

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**DÜŞÜK VE ORTA KARBONLU ÇELİKLERİN YÜZEYİNE TIG
KAYNAK METODUYLA KAPLANAN OSTENİTİK PASLANMAZ
ÇELİK TOZUNUN AŞINMA DİRENCİNE KARBÜR İÇERİĞİNİN
ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI**

Mustafa Sabri GÖK

Tez Yöneticisi
Doç. Dr. Mehmet H.KORKUT

DOKTORA TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

ELAZIĞ, 2008

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**DÜŞÜK VE ORTA KARBONLU ÇELİKLERİN YÜZEYİNE TIG
KAYNAK METODUYLA KAPLANAN OSTENİTİK PASLANMAZ
ÇELİK TOZUNUN AŞINMA DİRENCİNE KARBÜR İÇERİĞİNİN
ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI**

Mustafa Sabri GÖK

DOKTORA
METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

Bu tez/...../ 2008 tarihinde aşağıda belirtilen jüri tarafından oybirliği / oyçokluğu ile başarılı / başarısız olarak değerlendirilmiştir.

Danışman: Doç. Dr. Mehmet H. KORKUT

Üye: Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM

Üye: Prof. Dr. Gürel ÇAM

Üye: Prof. Dr. Halis ÇELİK

Üye: Yrd. Doç. Dr. Ahmet HAŞÇALIK

Bu tezin kabulü, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulunun...../...../.....tarih vesayılı kararıyla onaylanmıştır.

TEŞEKKÜR

Bu tezin önerilmesinde ve yönlendirilmesinde benden her türlü yardımlarını esirgemeyen danışman hocam, Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü öğretim üyesi Sayın Doç. Dr. Mehmet H. KORKUT'a; ve Sayın Hocam Metalurji Eğitimi Bölüm ve Anabilim Dalı Başkanı Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM'a, Gazi Endüstri Meslek Lisesi Torna-Tesviye Bölümü teknisyenleri ve öğretmenleri ile Metal İşleri Bölümü teknisyen ve öğretmenlerine de çalışmalarım esnasında gösterdikleri yardımlarından dolayı teşekkür ederim. Ayrıca arkadaşım Dr. Vahdettin KOÇ ve çalışmalarım süresince maddi ve manevi desteğini benden esirgemeyen aileme de teşekkür ederim.

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

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
TEŞEKKÜR	I
İÇİNDEKİLER	II
ŞEKİLLER LİSTESİ	V
TABLolar LİSTESİ	X
ÖZET	XI
ABSTRACT	XIII
1. GİRİŞ	1
2. AŞINMA	3
2.1. Abrasiv Aşınma.....	6
2.1.1. Abrasiv Aşınma İçin Genel Sınıflandırma.....	9
2.2. Adhesiv Aşınma.....	11
2.2.1. Adhesiv Aşınma Modeli.....	12
2.3. Koroziv Aşınma.....	13
2.4. Yorulma Aşınması.....	13
2.5. Aşınmanın Fiziksel Görünüşe Göre Sınıflandırılması.....	13
2.5.1. Kayma Aşınması.....	13
2.5.2. Püskürtme Aşınması.....	14
2.5.3. Yuvarlanma Aşınması.....	14
2.6. Aşınmanın Aldığı Özel Adlar Vasıtasıyla Sınıflandırılması.....	14
2.6.1. Termik Aşınma.....	14
2.6.2. Kaviteasyon Aşınması.....	14
2.7. Aşınma Deneyleri ve Ölçüm Metotları.....	15
2.7.1. Ağırlık Farkı Metodu.....	15
2.7.2. Kalınlık Farkı Metodu.....	15
2.7.3. İz Değişimi Metodu.....	15
2.7.4. Radyoizotop Metodu.....	16
3. YÜZEY KAPLAMA	17
3.1. Kaplanan Yüzeylerde Tribolojik Etkileşim Mekanizmaları.....	17
3.2. Makromekanik Sürtünme ve Aşınma Mekanizmaları.....	18
3.3. Mikromekanik Tribolojik Mekanizmalar.....	19
3.4. Kaplanmış Yüzeylerin Tribokimyasal Mekanizmaları.....	20

3.5. Yumuşak Üst Yüzeylerde Kesme İle Azalan Sürtünme.....	21
3.6. Sürülme Sürtünmesi.....	21
3.7. Yüzey Pürüzlülüğünün Etkisi.....	21
3.8. Yumuşak Yüzeyler Üzerine Sert Kaplama.....	22
3.9. Gerilim Ve Çatlaklar Üzerinde Eğilmenin Etkisi.....	24
3.10. Kaplamaların Yorulma Ömrü.....	24
3.11. Kaplama Alt Yüzey Arasındaki Gerilimler.....	25
3.12. Kaplama Yüzeylerin Yük Taşıma Kapasitesi.....	26
3.13. Mikromekanik Etkileşim.....	27
3.14. Yüzeylerdeki Enerji Uyumu.....	28
3.15. Kompozit Kaplamalar.....	32
3.16. Kaplama Kompozitlerinde Meydana Gelen Hasarların Mekanizmaları.....	33
3.17. Kaplama Hasarlarında Görülen Önemli Mekanizmalar	34
3.18. Kaplamacılıkta Önemli Parametreler.....	35
4. PASLANMAZ ÇELİKLER.....	36
4.1. Paslanmaz Çelik Türleri.....	36
4.2. Martensitik Paslanmaz Çelikler.....	37
4.3. Ferritik Paslanmaz Çelikler.....	37
4.4. Ostenitik Paslanmaz Çelikler.....	38
4.5. Dupleks Paslanmaz Çelikler.....	38
4.6. Çökelme Sertleşmesi Gösteren Paslanmaz Çelikler.....	39
5. YÜZEY KAPLAMA YÖNTEMLERİ.....	41
5.1. Buhar Fazı Yöntemleri.....	41
5.2. Sol-Jel Yöntemi.....	42
5.3. Elektrolitik Krom Kaplama.....	42
5.4. Ergimiş veya Yarı Ergimiş Fazdan Kaplama.....	43
5.4.1. Isıl Püskürtme Yöntemi.....	43
5.5. Ergitme Esaslı Kaplama Yöntemleri.....	43
5.5.1. Lazer Kaynağı.....	43
5.5.2. Tozaltı Kaynağı.....	44
5.5.3. Gaz Tungsten Ark Kaynağı.....	44
5.5.4. Plazma Ark Kaynağı.....	46
6. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI.....	48
7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	53
7.1. Yüzey Modifikasyon Yöntemi.....	53
7.2. Metalografik Çalışmalar.....	55
7.3. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM- Scanning Elektron Microscopy)	56

7.4. Noktasal Analiz Çalışmaları (EDS -Energy Dispersive Spectroscopy)	56
7.5. X - Işınları Difraksiyonu (X - Ray Diffraction) Çalışmaları.....	56
7.6. Sertlik Deneyleri.....	56
7.7. Abrasiv Aşınma Deneyleri.....	57
7.8. Adhesiv Aşınma Deneyleri.....	58
7.9. Deney Numunesi Boyutları.....	59
8. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	60
8.1. Mikroyapı İnceleme Sonuçları.....	60
8.1.1. Yüzey Modifikasyonunda Kullanılan Kobalt Elementi İle Takviye Edilmiş Ostenitik Paslanmaz Çelik Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri.....	60
8.1.2. Yüzey Modifikasyonunda Kullanılan Molibden Elementi İle Takviye Edilmiş Ostenitik Paslanmaz Çelik Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri.....	70
8.1.3. Yüzey Modifikasyonunda Kullanılan Titanyum Elementi İle Takviye Edilmiş Ostenitik Paslanmaz Çelik Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri.....	79
8.2. Abrasiv Aşınma Deney Sonuçları.....	88
8.3. Adhesiv Aşınma Deney Sonuçları.....	105
8.4. Numunelere Ait Yüzey Sertlik Değerleri.....	119
9. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	122
10. KAYNAKLAR.....	126
11. EKLER.....	136

ŞEKİLLER LİSTESİ

	<u>Sayfa</u>
Şekil 2.1. Kayma zamanına bağlı olarak meydana gelen aşınma devreleri.....	4
Şekil 2.2. Yüzey hasarları ve aşınmanın sınıflandırılması	5
Şekil 2.3. Dört ana aşınma mekanizmasının şematik gösterimi	6
Şekil 2.4. Mikrosürülme aşınma mekanizması.....	7
Şekil 2.5. Mikrokesilme aşınma mekanizması.....	8
Şekil 2.6. Mikroçatlama aşınma mekanizması	8
Şekil 2.7. Dört tip abrasiv aşınma mekanizmasının şematik gösterilmesi	10
Şekil 2.8. Adhesiv aşınmada malzeme yüzeyinden parça kopması.....	11
Şekil 2.9. Adhesiv aşınmanın meydana gelmesi	12
Şekil 3.1. Etkileşimli yüzeylerde mekanik ve tribokimyasal değişim.....	17
Şekil 3.2. Tribolojik etkileşim mekanizmaları: (a) makromekanik, (b) malzeme transferi, (c)mikromekanik, (d) tribokimyasal, (e) nanofiziksel	19
Şekil 3.3. Farklı mekanizmalar için makromekanik etkileşim şartları	20
Şekil 3.4. Farklı mekanizmalar için makromekanik etkileşim şartları	22
Şekil 3.5. Yumuşak matris üzerine yapılmış sert kaplamanın kırılması.....	24
Şekil 3.6. Düz bir yüzeyle bir yük altında etkileşimden sonra deforme olmuş ve olmamış bir kürenin yüzey pürüz profilleri.....	25
Şekil 3.7. a- yüzey sertliği b-kaplama kalınlığı c- yüzey pürüzlülüğünün çizilmeye olan etkisi	26
Şekil 3.8. Kayma sürtünmesinin üç bileşeni; adhesyon, sürülme, pürüz deformasyonu	27
Şekil 3.9. Kaymalı etkileşimlerde enerji birikiminin üç modeli.....	28
Şekil 3.10. Düz bir yüzey üzerinde hareket eden kürenin deformasyon mekanizmaları.....	29
Şekil 3.11. Düz bir yüzey üzerinde hareket eden kürenin deformasyon mekanizmaları.....	31
Şekil 3.12. Kompozit malzemeler ve tipleri	32
Şekil 3.13. Kaplama yüzeylerinde aşırı mekanik yüklerden dolayı meydana gelen çatlamalar ve dökülmeler	33
Şekil 3.14. Kaplama hasarlarında görülen önemli mekanizmalar.....	34
Şekil 5.1. Toz altı kaynak yönteminin şematik gösterimi.....	44
Şekil 5.2-a. Gaz altı kaynak (GTA) yönteminin şematik gösterimi.....	45
Şekil 5.2-b. Toz altı kaynak (GTA) yöntemi ile bir kaynak uygulaması.....	46
Şekil 5.3. Plazma kaynak torcu (a) ve uygulaması (b).....	47
Şekil 7.1. Yüzey modifikasyonu yapılacak numunelerin hazırlama aşamaları.....	54

Şekil 7.2. GTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu uygulama yöntemi.....	55
Şekil 7.3. Abrasiv deney aparatının görünüşü.....	57
Şekil 7.4. Adhesiv deney aparatının görünüşü.....	58
Şekil 7.5. Adhesiv aşınma deney numunesi.....	59
Şekil 7.6. Abrasiv aşınma deney numunesi.....	59
Şekil 8.1. Düşük enerji girdili GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 kobalt ilaveli numunenin ara yüzeyini gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 400).....	62
Şekil 8.2. (a) Düşük enerji girdili (50 A) % 1.5 kobalt ilaveli numunenin SEM mikroskobundan alınmış görüntüsü (X 250). (b) Yüksek enerji girdili (100 A) % 1.5 kobalt ilaveli numunenin SEM mikroskobundan alınmış görüntüsü (X 750).....	63
Şekil 8.3. (a) Düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 kobalt ilaveli numunenin kaplama kalınlığını gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 400). (b) Düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 kobalt ilaveli numunenin kaplama kalınlığını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 300).....	64
Şekil 8.4. Yüksek enerji girdili % 4.5 Co takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-ray analizi.....	66
Şekil 8.5. Düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 kobalt ilaveli numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 200).....	67
Şekil 8.6. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 kobalt ilaveli numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 200).....	67
Şekil 8.7. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 kobalt ilaveli numunenin matris üzerinden alınan EDS analizi.....	68
Şekil 8.8. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 kobalt ilaveli numunenin tane sınırı üzerinden alınan EDS analizi.....	69
Şekil 8.9. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 kobalt ilaveli numunenin ergimeyen kobalt partikülü üzerinden alınan EDS analizi.....	69
Şekil 8.10. (a) düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 molibden ilaveli numunenin ara yüzeyini gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 300). (b) düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 molibden ilaveli numunenin ara yüzeyini gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 300).....	71
Şekil 11. Düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 molibden ilaveli numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 400).....	73

Şekil 8.12. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 molibden ilaveli numunenin kaplama bölgesi mikroyapılarını gösteren optik mikroskop fotoğrafları a-e (X 400).....	74
Şekil 8.13. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 molibden ilaveli numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı a-b (X 500).....	75
Şekil 8.14. Yüksek enerji girdili % 4.5 Mo takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-ray analizi.....	76
Şekil 8.15. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 molibden ilaveli numunenin ergimeyen kobalt partikülü üzerinden alınan EDS analizi.....	77
Şekil 8.16. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 molibden ilaveli numunenin matrisi üzerinden alınan EDS analizi.....	78
Şekil 8. 17. (a) düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 titanyum ilaveli numunenin ara yüzeyini gösteren SEM. mikroskop fotoğrafı (X 300). (b) düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 titanyum ilaveli numunenin ara yüzeyini gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 300).....	81
Şekil 8.18. Düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 4.5 titanyum ilaveli numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafı a-c (X 400).....	82
Şekil 8.19. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 4.5 titanyum ilaveli numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 100).....	83
Şekil 8.20. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 titanyum ilaveli numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 100).....	83
Şekil 8.21. (a) GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 titanyum ilaveli numunenin mikroyapısını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 500). (b) GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 titanyum ilaveli numunenin mikroyapısını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 500).....	84
Şekil 8.22. Yüksek enerji girdili % 4.5 Co takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-ray analizi.....	85
Şekil 8.23. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 titanyum ilaveli numunenin üzerinden alınan EDS analizi.....	86
Şekil 8.24. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 titanyum ilaveli numunenin üzerinden alınan EDS analizi.....	87

Şekil 8.25. Ç 1040 ve Ç 1020 çeliklerine ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).....	88
Şekil 8.26. Ç 1040 ve Ç 1020 çeliklerine ait abrasiv aşınma deney sonuçları (220 Mesh).....	90
Şekil 8.27. Düşük enerji girdili Ti elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).....	90
Şekil 8.28. Düşük enerji girdili Ti elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (220 Mesh).....	92
Şekil 8.29. Düşük enerji girdili 80 mesh SiC ile aşındırılan Ti elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numunenin SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 250).....	92
Şekil 8.30. Düşük enerji girdili 220 mesh SiC ile aşındırılan Ti elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numunenin SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 250).....	93
Şekil 8.31. Düşük enerji girdili Co elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).....	94
Şekil 8.32. Düşük enerji girdili Co elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (220 Mesh).....	94
Şekil 8.33. Düşük enerji girdili 80 mesh SiC ile aşındırılan Co elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numunenin SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 250).....	95
Şekil 8.34. Düşük enerji girdili 220 mesh SiC ile aşındırılan Co elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numunenin SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 250).....	96
Şekil 8.35. Düşük enerji girdili Mo elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).....	97
Şekil 8.36. Düşük enerji girdili Mo elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (220 Mesh).....	97
Şekil 8.37. Düşük enerji girdili 220 mesh SiC ile aşındırılan Mo elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numunenin SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 250).....	98
Şekil 8.38. Düşük enerji girdili 220 mesh SiC ile aşındırılan Mo elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numunenin SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 250).....	99
Şekil 8.39. Düşük enerji girdili % 1.5 Ti-Co-Mo elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80-220 Mesh).....	100
Şekil 8.40. Düşük enerji girdili % 3 Ti-Co-Mo elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80-220 Mesh).....	101
Şekil 8.41. Düşük enerji girdili % 4.5 Ti-Co-Mo elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80-220 Mesh).....	101
Şekil 7.42. Düşük enerji girdili tüm kompozit kaplama numunelerine ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80-220 Mesh).....	102
Şekil 8.43. Yüksek enerji girdili Ti elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80-220 Mesh).....	103

Şekil 8.44. Yüksek enerji girdili Co elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80-220 Mesh).....	104
Şekil 8.45. Yüksek enerji girdili Mo elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80-220 Mesh).....	104
Şekil 8.46. % 1.5 titanyum elementi katkılı kaplama yüzeyinin 125 dev/dak kayma hızında adheziv aşınma grafiği.....	106
Şekil 8.47. % 1.5 titanyum elementi katkılı kaplama yüzeyinin 250 dev/dak kayma hızında adheziv aşınma grafiği.....	107
Şekil 8.48. Titanyum elementi katkılı kaplama yüzeylerinin 125-250 dev/dak kayma hızlarında adheziv aşınma grafiği.....	108
Şekil 8.49. %1.5 Molibden elementi katkılı kaplama yüzeyinin 125 dev/dak kayma hızında adheziv aşınma grafiği.....	109
Şekil 8.50. %1.5 Molibden elementi katkılı kaplama yüzeyinin 250 dev/dak kayma hızında adheziv aşınma grafiği.....	110
Şekil 8.51. Molibden elementi katkılı kaplama yüzeylerinin 125-250 dev/dak kayma hızlarında adheziv aşınma grafiği.....	110
Şekil 8.52. % 1.5 Kobalt elementi katkılı kaplama yüzeyinin 125 dev/dak kayma hızında adheziv aşınma grafiği.....	111
Şekil 8.53. % 1.5 Kobalt elementi katkılı kaplama yüzeyinin 250 dev/dak kayma hızında adheziv aşınma grafiği.....	112
Şekil 8.54. Kobalt elementi katkılı kaplama yüzeylerinin 125-250 dev/dak kayma hızlarında adheziv aşınma grafiği.....	112
Şekil 8.55. Ti elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numunenin yüzeyinden alınan adhesiv SEM aşınma izi yüzey fotoğrafı (X 100).....	113
Şekil 8.56. Co elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numunenin yüzeyinden alınan adhesiv SEM aşınma izi yüzey fotoğrafı (X 100).....	115
Şekil 8.57. Mo elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numunenin yüzeyinden alınan adhesiv SEM aşınma izi yüzey fotoğrafı (X 100).....	116
Şekil 8.58. Mo elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numunenin yüzeyinden alınan adhesiv SEM aşınma izi yüzey fotoğrafı (X 100).....	117
Şekil 8.59. Adhesiv aşınma testinden sonra % 4.5 Mo takviyeli östenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-ray analizi.....	118
Şekil 8.60. Adhesiv aşınma testinden sonra % 4.5 Ti takviyeli östenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-ray analizi.....	118
Şekil 8.61. Ti elementi katkılı östenitik paslanmaz çelik numunelere ait yüzey sertlik değerleri (HRb).....	119

Şekil 8.62. Mo elementi katkılı östenitik paslanmaz

çelik numunelere ait yüzey sertlik değerleri (HRb).....120

Şekil 8.63. Co elementi katkılı östenitik paslanmaz

çelik numunelere ait yüzey sertlik değerleri (HRb).....121

TABLÖLER LİSTESİ

	<u>Sayfa</u>
Tablo 2.1. Abrasiv aşınma davranışını etkileyen faktörler.....	7
Tablo 7.1. Kaplama alt yüzey malzemelerinin kimyasal bileşimi.....	53
Tablo 7.2. GTA üretim parametreleri	54
Tablo 8.1. GTA yönteminde kullanılan alt yüzey ve kaplama kompozitinin kaynak işlemi sonrasında kimyasal bileşimi.....	60
Tablo 8.2. Kobalt elementi takviyeli numunelerin üretim parametreleri.....	61
Tablo 8.3. GTA yönteminde kullanılan Mo elementi katkıli kompozitin kaynak işlemi sonrasında kimyasal bileşimi.....	70
Tablo 8.4. Molibden elementi takviyeli numunelerin üretim parametreleri.....	72
Tablo 8.5. GTA yönteminde kullanılan Ti elementi katkıli kompozitin kaynak işlemi sonrasında kimyasal bileşimi.....	79
Tablo 8.6. Titanyum elementi takviyeli numunelerin üretim parametreleri	80
Tablo 8.7. Yüksek ve düşük enerji girdisi ile alaşımlandırılan numunelerin abrasiv kütle kaybı değerleri.....	105

ÖZET

Doktora Tezi

DÜŞÜK VE ORTA KARBONLU ÇELİKLERİN YÜZEYİNE TIG KAYNAK METODUYLA KAPLANAN OSTENİTİK PASLANMAZ ÇELİK TOZUNUN AŞINMA DİRENCİNE KARBÜR İÇERİĞİNİN ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI

Mustafa Sabri GÖK

Fırat Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı

2008, Sayfa: 125

Bu çalışmada düşük ve orta karbonlu çeliklerin yüzeyi (TIG) Tungsten İnert Gaz yöntemi kullanılarak farklı kompozit tozlarla alaşımlandırılmıştır. Alaşımlandırılan bölgelerin mikroyapı ve aşınma özellikleri araştırılmıştır. Düşük ve orta karbonlu çeliklerin yüzeyleri ostenitik paslanmaz çelik tozları içerisine % 1.5 ila 4.5 oranında kobalt, molibden ve titanyum tozları katılarak alaşımlandırılmıştır. Yüzey alaşımlama işleminden sonra, alaşımlı bölgenin mikroyapısını belirlemek için, optik mikroskop, tarayıcı elektron mikroskobu (SEM), noktasal analiz (EDS), X-ışınları (XRD) gibi ileri teknoloji araştırma yöntemlerinden faydalanılmıştır. Abrasiv aşınma testleri pin-on-disk, adhesiv aşınma testleri ise blok-on-disk aparatı üzerinde gerçekleştirilmiştir. Sertlik değerleri alaşımlandırılmış bölge üzerinden ölçülmüştür.

GTA yöntemi kullanılarak yapılan yüzey alaşımlama uygulamaları sonucunda; 50 - 100 A enerji girdilerinde temel malzeme yüzeyine kompozit toz başarılı bir şekilde ergitilerek tutturulmuştur. Ancak düşük enerji girdilerinde, kompozit kaplama tozu içerisindeki kobalt ve molibden elementlerinin tamamen çözünmediği görülmüştür.

Mikroyapıda oluşan $M_{23}C_6$ karbürlerinin, Mo elementi ile takviyeli numunelerde tane sınırlarında, Ti elementi ile takviye edilen numunelerde ostenit faz içerisinde, Co elementi ile takviye edilen numunelerde ise tane sınırı ve ostenit fazı içerisinde olduğu tespit edilmiştir. Enerji girdisinin yükseltilmesi ile $M_{23}C_6$ karbürlerinin mikroyapıda daha fazla çözünerek, Cr elementi açısından daha homojen bir yapının olduğu gözlenmiştir.

Numuneler içersinde en yüksek sertlik ve en iyi aşınma direnci Ti elementi ile takviye edilerek yüzeye alaşımlandırılan ostenitik paslanmaz çelik numunelerde görülmüş, bunu Mo ve Co elementi takviyeli numuneler izlemiştir.

Anahtar Kelimeler: Yüzey alaşımlama, GTA, Adhesiv aşınma, Abrasiv aşınma, paslanmaz çelik tozu

ABSTRACT

PhD Thesis

INVESTIGATION INTO THE EFFECT OF CARBIDE CONTENT ON WEAR RESISTANCE OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL POWDER COATED LOW AND MEDIUM CARBON STEELS BY TIG METHOD

M. Sabri GÖK

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

2008, Page: 125

In this study, low and medium carbon steel surfaces were alloyed with different powders by using tungsten inert gas (TIG) process. The microstructures and wear properties of the alloyed zones were investigated. In the experimental study, low and medium carbon steel surfaces were coated with stainless steel powder alloyed with cobalt, molybdenum and titanium, respectively. Following the surface alloying, conventional characterization techniques, such as optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS) and X-ray diffraction were employed for studying the microstructure of the alloyed zone. Hardness measurements were performed across the alloyed zone and wear properties of the surfaces were evaluated by pin-on-disc abrasive wear and block-on-disc adhesive wear testing method.

As a result of surface alloying applications using GTA process; adhesion between substrate materials and composite powders was obtained successfully at both low (50 A) and high (100 A) energy inputs. However, it was observed that the elements of cobalt and molybdenum did not melt completely at low energy input. It was observed that $M_{23}C_6$ carbides are formed in microstructure and these carbides are present along the grain boundaries in the Mo- reinforced coating, in the austenitic phase in the Ti- reinforced coating and both in the austenitic phase and along the grain boundaries in the Co- reinforced coating. By increasing energy input $M_{23}C_6$ carbides dissolve in microstructure in higher amounts and these carbides are more homogeneously distributed.

It was observed that the highest hardness and wear resistance in both abrasive and adhesive condition among the specimens was obtained from austenitic stainless steel specimens coated with Ti and it was followed by specimens coated with Mo and Co, respectively.

Keyword; Surface alloy, GTA, Adhesive wear, Abrasive wear, Austenitic stainless steels powder.

GİRİŞ

İçerisinde bulunduğumuz yeni yüzyılda teknolojinin baş döndürücü şekilde ilerleme kaydetmesi, 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 sektörlere tribolojik olarak cevap verecek nitelikli malzeme arayışı içerisine girilmiştir.

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. Yüzey kaplama işlemi, son on yıl içerisinde yeni kaplama tekniklerinin gelişmesinde de önemli rol oynamıştır (Holmberg 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., 1996). 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), 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'nın da yüzey modifikasyon yöntemlerinde başarı ile kullanıldığı görülmektedir. Bunun en önemli sebebi olarak da kolay uygulanması, ekonomik olması ve özel yetiştirilmiş elemana ihtiyaç duyulmamasıdır (Buytoz ve diğ., 2005). Çalışma prensibi; ergimeyen ve toryum katkılı tungsten elementinden imal edilmiş bir elektrot ile kaynak edilecek malzeme arasında ark oluşturmak olan yöntemde, kaynak bölgesini korumak için inert bir gaz veya gaz karışımlarından faydalanılır (Juang ve Tarng, 2002; Cary, 1981; Modenesi ve diğ., 2000; Minnick, 1996). Yöntemin amacı maliyeti düşük olan GTA kaynak yöntemiyle, metal yüzeyinde istenilen bileşim ve orana sahip bir kompozit katmanı elde etmektir. Bu tabakaların yüzey mühendisliğinde kullanabilirliği üzerine araştırmalar sürekli olarak devam etmektedir.

Bu çalışmada, düşük ve orta karbonlu çeliklerin yüzeyleri, ostenitik paslanmaz çelik tozları içerisine belli oranlarda katılan titanyum, kobalt ve molibden tozları ile kaplanmıştır. Bu işlem tungsten inert gaz (GTA) yöntemi ile bir nevi yüzey modifikasyonu 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, adheziv aşınma direnci ise block-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 genel aşınma kavramları üzerinde durulmuş, üçüncü bölümde yüzey kaplama yöntemi başlığı altında son zamanlarda malzeme bilimciler tarafından çok kullanılan ve bilimsel çalışmalara konu olan bölüm ve kompozit malzemelerin kaplamacılıktaki kullanım alanlarına değinilmiş, dördüncü bölümde, ostenitik paslanmaz çelik ve numune hazırlamada kullanılan alaşım elementlerinin özelliklerinden bahsedilmiştir. Beşinci bölümde, yüzey kaplama teknikleri; altıncı bölümde, genel literatür çalışması yapılmış ve yedinci bölümde deneysel çalışmalar açıklanmıştır. Sekizinci bölümde, deney sonuçları ve düşünceler tartışılarak, dokuzuncu bölümde öneriler sunulurken sonuca bağlanmıştır. Onuncu bölümde ise tezin yazımında faydalanılan kaynaklar verilmiştir.

2. AŞINMA

Günümüz sanayisinde yaygın olarak kullanılan tribolojik sistemlerde korozyon ve yorulma sorunlarıyla birlikte görülen üçüncü büyük bir problem daha vardır. Bu da aşınma olayıdır. Aşınma olayı teknik bir problem olduğu kadar ekonomiyi de yakından ilgilendirir duruma gelmiştir. A.B.D. de yapılan bir araştırma sonucunda, çeşitli aşınma mekanizmalarıyla meydana gelen malzeme kaybının mali değerinin yıllık yüz milyar dolar olduğu tespit edilmiştir. Bu da brüt milli hasılanın % 6-7'sini oluşturmaktadır.

Teknik anlamda aşınma; cisimlerin yüzeylerinde, mekanik etkenlerle (mekanik bir sebep veya mekanik bir enerji) 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 (1976) aşınma; Kullanılan malzemelerin yüzeylerine gaz, sıvı ve katıların teması neticesinde çeşitli etkenlerle malzemenin yüzeyinden mikro tanelerin kopması sonucu meydana gelen yüzey bozulması olarak tanımlanmıştır.

Yukarıdaki tanımlardan da anlaşılacağı üzere, aşınma olayını bir tarif olarak vermektense, aşınma olayını niteleyen bazı şartları ve kriterleri belirtmek daha uygun olacaktır.

Malzemedeki yıpranma olayının aşınma sayılabilmesi için aşağıdaki şartların sağlanması gereklidir.

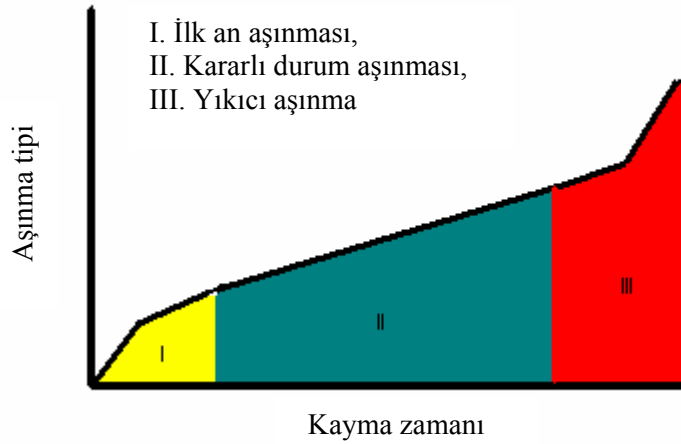
1. Mekanik bir etkinin olması,
2. Sürtünmenin olması (izafi hareket),
3. Yavaş fakat devamlı olması,
4. Malzeme yüzeyinde değişiklik meydana getirmesi,
5. İstenilmediği halde meydana gelmesi.

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.

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 (Modern Tribology Handbook, 2001).



Şekil 2.1. 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.

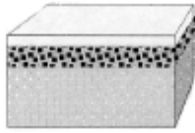
III- Yıkıcı aşınma safhası: Aşınma oranlarının çok yüksek olduğu ve malzemelerin yüzeylerinde sistemin çalışmasına engel olacak kadar ağır hasarların meydana geldiği safhadır.

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

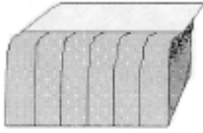
Triboloji; sürtünme, yağlama ve aşınma kavramlarını kapsar. Tribolojik sistem ise; karşılıklı etkileşen elemanlarda (esas malzeme, karşı malzeme, ara madde) hız, termal şartlar ve

yükün bileşimiyle meydana gelen aşınma olayını inceler. Tribolojide önemli olan yüzey hasar tipleri Şekil 2.2.' de gösterilmiştir. Bunlar;

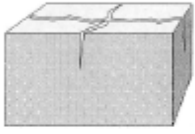
1. Yüzeyde yapısal değişimler,
2. Plastik deformasyon,
3. Yüzey çatlakları,
4. Korozyon,
5. Aşınma,
6. Malzeme kazanımı.



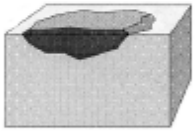
Yüzeyde yapısal değişimler.



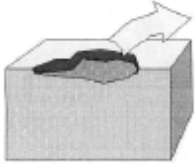
Plastik deformasyon.



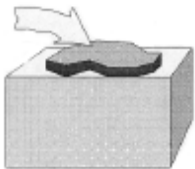
Yüzey çatlakları.



Korozyon.



Aşınma.

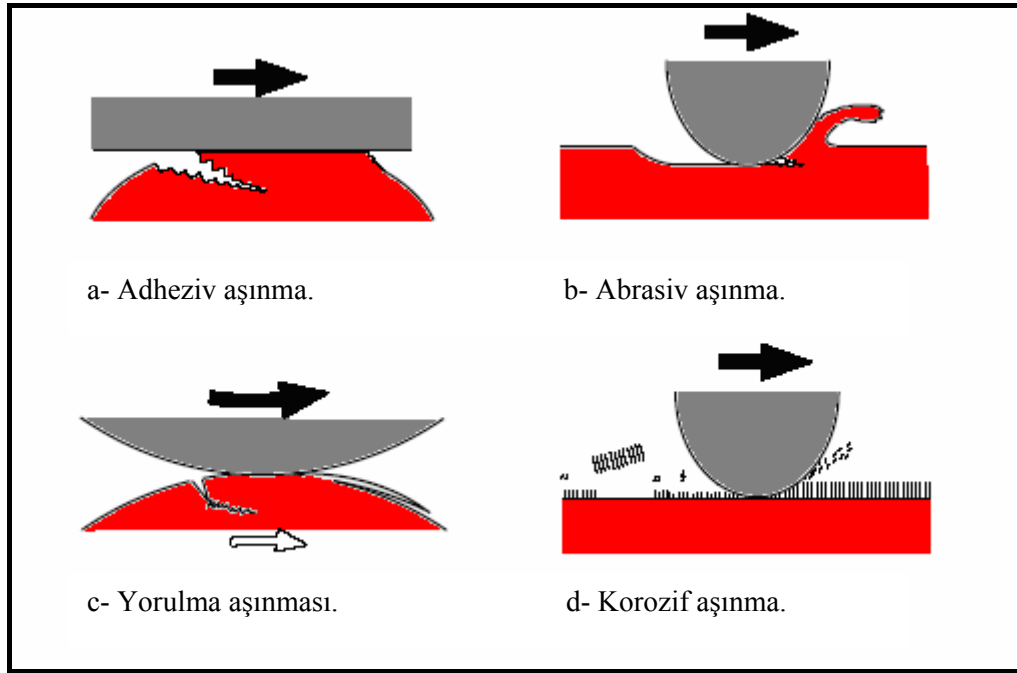


Malzeme kazanımı.

Şekil 2.2. Yüzey hasarları ve aşınmanın sınıflandırılması (Modern Tribology Handbook, 2001).

DIN 50320' de belirtildiği üzere aşınma mekanizmalarını dört ana grupta toplanabilir. Şekil 2.3. Bunlar;

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



Şekil 2.3. Dört ana aşınma mekanizmasının şematik gösterimi (Modern Tribology Handbook, 2001).

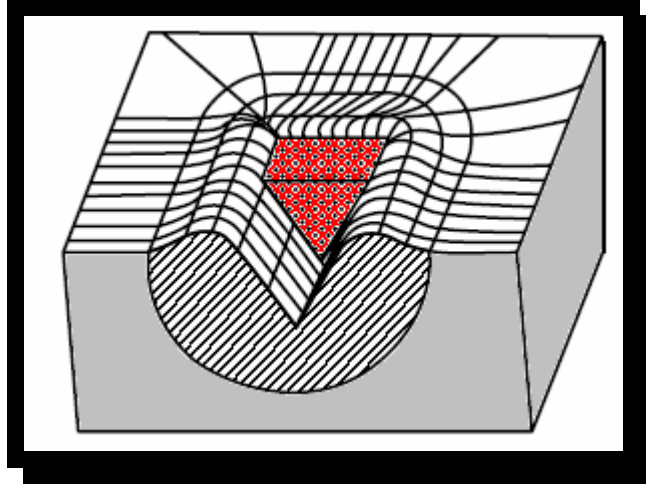
2.1. Abrasiv Aşınma

Abrasiv aşınma; sert partiküllerin veya sert şişliklerin, karşı malzemenin yüzeyinden parça kaldırarak aşınmasına sebep olması şeklinde tanımlanabilir. Tablo 2.1.'de abrasiv aşınmada etkili olan faktörler verilmiştir. Bu tabloda da anlaşılabileceği 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 2.1. 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

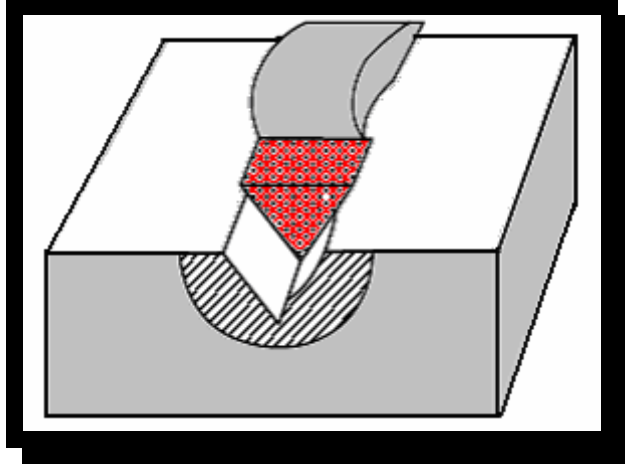
Sürülme aşınması, oradan geçen bir abrasiv partikülün malzemeyi aşındırması olayıdır. Bu tip aşınmada malzeme yüzeyinden direkt olarak malzeme koparılmaz. Önce bitişik sırtlar şeklindeki oluklar meydana gelir, sonra bu sırtlar ikinci bir abrasiv partikül tarafından malzeme yüzeyinden koparılır Şekil 2.4.



Şekil 2.4. Mikrosürülme aşınma mekanizması.

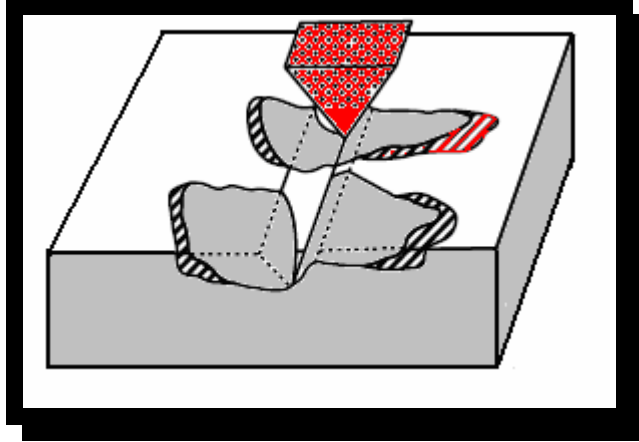
Kesilme aşınmasında, aşınan malzemeler yüzeyden aşınma atıkları veya mikro yongalar şeklinde ayrılırlar. Bu aşınma tipi alışılagelmiş talaş kaldırma işlemi anımsatır (Şekil 2.5).

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 artırarak dökülmelere sebep olurlar (Şekil 2.6).



Şekil 2.5. Mikrokeseleme aşınma mekanizması.

Aşınmada; sürülme ve kesme mekanizmalarında plastik deformasyon etkin rol oynarken, diğer etkin rol oynayan mekanizma kırılmadır. 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 2.6. 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.

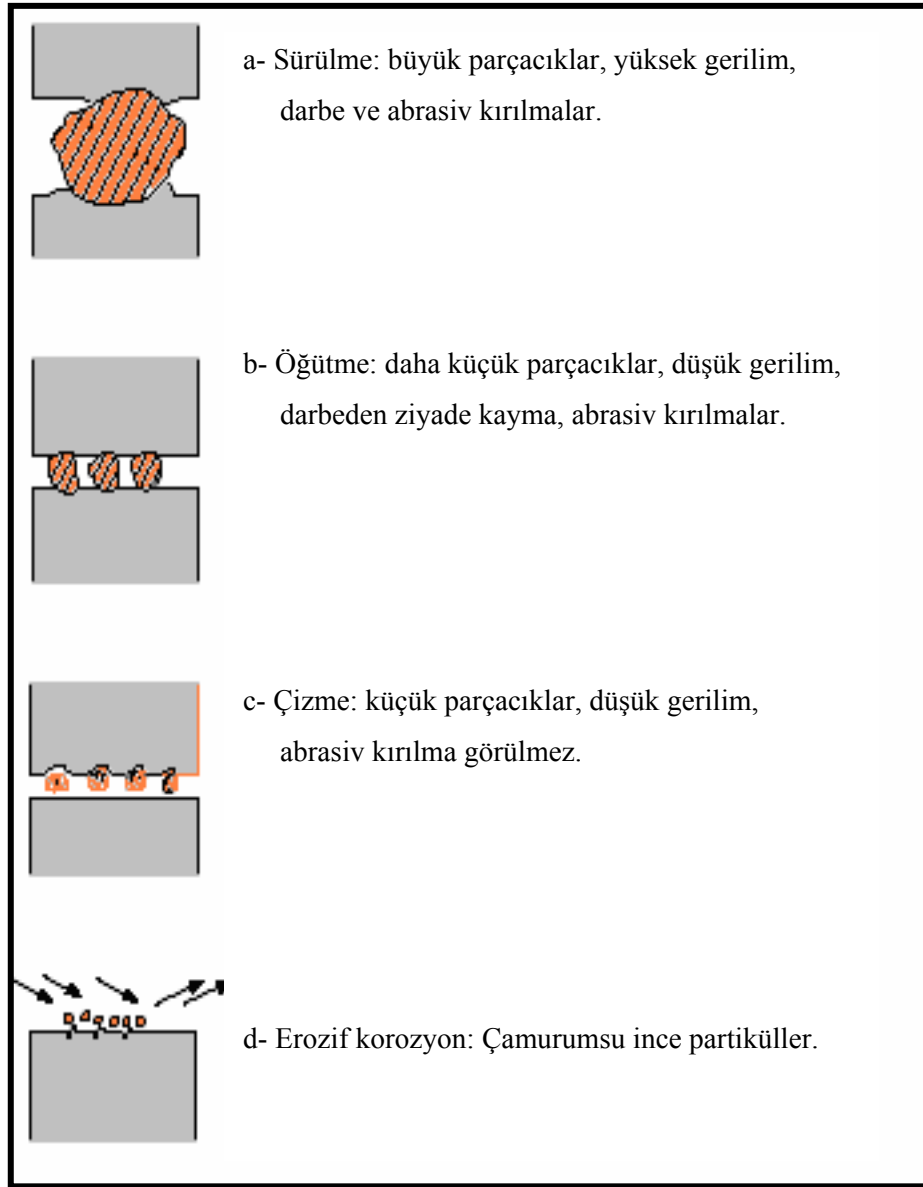
2.1.1. Abrasiv Aşınma İçin Genel Sınıflandırma

Abrasiv aşınma; kazı makineleri, 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'dan, 1988) daha kapsamlı bir sınıflandırılması yapılmıştır. Bu sınıflandırma Şekil 2.7'de verilmiştir.

Sürülme aşınması: Bu aşınma tipinde, yüzeye batan abrasiv partiküller, yüksek gerilim altında hareket ederek yüzeyi aşındırırlar Şekil 2.7-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 2.7-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 2.7-c. (Mutton, 1988).



Şekil 2.7. Dört tip abrasiv aşınma mekanizmasının şematik gösterilmesi (Mutton, 1988).

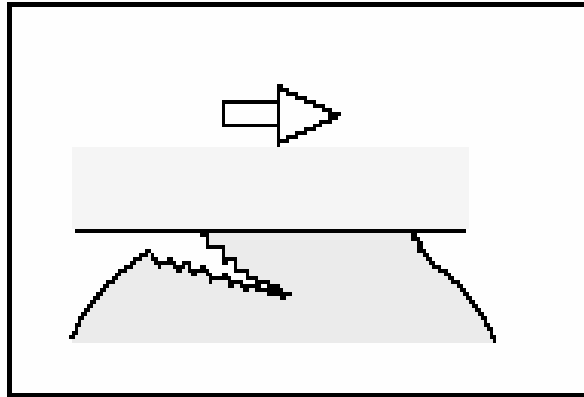
Erozif-korozyon aşınması: Sulu veya içerisinde sıvı bulunan ortamlarda korozyon da aşınmada etkili olur. Her gün malzemelerin yüzeylerinden eroziv-korozyon aşınmasıyla malzeme kaybı meydana gelmektedir. Bu tip aşınma özellikle maden sektöründe kullanılan veya kumlu ortamda çalışan pompalarda, oluklu hatlarda, pervanelerde, hidrolik ve pinomatik taşıyıcılarda sıklıkla görülür (Şekil 2.7-d).

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 2.8’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.

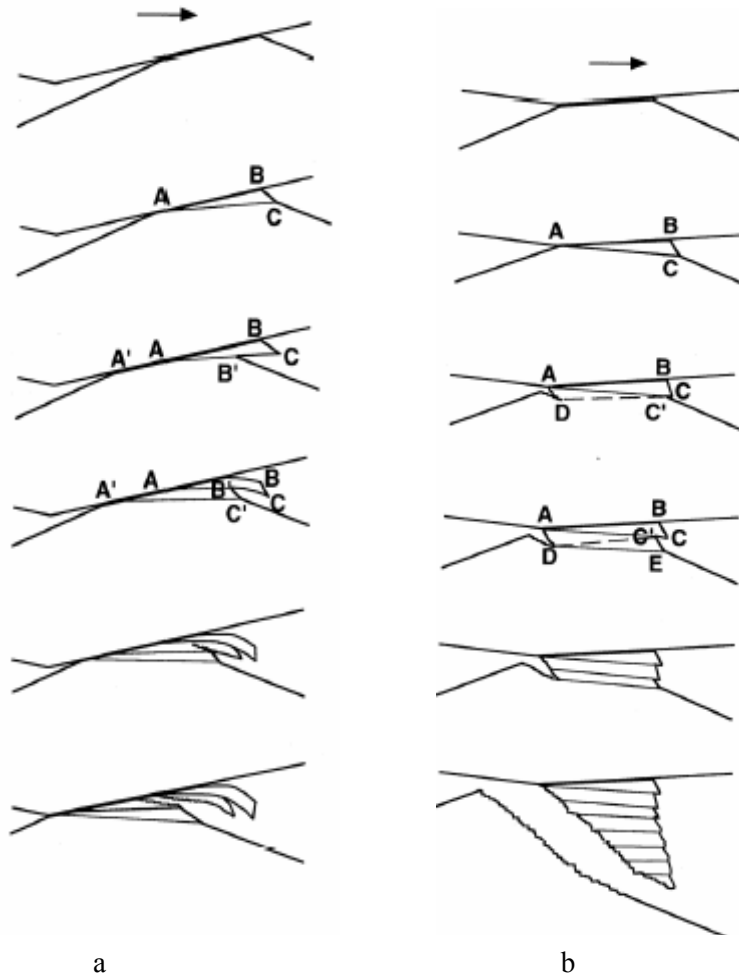


Şekil 2.8. Adheziv aşınmada malzeme yüzeyinden parça kopması.

2.2.1. Adheziv Aşınma Modeli

Kuvvetli adheziv bağlar ile etkileşim içerisinde olan çiftler arasında yük ve açıl kesme kuvvetlerine bağlı olarak, etkileşim bölgelerinde kayma düzlemleri meydana gelir. Bu kayma düzlemleri zamanla plaka-tipi kayma düzlemlerini oluştururlar (Şekil 2.9-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 2.9-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 2.9. Adheziv aşınmanın meydana gelmesi (Kayaba ve Kato, 1981).

2.3. Koroziyon Aşınma

Abrasiv aşınma ile kimyasal maddelerin birlikte meydana getirdiği aşınma şeklidir. Aşınan yüzeyler, aynı zamanda koroziyon etkilere de uğrarsa, buna koroziyon aşınma denir. Kimyasal koroziyon 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 kırılmalı ve yüzeye gevşek bağlı ise, aşınma büyük miktarda hızlanır. Çünkü sürtünme hareketi sırasında filmler çatlar ve malzemeye bağlı oldukları yerden koparlar (Korkut, 1997).

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 çözümlerin olmasıyla meydana gelir (Fischer ve diğ., 1989).

2.5. Aşınmanın Fiziksel Görünüşe Göre Sınıflandırılması

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 artırıcı yönde etkiler. Metal olmayan sert malzemelerde aşınma metallere 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.

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.

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.

2.6. Aşınmanın Aldığı Özel Adlar Vasıtasıyla Sınıflandırılması

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).

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.

2.7. Aşınma Deneyleri ve Ölçüm Metotları

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.

$$W_a = \Delta G / d \cdot M \cdot S \quad (\text{mm}^3 / \text{N.m}) \quad (\text{Ulutan, 2007})$$

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

$$\Delta G : \text{Ağırlık kaybı} \quad (\text{mg})$$

$$M : \text{Yükleme ağırlığı} \quad (\text{N})$$

$$S : \text{Aşınma yolu} \quad (\text{m})$$

$$d : \text{Cismin yoğunluğu} \quad (\text{gr/cm}^3)$$

olarak verilmiştir. Aşınma oranının (W_a) tersi aşınma direnci (W_r) olarak gösterilir. $W_r = 1 / W_a (\text{Nm/mm}^3)$ olur.

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 $-1 +1 \mu\text{m}$ duyarlılıkta ölçülmelidir. Bu metot kullanım zorluğundan tercih edilmez.

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)

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.

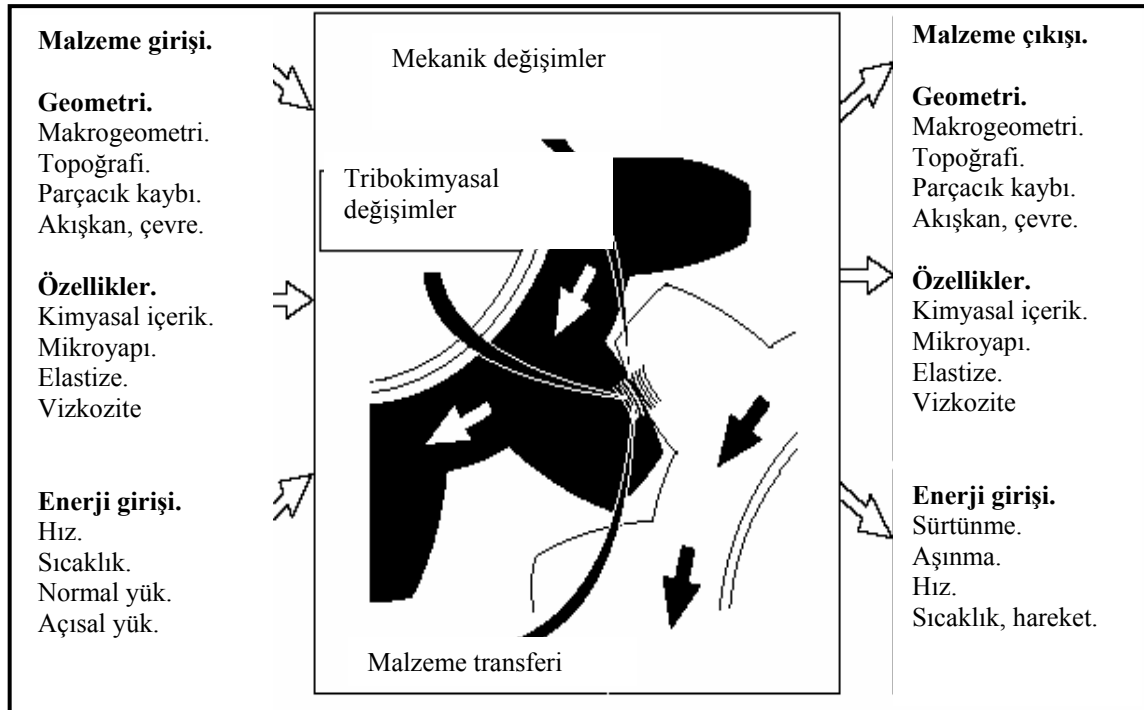
3. YÜZEY KAPLAMA

3.1. Kaplanan Yüzeylerde Tribolojik Etkileşim Mekanizmaları

Nisbi bir hareketle etkileşim içerisinde olan yüzeylerin tribolojik özelliklerinin anlaşılabilmesi için sisteme ait bazı girdi ve çıktıların iyi bir şekilde değerlendirilmesi gereklidir. (Holmberg ve Matthews, 1994). Girdi verileri; sistemin başlangıç noktasındaki tribolojik etkileşim analizleri için kullanılmaktadır. Bunlar;

1. Hem makro hem de mikro ölçekte etkileşim geometrisi,
2. Farklı bölümleri kapsayan malzeme özellikleri, mikroyapı ve kimyasal kompozisyon,
3. Çevresel parametrelerdir.

Diğer girdi verileri, enerji parametreleri ile ilgilidir ve bunlar; normal yük, hız, açısal kuvvetler ve sıcaklıktır (Şekil 3.1).



Şekil 3.1. Etkileşimli yüzeylerde mekanik ve tribokimyasal değişim(Modern Tribology Handbook, 2001).

Tribolojik işlem; iki yüzeyin birbirleri üzerinde nisbi hareketi sonucunda meydana gelir. Bu işlem esnasında girdi verilerinde fiziksel ve kimyasal kanunlara uygun olarak malzemelerde fiziksel ve kimyasal değişimler oluşur. Zamanın bir fonksiyonu olarak da tribolojik işlem malzeme kompozisyonunda ve geometrisinde değişime sebep olurken ortaya çıkan enerjinin de; sürtünme, aşınma, hız, sıcaklık, ses ve dinamik davranışlar üzerinde etkisi olur. İki yüzeyin birbirleri üzerinde nisbi hareketi sonucunda meydana gelen tribolojik işlemin bütünü çok kompleks bir yapıya sahiptir. Çünkü bu işlem kendisiyle eş zamanlı olarak meydana gelen farklı seviye ve tipteki sürtünme, aşınma ve deformasyon mekanizmalarını kapsar. Ayrıca, tribolojik sistemin daha iyi anlaşılabilmesi için, ara yüzey hareketlerinin de anlaşılması gereklidir. Tribolojik değişimleri analiz etmek için, bu değişimleri dört farklı kategoriye ayırmak mümkündür.

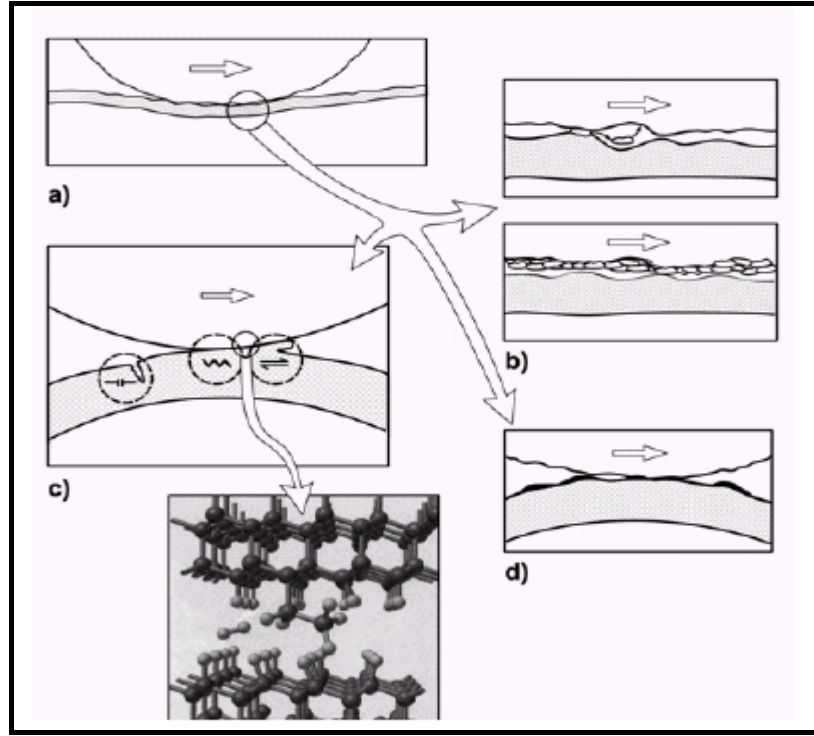
1. Makro ve mikro seviyedeki mekanik etkiler,
2. Kimyasal etkenler,
3. Meydana gelen malzeme transferi,
4. Son zamanlarda artan bir ilgi ile çalışma alanı bulan moleküler seviyedeki tribolojik davranışların incelenmesidir. Bu nanofiziksel etki olarak da bilinir (Bhushan, 1999).

3.2. Makromekanik Sürtünme ve Aşınma Mekanizmaları

Makromekanik tribolojik mekanizma, sürtünme ve aşınma olayı olarak tanımlanır ve bütün etkileşim süresince; gerilim ve şekil değişiminde, elastik ve plastik deformasyonda, aşınan partiküllerin şekillenme prosesi ve bunların dinamiği ile yakından ilgilidir. Yüzeylerinden biri veya her ikisi kaplanmış iki malzeme birbirleriyle etkileşirse, tribolojik davranışlarının kontrolünde dört ana parametre rol oynar. Bunlar;

1. Kaplama ve yüzeyi kaplanan malzeme sertlikleri arasındaki ilişki,
2. Kaplama kalınlığı,
3. Yüzey pürüzlülüğü,
4. Etkileşim artıklarının büyüklükleri ve sertlikleridir. Bu artıklar sistem içerisinde üretildiği gibi, artıkların sisteme dışarıdan girmeleri de mümkündür.

Bu dört parametre arasındaki ilişki bir çok farklı etkileşim şartlarında meydana gelmektedir ve bunlar ayrıcalıklı tribolojik etkileşim mekanizmaları olarak Şekil 3.2.' de karakterize edilmişlerdir (Holmberg ve diğ., 1993).



Şekil 3.2. Tribolojik etkileşim mekanizmaları: (a) Makromekanik, (b) Malzeme transferi, (c) Mikromekanik, (d) Tribokimyasal, (e) Nanofiziksel (Bhushan, 1995).

3.3. Mikromekanik Tribolojik Mekanizmalar

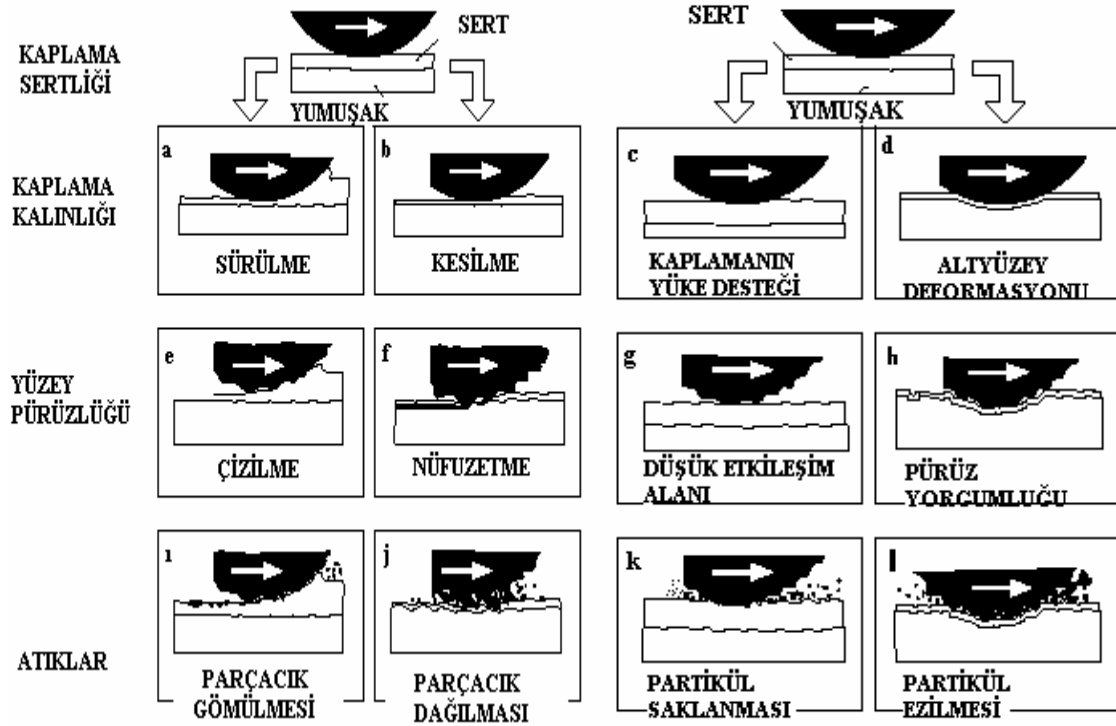
Mikromekanik tribolojik mekanizma Şekil 3.2.c.'de görüldüğü gibi, pürüzler üzerindeki gerilim ve şekil değişimi, çatlakların oluşumu ve yayılması, etkileşim içerisinde olan yüzeylerden malzeme koparak serbest kalması ve bu kopan malzemelerin şekillenmesi olarak tarif edilebilir. Birbirleriyle etkileşim içerisinde olan tipik bir mühendislik malzemesinde bu anlatılan olay 1 μm 'lik veya daha düşük bir boyutta gerçekleşmektedir.

Kesme ve kırılma, çatlakların ilk kez çekirdeklenmesinde önemli rol oynayan iki temel mekanizmadır. Bu çekirdekler zamanla yayılarak etkileşimli yüzeylerde malzemenin serbest kalmasına, aşınma izi ve aşınma partiküllerinin şekillenmesine yardımcı olurlar. Bu mekanizmalar deneysel olarak çözümlenmiştir (Argon, 1980; Suh, 1986). Berthier ve

arkadaşları (1989) mikromekanik tribolojik mekanizmalara, hıza bağımlı olarak yaklaşıarak çözümler getirmeye çalışmışlardır. Şekil 3.3’de ise, sürtünmeye bağlı olarak mikromekanik tribolojik oluşumlara modellemeler yapılmıştır.

3.4. Kaplanmış Yüzeylerin Tribokimyasal Mekanizmaları

Yüzeylerin birbirleriyle etkileşerek kaymaları ve bu kaymaların belli periyotlar altında devam etmeleri sonucunda etkileşimli yüzeylerde kimyasal reaksiyonlar meydana gelir. Bunun sonucu olarak da kompozisyonun en dış yüzeyindeki katmanın kimyasal ve mekanik özellikleri değişir. Bu olay hem sürtünmede hem de aşınmada kayda değer bir etkiye sahiptir. Çünkü bu esnada yüzeyde kesme, çatlama ve pürüzlerin sürülmesi gibi olaylar meydana gelmektedir (Gee ve Jennet, 1995). Etkileşimli yüzeyler üzerinde meydana gelen kimyasal reaksiyonlar kuvvetli olarak yüksek lokal basınçlardan ve yüksek sıcaklıklardan etkilenmektedir.



Şekil 3.3. Farklı mekanizmalar için makromekanik etkileşim şartları (Holmberg, 1992).

3.5. Yumuşak Üst Yüzeylerde Kesme İle Azalan Sürtünme

Yumuşak kaplamalarda, kaplama kalınlığının sürtünmede kazıyıcı rol oynayan bileşenler üzerinde büyük etkisi vardır. Şöyle ki, kaplama filmi kalınlığı yeterli olduğunda, filmin üzerinde meydana gelen kazınmanın etkisi küçük olur (Şekil 3.3.b). Bu durumda sürtünme, filmin kesilme mukavemeti ve etkileşim alanıyla belirlenir. Bu özellikler yüzey altı malzeme deformasyonu ile de yakından ilgilidir (Roberts, 1990). Kaplanmış yüzeyler üzerinde plastik deformasyon yöntemiyle olukların meydana getirilmesinde başlıca aşınma etkilidir (Şekil 3.4.a). Fakat daha ince kaplama filmlerinde, sürekli kaymalar adheziv ve yorulma aşınmasında olduğu gibi kaplamanın kompaktanması ile sonuçlanabilir (Şekil 3.4.b). Yumuşak kaplamalar sürtünme katsayısını düşürdüğü gibi, yüzeydeki gerilim de azaltır. Bu da istenilmeyen yüzey çatlaklarını önleyerek, bunun sonucu meydana gelen sert aşınmayı önler (Spalvins ve Sliney, 1994).

3.6. Sürülme Sürtünmesi

Yumuşak kaplamalarda artan kaplama kalınlığı ile birlikte sürtünme de artar. Bunun sebebi, yumuşamadan dolayı temas halindeki yüzeylerde etkileşim alanının çoğalarak, kaplama filmi üzerinde meydana gelen elastik ve plastik deformasyonları arttırmasıdır Şekil 3.3.a. Sürtünmedeki bu artış, kurşun filmlerde (Tsuya ve Takagi, 1964), altın filmler için (Takagi ve Liu, 1967); gümüş filmler için (El-Sherbiny ve Salem, 1984) ve MoS_2 filmler için (Aubert ve diğ., 1990; Wahl ve diğ., 1998) tarafından deneysel olarak gösterilmiştir.

Çok kalın yumuşak kaplamalarda sürülme mekanizması, sert bir çizici tarafından yüzeyi çizilen yumuşak matrise sahip malzemenin sürülme özelliği ile benzerlik gösterir. Bu tribolojik mekanizmalar, (Hokkirigawn ve Kato, 1988), gibi bir çok yazar tarafından tanımlanmıştır.

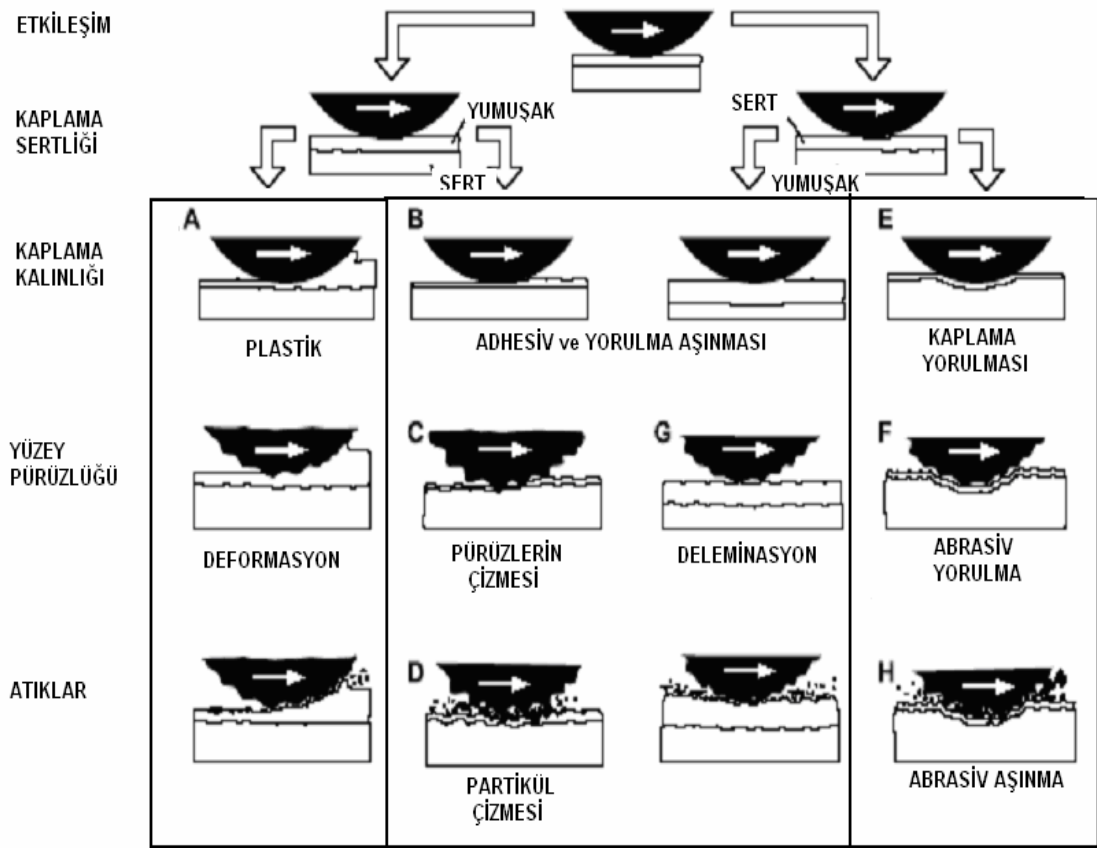
3.7. Yüzey Pürüzlüğünün Etkisi

Şayet yumuşak bir kaplamanın kalınlığı, üzerine kaplandığı malzemenin pürüzlük değerinden fazla olursa, kaplama üzerine uygulanacak yükü taşıyacak mukavemete sahip olacağı için, alt tabakanın pürüzlük değeri ihmal edilebilir (Şekil 3.3.e). Bununla birlikte aşındırıcının pürüzlük değeri kaplama kalınlığından daha fazla olduğunda, kaplamaya bir nüfuziyet olacak (Şekil 3.3.f). ve aşındırıcının alt yüzeydeki malzemeyi çizmeye çalışmasından dolayı sürtünmede dikkate değer bir artış olacaktır. Bu olay (Sherbinery ve Halling, 1977) tarafından deneysel ve teorik olarak tanımlanmıştır. Ayrıca sert pürüzlerin yumuşak kaplamayla

temasları esnasında alt tabakada meydana getirilen olukların aşınma (Şekil 3.4.c). oranına etkilerini gösteren bir model (El-Sherbiny ve Salem, 1984) tarafından geliştirilmiştir.

3.8. Yumuşak Yüzeyler Üzerine Sert Kaplama

Tribolojik uygulamaların birçoğunda, yumuşak alt yüzey üzerine ince sert bir tabakanın kaplanması yaygın ve popüler olarak kullanılmaktadır. Sert kaplamalarda uygun malzeme seçimi ve yüzey dizaynı ile aşınmaya karşı iyi bir koruma ve düşük sürtünme katsayıları elde edilebilir.



Şekil 3.4. Farklı mekanizmalar için makromekanik etkileşim şartları (Holmberg, 1992).

Oldukça yumuşak bir yüzey üzerine çok ince sert bir kaplama yapıldığında (Şekil 3.4.e), ne kaplama ne de yüzeyi kaplanan malzeme üzerlerine uygulanan yükü yeterli bir şekilde destekleyemeyeceklerdir. Bununla birlikte kaplama sahip olduğu sertlikle de orantılı olarak, aşındırıcının alt yüzeye ulaşmasına engel olacaktır. Yani kaplama aşındırıcı ve yüzeyi kaplanan

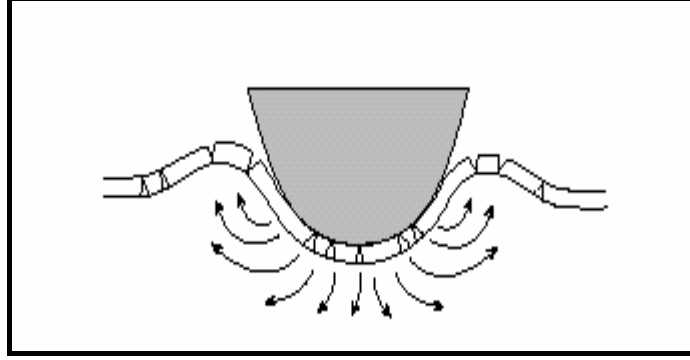
malzeme arasında bir ara tabaka oluşturacak ve alt yüzeyin sürülme aşınmasına maruz kalmasını da önleyecektir. Wang ve arkadaşları (2003), kalınlığı 10 ila 200 μm olan ve silisyum malzeme üzerine kaplanmış çok ince karbo nitrür tabakanın artan kaplama kalınlığı ile nano boyuttaki çizilme sertliğinin de arttığını belirtmişlerdir. Ayrıca Wiklund ve arkadaşları (1999), tarafından son zamanlarda yapılan çalışmalarda artan kaplama kalınlığı ile aşınma direncinin arttığı ve yine Ronkainen ve arkadaşları (1999), tarafından da artan alt yüzey sertliği ile etkileşim alanın azalarak sürtünmenin azaldığını belirtmişlerdir.

Şekil 3.4. f' de gösterilen kayma şartlarında, etkileşim ortamında bulunan sert partiküller, ki bu partiküllerin çapı sert tabaka üzerine yapılan yumuşak kaplama kalınlığından daha azdır, yükün etkisiyle preslenerek yumuşak kaplama içerisine gömülür ve aşınma mekanizmasında rol oynarlar. İnce yüzey kaplamalar için Şekil 3.4.g' de görüldüğü gibi, önemli olan partikül büyüklüğünün kaplama kalınlığından daha büyük veya eşit büyüklükte olması durumudur. Bu durumda partikül kaplamadan sert ama alt yüzeyden yumuşak ise, partikül karşı yüzeyin pürüzleri tarafından tutulacak veya kaplama üzerinde oluklar oluşturacaktır. Bu esnada sürtünmede değişimler gözlenecektir. Şayet etkileşim Şekil 3.4.k' da gösterildiği gibi, sert ve pürüzlü olan bir kayma sisteminin etkileşimi sırasında küçük partiküller bu bölgeye girdiğinde her zaman tribolojik sistemi kötü olarak etkileyeceğinden ve aşınmayı arttıracığından söz edilemez. Çünkü bu partiküller yüzeyde pürüzler tarafından açılan olukların içerisine girerek gizlenirler ve etkisiz eleman gibi iş görürler.

Tribolojik etkileşimlerde aşınma proseslerinin sonucunda etkileşim bölgelerinde atıklar meydana gelir. Kaymalı yüzeyler arasındaki etkileşim bölgesinde meydana gelen bu atıklar sürtünme katsayısının değişiminde önemli rol oynar. (Hwang ve diğ., 1999), tarafından yapılan bir çalışmada, bu araştırmacılar sürtünme katsayısının sürtünen yüzeyler arasındaki aşınma partiküllerinin temizlenmesi veya ara yüzeye partikül ilave edilmesiyle değiştirilebileceği deneysel olarak ispat edilmiştir. Ayrıca bu işlemde partikül boyutunun önemli olduğunu ve partikül oranının o kadar önem taşımadığını belirtilmiştir. Farklı sertliğe sahip (Pb, Zn, Al, Cu, Ni, Ti) malzemeler üzerinde yapılan kayma testi deneylerinde yumuşak ve sert yüzeyler arasında önemli farklılıklar olduğu tespit edilmiştir. Yumuşak ve işlenebilir malzemelerin aşınma atıkları büyük ve bir araya gelme eğilimi gösterirken sert malzemelerin aşınma atıkları daha küçük ve toplanma eğiliminden yoksundurlar. Kaplanmış yüzeylerde sürtünme ve aşınmadan dolayı oluşan atıkların sisteme etkileri partikül büyüklüğü ve şekli ile kaplama kalınlığı ve sertlik ilişkisi ile partikül, kaplama ve yüzeyi kaplanan malzeme sertliği ile yakından ilişkilidir.

3.9. Gerilim Ve Çatlaklar Üzerinde Eğilmenin Etkisi

Etkileşimli yüzeyler üzerinde meydana gelen eğilme, hem kaplamadaki hem de kaplama ile yüzeyi kaplayan malzeme arasındaki gerilimi artırır.



Şekil 3.5. Yumuşak matris üzerine yapılmış sert kaplamanın kırılması. (Holmberg ve diğ., 1994; Voevodin ve diğ., 1995).

Bunun sonucu olarak da yüzeyde meydana gelen kırılma ve çatlak yorgunlukları, kaplama ve yüzeyi kaplayan malzeme için tehlikeli olabilir. Yumuşak alt yüzeylerde çatlaklar kaplamada meydana gelebilir. Bu çatlaklar genellikle etkileşim alanında veya yüzeyi kaplayan malzemenin şişen bölgesinde oluşur (Şekil 3.5). Daha sert alt yüzeyler üzerindeki kaplamalar ise kırılma hasarına uğramaksızın daha yüksek yüklere dayanabilirler (Burnett ve Rickerby, 1987; Miyoshi, 1989).

Artan yüklerde, kalın ve sert kaplamaların eğilmeleri daha az olacağı için yük taşıyabilme kapasiteleri de buna bağlı olarak artar (Şekil 3.4.c). (Rabinowicz, 1967; Roth ve diğ., 1987). Ayrıca kalın ve sert kaplamalar, alt bölgelerine etki eden gerilimin büyüklük ve şeklini değiştirecek etkiye sahiptirler.

Sert bir kaplama üzerinde küresel şekle sahip bir yük kaydırıldığı zaman; sürtünmenin etkisiyle hem sürülme hem de kesilme olayları meydana gelecektir. Bunun sonucu olarak yük, kürenin arkasında gerilim dirençleri ve baskı kuvvetleri oluşurken, kürenin ön tarafında malzeme yığılmaları (şişmeler) meydana gelecektir. Bu da, başlıca sertlik ve geometri ilişkisine bağlı olarak farklı çatlamalara yol açacaktır (Buckley, 1981).

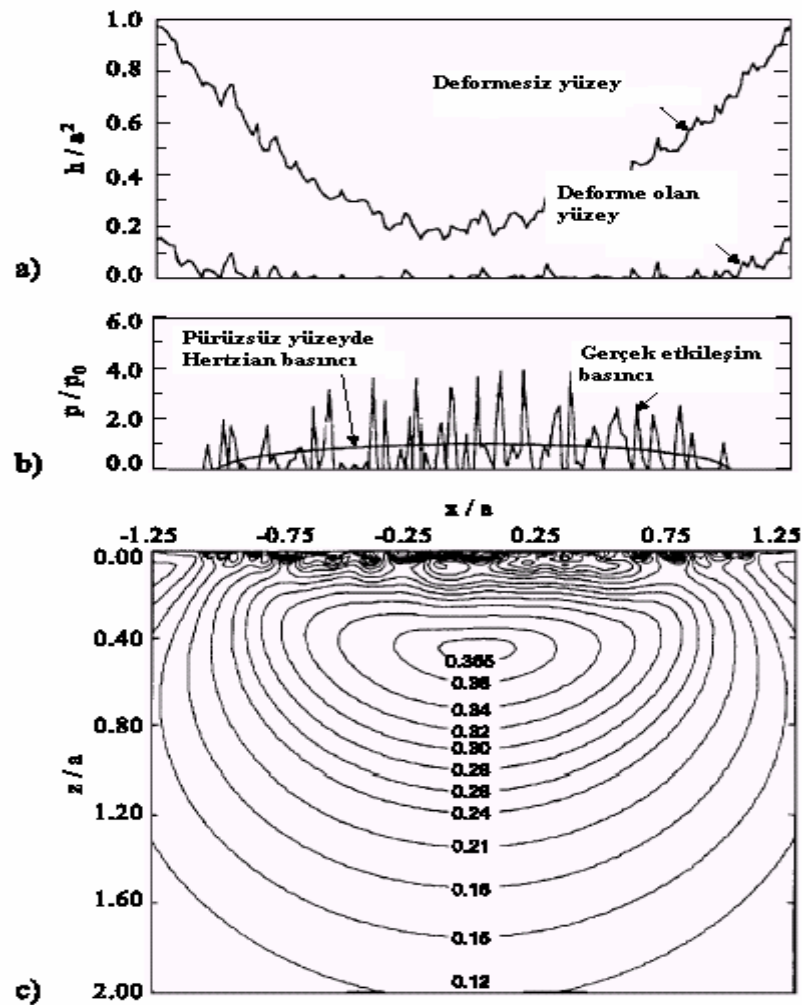
3.10. Kaplamaların Yorulma Ömrü

İnce kaplamaların yorulma ömürleri farklı sebeplere bağlı olarak, kalın kaplamaların yorulma ömürlerinden daha fazla olabilir. Benzer deformasyon şartları altında kalın kaplamalar daha fazla gerilme eğilmesine maruz kalacaktır. Sebebi ise bu tip kaplamaların kolon biçimli

morfolojiye sahip olmalarından dolayı bünyelerinde oluşan çatlakların boyutları geniştir ve bu bazen kritik çatlak boyutunu geçebilir. İnce kaplamalarda ise bu olaya rastlanmaz.

3.11. Kaplama İle Yüzeyi Kaplanan Malzeme Arasındaki Gerilimler

Yumuşak yüzeyler üzerine yapılan sert kaplamaların ara yüzeylerinde oluşan yüksek gerilimler Şekil 3.6' de (Sin ve diğ., 1990) gösterilmiştir. Ara yüzeyin yüksek gerilimlere karşı koyabilme yeteneği, kaplama ile yüzeyi kaplanan malzeme arasındaki adhesyon kuvvetlerine bağlıdır. Sabit veya değişken yükler altında adheziv bağlar kırılarak kaplamadan pul şeklinde aşınma atıkları kopabilir (Miyoshi,1989; Hedenqvist ve diğ., 1990; Hedenqvist, 1991).

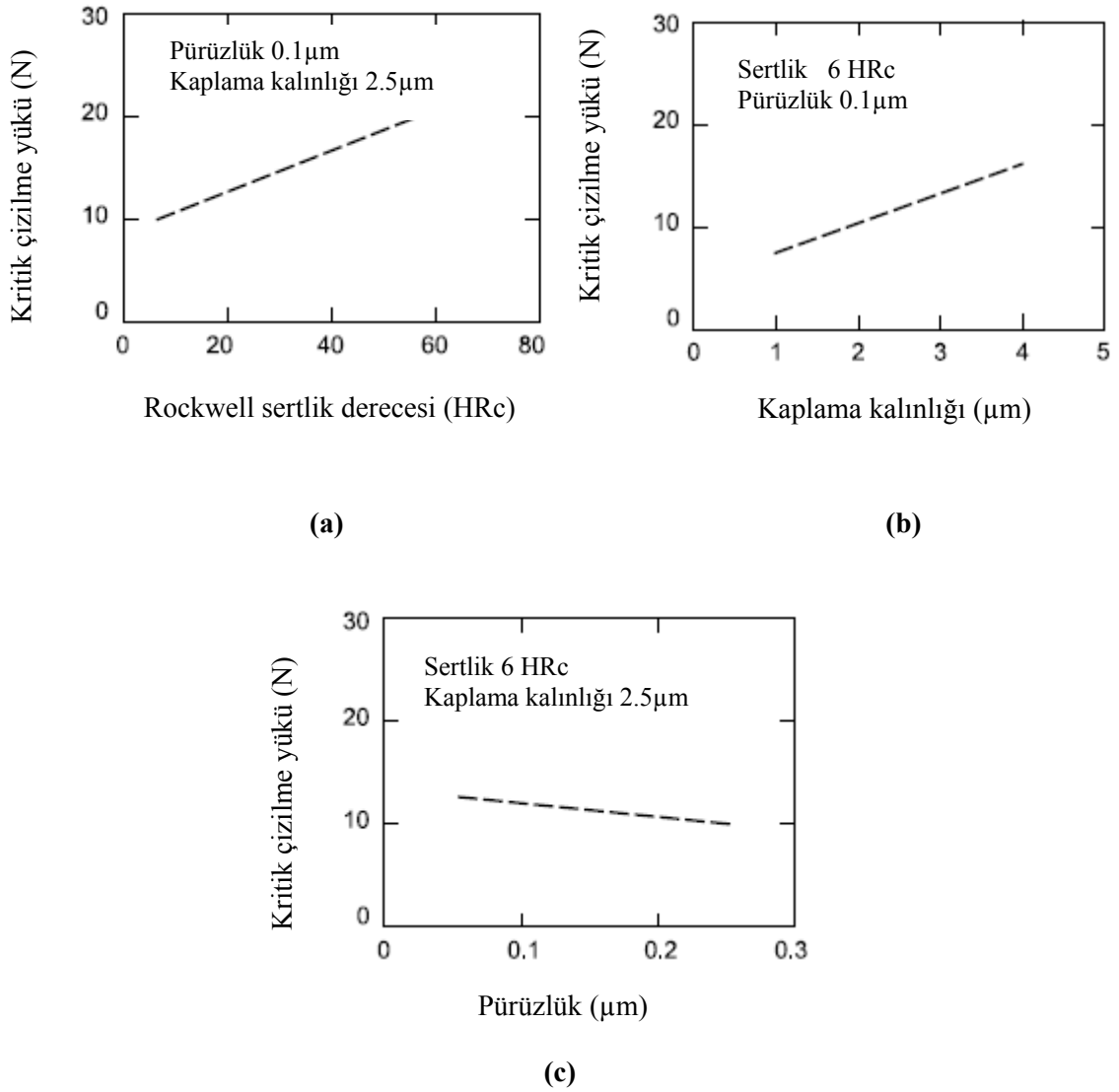


Şekil 3.6. a) Düz bir yüzeyle bir yük altında etkileşimden sonra deforme olmuş ve olmamış bir kürenin yüzey pürüz profilleri, b) Yüzeyi, pürüzlü ve pürüzsüz bir kürenin Düz bir yüzeyle bir yük altında etkileşimden sonra meydana gelen basıncın gösterimi, c) Küre ve düz bir yüzeyin hareket olmadan etkileşimi sırasında meydana gelen basınç değişimi. a- Hertzian (küre) etkileşim yarıçapı, h- yükseklik, z- derinlik, p_1 - basınç, p_0 - maksimum hertzian etkileşim basıncı (Lee ve Jeong, 1998).

3.12. Kaplama Yüzeylerin Yük Taşıma Kapasitesi

Yük taşıma kapasitesi; kaplanmış yüzeylerin tribolojik etkileşimlerde hasara uğramaksızın üzerine uygulanan yüklere karşı koyabilmesi olarak tanımlanabilir. Daha açık bir ifade ile, normal ve açısal yükler altında olan kaplamanın, fonksiyonel özelliklerini kaybetmeksizin gösterdiği mukavemettir (Ronkainen ve diğ., 1998; Ronkainen ve diğ., 1999).

Yük taşıma kapasitesini ölçecek bir metot veya bir standardizasyon mevcut değildir. Bununla birlikte bir çok araştırmacı bu amaç için çizme testi metodunu kullanmaktadır (Valli ve diğ., 1986). Deneyler, kaplanmış yüzeylerde yük taşıma kapasitesinin artan alt yüzey sertliği ve kaplama kalınlığı ile iyileştiğini göstermiştir (Şekil 3.79).

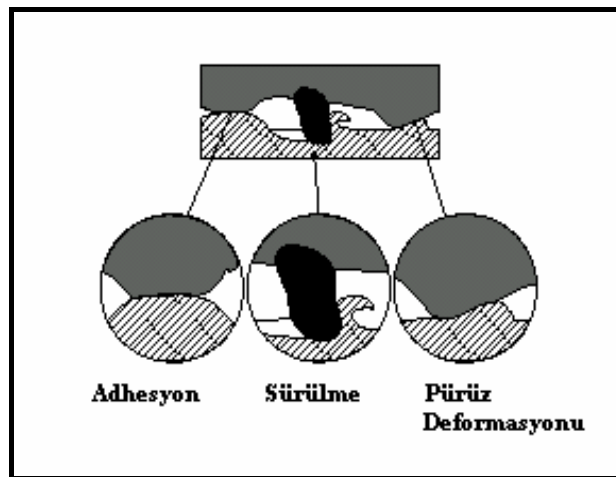


Şekil 3.7. a-Yüzey sertliği, b-Kaplama kalınlığı, c-Yüzey pürüzlülüğünün çizilmeye olan etkisi (Lee ve Jeong, 1998).

Kaplamanın yük taşıma kapasitesi aşıldığında, kaplamada meydana gelecek hasar malzeme özelliklerine ve yüzey parametrelerine bağlı olarak farklı mekanizmalardan meydana gelir (Lee ve Jeong'dan, 1998). Silisyum alt yüzey üzerine 10-200 µm kalınlıkta yapılmış karbonitrür kaplamanın üzerinde, elmas bir aşındırıcı ile yaptıkları kuru kayma aşınması deneylerinde, düşük yüklerde oluklanma olmadığını, yüksek yüklerde ise oluklanmanın yüzeyden malzeme kaldırılması sonucu meydana geldiğini ve 300 MN'u geçen yüklerde ise olukların yüzeyden malzeme transferi şeklinde meydana geldiğini belirtmişlerdir. Bu durumda kaplamada oluk şeklinde meydana gelen hasarlar plastik deformasyon sebebiyle oluşurlar. Daha farklı yükleme durumlarında ise kaplamadaki hasarların bu araştırmacılar tarafından sert kırılma ve pul şeklinde meydana geldiği gözlenmiştir (Lee ve Jedong, 1998).

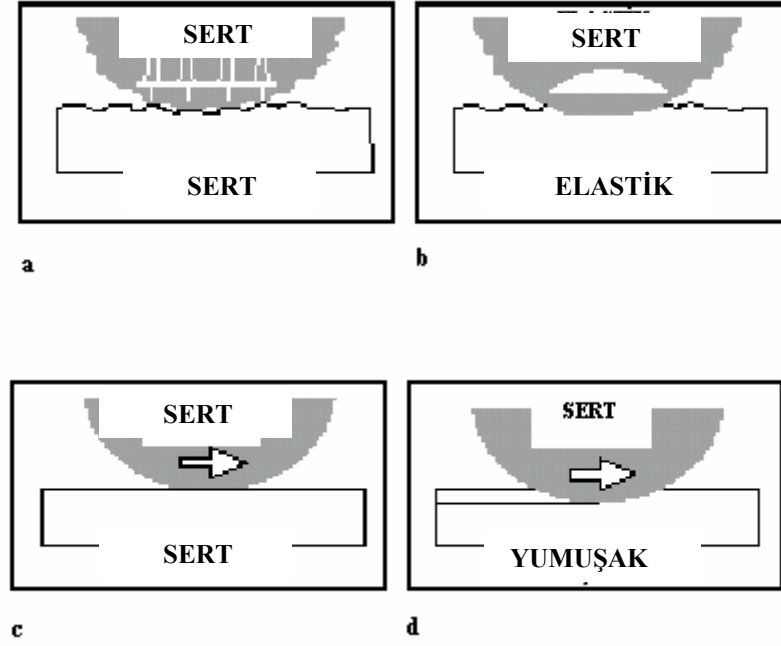
3.13. Mikromekanik Etkileşim

Mikromekanik tribolojik mekanizmalar; pürüz seviyesindeki gerilim ve şekil değişimleri, çatlakların oluşumu ve yayılması, malzeme kaybı ve partikül şekillenmesi ile ilgili olan sürtünme ve aşınma olayları olarak tanımlanır. Tribolojik etkileşimlerde daha önce de bahsedildiği gibi bir yüzeyin diğer bir yüzey üzerinde nisbi hareketi söz konusudur. Bu hareket genellikle kayma, yuvarlanma, kesme veya darbe şeklinde olur. Yüzeyler arasındaki etkileşim esnasında ise sürtünme ve aşınma davranışlarına bağlı olarak malzemede değişimler meydana gelir. Şekil 3.8' de de görüldüğü gibi sürtünme iki yüzey arasındaki adhezyon kuvvetinden, sürülmeden veya pürüz deformasyonundan dolayı meydana gelmektedir.



Şekil 3.8. Kayma sürtünmesinin üç bileşeni; adhezyon, sürülme, pürüz deformasyonu (Holmberg ve diğ., 1994).

Malzemelerin elastikliği, sertliği ve kırılma tokluğu sürtünme ve aşınma direncinde etkili parametrelerdir. Bu hem mikro hem de makro ölçekte geçerlidir. Makro ölçekte, elastik malzemelerin pürüzlü yüzeyleri uygulanan yük ile deforme olur. Böylece yük iki yüzey arasında çok daha geniş alana yayılarak, malzemelerde daha düşük yüzey basıncına yol açar (Şekil 3.9. a – b). Yüzeyler üzerindeki yük kaldırıldığında zaman, yüzeyler orijinal şekillerine geri dönerler.



Şekil 3.9. Kaymalı etkileşimlerde enerji birikiminin dört modeli (Modern Tribology Handbook, 2001).

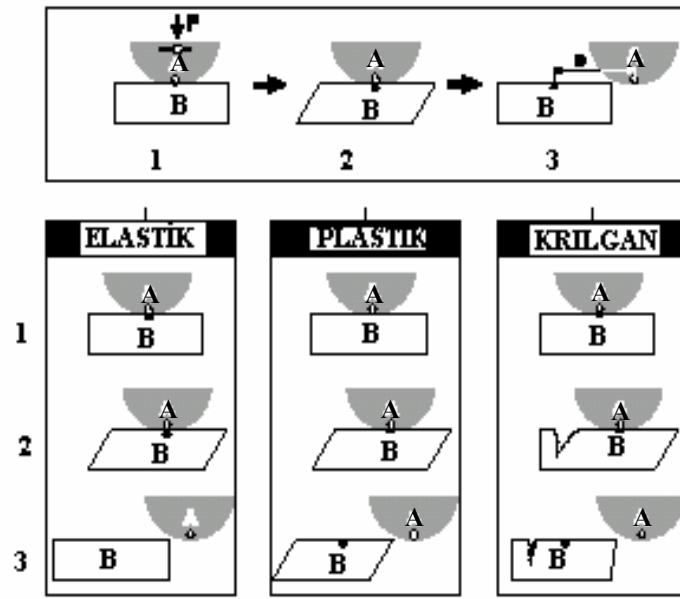
Kayma ve yuvarlanmada, malzemenin sertliği aynı zamanda yük taşıma kapasitesini gösterir. Küre şeklindeki bir aşındırıcı, yumuşak bir yüzey üzerinde kaydırıldığında zaman; yüksek oranda aşınma ve sürtünmeye bağlı olarak malzemede çizilme veya sürülme meydana gelir. Malzemenin sertliği arttıkça aşınma ve sürtünme düşeceği için, sürülme hareketi de azalır (Şekil 3.9. c – d).

3.14. Yüzeylerdeki Enerji Uyumu

Bir yüzey diğer bir yüzey ile yüklendiğinde zaman, iki yüzeyin geometrik yapıları etkileşim içerisine girer ve yüzeyler üzerindeki basınç yine yüzeyler üzerinde gerilime sebep olur. Godet, (1989), etkileşim içerisinde bulunan sistemlerde, hız uyumu görüşünü beyan etmiştir. Bu

görüŖte etkileŖim içerisindeki malzemelerde, elastiklik, plastiklik, kırılma ve yuvarlanma davranışları, sürtünme ve aşınma için önem arz etmektedir. Devam eden çalışmalar sonucunda seramik veya metalik kaplanmış yüzeylerin aşınma davranışları için enerji uyumu fikri sunulmuş ve bu fikirde; elastiklik, plastiklik ve kırılma tokluğu parametreleri üzerinde durulmuştur.

şekil 3.10'da aşındırılan malzemenin aşınmaya karşı koyma mekanizmaları da göz önünde bulundurularak, temel aşınma mekanizmaları tanımlanmaya çalışılmıştır.



şekil 3.10. Düz bir yüzey üzerinde hareket eden kürenin deformasyon mekanizmaları
(Modern Tribology Handbook, 2001).

Birinci mekanizmada, küre üzerinde bulunan A noktası ve alt yüzey üzerinde bulunan B noktasının etkileŖim içerisinde bulundukları dşnlsn. st yüzey (küre) belli bir mesafe sağa doğru hareket ettiğinde, hareket eden A noktası ile birlikte B noktası da harekete geçecektir. Bunun sebebi yüzeyler arasındaki adhezyon kuvveti ve i kilitlemedir. B noktasının bu hareketi alt yüzeydeki malzemenin tepki vermesi sonucu gerçekleşmektedir. Malzemedeki bu tepkiyi  bileşene bölmek mümkündür;

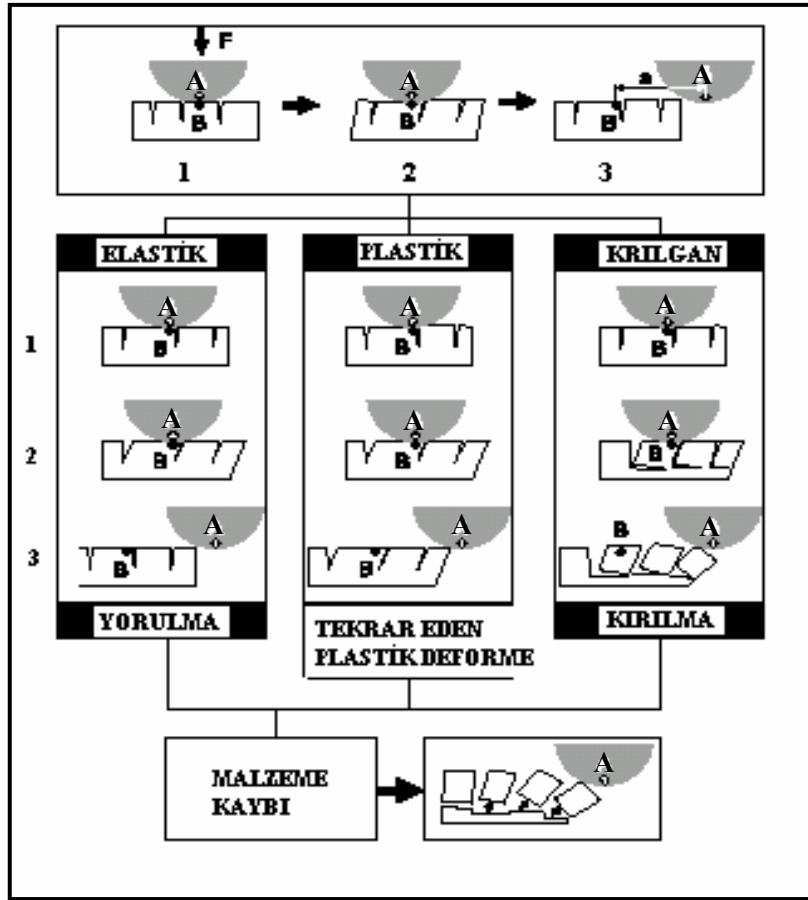
1. Elastik deformasyon,
2. Plastik deformasyon,
3. Gevrek kırılma.

Elastik davranış durumunda; B noktası A noktası ile birlikte akış gösterecek ve yüzeyler arasındaki etkileşim kesildiğinde, B elastik bir şekilde orijinal pozisyonuna geri dönecektir. Bu süreçte $\text{iş} = \text{yük} \times \text{hareket mesafesi}$ olacak ve ısı olarak sistemden atılacaktır. Malzeme tepkisini gösteren ana parametre Young modülü E ’ dir.

Plastik davranış durumunda; B noktası A noktası ile birlikte akış gösterecektir. Yüzeyler arasındaki etkileşim kesildiğinde, alt (düz) yüzeydeki şekil değişikliği orijinal pozisyonuna geri dönmeyecek ve deformasyon kalıcı olacaktır. Bu prosesteki iş kalıcı malzeme değişikliği ve ısı transferi olarak gerçekleşecektir. Bu durumda malzeme tepkisini gösteren ana parametre malzemenin kesme mukavemeti (τ) olacaktır.

Gevrek kırılma durumunda; B noktası yine A noktası ile birlikte hareket eder. Bu hareketin sonucunda alt yüzey sol kenarından çatlamaya başlar. Sistemdeki iş ısı enerjisi olarak transfer edildiği gibi çatlakların şekillenmesi için de kullanılır. Malzeme tepkisini gösteren ana parametreler kırılma tokluğu veya daha spesifik olarak, mikroyapısal kısa çatlakların oluşması için kritik gerilim yoğunluğudur.

Buraya kadar anlatılan etkileşim olaylarında her iki malzemeninde homojen ve kusursuz oldukları farz edilmiştir. Şimdi alttaki malzemenin kusurlu olduğu farz edilsin ve malzemedeki çatlakların yüzeye dik olarak geldiği düşünölsün ve bir önceki sisteme uyguladığımız işlem burada tekrar edilsin.



Şekil 3.11. Düz bir yüzey üzerinde hareket eden kürenin deformasyon mekanizmaları
(Modern Tribology Handbook, 2001).

Şekil 3.11’de tekrar edilen yükler altında, alt yüzeyin nasıl elastik olarak şekil değişimine uğradığı ve tekrar nasıl eski haline geri döndüğü görülmektedir. Ancak, kaymalı etkileşimin devam etmesi durumunda malzemenin yüzeyinde yorulmadan dolayı çatlaklar oluşacak ve bu çatlaklar zamanla malzeme kaybına (aşınma) sebep olacaktır. Malzemeye uygulanan yük plastik deformasyonu gerçekleştirecek büyüklükte ise ilk anlarda enerji elastik deformasyonu gerçekleştirmek için harcanacak ve hemen sonrasında malzeme yüzeyinde plaka şeklinde dökülmeler gerçekleşecektir. Tamamen plastik etkileşim durumunda, yüzeyde kalıcı değişimi meydana gelecek ve bu olayın belli periyotlar dahilinde devamı ise yüzeyden malzeme transferine yani aşınmaya sebep olacaktır. Sert kırılma durumlarında, tekrar eden etkileşimler yeni çatlakları ve dolayısıyla aşınma zemininin oluşturacaktır.

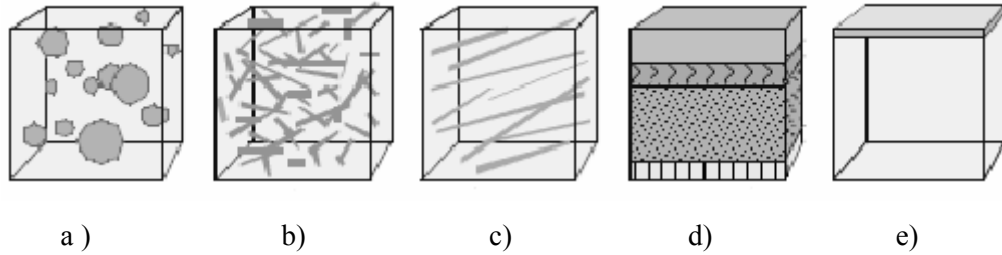
3.15. Kompozit Kaplamalar

Mekanikte kullanılan makine elemanlarının tribolojik özelliklerini arttırmak için, kaplamacılık artan bir şekilde kullanılmaya başlanmıştır. Buna örnek; metal kesici ve şekillendirici takımlar, yataklar, valfler ve contalardır. Kaplamacılık işleminde kullanılan kompozitler, malzemelerin aşağıda belirtilmiş olan özelliklerini iyileştirmek için kullanılırlar.

1. Tribolojik,
2. Elektrik,
3. Optik,
4. Elektronik,
5. Kimyasal.

Kompozit malzeme oluşturma tekniklerinde; Şekil 3.12' de belirtilen yöntemler kullanılmaktadır.

- a- Partiküllü kompozitler,
- b- Kısa lifli kompozitler,
- c- Uzun lifli kompozitler,
- d- Sandaviç kompozitler,
- e- Yüzeyi kaplı kompozitler.



Şekil 3.12. Kompozit malzemeler ve tipleri (Modern Tribology Handbook, 2001).

Birinci amacı malzeme ömrünü uzatmak olan yüzey kaplamacılığının olumlu yönlerinin yanında kısıtlayıcı tarafları da mevcuttur.

Avantajları;

1. Kaplanan kesici takımların aşınma dirençleri daha yüksek olduğu için, kesme hızları ve paso derinlikleri daha yüksektir,

2. Kaplamacılıkla sürtünme katsayısı düşer, bu da daha az enerji tüketimi sağlar,
3. Kaplamacılık teknolojisi ile otomotiv endüstrisinde kullanılan bazı parçaların ağırlıkları düşürülebilir. Düşük ağırlık ise düşük yakıt sarfıyatına sebep olur.

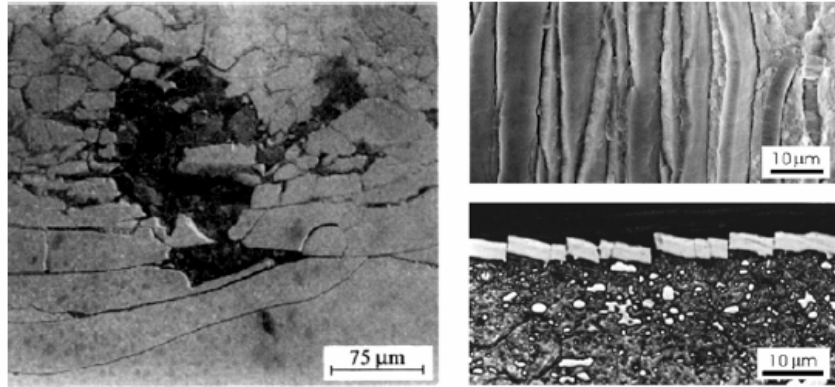
Sınırlayıcı yönleri;

1. Kaplamacılıkta alt yüzey malzemesi etkili bir ısıya maruz kalmaktadır. Bu da alt yüzey malzemelerini sınırlamaktadır,
2. Metalik alt yüzeylere uygulanan kaplama işlemlerinde daima galvanik korozyon riski vardır,
3. PVD ve CVD (fiziksel ve kimyasal buhar biriktirme) yöntemleriyle yapılan kaplamacılık işlemlerinde kaplama yüzey kalınlığı sınırlı olduğu için alt yüzey malzemesinin sertlik ve tribolojik özelliklerinin yüksek olması gereklidir,
4. Kaplama ile alt yüzey arasındaki zayıf bağ kuvvetlerinden dolayı, kaplamanın zamansız olarak çatlaması ve dökülmesi meydana gelebilir.

3.16. Kaplama Kompozitlerinde Meydana Gelen Hasarların Mekanizmaları

Kaplama malzemelerinde öncelikle aşınmaya maruz kalan, üst yani kaplama tabakası olmasına rağmen, alt tabakanın da aşınma direnci önemlidir. Kompozit kaplama malzemelerin hasarında iki önemli mekanizma bulunmaktadır. Bunlar;

1. Zamansız oluşan hasarlar,
2. Zamanla (tedricen) aşınmadan meydana gelen hasarlardır.

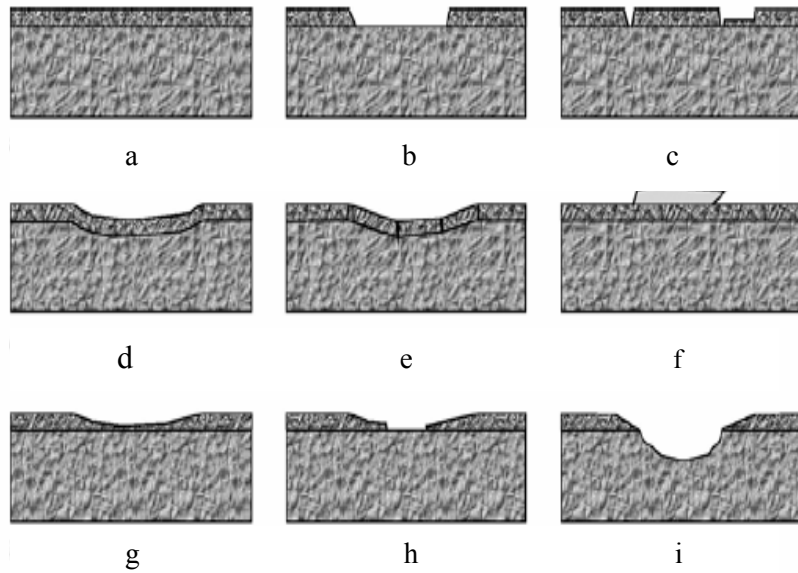


Şekil 3.13. Kaplama yüzeylerinde aşırı mekanik yüklerden dolayı meydana gelen çatlamalar ve dökülmeler (Modern Tribology Handbook, 2001).

Çok ince kaplamalarda bile, kaplamanın aşınma direnci yüksek ise aşınma yavaş olur ve kaplanmamış yüzeylerle kıyaslandığında malzemenin ömrü uzun olur. Bunun yanında, kaplama yüzeyi zayıf bağ kuvvetleri, çatlama ve dökülme sebepleriyle bir hasara uğrarsa, aşınma artıkları etkileşim yüzeylerinin içerisine gömülerek alt yüzey malzemesinin aşınma davranışını arttıırırlar (Şekil 3.13).

3.17. Kaplama Hasarlarında Görülen Önemli Mekanizmalar

Kaplamalarda çeşitli sebeplere bağlı olarak meydana gelen genel hasar mekanizmaları aşağıda şematik olarak ifade edilmiştir (Şekil 3.14).



Şekil 3.14. Kaplama hasarlarında görülen önemli mekanizmalar (Modern Tribology Handbook, 2001).

- a- Başlangıç durumu,
- b- Kaplamanın çözülmesi,
- c- Kaplamanın çatlaması ve dökülmesi,
- d- Kaplama ve alt yüzey deformasyonu,
- e- Kaplama ve yüzey altı deformasyonuna bağlı olarak kırılma,
- f- Karşı yüzeyden malzeme transferi,
- g- Zamanla meydana gelen kaplama aşınması,
- h- Tedrici olan aşınmanın, kaplamayı zamanla oyması,
- i- Kaplamanın çözülmesi sonucu hızlı alt yüzey aşınmasının meydana gelmesi.

3.18. Kaplamacılıkta Önemli Parametreler

1. Adhezyon kuvvetleri.
2. Temel kaplama parametreleri.
 - Kalınlık,
 - Kimyasal bileşim,
 - Yapı,
 - Morfoloji,
 - Topoğrafi.
3. Malzemenin aslında olan özellikler.
 - Elastik modülü,
 - Kalıntı gerilimler,
 - Sertlik,
 - Tokluk.
4. Tribolojik özellikler.
 - Çizilme direnci,
 - Abrasiv aşınma direnci,
 - Parçacık erozyonu direnci,
 - Kayma aşınması direnci,
 - Yuvarlanma aşınması direnci.

4. PASLANMAZ ÇELİKLER

Paslanmaz çelikler en basit tanımıyla en az % 12 krom içeren demir-krom alaşımlarıdır. Başlangıçta kimyasal endüstrideki boruları ve mutfak eşyalarını çevrenin olumsuz etkilerinden korumak için kullanılmaya başlanan paslanmaz çelikler günümüzde daha fazla kullanım alanı bulmaktadır.

Paslanmaz çeliklerin korozyon dirençleri, bünyesindeki krom elementinin yükseltilmesi veya diğer alaşım elementlerinin katkısıyla önemli ölçüde artırılabilir. Ayrıca martenzitik dönüşüm, çökelme sertleşmesi ve soğuk işleme ile bu çeliklerin mukavemetleri oldukça yükseltilebilmektedir. Paslanmaz çelikleri herhangi bir uygulama alanında kullanmak için göz önünde tutulması gereken faktörler şunlardır;

1. Alaşımın korozyon direnci,
2. Mekanik özellikleri,
3. İşlenebilirliği,
4. Fiyatı.

Paslanmaz çelikler, sahip oldukları zayıf aşınma ve oyulma özellikleri ile karakterize edilmiş olmalarına rağmen; sahip oldukları yüksek korozyon dirençlerinden dolayı, üretim mühendislerinin sıkça kullanımına başvurduğu malzemeler arasındadır. Yağlama ve yüzey kaplama işlemi bu tip malzemelerin aşınma dirençlerini arttırmada sıkça kullanılan yöntemler olsa da; yağlamanın yüksek sıcaklıkta çalışan ortamlarda, gıda ve ilaç sektörlerindeki donanımlarda kullanılamaması kısıtlayıcı yönleridir. Yüzey kaplama işlemi ise kendine özgü kısıtlayıcı problemlerle karşı karşıyadır.

4.1. Paslanmaz Çelik Türleri

Paslanmaz çelikleri metalurjik yapılarına göre beş sınıfta toplamak mümkündür. Bunlar;

1. Martensitik paslanmaz çelikler,
2. Ferritik paslanmaz çelikler,
3. Ostenitik paslanmaz çelikler,

4. Dupleks paslanmaz çelikler,
5. Çökelmeyle sertleşebilen paslanmaz çelikler.

Amerikan AISI standardında; 200 ve 300 serisi ostenitik paslanmaz çelikler, dupleks, çökelmeyle sertleşebilen ve yüksek alaşımlı (% 50 den az demir içeren) paslanmaz çelikler ticari adları ile tanımlanmaktadır.

4.2. Martenzitik Paslanmaz Çelikler

% 12-20 krom ve kontrollü miktarda karbon içeren Fe-Cr alaşımlarıdır. Bu grup alaşımları, diğer paslanmaz çelik türlerinden ayıran en önemli özellik demir-karbon alaşımları gibi ısıtılma işlemi ile sertleştirilebilmeleri ve temperlenerek tokluk mukavemetlerinin artırılabilmesidir. Bu alaşımlar manyetikdir ve ısıtılma işlemi sonrası mikroyapıları hacim merkezli tetragonaldır.

Martenzitik paslanmaz çeliklerde ısıtılma işlemi ile mukavemet artırma, alaşımların karbon oranına bağlıdır. Artan karbon içeriği ile birlikte mukavemet artar, ancak yumuşaklık ve tokluk değerleri düşer. Bu çeliklerin aşınma dirençleri de karbon içeriği ile yakından ilişkilidir.

4.3. Ferritik Paslanmaz Çelikler

Bu tip çelikler de martenzitik çelikler gibi sadece krom içeren paslanmaz çeliklerdir. Ancak martensitik paslanmaz çeliklerden farkı daha yüksek (% 15-30) krom içermeleridir. Hacim merkezli kübik yapıda olan bu çelikler, faz dönüşümü göstermemeleri nedeniyle sertleştirilememektedir. Ferritik paslanmaz çeliklerde krom, karbon ve azot elementleri bu çelikler için korozyon ve mekanik özelliklerinin belirlenmesinde etkilidir. Krom içeriğinin artması korozyon özelliklerini olumlu yönde etkilerken, karbon ve azot içeriği belirli limitler altına indirilemedikçe mekanik özelliklerini (özellikle tokluk, kaynak edilebilme, soğuk şekillendirilebilme) kötü etkilemektedir. Ferritik paslanmaz çeliklerin avantajları; ucuz fiyatları, atmosferik ortamdaki korozyon ve üstün oksidasyon dirençleridir.

Düşük krom içeriğine (% 11) sahip ferritik paslanmaz çelikler zayıf oksidasyon ve korozyon direncine sahiptirler. İşlenebilirlikleri oldukça iyidir ve maliyetleri düşüktür. Otomobillerin eksoz sistemlerinde sıkça kullanılırlar.

Orta seviyede krom içeriğine (% 16-18) sahip ferritik paslanmaz çelikler otomotiv sistemleri ve pişirme kaplarında kullanılırlar. Düşük tokluğa ve işlenebilirliğe sahiptirler.

Yüksek seviyede krom içeriğine (% 19-30) sahip ferritik paslanmaz çelikler yüksek seviyede korozyon ve oksidasyon ihtiyacı olan yerlerde kullanılırlar. Bu tip çelikler alüminyum, molibden, çok düşük oranda da karbon ihtiva ederler. Hassaslığı ve kaynak edilebilme yeteneğini arttırmak için tantal, titanyum ve niobyum gibi karbür oluşumunda kararlılık sağlayan elementler katılır.

4.4. Ostenitik Paslanmaz Çelikler

Paslanmaz çeliklerin en geniş ve en çok kullanılan ürün yelpazesini oluştururlar. Ferritik alaşımlarda olduğu gibi ısıtma işlemiyle sertleştirilemezler. Ostenitik paslanmaz çelikler manyetik değildir ve mikroyapıları yüksek sıcaklıklarda (900-1400 °C) bile yüzey merkezli kübiktir. Bu tip çelikler mükemmel yumuşaklık, şekillendirilebilirlik ve tokluğa sahiptir. Ayrıca soğuk işleme ile önemli ölçüde sertleştirilebilirler. Ostenit yapısını kararlı halde tutabilmek için kullanılan başlıca element nikel olmasına rağmen, karbon ve azot da bu işlem için kullanılmaktadır.

Ostenitik paslanmaz çelikler kendi aralarında iki kategoriye ayrılır. Krom-nikelli alaşımlar ve krom-mangan-azotlu alaşımlar. İkinci grup daha az nikel içeriğine sahiptir ve ostenitik yapı ostenit bölgesi genişletilerek azot seviyesinin artırılması ile kararlı kılınır. Düşük nikel alaşımlı çeliklerde mangan elementi azot elementinin çözünürlüğünü arttırmak ve martenzit oluşumunu önlemek için gereklidir.

Yukarıdaki paragrafta da bahsedildiği gibi, ostenitik alaşımlar soğuk işleme ile önemli ölçüde sertleştirilebilirler. Soğuk işleme sertleşmesinin oranı çelik içerisine katılan alaşım elementinin oranına bağlıdır.

4.5. Dupleks Paslanmaz Çelikler

Dupleks paslanmaz çelikler; Fe, Cr, Ni sistemine dayalı iki fazlı alaşımlardır. Bu alaşımlar, mikroyapıda eşit oranda hmk ferrit ve ymk ostenit bulundurur. Dupleks paslanmaz çelikler düşük karbon içeriği (% < 0.03) ile birlikte Mo, N, W ve Cu katkılarıyla bilinirler. Genellikle % 20-30 Cr ve % 5-10 Ni içerirler. Dupleks paslanmaz çeliklerin geleneksel 300 serisi paslanmaz çeliklerden üstün özellikleri; gerilmeli korozyon kırılma dayanımı, mukavemet ve oyuklaşma (pitting) korozyonu dayanımıdır. Bu malzemeler asitler ve sudan kaynaklanan kloro karşı direncin gerektiği orta dereceli sıcaklık (- 60 ile + 300 °C) alanlarında kullanılırlar. Dupleks paslanmaz çeliklerin alaşım katkıları hem ostenit hem de ferrit oluşturmalarıdır. Dupleks paslanmaz çeliklerde kullanılan ana alaşım elementleri içerisinde Cr ve Mo ferrit

oluşturucu; Ni, C, N ve Cu ostenit oluşturmaktadır. Ostenit ve ferrit oluşturmaya alaşım elementlerinin dengesi malzeme mikroyapısını oluşturmaktadır. Dupleks paslanmaz çeliklerin sahip olduğu yüksek alaşım içeriği ve ferritik bir matris gevrekleşmesine karşı hassasiyeti ve mekanik özellik kaybını ve özellikle de tokluğu düzeltir. Bu çelikler daha çok yağ, gaz, petrokimya ve kağıt endüstrisi gibi uygulama alanlarında kullanılmaktadır (Noble, 1993).

4.6. Çökelme Sertleşmesi Gösteren Paslanmaz Çelikler

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, 585-795 MPa akma gerilmesi ve sertleşebilir 400 seri paslanmaz çeliklerden daha üstün korozyon direncine sahip Fe-Cr-Ni alaşımıdır. Bu alaşımlar, Cu, Al, Ti, Nb ve Mo gibi elementlerin biri veya birkaçı kullanılarak çökelme sertleşmeli martenzitik ve ostenitik hale gelirler. Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, martenzit başlama ve bitiş sıcaklıklarına dayanarak martenzitik, yarı ostenitik ve ostenitik olmak üzere üç ayrı isimde gruplandırılabilir. Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri Tablo 2.9’da verilmiştir (Pollard, 1993).

Tablo 2.9. Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri

Tipi	% Bileşim							Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Diğer		
Martenzitik Tip									
PH 13-8 Mo	0.05	0.1	0.1	12-15	7.5-8.5	2.0-2.5	0.9-1.3 Al	1410	1520
15-5 PH	0.07	1.0	1.0	14-15	3.5-5.5	-	2.5-4.5 Cu	1170	1310
17-4 PH	0.07	1.0	1.0	15-17	3.0-5.0	-	3-5Cu,0.3 Nb	1170	1310
Custom 450	0.05	1.0	1.0	14-16	5.0-7.0	0.5-1.0	1.5Cu,0.4Nb	655	895
Custom 455	0.05	0.5	0.5	11-12	7.5-9.5	0.5	2Cu,1.2Ti,0.5 Nb	1520	1620
Yarı Ost. Tip									
PH 15-7 Mo	0.09	1.0	1.0	14-16	6.5-7.7	2.0-3.0	0.75-1.5Al	1210	1380
17-7 PH	0.09	1.0	1.0	16-18	6.5-7.7	-	0.75-1.5Al	1030	1275
AM-350	0.09	0.5	0.5	16-17	4.0-5.0	2.5-2.5	0.1 N	610	1380
AM-355	0.15	0.5	0.5	15-16	4.0-5.0	2.5-3.5	0.1 N	1070	1170
Ostenitik Tip									
A-286	0.08	2.0	1.0	13-16		1.0-1.5	2Ti,0.3Al,0.3V	105	724
JBK- 75 (b)	0.015	0.02	0.02	13-16		1.5	2Ti,0.2Al,0.2V	-	

17-4 PH gibi martenzitik PH çelikler, yüksek normalizasyon sıcaklığından havada soğutmayla tamamen martenzite dönüşebilmektedir. Bunlar oda sıcaklığının hemen üzerinde

bulunan bir M_f sıcaklığına sahiptirler. Bu yüzden oda sıcaklığında martenzitiktirler. Sertleşme, 680-620 °C’de 1-4 saat süreyle yaşlandırma işlemi sonucunda elde edilir (Pollard, 1993).

17-7 PH alaşımı gibi yarı ostenitik çökelme setleşmeli çelikler, M_s sıcaklığının oda sıcaklığından oldukça düşük olduğu dengeli bileşim oranlarına sahiptirler. Bu yüzden, ısıtım işlemi sıcaklığından soğutulduklarında sünek, aynı zamanda rahatlıkla şekillendirilebilen bir yapıya sahip olurlar. Şekillendirme işlemi sonrasında martenzite dönüşüm, uygun bir ısıtım işlemle C ve diğer alaşım elementlerinin çökmesi sonucu M_s ve M_f sıcaklıklarının artmasıyla elde edilir. Eğer düşük bir ısıtım sıcaklığı (730-760 °C) kullanılırsa, M_f sıcaklığı oda sıcaklığı civarına yükselir ve martenzit dönüşümü soğumayla elde edilir. Eğer yüksek bir ısıtım sıcaklığı (930-955 °C) kullanılırsa bu durumda daha az karbon çökler ve M_f sıcaklığı sıfırın altında kalır. Bu durumda martenzit dönüşümü elde etmek için soğutmak gerekir. Martenzitik dönüşüm aynı zamanda soğuk dövmeyle de elde edilebilir. Tüm bu durumlarda martenzitik yapı 455-565 °C’lik bir sıcaklık alanında yaşanmayla sertleştirilebilir (Pollard, 1993).

Ostenitik PH çelikler; (A-286 gibi) martenzite dönüştürülemediklerinden düşük M_s sıcaklığına sahiptirler. Bu tip çeliklerde sertleştirme ostenitik bir martenzite intermetalik bileşiklerin çökmesiyle elde edilir. Herhangi bir alaşım için geniş bir özellik alanı uygulanan değişik ısıtım işlemleri elde edilebilir. Bununla beraber uygun mekanik özelliklerin elde edilebilmesi için belirli standart ısıtım işlemleri kullanılır (Pollard, 1993).

5. 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.

5.1. 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 malzemedan 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 nitrür, 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).

5.2. 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).

5.3. 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).

5.4. Ergimiş veya Yarı Ergimiş Fazdan Kaplama

5.4.1. 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.

5.5. Ergitme Esaslı Kaplama Yöntemleri

5.5.1. Lazer Kaynağı

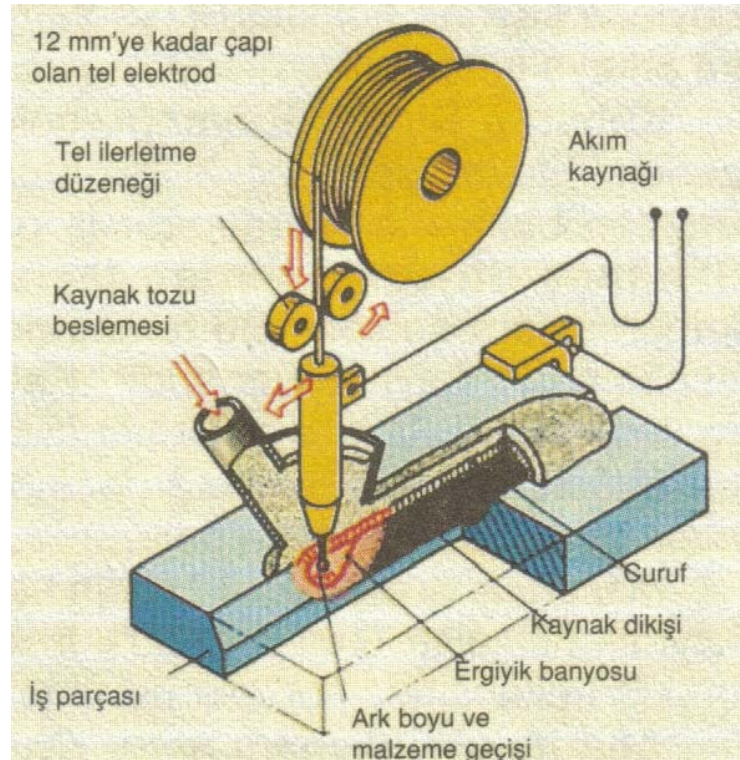
Normal ışık, farklı dalga boyları ve frekanslara sahip dalgalardan meydana gelir. Lazer ışını ise yüksek genlikli, aynı fazda birbirine paralel, tek renkli, aynı frekanslı dalgalardan ibarettir.

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,

5.5.2. 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 (Şekil 5.1).



Şekil 5.1. Toz altı kaynak yönteminin şematik gösterimi.

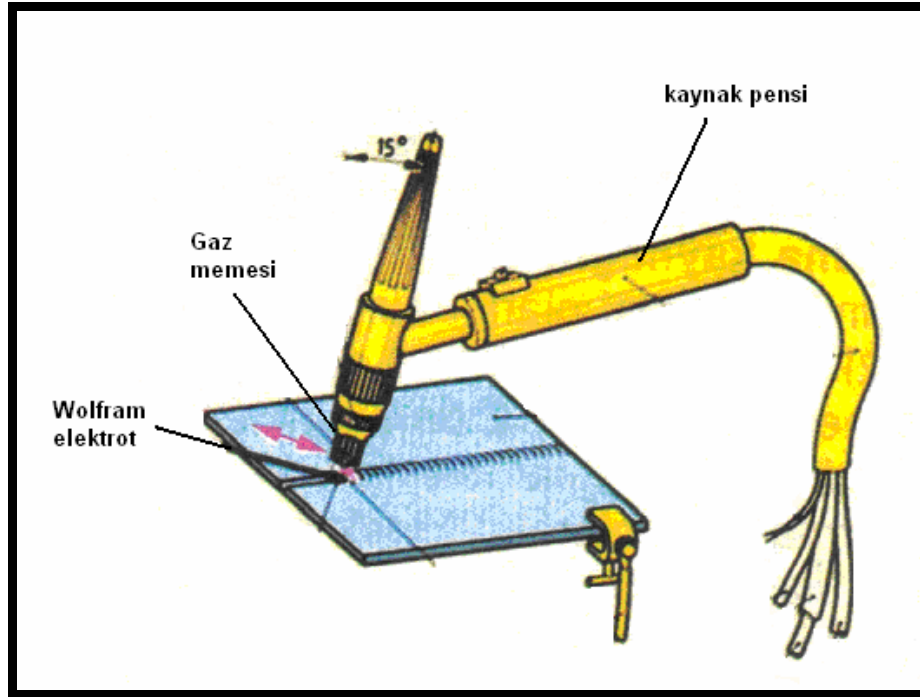
5.5.3. Gaz Tungsten Ark Kaynağı

Gaz tungsten ark kaynağında ark, ergimeyen bir tungsten elektrotla iş parçası arasında sağlanırken, koruyucu gaz olarak argon veya helyum kullanılır. Bu yöntemde ark, ana malzemeyi eritmek için kullanılır ve gerekiyorsa ilave metal bir telle sağlanır (Şekil 5.2 a-b). 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 benzer. 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.

GTA ile alaşımlama yöntemi, uygun bileşime sahip alaşım toz veya tozlarının kaplama malzemesinin yüzeyinde ergitilmesi esasına dayanır. Ergime, her iki malzemede de aynı anda gerçekleşir ve hızla katılarak modifikasyon yapılan kaplama malzemesi ile esas metal metalurjik olarak birbirlerine bağlanır (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.



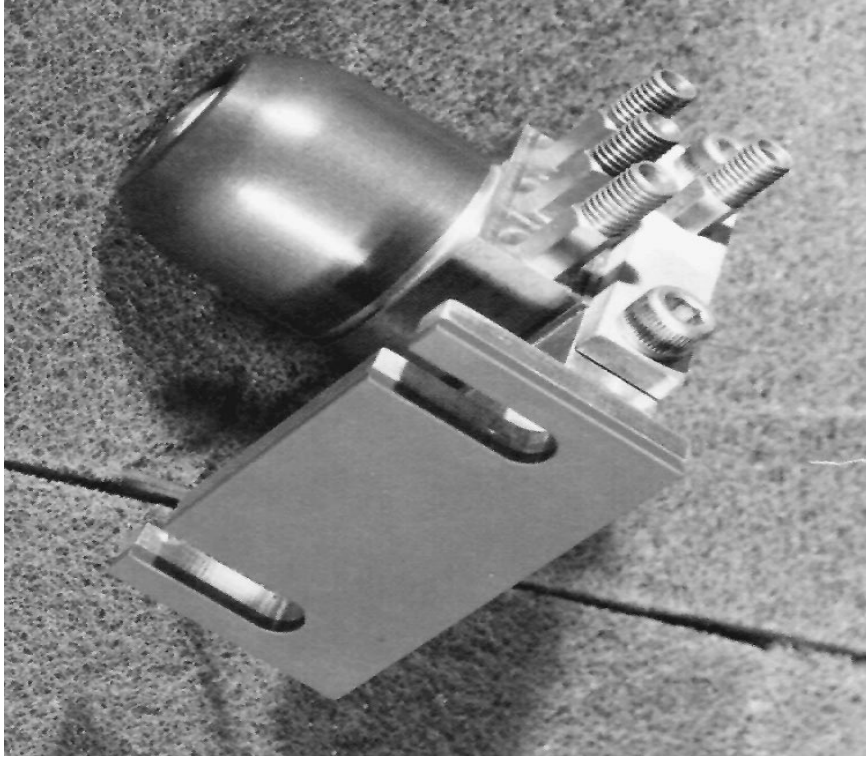
Şekil 5.2-a. Gaz altı kaynak (GTA) yönteminin şematik gösterimi.



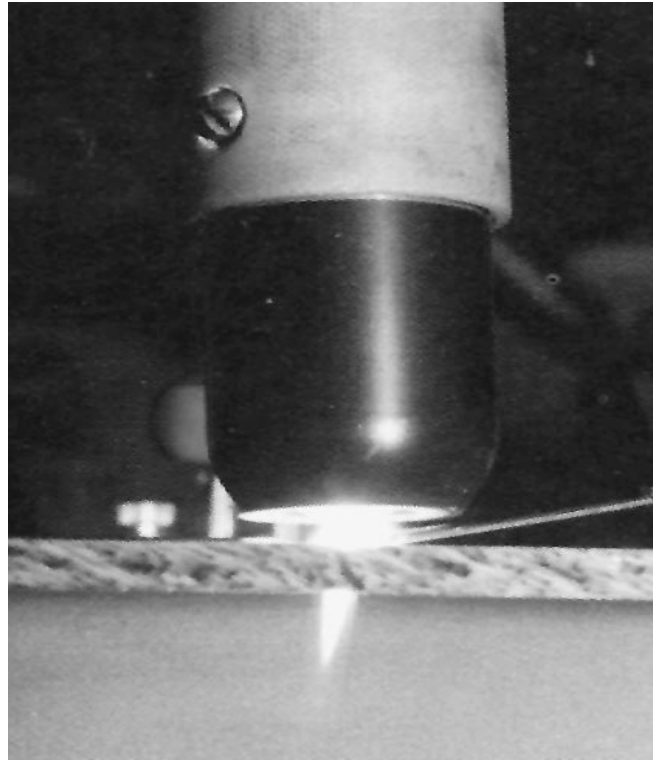
Şekil 5.2-b. Toz altı kaynak (GTA) yöntemi ile bir kaynak uygulaması.

5.5.4. 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 (5.3 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 5.3.a-b. Plazma Kaynak torcu (a) ve uygulaması (b).

6. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

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. İnce, sert ve aşınmaya dayanıklı bir tabaka elde etmek için uygulanan kaplama ve yüzey modifikasyon yöntemleri sırasıyla; borlama, karbürleme, karbonitrürleme, nitrürleme (Modenesi ve diğ., 2000), plazma esaslı fiziksel buhar depolama (Molinari ve diğ., 2001; Zhong ve diğ., 2002; Lu ve diğ., 2004), plazmayla (Berns ve Fischer, 1997; Deuis ve Subramanian, 1998), toz püskürtme (Perchlik ve diğ., 2001) yöntemleriyle yapılmaktadır (Buytoz, 2004; Korkut., 2002).

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

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

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

Karbürlerin sınıflandırılması ve morfolojilerinin anlaşılması alaşımın kimyasal yapısı bakımından faydalıdır. Nikel tabanlı alaşımlar içerisinde MC, M_6C , M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ en çok sıklıkla bulunan karbürlerdir (burada M; metalik karbür 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 çökmeye meyillidirler

(Metals Handbook) ve nikel esaslı alaşımlarda mekanik özelliklerin belirlenmesinde önemli etkiye sahiptirler. Nikel bazlı alaşımlar korozyon ortamlarda mükemmel aşınma direnci sağlarlar. Bunun yanında korozyon ortamlarda hasarın meydana gelmesinde bir çok parametre rol oynar. Bunlar; kimyasal asitlik özelliği (pH değeri), sıcaklık, konsantrasyon, oksitlenme derecesi ve ortamda bulunan hızlandırıcılarıdır. Nikel esaslı alaşımlarda başlıca görülen aşınma tipleri şunlardır.

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

Molibden elementi; dökme demirlerde, çeliklerde, ısı-dirençli alaşımlarda, korozyon dirençli alaşımlarda yüksek sıcaklıklardaki sertlik, tokluk, abrasyon direnci, korozyon direnci, mukavemet ve sürünme direncini arttırmak için yaygın olarak kullanılmaktadır. Molibden aynı zamanda takım çelikleri ile yüksek sıcaklık altında sert abrasiv ve eroziv 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.

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 katılaşma görülmektedir (Buytoz ve diğ., 2005; Xu ve diğ., 1999; Fan ve diğ., 2006; Yildirim ve diğ., 2007). Hızlı katılaşan kaplama katı ince taneli mikroyapılar sert karbür fazları içerirler (Mridha ve diğ., 2001; Buytoz, 2006). Bu yöntemle yapılan çalışmalarda, alaşımın kimyasal bileşimine bağlı olarak, M_3C , M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ gibi kompleks karbürlerin yanı sıra kullanılan malzeme ve

toza bağılı olarak oluşan intermetalik fazlar ve martenzitik yapılar elde edilmiştir (Berns and Fischer, 1997; Korkut ve diğ., 2002; Ulutan, 2007; Buytoz ve Yıldırım, 2007).

S. 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 bölęesi ile alt yüzey bölęesi arasında boşluk ve gözeneklerin meydana geldiğini belirtmişlerdir. Aynı araştırmacılar yeterli enerji girdisine ulaşıldığında bu problemin ortadan kalktığını, yani ara kesit bölęesinin 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 belirmişlerdir. 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 tuttuktan sonra malzemenin ara bölęesindeki mikroyapı ve tokluk özelliklerini incelemişler ve işlem parametrelerine bağılı olarak, kaplama yüzeyindeki mikroyapının ya ötektik altı veya ötektik üstü olarak teşekkül ettiğini, ara yüzeyde ise martenzit ve martenzit+perlitik yapılar elde ettiklerini belirtmişlerdir. Kplama yüzeyi ve alaşım arasındaki tokluk kaplama yüzeyi ile karşılaştırıldığında daha düşük olmuş; ancak (480-550 °C) arasında yapılan yaşlandırma işlemi sonrasında tokluğın arttığını belirtmişlerdir. Bunun sebebini ise mikroyapıda oluşan M_2C fazının kabalaşması ile ilişkilendirmişlerdir. Artan yaşlandırma kinetiği ile Fe_3C fazının daha hızlı çözüldüğünü belirtmişlerdir.

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, katılma 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 (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 katılmıştır. Düşük toz miktarlarında yapı dendritik olurken, yüksek toz miktarlarında mikroyapıda M_7C_3 birincil karbürleri, Fe_3Si , SiC ve grafitik karbon çökeltileri oluştuğu 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 $M_{23}(C,B)_6$ hücresel-dendritler halinde $Ni_{31}Si_{12}$, γ -Ni+ Ni_3B interdendritik tabakalı ötektik ve kaplama bölgesinin üst yüzeyinde çok az miktarda küresel grafit elde etmişlerdir. Aşınma dirençli iskelet yapıları $M_{23}(C,B)_6$ 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 (Ulutan, 2007).

Li ve arkadaşları (2004), “Co esaslı alaşım/SiC_p kompozit kaplamaların IF çeliğine lazerle difüzyonu” isimli çalışmalarında Co-Cr-W-Ni-Si alaşımlarına, % 20 SiC ilavesiyle elde ettikleri sert yüzey kaplama malzemelerini lazerle IF çeliği yüzeyine kaplamışlardır. Bu kaplamaların mikroyapısı optik mikroskop, SEM ve x-ray difraksiyonu ile incelenmiş ve MM-200 tipinde bir aşınma test cihazıyla kaplamaların aşınma direnci test edilmiştir. Lazerle kaplama esnasında SiC partikülleri yapı içerisinde tamamen çözünmüş; birincil faz olarak γ -Co dendriti ve ayrıca Si₂W, CoWSi, Cr₃Si, CoSi₂ yapıları oluşmuştur. Farklı bölgelerde değişik morfolojiler gözlemlenmiştir. Bu yapılar ara yüzeyde düzlemsel, hücrel ve dendritik oluşumlar olarak yorumlanmıştır. Sonuçlar kaplama bölgesine SiC ilavesinin aşınma direncini geliştirdiğini göstermektedir (Ulutan, 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.

Cheng ve arkadaşları (2003) AISI 316 paslanmaz çeliği üzerine NiTi tozlarıyla yaptıkları TIG yüzey modifikasyonunu iki ayrı başlıkta incelemişlerdir. Birinci bölümde kavitasyonlu erozyona karşı malzeme yüzeyindeki bölgesel güçlendirmenin etkisi araştırılmıştır. Çalışmada, yüzeyde oluşturulan birkaç milimetre kalınlığındaki NiTi katmanının ana malzemeye güçlü bir şekilde bağlandığı tespit edilmiştir. Nüfuziyet miktarı % 14 olurken, sertlik değerleri 700 HV gibi yüksek bir değere çıkmıştır. Tabaka Fe ve Cr içeren NiTi esaslı bir katı eriyik şeklinde olup, bazı ikincil faz partiküllerini de içermektedir. Yapıda hacimce toplam % 1 den küçük boşluklar da görülmüştür. TIG metoduyla elde edilen bu tabakanın kavistasyonlu erozyon direnci ana malzemeye göre yaklaşık 9 kat artırılmıştır (Ulutan, 2007).

7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada, düşük karbonlu AISI 1020 ve orta karbonlu AISI 1040 çeliklerinin yüzeyleri GTA (Tungsten İnert Gaz) yöntemi yardımı ile, kompozit olarak hazırlanmış tozlar kullanılarak yüzey alaşımlama teknikleriyle kaplanmıştır. Amaç; yüzey alaşımlama yapılarak oluşturulan üst tabakanın mikroyapı, mekanik özellikleri ve adheziv-abrasiv aşınma direncinin incelenmesidir. Düşük ve orta karbonlu çelik malzemelerin, yüzeyi kaplanacak malzeme olarak seçilmesinin sebebi, ucuz olmaları ve kolay bulunabilmeleri teknikte ve imalat sanayinde sıkça kullanılıyor olmalarıdır. Yine yüzey alaşımlamada GTA yönteminin kullanılmasının nedeni ise, diğer yüzey alaşımlama teknikleriyle kıyaslandığında, uygulanabilirliğinin kolay olması, her yerde kolayca bulunması, ekonomik olması ve özel yetiştirilmiş bir personel gerektirmemesidir.

7.1. Yüzey Modifikasyonu

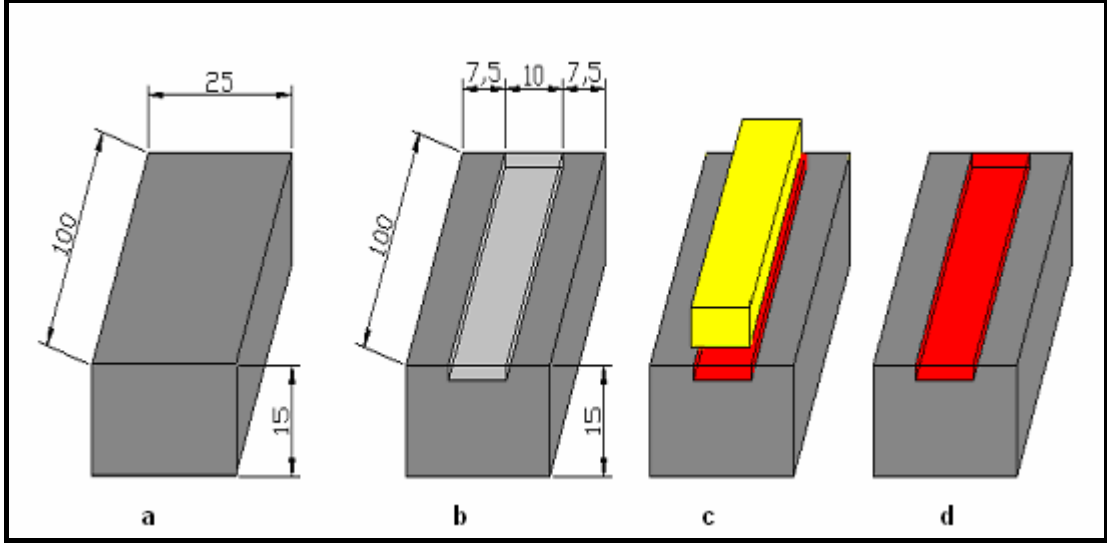
GTA ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan yüzeyi kaplanacak malzemelerin kimyasal bileşimleri Tablo 7.1’de verilmiştir. Kaplama kompozit malzemesi olarak % 99 saflıkta ve -90 mesh tane boyutunda kobalt, titanyum, molibden ve ostenitik paslanmaz çelik tozlarından faydalanılmıştır.

Tablo. 7.1. Yüzeyi kaplanacak malzemelerin kimyasal bileşimleri.

Alaşım elementi (% ağırlık)							
AISI	C	Si	Mn	P	S	Cr	Fe
1020	0.158	0.281	0.648	0.033	0.034	-	Kalan
1040	0.420	0.345	0.683	0.028	0.015	0.106	Kalan

Modifikasyon öncesi yüzeyi kaplanacak malzemeler Şekil 7.1’ (a) da gösterildiği gibi 25x15x100 mm boyutlarında bir hidrolik testere yardımıyla kesilmişlerdir. Kesme işleminden sonra numuneler freze tezgahına bağlanarak yüzeylerindeki ince oksit tabakası giderilmiş ve her bir numuneye genişliği 10 mm ve derinliği 1.50 mm ve 0.75 mm olan boydan boya bir kanal açılmıştır Şekil 7.1. (b). Kanal açma işleminden sonra yüzeyi kaplanacak malzemeler (kanal içi) aseton yardımı ile temizlenerek kurutulmuştur. Bundan sonra kompozit şeklinde ve belli oranlarda hazırlanan tozlar, alkol ile karıştırılarak bir jel şeklinde yüzeyi kaplanacak malzemenin kanallarına doldurulmuştur. Ark sırasında koruyucu argon gazının akışından dolayı

toz karışımlarının malzeme yüzeyinde uçuşunu engellemek için kanal içerisindeki tozlar 5000 N/mm² luk bir kuvvet ile (hidrolik pres yardımıyla) alt yüzeye yapıştırılmışlardır (Şekil 7.1. (c)). Sonrasında hazırlanan malzemeler, GTA yöntemi ile kaynak işlemine tabi tutulmuşlardır.



Şekil 7.1. Yüzey modifikasyonu yapılacak numunelerin hazırlanma aşamaları.

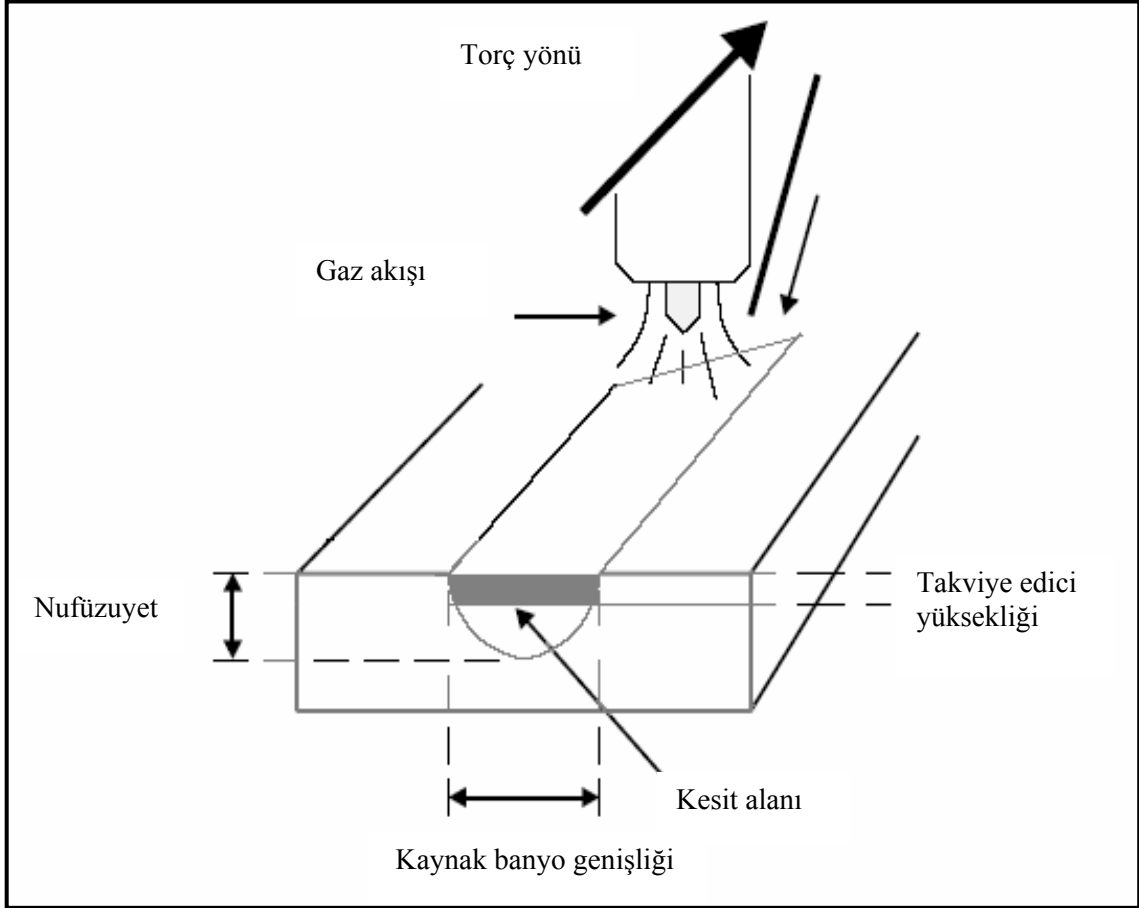
Yüzey alaşımlama için kullanılan gaz tungsten ark yönteminde, DC akımlı güç kaynağından yararlanılmıştır. Ark, 2.4 mm çapında % 2 toryumlu tungsten elektrot ile, 11 lt/dk debiye sahip asal argon gazı altında ve 12-14.5 kJ/cm enerji girdisiyle oluşturularak; malzeme yüzeyinde 1,6 ila 1.8 mm derinliğinde modifikasyona uğrayan nüfuziyetli bölge elde edilmiştir.

Tablo. 7.2. GTA üretim parametreleri görülmektedir.

Akım/Volt	50-100 A/20 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

Şekil 7.2.' de GTA kaynak yöntemiyle yüzey modifikasyonu işleminin şematik resmi verilmiştir. Alt yüzeye yapıştırılan tozların, ergimeyen tungsten elektrot ile kaynak bölgesine enerji aktararak çelik alt tabakasına nüfuziyeti sağlanmıştır. Yöntemde, ergiyik halde bulunan toz karışımının kaynak bölgesinde hapsedilmesine özen gösterilmiştir. Modifikasyon sonrası farklı üretim parametreleri ve farklı toz alaşımlarıyla modifiye olan AISI 1020 ve AISI 1040

malzemelerinin üstten görünüşünün makroyapı incelenmesi neticesinde, herhangi bir çatlak ve kalıntıya rastlanılmadığı gözlemlenmiştir.



Şekil 7.2. GTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu uygulamasının şematik gösterimi.

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 ve 100 ml saf su kullanılarak dağlanmıştır.

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

Yüzeyleri dağlanan deney numuneleri bilgisayar kontrollü dijital SEM mikroskobunda taramaya tabi tutularak mikroyapıdaki fazlar, matris ve karbür dağılımları incelenip çeşitli büyütmelelerde fotoğrafları çekilmiştir. Ayrıca, adheziv-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-adheziv 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 cihazında, numunelerin mikroyapısında görülen karbürlerin, fazların, matrisin ve önemli görülen noktaların noktasal 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.

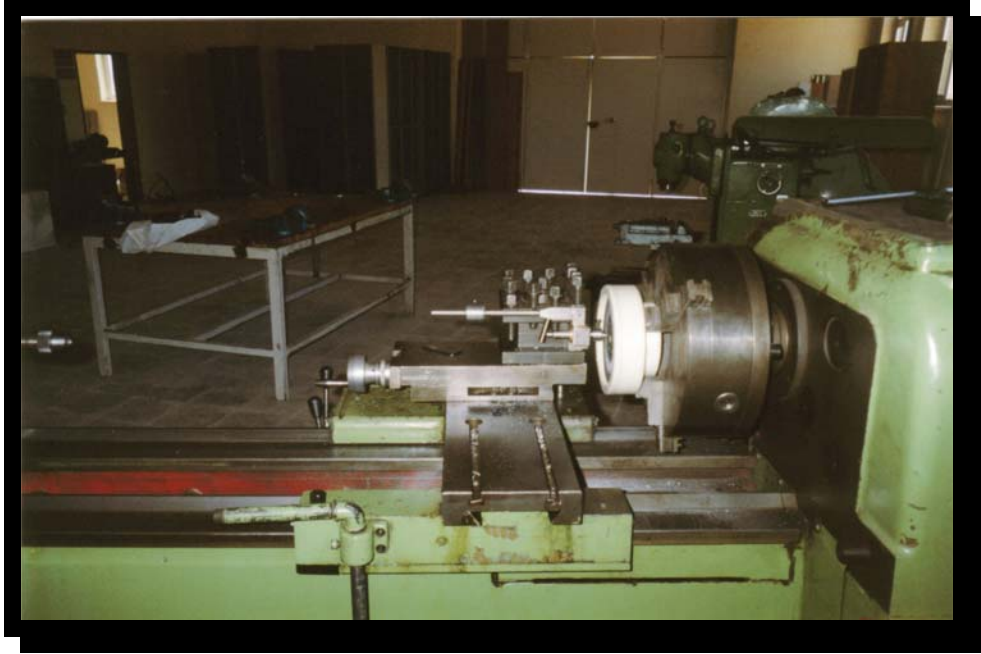
7.6. Sertlik Deneyleri

Deney numunelerinin sertlikleri 60 N yükle alınan Rockwell A 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.

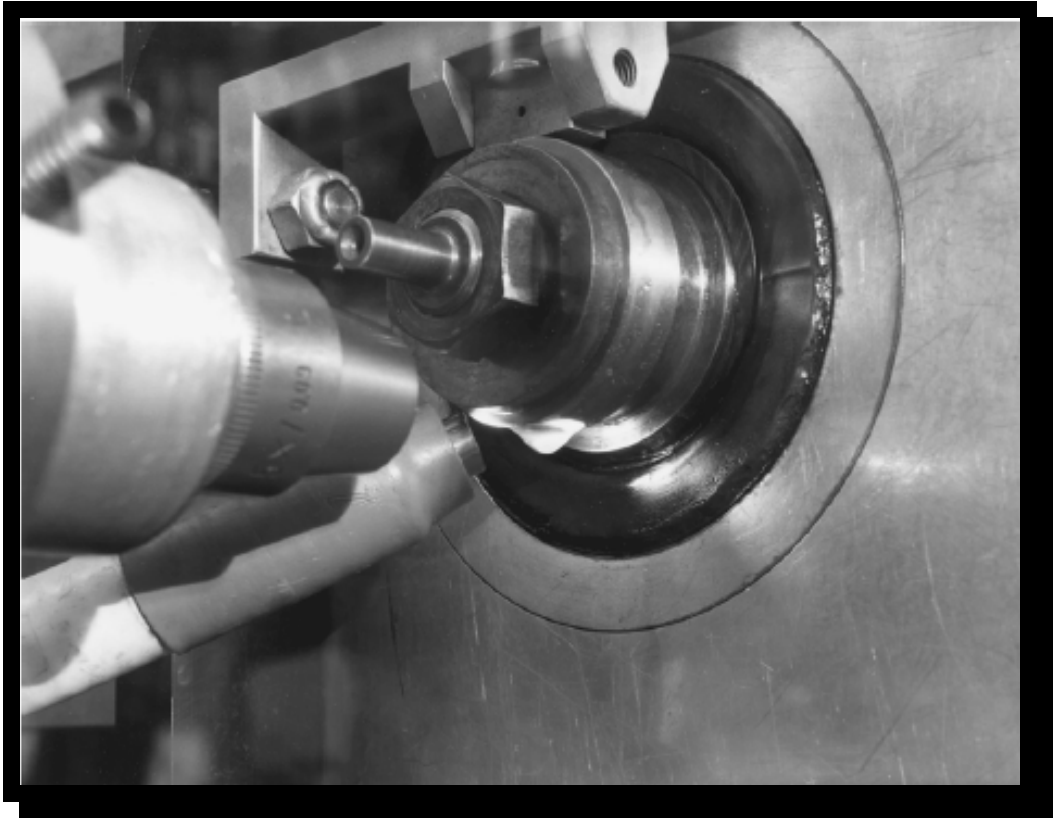


Şekil 7.3. Abrasiv deney aparatının görünüşü.

7.8. Adheziv Aşınma Deneyleri

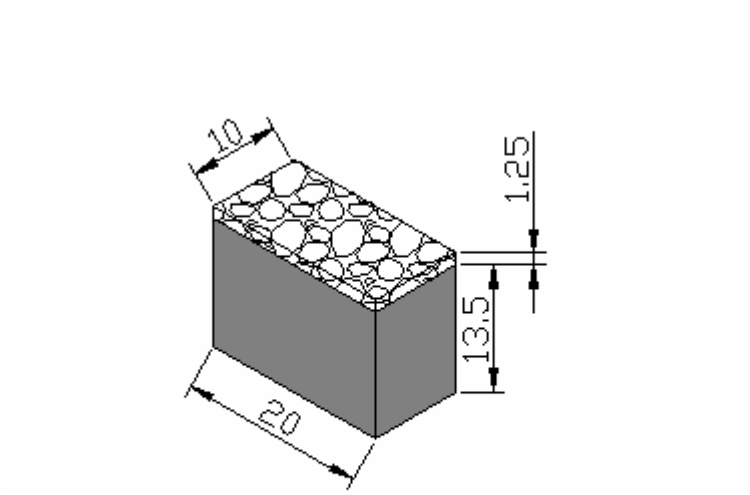
Adheziv aşınma deneyleri Şekil 7.4’ de görülen aparat yardımıyla torna tezgahında yapılmıştır. Numuneler aşınma deneyleri öncesi yüzeyde herhangi bir kalıntı olmaması ve yüzeyin karşı malzemeye tam temas edebilmesi için 1000 mesh’lik zımparaya tutularak, yüzeydeki kalıntılar basınçlı hava yardımıyla temizlenmiştir.

Deneyler torna tezgahının 125-250 dev/dk’lık devirlerinde yapıp, deney numuneleri üzerine sırasıyla 20, 40, 60, ve 80 N’luk yükler uygulanmıştır. Aşındırma yolu 1000 m olup, deney numuneleri her 100 m aşınma yolu sonunda sökölüp yüzeyindeki aşınma ürünü partiküller 1 Atm basınçlı hava yardımıyla temizlenmiş ve 10^{-4} hassasiyetli yapımı elektronik bir terazi yardımıyla ağırlık kayıpları tespit edilmiştir. Aşındırıcı olarak AISI 1050 (sertleştirilmiş) çeliği kullanılmıştır.

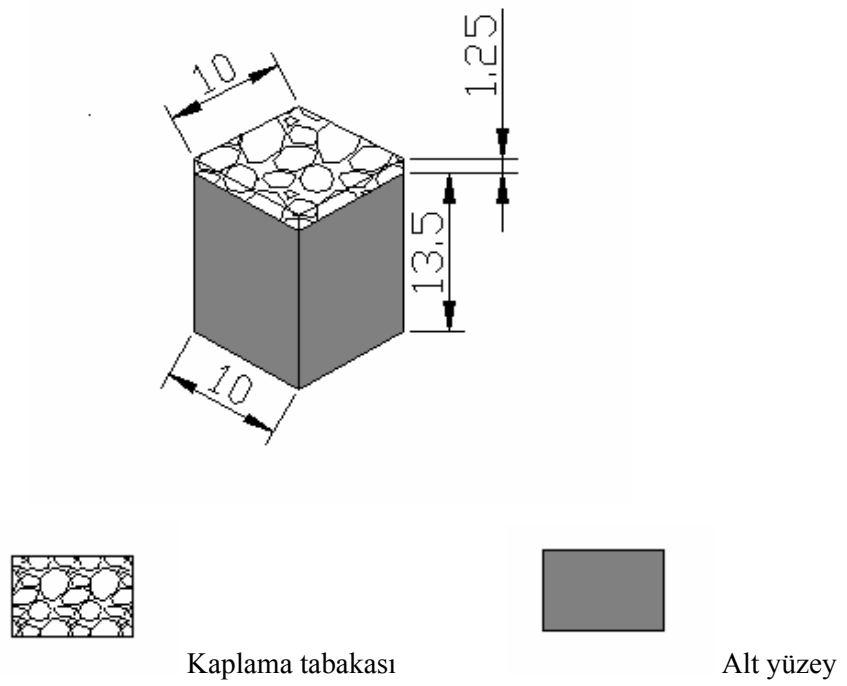


Şekil 7.4. Adheziv deney aparatının görünüşü.

7.9. Deney Numunesi Boyutları



Şekil 7.5. Adheziv aşınma deney numunesi.



Şekil 7.6. Abrasiv aşınma deney numunesi.

8. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

8.1. Mikroyapı İnceleme Sonuçları

8.1.1. Yüzey Modifikasyonunda Kullanılan Kobalt Elementi İle Takviye Edilmiş Ostenitik Paslanmaz Çelik Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri

GTA yöntemi kullanılarak gerçekleştirilen yüzey modifikasyonu işleminde yüzeyi kaplanacak malzeme olarak kimyasal bileşimleri Tablo 8.1.' de verilen orta karbonlu AISI 1040 ve düşük karbonlu AISI 1020 çelikleri kullanılmıştır. Kaplama yüzey malzemesi olarak ise; % 1.5, 3 ve 4.5 oranında kobalt tozu ilaveli ostenitik paslanmaz çelik tozları kullanılmıştır (Tablo 8.1). Kobalt tozlarının tane boyutu -90 mesh iken, ostenitik paslanmaz çelik tozlarının tane boyutu 90 mesh olarak seçilmiştir. Numunelerin kaynak işleminden sonra; geometri, yüzey sertliği, abrasiv ve adheziv aşınma özelliklerine alaşım element oranının ve enerji girdisinin etkileri incelenmiştir.

Tablo 8.1. GTA yönteminde kullanılan yüzeyi kaplanacak malzeme ve kaplama kompozitinin kaynak işlemi sonrasında kimyasal bileşimi.

Numune Adı	% Alaşım Elementi Miktarı										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Co	Ti	Fe
AISI 1040	0.420	0.345	0.683	0.028	0.015	0.106	0.123	0.01	-	-	Kalan
AISI 1020	0.185	0.281	0.518	0.024	0.034	-	-	-	-	-	Kalan
O.P.Ç*	0.029	0.489	1.51	0.055	0.011	18.60	9.11	0.134	-	-	Kalan
% 1.5 Co	0.015	0.470	1.35	-	-	17.10	9.05	0.100	1.24	-	Kalan
% 3 Co	0.017	0.400	1.35	-	-	17.90	8.80	0.1	2.79	-	Kalan
% 4.5 Co	0.015	0.410	1.30	-	-	17.70	8.85	0.1	4.33	-	Kalan

* Ostenitik paslanmaz çelik.

Tablo 8.2.'de kobalt elementi takviyeli, yüzey modifikasyonuna tabi tutulan numunelerin üretim parametreleri verilmiştir. Bu tabloda görüleceği gibi kaynak akımı 50 ve 100 amper olarak seçilmiştir. Elektrot çapı 2.4 mm olup, sabit tutulmuştur. Kaynak ilerleme hızı 0.5 mm s^{-1} alınmış, elektrodun yüzeyden olan yüksekliği 5 mm olarak belirlenmiştir.

GTA yöntemi hem 1.5 mm hem de 0.75 mm kaplama yüzey kalınlığına sahip numunelerin, yüzeyi kaplanan malzeme ile kuvvetli bir şekilde bağlanmasında başarılı bir

şekilde kullanılmıştır. İncelemeler sonucunda kaplama malzemesi ile yüzeyi kaplanan malzemenin çatlaksız, boşluksuz ve kusursuz olarak birleştiği görülmüştür (Şekil 8.1). Ayrıca yine aynı mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde kaplama kompozit malzemesinin 7-10 µm mesafesinde alt yüzey malzemesine çatalı kollar halinde nüfuz ettiği görülmektedir.

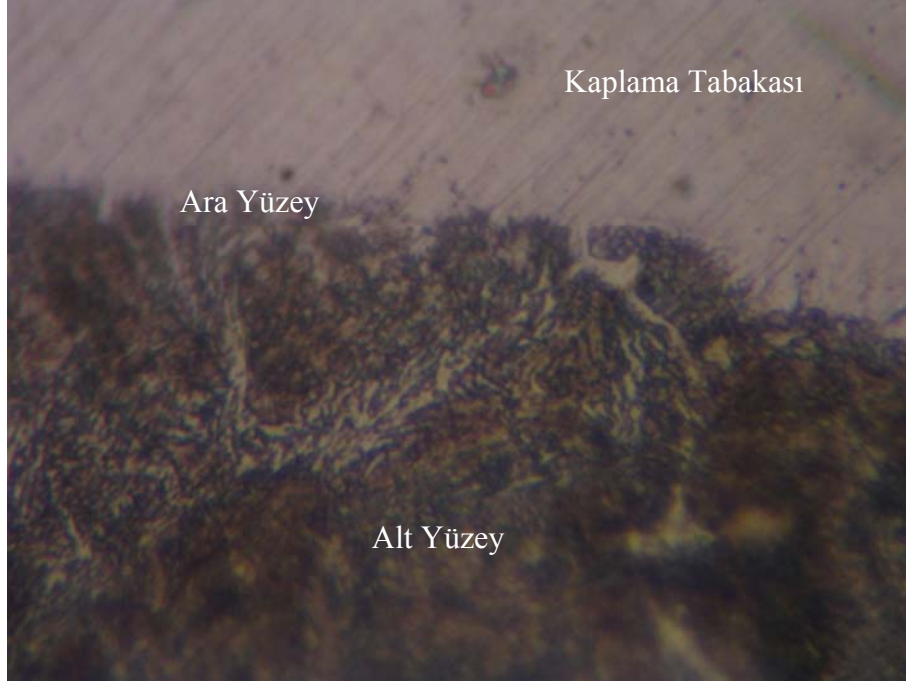
Tablo 8.2. Kobalt elementi takviyeli numunelerin üretim parametreleri.

Üretim Parametreleri				Kaplama Ölçüleri			
Numune No	Kaynak Hızı (mm/sn)	Akım (Amper)	Akım (Amper)	K _ü mm	K _b mm	K _t mm	Kaplama Sertliği HRb
Yüzeyi kaplanan malzeme AISI 1040							
%1.5 Co	0.5	100	50	1500	900	2400	*42.8
% 3 Co	0.5	100	50	1500	1150	2650	*44
% 4.5Co	0.5	100	50	1500	1100	2600	*45.7
% 3 Co	0.5	100	50	750	1250	2000	*48.30
%4.5 Co	0.5	100	50	750	1150	1900	*51
Yüzeyi kaplanan malzeme AISI 1020							
%1.5 Co	0.5	100	50	1500	800	2300	*40.50
% 3 Co	0.5	100	50	1500	1000	2500	*41.90
% 4.5Co	0.5	100	50	1500	850	2350	*43.50
% 3 Co	0.5	100	50	750	950	1700	*47.35
%4.5 Co	0.5	100	50	750	1050	1800	*48.25

K_ü = Yüzeyi kaplanan malzeme üzerinde oluşturulan kompozit malzeme kaplama kalınlığı, K_b= Kaynak işlemi sonrasında oluşan nüfuziyet kalınlığı K_t= Toplam kalınlık.

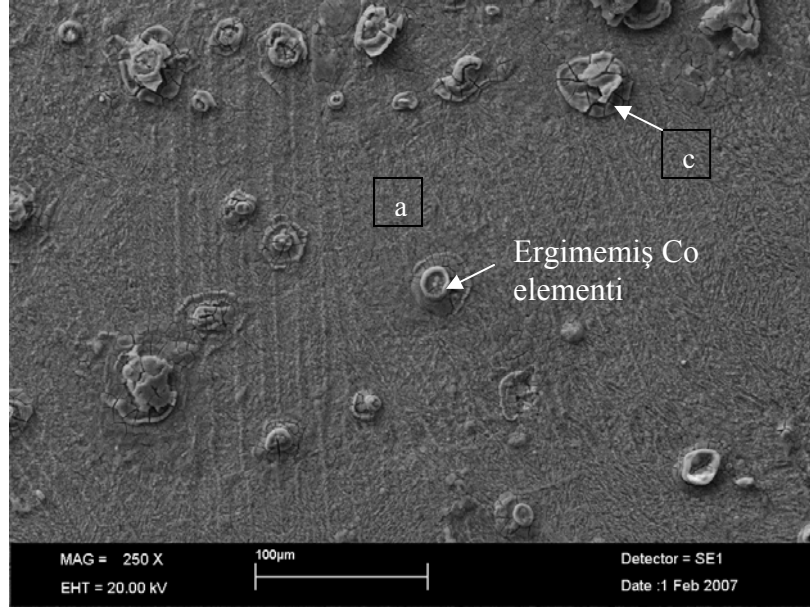
GTA yüzey modifikasyonu işleminde kullanılan 0.5 mm s⁻¹ ilerleme hızı ve gerek 50 A gerekse 100 A akım şiddeti tüm numunelerde kaplama malzemesini ergitip yüzeyi kaplanan malzeme ile yeterli bağ kuvvetini oluşturmasında yeterli olmuştur. Kaynak ilerleme hızının 0.5 mm s⁻¹ altına düşmesi durumunda ise kompozit malzemenin tamamen ergitilemediği ve homojen olmayan bir kaynak bağının oluştuğu, kaynak bölgesinde bir devamlılığın oluşmadığı ve kaynak banyosunun adacıklar şeklinde meydana geldiği gözlemlenmiştir. Artan takviye edici oranına bağlı olarak

numunelerin kaplama sertliliklerinde olumlu yönde artış olurken, kaplama kalınlığının da sertliğin üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu görülmüştür. Tablo 8.2.' de de görüleceği gibi, kaplama kompozitindeki kalınlığın düşmesiyle sertliğin değiştiği görülebilir. Bunu kaplama bölgesindeki kompozitin daha hızlı soğumasıyla ilişkilendirmek mümkündür.



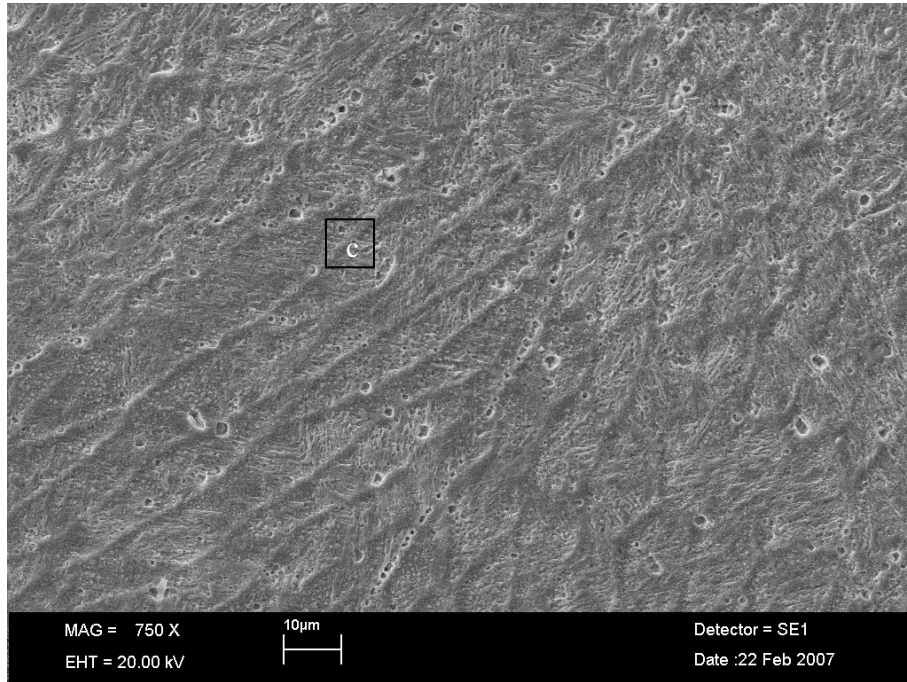
Şekil 8.1. Düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 kobalt ilaveli numunenin ara yüzeyini gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 400).

Düşük enerji girdili (50 A) yapılan yüzey modifikasyonu işleminde, yapıya katılan kobalt elementi tozlarının tamamen ergimedığı ve küresel adacıklar şeklinde mikroyapıda yer tuttuğu görülmüştür (Şekil 8.2-a). Bu durum elektrod ile kaplama bölgesi arasında oluşan ısının kobalt elementinin ferrit matrisi içerisinde çözünmek kadar yeterli enerji oluşturamaması ile ilişkilendirilebilir. Ayrıca malzemenin bileşiminde bulunan kobalt elementinin ergime ısısı diğer elementler ile karşılaştırıldığında daha yüksektir. Teknik olarak bütün alaşım elementleri ferrit içerisinde az da olsa bir miktar çözünürler, ancak bazı elementler karbür oluşturmaz. Nikel ve kobalt elementleri ferrit içerisinde yüksek oranda çözünürler. 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 artırırlar. Demirin direncini artırma etkisi bakımından alaşım elementleri krom, tungsten, vanadyum, molibden, nikel, mangan, ve silisyum sırasını izler.



(a)

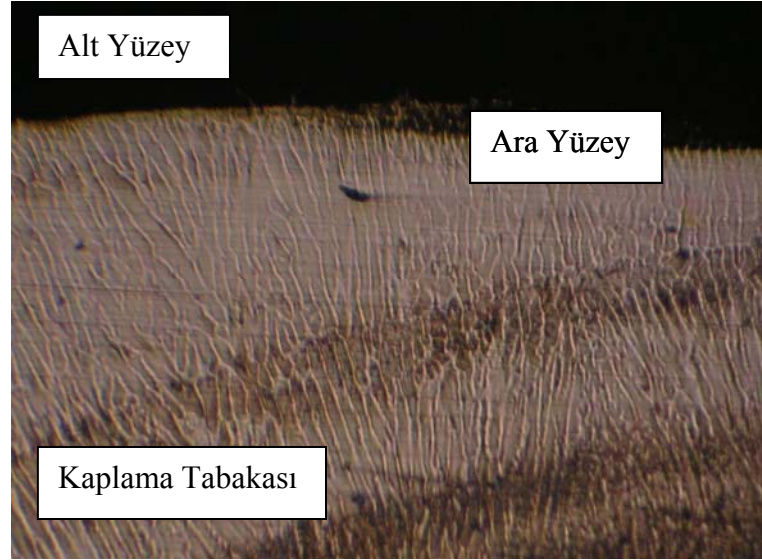
Aynı numunenin 100 A'lık akım şiddeti altında gerçekleştirilen yüzey alaşımlama işlemi değerlendirildiğinde, kobalt elementinin bünyede tamamen eridiği görülmüştür (Şekil 8.2-b).



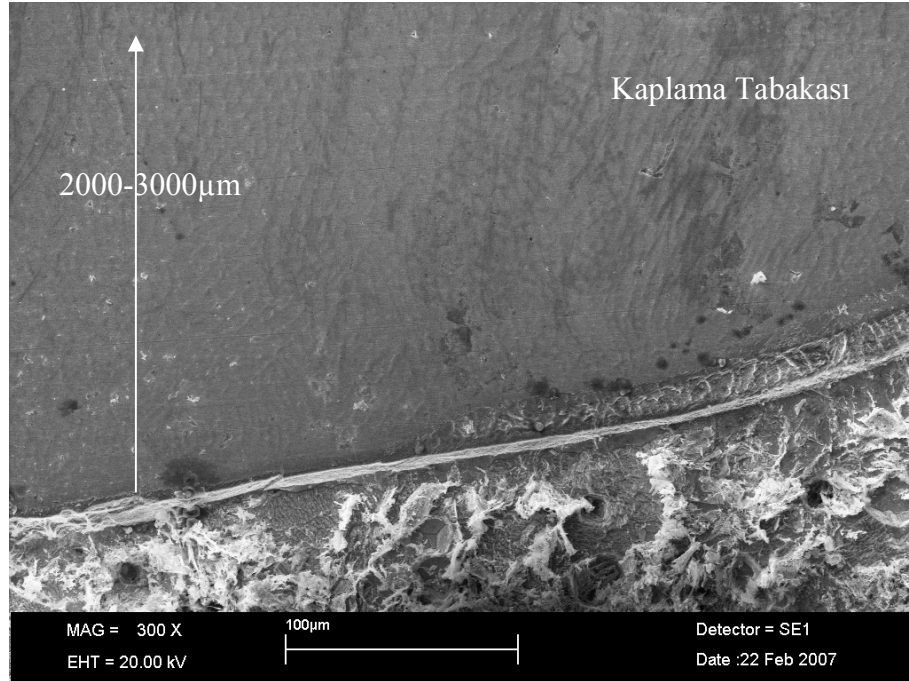
(b)

Şekil 8. 2. (a) Düşük enerji girdili (50 A) % 1.5 kobalt ilaveli numunenin SEM mikroskopundan alınmış görüntüsü (X 250). (b) Yüksek enerji girdili (100 A) % 1.5 kobalt ilaveli numunenin SEM mikroskopundan alınmış görüntüsü (X 750).

Kaplama bölgesi ile alt yüzeyden boylamasına alınan kesit görünüşte kaplama kalınlığının 2 mm ile 3 mm aralığında değiştiği görülmüştür (Şekil 8.3. a-b). Bu değerler ayrıca tüm numuneler için detaylı olarak Tablo 8.2.' de verilmiştir.



(a)

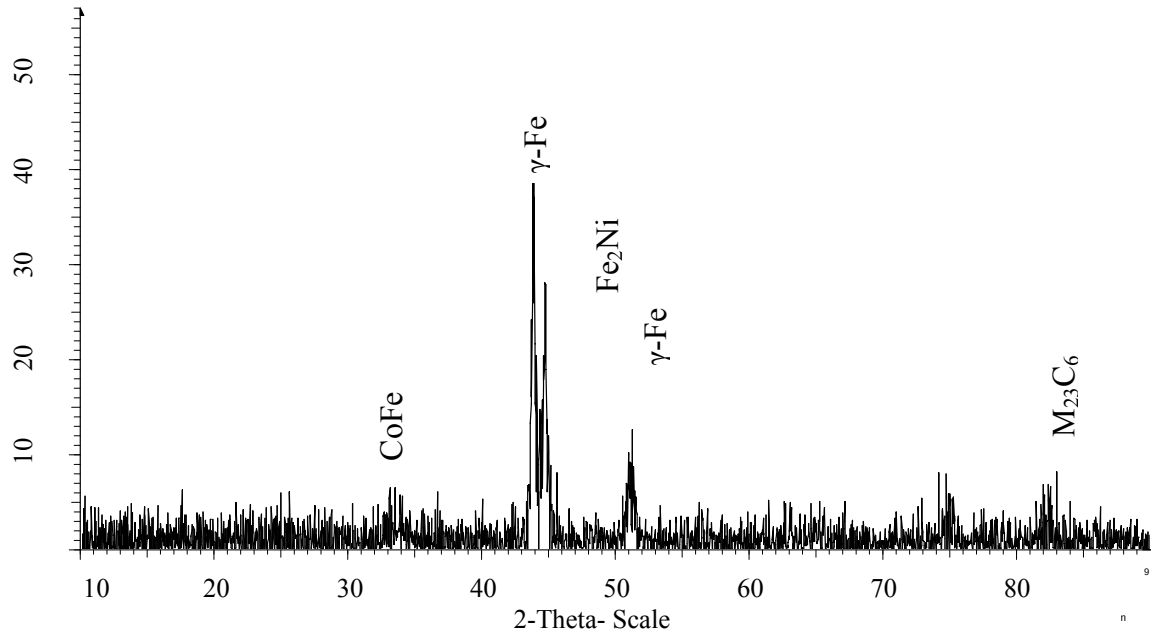


(b)

Şekil 8.3. (a) Düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 kobalt ilaveli numunenin kaplama kalınlığını gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 400). (b) Düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 kobalt ilaveli numunenin kaplama kalınlığını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 300).

Yukarıda bahsedilen ve enerji girdisiyle kaplama kompozitinin ergiyerek homojen bir şekilde mikroyapıyı oluşturma işlemi GTA yöntemini kullanarak yüzey modifikasyonu işlemi yapan araştırmacılar tarafından (Mridha ve diğ., 2001) düşük enerji girişlerinde ergimenin çoğunlukla kaplama tozlarının üst bölgesinde meydana geldiğini ve bunun sonucu olarak bu ergiyik bölgesinin üzerinde ince bir katmanın oluştuğu şeklinde açıklanmıştır. 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.

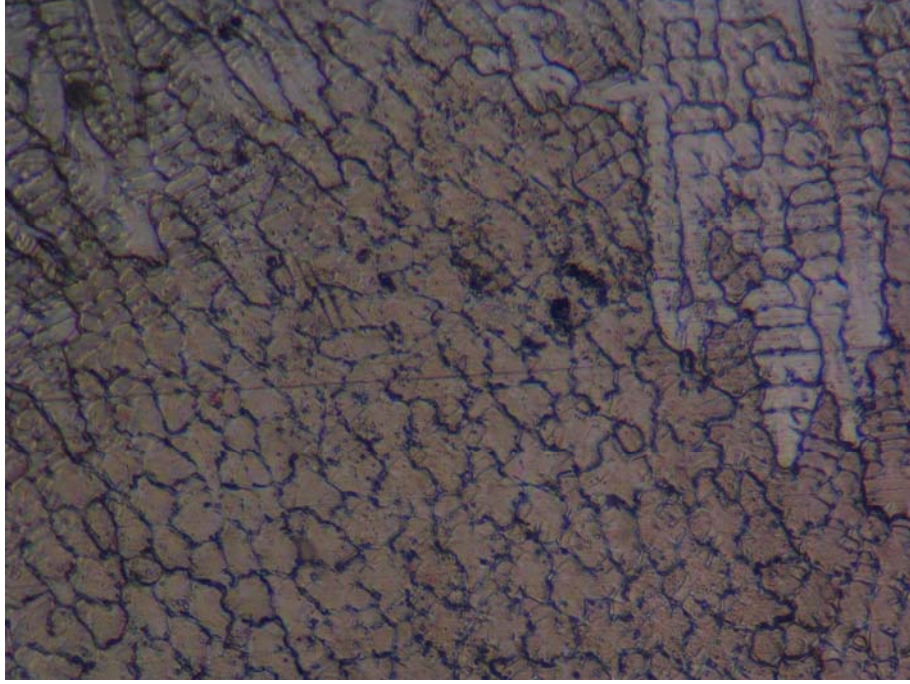
Şekil 8.4.de % 4.5 kobalt elementi ile takviye edilmiş ve kaplama malzemesi olarak kullanılmış ostenitik paslanmaz çelik numunenin yüzeyinden kaynak işleminden sonra alınmış X-ray analiz grafiği verilmiştir. Analiz sonucunda; kaplama yüzeyinin γ - fazı, bünyesinde demir eriten genellikle krom karbürlerden oluşan $M_{23}C_6$ fazı tesbit edilmiştir. 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. Yukarıda belirtilen iki faz haricinde, aşağıda bileşimleri verilen üçlü ve dörtlü katı ergiyik fazları numunenin mikroyapısında belirlenmiştir. Bunlar; γ -Fe, CoFe, Fe_2Ni , $M_{23}C_6$ fazlarıdır.



Şekil 8.4. Yüksek enerji girdili % 4.5 Co takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-ray analizi.

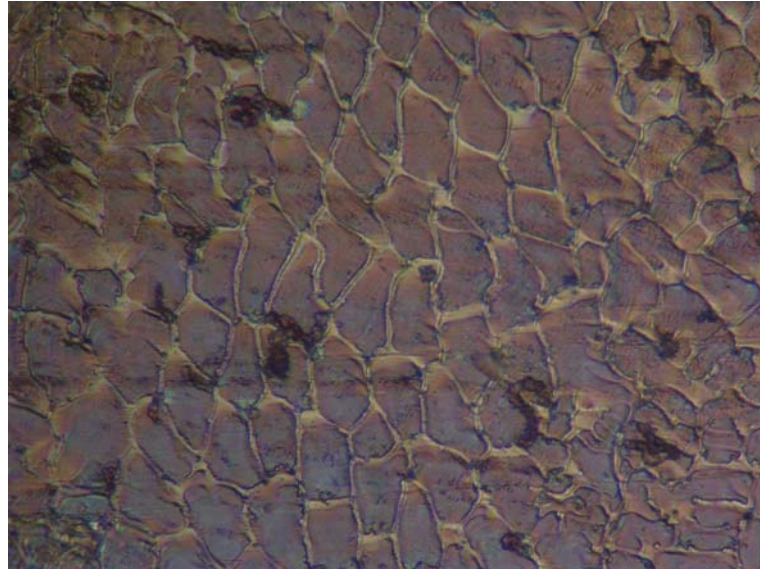
Krom–nikelli çeliklerde nikel tane büyümesini engelleyici rol oynarken, krom bunun tam tersi bir rol oynamaktadır. Diğer taraftan krom bünyede kararlı karbürlerin oluşmasında rol oynayan en önemli karbür yapıcı elementlerden birisidir. Bu tip çeliklerde karbon oranının % 0.1 değerinden daha az olması durumunda bile oda sıcaklığındaki yavaş soğutmalarda karbür çökelmeleri meydana gelmektedir (Higgins., 1971). Kolay kolay çözülmeyen karbürler ostenit fazı içerisinde katı çözeltilin dışında bulunurlar ve ostenitin karbür ve alaşım oranlarını, çeliğin kimyasal bileşimindeki oranların altına düşürürler. Yüzey modifikasyonuna tabi tutulan numunelerde de bunu görmek mümkündür. Çünkü mikroyapıda meydana gelen $M_{23}C_6$ fazı tane sınırları ile kısmen ostenit fazı içerisinde küresel şekilde teşekkül etmiştir (Şekil 8.5).

GTA yöntemi kullanılarak uygulanan yüzey modifikasyonu işleminde, kaplama malzemesi olarak kullanılan % 1.5-4.5 kobalt katkıli ostenitik paslanmaz çelik kompozit karışımının hem orta hem de düşük karbonlu çeliklerde benzer mikroyapı ve yakın sertlik değerlerini sergilemiştir. Düşük karbonlu çeliğin yüzey sertliği kaplama bölgesinde iki kat artış gösterirken, yüksek karbonlu çelikte bu artış nisbeten az olmuştur (Tablo 8.2). Malzemelere ait sertlik değerleri ayrıca grafik ve yorumları ile birlikte aşınma bölümünde anlatılmıştır.



Şekil 8.5. Düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 kobalt ilaveli numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 200).

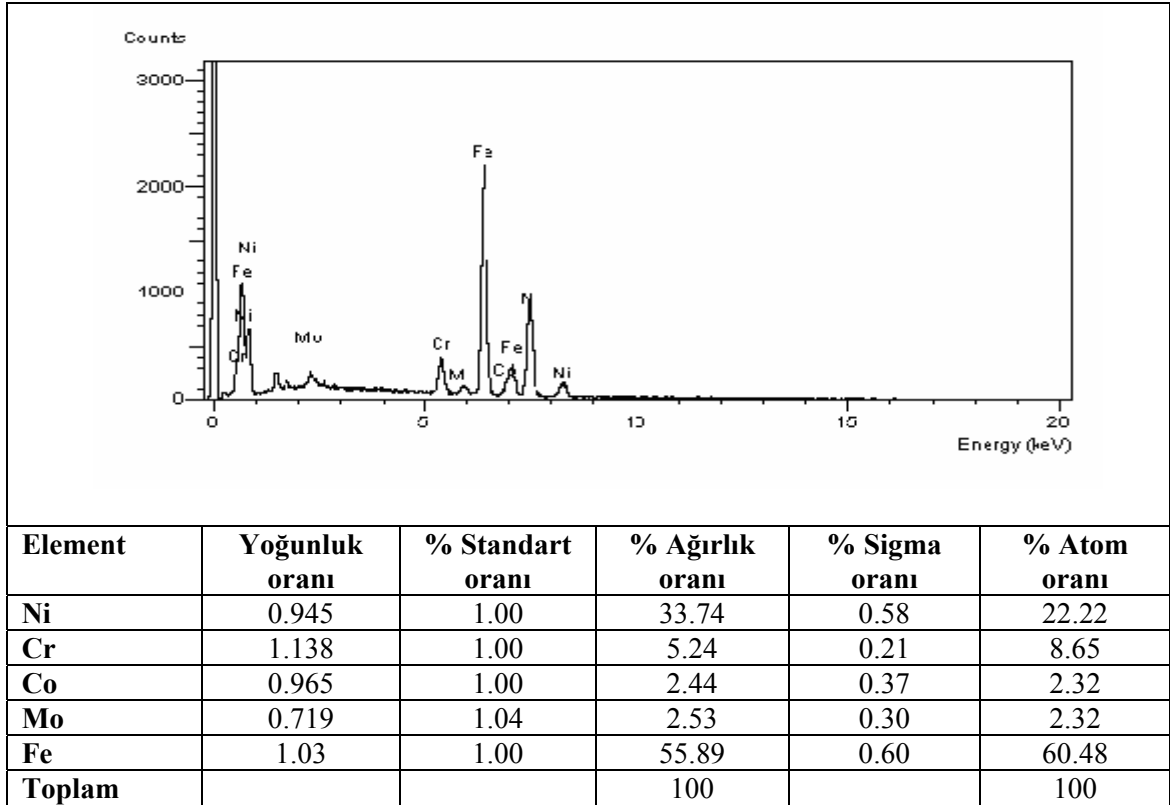
% 4,5 kobalt içeriğine sahip ostenitik paslanmaz çelik numunenin yüksek enerji girdisinde yapılan yüzey alaşımlama işlemi sonrasında kaplama yüzey bölgesinden X 400 büyütmede alınan mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde (Şekil 8.6), yapının daha homojen dağılım gösterdiği



Şekil 8.6. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 kobalt ilaveli numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 200).

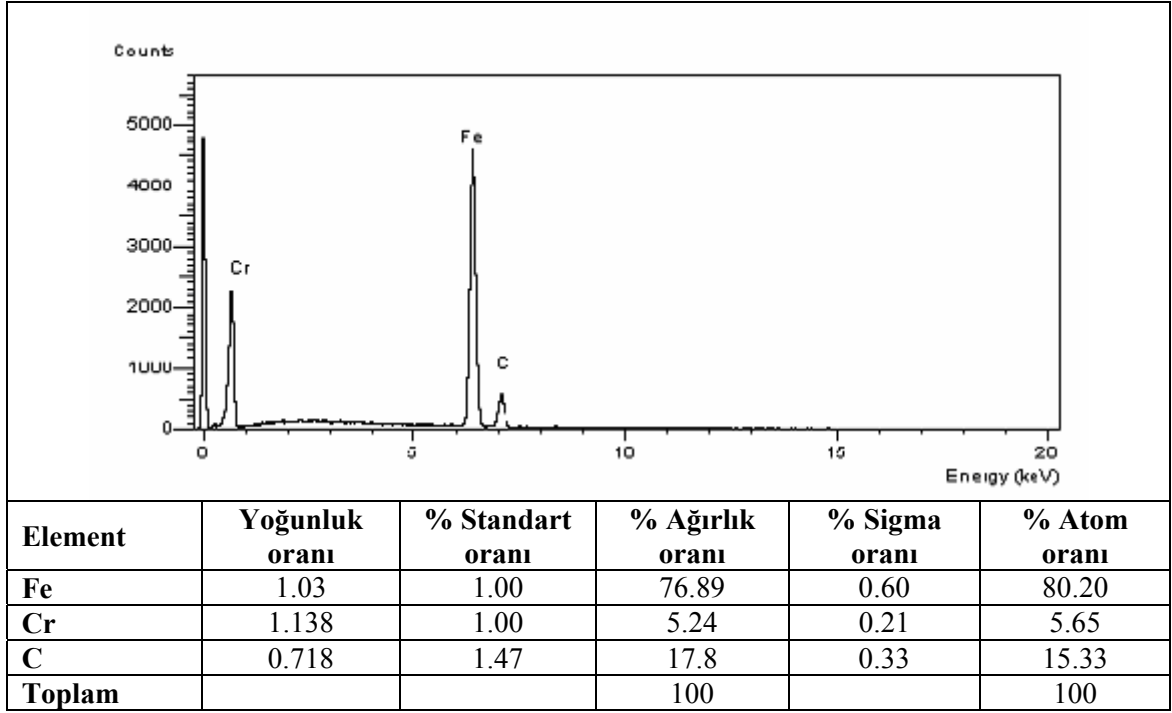
ostenit tanelerinin küçüldüğü ve tane sınırlarının belirginleştiği görülmektedir. Bunu yeterli ısının oluşması ile kaplama kompoziti içerisinde bulunan elementlerin homojen bir yapıyı oluşturacak zamanı bulmaları ile açıklamak mümkündür.

Numunelerin X-ray incelemeleri sonucunda ortaya çıkan fazların bileşimlerini daha iyi anlayabilmek için gerekli görülen yerlerden EDS analizleri alınmıştır. Şekil 8.7’de verilen EDS analizi Şekil 8.2. a’da SEM mikroyapı fotoğrafı verilen kobalt elementi takviyeli numunenin a harfi ile işaretlenmiş matris bölgesinden alınmıştır. EDS sonucuna göre matris % 60 Fe, % 22 Ni, % 8.65 Cr ve % 2.32 Co-Mo elementlerind oluşmuştur. Aynı numunenin tane sınırı (Şekil 8.2.b) bölgesinden alınan EDS analizi incelendiğinde % 80 Fe, % 5 Cr ve % 15 oranında karbon elementi içerdiği tesbit edilmiştir. Bu da tane sınırlarında ayrıışan metal karbürlerin kromca zengin olması ve krom elementini bünyesinde toplamasından ileri gelmiştir (Şekil 8.8). Tane sınırı bölgesinde Cr elementinin azaldığı görülmüştür.

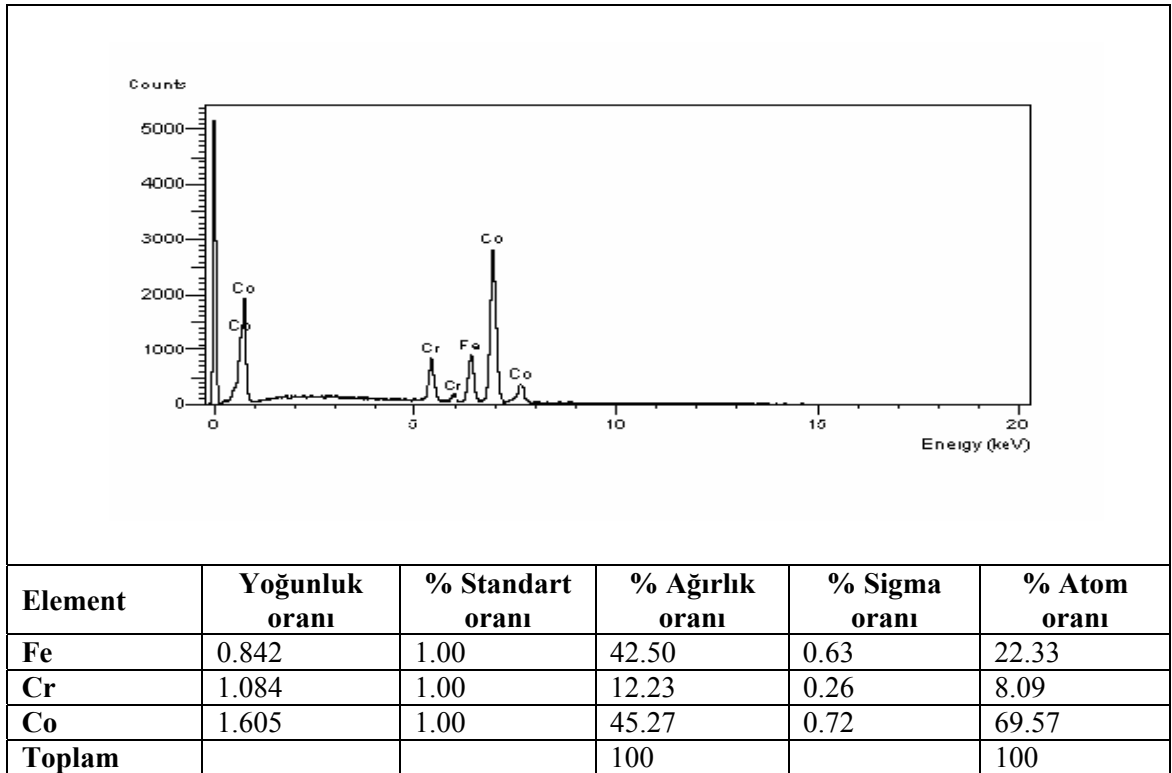


Şekil 8.7. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 kobalt ilaveli numunenin matris üzerinden alınan EDS analizi.

Şekil 8.2-a’da mikroyapı fotoğrafı verilen numunenin üzerindeki partikül halinde ergimeden kalan (fotoğraf üzerinde c harfi ile simgelenmiştir) tanecik üzerinden yapılan EDS incelemesinde ise bu partikülün % 70 Co elementi içerdiği görülmüştür (Şekil 8.9).



Şekil 8.8. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 kobalt ilaveli numunenin tane sınırı üzerinden alınan EDS analizi.



Şekil 8.9. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 kobalt ilaveli numunenin ergimeyen kobalt partikülü üzerinden alınan EDS analizi.

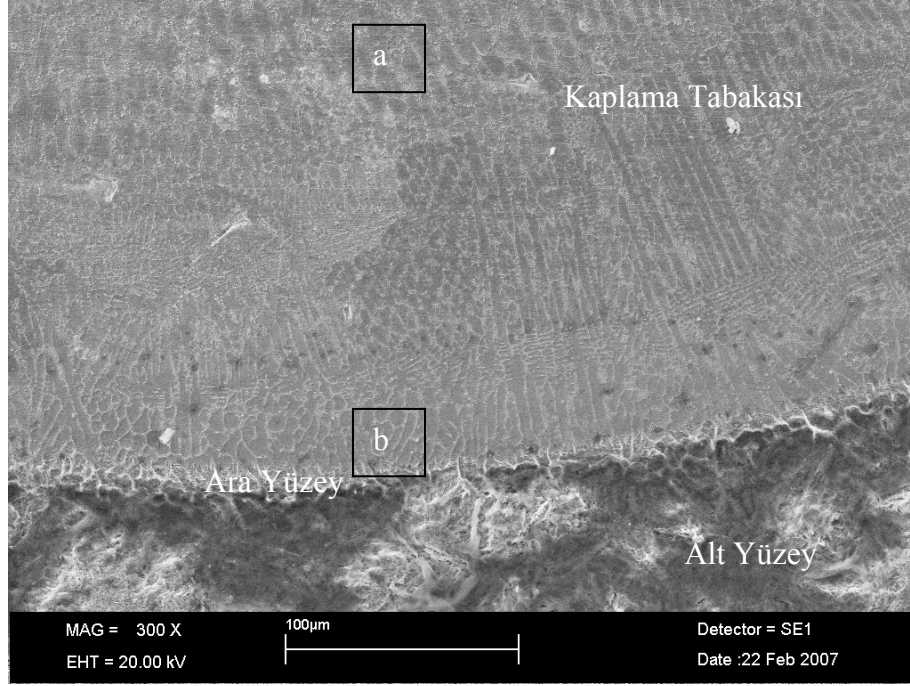
8.1.2. Yüzey Modifikasyonunda Kullanılan Molibden Elementi İle Takviye Edilmiş Ostenitik Paslanmaz Çelik Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri

GTA yöntemi kullanılarak gerçekleştirilen yüzey modifikasyonu işleminde yüzeyi kaplanan malzeme olarak yine kimyasal bileşimleri Tablo 8.1.' de verilen orta karbonlu AISI 1040 ve düşük karbonlu AISI 1020 çelikleri kullanılmıştır. Kaplama yüzey malzemesi olarak ise; % 1.5, 3 ve 4.5 oranında molibden tozu ilaveli ostenitik paslanmaz çelik tozları kullanılmıştır (Tablo 8.3). Yine kobalt elementi takviyeli numunelerde olduğu gibi; numunelerin geometri, yüzey sertliği, abrasiv ve adheziv aşınma özelliklerine alaşım element oranının ve enerji girdisinin etkileri incelenmiştir.

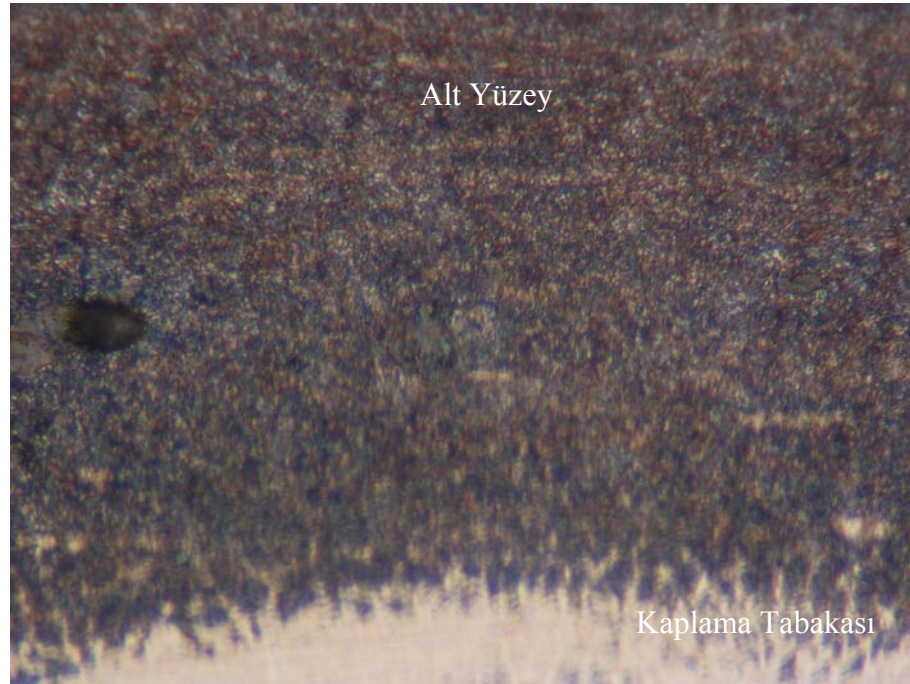
Tablo 8.3. GTA yönteminde kullanılan Mo elementi katkılı kompozitin kaynak işlemi sonrasında kimyasal bileşimi.

Numune Adı	% Alaşım Elementi Miktarı						
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Fe
% 1.5 Mo İlaveli	0.015	0.470	1.35	17.10	9.05	1.44	Kalan
% 3 Mo İlaveli	0.017	0.400	1.35	17.90	8.80	2.87	Kalan
% 4.5 Mo İlaveli	0.015	0.410	1.30	17.70	8.85	4.40	Kalan

Şekil 8.10. a-b' de % 4.5 molibden elementi ile takviye edilmiş ve GTA yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulmuş numunenin; X 300 büyütmede SEM mikroskobundan ve X 300 büyütmede optik mikroskoptan alınmış kesit alanını gösteren (kaplama katmanını, yüzeyi kaplanan malzeme ve ara yüzey) mikroyapı resmi verilmiştir. Şekilden de görüleceği gibi her iki akım değerinde de yüzeyi kaplanan malzeme ile kaplama katmanı arasında yeterli adhesyon (yapışma) kuvveti oluşmuştur. Numunelerin kaplama kalınlıkları 1.5 mm ile 3 mm arasında değişmektedir (Tablo 8.4). Geçiş bölgesinde kaynak parametrelerine bağlı olarak meydana gelen boşluk, çatlak ve porozitelerin meydana gelmediği görülmüştür. Kaynak işleminden sonra numuneden boylamasına alınan kesitte, kaynak üst bölgesinin bir elips şeklinde kıvrıldığı görülmüştür.



(a)



(b)

Şekil 8.10. (a) düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 molibden ilaveli numunenin ara yüzeyini gösteren SEM. mikroskop fotoğrafı (X 300). (b) düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 molibden ilaveli numunenin ara yüzeyini gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 300).

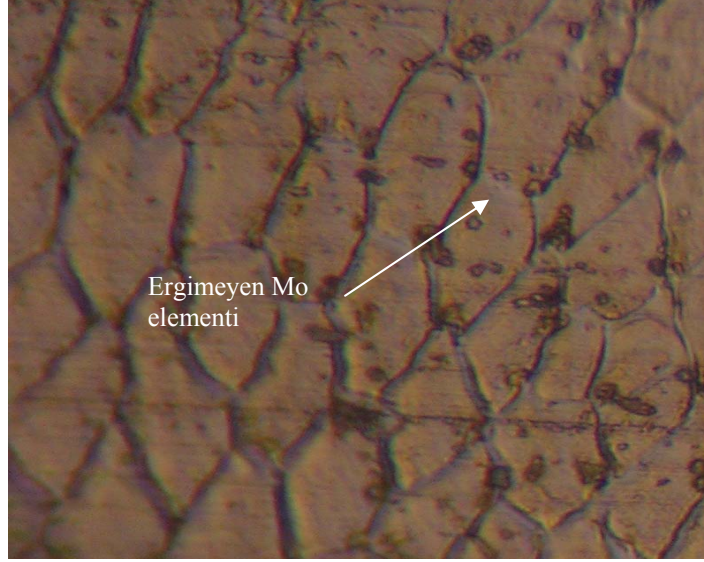
GTA kaynak yöntemi molibden elementi takviyeli numunelerin de yüzeyi kaplanan malzeme ile kuvvetli bir şekilde bağlanmasında başarılı bir şekilde kullanılmıştır. İncelemeler sonucunda kaplama malzemesi ile yüzeyi kaplanan malzemenin çatlaksız, boşluksuz ve kusursuz olarak birleştiği görülmüştür.

Tablo 8.4. Molibden elementi takviyeli numunelerin üretim parametreleri.

Üretim Parametreleri				Kaplama Ölçüleri				
Numune No	Kaynak Hızı (mm/sn)	Akım (Amper)	Akım (Amper)	K _ü mm	K _b mm	K _t mm	Kaplama Sertligi HRb	
Yüzeyi kaplanan malzeme AISI 1040								
%1.5 Mo	0.5	100	50	1500	400	1900	43.5	AISI 1040
% 3 Mo	0.5	100	50	1500	450	1950	45.2	45
% 4.5 Mo	0.5	100	50	1500	800	2300	46	
% 3 Mo	0.5	100	50	750	1050	1800	48	
% 4.5 Mo	0.5	100	50	750	1000	1750	48	
Yüzeyi kaplanan malzeme AISI 1020								
% 1.5 Mo	0.5	100	50	1500	900	2400	43	AISI 1040
% 3 Mo	0.5	100	50	1500	850	2350	45	27
% 4.5 Mo	0.5	100	50	1500	1200	2700	47	
% 3 Mo	0.5	100	50	750	950	1700	49	
% 4.5 Mo	0.5	100	50	750	1050	1800	51.3	

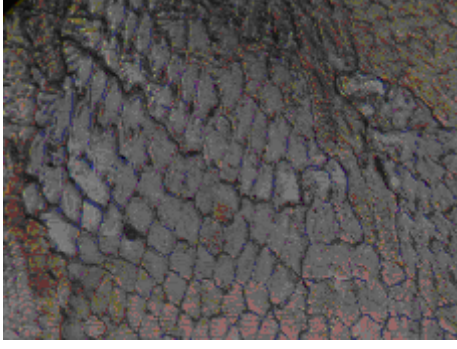
K_ü = yüzeyi kaplanan malzeme üzerinde oluşturulan kompozit malzeme kaplama kalınlığı, K_b= Kaynak işlemi sonrasında oluşan nüfuziyet kalınlığı K_t= Toplam kalınlık.

Şekil 8.11.'de % 4.5 kobalt elementi ile takviye edilmiş ve kaplama malzemesi olarak kullanılmış ostenitik paslanmaz çelik numunenin yüzeyinden düşük enerji girişli (50 A) kaynak işleminden sonra X 400 büyütmede alınmış optik mikroskop resmi verilmiştir.

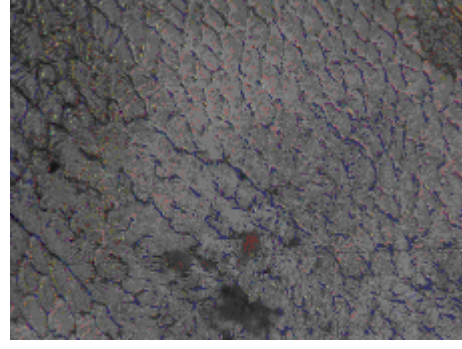


Şekil 8.11. Düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 molibden ilaveli numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 400).

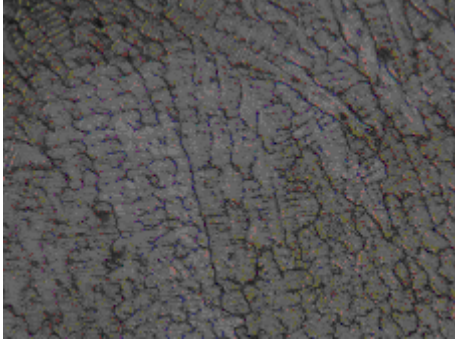
50 amperlik akım şiddeti altında gerçekleştirilen yüzey kaplama işleminde, molibden elementi kompozit malzeme içerisinde tamamen ergimeyişi (Şekil 8.11.) ve ostenit tanelerinin içerisinde ve genellikle tane sınırlarına yakın bölgede yer tuttuğu görülmüştür. Bunun sebebinin ise, kompozit malzemeyi oluşturan elementlerin ergimesi için gerekli olan ısının oluşamaması olduğu düşünülmektedir. Yine bu numunenin tane sınırı bölgesinden alınan EDS analizi sonucunda bu bölgede krom fakirleşmesi tespit edilmiştir. 100 amperlik akım şiddeti altında yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan molibden elementi takviyeli numunenin X 400 büyütmedeki optik mikroskop fotoğrafı incelendiğinde (Şekil 8.12 a-e), ostenit tanelerinin daha homojen bir şekilde meydana geldiği görülmektedir. Yine aynı numunelere ait SEM mikroskop mikroyapı fotoğrafları (Şekil 8.13 a-b)' sırasıyla verilerek tespit edilen karbürler fotoğraf üzerinde işaretlenmiştir.



(a)



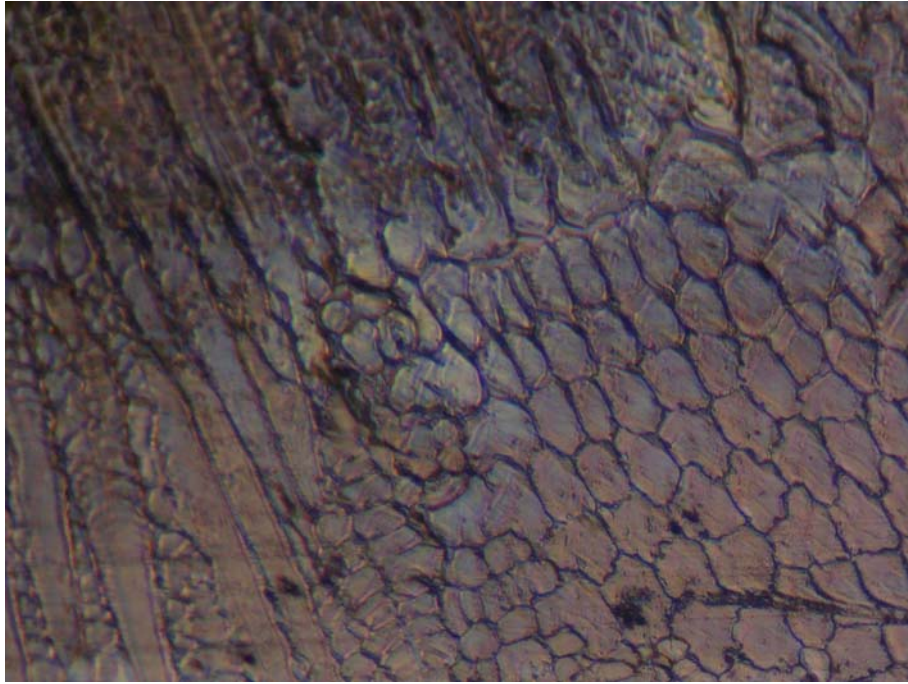
(b)



(c)

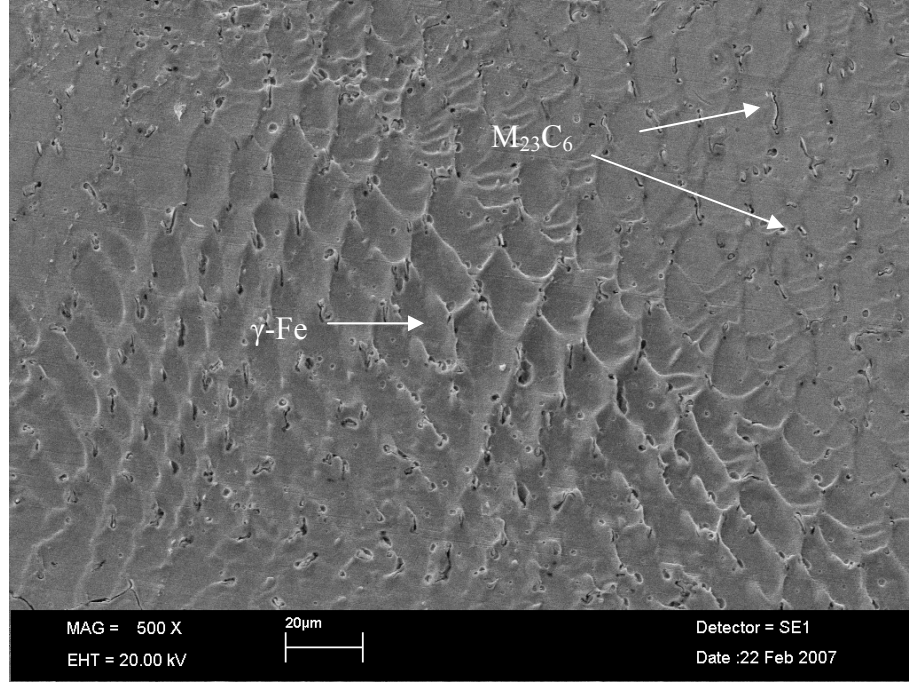


(d)

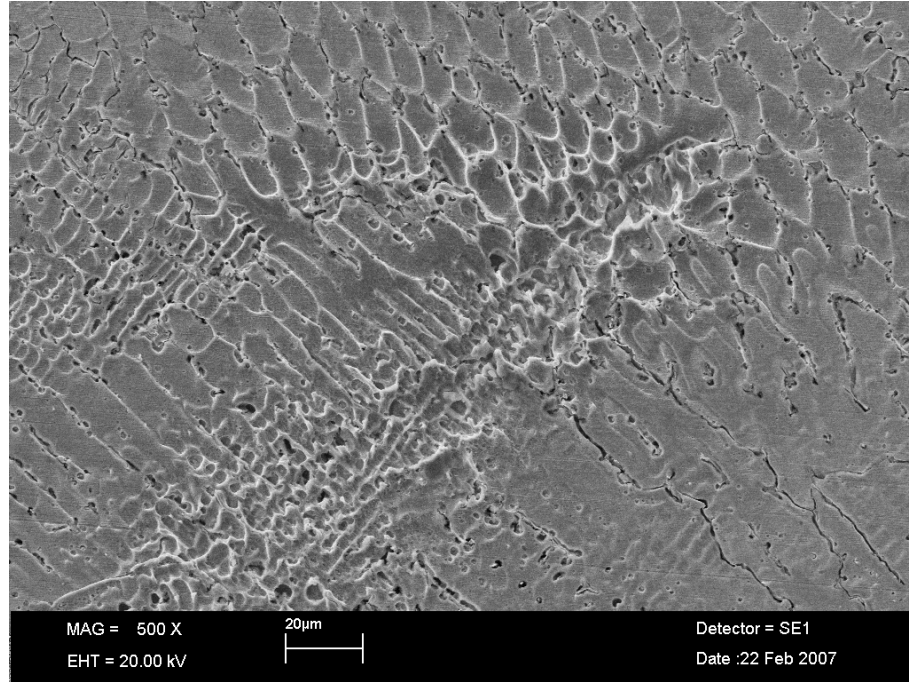


(e)

Şekil 8.12. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 4.5 molibden ilaveli numunenin kaplama bölgesi mikroyapılarını gösteren optik mikroskop fotoğrafları a-e (X 400).



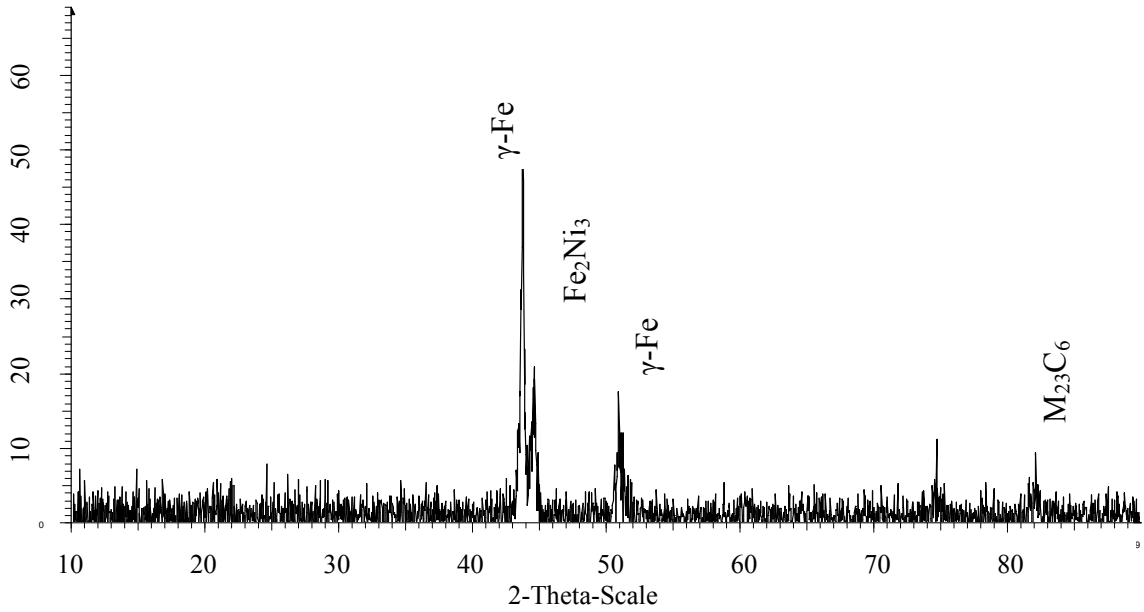
(a)



(b)

Şekil 8.13. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 4.5 molibden ilaveli numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı a-b (X 500).

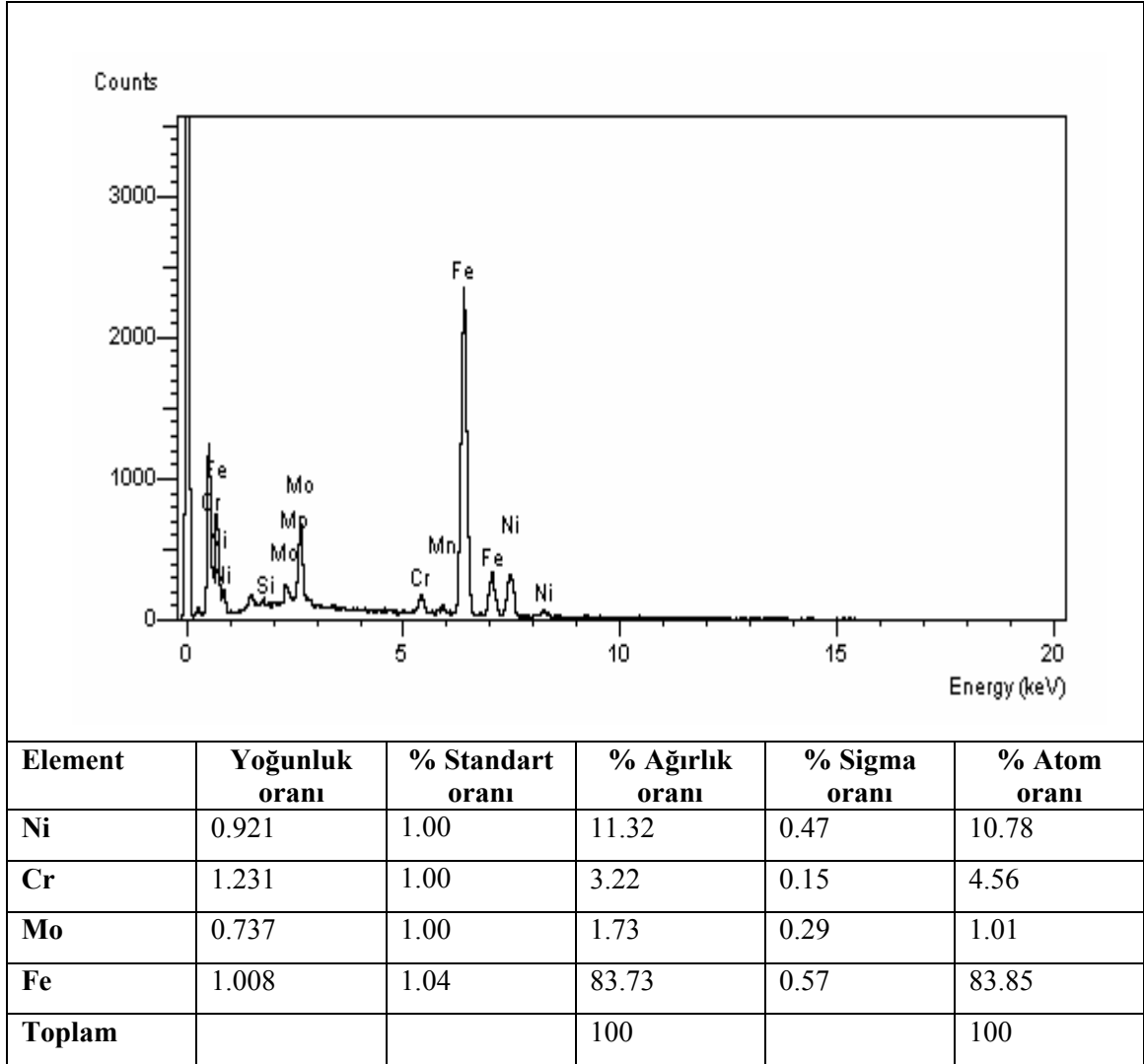
Şekil 8.14.de % 4.5 molibden elementi ile takviye edilmiş ve kaplama malzemesi olarak kullanılmış ostenitik paslanmaz çelik numunenin yüzeyinden kaynak işleminden sonra alınmış X-ray analizi verilmiştir. Analiz sonucunda kaplama yüzeyinin γ - fazı, $M_{23}C_6$ tipi krom karbürlerden ve kaplama malzemesinin içeriğinde bulunan alaşım elementlerinin içeriğine bağlı olarak γ -Fe + Mo gibi katı çözelti fazlarından oluştuğu tespit edilmiştir. Kaplama kompozitinin mikroyapısı incelendiğinde hem orta hem de düşük karbonlu çeliklerde benzer mikroyapıyı sergilediği görülmüştür.



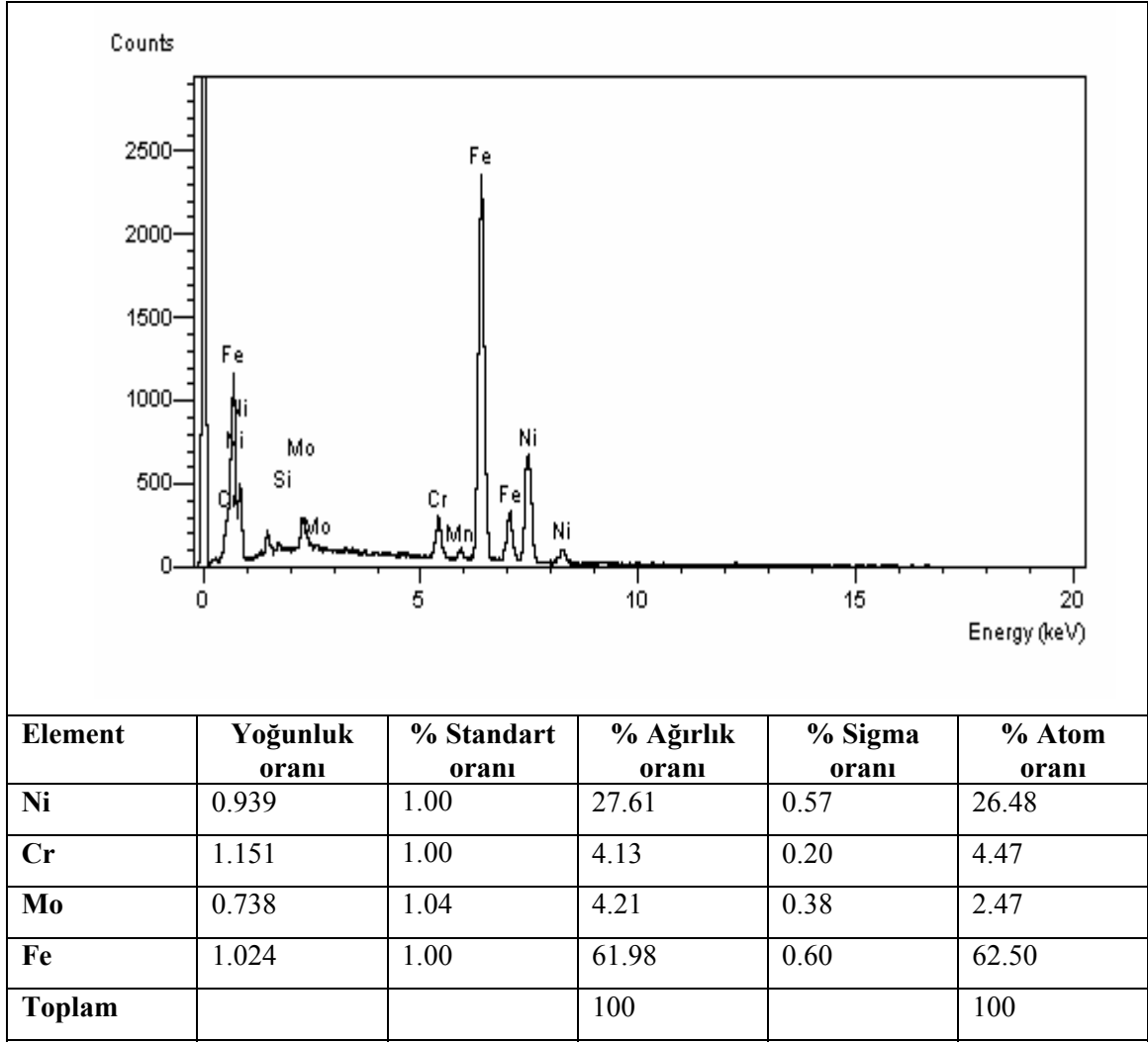
Şekil 8.14. Yüksek enerji girdili % 4.5 Mo takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-ray analizi.

Yine numunelerin kaplama bölgelerindeki sertlik değerleri kompozit içerisine oranca katılan molibden elementinin artmasıyla yükselmiştir. Yüksek enerji girdili % 1.5 Mo elementi katkılı numunenin kaynak kesit bölgesinin üst kısmından (kaplama kompoziti üst bölgesi) ve kesit alt bölgesinden (Yüzeyi kaplanan malzeme tabakasından kaplama kompozitine doğru 50 μ m mesafe) matris üzerinden alınan EDS analizleri sonucunda kompoziti oluşturan element kompozisyonunun değiştiği görülmüştür. Şekil 8.10'daki SEM mikroskobu görüntüsü üzerinde a harfi ile gösterilen ve kaplama tabakasının üst kısmından, matris içerisinden alınan EDS analizleri sonucunda Şekil 8.15' % 83.85 Fe, % 1.01 Mo, % 4.56 Cr ve % 10.78 Ni element yüzde oranları tesbit edilirken, yine aynı fotoğraf üzerinde b harfi ile işaretlenmiş ve kaplama tabakasının alt kısmından, matris üzerinden alınan EDS analizleri sonucunda Şekil 8.16' % 62.50 Fe, % 2.47 Mo, % 4.47 Cr ve % 26.48 Ni element yüzde oranları tesbit edilmiştir. Yani

kaplama tabakasının kaplanan malzemeye yakın olduğu bölgelerde Ni ve Mo elementinin matris içerisindeki yüzde oranında artış olurken, kaplama bölesinin üst yüzey bölgesine yakın olduğu yerlerde Ni elementinin yüzde oranının düştüğü buna karşı Fe elementinin yükseldiği ayrıca her iki durumda da Cr elementinin sabit kaldığı görülmüştür.



Şekil 8.15. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 molibden ilaveli numunenin ergimeyen molibden partikülü üzerinden alınan EDS analizi.



Şekil 8.16. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 molibden ilaveli numunenin matrisi üzerinden alınan EDS analizi.

8.1.3. Yüzey Modifikasyonunda Kullanılan Titanyum Elementi İle Takviye Edilmiş Ostenitik Paslanmaz Çelik Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri

GTA yöntemi kullanılarak gerçekleştirilen yüzey modifikasyonu işleminde yüzeyi kaplanan malzeme olarak kimyasal bileşimleri Tablo 8.1.' de verilen orta ve düşük karbonlu çelikleri kullanılmıştır. Kaplama yüzey malzemesi olarak ise; % 1.5, 3 ve 4.5 oranında titanyum tozu ilaveli ostenitik paslanmaz çelik tozları kullanılmıştır (Tablo 8.5). Numunelerin geometri, yüzey sertliği, abrasiv ve adheziv aşınma özelliklerine alaşım element oranının ve enerji girdisinin etkileri incelenmiştir.

Tablo 8.5. GTA yönteminde kullanılan Ti elementi katkılı kompozitin kaynak işlemi sonrasında kimyasal bileşimi.

Numune Adı	% Alaşım Elementi Miktarı							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	Fe
% 1.5 Ti İlaveli	0.015	0.470	1.35	17.70	9.05	0.120	1.33	Kalan
% 3 Ti İlaveli	0.017	0.400	1.35	17.40	8.80	0.11	2.85	Kalan
% 4.5 Ti İlaveli	0.015	0.410	1.30	17.00	8.85	0.08	4.25	Kalan

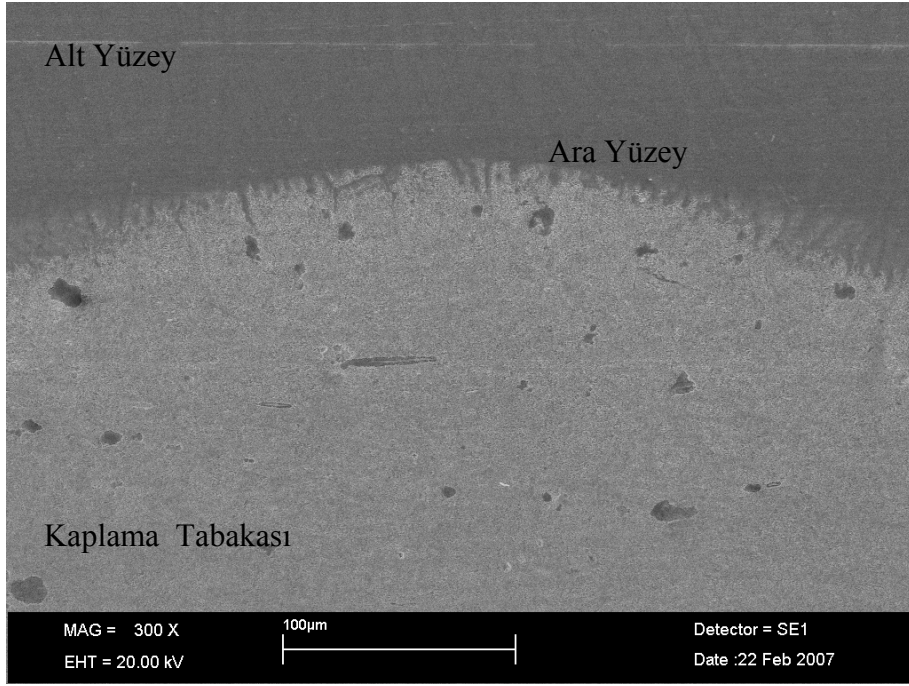
Tablo 8.6.'da titanyum elementi takviyeli, yüzey modifikasyonuna tabi tutulan numunelerin üretim parametreleri verilmiştir. GTA yöntemi titanyum elementi katkılı numunelerde de hem 1.5 mm hem de 0.75 mm kaplama kalınlığında, yüzeyi kaplanan malzeme tabakası ile kompozit malzemenin kuvvetli bir şekilde bağlanmasında başarılı bir şekilde kullanılmıştır. İncelemeler sonucunda kaplama malzemesi ile alt yüzey malzemesinin çatlaksız, boşluksuz ve kusursuz olarak birleştiği % 1.5 Ti elementi ile takviye edilen numunenin X 400 büyütmedeki optik ve SEM mikroskop fotoğrafında görülmektedir (Şekil 8.17.a-b). GTA yüzey modifikasyonu işleminde kullanılan 0.5 mm s^{-1} ilerleme hızı ve gerek 50 A gerekse 100 A akım tüm numunelerde kaplama malzemesini ergitip alt yüzey malzemesi ile yeterli bağ kuvvetini oluşturmasında yeterli olmuştur. GTA işlemi sonrasında kaplama kompozitinin oval bir şekil aldığı maksimum yüksekliğin ortada olduğu kenar bölgelerinde ise kalınlığın incelendiği görülmüştür. Yine kompozit kaplamadan olan elektrot yüksekliğinin 5 – 7 mm arasında en iyi sonucu verdiği tespit edilmiştir. Ti elementi ile takviye edilerek kompozit kaplama olarak kullanılan ostenitik paslanmaz çelik numunenin en yüksek yüzey sertliği değerine ulaştığı

görülmüştür. Artan takviye edici oranı ile numune sertliklerinde HRb değerinde 2 derecelik bir artış sergilediği tespit edilmiştir. Bunu mikroyapıya bağlı olarak açıklamak mümkündür. Çünkü Ti elementi katkılı numunelerden % 4.5 Ti katkılı numune üzerinden alınan X-ray sonuçları incelendiğinde (Şekil 8.22), numunenin mikroyapısının γ -Fe, Ni_3Ti , ve M_{23}C_6 fazlarından oluştuğu belirlenmiştir. Kobalt ve molibden elementlerinde oluşan mikroyapının tersine, Ni_3Ti fazları M_{23}C_6 fazını bölerek küresel şekilde meydana gelmesinde rol oynamıştır. Bu faz Şekil 8.18.'de % 4.5 titanyum elementi ile takviye edilmiş ve kaplama malzemesi olarak kullanılmış ostenitik paslanmaz çelik numunenin yüzeyinden kaynak işleminden sonra X 400 büyütmede alınmış optik mikroskop resmi üzerinde gösterilmiştir Şekil 8.18. Ti elementi ise nikel ve demir elementleri ile birleşerek Ni_3Ti fazı şeklinde ostenit tanelerinin çevresinde kimi yerde küresel, kimi yerde şeritler şeklinde meydana gelmişlerdir.

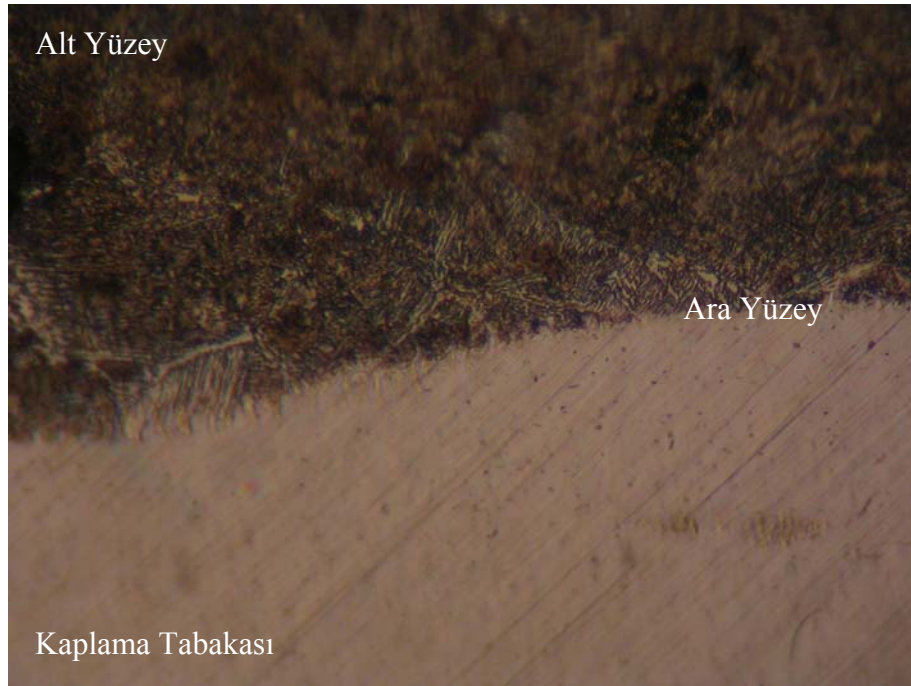
Tablo 8.6. Titanyum elementi takviyeli numunelerin üretim parametreleri .

Üretim Parametreleri				Kaplama Ölçüleri			
Numune No	Kaynak Hızı (mm/sn)	Akım (amper)	Akım (amper)	$K_{\bar{u}}$ mm	K_b mm	K_t mm	Kaplama Sertliği HRb
Yüzeyi kaplanan malzeme AISI 1040							
% 1.5 Ti	0,5	100	50	1500	900	2400	52.3
% 3 Ti	0,5	100	50	1500	1150	2650	53.2
% 4.5 Ti	0,5	100	50	1500	1100	2600	55.2
% 3 Ti	0,5	100	50	750	1250	2000	55
% 4.5 Ti	0,5	100	50	750	1300	2300	57
Yüzeyi kaplanan malzeme AISI 1020							
%1.5 Ti	0,5	100	50	1500	300	1800	51.3
% 3 Ti	0,5	100	50	1500	1000	2500	52.5
% 4.5 Ti	0,5	100	50	1500	700	2200	55.2
% 3 Ti	0,5	100	50	750	950	1700	54
% 4.5 Ti	0,5	100	50	750	1050	1800	56

$K_{\bar{u}}$ = Yüzeyi kaplanan malzeme üzerinde oluşturulan kompozit malzeme kaplama kalınlığı, K_b = Kaynak işlemi sonrasında oluşan nüfuziyet kalınlığı K_t = Toplam kalınlık.

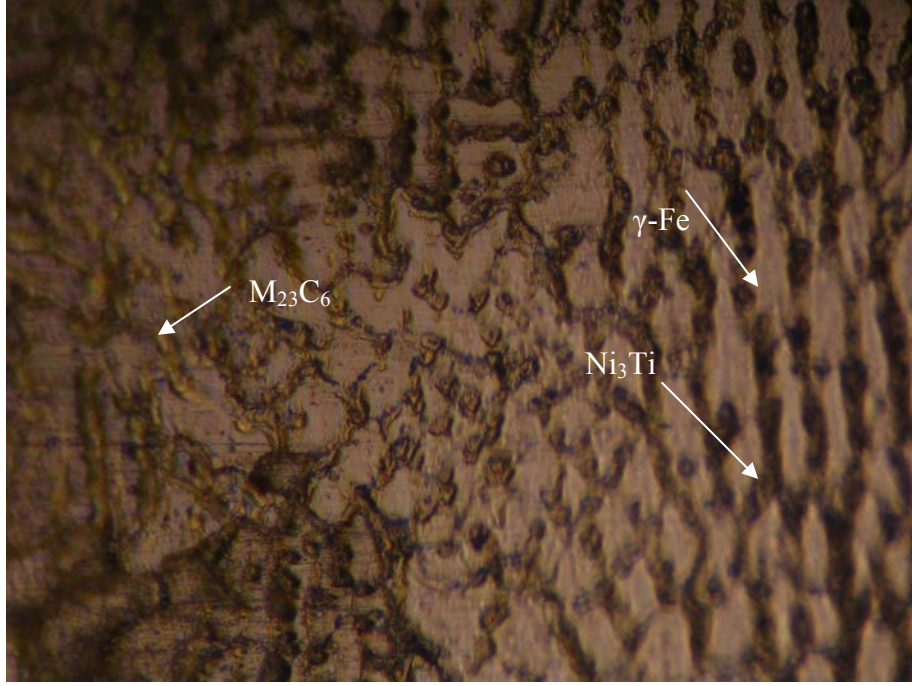


(a)

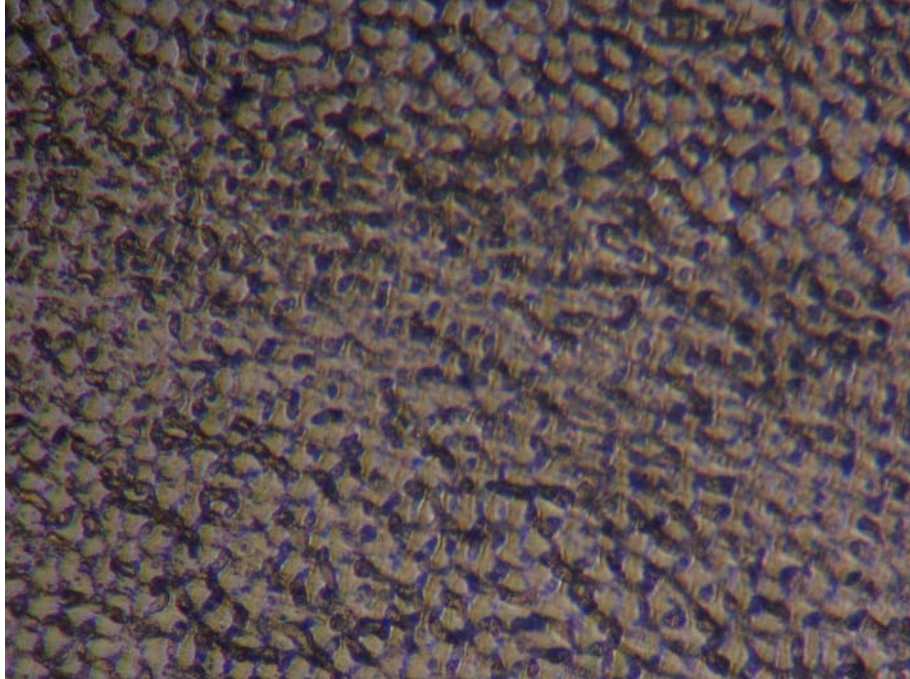


(b)

Şekil 8. 17. (a) düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 titanyum ilaveli numunenin ara yüzeyini gösteren SEM. mikroskop fotoğrafı (X 300). (b) düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 titanyum ilaveli numunenin ara yüzeyini gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 300).



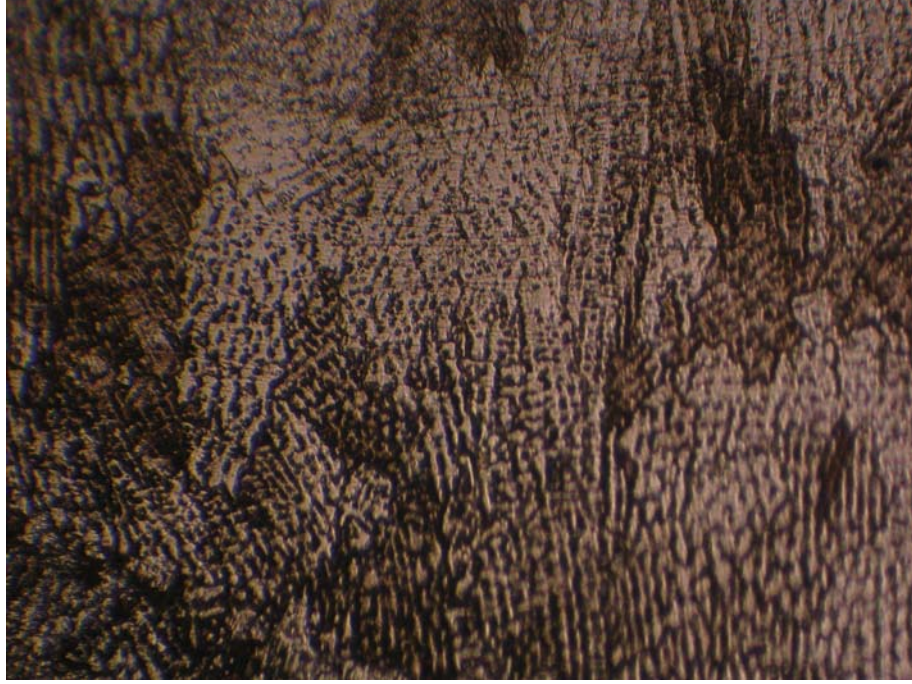
(a)



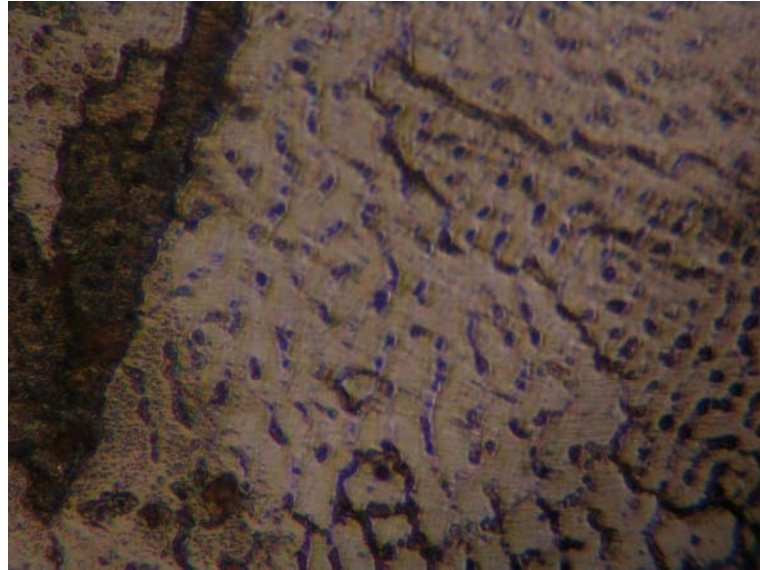
(b)

Şekil 8.18. Düşük enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 4.5 titanyum ilaveli numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafı a-b (X 400-200).

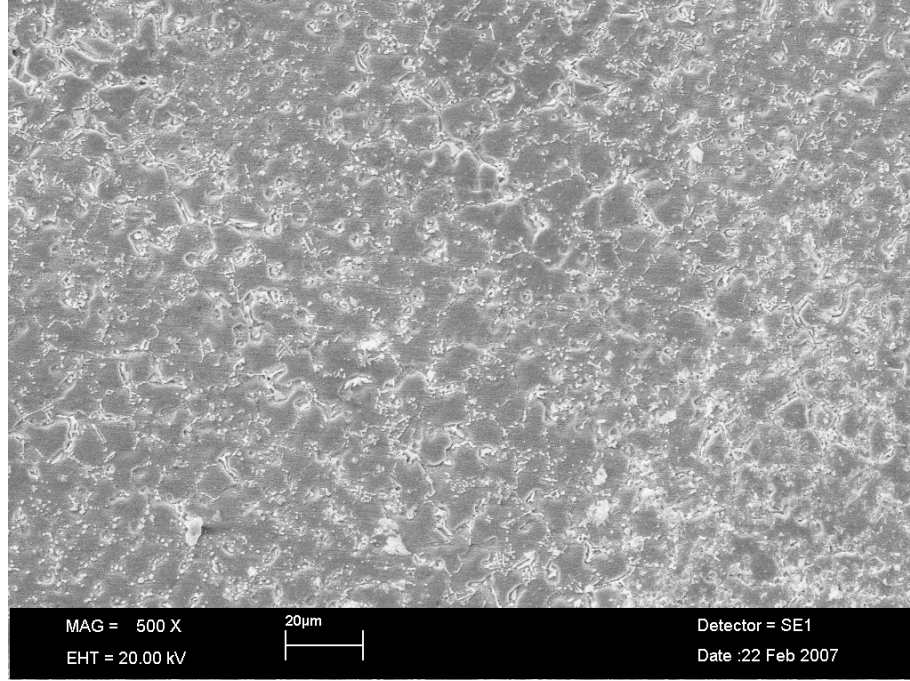
Şekil 8.19' ve Şekil 8.20' da aynı numuneye ait X 100 optik mikroskop, X 500 SEM mikroskop resimleri verilmiştir. Açık renkli bölgeler ostenit fazı gösterirken koyu bölgeler, Ni_3Ti ve az oranda M_{23}C_6 fazlarının oluştuğunu göstermektedir



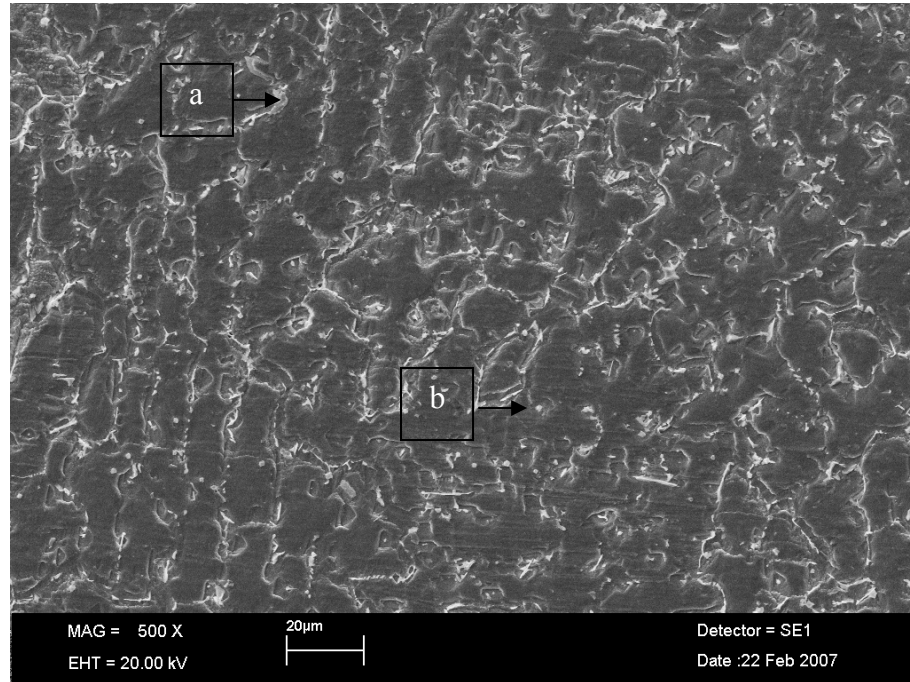
Şekil 8.19. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 4.5 titanyum ilaveli numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 100).



Şekil 8.20. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 titanyum ilaveli numunenin kaplama bölgesi mikroyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafı (X 100).

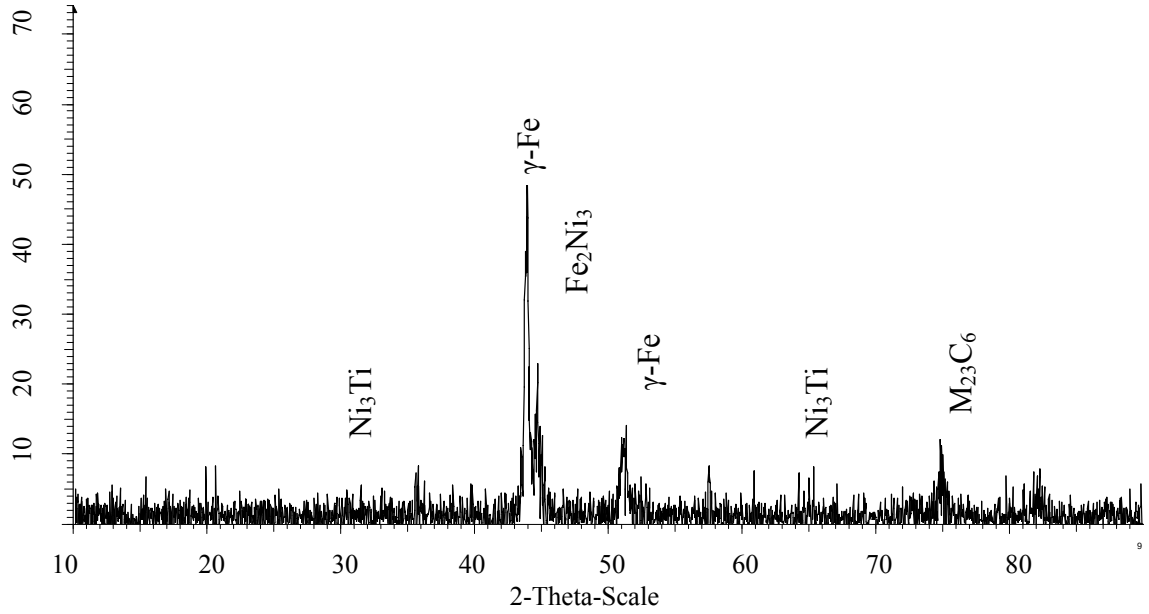


(a)



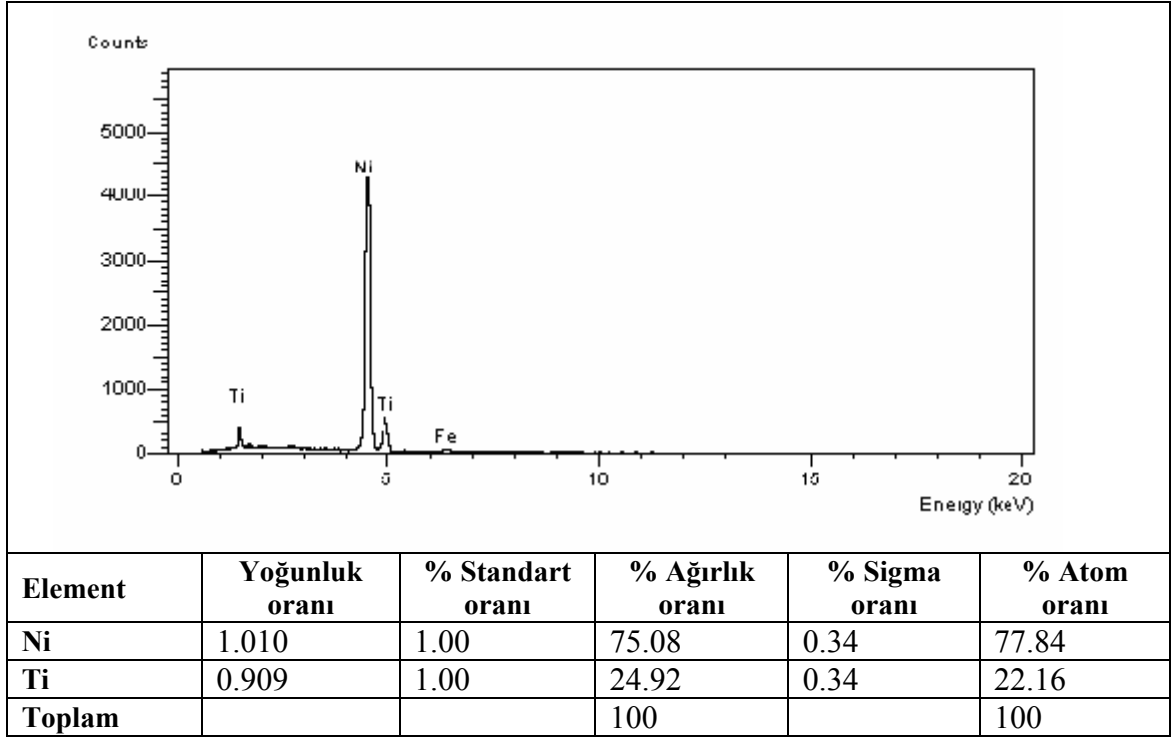
(b)

Şekil 8.21. (a) GTA yöntemi ile üretilen % 4.5 titanyum ilaveli numunenin mikroyapısını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 500). (b) GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 titanyum ilaveli numunenin mikroyapısını gösteren SEM mikroskop fotoğrafı (X 500).



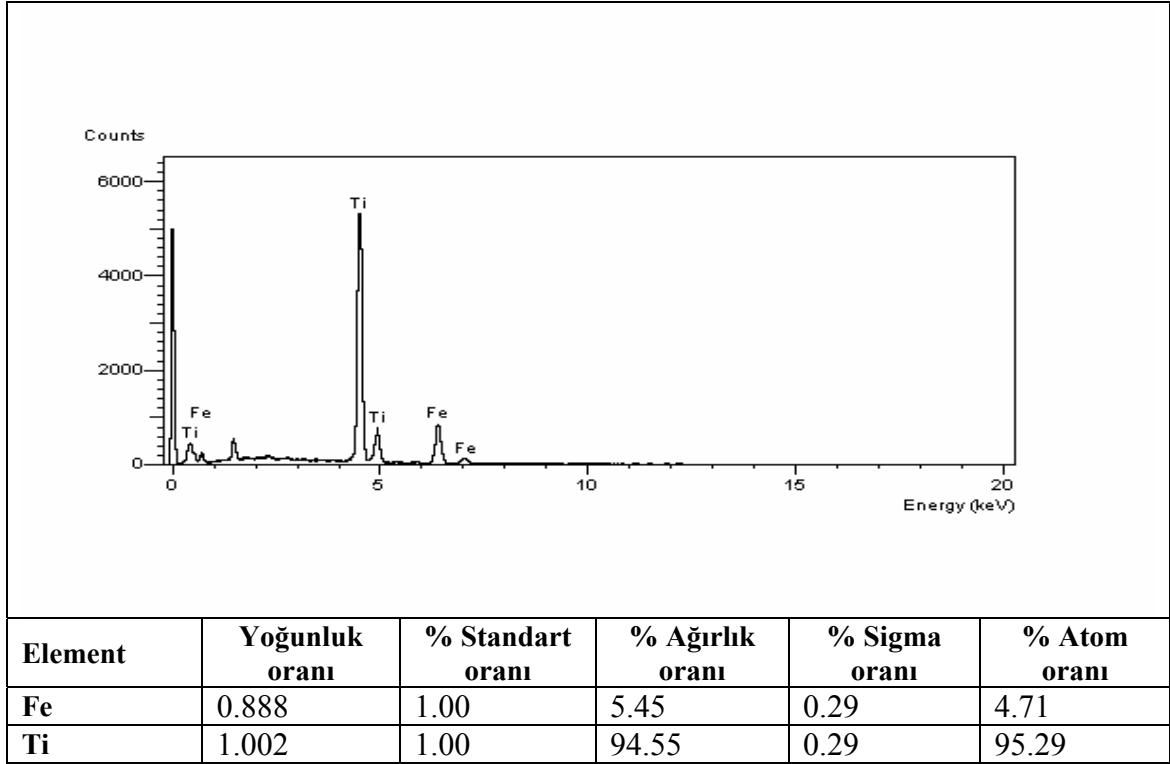
Şekil 8.22. Yüksek enerji girdili % 4.5 Co takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-ray analizi.

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



Şekil 8.23. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 titanyum ilaveli numunenin üzerinden alınan EDS analizi.

Şekil 8.21'deki % 1.5 titanyum elementi katkılı numunenin üzerinde a ve b harfleri ile belirtilen noktalardan alınan ve malzemenin mikroyapısındaki elemenlerin kimyasal oranını gösteren EDS analizleri incelendiğinde; a noktası ile belirtilen bölgenin % 77 oranında Ni geri kalan kısmının ise % 23 Ti elementinden oluştuğu görülmüştür (Şekil 8.23). Aynı fotoğraf üzerinde b harfi ile işaretlenmiş ve matris içerisinde kalan nokta görünümlü partikül üzerinden alınan EDS analizi incelendiğinde ferrit matrisi içerisinde kalan bir Ti elementi parçacığı olduğu anlaşılmıştır (Şekil 8.24).

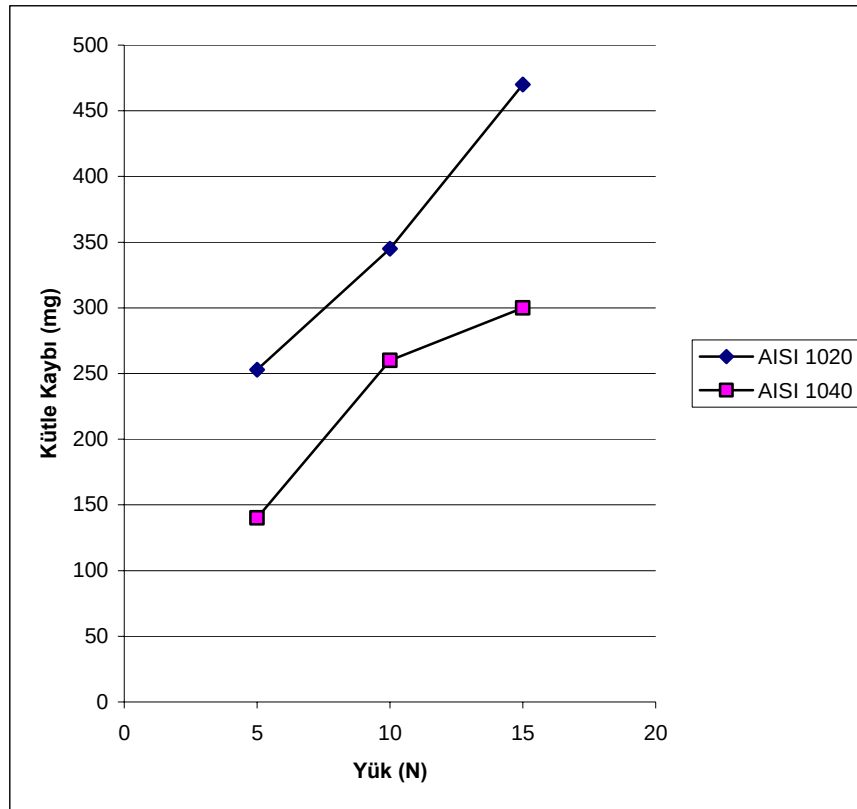


Şekil 8.24. Yüksek enerji girdisi ve GTA yöntemi ile üretilen % 1.5 titanyum ilaveli numunenin üzerinden alınan EDS analizi.

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.

Şekil 8.25’de yüzeyi kaplanan malzeme olarak kullanılan AISI 1020 ve AISI 1040 yapısal çeliklerinin 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.

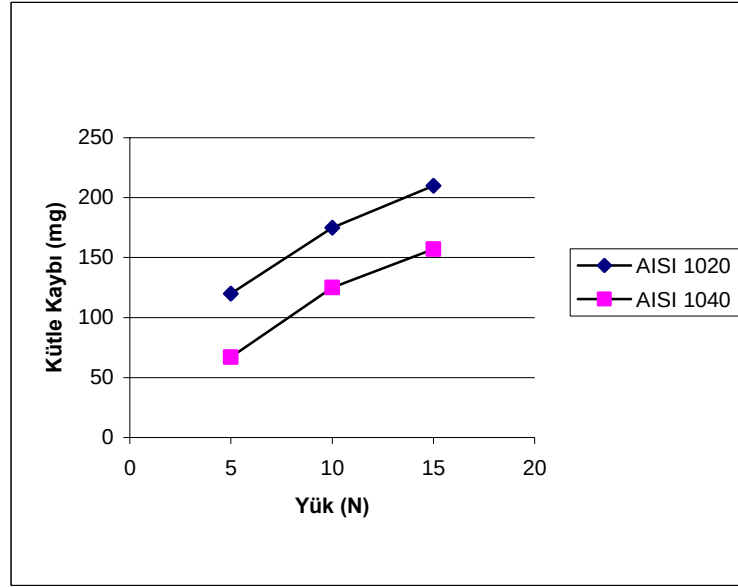


Şekil 8.25. AISI 1040 ve AISI 1020 çeliklerine ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).

Grafikten de anlaşılaçağı gibi yüzeyleri kaplanan malzeme olarak kullanılan iki malzemeden 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 yapısal çeliğı büyük oranda ferrit ve az oranda perlit tanelerinden oluştuğı için oldukça yumuşak bir matrise sahiptir. Matrisi abrasiv aşındırıcının kesme etkilerinden koruyacak bir faz matris içerisinde bulunmadığı için numunenin kütle kaybı yüksek olmuştur. Aynı grafikde AISI 1040 yapısal çeliğinin abrasiv aşınma sonrası kütle kaybı – yol ilişkisi incelendiğinde, yine artan yük ile kütle kaybının da orantılı bir şekilde arttığı en düşük kütle kaybının 5 N luk yükte en yüksek kütle kaybının ise 15 N' luk yükte meydana geldiğı görülmüştür. Ancak AISI 1020 ile AISI 1040 numunelerinin aşınma davranışları karşılaştırılacak olursa, AISI 1040 çeliğinin daha iyi aşınma direnci gösterdiğini söylemek mümkündür. Bunu öncelikle AISI 1040 çelik numunenin sertliğı ile ilişkilendirmek mümkündür. Bu sertliğın sebebini de bu numunenin mikroyapı özellikleri ile ilişkilendirebilir. Çünkü orta karbonlu AISI 1040 numunesindeki karbon oranı AISI 1020 numunesi ile karşılaştırıldığında iki kat daha fazladır.

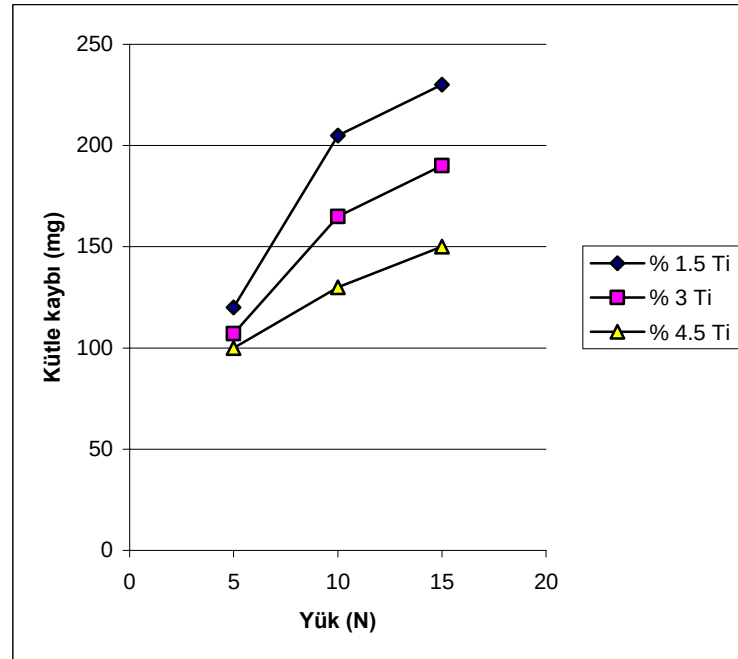
Yapıda karbonun fazla olması mikroyapıda oluşan perlit miktarının artmasına, dolayısıyla sert faz olan sementitin mikroyapıda meydana gelmesine yol açmaktadır. Ferrit taneleri içerisinde bu sert fazın meydana gelmesi ise malzemeyi aşındırıcının olumsuz etkilerinden korumuştur.

Şekil 8.26'da; aynı numunelerin 220 mesh SiC aşındırıcı ile 2 m⁻¹ ilerleme ve 125 dev/dk dönme hızında abrasiv aşınmaya tabi tutulduktan sonra elde edilen kütle kaybı – yük ilişkisini gösteren grafik verilmiştir. Her iki numunede de artan yük miktarına bağılı olarak kütle kayıplarında artış olmuştur. Ancak ince taneli abrasiv aşındırıcı ile yapılan testlerde kütle kaybının önemli oranda azaldığı tespit edilmiştir. Bu olay abrasiv aşındırıcı büyüklüğünün aşınma oranında önemli etkiye sahip olduğunu göstermektedir. İnce taneli abrasiv partiküllerin kesmeye etkisi olan partikül aralarının çabuk tıkanmasından dolayı hızlı bir şekilde kötüleşir, bunun sonucu olarak da abrasivin kesmeye etkisi büyük miktarda azalır ve numune yüzeyine daha az nüfuz ederek yüzeysel oluklar meydana getirir. Bunun yanında kaba abrasiv partiküller arasındaki mesafe daha fazla ve bağılı olduğu yüzeyden çıkıntı mesafeleri daha yüksek olduğu için malzeme üzerinde daha fazla aşındırma yaparlar. Ayrıca, büyüyen abrasiv partikülün üzerine gelen yük daha fazla olacağından eğer aşındırdığı malzeme çok sert değıl ve abrasiv aşındırıcı parçalanmıyorsa, kesmeye etkisi de büyük olacaktır.



Şekil 8.26. AISI 1040 ve AISI 1020 çeliklerine ait abrasiv aşınma deney sonuçları (220 Mesh).

Şekil 8.27’de 80 mesh’lik SiC abrasiv aşındırıcı ile, Şekil 8.28’de ise 220 meshlik SiC abrasiv aşındırıcı teste tabi tutulmuş düşük enerji girdisinde (50 A) alaşımlandırılmış, % 1.5, 3 ve 4.5 oranlarında titanyum elementi takviye edilmiş ve kaplama yüzeyi olarak kullanılmış ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait kütle kaybı - yük ilişkisini gösteren grafik verilmiştir.

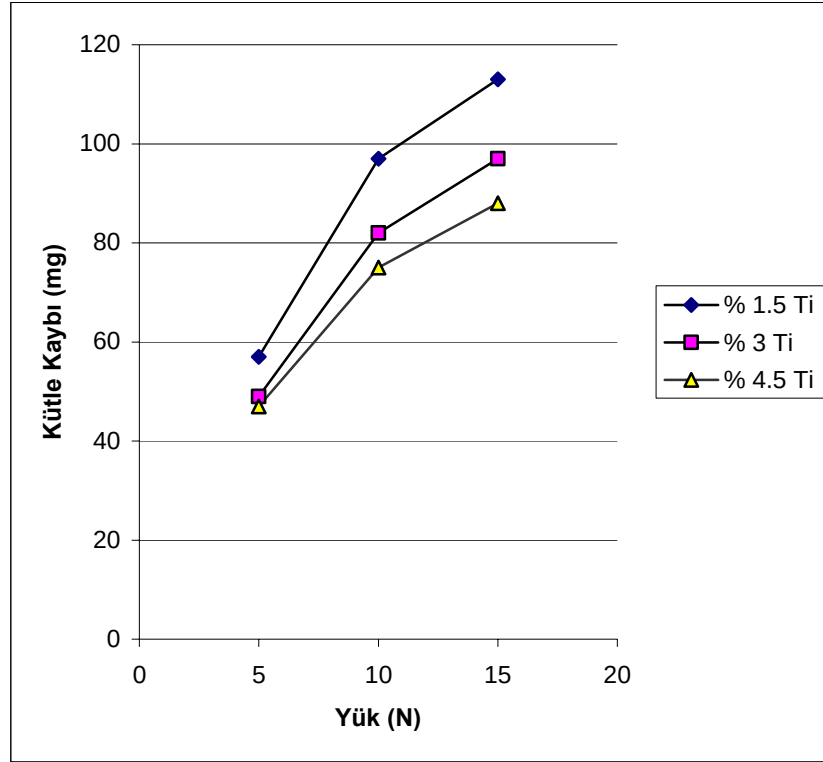


Şekil 8.27. Düşük enerji girdili Ti elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).

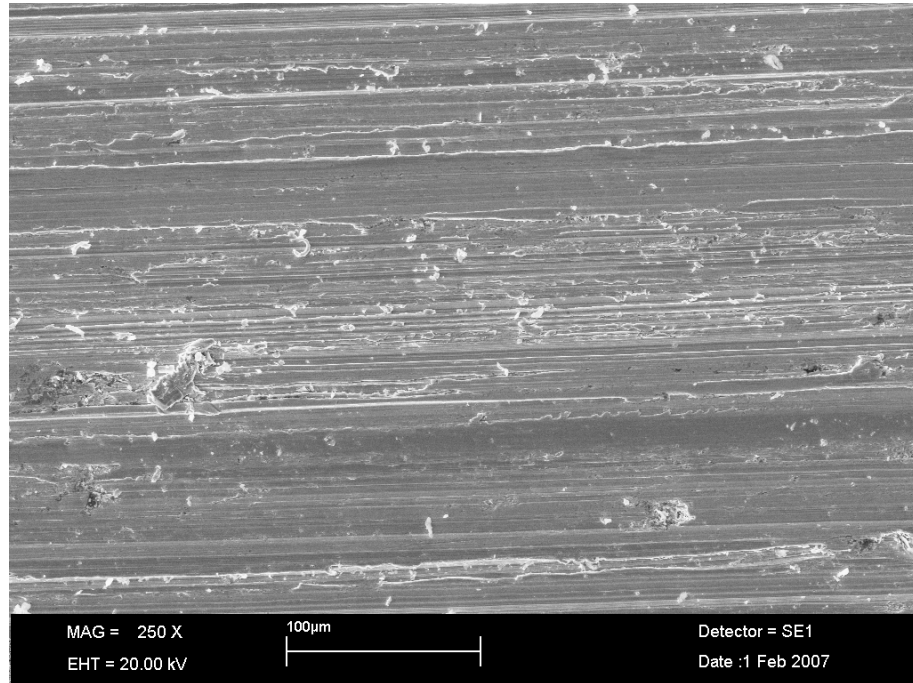
Şekil 8.27 'deki grafikte de görüleceği gibi en az kütle kaybını % 4.5 Ti elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numune gösterirken, bunu % 3 ve % 1.5 Ti takviyeli numuneler izlemiştir. Yine bu numunelerde de 80 mesh'lik SiC aşındırıcı ile yapılan kütle kayıp değerleri, 220 mesh'lik SiC aşındırıcı ile yapılan kütle kayıp değerlerini geçmiştir (Şekil 8.28). Bu olayın sebebi yukarıda açıklanmıştır. Artan yüklerle birlikte bütün numunelerde kütle kaybı artmıştır. Artan takviye edici oranıyla kütle kaybındaki azalmayı, bir başka deyişle aşınma direncindeki artışı, numunelerin artan sertlik oranıyla ilişkilendirmek mümkündür. Çünkü artan takviye edici oranıyla birlikte numunelerin yüzey sertlikleri olumlu yönde yükselmiştir. 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. Ayrıca Ti elementi ile takviyeli numunelerin mikroyapıları incelendiğinde (Şekil 8.18 a-c), kobalt ve molibden takviyeli numunelere nazaran ostenit fazın daha dar ve tane sınırlarını oluşturan fazın ($M_{23}C_6$, Ni_3Ti) daha kalın teşekkül ettiği görülmüştür.

Mikroyapı içerisinde $M_{23}C_6$ fazı olarak meydana gelen ve sert olan bu faz numuneyi aşındırıcının olumsuz etkilerinden korumuştur. 15 N'luk yükte numunelerin kütle kayıpları nispeten düşme eğilimine girmiştir. Bunun sebebini ostenitik paslanmaz çeliklerin işleme sertleşmesine uğraması ile ilişkilendirmek mümkündür. Çünkü bu tür malzemeler yüksek gerilim abrasiyonuna maruz bırakıldığında yüksek işleme sertleşmesine uğrarlar ve aşınma dirençleri önemli ölçüde iyileşir. Moore (1976) abrasiv aşınma esnasında uygulanan yük ve tane boyutu ile bağlantılı olarak aşındırılan yüzeylerin altında bir plastik gerilimin olacağını ve bu deformasyon geriliminin aşındırılan malzemede yüksek bir işleme sertleşmesi meydana getireceğini belirtmişlerdir.

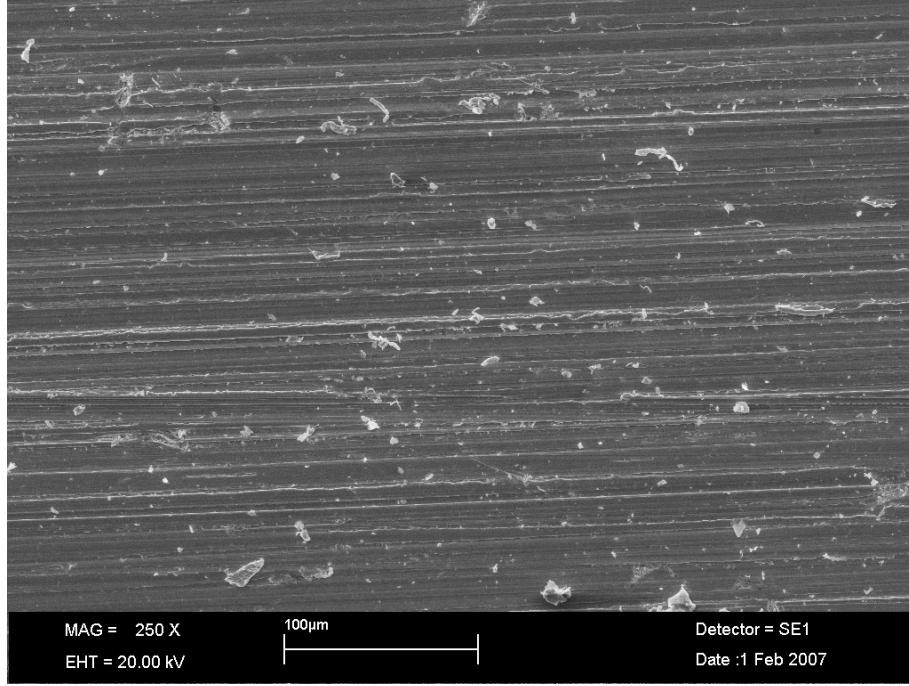
Bunu farklı büyüklükte abrasiv aşındırıcılar ile test edilmiş ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan SEM aşınma izi fotoğraflarında görmek de mümkündür. Kaba abrasivle aşındırılan malzemenin yüzeyi daha fazla deforme olurken Şekil (8.29), ince taneli abrasivle aşındırılan numunenin yüzeyindeki izler daha yüzeysel kalmıştır (Şekil 8.30). Aşınma mekanizması ise mikro çizilmeler şeklinde görülmektedir. Ayrıca numune üzerinde kalıntı SiC partikülleri de görülmektedir.



Şekil 8.28. Düşük enerji girdili Ti elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (220 Mesh).

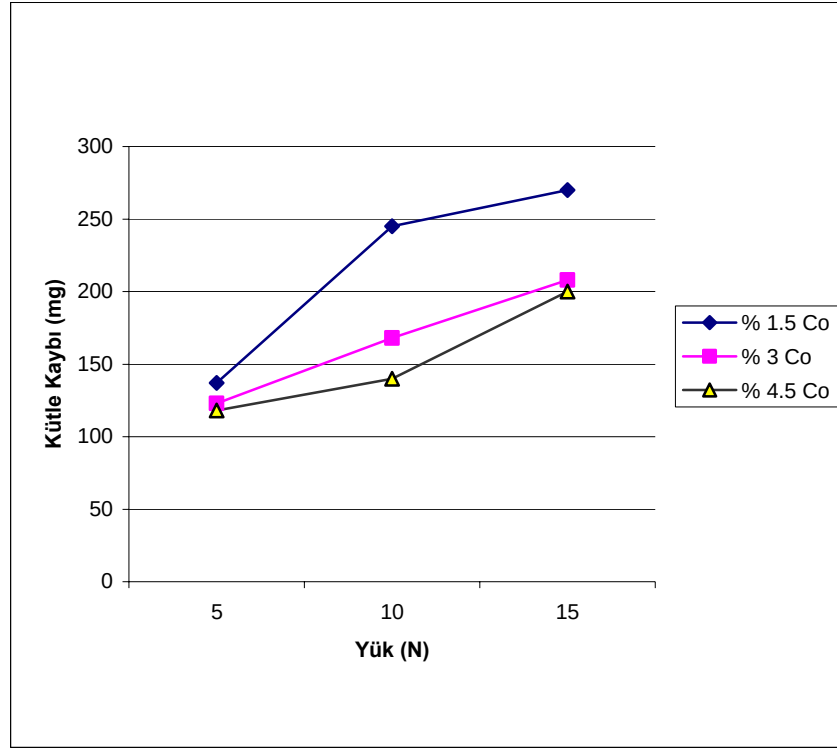


Şekil 8.29. Düşük enerji girdili 80 mesh SiC ile aşındırılan Ti elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 250).

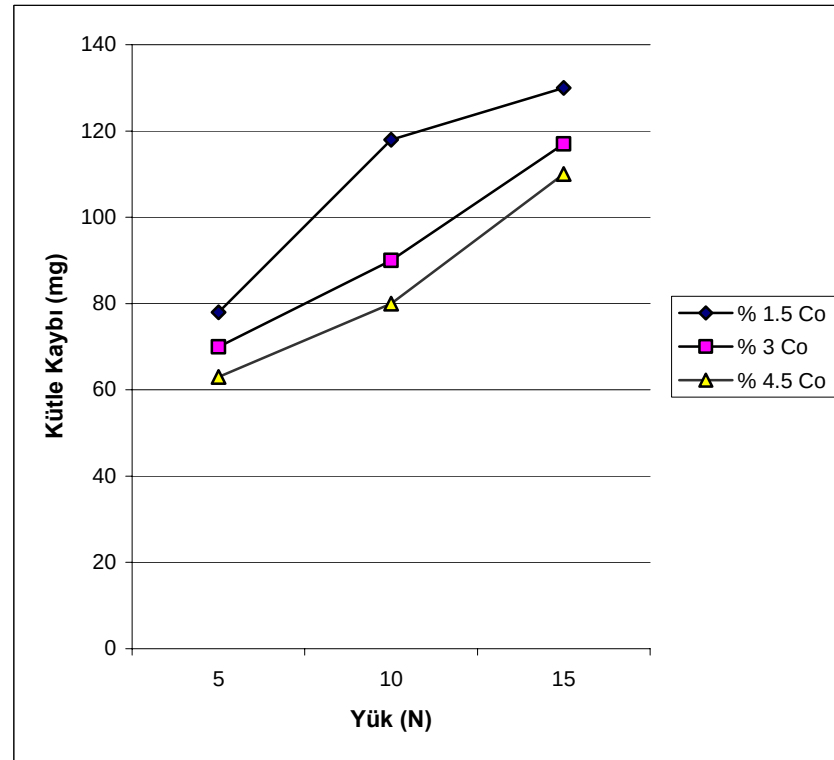


Şekil 8.30. Düşük enerji girdili 220 mesh SiC ile aşındırılan Ti elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 250).

Şekil.8.31’de 80 meshlik SiC abrasiv aşındırıcı ile Şekil.8.32’de ise 220 mesh’lik SiC abrasiv aşındırıcı teste tabi tutulmuş düşük enerji girdisinde (50 A) alaşımlandırılmış, % 1.5, 3 ve 4.5 oranlarında kobalt elementi takviye edilmiş ve kaplama yüzeyi olarak kullanılmış ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait kütle kaybı - yük ilişkisini gösteren grafik verilmiştir. Kobalt elementi takviyeli numunelerde de artan yüklerle birlikte hem 80 mesh, hem de 220 mesh’lik aşınma testlerinde kütle kaybında artma olmuştur. Bu numunelerde en yüksek kütle kaybı 15 N’luk yük altında % 1.5 kobalt elementi takviyeli numunede görülürken, en düşük kütle kaybı % 4.5 kobalt elementi takviyeli numunede görülmüştür. Yine bütün numunelerde aşındırıcı tane boyutunun büyümesiyle kütle kaybının arttığı görülmüştür. Tüm numuneler içerisinde en fazla kütle kaybı düşük enerji girdili (50 A) kobalt elementi katkılı olan ve yüzey modifikasyonunda kompozit olarak kullanılan numunelerde görülmüştür. Bunu öncelikle bu numunelerin düşük

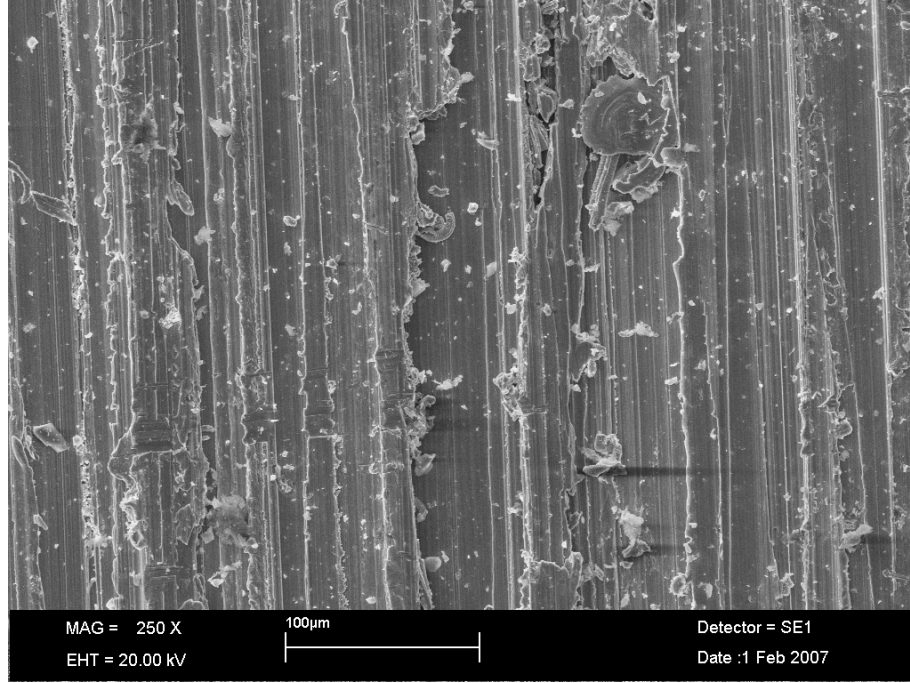


Şekil 8.31. Düşük enerji girdili Co elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).



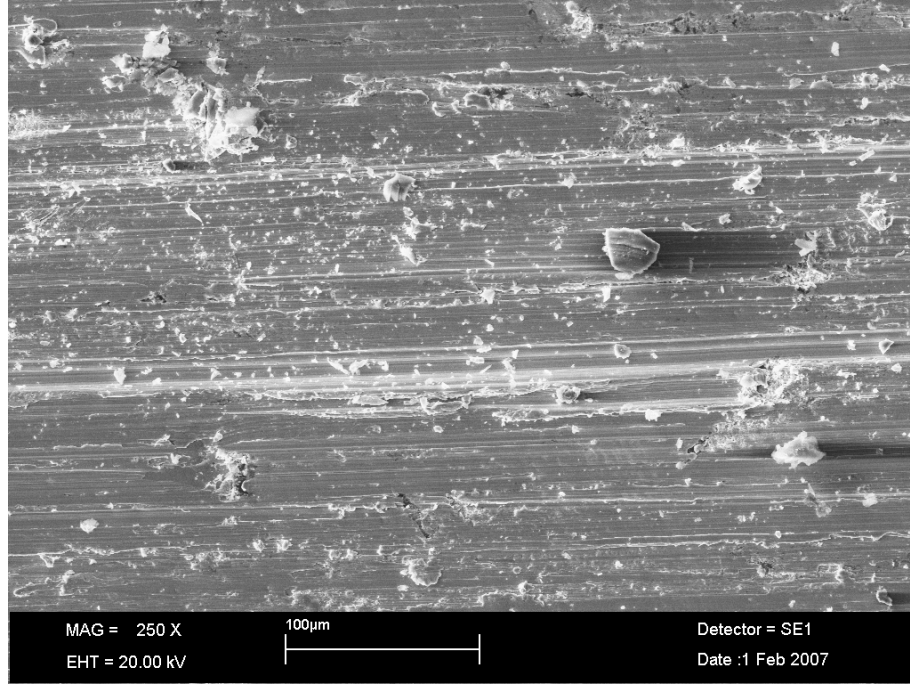
Şekil 8.32. Düşük enerji girdili Co elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (220 Mesh).

sertliği ile sonrasında da mikroyapıda koruyucu olarak görev yapan sert karbürlerin yeterince oluşmamasıyla açıklamak mümkündür.



Şekil 8.33. Düşük enerji girdili 80 mesh SiC ile aşındırılan Co elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 250).

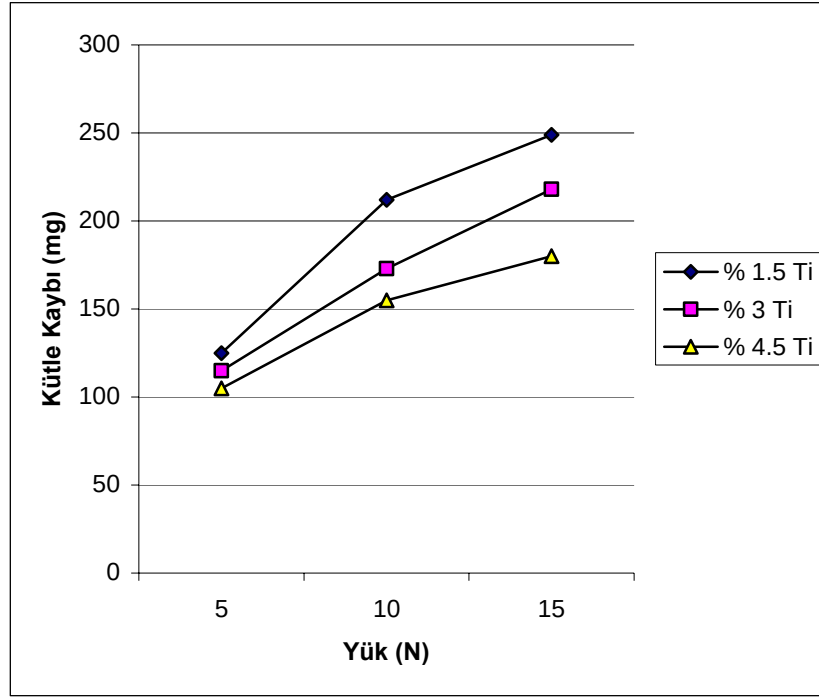
Kobalt elementi ile takviyeli numunelerin abrasiv aşınma testine tabi tutulduktan sonra yüzeylerinden alınan (SEM) aşınma izi yüzey fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 8.33. ve Şekil 8.34), diğer numunelerin yüzeyinden alınan aşınma izi fotoğrafları ile bir ayrılık gösterdiği dikkat çekmektedir. Çünkü hem Ti hem de Mo elementi ile takviye edilerek abrasiv aşınmaya tabi tutulan numunelerin aşınma yüzey fotoğrafları incelendiğinde, yüzeylerindeki deformasyonun bu kadar fazla olmadığı açıkça görülmektedir. Bu da numunenin mekanik özellikleri ile mikroyapısının aşınma üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu açıkça göstermektedir. Aşınma mekanizması olarak aşınma fotoğrafları yorumlandığında yine mikro çizilme ve buna ilaveten mikro sürülmenin meydana geldiği söylenebilir. Ancak bazı bölgelerde plastik deformasyonun izleri de açıkça görülmektedir. 220 mesh SiC ile abrasiv aşınma testine tabi tutulan numunenin aşınma izi yüzey fotoğrafı incelendiğinde plastik deformasyona bağlı olarak numune yüzeyinde yırtılmaların da olduğu görülmektedir. Bunun sebebini o bölgede oluşan sert fazların abrasiv aşındırıcı tarafından sökülmesi ile ilişkilendirmek mümkündür.



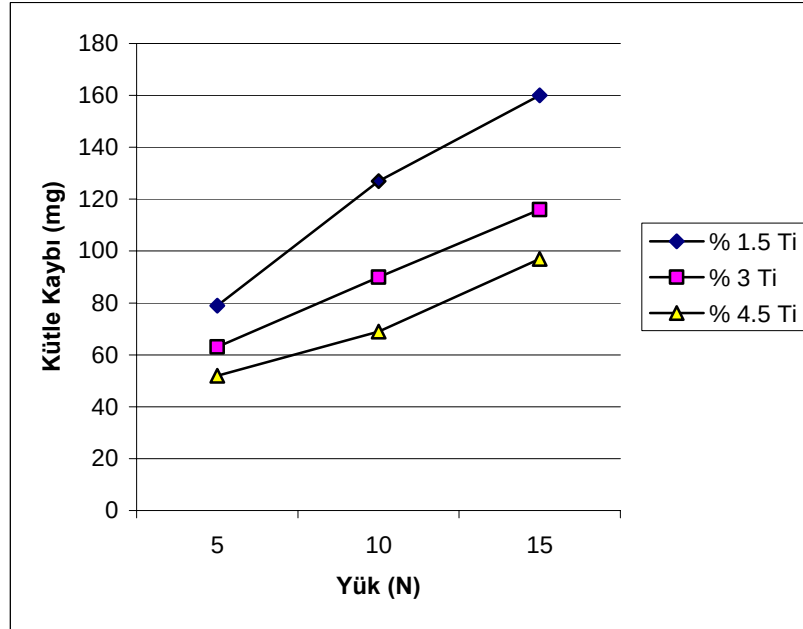
Şekil 8.34. Düşük enerji girdili 220 mesh SiC ile aşındırılan Co elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 250).

Şekil 8. 35’de 80 mesh’lik SiC abrasiv aşındırıcı ile Şekil 8.36’da da 220 meshlik SiC abrasiv aşındırıcı teste tabi tutulmuş düşük enerji girdisinde (50 A) alaşımlandırılmış, % 1.5, 3 ve 4.5 oranlarında molibden elementi takviye edilmiş ve kaplama yüzeyi olarak kullanılmış ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait kütle kaybı - yük ilişkisini gösteren grafik verilmiştir.

Kaplama kompozit malzemesi olarak kullanılan Ti elementi takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numunelerinden sonra en iyi aşınma direnci ve mekanik özellikler molibden elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numunelerde görülmüştür. Bunun sebebini yine sertlik ile ilişkilendirmek mümkün olduğu gibi mikroyapıyla da açıklamak mümkündür. Çünkü hem nikel hem de demir elementi için önemli bir katı eriyik sertleştiricisi olan molibden elementi numunelerin hacim sertliklerini olumlu yönde artırmıştır. Numunelerdeki bu hacim sertlik artışı aşınma dirençlerini artırırken, ayrıca mikro yapıda ostenit faz çevresinde oluşan $M_{23}C_6$ fazı da 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.



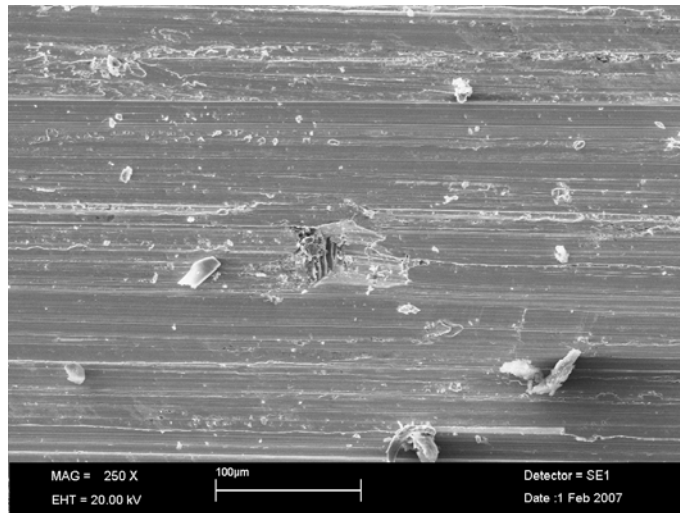
Şekil 8.35. Düşük enerji girdili Mo elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80 Mesh).



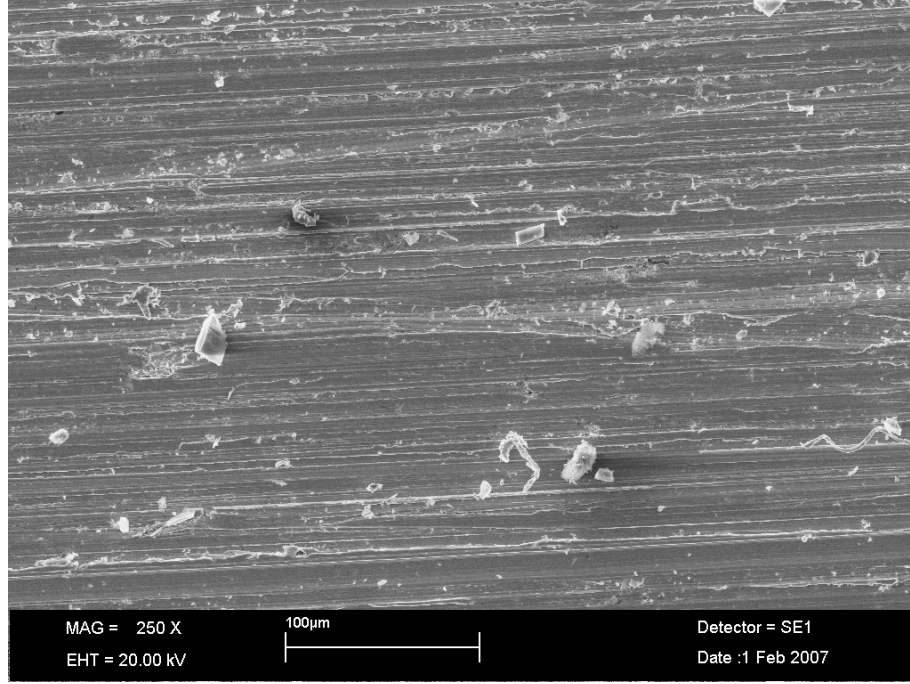
Şekil 8.36. Düşük enerji girdili Mo elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (220 Mesh).

Aynı numuneye ait yüksek enerji girdisi (100 A) altında gerçekleştirilen numunenin mikroyapısı incelendiği zaman (Şekil 8.9), molibden elementinin büyük bir bölümünün ergiyerek yapıya katıldığı; ancak ostenit tanelerini daha küçük parçacıklara ayırdığı görülmüştür.

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 mazemelerin 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 Mo elementi ile takviye edilen numunelerin (SEM) aşınma yüzey fotoğrafları değerlendirildiğinde, molibden elementi ile takviyeli numunelerin abrasiv aşınma testine tabi tutulduktan sonra yüzeylerinden alınan (SEM) aşınma izi yüzey fotoğrafları sırasıyla Şekil 8.37. ve Şekil 8.38’de verilmiştir. Aşınma tipi olarak Ti elementi ile takviye edilen numunelerin yüzeylerinden alınan aşınma yüzey fotoğrafları ile benzerlik sergilediği görülmektedir. Hem Ni hem de Fe elementi için önemli bir katı eriyik sertleştiricisi olan Mo elementi, numunelerin hacim sertliğini yükselterek aşınma direncini yükseltmiş ve bunun sonucu olarak malzemenin kütle kaybında mikro çizilme ana aşınma mekanizması olarak rol oynamıştır.

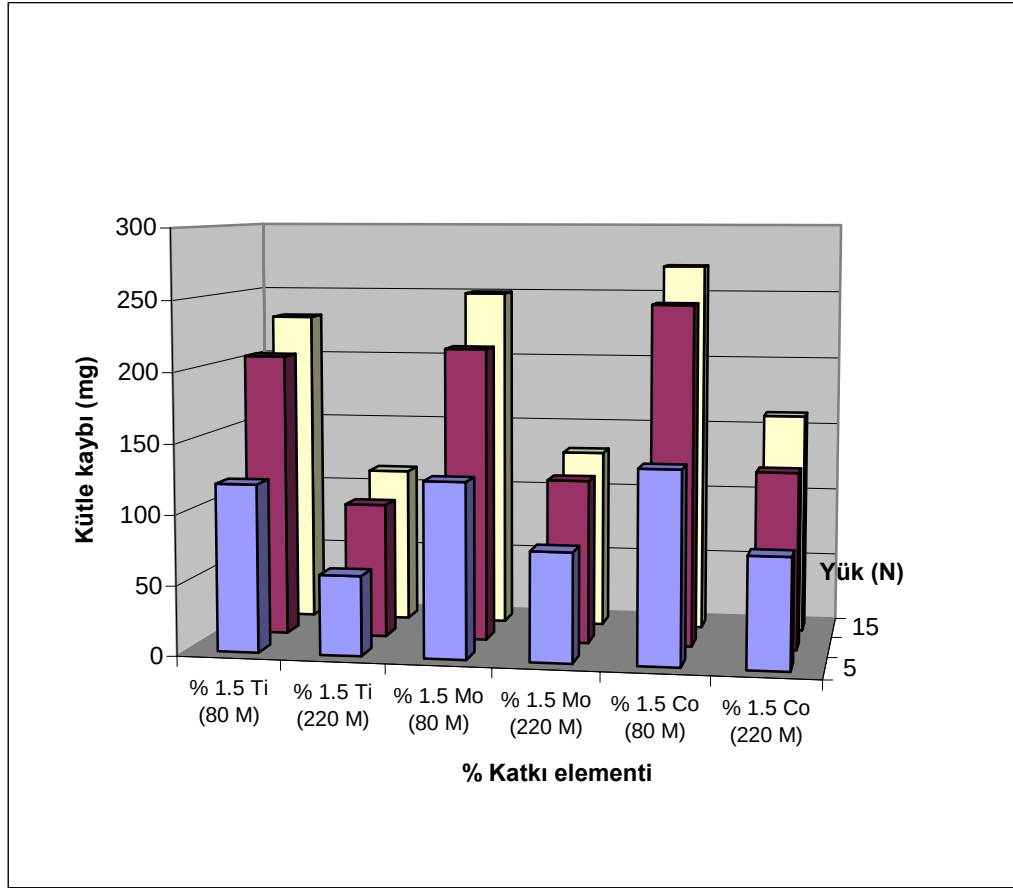


Şekil 8.37. Düşük enerji girdili 220 mesh SiC ile aşındırılan Mo elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 250).



Şekil 8.38. Düşük enerji girdili 220 mesh SiC ile aşındırılan Mo elementli katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM aşınma yüzey fotoğrafı (X 250).

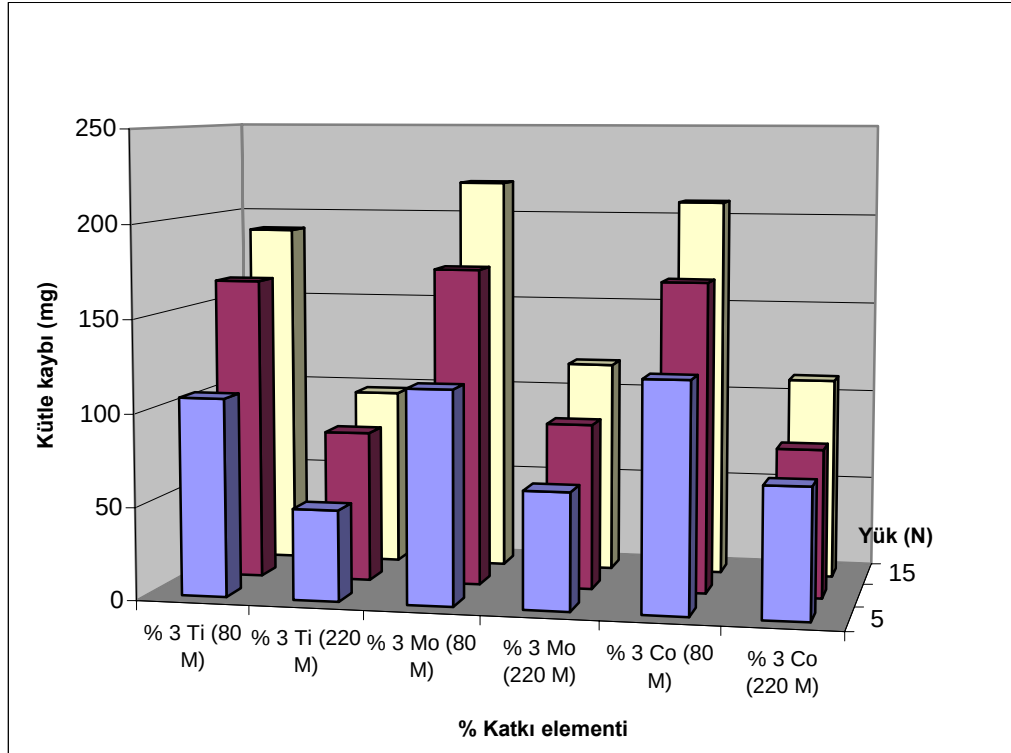
Şekil 8.39-42’de 80 ve 220 mesh’lik SiC abrasiv aşındırıcılar ile aşınma testine tabi tutulmuş düşük enerji girdisinde (50 A) alaşımlandırılmış, % 1.5, 3 ve 4.5 oranlarında Ti-Co-Mo elementleri ile takviye edilmiş ve kaplama yüzeyi olarak kullanılmış ostenitik paslanmaz çelik numunelere ait kütle kaybı-yük ilişkisini gösteren grafikler verilmiştir. Grafiklerden de görüleceği gibi artan yük ile bağlantılı olarak tüm numunelerin kütle kayıplarında artış olmuştur. Düşük enerji girdisinde (50 A) Ti-Co-Mo elementleri ile takviyeli numuneler içerisinde, tüm yüklerde ve aşındırıcı ortamlarında en iyi aşınma direncini, yani en az kütle kaybını Ti elementi ile takviye edilen numuneler göstermiştir. Bunu daha öncede belirtildiği gibi, öncelikle numunenin en yüksek sertlik derecesine sahip olmasıyla açıklamak mümkündür.



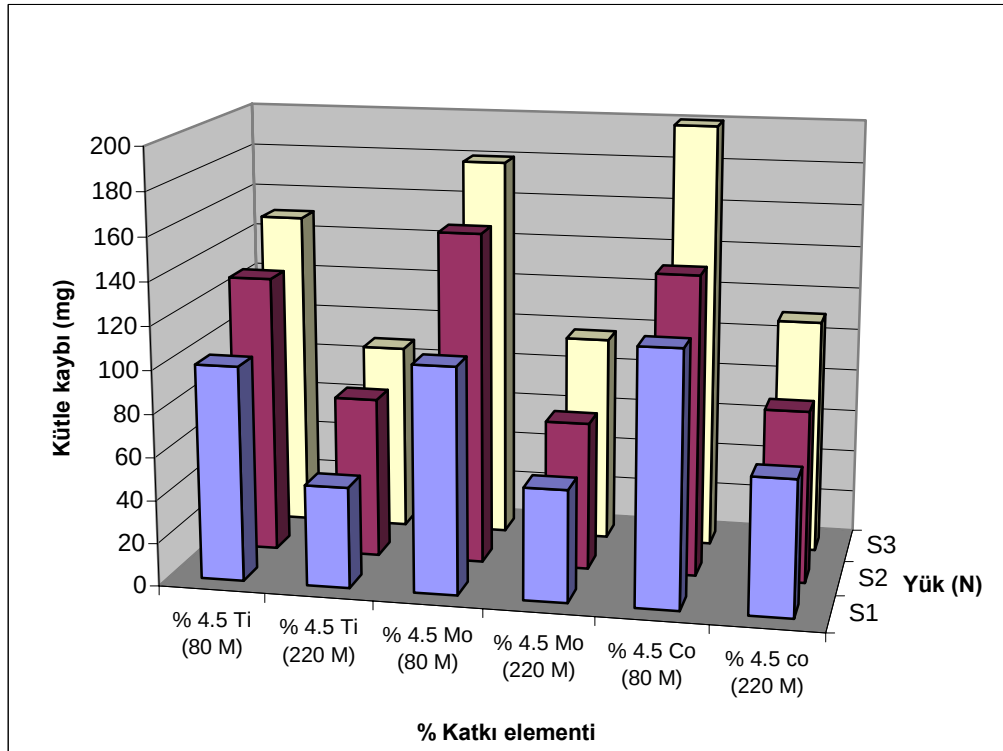
Şekil 8.39. Düşük enerji girdili % 1.5 Ti-Co-Mo elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80-220 Mesh).

Bu yüksek sertliğin sebebini ise, malzemenin mikroyapısı ile ilişkilendirmek mümkündür. Çünkü Ti elementi ile takviye edilerek yüzey kaplama işleminde kullanılan malzemenin TIG işlemine tabi tutulduktan bölgesinden alınan mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde yumuşak ostenitik fazın sert olan $M_{23}C_6$ fazı ile birlikte oluşan Ni_3Ti , fazının bir ağ gibi çevrelediği görülmektedir. Dolayısıyla abrasiv aşındırıcının yumuşak faza rahat bir şekilde ulaşmasını engelleyerek numunenin aşınma direncini yükseltmiştir.

Titanyum elementi katkılı numunelerden sonra tüm yük ve tüm katkı oranlarında en iyi aşınma direncini yani en az kütle kaybını molibden elementi ile takviye edilen ve GTA yöntemi ile yüzey kaplama işleminde kullanılan numuneler göstermiştir. Bu numunelerin mikroyapıları γ -fazı, $Cr_{23}C_6$ tipi krom karbürlerden ve kaplama malzemesinin içeriğinde bulunan Mo alaşım elementlerinin içeriğine bağlı olarak oluşan katı eriyik fazı ile ilişkilendirmek mümkündür. Ancak, mikroyapı fotoğrafından da görüleceği gibi ostenit fazı çevreleyen ve koruyucu faz olarak görev yapan, öncelikle $M_{23}C_6$ fazının (Şekil 7.8.) ince olarak teşekkül etmesiyle açıklanabilir.



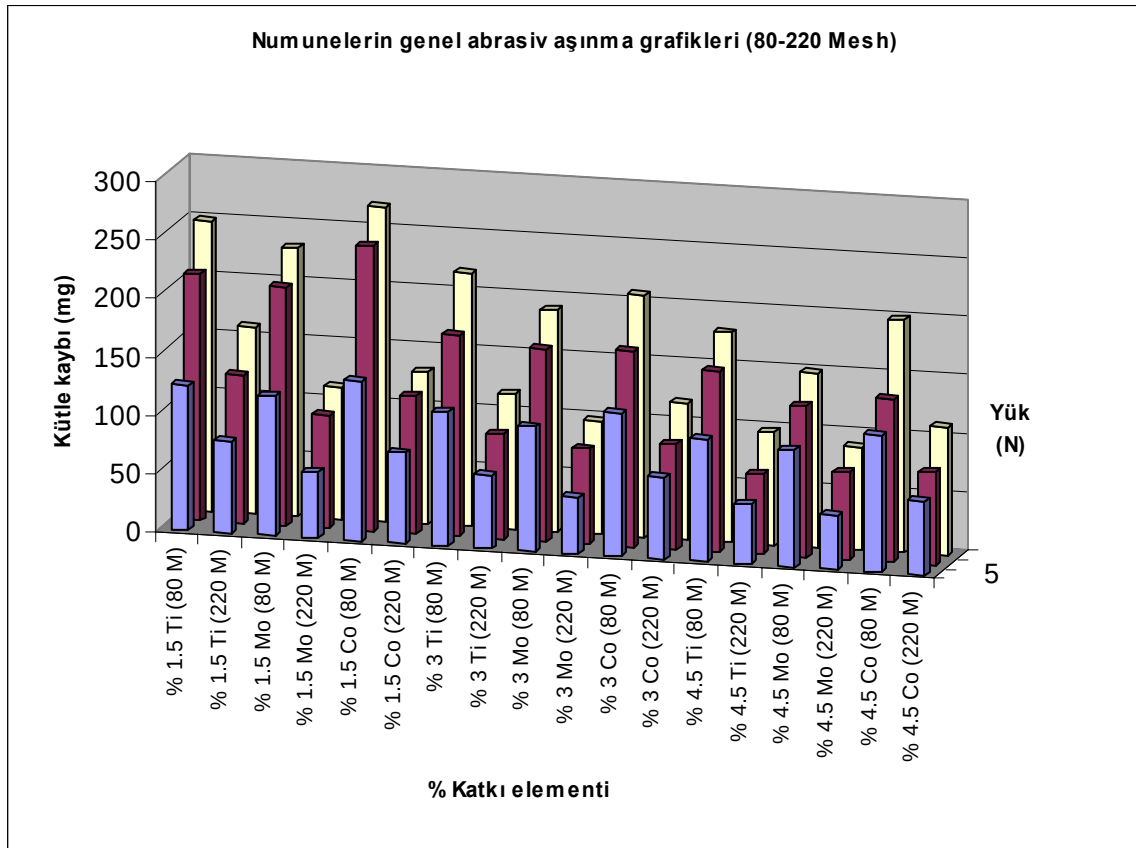
Şekil 8.40. Düşük enerji girdili % 3 Ti-Co-Mo elementi katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80-220 Mesh).



Şekil 8.41. Düşük enerji girdili % 4.5 Ti-Co-Mo elementi katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunelere ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80-220 Mesh).

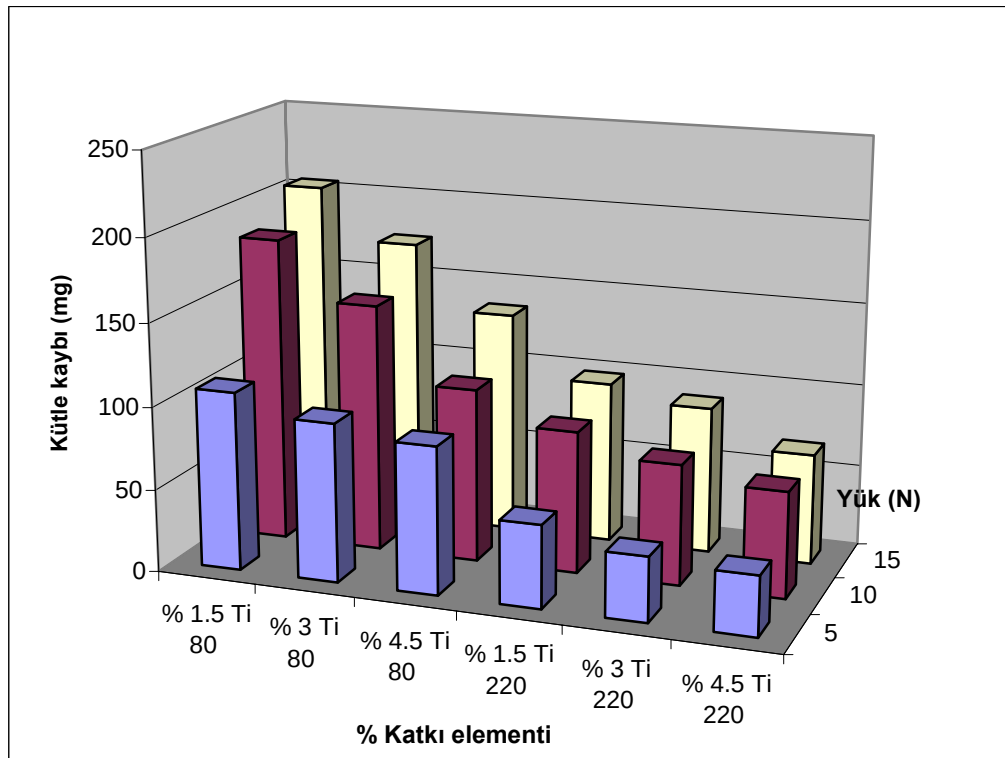
GTA yöntemi ile kaplama kompoziti olarak kullanılan numunelerden en düşük aşınma direncini kobalt elementi ile takviye edilen numuneler göstermiştir. Şekil 7.5 'de verilen ve % 1.5 kobalt elementi katkılı numunenin mikroyapısını gösteren fotoğraf incelendiğinde ostenit fazının oldukça büyük adacıklar halinde meydana geldiği ve ostenit fazını çevreleyen $M_{23}C_6$ fazının ise diğer numunelerle (titanyum ve molibden elementi katkılı) kıyaslandığı zaman oldukça ince bir şekilde teşekkül ettiği ve buna bağlı olarak abrasiv aşındırıcılara yeterli mukavemeti gösteremediği düşünülebilir.

Yüksek enerji girdili (100 A) ile yukarıda grafikleri verilerek tartışılan düşük enerji girdili numunelerin aynı ortam şartlarında gerçekleştirilen abrasiv aşınma testleri karşılaştırıldığında Şekil 8.42-45, yine en yüksek aşınma direncini yani en düşük kütle kaybını Ti elementi ile kompozit hale getirilerek yüzey alaşımlama işleminde kullanılan ostenitik paslanmaz çelik numuneler göstermiştir. Çünkü titanyum elementi kaplanan alaşımsız çelikten kaplama katına geçen karbonla TiC oluşturmakta ve karbürler tüm kesite dengeli bir şekilde dağılmaktadır. Bu durum; oluşan TiC ve diğer intermetalik bileşiklerin etkisine bağlı sertlik artışı ile ilişkilendirilebilir.



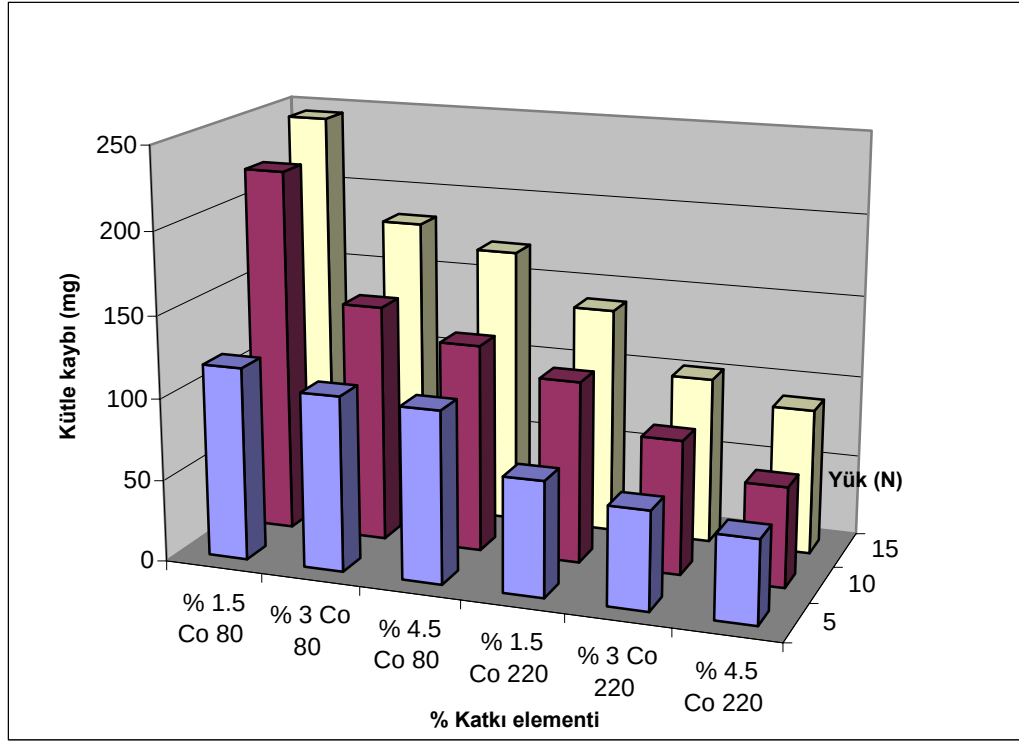
Şekil 8.42. Düşük enerji girdili tüm kompozit kaplama numunelerine ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80-220 Mesh).

Numunelerdeki bu sertlik artışı ise, yüksek enerji girdisine bağlı mikroyapıdaki içerik değişikliği ile doğrudan ilişkilidir. Çünkü yukarıda mikroyapı bölümünde de anlatıldığı gibi numunelere mukavemet veren ve abrasiv aşındırıcının olumsuz etkilerinden koruyan tane sınırlarında kısmen de tane içerisinde oluşan $M_{23}C_6$ fazı yani karbürlerdir. Kolay kolay çözülmeyen bu karbürler yeterli ısıya ulaşılmadığı zaman ostenit faz içerisinde katı çözelti dışında bulunurlar ve çeliğin ostenitleştirme sıcaklığı ve tavlama süresini de etkilemektedirler. Yeterli ısıya ulaşılması ile birlikte karbürler ostenit faz içerisinde çözünerek daha homojen bir yapı oluşturacak ve çeliğin daha fazla sertleşmesini sağlayacaktır.

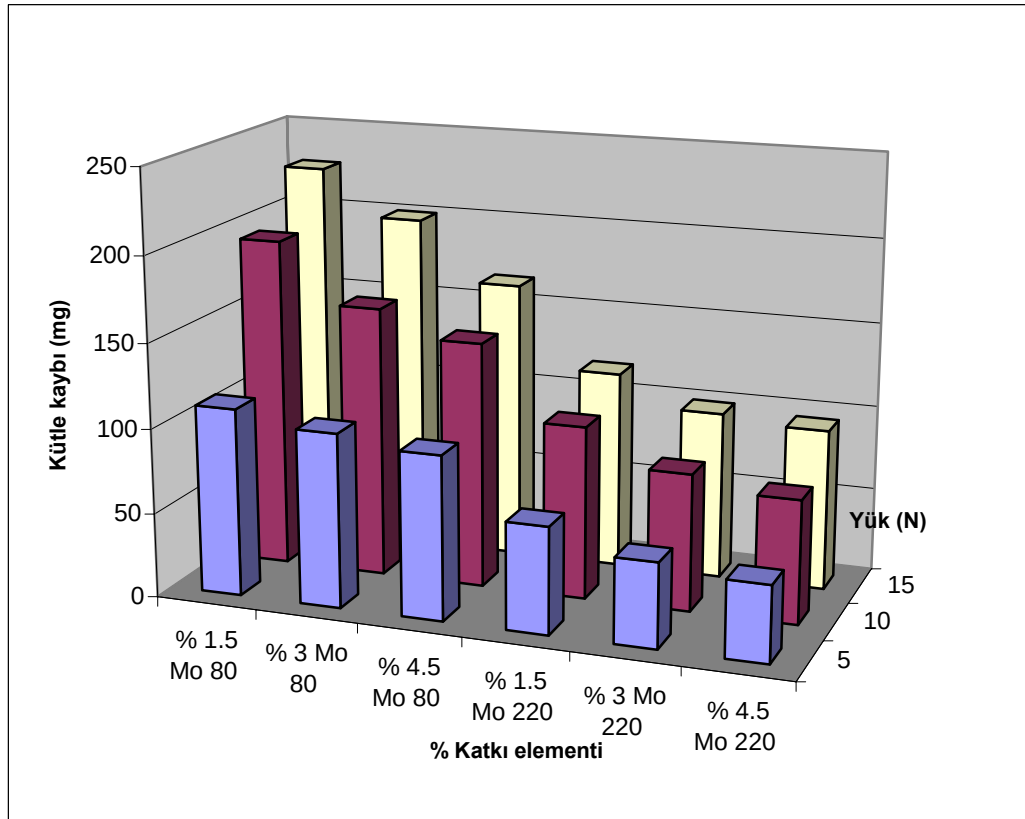


Şekil 8.43. Yüksek enerji girdili Ti elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80-220 Mesh).

Ayrıca, numunelerde artan alaşım (Ti, Co, Mo) elementi içeriğine bağlı olarak, aşınma deneylerinde meydana gelen kütle kayıplarındaki azalmayı, mikroyapı içerisinde daha fazla oranda oluşan katı eriyik fazları ve Ti elementi katkılı numunelerde ise Ni_3Ti fazı arasındaki daralmayla açıklamak mümkündür (Şekil 8.21. a-b).



Şekil 8.44. Yüksek enerji girdili Co elementi katkıli ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80-220 Mesh).



Şekil 8.45. Yüksek enerji girdili Mo elementi katkıli ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları (80-220 Mesh).

Düşük enerji girdili numunelerde olduğu gibi, yüksek enerji girdili numunelerde de ostenit tozları içerisinde artan takviye edici oranı ile birlikte numune sertliği artıp aşınma deneyleri sonucunda kütle kayıpları düşmüştür. Ti elementinden sonra en iyi aşınma direnci Mo elementi ile takviyeli numunelerde elde edilirken, bunu Co elementi ilaveli numuneler takip etmiştir. Tablo 8.7. de bütün numunelerin kütle kayıpları özetlenmiştir.

Tablo 8.7. Yüksek ve düşük enerji girdisi ile alaşımlandırılan numunelerin abrasiv kütle kaybı değerleri.

Numune Adı	80 Mesh SiC						220 Mesh SiC					
	5 N		10 N		15 N		5 N		10 N		15 N	
% 1.5 Co	137	118*	245	223*	270	245*	78	70*	127	111*	160	139*
% 3 Co	123	107*	168	145*	208	183*	70	60*	90	82*	116	102*
% 4.5 Co	118	105*	140	127*	200	170*	63	51*	69	61*	97	89*
% 1.5 Mo	125	111*	212	195*	249	227*	75	63*	118	102*	130	117*
% 3 Mo	115	103*	173	160*	218	200*	63	50*	90	81*	117	99*
% 4.5 Mo	105	97*	155	145*	180	165*	52	45*	80	73*	110	95*
% 1.5 Ti	120	108*	205	185*	230	205*	57	50*	97	86*	113	98*
% 3 Ti	107	96*	165	150*	190	174*	49	39*	82	73*	97	89*
% 4.5 Ti	100	89*	130	105*	150	135*	47	36*	75	64*	88	67*

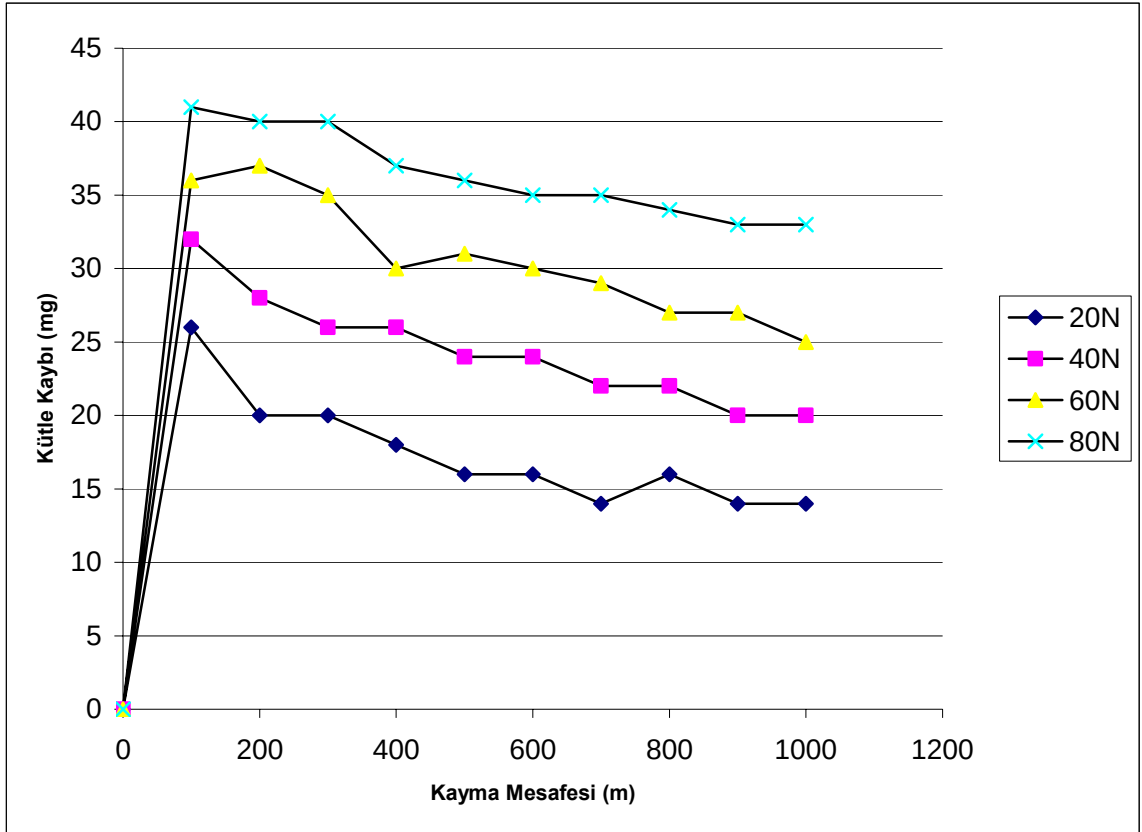
* Yüksek enerji girdili numuneler.

8.3. Adheziv Aşınma Deney Sonuçları

Kayma aşınması katı ve düzgün yüzeylere sahip malzemelerin belirli bir yük altında ve nisbi bir hareketle etkileşim kurması olarak tarif edilir. Bu tip aşınmalarda kayma boyunca yüzeyde meydana gelen hasar derin yüzey olukları şeklinde meydana gelmez. Bunun sebebini, pürüzlerin ve zamanla oluşan artık partiküllerin yüzeye batması oluşturur. Bir tribolojik sistemde; kayma çiftlerinin aşınmasında ve sürtünmesinde bir çok farklı parametreler rol oynar. Bunlara örnek vermek gerekirse, malzemenin metalurjik özellikleri, aşınma yüzeylerinde oluşan filmlerin tipi ve miktarı, kimyasal aktivite, ısı ve elektriksel iletim, yağlar, nem, ısı ve ortamdaki gazların meydana getirdiği kısmi basınç gibi çevresel özelliklerdir.

Kaymalı etkileşimlerde; aşınma adhezyon, yüzey yorulması, tribo kimyasal reaksiyon veya abrasyon şeklinde meydana gelir.

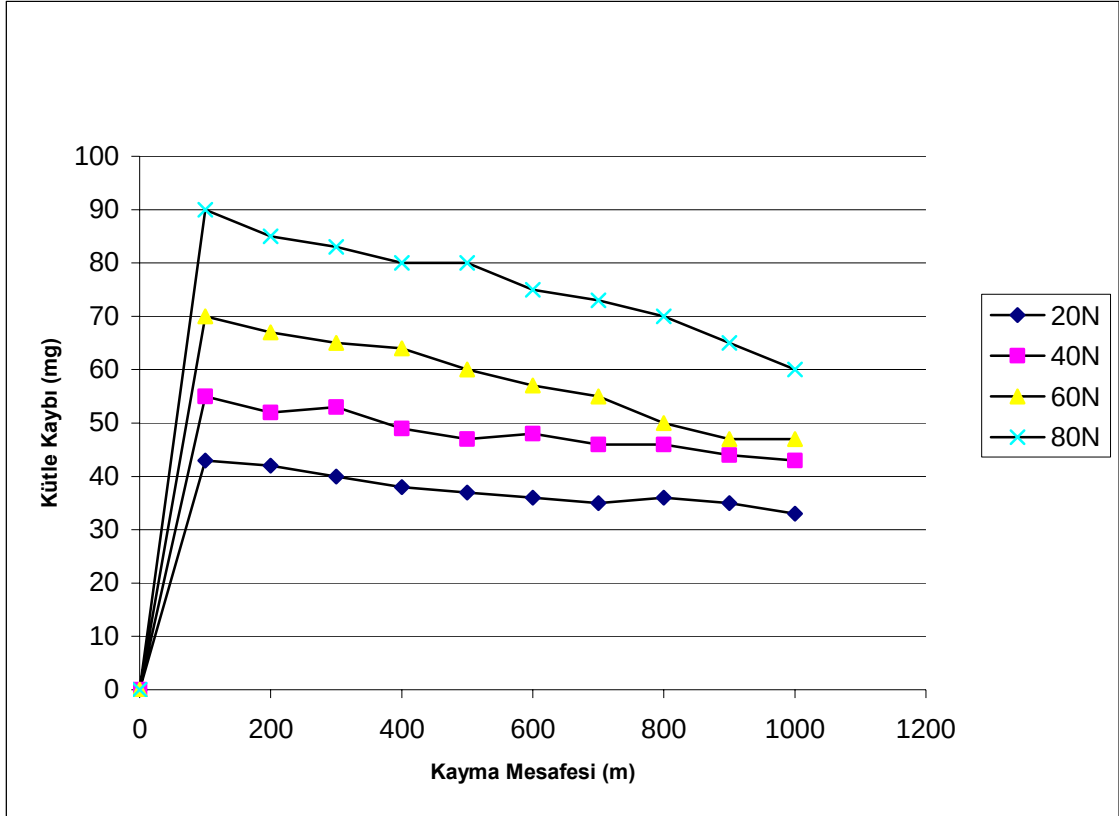
Şekil 8.46'da ve Şekil 8.47'de, % 1.5, 3 ve 4.5 oranlarında titanyum elementi ile takviye edilmiş ve kaplama yüzeyi olarak kullanılmış ostenitik paslanmaz çelik numunenin, GTA kaynak işleminden sonra, 125-250 dev/dk kayma hızında ve 20-80 N' luk normal yükler altında adheziv aşınma testine tabi tutulduktan sonra elde edilen kütle kaybı - yol grafikleri verilmiştir.



Şekil 8.46. % 1.5 titanyum elementi katkılı kaplama yüzeyinin 125 dev/dak kayma hızında adheziv aşınma grafiği (*).

(*) Çizgisel olarak verilen tüm adheziv kütle kaybı-yol grafikleri, inkremental hesaplama yolu yani her bir numunenin bağımsız yüz metrelik kütle kayı değerleri verilerek oluşturulmuştur. Grafiklerden de görüleceği gibi numunelerin kütle kayıpları hem artan normal yüke hem de artan kayma hızına bağlı olarak artış göstermiştir. Ancak, bu durumun tersine kaplama kompozitindeki artan takviye edici oranına bağlı olarak kütle kayıplarında düşüş olduğu tespit edilmiştir. Bu olayın sebebini artan takviye edici oranına bağlı olarak, numunelerin mikroyapılarında meydana gelen karbür ve üç ya da dört bileşenli katı eriyik fazlarının artarak numunelerin sertliklerini olumlu yönde etkilemiş olmasına bağlamak mümkündür. Bilindiği üzere adheziv aşınmada malzemenin aşındırıcıya karşı mukavemetini arttıran en önemli

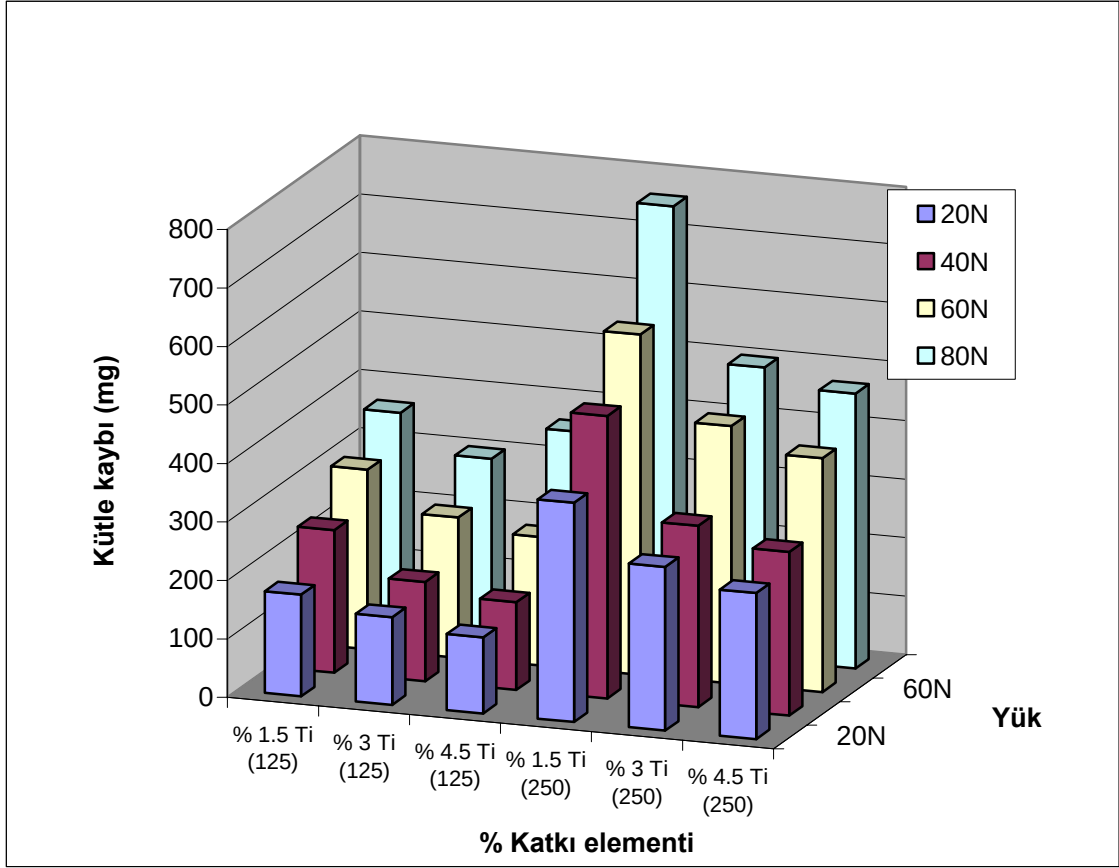
parametrelerden birisi sertliktir. Kaplama tabakasında oluşan $M_{23}C_6$ fazı ve üç-dört bileşenli katı ergiyik fazları aşındırıcıya karşı sert bir bariyer vazifesi üstlenerek yumuşak olan ostenitik fazın aşırı plastik deformasyona uğramasını engellemişlerdir. Yani bu fazlar yumuşak matris içerisinde aşınma dirençli sert iskelet yapıyı oluşturmuşlardır.



Şekil 8.47. % 1.5 titanyum elementi katkılı kaplama yüzeyinin 250 dev/dak kayma hızında adheziv aşınma grafiği.

Titanyum elementi ile takviyeli bütün numunelerde ilk 100 m'lik kayma yolu mesafesinde kütle kayıpları en yüksek değerine ulaşmıştır. Bunun sebebini öncelikle yüzeydeki pürüzlerin kırılması ve numune yüzeyini adheziv aşındırıcı diskin olumsuz etkilerinden koruyacak oksit tabakasının henüz meydana gelmemesi ile açıklamak mümkündür. Çünkü birbiri üzerinde nispi kayma hareketi yapan iki kayma çifti arasındaki ilk temas pürüzler vasıtası ile olacak ve bağ kuvveti zayıf olan pürüzlerin oksitlenmeye yeterli vakit bulamaması bulundukları yerden daha kolay kopmalarına sebep olacaktır. Bunun sonucu olarak da aşındırılan numune yüzeyinde katı bir yağlayıcı gibi görev yapan oksit tabakası henüz meydana gelmemiş olacak ve ilk an aşınması yüksek olacaktır. Şekil 8.48 da verilen ve % 1.5 – 4.5 Ti elementi katkılı numunelerin hem 125 hem de 250 dev/dk'lık kayma hızlarında kütle

kayıplarını gösteren grafik incelendiğinde, artan kayma hızına bağlı olarak numunelerin tüm yüklerde kütle kayıplarının arttığı görülmüştür.

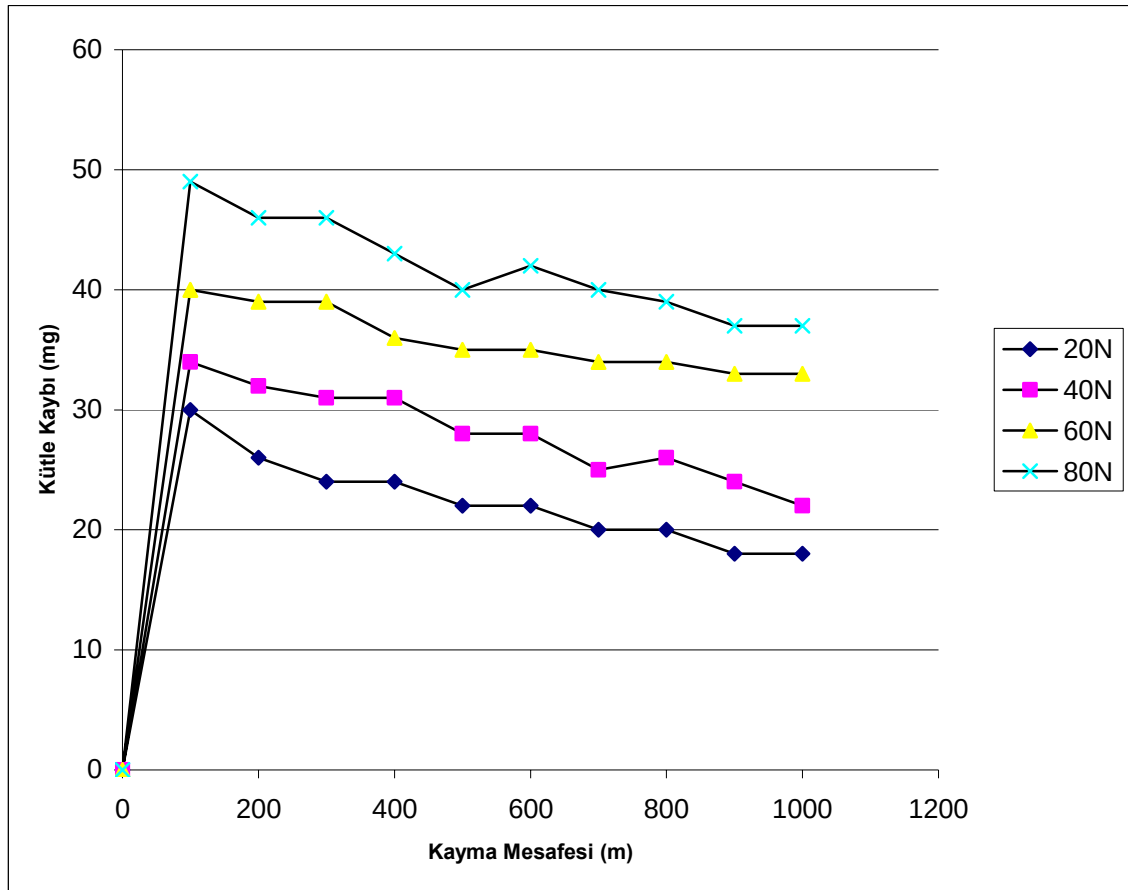


Şekil 8.48. Titanyum elementi katkılı kaplama yüzeylerinin 125-250 dev/dak kayma hızlarında adheziv aşınma grafiği.

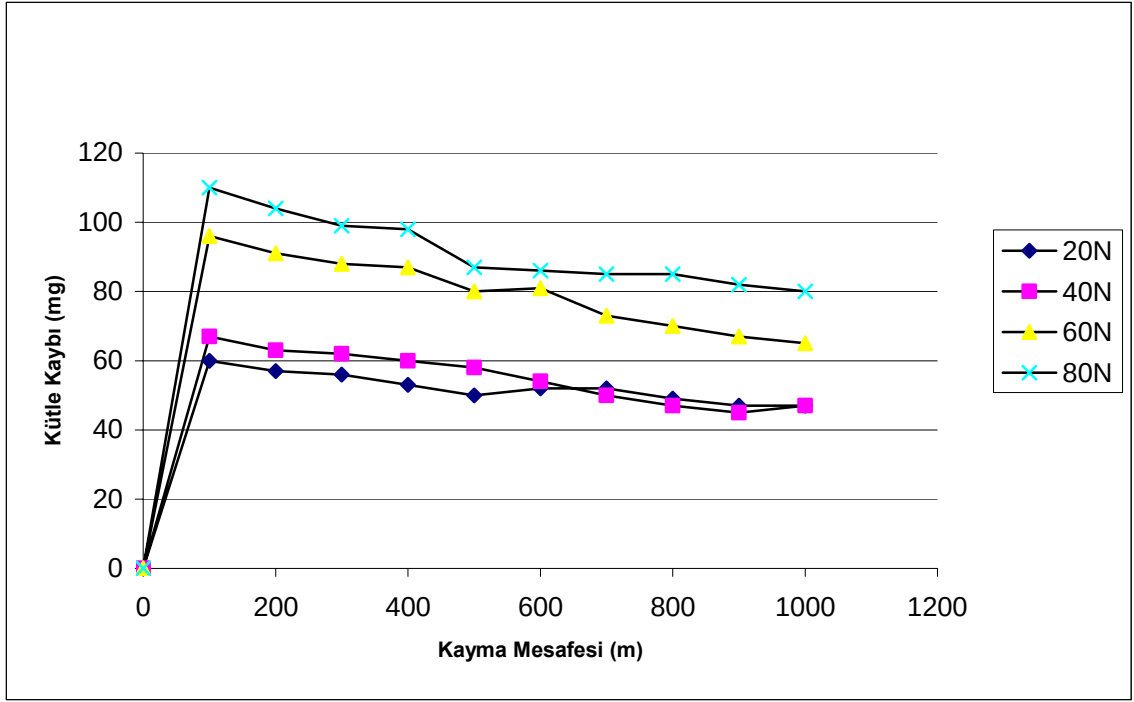
Kayma hızının yüzey morfolojisi üzerindeki etkisini inceleyen araştırmacılar bu durumu şu şekilde açıklamaktadırlar. Öncelikle artan kayma hızına bağlı olarak hem aşındırılan hem de aşındıran malzemeler arasında ısı yükselmesi meydana gelir ve bunun sonucu olarak da numunenin yüzeyinde bir yumuşama meydana gelerek mukavemetini azaltır. Diğer bir etken ise yüzeyde oluşan oksit filmlerinin artan kayma hızına bağlı olarak hem daha hızlı oluşup, hem de daha hızlı kopmalarıdır.

Şekil 8.49’da ve Şekil 8.50’de % 1.5 oranlarında molibden elementi ile takviye edilmiş ve kaplama yüzeyi olarak kullanılmış ostenitik paslanmaz çelik numunenin, GTA işleminden sonra, 125-250 dev/dk kayma hızında ve 20-80 N’ luk normal yükler altında adheziv aşınma testine tabi tutulduktan sonra elde edilen kütle kaybı - yük grafikleri verilmiştir. Grafiklerden de görüleceği gibi, numunelerin kütle kayıpları hem artan normal yüke, hem de artan kayma hızına bağlı olarak, Ti elementi ile takviye edilen numunelerde olduğu gibi artış göstermiştir.

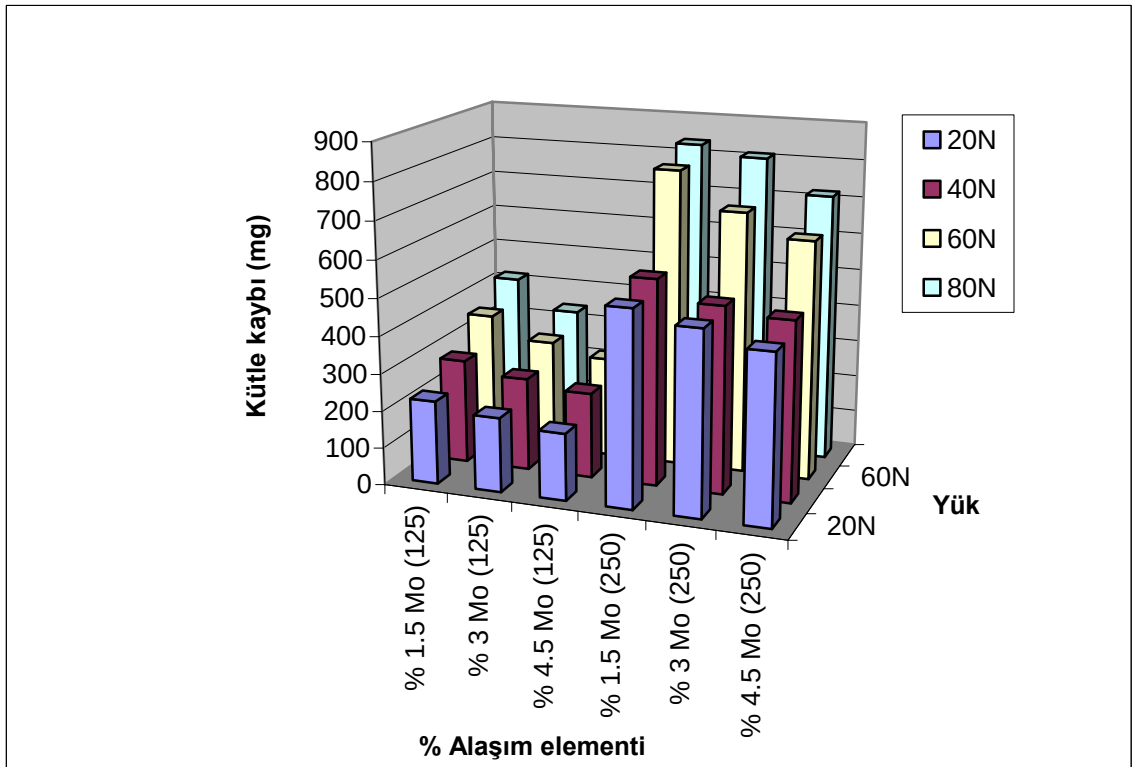
Molibden elementi ile takviye edilen numunelerde de kompozit içerisindeki artan takviye edici oranına bağlı olarak numunelerin sertlik değerleri iyileşmiş ve buna bağlı olarak da numunelerin kütle kayıplarında düşüş olmuştur (Şekil 8.51). Bunu artan takviye edici oranına bağlı olarak mikroyapıda oluşan üç ve dört katı eriyik içeren fazlarını oranındaki değişimle ilişkilendirmek mümkündür. Kuru kayma şartlarında ve sabit kayma hızında yapılan adheziv aşınma testlerinde normal yükteki artışın aşınma miktarındaki artış üzerinde, kayma hızındaki artış kadar olmamakla birlikte, önemli bir etkiye sahip olduğu görülmektedir. Bunun sebebi, normal yükün ara yüzeyde meydana gelen sıcaklığı etkilemesi, dolayısıyla etkili olan aşınma mekanizmaları üzerinde belirleyici rol oynamasıdır. Böylece yükün belirli bir oranda artması, hem ara yüzey bölgesinde sıcaklığı bir miktar arttırarak malzemenin akma dayanımını düşürebilir, hem de etkileşim yüzeyleri pürüzler ve taneler üzerindeki kayma gerilmelerini arttırabilmektedir.



Şekil 8.49. %1.5 molibden elementi katkıli kaplama yüzeyinin 125 dev/dak kayma hızında adheziv aşınma grafiği.



Şekil 8.50. % 1.5 molibden elementi katkılı kaplama yüzeyinin 250 dev/dak kayma hızında adheziv aşınma grafiği.

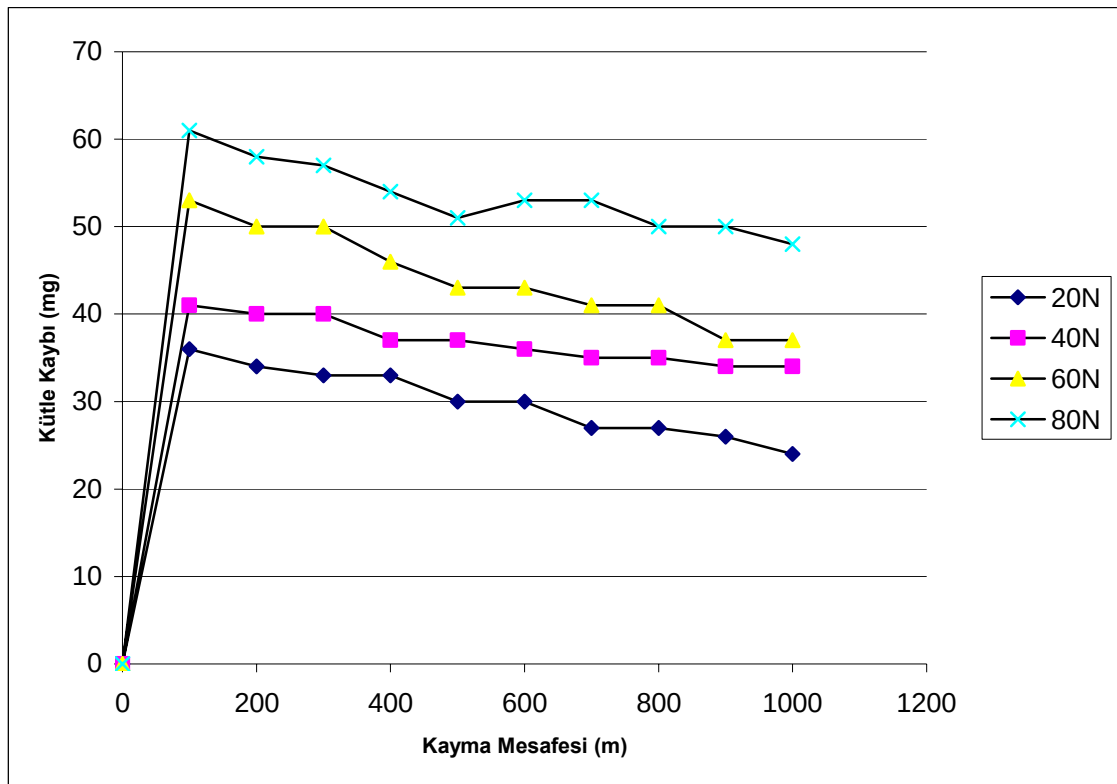


Şekil 8.51. Molibden elementi katkılı kaplama yüzeylerinin 125-250 dev/dak kayma hızlarında adheziv aşınma grafiği.

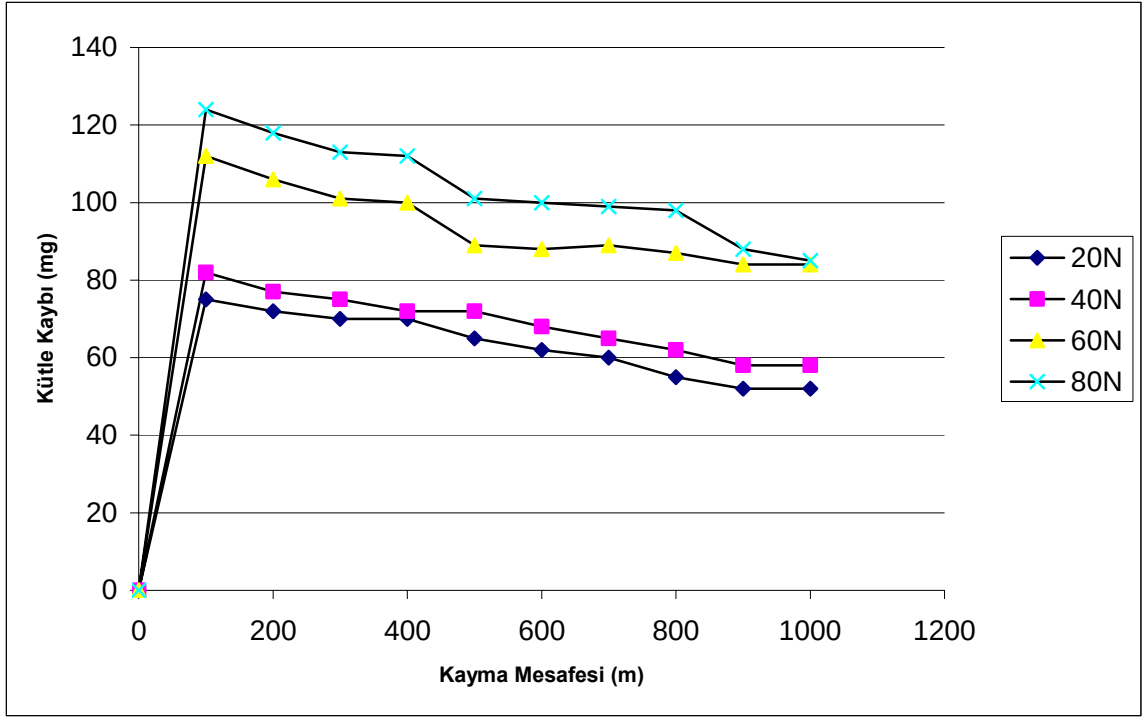
Düşük kayma hızlarında ise aşındırılan malzemeye bağlı olarak adheziv yapışma ve oksidasyon tipi aşınma baskın hale gelmektedir.

Molibden elementi ile takviye edilen numunelere uygulanan 125 - 250 dev/dk'lık kayma hızı ve 20 - 40 N'luk düşük yük değerlerinde, ilk 100 metrelik kayma yolundan sonra yumuşak aşınma tipi görülmüştür.

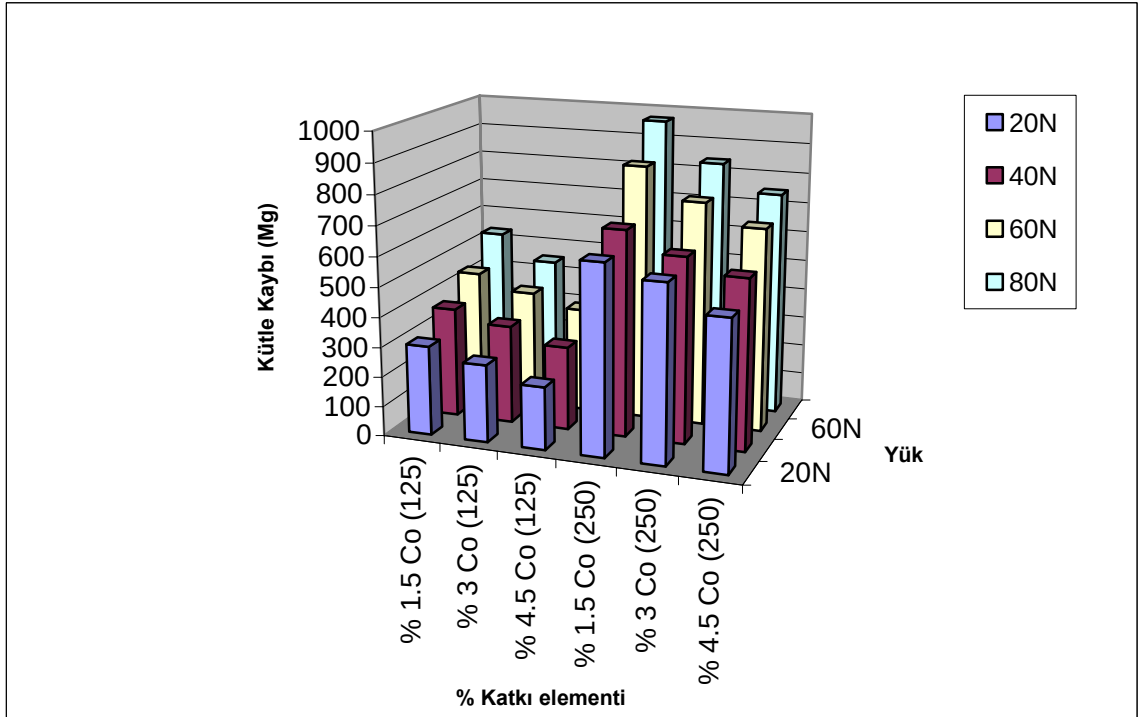
Şekil 8.52'de ve Şekil 8.53'de; % 1.5 oranlarında kobalt elementi ile takviye edilmiş ve kaplama yüzeyi olarak kullanılmış ostenitik paslanmaz çelik numunenin, GTA işleminden sonra, 125-250 dev/dk kayma hızında ve 20-80 N' luk normal yükler altında adheziv aşınma testine tabi tutulduktan sonra elde edilen kütle kaybı - yol grafikleri verilmiştir. Grafiklerden de görüleceği gibi numunelerin kütle kayıpları hem artan normal yüke hem de artan kayma hızına bağlı olarak, Ti ve Mo elementi ile takviye edilen numunelerde olduğu gibi artış göstermiştir. Kobalt elementi ile takviye edilen numunelerde de kompozit içerisindeki artan takviye edici oranına bağlı olarak numunelerin sertlik değerleri iyileşmiş, buna bağlı olarak da numunelerin kütle kayıplarında düşüş olmuştur (Şekil 8.54). Bunu artan takviye edici oranına bağlı olarak mikroyapıda oluşan üçlü ve dördü katı çözelti fazlarının oranındaki değişimle ilişkilendirmek mümkündür.



Şekil 8.52. % 1.5 kobalt elementi katkılı kaplama yüzeyinin 125 dev/dak kayma hızında adheziv aşınma grafiği.



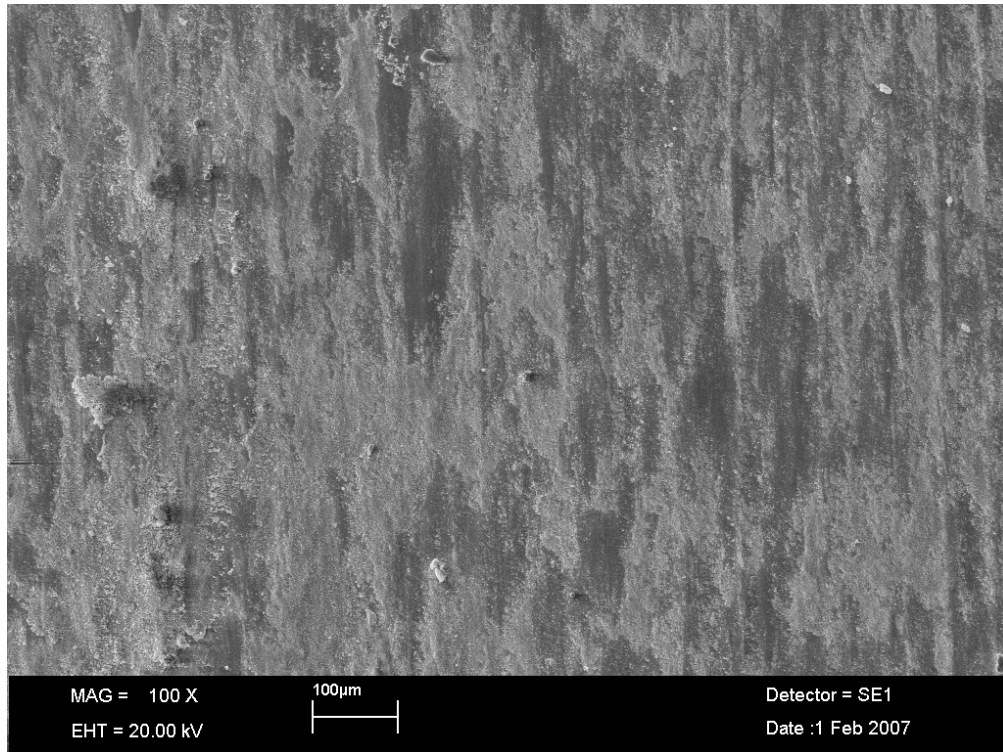
Şekil 8.53. %1.5 kobalt elementi katkılı kaplama yüzeyinin 250 dev/dak kayma hızında adheziv aşınma grafiği.



Şekil 8.54. Kobalt elementi katkılı kaplama yüzeylerinin 125-250 dev/dak kayma hızlarında adheziv aşınma grafiği.

Kobalt elementi ile takviyeli numunelerin Ti ve Mo elementleri ile takviye edilen numunelere göre daha fazla kütle kaybı göstermesinin sebebi öncelikle sahip oldukları düşük sertlik değeri ile açıklansa da, bundan daha önemli olan mikroyapı özelliğidir. Çünkü bu numuneye ait mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde (Şekil 8.55 ve Şekil 8.56), ostenit tanelerini aşındırıcının olumsuz etkilerinden koruyan $M_{23}C_6$ fazının yeterli bir şekilde oluşmadığı ve ostenit tanelerinin daha iri taneli teşekkül ederek karşı yüzey ile daha fazla etkileşim içerisine girmiş olmasındandır.

Adheziv aşınma testleri sonucunda numunelerin yüzey morfolojilerinde meydana gelen değişikliklere bağlı olarak değerlendirme yapmak gerekirse, öncelikle aşağıdaki kuralların açıklığa kavuşturulması gereklidir. Bunlardan birisi deneyler esnasında numunelerin yüzeylerinde meydana gelen oksit tabakasının oluşumudur. Quinn ve arkadaşları tarafından 1984 ve 2002 yılında sunulan ‘oksitli ortamlardaki aşınma’ adlı makaleler, kayma aşınmasına maruz kalan malzemeler üzerinde yapılan çalışmalarda, etkileşim içerisinde hareket eden yüzeylerin üzerinde meydana gelen oksit filminin sürtünme katsayısını düşürdüğü ve aşınma direncini yükselttiği bulgusu beyan edilmiştir.



Şekil 8.55. Ti elementi katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunenin yüzeyinden alınan adheziv SEM aşınma izi yüzey fotoğrafı (X 100).

Aynı çalışmacıların kuru kayma aşınması yapan çelikler üzerinde yaptıkları çalışmada, aşınma çiftlerinin yüzeylerinin bir oksit filmi ile kaplanarak pürüzsüz bir şekilde oluştuğunu ve aşınma olayının sabit bir seyir izlediğini belirtmiştir. Benzer durum 125 dev/dk dönme hızı 60 N' luk yük altında adheziv aşınma testine tabi tutulan, kaplama kompoziti olarak kullanılan ve Ti elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numunenin yüzeyinden alınan aşınma yüzey fotoğrafında da görülmüştür (Şekil 8.55), Şeklin koyu ve açık renk olmak üzere iki farklı renk tonundan oluştuğu görülmektedir. Burada daha koyu olan bölge oksit tabakasını göstermektedir. Çünkü aynı numune üzerinden alınan X-ray analiz değerleri incelendiğinde Fe_2O_3 , $FeCrO_4$, Cr_2O_3 ve TiO_2 oksitleri yüzeyde belirlenmiştir (Şekil 8.59).

İkinci dünya savaşı öncesinde bu konuda yapılan çalışmalar sekteye uğrasa da, savaşın sona ermesiyle konuya eğilim artmıştır. Bilim adamları metal yüzeyler arasında meydana gelen aşınmayı üç ana mekanizmada toplamışlardır. Bu mekanizmalar aşağıdaki şekilde adlandırılmıştır.

- Mekanik aşınma (metalik aşınma partikülleri),
- Fe_2O_3 film aşınması (Fe_2O_3 aşınma partikülleri),
- Fe_3O_4 film aşınması (Fe_3O_4 aşınma partikülleri).

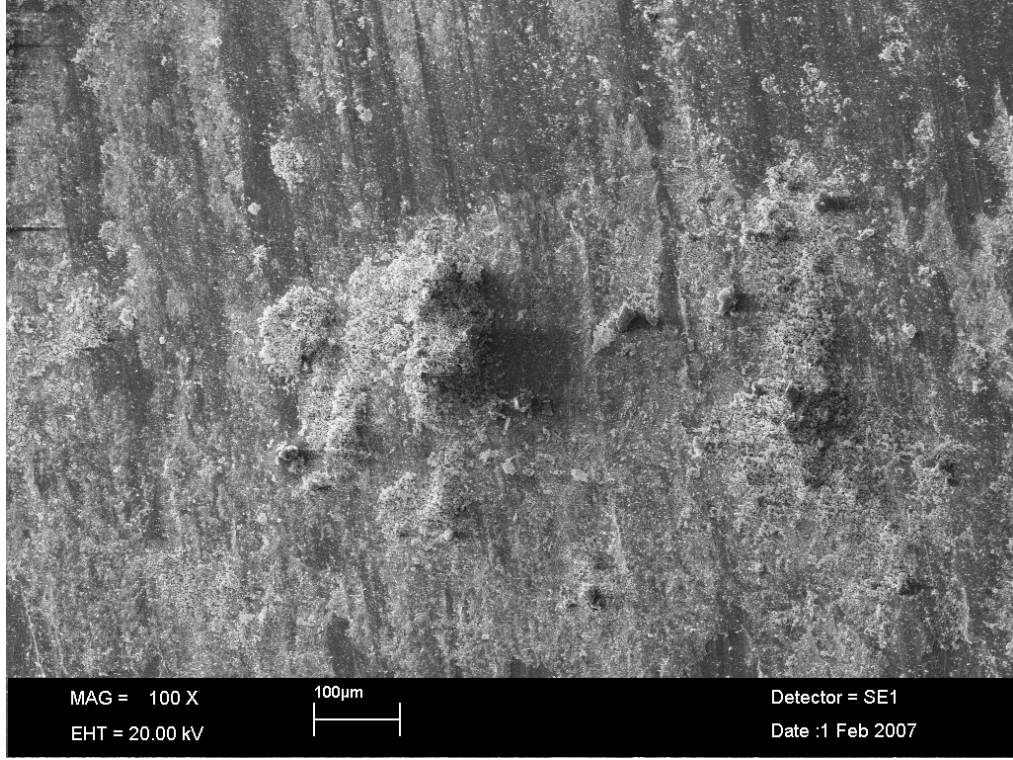
Bu aşınma tipleri daha sonra aşağıdaki şekilde ifade edilmişlerdir.

- Sert metalik aşınma,
- Yumuşak oksit aşınması,
- Sert oksit aşınması.

Yine 1962 yılında Quinn tarafından yapılan bir çalışmada, çeliklerin kuru kayma aşınma testlerinde numunelerin gerçek etkileşim alanlarında meydana gelen ısı ile aşınma artıklarında meydana gelen bileşim arasında kuvvetli bir bağlantı olduğu sonucuna varılmıştır.

Artan normal yüke bağlı olarak adheziv aşınma deneyleri değerlendirildiği zaman, artan yüklerle birlikte aşınan yüzeylerde plastik deformasyonun daha fazla olduğu, yüzeyde meydana gelen çatlakların artış gösterdiği ve meydana gelen atıkların da morfolojilerinin değişim gösterdiği belirtilmiştir. Düşük yük uygulanan bölgede atıkların geniş plakalar halinde oluştuğunu, diğer taraftan yüksek yük uygulanan bölgede atıkların kompoze olmuş ince partiküller şeklinde oluştuğu beyan edilmiştir. Düşük yük altındaki çalışmalarda adheziv aşınma tipinin baskın aşınma mekanizması olduğu belirtilmiştir. Benzer durum 10 N'luk yük altında tarafımızdan yapılan adheziv aşınma testine tabi tutulan ve kobalt elementi ile takviye edilerek yüzey kaplama işleminde kullanılan numunenin yüzeyinden alınmış, SEM aşınma fotoğrafıyla

da doğrulanmıştır (Şekil 8.56). Şekilde de görüldüğü gibi aşınan partiküller yüzeyden kopmayarak yapışık bir şekilde yüzey üzerinde kalmışlardır.

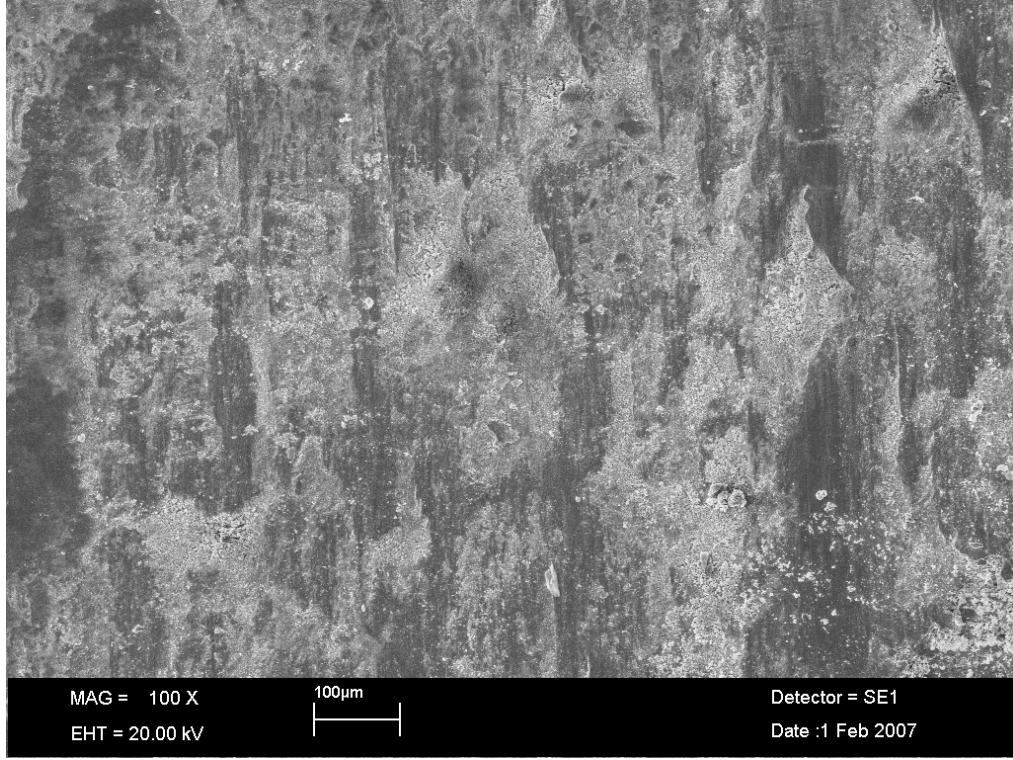


Şekil 8.56. Co elementi katkılı ostanitik paslanmaz çelik numunenin yüzeyinden alınan adheziv SEM aşınma izi yüzey fotoğrafı (X 100).

Bu durumun sebebini şu şekilde açıklamak mümkündür. Aşındırılacak numune üzerine uygulanan normal yük düşük ve kayma hızının düşük olması durumunda numunenin yüzeyinde oluşan ısı oksit meydana getirecek sıcaklığa ulaşamaz ve bunun sonucu olarak da adheziv aşınma mekanizması baskın rol oynar. Adheziv aşınmada, artan plastik kesme kuvvetleri sonucunda çatlakların oluşması ve yayılmasıyla yüzeyden malzeme kaybı olur.

Yükün artırılması ile etkileşimli yüzeyler arasındaki pürüzler daha kuvvetli şekilde etkileşerek, plastik deformasyona maruz kalırlar. Etkileşim işleminin devamı ile sürtünmeden dolayı meydana gelen ısı hem bu bölgedeki pürüzlerin boyutunu kısaltır ve hem de yüzeyde bir oksit tabakasının oluşmasında rol oynar. Bu işlem yükün etkisi ile kırılarak pürüzlerin arasındaki boşluklara dolan oksitlenmiş partiküller tarafından oluştururlur. Söz konusu işlem test periyodu boyunca devam eder ve aşınma çiftleri kısmen veya tamamen oksit tabakası ile kaplanır.

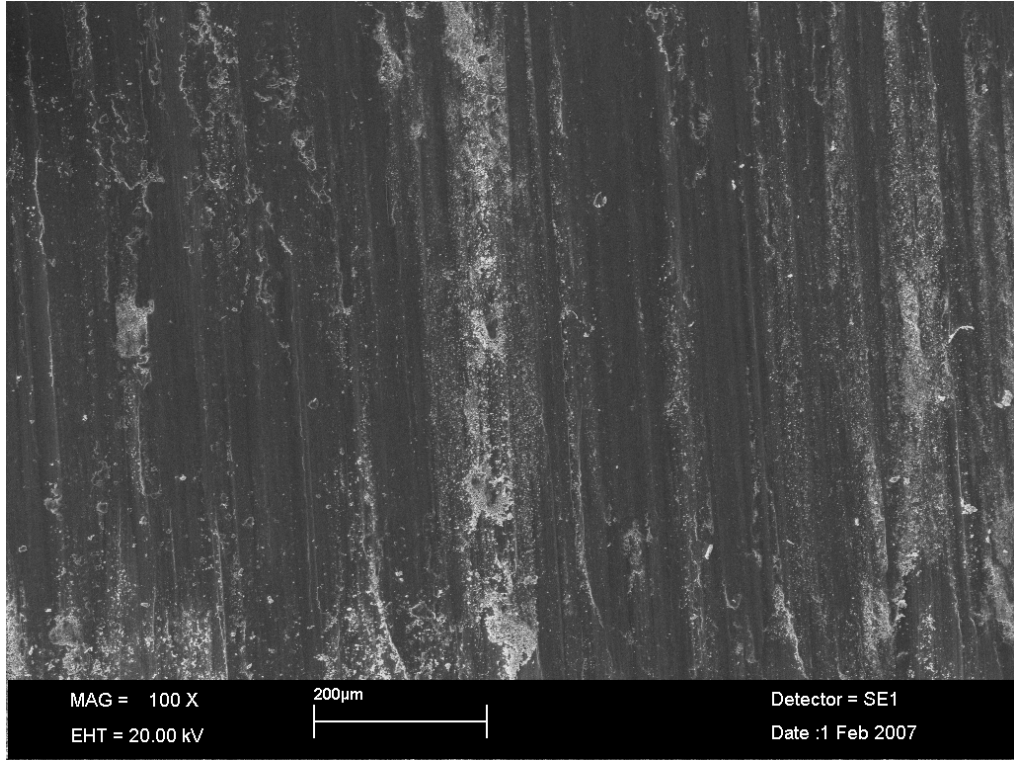
Bu durumun daha iyi anlaşılması için 40 N'luk yük altında 125 dev/dk adheziv aşınma testine tabi tutulan molibden elementi takviyeli numune (Şekil 8.57) ile, yine aynı numunenin 80 N'luk yük ve 250 dev/dk adheziv aşınma testi sonucu yüzeylerinden alınmış SEM aşınma fotoğraflarını incelemek yerinde olacaktır (Şekil 8.58).



Şekil 8.57. Mo elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin yüzeyinden alınan adheziv SEM aşınma izi yüzey fotoğrafı (X 100).

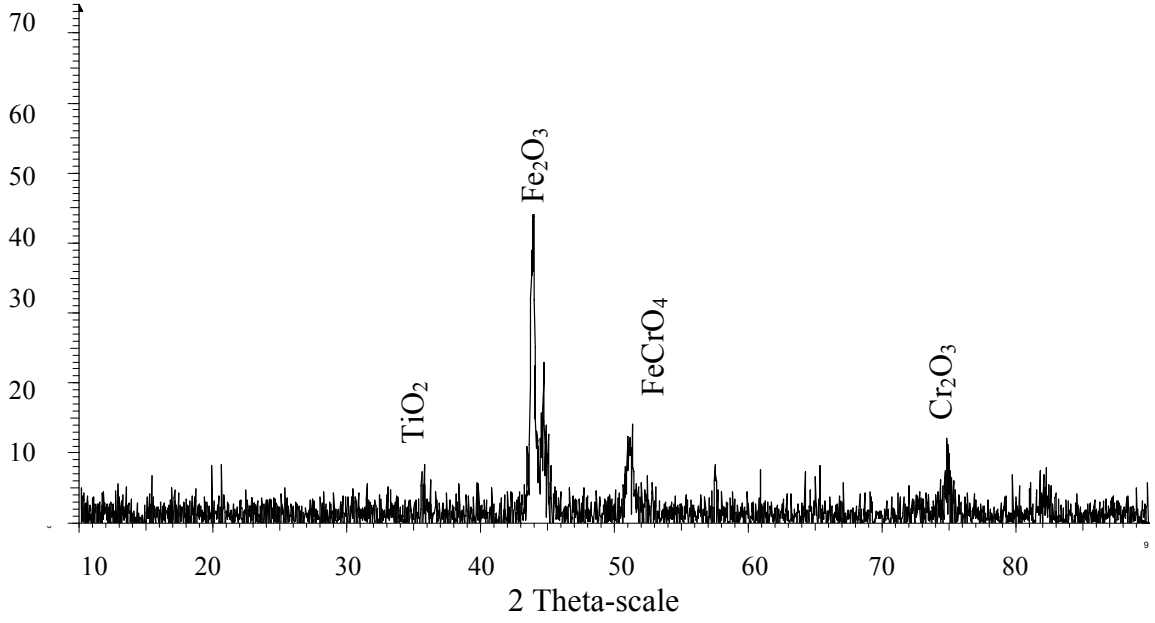
Şekil 8.57’de verilen fotoğraf 40 N’luk yük altında, 125 dev/dk dönme hızında 200 metre yol alındıktan sonra çekilmiştir. Aşınma izi fotoğrafında da görüleceği gibi, beyaz renk hakim ve koyu tonda olan renkler daha az durumdadır. Yani yüzey henüz tamamen oksitlenmeye yetecek süre bulamamıştır. Eğer numuneye oksitlenme için yeterli zaman verilir ve oksit tipi de yumuşak, yani Fe_2O_3 oksit ağırlıklı ise, numunenin 1000 metre yol alıktan sonra yüzeyin tamamen koyu renkli ve pürüzsüz bir yapı ile kaplandığı görülmektedir (Şekil 8.58).

Oksidasyon aşınması, aşındırıcı yüzey üzerindeki sıcaklığın ani artması sonucunda meydana gelen oksitlenme sonucunda oluşur. Bu tip aşınmalarda oksit filminin kırılması kütle kaybının ana sebebidir. Lim (1987), yumuşak oksidasyon aşınma devreleri için aşınma oranının yüzeyde oluşan oksit filminin kalınlığı ile ilişkili olduğunu belirtmişlerdir. Ayrıca, malzemenin işleme sertleşmesine bağlı olarak meydana gelen sertlik ve mukavemetin, oksit filmini belirgin bir şekilde etkileyerek aşınma direncini arttırdığını belirtmişlerdir.

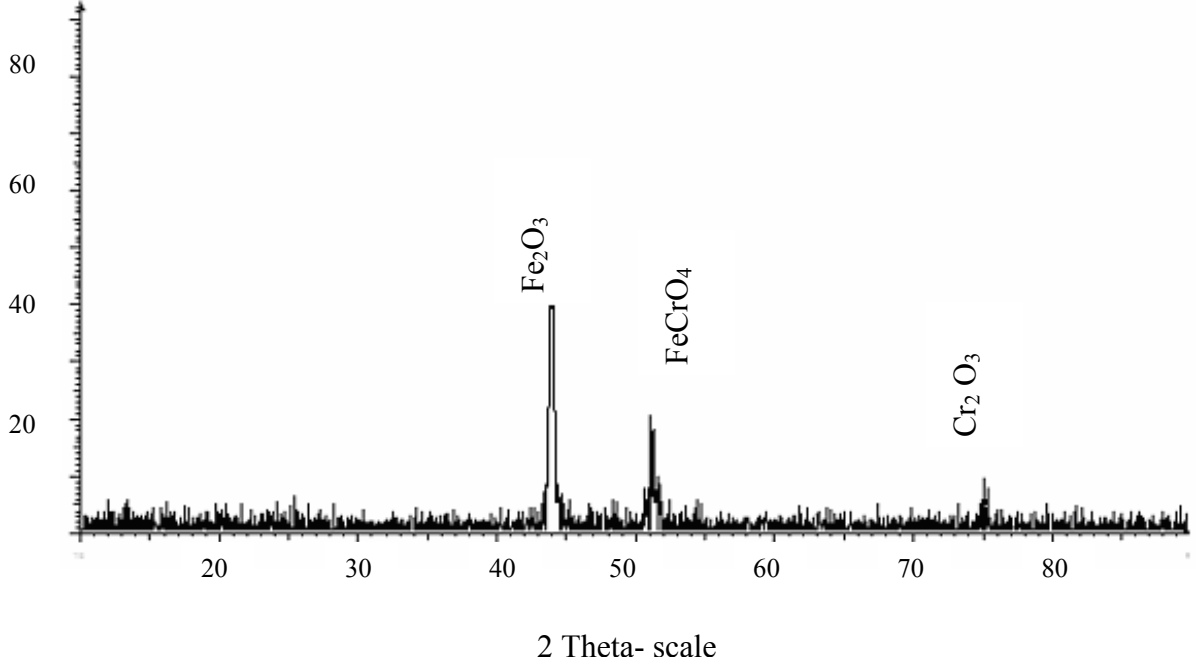


Şekil 8.58. Mo elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin yüzeyinden alınan adheziv SEM aşınma izi yüzey fotoğrafı (X 100).

Yine titanyum (Şekil 8.59) ve molibden (Şekil 8.60) elementi ile takviye edilerek adhesiv aşınma testine tabi tutulan numunlerin aşınma işlemi sonrasında yüzeylerinden alınan X-ray difraksiyon analizleri incelendiğinde Fe_2O_3 , FeCrO_4 , Cr_2O_3 tipi oksitlerden oluştuğu tespit edilmiştir.



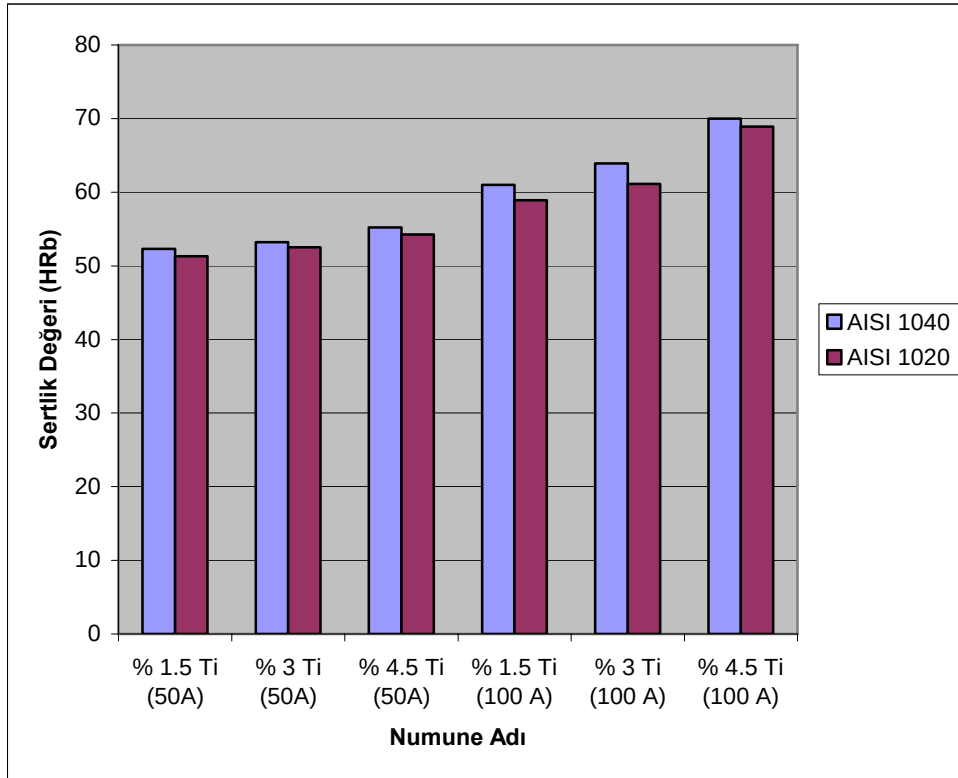
Şekil 8.59. Adhesiv aşınma testinden sonra % 4.5 Ti takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-ray analizi.



Şekil 8.60. Adhesiv aşınma testinden sonra % 4.5 Mo takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-ray analizi.

8.4. Numunelere Ait Yüzey Sertlik Değerleri

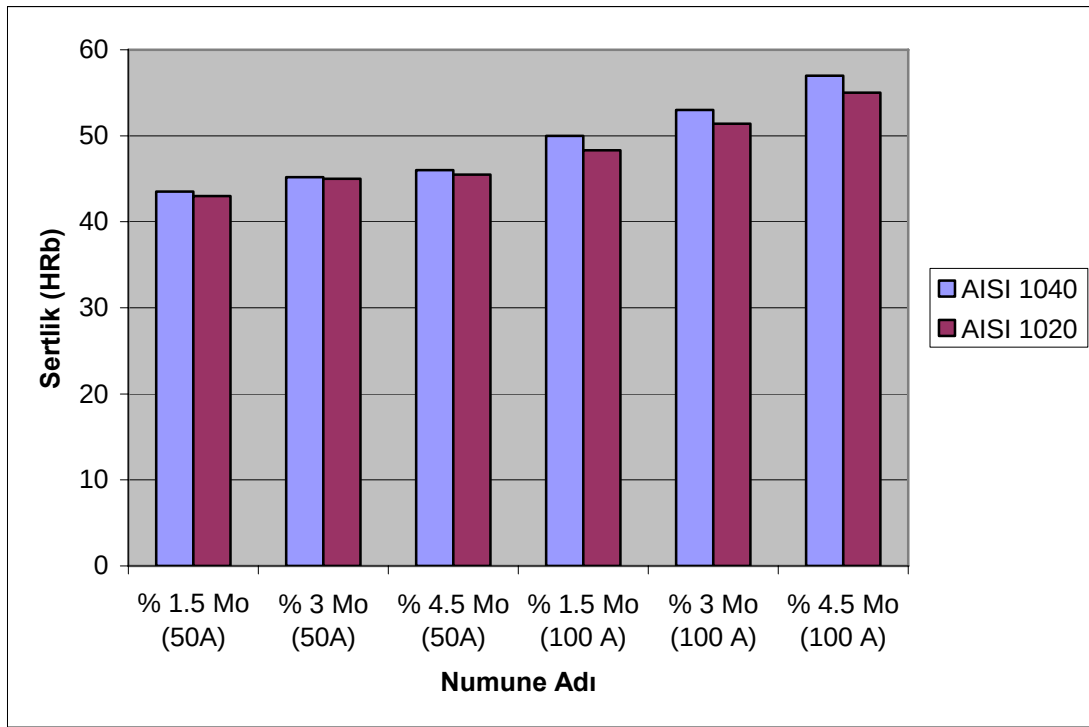
Hem düşük hem de yüksek enerji girdisi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulduktan sonra HRa yöntemi ile yüzey sertliği alınan Ti elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunelerin yüzey sertliklerini gösteren grafik Şekil 8.61’de verilmiştir. Bütün numuneler içerisinde enyüksek sertlik değeri Ti elementi ile takviyeli numunelerde görülmüştür. Ti elementi katkılı numuneler kendi aralarında kıyaslandığında; kompozit içerisindeki artan takviye edici (Ti elementi) oranına bağlı olarak sertlik değerlerinde de bir artış olduğu tespit edilmiştir. Ti elementi katkılı numunelerin diğer numunelerle kıyaslandığında daha sert olmasının nedenini oluşturan mikroyapı ile ilişkilendirmek mümkündür. Çünkü bu numunelerde ostenit fazı çevreleyen Ni_3Ti fazı ve yapı içerisinde kısmen küresel şekilde kısmen de Ni_3Ti fazının devamı olarak teşekkül eden $M_{23}C_6$ fazları ostenit bölgeyi daraltarak bir film şeridi şeklinde mikroyapıyı kuvvetlendirmişlerdir . Yükselen enerji girdisi ile Ti elementi katkılı numunelerdeki sertlik yükselişi ise, mikroyapıda oluşan karbürlerin ergiyerek daha homojen bir şekilde yapıya dahil olmalarıyla açıklanabilir.



Şekil 8.61. Ti elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunelere ait yüzey sertlik değerleri (HRa).

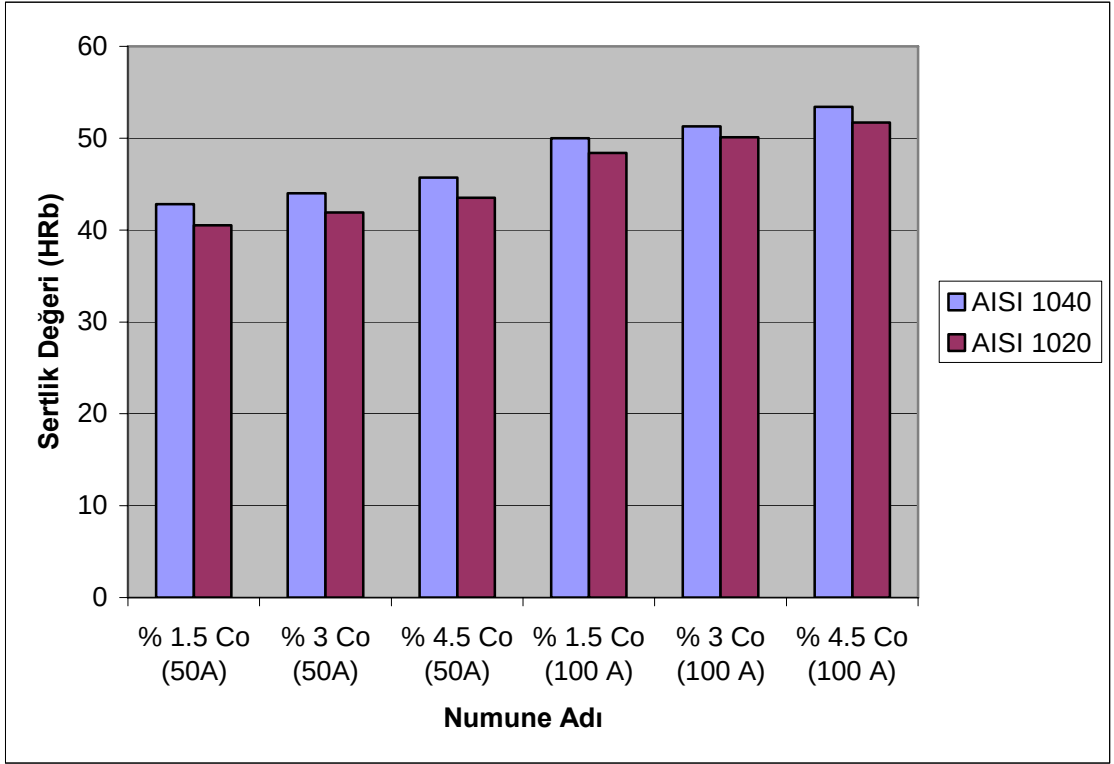
Hem düşük hem de yüksek enerji girdili yüzey modifikasyonu işlemine tabi Ti elementi takviyeli numunelerden sonra en yüksek yüzey sertlik değerleri Mo elementi ile takviye edilen

ve kaplama kompoziti olarak kullanılan numunelerde görülmüştür (Şekil 8.62). Yine bu numunelerde mikroyapı içerisinde artan Mo elementi içeriğine bağlı olarak sertlik değerlerinde olumlu yönde artış olmuştur. Mo elementi katkılı numunelere esas sertliği veren tane sınırlarında oluşan $M_{23}C_6$ fazı olmuştur. Bunun yanı sıra mikroyapı içerisinde üçlü ve dörtlü şekilde meydana gelen katı eriyik fazları da numunenin sertliğinde önemli rol oynamıştır. Yükselen enerji girdisi ile Mo elementi katkılı numunelerdeki sertlik yükselişi ise, yine mikroyapıda oluşan karbürlerin ergiyerek daha homojen bir şekilde yapıya dahil olmalarıyla açıklanabilir.



Şekil 8.62. Mo elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunelere ait yüzey sertlik değerleri (HRa).

Düşük enerji girdisi ile yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numuneler içerisinde en düşük yüzey sertlik değerleri Co elementi ile takviye edilen ve kaplama kompoziti olarak kullanılan numunelerde görülmüştür (Şekil 8.63). Yine bu numunelerde mikroyapı içerisinde artan Co elementi içeriğine bağlı olarak sertlik değerlerinde olumlu yönde artış olmuştur. Co elementi ile takviyeli numunelerdeki sertlik değerinin düşük olması tane sınırlarında oluşan $M_{23}C_6$ fazının diğer numunelerle kıyaslandığında çok sınırlı olarak oluşması ile açıklamak mümkündür.



Şekil 8.63. Co elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunelere ait yüzey sertlik değerleri (HRa).

Kaplama yüzey alt malzemesi olarak kullanılan düşük karbonlu AISI 1020 ve orta karbonlu AISI 1040 yapısal çeliklerinin kaplama bölgesindeki sertliği fazla etkilemediği, ancak ısı girdisi ile birlikte numunelerin sertliklerinde değişim olduğu görülmüştür.

9. GENEL SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada düşük karbonlu (% 0.2) ve orta karbonlu (% 0.4) çeliklerin yüzeyleri toz kompozit olarak hazırlanan malzeme ile GTA yöntemi kullanılarak kaplanmış ve kaplama işlemi sonrasında, malzemenin üst tabakasında (kaplama bölgesinde) meydana gelen mikroyapı değişimleri ve fazlar incelenmiş, bu fazların numunelerin mekanik özellikleri ile adheziv-abrasiv ortamdaki aşınma davranışlarını nasıl etkilediği araştırılmıştır. Yapılan araştırma ve incelemelerde aşağıda belirtilen sonuçlar elde edilmiştir.

- 1- Kaplama kompozitinin esasını oluşturan ostenitik paslanmaz çelik tozların GTA yöntemi kullanarak orta ve düşük karbonlu çeliklerin yüzeylerine başarılı bir şekilde uygulanabileceği görülmüştür.
- 2- Hem düşük enerji girdili (50 A) hem de yüksek enerji girdili (100) GTA yüzey modifikasyonu işleminde yüzeyi kaplanan malzeme ile kaplama kompozitinin boşluk, çatlak ve porozitelerden yoksun olarak birleştiği görülmüştür. Ancak, akım değerinin 40 A altına düşmesi durumunda bu birleşmenin meydana gelmediği 100 A üzerine çıkıldığı durumlarda ise yoğun ısı oluşumundan dolayı yüzeyi kaplanan malzemede çarpılmaların ortaya çıktığı gözlenmiştir.
- 3- GTA yöntemi kullanılarak uygulanan 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 kompozitin mikroyapı ve faz oluşumlarının orta ve düşük karbonlu çeliklerde değişim göstermediği ve sertlik değerlerinin de birbirine yakın değerlerde çıktığı görülmüş, ancak kaplama kalınlığının sertlik ve mikroyapıda rol oynadığı belirlenmiştir.
- 5- Titanyum elementi ile takviye edilen ve kaplama kompoziti olarak GTA yöntemiyle yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan ostenitik paslanmaz çelik kompozit numunenin mikro yapısının Ni_3Ti , $\gamma-Fe$, $Mr_{23}C_6$ fazlarından teşekkül ettiği X-ray incelemeleri sonucunda tespit edilmiştir.

- 6- Yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerden en yüksek yüzey ve mikro sertlik değerleri Ti elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numunelerde görülmüş ve buna bağlı olarak en iyi abrasiv ve adheziv aşınma direnci bu numunelerde elde edilmiştir.
- 7- Kaplama kompoziti içerisinde artan takviye edici (Ti elementi) oranına bağlı olarak numunelerin hem sertlik hem de aşınma dirençleri olumlu yönde etkilenmiştir.
- 8- Titanyum elementinden sonra en yüksek yüzey sertliği ve mikro sertlik değerleri molibden elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numunelerde görülmüştür.
9. Molibden elementi ile takviye edilen ve kaplama kompoziti olarak GTA yöntemiyle yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan ostenitik paslanmaz çelik kompozit numunenin mikro yapısı γ -fazı, $M_{23}C_6$ karbürlerden ve kaplama malzemesinin içeriğinde bulunan alaşım elementlerine bağlı olarak; ana kütle esas itibarı ile Co, Mo, Ni ve Si içeren katı eriyik fazlarından oluşmuştur.
10. Düşük enerji girdili (50 A) GTA uygulamalarında kompozit içerisinde bulunan molibden elementinin tamamen ergimedığı ve mikroyapıda ostenit taneleri içerisinde tane sınırına yakın bölgelerde yerleştiği görülmüş; ancak enerji girdisini yükselmesiyle molibden elementinin de eriyerek mikro yapıda üçlü ve dördü katı çözelti şeklinde meydana geldiği görülmüştür.
11. Kobalt elementi ile takviye edilen ve kaplama kompoziti olarak GTA yöntemiyle yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan ostenitik paslanmaz çelik kompozit numunenin mikro yapısının γ - fazı, az oranda $M_{23}C_6$ tipi krom karbürlerden ve kaplama malzemesinin içeriğinde bulunan alaşım elementlerine bağlı olarak; γ -fazı+kobalt oranlarına sahip, katı eriyik fazlarından oluştuğu tespit edilmiştir.
12. Düşük enerji girdili (50 A) GTA uygulamalarında tane sınırlarının çok ince bir şekilde teşekkül ettiği ve $M_{23}C_6$ fazının bu sınırlara yakın bölgelerde küresel şekilde oluştuğu mikroyapı fotoğraflarında görülmüştür. Enerji girdisinin artmasıyla daha homojen dağılım gösteren bir mikroyapının meydana geldiği belirlenmiştir.

13. GTA yöntemi kullanılarak uygulanan yüzey modifikasyonu yönteminde en yüksek sertlik değerleri % 4.5 Ti elementi takviyeli 0.75 mm kaplama kalınlığı ve 100 A akım girişi ile işleme tabi tutulan ostenitik paslanmaz çelik numunede görülmüştür. Bunu aynı çalışma şartları sabit kalmak şartıyla (kaplama kalınlığı ve ısı girişi) molibden ve kobalt elementi takviyeli numuneler izlemiştir. Bunun da, bu elementlerin titanyum elementi gibi çok ince taneli ve kesite homojen dağılmış intermetalik bileşikler oluşturmamalarından ileri geldiği düşünülmektedir.
14. GTA yöntemi kullanılarak uygulanan yüzey modifikasyonu yönteminde ısı girişinin hem mikroyapının oluşmasında hem de yüzeyi kaplanan malzeme ile kaplama kompozitinin birbirlerine bağlanmasında önemli bir parametre olduğu anlaşılmıştır.
15. Yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerin abrasiv aşınma değerleri göz önüne alındığında; en iyi aşınma direncini titanyum elementi ile takviye edilen numuneler gösterirken; bunu molibden ve kobalt elementi takviyeli numuneler izlemiştir. Ayrıca, artan takviye edici oranıyla tüm numunelerin aşınma dirençleri olumlu yönde artmıştır. Bu durum mikroyapı ve sertlik özelliklerine bağlı olarak tez içerisinde açıklanmıştır.
16. Yüzey modifikasyonu işlemine tabi tutulan numunelerin adheziv aşınma değerleri göz önüne alındığında; yine en iyi aşınma direncini titanyum elementi ile takviye edilen numuneler gösterirken; bunu molibden ve kobalt elementi takviyeli numuneler izlemiştir. Ayrıca, artan takviye edici oranıyla tüm numunelerin aşınma dirençleri olumlu yönde artmıştır. Bu durum mikroyapı ve sertlik özelliklerine bağlı olarak tez içerisinde açıklanmıştır.
17. Kaplama kompozitinin mikroyapısının yüzeyi kaplanan malzemeye bağlı olarak bir değişim göstermediği görülmüş; kaplama sertliğinin düşük karbonlu çeliklerle kıyaslandığında iki kattan daha fazla artış gösterdiği, orta karbonlu çeliklerle kıyaslandığında çok fazla bir değişim göstermediği görülmüştür.

Mikroyapı, sertlik ve gerek adheziv gerekse abrasiv aşınma dirençlerinden hareket ederek, GTA yöntemiyle düşük ve orta karbonlu çeliklerin yüzeylerine alaşım elementleri modifiye edilerek yüzey özelliklerinin değiştirilebileceği sonucuna varmak mümkündür. Bununla birlikte; bu numuneler üzerinde aşağıdaki uygulamaları gerçekleştirmek mümkündür.

1. Yüzey modifikasyonu uygulanmış numunelere normalizasyon veya gerilim giderme tavlama ısı işlemleri uygulanarak kaplama tabakasının bu işlemlerden nasıl etkilendiği araştırılabilir.
2. Yüzey modifikasyonu ile oluşturulan kaplama yüzey tabakalarının korozi ortamlardaki aşınma davranışları incelenerek, yüzeyi kaplanan malzemenin bu ortamların etkilerinden nasıl korunduğu araştırılabilir.
3. Yüzey modifikasyonunda kullanılan tozların yüzeyi kaplanan malzeme ile kaynak yüzey işleminden önce tutturulmasında farklı yöntemler kullanılmaktadır. Örneğin; sodyum silikat, alkol ve mekanik presleme gibi. Bunların mikroyapı ve mekanik özelliklere olan etkileri incelenebilir.
5. Numunelerin termal ve gerilmeli ortamdaki aşınma davranışları incelenebilir.
6. GTA yöntemi ile uygulanan yüzey modifikasyonu işlemi lazer kaynak yöntemi kullanılarak uygulanıp, malzemeye sağladığı mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenebilir
7. Ostenitik paslanmaz çelik tozlar içerisindeki karbon oranı yükseltilerek bunun mikroyapı ve mekanik özelliklere olan etkisi araştırılmaya değer konular içerisinde.

KAYNAKLAR

Argon, A.S. (1980), Mechanical properties of near-surface material in friction and wear, in Fundamentals of Tribology, Suh, N.P. and Saka, N. (Eds.), MIT Press, London, 103-125.

Aubert, A., Nabot, J.P., Ernoult, J., and Renaux, P. (1990), Preparation and properties of MoS₂ films grown by d.c. magnetron sputtering, *Surf. Coat. Technol.*, 41, 127-134.

Bach, Fr.W., Duda, T. (2000), Moderne Beschichtungsverfahren, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Wiley-VCH Verlag GmbH, Weinheim/New York, 54-67.

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.

Berthier, Y., Godet, M., and Brendle, M. (1989), Velocity accommodation in friction, *Tribol. Trans.*, 32, 490-496.

Bhushan, B. (1999), Nanoscale tribophysics and tribomechanics, *Wear*, 225/229, 465-492.

Bhushan, B. (Ed.) (1995), *Handbook of Micro/Nanotribology*, CRC Press, Boca Raton, FL.

Bhushan, B. (Ed.) (1998a), Tribology issues and opportunities in MEMS, Proc. of NSF/AFOSR/ASME Workshop on Tribology Issues and Opportunities, MEMS, 9–11 November 1997, Columbus, OH, Kluwer Academic Publishers, London.

Bhushan, B. (1998b), Contact mechanics of rough surfaces in tribology: multiple asperity contact, *Tribol. Lett.*, 4, 1-35.

Broszeit, E. (1992), Evaluation of some titanium-based ceramic coatings on high speed steel cutting tools, *Surf. Coat. Technol.*, 49, 468.

Bhushan, B., 2001 *Modern Tribology Handbook, Volume One, Principles of Tribology*, USA by CRC Press LLC.

Bhushan, B., 2001 *Modern Tribology Handbook Volume Two Materials Coatings, and Industrial Applications*, USA by CRC Press LLC.

Bhushan, B. Ph.D., D.Sc. (Hon.), 2001, *Modern Tribology Handbook Volume One Principles of Tribology* Editor-in-Chief Department of Mechanical Engineering The Ohio State University, Columbus, Ohio, Boca, Raton, London, New York, Washington, D.C.CRC Press.

Buckley, D. (1981), Surface Effects in Adhesion, Friction, Wear, and Lubrication, Elsevier, Amsterdam, 631 p.

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

Burnett, P.J., Rickerby, D.S. (1987a), The mechanical properties of wear-resistant coatings. I. Modelling of hardness behavior, Thin Solid Films, 148, 41-50.

Burnett, P.J., Rickerby, D.S. (1987b), The relationship between hardness and scratch adhesion, ThinSolid Films, 154, 403-416.

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.

Cary, HB., (1981). Modern Welding Technology. 2nd ed AWS. p.82 –85.

Cheng, F.T., Lo, K.H., Man, H.C., 2003, NiTi cladding on stainless steel by TIG surfacing process Part 1. cavitation erosion behavior, Surface and Coatings Technology, 172, 308-3 15.

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.

Demirci, A.H., (1987) Teknik kuru sürtünmeli bir aşınma deney düzeneği tasarım ve imalatı. Mühendis ve makine dergisi. 8 (330); 24-29.

- Deuis, R. L., Yellup, J. M. and Subramanian, C., 1998, Metal-Matrix Composite Coatings by PTA Surfacing, *Composite Science and Technology*, 58, 299-309.
- El-Sherbiny, M. and Salem, F. (1986), Tribological properties of PVD silver films, *ASLE Trans.*, 29, 223-228.
- El-Sherbiny, M. (1984), The friction of solid film lubricants: a theoretical approach, 3rd Int. Conf. Solid Lubricants, ASLE, Denver, 39-43.
- El-Sherbiny, M.G. and Salem, F.B. (1979), Initial wear rates of soft metallic films, *Wear*, 54, 391-400.
- El-Sherbiny, M. and Salem, F. (1984), A wear equation for solid lubricant films, 3rd Int. Conf. Solid Lubricants, ASLE, Denver, 44-49.
- Enomoto, Y. and Yamamoto, T. (1998), New materials in automotive tribology, *Tribol. Lett.*, 5, 13-24.
- Eroğlu, M. and Ozdemir, N., 2002, Tungsten-inert gas surface alloying of a low carbon steel, *Surface and Coatings Technology*, 154, 209-217.
- Eroğlu, M. and Önalp, 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.
- Gee, M. and Jennett, N.M. (1995), High resolution characterization of tribochemical films on alumina, *Wear*, 193, 133-145.
- Gediktaş, M., (1970). Sürtünme ve aşınma. *İ.T.Ü. Dergisi* 28: 27-30, İstanbul.
- Godet, M. (1989), Third-bodies in tribology, *Proc. of 5th Int. Congr. Tribology*, Vol. 1, Holmberg, K. And Nieminen, I. (Eds.), Helsinki, 12–15 June 1989, 1-15.
- Gök, M.S., 2001, Taneleri inceltirilmiş mangan ıslah çeliğinin aşınma davranışlarının incelenmesi, *Fırat Üniv. FBE, Yüksek lisans tezi*, Elazığ, 125 s.
- Gürleyik, M., (1972) Hasar bilgisi. Karadeniz Teknik Üniversitesi Yayını. Trabzon.
- Halling, J. and El-Sherbiny, M. (1978), The role of surface topography in the friction of soft metallic films, *Tribology Convention*, Institution of Mechanical Engineers, Swansea, 155-158.
- Haris, I.D., 1993, Plasma arc welding, Brazing and Soldering, Vol.6, *ASM Handbook*, 195-199.

Hedenqvist, P., Olsson, M., Jacobson, S., and Söderberg, S. (1990), Failure mode analysis of TiN-coated high speed steel: in situ scratch testing in the scanning electron microscope, *Surf. Coat. Technol.*, 41, 31-49.

Hedenqvist, P. (1991), Evaluation of Vapour-deposited Coatings for Improved Wear Resistance, Ph.D.thesis, Acta Universitatis Upsaliensis, Comprehensive Summaries of Uppsala Dissertations from the Faculty of Science, 360, Uppsala, Sweden. 46 p.

Hokkirigawa, K. and Kato, K. (1988), An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear, *Tribol. Int.*, 21, 51-58.

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., Viherala, 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.

Hwang, D.H., Kim, D.E., and Lee, S.J. (1999), Influence of wear particle interaction in the sliding interface on friction of metals, *Wear*, 225/229, 427-439.

Jehn, H. A., Hofmann, S., Ruckborn, V.-E., and Munz, W.-D. (1986), Morphology and properties of sputtered (Ti, Al)N layers on high speed steel substrates as a function of deposition temperature and sputtering atmosphere, *J. Vacuum Sci. Technol.*, A4, 2701-2705.

Juang SC, Tarng YS., (2002). Process parameter selection for optimising the weld pool geometry in the tungsten inert gas welding of stainless steel. *J Mater Process Technol* 122(1):33–37.

Kato, K. (1992), Micro-mechanics of wear — wear modes, *Wear*, 153, 277-295.

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

Koç, V., (2006), Toz metalurjisi tekniği ile üretilen bir paslanmaz çelikte katkı elemanlarının aşınma direncine etkileri, Fırat Üniversitesi, FBE, Doktora Tezi, Elazığ, 139 s.

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.

Larsson, M. (1996), Ph.D. thesis, Acta Universitatis Upsaliensis Dissertation No. 191, Uppsala University, Sweden.

Larsson, M., Hollman, P., Hedenqvist, P., Hogmark, S., Wahlström, U., and Hultman, L. (1996), Deposition and microstructure of PVD TiN-NbN multilayered coatings, *Surf. Coat. Technol.*, 86/87, 351-356.

Layıktez, C., 1988, Çeşitli sanayi kollarında aşınma türlerinin incelenmesi, Oerlikon yayını, İstanbul.

Lee, Y.Z. and Jeong, K.H. (1998), Wear-life diagram of TiN-coated steels, *Wear*, 217, 175-181.

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.

Lim, S.C. and Ashby, M.F. (1987), Wear-mechanism maps, *Acta Metallurgica*, 35, 1, 1-24.

Liu, D. M., Yang, Q. and Troczynski, T., 2002, Sol-gel hydroxyapatite coatings on stainless steel substrates, *Biomaterials*, 23, 691-698.

Liu, Y., Xia , Z., Han, J., Zhang ,G. and Yang, S., 2006, Microstructure and wear behavior of (Cr,Fe) reinforced composite coating produced by plasma transferred arc weld-surfacing process, *Surface & Coatings Technology*, 201, 863-867.

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

Matthews, A. (1997), Plasma-based vacuum deposition processes to enhance wear and corrosion performance, presented at NATO Advanced Research Workshop on Protective Coatings and Thin Films, Pauleau, Y. and Berna, P.B. (Eds.), Kluwer Academic, Dordrecht, 1-12.

Matthews, A. and Eskildsen, S.S. (1994), Engineering applications for diamond-like carbon, *Diamond Rel. Mater.*, 3, 902-911.

Matthews, A., Holmberg, K., and Franklin, S. (1993), A methodology for coating selection. Thin films in tribology, *Proc. of 19th Leeds-Lyon Symposium on Tribology*, 8-11 Sept. 1992, Leeds, U.K.,

Matthews, A. (1993), TiN and CrN PVD coatings on electroless nickel coated steel substrates, *Surf.Coat. Technol.*, 60, 474-479.

Matthews, A. and Leyland, A. (1995), Hybrid techniques in surface engineering, *Surf. Coat. Technol.*, 71,88-92.

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. (2000a), Developments in PVD Tribological Coatings, *Proceedings of the Society of Vacuum Coaters 43rd Annual Technical Conference*, Denver, April, 2000, SVC Albuquerque, 295-300.

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.

Minnick WH. Gas tungsten arc welding handbook. The Goodheart-Willcox Company, Inc. 1996.

Miyoshi, K. (1989), Fundamental Tribological Properties of Ion-Beam-Deposited Boron Nitride Films, NASA Technical Memorandum 102088. 23 p.

Modenesi, PJ., Apolinario, ER., Pereira, IM., (2000), TIG welding with single-component fluxes. J Mater Process Technol 99,260 –265.

Molinari, A., Tesi, B., Bacì, 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.

Mutton, P.J. (1988), Abrasion Resistant Materials for the Australian Minerals Industry, Vol. 1, Australian Minerals Industries Research Association Limited, Melbourne, Australia.

Noble, D.N., 1993, Selection of Wrought Duplex Stainless, ASM Metals Handbook, V.6, 471-479.

Olding, T., Sayer, M., Barrow, D., 2001, Ceramic sol-gel composite coating for electrical insulation'', Thin Solid Films 398-399, 581-586.

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.

Pollard, B., 1993, Selection of wrought precipitation-hardening stainless steels, ASM Metals Handbook, V.6, 482-493.

Quinn, T.F.J., Sullivan, J.L., and Rowson, D.M. (1984), Origins and development of oxidation wear at low ambient-temperatures, Wear, 94 (2):175-191.

Quinn, T.F.J. (2002), Special issue on wear in oxidative environments, Tribology International 35 -689.

Rabinowicz, E. (1967), Variation of friction and wear of solid lubricant films with film thickness, ASLETrans., 10, 1-9.

Roberts, E.W. (1989), Ultralow friction films of MoS₂ for space applications, Thin Solid Films, 181, 461-473.

Roberts, E.W. (1990), The advantages and limitations of sputtered molybdenum disulphide as a space lubricant. Proc. 4th Eur. Symp. Space Mechanisms and Tribology, Cannes, France, 20-22 September 1989 (ESA SP-299, March 1990a), 59-65.

Ronkainen, H., Varjus, S., Koskinen, J., and Holmberg, K. (1999), Friction and wear performance of a-C:H films in a wide normal load and sliding velocity range, *Tribologia - Finnish J. Tribol.*, 18, 3-12.

Ronkainen, H., Likonen, J., Koskinen, J., and Varjus, S. (1994), Effect of tribofilm formation on the tribological performance of hydrogenated carbon coatings, Int. Conf. Metallurgical Coatings and Thin Films, 25-29 April, 1994, San Diego.

Ronkainen, H., Varjus, S., and Holmberg, K. (1998a), Friction and wear properties in dry, water- and oil-lubricated DLC against alumina and DLV against steel contacts, *Wear*, 222, 120-128.

Ronkainen, H., Koskinen, J., Varjus, S., and Holmberg, K. (1998), Estimations of load carrying capacity in diamond-like carbon coated systems, Proc. COST 516 Tribology Symp., 14-15 April 1998, Espoo, Finland, 233-242.

Ronkainen, H., Koskinen, J., Varjus, S., and Holmberg, K. (1999), Load-carrying capacity evaluation of coating/substrate systems for hydrogen-free and hydrogenated diamond-like carbon films, *Tribol.Lett.*, 6, 63-73.

Roth, T., Kloos, K.H., and Broszeit, E. (1987), Structure, internal stresses, adhesion and wear resistance of sputtered alumina coatings, *Thin Solid Films*, 153, 123-133

Sherbiney, M.A. and Halling, J. (1977), Friction and wear of ion-plated soft metallic films, *Wear*, 45, 211-220.

Sin, H., Saka, N., and Suh, N.P. (1979), Abrasive wear mechanisms and the grit size effect, *Wear*, 55, 163-190.

Soemantri, S., 1986, Some aspects of abrasive wear at elevated temperatures, *wear*, 104, 77-91.

Spalvins, T. and Sliney, H.E. (1994), Frictional behavior and adhesion of Ag and Au films applied to aluminium oxide by oxygen-ion assisted screen cage ion plating, *Surf. Coat. Technol.*, 68/69, 482-488.

Suh, N.P. (1973), The delamination theory of wear, *Wear*, 25, 111-124.

Suh, N.P. (1986), *Tribophysics*, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, NJ, 489 p.

Takagi, R. and Liu, T. (1967), The lubrication of steel by electroplated gold, *ASLE Trans.*, 10, 115-123.

Theunissen, G.S.A.M. (1998), Wear coatings for magnetic thin film magnetic recording heads, *Tribol. Int.*, 31, 9, 519-523.

Tsuya, Y. and Takagi, R. (1964), Lubricating properties of lead films on copper, *Wear*, 7, 131-143.

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

Valli, J., Mäkelä, U., and Matthews, A. (1986), Assessment of coating adhesion, *Surf. Eng.*, 2, 1, 49-53.

Valli, J. (1986), A review of adhesion test methods for thin hard coatings, *J. Vacuum Sci. Technol.*, A4, 3007-3014.

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

Voevodin, A.A., Bantle, R., and Matthews, A. (1995), Dynamic impact wear of TiC/N and Ti-DLC composite coatings, *Wear*, 185, 151-157.

Wahl, K.J. and Unertl, W.N. (1998), Formation of nanometer-scale contacts to viscoelastic materials, in *Tribology Issues and Opportunities in MEMS*, Bhushan, B. (Ed.), Kluwer Academic, London, 261-271.

Wahl, K.J., Belin, M., and Singer, I.L. (1998), A triboscopic investigation of the wear and friction of MoS₂ in a reciprocating sliding contact, *Wear*, 214, 212-220.

Wahl, K.J., Dunn, D.N., and Singer, I.L. (1999), Wear behaviour of Pb-Mo-S solid lubricating coatings, *Wear*, 230, 175-183.

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*.

Wiklund, U., Hedenqvist, P., and Hogmark, S. (1997), Multilayer cracking resistance in bending, *Surf. Coat. Technol.*, 97, 773-778.

Wiklund, U. and Larsson, M. (1999), Low friction PVD titanium-carbon coatings, *Wear*, 241, 234-238.

Wiklund, U., Hedenqvist, P., Hogmark, S., Stridh, B., and Arbell, M. (1996), Multilayer coatings as corrosion protection of Zircalloy, *Surf. Coat. Technol.*, 86-87, 530-534.

Wiklund, U. (1999), Mechanics and Tribology of Micro- and Nanolayered PVD Coatings, Ph.D. thesis, Acta Universitatis Upsaliensis, Comprehensive Summaries of Uppsala Dissertations from the Faculty of Science and Technology 428, Uppsala, Sweden. 47 p.

Wiklund, U., Gunnars, J., and Hogmark, S. (1999), Influence of residual stresses on fracture and delamination of thin hard coatings, *Wear*, 232, 262-269.

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 yüzeysel işlemlerde son uygulama teknikleri, 5. Denizli Malzeme Sempozyumu, 7-9 Nisan 1993, Bildiri Kitabı, Cilt 2, Denizli, 56 1-570.

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.

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.

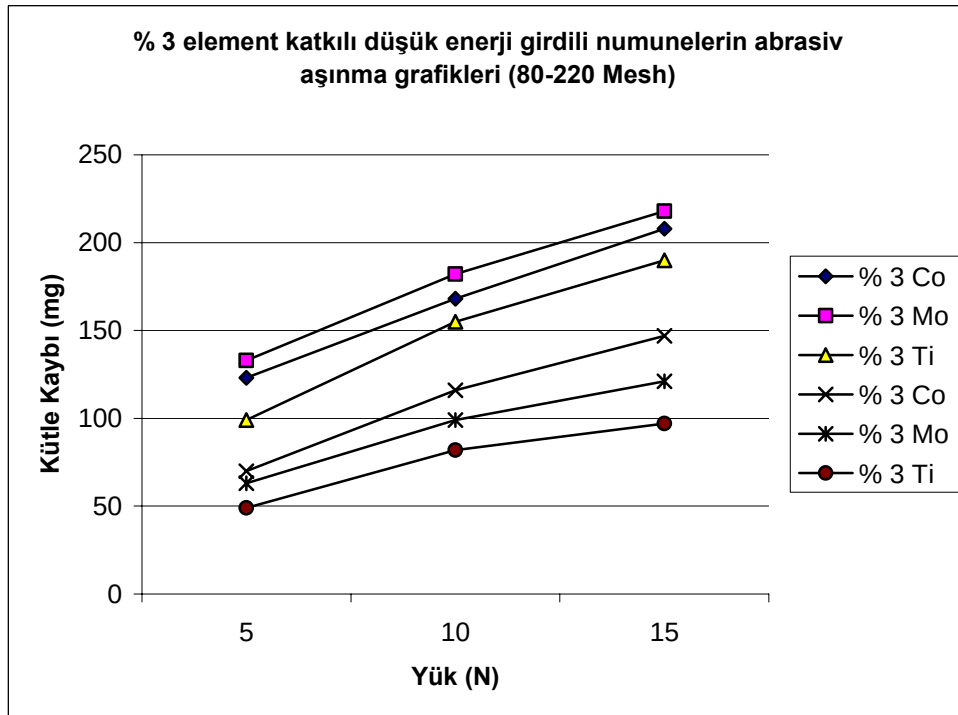
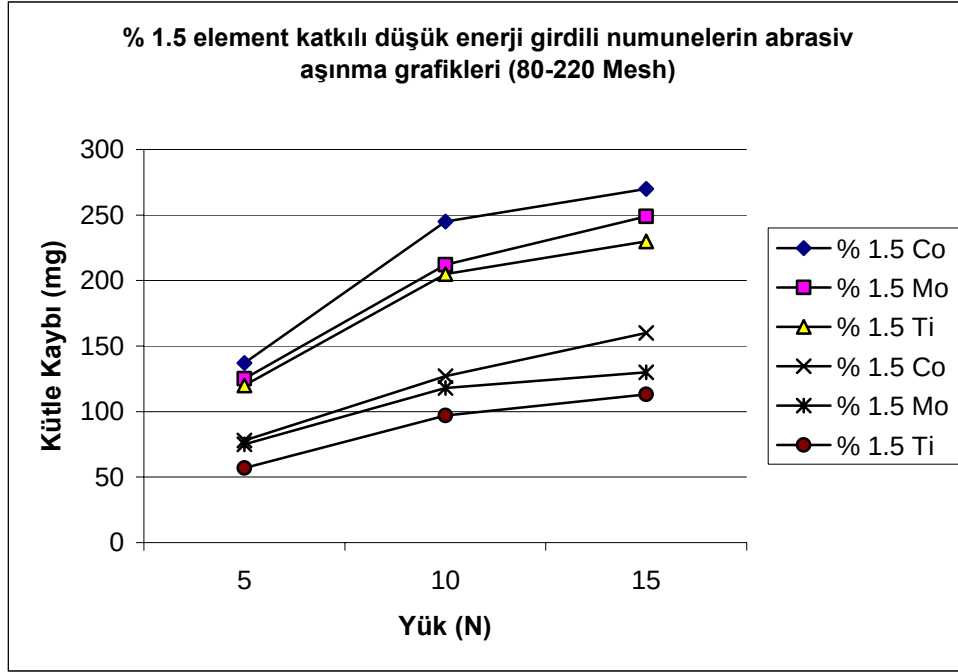
Xu , Z., Leong, K. 11. and Reed, C. B.,1999, Real-time monitoring of laser surface hardening of ferrous alloys, proceedings of the international conference on applications of lasers and eletro-optics (ICALEO'99) San Diego, California, November 15-18, 9 p.

ÖZGEÇMİŞ

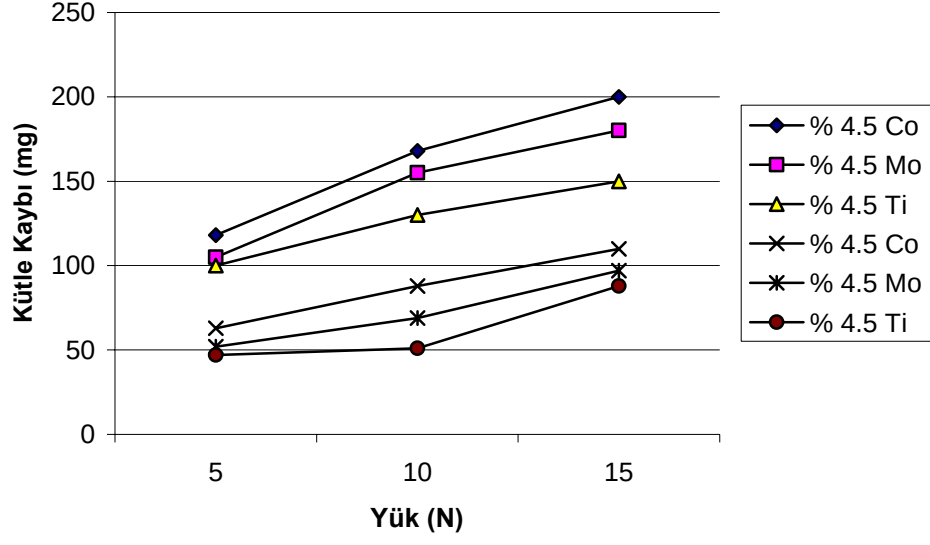
07.04.1971 tarihinde Çanakkale’de doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini Çanakkale’de tamamladı. 1993 yılında F.Ü. Teknik Eğitim Fakültesi Makine Öğretmenliği Bölümü’nde öğrenimine devam etti ve 1996 yılında aynı bölümden mezun oldu. 2001 yılında F.Ü. Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü’nde yüksek lisansını tamamladı. Aynı yıl F.Ü. Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü, Mekanik Metalurji Eğitimi Anabilim dalında Doktora öğrenimine başladı. Halen Endüstri Meslek Lisesinde öğretmen olarak görev yapmakta olup, evli ve bir çocuk babasıdır.

M. Sabri GÖK

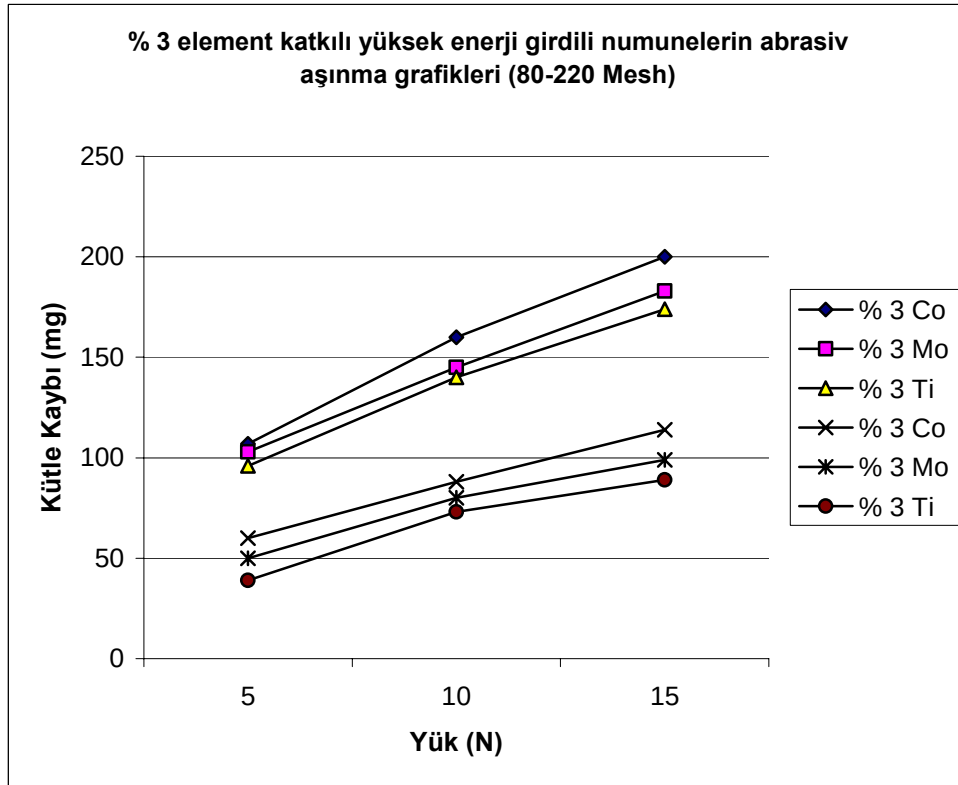
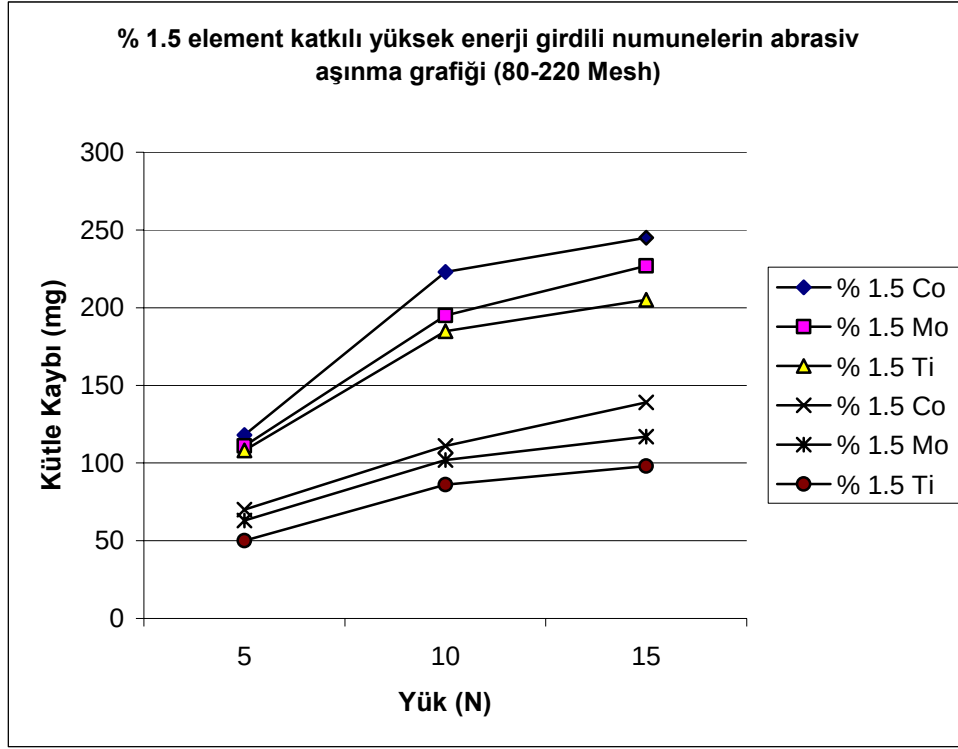
EK-1 Düşük enerji girdili numunelerin abrasiv aşınma grafikleri



% 4.5 element katkılı düşük enerji girdili numunelerin abrasiv aşınma grafikleri (80-220 Mesh)



EK-2 Yüksek enerji girdili numunelerin abrasiv aşınma grafikleri



% 4.5 element katkı yüksek enerji girdili numunelerin abrasiv aşınma grafikleri (80-220 Mesh)

