150101

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

AISI 4340 ÇELİĞİNİN NİTRÜRASYON VE GTA KAYNAK YÖNTEMİ İLE YÜZEY MODİFİKASYONU İŞLEMLERİ SONRASI MEKANİKSEL DAVRANIŞLARININ ARAŞTIRILMASI

150101

Soner BUYTOZ

DOKTORA TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANA BİLİM DALI

ELAZIĞ, 2004

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

AISI 4340 ÇELİĞİNİN NİTRÜRASYON VE GTA KAYNAK YÖNTEMİ İLE YÜZEY MODİFİKASYONU İŞLEMLERİ SONRASI MEKANİKSEL DAVRANIŞLARININ ARAŞTIRILMASI

Soner BUYTOZ

DOKTORA TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANA BİLİM DALI

Bu tez 13../02./ 2004 Tarihinde, Aşağıda Belirtilen Jüri Tarafından Oybirliği / Oyçokluğu ile Başarılı / ~~Başarısız~~ Olarak Değerlendirilmiştir.

Üye: (Danışman): Prof. Dr.M. Mustafa YILDIRIM

Üye: Doç. Dr. Mehmet H. KORKUT

Üye: Yrd. Doç. Dr. Yusuf ÖZÇATALBAŞ

Üye: Yrd. Doç. Dr. Ahmet HASÇALIK

Üye: Yrd. Doç. Dr. Mehmet KAPLAN

Bu tezin kabulü, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulunun 18../2../2004 tarih ve ...7..1.... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

TEŞEKKÜR

Bu tezin önerilmesinde ve yönlendirilmesinde yardımlarını esirgemeyen danışman hocam Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölüm Başkanı sayın Prof. Dr. M.Mustafa YILDIRIM' a, en içten teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim. Araştırma ve inceleme yapma azmini kazandıran Kaynak Ana Bilim Dalı öğretim üyelerinden sayın Doç. Dr. Nuri ORHAN beye teşekkürlerimi arz ederim. Ayrıca çalışmalarım sırasında fikirlerinden yararlandığım Fırat Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Malzeme Bilimi Ana Bilim Dalı öğretim üyelerinden sayın Yrd. Doç. Dr. Osman YILMAZ beye, manevi desteklerini gördüğüm üniversitemiz öğretim elemanlarından sayın Yrd. Doç. Dr. Mehmet KAYA ve Öğretim Görevlisi Haluk Harun TUZSUZOĞLU beylere sonsuz teşekkürlerimi arz ederim. Araştırma ve incelemelerimde bana moral desteği olan bölümümüz Araştırma Görevlilerine ayrıca teşekkürlerimi sunarım.

Özellikle tezin meydana gelmesinde maddi imkan sağlayan Fırat Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri (FÜBAP) Birimi ve çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

TEŞEKKÜR I
İÇİNDEKİLER II
ŞEKİLLER LİSTESİ V
TABLOLAR LİSTESİ XII
ÖZET XIII
ABSTRACT XV
1. GİRİŞ 1
2.YÜZEY SERTLEŞTİRME YÖNTEMLERİ 4
2.1. Yüzeyin Kimyasal Bileşimini Değiştirmeden Yapılan Yüzey Sertleştirme Yöntemleri .. 6
2.1.1. Fırında Sertleştirme 6
2.1.2. Alevle Yüzey Sertleştirme 6
2.1.3. Endüksiyonla Yüzey Sertleştirme 7
2.1.4. Lazerle Yüzey Sertleştirme 8
2.2. Yüzeyin Kimyasal Bileşimini Değiştirerek Yapılan Yüzey Sertleştirme Yöntemleri 9
2.2.1. Karbürleme 10
2.2.1.1. Toz ile Karbürleme 10
2.2.1.2. Tuz Banyosunda Karbürleme 11
2.2.1.3. Gaz Atmosferinde Karbürleme 11
2.2.1.4. Plazma Yöntemiyle Karbürleme 11
2.2.2. Karbonitrürleme 12
2.2.2.1. Plazmayla Karbonitrürleme 13
2.2.3. Nitrürleme 13
2.2.3.1. Gaz Nitrürleme Yöntemi 14
2.2.3.2. Tuz Banyosunda Nitrürleme 16
2.2.3.3. Plazma (İyon) Nitrürleme 17
2.2.4. Borlama 17
2.2.5. İyon İmplantasyonu 18
3. YÜZEY KAPLAMA YÖNTEMLERİ 19
3.1. Buhar Fazı Yöntemleri 19
3.1.1. Kimyasal Buhar Depolama Yöntemiyle (CVD) Kaplama Yöntemi 19
3.1.2. Fiziksel Buhar Depolama Yöntemiyle (PVD) Kaplama Yöntemi 20
3.2. Sol–Jel Yöntemi 22

3.3. Elektrolitik Krom Kaplama 23
3.4. Ergimiş veya Yarı Ergimiş Fazdan Kaplama 23
3.4.1. Isıl Püskürtme (Termal Sprey) 23
3.4.1.1. Alevle Püskürtme 24
3.4.1.2. Plazma Jeti ile Püskürtme 25
3.4.1.3. Patlamalı Püskürtme 26
3.4.1.4. Elektrik Arkı ile Püskürtme 26
3.4.1.5. Yüksek Hızlı Oksi–Yakıt (HVOF) Püskürtme 27
3.5. Ergitme Yöntemleri 27
3.5.1. Lazer Kaynağı (LA) 28
3.5.2. Elektron Işın Kaynağı (EIK) 30
3.5.3. Tozaltı Kaynağı (TA) 32
3.5.4. Gaz Tungsten Ark (GTA veya TIG) Kaynağı 34
3.5.5. Plazma Ark Kaynağı (PA) 36
4.ALAŞIMLI ÇELİKLER 38
4.1. Düşük Alaşımlı Krom-Molibden' li (Cr-Mo) Çelikler 41
4.2. Düşük Alaşımlı Krom-Nikel-Molibden' li (4340) Çelikler 44
5. AŞINMA 47
5.1. Aşınma Sisteminde Temel Unsurlar 47
5.2. Aşınmayı Etkileyen Faktörler 48
5.3. Aşınma Direncine Karbürlerin Etkisi 49
5.4. Aşınma Direncine Matrisin Etkisi 49
5.5. Aşınma Mekanizmaları 50
5.5.1. Adhezif aşınma 50
5.5.2. Abrasiv Aşınma 50
5.5.3. Yorulma Aşınması 52
5.5.4. Erozif Aşınma 52
5.5.5. Öğütmeli Aşınma 53
5.5.6. Oymalı Aşınma 53
5.5.7. Kazımalı Aşınma 53
5.5.8. Korozif Aşınma 53
5.6. Aşınma Deneyleri ve Ölçüm Yöntemleri 54
5.6.1. Aşınma Deneyleri 54
5.6.1.1. Ağırlık Farkı Yöntemi 55
5.6.1.2. Kalınlık Farkı Yöntemi 57

5.6.1.3. İz Değişimi Yöntemi 57
5.6.1.4. Radyo İzotop Yöntemi 57
5.6.2. Abrasiv Aşınma İçin Deney Yöntemleri 57
6. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI 59
7. DENEYSEL YÖNTEM 66
7.1. Temperleme Isıl İşlemi 66
7.2. Nitrokarbürleme İşlemi 67
7.3. Yüzey Modifikasyon Yöntemi 68
7.4. Mikroyapı incelemeleri ve Sertlik Ölçümleri 71
7.5. Abrasiv Aşınma Testi 72
8. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA 74
8.1. Mikroyapı İnceleme Sonuçları 74
8.1.1. Temperlenen Numunelerin Mikroyapı İnceleme Sonuçları 74
8.1.2. Nitrokarbürlenen Numunelerin Mikroyapı İnceleme Sonuçları 80
8.1.3. Yüzey Modifikasyon Yapılan Numunelerin Mikroyapı İnceleme Sonuçları 84
8.1.3.1. FeCrC Yüzey Modifikasyonlu Numunelerin Mikroyapısal İncelemeleri 84
8.1.3.2. FeCrC/WC Yüzey Modifikasyonlu Numunelerin Mikroyapısal İncelemeleri 100
8.1.3.3. WC Yüzey Modifikasyonlu Numunelerin Mikroyapısal İncelemeleri 110
8.2. Abrasiv Aşınma Test Sonuçları 119
8.2.1. Temperlenen Numunelerin Abrasiv Aşınma Sonuçları 119
8.2.2. Nitrokarbürlenen Numunelerin Abrasiv Aşınma Sonuçları 130
8.2.3. Yüzey Modifikasyonlu Numunelerin Abrasiv aşınma Sonuçları 134
8.2.3.1. FeCrC Yüzey Modifikasyonlu Numunelerin Abrasiv aşınma Sonuçları 134
8.2.3.2. FeCrC/WC Yüzey Modifikasyonlu Numunelerin Abrasiv aşınma Sonuçları 148
8.2.3.3. WC Yüzey Modifikasyonlu Numunelerin Abrasiv aşınma Sonuçları 160
9. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER 171
KAYNAKLAR 175

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1. Modern yüzey modifikasyonu işlemleri 5
Şekil 2.2. Alevle yüzey sertleştirme işleminin prensip şeması 7
Şekil 2.3. Endüksiyonla yüzey sertleştirmesinin şematik resmi 8
Şekil 2.4. Lazer sisteminin şematik resmi 8
Şekil 2.5. Bazı kaplama ve yüzey sertleştirme yöntemlerinin tabaka kalınlığı ile işlem sıcaklığı arasındaki ilişki 9
Şekil 2.6. Fe-N faz diyagramı 14
Şekil 2.7. Gaz nitrürleme yönteminin akış şeması 15
Şekil 2.8. Gaz nitrürleme yönteminin şematik görünüşü 15
Şekil 2.9. Fe-N sisteminde atomik yoğunluklar 16
Şekil 2.10. Tuz banyosunda nitrürleme yönteminin akış şeması 16
Şekil 3.1. CVD sistemi 20
Şekil 3.2. Demir oksit hazırlamak için PVD üretim sisteminin prensip şeması 21
Şekil 3.3. Püskürtme mekanizmasının şematik gösterimi 21
Şekil 3.4. Isıl püskürtme tabakası oluşumu 24
Şekil 3.5. Toz ile alev püskürtme 24
Şekil 3.6. Tel ile alev püskürtme 25
Şekil 3.7. Plazma ile püskürtme 26
Şekil 3.8. Patlamalı püskürtme yöntemi 26
Şekil 3.9. HVOF püskürtmenin prensip şeması 27
Şekil 3.10. Nd:YAG lazerinde foton hareketlerinin prensip resmi 29
Şekil 3.11. LA yöntemi kullanılarak yapılan kaplamanın şematik resmi 30
Şekil 3.12. Elektron ışın kaynağının şematiği 31
Şekil 3.13. Tozaltı kaynak yönteminin prensip şeması 32
Şekil 3.14. Tozaltı kaynağıyla oluşan kaynak banyosu 33
Şekil 3.15. İkili elektrotlu yandan metal toz ilaveli tozaltı kaynağı sistemi 33
Şekil 3.16. Gaz tungsten ark kaynağının prensip mekanizma resmi 34
Şekil 3.17. Gaz-tungsten ark kaynağı için akım tipleri karakteristikleri 35
Şekil 3.18. Plazma kaynak aparatı 36
Şekil 3.19. GTA (TIG) arkı ile Plazma arklarının karşılaştırılması 37
Şekil 4.1. Farklı bileşim ve ostenit tane boyutlarına sahip birkaç çelik için sertleşebilirlik eğrileri 38

Sayfa

Şekil 4.2. Ferrit içerisinde çözünen elementlerin çeliğin sertliğine etkileri 39
Şekil 4.3. Çeşitli alaşım elementlerinin ötektoid dönüşüm sıcaklığına etkileri 40
Şekil 4.4. AISI 4340 çeliğinin izotermal dönüşüm diyagramı 45
Şekil 5.1. Bir tribolojik sistemin şematik olarak gösterimi 48
Şekil 5.2. İki elemanlı abrasiv aşınma 51
Şekil 5.3. Üç elemanlı abrasiv aşınma 51
Şekil 5.4. Genel aşınma türlerinin şematik resimleri 52
Şekil 5.5. Yorulma aşınmasının şematik resmi 52
Şekil 5.6. Korozif aşınmanın şematik resmi 54
Şekil 5.7. Aşınma türlerinin şematik resimleri 55
Şekil 5.8. Malzemenin aşınma miktarını ölçmek için en yaygın kullanılan dört metodun şematik olarak gösterimi. (a) Abrasiv disk üstü pin, (b) Abrasiv düzlem üstü pin, (c) Abrasiv tambur üstü pin, (d) Lastik tekerlekli abrasiv testi 58
Şekil 7.1. Ostenitleme, yağda sertleştirme ve temper işlemlerinin akış şeması 67
Şekil 7.2. Nitrokarbürleme işleminin akış şeması 68
Şekil 7.3. Yüzey modifikasyonu yapılacak numune ve katmanın şematik resmi 69
Şekil 7.4. GTA yöntemiyle yapılan yüzey modifikasyonun şematik resmi 69
Şekil 7.5. GTA yöntemiyle yüzey modifikasyonu yapılan AISI 4340 çeliğinin farklı üretim hızlarındaki üst yüzey görünüşleri 70
Şekil 7.6. Mikroyapı incelemesi ve abrasiv aşınma ölçümleri için, temperli, modifikasyonlu ve nitrokarbürlü AISI 4340 çeliğinden aşınma numunelerinin hazırlanış şekli 72
Şekil 7.7. Abrasiv aşınma testi aparatı 73
Şekil 8.1. İşlem görmeyen AISI 4340 numunesinin SEM fotoğrafı 75
Şekil 8.2. AISI 4340 martenzitik çeliğin (7 nolu numune) mikroyapısı 76
Şekil 8.3. Fe-C alaşımlarında C miktarının bir fonksiyonu olarak martenzit morfolojisi ve martenzit başlama (Ms) sıcaklıkları 76
Şekil 8.4. 450 °C de 2 saat temperlemeyle üretilen 2 nolu numunenin optik mikroskop resmi (X250) 77
Şekil 8.5. 550 °C de 2 saat temperlemeyle üretilen 3 nolu numunenin optik mikroskop resmi (X250) 77
Şekil 8.6. 650 °C de 2 saat temperlemeyle üretilen 4 nolu numunenin optik mikroskop resmi (X250) 78
Şekil 8.7. 650 °C de 1 saat temperlemeyle üretilen 5 nolu numunenin optik mikroskop resmi (X250) 79

Sayfa

Şekil 8.8. 650 °C de 4 saat temperlemeyle üretilen 6 nolu numunenin optik mikroskop resmi (X250) 79

Şekil 8.9. Farklı zamanlarda nitrokarbürlenen AISI 4340 numunelerinin mikroyapı resimleri (a) 30 dak. (b) 60 dak. (c) 120 dak. 82

Şekil 8.10. 580 °C' de 30 dakika süreyle nitrokarbürlenen N_8 numunesinin XRD resmi 83

Şekil 8.11. 580 °C' de 120 dakika süreyle nitrokarbürlenen N_{10} numunesinin XRD resmi 84

Şekil 8.12. GTA yöntemi ile üretilen 11 nolu numunenin optik mikro yapısı (a) Üst tabaka (X400), (b) Üst tabaka, ara yüzey bölgesi ve alt tabakanın görünümü (X250) (c) Üst tabaka, ara yüzey ve alt tabakanın SEM görünümü (X100) 86

Şekil 8.13. 11 nolu numunede karbür üzerinden alınan EDS analizi 88

Şekil 8.14. 11 nolu numunede matris üzerinden alınan EDS analizi 88

Şekil 8.15. 11 ve 12 nolu numunelerin alaşımlanmış yüzeyinden alınan X- ışın analizi 89

Şekil 8.16. GTA yöntemi ile üretilen 12 nolu numunenin optik mikro yapısı (a) Üst tabaka (X900), (b) Kaplama tabakası (X750), (c) Üst tabaka , ara yüzey ve alt tabakanın görünümü (X500) 91

Şekil 8.17. 12 nolu numunede karbür üzerinden alınan EDS analizi 91

Şekil 8.18. 12 nolu numunede matris üzerinden alınan EDS analizi 92

Şekil 8.19. GTA yöntemi ile üretilen 13 nolu numunenin optik mikro yapısı (a) Üst tabaka (X100) , (b) Üst tabaka (X750), (c) Üst tabaka , geçiş ve alt tabakanın görünümü (X900) 93

Şekil 8.20. 13 nolu numunede karbür üzerinden alınan EDS analizi 94

Şekil 8.21. 13 nolu numunede matris üzerinden alınan EDS analizi 94

Şekil 8.22. 13 nolu numunenin FeCrC kaplamasında alaşım elementlerinin konsantrasyon profili 95

Şekil 8.23. GTA yöntemi ile üretilen 14 nolu numunenin optik mikro yapısı (a) Üst tabaka (X500), (b) Üst tabakanın görünümü (X250) ve(c) (X750) 96

Şekil 8.24. 14 nolu numunede karbür üzerinden alınan EDS analizi 97

Şekil 8.25. 14 nolu numunede matris üzerinden alınan EDS analizi 97

Şekil 8.26. 14 nolu numunenin FeCrC kaplamasında alaşım elementlerinin konsantrasyon profili 98

Şekil 8.27. GTA yöntemi ile FeCrC-WC kaplanan 15 nolu numunenin optik mikro yapısı (a) Üst tabaka (X250), (b) (X750) ve (c) Ara yüzey bölgesi (X250) 103

Şekil 8.28. GTA yöntemi ile FeCrC-WC kaplanan 16 nolu numunenin optik mikro yapısı (b) Ara yüzey bölgesi (X250) ve (b) (X750) 105

Sayfa

Şekil 8.29. GTA yöntemi ile CrFeC-WC kaplanan 17 nolu numunenin optik mikro yapısı (a)Üst tabakanın görünümü (X250), ve (b) Ara yüzey bölgesi (X400) 106

Şekil 8.30. GTA yöntemi ile CrFeC-WC kaplanan 18 nolu numunenin optik mikro yapısı Üst tabaka (X250), (b) Üst tabakanın görünümü (X400) ve (c) Ara yüzey bölgesi (X400) 109

Şekil 8.31 17 ve 18 nolu numunelerin X ışın difraksiyonları 110

Şekil 8.32. GTA yöntemi ile üretilen 19 nolu numunenin optik mikro yapısı (a) Üst tabaka (X250), (b) (X250), (c) Ara yüzey bölgesi (X100). 113

Şekil 8.33. GTA yöntemi ile üretilen 20 nolu numunenin optik mikro yapısı (a) Üst tabakanın görünümü (X400), (b) (X250) 115

Şekil 8.34. GTA yöntemiyle üretilen 21 nolu numunenin optik mikro yapısı (a) Üst tabaka (X250), (b) Üst tabakanın görünümü (X400) ve (c) (X100) 117

Şekil 8.36. 19 ve 20 nolu numunelerinin X ışın difraksiyonları 118

Şekil 8.37. Temperlenen numunelerin (a) 10 N yüke göre, (b) 20 N yüke göre, (c) 30 N yüke göre mesafeye bağlı kütle kaybı değişimi 120

Şekil 8.38. Temperlenen numunelerin (a) 10 N yüke göre, (b) 20 N yüke göre, (c) 30 N yüke göre mesafeye bağlı aşınma oranı değişimi 122

Şekil 8.39. Temperlenen numunelerin sertlik değişimine göre tokluk ve yüzey pürüzlüğü arasındaki ilişki 122

Şekil 8.40. Temperlenen numunelerin hıza bağlı olarak kütle kaybı değişimi 123

Şekil 8.41. Temperlenen numunelerin hıza bağlı olarak sertlik, toklukve yüzey pürüzlüğünün karşılaştırılması 124

Şekil 8.42. 7 Nolu numunenin 10 N yük altında ve 120 m mesafede aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250) 125

Şekil 8.43. 2 Nolu numunenin 10 N yük altında ve 120 m mesafede aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250) 125

Şekil 8.44. 3 Nolu numunenin 10 N yük altında ve 120 m mesafede aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250) 126

Şekil 8.45. 4 Nolu numunenin 10 N yük altında ve 120 m mesafede aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250) 126

Şekil 8.46. Sertliğin temperleme sıcaklığı ve süresine bağlı değişimi 127

Şekil 8.47. C alaşım miktarı ve temper sıcaklığının bir fonksiyonu olarak martenzitik mikroyapıların kırılma mekanizmalarının haritası 128

Şekil 8.48. 2 Nolu numunenin kırık yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı (X2500) 128

Sayfa

Şekil 8.49. 3 Nolu numunenin kırık yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı (X2500) 129
Şekil 8.50. 4 Nolu numunenin kırık yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı (X2500) 129
Şekil 8.51. 7 Nolu numunenin kırık yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı (X1500) 130
Şekil 8.52. Nitrokarbürlenen numunelerin işlemsiz AISI 4340 numunesine göre kütle kaybı değişimi 130
Şekil 8.53. Nitrokarbürlenen numunelerde ve işlemsiz AISI 4340 numunesinde kütle kaybı, yüzey pürüzlüğü ve sertlik değerlerinin karşılaştırılması 131
Şekil 8.54. Nitrokarbürlenen numunelerin mesafeye göre sertlik değişimi 132
Şekil 8.55. Nitrokarbürlenen numunelerin sertlik, tokluk, yüzey pürüzlüğü ve kütle kayıplarının karşılaştırılması 133
Şekil 8.56. Nitrokarbürlenen 10 nolu numunede beyaz tabakanın kırık yüzeyinin SEM fotoğrafı 134
Şekil 8.57. FeCrC kaplanan numunelerin (a) 10 N yüke göre, (b) 20 N yüke göre, (c) 30 N yüke göre aşınma mesafesine bağlı kütle kaybı değişimi. 135
Şekil 8.58. FeCrC kaplanan numunelerin uygulanan yüke göre toplam kütle kaybı değişimi 135
Şekil 8.59. FeCrC kaplanan numunelerin (a) 10 N yüke göre, (b) 20 N yüke göre, (c) 30 N yüke göre aşınma mesafesine bağlı aşınma oranı değişimi 137
Şekil 8.60. FeCrC kaplanan numunelerin (a) 0.0249 m/sn, (b) 0.00492 m/sn, (c) 0.00622 m/sn, (d) 0.00315 m/sn aşınma hızlarına bağlı kütle kaybı değişimi 138
Şekil 8.61. FeCrC kaplanan numunelerin aşınma hızına bağlı kütle kaybı değişimi 139
Şekil 8.62. FeCrC kaplanan numunelerin yüzeyden alttabakaya göre mesafedeki sertlik değişimi 139
Şekil 8.63. FeCrC kaplanan numunelerin (a) sertlik-toplam kütle kaybı, (b) yüzey pürüzlüğü-sertlik (c) yüzey pürüzlüğü-kütle kaybı arasındaki ilişki 140
Şekil 8.64. FeCrC kaplanan numunelerin tokluk- sertlik- kütle kaybı ve yüzey pürüzlüğü arasındaki ilişki 141
Şekil 8.65. 11 nolu numunenin 20 N yük altında aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250) 142
Şekil 8.66. 12 nolu numunenin 20 N yük altında (a) iz derinliği, (b) aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraflar (X250) 143
Şekil 8.67. 13 nolu numunenin 20 N yük altında aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250) 143

Sayfa

Şekil 8.68. 14 nolu numunenin 20 N yük altında (a) iz derinliği, (b) aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraflar (X250) 144
Şekil 8.69. 1 Nolu numunenin kırık yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı (X1500) 145
Şekil 8.70. 12 Nolu numunenin (a) Kaplama-ara yüzey ve alt tabakasının kırık yüzeyi, (b) Kaplama bölgesinin kırık yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı (X1500) 146
Şekil 8.71. 14 Nolu numunenin (a) Kaplama-ara yüzey ve alt tabakasının kırık yüzeyi, (b) Kaplama bölgesinin kırık yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı (X1500) 147
Şekil 8.72. FeCrC-WC kaplanan numunelerin (a) 10 N yüke göre, (b) 20 N yüke göre, (c) 30 N yüke göre mesafeye bağlı kütle kaybı değişimi 148
Şekil 8.73. FeCrC-WC kaplanan numunelerin uygulanan yüke göre toplam kütle kaybı değişimi 149
Şekil 8.74. FeCrC-WC kaplanan numunelerin (a) 10 N yüke göre, (b) 20 N yüke göre, (c) 30 N yüke göre aşınma mesafesine bağlı aşınma oranı değişimi 150
Şekil 8.75. FeCrC-WC kaplanan numunelerin (a) 0.0249 m/sn, (b) 0.00492 m/sn, (c) 0.00622 m/sn, (d) 0.00315 m/sn aşınma hızına bağlı kütle kaybı değişimi 151
Şekil 8.76. FeCrC-WC kaplanan numunelerin aşınma hızına bağlı kütle kaybı değişimi 152
Şekil 8.77. FeCrC-WC kaplanan numunelerin yüzeylerinden alt tabakaya göre mesafedeki sertlik değişimi. 152
Şekil 8.78. FeCrC-WC kaplanan numunelerin (a) sertlik-toplam kütle kaybı, (b) yüzey pürüzlüğü-sertlik (c) yüzey pürüzlüğü-kütle kaybı arasındaki ilişki 153
Şekil 8.79. FeCrC-WC kaplanan numunelerin tokluk- sertlik- kütle kaybı ve yüzey pürüzlüğünün karşılaştırılması 154
Şekil 8.80. 15 nolu numunenin 20 N yük altında (a) iz derinliği, (b) aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraflar (X250) 155
Şekil 8.81. 16 nolu numunenin 20 N yük altında aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250) 155
Şekil 8.82. 17 nolu numunenin 20 N yük altında aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250) 156
Şekil 8. 83. 18 nolu numunenin 20 N yük altında (a) iz derinliği, (b) aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraflar (X250) 157
Şekil 8.84. 15 Nolu numunenin (a) Kaplama-ara yüzey ve alt tabakasının kırık yüzeyi, (b) Kaplama bölgesinin kırık yüzeyindeki karbür bölgesinden alınan SEM fotoğrafı (X2500) 158

Sayfa

Şekil 8.85. 18 Nolu numunenin (a) Kaplama tabakasının kırık yüzeyi (X500), (b) (X1500) ve (c) (X7500) 158
Şekil 8.86. WC kaplanan numunelerin (a) 10 N yüke göre, (b) 20 N yüke göre, (c) 30 N yüke göre mesafeye bağlı kütle kaybı değişimi 160
Şekil 8.87. WC kaplanan numunelerin uygulanan yüke göre toplam kütle kaybı değişimi 161
Şekil 8.88. WC kaplanan numunelerin (a) 10 N yüke göre, (b) 20 N yüke göre, (c) 30 N yüke göre aşınma mesafesine bağlı aşınma oranı değişimi 162
Şekil 8.89. WC kaplanan numunelerin (a) 0.0249 m/sn, (b) 0.00492 m/sn, (c) 0.00622 m/sn, (d) 0.00315 m/sn aşınma hızına bağlı kütle kaybı değişimi 163
Şekil 8.90. WC kaplanan numunelerin aşınma hızına bağlı kütle kaybı değişimi 163
Şekil 8.91. WC kaplanan numunelerin aşınma hızına bağlı kütle kaybı değişimi 164
Şekil 8.92. WC kaplanan numunelerin yüzeyden alt tabakaya göre mesafedeki sertlik değişimi 164
Şekil 8.93. WC kaplanan numunelerin (a) sertlik-toplam kütle kaybı, (b) yüzey pürüzlüğü-sertlik (c) yüzey pürüzlüğü-kütle kaybının karşılaştırılması 165
Şekil 8.94. WC kaplanan numunelerin tokluk- sertlik- kütle kaybı ve yüzey pürüzlüğünün karşılaştırılması 166
Şekil 8. 95. 20 N yük altında (a) 21 nolu numunenin iz derinliği, (b) 20 nolu numunenin iz derinliği (c) 19 nolu numunenin iz derinliği (X250). 167
Şekil 8.96. 20 Nolu numunenin (a) Kaplama-ara yüzey ve alt tabakasının kırık yüzeyi, (b) Kaplama bölgesinin kırık yüzeyi (X2500), (c) Kırık yüzey bölgesinden alınan SEM fotoğrafı (X10000) 169
Şekil 8.97. 19 Nolu numunenin (a) Kaplama-ara yüzey ve alt tabakasının kırık yüzeyi, (b) Kaplama bölgesinin kırık yüzey bölgesinden alınan SEM fotoğrafı (X2500) .. 170

TABLOLAR LİSTESİ

Sayfa

Tablo 4.1. Yaşlandırılan çelikte alaşım elementlerinin davranışı 37

Tablo 4.2. Çelikte alaşım elementlerin özgül etkileri 40

Tablo 4.3. AISI 4340 çeliğinin değişik standartlardaki gösterimi 42

Tablo 4.4. Düşük alaşımlı Ni-Cr-Mo' li çeliklerin kimyasal bileşimleri ve uygulama alanları 42

Tablo 4.5 Suya çekilen ve temperlenen Cr-Ni-Mo' li alaşımlı çeliklerin özellikleri 44

Tablo 4.6 Tavlanan ve Normalize edilen Cr-Ni-Mo' li alaşımlı çeliklerin özellikleri 44

Tablo 7.1. Temperleme işlem koşulları 64

Tablo7.2. Nitrokarbürleme işlem koşulları 66

Tablo 7.3. Yüzey alaşımlama için kullanılan tozların ve AISI 4340 çeliğinin (% ağırlık olarak) kimyasal bileşimleri 67

Tablo 7.4. Yüzey modifikasyonu için üretim parametreleri 68

Tablo 7.5. Üretim parametrelerinin kaplama geometrisine ve mikro sertliğine etkisi 69

Tablo 8.1. FeCrC tozlarıyla yüzey modifikasyonu yapılan numunelerin yüzeylerinden alınan spektral analiz sonuçları 82

Tablo 8.2. Modifikasyonlu yüzeylerin EDS sonuçlarına göre matris, karbür/fazların kimyasal bileşimi ve yapısı 96

Tablo 8.3. FeCrC/WC toz/karbürleriyle yüzey modifikasyonu yapılan numunelerin yüzeylerinden alınan spektral analiz sonuçları 99

Tablo 8.4. FeCrC/ WC toz/ karbürleriyle yüzey modifikasyonu yapılan numunelerin EDS analiz sonuçları 99

Tablo 8.5. WC kaplanan numunelerin yüzeylerinden alınan spektral analiz sonuçları 108

Tablo 8.6. WC ile yüzey modifikasyonu yapılan numunelerin EDS analiz sonuçları 108

ÖZET
Doktora Tezi

AISI 4340 ÇELİĞİNİN NİTRÜRASYON VE GTA KAYNAK YÖNTEMİ İLE YÜZEY MODİFİKASYONU İŞLEMLERİ SONRASI MEKANİKSEL DAVRANIŞLARININ ARAŞTIRILMASI

Soner BUYTOZ

Fırat Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı

2004, Sayfa: 174

Bu çalışmada, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı AISI 4340 çeliğine, üç farklı yöntemle yüzey özellikleri değiştirilerek, mikroyapıda oluşacak karbür ve diğer fazların, malzemenin sertliğine ve abrasiv aşınma davranışlarına olan etkileri araştırılmıştır. Bu nedenle, AISI 4340 çelik numunelerine geleneksel yüzey modifikasyon tekniklerinden yüzey sertleştirme/tavlama işlemi, nitrokarbürleme ve gaz tungsten ark (GTA) yöntemiyle yüzey modifikasyonu yapılmıştır. Mikroyapı incelemelerinde optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (scanning electron microscope SEM) ve noktasal analiz tekniği (energy dispersive spectograph EDS) mikro analizleri ile birlikte X-ışını difraksiyonu (X-ray diffraction XRD) analizlerinden faydalanılmıştır. Yüzeydeki modifiye edilen tabakanın sertliği, mikrosertlik cihazlarıyla ölçülmüş ve yüzey tabakasının aşınma direnci pin-on-disk test metoduyla bulunmuştur. Aşınma testleri sonrası numunelerin kütle kayıpları tespit edilerek aşınma oranları elde edilmiştir.

Birinci gruptaki AISI 4340 çelik malzemeleri; 850 °C' de ostenitleme ve yağda su verme işlemini takiben, 450, 550 ve 650 °C gibi farklı temper sıcaklıklarında 60, 120 ve 240 dakika gibi sürelerle temperleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Ostenitleme ve yağda su verme işlemiyle AISI 4340 malzemesinden çıta tipi martenzitik yapı elde edilmiştir. Martenzitik yapının değişik sıcaklık ve sürelerde temperlenmesiyle mikroyapıda ferrit ve ferrit matrisinde dağılmış karbürlere rastlanılmıştır. 450 °C temper sıcaklığı için işlem süresinin yeterli olmamasının bir sonucu olarak, abrasiv aşınma miktarı yüksek çıkmıştır. Martenzit yapılı numuneyle temperlenen numunelerin abrasiv aşınma testlerinde minimum aşınma değeri 650 °C' de 2 saat süreyle temperlenen malzemeden elde edilmiştir. Bu malzemede mikroyapının rekristalizasyona uğraması ve dislokasyon bölgelerinin nispeten az olmasından dolayı kütle kaybı da düşmüştür.

İkinci gruptaki malzemelere, 350 °C' de ön ısıtma ve 580 °C' de 30, 60 ve 120 dakika sürelerle nitrokarbürleme işlemi yapılmıştır. İşlem sonrası Fe_3N ve Fe_3N+Fe_4N fazlarına rastlanılmıştır ve sürenin uzamasıyla tabaka kalınlığı ve sertlikte yükselme kaydedilmiştir. Sertlik değerleri, işlem süresine bağlı olarak 700-750 HV arasında değişim göstermiştir. Nitrokarbürleme şartlarına bağlı olarak, minimum kütle kaybı 120 dakika süreyle nitrokarbürlenen malzemede elde edilmiştir.

Üçüncü gruptaki malzemelere, ferrokrom karbon (FeCrC) ve WC taneleri, gaz tungsten ark (GTA) yöntemiyle farklı miktarlarda modifikasyonları yapılarak, oluşan yüzey tabakalarının mikroyapıları, sertlikleri ve aşınma karakteristikleri incelenmiştir. FeCrC yüzey modifikasyonlu numunelerde, ötektik altı ve ötektik üstü mikroyapılar elde edilmiştir. Ötektik altı yapı, kübik yüzey merkezli ostenit fazıyla beraber, hegzagonal sıkı paket yapılı M_7C_3 (M= Cr, Fe) karbürlerinden oluşmuştur. Ötektik üstü mikroyapılarda ise, birincil M_7C_3 karbürleri ve ostenit fazları tespit edilmiştir. Toz miktarının az, üretim hızının düşük ve enerji girdisinin de yüksek olmasıyla, Fe, Cr ve C konsantrasyonunca zengin dendritik yapı meydana gelmiştir. WC ile yapılan yüzey modifikasyonunda, ara yüzeye doğru yönlenmiş dendritler ile birlikte, farklı biçim ve konsantrasyonlara sahip Fe, C, W' ce zengin M_7C_3, $M_{23}C_6$, W_2C ve Fe_3W_3C karbürlerine rastlanılmıştır. FeCrC tozuna farklı miktarlarda WC ilavesi yapılarak üretilen yüzey modifikasyonlu malzemelerde ise, kübik yüzey merkezli ostenit (γ) ve M_7C_3 (M=Cr,Fe,W) ile WC karbürlerini içeren mikroyapılar meydana gelmiştir.

Üst tabakanın sertlik değerleri yapıdaki mevcut faz ve karbürlerin varlığından dolayı önemli ölçüde yükselmiştir. Sertlik değerleri FeCrC tozlarıyla yapılan yüzey modifikasyonlu malzemelerde 712-861 HV arasında değişirken, WC ilavesiyle 950-1150 HV arasında değişim göstermiştir. WC kaplamalarında ise 1200 HV değerlerine ulaşılmıştır.

FeCrC tozlarıyla yapılan modifikasyonda maksimum kütle kaybı üretim hızının yüksek, toz miktarının ve enerji girdisinin düşük olduğu numunede elde edilmiştir. FeCrC' a WC ilavesiyle yapılan yüzey modifikasyonunda, aşınma uzun mesafelerde kaymayla sonuçlandığından, kütle kaybı, FeCrC kaplamalarından daha düşük değerlerde kalmıştır. WC ile yapılan yüzey modifikasyonlu malzemeler ise diğer FeCrC ve FeCrC/WC modifikasyonlu numunelere göre çok daha düşük kütle kayıplarına uğramışlardır. Bu da, WC modifikasyonlu malzemelerin yapısında WC ve W_2C gibi sert karbürlerin homojen dağılımından dolayıdır.

Anahtar Kelimeler: Yüzey modifikasyonu, yüksek karbonlu ferrokrom, abrasiv aşınma.

ABSTRACT

PhD Thesis

THE INVESTIGATION OF MECHANICAL BEHAVIOR OF SURFACE MODIFICATION TREATMENTS, GTA WELDING PROCESS AND NITRIDING OF AISI 4340

Soner BUYTOZ

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

2004, Page: 174

In this study, the effects of the carbide and other phase in microstructure to the hardness of material and its abrasive wear behavior have been investigated, while modifying the features of surface by three different processes to the high strength-low alloy AISI 4340 steel. For this purpose, the surface modification by hardening/tempering procedure, nitrocarburizing and tungsten inert gas (GTA) process from the traditional surface modification techniques has been performed to AISI 4340 steel specimens. The optical and scanning electron microscope (SEM) and energy dispersive spectrograph (EDS) micro analyses in investigating miscrostructures and X-ray diffraction analyses have been utilized. Then, the hardness of the surface modified has been measured by microhardness devices and the abrasion resistance of surface has been found by the pin-on-disc tests. After abrasion tests, the wear rates of specimens has been obtained extracting the mass losses.

The AISI 4340 specimens in the first group have been tempered at 450, 550 and 650 °C temperatures and 60, 120 and 240 minutes, respectively after the austenite at 850 °C temperature and hardening process. The lath type martensite from AISI 4340 material has been obtained by the austenite and hardening processes. The ferrit and dispersed carbides in ferritic matrix have been encountered by tempering the martensite structure at different temperatures and tempering period. The value of abrasive wear was observed at high amount, because the processing period was not enough for 450 °C. The minimum wear rate in abrasive wear tests of the specimens which were tempered by the martensite structure was obtained from the material tempering during 2 hours at 650 °C. The mass loss in this material decreased because it underwent to recristalization and the dislocation areas relatively, decreased.

The preliminary heat treatment at 350 °C temperature and the nitrocarburizing process at 580 °C and at 30, 60, and 120 minutes, respectively were performed to AISI 4340 specimens in the secondary group. After this processes, Fe_3N and Fe_3N/Fe_4N phases were discovered in the microstructure. Also, while the period extends, both the layer thickness and microhardness increased. The hardness values

changed between 700 and 750 HV depending on the process period. Minimal mass loss was measured from nitrocarburized material during 120 minutes, depending on nitrocarburizing conditions.

Doing the modification at different amounts by FeCrC and FeCrC/WC alloy powders and the gas tungsten arc (GTA) methods to AISI 4340 specimens in the third group, the microstructures, hardness and wear characteristics of the surfaces have been experimented. In the FeCrC specimens with surface modifications, both hypoeutectic and hypereutectic microstructures were formed. The hypoeutectic microstructure consisted of austenite phase with surface center cubic (fcc) and eutectic M_7C_3 (M= Cr, Fe) carbides with hcp lattice structure. On the other hand, the hypereutectic microstructure consisted of primary M_7C_3 carbides and eutectic austenite phases. The dentrite structure having Fe, Cr and C with relatively high power density occurred because of insufficiently powder portion and high heat input. In the surface modifications done by WC, M_7C_3, $M_{23}C_6$ (M= Fe, C, W), W_2C and Fe_3W_3C carbides having Fe, C, W at high amount along with the dentrites formed towards the coating/substrate interface have been encountered.

The hardness values of substrate increased because of existing phase and carbides in the microstructure. While the hardness values of materials with surface modification done by FeCrC coatings changed between 712-861 HV, it is switched between 950-1150 HV, adding WC. Moreover, WC coatings reached to 1200 HV.

In the modifications done by FeCrC, the specimen whose maximum mass loss is high and powder portion and heat input is low, was also obtained. In the surface modifications done by adding WC to FeCrC, the mass loss is lower than that of FeCrC coatings. The mass losses in the materials with surface modifications done by WC is lower than those of FeCrC and FeCrC/WC, since the microstructure of WC coatings consisted of hard carbides such as WC and W_2C.

Keywords: Surface modification, high-carbon ferrochromium, abrasive wear.

1. GİRİŞ

Günümüz modern teknolojisinde, metal yüzeylerinin dış ortamlardan korunması, kullanım alanına bağlı olarak maruz kaldıkları yorulma, korozyon, sürtünme ve aşınmalara karşı dirençli olması amacıyla yüzey mühendisliğine olan ilgi her geçen gün daha da artmaktadır (Karamış ve Gerçekcioğlu, 2000; Hogmarg ve diğ., 2000; Mikkelsen ve diğ., 2002; Lee ve diğ., 2002). Malzeme yüzeyinin sert ve aşınmaya dayanıklı, alt tabakanın ise sünek ve yeterli mukavemette olması gerektiğinde yüzey sertleştirme veya yüzey kaplama yöntemleri tercih edilir (Panagopoulos ve diğ., 1998; Yıldırım ve diğ., 2001). Malzeme yüzeyinin mekanik özelliklerini geliştirmenin en basit ve ekonomik yolu yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirmeksizin yapılan yüzey sertleştirme işlemleridir. Bu yöntemlerle, malzeme yüzeyinin sert ve aşınmaya dayanıklı iç kısmın ise enerjiyi absorbe eden tok bir malzeme üretimi sağlanır. Yüzeyin sertleştirilmesinde normal şartlarda yeterli düzeyde sertlik elde edilemeyen çeliklerin yüzeyine karbon verilerek (sementasyon ya da karbürleme) (Chaus ve diğ., 2001) veya yüzeyden sertliği artırıcı element atomları nüfuz ettirilerek (nitrürasyon) (Schneider ve Hiebler, 1998; Baranowska ve diğ., 2001; Kop ve diğ., 2002) sertleştirme sağlanırken, sertleşme kabiliyeti iyi olan çeliklerin yüzeyine ise, istenilen sertleşme derinliğine kadar olan kısmı, ostenitleme sıcaklığına kadar ısıtılıp ve ardından ani soğutmayla yalnızca bu bölgelerin sertleştirilmesi (alevle veya indüksiyonla yüzey sertleştirme) sağlanmaktadır (Topbaş, 1998). Bunlardan başka geleneksel yöntemler, lazer ve plazmayla yüzey kaplama (Bhole ve Fox, 1996; Hidouci ve diğ., 2000; Holmberg ve diğ., 1998; Kathura, 2000; Katsamas ve Haidemonopoulos, 1999; Khedkar ve diğ., 1997), plazma nitrürleme (Nayak ve diğ., 2001; Li ve diğ., 2000; Dimitrov ve diğ., 1996; Mishra ve diğ., 2001; Pinedo ve Monteiro, 2001; Dimitrov ve diğ., 1998; Alves ve diğ., 2001), 1960' lı yılların sonunda geliştirilen fiziksel yolla buhar depolama (PVD) ve kimyasal yolla buhar depolamayla kaplama (Feng ve diğ., 2002; Gold ve Loos, 2002; Badisch ve diğ., 2003; PalDey ve Devi, 2003), metal toz püskürtme (Kwon ve diğ., 1997; Hernandez ve diğ., 2000; Oliveira ve diğ., 2000) kullanılarak, yüzeyi aşınmaya, korozyona ve yorulmaya dayanıklı malzemeler üretilebilmektedir.

Günümüzde gaz tungsten ark kaynağı (GTA), yüksek yoğunluklu lazer ve termal sprey yöntemleriyle orjinal malzeme üretiminde önemli gelişmeler sağlanmıştır (Korkut ve diğ., 2002). Özellikle lazer yöntemiyle geleneksel malzemelere yapılan yüzey modifikasyonları, hızla katılaşan ince taneli mikroyapılara sahip kaplamaların üretilmesine neden olmuştur (Nagarathnam ve Komvopoulos, 1995), fakat yine de lazer yönteminin yerine GTA kaynak yönteminin kullanılabileceği söylenebilir (Korkut ve diğ., 2002). Böylece, modifikasyonlu mikroyapıların korozyon ve aşınma dirençleri, geleneksel yüzey işlem teknikleriyle elde

edilenden çok daha iyidir (Wu ve Chen, 1999). Ark ve döküm gibi geleneksel malzeme üretim metotları; geniş bir ısıdan etkilenen bölge (ITAB), iş parçasının ısıl çarpılması, alaşım amacıyla katılan elementlerin segregasyonuyla mikroyapıda oluşacak birincil karbürlerin üniform olmayan bir dağılımına ve iri taneli mikroyapılara yol açacaktır (Mridha ve diğ., 2001; Buytoz ve diğ., 2003). Bu yüzden, hızlı katılaşma teknikleri (örneğin GTA, lazer ve plazma yöntemleri) gibi yöntemler kullanılarak, istenmeyen karakteristiklerin çoğunun üstesinden gelinebilir. Alaşımlama olarak ifade edilebilecek GTA yöntemi kullanılarak yapılan yüzey modifikasyon tekniği; prensip olarak, uygun bileşime sahip alaşım toz veya tozlarının alt tabaka malzemesinin yüzeyinde ergitilmesiyle üretilen bir yöntemdir. Ergime, her iki malzemede de aynı anda gerçekleşir ve hızla katılaşarak, modifikasyon yapılan kaplama malzemesi ile esas metal metalurjik olarak birbirlerine bağlanır (Khedkar ve diğ., 1997; Hidouci ve diğ., 2000; Korkut ve diğ., 2002).

C ve Cr' ca yüksek konsantrasyonlu demir esaslı alaşımlar, tribolojik uygulamalarda, yüzeyi sertleştirilmiş malzemeler olarak geniş bir kullanım alanı bulurlar (Kulkarni ve diğ., 1984). Maliyeti düşük olan GTA kaynak yöntemiyle, metal yüzeyinde istenilen bileşim ve orana sahip bir kompozit katmanı elde edilerek, yüzey mühendisliğinde kullanılabilirliği üzerine araştırmalar sürekli olarak devam etmektedir.

Bu çalışmada, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı AISI 4340 çeliğine, üç farklı yöntemle yüzey özellikleri değiştirilerek, mikroyapıda oluşacak karbür ve diğer fazların, malzemenin sertliğine ve abrasiv aşınma davranışlarına olan etkileri deneysel olarak araştırılmıştır. Bu nedenle, AISI 4340 çelik numunelerine geleneksel yüzey modifikasyon tekniklerinden yüzey sertleştirme/tavlama işlemi, nitrokarbürleme ve gaz tungsten ark (GTA) yöntemiyle yüzey modifikasyonu yapılmıştır. Mikroyapı incelemelerinde optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (scanning electron microscope SEM) ve noktasal analiz tekniği (energy dispersive spectograph EDS) mikro analizleri ile birlikte X-ışını difraksiyonu (X-ray diffraction XRD) analizlerinden faydalanılmıştır. Yüzeydeki modifiye edilen tabakanın sertliği, mikrosertlik cihazlarıyla ölçülmüş ve yüzey tabakasının aşınma direnci pin-on-disk test metoduyla bulunmuştur. Aşınma testleri sonrası numunelerin kütle kayıpları tespit edilerek aşınma oranları elde edilmiştir.

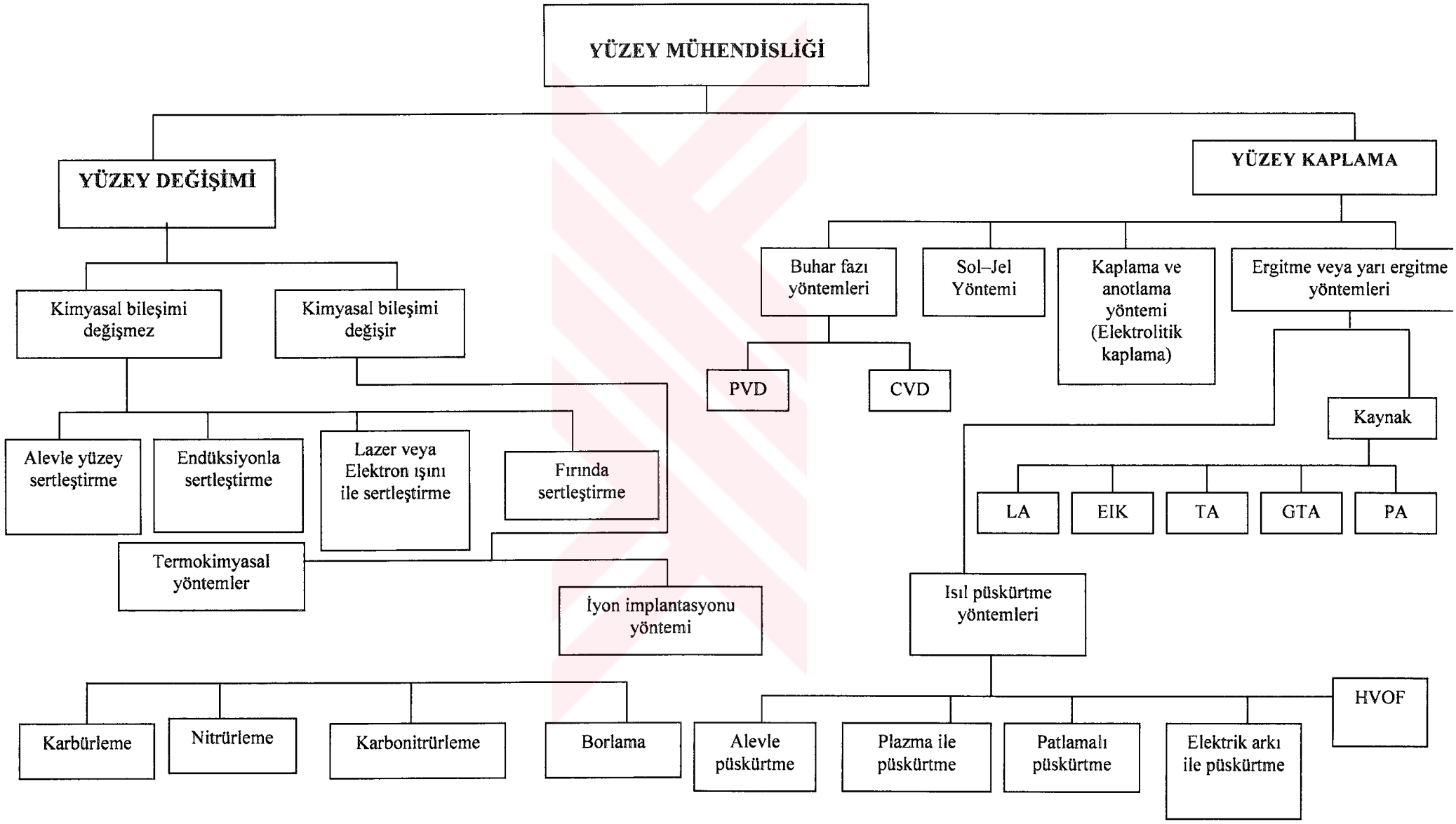
On bölümden oluşan araştırma ve incelemenin birinci bölümünde genel giriş, ikinci bölümünde yüzey sertleştirme ve yüzey modifikasyon yöntemlerinden malzemenin kimyasal bileşimini değiştirmeden ve yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirerek yapılan işlemler detaylı olarak açıklanmıştır. Üçüncü bölümde yüzey kaplama yöntemi başlığı altında son zamanlarda çok kullanılan ve hala araştırma konuları olan modifikasyon tekniklerine değinilmiştir. Dördüncü bölümde, alaşımlı çelikler hakkında genel bilgi verilerek Cr-Ni-Mo' li çelikler ve

uygulama alanları belirtilmiştir. Beşinci bölümde, aşınmanın mekanizması ve aşınma teknikleri hakkında bilgi verilmiştir. Altıncı bölümde genel literatür çalışması yapılmış ve yedinci bölümde ise deneysel çalışmalar açıklanmıştır. Sekizinci bölümde, deneysel sonuçlar ve düşünceler irdelenerek, dokuzuncu bölümde öneriler belirtilip sonuca bağlanmıştır. Onuncu bölümde bölümde ise, yapılan araştırma ve deneysel çalışmada yararlanılan kaynaklara yer verilmiştir.

2. YÜZEY SERTLEŞTİRME YÖNTEMLERİ

Yüzey işlemleriyle malzemenin sertlik, süneklik ve yorulma gibi mekanik özellikleriyle birlikte, sürtünme ve aşınma, oksidasyon ve korozyon özellikleri de iyileştirilmektedir (Sun ve Bell, 1991; Sakamato ve diğ., 2001). Sürtünerek çalışan makina elemanlarında belirli bir süre sonra meydana gelen aşınma problemlerini azaltmak için birçok yüzey iyileştirme teknikleri uygulanmaktadır (Podgornik, 2001). Bunlardan birincisi, yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirmeden yapılan yüzey sertleştirme, ikincisi, yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirerek yapılan yüzey sertleştirme ve üçüncü grup olarak sınıflayabileceğimiz yine yüzeyin malzemelerle kaplanmasıdır. Teknikte pek çok konstrüksiyon elemanı sadece yüzeyde aşınma etkisi altında bulunur. Örneğin; yatak muylusu, kavrama tırnağı, dişliler v.b.'nin imal edildiği sünek çelikler düşük karbonlu (% 0.2-0.35 C) olduklarından yeterli derecede sertleştirilemezler. Gerçekte bu malzemelerin iç kısımlarının sünek, dış kısımlarının ise sert olması istenir. Buna da ulaşmanın en güvenilir yolu, malzemenin iç kısımlarının sünek kalması sağlanarak yüzeyin uygun bir yöntemle sertleştirilmesidir (Yıldırım ve diğ., 2001). Böylece malzeme, yüzey sertleştirmeyle yüksek bir yorulma mukavemetine de ulaşır.

Yüzey kaplama yöntemleri; buhar biriktirme, elektrolitik kaplama ve yüzey ergitme yöntemleri olarak üç grupta ele alınabilir. Ergitme yöntemlerinden kaynak işlemleriyle yüzey alaşımlama; yüzey modifikasyonu yöntemlerinde yeni bir teknik olup, yüzey mühendisliğinde kendisine geniş bir kullanım alanı bulmuştur. Yine ergitme yöntemlerinden ısıl püskürtme (thermal spray) etkili bir yöntem olup, özellikle yüksek yoğunluklu oksi fuel (HVOF/high–velocity–oksi-fuel) püskürtme yöntemi, püskürtme esaslı yöntemler içerisinden üstün avantajlarından dolayı dikkat çekmektedir. Kalın kaplamaların makine elemanlarının ölçülerinin korunması açısından yetersiz kalması, zamanla ince kaplamaların gelişmesine neden olmuştur (Holmberg ve diğ., 1998; Hogmarg ve diğ., 2000). İnce kaplamalar, fiziksel buhar depolama (PVD), kimyasal buhar depolama (CVD), sol-jel ve elektrolitik kaplamalarla kolaylıkla elde edilebilmektedir. Fiziksel ve kimyasal buhar yöntemlerinden özellikle PVD yöntemi, CVD yöntemine göre daha düşük sıcaklıklarda uygulandığından, malzemelerin deformasyon özellikleri bakımından tercih edilen bir yöntemdir. Elektrokimyasal yöntemle malzeme yüzeyinde oluşturulan kaplama tabakası, oldukça eski bir yöntem olup, korozyona karşı gösterdikleri direnç ve güzel görünüm özellikleri yönünden teknolojide yerini almıştır. Özellikle sert krom kaplama hem mekanik özellikleri ve hem de görünümü itibariyle (Yıldırım, 1989; Chiu ve diğ., 2002) otomotiv endüstrisinde geniş bir kullanım alanı bulmuştur. Şekil 2.1'de modern yüzey modifikasyon yöntemleri görülmektedir.



Şekil 2.1. Modern yüzey modifikasyonu işlemleri (Hutching, 1992; Ürgen, 1997)

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

1. Yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirmeden yapılan yüzey sertleştirme,
   a. Fırında,
   b. Alevle,
   c. Endüksiyonla,
   d. Lazer veya plazma ışınıyla,
2. Yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirerek yapılan yüzey sertleştirme,
   a. Karbürleme (katı, sıvı, gaz),
   b. Nitrürleme,
   c. Karbonitrürleme,
   d. Borlama.

2.1. Yüzeyin Kimyasal Bileşimini Değiştirmeden Yapılan Yüzey Sertleştirme Yöntemleri

Bir malzeme yüzeyinin kimyasal bileşimini değiştirmeden sertleştirilebilmesi için, malzeme yüzeyindeki C oranının yeterli olması gerekir. C oranı yaklaşık % 0.2-0.3'dür (Yıldırım ve diğ., 2001). C oranları, sertleşme sınırı üzerinde bulunan çelikler; fırında veya alevle ısıtılarak ya da endüksiyon akımıyla yüzeyleri sertleştirilir.

Bu yöntemlerin temel prensibi; öncelikle malzemeyi ostenitleme sıcaklığına kadar ısıtmak, sonra da belli bir soğutma hızı (°C/sn) ve ortamda aniden soğutmaktır (Avner, 1984; Yıldırım ve diğ., 2001).

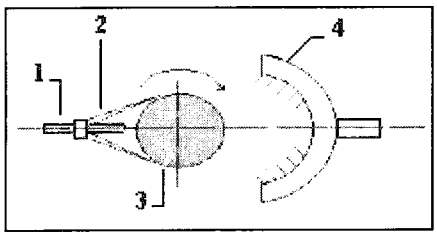
2.1.1. Fırında Sertleştirme

Bu yöntemde, parçanın dış kısmı, parça bileşimindeki karbon miktarına göre, Ac_3 ve Ac_1 sıcaklıklarının hemen üzerinde, iç kısmı ise ferrit-ostenit dönüşümü tamamlayacak şekilde ısıtılır. Belli bir bekleme süresinden sonra malzeme uygun ortamda soğutulur. Parça yüzeyine, çelikteki alaşım elementlerine ve miktarlarına bağlı olarak, sertlik ve aşınma mukavemeti kazandırılırken iç kısımda fazla bir değişme olmaz (Yıldırım ve diğ., 2001).

2.1.2. Alevle Yüzey Sertleştirme

Orta karbonlu çeliklere (% 0.30-0.70 C) uygulanan bu işlemde, çelik yüzeyi ostenit sıcaklığına kadar ısıtılır ve ince bir martenzitik yüzey tabakası oluşturmak için çeliğe hızla su verilir (Şekil 2.2). Alevle sertleştirmede malzemenin merkez bölgesinin yapısı ve özellikleri bu

işlemden etkilenmediğinden, malzemenin iç kısmının özelliklerini, yüzey sertleştirme işleminden önce uygun bir işlemle iyileştirilmesi gerekir. Yüzeyde sert martenzitik bir yapı, iç kısımda ise ferrit+perlitten oluşan bir yapı elde edilir (Samuels, 1980; Topbaş, 1998; Yıldırım ve diğ., 2001).



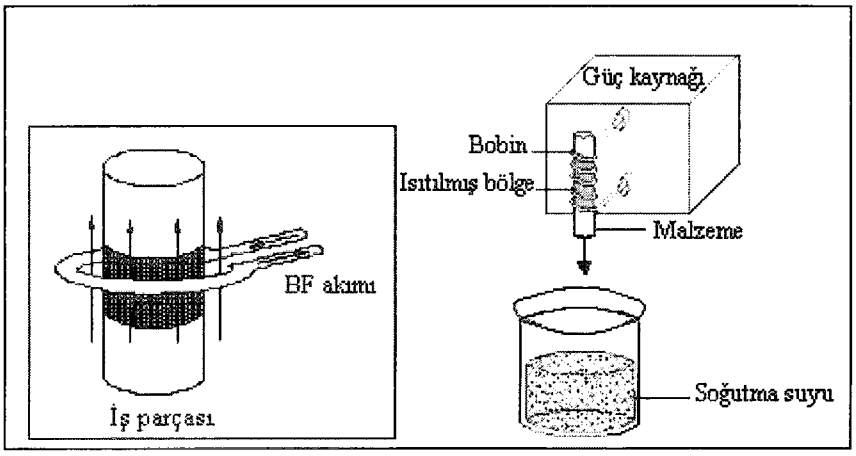
1.Üfleç,
2.Alev,
3.Sertleştirilecek malzeme,
4.Su püskürtme sistemi.

Şekil 2.2. Alevle yüzey sertleştirme işleminin prensip şeması (Topbaş, 1998)

Alevle sertleştirme işleminde gerekli ısı, oksi-asetilen alevi ile sağlanabildiği gibi başka bir ısı kaynağı yardımıyla da elde edilebilir. Kullanılan cihaz yardımıyla parça yüzeyi otomatik olarak ısıtılıp soğutularak (su verilerek) sertleştirilebilir. Sertleşme derinliği; alev şiddeti, ısıtma süresi veya hareket hızının ayarlanmasıyla kontrol edilebilir. Aşırı ısıtma, hem sertleştirilen tabakanın altında kalan bölgelerde aşırı ölçülerde tane büyümesine, hem de su verme işleminden sonra çatlamaya neden olabilir (Topbaş, 1998; Savaşkan, 1999; Yıldırım ve diğ., 2001). Yüzeyi yeterli sıcaklığa kadar ısıtılan parçaya aniden su verilerek, bazı durumlarda ise, parçaya yağda su verilerek sertleştirme sağlanır. Su verme işleminden sonra parça 180-200 °C arasındaki bir sıcaklığa kadar ısıtılıp, havada soğutulmak suretiyle gerilme giderme işlemine tabi tutulur. Gerilme giderme işlemi yüzey sertliğini önemli ölçüde değiştirmez.

2.1.3. Endüksiyonla Yüzey Sertleştirme

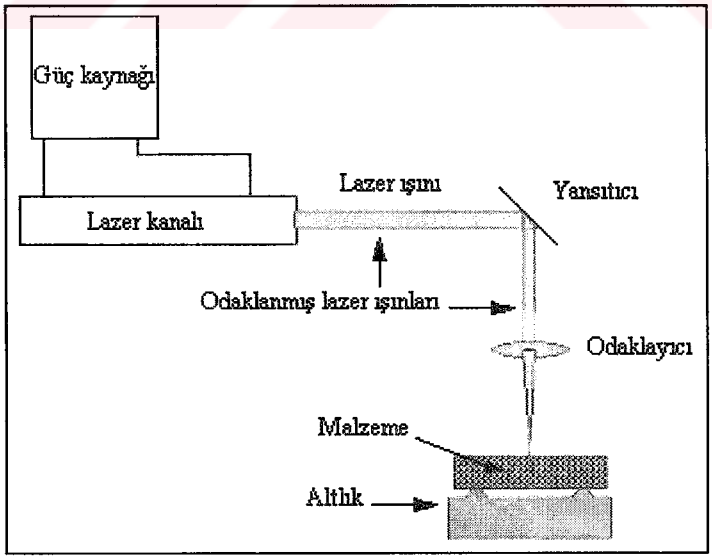
Endüksiyonla yüzey sertleştirme işlemi, parça yüzeyinde ince sert bir martenzitik tabaka elde etmek için, hızla ostenit sıcaklığına ısıtma ve ani soğutma yöntemidir (Şekil 2.3). Endüksiyonla sertleştirmede gerekli olan ısı, elektrik enerjisinin dönüşümü ile parça yüzeyinde oluşturulur. İç gerilimleri ve çatlamayı önlemek için 50-60 °C sıcaklığında su, tuz ya da yağ banyosu kullanılmaktadır. Sertleştirmeden sonra, iç gerilimleri gidermek için, 150-200 °C sıcaklıklarda menevişleme yapılır. Genellikle % 0.4-0.75 C' lu çeliklere uygulanır (Yıldırım, 1983; Yıldırım ve diğ., 2001). Bu yöntemle; krank milleri, eksantrik milleri, supaplar ve supaplara ait tahrik milleri ve hareket elemanları, tahrik zincirleri, dişli çarklar, şanzuman parçaları, hadde tamburları, zorlama ve aşınmaya maruz eklem parçaları, raylar, civatalar ve saplama gibi makine parçaları sertleştirilebilir (Gordon, 1985).



Şekil 2.3. Endüksiyonla yüzey sertleştirmesinin şematik resmi

2.1.4. Lazerle Yüzey Sertleştirme

Son zamanlarda kaynak, kesme ve yüzey sertleştirme işlemlerinde lazer ve elektron ışını gibi yüksek yoğunluklu ısı kaynakları hızla geliştirilmekte ve uygulanmaktadır (Ku ve diğ., 1997; Songa ve diğ., 2003). Lazerle yüzey sertleştirmede, iş parçasının kendisi soğutucu olarak davranır ve dışarıdan soğutma mekanizması gerekmez. Lazerle ısıtma, çelik iş parçası yüzeyinde ince bir martenzit tabakası üretmek için kullanılır (Selvan ve diğ., 1999). Genellikle kontrol edilebilen bir hızda hareket etme kabiliyetine sahip mekanizma vasıtasıyla lazer ışını odaklanarak malzeme yüzeyi sertleştirir (Yıldırım, 1993; Stringer, 1998).

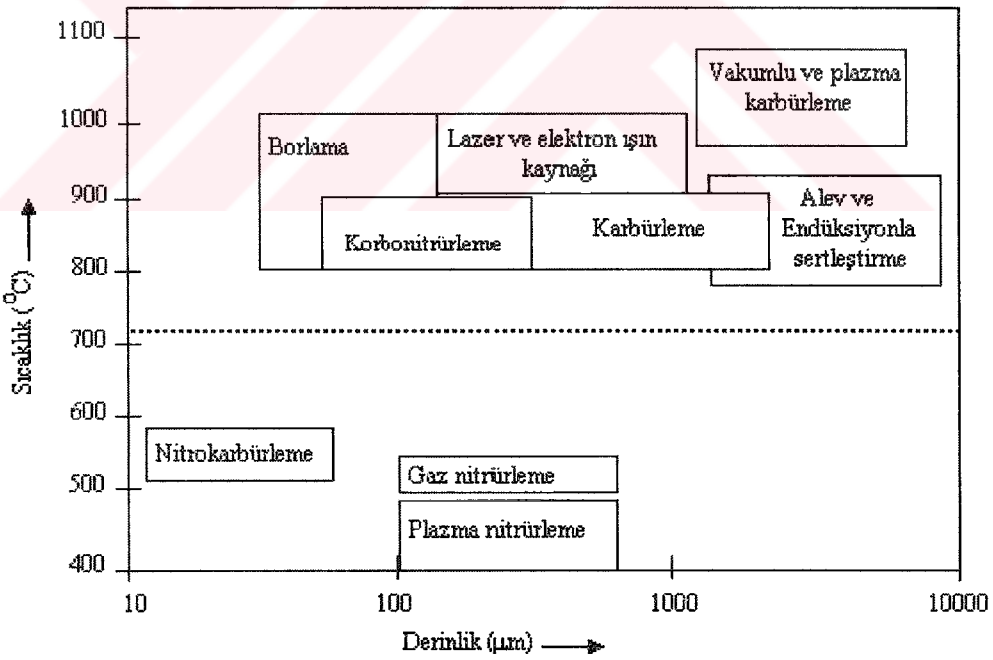


Şekil 2.4. Lazer sisteminin şematik resmi

Lazerle sertleştirme yönteminde, lazer ışınları çelik iş parçası yüzeyinin bileşiminde bir değişiklik yapmadan ostenit bölgesine kadar ısıtır, ışının uzaklaştırılmasıyla ostenitleşen bölge kendiliğinden martenzite dönüşür (Bachmann, 2003). Elde edilen sertleştirilmiş mikroyapı geleneksel ısıl işlemdekinden daha homojendir ve bunun sonucunda da malzemenin sertlik ve yorulma direnci artar (Lawrence ve Li, 2000). Sertleştirilmiş yüzeyin katman derinliği, genellikle endüksiyon ve alevle sertleştirilenden daha azdır. İşlemin dezavantajı ise, lazer donanım maliyetinin oldukça yüksek olmasıdır (Smith, 1993).

2.2. Yüzeyin Kimyasal Bileşimini Değiştirerek Yapılan Yüzey Sertleştirme Yöntemleri

Sertleştirme işlemi için yeterli karbon oranına sahip olmayan malzemelerin yüzeylerinde bir kimyasal değişim sağlanarak sertleştirilirler. Bunlar genellikle yüzeye karbon, azot ve bor gibi arayer atomlarının geçiştirilmesi ve metal iyonlarının yüzeye bağlanması şeklinde olmaktadır (Zapponi ve diğ., 1999; Hogmarg ve diğ., 2000). Bekleme süresi, parça sıcaklığı, soğutma hızı, soğutmanın şekli ve yüzeye geçiştirilen malzeme miktarına göre ayarlanmaktadır (Yıldırım ve diğ., 2001).



Şekil 2.5. Bazı kaplama ve yüzey sertleştirme yöntemlerinin tabaka kalınlığı ile işlem sıcaklığı arasındaki ilişki (Hogmarg ve diğ., 2000)

2.2.1. Karbürleme

Karbürleme, metalin merkeziyle yüzeyi arasında karbon konsantrasyon farkı oluşturarak ostenitlenmiş metal yüzeyine difüzyonla karbon verme işlemidir (ASM, 1977). Karbürlemeyi kontrol eden iki önemli faktör vardır. Yüzeyde kimyasal olarak birleşen karbon içeriği ile parçanın içine difüze olan karbonun miktarı, karbürleme oranını belirler. Karbürleme yönteminde serbest karbon atomları düşük karbonlu çelik yüzeyine geçiştirilir. Aktif olan bu karbon; karbürleyici toz, tuz banyosu ve gaz atmosferinden elde edilebilmektedir. Yüzey tabakasına karbonunun yayınması, C konsantrasyon farkından kaynaklanmaktadır. Karbürleme, genellikle 850-950 °C sıcaklıkları arasında yapılabildiği gibi, gerektiğinde, 790-800 °C gibi düşük ve 1090-1100 °C gibi yüksek sıcaklıklarda da yapılabilmektedir. (ASM, 1977; Avner, 1984). Karbonlu çelik için yüksek sıcaklıklar kullanılması (815 °C' nin üstü), işlem süresini azaltması, geçişen madde miktarını ve malzeme yüzeyinde reaksiyon oranını arttırır. Karbürlemede ilk önce bir miktar karbon yüzeyden merkeze, başka bir ifadeyle, karbon konsantrasyonu az olan yöne doğru ilerler. Bu nedenle, difüzyon için gerekli konsantrasyon farkı oldukça küçüktür. Yüzeydeki C konsantrasyonu zamanla arttığı için, yüzeyden içeriye (merkeze) doğru gidildikçe, parça yüzeyinde artma gösteren karbon oranı ile alaşımın kendi karbon değeri arasındaki fark, karbürlemenin etkinliğini kontrol eden en önemli faktör olarak ortaya çıkar. Bu yüzden çoğu karbürleme, denge durumunda olmayan şartlar altında gerçekleşir. Karbürleme yapılan malzemelere son özellikler, karbon difüzyonunu takiben uygun bir ısıl işlemle kazandırılır (ASM, 1977).

2.2.1.1. Toz ile Karbürleme

Yüzeyi sertleştirilecek parçalar, karbürleyici toz ile karıştırılarak hava geçirmeyen kapalı ve kille sıvanmış sementasyon kutularında 900 °C' de 4-4,5 saat kadar tutulur. Karbürleyici toz odun kömürü, kok ve kemik tozu ile alkali bileşiklerden oluşur (Topbaş, 1998). Yüksek sıcaklıklarda oksijence fakir CO ve CO_2' den oluşan bir gaz karışımı elde edilir. Kalsiyum karbonat, strousiyum karbonat ve baryum karbonat gibi alkali bileşikler ve bazı tuzlar karbürizasyonu hızlandırıcı katalizör maddelerdir. Yüksek sıcaklıklarda Baudouard reaksiyonuna göre;

$$2CO \leftrightarrow C + CO_2 \tag{2.1}$$

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

2.2.1.2. Tuz Banyosunda Karbürleme

Tuz banyosu karbürizasyonunda, iş parçaları belli bir süre ön ısıtıldıktan sonra 850-930 °C sıcaklıklar arasında siyanürlü alkali tuz eriyikleri içerisine daldırılır. Tuzların bileşiminde karbon taşıyıcı olarak sodyum siyanür (NaCN), ayrışmayı frenleyici olarak görev yapan klorürler (özellikle KCI), aktifleyici olarak da stronsiyum ve baryum bileşikleri bulunur.

Karbürizasyon sıcaklığında siyanür parçalanarak karbon ve az miktarda da azota ayrışır. Tuz banyosunda parçaların bekletilme süresi kısadır. Karbürizasyon bittikten sonra parça doğrudan doğruya sertleştirilebilir (Yıldırım ve diğ., 2001).

2.2.1.3. Gaz Atmosferinde Karbürleme

Gaz atmosferinde karbürleme, iş parçası yüzeyine, gaz ortamından karbon elementinin transferiyle yüzeye karbonun difüzyonu işlemidir (Edenhofer ve diğ., 2001). CO ve H_2 içeren gazlar kullanılarak yapılan yöntemde reaksiyon:

$$CO + H_2 \rightarrow C + H_2O \tag{2.2}$$

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

$$CH_4 \rightarrow C + 2H_2 \tag{2.3}$$

$$C_3H_8 \rightarrow 3C + 4H_2 \tag{2.4}$$

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

2.2.1.4. Plazma Yöntemiyle Karbürleme

Plazmayla karbürleme işlemi, plazmayla nitrürleme işlemine benzer özellikler taşır. Sadece kullanılan gaz ve gerilim değeri farklıdır. Bu işlemde doğru akım kullanılmaktadır. Gaz basıncı 1-20 mmHg (torr) olup, anot ve katot arasına genellikle 1000 Volt' luk bir gerilim uygulanarak plazma oluşturulur. Karbürleme gazı ise, genellikle bir hidrokarbondur. Karbürleme işlemi 850-1050 °C arasındaki sıcaklıklarda yapılan ostenitik bir termokimyasal işlem olarak sınıflandırılabilir (ASTM, 1977). Çünkü işlem tamamen ostenitik şartlarda

meydana gelmektedir. İşlem sonrası malzemenin ısı etkisiyle çarpılma tehlikesi hemen hemen yoktur, çünkü soğuma vakum ortamında olmaktadır. Parçaların geometrisi homojen tabaka elde edilmesi için önemli değildir, her geometriye sahip malzemede homojen kalınlık elde edilebilir. Hatta işlem parametresinin iyi seçilmesiyle 0.5 mm çapındaki bir yatak karbürlenebilir (Smith, 1993). Plazma karbürleme; işlem süresinin kısa olması, çarpılmanın (distorsiyon) az olması ve yapının iyi kontrol edilebilmesi gibi avantajlarından dolayı endüstride çok geniş uygulama alanı bulmaktadır (Edenhofer ve diğ., 2001).

2.2.2. Karbonitrürleme

Karbonitrürleme, karbürleme ve nitrürleme işleminin kombinasyonu şeklinde olup, karbürleme banyosuna benzeyen tuz eriyikler içerisinde azotun karbon ile birlikte sertleştirilecek çelik yüzeyine nüfuz ettirilmesi işlemidir (Avner, 1984; Topbaş, 1998). Karbonitrürleme, genellikle karbürlemeden daha az bir sürede ve düşük sıcaklıkta yapılır, dolayısıyla yüzeyde karbürlemeden daha ince bir sertleştirilmiş tabaka oluşur. Seçilecek düşük sıcaklık, metal yüzeyine daha az karbonun, buna karşılık daha fazla azotun difüzyon olmasına neden olur (Yıldırım ve diğ., 2001). İşlem süresi genellikle 1-1.5 saattir.

Karbonitrürleme, normal olarak 0.075-0.75 mm kalınlığında aşınmaya dirençli sert yüzey oluşturmak için uygulanır. Azot ilavesinin üç önemli etkisi vardır. Azot; karbon difüzyonunu sağlar, sertleşebilirliği arttırır ve nitrürleri oluşturur. Böylece aşınma direncini sağlayan sert tanelerin oluşmasını gerçekleştirerek maksimum sertlik elde edilir (ASM, 1977). Aynı zamanda azot, ostenit kararlaştırıcı olduğu için de yüksek azot miktarı, özellikle alaşımlı çeliklerde kalıntı ostenite neden olabilir (Avner, 1984). Karbonitrürleme için karbürlemede kullanılandan daha az soğuma hızı sağlayan yağda soğutma uygulandığı için maksimum sertlik ve minimum çarpılma sağlanabilir.

% 0.35-0.5 C aralığındaki pek çok çelikte, derin olmayan (sertleşme derinliği maksimum 0.3 mm) sert yüzeyler oluşturmak için karbonitrürlenirler. Karbonitrürlenmiş yüzeylerin temperleme sırasındaki yumuşamaya dirençleri, karbürleme yüzeylerinden daha yüksektir. Karbonitrürlemenin dezavantajı sertleştirme yüzey derinliğinin 0.75 mm' den daha az olmasıdır (Yıldırım ve diğ., 2001).

Temelde karbonitrürleme, katı, sıvı ve gaz ya da elektrik boşaltma şartlarında gerçekleştirilir. Günümüzde bu işlem hem sıvı hem de gaz atmosferinde çok sık olarak yapılmaktadır. Burada amaç istenen şartlara uygun tek fazlı $Fe_{2-4}N$-nitrür tabakasının oluşturulmasıdır. Ancak bu işlem yapılırken istenen koşulların oluşmasında birçok zorluklar ortaya çıkmaktadır. Bu; işlem esnasında yüzeyden saçılan karbonun etkisiyle ilgilidir. Çünkü

yayılan karbon, nitrürleme için seçilen gaz karışımına karışabilir. Çok fazla miktarda karbon, bu gaz karışımına katıldığında beyaz tabakanın (ε-nitrür) içerisinde sementiti (Fe_3C) oluşturabilir. Bu durum ise, beyaz tabakanın işlevini tam olarak görmesini engelleyebilir (Smith, 1993).

2.2.2.1. Plazmayla Karbonitrürleme

Plazma karbonitrürleme işlemi, 450-580 °C sıcaklıklarında, demir esaslı malzemelerin yüzeyine azot ve karbonun yayınmasını sağlayan bir termokimyasal işlemdir (Pereloma ve diğ., 2001). Yüzeyde γ-demir nitrür ile beraber ε-nitrür tabakası ve altta ise difüzyon tabakası oluşur. Plazma ile nitrürleme işleminin tersine, bu işlemde kullanılan gazlar N_2-H_2-CH_4 veya N_2-H_2-CO_2' dir. Bu işlemin amacı, düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin yüzeyinde ε-nitrür tabakası oluşturarak korozyon ve aşınma dayanımını artırmaktır (Edenhofer ve diğ., 2001). Üretim parametreleriyle ilişkili olarak, malzemenin yorulma dayanımı, akma mukavemeti ve belirli hallerde korozyon direnci arttırılır. Aşınma ve korozyon direncindeki artış, yüzeyde oluşan tek fazlı beyaz tabaka (ε-nitrür) sayesinde meydana gelir.

2.2.3. Nitrürleme

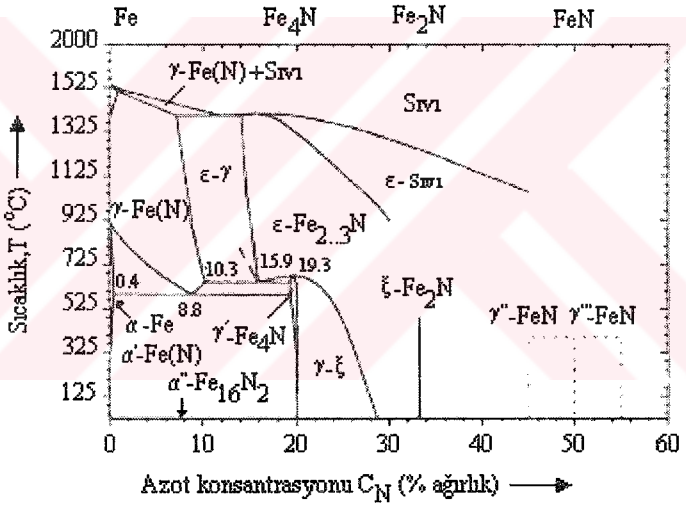
Nitrürleme, 500-600 °C sıcaklıklar arasında demir esaslı alaşımlara ferritik (KHM) yapıda, malzeme yüzeyinde nitrür tabakası oluşturmak için, atomik azotun (N) difüzyon yoluyla geçiştirilmesi esasına dayanan bir termokimyasal yüzey işlemidir (Schaaf, 2002). 0.71 Angstrom olan atom çapıyla azot, 0.77 Angstrom atom çapına sahip olan karbona nazaran demir kafesine daha kolay nüfuz ettirilebilir. Azotun alınması, yüksek sıcaklıklardaki ostenit bölgesinde çok hızlı olur. Oluşan nitrürlerin (ε-$Fe_{2...4}N$, γ-$Fe_{2...4}N$, Fe_3N_4, Fe_3C, Si_3N_4, Fe_2O_3) dış cidarda yığılması (Granito ve diğ., 2001; Molinari ve diğ., 2001; Gemma ve diğ., 2002), yüzeyde kırılgan bir tabakanın oluşmasına sebep olur (Dimitrov, 1999; Artem, 2001). Ayrıca ostenit-ferrit dönüşümünden dolayı hacim değişmesi nedeniyle, bu tabaka parçalanarak dökülür (Topbaş, 1998). Dolayısıyla, ostenitik yapıda (KYM) değil, ferritik (KHM) yapıda azot geçiştirilir. İşlem sıcaklığı genellikle işlem gören çelik tipine ve arzu edilen derinliğe bağlı olarak 1-100 saat süreyle 500-600 °C' ler arasında yapılır (Alsaran ve Çelik, 2001).

Nitrürasyon işlemi için doğrudan doğruya amonyak gazı (NH_3) kullanıldığı gibi, bu amaç için azot verici siyanürlü tuz banyolarından da (KCN, NaCN esaslı tuzlardan) yararlanılır. Nitrürlenmiş katmanlar karbürleme ile üretilen katmanlardan daha serttir. Nitrürlemenin prensip olarak amacı; yüksek yüzey sertliği elde etmek, aşınma direncini geliştirmek, yorulma ömrünü artırmak ve iyi bir korozyon direnci sağlamaktır. Nitrürlemeyle yüzeyi sertleştirilmiş makine

elemanları; kam milleri, dişliler, delme parçaları, iğneler, dişli çarklar ve buhar vanaları örnek olarak verilebilir (Alsaran ve Çelik, 2001; Gavgalı ve diğ., 2002). Nitrürleme sonrası malzemelere tavlama işlemine gerek duyulmaması, demir esaslı malzemelerde 550 °C gibi düşük sıcaklıklarda olmasından dolayı çarpılma riskinin olmaması ve parça ölçülerinin değişmemesi yöntemin avantajlarını teşkil eder. Bununla birlikte, işlem süresinin uzun olması ve dolayısıyla oksitlenme ihtimalinin bulunması gibi dezavantajları da vardır.

Teknikte kullanılan nitrürleme yöntemleri ise;

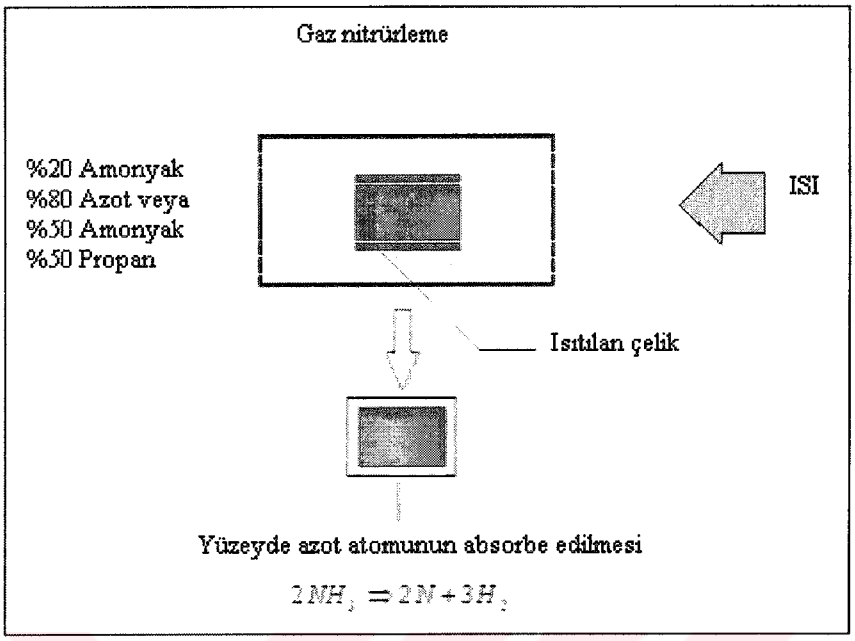
1. Gaz nitrürleme yöntemi,
2. Tuz banyosunda nitrürleme yöntemi,
3. Plazma nitrürleme yöntemi,
4. Azot implantasyon yöntemi,
5. Plazma daldırmalı iyon implantasyon yöntemidir.



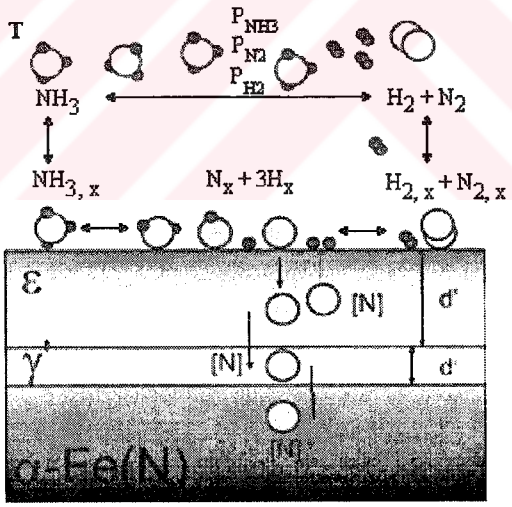
Şekil 2.6. Fe-N faz diyagramı (Schaaf ve diğ., 2001; Schaaf, 2002).

2.2.3.1. Gaz Nitrürleme Yöntemi

Gaz nitrürleme yöntemi, uygun bir sıcaklıkta amonyak gazıyla birlikte azotun malzeme yüzeyine teması sonucu malzemeye yayınması esasına dayanır. Nitrürleme sıcaklığı (çelikler için) 510-540 °C arasında değişmektedir. Gaz nitrürlemede kullanılan amonyak (NH_3), kendisini oluşturan N ve H elemetlerine ayrıştıktan sonra, azot reaksiyon yoluyla metal yüzeyine geçişir. Şekil 2.7 ve Şekil 2.8' de gaz nitrürleme yönteminin şematik görünüşü verilmiştir.

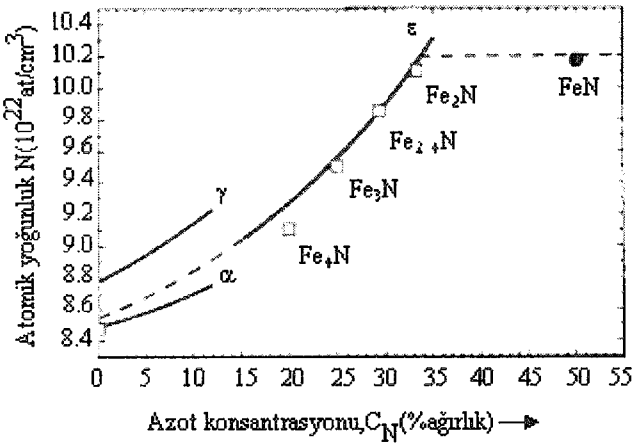


Şekil 2.7. Gaz nitrürleme yönteminin akış şeması



Şekil 2.8. Gaz nitrürleme yönteminin şematik görünüşü (Schaaf, 2002)

Nitrürleme süresinin uzaması, demir nitrürlerin yarı kararlı olmalarından dolayı gözenek oluşabilir (Schaaf, 2002). Malzeme daha yüksek sıcaklıklarda nitrürlendiğinde, N yeniden ayrışmaya eğilim gösterdiğinden, gözeneklerin oluşması kaçınılmazdır. Nitrürlenen tabakalarda gerilmelerden dolayı hacim değişimleri sonucu, istenmeyen çatlaklar meydana gelebilir (Bujinsters ve diğ., 2003).

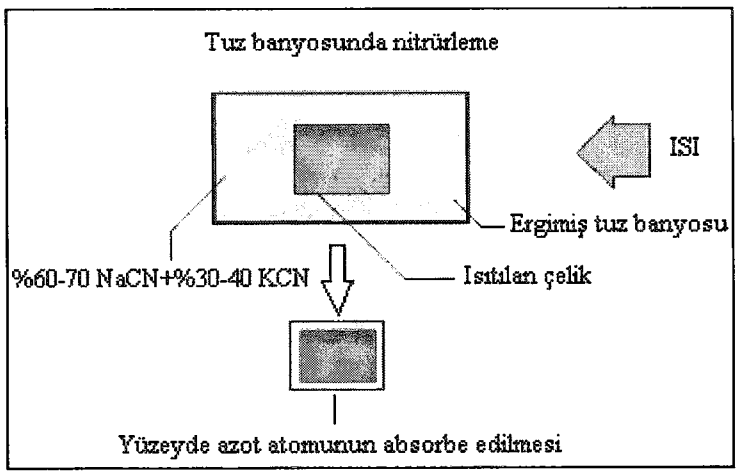


Şekil 2.9. Fe-N sisteminde atomik yoğunluklar (Spies ve diğ., 1998)

2.2.3.2.Tuz Banyosunda Nitrürleme

Tuz banyosunda nitrürleme işlemi, gaz nitrürleme işlemine benzerlik gösterir. Yalnızca N aktivitesi, reaktif azot içeren siyanür veya siyanat tuz banyolarından elde edilir. Burada, yüksek sıcaklıklarda siyanürden (CN) karbonun ayrışmasıyla beraber, düşük sıcaklıkta azot ayrışarak çelik yapısına yayındırılır.

Tuz banyosunda nitrürlemenin gaz nitrürlemeye göre üstün tarafı, banyo nitrürlemede 500 °C gibi düşük sıcaklıklarda küçük nüfuziyet değerlerinde daha yüksek sertliğe ulaşılabilmesi ve bu derinliği daha kısa sürede gerçekleştirmesidir. Makine elemanlarının tuz banyolarına daldırılıp alınması da, gaz fırınlarındaki nitrürlemeye göre daha kolaydır.



Şekil 2.10. Tuz banyosunda nitrürleme yönteminin akış şeması

Banyo nitrürlemede, azot ile birlikte karbon difüzyonu da gerçekleşeceğinden karbonitrür bileşiği oluşur. Yapıya karbonun girmesi, aşınma dayanımını yükseltir.

Aşınmaya dayanıklı fakat ince olan karbonitrür tabakası, yüksek sıcaklıklarda azotun difüzyon mesafesini sınırlar. Azot, 570 °C gibi yüksek sıcaklıklarda nitrür olarak bulunmaz. Ferrit kafesine yerleşmiş şekilde bulunacağından, kafeste biraz genişleme olur. 570 °C sıcaklık ve 10 saatte 0.5-0.8 mm derinliğe ulaşılır. Bu durum, özellikle nitrür oluşturan alaşım elemanları fazla olmadığında meydana gelir. Bundan dolayı banyo nitrürlemesi, hem alaşımsız ve hem de düşük alaşımlı çelikler için uygundur.

2.2.3.3. Plazma (İyon) Nitrürleme

Plazma nitrürleme yöntemi, bir elektrik boşaltma (glow discharge) teknolojisi kullanılarak azotun malzeme yüzeyine yayındırılma işlemi veya bir başka deyişle, malzeme yüzeyine iyonize edilmiş azotu yaymak için aktif ve reaktif plazma hali oluşturma işlemidir (Artem, 2001; Alsaran ve Çelik, 2001). İşlem, teorik açıdan elektriksel olarak iletken malzeme yüzeyine N arayer atomu yayındırılır ve N_2, H_2, Ar ve NH_3 gaz ortamında, 400-750 °C arasında gerçekleştirilebilir (Strafford ve diğ., 1995). Yüzeyi sertleştirilecek malzemenin Cr, Al, V, Mo ve Ti gibi alaşım elementlerini içermesi yüzey sertliğini daha da artıracaktır. Plazma ile nitrürasyon işlemi sırasında malzemenin yüzeyinde sert bir nitrür tabakası oluşur. Bu yapı genellikle difüzyon tabakası ile bileşik (beyaz tabaka) tabakayı içerir (Gavgalı ve diğ., 2002; Artem, 2001). Yüzey sertliği ve sertleşme derinliği; işlem zamanına, sıcaklığa, gaz karışımına ve demir esaslı malzemenin alaşım içeriğine bağlıdır.

Günümüzde askeri amaçlı olarak kullanılan plazma ile nitrürleme işlemi, özellikle motor pistonlarında, krank millerinde, valflerde, kam milinde, dişlilerde, matkap, zımba gibi kesici takımlarda, derin çekilebilen malzemelerde, dönme ve eğilmeye maruz kalan tüm makina parçalarında kullanılmaktadır (Pinasco ve diğ., 2000). Bu işlemin ekonomik ve kolay uygulanabilmesi endüstride kullanım alanını artırmıştır.

2.2.4. Borlama

Borlama, bor atomlarının metal yüzeyine difüzyonuyla malzeme yüzeyini güçlendiren bir termokimyasal yüzey sertleştirme işlemidir. Borlama işlemiyle oluşan borürler, alt tabaka çeliğinin aşınma ve tribolojik davranışlarını iyileştirir (Maragoudakis ve diğ., 2002). Yirminci yüzyılın başlarından itibaren çalışılmaya başlanan borlama ile çok sert, sürtünme katsayısı düşük, yüksek sıcaklıkta mukavemetli ve korozyona karşı dirençli kompozit malzeme elde edilmesi mümkün olmaktadır. Termokimyasal yüzey sertleştirme yöntemi olan borlamada, bor atomları metal yüzeyine termokimyasal reaksiyonla geçerek sert borür tabakası oluştururlar.

Endüstriyel borlama; 2-10 saat için 900-1100 °C sıcaklıklarında, katı, sıvı, gaz veya plazma ortamlarından herhangi birini kullanarak çelikler, dökme demirler; nikel-, kobalt-, titanyum-, molibden esaslı alaşımlar ve sermet karbürleri gibi bir çok demir esaslı ve demir dışı metallere başarılı bir şekilde uygulanır (Özbek ve Bindal, 2002). Çelik yüzeyinde oluşan bor tabakasının sertliği yüksek olup, tabaka aşınma ve korozyona karşı çok dirençlidir.

Bor tabakaları gevrek olduğundan darbeli yüklere maruz uygulamalarda tercih edilmez. Borlanan bir yüzeyin sertliği krom kaplanan veya sertleştirilen takım çeliklerinden çok daha serttir (1300-2300 HV) (Atik ve diğ., 2003).

Bor tabakası oluşumu; borlama sıcaklığı, işlem zamanı ve borlanan malzemenin özelliklerine bağlıdır. Bor; katı, sıvı veya gaz durumunda olabilir. Katı durumunda borlama avantajlıdır. Bu metod, işlemin kolay olması ve pürüzsüz bir kaplama yüzeyinin elde edilmesi mümkün olduğundan geniş bir kullanım olanağı sağlar. Katı durumda borlama, kutu sementasyonuna benzer şekilde yapılabilir (Fichtl ve diğ., 1980). Borlama için malzeme ısıl dirençli kutu içindeki toz içine daldırılır. Malzeme yüzeyine bor atomlarının çok daha iyi difüze olması için bor tuzları ile malzeme arasında geniş bir yüzey teması arzu edilir. Toz tane boyutu, borür tabakasının oluşumunda önemli bir faktördür. Diş biçimli yapı borür tabakasının karakteristik bir özelliğidir (Bhushan ve Gupta, 1991). Borlama yönteminin diğer yüzey sertleştirme yöntemlerine göre avantajı, yüzey tabaka sertliğinin yüksek olması, borlama sonrası ayrıca bir ısıl işleme gerek olmaması, borlanan malzemelerin bazı asit, metal çözeltilerine ve yüksek sıcaklıkta oksidasyona karşı dirençli olmasıdır. Borlanan çelikler 1000 °C ve üstündeki sıcaklıklarda tribolojik özelliklerini kaybetmeksizin oksidasyona ve aşınmaya karşı dirençlidirler (Meriç ve diğ., 2000).

2.2.5. İyon İmplantasyonu

İyon implantasyonu, bir iyon kaynağı, gaz kolu (akseleratör) ve ana malzemeden ibarettir. İmplantasyon işlemi, N_2 gazının iyonize edilmesi, bu iyonların tipik olarak 100 keV' luk voltaj düşümü ile hızlandırılmaları ve yüksek hızlı bu iyonların vakum altındaki hedef malzemeye yönlendirilmesiyle gerçekleştirilir. İyonlar yüzey içine yayınırlar ve yüzeye yakın bölgenin yapı ve bileşimini değiştirirler (Pessin ve diğ., 2000).

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

3. YÜZEY KAPLAMA YÖNTEMLERİ

Yüzey kaplama yöntemleri ile malzemelerin mekanik ve mikroyapısal karakteristiklerinin geliştirilmesi üzerine bir çok teknik mevcuttur. Bunlardan teknik ve bilimsel alanda en çok kullanılan yöntemler, fiziksel buhar depolama (PVD), kimyasal buhar depolama (CVD), sol-jel yöntemi, elektrolitik kaplama ve ergitme proseslerinden gaz tungsten ark (TIG veya GTA), lazer (LA), plazma (PA) veya toz altı kaynak yöntemleri kullanarak tribolojik olaylara karşı korunmak ve malzeme özelliklerini geliştirmek amacıyla yapılmaktadır. Bu yöntemler, diğer yüzey işlemlerinin, malzemelerin yüzey özelliklerini geliştirmekte yetersiz kalmalarından dolayı tercih edilmektedirler.

3.1. Buhar Fazı Yöntemleri

Buhar fazında ana malzemelerin yüzeyinde sert kaplama elde etmek için kimyasal buhar depolama yöntemiyle (CVD) kaplama ve fiziksel buhar depolama yöntemiyle (PVD) kaplama olmak üzere iki değişik ana yöntem kullanılmaktadır (Stringer, 1998). CVD ve PVD kaplamalar sadece vakum yöntemi kullanılarak buhar ile çökeltilebilir. Malzeme özelliklerini belirleyen parametreler arasında, kimyasal bileşimle birlikte, üretim yönteminin malzeme mikroyapısına olan etkisi de önemini korumaktadır.

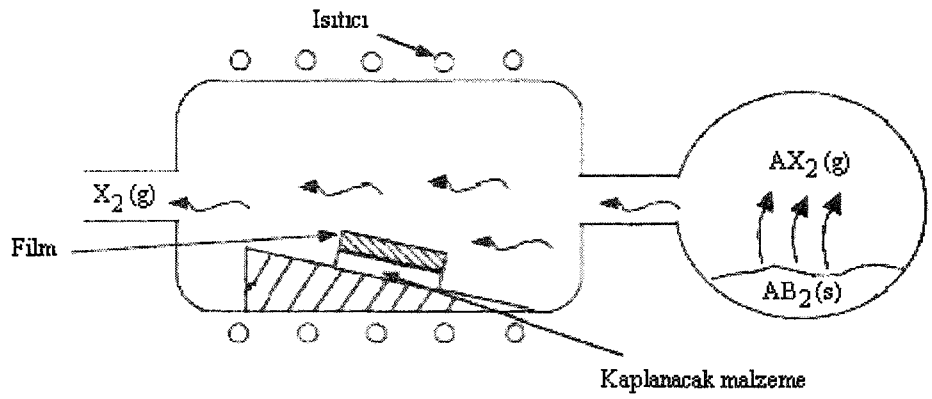
3.1.1. Kimyasal Buhar Depolama Yöntemiyle (CVD) Kaplama Yöntemi

Kimyasal buhar depolama (CVD) yöntemi (chemical-vapour-deposition), gaz şeklindeki kimyasal bağlantının, katı şeklinde reaksiyon ürünü olarak çöktürülmesi ya da bir başka madde üzerinde ayrıştırılması işlemidir (Holmberg ve diğ., 1998; Pantleon ve diğ., 1999).

Geleneksel CVD metodu, kimyasal reaksiyonlarla ısı enerjisi oluşturulan ısıl hareketli CVD (TACVD) yöntemidir. CVD reaksiyonları farklı enerji kaynakları kullanılarak başlatılabilir. Kimyasal reaksiyonları harekete geçirmek için kullanılan enerji kaynaklarına göre plazma ve ışın kullanılan foto-destekli CVD (PACVD) ve plazma ile kuvvetlendirilmiş CVD (PECVD) yöntemleri gibi çeşitli kimyasal buhar depolama metotları vardır (Mori ve Tachikawa, 2002; Choy, 2003; Badisch ve diğ., 2003). Şekil 3.1' de CVD sistemi görülmektedir.

Kimyasal buhar depolama yöntemiyle tek kristalli, çok kristalli veya amorf yapılar elde edilebilir. Kimyasal reaksiyonlar sırasında fiziksel ve kimyasal şartlar, oluşturulacak kaplama yapısına tesir ettiğinden, işlem kontrolü gerekmektedir (Perez ve diğ., 1999). Reaksiyonlarda

reaktif gazın yanısıra koruyucu olarak hidrojen gazı da kullanılmaktadır. Hidrojen, gaz dengesini sağlayarak hem redükleyici hem de seyreltici olarak davranır. Aynı zamanda istenmeyen oksit tabakaların uzaklaştırılmasını sağlayarak kaplama tabakasıyla ana metal arasındaki bağlanmanın iyi ve sürekli olmasını sağlar (Moore ve Salvati, 1985).



Şekil 3.1. CVD sistemi (Choy, 2003)

Kimyasal buhar depolamanın (CVD) en büyük dezavantajı, işlem sıcaklığının yüksek olmasıyla (1000 °C) ana malzemede deformasyon gözlendiği için çelik takımların bir çoğu bu metodun dışında bırakılmıştır. Fiziksel buhar depolama (PVD) işlemi 350-500 °C arasında aynı özellik ve kalınlıktaki kaplamalarda başarılı olduğundan CVD'nin dezavantajı PVD'nin (Physical-Vapour-Deposition) gelişmesine yardımcı olmuştur.

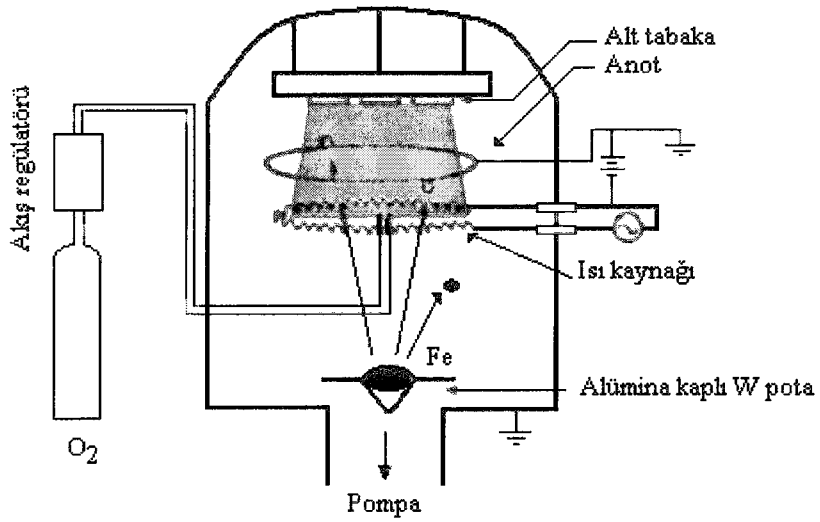
3.1.2. Fiziksel Buhar Depolama Yöntemiyle (PVD) Kaplama Yöntemi

PVD işlemi ısıtarak, lazerle buharlaştırma, saçılma ve benzeri yöntemlerden biriyle malzeme buharı elde edilip, daha sonra buharın ana malzeme üzerine yoğunlaştırılması suretiyle ince bir film tabakası elde edilmesi şeklinde gerçekleştirilir (Sun ve Bell, 1991; Björk ve diğ., 2001; Tuck ve diğ., 2001). Şekil 3.2'de PVD'nin çalışma ilkesi şematik olarak görülmektedir.

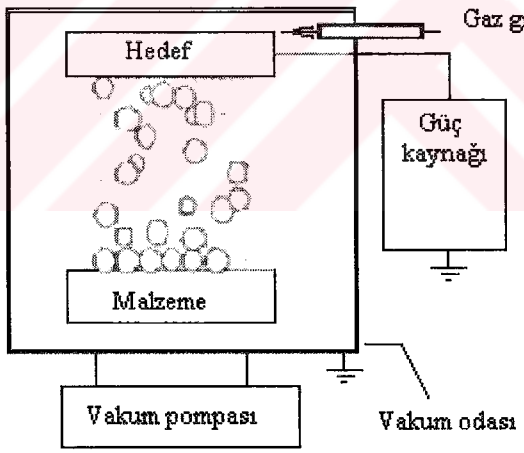
PVD sistemi genelde püskürtme esaslı, plazma (iyon) esaslı ve katodik esaslı kaplama olmak üzere üçe ayrılır.

Bir katodik püskürtme kaplama işlemi olan püskürtme esaslı PVD yönteminde, uygulanan 0.5-5 kV' ta yaklaşık 10^{-3}-10^{-1} mmHg (torr) vakum altında ve koruyucu gaz atmosferinde yapılır. Bu işlemde argon iyonları metal kaynağı üzerine çarptırılır ya da anot üzerinde hedef metal atomlarının birikim oluşturması için, Şekil 3.3' de de görüleceği gibi, hedef kaplama malzemesi yeterli enerjiye çıkartılır (Feng ve diğ., 2002; Gold ve Loos, 2002).

Püskürtme, atomların metal transferinde termal buharlaşma işlemleri ile yapılandan daha iyi kontrol edilebilir (Smith, 1993; Feng ve diğ., 2002).



Şekil 3.2. Demir oksit hazırlamak için PVD üretim sisteminin prensip şeması (Nagahama ve Yumoto, 2003)



Şekil 3.3. Püskürtme mekanizmasının şematik gösterimi (Feng ve diğ., 2002)

İyon esaslı PVD yönteminde kaplanacak malzeme, buhardan çöktürme yöntemine benzer şekilde buharlaştırılır. Yalnız buhar, kaplanacak malzemeye giderken bir plazma içinden geçer. Plazma gazı genellikle argondur ve vakum odasında 0.005-0.2 mmHg (torr) basınçtadır. Plazma, alt tabakaya yüksek bir negatif gerilimle beslenerek üretilir. Buharlaştırılan atomlardan bir kısmı alt tabakaya giderken plazmanın etkisiyle iyonlaşır ve aktifleşir (PalDey ve Devi, 2003). İyon kaplama sürecinde, kaplanan atomların yükseltilen kinetik enerjileri nedeniyle alt tabakaya bağlanma yeteneği daha da gelişir (Holmberg ve diğ. 1998).

3.2. Sol–Jel Yöntemi

Sol-jel teknolojisi yüksek kaliteli camları ve seramikleri üretmek için, 1980' li yıllardan itibaren çalışılmaya başlanan yeni bir tekniktir. Sol-jel yöntemi; farklı alt tabaka malzemelerinde ve karmaşık geometrili malzemelerin kaplanmasında kolaylık, düşük işlem maliyeti ve sıcaklığı gibi avantajlara sahiptir. Sol-jel teknolojisi basit olarak iki çeşittir. Birincisi, bir sıvı faz içerisinde kolloidal tanelerin dağılımıyla oluşan sol ve bir jel üretmek için yeniden kararlaştırıcıdan oluşur. İkincisi, sürekli bir ağ ile bir jel üretmek için kararlı organik bileşenlerin uzaklaştırılmasıyla oluşturulan organometalik bileşenlerin polimerizasyonunu içerir. Filmler, bir alt tabaka üzerine sol-jel çözeltisinde ağ çöktürme veya spreyle oluşturulabilir. Organik bileşenlerden uzak bir jel tabakası için ince film katmanı 70 °C' de kurutulur ve oluşan kristal tabaka, amorf tabaka ve kalıntı organik bileşenleri pirolize etmek için 400-700 °C sıcaklık aralığında ısıtılır (Liu ve diğ., 2002).

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

Bir çok avantajlarına rağmen sol-jel yöntemi, endüstride yaygın olarak kullanılamamaktadır. Bunun nedeni, ısıtma işlemi sırasında organiklerin engellenmesi sonucu oluşan kaplamaların kırılmalara yol açması ve çatlağı önlemek için kaplama tabaka kalınlığının 0.5 mm' den daha az olması gerektiğindendir (Bell ve diğ., 2000).

Sol-jel yöntemi 1970'li yıllarda yoğun bir şekilde ele alınmış ve 1980'li yıllarda ise tamamiyle yüze yakın araştırma yapılarak literatüre kazandırılmıştır. Buna göre bu yöntem, tamamiyle monolitik formda titanyum oksit (TiO_2), zirkonyum oksit (ZrO_2), alümina (Al_2O_3), silisyumdioksit (SiO_2) gibi ticari seramik oksitlerinin düşük sıcaklıkta üretildiği yöntemlerdir. 1981 yılında Rice ve Becher ZrO_2:Al_2O_3 seramik kompozitleri sol-jel ile üretmişlerdir. Yaptıkları çalışmada, ZrO_2 takviyeli Al_2O_3 sistemi için hem kırılma mukavemeti hem de kırılma tokluğundaki artışı belirlemişlerdir. 1984' de Hoffmann ve arkadaşları AgCl ve CdS fazlarını kristal formda olan AgCl: SiO_2 ve CdS: SiO_2 gibi ince tabakalı kompozitlerden değişik di-fazlı jellerin farklı tiplerini üretilerek sol-jele farklı bir yaklaşımla onların dağıtılabildiğini ve kompozitte aşırı bir homojenlik sağladığını göstermişlerdir. Sonuç olarak, sol-jel teknikleri, tek tabakalı kompozit üretmek için ideal bir yöntemdir (Rodeghiero ve diğ., 1998).

3.3. Elektrolitik Krom Kaplama

Metal kaplama, yüzeylere elektrolitik birikim yoluyla uygulanan bir yöntemdir (Chiu, Yang, Hsieh ve Cheng, 2002). Sistem, başlıca bir katot, bir anot, bir elektrolit ve uygun bir kaplama kabından oluşur. Uygun koşullar altında gerçekleştirilen elektrolitik krom kaplama parlaktır ve yeniden parlatmaya gerek yoktur. Krom iyonları genellikle kromik asit ya da krom oksit kullanılarak sağlanır. CrO_3 sulu çözeltisinde kromik asidi oluşturur (Saraç, 1995).

$$CrO_3 + H_2O \rightarrow H_2CrO_4 \quad (3.1)$$

Bu asit ise hidrojen ve kromat iyonlarına ayrışır.

$$H_2CrO_4 \rightarrow 2H^+ + CrO_4^{-2} \quad (3.2)$$

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

3.4. Ergimiş veya Yarı Ergimiş Fazdan Kaplama

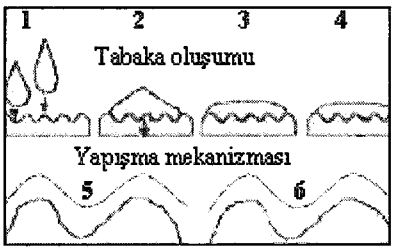
3.4.1. Isıl Püskürtme (Termal Sprey)

Isıl püskürtmeyle yapılan kaplama yönteminde, kaplama malzemesi toz, çubuk ya da tel biçiminde olabilir. Isıl püskürtmede kaplama malzemesini ergitmek için gerekli olan sıcaklığı elektrik arkı veya plazma arkıyla elde edilir. Ergiyen kaplama malzemesi kaplanacak olan parçanın soğuk olan yüzeyine püskürtülür. Yüzeye darbe etkisiyle çarpan tanecikler, düzleşmekte ve esas metale olan ısı transferiyle, soğuyarak katılaşmaktadır. Şekil 3.4' de ısıl püskürtme yönteminin prensip mekanizma resmi görülmektedir.

Ergiyen kaplama malzemesinin esas metal ile birleşmesi ve birbiriyle tabaka oluşturması difüzyon veya kaynak kabiliyetine bağlıdır (Villat, 1986).

Isıl püskürtme yöntemleri;

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

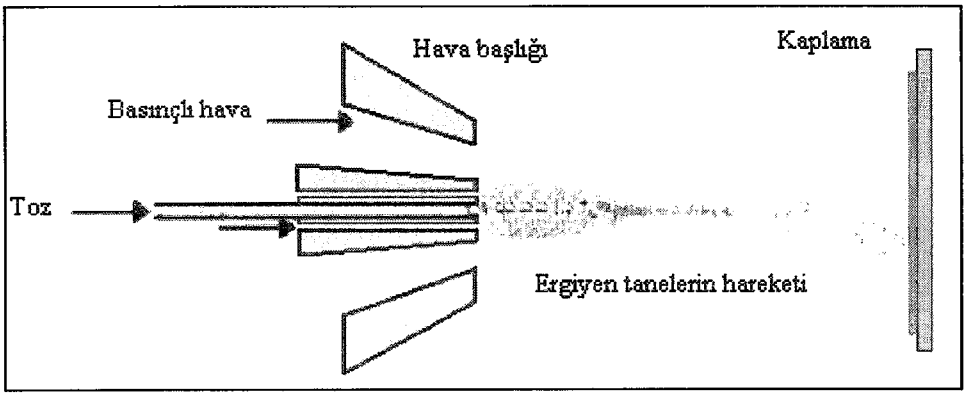


1. Yüzeye doğru giden kaplama malzemesi, 2. Yüzeye çarpma, 3. Esas metalle ısı transferi, 4. Katılaşma, 5. Mekanik bağlanma, 6. Bölgesel ergimeler.

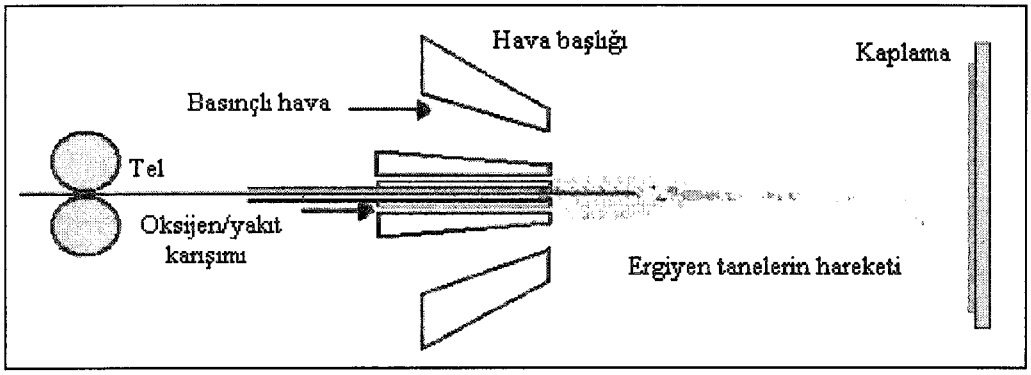
Şekil 3.4. Isıl püskürtme tabakası oluşumu (Kahraman ve Gülenç, 2002)

3.4.1.1. Alevle Püskürtme

Bu yöntemde, kaplama malzemesini ergitmek için gerekli olan ısı kaynağı, yanıcı gazlar ile elde edilmektedir (Sharafat ve diğ., 2000). Alev püskürtme tabancaları çubuk, tel veya toz biçimindeki kaplama malzemelerini püskürtmektedir. Kullanılan gazlar asetilen, propan ve oksijen-hidrojen gazlarıdır. Şekil 3.5' de toz püskürten ve Şekil 3.6' da ise, tel veya çubuk püskürten alev püskürtme tabancası görülmektedir. Kaplama malzemesinin toz biçiminde olması durumunda toz malzeme aleve enjekte edilir, ısıtılır ve sıcak gaz akışı ile iş parçası yüzeyine gönderilir. Tel ya da çubuk biçimindeki kaplama malzemesi durumunda alev içinde bir ergime ucu oluşturulur ve basınçlı havanın püskürtülmesiyle alev, püskürtme akışına dönüştürülür ve iş parçasına doğru tanecikler gönderilir (Akay ve diğ., 1997; Bach ve Duda, 2000). Alev sıcaklığı 3000 °C dolayında ve ergimiş damlalar ise 2000 °C'nin üzerindeyken, damlalar yaklaşık 100 m/sn hızla esas metale çarpmaktadır (Hutchings, 1992). Bütün ısıl püskürtme yöntemlerinin hava içinde yapılması, kaplama tabakasında gözenekliliğe neden olmaktadır.



Şekil 3.5. Toz ile alev püskürtme (Bach ve Duda, 2000)



Şekil 3.6. Tel ile alev püskürtme (Bach ve Duda, 2000)

Alev ile püskürtmede elde edilen metalik kaplamalardaki boşluk, püskürtme işleminden sonra yüzeye uygulanan ısıtma ile (oksi-asetilen veya endüksiyon gibi) azaltılabilir. Bu işleme, püskürtme-ergitme yöntemi denilmektedir. Püskürtme-eritme yöntemi ile sıfır boşluk seviyeli kaplama ve esas malzeme ile kaplama arasında güçlü bir bağ elde edilir (Hutchings, 1992).

3.4.1.2. Plazma Jeti ile Püskürtme

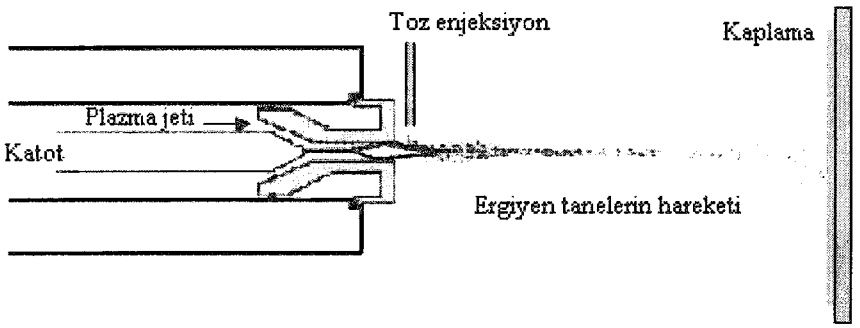
Plazma jeti; genellikle argon, azot veya helyum olan soygazın, nozul içinde oluşturulan bir elektrik akımı ile 2000 °C gibi çok yüksek sıcaklıklara ısıtılmasıyla elde edilir. Kaplamayı oluşturan toz malzeme, yüksek enerjili plazma jetine taşıyıcı bir gaz (Ar) ile enjekte edilip ergiyen malzeme metal yüzeyine gönderilir (Villat, 1986).

Temel bir plazma jeti ile püskürtme sisteminin şematik resmi Şekil 3.7' de görülmektedir. Güç seviyesi, plazma gazının basınç ve akışı, tozun ve taşıyıcı gazın akış oranı, sistem konsoluyla kontrol edilmektedir. Nozul içine giren gaz, yüksek frekans ark başlatıcısından elektriksel boşaltımı ile iyonize olmaktadır (Clare, Crawmer, 1992).

Plazma püskürtme yönteminde tel biçimindeki kaplama malzemesi kullanımı da mümkün olup, geniş bir aralıktaki yüksek ergime noktalı malzemelerin ve oksit seramikler gibi ısıya dayanıklı malzemelerin üstünlüğünü elde etmek için toz biçimindeki kaplama malzemesi kullanılmaktadır. Bu yöntemle; % 2-5 gözenek miktarına sahip ve yine % 2-5 aralığında oksit bileşenli kaplamalar üretilmektedir (Hoff, 1995).

Plazma püskürtme yöntemi, püskürtme işleminin yapıldığı atmosfere göre "hava plazma püskürtme (APS)" ve "vakum plazma püskürtme (VPS)" şeklinde iki gruba ayrılır. APS yöntemi, normal çevre atmosferinde uygulanmaktadır. Hava ile püskürtülen tanecikler arasındaki reaksiyon, plazma jetinin yüksek hızı ile önemli ölçüde sınırlandırılsa da püskürtülen tanecikler bir miktar oksitlenmeye uğrarlar. VPS yöntemi ise, atmosfer basıncından daha az

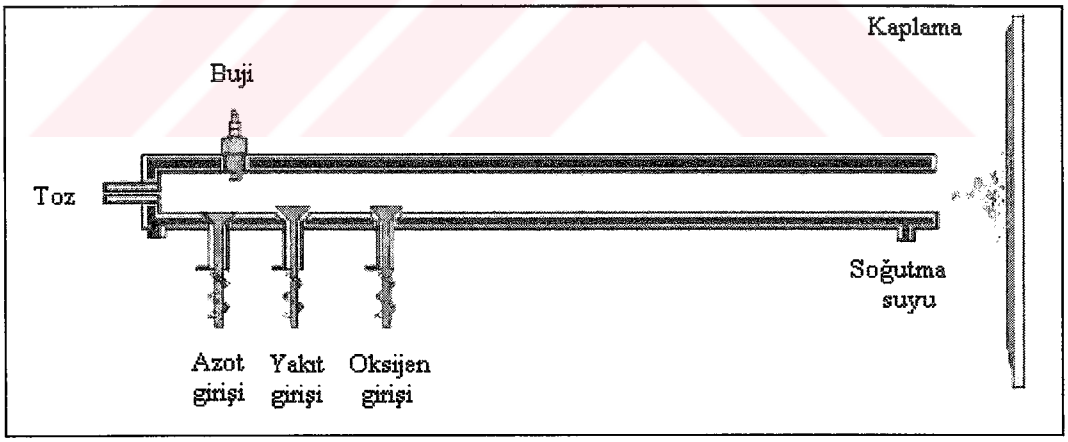
basınçta argon gazı bulunan bir ortamda gerçekleştirilir. Dolayısıyla yoğun, saf ve oksitsiz kaplamaları üretme olanağı vardır (Villat, 1986).



Şekil 3.7. Plazma ile püskürtme (Bach ve Duda, 2000)

3.4.1.3. Patlamalı Püskürtme

Bu yöntemde alev sıcaklığı yaklaşık 3000 °C, esas malzemenin sıcaklığı ise CO_2 soğutma sistemi ile 150 °C altında olup ergimiş damlaların hızı 800 m/s' dir. Bu şekildeki yüksek hızlı damlalar, esas metal üzerinde boşluk seviyesi düşük (% 0.5-1) ve iyi bağlanmış kaplamalar meydana getirir (Hutchings, 1992; Özenbaş, 1995).



Şekil 3.8. Patlamalı püskürtme yöntemi (Bach ve Duda, 2000)

3.4.1.4. Elektrik Arkı ile Püskürtme

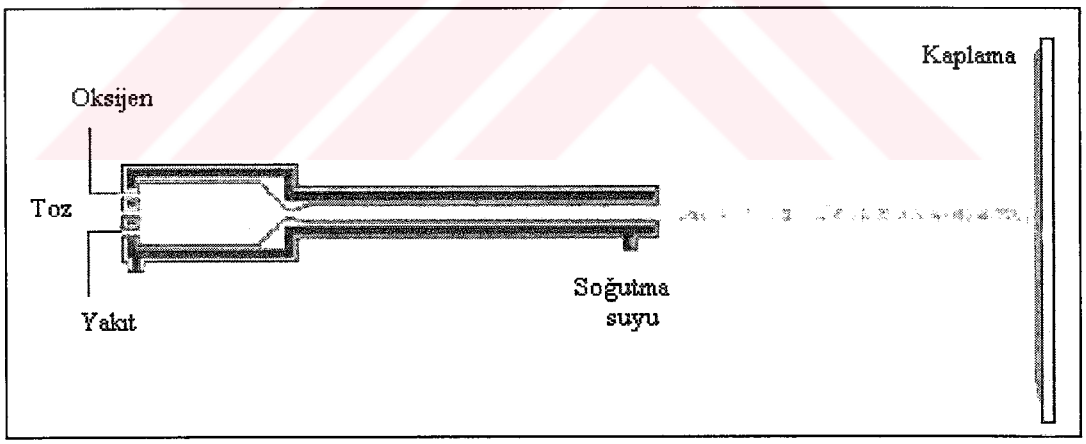
Elektrik arkı ile püskürtme, korozyon, erozyon ve aşınma direnci için 100-1500 μm kalınlık aralığında ince metalik kaplamalar elde etmek için yapılan geleneksel bir kaplama yöntemidir. Yöntem; motor tahrikli, iletken iki telin yüzeye çöktürülmesi esasına dayanır. Ark,

tellerin ucunu ergitir ve uygun bir gaz atomizasyonuyla ergiyik haldeki metal tel uçları, damlalar şeklinde metal yüzeyine doğru hızlanır, yüzeyde katılaşarak kaplama tabakası elde edilir (Matthew ve diğ., 2002).

3.4.1.5. Yüksek Hızlı Oksi-Yakıt (HVOF) Püskürtme

HVOF yönteminin esası, yüksek gaz hızı meydana getirmek için, 0.75 MPa gibi yüksek basınçlarda, propan veya hidrojen gibi yanıcı gazların infilak ettirilerek taneciklerin iş parçasına doğru yüksek hızda gönderilmesidir. Böylece, taneciklerin kinetik enerjileri ile plazmanın ısıl enerjisi yer değiştirilerek çok iyi bağlanmış ve yoğunluğu iyi olan kaplamalar üretilmektedir. Seramikler gibi yüksek ergime noktalı malzemeler ve molibden gibi ısıya dayanıklı metaller HVOF yöntemleri ile püskürtülebilirler (Charles, 1994; Bach ve Duda, 2000).

Isıl püskürtme teknolojisindeki en yeni gelişme, yüksek hızlı oksi yakıt püskürtme yöntemiyle, yüksek tanecik hızı nedeniyle % 80 MPa' dan fazla bağ mukavemeti ve %1' den az gözenek içeren kaplamalar elde edilmesi, kaplama yapılmış olan yüzeyin düşük pürüzlülük göstermesi ve plazma püskürtme yöntemi ile karşılaştırıldığında; kaplama malzemesinde ısıl destekli değişikliklerin daha düşük olması gibi üstünlüklere sahiptir. Şekil 3.9' da HVOF sisteminin prensip şeması görülmektedir.



Şekil 3.9. HVOF püskürtmenin prensip şeması (Bach ve Duda, 2000)

3.5. Ergitme Yöntemleri

Aynı veya benzer cinsten iki malzemeyi ısı, basınç veya her ikisini birden kullanmak suretiyle, ilave bir malzeme katarak veya katmadan yapılan birleştirmeye kaynak denir. Kaynak, bölgesel bir döküm işlemi olarak da tanımlanabilir.

Kaynak tekniğindeki gelişim süreci kısaca şöyle özetlenebilir:

1802– Elektrik arkı üzerine araştırma,

1867– Elektrik direnç kaynağının bulunuşu,

1900– Gaz ergitme kaynağının endüstride uygulanması,

1919– Koruyucu gaz kaynağının ilk uygulaması,

1936– Helyum gazı ile koruyucu gaz kaynağının uygulanışı,

1953– CO_2 ile koruyucu gaz kaynağının endüstride uygulanışı,

1961– Plazma kaynağı uygulaması.

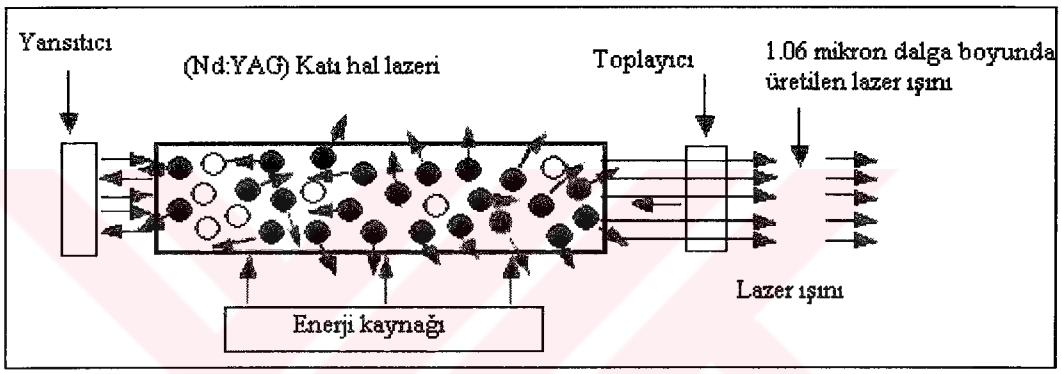
Bu gelişim süreci içinde, bir yandan yeni esaslara dayalı kaynak yöntemleri ortaya çıkarken, bir yandan da bilinen yöntemlerin geliştirilmesi ve otomatikleştirilmesi gerçekleşmiştir. Günümüz kaynak tekniğinde, bu yöntemlerden elektrik direnç kaynağı, örtülü elektrod ile kaynak, tozaltı kaynağı, elektro-cüruf kaynağı ve koruyucu gaz kaynağı genel kaynak yöntemleri olarak kabul edilir. Soğuk pres kaynağı, elektron ışın kaynağı, plazma kaynağı ve lazer kaynağı gibi yöntemler ise özel uygulama alanlarına bağlı yöntemler olarak tanımlanmaktadır.

Kullanım alanına bağlı olarak, yüzey dayanımı; tel/toz püskürterek, ince sert kaplama, krom kaplama, PVD, CVD kaplama gibi yöntemlerle elde edilemeyebilir. Bu tür artırımları gerçekleştirmek için ilâve metal (elektrot) kullanımını sağlamak gerekebilir. Yüzey artırımlarını sağlamak için elektrik ark, tozaltı, gazaltı, lazer ışını ve elektron ışını kaynak teknikleri kullanılmaktadır (Elsawy, 2001; Lathabai ve diğ., 2001; Tusek ve Suban, 2003). İlâve metalin elektrik arkıyla ergitilerek önceden hazırlanan bölgeye transferi sırasında malzemede bir takım çarpılma ve çatlama gibi yüzey hataları oluşabilir (Lothongkum, 2001). Ayrıca kaynakla doldurulan yüzeylerde hassasiyetlik sağlanmadığı için talaşlı imalat yöntemine gereksinim vardır. Diğer ergitme yöntemleri kullanılarak yüzeye esas malzemenin mikroyapı ve mekanik özelliklerinden daha üstün (aşınma, korozyon ve erozyon direncine sahip kompozit tabakası) kaplama tabakası oluşturulmaktadır (Wu ve diğ., 1999; Korkut ve diğ., 2002). Bu alanlarda bir çok çalışmalar yapılmış olup, bu yöntemlerin yüzey modifikasyonunda verimli olduğu gözlenmiştir.

3.5.1. Lazer Kaynağı (LA)

Lazer ingilizce; light amplification by stimulated emission of radiation (uyarılmış radyasyon salınımlarıyla ışığın kuvvetlendirilmesi) kelimelerin baş harflerinden türetilmiştir. Normal ışık, farklı dalga boyları ve frekanslara sahip dalgalardan meydana gelir. Lazer ışığı ise yüksek genlikli, aynı fazda birbirine paralel, tek renkli, hemen hemen aynı frekanslı dalgalardan ibarettir.

Lazer kaynağı, CO_2 (Karbondioksit) 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. CO_2-lazer kaynağında genellikle koruyucu gaz olarak helyum tercih edilir, çünkü helyumun yüksek bir iyonlaşma potansiyeli vardır ve bu ise plazma oluşumunu azaltarak nüfuziyeti artırıp yüksek kaliteli kaynak yapılmasını sağlar.

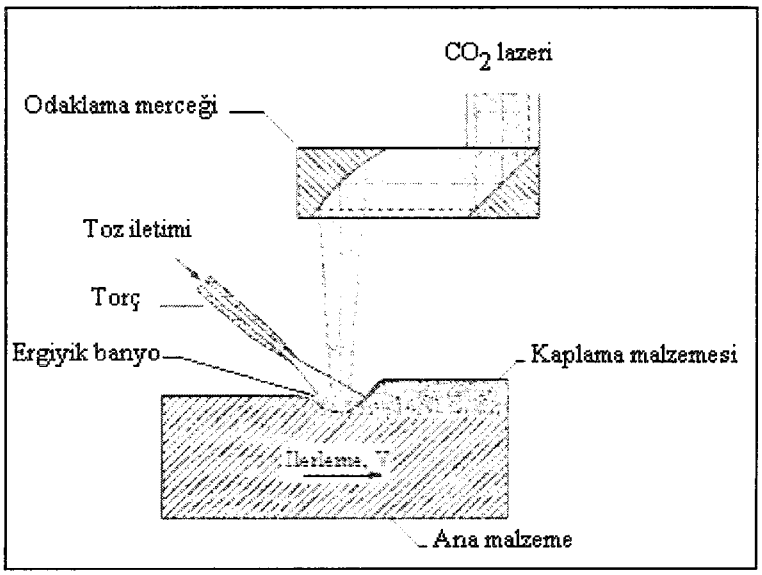


Şekil 3.10. Nd: YAG lazerinde foton hareketlerinin prensip resmi

Lazer kaynağı ile elde edilen ışın gücü ana malzemede çok dar bir alana tesir ettiğinden, ısının tesiri altında kalan bölge (ITAB) alanı çok küçüktür. Bu nedenle laser kaynağı ile benzer olmayan metallerin kaynağı yapılabilinmektedir (Varol ve diğ., 2002). Laser ışını metal yüzeylerin kaplanması sırasında daha düşük ışın yoğunluğu ve daha geniş yüzeylere enerji geçişinin sağlanması amacıyla farklı tipte mercek sistemi kullanılır. Metal yüzeylerinin laser ışını ile kaplanmasının avantajı ise, malzeme içine nüfuz eden enerjinin lokal ve minimum seviyede kalıp hassas kaplama imkanı sağlamasıdır. Şekil 3.11' de lazer ışın tekniği ile kaplama yönteminin şematik resmi görülmektedir.

Lazer kaynağı geleneksel kaynak yöntemleriyle kıyaslandığında belli başlı avantajlara sahiptir. Bunlar;

- Minimum ısı girdisi iş parçasının minimum düzeyde çarpılmasına yol açar,
- Isının tesiri altında kalan bölge (ITAB) çok dardır,
- Odaklanmış lazer ışını yüksek enerji yoğunluğuna sahiptir,
- Kaynaklı birleştirmeler yüksek dayanıma sahiptir (ASM, 1993).



Şekil 3.11. LA yöntemi kullanılarak yapılan kaplamanın şematik resmi

3.5.2. Elektron Işın Kaynağı (EIK)

EIK, yoğunlaştırılmış ve yönlendirilmiş elektron ışınının oluşturduğu ısı enerjisi sayesinde, metallerin birleştirilmesinde kullanılan bir yöntemdir. Elektronların açığa çıkması, hızlandırılması ve bir noktada odaklanıp yoğunlaştırılması elektron ışın tabancasıyla elde edilir. Elektronların toplam kinetik enerjisi iş parçasının küçük bir yerinde yoğunlaştırıldığı için, enerji yoğunlaşması 10^8 W/cm^2 'ye kadar ulaşabilir. Çok yüksek hızdaki elektronlar iş parçası tarafından engellendiği için parça yüzeyinde 0.25-0.75 mm derinlik mertebesinde kontrol edilen elektron ışının birleştirilecek bölgeye gönderildiğinde elektronların sahip oldukları kinetik enerjileri, ısı enerjisine dönüşerek malzemeyle temas ettiği yerleri ergitir. Ergimiş metallerin birbiri ile teması, birleşmeyi sağlar. Hava veya herhangi bir gaz, elektronların ışın formunu bozduğu için, kaynak işlemi çoğu kez yüksek vakum altında yapılır. Elektron ışın kaynağı ile kaynak yapılacak parçalar genellikle ilave metal kullanılmaksızın birleştirilirler ve birleştirilecek iki parçanın arasındaki boşluğun 2-10 mm' den daha fazla olmaması gerekmektedir. Elektron ışın kaynağında kaynak dikiş formu diğer yöntemlere göre farklıdır. Bu yöntemde, kaynak dikişinin (derinlik/genişlik) oranı yüksektir (25/1). Bu durum kalın parçaların tek pasoda kaynak yapılmasını sağladığı gibi kaynak banyosunun küçük olmasına da neden olmaktadır. Bunun sonucunda, kaynak yapılan parçanın birim uzunluk başına ısı girdisi diğer kaynak yöntemlerine göre düşüktür. Dolayısıyla dar bir kaynak bölgesi, daha az çarpılma (distorsiyon) ve hatasız kaynak imkanı doğar. Şekil 3.12'de elektron ışın kaynağı şematik olarak gösterilmektedir.

Bu yöntemle, ince parçaların kalın parçalara kaynağı ve benzer olmayan malzemelerin kaynağı kolaylıkla başarılabilir. EIK yöntemi ile reaktif refraktif malzemelerin birleştirilmesi kolaylıkla yapılabilir.

Avantajları;

1. Elektrik enerjisini doğrudan ışın şeklinde bir çıkış enerjisine dönüştürdüğü için son derece etkilidir.

2. Verilen bir nüfuziyet derinliği işin birim uzunluk başına ısı girdisi ark kaynağından çok daha düşüktür. Dolayısıyla dar kaynak bölgesi, düşük oranda çarpılma meydana gelir.

3. Kaynak genelde vakum altında yapıldığından kaynak metali oksijen, azot, hidrojen gibi zararlı elementlerden çok az etkilenir.

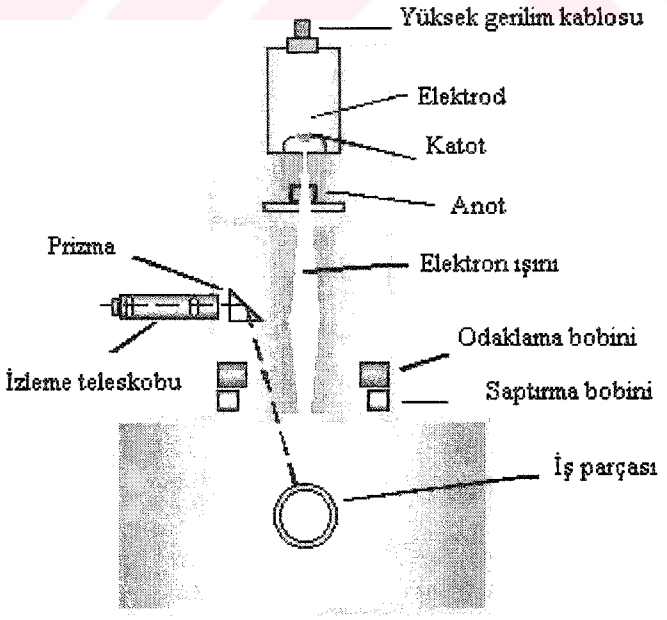
4. Isıyı bir noktada toplayarak yüksek ergitme oranına sahip olması nedeniyle kaynağın hızlandırılması mümkündür. Bu da birleşme zamanını düşürür ve verimliliği arttırır.

Dezavantajları;

1. Ekipman maliyeti diğer kaynak sistemlerinden yüksektir. Fakat yüksek enerji yoğunluklu lazer kaynak tiplerine oranda daha az masraflıdır.

2. Elektron ışın kaynağının bütün modellerinde kaynak sırasında oluşan X ışınlarından çalışanların korunabilmesi için radyasyona karşı koruma yapılmalıdır. Vakumsuz ortamda gerçekleştirilen kaynak esnasında oluşan zararlı gazların dağıtılabilmesi için uygun havalandırma gereklidir.

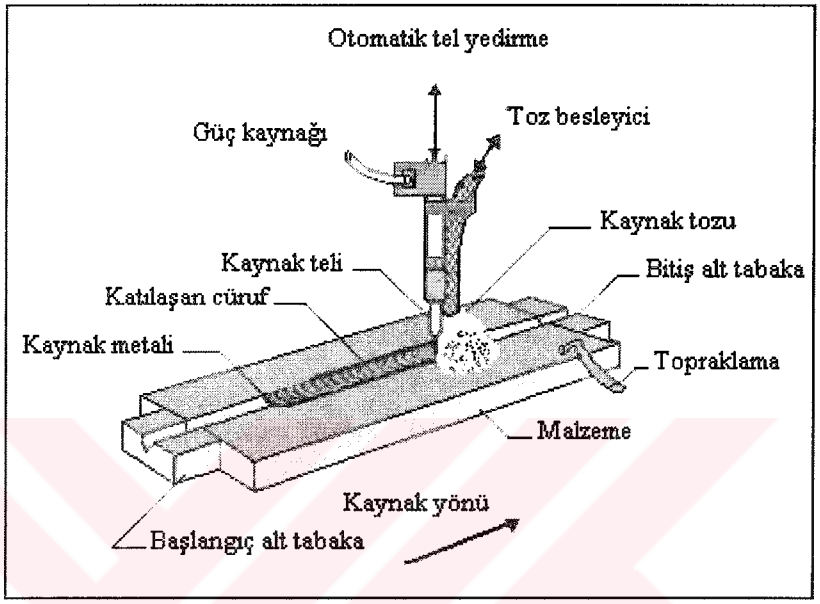
3. Dökme demir gibi gözenekli veya içerisinde gaz kalmış malzemelerin kaynağı zordur.



Şekil 3.12. Elektron ışın kaynağının şematiği

3.5.3. Tozaltı Kaynağı (TA)

Tozaltı kaynağı, MIG kaynak yöntemine benzer olarak, çıplak bir elektrot ile iş parçasında ark oluşturarak ve kaynak bölgesindeki korumanın da bir toz kümesi ile sağlandığı kaynak yöntemidir. Şekil 3.13' de tozaltı kaynağının prensip şeması görülmektedir.

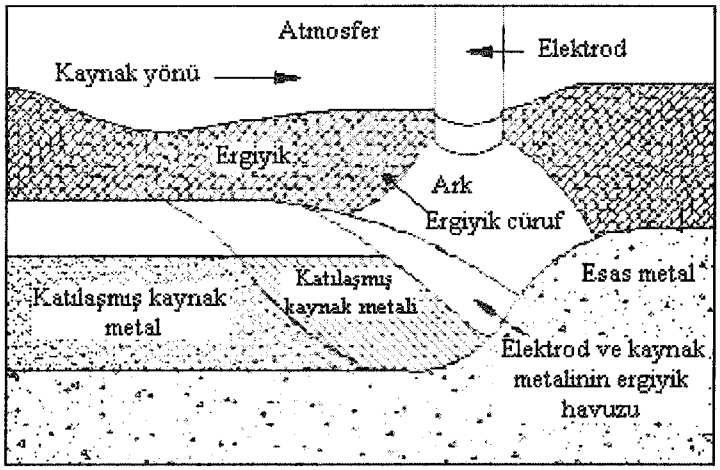


Şekil 3.13. Tozaltı kaynak yönteminin prensip şeması

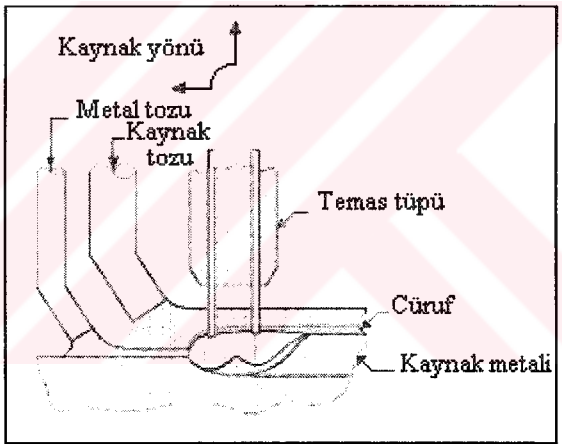
Elektrot ve toz kaynak bölgesine otomatik olarak gelir. Arkı oluşturan elektrik akımı temas bölgesi boyunca elektrotla sağlanır. Akım, elektrotun pozitif veya negatif kutup olduğu doğru akım (DC) olabileceği gibi, alternatif akım da (AC) olabilir. Şekil 3.14' de tozaltı kaynağıyla meydana gelen kaynak havuzundaki ergime ve katılaşma görülmektedir. Kaynak tamamlandıktan sonra, üretim parametrelerine bağlı olarak kaynak metali katılaşır (Ogborn, 1993).

Tozaltı kaynağında kaynak verimliliğini arttırmanın birkaç yolu vardır. Bunlar çoklu tel kaynağı, sıcak tel kaynağı, soğuk tel kaynağı ve toz ilavesiyle yapılan kaynak olarak bilinir. Şekil 3.15' de ikili elektrotlu yandan metal toz ilaveli tozaltı kaynağı sistemi görülmektedir. Çoklu tel kaynağında tüm teller kaynak nozuluna doğru aynı hız ve zaman değerlerinde hareket ederler. Kaynak nozulundaki teller kaynak yönüne göre paralel, ikili veya üçlü formda düzenlenebilirler. Tel düzenleri kaynak alanına, metal tozunun sağlanışına ve kullanım amacına bağlıdır. Örneğin, yüzey modifiye edilecekse, kaynak yönünde birbirine paralel şekilde hareket etmesi bakımından yanyana düzenlenmesi gerekir. Teller arasındaki mesafe metal tozu sağlama yoluna, tel çapına, kaynak parametrelerine ve tel uzamasına bağlıdır. Yüzey serleştirme için

yaklaşık 50 Volt civarında bir voltaj önerilir. Bu yolla iyi, düzgün üniform kaynak kalınlıkları sağlanabilir (Tusek ve Suban, 2003).



Şekil 3.14. Tozaltı kaynağıyla oluşan kaynak banyosu (Ogborn, 1993).



Şekil 3.15. İkili elektrotlu yandan metal toz ilaveli tozaltı kaynağı sistemi (Tusek ve Suban, 2003)

3.5.4. Gaz Tungsten Ark (GTA veya TIG) Kaynağı

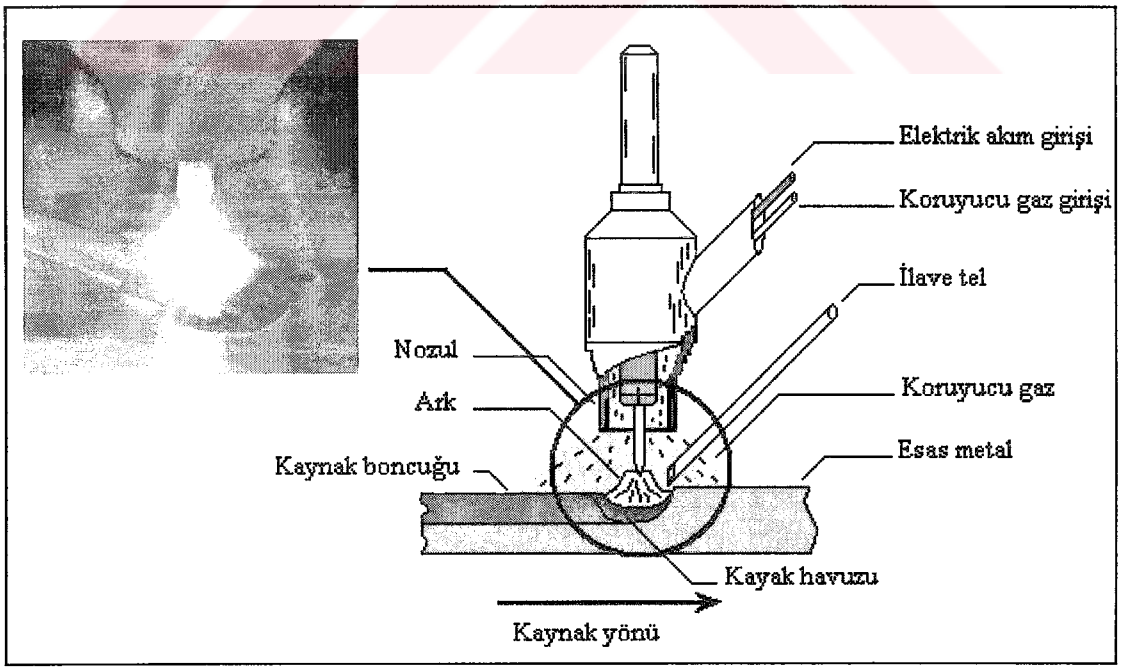
Gaz–tungsten ark kaynağı (GTA veya TIG), bir gaz altı kaynak tekniği olup, ergimeyen bir tungsten elektrot ile iş parçası arasında ark oluşturulması sonucu gerekli olan ısı ve enerjinin üretilmesi ile yapılan yöntemdir. Tungsten elektrot ile herhangi bir metal transferi olmadığından, ark sadece esas malzemeyi ergitmek amacıyla kullanılır (Lin ve Lee, 1997).

Tungsten elektrot, ark işlemi için gerekli elektronların emisyonunu sağlamak amacıyla yeterince yüksek sıcaklıklara ısıtılır. Kaynak havuzunun sıcaklığı 2800 °C olabilmektedir (AWS, 1978; Hicken, 1993). Ark bölgesinde meydana gelen elektro manyetik alan sayesinde elektrot ve parça arasındaki koruyucu gazın bir kısmı iyonlaşır. Bu yüzden ark bölgesinde gaz

iletken ya da plazma haline gelir. Elektrik arkı, iletken hale gelen asal gazdan akımın geçmesiyle üretilir (Şekil 3.17).

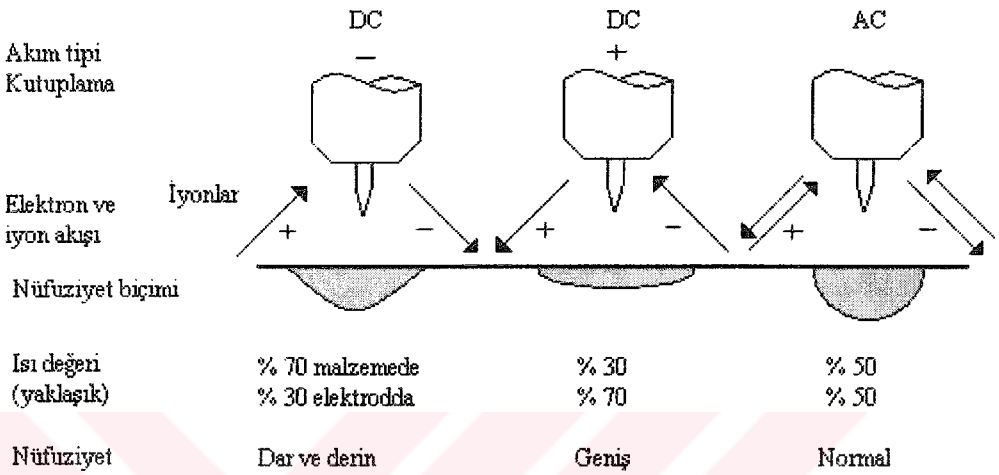
Basit olarak, GTA kaynak kalitesi, kaynak havuzunun geometrisi ile karakterize edilir. Kaynak havuzunun geometrisi, kaynağın mekanik özelliklerini tespit etmede önemli rol oynar. Bu yüzden optimum kaynak havuzunun geometrisini elde etmek için kaynak yöntem parametrelerinin seçimi önemlidir (Juang ve Tarng, 2002).

Ark bölgesi koruyucu bir asal gaz (argon, helyum veya argon-helyum gibi) ile korunmaktadır (Weisman, 1981). Kullanılan koruyucu gazın görevi; ark bölgesi ve kaynak banyosunun üzerindeki havayı kimyasal, metalurjik ve fiziksel bileşik oluşturmadan dışarı atarak dikişi O_2 ve N_2 gazlarının etkisinden korumak, kaynak metalinin soğuma hızının ayarlanmasına katkıda bulunmak, istenilen ark karakteristiğini ve damla geçişini sağlamaktır. Koruyucu gazlar, sadece katılaşan kaynak banyosunu korumakla kalmamakta; ark kararlılığı, kaynak dolgu biçimi, dikişin mekanik özellikleri, kaynak nüfuziyeti, tane yapısı, işlem verimliliği, sıçrama ve duman oluşumu gibi önemli değişkenleri de etkilemektedir. Dikiş genişliği, dikiş yüksekliği, dikiş nüfuziyeti kullanılan malzeme ve seçilen koruyucu gaz türüne göre değişir. GTA kaynağında He, Ar ve bunların karışımları kullanılır. Her iki gaz da tek atomlu ve asal gazdır. Bu yüzden diğer elementlerle birleşmezler. He gazı havadan hafifken Ar havadan daha ağırdır. Dolayısıyla He uçucudur ve koruma kabiliyeti düşüktür. Ancak Ar havadan daha ağır olması nedeniyle ergiyik metali daha iyi korur.



Şekil 3.16. Gaz tungsten ark kaynağının prensip mekanizma resmi

GTA yöntemi, kaynak işlemleri sorunlu olan Al, Mg, Cu, alaşımlı çelikler ve Zr, Mo, Ti vb. gibi metallerin birleştirilmelerinde uygulanmaktadır (Lathabai ve diğ., 2001). Bu yöntemden; uçak yapımı, nükleer ve termik santrallerin montajı ve diğer birçok endüstri dallarında makine elemanlarının birleştirilmesinde yararlanılmaktadır.

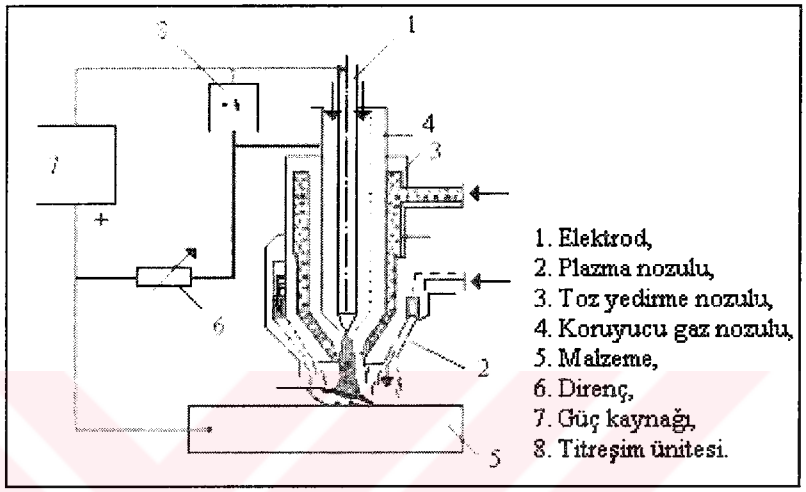


Şekil 3.17. Gaz-tungsten ark kaynağı için akım tipleri karakteristikleri (AWS, 1978)

3.5.5. Plazma Ark Kaynağı (PA)

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 elektrik arkından geçirerek elde edilen iyonlaşmış ışıklı gaz olarak da tanımlanabilir. 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 (Bourithis ve diğ., 2003). Ark, yüksek yönlenme şiddeti sağlamak amacıyla bakır alaşımlı bir nozul içinde daraltılır (Şekil 3.18). 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, arkı 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 etkiler (Harris, 1993).

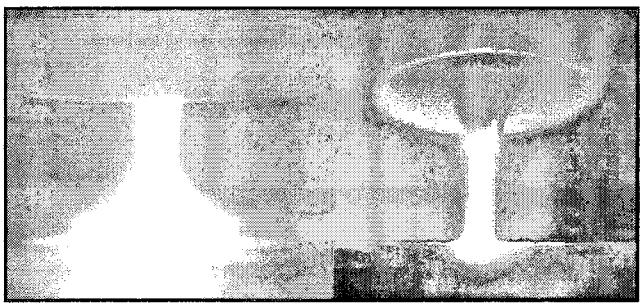
Plazma gaz akış oranı, akım değeri ve kullanılan nozul çapına göre üç tip plazma vardır. Bunlar 0.1-15 A değerleri arasında çok ince malzemelerin birleştirilmesi için kullanılan mikro plazma, GTA kaynak yöntemi ile benzer bir şekilde 15-100 A aralığında çalışan orta akımlı plazma ve 100 A değerinden yüksek akım değerlerinde çalışma olanağı bulan ve lazer kaynağına benzer bir şekilde kullanılan anahtar deliği plazma yöntemidir. Anahtar deliği plazma yöntemi ile daha derin nüfuziyetli kaynaklar elde edilir.



Şekil 3.18. Plazma kaynak aparatı (Bourithis ve diğ., 2002)

Plazma transferli ark kaynağı lazer yöntemiyle karşılaştırıldığında, yüksek kaliteli kaplama veya birleştirmeler elde edilebilmesi bakımından çok daha ucuz bir yöntemdir. Tipik uygulama alanları otomotiv sanayinde, valfler, motor parçaları, güç jeneratörleri, petrol ve gemi sanayinde makine parçaları imalinde, kağıt endüstrisinde, tarım aletleri ve kesme takımları imalatında kullanım olanağı geniş olan bir yöntemdir. Plazma ark kaynağı 0.02-6 mm kalınlıktaki bir çok metal için çok iyi bir ısı kaynağı sağlar. Bu yöntem, diğer ark yöntemlerine göre ark kararlılığının iyi olması, ısı girdisinin yüksek olabilmesi ve kaynak hızının yüksek olması yönlerinden avantajları vardır (Connor, 1987). Plazma gazı olarak genellikle argon kullanılmakla beraber, kaynak havuzunu oksidasyondan korumak için argon/hidrojen veya argon/helyum gibi ikincil gazlar da kullanılır. 0.1 A gibi çok düşük amper değerlerinde de olsa kaynak yapabilme kapasitesi, ark başlama sırasında kararlı bir ark oluşturma, GTA kaynak yöntemine göre çok düşük akımlarda bile yüksek ısı kapasitesi elde edebilme, daha yüksek kaynak hızlarında çalışabilme olanağı ve malzemeye ısı girdisinin az olmasından dolayı minimum çarpılma (distorsiyon) söz konusudur. GTA kaynak yöntemiyle birleştirilebilen metallerin çoğu, plazma ark kaynak yöntemiyle de birleştirilebilir. Bu metaller; karbonlu ve

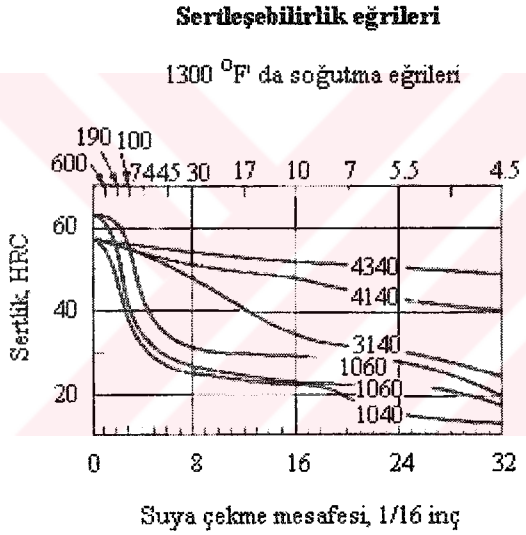
düşük alaşımlı çelikler, paslanmaz çelikler, bakır ve alaşımları, nikel ve kobalt esaslı alaşımlar ve titanyum ve alaşımlarını kapsamaktadır.



Şekil 3.19. GTA (TIG) arkı ile Plazma arklarının karşılaştırılması

4. ALAŞIMLI ÇELİKLER

Yüksek mukavemet, aşınma direnci, korozyon direnci ve sertlik gerektirmeyen uygulamalar için alaşımsız çelikler yaygın olarak kullanılmaktadır. Ancak alaşımsız çeliklerin sertleşme yeteneği iyi olmadığından istenilen mukavemete çıkılamayabilir. Sertleştirilebilen çelikler ise martenzitik yapı oluşturmak için hızlı soğutma ve sonrası iç gerilmelerin giderilmesi ve tokluğun artırılması amacıyla menevişleme işlemine tabi tutulurlar. Menevişleme sıcaklığı arttıkça, sertleştirilebilen karbonlu çeliğin sertliği de Şekil 4.1' de görüldüğü gibi büyük ölçüde azalır. Dolayısıyla, yüksek sertlik ve mukavemet gerektiren uygulamalar için alaşımsız çeliklerden üretilen parçaların kullanımı uygun değildir. Bu nedenle, sade karbonlu çeliklere nikel, krom, molibden, mangan, silisyum, tungsten, vanadyum ve gerektiğinde de kobalt, bakır ve kurşun alaşım elementleri eklenerek alaşımlı çelikler üretilir (Savaşkan, 1999).



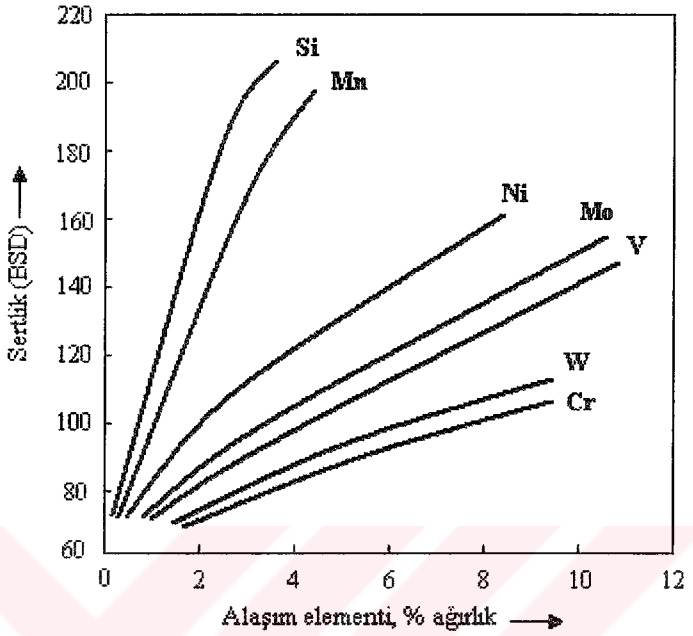
Çelik türü	Analiz					Tane boyutu
	C	Mn	Ni	Cr	Mo	
1040	0.39	0.89	0.01	0.01		8
1060	0.62	0.81	0.02			2-8
3140	0.38	0.73	1.35	0.50		8
4140	0.38	0.79	0.01	1.01	0.22	8
4340	0.40	0.75	1.71	0.77	0.32	8

Şekil 4.1. Farklı bileşim ve ostenit tane boyutlarına sahip birkaç çelik için sertleşebilirlik eğrileri (Vlack, 1964)

Alaşımlı çelik, karbondan başka bazı elementlerden dolayı kendine has karakteristik özelliklere sahip çelik türü olarak sınıflandırılır (Avner, 1984; Yıldırım ve diğ., 2001). Alaşım elementleri, tavlanmış durumdaki çeliğin yapısındaki dağılımlarına göre iki gruba ayrılır. Birincisi, ferrit (α-k.e.) içinde çözünebilen elementler ve ikincisi ise karbon ile bileşik ve kompleks karbür oluşturan elementlerdir (Avner, 1984; Savaşkan, 1999).

Genelde tüm elementler ferrit matrisi içerisindeki sementitte (Fe_3C) az da olsa bir miktar çözünürler, fakat bazı elementler karbür oluşturmazlar. Nikel, alüminyum, silisyum, bakır ve kobalt gibi elementler ferrit matrisi içerisindeki sementitte yüksek oranda çözünen elementlerdir. Sementitte çözünen herhangi bir alaşım elementi alaşımın mukavemet ve sertliğini attırır. Gerilmeyi arttıran elementler Tablo 4. 1' de de görüldüğü gibi Cr, W, V, Mo,

Ni, Mn ve Si' dur. Grupların her ikisinde de yer alan elementler hem sementit içerisinde çözünme hem de karbür oluşturma özelliğine sahiplerdir. Bu alaşım elementlerinin çeliğin sertliğine olan etkileri ise Şekil 4.2' deki diyagramda görülmektedir.



Şekil 4.2. Fe_3C içerisinde çözünen elementlerin çeliğin sertliğine etkileri (Savaşkan, 1999)

Tablo 4.1. Yaşlandırılan çelikte alaşım elementlerinin davranışı (Avner, 1984)

Alaşım elementi	1.Grup (ferrit içinde çözünen)	2.Grup (karbür oluşturan)
Ni	Ni	
Si	Si	
Al	Al	
Cu	Cu	
Mn	Mn ⟷	Mn
Cr	Cr ⟷	Cr
W	W ⟷	W
Mo	Mo ⟷	Mo
V	V ⟷	V
Ti	Ti ⟷	Ti

Karbür yapıcı elementler, çeliğin ostenitleme sıcaklığı ve tavlama süresini etkilerler. Kolay çözünmeyen karmaşık karbürler, ostenit fazı içerisinde çözünmezler. Bu tür karbürler ostenitin karbon ve alaşım elementi oranlarını, çeliğin kimyasal bileşimindeki oranların altına düşürürler. Çözünmeyen karbürler, ayrıca tane büyümesini önlerler. Bu nedenlerden dolayı karbürler, çeliğin sertleşme yeteneğini olumsuz yönde etkilerler. Karbürlerin ostenit içerisinde çözünmesi durumunda ise; karbür yapıcı elementler çeliğin sertleşme yeteneğini çok daha fazla etkilerler, yani çeliğin daha fazla sertleşmesini sağlarlar.

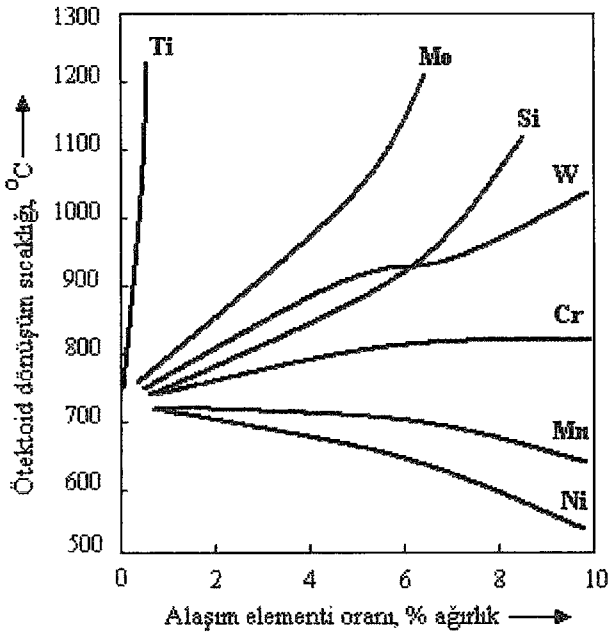
Çelik içerisinde bulunan bütün karbürler sert ve gevrek bileşiklerdir, ancak yüksek sertlik ve yüksek aşınma direncinin söz konusu olduğu durumlarda krom, tungsten ve vanadyum karbürleri büyük önem taşırlar. Yüksek oranda karbür içeren alaşımlı çeliklerin sertlik ve aşınma dirençleri içerdikleri karbürlerin oranına, büyüklüğüne ve dağılımına bağlıdır. Bu faktörler de çeliğin kimyasal bileşimine, üretim yöntemine ve uygulanan ısıl işleme göre değişir.

Çelikte alaşım elementlerinin bazı genel etkileri;

1. Yüksek gerilme ve iyi bir süneklilik korunurken daha yüksek temperleme sıcaklıklarına izin vermek,
2. Yüksek ve düşük sıcaklıklarda mekaniksel özelliklerini geliştirmek,
3. Korozyon direncini geliştirmek,
4. Malzemenin abrasiv direncini ve yorulma davranışını geliştirmek,

Bu ve bazı diğer amaçlar doğrultusunda çeliklere bir takım alaşım elementleri ilave edilir. Bunlardan bazılarının çeliğin özelliklerine olan etkileri Tablo 4.2' de görülmektedir.

Alaşımsız çeliğe üçüncü bir element katıldığında, ikili Fe-Fe_3C faz diyagramında kritik sıcaklıkları, ötektik noktanın konumunu ve bazı faz bölgelerinin (α ve γ) sınırlarını değiştirirler. Isıtma sırasında Mn ve Ni Ac_1 sıcaklığını düşürürken, Mo, Al, Si, W ve V bu sıcaklık değerini yükseltir. Ac_1 sıcaklığının düşmesi veya yükselmesi, çeliğin su verme sıcaklığının değişmesine neden olur. Alaşım elementlerinin ötektoid dönüşüm sıcaklığına etkisi Şekil 4.3' de görülmektedir.



Şekil 4. 3. Çeşitli alaşım elementlerinin ötektoid dönüşüm sıcaklığına etkileri (Savaşkan, 1999)

Bütün alaşım elementleri Fe-Fe_3C denge diyagramındaki ötektoid noktanın karbon oranını azaltır, ancak yalnız Ni ve Mn katkısı ötektoid dönüşüm sıcaklığını düşürür. Yüksek oranlardaki Ni ve Mn katkısı Ac_1 sıcaklığını düşürerek, yavaş soğuma sırasında ostenit-ferrit dönüşümünü önleyebilir. Bu nedenle, Ni ve Mn' a osteniti dengeleyici veya stabilize edici elementler adı verilir. Bu elementler sayesinde ostenit fazı oda sıcaklığında tutulabilir.

Genellikle su verilen malzemeler gevrek oldukları için menevişleme işlemine tabi tutulurlar. Bu işlem sonucunda çeliklerin tokluğu artar, ancak sertliği bir miktar azalır. Menevişleme sıcaklığı arttıkça, çeliğin sertliği düşer. Alaşım elementleri ise menevişleme sırasında çeliğin yumuşama hızını düşürürler. Bu nedenle, istenilen sertliğin elde edilmesi için alaşımlı çeliklerin menevişleme sıcaklığının yükseltilmesi gerekir. Ferrit içerisinde çözünen Ni, Si ve Mn gibi elementler menevişlenmiş çeliğin sertliğini fazla etkilemezler. Karmaşık karbür oluşturan Cr, W, Mo ve V gibi elementler ise menevişleme sırasında çeliğin yumuşama hızını önemli ölçüde düşürürler. Bu elementler, menevişleme sıcaklığını yükseltmekten başka, bileşim oranlarının yüksek olması durumunda artan menevişleme sıcaklığı ile sertliğin artmasına neden olurlar. Yani yüksek oranda karbür yapıcı alaşım elementi içeren çeliğin sertliği, yüksek sıcaklıklarda yapılan menevişleme işleminin belirli devrelerinde artar. Karbür yapıcı element içeren alaşımlı çeliklerin sertliğinde görülen bu artışa ikincil sertleşme adı verilir.

4.1. Düşük Alaşımlı Krom-Molibdenli (Cr-Mo) Çelikler

Bu çelikler bileşimlerinde % 0,25-0,45 C, % 0,13-0,20 Mo ve % 0,5-0,95 Cr bulundururlar. Alaşım element miktarlarının farklı olmasından dolayı, her bir alaşım elementinin malzemenin fiziksel ve kimyasal özelliklerine etkisinin değişmesine ve dolayısıyla tanımlamak amacıyla AISI standartında 4XXX şeklinde gösterilirler. Molibden, γ ve α-demirde sınırlı oranda çözünen ve güçlü bir karbür oluşturucu elementtir. Mo, sertleşebilirliğe güçlü bir etkisi vardır, Cr gibi çeliklerin gerilmesini ve yüksek sıcaklık sertliğini arttırır. Mo içeren çelikler, diğer alaşımlı çeliklere göre, temper gevrekliğine daha az maruz kalır. Bu element, sık sık ya Ni veya Cr ya da hem Ni hem de Cr elementi ile birlikte kullanılır. Sade molibdenli çelikler (40XX ve 44XX) genellikle karbürlenerek şaft ve transmisyon dişli çarklarda yaygın olarak kullanılırlar. Cr-Mo' li çelikler (41XX) kaynak kabiliyeti iyi, sünek ve derinliğine sertleşebilen çeliklerdir. Bunlar genellikle uçak parçaları ve otomobil aksları olarak kullanılırlar. Ni-Mo' li çelikler (46XX ve 48XX), Ni' den dolayı sünek ve yüksek gerilmeli, derinliğine sertleşebilen ve Mo ile haddelenebilirlik özelliği kazanan çeliklerdir. Bunlar aşınmaya dirençli, yüksek yorulma direncine sahip olmakla birlikte tokluk özellikleri iyi olan çeliklerdir (Topbaş, 1998).

Tablo 4. 2. Çelikte alaşım elementlerin özgül etkileri (Avner, 1984)

Element	Katı Çözünürlük		Ferrite (α) Etkisi	Ostenite (γ) Etkisi (Sertleşebilirlik)	Karbür Halinde Gösterdiği Etki		Prensip Fonksiyonları
	Ostenitte	Ferritte			Karbür oluşturma eğilimi	Temperleme esnasındaki etkisi	
Ni	Sınırsız	C'dan bağımsız % 10	Katı ergiyik yaparak tokluğu ve dayanımı artırır	Sertleşebilirliği artırır yalnız kalıntı ostenit oluşumuna yol açar	Negatif Grafitleştirici	Çok az	1. Su verilmemiş veya tavlanmamış çeliklerin dayanımını artırır, 2. Özellikle düşük sıcaklıklarda perlitik-ferritik çeliklerin tokluğunu artırır, 3. Yüksek kromlu Fe alaşımlarını ostenitleştirir.
P	% 0.5	% 2.8	Katı ergiyik yaparak sertliği oldukça arttırır	Sertleşebilmeyi artırır	Yoktur		1. Düşük karbonlu çeliklerin dayanımını arttırır, 2. Korozyon direncini arttırır, 3. İşlenebilme özelliğini arttırır.
Si	% 2 (% 0.35- % 9 C)	% 18.5	Plastikliği azaltır, sertliği artırır (Mn<Si<P)	Sertleşebilmeyi orta derecede artırır	Negatif (Grafitleştirici)	Katı ergiyik yaparak sertlik verir	1. Genel amaçlı oksijen bağlayıcıdır, 2. Elektrik ve manyetik levhalar için alaşım elementidir, 3. Oksitlenme direncini artırır, 4. Grafitleştirmeyen elementler taşıyan çeliklerin sertleşebilirliğini artırır, 5. Düşük alaşımlı çeliklerin dayanımını artırır.
Ti	% 0.75 (% 0.2-% 1 C)	% 6 Sıcaklık azaldıkça azalır	Yüksek Ti-Fe alaşımlarında yaşlanma sertleşmesi sağlar	Çözündüğünde, muhtemelen sertleşebilirliği çok fazla artırır. Karbür oluşturursa sertleşebilirlik azalır	Bilinen en yüksek (% 2 Ti % 0.50 C' lu çelikleri sertleştiremez hale getirir)	İnatçı karbürler muhtemelen etkilenmezler. Bir miktar ikincil sertleşme görülebilir	1. Karbonu bağlayarak karbür oluşturur, 2. Orta kromlu çeliklerde martenzitik sertlik ve sertleşebilmeyi azaltır, 3. Yüksek kromlu çeliklerde ostenit oluşumunu önler, 4. Uzun süreli ısıtmalarda paslanmaz çelikteki kromun bölgesel olarak azalmasını önler.
W	% 6 (% 0.25- % 11 C)	% 33 Sıcaklık azaldıkça azalır	Yüksek W-Fe' li çeliklerde yaşlanma sertleşmesi sistemi oluşturur	Küçük miktarlarda, sertleşebilmeyi oldukça artırır	Güçlü	İkinci sertleşme ile yumuşamaya karşı koyar	1. Takım çeliklerinde sert, abrasyon dirençli partiküller oluşturur, 2. Yüksek sıcaklıklarda sertlik ve dayanımı artırır, 3. Çözündüğünde sertliği artırır.

Tablo 4. 2. (Devamı)

Element	Katı Çözünürlük		Ferrite (α) Etkisi	Ostenite (γ) Etkisi (Sertleşebilirlik)	Karbür Halinde Gösterdiği Etki		Prensip Fonksiyonları
	Ostenitte	Ferritte			Karbür oluşturma eğilimi	Temperleme esnasındaki etkisi	
Al	% 1.1	% 36	Katı çözelti yaparak sertliği oldukça arttırır	Sertleşebilmeyi artırır	Negatif Grafitleştiricidir		1. Oksijeni bağlar, 2. Oluşturduğu nitrür ve oksitler tane sınırlarına yeleşerek tane büyümesini sınırlar, 3. Nitrürleme çeliklerinin alaşım elementidir.
Cr	% 12.8 (% 0.5- % 20 C)	Sınırlı	Bir parça sertleştirir. Korozyon direncini artırır	Sertleşebilmeyi orta derecede artırır	> Mn, < W	Yumuşamaya biraz direnir	1. Korozyon ve oksitlenme direncini artırır, 2. Sertleşebilirliği artırır, 3. Yüksek sıcaklık dayanımını artırır, 4. C yüksek ise abrazyon direncini artırır.
Co	Sınırsız	% 75	Katı eriyik yaparak sertliği oldukça artırır	Çözündüğünde sertleşebilirliği azaltabilir	Fe' e benzer	Katı eriyik yaparak sertleştirir	1. Ferriti sertleştirerek kızıl sertliğe katkıda bulunur.
Mn	Sınırsız	% 3	Sertliği oldukça artırır. Plastikliği azaltır	Sertleşebilirliği orta derecede artırır	> Fe, < Cr	Çok azdır	1. Kükürt gevrekliğini alır, 2. Sertliği artırır.
Mo	% 3 (%0.3-8C)	% 37.5 sıcaklık azaldıkça azalır	Küksek Mo-Fe alaşımlarında yaşlandırma sertleşmesi sağlar	Sertleşebilmeyi güçlü bir şekilde artırır. Mo>Cr	Çok güçlü > Cr	İkincil sertleşme ile yumuşamaya direnir	1. Ostenitin tane irileşme sıcaklığını yükseltir, 2. Sertleşme derinliğini artırır, 3. Temper gevrekleşmesine karşı koyar, 4. Sıcak ve sürünme dayanımını, kızıl sertliği artırır, 5. Paslanmaz çeliklerde korozyon direnci sağlar, 6. Abrasyona dirençli karbürler oluşturur.

4.2. Düşük Alaşımlı Krom-Nikel-Molibdenli (4340) Çelikler

Üçlü alaşım olan Ni-Cr-Mo' li çelikler (43XX ve 47XX) HTLA ısıl işlem uygulanabilen düşük alaşımlı çeliklerdendir (ASM, 1993). AISI 4340 serili çelik, yüksek değerlerde sertlik elde etmek için ısıl işlem uygulanan düşük alaşımlı martenzitik çelik olarak (Prevey, 1991; Oliveira ve diğ., 2000), tok, sünek ve mukavemetli olmasından dolayı geniş bir kullanım alanına sahiptir (Feng ve Bassim, 1999). Genellikle uçak krank milleri (Hernandez ve diğ., 2000), aks milleri, somun ve saplamalar, dişliler, pervane yatağı, bağlama pimleri ve sıcak iş kalıpları gibi parçaların imalatında yaygın olarak kullanılmaktadır (Krauss, 1999; Lin ve diğ., 2002). Tablo 4.3' de 4340 serili çeliğin değişik standartlardaki gösterimi ve Tablo 4.4' de ise Ni-Cr-Mo çeliklerinin bazılarının kimyasal bileşimleri ile tipik uygulama alanları verilmiştir.

Tablo 4.3. AISI 4340 çeliğinin değişik standartlardaki gösterimi

MKE Normu	**DIN/TS**		**Malzeme UNS**		**SAE/AISI**	
AISI 4340	42Cr NiMo6		G 43400		4340	
Alaşım elementi	C	Cr	Mo	Ni	Mn	Si	Fe
% Ağırlık	0.38-0.43	0.7-0.9	0.2-0.3	1.65-2	0.6-0.8	0.15-0.3	Kalan

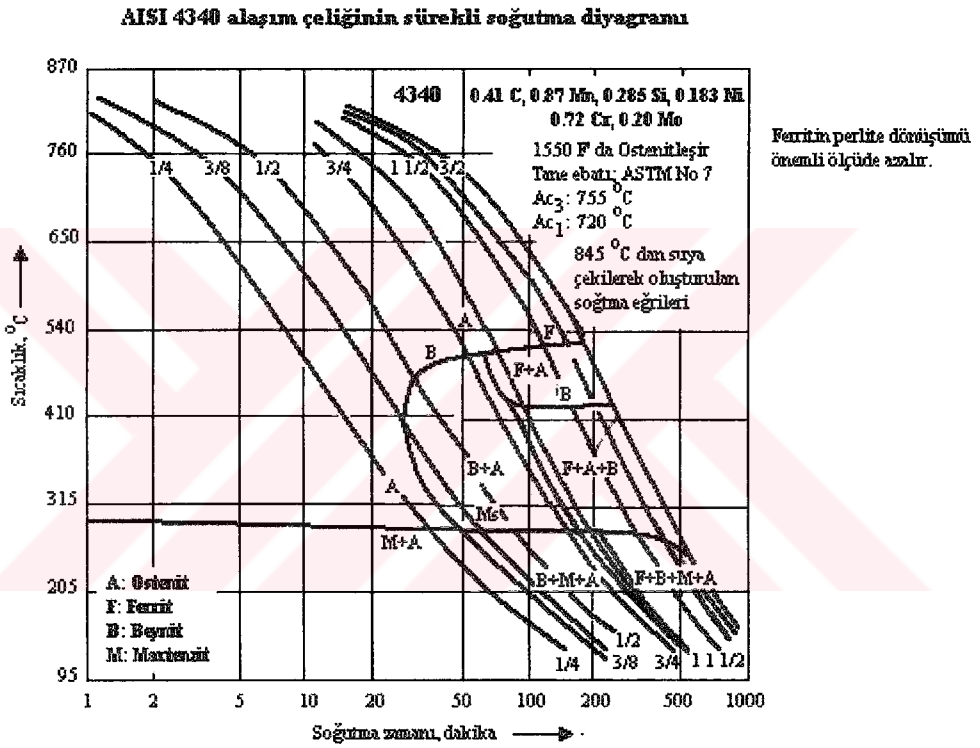
Tablo 4.4. Düşük alaşımlı Ni-Cr-Mo' li çeliklerin kimyasal bileşimleri ve uygulama alanları (William ve Smith, 1981)

AISI ve/ veya SAE No	**Kimyasal Bileşim % Ağırlık**					**Tipik Uygulama Alanları**
	C	**Mn**	**Ni**	**Cr**	**Mo**	
4320	0.20	0.55	1.83	0.50	0.25	Karbürlenebilen malzeme, Ağır iş parçaları, dişli çarklar
4340	0.40	0.60	1.83	0.80	0.25	
8620	0.20	0.80	0.55	0.50	0.20	Karbürlenebilen malzeme, Aks, şaft malzemesi
8640	0.40	0.88	0.55	0.50	0.20	
8660	0.60	0.88	0.55	0.50	0.20	

Cr ile Ni yorulma ve darbe direncini, sertleşebilirliği ve elastik sınırını geliştirir.
Mo, gevrekliği azaltır ve sertleşebilirliği geliştirir.

Orta karbonlu çeliklerde sertleştirme işlemi sonucunda malzemenin yüzeyinden merkeze doğru sertlik dağılımında farklılıklar vardır. Yüzey kısımları sertken merkeze doğru sertlik azalır (ASM, 1993; Lim ve diğ., 2001). Buna karşın, AISI 4340 çeliğinde sertleştirme işlemi sonucunda, yüzeyin sertliği ile merkezin sertliği arasında önemli bir fark yoktur. Sertleşebilirlik özelliği için, su verilen AISI 4340 serili çeliğin izotermal dönüşüm ve sertleşebilirlik diyagramından yararlanılır.

Temperleme; karbürlerin çökelmesi, kalıntı ostenitin ayrışması, martenzitik yapının rekristalizasyonu gibi basit yöntemlerle malzemeyi daha sünek yapmak için, martenziti yüksek sıcaklıklarda ısıtma yöntemidir (Lin, 2002; Diaz ve diğ., 2002). Temperleme işleminde malzeme Ac_1 sıcaklığı üzerine ostenitlenir, su verme ya da yağda soğutma ile martenzit yapı elde edilir. İstenilen sertliği elde etmek için Ac_1' in altındaki bir sıcaklıkta yeniden ısıtılır ve uygun ortamda soğutulur. Temperleme sıcaklığı alanında, sıcaklık yükselirken genel olarak sertlikte azalma ve toklukta artma gözlenir. AISI 4340 çeliği için 200-245 °C arasında temperlenme durumuna tokluğun azaldığı görülür (Avner, 1984).



Şekil 4.4. AISI 4340 çeliğinin izotermal dönüşüm diyagramı (Avner, 1984)

Bununla beraber, çeliğe karbür yapıcı Cr, Mo, V, Ti veya W ilave edilirse 500-600 °C sıcaklıklarında ikincil sertleşme meydana gelir. Bunun sonucu olarak, sertlik su verilen alaşımın sertliğine yakın olabilir, fakat tokluğu gelişir. Bu gerilme W_2C, Mo_2C ve V_4C_3 gibi karbür çökeltileri ve Fe_3C' nin yeniden çözünmesi sonucu oluşur.

Tablo 4.5 Su verilen ve temperlenen Cr-Ni-Mo' li alaşımlı çeliklerin özellikleri (William ve Smith, 1981)

AISI No	Temper sıc., °C	Çekme ger., N/mm^2	Akma ger., N/mm^2	% Uzama (A)	% Kesit daralması (Z)	Sertlik, (HB_{30})
4340	200	1900	1700	10	38	520
	425	1490	1385	10	51	360
	650	980	870	19	60	280
8630	200	1670	1525	9	38	465
	425	1295	1190	13	47	375
	650	785	700	23	63	240
8640	200	1890	1695	10	41	460
	425	1400	1315	12	45	400
	650	910	810	20	62	280
8650	200	1970	1700	10	38	525
	425	1470	1345	12	45	420
	650	980	840	20	58	240
8740	200	2030	1680	10	41	578
	425	1455	1380	13	50	415
	650	1000	920	20	60	302

Tablo 4.6 Tavlanan ve Normalize edilen Cr-Ni-Mo' li alaşımlı çeliklerin özellikleri (William ve Smith, 1981)

AISI No	İşlem	Akma ger., N/mm^2	Çekme ger., N/mm^2	% Uzama (A)	% Kesit daralması (Z)	Sertlik, (HB_{30})
4340	Normalize edilmiş (870 °C)	875	1300	12.2	36.3	363
	Tavlanmış (810 °C)	480	755	22.0	49.9	217
8620	Normalize edilmiş (910 °C)	360	645	26.3	59.7	183
	Tavlanmış (870 °C)	390	545	31.3	62.1	149
8630	Normalize edilmiş (870 °C)	435	660	23.5	53.5	187
	Tavlanmış (840 °C)	380	575	29.0	58.9	156
8650	Normalize edilmiş (870 °C)	700	1040	14.0	40.4	302
	Tavlanmış (795 °C)	395	725	22.5	46.4	212
8740	Normalize edilmiş (870 °C)	615	945	16.0	47.9	269
	Tavlanmış (815 °C)	420	705	22.2	46.4	201

5. AŞINMA

Aşınmanın tanımı değişik şekillerde yapılabilmektedir. En genel haliyle "mekanik ve kimyasal etkilerden dolayı malzemede istenmeyen partikül kaybı" olarak ifade edilebilir. DIN 50320 ve ASTM G4093 standartlarına göre aşınma, "kullanılan malzemelerin başka malzemelerle (katı, sıvı veya gaz) teması sonucu mekanik etkenlerle yüzeyden küçük parçacıkların ayrılmasıyla meydana gelen ve istenmeyen yüzey bozulması" şeklinde tanımlanmaktadır (Korkut, 1997).

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

5.1. Aşınma Sisteminde Temel Unsurlar

Bir aşınmada temel unsurlar şunlardır:

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

Bütün bu unsurların oluşturduğu sistem, teknikte "Tribolojik Sistem" diye adlandırılır. Bir tribolojik sistemin standartlara uygun şematik olarak gösterimi Şekil 5.1'de görülmektedir.

a) Esas Malzeme (Aşınan): Fiziksel ve kimyasal özellikleri yanında, yüzey yapısı, şekil durumu tamamen belirli olan ve aşınma özelliği ile incelenen katı cisim şeklinde tanımlanabilir.

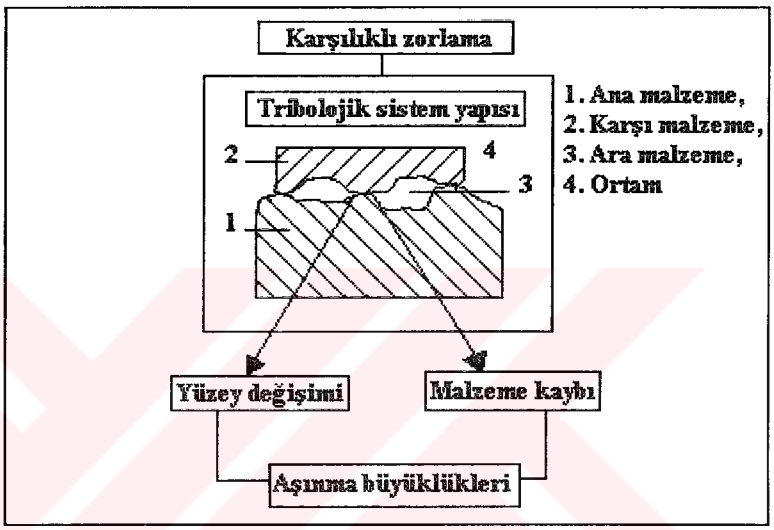
b) Karşı Malzeme (Aşındıran): Aşınmanın meydana gelmesinde başlıca öneme sahip olan karşı sürtünme elamanı, katı bir cisim, sıvı veya gaz olabilir. Bu eleman temel sürtünme elemanı ile birlikte bir aşınma çiftini oluşturmaktadır.

c) Ara Malzeme: Esas sürtünme elemanı ile karşı sürtünme elemanı arasında katı, sıvı, gaz, buhar ya da bunların karışımı şeklinde bulunan maddedir. Örneğin bu ara maddeyi, yüzeyler arasına herhangi bir nedenle girmiş kum taneleri oluşturabileceği gibi, aşınma esnasında kopan parçacıklar da ara malzeme görevini üstlenebilir.

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

e) İzafi Hareket: Temel sürtünme elemanının karşı sürtünme elemanına göre izafi hareketinin cinsi (kayma yuvarlanama veya çarpma etkilerinden hangisinin ağırlıkta olduğu), büyüklüğü ve doğrultusu ile belirlenir.

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



Şekil 5.1. Bir tribolojik sistemin şematik olarak gösterimi

5.2. Aşınmayı Etkileyen Faktörler

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

1- Ana malzemeye bağlı faktörler:
   a. Malzemenin kristal yapısı,
   b. Malzemenin sertliği,
   c. Elastisite (Young) modülü,
   d. Deformasyon davranışı,
   e. Yüzey pürüzlüğü,
   f. Malzemenin boyutu.
2- Karşı malzemeye bağlı faktörler ve aşındırıcının etkisi.

3- Ortamın etkisi:
    a. Sıcaklık,
    b. Nem,
    c. Atmosfer.
4- Servis koşulları:
    a. Basınç,
    b. Hız,
    c. Kayma yolu.

5.3. Aşınma Direncine Karbürlerin Etkisi

Alaşımların mikro yapılarında bulunan karbürler alaşımın aşınma direncini arttırmada önemli bir rol oynamaktadırlar. Mikro yapıda bulunan karbür miktarının artması ve karbürlerin irileşmesi abrasiv aşınma direncini arttırmaktadır. Matris/karbür ara yüzeyinin mukavemeti, karbürler arası mesafe ve abrasiv aşındırıcı ile farklı sertlikteki karbürlerin varlığı da alaşımların abrasiv aşınma direncini etkilemektedir. Karbürlerin çok küçük ve sık dağılımı malzemenin sertliğini arttırarak aşınma hızını azaltabilir. Aşındırıcı parçacıkların karbürlerden daha sert olması, aşınma esnasında karbürlerin kesilmesine ve çatlamasına sebebiyet verebilir. Bu durumda aşınma direncinde bir azalma görülür.

5.4. Aşınma Direncine Matrisin Etkisi

Matris tarafından yeterli desteğin sağlanmasıyla abrasiv aşınma sırasında karbürlerin dökülmesi önlendiği söylenebilir. Çoğu durumlarda bilhassa ağır abrasiv aşınma şartları altında çatlaklar karbür/matris ara yüzeyindeki yüksek gerilme konsantrasyonlarından dolayı bu bölgelerde başlamaktadır. Daha iyi abrasiv aşınma direncinin matris fazın artan mikro sertliği ile elde edilebileceği düşünülebilir. Her ne kadar sert ve saf metallerdeki sertlik ve aşınma direnci arasındaki ilişki doğrusal olsa da, çok bileşenli alaşımlar için hiçbir basit kural bulunmamaktadır. Abrasiv aşınmada, aşınmış yüzeylerdeki deformasyon sertleşmesiyle artan yüzey sertliği ve aşınma direnci, aşınan yüzeyin sertliği ile daha iyi belirlenecektir. Matris mukavemeti katı ergiyik sertleşmesi ile de artabilir. Bazı araştırmacılar yüksek mukavemetli matrisin, karbürlere daha iyi bir destek sağlayabileceğini ve ince partiküllerin daha erken dökülmesini önleyebileceğini ileri sürmektedir (Korkut, 1997).

5.5. Aşınma Mekanizmaları

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

a. Adhezif aşınma,
b. Abrasiv aşınma,
c. Yorulma aşınması,
d. Korozif aşınma.

Diğer aşınma mekanizmaları ise;

e. Erozif aşınma,
f. Öğütmeli aşınma,
g. Oymalı aşınma,
h. Kazımalı aşınma,

5.5.1. Adhezif Aşınma

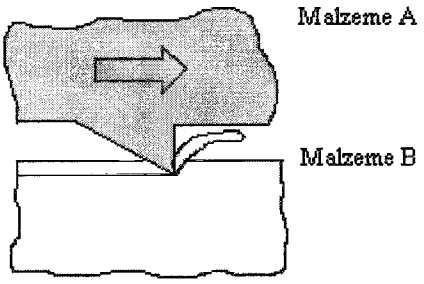
Özellikle birbiriyle kayma sürtünmesi yapan, metal-metal aşınma çiftinde meydana gelen kaynaklaşma olayının bir sonucudur. Birbiriyle temasta bulunan benzer kafes yapılı iki metalik yüzey arasında adhezyon kuvveti dediğimiz bir çekim söz konusudur. Bu kuvvetin meydana gelebilmesi için malzemelerin moleküllerini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

5.5.2. Abrasiv Aşınma

Abrasiv aşınma, bir yüzeyden malzeme kaybına neden olabilen mekanik aşınma yöntemlerinden birisidir. Metal şekillendirmede yaygın olarak kullanılan talaşlı imalat yöntemleri esasen bu tür aşınmaya dayanmaktadır. Sert parçacıkların yumuşak metale batması da abrasiv aşınmaya neden olabilmektedir. Buna örnek olarak, bir sisteme dışarıdan giren kum vb. gibi parçacıkların veya bir motordaki yanma ürünlerinin sebep olduğu aşınma verilebilir.

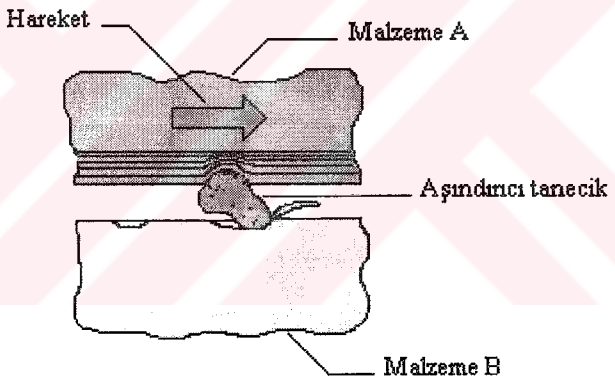
Bu tip aşınmada sert ve keskin partiküller, malzeme yüzeyinden mikron boyutlu talaşı kaldırma etkileri gösterirler. Bu aşınma, iki elemanlı ve üç elemanlı olmak üzere ikiye ayrılır.

İki elemanlı abrasiv aşınma, sürtünen elemanların doğrudan birbirleriyle etkileşimleri sonucu meydana gelir (Şekil 5.2).



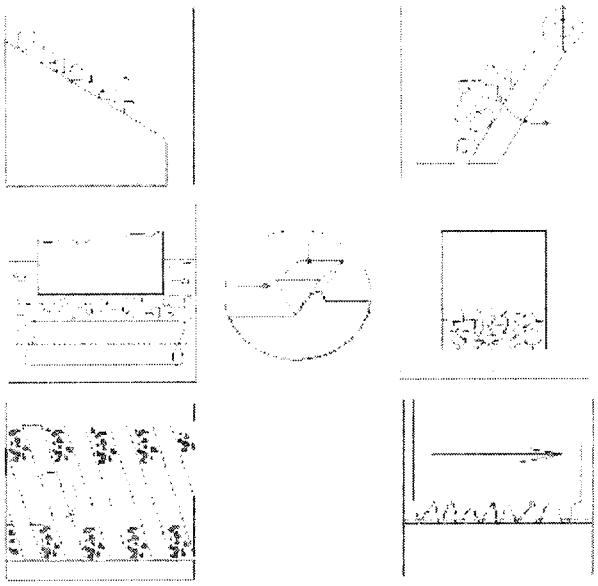
Şekil 5.2. İki elemanlı abrasiv aşınma

Üç elemanlı abrasiv aşınmada ise, ana ve karşı malzeme arasında serbest ara malzeme olması söz konusu olabileceği gibi, aşınma sonucu yüzeylerden kopan parçacıkların birer ara malzeme gibi davranmaları da üçüncü eleman olarak görev yapmaları söz konusu olabilir (Şekil 5.3).



Şekil 5.3. Üç elemanlı abrasiv aşınma

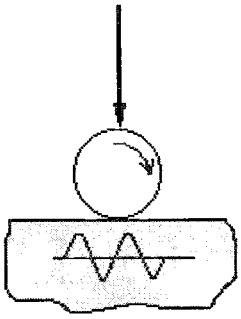
Abrasiv aşınmayı etkileyen iki temel faktör, aşındırıcı partikül ile metal yüzeyi arasındaki sertlik farklılığı ve teması meydana getiren basınç büyüklüğüdür. Abrasiv aşınma hızı, malzeme yüzeyine etki eden normal yük azaltılarak düşürülebilir. Böylece parçacıkların yüzeye daha az batması ve mikro talaş kaldırması açısından daha az iz bırakması sağlanır.



Şekil 5.4. Genel aşınma türlerinin şematik resimleri

5.5.3. Yorulma Aşınması

Titreşim (yorulma) aşınması, titreşim zorlamalarında yorulma kırılması hasarı olarak ortaya çıkar. Değişken, tekrarlı yüklemeler sonucu meydana gelir. Tribolojik zorlanmalar genel olarak yüzeyde görülen, büyüklüğü zamana ve konuma göre değişen mekanik gerilmeler sonucu meydana geldiklerinden, yorulma aşınması birçok aşınma prosesinde görülür. Sonuçta, malzeme yüzeyinde çatlaklar oluşur; bu da, yüzeyden parçacıkların ayrılması, çukur ve oyukların meydana gelmesine neden olur.



Şekil 5.5. Yorulma aşınmasının şematik gösterimi

5.5.4. Erozif Aşınma

Erozif aşınma, bir sıvı veya taşıyıcı içersindeki sert partiküllerin malzeme yüzeyinden hızlarla kayması veya yuvarlanması sırasında, yüzeyle temas eden partiküllerin uzun bir periyot sonunda metal yüzeyinden çok sayıda parça koparılması ile oluşan aşınma türüdür.

5.5.5. Öğütmeli Aşınma

Öğütmeli aşınma, yüksek basınçlar altındaki partiküllerin metal yüzeyleri ile düşük hızlarda karşılaşmaları sonucunda, metal yüzeyinden parçacıkların kesilerek veya çok sayıda ufak çizikler açılarak koparılması ile meydana gelir.

5.5.6. Oymalı Aşınma

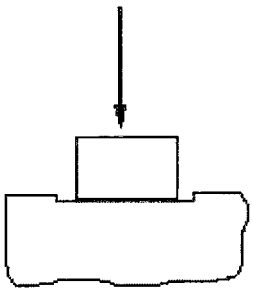
Oymalı aşınma, malzeme yüzeyinin çok yüksek gerilmelerdeki çarpma durumlarında, yüzeyden bir parçanın kesilerek veya kopmasıyla meydana gelir.

5.5.7. Kazımalı Aşınma

Kazımalı aşınma, karşılaşan yüzeylerde mikro kaynaşmanın meydana geldiği adhezif aşınmaya bir miktar benzemektedir. Aralarındaki fark ise, şu şekilde açıklanabilir. Adhezif aşınma da birbirleri üzerinde kayan yüzeylerde meydana gelirken, kazımalı aşınmada ise birbirlerine göre hareket etmeyen yüzeylerde meydana gelir. Ancak kazımalı aşınma, çok düşük genlikteki titreşim hareketlerinin (vibrasyon) meydana geldiği sistemlerde, mikro kaynaşmanın oluşmasıyla meydana gelir.

5.5.8. Korozif Aşınma

Abrasiv aşınma ile kimyasal maddelerin birlikte meydana getirdiği aşınma şeklidir. Tribooksidasyon aşınması adı da verilen korozif aşınma durumunda, ana malzeme ile karşı malzeme arasında tribolojik zorlamalardan meydana gelen kimyasal reaksiyon etkindir. Malzeme yüzeylerinin hava ile reaksiyona girerek oluşturduğu yüzey tabakaları (oksit tabakası) aşınmayı azaltmasına rağmen, bu yüzey tabakalarının tribooksidasyon sonucu özelliklerin değişmesi, aşınmayı hızlandırmaktadır. Yağ gibi kimyasal maddeler, bulunan ortamda çalışan makine parçalarının yüzeylerinde oluşan yüzey tabakalarının bir kısmının tribolojik zorlamalarla kırılması ve aşındırıcı parçacıklar oluşturması, aşınmayı arttırır. Tribooksidasyon aşınması, özellikle metalik malzeme yüzeyinde görülür. Neticede malzeme yüzeyinde çatlaklar oluşur. Bu da, yüzeyden parçacıkların ayrılması, çukur ve oyukların meydana gelmesine sebep olur.



Şekil 5.6. Korozif aşınmanın şematik resmi

5.6. Aşınma Deneyleri ve Ölçüm Yöntemleri

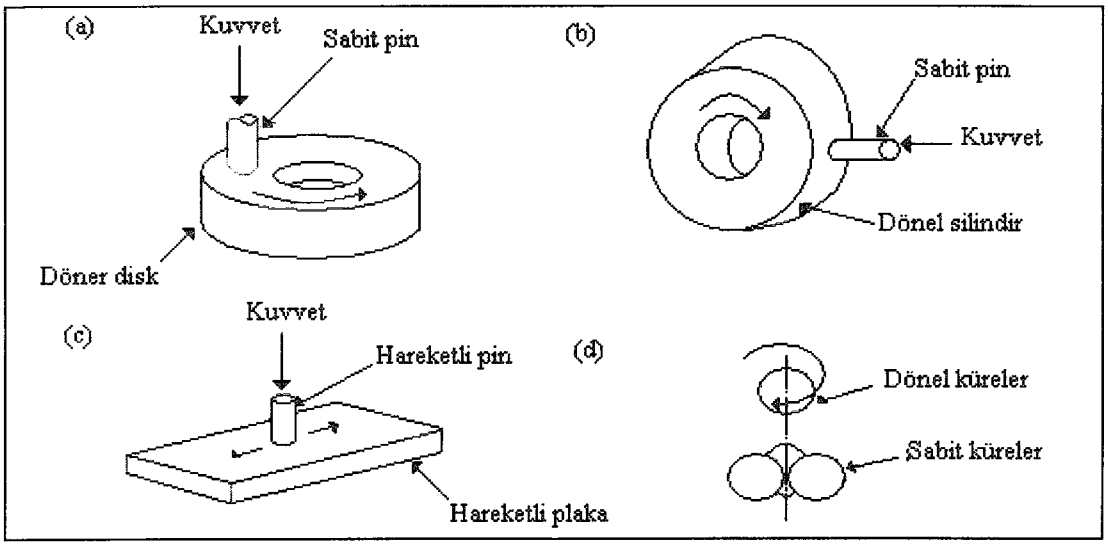
5.6.1. Aşınma Deneyleri

Makine elemanlarında aranılan özelliklerden bir tanesi kullanım ömürleridir. Makine parçalarının çabuk aşınması makinenin ömrünü kısaltarak maliyeti arttırdığı gibi, onarım için geçen sürede üretimin önemli ölçüde aksamasına neden olmaktadır. Bu nedenle, makine imalatında aşınmaya maruz kalabilecek yerlerde aşınma direnci yüksek malzemeler kullanılmalıdır. Bu malzemelerin tespiti için de mutlaka birçok laboratuar deneylerinin yapılması gerekir. Laboratuar şartlarında yapılan deneylerde ana malzemenin bir modeli ile çalışılır. Bu model basit bir geometrik şekle sahip olup, fazla bir masrafa gerek kalmadan üretilebilir ve daha sonra bir deney cihazına takılarak her türlü aşınma ölçme işlemleri bunun üzerinde yapılabilir. Aşınma deneylerinde aşınma ölçüm deney yöntemleri olarak bilinen ağırlık farkı, kalınlık farkı, iz değişim ve radyo izotop metotları mevcuttur (Korkut, 1997).

Malzeme kaybı olarak tanımlanan aşınmanın ölçümü, temas eden parçalardan birinde veya her ikisinde hacim ve ağırlık kaybı esas alınarak yapılır (Kayalı ve diğ., 1991).

Sürtünme, aşınma ve yağlamanın bir karakterizasyonunu veren birkaç teknik vardır. Tribolojik davranışların çalışılmasında basit geometrik kavramlar kullanılır. Bunları;

- Pin on disk testi,
- Blok on disk testi,
- Çok yönlü (unidirectional) test,
- Hareketli tabaka üzerinde hareketli pin testi olarak sınıflandırılabilir.



Şekil 5.7. Aşınma türlerinin şematik resimleri

Sürtünme, bir enerji kaybı yöntemidir, bu yüzden uygulanan yükün sürtünme bileşeni kuvvet sensörleri ile ölçülür. Aşınma deneylerinden elde edilecek bilgiler;

1. Kullanılan donanım (temas geometrisi),
2. Aşınan pin ve aşındıran diskin ölçüleri,
3. Temas eden en az iki malzeme,
4. Yüzey durumu,
5. Uygulanan normal kuvvet, Fn,
6. Uygulanan basınç, Pa,
7. Kayma mesafesi,
8. Zaman, t,
9. Hız, V,
10. Test sıcaklığı, T,
11. Atmosfer,
12. Yağlayıcı,
13. Test sayısı.

5.6.1.1. Ağırlık Farkı Yöntemi

Ekonomik olması ve ölçülen büyüklüğün, alet duyarlılık kapasitesi dahilinde bulunması sebebiyle en çok kullanılan yöntemdir. Ağırlık kaybının ölçülmesi, 10^{-4} veya 10^{-5} gr hassasiyetinde oldukça duyarlı bir terazi yardımı ile yapılır. Aşınma miktarı gram veya mili

gram cinsinden ifade edilirse, metre veya kilometre olarak tespit edilen sürtünme yoluna karşılık gelen ağırlık kaybı miktarı (gr/km), (mg/m) ile ifade edilebilir. Ağırlık kaybı birim alan için hesaplanacaksa (gr/cm^2) gibi bir birim kullanılabilir. Ağırlık kaybı hacimsel aşınma miktarı olarak belirtilmek istendiğinde, yine ağırlık kaybından hareketle kullanılan malzemenin yoğunluğu ve deney numunesi üzerine etki eden yükleme ağırlığı hesaba katılmak suretiyle, birim yol ve birim yükleme ağırlığına karşılık gelen hacim kaybından gidilerek bulunabilir (Korkut, 1997).

Bu tanımlara göre, en çok kullanılan ağırlık farkı ölçme metodunda kullanılan bağıntı şudur;

$$W_a = \Delta m / M.s.\rho \tag{5.1}$$

Burada;

Wa = Aşınma oranı ($mm^3/N.m$),

Δm = Ağırlık kaybı (gr),

M = Yükleme ağırlığı (N),

s = Aşınma yolu (m),

ρ= Yoğunluk (gr/cm^3).

olarak verilmiştir. Aşınma oranının (Wa) tersi ise, aşınma direnci (Wr) olarak gösterilir.

$$W_r = 1/W_a \ \ (N.m/mm^3) \tag{5.2}$$

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

$$V_s = 10^4.\Delta m / F.\rho.s \ \ (\mu m/km) \tag{5.3}$$

Burada;

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

Δm = Ağırlık kaybı (gr),

F = Aşınma yüzeyi (cm^2),

ρ = Yoğunluk (gr/cm^3),

s = Kayma yolu (km).

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

$$W_s = V_s(deney numunesi)/V_s \tag{5.4}$$

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

$$R = 1/W_s \tag{5.5}$$

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

5.6.1.2. Kalınlık Farkı Yöntemi

Aşınma sırasında oluşacak boyut değişikliğinin ölçülmesi, başlangıç değeri ile karşılaştırılması yolu ile elde edilir. Kalınlık farkı olarak tespit edilen bu değerlerden gidilerek, hacimsel kayıp değeri ve birim hacimdeki aşınma miktarı hesaplanır. Kalınlık, hassas ölçme aletleri yardımıyla ± 1μm duyarlıkta ölçülmelidir.

5.6.1.3. İz Değişimi Yöntemi

Sürtünme yüzeyinde, plastik deformasyon yoluyla geometrisi belirli bir iz oluşturulur. Deney boyunca, bu izin karakteristik bir boyutunun (çapının) değişimi ölçülür. Uygulamalarda iz bırakıcı olarak en çok kullanılan alet Vickers veya Brinell sertlik ölçme ucudur. Elmas piramit veya bilyanın bıraktığı iz boyutlarındaki değişim, mikroskop yardımıyla ölçülerek belirlenir (Korkut, 1997).

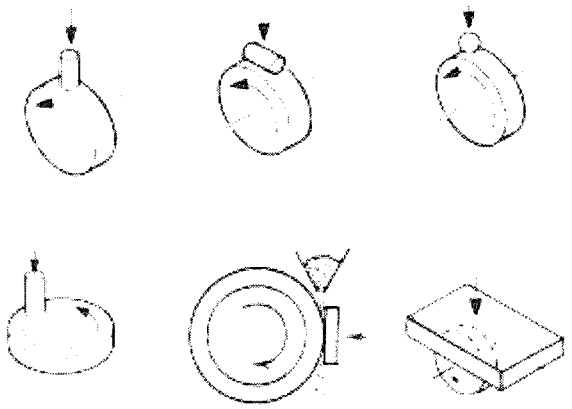
5.6.1.4. Radyo İzotop Yöntemi

Sürtünme yüzey bölgesinin proton, nötron veya yüklü α parçacıklarıyla bombardıman edilerek radyo aktif hale getirilmesi esasına dayanır.

Aşınmanın büyük hassasiyetle ölçülebilmesi ve sistem içersinde çalışma şartlarını değiştirmeden ölçü alınabilmesi avantajlı yönleridir. Fakat ekonomik olmaması nedeniyle ancak özel amaçlarda kullanılır. Özel problemlerin çözümü dışında, yaygın olarak kullanılan bir yöntem değildir.

5.6.2. Abrasiv Aşınma İçin Deney Yöntemleri

Abrasiv aşınma için birçok deney yöntem ve ortamları vardır. Abrasiv aşınma için kullanılan en yaygın laboratuar test yöntemleri şu iki esasa göre yapılır: Bunlardan birincisi; sabitleştirilmiş bir abrasiv malzeme üzerinde pim şeklinde hazırlanmış numunenin kayması, ikincisi ise; dönen bir tekerlek ve ona temas halinde kayan düz bir numune arasına serbest abrasiv partiküllerinin sürekli olarak dökülmesidir.



Şekil 5.8. Malzemenin aşınma miktarını ölçmek için en yaygın kullanılan dört metodun şematik olarak gösterimi. (a) Abrasiv disk üstü pin, (b) Abrasiv düzlem üstü pin, (c) Abrasiv tambur üstü pin ve (d) Lastik tekerlekli abrasiv testi

Şekil 5.8 (a)' dan (c)'ye kadar olan yöntemler bu birinci esasa göre yapılmış iki kısımlı abrasiv aşınma metotlarıdır. Bu yöntemlerde genellikle abrasiv malzeme olarak abrasiv kağıtlar veya bezler kullanılır. Abrasiv malzemelerde aşınma oranı numunenin aynı iz üzerinden geçmesinin tekrarı ile azalır. Bu olayların miktarı ve önemi, numunenin malzemesi, yük, kayma hızı, atmosfer ve diğer faktörlerle değişir. Şekil 5.8 (a)' daki disk üzeri pin geometrisinde, pinin disk üzerinde radyal olarak hareket etmesi ile test yapılmaktadır. Bu esnada disk üzerinde spiral bir iz oluşur. Diğer bir geometrik şekil Şekil 5.8 (b) deki bir abrasiv levha üzerinde dik olarak kayan pinden oluşan geometridir. Üçüncü geometride Şekil 5.8 (c) de üzerine abrasiv kağıt sarılmış dönen bir silindirin üzerinde eksensel olarak hareket eden pinden oluşan geometridir. Bu durumların her birinde pin üzerine sabit bir yük uygulanır. Testten önce ve sonra pin tartılarak aşınma miktarı ölçülür.

6. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

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

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

Yüzey modifikasyonu olarak ifade edilen GTA yöntemiyle alaşımlamada (Yılmaz ve diğ., 2002), istenilen bileşim ve oranlarda malzeme yüzeyinde, alt tabakadan farklı özelliklere

sahip bir katman oluşturulur (Buytoz ve diğ., 2003). Bu yöntemde, asal gazın iyonize olmasıyla meydana gelen argon atomlarının ergiyik ve difüzyon bölgesini korumakla birlikte, elektron bombardımanıyla alt tabakaya metalurjik olarak bağlanmış kaplama malzemesinin hızlı katılaşması sağlanır (Orlowicz ve Trytek, 2003; Buytoz ve diğ., 2003). Hızlı katılaşan ince taneli mikro yapılar sert karbür fazlarını içerirler (Mridha ve diğ., 2001). Fe-Cr-C alaşımları üzerine yapılan çalışmalarda, alaşımın kimyasal bileşimine bağlı olarak, M_3C, M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ gibi kompleks karbürler ve α-ferritinin karışımı olan mikroyapıların oluştuğu gözlenmiştir (Korkut ve diğ., 2002; Lu ve diğ., 2003). Fe-C-X (X= Cr, Mn, W, Mo, Ni, B) alaşımları, yüksek aşınma direnci istenen uygulamalarda yüzeyi sertleştirilmiş malzemeler olarak kullanılan alaşımlardır (Berns ve Fischer, 1997). Fe-Co-C alaşımının mikroyapısında Cr konsantrasyonuna bağlı olarak, ferrit matrisine dağılmış $M_{23}C_6$ karbürleri veya ikizleşen ostenit ve alt yapılarda çıtaya benzer martenzit fazı görülmektedir. Yine, Cr' ca zengin Fe esaslı mikroyapılarda birincil dendritlerdeki oluşum, düşük C' lu mikro yapılarda ostenit (γ) ve yüksek karbonlu mikro yapılarda ise M_7C_3 karbürlerinin varlığından dolayı (Berns ve Fischer, 1997), bu tür malzemelerin aşınma direnci artar ve yüksek sertlik değerleri gösterirler (Hidouci ve diğ., 2000). Karbon ve kromca zengin Fe esaslı alaşımlar, tribolojik uygulamalar için yaygın olarak yüzey sertleştirilmiş malzemeler olarak kullanılırlar (Kulkarni ve diğ., 1984).

GTA kullanarak yapılan modifikasyon yönteminde, orta karbonlu çelik yüzeyine farklı miktarlardaki ZrO_2/W/Co/Ni/Al/Ti ve SiC tozlarının (Lin ve Wang, 2003) yedirilmesiyle, maksimum sertlik ve aşınma direncini % 15 SiC / % 0.5 Ti / % 0.5 Ni / %1 ZrO_2 / % 7 W / % 0.5 Ti / % 1 Al / % 1 Co alaşımdaki kaplamada tespit etmişlerdir. Sonuçlardan, seçilen yöntemin ısı enerji yoğunluğunun, kaplama tabakasının aşınma direncini etkileyen önemli bir parametre olduğunu belirlemişlerdir. Sert bir yüzey tabakası elde etmek için kullanılan tungsten asal gaz ve lazer yöntemleriyle modifikasyon yapılan malzemelerin aşınma direnci (Korkut ve diğ., 2002) ve korozyon özellikleri oldukça iyileştirilmiştir (Nagarathnam ve Komvopoulos, 1995, Mridha ve diğ., 2001). Mridha ve arkadaşları (2001), Ti yüzeyine TIG yöntemi kullanarak yaptıkları modifikasyon yönteminde, alaşımlanan üst tabakada mikro çatlak ve gözenek oluşmaksızın, mikroyapıda Ti_3Al ve TiAl fazlarını tespit etmişler ve aşınma direncini kaplamasız Ti alaşımından 3-4 kat daha iyi olduğunu belirlemişlerdir.

Lin ve arkadaşları (2003), takım çeliğine gaz tungsten ark kaynağıyla, farklı oranlarda W-Ni, W-Co, W-Cu ve W kaplamaları yaparak, normalizasyon işlemi gören kaplamalara kıyasla aşınma performansını incelemişlerdir. Normalleştirme işlemi, kaplama/matris arasındaki bağ mukavemetini arttırmakla birlikte, kaplama tabakasının aşınma direncini de arttırdığını belirlemişlerdir.

Wang ve arkadaşları (2003), GTA kaynak metoduyla WC ve TiC tozlarını orta karbonlu çelik üzerine geçiştirerek ürettikleri kaplama tabakasının aşınma direncini incelemişlerdir. Deneysel sonuçlara göre, düşük kayma hızlarında W ilaveli TiC kaplama tabakalarının aşınma performansı daha üstün çıkmıştır. Bunun aksine, yüksek kayma hızlarındaysa, Cu ilaveli TiC kaplamaları diğer kaplamalara göre çok iyi bir performans sergilemiştir.

Düşük karbonlu çelik üzerine lazer yöntemi kullanılarak yapılan Fe-Cr-W-C esaslı kaplamalarda, üretim parametrelerine bağlı olarak ötektik altı ve ötektik üstü mikro yapılar gözlenmiştir (Nagarathnam ve Komvopoulos, 1995). Ötektik üstü mikroyapı M_7C_3 (M= Cr, Fe, W) karbürü ve γ-fazı içeren ötektikle birlikte, metastabil ostenit (γ) fazı belirlenmiştir. Oluşan ötektik altı ve ötektik üstü mikroyapılar, C konsantrasyonuyla birlikte, toz veya toz karışım miktarlarının artmasıyla doğrudan etkilenir. Sertlik, M_7C_3 karbürlerinin yoğun olduğu bölgelerde yüksekken, ötektik altı mikroyapıdaki dendritli γ fazı nedeniyle bu yapıya sahip bölgelerde sertlik nispeten düşüktür.

Zeng ve çalışma arkadaşları (2002), düşük alaşımlı çeliğe ortalama 90 μm tane ebatlarına sahip Cu tozlarının geçiştirilmesiyle, çelik mikroyapısında α-Fe ve γ-Cu fazlarını tespit etmişlerdir.

AISI 3431 çeliğine sürekli dalgalı CO_2-lazer yöntemi kullanılarak 40-150 μm' lik Ni, Co ve 60-120 μm' lik WC-Ni tozlarıyla yapılan kaplamaların mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir (Hidouci ve diğ., 2000). Co esaslı alaşım kaplamalarında yüksek oranda dendritik yapı hakim olmakla birlikte, Ni-esaslı alaşım kaplamalarına göre sertlik değerleri yüksek çıkmıştır. Bunun nedeniyse, γ-Co matrisinde dağılan Cr' ca zengin sert M_7C_3 karbürleridir. Ni-esaslı kaplamalarında δ-ferrit fazı yoğunluktadır. Bu kaplamalarda sertliğinin daha düşük olması, Cr ve C konsantrasyonunun düşük olması ve γ- (Ni,Fe) fazının varlığından dolayıdır.

Malzeme yüzeyini aşınmaya karşı korumak için dört temel yüzey sertleştirme alaşımı vardır. Bunlar, Co, Ni, WC ve Fe-esaslı alaşımlardır. Co-esaslı alaşımlar; abrasyon, korozyon, sürtünme, oksitlenme ve darbe aşınmasına direnç sağlarlar (Lin ve diğ., 2003). Ni-esaslı alaşımlar; abrasyon ve korozyona karşı dirençlidirler (Kim ve diğ., 2003). WC ve krom karbürler, son derecede sert malzemelerdendir (Lo ve diğ., 2003). Ni-Co alaşımı veya Ni matrisi, düzensiz şekilli WC taneciklerini bir arada tutarak abrasiv aşınmaya karşı direnç sağlayan kaplamaları oluştururlar (Lin ve diğ., 2003; Lu ve Wang, 2003). Fe-esaslı alaşımların aşınma direnci, C- ya da Ni-esaslı alaşımlardan daha azdır. Bu alaşımlardan bazıları şiddetli darbelere karşı dirençli iken bazıları ise abrasiv aşınmaya karşı dirençlidirler (Charles, 1994). Bu alaşımlarda krom karbür ve krom borür aşınma direncini iyileştirirken, Ni-Si tokluğu iyileştirmektedir. Oldukça yüksek krom bileşenleri genellikle fazla miktarda bor elementi içermekte ve böylece yaklaşık 1800 HV sertliğinde sert krom borür meydana gelmektedir (Kim

ve diğ., 2003). Co esaslı alaşımlar; yüksek sıcaklıklarda sertliklerini muhafaza edebilmeleri ve homojen dağılan bir karbür yapısına sahip olmalarından dolayı; metal-metal aşınması, abrasiv aşınma, yorulma aşınması ve tribokimyasal aşınmaya karşı mukavemet istenen yerlerde yaygın olarak kullanılmaktadır. Kobalt esaslı alaşımlar, yüksek sıcaklık uygulamaları için yaygın olarak kullanılan Co-Cr-C-W alaşımları grubunda veya darbe aşınması da dahil olmak üzere yüksek sıcaklık uygulamaları için Co, Cr ve W bakımından zengin matrisin, Mo ve Ni veya Fe, C, Si ve B ilavesi ile düzenlendiği bir diğer grupta sınıflandırılırlar. Kobalt esaslı alaşımların yaklaşık % 1 C içeren orta karbonlu türleri, ostenitik matriste % 15-20 Cr ve % 4 W' den meydana gelmektedir. Bu alaşımlar, metal-metal aşınmasına ve korozif ortamlara karşı olağanüstü direnç gösterirler. Abrasiv şartların gerekli olduğu uygulamalarda WC yaygın olarak kullanılmaktadır. WC, demir esaslı ana fazda çözünüp transfer olacağından tane boyutu küçülür. Kullanılan yönteme bağlı olarak matriste çözünen tungsten miktarı değişmektedir. Martenzitik matris, perlitik çelik matrise göre karbür tanelerini daha güçlü olarak birbirlerine bağlamaktadır, bunun sonucunda abrasiv aşınma direnci iyileşmektedir.

WC, iyi mekanik özellikler gösterdiği için, teknolojide tercih edilen bir malzemedir (Esteve ve diğ., 2000). WC kaplamaları lazer, plazma sprey, PVD ve CVD gibi farklı yöntemlerle yapılabilmektedir (Rincon ve diğ., 2003). WC ve WC-Co kaplamalarında; hegzagonal stökiyometrik WC, hegzagonal α-WC, kübik alt stökiyometrik β-WC ve amorf WC fazları gibi farklı yapılar görülebilmektedir. Bu kaplamalar nispeten düşük sürtünme katsayısına sahip olmakla birlikte, gevreklerdir. Yapıda Co elementinin varlığı, kaplamayı sünek yaptığından tokluk iyileşir ve kaplamanın yüksek temas basıncında kırılma ihtimalini düşürür (Rincon ve diğ., 2003).

Tungsten karbür/karbon (WC/C) kaplaması, düşük sürtünme ve yüksek aşınma direncinin önemli olduğu makine elemanlarında başarılı bir şekilde kullanılmaktadır (Carvalho ve diğ., 2001; Ban ve Shaw, 2001). WC diğer karbür tipleri ile karşılaştırıldığında; yüksek sertlik, belli bir oranda plastiklik ve ergiyik metallerle iyi ıslatılabilirlik gibi üstün özelliklere sahiptir. Dezavantajı ise, yüksek sertlik ve tokluk istenen aşınma uygulamalarında, düşük bir ısı enerjisiyle ergiyik metalde kolayca çözünebilir ve WC esaslı kompozitlerin (sermet karbürleri) gevrekliği dolayısıyla yüksek sertlik ve tokluk gerektiren tribolojik uygulamalarda bu karbürün kullanımını sınırlar (Lou ve diğ., 2003). WC toz tane boyutu 300 mesh' den düşük olduğunda, kolaylıkla ergir. Ergiyik havuzundaki W miktarı arttığında M_6C karbür oluşum hızı da artar (Yang ve Man, 2000). Kolayca ergiyen bir alaşım elementi sayesinde, kaplama/alt tabaka arayüzeyinde güçlü bir bağ kuvveti meydana gelir (Mateos ve diğ., 2000). Bunun bir sonucu olarak, sertlik, aşınma ve darbe direnci gibi mekaniksel özellikler de iyileştirilir (Wu ve diğ., 2003). Yine son zamanlarda, bir çok makine elemanlarının farklı türlerine, aşınma ve korozyon

direncini artırmak için farklı termal sprey teknikleri kullanılarak sermet yüzey kaplamaları yapılmaktadır. Yaygın olarak WC-Co kullanılmaktadır. Fakat korozif ortamda veya 500 °C gibi yüksek sıcaklıklarda çalışma alanı fazla bulunmamaktadır (Jones ve diğ., 2001). Farklı miktarlardaki Ni, Mo ve Co içerikli demir esaslı alaşım tozlarını, orta karbonlu çelik üzerine sürekli dalgalı (CW) CO_2-lazer yöntemi kullanarak oluşturulan kaplama malzemesinde, Ni ve Co miktarının artmasıyla çatlak uzunluğunun azaldığı, % 15 Ni veya % 20 Co ilavesiyle de çatlak oluşumunun ortadan kalktığı Wulin ve çalışma arkadaşları (1999) tarafından tespit edilmiştir. Düşük karbonlu çelik üzerine lazer yöntemi kullanılarak yapılan Fe-Cr-W-C esaslı kaplamalarda, üretim şartlarına bağlı olarak ötektik altı ve ötektik üstü mikro yapılar gözlenmiştir (Hidouci ve diğ., 2000).

WC/Co sermetleri aşınmaya dirençli uygulamalar için yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu tür kaplamaların tribolojik özelliklerinin yüksek olmasının sebebi, Co matrisinin tokluğundan ve oluşan karbür fazlarının sertliğinden dolayıdır (Gant ve Gee, 2001). Yine WC/C kaplaması, düşük sürtünme ve yüksek aşınma direnci gereken yerlerde başarılı bir şekilde kullanıldığı bilinmektedir (Carvalho ve diğ., 2001). Parkansky ve çalışma arkadaşları, darbeli ark yöntemi kullanarak saf Ti ve düşük karbonlu çelik alt tabakasına WC-esaslı sert tipte alaşımları kaplamışlardır. Oluşan üst yüzey, çelik ve Ti alt tabakasının aşınma direncini arttırmıştır (Staia ve diğ., 2001).

HVOF yöntemiyle üretilen WC takviyeli demir esaslı kompozitler ile WC ve WC-Co sert fazlı Ni esaslı kompozitlerin mükemmel abrasiv direnç sergilediği literatürde belirtilmektedir (Jones ve diğ., 2001; Nascimento ve diğ., 2001). Bununla birlikte, HVOF gibi termal sprey tekniklerinde WC taneleri ile metal toz taneleri kaplama bölgesine püskürtüldüğünde gevrek W_2C fazının oluşmasına neden olur (Oliveira ve diğ., 2001). Buna ilaveten, termal sprey teknikleri kullanıldığında, kaplamalardaki gözeneklilik oluşumunun önlenmesinin çok zor olması (Lou ve diğ., 2003), ayrıca korozif ortamda ve 500 °C gibi yüksek sıcaklıklarda yeniden çözünmesinden dolayı çalışma alanını sınırlamaktadır (Lin ve diğ., 2003).

% 35 WC içeren kompozit kaplamalar, abrasyona karşı mükemmel direnç gösterirler (Kim ve diğ., 2003). Diğer çalışmalarda da, ya % 9-19 veya % 32-38 hacim oranlarında WC içeren kaplamaların abrasiv dirençlerinin arttığı belirtilmiştir (Jones ve diğ., 2001; Nascimento ve diğ., 2001). Aşınma direnci, kullanılan abrasiv aşındırıcıya ve kaplamanın sertliğine bağlıdır. Abrasiv aşındırıcı WC tanelerinden daha sert olması halinde, daha kolay kırılacak ve gevreklik özelliği gösterecektir. WC' süz matrisin düşük yüklerde (pin-on-disk sistemi için) abrasiv aşınma direnci, 3000 HV sertlikli SiC ile aşındırıldığı zaman, 2100 HV sertliğine sahip WC' lü matristen daha yüksek olduğu bildirilmiştir. Bununla birlikte 2000 HV sertliğine sahip Al_2O_3 ile aşındırıldığı zaman aşınma direnci daha düşüktür.

Lazer teknolojisi, kompleks malzemelerin ince kaplamalarını, kolay ve hızlı üretimini mümkün kılmaktadır. Lakovou ve arkadaşları (2002), takım çeliği yüzeyine plazma transferli ark yöntemi kullanarak bor tozlarını geçiştirmişlerdir. Sertliği ortalama 1000 ve 1300 HV olan üniform kalınlıkta alaşımlı tabaka elde edilmiştir. Borlanan yüzeyin mikroyapısında başlıca Fe_2B tipli borürler ve martenzit ile borür karışımlarını içeren bir ötektik yapı tespit edilmiştir. Ötektik bölgenin yoğun olduğu yerlerde kısmen mikroçatlaklara rastlanılmıştır.

Çelik yüzeyine lazer yöntemiyle alaşımlandırılarak yapılan Cr-C toz karışımlı kompozit malzemelerinde üniform boyutlu M_7C_3 karbürlerine rastlanılmıştır (Katsamas ve Haidemonopoulos, 1999). Singh ve Mazumder (1993), M_6C ve M_7C_3 karbür çökeltili Fe-Cr-Mn-C kaplamasının aşınma karakteristiklerini incelenmiştir. Wu ve Chen' in yaptığı çalışmada (1999), CO_2 lazer yöntemi kullanılarak Fe-Cr-W-Ni-C alaşım kaplamasında, γ-ostenit ve M_7C_3 karbürleri içeren dendritler arası ötektik fazlarla dendritik ostenit (γ) tipi yapılara rastlanılmıştır. Dengede olmayan dendritik ostenit (γ) faz dönüşümü için 963 °K' de temperlenerek M_7C_3, $M_{23}C_6$, M_6C, M_2C ve MC karbürleri (M= Cr, Fe, W, Ni) elde edilmiştir (Berns ve Fischer, 1997). Tabaka tipli M_7C_3 karbürü, tok ve sıcak çalışabilirlik yeteneğini düşürür. M_7C_3 metastabildir ve 873 °K' de yeniden çözünür (Wu ve Chen, 1999). Yüksek sıcaklıkta temperlemeyle dendritik yapı $M_7C_3+\gamma\rightarrow M_{23}C_6$' ye ve ötektik yapıysa $M_7C_3+\gamma\rightarrow M_6C$ karbürlerine dönüşür (Nagarathnam ve Komvopoulos, 1995).

Yang ve Man (2000), CO_2 lazeri kullanarak yaptıkları kaplama işleminde karbonlu çelik üzerine farklı yedirme oranlarında W-C-Co ve WC tozlarını geçiştirerek, üretim parametrelerinin kaplama tabakasının mikroyapısına olan etkisini incelemişlerdir. Yapıda alaşım elementlerinin miktar ve oranlarına bağlı olarak, WC, Co_3W_3C ve α-(Fe, Co) karışımlı ötektik yapı belirlenmiştir. UNS S31600 paslanmaz çeliğine lazer yüzey modifikasyonu tekniği kullanılarak yapılan WC kaplama mikroyapısında WC, W_2C, M_7C_3, M_6C ve M_4C karbürleri tespit edilmiştir (Lo ve diğ., 2003). Bu karbür türlerinin aşınma direncinde ana malzemeye önemli bir katkı sağladığı anlaşılmıştır.

Pokhmurska ve diğ. (2002), sprey ark yöntemi kullanarak yaptıkları çalışmada, düşük karbonlu çelik üzerine FeCrB/Al ve FeCr/Al/C toz tellerinin kaplanması sonucu, aşınma direncinin çok yüksek olduğunu ve sürtünme katsayısının 0.06 μm gibi çok düşük bir değere sahip olduğunu belirlemişlerdir. FeCr/Al/C' lu mikro yapıda $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 ve önemli miktarda sementit tipli $(Fe,Cr)_3C$ karbürleri görülürken, FeCrB/Al' lu kaplama mikro yapısında martenzit γ'–fazı, $Fe_3(C_{0.2}B_{0.8})$ ve nitrür içeren fazlar belirlenmiştir.

PA yöntemi ile ayrıca yüzey alaşımlama yoluyla yüzey modifikasyonu da yapılmaktadır. Kim ve arkadaşları (2003), krom-bor toz karışımını kullanarak, plazma arkını yüzeye transfer ederek (PTA), malzemenin aşınma özelliklerini incelemişlerdir. Bourithis ve

arkadaşları (2002), yaptıkları bir çalışmada, AISI 1018 çeliğinin yüzeyine PTA yöntemini kullanarak bor tozlarını geçiştirmişlerdir. Bu çalışmada ortalama 1300 μm kalınlığında örtü tabakası elde edilmiş ve yüzey sertliği 1000 HV olarak ölçülmüştür.

7. DENEYSEL YÖNTEM

Bu çalışmada, AISI 4340 çeliğinin geleneksel yüzey modifikasyon tekniklerinden nitrokarbürleme, yüzey sertleştirme/tavlama işlemi ve GTA yöntemiyle yüzey alaşımlama yapılarak oluşturulan üst tabakanın mikro yapısı ve oluşan karbür veya fazların, malzemenin abrasiv aşınma davranışlarına olan etkilerinin incelenmesi hedeflenmiştir. AISI 4340 malzemesinin seçilme nedeni, yüksek değerlerde sertlik elde etmek için ısıl işlem uygulanabilen düşük alaşımlı martenzitik çelik olarak, tok, sünek ve mukavemetli olmasından dolayıdır (ASM, 1993, Lee ve Yeh, 1997; Nascimento ve diğ., 2001; Lee ve Su, 1999). Bu amaçla, deneysel çalışmalar üç aşamada yapılmıştır:

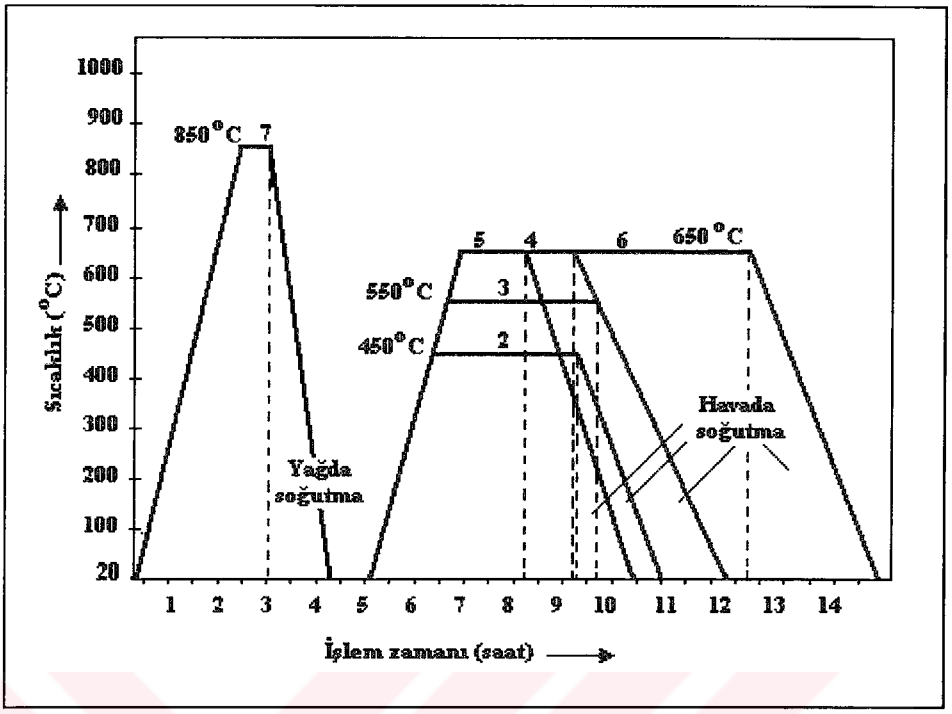
a. Temperleme ısıl işlemi,
b. Nitrokarbürleme ısıl işlemi,
c. GTA yöntemiyle yüzey modifikasyon yöntemi.

7.1. Temperleme Isıl İşlemi

Birinci gruptaki numunelere, AISI 4340 çeliklerine yaygın olarak kullanılan 850 °C' de ostenitleme ve su/yağ ortamında soğutma, yine alt grup olarak, hızlı soğutma işlemine tabi tutulan numunelere temperleme yapılmıştır. Deney şartları ve seçilen yönteme göre elde edilen sertlik, tokluk ve abrasiv aşınma sonrası elde edilen yüzey pürüzlülük (Ra) değerleri Tablo 7.1' de, işlemin akış şeması ise Şekil 7.1' de özetlenmiştir.

Tablo 7.1. Temperleme işlem koşulları

Deney no	Ostenitleme	Temperleme	Sertlik (HV)	Tokluk (j/cm^2)	Yüzey pürüzlüğü (μm)
2	850 °C' de 30 dk bekleme, yağda soğutma	450 °C' de 120 dk bekleme, açık havada soğutma	475	65	0.66
3	850 °C' de 30 dk bekleme, yağda soğutma	550 °C' de 120 dk bekleme, açık havada soğutma	374	97.5	0.56
4	850 °C' de 30 dk bekleme, yağda soğutma	650 °C' de 120 dk bekleme, açık havada soğutma	300	232.5	0.53
5	850 °C' de 30 dk bekleme, yağda soğutma	650 °C' de 30 dk bekleme, açık havada soğutma	352	137.5	0.29
6	850 °C' de 30 dk bekleme, yağda soğutma	650 °C' de 240 dk bekleme, açık havada soğutma	328	155	0.69
7	850 °C' de 30 dk bekleme, yağda soğutma	-	590	40	0.25



Şekil 7.1. Ostenitleme, yağda sertleştirme ve temper işlemlerinin akış şeması

7.2. Nitrokarbürleme İşlemi

AISI 4340 malzemesinin tuz banyosunda nitrokarbürleme işlemi öncesi numuneler 60-1200 meshlik SiC taneli zımparalara tutulduktan sonra, 1 μm' lik elmas pasta ve çuha işlemlerinden geçirilerek yüzey pürüzlülükleri 0.10 μm olacak şekilde hazırlanmıştır. Deney şartları Tablo 7.2' de verilmiştir. Nitrokarbürleme için, Şekil 7.2' de görüldüğü gibi numunelere 350 °C' de ön ısıtma uygulanmış ve 580 °C' de tuz banyosunda farklı nitrokarbürleme zamanlarında tutularak oda sıcaklığına açık havada soğutmaya tabi tutulmuşlardır.

Tuz banyosunda nitrokarbürleme işlemi sırasında ergimiş tuz ile bileşen arasındaki temel reaksiyon;

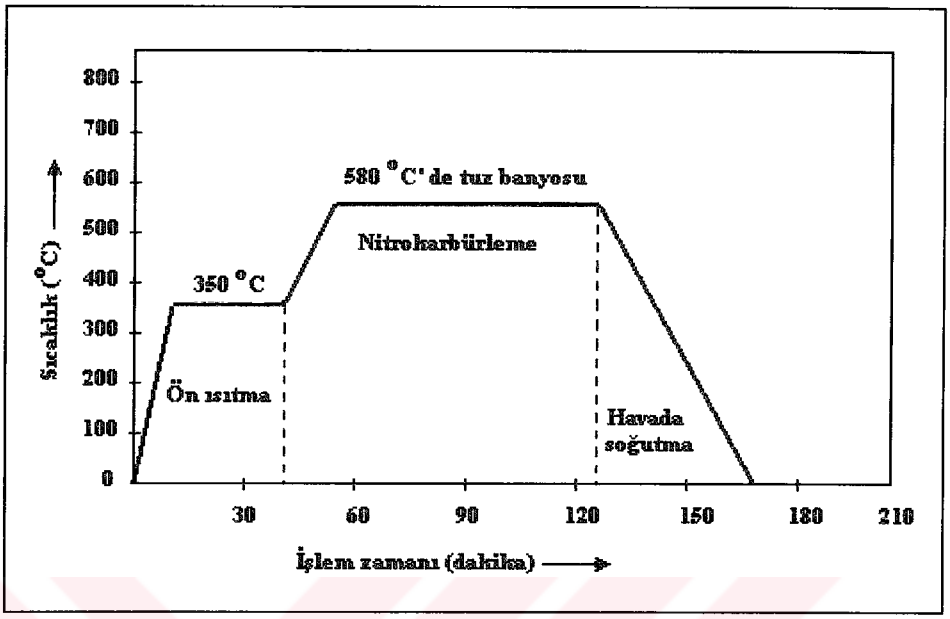
$$2CN^- + O_2 \Rightarrow 2CNO^- \tag{7.1}$$

$$4CNO \Rightarrow 2CN^- + 2CO_2 + 2N \tag{7.2}$$

$$xFe + N \Rightarrow Fe_xN \tag{7.3}$$

Tuz banyosunda nitrokarbürleme yönteminde parça ergiyik banyoya daldırılmıştır. Tuz içerisindeki N ve C, yüzeydeki Fe ile tepkimeye girerek difüzyon bölgesi olarak adlandırılan bir

bileşik tabakası oluşumu sağlanmıştır (Sharon ve Baudis, 1998; Qiang ve diğ., 2000). Tüm işlemler bittikten sonra oda sıcaklığına kadar durgun havada yavaş soğumaya bırakılmıştır.



Şekil 7.2. Nitrokarbürleme işleminin akış şeması

Tablo7.2. Nitrokarbürleme işlem koşulları

Deney no	Nitrokarbürleme işlemi	Sertlik (HV)	Tokluk (j/cm^2)	Yüzey pürüzlüğü (μm)	Beyaz tabaka kalınlığı (μm)
8	580 °C de 30 dakika	700	92.5	0.90	7
9	580 °C de 60 dakika	732	87.5	0.86	19
10	580 °C de 120 dakika	750	112.5	0.63	45

7.3. Yüzey Modifikasyon Yöntemi

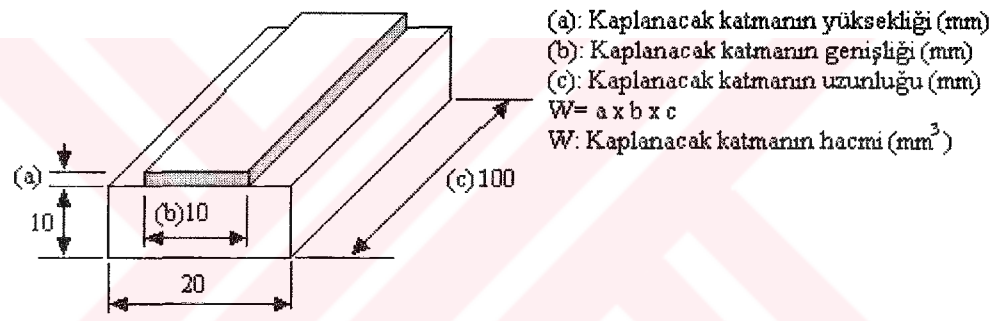
Üçüncü ve asıl araştırma konusu olan GTA yöntemiyle yüzey modifikasyonu işleminde, 100x20x10 mm boyutlarındaki AISI 4340 çeliği ve FeCrC ve WC alaşım tozları kullanılmıştır. AISI 4340 ve alaşım tozlarının kimyasal bileşimleri Tablo 7.3' de gösterilmiştir.

Modifikasyon öncesi, numunelerin yüzeyleri oksitlerden arındırılıp, aseton banyosunda temizlenerek kurutulmuştur. Tablo 7.3' de kimyasal bileşim ve oranları verilen tozlar, FeCrC, WC ve FeCrC/WC alaşımları olmak üzere, değişen oranlarda karıştırılarak Şekil 7.3' de görüleceği gibi yüzeye yapıştırılmıştır. Ark sırasında argon koruyucu gazının debisinden dolayı toz ve toz karışımlarının numune yüzeyinden uzaklaşmaması için, küçük bir miktar bağlayıcı (sodyum silikat veya su) ile yüzeyde tutularak 50 °C' lik ortamda 30 dk. süreyle kurutulmuştur.

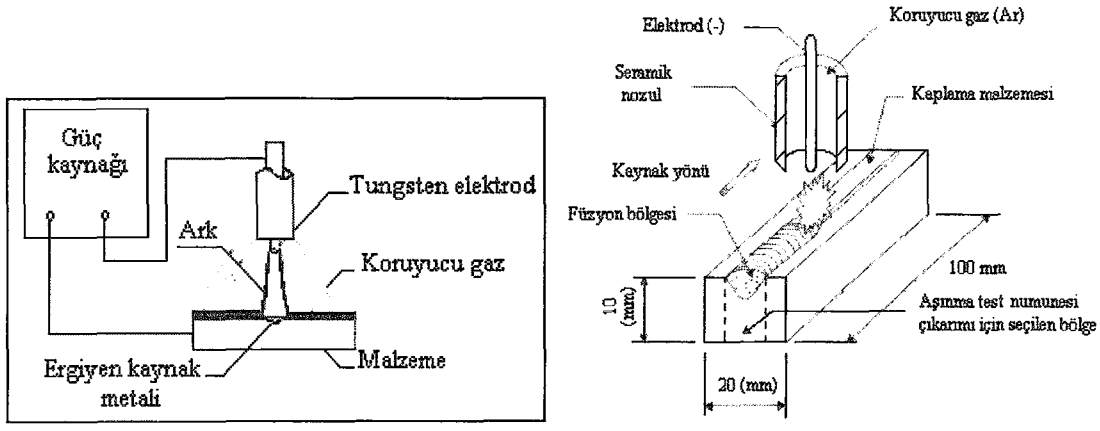
Benzer bir yaklaşımla, Monedesi (2000), Mridha ve çalışma arkadaşları (2001) ve Korkut ve diğ. (2002)' de yüzeye toz tanelerini tutturma tekniğini kullanmışlardır. Üretim parametreleri Tablo 7.4' de, deney şartları ise Tablo 7.5' de özetlenmiştir.

Tablo 7.3. Yüzey alaşımlama için kullanılan tozların ve AISI 4340 çeliğinin (% ağırlık olarak) kimyasal bileşimleri

Alaşım elementi (% ağırlık)							
	Cr	Si	C	Mo	Mn	Ni	Fe
AISI 4340	0.930	0.267	0.415	0.237	0.656	1.75	95.54
FeCrC	64	1.80	6.84	-	-	-	26.30
WC (% 99 saflıkta)	WC	Cr_2O_3		FeO		TiO_2	
	99.435	0.015		0.38		0.17	



Şekil 7.3. Yüzey modifikasyonu yapılacak numune ve katmanın şematik resmi



(a) (b)

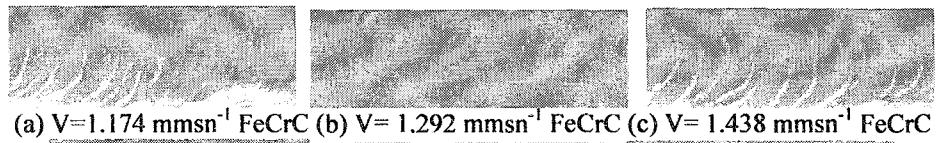
Şekil 7. 4. GTA yöntemiyle yapılan yüzey modifikasyonun şematik resmi

Yüzey alaşımlama veya modifikasyonu için kullanılan gaz tungsten ark yönteminde, DC akımlı güç kaynağından yararlanılmıştır. Ark, 2.4 mm çapında % 2 toryumlu tungsten elektrod ile, 11 lt/dk debisindeki asal argon gazı altında ve 12-14.5 kj/cm enerji girdisiyle oluşturularak; malzeme yüzeyinde 1-3.5 mm derinliğinde modifikasyona uğrayan nüfuziyetli bölge elde edilmiştir. Tablo 7.4' de GTA üretim parametreleri görülmektedir.

Tablo 7.4. Yüzey modifikasyonu için üretim parametreleri

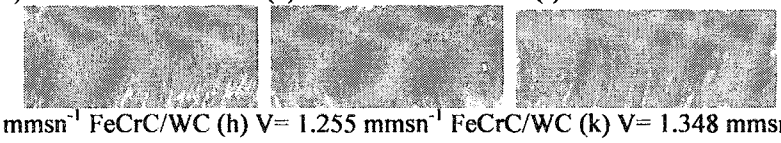
Akım/Volt	120 A/ 20 V
Hız	1.174-1.510 mm/sn
Koruyucu gaz	% 99.9 saflıkta Ar
Koruyucu gaz debisi	11 lt/dk
Elektrod	% 2 toryumlu tungsten elektrod
Elektrod çapı	2.4 mm

Şekil 7.4' de GTA kaynak yöntemiyle yüzey modifikasyonunun şematik resmi verilmiştir. Yüzeye yapıştırılan tozların, ergimeyen tungsten elektrod ile kaynak bölgesine enerji aktarılarak çelik alt tabakasına nüfuziyeti sağlanmıştır. Yöntemde, ergiyik halde bulunan toz karışımının kaynak bölgesinde hapsedilmesine özen gösterilmiştir. Modifikasyon sonrası farklı üretim parametreleriyle ve farklı toz alaşımlarıyla modifiye olan AISI 4340 malzemelerinin üstten görünüşün (Şekil 7.5) makroyapı incelenmesi neticesinde, herhangi bir çatlak ve kalıntıya rastlanılmadığı tespit edilmiştir.



(a) V=1.174 mmsn^{-1} FeCrC (b) V= 1.292 mmsn^{-1} FeCrC (c) V= 1.438 mmsn^{-1} FeCrC

(d) V=1.209 mmsn^{-1} WC (e) V= 1.38 mmsn^{-1} WC (f) V= 1.510 mmsn^{-1} WC



(g) V=1.163 mmsn^{-1} FeCrC/WC (h) V= 1.255 mmsn^{-1} FeCrC/WC (k) V= 1.348 mmsn^{-1} FeCrC/WC

Şekil 7.5. GTA yöntemiyle yüzey modifikasyonu yapılan AISI4340 çeliğinin farklı üretim hızlarındaki üst yüzey görünüşleri

GTA yöntemiyle üretilen yüzey modifikasyonlu numunelerin, mikro kimyasını ve mikroyapıya üretim parametrelerinin etkisini incelemek için üretim hızı (V) 1.174 mm/sn' den

1.510 mm/sn' ye ve toz miktarı/yedirme oranı (f) 0.3' den 0.5 gr/sn' ye değiştirilmiştir. GTA ile üretilen yüzeylerde nispeten asal bir çevre oluşturmak için ergiyik bölge 11 lt/dk debiye sahip argon gazıyla korunmuştur.

Tablo 7.5' de GTA üretim parametrelerinin kaplamanın geometrisi ve mikrosertliğine olan etkileri verilmiştir.

Tablo 7.5. Üretim parametrelerinin kaplama geometrisine ve mikro sertliğine etkisi

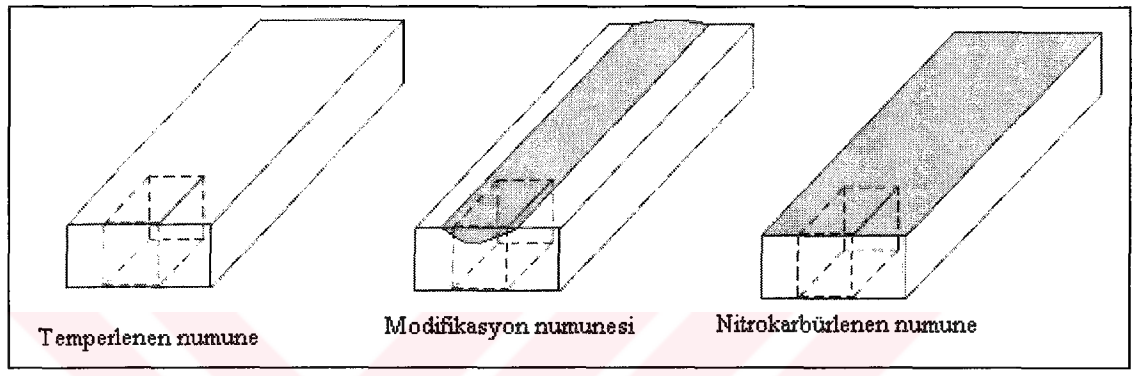
Üretim Parametreleri					**Kaplama Ölçüleri (μm)**					
Numune	**Elektrod çapı (mm)**	**Üretim hızı (mm/sn)**	**Toz Yedirme Oranı (gr/sn)**	**Enerji girdisi (kJ/cm)**	d_c	h_c	t_c	w_c	**Mikrosertlik (HV)**	
1									224	± 15
CrFeC										
11	2.4	1.174	0.3	14.3	2160	1080	3240	8700	764	± 48
12	2.4	1.292	0.5	14.1	1850	1330	3180	9670	861	± 60
13	2.4	1.326	0.5	13.7	1350	1150	2500	8240	808	± 21
14	2.4	1.438	0.3	12.1	750	970	1720	5700	712	± 31
CrFeC/ WC										
15	2.4	1.163	0.5	14.4	2480	1085	2565	9960	1108	± 25
16	2.4	1.255	0.3	13.3	1710	890	2600	9250	1025	± 43
17	2.4	1.348	0.5	12.4	1330	1050	2380	8905	956	± 38
18	2.4	1.410	0.3	11.5	1210	960	2170	7650	945	± 56
WC										
19	2.4	1.209	0.5	13.9	1730	850	2580	9650	965	± 49
20	2.4	1.38	0.5	12.2	1450	870	2320	7980	1156	± 47
21	2.4	1.510	0.3	11.1	1810	550	2360	8010	1184	± 68

d_c = orjinal alttabaka yüzeyi altında max derinlik, h_c = orjinal alttabaka yüzeyi üstünde max yükseklik, t_c= max toplam kalınlık (=d_c+ h_c), w_c =max genişlik, Enerji girişi Q = η.U.I.60/(V.1000) formülü ile hesaplanmıştır.

7.4. Mikroyapı İncelemeleri ve Sertlik Ölçümleri

Metalografi incelemeleri için, Şekil 7.6' da görüldüğü gibi, numuneler kaynak yönüne dik bir şekilde kaynak dolgu bölgelerinden alınmıştır. Elde edilen metalografik numuneler 80-1200 meshlik zımparalara tutularak yüzeyleri temizlenmiştir ve daha sonra 1 ve 6 μm' lik elmas pasta ve inceltici yardımıyla yan kesit yüzeyleri parlatılmıştır. Mikroyapı incelemeleri için

mekanik parlatma işlemi sonrası temperlenen numuneler % 2' lik nital çözeltisinde 4 saniye, nitrokarbürlenen numuneler 10 saniye ve modifikasyonlu numuneler ise ortalama 10 saniye süreyle 5 gr $FeCl_3$+15 ml HCl+100 ml H_2O çözeltisinde dağlanmışlardır. Modifiye olan yüzeyde mikroyapı ve element analizi için optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (SEM), enerji dispersive spektograph (EDS), X-ışını difraksiyonu (XRD) ve spektral analizlerden faydalanılmıştır. XRD analizleri 30 kV ve 15 mA' de Cu-Kα radyasyonu kullanılarak Rigaku Geigerflex X-ışını difraktometresi ile elde edilmiştir.



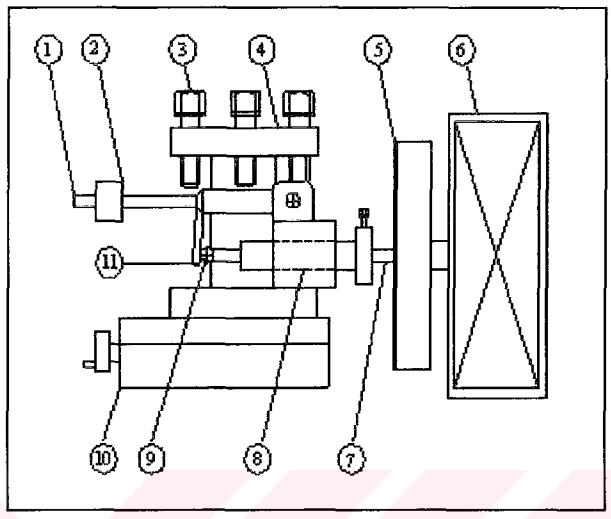
Şekil 7.6. Mikroyapı incelemesi ve abrasiv aşınma ölçümleri için, temperli, modifikasyonlu ve nitrokarbürlü AISI 4340 çeliğinden aşınma numunelerinin hazırlanış şekli

Mikrosertlik ölçümleri, bir çizgi boyunca kaplanan yüzeye 40 gr yük uygulanarak yapılmıştır. Farklı üretim parametreleri için kaplama mikrosertlik sonuçları Tablo 7.5' de verilmiştir. Tokluk dayanımı için, V-tipi Charpy deney test aparatından yararlanarak tespit edilmiştir.

7.5. Abrasiv Aşınma Testi

Abrasiv aşınma oranları oda sıcaklığında kayma sistemli pin-on-disk deney aparatıyla bulunmuştur. Bir torna tezgahı yardımıyla gerçekleştirilen bu düzenek, Şekil 7.7' de verilmiştir. Abrasiv aşınma testlerinde 9x10x10 mm ebatlarında, aşınma numuneleri kullanılmıştır. Aşındırıcının bağlı olduğu disk torna tezgahının aynasına ve aşındırılacak deney numunesi ise, bir numune tespit yuvası içerisinde, kater tutucusuna tespit edilmiştir. Aşınma testleri öncesi, her bir numune, aşınma yüzeyi abrasiv aşındırıcı yüzeyine tamamen temas etmesi amacıyla, 800 ve 1200 meshlik silisyum karbür (SiC) taneli abrasiv aşındırıcıya tabi tutulmuştur. Deneyler; 10, 20 ve 30 N' luk üç farklı yükte, 15, 30, 60 ve 120 m gibi dört farklı kayma mesafesinde 80 meshlik abrasiv aşındırıcıya 90 sn ve 0.0249, 0.00492, 0.00622 ve 0.00315 m/sn kayma hızlarında ise 160 sn tatbik edilerek gerçekleştirilmiştir. Her deney sonrası 80 meshlik abrasiv

aşındırıcı değiştirilmiş ve aşınan numunenin yüzeyi alkol ve basınçlı hava ile temizlenerek kalıntı metallerden arındırılmıştır. Aşınma miktarları, aşınma öncesi ve sonrası 10^{-5} gr ağırlığa duyarlı Scaltec marka elektronik terazi ile tartılıp, kütle kaybından tespit edilmiştir. Aşınma testleri sonrası numunelerin kütle kayıpları tespit edilerek aşınma oranları elde edilmiştir.



1.Yük kolu,
2.Yük,
3.Kater civatası,
4.Kater,
5.Aşıdırıcı,
6.Dişli kutusu,
7.Numune,
8.Hareketli numune tutucu,
9.Rulman,
10.Spot,
11.Numune baskı kolu.

Şekil 7.7. Abrasiv aşınma testi aparatı.

8. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

8.1. Mikroyapı İnceleme Sonuçları

8.1.1. Temperlenen Numunelerin Mikroyapı İnceleme Sonuçları

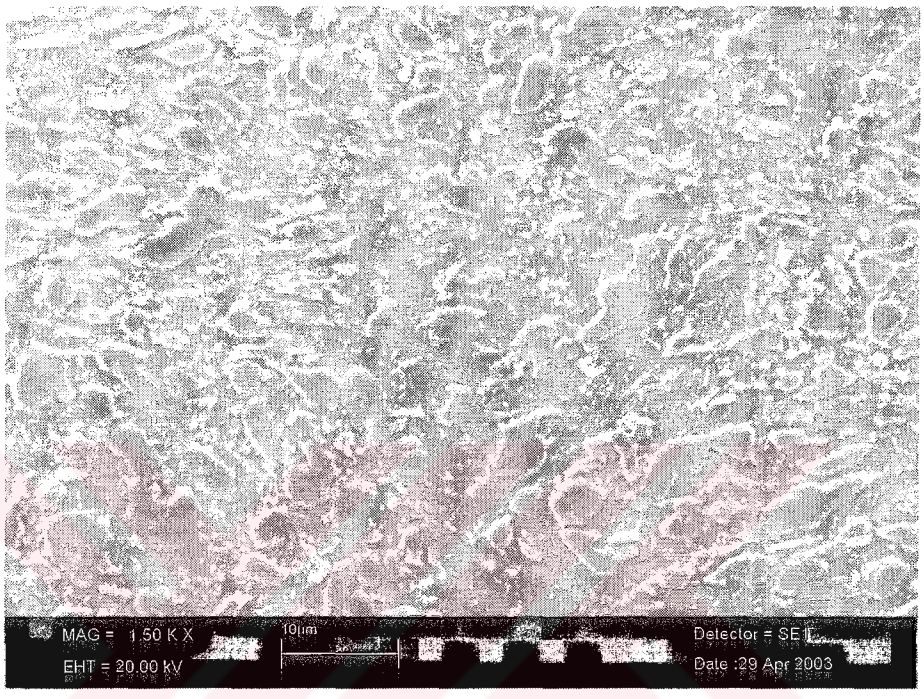
Farklı yük değerlerinde meydana gelen aşırı deformasyonun malzemelerin mekanik özelliklerine etkisinin anlaşılması, çoğu mühendislik uygulamaları için oldukça önemlidir. Yüksek mukavemetli çelikler ele alındığı zaman, özelliklerin farklı kombinasyonlarına ihtiyaç duyulduğu için farklı kategorilerde sınıflandırılırlar. Bu kategorilerin herbirinde, üretim yöntemlerine, uygulanan ısıl işleme ve alaşımlama teknolojisine bağlı olarak, daha mukavemetli çelikler geliştirilmektedir (Irvine, 1962).

Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı AISI 4340 çeliği; mukavemet, süneklik ve tokluk gibi mekanik özelliklerin kombinasyonlarını içerdiğinden, geniş bir sertlik değer aralığı elde etmek için ısıl işlem uygulanabilen düşük alaşımlı martenzitik çelik olarak kendisine her zaman bir kullanım alanı bulmuştur (Avner, 1984; Hernandez ve diğ., 2000). Çoğu makine elemanlarında özgül sıcaklık değerlerinde temperleme sırasında oluşabilecek gevreklik, en büyük dezavantajlarındandır (Oliveira, 2000). Bu olumsuz etkiyi önlemek için, uygun temper sıcaklığının seçilmesi çok önemlidir (Murty ve diğ., 1975). Uygulanan ostenitleme işlemi ve sonrası temper şartlarına bağlı olarak, farklı metalurjik özelliklerle birlikte mekanik veriler de değişmektedir. Dolayısıyla, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı AISI 4340 çeliğinin temperleme eğrisini tespit etmek gerekir (Lee ve diğ., 1999).

Çeliklerde ferrit, perlit, beynit, martenzit ve ostenit gibi bilinen birkaç yapı vardır. Bunların her biri farklı mekanik özellikler göstermektedir (Carlson ve diğ., 1979; Chai ve Laird, 1987; Callister, 1994). Bu yüzden, bu yapıların herhangi birinden daha yüksek mukavemet elde etmek mümkündür. Genellikle, temperleme sırasında alaşım karbürlerinin oluşturduğu çökeltilerin ince dağılımından dolayı, esas olarak elde edilen çeliklerdeki mukavemet özelliklerini artırma esasına dayanan suya çekme ve temperlemeyle tespit edilir (Huang ve Thomas, 1971). Temperleme yöntemi, karbürlerin çökeltilmesi, kalıntı ostenitin yeniden çözünmesi ve martenzitik yapının rekristalizasyonu gibi geliştirilen farklı bir çok basit yöntemlerle, malzemeyi çok daha sünek yapmak için, martenziti yüksek sıcaklıklarda tavlama yöntemidir. Bir çelikte yüksek mukavemet elde etmek için yapılan sertleştirme sonrası martenzitik yapı dönüşümü nedeniyle, sünekliğin çok az ve iç gerilmelerin çok fazla olması sonucu böyle malzemeler temperlenmemiş durumda nadiren kullanılırlar (Briant ve Banerji, 1979; Kwon, Cha ve Kim, 1988). Bununla birlikte; düşük sıcaklıkta temperlemeyle, martenzitik yapının özelliklerini değiştirmeksizin iç gerilmeler azaltılabilir. Dolayısıyla, ticari olarak kullanılan martenzitik çelikler 200-250 °C' de temperlenirler. Temperleme sıcaklığının

etkisinden başka, martenzitik çeliklerin mukavemetine, içerdiği karbon miktarı ve (M_s-M_f) sıcaklık değeri de etki eden diğer faktörlerdir (Shimizu ve Nishiyama, 1972).

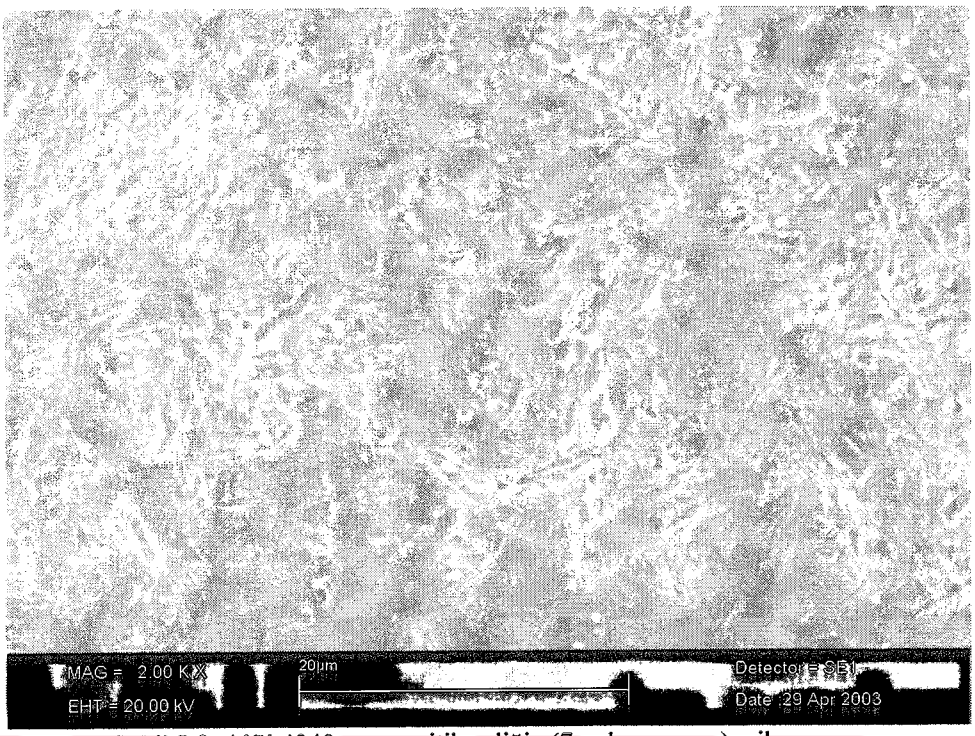
Hiçbir işlem görmeyen yüksek mukavemetli düşük alaşımlı AISI 4340 çelik malzemesinin mikroyapısı Şekil 8.1 de verilmiştir. Kimyasal bileşimi Tablo 7.3 ve ortalama sertliği Tablo 7.5 den de görüleceği üzere, 224 HV olup, yapı ferrit ve perlitten oluşmaktadır.



Şekil 8.1. İşlem görmeyen AISI 4340 numunesinin SEM fotoğrafı

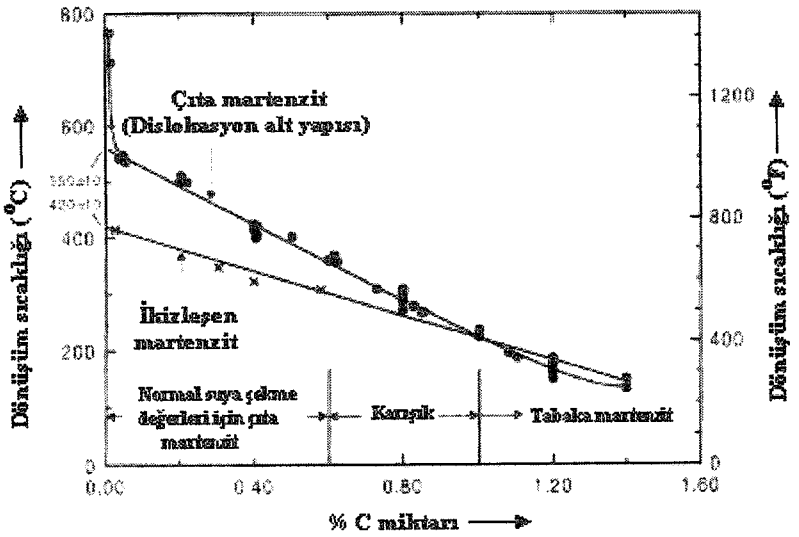
Mevcut malzemeye, farklı sıcaklık ve zamanlarda temperlenmiş martenzitik yapılar elde etmek için, numuneler ilk olarak, 850 °C' de 30 dakika süreyle ostenitlenmiş ve bunu takiben martenzitik çelik yapısı elde etmek için malzemeler yağda soğutulmuştur. Elde edilen martenzitik yapılı çeliklere 450, 550 ve 650 °C gibi farklı temperleme sıcaklıklarında, 60, 120 ve 240 dakika gibi sürelerle temperleme işlemi uygulanmıştır. Elde edilen martenzitik çelik ile temperlenen martenzitik çelik numunelerinin mikroyapı resimleri Şekil 8.2 ve Şekil 8.4-Şekil 8.8' de görülmektedir.

Çeliklerde oluşan martenzit taneleri, mikroyapısal olarak, tabaka veya çıta şeklinde iki farklı oluşum göstermektedir (Krauss, 1999; Jha ve diğ., 2003). Düşük ve orta karbonlu çeliklerde çıta tipli martenzit oluşumu paralel düzendedir veya çıta topluluğu ya da çıta biçimli taneler halindedir. Düşük karbonlu çeliklerde paralel grup halindeki tanelerin çoğu, aynı kristalografik yöne sahiptir ve genel anlamda blok olarak isimlendirilirler (Kwon, 1998; Krauss, 1999).

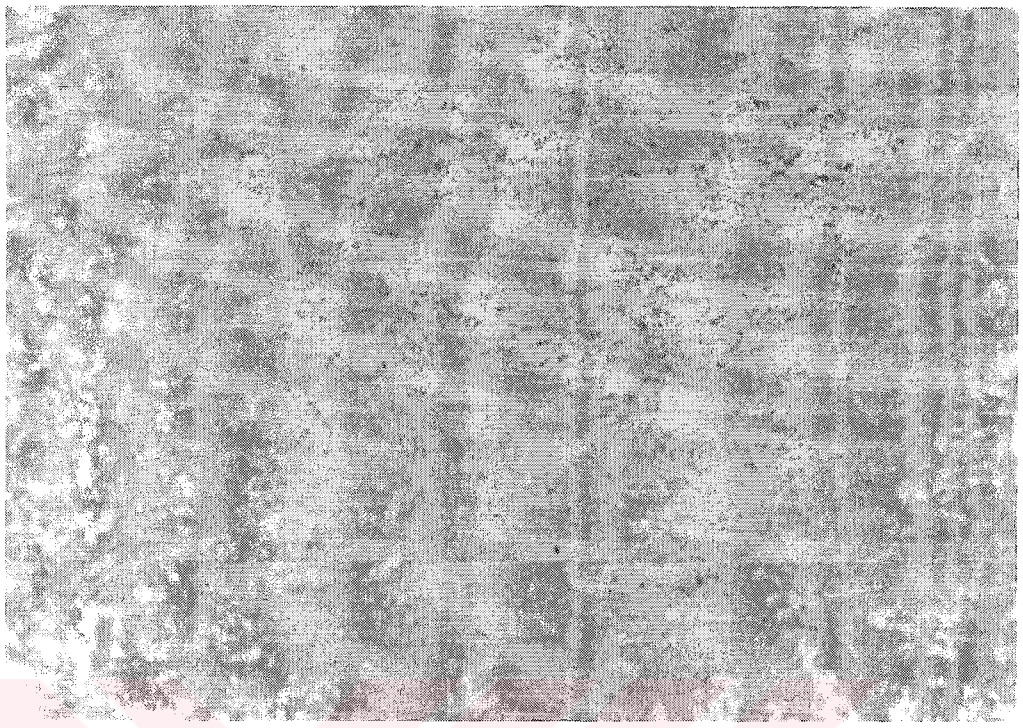


Şekil 8.2. AISI 4340 martenzitik çeliğin (7 nolu numune) mikroyapısı

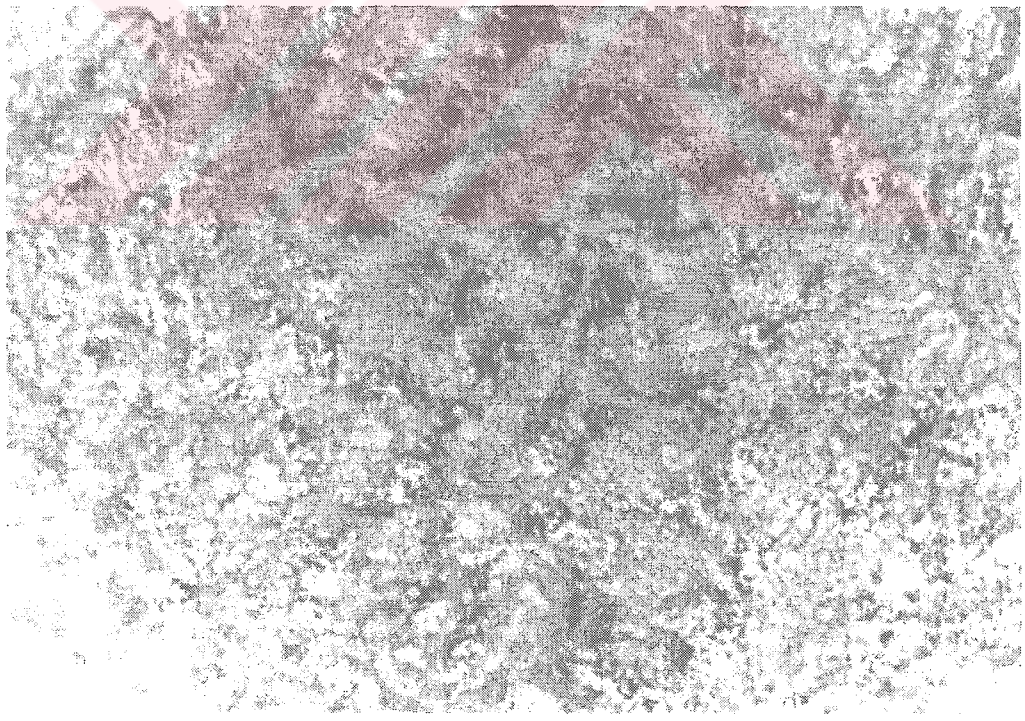
C içeriği arttıkça, paralel taneler farklı yönlere sahip olabilirler (Lee 1997; Kwon, 1999). Suda veya yağda soğutularak üretilen çıta martenzit, yüksek yoğunlukta karmaşık dislokasyonlar içerir (Oliveira 2001). Şekil 8.3' de görüleceği gibi, C miktarı arttıkça alaşımın M_s sıcaklığı azalır. Düşük karbonlu martenzit durumunda, martenzit büyük paketler halinde çıta biçiminde oluşur. Alt tabaka, hücreler halinde yüksek yoğunluklu dislokasyonlar içerir. Yüksek karbonlu çelikte çok ince taneli ikizleşen tabaka martenzit mevcuttur. Bununla birlikte, orta karbonlu çelikler, çıta ve tabaka biçimli martenzit içerebildiklerinden, bunların yapıları çok karmaşıktır.



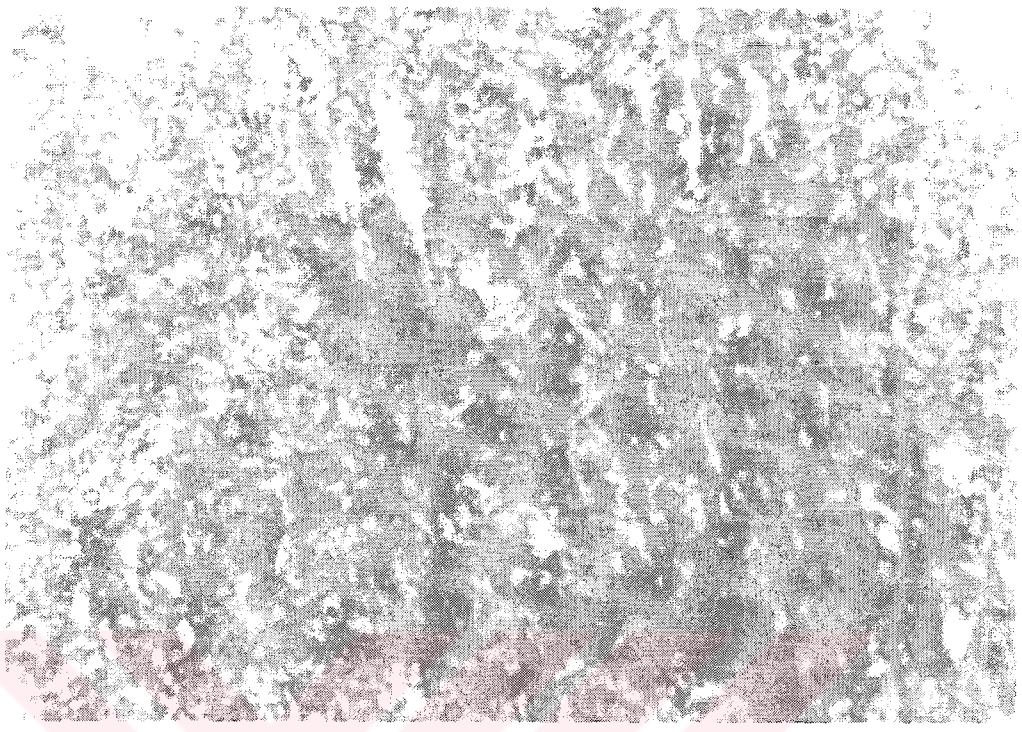
Şekil 8.3. Fe-C alaşımlarında karbon miktarının bir fonksiyonu olarak martenzit morfolojisi ve martenzit başlama (M_s) sıcaklıkları (Krauss, 1999)



Şekil 8.4. 450 °C de 2 saat temperlemeyle üretilen 2 nolu numunenin mikroyapısı (X250)



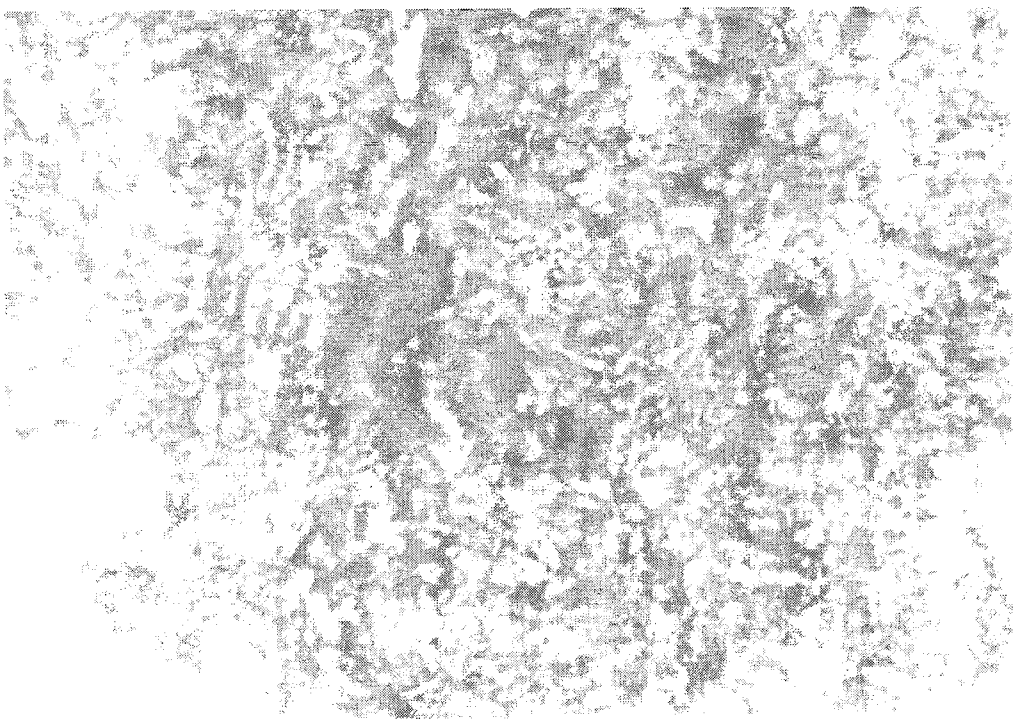
Şekil 8.5. 550 °C de 2 saat temperlemeyle üretilen 3 nolu numunenin mikroyapısı (X250)



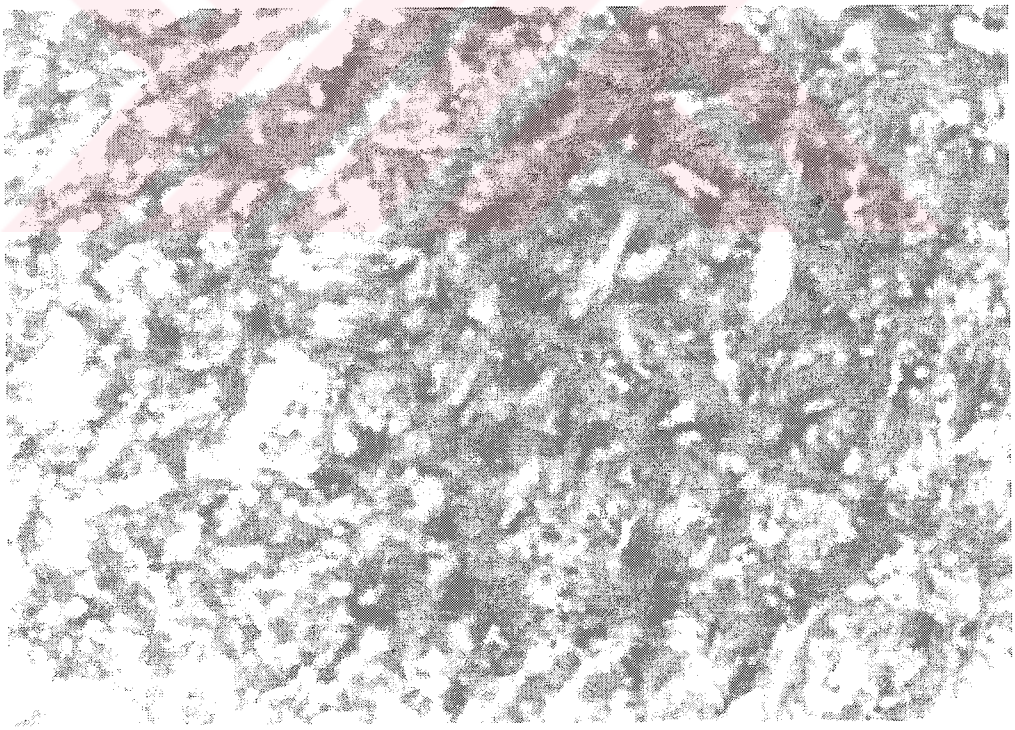
Şekil 8.6. 650 °C de 2 saat temperlemeyle üretilen 4 nolu numunenin mikroyapısı (X250)

Temperleme zamanı ile çökelen kabürlerin büyüklüğü görülebilir. Suya çekilen AISI 4340 çeliğinin yapısı 650 °C gibi yüksek bir sıcaklık ve 2 saat sürede temperlendiği zaman, mikroyapı ferrit matrisinde dağılmış küçük karbürler ve eş yönlenmiş taneli ferritten oluşmuştur (Şekil 8.6). 400 °C' nin üzerindeki temper sıcaklıklarında martenzitik yapı temperlendiği zaman rekristalizasyon oluşabilir. Bu durum elbette 600-700 °C sıcaklıkları için de geçerlidir (Samuels, 1980). % 0.2' den daha fazla karbon içeriğine sahip çelikler 100-250 °C sıcaklıklarında temperlendiği zaman, ε karbür gibi yapıda farklı bir faz çökeltisi oluşur. Temper sıcaklığı 250-750 °C arasında mevcut faz yerini sementite bırakabilmektedir.

Çok uzun zaman ve yüksek sıcaklık altında temperlenen malzeme mikroyapısında dağılmış karbürlerle birlikte ferrit matrisi oluşmuştur (Şekil 8.9). Seçilen temper sıcaklığı sonucu önceden yoğun olarak bulunan dislokasyonların hızla azalması rekristalizasyonun oluşumundan dolayıdır. Suya çekilen yapı yüksek sıcaklıkta temperlendiği zaman Fe_3C' in Cr_7C_3' e dönüşümü gerçekleşir. Bu durum Lee ve Wu (1993) tarafından da tanımlanmıştır. Bazı araştırmacılar (Kuo, 1953), Fe_3C' in Cr_7C_3' e doğrudan dönüşüme uğramadığını, fakat gerçekte Cr_7C_3 çökeltilerinin ferrit matrisinde yeniden çözündüklerini tespit etmişlerdir. Bütün bu sonuçlardan, Cr_7C_3, matris ile Fe_3C reaksiyonundan dolayı oluştuğu düşünülebilir.



Şekil 8.7. 650 °C de 1 saat temperlemeyle üretilen 5 nolu numunenin mikroyapısı (X250)



Şekil 8.8. 650 °C de 4 saat temperlemeyle üretilen 6 nolu numunenin mikroyapısı (X250)

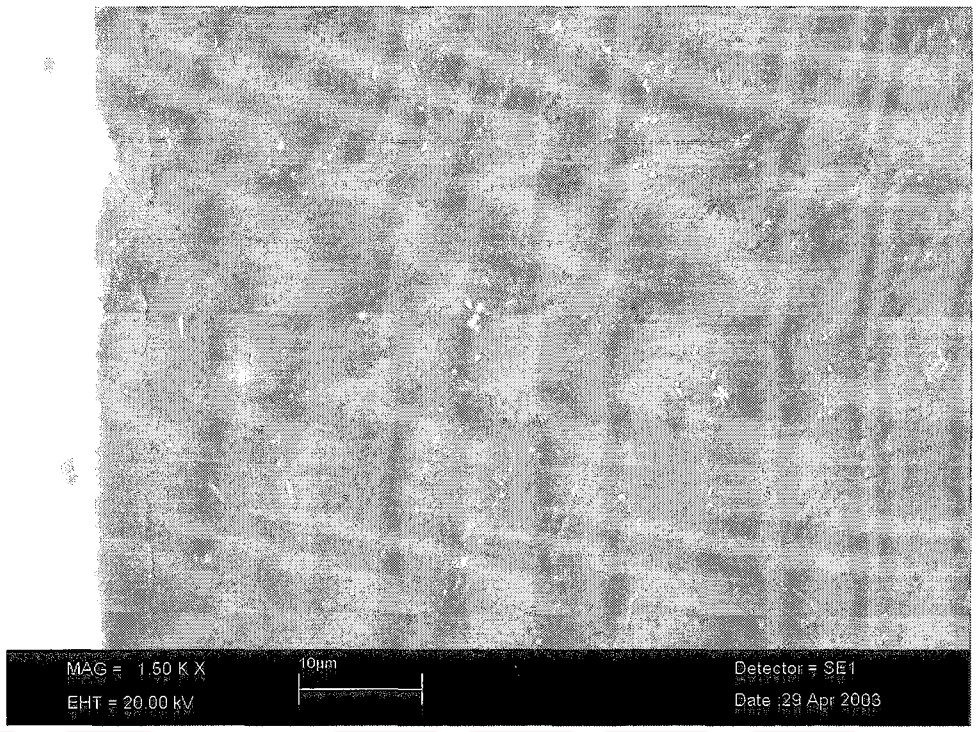
Sonuç olarak, 850 °C' de ostenitlenen ve martenzitik yapı elde etmek için yağ ortamında su verilen yüksek mukavemetli düşük alaşımlı AISI 4340 çeliği (7 nolu numune),

farklı sıcaklık ve zamanlarda temperlenmiştir. Ms sıcaklığı üzerinde temper sıcaklığı (300-700 °C) seçildiği taktirde, yapısal olarak fazla bir fark olmamakla birlikte, 450 °C' nin üstündeki sıcaklıklarda temperleme süresinin artmasıyla ferrit tane büyüklüğünün arttığı tespit edilmiştir (Şekil 8.4-Şekil 8.8). 650 °C gibi yüksek sıcaklıkta yapılan temperlemeyle (4-6 nolu numuneler), temper sıcaklığına bağlı olarak, yapısal değişimler de gözlenmiştir. 650 °C sıcaklıkta 4 saat temper süresinde elde edilen 6 nolu numunenin mikroyapısal değişimi diğer şartlara göre elde edilen yapılardan farklı bir görünüm sergilemiş ve taneler belirgin şekilde irileşmiştir (Şekil 8.8). Yapıda meydana gelen değişimleri, oluşan fazları ve karbürlerin tip ve miktarlarını XRD analizi ile tespit etmek mümkündür.

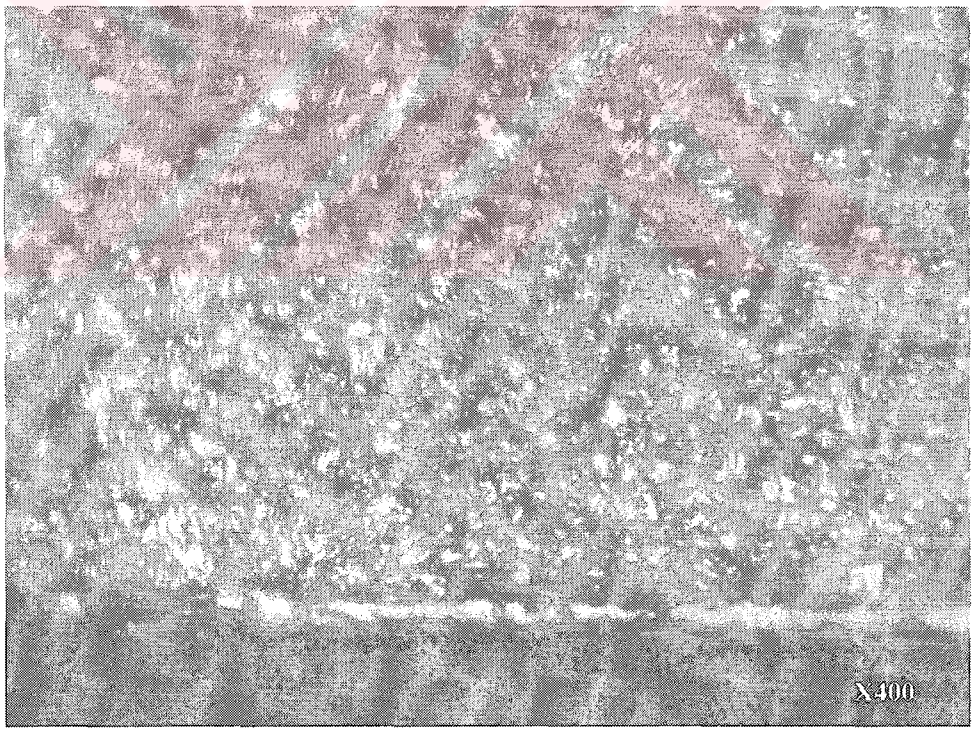
8.1.2. Nitrokarbürlenen Numunelerin Mikroyapı İnceleme Sonuçları

Nitrokarbürleme yöntemi, 500-580 °C sıcaklıklarında demir matrisi içerisine karbon ve azotun yayınması için, demirin ferritik faz sıcaklık sınırlarında yapılan bir termokimyasal işlemdir (Pereloma ve diğ., 2001; Easterday, 2003). Matris sınırlı oranda azot çözündürdüğünden, aşırı miktardaki azot, beyaz tabaka olarak adlandırılan bileşik tabakasını oluşturur. Bu tabaka, yüksek sertlik ve iyi bir tribolojik özellik gösterir. Yorulma direnci, alt tabakaya azotun difüzyonuyla geliştirilebilir. Difüzyon bölgesi bileşik tabakayla karşılaştırıldığında, bu tabakanın iyi aşınma direncine sahip olmadığı görülür. Aynı bölge alt tabakayla karşılaştırıldığındaysa, iyi bir kayma özelliği ve abrasiv dirençle kendini belli eder. Bileşik tabakası tipik olarak, ε-Fe_3N ve γ'-Fe_4N fazlarını içerirler. Yüzeye geçiştirilen elementler Fe_2N, Fe_3C ve Fe_2O_3 gibi nitrür ve karbür bileşikleri şeklinde bulunurlar. Tabakanın mikroyapısında ε-Fe_3N fazı hakim olduğu taktirde oluşan katlar çok iyi bir aşınma direnci gösterirler (Pereloma ve diğ., 2001). Özellikle 2.5 μm' den 20 μm' ye değişen derinliklerdeki bileşik tabakası iyi bir aşınma ve korozyon direnci sağlar (Qiang ve diğ., 2000). Bileşik tabakasının sertliğini alaşımsız çeliklerde 700 HV ve yüksek kromlu çeliklerde ise 1600 HV elde etmek mümkündür. Bu tabaka esas metalden oluşur, alt tabakanın esas parçası olduğundan, kaplama olarak sınıflandırılmayabilir. Difüzyon bölgesi çeliğe bağlı olarak 1 mm' ye kadar çıkarılabilir (Sharon ve Baudis, 1998).

AISI 4340 malzemesinin tuz banyosunda nitrokarbürleme işlemi Tablo 7.2' de özetlenmiştir. Nitrokarbürleme için, numuneler Şekil 7.2' de görüleceği gibi, 350 °C' de ön ısıtma yapılmış ve 580 °C' de tuz banyosunda farklı nitrokarbürleme zamanları seçilerek, oda sıcaklığına kadar açık havada soğutmaya tabi tutulmuşlardır. Farklı nitrokarbürleme zamanlarındaki mikroyapı resimleri Şekil 8.9' da verilmiştir.

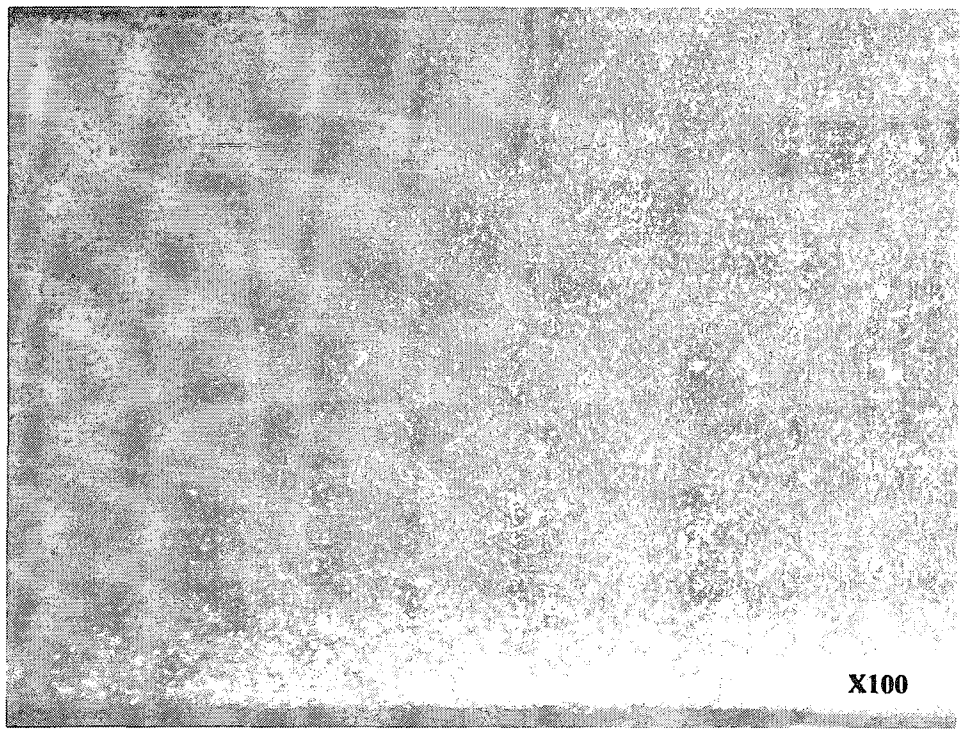


(a)

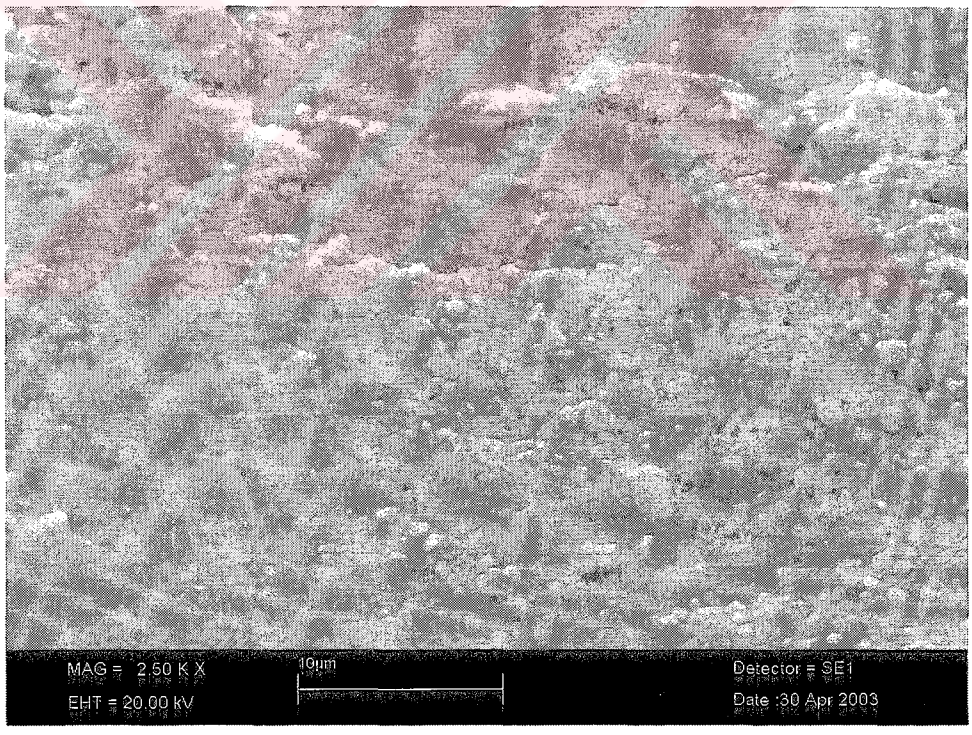


(b)

Şekil 8.9. Farklı zamanlarda nitrokarbürlenen AISI 4340 numunelerinin mikroyapıları (a) 30 dk (X1500), (b) 60 dk. süreyle nitrokarbürlenen numuneler (X400)



(c)



(d)

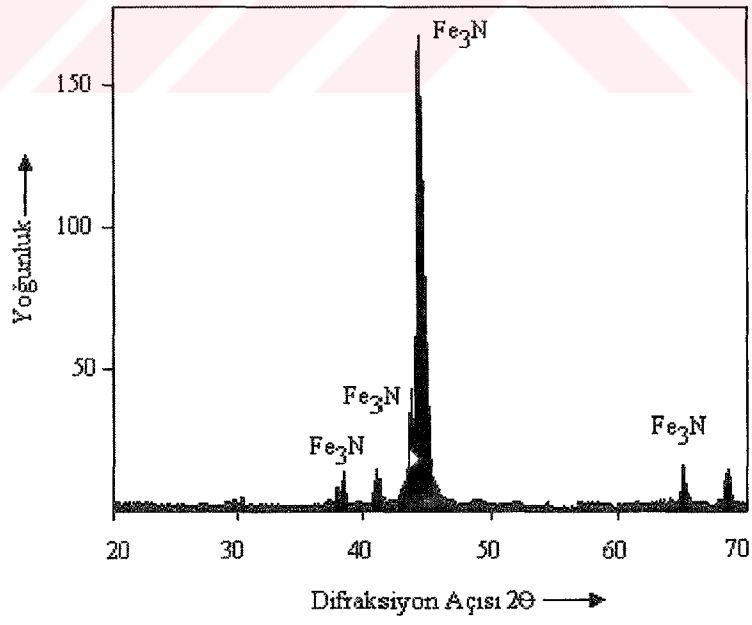
Şekil 8.9. Farklı zamanlarda nitrokarbürlenen AISI 4340 numunelerinin mikroyapıları (Devamı) (c) 120 dk (X100) ve (d) 120 dakikada nitrokarbürlenen malzemenin üst yüzey SEM görüntüsü (X2500)

Şekil 8.9' da tuz banyosunda nitrokarbürleme sonrası elde edilen farklı kalınlıklara sahip beyaz tabakalar görülmektedir. Beyaz tabaka kalınlığının numuneden numuneye değişik

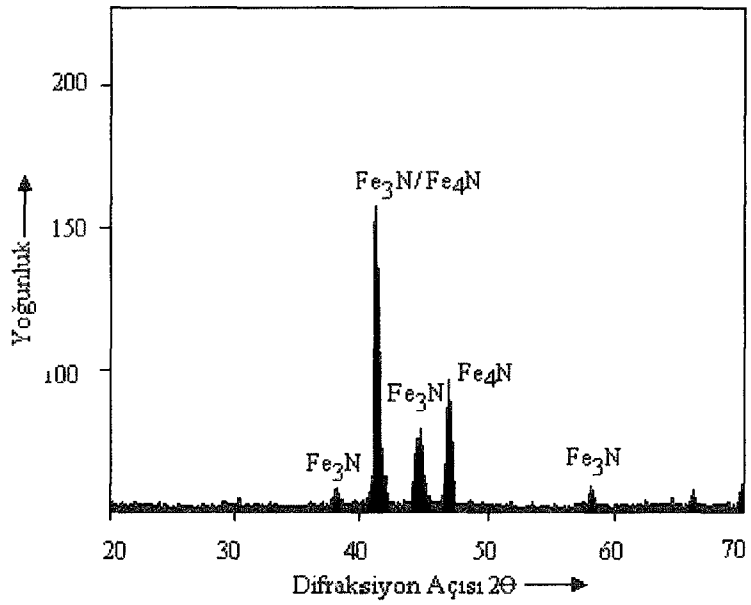
değerlerde oluştuğu tespit edilmiştir (Tablo 7.2). Farklı nitrokarbürleme işlem zamanlarında oluşan beyaz tabakalar yalnızca farklı kalınlıklarda değillerdir, aynı zamanda farklı mikroyapı ve farklı bileşimlere de sahiplerdir. X ışını difraksiyonu (XRD) analiz sonuçlarına göre (Şekil 8.10 ve Şekil 8.11), tuz banyosunda nitrokarbürleme sonrası, hakim faz olarak 8 nolu numunede Fe_3N içeren beyaz tabakanın oluştuğu, sürenin artmasıyla (9 ve 10 nolu numune) beyaz tabakada Fe_4N fazlarına da rastlanılmıştır.

Tuz banyosunda nitrokarbürleme sonrası, üretim zamanına bağlı olarak, daha derin difüzyon bölgesi ve daha kalın beyaz tabakalar, yüksek azot aktivitesinden dolayı 10 nolu numunede gerçekleşmiştir. Mikroyapıda, ε fazının Fe_4N ve $Fe_{2-3}N$ fazlarına dönüştüğü X ışını difraksiyometresiyle tespit edilmiştir. Zamanın artmasıyla daha derin bir difüzyon tabakasının elde edildiği literatürde de belirtilmiştir (Rainer ve diğ., 2001; Easterday, 2003).

Qiang ve çalışma arkadaşları (2000) yaptıkları nitrokarbürleme işlemlerinde, beyaz tabakada çoğunlukta ε-Fe_3N fazları olmak üzere, küçük miktarlarda $Fe_{2-3}N$ ve Fe_4N tespit etmişlerdir (Qiang, Gea, ve Xue, 2000). Rong ve çalışma arkadaşları (1998), % 0.2 karbonlu çelik üzerine yaptıkları nitrokarbürlemede, hegzagonal yapılı tek fazlı ε- nitrokarbür fazı bulmuşlardır. ε-nitrokarbür fazı ε-Fe_2(N, C), ε-Fe_{2-3}(N, C) ve ε-Fe_3(N, C) gibi farklı nitrokarbür fazlarından oluşabilmektedir (Rong ve diğ., 1998). Ferritik nitrokarbürleme işlemi sonrası düşük karbonlu çelik mikroyapısında Fe_3N ve küçük miktarda Fe_4N ve $Fe_{2-3}N$ tespit edilmiştir.



Şekil 8.10. 580 °C' de 30 dakika süreyle nitrokarbürlenen N_8 numunesinin XRD analiz sonucu



Şekil 8.11. 580 °C' de 120 dakika süreyle nitrokarbürlenen N_{10} numunesinin XRD analiz sonucu

8.1.3. Yüzey modifikasyon Yapılan Numunelerin Mikroyapı İnceleme Sonuçları
8.1.3.1 FeCrC Yüzey Modifikasyonlu Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri

AISI 4340 çeliğine GTA yöntemi kullanılarak yapılan yüzey modifikasyon işleminde; geometrik, mikrosertlik ve abrasiv aşınma karakteristiklerine üretim parametrelerinin etkileri incelenmiştir. GTA yönteminin malzemenin mikroyapı değişimleri üzerine enerji girdisi, üretim hızı ve geçiştirilen toz oranının etkisi Tablo 7.5' de verilmiştir. Tablo 7.5' den de görüleceği gibi, değişen üretim hızına bağlı olarak, modifikasyon sırasında enerji miktarları da paralelinde değişmiştir. Enerji girdisinin değişmesiyle malzemenin katılaşma hızı da değişmektedir (Pujar ve diğ., 1998; Wulin ve diğ., 1999; Nagarathnam ve Komvopoulos, 1995). Bu değişim kaplama malzemesinin sertliğini, mikroyapısını ve aşınma direncini etkiler (Wang ve diğ., 2003). Yüzeye farklı miktarlarda FeCrC modifikasyonu sonrası yüzeyin 0.5 mm altından alınan spektral analiz verileri Tablo 8.1' de verilmiştir. Bununla birlikte, Tablo 7.3' de kimyasal bileşimi verilen FeCrC alaşım elementlerinin, AISI 4340 çeliği yüzeyine yapılan modifikasyon işlemi sonrası makro (Şekil 7.5) ve mikroyapı incelemeleri (Şekil 8.12, Şekil 8.16, Şekil 8.19 ve Şekil 8.23) sonucunda, modifiye edilen bölgelerde herhangi bir çatlak ve kalıntılara rastlanılmamıştır.

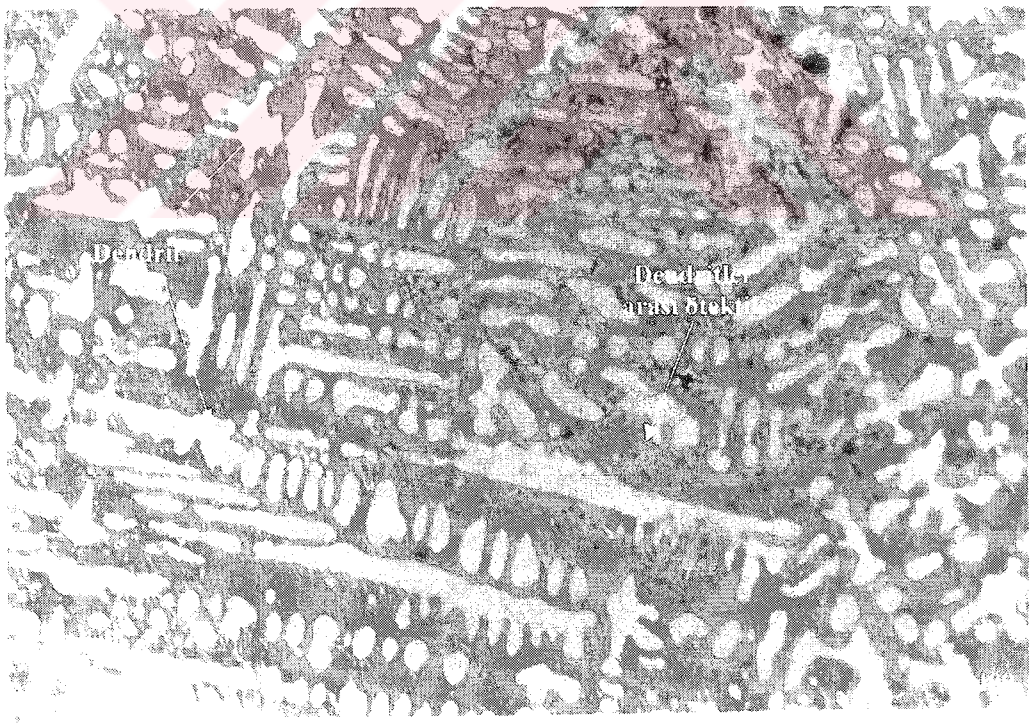
Tablo 8.1' den de görüldüğü üzere, malzeme yüzeyine geçiştirilen toz miktarının artmasıyla Fe, Cr ve C elementlerinin yüzde oranları, işlemsiz AISI 4340 çeliğinin kimyasal konsantrasyonuna göre (Tablo 7.3) bir artış sağlanmıştır.

GTA yöntemiyle üretilen yüzey modifikasyonlu numunelerin mikro kimyasını ve mikroyapıya üretim parametrelerinin etkisini incelemek için üretim hızı 1.174 mm/s' den 1.438 mm/s' ye ve toz yedirme oranı 0.3-0.5 g/s' ye değiştirmiştir. Modifikasyon için 11-14 nolu numunelere farklı üretim parametrelerinde FeCrC tozları geçiştirilmiştir.

Tablo 8.1. FeCrC tozlarıyla yüzey modifikasyonu yapılan numunelerin yüzeylerinden alınan spektral analiz sonuçları

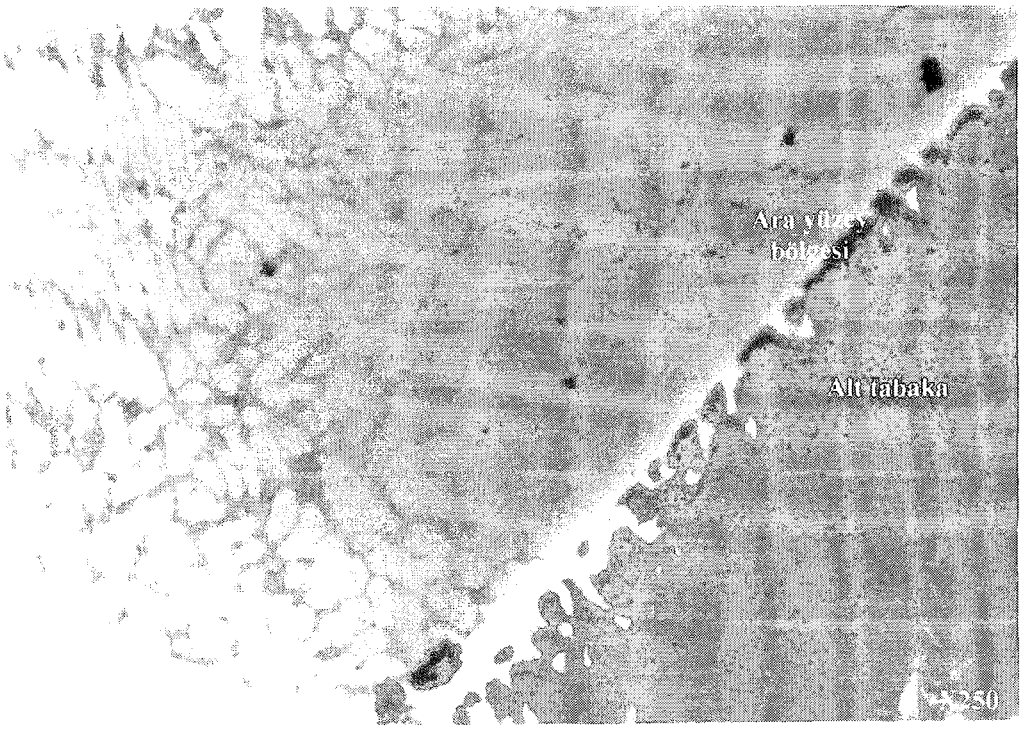
Numune numarası	% Alaşım Elementi miktarı						
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Fe
Num. 11	1.047	0.272	0.269	7.26	0.139	1.392	Kalan
Num. 12	1.282	0.309	0.317	8.689	0.090	0.116	Kalan
Num. 13	1.488	0.293	0,237	13.48	0.120	1.355	Kalan
Num. 14	1.901	0.384	0.191	14.279	0.116	1.177	Kalan

Şekil 8.12' de 1.174 mm/sn üretim hızında 0.3 g/s toz yedirme değerinde 14.3 kj/cm enerji girdisi ile üretilen 11 nolu numunenin FeCrC alaşım tozuyla üretilen modifikasyonlu üst tabaka malzemesinin mikroyapısı verilmiştir.

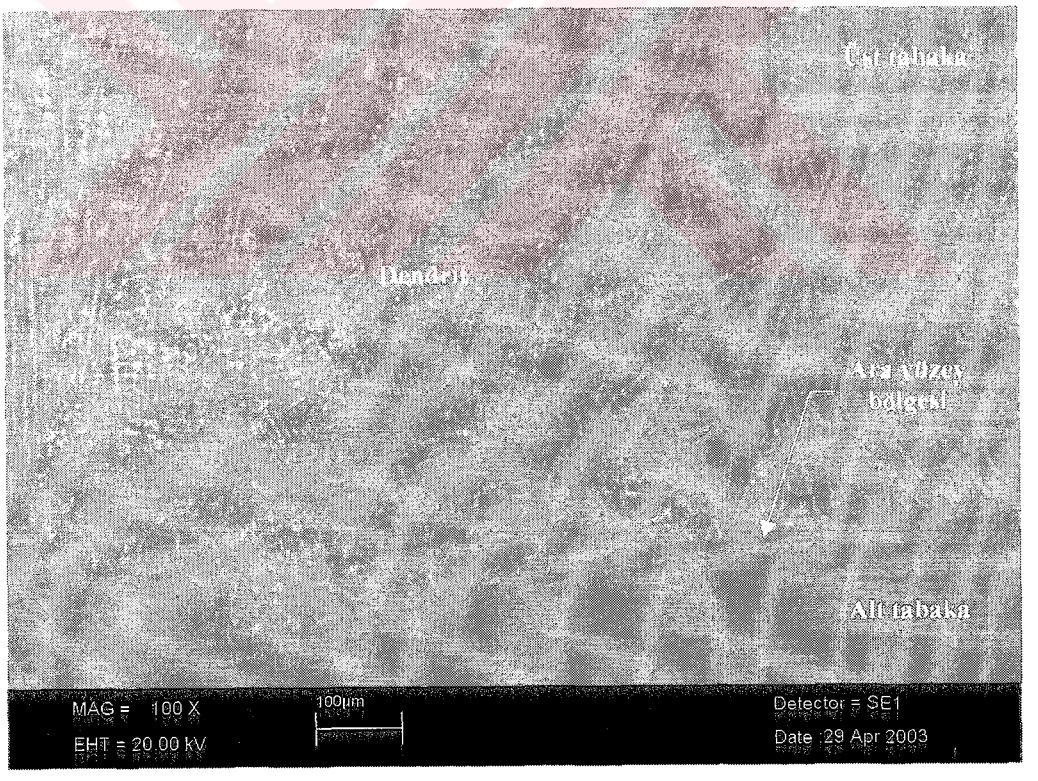


(a)

Şekil 8.12. GTA yöntemi ile üretilen 11 nolu numunenin mikroyapısı (a) Üst tabaka (X400)



(b)



(c)

Şekil 8.12. GTA yöntemi ile üretilen 11 nolu numunenin mikroyapısı (Devamı) (b) Üst tabaka, ara yüzey bölgesi ve alt tabakanın görünümü (X250) (c) Üst tabaka, ara yüzey ve alt tabakanın SEM görünümü (X100)

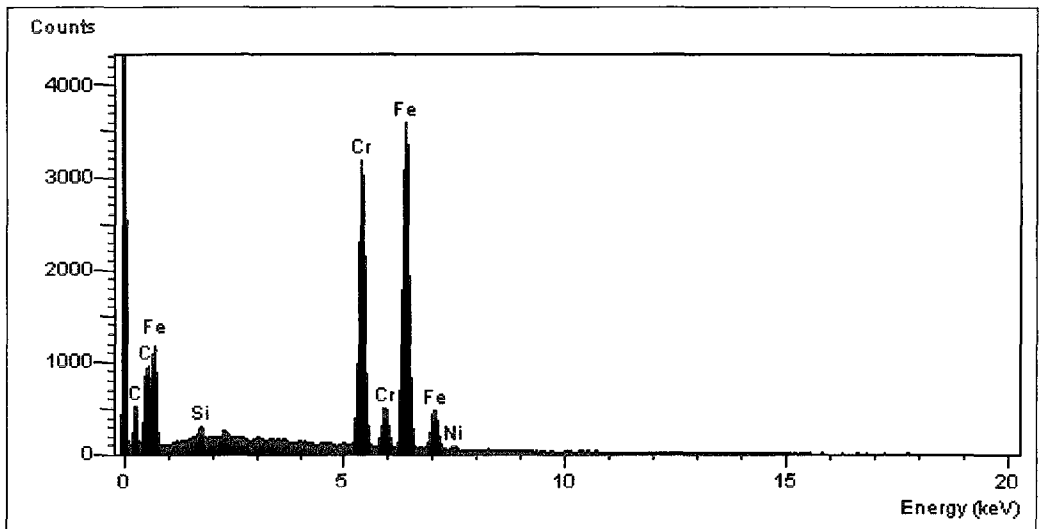
Şekil 8.12' de Fe ve Cr' ca zengin dendritli mikroyapı görülmektedir. C dağılımı modifikasyon derinliği boyunca homojen bir dağılım göstermiştir. Fe, Cr ve C' ca zengin karbürlerin SEM incelemelerinde koyu renkte takip edilmiştir.

Modifikasyon bölgesindeki karbür ve matris bölgelerinden alınan EDS sonuçları, Şekil 8.13 ve Şekil 8.14' de görülmektedir. EDS sonuçlarına göre oluşan dendritik yapı % 7.86 C, % 30.54 Cr ve % 60.28 Fe içeriğine sahipken, matris % 3.35 C, % 14 Cr ve % 80.05 Fe alaşım oranına sahip ötektik altı yapıdan oluşmaktadır.

Şekil 8.15' de GTA üretim parametrelerinin etkisini gösteren 11 ve 12 nolu numunelerin XRD sonuçları verilmiştir. 11 nolu numunede ana faz kübik yüzey merkezli γ (ostenit) ile Cr ve Fe' ce zengin M_7C_3 (M=Cr,Fe) karbürleridir. 12 nolu numunenin analizine göre, toz miktarı fazla olduğunda, oluşan M_7C_3 karbür miktarının arttığı tespit edilmiştir.

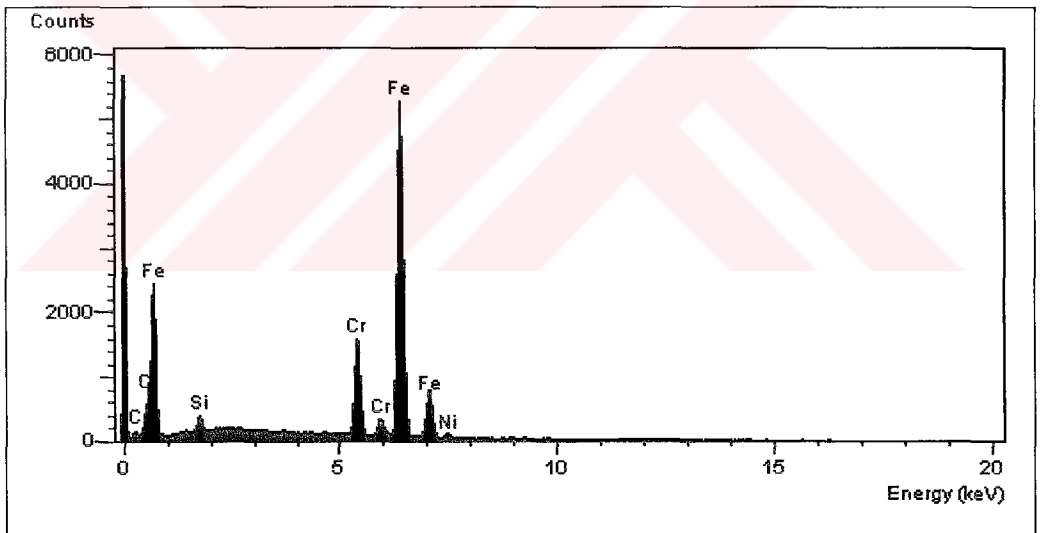
Toz yedirme oranı ve üretim hızına bağlı olarak, ince yapılı dendritik ve ötektik bir yapı hakimdir. Dengede olmayan ostenit (γ) ve birincil dendritler arasındaki ötektik oluşum nedeni olarak (Ms) martenzit başlama sıcaklığının azalması, ikincil neden olarak, kaplama mikroyapısında C ve Cr gibi ostenit kararlaştırıcı elementlerin konsantrasyonunun artması ve üçüncü neden olarak soğuma hızının artmasıyla ilişkilendirilebilir (Wulin ve diğ., 1999; Zapponi ve diğ., 1999; Zeng ve diğ., 2002). Fe-Cr-C denge diyagramında alaşım kompozisyonuna bağlı olarak, daha yüksek karbon konsantrasyonlu Fe, Cr alaşımlarının likidüs sıcaklığı altında birincil faz, ostenit ((γ-birincil dendrit) veya M_7C_3 (M=Cr,Fe) yada M_3C (M=Fe,Cr)) karbürlerinden oluşabilir (Korkut ve diğ., 2002; Lu ve diğ., 2003). Bundan başka, birincil dendrit ve dendritler arası bölgelerde (α) ferrit fazının oluşumu ya uzun difüzyon zamanları ile başarılan yeteri kadar düşük soğutma hızlarında veya temperleme gibi ısıl işlem yöntemleri ile mümkündür. Bununla beraber, hızlı katılaşma şartları altında, yüksek sıcaklıkta dengede olmayan fazlar (nispeten yüksek C konsantrasyonlu KYM' li ostenit (γ) oda sıcaklığında kalabilir. Bunun sonucunda ince taneli dendritik bir mikroyapı elde edilebilir. Kalıntı ostenitin mikroyapıda görülmesi, benzer demir esaslı alaşımlar ile yapılan çalışmalarda tespit edilmiştir (Berns ve Fischer, 1997; Deuis ve diğ., 1998; Korkut ve diğ., 2002).

Daha düşük enerji girdisi ve daha yüksek toz yedirme oranınında (11 numaralı numuneye göre) kaplama malzemesinin mikroyapı ve mekanik özelliklerini incelemek amacıyla, 1.292 mm/sn üretim hızında, 0.5 g/s toz yedirme değerinde 14.1 kj/cm enerji girdisi ile 12 nolu numune (FeCrC alaşım tozuyla) üretilmiştir. Oluşan kaplama malzemesi, üretim parametrelerine bağlı olarak katılaşma sonrası farklı bir mikroyapı sergilemiştir. Şekil 8.16' da mikroyapı fotoğrafları görülmektedir.



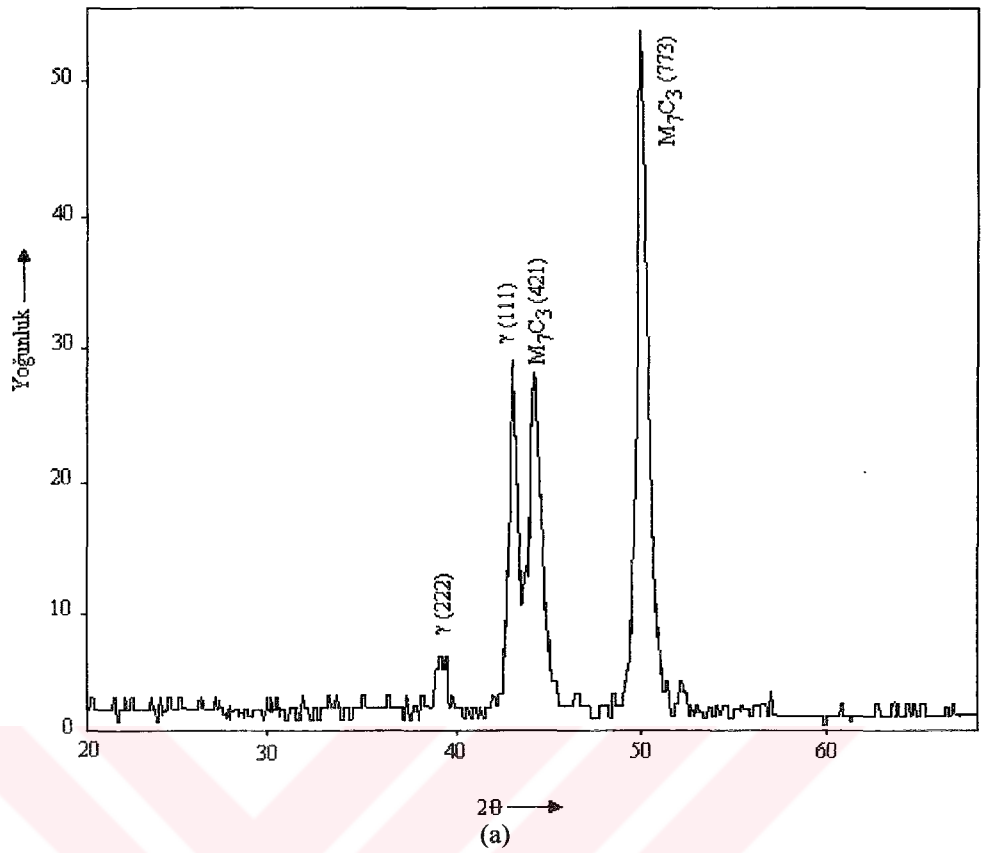
Element tipi	Yoğunluk oranı	% Standart oran	% Ağırlık oranı	% Sigma	% Atom oranı
C	0.600	1.46	7.86	0.31	17.76
Cr	1.082	1.00	31.54	0.31	37.46
Fe	0.936	1.00	60.28	0.38	43.54
Toplam			100		100

Şekil 8.13. 11 nolu numunede dendrit üzerinden alınan EDS analizi

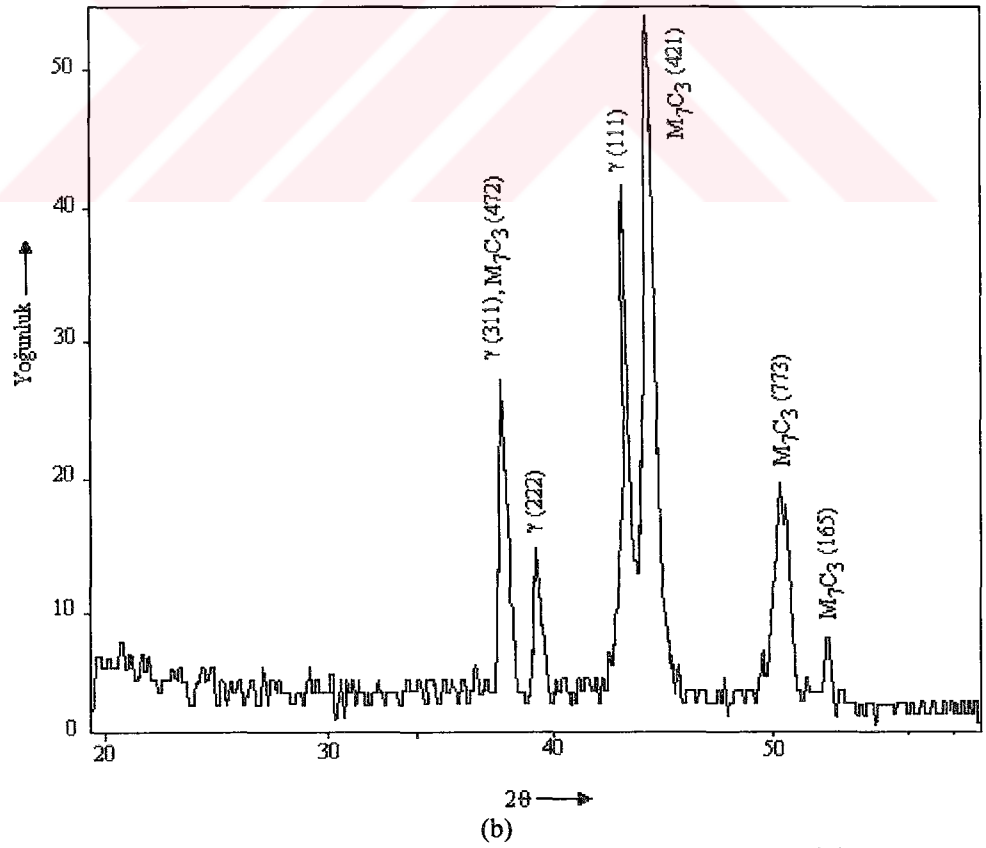


Element tipi	Yoğunluk oranı	% Standart oranı	% Ağırlık oranı	% Sigma	% Atom oranı
C	0.554	1.46	3.35	0.26	13.65
Cr	1.174	1.00	14.00	0.22	13.16
Si	0.755	1.04	1.07	0.08	1.86
Ni	0.909	1.00	1.53	0.22	1.27
Fe	0.973	1.00	80.05	0.36	70.06
Toplam			100		100

Şekil 8.14. 11 nolu numunede matris üzerinden alınan EDS analizi

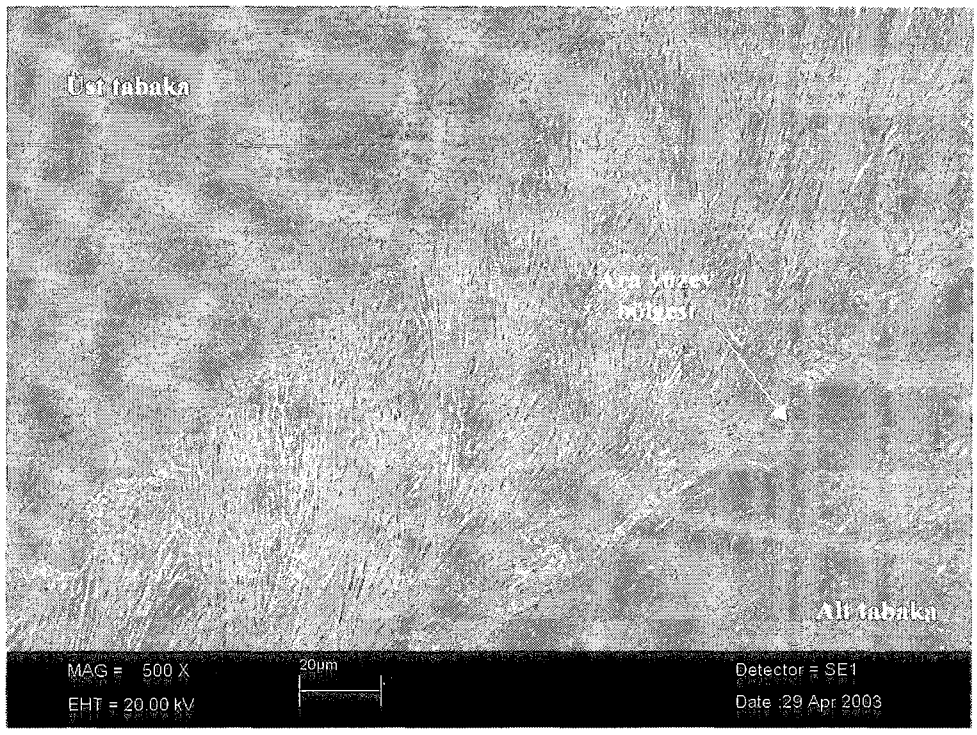


(a)

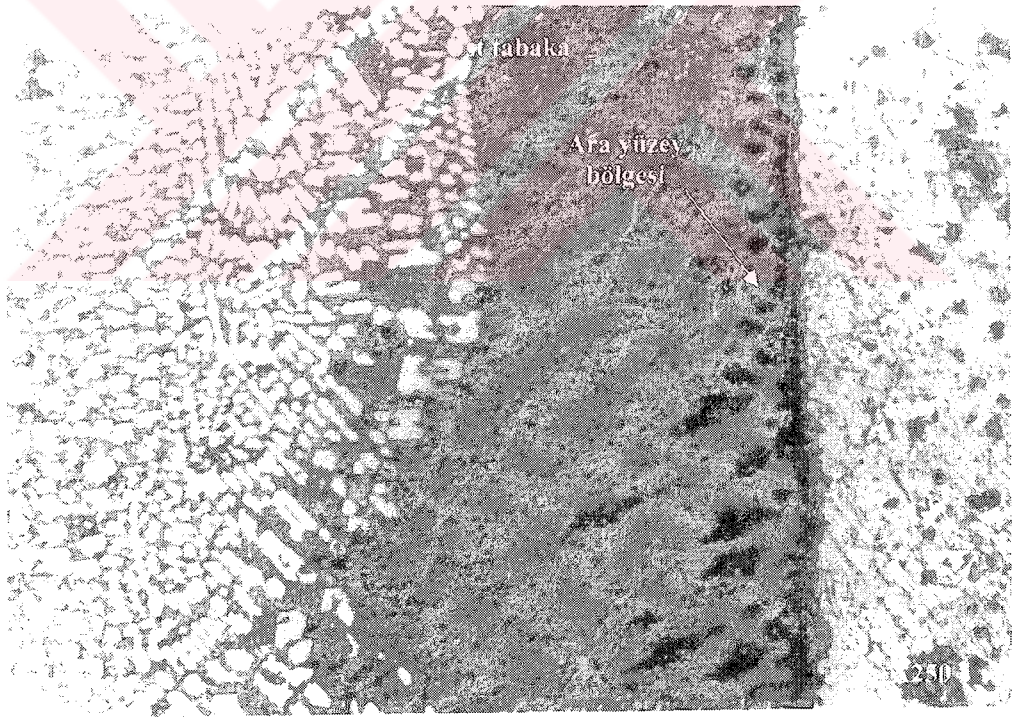


(b)

Şekil 8.15. (a) 11nolu numune ve (b) 12 nolu numunelerin alaşımlanmış yüzeyinin XRD sonuçları

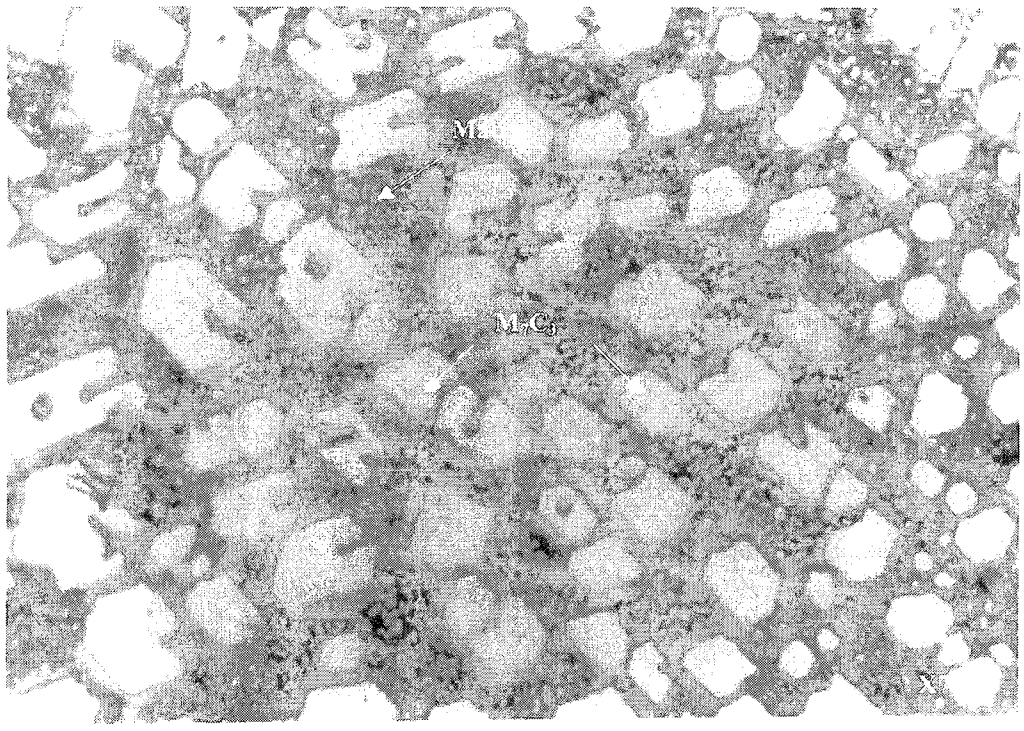


(a)



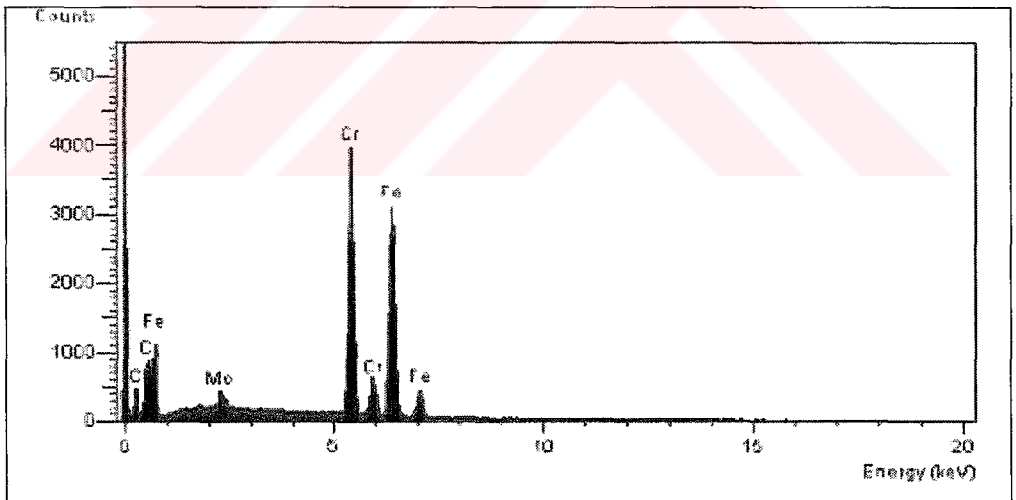
(b)

Şekil 8.16. GTA yöntemi ile üretilen 12 nolu numunenin mikroyapısı (a) Üst tabaka/ara yüzey/alt tabaka SEM mikroyapısı (X500) , (b) Üst tabaka/ara yüzey/alt tabaka mikroyapısı (X250)



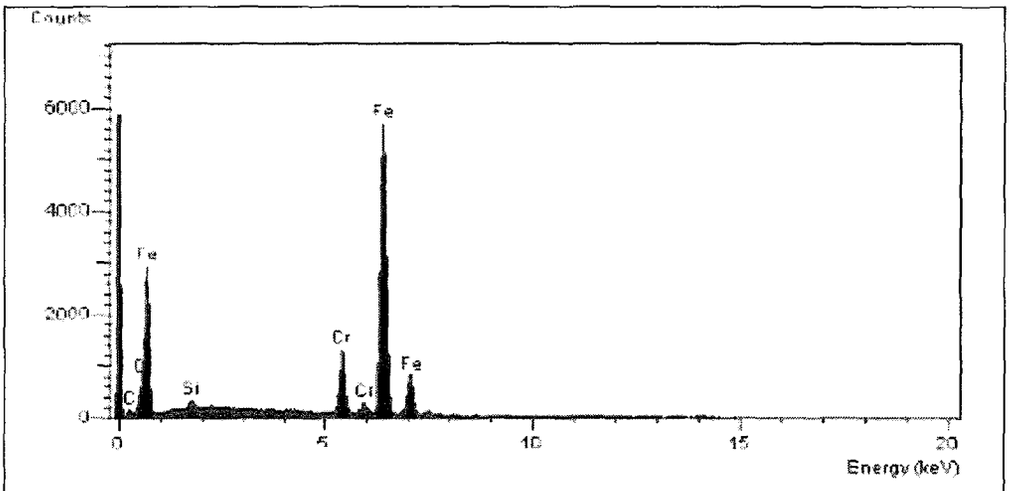
(c)

Şekil 8.16. GTA yöntemi ile üretilen 12 nolu numunenin mikroyapısı (Devamı) (c) Üst tabaka mikroyapısı (X750)



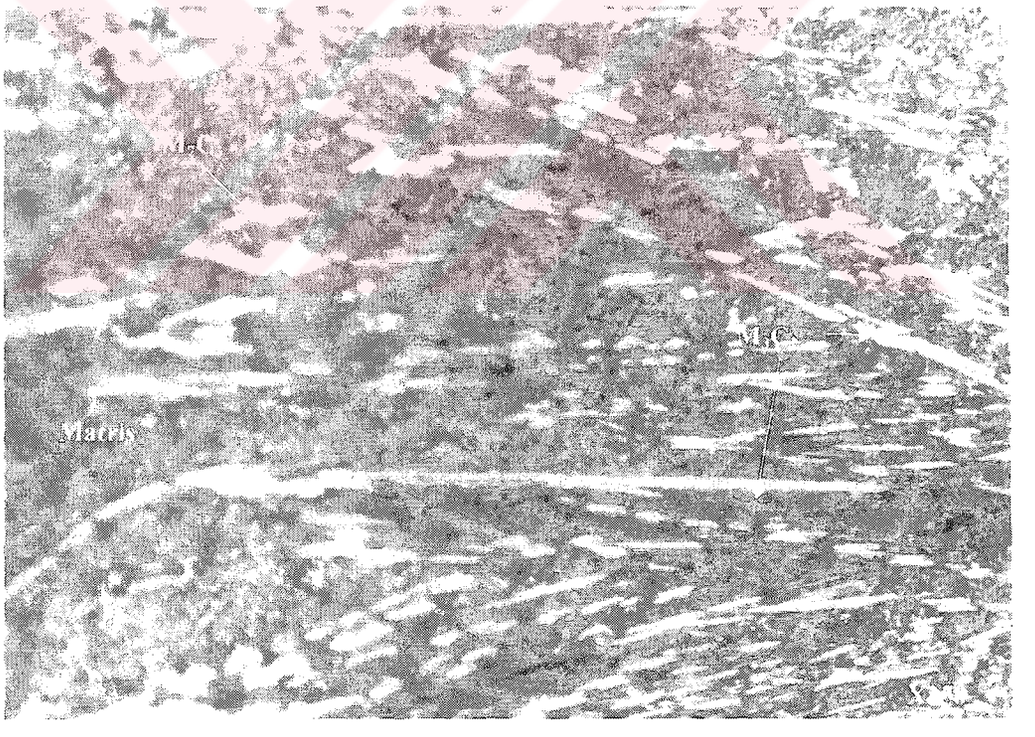
Element tipi	Yoğunluk oranı	% Standart oran	% Ağırlık oranı	% Sigma	% Atom oranı
C	0.610	1.46	8.08	0.29	33.81
Cr	1.057	1.00	48.83	0.33	30.08
Fe	0.928	1.00	40.63	0.37	35.08
Mo	0.782	1.04	2.46	0.21	1.03
Toplam			100		100

Şekil 8.17. 12 nolu numunede karbür üzerinden alınan EDS analizi



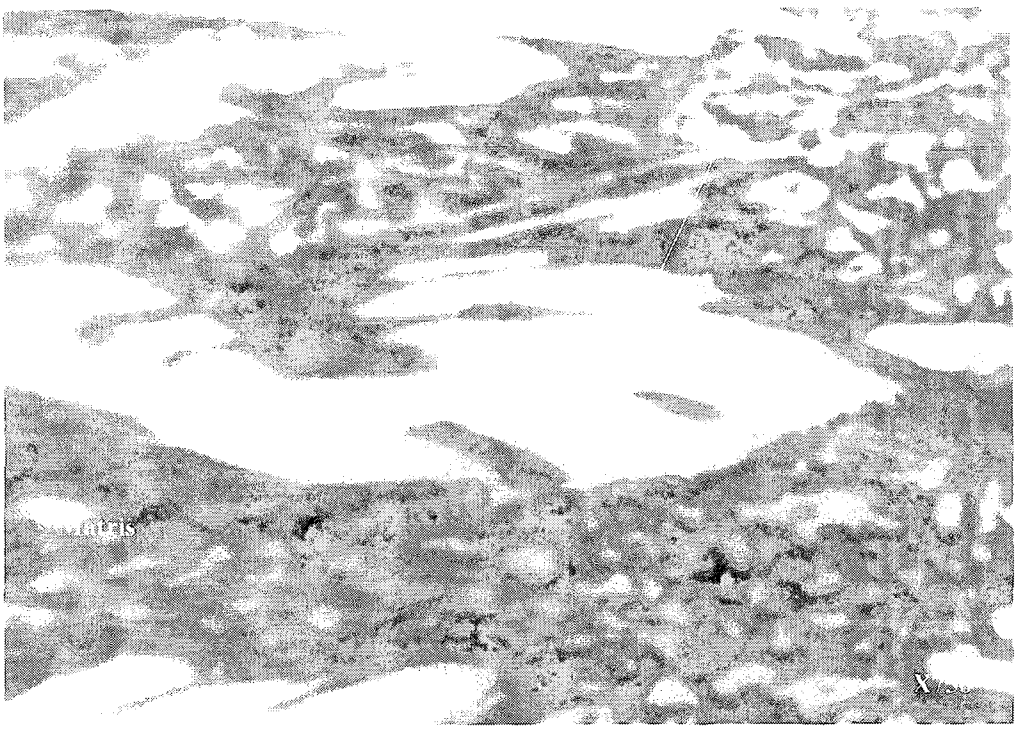
Element tipi	Yoğunluk oranı	% Standart oran	% Ağırlık oranı	% Sigma	% Atom oranı
C	0.556	1.46	3.60	0.25	14.59
Cr	1.202	1.00	10.36	0.19	9.71
Fe	0.893	1.00	85.28	0.30	74.38
Si	0.753	1.04	0.76	0.07	1.33
Toplam			100		100

Şekil 8.18. 12 nolu numunede matris üzerinden alınan EDS analizi

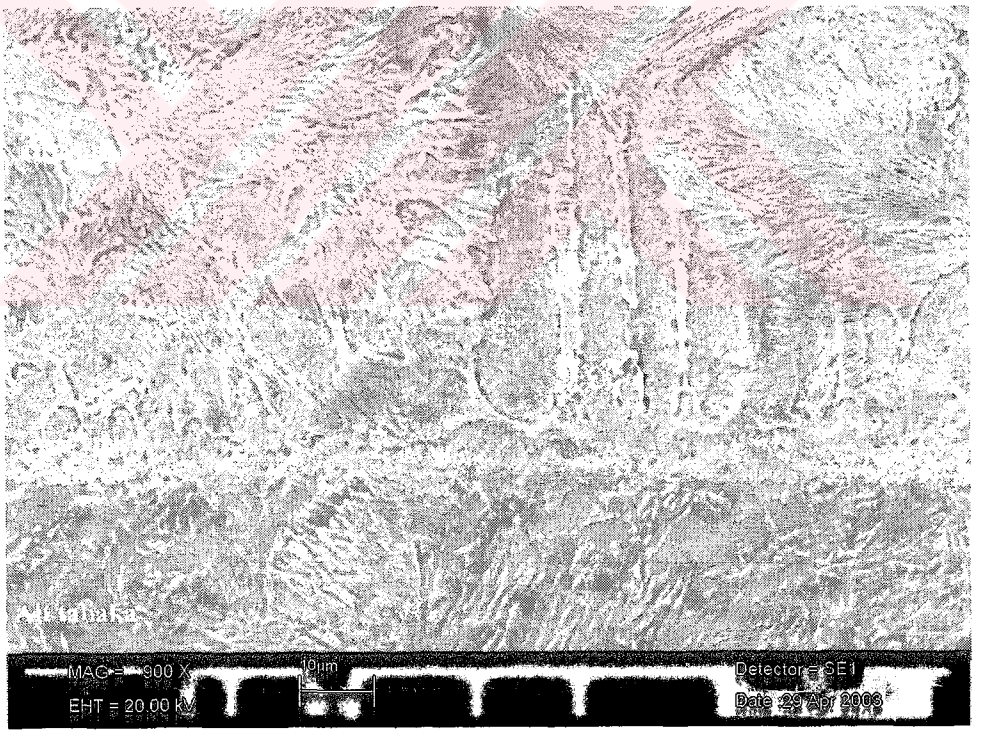


(a)

Şekil 8.19. GTA yöntemi ile üretilen 13 nolu numunenin mikroyapısı (a) Üst tabaka mikroyapısı (X100)



(b)

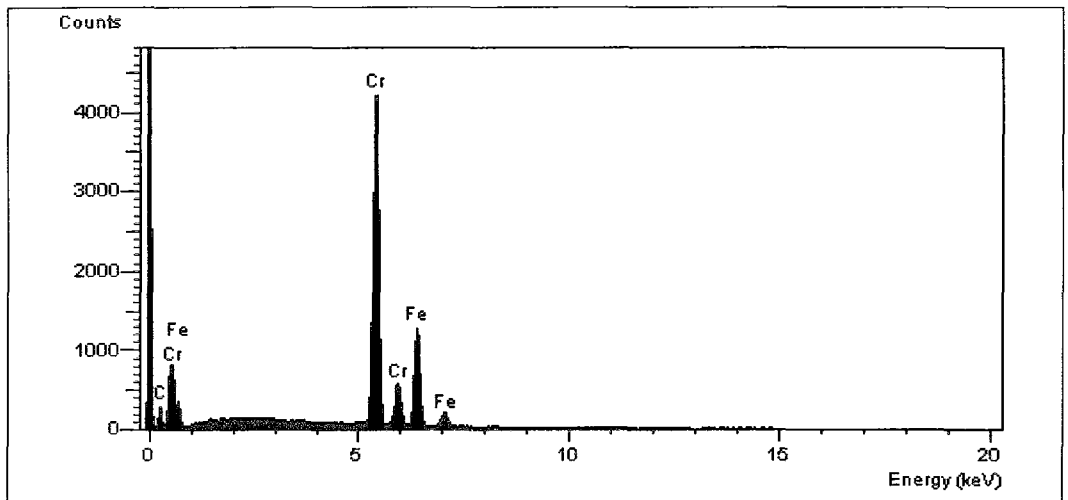


(c)

Şekil 8.19. GTA yöntemi ile üretilen 13 nolu numunenin mikroyapısı (Devamı) (b) Üst tabakanın mikroyapısı (X750), (c) Üst tabaka/ara yüzey/alt tabakanın SEM görünüşü (X900)

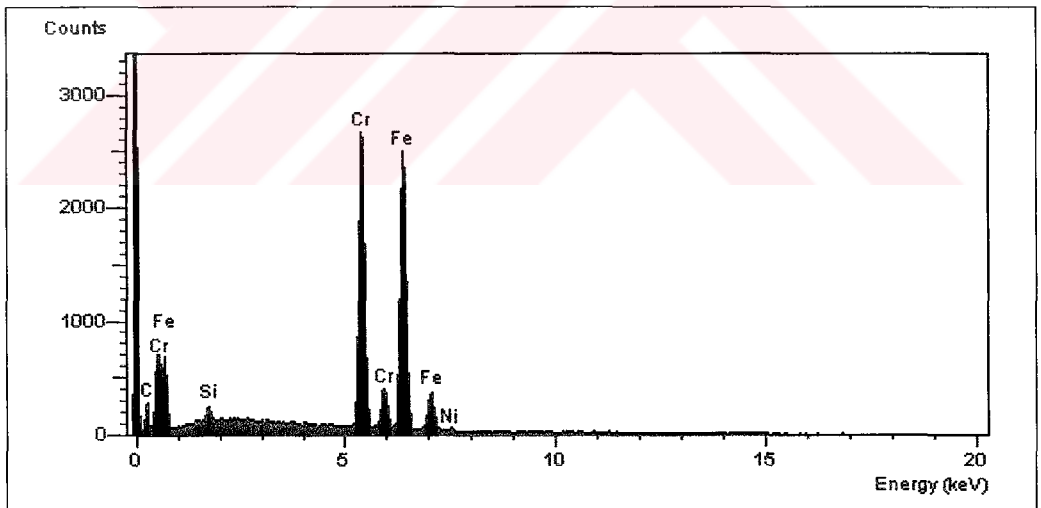
Modifikasyon bölgesindeki karbür ve matris bölgelerinden alınan EDS sonuçları, Şekil 8.17 ve Şekil 8.18' de görülmektedir. EDS analizleri kaplamanın merkez bölgelerinden alınmıştır. EDS sonuçlarına göre oluşan karbürler % 8.08 C, % 48.83 Cr, % 40.83 Fe ve % 2.46

Mo içeriğine sahipken, matris % 3.60 C, % 10.36 Cr ve % 85.28 Fe alaşım oranına sahip ötektik altı fazdan oluşmaktadır.



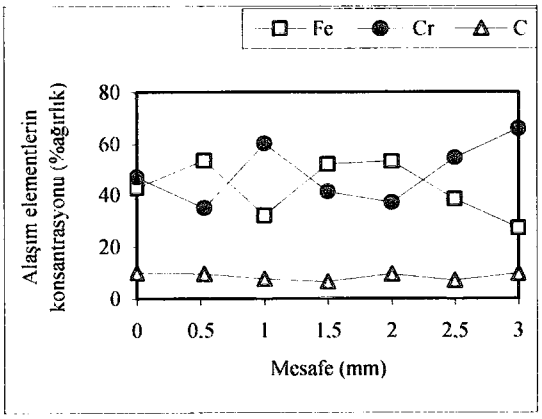
Element tipi	Yoğunluk oranı	% Standart oran	% Ağırlık oranı	% Sigma	% Atom oranı
C	0.664	1.46	9.66	0.32	32.14
Cr	1.022	1.00	65.97	0.43	47.01
Fe	0.898	1.00	27.15	0.40	20.85
Toplam			100		100

Şekil 8.20. 13 nolu numunede karbür üzerinden alınan EDS analizi



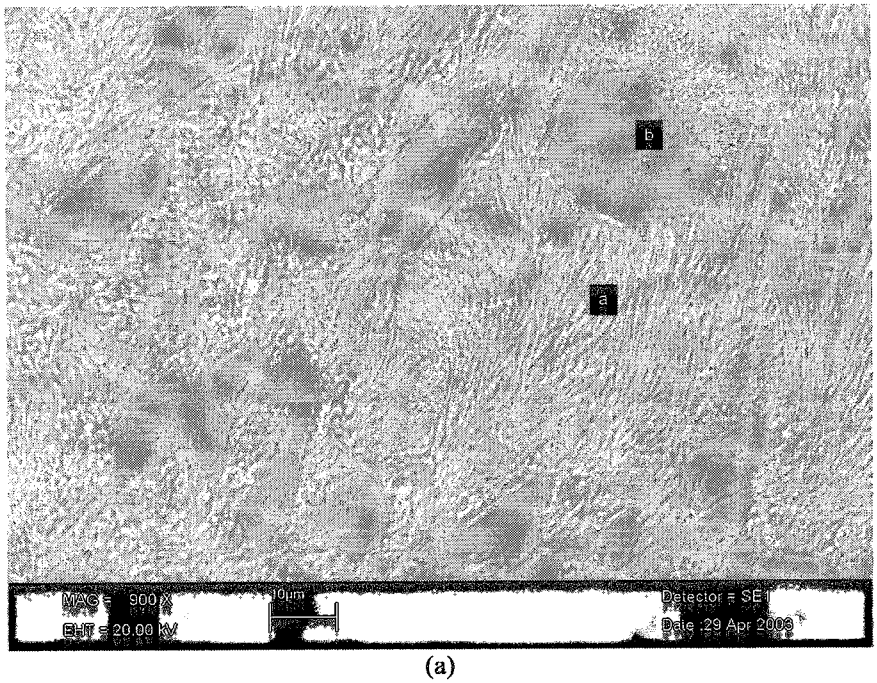
Element tipi	Yoğunluk oranı	% Standart oran	% Ağırlık oranı	% Sigma	% Atom oranı
C	0.610	1.46	9.62	0.34	32.31
Cr	1.057	1.00	35.04	0.37	27.17
Si	0.793	1.04	0.81	0.08	1.17
Ni	0.907	1.00	0.85	0.23	0.58
Fe	0.893	1.00	53.68	0.43	38.76
Toplam			100		100

Şekil 8.21. 13 nolu numunede matris üzerinden alınan EDS analizi



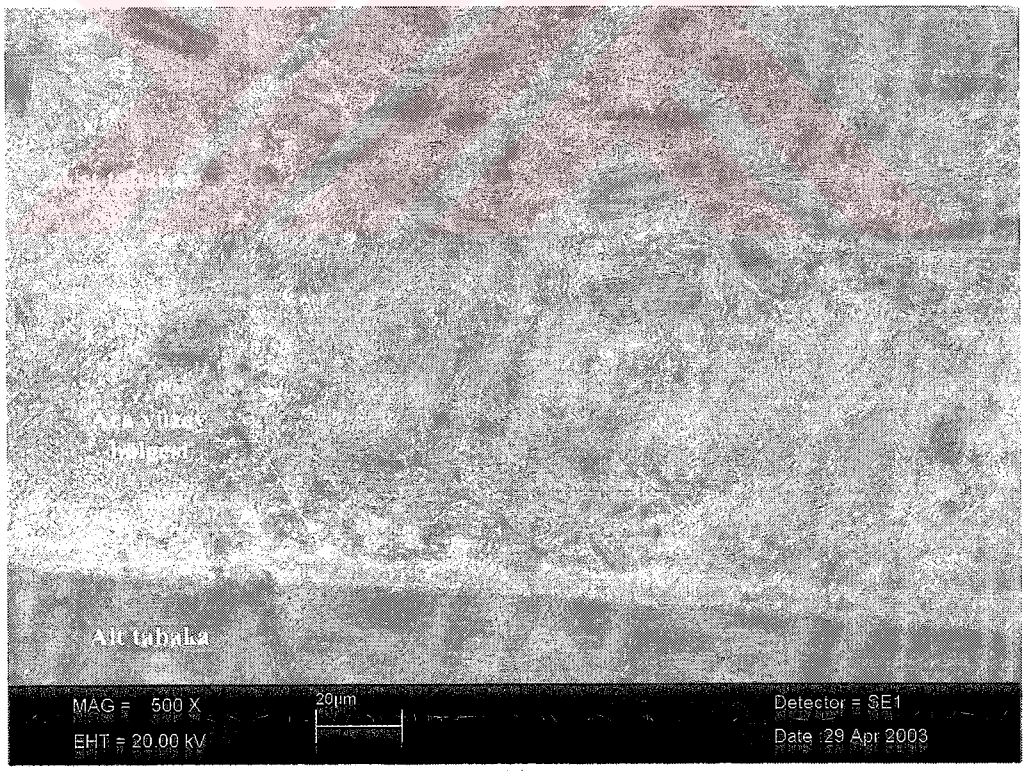
Şekil 8.22. 13 nolu numunenin FeCrC kaplamasında alaşım elementlerinin konsantrasyon profili

Şekil 8.22' de, mesafenin bir fonksiyonu olarak GTA ile üretilen modifikasyonlu bölgenin mikroyapısında alaşım elementlerinin konsantrasyon profili (EDS) gösterilmiştir. Şekil, kaplama yüzeyinin 0.5 mm altından, düz bir hat boyunca belli mesafelerden arayüzeyden alt tabakaya doğru alınan EDS verilerini ifade etmektedir. Veriler, oluşan kaplama tabakasında Fe konsantrasyonunun % 30-55 arasında, % 25-65 Cr elementinin ve % 5-10 arasında ise C element miktarlarının değiştiğini göstermektedir. Ancak bu değişim keskin bir düşüş veya yükseliş göstermemektedir. Ölçülen değerler, hem matrise hem de karbürlerin konsantrasyon verilerini içerdiğinden, değişimin homojen olmadığı anlaşılabilir. Ancak matrisin EDS verilerinde homojen bir değişim görülmüştür. Pujar ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmalarda (1998), üretim parametreleri ve toz alaşımına bağlı olarak, katılaşma hızının etkisiyle benzer sonuçlar elde etmişlerdir.



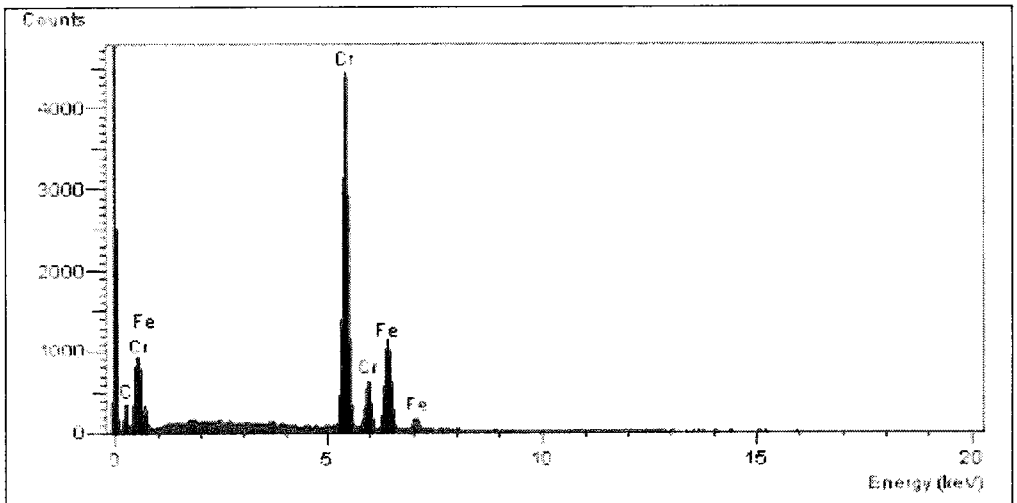
(a)

(b)



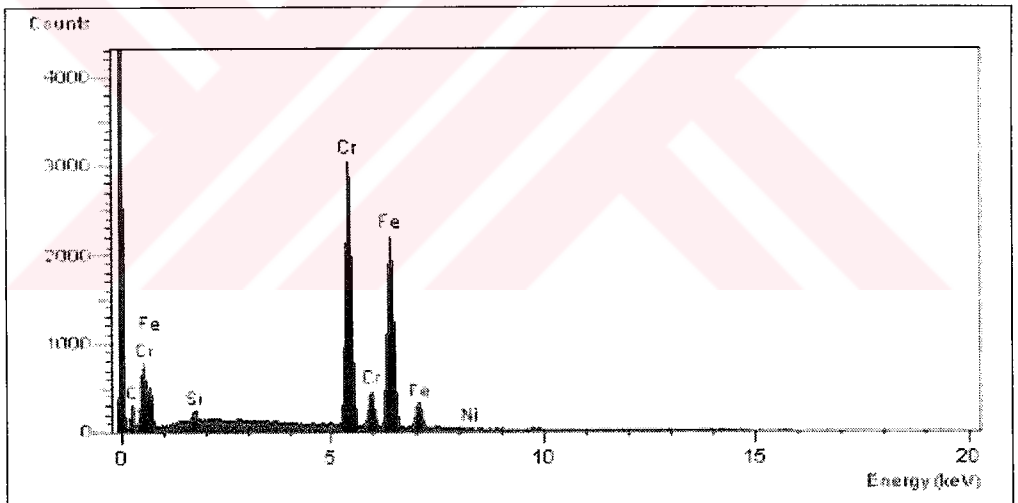
(c)

Şekil 8.23. GTA yöntemi ile üretilen 14 nolu numunenin mikroyapısı (a) Üst tabaka (X900), (b) Kaplama tabakası (X750), (c) Üst tabaka/ara yüzey/alt tabakanın SEM görünümü (X500)



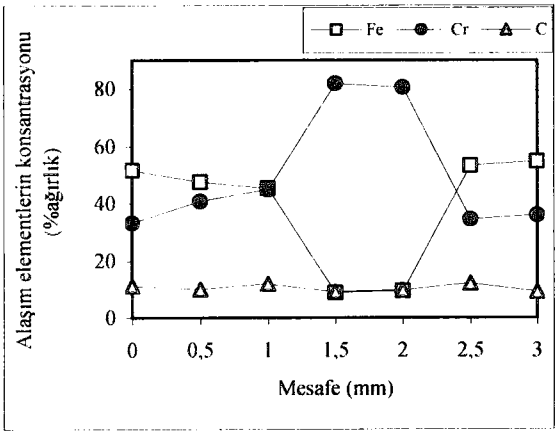
Element tipi	Yoğunluk oranı	% Standart oranı	% Ağırlık oranı	% Sigma	% Atom oranı
C	0.673	1.46	9.18	0.33	34.33
Cr	1.016	1.00	81.97	0.43	47.93
Fe	0.893	1.00	8.85	0.39	17.75
Toplam			100		100

Şekil 8.24. 14 nolu numunede karbür üzerinden alınan EDS analizi



Element tipi	Yoğunluk oranı	% Standart oranı	% Ağırlık oranı	% Sigma	% Atom oranı
C	0.610	1.46	10.14	0.35	33.47
Cr	1.057	1.00	40.83	0.40	31.15
Si	0.793	1.04	0.82	0.08	1.16
Ni	0.907	1.00	0.63	0.23	0.43
Fe	0.893	1.00	47.57	0.44	33.79
Toplam			100		100

Şekil 8.25. 14 nolu numunede matris üzerinden alınan EDS analizi



Şekil 8.26. 14 nolu numunenin FeCrC kaplamasında alaşım elementlerinin konsantrasyon profili

Şekil 8.26, GTA ile üretilen 14 nolu numunenin, kaplama yüzeyinin 0.5 mm altından düz bir hat boyunca arayüzeye doğru alınan EDS verilerini ifade etmektedir. Veriler, oluşan kaplama tabakasında % 55-65 arasında Fe, % 30-40 Cr ve % 8-12 C element miktarlarının değiştiğini göstermektedir. Element konsantrasyonlarındaki bu değişim, toz yedirme oranı veya başka bir ifadeyle, birim kareye geçiştirilen toz miktarının arttırılmasıyla, oluşan karbür ve fazların yapı içerisinde yoğun olarak bulunduğunu (1.5 ve 2 mm mesafelerinde), dolayısıyla element konsantrasyonlarının değiştiğini ifade eder.

Tablo 8.2. Modifikasyonlu yüzeylerin EDS sonuçlarına göre matris, karbür/fazların kimyasal bileşimi ve yapısı

Numune	Bölge	Yapı	Cr	C	Si	Fe	Diğer
N11	Matris	Ötektik altı	14.0	3.35	1.07	80.5	1.53 Ni
	Faz	Dendrit	30.54	7.86	-	60.28	-
N12	Matris	Ötektik altı	10.36	3.60	0.76	85.28	-
	Karbür	M_7C_3	48.83	8.08	-	40.63	2.46 Mo
N13	Matris	Ötektik üstü	35.05	9.62	0.81	53.68	-
	Karbür	$M_7C_3 + M_3C_2$	65.97	9.66		27.15	-
N14	Matris	Ötektik üstü	40.83	10.14	0.82	47.57	0.63
	Karbür	M_7C_3	81.97	9.18	-	8.85	-

GTA üretim parametrelerine bağlı olarak, farklı şartlarda üretilen kaplamaların alaşım elementlerinin kimyasal konsantrasyonunun bir fonksiyonu olarak Tablo 8.2 düzenlenmiştir. Tablo 8.2' de görüleceği üzere ana faz olarak, iki farklı yapı oluşmuştur. Birincil dendrit ve dendritler arası ötektiğe sahip ötektik altı yapı ve diğer taraftan, birincil karbür ve karbürler arası ötektik yapıdan oluşan ötektik üstü yapıdır. Ötektik ve dendritler arasındaki fazların şekil ve boyutu ısıl gradiyenti ve katı/sıvı arayüzeyine dikey ergiyik havuzdaki katılaşma değerine bağlı olduğu bilinmektedir (Wulin ve diğ., 1999; Zapponi ve diğ., 1999). Bunun yanı sıra, ince yapılı dendritik yapılar nispeten daha düşük veya nispeten daha yüksek katılaşma hızlarında ısıl gradiyentlerin bir parametresi olarak üretilebilir (Berns ve Fischer, 1997).

Literatürde demir esaslı alaşımlar için Tablo 8.2' de verilen birincil dendritler ve karbürlere sahip bir mikroyapıyı elde etmek için hesaplanan gerekli soğuma değerleri 103-106 K/s olarak tespit edilmiştir (Berns ve Fischer, 1997). Bundan başka, yapıda oluşan fazların kristalografik özelliklerine bağlı olarak, alaşım elementlerinin (C, Cr) konsantrasyonundaki artış kafes parametresini önemli derecede etkiler. Örneğin, C konsantrasyonundaki artış (hızlı katılaşarak kalıntı ostenit oluşturan alaşımlar için) kafes parametresini artırır ve bu yüzden, kafes gerilir, ostenitin dendritik bölgelerinde ve hücrelerindeki dislokasyon yoğunluğu büyük ölçüde artar (Bhole ve Fox, 1996; Carpenter ve diğ., 2003). Mevcut çalışma bu ifadeyle uyum içindedir. Çünkü, hem ötektik hem de birincil dendritlerdeki alaşım elementlerinin (C, Cr gibi) yeniden çözünmesi farklı kafes parametrelerine sahip ostenit oluşumunu gerçekleştirmiştir. Bu durum XRD verilerinde görülebilir. Farklı kafes parametrelerine sahip ostenit fazlarının oluşumu, kaplamaya ilave bir mukavemet sağlamaktadır (Carpenter ve diğ., 2003).

Sonuçlar, ötektik altı yapıya sahip numunelerde, kübik yüzey merkezli kafes yapısına sahip dendrit biçimindeki ostenit ve hegzagonal sıkı paket kafes yapılı M_7C_3 (M= Cr, Fe) karbürlerini içeren ostenitten meydana gelen ötektik yapı olmak üzere iki ayrı yapının oluştuğunu göstermektedir. Bu yapı mekanizması ortalama % 4 C' dan daha az karbon içeriğine sahip N_{11} ve N_{12} numunelerinde görülmüştür.

İkinci yapı mekanizması, birincil M_7C_3 karbürleri ve ostenitik ötektik yapıya sahip ötektik üstü mikroyapı oluşumudur. Bu mekanizma, % 4 C içeriğinden daha fazla karbon konsantrasyonuna sahip N_{13} ve N_{14} numunelerinde oluşmuştur. Ötektik üstü mikroyapılar, daha çok karbür içermekle birlikte, farklı kaynak karakteristikleri ve soğuma oranlarına bağlı olarak farklı mikroyapılar gösterirler (Suenson ve diğ., 1986).

Nispeten daha yüksek güç (enerji) yoğunluğu ve daha düşük toz yedirme değerlerinde (N_{11}) esas metalde önemli derecede ergime meydana gelmiştir. Diğer taraftan güç yoğunluğu nispeten az ve toz yedirme oranının arttırılmasıyla esas metalde ergime sınırlı olarak gerçekleştirilmiştir. Bu durum, Tablo 7.5' de de görüldüğü gibi, farklı kaplama tabaka kalınlıklarının oluşumuyla sonuçlanmıştır. Enerji girdisinin ve toz yedirme oranının değişmesi sonucu, katılaşma hızlarının farklı olmasından nedeniyle, kimyasal bileşimi farklı (özellikle C, Cr ve Fe konsantrasyonu) ötektik altı yapıya sahip N_{12} numunesi elde edilmiştir. Ulaşılan bulgular literatürde katılaşma hızlarına bağlı olarak, farklı kimyasal bileşimli ötektik altı mikroyapıya sahip alaşımların mikroyapı incelemeleri ile ilgili bulgularla uyum içindedir (Wulin ve diğ., 1999; Nagarathnam ve Komvopoulos, 1995).

Yine, daha yüksek üretim hızı ve enerji girdilerinde katılaşma değerleri de hızlı olur. Dolayısıyla kaplama mikroyapısı, daha ince taneye sahip karbürleri meydana getirir (Nagarathnam ve Komvopoulos, 1995; Berns ve Fischer, 1997). Bu durum, mevcut çalışmada

N_{11}' e göre, N_{12} numaralı numunede de görülmüştür. Şekil 8.10 ve Şekil 8.17 karşılaştırıldığı zaman, katılaşma hızlarının farklı olmasından dolayı farklı mikroyapıya sahip ötektikaltı mikroyapıların oluşum mekanizması görülebilir.

Üretim hızının düşmesi ve toz yedirme oranının arttırılmasıyla, esas metal ve ergiyik kaynak havuzundaki çözünmüş alaşımın hacim oranının artmasına bağlı olarak, kaplamanın kalınlık ve mikroyapısında değişmeler olmuştur. Toz yedirme oranının arttırılmasıyla esas metal ve alaşım tozundaki alaşım elementlerinin kimyasal konsantrasyonları neticesinde, Tablo 8.2' de de görüldüğü gibi, ötektik üstü mikroyapı oluşmuştur. Bu yüzden, üretim parametreleri, alt tabakanın ergimesi ve kaynak havuzunda çözünen alaşım elementlerinin katılaşması sonucu oluşan modifikasyon tabakasında, ötektikaltı veya ötektiküstü mikroyapılarının oluşumu üzerine önemli bir etkisi olduğu Tablo 8.2' de de görülmektedir. Prensip olarak; daha düşük üretim hızlarında ve yeterince yüksek toz yedirme değerlerinde, ergimeyen elektrod tarafından verilen enerji girdisinin toz veya toz karışımları tarafından absorbe edilmekte ve bunun sonucunda, alt tabakanın ergimesi uzun sürmektedir. Neticede, kaplama/alt tabaka arayüzeyinde fakir bir bağlanma söz konusu olmaktadır (Nagarathnam ve Komvopoulos, 1995). Tablo 7.5 ve Tablo 8.2' e göre, nispeten daha yüksek güç yoğunluğu ve daha düşük toz yedirme değerleri bakımından N_{11}, N_{12}, N_{13} ve N_{14} numuneleri karşılaştırıldığında, artan üretim hızıyla daha ince taneli mikroyapıların oluşumu da artmıştır. Diğer taraftan daha yüksek toz yedirme değerlerinde ötektik üstü mikroyapılar elde edilmiştir.

8.1.3.2. FeCrC/WC Yüzey Modifikasyonlu Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri

Cr ve C oranları açısından nispeten yüksek değerlere sahip demir esaslı alaşımlar, özellikle aşınmaya dirençli uygulamalarda yüzey sertleştirici malzemeler olarak, yaygın bir şekilde kullanılırlar (Mujahid ve diğ., 1999). Geleneksel tekniklerle üretilen Fe-Cr-W-C dörtlü alaşım elementleri üzerine yapılan araştırmalarda, alaşım bileşimine ve katılaşma hızına bağlı olarak, M_3C, M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ gibi kompleks karbürlerle birlikte α-ferrit içeren mikroyapıların oluştuğu gözlenmiştir (Nagarathnam ve Komvopoulos, 1995). Cr ile alaşımlandırılan yüksek karbonlu beyaz dökme demirlerde ötektik karbür yapıları farklı biçim, büyüklük ve değerlerde M_7C_3 karbürlerini içerirken, alaşımlanmayan beyaz dökme demirler tabaka biçimli M_3C karbürleri içermektedir (Oh ve diğ., 2001). Daha düşük C konsantrasyonlarında birincil dendritik γ-ostenit yapının oluşumu ve daha yüksek C konsantrasyonunda ise yüksek oranda Cr içeren birincil M_7C_3 karbürleri, dökme demirlerin mikroyapılarında tespit edilmiştir (Oh ve diğ., 2001). Geleneksel tekniklerle üretilen metalik sert kaplamalar arasında, Fe-Cr-Mn-C ve Co-Cr-

W-C gibi dörtlü alaşım kaplamalarının sertlikleri Fe-Cr-W-C dörtlü alaşım kaplamasından çok düşüktür (Nagarathnam ve Komvopoulos, 1995). Fe-Cr-W-C alaşım kaplamasının sertliğinin yüksek olması; mikroyapısında, üretim şartlarına bağlı olarak, sert M_7C_3 (M= Cr, Fe, W) karbürleri ve birincil dendritlerdeki ince taneli dengede olmayan γ fazının varlığından dolayıdır.

GTA yöntemi kullanılarak modifiye edilen FeCrC-WC toz/karbür karışım oranlarının değiştirilmesiyle elde edilen katmanın mikroyapı ve mekanik özelliklerinin üretim parametrelerine bağlı olarak değişimlerinin etkisini incelemek amacıyla, % 80-20 FeCrC ve % 20-80 WC karışım oranları sağlanarak; 1.163-1.410 mm/sn üretim hızlarında ve 11.5-14.4 kj/cm enerji girdilerinde yapılmıştır.

Alaşım elementi olarak, farklı toz yedirme oranlarında, FeCrC-WC karbür/toz tanelerinin modifiye edilmesi sonrası malzeme yüzeyin 0.5 mm altından alınan spektral analiz sonuçları Tablo 8.3' de ve EDS analizleriyse Tablo 8.4' de verilmiştir.

Tablo 8.3' de görüldüğü gibi, GTA yöntemi kullanılarak yapılan modifikasyon işleminde, yüzeyden alınan spektral analiz verilerine göre, karışım tozların miktarlarına bağlı olarak WC karşım miktarının arttırılmasıyla % Cr element miktarının azaldığı, % W ve % C miktarlarının ise arttığı görülmüştür. Bu durum, seçilen yöntemin modifikasyon işlemi için yedirilen tozların ergiyik banyoda doğrudan çözündüğü ve katılaşma sonrası üst yüzey tabakasını alaşımlandırdığını göstermektedir.

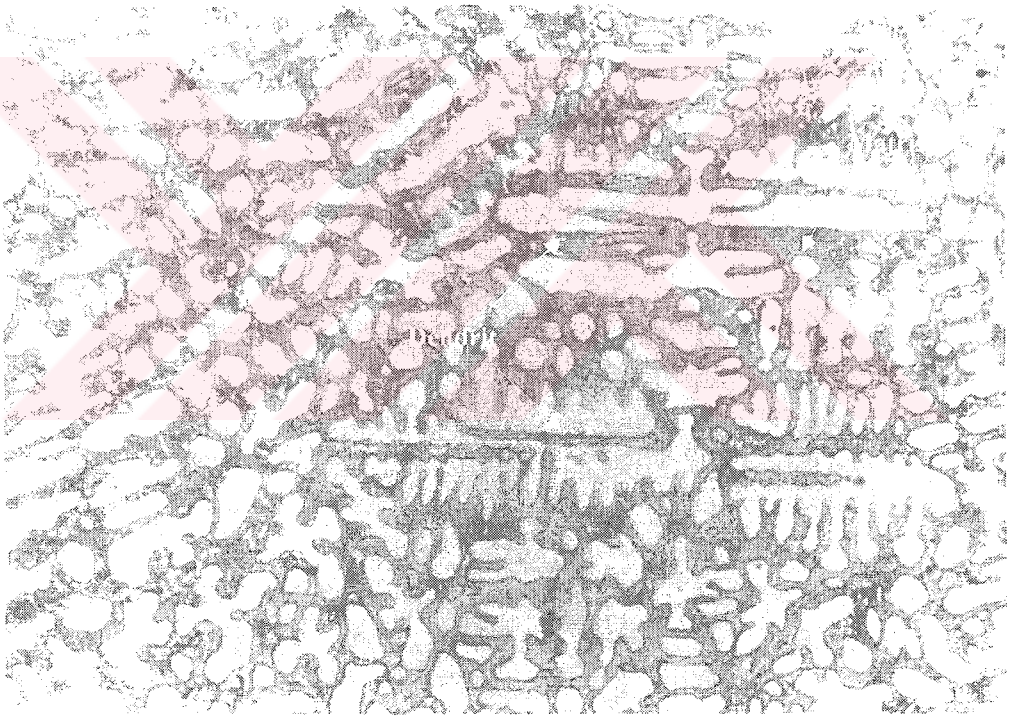
Tablo 8.3. FeCrC/WC toz/karbürleriyle yüzey modifikasyonu yapılan numunelerin yüzeylerinden alınan spektral analiz sonuçları

Numune numarası	% Alaşım Elementi miktarı						
	C	Mn	Cr	Ni	Si	W	Fe
Num. 15	1.596	0.157	8.69	1.562	0.241	3.55	Kalan
Num. 16	1.962	0.165	7.97	0.984	0.196	4.97	Kalan
Num. 17	1.890	0.128	5.412	0.955	0.295	6.58	Kalan
Num. 18	1.998	0.135	3.52	1.137	0.280	8.82	Kalan

Tablo 8.4. FeCrC-WC toz/karbürleriyle yüzey modifikasyonu yapılan numunelerin EDS analiz sonuçları

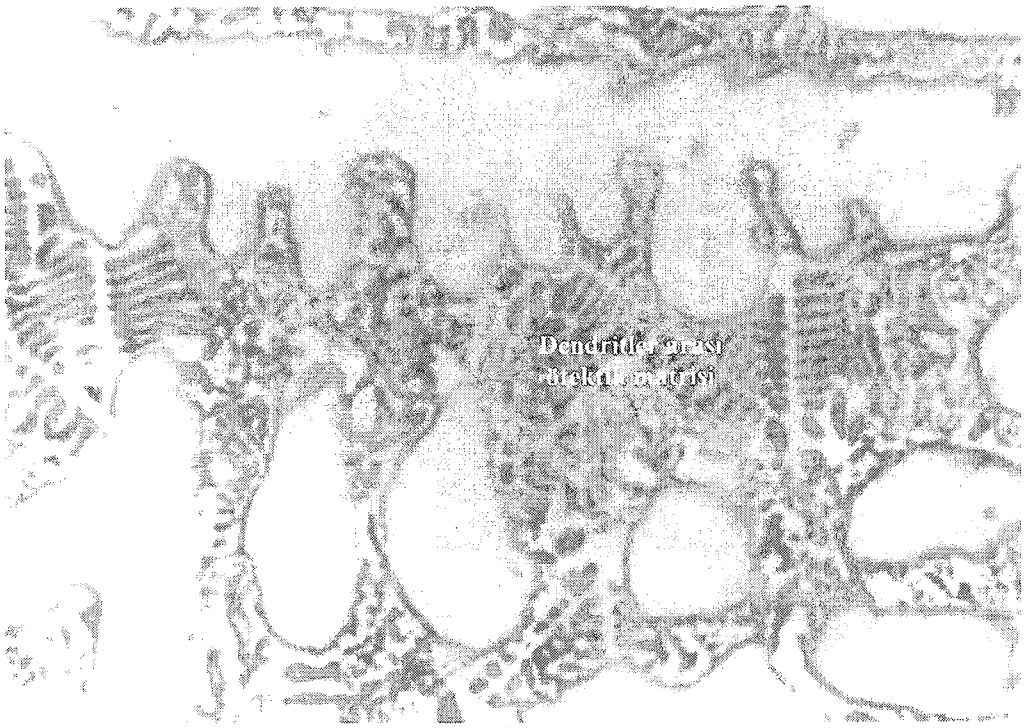
Numune		% Alaşım Elementi miktarı			
		C	Cr	W	Fe
Num. 15	Matris	7.39	29.30	18.43	44.88
	Faz (Dendrit)	2.65	12.61	7.69	77.05
Num. 16	Matris	1.98	10.50	9.10	78.42
	Karbür	5.55	14.82	30.85	48.78
Num. 17	Matris	1.54	10.05	11.87	76.54
	Karbür	3.46	13.92	38.25	44.37
Num. 18	Matris	2.25	19.55	15.50	62.70
	Karbür	6.86	10.60	47.40	35.13

Şekil 8.27' de 5:1 (% 80 FeCrC- % 20 WC) oranında FeCrC-WC alaşım tozlarıyla, 1.163 mm/sn üretim hızında ve 14.4 kj/cm enerji girdisiyle üretilen 15 nolu numunenin mikroyapı fotoğrafları görülmektedir. FeCrC-WC karışım oranları ve üretim parametrelerine bağlı olarak, modifiye edilen katman, dendritik katılaşma gösteren bir mikroyapı sergilemiştir (Şekil 8.27a). Şekil 8.27b' de üst tabakada katılaşmış dendritik bölgenin ayrıntılı mikroyapı fotoğrafı verilmiştir. Şekil 8.27b ve Şekil 8.27c' ye göre, dendritik yapı, ara yüzey bölgesinde yoğun bir şekilde oluşmasıyla birlikte, matriste önemli oranda W içeren birincil ötektiklerin mevcut olduğu görülmüştür. FeCrC oranının yüksek ve WC oranının ise az olması durumunda, katılaşma hızına ve enerji girdisine bağlı olarak elde edilen dendritik mikroyapının EDS verilerine göre (Tablo 8.4), dendritler % 77.05 Fe, % 12.61 Cr, % 2.65 C ve % 7.69 W oranlarına sahipken, matris % 44.88 Fe, % 29.30 Cr, % 7.39 C ve % 18.43 W bileşimleriyle katılaşma göstermiştir.

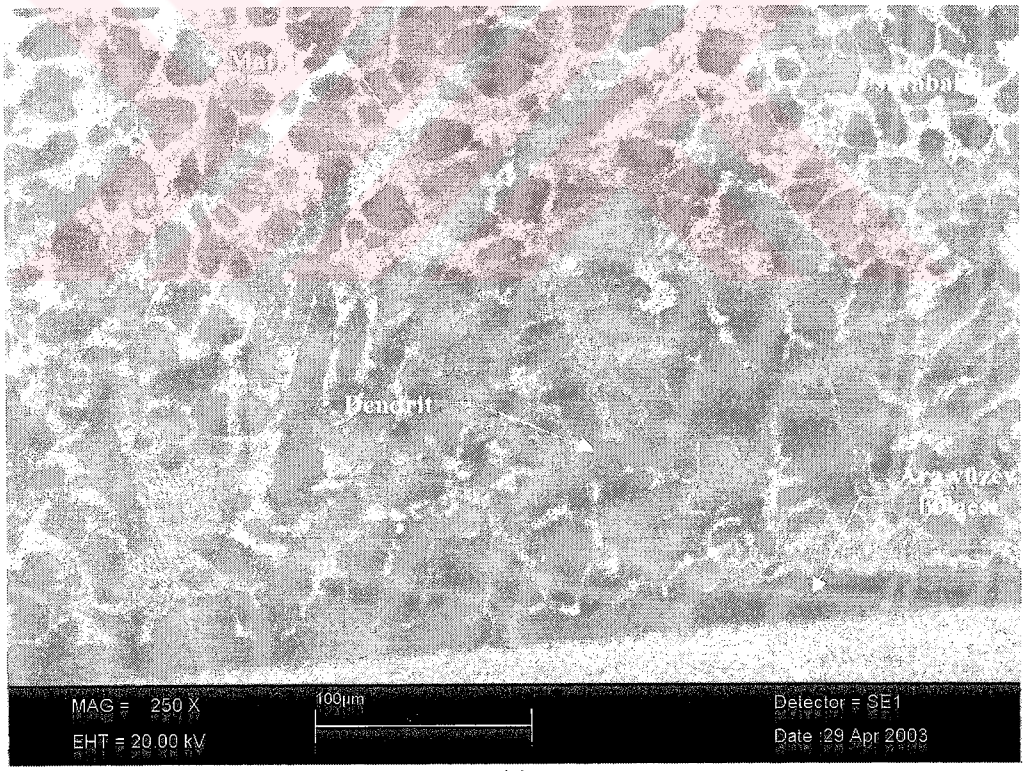


(a)

Şekil 8.27. GTA yöntemi ile FeCrC-WC kaplanan 15 nolu numunenin mikroyapısı (a) Üst tabaka (X250)



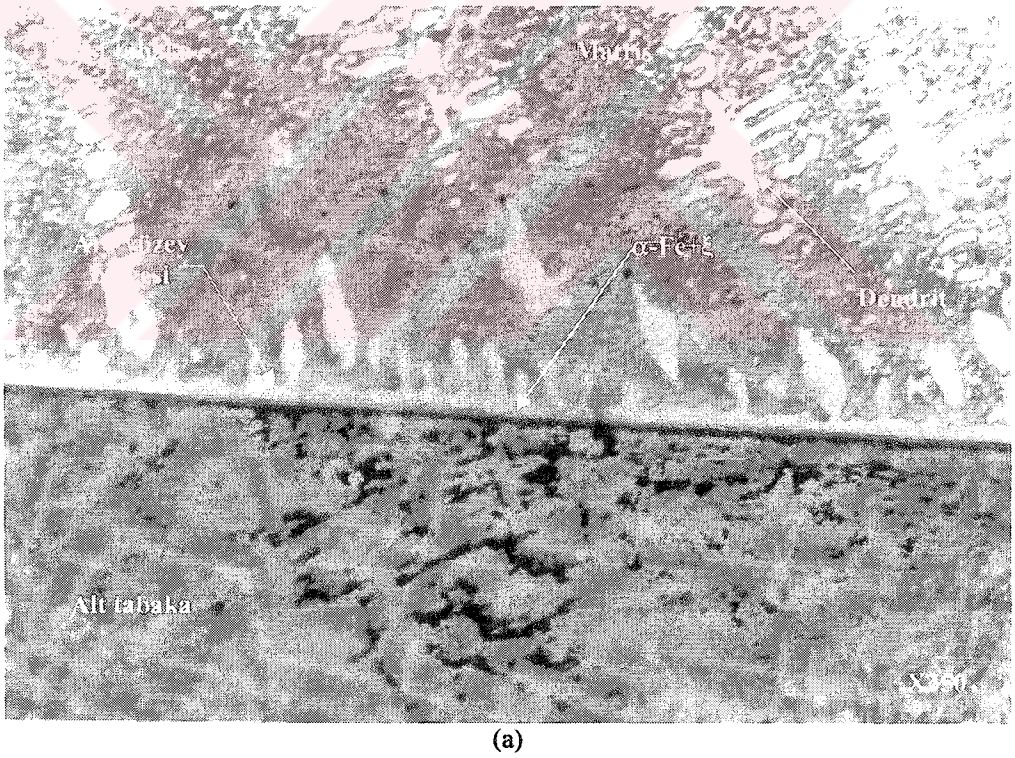
(b)



(c)

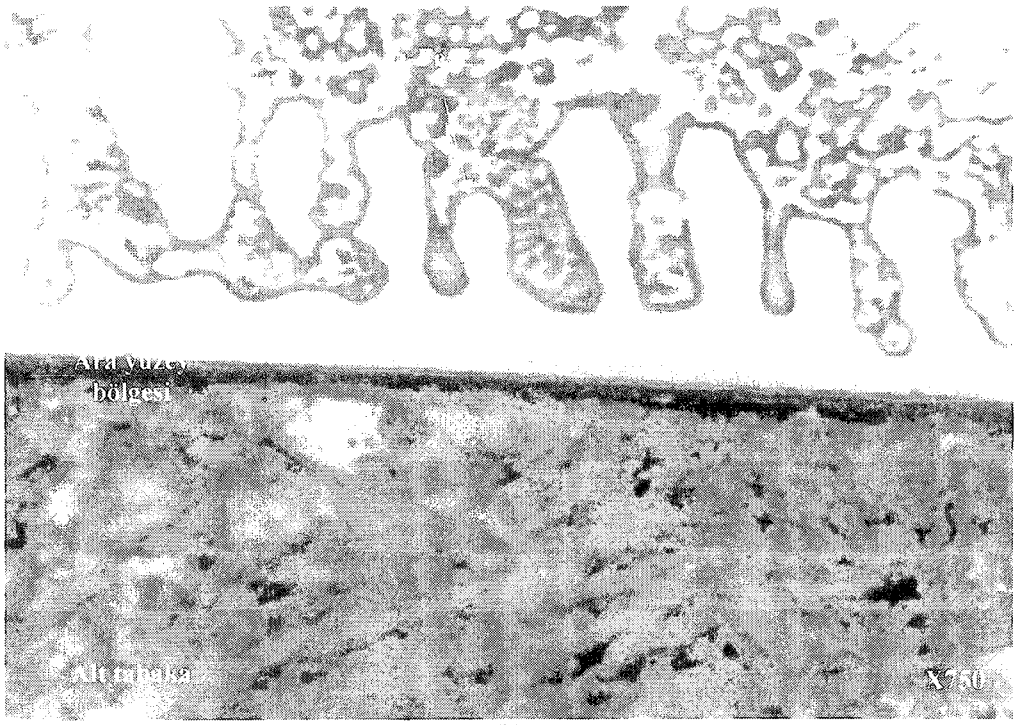
Şekil 8.27. GTA yöntemi ile FeCrC-WC kaplanan 15 nolu numunenin mikroyapısı (Devamı), (b) (X750) ve (c) Üst tabaka/ara yüzey/alt tabaka bölgesinin SEM görünüşü (X250)

Yüzey modifikasyonlu malzemenin mikroyapısına toz yedirme oranı ve enerji yoğunluğunun etkisi, Şekil 8.28' deki 16 nolu numunede açıkça görülmektedir. FeCrC-WC karışımındaki WC oranının 5:2 (% 60 FeCrC- % 40 WC) oranına çıkarılmasıyla, mikroyapı 15 nolu numuneye göre önemli ölçüde değişikliğe uğramıştır (Şekil 8.27 ve Şekil 8.28). Artan WC oranına ve azalan üretim hızına bağlı olarak, modifiye edilen üst tabakada daha düzenli bir katılaşma gerçekleştiren ötektik altı oluşumlar (Şekil 8.26a) meydana gelmiştir. Şekil 8.28b' de görüleceği üzere, dendritik oluşum yer yer ara yüzey bölgelerine yakın yerlerde meydana gelmekle birlikte, bu bölgelerde ise yüksek oranda W miktarı tespit edilmiştir. Tablo 8.4' den de görüleceği üzere, matris % 78.42 Fe, % 10.50 Cr, % 1.98 C ve % 9.10 W içeriğine sahip ötektik altı bir katılaşma sergilemiştir. Bununla birlikte, 16 nolu numunenin ara yüzey bölgesinde, % 48.78 Fe, % 14.82 Cr, % 5.55 C ve % 30.85 W içeriğine sahip ötektik hücrelere rastlanılmıştır. Fe-Cr-W üçlü denge diyagramına göre (Raynor ve Rivlin, 1988), ötektik hücreler α-Fe+ξ(Fe_2W) fazlarından oluştuğunu göstermektedir.



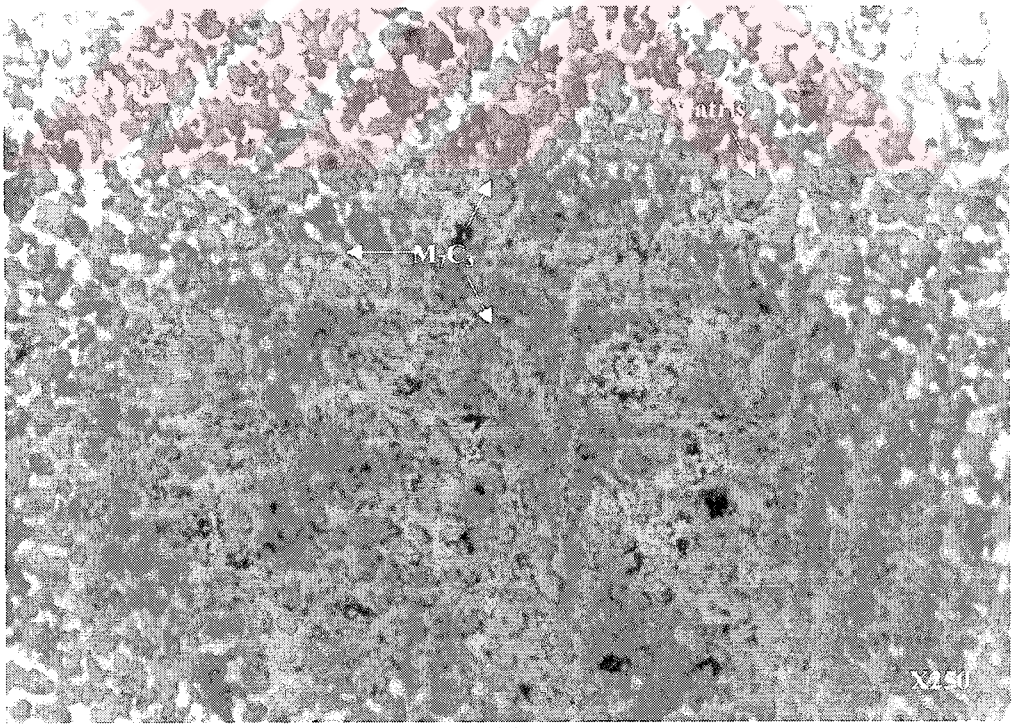
(a)

Şekil 8.28. GTA yöntemi ile FeCrC-WC kaplanan 16 nolu numunenin mikroyapısı (a) Üst tabaka/ara yüzey/alt tabaka bölgesinin mikroyapısı (X250)



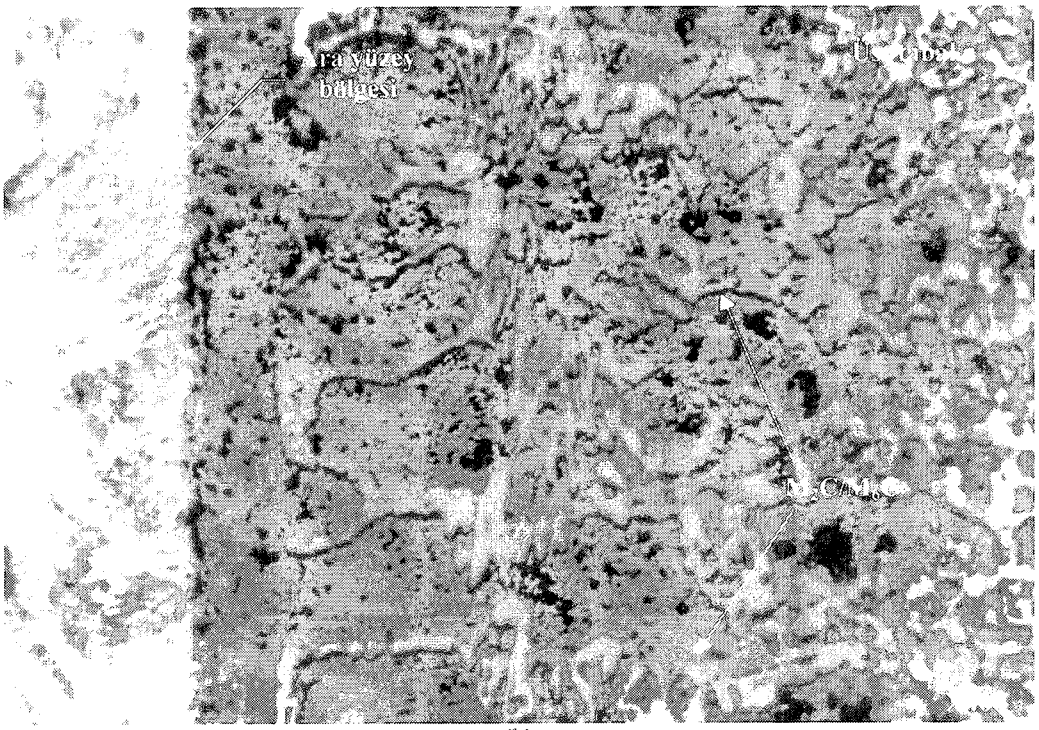
(b)

Şekil 8.28. GTA yöntemi ile FeCrC-WC kaplanan 16 nolu numunenin mikroyapısı (Devamı) (b) Üst tabaka/ara yüzey/alt tabaka bölgesinin mikroyapısı (X750)



(a)

Şekil 8.29. GTA yöntemi ile FeCrC-WC kaplanan 17 nolu numunenin mikroyapısı (a)Üst tabakanın mikroyapısı (X250)



(b)

Şekil 8.29. GTA yöntemi ile FeCrC-WC kaplanan 17 nolu numunenin mikroyapısı (Devamı) (b) Üst tabaka/ara yüzey/alt tabaka bölgesinin mikroyapısı (X400)

WC oranının artmasıyla (5:3) (% 40 FeCrC- % 60 WC) meydana gelen modifikasyon katmanının mikroyapısı 15 ve 16 nolu numunelere göre çok farklı bir görünüm sergilemiştir. Oluşan karbür veya fazların, modifikasyon yapılan katmanın mikroyapısı boyunca homojen bir şekilde dağıldığı (Şekil 8.29a ve Şekil 8.29b) görülmüştür. WC miktarının ve toz yedirme oranının artmasıyla karbür tanelerinin konsantrasyonunda da artış gözlenmiştir. Modifikasyon yapılan bölgeden mikroyapı incelemeleri sonucu, yapıda oluşan taneler % 44.37 Fe, % 13.92 Cr, % 3.46 C ve % 38.25 W içeriğine sahipken, matris % 76.54 Fe, % 10.05 Cr, % 1.54 C ve % 11.87 W konsantrasyonlarında elementleri tespit edilmiştir. 17 nolu numunenin XRD analiz verisinden, modifikasyon yapılan malzemenin mikroyapısında kübik yüzey merkezli (KYM) ostenit (γ) ile M_7C_3 (M=Cr,Fe, W), M_2C ve M_6C karbürlerinden oluştuğu görülmüştür (Şekil 8.31a). Alaşımda bulunan krom ve karbon elementi, kalıntı ostenitin oluşmasında etkili olduğu bilinmektedir (Bain ve Paxton, 1966). Mevcut sonuçlar ostenit ve M_7C_3 kabürleri üretmek için yapılan kaplama çalışmalarında Fe, Cr, C ve W konsantrasyonlarıyla uyum içindedir (Nagarathnam ve Komvopoulos, 1995; Pantleon ve diğ., 1999; Wu ve Chen, 1999).

Üretim hızının artması ve enerji girdisiyle toz yedirme oranının azalması sonucu üretilen (1:5) (% 20 FeCrC- % 80 WC) modifikasyonlu katmanın mikroyapı resimleri Şekil 8.30' da verilmiştir. Üretim hızının yüksek olması, enerji girdisinin düşmesine neden olacağından üst katmanın katılaşması düzensiz bir oluşumla gerçekleşirken, Şekil 8.30b' den de

görüleceği gibi, kalıntı ostenitin matriste yönlenmiş bir şekilde meydana geldiği tespit edilmiştir. Yüksek oranda WC içeren FeCrC/WC' lü üst tabakada ostenitin kolonlu yapısı, ara yüzey bölgelerine yaklaşıldıkça azalma göstererek yerini iri taneli ve düzenli olarak katılaşma gerçekleştiren bir mikroyapıya bırakmıştır (Şekil 8.30c). Şekil 8.31b' de verilen 18 nolu numunenin X ışın difraksiyonunda, mikroyapıda MC (M=Cr,Fe;W), ξ ($(Cr,W)_7C_3$), ε ($(Cr,W)_{23}C_6$), γ (ostenit) ve γ-FeCrNiW karbür ve fazlarını içeren ötektik altı yapılara rastlanılmıştır. Tablo 8.4' deki EDX verilerinden yararlanarak, Fe-Cr-W üçlü denge diyagramına göre (Raynor ve Rivlin, 1988), % 35.13 Fe, % 10.60 Cr, % 6.86 C ve % 47.40 W içeriği M_2C (M=Cr, W), β (C), ε ($(Cr,W)_{23}C_6$) ve ξ ($(Cr,W)_7C_3$)' den oluşabileceği saptanmıştır ve elde edilen 18 nolu numunenin X ışını difraksiyonuyla uygunluk göstermiştir. Ötektik ostenitin varlığı, martenzit başlama sıcaklığının (Ms) düşmesine, ostenit kararlaştırıcı elementlerin daha yüksek miktarlarda olması yüksek soğutma oranlarına katkı sağlar (Wu ve diğ., 1999). Karbür tipi, boyutu ve dağılımı kaplamanın mekanik özelliğini etkiler. Tabaka biçimli M_7C_3 karbürü tokluğu ve şekil verilebilirliği arttırır. M_7C_3 metastabil bir fazdır ve yaklaşık olarak 873 K' de çözünür. Bu yüzden yüksek sıcaklıkta ısıl işlemler sırasında yeniden çözünmesi veya dönüşümü gerçekleşebilir. $M_{23}C_6$ karbürünü SEM veya X ışın difraksiyonu ile tespit etmek güçtür. Ancak $M_{23}C_6$ karbürü, M_7C_3/ostenit arayüzeyinde oluştuğu TEM ile tespit edilmiştir ve $M_{23}C_6$ oluşumu uzun zaman için yüksek sıcaklıklarda temperlenmesiyle elde edilir (Wu ve diğ., 1999). M_7C_3' ün yeniden çözünmesi sonucu;

$$M_7C_3 + \gamma \Rightarrow M_{23}C_6 \tag{8.1}$$

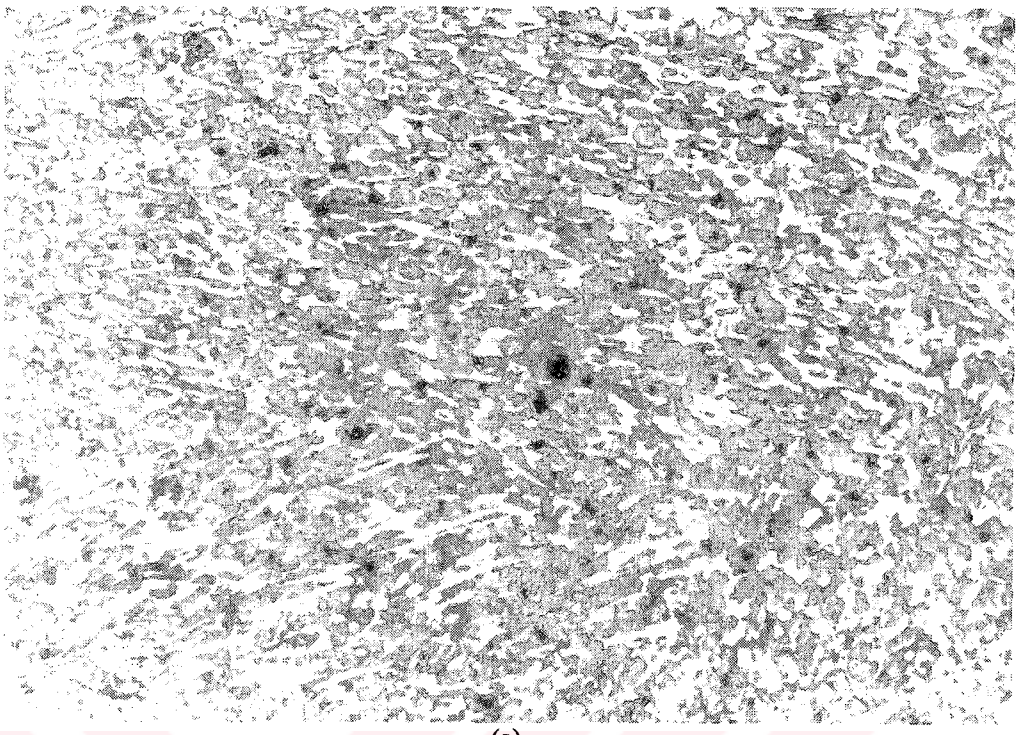
meydana gelebilir. $M_{23}C_6$ karbürü Cr-Fe' ce zengin bir karbürdür. Sonuçlar esas alınarak, katılaşma aşağıdaki denklemlere göre gerçekleşmiş olabilir:

$$S \Rightarrow M_7C_3 + S \Rightarrow M_7C_3 + \left(\gamma + M_7C_3\right) \tag{8.2}$$

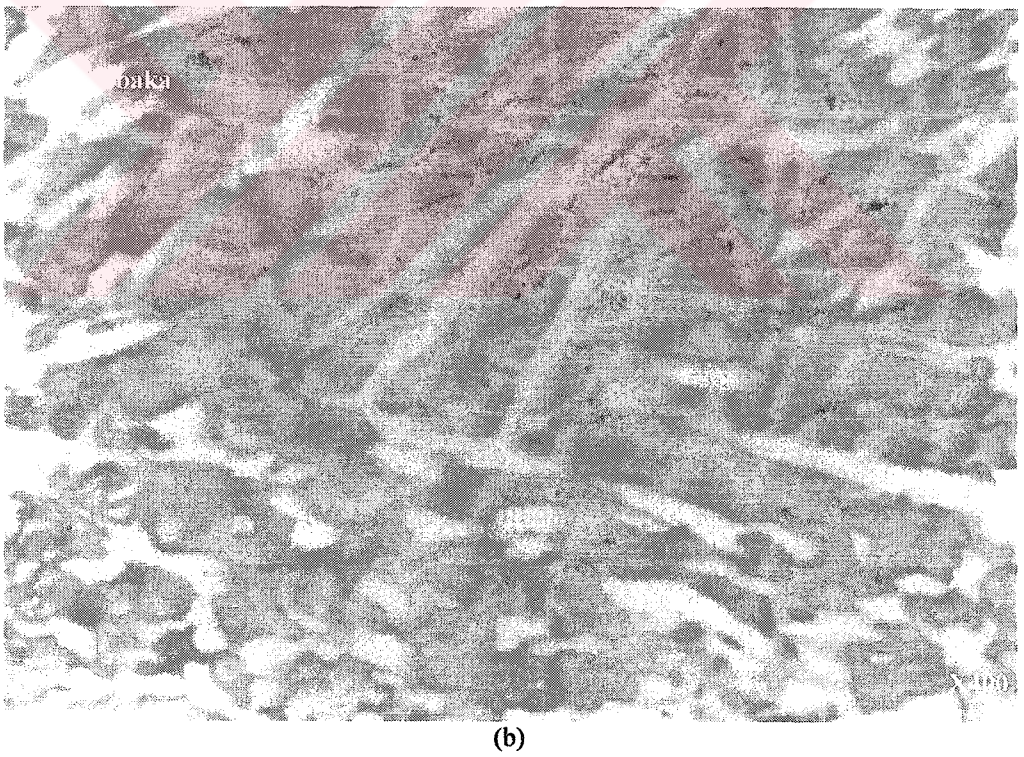
veya

$$S \Rightarrow M_7C_3 + S \Rightarrow M_7C_3 + \left(\gamma + M_7C_3 + M_2C\right) \tag{8.3}$$

Ostenit içinde M_2C ve $M_{23}C_6$ çökeltilerine rastlanılmıştır, dendritik $M_7C_3 + \gamma \Rightarrow M_{23}C_6$ ve ötektik M_7C_3+γ oluşmuştur.

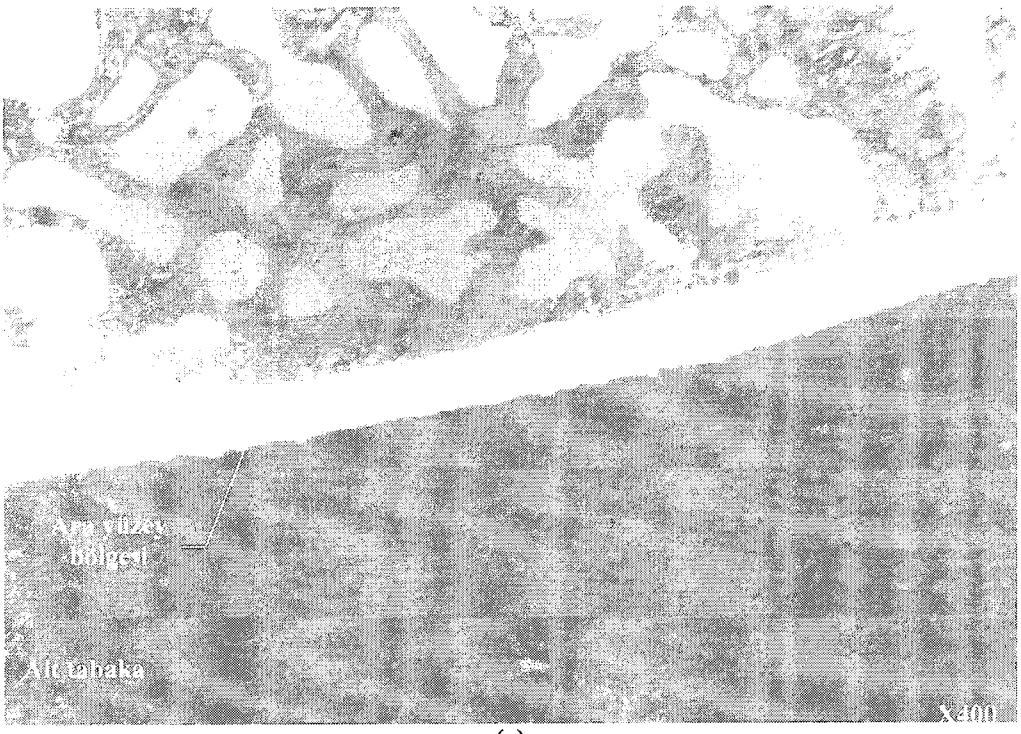


(a)



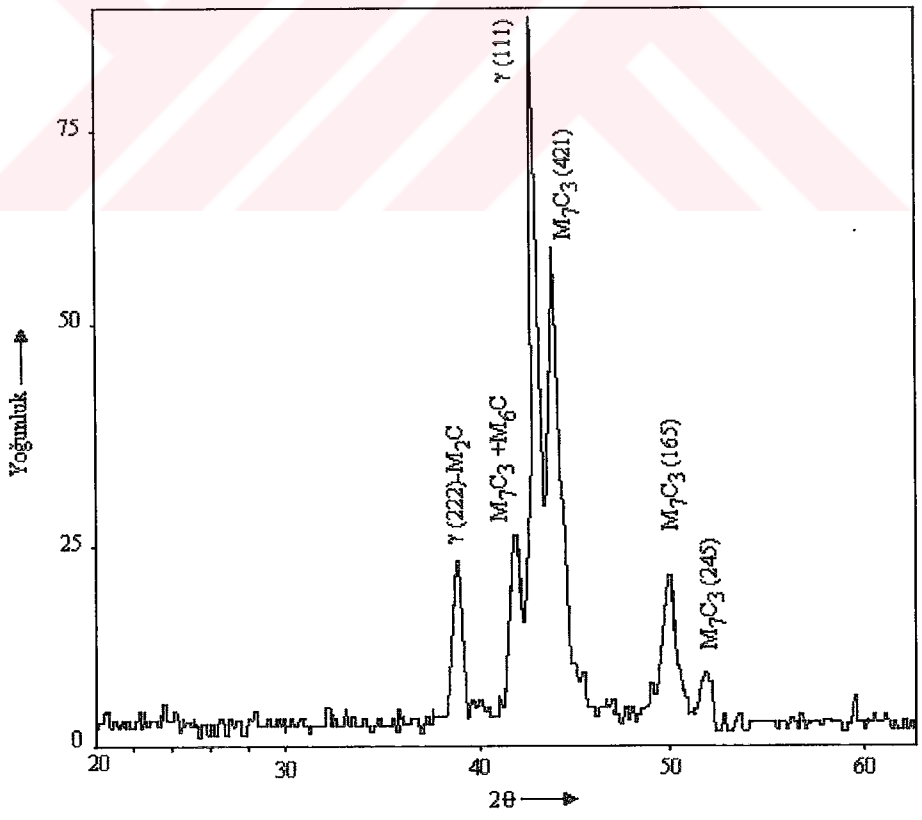
(b)

Şekil 8.30. GTA yöntemi ile FeCrC-WC kaplanan 18 nolu numunenin mikroyapısı (a) Üst tabaka (X250), (b) Üst tabakanın mikroyapısı (X400)

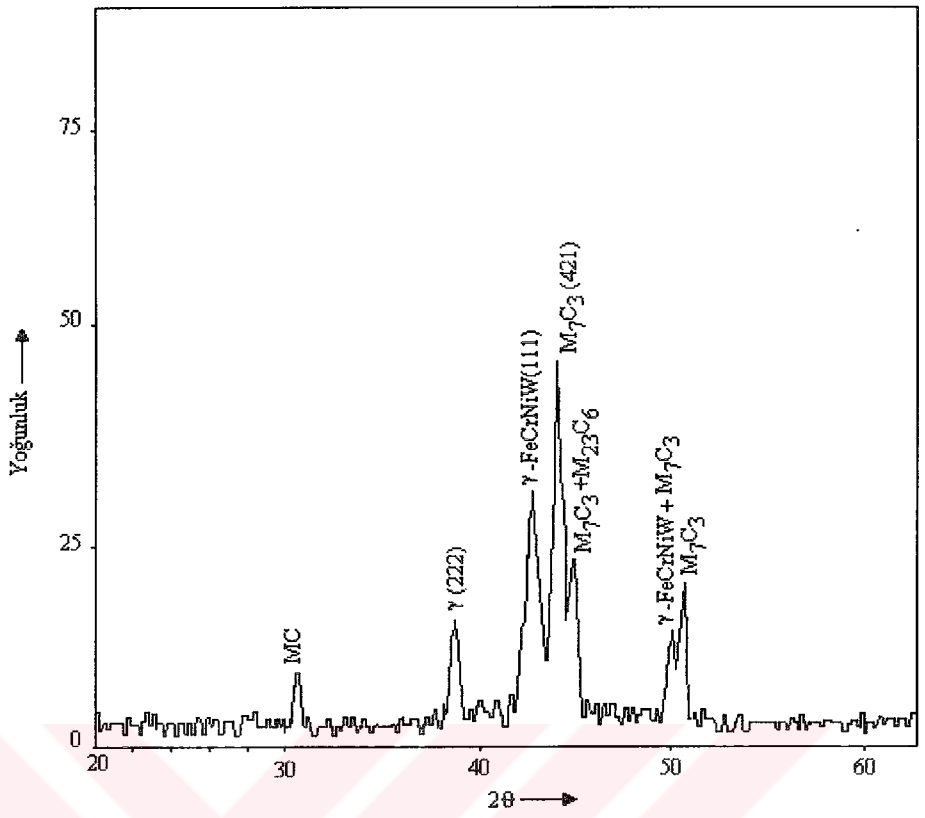


(c)

Şekil 8.30. GTA yöntemi ile FeCrC-WC kaplanan 18 nolu numunenin mikroyapısı (Devamı) (c) Ara yüzey bölgesi (X400)



(a)



Şekil 8.31. (a) 17nolu numune ve (b) 18 nolu numunelerin XRD analizleri

8.1.3.3. WC Yüzey Modifikasyonlu Numunelerde Mikroyapı İncelemeleri

Tungsten karbür (WC); özellikle abrasiv aşınmaya dirençli yerlerde, iyi aşınma direnci, yüksek sertlik, düşük ısıl genleşme, bir miktar plastiklik ve ergiyen çeliklerde iyi ıslatılabilirlik özelliklerini sağladığından dolayı tercih edilmektedir (Zhou ve diğ., 2003). WC taneleri, matris ile iyi bir ara yüzey bağı oluşturur. Bu özellik, WC tanelerinin matrisi koruma etkisi için gereklidir. Aksi taktirde, WC taneleri yüksek hızda aşınma sırasında kopma özelliği gösterirler. Bu yüzden, WC tanelerinin kütlesel kaybının fazla olması sonucu, aşınma değerleri de artar. Bu % 36 oranında ilave edilen WC taneli kompozitlerde, WC tanelerinin hacimsel oranın artmasıyla kompozitlerin aşınma oranının niçin azaldığı sorusuna yanıt olabilir. Dolayısıyla, WC taneli kompozitler için bu değer kritik hacimsel oran noktası olabilir. Eğer WC tanelerinin hacimsel oranı % 36' dan daha fazla olursa, hacimsel oranın artmasıyla aşınma oranı artar. Aksine, % 10-% 36 arasındaki değerlerde hacimsel oranı arttığında aşınma oranları azalır (Zhou ve diğ., 2003).

GTA yöntemi kullanılarak modifiye edilen WC içerikli katmanın mikroyapı ve mekanik özelliklerinin üretim parametrelerine bağlı olarak değişimlerinin etkisini incelemek amacıyla deneysel çalışmalar, üretim hızı 1.209 mm/sn-1.510 mm/sn' ye ve toz yedirme oranı 0.3 ve 0.5

gr/sn` ye değiştirilerek, 11.1-13.9 kj/cm enerji girdilerinde gerçekleştirilmiştir. Yüzey modifikasyonu sonrası WC içerikli katman yüzeylerinin 0.5 mm altından alınan spektral analiz verileri Tablo 8.5' de ve EDS analizleriyse Tablo 8.6' da gösterilmiştir.

Tablo 8.5. WC kaplanan numunelerin yüzeylerinden alınan spektral analiz sonuçları

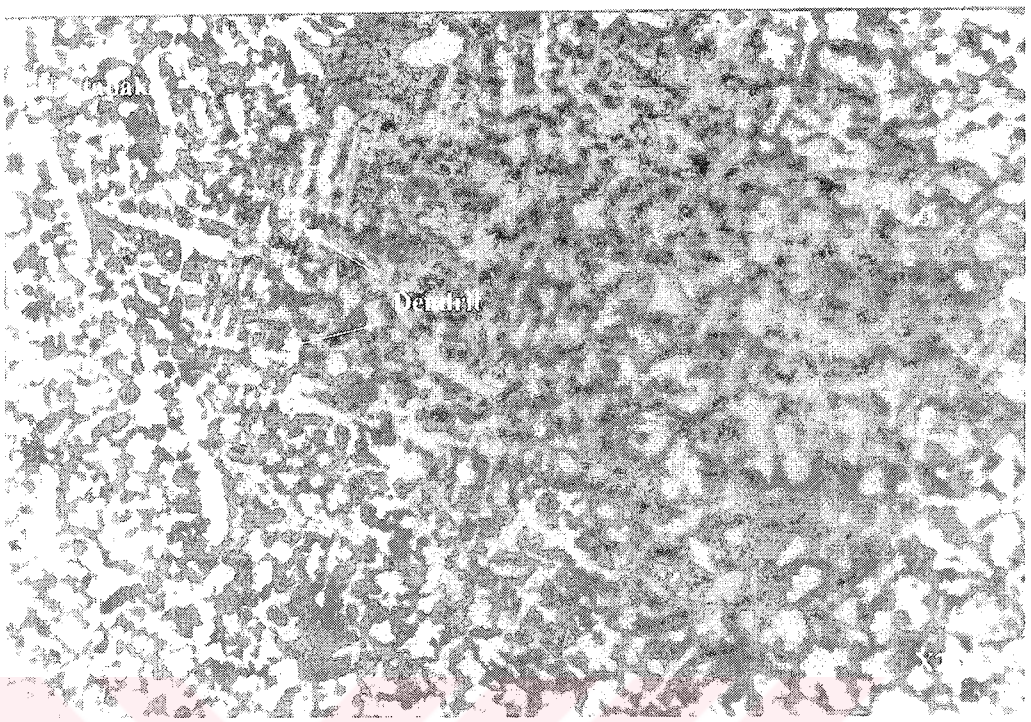
Numune numarası	% Alaşım Elementi miktarı						
	C	Mn	Cr	Ni	Si	W	Fe
Numune 19	1.056	0.097	1.35	1.409	0.532	19.20	Kalanı
Numune 20	0.675	0.095	1.07	0.980	0.756	15.25	Kalanı
Numune 21	0.750	0.104	1.86	1.335	0.750	11.78	Kalanı

Tablo 8.6. WC ile yüzey modifikasyonu yapılan numunelerin EDS analiz sonuçları

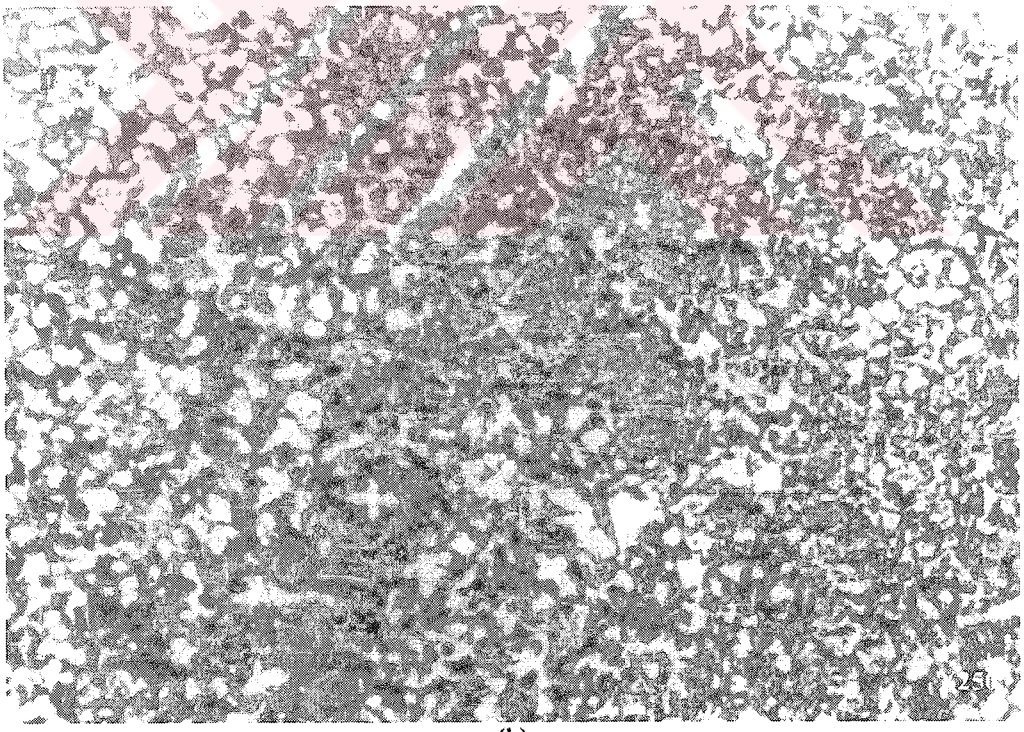
Numune numarası		% Alaşım Elementi miktarı			
		C	Cr	W	Fe
Numune 19	Matris	5.84	3.75	85.15	5.260
	Karbür	3.75	7.60	38.25	50.40
Numune 20	Matris	2.55	4.65	62.85	29.95
	Karbür	1.98	3.82	31.10	63.10
Numune 21	Matris	4.39	8.30	68.43	18.88
	Dendrit	1.23	5.45	9.82	83.50

Enerji girdisi, toz yedirme oranı ve üretim hızı gibi modifikasyon şartlarına bağlı olarak, oluşturulan kompozit üst tabakanın kimyasal bileşimi de değişmiştir (Tablo 8.5 ve Tablo 8.6). Toz miktarı, enerji girdisi ve üretim hızının değişmesi, malzemenin mikroyapı ve mekanik davranışlarını önemli ölçüde değiştirir (Pujar ve diğ., 1998). Tablo 8.5' den de görüleceği üzere, malzeme yüzeyine yedirilen toz miktarının artmasıyla W, C, Cr ve Fe elementlerinin yüzde oranları, işlemsiz AISI 4340 çeliğinin kimyasal konsantrasyonuna göre (Tablo 7.3) artmıştır. Aynı toz miktarlarında fakat faklı üretim hızlarında modifiye edilen 19 ve 20 nolu numunelerde, üretim hızlarının değişmesiyle (Tablo 7.5), mikroyapıdaki çözünmüş element miktarlarının da değiştiği görülmüştür. Bu da, üretim hızlarının ve modifiye edilen katmana verilen enerji girdilerinin değişmesi nedeniyle farklı katılaşma hızlarından dolayıdır.

Şekil 8.32' de 1.209 mm/sn üretim hızında 0.5 gr/sn toz yedirme değerinde 13.9 kj/cm enerji girdisi ile üretilen 19 nolu numunenin WC alaşım tozuyla üretilen modifikasyon malzemesinin mikroyapı fotoğrafları görülmektedir.

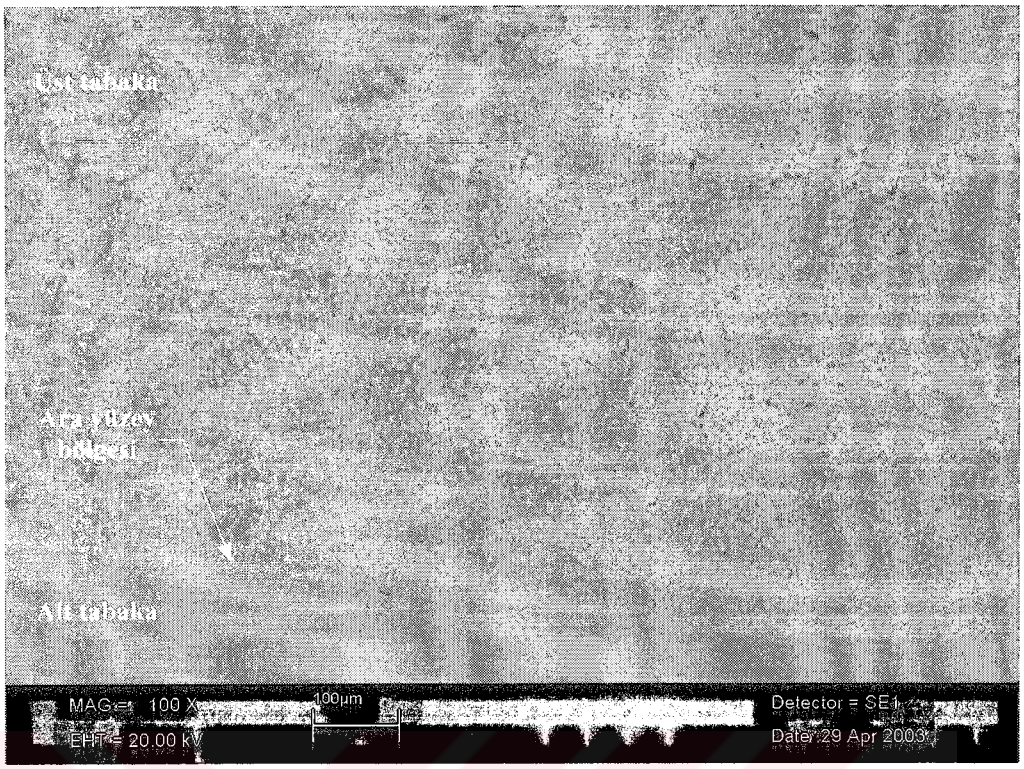


(a)



(b)

Şekil 8.32. GTA yöntemi ile üretilen 19 nolu numunenin mikroyapısı (a) Üst tabaka (X250), (b) Üst tabaka (X250)



(c)

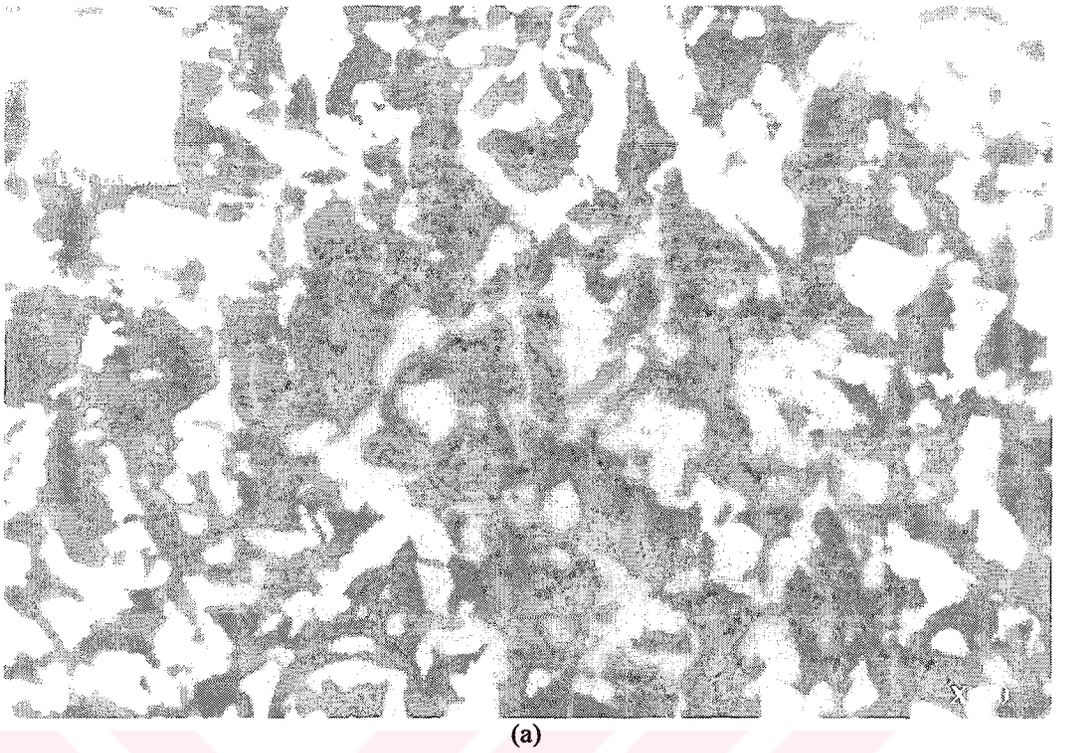
Şekil 8.32. GTA yöntemi ile üretilen 19 nolu numunenin mikroyapısı (Devamı), (c) Üst tabaka/ara yüzey/alt tabaka bölgesinin SEM görünüşü (X100)

Numune 19 için Şekil 8.32a fotoğrafı, modifiye edilen katmanın orta bölgesinden alınmıştır. Modifikasyon yapılan üst tabakada karbürlü bir yapı görünmekle birlikte, dendritlerin küçük bir bölgede yoğun olduğu tespit edilmiştir. Karbürler arası bölgelerde W elementince yüksek ötektik üstü bir yapı hakimken; karbürler, W, Fe ve Cr içeriği yönünden zengin bir şekilde teşekkül etmiştir (Tablo 8.6). Karbürler, üst tabaka boyunca homojen bir şekilde dağılmıştır. Fe, Cr ve W' ce zengin karbürlerin oluşumu, modifikasyon yapılan bölgede enerji girdisinin yüksek ve üretim hızının da düşük olmasına bağlı olarak, alt tabakanın ergime miktarının arttığı ve dolayısıyla Fe oranının yükseldiği EDS sonuçlarından görülmektedir. Literatürde de üretim parametreleri ve karışım oranına bağlı olarak, üretim hızının az olmasıyla alt tabakanın daha fazla ergidiği ve katılaşarak kaplama tabakası oluşturduğuna ilişkin benzer çalışmalar mevcuttur (Zhong ve diğ., 2002). W-Fe-C faz diyagramına göre (Raynor ve Rivlin, 1988), mikroyapıda WC+α-Fe+η(Fe_3W_3C) fazları oluşabilir. Şekil 8.35a' da XRD sonuçlarına göre, yüksek enerji girdisi ve düşük üretim hızında elde edilen modifikasyonlu katmanda, WC, Fe_3W_3C, M_2C, M_7C_3 ve γ-FeCrNiW karbür ve fazlar oluştuğunu göstermiştir. Lazer yöntemi kullanılarak yapılan kaplamalarda, WC, W_2C, M_6C (M= Fe,W,Cr), M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ kompleks metal karbürlerine rastlanılmıştır (Zhou ve diğ., 2003; Lo ve diğ., 2003). Matrisin kimyasal bileşeni WC tanelerinin çözünmesine ve kompozit tabakada oluşabilecek reaksiyonlar nedeniyle

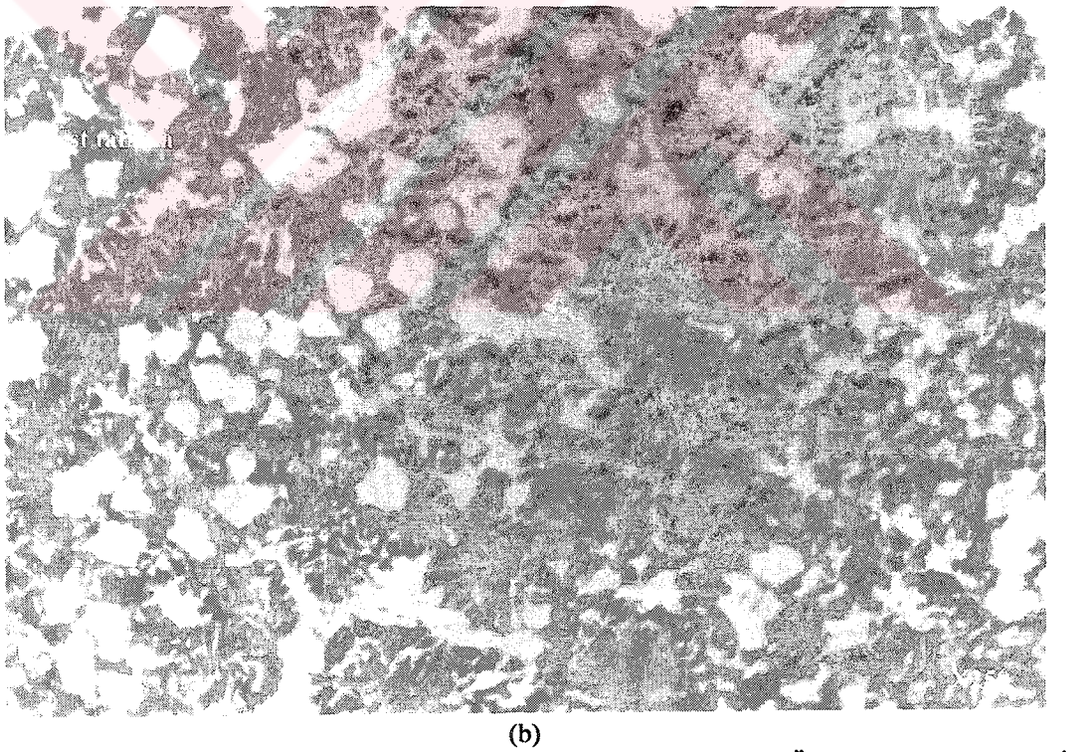
önemlidir. Bu tür kaplamada, WC çözünmesi ve mevcut malzemelerde W_2C ve M_6C fazlarının oluşmasına, C miktarının etkisi az olup, Fe, W, Cr ve Co elementlerinin etkisi çok daha fazla olmakla birlikte, molibdenin etkisi en fazladır (Lou ve diğ., 2003). Yapıya molibden ilavesiyle mikroyapıda M_2C ve M_7C_3 karbürlerinin oluşumuyla birlikte sertleşebilirlik özelliği yükseltilmektedir (Oh ve diğ., 2001).

12.2 kj/cm enerji girdisi, 0.5 gr/sn gibi sabit toz yedirme oranı (19 numaralı numuneye göre) ve 1.38 mm/sn üretim hızında WC tozları AISI 4340 çeliğine modifikasyon yapılarak 20 nolu numune üretilmiştir. Oluşan kaplama malzemesi, üretim parametrelerine bağlı olarak katılaşma sonrası farklı bir mikroyapı sergilemiştir. Şekil 8.33' de mikroyapı fotoğrafları görülmektedir. Modifikasyona uğrayan kompozit tabakası, 19 nolu numuneye göre çok farklı bir mikroyapı sergilemiştir. Tablo 8.6' ya göre, karbürler % 1.98 C, % 3.82 Cr, % 31.25 W ve % 63.10 Fe içeriğine sahipken, matris % 2.55 C, % 4.65 Cr, % 62.85 W ve % 29.95 Fe konsantrasyonuna sahip ötektik altı katılaşma gerçekleştirmiştir. 19 ve 20 nolu numuneler kendi aralarında karşılaştırıldığında, geçiştirilen toz miktarının aynı, enerji girdisinin nispeten az fakat üretim hızının yüksek olması sonucu oluşan 20 nolu ötektik altı mikroyapılı malzemede, karbür taneleri büyüktür (Şekil 8.33b). WC tanelerinin çoğu üretim sırasında büyümez. Ergiyen taneler, deformasyona uğrayarak katılaşabilirler. Üniform olmayan sıcaklıktaki WC' ün dağılımı, kaplama tabakasında farklı mikroyapılara yol açabilir. Tane boyutunun artması ve tek fazlı (nanokristal yapı) kaplamanın hazırlanması da arzu edilen bir yapı değildir (Zhua ve diğ., 2001).

Şekil 8.35b' de, 12.2 kj/cm enerji girdisi, 0.5 gr/sn toz yedirme oranı ve 1.38 mm/sn üretim hızında WC tozlarının modifikasyonu yapılan 20 nolu numunenin XRD analizi verilmiştir. Bu verilere göre modifikasyonu yapılan malzemenin mikroyapısında ostenitik ötektik altı yapıyla birlikte, çoğunlukta M_7C_3 (M= W, Fe) karbürleri olmak üzere, WC ve W_2C tiplerine rastlanılmıştır. Mevcut sonuçlar, kaplamayla elde edilen diğer çalışmalarla uyum içindedir (Oh ve diğ., 2001; Zhou ve diğ., 2003; Lou ve diğ., 2003).

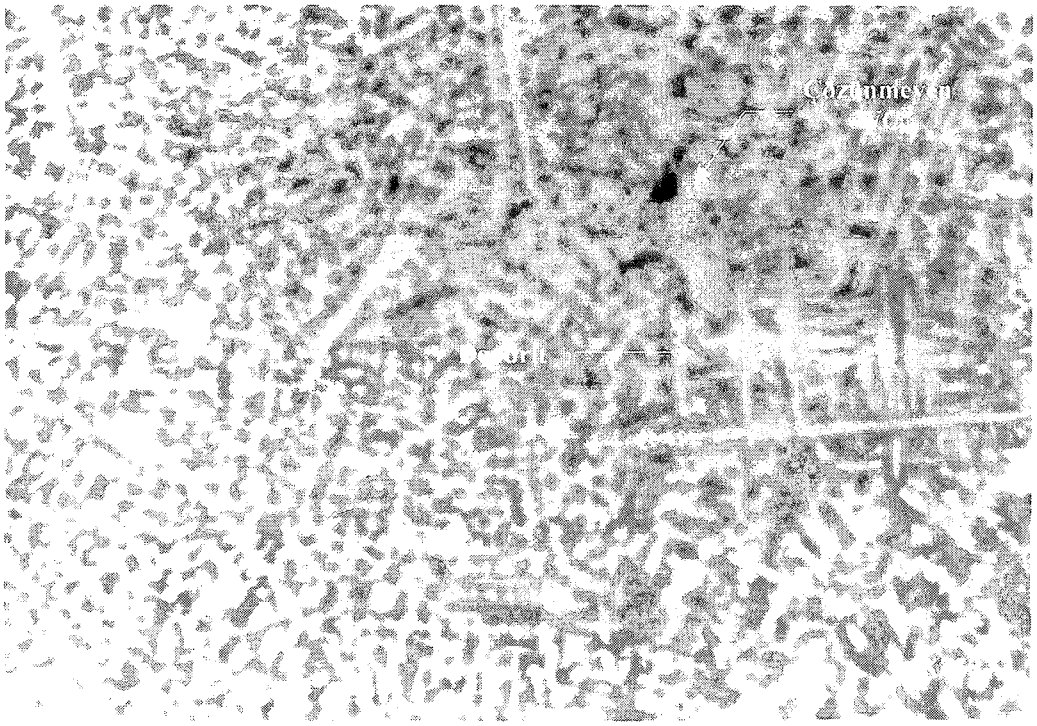


(a)

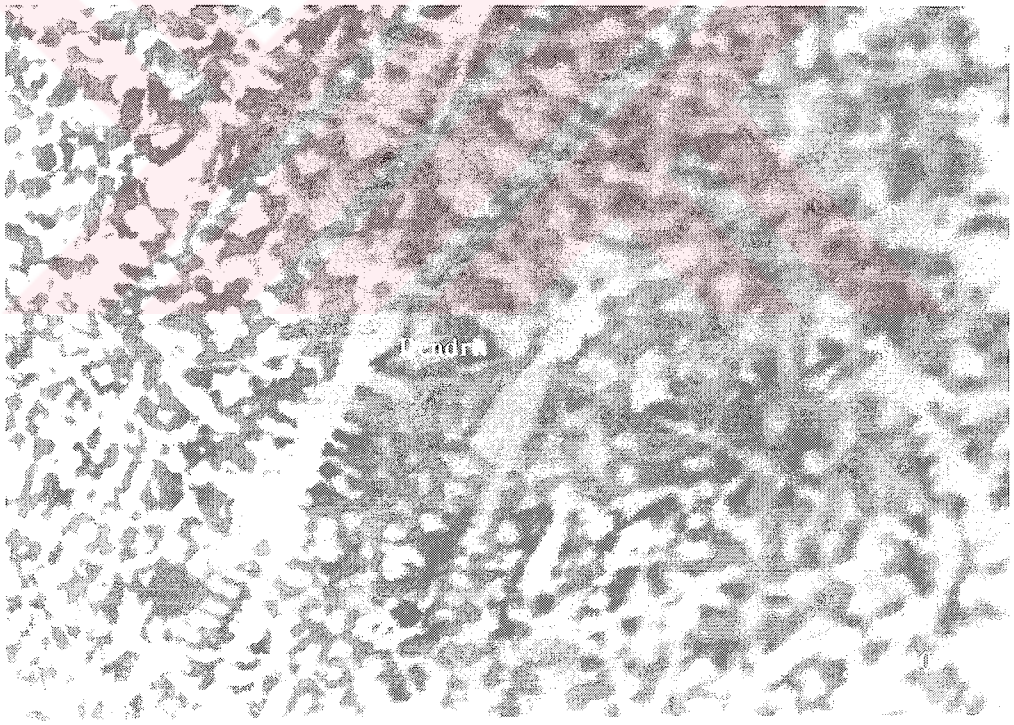


(b)

Şekil 8.33. GTA yöntemi ile üretilen 20 nolu numunenin mikroyapısı (a) Üst tabaka (X400), (b) Üst tabaka mikroyapısı (X250)



(a)



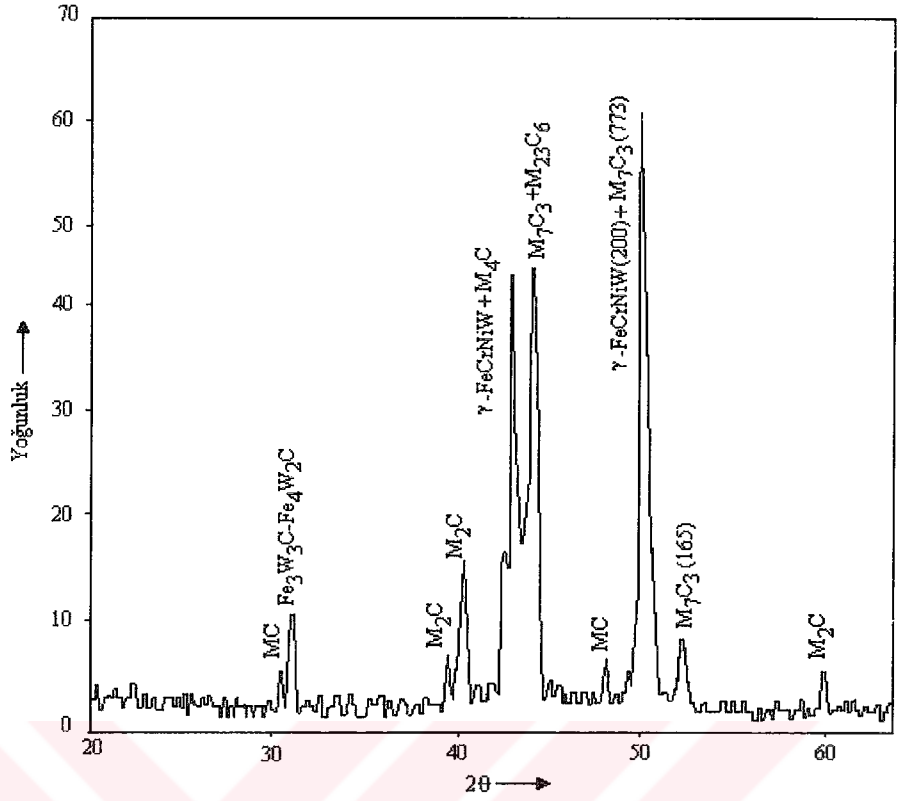
(b)

Şekil 8.34. GTA yöntemiyle üretilen 21 nolu numunenin mikroyapısı (a) Üst tabaka (X250), (b) Üst tabakanın mikroyapısı (X400)

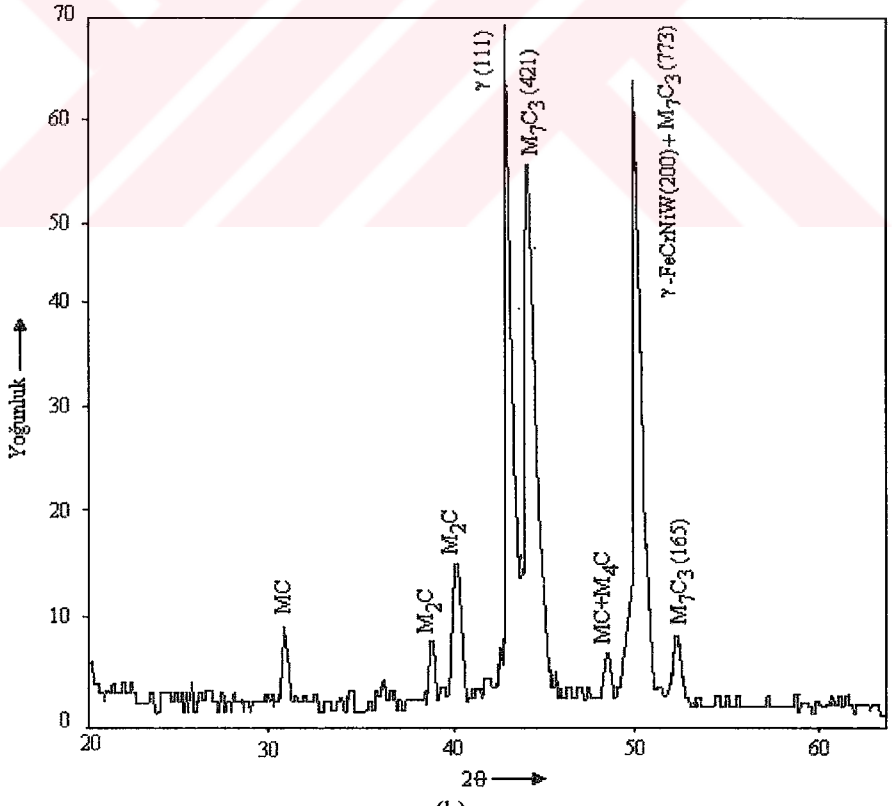
(c)

Şekil 8.34. GTA yöntemiyle üretilen 21 nolu numunenin mikroyapısı (Devamı) (c) Üst tabakada meydana gelen yıldız biçimindeki dendrit katılaşması (X100)

Şekil 8.34' de, 1.510 mm/sn üretim hızında, 0.3 gr/sn toz yedirme değerinde 11.1 kj/cm enerji girdisiyle üretilen 21 nolu numunenin mikroyapısı verilmiştir. Modifikasyona uğramış kompozit tabakası, 19 ve 20 nolu numunelere göre çok farklı bir mikroyapı sergilemiştir. Enerji girdisinin düşük ve üretim hızının yüksek olması, alt tabakanın ergimesini kısmen gerçekleştiği ve katılaşmanın dendritik olarak meydana gelmesine neden olmuştur. Ayrıca, üretim hızının yüksek olmasından dolayı, WC tanelerinin bir kısmı ergiyik banyoda çözünmeden kalmıştır (Şekil 8.34a). Tablo 8.6' ya göre, % 1.23 C, % 5.45 Cr, % 9.82 W ve % 83.50 Fe içeriğine sahip dendritlerle birlikte, % 4.39 C, % 8.30 Cr, % 68.43 W ve % 18.88 Fe konsantrasyonlu matristen oluşmuştur. Dendritlerdeki W miktarında artışın az olduğu gözlenmiştir. İlk önce dendritler katılaştığından dolayı, ergiyik içindeki fazla olan W yalnızca ötektik bölgelerde katılaşabilir. WC miktarının artmasıyla dendrit oluşum miktarı da paralelinde artar (Zhong ve diğ., 2002). İlave edilen WC taneleri normal olarak ergir ve ergiyik havuz içinde yeniden çözünür. Soğuma sırasında yeniden katılaşan mikroyapılar elde edilir. WC tane miktarının çokluğu veya üretim hızının yüksek olması nedeniyle, yapıda ergimeyen WC taneleri veya karışık karbürler şeklinde çökelti olarak görülebilir (Zhong ve diğ., 2002; Lo ve Cheng, 2003). Bu nedenle, modifikasyon yapılan bölgede, verilen enerji girdisi ve üretim hızının WC tanelerinin kaynak banyosunda ergiyip yeniden katılaşmasına izin verecek kadar yeterli zamana sahip olamadığı sonucuna varılabilir.



(a)



(b)

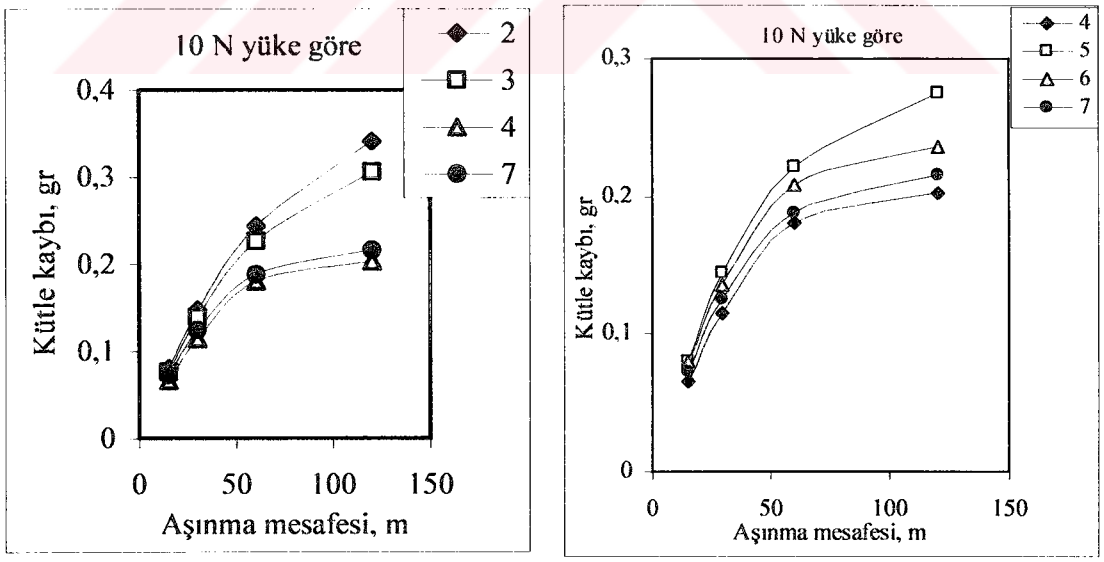
Şekil 8.35. (a) 19nolu numune ve (b) 20 nolu numunelerinin XRD analizleri

Matrisin kimyasal bileşeni WC tanelerinin çözünmesine ve kompozit tabakada oluşabilecek reaksiyonlar nedeniyle önemlidir. Sonuç olarak, WC modifikasyonlu malzemenin mikroyapısında, üretim parametrelerine ve toz miktarlarına bağlı olarak, iki önemli katılaşma karakteristiği bulunmuştur. Birincisi, WC modifikasyonu için, üretim hızının düşük ve enerji girdisinin yüksek olması durumda, düzenli bir şekilde dağılmış M_7C_3, $M_{23}C_6$, W_2C ve Fe_3W_3C karbürleriyle birlikte, γ-FeCrNiW fazları elde edilmiştir. Üretim hızının değişmesiyle modifikasyon katmanının mikroyapısında WC, W_2C, M_7C_3 karbürleriyle birlikte ötektik altı yapı oluşmuştur. Ancak üretim hızının çok yüksek ve toz miktarının düşük olması durumunda ise, W konsantrasyonunca fakir dendrit ve dendritler arası ötektik meydana gelmiştir. GTA yöntemiyle yüzey modifikasyonunda, üretim şartlarına bağlı olarak, farklı katılaşma karakteristikleri sergilediği Şekil 8.32- Şekil 8.34' den de açıkça görülmektedir.

8.2. Abrasiv Aşınma Test Sonuçları

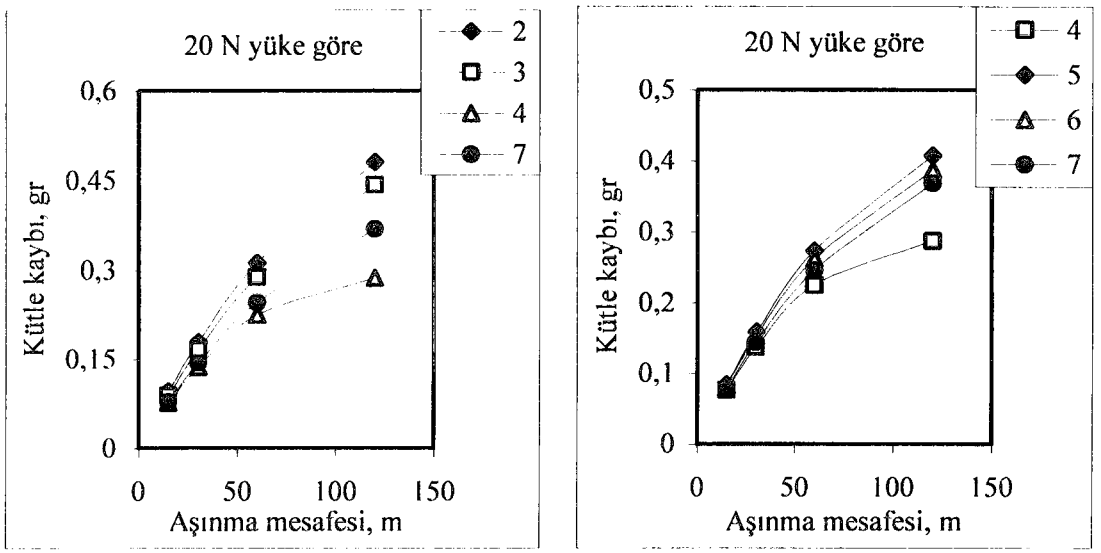
8.2.1. Temperlenen Numunelerin Abrasiv Aşınma Sonuçları

850 °C sıcaklığında ostenitlenen ve hızla yağda su verilerek sertleştirilen AISI 4340 çelik numunesiyle birlikte, temperlenen AISI 4340 numunelerinin ait farklı yük değerlerinde mesafeye bağlı kütle kaybı ilişkisi Şekil 8.37' de verilmiştir.

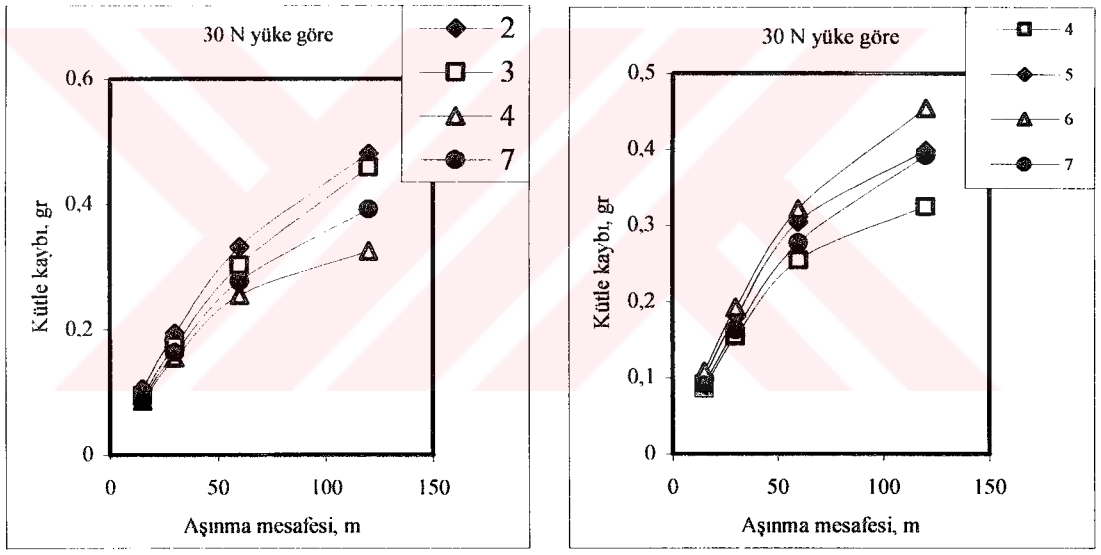


(a)

Şekil 8.37. Temperlenen numunelerin (a) 10 N yüke göre mesafeye bağlı kütle kaybı değişimi



(b)

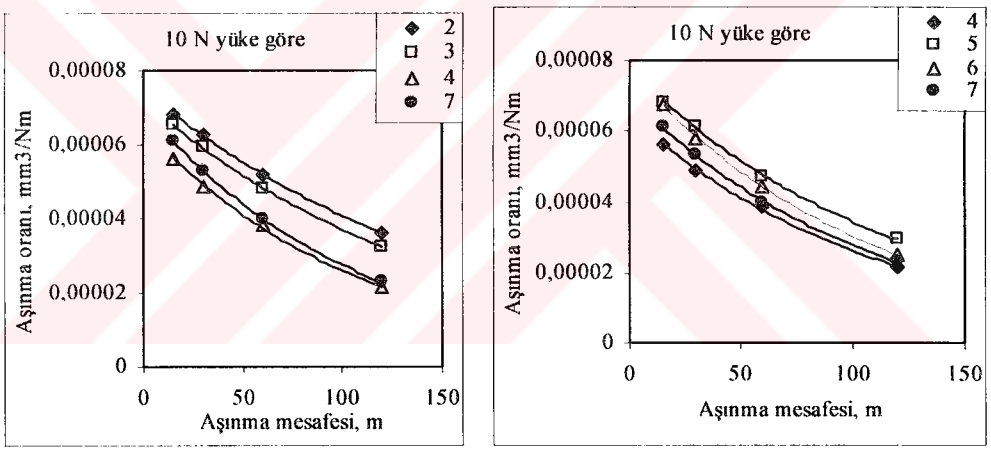


(c)

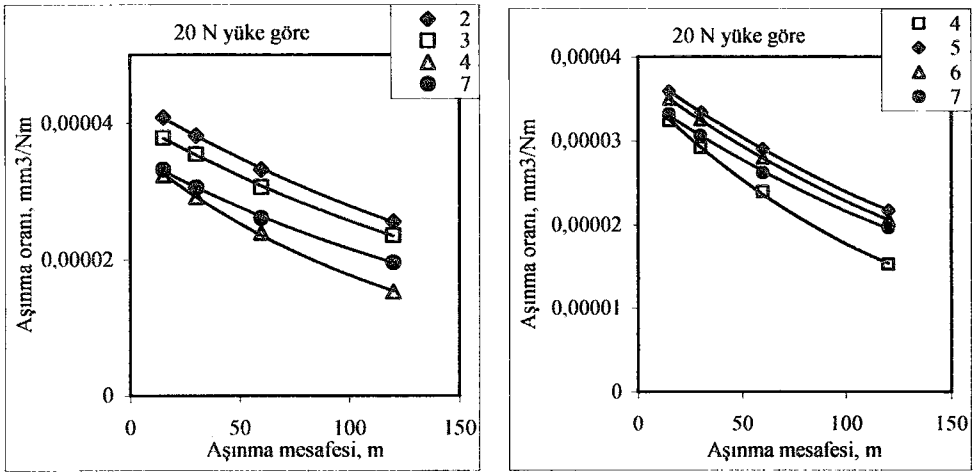
Şekil 8.37. Temperlenen numunelerin (Devamı) (b) 20 N yüke göre, (c) 30 N yüke göre mesafeye bağlı kütle kaybı değişimi

Şekil 8.37a' da, 10 N yük altında abrasiv aşınmaya tabi tutulan 2-7 nolu numunelerde 15 m mesafedeki kütle kayıp değerlerinin birbirlerine çok yakın değerlerde olduğu görülmektedir. Mesafe arttıkça (30 ve 60 m), numunelerdeki kütle kayıp değerlerinin de arttığı ve numunelerin kütle kayıp değerlerinin arasındaki farkın da açıldığı tespit edilmiştir. 120 m aşınma mesafesinde görüleceği gibi, en az aşınma değeri, temperlenen 4 nolu ve 7 nolu martenzitik çelik numunelerinde elde edilmiştir. Şekil 37b ve Şekil 37c' de, yükün arttırılmasıyla kütle kayıp değerlerinde de bir artış ortaya çıkmıştır. 7 nolu martenzit

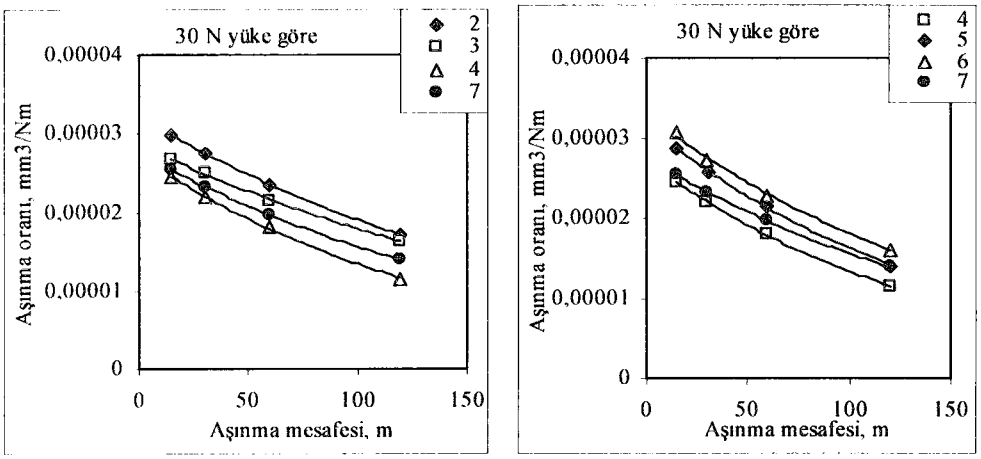
numunesinin 2-6 nolu temperli numunelere göre daha az aşınma değerini göstermesi, yapının tamamen çıta tipi martenzitten oluşmasına ve dislokasyon yoğunluğunun fazla olmasına bağlanabilir (Krauss, 1999; Oliveira 2001). Mesafeye bağlı olarak en az aşınma sadece 4 nolu numunede gerçekleşmiştir. Şekil 8.6' ya bakıldığında, 4 nolu numunenin mikroyapısında ferrit matrisi içerisinde dağılmış küçük karbürlerden oluştuğu görülmektedir. Seçilen temper sıcaklığı ve zamanı dislokasyonların sayısını hızla azaltmış, rekristalizasyonu gerçekleştirerek, düzenli yerleşen tanelerin kütle kaybının azalmasına neden olmuştur. Aşınma deneyi sonrası kütle kaybının yüksek olduğu 2 nolu numunede, Şekil 8.46' da görüleceği üzere, aşınmasının yüksek çıkması sertlik değerinin 475 HV olmasına ve Şekil 8.4' de, seçilen temperleme sıcaklığı ve zamanının mikroyapı dönüşümü için yeterli olmamasına bağlanabilir. Lee ve Wu (1993), temperlenen martenzitik yapının, sürenin kısa ve sıcaklık değerinin düşük olması durumunda Fe_3C' in Cr_7C_3' e dönüşümünü tamamlayamayacağını belirtmişlerdir. Dolayısıyla sertlikle kütle kaybının doğrudan ilişkili olduğu, ancak sertliğin artmasıyla kütle kaybının da azalacağı varsayımı tam olarak geçerli değildir.



(a)



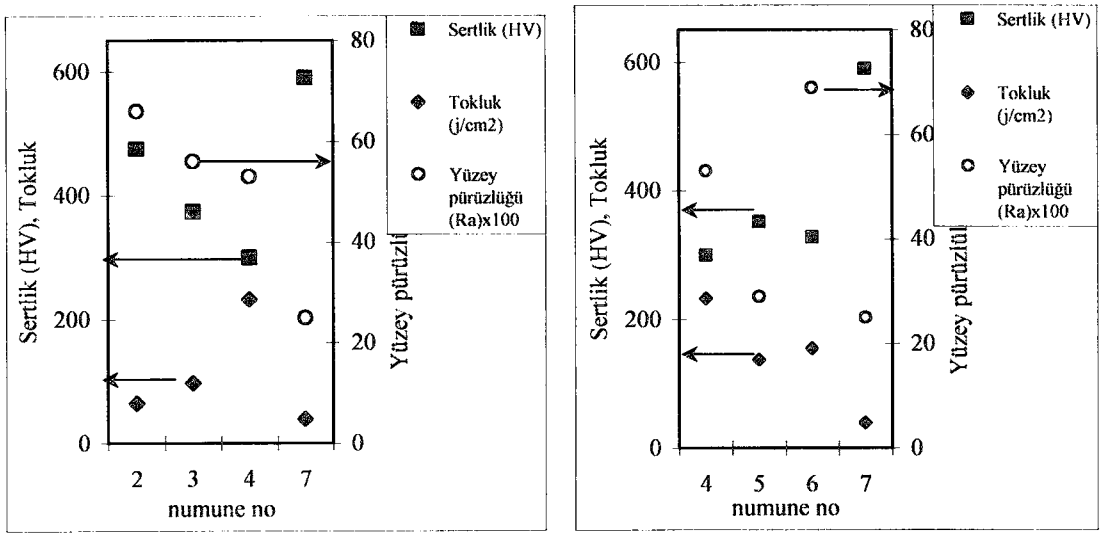
(b)



(c)

Şekil 8.38. Temperlenen numunelerin (a) 10 N yüke göre, (b) 20 N yüke göre, (c) 30 N yüke göre mesafeye bağlı aşınma oranı değişimi

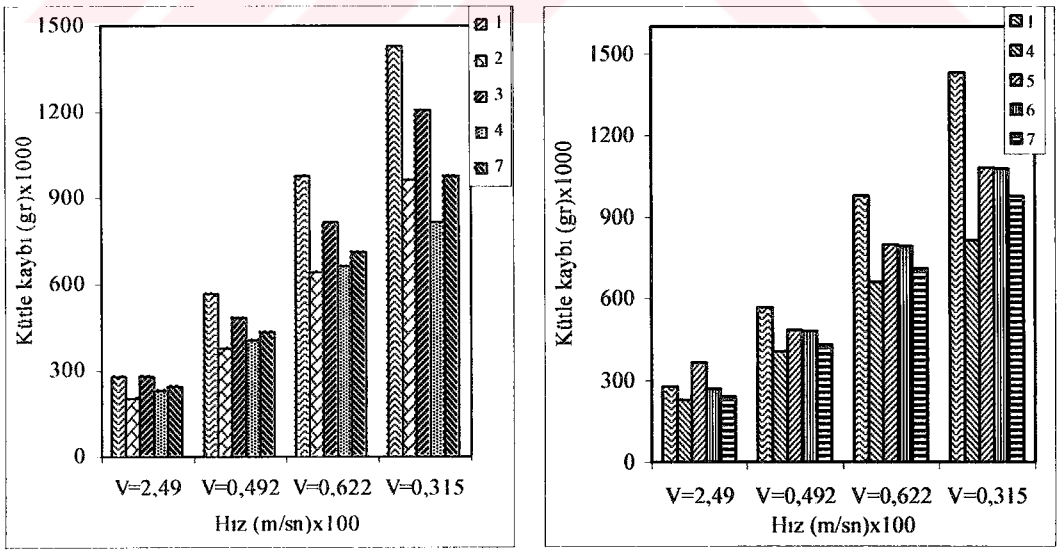
Aşınma oranı, Şekil 8.37' de görüleceği üzere, uygulanan yükün artmasıyla kütle kaybının da kısmen doğrusala yakın arttığı kabul edilerek, aşınma mesafesine bölümüyle tespit edilmiştir. Şekil 8.38' de 10, 20 ve 30 N yükler altında mesafeye bağlı olarak aşınma oranları arasındaki ilişki görülmektedir. 10 N yük altında aşınan 2-7 nolu numunelerde aşınma oranı değerleri 15 m gibi kısa mesafelerde 0.000057-0.000068 mm^3/Nm aralığında değişim gösterirken (Şekil 8.38a), mesafenin artmasıyla aşınma oran değerlerinde düşüş gözlenmiştir. 120 m mesafe için aşınma oranları 0.000022-0.000029 mm^3/Nm aralığında tespit edilmiştir. Bu durum 20 ve 30 N yük altındaki aşınma oranı değerleri için de geçerliğini korumuştur (Şekil 38b ve Şekil 38c).



(a) (b)

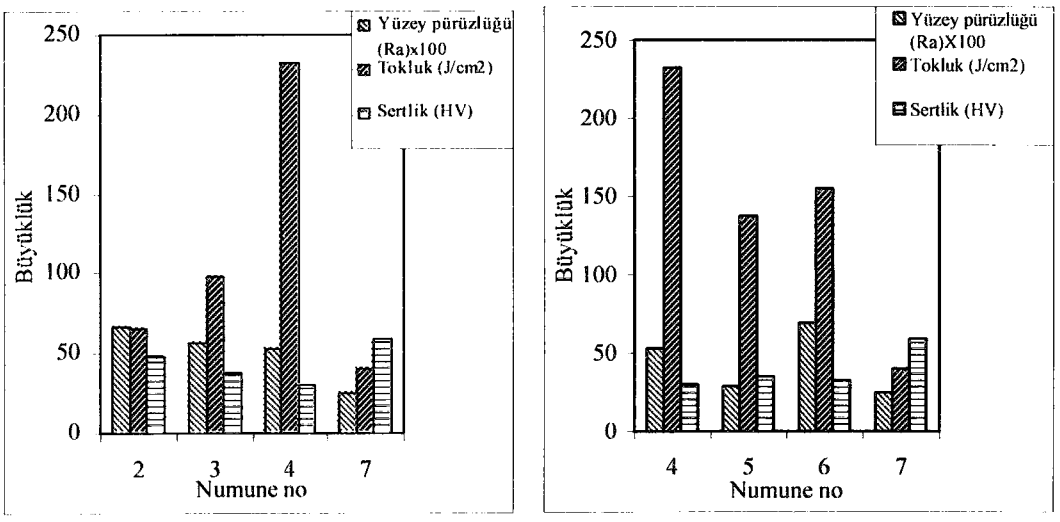
Şekil 8.39. Temperlenen numunelerin sertlik değişimine göre, tokluk ve yüzey pürüzlüğünün karşılaştırılması

Şekil 8.39' da, temperlenen 2-6 nolu numunelerle birlikte 7 nolu martenzitik çelik numunesinde sertlik, tokluk ve yüzey pürüzlüğü (Ra) değerleri karşılaştırılmıştır. 850 °C' de ostenitlenen ve yağda soğutulan ve daha sonra 450 °C' de 2 saat temperlenen 2 nolu numunenin sertlik değeri 475 HV iken 65 j/cm^2' lik tokluk değeri gösterdiği, temper şartlarının değişmesiyle sertlikte düşüşün gerçekleştiği, bunun aksine, tokluk değişimlerinin 232.5 j/cm^2 değerine sahip 4 nolu numuneyle iyileştirildiği Şekil 8.39a' da görülmektedir. Ancak temper şartlarının, 650 °C' de 1-4 saat olarak değişmesiyle (4-6 nolu numuneler) sertlik değerleri 300-340 HV arasında değişim göstermiştir. Bu durum, uygulanan temper koşullarının farklı seçilmesiyle malzemelerin mekanik verilerinin de değiştiğini ispatlamaktadır (Lee ve diğ., 1999). Sertlik değerlerinin düşmesiyle aşınma oranlarında belli bir düşüş olurken, toklukta iyileşme kaydedilmiştir. Temperlenen 2-6 nolu numuneler arasında maksimum tokluk 4 nolu numunede elde edilirken (Şekil 39a ve Şekil 39b), minimum tokluk değeri 2 nolu numunede alınmıştır. Bu durum, martenzit yapısına sahip AISI 4340 numunesinin temperleme süresinin kısa olmasından dolayı ortaya çıkmış olup, literatürlerle uyum içindedir (Lee 1997; Jha ve diğ., 2003). Tamamen martenzitik yapıya sahip olan 7 nolu numune 590 HV sertlik değerinde, 40 J/cm^2' lik tokluk değeri elde edilmiştir. Şekil 39' da görüleceği gibi, maksimum sertlik göstermesine rağmen bu numunede aşınma oranı temperlenen numunelere göre en düşük değerler elde edilmiştir. Bu da sert yapının aşınmayı azaltıcı etkisinin yanı sıra, mevcut tokluğun enerjiyi iyi absorbe etmesinden kaynaklanmıştır.



(a) (b)

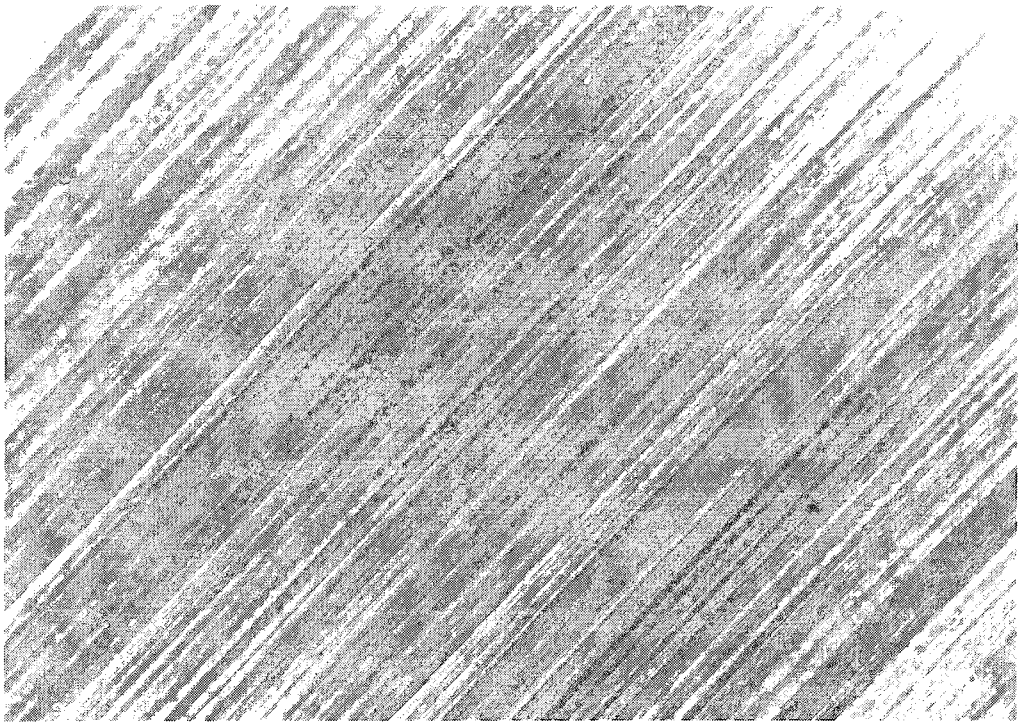
Şekil 8.40. Temperlenen numunelerin hıza bağlı olarak kütle kaybı değişimi



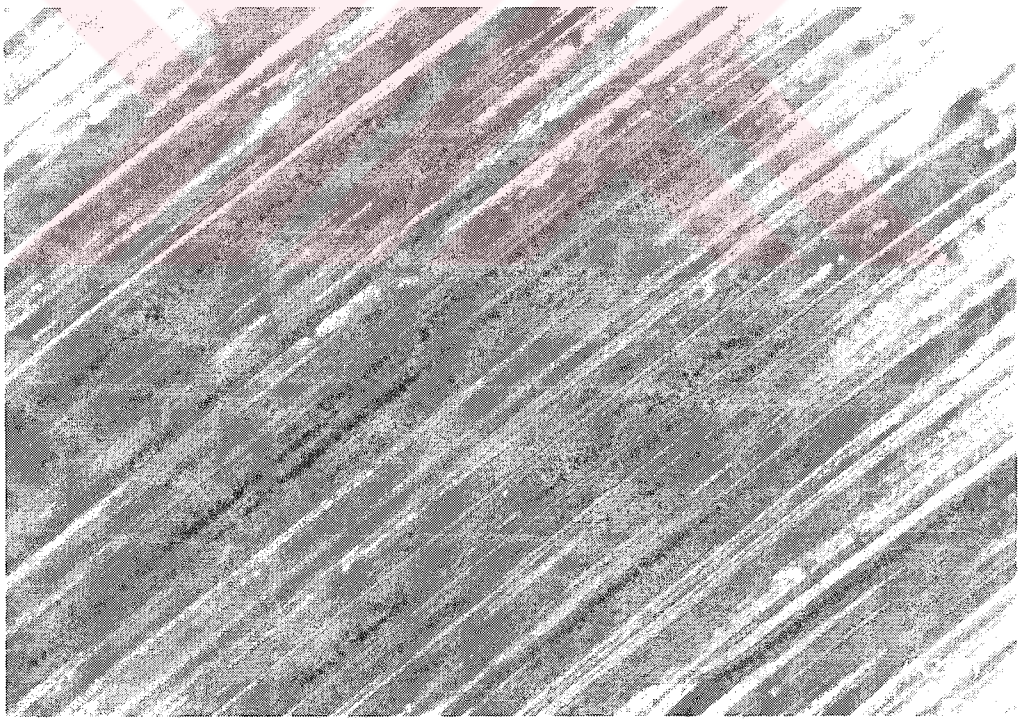
Şekil 8.41. Temperlenen numunelerin hıza bağlı olarak sertlik, tokluk ve yüzey pürüzlüğünün karşılaştırılması

Farklı abrasiv aşınma hızlarına maruz bırakılan 2-7 nolu numunelerin, hıza bağlı kütle kayıp miktarları (Şekil 8.40) ve yine hıza bağlı olarak sertlik, tokluk ve yüzey pürüzlüğü (Şekil 8.41) grafiksel olarak karşılaştırılmıştır.

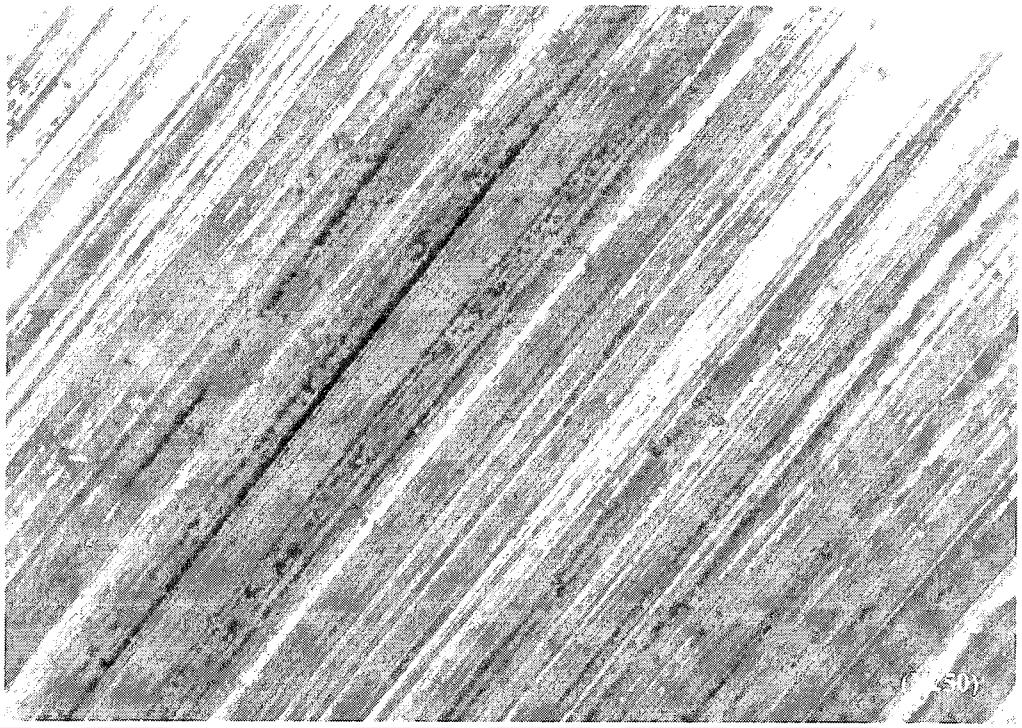
Aşındırılan yüzeylerden alınan optik fotoğraflar, elde edilen kütle kaybı sonuçlarını desteklemektedir. Şekil 8.42' de martenzitik 7 nolu numunenin ve Şekil 8.43, 8.44 ile 8.45' de de sırasıyla 2, 3 ve 4 nolu numunelerin 10 N yük altında aşınma testine tabi tutulduktan sonra alınan yüzey fotoğrafları verilmiştir. Aşınan yüzeylerden alınan optik fotoğraflarından da görüleceği gibi, plastik deformasyonun en fazla görüldüğü ve aşınma izlerinin en geniş ve en derin bir şekilde meydana geldiği numune 2 nolu numunedir (Şekil 8.43). Literatürde de perlit tanelerinin ferrit tanelerine göre daha fazla yük taşıyabildikleri ve aşınma izlerinin ferrite nazaran daha geniş ve daha yüzeysel oluştuğu belirtilmiştir (Lee ve Wu 1993; Krauss, 1999). Şekil 43, Şekil 44 ve Şekil 45' deki 20-22 nolu numunelerin fotoğrafları kendi aralarında karşılaştırıldığında, temper şartlarının değişmesi sonucu abrasiv aşınmaya maruz malzemelerin kütle kayıp miktarlarına uygun olarak iz derinlik ve aralıklarının değişim gösterdiği net olarak seçilebilmektedir. Martenzitik yapıya sahip 7 nolu numunenin aşınma izi fotoğrafı incelendiğinde (Şekil 8.42), aşınma izlerinin çok daha yüzeysel meydana geldiği ve derin olmadığı tespit edilmiştir.



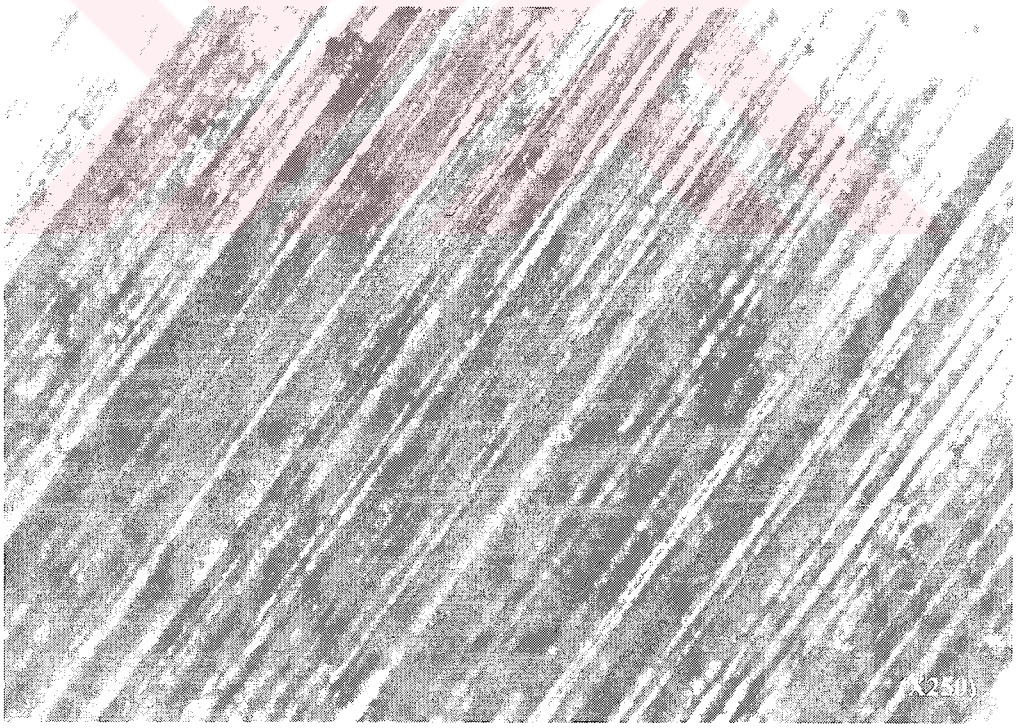
Şekil 8.42. 7 Nolu numunenin 10 N yük altında ve 120 m mesafede aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250)



Şekil 8.43. 2 Nolu numunenin 10 N yük altında ve 120 m mesafede aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250)



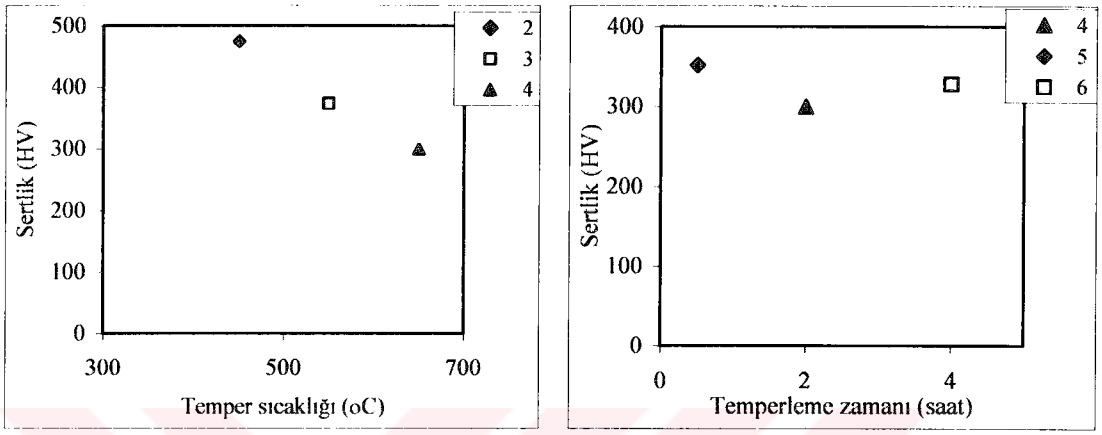
Şekil 8.44. 3 Nolu numunenin 10 N yük altında ve 120 m mesafede aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250)



Şekil 8.45. 4 Nolu numunenin 10 N yük altında ve 120 m mesafede aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250)

AISI 4340 çeliğinin mekanik davranışı, temperleme süresi ve temperleme sıcaklığına karşı çok hassastır (Sivaprasad, Tarafder, Ranganath ve Ray, 2000). Sertleştirme şartlarında

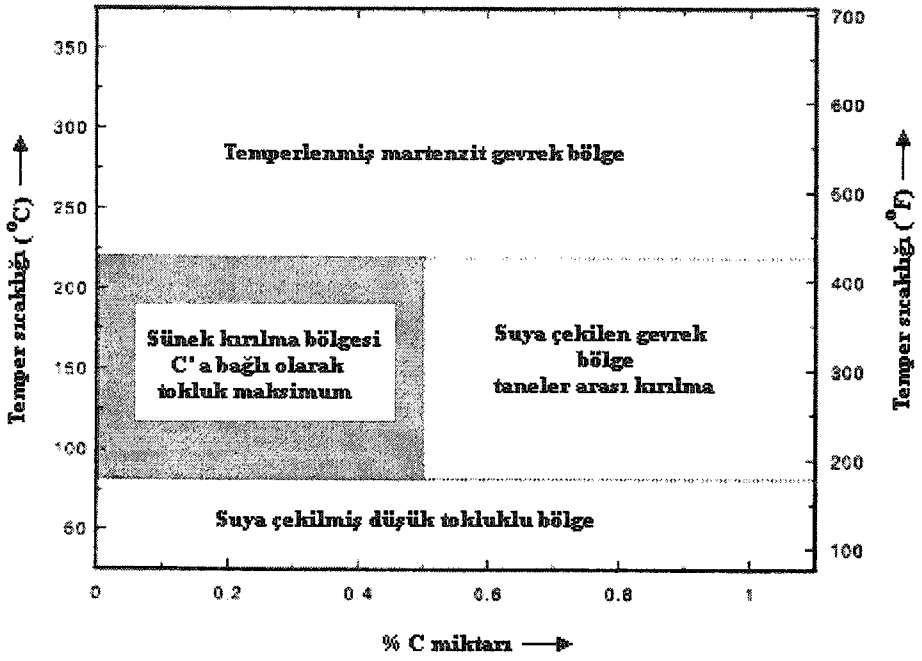
malzeme, yüksek sertlik ve mukavemet değerleri gösterirken, sünekliği düşmektedir. Bu durum, AISI 4340 çeliğinin kübik yüzey merkezli γ-fazından tetragonal hacim merkezli martenzitik yapıya dönüşmesinden ileri gelmektedir (Krauss, 1999). Aynı zamanda, sertlik ve mukavemet değerlerinin hızlı bir şekilde artmasına neden olan tabaka tipli martenzitlerin oluşumu etkisiyle, büyük oranda çarpılma ve boyut değişimi gözlenir (Jha ve diğ., 2003).



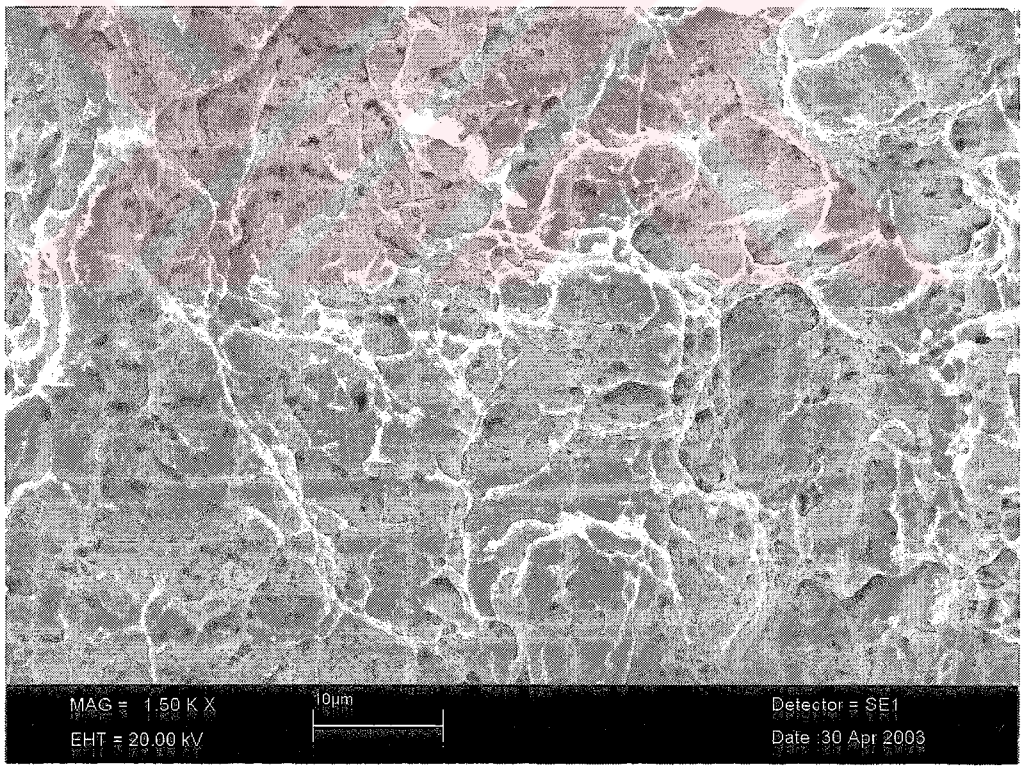
(a) (b)

Şekil 8.46. Sertliğin temperleme sıcaklığı ve süresine bağlı değişimi

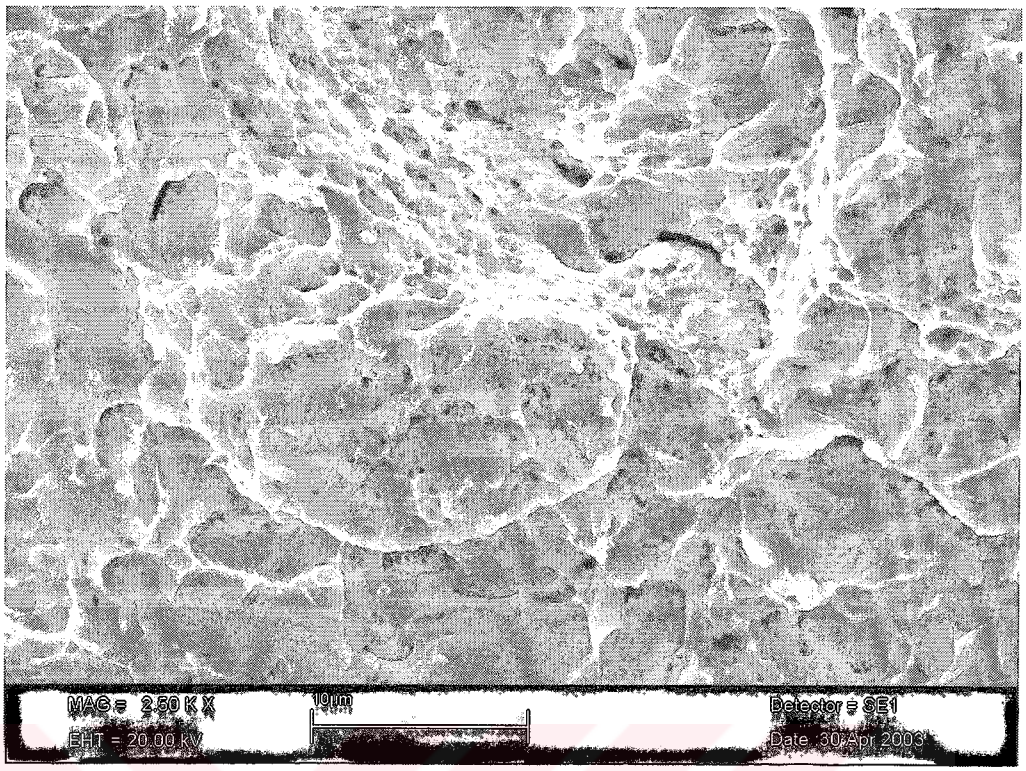
Temperleme durumunda, temperleme süresi ve temperleme sıcaklığıyla AISI 4340 çeliğinin sertlik değişimi Şekil 8.46' da verilmiştir. Temperleme süresi (2 saat) sabit tutulmak kaydı ile (Şekil 8.46a) temperleme sıcaklığının artması sonucu sertlik değerinde düşüş kaydedilmiştir. Yine temper sıcaklığı 650 °C' de sabit tutulduğunda, maksimum sertlik değeri, Şekil 8.46b' de görüldüğü gibi, 1 saat süreli temperlemede elde edilmiştir. Ancak Şekil 8.39 ve Şekil 8.41 ile kıyaslandığında elde edilen sertlik değerlerinden, en düşük sertlik değeri toklukta maksimum ve kütle kaybı yönünden minimum değer gösteren 4 nolu numunede ölçülmüştür. Temperleme süresi ve temperleme sıcaklığının artmasıyla mukavemet ve sertlik değerinde belli ölçülerde bir azalma meydana gelir (Krauss, 1999). Bununla birlikte, temperleme sıcaklığının etkisi temperleme süresinden çok daha önemli olduğu bilinmektedir. Optimum mukavemet, süneklik ve tokluk değerlerine ulaşmak için ısıl işlemli yüksek mukavemetli martenzitik çeliklerde farklı ısıl işlemler ve üretim teknikleri denenmeye çalışılmaktadır (Hershberger ve diğ., 2003).



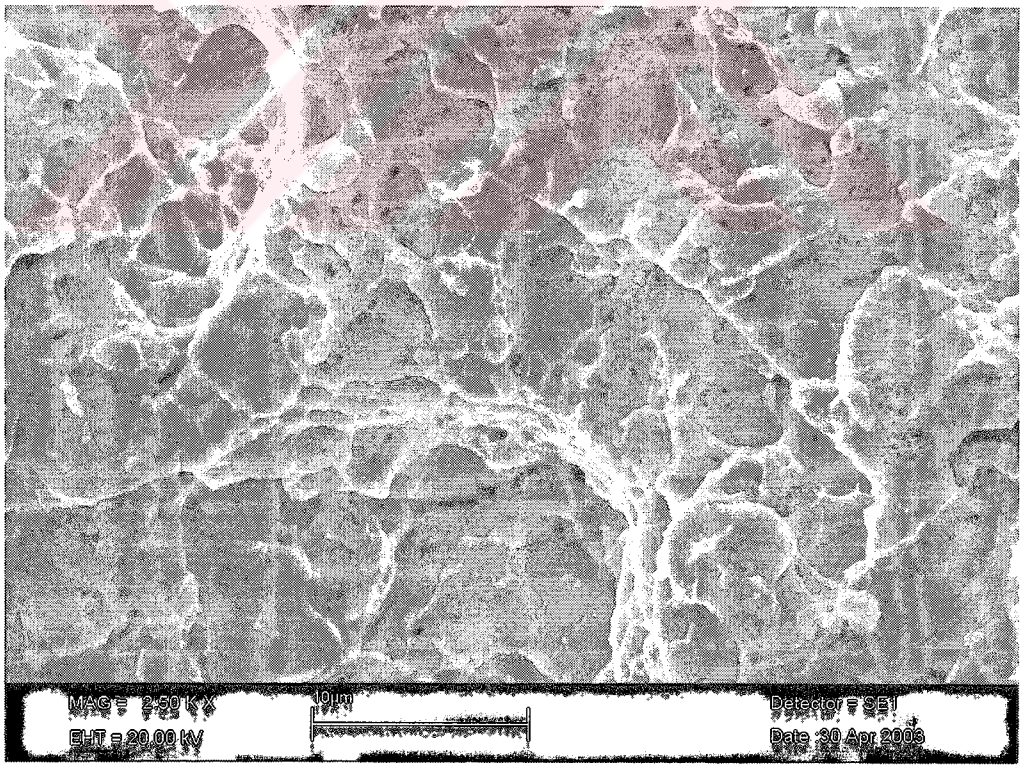
Şekil 8.47. C alaşım miktarı ve temper sıcaklığının bir fonksiyonu olarak martenzitik mikroyapıların kırılma mekanizmalarının haritası (Hershberger ve diğ., 2003)



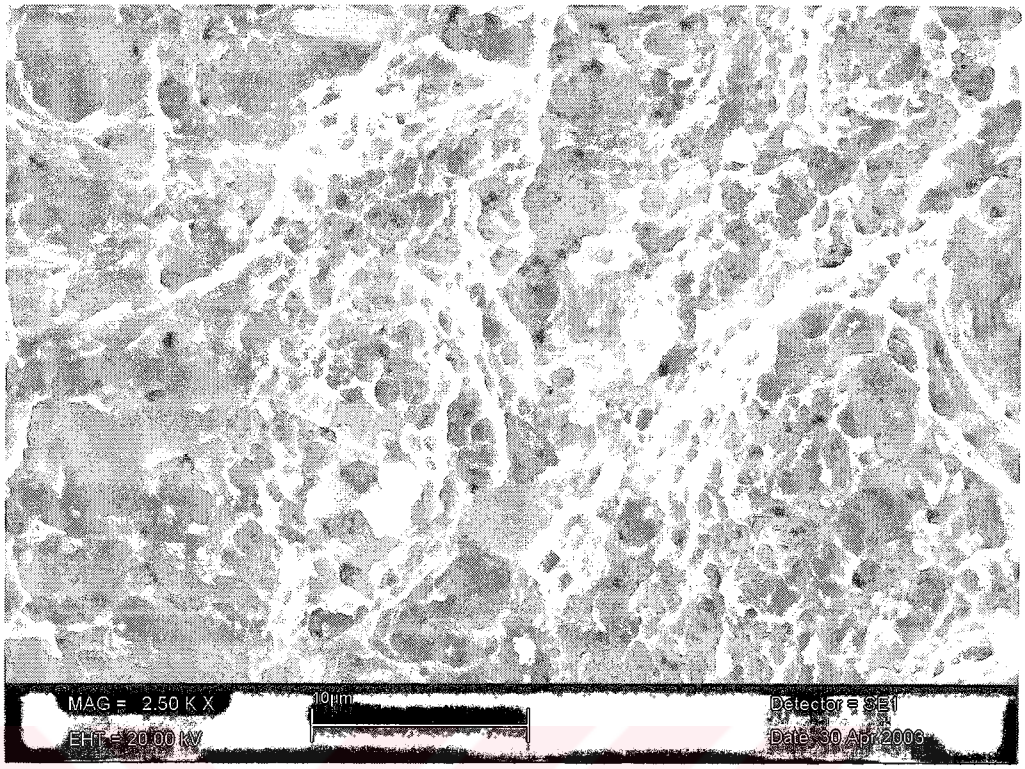
Şekil 8.48. 2 Nolu numunenin kırık yüzey SEM fotoğrafı (X1500)



Şekil 8.49. 3 Nolu numunenin kırık yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı (X2500)



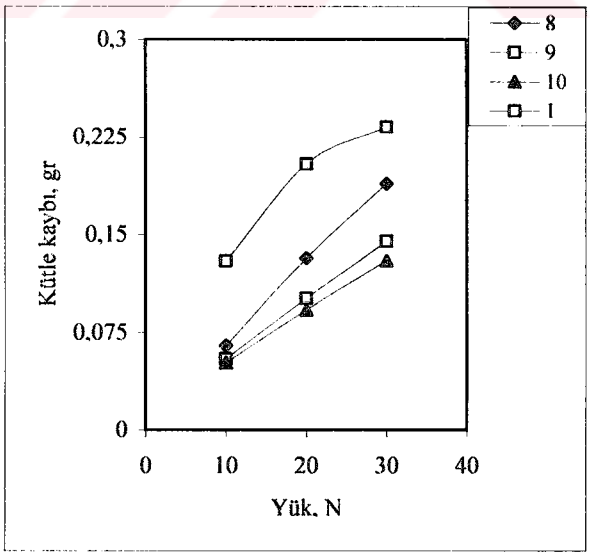
Şekil 8.50. 4 Nolu numunenin kırık yüzey SEM fotoğrafı (X2500)



Şekil 8.51. 7 Nolu numunenin kırık yüzey SEM fotoğrafı (X2500)

8.2.2. Nitrokarbürlenen Numunelerin Abrasiv Aşınma Sonuçları

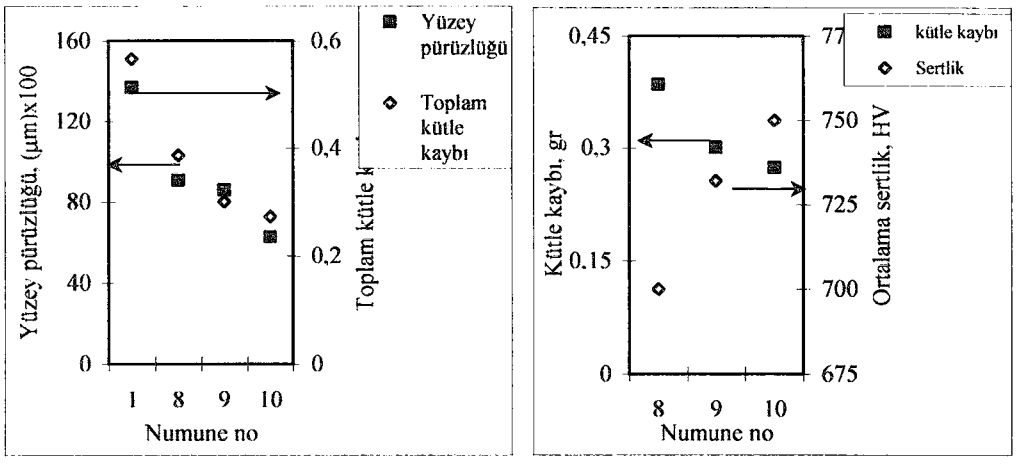
580 °C sıcaklığında 30, 60 ve 120 dakika sürelerinde nitrokarbürlenen numunelerin, uygulanan yüke göre kütle kaybı değişimi Şekil 8.52' de verilmiştir.



Şekil 8.52. Nitrokarbürlenen numunelerin işlemsiz AISI 4340 numunesine göre kütle kaybı değişimi

Şekil 8.52' de, 10, 20 ve 30 N yük altında abrasiv aşınmaya tabi tutulan 1 ve 8-10 nolu numunelerin 30 m aşınma mesafesindeki kütle kayıp değerleri verilmiştir. Nitrokarbürleme

şartlarına bağlı olarak, nitrürleme zamanının artmasıyla kütle kayıp miktarlarında da bir düşüş tespit edilmiştir. 10 N yük altında, 1 nolu hiçbir işlem görmeyen AISI 4340 çelik numunesine göre, nitrokarbürlenen 8-10 nolu numunelerin kütle kayıp değerlerinde 2-3 katlık bir azalma vardır. 8-10 numuneleri kendi aralarında karşılaştırıldığında, 9 ve 10 nolu numunelere göre, 30 dakika süreyle karbonitrürlenen 8 nolu numunede kütle kaybı maksimum değer göstermiştir. Bunun da, Şekil 8.11a' da mikroyapısı ve Şekil 8.12' de XRD verilerine göre, oluşan Fe_3N miktarının az olması, beyaz tabaka kalınlığının daha minimum değerde kalması ve yine Şekil 8.54' den de görüleceği üzere, sertlik değerleri arasındaki farklılıktan ileri gelmiştir. Pereloma ve arkadaşları (2001), yapıda ε-Fe_3N faz oranı yüksek olduğunda, kaplamanın çok iyi aşınma direnci sergileyeceğini belirtmişlerdir. Bu ifadeyi Şekil 8.50 desteklemektedir. Ancak yapılan araştırmalar nitrokarbürleme süresinin kısa olmasıyla, yapıda yalnızca ε-Fe_3N fazının oluştuğunu (Şekil 8.12) ortaya koymuştur. Şekil 8.52b' de kütle kayıp miktarlarına göre aşınma oranlarındaki değişimlerden maksimum aşınma miktarı, nitrokarbürlenen numuneler arasında, 8 nolu numunede gözlenirken, aşınma miktarı açısından en düşük değer 10 nolu numunede tespit edilmiştir. Şekil 8.13' de 10 nolu numunenin XRD verisine bakıldığında, mikroyapıda Fe_3N fazıyla birlikte Fe_4N fazının da oluştuğu, zamana bağlı olarak, Fe_4N bileşiğinin varlığıyla aşınma direncinin doğrudan ilişkili olduğu tespit edilmiştir. Qiang Gea ve Xue (2000), düşük karbonlu çelik yüzeyinde elde ettikleri nitrokarbür tabakasında, Fe_3N fazına sahip mikroyapının Fe_3N+$Fe_{2-3}N$ ve Fe_4N karışımlı mikroyapıya göre daha iyi aşınma direnci sergilediğini bildirmişlerdir. Ancak mevcut çalışmada, 30 m mesafede aşınma sonrası minimum kütle kaybı, Fe_3N+Fe_4N karışımlı mikroyapıya sahip 10 nolu numunede elde edilmiştir.

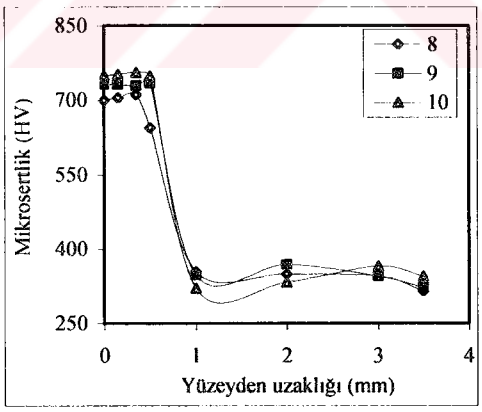


Şekil 8.53. Nitrokarbürlenen numunelerde ve işlemsiz AISI 4340 numunesinde kütle kaybı, yüzey pürüzlüğü ve sertlik değerlerinin karşılaştırılması

Şekil 8.53' de nitrokarbürlenen 8-10 nolu numunelerle 1 nolu işlemsiz AISI 4340 numunesinin yüzey pürüzlüğüyle (Ra) toplam kütle kaybı (Şekil 8.53a) ve kütle kaybıyla sertlik

(Şekil 8.53b) arasındaki ilişki verilmiştir. 8 nolu numunede kütle kaybının yüksek oluşu yüzey pürüzlülüğünün de yüksek olmasına yol açmıştır. 9 ve 10 nolu numunelerde işlem şartlarına bağlı olarak, nitrokarbürleme süresinin artmasıyla meydana gelen Fe_3N ve Fe_4N fazların (Şekil 8.12 ve Şekil 8.13) aşınma miktarının az ve yüzey pürüzlüğünün de düşük değer göstermeleriyle ilişkilendirmiştir. Sonuç olarak, aşınma sırasında uygulanan yükün mikroyapıda meydana gelen beyaz tabakadaki fazlara gelmesiyle aşınma miktarının da düşmesine neden olmuştur (Qiang ve diğ., 1998). 700 HV sertliğine sahip 8 nolu numunenin kütle kaybı 0,386 gr iken (Şekil 8.53b), sertlik değeri 730 ve 750 HV' ne yükseldikçe (9 ve 10 nolu numune) kütle kaybında da düşüş görülmüştür. Bu değer, 120 dakikada nitrokarbürlenen 10 nolu numune için 0,274 gr' dır.

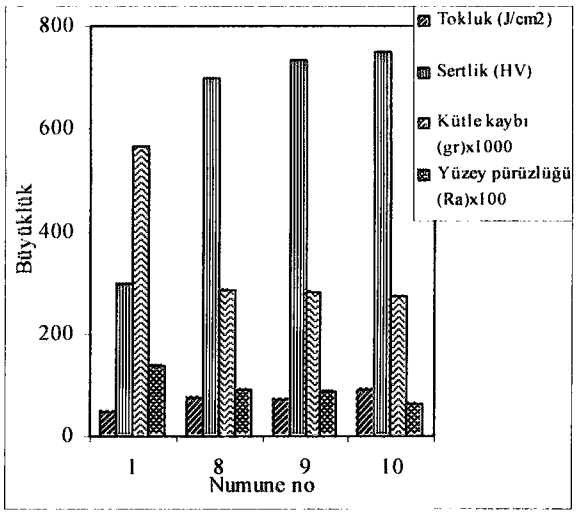
Şekil 8.54' de AISI 4340 çeliğinde farklı nitrokarbürleme üretim şartlarına bağlı olarak, sertlikteki değişim verilmiştir. Yüzeye yakın bölgelerde sertlik yüksekken, yüzeyden merkeze doğru gidildikçe sertlikte ani bir düşüş gerçekleşmiştir. Bu durum aynı zamanda, tuz banyosunda nitrokarbürleme işlemiyle yüzeye geçiştirilen N ve bir miktar C atomlarının oluşturduğu beyaz tabakanın derinliğini de göstermektedir (Rong ve diğ., 1998). Beyaz tabaka (Şekil 8. 11), ε-fazıyla beraber, γ'-nitrür içermektedir. Bu tabakalar, tuz banyosunun bir sonucu olarak oluşurlar (Şekil 8.56). Tuz banyosu, plazma ve gaz işlemlerinden daha yüksek nitrürleme potansiyeline sahiptir (Pereloma ve diğ., 2001). Rainer ve çalışma arkadaşları (2001), alaşımsız çeliklerde bileşik tabakasında 700 HV ve yüksek kromlu çeliklerde de 1600 HV sertlik değeri elde etmişlerdir.



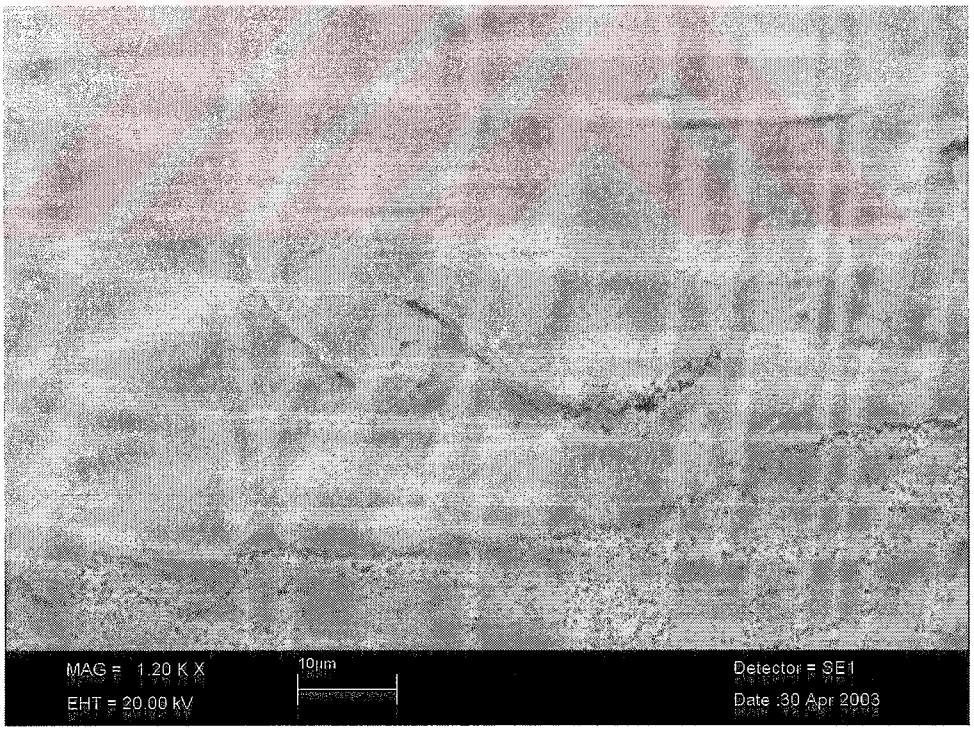
Şekil 8.54. Nitrokarbürlenen numunelerin mesafeye göre sertlik değişimi

Farklı nitrokarbürleme üretim parametrelerinde elde edilen numunelerin tokluk, sertlik, kütle kaybı ve yüzey pürüzlüğü (Ra) arasındaki ilişki Şekil 8.55' de verilmiştir. İşlem sıcaklığının yüksek ve sürenin uzamasıyla toklukta iyileşme gözlenmiştir. Sürenin uzaması, üst tabakada oluşan nitrokarbür faz oranının artmasının yanı sıra, AISI 4340 çelik alt tabakasının temper sıcaklığına göre nispeten yakın sıcaklık aralığında meydana geldiğinden, alt tabakanın

enerji absorbe etme yeteneği kazandığı düşünülebilir. Dolayısıyla 10 nolu numunenin de tokluğunun yüksek çıkması bu ifadeyi desteklemektedir.

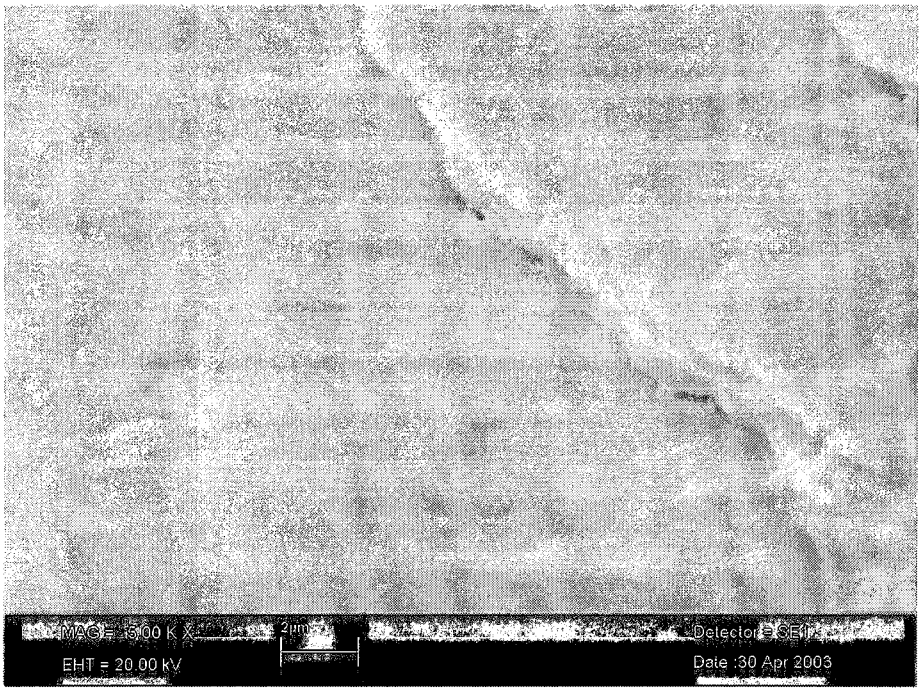


Şekil 8.55. Nitrokarbürlenen numunelerin sertlik, tokluk, yüzey pürüzlüğü ve kütle kayıplarının karşılaştırılması



(a)

Şekil 8.56. Nitrokarbürlenen 10 nolu numunede (a) Beyaz tabakanın kırık yüzey SEM fotoğrafı (X1200)



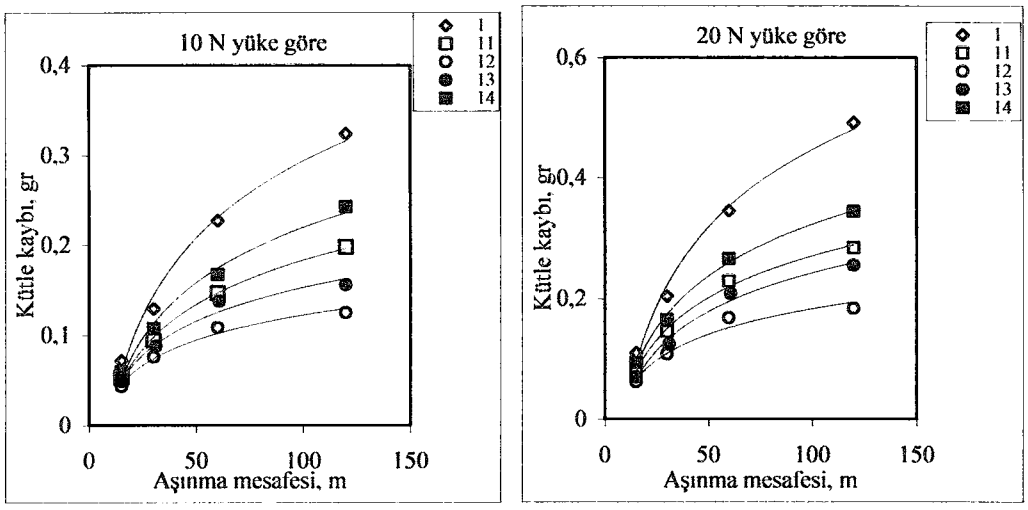
(b)

Şekil 8.56. Nitrokarbürlenen 10 nolu numunede (Devamı) (b) Beyaz tabakanın kırık yüzey SEM fotoğrafı (X500)

8.2.3. Yüzey Modifikasyonlu Numunelerin Abrasiv aşınma Sonuçları

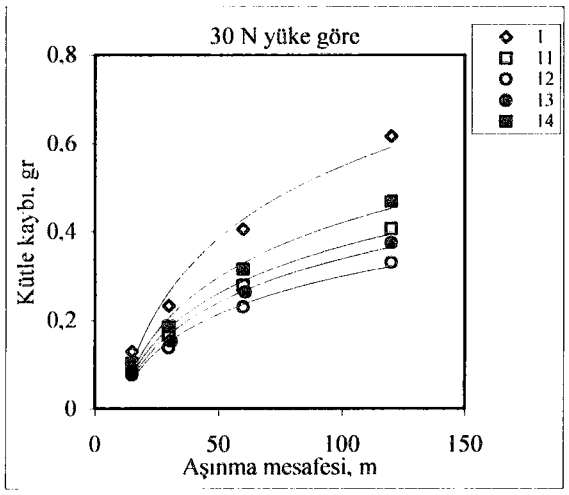
8.2.3.1 FeCrC Yüzey Modifikasyonlu Numunelerin Abrasiv Aşınma Sonuçları

Farklı üretim parametrelerinde FeCrC tozlarıyla yüzey modifikasyonu yapılan yüksek mukavemetli düşük alaşımlı AISI 4340 çelik numunelerinin abrasiv aşınma sonrası, farklı yük değerlerinde, mesafeye bağlı olarak kütle kaybı ilişkisi Şekil 8.57' de verilmiştir.



(a) (b)

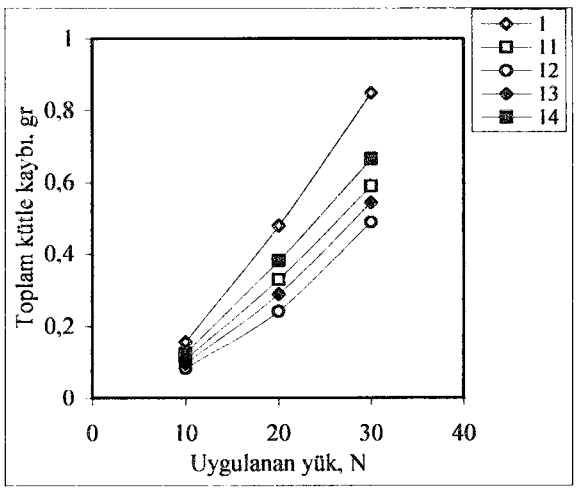
Şekil 8.57. FeCrC kaplanan numunelerin (a) 10 N yüke göre, (b) 20 N yüke göre aşınma mesafesine bağlı kütle kaybı değişimi



(c)

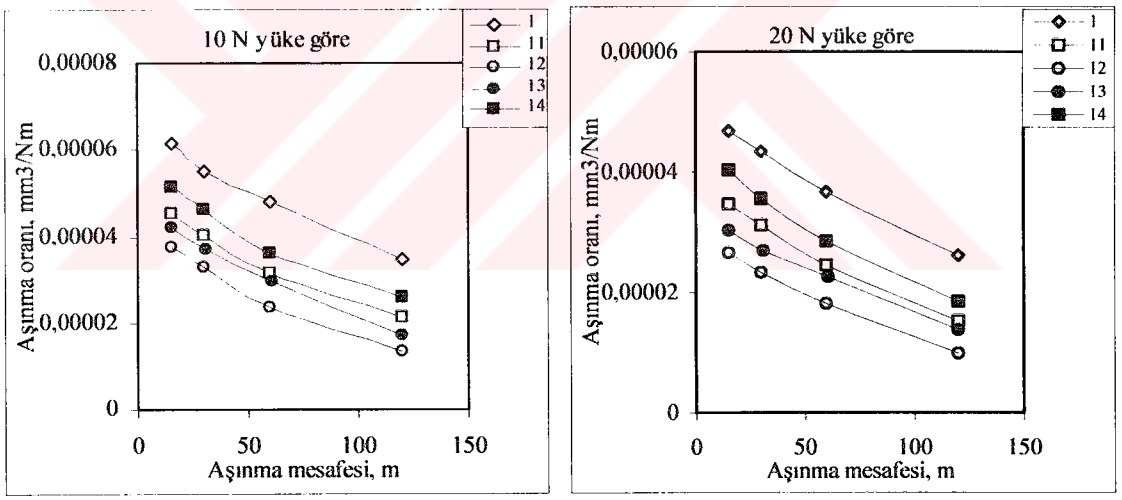
Şekil 8.57. FeCrC kaplanan numunelerin (Devamı) (c) 30 N yüke göre aşınma mesafesine bağlı kütle kaybı değişimi

Şekil 8.57 ve Şekil 8.58' de görüleceği gibi, farklı toz miktarları ve üretim hızlarında FeCrC tozlarıyla yüzey modifikasyonu yapılan 11-14 nolu numunelerin, abrasiv aşınma sonrası kütle kayıp miktarlarında 1 nolu hiçbir işlem görmeyen AISI 4340 çelik numunesine göre önemli ölçüde bir düşüş görülmüştür. Şekil 8.57' e göre, 11-14 nolu numuneler kendi aralarında karşılaştırıldığında, en az kütle kaybı 12 nolu numunede elde edilmiştir. 10 N yük altında aşındırılan yüzey modifikasyonlu numunelerde (Şekil 8.57a), 14 nolu numune, kütle kayıp miktarı yönünden diğer numunelere göre daha fazladır. Şekil 8.69a ve Şekil 8.71b' deki iz (debris) derinliğinden ve aşınma yüzey çizgilerinden de 14 nolu numunenin daha fazla aşındığı anlaşılabilir. İz derinliği fazla ve aşınma çizgi izlerinin nispeten daha belirgin ve daha kalın olduğu görülmektedir. Yük arttıkça numunelerdeki kütle kayıplarında da artış gözlenmiştir.



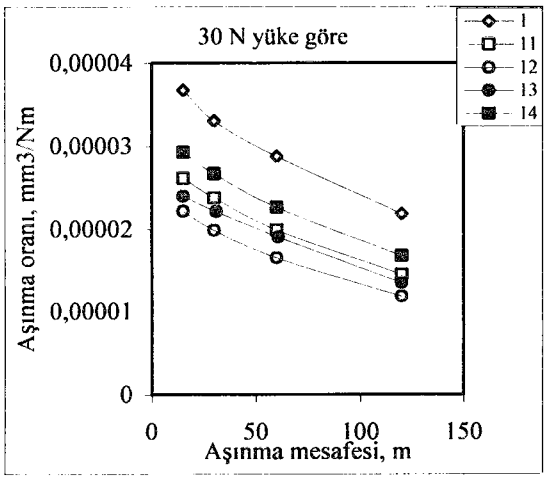
Şekil 8.58. FeCrC kaplanan numunelerin uygulanan yüke göre toplam kütle kaybı değişimi

Şekil 8.58' e göre, 1.174 mm/sn üretim hızında, 0.3 gr/sn toz yedirme değerinde 14.3 kj/cm enerji girdisi şartlarında üretilen 11 nolu numune, toplam 225 m mesafede 1,026 gr kütle kaybına uğrarken, 1.292 mm/sn üretim hızında, 0.5 gr/sn toz yedirme değerinde 14.1 kj/cm enerji girdisi ile 12 nolu numune 0,814 gr ve 1.326 mm/sn üretim hızında, 0.5 gr/sn toz yedirme değerinde 13.7 kj/cm enerji girdisi 13 nolu numuneyse 0,929 gr toplam kütle kaybetmiştir. Modifikasyona uğrayan numuneler arasında, maksimum kütle kaybı 1,169 gr ile 1.438 mm/sn üretim hızında, 0.3 gr/sn toz yedirme değerinde 12.1 kj/cm enerji girdisiyle üretilen 14 nolu numunede gerçekleşmiştir. Uygulanan yükün artmasıyla kütle kayıp değerlerinde de artış gözlenmiştir. Aşınma sırasında uygulanan yükün matris tarafından takviye elemanlarına iletildiği, bunun sonucunda aşınma oranının da azaldığı literatürde belirtilmektedir (Yılmaz ve diğ., 2001). Yapılan mevcut çalışmada, üst tabaka olarak elde edilen kompozit tabakası, aşınmaya maruzken gelen yükü yapıda mevcut olan faz ve karbürlerin taşıdığını Şekil 8.57' de 12 nolu numunenin kütle kayıp değerinin düşük çıkmasıyla doğruladığını göstermiştir. Aşınma yükünün matris tarafından taşındığı, yapıdaki karbür hacim oranının düştüğü durumda (1 ve 14 nolu numuneler) kütle kaybı artmaktadır.



(a) (b)

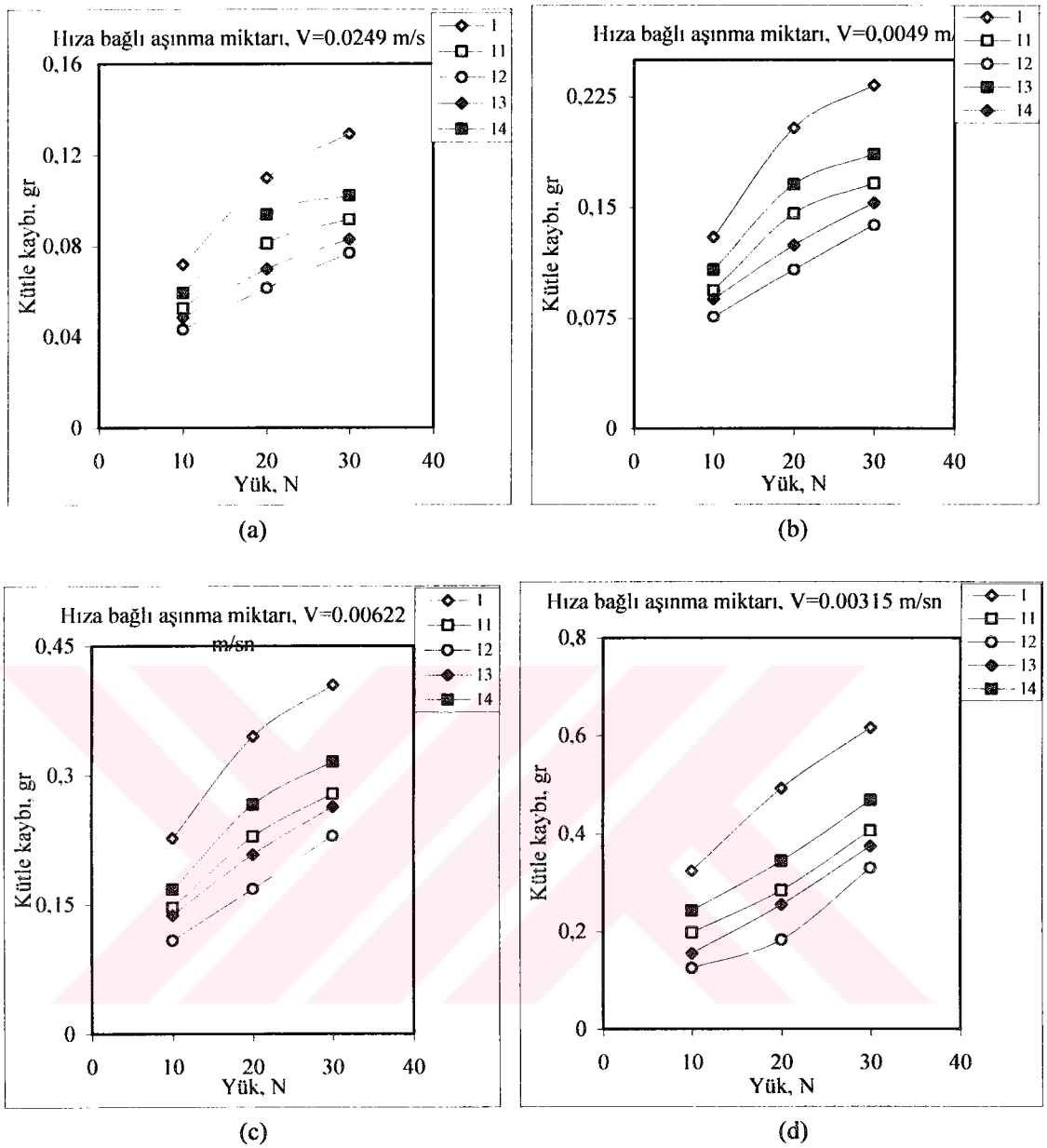
Şekil 8.59. FeCrC kaplanan numunelerin (a) 10 N yüke göre, (b) 20 N yüke göre aşınma mesafesine bağlı aşınma oranı değişimi



(c)

Şekil 8.59. FeCrC kaplanan numunelerin (Devamı) (c) 30 N yüke göre aşınma mesafesine bağlı aşınma oranı değişimi

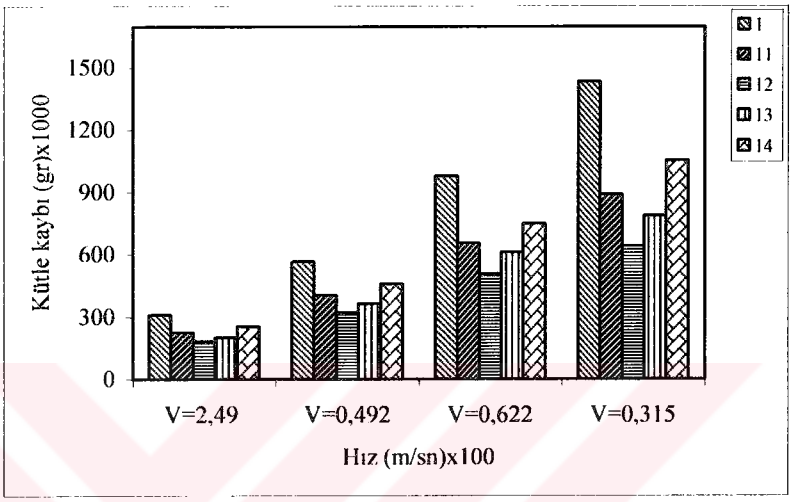
Şekil 8.59' daki aşınma oranı değerleri, uygulanan yük sonucu meydana gelen kütle kaybının mesafeye bölünmesiyle tespit edilmiştir. Şekil 8.59' da 10, 20 ve 30 N yükler altında mesafeye bağlı olarak aşınma oranları arasındaki ilişki görülmektedir. 10 N yük altında aşınan 11-14 nolu yüzey modifikasyonu yapılan numunelerde aşınma oran değerleri 15 m aşınma mesafesinde 0.000038-0.000052 mm^3/Nm aralığında değişim gösterirken (Şekil 8.59a), mesafenin artmasıyla aşınma oran değerlerinde düşüş gözlenmiştir. 60 m mesafe için aşınma oranları 0.000024-0.000039 mm^3/Nm ve 120 m mesafedeyse bu oran 0.000016-0.000026 mm^3/Nm aralığında tespit edilmiştir. Yükün 20 N' a çıkarılmasıyla aşındırılan yüzey modifikasyonlu numunelerin (Şekil 8.59b), 120 m mesafe için 0.000012-0.000022 mm^3/Nm ve aynı mesafe için 30 N yük altında aşınma oranı (Şekil 8.59c) 0.000012-0.000017 mm^3/Nm olarak hesaplanmıştır.



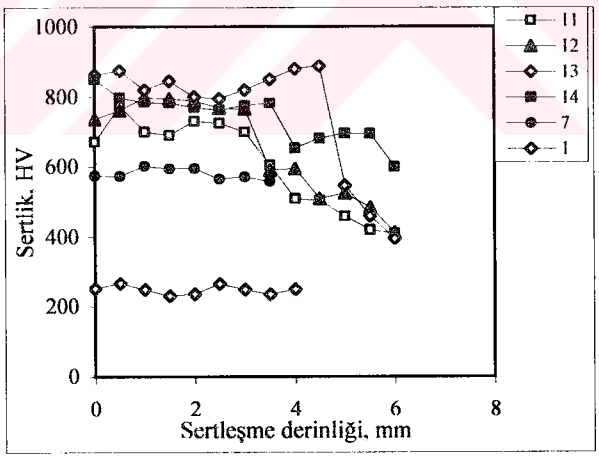
Şekil 8.60. FeCrC kaplanan numunelerin (a) 0.0249 m/sn, (b) 0.00492 m/sn, (c) 0.00622 m/sn, (d) 0.00315 m/sn aşınma hızlarına bağlı kütle kaybı değişimi

Farklı abrasiv aşınma hızlarına maruz bırakılan 11-14 nolu numunelerin, hıza bağlı olarak kütle kayıp miktarları Şekil 8.60 ve Şekil 8.61' de verilmiştir. 10 N yük altında 11 nolu numunenin 0.0249 m/sn' lik aşındırma hızındaki kütle kaybı 0,05 gr ölçülürken, üretim parametresi değiştirilerek elde edilen 12 nolu numune 0,041 gr kütle kaybına uğramıştır. Aşınma mesafesine göre maksimum kütle kaybına uğrayan 14 nolu numune, aşınma hızına bağlı olarak da 0,06 gr ile maksimum kütle kaybına uğradığı tespit edilmiştir. Şekil 8.60b,c ve Şekil 8.60d beraber olarak incelendiğinde, aşınma hızının azalması ve uygulanan yükün arttırılmasıyla (20 ve 30 N), modifiye edilen numunelerin kütle kayıp oranlarında artış olduğu

gözlenmiştir. Şekil 8.61 incelendiğinde, yüksek aşınma hızında (V= 0.0249 m/sn) numunelerin kütle kayıp miktarları da doğal olarak düşük çıktığı, aşınma hızının azalmasıyla aşınma miktarlarının da arttığı görülmektedir. Hıza bağlı olarak, minimumdan maksimuma doğru kütle kaybı miktarları sırasıyla 12, 13, 11 ve 14 nolu numunelerde gerçekleşmiştir. Bu da, farklı üretim parametrelerinde elde edilen mikro yapıların aşınma performansının değiştiğini göstermektedir.



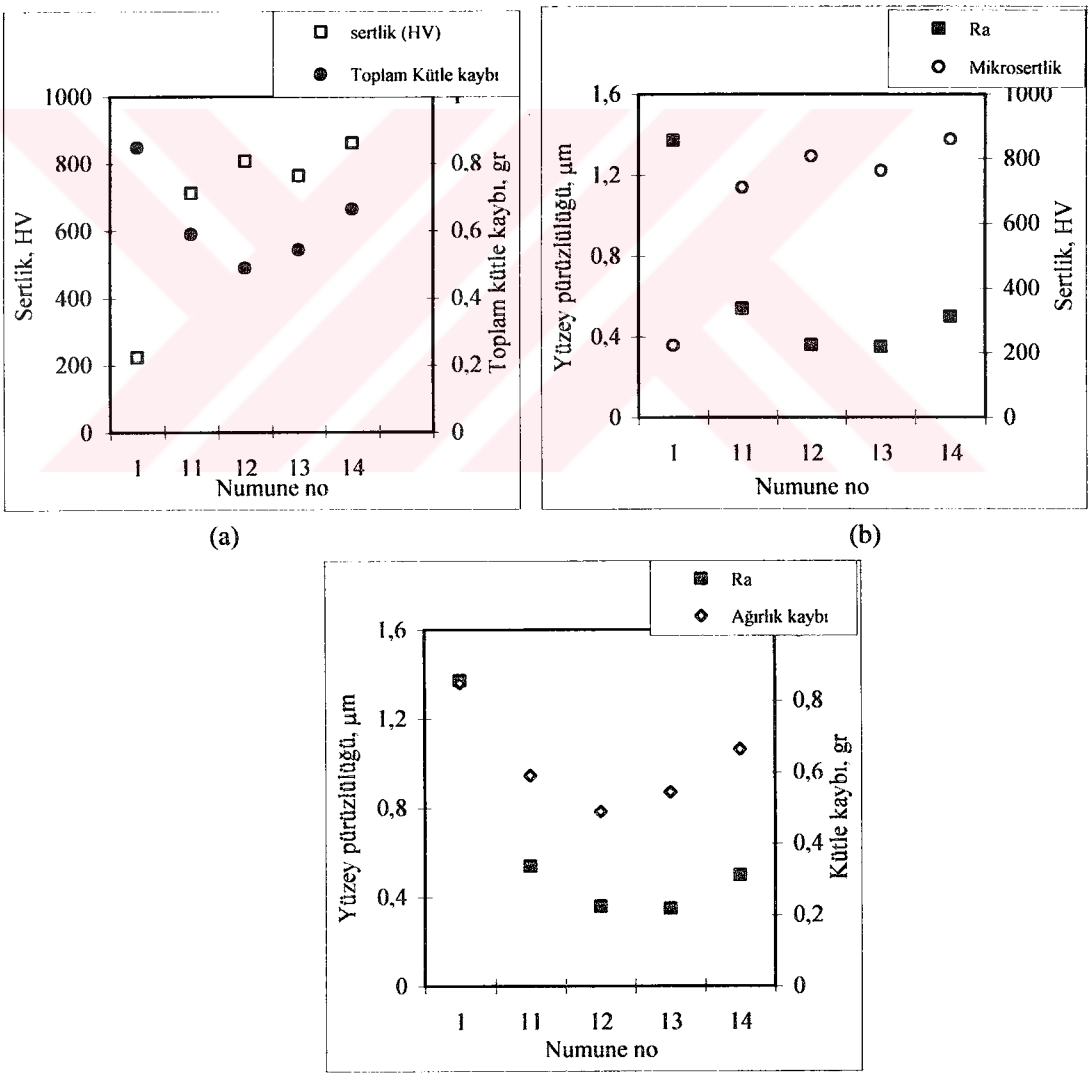
Şekil 8.61. FeCrC kaplanan numunelerin aşınma hızına bağlı kütle kaybı değişimi



Şekil 8.62. FeCrC kaplanan numunelerin yüzeyden alt tabakaya göre mesafedeki sertlik değişimi

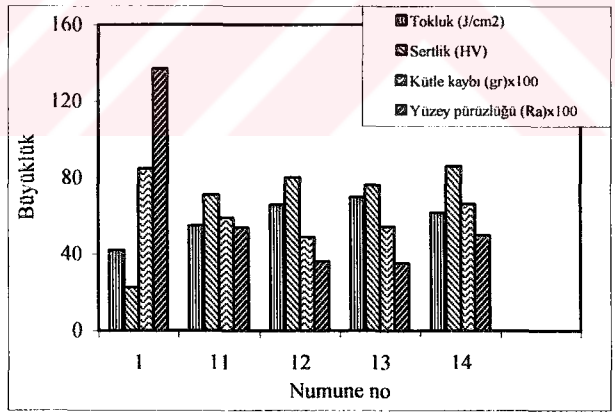
Yüzey modifikasyonu yapılan 11-14 nolu numunelerle, hiçbir işlem göremeyen AISI 4340 numunesi ve ostenitleştirilip hızla yağda su verilen 7 nolu martenzitik AISI 4340 çelik numunesinin yüzeyinin 0.5 mm altından merkeze doğru, mesafeye bağlı olarak alınan sertlik değerleri Şekil 8.62' de verilmiştir. Şekilden de görüleceği gibi, 1 ve 7 nolu numuneler mesafe değişiminden bağımsız olarak, sırasıyla 224 HV ve 590 HV sertlik değerleri göstermektedir. Yüzey modifikasyonu yapılan 11-14 nolu numunelerin yüzeylerinden merkeze doğru ölçülen

sertlik değerlerine göre, kaplama bölgesi, difüzyon katmanı ve alt tabaka bölgesi olarak sınıflandırılabilir. Yüzey modifikasyonu yapılan 13 nolu numunenin kaplama bölgelerinden alınan sertlik değerleri 956 HV olup maksimum sertlik değeri gösterirken, 14 nolu numune daha homojen bir sertlik değişim değerleri sergilemektedir. Yine 13 nolu numunenin difüzyon bölgesinde sertlikte ani bir yükselme gözlenirken alt tabakaya doğru bu değerde düşüş olmuştur. Bu da, arayüzeyde farklı katılaşma hızlarına bağlı olarak oluşan karbür ve fazların yoğunluğundan ileri gelmektedir. Oluşan yapılar, mikroyapı fotoğrafları ve analizlerle tespit edilmiştir. Şekil 8.63' de 12 nolu numunenin sertlik değerleri incelendiğinde, 13 nolu numuneye benzer bir şekilde değişim gösterdiği tespit edilmiştir. Üretim parametrelerine bağlı olarak, yapıda oluşan birincil karbürlerin ve ana matrisin sertlik değerlerini doğrudan etkilediği ve bunun sonucunda aşınma kaybını da değiştirdiği bilinmektedir (Lo ve diğ., 2003).



Şekil 8.63. FeCrC kaplanan numunelerin (a) sertlik-toplam kütle kaybı, (b) yüzey pürüzlüğü-sertlik (c) yüzey pürüzlüğü-kütle kaybı arasındaki ilişki

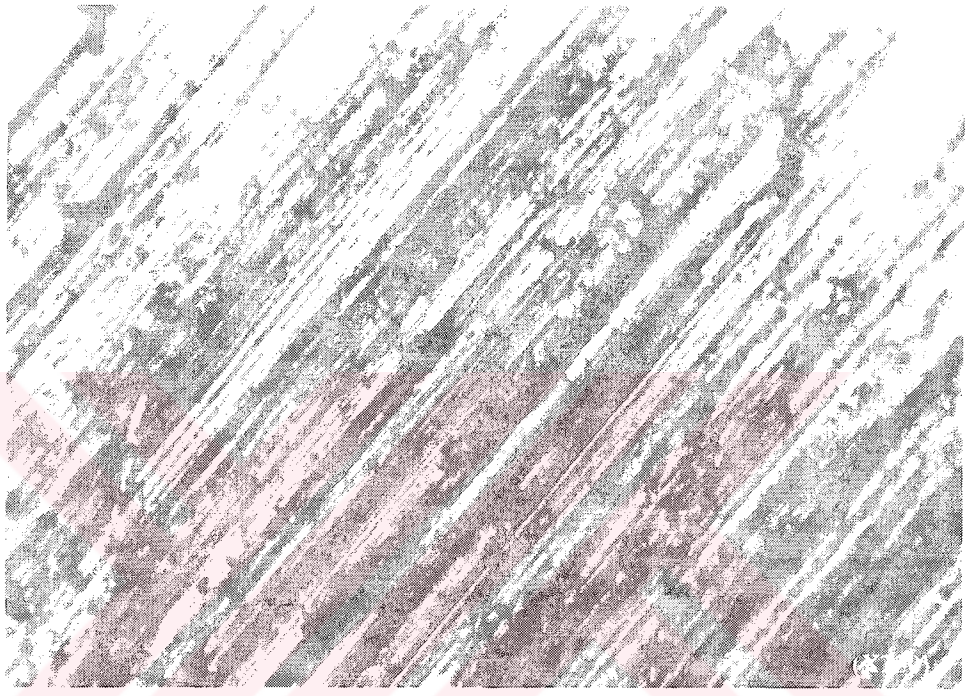
Şekil 8.63' de sertlik değerlerinin kütle kaybıyla ilişkisi (Şekil 8.63a), yüzey pürüzlüğü (Şekil 8.63b) ve yüzey pürüzlüğün kütle kaybıyla ilişkisi (Şekil 8.63c) verilmiştir. Şekil 8.63a' da 1 nolu hiçbir işlem görmeyen AISI 4340 numunesi 224 HV sertlik değeri gösterirken, abrasiv aşınma sonrası kütle kaybı 0,848 gr olarak ölçülmüştür. Yüzey modifikasyonu yapılan 11-14 nolu numunelerin sertlik değerlerinin oldukça yüksek olduğu Şekil 8.62 ve Şekil 63a' da görülmektedir. 712 HV sertliğine sahip olan 11 nolu numune abrasiv aşınmada 0,591 gr kütle kaybına uğramasına rağmen, 12 nolu numunenin aşınma miktarı 0,489 gr olup, 11 nolu numuneye göre bir düşüş elde edilmiştir. Bu veri de, sert birincil karbürlerin mikroyapıda varlığı, sertlik değerlerinin yüksek olmasına yol açtığı ve sonuç olarak aşınmayı doğrudan etkilediğini göstermiştir. 764 HV sertliğine sahip olan 13 nolu numunede aşınma miktarı 12 nolu numuneye göre fazladır. 14 nolu numuneyse, 861 HV sertliğinde olmakla birlikte, aşınma miktarı 0,669 gr olarak, modifiye edilen numuneler arasında en yüksek kütle kaybına uğrayan numune olmuştur. Bunun nedeni, mikroyapısında mevcut olan M_7C_3 karbür ve fazların dağılım ve oranlarının değişim göstermesidir. Şekil 8.63b' de sertlik değerlerinin yükselmesiyle (11-13 nolu numuneler) yüzey pürüzlülük değerlerinde düşüş meydana gelmiştir. Bu durum normal oluşumunu gerçekleştirirken, 14 nolu numunenin hem sertlik hem de yüzey pürüzlük değerinin yüksek olması (Şekil 8.63b), yapıdaki sert karbürlerin kırılıp kopması sonucu kütle kayıp miktarının yükselmesi (Şekil 8.63c) sonucuyla uyum içindedir.



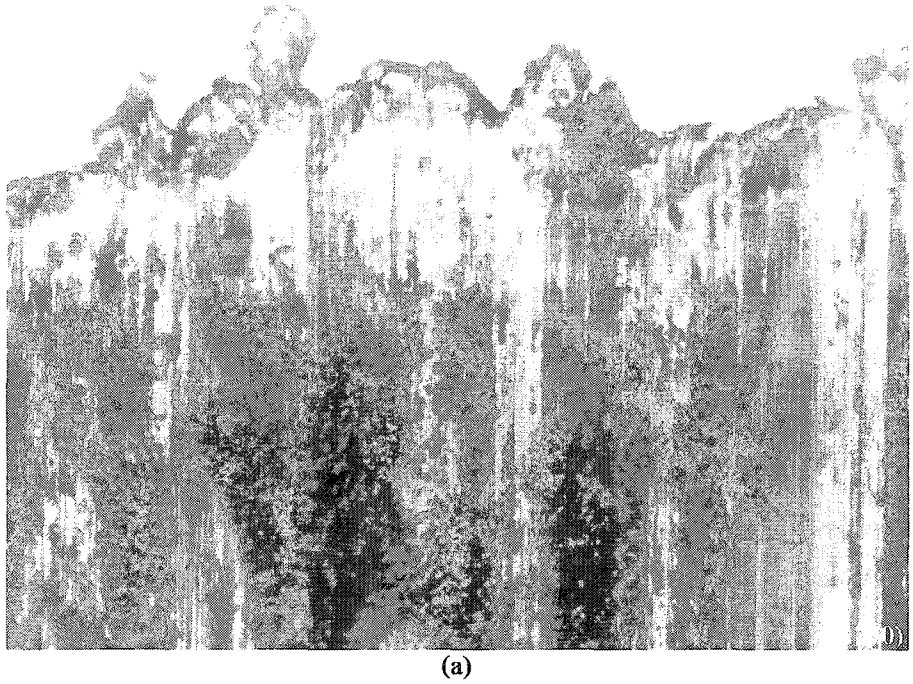
Şekil 8.64. FeCrC kaplanan numunelerin tokluk- sertlik- kütle kaybı ve yüzey pürüzlüğü arasındaki ilişki

Yüzey modifikasyonu yapılan 11-14 nolu numunelerin tokluk özellikleri tespit edildikten sonra elde edilen veriler; Şekil 8.64' de sertlik, kütle kaybı ve yüzey pürüzlüğüyle ilişkilendirilmiştir. Yüzey modifikasyonu yapılan numunelerde maksimum tokluk 14 nolu numuneden elde edilmekle birlikte, 12 nolu numune 66 J/cm^2 lik tokluk değeri göstermiştir. Tokluk değerleri 1 nolu sünek malzemeye göre düşük olmasına rağmen, ihmal edilmeyecek değerdedir. 11 nolu numune 55 J/cm^2 değerinde tokluk özelliği gösterirken 0,54 μm' lik yüzey

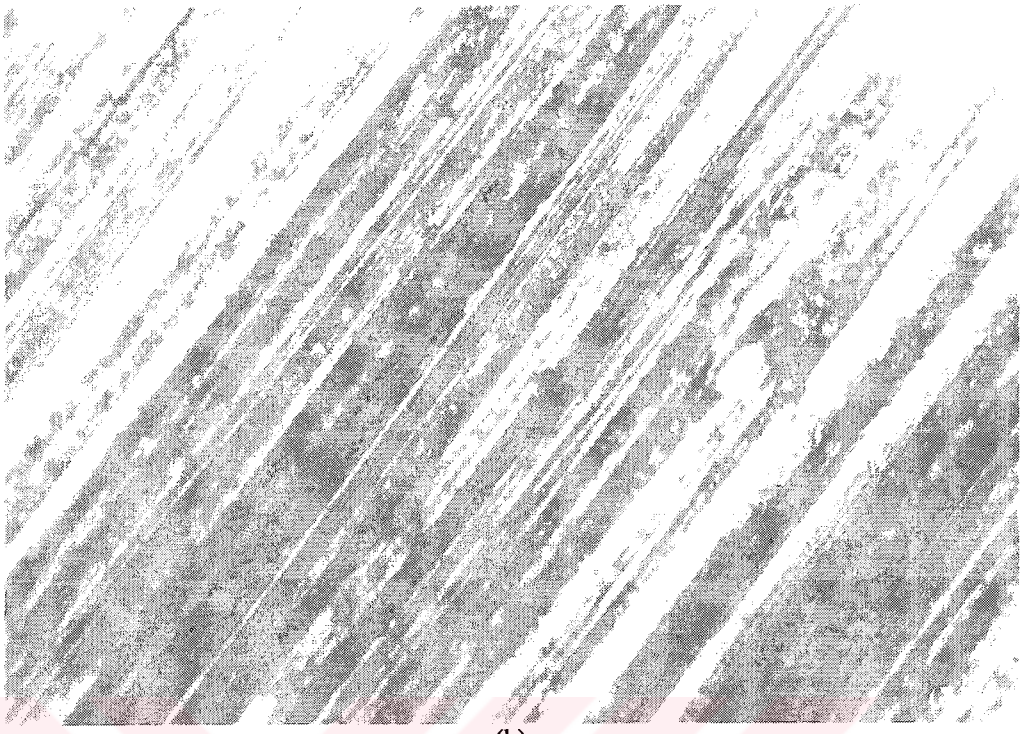
pürüzlülük değerine karşılık, 0,6 gr kütle kaybına uğramıştır. 712 HV sertliğine sahip olan 11 nolu numune, 12 nolu numunenin verilerinden de anlaşılacağı üzere, üretim parametrelerinin değiştirilmesiyle gittikçe daha da iyileştirilmiştir. Ancak Şekil 8.64' de, 12 nolu numunenin sertlik değerinin yüksek olmasına karşın yüzey pürüzlüğünde hafif bir yükselme tespit edilmiştir. Bu durum, yüzey pürüzlüğünün tespiti sırasında yapıdaki sert karbürlerin varlığından dolayı pürüzlülük değerinin yüksek çıkmasının bir sonucu olabilir.



Şekil 8.65. 11 nolu numunenin 20 N yük altında aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250)

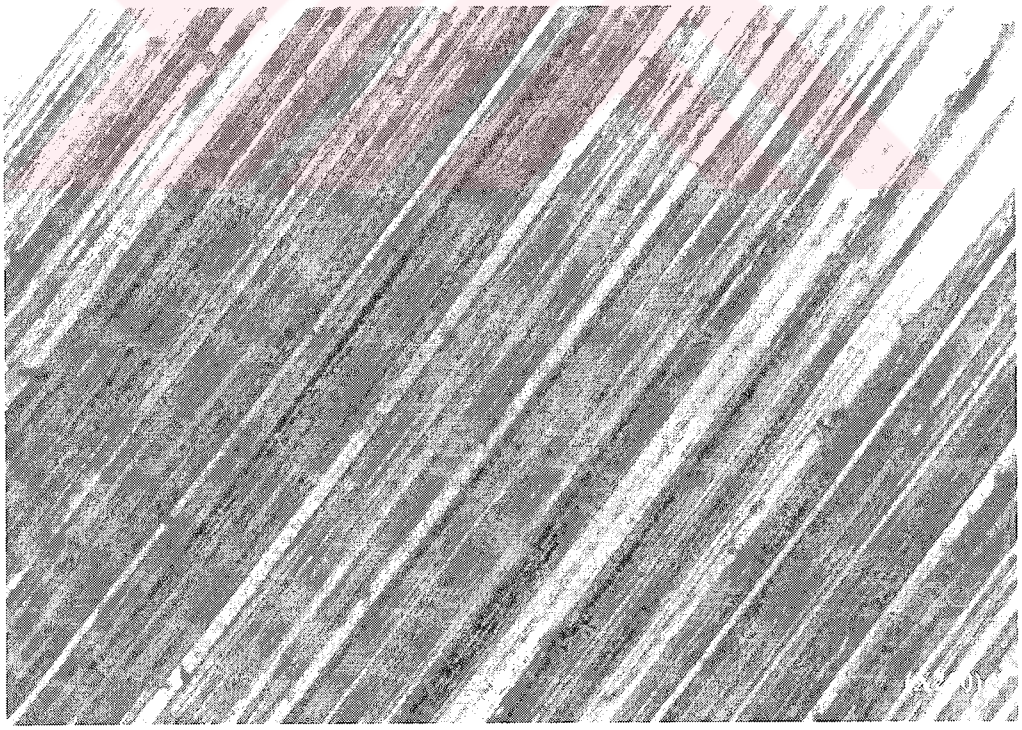


(a)



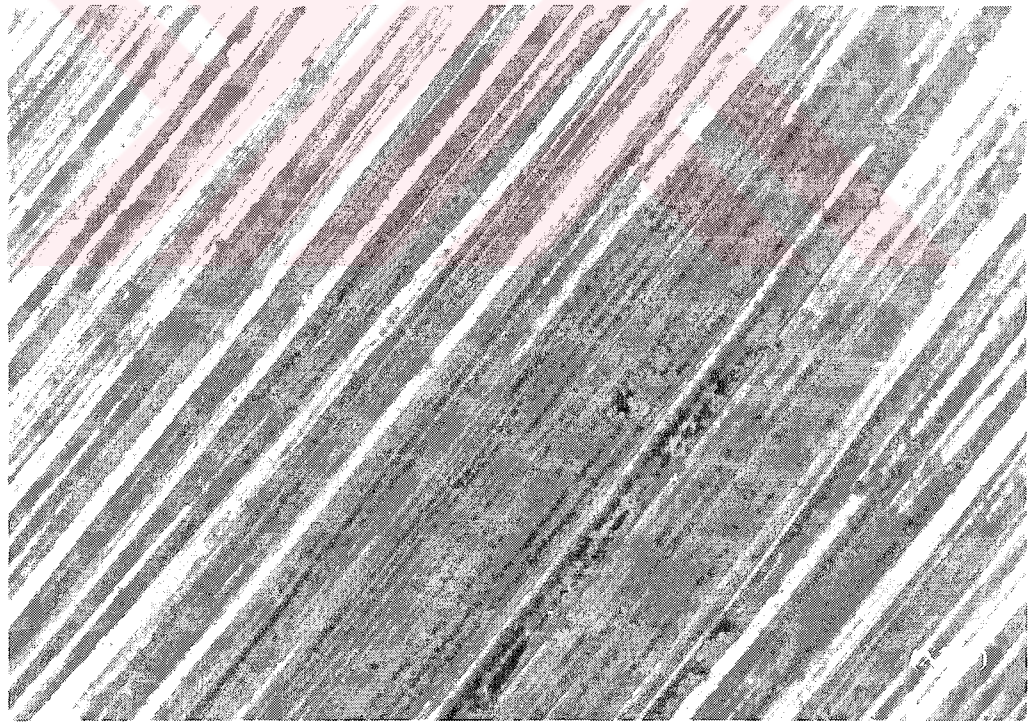
(b)

Şekil 8.66. 12 nolu numunenin 20 N yük altında (a) iz derinliği, (b) aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraflar (X250)



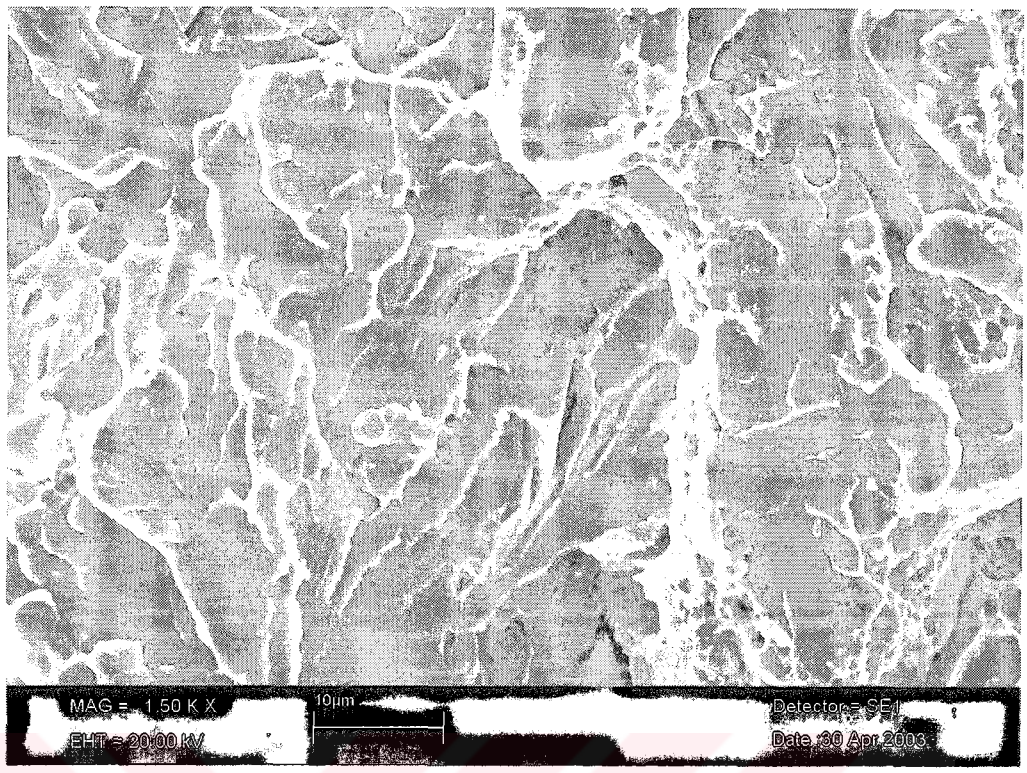
Şekil 8.67. 13 nolu numunenin 20 N yük altında aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250)

(a)

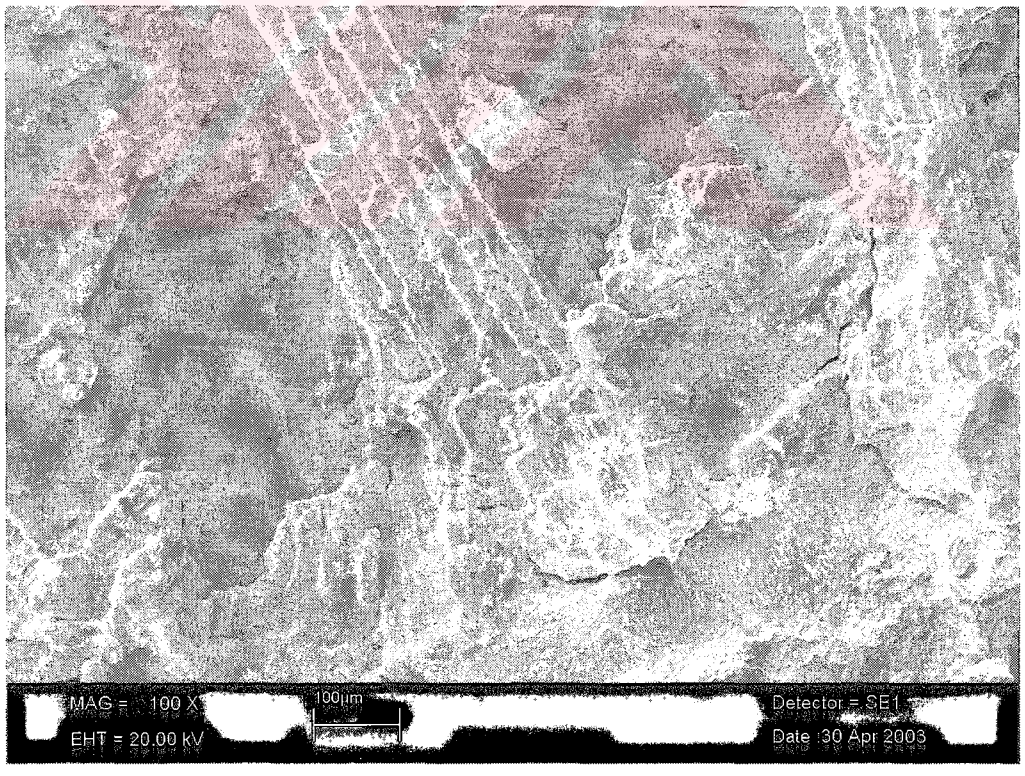


(b)

Şekil 8.68. 14 nolu numunenin 20 N yük altında (a) iz derinliği, (b) aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraflar (X250)

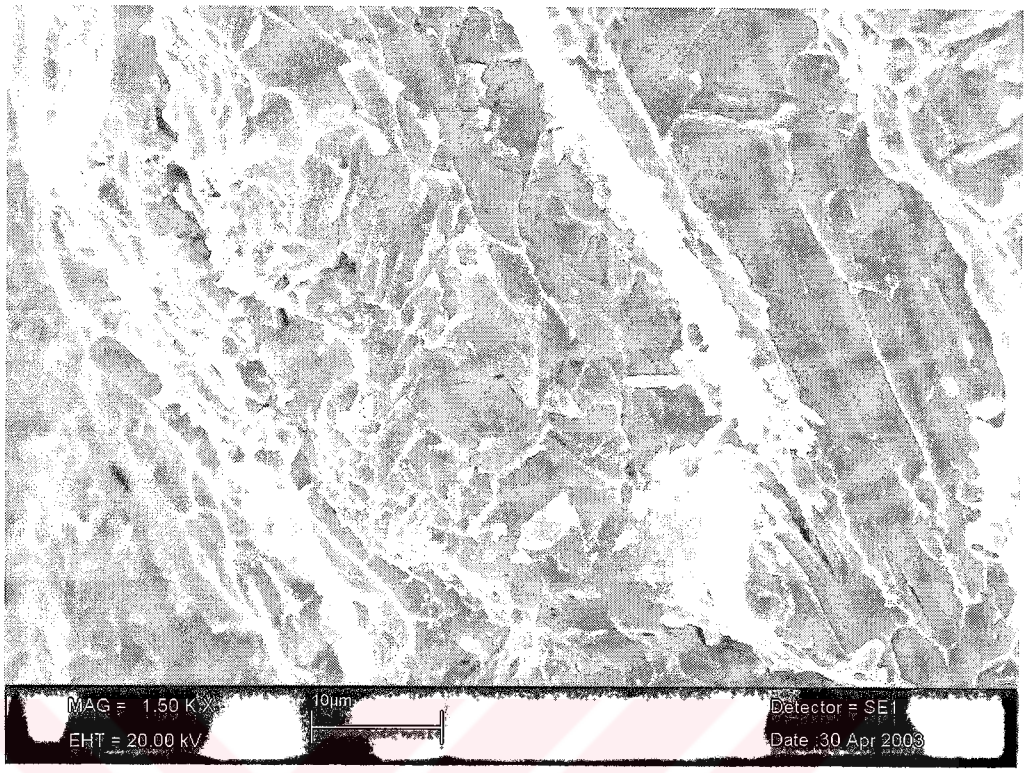


Şekil 8.69. 1 Nolu numunenin kırık yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı (X1500)



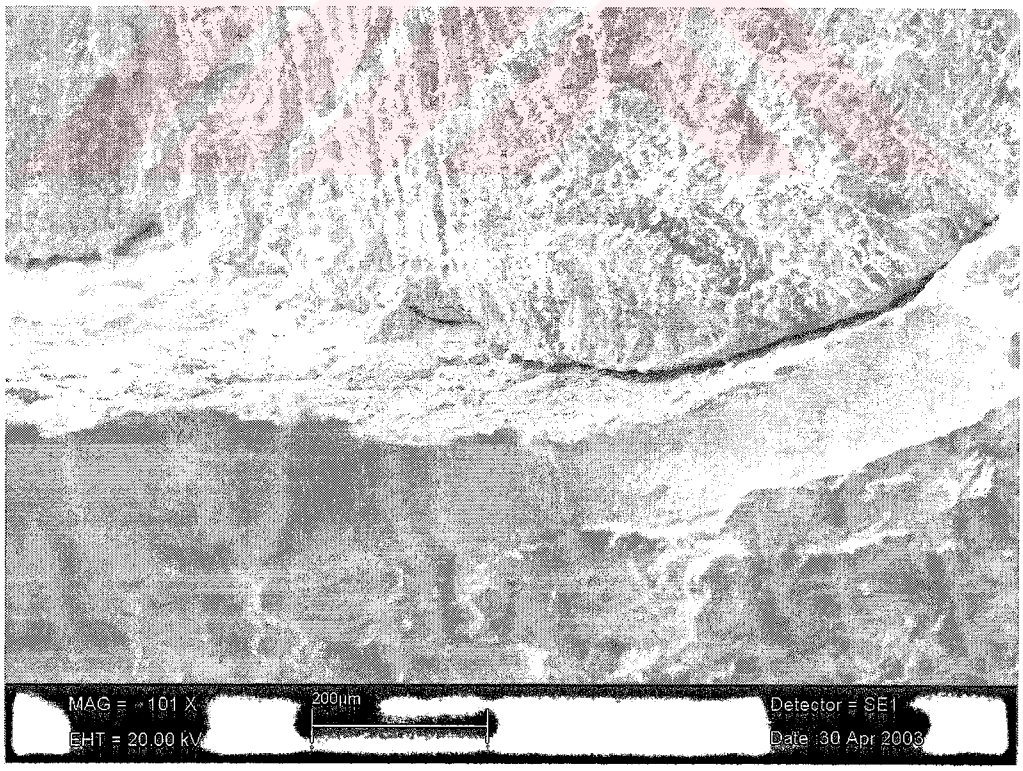
(a)

Şekil 8.70. 12 Nolu numunenin (a) Kaplama-ara yüzey ve alt tabakasının kırık yüzey SEM fotoğrafı (X100)



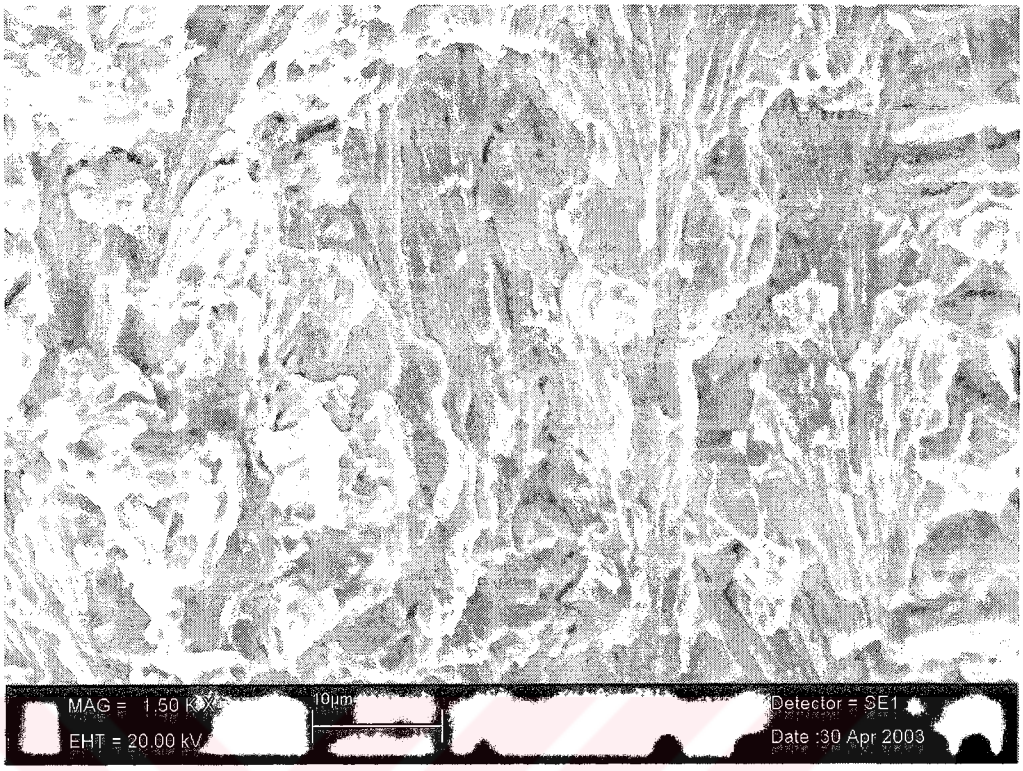
(b)

Şekil 8.70. 12 Nolu numunenin (Devamı) (b) Kaplama bölgesinin kırık yüzey SEM fotoğrafı (X1500)



(a)

Şekil 8.71. 14 Nolu numunenin (a) Kaplama-ara yüzey ve alt tabakasının kırık yüzey SEM fotoğrafı (X101)



(b)

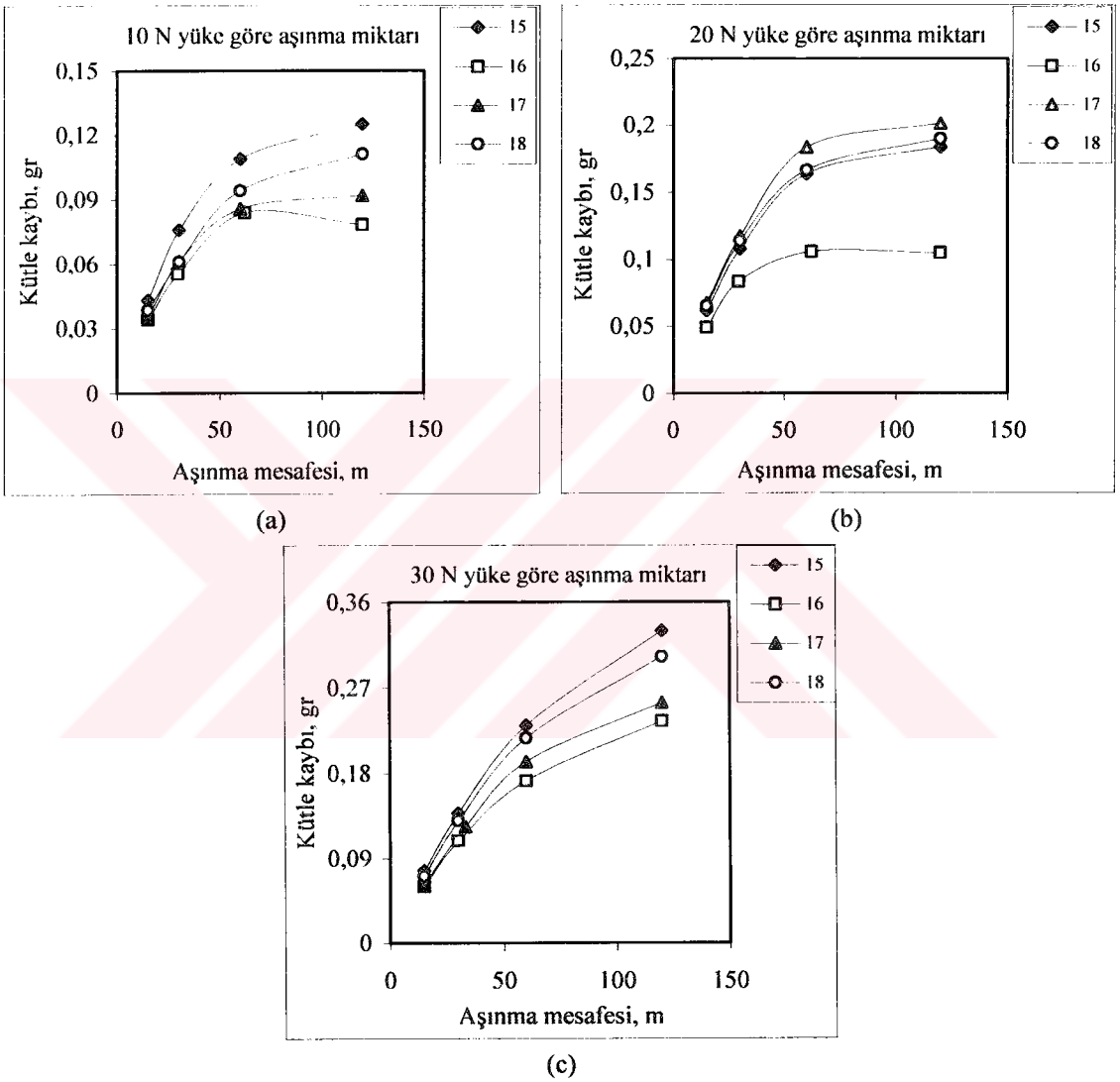
Şekil 8.71. 14 Nolu numunenin (Devamı) (b) Kaplama bölgesinin kırık yüzeyi SEM fotoğrafı (X1500)

Yüzey modifikasyonu sonrası elde edilen 12 ve 14 nolu numunelerin kırık yüzey fotoğrafları Şekil 8.70 ve Şekil 8.71' de verilmiştir. Şekil 8.70a' da 12 nolu numunenin kırık yüzey fotoğrafında, modifikasyon yapılan bölgenin dendritik bir oluşumla katılaştığı, modifikasyon yapılan 12 nolu numunenin mikroyapısında da gözlenildiği gibi, kırılmanın dendritik hücrelerin oluşumunu bozmadan kısmen sünek kırılmayla (Şekil 8.70b) sonuçlandığı Şekil 8.64' deki verilerden de anlaşılmaktadır. Şekil 8.70a' da, dentritik hücre sınırlarında alt tabakayla uyum içinde katılaştığı, kırılma sonrası mikro çatlakların geçiş bölgesinden ziyade üst tabakada meydana geldiğinden geçiş bölgesinde kuvvetli metalurjik bir bağın oluştuğu söylenebilir.

Şekil 71a' da, 14 nolu numunenin üst tabaka/ara yüzey ve alt tabaka katılaşması sonrası meydana gelen mikro çatlağın, ara yüzey/üst tabakada olmamakla birlikte, ara yüzey/kaplama tabakası arayüzeyinde oluştuğunu net bir şekilde göstermektedir. Bu durum, seçilen alt tabakanın önemini göstermektedir. Çünkü, alt tabakayla metalurjik bir bağın (Korkut ve diğ., 2002) meydana gelebilmesi için, seçilen alt tabaka malzemesinde kimyasal bağ oluşturucu ve karbür yapıcı elementlerin varlığı önem göstermektedir.

8.2.3.2. FeCrC-WC Yüzey Modifikasyonlu Numunelerin Abrasiv Aşınma Sonuçları

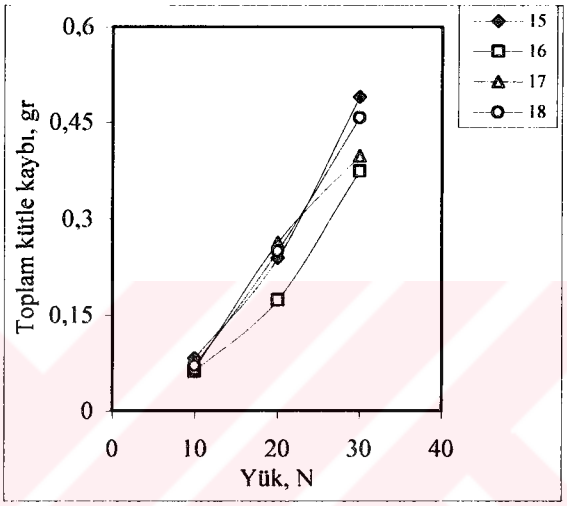
Farklı toz oranlarında FeCrC-WC tozlarıyla yüzey modifikasyonu yapılan 15-18 nolu numunelerin farklı yük değerlerinde abrasiv aşındırma sonrası mesafeye bağlı olarak kütle kaybı ilişkisi Şekil 8.72' de verilmiştir.



Şekil 8.72. FeCrC-WC kaplanan numunelerin (a) 10 N yüke göre, (b) 20 N yüke göre, (c) 30 N yüke göre mesafeye bağlı kütle kaybı değişimi

Şekil 8.72' e göre, 10 ve 20 N yük altında aşındırılan 15-18 nolu numunelerde 15, 30 ve 60 m mesafeleri için kütle kaybında doğrusal bir artış olmasına rağmen, 120 m gibi uzun aşınma mesafesinde bir düşüş gözlenmiştir. Bu düşüş, 16 ve 17 nolu numunelerde daha fazla olduğu tespit edilmiştir. 30 N yük altında aşınma sonrası kütle kaybında artış sağlanmıştır. WC ilaveli

numunelerde meydana gelen karbürlerin aşınma sırasında kütle kaybını doğrudan etkilediği görülmüştür. Gelen yükü, oluşan karbür taneleri taşıyacağından, düşük yüklerde ve uzun mesafelerde aşınmadan ileri derecede bir kayma gerçekleştiği sonucuna varılmıştır. Ancak yükün 30 N' a çıkarılmasıyla meydana gelen sürtünme kuvvetinin, karbür tanelerini kopardığı ve dolayısıyla kütle kayıp miktarının da arttığı tespit edilmiştir. 15-18 nolu numuneler kendi aralarında karşılaştırıldığında, en az kütle kaybı 16 nolu numuneden elde edilmiştir. 10 N yük altında aşındırılan yüzey modifikasyonlu numunelerde (Şekil 8.72a), 15 nolu numune, kütle kayıp miktarı yönünden diğer numunelere göre daha fazladır.

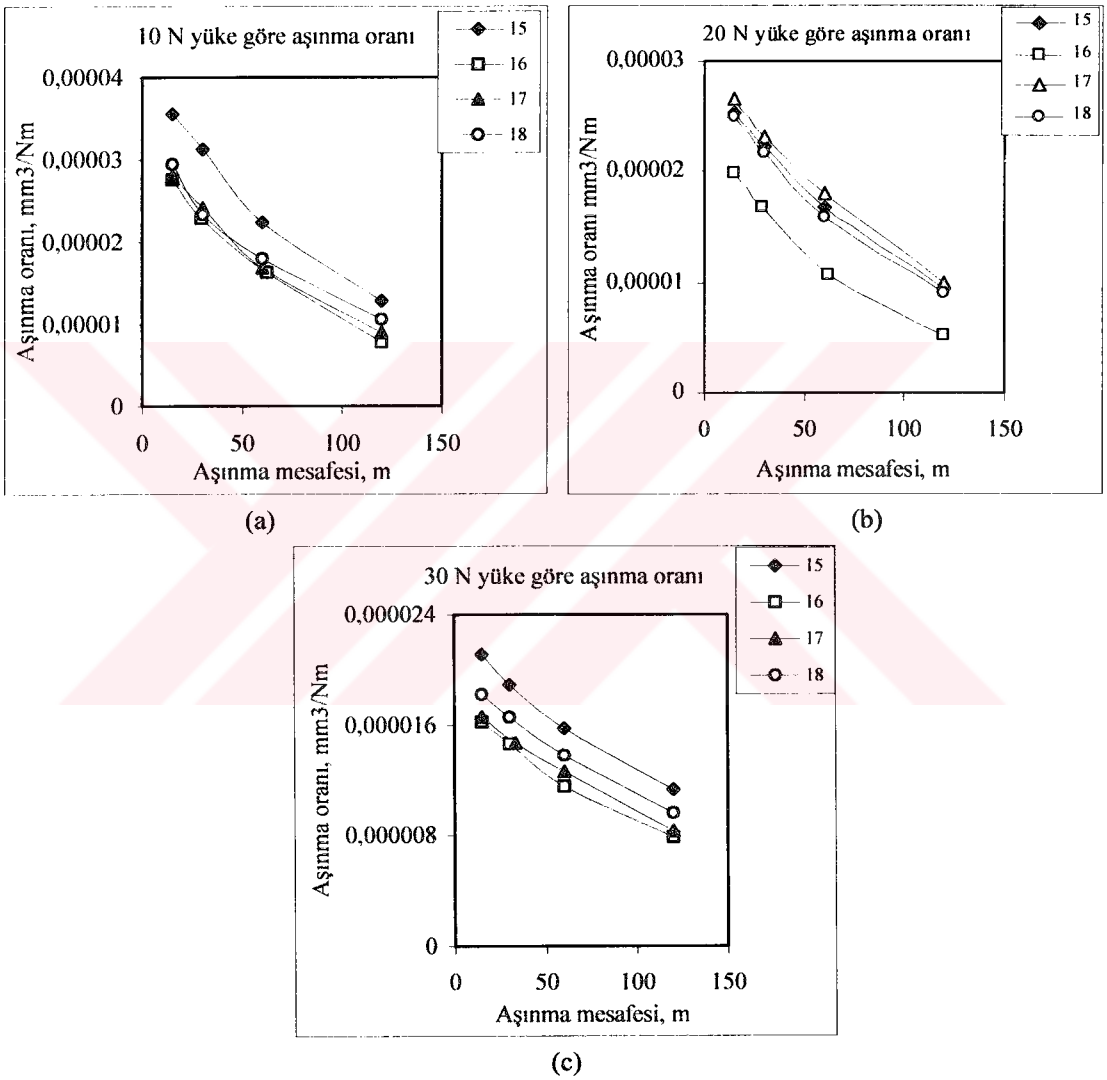


Şekil 8.73. FeCrC-WC kaplanan numunelerin uygulanan yüke göre toplam kütle kaybı değişimi

Şekil 8.73' de uygulanan yüke bağlı olarak 15-18 nolu numunelerin 225 m mesafedeki toplam kütle kaybı görülmektedir. Buna göre, 10 N yük altında tespit edilen toplam kütle kayıp miktarları birbirlerine yakın değerdedir. Ancak 20 N yük altında 16 nolu numunede minimum aşınma gerçekleşirken, 17 nolu numune daha fazla kütle kaybına uğramıştır. Yükün 30 N' a çıkarılmasıyla 17 nolu numunede kütle kaybı 15 ve 18 nolu numunelere göre daha az oluşmuştur. Üretim parametreleri ve mikro yapıdaki sert karbür tanelerinden dolayı 16 nolu numunenin bu ağırlıktaki kütle kaybı minimumdur.

Şekil 8.74' deki aşınma oranı değerleri, uygulanan yük sonucu meydana gelen kütle kaybının mesafeye bölünmesiyle tespit edilmiştir. Şekil 8.74' de 10, 20 ve 30 N yükler altında mesafeye bağlı olarak aşınma oranları arasındaki ilişki görülmektedir. Şekil 8.74a' da 10 N yük altında aşınan 15-18 nolu yüzey modifikasyonu yapılan numuneler arasında, 16 ve 17 nolu numuneler benzer bir şekilde eğim çizerken, 15 m mesafesinde aşınma oranı yönünden 17 ve 18 nolu numunelerin aşınma oranlarında çakışma gözlenmiştir. Mesafe arttıkça, aşınma oran değerleri homojen bir dağılım göstererek, maksimum aşınma oranı 15 nolu numunede ve

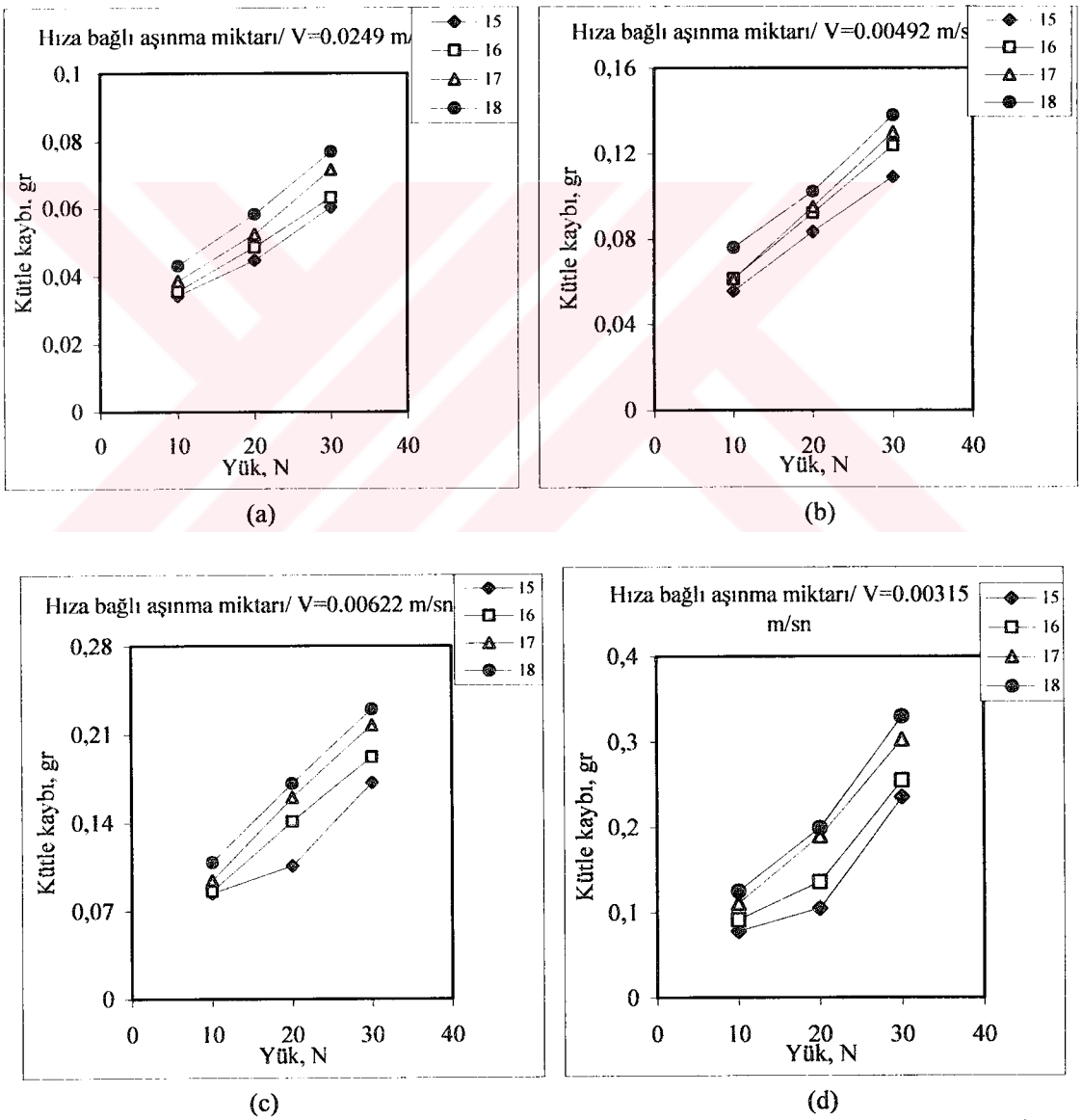
minimum aşınma oranıysa 16 nolu numunede elde edilmiştir. Şekil 8.74b' de yükün artmasıyla aşınma oranındaki değişim çok net bir şekilde görülmektedir. 17 ve 18 nolu numunelerin 15 ve 30 m mesafelerindeki aşınma oranları birbirlerine çok yakın çıkmakla birlikte, 15 nolu numune 17 ve 18 nolu numunelere göre daha düşük aşınma oran değerleri göstermiştir. 30 N yük altındaki aşınma oran verilerinde (Şekil 8.74c), yine 16 ve 17 nolu numunelerle, 15 ve 18 nolu numunelerin aşınma oran verileri birbirlerine çok yakın değerlerde hesaplanmıştır. Bütün veriler, mesafenin artmasıyla, aşınma oranlarının hiperbolik bir eğimle azaldığını göstermiştir.



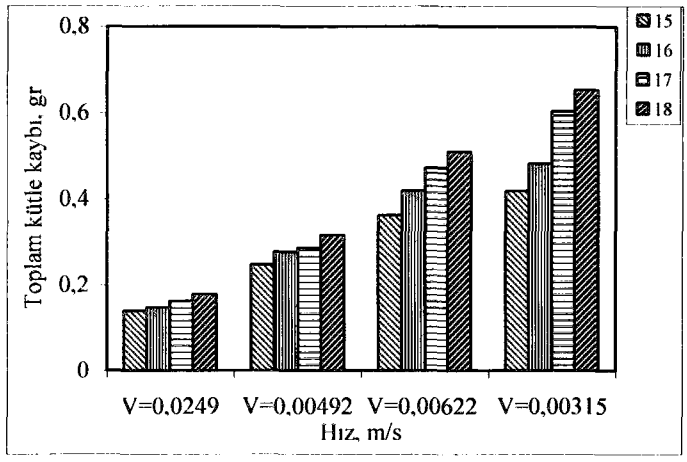
Şekil 8.74. FeCrC-WC kaplanan numunelerin (a) 10 N yüke göre, (b) 20 N yüke göre, (c) 30 N yüke göre aşınma mesafesine bağlı aşınma oranı değişimi

Farklı abrasiv aşınma hızlarında uygulanan yüke bağlı kütle kayıp miktarları Şekil 8.75' de ve toplam kütle kayıplarıysa Şekil 8.76' de verilmiştir. Yüksek aşınma hızında, minimum kütle kaybı 15 nolu numunede ölçülürken, 16 ve 17 nolu numunelerin kütle kayıp miktarları 15 nolu numuneye göre yüksek, 18 nolu numuneye göre düşük olduğu görülmüştür (Şekil 8.75a).

Aşındırma hızının azaltılmasıyla elde edilen veriler Şekil 8.75b-d' de verilmiştir. Şekil 8.73b' ye göre, 16 ve 17 nolu numuneler 10 ve 20 N yük altında değerleri birbirlerine çok yakınken, yükün arttırılmasıyla 17 nolu numunelerin 16 nolu numuneye göre daha fazla aşındığı tespit edilmiştir. 0.00492 m/sn aşınma hızında maksimum kütle kaybına 18 nolu numune uğramıştır. Şekil 8.75c ve Şekil 8.75d kendi aralarında karşılaştırıldığında, 15 ve 16 nolu numuneler 20 N' luk yük altında düşük aşındırma hızında kütle kayıp miktarları düşükken, 30 N yükte yine artan bir oranda aşınma gerçekleştiği görülmüştür. 16 nolu numunenin her iki grafikteki durumu karşılaştırıldığındaysa, 0.00315 m/sn aşındırma hızında malzemenin kütle kaybının az olması, yapıdaki sert karbürlerin 20 N yük altında aşınmadan ziyade, kaymaya uğradığı ve dolayısıyla kütle kayıp oranının da azalmasına neden olduğu sonucuna varılabilir.

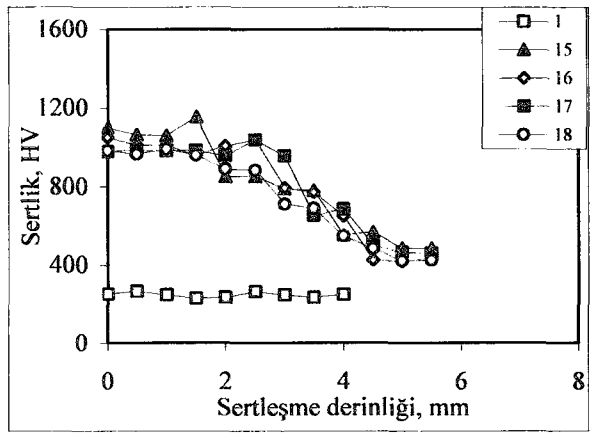


Şekil 8.75. FeCrC-WC kaplanan numunelerin (a) 0.0249 m/sn, (b) 0.00492 m/sn, (c) 0.00622 m/sn, (d) 0.00315 m/sn aşınma hızına bağlı kütle kaybı değişimi



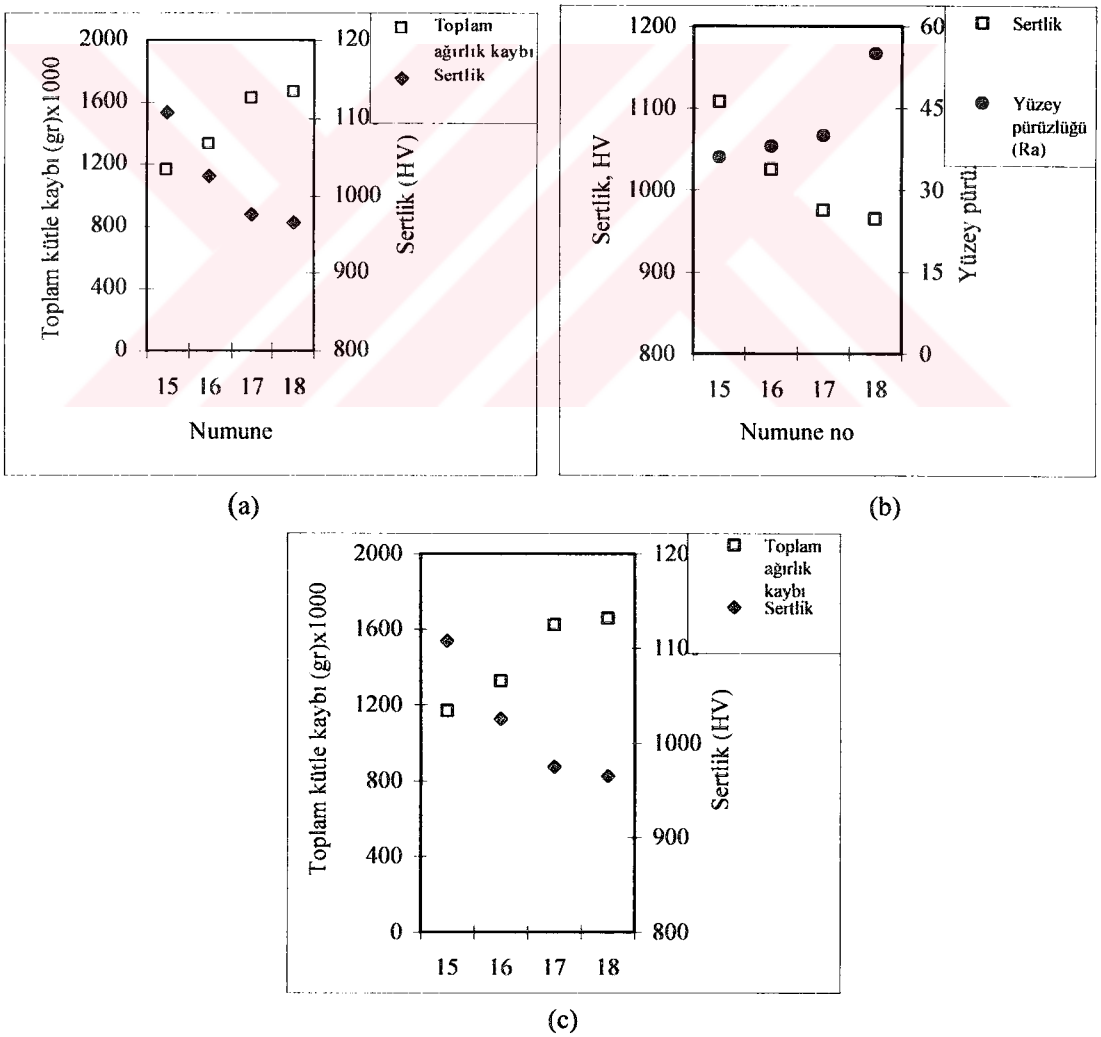
Şekil 8.76. FeCrC-WC kaplanan numunelerin aşınma hızına bağlı kütle kaybı değişimi

FeCrC-WC tozlarıyla yüzey modifikasyonu yapılan 15-18 nolu numunelerle, hiçbir işlem görmeyen AISI 4340 numune yüzeyinin 0.5 mm altından merkeze doğru, mesafeye bağlı olarak alınan sertlik değerleri Şekil 8.77' de verilmiştir. Sertlik değişiminin 15 nolu numunede merkeze doğru 1010-1100 HV değerlerinde homojen bir sertlik dağılımı sergilediği, ara yüzeye doğru sertlik değerinde 1200 HV gibi ani bir yükselme ölçülürken, arayüzeyde yaklaşık 820 HV ve alt tabakadaysa bu değer 390-450 HV arasına kadar düştüğü görülmüştür. 16 nolu numunede, kaplama derinliğinin 15 nolu numuneye göre 0,5-0,9 mm daha fazla olduğu hem optik mikroskop hem de sertlik değişimlerinden tespit edilirken, sertlik WC oranının azalması FeCrC oranının artmasına bağlı olarak nispeten daha düşük oluşumla sonuçlandığı görülmüştür. Modifiye edilen katmanın geçiş bölgesine kadar sertlik dağılımı ortalama 1000-1050 HV ölçülmüştür. 17 ve 18 nolu numunelerde WC miktarının 15 ve 16 nolu numunelere göre daha az olması nedeniyle, sertlik değerleri de düşük çıkmıştır.



Şekil 8.77. FeCrC-WC kaplanan numunelerin yüzeylerinden alt tabakaya göre mesafedeki sertlik değişimi

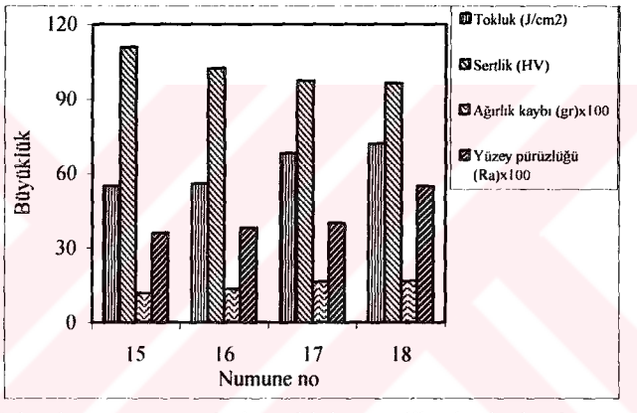
Şekil 8.78' de sertlik değerlerinin kütle kaybıyla ilişkisi (Şekil 8.78a), yüzey pürüzlülüğü (Şekil 8.78b) ve yüzey pürüzlülüğünün kütle kaybıyla ilişkisi (Şekil 8.78c) verilmiştir. Şekil 8.78a' da 15 nolu numune 1125 HV sertlik değeri gösterirken, 1,18 gr toplam kütle kaybıyla en iyi aşınma dayanımı gösteren numune olduğu açık bir şekilde görülmüştür. Modifiye edilen malzemelerde, WC miktarına bağlı olarak, sertlik değerinin düşmesiyle toplam kütle kaybında bir artış görülmüştür. Sertlik yüksekken (15 nolu numune) yüzey pürüzlülük değeri 0,38 μm ile minimum değerde ölçülmüştür. Bununla birlikte, sertlik oranının düşmesiyle aşınma sonrası ölçülen yüzey pürüzlülük değerleri Şekil 8.78b' de görüleceği gibi 0,38-0,56 μm arasında tespit edilmiştir. Şekil 8.78c' de, 15-18 nolu numunelerin kütle kayıplarına göre yüzey pürüzlülük değişimleri verilmiştir. 15 nolu numune, 0,38 μm yüzey pürüzlülüğüne sahipken 1,18 gr toplam kütle kaybına uğradığı, buna karşın üretim parametrelerin değiştirilmesiyle elde edilen numunelerin kütle kayıp oranlarındaki artışla yüzey pürüzlülük değerlerinin de arttığı görülmüştür.



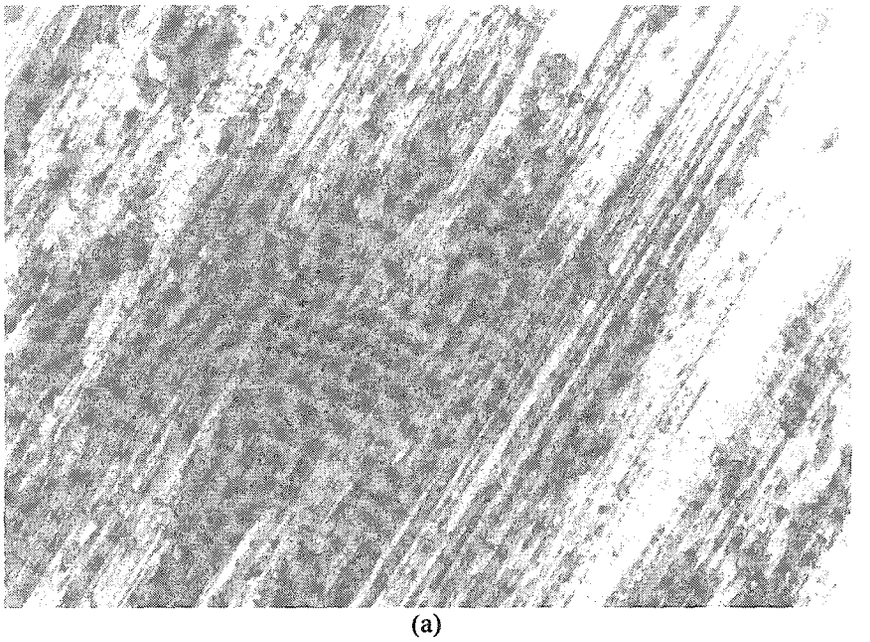
Şekil 8.78. FeCrC-WC kaplanan numunelerin (a) sertlik-toplam kütle kaybı, (b) yüzey pürüzlülüğü-sertlik (c) yüzey pürüzlülüğü-kütle kaybı arasındaki ilişki

FeCrC-WC tozlarıyla yüzey modifikasyonu yapılan 15-18 nolu numunelerin tokluk, sertlik, toplam kütle kaybı ve yüzey pürüzlülüğü arasındaki ilişki Şekil 8.79' da verilmiştir. Bununla birlikte aşınma sonrası yüzey çizgileri ve kırılma sonrası alınan SEM fotoğrafları Şekil 8.80-Şekil 8.85' de sıralanmıştır. Şekil 8.79' a göre, maksimum tokluk 18 nolu numunede görülürken, minimum tokluk 15 ve 16 nolu numunelerde ölçülmüştür. Elde edilen verilerden, WC miktarının arttırılmasıyla elde edilen 15 nolu modifiyeli numunede W_2C karbürünün varlığından dolayı diğer numunelere göre, daha gevrek olduğu görülmüştür. Yapıda FeCrC konsantrasyonunun artmasıyla (17 ve 18 nolu numune) toklukta, 15 ve 16 nolu numuneye göre, nispeten bir iyileşme tespit edilmiştir.

Şekil 8.84a' da kırılma sonrası oluşan mikro çatlakların yüzey modifikasyonu yapılan üst tabakayla geçiş ara yüzeyinde meydana geldiği görülmüştür. Oluşan W_2C fazlarının tane sınırlarında yoğun olduğu ve mikro çatlakların bu bölgelerde meydana geldiği tespit edilmiştir.



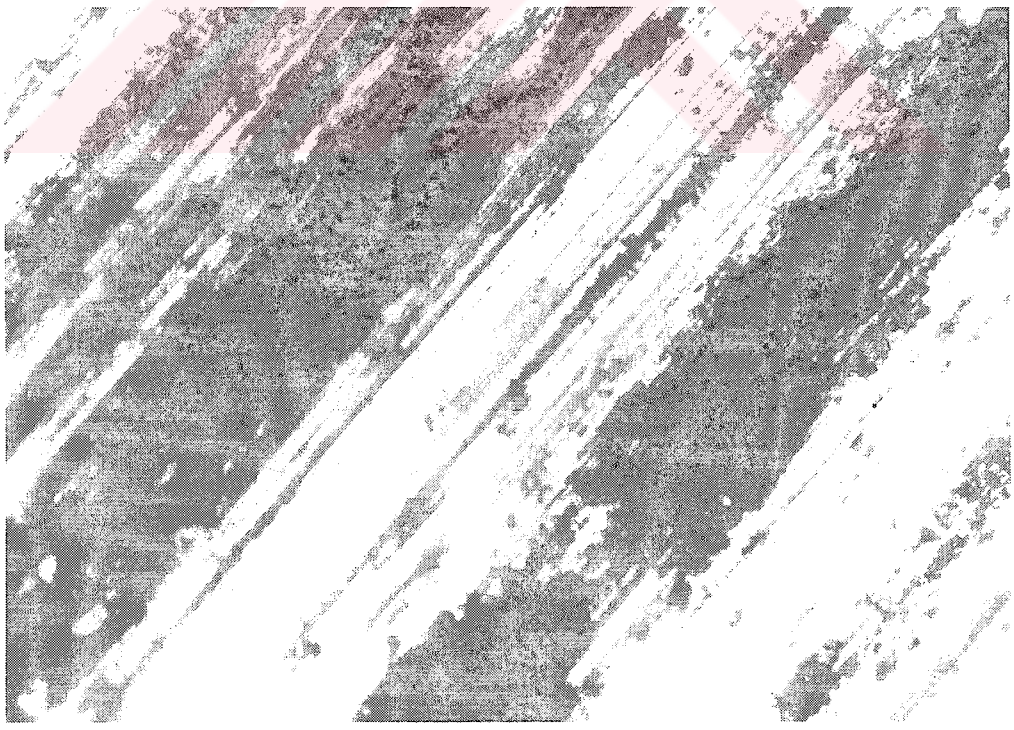
Şekil 8.79. FeCrC-WC kaplanan numunelerin tokluk- sertlik- kütle kaybı ve yüzey pürüzlülüğünün karşılaştırılması



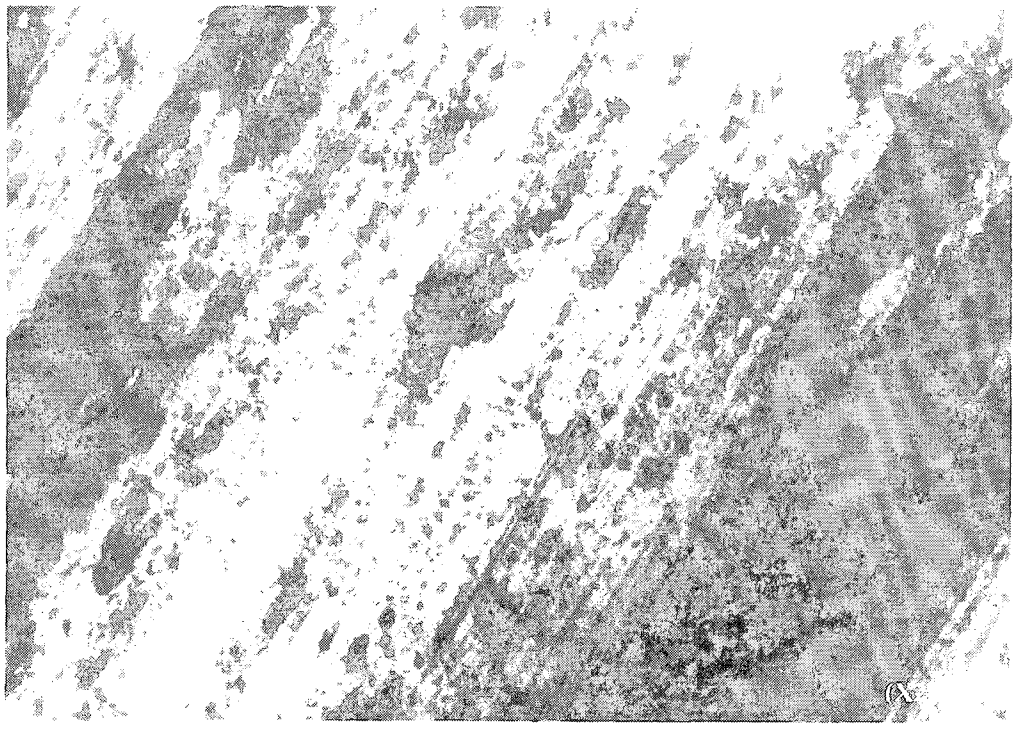
(a)

(b)

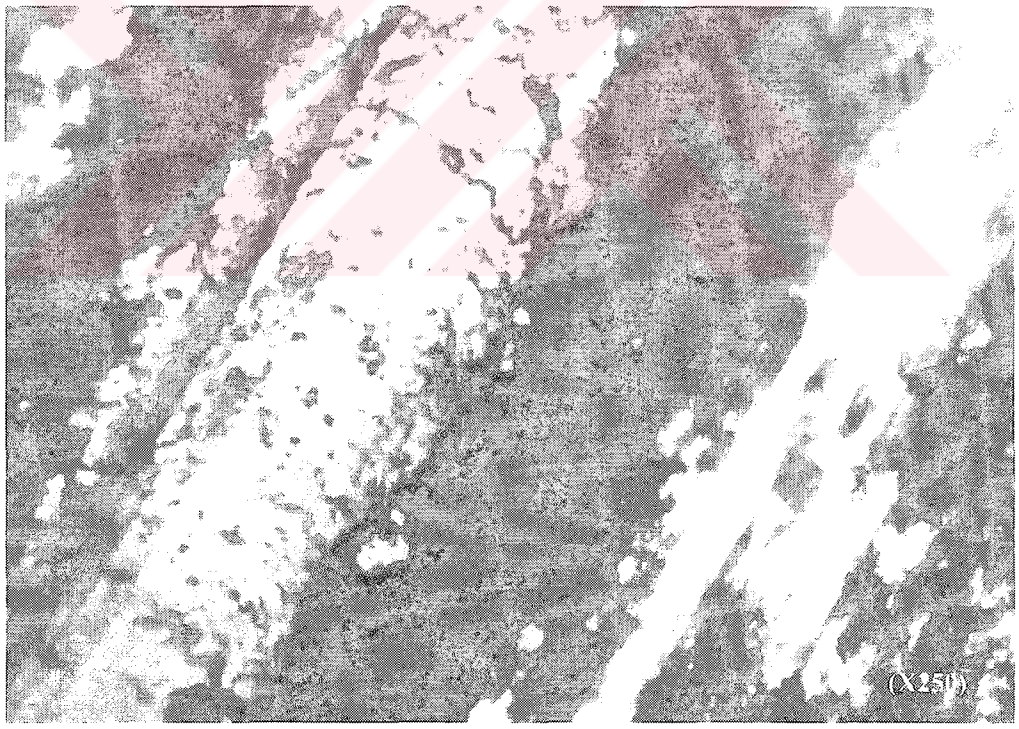
Şekil 8.80. 15 nolu numunenin 20 N yük altında (a) iz derinliği, (b) aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraflar (X250)



Şekil 8.81. 16 nolu numunenin 20 N yük altında aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250)

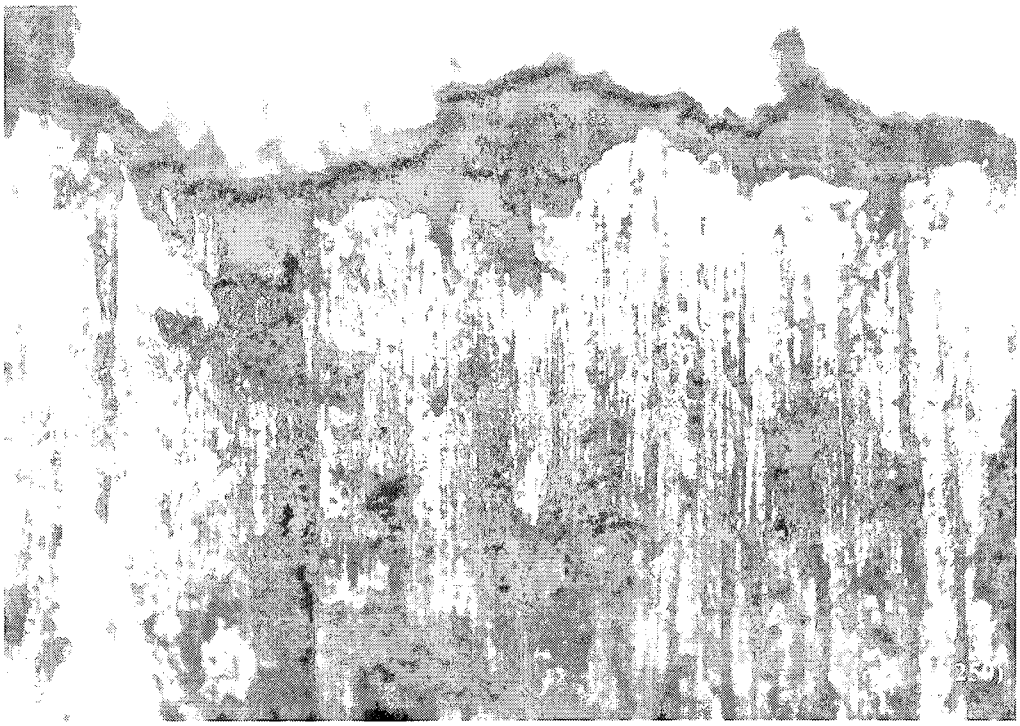


Şekil 8.82. 17 nolu numunenin 20 N yük altında aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250)



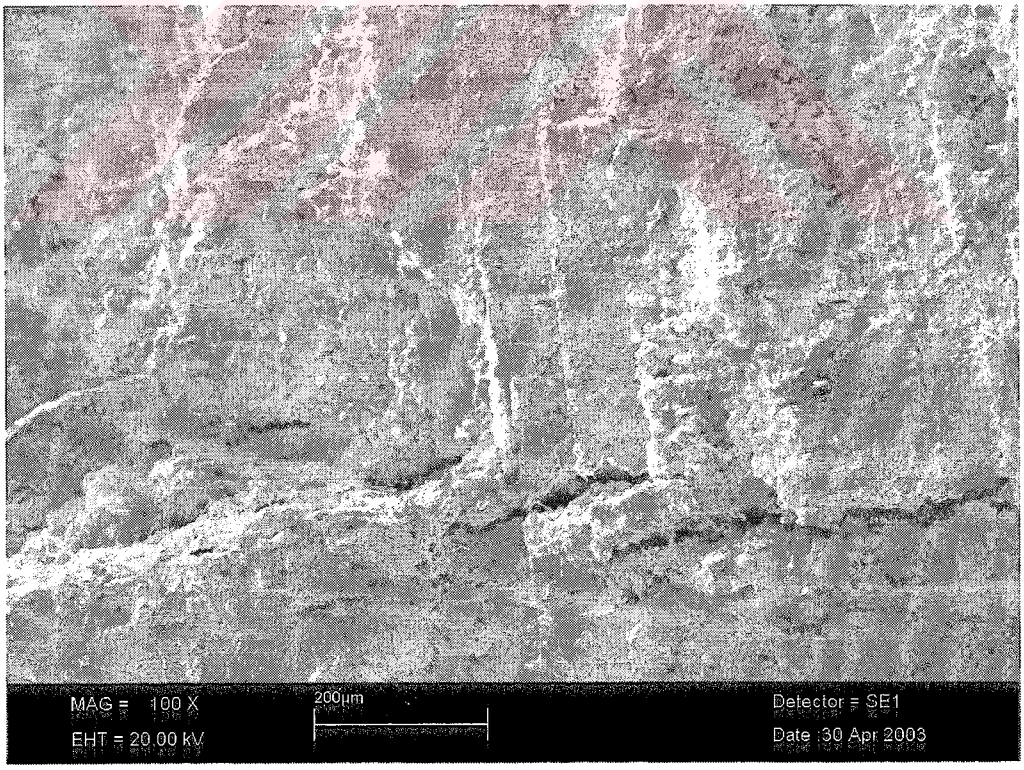
(a)

Şekil 8. 83. 18 nolu numunenin 20 N yük altında (a) aşınma yüzeyinden alınan optik fotoğraf (X250)



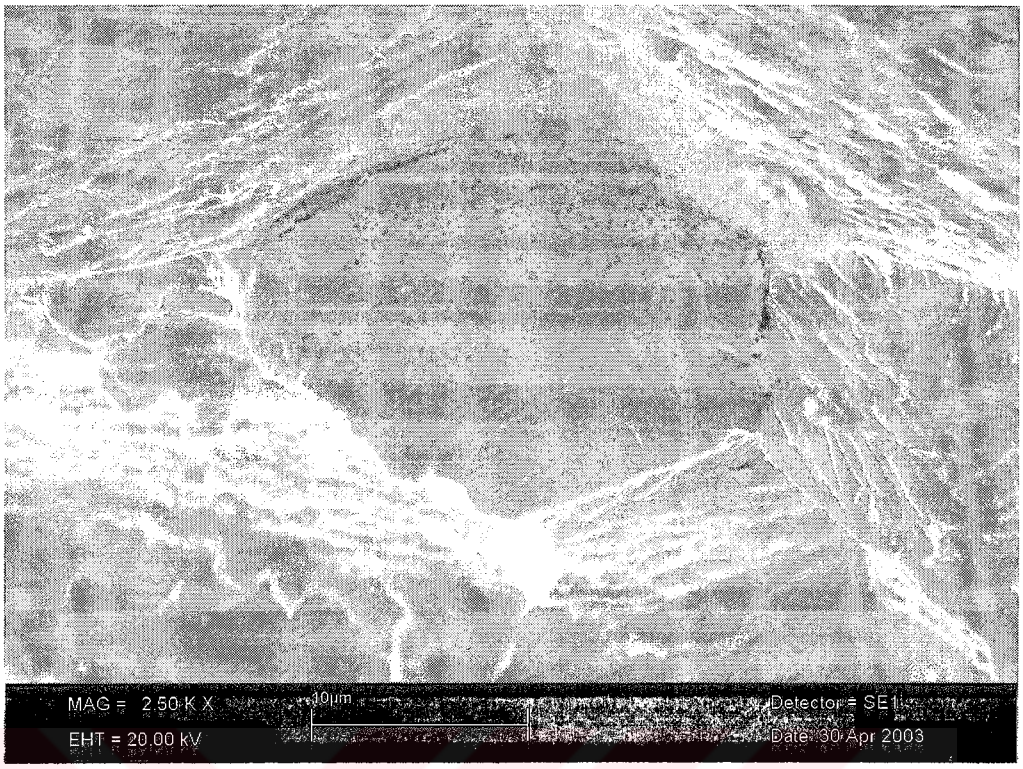
(b)

Şekil 8. 83. 18 nolu numunenin 20 N yük altında (Devamı) (b) iz derinliğini gösteren optik fotoğraf (X250)



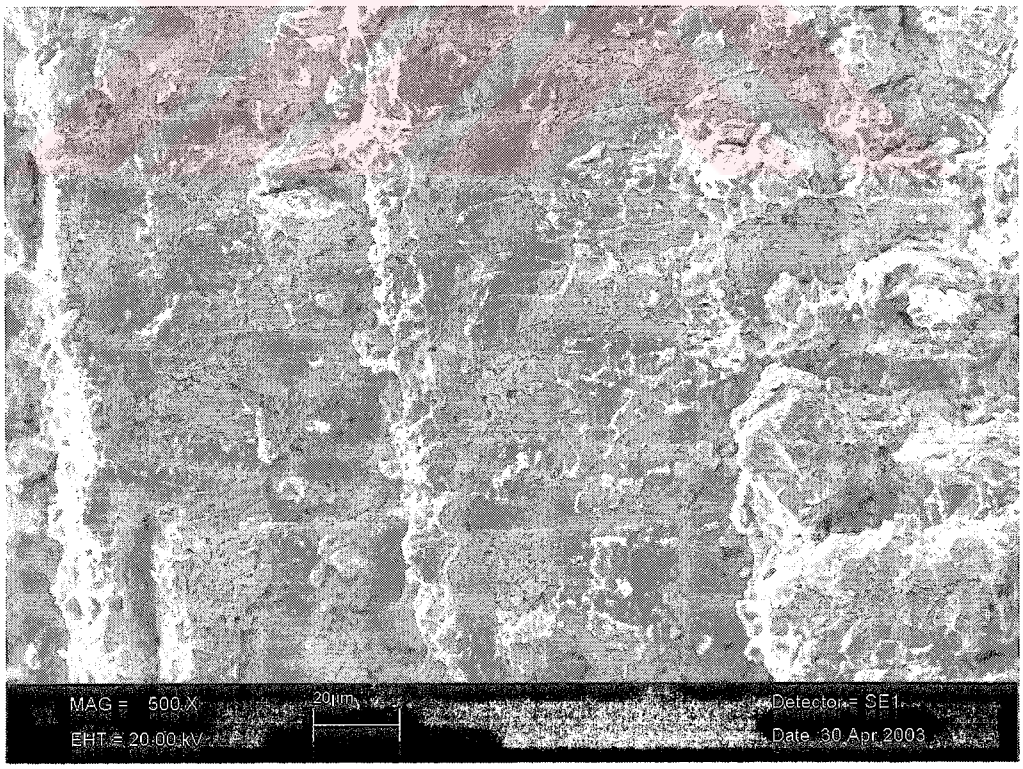
(a)

Şekil 8.84. 15 Nolu numunenin (a) Kaplama/ara yüzey/alt tabakasının kırık yüzeyi (X100)



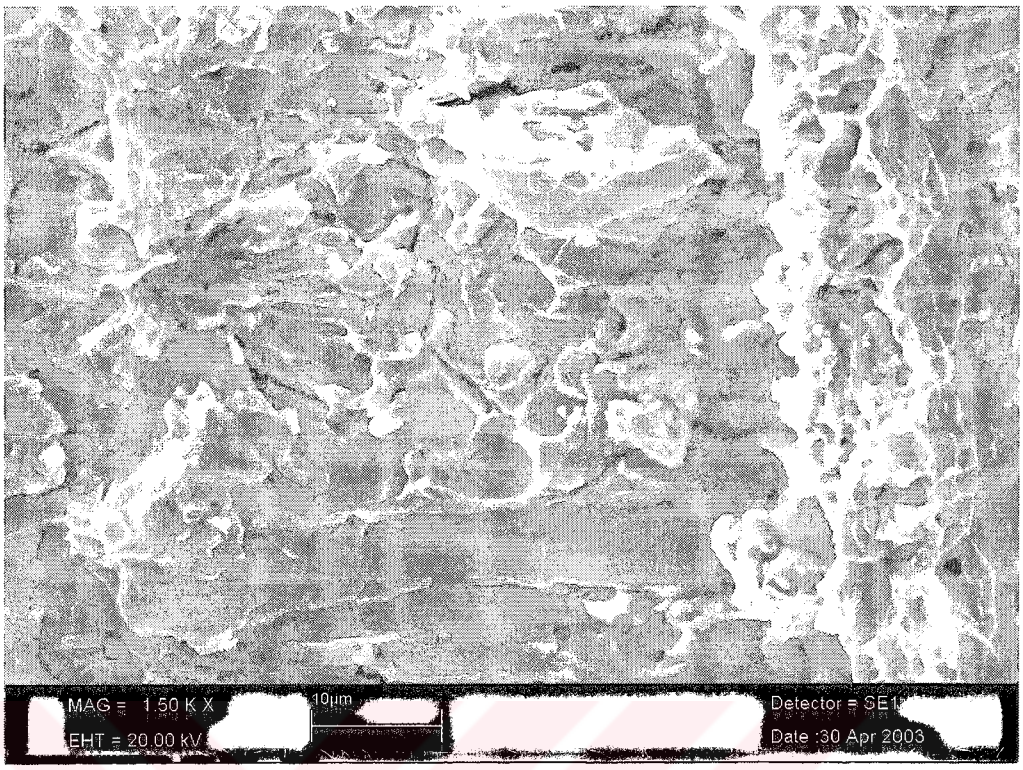
(b)

Şekil 8.84. 15 Nolu numunenin (Devamı) (b) Kaplama bölgesinin kırık yüzeyindeki karbür bölgesinden alınan SEM fotoğrafı (X2500)

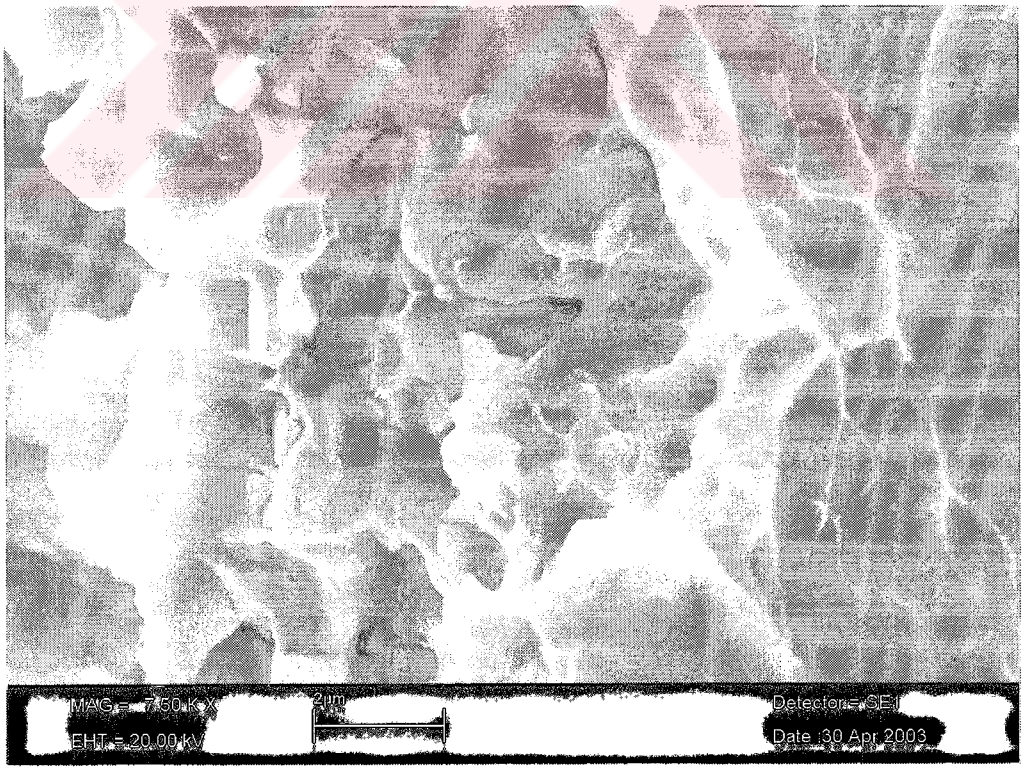


(a)

Şekil 8.85. 18 Nolu numunenin (a) Kaplama tabakasının kırık yüzey SEM fotoğrafı (X500)



(b)

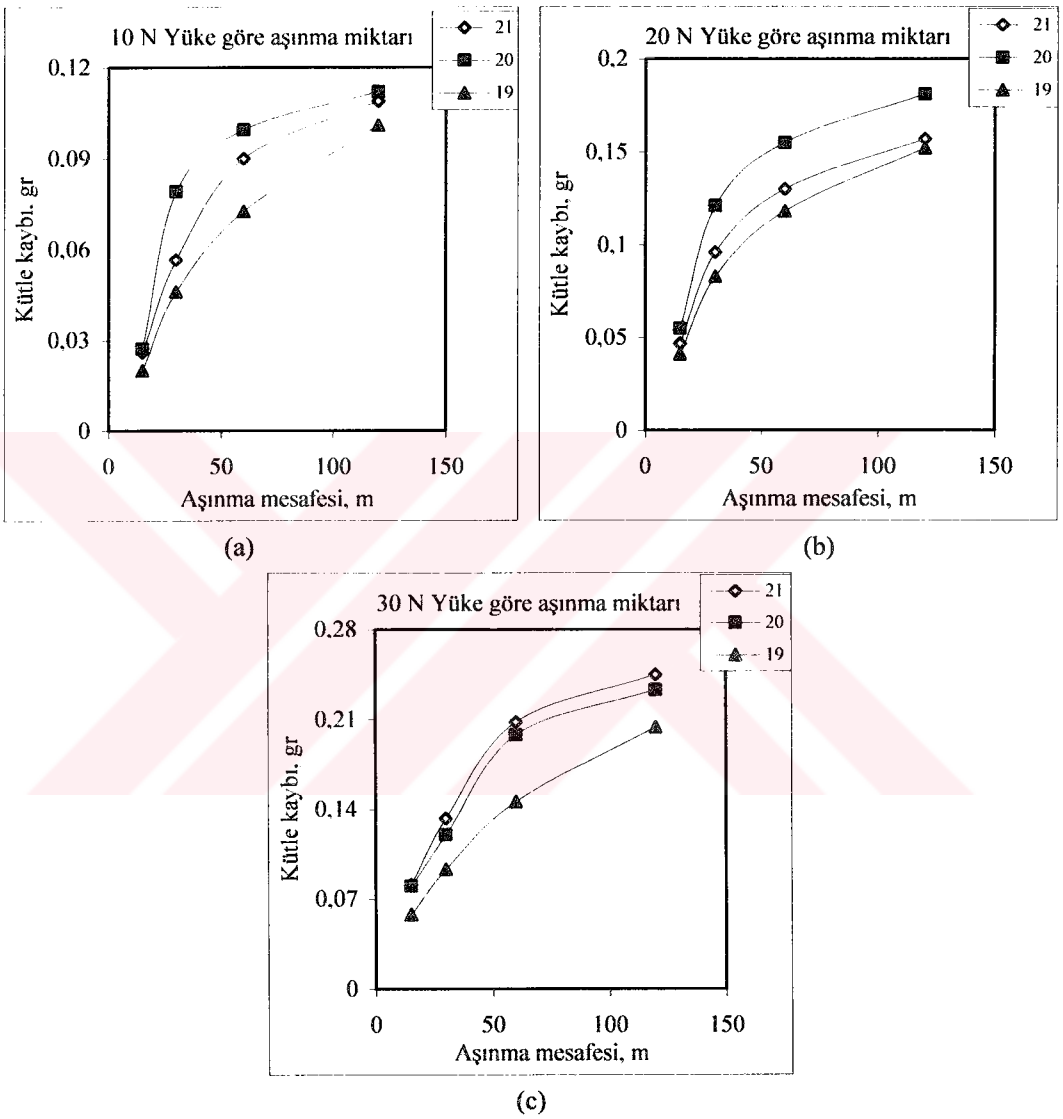


(c)

Şekil 8.85. 18 Nolu numunenin (Devamı) (b) Kaplama tabakasının kırık yüzey SEM fotoğrafı (X1500) ve (c) Kırık yüzeyde partikül kopmasını gösteren SEM fotoğrafı (X7500)

8.2.3.3. WC Yüzey Modifikasyonlu Numunelerin Abrasiv Aşınma Sonuçları

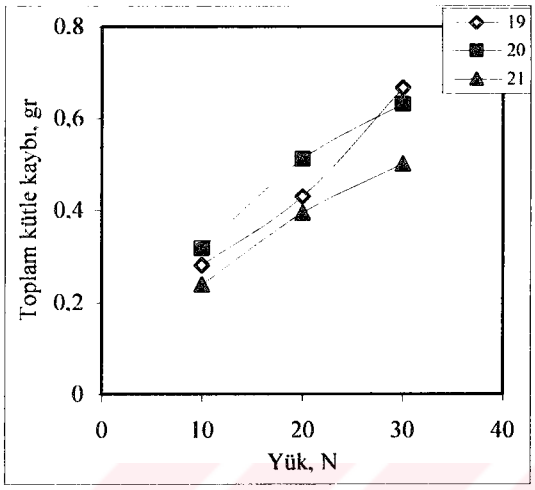
Farklı toz oranlarında WC tozlarıyla yüzey modifikasyonu yapılan 19-21 nolu numunelerin farklı yük değerlerinde abrasiv aşındırma sonrası mesafeye bağlı olarak kütle kaybı ilişkisi Şekil 8.86' de verilmiştir.



Şekil 8.86. WC kaplanan numunelerin (a) 10 N yüke göre, (b) 20 N yüke göre, (c) 30 N yüke göre mesafeye bağlı kütle kaybı değişimi

Şekil 8.86' da, 10, 20 ve 30 N yük altında aşındırılan 19-21 nolu WC tozlarıyla modifiye edilen numunelerin mesafeye göre kütle kayıp miktarları, yaklaşık parabolik bir eğim göstererek artmıştır. 19 nolu numune diğer numunelere göre daha az kütle kaybına uğradığı görülmüştür. 10 N yük altındaki kütle kayıp miktarları karşılaştırıldığında (Şekil 8.86a), 19 nolu numune 15 m mesafede 0,02 gr kütle kaybına uğrarken, 19 ve 20 nolu numune birbirlerine

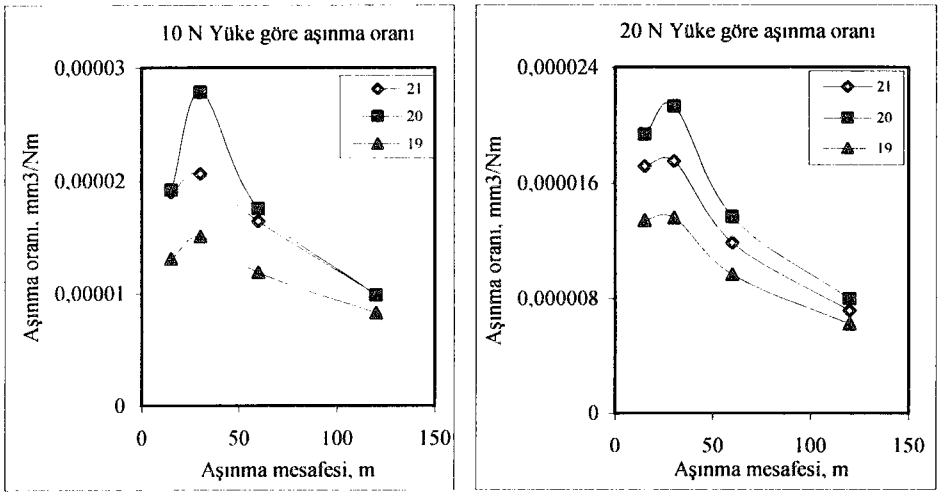
yakın değerlerde (0,028 gr) aşınmıştır. Mesafe arttıkça, kütle kayıpları arasındaki fark açılmıştır. 60 m mesafede, her üç numune için kütle kayıp değerlerinde bir düşüş görülmüştür. 21 nolu numune için, 0,19 gr, 20 nolu numune 0,082 gr ve 19 nolu numunedeyse 0,065 gr kütle kaybına uğramıştır. 20 ve 30 N yükler için Şekil 8.86b ve Şekil 8.86c' de de aynı durum gözlenmiştir.



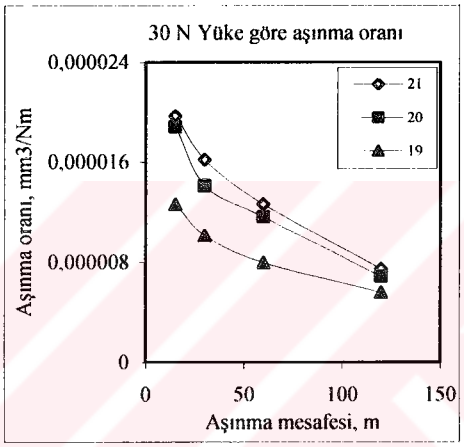
Şekil 8.87. WC kaplanan numunelerin uygulanan yüke göre toplam kütle kaybı değişimi

Şekil 8.87' de uygulanan yüke bağlı olarak 19-21 nolu modifiye edilen numunelerin 225 m mesafedeki toplam kütle kaybı verilmiştir. Buna göre, 10 N yük altındaki toplam kütle kayıpları yönünden numuneler sıralandığında, 20 nolu numune daha çok kütle kaybına uğrarken, minimum kütle kaybı 19 nolu numunede ölçülmüştür. 30 N yük altındaki toplam kütle kaybı 21 nolu numunede gerçekleşirken; 20 nolu numunede kütle kayıp değerleri 21' den küçük, 19 nolu numuneden ise büyük değerde kalmıştır.

Şekil 8.88' de aşınma oranı değerleri, uygulanan yük sonucu meydana gelen kütle kaybının mesafeye bölünmesiyle tespit edilmiştir. Şekil 8.88a' da 15 ve 30 m mesafelerinde aşınma oranı değerleri yönünden 20 nolu numune 0.000018-0.000028 mm^3/Nm değeriyle maksimum bir pik çizmesinin yanı sıra, 60 m mesafede 0.000017 mm^3/Nm değerine düşmüştür. Tüm numuneler için 30 m mesafede bir pik oluşumu gözlenmiştir. Ancak mesafenin 120 m olduğu durumda aşınma oranı değerleri (0.000009-0.000011 mm^3/Nm) birbirlerine çok yakın hesaplanmıştır. 30 N yük altındaki aşınma oranı değerleri, mesafeye bağlı olarak, hiperbolik bir eğimle azalma gözlenmiştir. 120 m mesafe için 19 nolu numune 0.0000055 mm^3/Nm, 20 nolu numune 0.000007 ve 21 nolu numuneyse 0.000008 mm^3/Nm aşınma oranı sergilemişlerdir.



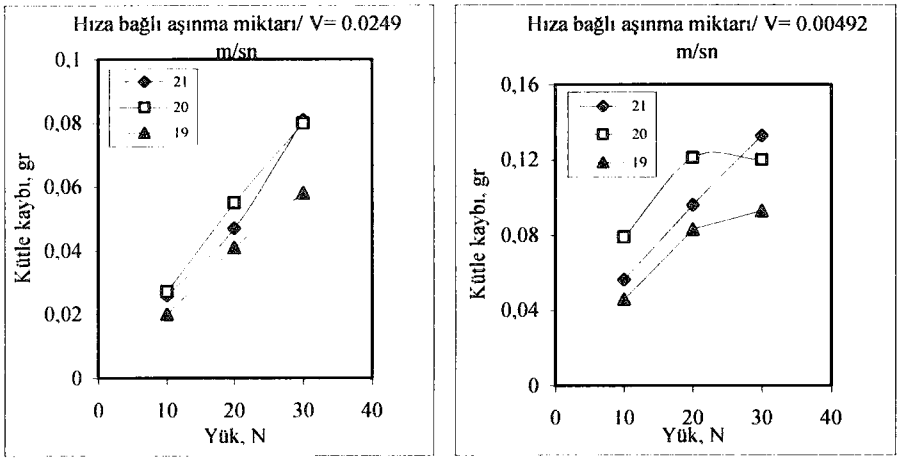
(a) (b)

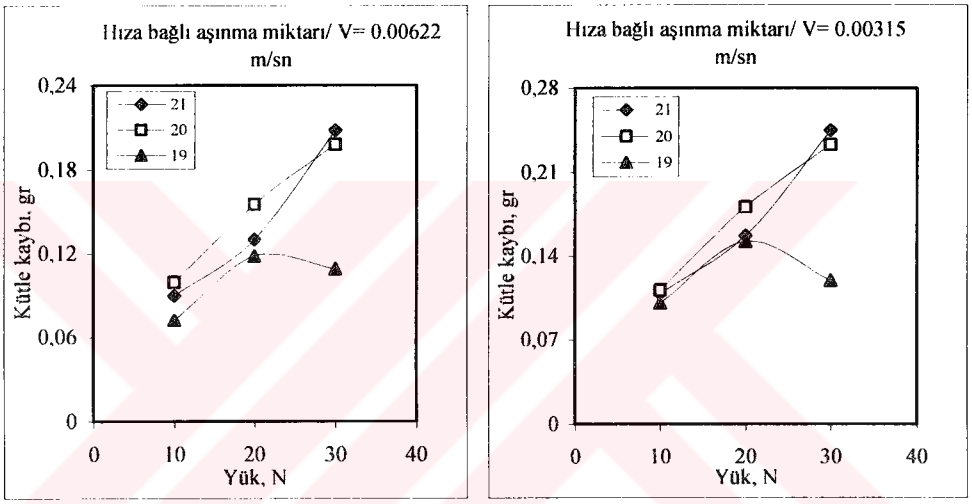


(c)

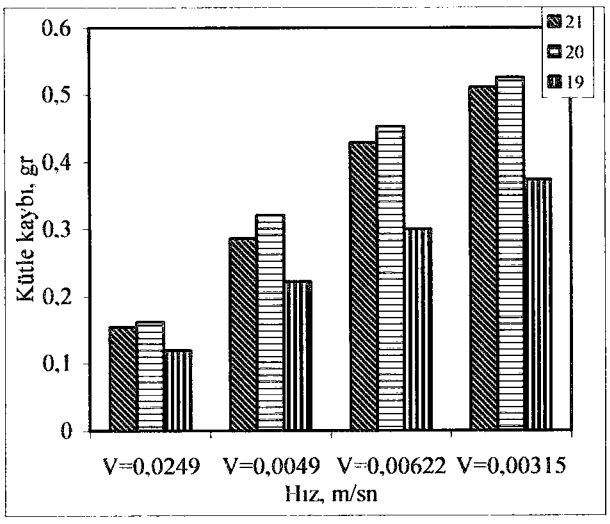
Şekil 8.88. WC kaplanan numunelerin (a) 10 N yüke göre, (b) 20 N yüke göre, (c) 30 N yüke göre aşınma mesafesine bağlı aşınma oranı değişimi

Farklı abrasiv aşınma hızlarında uygulanan yüke bağlı olarak kütle kayıp miktarları Şekil 8.89' da ve toplam kütle kayıplarıysa Şekil 8.90' da verilmiştir. Verilere göre, 0.0249 m/sn' lik kayma hızında WC ile modifiye edilen 19-21 nolu numunelerde, kütle kaybının 21 nolu numune 20 nolu numuneye göre daha az ve 19 nolu numuneye göre daha fazla aşındığı tespit edilmiştir. Kayma hızının azalmasıyla numunelerdeki kütle kaybı da artmıştır. Bu veriler ışığında, Şekil 8.91' deki grafik toplam kütle kaybının maksimumdan minimuma sırasıyla 20, 19 ve 21 nolu numunelerde oluştuğu görülmüştür. Toplam 225 m mesafesinde 21 nolu numune 1,39 gr, 20 nolu numune 1,42 gr ve 19 nolu numuneyse 1,15 gr kütle kaybına uğramıştır.

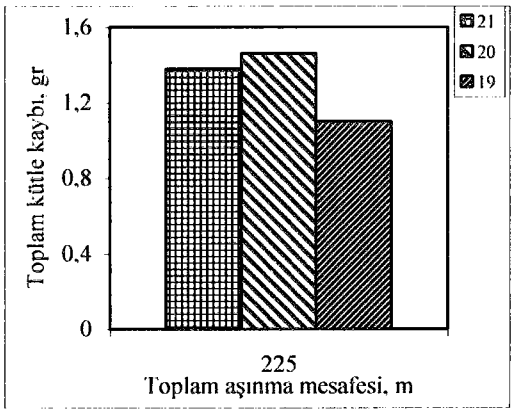




Şekil 8.89. WC kaplanan numunelerin (a) 0.0249 m/sn, (b) 0.00492 m/sn, (c) 0.00622 m/sn, (d) 0.00315 m/sn aşınma hızına bağlı kütle kaybı değişimi

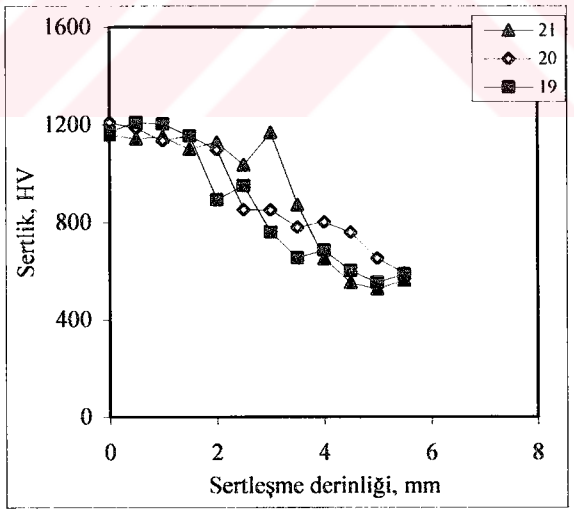


Şekil 8.90. WC kaplanan numunelerin aşınma hızına bağlı kütle kaybı değişimi



Şekil 8.91. WC kaplanan numunelerin aşınma hızına bağlı kütle kaybı değişimi

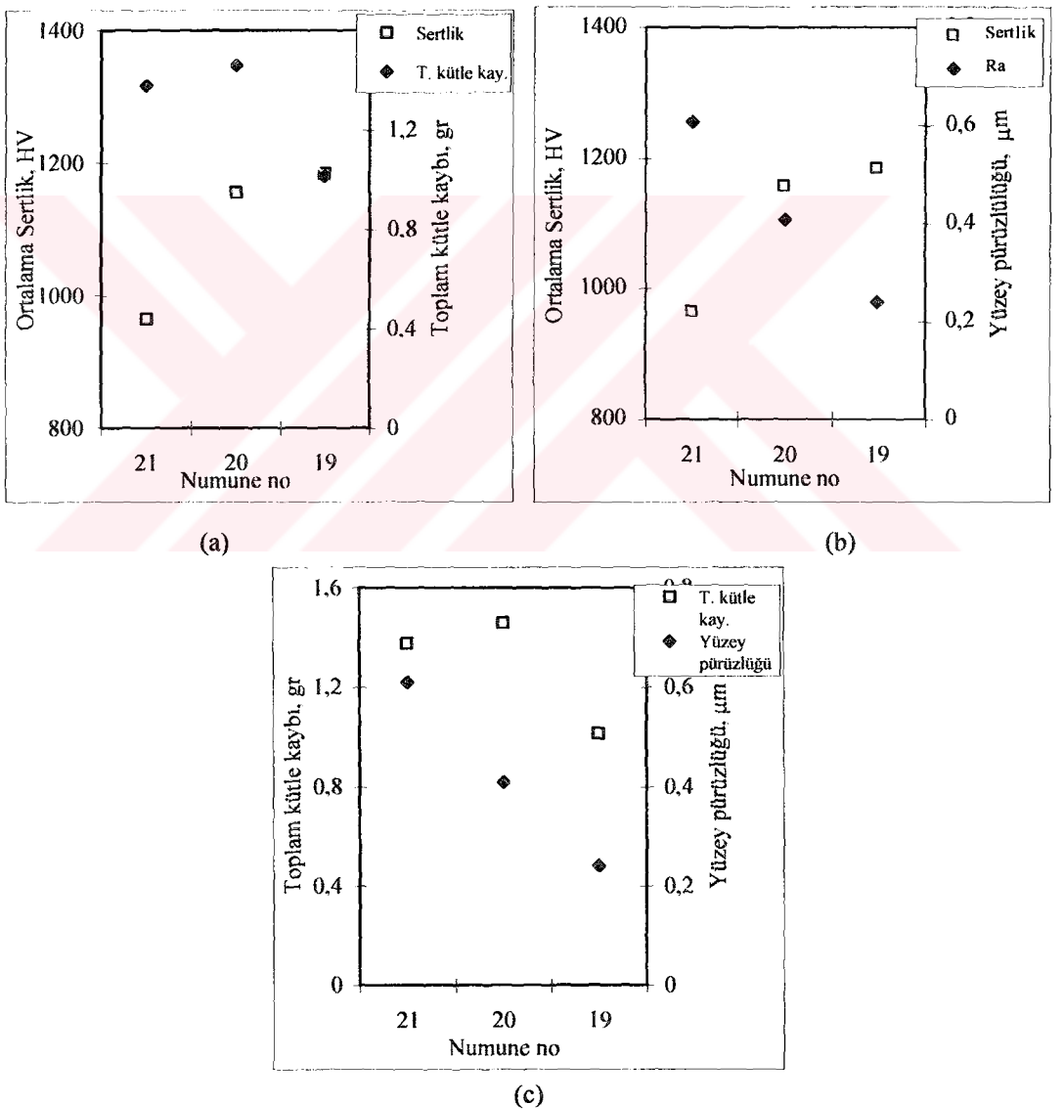
WC tozlarıyla yüzey modifikasyonu yapılan 19-21 nolu numunelerin yüzeylerinin 0,5 mm altından merkeze doğru, mesafeye bağlı olarak alınan sertlik değerleri Şekil 8.92' de verilmiştir. Yüzeyi modifiye edilen numunelerdeki sertlik dağılımı homojen olarak bir dağılım sergilemekle birlikte, geçiş bölgesinde bir düşüş görülmüştür. Üst tabakadaki sertlik dağılımları 1000-1200 HV arasında değişim göstermiştir. WC toz miktarının artmasıyla sertlikte bir artış olmuştur. Ancak modifiye edilen tabaka kalınlığı sertlik değişimiyle de tespit edilebilmektedir ve buna göre, maksimum kalınlık üretim parametrelerine bağlı olarak 21 nolu numunede gerçekleşmiştir.



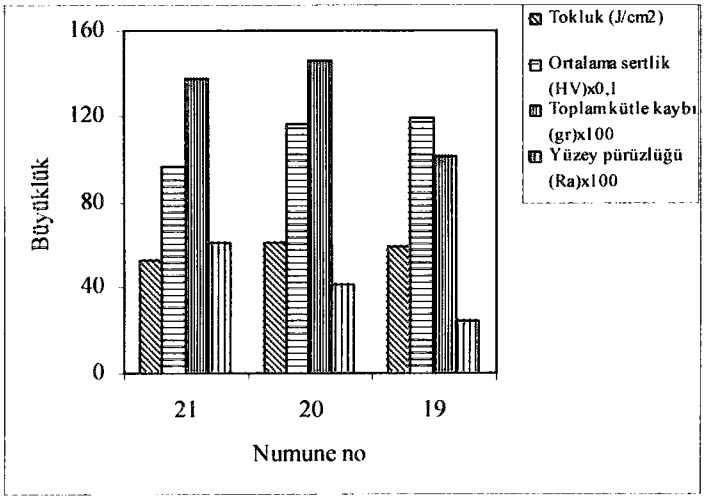
Şekil 8.92. WC kaplanan numunelerin yüzeyden alt tabakaya göre mesafedeki sertlik değişimi

Şekil 8.93' de sertlik değerlerinin kütle kaybıyla ilişkisi (Şekil 8.93a), yüzey pürüzlüğü (Şekil 8.93b) ve yüzey pürüzlüğün kütle kaybıyla ilişkisi (Şekil 8.93c) verilmiştir. Şekil 8.93a' da sertliği 956 HV olan 21 nolu numune toplam 1,38 gr kütle kaybına uğrarken, sertliğin artmasıyla kütle kaybında da bir düşüş görülmüştür (19 nolu numune). Ancak 20 nolu

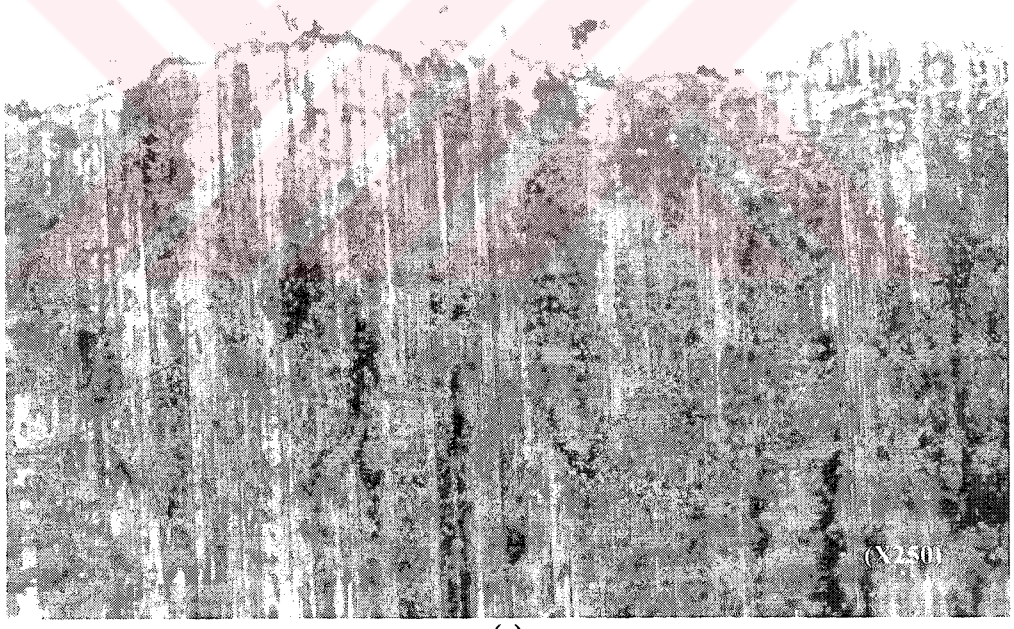
numunenin 1150 HV sertliğe sahip olduğu ve 1,45 gr ile maksimum kütle kaybına uğradığı saptanmıştır. Bunun da üretim parametrelerinden kaynaklandığı sonucuna varılmıştır. 19 nolu numune 1200 HV sertliğine sahipken, bunun 1 gr' lık kütle kaybıyla en az kütle kaybına uğrayan numune olduğu görülmüştür. Sertliğin artmasıyla yüzey pürüzlük değerlerinde düşüş gözlenmiştir (Şekil 8.93b). 950 HV sertliğine sahip 21 nolu numune 0,65 μm yüzey pürüzlüğü gösterirken, 1200 HV sertlikli 19 nolu numunenin yüzey pürüzlük değeri 0,23 μm' dir. Yüzey pürüzlüğüne karşın WC modifiyeli numunelerin iz (debris) derinliğini gösteren optik fotoğraflar Şekil 8.95' de verilmiştir. Fotoğraflardan da görüleceği gibi, 20 nolu numunede aşınma sonrası oluşan debris derinliği 19 ve 21 nolu numunelere göre daha derin olmuştur.



Şekil 8.93. WC kaplanan numunelerin (a) sertlik-toplam kütle kaybı, (b) yüzey pürüzlüğü-sertlik (c) yüzey pürüzlüğü-kütle kaybının karşılaştırılması

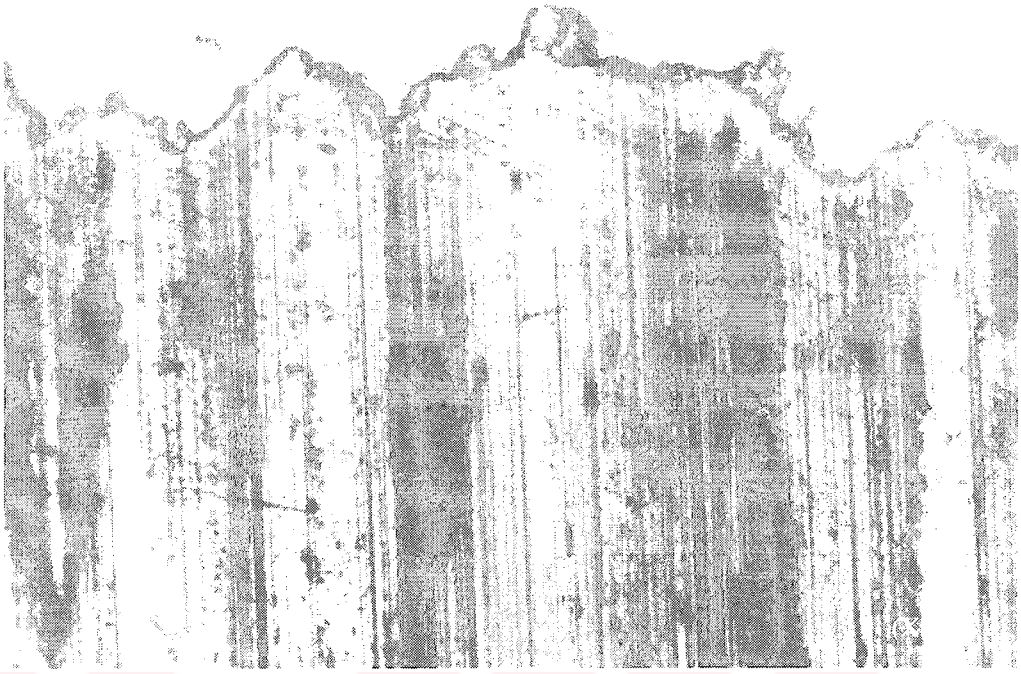


Şekil 8.94. WC kaplanan numunelerin tokluk-sertlik-kütle kaybı ve yüzey pürüzlüğünün karşılaştırılması

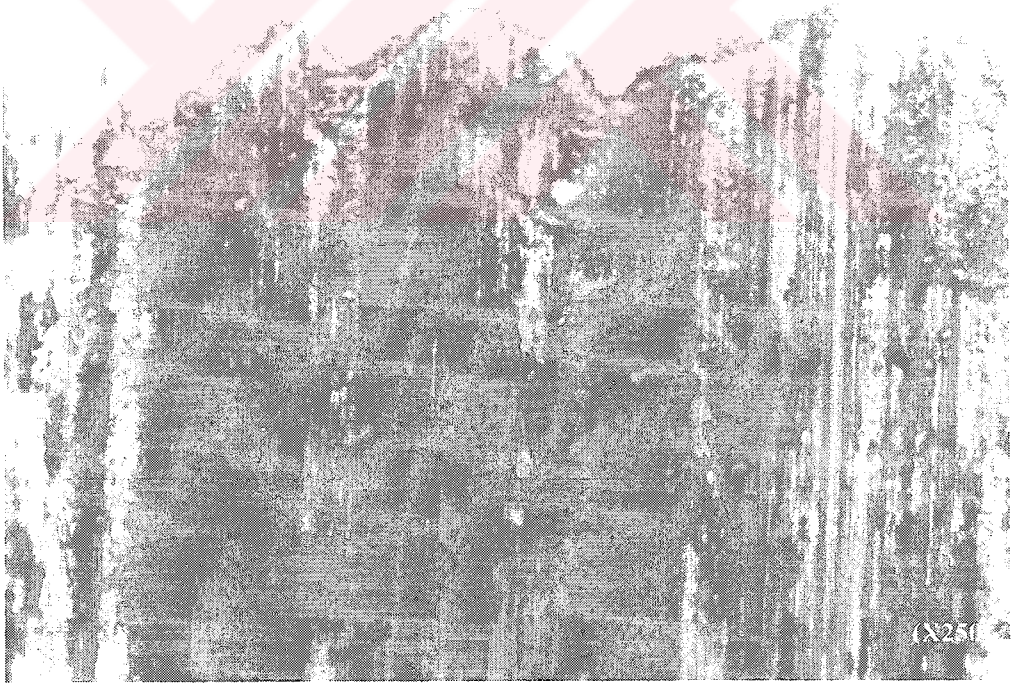


(a)

Şekil 8. 95. 20 N yük altında (a) 21 nolu numunenin iz derinliği (X250)

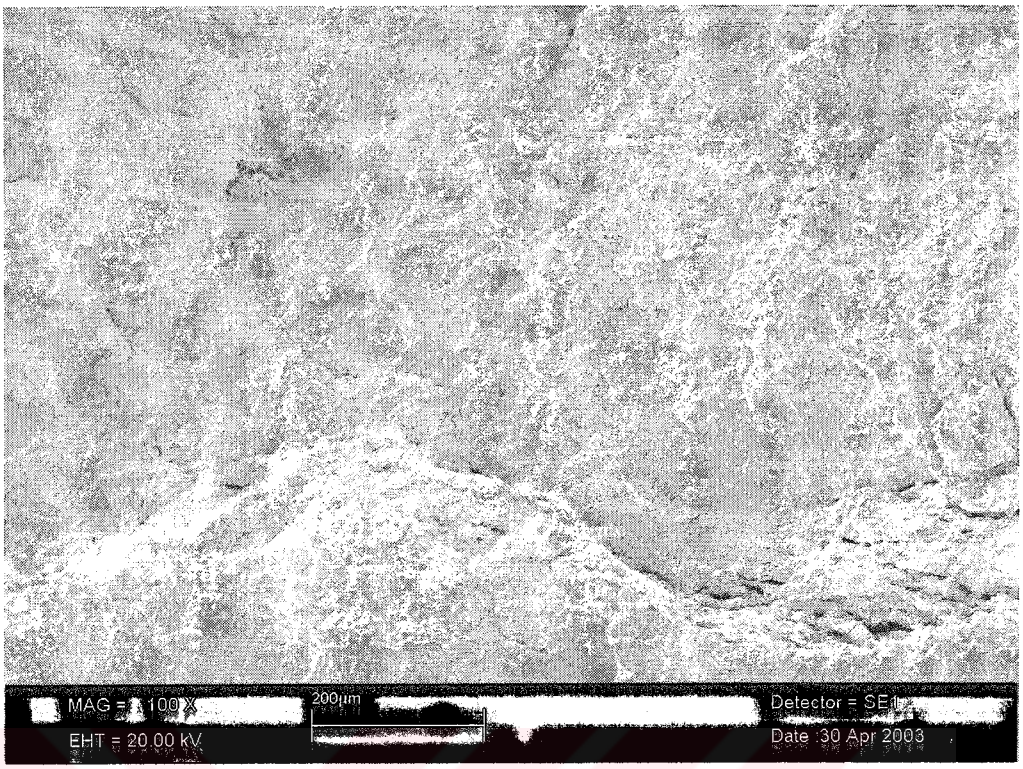


(b)

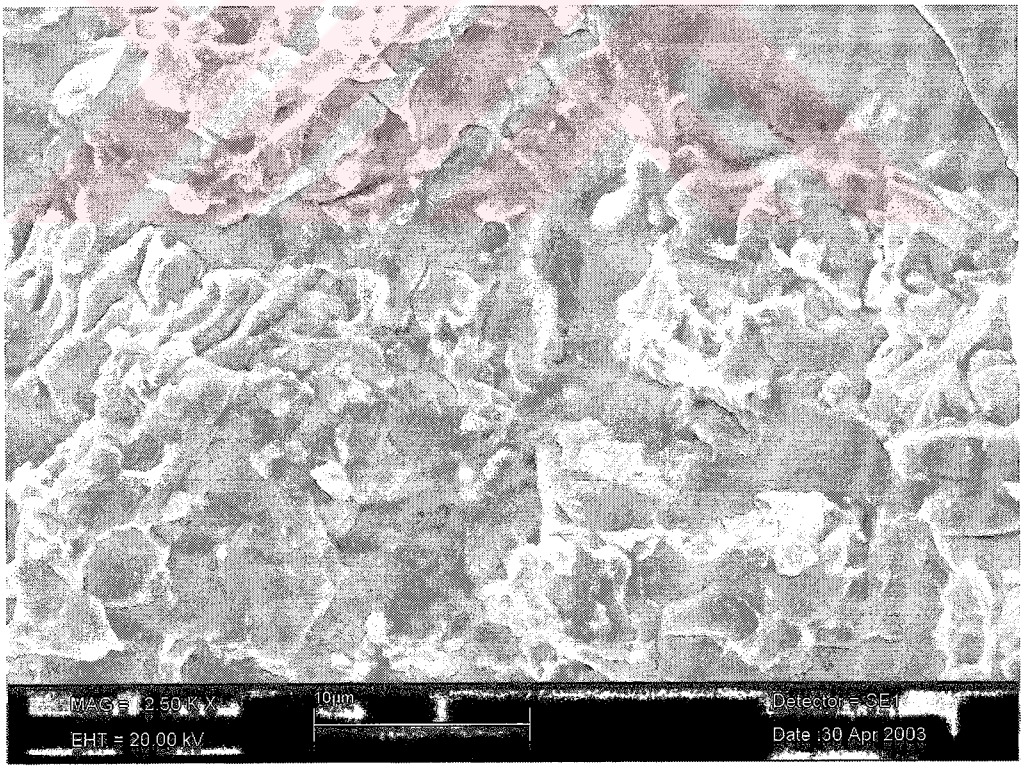


(c)

Şekil 8. 95. 20 N yük altında (Devamı) (b) 20 nolu numunenin iz derinliği (X250) (c) 19 nolu numunenin iz derinliği (X250)

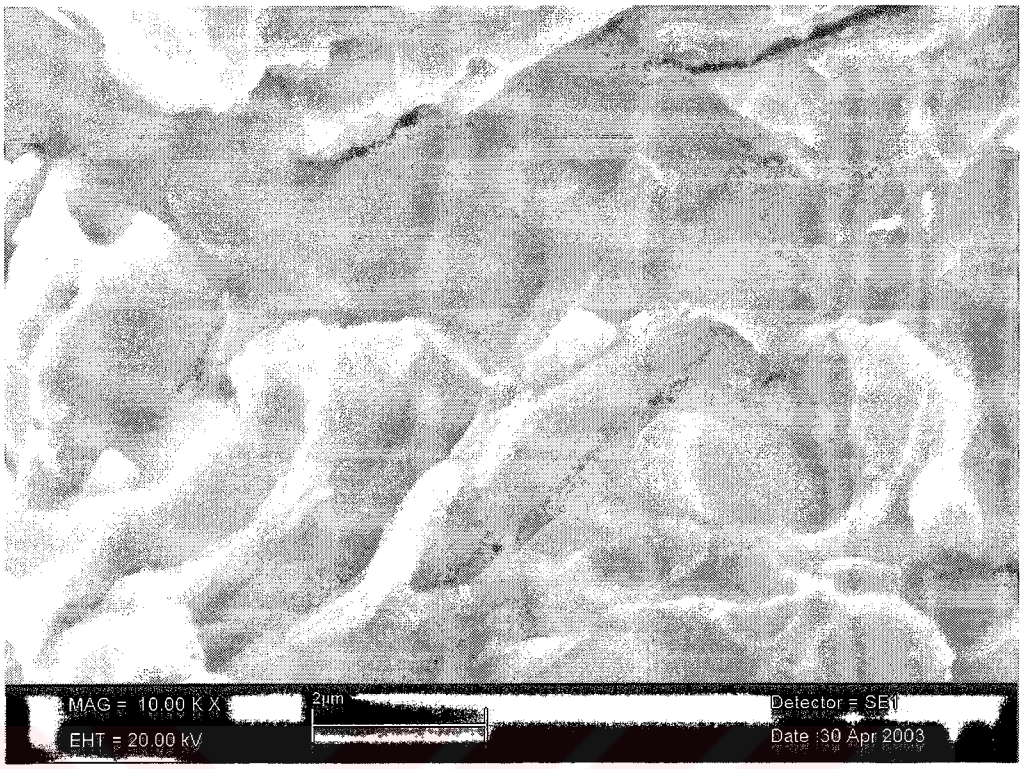


(a)



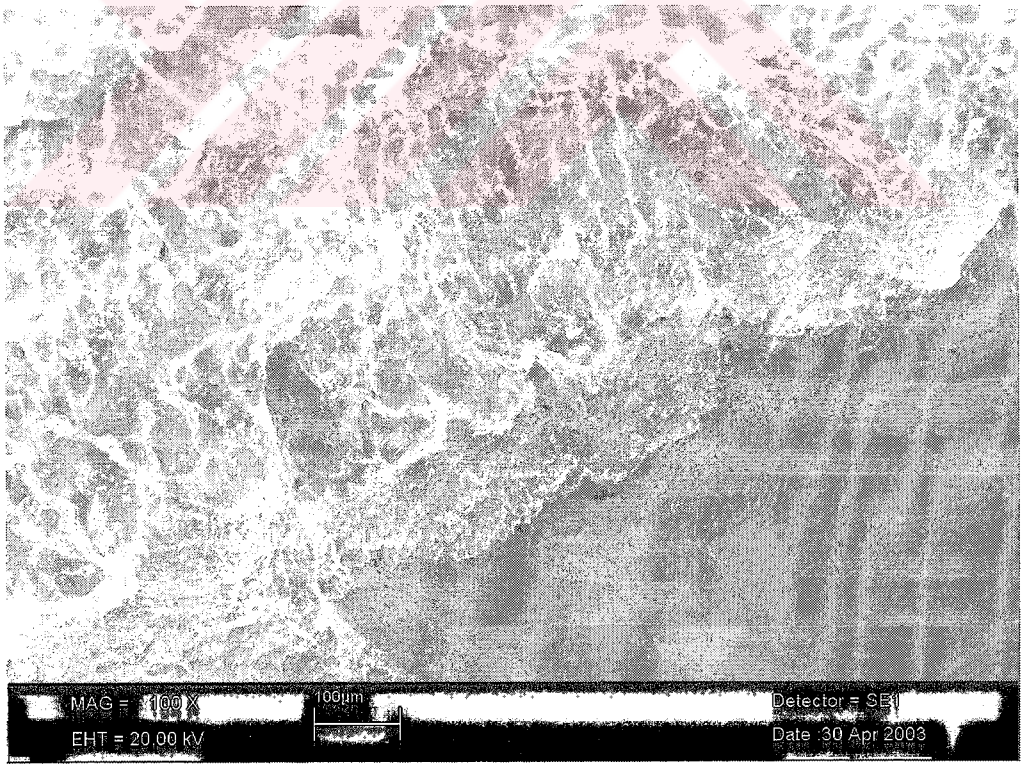
(b)

Şekil 8.96. 20 Nolu numunenin (a) Kaplama/ara yüzey/alt tabakasının kırık yüzey SEM fotoğrafı (X100), (b) Kaplama bölgesinin kırık yüzey SEM fotoğrafı (X2500)



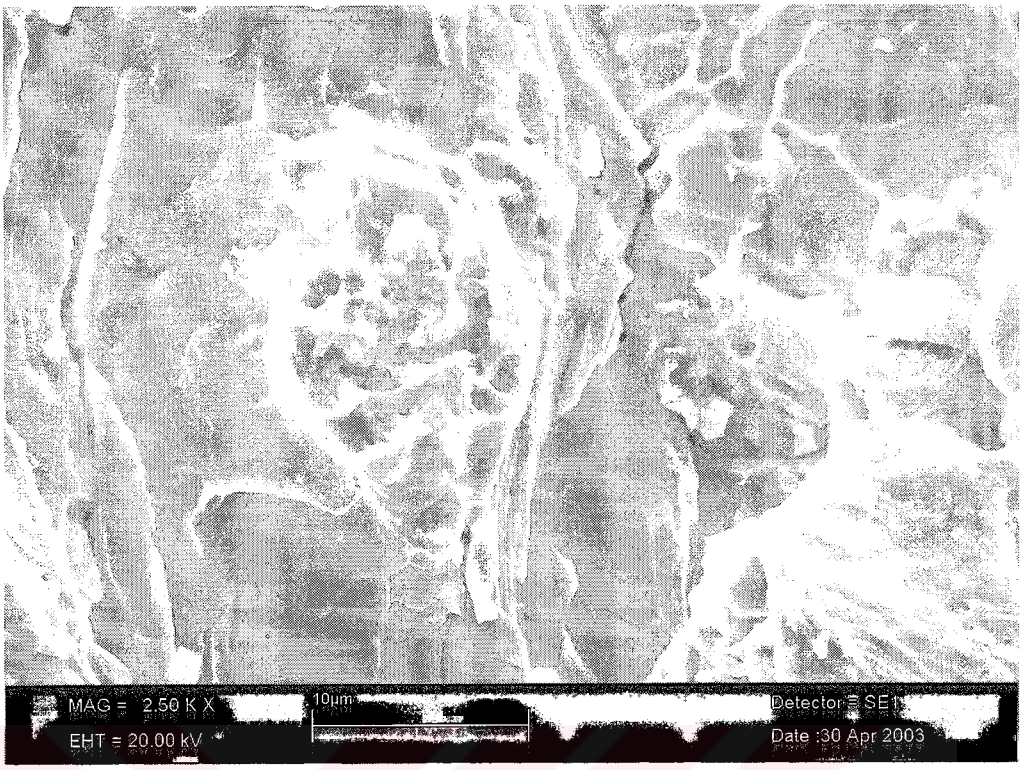
(c)

Şekil 8.96. 20 Nolu numunenin (Devamı) (c) Kırık yüzey bölgesinden alınan SEM fotoğrafı (X10000)



(a)

Şekil 8.97. 19 Nolu numunenin (a) Kaplama/ara yüzey/alt tabakasının kırık yüzey SEM fotoğrafı (X100)



(b)

Şekil 8.97. 19 Nolu numunenin (Devamı) (b) Kaplama bölgesinin kırık yüzey bölgesinden alınan SEM fotoğrafı (X2500)

9. GENEL SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı AISI 4340 çeliği, sertleştirme, temperleme, nitrokarbürleme yöntemleriyle birlikte, FeCrC, WC ve FeCrC/WC tozlarıyla yüzey modifikasyonları yapılmıştır. Seçilen yöntemlerin; malzemenin üst tabaka mikroyapısında oluşacak karbür ve diğer fazların, yapının sertliğine ve abrasiv aşınma direncine olan etkileri araştırılmıştır. Yapılan araştırma ve incelemelerden şu sonuçlara ulaşılmıştır:

1. Deney çalışmalarında alt tabaka malzemesi olarak kullanılan yüksek mukavemetli düşük alaşımlı AISI 4340 çelik malzemesi; 224 HV sertliğinde olup, yapı ferrit+perlitten teşekkül etmektedir.
2. Mevcut malzemeye 850 °C' de ostenitleme ve yağda su verme işlemi yapılarak, yapı tamamiyle çıta tipi martenzite dönüştürülmüştür. Martenzitik yapılara 450, 550 ve 650 °C gibi farklı temper sıcaklıklarında, 60, 120 ve 240 dakika gibi sürelerle temperleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Temperleme sıcaklığı (300-700 °C) Ms sıcaklığı üzerinde seçilmekle, mikroyapı yönünden fazla bir değişiklik olmamakla birlikte, 450 °C' nin üstündeki sıcaklıklarda temperleme süresinin artmasına paralel olarak ferrit tane büyüklüğünün arttığı ve rekristalizasyonun meydana geldiği görülmüştür. 650 °C gibi yüksek sıcaklıkta temperlenmesiyle, temper sıcaklığına bağlı olarak, yapısal değişimler de gözlenmiştir. Yağda su verilen AISI 4340 çeliğinin yapısı 650 °C gibi yüksek bir sıcaklık ve 2 saat sürede temperlendiğinde, mikroyapı ferrit matrisi içerisinde dağılmış küçük karbürler ve eş yönlenmiş taneli ferritten oluşmuştur. 650 °C sıcaklığında 4 saat temperleme süresinde elde edilen 6 nolu numunenin mikroyapısal değişimi diğer şartlara göre elde edilen yapılardan farklı bir görünüm sergilemiştir. Yapıda oluşan bu değişimler ve oluşan faz ve karbürlerin tip ve miktarları X-ışını difraksiyometresi ile tespit etmek mümkündür. Martenzit yapılı malzemeyle temperlenen malzemelerin abrasiv aşınma sonrası minimum aşınma değeri 650 °C' de 2 saat süreyle temperlenen N_4 numunesinden elde edilmiştir. Dislokasyon bölgeleri nispeten azalmakla birlikte, rekristalizasyon sonucunda kütle kaybı da düşmüştür. 450 °C' de temperlenen N_2 numunesinde aşınma miktarının fazla olması, seçilen zaman ve sıcaklığın mikroyapısal dönüşüm için yeterli olmamasına bağlanmıştır.
3. Nitrokarbürleme işlemi için AISI 4340 numuneleri 350 °C' de ön ısıtma, 580 °C' de tuz banyosunda 30, 60 ve 120 dakika gibi farklı nitrokarbürleme zamanlarında işlem yapılarak, oda sıcaklığına açık havada soğutulmuşlardır. İşlem zamanına bağlı olarak, 7 μm, 19 μm ve 45 μm gibi farklı kalınlıklarda ve bileşimlerde bileşik tabakası elde edilmiştir. 30 dakika süreyle nitrokarbürlenen numunede Fe_3N fazı hakimken, sürenin

uzamasıyla Fe_3N+Fe_4N fazlarına rastlanılmıştır. Sürenin uzaması, azot aktivitesinin yüksek olmasından dolayı daha kalın tabakalar elde edilmiştir. Nitrokarbürleme şartlarına bağlı olarak, nitrürleme zamanının artmasıyla kütle kayıp miktarları da düşmüştür. 30 m mesafede aşınma sonrası minimum kütle kaybı Fe_3N+Fe_4N karışımlı mikroyapıya sahip numuneden elde edilmiştir. Bunun nedeni, aşınma sırasında uygulanan yükün beyaz tabakadaki Fe_3N+Fe_4N fazlarına denk gelmesiyle aşınma miktarının düşmesidir. Sertlik değerleri, işlem süresine bağlı olarak 700-750 HV arasında değişim göstermiştir. Ayrıca işlem sıcaklığının yüksek olması ve sürenin uzamasıyla toklukta iyileşme gözlenmiştir. Bundan başka, sürenin uzaması, üst tabakada oluşan nitrokarbür faz oranının artmasına yol açmakta ve AISI 4340 çelik alt tabakası temper sıcaklığına göre nispeten yakın sıcaklık aralığında meydana geldiğinden, alt tabakanın az da olsa enerji absorbe etme yeteneği kazandığı düşünülmektedir.

4. Farklı üretim parametrelerinde AISI 4340 çeliği yüzeyine yapılan modifikasyon işlemi sonrası makro ve mikroyapı incelemelerinden, modifiye edilen bölgelerde herhangi bir çatlak ve kalıntılara rastlanılmamıştır. Bunun sonucunda, yüzeyin sert ve mukavemetli, iç kısımların ise daha sünek ve enerjiyi absorbe edebilen bir halde olması sağlanmıştır.
5. FeCrC tozlarıyla yüzey modifikasyonu sonrası ötektik altı ve ötektik üstü mikroyapılar elde edilmiştir. Toz miktarının az, üretim hızının düşük ve enerji girdisinin fazla olması durumunda mikroyapı Fe, Cr ve C konsantrasyonunca zengin dendritik bir katılaşma göstermiştir. Geçiştirilen toz miktarının ve üretim hızının da artmasıyla katılaşma ötektik üstü olarak gerçekleşmiştir. Toz miktarının artması, C ve Cr konsantrasyonlarının artmasının bir sonucu olarak, hem ötektik hem de birincil dendritlerdeki C ve Cr gibi alaşım elementlerinin yeniden çözünmesiyle farklı kafes parametrelerine sahip ostenit oluşumu gerçekleştirilmiştir. Ötektik altı yapıya sahip numunelerde, kübik yüzey merkezli kafes yapısına sahip ostenit ve hegzagonal sıkı paket kafes yapılı M_7C_3 (M = Cr, Fe) karbürleri, ötektik üstü yapıya sahip numunelerde ise, birincil M_7C_3 karbürleri ve ostenit fazlarının varlığı tespit edilmiştir.
6. FeCrC tozlarına WC ilavesiyle yapılan yüzey modifikasyonlarında, WC miktarına bağlı olarak, mikroyapıda kübik yüzey merkezli (KYM) ostenit (γ) ve M_7C_3 (M = Cr, Fe, W) ve WC karbürlerini içeren ötektik hücrelerin meydana geldiği görülmüştür.
7. Toz miktarı, üretim hızı ve enerji girdisi değiştirilerek WC ile yapılan yüzey modifikasyonunda, farklı biçim ve konsantrasyonlarda Fe, C, W' ce zengin M_7C_3, M_2C, $M_{23}C_6$, Fe_3W_3C ve γ-FeCrNiW karbür ve fazlarının farklı türleri elde edilmiştir. Geçiştirilen toz miktarının az ve üretim hızının yüksek olmasıyla, ara yüzeye doğru

yönlenmiş dendritik bir mikroyapı oluşmuştur. Ayrıca, bazı bölgelerde WC tanelerinin çözünmeden katılaştığı görülmüştür. FeCrC, WC ve FeCrC/WC tozlarıyla yapılan yüzey modifikasyonlarında, ötektik altı ve ötektik üstü mikroyapılarda farklı tip ve miktarlarda oluşan karbür ve fazların varlığından dolayı, üst tabakanın sertliği; temperlenen ve nitrokarbürlenen numunelere göre önemli derecede yükseltilmiştir. Bunun bir sonucu olarak, abrasiv aşınma sonrası kütle kayıp değerleri de oldukça düşmüştür.

8. FeCrC tozlarıyla yüzey modifikasyonu yapılan numuneler arasında, maksimum kütle kaybı 1,169 gr ile, 1.438 mm/sn üretim hızında, 0.3 g/s toz yedirme değerinde 12.1 kj/cm enerji girdisiyle üretilen N_{14} numunesinde gerçekleşmiştir. Minimum kütle kaybı ise, 0,814 gr ile 1.292 mm/sn üretim hızında, 0.5 g/s toz yedirme değerinde 14.1 kj/cm enerji girdisi ile üretilen N_{12} numunesinden elde edilmiştir. Bu durum, üretim parametrelerinin değişkenliğinden dolayı, yapıda oluşan karbür ve fazların oran ve tiplerinin aşınma karakteristiğiyle doğrudan ilişkili olduğunu ispatlamıştır. FeCrC modifikasyonlu numunelerde sertlik değerleri 712-861 HV arasında değişmiştir.
9. FeCrC+WC yüzey modifikasyonu yapılan numunelerde, mikroyapıda oluşan W içerikli karbürlerin de etkisiyle aşınma miktarı uzun mesafelerde kaymayla sonuçlanmıştır. Dolayısıyla aşınma miktarı, FeCrC kaplamalarından daha düşük değerlerde kalmıştır. Sertlik değerleri 950-1150 HV arasında değişim göstermiştir.
10. WC modifikasyonunda, toz miktarının fazla, üretim hızının düşük ve enerji girdisinin yüksek olmasıyla elde edilen düzenli bir katılaşma gerçekleştirilen N_{19} numunesinde minimum aşınma kaybı elde edilmiştir. Bu nedenle, düzenli ve homojen bir dağılım gösteren karbürlerin aşınma dirençlerinin yüksek olduğu sonucuna ulaşılmıştır. Sertlik değerleriyle ilişkilendirildiği zaman, yüksek üretim hızından dolayı modifikasyon katmanının düzenli katılaşma göstermemesi ve dolayısıyla yapıda çözünmeden kalan WC tanelerinin bulunması nedeniyle sertlik değerleri 20 ve 21 nolu numunede yüksek çıkmasına rağmen, aşınma sırasında bu tanelerin koparak yapıdan uzaklaşması sonucu kütle kayıp miktarları, düzenli bir dağılım göstererek katılaşan 19 nolu numuneye göre yüksek çıkmıştır. Dolayısıyla, katılaşma hızına; enerji girdisi ve üretim hızının doğrudan etkiyen parametreler sonucuna ulaşılmıştır.

Mikroyapı, sertlik ve kütle kaybı verilerinden hareket ederek, GTA yöntemiyle adi veya düşük karbonlu çeliklerin yüzeylerine alaşım elementleri modifiye edilerek, yüzey özelliklerinin önemli ölçüde değiştirilebileceği sonucuna ulaşmak mümkündür. Bunun haricinde;

Bu tür kaplama veya yüzey sertleştirme yöntemlerinde yapılacak olan ısıl işlemin (gerek normalizasyon gerekse gerginlik giderme işlemleri) mikroyapıya ve dolayısıyla mekanik özelliklere olan etkileri incelemeye değerdir.

Yüzey gerilme mekanizmaları incelenerek minimum çarpılma ve maksimum dayanma kabiliyeti arttırılabilir.

Yapılan yüzey modifikasyonlu malzemelerin ara yüzey mekanizmasının incelenmesi yapılabilir.

Arayüzey yorulma performansı tespit edilebilir.

Farklı enerji girdileri, toz yedirme oranı ve üretim hızlarında element konsantrasyonları farklı toz veya tozlar kullanılarak modifikasyon yapılan malzemelerin aşınma (adhesiv veya abrasiv aşınma) ve yorulma dirençleri tespit edilebilir.

Modifikasyon için kullanılan tozların tane büyüklüğünün katılaşmaya ve mekanik özelliklere olan etkileri araştırılabilir.

KAYNAKLAR

Alsaran, A., Çelik, A., 2001, Structural characterization of ion-nitrided AISI 5140 low- alloy steel, Materials Characterization 47 , 207-213.

Alves Jr. C., Silva, E.F., Martinelli, A.E., 2001, Effect of workpiece geometry on the uniformity of nitrided layers, Surface and Coatings Technology, 139, pp. 1-5.

Akay, S., Sarı, N.Y., Kaluç, E., 1997, Aşınmayı önlemede etkili yöntemler: Isıl püskürtme, Mühendis ve Makine Dergisi, Sayı: 448, 19-25.

Artem, V.P., 2001, Effect of ion nitriding on the wear resistance of alloys, Materials Science and Heat Treatment, Vol.43, No. 4, pp. 10-11.

Atik, E., Yunker, U., Meriç, C., 2003, The Effects of conventional heat treatment and boronizing on abrasive wear and corrosion of SAE 1010, SAE 1040, D2 and 304 steels, Tribology International, 155-161.

Avner, H., Introduction of Physical Metallurgy, second edition, 1984, 351-357.

Bach, F.W., Duda, T., 2000, Moderne Beschichtungsverfahrenm, Willey-VCH, Weinheim, 46-61.

Bachmann, F., 2003, Industrial applications of high power diyote lasers in materials processing, Applied Surface Science, 208-209, 125-136.

Badisch, E., Fontalvo, G. A., Stoiber, M., Mitterer, C., 2003, Tribological behavior of PACVD TiN coatings in the temperature range up to 500 °C, Surface and Coatings Technology 163–164, 585–590.

Ban Z.G., Shaw L.L., 2001, On the reaction sequence of WC-Co formation using an ıntegrated mechanical and thermal activation process, Acta Materialia, 49, 2933-2939.

Baranowska, J., Szczecinski, K., Wysiecki, M., 2001, Cathode sputtering as a pre-treatment for gas nitriding, Vacuum, 63, pp. 517-522.

Bell, J.M., Jamting, A.K., Olofinjana, A.O., 2000, Evaluation of the mechanical properties of sol–gel-deposited titania films using ultra-micro-indentation method, Wear 241, 174–179.

Berger, M., Hogmark, S., 2002, Tribological properties of selected PVD coatings when slid against ductile materials, Wear 252, 557–565.

Berns, H., Fischer, A., 1997, Microstructure of Fe-Cr-C hardfacing alloys with alloys with additions of Nb, Ti, B, Materials Characterization 39, 499-527.

Bhole, S.D., Fox, A.G., 1996, Influence of GTA welding thermal cycles on HSLA-100 steel plate, Canadian Metallurgical Quatterly, Vol. 35, No. 2, pp. 151-158.

Björk, T., Berger, M., Westergard, R., Hogmarg, S., Bergström, J., 2001, New physical vapour deposition coatings applied to extrusion dies, Surface Coatings Technology, 146-147, 33-41.

Bourithis, L., Papaefthymiou, S., Papadimitriou, G.D., 2002, Plazma transferred arc boriding of a low carbon steel: microstructure and wear properties, Applied Surface Science, Greece, 205.

Bourithis, L., Milonas, A., Papadimitriou, G.D., 2003, Plasma transferred arc surface alloying of a construction steel to produce a metal matrix composite tool steel with TiC as reinforcing particles, Surface and Coatings Technology, 286–295.

Briant, C.L., Banerji, S.K., 1979, Tempered martensite embrittlement in phosphorus doped steels, Metall. Trans. 10A, 1729–1739.

Buijnsters, J.G., Shankar, P., J. Sietsma , Meulen, 2003, Gas nitriding of chromium in NH_3/H_2 atmosphere, Materials Science and Engineering A341, 289-295.

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

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

Callister, W.D., 1994, Material Science and Engineering: An Introduction, 3rd edn, Wiley, New York.

Carburizing and carbonitirding, American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073, 1977.

Carlson, M.F., Narasimha, B.V., Thomas, G., 1979, The effect of austenitizing temperature upon the microstructure and mechanical properties of experimental Fe:Cr:C steel, Metall. Trans. 10A, 1273–1281.

Carpenter, S.D., Carpenter, D., 2003, X-ray diffraction study of M_7C_3 carbide within a high chromium white iron, Materials Letters 4541, basımda.

Carvalho N.J.M., DeHonsson J.Th.M., 2001, Microstructure investigation of magnetron sputtered WC/C coating deposited on steel substrates, Thin Solid Films, 388, 150-159.

Chai, M.F., Laird, C., 1987, Mechanisms of cyclic softening and cyclic creep in low carbon steel, Mater. Sci. Eng. 93, 159–174.

Charles, P.H.JR., 1994, Thermal spraying: Process, preparation, coatings and applications. Welding Journal., 73(4), 47-51.

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.

Choy K.L., 2003, Chemical vapour deposition of coatings, Progress in Materials Science 48, 57–170.

Clare, H.J., Crawmer, D.E., 1992, Thermal spray coatings, Metals Handbook, Vol.5, 361-375.

Danışman, Ş., Kılık, R., 1997, Yüksek vakum teknolojisi ile modern kaplama teknikleri, 7. Denizli Malzeme Sempozyumu, 361-369.

Dearnley, P.A., 1987, Thin hard coatings for tribological protection, Heat Treatment of Metals, Vol. 4, 83-91.

Dean-Mo Liu, Quanzu Yang, Tom Troczynski, 2002, Sol–gel hydroxyapatite coatings on stainless steel substrates, Biomaterials 23, 691–698.

Deuis R. L., Yellup, J. M., Subramanian, C., 1998, Metal-matrix composite coatings by PTA surfacing, Composiws Science and Technology 58, 299-309.

Diaz, J. A., Passerelli, M., Berrios, J. A., Cabrera, E. S. P., 2002, Fatigue behavior of a 4340 steel coated with an electroless Ni-P deposit, Surface and Coatings Technology 149, 45-56.

Dimitrov, V.I., Haan, J.D., Knuyt, G., Quaeyhaegens, C.,Stals, L.M., 1996, A diffusion model of metal surface modification during plasma nitriding, Applied Physics A, Materials Science and Processing, A 63, pp. 475-480.

Dimitrov, V.I., Knuyt, G., Stals, L.M., Haan, J.D., Quaeyhaegens, C., 1998, Generalized Wagner's diffusion model of surface modification of materials by plasma diffusion treatment, Applied Physics A, Materials Science and Processing, A 67, pp. 183-192.

Dimitrov, V.I., Haen, D.J., Knuyt, G., Quaeyhaegengs, C., Stals, L.M., 1999, Modelling of nitride layer formation during plasma nitriding of iron, Computational Materials Science, 15, pp. 22-34.

Edenhofer, B., 1974, Physical and metallurgical aspect of ionitriding. Heat Treat. of Metals, V2, p23.

Easterday, J.R., 2003, Expanding the temperature range for salt bath nitrocarburizing, Industrial Heating, 70, 1.

Edenhofer B., Grafen W., Muller-Ziller J., 2001, Plasma-carburising-a surface heat treatment process for the new century, Surface and Coatings Technology 142- 144, 225-234.

Elsawy, A.H., 2001, Characterization of the GTAW fusion line phase for superferritic stainless steel weldments, Journal of Materials Processing Technology, 118, pp. 128-132.

Esteve, J., Zambrano, U, G., Rincon, C., Martinez, E., Galindo, H., Prieto, P., 2000, Mechanical and tribological properties of tungsten carbide sputtered coatings, Thin Solid Films 373, 282-286.

Feng, H., Bassim, M.N., 1999, Finite element modeling of the formation of adiabatic shear bands in AISI 4340 steel, Materials Science and Engineering, A266, pp.255-260.

Feng, H. P., Hsu, C. H., Lu, J. K., Shy, Y. H., 2002, Effects of PVD sputtered coatings on the corrosion resistance of AISI 304 stainless steel", Materials Science and Engineering A00 1-7.

Fichtl, W., Trausner, N, Matuschka, A.G., 1980, Boronizing with EKbor", Matuschka, A.G.; Boronizing, Heyden & Son Inc. Philadelphia, 58-71.

Gant, A. J., Gee, M. G., 2001, Wear of tungsten carbide-cobalt hardmetals and hot isostatically pressed high speed steels under dry abrasive conditions", Wear 251, 908-915.

Gavgalı, M., Çelik, A., Alsaran, A., Totik, Y., 2002, İyon nitrürleme işleminin AISI 5140 çeliğinin burulma özelliklerine etkisi üzerine bir çalışma", Mühendis ve Makina, Cilt 43, Sayı 517, 45-49.

Gemma, K., Ohtsuka, T., Fujiwara, T., Kawakami, M., 2002, Normal and anormal microstructure of plasma nitrided Fe-Cr alloys", Journal of Materials Science, 37, pp. 835-844.

Gold, P.W., Loos, J., 2002, Wear resistance of PVD-coatings in roller bearings, Wear 253, 465–472.

Gordon, J. R., 1985, The welding institue procedure for the determination of the fracture resistance of fully ductile metals, The Welding Institue Research Report, 275.

Granito, N., Kuwahara, H., Aizawa, T., 2001, A new perspective for rapid nitriding in high Cr austenitic steels ", Journal of Materials Science, 36, pp. 5231-5235.

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

Hershberger, J., Ajayi, O.O., Zhang, J., Yoon, H., Fenske, G.R., 2003, Formation of austenite during scuffing failure of SAE 4340 steel, Wear, basımda

Hernandez, L., Oliveira, F., Berrios, J.A., Villalobos, C., Pertuz, A., Cebrera, E.S.P., 2000, Fatigue properties of a 4340 steel coated with a Colmonoy 88 deposit applied by high-velocity oxygen fuel, Surface and Coatings Technology, 133-134, pp. 68-77.

Hicken, G.K., 1993, Gaz-tungsten arc welding, Welding, Brazing and Soldering. Vol.6, ASM handbook, p.190-194.

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

Holmberg, K., Matthewst, A., Ronkainen, H., 1998, Coating tribology-contact mechanisms and surface design", Tribology International, Vol. 31, Nos 1-3, pp. 107-120.

Holmberg, K., Ronkainen, H., Matthewst, A., 2000, Tribology of thin coating, Ceramics International, 26, pp. 787-795.

Hogmarg, S., Jacobson, S., Larsson, M., 2000, Design and evaluation of tribological coatings, Wear, 246, 20-33.

Holmberg, K., Matthews, A., Ronkainen, H., 1998, Coatings tribology-contact mechanisms and surface design, Tribology International Vol. 31, Nos 1–3, pp. 107–120.

Huang, D.H., Thomas, G., 1971, Structure and mechanical properties of tempered martensite and lower bainite in Fe–Ni–Mn–C steels, Metall. Trans. 2A, 1587–1596.

Hutchings, I.M., 1992, Tribology: Friction and Wear Engineering Materials, p.273, Edward Arnold, London.

Irvine, K.J., 1962, The development of high-strength steels, J. Iron Stee Inst. 12, 620–629.

Jha, A. K., Prasad, B. K., Modi, O. P., Das, S., Yegneswaran, 2003, Correlating microstructural features and mechanical properties with abrasion resistance of a high strength low alloy steel, Wear 254, 120-128.

Jones, M., Horlock, A. J., Shipway, P. H., McCartney, D. G., Wood, J. V., 2001, Microstructure and abrasive wear behaviour of FeCr-TiC coatings deposited by HVOF spraying of SHS powders, Wear 249, 246-253.

Juang, S.C., Tarng, Y.S., 2002, Process parameter selection for optimizing the weld pool geometry in the tungsten inert gas welding of stainless steel, Journal of Materials Technology 122, 33-37.

Kahraman, N., Gülenç, B., 2002, Abrasive wear behaviour of powder flame sprayed coatings on steel substrates, Materials and Design, 721–725.

Karamış, M.B., Gerçekçioğlu, E.,2000, Wear behaviour of plasma nitrided steels at ambient and elevated temperatures, Wear, pp. 243, 76-84.

Karadeniz, S., 1990, Plazma Tekniği, TMMOB, MMO, Yayın no:137, Ankara.

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

Katsamas, A.I., Haidemonopoulos, G.N., 1999, Surface hardening of low-alloy 15CrNi6 steel by CO_2 laser beam, Surface and Coatings Technology, 115, 249-255.

Khedkar, J., Khanna, A.S., Gupt, K.M., 1997, Tribological behaviour of plasma and laser coated steels, Wear, 205, pp. 220-227.

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

Kim, H. J., Hwang, S. Y., Lee, C. H.,Juvanon, P., 2003, Assessment of wear performance of flame sprayed and fused Ni-based coatings", Surface and Coatings Technology, basımda.

Kop, T.A., Sietsma, J., Zwaag, S.V., 2002, The influence of nitrogen on the austenite/ferrite interface mobility in Fe-Lat. % Si, Materials Science and Engineering, A323, pp. 403-408.

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.

Korkut, M.H., 1997, Ferritik paslanmaz çeliklerin mikro yapısı ve aşınması üzerine karbür yapıcı elementlerin etkilerinin araştırılması, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Elazığ.

Krauss, G., 1999, Martensite in steel: Strength and structure, Materials Science and Engineering A273-275, 40-57.

Ku, J.S., Ho, N.J., Tjong, S.C., 1997, Properties of electron beam welded SAF 2205 duplex stainless steel, Journal of Materials processing Technology, 63, 770-775.

Kulkarni, K.M., Anand, V., 1984, Metal Handbook 7, ASM Metals park, 9.th ed., pp. 823-836.

Kuo, K., 1953, Carbides in chromium, molybdenum and tungsten steels, J. Iron Steel Inst. 4, 363–373.

Kwon, H., Cha, J.C., Kim, C.H., 1988, The effect of grain size on fracture behaviour in tempered martensite embrittlement for AISI 4340 steel, Mater. Sci. Eng. 10, 121–128.

Kwon, S.J., Choo, S.H., Lee, S., 1999, Hardness improvement of TiC-reinforced ferrous surface composites fabricated by high-energy electron beam irradiation, Scripta Materialia, Vol. 40, No. 2, pp. 235-240.

Lakovou, R., Bourithis, L., Papadimitriou, G., 2002, Synthesis of boride coatings on steel using plasma transferred arc (PTA) process and its wear performance, Wear 252, 1007-1015.

Lathabai, S., Jarvis, B.L., Barton, K.J., 2001, Comparison of keyhole and conventional gas tungsten arc welds in commercially pure titanium, Materials Science and Engineering, A299, pp. 81-89.

Lawrence, J., Li, L., 2000, The influence of shield gases on the surface condition of laser treated concrete, Applied Surface Science, 168, 25-28.

Lee, W.S., Wu, T.B., 1993, The influence of tempering conditions on microstructural features of Ni-Cr-Mo steel, in: Proceedings of the Annual Conference of the Chinese Society for Material Sciences, 117–124.

Lee, W.- S., Su, T.- T., 1999, Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions, Journal of Materials Processing Technology 87, 198-206.

Lee, W.S., Yeh, G.W., 1997, The plastic deformation behaviour of AISI 4340 alloy steel subjected to high temperature and high strain rate loading conditions, Journal of Materials Processing Technology, 71, pp. 224-234.

Lee, J.W., Duh, J.G., Tsai, S.Y., 2002, Corrosion resistance and microstructural evaluation of the choromized coating process in a dual phase Fe-Mn-Al-Cr alloy, Surface and Coatings Technology, 153, 59-66.

Li, C.X., Sun, Y., Bell, T., 2000, Influence of nitriding time on the notch fatigue strength of plasma nitrided 709M40 steel", Journal of Materials Science, 19, pp. 1793-1795.

Lim, C.Y.H., Lau, P.P.T., Lim, S.C., 2001, The effects of work material on tool wear, Wear, 250, pp. 344-348.

Lin, Y.C., Lee, K.H., 1997, Effect of preheating on the residual stress in type 304 stainless steel weldment, Journal of Materials Processing Technology, 63, 797-801.

Lin, Y. C., Wang, S. W., Chen, T. M., 2002, A study on the wear behavior of hardened medium carbon steel, Journal of Materials Processing Technology 120, 126-132.

Lin, Y.C., Wang, S.W., Wu, K.E., 2003, The wear behaviour of machine tool guideways clad with W–Ni, W–Co and W–Cu using gas tungsten arc welding, Surface and Coatings Technology 172, 158–165.

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

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

Lo, K. H., Cheng, F. T., Man H. C., 2003, Cavitation erosion mechanism of S31600 stainless steel laser surfacemodified with unclad WC, Materials Science and Engineering, 1-13, basımda.

Lou D., Hellman, J., Luhulima, D., Liimatainen, J.,. Lindroos, V.K, 2003, Interactions between tungsten carbide (WC) particulates and metal matrix in WC-reinforced composites, Materials Science and Engineering A340, 155-162.

Lothongkum, G., Viyanit, E., Andhubanyong, P., 2001, Study on the effects of pulsed TIG welding parameters on delta-ferrite content, shape factor and bead quality in orbital welding of AISI 316L stainless steel plate, Journal of Materials Processing Technology, 110, pp. 233-238.

Lou, D., Hellman, J., Luhulima, D., Liimatainen, J., Lindroos, V. K., 2003, Interactions between tungsten carbide (WC) particulates and metal matrix in WC-reinforced composites, Materials Science and Engineering A340, 155-162.

Lu, X.D., Wang, H.M., 2003, Microstructure and dry sliding wear properties of laser clad Mo_2Ni_3Si/NiSi metal silicide composite coatings", Journal of Alloys and Compounds, basımda.

Lu, L., Hiroshi S., McLean, A., 2003, Microstructure and mechanical properties of Fe-Cr-C eutectic composites, Materials Science and Engineering A347, 214-/222.

Maragoudakis, N.E., Stergioudis G., Omar, H., Pavlidou E., Tsipas, D.N., 2002, Boro-nitriding of steel US 37-1, Materials Letters 57, 949–952.

Mateos, J., Cuetos, J. M., Fernandez, E., Vijande, R., 2000, Tribological behaviour of plasma-sprayed WC coatings with and without laser remelting, Wear 239, 274–281.

Matthew, K., Hedges, A.P., Newbery, P.S., 2002, Characterisation of electric arc spray formed Ni superalloy IN718, Materials Science and Engineering, 79–91.

Meriç, C., Şahin, S., Yılmaz, S.S., 2000, Investigation of the effect on boride layer of powder grain size used in boronizing with boron-yielding substances, Materials Research Bulletin, Vol.35, No. 13, 38-49.

Mikkelsen, N. J., Pedersen, J., Straede, C. A., 2002, Ion implantation- the job coater' s supplement to coating techniques, Surface and Coatings Technology, 158-159, 42-47.

Mishra, S.C., Nayak, B.B., Mohanty, B.C., 2001, Arc plasma nitriding of low carbon steel, Surface and Coatings Technology, 145, pp. 24-30.

Modenesi, J.P., Apolinário, R.E., Pereira, M.I., 2000, TIG welding with single-component fluxes, Journal of Materials Processing Technology, 99, 260-265.

Mori, H., Tachikawa, H., 2002, Increased adhesion of diamond-like carbon-Si coatins and its tribological properties, Surface and Coatings Technology, 149, pp. 225-230.

Mridha S., Ong H.S., Poh L.S., Cheang P., 2001, Intermetallic coating produced by TIG surface melting, Journal of Materials Processing Technology, 113, 516-520.

Molinari, A., Tesi, B., Bacci, T., Marcu, T., 2001, Plasma nitriding and nitrocarburising of sintered Fe-Cr-Mo and Fe-Cr-Mo-C alloys", Surface and Coatings Technology, 140, pp. 251-255.

Moore, R.L., Salvati, J., 1985, Surface analysis of diffusion zones in multiple chemical vapour deposition coatings, J. Vacuum Science Technology, 2426-2431.

Mujahid; M., Qureshi, M.I., Ali, M., 1999, Development of microstructure during heat treatment of high carbon Cr-Mo steel, Materials Science and Technology, 15, 4; 391.

Murty, Y.V., Morral, J.E., Kattamis, T.Z., Mehrabian, R., 1975, Initial coarsening of manganese inclusion, Metall. Trans., 6A 2031–2039.

Nagahama, J., Yumoto, H., 2003, Application of Fe oxide films prepared by PVD methods to protect Fe metal from corrosion, Surface and Coatings Technology, 169-170, 658-661.

Nagarathnam, K., Komvopoulos, K., 1995, Microstructural and microhardness characteristics of laser-synthesized Fe-Cr-W-C coatings, Metall. Mater. Trans A26, 2131-2139.

Nascimento, M.P., Souza, R.C., Pigatin, W.L., Voorwald, Hj.C., 2001, Effects of surface treatments on the fatigue strength of AISI 4340 aeronautical steel, International Journal of Fatigue, 23, pp. 607-618.

Nascimento, M.P., Souza, R.C., Miguel, I.M., Pigatin, W.L., Voorwald., J.C., 2001, Effects of tungsten carbide thermal spray coating by HP/HVOF and hard chromium electroplating on AISI 4340 high strength steel, Surface and Coatings Technology, 138, pp. 113-124.

Nayak, B.B., Acharya, B.S., Mohanty, S.R., Borthakur, T.K., Bhuyan, H., 2001, Surface Nitriding of Graphite substrate by plasma focus device towards synthesis of carbon nitride coating, Surface and coatings Technology, 145, pp. 8-15.

Olding, T., Sayer, M., Barrow, D., 2001, Ceramic sol–gel composite coatings for electrical insulation", Thin Solid Films 398 –399, 581–586.

Oliveira, F., Hernandez, L., Berrios, J.A., Villalobos, C., Pertuz, A., Cabrera, E.S.P., 2000, Corrosion-fatigue properties of a 4340 steel coated with Colmonoly 88 alloy, Applied by HVOF Thermal Spray, Surface and Coatings Technology, 133-134, pp. 68-77.

Oliveira, F., Hernandez, L., Berrios, J.A., Villalobos, C., Pertuz, A., Cabrera, E.S.P., 2001, Corrosion-fatigue properties of a 4340 steel coated with Colmonoly 88 alloy, Applied by HVOF Thermal Spray, Surface and Coatings Technology, 140, pp. 128-135.

Ogborn, J.S., 1993, Submerged arc welding, Welding, Brazing and Soldering, Vol.6, ASM Handbook, 202-209.

Oh, H., Lee, S., Jung, J.Y., Ahn, S., 2001, Correlation of microstructure with the wear resistance and fracture toughness of duocast materials composed of high- chromium white cast

iron and low- chromium steel, Metallurgical and Materials Transactions, 32A, 3, 515-523.

Orlowicz, A. W., Trytek, A., 2003, Effect of rapid solidification on sliding wear of iron castings, Wear, 254, 154-163.

Özbek, I., Bindal, C., 2002, Mechanical properties of boronized AISI W4 steels, Surface and Coating Technology, 14-20.

PalDey, S., Devi, S. C., 2003, Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al)N: a review", Materials Science and Engineering A342, 58-79.

Panagopoulos, C.N., Markaki, A.E., Agathocleous, P.E., 1998, Excimer laser treatment of nickel-coated cast iron, Surface and Coatings Technology, A241, pp. 226-232.

Pantleon, K., Kessler, O., Hoffann, F., Mayr, P., 1999, Introduction surface hardening of hard coated steels, Surface and Coating Technology, 120- 121, 495-501.

Perez, F.J., Hierro, M.P., Pedraza, F., Gomez, C., Carpintero, M.C., 1999, Aluminizing and chromizing bed treatment by CVD in a fluidized bed reactor on austenitic stainless steels, Surface and Coatings Technology, 120-131, pp. 151-157.

Pereloma, E.V., Conn, A.W., Reynoldson, R.W., 2001, Comparison of ferritic nitrocarburising technologies, Surface and Coatings Technology, 145, pp. 44-50.

Pessin, M.A., Tier, M.D., Strohaeeker, T.R., Bloyee, A., Sun, Y., Bell, T., 2000, The effect of plasma nitriding process parameters on the wear characteristics of AISI M2 tool steel", Tribology Letters, 8, pp. 223-228.

Pinedo, C.E., Monteiro, W.A., 2001, Surface hardening by plasma nitriding on high chromium alloy steel, Journal of Materials Science, 20, pp. 147-149.

Pinasco M.R., Ienco, M.G., Guarnone, P., Bocchini, G.F., 2000, Ion nitriding of a sintered iron molybdenum alloy, Journal of Materials Science, 35, pp. 4079-4086.

Podgornik, B., 2001, Coated machine elements- fiction or reality", Surface and Coatings Technology, 146-147, pp. 318-323.

Pokhmurska, H., Dovhunyk, V., Student, M., Bielanska, E., Beltowska, E., 2002, Tribological properties of arc sprayed coatings obtained from FeCrB and FeCr-based powder wires, Surface and Coatings Technology 151-152, 490-494.

Prchlik,L., Sampath, S., Gutleber, J., Bancke, G., Ruff,A. W., 2001, Friction and wear properties of WC-Co and Mo-Mo_2C based functionally graded materials, Wear 249, 1103–1115.

Prevey, P.S., 1991, Problems with non-destructive surface X-ray diffraction residual stress measurement, Practical Applications of Residual Stress Technology, ed.C.Ruud, Materials Park, OH, American Society for Metals, pp. 47-54.

Pujar, M. G., Dayal, R. K., Gill, T. P. S., Malhotra, S. N., 1998, Microstructural evaluation of molybdenum-containing stainless steel weld metals by a potentiostatic etching technique", Journal of Materials Science 33, 2691-2700.

Qiang,. Y.H., Ge S. R., Xue Q . J., 1998, Study on the structure and wear resistance of two-step salt bath nitrocarburized steel, Wear 218, 232-236.

Qiang, Y.H., Gea, S.R., Xue Q.J., 2000, Microstructure and tribological properties of complex nitrocarburized steel, Journal of Materials Processing Technology 101, 180- 185.

Rainer W.; Faulkner, C., Durferrit, H., Forge, V., 2001, New ways to use salt-bath nitrocarburizing, Industrial Heating; Apr 2001, 68, 4.

Raynor, G.V., Rivlin, V.G., 1988, Phase equilibria in iron ternary alloys, The Institute of Metals.

Rincon, C., Romero, J., Esteve, J., Martınez, E., Lousa, A., 2003, Effects of carbon incorporation in tungsten carbide films deposited by r.f. magnetron sputtering: single layers and multilayers, Surface and Coatings Technology 163–164, 386–391.

Rodeghiero, E.D., Moore, B.C., Wolkenberg, B.S., Wuthenow, M., Tse, O.K., Giannelis, E.P., 1998, Sol–gel synthesis of ceramic matrix composites, Materials Science and Engineering A244, 11–21.

Rong, Y., Wang, Y., Chen, X., Hu, G., 1998, TEM investigation of the as-quenched compound layer formed by austenitic nitrocarburizing, Materials Characterization, 41:35- 39.

Sakamato, Y., Takaya, M., Ishıı, Y., Igarashı, S., 2001, Surface modified tool fabricated by radical nitriding, Surface and Coatings Technology, 132-144, pp. 152-155.

Samuels, L.E., 1980, Optical microscopy of carbon steels, American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073, pp. 7-12.

Savaşkan, T., 1999, Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, sayfa 213-217.

Schaaf, P., 2002, Laser nitriding of metals, Progress in Materials Science, 47, 1-161

Schaaf, P., Lieb, K. P., Carpene, E., Han, M., Landry, F., 2001, Laser-produced iron nitrides seen by mössbauer spectroscopy, Czechoslavak Journal of Physics, Vol. 51, No, 7, 625-649.

Schneider, R.S.E., Hiebler, H., 1998, Influence of increased nitriding temperatures on the hardness profile of low-alloy steels, Journal of Materials Science, 33, pp. 1737-1744.

Selvan, J.S., Subramanıan, K., Nath, A.K., 1999, Effect of laser surface hardening on EN18 (AISI 5135) steel, Journal of Materials Processing Technology, 91, pp. 29-36.

Sert, H., 1997, PVD ile TiN kaplanmış alüminyum ekstrüzyon kalıplarının yüzey özellikleri ve aşınma performanslarının deneysel incelenmesi, Erciyes Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora tezi, 4-9.

Sert, H., Karamış, B., 1993, PVD ve CVD yöntemleriyle yüzey kaplama ve kaplama özellikleri, 5. Denizli Malzeme Sempozyumu, 571-579.

Sharafat, S., Kobayashı, A., Chen, S., Ghonıem, N.M., 2000, Production of high-density Ni-bonded tungsten carbide coatings using an axially fed dc-plasmatron, Surface and Coatings Technology, 130, pp. 164-172.

Sharon A., Baudis, U., 1998, Low-temperature nitrocarburizing, Advanced Materials & Processes; 154, 3.

Sivaprasad, S., Tarafder, S., Ranganath, V.R., Ray, K.K., 2000, Effect of prestrain on fracture toughness of HSLA steels, Materials Science and Engineering A284, 195–201.

Songa, R.G., Zhanga K., Chena, G.N., 2003, Electron beam surface treatment. part i: surface hardening of AISI D3 tool steel", Vacuum 69, 513–516.

Smith, W.F., 1993, Structure and properties of enginering alloys, Vol.1, University of Central Florida, Toronto, 321-330.

Shimizu, K., Nishiyama, Z., 1972, Electron microscopic studies of martensitic transformation in iron alloys and steels, Metall. Trans. 3A, 1055–1066.

Staia, M. H., Fragiel, A., Cruz, M., Carrasquero, E., Campillo, B., Perez, R., Constantino, M., Sudarshan, T. S., 2001, Characterization and wear behavior of pulsed electrode surfacing coatings, Wear 251, 1051-1060.

Stringer, J., 1998, Coatings in the electricity supply industry: past, present, and opportinities for the future, Surface and Coatings Technology, 108-109, pp. 164-172.

Suenson, L.E., Gretoft, B., Ulander, B., Bhadeshia, H.K.D.H., 1986, Fe-Cr-C hardfacing alloys for high-temperature appliciations, Journal Materials Science, 21,1015.

Sun, Y., Bell, T., 1991, Plasma surface engineering of low alloy steel, Materials Science and Engineering, A 140, pp. 419-434.

Taoa, Z., Xuna, C., Shunxing, W., Shian, W., 2000, Effect of CeO on microstructure and corrosive wear behavior of laser-cladded NiWC coating, Thin Solid Films 379, 128-132.

Topbaş, M.A., 1998, "Çelik ve Isıl İşlem El Kitabı", Prestij Basım, İstanbul, 88-95.

Tuck, J.R., Korsunsky, A.M., Bhat, D.G., Bull, S.J., 2001, Indendation hardness evaluation of cathodic arc deposited thin hard coatings, Surface and Coatings Technology, 139, pp. 63-74.

Tur, K., 1993, İyon implantasyonu teknolojisinin metallerin yüzey özelliklerinin geliştirilmesinde kullanımı, 5. Denizli Malzeme Sempozyumu, 532-539.

Tusek, J., Suban, M., 2003, High–productivity multiple submerged–arc welding and cladding with metal–powder addition, Journal of Materials Processing Technology, 207-213.

Ürgen, M., 1997, Modern yüzey işlem teknolojileri ve Türkiye' deki gelişmeler, 9.International Metallurgy and Materials Congress, 333-349.

Van Vlack, L. H., Elements of Materials Science, 2d ed., Addison Wesley, Reading, Mass, 1964, p.322.

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

Villat, M., 1986, Functionally effective coatings using plasma spraying, Sulzer Technical Review, Vol.3, 41-45.

Wang, S.W., Lin., Y.C., Tsai, Y.Y., 2003, The effects of various ceramic–metal on wear performance of clad layer", Journal of Materials Processing Technology, basımda.

Welding process arc and gas welding and cutting brazing and soldering, welding handbook, AWS, 1978,p.78-112.

Properties and selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, vol. 1, ASM hanbook, 603- 605.

Welding Handbook, seventh edition, volume 1, Fundamentals of welding, 1981, Charlotte Weisman, Editor, American Welding Society, p. 10, 79-98.

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

Wu, X., Chen, G., 1999, Nonequilibrium microstructures and their evolution in a Fe- Cr- W- Ni- C laser clad coating", Materials Science and engineering A270, 183-189.

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

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

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

Yang, Y., Man, U. H. C., 2000, Microstructure evolution of laser clad layers of WC-Co alloy powders, Surface and Coatings Technology 132, 130-136.

Yıldırım, M.M., 1983, Çelik malzemelerde endüksiyonla yüzey sertleştirme, Metalurji, Sayı:30, 8-16.

Yıldırım, M.M., 1989, Galvanizleme Tekniği, F.Ü. Tek.Eğt.Fak. Yayınları, No:133, Elazığ, 25-31.

Yıldırım, M.M., 1993, Lazerle yapılan yüzeysel işlemlerde son uygulama teknikleri, 5.Malzeme Sempozyumu, Denizli Bildiri Kitabı, cilt 2, 561-570.

Yıldırım, M.M., Doğantan, Z.S., Çakan, A., Pakdil, M., 2001, "Mühendislik Malzemesi, Cilt I", MKÜ Mühendislik-Mimarlık Fakültesi, İskenderun, 114-135.

Yılmaz, O., Buytoz, S., Özel, C., 2002, 2nd International Conferance on Tribology, 104-111, Kayseri/Turkey, 12-14.

Zapponi, M., Quiroga, A., Perez, T., 1999, Segregation of alloying elements during the hot-dip coating solidification process, Surface and Coatings Technology, 122, pp. 18-20.

Zeng, D., W., Xie, C., S., Yung, K. C., 2002, Mesostructures composite coating on SAE 1045 carbon steel synthesized in situ by laser surface alloying", Materials Letters 3658.

Zhu, Y.C., Yukimura, K., Ding, C.X., Zhang, P.Y., 2001, Tribological properties of nanostructured and conventional WC-Co coatings deposited by plasma spraying, Thin Solid Films 388, 277-282.

Zhong, M., Liu, W., Yao, K., Goussain, K., Cecile Mayer, J.C., AhimBecker C., 2002, Microstructural evolution in high power laser cladding of Stellite 6-WC layers, Surface and Coatings Technology 157, 128–137.

Zhou, R., Jiang, D., Lu, D., 2003, The effect of volume fraction of WC particles on erosion resistance of WC reinforced iron matrix surface composites, Wear 255, 134–138.

Zhua, Y.C., Ding, C.X., Yukimurac, K., Xiao, D., Struttd, P.R., 2001, Deposition and characterization of nanostructured WC–Co coating, Ceramics International 27, 669–674.