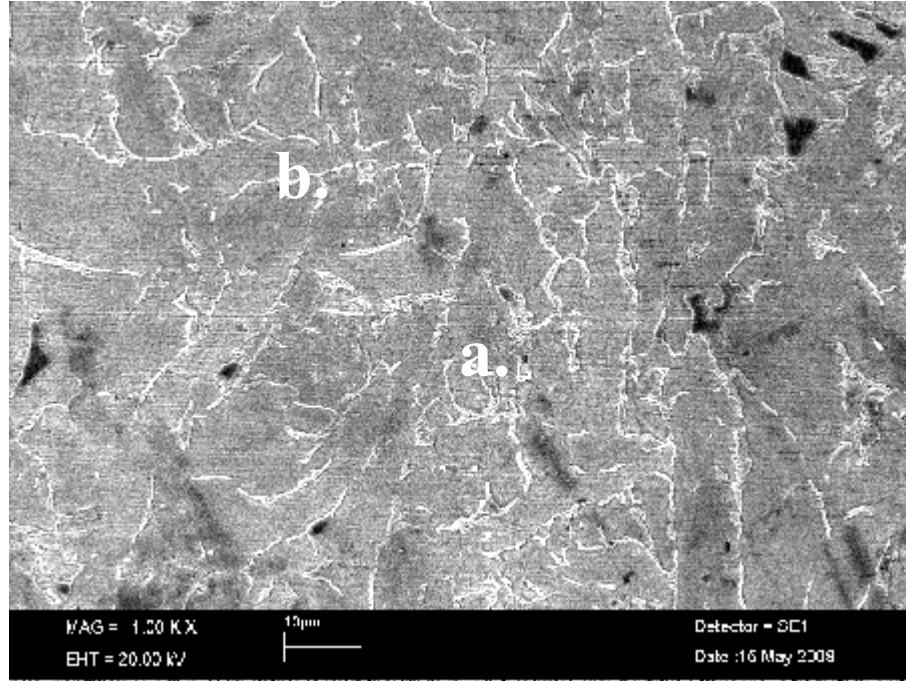


(d)

Şekil 7.30 Cy2 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı

Şekil 7.30’da AISI 1030 ana malzeme tarafında ergime sonucu difüzyon hareketi görülmektedir. Ana malzeme AISI 1030 tarafından kaplama tabakasına doğru yönelmiş tanelerin oluşumu görülmektedir. Şekil 7.30 b-c’de verilen mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde; kaplama tabakası içerisinde Fe-Mo-C üç bileşenli faz diyagramı ile verilen karbürlerin oluştuğu, kaplama tabakasında ötektoidik demir molibden içerikli fazların bulunduğu ve bunların normal irilikte oluşturduğu dikkat çekmektedir. Oluşan fazlar homojen dağılmış taneli bir oluşuma sahip bulunmaktadır.

% 3 N₂ ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde, MoC tanelerinin yükselen ısı girdisi etkisi ile mikro yapı içerisinde homojen bir şekilde (Şekil 7.30-d) küresel ve çok köşeli şekilde oluştuğu görülmektedir. Ferromolibden kaplama tozunun PTA yöntemiyle yüksek sıcaklıklarda ergimesi söz konusu bu homojen oluşumuna sebep olmuştur. Cy2 numunesinin mikroyapı fotoğrafları (Şekil 7.30) incelendiğinde ötektoidik bir yapı sergilediği, ayrıyeten tane sınırlarına da farklı bir fazın çökelindiği görülmektedir.



Şekil 7.31. Cy2 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi

Şekil 7.31'deki EDS analizlerinden de görüleceği gibi mikroyapının FeMo , Fe_2C , Fe_3C , MoC ve Mo_2C fazlarından oluştuğu tespit edilmiştir (Şekil 7.35). Bu fazların kimyasal bileşimlerinin daha iyi anlaşılabilmesi için PTA yöntemi ile modifiye edilen Cy1 nolu numuneden alınan (Şekil 7.31) EDS analiz sonuçlarında ötektoidik yapının beyaz

bölgesinde % 17.26 Mo ve % 81.80 Fe içeriği, siyah bölgesinde % 5.60 Mo ve % 91.75 Fe değerleri alınmıştır. Tane sınırlarında ise Mo ve Fe içeriği ile molibden karbürler ve demir karbürler oluşmuştur. Karbür oluşumuna AISI 1030 çeliğinde ki ve ferromolibdendeki, C oranı sebep olmaktadır. MoN ve Mo₂N oluşumuna; ilave gazdan geçen N₂ 'un yüksek PTA sıcaklığında sıvı metalde çözünmesi, Fe ve Mo atomlarıyla birleşerek nitrür oluşumunu sağlamaktadır.

7.4.4. AISI 1030'un Yüzeyinde Ar - % 5 N₂ Koruyucu Gaz Ortamında Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi

Yüzey modifikasyonu işlemi 7.4.1 nolu başlıkta anlatıldığı gibi yapılmıştır. Ancak burada Tablo 7.2 deki parametrelerde koruyucu gaz olarak Ar + % 5 N₂ ortamı kullanılmıştır. Kaplama işleminde diğer parametreler değiştirilmemiştir. Kaplama tabakasının üst yüzey fotoğrafı Şekil 7.32'de görülmektedir. Koruyucu gaza ilave edilen N₂ miktarı arttıkça, burada Cy2 (Şekil 7.29) numunesinde de rastlanan gözenek oluşumuna benzer bir gözeneklilik haline rastlanmaktadır.



Şekil 7.32 Saf Ar + % 5 N₂ atmosferinde ferromolibden kaplanan numunenin fotoğrafı

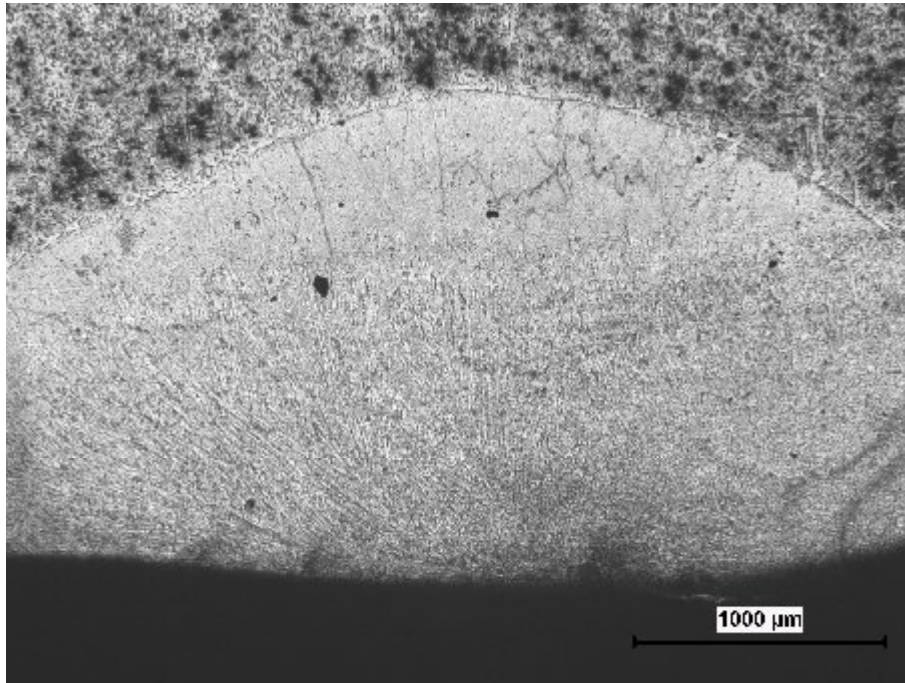
Şekil.7.32'deki Dy2 numunesinin fotoğrafı incelendiğinde kaplama tabakasının yani kaynak metalinin, başlangıç ve bitiş noktalarında kaynak kraterlerinin varlığı görülmüştür. Kaplama işlemi resimde sağdan başlayıp sola doğru ilerleyerek devam etmiştir. PTA yüzey kaplama işlemi esnasında gaz olarak kullanılan Ar + % 5 N₂ koruyucu gaz karışımıyla çalışıldığında, Şekil 7.5.b. 'dekine benzer gözenekler oluşmamıştır. Ferromolibdenin kaplanması esnasında kaplama tabakasının yüzey morfolojisinin düzgün bir yapı oluşturduğu gözlenmektedir. Ar+ %5 N₂ koruyucu gaz atmosferinde ergimenin oldukça iyi gerçekleştiği, ancak gözle görülen kaplama katının gözle görülür düzenli sayılabilecek bir görünümde olduğu dikkat çekmektedir. Kaplama tabakasında hızlı soğuma sonucu gözle görülür büyüklükte herhangi bir çatlğa rastlanmamıştır.

7.4.4.1. AISI 1030'un Yüzeyine Ferromolibden (FeMo) Kaplamaların Mikroyapısına Ar - % 5 N₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi

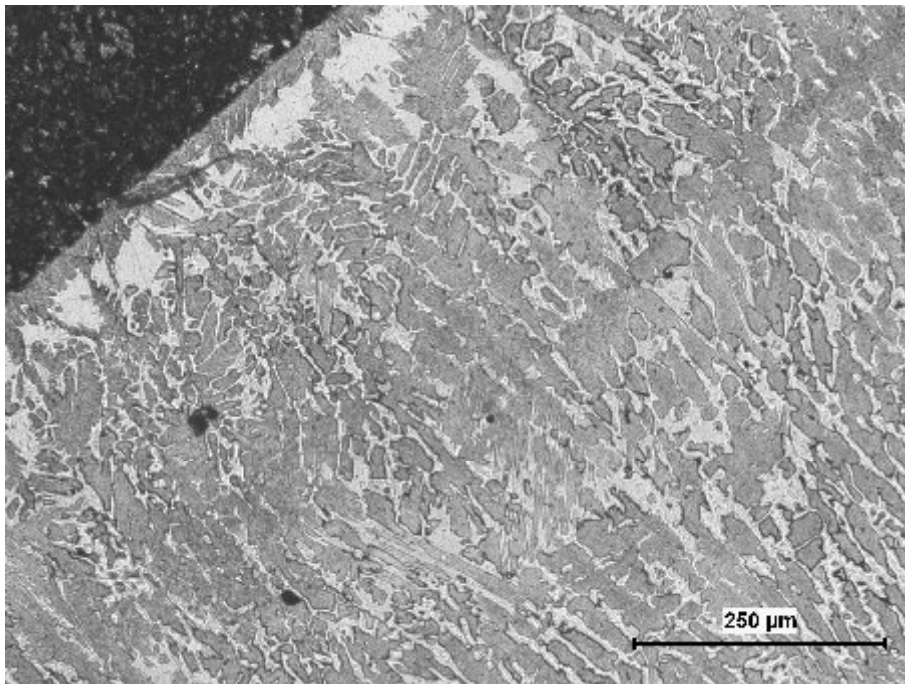
Dy2 numunesinin optik mikroskobunda alınan resmi Şekil 7.33'de görülmektedir. PTA kaynak yöntemiyle Ar - % 5 N₂ ortamında ferromolibden kaplama tabakasıyla AISI 1030 altlık malzemesine kuvvetli bir bağ oluşturacak şekilde bağlanmıştır. Kaplama malzemesi ile yüzeyi kaplanan malzemenin her ikisinin de çatlaksız, boşluksuz ve kusursuz olarak birleştiği görülmüştür. Tablo 7.2'deki parametrelerde Ar - % 5 N₂ atmosferinde gerçekleştirilen yüzey kaplama işleminde, Mo elementi kompozit malzeme içerisinde tamamen ergidiği (Şekil 7.33) ve oluşan karbür tanelerinin genellikle tane sınırlarına yakın bölgede yer aldığı görülmüştür. Şekil 7.33.b-c'de verilen mikroyapı resimleri incelendiğinde, oluşan yapının esas itibarı ile Fe₂Mo bileşiğinden oluştuğu görülmektedir (Şekil 7.16). Dolayısı ile tane sınırlarının bu bileşikten ibaret olduğunu söylemek mümkündür. Halbuki tane içlerinde α -Fe ile Fe₂Mo'nun karışımından oluşan yapı, hakim yapı olarak ortaya çıkmaktadır (Şekil 7.33. b,c).

Bunun sebebinin ise, kompozit malzemeyi oluşturan elementlerin ergimesi için gerekli olan ısının oluşamaması olduğu düşünülmektedir. Yine bu numunenin tane sınırı bölgesinden alınan EDS analizi sonucunda bu bölgede Mo zenginleşmesi tespit edilmiştir. Şekil 7.19-d incelendiğinde, kaplamanın uç kısmında gözenek oranı artmış ve kompozit kaplama yapısında oluşan tane sınırlarında meydana gelen homojen yapıda bozulmalar oluşmuştur.

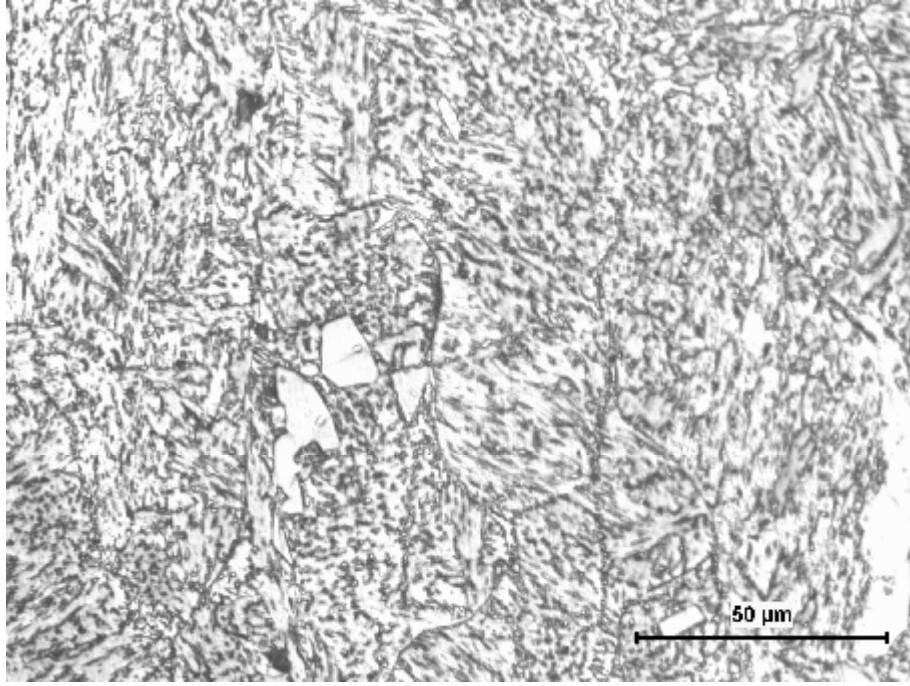
FeMo kaplama tozu kullanılarak PTA yöntemi ile yapılan yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan Dy1 numunesinin yüzey modifikasyonu işleminden sonra kaplama yüzeyinden alınan mikroyapı fotoğrafı Şekil 7.33'de sırasıyla verilmiştir.



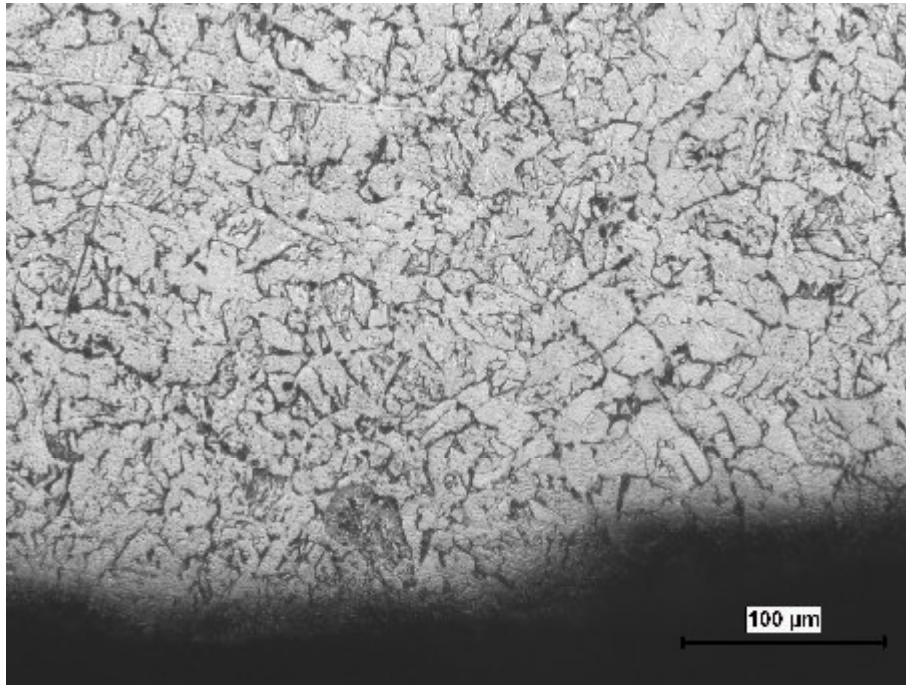
(a)



(b)



(c)



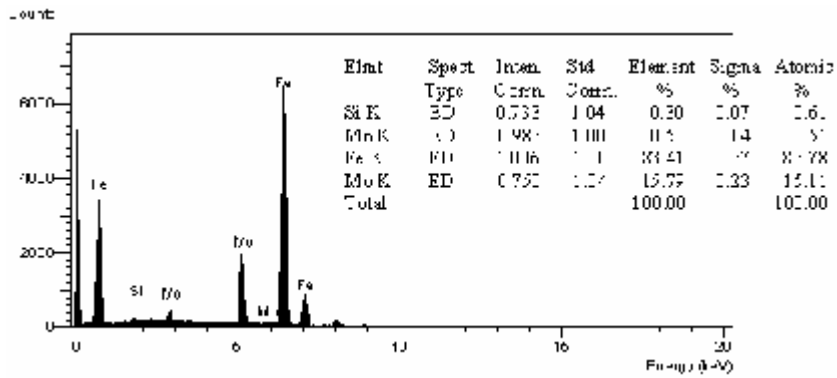
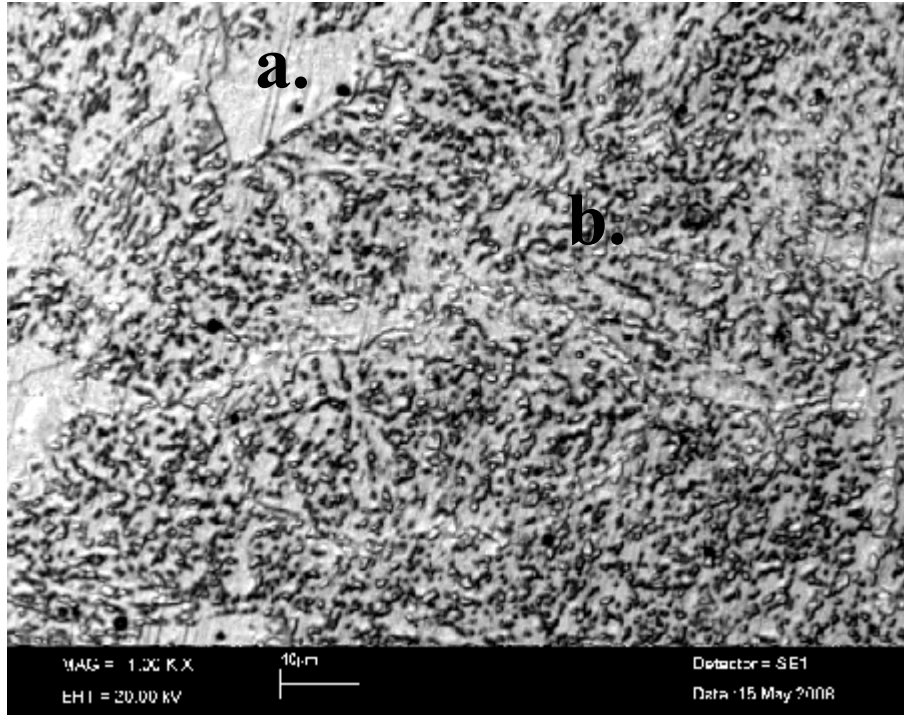
(d)

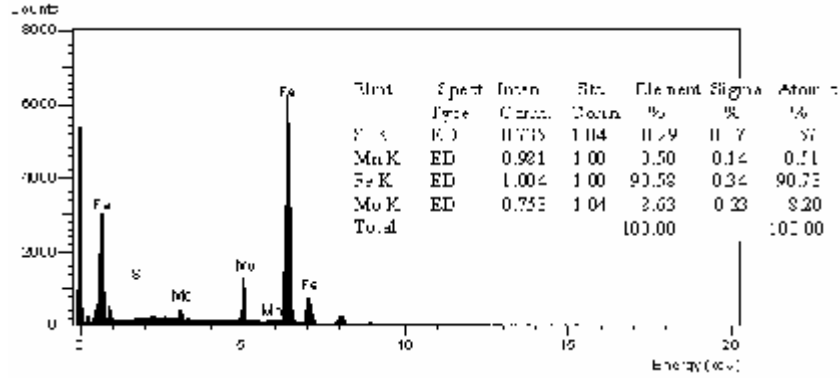
Şekil 7.33 Dy2 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı

PTA yöntemi ile saf argon % 5 N₂ koruyucu gazı kullanılarak üretilen numunede mikroyapı fotoğrafına bakıldığında ötektoidik yapının hakim olduğu ve tane sınırları içerisinde homojen bir şekilde olduğu görülmektedir. Mikroyapı fotoğrafından da (Şekil 7.33-d) görüleceği gibi, tane sınırlarının hemen yakınında ince şerit halinde bulunan

ötektoidik yapının, kaplama tabakasının ucuna doğru gidildikçe daha kaba taneli bir ötektoidik yapıya dönüştüğü görülmektedir. Bunda koruyucu gaza ilave edilen N₂'un katılaşma bölgesindeki soğuma hızını azaltmasının etkili olduğu düşünülmektedir.

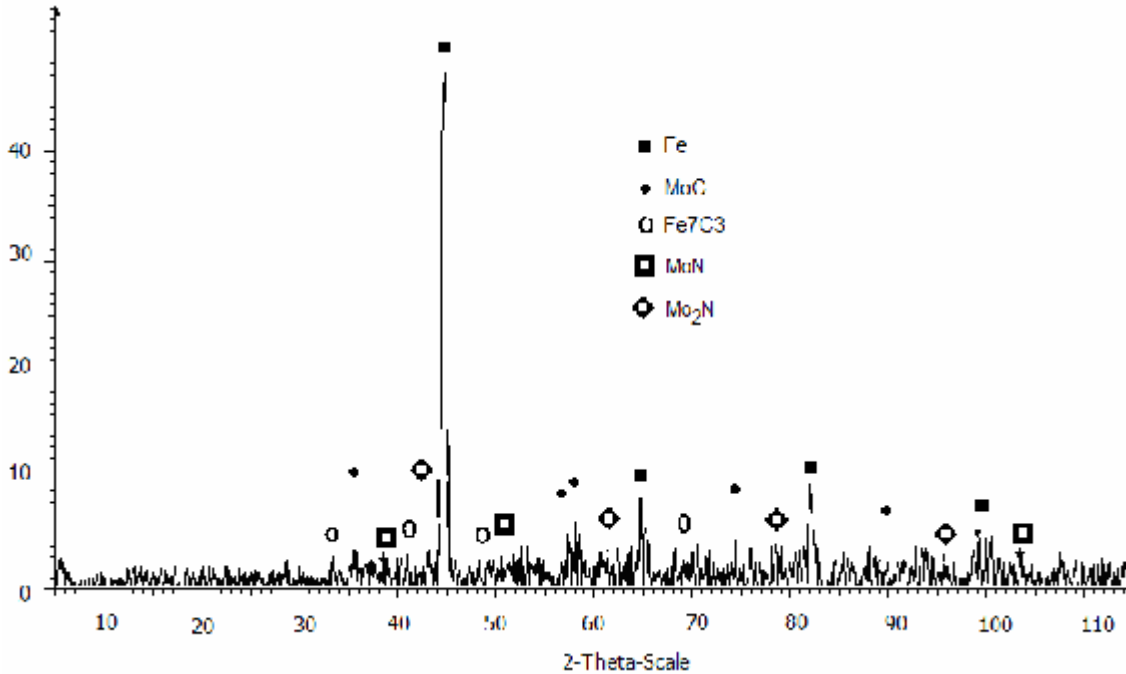
Dy1 numunesine ait SEM-EDS analiz sonuçları Şekil 7.34' de verilmiştir. Mikroyapıda tespit edilen karbürler fotoğraf üzerinde, Şekil 7.34'deki EDS analizleri esas alınarak Şekil 7.33'de işaretlenmiştir.





Şekil 7.34. Dy2 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi

Şekil 7.34’de gösterilen a noktasından alınan EDS analizinde % 15,79 oranında Mo ve % 83,41 oranında Fe tespit edilmiştir. Bu sonuçlar kaplama işlemi sırasında kaplama tozu ve ana malzeme arasında oluşan difüzyon hareketini göstermektedir. Dolayısıyla AISI 1030 çeliğinde bulunan C’un da kaplama tabakasına geçişi kaçınılmazdır. Kaplama tabakasına geçen bu C, Mo ile birleşerek MoC ve Mo₂C bileşiklerini oluşturmaktadır. Şekil 7.34’de gösterilen b noktasından alınan EDS analizinde % 8,63 oranında Mo ve % 90,58 oranında Fe tespit edilmiştir. Bu noktada oluşturulan kaplama kompozit yapının matris tabakasını FeMo’dan oluşan α katı eriyik fazın teşkil etmektedir.



Şekil 7.35. Dy2 numunesinden alınan XRD analizi

Şekil 7.35’de, Dy2 numunesinden alınan XRD analizi verilmiştir. Ferromolibden kaplı numunenin XRD analizinden de anlaşılacağı gibi kaplama tabakasında çözünmemiş

Mo yapısına rastlanmamıştır. Bu da Mo'nun verilen enerjiyle çözündüğü ve katılaşma sırasında C'la ve koruyucu gaza iale edilen N₂'la birleşerek MoC, Mo₂C, Mo₂N ve MoN bileşiklerini oluştuğu görülmektedir. PTA yöntemi kullanılarak ferromolibden tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış Dy₂ numunesinin kaplama bölgesinde mikroyapı içerisinde oluşan fazlar X ray analizlerinden de görüleceği gibi; Fe₂Mo, FeMo, Fe₂C, Fe₃C, Fe₇C₃, MoC, MoN ve Mo₂N olduğu tespit edilmiştir.

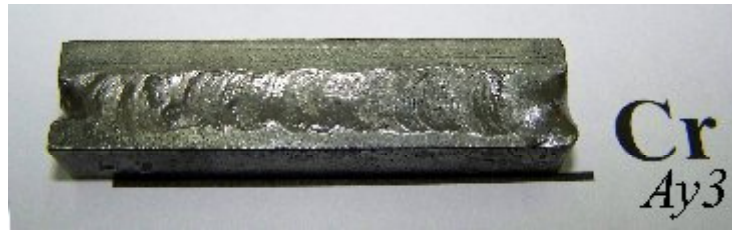
Koruyucu gaz içerisindeki azot miktarına bağlı olarak ısı girdisi artmakta, ortaya çıkan ısı ise ark ile kaynatılan parçalara iletilmektedir. Çünkü azot argon gazından daha yüksek ısı iletim özelliği ve kapasitesine sahiptir (Cary, 1994). Koruyucu gaz içerisindeki azot miktarına paralel olarak artık gerilme miktarı artmaktadır. Bunu ark kaynaklarında soğumanın hızlı olması ve yüksek sıcaklıklarda östenitik paslanmaz çelik içerisinde bulunan δ -ferritin büyük bir olasılıkla kaynak metali bölgesinde kalmasıyla açıklamak mümkündür. Kaynak bölgesinde farklı fazların oluşması kaynak sırasında bu fazların ısıl davranışlarındaki farklılıklarından dolayı kaynak metali içerisinde artık gerilmelerin artmasına neden olmaktadır. Kaynak metali içindeki azot miktarı ile çarpılma etkileri artmakta ve buna karşılık kalıntı ferrit miktarında düşme görülmektedir. Argon gazı içerisindeki azot miktarına paralel olarak kaynak bölgesindeki ısı miktarı da artmaktadır. Buda yine, kaynak bölgesindeki sıcaklık yükselmesine neden olarak, soğuma oranını düşürmektedir. Aynı zamanda, kaynak metalindeki azot miktarı da artmaktadır.

7.5. AISI 1030'un Yüzeyine Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Mikroyapısının İncelenmesi

Kimyasal analizi Tablo 6.2.c'de verilen yüksek karbonlu ferrokrom (FeCrC) tozu, Tablo 7.2'deki parametreler kullanılarak, AISI 1030 malzeme yüzeyine 0.50 (y) mm derinliğinde Şekil.6.3'teki gibi doldurulup yapıştırılarak PTA yöntemiyle kaplanmıştır. Kaplamalar Ar, Ar - % 1 N₂, Ar - % 3 N₂ ve Ar - % 5 N₂ gaz atmosferi altında yapılmıştır. PTA kaplama işleminde plazma gazı olarak saf Ar gazı kullanılmıştır.

7.5.1. AISI 1030'un Yüzeyinde Ar Koruyucu Gaz Ortamında Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi

PTA kaynak yöntemiyle yüzey modifikasyonunda, yüzeye yapıştırılan tozların, ergimeyen tungsten elektrot ile kaplanacak bölgeye enerji aktararak, AISI 1030 tabakasına ana metale nüfuziyeti sağlanmıştır. Bu işlemde ergimiş halde toz ve ana metale (kaynak havuzunda) hapsedilerek nüfuziyet sağlanmıştır. Kaplanacak tozun kanallar arasında oluşu işlem sırasında kaynak banyosunun ergiyen metalin numune dışına akmasını engellemiş ve ana metal üzerinde kalmasında yardımcı olmuştur. Yüzey kaplama işleminden sonra numuneler havada soğutulmuştur. Yüzeyi alaşımlanan numuneler aynı parametrelerde (Tablo 7.2) ve Ar koruyucu gaz atmosferinde yapılmıştır. Kaplama tabakasının üst görüntüsünün fotoğrafı Şekil 7.36'da görülmektedir.



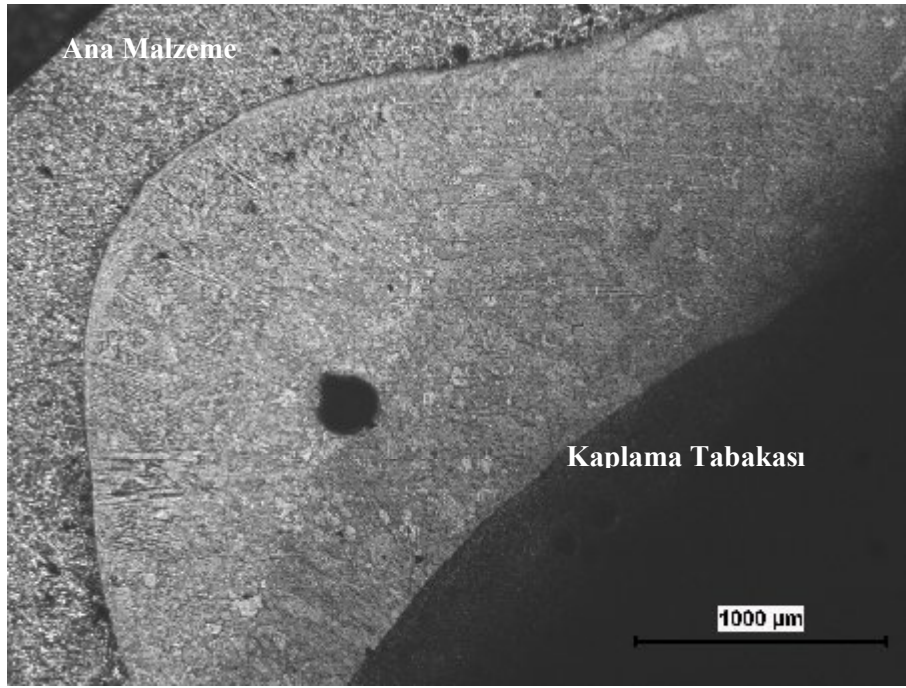
Şekil 7.36 Saf Ar atmosferinde ferrokrom kaplanan numunenin fotoğrafı

PTA yüzey modifikasyonu işleminde kullanılan gerek ilerleme hızları ve gerekse enerji girdileri tüm numunelerde kaplama malzemesini ergitip alt yüzey malzemesi ile adhesiv bağ kuvvetinin oluşturulması için yeterli olmuştur. Kaplama tabakasında herhangi bir gözenek ya da kusur görülmemektedir. PTA kaplama işlemi, resmin sağından başlayıp sola doğru ilerlemiştir. Kaplama tabakasının her kenarında başlama ve bitiş noktalarında kaynak kraterleri oluşmuştur.

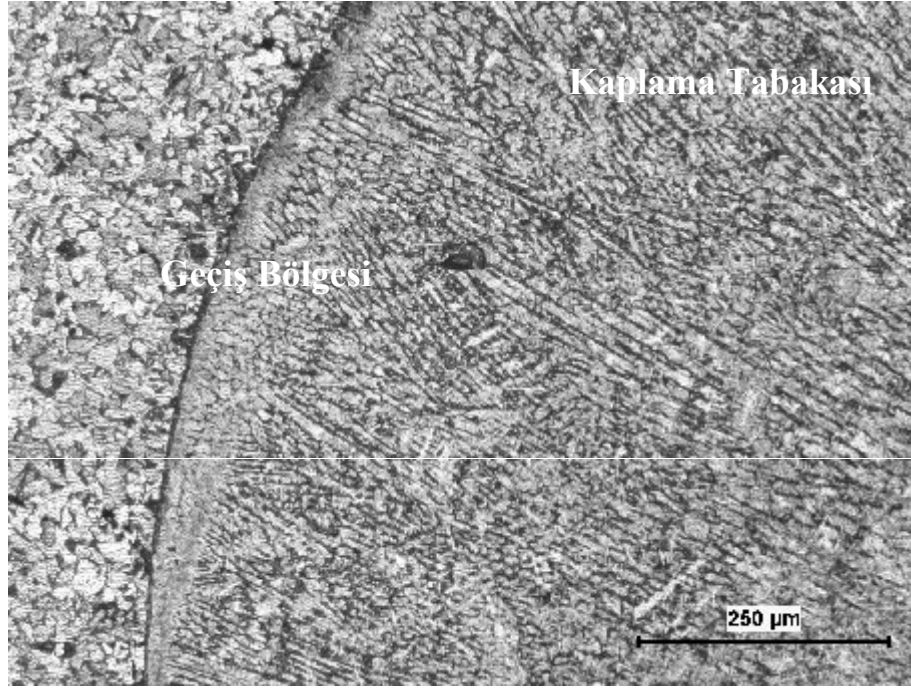
7.5.1.1. AISI 1030'un Yüzeyine Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Mikroyapısına Ar Gazının Etkisinin İncelenmesi

Şekil 7.37'de Ay3 numunesinin 4.675 KJ/mm enerji girdisiyle, Tablo 7.2'de ki parametrelere uygun üretilen ve 0,50 mm kalınlık ya da 120 mm³ hacminde yüksek kromlu ferrokrom tozuyla üretilen modifikasyonlu bir üst tabaka malzemesinin mikroyapısı verilmiştir. PTA kaynağı kullanılarak yapılan kaplama işleminde; kaplama tabakasında

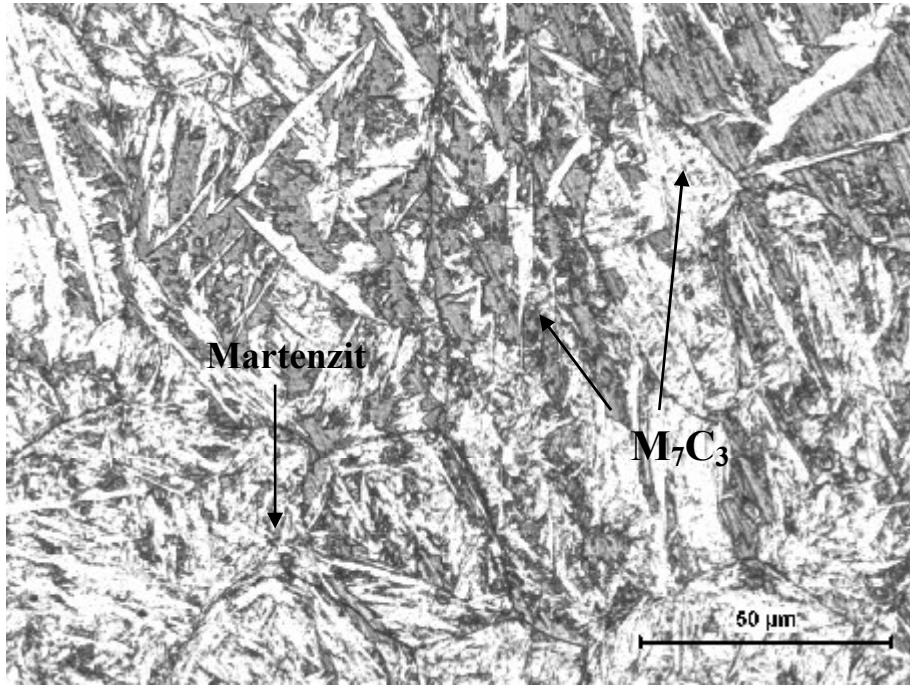
oluşan çizgili görünüme sahip yapının, sınıra dik gelecek bir konumda yönelme gösterdiği, yüksek sıcaklıklardan itibaren hızla soğuma gerçekleştiği için dentrit oluşumunun gerçekleşmediği ve oluşan yapıda tam homojen bir dağılımın gerçekleşmediği belirlenmiştir. Ana metalle kaplama tabakası arasında kalan bölge içerisinde yeterli bir bağın sağlanmadığı ve her iki yöne olan difüzyonun yetersiz kaldığı, bu nedenle, kaplama katı ile ana metal arasında keskin ve kaldığı belirgin bir çizgi oluşumu görülmüştür (Şekil 7.37. b,c). Ay3 numunesinde kaplama tabakasının kalınlığı 1,6–2.1 mm kadardır.



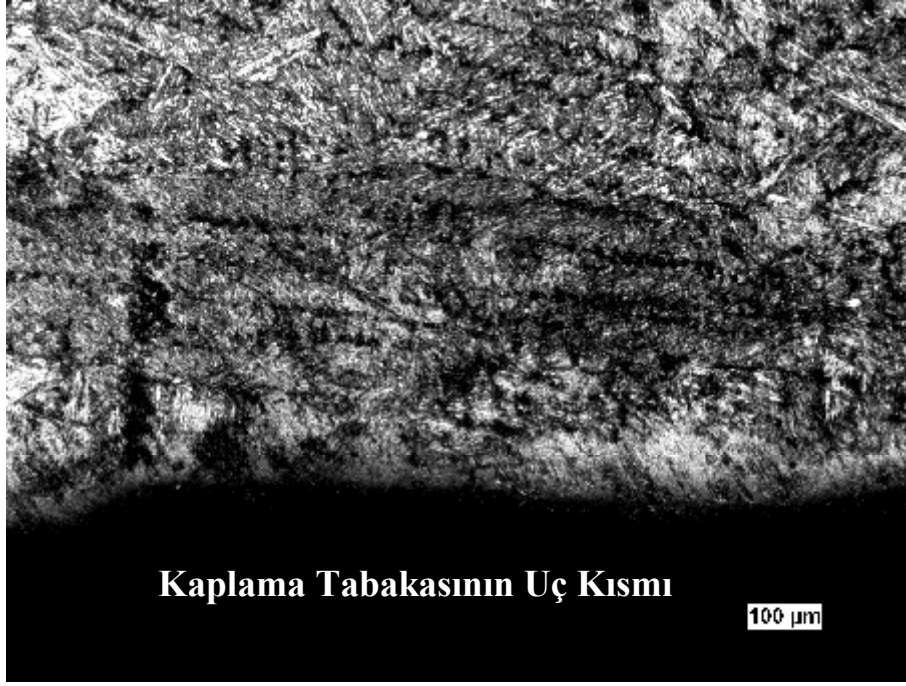
(a)



(b)



(c)



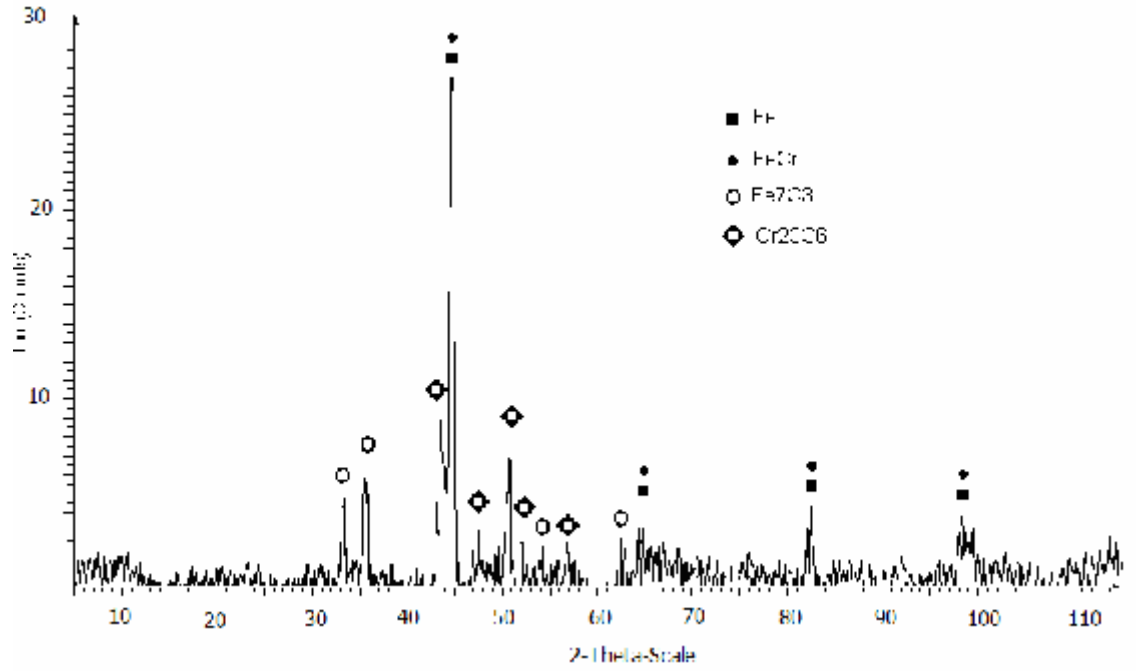
(d)

Şekil 7.37 Ay3 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı

PTA yöntemi ile yapılan kaynak işleminde; ergime ve katılaşmanın hızlı gerçekleşmesi nedeniyle, çubuk görünümlü yapının tam oluşmadığı, katılaştıran tanelerin ana malzemeye dik olacak şekilde yönlendikleri görülmektedir. Bu mikroyapı fotoğraflarından da görüleceği gibi, yapının Fe ve Cr'ca zengin çubuk şekilli olarak oluştuğu (Şekil 7.37-c) görülmektedir. Ay3 numunesinin kaplama işleminden sonra mikro yapısında oluşan fazları belirlemek için yapılan X-ray incelemeleri (Şekil 7.38) tespit edilmiştir.

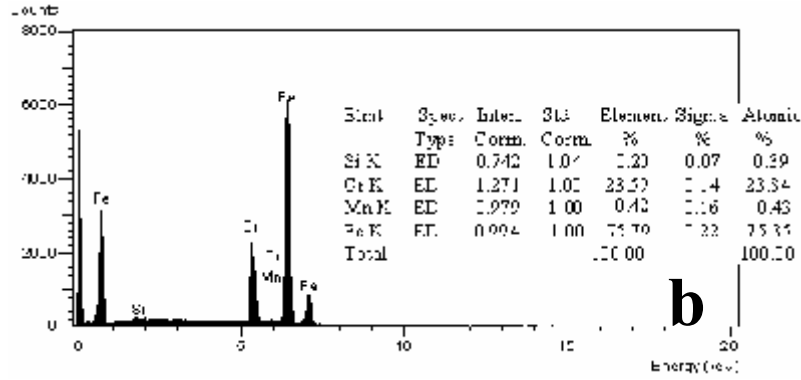
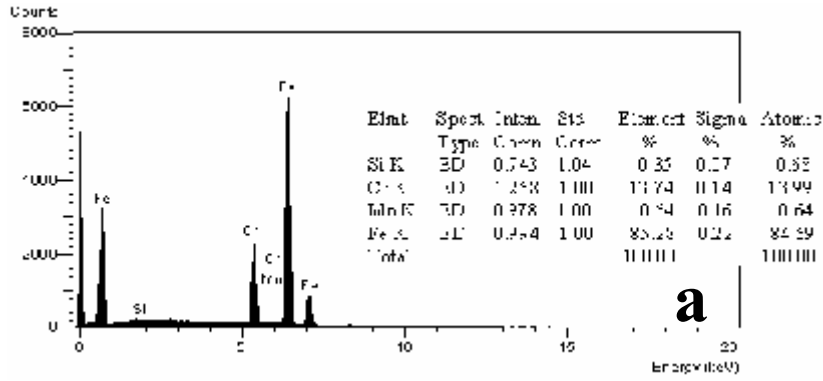
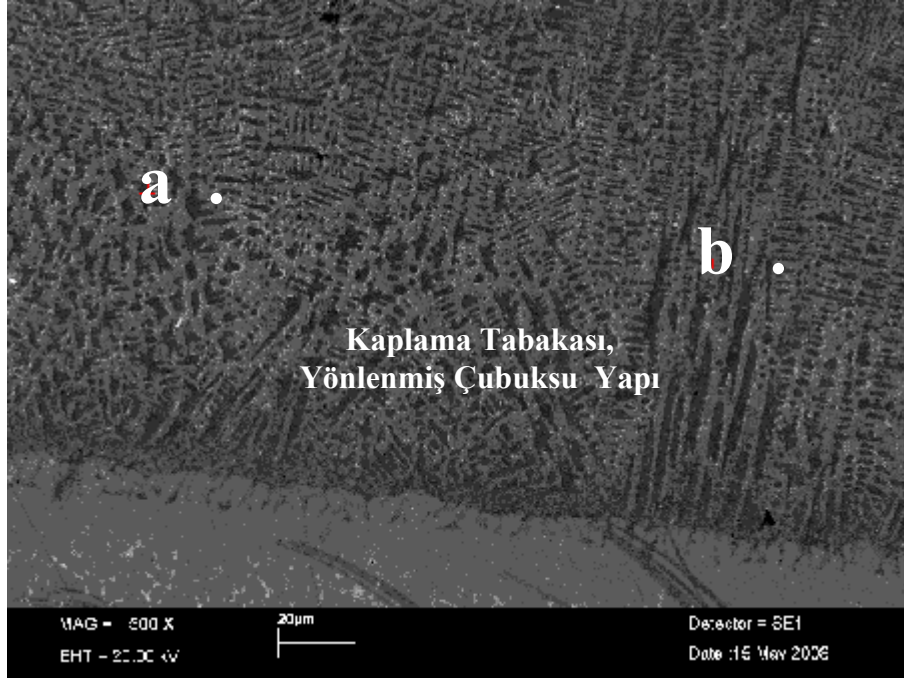
Katılaştıran malzeme çubuk şekilli ve yer yer iğnemsiz görünümde bir yapı oluşturmuş ve hızlı soğuma sonucunda tabakalar arasında metal atomlarının difüzyonla geçişi sınırlı kalmıştır (Şekil 7.37 ve 7.39). Bu kaplamada ara tabaka belirgin bir şekilde seçilebilmektedir. Tabakalar arası geçişler kısa ve süreksiz olmuştur. Toz miktarının artması ile kaplama katında karbon konsantrasyonları yükselmiş ve buna bağlı olarak ara bölgeden ana metale doğru metal ve karbon atomu difüzyonu hızlanmıştır.

Şekil 7.38'de Ay3 numunesinden alınmış XRD analizi görülmektedir. XRD sonuçları incelendiğinde FeCr(σ fazı), Fe₇C₃, Cr₂₃C₆, martenzit ve α (δ) ferrit fazları tespit edilmiştir. Şekil 7.38'de verilen analizlerden yapının esas itibari ile Cr₂₃C₆ ve çok az oranda da silisyum ve demir karbürleri içerdiği ve demirin belli bir miktarının krom karbür bünyesinde eridiği anlaşılmaktadır.



Şekil 7.38. Ay3 numunesinden alınan XRD analizi

Ay3 numunesinin SEM resmi incelendiğinde; numunede yönlenmiş tanelerin olduğu, tanelerin kaplama sınırına kadar ulaştıkları ve sınır civarında sertleştikleri görülmektedir. Diğer yandan azda olsa, kaplama katından ana metale doğru krom ve karbon elementlerinin geçtiği dikkat çekmektedir. % 70 Cr'lu ferrokrom ile saf Ar atmosferinde kaplanan Ay3 numunesinde, kaplamada kullanılan yüksek krom ve karbonlu ferrokrom karbondaki krom ve karbon içeriğinin konsantrasyon gradyantını yükselttiğinden, bu difüzyon gerçekleşmiştir.



Şekil 7.39 Ay3 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi

Ay3 numunesinin SEM resmi incelendiğinde; kısmen kaplama katından kaplanan malzemeye Cr ve C geçişi olurken, kısmen de kaplanan malzemedan kaplama katına Fe elementinin geçişi söz konusu olmuştur. Toz miktarının az oluşu ile birim ağırlığa isabet eden enerji miktarı artmış, kaplama katındaki ergime ve çözünme buna bağlı olarak daha

üst düzeyde gerçekleşmiştir. EDS analiz sonuçlarında kaplama tabakasının beyaz bölgesinde % 13.74 Cr ve % 85.28 Fe içeriği, siyah bölgesinde % 23.59 Cr ve % 75.79 Fe değerleri elde edilmiştir. Tane sınırlarında ise Cr içeriği ile, krom karbürler oluşmuştur. Karbür oluşumuna AISI 1030 çeliğindeki C'un yanısıra kaplamada kullanılan yüksek kromlu ferrokromda bulunan % 7 oranındaki C etkili olmuştur. Yüksek miktardaki C oranı mikrosertlik üzerinde de etkili olmuştur.

Şekil 7.39'da verilen EDS analizinden; ömatrisi demir ve kromdan oluşan δ ferrit karakterli α ferritin oluşturduğu, diğer çubuk şekilli fazında demir içerikli krom karbür fazlarından meydana geldiği tespit edilmiştir.

7.5.2. AISI 1030'un Yüzeyinde Ar - % 1 N₂ Koruyucu Gaz Ortamında Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi

Yüzey modifikasyonu işlemi yine 7.5.1 nolu başlıkta anlatıldığı gibi yapılmıştır. Bu numunede Tablo 7.2 deki parametrelerde koruyucu gaz olarak Ar + % 1 N₂ ortamı kullanılmıştır. Kaplama işleminde diğer parametreler aynen geçerlidir. Kaplama tabakasının üst görüntüsü Şekil 7.40'da görülmektedir. PTA yöntemi 0.50 mm kaplama yüzey kalınlığına sahip numunelerin, PTA yüzey modifikasyonu işleminde kullanılan gerek ilerleme hızları, gerekse enerji girdileri tüm numunelerde kaplama malzemesini ergitip alt yüzey malzemesi ile adhesiv bağ kuvvetinin oluşturulmasında yeterli olmuştur.



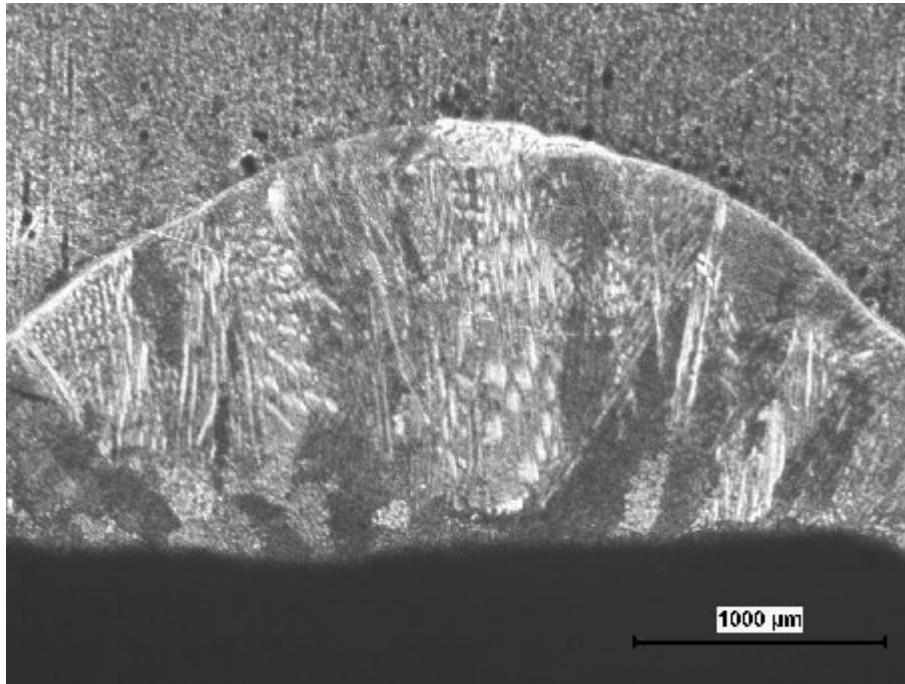
Şekil 7.40 Saf Ar + % 1 N₂ atmosferinde ferrokrom kaplanan numunenin fotoğrafı

Şekil.7.40'da ki By3 numunesinin fotoğrafı incelendiğinde kaplama tabakasının başlangıç ve bitiş noktalarında kaynak kraterleri oluşmuştur. PTA işlemi numunede resme bakıldığında sağdan başlayıp sola doğru ilerleyerek devam etmiştir. PTA yüzey kaplama işlemi esnasında koruyucu gaz olarak kullanılan Ar + % 1 N₂ gaz karışımı Şekil 7.5.b. 'de gösterildiği gibi kaynak metalinde (kaplama tabakasında) gözenek oluşturmamıştır. PTA işleminden sonra kaplama tabakasındaki hızlı soğuma sonucu herhangi bir çatlağa

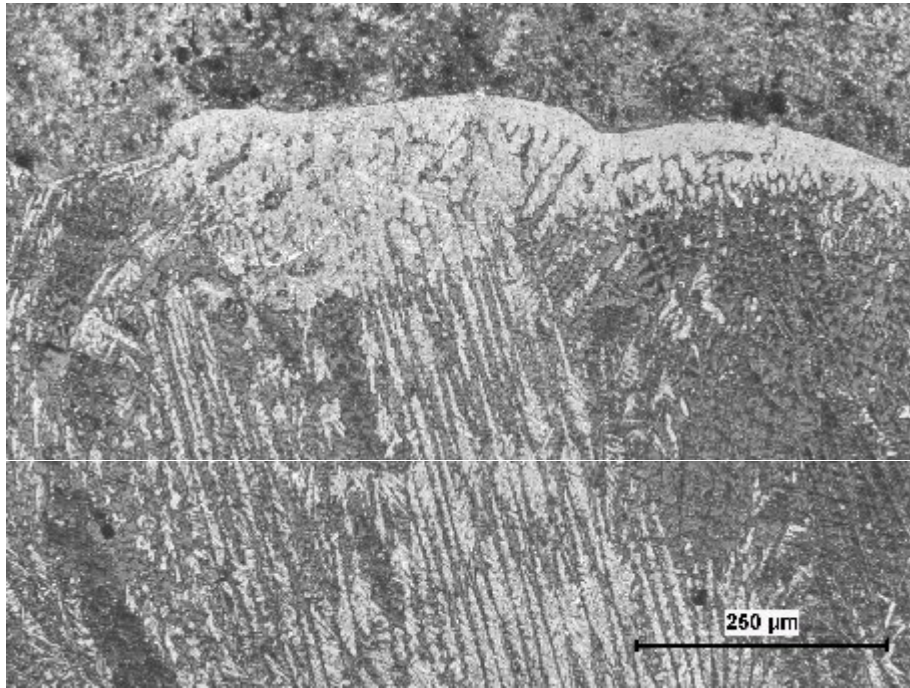
rastlanmamıştır. PTA işlemi sonrasında kaplama tabakasının oval bir şekil aldığı maksimum derinliğin ortada olduğu kenar bölgelerinde ise kalınlığın incelendiği görülmüştür. Bunun sebebinin enerji yoğunluğunun elektrot ucuna dik olan doğrultuda daha yoğun şekilde meydana gelmesi olduğu düşünülmektedir.

7.5.2.1. AISI 1030'un Yüzeyine Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Mikroyapısına Ar - % 1 N₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi

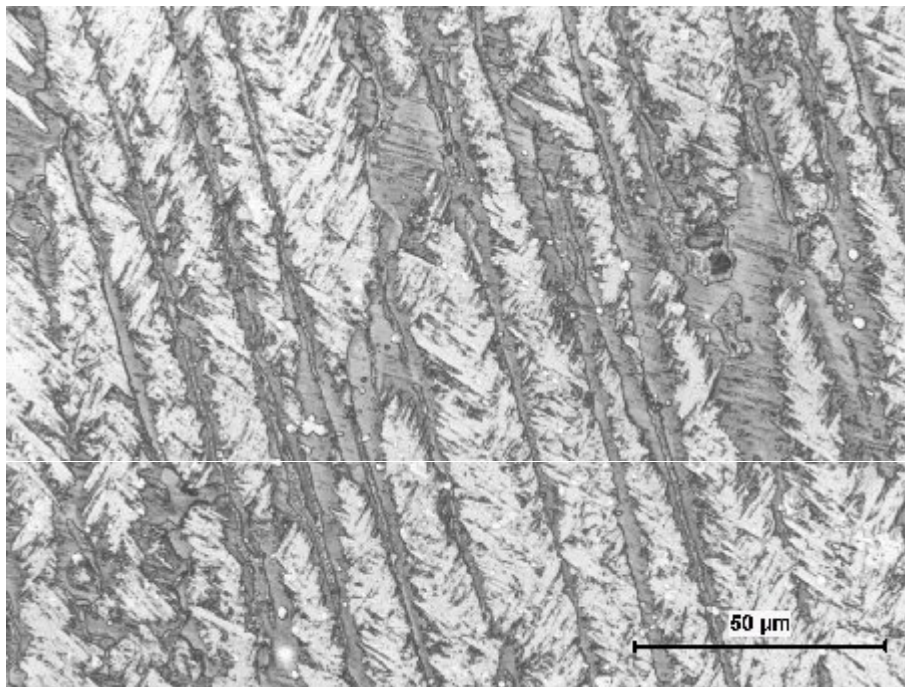
Şekil 7.41'deki By3 numunesi 4.675 KJ/mm enerji girdisiyle üretilmiş ve 0,50 mm kalınlık ya da 60 mm³ hacminde ferrokrom tozuyla üretilen modifikasyonlu üst tabaka malzemesinin mikroyapısı verilmiştir. Ara tabaka kalınlığı belirgin ölçüde artarken, kaplama katı içinden ara tabakaya doğru matris içerisinde uzun çizgisel kincil faz oluşmuş, sınır bölgesinde bu çizgisel oluşum kaybolarak kısmen dentrit oluşumunu andıran bir geçiş tabakasına dönüşmüştür. Burada kaplama katının ana metale daha dengeli bir şekilde bağlandığı ve ana malzemeyle kaplama katı arasındaki atom difüzyonu hareketlerinin önemli ölçüde arttığı görülmektedir. Bununla birlikte azotun ısı kapasitesi etkisiyle koruyucu gaz etkisini iyileştirmesinden, katılaşmayı geciktirmesinden ileri geldiği düşünülmektedir. By3 numunesinde kaplama tabakasının kalınlığı 1,5–2.0 mm kadardır.



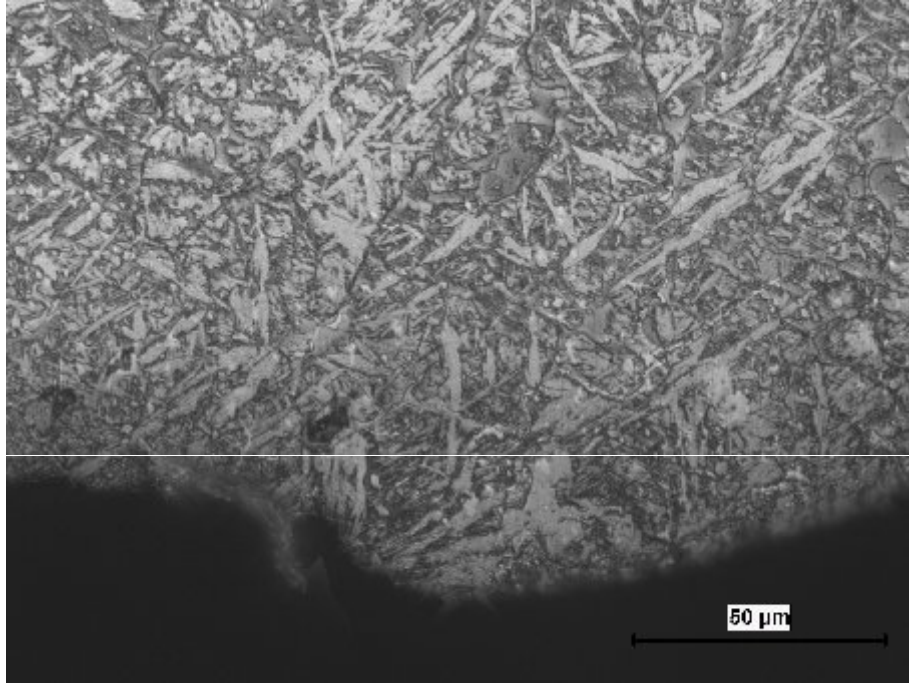
(a)



(b)



(c)

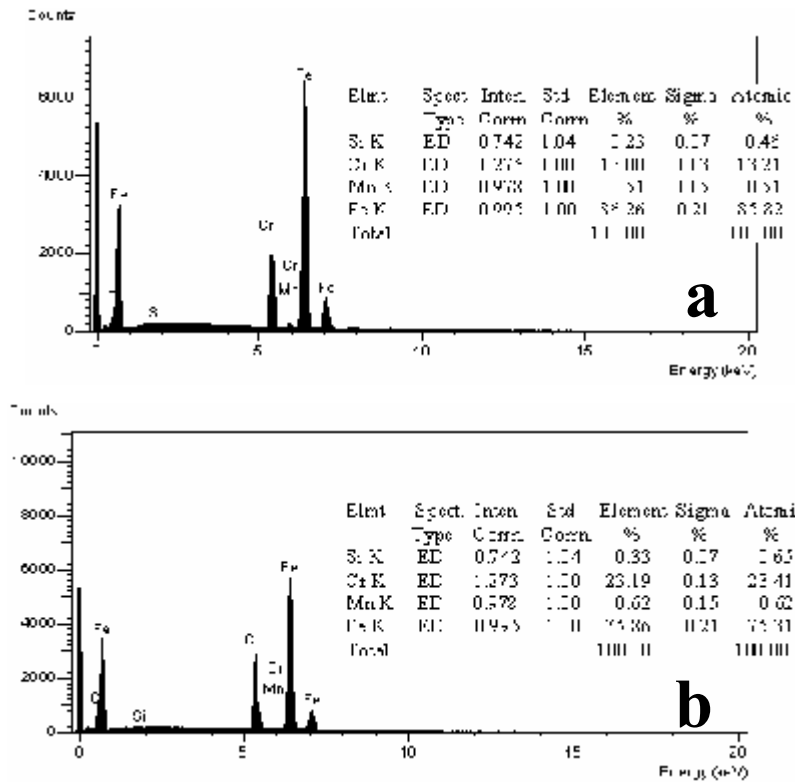
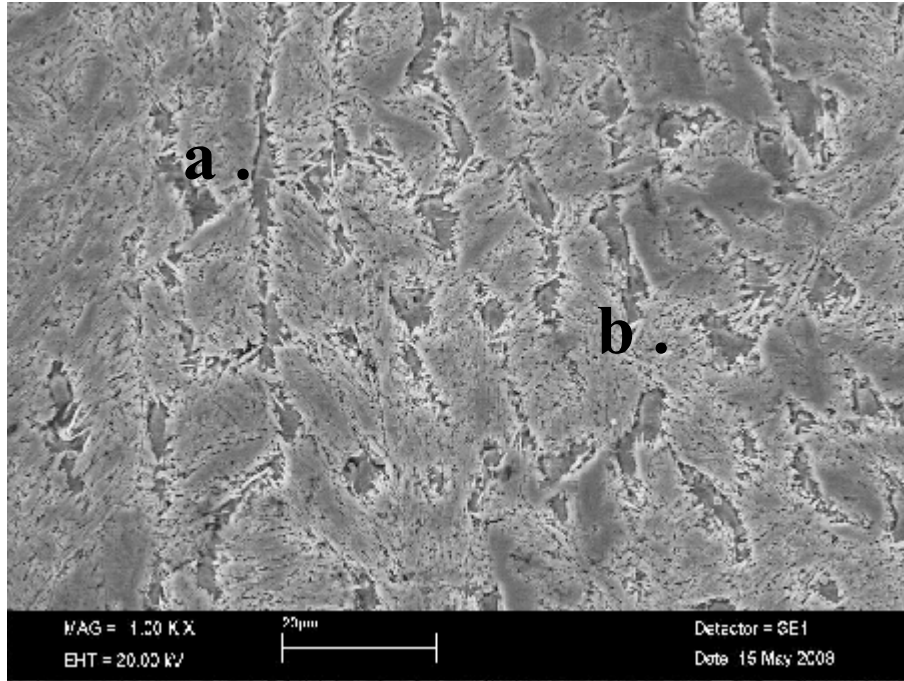


(d)

Şekil 7.41 By3 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı

Ana metalle kaplama tabakası arasında kalan bölge içerisinde gelişi güzel dağılan dentriti andıran yapının yer yer irileştikleri dikkat çekmektedir. Bu irileşmenin, söz konusu bölgede soğumanın kaplama tabakasının üst tarafına göre daha yavaş ve alaşımın arta kalan ısı etkisiyle tavlama etkisi altında kaldığını gerçekleştirdiğini göstermektedir (Şekil 7.43). Yapıda kısmen martenzit oluşumu varlığı dikkat çekmektedir. Şekil 7.38 'deki Ay3 numunesinden alınan XRD analizi göz önünde bulundurulursa; az oranda C içeren ama demirce zengin ana kütlenin ve bünyesinde C çözüldürmüş karbür bileşiklerinin bulunduğu çizgisel oluşumlu yapının ve sınırlarının kaplama tozundaki oldukça zengin % 7 C 'la birlikte çubuk görünümlü ısı iletim yönünde uzanan tanelerin oluşumunu tetiklemektedir. Bu bölgede karbür bileşiklerini bulunurken, ikincil fazın kollarında ve sınırlarında hakim yapının $M_{23}C_6$ ve Cr_7C_3 karbür bileşiği şeklinde olduğu düşünülmektedir. Şekil 7.41'de EDS analizi alınmış yapının sonuçları verilmiştir.

EDS resmi ve analiz değerleri incelendiğinde, ana kütlenin % 13 Cr içeren krom-demir alaşımının oluşturduğu δ -ferrit karakterli α -fazından oluştuğu, diğer yandan tane sınırlarında toplanan ve mikroyapı içerisinde oldukça dengeli bir şekilde dağılma gösteren krom ve demir karbür içerikli fazlardan oluştuğu düşünülmektedir. Oluşması beklenen fazlar $M_{23}C_6$, M_7C_3 , Fe_2C ve Fe_3C gibi karbür fazları ile MoN ve Mo_2N şeklindeki nitrür fazlarıdır.



Şekil 7.42 By3 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi

EDS analiz sonuçlarında kaplama tabakasının beyaz bölgesinde % 13.00 Cr ve % 86.26 Fe içeriği, siyah bölgede % 23.19 Cr ve % 75.31 Fe değerleri alınmıştır. Şekil

7.42’de verilen analizlerden yapının esas itibari ile Cr_7C_3 ve Cr_{23}C_6 , çok az oranda da demir karbürleri içerdiği ve demirin az bir miktarının krom karbür bünyesinde eridiği anlaşılmaktadır.

7.5.3. AISI 1030’un Yüzeyinde Ar - % 3 N_2 Koruyucu Gaz Ortamında Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi

Yüzey modifikasyonu işlemi 7.5.1 nolu başlıkta anlatıldığı şekilde yapılmıştır. Ancak burada Tablo 7.2 deki parametrelerde koruyucu gaz olarak Ar + % 3 N_2 ortamı kullanılmıştır. Kaplama işleminde diğer parametreler aynen geçerlidir. Kaplama tabakasının üst görüntüsü Şekil 7.42’de verilmiştir.

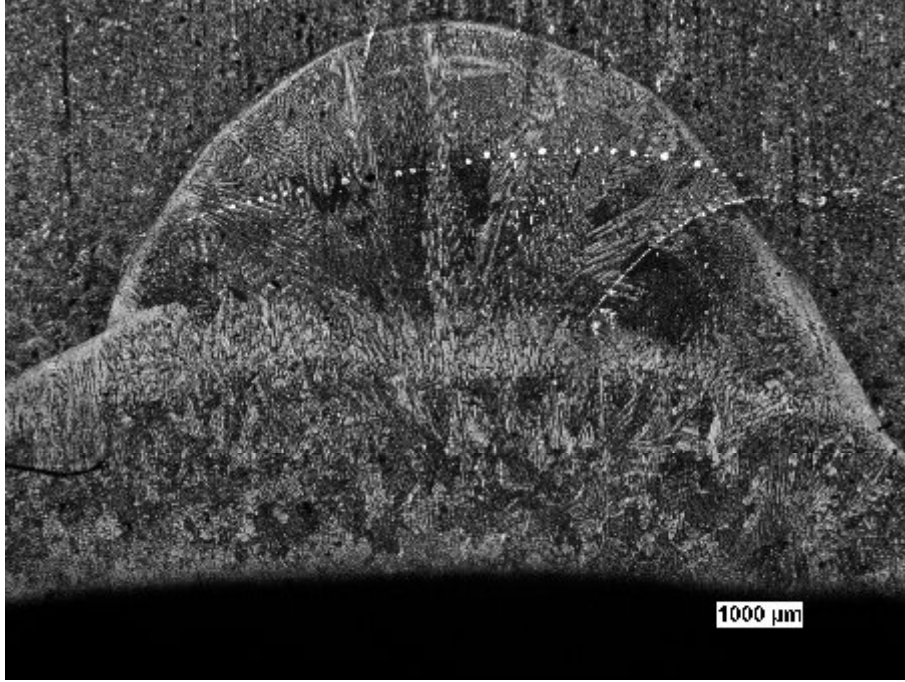


Şekil 7.43 Saf Ar + % 3 N_2 atmosferinde ferrokrom kaplanan numunenin fotoğrafı

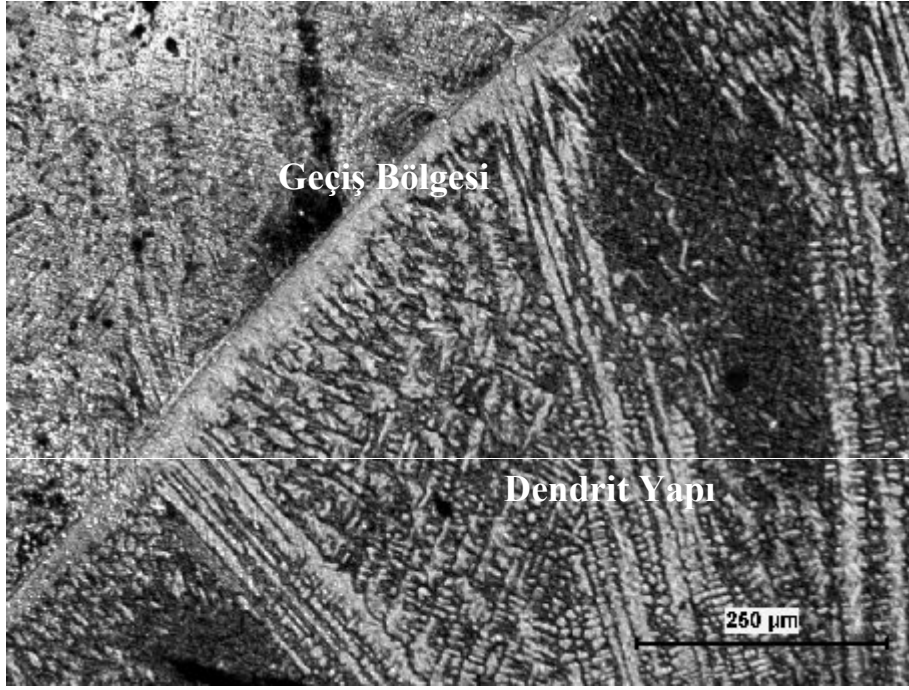
Şekil.7.43’deki Cy3 numunesinin resmi incelendiğinde kaplama tabakasının, yani kaynak metalinin başlangıç ve bitiş noktalarında kaynak kraterleri oluşmuştur. Kaplama işlemi resimde soldan başlayıp sağa doğru ilerleyerek devam etmiştir. PTA yüzey kaplama işlemi esnasında koruyucu gaz olarak Ar + % 3 N_2 kullanıldığında kaplama tabakasında gözenek oluşmamıştır. PTA ile oluşturulan kaplama tabakasının yüzey morfolojisinde düzgün bir yapının oluştuğu gözlenmektedir. Mevcut parametrelere (Tablo 7.2) ilave edilen koruyucu gaz atmosferinde (Ar + % 3 N_2) ergimenin oldukça iyi gerçekleştiği kaplama katının üstten düzenli sayılabilecek görünüme sahip olduğu görülmektedir. Kaplama tabakasında hızlı soğuma sonucu herhangi bir yüzeysel çatlığa rastlanmamıştır.

7.5.3.1. AISI 1030'un Yüzeyine Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Mikroyapısına Ar - % 3 N₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi

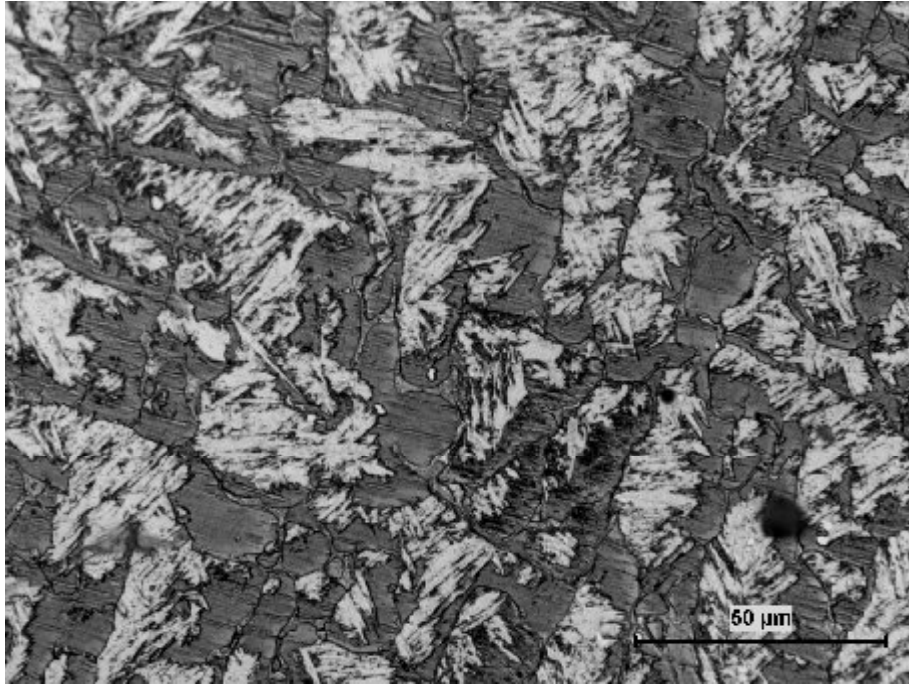
Cy3 numunesinin optik mikroskopta alınan resmi (Şekil 7.44) incelendiğinde, kaynak akımının kararlı ve ergimenin yüksek olmasından dolayı, karbürleşme oranının burada fazla olduğu göze çarpmaktadır. PTA işlemi sonrasında kaplama tabakasının oval bir şekil aldığı maksimum derinliğin ortada olduğu kenar bölgelerinde ise kalınlığın incelendiği görülmüştür. Bunun sebebinin enerji yoğunluğunun elektrot ucuna dik olan doğrultuda daha yoğun şekilde meydana gelmesi olduğu düşünülmektedir. Cy3 numunesinde kaplama tabakasının kalınlığı 1,5–2.4 mm kadardır.



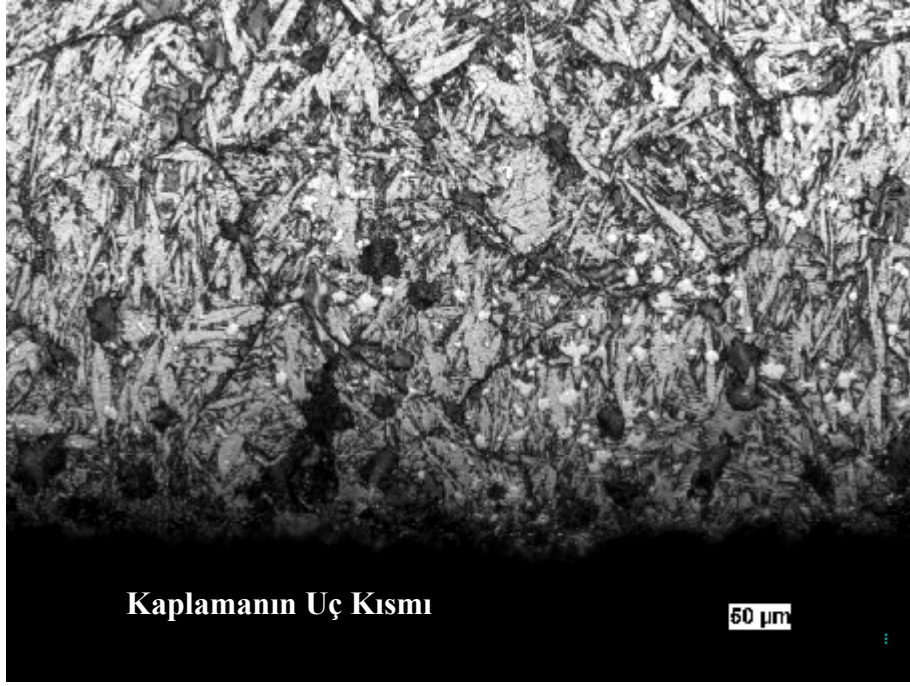
(a)



(b)



(c)

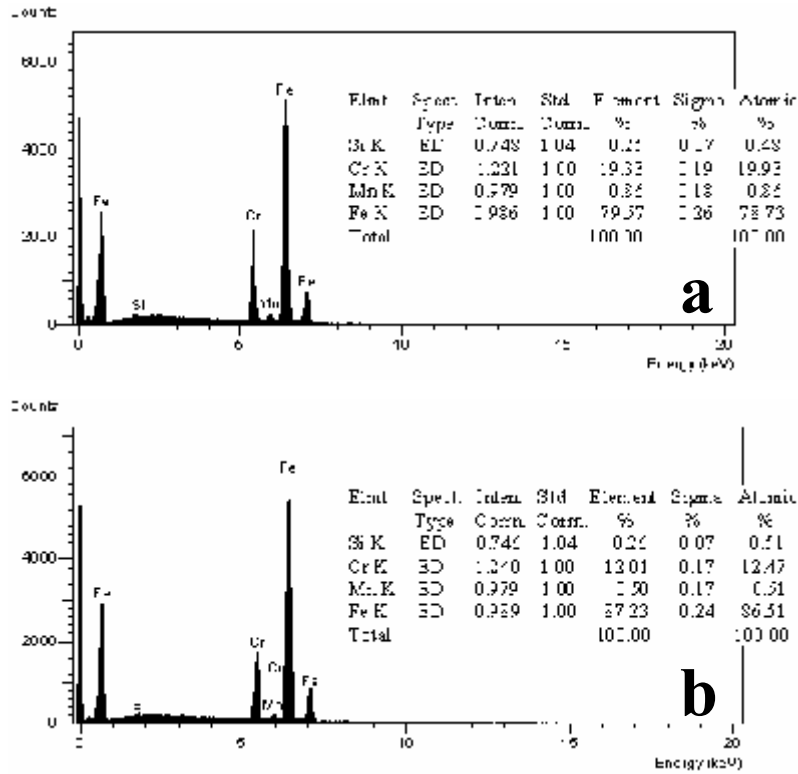
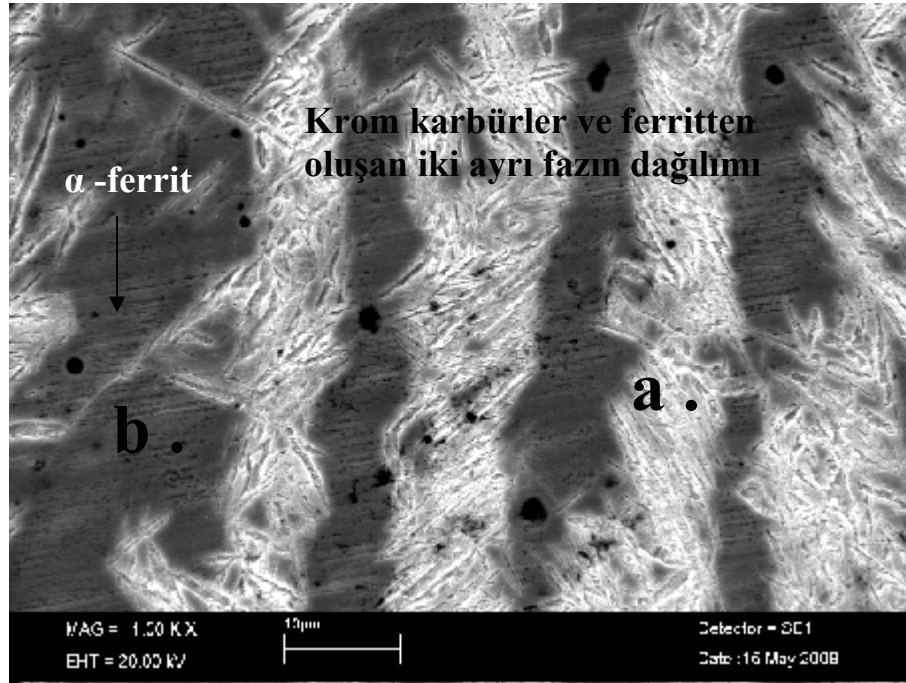


(d)

Şekil 7.44 Cy3 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı

Şekil 7.44 a,b,c ve d'deki yapılar incelendiğinde; kaplama tabakasında oluşan karbürlerin iyice çoğaldığı, tane sınırlarına dik olarak çubuk şeklinde görülen yönlenmelerin kısmen azaldığı ve oluşan çubukların parçalar halinde matris içerisinde yer yer dengeli şekilde dağıldığı, kaplama katı ile ana malzeme arasında bulunan ara tabakanın genişlediği ve belirginleştiği ve ana malzeme yönünde difüzyonun artarak kaplama metalini oluşturan elementlerin ana malzeme içine olan difüzyonun hissedilir derecede arttığı belirlenmiştir.

PTA'nın yüksek sıcaklığı nedeniyle, Fe, Cr ve C elementleri daha yüksek bir difüzyon hızına ulaşmış ve soğuma işleminin gecikmesiyle oluşan Cr_xC_y karbürleri gruplar halinde belli bölgelerde bir araya gelmişlerdir. Bunun nedeni; kararlı ve otomatik sistemde kaynak akımı değeriyle birlikte, düşük üretim hızında kaplama yapılmasıdır. Koruyucu gazı ilave edilen N_2 havadan ağır olduğu için işlem esnasında yüzeyden kalkmayarak ısı kaybına yol açmamakta ve bunun yanı sıra Ar - % 3 N_2 koruyucu karışım gazının kaynak esnasında yüksek ısı girdisiyle çözünerek N_2 atomları kaynak havuzundaki kaplama malzemesinin ergiyik hacim oranını arttırıp Fe içerisinde daha fazla Cr elementi çözmesiyle Cr ve Fe'le birleşerek CrN ve Fe_4N oluşmasına sebep olmaktadır.



Şekil 7.45 Cy3 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi

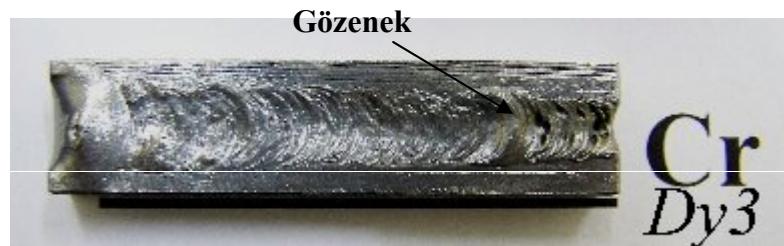
Koruyucu gaz oranı değiştirilerek ($\text{Ar} + \% 3 \text{N}_2$) yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan ve üzerinden EDS analizi alınan Cy3 numunesinin mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde oluşan mikroyapının By3 numunesi ile benzerlik gösterdiği görülmektedir.

Bu numunede de Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$, martenzit ve α -ferrit fazları tespit edilmiştir. Ancak Dy3 numunesinin SEM mikroyapı fotoğrafı ile By3 numunesinin SEM ve mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde (Şekil 8.8); burada tanelerin irileştiği, yönlenmiş tanelerin oluşturduğu kolların büyük ölçüde kaynaşarak kaybolduğu, karbürler arasında kalan demirce zengin bölgenin büyük ölçüde birbirine birleştiği ve kollar arasında bulunan odacıkların yerlerinin yönlenmiş kısa oluklara bıraktığı görülmektedir. EDS sonuçlarına göre çubuk şekilli yapı % 19.33 Cr ve % 79.57 Fe içeriğine sahipken matris % 12.01 Cr ve % 87.23 Fe alaşım oranına sahip matris fazından oluşmaktadır.

Çubuk şekilli tanelerde Cr ve Fe içeriği ile krom karbürler ve demir karbürler oluşmuştur. Karbür oluşumuna AISI 1030 çeliğindeki C oranı ile yüksek kromlu ferrokrom içindeki % 7'lik C sebep olmaktadır. MoN ve Mo_2N oluşumuna ise ilave gazdan geçen N_2 'un yüksek PTA sıcaklığında banyoda çözünmesi ile Fe ve Cr atomlarıyla birleşerek nitrür oluşumu yol açmaktadır (Şekil. 7.49).

7.5.4. AISI 1030'un Yüzeyinde Ar - % 5 N_2 Koruyucu Gaz Ortamında Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi

Yüzey modifikasyonu işlemi burada 7.5.1 nolu başlıkta anlatıldığı gibi yapılmıştır. Dy3 numunesinde Tablo 7.2'deki parametrelerde koruyucu gaz olarak Ar + % 5 N_2 ortamı kullanılmıştır. Kaplama işleminde diğer parametreler değiştirilmemiştir. Kaplama tabakasının üstten görünümü Şekil 7.46'da görülmektedir.



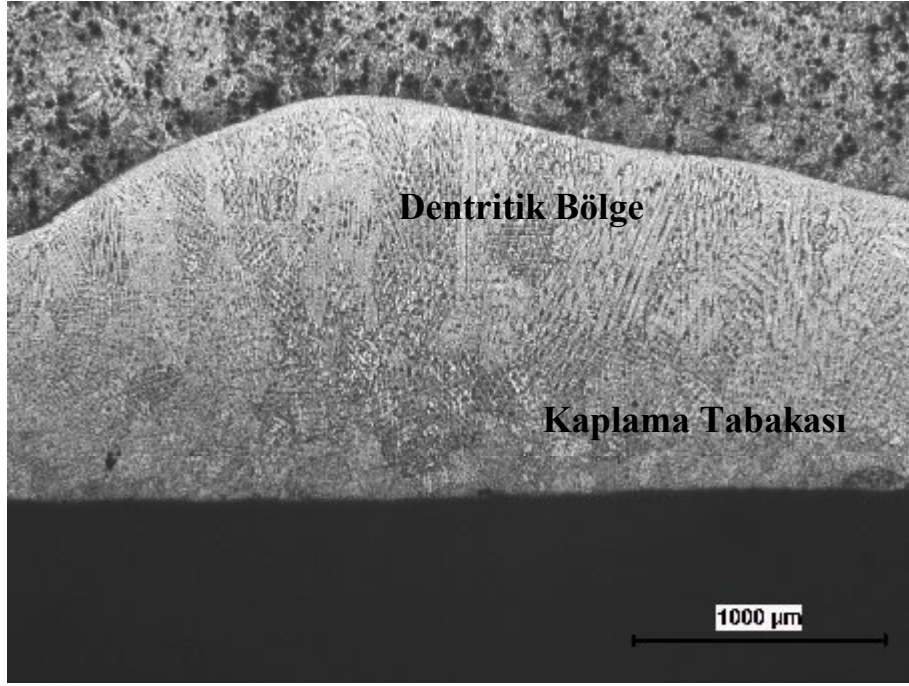
Şekil 7.46 Saf Ar + % 5 N_2 atmosferinde ferrokrom kaplanan numunenin fotoğrafı

Şekil 7.46'daki Dy3 numunesinin resmi incelendiğinde kaplama tabakasının yani kaynak metalinin başlangıç ve bitiş noktalarında kaynak kraterlerinin olduğu görülmektedir. Aynı zamanda kaplama işleminin başladığı yerde kraterin yanı sıra yüzeyde, Şekil 7.5.b.'dekine benzer çok az sayıda gözenek oluşmuştur. Kaplama işlemi

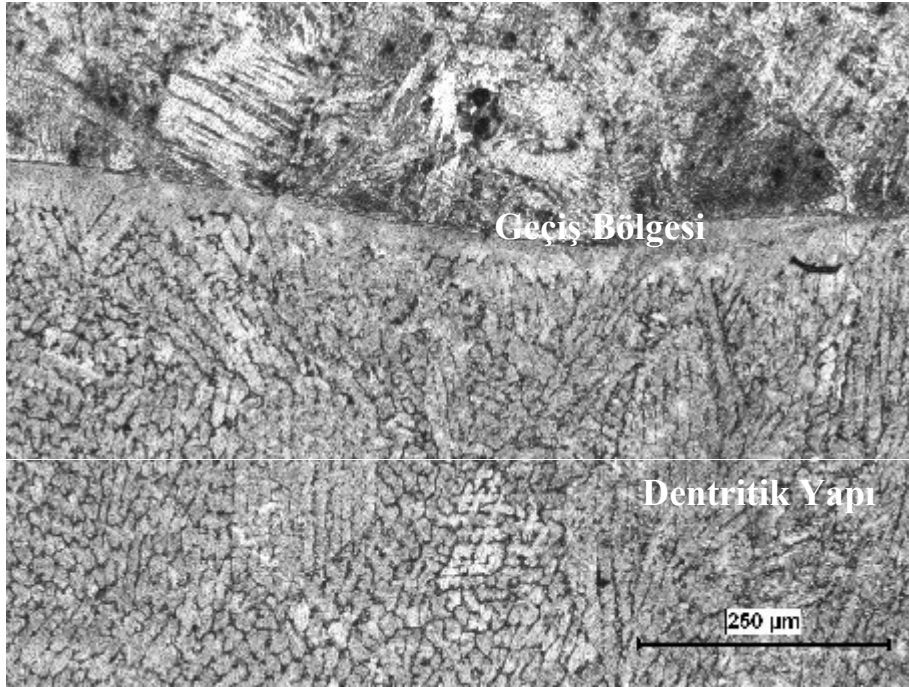
resimde soldan başlayıp sağa doğru ilerleyerek devam etmiştir. Buda pilot ark oluşması sonrasında tam ark oluşmadan, kaplama tozunun PTA koruyucu gaz çıkışından etkilenerek uçmasından kaynaklanmıştır. Kaplanan toz olan FeCrC'nin kaplanması esnasında yüzey morfolojisinin düzgün bir yapı oluşturduğu gözlenmektedir. Mevcut parametrelere (Tablo 7.2) ilave dilen koruyucu gaz atmosferinde (Ar + % 5 N₂) ergimenin oldukça iyi gerçekleştiği, ancak gözle görülen kaplama katının düzenli sayılabilecek bir görünüme sahip olduğu dikkat çekmektedir. Kaplama tabakasında hızlı soğuma sonucu makro büyüklükte herhangi bir çatlığa rastlanmamıştır.

7.5.4.1. AISI 1030'un Yüzeyine Ferrokrom (FeCrC) Kaplamaların Mikroyapısına Ar - % 5 N₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi

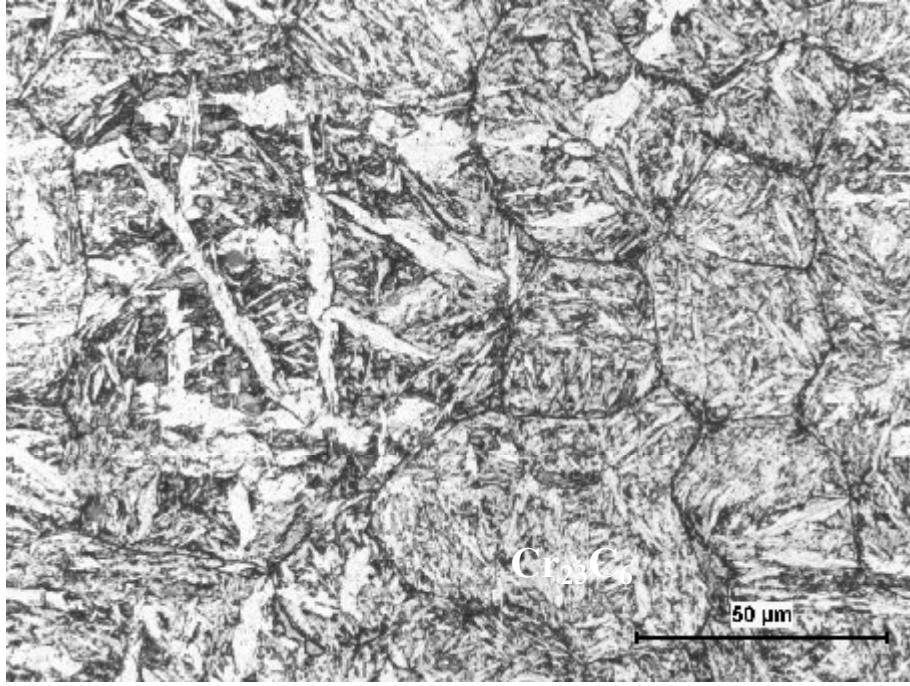
Dy3 numunesinin optik resmi Şekil 7.47'de görülmektedir. PTA kaynak yöntemiyle Ar - % 5 N₂ ortamında ferrokromdan oluşan kaplama tabakası AISI 1030 altlık malzemesiyle kuvvetli bir bağ oluşturacak şekilde bağlanmıştır (Şekil 7.46.a, b). Kaplama malzemesi ile yüzeyi kaplanan malzemenin çatlaksız, boşluksuz ve kusursuz olarak birleştiği görülmüştür. Tablo 7.2'deki parametrelerde Ar - % 5 N₂ atmosferinde gerçekleştirilen yüzey kaplama işleminde, ferrokrom tozunun kompozit malzeme içerisinde tamamen ergidiği (Şekil 7.47.c) görülmüştür. Şekil 7.47.b, c'de verilen mikroyapı resimleri incelendiğinde, oluşan yapının esas itibari ile FeCr (α -fazı), Fe₇C₃, Cr₂₃C₆, Fe₃C, FeC karbürleri, martenzit ve α -ferrit fazlarından oluştuğu görülmektedir (Şekil 7.48). Dolayısı ile tane sınırlarının bu bileşiklerden ibaret olduğunu söylemek mümkündür (Şekil 7.47. b,c). PTA işlemi sonrasında kaplama tabakasının oval bir şekil aldığı maksimum derinliğin ortada oluştuğu kenar bölgelerinde ise kalınlığın azaldığı görülmüştür. Bunun sebebinin enerji yoğunluğunun elektrot ucuna dik olan doğrultuda daha yoğun şekilde meydana gelmesi olduğu düşünülmektedir. Dy3 numunesinde kaplama tabakasının kalınlığı 1,7–2.1 mm kadardır.



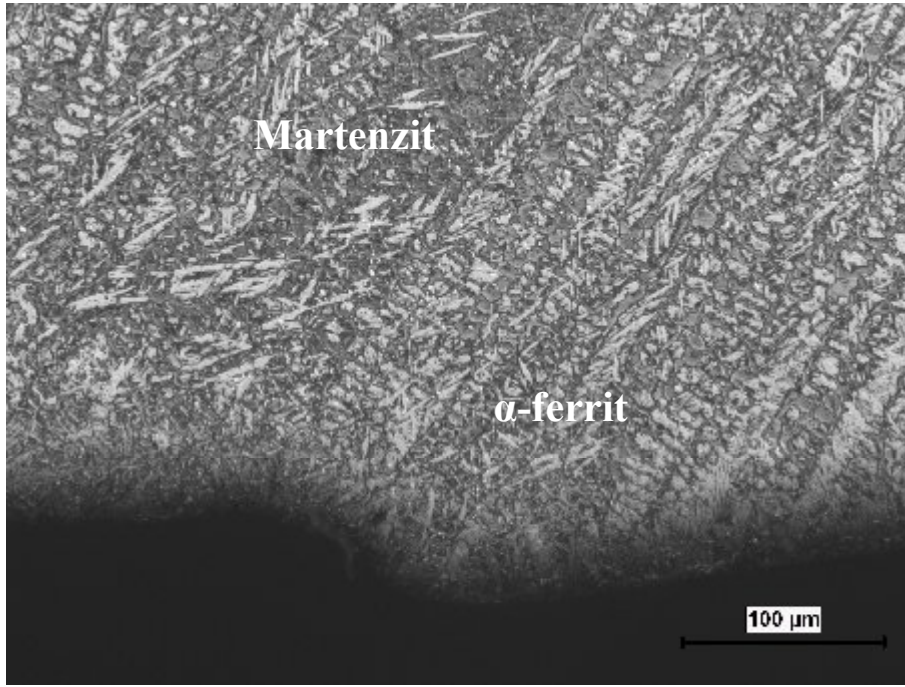
(a)



(b)



(c)



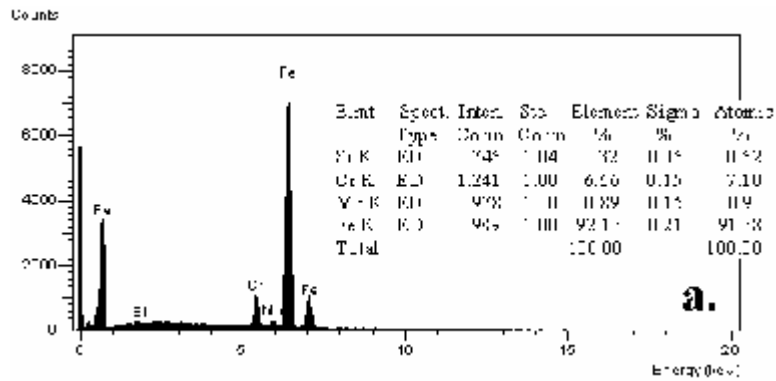
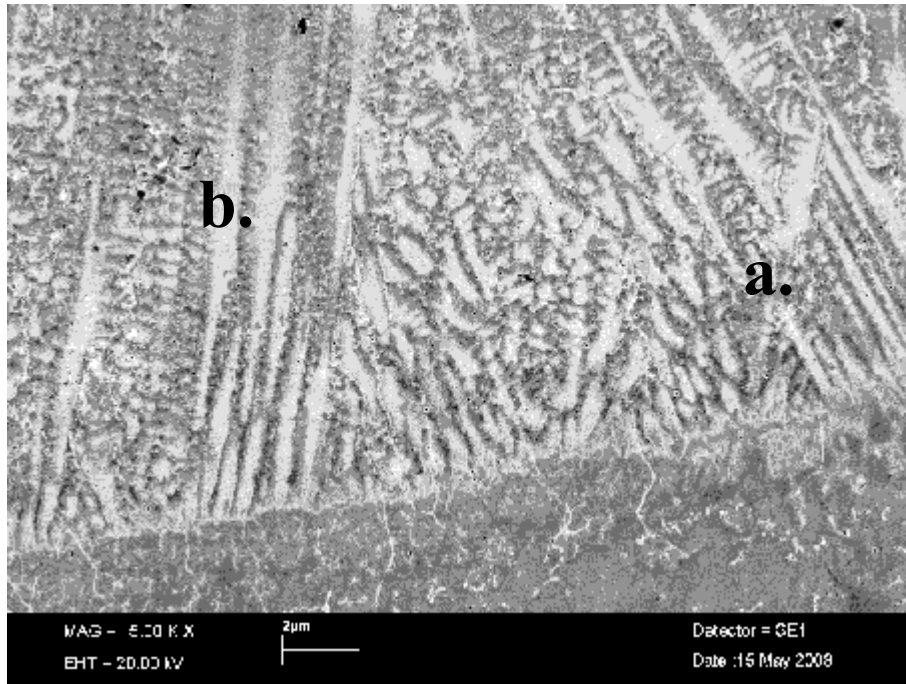
(d)

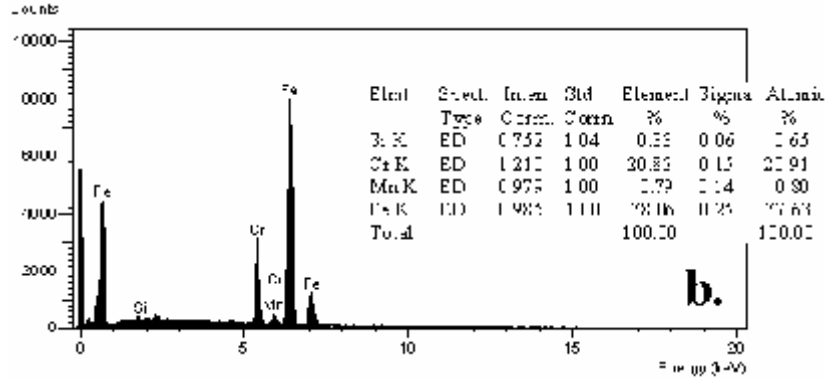
Şekil 7.47 Dy3 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı

SEM mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde; kaplama tabakası içerisinde ferrokrom esaslı bileşenli M_xC_y tipi fazların oluştuğu, kaplama tabakasında metal karbür içerikli değişik fazların bulunduğu ve bunların iri tanelerden oluştuğu dikkat çekmektedir. Oluşan fazlar çizgili ve damarlı bir oluşuma sahip bulunmaktadırlar. Karbür fazları kısmen dentrit

oluşturma eğilimi ve kaplama eğilimi ve kaplama sınırına doğru bir yönelme göstermiştir. Ayrıca kaplama katından ana malzemeye krom ve karbon geçişi olmuş ve ana malzemenin üst kısmında da metal karbür oluşumlarına rastlanılmıştır.

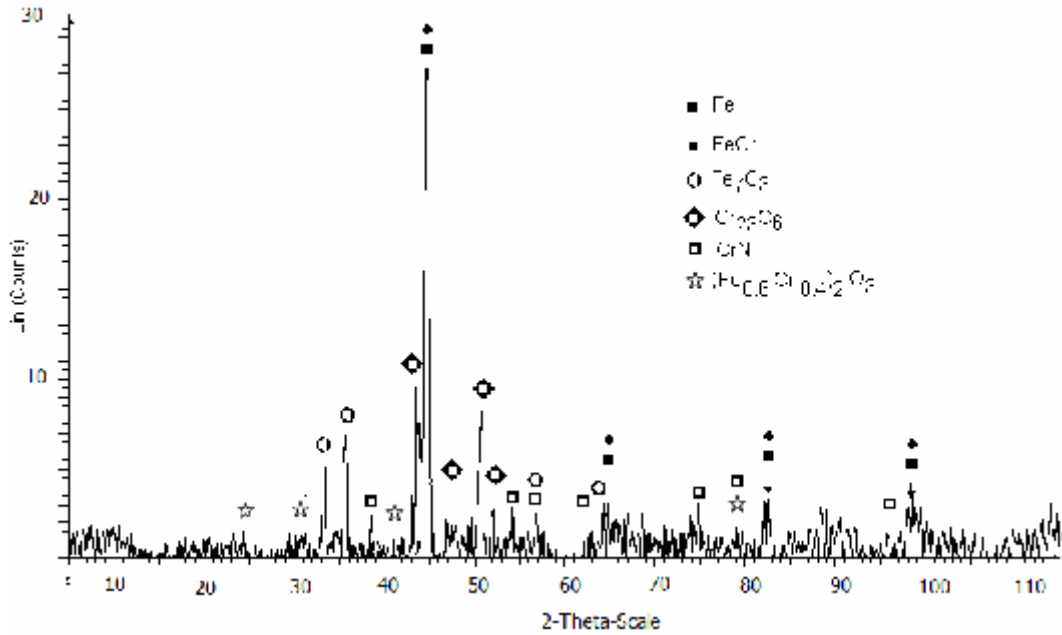
SEM resmi incelendiğinde; tanelerin akseni olarak yönlendiği net olarak izlendiği ve uzunluklarının yaklaşık olarak aynı boyutlarda olduğu gözlenmektedir. Ayrıca dendrit kolları, içi içe girmiş simetrik bir görünüm arz etmektedir. Kaplama esnasındaki üretim hızıyla kaynak akımının uygunluğu nedeniyle, yetersiz ısınma yaşanmadığından topaklaşma meydana gelmemekte ve yapı bozunmadan oluşabilmektedir. EDS sonuçlarına göre dendritik yapı % 20.82 Cr ve % 78.06 Fe içeriğine sahipken matris % 6.66 Cr ve % 92.13 Fe alaşım oranına sahip α -ferrit yapıdan oluşmaktadır.





Şekil 7.48 Dy3 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi

Tane sınırlarında ise Cr ve Fe içeriği ile krom karbürler ve demir karbürler oluşmuştur. Karbür oluşumuna, AISI 1030 çeliğindeki C oranı ile ferrokrom içindeki %7'lik C sebep olmaktadır. MoN ve Mo₂N oluşumuna ise ilave gazdan geçen N₂'un yüksek PTA sıcaklığında çözünmesi ve Fe ve Cr atomlarıyla birleşerek nitrür oluşturmaya yol açmaktadır (Şekil. 7.49)



Şekil 7.49. Dy3 numunesinden alınan XRD analizi

Şekil 7.49'da Dy3 numunesinden alınan XRD analizi verilmiştir. Ferrokrom kaplı numunenin XRD analizinden de anlaşılabileceği gibi kaplama tabakasında çözünmemiş Cr yapısına rastlanmamıştır. Dolayısıyla ferrokrom kaplama tabakasının, verilen enerjiyle çözüldüğü ve katılma sırasında C'la ve koruyucu gazla ihalve edilen N₂'la birleşerek CrN, FeCr(α-fazı), Fe₇C₃, Cr₂₃C₆, martenzit ve α-ferrit fazları tespit edilmiştir. Şekil 7.49'da

verilen analizlerden yapının esas itibarı ile Cr_{23}C_6 ve çok az oranda da demir karbürleri içerdiği ve demirin belli bir miktarının krom karbür bünyesinde eridiği anlaşılmaktadır. XRD analizinde ayrıca, paslanmaz çeliklerde rastlanan sigma fazı ve oksit tabakasına $(\text{Fe}_{0,6}\text{Cr}_{0,4})_2\text{O}_3$ rastlanılmıştır.

Koruyucu gaz içerisindeki azot miktarına bağlı olarak ısı girdisi artmakta, ortaya çıkan ısı ise ark ile kaynatılan parçalara iletilmektedir. Çünkü azot argon gazından daha yüksek ısı iletimine ve kapasitesine sahiptir (Cary, 1994). Koruyucu gaz içerisindeki azot miktarına paralel olarak artık gerilme miktarı da artmaktadır. Bunun nedeni olarak, genellikle ark kaynaklarında soğumanın hızlı olması ve yüksek sıcaklıklarda östenitik paslanmaz çelik içerisinde bulunan δ -ferritin büyük bir olasılıkla kaynak metali bölgesinde kalması gösterilmektedir. Kaynak bölgesinde farklı fazların oluşması kaynak sırasında bu fazların ısı davranışlarındaki farklılıklarından dolayı, kaynak metali içerisinde artık gerilmelerin artmasına neden olacaktır. Kaynak metali içindeki azot miktarı ile çarpılma etkileri artmakta ve buna karşılık kalıntı ferrit miktarında düşme görülmektedir. Argon gazı içerisindeki azot miktarına paralel olarak kaynak bölgesindeki ısı miktarının artması, kaynak bölgesinde sıcaklığının yükselmesine neden olmakta ve soğuma hızını düşürmektedir. Aynı zamanda, kaynak metalinde çözünen azot miktarı da artmaktadır.

7.6. AISI 1030'un Yüzeyine Silisyum (Si) Kaplamaların Mikroyapısının İncelenmesi

Kimyasal analizi Tablo 6.2.d'de verilen Si tozu, Tablo 7.2'deki parametreler kullanılarak, AISI 1030 malzeme yüzeyine 0.50 (γ) mm derinliğinde, Şekil.6.3'teki gibi doldurulup yapıştırılarak PTA yöntemiyle kaplanmıştır. Kaplamalar Ar, Ar - % 1 N_2 , Ar - % 3 N_2 ve Ar - % 5 N_2 gaz atmosferi altında yapılmıştır. PTA kaplama işleminde plazma gazı olarak saf Ar gazı kullanılmıştır.

7.6.1. AISI 1030'un Yüzeyinde Ar Koruyucu Gaz Ortamında Silisyum (Si) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi

PTA kaynak yöntemiyle yüzey modifikasyonunda, yüzeye yapıştırılan tozların, ergimeyen tungsten elektrot ile kaplanacak bölgeye enerji aktararak sade karbonlu AISI 1030 tabakasına ana metale nüfuziyeti sağlanmıştır. Bu işlemde ergimiş halde toz ve ana metale (kaynak havuzunda) hapsedilerek nüfuziyet sağlanmıştır. Kaplanacak tozun

kanallar arasında oluşu işlem sırasında kaynak banyosunun ergiyen metalin numune dışına akmasını engellemiş ve ana metal üzerinde kalmasına neden olmuştur. Yüzey kaplama işleminden sonra numuneler havada soğutulmuştur. Yüzeyi alaşımlanan numuneler aynı parametrelerde (Tablo 7.2) ve Ar koruyucu gaz atmosferinde yapılmıştır. Kaplama tabakasının üst görüntüsü şekil 7.50’de görölmektedir.

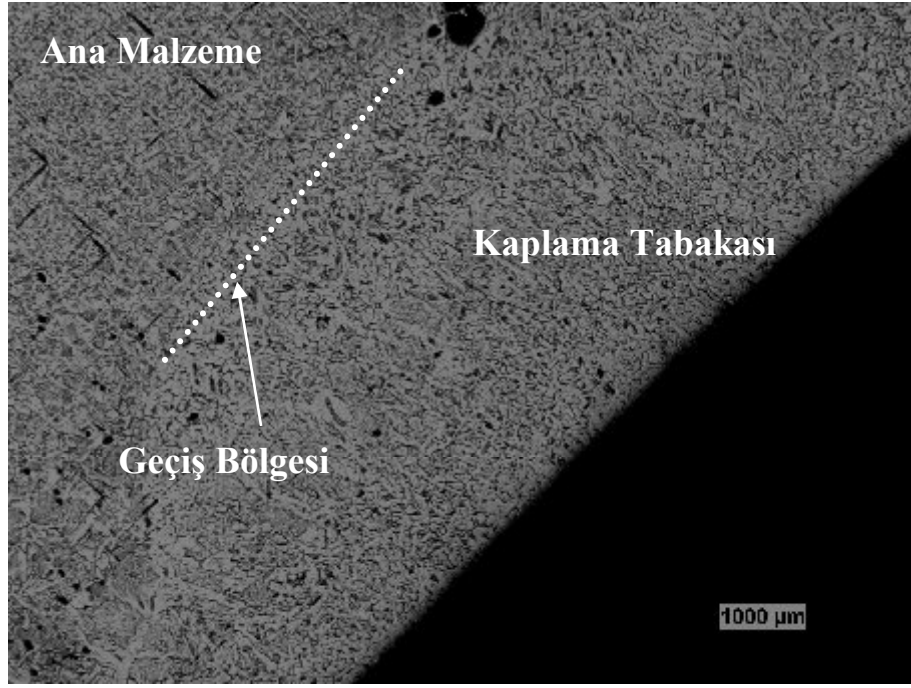


şekil 7.50 Saf Ar atmosferinde silisyum kaplanan numunenin fotoğrafı

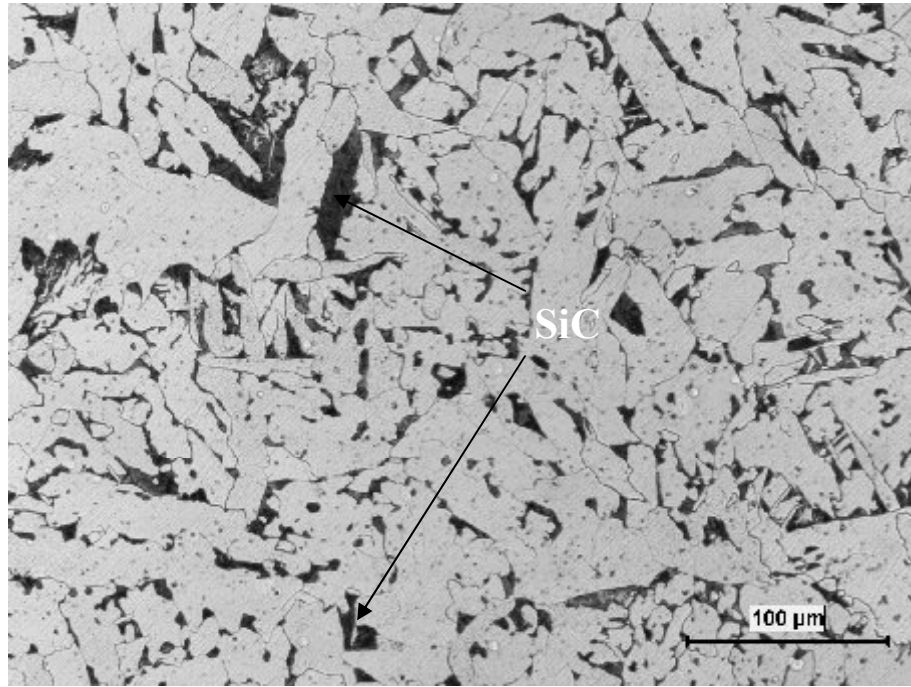
şekil.7.50’deki Ay4 numunesinin resmi incelendiğinde kaplama tabakasının başlangıç ve bitiş noktalarında kaynak kraterlerinin oluştuğu görölmektedir. Kaplama işlemi resimlerde soldan başlayıp sağa doğru ilerleyerek devam etmiştir. Ay4 numunesinde kaplama tabakası düzgün ve homojen oluşmuştur. PTA yüzey modifikasyonu işleminde kullanılan gerek ilerleme hızları, gerekse enerji girdileri tüm numunelerde kaplama malzemesini ergitip alt yüzey malzemesi ile adhesiv bağ kuvvetinin oluşturulmasında yeterli olmuştur. Kaplama tabakasında herhangi bir gözenek ya da kusur oluşmamaktadır.

7.6.1.1.AISI 1030’un Yüzeyine Silisyum (Si) Kaplamaların Mikroyapısına Ar Gazının Etkisinin İncelenmesi

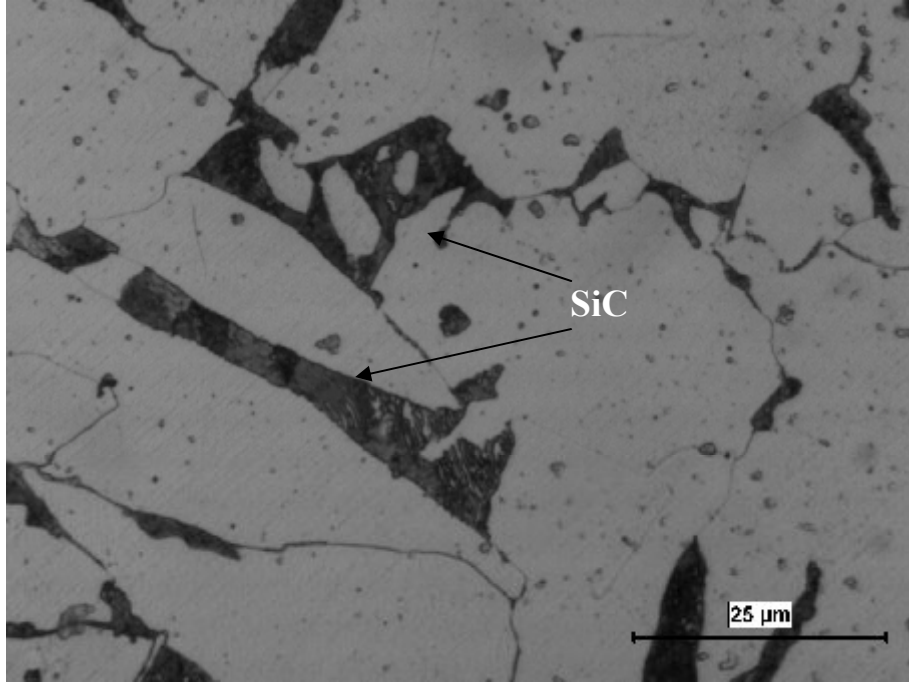
şekil 7.51’de Ay4 numunesinin 4.675 KJ/mm enerji girdisiyle, Tablo 7.2’deki parametrelere uygun üretilen ve 0,50 mm kalınlık ya da 120 mm³ hacminde Si tozuyla üretilen modifikasyonlu üst tabaka malzemesinin mikroyapısı verilmiştir. PTA kaynağı kullanılarak yapılan kaplama işleminde; kaplama tabakasının ince taneli yapıdan oluştuğu oluşan SiC tanelerinin kaplama bölgesinde homojen dağılım gösterdiği ancak enerji girdisinin yeterli olmaması ve toz miktarının fazla oluşu nedeniyle matriste ayrışmadan kaldığı görölmektedir. Ana metalle kaplama tabakası arasında kalan bölge içerisinde SiC tanelerinin irileştikleri dikkat çekmektedir. Bu irileşmenin, söz konusu bölgede soğumanın kaplama tabakasının üst tarafına göre daha yavaş gerçekleşmesinden ileri gelmektedir (şekil 7.51.b,c).



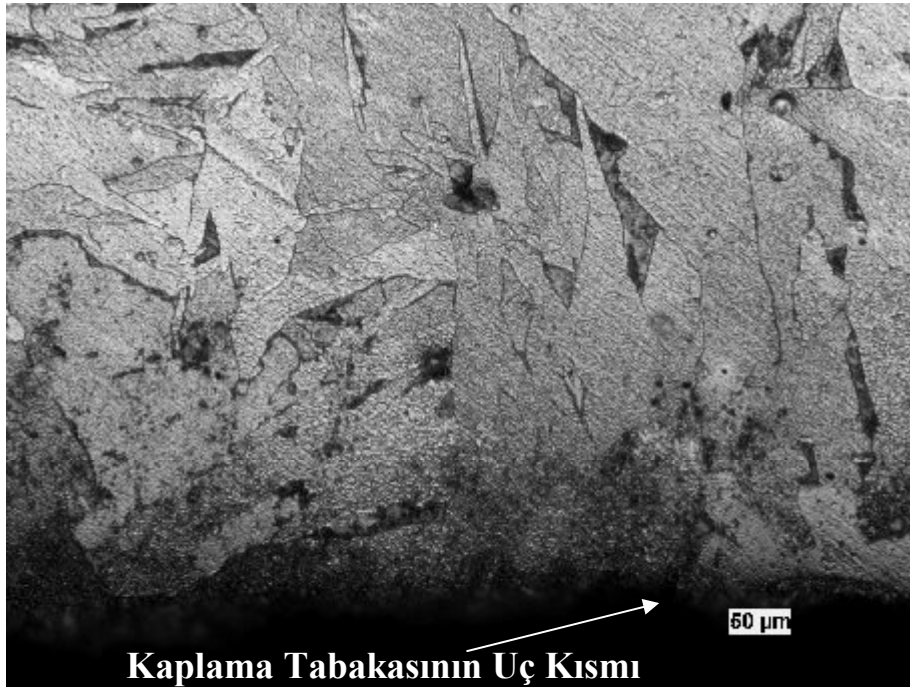
(a)



(b)



(c)



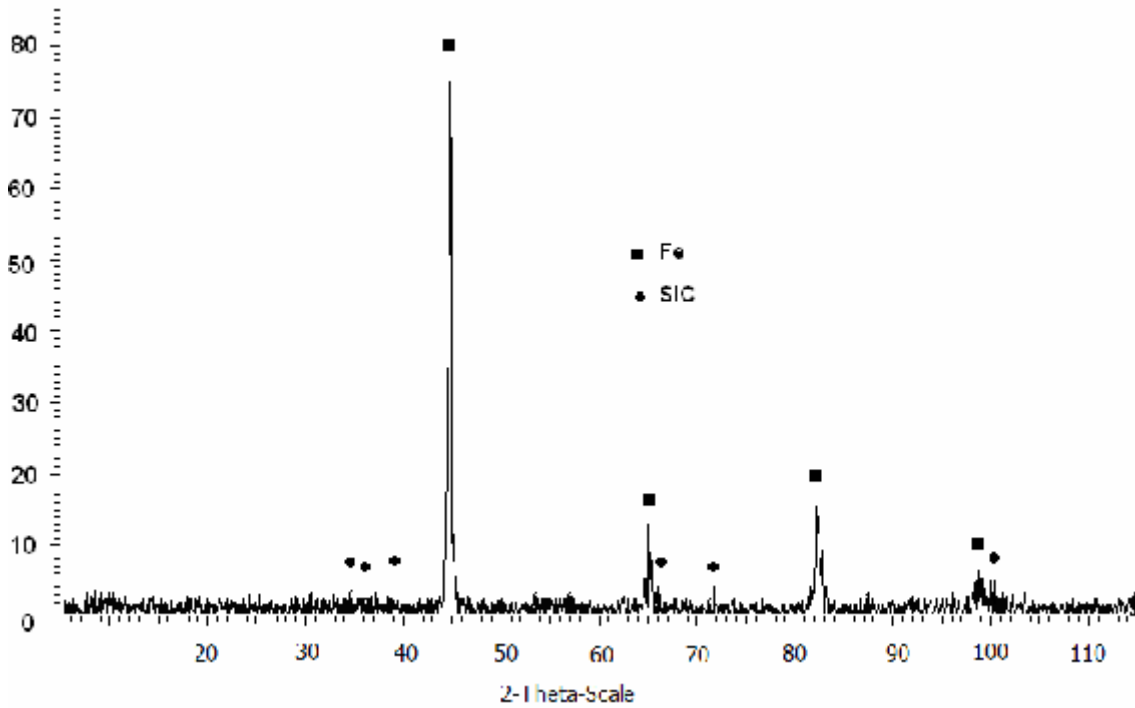
(d)

Şekil 7.51 Ay4 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı

Ay4 numunesinde kaplama tabakasının kalınlığı 1,4–1,8 mm kadardır. PTA yüzey modifikasyonu işleminde kullanılan gerek sabit ilerleme hızı ve gerekse sabit akım şiddeti her iki kaplama kalınlığında da kaplama malzemesini ergitip yüzeyi kaplanan malzeme ile yeterli bağ kuvvetini oluşturmasında katkı sağlamıştır. Artan takviye edici oranına bağlı

olarak numunelerin kaplama sertliliklerinde SiC ve metallerarası bileşik oluşumuna bağlı olarak olumlu yönde artış olurken, kaplama kalınlığının da sertliğin üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu görülmüştür. Buna kaplama tabakasında kullanılan SiC miktarının ve bu bileşiğin oluşturduğu fazlar etki etmiştir. Ferrit fazı içinde katı eriyik oluşturan tüm alaşım elementleri ferritin sertliğine etki eder. Çelikte en çok bulunan alaşım elementlerinden olan Si ve Mn, ferritin sertliğine etkide bulunan iki elementlerdendir. Si çeliklerin oksitini alan eleman olarak bilinir. Yanıcı maddeleri çelik üzerinde toplayarak cüruflaştırır ve dışarı atılmasını sağlar. Si'lu çelikler çekirdeklerine kadar sertleşmeleriyle bilinir.

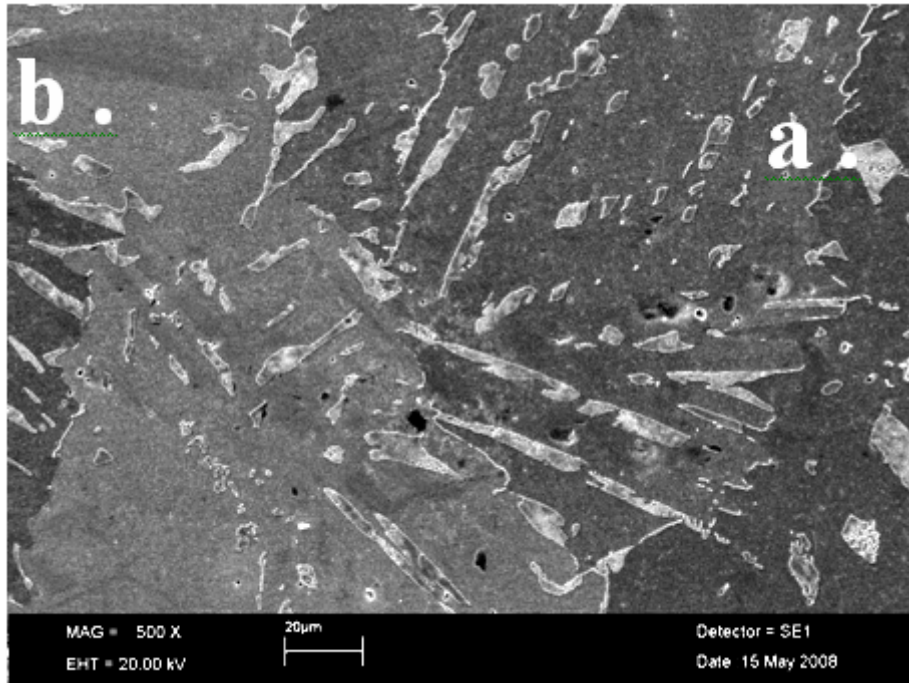
Şekil 7.51.c'de resmi verilen kaplama tabakası ele alınmıştır. Kaplama tabakasında bulunan ve çözünmeyen SiC taneleri rahatlıkla ayırt edilmektedirler. PTA işlemi sonrasında kaplama tabakasının oval bir şekil aldığı maksimum yüksekliğin ortada olduğu kenar bölgelerinde ise kalınlığın incelendiği görülmüştür. Bunun sebebinin enerji yoğunluğunun elektrot ucuna dik olan doğrultuda daha yoğun şekilde meydana gelmesi olduğu düşünülmektedir. Şekil 7.52'de Ay4 numunesinden alınan XRD analizi verilmiştir.

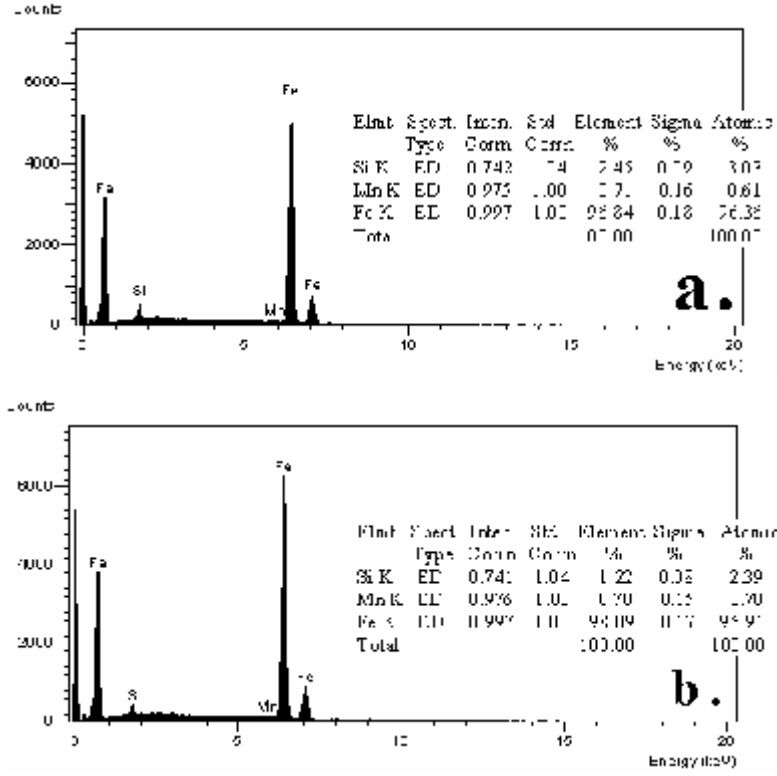


Şekil 7.52 Ay4 numunesinden alınan XRD analizi

Si kaplı numunenin XRD analizinden de (Şekil 7.51) anlaşılacağı gibi, tüm SiC kaplama tabakasında matris içinde çözünmüştür. Bu da Si'un verilen enerjiyle çözüldüğünü ancak ayrışmadığı görülmektedir.

Numunelerin XRD incelemeleri sonucunda ortaya çıkan fazların bileşimlerini daha iyi anlayabilmek için gerekli görülen yerlerden EDS analizleri alınmıştır. Şekil 7.52'de verilen EDS analizi saf Ar atmosferinde Si kaplı Ay4 numunesinden alınmıştır. EDS analizleri kaplama üzerindeki iki ayrı noktadan alınmış ve bu noktalardan birinin matris üzerine, diğerinin de takviye elemanı olan SiC'e denk gelmesi istenmiştir. Ancak elde edilen analiz sonuçlarından, (b) noktasının matris üzerinden alınmasının tam olarak gerçekleştiği anlaşılırken, takviye elemanı alınmak istenen (a) noktasına ait analiz, yanlış bir noktadan alınarak ölçülmüştür. Bu nedenle (a) noktasının % 2,45 olan Si oranının % 70'in üzerinde bulunması gerekir. Şekil 7.50.b,c'deki numuneler incelendiğinde biriken SiC'ler ayırt edilebilmektedir. Tane sınırlarında ayrıışan metal karbürlerin Si'ca zengin olması ve C elementini bünyesinde toplaması gerekir (Şekil 7.51). EDS analiz sonuçlarında (b) matris bölgesinde % 1.22 Si ve % 98.09 Fe değerleri alınmıştır. Ferritik yapıda α -fazı içerisinde silisyum ve diğer çeliğin üretiminden gelen metal ve elementler bulunmaktadır.





Şekil 7.53 Ay4 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi

Şekil 7.51 görüldüğü gibi, mikroyapı ferritik ana kütle içerisinde çözünmüş SiC tanelerinden oluşmaktadır. Şekil 7.52’de XRD analizlerinden de anlaşılacağı gibi kaplama bölgesinde çözünmemiş halde Si yapısına rastlanmamaktadır. Bu da verilen enerjiyle silisyum karbürün parçalanması ve silisyumun ana metale geçerek demir ve silisyum arasında oluşması gereken bileşiklerin oluşması için yetersiz kaldığını göstermektedir.

7.6.2. AISI 1030’un Yüzeyinde Ar - % 1 N₂ Koruyucu Gaz Ortamında Silisyum (Si) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi

Yüzey modifikasyonu işlemi 7.6.1 nolu başlıkta anlatıldığı gibi yapılmıştır. Ancak burada Tablo 7.2’deki parametrelerde koruyucu gaz olarak Ar + % 1 N₂ ortamı kullanılmıştır. Kaplama işleminde diğer parametreler aynen geçerlidir. Kaplama tabakasının üstten görünümü Şekil 7.54’de verilmiştir. PTA yöntemi 0.50 mm kaplama yüzey kalınlığına sahip numunelerin, PTA yüzey modifikasyonu işleminde kullanılan gerek ilerleme hızları, gerekse enerji girdileri tüm numunelerde kaplama malzemesini ergitip alt yüzey malzemesi ile adhesiv bağ kuvvetinin oluşturulmasında yeterli olmuştur.

Kaplama tabakasının saf Ar ortamında yapılan kaplamayla, görünüş olarak yüzey morfolojisi kıyaslanırsa daha dar bir alanda ve homojen oluşmadığı görülmektedir.

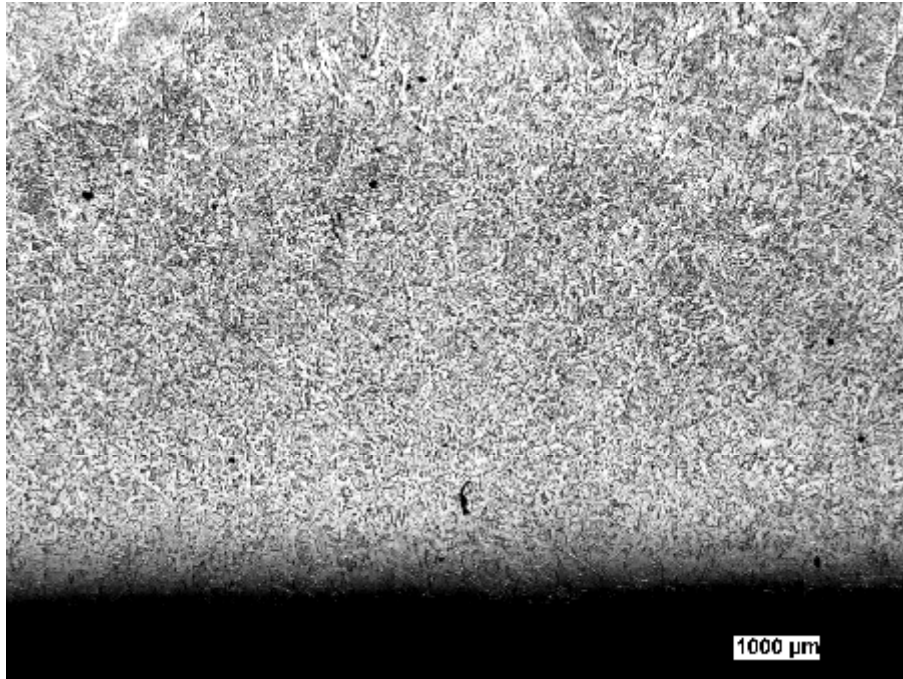


Şekil 7.54 Saf Ar + % 1 N₂ atmosferinde silisyum kaplanan numunenin fotoğrafı

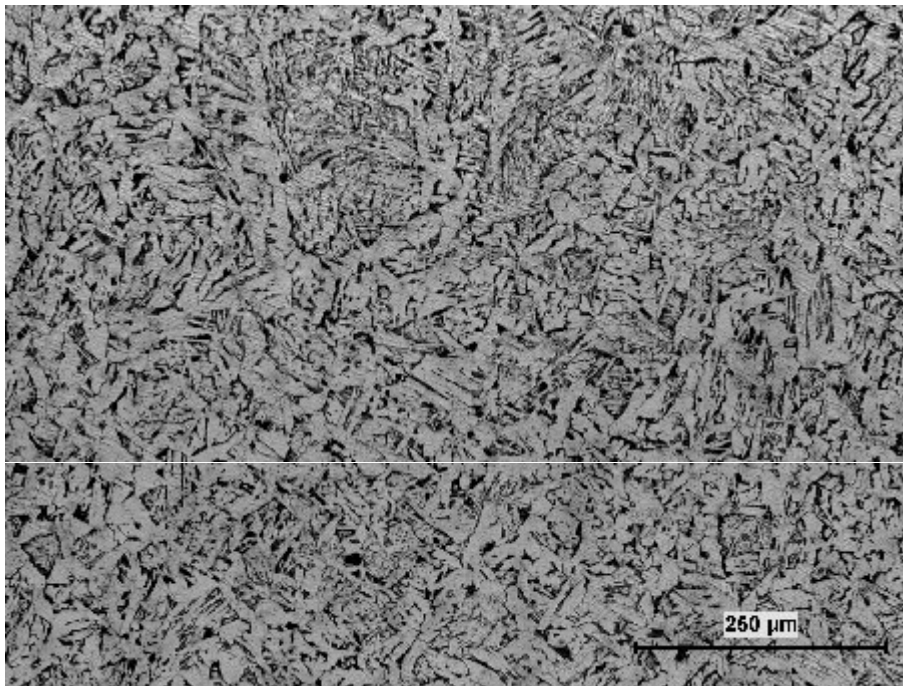
Şekil.7.54'deki By4 numunesinin resmi incelendiğinde kaplama tabakasının yani kaynak metalinin başlangıç ve bitiş noktalarında kaynak kraterleri oluşmuştur. PTA işlemiyle yüzeyi kaplanan resme bakıldığında, işlem sağdan başlayıp sola doğru ilerleyerek devam etmiştir. PTA yüzey kaplama işlemi esnasında koruyucu gaz olarak kullanılan Ar + % 1 N₂ koruyucu gazının Şekil 7.5.b. 'de gösterildiği gibi kaynak metalinde (kaplama tabakasında) gözenek oluşturmamışsa da yerel olarak gözeneklilik mevcuttur. Kaplama tabakasında düzgün bir yüzey morfolojisi olduğu gözlenmektedir. PTA işleminden sonra kaplama tabakasındaki hızlı soğuma sonucu herhangi bir çatlağa rastlanmamıştır. PTA işlemi sonrasında kaplama tabakasının oval bir şekil aldığı, maksimum yüksekliğin ortada olduğu, kenar bölgelerinde ise kalınlığın incelendiği görülmüştür. Bunun sebebinin enerji yoğunluğunun elektrot ucuna dik olan doğrultuda daha yoğun şekilde meydana gelmesi olduğu düşünülmektedir.

7.6.2.1.AISI 1030'un Yüzeyine Silisyum (Si) Kaplamaların Mikroyapısına Ar - % 1 N₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi

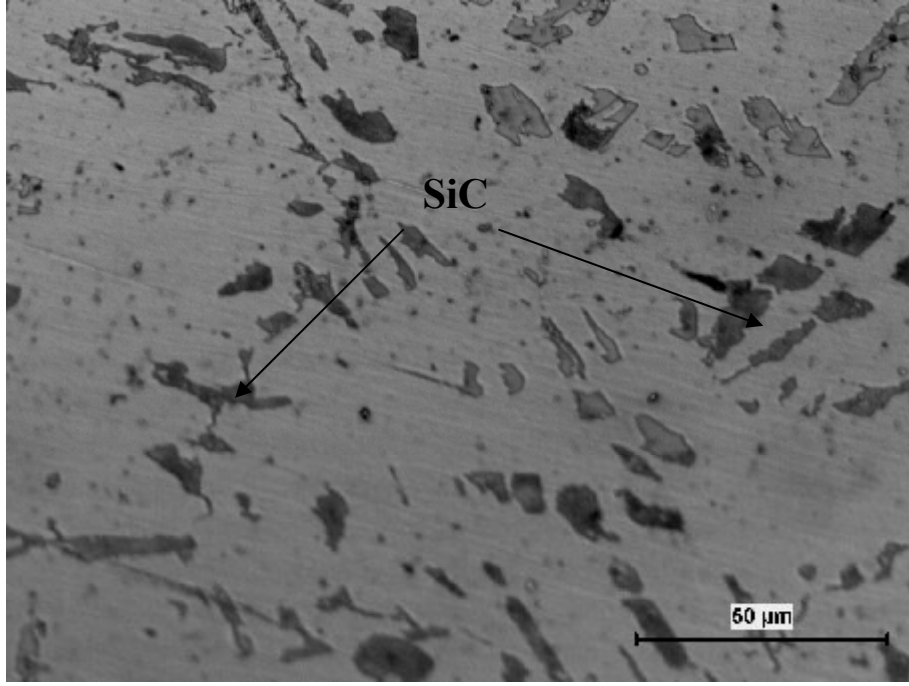
Şekil 7.55'de By4 numunesi 4.675 KJ/mm enerji girdisiyle üretilmiş ve 0,50 mm kalınlık ya da 60 mm³ hacminde Si tozuyla üretilen modifikasyonlu üst tabaka malzemesinin mikroyapısı verilmiştir. Şekil 7.55.b,c 'de görüldüğü gibi, katılaşma sonucu yapıda bulunan SiC taneleri kaplama tabakasındaki homojen dağılım göstermiştir.



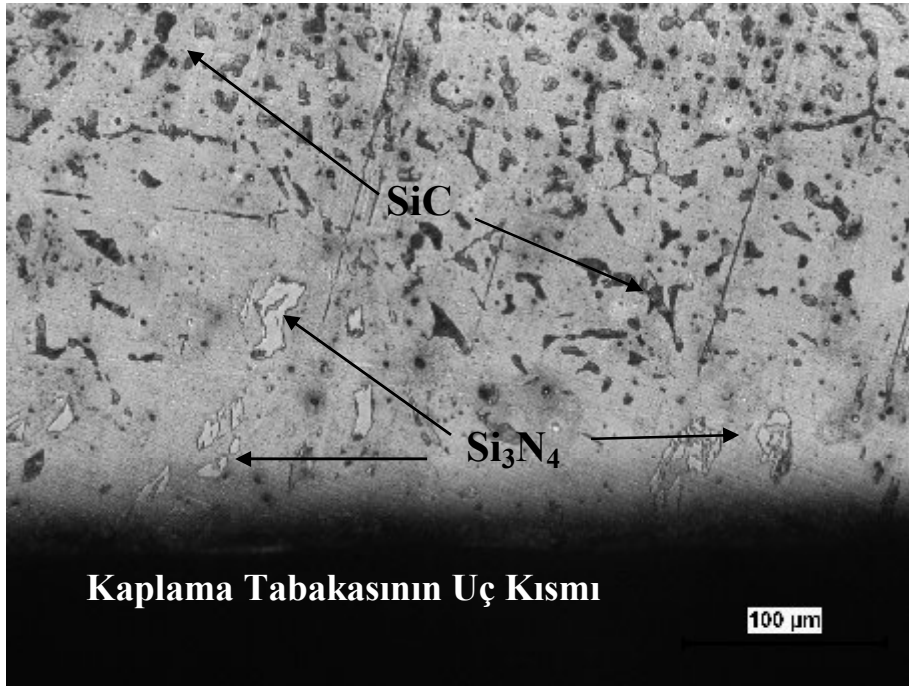
(a)



(b)



(c)

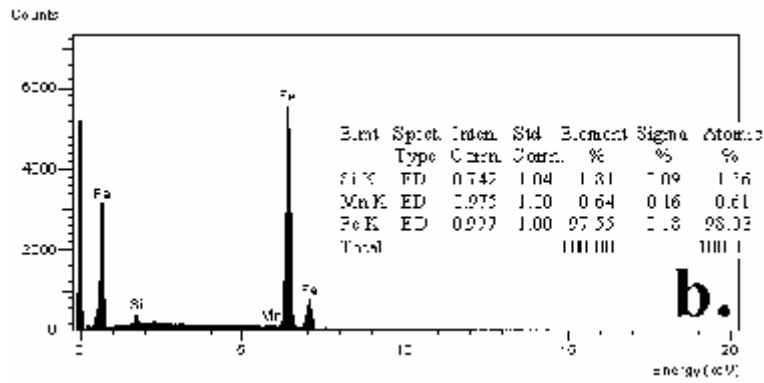
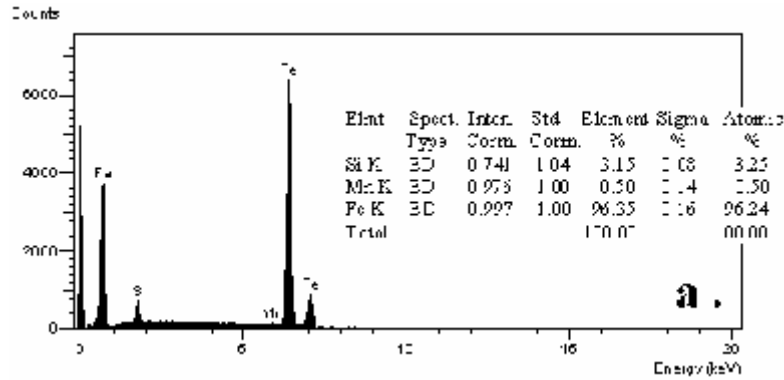
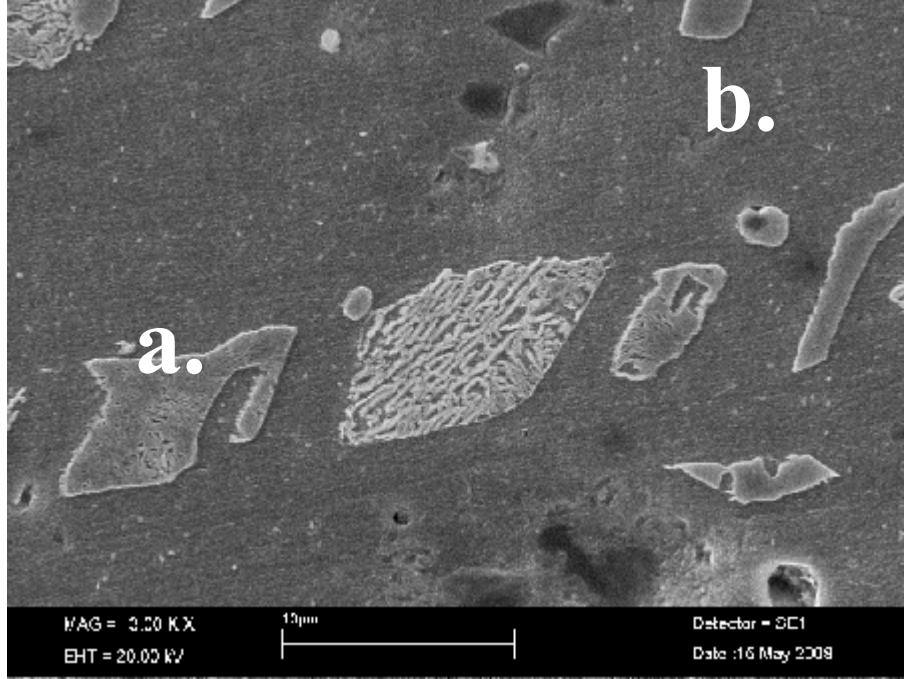


(d)

Şekil 7.55 By4 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı

Hızlı soğuma sonucu oluşan bu katılaşmada oluşan karbürler küreselden çok iğnemsî yapı göstermektedir. Kaplama tabakasının soğuma hızının maximum seviyelerde olması ve ara yüzeye doğru azalması kaplama tabakasının uç kısımlarının sertliğini arttırdığı gibi oluşan karbür miktarını da paralelinde etkilemektedir. Üst kısımlarda (Şekil.

7.55-d) karbür tanelerinin küçülmesi ve yönlenmesi plazma alevi ve gazın koruyuculuk özelliğinden kaynaklanmaktadır. Yani ilave % 1 N₂ oranı ergiyik banyonun ısısını arttırdığı için ve kaplama tabakasında karbür dışında nitrür (Si₃N₄) (Şekil 7.60) oluşumuna da sebep olduğu için uç kısımlardaki tane yapılarında farklılıklar görülmektedir.



Şekil 7.56 By4 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi

Şekil 7.56'da verilen EDS analizi Ar + % 1 N₂ atmosferinde Si kaplı By4 numunesinden alınmıştır. SEM resminde işaretlenen a takviye elemanını (SiC), b matrisi ifade etmektedir. Şekil 7.55.b,c'deki numuneler incelendiğinde biriken SiC'ler ayırt edilebilmektedir. Tane sınırlarında ayrıışan metal karbürlerin Si'ca zengin olması ve C elementini bünyesinde toplamasından ileri gelmiştir (Şekil 7.55). EDS analiz sonuçlarında yapının SiC (a) olarak işaretlenen noktalarda % 2.45 Si ve % 96.84 Fe içeriği, matris (b) bölgesinde % 1.81 Si ve % 97.55 Fe değerleri alınmıştır. Ferritik yapıda zengin Si içeriğinden dolayı Si ve Fe içeriği ile SiC' ler oluşmuştur. Burada (a) noktasından alınan SiC'ün analizi alınmak istenmiş, ancak bu faz ana kütle içerisinde tamamen gömülü bulunduğu için elde edilen Si oranı yüksek çıkmamıştır.

7.6.3. AISI 1030'un Yüzeyinde Ar - % 3 N₂ Koruyucu Gaz Ortamında Silisyum (Si) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi

Yüzey modifikasyonu işlemi 7.6.1 nolu başlıkta anlatıldığı gibi yapılmıştır. Ancak burada Tablo 7.2'deki parametrelerde koruyucu gaz olarak Ar + % 3 N₂ ortamı kullanılmıştır. Kaplama işleminde diğer parametreler değiştirilmemiştir. Kaplama tabakasının üstten görünüşü Şekil 7.57'de görülmektedir.



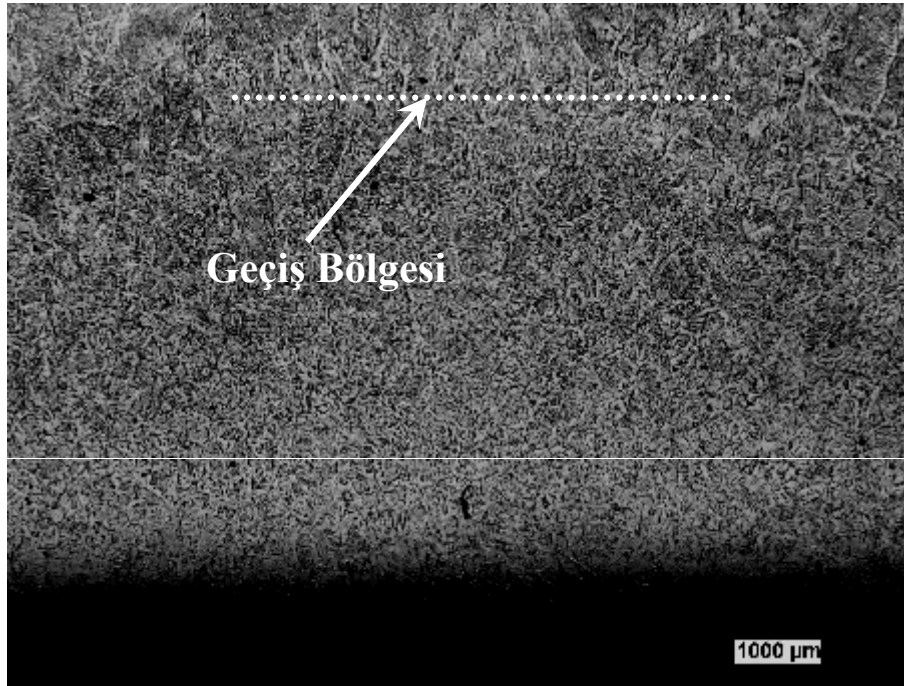
Şekil 7.57 Saf Ar + % 3 N₂ atmosferinde silisyum kaplanan numunenin fotoğrafı

Şekil.7.57'deki Cy4 numunesinin fotoğrafı incelendiğinde; kaplama tabakasının, yani kaynak metalinin başlangıç ve bitiş noktalarında kaynak kraterlerinin olduğu görülmektedir. Kaplama işlemi resimde soldan başlayıp sağa doğru ilerleyerek devam etmiştir. PTA yüzey kaplama işlemi esnasında koruyucu gaz olarak kullanılan Ar + % 3 N₂ koruyucu gazı altında, Şekil 7.5.b. 'dekine benzer gözenekler kaplama işleminin başladığı bölümde oluşmuştur. PTA ile oluşturulan kaplama tabakasının yüzey morfolojisi saf Ar ortamında yapılan kaplamayla kıyaslandığında, düzgün bir yapı oluşturmadığı gözlenmektedir. Mevcut parametrelere (Tablo 7.2) ilave edilen koruyucu gaz atmosferinde

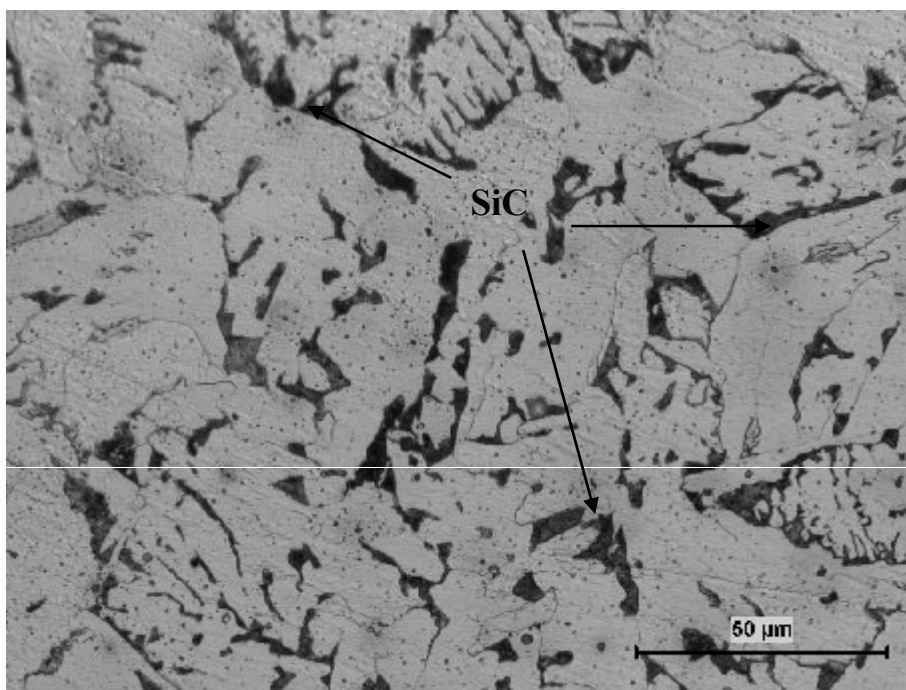
(Ar + % 3 N₂) ergimenin oldukça iyi gerçekleştiği ve gözle görülen kaplama katının düzenli sayılabilecek görünüme sahip olduğu dikkat çekmektedir. Kaplama tabakasında hızlı soğuma sonucu herhangi bir gözle görülebilir büyüklükte çatlakla rastlanmamıştır.

7.6.3.1.AISI 1030'un Yüzeyine Silisyum (Si) Kaplamaların Mikroyapısına Ar - % 3 N₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi

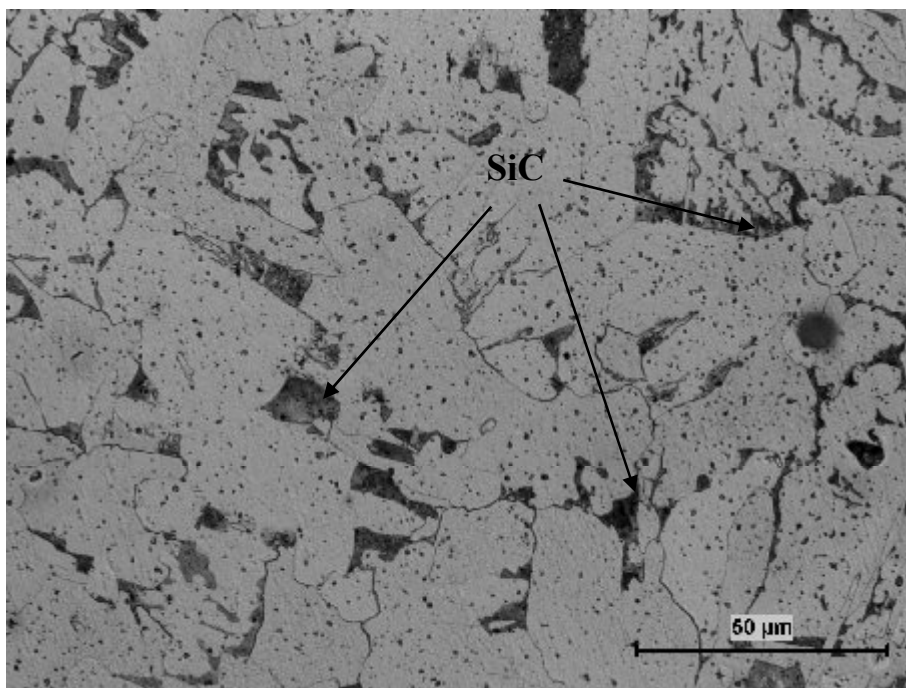
Cy4 numunesinin fotoğrafı (Şekil 7.58) incelendiğinde, kaynak akımının kararlı ve ergimenin yüksek olmasından dolayı, karbürleşme oranının fazla olduğu göze çarpmaktadır. PTA işlemi sonrasında kaplama tabakasının oval bir şekil aldığı maksimum derinliğin ortada olduğu, kenar bölgelerinde ise kalınlığın inceldiği görülmüştür. Bunun sebebinin enerji yoğunluğunun elektrot ucuna dik olan doğrultuda daha yoğun şekilde meydana gelmesi olduğu düşünülmektedir. Cy4 numunesinde kaplama tabakasının kalınlığı 1,6–2.5 mm kadardır.



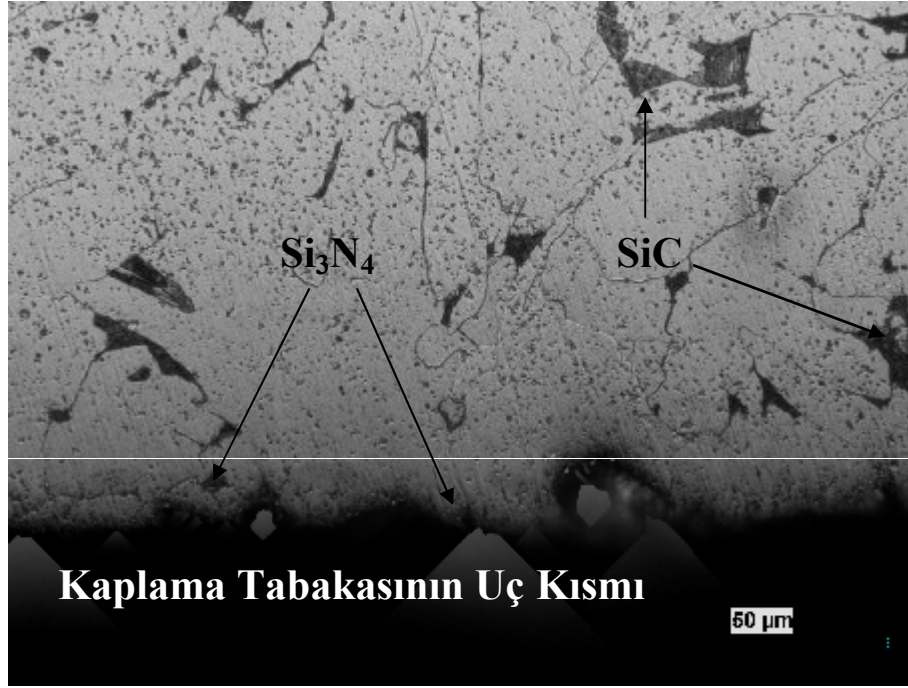
(a)



(b)



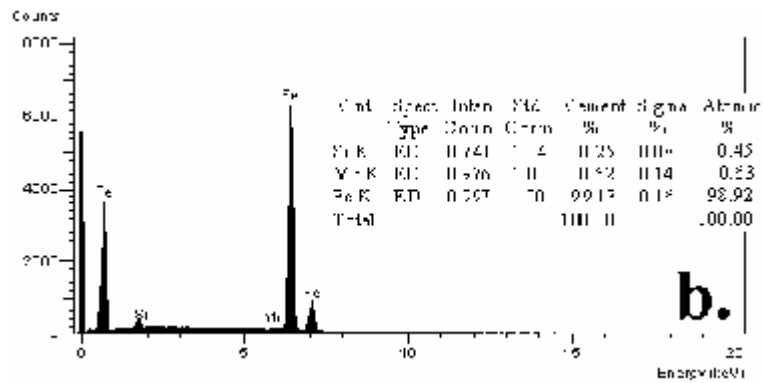
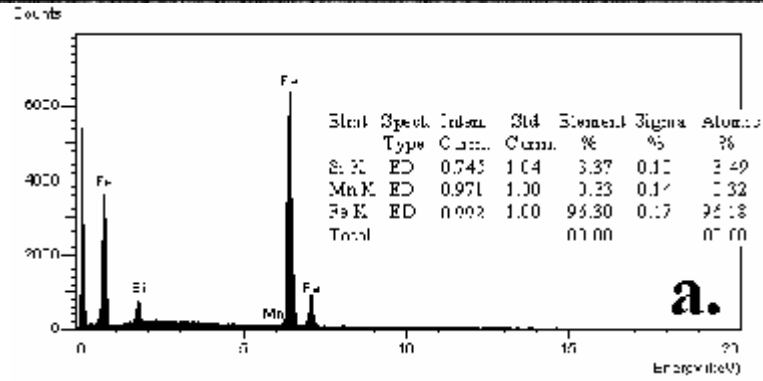
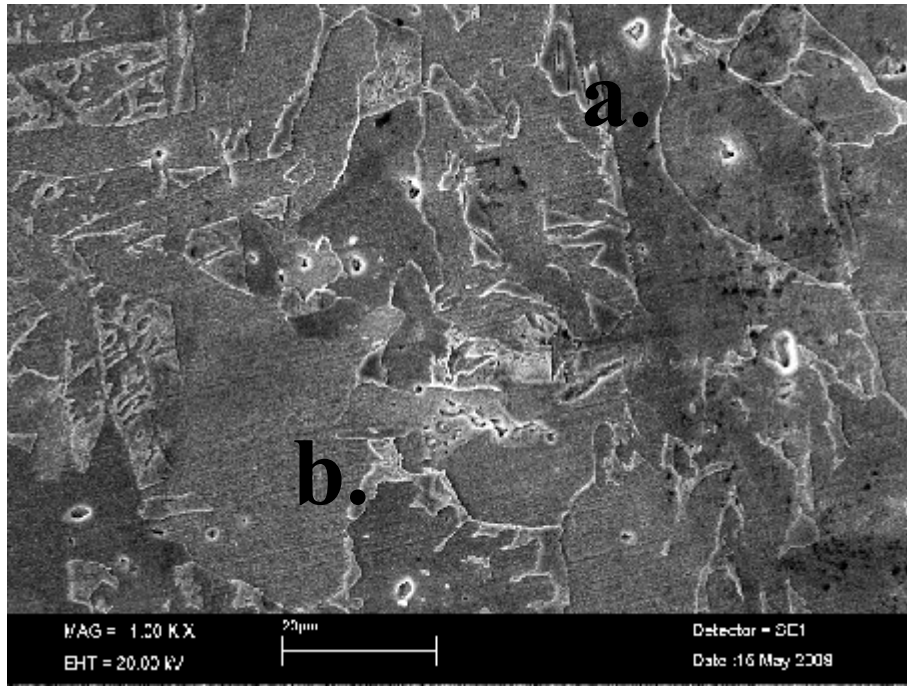
(c)



(d)

Şekil 7.58 Cy4 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı

Şekil 7.58’de Cy4 numunesinin optik resimleri görülmektedir. PTA yöntemiyle yapılan kaplamada yüksek enerji girdisiyle enerjinin büyük bir kısmı ergimeye ve daha çok SiC’ün paçalanarak çözünmesine harcandığından soğuma hızı da ona göre farklılıklar göstermiştir. Koruyucu ortama ilave edilen N₂ yalnızca nitrür etkisi yapmakla kalmaz, aynı zamanda havadan daha ağır olduğu için saf Ar gibi kaynak banyosundan hızlı bir şekilde uzaklaşmadan onu koruma görevini devam ettirir. Dolayısıyla Ar+N₂ karışımı saf Ar ortamına göre banyodan uzaklaşma sırasında ısıyı daha az alır ve ısı kaybını engeller. Yüzeyden alınan ısı miktarı az olduğu için de nüfuziyet oranı, N miktarı arttıkça yükselir. Bunu yaparken N’un koruyuculuk etkisinde vereceği zararlar göz önünde bulundurularak kaplama işleminde koruyucu gaz debisine dikkat edilmelidir. Isı kaybının kaynak banyosunda azalmasıyla SiC’ün ayrışması ve banyoda çözünmesiyle, banyoda SiC ile birlikte atom yarıçapı daha küçük olan azot atomlarının yerleşmesiyle Si₃N₄ (Şekil 7.61) bileşiği oluşur. Dolayısıyla yüzeye yakın bölgelerde SiC oluşum oranı az iken bu oran kaplama tabakasının derinliklerine gidildikçe artar (Şekil 7.58.d). Diğer yandan ısı girdisinin artmasıyla, SiC’ün daha fazla parçalanması, SiC bulunan nokta ve bölgeleri genişletir.



Şekil 7.59 Cy4 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi

Şekil 7.59’da verilen EDS analizi Ar + % 3 N₂ atmosferinde SiC kaplı Cy4 numunesinden alınmıştır. SEM resminde işaretlenen a takviye elemanını (SiC), b matrisi

ifade etmektedir. Şekil 7.58.b,c,d'deki numuneler incelendiğinde, biriken SiC ve Si₃N₄'ler ayırt edilebilmektedir. Tane sınırlarında ayrıışan metal karbürlerin Si'ca zengin olması ve C elementini bünyesinde toplamasından ileri gelmiştir (Şekil 7.58). EDS analiz sonuçlarında yapının SiC (a) olarak işaretlenen noktalarda % 3.37 Si ve % 96.30 Fe içeriği, matris (b) bölgesinde % 0.25 Si ve % 99.13 Fe değerleri alınmıştır. Ferritik yapıda zengin Si içeriğinden dolayı Si içeriği ile SiC'ler oluşmuştur. Kaplama tabakasının uç kısımlarında ise işlem sırasında koruyucu gaza ilave edilen N₂'la birleşen Si'lar Si₃N₄'lerin (Şekil 7.62) oluşmasına sebep olmuştur. Burada kısmen parçalanma gösteren SiC taneleri matris tarafından sarıldığı için yine belirlenen % Si oranı beklenenin altında kalmıştır. Azottan kaynaklanan bu artan ısı girdisiyle daha fazla oranda SiC'ün parçalandığı ve buna bağlı olarak yüzeyde belirlenen silisyum içeriğinden daha yüksek olduğu dikkat çekmektedir.

7.6.4. AISI 1030'un Yüzeyinde Ar - % 5 N₂ Koruyucu Gaz Ortamında Silisyum (Si) Kaplamaların Makroyapısının İncelenmesi

Yüzey modifikasyonu işlemi burada da 7.6.1 nolu başlıkta anlatıldığı gibi yapılmıştır. Ancak burada Tablo 7.2 deki parametrelerde koruyucu gaz olarak Ar + % 5 N₂ ortamı kullanılmıştır. Kaplama işleminde diğer parametreler aynı kalmıştır. Kaplama tabakasının üstten görünümü Şekil 7.60'de görülmektedir.



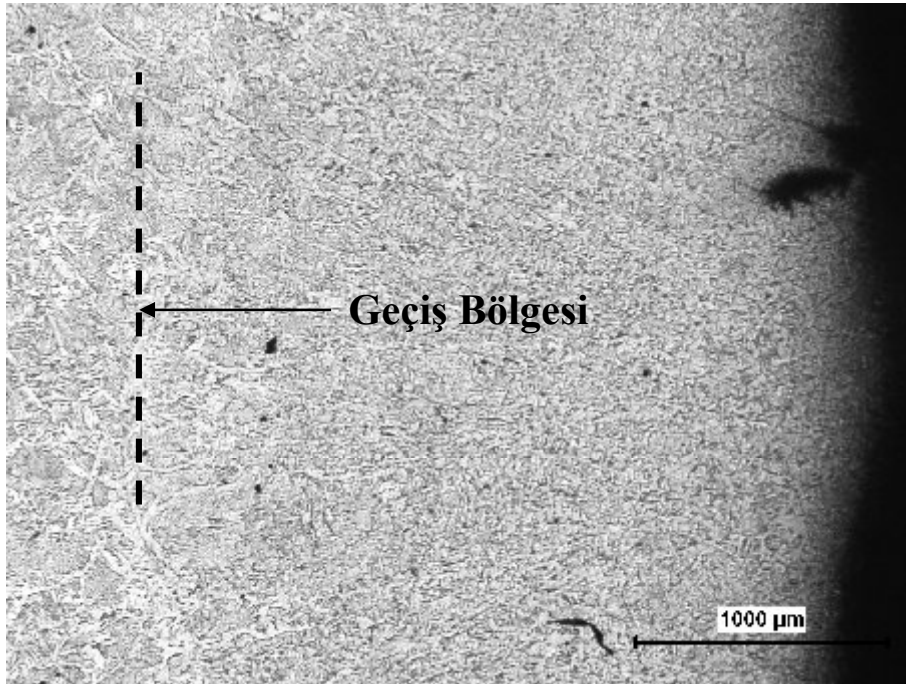
Şekil 7.60 Saf Ar + % 5 N₂ atmosferinde silisyum kaplanan numunenin fotoğrafı

Şekil.7.60'daki Dy4 numunesinin fotoğrafı incelendiğinde kaplama tabakasının yani kaynak metalinin başlangıç ve bitiş noktalarında kaynak kraterleri olduğu görülmektedir. Kaplama işlemi resimde sağdan başlayıp sola doğru ilerleyerek devam etmiştir. PTA yüzey kaplama işlemi esnasında koruyucu gaz olarak kullanılan Ar + % 5 N₂ koruyucu gazının Şekil 7.5.b. 'dekine benzer gözenekler oluşmamış işlem devam etmiştir. PTA ile oluşturulan kaplama tabakasının yüzey morfolojisi saf Ar ortamında yapılan kaplamayla kıyaslandığında düzgün bir yapı oluşturmadığı gözlenmektedir. Mevcut

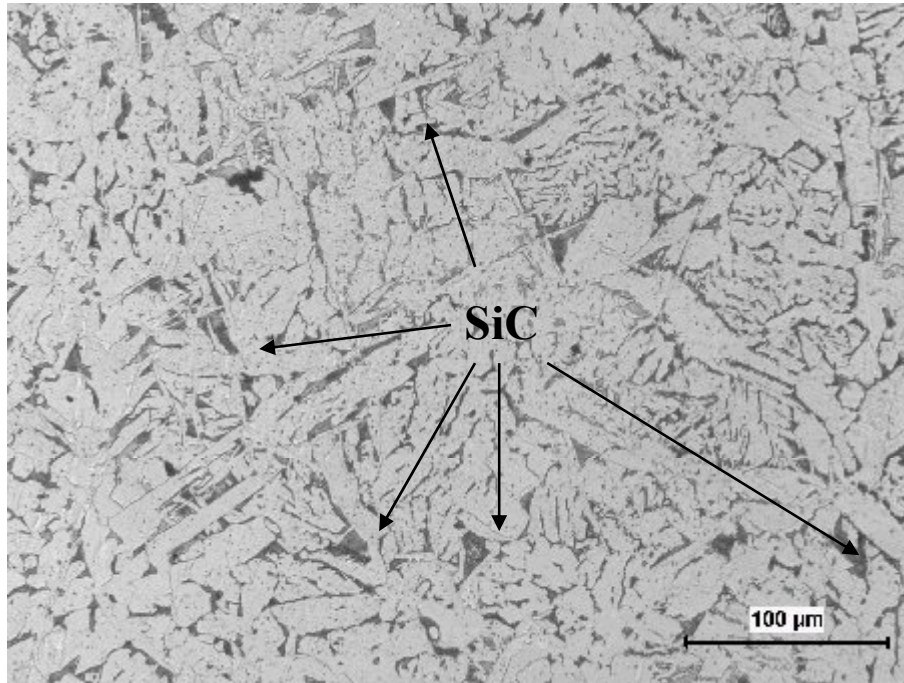
parametrelere (Tablo 7.2) ilave dilen koruyucu gaz atmosferinde ($\text{Ar} + \% 5 \text{ N}_2$) ergimenin oldukça iyi gerçekleştiği ve gözle görülen kaplama katının düzenli sayılmayacak bir görünüme sahip olduğu anlaşılmaktadır. Kaplama tabakasında hızlı soğuma sonucu herhangi bir gözle görülebilir çatlığa rastlanmamıştır.

7.6.4.1.AISI 1030'un Yüzeyine Silisyum (Si) Kaplamaların Mikroyapısına Ar -% 5 N₂ Gazının Etkisinin İncelenmesi

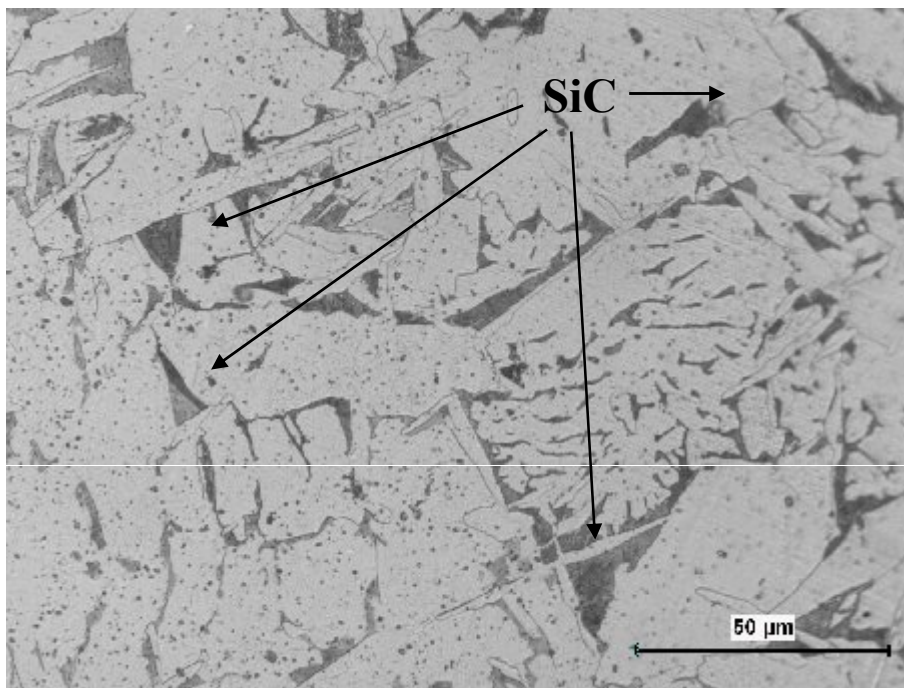
Dy4 numunesinin optik resmi (Şekil 7.60) incelendiğinde, kaynak akımının kararlı ve ergimenin yüksek olmasından dolayı, karbürleşme oranının fazla olduğu göze çarpmaktadır. PTA işlemi sonrasında kaplama tabakasının oval bir şekil aldığı maksimum derinliğin diğer numunelerdede olduğu gibi ortada olduğu, kenar bölgelerinde ise kalınlığın incelendiği görülmüştür. Bunun sebebinin enerji yoğunluğunun elektrot ucuna dik olan doğrultuda daha yoğun şekilde meydana gelmesi olduğu düşünülmektedir. Dy4 numunesinde kaplama tabakasının kalınlığı 1,8–2.7 mm kadardır.



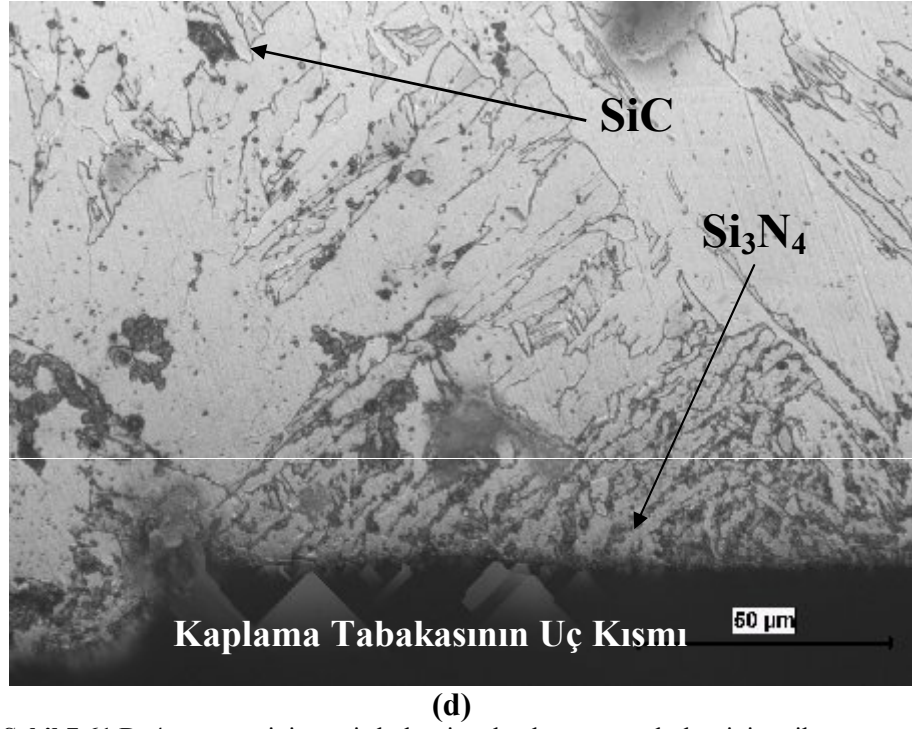
(a)



(b)

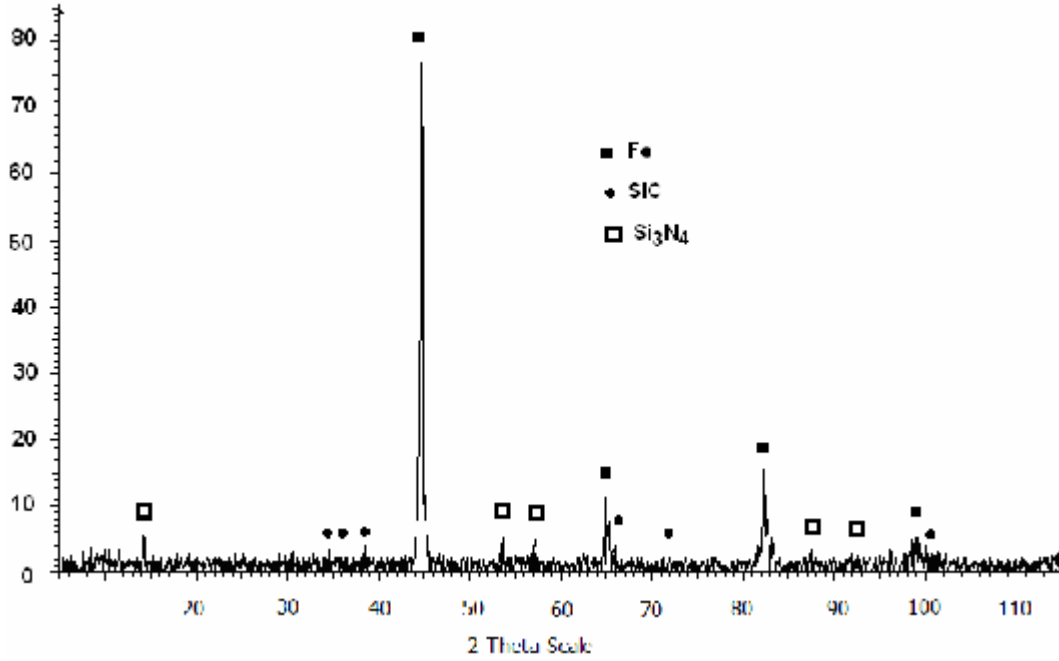


(c)



Şekil 7.61 Dy4 numunesinin geçiş bölgesi ve kaplamanın uç bölgesinin mikroyapısı

PTA enerji sağlayıcısı kullanılarak sabit toz ilavesiyle kaplama yapılmış Dy4 numunesinin mikroyapıları Şekil 7.61’de görülmektedir. Gaz karışımında artan N_2 oranıyla kaplama tabakasında oluşturulmak istenen karbür ve nitrürlerin oran itibarı ile arttığı görülmektedir. Çünkü enerji girdisi N_2 ilavesiyle artmaktadır. Bu yüzden Şekil 7.63’de ki EDS analiz sonuçlarından da görüleceği gibi bütün numunelere aynı oranda Si ilavesi yapılmış olmasına rağmen, Dy4 numunesinde çıkan SiC miktarı Dy1 numunesinden çıkandan daha fazladır. Artan SiC oranına sahip kaplama tabakası ana kütle olan ferrit içerisinde bulunmaktadır. Numunenin uç bölgesinde (Şekil 7.61.d) grafit çökmesi gözlenmektedir. Bu çökme, artan N_2 oranıyla daha yoğun hale gelmektedir. Bu durum FeC’nin parçalanması ve Si ile C’nin birleşmesiyle SiC oluşumu için gerekli olan sıcaklığın yüksek olmasından ve sıcaklığın yüksek olduğu yerlerde soğuma süresinin uzamasından ve yine bu bölgenin arta kalan ısıyla tavlanmasından ötürü ortaya çıkmaktadır. Numunelerin geçiş bölgeleri, enerji girdisinin kaplama bölgesine göre daha düşük olduğu kısımlardır. Dolayısıyla bu bölgelerde sağuma hızı daha yavaş olur. Şekil 7.62’de Dy4 numunesinden alınan XRD analiz sonuçları görülmektedir.



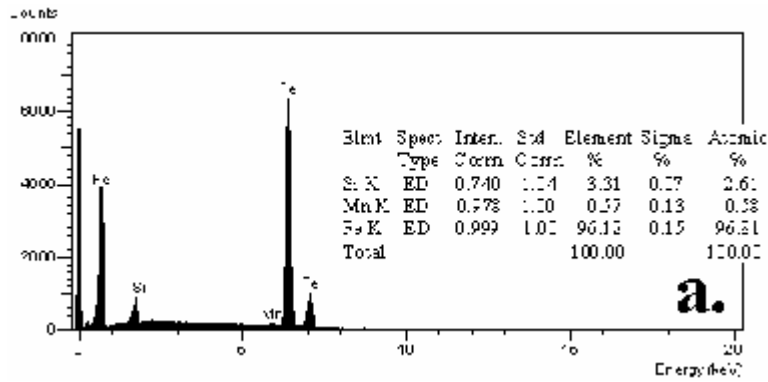
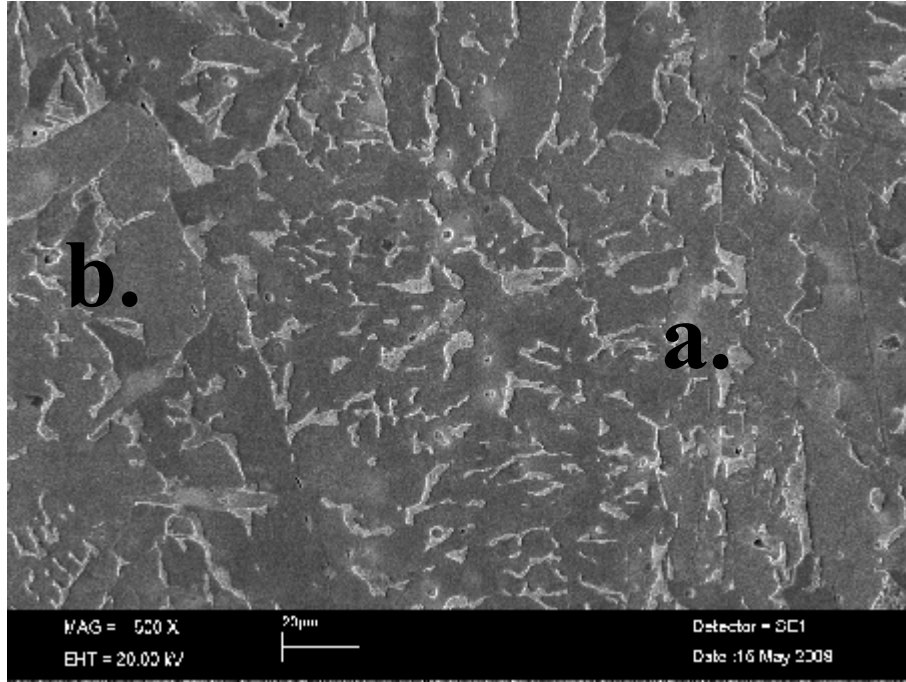
Şekil 7.62 Dy4 numunesinden alınan XRD analizi

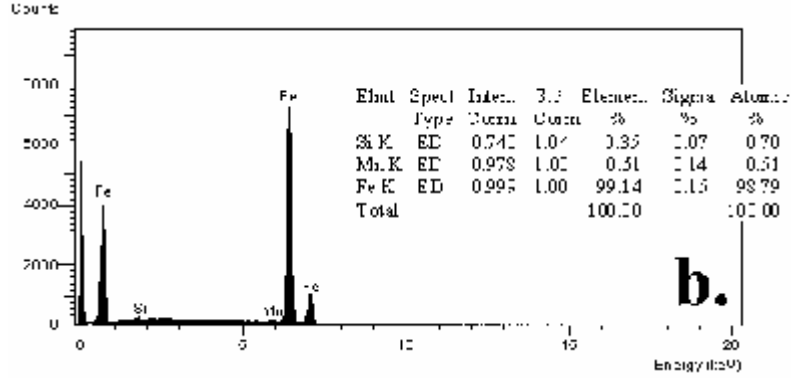
Si kaplı Dy4 numunesinden alınan XRD analizinden de (Şekil 7.62) anlaşılacağı gibi kaplama tabakasında matriste çözünmemiş SiC yapısına rastlanmamıştır. Bu da SiC'ün verilen enerjiyle matriste çözünerek dağıldığını ve katılaşma sırasında büyük ölçüde parçalanmadan kaldığını, kaplama tabakasına işlem sırasında argonla birlikte verilen % 5 oranındaki N_2 'unda parçalanmış ve Si ile birleşerek Si_3N_4 bileşiği oluşturduğunu göstermektedir.

Numunelerin XRD analiz incelemeleri sonucunda ortaya çıkan fazların bileşimlerini daha iyi anlayabilmek için gerekli görülen yerlerden EDS analizleri alınmıştır. Şekil 7.63'te verilen EDS analizi Dy4 numunesinden alınmıştır. SEM resminde işaretlenen a takviye elemanını, b matrisi ifade etmektedir. Şekil 7.61.b,c,d'deki resimler incelendiğinde biriken SiC'ler ayırt edilebilmektedir. Tane sınırlarında ayrıışan metal karbürlerin Si'ca zengin olması, takviye elemanı SiC'ün parçalanmasından ileri gelmiştir (Şekil 7.63). EDS analiz sonuçlarında yapının SiC (a) olarak işaretlenen noktalarda % 3.31 Si ve % 96.12 Fe içeriği, matris (b) bölgesinde % 0.35 Si ve % 99.14 Fe değerleri alınmıştır. Alınan EDS analizlerinde (a) noktasında mevcut SiC taneleri ferritik yapıdaki matris tarafından sarılmış ve buda SiC tanelerine tespit edilen silisyum oranının düşük

çıkmasına neden olmuştur. Ancak burada takviye SiC'ün daha fazla parçalandığı ve ana kütle içerisinde daha çok dağılma gösterdiği dikkat çekmektedir.

SEM resmi incelendiğinde; tanelerin düzenli olarak dağıldığı net olarak gözlenmektedir. Kaplama esnasındaki üretim hızıyla kaynak akımının uygunluğu nedeniyle, yetersiz ısınma yaşanmadığından topaklaşma meydana gelmemekte ve bu durumda yapı bozunmadan oluşabilmektedir.





Şekil 7.63 Dy4 numunesinden alınmış SEM-EDS analizi

Koruyucu gaz içerisindeki azot miktarına bağlı olarak ısı girdisi artmakta, ortaya çıkan ısı ise ark ile kaynatılan parçalara iletilmektedir. Çünkü azot argon gazından daha yüksek ısı iletim özelliğine sahiptir (Cary, 1994). Koruyucu gaz içerisindeki azot miktarına paralel olarak artık gerilme artmaktadır. Bunun nedeni olarak, genellikle ark kaynaklarında soğumanın hızlı olması ve yüksek sıcaklıklarda kaynak bölgesinde demir ve silisyumun kaynak bölgesinde δ -ferrit karakterli α -fazını oluşturmalarıdır. Kaynak bölgesinde farklı fazların oluşması kaynak sırasında bu fazların ısıl davranışlarındaki farklılıklarından dolayı kaynak metali içerisinde artık gerilmelerin artmasına neden olacaktır. Kaynak metali içindeki azot miktarı ile çarpılma etkisi artmakta ve buna karşılık ferrit miktarında düşme görülmektedir. Argon gazı içerisindeki azot miktarına paralel olarak kaynak bölgesindeki etkili ısı miktarı artmaktadır. Bu, kaynak bölgesinde sıcaklık yükselmesine yol açarak soğuma oranını düşürmektedir. Aynı zamanda, kaynak metalindeki azot miktarı da artmaktadır.

7.7. Numunelere Ait Yüzey Sertlik Değerleri

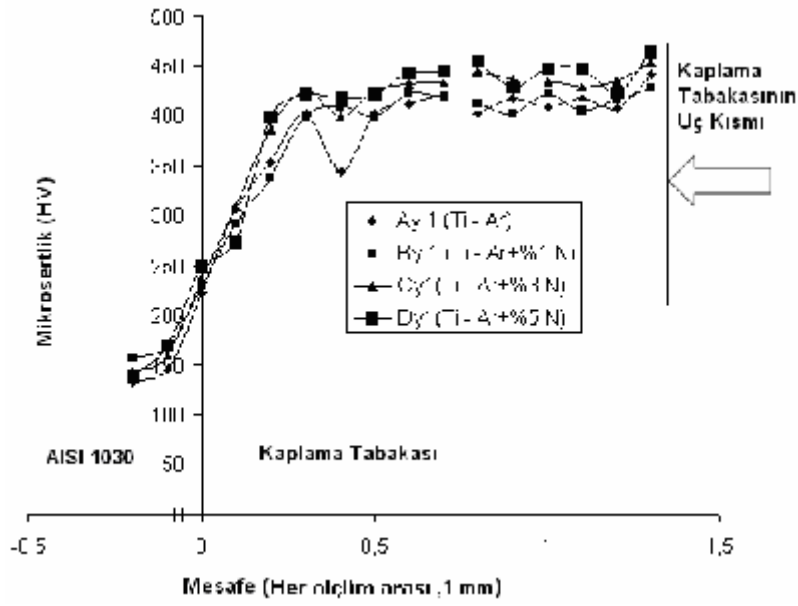
Mikrosertlik ölçümleri sırasında alınan sertlik değerlerinde, ısı etkisi altında kalan bölgenin (HAZ bölgesinin) sertliği alt malzemenin sertliğinden biraz yüksek değerdedir. Bu durum Fe içeriğinin kaplama bölgesinde daha az, arayüzey bölgesinde ise daha fazla olmasıyla; ayrıca kaplama bölgesinde sert fazların (Cr_7C_3 , Fe_7C_3 , Fe_3C , TiC , TiN , SiC , Si_3N_4 , MoC ve Fe_3Si_2 gibi) yoğunluğunun fazla, arayüzeye doğru bu yoğunluğun azalması ve tanelerin kaplama bölgesinde küçük, arayüzeye doğru büyük boyutta olması, ısı etkisi altında kalan bölgenin sertliğide kısmen martenzitik faz dönüşümü ile açıklanabilir (Yıldırım ve diğ., 2007).

7.7.1. Ti Kaplanan Numunelere Ait Mikrosertlik Değerleri

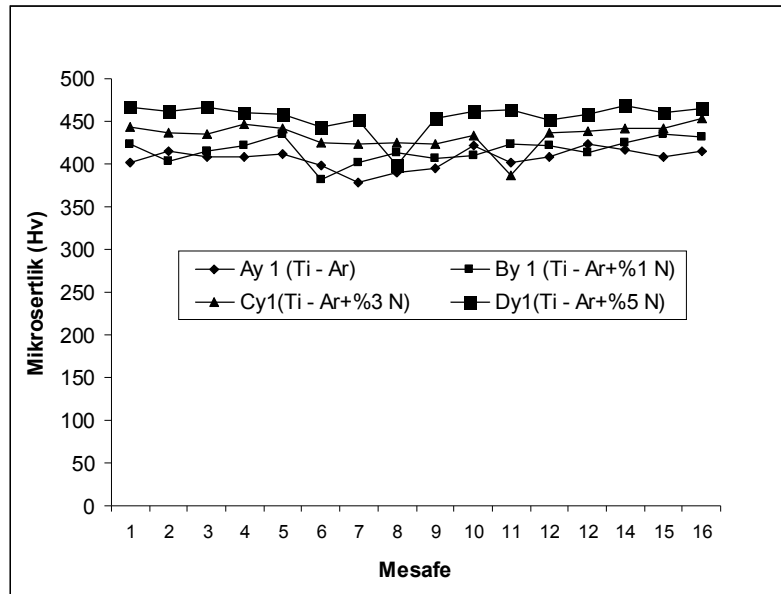
PTA yöntemleri kullanılarak Ti tozu ile alaşımlandırılan numunelerin HV yöntemi ile yüzeyden alınan sertlik değerlerini gösteren grafik Şekil 7.64'te Şekil 6.9'da bahsedilen y ekseninden alınan ve 7.65'de Şekil 6.9'da bahsedilen x ekseninden alınarak verilmiştir. Ay1, By1, Cy1 ve Dy1 numunelerinden alınan bu sertlik değerleri tablodan incelendiğinde görüleceği gibi % 3 ve % 5 N₂ karışımı ortamında kaplanan numunelerin sertlik değerlerinde ki artış görülmektedir.

Yine bu numuneler arasında PTA yöntemi ile % 5 oranında N₂ gazına sahip koruyucu gaz karışımı ortamında alaşımlanan numunede en yüksek sertlik değerine rastlanılmıştır. Bu numunelere esas sertliği veren tane sınırlarında oluşan TiC ve TiN olmuştur. Bunun yanı sıra mikroyapı içerisinde artan N₂ gazı ile XRD analizi (Şekil 7.10 ve Şekil 7.21) incelendiğinde ve TiC'ün yanı sıra TiN'lerin oluşması numunenin sertliğinin artmasında önemli rol oynamıştır. Ayrıca yükselen enerji girdisine sahip PTA yönteminin yine mikroyapıda oluşan karbürlerin ergimesine yardımcı olmasıyla mikroyapıda karbürlerin homojen bir şekilde yapıya dahil olmasına sebep olup sertlik değerlerini olumlu yönde etkilemiştir. Artan N₂ oranıyla yapıda oluşan gözeneklilik sertlik değerlerinde ani düşüşlerin görülmesine sebep olmuştur. Ti kaplı numunelerden alınan sertlik değerleri ortalaması y ekseninden alınan max. mikrosertlik değeri Ay1:425, By1:435. Cy1:454 ve Dy1:466 çıkarken, x ekseninden alınan ortalama yüzey Ay1:406, By1:416. Cy1:433 ve Dy1:455 Hv arasında çıkmıştır. Bu değerlerin yüksek çıkmasında oluşan TiC ve TiN'lerin oluşması etkili olmuştur.

Titanyum kaplanan numunelerde kaplama yapılan bölgeden alınan sertlik değerlerinden; ana malzeme içerisinde kaplama katının hemen altında iç bölgeye ulaşan titanyumun etkisiyle sertliğin artmaya başladığı, kaplama ara bölgesinde oluşan karbür ve nitrürlerin etkisiyle hızla yükseldiği ve nihayet kaplama ara bölgesinde oluşan karbür ve nitrürlerin etkisiyle hızla yükseldiği ve nihayet kaplama katında yaklaşık 0,5 mm'den itibaren dengeli bir seyir gösterdiği anlaşılmaktadır. Yüzey boyunca ölçülen sertlik değerlerinde hissedilir bir değişme söz konusu değildir.



Şekil 7.64. Titanyum kaplı numunelerden alınan mikrosertlik değerleri (y ekseni)



Şekil 7.65. Titanyum kaplı numunelerden alınan mikrosertlik değerleri (x ekseni)

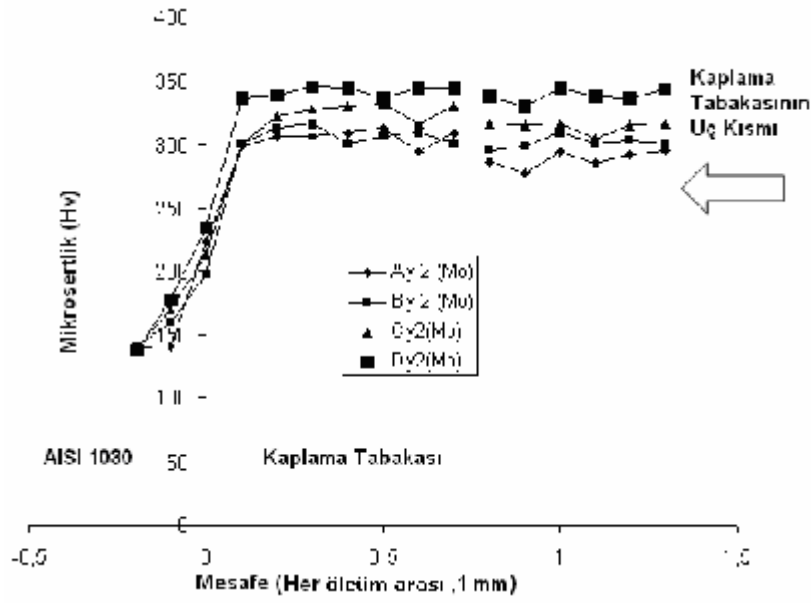
7.7.2. Ferromolibden Kaplanan Numunelere Ait Mikrosertlik Değerleri

PTA yöntemleri kullanılarak FeMo tozu ile alaşımlandırılan numunelerin HV yöntemi ile yüzeyden alınan sertlik değerlerini gösteren grafik y ekseni için Şekil 7.66'da, x ekseni içinde 7.67'de verilmiştir. Ay2, By2, Cy2 ve Dy2 numunelerinden alınan bu sertlik değerleri tablodan incelendiğinde, görüleceği gibi % 3 ve % 5 N₂ karışımı ortamında kaplanan numunelerin sertlik değerlerinde artış olmaktadır.

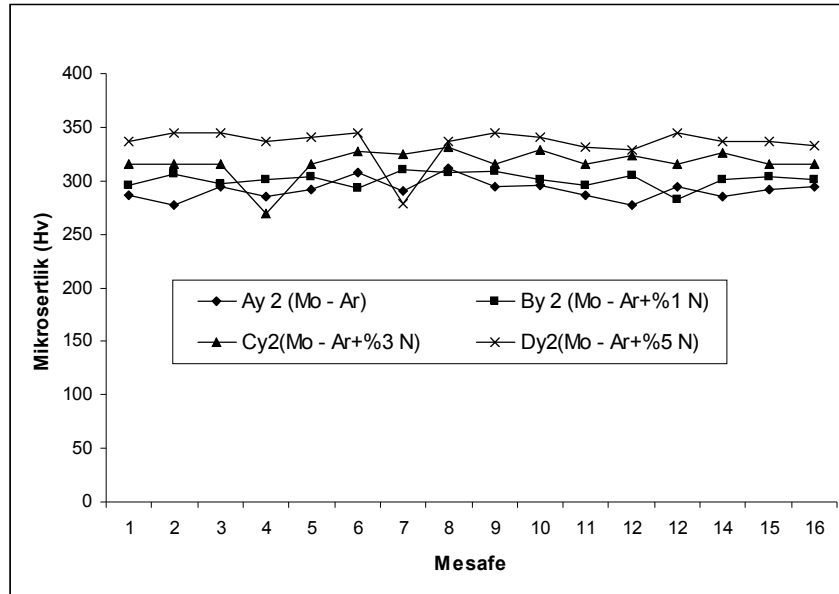
Ferromolibden tozuyla alaşımlanan numunelerden en düşük sertlik değerlerine, Ay2 ve By2 numunelerinde rastlanılmıştır. Bu numuneler, PTA yöntemi ile saf Ar ve % 1'lik N₂ gazı oranına sahip koruyucu gaz karışım ile yüzeyi alaşımlanan numunelerdir. Yine diğer numune gruplarında olduğu gibi N₂ katkılı koruyucu gaz ile birlikte yüksek ısı yoğunluğuna sahip PTA yönteminin uygulanması sert karbür ve nitrür bileşiklerinin oluşmasıyla sertlik değerinin olumlu yönde artış göstermesine sebep olmuştur. Diğer toz gurupları ile kıyaslandığında molibden elementinin tane sınırlarında diğer tozlara oranla çok sınırlı bir şekilde karbür oluşturduğu dikkat çekmektedir. Koruyucu gazda artan N₂ gazı içeriği ile birlikte, yapıda sert Fe₂Mo, MoC, Fe₃C ve MoN (Şekil 7.24 ve Şekil 7.35) gibi sert bileşik fazları oluşmakta ve taneler daha da incelmektedir. Bu da sonuçta sertliğin yükselmesine neden olmaktadır. FeMo kaplı numunelerden alınan sertlik değerleri ortalaması y ekseninden alınan max. mikrosertlik değeri Ay2:312, By2:316, Cy2:331 ve Dy2:345 HV çıkarken, x ekseninden alınan ortalama yüzey Ay2:291, By2:300, Cy2:317 ve Dy2:335 HV arasında çıkmıştır. Bu değerlerin yüksek çıkmasında oluşan Fe₂Mo, MoC, Fe₃C ve MoN gibi sert bileşik fazlar etkili olmuştur.

Ana malzemedan başlayıp kaplama katına doğru yapılan sertlik ölçümlerinde; ana malzeme kaplama katına yaklaştıkça artan difüzyon etkisi ve çoğalan sert bileşik miktarına bağlı olarak sertliğin hızla yükseldiği, ara tabaka ve kaplama katı içerisinde sertlik yükselmesinin devam ettiği ve nihayet yüzeyde en yüksek sertlik değerine ulaştığı tespit edilmiştir.

Kaplama yüzeyinde karbür ve nitrür bileşiklerinin oluşumuna bağlı sertlik artışı tüm yüzey üzerinde oldukça dengeli bir dağılım göstermiştir.



Şekil 7.66. Ferromolibden kaplı numunelerden alınan mikrosertlik değerleri (y eksen)



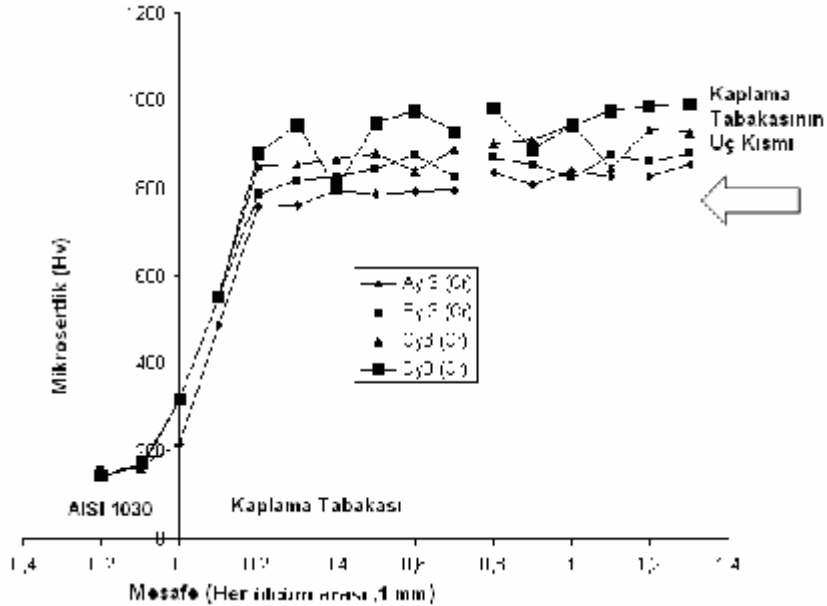
Şekil 7.67. Ferromolibden kaplı numunelerden alınan mikrosertlik değerleri (x eksen)

7.7.3. Ferrokrom Kaplanan Numunelere Ait Mikrosertlik Değerleri

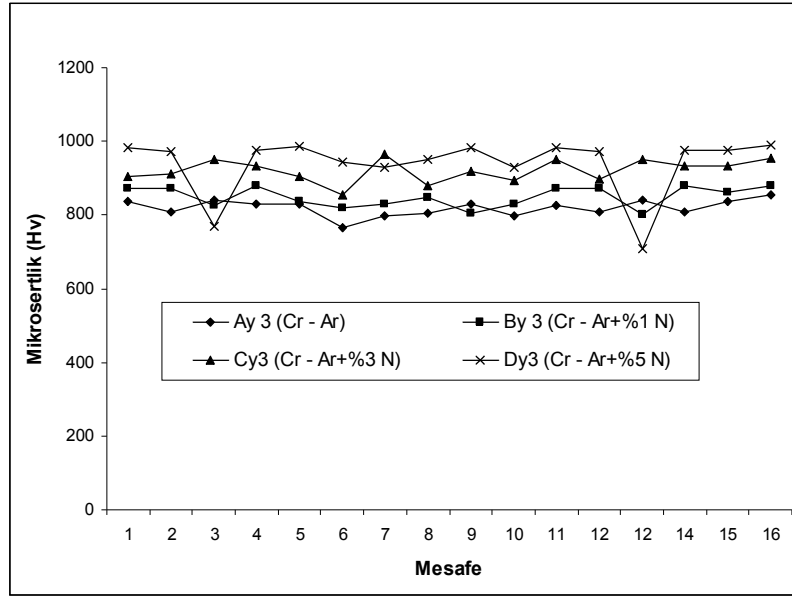
PTA yöntemleri kullanılarak ferrokrom tozu ile alaşımlandırılan numunelerin HV yöntemi ile yüzeyinden alınan sertlik değerlerini gösteren grafik Şekil 7.68 y eksenini için ve 7.69'da x eksenini için verilmiştir. Alaşımlanan numuneler içerisinde en yüksek Dy3 numunesinde % 5 N₂ ortamında yapılan kaplamada görülmüştür. Bu da, ferrokrom tozu ile alaşımlandırılan numuneler kendi aralarında kıyaslandığında yüksek enerji girdisi sağlayan

PTA yöntemi ile mikroyapıda oluşan yoğun karbürlerin daha homojen bir şekilde mikroyapıda dağılması ve yine yapıda diğer sert fazların bulunması sertliği olumlu yönde etkilemiştir. PTA yöntemi yüksek enerji girdisi avantajı ile birlikte koruyucu gaz karışımında bulunan N_2 gazının nufuziyeti artırması, dendritik yapıda matrisi daraltması ve nitrür oluşturmasıyla; alaşımlanmış bölgede sertliğin artmasına sebep olmuştur. Ayrıca ferrokrom tozunun karbon oranının fazla olmasından, kaynak banyosunda karbür affinitesi yüksek olan krom ile yoğun bir karbür ağı oluşmaktadır. Ferrokrom kaplı numunelerden alınan sertlik değerlerinin ortalaması y ekseninden alınan maximum mikrosertlik değeri Ay3:855, By3:880, Cy3:944 ve Dy3:991 Hv çıkarken, x ekseninden alınan ortalama yüzey Ay3:819, By3:848, Cy3:920 ve Dy3:939 Hv arasında çıkmıştır. Bu değerlerin yüksek çıkmasında kaplama tabakasında oluşan CrN , $FeCr(\sigma\text{-fazı})$, Fe_7C_3 , $Cr_{23}C_6$ karbürleri, martenzit ve diğer sert fazların oluşması etkili olmuştur.

Kaplanan malzemeden başlayarak, kaplama tabakasının altında gerçekleşen orandaki difüzyonla birlikte sertlik artmaya başlamış; daha sonra karbür ve nitrür bileşiklerinin oluşmasıyla ara tabakada hızla sertlik artışı gözlenmiş ve ara tabakadan yaklaşık 0,2 mm uzaklıktan itibaren sertlik 700–900 HV değerlerine kadar ulaşmıştır. Kplama tabakasında oluşan karbür, nitrür ve metalik bileşiklerin homojen dağılması sonucunda, tabaka içerisinde sertlik dağılımı tamamen dengeli bir şekilde gerçekleşmiştir.



Şekil 7.68. Ferrokrom kaplı numunelerden alınan mikrosertlik değerleri (y eksen)



Şekil 7.69. Ferrokrom kaplı numunelerden alınan mikrosertlik değerleri (x eksen)

7.7.4. Silisyum Kaplanan Numunelere Ait Mikrosertlik Değerleri

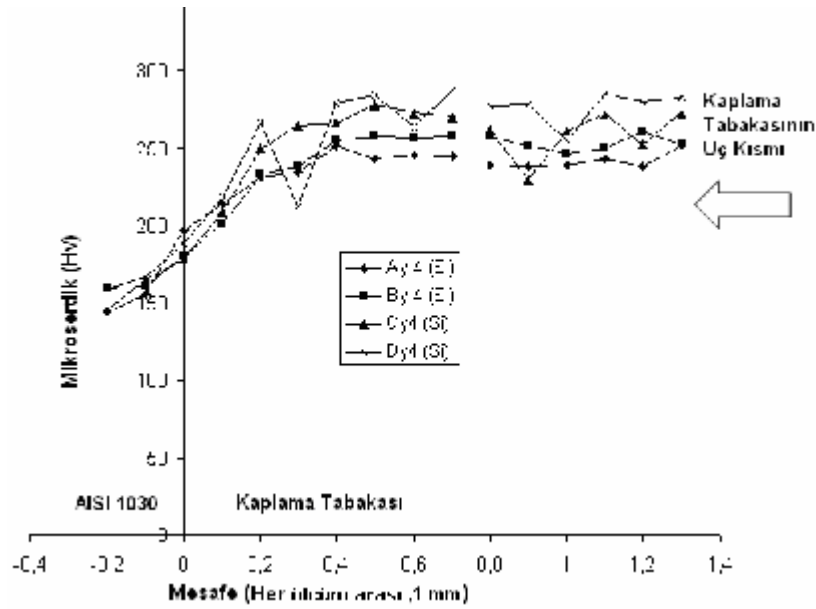
PTA yöntemleri kullanılarak SiC tozu ile alaşımlandırılan numunelerin HV yöntemi ile yüzeyinden alınan sertlik değerleri, Şekil 7.70'da y ekseninden alınan ve 7.71'de x ekseninden alınan grafik verilmiştir. Ay4, By4, Cy4 ve Dy4 numunelerinden alınan bu sertlik değerleri görülmektedir.

PTA yöntemiyle yapılan kaplamada yüksek enerji girdisiyle enerjinin büyük bir kısmı ergimeye ve daha çok FeC'nin çözünmesine harcandığından soğuma hızı da ona göre farklılıklar göstermektedir. Koruyucu ortama ilave edilen N₂ yalnız nitrürleme etkisi yapmakla kalmaz, aynı zamanda havadan daha ağır olduğu için saf Ar gibi kaynak banyosundan hızlı bir şekilde uzaklaşmadan koruyuculuk görevini devam ettirir. Dolayısıyla Ar+N₂ karışımı saf Ar ortamına göre banyodan uzaklaşma sırasında ısıyı daha az alır ve ısı kaybını en aza indirir. Yüzeyden alınan ısı miktarı az olduğu için de nüfuziyet oranı N₂ miktarı arttıkça yükselir. Bunu yaparken N₂'un koruyuculuk etkisinde vereceği zararlar göz önünde bulundurularak kaplama işleminde koruyucu gaz debisine dikkat edilmelidir. Isı kaybının kaynak banyosunda azalmasıyla metal karbürlerin ayrışması ve SiC'nin varlığı ile yüzey kaplama işlemi banyoya Si ve C atomundan daha küçük olan N atomlarının yerleşmesiyle Si₃N₄ (Şekil 7.61) bileşiği oluşur.

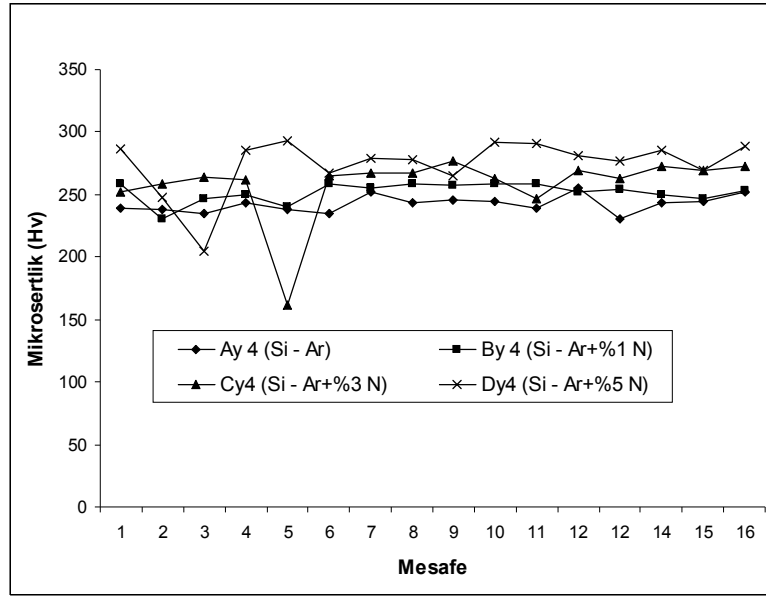
Si kaplı numunelerden alınan sertlik değerleri ortalaması y ekseninden alınan maksimum mikrosertlik değeri Ay4:252, By4:261, Cy4:278 ve Dy4:293 HV çıkarken, x

ekseninden alınan ortalama yüzey Ay4:242, By4:251, Cy4:258 ve Dy4:274 HV arasında çıkmıştır. Bu değerlerin yüksek çıkmasında kaplama tabakasında oluşan SiC, Si₃N₄ gibi sert bileşik fazların oluşması ya da bulunması etkili olmuştur.

Ana malzemenin kaplama tabakasına yakın bölümünden başlayarak, sertlik artma göstermekte, ara yüzeyden itibaren gittikçe artan oranlarda metal karbür ve nitrürlerin oluşması sertliğin sürekli olarak artmasına neden olmaktadır. Ancak ara tabakadan 0,4 mm derinlikten sonra sertlik değerleri 230-280 HV eğerleri arasında kalmakta ve fazla değişmemektedir. SiC kaplanan numunelerde sertliğin diğer kaplamalara göre daha düşük çıkmasının nedeninin, SiC tanelerinin ferrit ana fazı içerisinde homojen dağılması ve tanelerin ferrit fazı tarafından iyice sarılıp ıslatılması olduğu düşünülmektedir.



Şekil 7.70 Silisyum kaplı numunelerden alınan mikrosertlik değerleri (y eksenı)



Şekil 7.71 Silisyum kaplı numunelerden alınan mikrosertlik değerleri (x eksen)

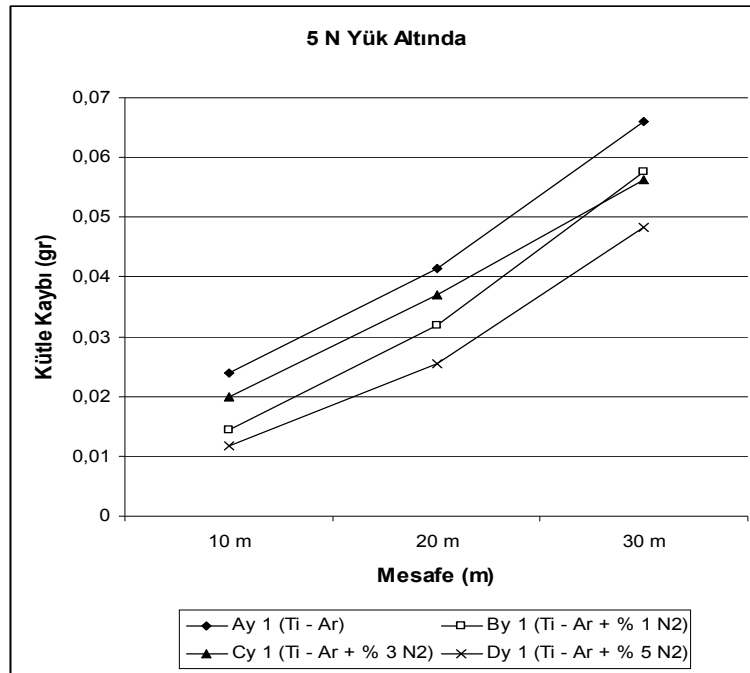
7.8 Numunelerin Abrasiv Aşınma Dayanımları

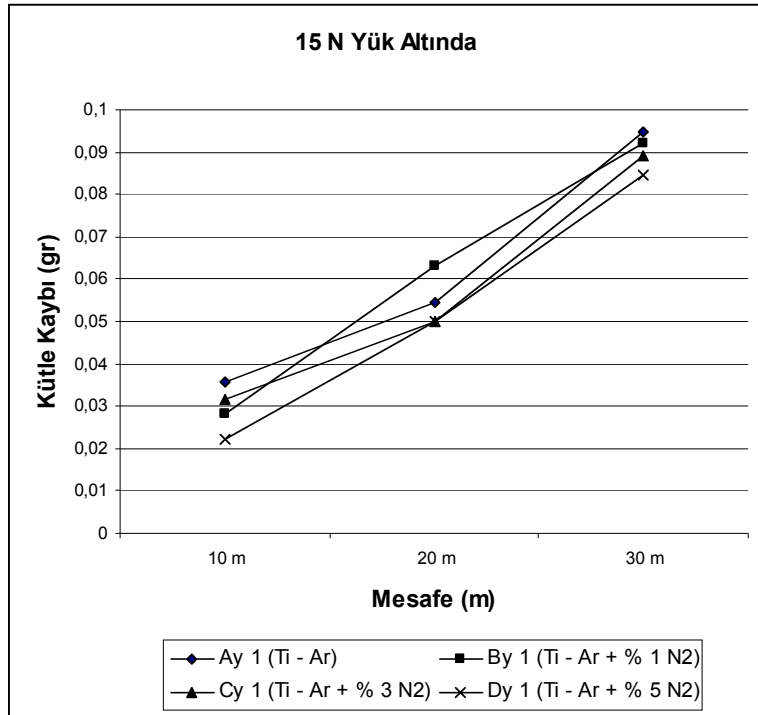
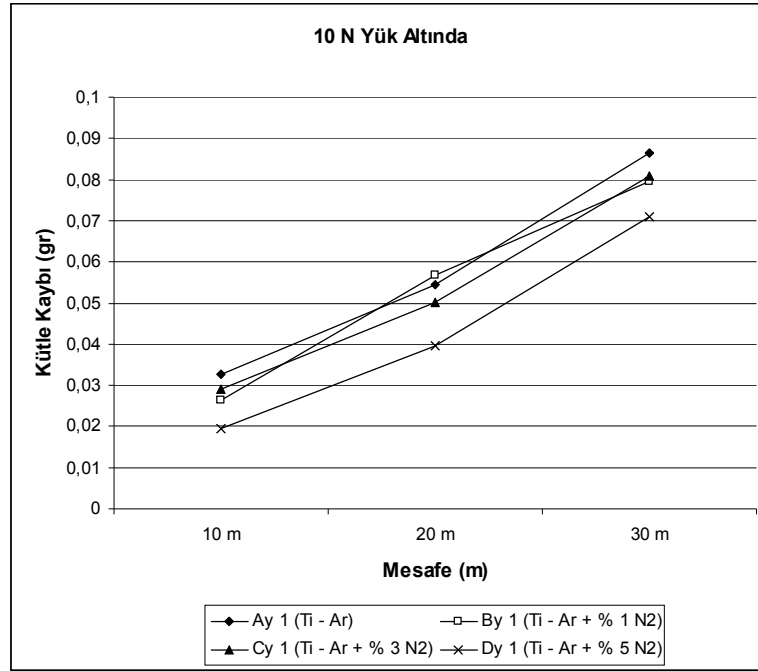
Abrasiv aşındırma numuneleri; 120 mesh'lik SiC zımpara kâğıdı ile 5 N, 10 N ve 20 N 'luk üç farklı yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Kaplama numuneleri her bir yük altında 10, 20 ve 30 m'lik mesafelerde abrasiv olarak aşındırılmıştır. Abrasiv aşınma test sonuçları her bir kaplama grubu için ayrı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

7.8.1. Titanyum Kaplı Numunelerin Abrasiv Aşınma Dayanımları

PTA yöntemi ile farklı kourucu gaz ortamlarında yüzeyi titanyum ile kaplanan AISI 1030 altlıklı kaplama tabakasının 5–10–15 N ve 10–20–30 m aşınma mesafelerindeki grafikleri Şekil 7.72'de gösterilmektedir. Titanyum kaplı numunelerin mikroyapısı 7.3 nolu başlıkta görülmektedir. Kaplama tabakasında TiC ve N₂ geçişine bağlı olarak TiN oluşmuştur. Ti kaplı numunelerin mikrosertlik (Şekil 7.64-65) diyagramında da görüldüğü gibi Dy1 numunesi mikrosertlik değeri en yüksek çıkan numune olmuştur. Burada oluşan TiC ve TiN oranının fazlalığı aşınma oranının düşük çıkmasına yol açmıştır. Elde edilen sonuçlardan da görüldüğü gibi, koruyucu ortamın aşınma davranışına olan etkisi oldukça yüksektir. Şekil 7.72'deki kütle kaybı-yük

ilişkisinden de görüleceği gibi, farklı aşınma mesafesinde aşınma miktarı artan yüklerle yaklaşık olarak doğrusal bir artış göstermektedir. Ti kaplanan malzemelerin aşınma davranışları arasında önemli bir farklılığa rastlanılmıştır. Koruyucu gaz içerisindeki azot miktarına bağlı olarak ısı girdisi artmakta, ortaya çıkan ısı ise ark ile kaynatılan parçalara iletilmektedir. Çünkü azot, argon gazından daha yüksek ısı iletim özelliği ve kapasitesine sahiptir (Cary, 1994). Argon gazı içerisindeki azot miktarına paralel olarak kaynak bölgesindeki ısı miktarıda artmaktadır. Bu, kaynak bölgesindeki sıcaklık yükselmesine neden olarak soğuma oranını düşürmektedir. Aynı zamanda, kaynak metalindeki eriyen azot miktarı da artmaktadır.



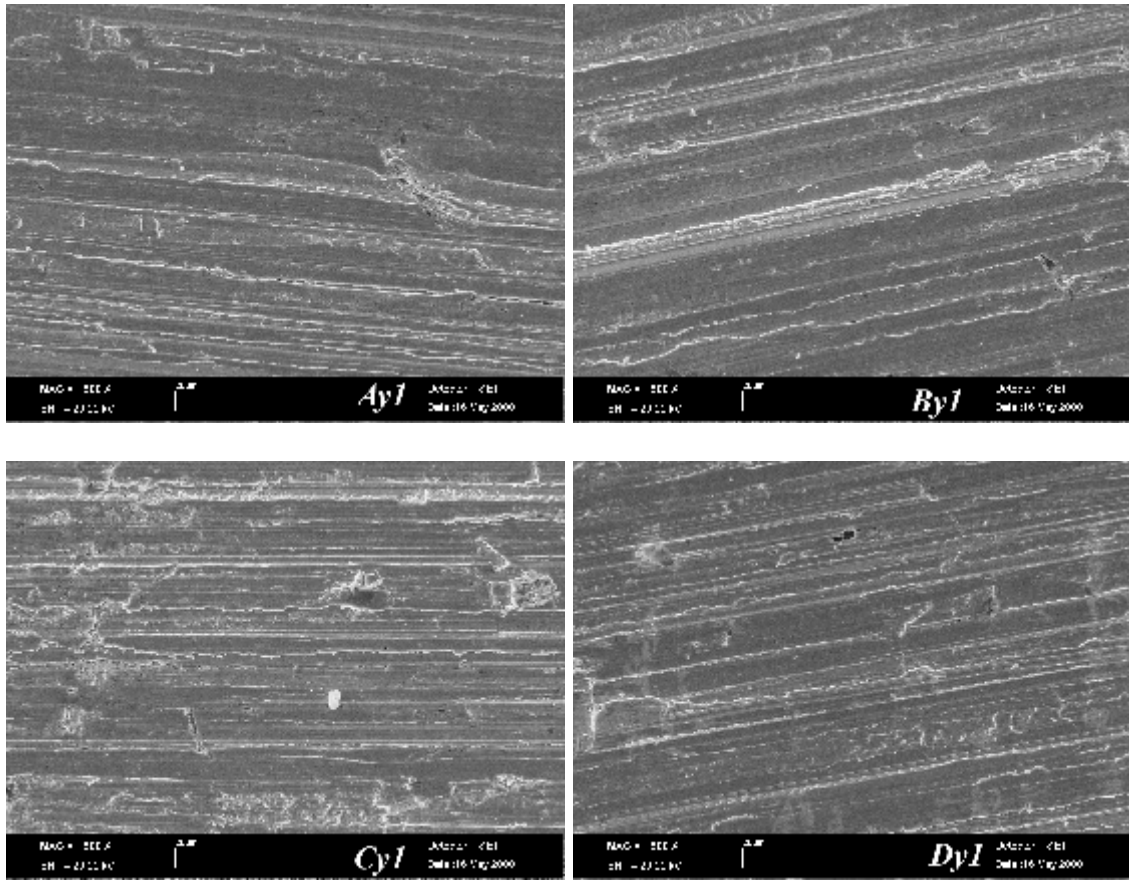


Şekil 7.72 Titanyum kaplı numunelerin aşınma eğrileri (5-10-15 N)

Koruyucu gaz içerisindeki azot miktarının artmasına bağlı olarak, sıvı metalde daha fazla azotun çözünmesi ve bileşik fazların oluşması sonucunda sertlik ve buna bağlı olarak aşınma direnci artma göstermiştir.

Kaplama tabakasının sert ve kırılgan yapıda oluşu Şekil 7.73’de gösterilen SEM resimlerindeki aşınma çizgilerindeki gevrek kırılmalarla da kendisini belli etmektedir. Azot

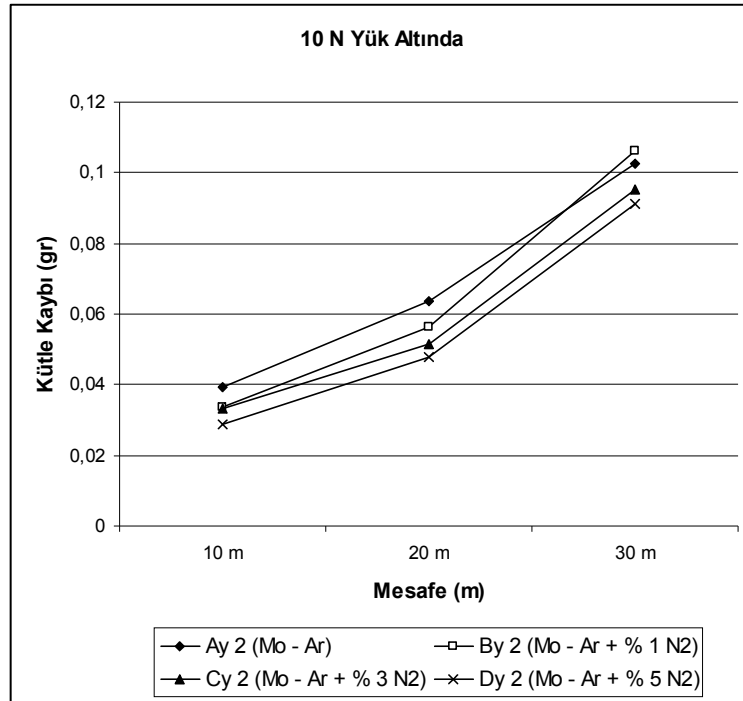
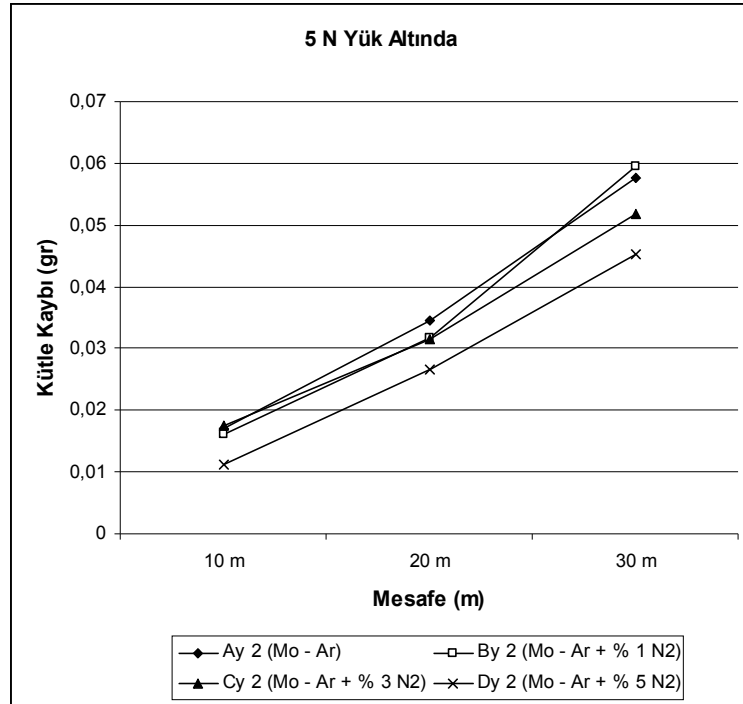
gazının etkisi ile mikroyapı içerisinde daha homojen olarak teşekkül eden Fe_2Ti , FeTi , TiC ve TiN partikülleri ferrit fazını destekleyen fazlar olmuştur. Koruyucu gaz içerisindeki azalan N_2 oranıyla birlikte mikroyapıdaki titanyum partiküllerinin kabalaştığı ve homojenliğinin bozulduğu dikkat çekmektedir. Buna bağlı olarak da numunelerin kütle kayıpları yükselmiş, yani aşınma dirençleri düşmüştür. PTA yöntemi ile üretilen bu numunelerde yüksek enerji girdisine bağlı olarak Ti elementini büyük bir kısmı ferrit matrisi içerisinde çözünerek matrisi güçlendirmiştir. Bir kısım Ti elementi ise ferrit içerisindeki C ve N_2 ile birleşerek sert TiC ve TiN fazlarını oluşturmuş ve metal matrisli kompozit malzemelerde olduğu gibi matrisi destekleyici rol oynamıştır. Çünkü yumuşak fazların sert fazlar ile desteklenerek, yumuşak fazın enerji absorbe etme ve sert fazın da mukavemet özelliklerinden faydalanmak aşınmanın artmasında teknikte sıkça başvurulmuş bir yöntemdir. Artan N_2 oranına göre numunelerde plastik deformasyon izlerine sahip mikro çizilmenin yine baskın abrasiv aşınma tipi olarak görüldüğü söylenebilir. Ancak aşınma yüzeyindeki pürüzlülük oranı artan N_2 oranıyla azalmıştır.

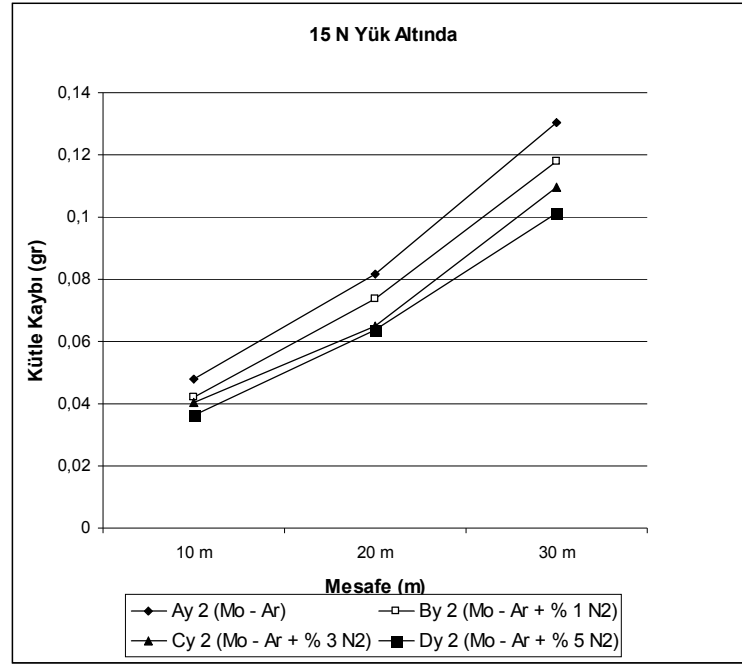


Şekil 7.73 Titanyum kaplı numunelerin aşınma yüzey SEM resimleri

7.8.2. Ferromolibden Kaplı Numunelerin Abrasiv Aşınma Dayanımları

PTA yöntemi ile farklı koruyucu gaz ortamlarında yüzeyi ferromolibden ile kaplanan AISI 1030 altlıklı kaplama tabakasının 5–10–15 N ve 10–20–30 m aşınma mesafelerindeki grafikleri Şekil 7.74’de gösterilmiştir. Ferromolibden kaplı numunelerin mikroyapısı 7.4 nolu başlıkta anlatılmıştır. Kaplama tabakasında C ve N₂ geçişine bağlı olarak FeMo, Fe₂C, Fe₃C, Fe₇C₃, MoC, Mo₂C ve MoN fazları tespit edilmiştir. Ferromolibden kaplı numunelerin mikrosertlik (Şekil 7.66-67) diyagramında da görüldüğü gibi By4 numunesinin mikrosertlik değeri en yüksek çıkan numune olmuştur. Burada oluşan birleşerek FeMo, Fe₂C, Fe₃C, Fe₇C₃, MoC, Mo₂C ve MoN fazlarının fazlalığı sertlik oranının yüksek çıkmasına yol açmıştır. Şekil 7.73’deki kütle kaybı-yük ilişkisinden de görüleceği gibi, farklı aşınma mesafesinde aşınma miktarı artan yüklerle yaklaşık olarak doğrusal bir artış göstermektedir. Ferromolibden kaplanan malzemelerin aşınma davranışlarında % 5 N₂ ihtiva eden numunenin aşınma direnci diğerlerine nazaran daha yüksek çıkmıştır. N₂’un ısı geçirgenliğinin bu ilişkide etkisi büyüktür. Koruyucu gaz içerisindeki azot miktarına bağlı olarak ısı girdisi artmakta, ortaya çıkan ısı ise ark ile kaynatılan parçalara iletilmektedir. Çünkü azot argon gazından daha yüksek ısı iletim kapasitesine sahiptir (Cary, 1994). . Argon gazı içerisindeki azot miktarına paralel olarak kaynak bölgesindeki ısı miktarı artmaktadır. Bu, kaynak bölgesindeki sıcaklık yükselmesine neden olarak soğuma oranını düşürmektedir. Aynı zamanda, kaynak metalindeki azot miktarı da artmaktadır.





Şekil 7.74 Ferromolibden kaplı numunelerin aşınma eğrileri (5-10-15 N)

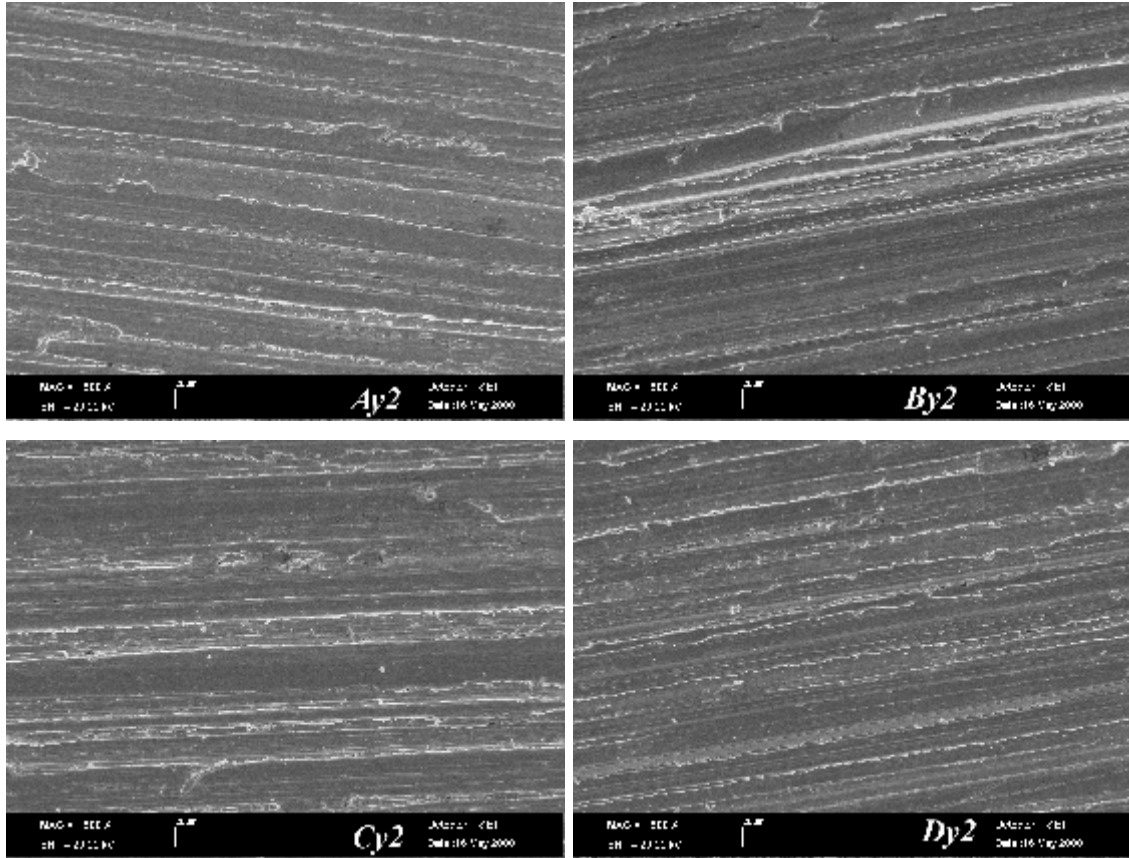
Artan yük ve yola bağlı olarak, aşınma oranı artmaktadır. Ancak karbür, nitrür ve metaller arası bileşiklerin oranca çoğalmasıyla aşınma direncinde belirgin bir artış görülmektedir.

Kaplama tabakasının sert ve kırılkan yapıda oluşu Şekil 7.75’de gösterilen SEM resimlerindeki aşınma çizgilerindeki gevrek kırılmalarla da kendisini belli etmektedir. Saf argon gazı ile yüzey modifikasyonuna tabi tutulan numunenin mikroyapısı ferrit fazı içerisinde ötektoid şeklinde FeMo, Fe₂C, Fe₃C, Fe₇C₃, MoC, MoN ve Mo₂N fazları oluşmuştur. Oldukça sert bir karbür olan M₇C₃ fazı molibden zengin olan MoC, MoN ve Mo₂N tane sınırlarında oluşmuştur ve bir ağ şeklinde matrisi sararak destek vermiştir. Ayrıca ötektoidik yapıda çözülen Mo elementinin bir kısmında ferrit matrisinin mukavemet ve sertliğinin artmasında rol oynamıştır. Böylelikle abrasiv aşındırıcının matrise batmasını ve kesmesini önemli ölçüde engellediğinden numunenin kütle kaybı düşük olmuştur.

Numunelerdeki bu hacim sertlik artışı aşınma direncini artırırken, ayrıca mikroyapıda ferrit fazı bünyesinde oluşan Fe₂Mo, MoC, Fe₃C, Fe₂C, MoN ve Mo₂N fazları matrise destek vererek numuneyi aşındırmaya çalışan abrasivin aşındırma enerjisini büyük oranda düşürmekte, bu sırada daha yumuşak olan ferrit, enerjiyi yutup sert fazı destekleyici rol oynayarak aşınma direncini yükseltmektedir.

Ferromolibden tozları kullanılarak yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numuneler içerisinde en düşük aşınma direncini (en yüksek kütle kaybı) saf argon gazı

ortamında yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numuneler sergilemiştir. Yine numunelerin abrasiv aşınma direncindeki artış veya azalma sertlik oranıyla ilişkilendirilebilir. Numunelerin sertliklerinin artmasını veya azalmasını da koruyucu gaz oranına bağlı olarak mikroyapılarda meydana gelen değişime bağlamak mümkündür. Çünkü PTA yöntemi ile üretilen numunelerde enerji girdisi arttığı için mikroyapıda sert karbür, nitrür fazları ve az oranda mukavemetli martenzit oluşmuştur. Bu da numunelerin abrasiv aşınma direncini olumlu yönde etkilemiştir. Numunelere ait SEM yüzey aşınma fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 7.75) mikro çizilmenin baskın olduğu aşınma mekanizması tüm numunelerde görülmektedir.

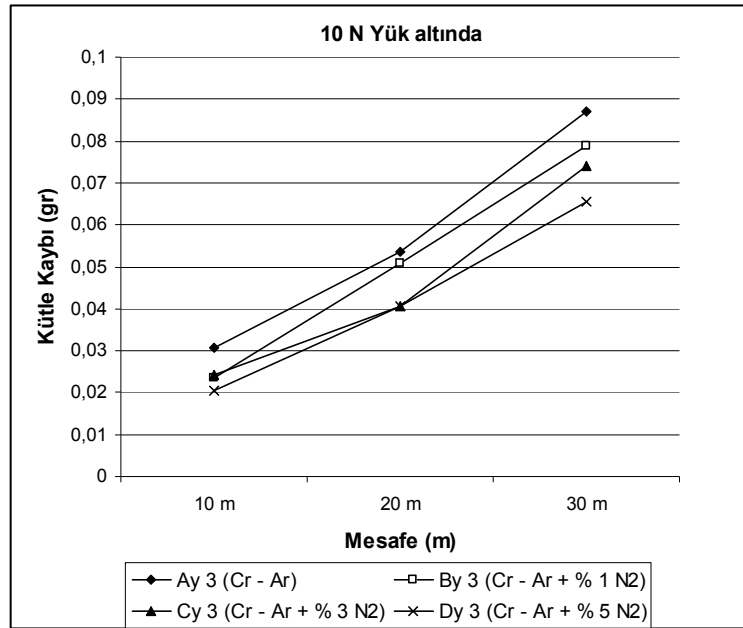
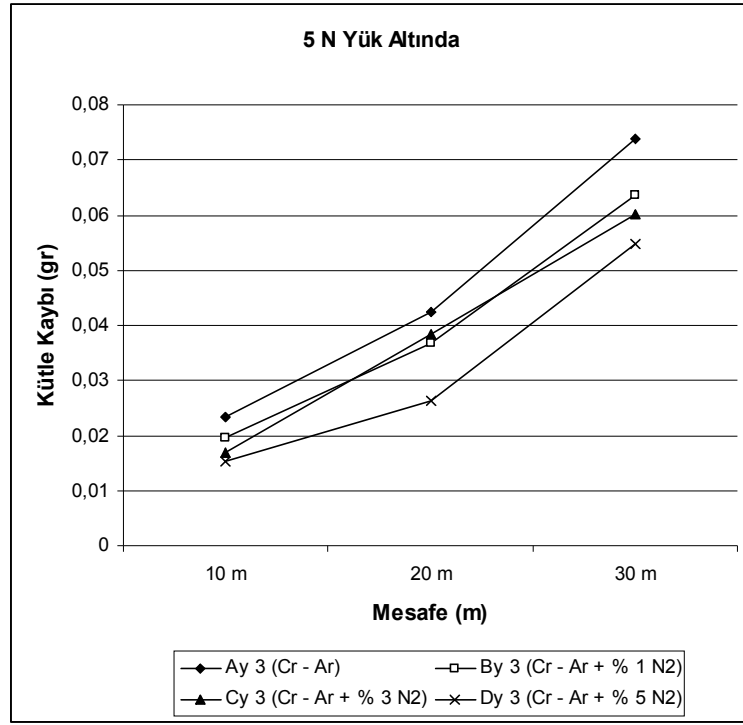


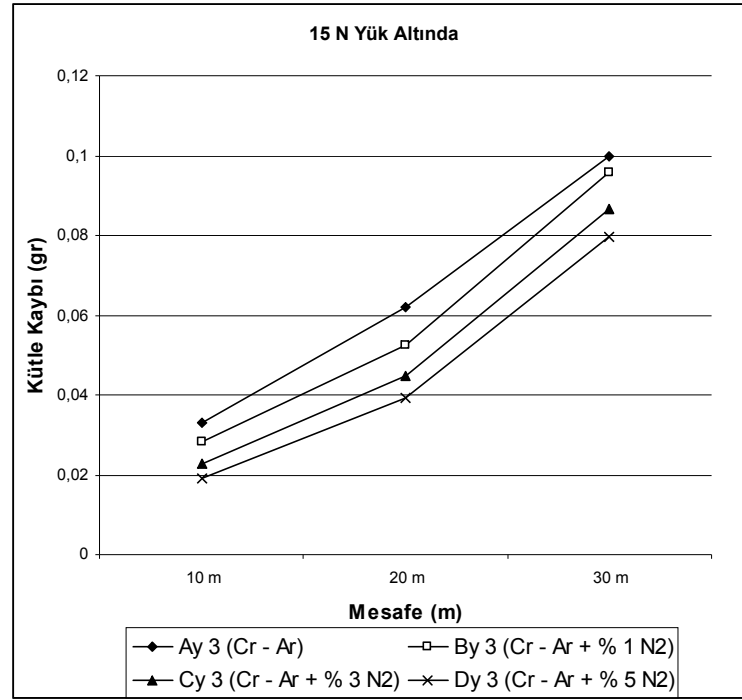
Şekil 7.75 Ferromolibden kaplı numunelerin aşınma yüzey SEM resimleri

Artan metal karbür, metal nitrür ve metaller arası bileşik fazları aşınmayı azaltıcı etki gösterirken sünek α matis fazı enerji depolamakta ve aşınma direncini arttırmaktadır. Diğer yandan yükün ve sürtünme mesafesinin artması ile aşınma miktarı artmakta, abrasiv partiküllerin oluşturduğu oluklar derinleşmektedir.

7.8.3. Ferrokrom Kaplı Numunelerin Abrasiv Aşınma Dayanımları

PTA yöntemi ile farklı kouyucu gaz ortamlarında yüzeyi yüksek karbonlu ferrokrom ile kaplanan AISI 1030 altlıklı kaplama tabakasının 5–10–15 N ve 10–20–30 m aşınma mesafelerindeki grafikleri Şekil 7.76’da gösterilmiştir. Ferrokrom kaplı numunelerin mikroyapısı 7.5 nolu başlıkta görülmektedir. Kaplama tabakasında C ve N₂ geçişine bağlı olarak demir ve krom elementleri karbon ve azotla birleşerek CrN, FeCr(σ-fazı), Fe₇C₃, Cr₂₃C₆, martenzit fazları oluşmaktadır. Ferrokrom kaplı numunelerin mikrosertlik (Şekil 7.68-69) diyagramında da görüldüğü gibi Cy4 numunesi mikrosertlik değeri en yüksek çıkan numune olmuştur. Burada oluşan birleşerek CrN, FeCr(σ-fazı), Fe₇C₃, Cr₂₃C₆, martenzit fazlarının fazlalığı, sertlik oranının yüksek çıkmasına yol açmıştır. Şekil 7.76’deki kütle kaybı-yük ilişkisinden de görüleceği gibi farklı aşınma mesafesinde aşınma miktarı artan yüklerle yaklaşık olarak doğrusal bir artış göstermektedir. Ferrokrom kaplanan malzemelerin aşınma davranışlarında % 5 N₂ ihtiva eden numunenin aşınma direnci diğerlerine nazaran daha yüksek çıkmıştır. Koruyucu gaz içerisindeki azot miktarına bağlı olarak ısı girdisi artmakta, ortaya çıkan ısı ise ark ile kaynatılan parçalara iletilmektedir. Çünkü azot, argon gazından daha yüksek ısı iletimi özelliğine ve kapasitesine sahiptir (Cary, 1994). Argon gazı içerisindeki azot miktarına paralel olarak kaynak bölgesindeki ısı miktarı artmaktadır. Bu, kaynak bölgesindeki sıcaklık yükselmesine neden olarak soğuma oranını düşürmektedir. Aynı zamanda, kaynak metalindeki azot miktarı da artmaktadır.



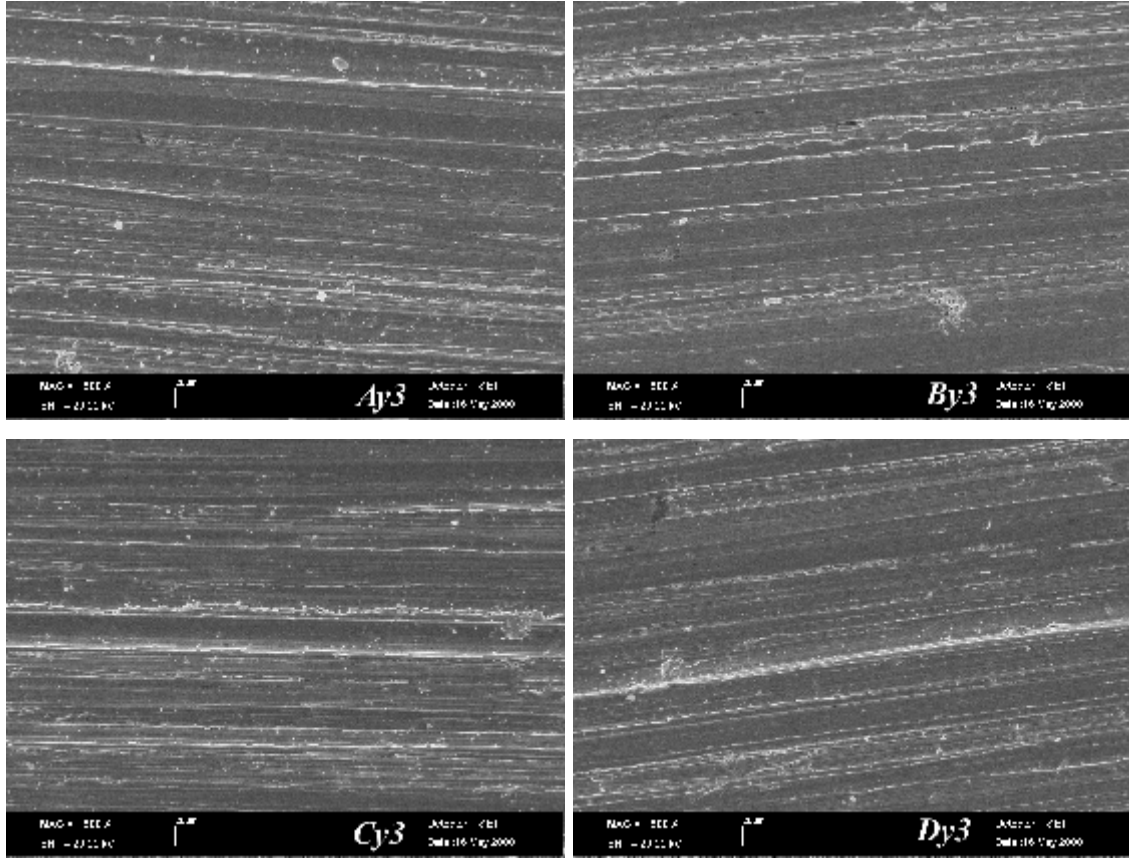


Şekil 7.76 Ferrokrom kaplı numunelerin aşınma eğrileri (5-10-15 N)

Ferrokrom tozunun kullanıldığı kaplamalarda, demir ve krom metallerinin karbür ve nitrürlerinin oluşması, ferrit matrisi içerisinde aşınma direncini önemli ölçüde yükseltmiş; ancak artan yük ve aşınma yoluna bağlı olarak kütle kayıpları önemli ölçüde yükselmiştir. Yükün artması kopan partikül sayısının artmasına ve aşınma oluşunun derinleşmesine neden olmaktadır.

Kaplama tabakasının sert ve kırılğan yapıda oluşu Şekil 7.77’de gösterilen SEM resimlerindeki aşınma çizgilerindeki gevrek kırılmalarla da görülmektedir. Ferrokrom tozları kullanılarak yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numuneler içerisinde en düşük aşınma direncini (en yüksek kütle kaybı) saf argon gazı ortamında yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numuneler sergilemiştir. Artan yüklerle birlikte bütün numunelerde kütle kaybı artmıştır. Numunelerin abrasiv aşınma direncindeki artışı veya azalmayı yine öncelikle sertlik oranıyla ilişkilendirmek mümkündür. Numunelerin sertliklerinin artmasını veya azalmasını da koruyucu gaz oranına bağlı olarak mikroyapılarda meydana gelen değişime bağlamak mümkündür. Çünkü PTA yöntemi ile üretilen bu numunelerden en düşük sertlik değeri saf argon gazı ile işlem gören numunede olmuş, bunu sırası ile % 1, % 3 ve % 5 N₂ gazı ilaveli, gaz ortamında kaplanan numuneler göstermiştir. Saf argon gazı ile yüzey modifikasyonuna tabi tutulan numunenin mikroyapısı ve ferrit fazı içerisinde olup, bunlar oluşan CrN, FeCr(σ -fazı), Fe₇C₃, Cr₂₃C₆,

martenzit fazları tane sınırlarında oluşmuştur ve bir ağ şeklinde matrisi sararak destek vermişlerdir.

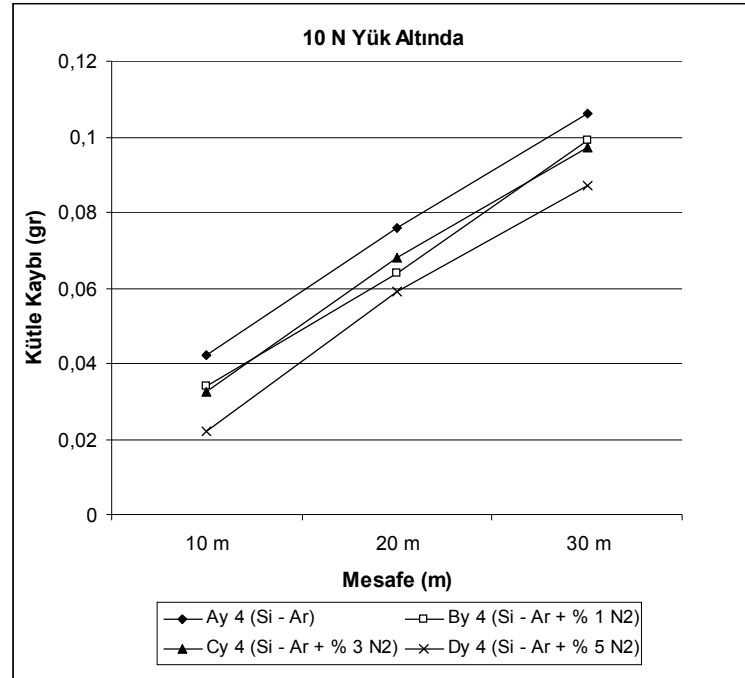
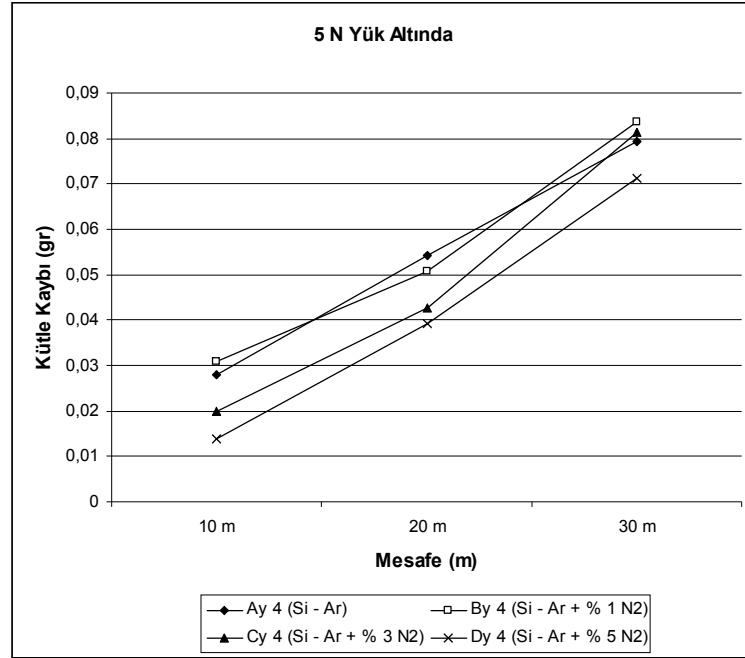


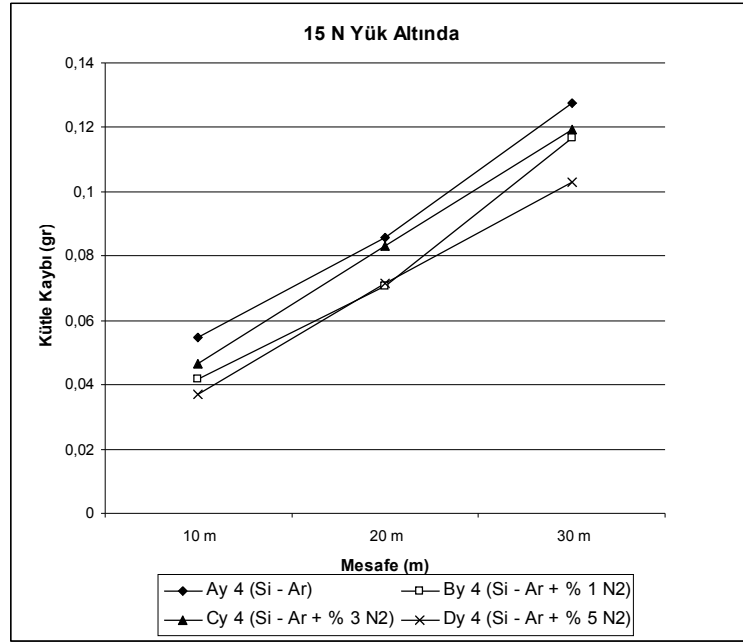
Şekil 7.77 Ferrokrom kaplı numunelerin aşınma yüzey SEM resimleri

7.8.4. Silisyum Kaplı Numunelerin Abrasiv Aşınma Dayanımları

PTA yöntemi ile farklı kouyucu gaz ortamlarında yüzeyi silisyum ile kaplanan AISI 1030 altlıklı kaplama tabakasının 5–10–15 N ve 10–20–30 m aşınma mesafelerindeki grafikleri Şekil 7.78’de verilmiştir. Silisyum kaplı numunelerin mikroyapısı 7.6 nolu başlıkta görülmektedir. Kaplama tabakasında SiC ve N₂ geçişine bağlı olarak Si₃N₄ oluşmuştur. Si kaplı numunelerin mikrosertlik (Şekil 7.69–70) diyagramında da görüldüğü gibi Dy4 numunesinin mikrosertlik değeri en yüksek çıkan numune olmuştur. Burada oluşan SiC ve Si₃N₄ oranının fazlalığı sertlik oranının yüksek çıkmasına yol açmıştır. Şekil 7.78’deki kütle kaybı-yük ilişkisinden de görüleceği gibi farklı aşınma mesafesinde aşınma miktarı artan yüklerle yaklaşık olarak doğrusal bir artış göstermektedir. Si kaplanan malzemelerin aşınma davranışları arasında önemli bir farklılığa rastlanılmıştır. Elde edilen sonuçlardan da görüldüğü gibi, koruyucu ortamın aşınma direncine olan etkisi oldukça

yüksektir. Kaplama tabakasının sert ve kırılğan yapıda oluşu Şekil 7.79'da gösterilen aşınma SEM resimlerindeki aşınma çizgilerindeki gevrek kırılmalarla da kendisini belli etmektedir.

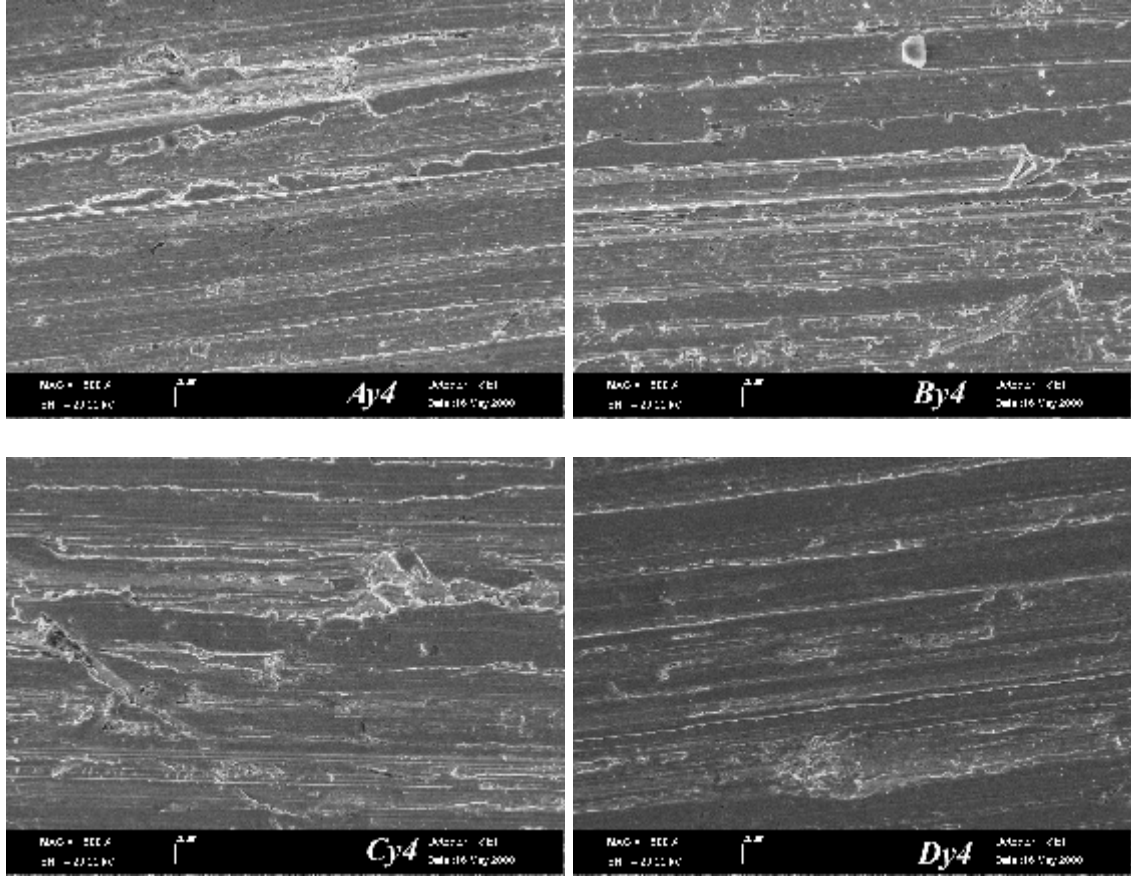




Şekil 7.78 Si Kaplı numunelerin aşınma eğrileri (5-10-15 N)

PTA kaplamada, kaplama tabakasında kullanılan silisyum oranı ve koruyucu gazı ilave edilen artan azot miktarıyla içerisinde daha fazla SiC ve Si_3N_4 fazları oluşmakta ve bu fazlar daha geniş bir hacim içerisinde dağılmaktadır. Bu da aşınma direncini artırırken, diğer yandan oluşan fazların gevrek olması ve matristen kolay kopması nedeniyle, artan kuvvet ve yolla birlikte aşınan partikül miktarı hızla artma göstermektedir. Yüksek azot içerisinde SiC partiküllerinin daha iyi ıslatılmaları, aşınmada gevrek partiküllerin daha kolay ayrışmalarını ve kopmalarını biraz azaltmıştır.

Silisyum kaplı numunelerde N_2 katkısı artırılmış olan numunenin aşınma SEM resimleri Şekil 7.79'da verilmiştir. Resimlerden de görüldüğü gibi artan N_2 miktarı ile numunelerin yüzeyinden kopan SiC tanecik sayısında azalma olmuştur. Ay4 numunesindeki aşırı aşınmaya yukarıda da belirtildiği gibi, sert dokulu SiC tanelerinin kırılma olmaları ve yüzeyden kolayca ayrılması neden olmuştur. Aşınmanın oluşturduğu çizgiler açısından bakıldığında, numunelerin aşınmış yüzeylerinde, N_2 oranı arttıkça aşınma çizgileri arasındaki farkın daraldığı ve kopan tanenin şeklinde farklılıkların bulunduğu gözle görülmektedir. Gevrek kopmalar artan N_2 oranıyla azalmaktadır. AISI 1030 sünek alt katın iyi enerji absorbe yeteneği nedeniyle, Dy4 numunesinin en iyi aşınma dayanımını göstermiş ve aşınma çizgilerinin bu numunede diğer numunelere oranla derin olmadığı belirlenmiştir.



Şekil 7.79 Silisyum kaplı numunelerin aşınma yüzey SEM resimleri

8. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, plazma transfer ark (PTA) yöntemiyle, AISI 1030 çelik yüzeyine titanyum, ferromolibden, ferrokrom ve silisyum geçirilerek yüzeyinin özellikleri değiştirilmiş; mikroyapıda oluşan karbür, nitrür 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 1030 çelik malzemenin yüzeyinin özellikleri PTA yöntemiyle değiştirilmiş ve geliştirilmiştir.
2. Koruyucu gazı ilave edilen N_2 , işlem sırasında yüksek ısıya da etkisiyle kaplama tabakasına geçerek nitrür oluşturmuştur. Artan N_2 miktarıyla birlikte kaplama tabakasında oluşan sertlik değerleri ve kaplama tabakasının abrasiv aşınma direnci artmıştır.
3. PTA yöntemleri ile yüzey modifikasyonu işleminde yüzeyi kaplanan malzeme ile kaplama tozlarının, çatlak ve gözeneksin olarak birleştiği görülmüştür. Ar- N_2 gaz karışımları düşük karbonlu çeliğin yüzeyinde gözenekli bir kaynak dikişine sebep olurken; kaplama tabakasında kullanılan Ti, FeMo, FeCrC ve Si kaplamaları yerel olarak küçük birkaç gözenek dışında gözenek oluşmamıştır.
4. Deneysel olarak yapılan bu çalışmada, kaynak akımı ve hızı sabit tutulmasına rağmen voltaj ve ısı girdisi değiştirilmediği halde, koruyucu gaz içerisindeki % N_2 miktarının artmasıyla ısı etkisi artma göstermiştir. Çünkü Ar, N_2 gazından daha yüksek ısı iletimine sahiptir. Koruyucu gaz içerisinde bulunan azot miktarı kaynak dikişinin nüfuziyetine ve genişliğine etki etmektedir.
5. Koruyucu argon gazı içerisindeki % N_2 miktarına bağlı olarak kaplama tabakasının içerisindeki sertlik değerlerinde de artma görülmektedir. Koruyucu gaz içerisindeki % N_2 miktarı arttıkça sertlik değerlerinde de artma, oluşan ara yer katı çökeltme mekanizmasıyla açıklanabilir.

6. Kaplama tabakasında, ergimeye bağılı olarak çubuk şekilli ve bazen az dentritik yapı kısmen belirginleşirken, kolların uzantılarının yaklaşık 10-15 µm kadar uzunlukta ve kısa olduğu gözlenmiştir. Homojen olmayan difüzyonla element geçişleri, altlık malzemesinde tane sınırları içerisine doğru gerçekleşmiştir.
7. Koruyucu gaz karışımında artan % N₂ gazına bağılı olarak modifiye olan bölgede yüksek enerji girdisi ve nüfuziyet derinliği tespit edilmiştir. Yüzey modifikasyonu işleminde, malzeme seçimi kadar üretim parametrelerinin de önemli bir role sahip olduğu görülmüş ve bunun belirlenmesinde kaplama malzemesi, yüzeyi kaplanan malzeme ve kaynak parametrelerinin birlikte göz önünde bulundurulması gerektiği ortaya konmuştur.
8. Ti kaplama tabakasında mikroyapıda matrisi α-fazı, Fe₂Ti ve FeTi oluştururken, TiN (1) Obsornite, TiN (2) Titanium Nitrür, titanyum karbür (TiC) ve sementit (Fe₃C) fazları tespit edilmiştir.
9. Ferromolibden kaplama tabakasının kaplama bölgesinde mikroyapı içerisinde oluşan fazlar X ray analizlerinden tespit edilmiş ve FeMo, Fe₂Mo, Fe₂C, Fe₃C, Fe₇C₃, MoC, MoN ve Mo₂N bileşik fazların oluştuğu görülmüştür.
10. Ferrokrom kaplama tabakasının verilen enerjiyle çözündüğü ve katılaşma sırasında C'la ve koruyucu gaza ilave edilen N₂'la birleşerek CrN, FeCr(σ-fazı), Fe₇C₃, Cr₂₃C₆ ve martenzit fazları tespit edilmiştir. Esas itibari ile Cr₂₃C₆ ve çok az oranda da silisyum ve demir karbürleri içerdiği ve demirin belli bir miktarının krom karbür bünyesinde eridiği anlaşılmaktadır. XRD analizinde ferrokrom kaplanan çeliklerde ayrıca oksit tabakasında “(Fe_{0,6}Cr_{0,4})₂ O₃” oluşmuştur.
11. SiC kaplanan tabakalarda; argon ve düşük azot katkılı koruyucu ortamlarda SiC, ferrit matrisi içerisinde çözünmüş, ancak tam olarak matris tarafından ıslatılamamıştır. % 3-5 N₂ oranının ıslatma daha iyi gerçekleşmiş, sıvı metalde eriyen azot miktarı artmış ve silisyum karbür daha iyi parçalandığı için Si₃N₄ bileşiği oluşmuştur.
12. PTA yöntemi kullanılarak uygulanan yüzey modifikasyonu işleminde en yüksek sertlik değerleri genel olarak tüm kaplamalarda % 5 N₂ içeren koruyucu gaz karışımı ortamında yapılmış numunelerde görülmüştür.
13. Yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerin abrasiv aşınma değerleri göz önüne alındığında; en iyi aşınma direncini % 5 N₂ içeren koruyucu gaz karışımı ortamında yapılmış numunelerde görülmüştür. Artan N₂ gazı ve nitrür bileşiği

oluşumna bağlı sertlik artışı ile bu katkılı koruyucu gaz ortamında tüm numunelerin aşınma dirençleri olumlu yönde artmıştır.

14. Koruyucu Ar gaz ortamında N₂ gazı ilavesiyle, bu gazın sağladığı ısı kapasitesi artışı ve ısıнын gecikmesi sonucunda; tüm numunelerde metal karbür, metal nitrür, metaller arası bileşiklerin oluşumu hızlanmış ve sonuç olarak; bu sert fazların oluşumu ve hidrojen dağılması sonucunda aşınma direnci yükselmiştir.
15. Tüm kaplanan numunelerde; kaplama malzemesi yüzeyinden başlayarak oluşan bileşik fazların sertlik ve dağılımına bağlı olarak ara tabaka ve kaplamanın alt kısmında sertlik olmakta ve noktadan noktaya fazla bir değişim göstermemektedir.

Mikroyapı, sertlik ve abrasiv aşınma dirençlerinden hareket ederek, PTA yöntemi ile koruyucu karışım gazı ortamlarında sade karbonlu çeliklerin yüzeylerine alaşım elementleri modifiye edilerek yüzey özelliklerinin değiştirilebileceği sonucuna varılmıştır. Bununla birlikte; bu numuneler üzerinde aşağıdaki uygulamaları gerçekleştirmek mümkündür.

1. Ar – N₂ gaz karışım kombinasyonları daha dar aralıklarda ve hassas oranlarda seçilerek kaplama tabakasına etkisi incelenebilir.
2. PTA kaplama yönteminin kolaylığı, maliyetinin düşüklüğü ve her boyuttaki metal grubuna otomatik sistemlerde uygulanabilirliği yöntem için kaplamacılıkta tercih nedeni olarak alınabilir.
3. Ar – N₂ koruyucu gaz ortamında farklı enerji girdileri ve kaynak parametreleri kullanılarak numunelerin mikroyapı ve mekanik özellikleri araştırılabilir.
4. Kaplama tabakasının adhesiv aşınma özellikleri araştırılabilir.
5. Yüzey modifikasyonu uygulanmış numunelere normalizasyon veya gerilim giderme tavlama ısı işlemleri uygulanarak, bu ısı işlemlerin kaplama tabakasını nasıl etkilediği araştırılabilir.
6. Farklı kaynak akımları, toz yedirme miktarları ve üretim hızları kullanılarak ileride kaplama katı kalitesini iyileştirici çalışmalar yapılmalıdır.

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., Saklakoğlu, İ.E.**, 2001, İmplantasyon prosesinde kullanılan iyon ışıını ekipmanları, *Mühendis ve Makine Dergisi*, **42** (497), 30-34
- Anık, S. ve Tülbentçi, K.**, 1966, Kaynak Metalurjisi (Çelikler İçin), Yazar:Baggerud A., İskender Matbaası, İstanbul.
- Artem, V.P.**, 2001, Effect of ion nitriding on the wear resistance of alloys, *Materials Science and Heat Treatment*, **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*, **76-77** (2), 706-711.
- Avner, H.**, 1984, Introduction of Physical Metallurgy, printed in Printing House of METU, Ankara/Turkey, **2.**, 351-357.
- Başman, G., Atar, E. ve Kayalı, E.S.**, 2001, Seramik malzemelerin aşınma davranışı, *Metalurji Dergisi*, **127**, 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.
- Berns, H. and Fischer, A.**, 1997, Microstructure of Fe-Cr-C hardfacing alloys with additions of Nb, Ti and B, *Materials Characterization*, **39**, 499-527.

- Blau, P.J. and Budinski, K.G.**, 1999, Development and use of ASTM standards for wear testing, *Wear*, **225-229** (2), 1159-1170.
- Bourithis E., Tazedakis A., Papadimitriou G.**, 2002, A Study On The Surface Treatment Of “Calmax” Tool Steel By Plasma Transferred Arc (PTA) Process. *Mater Process Technology*, **128**, 169–77.
- Bourithis, L., Milonas, A., Papadimitriou, G.D.**, 2003, Plasma transferred arc surface alloying of a construction steel to produce a metal matrix composite tool steel with TiC as reinforcing particles, *Surface and Coatings Technology*, **123**, 286–295.
- Bourithis, L., Papadimitriou, G.**, 2005, Three Body Abrasion Wear Of Low Carbon Steel Modified Surfaces, *Wear*, **258**, 1775–1786
- 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*, **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*, **200** (14-15), 4266-4276.
- Bunshah, R.F.**, 1989, Hard coatings, *Vacuum*, **39**, 955-965.
- Buytoz, S., Yılmaz, O.**, 2003, GTA yöntemi kullanılarak FeCrC ve WC kaplanmış sade karbonlu SAE 1020 malzemesinin aşınma davranışının araştırılması, *Mühendis ve Makine*, **519**.
- Buytoz, S.**, 2004, AISI 4340 çeliğin 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., Eren, H.,** 2005, Microstructural and microhardness characteristics of gas tungsten arc synthesized Fe-Cr-C coating on AISI 4340, *Materials Letters*, **59** (6), 607-614.
- Buytoz, S.,** 2006, Microstructural properties of M_7C_3 eutectic carbides in a Fe-Cr-C alloy, *Materials Letters*, **60** (5), 605-608.
- Cakan, A., Ozkaner, V., Yildirim, M.M.,** 2008.a., Quantifying cutting and wearing behaviors of TiN and CrN coated AISI 1070 steel, *Sensors*, **8**, 6984-6998.
- Cakan, A., Ozkaner, V., Yildirim, M.M.,** 2008.b., Investigations into the cutting and wear characteristic of TiCN-CrN coated C80 steels, *Pract. Metallography*, **45**, 6, 283-297.
- Cary, H. B.** 1994, Modern Welding Technology, 3rd ed., Prentice-Hall Inc., 417, London.
- 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*, **116-119**, 229-233.
- Chen, X.Q., Newaz, M.,** 2001, Oxidation and damage of EBPVD thermal barrier coatings under thermal cycling, *Journal of Materials Science Letters*, **20**, 93-95.
- Choy, K.L.,** 2003, Chemical vapour deposition of coatings, *Progress in Materials Science*, **48** (2), 57-170.
- Çakan, A.** 2006, AISI 1070 çeliğinden üretilen işlemsiz, yüzey işlemleri ve sert yüzey kaplamalı kesici takımların mekanik özelliklerinin, mikroyapı ve kesme performanslarının incelenmesi, Doktora Tezi, , Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

- Çalık, A., Somunkıran, İ.**, 2006, Borlanmış AISI 316 östenitik paslanmaz çeliğin kırılma tokluğunun deneysel belirlenmesi, 11. Uluslararası Denizli Malzeme Sempozyumu, 204-208, Denizli.
- Çay, V.V.**, 2009, . Sade Karbonlu Çeliklerin TIG ve Plazma İle Yüzey Kaplamasında Koruyucu Gaz Ve Tozların Yüzey Modifikasyonuna Etkilerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- Desai, V.M.**, 1984, Effect of carbide size on the abrasion of cobalt base powder metallurgy alloys, *Wear*, **94 (1)**, 347-376.
- Davis, R. L., Yellup, J. M., Subramanian, C.**, 1998, Metal-Matrix Composite Coatings By PTA Surfacing, *Composiws Science and Technology*, **58**, 299-309
- Edenhofer, B., Grafen, W. and Muller, Z.J.**, 2001, Plasma-carburising-a surface heat treatment process for the new century, *Surface and Coating Technology*, **142-144**, 225-234.
- Kaluç, E., Taban E.**, 2005, Plazma Arkı ile Kaynak ve Endüstriyel Uygulamaları *MakineTek*, **84**, 116-123
- 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 $(Cr,Fe)_2C_6$ carbides in high chromium Fe-Cr-C hardfacing alloys, *Surface and Coatings Technology*, **201 (3-4)**, 908-912.

- Frangini, S., Masci, A., Bartolomeo, A.D.**, 2002, Cr₇C₃-based cermet coating deposited on stainless steel by electrospark process: structural characteristics and corrosion behavior, *Surface and Coatings Technology*, **149 (2-3)**, 279-286.
- Gatto, A., Bassoli, E., Fornari, M.**, 2004, Plasma Transferred Arc Deposition of Powdered High performances alloys: Process Parameters Optimisation as a Function of Alloy and Geometrical Configuration, *Surface and Coating Technology*, **187**, 265-271
- Gediktaş, M.**, 1970, Sürtünme ve Aşınma, *İ.T.Ü. Dergisi*, **28**, 27-30.
- Gleaze, W.A.**, 1995, Friction and wear of ceramics, ASM Handbook, **18**, 812-815.
- Gök, M.S.**, 2008, Düşük ve orta karbonlu çeliklerin yüzeyine TIG kaynak metoduyla kaplanan ostenitik paslanmaz çelik tozunun aşınma direncine karbür içeriğinin etkisinin araştırılması, Fırat Üniv. FBE, Doktora tezi, Elazığ, 30-60.
- Gülenç, B., Develi K., Kahraman N., Durgutlu A.**, 2005, Experimental study of the effect of hydrogen in argon as shielding gas in MIG welding of austenitic stainless steel, *Int J. Hydrogen Energy*, **30(7)**, 1475-1481
- Gulenc, B., Kahraman, N.**, 2003, Wear Behaviour Of Bulldozer Rollers Welded Using A Submerged Arc Welding Process, *Materials and Design*, **24**, , 537–542.
- Gür, A.K., Yıldız, T.**, 2008, N₂ gazı oranının kaplama tabakasının aşınma davranışına etkisi, *e-Journal of New World Sciences Academy*, **3 (4)**, 627-635.
- Gür, A.K.**, 2006, Aşınma mekanizmaları, Doktora Semineri, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- Gür, A.K., Orhan, A.**, 2007, PTA Yöntemiyle AISI 1040 Çeliğinin Yüzey Modifikasyonu Sonrası Mikroyapıların İncelenmesi, *Metal Makine Dergisi*, **164**, 395-397.

- Gür, A.K., Taşkın, M., Orhan, A. Çalgülü, U., Dikbaş, H.,** 2009, Ti6Al4V Alaşım Çiftinin PTA Yöntemiyle Kaynak Edilebilirliği, Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu, Karabük Üniversitesi, Kabul Edildi, Karabük/Türkiye
- Haboudou, A., Peyre, P., Vannes, A.B., Peix, G.,** 2003, Reduction of porosity content generated during Nd:YAG laser welding of A356 and AA5083 aluminium alloys, *Materials Science and Engineering A*, **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*, **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*, **200 (9)**, 3016-3020.
- Hisakado, T.,** 1976, The influence of surface roughness on abrasive wear, *Wear*, **41 (1)**, 179-190.
- Hokkirigawa, K., Kato, K.,** 1988, An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear, *Tribology Int.*, **21(1)**, 51-57.
- Holmberg, K., Matthewst, A., Ronkainen, H.,** 1998, Coating tribology-contact mechanisms and surface design, *Tribology International*, **31 (1-3)**, 107-120.
- Hou , Q.Y. He, Y.Z. Zhang, Q.A. Gao, J.S.** Influence Of Molybdenum On The Microstructure And Wear Resistance Of Nickel-Based Alloy Coating Obtained By Plasma Transferred Arc Process, *Materials and Design.*, accepted 7 april 2006

- Hou, Q., He, Y., Gao, J.,** 2006, Microstructure and properties of Fe-C-Cr-Cu coating deposited by plasma transferred arc process, *Surface & Coatings Technology*, **201(6)**, 3685-3690.
- Howes, C.P.,** 1994, Thermal spraying: processes, preparation, coatings and applications, *Welding Journal*, **4**, 47-51.
- Hutchings, I.M.,** 1992, Tribology: friction and wear engineering materials: Edward Arnold, *Materials & Design*, **13 (3)**, 187.
- Iakovou, R., Bourithis, L., Papadimitriou, G.,** 2002, Synthesis Of Boride Coatings On Steel Using Plasma Transferred Arc (PTA) Process And Its Wear Performance, *Wear*, **252**, 1007–1015
- Islak, S.,** 2005, 45mn5 Islah Çeliğinin Isıl İşlem Ve Ergitme Yöntemleri İle Yüzey Modifikasyonu İşlemleri Sonrası Mekaniksel Davranışlarının İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- İpek, R. ve Karamış, M.B.,** 1999, Aşınma test yöntemleri ve gelişmeler, *Mühendis ve Makine*, **40 (469)**, 24-29.
- Jin, H.W., Park, C.G., Kim, M.C.,** 2001, Microstructure and surface wear resistance in rapidly quenched Fe-Cr-B alloy spray coatings, *Current Applied Physics*, **1(6)**, 473-477.
- Jin, H.W., Rhyim, Y.M., Hong, S.G., Park, C.G.,** 2001, Microstructural evolution of the rapidly quenched Fe-Cr-B alloy thermal spray coatings, *Materials Science and Engineering A*, **304-306**, 1069-1074.
- Kaestner, P., Olfe, J., Rie, K.T.,** 2001, Plasma-assisted boriding of pure titanium an Ti6Al4V, *Surface and Coating Technology*, **142-144**, 248-252.

- Kayaba, T., Kato, K., Hokkirigawa, K.**, 1983, Theoretical analysis of the plastic yielding of a hard asperity sliding on a soft flat surface, *Wear*, **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*, **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, C.K., Lee, S., Jung, J.Y., Ahn, S.**, 2003, Effects Of Complex Carbide Fraction On High-Temperature Wear Properties Of Hardfacing Alloys Reinforced With Complex Carbides, *Materials Science and Engineering A*, 349, 1–11.
- 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*, **61 (4-5)**, 1235-1237.
- 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., Yilmaz, O., 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.
- Kuwana, T. Kokawa, H., Saotome, M.** 1995, Quantitive prediction of nitrogen absorpsion by stell during gas tungsten arc welding, 3nd International

Seminar on the Numerical Analysis of Weldability, Graz-Seggau, Austria,
25-27 September

Lee, K., Nam, D.H., Lee, S., 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*, **428 (1-2)**, 124-134.

Lin, Y.C., Wang, S.W., 2003, Wear behavior of ceramic powder cladding on an S50C steel surface, *Tribology International*, **36(1)**, 1-9.

Lin, Y. C., Chen, P. Y., 2001, Effect of Nitrogen Content and Retained Ferrite on Residual Stress in Austenitic Stainless Steel Weldments, *Materials Science and Engineering A*, **307**, 165-171.

Liu, T. and Rhee, S.K., 1978, High temperature wear of semimetallic disc brake pads, *Wear*, **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*, **252(20)**, 7539-7544.

Liu, Y.F., Xia, Z.Y., Han, J.M., Zhang, G.L., Yang, S.Z., 2005, Microstructure and wear behavior of (Cr,Fe)₇C₃ reinforced composite coating produced by plasma transferred arc weld-surfacing process, *Surface & Coatings Technology*, **201(3-4)**, 863-867.

Lu, S., Kwon , O., Kim, T. and Kim, K., 2004, Microstructure and wear property of Fe-Mn-Cr-Mo-V alloy cladding by submerged arc welding, *Journal of Materials Processing Technology*, **147**, 191—196.

Lyttle, K. A., 1998, Shielding Gases, In: *Materials Handbook of ASM*, **6**, 64.

- Manna, I., Majumdar, J.D., Chandra, B.R., Nayak, S., 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*, **201(1-2)**, 434-440.
- Meriç, C., Köksal, N.S., Atik, E.,** 1997, Sert dolgu aşınmanın incelenmesi, G.Ü. Teknik Eğitim Fakültesi MATİK'97 Sempozyumu, 186-191, Ankara.
- Modenesi, J.P., Apolinário, R.E., Pereira, M.I.,** 2000, TIG Welding With Single-Component Fluxes, *Journal of Materials Processing Technology*, **99**, 260-265.
- Molinari, A., Tesi, B., Bacı, T.,** 2001, Plasma nitriding and Nitrocarburising of sintered Fe-Cr-Mo and Fe-Cr-Mo-c Alloys'', *Surface and Coatings Technology*, **140**, 251-225.
- Muratoğlu, M.,** (1997), SiC katkılı 2124 alüminyum kompoziti ve yaşlandırılmış kompozitin aşınma davranışlarının araştırılması, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- D'Oliviera, A.S.C.M., Vilar, R., Feder, C.G.,** 2002, High Temperatura Behavior of Plasma Transferred Arc and Co-based Alloy Coating, *Applied Surface Science*, **201**, 154-160
- Oğuz, B.,** 1989, Elektroslag (Elektrocuruf) Kaynağı, Oerlikon Yayınları, İstanbul.
- Oğuz, B.,** 1993, Aşınma Sorunları ve Dolgu Kaynakları, Oerlikon Yayınları, :709, İstanbul.
- Orhan, A.,** 2008, , "Gaz Tungsten Ark Kaynak Yöntemiyle Üretilen Fe Esaslı Kaplama Tabakalarının Aşınma ve Mikroyapı Karakteristiklerinin Araştırılması" Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.

- 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., Kahramanlı, Ş.**, 2004, Saç malzemelerin lazer kaynak parametreleri, Selçuk Üniversitesi Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulu, *Teknik Online Dergi*, **3** (1).
- Özmen, Y., Can, A.Ç., Aksoy, T.**, 1991, Aşınmaya etki eden faktörler ve aşınmanın azalması için alınacak tedbirler, 4. Denizli Malzeme Sempozyumu, 651-664, Denizli
- Pekin, Ş., Vuoristi, P., 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., Bell, T.**, 2000, The effect of plasma nitriding process parameters on the wear characteristics of AISI M₂ tool steel, *Tribology Letters*, **8**, 223-228.
- Perchlik, L., Sampath, S., Gutleber, J., Bancke, G., Ruff, A. W.**, 2001, Friction and wear properties of WC-Co and Mo-Mo₂C based functionally graded materials, *Wear*, **249**, 1103-1115.
- Peters, M., Leyens, C., Schulz, U., Kayser, W.A.**, 2003, EB-PVD thermal barrier coatings for aero engines and gas turbines, *Advanced Engineering Materials*, **3**, 193-204.
- Preauchat, B., Drawin, S.**, 2001, Properties of PECVD deposited thermal barrier coatings, *Surface and Coatings Technology*, **142-144**, 835-842.

- Sahin, Y.**, 2006, Optimal testing parameters on the wear behaviour of various steels, *Materials and Design*, **27(6)**, 455-460.
- Salman, S., Kose, R., Urtekin, L., Findik, F.**, 2006, An investigation of different ceramic coating thermal properties, *Materials and Design*, **27 (7)**, 585-590.
- Savaşkan, T.**, 2000, Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, 213-217.
- Schaaf, P.**, 2002, Laser nitriding of metals, *Progress in Materials Science*, **47(1)**, 1-161.
- Sert, H.**, 1997, PVD ile kaplanmış alüminyum ekstrüzyon kalıplarının yüzey özellikleri ve aşınma performanslarının deneysel incelenmesi, Doktora Tezi, Erciyes Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kayseri.
- Solmaz, Y.M.**, 2002, Ni_3Al+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*, **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 University, Dublin.
- Stokes, J.**, 2006, The theory and application of the HVOF thermal spray process, Publisher 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*, 36-39.

Topbaş, M.A., 1998, Çelik ve Isıl işlem El Kitabı, *Prestij Yayınevi*, 88-95, İstanbul.

Toyserkani, E., Khajepour, A., Corbin, S., 2002, Application of experimental-based modeling to laser cladding, *Journal of Laser Applications*, **14**, 165-173.

Tur, K., 1993, İyon implantasyonu teknolojisinin metallerin yüzey özelliklerinin geliştirilmesinde kullanımı, V. Denizli Malzeme Sempozyumu, 532-539, Denizli.

Tusek, J., Suban, M., 2000, Experimental Research of The Effect of Hydrogen in Argon as s Shielding Gas in Arc Welding of High-Alloy Stainless Steel, *International of Hydrogen Energy*, **25 (4)**, 369-376

Türküz, C., Tokmanoğlu, K., 1998, Kesici takım sanayine yönelik ince seramik kaplamaların önemi ve uygulama sonuçları (2), *Yüzey İşlemler Dergisi*, **6**, 300-304.

Ulutan, 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.

URL 1: www.habas.com.tr

URL 2: http://www.esabna.com/EUWeb/MIG_handbook/592mig4_1.htm

URL 3: www.xengineer.net

URL 4: www.plasmateam.com - Plazma Team SNC. –İtalya, Mario Marcioni,

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.

- Villat, M.**, 1986, Functionally effective coatings using plasma spraying, *Sulzer Technical Review*, **(3)**, 41-45.
- Wang, X.H., Zhang, M., Zou, Z.D., Song, S.L, Han, F., Qu, S.Y.**, 2006, In situ production of Fe-TiC surface composite coatings by tungsten-inert gas heat source, *Surface & Coatings Technology*, **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*, **252 (5)**, 2021-2028.
- Xibao, W., Xiaofeng, W., Zhongquan, S.**, 2005, The composite Fe-Ti-B-C coatings by PTA powder surfacing process, *Surface & Coatings Technology*, **192(2-3)**, 257- 262.
- Xibao, W., Yong, L., Songlan, Y.**, 2001, Formation of TiB₂ whiskers in laser clad Fe-Ti-B coatings, *Surface and Coatings Technology*, **137(2-3)**, 209- 216.
- Xu, G., Kutsuna, M., Liu, Z., Yamada, K.**, 2006, Comparison between diode laser and TIG cladding of Co-based alloys on the SUS403 stainless steel, *Surface and Coatings Technology*, **201 (3-4)**, 1138-1144.
- Yıldırım, M.M., Buytoz, S., Ulutan, M.**, 2007, Microstructural Changes to SiC Coated Metallic Surfaces Produced by the TIG Welding Process on a 45Mn5 Steel, *Practical Metallography*, **44**, 2, 59-69
- Yıldırım, M.M.**, 1989, Galvanizleme Tekniği, Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü, Yayın No:133, Fırat Üniversitesi Basımevi, 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, 114-135, İskenderun.

- Yılmaz, F.**, 1997, Sürtünme ve aşınma, IX. Ulusal Metalurji ve Malzeme Kongresi, 1, 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* , **201(3-4)**, 1568-1575
- Yılmaz, R., Barlas, Z.**, 2005, Paslanmaz Çelikler N Gazaltı Kaynak Yöntemi İle Birleştirilmesinde Koruyucu Gaz Kompozisyonunun Mikroyapı Ve Mekanik Özelliklere Etkisi, Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, *Mühendislik Bilimleri Dergisi* **11(3)**, 391-400
- Zhang, L., Sun, D., Yu, H., Li, H.**, 2007, Characteristic of Fe-based Alloy Coating Produced By Plasma Cladding Process, *Materials Science and Engineering A*. **457**, 319-324
- Zhao, C., Tian, F., Peng, H.R., Hou, J.Y.**, 2002, Non-Transferred Arc Plasma Cladding of Stellite Ni60 Alloy On Steel, *Surface and Coatings Technology*, **55**, 80–84

ÖZGEÇMİŞ

1977 yılında Maden/Hazar'da doğdum. İlk ve orta öğrenimimi Hazar'da tamamladım. Sırasıyla Elazığ Merkez E.M.L. motor bölümü ve akabinde devam ettiğim Elazığ Gazi Teknik Lisesi Makine teknisyenliği programından mezun oldum. 1996 yılında girdiğim Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümünden 2000 yılında mezun oldum. 2001 yılında Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde başladığım yüksek lisans eğitimimi, 2004 yılında Metalurji Eğitimi A.B.D. Kaynak B.D.'nda tamamlayarak mezun oldum. 2002 yılında açılan sınavla, Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümüne Arş. Gör olarak atandım. 2004 yılında girdiğim doktora eğitimime Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji A.B.D. Ekstraktif Metalurji B.D.'nda tamamlayarak, 2009 yılında mezun oldum. Halen Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümüne Arş. Gör olarak görev yapmaktayım. Evliyim.

Ali Kaya GÜR