

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**SADE KARBONLU ÇELİKLERİN TIG VE PLAZMA İLE
YÜZEY KAPLAMASINDA KORUYUCU GAZ VE TOZLARIN
YÜZEY MODİFİKASYONUNA ETKİLERİNİN İNCELENMESİ**

Vedat Veli ÇAY

Tez Yöneticisi
Yard.Doç.Dr. Sermin OZAN ONK

DOKTORA TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

ELAZIĞ, 2009

TEŞEKKÜR

Bu tezin önerilmesinde ve yönlendirilmesinde benden her türlü yardımlarını esirgemeyen danışman hocam, Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü öğretim üyesi Yard.Doç.Dr. Sermin OZAN ONK'a; ve hocalarım Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM, Yard.Doç.Dr. Mustafa TAŞKIN'a; çalışmalarım esnasında desteklerini esirgemeyen arkadaşlarım Arş.Gör. Ali Kaya GÜR ve Dr. M. Sabri Gök'e teşekkür ederim. Ayrıca ETİKROM A.Ş. Genel Müd. Sayın Mehmet YILDIRIM ve Genel Müd.Yard. Sayın Erdal KAYA'ya verdikleri maddi destekten dolayı teşekkür etmeyi bir borç bilip ve çalışmalarım süresince maddi-manevi desteğini benden esirgemeyen aileme de teşekkür ederim.

Özellikle bu tezin meydana gelmesinde maddi imkân sağlayan Fırat Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi (FÜBAP) ve çalışanlarına teşekkür etmeyi bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
TEŞEKKÜR.....	I
İÇİNDEKİLER.....	II
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	VI
TABLolar LİSTESİ.....	XII
ÖZET.....	XIII
ABSTRACT.....	XV
1. GİRİŞ.....	1
2. YÜZEY SERTLEŞTİRME VE SERTLEŞTİRME YÖNTEMLERİ	4
1. Yüzeyin Kimyasal Bileşimini Değiştirerek Yüzey Sertleştirme.....	4
2. Yüzeyin Kimyasal Bileşimini Değiştirmeden Yüzey Sertleştirme.....	4
2.1. Yüzeyi Kimyasal Bileşimini Değiştirerek Yüzey Sertleştirme.....	4
2.1.2. Sementasyon (Karbürizasyon).....	5
2.1.2.1. Toz ile Karbürizasyon.....	5
2.1.2.2. Tuz Banyosunda Karbürizasyon.....	5
2.1.2.3. Gaz Atmosferinde Karbürizasyon.....	6
2.1.3. Nitrürasyon.....	6
2.1.4. Karbonitrürasyon.....	7
2.1.5. Borlama.....	8
2.2. 2.2.1. Fırında Isıtarak Yüzey Sertleştirme.....	8
2.2.2. Alevle Yüzey Sertleştirme.....	8
2.2.3. Endüksiyon Akımı İle Yüzey Sertleştirme.....	9
3. YÜZEY KAPLAMA YÖNTEMLERİ.....	10
3.1. Buhar Fazı Yöntemleri.....	11
3.2. Sol - Jel Yöntemi.....	11
3.3. Elektrolitik Krom Kaplama.....	11

3.4. Ergimiş veya Yarı Ergimiş Fazdan Kaplama.....	12
3.4.1. Isıl Püskürtme Yöntemi.....	12
3.5. Ergitme Esaslı Kaplama Yöntemleri.....	12
3.5.1. Lazer Kaynağı.....	12
3.5.2. Elektron Işın Kaynağı (EİK).....	13
3.5.2. Tozaltı Kaynağı.....	15
3.5.3. Gaz Tungsten Ark Kaynağı.....	16
3.5.4. Plazma Ark Kaynağı.....	18
3.5.4.1. Plazma Arkı ile Kaynağın Uygulama Teknikleri	20
3.5.4.1.1. Ergitme Tekniği.....	20
3.5.4.1.2. Anahtar Deliği Tekniği.....	20
4. ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ÇELİKLERİN YAPI VE ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ.....	22
4.1 Alaşımlamanın Amacı.....	22
4.2. Çelikte Karbon.....	22
4.3. Çelikte Mangan.....	23
4.4. Çelikte Krom.....	23
4.5. Çelikte Molibden.....	23
4.6. Çelikte Alüminyum.....	23
4.7. Çelikte Vanadyum.....	24
4.8. Çelikte Titanyum.....	24
4.9. Çelikte Silisyum.....	24
4.10. Alaşım Elementlerinin Ferrite Etkisi.....	24
4.11. Alaşım Elementlerinin Karbürlere Etkisi.....	25
5. AŞINMA.....	26
5.1. Aşınma Sisteminde Temel Unsurlar.....	26
5.2.Aşınma Mekanizmaları.....	31

5.2.1. Abrasiv Aşınma.....	31
5.2.1.1. Abrasiv Aşınma İçin Genel Sınıflandırma.....	34
5.2.2. Adheziv Aşınma.....	36
5.2.2.1. Adheziv Aşınma Modeli.....	37
5.2.3. Korozi Aşınma.....	38
5.2.4. Yorulma Aşınması.....	39
5.2.5. Aşınmanın Fiziksel Görünüşe Göre Sınıflandırılması.....	39
5.2.5.1. Kayma Aşınması.....	39
5.2.5.2. Püskürtme Aşınması.....	39
5.2.5.3. Yuvarlanma Aşınması.....	39
5.2.6. Aşınmanın Aldığı Özel Adlar Vasıtasıyla Sınıflandırılması.....	40
5.2.6.1. Termik Aşınma.....	40
5.2.7. Aşınma Deneyleri ve Ölçüm Metotları.....	40
5.2.7.1. Ağırlık Farkı Metodu.....	40
5.2.7.2. Kalınlık Farkı Metodu.....	41
5.2.7.3. İz Değişimi Metodu.....	41
5.2.7.4. Radyoizotop Metodu.....	41
6. LİTERATÜR ÇALIŞMASI.....	42
7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	48
7.1. Çalışmanın Amacı.....	48
7.2. Deneylerde Kullanılan Malzemeler Ve Yüzey Modifikasyon Şartları.....	48
7.2. Metalografik Çalışmalar.....	51
7.3. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM- Scanning Elektron Microscopy).....	51
7.4. Noktasal Analiz Çalışmaları (EDS- Energy Dispersive Spectroscopy).....	52
7.5. X- Işını Difraksiyonu Çalışmaları (X - Ray Diffraction).....	52
7.6. Sertlik Deneyleri.....	52
7.7. Abrasiv Aşınma Deneyleri.....	52

7.8. Deney Numunesi Boyutları.....	53
8. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	54
8.1. Mikroyapı İnceleme Sonuçları.....	54
8.1.1.Yüzey Modifikasyonunda GTA ve PTA Metodlarıyla Yüzeyi FeCr Tozu Kullanılarak Alaşımlandırılmış AISI 1020 Çelik Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri.....	54
8.1.2.Yüzey Modifikasyonunda GTA ve PTA Metodlarıyla Yüzeyi FeTi Tozu Kullanılarak Alaşımlandırılmış AISI 1020 Çelik Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri.....	74
8.1.3.Yüzey Modifikasyonunda GTA ve PTA Metodlarıyla Yüzeyi FeMo Tozu Kullanılarak Alaşımlandırılmış AISI 1020 Çelik Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri.....	90
8.1.4. Numunelere Ait Yüzey Sertlik Değerleri.....	101
8.2. Abrasiv Aşınma Deney Sonuçları.....	105
9. GENEL SONUÇ VE ÖNERİLER.....	127
10. KAYNAKLAR.....	130

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa

Şekil 3.1. Nd: YAG lazerinde foton hareketlerinin prensip resmi.....	13
Şekil 3.2. Lazer yöntemi kullanılarak yapılan kaplamanın şematik resmi.....	13
Şekil 3.3. Bir elektron ışın ile kaynak makinesinin temel elemanları.....	15
Şekil 3.4. Tozaltı kaynak makinesi.....	16
Şekil 3.5. Gaz altı kaynak (GTA) yönteminin şematik gösterimi.....	17
Şekil 3.6. Gaz altı kaynak (GTA) yöntemi ile bir kaynak uygulaması.....	18
Şekil 3.7.a-b. Plazma Kaynak torcu (a) ve uygulaması (b).....	19
Şekil 5.1. Bir tribolojik sistemin şematik olarak gösterimi	27
Şekil 5.2. Kayma zamanına bağlı olarak meydana gelen aşınma devreleri.....	29
Şekil 5.3. Yüzey hasarları ve aşınmanın sınıflandırılması.....	29
Şekil 5.4. Dört ana aşınma mekanizmasının şematik gösterimi.....	31
Şekil 5.5. Mikrosürülme aşınma mekanizması.....	32
Şekil 5.6. Mikrokesilme aşınma mekanizması.....	33
Şekil 5.7. Mikroçatlama aşınma mekanizması.....	33
Şekil 5.8. Dört tip abrasiv aşınma mekanizmasının şematik gösterilmesi.....	35
Şekil 5.9. Adheziv aşınmada malzeme yüzeyinden parça kopması.....	37
Şekil 5.10. Adheziv aşınmanın meydana gelmesi.....	38
Şekil 7.1. Yüzey modifikasyonu yapılacak numunenin boyutları.....	50
Şekil 7.2. a) GTA b) PTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu uygulamasının şematik gösterimi.....	51
Şekil 7.3. Abrasiv deney aparatının görünüşü.....	53
Şekil 7.4. Abrasiv aşınma deney numunesi.....	54
Şekil 8.1. GTA yöntemi ile üretilen 1 nolu numunenin ara yüzeyini gösteren SEM mikroskop fotoğrafı(X750).....	56
Şekil 8.2. PTA yöntemi ile üretilen 6 nolu numunenin ara yüzeyini gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X500).....	57

Şekil 8.4.a.b. PTA yöntemi ile üretilen 6 nolu numunenin kaplama tabakasını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 500) (X 10.00).....	59
Şekil 8.5. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 2 nolu numune yüzeyinden alınmış X-Ray analizi.....	60
Şekil 8.6. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 1 nolu numune üzerinden alınan EDS analiz bölgelerini gösteren SEM mikroyapı fotoğrafı (X 7000).....	60
Şekil 8.7. a.b. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 1 nolu numune üzerinden alınan EDS analizleri.....	62
Şekil 8.8. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 2 nolu numunenin kaplanan yüzeyinden alınmış SEM mikroyapı fotoğrafı (X 750).....	63
Şekil 8.9. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 2 nolu numune üzerinden alınan EDS analiz bölgelerini gösteren SEM mikroyapı fotoğrafı (X 7000).....	64
Şekil 8.10. a.b. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 2 nolu numune üzerinden alınan EDS analizleri.....	65
Şekil 8.11. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 3 nolu numunenin kaplanan yüzeyinden alınmış SEM mikroyapı fotoğrafı (X 750).....	66
Şekil 8.12. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 3 nolu numune üzerinden alınan EDS analiz bölgelerini gösteren SEM mikroyapı fotoğrafı (X 4012).....	67
Şekil 8.13. a.b. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 3 nolu numune üzerinden alınan EDS analizleri.....	68
Şekil 8.14. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 4 nolu numunenin kaplanan yüzeyinden alınmış SEM mikroyapı fotoğrafı (X 2000).....	69
Şekil 8.15. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 5 nolu numunenin kaplanan yüzeyinden alınmış SEM mikroyapı fotoğrafı (X 3500).....	69
Şekil 8.16. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 6 nolu numunenin kaplanan yüzeyinden alınmış SEM mikroyapı fotoğrafı (X 1500).....	70
Şekil 8.17. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 5 nolu numune yüzeyinden alınmış X-Ray analizi.....	71
Şekil 8.18. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 6 nolu numune üzerinden alınan EDS analiz bölgelerini gösteren SEM mikroyapı fotoğrafı (X 5285).....	72

Şekil 8.19. a.b.c. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 6 nolu numune üzerinden alınan EDS analizleri.....	73
Şekil 8.20. GTA yöntemi ile üretilen 8 nolu numunenin ara yüzeyini gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 1000).....	76
Şekil 8.21. PTA yöntemi ile üretilen 11 nolu numunenin ara yüzeyini gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 500).....	76
Şekil 8.22. GTA yöntemi ile üretilen 7 nolu numunenin kaplama tabakası yüzeyinden alınan SEM mikroskop fotoğrafı (X 3500).....	78
Şekil 8.23. GTA yöntemi ile üretilen 8 nolu numunenin kaplama tabakası yüzeyinden alınan SEM mikroskop fotoğrafı (X 3500).....	78
Şekil 8.24. GTA yöntemi ile üretilen 9 nolu numunenin kaplama tabakası yüzeyinden alınan SEM mikroskop fotoğrafı (X 3500).....	79
Şekil 8.25. PTA yöntemi ile üretilen 10 nolu numunenin kaplama tabakası yüzeyinden alınan SEM mikroskop fotoğrafı (X 3500).....	80
Şekil 8.26. PTA yöntemi ile üretilen 11 nolu numunenin kaplama tabakası yüzeyinden alınan SEM mikroskop fotoğrafı (X 3500).....	80
Şekil 8.27. PTA yöntemi ile üretilen 12 nolu numunenin kaplama tabakası yüzeyinden alınan SEM mikroskop fotoğrafı (X 3500).....	81
Şekil 8.28. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 8 nolu numune yüzeyinden alınmış X-Ray analizi.....	81
Şekil 8.29. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 11 nolu numune yüzeyinden alınmış X-Ray analizi.....	82
Şekil 8.30. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 7 nolu numune üzerinden alınan EDS analiz bölgelerini gösteren SEM mikroyapı fotoğrafı (X 6000).....	83
Şekil 8.31. a.b.c. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 7 nolu numune üzerinden alınan EDS analizleri.....	85
Şekil 8.32. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 10 nolu numune üzerinden alınan EDS analiz bölgelerini gösteren SEM mikroyapı fotoğrafı (X 6342).....	86
Şekil 8.33. a.b. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 10 nolu numune üzerinden alınan EDS analizleri.....	87

Şekil 8.34. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 11 nolu numune üzerinden alınan EDS analiz bölgelerini gösteren SEM mikroyapı fotoğrafı (X 4993).....	88
Şekil 8.35. a.b. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 11 nolu numune üzerinden alınan EDS analizleri.....	89
Şekil 8.36. GTA yöntemi ile üretilen 15 nolu numunenin ara yüzeyini gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 350).....	92
Şekil 8.37. PTA yöntemi ile üretilen 18 nolu numunenin ara yüzeyini gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 500).....	92
Şekil 8.38. GTA yöntemi ile üretilen 13 nolu numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 5000).....	93
Şekil 8.39. GTA yöntemi ile üretilen 13 nolu numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 3000).....	94
Şekil 8.40. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 13 nolu numune yüzeyinden alınmış X-Ray analizi.....	94
Şekil 8.41. GTA yöntemi ile üretilen 15 nolu numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 5000).....	95
Şekil 8.42. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 13 nolu numune üzerinden alınan EDS analiz bölgelerini gösteren SEM mikroyapı fotoğrafı (X 5000).....	96
Şekil 8.43. a.b.c. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 13 nolu numune üzerinden alınan EDS analizleri.....	97
Şekil 8.44. PTA yöntemi ile üretilen 16 nolu numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 5000).....	98
Şekil 8.45. PTA yöntemi ile üretilen 18 nolu numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 4000).....	99
Şekil 8.46. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 18 nolu numune yüzeyinden alınmış X-Ray analizi.....	100
Şekil 8.47. GTA ve PTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait yüzey sertlik değerleri (HRC).....	101
Şekil 8.48. GTA ve PTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait yüzey sertlik değerleri (HRC).....	102

Şekil 8.49.	GTA ve PTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait yüzey sertlik değerleri (HRC).....	103
Şekil 8.50.	GTA ve PTA yöntemleri ile FeCr, FeTi ve FeMo tozları kullanılarak yüzeyi alaşımlandırılmış numuneler ait sertlik değerleri (HRC).....	104
Şekil 8.51.	AISI 1020 çeliğine ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).....	105
Şekil 8.52.	GTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).....	106
Şekil 8.53.	GTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 1 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	108
Şekil 8.54.	GTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 2 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	108
Şekil 8.55.	GTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 3 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	109
Şekil 8.56.	PTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).....	110
Şekil 8.57.	PTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 4 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	111
Şekil 8.58.	PTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 5 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	111
Şekil 8.59.	PTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 6 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	112
Şekil 8.60.	GTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).....	113
Şekil 8.61.	PTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).....	114
Şekil 8.62.	GTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 7 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	115
Şekil 8.63.	GTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 8 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	115

Şekil 8.64. PTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 9 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	116
Şekil 8.65. PTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 10 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	117
Şekil 8.66. PTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 11 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	117
Şekil 8.67. PTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 12 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	118
Şekil 8.68. GTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).....	118
Şekil 8.69. GTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 13 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	120
Şekil 8.70. GTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 14 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	120
Şekil 8.71. GTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 15 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	121
Şekil 8.72. GTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).....	122
Şekil 8.73. PTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 16 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	122
Şekil 8.74. PTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 17 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	123
Şekil 8.75. PTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 18 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).....	123
Şekil 8.76. GTA yöntemi ile tüm kaplama numunelerine ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).....	124
Şekil 8.77. PTA yöntemi ile tüm kaplama numunelerine ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).....	125
Şekil 8.78. GTA ve PTA yöntemi ile tüm kaplama numunelerine ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).....	126

TABLÖLAR LİSTESİ

	<u>Sayfa</u>
Tablo 3.1. Plazma ark kaynağı teknikleri.....	21
Tablo 5.2. Abrasiv aşınma davranışını etkileyen faktörler.....	32
Tablo 7.1. Yüzeyi kaplanacak malzemenin kimyasal bileşimi.....	48
Tablo 7.2. GTA üretim parametreleri.....	49
Tablo 7.3. PTA üretim parametreleri.....	50
Tablo 8.1. GTA ve PTA yöntemlerinde kullanılan yüzeyi kaplanacak malzeme ve tozların kimyasal bileşimi.....	54
Tablo 8.2. GTA ve PTA yöntemleri kullanılarak yüzeyi FeCr tozu ile alaşımlandırılmış numunelerin kimyasal bileşimleri.....	55
Tablo 8.3. FeCr takviyeli numunelerin üretim parametreleri.....	56
Tablo 8.4. GTA ve PTA yöntemlerinde kullanılan yüzeyi kaplanacak malzeme ve tozların kimyasal bileşimi.....	74
Tablo 8.5. GTA ve PTA yöntemleri kullanılarak yüzeyi FeTi ile alaşımlandırılmış numunelerin kimyasal bileşimleri.....	74
Tablo 8.6. FeTi takviyeli numunelerin üretim parametreleri.....	75
Tablo 8.7. GTA ve PTA yöntemlerinde kullanılan yüzeyi kaplanacak malzeme ve tozların kimyasal bileşimi.....	90
Tablo 8.8. GTA ve PTA yöntemleri kullanılarak yüzeyi FeMo ile alaşımlandırılmış numunelerin kimyasal bileşimleri.....	90
Tablo 8.9. FeMo takviyeli numunelerin üretim parametreleri.....	91

ÖZET

Doktora Tezi

SADE KARBONLU ÇELİKLERİN TIG VE PLAZMA İLE KAPLAMASINDA KORUYUCU GAZ VE TOZLARIN YÜZEY MODİFİKASYONUNA ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

Vedat Veli ÇAY

Fırat Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı

2009, Sayfa: 136

Bu çalışmada sade karbonlu çeliğin yüzeyi (GTA) Tungsten İnert Gaz ve (PTA) Plazma Transfer Ark yöntemleri kullanılarak FeCr, FeTi ve FeMo tozları ile alaşımlandırılmıştır. Numunelerin alaşımlandırma işlemi yapılırken koruyucu gaz olarak saf argon gazı ile birlikte bu gaza % 3 ve 5 oranlarında ilave edilen H₂ gazı kullanılmıştır. Alaşımlandırılan bölgelerin mikroyapı ve abrasiv aşınma özellikleri araştırılmıştır. Sade karbonlu (AISI 1020) çeliğin yüzeyi yüksek karbonlu ferrokrom, ferrotitanyum ve ferromolibden tozları kullanılarak alaşımlandırılmıştır. Yüzey alaşımlama işleminden sonra, alaşımlı bölgenin mikroyapısını belirlemek için, tarayıcı elektron mikroskobu (SEM), noktasal analiz (EDS), X-ışınları (XRD) gibi ileri teknoloji araştırma yöntemlerinden faydalanılmıştır. Abrasiv aşınma testleri pin-on-disk aparatı üzerinde gerçekleştirilmiştir. Sertlik değerleri alaşımlandırılmış bölge üzerinden ölçülmüştür.

GTA ve PTA yöntemleri kullanılarak yapılan yüzey alaşımlama uygulamaları sonucunda; her iki yöntemde de alt malzeme yüzeyine ferro içerikli alaşım tozları ergitilerek yüzey modifikasyon işlemi başarılı bir şekilde gerçekleştirilmiştir.

FeCr tozu kullanılarak GTA ve PTA yöntemleri ile yapılan yapılan yüzey modifikasyonu işlemi sonrasında mikroyapıda dendritik yapı içerisinde Cr_7C_3 , Fe_7C_3 , Fe_3C , martenzit ve ostenit, fazları tespit edilirken, FeTi tozu kullanılarak gerçekleştirilen yüzey modifikasyonu işleminde ferrit matrisi içerisinde oluşan FeTi, Fe_3C ve TiC fazlarına rastlanılmıştır. Yine aynı yöntemler ile FeMo tozu kullanılarak gerçekleştirilen yüzey modifikasyonu işlemi sonrasında mikroyapıda ötektoid şeklinde oluşan yapı içerisinde Fe_2Mo , MoC, FeC ve Fe_3C fazlarına rastlanılmıştır.

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

Numuneler içersinde en yüksek sertlik ve en iyi aşınma direnci FeCr tozu ile alaşımlandırılmış PTA yöntemi ile üretilmiş numunelerde görülmüş olup, bunu aynı yöntem ile üretilen FeMo ve FeTi tozları ile alaşımlandırılmış numuneler izlemiştir.

Anahtar Kelimeler: Yüzey alaşımlama, GTA, PTA, Koruyucu gaz, Abrasiv aşınma

ABSTRACT

PhD Thesis

INVESTIGATION OF THE EFFECTS OF SHIELD GASES AND POWDERS ON THE SURFACE MODIFICATION OF A TIG AND PLASMA COATED PLAIN CARBON STEEL

Vedat Veli ÇAY

Firat University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Metallurgy Education

2009, Page: 136

In this study, plain 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 3-5 % H₂ 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 1020) surface were alloyed by using high carbon ferrochrome, ferrotitanium an ferromolybdenum powders. Following the surface alloying, conventional characterization techniques, such as scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS) and X-ray diffraction were employed for studying the microstructure of the alloyed zone. Abrasive wear tests were carried out at pin-on-disc apparatus. Hardness measurements were performed across the alloyed zone.

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

Following the surface modification which had been done by using FeCr powder within the GTA and PTA processes, Cr_7C_3 , Fe_7C_3 , Fe_3C , martensite and austenite phases inside the dendritic structure in microstructure were observed. Whereas at surface alloyed with FeTi powder; FeTi, Fe_3C and TiC phases were apparently formed inside the ferrite matrix. After the surface modification by using FeMo powder with the same methods again; Fe_2Mo , MoC, FeC and Fe_3C phases were observed inside the residual eutectoid structure formed in microstructure.

By increasing H_2 ratio in shielding gas rather homogenous 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 FeCr powder within PTA process, and it was followed with the same process produced specimens that were alloyed with FeMo and FeTi respectively.

Keyword: Surface alloying, GTA, PTA, Abrasive wear, Shielding gas

1. GİRİŞ

Günümüzde hızla artmakta olan teknolojinin takip edilemeyecek kadar ilerlemesi bir çok sektörü ve araştırmacıları harekete geçirmiştir. Bunlardan, malzeme bilimcilerini isteklere cevap verecek nitelikte yeni nesil malzemeler üretmeye mecbur etmiştir. 1900'lü yıllardan sonra, otomasyon ve fabrikasyon devrinin başlaması ile makinelerden faydalanma oranı hızlı bir şekilde artmış ve 1950 yıllarda uzay çağıının başlaması ile bu sektörler tribolojik olarak cevap verecek nitelikli malzeme arayışı içerisine girilmiştir. Metal yüzeylerinin dış ortamlardan korunması veya kullanım alanına göre; maruz kaldığı yorulma, sürtünme ve aşınmaları ortadan kaldırmak veya minimuma indirmek amacıyla çeşitli yüzey işlemlerine ve üretim yöntemlerine ihtiyaç duyulmaktadır.

Teknik anlamda aşınma; cisimlerin yüzeylerinde, mekanik etkenlerle (mekanik bir sebep veya mekanik bir enerji etkiyle) mikro taneciklerin kopup ayrılması sonucu malzemede istenilmeyen bir değişikliğin meydana gelmesi olayıdır (Demirci, 1987). DIN 50320'ye göre aşınma; katı cisim yüzey bölgesinden tribolojik zorlanma sonucu sürekli ilerleyen malzeme kaybı şeklinde ifade edilmiştir. Moore'a göre aşınma; kullanılan malzemelerin yüzeylerine gaz, sıvı ve katıların teması neticesinde çeşitli etkenlerle malzemenin yüzeyinden mikro tanelerin kopması sonucu meydana gelen yüzey bozulması olarak tanımlanır.

Birbirleriyle etkileşim içerisinde çalışan malzemelerin tribolojik ömürlerini uzatmada kullanılan en ucuz ve yaygın yöntem, bu malzemeler arasında yağlayıcı bir tabakanın oluşturulmasıdır. Önemi giderek artan diğer bir yöntem ise, etkileşim içerisindeki yüzeylerin birinin veya her ikisinin ince sert bir tabaka ile kaplanması, yani yüzey modifikasyonu işlemidir. Pek çok tekniği içeren yüzey sertleştirme işlemleri özellikle çelik malzemelerde yüzeyinin sert ve aşınmaya dayanıklı, alt tabakanın ise sünek ve yeterli mukavemette olması istenilen malzemelere uygulanmaktadır. Dişli parçalarda olduğu gibi aşırı sert yüzey aşınmaya karşı koyarken, tok olan iç kısım ise darbeleri absorbe edebilmektedir. Yüzey sertleştirilmede normal şartlarda yeterli düzeyde sertlik elde edilemeyen çeliklerin yüzeyine karbon verilerek (sementasyon ve karbürleme) (Chaus ve diğ., 2001) veya yüzeye sertliği artırıcı element atomları nüfuz (nitürleme) (Figuerroa ve diğ., 2001) ettirilerek sağlanabilir.

Ayrıca sertleştirilme kabiliyeti iyi olan çeliklerin yüzeyinde, istenilen sertleştirme derinliğine kadar olan kısmı östenitleştirme sıcaklığına kadar ısıtılıp ani soğutma ile yalnızca bu bölgenin sertleştirilmesi (fırınla, alevle veya indüksiyonla yüzey sertleştirme) (Kristolfersen, 2001) yapılabilir.

Yüzey kaplama işlemi, son on yıl içerisinde yeni kaplama tekniklerinin gelişmesinde de önemli rol oynamıştır (Holmberg, 1998 ve Matthews, 1994).

Yüzey kaplamacılığında ilk ticari öneme sahip girişim, kesici takımların yüzeylerinin TiN ve TiC ile kaplanması olmuştur. İlk uygulamalara diğer örnekler ise vakum ortamında çalışan kaymalı yatakların yüzeylerinin bir nevi katı yağlayıcı görevi gören ince kurşun tabaka ile kaplanması ve elektrik kontakları için altın kaplamaların kullanımı olmuştur (Cselle ve Barimani, 1995; Bull ve Jones, 1996; Zabinski ve diğ., 1996; Theunissen, 1998; Vercammen ve diğ., 1999). Günümüzde yüzey kaplama işlemi yataklar, contalar ve valfler gibi makine parçaları ile metal kesici ve şekillendirici takımların tribolojik özelliklerini arttırmak için uygulanan ve her geçen gün önemi artan bir teknik olmuştur (Hogmark ve Jacobson, 1992). Yüzey kaplamacılığının, yüksek maliyet ve malzeme özelliklerine dayanan (kalınlık, kompozisyon, sertlik ve adhezyon) kısıtlayıcı yönleri bulunmasına rağmen, gelişen teknoloji ile birlikte bu problemler de çözülmeye başlamıştır.

Günümüzde GTA (gaz tungsten ark kaynağı), PA, yüksek yoğunluklu lazer ve termal sprey yöntemleriyle orijinal malzeme üretiminde önemli gelişmeler sağlanmıştır (Korkut ve diğ., 2002). Litaratürlere bakıldığında, önemli kaynak yönteminden birisi olan GTA ve PTA'nın da yüzey modifikasyon yöntemlerinde başarı ile kullanıldığı görülmektedir. Bunun en önemli sebebi olarak da kolay uygulanması, ekonomik olması ve özel yetişmiş elemana ihtiyaç duyulmamasıdır (Buytoz ve diğ., 2005).

Bu çalışmada, düşük karbonlu çeliklerin yüzeyleri ferrokrom, ferromolibden ve ferrotitanyum tozları ile kaplanmıştır. Bu işlem tungsten inert gaz (GTA) ve Plazma Transfer Ark (PTA) yöntemleri ile yapılan bir nevi yüzey modifikasyon işlemidir. Yüzey modifikasyonu işlemi sonrasında, kaplama bölgesinin mekanik, mikroyapı ve aşınma özellikleri incelenmiştir. Mikroyapı incelemelerinde taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve noktasal analiz tekniği (EDS) mikroyapı analizleri ile birlikte X-ışını diffraksiyonu (XRD) analizlerinden faydalanılmıştır. Yüzeydeki modifiye edilen tabakanın sertliği, sertlik ve mikrosertlik cihazlarıyla ölçülmüş ve yüzey tabakasının abrasiv aşınma direnci pin-on-disk aparatıyla test edilmiştir. Aşınma testleri sonucunda numunelerin kütle kayıpları tespit edilerek aşınma oranları elde edilmiştir.

On bölümden oluşan araştırma ve incelemenin birinci bölümünde genel giriş, ikinci bölümünde yüzey sertleştirme ve sertleştirme yöntemleri, üçüncü bölümde yüzey kaplama yöntemleri, dördüncü bölümde alaşım elementlerinin çeliklerin yapı ve özelliklerine etkisinden bahsedilmiştir. Beşinci bölümde, genel aşınma kavramları üzerinde durulmuş, altıncı bölümde genel literatür çalışması yapılmış ve yedinci bölümde ise deneysel çalışmalar açıklanmıştır. Sekizinci bölümde, deney sonuçları ve yorumlar tartışılarak, dokuzuncu bölümde öneriler sunularak sonuca bağlanmıştır. Onuncu bölümde ise tezin yazımında faydalanan kaynaklar verilmiştir.

2. YÜZEY SERTLEŞTİRME VE SERTLEŞTİRME YÖNTEMLERİ

Teknikte pek çok konstrüksiyon elemanı sadece yüzeyde aşınma etkisi altında bulunur. Örneğin; yatak muylusu, kavrama tırnağı, dişliler v.b.'nin imal edildiği sünek çelikler düşük karbonlu (% 0.2-0.35 C) olduklarından yeterli derecede sertleştirilemezler. Gerçekte bu malzemelerin iç kısımlarının sünek, dış kısımlarının ise sert olması arzu edilir. Buna da ulaşmanın en emin yolu malzemenin iç kısımlarının sünek kalması sağlanarak yüzeyin uygun bir yöntemle sertleştirilmesidir. Parça ayrıca yüzey sertleştirme ile yüksek bir yorulma mukavemetine de ulaşır (Yıldırım ve diğ., 2001).

Yüzey sertleştirme yöntemlerini başlıca iki ana grupta toplamak mümkündür. Bunlar;

1. Yüzeyin Kimyasal Bileşimini Değiştirerek Yüzey Sertleştirme

Sementasyon (Katı, Sıvı, Gaz),

Nitrürasyon,

Karbonitrürasyon,

Borlama.

2. Yüzeyin Kimyasal Bileşimini Değiştirmeden Yüzey Sertleştirme

Fırında,

Alevle,

Endüksiyonla,

Daldırma yolu ile,

Lazer ışınıyla.

2.1. Yüzeyin Kimyasal Bileşimini Değiştirerek Yüzey Sertleştirme

Parça yüzeyindeki karbon miktarı sertleşme sınırı altında bulunan çeliklerde ve bazı özel amaçlı malzemelerde yüzeyde sert bir tabaka elde etmek için yüzeyin kimyasal bileşimi değiştirilir.

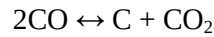
2.1.2. Sementasyon (Karbürizasyon)

Sementasyonla sertleştirmede, % 0.2-0.3 karbonlu çelikler kullanılır. Bunlar, düşük karbon oranından dolayı sertleşmez. Karbürizasyon olarak adlandırılan karbonca zenginleştirme, iş parçalarını karbon verici sementasyon maddesinin içinde 880 °C ila 980 °C'lik sıcaklıklarda birkaç saat (ostenitik yapıya ulaşınca kadar) tavlama suretiyle sağlanır. Böylece karbon, bu suretle sertleştirilecek yüzey tabakasının içine emdirilmiş olur. Yüzey tabakasındaki karbon oranı, sementasyon maddesine, karbürizasyon sıcaklığına ve işlem süresine bağlıdır.

Karbürizasyon karbürleyici toz, tuz banyosu ve gaz atmosferinde yapılabilmektedir.

2.1.2.1. Toz ile Karbürizasyon

Yüzeyi sertleştirilecek parçalar karbürleyici toz ile karıştırılarak hava geçirmeyen sementasyon kutularında 900 °C'de tavlama yapılır. Karbürleyici toz odun kömürü, kok ve kemik kömürü ile alkali bileşiklerden oluşur. Toz halindeki tanelerin ortalama irilikleri 3-6 mm'dir. Yüksek sıcaklıklarda oksijen fakir atmosferde CO ve CO₂ den oluşan bir gaz karışımı elde edilir. Baryum oksit ve baryum karbonat gibi alkali bileşikler karbürizasyonu hızlandırıcı aktivasyon maddeleridir. Yüksek sıcaklıklarda Boudouard reaksiyonu uyarınca



yüzeyde açığa çıkan aktif karbon difüzyonla metal yüzeyine geçerek çeliğin bileşimine girer. Önceleri yüzeyde hızla yükselen karbon miktarı daha sonra gittikçe hızını kaybeder ve belli bir değere ulaşır.

Kolay bir işlem olan tozla karbürizasyonun pratik ve fazla ekonomik olduğu söylenemez. Ayrıca parça yüzeyinde kav oluşumu da görülür. Uygulamada parçalara doğrudan doğruya su verilmemesi de başka bir dikkate değer dezavantajdır.

2.1.2.2. Tuz Banyosunda Karbürizasyon

Tuz banyosu karbürizasyonda, iş parçaları belli bir süre ön ısıtmadan sonra 850-930 °C'de sıcaklıklar arasında siyanürlü alkali tuz eriyikleri içerisine daldırılırlar. Tuzların

bileşiminde karbon taşıyıcı olarak NaCN, ayrışmayı frenleyici olarak görev yapan klorürler (özellikle KCl), aktifleyici olarak ta strosiyum ve baryum bileşikleri bulunur.

Karbürizasyon sıcaklığında siyanür parçalanarak karbon ve az miktarda da azot verir. Tuz banyosunda parçaların bekletilme süresi kısadır. Karbürizasyon bittikten sonra parça doğrudan doğruya sertleştirilebilir. Siyanürlerin zehirli olmaları nedeniyle tuz banyosunun yüzeyi grafit ile örtülmelidir.

Tuz banyosunun konmasında en dayanıklı kap, bakır levhalarla kaplı olan kaptır. Bunu dışında seçilecek kaplar siyanür tuzları tarafından kısa sürede kemirilerek kullanılmayacak duruma gelir (Yıldırım ve diğ., 2001).

2.1.2.3. Gaz Atmosferinde Karbürizasyon

Gaz atmosferinde yapılacak karbürizasyon ilke olarak toz ile karbürlemeye benzer. Ancak burada CO gazı fırın dışında üretilerek fırına verilir.

Karbürizasyon için kullanılacak gaz; SO₂, CO₂ ve H₂O gibi zararlı bileşiklerden arınmış şehir gazı veya jeneratör gazı olabilir. Ancak bu gaza belirli bir oranda propan (C₃H₈) katılarak karbürleyici etki artırılmalıdır.

Gazlı karbürizasyonda işlem süresi oldukça kısadır. Karbürleme derinliği ve parça büyüklüğü arzu edilen şekilde seçilebilir. Bu avantajlarının yanı sıra gaz üretim ve ayarlama tesislerinin gerekmesi, CO gazının zehirliliği gaz atmosferiyle karbürlemenin dezavantajlarını oluşturur.

2.1.3. Nitrürasyon

Nitrürasyonda, parça yüzeyine karbon yerine azot elementinin geçişi temin edilir. Bir maddenin nitrürasyona yatkın olması için yapısında alüminyum, krom ve molibden gibi nitrür yapıcı elementleri bulundurması gerekir (Yıldırım, 1983).

Nitrürleme sertliğinde iş parçasının ince bir yüzey tabakası azot ile zenginleştirilir. Dolayısıyla çok sert ve aşınmaya dayanıklı bir tabaka meydana gelir. İş parçasının çekirdek bölgesi değişmeden olduğu gibi kalır.

Bu yöntemle sertleştirilecek çeliklerde sertleşmeye yetecek kadar karbon yoktur. Sementasyondan farklı olarak çelik yüzeyine karbon yerine azot atomları emdirilir. Burada sertliğin artırılması, martenzit oluşumuna değil, bilakis iş parçasının yüzey tabakasında nitrür

olarak adlandırılan ve gayet sert olan azot bileşiklerine dayanmaktadır. Yüzey tabakasındaki azotun zenginleştirilmesi, azot veren tuz banyolarında veya içinden amonyak akımı geçen nitrürleme fırınlarında yaklaşık 550 °C'de tavlama suretiyle sağlanır. Yüzey tabakasına emdirilen azot, demir ve çelik alaşımları ile çok sert nitrürleri meydana getirir. Bu işlem, çeliklerde erişilebilen en yüksek sertliği (1200 HV'e kadar) nitrür tabakası kazandırır. Sertleştirme kalınlığı onda bir milimetreden daha azdır. Nitrürleme sertliğinin bir dizi avantajları vardır. Bunlar;

Nitrürleme işleminden sonra tavlama, sertleştirme ve menevişleme yapmaya ihtiyaç yoktur. Çünkü sertlik, doğrudan nitrürleme esnasında oluşur.

Nitrürleme sertliği uygulanmış makine elemanlarında çekme olayı olmaz. Çünkü elemanlar sadece 550 °C'ye kadar ısıtılır.

Nitrürleme tabakasının kalınlığı, 550 °C'ye kadarki ısıtma esnasında aynen kalır (Meneviş dayanımı).

Nitrürleme sertliği, gayet sert aynı zamanda aşınmaya dayanıklı ve kayma kabiliyeti yüksek olan yüzey tabakası meydana gelir.

Nitrürleme sertliğinin sakıncası ise, yüksek yüzey zorlamalarında sertlik tabakasının pullanıp dökülmesine yol açar, nitrürlenmiş iş parçası ile az bir kuvvetle birleşmesi (yapışması) gerekir.

2.1.4. Karbonitrürasyon

Karbonitrürasyon; karbürizasyon ve nitrürasyon işlemlerinin karışımı şeklinde olup, karbürleme banyosuna benzeyen tuz eriyikler içersinde yapılır. Seçilecek düşük sıcaklık metal yüzeyine daha az karbonun, buna karşılık daha fazla azotun geçişmesine neden olur. İşlem süresi genellikle 1-1,5 saati aşmaz.

Karbonitrürasyon işlemi görmüş malzemede kendini çekme önemsiz derecede vuku bulur. Parça yüzeyine oldukça sert (Rc= 65) ve ince bir tabaka oluşurken parçasını içi dönüşüme uğramaz. Yorulma ve aşınma mukavemeti karbonitrürasyonla artar.

Malzeme yüzeylerinde ulaşılan kalınlıklar 700 °C'de 0.1 mm, 800 °C'de de 0.2 mm dolaylarında bulunur. Sert tabakadan geçiş bölgelere birden bire değil, oldukça ahenkli bir şekilde olur.

2.1.5. Borlama

Bu işlemde bor elementine ait tuzlardan yararlanılır. 950-1000 °C sıcaklıkta 2-3 saat süreyle tutulan parçalarda bor karbür veya demir borürler gibi borür bileşikleri oluşur. Sertleşen tabaka yaklaşık 2000 HV sertliğine ulaşır ve her türlü çeliğe uygulanabilir. Bu yöntem henüz tam gelişmemiştir. % 0.1 C'lu çeliğin yüzeyi bile bu yöntemle sertleştirilebilir.

2.2. Yüzeyin Kimyasal Bileşimini Değiştirmeden Yüzey Sertleştirme

Bir malzemenin yüzeyinin kimyasal bileşimini değiştirmeden sertleştirilebilmesi için malzeme yüzeyindeki karbon oranının yeterli olması gerekir. Karbon oranları yüzeyde sertleşme sınırı üzerinde bulunan çelikler; ya fırında ısıtılarak, ya endüksiyonla ya da endüksiyon akımı ile yüzey sertleştirilir.

Bu yöntemlerden hangisi kullanılırsa kullanılsın parça yüzeyi önce ostenit sıcaklığına kadar ısıtılır, sonra da aniden su püskürtülerek soğutulur.

2.2.1. Fırında Isıtarak Yüzey Sertleştirme

Parçanın dış kısmı, parça bileşimindeki karbon durumuna göre, Ac3 ve Ac1 sıcaklıklarının hemen üzerine; iç kısmı ise ferrit-austenit dönüşümü tamamlanmayacak şekilde ısıtılır. Beklenme süresi de iyi ayarlanmalıdır. Malzeme daha sonra uygun bir ortamda soğutulur. Parça yüzeyi sertleşir ve aşınma mukavemeti kazanırken iç kısımda fazla bir değişme olmaz.

2.2.2. Alevle Yüzey Sertleştirme

Karbon oranı %0.35 ile 0.70 arasında olan Cr-Ni , Cr-Mo katık elemanlı sade karbonlu çeliklere uygulanan bir yüzey sertleştirme işlemidir. Esasta yüzeyi sertleştirilecek çeliklerin çok kısa zamanda ve çok kuvvetli ısı kaynağı altında yüzeylerinden ince bir katmanın su verme sıcaklığına kadar çıkarıldıktan sonra hızla soğutularak sertleştirilmesinden ibarettir.

Isı kaynağı çok kuvvetli olduğu için, çeliklerin yüzeyinden ancak 3-5 mm'lik bir kısmı su verme sıcaklığına çıktığı halde çekirdek kısmı daha soğuktur ve A1 sıcaklığının altındadır. Isı kaynağının arkasından ısınan yüzeylere su püskürtüldüğü takdirde yüzeylerin sertleşmesi sağlanmış olur.

Isı kaynağı olarak oksijen ve asetilen alevi kullanılır. Bu yöntemle çeliklerde çarpılma ve iç gerginlik görülmez. Küçük parçalara uygun olmaması yanında, yüksek karbonlu çeliklere de uygulanamamaktadır.

2.2.3. Endüksiyon Akımı İle Yüzey Sertleştirme

Esas itibari ile alevle sertleştirmeye benzese de burada parçaların ısıtma düzeni değişiktir. Isı kaynağı olarak elektrik kaynağından faydalanılır. Elektrik doğrudan doğruya parçaya verilmez, parçayı mümkün olduğu kadar sıkı bir şekilde saran bir sargıya (bobine) verilir.

Frekansı 10 - 10.000 kHz arasında değişen (tavlama işlemlerinde düşük frekanslı akım da kullanılabilir) bir akımın geçtiği sargılar arasına konulan çelik parçalar çok kısa bir zamanda yüzeyden ısınırlar. Isınan kısmın derinliği birkaç mm kadardır. Yüzeyden ısınan kısmın sıcaklığı su verme sıcaklığına kadar ulaşınca akım kesilir ve hemen su püskürtmek suretiyle ısınan kısım soğutularak sertleştirilmiş olur. Krank milleri, dişliler, miller, kamlar ve benzeri parçalar endüksiyon akımı ile yalnızca yüzeyden sertleştirilir. Bu yöntemde zamanın çok kısa olması ve yalnız yüzeyden ısınma sağlanması ile iç gerginlikler meydana gelmez.

Bu yöntem sürekli üretimler için uygun ve oldukça temiz olmakla beraber, tesis kuruluş masrafları çok yüksektir.

3. YÜZEY KAPLAMA YÖNTEMLERİ

Yüzey kaplama, malzemelerin yüzeylerinde buhar biriktirme, sol-jel, elektrolitik yöntemler ve çeşitli ergitme işlemleri kullanılarak değişiklikler yapılmasıdır. Kaplama sonrası malzeme yüzeyinde aşınma direnci, sertlik artışı ve korozyon direnci gibi tribolojik olaylara karşı daha dayanıklı bir tabaka elde edilir. Kaplamalar malzeme özelliklerini geliştirmek amacıyla yapılır. Kaplama yöntemleri diğer yüzey işlemlerinin malzemelerin özelliklerini geliştirmede yetersiz kalmaları yüzünden geliştirilmiştir. Kaplama yöntemleri ile elde edilen yüzeyler aşınma direncine daha dayanıklı hale gelirken aynı anda diğer mühendislik özelliklerine de büyük oranda etki edebilmektedir (Ulutan, 2007). Bu yöntemler aşağıdaki gibi sınıflandırabilir;

1. Buhar Fazı Yöntemleri,
2. Sol-Jel Yöntemi,
3. Kaplama ve Anotlama Yöntemleri (Elektrolitik Kaplama),
4. Ergitme Yöntemleri'dir.

3.1. Buhar Fazı Yöntemleri

Buhar fazında ana malzemelerin yüzeyinde sert kaplama elde etmek için kimyasal buhar depolama yöntemiyle (CVD) kaplama ve fiziksel buhar depolama yöntemiyle (PVD) kaplama olmak üzere iki değişik ana yöntem kullanılmaktadır (Buytoz, 2004).

PVD işlemlerinde kaplama buharı; kaplama malzemesinin ısıtılması ile yapılan buharlaştırma ile ya da kaplama malzemesinin yüksek enerjili partiküllerle bombardımanı sonucunda malzemeden kopan ve yerinden çıkan partiküllerle sağlanan iyon söktürme işlemleriyle oluşturulur. Bazı PVD işlemlerinde buhar iyonize olur veya gaz ya da plazma ile tepkimeye girerek ana malzemeye bu şekilde ulaşır. Böylece oluşturulan film tabakanın bileşimi ya da yapısı değiştirilir.

CVD işlemlerinde ise, kolay buharlaşan bir kaplama malzemesi ile bir gaz, termal ya da diğer yöntemlerle malzemenin yakınında tepkimeye sokulur. Oluşan buhar, katı bir şekilde sıcak ana malzeme üzerinde biriktirilir. PVD ve CVD metotları kullanılarak metaller, alaşımlar ve refrakter bileşikler gibi çok geniş aralıktaki bir malzeme grubuna değişik kaplamaların yapılması mümkündür. buhar biriktirme ile, aşınma direncini artırmak için yapılan sert

kaplamalar içerisinde en popüler olanları; titanyum nitrit, sert amorf karbon (DLC) ve titanyum karbürdür. Bu yöntemlerde biriktirme miktarı, diğer kaplama işlemlerine göre biraz düşüktür. Bazı iyon demetli söktürme ya da iyon kaplama işlemleri için biriktirme miktarı $< 0.1 \mu\text{m/dak}$ olurken, CVD işlemleri ya da aktivasyonu artırılmış buharlaştırmalar için bu değer $25 \mu\text{m/dak}$ 'ya kadar çıkmaktadır. PVD işlemlerinin çoğu vakum altında yapılır. CVD işlemleri ise atmosferik basınçtaki bir reaksiyon kutusunda yapılabilir (Ulutan, 2007).

3.2. Sol - Jel Yöntemi

Sol-jel teknolojisi yüksek kaliteli camları ve seramikleri üretmekte kullanılan önemli bir tekniktir. Sol-jel yöntemi; farklı alt tabaka malzemeleri ve karmaşık geometrili malzemelerin kaplanmasında sağladığı kolaylık, düşük işlem maliyeti ve düşük çalışma sıcaklığı gibi avantajlara sahiptir.

Sol-jel teknolojisi önceden hazırlanmış bir tabakanın hidrolizinin oluşumu ve kısmen hidrolize olmuş ürünlerin bir oksit ağıyla birlikte yoğunlaşması esasına dayanan iki ana kimyasal reaksiyon içerir.

Sol-jel kompozit kaplama yöntemleri; otomotiv ve kalıp elemanları üzerinde üretilen kaplamaları içine alacak şekilde; termal bariyer kaplamalar, yüksek frekanslı tıbbi ve yüksek sıcaklıklı güç çeviricileri için piezoelektrik kaplamalar, düşük sıcaklıklı elektrik yalıtımı için dielektrik kaplamalar gibi uygulama alanı geniş olan bir yöntemdir (Olding ve diğ., 2001).

3.3. Elektrolitik Krom Kaplama

Metal kaplama, yüzeylere elektrolitik birikim yoluyla uygulanan bir yöntemdir. Sistem, başlıca bir katot, bir anot, bir elektrolit ve uygun bir kaplama kabından oluşur (Chiu ve diğ., 2002).

Sert krom kaplama, takımların aşınma direncinin geliştirilmesinde ve ömürlerinin artırılmasında kullanılır. Kromaj ile düşük sürtünme katsayısı gösteren merdane, makine valfleri, piston yüzükleri, çizim takımları, miller ve mil yatak yüzeyleri üretilir (Tyler, 1995). Ayrıca yüksek ısı dirençlerinden dolayı buhar türbinlerinde ve kalıplarında, korozyon direncinin gerektiği uygulama alanlarında, ilaç ve gıda gibi bir çok alanda kullanılmaktadır (Chiu ve diğ., 2002).

3.4. Ergimiş veya Yarı Ergimiş Fazdan Kaplama

3.4.1. Isıl Püskürtme Yöntemi

Termal püskürtme kaplama yönteminde; tel, çubuk veya toz şeklindeki kaplama malzemeleri bir püskürtme tabancasında yanıcı, yakıcı ve taşıyıcı gazların yardımıyla püskürtülerek malzeme yüzeyinde bir kaplama katı oluşturulur. Isıl püskürtmede kaplama malzemesini eritmek için gerekli olan sıcaklık elektrik arkı veya plazma arkıyla elde edilir. Ergiyen kaplama malzemesi kaplanacak olan parçanın soğuk olan yüzeyine püskürtülür. İşlemin yapılışı ve kullanılan malzemeye göre değişen farklı uygulamalar mevcuttur. Bunlar;

1. Alevle püskürtme,
2. Elektrik arkı ile püskürtme,
3. Patlamalı püskürtme (D-Gun),
4. Plazma ile püskürtme,
5. Yüksek hızlı oksî-yakıt (HVOF) püskürtme olmak üzere beş grupta incelenebilir (Gök, 2008).

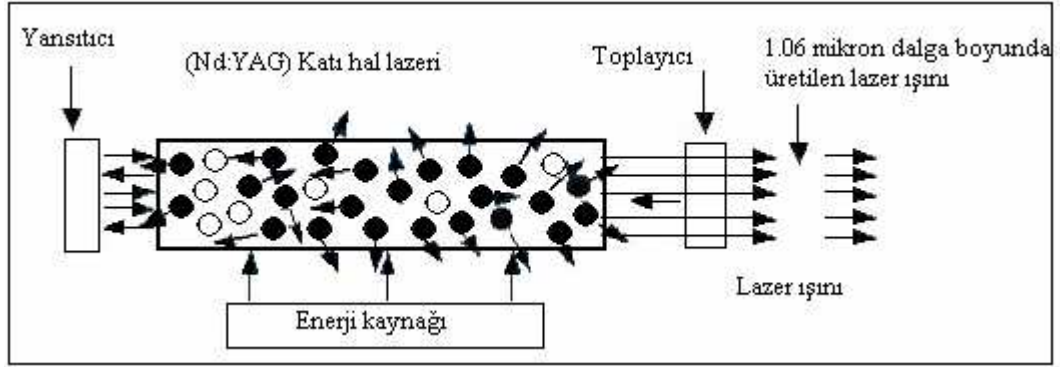
3.5. Ergitme Esaslı Kaplama Yöntemleri

3.5.1. Lazer Kaynağı

Normal ışık, farklı dalga boyları ve frekanslara sahip dalgalardan meydana gelir. Lazer ışını ise yüksek genlikli, aynı fazda birbirine paralel, tek renkli, aynı frekanslı dalgalardan ibarettir.

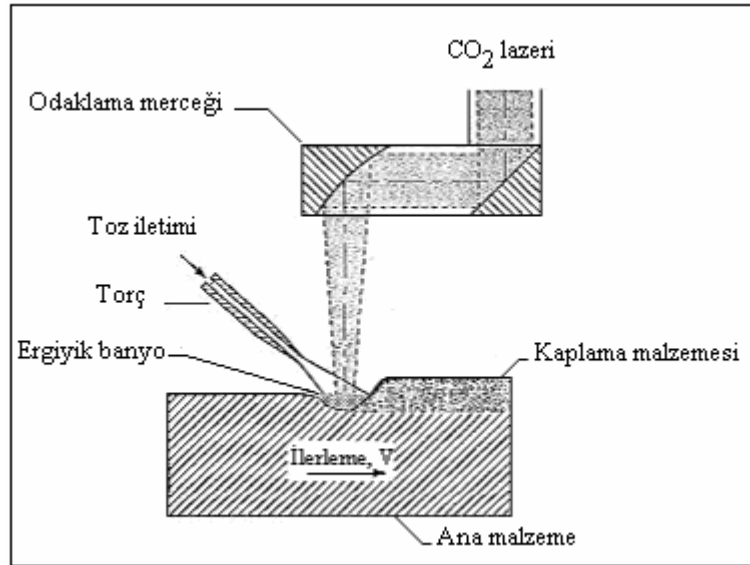
Lazer kaynağının, CO₂ (Karbondiyoksit) ve Nd-YAG katı hal lazeri olmak üzere yaygın olarak kullanılan iki farklı türü vardır. Lazer ışınının yüksek enerji yoğunluğuna sahip olmasından dolayı hızlı kaynak yapma kabiliyeti ve dolayısıyla birim alanda daha düşük ısı girdisine, yüksek nüfuziyete ve kaynak bölgesinde düşük çarpılma riskine ihtimal verir. Bu işlemde lazer ışını kaynak yapılacak malzemeye odaklanır ve herhangi bir dolgu maddesi gerekmeden işlem kendi kendine tamamlanır. Kaynak sırasında işlem verimliliğini, kaynak kalitesini ve kaynak banyosunu (ergimiş metal oksitlenmeden) korumak için koruyucu gaz kullanılır. CO₂ kaynağında genellikle koruyucu gaz olarak helyum tercih edilir, çünkü

helyumun yüksek bir iyonlaşma potansiyeli vardır ve bu ise plazma oluşumunu azaltarak nüfuziyeti artırıp yüksek kaliteli kaynak yapılmasını sağlar.



Şekil 3.1. Nd: YAG lazerinde foton hareketlerinin prensip resmi

Lazer kaynağı ile elde edilen ışın gücü ana malzemede çok dar bir alana tesir ettiğinden, ışının tesiri altında kalan bölge (ITAB) alanı çok küçüktür. Bu nedenle lazer kaynağı ile benzer olmayan metallerin kaynağı yapılabilinmektedir (Varol ve diğ., 2002).



Şekil 3.2. Lazer yöntemi kullanılarak yapılan kaplamanın şematik resmi (Buytoz, 2004).

3.5.2. Elektron Işın Kaynağı (EIK)

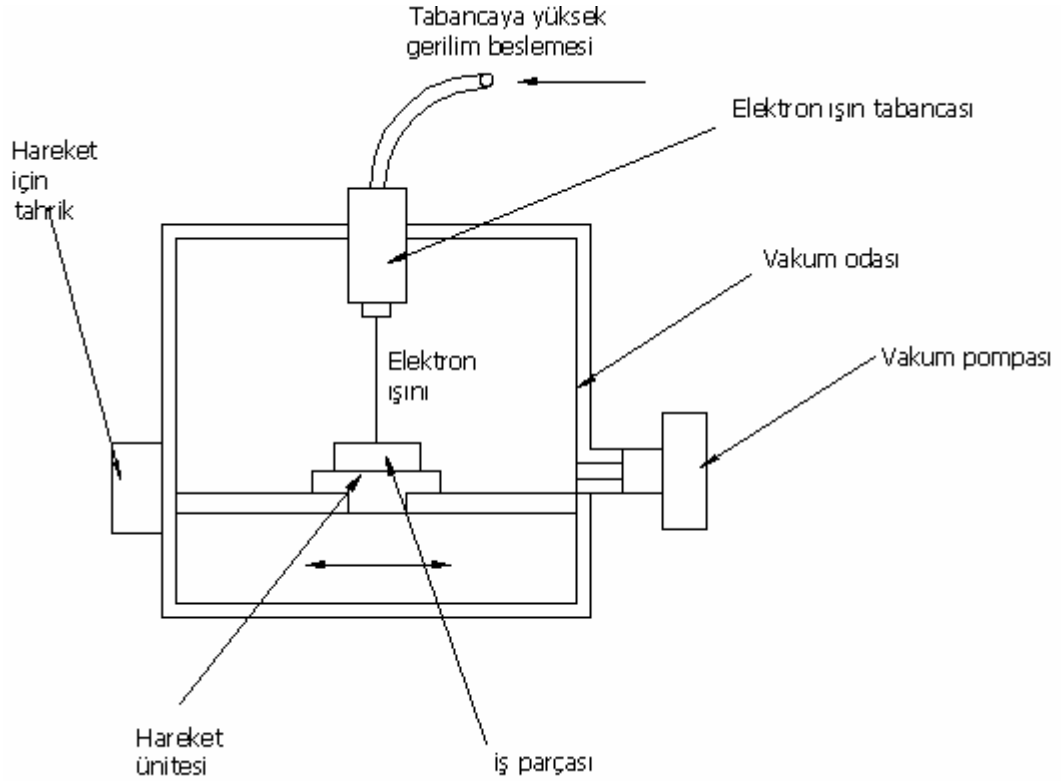
Elektron ışın kaynağı (EIK) yoğunlaştırılmış ve yönlendirilmiş elektron demetinin sahip olduğu enerjinin metallerin ergitilerek kaynak edilmesini sağlayan bir işlemdir. Elektron demetinin sahip olduğu kinetik enerjinin kaynak yapılacak parçaların küçük bir bölgesinde

yoğunlaştığı için, kaynak bölgesinde enerji yoğunluğu 10^8 W/cm^2 değerine erişebilmektedir. Bu yöntemde kaynak işlemi yüksek vakum, düşük vakum ve vakumsuz ortamda yapılmaktadır.

Elektron ışın kaynağı ile kaynak yapılacak parçalar genellikle ilave metal kullanılmaksızın birleştirilirler ve birleştirilecek iki parçanın arasındaki boşluğun 10^{-2} mm 'den daha fazla olmaması gerekmektedir . Elektron ışın kaynağında kaynak dikiş formu diğer yöntemlere göre farklıdır. Bu yöntemde, kaynak dikişinin (derinlik/genişlik) oranı yüksektir (25/1). Bu durum kalın parçaların tek pasoda kaynak yapılmasını sağladığı gibi kaynak banyosunun küçük olmasına neden olmaktadır . Bunun sonucu kaynak yapılan parçanın birim uzunluk başına ısı girdisi diğer kaynak yöntemlerine göre düşüktür. Dolayısıyla dar kaynak bölgesi, daha az distorsiyon ve hatasız kaynak imkanı ortaya çıkmaktadır

Elektron ışını ile kaynak makinesi 3 temel elemana sahiptir.(Şekil 3.3'e bakınız.):

- a) Kontrollü elektron ışını oluşturan bir tabanca,
- b) Gerekli pompa ile donatılmış bir vakum odası,
- c) Işını bağlantı çizgisi boyunca hareket ettiren veya iş parçasını tabanca altına hareket ettiren bir ünite.



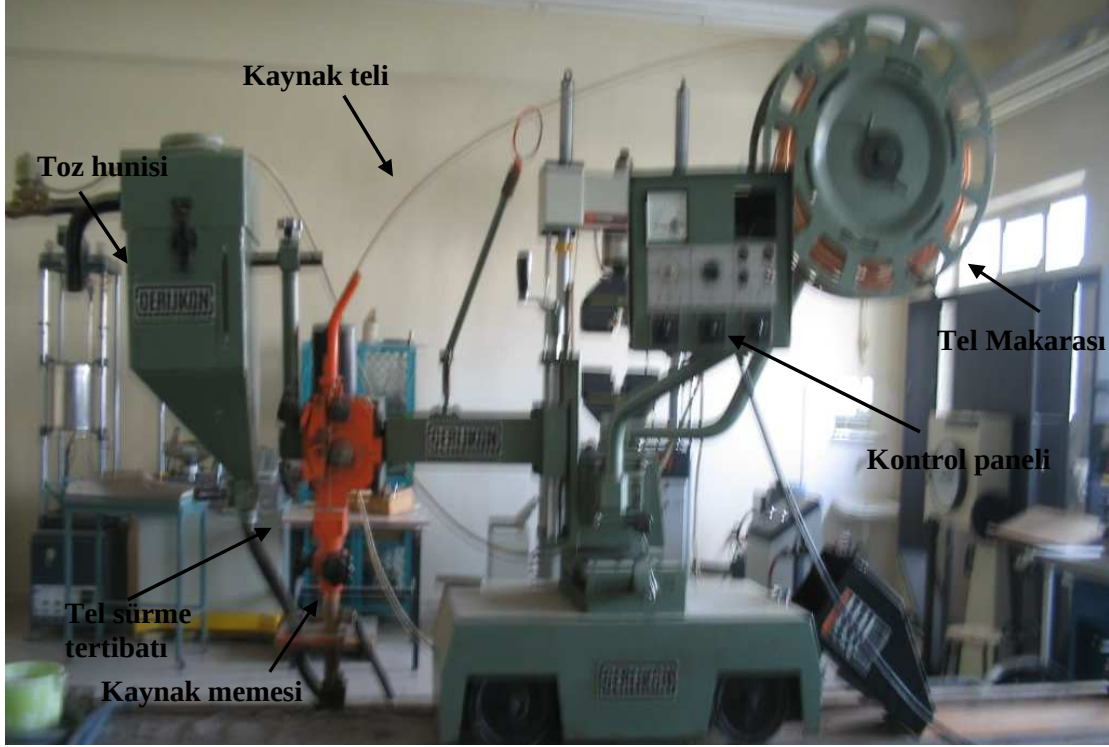
Şekil 3.3. Bir elektron ışın ile kaynak makinesinin temel elemanları.

3.5.2. Tozaltı Kaynağı

Toz altı kaynağında katkı malzemesi olarak ergitilen tel elektrot ile iş parçası arasındaki ark oluşturulur.

Kaynak yüzeyi, hareket halinde çekilerek sevkedilen, ince taneli toz tarafından örtülür ve bundan dolayı görülmez. Ark boyu sahasında toz ergitilir. Bu durum, ergiyik banyosunu ortam atmosferine karşı perdeleyen ve kaynak dikişinin uzun süre içerisinde soğumasını sağlayan curuf meydana gelir. İşlem sırasında ergimeyen fazla toz makine tarafından emilerek tekrar kullanılır. Toz altı kaynak metodu, et kalınlıkları 2 mm'den 150 mm'ye kadar olan ve uzun dikişli alaşımlı ve az alaşımlı çeliklerin kaplama ve birleştirme kaynağı için mekanik bir kaynak yapma işlemidir. Tozaltı kaynağında kullanılan kaynak telleri yüksek kaliteli ve genellikle elektrik ocaklarında eritilerek üretilen çeliklerdir. Normal tellerden farkı manganez miktarının yüksek olmasıdır. Çeşitli maksatlar için genellikle 1,2 – 12 mm arasında kaynak telleri kullanılır. Bu tellerin yüzeyleri tamamen düz ve pürüzsüz yağ, pislik ve pastan temizlenmesi gerekir. Toz altı kaynağın telleri yüzeyi bakır ve bronz kaplı olarak piyasada bulunur. Bakır tabakası meme içerisindeki akım geçişini iyileştirdiği gibi paslanmaya karşı da telleri korumaktadır. Paslı tellerin kullanılması akımın homojen bir şekilde arka gelmesine engel

olduğundan kaynak yerine verilen ısı miktarı değişir ve dikişte hatalar meydana gelir (Şekil 3.4).



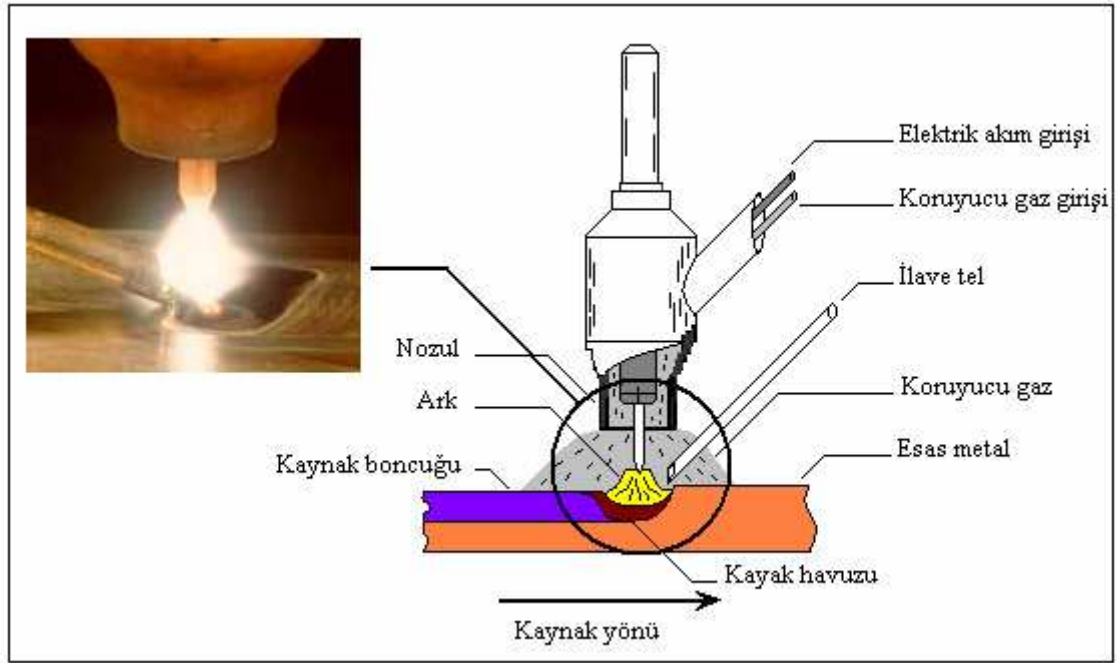
Şekil 3.4. Tozaltı kaynak makinası

3.5.3. Gaz Tungsten Ark Kaynağı

Gaz tungsten ark kaynağında ark, ergimeyen bir tungsten elektrotla iş parçası arasında sağlanırken, koruyucu gaz olarak argon veya helyum tercih edilir. Bu yöntemde ark, ana malzemeyi ergitmek için kullanılır ve gerekiyorsa ilave metal bir telle sağlanır (Şekil 3.6). Genellikle alternatif akım alüminyum alaşımları ve doğru akım da demir alaşımları için kullanılmaktadır. İşlem elle veya mekanize bir şekilde yapılabilir. Bu yöntem düşük akımlı mikro plazma işlemine benzemektedir. GTA ile çeşitli malzemelerin çok hassas kaynakları yapılabilir.

Tungsten elektrot, ark işlemi için gerekli elektronların emisyonunu sağlamak amacıyla yeterince yüksek sıcaklıklara ısıtılır. Ark bölgesinde meydana gelen elektromanyetik alan sayesinde elektrot ve parça arasındaki koruyucu gazın bir kısmı iyonlaşır. Bu yüzden ark bölgesinde gaz iletken ya da plazma haline gelir. Elektrik arkı, iletken hale gelen asal gazdan akımın geçmesiyle üretilir (Gök, 2008).

GTA ile alaşımlama yöntemi, uygun bileşime sahip alaşım toz veya tozlarının kaplama malzemesinin yüzeyinde ergitilmesi esasına dayanır. Ergime, her iki malzemedede de aynı anda gerçekleşir ve hızla katılarak modifikasyon yapılan kaplama malzemesi ile esas metal metalurjik olarak birbirlerine bağlanır (Buytoz ve diğ., 2005; Korkut ve diğ., 2002). Hızla katılan ince taneli mikroyapılar sert karbür fazlarını içerirler ve oluşan yeni yapılar ile yüzeyin sertlik, aşınma direnci vb. özelliklerinde gelişmeler elde edilir.



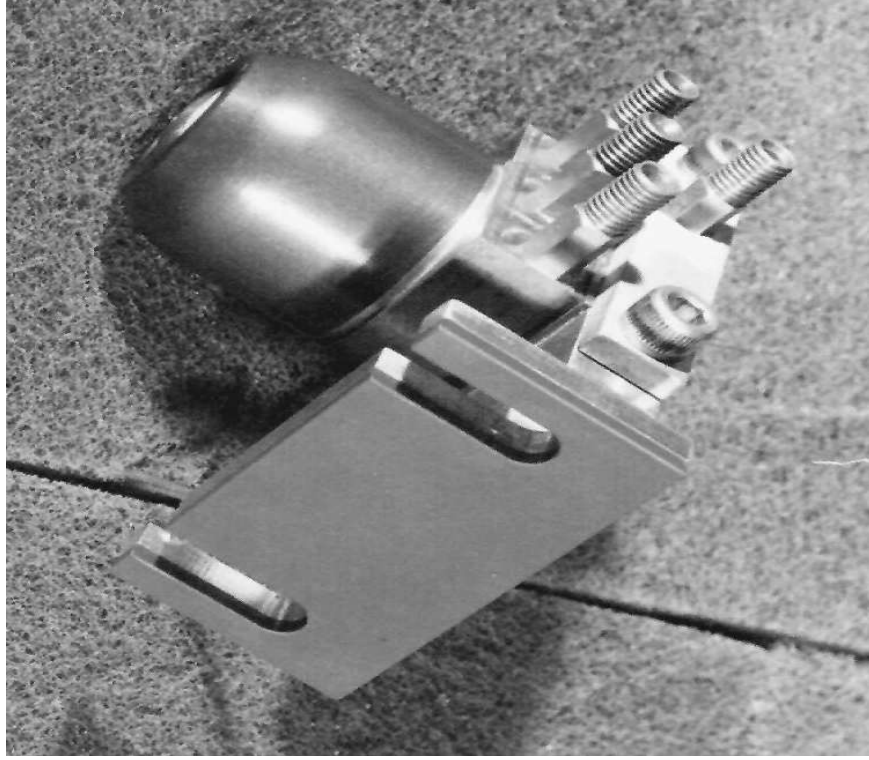
Şekil 3.5. (GTA) Gaz altı kaynak yönteminin şematik gösterimi (Buytoz, 2004).



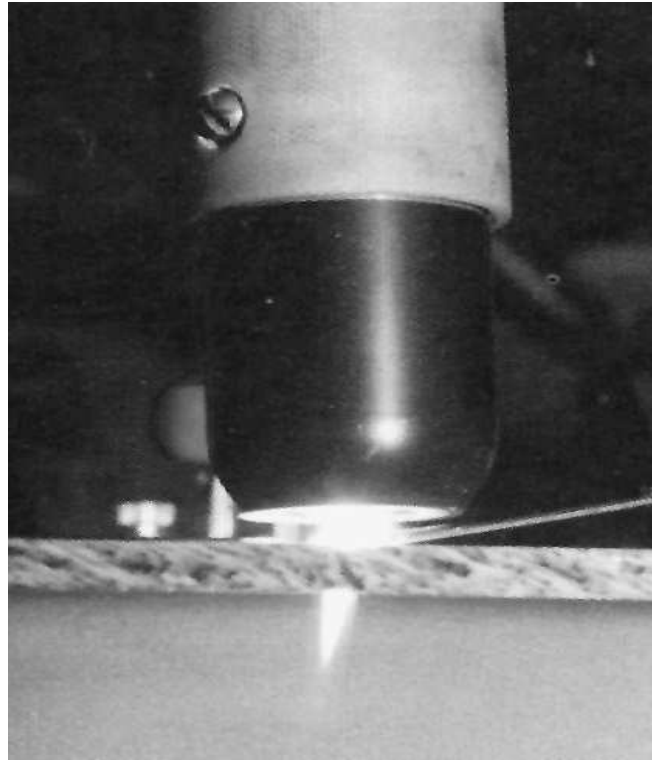
Şekil 3.6. (GTA) Gaz altı kaynak yöntemi ile bir kaynak uygulaması.

3.5.4. Plazma Ark Kaynağı

Plazma molekül, atom, iyon ve elektronlardan oluşmuş, yüksek ısı ile yüklü gaz demektir. Bu gaz elektriksel bakımdan nötr durumdadır. Diğer bir deyişle plazma; bir gazı arkından geçirerek elde edilen iyonlaşmış ışıklı gaz olarak da tanımlanabilir Şekil (3.7 a-b). Plazma ark kaynağı ise, TIG kaynak yöntemine benzer bir şekilde, ergimeyen tungsten elektrot ile malzeme arasında oluşturulan ark ile ısı transferi yoluyla metallerin birleştirilmesinde kullanılan koruyucu gaz ark kaynak yöntemi olarak tanımlanabilir. Ark, yüksek yönlenme şiddeti sağlamak amacıyla bakır alaşımlı bir nozul içerisinde daraltılır. Plazma, plazma gazının bir kısmının iyonizasyonu ile oluşturulur. Yöntem bir ilave kaynak metali kullanarak ya da kullanmayarak uygulanabilir (Harris, 1993). Plazma ark kaynağında kullanılan elektrot, tükenmeme özelliğine sahip % 2 toryumlu tungsten elektrottur. Bu yöntemde kullanılan plazma, arki üretmek amacıyla kullanılır. Koruyucu gaz ise kaynak havuzunu katılaşma ve soğuma sırasında atmosferin olumsuz etkilerinden korumak için gerekir. Kullanılan gazın özellikleri; kaynak şeklini, kaynak kalitesini, akım aralığı ve kaynak hızını belirler (Buytoz, 2004).



(a)



(b)

Şekil 3.7.a-b. Plazma Kaynak torcu (a) ve uygulaması (b).

3.5.4.1. Plazma Arkı İle Kaynağın Uygulama Teknikleri

Plazma ark kaynak yöntemi, üretim kaynağı olarak uzay endüstrisi, havacılık ve nükleer endüstrilerde çok yaygın kullanıma girmiştir. Özellikle dikiş kalitesi ve güvenilirliği ve ekonomiklik açısından kabul edilen bir yöntemdir. TIG yöntemi ile kaynak edilebilen tüm metal ve alaşımları plazma ark kaynağı ile de güvenilir bir biçimde kaynak edilirler. Plazma arkı ile kaynakta iki teknik çok sık kullanılır. Bunlar, ergitme tekniği (melt-in mode) ve anahtar deliği tekniği (key hole mode) olmaktadır.

3.5.4.1.1. Ergitme Tekniği

Yüksek akım şiddetleri (50-400 A) kullanılan kaynak işlemlerinde daha yaygın olarak ergitme tekniği kullanılır. Bu uygulama ile TIG yöntemine benzer bir kaynak dikişi oluşturulur. Özellikle, aynı kaynak kalitesini sağlamak için mekanize uygulamalarda, TIG yöntemine tercih edilebilir. Ark kararlılığı ve akım şiddeti yüksek olduğundan daha nüfuziyetli kaynak dikişleri oluşturulur ve kullanım sırasında ark rahat kontrol altında tutulabilir, aynı zamanda kaynak süresi de azaltılır. Ek kaynak metali, malzeme kalınlığına bağlı olarak kullanılır veya kullanılmayabilir. Uygulamalar, laminasyon paketlerinin kaynağı, boru kaynağı, kaplı çelik sacların ve anahtar deliği tekniği ile oluşturulmuş kaynak dikişlerinin kapak pasolarının gerçekleştirilmesi biçiminde karşımıza gelmektedir.

3.5.4.1.2. Anahtar Deliği Tekniği

Metallerin plazma arkı ile kaynağında metalden metale değişen bir kalınlık aralığında kullanılan gaz akımı, akım şiddeti ve kaynak hızının uygun ayarlanması ile malzemeyi derinliğine kateden bir delik ile çok küçük bir kaynak banyosu oluşturulabilir. Anahtar deliği tekniği genel olarak yatay pozisyonda 1.5-10 mm kalınlık aralığındaki malzemelere uygulanır. Bununla beraber, uygun kaynak koşulları sağlanarak bazı metal kalınlıklarında da her pozisyonda kaynak yapılabilir. Gazaltı kaynak yöntemleri arasında bu özeliği gösteren tek yöntem plazma arkı ile kaynak yöntemidir. Anahtar deliği tekniğinde, plazma arkı anahtar deliği oluşturmak için parçanın derinliğine doğru girdiğinden, ergiyen metal parçanın yüzeyine doğru çıkar. Plazma ark torcu, kaynak bağlantısı doğrultusunda hareket ettiğinde arkın ön kısmında bulunan ergimiş metal plazma arkının kenarlarından dolaşarak arkaya doğru hareket eder ve orada katılır. Anahtar deliği tekniğinin en önemli üstünlüğü, kaynağın tek pasoda yapılabilmesidir.

Anahtar deliğinin iç kısmında bulunan ergimiş metal filmi içindeki kalıntılar ve gazlar parçanın yüzeyine doğru hareket eder. Banyonun maksimum hacmi ve kökteki dikiş profili, büyük ölçüde ergimiş kaynak metalinin yüzey gerilimi, plazma arkının akım şiddeti ve iyonize olmuş plazma gazının hızı tarafından belirlenir. Yüksek akım şiddetli anahtar deliği tekniği, kaynakta kesme koşullarının hemen altındaki değerlerde gerçekleştirilebilir. Kesmede plazma gazının hızı, sadece ergiyen metali o bölgeden uzaklaştıracak derecede yüksektir. Kaynakta plazma gaz hızının düşük olması sonucu, yüzey gerilimi, ergimiş metali kaynak ağzında tutar. Dolayısı ile, burada plazma gaz hızı kritik büyüklüktür ve sıkı bir şekilde kontrol altında tutulmak zorundadır. 0.12 l/dak'dan daha yüksek gaz debileri önerilmez ve bu da oldukça düşük bir değerdir. Gaz debilerin değerleri aşağıdaki tabloda verilmektedir.(Tablo 3.1' e bakınız.)

Tablo 3.1. Plazma ark kaynağı teknikleri.

Plazma tekniği	Malzeme Kalınlığı (mm)	İzin verilen ağız Açıklığı (mm)	Aralık (mm)
Ergime	1,0 - 2,5	0,2 - 0,4	0,5 - 1,0
Anahtar deliği	2,5 - 4,0	0,4 - 1,0	1,0 - 1,5
Anahtar deliği	>4,0	1,0 - 1,5	1,5 - 1,5

4. ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ÇELİKLERİN YAPI VE ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

İçerisine karbon dışında istenilerek başka elementlerin, özellikle metallerin katıldığı çeliklere alaşımlı çelikler adı verilir. İçerisine katılan elementin miktarına göre de düşük, orta ve yüksek alaşımlı çelikler olarak üç gruba ayrılır.

Yüksek mukavemet, yüksek aşınma dayanımı, yüksek korozyon direnci ve yüksek sertlik gerektirmeyen uygulamalar için karbon çelikleri veya alaşımsız çelikler yaygın olarak kullanılır. Fakat alaşımsız çeliklerin serleşme kabiliyeti yeterli olmadığından istenilen mukavemet özelliklerine her zaman cevap vermeyebilirler. Diğer taraftan sertleştirilen çeliklerde iç gerilmelerin giderilmesi ve tokluğun artırılması amacıyla menevişe tabi tutulurlar. Bu da çeliğin sertlik özelliğini yükselen sıcaklıkla etkiler. Bu ve buna benzer sebeplerden dolayı alaşımsız çeliklerin yüksek mukavemet ve sertlik gerektiren yerlerde kullanılması mümkün olmaz. Alaşımsız çeliklerin kullanımını kısıtlayan etkenler alaşım elementi katkılarıyla büyük ölçüde ortadan kaldırabilir.

4.1 Alaşımlamanın Amacı

Çeliklere alaşım elementi katılmasının başlıca amaçları;

1. Sertleşme kabiliyetini iyileştirmek,
 2. Sertlik ve mukavemetini artırmak,
 3. Mekanik özelliklerini iyileştirmek,
 4. Tokluğu artırmak,
 5. Aşınma direncini artırmak,
 6. Korozyon direncini artırmak,
 7. Manyetik özellikleri iyileştirmek,
- şeklinde sıralanabilir (Yıldırım ve diğ., 2001).

4.2. Çelikte Karbon

Artan karbon oranı ile çelikte çekme dayanımı, akma sınırı, mukavemet özellikleri ve sertlik artma gösterirken inceme, uzama ve çentik darbe dayanımı (süneklik ve tokluk) azalır. Artan karbon oranı ile çelik bünyesindeki perlit artar. Buna karşılık malzeme sertleştiğinden talaş kaldırma, tornada kesme, plastik şekil verme; yani soğuk ve sıcak şekillendirme güçleşir. Kaynak ve oksî-gaz'la kesme işlemleri de yine sertlik nedeni ile iyice güçleşir.

4.3. Çelikte Mangan

Bütün ticari alaşımsız çeliklerde % 0.03 ile % 1 oranları arasına mangan bulunur. Mangan çeliğe ferromangan şeklinde deoksidasyon elementi olarak verilir. % 0.8'i aşan oranlarda manganlı çelik alaşımlarından söz edilir. Çekme dayanımı ve akma sınırı % 0.7 mangan değerine çıkıncaya kadar, uzamada fazla düşme olmadan artma gösterir. Az miktardaki mangan içeriği çentik darbe mukavemetini olumlu yönde etkiler ve kritik soğutma hızını aşırı derecede düşürür. Artan mangan içeriği tane irileşmesine sebep olur. Mangan, çeliğin dövülebilme ve kaynak edilebilme özelliklerine olumlu etkide bulunur. Yüksek karbonlu çeliklere, düşük karbonlu çeliklerde daha çok etki eder. Paslanmaya, aşınmaya ve az miktarda ısıya karşı olan dayanıklılığı iyileştirir.

4.4. Çelikte Krom

Asil çelik sanayi kolunun temel metalik elementidir. Krom, kritik soğuma hızını düşürür. Yüksek sertlik ve yüksek aşınma dayanımı veren, ayrıca hidrojen gazına karşı dayanıklılık sağlayan karbürler oluşturur, sertleştirici ve tane küçültücü etkileri vardır. Krom içeriği % 17 'yi aşan çelikler, ısıya ve yüksek çalışma sıcaklıklarına dayanıklıdır ve yapıları tamamen ferritiktir. Kromlu çelikler ısıt işlemlerden geçirildikten sonra kullanılır soğuk ve sıcak çalışan işlerde, kesme işlerinde kullanılan makinelerde krom vazgeçilmez bir elementtir. Krom oranı artıka kaynak edilebilme yeteneği azalır. Her % 1 krom artışında malzemenin çekme dayanımı 80 -100 (N/mm²) artma gösterir.

4.5. Çelikte Molibden

Karbür oluşumunda yatkın bir alaşım elamanıdır. Aşınma dayanıklılığı, derinliğine sertleştirme, kaynak edilebilme, ısı ve tavlama ortamına dayanıklılık, temper gevrekliğini giderme, kesme yeteneğini düzeltme gibi özellikleri arandığı yerlerde önemli bir alaşım elamanıdır.

4.6. Çelikte Alüminyum

Sıvı çelik üzerinde rahatlatıcı etki gösterir. % 0.1'e kadar olan katkılarda tane incelticidir. Azotla birleştiği için zamanla yaşlanma ve sertleşmeyi önler. Korozyonik sıvı ortamda yırtılma özelliğini azaltıcı etki gösterir.

4.7. Çelikte Vanadyum

Tane küçültme etkisi yaparak çeliklerin akma ve çekme dayanımlarını oldukça artırır. Ayrıca sertleşebilme kabiliyetini artırır, menevişleme ve ikinci sertleşmede olumlu etkileri vardır. Alaşımli takım çeliklerinde kullanım yeri olan bir alaşım elementidir. Vanadyum, tane küçültücü ve karbür yapıcı etkisi ile, mikro alaşımli çeliklerde niyobyum ve titanyum ile birlikte kullanılan bir mikro alaşım elementidir. Mikro alaşımli çeliklerde alaşım elementleri toplamı % 0,25 i geçmez. Bu elementler tek, ikili ve üçlü kompozisyonlar halinde mikro yapı içerisinde oluşturdıkları karbonitrür çökeltileri ile tane boyutunu inceltmelerinin yanı sıra çökelti sertleşmesi mekanizmasıyla dayanımı artırır.

4.8. Çelikte Titanyum

Vanadyum gibi tane küçültücü etkisi vardır. Ancak bu etkisi vanadyumun etkisinden daha yüksektir. Mikro alaşımli çeliklerde mikro alaşım elementi olarak kullanılır. Ayrıca paslanmaz çeliklerde krom karbürün olumsuz etkisini giderebilmek için karbür oluşturu alaşım elementi olarak kullanılır.

4.9. Çelikte Silisyum

Ticari çeliklerin çoğu % 0.05 ile % 0.3 oranları arasında silisyum içerir. Silisyum, ferrit içerisinde çeliğin sünekliğini fazla azaltmadan mukavemetini artırır. Ayrıca, silisyum dioksit (SiO_2) oluşturarak sıvı çeliğin oksijenini büyük ölçüde alır ve böylece çeliğin kalitesini iyileştirir. Silisyum dökme demirlerde grafit yapıcı bir element olarak kullanılır.

4.10. Alaşım Elementlerinin Ferrite Etkisi

Teknik olarak bütün alaşım elementleri ferrit içerisinde az da olsa bir miktar çözünürler, ancak bazı elementler karbon oluşturmazlar. Nikel, alüminyum, silisyum, bakır ve kobalt gibi elementler ferrit içerisinde yüksek oranda çözünürler. Karbürün olmaması durumunda, ikinci grup elementler ferrit içerisinde önemli ölçüde çözünebilirler. Karbürün oluşması için çelikte yeterli oranda karbon bulunması gerekir.

Ferrit içerisinde çözünen bir element, katı çözelti sertleşmesi ilkelerine uygun olarak ferritin sertlik ve mukavemetini artırır. Demirin mukavemetini artırma yetkisi bakımından alaşım elementleri krom, vanadyum, molibden, nikel, mangan ve silisyum sırasını izler.

4.11. Alaşım Elementlerinin Karbürlere Etkisi

Çelik içerisinde bulunan bütün karbürlerin çeliğın oda sıcaklığındaki mukavemetine etkileri hemen hemen aynı olup, bu etkiler çeliğın kimyasal bileşimine bağlı değildir. Yani karbürler kimyasal bileşime bağlı kalmadan, çeliğın oda sıcaklığındaki mukavemetini benzer biçimde etkiler.

Karbür yapıcı elementler, çeliğın ostenitleştirme sıcaklığı ve tavlama süresini önemli ölçüde etkiler. Karmaşık karbürlerden bazıları, ostenit fazı içerisinde çözünmezler. Bu tür karbürler ostenitin karbon ve alaşım elementi oranlarını, çeliğın kimyasal bileşimindeki oranların altına düşürürler. Çözölmeyen karbürler, tane büyümesini de engeller. Bu sebepten karbürler çeliklerin sertleşme yeteneğini olumsuz yönde etkiler. Karbürlerin ostenit içerisinde çözünmesi durumunda karbür yapıcı elementler çeliğın sertleşme yeteneğini sağlarlar.

5. AŞINMA

Aşınma olayı teknik bir problem olduğu kadar ekonomiyi de yakından ilgilendirir duruma gelmiştir. Amerika’da yapılan bir araştırma neticesinde, çeşitli aşınma mekanizmalarıyla meydana gelen malzeme kaybının mali değerinin yılda yüz milyar dolar olduğu tespit edilmiştir. Bu da brüt olarak milli hasılanın % 6-7’sini oluşturmaktadır.

Aşınmanın tanımı değişik şekillerde yapılabilmektedir. En genel haliyle “Mekanik ve kimyasal etkilerden dolayı malzemeden istenmeyen partikül kaybı” olarak ifade edilebilir. Moore’a göre aşınma, kullanılan malzemelerin yüzeylerine gaz, sıvı ve katıların teması neticesinde çeşitli etkenlerle malzemenin yüzeyinden mikro taneciklerin kopması sonucu meydana gelen yüzey bozulması olarak tanımlanmıştır (Moore, 1976). Diğer bir tanıma göre aşınma, katı cisimlerin yüzeylerinden çeşitli etkenlerle sürekli malzeme kayıplarının ortaya çıkmasıdır (Özsaraç, 2000). DIN 50320 ve ASTM G4093 standartlarına göre aşınma, “kullanılan malzemelerin başka malzemelerle (katı, sıvı veya gaz) teması sonucu mekanik etkenlerle yüzeyden küçük parçacıkların ayrılmasıyla meydana gelen ve istenmeyen yüzey bozulması” şeklinde tanımlanmaktadır (Yılmaz, 1997).

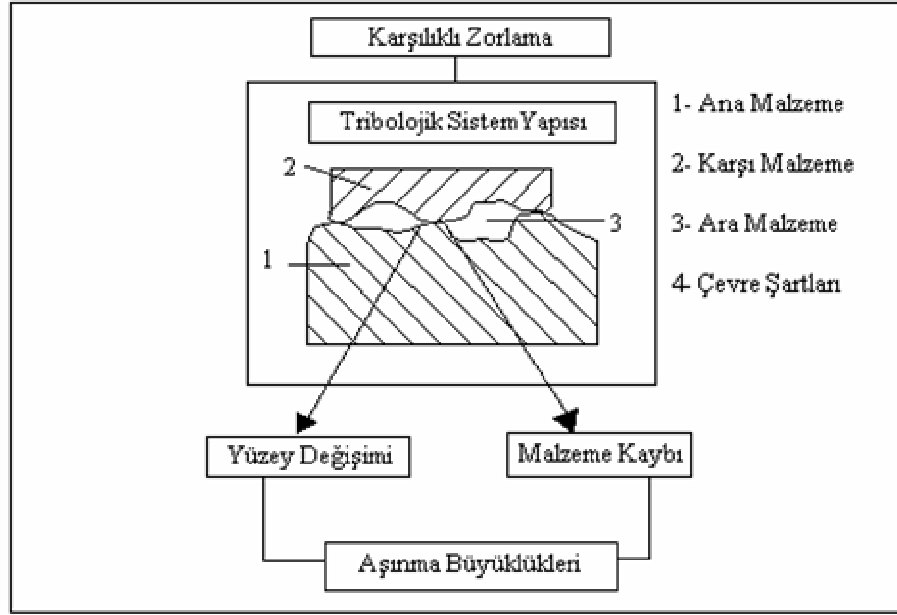
Genel olarak aşınma; yataklarda, pistonlarda, supaplarda, tekerleklerde, kesici uç ve ağızlarında, dişlilerde kırma ve öğütme değirmenlerinde, yol, toprak ve ziraat makinelerinde, türbin kanatlarında, maden cevheri üretim cihazlarında vb. yerlerde meydana gelmektedir (Korkut, 1997)

5.1. Aşınma Sisteminde Temel Unsurlar

Bir aşınmada temel unsurlar şunlardır:

- a. Ana malzeme (Aşınan),
- b. Karşı malzeme (Aşındıran),
- c. Ara malzeme,
- d. Yük,
- e. İzafi hareket,
- f. Çevre.

Bütün bu unsurların oluşturduğu sistem, teknikte “Tribolojik Sistem” diye adlandırılır. Bir tribolojik sistemin standartlara uygun şematik olarak gösterimi Şekil 5.1’de görülmektedir (Pekin ve diğ., 1993).



Şekil 5.1. Bir tribolojik sistemin şematik olarak gösterimi (Pekin ve diğ., 1993).

- a). Esas Malzeme (Aşınan):** Fiziksel ve kimyasal özellikleri yanında, yüzey yapısı, şekil durumu tamamen belirli olan ve aşınma özelliği ile incelenen katı cisim şeklinde tanımlanabilir.
- b). Karşı Malzeme (Aşındıran):** Aşınmanın meydana gelmesinde başlıca öneme sahip olan karşı sürtünme elemanı, katı bir cisim, sıvı veya gaz olabilir. Bu eleman temel sürtünme elemanı ile birlikte bir aşınma çiftini oluşturmaktadır.
- c). Ara Malzeme:** Esas sürtünme elemanı ile karşı sürtünme elemanı arasında katı, sıvı, gaz, buhar yada bunların karışımı şeklinde bulunan maddedir. Örneğin bu ara maddeyi, yüzeyler arasına herhangi bir nedenle girmiş kum taneleri oluşturabileceği gibi, aşınma esnasında kopan parçacıklar da ara maddesi görevini üstlenebilir.
- d). Yük:** Etki eden kuvvetin büyüklüğü, türü (statik, dinamik, darbeli veya titreşimli olup olmadığı), doğrultusu ve zamana göre değişimi yüklemenin şiddetini belirleyen etmenleri oluşturur.
- e). İzafi Hareket:** Temel sürtünme elemanının karşı sürtünme elemanına göre izafi hareketinin cinsi (kayma yuvarlanma veya çarpma etkilerinden hangisinin ağırlıkta olduğu), büyüklüğü ve doğrultusu ile belirlenir.

İzafi hareket ve yükleme değişkenleri sistemi etkileyen önemli giriş büyüklüklerini meydana getirirler. Bunların etkisiyle yapıda bazı değişimler meydana gelirken sürtünme ve aşınma ile gerçekleşen kayıplar ortaya çıkar.

f). Çevre: Sistemi içine alan ve genellikle sıvı veya gaz halinde bulunan ortamdır. Su, hava ve gazlar teknikte en sık rastlanılan çevre ortamlarıdır.

Ayriyeten, malzemedeki yıpranma olayının aşınma sayılabilmesi için aşağıdaki şartların sağlanması gereklidir.

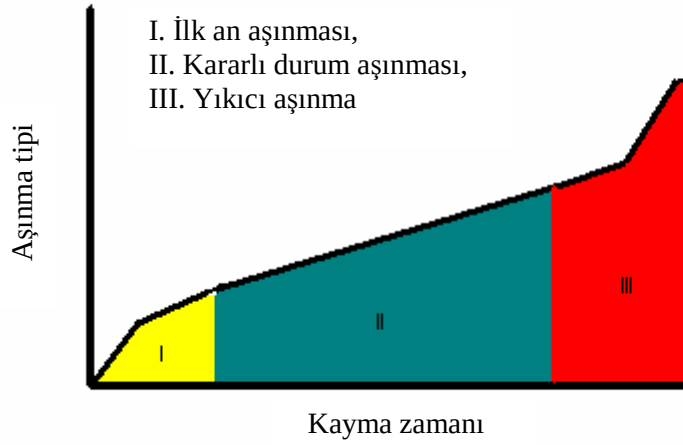
1. Mekanik bir etkinin olması,
2. Sürtünmenin olması (izafi hareket),
3. Yavaş fakat devamlı olması,
4. Malzeme yüzeyinde değişiklik meydana getirmesi,
5. İstenilmediği halde meydana gelmesi.

Bu şartlardan birini sağlamayan yıpranma olayı aşınma olayı olarak düşünülmemelidir (Gök, 2001).

Çeşitli makine elemanları ve mühendislik malzemelerinin ömürlerine büyük oranda etki eden aşınma, tamamen ortadan kaldırılamayan bir malzeme hastalığı olsa da; yakın zamanda yapılan çalışmalar neticesinde aşınma karakteristiklerinin malzeme cinsine ve bununla alakalı olarak sürtünme esnasında teşekkül eden yüzey filminin özelliklerine geniş ölçüde bağlı olduğu görülmüştür (Gök, 2008).

Aşınmayı en etkili önleme yöntemi ise servis şartlarıyla uyum gösteren malzeme sertlik ve mikro yapı optimizasyonunu temin etmek olduğu belirtilebilir.

Malzemelerin etkileşiminde kaymanın devam etmesiyle birlikte aşınma proseslerinde farklı devreler meydana gelir. Şekil 2.1 de de gösterildiği gibi bunları üç ana safhada toplamak mümkündür.



Şekil 5.2. Kayma zamanına bağlı olarak meydana gelen aşınma devreleri.

I- İlk an aşınma safhası: Bu aşınma tipi yatak ve dişli gibi makine elemanlarının kayma sistemlerinde önemli rol oynar. İlk an aşınmasında aşınma oranı nispeten yüksektir, ancak malzemenin hizmet ömründe az bir zaman teşkil etmektedir.

II- Kararlı durum aşınma safhası: Bu aşınma devresi malzemenin hizmet ömründe önemli yer tutar. Malzeme için sürtünme kuvvetlerinin ve aşınma oranlarının ölçüldüğü devredir.

III- Yıkıcı aşınma safhası: Aşınma oranlarının çok yüksek olduğu ve malzemelerin yüzeylerinde sistemin çalışmasına engel olacak kadar ağır hasarların meydana geldiği safhadır.

Aşınma olayını spesifik bir malzeme özelliği olarak düşünmeyip, olayı bir sistem bütünlüğü içerisinde değerlendirmek gerektir. Bu sisteme teknikte tribolojik sistem denilmektedir.

Triboloji; sürtünme, yağlama ve aşınma kavramlarını kapsar. Tribolojik sistem ise; karşılıklı etkileşen elemanlarda (esas malzeme, karşı malzeme, ara madde) hız, termal şartlar ve yükün bileşimiyle meydana gelen aşınma olayını inceler. Tribolojide önemli olan yüzey hasar tipleri Şekil 5.3’ de gösterilmiştir. Bunlar;

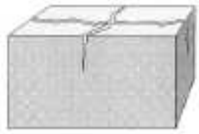
1. Yüzeyde yapısal değişimler,
2. Plastik deformasyon,
3. Yüzey çatlakları,
4. Korozyon,
5. Aşınma,
6. Malzeme kazanımı.



Yüzeyde yapısal değişimler.



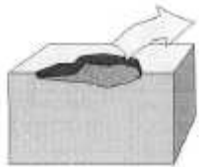
Plastik deformasyon.



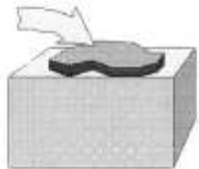
Yüzey çatlakları.



Korozyon.



Aşınma.



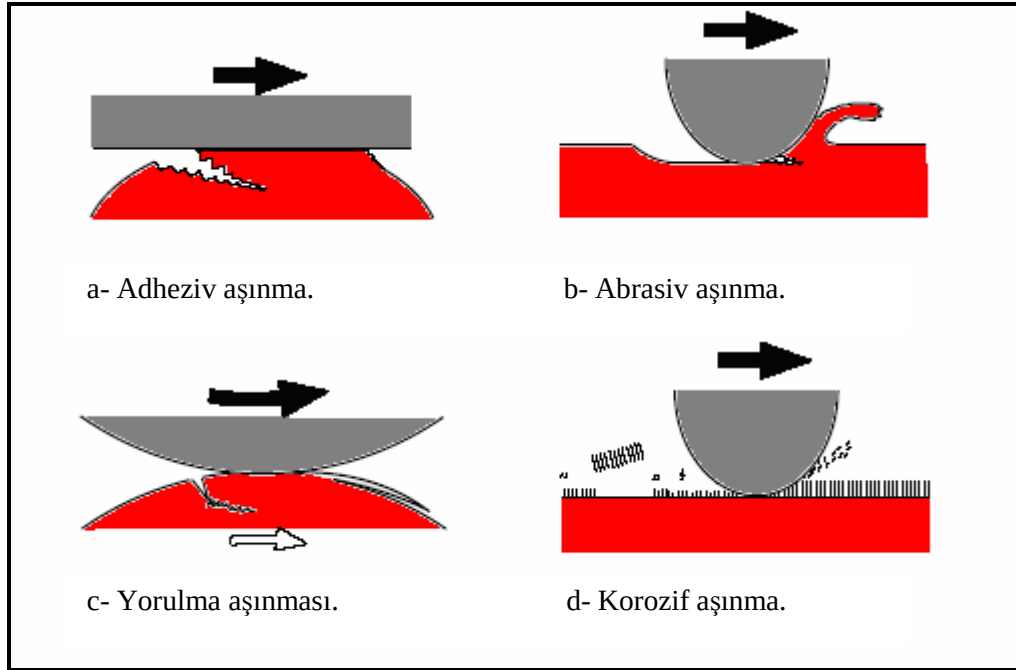
Malzeme kazanımı.

Şekil 5.3. Yüzey hasarları ve aşınmanın sınıflandırılması (Modern Tribology Handbook, 2001).

5.2. Aşınma Mekanizmaları

DIN 50320' de belirtildiği üzere aşınma mekanizmalarını dört ana grupta toplanabilir. Şekil 5.4. Bunlar;

1. Abrasiv aşınma,
2. Adheziv aşınma,
3. Yorulma aşınması,
4. Korozyon aşınma.



Şekil 5.4. Dört ana aşınma mekanizmasının şematik gösterimi (Modern Tribology Handbook, 2001).

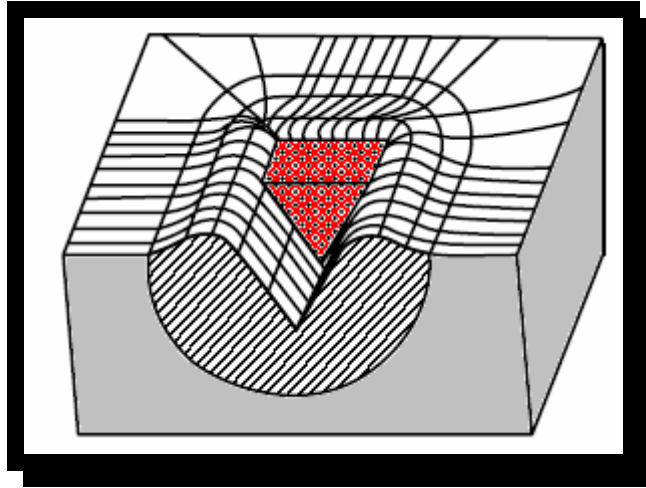
5.2.1. Abrasiv Aşınma

Abrasiv aşınma; sert partiküllerin veya sert şişliklerin, karşı malzemenin yüzeyinden parça kaldırarak aşınmasına sebep olması şeklinde tanımlanabilir. Tablo 5.2.'de abrasiv aşınmada etkili olan faktörler verilmiştir. Bu tablodan da anlaşılacağı üzere, hem aşındırıcı hem de aşındırılan malzemede, mekanik özellikler büyük önem taşımaktadır. Bunun yanında aşınmada direkt etkisi olan çevre şartları da (korozyon ve oksitlenme) unutulmamalıdır. Aşındırıcı ve aşındırılan malzemelerin özelliklerine bağlı olarak farklı tip aşınma mekanizmaları meydana gelir. Bu aşınma mekanizmaları aşağıda anlatılmıştır.

Tablo 5.2. Abrasiv aşınma davranışını etkileyen faktörler (Mutton, 1988).

Abrasivin Özellikleri	Etkileşim Şartları	Aşındırılan Malzemenin Özellikleri
Partikül büyüklüğü	Kuvvet	Sertlik
Partikül şekli	Hız	Akma gerilmesi
Sertlik	Darbe	Elastik modülü
Akma gerilmesi	Kayma	Süneklik
Kırılma özellikleri	Sıcaklık	Tokluk
Konsantrasyon	Nemlilik	Mikroyapı
		Kırılma tokluğu
		Korozyon direnci
		İşleme sertleşmesi

Sürülme aşınması, oradan geçen bir abrasiv partikülün malzemeyi aşındırması olayıdır. Bu tip aşınmada malzeme yüzeyinden direkt olarak malzeme koparılmaz. Önce bitişik sırtlar şeklindeki oluklar meydana gelir, sonra bu sırtlar ikinci bir abrasiv partikül tarafından malzeme yüzeyinden koparılır (Şekil 5.5).

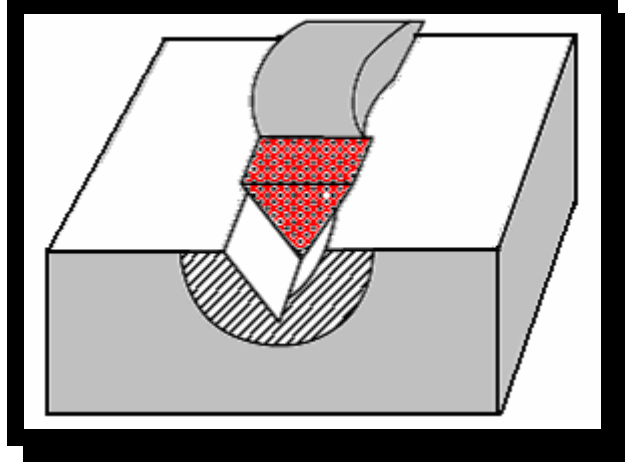


Şekil 5.5. Mikrosürülme aşınma mekanizması.

Kesilme aşınmasında, aşınan malzemeler yüzeyden aşınma atıkları veya mikro yongalar şeklinde ayrılırlar. Bu aşınma tipi alışlagelmiş talaş kaldırma işlemi anımsatır (Şekil 5.6).

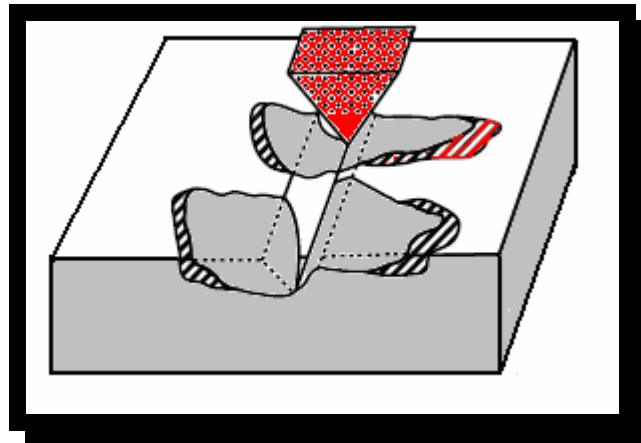
Parçalanma aşınması, bu tip aşınma malzeme yüzeyinde meydana gelen kesilme veya yüzeye saplanan abrasivin lokal kırılmaları sebep olmasıyla meydana gelir. Bu kırıklar aşınma

oluklarında serbestçe bölgesel olarak yayılırlar ve malzeme kaybını arttırarak dökülmelere sebep olurlar (Şekil 5.7).



Şekil 5.6. Mikrokeseilme aşınma mekanizması.

Aşınmada; sürülme ve kesme mekanizmalarında plastik deformasyon etkin rol oynarken, diğer etkin rol oynayan mekanizma kırılma değildir. Bunun için malzemelerin aşınma dirençlerinde plastik deformasyon ve kırılma toklukları önemli rol oynar. Şöyle ki; yüksek kırılma tokluğu ve süneklik ile düşük akma mukavemetine sahip malzemelerde sürülme aşınması hüküm sürerken, tersine olarak yüksek akma gerilmesi, düşük süneklik ve kırılma direncine sahip malzemelerde parçalanma aşınması hüküm sürer.



Şekil 5.7. Mikroçatlama aşınma mekanizması (Zum Gahr, 1987).

Yukarıda anlatılan proseslerden biriyle malzeme yüzeyinde aşınma meydana getirilirken, aşınmada abrasiv partikülün aşındırılan malzemeye batması etkilidir. Bu batma derinliği, uygulanan yük ile aşındırılacak malzemenin sertliğinin bir fonksiyonu olabileceği gibi, abrasiv partikülün şekli de olabilir. Açılı partiküller, yuvarlak partiküller ile kıyaslandığında yüzeye daha fazla batmaktadırlar. Ayrıca, açılı partiküller kesme ve makinalamada daha fazla etkiye sahiptirler.

Aşındırılacak metalin veya daha spesifik olarak, aşındırılacak yüzeyin sertliği abrazyon direncinin belirlenmesinde etkili rol oynayan parametrelerdendir. Yüzey sertliğinin artmasıyla birlikte abrasiv partikülün malzemeye batma derinliği düşecektir. Bu da daha düşük aşınma oranına yol açacaktır. Bununla birlikte malzemenin sertliğinin artmasıyla süneklik azalacağından abrazyon mekanizmalarında değişme olacak, baskın olan sürülme ve kesme aşınmaları parçalanma aşınmasına dönüşecektir (Gök, 2008).

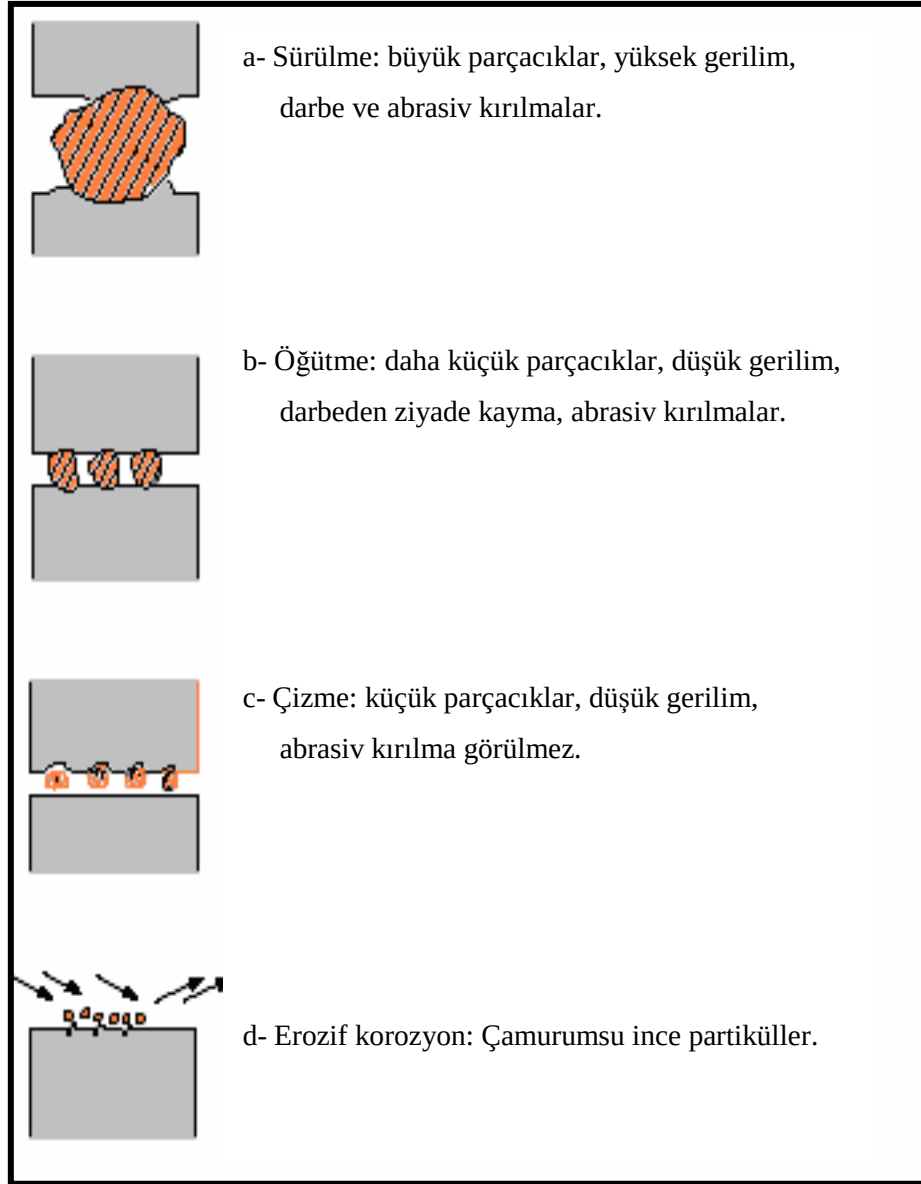
5.2.1.1. Abrasiv Aşınma İçin Genel Sınıflandırma

Abrasiv aşınma; kazı makinaları, madencilik sektöründe kullanılan ekipmanlar ile mineral işleme ekipmanlarında baskın olarak rol oynar. Kısaca sert partiküllerin veya sert şişliklerin, karşı malzemenin yüzeyinden parça kaldırarak aşınmasına sebep olması olarak tanımlanabilecek abrasiv aşınmanın, Avery ve arkadaşları tarafından (Mutton, 1988) daha kapsamlı bir sınıflandırılması yapılmıştır. Bu sınıflandırma Şekil 5.8’de verilmiştir.

Sürülme aşınması: Bu aşınma tipinde, yüzeye batan abrasiv partiküller, yüksek gerilim altında hareket ederek yüzeyi aşındırırlar Şekil 5.8-a. Bu tip aşınmada hem kesme hem de yırtılma aşınması görülür. Sürülme aşınmasında aşındırılan yüzeyler abrasiv kuvvetler altında plastik deformasyona uğradıkları gibi işleme sertleşmesine de uğrarlar. Bu tip aşınmaya maruz kalacak malzemelerin iyi bir direnç gösterebilmeleri için, uygun bir ısıl işlemle sertleştirilmeleri gereklidir (Mutton, 1988).

Yüksek gerilim veya öğütme aşınması: Öğütücü mil ve toplarda olduğu gibi, abrasiv partiküllerin kuvvetin de etkisiyle yüzeyleri aşındırmasıdır Şekil 5.8-b. Bu aşınma çok küçük lokal bölgelerde meydana gelir. Aşındırıcı partiküllerin öğütücü mil veya toplar tarafından tutularak, yüksek basıncın etkisiyle yüzeye batması, çizmesi veya tozlaştırmasıyla meydana gelir. Yüksek gerilim aşınması; kesme, plastik deformasyon, mikroskopik ölçüde yüzeyde kırılma şeklinde meydana gelebileceği gibi, kopma, kırılma veya pul-pul dökülme şeklinde de meydana gelebilir. Bu tip aşınmada mikro yapının önemi büyüktür. Özellikle karbürlerin kırılması zor olduğu için bu tip malzemeler daha iyi abrazyon direncine sahiptir.

Düşük gerilim veya çizme aşınması: Bu tip aşınma abrasiv partiküllerin, hafif yükler altında malzeme yüzeyine batarak hareket etmesi sonucu oluşur. Aşındırılan yüzeylerde meydana gelen kesme ve sürülmeler mikroskobik seviyededir Şekil 5.8-c. (Mutton, 1988).



Şekil 5.8. Dört tip abrasiv aşınma mekanizmasının şematik gösterilmesi (Mutton, 1988).

Erozif-korozyon aşınması: Sulu veya içerisinde sıvı bulunan ortamlarda korozyon da aşınmada etkili olur. Her gün malzemelerin yüzeylerinden eroziv-korozyon aşınmasıyla malzeme kaybı meydana gelmektedir. Bu tip aşınma özellikle maden sektöründe kullanılan

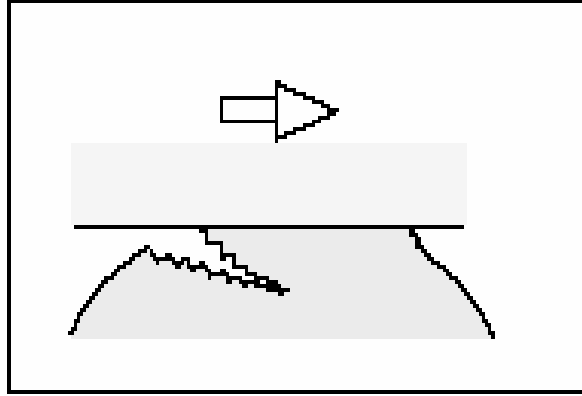
veya kumlu ortamda çalışan pompalarda, oluklu hatlarda, pervanelerde, hidrolik ve pinomatik taşıyıcılarda sıklıkla görülür (Şekil 5.8-d).

5.2.2. Adheziv Aşınma

Özellikle birbiriyle kayma sürtünmesi yapan, metal-metal aşınma çiftinde meydana gelen kaynaklaşma olayının bir sonucudur. Birbiriyle temasta bulunan benzer kafes yapılı iki metalik yüzey arasında adhezyon kuvveti denilen bir çekim söz konusudur. Bu kuvvetin meydana gelebilmesi için malzemeleri birbirine çok yaklaştırmak gerekir. Zaten temas halindeki iki metal, birbiriyle yüzeylerindeki pürüzler vasıtasıyla etkileşirler. Malzeme ağırlığından veya bir dış kuvvet tesiriyle, çok küçük olan pürüz tepelerine gelecek olan basınç veya gerilme çok büyük olacaktır. Bu kuvveti taşıyamayan pürüzler plastik deformasyona uğrayacaklardır. Eğer malzemenin deforme olma kabiliyeti yüksek ise, mikro adhezyon alanları şiddetle temas yüzeyine tamamen yayılacaktır. Böylece yüzeyde absorbe edilmiş sıvı veya gaz molekülleri ve oksit tabakaları parçalanacaktır (Korkut, 1997).

Yukarıda bahsedilen parçalanma esnasında malzeme atomları direkt olarak temasa geçme imkanını bulur. Bunun neticesinde de bölgesel soğuk kaynama şeklinde kaynak bağları oluşur. İzafi hareketin de yardımıyla yüzeydeki sıcaklık yükselir, böylece kaynama yerinden veya metal yüzeyinden bir miktar parça kopar. Bu metalik parçacıklar, ara yüzeyde serbest parçacıklar halinde kalabilecekleri gibi metallerden birine yapışmış şekilde de bulunabilirler. Şekil 5.9'de iki metalin sürtünmesi esnasında yüzeyden parça kopması görülmektedir.

Şayet sürtünen malzemelerin yapıları farklı ise, aşınma adhezyonla başlamaz. Bu gibi malzemelerde yüksek gerilme ve basıncın etkisi ile pürüzler birbirine geçerek plastik şekil değiştirir. İzafi hareket başladığında zayıf olan malzemenin pürüzleri kopar ve serbest tanecikler meydana gelir. Eğer sıcaklık yükselir ve ısı difüzyon fazlaşırsa bölgesel kaynak bağları oluşur. Difüzyon az ise kaynama olmayacağından kırılan parçacıklar serbest hale geçerler.

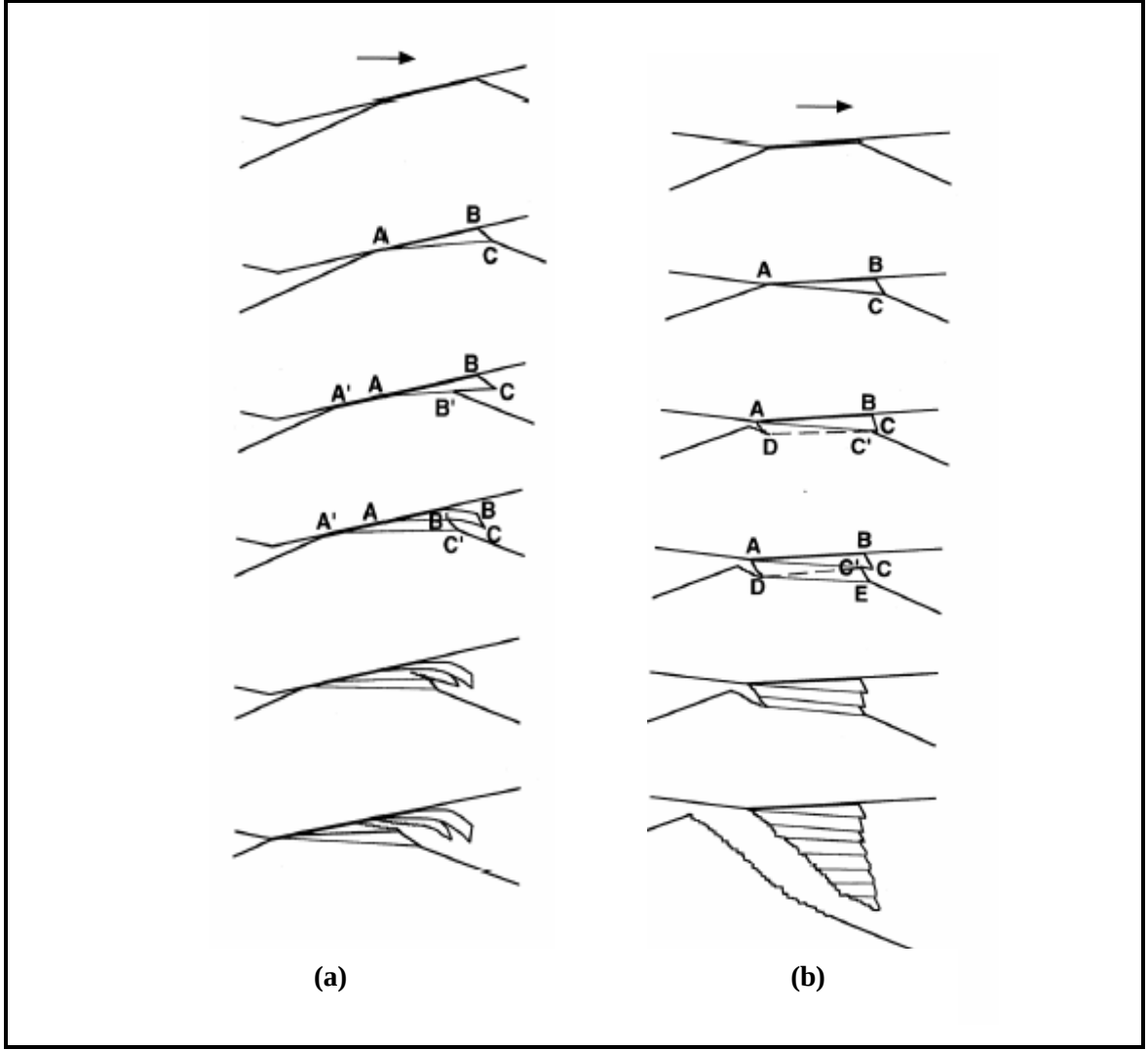


Şekil 5.9. Adheziv aşınmada malzeme yüzeyinden parça kopması.

5.2.2.1. Adheziv Aşınma Modeli

Kuvvetli adheziv bağlar ile etkileşim içerisinde olan çiftler arasında yük ve açısal kesme kuvvetlerine bağlı olarak, etkileşim bölgelerinde kayma düzlemleri meydana gelir. Bu kayma düzlemleri zamanla plaka-tipi kayma düzlemlerini oluştururlar (Şekil 5.10-a). Kayma şeklindeki etkileşimin devam etmesiyle gerilim ve kesme kuvvetleri altındaki yüzeylerde çatlaklar oluşup ilerleyerek kırılmalara sebep olur. Etkileşimli yüzeyler arasında meydana gelen büyük plastik deformasyonlar bazen de keski-tipi şeklinde meydana gelirler. Yine gerilim ve kesme kuvvetlerine bağlı olarak bu bölgelerde çatlakların oluşup ilerlemelerine zemin hazırlarlar. Çatlakların birleşmesi ise aşınmanın sebebini oluşturur (Şekil 5.10-b). Bu iki mekanizma adheziv aşınmanın temelini oluşturur.

Aşınma çiftlerinin etkileşimleri devam ettiği sürece, aşınan partiküller ya yüzeyden koparak serbest kalırlar veya karşı yüzeye transfer olurlar.



Şekil 5.10. Adheziv aşınmanın meydana gelmesi (Kayaba ve Kato, 1981).

5.2.3. Korozi Aşınma

Abrasiv aşınma ile kimyasal maddelerin birlikte meydana getirdiği aşınma şeklidir. Aşınan yüzeyler, aynı zamanda korozi etkilere de uğrarsa, buna korozi aşınma denir. Kimyasal korozyon kendi başına oluşabildiği gibi, diğer aşınma türleri ile birlikte de meydana gelebilir. Yüzeye sıkıca yapışan filmleri meydana getiren kimyasal reaksiyonlar yüzey aşınmasını önler. Fakat film kırılabilir ve yüzeye gevşek bağlı ise, aşınma büyük miktarda hızlanır. Çünkü sürtünme hareketi sırasında filmler çatlar ve malzemeye bağlı oldukları yerden koparlar (Korkut, 1997).

5.2.4. Yorulma Aşınması

Titreşim (yorulma) aşınması, titreşim zorlamalarında yorulma kırılması hasarı olarak ortaya çıkar. Bu aşınmada, iç yapı tahribatı, çatlamlar, lokal ayrılmalar meydana gelir. Ekseriya periyodik yüklemeler dolayısıyla, yüzeyden veya yüzeye yakın yerlerde yapının parçalanarak yırtılmalar meydana getirmesi sebebiyle yüzeyden kısmi çözülmelerin olmasıyla meydana gelir (Fischer ve diğ., 1989).

5.2.5. Aşınmanın Fiziksel Görünüşe Göre Sınıflandırılması

5.2.5.1. Kayma Aşınması

Kayma aşınmasını; taneli mineraller tarafından meydana getirilenler ve metal-metal aşınması olarak iki grupta incelemek mümkündür.

Metaller aşındırıcı mineral sertliğine bağlı olarak belirli bir yüksek ve alçak aşınma davranışları gösterirler. Eğer mineral sertliği metalin sertliğinden fazla ise, aşınma miktarı da artar. Ayrıca yüksek aşınma bölgesinde tane keskinliği aşınma miktarını arttırıcı yönde etkiler. Metal olmayan sert malzemelerde aşınma metallerde olduğu gibi mineral tanelerinin sertliğiyle artar. Fakat, sert malzemenin aşınma yüzeyinde gevrek kırılmalar meydana gelir. Metal-metal aşınmasında ise yüzeylerin işleniş kalitesi ve yağlamanın aşınmayı düşürücü yönde büyük etkisi vardır.

5.2.5.2. Püskürtme Aşınması

Püskürtme aşınmasında aşınma miktarı malzemenin özelliklerine ve püskürtme açısına bağlıdır. Her malzemenin püskürtme açısına bağlı olarak aşınma dayanıklılığı farklıdır. Örneğin küçük püskürtme açısında yumuşak ve deforme olabilen malzemeler büyük aşınma gösterirken, sert ve gevrek malzemelerde büyük püskürtme açılarında aşırı zorlanarak maksimum aşınma gösterirler. Ayrıca, aşınma miktarı püskürtülen maddenin sertliğine ve püskürtme hızına bağlı olarak değişim gösterir.

5.2.5.3. Yuvarlanma Aşınması

Bu tip aşınma birbiri üzerinde yuvarlanarak hareket eden malzemelerde görülür. Yuvarlanma esnasında aşınma sadece bir malzemede olabileceği gibi, her iki malzemede de

değişen miktarlarda oluşabilir. Yuvarlanma aşınmasında yüzeylerin ıslak veya kuru olmasının aşınmaya büyük etkisi vardır.

5.2.6. Aşınmanın Aldığı Özel Adlar Vasıtasıyla Sınıflandırılması

5.2.6.1. Termik Aşınma

Yüksek sıcaklığın yanı sıra darbe ve gazların etkisi ile birlikte görülen aşınma şeklidir. Bu aşınmaya örnek olarak, buhar ve gaz valflerin oturma yüzeyleri, valf etekleri veya valf klapeleri, sıcak hadde silindir ve merdaneleri verilebilir (Layıktez, 1988).

5.2.6.2. Kaviteasyon Aşınması

Su makinalarında suyun vakum (emme) etkisinin genellikle su içerisindeki kum zerresi gibi abrasiv maddelerle birlikte oluşturduğu aşınma şeklidir. Bu tür aşınmanın görüldüğü yerler genel olarak; su türbini çark kanatlarında, deniz taşıtı pervanelerinde, pompa çarklarında, boru dirseklerinde v.s. gibi yerlerde görülür.

5.2.7. Aşınma Deneyleri ve Ölçüm Metotları

5.2.7.1. Ağırlık Farkı Metodu

Ekonomik olması ve ölçülen büyüklüğün, alet duyarlılık kapasitesi dahilinde bulunması sebebi ile en çok kullanılan yöntemdir. Dezavantajı ise, her ölçümde deney numunesinin yerinden çıkartılıp yeniden bağlanmasıdır.

Ağırlık kaybının ölçümü 10^{-4} veya 10^{-5} gr hassasiyetine duyarlı bir terazi yardımıyla yapılır. Aşınma miktarı gram veya miligram sürtünme yolu da metre veya kilometre olarak tespit edilirse; birim sürtünme yoluna karşılık gelen ağırlık kaybı miktarı (gr/km), (mg/m) ile ifade edilir. Ağırlık farkı ölçme metodunda kullanılan bağıntılar aşağıda verilmiştir.

$W_a = \Delta G / d \cdot M \cdot S$	(mm ³ / N.m)
W_a : Aşınma oranı	(mm ³ / N.m)
ΔG : Ağırlık kaybı	(mg)
M : Yükleme ağırlığı	(N)
S : Aşınma yolu	(m)
d : Cismin yoğunluğu	(gr/cm ³)

olarak verilmiştir. Aşınma oranının (W_a) tersi aşınma direnci (W_r) olarak gösterilir. $W_r = 1 / W_a$ (Nm/mm³) olur (Ulutan, 2007).

5.2.7.2. Kalınlık Farkı Metodu

Aşınma esnasında oluşacak boyut değişikliğinin ölçülmesi, başlangıç değeriyle karşılaştırılması suretiyle elde edilir. Kalınlık farkı olarak tespit edilen bu değerden gidilerek hacimsel kayıp değeri ve birim hacimdeki aşınma miktarı hesaplanır. Kalınlık, hassas ölçme aletleri yardımıyla -1 +1 µm duyarlıkta ölçülmelidir. Bu metot kullanım zorluğundan tercih edilmez.

5.2.7.3. İz Değişimi Metodu

Sürtünme yüzeyinde plastik deformasyon metodu ile, 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 Rockwell sertlik ölçme ucudur. Elmas piramit veya koninin bıraktığı iz boyutlarındaki değişme mikroskop vasıtasıyla ölçülerek belirlenir (Korkut, 1997)

5.2.7.4. Radyoizotop Metodu

Sürtünme yüzey bölgesinin proton, nötron veya yüklü α - parçacıklarıyla bombardıman edilerek radyo aktif hale getirilmesi esasına dayanır (Kosel ve diğ., 1978). Aşınmanın büyük hassasiyetle ölçülebilmesi ve sistem içerisinde çalışma şartlarını değiştirmeden ölçü alınabilmesi avantajlı yönleridir. Fakat ekonomik olmaması nedeni ile, ancak özel amaçlarla kullanılır. Özel problemlerin çözümü dışında yaygın olarak kullanılan bir metod değildir.

6. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Yüzey mühendisliği, malzemenin yüzey özelliklerini geliştirmek için yapılan yüzey işlemleri ve sert kaplama yöntemlerini kapsar (Selvan ve diğ., 1999). Farklı alt tabakalar üzerine yapılan kaplama malzemeleri, son zamanlarda otomotiv, petrokimya ve uzay teknolojisi alanlarında yaygın olarak kullanılmaktadır (Hidouci ve diğ., 2000). Kaplamalarda mikro çatlak oluşum riski ve düşük plastik deformasyon kabiliyeti (Hidouci ve diğ., 2000), başlıca problemleri oluşturmaktadır (Wulin ve diğ., 1999). Sünek malzeme yüzeyine saf toz, tel ya da bunların alaşımları kullanılarak, ana matrisin çatlama riskini azaltmak mümkündür (Tusek ve Suban, 2003). Modern teknolojide metal yüzeylerinin dış ortamlardan korunması, maruz kaldığı yorulma, sürtünme ve aşınmaları ortadan kaldırmak veya minimuma indirmek amacıyla, çeşitli yüzey işlemlerine ihtiyaç duyulmaktadır. İnce, sert ve aşınmaya dirençli 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 (PVD) ve kimyasal buhar depolamayla (CVD) birlikte, yarı ergitme yöntemlerinden lazerle (Molinari ve diğ., 2001; Zhong ve diğ., 2002; Lu ve Wang, 2003), plazmayla (Berns ve Fischer, 1997; Dewis ve Subramanian, 1998; Kim ve diğ., 2002), toz püskürtme (Perchlik ve diğ., 2001, Rincon ve diğ., 2003) ve gaz tungsten ark (TIG veya GTA) yöntemleriyle yapılmaktadır (Kathuria, 2000; Korkut ve diğ., 2002).

Sert yüzey elde etmek için kullanılan kaynak teknikleri, ilk oksii-asetilen kaynağı (OAK) olmak üzere (Wu ve diğ., 2000), gaz tungsten ark kaynağı (TIG veya GTA), toz altı ark kaynağı (TA), plazma geçişli ark kaynağı (PGA) ve lazer (LA) kaynağıdır (Katsamas ve Haidemonopoulos, 1999). Plazma (Kim ve diğ., 2002), lazer (Hidouci ve diğ., 2000), HVOF (Nascimento ve diğ., 2001) ve gaz tungsten ark yöntemiyle (Buytoz, 2003) yapılan yüzey modifikasyon yöntemleri sayesinde, modifikasyonlu tabakanın mikroyapısı ve sertliğinin, aşınma ve korozyon direncine olan etkileri detaylı olarak incelenmiştir. Elektrik ark, lazer ve plazma gibi yüksek enerji yoğunluklu yüzey sertleştirme veya kaplama teknikleri, malzeme yüzeyinin aşınma ve korozyon direncini artırmak için yaygın olarak kullanılmaktadır (Wulin ve diğ., 1999; Panagopoulos ve diğ., 1998; Kim ve diğ., 2002). Literatürde, çelik veya hafif metallere plazma (Wu ve Chen, G., 1999), lazer (Khedkar ve diğ., 1997), HVOF (Lou ve diğ., 2003) veya toz altı yöntemleri kullanılarak yapılan Ni-, Co- ve Fe- esaslı alaşım kaplamalarıyla ilgili bir çok çalışma mevcuttur.

Yüzey modifikasyonu işleminin en önemli amacı, malzemelerin aşınma 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.

Karbürlerin sınıflandırılması ve morfolojilerinin anlaşılması alaşımın kimyasal yapısı bakımından faydalıdır. Krom tabanlı alaşımlar içerisinde MC, M_6C , M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ en çok sıklıkla bulunan karbürlerdir (burada M; metalik karbür oluşturu element veya elementlerdir). MC karbürleri mikroyapıda genellikle geniş bloklar halinde meydana gelir. Mikroyapıda düzensiz dağılmışlardır ve genellikle oluşması 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 partiküllerin oluşmasında faydalıdır. $M_{23}C_6$ tane sınırlarında çökelmeye meyillidirler (Metals Handbook) ve nikel esaslı alaşımlarda mekanik özelliklerin belirlenmesinde önemli etkiye sahiptirler. Krom bazlı alaşımlar koroziif ortamlarda mükemmel aşınma direnci sağlarlar. Bunun yanında koroziif ortamlarda hasarın meydana gelmesinde bir çok parametre rol oynar. Bunlar; kimyasalın asitlik özelliği (pH değeri), sıcaklık, konsantrasyon, oksitlenme derecesi ve ortamda bulunan hızlandırıcılardır.

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 pirinç 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. Örneğin; 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.

Çelik yüzeyine lazer yöntemiyle alaşımlandırılarak yapılan Cr-C toz karışımı kompozit malzemelerinde üniform boyutlu M_7C_3 karbürlerine rastlanılmıştır (Katsamas ve Haidemonopoulos, 1999). Singh ve Mazumder (1993), M_6C ve M_7C_3 karbür çökelti Fe-Cr-Mn-C kaplamasının aşınma karakteristiklerini incelenmiştir. Wu ve Chen' in yaptığı çalışmada (1999), CO₂ lazer yöntemi kullanılarak Fe-Cr-W-Ni-C alaşım kaplamasında, γ -ostenit ve M_7C_3 karbürleri içeren dendritler arası ötektik fazlarla dendritik ostenit (γ) tipi yapılara rastlanılmıştır.

Dengede olmayan dendritik ostenit (γ) faz dönüşümü için 963 °K’ de temperlenerek M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C , M_2C ve MC karbürleri ($M= Cr, Fe, W, Ni$) elde edilmiştir (Berns ve Fischer, 1997). Tabaka tipli M_7C_3 karbürü, tok ve sıcak çalışabilirlik yeteneğini düşürür. M_7C_3 metastabildir ve 873 °K’ de yeniden çözünür (Wu ve Chen, 1999). Yüksek sıcaklıkta temperlemeyle dendritik yapı $M_7C_3+\gamma \rightarrow M_{23}C_6$ ’ ye ve ötektik yapıysa $M_7C_3+\gamma \rightarrow M_6C$ karbürlerine dönüşür (Nagarathnam ve Komvopoulos, 1995; Buytoz, 2004)

Eroğlu ve Özdemir (2002) yine GTA yöntemini kullanarak düşük karbonlu çeliklerin yüzeyine grafit, krom ve yüksek karbon içeriğine sahip ferro krom tozları ile uyguladıkları yüzey modifikasyonu işleminde aşağıda belirtilen sonuçlara ulaşmışlardır. Öncelikle kaplama yüzeylerindeki mikroyapının kaplama kalınlığının değişimi ile farklılık gösterdiğini, grafit ile alaşımlandırılan numunelerin mikroyapılarının perlit, tane sınırı sementiti ve intergranüler sementitten meydana geldiğini belirtmişlerdir. Yüksek karbon içerikli ferro-krom yüzey modifikasyonu uygulamalarında ise kaplama mikroyapısının martenzit, kalıntı ostenit içerisinde ötektik üstü Cr_7C_3 karbürlerinden oluştuğunu tespit etmişlerdir. Sadece krom elementi kullanarak yaptıkları yüzey modifikasyonu işleminde ise, yapının martenzitten oluştuğunu belirtmişlerdir. Numunelerde tespit edilen en yüksek sertlik değerinin ise yüksek karbonlu ferro-krom tozları ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerde görüldüğünü; bunu, krom ve grafit ile alaşımlandırılan numunelerin izlediğini belirtmişlerdir. Artan sertliğe ve mikro yapıda oluşan sert fazlara bağlı olarak numunelerin abrasiv aşınma dirençlerinde artış olduğunu belirtmişlerdir.

Fan ve arkadaşları (2006), “Yüksek kromlu Fe-Cr-C sert yüzey alaşımlarındaki $(Cr,Fe)_{23}C_6$ karbürlerinin oluşturduğu mikroyapısal değişim” başlıklı çalışmalarında Fe-Cr-C sert yüzey alaşımları kullanarak ASTM A36 çelik malzemelerin yüzeylerini GTA yöntemiyle kaplamışlardır. Mikroyapı incelemelerinde çeşitli boyut ve oranlarda $(Cr,Fe)_{23}C_6$ karbürleri görülmüştür. Üç farklı grafit ilavesi ile elde edilen kaplamalarda ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü mikroyapılar elde etmişlerdir. Kaplamalarda çatlak oluşumu gözlenmemiştir. XRD ve optik mikroskop incelemeleri, ötektik altı ve ötektik kompozit yapıların Cr-Fe katı eriyik fazı ve $(Cr,Fe)_{23}C_6$ karbürlerinden oluştuğunu göstermiştir. $(Cr,Fe)_{23}C_6$ karbürleri ince lamelar yapıdadır. Ötektik yapıda, $(Cr,Fe)_{23}C_6$ eş yönlü dendritler şeklindedir. Ötektik üstü kompozitler ise; α , $(Cr, Fe)_{23}C_6$ ve çizgisel $(Cr, Fe)_{23}C_6$ ’ den oluşmuştur. Ergime noktası, katılama hızı ve karbür şekli karbon içeriklerine göre değişiklik göstermiştir. Sert kaplama yapılmış yüzeydeki sertlik değeri karbon içeriğinin artışıyla yükselme göstermiştir. Bunun nedeni krom karbür tanelerin irileşmesi ile açıklanmaktadır. Sertlik değerleri 70 HRC ‘ye kadar artmıştır (Buytoz 2004).

Buytoz (2006), SAE 1020 çeliğine TIG yöntemiyle SiC ilavesi yaptığı çalışmada mikroyapı ve mikrosertlik üzerine üretim parametrelerinin etkilerini incelemiştir. Silisyum karbür işlem sırasında tamamen çözünmüş ve işlem şartlarına bağlı olarak farklı yapılarda katılaşmıştır. Düşük toz miktarlarında yapı dendritik olurken, yüksek toz miktarlarında mikroyapıda M_7C_3 birincil karbürleri, Fe_3Si , SiC ve grafitik karbon çökeltileri olduğu sonucuna varmıştır. Ana malzemenin mikrosertliği 220 HV iken, yüzey mikrosertliği 1135 HV gibi yüksek değerlere ulaşmıştır. En yüksek sertlik değeri 1250 HV, yüksek enerji girdili (2.310 kJ/mm) ve 1.5 g düşük toz yedirme miktarlarında elde edilmiştir.

Li ve arkadaşları (2003), ‘‘ SiC ilaveli Ni-esaslı lazer kaplamanın mikroyapısı ve kuru kayma aşınma davranışları’’ çalışmalarında hacimce % 30 SiC ve % 70 Ni-esaslı bir alaşımı AISI 1045 çeliğinden malzeme üzerine lazer ışını kullanarak çok tekrarlı kaplama yapmış, mikroyapı ve kuru kayma aşınmasını incelemiş ve SiC partiküllerinin işlem sırasında tamamen çözüldüğünü bulmuşlardır. Mikroyapı incelemelerinde dendritik $M_{23}(C,B)_6$ hücrel-dendritler halinde $Ni_{31} Si_{12}$, $\gamma-Ni+Ni_3B$ interdendritik tabakalı ötektik ve kaplama bölgesinin üst yüzeyinde çok az miktarda küresel grafit elde etmişlerdir. Aşınma dirençli iskelet yapı $M_{23}(C,B)_6$ metal karboboür dendritlerinin kaplama bölgesine düzgün bir şekilde dağıldığını tespit etmişlerdir. Aynı zamanda kaplama bölgesinin üstünde bulunan küçük küresel grafitlerin sürtünmeyi azaltıcı bir yağlayıcı olarak davrandığını bulmuşlardır. Kaplama bölgesinin sürtünme ve aşınma testleri sonucunda sürtünme katsayılarının sertleştirilmiş çeliğe göre daha düşük çıktığını bulmuşlardır. Aşınma deneyleri sonucunda ağırlık kayıpları ve kayma mesafeleri arasında doğrusal bir ilişki elde etmişlerdir. Aynı kayma mesafesinde kayma hızının artırılması aşınma kayıplarını artırmaktadır (Ulutun, 2007).

Xinhong ve arkadaşları (2006), gaz tungsten ark kaynağı (GTA) ile; FeCrBSi alaşımı, grafit ve ferrotitanyum tozları kullanarak AISI 1045 çeliğinin yüzeyini TiC partikülleriyle güçlendirmiş ve böylece Fe-esaslı bir kompozit kaplama oluşturmuşlardır. Çalışmacılar incelemelerinde; taramalı elektron mikroskobu (SEM), x-ışını difraksiyonu (XRD) ve aşınma testi kullanmışlardır. Çalışmalarda kompozit kaplamaların mikroyapısına önceden hazırlanan toz tabakasının kalınlığının etkisinin yanı sıra sertlik ve aşınma direncini incelenmiştir. Kaplama bölgesinde TiC partiküllerinin hacimsel miktarının ve sertliğin kademeli olarak kaplama yüzeyine doğru arttığı bulunmuştur. TiC partikülleri kompozit kaplamaların sertlik ve aşınma direncini geliştirmiştir. En yüksek aşınma direnci 1.2 mm toz tabakasıyla kaplanmış durumda elde edilmiştir. Kaplamalarda ince çiziklerle oluşan bir öğütme aşınması tespit etmişlerdir (Gök, 2008).

Mridha ve arkadaşları (2001), GTA yöntemini kullanarak yaptıkları çalışmada, alüminyum-titanyum içerikli bir kompozit malzemenin yüzey modifikasyonu işleminde kullanılabilirliğini araştırmışlar ve bu arada GTA üretim parametrelerinin sisteme olan etkilerini incelemişlerdir. İncelemelerinin sonucunda şu bulgulara ulaşmışlardır. Düşük enerji girdili GTA uygulamalı yüzey modifikasyonu işleminde, kaplama kompozit malzemesi ile alt yüzey malzemesi arasında yeterli adhezyon kuvvetlerinin oluşmadığı ve bunun sonucu olarak da kaplama bölgesi ile alt yüzey bölgesi arasında boşluk ve gözeneklerin meydana geldiğini belirtmişlerdir. Aynı araştırmacılar yeterli enerji girdisine ulaşıldığında bu problemin ortadan kalktığını, yani ara kesit bölgesinin gözenek ve boşluklardan yoksun olarak mükemmel bir şekilde meydana geldiğini belirlemişlerdir. Ayrıca elektrodun kaplama kompozitinin yüzeyinden olan yükseklik mesafesinin de mikroyapı ve iki malzemenin (kompozit-alt yüzey) birleşmesinde önemli rol oynadığını belirtmişlerdir. Alt yüzey ile kaplama tabakasını sertlik açısından değerlendirdiklerinde kaplama yüzeyinde iki kat bir sertlik artışı elde etmişlerdir.

Korkut ve arkadaşları (2002), GTA yöntemi kullanarak düşük karbonlu bir çeliğin üzerine kapladıkları Fe-Cr-Si-Mo-C içerikli kompozit malzemeyi yaşlandırma işlemine tabi tuttukten sonra malzemenin ara bölgesindeki mikroyapı ve tokluk özelliklerini incelemişler ve işlem parametrelerine bağlı olarak, kaplama yüzeyindeki mikroyapının ya ötektik altı veya ötektik üstü olarak teşekkül ettiğini, ara yüzeyde ise martenzit ve martenzit+perlitik yapılar elde ettiklerini belirtmişlerdir. Kaplama yüzeyi ve alaşım arasındaki tokluk kaplama yüzeyi ile karşılaştırıldığında daha düşük olmuş; ancak (480-550 °C) arasında yapılan yaşlandırma işlemi sonrasında tokluğun arttığını belirtmişlerdir. Bunun sebebini ise mikroyapıda oluşan M₂C fazının kabalaşması ile ilişkilendirmişlerdir. Artan yaşlandırma kinetiği ile Fe₃C fazının daha hızlı çözüldüğünü belirtmişlerdir.

GTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işleminde, çeşitli tozlar kullanılarak istenilen bileşim ve oranlarda malzeme yüzeyinde, alt tabakadan farklı özelliklere sahip bir tabaka oluşturulur. İyi kaynak özellikleri, ark bölgesinin bir soy gazla korunması gibi özellikleri nedeniyle, bu yöntem aşınma uygulamalarında ve sertlik istenen durumlarda mikroyapı özelliklerinin değiştirilmesinde kullanılmaktadır. Yöntemde genel olarak hızlı bir katılma görülmektedir (Buytoz ve diğ., 2005; Xu ve diğ., 1999; Fan ve diğ., 2006; Yıldırım ve diğ., 2007). Hızlı katılma kaplama katı ince taneli mikroyapılar sert karbür fazları içerirler (Mridha ve diğ., 2001; Buytoz, 2006). Bu yöntemle yapılan çalışmalarda, alaşımın kimyasal bileşimine bağlı olarak, M₃C, M₇C₃ ve M₂₃C₆ gibi kompleks karbürlerin yanı sıra kullanılan malzeme ve toza bağlı olarak oluşan intermetalik fazlar ve martenzitik yapılar elde edilmiştir (Berns and Fischer, 1997; Korkut ve diğ., 2002; Ulutan, 2007; Buytoz ve Yıldırım, 2007).

Teknikte koruyucu gaz olarak en sık kullanılan gaz CO_2 , Ar ve bunların karışımlarıdır. Bazı durumlarda az oranda oksijen belli oranlarda ise de helyum, hidrojen ve azot bu iki gaza eklenmelidir. Argon gazı renksiz, kokusuz ve tatsızdır. Toksik özellik içermez ve tutuşmaz. Diğer elementlerle bileşik yapacak şekilde reaksiyona girmezler. Argon gazı havadan 1.38 kat daha ağır olup arkı ve ergiyik havuzunu etkili şekilde korur. Düşük iyonizasyon enerjisinden dolayı argon gazı koruması altındaki ark oluşumu çok karalıdır. Bu gazın termal iletkenliği çok zayıftır. Buda hem arkın şeklini hem de kaynağın şeklini etkiler. Argon içerisine O_2 , CO_2 , H ve H_2 ilave edilerek koruyucu gaz olarak kullanılır. Hidrojen gazı renksiz, kokusuz ve tatsızdır. Toksik özellik içermez ve 560 °C tutuşabilir. Hidrojen gazı havadan çok daha hafiftir. Tüm gazlar içinde en yüksek termal iletkenliğe sahiptir. Argon, hidrojen karışımları pratikte en yaygın şekilde plazma gaz, plazma kaynak ve plazma ile kesmede kullanılır. Hidrojenin yüksek termal iletkenliğinden dolayı ark daralır ve enerji konsantrasyonu artar. Bu da daha derin nufuziyete sebebiyet verir. Hidrojenin ergiyik metal içerisinde çözünürlüğü çok yüksektir. Bundan dolayı gaz kabarcıkları ve çatlaklar oluşturabilir (Tusek ve diğ., 2000).

Özel ve arkadaşları (2008), PTA yöntemini kullanılarak NiTi tozlarını östenitik paslanmaz çelikler üzerine kaplamışlardır. Çalışmalarında koruyucu gaz olarak argon gazı kullanarak üç farklı enerji girdisi kullanmışlardır. Kaplama tabakasının mikroyapı özelliklerini incelemişlerdir. Artan enerji girdisi ile birlikte kaplama tabakasının nufuziyetinin arttığının belirtmişlerdir.

Kim ve arkadaşları (2003), krom-bor toz karışımını kullanarak, plazma arkını yüzeye transfer ederek (PTA), malzemenin aşınma özelliklerini incelemişlerdir. Bourithis ve arkadaşları (2002), yaptıkları bir çalışmada, AISI 1018 çeliğinin yüzeyine PTA yöntemini kullanarak bor tozlarını geçiştirmişlerdir. Bu çalışmada ortalama 1300 μm kalınlığında örtü tabakası elde edilmiş ve yüzey sertliği 1000 HV olarak ölçülmüştür.

7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

7.1. Çalışmanın Amacı

Bazı kullanım alanlarında, malzeme yüzeylerinin sert ve dış etkenlere karşı mukavemetli olması istenir. Bu çalışmada, düşük karbonlu AISI 1020 çeliğinin yüzeyi, GTA (Gas Tungsten Ark) ve PTA (Plazma Transfer Ark) yöntemi koruyucu gaz karışımı yardımı ile özel olarak öğütülmüş karbür yapıcı tozlar kullanılarak, yüzey alaşımlama teknikleriyle kaplanmıştır. Amaç; yüzey alaşımlama yapılarak oluşturulan üst tabakanın mikroyapı, mekanik özellikleri ve abrasiv aşınma direncinin incelenmesidir. Düşük karbonlu çelik malzemelerin, yüzeyi kaplanacak malzeme olarak seçilmesinin sebebi; çok çabuk korozyona uğrama eğilimleri, ucuz olmaları ve kolay bulunabilmeleri teknikte ve imalat sanayinde sıkça kullanılıyor olmalarıdır.

Yine yüzey alaşımlamada GTA ve PTA yönteminin kullanılmasının nedeni ise, diğer yüzey alaşımlama teknikleriyle kıyaslandığında; uygulanabilirliğinin kolay olması, ekonomik olması ve özel yetişmiş bir personel gerektirmemesidir.

7.2. Deneylerde Kullanılan Malzemeler Ve Yüzey Modifikasyon Şartları

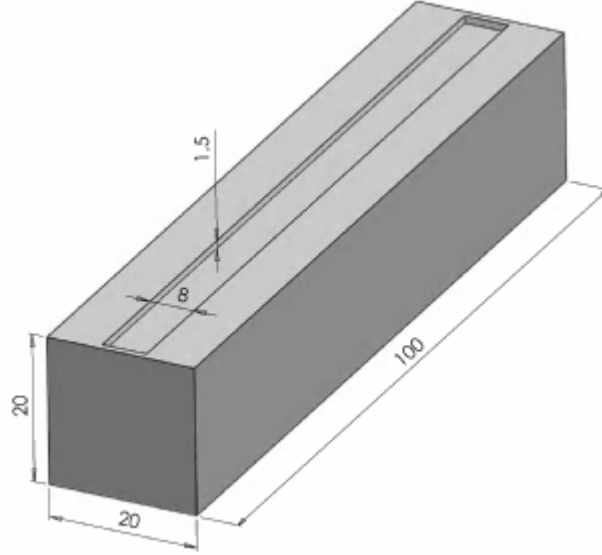
GTA ve PTA ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan yüzeyi kaplanacak malzemelerin kimyasal bileşimleri Tablo 7.1’de verilmiştir. Kaplama malzemesi olarak 33 mikron tane boyutunda ferrokrom, ferromolibden ve ferrotitanyum tozlarından faydalanılmıştır.

Tablo 7.1. Yüzeyi kaplanacak malzemenin kimyasal bileşimi.

Alaşım Elementi (% Ağırlık)							
AISI 1020	C	Si	Mn	P	S	Cr	Fe
	0.185	0.279	0.519	0.031	0.034	-	Kalan

Modifikasyon öncesi yüzeyi kaplanacak malzemeler Şekil 7.1 de gösterildiği gibi 20x20x100 mm boyutlarında bir hidrolik testere yardımıyla kesilmişlerdir. Kesme işleminden sonra malzemelerin freze tezgahı yardımıyla yüzeylerindeki ince oksit tabakası giderilmiş ve her bir numuneye; genişliği 8 mm ve 1.5 mm olan boylu boyunca bir dikdörtgen kanal açılmıştır. Kanal açma işleminden sonra yüzeyi kaplanacak malzemelerin kanalı alkol yardımı ile temizlenerek kurutulmuştur. Bundan sonra 33 mikrona getirilen tozlar, ark sırasında koruyucu karışım gazının akışından dolayı tozların malzeme yüzeyinde uçuşunu engellemek amacıyla sodyumsilikat ile karıştırılarak bir jel şeklinde yüzeyi kaplanacak malzemenin

kanallarına doldurulmuştur. Sonrasında hazırlanan malzemeler, GTA ve PTA yöntemi ile kaynak işlemine tabi tutulmuşlardır.



Şekil 7.1. Yüzey modifikasyonu yapılacak numunenin boyutları.

Yüzey alaşımlama işlemlerinde kullanılan GTA ve PTA için DC akımlı güç kaynaklarından yararlanılmıştır. Tablo 7.2 ve 7.3 verilen üretim parametrelerinden yararlanılarak AISI 1020 malzeme üzerinde modifiye işlemi gerçekleştirilmiştir.

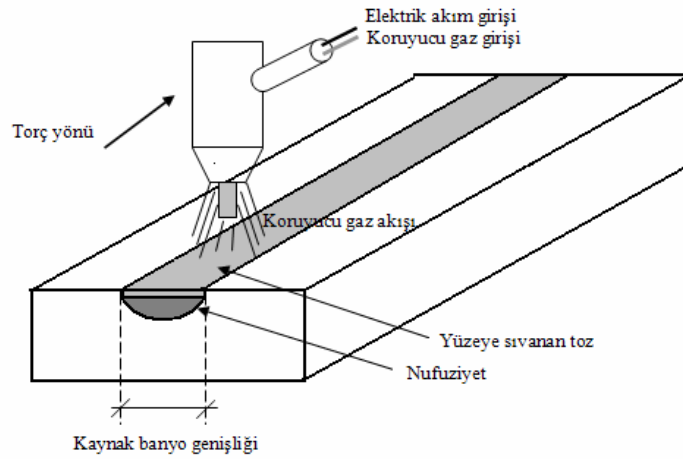
Tablo 7.2. GTA üretim parametreleri.

Akım/Volt	100 A/22 V
İlerleme hızı	2.5 mm/sn
Koruyucu gaz	% 99.9 saf argon
Koruyucu gaz debisi	11 lt/dk
Elektrot	% 2 toryumlu tungsten elektrot
Elektrot çapı	2.4 mm

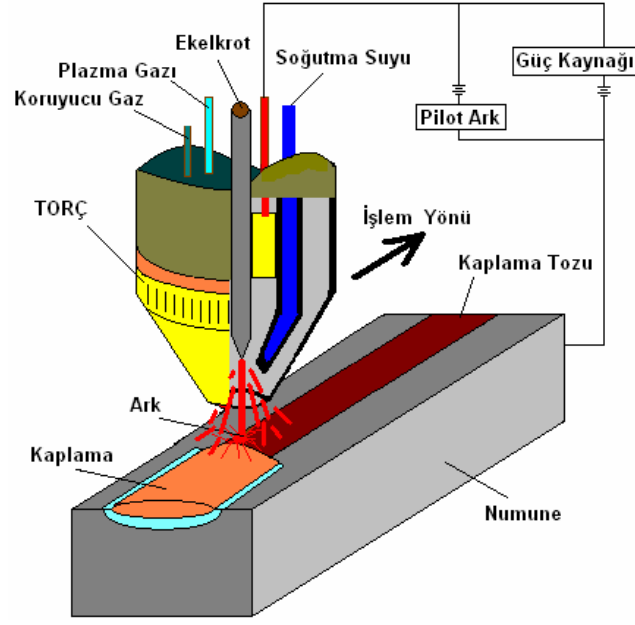
Tablo 7.3. PTA üretim parametreleri.

Akım / Volt	130 A/ 20 V
Koruyucu gaz debisi	11 lt/dk
Plazma gazı	0,5 lt/dk
Elektrot çapı	4,7 mm
Torç malzeme arası mesafe	≈3-4 mm
İlerleme hızı	2.5 mm/sn
Torç uç çapı	3,25 mm

Şekil 7.2.' de GTA ve PTA kaynak yöntemiyle yüzey modifikasyonu işlemlerinin şematik resimleri verilmiştir. Alt yüzeye yapıştırılan tozların, ergimeyen tungsten elektrot ile kaynak bölgesine enerji aktarılarak çelik alt tabakasına nüfuziyeti sağlanmıştır. Yöntemde, ergidikten sonra tozların kaynak bölgesinde hapsedilmesine özen gösterilmiştir. Modifikasyon işlemlerinden sonra kaplanan AISI 1020 malzemesinin üstten görünüşünün makroyapı incelenmesi neticesinde, herhangi bir çatlak ve kalıntıya rastlanılmadığı gözlemlenmiştir.



(a)



(b)

Şekil 7.2. a) GTA b) PTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu uygulamasının şematik gösterimi
(b. Gür, 2008)

7.2. Metalografik Çalışmalar

Deney numunelerinin yüzey modifikasyonu işlemi sonrasında mikroyapılarını belirlemek için metalografik muayene yapılmıştır. Bunun için numuneler sırasıyla 80 mesh'den 1200 mesh'e kadar zımparaya tutularak yüzeyleri temizlenmiş, sonrasında 6 μ ve 1 μ 'luk elmas pasta ile yüzeyleri parlatılıp 25 gr FeCl_3 , 25 ml HCl , 100 ml saf su ve % 2'lik nital çözeltisi kullanılarak dağlanmış.

7.3. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM- Scanning Elektron Microscopy)

Yüzeyleri dağlanan deney numuneleri SEM mikroskobunda tarama işlemine tabi tutularak mikroyapıdaki fazlar, matris ve karbür dağılımları incelenip çeşitli büyütme fotoğrafları çekilmiştir. Ayrıca, abrasiv aşınma deney testine tabi tutulan numunelerin ve aşındırıcı malzemenin yüzeylerinden fotoğraflar alınarak, aşınma tipinin tespit edilmesinde faydalanılmıştır.

Yüzeyleri dağlanan numuneler, taramalı elektron mikroskobunda taramaya tabi tutularak hem mikro yapı hem de abrasiv aşınma yüzey fotoğrafları çekilmiş ve gerekli görülen yerlerin EDS analizi yapılmıştır.

7.4. Noktasal Analiz Çalışmaları (EDS- Energy Dispersive Spectroscopy)

SEM mikroskobunun bir ünitesini oluşturan EDS (Energy Dispersive Spectroscopy) cihazında, numunelerin mikroyapısında görülen karbürlerin, fazların, matrisin ve önemli görülen noktaların spektral analizleri yapılmıştır.

7.5. X- Işını Difraksiyonu Çalışmaları (X - Ray Diffraction)

Yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerde oluşan karbürlerin ve fazların cinsini belirlemek için X-Ray cihazı kullanılmıştır.

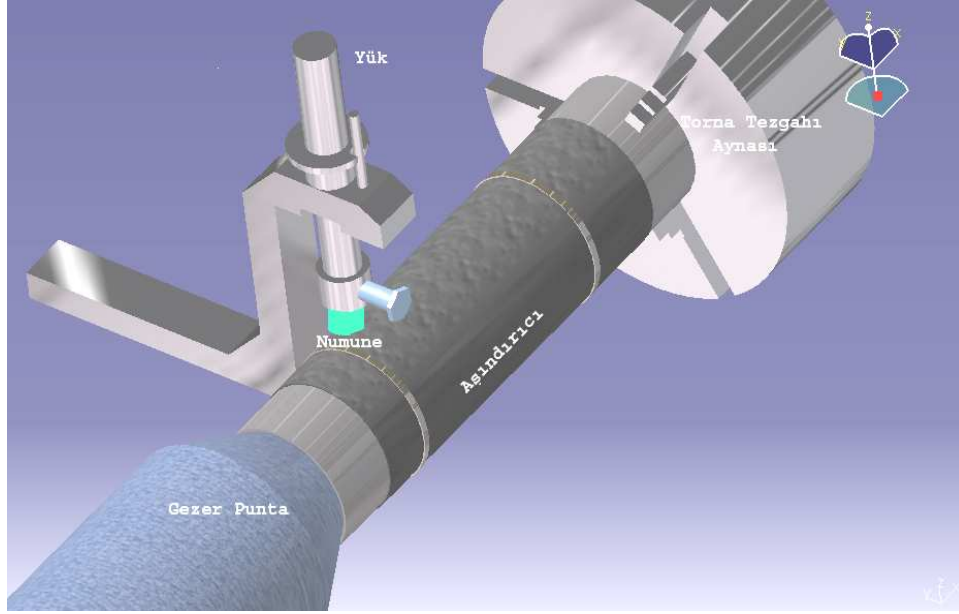
7.6. Sertlik Deneyleri

Deney numunelerinin sertlikleri 60 N yükü alan Rockwell C yüzey sertlik yöntemi ile 10 g yük ve 1 g/sn yükleme hızı kullanılarak değerlendirilmiştir.

7.7. Abrasiv Aşınma Deneyleri

Abrasiv aşınma deneyleri Şekil 7.3.'de görülen düzenek yardımıyla torna tezgahında yapılmıştır. Numuneler, aşınma deneyleri öncesi yüzeyde herhangi bir kalıntı olmaması ve yüzeyin karşı malzemeye tam temas edebilmesi için 1000 mesh zımparaya tutularak, yüzeydeki kalıntılar basınçlı hava yardımıyla temizlenerek uzaklaştırılmıştır.

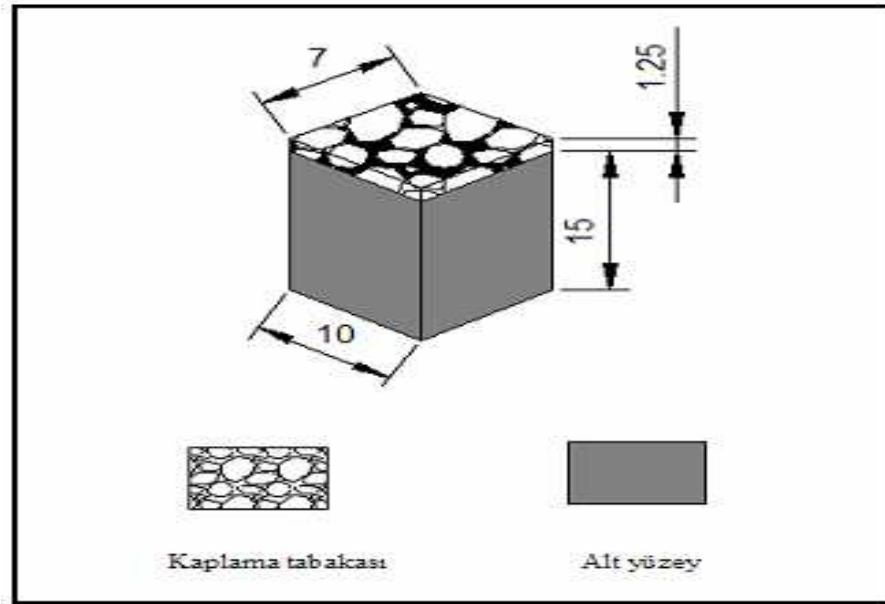
Aşındırıcının bağlı olduğu disk torna tezgahının aynasına, aşındırılacak deney numunesi ise bir sistem bütünlüğü içerisinde torna tezgahının katerliğine tespit edilmiştir. Aşındırılacak malzemeye kuvvet uygulayacak mekanizma 5 N, 10 N ve 15 N' luk yüklere bir terazi yardımıyla kalibre edilmiştir. Deney numunesi dıştan içe doğru 125 dev/dk ayna devri ve 2 m^{-1} lik ilerleme hızıyla 25 m spiral bir yol takip etmiştir. Deney numuneleri aşındırma aparatına bağlanmadan önce 10^{-4} gr ağırlığa duyarlı elektronik terazi ile tartılmış ve aparata bağlanıp istenen aşınma yolu aldırıldıktan sonra sökülerek yüzeyindeki kalıntı metal partikülleri alkol yardımıyla temizlenerek tartma işlemi tekrarlanmıştır. Böylece numunenin başlangıç ve son durumu arasındaki ağırlık farkı tespit edilerek aşınmadaki ağırlık kaybı bulunmuştur. Bir numune ile yapılan aşınma deneyi aynı şartlarda her defasında yeni bir numune ve yeni bir zımpara kağıdı kullanılarak üç defa tekrarlanmış ve ortalama bir değer elde edilmiştir. Aşındırıcı olarak 80 ve 220 mesh'lik silisyum karbür (SiC) zımpara kağıdı kullanılmıştır.



Şekil 7.3. Abrasiv deney aparatının görünüşü (Gök, 2008)

7.8. Deney Numunesi Boyutları

Abrasiv aşınma testleri için 7x10x15 mm boyutlarında numuneler hazırlanarak abrasiv aşınma testlerine tabi tutulmuştur (Şekil 7.4).



Şekil 7.4. Abrasiv aşınma deney numunesi.

8. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

8.1. Mikroyapı İnceleme Sonuçları

8.1.1. Yüzey Modifikasyonunda GTA ve PTA Metotlarıyla Yüzeyi FeCr Tozu Kullanılarak Alaşımlandırılmış AISI 1020 Çelik Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri

Malzemelerin yüzey kalitesini arttırmak için farklı teknikler kullanılmaktadır. Son zamanlarda PTA prosesi malzemelerin yüzeylerinin alaşımlandırılmasında sıklıkla uygulanan bir yöntem olmuştur (Bourithis ve diğ., 2002). PTA yüzey alaşımlama işleminde yüksek ısı girişi, mükemmel ark kararlılığı, parçanın düşük çarpılma oranı ve yüksek kaplama hızı yöntemin başlıca olumlu özelliklerindendir.

Hidrojen gazı genellikle paslanmaz çeliklerin, nikel, bakır alaşımların ve nikel esaslı alaşımların kaynak işlemleri esnasında argon gazına ilave edilir. Hidrojen gazının argon gazına eklenmesi ile kaynak hızının artmasına olanak sağlar ve yüzeyi oksidik etkilerden korur (Althouse ve diğ., 1992). Yine bu koruyucu gaz karışımı kaynak metalindeki ergiyik hacmini önemli ölçüde artırır. Bunun sebebi sıcak ortamda argon hidrojen karışımının daha yüksek termal iletkenliğe sahip olmasındandır. Argon hidrojen karışımları TIG, PTA ve MIG kaynak proseslerinde tercih edilmektedir.

GTA ve PTA yöntemi kullanılarak gerçekleştirilen yüzey modifikasyonu işlemlerinde yüzeyi kaplanacak malzeme olarak kimyasal bileşimini Tablo 8.1.' de verilen düşük karbonlu AISI 1020 çeliği kullanılmıştır. Kaplama yüzey malzemesi olarak ise; 33 mikron boyutlu FeCr tozu kullanılmıştır (Tablo 8.1). Numunelerin yüzey modifikasyonu işleminden sonra; mikroyapı, yüzey sertliği ve abrasiv aşınma özelliklerine alaşım elementleri ve koruyucu gaz karışımının etkileri incelenmiştir.

Tablo 8.1. GTA ve PTA yöntemlerinde kullanılan yüzeyi kaplanacak malzeme ve tozların kimyasal bileşimi.

Numune Adı	% Alaşım Elementi Miktarı										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Co	Ti	Fe
AISI 1020	0.185	0.279	0.519	0.031	0.034	-	-	-	-	-	Kalan
FeCr	7.65	0.65	-	0.016	0.050	67.18			-	-	Kalan

FeCr tozu kullanılarak, farklı koruyucu gaz ortamlarında GTA ve PTA yöntemi uygulanarak gerçekleştirilen yüzey modifikasyonu sonrasında numunelerin yüzeylerinden alınan kimyasal analiz sonuçları Tablo 8. 2 de verilmiştir.

Tablo 8.2. GTA ve PTA yöntemleri kullanılarak yüzeyi FeCr tozu ile alaşımlandırılmış numunelerin kimyasal bileşimleri.

Kaynak Yönt.	Numune No	% Gaz Karışım Oranı	% Alaşım Elementi Miktarı								
			C	Si	Mn	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Fe
GTA	1	Ar	3.05	0.54	0.21	0.03	18.56	-	-	-	Kalan
	2	Ar+ % 3 H ₂	2.66	0.45	0.22	0.02	19.22	-	-	-	Kalan
	3	Ar+ % 5 H ₂	3.54	0.42	0.20	0.02	19.78	-	-	-	Kalan
PTA	4	Ar	3.89	0.44	0.21	0.03	19.55	-	-	-	Kalan
	5	Ar+ % 3 H ₂	3.90	0.41	0.24	0.02	20.15	-	-	-	Kalan
	6	Ar+ % 5 H ₂	3.56	0.46	0.23	0.02	20.86	-	-	-	Kalan

GTA ve PTA yüzey modifikasyonu işleminde kullanılan 2.5 mm/sn-2.5 mm/sn ilerleme hızları ve 100-130 A lik akım şiddetleri tüm numunelerde kaplama malzemesini ergitip yüzeyi kaplanan malzeme ile güçlü bir bağ kuvvetinin oluşmasında yeterli olmuştur. Kaplama bölgesi ile alt yüzeyden boylamasına alınan kesit görünüşte kaplama kalınlığının 1.8 mm ile 2.3 mm aralığında değiştiği görülmüştür.

Tablo 8.3.'de FeCr elementi takviyeli, yüzey modifikasyonuna tabi tutulan numunelerin üretim parametreleri verilmiştir. Bu tabloda görüleceği gibi GTA yüzey modifikasyonu için kaynak akımı 100 amper olarak seçilmiştir. Elektrot çapı 2.4 mm olup, sabit tutulmuştur. Kaynak ilerleme hızı 2.5 mm/sn alınmış, elektrodun yüzeyden olan yüksekliği 5 mm olarak belirlenmiştir. PTA yüzey modifikasyonu için ise kaynak akımı 130 amper, elektrot çapı 4.7 mm olup, kaynak ilerleme hızı 2.5 mm/sn. alınmış ve elektrodun yüzeyden olan yüksekliği 4 mm olarak belirlenmiştir.

Koruyucu gaz ortamında gerçekleştirilen kaynak işlemlerinde koruyucu gaz kompozisyonunu belirlemek için kaynak edilecek malzemenin yapısal özelliğini 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).

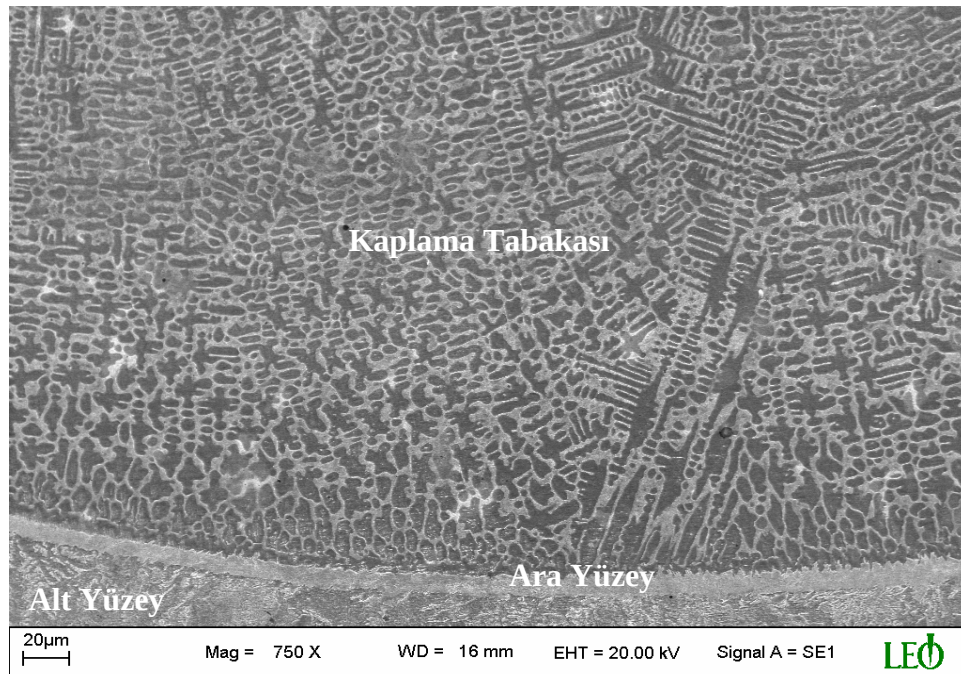
GTA ve PTA yöntemleri, aşağıda verilen parametreler (Tablo 8.3) kullanılarak kaplama tabakası ile yüzeyi kaplanan malzemenin birbirlerine bağlanmasında başarılı bir şekilde uygulanmıştır. İncelemeler sonucunda kaplama malzemesi ile yüzeyi kaplanan malzemenin çatlaksız, boşluksuz ve kusursuz olarak birleştiği görülmüştür (Şekil 8.1,8.2).

Tablo 8.3. FeCr takviyeli numunelerin üretim parametreleri.

Üretim Parametreleri					Kaplama Sertliği HRc	AISI1020 Sertliği HRA
Kaynak Yöntemi	Numune No	Kaynak Hızı (mm/sn)	Akım (Amper)	K _T (mm)		
GTA	Ar	2.5	100	1.5	66.4	38.6
	Ar+ % 3 H ₂				66.3	
	Ar+ % 5 H ₂				68.7	
PTA	Ar	2.5	130	1.5	71.3	
	Ar+ % 3 H ₂				72.2	
	Ar+ % 5 H ₂				74.5	

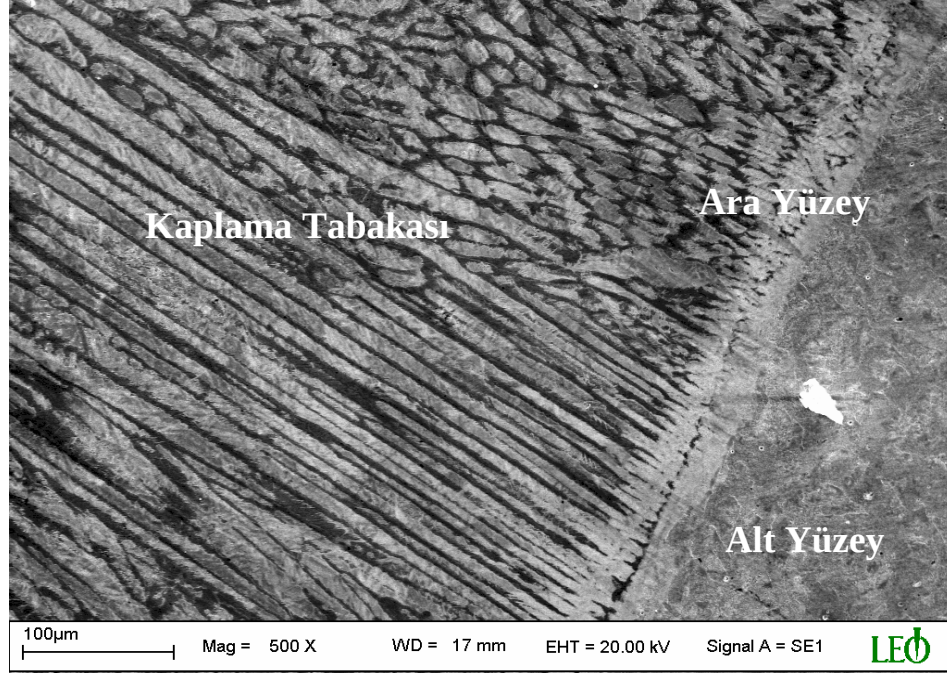
K_T = Yüzeyi kaplanacak malzeme üzerinde oluşturulan toz kaplama kalınlığı

GTA kaynağı kullanılarak yapılan kaynak işleminde; kaplama tabakasında ince taneli dendritlerin oluştuğu, dendritlerin kaplama bölgesinde oldukça homojen bir dağılım gösterdiği ve birincil dendrit kollarının kaplama katına az çok dik gelecek şekilde oluştukları belirlenmiştir (Şekil 8.1).



Şekil 8.1. GTA yöntemi ile üretilen 1 nolu numunenin ara yüzeyini gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 750).

Ana metalle kaplama tabakası arasında kalan bölge içerisinde dendritlerin irileştikleri dikkat çekmektedir. Bu irileşmenin, söz konusu bölgede soğumanın kaplama tabakasının üst tarafına göre daha yavaş gerçekleştiğini göstermektedir(Şekil 8.2).



Şekil 8.2. PTA yöntemi ile üretilen 6 nolu numunenin ara yüzeyini gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 500).

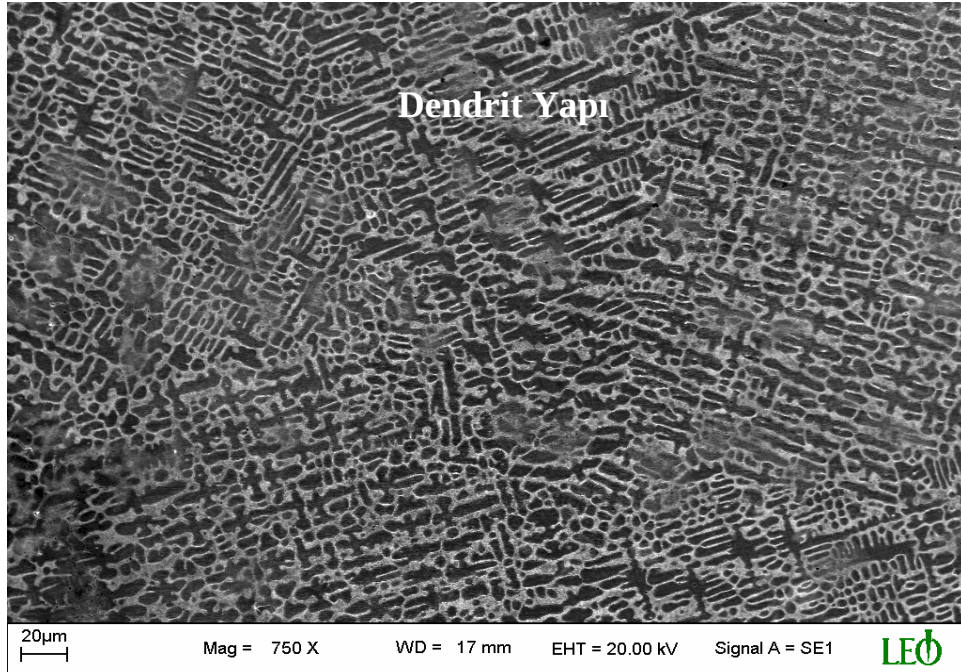
PTA yöntemi ile yapılan kaynak işleminde; ergime ve katılaşmanın hızlı gerçekleşmesi nedeniyle, dendritlerin tam oluşmadığı, katılaşan malzemenin ana malzemeye dik olacak şekilde yönlendikleri görülmektedir.

GTA yönteminde kaynak akımının 100 amper olarak seçilmesi daha önce başka araştırmacılar tarafından yapılan çalışmaların doğrultusunda tespit edilmiştir (Mridha ve diğ., 2001). GTA yöntemini kullanarak yüzey modifikasyonu işlemi yapan araştırmacılar, düşük enerji girişlerinde ergimenin çoğunlukla kaplama tozlarının üst bölgesinde meydana geldiğini ve bunun sonucu olarak da bu ergiyik bölgesinin üzerinde ince bir katmanın oluştuğu şeklinde açıklanmıştır (Gök, 2008). Ergimenin yüzeysel oluşmasının olumsuz etkilerinden biri kaplama ile yüzeyi kaplanan malzemenin geçiş bölgesinde boşluk ve gözeneklerin oluşması, diğeri ise yetersiz adhezyon (kaplama ile alt yüzey arasında) kuvvetlerinin oluşmasıdır. Bu kusurların meydana gelmesinde belirleyici faktörler ise; enerji girdisi, kaynak hızı ve elektrot mesafesi olarak belirtilmektedir. Kaynak ilerleme hızı düşük, elektrodun kaplama malzemesine uzaklığı uygun mesafede olması durumunda numune daha yüksek enerji girdisine maruz kaldığı için

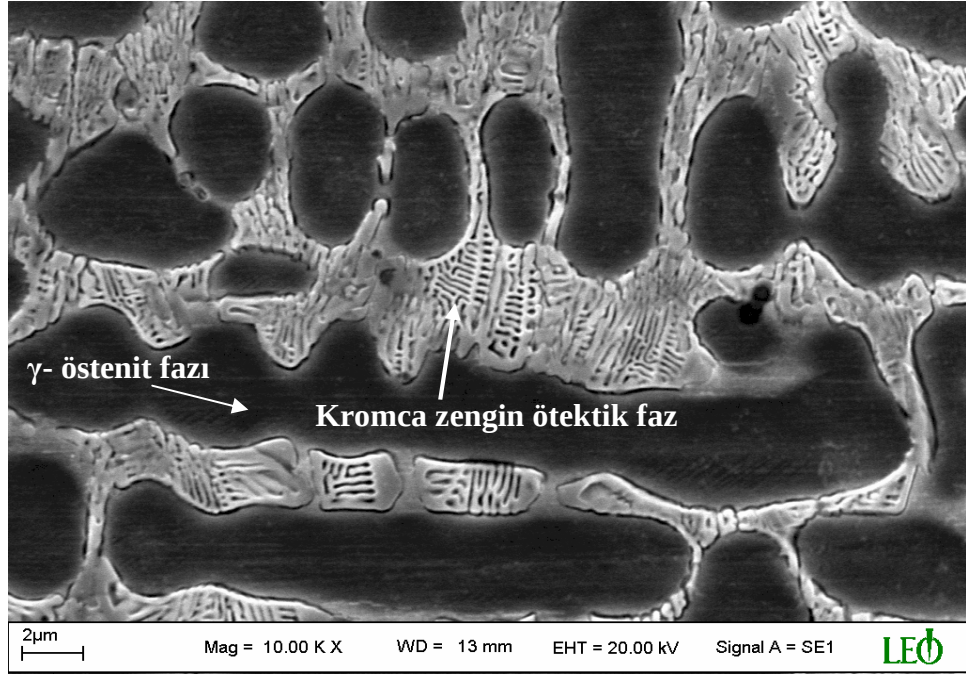
yukarıda belirtilen kusurlardan korunmuş olmaktadır. Ayrıca, artan çalışma akımı ile de torçta oluşan enerji yoğunluğu artacağından yine kusurların engellenmesinde önemli parametre olmaktadır. Yine enerji girdisinin değişmesiyle malzemelerin katılma hızı da değişmektedir (Buytoz, 2004). Bu değişim kaplama malzemesinin sertliğini, mikroyapısını ve aşınma direncini etkilemektedir.

Şekil 8.4. a-b.'de yüksek karbonlu FeCr tozları ile GTA yöntemi kullanılarak yüzey modifikasyonuna tabi tutulan numunelerin farklı büyütmelerde SEM mikroskobundan alınan mikroyapı görüntüleri verilmiştir.

Şekil 8.4. a.'dan da görüleceği gibi PTA yöntemi kullanılarak alaşımlandırılan 6 nolu numunenin kaplama tabakasında düzgün dağılmış homojen dendritler elde edilmiştir.



(a)

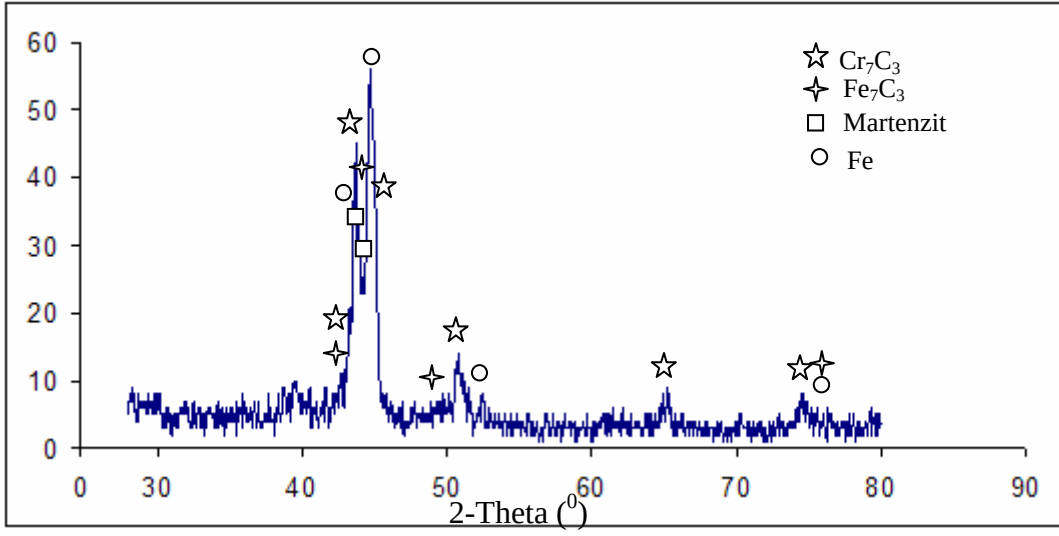


(b)

Şekil 8.4.a.b. PTA yöntemi ile üretilen 6 nolu numunenin kaplama tabakasını gösteren SEM mikroskop fotoğrafları (X 500) (X 10.00).

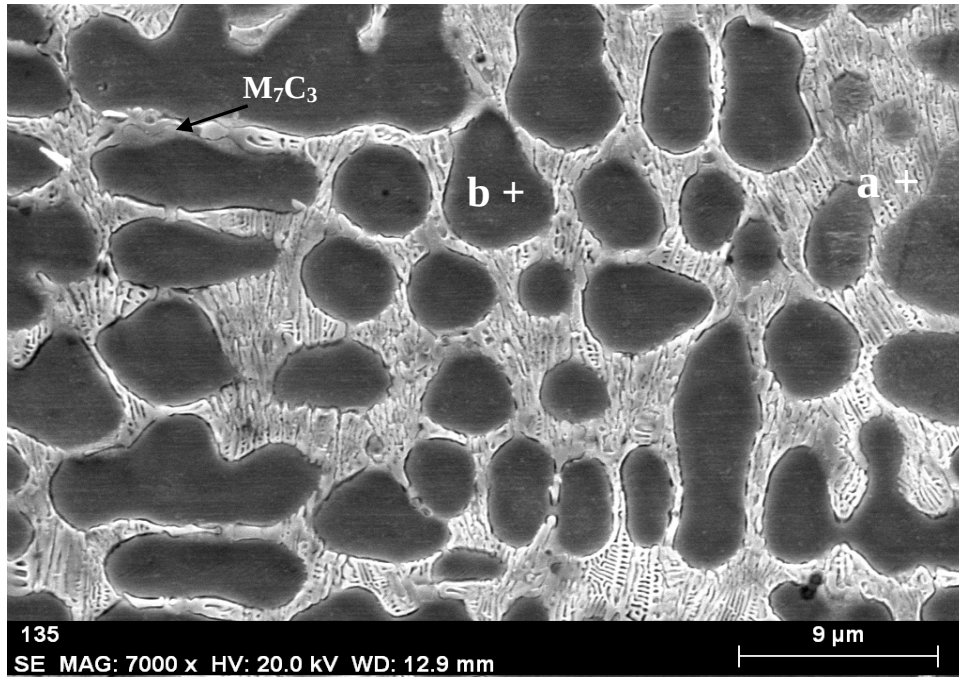
Dendritlere daha yakından bakıldığında (Şekil 8.4. b.), dendrit kollarının kromca zengin krom karbürlerden, dendrit kolları arasında kalan noktaların da demirce zengin karbürlerden oluştuğu belirlenmiştir.

Bu mikroyapı fotoğraflarından da görüleceği gibi yapının Fe ve Cr'ca zengin dendritlerden oluştuğu görülmektedir. Aynı numunenin kaynak işleminden sonra mikro yapısında oluşan fazları tespit etmek için yapılan X-ray incelemeleri (Şekil 8.5) sonucunda Fe_7C_3 , Cr_7C_3 , martenzit ve kalıntı östenit fazları tespit edilmiştir.



Şekil 8.5. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 2 nolu numune yüzeyinden alınmış X-Ray analizi.

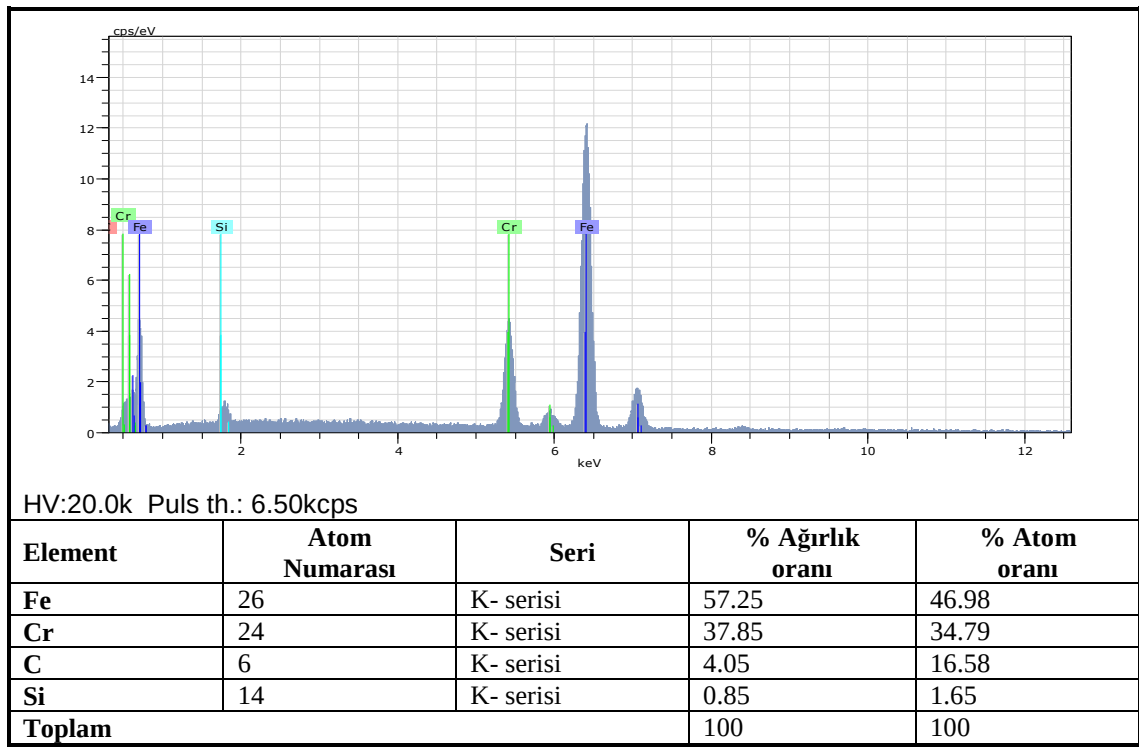
Modifikasyon bölgesindeki matris ve karbürler üzerinden alınan EDS sonuçları Şekil 8.6 ve Şekil 8.7.a.b de verilmiştir. EDS sonuçlarına göre dendritik yapı % 4.05 C, % 37.85 Cr ve % 57.25 Fe içeriğine sahipken matris % 2.58 C, % 16.12 Cr ve % 80.98 Fe alaşım oranına sahip ötektik üstü yapıdan oluşmaktadır.



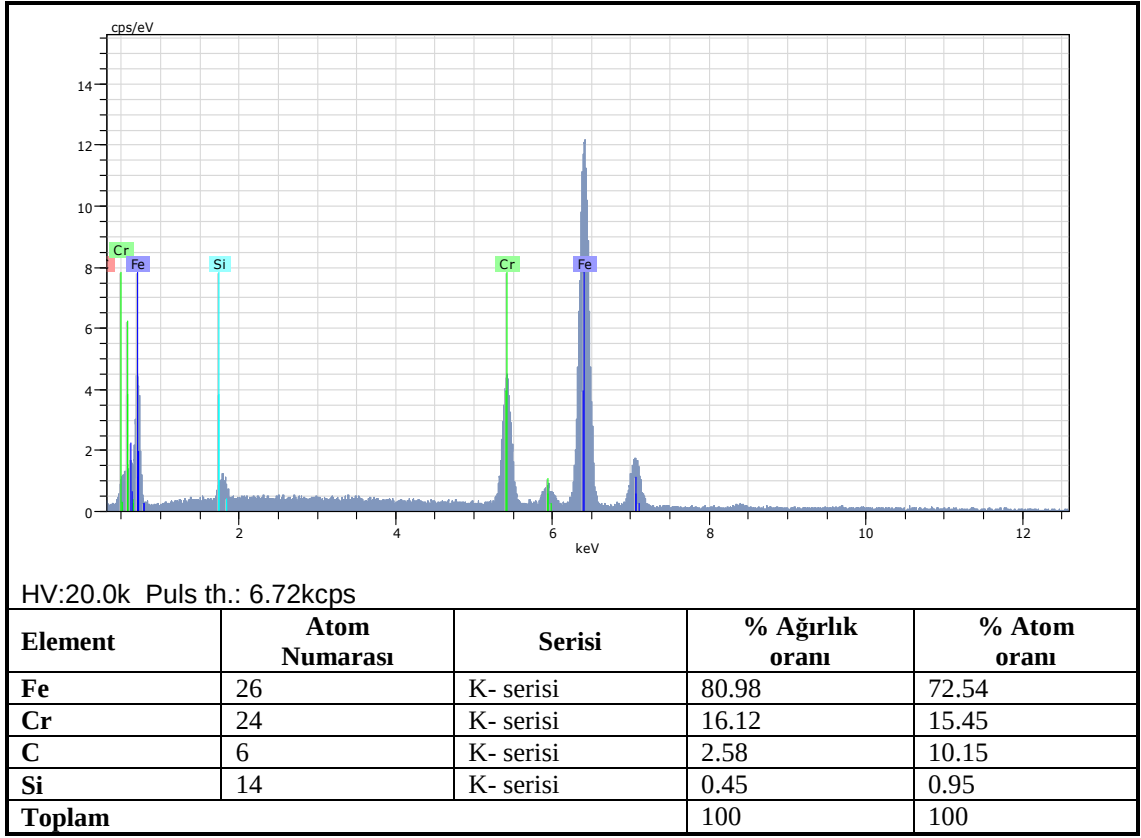
Şekil 8.6. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 1 nolu numune üzerinden alınan EDS analiz bölgelerini gösteren SEM mikroyapı fotoğrafı (X 7000)

Şekil 8.7.a'da verilen analizlerden yapının esas itibari ile Cr_7C_3 ve çok az oranda da silisyum ve demir karbürleri içerdiği ve demirin belli bir miktarının krom karbür bünyesinde eridiği anlaşılmaktadır.

Şekil 8.7.b'da verilen analizlerin incelenmesinde, bu çalışma koşullarında krom ve demir karbür oluşumunun azaldığı, demirin önemli bir kısmının hızlı soğuma etkisiyle martenzit fazına geçtiği ve az oranda demirin de dönüşmeden kalıntı ostenit olarak yapıda bulunduğu anlaşılmaktadır.



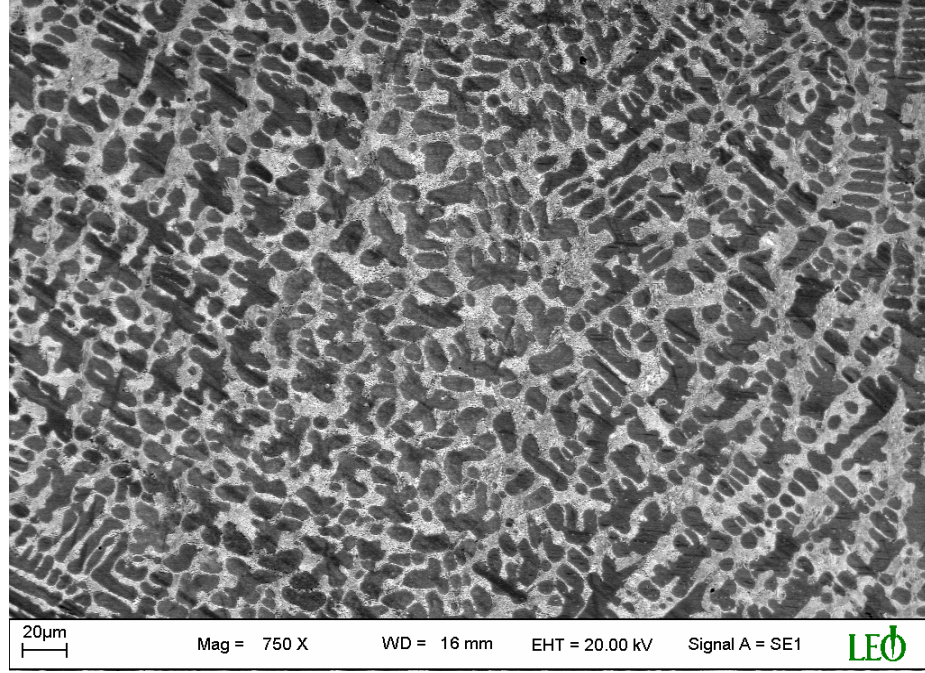
(a)



(b)

Şekil 8.7. a.b. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 1 nolu numune üzerinden alınan EDS analizleri.

Aynı şartlar altında ancak koruyucu gaz oranı değiştirilerek ($\text{Ar} + \%3 \text{H}_2$) yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan ve üzerinden EDS analizi alınan 2 nolu numunenin mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde 1 nolu numune ile benzerlik gösterdiği görülmektedir. Bu numunede de Fe_7C_3 , Cr_7C_3 , martenzit ve kalıntı östenit fazları tespit edilmiştir. Ancak 1 nolu numunenin 750 büyütmedeki Şekil 8.4.a da verilen SEM mikroyapı fotoğrafı ile 2 nolu numunenin aynı büyütmede alınan SEM mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde (Şekil 8.8); burada tanelerin irileştiği, ikincil dendrit kolların büyük ölçüde kaynaşarak kaybolduğu, dendritler arasında kalan demirce zengin bölgenin büyük ölçüde birbirine birleştiği ve kollar arasında bulunan odacıkların yerlerinin yönlenmiş kısa oluklara dönüştüğü görülmektedir.



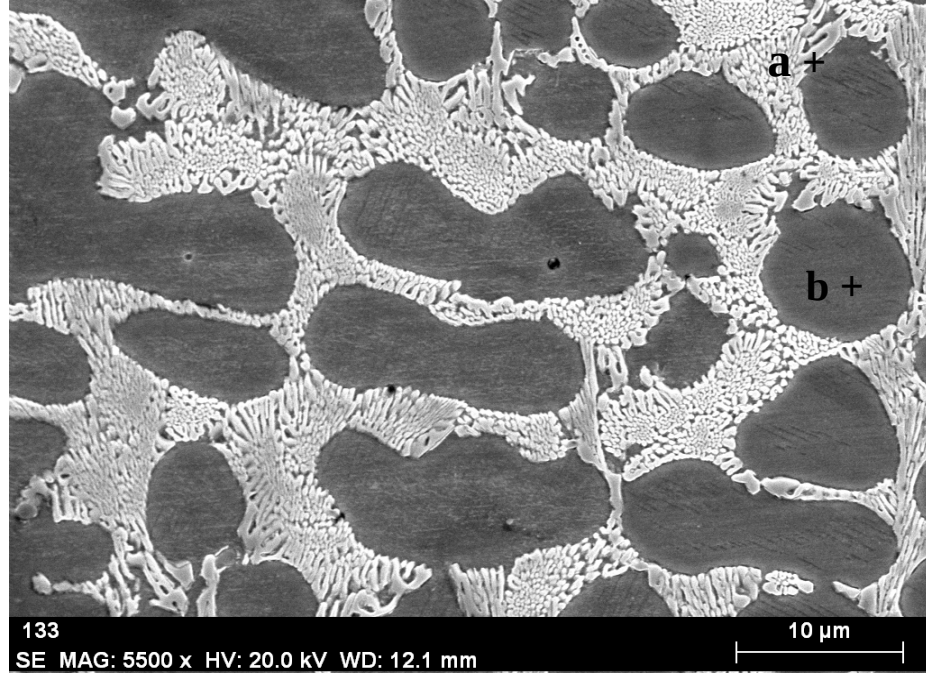
Şekil 8.8. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 2 nolu numunenin kaplanan yüzeyinden alınmış SEM mikroyapı fotoğrafı (X 750).

2 nolu numunede modifikasyon bölgesindeki matris ve karbürler üzerinden alınan EDS sonuçları Şekil 8.9 ve Şekil 8.10.a.b. de verilmiştir. EDS sonuçlarına göre dendritik yapı % 3.44 C, % 42.41 Cr ve % 54.15 Fe içeriğine sahipken matris % 1.99 C, % 15.53 Cr ve % 82.48 Fe alaşım oranına sahip ötektik üstü yapıdan oluşmaktadır. 1 nolu numune ile kıyaslandığında koruyucu gaza ilave edilen % 3 oranında H_2 gazının etkisi ile Şekil 8.9 da gösterilen a noktasından alınan EDS analiz sonuçlarına bakıldığında krom oranı artarken demir oranında azalma olmuştur. Buna karşın b noktasından alınan EDS sonuçlarına bakıldığında krom oranında azalırken demir oranında artış olmuştur.

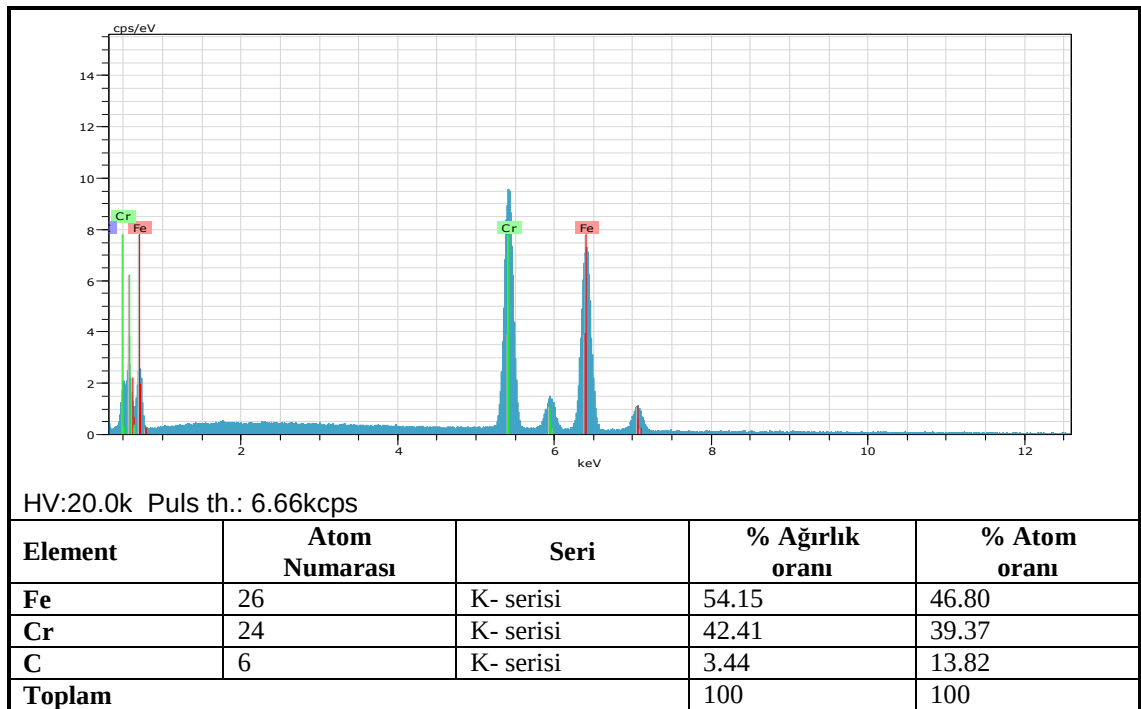
Şekil 8.9 ile Şekil 8.6 karşılaştırıldığında; bu iki yapının bileşim ve yapı açısından birbirinden fazla farklı olmadığı ancak; hidrojen katkısı ile bu gazın yanması sonucu ortaya çıkan ısı artışı kaplama bölgesinde sıcaklığın yükselmesine yol açmış ve fazla ısı girdisi ile tavlanan taneler yakın soğuma hızlarına karşın az daha iri taneli olarak katılaşma göstermiştir. Tane irileşmesi kendini özellikle dendrit kollarında ve kol arasında kalan bölgelerdeki değişmelerle belli ettirmiştir.

Şekil 8.10.a'da verilen EDS analizlerinden; bu noktada krom ve demir karbürlerin (Cr_7C_3 , Fe_7C_3 , Fe_3C) bulunduğu, ancak yapının daha çok demirin martenzit ve dönüşmemiş haldeki demir içerdiği görülmektedir.

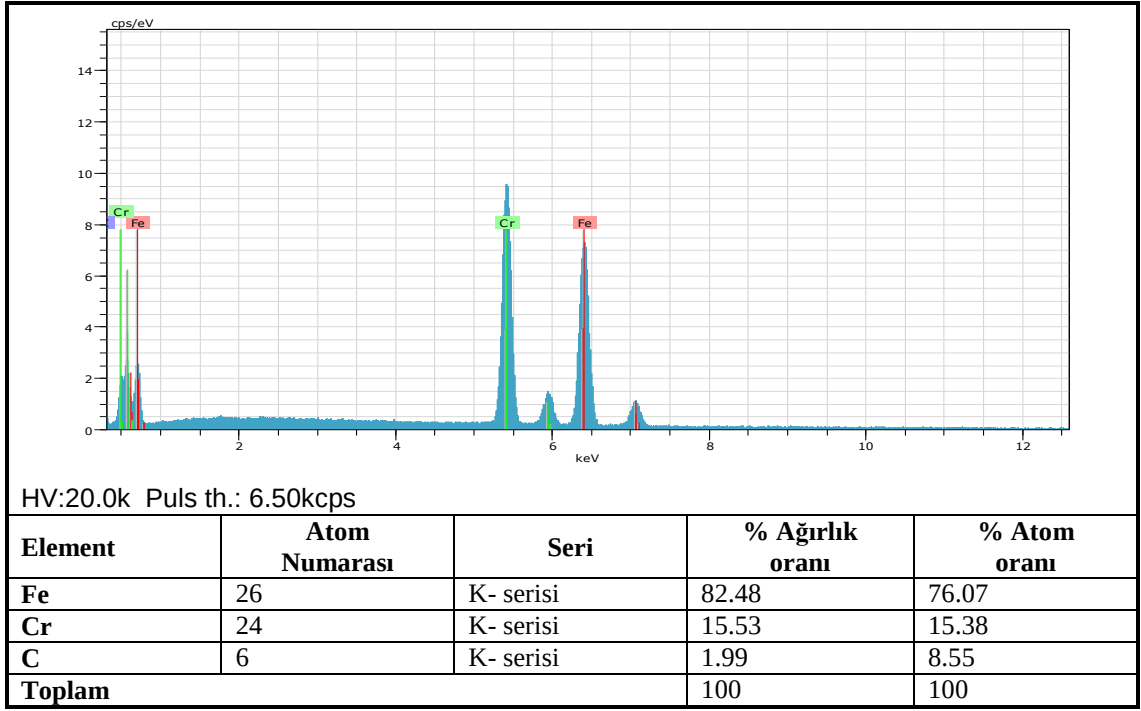
Dendrit kolları arasındaki kalan bölgede oluşan yapının az miktarda Cr_7C_3 tipi krom karbür içerdiği; ancak büyük bir kısmının martenzitten ve dönüşmemiş ostenitten oluştuğu görülmektedir (Şekil 8.10.b).



Şekil 8.9. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 2 nolu numune üzerinden alınan EDS analiz bölgelerini gösteren SEM mikroyapı fotoğrafı (X 7000)



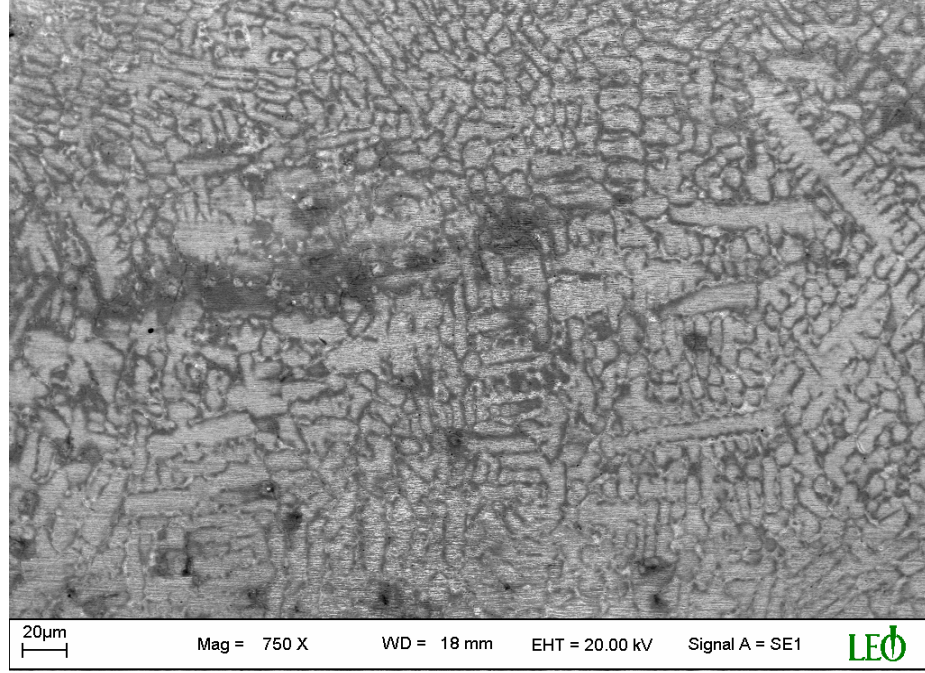
(a)



(b)

Şekil 8.10. a.b. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 2 nolu numune üzerinden alınan EDS analizleri.

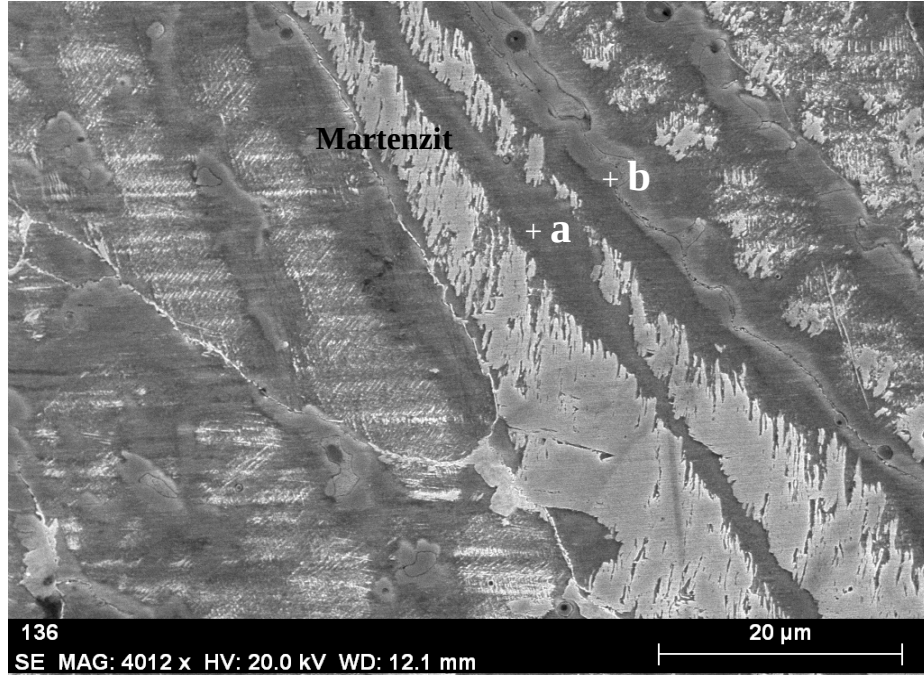
Yine aynı şartlar altında, koruyucu gaz oranı ($\text{Ar} + \% 5\text{H}_2$) yükseltilerek yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan ve üzerinden EDS analizi alınan 3 nolu numunenin mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde 1 ve 2 nolu numune ile benzerlik gösterdiği görülmektedir. Ancak bu numunenin mikroyapı fotoğrafına bakıldığında (Şekil 8.11) oluşan dendritik yapıda ikincil kolların birbirinden iyice ayrıldığı, birincil kolların yer yer küçüldüğü ve kollar arasında kalan bölgelerin birbiriyle iyice irtibatlandığı görülmektedir. Bu numunede de daha çok dendritik kolları arasındaki bölgede Fe_7C_3 , Cr_7C_3 , martenzit ve kalıntı östenit fazları tespit edilmiştir. Ancak 1 nolu numunenin 750 büyütmedeki Şekil 8.4.a da verilen SEM mikroyapı fotoğrafı, 2 nolu numunenin aynı büyütmede alınan SEM mikroyapı fotoğrafı (Şekil 8.8) ve 3 nolu numunenin aynı büyütmede alınan SEM mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 8.11) kromca zengin yapı dendrit kollarının bulunduğu yerlerin daha da genişlediği söylenebilir. Bu durumu da artan koruyucu ve yanıcı özellikli hidrojen gazı ile malzemenin kaynak işleminden sonra katılaşma hızı neden olmuştur. Çünkü artan hidrojen gazı, ısı girdisini artırmış ve soğuma süresini uzatmıştır.



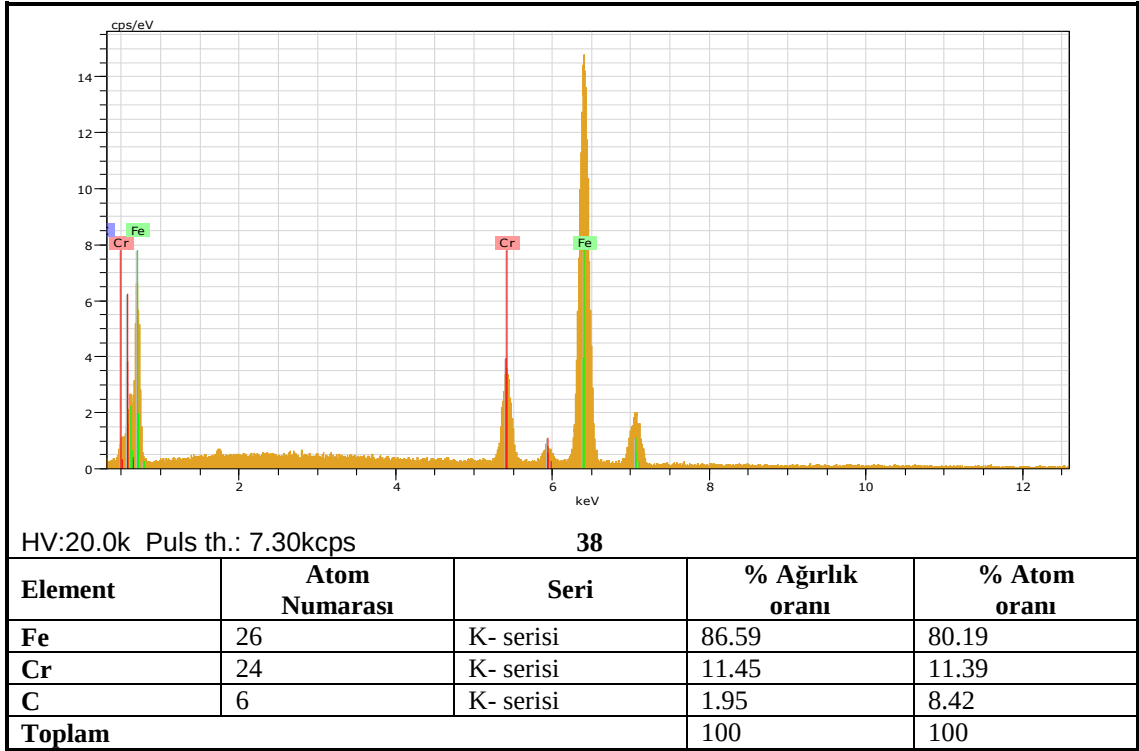
Şekil 8.11. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 3 nolu numunenin kaplanan yüzeyinden alınmış SEM mikroyapı fotoğrafı (X 750).

3 nolu numunede modifikasyon bölgesindeki matris ve karbürler üzerinden alınan EDS analizi sonuçları Şekil 8.12 ve Şekil 8.13.a.b. de verilmiştir. EDS sonuçlarına göre dendritik yapı % 3.07 C, % 35.01 Cr ve % 61.92 Fe içeriğine sahipken matris % 3.07 C, % 11.45 Cr ve % 86.59 Fe alaşım oranına sahip ötektik üstü yapıdan oluşmaktadır. 1 ve 2 nolu numune ile kıyaslandığında koruyucu gaza ilave edilen % 5 oranında H_2 gazının etkisi ile Şekil 8.12 de gösterilen a ve b noktasından alınan EDS analiz sonuçlarına bakıldığında krom oranı azalırken yer yer dendrit kolları arasında kalan bölgenin genişlediği görülmüştür.

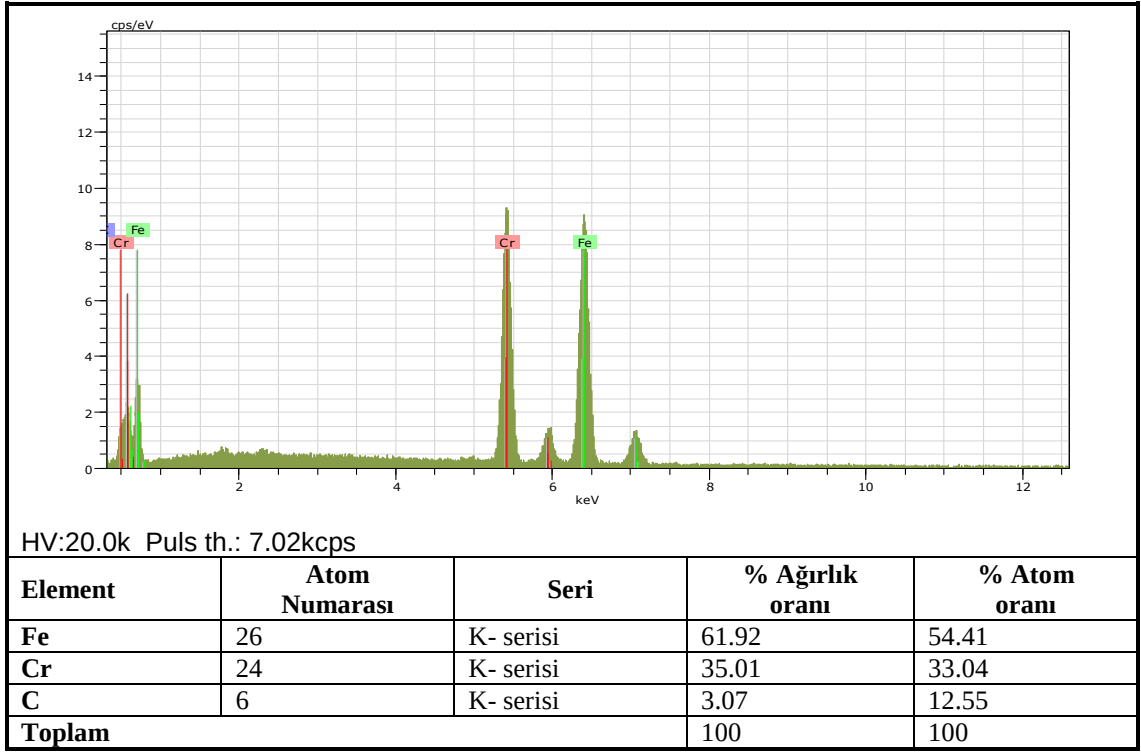
Şkil 8.13.a'da; dendritler arasında kalan bölgede yine demirin martenzit ve ostenit fazlarının toplandığı, dendrit kollarında krom oranının ve buna bağlı olarak krom karbürün arttığı, demirin kısmen karbür oluşturduğu ve kısmen de karbürde çözündüğü belirlenmiştir.



Şekil 8.12. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 3 nolu numune üzerinden alınan EDS analiz bölgelerini gösteren SEM mikroyapı fotoğrafı (X 4012)



(a)

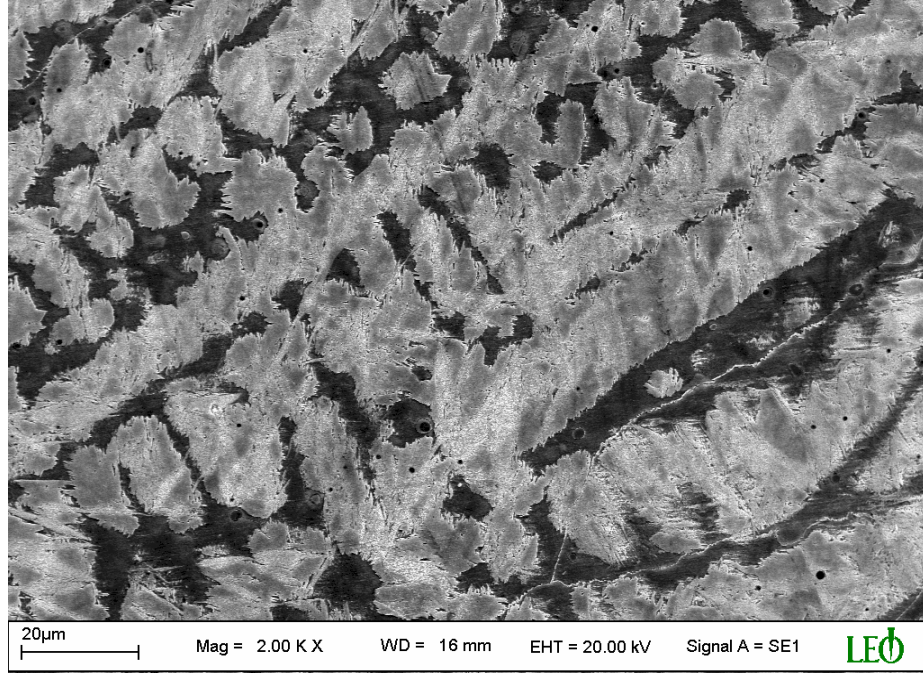


(b)

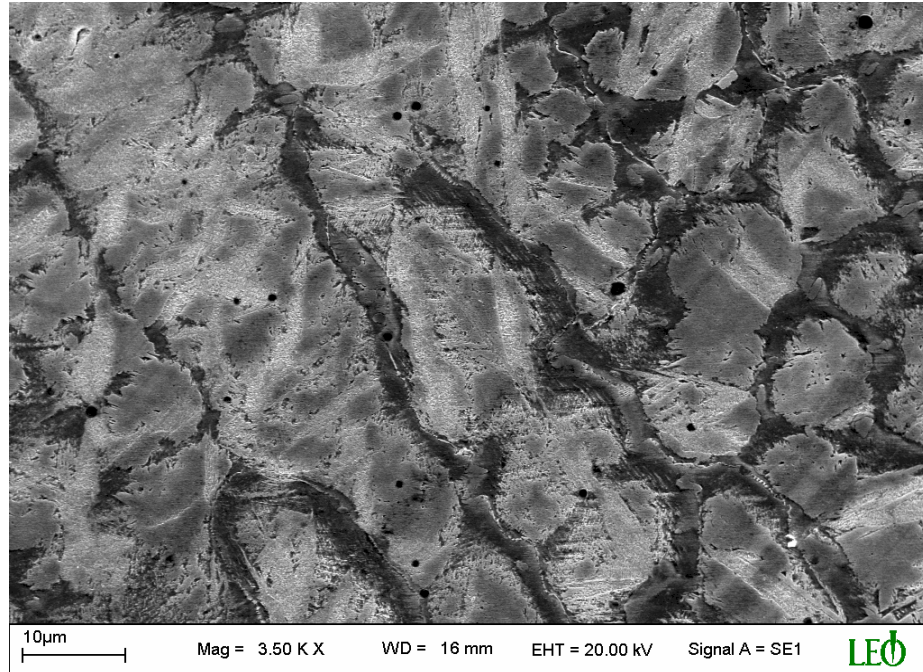
Şekil 8.13. a.b. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 3 nolu numune üzerinden alınan EDS analizleri.

Yüksek karbonlu FeCr tozları ile PTA yöntemi kullanılarak yüzey modifikasyonuna tabi tutulan numunelerin farklı büyütme ölçeklerinde SEM mikroskopundan alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 8.14-16 da sırası ile verilmiştir. Numunelerin mikro yapıları kendi aralarında benzerlik gösterdiği gibi GTA yöntemi ile üretilen numunelerin mikroyapılarıyla da benzerlik göstermektedir. Aşağıdaki mikroyapı fotoğraflarından da görüleceği gibi yapının Fe ve Cr'ca zengin dendritlerden oluştuğu görülmektedir.

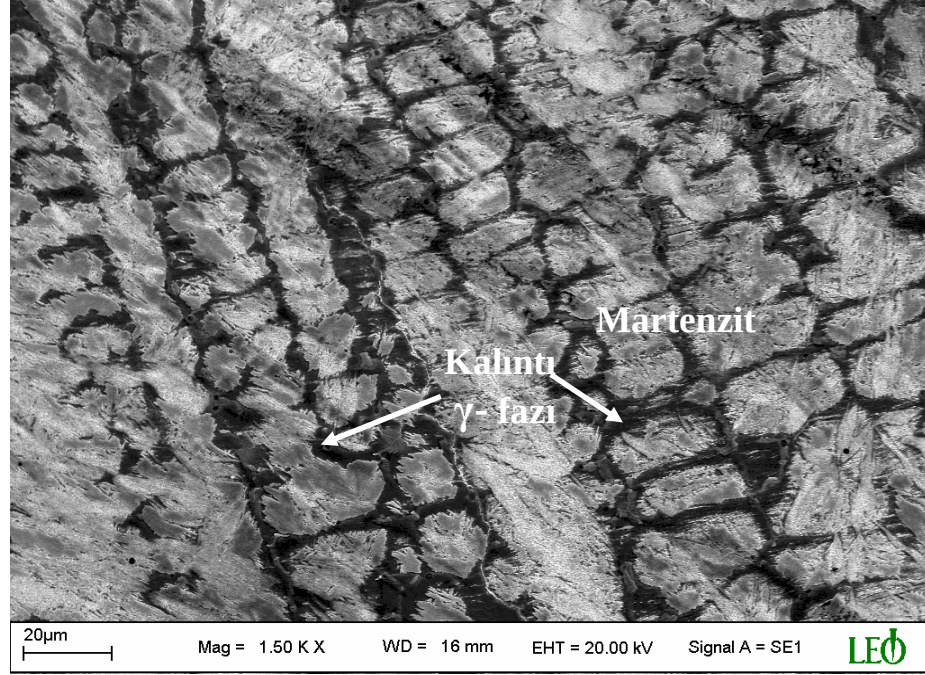
Şekil 8.14'te görüldüğü gibi, plazma alevinin sahip olduğu yüksek sıcaklık etkisiyle yüzey tabakası üzerinde hızlı bir ergimenin ve yine hızlı soğumanın gerçekleştiği ve buna bağlı olarak da ikincil dendritik kollarının oluşumunu tamamlamadan katılaştıkları ve bu yüzden düzenli ve kararlı bir oluşum göstermedikleri anlaşılmaktadır. Aynı nedenle dendrit kolları arasında kalan bölge de tam oluşmadan katılaşma göstermiştir. Diğer yandan birincil dendrit kolları kalın ve uzun olarak ortaya çıkmıştır.



Şekil 8.14. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 4 nolu numunenin kaplanan yüzeyinden alınmış SEM mikroyapı fotoğrafı (X 2000).



Şekil 8.15. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 5 nolu numunenin kaplanan yüzeyinden alınmış SEM mikroyapı fotoğrafı (X 3500).

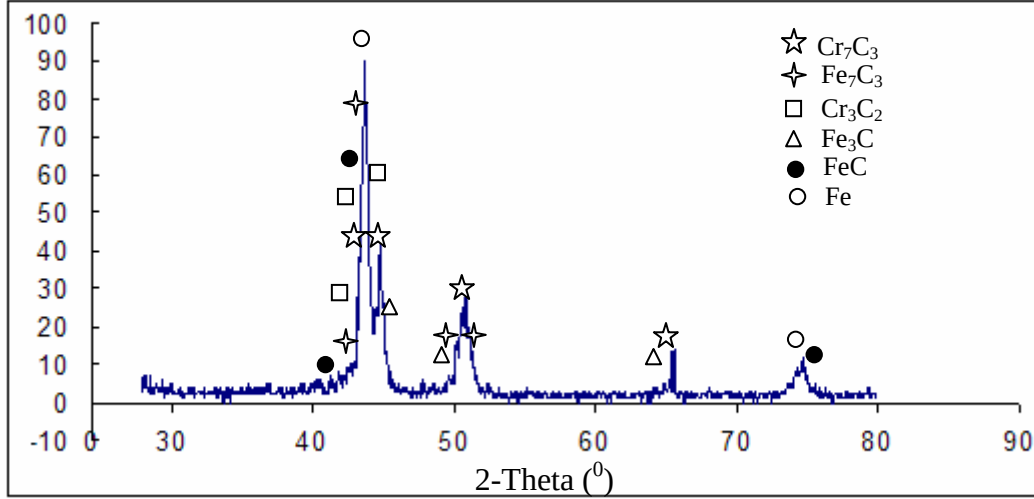


Şekil 8.16. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 6 nolu numunenin kaplanan yüzeyinden alınmış SEM mikroyapı fotoğrafı (X 1500).

Kaplama tabakasından alınan spektral analizlerden hareketle karbon oranının biraz daha fazla olduğu 4, 5 ve 6 nolu numunelerde; önceden sadece birincil kollardan oluşan ikincil kolları fazla gelişmemiş dendritler söz konusu iken, artan hidrojen miktarı ve buna bağlı sıcaklık artışı ile ikincil dendrit kolları tamamen kaybolmuş ve hatta yüksek hidrojen oranlarında birincil kollar da oluşumunu tamamlayamadan katılaşma gerçekleşmiştir. Yüksek hidrojen katkısında kromca zengin bölgeler odacıklar oluşturmakta ve demirce zengin ara bölgeler içerisinde oldukça dengeli sayılabilecek şekilde dağılmaktadır.

PTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan 5 nolu numunenin kaynak işleminden sonra mikro yapısında oluşan fazları tespit etmek için yapılan X-ray incelemeleri (Şekil 8.17) sonucunda daha önce GTA yöntemi ile modifiye edilen numunelerde oluşan Fe_7C_3 , Cr_7C_3 ve östenit fazlarına ilaveten Cr_3C_2 , Fe_3C ve FeC fazları tespit edilmiştir. PTA yöntemi ile modifiye edilen numunelerde farklı fazların ortaya çıkmasının sebebini yüksek enerji girişi ile birlikte kaynak bölgesinde daha yüksek ısılarla ulaşılması ve bunun sonucunda koruyucu gaz karışımının etkisi ile yeni karbür fazlarının oluşumunu sağlayacak sıcaklık ve zaman aralığına çıkılmış olmasıdır. Diğer yandan bu alaşımlarda karbon oranının artması, karbür oluşumunu hızlandırmış ve çeşitlendirmiştir. Modifiye işleminde kullanılan GTA ve PTA yöntemlerini karşılaştıracak olursak PTA'nın tam otomatik proses ile yapılmasına karşın, GTA yapan kişinin

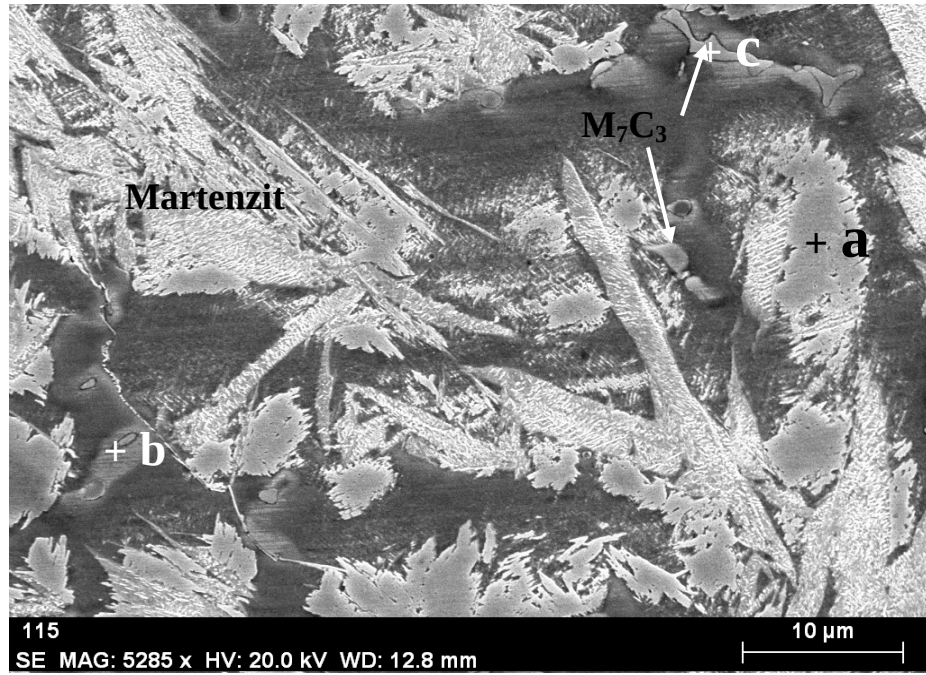
ustalığına bağlıdır. Bu bakımdan GTA yönteminde numune üzerindeki alınan birim yollarda malzeme yüzeyine geçen enerji girdisinin farklı olması kaçınılmaz olmakta ve bu da yüzeye geçirilecek tozların homojen bir şekilde geçmemesini doğuracağından, oluşacak mikroyapı ve kaplama direncinde olumsuzluk sergileyecektir.



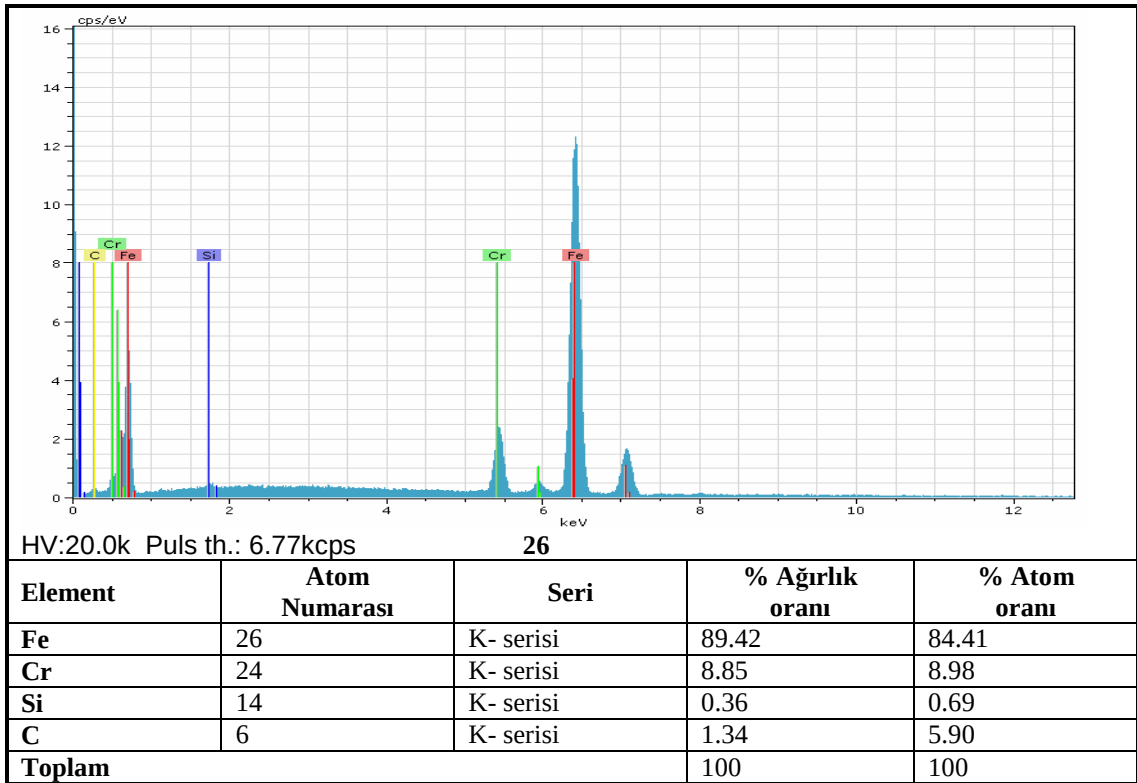
Şekil 8.17. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 5 nolu numune yüzeyinden alınmış X-Ray analizi.

PTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan 6 nolu numunede modifikasyon bölgesindeki matris ve karbürler üzerinden alınan EDS sonuçları Şekil 8.18 ve Şekil 8.19.a.b.c. de verilmiştir.

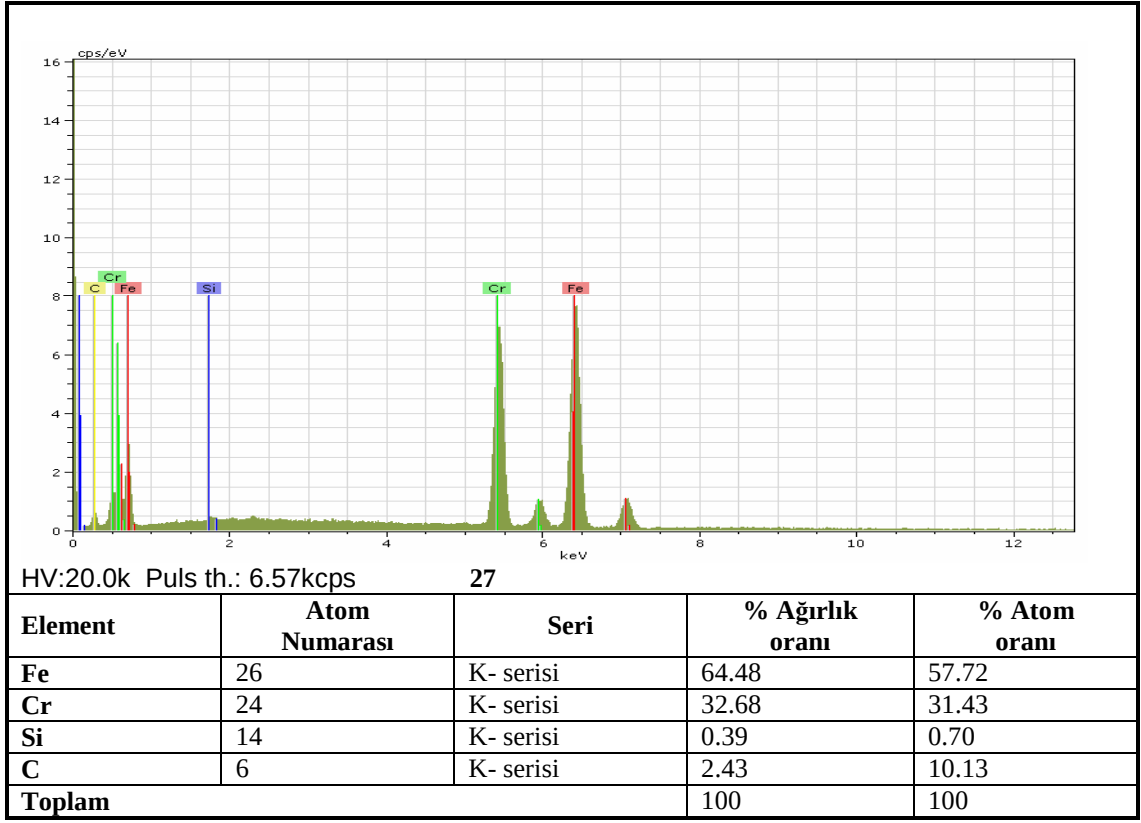
Şekil 8.18’de görüldüğü gibi, 6 nolu numune yüksek plazma alevi sıcaklığı etkisiyle hızla ergiyip katılaşırken, yer yer martenzit iğnelerinin oluşmasına dendrit oluşumunun görülmemesine yol açmıştır. Martenzit iğnelerinin görüldüğü noktalarda demir oranı yüksek, krom oranı beklendiği gibi düşük değerler alırken; diğer noktalarda krom ve karbon oranlarının yüksek olduğu görülmektedir. Buradan Şekil 8.18’de verilen SEM mikroyapı fotoğrafında açık renkli görülen yerlerde çok az oranda demir ve krom karbürler olurken, koyu renkli olan yerlerde krom ve karbon oranlarının yüksek olması nedeniyle, fazla miktarda Fe₇C₃, Cr₇C₃, Cr₃C₂, Fe₃C ve FeC gibi karbürler oluşmuştur. Bu fazların oluşmasında plazma alevinin yüksek sıcaklığı kadar, yanıcı hidrojen gazının sıcaklığının yükseltici etkisi de büyük rol oynamıştır. Artan soğuma süresinin de uzaması oluşan karbürlerin tür ve miktarının da artmasına yol açmıştır.



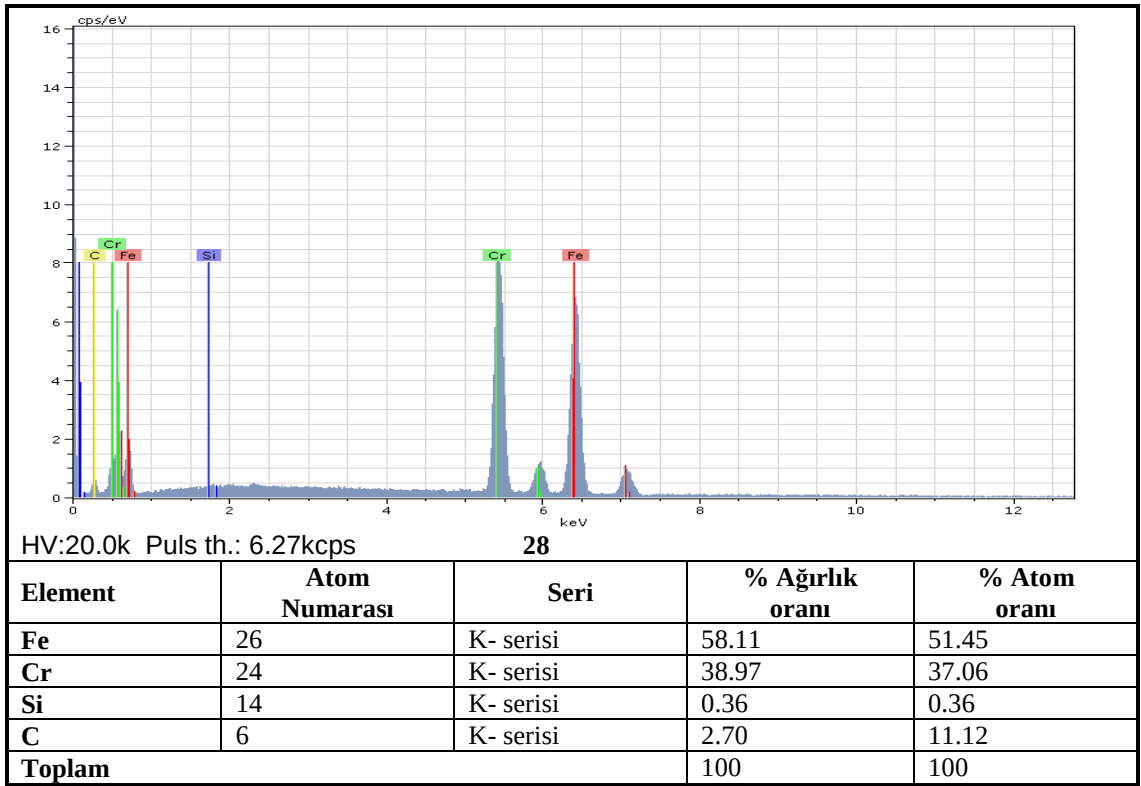
Şekil 8.18. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 6 nolu numune üzerinden alınan EDS analiz bölgelerini gösteren SEM mikroyapı fotoğrafı (X 5285)



(a)



(b)



(c)

Şekil 8.19. a.b.c. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 6 nolu numune üzerinden alınan EDS analizleri.

8.1.2. Yüzey Modifikasyonunda GTA ve PTA Metotlarıyla Yüzeyi FeTi Tozu Kullanılarak Alaşımlandırılmış AISI 1020 Çelik Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri

GTA ve PTA yöntemi kullanılarak gerçekleştirilen yüzey modifikasyonu işlemlerinde yüzeyi kaplanacak malzeme olarak yine düşük karbonlu AISI 1020 çeliği kullanılmıştır. Kaplama yüzey malzemesi olarak ise; 33 mikron boyutlu FeTi tozu kullanılmıştır (Tablo 8.4). Numunelerin yüzey modifikasyonu işleminden sonra; mikroyapı, yüzey sertliği ve abrasiv aşınma özelliklerine alaşım elementleri ve koruyucu gaz karışımının etkileri incelenmiştir.

Tablo 8.4. GTA ve PTA yöntemlerinde kullanılan yüzeyi kaplanacak malzeme ve tozların kimyasal bileşimi.

Numune Adı	% Alaşım Elementi Miktarı										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	Fe
AISI 1020	0.185	0.279	0.519	0.031	0.034	-	-	-	-	-	Kalan
FeTi	0.25	1.19	-	0.025	0.031	-	-	-	2.100	73.45	Kalan

FeTi tozu kullanılarak farklı koruyucu gaz ortamlarında GTA ve PTA yöntemi kullanılarak gerçekleştirilen yüzey modifikasyonu sonrasında numunelerin yüzeylerinden alınan kimyasal analiz sonuçları Tablo 8. 5 de verilmiştir.

Tablo 8.5. GTA ve PTA yöntemleri kullanılarak yüzeyi FeTi tozu ile alaşımlandırılmış numunelerin kimyasal bileşimleri.

Kaynak Yönt.	Numune No	% Gaz Karışım Oranı	% Alaşım Elementi Miktarı								
			C	Si	Mn	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Fe
GTA	7	Ar	0.17	0.61	0.24	0.02	-	-	-	14.21	Kalan
	8	Ar+ % 3 H ₂	0.19	0.67	0.25	0.01	-	-	-	14.49	Kalan
	9	Ar+ % 5 H ₂	0.18	0.71	0.23	0.02	-	-	-	15.82	Kalan
PTA	10	Ar	0.19	0.73	0.25	0.02	-	-	-	14.99	Kalan
	11	Ar+ % 3 H ₂	0.20	0.70	0.26	0.01	-	-	-	16.85	Kalan
	12	Ar+ % 5 H ₂	0.19	0.69	0.24	0.02	-	-	-	17.65	Kalan

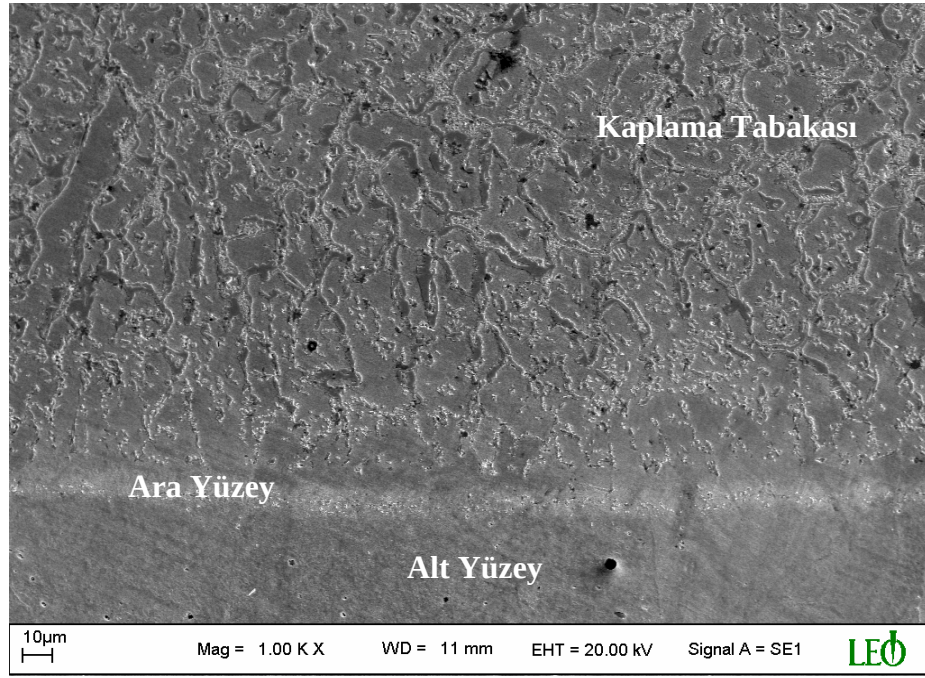
Kaplama tozu FeTi olan ve yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerin üretim parametreleri Tablo 8.6.'da verilmiştir. GTA ve PTA yöntemleri 1.5 mm kaplama kalınlığına sahip FeTi tozunun alt yüzey malzemesine bağlanmasında başarılı bir şekilde kullanılmıştır. İncelemeler sonucunda kaplama malzemesi ile alt yüzey malzemesinin çatlaksız, boşluksuz ve kusursuz olarak birleştiği, GTA yöntemi ile üretilen 8 nolu numune (Şekil 8.20) ve PTA yöntemi ile üretilen 11 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafında görülmektedir (Şekil 8.21).

Tablo 8.6. FeTi takviyeli numunelerin üretim parametreleri.

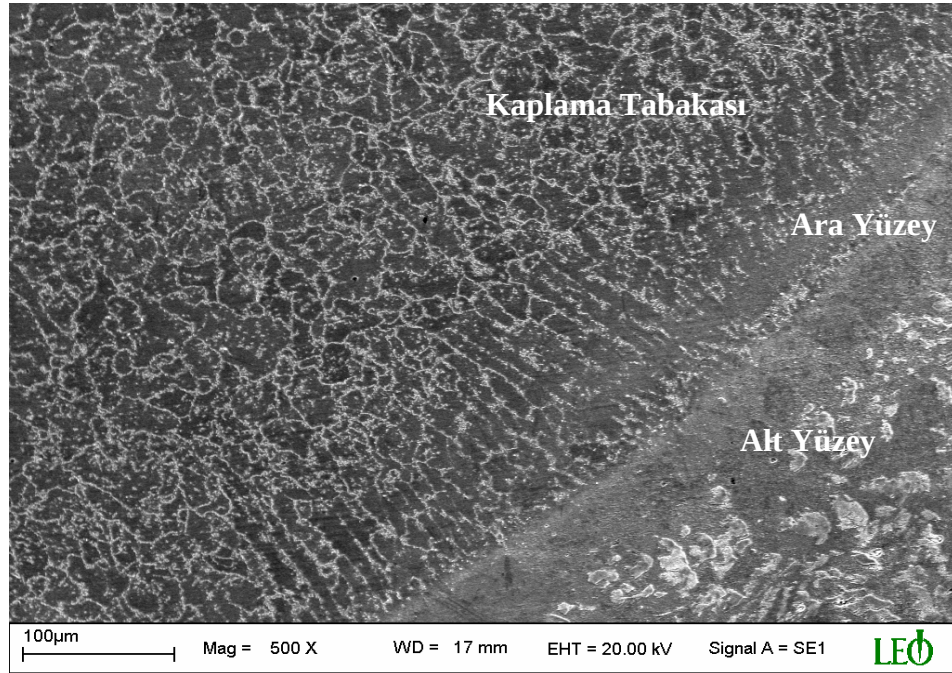
Üretim Parametreleri					Kaplama Sertliği HRc	AISI1020 Sertliği HRa
Kaynak Yöntemi	Numune No	Kaynak Hızı (mm/sn)	Akım (Amper)	K _T (mm)		
GTA	Ar	2.5	100	1.5	59.2	38.6
	Ar+ % 3 H ₂				58.9	
	Ar+ % 5 H ₂				59.9	
PTA	Ar		130		61.5	
	Ar+ % 3 H ₂				62.8	
	Ar+ % 5 H ₂				63.9	

K_T = Yüzeyi kaplanacak malzeme üzerinde oluşturulan toz kaplama kalınlığı

GTA ve 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. GTA 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 8.20. GTA yöntemi ile üretilen 8 nolu numunenin ara yüzeyini gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 1000).



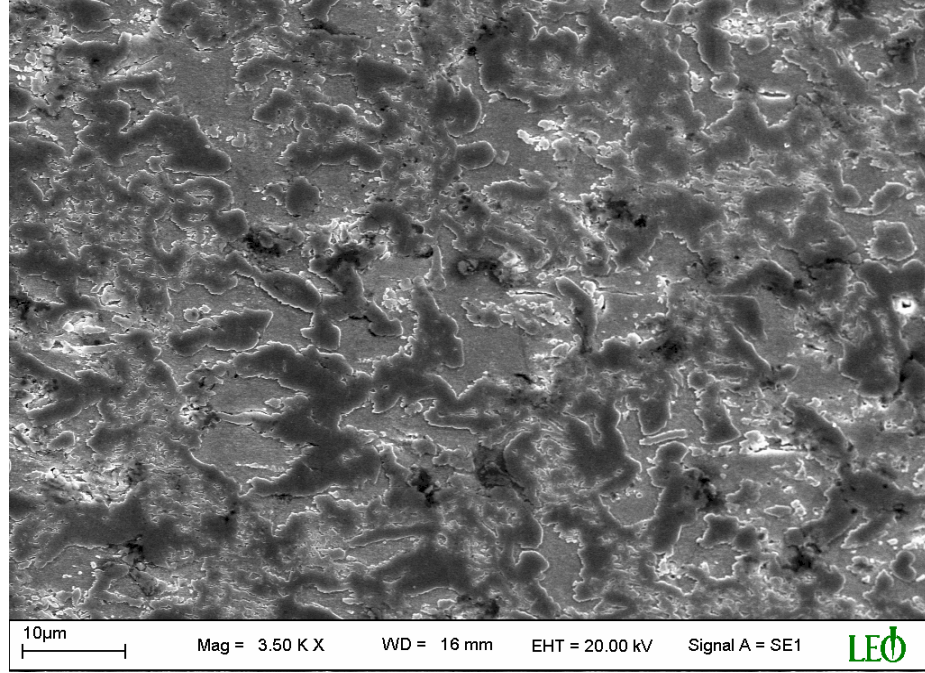
Şekil 8.21. PTA yöntemi ile üretilen 11 nolu numunenin ara yüzeyini gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 500).

Şekil 8.20’de GTA kaynak yöntemi ile yüzeyi alaşımlanan 8 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafı verilmiştir. Burada kaplana AISI 1020 çeliğine yakın bölgelerde ara

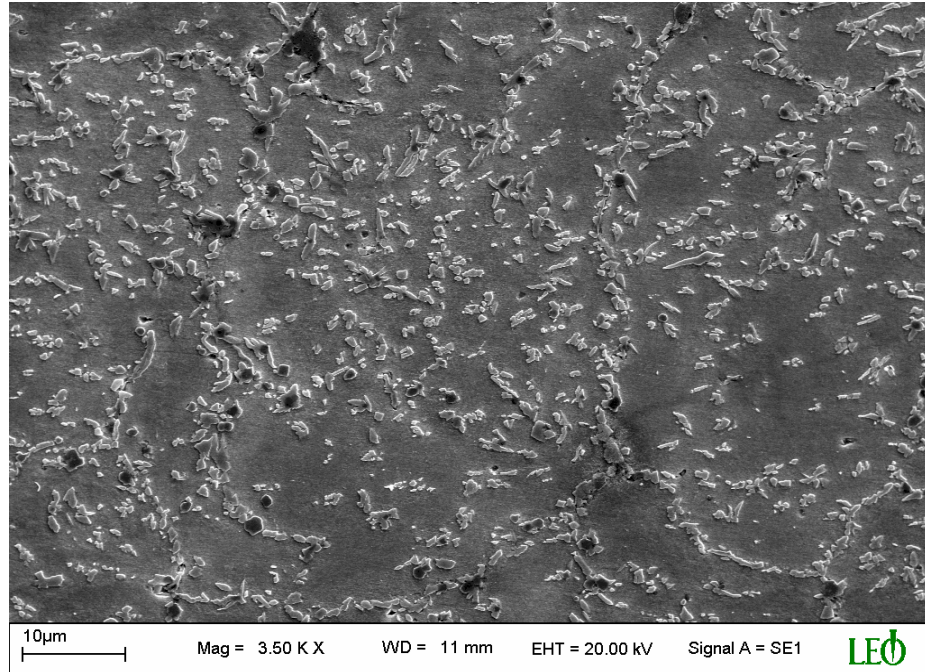
tabakaya dik yönde dendrite benzeyen oluşumlar meydana gelmiş, ancak kaplama tabakasının yüzeyinde dendrite benzeyen oluşumlarda kısmen azalma görülmüştür.

Şekil 8.21’de ise 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 malzemedenden de kaplama tabakasına difüzyonla geçişler olmuştur.

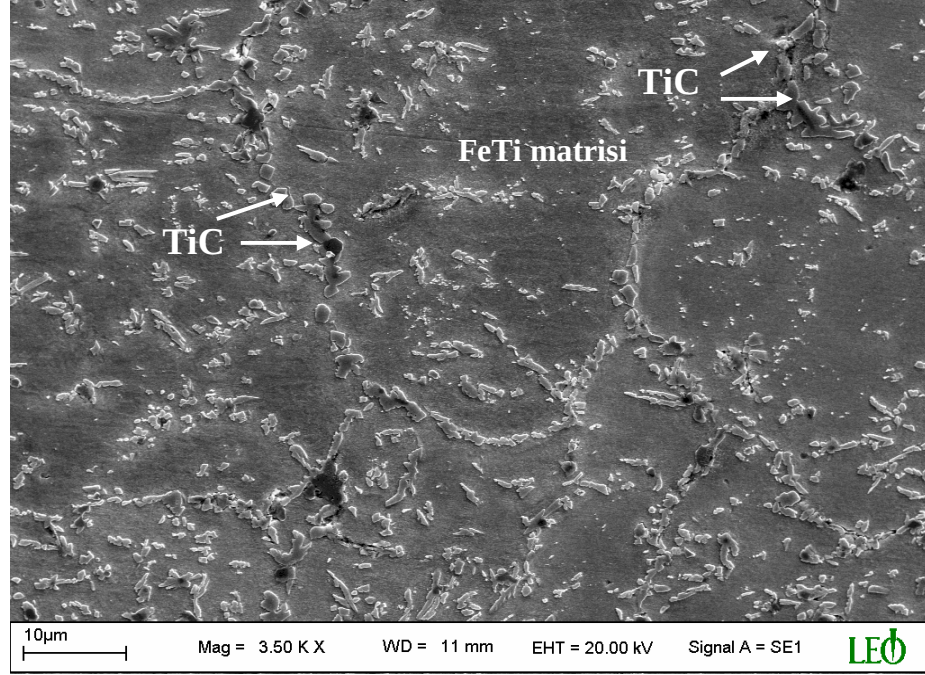
FeTi kaplama tozu kullanılarak GTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerin yüzey modifikasyonu işlemi bittikten sonra kaplama yüzeylerinden alınan SEM mikroyapı fotoğrafları Şekil 8.22-24.’ de sırası ile verilmiştir. Bu fotoğraflarda da görüleceği gibi saf argon gazı kullanılarak gerçekleştirilen yüzey modifikasyonu işleminde Şekil 8.22 Ti elementinin mikro yapı içerisinde kaba taneli olarak FeTi fazı şeklinde bulunduğu görülmektedir. Aynı numunenin argon + % 3 H₂ ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde, Şekil 8.23. 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 oluştuğu görülmektedir. Titanyum katkısının yüksek sıcaklıklarda ergiyen kaplama tabakası içerisinde çekirdek görevi üstlenmesiyle tane iriliği azalma göstermiştir. Yine aynı üretim parametreleri ile üretilen ancak koruyucu gaz oranı değiştirilerek argon + % 5 H₂ yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde Şekil 8.24. mikroyapı içerisindeki Ti elementinin daha çok tane sınırı bölgesinde şeritler halinde oluştuğu ve taneler içerisindeki Ti elementini azaldığı görülmüştür.



Şekil 8.22. GTA yöntemi ile üretilen 7 nolu numunenin kaplama tabakası yüzeyinden alınan SEM mikroskop fotoğrafı (X 3500).

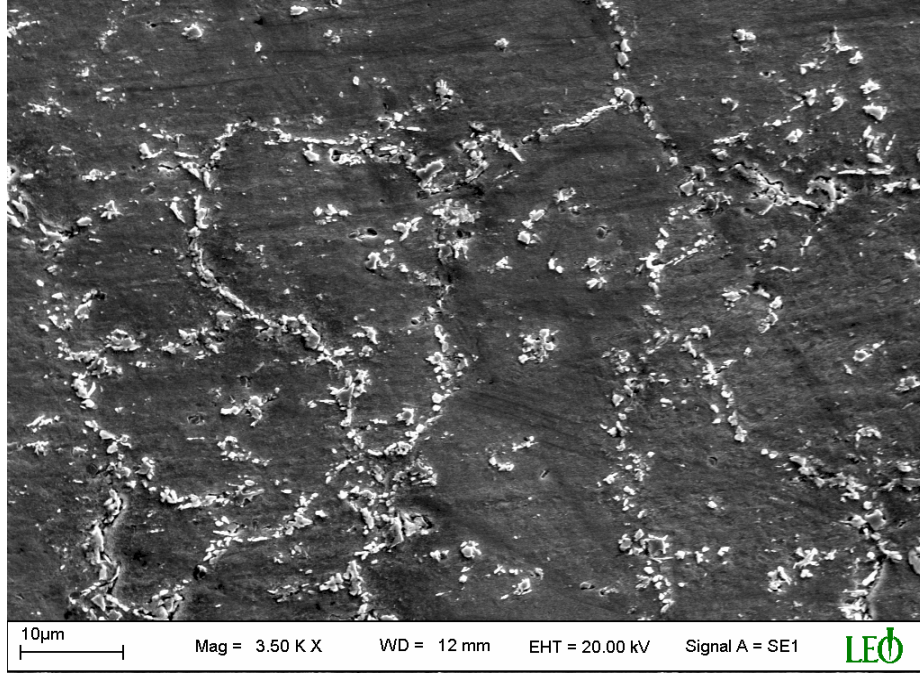


Şekil 8.23. GTA yöntemi ile üretilen 8 nolu numunenin kaplama tabakası yüzeyinden alınan SEM mikroskop fotoğrafı (X 3500).

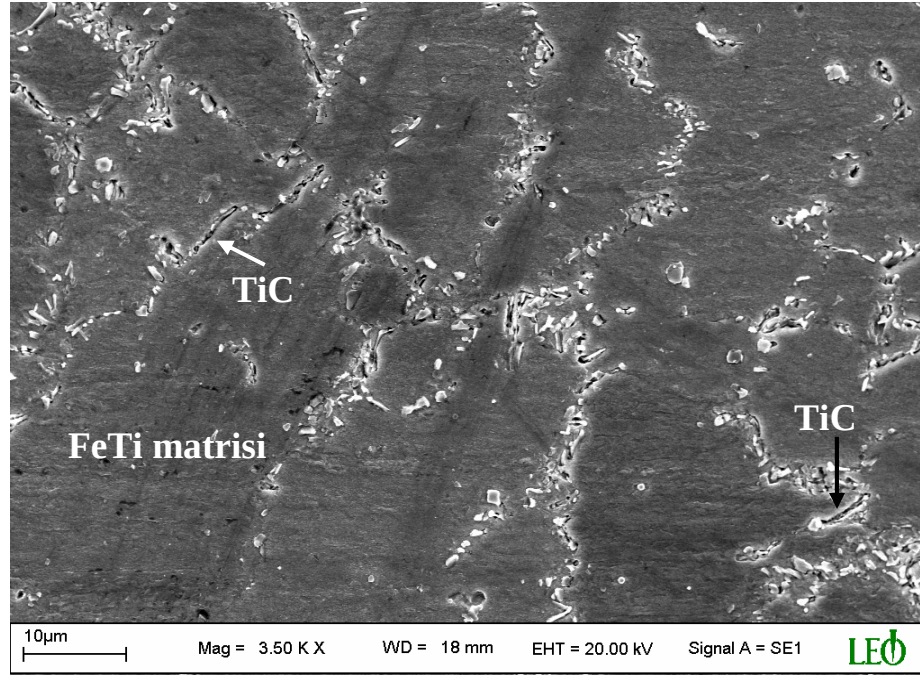


Şekil 8.24. GTA yöntemi ile üretilen 9 nolu numunenin kaplama tabakası yüzeyinden alınan SEM mikroskop fotoğrafı (X 3500).

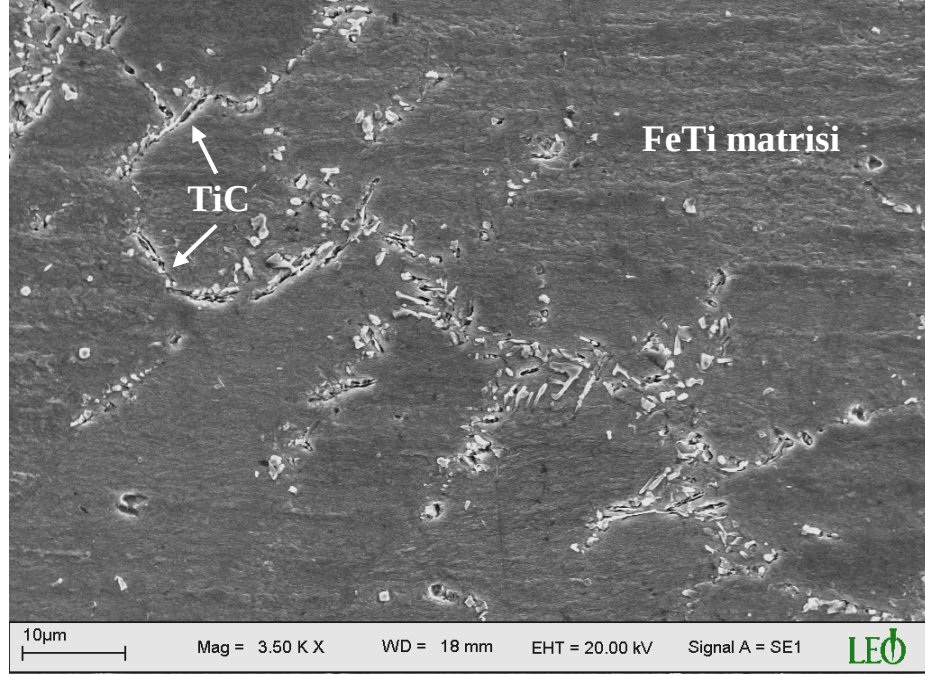
Yine FeTi kaplama tozu kullanılarak PTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerin yüzey modifikasyonu işlemi bittikten sonra kaplama yüzeylerinden alınan SEM mikroyapı fotoğrafları Şekil 8.25-27’ de sırası ile verilmiştir. Bu fotoğraflarda da görüleceği gibi PTA yönteminin avantajlarından olan yoğun enerji girdisinden dolayı FeTi’nin bir kısmı ferrit matrisi içinde çözünmüş olup, diğer geriye kalan kısmı ise tane sınırlarında titanyum karbür ve demir karbür şeklinde birikme göstermiştir. Şekil 8.25 da görüldüğü saf argon gazı koruyucu ortamında modifiye edilen 10 nolu numunede Ti elementinin tane sınırlarında yoğunluğu diğer Şekil 8.25-26 de görülen 11 ve 12 nolu numunelerden daha fazladır. Bu da 11 ve 12 nolu numunelerde artan koruyucu gaz karışımındaki H_2 gazının PTA yönteminde daha yüksek ve yoğun bir ısı girdisi oluşmasına sebep olmuştur. Bu ısı yoğunluğundan dolayı FeTi’nin büyük bir çoğunluğu ferrit matrisi içersinde çözünür. Bu olay aşağıda verilen EDS analizlerinden görülecektir. İlaveten hidrojen kaynak banyosunda ergiyen elementlerin ergime hacmini artıracığından (Durgutlu, 2003) koruyucu karışım gazının içerisindeki artan H_2 (argon+ % 5 H_2) oranına bağlı olarak 12 nolu numunede daha homojen bir ergime görülmüştür. (Şekil 8.26-27).



Şekil 8.25. PTA yöntemi ile üretilen 10 nolu numunenin kaplama tabakası yüzeyinden alınan SEM mikroskop fotoğrafı (X 3500).

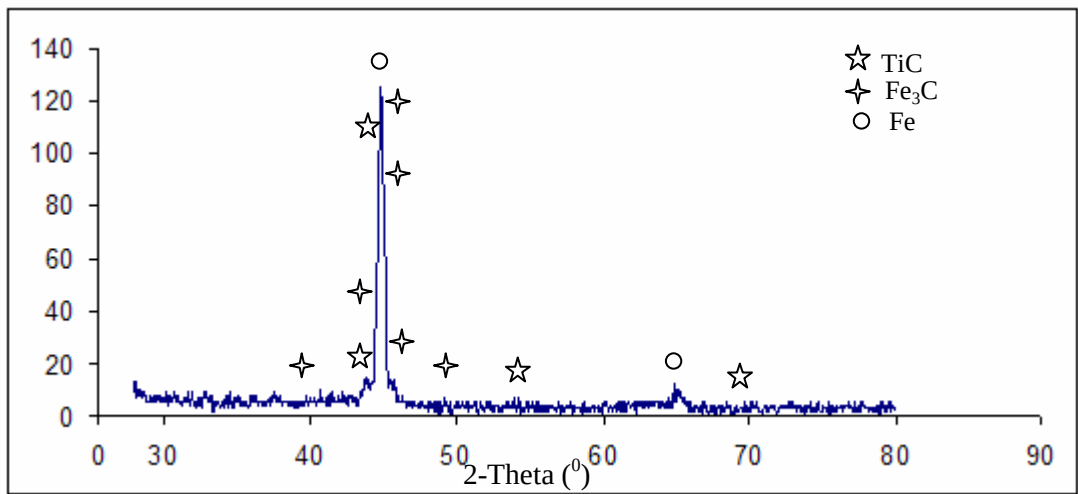


Şekil 8.26. PTA yöntemi ile üretilen 11 nolu numunenin kaplama tabakası yüzeyinden alınan SEM mikroskop fotoğrafı (X 3500).



Şekil 8.27. PTA yöntemi ile üretilen 12 nolu numunenin kaplama tabakası yüzeyinden alınan SEM mikroskop fotoğrafı (X 3500).

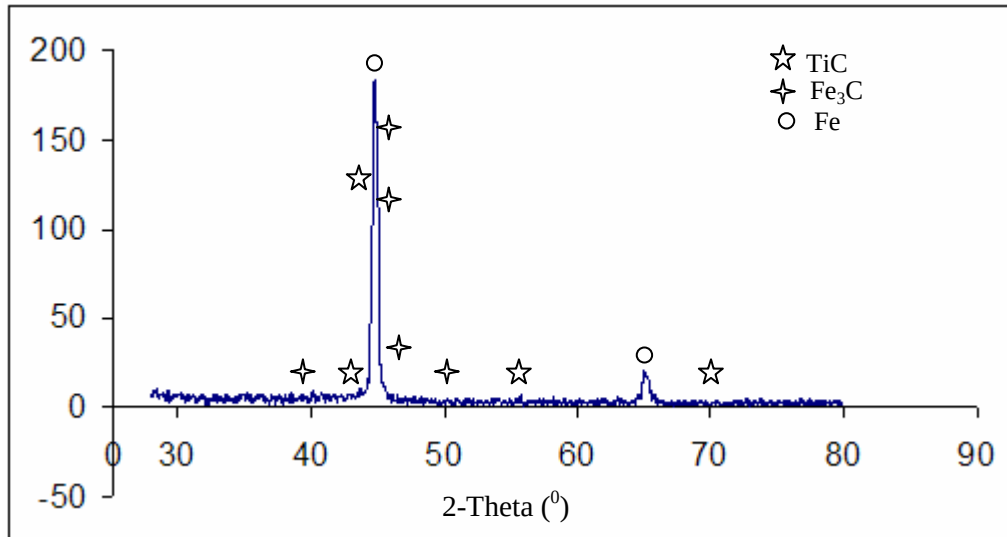
GTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan 8 nolu numunenin kaynak işleminden sonra mikro yapısında oluşan fazları tespit etmek için X-ray incelemesi yapılmıştır (Şekil 8.28).



Şekil 8.28. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 8 nolu numune yüzeyinden alınmış X-Ray analizi.

Bu incelemeler sonucunda mikroyapıda matrisi FeTi oluştururken, titanyum karbür (TiC) ve sementit (Fe_3C) fazları tespit edilmiştir. FeTi elementi içerisindeki karbon oranı alınan kimyasal analiz sonucunda % 0.3 olarak belirlenmiştir. Ti elementinin karbona olan affinitesi demirden yüksek olduğu için titanyum karbürü oluşturacak Ti ve C elementleri yeterli zaman ve sıcaklığı bularak TiC karbürlerini oluşturmuştur. Geriye kalan karbon ise, Fe elementi ile bağlanmıştır.

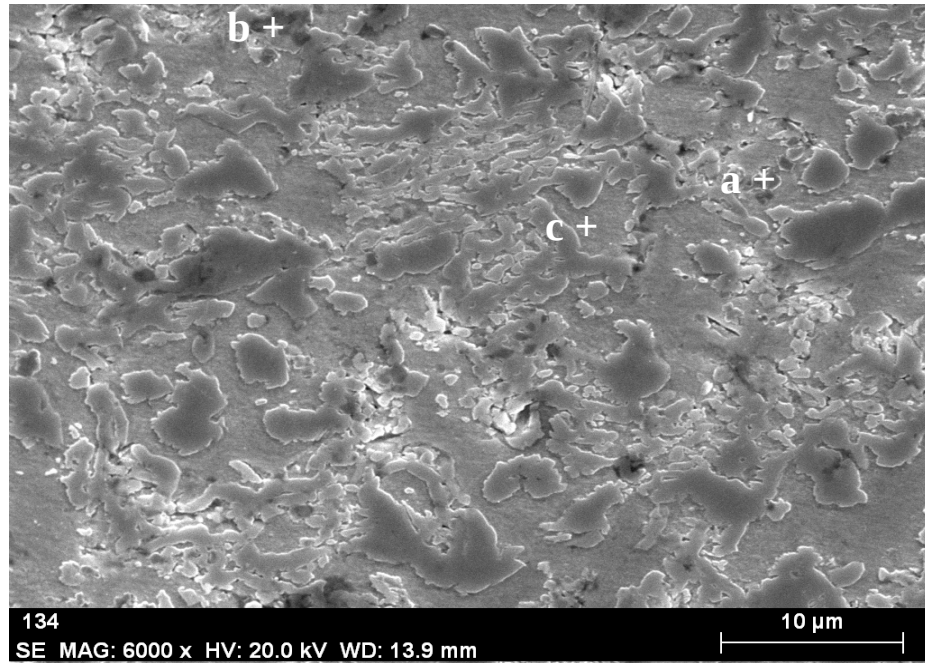
Teknik olarak bütün alaşım elementleri ferrit içerisinde az da olsa bir miktar çözünürler, ancak bazı elementler karbür oluşturmaz. Malzeme içerisinde yeterli karbonun olmaması durumunda ise, karbür yapıcı element olarak da bilinen; mangan, krom, tungsten, molibden, vanadyum ve titanyum elementleri ferrit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



Şekil 8.29. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 11 nolu numune yüzeyinden alınmış X-Ray analizi.

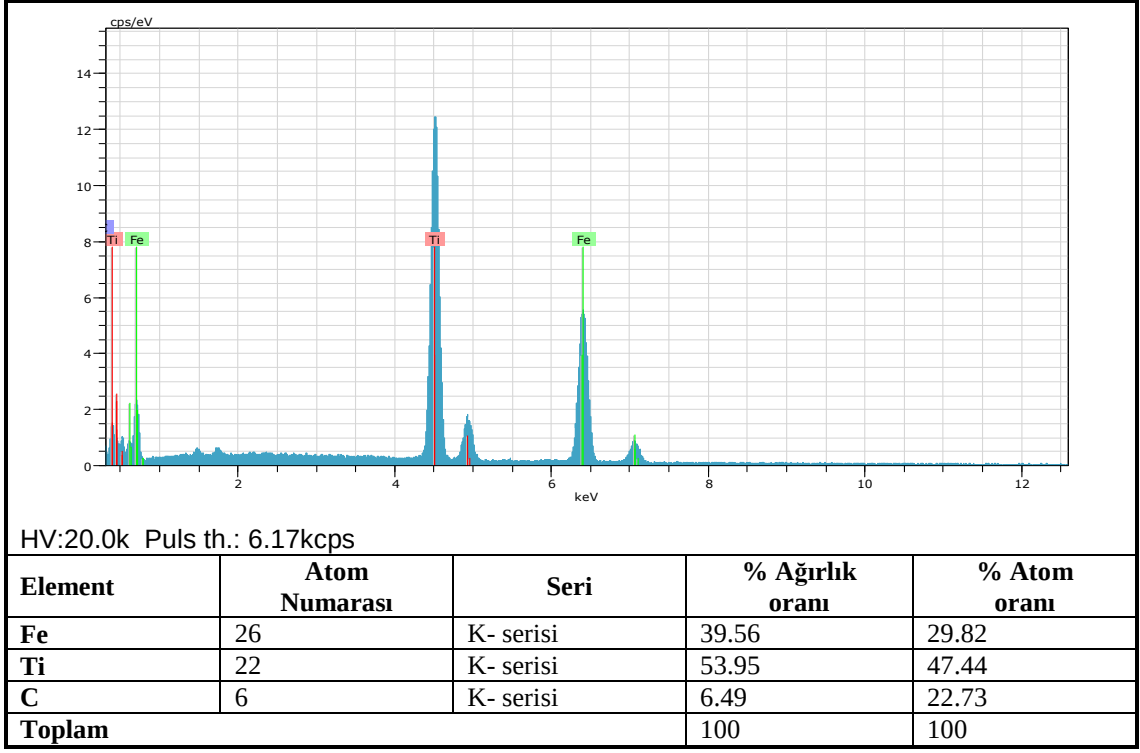
PTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan 11 nolu numunenin kaynak işleminden sonra mikro yapısında oluşan fazları tespit etmek için yapılan X-ray incelemesi sonucunda (Şekil 8.28), mikroyapıda yine ferro titanyum (FeTi), sementit (Fe_3C) ve titanyum karbür (TiC) fazları tespit edilmiştir.

GTA yöntemi ile yüzeyi modifiye edilen 7 nolu numunenin modifikasyon bölgesindeki matris ve karbürler üzerinden alınan EDS sonuçları Şekil 8.30 ve Şekil 8.31.a.b.c. de verilmiştir. EDS sonuçlarına göre titanyum karbürler (Şekil 8.30.a.) % 6.49 C, % 53.95 Ti ve % 39.56 Fe ve (Şekil 8.30.b.) % 5.31 C, % 46.73 Ti ve % 47.96 Fe içeriğine sahipken matris ise % 1.67 C, % 3.79 Ti ve % 94.53 Fe içeriğine sahiptir. Şekil 8.30 de SEM mikroyapı fotoğrafından da görüleceği üzere yapının titanyum karbür ve ferro titanyum matrisinden oluştuğu görülmüştür.

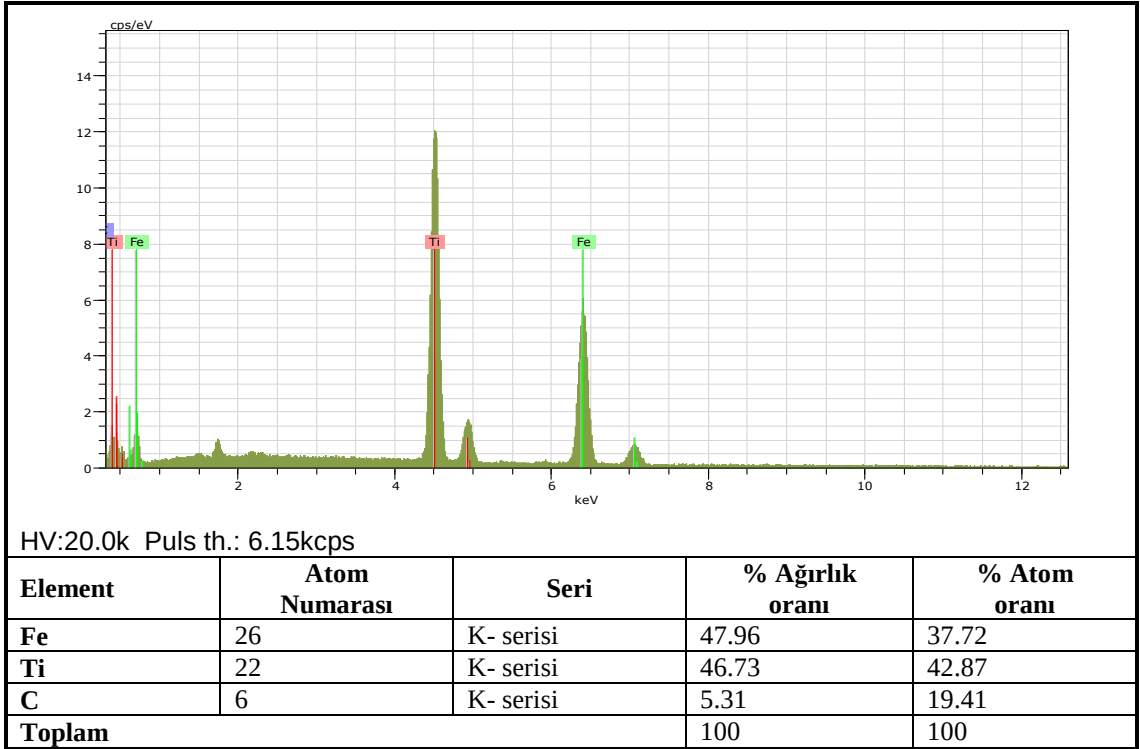


Şekil 8.30. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 7 nolu numune üzerinden alınan EDS analiz bölgelerini gösteren SEM mikroyapı fotoğrafı (X 6000)

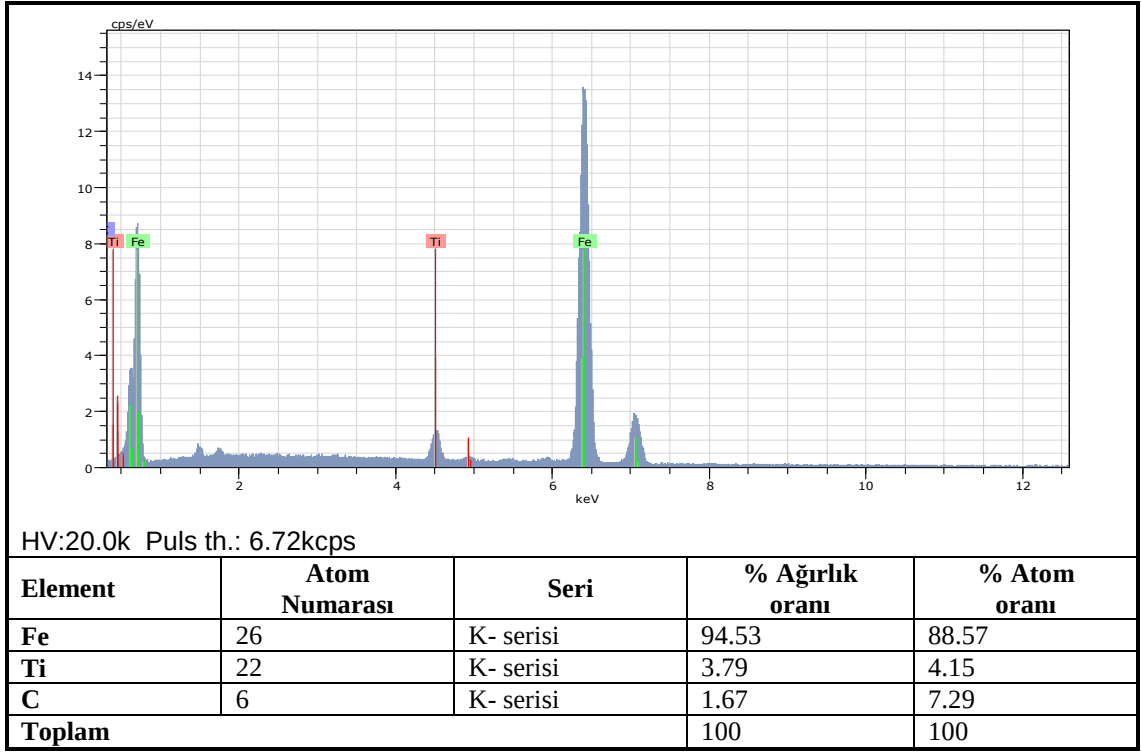
Saf argon gazı ortamında alaşımlandırılan 7 nolu numunede, titanyum ana kütle içerisinde homojen dağılma olanağı bulamamış ve bu yüzden de bazı bölgeler titanyum içeriği açısından zengin olurken, bazı bölgeler ise titanyumca fakir kalmıştır. Fazla yüksek sıcaklıklara çıkılamadığı için katılaşma sonunda oluşan yapı ve bölgeler homojen bir dağılım sergilememiştir.



(a)



(b)

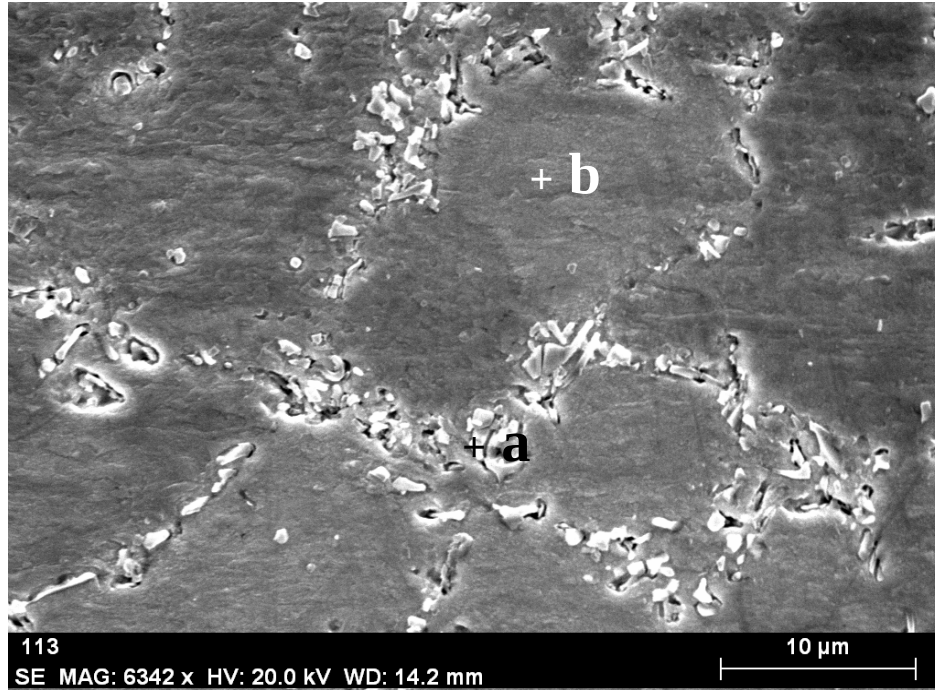


(c)

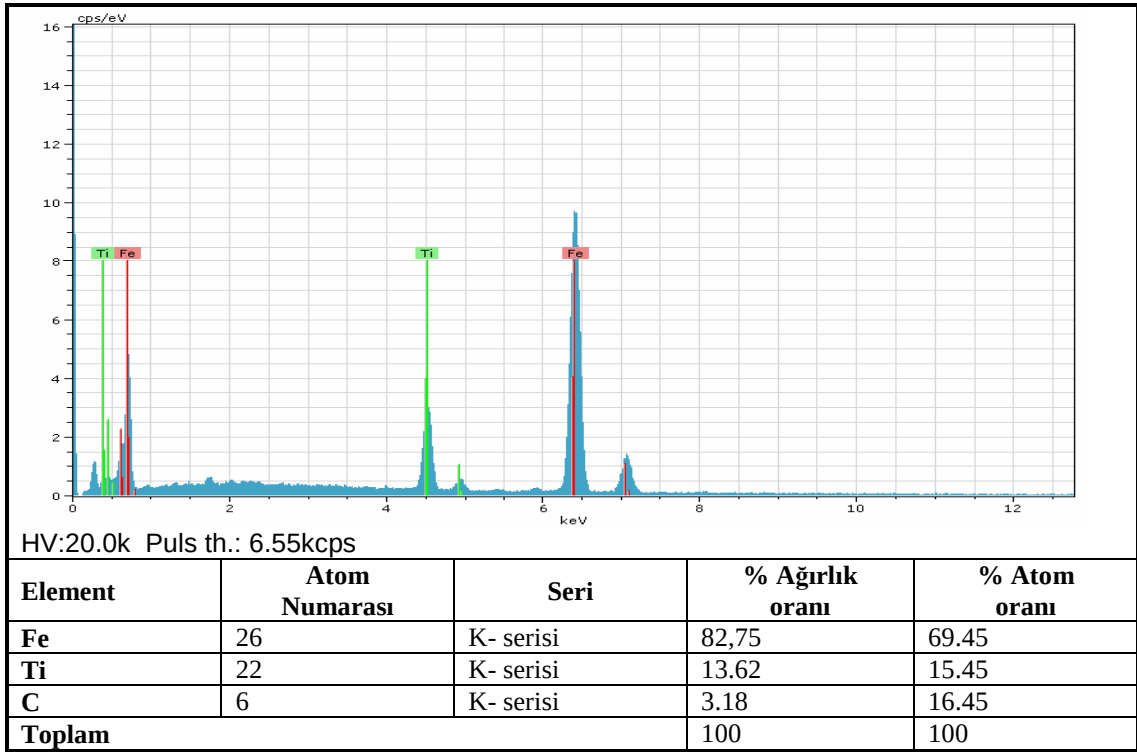
Şekil 8.31. a.b.c. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 7 nolu numune üzerinden alınan EDS analizleri.

PTA yöntemi ile yüzeyi modifiye edilen 10 nolu numunenin modifikasyon bölgesindeki mikro yapılar üzerinden alınan EDS sonuçları Şekil 8.32 ve Şekil 8.33.a.b. de verilmiştir. Şekil 8.30 de SEM mikroyapı fotoğrafından da görüleceği üzere yapının titanyum karbür, ferro titanyum ve ferro titanyum matrisinden oluştuğu görülmüştür. SEM mikroyapı fotoğrafı dikkat ile incelenecek olursa FeTi matrisi içerisinde TiC şeklinde teşekkül eden fazın çevresinde boşluklar meydana geldiği görülmektedir. Bunun sebebi bazı araştırmacılar tarafından östenitik çelikler, nikel-bakır ve nikel esaslı alaşımlarda hidrojen gazının argon gazına eklenmesinin bir problem oluşturmadığı aksine kaynak banyosunu olumlu yönde etkilediği belirtilmesine rağmen, diğer metallerde kaynak bölgesinde hidrojen çatlakları oluşturmasından dolayı tavsiye edilmemektedir (Althouse ve diğ., 1992).

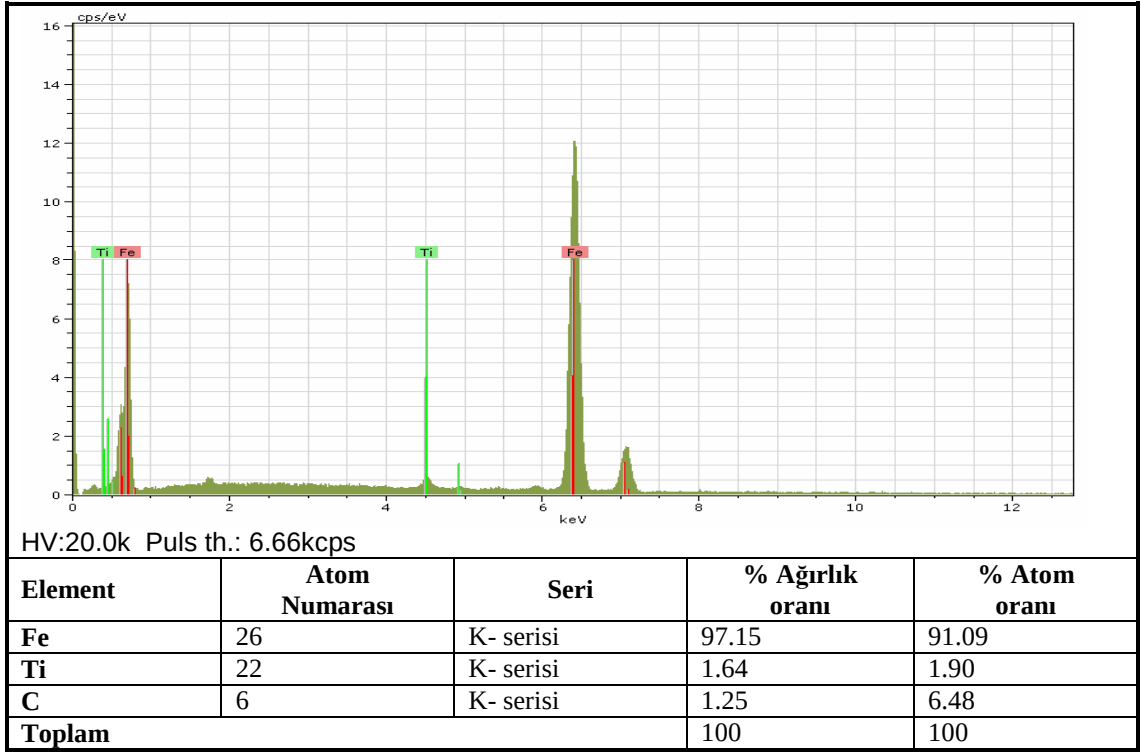
Plazma alevinin yüksek sıcaklığı nedeniyle, titanyum ve karbon elementleri daha yüksek bir difüzyon hızına ulaşmış ve soğuma işleminin gecikmesiyle oluşan titanyum karbürler gruplar halinde belli bölgelerde bir araya gelmişlerdir. Demir elementi ise, matrisi oluşturarak titanyum ve demir karbürlerin düzenli bir şekilde dağılmalarına olanak sağlamıştır.



Şekil 8.32. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 10 nolu numune üzerinden alınan EDS analiz bölgelerini gösteren SEM mikroyapı fotoğrafı (X 6342).



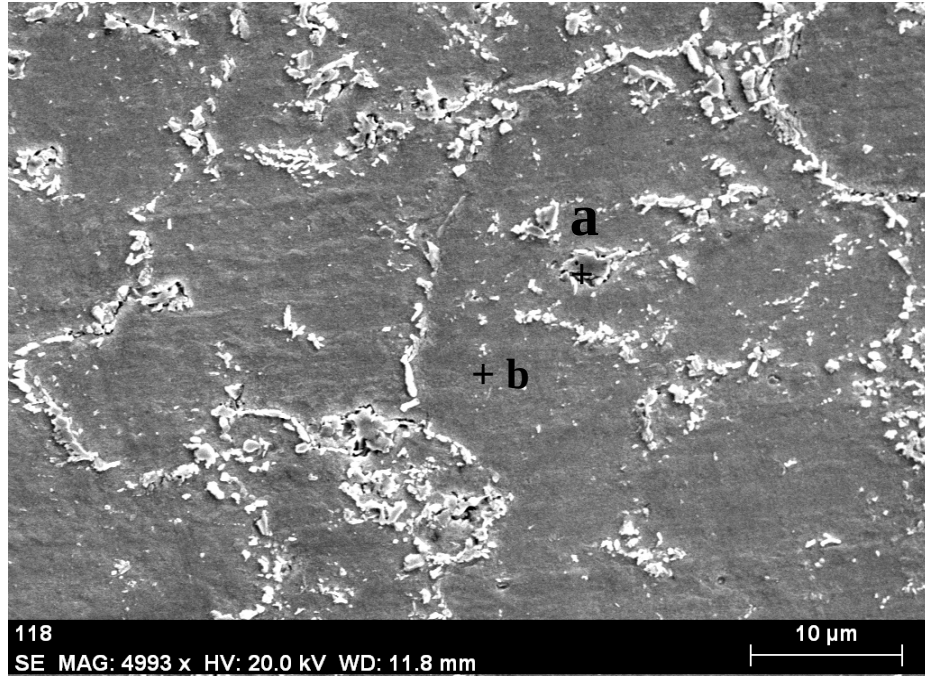
(a)



(b)

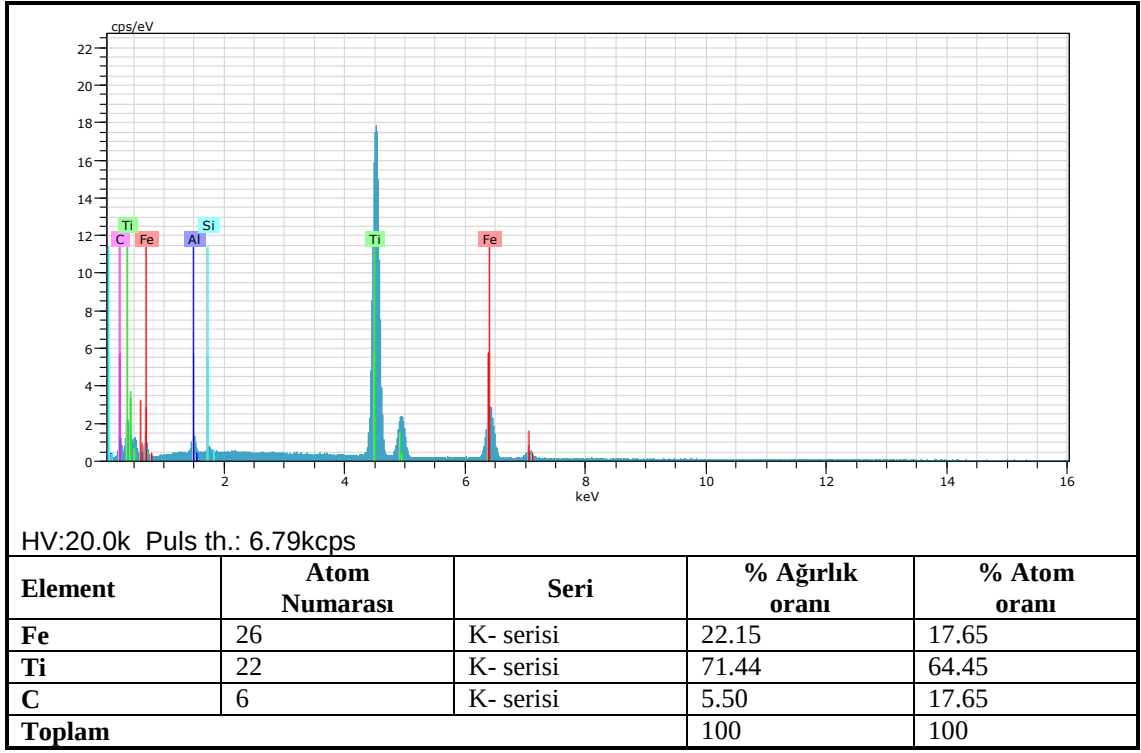
Şekil 8.33. a.b. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 10 nolu numune üzerinden alınan EDS analizleri.

Yine PTA yöntemi ile yüzeyi modifiye edilen 11 nolu numunenin modifikasyon bölgesindeki matris ve karbürler üzerinden alınan EDS sonuçları Şekil 8.34 ve Şekil 8.35.a.b.'de verilmiştir. EDS sonuçlarına göre titanyum karbür (Şekil 8.35.a.) % 5.55 C, % 71.44 Ti ve % 22.15 Fe ve içeriğine sahipken matris de % 1.29 C, % 4.85 Ti ve % 93.99 Fe içeriğine sahiptir. Şekil 8.34'de SEM mikroyapı fotoğrafından da görüleceği üzere yapının titanyum karbür, ferro titanyum ve ferro titanyum matrisinden oluştuğu görülmüştür.

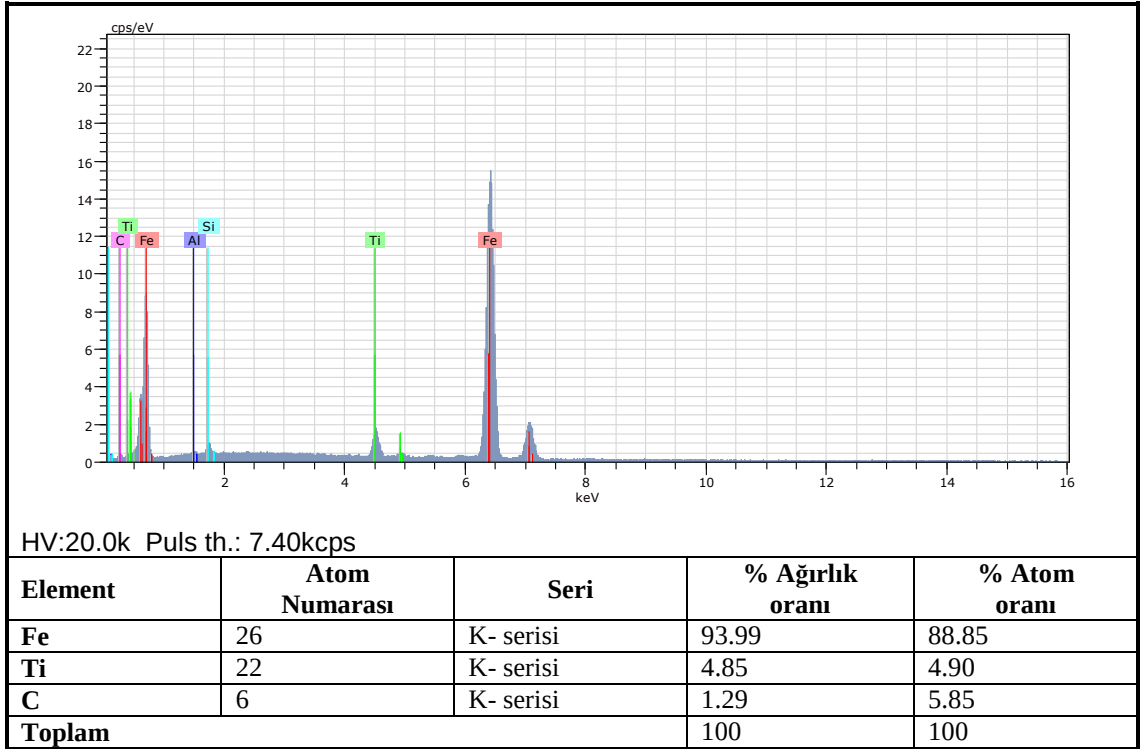


Şekil 8.34. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 11 nolu numune üzerinden alınan EDS analiz bölgelerini gösteren SEM mikroyapı fotoğrafı (X 4993)

Farklı koruyucu karışım gaz oranları kullanılarak GTA ve PTA yöntemleri ile gerçekleştirilen yüzey modifikasyonu sonrasında, GTA ve PTA yöntemlerini birbirleri arasında kıyaslanacak olursa, PTA yöntemi uygulanan numunelerde, yüksek enerji girdisine bağlı olarak kaynak havuzu bölgesindeki kaplama elementinin daha homojen bir şekilde ergidiğini söylemek mümkündür. Ayrıca yukarıda da belirtildiği gibi, koruyucu karışım gaz oranındaki hidrojen oranının artması ile kaynak esnasında çözülen hidrojen atomları daha yüksek ısı girdisi sağlayarak kaynak havuzundaki kaplama malzemesinin ergiyik hacim oranını arttırıp Fe içerisinde daha fazla Ti elementi çözmesine yardımcı olmuştur (Onsoien ve diğ.,1995). Bu durum Şekil 8.23 ila 8.27 nolu SEM mikroyapı fotoğraflarında açıkça görülmektedir. Bu sonuçla argon gazı içerisindeki artan hidrojen içeriğine bağlı olarak daha homojen bir mikroyapı elde edilebileceği söylenebilir.



(a)



(b)

Şekil 8.35. a.b. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 11 nolu numune üzerinden alınan EDS analizleri.

8.1.3. Yüzey Modifikasyonunda GTA ve PTA Metotlarıyla Yüzeyi FeMo Tozu Kullanılarak Alaşımlandırılmış AISI 1020 Çelik Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri

GTA ve PTA yöntemi kullanılarak gerçekleştirilen yüzey modifikasyonu işlemlerinde yüzeyi kaplanacak malzeme olarak düşük karbonlu AISI 1020 çeliği kullanılmıştır. Kaplama yüzey malzemesi olarak da; 33 mikron boyutlu FeMo tozu kullanılmıştır (Tablo 8.7). Numunelerin yüzey modifikasyonu işleminden sonra; mikroyapı, yüzey sertliği ve abrasiv aşınma özelliklerine alaşım elementleri ve koruyucu gaz karışımının etkileri incelenmiştir.

Tablo 8.7. GTA ve PTA yöntemlerinde kullanılan yüzeyi kaplanacak malzeme ve tozların kimyasal bileşimi.

Numune Adı	% Alaşım Elementi Miktarı										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Co	Ti	Fe
AISI 1020	0.185	0.279	0.519	0.031	0.034	-	-	-	-	-	Kalan
FeMo	0.17	1.56	-	0.050	0.15			68	-	-	Kalan

FeMo tozu kullanılarak farklı koruyucu gaz ortamlarında GTA ve PTA yöntemi kullanılarak gerçekleştirilen yüzey modifikasyonu sonrasında numunelerin yüzeylerinden alınan kimyasal analiz sonuçları Tablo 8.8. de verilmiştir.

Tablo 8.8. GTA ve PTA yöntemleri kullanılarak yüzeyi alaşımlandırılmış numunelerin kimyasal bileşimleri.

Kaynak Yönt.	Numune No	% Gaz Karışım Oranı	% Alaşım Elementi Miktarı								
			C	Si	Mn	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Fe
GTA	13	Ar	0.16	0.99	0.28	0.02	-	-	15.95	-	kalan
	14	Ar+ % 3 H ₂	0.15	0.87	0.24	0.04	-	-	18.32	-	kalan
	15	Ar+ % 5 H ₂	0.16	0.90	0.27	0.06	-	-	19.50	-	kalan
PTA	16	Ar	0.15	0.95	0.22	0.05	-	-	20.98	-	kalan
	17	Ar+ % 3 H ₂	0.14	0.90	0.26	0.04	-	-	20.30	-	kalan
	18	Ar+ % 5 H ₂	0.15	0.92	0.25	0.06	-	-	21.32	-	kalan

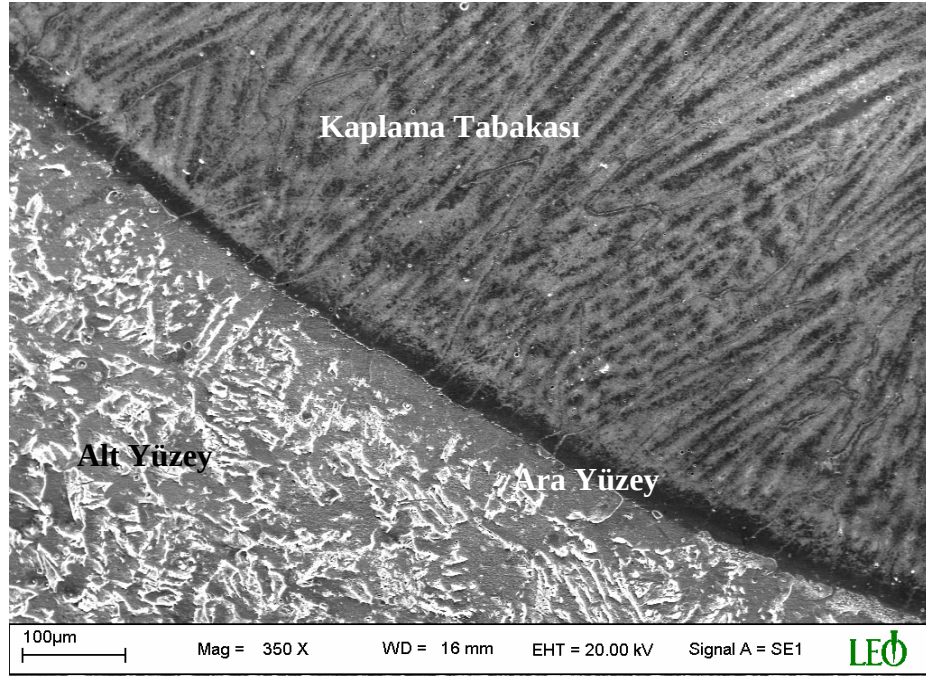
Kaplama tozu FeMo olan ve yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerin üretim parametreleri Tablo 8.9.'da verilmiştir. GTA ve PTA yöntemleri 1.5 mm kaplama kalınlığına sahip FeMo tozunun alt yüzey malzemesine bağlanmasında başarılı bir şekilde kullanılmıştır. İncelemeler sonucunda kaplama malzemesi ile alt yüzey malzemesinin çatlaksız, boşluksuz ve kusursuz olarak birleştiği GTA yöntemi ile üretilen 15 nolu numune (Şekil 8.36) ve PTA yöntemi ile üretilen 18 nolu numunenin SEM mikroskop fotoğrafında görülmektedir (Şekil 8.37).

GTA ve 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. GTA işlemi sonrasında kaplama tabakasının alt tabaka ile ark şeklinde aldığı maksimum yüksekliğin ortada olduğu kenar bölgelerinde ise kalınlığın incelendiği görülmüştür. Bunun sebebini enerji yoğunluğunun elektrot ucuna dik olan doğrultuda daha yoğun şekilde meydana gelmesiyle açıklamak mümkündür.

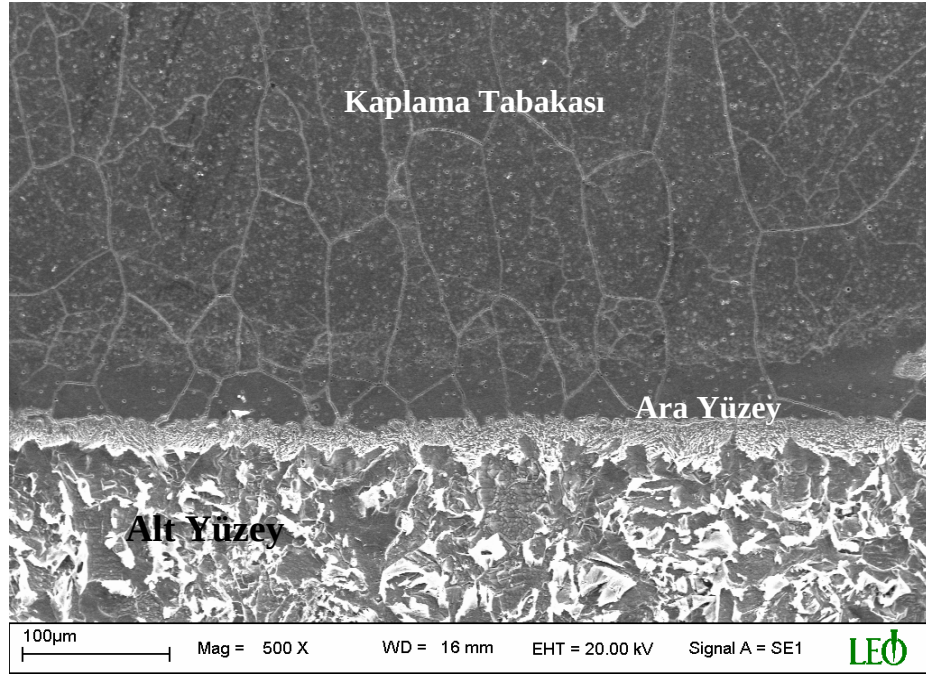
Tablo 8.9. FeMo takviyeli numunelerin üretim parametreleri.

Üretim Parametreleri					Kaplama Sertliği HRc	AISİ1020 Sertliği HRa
Kaynak Yöntemi	Numune No	Kaynak Hızı (mm/sn)	Akım (Amper)	K _T (mm)		
GTA	Ar	2.5	100	1.5	63.5	38.6
	Ar+ % 3 H ₂				63.6	
	Ar+ % 5 H ₂				64	
PTA	Ar	2.5	130	1.5	65.6	
	Ar+ % 3 H ₂				66.2	
	Ar+ % 5 H ₂				67.8	

K_T = Yüzeyi kaplanacak malzeme üzerinde oluşturulan toz kaplama kalınlığı



Şekil 8.36. GTA yöntemi ile üretilen 15 nolu numunenin ara yüzeyini gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 350).



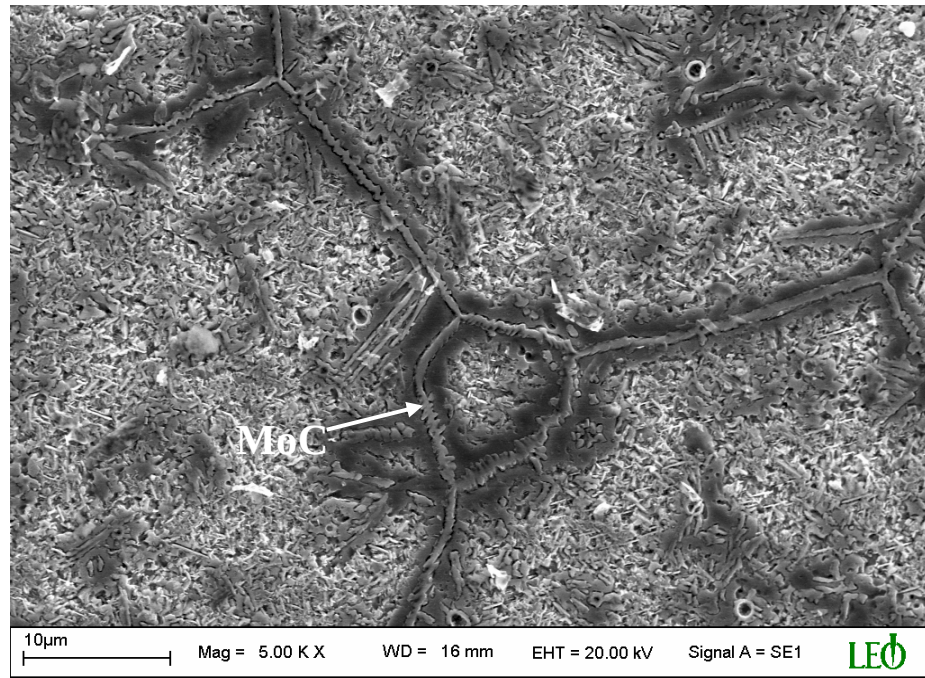
Şekil 8.37. PTA yöntemi ile üretilen 18 nolu numunenin ara yüzeyini gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 500).

Şekil 8.36’da GTA yöntemi ile AISI 1020 çeliğinin ferromolibdenle kaplamasında oluşan yapıların SEM mikroskop fotoğrafı verilmiştir.

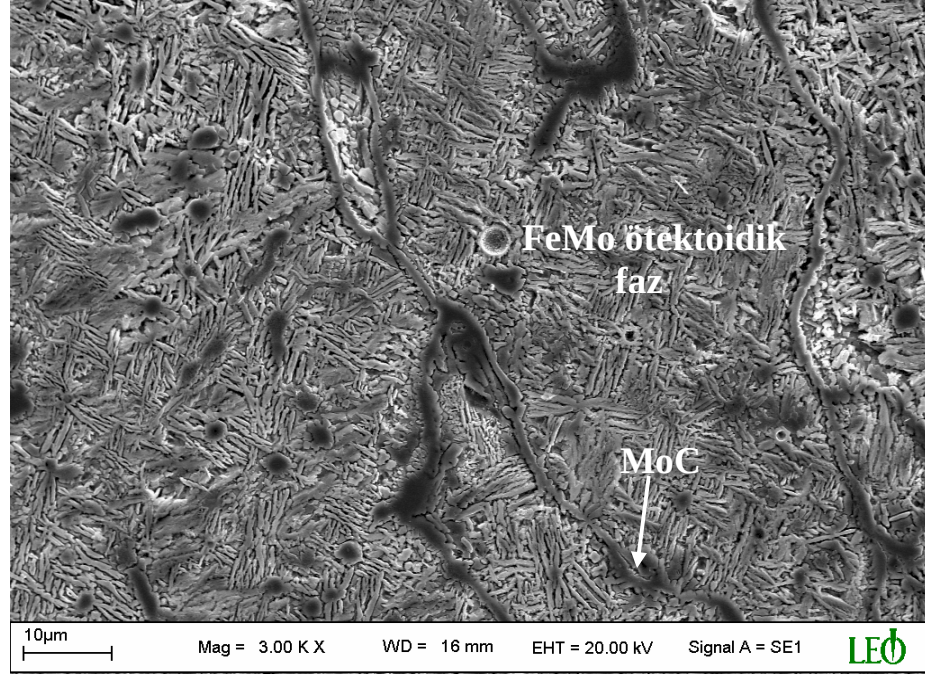
Şekilden de görüldüğü gibi, kaplama tabakası ile kaplanan ana malzeme arasında belirdin ve keskin bir ara tabaka oluşmuş; kaplama tabakası içerisinde taneler büyük ölçüde sınır tabakaya dik yönde kalın damarlar şeklinde yönlenmişlerdir. Kaplama tabakasından ana malzemeye ve ana malzemeden kaplama tabakasına difüzyonla geçişler az ve sınırlı olmuştur.

PTA ile yapılan kaplama işleminde daha yüksek sıcaklıklara kadar çıkılabildiği için kaplama tabakası içerisinde taneler oluşumlarını tam olarak sağlarken, 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 8.37).

FeMo kaplama tozu kullanılarak GTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan 13 nolu numunenin yüzey modifikasyonu işleminden sonra kaplama yüzeyinden farklı büyütmelerde alınan SEM mikroyapı fotoğrafları Şekil 8.38-39 de sırasıyla verilmiştir.

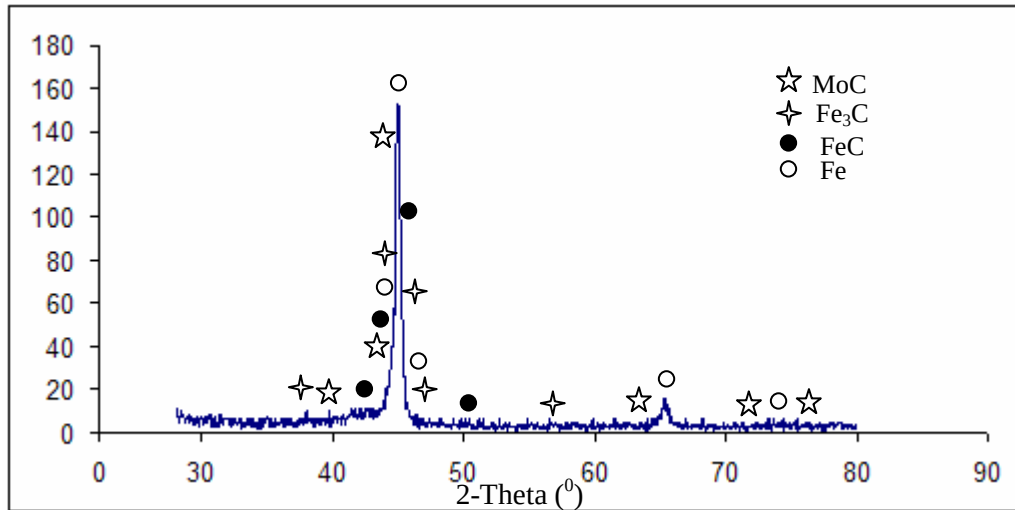


Şekil 8.38. GTA yöntemi ile üretilen 13 nolu numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 5000).



Şekil 8.39. GTA yöntemi ile üretilen 13 nolu numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 3000).

Şekil 8.38 ve 8.39’da verilen SEM mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde; kaplama tabakası içerisinde Fe-Mo iki bileşenli faz diyagramı ile verilen fazların oluştuğu, kaplama tabakasında ötektoidik demir molibden içerikli fazların bulunduğu ve bunların iri taneler oluşturduğu dikkat çekmektedir. Oluşan fazlar çizgili ve damarlı bir oluşuma sahip bulunmaktadır.

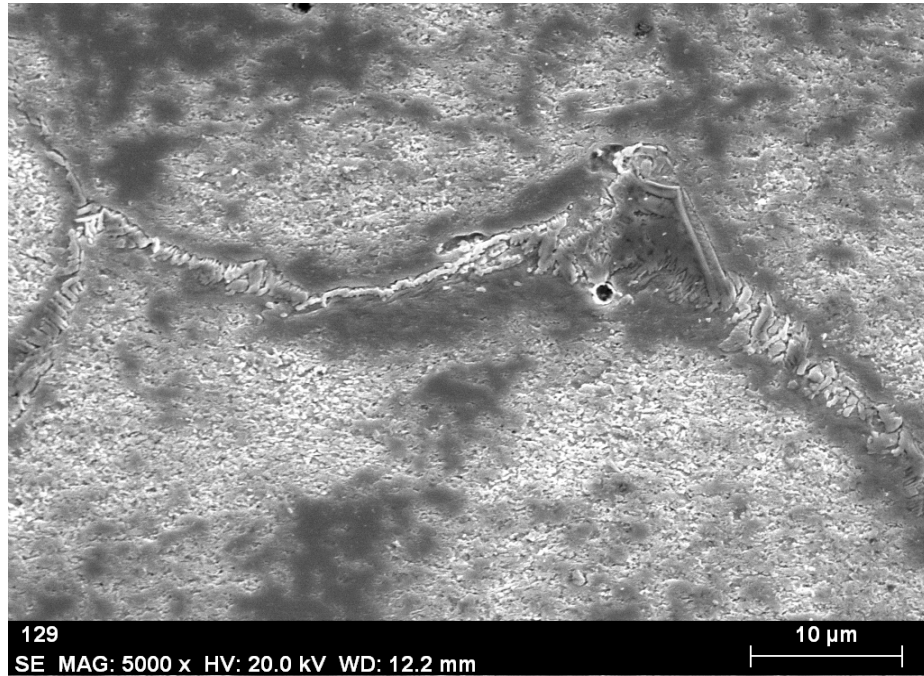


Şekil 8.40. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 13 nolu numune yüzeyinden alınmış X-Ray analizi.

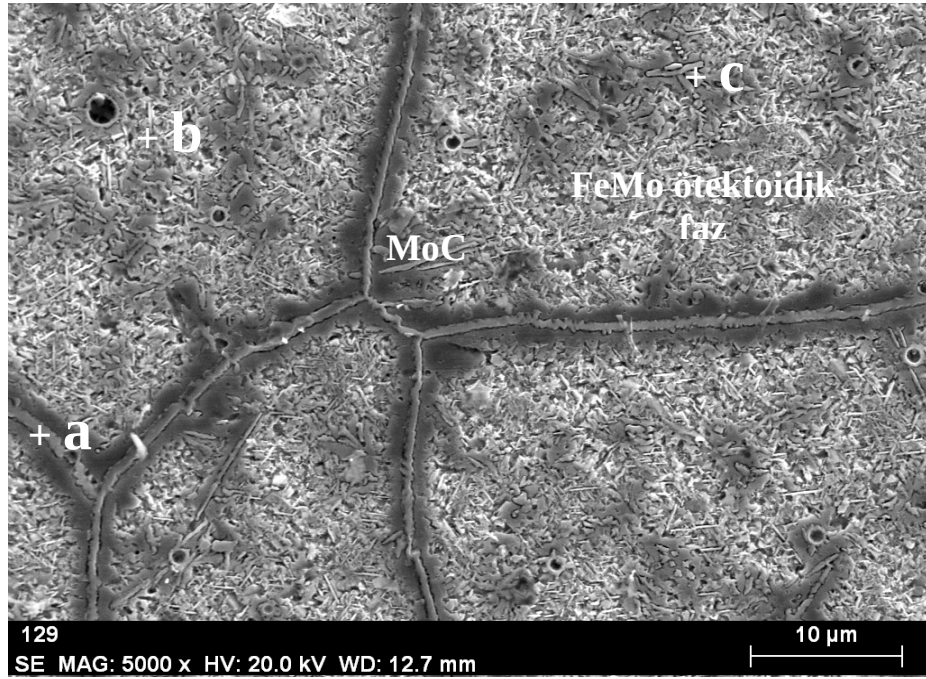
13 nolu numunenin mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde ötektoidik bir yapı sergilediği, ayrıyeten tane sınırlarına da farklı bir fazın çökeldiği görülmektedir. Mikroyapı içerisinde teşekkül eden bu fazların türünü belirlemek için bu numunenin kaplama bölgesinden alınan X-ray difraksiyonu sonuçları Şekil 8.40 verilmiştir.

Şekil 8.40 deki X ray analizlerinden de görüleceği gibi mikroyapının FeMo, FeC, Fe₃C ve MoC fazlarından oluştuğu tespit edilmiştir. Bu fazların kimyasal bileşimlerinin daha iyi anlaşılabilmesi için GTA yöntemi ile modifiye edilen 13 nolu numuneden alınan (Şekil 8.42) EDS analiz sonuçlarında (Şekil 8.43) ötektoidik yapının beyaz bölgesinde % 21.35 Mo ve % 78.65 Fe içeriği, siyah bölgesinde % 40.26 Mo ve % 59.74 Fe değerleri alınmıştır. Tane sınırlarında ise % 45.02 Mo ve % 54.98 Fe içeriği ile molibden karbürler ve demir karbürler oluşmuştur.

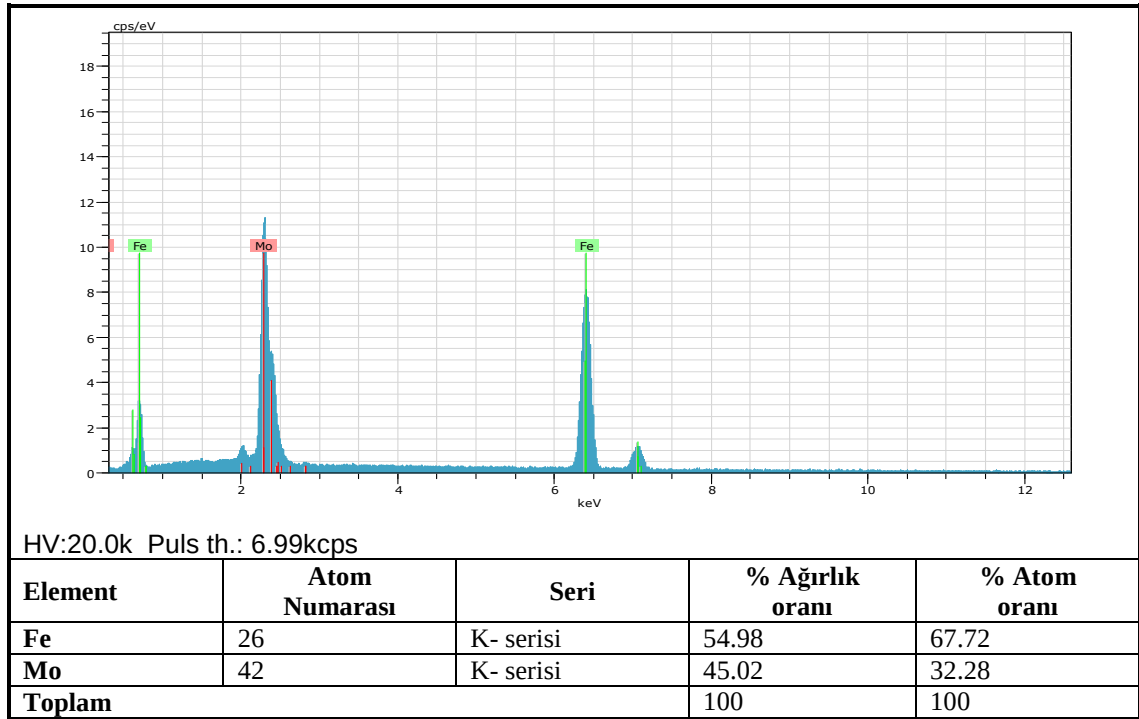
GTA yöntemi ile yüzeyi modifiye edilen 13 (Şekil 8.38) ve 15 (Şekil 8.41) nolu numuneleri karşılaştıracak olursak, aynı büyütmelerde alınan SEM mikroyapı fotoğraflarına bakıldığında 15 nolu numunede artan hidrojen gazı ile mikroyapıda ötektoidik yapının kaybolduğu ve tane sınırlarında şerit şeklinde oluşan ve karbür olma olasılığı çok yüksek olan yapının da bölündüğü görülmüştür.



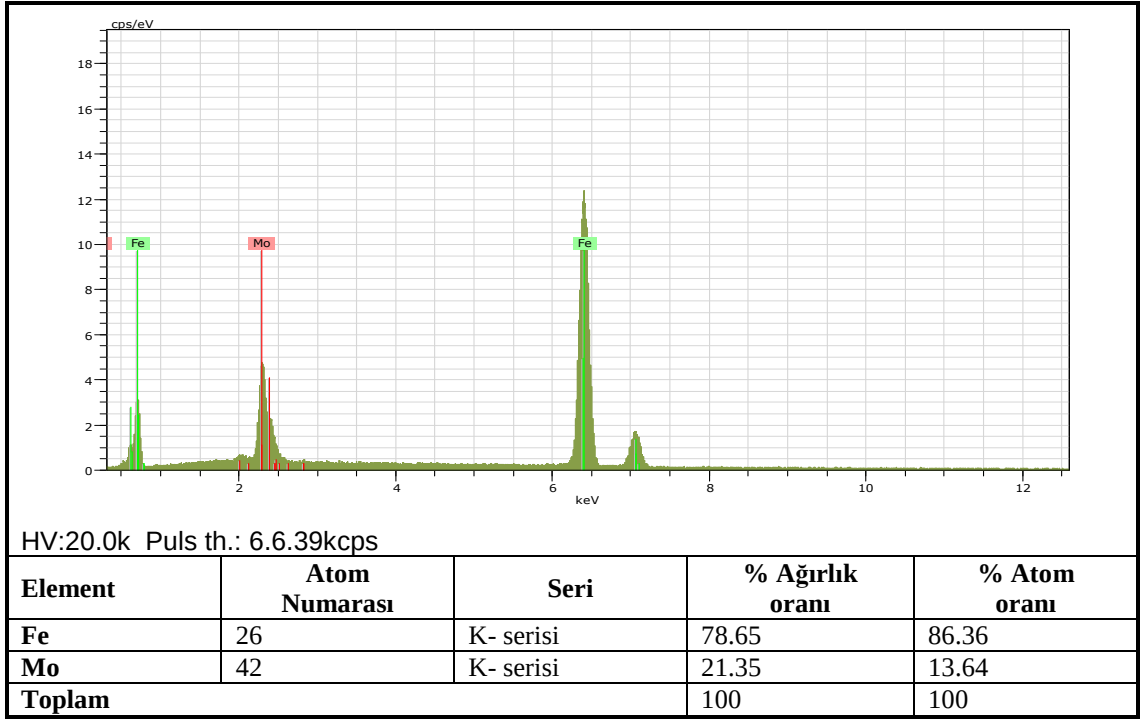
Şekil 8.41. GTA yöntemi ile üretilen 15 nolu numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 5000).



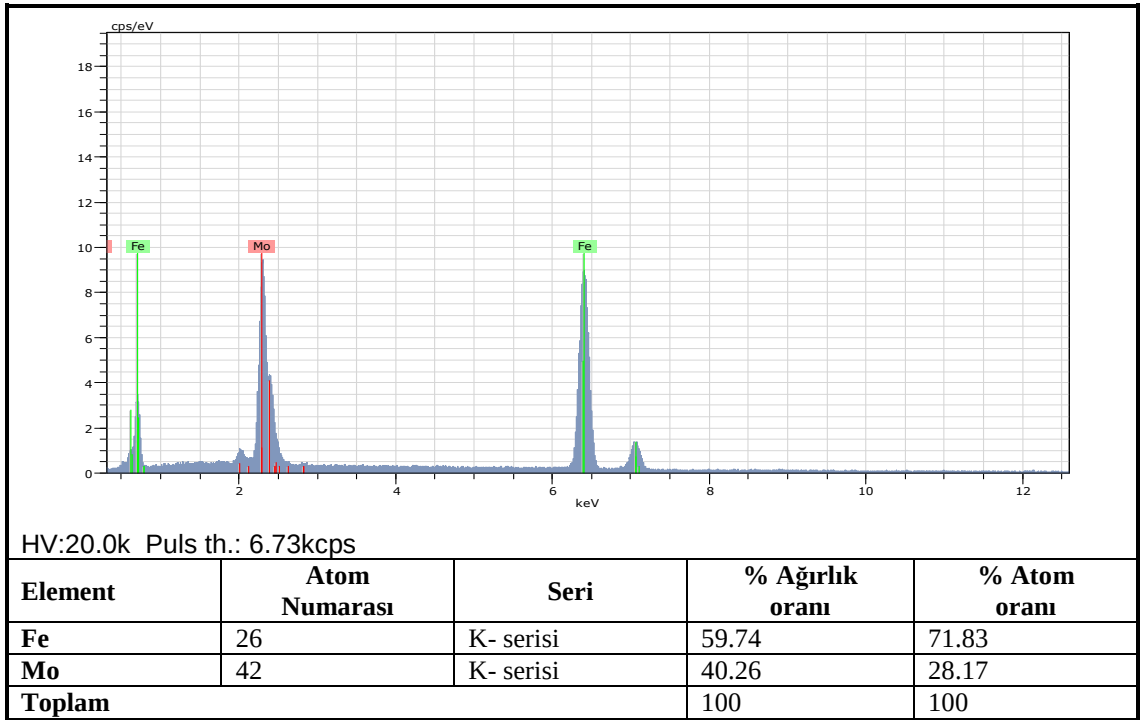
Şekil 8.42. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 13 nolu numune üzerinden alınan EDS analiz bölgelerini gösteren SEM mikroyapı fotoğrafı (X 5000).



(a)



(b)

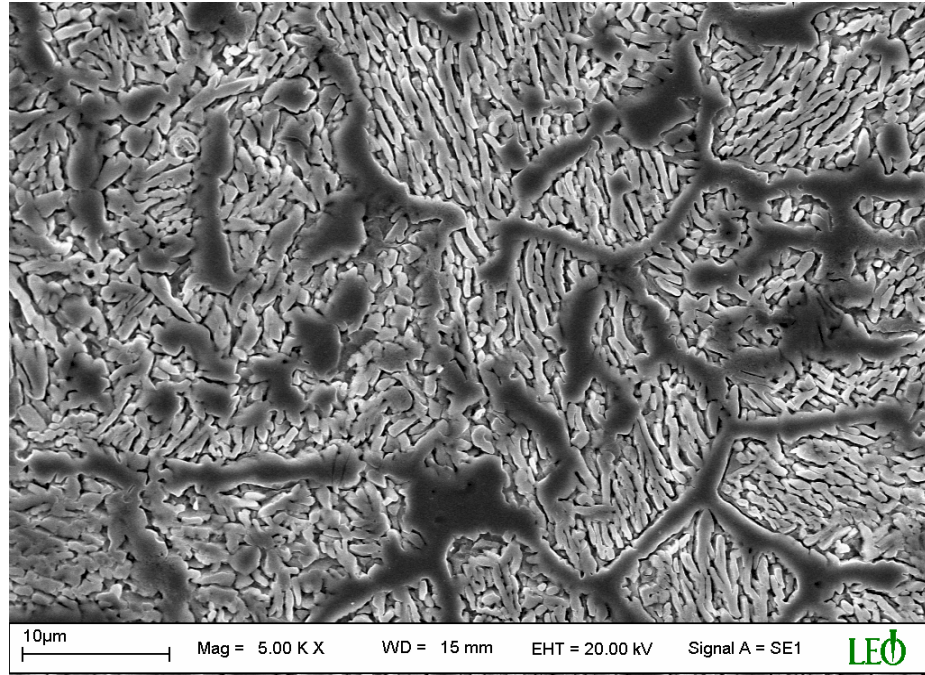


(c)

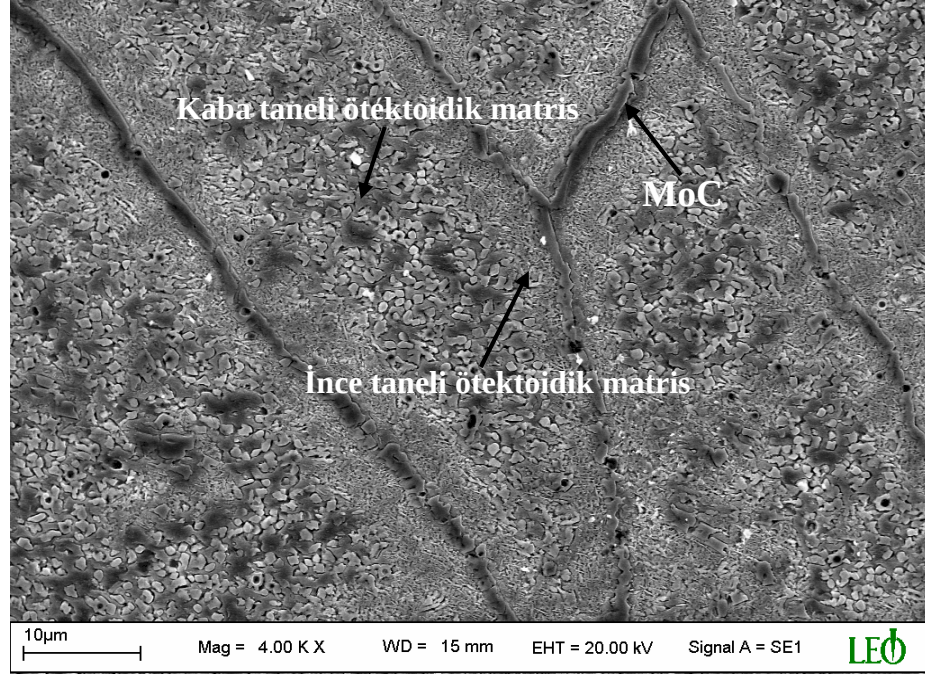
Şekil 8.43. a.b.c. GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılan 13 nolu numune üzerinden alınan EDS analizleri.

Şekil 8.43.a’da verilen a noktasının SEM resmi incelendiğinde, bu noktanın esas itibari ile Fe_2Mo bileşiğinden oluştuğu görülmektedir. Dolayısı ile tane sınırlarının bu bileşikten ibaret olduğunu söylemek mümkündür. Halbuki tane içlerinde $\alpha\text{-Fe}$ ile Fe_2Mo ’nın karışımından oluşan yapı, hakim yapı olarak ortaya çıkmaktadır (Şekil8.43. b,c).

FeMo kaplama tozu kullanılarak PTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan 16 ve 18 nolu numunelerinin yüzey modifikasyonu işleminden sonra kaplama yüzeyinden alınan SEM mikroyapı fotoğrafı Şekil 8.44-45 de sırasıyla verilmiştir. PTA yöntemi ile saf argon koruyucu gazı kullanılarak üretilen 16 nolu numune SEM mikroyapı fotoğrafına bakıldığında ötektoidik yapının hakim olduğu ve tane sınırları içerisinde homojen bir şekilde oluştuğu görülmektedir. Yine aynı PTA yöntemi kullanılarak üretilen 18 nolu numunede % 5’lik hidrojen koruyucu gazının argona ilavesiyle Şekil 8.45 de verilen SEM mikroyapı fotoğrafından da görüleceği gibi tane sınırlarının hemen yakınında ince şerit halinde bulunan ötektoidik yapının, iki tane sınırı ortalarına doğru gidildikçe daha kaba taneli ötektoidik yapıya dönüştüğü görülmektedir.



Şekil 8.44. PTA yöntemi ile üretilen 16 nolu numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 5000).

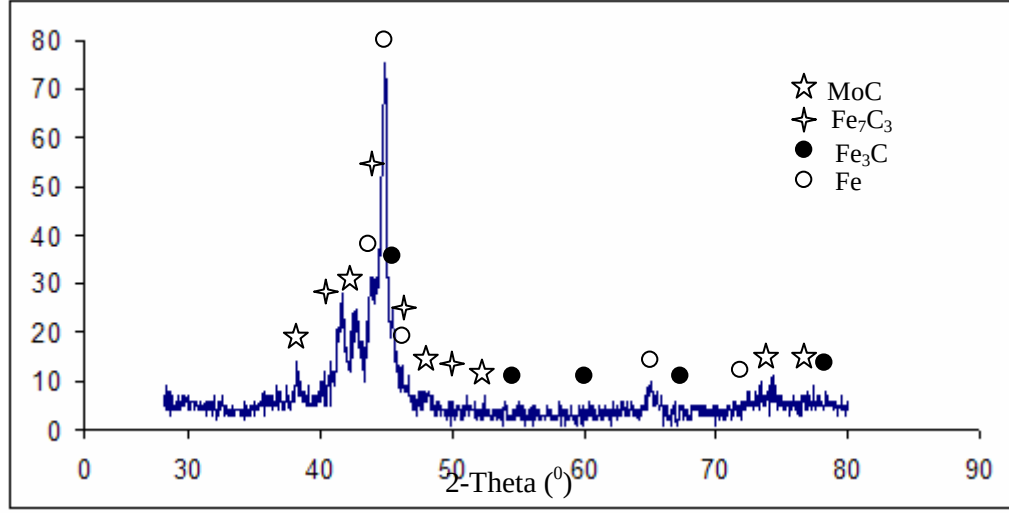


Şekil 8.45. PTA yöntemi ile üretilen 18 nolu numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 4000).

Şekil 8.44’de PTA ile kaplanan ferromolibden tabakada oluşan yapılar görülmektedir. Burada tane sınırları Fe_2Mo dan oluşurken taneleri $\alpha\text{-Fe}$ ve Fe_2Mo ’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.

Şekil 8.45’de ise, % 5 H_2 katkılı argon koruyucu gaz kullanılarak yapılan PTA 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 edilemeyişiinden kaynaklandığı düşünülmektedir.

18 nolu numunenin 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 difraksiyonu sonuçları Şekil 8.46 verilmiştir.

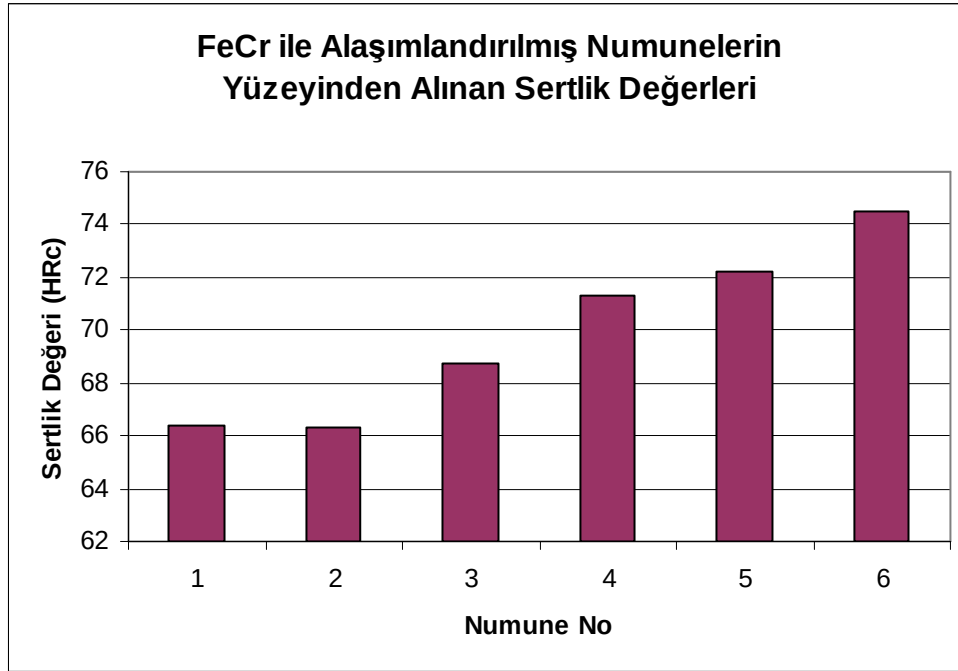


Şekil 8.46. PTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış 18 nolu numune yüzeyinden alınmış X-Ray analizi.

PTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 18 nolu numunenin kaplama bölgesinde mikroyapı içerisinde oluşan fazlar Şekil 8.46 deki X ray analizlerinden de görüleceği gibi FeMo, FeC, Fe₃C, Fe₇C₃, MoC ve ayrıca tane sınırları üzerinde Fe₂Mo olduğu tespit edilmiştir.

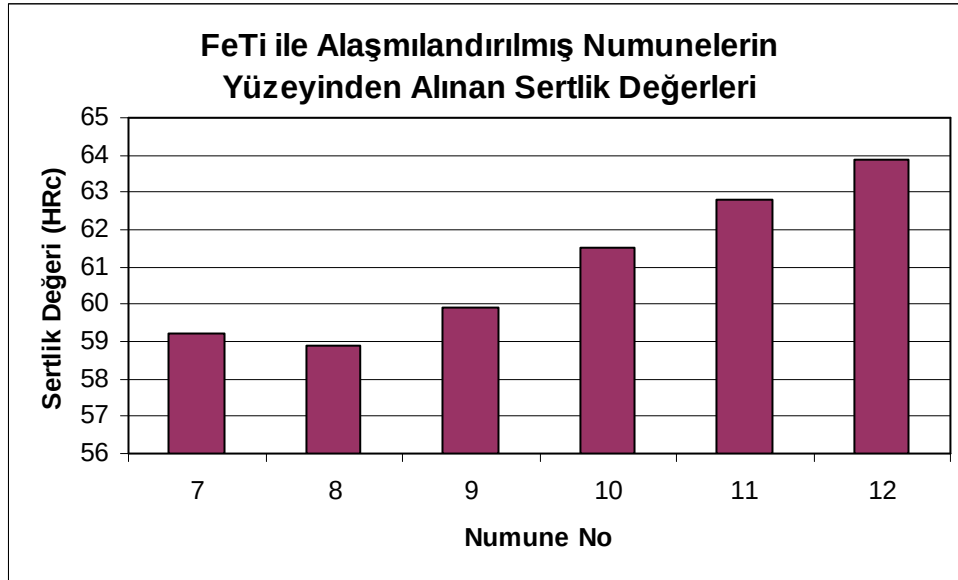
8.1.4. Numunelere Ait Yüzey Sertlik Değerleri

Hem GTA hem de PTA yöntemleri kullanılarak FeCr tozu ile alaşımlandırılan numunelerin HRC yöntemi ile yüzeyden alınan sertlik değerlerinin gösteren grafik Şekil 8.47’de verilmiştir. Alaşımlanan numuneler içerisinde en yüksek sertlik değeri PTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelerde görülmüştür. Bu grup içerisinde de en yüksek sertlik argon + % 3 H₂ koruyucu gaz ortamında yüzeyi alaşımlanan 6 nolu numunede görülmüştür. Bu da FeCr tozu ile alaşımlandırılan numuneler kendi aralarında kıyaslandığında yüksek enerji girdisi sağlayan PTA yöntemi ile mikroyapıda oluşan yoğun karbürlerin daha homojen bir şekilde mikroyapıda görülmesi ve yine yapıda sert martenzit fazının bulunması sertliği olumlu yönde etkilemiştir. PTA yöntemin bu yüksek enerji girdisi avantajı ile birlikte koruyucu gaz karışımında buluna hidrojen gazının nufuziyeti artırması ve dendritik yapıda matrisi daraltması ile alaşımlanmış bölgede sertliğin artmasına sebep olmuştur. Ayrıca FeCr tozunun karbon oranının fazla olmasından kaynak banyosunda karbür affinitesi yüksek olan krom ile yoğun bir karbür ağı oluşturmaktadır.



Şekil 8.47. GTA ve PTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait yüzey sertlik değerleri (HRC).

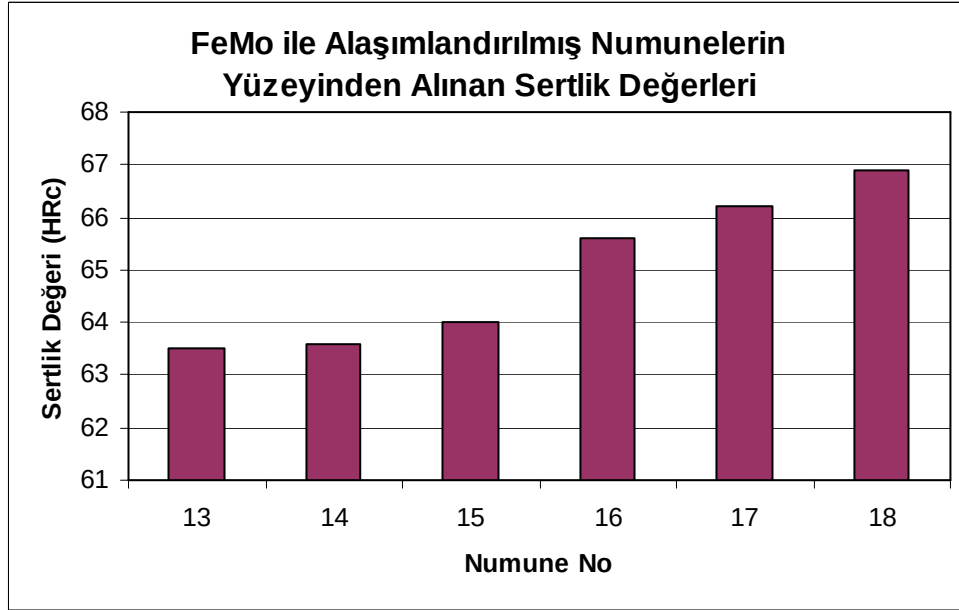
Yine aynı yöntemler kullanılarak FeTi tozuyla alaşımlanan 7–12 nolu numunelerde en düşük sertlik değerlerine rastlanılmıştır. Bu numuneler arasında PTA yöntemi ile % 5 lik hidrojen gazı oranına sahip koruyucu gaz karışım ile yüzeyi alaşımlanan 18 nolu numunede görülmüştür. Yine diğer numune guruplarında olduğu gibi hidrojen katkılı koruyucu gaz ile birlikte yüksek ısı yoğunluğuna sahip PTA yönteminin uygulanması sertlik değerinin olumlu yönde artış göstermesine sebep olmuştur. Diğer toz gurupları ile kıyaslandığında molibden elementinin tana sınırlarında diğer tozlara oranla çok sınırlı bir şekilde karbür oluşturmaları ile açıklamak mümkündür. Koruyucu gazda artan hidrojen gazı içeriği ile birlikte, yapıda sert Fe_2Mo , MoC ve Fe_3C gibi sert bileşik fazlar oluşmakta ve taneler daha da incelmektedir. Bu da sonuçta sertliğin yükselmesine neden olmaktadır.



Şekil 8.48. GTA ve PTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait yüzey sertlik değerleri (HRC).

Hem GTA hem de PTA yöntemleri ile FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılan numunelerden sonra en yüksek sertlik değerleri FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılan 12–18 nolu numunelerde görülmüştür. (Şekil 8.49). Yine bu numuneler arasında PTA yöntemi ile % 5 oranında hidrojen gazına sahip koruyucu gaz karışımı ortamında alaşımlanan 12 nolu numunede en yüksek sertlik değerine rastlanılmıştır. Bu numunelere esas sertliği veren tane sınırlarında oluşan molibden karbürleri olmuştur. Bunun yanı sıra mikroyapı içerisinde artan hidrojen gazı ile ötektik yapının azaldığı ve karbürlerin bu yapıları böldüğü gözlenmiş bu da numunenin

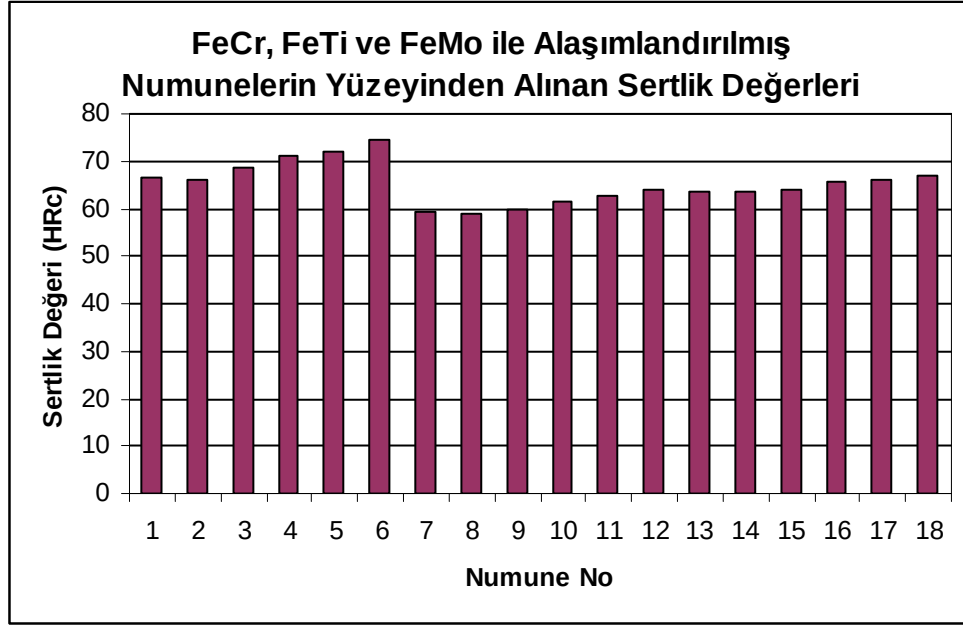
sertliğinde önemli rol oynamıştır. Ayrıca yükselen enerji girdisine sahip PTA yönteminin yine mikroyapıda oluşan karbürlerin ergimesine yardımcı olmasıyla mikroyapıda karbürlerin homojen bir şekilde yapıya dahil olmasına sebep olup sertlik değerlerini olumlu yönde etkilemiştir.



Şekil 8.49. GTA ve PTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait yüzey sertlik değerleri (HRC).

GTA ve PTA yöntemleri ile FeCr, FeTi ve FeMo tozları kullanılarak yüzeyi alaşımlandırılan numunelerin kendi aralarında kıyaslandığını gösteren yüzey sertlik değeri Şekil 8.50 de verilmiştir.

Şekil 8.50'deki sertlik değerleri incelendiğinde, tüm numuneler arasında en yüksek sertliğin 6 nolu numunede meydana geldiği ve genelde ferrokrom katkılı numunelerin; ferrotitanyum ve ferromolibden katkılı numunelerden daha sert oldukları dikkat çekmektedir. Kromla kaplanan numunelerde, krom karbürlerin oluşması dışında sert martenzitik fazında oluşması bu hissedilir sertlik farkının ortaya çıkmasında büyük bir rol üstlenmiştir. Diğer yandan, koruyucu gazlarda hidrojen katkılarının artması ile ısı girdisi yükselmiş ve dolayısı ile soğuma hızının artması da tane incelmeye ve sertliğin katkısız koruyucu gaz ortamında oranla artmasına neden olmuştur.



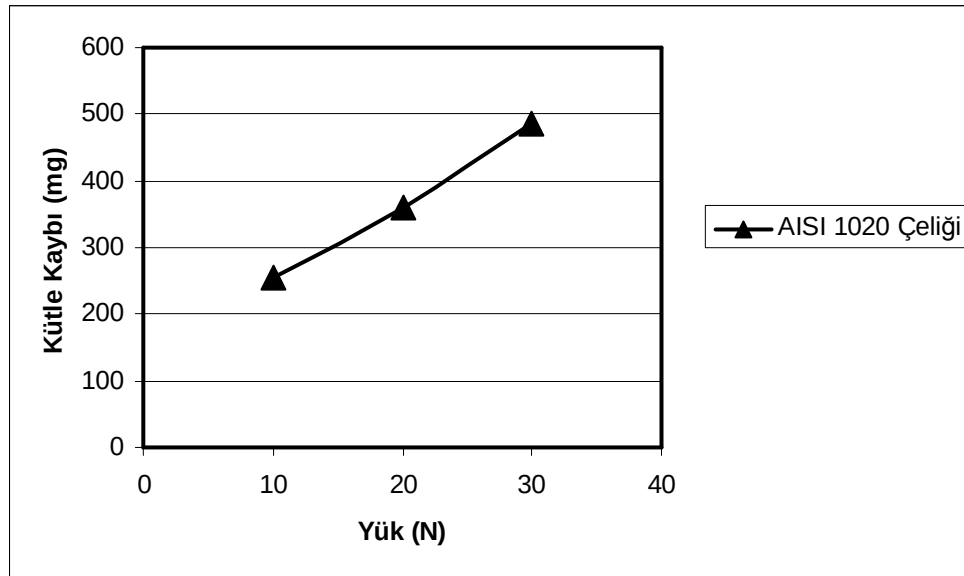
Şekil 8.50. GTA ve PTA yöntemleri ile FeCr, FeTi ve FeMo tozları kullanılarak yüzeyi alaşımlandırılmış numuneler ait sertlik değerleri (HRC).

Kaplama yüzey alt malzemesi olarak kullanılan düşük karbonlu AISI 1020 yapısal çeliğin kaplama bölgesindeki sertliği fazla etkilemediği, ancak ısı girdisi ile birlikte numunelerin sertliklerinde değişim olduğu görülmüştür.

8.2. Abrasiv Aşınma Deney Sonuçları

Malzemelerin abrasiv aşınma dirençlerini doğru bir şekilde yorumlayabilmek için aşındırma ve malzemeden talaş kaldırma mekanizmalarının da iyi bilinmesi gerekir. Bir numune sabit bir yükte nispi bir hareketle abrasiv bir aşındırıcı ile temas ettirildiğinde numunenin yüzeyi normal yükler kadar, kesme kuvvetlerine de maruz kalacaktır. Normal kuvvetler abrasivlerin numunenin yüzeyine nüfuz etmesine yardımcı olurken, kesme kuvvetleri de abrasivlerin numunenin yüzeyini kazıyarak bozmasına yardımcı olacaklardır. Bu iki kuvvetin birleşmesi ile abrasiv partiküller malzemenin yüzeyinden kesme veya kazıma yoluyla partikülü kopartacaklardır. Aşındırma esnasında malzeme yüzeyinde oluşturulan enerjinin bir bölümünün yüzey altındaki bölgenin plastik deformasyona uğratılmasında, bir bölümünün kesmede ve yüzeyin sürülmesinde kullanıldığı düşünülmektedir (Gök, 2008).

Şekil 8.51’de yüzeyi kaplanan malzeme olarak kullanılan AISI 1020 sade karbonlu çeliğin 80 mesh SiC aşındırıcı ile 2 m^{-1} ilerleme ve 125 dev/dk dönme hızında aşınmaya tabi tutulduktan sonra elde edilen kütle kaybı – yük ilişkisini gösteren grafiği verilmiştir.

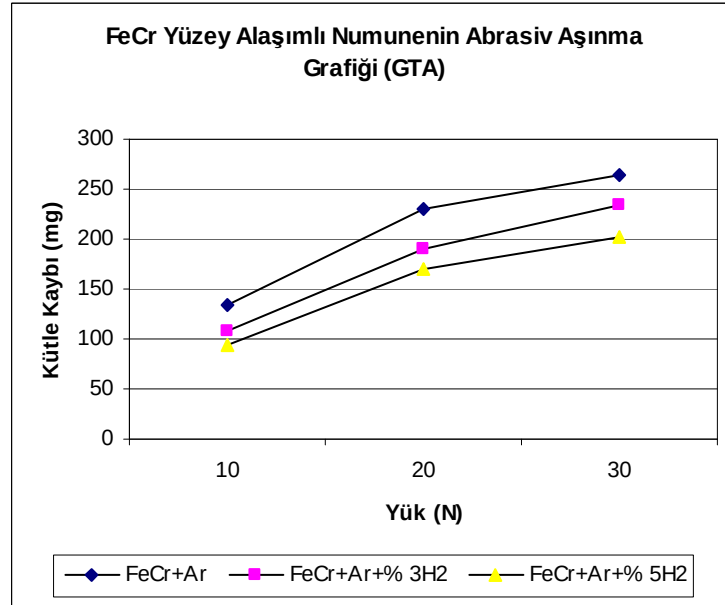


Şekil 8.51. AISI 1020 çeliğine ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).

Yüzey modifikasyonu işlemi uygulanan numuneler ile AISI 1020 çeliğinin abrasiv aşınma davranışları kıyaslanacak olursa, tüm yüklerde en fazla kütle kaybını gösteren numune AISI 1020 olmuştur. Bunun sebebini mikroyapı ve sertlik ile ilişkilendirmek mümkündür. Çünkü malzemelerde aşınma direnci bu üç değişken ile yakından alakalıdır. Malzemede artan

sertlik oranı ile aşınma direnci arttığı gibi düşen sertlik ile de aşınma direnci düşmektedir. Isıl işlem ile sertleştirilemeyecek kadar az karbon içeren AISI 1020 yapı çeliği büyük oranda ferrit ve az oranda perlit fazından oluştuğu için oldukça yumuşak bir matrise sahiptir. Matrisi abrasiv aşındırıcının kesme etkilerinden koruyacak bir faz matris içerisinde bulunmadığı için numunenin kütle kaybı yüksek olmuştur.

Şekil 8.52’de farklı koruyucu gaz ortamlarında, ferrokrom tozları kullanılarak GTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulmuş numunelerin kütle kaybı - yük ilişkisini gösteren grafik verilmiştir. Abrasiv aşınma testi 80 mesh SiC aşındırıcı ile 2 m^{-1} ilerleme ve 125 dev/dk dönme hızında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 8.52. GTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).

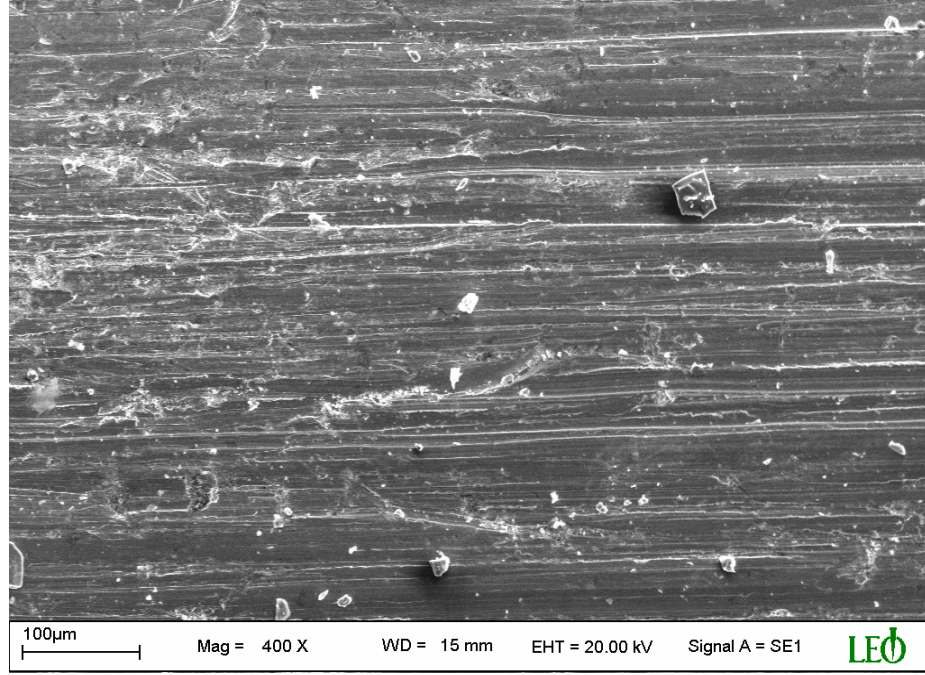
Şekil 8.52’deki grafikte de görüleceği gibi numuneler kütle kaybı olarak kendi aralarında çok fazla kopukluk göstermese de, numuneler içerisinde en az kütle kaybını % 5 H₂ elementi ile takviye edilen argon koruyucu gazı ortamında GTA işlemine tabi tutulan numune gösterirken, bunu % 3 H₂ gazı takviyeli koruyucu gaz ortamında GTA işlemine tabi tutulan numuneler izlemiştir. FeCr 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 sertlik oranıyla ilişkilendirmek mümkündür. Numunelerin sertliklerinin artmasını veya azalmasını ise koruyucu gaz oranına bağlı olarak mikroyapılarda meydana gelen değişime bağlamak mümkündür. Çünkü GTA yöntemi ile üretilen numunelerden en düşük sertlik değeri saf argon gazı ile işlem gören numunede olmuş, bunu sırası ile % 3 ve % 5 H₂ gazı ilaveli numuneler göstermiştir. Saf argon gazı ile yüzey modifikasyonuna tabi tutulan numunenin mikroyapısı yer yer martenzit ve ostenit fazı içerisinde bulunan Cr₇C₃ fazından oluşmuştur. Oldukça sert bir karbür olan Cr₇C₃ fazı abrasiv aşındırıcının matrise batmasını ve kesmesini önemli ölçüde engellediğinden numunenin kütle kaybı düşük olmuştur. Ancak % 3 ve % 5 H₂ gazı ilaveli numunelerin daha az kütle kaybı göstermesi ise mikroyapıdaki Cr₇C₃ fazının artması ve martenzitin oluşması ile ilişkilendirilebilir.

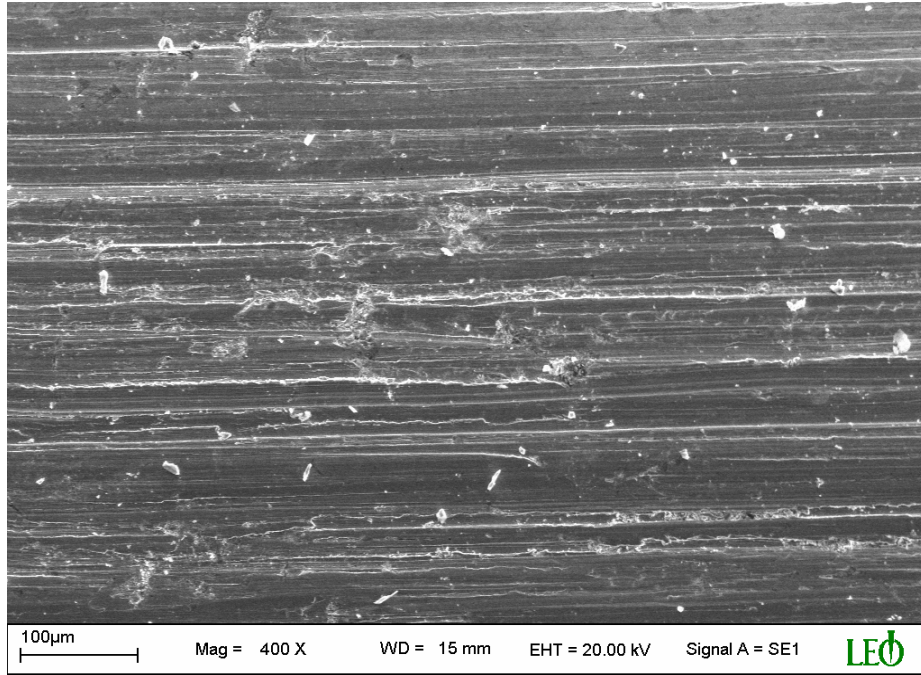
Tek fazlı mikroyapıdan oluşan malzemelerin aşınma dirençleri artan sertlik ve deformasyon kapasitelerine bağlı olarak artmaktadır. Bunun yanında, mikroyapılarında birden fazla faz içeren malzemelerin abrasiv aşınma dirençleri matris yapının özellikleri ile yakından ilgilidir. Matris içerisinde bulunan fazların özellikleri ve bu fazların birbirleri ile olan etkileşimleri malzemenin aşındırıcıya karşı olan direncini de belirler. Bunun haricinde uygulanan yük ve abrasiv aşındırıcı partikülün tipi de aşınmada rol oynayan parametrelerdir.

Numunelerin aşınma yüzey fotoğrafları incelenmeden önce abrasiv aşınmada üç ana tip mekanizmanın olduğunu söylemek uygun olacaktır. Bunlar; mikro sürülme, mikro kesilme ve mikro çatlama mekanizmalarıdır.

GTA yöntemi kullanılarak saf argon koruyucu gazı ortamında üretilen 1 nolu numunenin 10 N luk yük altında abrasiv aşınma testine tabi tutulduktan sonra yüzeyden alınan SEM aşınma izi fotoğrafı incelendiğinde (Şekil 8.53) mikro çizilme ve ostenit fazının varlığına bağlı hafif plastik deformasyon tipi abrasiv aşınma tipleri fotoğraf üzerinde görülmektedir. % 3 ve % 5 H₂ koruyucu karışım gazı oranına sahip 2 ve 3 nolu numunelerin SEM aşınma izi fotoğrafları incelendiğinde 2 nolu (Şekil 8.54) numunenin 1 nolu numuneye göre daha az plastik deformasyon izlerine sahip olduğu mikro çizilmenin yine baskın abrasiv aşınma tipi olarak görüldüğü söylenebilir. Ayriyeten 1 ve 2 nolu numunelerin fotoğrafları üzerinde pütürlü şekilde meydana gelen bölgesel yırtılmaların ise bu bölgelerdeki mikroyapı içerisinde bulunan sert fazların (karbürlerin) abrasiv aşındırıcı partikül tarafından parçalanarak yerlerinden çıkartılması olarak nitelendirilebilir.

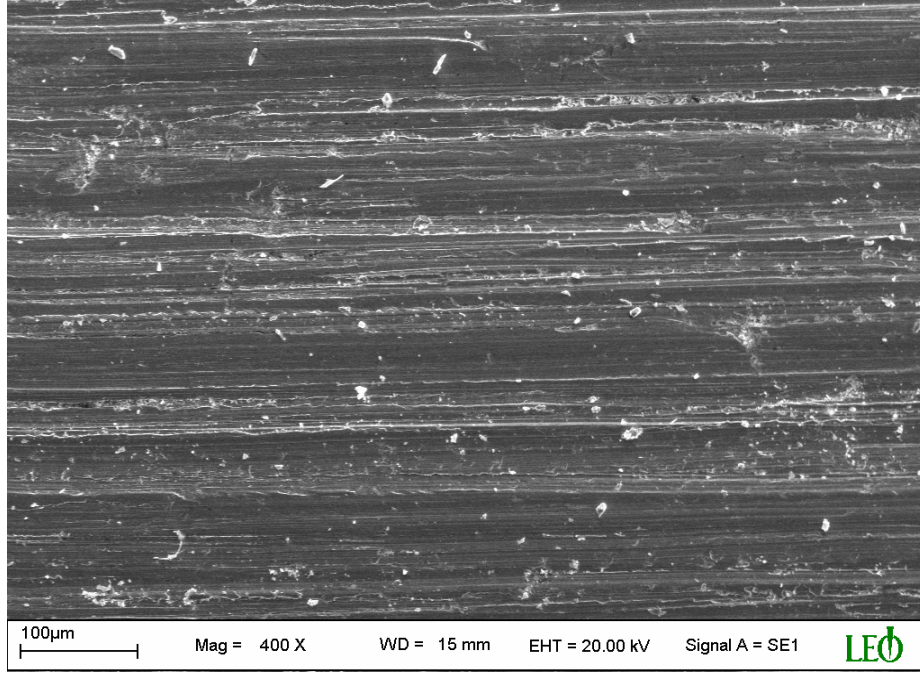


Şekil 8.53 GTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alâşımlandırılmış 1 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).



Şekil 8.54 GTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alâşımlandırılmış 2 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).

Aynı şartlar altında üretilen 2 nolu numune ile 3 nolu numune kıyaslanacak olursa artan sertlik oranına bağlı olarak mikro çizilmeler arasındaki mesafenin arttığı ve numune yüzeyinin daha pürüzsüz olduğu görülmüştür (Şekil 8.55).

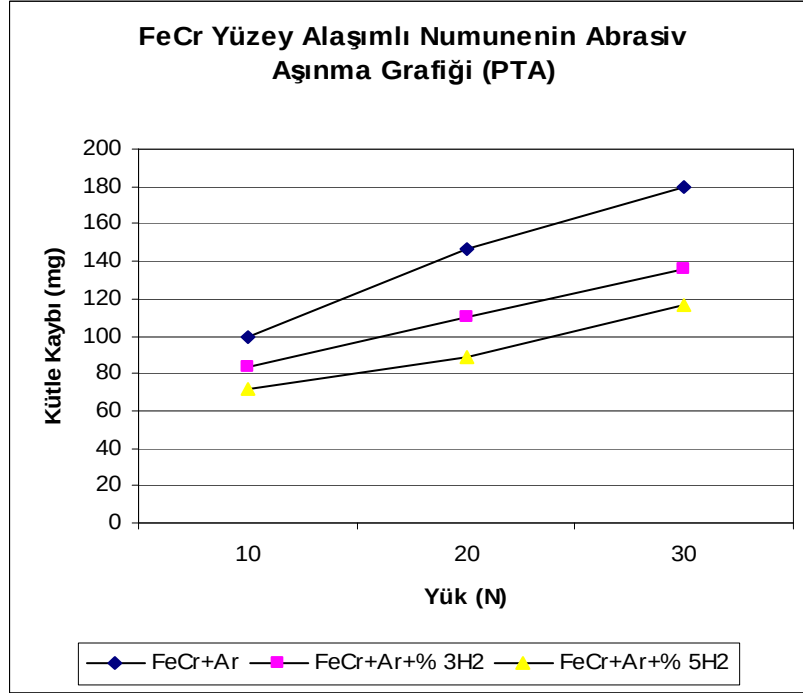


Şekil 8.55. GTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 3 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).

Şekil 8.56’de farklı koruyucu gaz ortamlarında, ferrokrom tozları kullanılarak PTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulmuş numunelerin kütle kaybı - yük ilişkisini gösteren grafik verilmiştir. Abrasiv aşınma testi, 80 mesh SiC aşındırıcı ile 2 m^{-1} ilerleme ve 125 dev/dk dönme hızında gerçekleştirilmiştir.

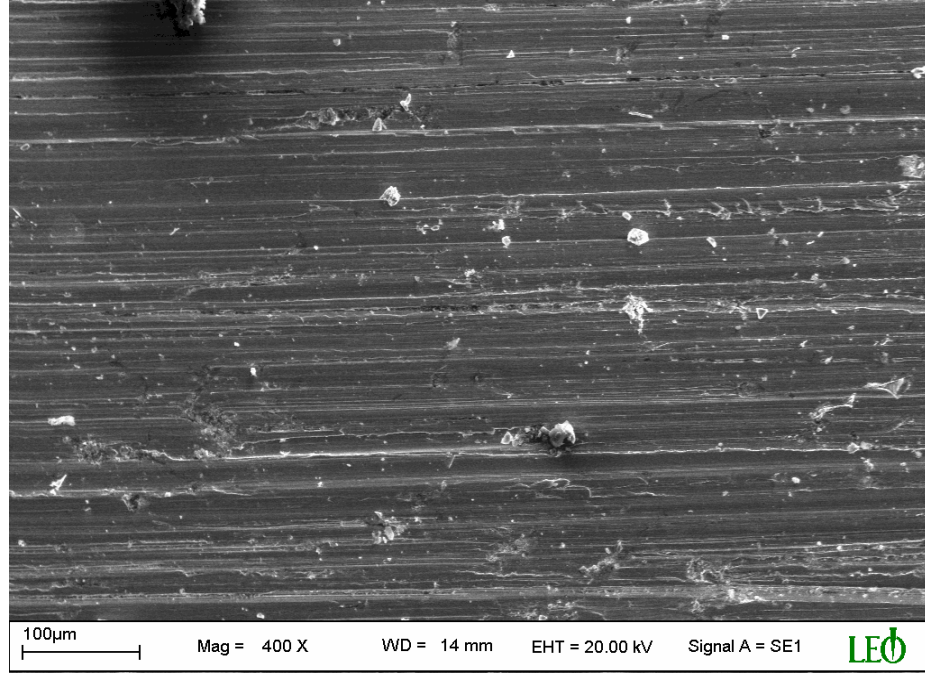
Şekil 8.56’deki grafikte de görüleceği gibi numuneler kütle kaybı olarak kendi aralarında çok fazla kopukluk göstermese de, GTA yöntemi ile üretilen numuneler ile kıyaslandığında kütle kayıpları arasındaki miktarın arttığı görülmektedir. Numuneler içerisinde yine en az kütle kaybını % 5 H_2 elementi ile takviye edilen argon koruyucu gazı ortamında PTA işlemine tabi tutulan numune gösterirken, bunu % 3 H_2 gazı takviyeli koruyucu gaz ortamında PTA işlemine tabi tutulan numuneler izlemiştir. FeCr 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 artışı veya azalmayı sertlik oranıyla ilişkilendirmek

mümkündür. Numunelerin sertliklerinin artmasını veya azalmasını da koruyucu gazdaki hidrojen oranına bağlı olarak mikroyapılarda meydana gelen değişime bağlamak mümkündür. Çünkü PTA yöntemi ile üretilen numunelerde enerji girdisi arttığı için mikroyapıda sert ve mukavemetli martenzit fazı oluşmuştur. Bu da numunelerin abrasiv aşınma direncini olumlu yönde etkilemiştir.



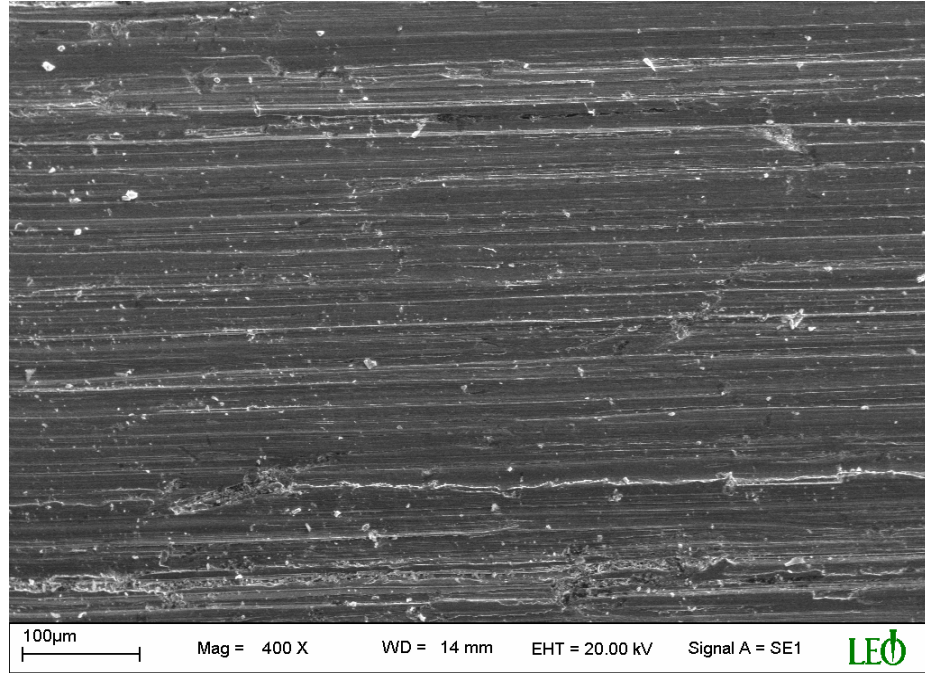
Şekil 8.56. PTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).

PTA yöntemi kullanılarak saf argon koruyucu gazı ortamında üretilen 4 nolu numunenin 10 N luk yük altında abrasiv aşınma testine tabi tutulduktan sonra yüzeyden alınan (Şekil 8.57)

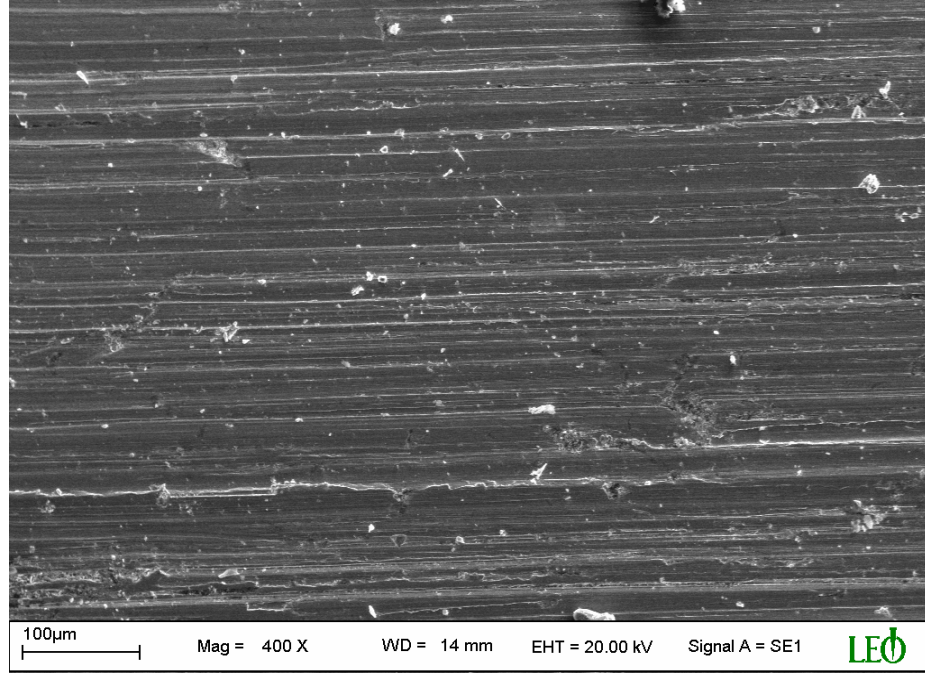


Şekil 8.57. PTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 4 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).

SEM aşınma izi fotoğrafı incelendiğinde mikro çizilme ile birlikte çizilme çizgilerine dik olarak oluşan mikro çatlakların ve kısmen de yine bölgesel pürüzlerin olduğu, ancak 1-3 nolu numunelerin aşınma yüzey fotoğrafları ile kıyaslandığında daha pürüzsüz bir yüzey sergilediği görülmüştür.



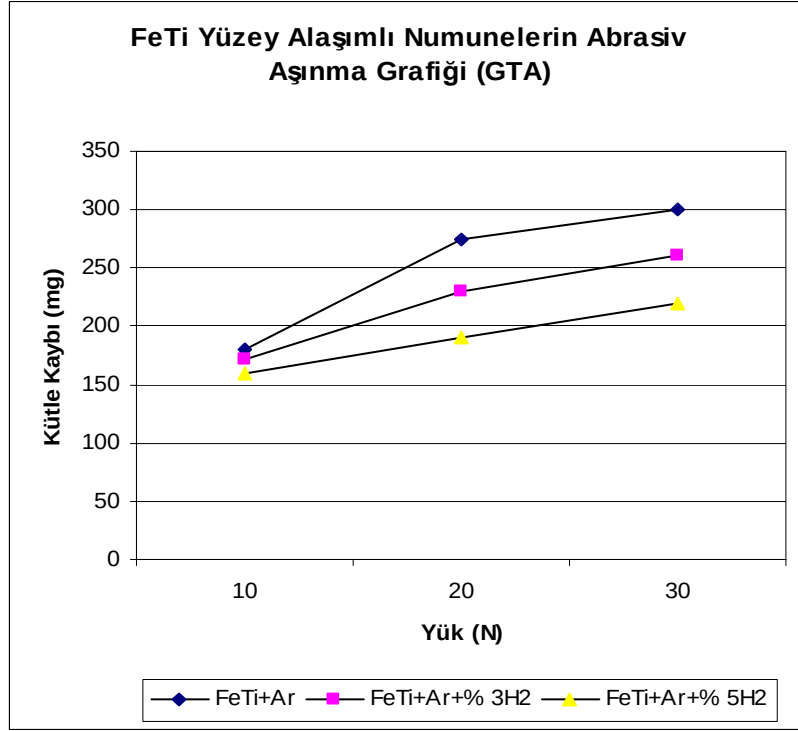
Şekil 8.58. PTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 5 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).



Şekil 8.59. PTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 6 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).

PTA yöntemi ile üretilen 5 ve 6 nolu numunelerin SEM aşınma yüzey fotoğrafları incelendiğinde Şekil 8.58-59 benzer tip aşınma mekanizmaları görülmüştür.

Şekil 8.60’de farklı koruyucu gaz ortamlarında, FeTi tozları kullanılarak GTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulmuş numunelerin kütle kaybı - yük ilişkisini gösteren grafik verilmiştir. Abrasiv aşınma testi 80 mesh SiC aşındırıcı ile 2 m^{-1} ilerleme ve 125 dev/dk dönme hızında gerçekleştirilmiştir. Malzemelerin aşınma dirençleri matris malzeme içerisine ikincil fazlar ilave edilerek veya ısıtılma işlemi ile bu fazlar mikroyapı içerisinde oluşturularak yükseltilmektedir. Ana (matris) malzemenin faydalı özelliklerinden taviz vermeden optimum aşınma direncini elde etmek için malzemenin maruz kalacağı aşınma tipinin de büyük önemi vardır.

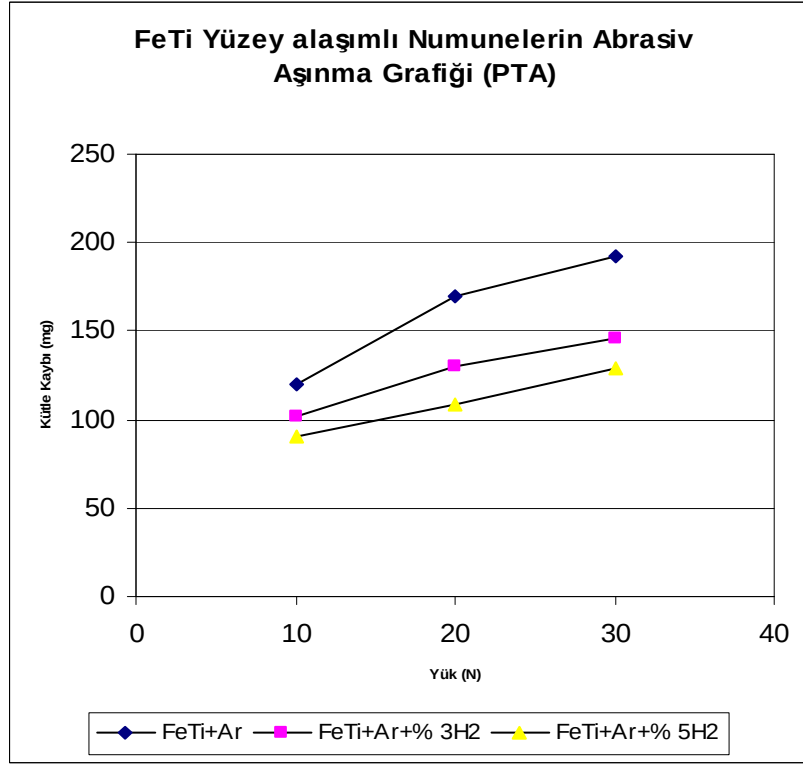


Şekil 8.60. GTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).

Şekil 8.60'deki grafikte de görüleceği gibi yine numuneler kütle kaybı olarak kendi aralarında çok fazla kopukluk göstermemiş ve artan yüke bağlı olarak tüm numunelerde kütle kaybı artmıştır. Numuneler içerisinde en az kütle kaybını % 5 H₂ elementi ile takviye edilen argon koruyucu gazı ortamında GTA işlemine tabi tutulan 9 nolu numune göstermiştir. Bu durum hidrojen gazının kaynak havuzu üzerindeki olumlu etkisine bağlı olarak mikroyapı bölümünde açıklanmıştır. Hidrojen gazının etkisi ile mikroyapı içerisinde daha homojen teşekkül eden FeTi, TiC partikülleri ve Fe₃C fazı ferrit fazını destekleyen fazlar olmuştur. Koruyucu gaz içerisindeki azalan H₂ oranıyla birlikte mikroyapıdaki Ti partiküllerinin kabalaştığı ve homojenliğinin bozulduğu görülmüştür. Buna bağlı olarak da numunelerin kütle kayıpları yükselmiş yani aşınma dirençleri düşmüştür.

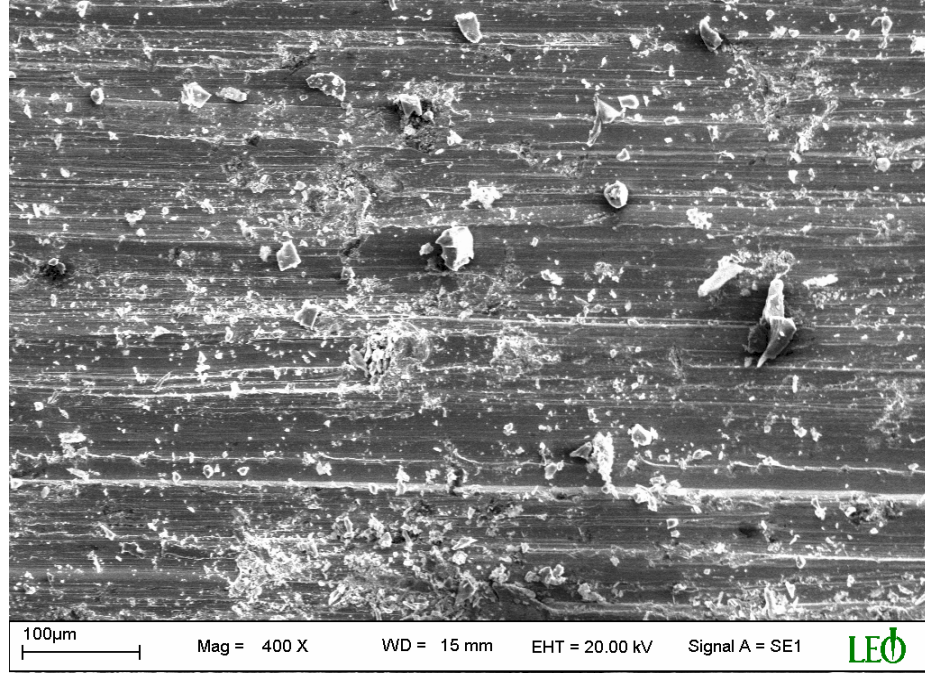
Şekil 8.61'de PTA yöntemi kullanılarak yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan 10,11 ve 12 nolu numunelerin abrasiv aşınma test sonuçları verilmiştir. Bu numunelerin aşınma dirençleri GTA yöntemi ile üretilen numunelerin aşınma dirençlerinden daha yüksek çıkmıştır. Abrasiv aşınma davranışını etkileyen faktörler arasında en önemli özelliklerden birisi de malzemenin mikroyapısıdır. PTA yöntemi ile üretilen numunelerde yüksek enerji girdisine bağlı olarak Ti elementini büyük bir kısmı ferrit matrisi içerisinde çözünerek matrisi güçlendirmiştir. Bir kısım Ti elementi ise ferrit içerisindeki karbon elementi ile birleşerek TiC fazını 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 teknikte sıkça başvurulan bir yöntemdir.

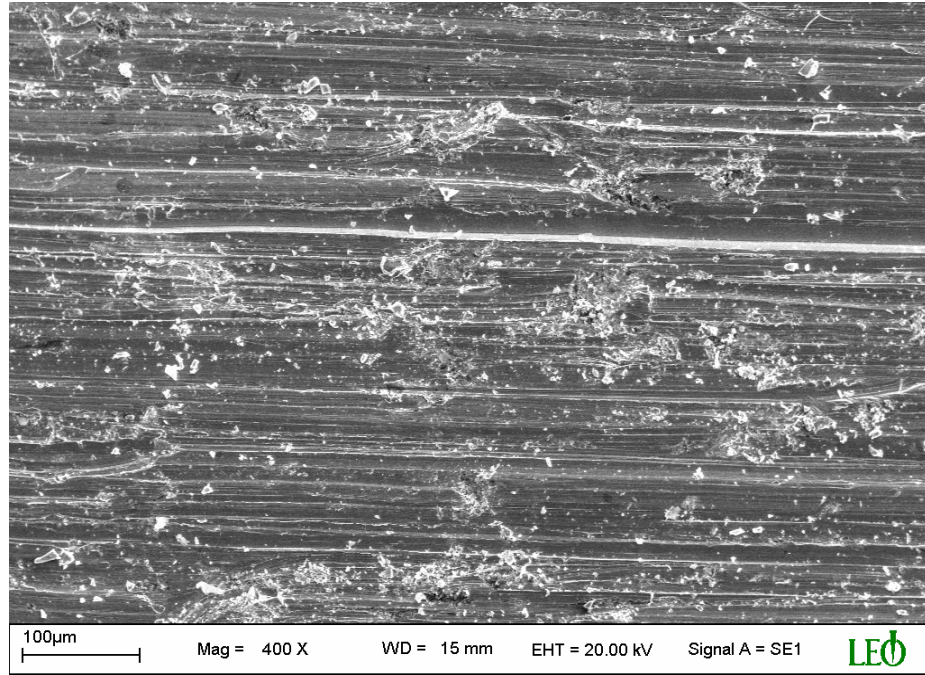


Şekil 8.61. PTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).

GTA yöntemi kullanılarak saf argon koruyucu gazı ortamında üretilen 7 nolu numunenin 10 N luk yük altında abrasiv aşınma testine tabi tutulduktan sonra yüzeyden alınan SEM aşınma izi fotoğrafı incelendiğinde (Şekil 8.62) mikro çizilme ve aşırı plastik deformasyon tipi abrasiv aşınma tipleri fotoğraf üzerinde görülmektedir. FeCr tozları kullanılarak üretilen numuneler ile kıyaslandığı zaman FeTi' numunelerin yüzey sertlikleri oldukça düşüktür.



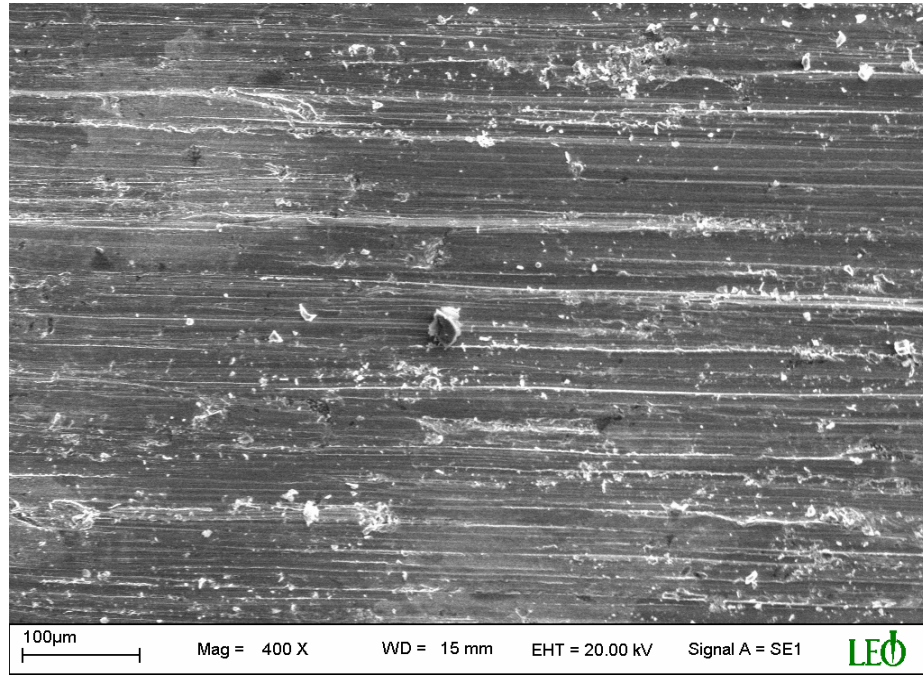
Şekil 8.62. GTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 7 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).



Şekil 8.63. GTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 8 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).

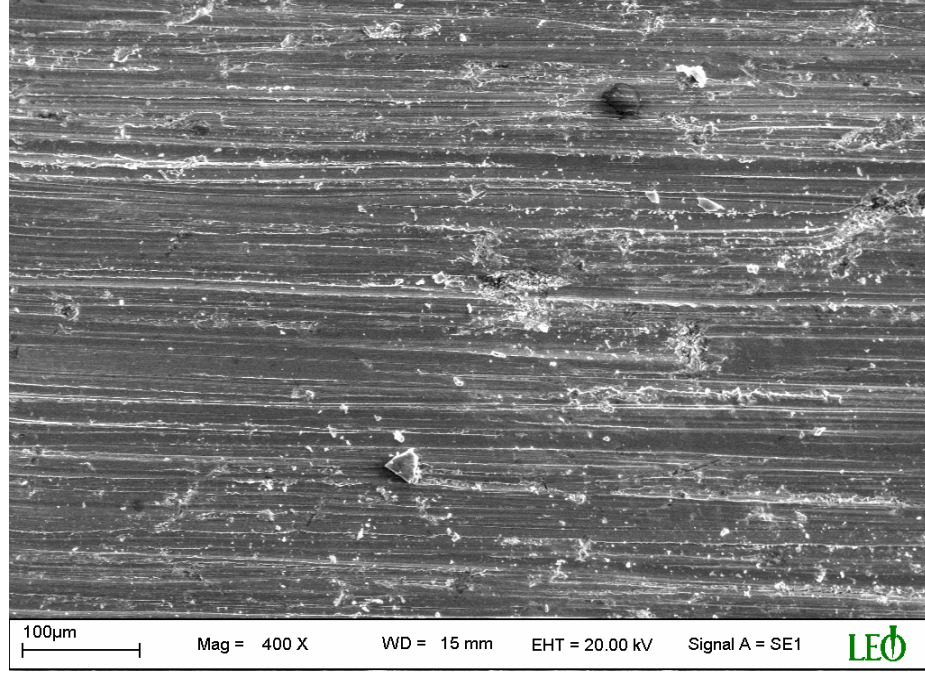
Bu durum numunelerin fazla hasar görmesine sebep olmuştur. FeCr'li numunelerde görülen ve karbürlerin sökülmesi sonucu ortaya çıktığı düşünülen pürüzler bu numunede de görülmüştür. % 3 ve % 5 H₂ koruyucu karışım gazı oranına sahip 8 ve 9 nolu numunelerin SEM aşınma izi fotoğrafları incelendiğinde 8 nolu (Şekil 8.63) numunenin 7 nolu numuneye göre daha az plastik deformasyon izlerine sahip olduğu mikro çizilmenin yine baskın abrasiv aşınma tipi olarak görüldüğü söylenebilir. Ancak aşınma yüzeyindeki pürüzlülük oranı artmıştır.

PTA yöntemi kullanılarak üretilen 10 nolu numunenin SEM aşınma yüzey fotoğrafı incelendiğinde pürüzsüz ve hafif çizikli bir yüzey yani mikro çizilmenin baskın olarak gözlemlendiği aşınma mekanizması dikkat çekmektedir (Şekil 8.65).

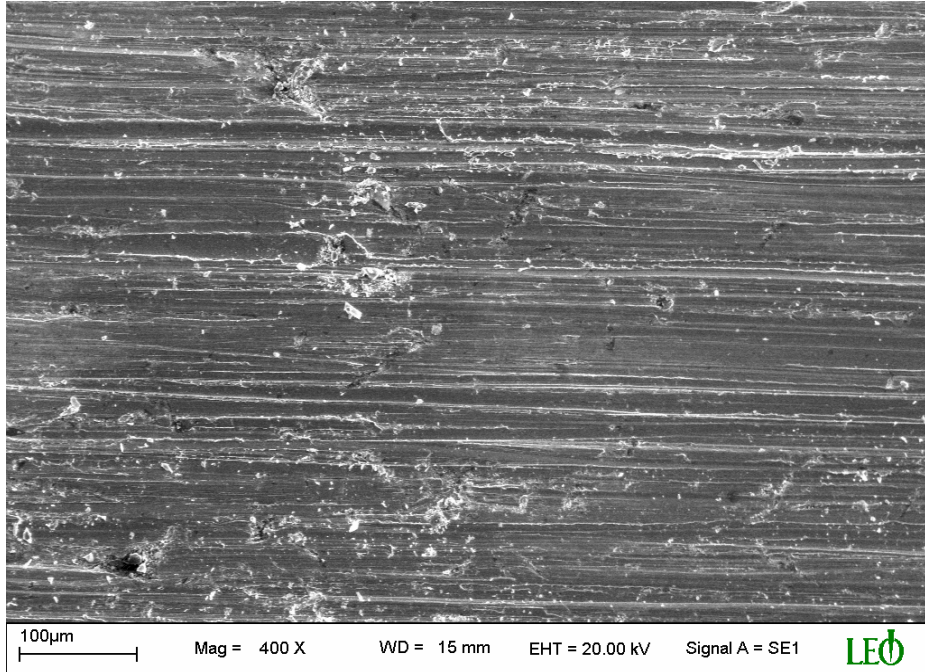


Şekil 8.64. PTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 9 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).

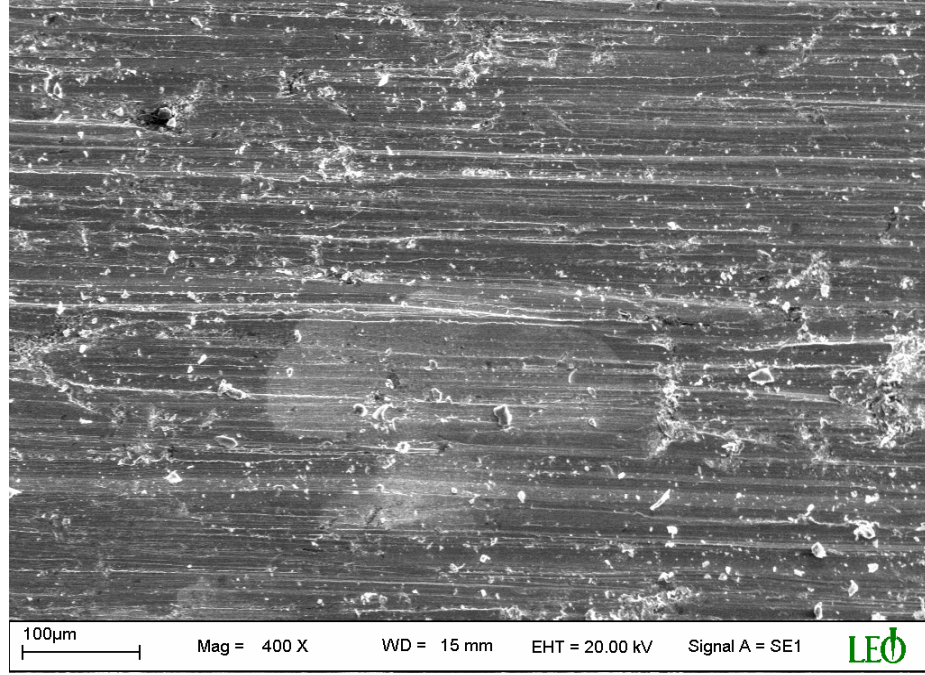
Yine PTA yöntemi kullanılarak üretilen 11 ve 12 nolu numunelerin SEM aşınma yüzey fotoğrafı incelendiğinde (Şekil 8.66-67) mikro çizilme ve hafif plastik deformasyon görülmektedir.



Şekil 8.65. PTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 10 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).

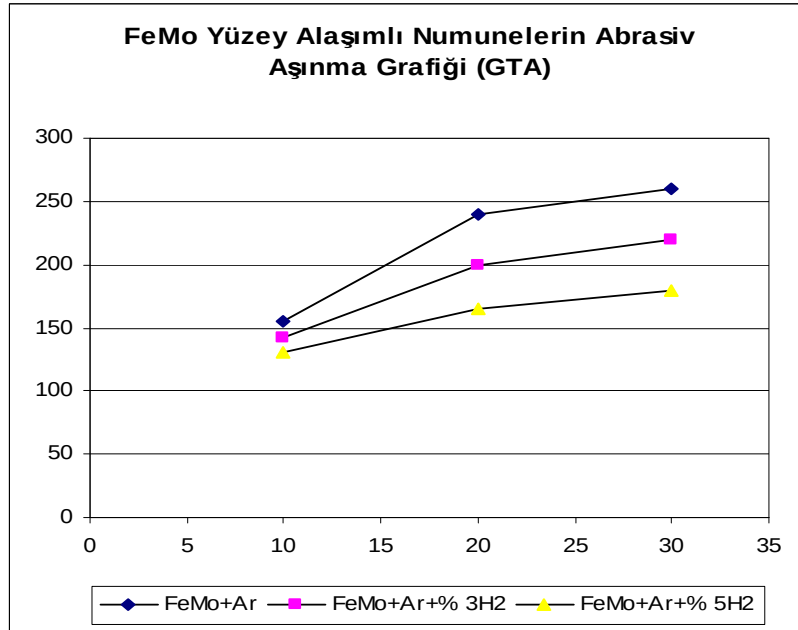


Şekil 8.66. PTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 11 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).



Şekil 8.67. PTA yöntemi kullanılarak FeTi tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 12 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).

Şekil 8.68’de farklı koruyucu gaz ortamlarında, ferromolibden tozları kullanılarak GTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulmuş numunelerin kütle kaybı - yük ilişkisini gösteren grafik verilmiştir. Abrasiv aşınma testi 80 mesh SiC aşındırıcı ile 2 m^{-1} ilerleme ve 125 dev/dk dönme hızında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 8.68. GTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).

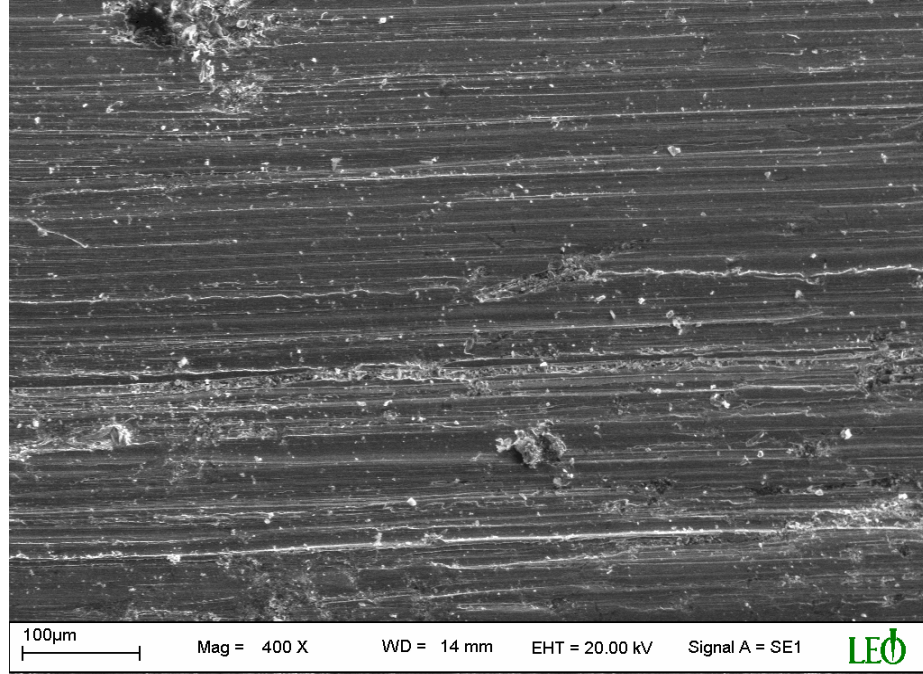
Şekil 8.68'deki grafikte de görüleceği gibi numuneler içerisinde en az kütle kaybını % 5 H₂ elementi ile takviye edilen argon koruyucu gazı ortamında GTA işlemine tabi tutulan numune gösterirken, bunu % 3 H₂ gazı takviyeli koruyucu gaz ortamında GTA işlemine tabi tutulan numuneler izlemiştir. FeCr tozları 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 ise koruyucu gaz oranına bağlı olarak ile mikroyapılarda meydana gelen değişime bağlamak mümkündür. Çünkü GTA yöntemi ile üretilen numunelerden en düşük sertlik değeri saf argon gazı ile işlem gören numunede olmuş olup, bunu sırası ile % 3 ve % 5 H₂ gazı ilaveli numuneler göstermiştir. Saf argon gazı ile yüzey modifikasyonuna tabi tutulan numunenin mikroyapısı ferrit fazı içerisinde ötektoid şeklinde oluşan M₇C₃ fazlarından (Fe,Mo)₇C₃ oluşmuştur. Oldukça sert bir karbür olan M₇C₃ fazları molibden zengin olan MoC tane sınırlarında oluşmuştur ve bir ağ şeklinde matrisi sararak destek vermiştir. Ayrıca ötektik yapıda çözülen Mo elementinin bir kısmında ferit 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 dirençlerini artırırken, ayrıca mikro yapıda ostenit faz çevresinde oluşan Fe₂Mo, MoC, Fe₃C ve FeC fazları matrise destek vererek numuneyi aşındırmaya çalışan abrasivin aşındırma enerjisini büyük oranda düşürmüş, bu sırada daha yumuşak olan ostenit ise sert fazı destekleyici rol oynayarak aşınma direncini yükseltmiştir.

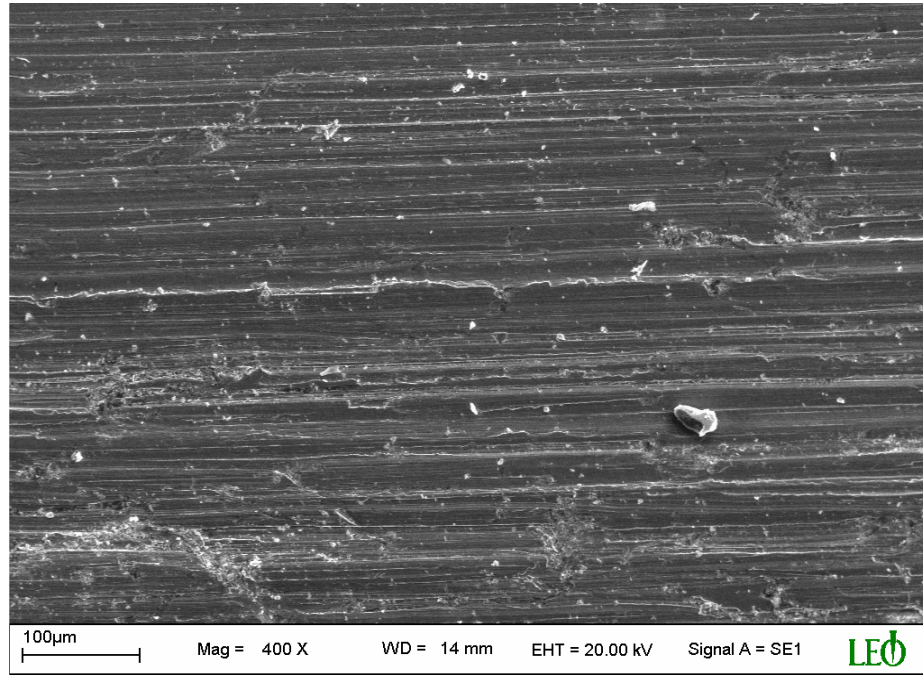
GTA yöntemi kullanılarak saf argon koruyucu gazı ortamında üretilen 13 nolu numunenin 10 N'luk yük altında abrasiv aşınma testine tabi tutulduktan sonra yüzeyden alınan SEM aşınma izi fotoğrafı incelendiğinde (Şekil 8.69), mikro çizilme ve hafif plastik deformasyon tipi abrasiv aşınma tipleri fotoğraf üzerinde görülmektedir

Bölüm ikide daha önce bahsedildiği gibi, numunelerin yüzeylerinden talaş kaldırarak kütle kaybına sebep olan abrasiv aşınma üç farklı şekilde meydana gelmektedir. Bunlardan birincisi mikro çizilmedir ve numune yüzeyinin üzerinde boydan boya veya kısa çizikler şeklinde görülür. İkincisi mikro sürülmedir ki, çizilmeden farkı sürülme hattının sağ ve solunda şişkinliklerin oluşumudur. Üçüncü tipte ise numune yüzeyinde burğu makarna veya sert malzemelerin torna tezgahında işlenmesi sırasında oluşan yarım çarpık pul şekline benzer şekillerin oluşumudur. Bunlara ilaveten oldukça sert malzemelerde görülen bir abrasiv aşınma tipi daha vardır, buna da mikro çatlama denilmektedir. Bu bilgiler ışığı altında FeMo elementi

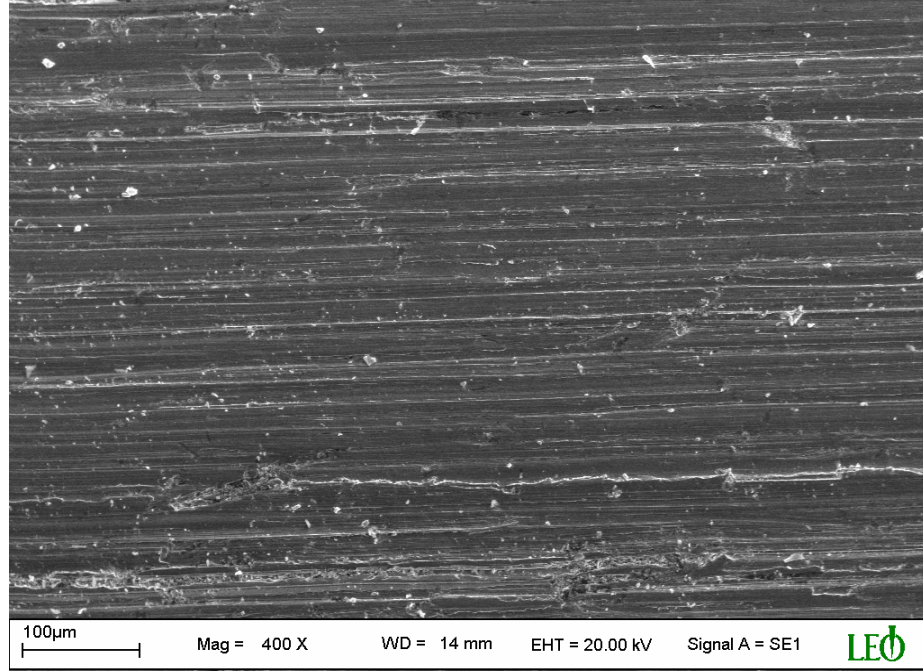
ile takviye edilen numunelerin % 3 ve % 5 H₂ koruyucu karışım gazı oranına sahip 14 ve 15 nolu numunelerin SEM aşınma izi fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 8.70-71)'de aynı tip aşınma mekanizmaları görülmüştür.



Şekil 8.69. GTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 13 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).



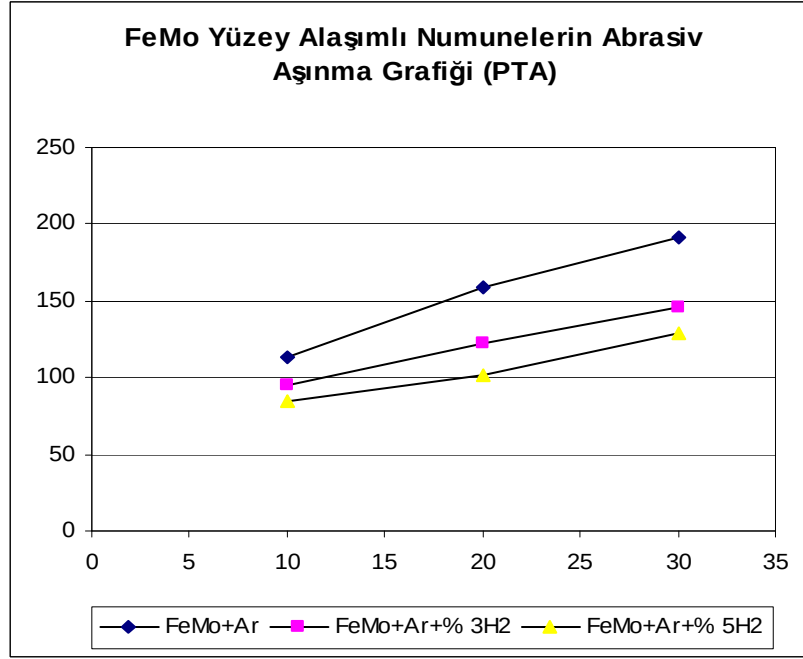
Şekil 8.70. GTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 14 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).



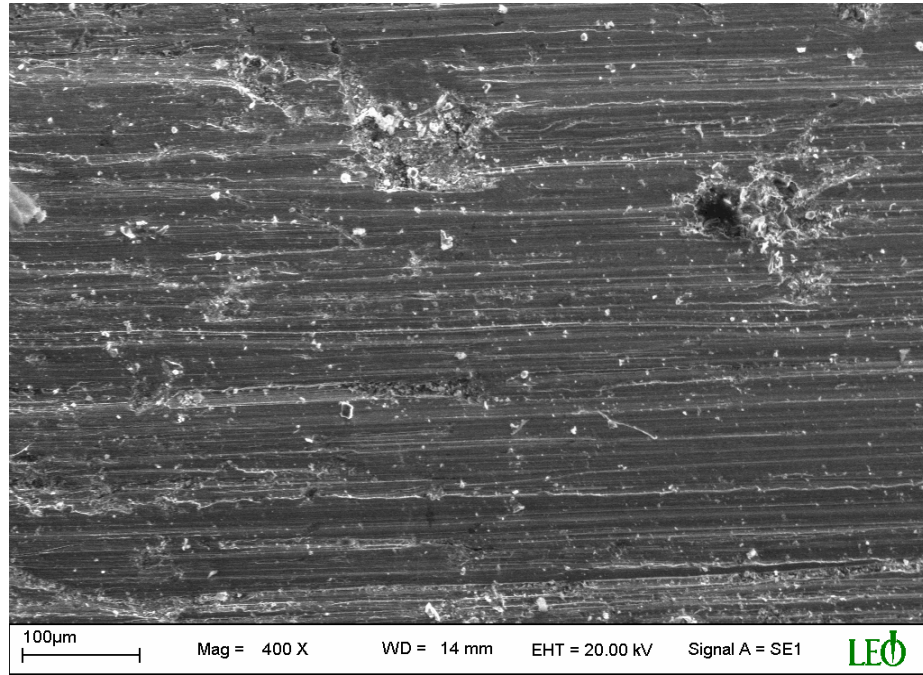
Şekil 8.71. GTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 15 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).

Şekil 8.70’de farklı koruyucu gaz ortamlarında, ferromolibden tozları kullanılarak PTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulmuş numunelerin kütle kaybı - yük ilişkisini gösteren grafik verilmiştir.

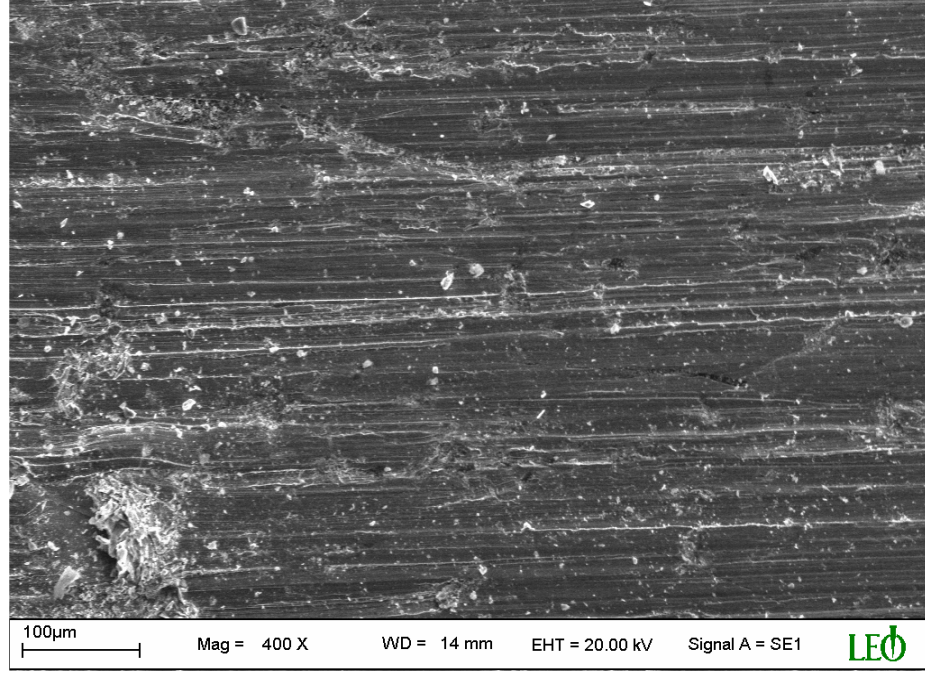
Şekil 8.70’deki grafikte de görüleceği gibi numuneler içerisinde yine en az kütle kaybını % 5 H₂ elementi ile takviye edilen argon koruyucu gazı ortamında PTA işlemine tabi tutulan numune gösterirken, bunu % 3 H₂ gazı takviyeli koruyucu gaz ortamında PTA işlemine tabi tutulan numuneler izlemiştir. FeMo 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 ise koruyucu gaz oranına bağlı olarak ile mikroyapılarda meydana gelen değişime bağlamak mümkündür. Çünkü PTA yöntemi ile üretilen numunelerde enerji girdisi arttığı için mikroyapıda sert ve mukavemetli martenzit fazı oluşmuştur. Bu da numunelerin abrasiv aşınma direncini olumlu yönde etkilemiştir. Numunelere ait SEM yüzey aşınma fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 73-75) mikro çizilmenin baskın olduğu aşınma mekanizması tüm numunelerde görülmektedir.



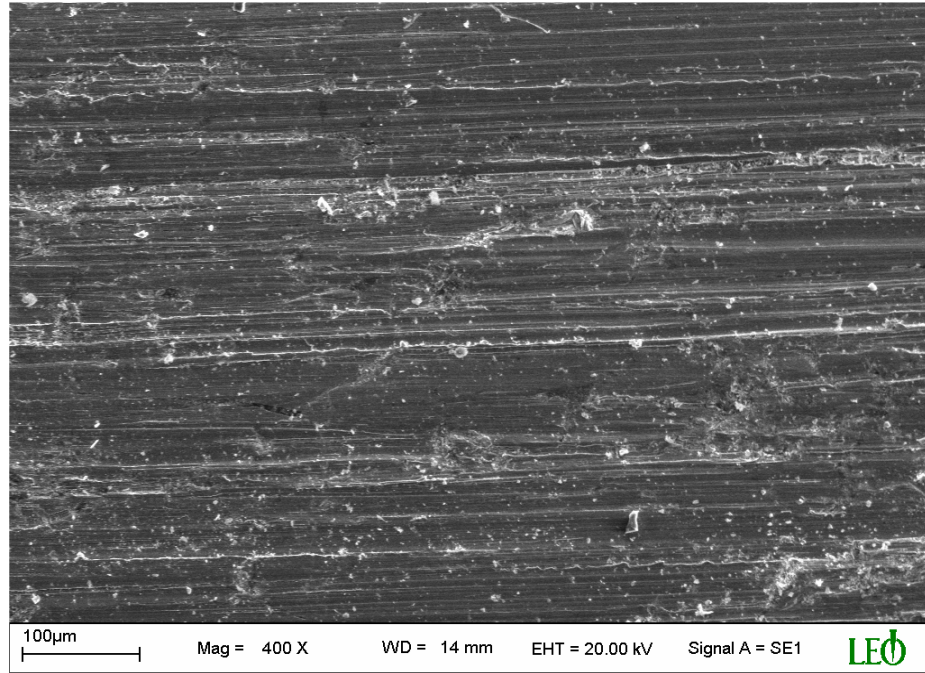
Şekil 8.72. PTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).



Şekil 8.73. PTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 16 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).

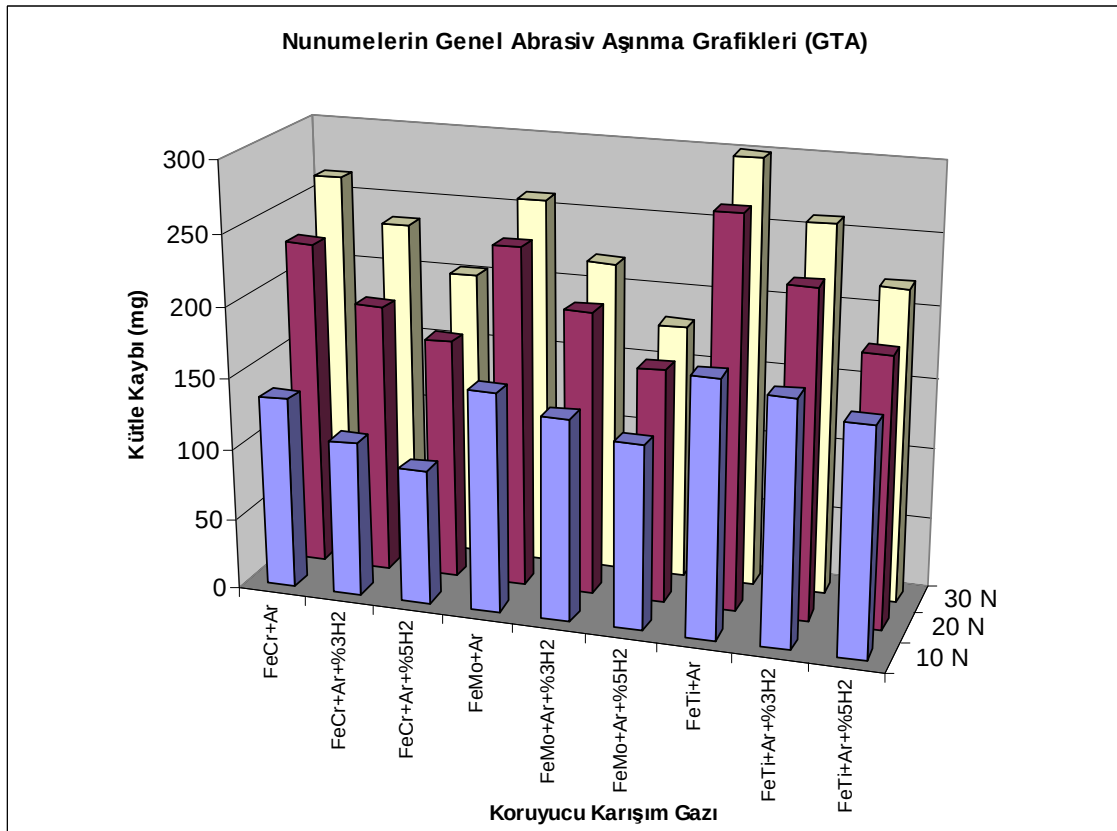


Şekil 8.74. PTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 17 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).

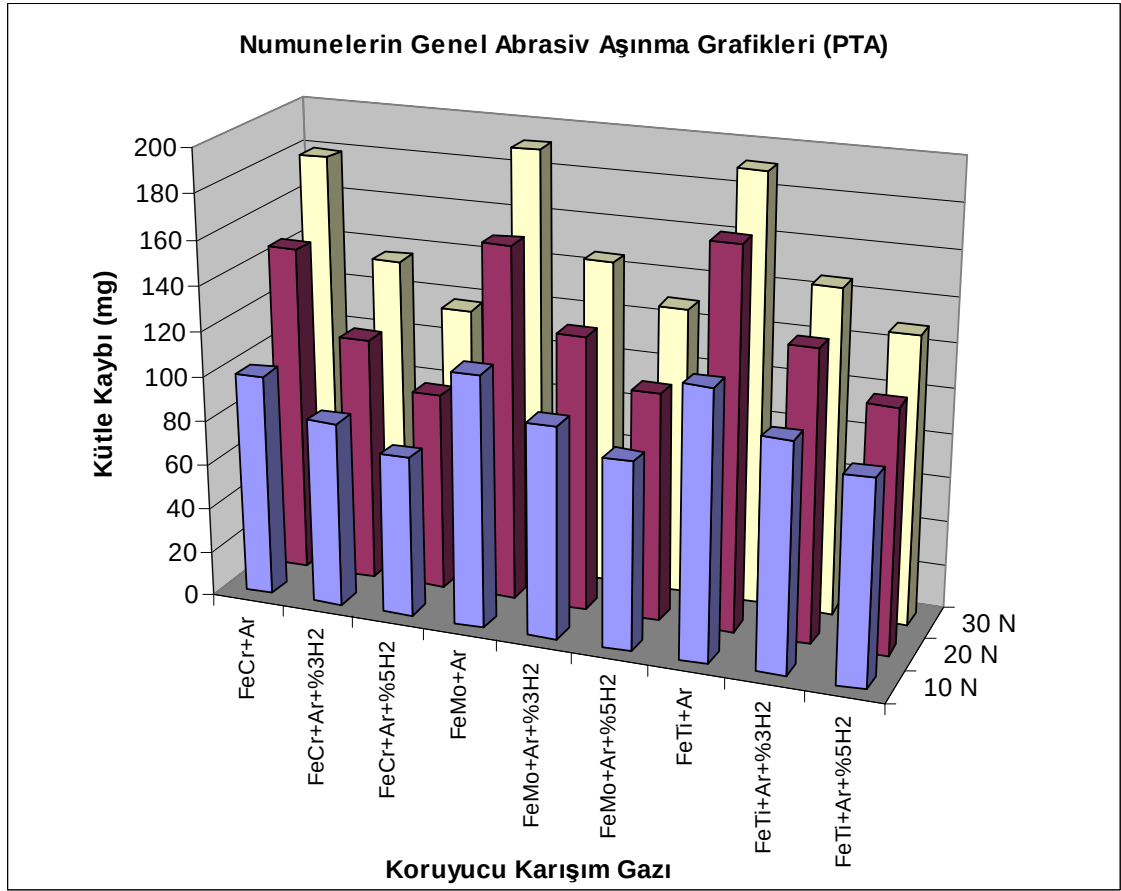


Şekil 8.75. PTA yöntemi kullanılarak FeMo tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış 18 nolu numuneye ait SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 400).

GTA yöntemi kullanılarak farklı koruyucu gaz ortamlarında yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan FeCr, FeTi ve FeMo içerikli numunelerin kütle kaybı yol arasındaki ilişkilerinin kendi aralarında kıyaslayabilmek için oluşturulan grafik Şekil 8.76 incelendiğinde en iyi aşınma direncini FeCr içerikli numuneler göstermiş bunu FeMo ve FeTi içerikli numuneler izlemiştir. Bu durumu öncelikle numunelerin sertliği ve ostenit gibi sünek fazın bulunması ile ilişkilendirmek mümkündür. Çünkü en yüksek sertlik FeCr'li numunelerde tespit edilmiş bunu FeMo ve FeTi içerikli numuneler izlemiştir. FeCr içerikli numunelerin mikroyapısı incelendiğinde, kromca zengin ve karbürlerden oluşan fazın östenit fazın çevresinde ötektik yapıyla bir ağ şeklinde oluşarak abrasiv aşındırıcıya karşı yumuşak fazı desteklemiştir. Ayrıca karışım gazı içerisindeki H₂ gaz oranının artması ile kromca zengin faz ostenit fazını daraltmış yani sert ve mukavemetli olan fazın mikroyapı içerisindeki oranı artmış ve kütle kaybı buna bağlı olarak azalmıştır. FeCr içerikli numunelerden sonra en iyi aşınma direnci FeMo içerikli numunelerde görülmüştür. Bunu yine öncelikle sertlikle ilişkilendirmek mümkündür. Ayrıca mikroyapıda özellikle tane sınırlarında kesintisiz şekilde oluşan MoC fazı ve matris içerisindeki FeMo içerikli faz içerisinde oluşan Fe₃C karbürleri numunelerin aşınma dirençlerini arttırmıştır. Numuneler içerisinde en düşük aşınma direncini yani en yüksek kütle kaybını FeTi içerikli numuneler göstermiştir.



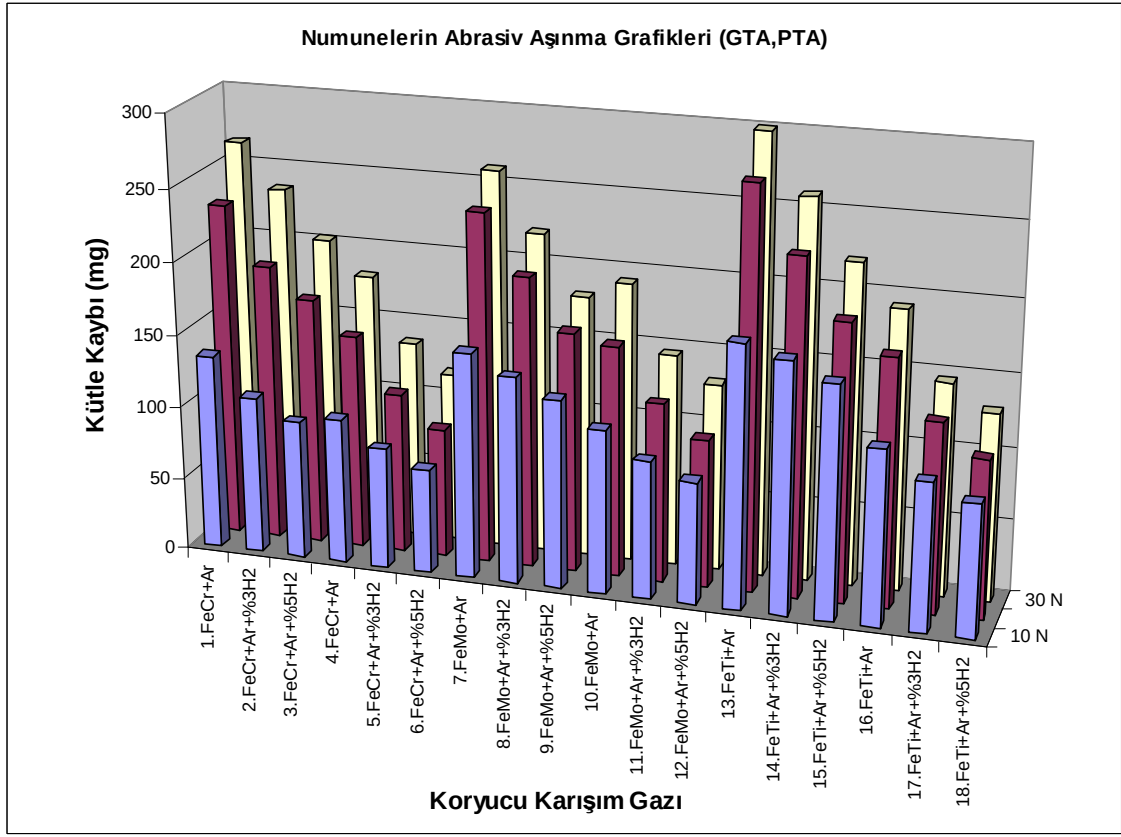
Şekil 8.76. GTA yöntemi ile tüm kaplama numunelerine ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).



Şekil 8.77. PTA yöntemi ile tüm kaplama numunelerine ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).

Gerçi bu numunelerin mikroyapısında oldukça sert olan TiC karbürleri X-ray incelemeleri sonucunda tespit edilerek mikroyapı fotoğrafı üzerinde gösterilmiştir. Ancak yumuşak matris yüzeyinin geniş olması aşınma sonrasında kütle kaybı değerinin yüksek olması sonucunu ortaya çıkarmıştır.

PTA yöntemi kullanılarak farklı koruyucu gaz ortamlarında yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan FeCr, FeTi ve FeMo içerikli numunelerin kütle kaybı yol arasındaki ilişkileri incelenecek olursa (Şekil 8.77), koruyucu gaz ortamı ve element içeriğine bağlı olarak değerlendirilen abrasiv aşınma test sonuçlarının GTA yöntemi uygulanan numuneler ile paralellik gösterdiği, yani en iyi aşınma direncinin FeCr içerikli numunelerde bundan sonra FeTi ve FeMo içerikli numunelerde görüldüğü gözlemlenecektir. Ancak GTA ve PTA içerikli numuneler kendi aralarında kıyaslanacak olursa (Şekil 8.78) PTA yöntemi uygulanarak üretilen numunelerin daha yüksek aşınma direnci gösterdiği görülmüştür. Bunu da öncelikle artan sertlikleri sonra da enerji girdisine bağlı olarak oluşan homojen mikroyapı ile açıklamak mümkün olacaktır.



Şekil 8.78. GTA ve PTA yöntemi ile tüm kaplama numunelerine ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).

9. GENEL SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada sade karbonlu (AISI 1020) çeliğin yüzeyi GTA ve PTA yöntemleri ferro alaşımlarının kullanılarak kaplanmış ve kaplama işlemi sonrasında, malzemenin üst tabakasında (kaplama bölgesinde) meydana gelen mikroyapı değişimleri ve fazlar incelenmiş ve bu fazların numunelerin mekanik özellikleri ile abrasiv ortamdaki aşınma davranışını nasıl etkilediği araştırılmıştır. Yapılan araştırma ve incelemelerde aşağıda belirtilen sonuçlar elde edilmiştir.

- 1- GTA ve PTA yöntemleri kullanılarak ferrokrom, ferrotitanyum ve ferromolibden tozları AISI 1020 çeliğinin yüzeyine alaşımlandırma işlemi başarılı bir şekilde uygulanabileceği görülmüştür.
- 2- Hem GTA hem de PTA yöntemleri ile yüzey modifikasyonu işleminde yüzeyi kaplanan malzeme ile kaplama tozlarının, çatlak ve porozitelerden yoksun olarak birleştiği görülmüştür.
- 3- Her iki kaynak yönteminde de koruyucu gaz karışımı kaplama tabakasında önemli rol oynamıştır. Koruyucu gaz karışımında artan hidrojen gazına bağlı 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 anlaşılmıştır.
- 4- Yüzey modifikasyonunda kullanılan GTA ve PTA yöntemlerinin mikroyapı ve faz oluşumlarının da çok az farklılıklar gösterdiği ancak kaplama tabakasının kalınlığında ve sertlik de önemli rol oynadığı belirlenmiştir.
- 5- GTA ve PTA yöntemleri kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılan numunelerin mikroyapıları Cr_7C_3 , Fe_7C_3 , Fe_3C ve ostenit fazlarından teşekkül ettiği X-ray incelemeleri sonucunda tespit edilmiştir.
- 6- Yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerden en yüksek yüzey ve mikro sertlik değerleri PTA yöntemi kullanılarak FeCr tozu ile yüzeyi alaşımlandırılmış bünyesinde kalıntı ostenitte bulunduran numunelerde görülmüş ve buna bağlı olarak en iyi abrasiv aşınma direnci bu numunelerde elde edilmiştir.

- 7- Yüzey alaşımlama esnasında koruyucu gaz karışımında artan hidrojen gazı oranına ve yüksek enerji girdisine bağlı olarak numunelerin hem sertlik hem de aşınma dirençleri olumlu yönde etkilenmiştir.
- 8- FeCr tozundan sonra en yüksek yüzey sertliği ve abrasiv aşınma değerleri FeMo tozu ile alaşımlandırılan numunelerde görülmüştür.
9. GTA ve PTA yöntemleri kullanılarak FeMo tozu ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerin mikroyapısı MoC, Fe₃C ve FeMo fazlarından oluşmuştur.
10. Yine mikroyapıda PTA yönteminin yüksek enerji girdisi avantajı sayesinde GTA yöntemi ile alaşımlandırılan numunelerden daha sert bir yüzey ve daha dirençli bir aşınma değeri tespit edilmiştir.
11. GTA ve PTA yöntemleri kullanılarak FeTi tozu ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerin mikroyapısının TiC, Fe₃C ve FeTi fazlarından teşekkül ettiği X-ray incelemeleri sonucunda tespit edilmiştir. Yüksek enerji girdisi ile homojen dağılım gösteren bir mikroyapının meydana geldiği belirlenmiştir. Bu yoğun enerji girdisi sayesinde mikroyapıda oluşan karbür fazları da homojen bir şekilde matris içine yerleşmişlerdir.
12. GTA ve PTA yöntemleri kullanılarak uygulanan yüzey modifikasyonu işlemlerinde en yüksek sertlik değerleri FeCr tozu ile alaşımlandırılmış % 5 hidrojen koruyucu gaz karışımı ortamında yapılmış numunelerde görülmüştür. Bunu aynı çalışma şartları sabit kalmak şartıyla FeMo ve FeTi tozları ile alaşımlandırılmış numuneler izlemiştir.
13. Yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerin abrasiv aşınma değerleri göz önüne alındığında; en iyi aşınma direncini FeCr tozu ile alaşımlandırılan numuneler gösterirken; bunu FeMo ve FeTi tozları ile alaşımlandırılmış numuneler izlemiştir. Ayrıca, artan hidrojen gazı ve buna bağlı sertlik artışı ile tüm numunelerin aşınma dirençleri olumlu yönde artmıştır. Bu durum mikroyapı ve sertlik özelliklerine bağlı olarak tez içerisinde açıklanmıştır.

Mikroyapı, sertlik ve abrasiv aşınma dirençlerinden hareket ederek, GTA ve PTA yöntemleri 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. Koruyucu gaz karışımı olarak argon gazına azot ve helyum gazları ilave edilerek yüzey modifikasyon işlemi yapılabilir.
2. Aynı koruyucu gaz ortamında farklı enerji girdileri ve kaynak parametreleri kullanılarak numunelerin mikroyapı ve mekanik özellikleri araştırılabilir.
3. Alt yüzey malzemesine farklı oranlarda kaplama tozu geçirtilerek bunun mikroyapı ve mekanik özelliklere olan davranışları araştırılabilir.
4. Koruyucu gaz oranı sabit tutulmak şartıyla farklı yüzey modifikasyonu işlemleri uygulanabilir.
5. Kaplama tabakasının adhesiv aşınma özellikleri araştırılabilir.
6. Yüzey modifikasyonu uygulanmış numunelere normalizasyon veya gerilim giderme tavlama ısı işlemleri uygulanarak kaplama tabakasının bu işlemlerden nasıl etkilendiği araştırılabilir.

KAYNAKLAR

Althouse A.D., Turnquist C.H., Bowditch W.A, Bowditch K.E., 1992, Gas tungsten arc welding, Modern Welding, The Goodheart– Willcox Company Inc, p. 327–328.

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.

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, 286–295.

Bull, S.J. and Jones, A.M., 1996, Multilayer coatings for improved performance, Surf. Coat. Technol., 78, 173-184.

Buytoz, S., Yılmaz, O., 2003, GTA yöntemi kullanılarak FeCrC ve WC kaplanmış sade karbonlu SAE 1020 malzemesinin aşınma davranışının araştırılması, Mühendis ve Makine, Sayı 519.

Buytoz, S., Yılmaz, O., 2003, GTA yöntemiyle AISI 1018 malzemesi yüzeyine yüksek kromlu Fe-Cr-Si-C alaşımlanarak elde edilen kaplamanın abrasiv aşınma direnci, Metal ve Makine, sayı 117, sayfa 80-87.

Buytoz, S., 2004, AISI 4340 çeliğinin nitrürasyon ve GTA kaynak yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemleri sonrası mekaniksel davranışlarının araştırılması, Fırat Üniv. FBE, Doktora tezi, Elazığ, 190 s.

Buytoz, S., Yildirim, M.M., 2007, Microstructural and abrasive wear properties of tungsten inert gas deposited FeCrC and WC coating on AISI 4320 steel, Prakt. Metallogr. 44,6, 273-289.

Buytoz, S., Ulutan, M. and Yildirim, M.M., 2005, Dry sliding wear behavior of TIG welding clad WC composite coatings, Applied Surface Science, 252, 13 13—1323.

Buytoz, S., 2006, Microstructural properties of SiC based hardfacing on low alloy steel, Surface & Coatings Technology, Vol. 200 Issue 12-13, 3734-3742.

Buytoz, S., 2006, Microstructural properties of M eutectic carbides in a Fe-Cr-C alloy, Materials Letters, 60, 605-608.

Buytoz, S. and Ulutan, M., 2006, in situ synthesis of SiC reinforced MMC surface on AISI 304 stainless steel by TIG surface alloying, Surface Technology, 200, 3698 - 3704.

Chiu, L.H., Yang, C.F., Hsieh, W.C., Cheng, A.S., 2002, Effect of contact pressure on wear resistance of AISI H13 tool steels with chromium nitride and hard chromium coatings, Surface and Coatings Technology, 282-288.

Cselle, T. and Barimani, A., 1995, Today's applications and future developments of coatings for drills and rotating cutting tools, *Surf. Coat. Technol.*, 76/77, 712-718.

Deuis, R. L., Yellup, J. M. and Subramanian, C., 1998, Metal-Matrix Composite Coatings by PTA Surfacing, *Composite Science and Technology*, 58, 299-309.

Durgutlu A., (2003) Experimental investigation of the effect of hydrogen in argon as shielding gas in TIG welding of austenitic stainless steel, *Materials and Design*; 25(6):19-23

Eroglu, M. and Ozdemir, N., 2002, Tungsten-inert gas surface alloying of a low carbon steel, *Surface and Coatings Technology*, 154, 209-217.

Eroglu, M. and Onalp, S., 2002, Tungsten inert gas surface modification of SAE 4140 steel, *Materials Science and Technology*, 18, 12, 1544-1550.

Fan, C., Chen, M., Chang, C. and Wu, W., 2006, Microstructure change caused by (Cr,Fe) carbides in high chromium Fe-Cr-C hardfacing alloys, *Surface & Coatings Technology*, 201, 908-912.

Fischer, T.E., Anderson, M.P., and Jahanmir, S., 1989, Influence of fracture toughness on the wear resistance of yttria-doped zirconium oxide, *J. Am. Ceram. Soc.*, 72, 2, 252-257.

Gediktaş. M., 1970, Sürtünme ve aşınma. *İ.T.Ü. Dergisi* 28: 27-30, İstanbul.

Gök, M.S., 2001, Taneleri inceltirilmiş mangan ıslah çeliğinin aşınma davranışlarının incelenmesi, *Fırat Üniv. FBE, Yüksek lisans tezi*, Elazığ, 125 s.

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 s.

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

Gür, A.K., Yıldız, T., 2008, N₂ gazı oranının kaplama tabakasının aşınma davranışına etkisi, *e-Journal of New World Sciences Academy*, Volume: 3, Number: 4 Article Number: A0104 s.627-635.

Haris, I.D., 1993, Plasma arc welding, Brazing and Soldering, Vol.6, *ASM Handbook*, 195-199.

Hidouci, A., Pelletier, J.M., Ducoin, F., Dezert, D., Guerjouma, R., 2000, Microstructural and mechanical characteristics of laser coatings", *Surface and Coatings Technology*, 123, pp. 17-23.

Hogmark, S. and Jacobson, S., 1992, Hints and guidelines for tribotesting and evaluation, *JSTLE*, May 401-409.

Hogmark, S., Jacobson, S., and Vingsbo, O., 1992, In Friction Lubrication and Wear Technology, ASM Handbook 18, 176.

Hogmark, S., Hollman, P., Alahelisten, A., and Hedenqvist, P., 1996, Direct current bias applied to hot flame diamond deposition produces smooth low friction coatings, *Wear*, 200, 225-232.

Hogmark, S., Hedenqvist, P., and Jacobson, S., 1997a, Tribological properties of thin hard coatings —Demands and evaluation, *Surf. Coat. Technol.*, 90, 247-257.

Hogmark, S., Jacobson, S., Hedenqvist, P., and Olsson, M., 1997b, Surface Characterisation, A User's Sourcebook, Brune, Hellborg, Whitlow and Hunderi (Eds.), Wiley-VCH, Weinheim, Germany, 624–644.

Hogmark, S., Jacobson, S., and Wänstrand, O., 1998, Universal test for friction, wear and lubrication, Swedish patent DNR 9802017-5.

Holmberg, K., 1992, A concept for friction mechanisms of coated surfaces, *Surf. Coat. Technol.*, 56, 1-10.

Holmberg, K., Matthews, A., and Ronkainen, H., 1993, Wear mechanisms of coated sliding surfaces, *Thin Films in Tribology*, Proc. of 19th Leeds-Lyon Symposium on Tribology, 8–11 Sept. 1992, Leeds, U.K., Dowson, D. et al. (Eds.), Elsevier Tribology Series, Elsevier, Amsterdam, Vol. 25, 399-407.

Holmberg, K. and Matthews, A. 1994, *Coatings Tribology — Properties, Techniques and Applications in Surface Engineering*, Elsevier Tribology Series, 28, Elsevier Science B.V., The Netherlands. 442 p.

Holmberg, K., Koskinen, J., Ronkainen, H., Vihersalo, J., Hirvonen, J.-P., and Likonen, J., 1994, Tribological characteristics of hydrogenated and hydrogen-free diamond-like carbon coatings, *Diamond Films and Technology*, 4, 113-129.

Holmberg, K., Matthews, A., and Ronkainen, H., 1998, Coatings tribology — contact mechanics and surface design, *Tribol. Int.*, 31, 107-120.

Kathuria, Y.P., 2000, Some aspects of laser surface cladding in the turbine industry, *Surface Coatings and Technology*, 132, pp. 262-269.

Katsamas, A.I., Haidemonopoulos, G.N., 1999, Surface hardening of low-alloy 15CrNi6 steel by CO₂ laser beam, *Surface and Coatings Technology*, 115, 249-255.

Kayaba, T. and Kato, K., 1981, The adhesive transfer of the slip-tongue and the wedge, *ASLE Trans.*, 24, 2, 164-174.

Kim, H. J., Yoon, B. H., Lee, C. H., 2002, Wear performance of the Fe-based alloy coatings produced by plasma transferred arc weld- surfacing process, *Wear* 249, 846-852.

- Kim, H. J., Hwang, S. Y., Lee, C. H., Juvanon, P., 2003, Assessment of wear performance of flame sprayed and fused Ni-based coatings”, Surface and Coatings Technology, basımda.
- Korkut, M.H., 1997, Ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapısı ve aşınması üzerine karbür yapıcı elementlerin etkilerinin araştırılması, Fırat Üniversitesi, FBE, Doktora Tezi, Elazığ, 127 s.
- Korkut, M.H., Yılmaz, 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 157,5-13.
- Kosel, T.H., Fiore, N.F., Coype, J. P., 1978, Corrosion-Erosion behavior of materials, Metalurgical Society of ASM 1990, Missori, U.S.A.
- Layıktez, C., 1988, eşitli sanayi kollarında aşınma trlerinin incelenmesi, Oerlikon yayını, İstanbul.
- Li , Q., Song, G.M., Zhang, Y.Z., Lei, T.C. and Chen, W.Z. , 2003, Microstructure and dry sliding wear behavior of laser clad Ni-based alloy coating with the addition of SiC, Wear, 254, 222—229.
- Li, M., He, Y. and Sun, G., 2004, Laser cladding Co-based alloy/SiCp composite coatings on IF steel, Materials and Design, 25, 355—358.
- Lou, D., Hellman, J., Luhulima, D., Liimatainen, J., Lindroos, V. K., 2003, Interactions between tungsten carbide (WC) particulates and metal matrix in WC-reinforced composites, Materials Science and Engineering A340, 155-162.
- 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.
- Moore, A.J.W., 1976, ‘Tribology and hard surfacing: The Australian Scene’ Tribology International 96, 265-270.
- Matthews, A. (1993), TiN and CrN PVD coatings on electroless nickel coated steel substrates, Surf.Coat. Technol., 60, 474-479.
- Matthews, A. (1995), Plasma based surface engineering processes for wear and corrosion protection, J. Vac. Sci. Technol., A13, 1202-1207.
- Matthews, A. and Leyland, A. (2000b), Developments in PVD Tribological Coatings, Proceedings of the 5th ASM Heat Treatment and Surface Engineering Conference in Europe, Gothenburg, June 2000. ASM International, Materials Park, OH.
- Modenesi, P.J., Apolinario, E.R., Pereira, I.M., 2000, TIG welding with single-component fluxes. J Mater Process Technol 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 pp. 251-225.
- Moore, A.J.W., 1976, 'Tribology and hard surfacing: The Australian Scene' Tribology International 96, 265-270.
- Mridha, S., Ong, H.S., Poh, L.S. and Cheang, P., 2001, Intermetallic coatings produced by TIG surface melting, Journal of Materials Processing Technology, 11 3, 5 16- 520.
- Nagarathnam, K., Komvopoulos, K., 1995, Microstructural and microhardness characteristics of laser-synthesized Fe-Cr-W-C coatings, Metall. Mater. Trans A26, 2131-2139.
- Nascimento, M.P., Souza, R.C., Pigatin, W.L., Voorwald, H.C., 2001, Effects of surface treatments on the fatigue strength of AISI 4340 aeronautical steel, International Journal of Fatigue, 23, pp. 607-618.
- Mutton, P.J. (1988), Abrasion Resistant Materials for the Australian Minerals Industry, Vol. 1, Australian Minerals Industries Research Association Limited, Melbourne, Australia.
- Özsaraç U., Durman, M., 2000, Aşınma Deney Yöntemleri, Makine Magazin. Sayı 46, S. 40-46
- Olding, T., Sayer, M., Barrow, D., 2001, Ceramic sol-gel composite coating for electrical insulation'', Thin Solid Films 398-399, 581-586.
- Panagopoulos, C.N., Markaki, A.E., Agathocleous, P.E., 1998, Excimer laser treatment of nickel-coated cast iron, Surface and Coatings Technology, A241, pp. 226-232.
- Pekin, Ş., Vuoristi, P., Mantyla, T., 1993, System Approach for Wear Resistant Coatings, Workshop on Anti-Wear Coatings, TÜBİTAK-MAM, Kocaeli.
- 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.
- Savaşkan, T., 2000, Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, sayfa 213-217.
- Özel, S., Kurt, B., Somunkıran, İ., Orhan, N., 2008, Microstructural characteristic of NiTi coating on stainless steel by plasma transferred arc process, Surface coatings technology 202 (3) 3633-3637.
- Selvan, J.S., Subramanian, K., Nath, A.K., 1999, Effect of laser surface hardening on EN18 (AISI 5135) steel, Journal of Materials Processing Technology, 91, pp. 29-36.
- Theunissen, G.S.A.M., 1998, Wear coatings for magnetic thin film magnetic recording heads, Tribol. Int., 31, 9, 519-523.
- Tusek, J., Suban, M., 2003, High-productivity multiple submerged-arc welding and cladding with metal-powder addition, Journal of Materials Processing Technology, 207-213.

Tusek J., Suban M., 2000, Experimental research of the effect of hydrogen in argon as a shielding gas in arc welding of high alloy stainless steel. *Int J Hydrogen Energy*;25(4):369–76.

Ulutan, M., 2007, AISI 4140 Çeliğinin yüzey sertleştirme işlemleri ve kaplama yöntemleri sonrası mekaniksel davranışlarının araştırılması, Osmangazi Üniv. FBE, Doktora tezi, Eskişehir, 317 s.

Varol, R., Tunay, R.F., Tüfekçi, K., 2002, Toz metal (T/M) parçaların elektron ışın kaynağı ile birleştirilmesi, *Mühendis ve Makine*, sayı 513.

Vercammen, K., Meneve, J., Dekempeneer, E., and Smeets, J., 1999, Study of RF PTACVD diamond-like carbon coatings for space mechanisms applications, *Int. Conf. Metallurgical Coatings and Thin Films*, 12-15 April, San Diego.

Wang, S. W., Lin, Y.C., Tsai, Y. Y., 2003, The effect of various ceramic-metal on wear performance of clad layer'', *Journal of Materials Processing Technology*.

Wu, X., Chen, G., 1999, Microstructural features of an iron-based laser coating, *Journal of Materials Science*, 34, pp. 3355-3361.

Wu, W., Hwu, L.Y., Lin, D.Y., Lee, J.L., 2000, The relationship between alloying elements and retained austenite in martensitic stainless steel welds, *Scripta Materialia*, 42, pp. 1071-1076.

Wu, P., Zhou, C. Z., Tang, X. N., 2003, Microstructural characterization and wear behavior of laser clad nickel-based and tungsten carbide composite coatings, *Surface and Coatings Technology* 166, 84–88.

Wulin, S., Beidi, Z., Changsheng, X., Wie, H., Kun, C., 1999, Cracking susceptibility of a laser- clad layer as related to the melting properties of the cladding alloy, *Surface and Coatings Technology* 115, 270-272.

Yıldırım, M.M., 1983, Çelik malzemelerde endüksiyonla yüzey sertleştirme, *TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası Dergisi*, 30 (1983) 9, Ankara, 8-16.

Yıldırım, M.M., 1989, Galvanizleme Tekniği, Fırat Üniversitesi Yayınları, Fırat Ün. Basımevi, No: 129, Elazığ, 41-53, 65 s.

Yıldırım, M.M., 1993, Lazerle yapılan yüzey işlemlerinde son uygulama teknikleri, 5. Denizli Malzeme Sempozyumu, 7-9 Nisan 1993, Bildiri Kitabı, Cilt 2, Denizli, 56 1-570.

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, *pract. Metallogr.* 44, 2, 59-69.

Yıldırım, M.M., Doğantan, Z.S., Pakdil, M. ve Çakan, A., 2001, Mühendislik Malzemeleri -1-, MKÜ Mustafa Kemal Üniversitesi Yayınları, No:9, Iskenderun, 110-116, 180p.

Yıldırım, M.M., Doğantan, Z.S., Pakdil, M. ve Çakan, A., 2001, Mühendislik Malzemeleri -111-, MKÜ Mustafa Kemal Üniversitesi Yayınları, No: 11, Iskenderun, 10-30,(b) 194 p.

Yılmaz, F., 1997, Sürtünme ve Aşınma, 9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, Cilt. 1, S. 229-256

Zabinski, J.S., Prasad, S.V., and McDevitt, N.T., 1996, Advanced solid lubricant coatings for aerospace systems, in Tribology for Aerospace Systems, Proc. of NATO AGARD SMP Conference, 6-7 May 1996, Sesimbra, Portugal, AGARD-CP-589.

Zhong, M., Liu, W. and Zhang, H., 2002, Corrosion and wear resistance characteristics of NiCr coating by laser alloying with powder feeding on gray iron liner, Wear, 260, 1349—1355.

Zum Gahr, K.H., 1978, Relation between abrasive wear rate and the fracture toughness of metallic materials, Z. Metallkde., 69, 643-650.

Zum Gahr, K.H., 1980, Optimizing fracture toughness and abrasion resistance in white cast irons, Metall. Trans., 11A, 613-620.

Zum Gahr, K.H., 1987, Microstructure and Wear of Materials, Elsevier Science, Amsterdam, The Netherlands.

Zum Gahr, K.H., 1998, Wear by hard particles, Tribol. Int., 31, 587-596.

Xinhong, W., Zengda, Z., Sili, S. And Shiyao, Q., 2006, Microstructure and wear properties of in situ TiC/FeCrBSi composite coating prepared by gas tungsten arc welding, Wear, 260, 25-29.

Xu , Z., Leong, K. 11. and Reed, C. B.,1999, Real-time monitoring of laser surface hardening of ferrous alloys, proceedings of the international conference on applications of lasers and eletro-optics (ICALEO'99) San Diego, California, November 15-18, 9 p.

ÖZGEÇMİŞ

01.01.1977 tarihinde Şanlıurfa’da doğdu. İlk, orta Şanlıurfa ve lise öğrenimini de Elazığ’da tamamladı. 1996 yılında F.Ü. Teknik Eğitim Fakültesi Metal Öğretmenliği Bölümü’nde öğrenimine devam etti ve 2000 yılında aynı bölümden mezun oldu. 2003 yılında F.Ü. Metalurji Eğitimi Bölümü’nde yüksek lisansını tamamladı. Aynı yıl F.Ü. Teknik Eğitim Fakültesi Metalurji Eğitimi, Kaynak Anabilim dalında doktora öğrenimine başladı. Halen ETİKROM A.Ş. de Fabrika İşletme Müdürü olarak görev yapmakta olup, evli ve bir çocuk babasıdır.

Vedat Veli ÇAY