

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

**TOZ METALURJİSİ TEKNİĞİ İLE ÜRETİLEN BİR PASLANMAZ
ÇELİKTE KATKI ELEMANLARININ AŞINMA DİRENCİNE
ETKİLERİ**

VAHDETTİN KOÇ

Danışman: Doç.Dr. Mehmet H. KORKUT

**DOKTORA TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI**

**2006
ELAZIĞ**

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**TOZ METALURJİSİ TEKNİĞİ İLE ÜRETİLEN BİR PASLANMAZ
ÇELİKTE KATKI ELEMANLARININ AŞINMA DİRENCİNE
ETKİLERİ**

VAHDETTİN KOÇ

DOKTORA TEZİ

METALURJİ EĞİTİMİ ANA BİLİM DALI

**Bu Tez 11/09/2006 Tarihinde Aşağıda Belirtilen Jüri Tarafından Oybirliği/
Oyçokluğu ile Başarılı/ Başarısız Olarak Değerlendirilmiştir.**

Üye (Danışman): Doç.Dr. Mehmet H. KORKUT

Üye: Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM

Üye: Prof. Dr. Gürel ÇAM

Üye: Prof. Dr. Halis ÇELİK

Üye:Yrd. Doç. Dr. Ahmet HASÇALIK

**Bu tezin kabulü, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulunun/...../2006 tarih
ve sayılı kararı ile onaylanmıştır.**

TEŞEKKÜR

Bu tezin hazırlanması esnasında, yardım ve desteklerini esirgemeyen, “sen yaparsın” sözüyle cesaretlendirip bu günlere kadar bizleri getiren, her zaman fikir, davranış ve düzenliliğine hayran kaldığım danışman hocam Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Öğretim Üyesi Sayın Doç. Dr. Mehmet H. KORKUT’ a, eşsiz tecrübesiyle bizlere örnek olan ve kıvrak zekası ile her zaman ön plana çıkan Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölüm Başkanım Sayın Prof.Dr. M. Mustafa YILDIRIM ‘a, çalışmamın her safhasın da benimle beraber olan dostum M.Sabri GÖK’e, çalışmalarım süresince anlayışlarından dolayı eşime ve aileme teşekkürlerimi arz etmeyi bir borç bilirim.

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

İÇİNDEKİLER

Sayfa

İÇİNDEKİLER.....	I
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	V
TABLolar LİSTESİ.....	X
ÖZET.....	XI
ABSTRACT.....	XIII
1. GİRİŞ.....	1
2. TOZ METALURJİSİ.....	3
2.1. Toz Metallurjisinin Tarihçesi Ve Önemi.....	5
2.2. Toz Metalurjisi İle Parça Üretimi.....	7
2.2.1. Talaşlı İmalat Gerektirmeyen Makine Parçaları.....	7
2.2.2. Sert Metaller.....	8
2.2.3. Takım Çelikleri.....	8
2.2.4. Sermetler.....	8
2.2.5. Kaymalı Yataklar.....	8
2.2.6. Gözenekli Metal ve Fitiller.....	9
2.2.7. Sürtünme Elemanları.....	9
2.2.8. Elektrik ve Magnetik Uygulamalar.....	9
2.1.9. Diğer Uygulamalar.....	10
2. 3. Toz Metalurjisi İle Parça Üretiminin Aşamaları.....	11
2. 3.1. Toz Hazırlama.....	11
2.3.1.1. Kaba ve İnce Öğütme	11
2.3.1.2. Granülasyon	12
2.3.1.3. Atomizasyon Yöntemi	13
2.3.1.4. Su Atomizasyonu.....	14
2.3.1.5. Gaz Atomizasyonu.....	14
2.3.1.6. Döner Disk Atomizasyonu.....	15
2.3.1.7. Döner Elektrot Atomizasyonu.....	15
2.4. Fiziksel Ve Kimyasal Yöntemler.....	16
2.4.1. İndirgeme Yöntemi.....	16
2.4.2. Karbonil Yöntemi.....	17
2.4.3. Çökeltme Yöntemi.....	17

2.4.4. Elektroliz Yöntemi.....	17
2.4.5. Diğer Fiziko-Kimyasal Yöntemler.....	18
2.5. Presleme (Briketleme).....	18
2.5.1. Metal Kalıplarda Presleme.....	19
2.5.2. İzostatik Presleme.....	20
2.5.3. İzostatik Presleme Yöntemleri.....	21
2.5.3.1. Sıcak İzostatik Presleme.....	21
2.6. Haddeleme.....	21
2.7. Ekstrüzyon.....	22
2.8. Sinterleme.....	22
2.8.1. Sinterleme Atmosferi	24
2.8.2. Sinterleme Fırınları.....	24
2.9. Sinterlenmiş Mamullerin Fiziksel Özelliklerinin Ergime ile Elde Edilenlerle Karşılaştırılması.....	25
3. PASLANMAZ ÇELİKLER.....	27
3.1. Paslanmaz Çelikler.....	27
3.1.2. Ferritik Paslanmaz Çelikler.....	28
3.1.3. Martenzitik Paslanmaz Çelikler.....	31
3.1.4. Ostenitik Paslanmaz Çelikler.....	33
3.1.5. Dupleks Paslanmaz Çelikler.....	35
3.1.6. Çökelme Sertleşmeli Paslanmaz Çelikler.....	36
4. AŞINMA.....	38
4.1. Aşınmaya Etki Eden Faktörler.....	41
4.2. Aşınmanın Oluş Mekanizmalarına Göre Sınıflandırılması.....	42
4.2.1. Adhesiv Aşınma.....	42
4.2.1.2. Adhesiv Aşınma İçin Delaminasyon Aşınma Teorisi.....	44
4.2.1.3. Tribolojik Yüzeyler	45
4.2.1.4. Alüminyum-Silisyum Alaşımlarında Görülen Adhesiv Aşınma Mekanizmaları.....	46
4.2.1.5. Adhesiv Aşınma İçin Genel Değerlendirme.....	48
4.2.1.6. Aşınma Mekanizması.....	49
4.3.1. Abrasiv Aşınma.....	50
4.3.1.1. Abrasiv Aşınmada Abrasiv Tane Boyutunun Aşınmaya Etkisi.....	51
4.3.1.2. Abrasiv Aşınmada Boyut Oranı (Kuvvetlendirilecek Faz İçin Tane Boyutu).....	52
2.3.1.3. Abrasiv Aşınmada Sertliğin Etkisi.....	53
4.3.1.4. Abrasiv Aşınmada Kırılma Tokluğunun Aşınmaya Etkisi.....	54

4.3.1.5. Abrasiv Aşınmada Gerilim.....	55
4.3.1.6. İz Testi.....	55
4.3.1.7. Abrasiv Aşınma Testlerinde Meydana Gelen Yüzey Morfolojisi Modellemeleri.....	56
4.3.1.8. Abrasi Aşınma İçin Genel Değerlendirme.....	57
4.4. Tabaka Aşınması.....	59
4.5. Ablasiv Aşınma.....	59
4.6. Aşınmanın Fiziksel Görünüşe Göre Sınıflandırılması.....	59
4.6.1. Kayma Aşınması.....	59
4.6.2. Püskürtme Aşınması.....	59
4.6.3. Korozi Aşınma.....	60
4.6.4. Yuvarlanma Aşınması.....	60
4.7. Aşınmanın Aldığı Özel Adlar Vasıtasıyla Sınıflandırılması.....	60
4.7.1. Yorulma Aşınması.....	60
4.7.2. Termik Aşınma.....	60
4.7.3. Kavite Aşınması.....	61
4.8. Kuru Sürtünmede Çeliklerin Gösterdiği Aşınma Davranışları.....	61
4.9. Çeşitli Aşınma Deneylerinde Ölçüm Metotları.....	62
4.9.1. Ağırlık Farkı Metodu.....	62
4.9.2. Kalınlık Farkı Metodu.....	63
4.9.3. İz Değişimi Metodu.....	63
4.9.4. Radyoizotop Metodu.....	63
5. TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİLEN KOMPOZİTLER İÇİN MATRİS	
DESTEKLEYİCİ SEÇİMİ	64
6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	68
6.1. Deneyde Kullanılan Malzemeler.....	68
6.2. Metalografik Çalışmalar.....	72
6.2.1. SEM (Scanning Electron Microscopy) Taramalı Elektron Mikroskobu İncelemeleri.....	72
6.2.2. EDS (Energy Dispersive Spectrography) Noktasal Analiz çalışmaları.....	73
6.2.3. X- ışınları Difraksiyonu (X-Ray Diffraction) Çalışmaları.....	73
6.2.4. Yoğunluk Ölçümleri.....	73
6.2.5. Sertlik Deneyleri.....	73
6.2.6. Çentik Darbe Deneyleri (Charpy V Notch-Impact).....	74
6.3. Deneylerin Yapılışı.....	74
6.3.1. Adhesiv Aşınma Deneyinin Yapılışı.....	74
6.3.2. Abrasiv Aşınma Deneyinin Yapılışı.....	75

6.3.3. Deney Numunesi Boyutları.....	76
7. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	77
7.1. SEM (Scanning Elektron Microscopy) Taramalı Elektron Mikroskobu.....	77
7.2. Yoğunluk Ölçümleri Sonucu.....	88
7.3. Sertlik Deney Ölçümleri Sonuçları.....	89
7.4. Çentik Darbe Deneyi Sonuçları.....	91
7.5. Abrasiv Aşınma Deney Sonuçları.....	92
7.6. Adhesiv Aşınma Deney Sonuçları.....	104
8. GENEL SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRMELER.....	124
9. KAYNAKLAR.....	126
EKLER.....	134

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1. Toz metalurjisi ile üretilen parçaların işlem sırası.....	4
Şekil 2.2. Yassı hüzmeli V jetleri.....	14
Şekil 2.3. İçte ve dışta karışma.....	15
Şekil 2.4. Döner disk atomizasyonu modeli.....	15
Şekil 2.5. Döner elektrot yöntemi.....	16
Şekil 2.6. Toz sıkıştırma kademeleri.....	19
Şekil 2.7. Metal kalıplarda presleme.....	19
Şekil 2.8. İzostatik presleme.....	20
Şekil 2.9. Toz haddeleme.....	21
Şekil 2.10. Sinterleme sırasında nokta teması boylarının gelişimi.....	23
Şekil 2.11. Potalı sinterleme fırınının şematik gösterimi.....	25
Şekil 2.12. Toz metalurjisi tekniği ile üretimi yapılan bazı ürünlerin fotoğrafları.....	26
Şekil 3.1. Paslanmaz çeliklerin Schaffler diyagramı.....	28
Şekil 3.2. Ferrit içeriği ve katılaşma şeklinin belirlenmesi için kullanılan WRC diyagramı.....	35
Şekil 4.1. Tribolojik sistemin gösterimi.....	40
Şekil 4.2. Etkileşimli yüzeylerin gerçek ve görülen temas alanları.....	41
Şekil 4.3. Metal-metal sürtünmesinde yüzeyden parça kopması.....	43
Şekil 4.4. Aşınmaya maruz yüzeyin alt yüzey diyagramı.....	46
Şekil 4.5. Alaşımlarda görülen aşınma tipleri.....	47
Şekil 4.6. Abrasiv aşınma tipleri.....	51
Şekil 4.7. Abrasiv partiküller ile sert ikinci faz partiküllerinin etkileşimi.....	52
Şekil 4.8. Etkileşimli yüzeylerin boyutu.....	53
Şekil 4.9. Tane sertliği ve malzeme alt yüzey sertliğinin aşınma mekanizması ve aşınma oranına etkisi.....	54
Şekil 4.10. Farklı malzemeler için kırılma tokluğu ile aşınma direnci arasındaki ilişki.....	55
Şekil 4.11. Abrasiv aşınma sonrasında malzemede meydana gelen yüzey morfolojileri.....	56
Şekil 4.12. Erosiv aşındırmada çarpma açısının önemi.....	58
Şekil 4.13. Kuru sürtünmede çeliklerin gösterdiği aşınma davranışları.....	61
Şekil 5.1. Küresel matris destekleyici partiküllerin istenilen homojen dağılımını gösteren temsili resim.....	64

Şekil 6.1. Ostenitik paslanmaz çelik tozunun SEM fotoğrafı X 250.....	69
Şekil 6.2. Bor tozunun SEM fotoğrafı X 50.....	69
Şekil 6.3. Molibden tozunun SEM fotoğrafı X 50.....	70
Şekil 6.4. Kobalt tozunun SEM fotoğrafı X 50.....	70
Şekil 6.5. Titanyum tozunun SEM fotoğrafı X 50.....	71
Şekil 6.6. Sinterlenmiş numunelerin fotoğrafları.....	72
Şekil 6.7. Adhesiv deney aparatının fotoğrafı.....	74
Şekil 6.8. Abrasiv deney aparatının fotoğrafı.....	75
Şekil 6.9. Abrasiv aşınma deney numunesinin boyutları.....	76
Şekil 6.10. Adhesiv aşınma deney numunesinin boyutları.....	76
Şekil 7.1. Ostenitik paslanmaz çelik mikro yapısının SEM görünümü (X 1000).....	77
Şekil 7.2. Ostenitik paslanmaz çelik numunenin matrisinden alınan EDS analizi.....	78
Şekil 7.3. Ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-ray analizi.....	79
Şekil 7.4. Sinterlenmiş % 2 titanyum elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik mikro yapısının SEM görünümü (X 500).....	79
Şekil 7.5. Sinterlenmiş % 2 titanyum elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik mikro yapısının SEM görünümü (X 200).....	80
Şekil 7.6. % 2 Ti takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune “a” noktası üzerinden alınan EDS analizi.....	81
Şekil 7.7. % 2 Ti takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-ray analizi.....	82
Şekil 7.8. % 1 Molibden elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik mikro yapısının SEM görünümü (X 1000).....	82
Şekil 7.9. % 1 Molibden elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik mikro yapısının SEM görünümü (X 1000).....	83
Şekil 7.10. % 2 Mo takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune “a” noktası üzerinden alınan EDS analizi.....	84
Şekil 7.11. % 2 Mo takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-ray analizi.....	84
Şekil 7.12. % 3 Kobalt elementi ile takviyeli ostenitik paslanmaz çelik mikro yapısının SEM görünümü (X 200).....	85
Şekil 7.13. % 2 Kobalt elementi ile takviyeli ostenitik paslanmaz çelik mikro yapısının SEM görünümü (X 1000).....	86
Şekil 7.14. % 3 Co takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune “a” noktası üzerinden alınan EDS analizi.....	86

Şekil 7.15. % 3 Co takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-ray analizi.....	87
Şekil 7.16. % 2 Bor elementi ile takviyeli ostenitik paslanmaz çelik mikro yapısının SEM görünümü (X 1000).....	87
Şekil 7.17. % 2 Bor takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-ray analizi.....	88
Şekil 7.18. Yüzey sertliği alınan numunenin fotoğrafı.....	90
Şekil 7.19. Çentik darbe testi uygulanan numunenin fotoğrafı.....	91
Şekil 7.20. Ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları.....	93
Şekil 7.21. 80 mesh SiC ile aşındırılan ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikro yapı fotoğrafı.....	94
Şekil 7.22. 220 mesh SiC ile aşındırılan ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikro yapı fotoğrafı.	94
Şekil 7.23. 80 ve 220 meshlik SiC abrasiv aşındırıcılar ile teste tabi tutulmuş % 1, 2 ve 3 oranlarında bor elementi takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait kütle kaybı yük ilişkisini gösteren grafik	95
Şekil 7.24. 80 mesh SiC ile aşındırılan % 1 bor katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....	96
Şekil 7.25. 220 mesh SiC ile aşındırılan % 1 bor katkılı Ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....	96
Şekil 6.26. 80 ve 220 meshlik SiC abrasiv aşındırıcılar ile teste tabi tutulmuş % 1, 2 ve 3 oranlarında titanyum elementi takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait kütle kaybı yük ilişkisini gösteren grafik.....	97
Şekil 7.27. 80 mesh SiC ile aşındırılan % 1 Ti katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı	99
Şekil 7.28. 220 mesh SiC ile aşındırılan % 1 Ti katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı	99
Şekil 6.29. 80 ve 220 meshlik SiC abrasiv aşındırıcılar ile teste tabi tutulmuş % 1, 2 ve 3 oranlarında molibden elementi takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait kütle kaybı yük ilişkisini gösteren grafik	100
Şekil 7.30. 80 mesh SiC ile aşındırılan % 1 Mo katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....	101
Şekil 7.31. 220 mesh SiC ile aşındırılan % 1 Mo katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....	101

Şekil 7.32. 80 ve 220 meshlik SiC abrasiv aşındırıcılar ile teste tabi tutulmuş % 1, 2 ve 3 oranlarında kobalt elementi takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait kütle kaybı yük ilişkisini gösteren grafik	102
Şekil 7.33. 80 mesh SiC ile aşındırılan % 1 Co katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....	103
Şekil 7.34. 220 mesh SiC ile aşındırılan % 1 Co katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....	103
Şekil 7.35. Ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	104
Şekil 7.36. Ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	105
Şekil 7.37. Ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 -180 dev/dak adhesiv kütle kaybı aşınma grafiği.....	105
Şekil 7.38. % 1 Bor elementi katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	107
Şekil 7.39. % 2 Bor elementi katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	107
Şekil 7.40. % 3 Bor elementi katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	108
Şekil 7.41. % 1 Bor elementi katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	108
Şekil 7.42. % 2 Bor elementi katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	109
Şekil 7.43. % 3 Bor elementi katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	109
Şekil 7.44. Bor elementi takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 -180 dev/dak adhesiv kütle kaybı aşınma grafiği.....	110
Şekil 7.45. % 1 Titanyum elementi katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	111
Şekil 7.46. % 2 Titanyum elementi katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	111
Şekil 7.47. % 3 Titanyum elementi katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	112
Şekil 7.48. % 1 Titanyum elementi katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	112
Şekil 7.49. % 2 Titanyum elementi katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	113

Şekil 7.50. % 3 Titanyum elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin	
180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	113
Şekil 7.51. Titanyum elementi takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numunenin	
90 -180 dev/dak adhesiv kütle kaybı aşınma grafiği.....	114
Şekil 7.52. % 1 Molibden elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin	
90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	116
Şekil 7.53. % 2 Molibden elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin	
90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	116
Şekil 7.54. % 3 Molibden elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin	
90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	117
Şekil 7.55. % 1 Molibden elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin	
180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	117
Şekil 7.56. % 2 Molibden elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin	
180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	118
Şekil 7.57. % 3 Molibden elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin	
180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	118
Şekil 7.58. Molibden elementi takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numunenin	
90 -180 dev/dak adhesiv kütle kaybı aşınma grafiği.....	119
Şekil 7.59. % 1 Kobalt elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin	
90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	120
Şekil 7.60. % 2 Kobalt elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin	
90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	120
Şekil 7.61 % 3 Kobalt elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin	
90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	121
Şekil 7.62. % 1 Kobalt elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin	
180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	121
Şekil 7.63. % 2 Kobalt elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin	
180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	122
Şekil 7.64. % 3 Kobalt elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin	
180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.....	122
Şekil 7.65. Kobalt elementi takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numunenin	
90 -180 dev/dak adhesiv kütle kaybı aşınma grafiği.....	123
Şekil 7.66. Adhesiv aşındırıcı malzemenin aşındırma işlemine tabi tutulduktan sonra	
yüzeyinden makro çekimle alınmış fotoğraf.....	123

TABLÖLAR

	<u>Sayfa</u>
Tablo 1.1. Demir asıllı ham madde üretiminde harcanan enerji	4
Tablo 3.1. I. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler	29
Tablo 3.2. II. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler	30
Tablo 3.3. III. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler	31
Tablo 3.4. Standart tip martenzitik paslanmaz çelikler.....	31
Tablo 3.5. Martenzitik paslanmaz çeliklerin oda sıcaklığı mekanik özellikleri.....	32
Tablo 3.6. Süpermartenzitik paslanmaz çelik tipleri.....	33
Tablo 3.7. AISI 200 ve 300 serisi ostenitik paslanmaz çelikler	34
Tablo 3.8. Ticari olarak kullanılan dupleks paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri	36
Tablo 3.9. Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri.....	37
Tablo 6.1. Deneylerde kullanılan numunelerin kimyasal analizleri.....	68
Tablo 7.1. Deney numunelerinin piknometre ile ölçülen yoğunlukları.....	89
Tablo 7.2. Deney numunelerinin yüzeyinden alınan Rockwell sertlik değerleri.....	89
Tablo 7.3. Çentik darbe deney sonuçları	91

ÖZET

Doktora Tezi

TOZ METALURJİ TEKNİĞİ İLE ÜRETİLEN BİR PASLANMAZ ÇELİKTE KATKI ELEMANLARININ AŞINMA DİRENCİNE ETKİLERİ

VAHDETTİN KOÇ

Fırat Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Anabilim Dalı
2006 Sayfa:139

Bu çalışmada, ostenitik paslanmaz çelik tozları içerisine % 1, 2 ve 3 oranlarında molibden, titanyum, kobalt ve bor elementlerinin tozları katılmış; toz metalurjisi tekniği kullanılarak bir kompozit malzeme üretimi yapılmıştır. Tozlar soğuk olarak tek yönlü 18 ton'luk bir kuvvetle preslenerek 1150 °C'de sinterlenmiştir. Üretimi yapılan kompozit malzemenin mikroyapı, mekanik özellikleri, abrasiv ve adhesiv aşınma davranışları araştırılarak, içerisindeki alaşım elementi ve katkı yüzdesi oranları ile aşınma davranışı arasında ilişki kurulmaya çalışılmıştır.

Üretimi toz metalurjisi tekniği ile yapılan kompozit malzemenin, katkı elementlerinin ve oranlarının değişmesi ile mikro yapılarında da değişiklikler meydana gelmiştir. Ana matris incelendiğinde tanelerin küçülmesi, tanelerin parçalanması, tane sınırlarının genişlemesi, çekirdeklenmeler v.b. olayların gerçekleştiği gözlemlenmiştir. Malzemelerin, mikroyapılarının üzerinde yapılan incelemelerde mikroyapının esas itibarı ile γ -Fe, $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 fazlarından oluştuğu tespit edilmiştir.

Araştırmalar sonucunda yapılan yeni kompozit malzemelerin, ostenitik paslanmaz çeliğin sertlik, mikrosertlik, tokluk özelliklerini katkı elementlerine ve katılan yüzde miktarlarına bağlı olarak etkilediği ve az çok değiştirdiği görülmüştür. Bütün numuneler göz

önüne alındığında takviye edici olarak kullanılan Mo, Ti, B ve Co elementlerinin ostenitik paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerini olumlu yönde etkilediğini söylemek mümkündür. En düşük yüzey sertliği ve mikro sertlik değerleri takviyesiz ostenitik paslanmaz çelik numunelerde görülmüştür. Üretilen kompozit malzemelerden en iyi mekanik ve aşınma özellikleri değeri bor elementi ile takviye edilmiş numunelerde sağlanırken; bunu sırası ile Ti, Mo ve Co ile takviye edilmiş numuneler izlemiştir.

Yapılan çalışmada; ostenitik paslanmaz çeliğin sertliğini, mikrosertliğini, tokluğunu, abrasiv ve adhesiv aşınma dayanımını içerisine az oranda Mo, Ti, B, Co elementleri katarak değiştirmenin mümkün olduğu tespit edilmiştir. Katkı elementlerinin karbür, borür ya başka türden bileşik oluşturup oluşturmaması; matris içerisinde homojen ve dengeli dağılıp dağılmaması, kompozit malzemenin özelliklerini belirleyen en önemli faktörlerdir.

Anahtar kelimeler: Toz metal, Ostenitik paslanmaz çelik, Mikroyapı, Karbürler, Adhesiv aşınma, Abrasiv aşınma, Tokluk.

ABSTRACT

PhD Thesis

THE EFFECTS OF ALLOYING ELEMENTS OVER WEAR RESISTANCE IN STAINLESS STEEL MATERIAL PRODUCED WITH POWDER METALLURGY TECHNIQUE

VAHDETTİN KOÇ

Firat University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metallurgy Education

2006, Page:139

In this study, molybden, titanium, cobalt and boron elements were added to a austenitic stainless steel powder at the percentage of 1, 2 and 3 % and a composite material was produced by use of powder metallurgy techniques. The powder was pressed with 18 tons pressure and sintered at 1150 °C temperature. Micro-structural and mechanical properties, abrasive and adhesive behaviours of the produced composite material were investigated and tried to correlate between alloying elements and their percentage.

The changes of the type and percentages of alloying elements of composite material which were produced by powder metallurgy techniques resulted in the changes of the microstructures of the composites. When the matrix was examined, grain refinement, disintegration of grains, coarsening of grain boundaries, core forming etc. have been observed. It was also observed that the microstructure mainly consisted of γ -Fe, $M_{23}C_6$ and M_7C_3 phases.

The investigations revealed that the alloying elements affected the hardness, microhardness and toughness of composite austenitic stainless steel in proportion to their percentage. When all samples were examined, it was determined that the reinforcing elements (Mo, Ti, B and Co) positively affected the mechanical properties of austenitic stainless steel.

The lowest surface hardness and microhardness values were observed in unreinforced stainless steel samples. While the best mechanical and wear properties were reached in the samples reinforced with boron, the samples reinforced with Ti, Mo, and Co have not shown as good mechanical and wear properties as the specimen reinforced with boron.

In this study, it was shown that it is possible to change the hardness, microhardness, toughness, abrasive and adhesive wear resistance of austenitic stainless steel by adding Mo, Ti, B and Co. It was also found that the formation of carbide, boride or any other compound and the distribution of the alloying additions in the matrix are the main factors determining the mechanical properties of the composite material.

Key words: Powder metal, Austenitic stainless steel, Microstructure, Carbides, Adhesive wearing, Abrasive wearing, Toughness.

1. GİRİŞ

Toz metalurjisi üretim tekniği bütün dünya ülkelerinde hızla yayılmaktadır. ABD’de, Japonya’da, Avrupa ve Avusturya’da toz metalurjisi üretiminin sürekli olarak arttığı bir çok malzeme araştırmacıları tarafından rapor edilmektedir. Bunun en büyük nedeni, bu tekniğin daha ekonomik bir üretim tekniği olması ve diğer tekniklere kıyasla daha az enerji tüketmesidir (Uygur, 1996).

Toz metalurjisi üretim tekniğinin ekonomik oluşu dünyada hızla yayılmasına neden olmuştur. Ham tozlarının üretimi için harcanan enerji Tablo 1.1’de verilen örneklerle gösterilmiştir.

Tablo 1.1. Demir asıllı ham madde üretiminde harcanan enerji

Ham madde	Enerji (Milyon kCal/ton)
Atomize demir tozu	4.75
Ham çelik	6.50
İşlenmiş çelik	9.00

Metal üretim sanayisinde daha önce döküm, talaşlı üretim ve dövme gibi tekniklerle üretildiği halde, günümüzde üretimi ekonomik sebeplerle toz metalurjisi tekniğine değiştirilen sayısız parça örneği vermek mümkündür (Kasouf, 1994).

Toz metalurjisi üretim teknikleri çok esnek olup, teknik olarak geniş olanaklar sunmaktadır. Bilinen bütün metal veya karışımlar parçanın üretimi için istenilen bileşimi verecek şekilde hazırlanabilir. Sonuçta amaca uygun olarak yüksek, orta veya düşük gözenekli parçalar imal edilir. Genel uygulama alanları; metal filtreleri, gözenekli burçlar ve geniş kullanım alanı olan ve mukavemet gerektiren parçalardır.

Mukavemet gerektiren ve yük taşıyan yataklar genel olarak demir esaslı bakırlı bronzlardan üretilmektedir. Toz metalden imal edilen burçlar kontrollü bir gözenek dağılımına sahip olup bir yağ deposu olarak görev yaparlar. Filtreler ise en fazla gözeneğe sahip toz metal parçalar olup, uygulama, gözenek ebadı ve basınç isteğine bağlı olarak imal edilmektedir (Özdural, 1996).

Toz metalurjisi (T/M), metal tozlarından makine parçası üretiminin bilim ve teknolojisi demektir. Bir modern imalat tekniği olan toz metalurjisi, ileri teknolojik malzemelerin üretilmesinde de en uygun yöntemdir. Yer kabuğunda bulunan saf metal tozlarından para ve el aletleri üretmek, ilkel insanın başardığı ilk üretim yöntemlerindendir. Ancak, ateşin keşfi ve ergime teknolojisinin gelişmesi ile toz metalurjisi geçici bir süre için önemini kaybetmiştir. 1880’ lerde

platinin üretimi ve 1920' lerde Krupp firması tarafından sert metallerin üretilmesi T/M' nin önemini tekrar gündeme getirmiştir (Sarıtaş, 1996).

Toz metalurjisi metal tozlarının belirli oranlarda karıştırılarak, oda sıcaklığında ya da yüksek sıcaklıklarda, hassas kalıplarda, istenilen teknik değerlere uygun basınçlarda sıkıştırılması (presleme) ve kontrollü atmosferlerde fırınlanması ile (sinterleme) parça üretim yöntemidir. Parçalarda beklenen diğer özelliklere ulaşmak için ayrıca sinterlemeden sonra kalibrasyon, çapak alma, yağlama ve ısıtma işlemi gibi işlemler de yapılabilir (Sintek, 1990).

İki veya daha fazla fazdan oluşmuş, birbirinden farklı mekanik özelliklere sahip malzemelerin belli bir geometrik düzen ve oranda karıştırılması ile elde edilen ve bileşenlerinden farklı mekanik özellikler gösteren malzemelere kompozit malzemeler denir. Kompozitler; parçacık, laminel ve fiber takviyeli olabilirler. Matris itibarı ile de seramik, polimer ve metal matrisli kompozitler şeklinde sınıflandırılabilirler. Kompozitler; günümüzde, otomotiv sanayiinden, havacılık ve uzay sanayiine, imalat sanayiinden savunma sanayiine kadar birçok alanda kullanılmaktadır. Dayanım/ağırlık oranlarını yüksekliği, mekanik ve fiziksel özelliklerinin gelişkinliği bu malzemelerin uygulama alanını genişletirken birleştirme sorunlarını da beraberinde getirmiştir.

Bu çalışmada, ostenitik paslanmaz çelik tozlarının Ti, Mo, B ve Co elementleri tozları ile karıştırılarak biriktirilmesi, sinterlenmesi ile elde edilen kompozitin mekanik davranışlarındaki değişimlerinin ve adhesiv-abrasiv aşınma davranışlarına ne gibi etkiler kattığının araştırılması hedeflenmektedir. Ayrıca ostenitik paslanmaz çelik içerisine değişik oranlarda katılan katkı elemanları ile oluşturulmuş olan bir kompozitte sergilediği davranışları kıyaslamak ve kıyaslanan özellikleri oluşturulabilecek yeni kompozitler de değerlendirilmesi düşünülmüştür.

2. TOZ METALURJİSİ

Toz metalurjisi; metal tozlarının belirli oranlarda karıştırılarak oda sıcaklığında hassas kalıplarda, istenilen teknik değerlere uygun basınçlarda sıkıştırılması (presleme) ve kontrollü atmosferlerde fırınlanması ile (sinterleme) parça üretme yöntemidir. Parçalarda beklenen diğer özelliklere ulaşmak için sinterlemeden sonra kalibrasyon, çapak alma, yağlama ve ısıtma işlemi gibi işlemler de yapılabilir. Şekil 2.1. 'de toz metalurjisinin işlem basamakları gösterilmiştir.

Sinterlenmiş parçalar; istenilen mekanik özelliklere ve yüzey kalitesine sahiptirler. Genel olarak ilave bir işleme operasyonu gerekmez. Hammaddenin hemen hemen % 100'e yakın oranlarda değerlendirilmiş ve imalat girdileri çok düşük seviyede tutulmuş olur. Daha fazla mukavemet ve hassasiyet arzu ediliyor ise parçalar bir sonraki ısıtma işlemi ve kalibrasyon işlemine tabi tutulurlar.

Toz metalurjisinde temel amaç; toz şeklindeki çok küçük metal ve metalik alaşımların preslenmesi ve sinterlenmesi yoluyla dayanıklı parça elde etmektir.

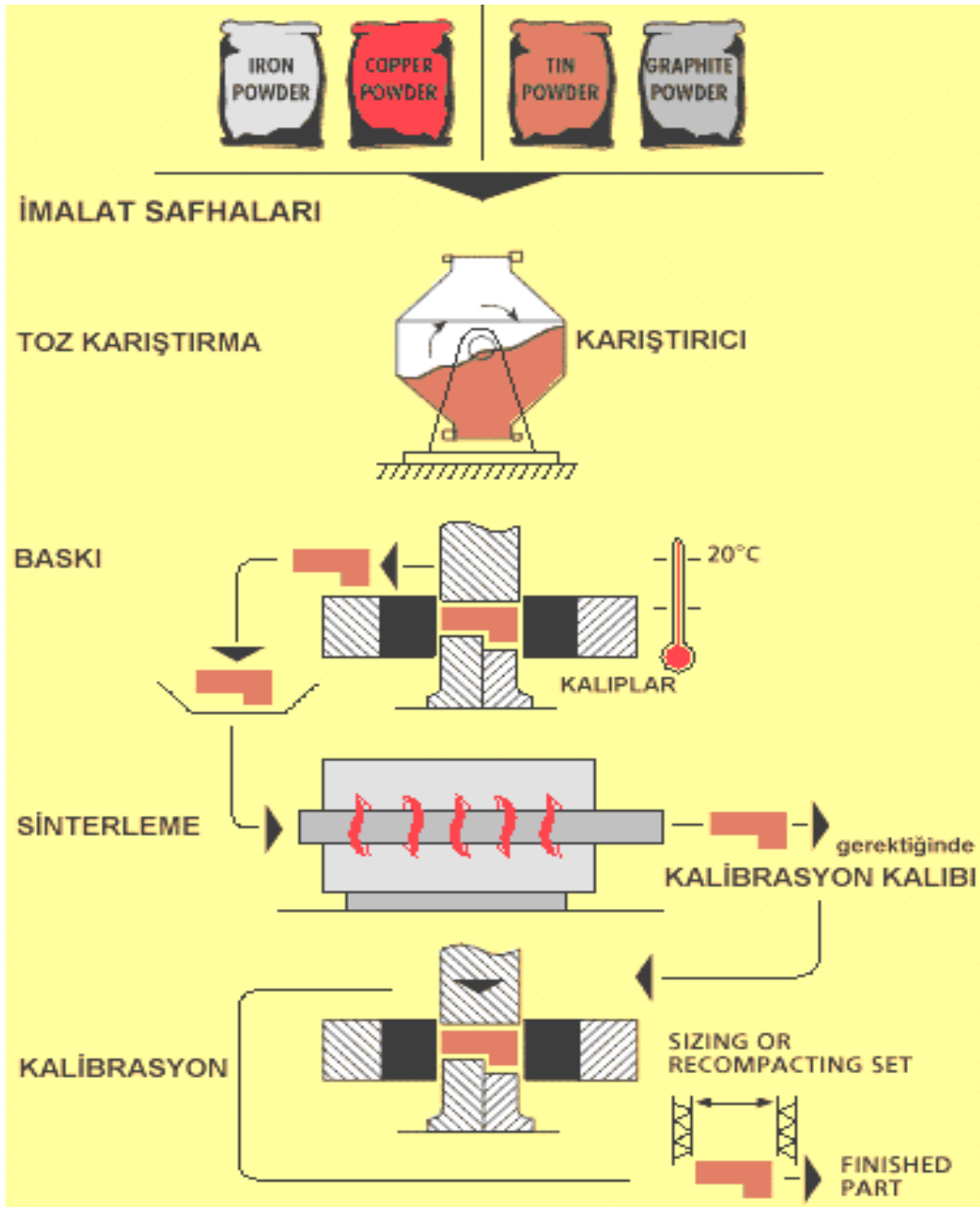
Sinterleme ısıtma işlemi ergitmenin yerini alarak kullanılan metal tozlarının ergime sıcaklıklarının altında bir sıcaklıkta yapılmaktadır. Sinterlenen tozlar 1-4 mikron kadar küçük boyutlardadır. Presleme amaca göre, oda sıcaklığında veya yüksek sıcaklıklarda yapılabilir. Toz metalurjisi küçük, karmaşık ve boyutsal hassasiyeti yüksek parçaların seri imalatına uygun bir yöntemdir.

Toz metalurjisi, II. Dünya Savaşı'ndan sonra modern anlamda yeni bir parça üretim tekniği olarak teknolojiye yerini almıştır. Genellikle toz metalurjisi küçük boyutlu parçaların üretiminde tercih edilen bir yöntemdir. Toz metalurjisi ürünlerinin yaklaşık % 70'i otomotiv endüstrisinde, % 10 'u iş makinelerinde, % 5'i tarım aletlerinde ve % 15 'de güncel aletlerde kullanılmaktadır.

Toz metalurjisi sayesinde aşağıdaki imalat problemleri çözümlenmiştir.

- 1- Sünek hale getirilmiş refrakter malzemelerin üretimi,
- 2- Amalgamlarda (civalı alaşım) kullanılan plastik malzemelerin üretimi,
- 3- Sert ve aynı zamanda tok alaşımların üretimi,
- 4- Bileşenleri birbiriyle zor karışan veya karışmayan elektrik kontakt malzemelerinin üretimi,
- 5- Yağlama gerektirmeyen gözenekli yatakların üretimi

Toz Metalurjisi İşlem Sırası



Şekil 2.1. Toz metalurjisi ile üretilen parçaların işlem sırası .

Bunun yanında toz metalurjisi aşağıdaki avantajları da beraberinde getirmektedir.

1. Daha ekonomik üretim,
2. Fiziksel ve mekanik özelliklerin (tane büyüklüğü, boşluk olmaması, çekme mukavemetinin artması, iyi işlenebilme kabiliyeti vb.) iyileşmesi.

2.1. Toz Metalurjisinin Tarihçesi ve Önemi

Toz metalurjisi bilinen en eski metal şekillendirme yöntemidir. İlk insanlar doğada saf haliyle bulunduğu metalleri ergitemeden onları çekiçle döverek biçimlendirmeyi gerçekleştirmişlerdir. M.Ö. 3000 yılında sünger demirden çeşitli aletler üretmişlerdir. Bu tür üretimlerden biri de 6,5 ton ağırlığındaki Yeni Delhi kolonu olup, bu tarihi sütun M.Ö. 3000 yılında sünger demirden üretilmiş ve şekillendirilmiştir (Ersümer, 1970).

Toz metalurjisinin amacı; metal ve metalik alaşımların tozlarını ergitmeden, basınç ve sıcaklık yardımıyla, dayanıklı cisimler haline sokmaktır. Sinterleme denilen bu ısıl işlem, ergitmenin yerini tutmakta ve kullanılan metal tozunun ergime noktasının altındaki bir sıcaklıkta yapılmaktadır. Eğer kullanılan toz bir karışım ise, sinterleme işlemi bu tozlardan en yüksek ergime sıcaklığına sahip tozun ergime sıcaklığının altında yapılır. Sinterlenen tozlar 1 ile 4 mikron gibi gayet ince metal tanelerinden ibarettir.

Presleme işlemi oda sıcaklığında, bazen de daha yüksek sıcaklıklarda yapılır. Fakat, sıcakta presleme imkanı, kalıp matrisi malzemesinin presleme sıcaklığındaki mukavemet değerleri ile sınırlanmıştır. Sinterleme ile elde edilen parçalara bazen son şekillerini vermek için son bir işlem tatbik edildiği gibi, sinterleme buna lüzum bırakmayacak şekilde de yapılabilir.

Eski ve orta çağlarda çok sert çelikten mamul silahlar, kızıl derecede ısıtılan metal parçalarını yaklaştırmak ve sıcakta dövüp birleştirmekle imal edilirdi.

19. yüzyılın sonlarında, endüstride platin ve iridyum gibi yüksek sıcaklıkta ergiyen metallerin kullanılması denenmiştir. Kimyasal bir yöntemle platin toz haline getirilmekte, bu toz çok yüksek basınçta sıkıştırılmakta ve sonra ısıtılmaktaydı. Böylece tozlar masif bir kütle haline gelmekteydi. 1826 yılında Rusya'da tedavüle çıkarılan platin para, toz metalurjisinin ilk endüstriyel uygulaması olmuştur.

Uzun zamandan beri toz karışımlarının preslenmesi ile alaşımlar elde etmek için çalışmalar hız kazanarak devam etmektedir.

Katı halde metalik toz alaşımları üzerinde yapılan araştırmaları, volfram ve molibdenin sinterleme ile endüstriyel imalatı takip etmiştir. Volframın ergime noktası 3410 °C, molibdeninki ise, 2610 °C civarındadır. Bu iki metalden tel ve levha üretimi, ergime noktası 1769°C olan sinterlenmiş platine nazaran daha büyük zorluklar ortaya çıkarmıştır. Bu sebeple metalurjide sinterlenmenin ortaya çıkması ise volfram ve molibdenin endüstriyel çapta imali toz metalurjisinden faydalanma arasında yüz seneye yakın bir zaman geçmiştir.

Tel çekme ile ince volfram telleri elde edilirken, haddelerin büyük kuvvetlere maruz kalması ve bu kuvvetlerin ancak çok pahalı olan elmasla karşılanabilmesi, elmas yerine başka bir malzeme kullanma arzusunu uyandırmış, bu da yapay sert metallerin esaslı bir şekilde

incelenmesine neden olmuştur. Bunlardan özellikle metalik karbürler üzerinde durulmuş ve ergitme ile elde edilen volfram karbürün hadde imalinde kullanılması denenmiştir. Dökme karbürün özelliklerinin çok değişik olması nedeniyle toz haline getirilmiş, volfram karbürün ergime noktasının tam altında bir sıcaklıkta sinterlenmesi düşünülmüş; sinterlenmiş saf volfram karbürün çekme mukavemeti yeterli olmadığından, buna bağlayıcı olarak kobalt tozu ilave edilmesi gerekmiştir.

Böylece sinterleme ile volfram karbür sertliğinde ve kobalt tokluğunda bir birleşme elde edilerek modern sinterlenmiş sert alaşımların gelişme temelleri atılmıştır. Yapılarının bir alaşım yapısına benzemesi sebebiyle, sinterlenmiş sert alaşımların çekmeye mukavemetleri 1200 ile 1800 N/mm² arasındadır. Halbuki ergime yolu ile elde edilen karbürlerin çekme mukavemetleri 200 ile 300 N/mm² 'dir.

Yüksek vakum tekniğinde çok saf ve gaz içermeyen metalik parçaların kullanılması istenir, hatta bu şarttır. Ergitme ve dökme yöntemi ile saf malzeme elde edilemez. Buna sebep, sıvının dezoksidasyonu için yapılan katkılar ve potadan gelen yabancı maddedir. Saf metalik tozlarının uygun bir gaz atmosferi altında sinterlenmesi, saf metalik maddelerin elde edilmesini mümkün kılar. Bu maddeler vakum tekniğine tamamen uygundur. Örnek olarak sinter demiri, sinter nikel ve demir-nikel-molibden ile demir-nikel-kobalt sinterlenmiş alaşımları gösterilebilir.

Eğer döküm zorlukla ve önemli kayıplarla yapılıyorsa ve dökümle elde edilen malzemenin sıcakta dövülmesi imkânsızsa, metalik tozlardan başlanarak sinterlenmeden sonra, işlenmelerine lüzum kalmayan parçaların ekonomik olarak üretimi mümkündür. Ayrıca, sinterlenmiş malzemenin yapısı dökümle elde edilmiş parçanın yapısına nazaran daha ince, mekanik özellikleri de ondan daha iyidir.

Özellikle son elli yıl içerisinde toz metalurjisi ile üretilen malzemelerde büyük bir ilerleme kaydedilmiştir. Özellikle bu malzemelerin sahip oldukları termal ve mekanik özelliklerin döküm yolu ile elde edilen malzemelere göre daha üstün olması, bu malzemeleri havacılık sanayiinde aranan bir madde haline getirmiştir. Yine bu malzemelerin otomotiv endüstrisi ve elektronik sanayiindeki kullanımı günden güne artmaktadır.

Ayrıca toz metalurjisi ile üretilen malzemelerin matrisleri SiC, Al₂O₃ gibi sert partiküller, fiber ve wiskerlerle ile kuvvetlendirilmeleri sonucunda bu malzemelerin özellikle aşınma mukavemetlerinde kayda değer ilerlemeler elde edilmiştir.

2.2. Toz Metalurjisi İle Parça Üretimi

İnsanlarla malzeme arasındaki ilişki insanlığın tarihi kadar eskilere dayanmaktadır. İnsanoğlu, kendini diğer varlıklardan ayıran zekası ve duyguları sayesinde daima çevresindeki malzemeleri lehine kullanma yoluna gitmiştir. Özellikle son elli yıl içerisinde uzay sanayi ve elektronik sanayisinin baş döndürücü bir şekilde ilerleme göstermesi, insan oğlunu daha kompleks malzemeler üretmeye mecbur kılmıştır. Bu mecburiyet malzeme biliminin gelişmesini de zorunlu hale getirmiştir. Mühendislik malzemelerinin kullanıldığı ortamlar ve yerler farklı olduğundan, malzemelerden çeşitli özellikler istenmektedir. Malzemelerin üretimi genellikle dökümle yapıldığından istenilen özelliklere uygun malzemeler yapılamamakta veya üretimi problemli olmamaktadır. Bu sebeple parça üretimlerinde tercihen sinterleme metodu seçilmektedir. Metalik iş parçalarının imal edilmesinde, saf ve alaşımlı metallere elde edilen tozların yanında, metal bileşiklerden veya toz karışımlardan meydana gelen tozlar da kullanılır.

Toz metalurjisi daha çok;

1. Talaşlı imalat gerektirmeyen makine parçaların,
2. Sert metallerin,
3. Takım çeliklerinin,
4. Sermetlerin,
5. Kaymalı yatakların,
6. Gözenekli metal ve fitillerin,
7. Sürtünme elemanlarının,
8. Elektrik ve manyetik malzemelerin üretimi ile
9. Diğer uygulamalar da kullanılmaktadır.

2.2.1. Talaşlı İmalat Gerektirmeyen Makine Parçaları

Son yıllarda kullanılan toz metalurjisi üretim teknikleri ile, talaşlı imalat gerektirmeyen dayanıklı parçaların üretimine geçilmiştir. Genellikle otomotiv sektöründe kullanılmakta olan parçaların üretimi, tozun preslenip sıkıştırılması ile başka işlem gerektirmeden son şekli verilerek sektöre kazandırılmaktadır. Bu yolla üretilen parçaların malzeme tasarrufları % 100'e ulaşırken tek işlemlerle üretilmesi zaman ve enerjide büyük tasarruf sağlamaktadır. En fazla uygulama alanları; yakıt pompası elemanları, amortisör pistonu, zincir dişlileri, mandallar ve daha birçok parça gibi talaş kaldırmaksızın üretilmesi gereken parçalardır.

2.2.2. Sert Metaller

Ergime sıcaklığı yüksek karbürler ve birleştirici rolü oynayan demir grubundan bir metal veya metallerin oluşturduğu alaşımdan meydana gelen ürünlere denir.

Sinterlenmiş sert metal alaşımların imalinde kullanılan ham maddeler; volfram, titanyum, tantal, molibden, vanadyum ve niyobyum karbürlerin tozları ile, kobalt, volfram, nikel ve demir tozlarıdır. İmal edilen sert alaşımlar ile volfram esaslı kesici takımlar, madenleri delme aletleri, tel çekme matris ve hammaddeler, aşınmaya dayanıklı takımlar, kaya delicileri ve şekillendirme kalıpları yapılmaktadır.

2.2.3. Takım Çelikleri

Döküm yoluyla üretilen takım çeliklerinin tokluk ve ömürleri, toz metalurjisi ile üretilenlere göre daha azdır. Dökümle üretilen çelikte karbürler belirli bölgelerde toplanıp irileşirken, toz metalurjisi ile üretilenlerde ince ve homojen dağılımlı karbür oluşumu elde edilir.

2.2.4. Sermetler

Sermet; seramik ve metal kelimelerinin ilk hecelerinin birleştirilmesi ile oluşturulan malzemelere denmektedir. Çeşitli seramik fazların bir veya birçok metal-metal alaşımına bağlanmasıyla oluşmaktadır.

2.2.5. Kaymalı Yataklar

Toz metalurjisinin en önemli bölümünü oluşturan kaymalı yataklar kendi kendini yağlayan yataklara ait bir uygulamadır. Parça içerisindeki gözenekler yağ deposu görevini üstlenir. Malzeme makine içerisinde çalışarak ısınmaya başladığı esnada, yağlar yüzeye doğru hareket ederek çalışan aksamın sürekli olarak yağlanmasını sağlar. Makinanın durması sebebiyle soğuyan malzemenin yağı kılcallık etkisiyle tekrar eski yerine döner. Kaymalı yatakların bir çoğu yatak ömrünce yağlamaya devam eder.

Kaymalı yataklar üç gruba ayrılmıştır. Bunlar; sinterlenmiş bronz yataklar, demir esaslı sinterlenmiş yataklar, demir bronz sinterlenmiş yataklardır. Ayrıca sinterlenmiş bronz yatakları kurşunlu ve kurşunsuz olmak üzere ikiye ayrılır. İlk ve en fazla kullanılan % 90 Cu- % 10 Sn içeren yataklardır (Yıldırım, 1984; Yıldırım ve diğ., 2001).

2.2.6. Gözenekli Metal ve Fitiller

Teknikte fitil olarak kullanılan malzemenin içeriği metal, organik maddeler ve kağıttır. Organik fitillerin kolay şekil değiştirmesi ve kağıt fitillerin zayıf olması kullanım alanını sınırlamaktadır. Metalik toz fitillerin sıcaklık dayanımının ve mukavemetinin yüksek olması tercih sebebini oluşturmaktadır.

Fitillerin imalatında kullanılan tozlar küresel ve oldukça iri tanelidirler. Tane büyüklüğü filtre edilecek maddelerin büyüklüğüne bağlıdır. Ancak en çok 600-1000 µm arası kullanılmaktadırlar. Gözeneklilik miktarı % 40-50 arasındadır.

2.2.7. Sürtünme Elemanları

Metal esaslı sürtünme elemanları ağır hizmet uygulamalarında kullanılmaktadır. Uçak, tank, iş makinaları ve büyük preslerin fren, debriyaj balataları, kullanım alanlarının bir kaçına örnektir.

Isıyı iletici toz olarak kullanılan bakır ve kalayın yanı sıra sürtünmeyi ayarlayıcı olarak silisyum karbür veya alümina kullanılır. Sürtünme katsayısının istenen değerlere ulaşması için kurşun, çinko ve grafit tozları eklenir.

Metal esaslı sürtünme elemanları ağır sanayi kullanım alanlarının genelini oluşturmaktadır. Uçak, tank, iş makinaları, debriyaj balataları ve frenler kullanım alanlarından bazı örneklerdir.

2.2.8. Elektrik ve Manyetik Uygulamalar

Bu grubun içerisine direnç kaynağı elektrotları, volfram ve molibden filamanlar, elektrik kontakt malzemeleri, metal-grafit fırçalar, süper iletkenli çeşitli mıknatıslar girmektedir.

Oksit yayılmayla sertleştirilmiş bakır direnç kaynağı elektrotları normal elektrotların 65 katı daha uzun ömürlü olmaktadır. Çeşitli gümüş alaşımları her türlü elektrik kontaktlarında kullanılmaktadır.

Volfram ampul filamanlarının tek üretim yolu toz metalurjisi yöntemidir. Filamanın ömrünü uzatmak için yapıya toryum oksit ve potasyum tozları katılarak tane büyümesi engellenir. Öte yandan, süper iletkenler son yıllarda en fazla ilgi çeken araştırma konusu olmuştur.

Demirle beraber bu alaşımların başlıca bileşenleri Ni, Al, Co, Ti ve Cu 'dır. Bu alaşımların en tanınmış % 5-14 Al, % 12-33 Ni, % 0-30 Co, % 0-12 Ti, % 0-6 Cu bileşimi içermektedir. Bu mıknatısları meydana getiren alaşımların kaba yapıları, sertlikleri, kırılganlıkları sebebiyle sıcakta

dövme ve işleme çok zordur. Döküm sonrasında parçada çatlakların ve ufalanmanın meydana gelmesi ile parça kullanılmaz hale gelebilir. Böylesi üretimler risklidir ve ekonomik değildir.

Yukarıda sözü edilen zorlukları toz metalurjisi yenmeyi başarmıştır. Fe, Ni, Al ve Co alaşımının tozu plastik bir birleştirici katılarak preslenip sinterlenmesiyle parçaların üretimi yapılarak birçok problem ortadan kaldırılmıştır.

2.1.9. Diğer Uygulamalar

Toz metalurjisi ile, malzemelerin ve metal tozlarının kullanım alanları daha geniş bir alana yayılmıştır. Yukarıda sayılan uygulama alanları dışında, tahribatsız çatlak muayenesi için demir oksit tozları kullanılmaktadır. Hafif su serpilen karışıma demir tozları püskürtülür ve karışım bir manyetik tambur etrafında dolaştırılır. Islanmış olan bozuk şekilli demir tozları yapışır ve tamburdan geçerken mıknatıs tarafından çekilerek ayrılmış olur.

Çeşitli yakıt ve patlayıcı sistemlerinde Al, Zr, Mg ve Ti gibi yüksek yanma sıcaklıkları olan metallerin tozları kullanılmaktadır. Metal tozları patlayıcılarda gaz oluşmasını engelleyici, roket yakıtlarında şiddetli enerji verici, işaret fişeklerinde ise ışık oluşturucu olarak kullanılırlar.

Demir tozu gıda sanayinde, gıda zenginleştirici olarak da kullanılmaktadır. Demir eksikliğinin kansızlığa yol açtığı bilinmektedir. Demir sülfat, saf demir ve çeşitli demir tozları doğrudan gıdaya eklenmektedir. A.B.D. 'de yılda 500 ton saf demir tozu gıda zenginleştirici olarak kullanılmaktadır.

Toz; sıvı civa ile karıştırıldığında gümüş ve kalay, civa içinde çözülür. Ancak ,çözünürlük sınırlı olduğundan tekrar çökme ile metaller arası bileşik oluşturarak ayrışırlar. Neticede yapı reaksiyonuna girmemiş toz ve gümüş-civa, kalay-civa, metallerarası bileşiklerinden oluşan bir bileşik malzeme haline gelir.

Çeşitli metalik boyalar ve yaldızlarının üretiminde metal tozları kullanılmaktadır. Burada kullanılan tozlar pul şeklinde üretilmiş tozlardır. Halen bronz, bakır, alüminyum, nikel, çinko, gümüş ve paslanmaz çelik pulları çeşitli metalik boyaların esasını teşkil etmektedir.

Çeşitli ferro alaşımlar ve metal tozları kaynak elektrotu örtüsünde kullanılmaktadır. Krom, manganez, vanadyum, ferro alaşımları, nikel, krom ve demir metallerinin tozları elektrot örtüsünde kullanılmaktadır. Bu amaçla kullanılan demir tozlarının miktarı toplam demir tozu tüketiminin % 10 'una ulaşmaktadır.

Sert yüzey kaplamalarda aşınmaya dayanıklı alaşımların tozları kullanılmaktadır. Bu kaplamalar alaşım tellerinden de yapılabilir. Ancak, toz kullanılması yapıyı daha homojen yapmaktadır. Ayrıca, tozun ergitilmesi daha kolay olduğundan, ana yapı aşırı ısıya maruz kalmamış olur. Bu amaçla en fazla kobalt ve nikel esaslı alaşımların tozları kullanılmaktadır.

2. 3. Toz Metalurjisi İle Parça Üretiminin Aşamaları

2. 3.1. Toz Hazırlama

Toz metalurjisinde kullanılan malzeme metaller, alaşımlar ve metalik tozların karışımlarıdır. Bu tozların hazırlanmasında birçok yöntem vardır. Bu yöntemler: mekanik, elektrolitik, kimyasal ve atomizasyon yöntemleri olarak dört kısma ayrılır. Tozlar arasında tane büyüklüğü, tane şekli ve granülometrik düzen bakımından önemli farklar bulunduğundan, istenilen toz özellikleri dikkate alınarak tozu üretmek için uygun üretim şekli seçilir (Ersümer, 1970).

Mekanik yöntemle toz üretimi, kaba ve ince öğütme olmak üzere iki şekilde yapılır.

2.3.1.1. Kaba ve İnce Öğütme

Metalik tozlar elde etmek amacıyla kullanılan bu çok basit yöntem; metallerin tornalama, planyalama, frezeleme ve eğeleme gibi işlemlerde mekanik olarak küçük zerrecikler haline getirilmesinden ibarettir. Fakat, bu şekilde elde edilen demir ve magnezyum tozlarının toz metalurjisinde önemli bir uygulaması yoktur.

Ham madde kafi derecede kırılğan ise, kaba bir öğütmeden sonra ince bir öğütme yapılır. Çimento endüstrisindeki gibi sert maddelerin öğütülmesinde kullanılan donanım, toz metalurjisinde malzeme miktarı az olduğundan kullanılmaz. Malzemenin cinsine göre sert porselenden bilyalı öğütücüler veya sert alaşımla kaplı çelik öğütücülerden yararlanılır.

Ancak, az sayıda metaller (manganez, krom, antimon, bizmut gibi) bilyalı öğütücülerde öğütülebilirler. Çeşitli nedenlerle bilyalı öğütücülerde öğütülemeyen metal tozları başka yöntemler kullanılarak öğütülürler. Örneğin, mümkün olduğu kadar yüksek saflıkta bir demir cevherinden, direkt redükleme ile elde edilecek sünger demir, bilyalı öğütücülerde istenildiği kadar ince bir toz haline getirilebilir. Redükleme esnasında elimine edilemeyen ve toza karışan yapı kirleticilerinin varlığını unutmamak gerekir.

Diğer taraftan, elektroliz yolu ile, kırılğan ve küçük taneli elektrolitik demir de elde edilebilir. Bu da bilyalı bir öğütücüde istenen incelikte bir toz haline getirilebilir. Böylece elde edilen demir tozu özellikle yüksek frekans bobinlerinin çekirdeklerinde kullanılır.

Demir-nikel alaşımlarının manyetik özelliklerinin iyiliği ve çekirdek üretiminde yumuşak demir imalinde kullanılabilecekleri anlaşıncı, bu alaşımları toz metalurjisi yolu ile hazırlamak gerekmiştir. Kolaylıkla haddelenebilmeleri ve sıcakta dövülebilmeleri için demir-nikel alaşımlarında manganez ve magnezyum vasıtasıyla, oksit ve kükürdün giderilmesi düşünülmüştür. Manganez ve magnezyum ilavesine rağmen, malzeme belirli bir sıcaklığın üzerinde yine

haddelenebilmektedir. Fakat, haddeleme belirli bir minimum sıcaklığın altında yapılırsa malzeme parçacıklar (kırıntılar) haline gelir. Küçük taneler elde etmek için blok yüksek sıcaklığa kadar ısıtılır ve birkaç kez haddelemeye tabi tutulur. Son haddeleme sıcaklığı yukarıda sözü edilen minimum sıcaklığın biraz üstünde olacak şekilde seçilmelidir. Böylece son haddeleme ile metal toz haline gelir. Sünek metallerinin bilyalı öğütücülerde öğütülmeleri olanağı yoktur. Çünkü öğütme esnasında iri taneler sadece yuvarlaklaşmakta, küçük taneler ise öğütücü cidarlarına ve bilyalara yapışmaktadır. Tok bileşenli metallerin pervaneli öğütücülerde arzu edilen granüloметрик bileşiminde bir toz haline getirilebilmeleri önemli bir ilerlemedir. Bu yöntem "Hametag yöntemi" denir. Bu yöntem tok metallerin (demir, bakır, alüminyum gibi) tozların hazırlanmasında, kaba toz haline getirilmiş kırılğan alaşım ve metallerin ince olarak öğütülmelerinde kullanılır.

Pervaneli öğütücü, içinde karşılıklı iki mil üzerinde sert manganezli çelikten veya sinterlenmiş sert alaşımdan birer pervane bulunan bir kaptan ibarettir. Bu pervaneler ters yönde çok yüksek ve eşit hızla dönerler. Toz haline getirilecek malzeme böylece öğütülürken meydana gelen iki ters ve çok hızlı gaz akımı da toz haline gelmiş partikülleri sürükler. Öğütücüler otomatik olarak yüklenebilirler, öğütülen madde devamlı olarak elekten geçirilebilir. Toz partiküllerinin oksitlenmesine mani olmak için genellikle hidrojen ve azot gibi redükleyici veya inert bir atmosfer altında çalışabilir. Pervanelerin şekillerine, boyutlarına ve dönüş hızlarına bağlı olarak muhtelif şekilli taneler ve farklı granüloметриде tozlar elde edilir. Bu tozların mükemmel sıkıştırılabilme özellikleri vardır. Kullanılma alanlarına örnek olarak makine parçaları ve gözenekli yatak imalinde kullanılan bakır tozları gösterilebilir.

2.3.1.2. Granülasyon

Ergimiş bir metalden metalik tozlarının hazırlanmasında kolay uygulanan ve çok ucuz bir yöntemdir. Granülasyon, suda granülasyon veya ergimiş metalin katılaşması esnasında karıştırılarak elde edilen granülasyon diye ikiye ayrılır. Su içine ergimiş metalin dökülmesiyle elde edilen granülasyon eskiden beri bilinmektedir. Örneğin ergimiş kurşun su ile dolu bir kaba bir elekten geçirilerek dökülür. Kurşun damlaları daha havada düşerken önemli bir soğumaya uğrarlar. Kurşuna arsenik katılarak damlaların uzaması önlenir.

Birçok metaller katılaşırken karıştırıldıklarında toz haline gelirler. Bu yöntem, kaba alüminyum tozlarının elde edilmesinde kullanılır. Ergimiş alüminyum soğuması esnasında mekanik olarak karıştırılır. Kadmiyum, çinko, kalay tozları da bazen böyle elde edilir. Bu yöntemle kurşun-kalay alaşımı tozlarının hazırlanması da teklif edilmiştir. Tozun hazırlanması denge diyagramının likidüs ve solidüs eğrileri arasındaki sıcaklık aralığında olur.

2.3.1.3. Atomizasyon Yöntemi

Bu yöntem ergitilebilen tüm metallerden toz üretmede kullanılan bir yöntemdir. Üretim tekniği; sıvı bir metalin pota dibindeki bir delikten akması sırasında ergiyik metalin üzerine basınçlı sıvı veya gaz gönderilmesi ile sıvı metalin çok ince parçalara ayrıştırılarak katılaşması şeklinde gerçekleşir.

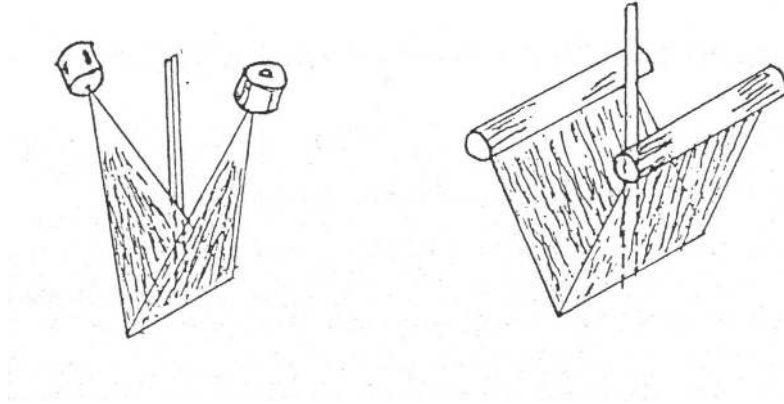
Dünyada üretilen tozların % 80' inden fazlası atomizasyon yöntemi ile üretilmektedir. Diğer üretim tekniklerine göre bu yöntemde; tane şekli, tane büyüklüğü ve dağılımın kontrolü çok kolaydır. Özellikle alaşım tozlarının üretimi için, yöntem çok uygundur. Çünkü en iyi homojenlik ancak bu yöntemle sağlanabilmektedir.

Atomizasyon ile üretilen tozların inceliği ergiyik metal üzerine gönderilen dağıtıcı hüzmelin basıncı ile ilgilidir. Basınç arttıkça sıvı metal daha fazla püskürtüleceğinden zerrelere ayrılma daha çok olacaktır. Püskürtülen zerrecikler hızlı soğutulmalıdır. Aksi halde birbirine yapışma olabileceğinden istenen incelikte toz elde etmek güçleşir. Bu yöntemle elde edilen tozların tane şekli; soğuma zamanı, sıvı metal sıcaklığı ve atomizasyon türü ile yakından ilgilidir. Uzun soğutma zamanı, yüksek sıvı sıcaklığı ve atomizasyon türünün gaz olması sonucu küresel taneler elde edilirken; su atomizasyonu çabuk soğutma sağlayacağından karmaşık şekilli taneler oluşmasına neden olur. Atomizasyon yöntemi ile toz üretmede değişik teknikler kullanılır. Bunlar;

- 1- Su atomizasyonu,
- 2- Gaz atomizasyonu,
- 3- Döner disk atomizasyonu,
- 4- Döner elektrot atomizasyonu.

2.3.1.4. Su Atomizasyonu

Atomizasyonla üretilen tozların % 80' i ergiyik sıvı metali basınçlı su ile parçalara ayırma yöntemi ile elde edilir. Şekil 2.2'de su ile atomizasyonda yaygın şekilde kullanılan iki jet sistemi görülmektedir. Bu iki sisteme yassı hüzmeli V jetleri denir. Biri iki tarafında iki ağızlıktan, dar açı ile ayrılan yassı hüzmeli jetlerdir.



Şekil 2.2. Yassı Hüzmeli V Jetleri (Kurt, 1994).

Su atomizasyonunda kimyasal çökelme problemi yoktur. Ancak, toz yüzeyinde oluşan oksitlenme bu metodun problemi olarak görülebilir.

2.3.1.5. Gaz Atomizasyonu

Su atomizasyonundan sonra en fazla gaz atomizasyonu ile toz üretilmektedir. Gaz atomizasyonu sıvı metal hüzmesine yüksek basınçlı gaz püskürtülerek hüzmelin dağılımı ile sıvı metal damlacıkları elde edilmesi işlemidir. Genelde azot gazı kullanılmaktadır.

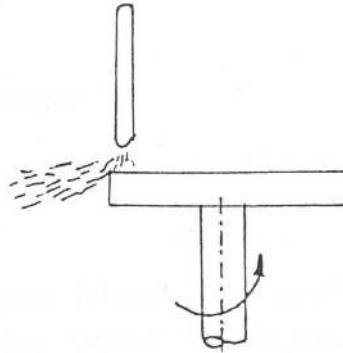
Gaz ve su atomizasyonu içte ve dışta karışma olmak üzere iki şekilde gaz veya su ile sıvı metalin karışması sonucu oluşmaktadır. Dışta karışma tekniğinde sıvı metal ile atomizasyon akışkanının teması ağızların dışında olur. İçte karışmalı tür ise, oda sıcaklığında henüz sıvı kalabilen malzemelerin atomizasyonunda kullanılır. Sıvı malzeme ile atomizasyon akışkanının teması Şekil 2.3'de görüldüğü gibi ağızların iç kısmında gerçekleşir. Gaz atomizasyonu tozların oksijen miktarının düşük olmasında ve küresel şekilli tozlar istendiğinde daha çok kullanılır (Kurt, 1994).



Şekil 2.3. İçte ve dışta karışma (Kurt, 1994; Koç, 2002).

2.3.1.6. Döner Disk Atomizasyonu

Bu yöntemde, sıvı metal bir potadan dönmekte olan disk üzerine akar. Diskin dönme hareketinden dolayı metal hüzmeye merkezkaç etkisiyle saçılarak bir potada toplanır. Döner disk atomizasyonunda düz disk, çanak disk ve kanat disk gibi değişik diskler kullanılır. Bu metodun tek problemi sıvı metalle disk arasındaki sürtünmenin kontrol güçlüğüdür. Şekil 2.4'de döner disk modeli görülmektedir (Kurt, 1994).

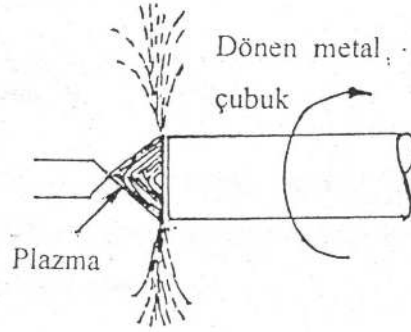


Şekil 2.4. Döner Disk Atomizasyon Modeli. (Kurt, 1994).

2.3.1.7. Döner Elektrot Atomizasyonu

Döner elektrot metodunda tozu üretilecek metal elektrot, bir ark plazma ile ısıtılır, çubuğun hızlı döndürülmesi ile (1000 d/dak veya daha fazla) ergimiş damlacıklar yine merkezkaç kuvvet etkisi

ile savrulurlar. Bunlar bir özel odacıkta toplanır. Bu yöntemle tane iriliği otuz ile 500 mikron arasında olan tozlar elde edilir. Şekil 2.5'de döner elektrot yöntemi ile toz üretimi görülmektedir.



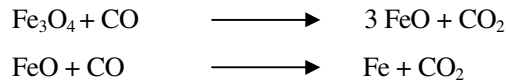
Şekil 2.5. Döner Elektrot Yöntemi (Kurt, 1994).

2.4. Fiziksel ve Kimyasal Yöntemler

2.4.1. İndirgeme Yöntemi

1965 yılına kadar kimyasal indirgeme en çok kullanılan metal tozu üretim tekniği olmuştur. Demir, bakır, volfram, molibden, nikel ve kobaltın oksitleri indirgenerek bunların tozları üretilmektedir. Toz haline öğütülen oksitler indirgeyici ortamda uygun sıcaklıklara ısıtılarak indirgenirler. En ucuz indirgeyici ortam karbondur, ancak hidrojen de bu amaçla kullanılmaktadır.

Bu yöntem genellikle demir tozu üretiminde kullanılır, ayrıca volfram ve molibden gibi yüksek sıcaklıklarda redüklenebilen bazı metaller için tek üretim yoludur. Ham madde olarak manyetit ve haddehane oksitleri kullanılabilir. Üretim esnasında manyetit seramik kaplarda 1050-1200 °C sıcaklıkta fırınlarda birkaç gün bekletilir. Kap içerisinde kok, kireçtaşı ve magnetit karıştırılır. Kireç taşı kükürdü absorbe eder. Fırında indirgeme sırasında CO gazı yanarak ısı verir ve indirgenmesinin tamamlanması ile sünger demir elde edilir.



İşlem sonunda kok ve kül demir külçelerinden ayrılarak sünger demir kırılıp öğütülerek yabancı maddelerden temizlenir. Elde edilen tozlar 250 °C 'de birbirine hidrojenli redükleyici ortamda tavlansarak sinterleme ile bağlanır. Daha sonra sinter ürünü demir süngerini öğütülerek istenilen tane büyüklüğüne kırılır.

2.4.2. Karbonil Yöntemi

Bu yöntemde demir, nikel, CO gazı etkisinde karbonillerini veren metallerin tozları küçük taneli, yüksek saflıkta ve küresel şekilde elde edilir. Bu yöntemle tane boyları 2 µ ile 10 µm olan son derece ince tozlar elde edilir.

2.4.3. Çökeltme Yöntemi

Çökeltme bir sıvı veya tuz çökeltisinde yapılır. Bu metot hidro-metalurji olarak bilinir. Çökeltiden önce bir hidroksit çözeltir ve daha sonra bu hidroksit ısıtılarak parçalanır. Halen bakır, nikel ve kobalt tozu hidrometalurji yöntemi ile üretilmektedir (Sarıtaş, 1991).

Reaktif metallerin tozunun üretiminde gazdan çökeltme yöntemi uygulanır. Bu yöntemle W, Nb, V, Ti, Zr gibi metallerin klorürleri, oksitleri ve florürleri, hidrojen ile reaksiyona sokularak seçilen metallerin tozu elde edilir.

2.4.4. Elektroliz Yöntemi

Ergimiş bir tuzun elektrolizi ile metalik tozların hazırlanması teknikte önemli bir yer tutar. Sulu çözeltilerin elektrolizi; demir, bakır, kurşun ve kalay tozlarını hazırlanması için özellikle uygundur. Direkt olarak metal tozunun elde edilebilmesi için akım şiddetinin büyük, elektrolit çözeltisinin hızlı hareket etmesi ve banyo sıcaklığının yüksek olması gerekir. Ayrıca, banyoya bazı kolloidal maddeler ilave edilir. Uygun bir tuz karışımı elektrolizi; başlıca vanadyum, niyobyum, tantal, titanyum, zirkonyum ve uranyum tozlarının hazırlanmasında kullanılır.

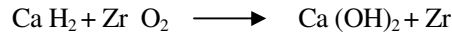
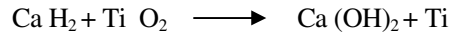
Elektroliz metodu ile çeşitli metallerin tozları elde edilebilir. Elektroliz kabında bakır sülfat ve sülfirik asitten oluşan elektrolit ve bakır anot ile antimonlu kurşun katotlar bulunur. Anot, tozu üretilen metalden oluşur. Devreye akımın verilmesi ile reaksiyon başlayarak anottan kopan parçacıklar katotta toplanırlar. Katot üzerinde olan toplanma ya gevşek bağlantılı toz halinde (bakır, gümüş gibi) veya sıkı, ancak gevrek bir tabaka halinde (demir ve magnezyum gibi) oluşur. Her iki halde de katotta toplanan metal kolaylıkla sıyrılıp öğütülerek toz haline getirilir.

Elektrolizle üretilen tozlar yıkanarak elektrolitten ve tuzlardan iyice temizlenmesi gerekir. Kurutma pasif gaz altında yapılarak oksitlenme önlenmelidir. Elektroliz yöntemi ile çok yüksek saflıkta toz üretilmekle beraber (% 99.5) üretim maliyetinin yüksekliği yöntemin kullanılabilirliğini sınırlamaktadır (Kurt, 1992).

2.4.5. Diğer Fiziko-Kimyasal Yöntemler

Oksitlerin veya diğer metalik karışımların yüksek sıcaklıkta ayrışmaları ile de metal tozları hazırlanabilir. Örnek olarak gümüş, altın, kurşun ve platin tozlarının Ag_2O , Au_2O_3 , PbO ve PtO_2 'den itibaren hazırlanması gösterilebilir.

Metal hidrürü (kalsiyum hidrür gibi), metalik bir oksit (titan veya zirkonyum oksit) üzerine etki ederek ve oluşan hidrürü ayrıştırarak kullanılan oksidi meydana getiren metalin tozunu elde etmek mümkündür (Ersümer, 1970).



2.5. Presleme (Briktleme)

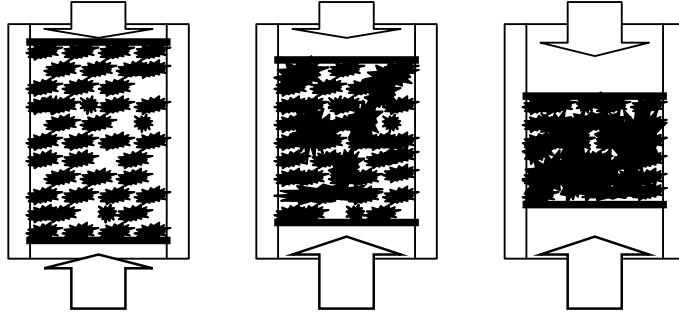
Teorik olarak düzlemsel ve temiz iki yüzeyin başlangıçta temasları sağlandığı takdirde, bu iki yüzeyin oda sıcaklığında birleşmeleri prensip olarak mümkündür. Metallerin yüzeyinde oksit tabakaları gibi kötü etkileri olan maddeler bulunmasa bile adhezyon kuvvetlerinin tesirinin görülebilmesi için yüzeyler arasındaki mesafenin çok küçük olması gerekir. Metal tozlarından parça üretmek için tozlar, üretimi istenen parçanın şekline biçimlendirilir, tozlar arasında bağ oluşturmak ve istenen oranda gözeneklilik sağlamak amacı ile sıkıştırılırlar. Briktleme ile parçaya sadece şekil verilmiş olur. Gerekli mukavemet, ancak sinterlemeden sonra elde edilir. Tozların şekillendirilmesinde pek çok yöntem vardır. Bunlar genelde basınçsız yöntemler ve basınçlı yöntemler diye ikiye ayrılabilir.

Basınçsız yöntemlerde toz ya bir kalıp içine doldurulur; gevşek halde doğrudan sinterlenir veya çok ince küresel tozlar bir akışkan taşıyıcı ile karıştırılıp döküm yoluyla şekillendirilir. Ancak bu metodun bugün ticari kullanım alanı yok denilecek kadar azdır.

Basınçlı yöntemler soğuk veya sıcak olarak gerçekleştirilebilir. Bu yöntemler genelde kalıplarda presleme, izostatik presleme, haddeme, ekstrüzyon, metal enjeksiyon kalıplama gibi yöntemlerdir.

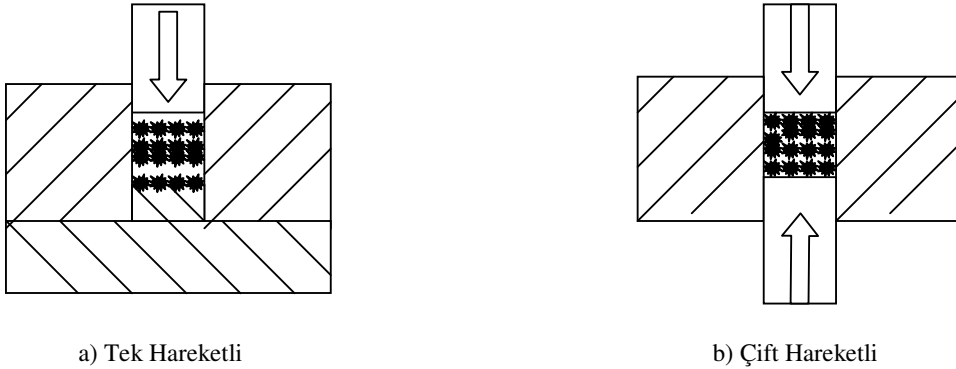
2..5.1. Metal Kalıplarda Presleme

Metal tozları şekillendirilecekleri kalıplara doldurulduklarında belirli bir yoğunluk alırlar. Bu görünür yoğunluk tozun şekline, tane büyüklüğüne, tane dağılımına ve katkı maddelerine bağlıdır. Basıncın uygulaması ile kalıp içindeki toz kütleğinde yoğunlaşma üç kademede oluşur. Birinci kademede tozlar yer değiştirerek daha yoğun bir paketlenme oluştururlar. Artan basınçla, ikinci kademede, tozlarda önce elastik ve daha sonra plastik şekil değişimi meydana gelir. Basıncın çok yüksek değerlerinde plastik deformasyona uğrayan tane sayısı artarken, yoğunlaşmanın üçüncü kademesine geçilir. Bu kademede gevrek tozlar kırılarak küçük toz tanecikleri oluşturur ve gözenekleri doldurarak yoğunluk artışına katkıda bulunur (Şekil 2.6.).



Şekil 2.6. Toz sıkıştırma kademeleri (Koç, 2002).

Sıkıştırma sırasında toz ara yüzeylerinde ve toz ile kalıp duvarı arasında meydana gelen sürtünme, zımbanın uyguladığı kuvvetin tozlara aktarılmasını yavaşlatır ve zımbadan uzaklaştıkça yoğunluk düşmesi gözlenir. Boy/çap oranı arttıkça parçaların alt uçlarında yoğunlaşmayı sağlamak zorlaşır. Uzun parçalar, Şekil 2.7. 'de görüldüğü gibi, çift hareketli zımbaların kullanıldığı kalıplarda sıkıştırılmalıdır.



a) Tek Hareketli

b) Çift Hareketli

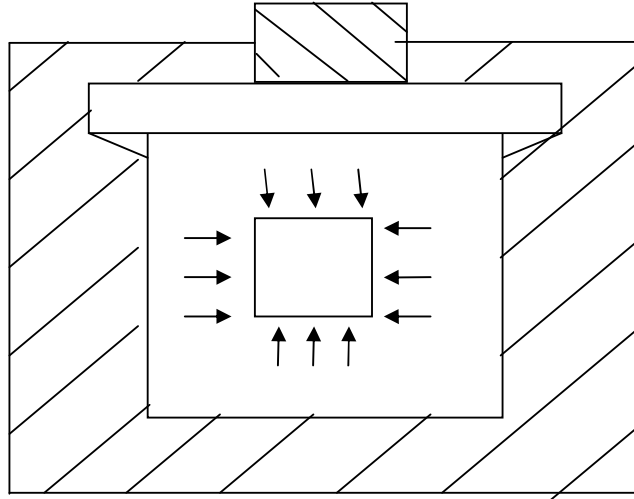
Şekil 2.7. Metal kalıplarda presleme (Koç, 2002).

Homojen yoğunluk elde etmek ve sıkıştırılabilirliği artırmak için toza yağlayıcı ilave etmek gerekir. Kullanılan yağlayıcılar; çinko stearat ve stearik asittir. Karbon ilavesinin problem olmayacağı durumlarda grafit katı yağlayıcı olarak kullanılabilir.

Kalıp malzemesi kaliteli takım çeliğinden yapılmalıdır. Çünkü sıkıştırma sırasında tozların kalıp duvarını çizmesi ve aşındırması söz konusu olabilir.

2.5.2. İzostatik Presleme

İzostatik presleme, tozların bir akışkan basıncıyla sıkıştırılmasıdır. Presleme genellikle bir yağ veya su içinde ve oda sıcaklığında CIP (Cold Isostatic Pressing) yapılır. Üretilcek parça şeklinde bir esnek kalıp hazırlanır içi tozla doldurulur ve içindeki hava boşaltılıp gerekli sızdırmazlık sağlandıktan sonra basınç kazanına bırakılır. İzostatik preslemede kalıp duvarı sürtünmeleri olmadığından ve basınç her yönde eşit olduğundan yoğunluk dağılımı ve mekanik özellikler izotropik özellik gösterir. Bu yöntemin dezavantajı, hassas boyutsal toleransı elde edilmemesi ve yavaş olmasıdır (Şekil 2.8.).



Şekil 2.8. İzostatik presleme kalıbı.

2.5.3. İzostatik Presleme Yöntemleri

İzostatik presleme basıncın uygulandığı ortam, çevre veya oda sıcaklığında “soğuk izostatik presleme olarak ve ortamın yüksek sıcaklıkta olduğunda ise “sıcak izostatik presleme” olarak ikiye ayrılır.

2.5.3.1. Sıcak İzostatik Presleme

Sıcak izostatik presleme, yüksek sıcaklıklarda ve yüksek basınçlarda aynı zamanda ve eşit olarak taneciklerin kuvvetli difüzyon bağları oluşturarak yoğunlaşması ile birlikte şekillendirilmesi yöntemidir. Başka bir ifade ile, yoğunlaşma ve sinterleme birlikte gerçekleşir.

Basınç ortamı olarak en çok kullanılan yüksek yoğunluk argon gazıdır. Fakat, yüksek sıcaklıklarda helyum ve azot gazı kullanılmaktadır. Basınç oranları ise 20 ila 300 MPa arasında değişmektedir. Özel durumlarında basınç 1000 MPa ‘a kadar çıkabilmektedir (Ekşi ve Sarıtaş, 1996).

2.6. Haddeleme

Metal tozları bir besleyici yardımı ile şekilde görüldüğü gibi haddelerin arasına akıtılarak sıkıştırılabilirler ve böylece sürekli şekillendirme gerçekleştirilebilir. Haddelenerek şekillendirilen parçalar sonradan sinterlenirler. Bu yöntemle istendiği taktirde birden fazla metal haddelemek mümkündür.



Şekil 2. 9. Toz haddeleme (Koç, 2002).

2.7. Ekstrüzyon

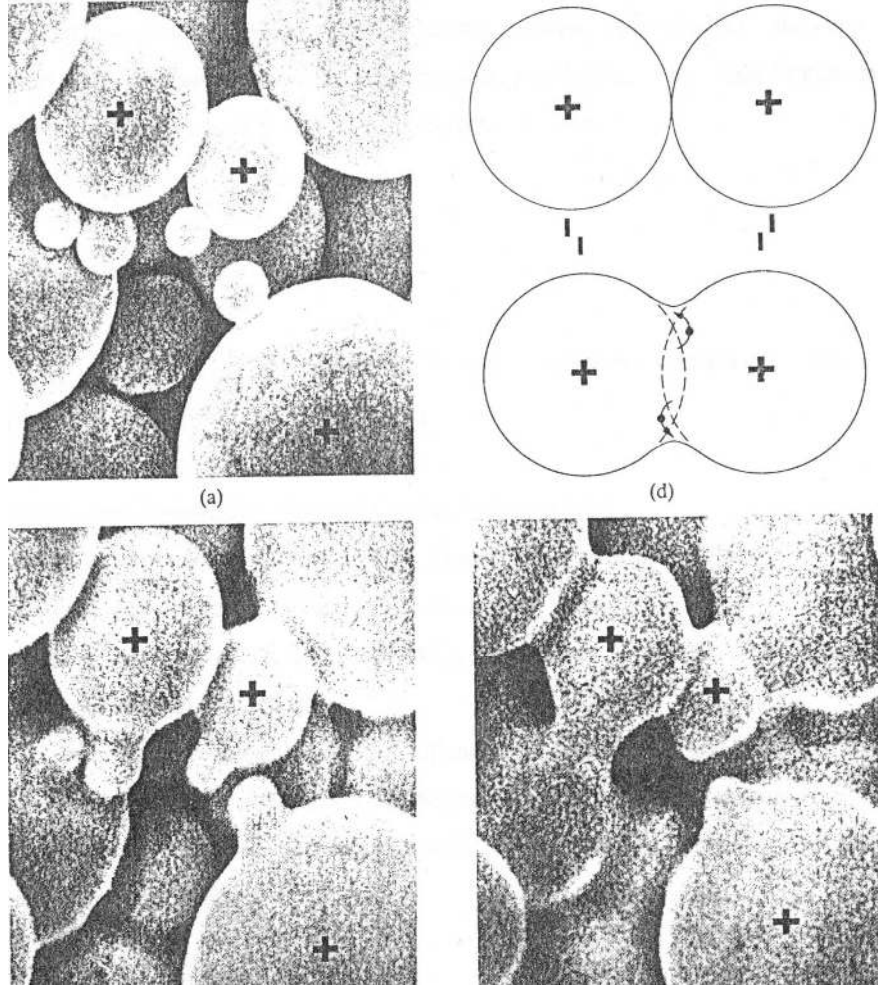
Metal tozlarının bu yöntemle şekillendirilme uygulamaları sınırlıdır. Ekstrüzyon yönetiminde tozlar kapalı bir kap içine doldurulduktan sonra kabın içerisindeki havası vakumla alınır. Tozlar kap içerisinde ısıtılarak ekstrüzyon yoluyla parça üretimi gerçekleştirilir. Ekstrüzyon sıcak ve soğuk olmak üzere iki şekilde yapılır.

Soğuk ekstrüzyonda oda sıcaklığında tozlara basınç uygulanarak ekstrüze edilirken, tozlar arasında mekanik bağlar oluşur. Bu parçalar daha sonra sinterlenirler. Sinterlenmiş parçada geniş miktarda büzülme olduğundan üretilen parçanın boyutsal kontrolü esas problemi teşkil eder.

Sıcak ekstrüzyon metal tozlarını yüksek sıcaklıkta tam yoğunluğa başarı ile ulaştırır. Daha önceden alaşımlanmış tozlar sıcak ekstrüzyonla üretilirler. Bu yöntemle üretilmiş parçalarda sinterlemeye gerek yoktur. Yumuşak metalleri soğuk, sert metalleri sıcak ekstrüzyonla üretmek gerekir.

2.8. Sinterleme

Sinterleme işleminde preslenmiş parçalar kontrollü bir atmosferde ve yüksek sıcaklıkta istenilen nihai özelliklerin elde edilmesi amacıyla ısıtılıp tutulurlar. Sıkıştırma ile şekillendirilen parçalarda toz şekline göre, küresel olmayan tozlar da mekanik kilitleme ile mukavemet kazanır. İkinci olarak toz yüzeylerinde sürtünmeden dolayı soğuk olarak kaynak oluşur. Böylece ham mukavemet iki şekilde oluşur. Ham mukavemetteki amaç parçanın bozulmadan kalıptan çıkmasını sağlamaktır. Kullanıldığı yerdeki gerekli mukavemet sinterleme ile elde edilir. Ham mukavemet ile sinterleme mukavemeti arasında 100 katının üzerinde fark vardır. Sinterlemede toz taneleri arasında metalurjik bağ oluşur. Sinterleme; sıkıştırılarak geometrik şekil verilmiş parçaya malzemenin ergime sıcaklığının altında ısıtılarak mukavemet kazandırma işlemidir. Bu sıcaklık malzemelerin çoğunda ergime sıcaklığının % 70-80 arasında olurken, bazı refrakter malzemelerde sinterleme sıcaklığı ergime sıcaklığının % 90'ına ulaşılabilir. Demir ve çelik malzemeler için 1100-1200 °C, bronz için 800 °C ideal sinterleme sıcaklığıdır. Sinterleme sıcaklığı ile sinterleme süresi arasında yakın bir ilişki vardır. Süre kısa tutulursa sıcaklık fazla alınır. Sıcaklık az tutulursa süre fazla alınır.



Şekil 2.10. Sinterleme sırasında nokta teması bağlarının gelişimi.

Sinterleme başlangıcında Şekil 2.10 'da görüldüğü gibi parçacıkların nokta temas halinde oldukları kabul edilerek, sinterleme zamanı ile malzemede; başlangıç, orta ve son aşama olmak üzere üç aşamada sinterlemenin gerçekleştiği kabul edilir.

Gözenekler içine hapsedilen gazlar son yoğunlaşma kademesinin miktarını sınırlar. Son aşamada % 92' yi geçen teorik yoğunluk elde edilir.

Sinterleme esnasında ürünlerde bir takım özellikler meydana gelir. Difüzyon sonucu toz partikülleri arasında metalik bir bağ oluşur. Farklı kompozisyondaki tozların karıştırılması halinde, difüzyon metaller arası fazların ve katı çözelti alaşımlarının oluşumunu sağlar. Yüksek sıcaklıkta birbirleriyle temas halindeki yüzeyler arasında atomlar arası bağ teşekkül eder ve atomların her iki yönde hareketi ile bağ kuvvetlenir. Aynı zamanda plastik ve viskoz akış (akışkanlığı düşük, kısmi ergime) meydana gelebilir. Aynı zamanda kütsel difüzyon ile boşlukların boyutları küçülür. Böylece parçanın hacmi azalır ve yoğunluğu artar. Düşük ham yoğunluğa sahip parçalarda

büzülme daha fazladır. Isıtma esnasında faz değişimi olursa, büzülme ihmal edilecek seviyede olabilir, hatta büyüme görülebilir. Pres kalıplarının boyutları, büzülme oranları dikkate alınarak tayin edilmektedir.

2.8.1. Sinterleme Atmosferi

Sinterleme işleminde elde edilmek istenen mekanik özellikler çok değişik atmosferlerde gerçekleştirilir.

Bu atmosferler,

- 1- Oksitleyici atmosferler : Hava, CO₂, su buharı (H₂O),
- 2- Redükleyici atmosfer: Hidrojen, CO, metan (CH₄) ve amonyak,
- 3- Nötr atmosfer: Vakum , helyum, argon, azot,
- 4- Nitrürleyici atmosfer: Amonyak (NH₃); Bazen çelikler, çelikle azotun reaksiyonunu önlemek için azottan arındırılmış atmosferde tutulurlar.

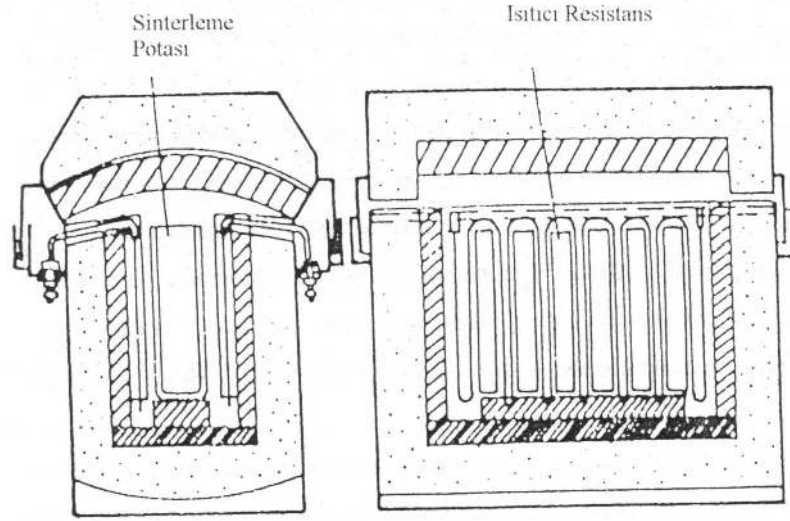
Bazen bu gazların karışımları da kullanılabilir. Örneğin bir CO ve CO₂ karışımı aynı zamanda oksitleyici, redükleyici veya karbon giderici olabilir. Gaz karışımlarının etkisi sinterleme sıcaklığına ve sinterlenecek malzemeye bağlıdır.

Metan gazı ile çalışıldığında, bu gaz azot atmosferi oluşturduğundan paslanmaz çelik ve krom alaşımlı çeliklerin sinterlenmesinde metan gazının kullanılmasından sakınılmalıdır.

2.8.2. Sinterleme Fırınları

Toz metalurjisi yönteminin yaygınlaşması ile sinterleme fırınlarının üretimine başlanmıştır. Deneyimler sonucu doğrudan beslemeli fırınlar sinter endüstrisi için en yaygın kullanım alanı bulmuş fırınlardır. Modern sinter fırınlarının oluşumu bu fırınlara dayanmaktadır. Sinter fırınlarının tasarımında şu faktörler dikkate alınmaktadır (Şekil 2.11.).

- a) Sinterleme sıcaklığı,
- b) Sinterleme atmosferi,
- c) Üretim kapasitesi,
- d) Devamlılık.



Şekil 2.11. Potalı sinter fırınının şematik gösterimi.

2.9. Sinterlenmiş Mamullerin Fiziksel Özelliklerinin Ergime ile Elde Edilenlerle Karşılaştırılması

Sinterlenen mamüllerin yapılarına bakarak özellikleri hakkında fikir edinmek sinterleme ile elde edilen metallerinkine nazaran daha zordur. Ergime ve sinterleme ile elde edilen metaller arasında belli başlı fark sinter mamüllerinin daha gözenekli olmasıdır. Gözenekler, artan sinterleme sıcaklığı ile azalır da, ancak sonradan yapılacak sıcaklıkta dövme gibi bir işlemle tamamen yok edilebilir. Sıcakta dövülmüş sinter mamullerinin yapıları aynı sıcaklıktaki kompakt metallerinin yapılarına benzer.

Sıvı faz mevcudiyetinde yapılan sinterlemede yoğunluk teorik olarak yaklaşırsa da, yine de gözeneksiz sinter mamul elde edilemez. Sinter mamullerle kompakt metallerin yoğunlukları arasındaki fark gözenekliliğin bir ölçüsü olsa da gözeneklerin şekli ve boyutları hakkında bir fikir vermez. Halbuki gözenekler birçok özelliklere tesir ederler. Gözeneklilik tanelerin şekil ve büyüklüğüne, presleme basıncına, sinterleme sıcaklığı ve atmosferine bağlıdır. Bu sebeple, sinter mamullerinin özellikleri ergime ile elde edilen metallerinkine nazaran daha büyük değişiklikler gösterir.

Sinterlenmiş mamullerinin kopma uzamaları çok azdır; fakat sinterlemeden sonra yapılan sıcak veya soğuk bir presleme işlemi ile artırılabilir. Örneğin sinterlendikten sonra kopma uzamasına eşit, hatta daha büyük olabilir. Sadece sinterlenmiş metalin uzamasının az olması, toz tanelerinin tamamı ile birleştirilmiş olmalarındandır. Aynı sebeple sinterlenmiş metalin çekme mukavemeti ile uzaması arasındaki bağıntı ergime ile elde edilen metalinkine uymaz. Süreklilik

taininde daima çok küçük değerler bulunmuştur. Bu sebeple gözeneklidir. Sinterlenmiş bakır parçaları, gözenekliliğe rağmen, beklenmedik şekilde, yorulmaya karşı kompakt metal kadar hatta daha fazla mukavemet göstermişlerdir.

Yoğunlukla beraber, elektrik iletkenliği de sinter mamullerinin sık sık tayin edilen fiziki özellikleridir. Elektrik iletkenliği, presleme ve ısıtma esnasında, toz partüküllerinin birleşme tarzı, gaz habbeciklerinin mevcudiyeti ve yalıtkan oksit kalıntıları hakkında fikir verir.

Belirli bir sıcaklıkta tanelerin ani olarak büyümesi, sinterlenmiş cisimlerin normal metallardan ayıran en önemli bir özelliktir. Yüksek sinterleme sıcaklıklarında, billurlaşma neticesinde büyük taneler meydana gelir. Bu durum yoğunluk, mekanik mukavemet gibi özelliklere tesir edebilir.

Sinterlenmiş toz metalik malzemelerin dezavantajları gevrek olmalarıdır. Dinamik yük uygulamalarının olduğu parçaların sinterlemeden sonra tam yoğunluğa kavuşturulmaları gerekmektedir. Dövme işlemi sıcak ya da soğuk olarak yapılabilir. Parça kuvvet altında plastik şekil değiştirerek istenen son şekli alırken bir taraftan tam yoğunluğa kavuşur.



Şekil 2.12. Toz metalurjisi tekniği ile üretimi yapılan bazı ürünlerin fotoğrafları.

3. PASLANMAZ ÇELİKLER

Alaşımsız ve düşük alaşımlı çelikler, atmosferin etkisinde paslanırlar ya da değişik ortamların etkisiyle korozyona uğrarlar. Bu tür malzemelerden yapılmış yapı elemanlarını tahribattan korumak için, koruma boyası yapılabileceği gibi, ilave önlemlerin de alınması gerekir. Ancak teknikte, pasif korozyondan korunmanın yeterli olmadığı ve malzeme seçiminin diğer koşulları karşılayamadığı önemli sahalar da vardır. Böyle durumlarda paslanmaz veya aside dayanıklı çeliklerle sorun çözümlenir (Toptaş, 1993).

3.1. Paslanmaz Çelikler

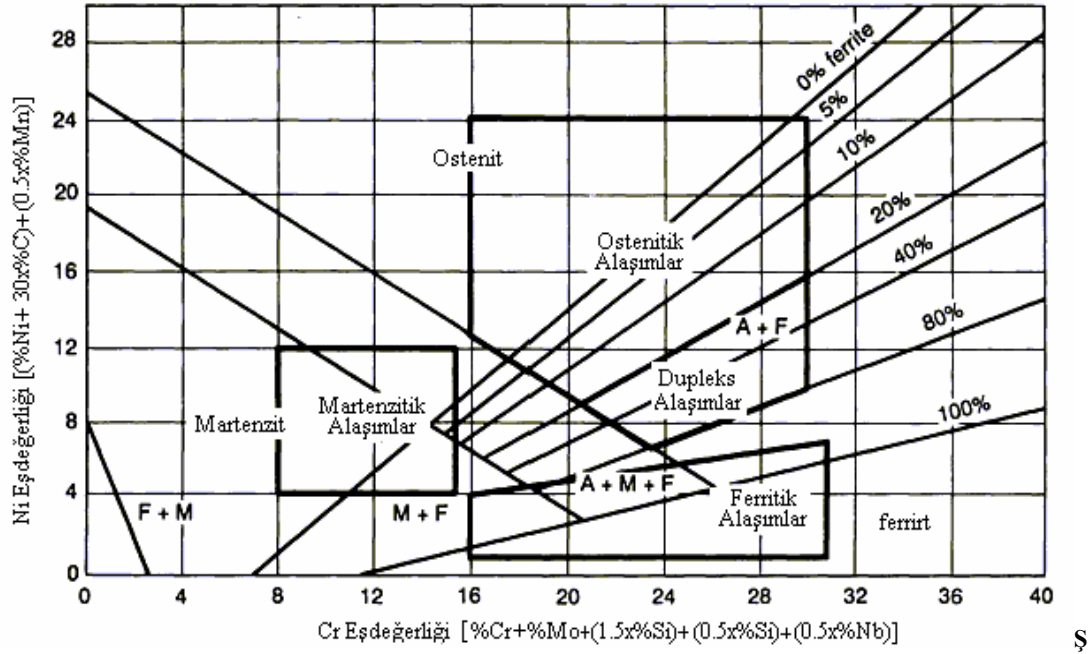
Paslanmaz çelikler korozyona karşı mükemmel dirençleri ile tercih edilirler. Bütün gerçek paslanmaz çelikler, en az % 12 Cr içerirler. Krom oksijenle etkileştiğinde ince bir koruyucu krom oksit katmanı oluşur (Erdoğan, 1998).

Yüksek alaşımlı çelik grubuna giren paslanmaz çelikler yüksek oranlarda krom ve nikel içerirler. Bu çelikler hem korozyona hem de ısıya dayanıklıdır. Paslanmaz çeliklerin korozyon direncinin yüksek olması, bunların yüzeylerinin ince ve kararlı krom oksit ya da nikel oksit filmlerinin oluşmasından kaynaklanır.

Paslanmaz çelikler, yüksek oranlarda krom içerdiklerinden üçlü Fe-Cr-C alaşım sisteminde yer almaktadırlar. Paslanmaz çeliklerin ısıtma işlem özellikleri kimyasal bileşimlerine bağlıdır. Genelde paslanmaz çelikler martenzitik, ferritik ve ostenitik paslanmaz çelikler olmak üzere üç ana gruba ayrılırlar (Savaşkan, 2004).

Paslanmaz çelikler, esas olarak Fe-Cr, Fe-Cr-C ve Fe-Cr-Ni ikili veya üçlü faz denge sistemlerine sahiptirler. Fakat, mikroyapı ve özelliklerini etkileyebilen bir çok alaşım elementi de içerebilirler. Bu alaşımlarda “paslanmazlık özelliği” öncelikle, % 12’ den daha yüksek Cr içeriğinde meydana gelir. Bu oranlarda malzemenin yüzeyinde kromca zengin oksit tabakası meydana gelerek, bu tabaka malzemenin ortam şartlarının etkisinden korunmasını sağlar (Lippold, 1993).

Paslanmaz çeliklerin istenilen mikroyapı ve diğer özelliklerinin elde edilebilmesi için Mn, Si, Mo, Ni, Ti ve N gibi alaşım elementleri kullanılmaktadır. Paslanmaz çeliklerin mikroyapısı üzerine bileşimin etkisini ayrıntılı olarak tanımlamak amacıyla Cr ve Ni eşdeğerliği kavramı geliştirilmiştir. Şekil 3.1. ’de Cr ve Ni eşdeğerliklerinin karşılıklı olarak verildiği Schaffler diyagramı, paslanmaz çeliklerin kaynağında mikroyapı ve bileşim arasındaki ilişkiyi tanımlamaktadır. Schaffler diyagramı, paslanmaz çeliklerin yol haritası olarak değerlendirilmektedir.



ekil.3.1. Paslanmaz çeliklerin Schaffler diyagramı.

Paslanmaz çelikler; mikroyapılarına göre ferritik, martenzitik, ostenitik ve dupleks çelikler olarak sınıflandırılırlar. Ayrıca, çökeltme sertleşmeli martenzitik ve ostenitik tip çelikler de çökeltme sertleşmesi gösteren çelikler olarak sınıflandırılmıştır (Lippold, 1993). Paslanmaz çeliklerde Ni, C, Co, Mn ve N ostenit oluşumunu; Cr, Si, Mo, Be, B ve Nb gibi elementler ise ferrit oluşumunu artırır (Yıldırım, 1984; Yıldırım ve diğ., 2001).

3.1.2. Ferritik Paslanmaz Çelikler

Ferritik paslanmaz çelikler SAE – AISI 400 serisi paslanmaz çelikler sınıfındandır. Bu çelikler genellikle % 11-28 arasında Cr içeriğine sahiptirler (Krysiak ve diğ. 1993).

Ferritik paslanmaz çeliklerin tamamı ergime sıcaklığından oda sıcaklığına kadar ferritik olarak bilinen hacim merkezli kübik (hmk) kristal kafes sistemine sahiptirler. Yüksek Cr içeriğine sahip alaşımlar, istenilmeyen tetragonal sigma (σ) fazının çökmesiyle gevrekleşebilirler. σ fazı, yaklaşık 440 °C gibi düşük bir oluşum sıcaklığına sahiptir. Yüksek saflıklı ferritik paslanmaz çeliklerde, Cr ve Mo içeriği σ -fazının çökeltme sıcaklığını yaklaşık 1000 °C'ye kadar yükseltir (Krysiak ve diğ. 1993).

Ferritik paslanmaz çelikler, ostenitik paslanmaz çeliklerden daha yüksek akma dayanımı ve daha düşük sünekliğe sahiptirler. Oda sıcaklığında korozyon direncinin gerekli olduğu

uygulamalarda yaygın bir şekilde kullanılırlar. Ferritik paslanmaz çelikler, ostenitik paslanmaz çeliklerden daha ucuzdurlar (Mohandas ve diğ., 1999).

Ferritik paslanmaz çeliklerin darbe tokluğu üzerine parça kalınlığının önemli bir etkisi vardır. Bu çelikler, aynı zamanda soğutma hızı hassasiyetine sahiptirler. Soğutma hızına bağlı olarak karbür ve nitrür çökelmeleri tane sınırları boyunca aynı hızda, matriste ise rastgele dağılıma sahiptir. Bu yüzden tane boyutu, süneklik ve tokluk açısından önemli bir faktördür (Krysiak ve diğ. 1993).

Ferritik paslanmaz çelikleri üç grupta toplanabilir. I. grup alaşımlar, standart ferritik paslanmaz çeliklerdir. II. grup alaşımlar, standart alaşımların biraz değiştirilmiş versiyonudur. III. grup alaşımlar ise çok düşük oranda arayer elementi (C, N ve O) içerirler (Krysiak, 1993).

I. grup ferritik paslanmaz çelikler, korozyon ve yüksek sıcaklıklarda pul pul dökülmeye, yani hidrojen kırılabilirliğine karşı dayanıklıdır. Tablo 3.1.'de standart tip I. grup ferritik paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri görülmektedir. Bu alaşımların kaynak işlemi sonrası martenzitik durum ve tane büyümesinden dolayı korozyon direnci, tokluk ve sünekliğinin azaldığı bilinmektedir. Bu alaşımların kaynağında ön ısıtma ve kaynak sonrası ısıtma işlemi gereklidir.

Tablo 3.1. I. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler (Krysiak ve diğ. 1993).

Tipi	% Bileşim			
	C	Cr	Mo	Diğer
429	0.12	14.0-16.0	-	-
430	0.12	16.0-18.0	-	-
430 F	0.12	16.0-18.0	0.6	0.06 P
430 FSe	0.12	16.0-18.0	-	-
434	0.12	16.0-18.0	0.75-1.25	0.6 Nb + Ta
436	0.12	16.0-18.0	0.75-1.25	-
442	0.20	18.0-23.0	-	-
446	0.20	23.0-27.0	-	-

II. grup ferritik paslanmaz çelikler kaynak edilebilirliği düzeltmek ve diğer özelliklerin geliştirilebilmesi için standart tip ferritik paslanmaz çeliklerin biraz değiştirilmiş halidir. Bu gruptaki ferritik paslanmaz çelikler daha düşük oranda C ve Cr içerir. Bu alaşımlar, yüksek sıcaklık uygulamaları ve aynı zamanda tarımsal ilaçlama tankları ve otomotiv sanayiinde kullanılmaktadırlar. Tablo 3.2'de II. grup standart tip ferritik paslanmaz çelikler görülmektedir.

Tablo 3.2. II. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler (Krysiak ve diğ., 1993).

Tipi	% Bileşim				
	C	Cr	Mo	Ni	Diğer
405	0.08	11.5-14.5	-	-	0.1-0.3 Al
409	0.08	10.5-11.5	-	0.5	0.48-0.75 Ti
409 C	0.02	12.5	-	0.2	0.4 Nb
441	0.02	18.5	-	0.3	0.7 Nb, 0.3 Ti
AL 433	0.02	19.0	-	0.3	0.4 Nb, 0.5 Ti
AL 446	0.01	11.5	-	0.2	0.2 Nb, 0.1 Ti
AL 468	0.01	18.2	-	0.2	0.2 Nb, 0.1 Ti
YUS 436 S	0.01	17.4	1.2	-	0.2 Ti
439	0.07	17.0-19.0	-	0.5	0.5-.1.0 Ti
12 SR	0.2	12.0	-	-	1.2 Al, 0.3 Ti
18 SR	0.04	18.0	-	-	2 Al, 0.4 Ti
406	0.06	12.0-14.0	-	0.5	2.75-4.25 Al, 0.6 Ti

III. grup ferritik paslanmaz çelikler yüksek Cr ve Mo içerikli ferritik paslanmaz çeliklerdir ve genel korozyon, oyuklaşma (pitting) korozyonu ve gerilmeli korozyon kırılmasına karşı dayanıma sahiptirler. Bu alaşımlar, kaynak işlemi sonrası korozyona dayanıklı, tok ve sünekliğe sahip olabilmesi için, hem vakum ortamında elektron ışınlı veya vakum ortamında indüksiyonla ergitmeyle, hem de vakum ortamında oksijen ile dekarbürize edilerek üretilmelidir (Krysiak, ve diğ. 1993).

İçerisinde 150 ppm'den daha az arayer elementi (C+N) bulunan III. grup paslanmaz çelikler ultra yüksek saflığa sahip ferritik paslanmaz çelikler olarak adlandırılır. Bu alaşımlarda saflık, yüksek Cr içeriğinden dolayı tokluk ve kaynak edilebilirlik açısından büyük önem taşımaktadır. Alaşıma az miktarda Nb katılarak kaynaklı malzemelerde korozyon direnci düzeltilebilir (Krysiak, ve diğ. 1993). Tablo 3.3'de standart tip III. grup ferritik paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri görülmektedir.

Tablo 3.3. III. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler (Krysiak, 1993).

Tipi	% Bileşim						
	C	N	Cr	Mo	Ni	Nb	Diğer
E-Brite 26-1	0.01	0.015	25-27	0.75-1.5	0.30	0.05-0.20	0.4 Mn
AL 29-4-2	0.01	0.020	28-30	3.5-4.2	2-2.5	-	-
AL 29-4	0.01	0.020	28-30	3.5-4.2	0.15	-	0.3 Mn
SHOMAC 30	0.003	0.007	30	2	0.2	-	0.3 Mn
YUS 190 L	0.004	0.0085	18	2	0.4	-	-

3.1.3. Martenzitik Paslanmaz Çelikler

Martenzitik paslanmaz çelikler, hacim merkezli kübik (HMK) veya sertleştirilmiş halde tetragonal kristal kafes sistemine sahip Fe-Cr-C alaşımlarıdır. Ferromanyetikler ve ısıtma işlemle sertleştirilebilirler. Martenzitik paslanmaz çelikler genellikle atmosferik korozyona karşı dirençlidirler. Cr içerikleri genellikle % 11-18, C içeriği ise % 1,2'ye kadar çıkabilir. Cr ve C oranları sertleştirme sonrası martenzitik bir yapı elde etmek için dengelenmiştir. Tablo 3.4'de standart tip martenzitik paslanmaz çelikler verilmiştir (Davis, 1993).

Tablo 3.4. Standart tip martenzitik paslanmaz çelikler (Davis, 1993).

Tipi	% Bileşim							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Diğer
403	0.15	1.0	0.5	11.5-13.0	-	0.04	0.03	-
410	0.15	1.0	1.0	11.5-13.0	-	0.04	0.03	-
414	0.15	1.0	1.0	11.5-13.0	1.25-2.25	0.04	0.03	-
416	0.15	1.25	1.0	12.0-14.0	-	0.06	0.15	0.6 Mo
416 Se	0.15	1.25	1.0	12.0-14.0	-	0.06	0.03	0.15 Se
420	Min 0.15	1.0	1.0	12.0-14.0	-	0.04	0.03	-
420 F	Min 0.15	1.25	1.0	12.0-14.0	-	0.06	0.15	0.6 Mo
422	0.20-0.25	1.0	0.75	11.5-13.0	0.5-1.0	0.04	0.03	0.75-1.25 Mo
431	0.20	1.0	1.0	15.0-17.0	1.25-2.50	0.04	0.03	0.15-0.3 V
440 A	0.60-0.75	1.0	1.0	16.0-18.0	-	0.04	0.03	0.75 Mo
440 B	0.75-0.95	1.0	1.0	16.0-18.0	-	0.04	0.03	0.75 Mo
440 C	0.95-1.20	1.0	1.0	16.0-18.0	-	0.04	0.03	0.75 Mo

En yaygın olarak kullanılan 410 tipi martenzitik paslanmaz çelik, % 12 Cr içeriği ile yüksek mukavemet özelliğine sahiptir. Molibden, 422 tipi paslanmaz çeliklere mekanik özellikleri ve tane sınırı korozyonuna karşı korozyon direncini artırmak için katılmıştır. Nikel, 414 ve 431 tipi paslanmaz çeliklere yine aynı nedenlerle katılmaktadır. Martenzitik paslanmaz çeliklerde korozyon dayanımını artırmak için daha yüksek Cr miktarları da kullanılmıştır (Davis, 1993).

Martenzitik paslanmaz çelikler, normal şartlarda 275 MPa'lık bir akma dayanımına sahiptirler. Bununla birlikte, C içeriğine bağlı olarak sertleştirme ve temperleme sonrası 1900 MPa'lık bir akma dayanımı seviyesi elde edilebilir. Bu alaşımlar aynı zamanda, iyi süneklik ve tokluk özelliğine de sahiptirler. Uygulanan ısı işleme bağlı olarak sertlik değerleri 150 HB'den 600 HB'ye kadar değişebilir. Martenzitik paslanmaz çeliklerin temel oda sıcaklığı özellikleri Tablo.3.5.'de görülmektedir.

Tablo 3.5. Martenzitik paslanmaz çeliklerin oda sıcaklığı mekanik özellikleri (Davis, 1993).

Tipi	Uygulanan işlem	Çekme Dayanımı(MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Sertlik
403	Sertleştirilmiş	485	275	20	88 HRB
410	Sertleştirilmiş	485	205	20	95 HRB
410 S	Sertleştirilmiş	415	205	22	88 HRB
414	Temperlenmiş	795	620	15	-
416	Temperlenmiş	485	275	20	-
418	Temperlenmiş	965	760	15	-
420	Temperlenmiş	720	1480	20	52 HRC
422	Temperlenmiş	825	585	17	-
431	Sertleştirilmiş	795	620	15	-
440	Sertleştirilmiş	725	415	20	95HRB
440	Temperlenmiş	1790	1650	5	51 HRC

410 tipi martenzitik paslanmaz çelikler, buhar tribünleri, jet motorları ve gaz tribünlerinde kullanılmaktadır. Daha yüksek C içeriğine sahip 440 tipi paslanmaz çelik, çatal-bıçak takımı, cerrahi dişçilik aletleri, makaslar, yaylar, valfler, dişliler, şaftlar, kamlar ve bilyeli yataklarda kullanılmaktadır (Davis, 1993).

% 13 Cr ve düşük karbon içerikli çelikler süpermartenzitik paslanmaz çelikler olarak adlandırılır. Bu çelikler özellikle yağ ve gaz endüstrisinde kullanılmaktadır. Süpermartenzitik paslanmaz çelikler, kaynak edilebilir martenzitik paslanmaz çelikler veya süper 13 Cr çelikleri olarak adlandırılırlar. Tablo 3.6'da süpermartenzitik paslanmaz çelik tipleri görülmektedir .

Tablo 3.6. Süpermartenzitik paslanmaz çelik tipleri (Davis, 1993).

Tipi	% Bileşim								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Diğer
X80 11Cr-2Ni	< 0.015	< 2	0.15	11	2	< 0.5	0.4	< 0.012	-
HP 13 Cr	< 0.03	0.4	< 0.3	13	4	1	-	0.05	-
D 13.5.2N	0.02	0.7	0.3	13.3	4.8	1.6	0.1	0.08	-
X80 12Cr-4.5Ni	< 0.015	< 2	0.15	12	4.5	1.5	0.4	0.012	-
CRS	0.02	0.5	0.3	12.5	4.5	1.5	1.5	0.05	-
Super 13 Cr	0.02	0.5	0.2	12.2	5.5	2	0.2	0.02	0.2V
Super 13 C	0.02	0.4	0.2	12.5	5	2	-	< 0.08	-
Super 13 Cr-6-2.5-Ti	< 0.01	0.4	0.3	12	6.2	2.5	-	< 0.01	0.07 Ti
X80 12 Cr-6.5Ni-2.5Mo	< 0.015	< 2	0.15	12	6.5	2.5	0.4	< 0.012	-

Bu yeni kaynak edilebilir martenzitik çelik tipleri, yüksek dayanım, tatlı ve ekşi ortamlarda iyi korozyon direnci ve -40°C 'nin altında uygun kırılma tokluğu gibi özelliklerin tamamına sahiptir. Mikroyapısı, yüksek dayanım ve tokluğa sahip düşük karbonlu temperlenmiş martenzitten meydana gelir. Çekme dayanımları, 780-1000 MPa arasındadır.

3.1.4. Ostenitik Paslanmaz Çelikler

Ostenitik paslanmaz çelikler, geniş bir sıcaklık aralığında (oda sıcaklığından ergime sıcaklığına kadar) tek fazlı yüzey merkezli kübik YMK bir kristal kafes sistemine sahiptir. Bu yüzden, yalnızca katı ergiyikli alaşımlama ve dövmeyle dayanımları artırılabilir (Brooks, 1993).

Ostenitik paslanmaz çelikler, orta dereceli ve şiddetli korozif ortamlar için geliştirilmiştir. Aynı zamanda kriyojenik (dondurucu) sıcaklıklardan 600°C 'ye kadar yüksek tokluğa sahiptir. Bu çelikler, manyetik olmadıkları için manyetik malzemelerin kullanılmadığı uygulamalarda da kullanılırlar (Shigenaka ve diğ., 1993).

Ostenitik paslanmaz çelikler içerisinde kullanılan en yaygın tipler AISI 200 ve 300 seri alaşımlardır. Ayrıca, alaşım katkıları ve özel alaşım bileşimi, kaynak edilebilirlik ve kaynak bölgesinin mikroyapısı üzerine büyük bir etkiye sahiptir. Bu alaşımlardan AISI 300 serisi, genellikle % 8-20 Ni ve % 16-25 Cr içerir. Düşük oranlardaki alaşım katkılarında % 1 Si dezoksidasyon için, % 0.02-0.08 C ostenitin kararlılığı için ve % 1.5 Mn ise hem ostenitin kararlılığı hem de sülfür ve Si ile bileşik oluşturması açısından katılmaktadır. Tablo 3.7'de AISI 200 ve 300 serisi paslanmaz çelikler görülmektedir (Brooks, 1993).

Tablo 3.7. AISI 200 ve 300 serisi ostenitik paslanmaz çelikler (Brooks, 1993).

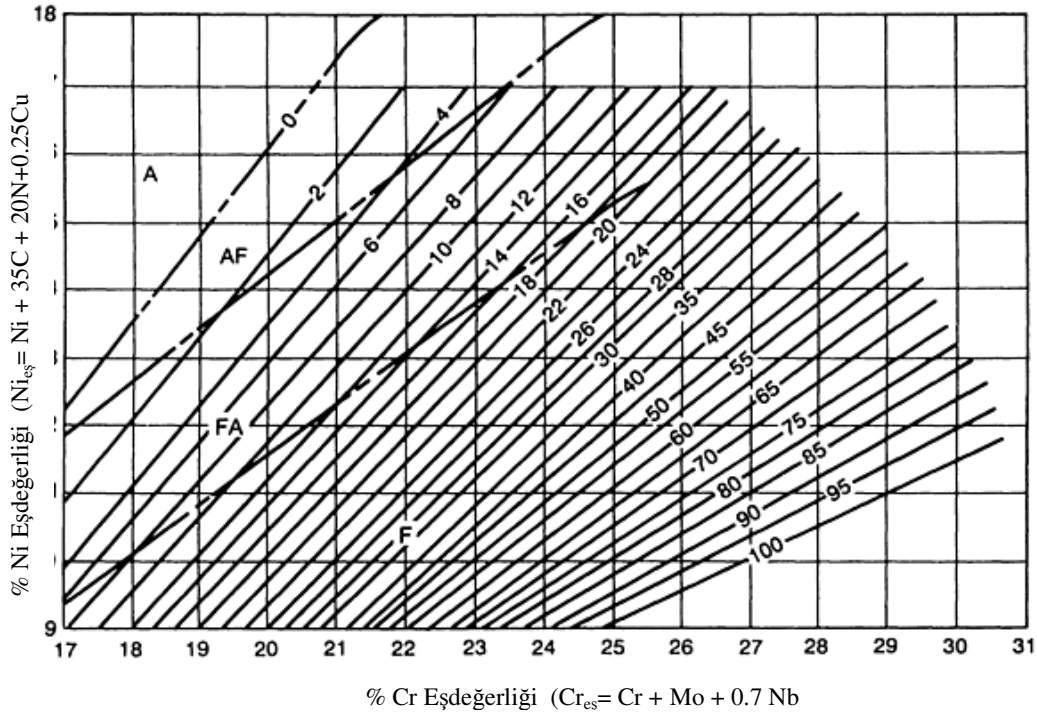
Tipi	% Bileşim							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Diğer
201	0.15	5.5-7.5	1.0	16-18	3.5-5.5	0.06	0.03	0.25 N
202	0.15	7.5-10.0	1.0	17-19	4-6	0.06	0.03	0.25 N
205	0.12-0.2	14.0-15.5	1.0	16.5-18	1-1.75	0.06	0.03	0.32-0.4 N
301	0.15	2.0	1.0	16-18	6-8	0.045	0.03	-
302	0.15	2.0	1.0	17-19	8-10	0.045	0.03	-
302 B	0.15	2.0	2.0-3.0	17-19	8-10	0.045	0.03	-
303	0.15	2.0	1.0	17-19	8-10	0.2	0.15	0.6 Mo
303 Se	0.15	2.0	1.0	17-19	8-10	0.2	0.06	0.15 Se
304	0.08	2.0	1.0	18-20	8-10.5	0.045	0.03	-
304 H	0.04-0.1	2.0	1.0	18-20	8-10.5	0.045	0.03	-
304 L	0.03	2.0	1.0	18-20	8-12	0.045	0.03	-
304 LN	0.03	2.0	1.0	18-20	8-12	0.045	0.03	0.1-0.16 N
304 Cu	0.08	2.0	1.0	17-19	8-10	0.045	0.03	3-4 Cu
304 N	0.08	2.0	1.0	18-20	8-10.5	0.045	0.03	0.1-0.16 N
305	0.12	2.0	1.0	17-19	10.5-13	0.045	0.03	-
308	0.080.20	2.0	1.0	19-21	10-12	0.045	0.03	-
309	0.08	2.0	1.0	22-24	12-15	0.045	0.03	-
309 S	0.25	2.0	1.0	22-24	12-15	0.045	0.03	-
310	0.08	2.0	1.0	21-26	19-22	0.045	0.03	-
310 S	0.25	2.0	1.5	24-26	19-22	0.045	0.03	-
314	0.08	2.0	1.5-3.0	23-26	19-22	0.045	0.03	-
316	0.08	2.0	1.0	16-18	10-14	0.045	0.03	2-3 Mo
316 F	0.04-0.1	2.0	1.0	16-18	10-14	0.2	0.03	1.75-2.25 Mo
316 H	0.03	2.0	1.0	16-18	10-14	0.045	0.1	2-3 Mo
316 L	0.03	2.0	1.0	16-18	10-14	0.045	0.03	2-3- Mo
316 LN	0.03	2.0	1.0	16-18	10-14	0.045	0.03	2-3 Mo,0.1 N
316 N	0.08	2.0	1.0	16-18	10-14	0.045	0.03	2-3 Mo,0.1 N
317	0.08	2.0	1.0	18-20	11-15	0.045	0.03	3-4 Mo
317 L	0.03	2.0	1.0	18-20	11-15	0.045	0.03	3-4 Mo
321	0.08	2.0	1.0	17-19	9-12	0.045	0.03	0.4 Ti
321 H	0.04-1.0	2.0	1.0	17-19	9-12	0.045	0.03	0.4 Ti
330	0.08	2.0	0.75-1.5	17-19	34-37	0.045	0.03	-
347	0.08	2.0	1.0	17-19	9-13	0.045	0.03	0.8 Mo
347 H	0.04-0.1	2.0	1.0	17-19	9-13	0.045	0.03	0.47-1 Nb
348	0.08	2.0	1.0	17-19	9-13	0.045	0.03	0.2 Co, 0.8 Nb, 0.1 Ta
348 H	0.04-0.1	2.0	1.0	17-19	9-13	0.045	0.03	0.2 Co, 0.8-1 Nb, 0.1 Ta
384	0.08	2.0	1.0	15-17	17-19	0.045	0.03	-

Ostenitik paslanmaz çeliklerin en önemli alaşımı X12CrNi18.8'dir. Bu alaşımın yapısı normal ısıtılmalardan sonra 1050 °C 'den suya çekilir veya havada bırakılırsa ince ostenit tanelerinden meydana gelir. Oda sıcaklığında kararlı olan bu yapı, yüksek sıcaklıklarda kararlılığını yitirir. Oda sıcaklığında çeliğin mikroyapısı ostenit + (δ)-ferrit ve (Fe,Cr)₃C karbürlerinden oluşur. Bunun dışında σ-fazı da yapıda görülebilir (Yıldırım, 1984; Yıldırım ve diğ., 2001).

3.1.5. Dupleks Paslanmaz Çelikler

Dupleks paslanmaz çelikler; Fe, Cr, Ni sistemine dayalı iki fazlı alaşımlardır. Bu alaşımlar, mikroyapıda eşit oranda hmk ferrit ve ymk ostenit bulundurur. Dupleks paslanmaz çelikler düşük karbon içeriği ($\% < 0.03$) ile birlikte Mo, N, W ve Cu katkılarıyla bilinirler. Genellikle $\% 20-30$ Cr ve $\% 5-10$ Ni içerirler. Dupleks paslanmaz çeliklerin geleneksel 300 serisi paslanmaz çeliklerden üstün özellikleri; gerilmeli korozyon kırılma dayanımı, mukavemet ve oyuklaşma (pitting) korozyonu dayanımıdır. Bu malzemeler asitler ve sudan kaynaklanan klora karşı direncin gerektiği orta dereceli sıcaklık ($- 60$ ile $+ 300$ °C) alanlarında kullanılırlar. Ticari olarak kullanılan dupleks paslanmaz çelik tipleri Tablo 3.8’de görülmektedir (Noble, 1993).

Dupleks paslanmaz çeliklerin alaşım katkıları hem ostenit hem de ferrit oluşturmalarıdır. Dupleks paslanmaz çeliklerde kullanılan ana alaşım elementleri içerisinde Cr ve Mo ferrit oluşturmaya, Ni, C, N ve Cu ostenit oluşturmaya etki eder. Ostenit ve ferrit oluşturmaya etki eden elementlerin dengesi malzeme mikroyapısını oluşturmaktadır. Şekil 3.2’de verilmiş olan WRC 1992 diyagramı, uygun ana malzeme bileşiminin seçimi ve kaynak işleminde kaynak metali ferrit içeriğinin hesaplanması için kullanılır (Noble, 1993).



Şekil 3.2. Ferrit içeriği ve katılaşma şeklinin belirlenmesi için kullanılan WRC diyagramı.

Ticari olarak kullanılan dupleks paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri Tablo 3.8’de görülmektedir.

Dupleks paslanmaz çeliklerin sahip olduğu yüksek alaşım içeriği ve ferritik bir matris gevrekleşmesine karşı hassasiyeti ve mekanik özellik kaybını ve özellikle de tokluğu düzeltir. Bu çelikler daha çok yağ, gaz, petrokimya ve kağıt endüstrisi gibi uygulama alanlarında kullanılmaktadır (Noble, 1993).

Tablo 3.8. Ticari olarak kullanılan dupleks paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri (Noble, 1993).

Tipi	% Bileşim								Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N			
S 31200	0.03	2.0	1.0	24-26	5.5-6.5	1.2-2.0	0.14-0.20	690	450	
S 31500	0.03	1.2-2	1.4-2	18-19	4.25-5.25	2.5-3.0	0.05-0.1	630	440	
S 31803	0.03	2.0	1.0	21-29	4.5-6.5	2.5-3.5	0.08-0.2	620	450	
S 32304	0.03	2.5	1.0	21-24	3.0-5.5	0.05-0.6	0.05-0.2	600	400	
S 32550	0.03	1.5	1.0	24-27	4.5-6.5	2.9-3.9	0.1-0.2	760	550	
S 32750	0.03	1.2	1.0	24-26	6.0-8.0	3.0-5.0	0.24-0.32	800	500	
S 32760	0.03	1.0	1.0	24-26	6.0-8.0	3.0-4.0	0.3	750	550	
S 32900	0.03	1.0	0.75	23-28	2.5-5.0	1.0-2.0	-	620	485	
S 32950	0.03	2.0	0.60	26-29	3.5-5.2	1.0-2.5	0.15-0.35	690	480	

3.1.6. Çökelme Sertleşmeli Paslanmaz Çelikler

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, 585-795 MPa akma gerilmesi ve sertleşebilir 400 seri paslanmaz çeliklerden daha üstün korozyon direncine sahip Fe-Cr-Ni alaşımıdır. Bu alaşımlar, Cu, Al, Ti, Nb ve Mo gibi elementlerin biri veya birkaçı kullanılarak çökelme sertleşmeli martenzitik ve ostenitik hale gelirler. Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, martenzit başlama ve bitiş sıcaklıklarına dayanarak martenzitik, yarı ostenitik ve ostenitik olmak üzere üç ayrı isimde gruplandırılabilir. Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri Tablo 3.9’da verilmiştir (Pollard, 1993). 17-4 PH gibi martenzitik PH çelikler, yüksek normalizasyon sıcaklığından havada soğutmayla tamamen martenzite dönüşebilmektedir. Bunlar oda sıcaklığının hemen üzerinde bulunan bir Mf sıcaklığına sahiptirler. Bu yüzden oda sıcaklığında martenzitiktirler. Sertleşme, 680-620 °C’de 1-4 saat süreyle yaşlandırma işlemi sonucunda elde edilir (Pollard, 1993).

Tablo 3.9. Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri.

Tipi	% Bileşim								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Diğer	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)
Martenzitik Tip									
PH 13-8 Mo	0.05	0.1	0.1	12-15	7.5-8.5	2.0-2.5	0.9-1.3 Al	1410	1520
15-5 PH	0.07	1.0	1.0	14-15	3.5-5.5	-	2.5-4.5 Cu	1170	1310
17-4 PH	0.07	1.0	1.0	15-17	3.0-5.0	-	3-5Cu,0.3 Nb	1170	1310
Custom 450	0.05	1.0	1.0	14-16	5.0-7.0	0.5-1.0	1.5Cu,0.4Nb	655	895
Custom 455	0.05	0.5	0.5	11-12	7.5-9.5	0.5	2Cu,1.2Ti,0.5 Nb	1520	1620
Yarı Ost. Tip									
PH 15-7 Mo	0.09	1.0	1.0	14-16	6.5-7.7	2.0-3.0	0.75-1.5Al	1210	1380
17-7 PH	0.09	1.0	1.0	16-18	6.5-7.7	-	0.75-1.5Al	1030	1275
AM-350	0.09	0.5	0.5	16-17	4.0-5.0	2.5-2.5	0.1 N	610	1380
AM-355	0.15	0.5	0.5	15-16	4.0-5.0	2.5-3.5	0.1 N	1070	1170
Ostenitik Tip									
A-286	0.08	2.0	1.0	13-		1.0-1.5	2Ti,0.3Al,0.	105	724
JBK- 75 (b)	0.015	0.02	0.02	13-16		1.5	2Ti,0.2Al,0.2V	-	

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

Ostenitik PH çelikler; (A-286 gibi) martenzite dönüştürülemediklerinden düşük Ms sıcaklığına sahiptirler. Herhangi bir alaşım için geniş bir özellik alanı uygulanması değişik ısıtılma işlemleriyle elde edilebilir. Bununla beraber uygun mekanik özelliklerin elde edilebilmesi için belirli standart ısıtılma işlemleri kullanılır (Pollard, 1993).

4. AŞINMA

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

Teknik anlamda aşınma; cisimlerin yüzeylerinde, mekanik etkenlerle (mekanik bir sebep veya mekanik bir enerji) mikro taneciklerin kopup ayrılması sonucu malzemede istenilmeyen bir değişikliğin meydana gelmesi olayıdır (Demirci, 2004, Bach; Gürleyik, 1987,). DIN 50320'ye göre aşınma; katı cisim yüzey bölgesinden tribolojik zorlanma sonucu sürekli ilerleyen malzeme kaybı şeklinde ifade edilmiştir. Moore (1976)'a göre aşınma; kullanılan malzemelerin yüzeylerine gaz, sıvı ve katıların teması neticesinde çeşitli etkenlerle malzemenin yüzeyinden mikro tanelerin kopması sonucu meydana gelen yüzey bozulması olarak tanımlanmıştır.

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

Malzemedeki yıpranma olayının aşınma sayılabilmesi için aşağıdaki şartların sağlanması gereklidir. Bunlar;

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

Bu şartlardan birini sağlamayan yıpranma olayı aşınma olayı olarak düşünülmemelidir.

Genel olarak aşınma; yataklarda, frenlerde, pistonlarda, dişlilerde, kırma ve öğütme değirmenlerinde, yol, toprak ve ziraat makinalarında, türbin kanatlarında, maden cevheri üretim cihazlarında ve bu gibi yerlerde meydana gelmektedir.

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

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

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

Triboloji: sürtünme, yağlama ve aşınma kavramlarını kapsar. Tribolojik sistem ise; karşılıklı etkileşen elemanlarda (esas malzeme, karşı malzeme, ara madde) hız, termal şartlar ve yükün bileşimiyle meydana gelen aşınma olayını inceler. Tribolojik sistem Şekil 4.1’de şematik olarak gösterilmiştir.

Tribolojik sistemin elemanları:

a- Esas malzeme (aşınan): Fiziksel ve kimyasal özellikleri yanında, yüzeysel yapısı, şekli, durumu tamamen belli olan ve aşınması özenle incelenen malzemedir.

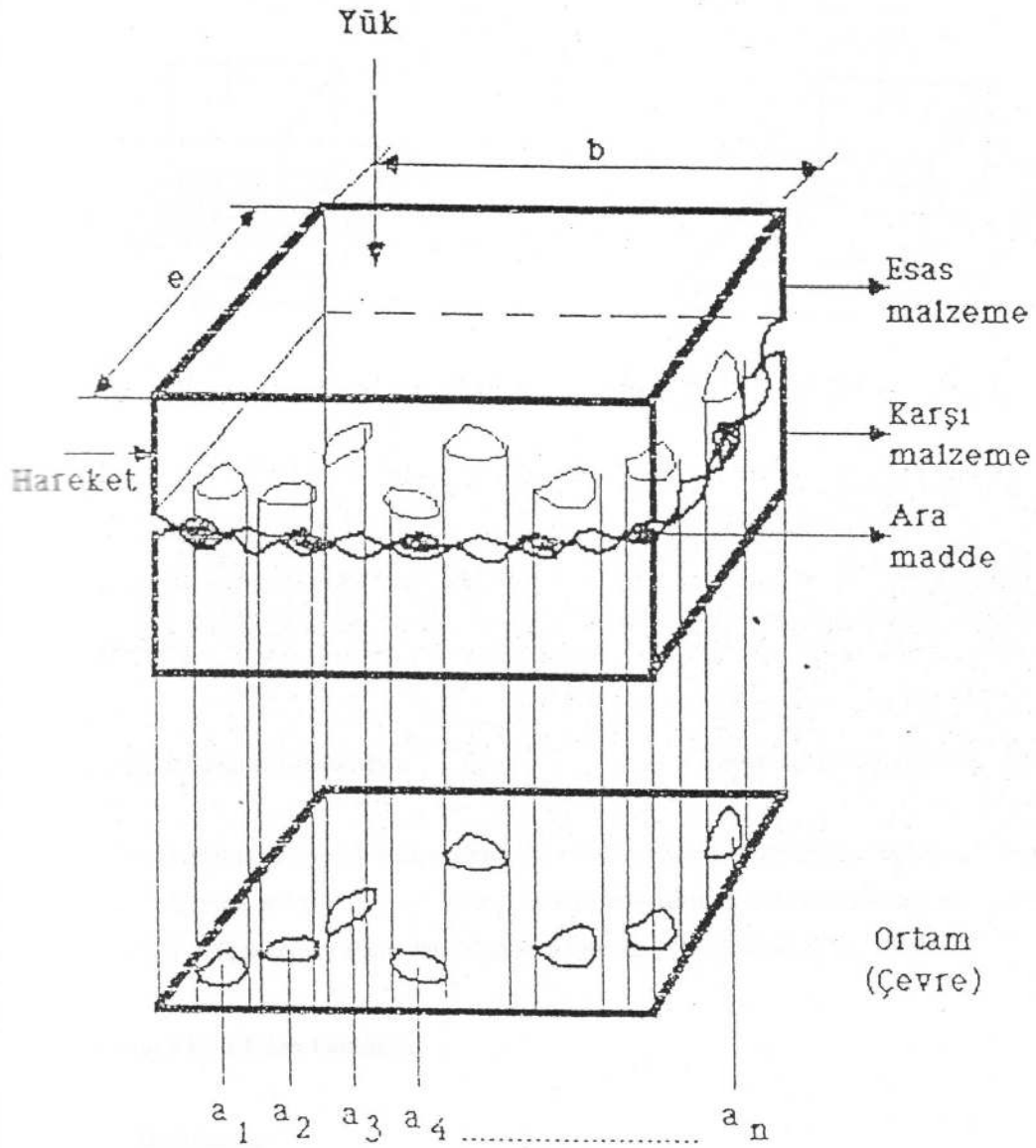
b- Karşı malzeme (aşındıran): Aşınmanın meydana gelmesinde başlıca öneme sahip olan karşı sürtünme elemanı, katı bir cisim, sıvı veya gaz olabilir. Karşı malzeme ile esas malzeme aşınma çiftini meydana getirirler

c- Ara malzeme: Esas sürtünme elemanı ile karşı sürtünme elemanı arasında katı, sıvı, gaz, buhar, ya da bunların karışımı şeklinde bulunan maddedir.

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

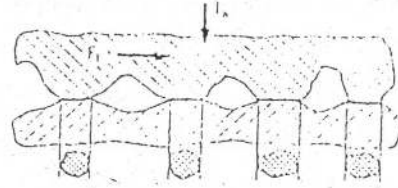
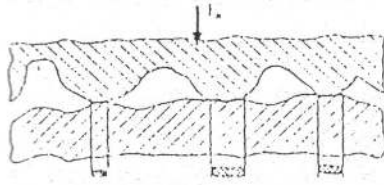
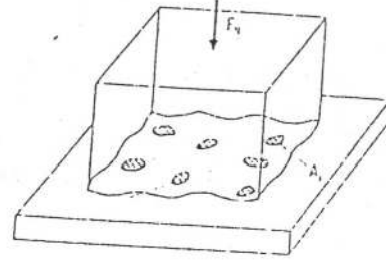
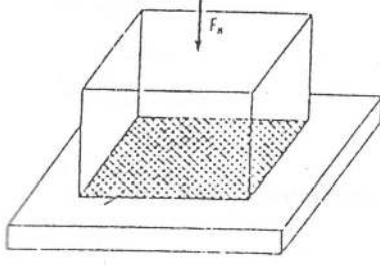
e- İzafi hareket: Temel sürtünme elemanının karşı sürtünme elemanına göre izafi hareketinin cinsi (kayma, yuvarlanma veya çarpma etkilerinden hangisinin ağırlıklı olduğu), büyüklüğü ve doğrultusu ile belirlenir.

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



Şekil 4. 1. Tribolojik sistemin gösterimi (Korkut, 1997).

Bir tribolojik sistemde birbirleriyle temas eden iki cismin gerçek temas yüzeyi, görünen temas yüzeyinden küçüktür. Çünkü temas yüzeyleri ne kadar düzgün işlenirse işlensin yüzeyde mutlaka pürüz denilen çıkıntılarının bulunduğu bir gerçektir. Bu sebeple temas halindeki iki cisim bu pürüzler vasıtasıyla temas kurarlar. Pürüzlerin arasındaki girintiler ise temas alanı dışında kalır. Şekil 4.2 de bu temas alanı şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.2 .a) Görülen temas alanı

Şekil 4.2.b) Gerçek temas alanı

Şekil 4.2 . Etkileşimli yüzeylerin gerçek ve görülen temas alanları.

$S = e.b$ (birim kare) iken; gerçek temas yüzeyi, pürüzlerin temas yüzeylerinin toplamıdır. Gerçek temas alanı $S_r = a_1 + a_2 + a_3 + \dots + a_n$ şeklindedir. Buradan da anlaşılacağı gibi görünen temas alanı (S), gerçek temas alanından (S_g) daima büyüktür. $S > S_g$ (Kragelsky, 1960).

4.1. Aşınmaya Etki Eden Faktörler

Metalurjik değişkenler:

- a- Sertlik,
- b- Tokluk,
- c- Mukavemet,
- d- Mikroyapı,
- e- Kimyasal bileşim.

Çalışmayla ilgili değişkenler:

- a- Temas eden malzeme,
- b- Basınç veya mukavemet,
- c- Hız,
- d- Sıcaklık,

e- Yüzey düzgünlüğü.

Diğer Faktörler:

a- Yağlama,

b- Korozyon Etkisi.

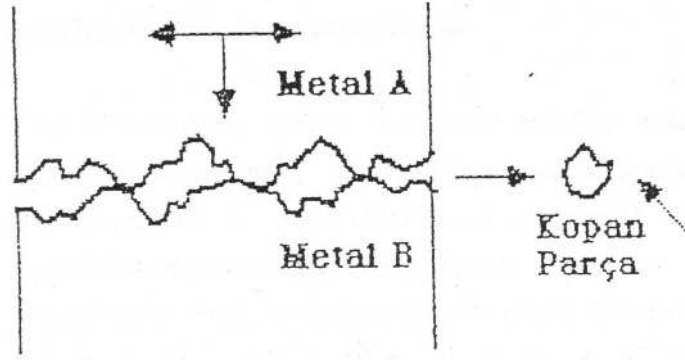
4.2. Aşınmanın Oluş Mekanizmalarına Göre Sınıflandırılması

4.2.1. Adhezyon 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 olacaktır. Bu kuvveti taşıyamayan pürüzler plastik deformasyona uğrayacaklardır. Eğer malzemenin deforme olma kabiliyeti yüksek ise, mikro adhezyon alanları şiddetle temas yüzeyine tamamen yayılacaktır. Böylece yüzeyde adsorbe edilmiş sıvı veya gaz molekülleri ve oksit tabakaları parçalanacaktır.

Yukarıda bahsedilen parçalanma esnasında malzeme molekülleri direkt olarak temasa geçme imkanını bulur. Bunun neticesinde de bölgesel kaynak bağları oluşur (soğuk kaynama). İzafi hareketin de yardımıyla yüzeydeki sıcaklık yükselir, böylece kaynama yerinden veya metal yüzeyinden bir miktar parça kopar. Bu metalik parçacıklar, ara yüzeyde serbest parçacıklar halinde kalabilecekleri gibi metallardan birine yapışmış şekilde de bulunabilirler. Şekil 4.3’de iki metalin sürtünmesi esnasında yüzeyden parça kopması görülmektedir.

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



Şekil 4.3. Metal-metal sürtünmesinde yüzeyden parça kopması (Korkut, 1997).

Adhesiv aşınma teorisi Archard (Korkut'tan, 1997) tarafından; aşınma hacminin aşağıdaki üç parametrenin fonksiyonu olarak tarif edilmesiyle açıklanmıştır:

1. Kayma hızı,
2. Normal yük,
3. Sertlik.

Ancak bu teori; aşınmanın malzemenin mikro yapısı üzerindeki etkisini yeterli açıklığa kavuşturamadığı ve ideal kayma şartlarının sınırlılığı nedeniyle tam kabul görmemiştir. Bu teorisin temelini pürüzlerdeki adhezyon mekanizması ve pürüzlerdeki kohezyon hataları oluşturuyordu. Aşınma esnasında malzemede meydana gelen çatlak aşınması ve çatlak büyümesi görülmezlikten gelinmişti. Temas alanındaki aşınan partiküllerin benzer yarı çaplı yarı küresel parçacıklardan oluştuğu zannıyla Archard aşağıdaki formülü geliştirmiştir.

$$W = KdP / 3H$$

Burada;

W: Aşınma oranı,

K : Aşınma katsayısı,

d : Kayma mesafesi,

P: Uygulana yük,

H: Malzemenin hacim sertliğidir.

Archard, aşınma oranının uygulanan yük ile doğru orantılı olduğunu ve yine aşınma oranının görünen temas alanından bağımsız olduğunu beyan etmiştir. Archard'ın teorisi malzemenin artan sertliği ile aşınma direncinin artması arasında bir bağıntı olduğunu farz

ediyordu. Fakat yine kendisi tarafından yapılan çalışmalarda, teorinim her zaman geçerli olmadığı görülmüyordu.

4.2.1.2. Adhesiv Aşınma İçin Delaminasyon Aşınma Teorisi

Suh (1973) düşük kayma hızlarında, aşınma atıklarında meydana gelen şekillenmeyi delaminasyon aşınması şeklinde tanımlamıştır. Adhesiv aşınma, yenme aşınması ve yorulma aşınması gibi aşınma proseslerinin bir çoğu delaminasyon aşınmasıyla alakadardır. Suh aşınmanın aşağıdaki sırasal dizin ile meydana geldiğini belirtmiştir. Bu dizin;

1. Normal veya açılmal yükler altında malzeme yüzeyinde plastik deformasyonun meydana gelmesi,
2. Deformasyona uğrayan yüzeylerin inklüzyon ve ikinci faz partiküllerinde çatlak ve boşluk oluşumu,
3. Yüzeye paralel olarak çatlakların ilerlemesi (büyümesi),
4. İnce ve uzun aşınma artıklarının şekillenmesi ve yüzeydeki çatlakların büyümesiyle bunların yerinden atılması şeklindedir.

Aşınmada oran belirleyici (aşınma oranı) mekanizmanın, metalurjik mikro yapıya bağlı olduğu görülmüştür. Yüzey altı deformasyonunu kontrol altına alındığında; aşınma oranında, sertlik ve tokluk önemli ve etkili parametrelerdir.

Sert ikinci faz partikülleri ihtiva eden mikro yapılar için, eğer kayma aşınması süresince yeterli plastik deformasyon meydana gelirse, bu partiküllerin çatlak çekirdeklenmesi oluşturduğunu açıklamışlardır. Bu durumda çatlak yayılımının kontrolü için sert ikinci faz partiküllerinin arasındaki mesafe önemlidir. Boşluk şekillenmeleri ise matris üzerindeki plastik akış ile birlikte bu sert ikinci faz partiküllerinin çevresinde meydana gelmektedir. Bu sert ikinci faz partiküllerinin etrafındaki boşluk şekillenmesi hızlı bir şekilde meydana gelirken çatlak oluşumu oldukça yavaştır. Boşluk büyüklüğü artan sürtünme katsayısı ve yük ile artma eğilimi gösterir (Lewandowski ve diğ., 1977).

Suh'un (1973) delaminasyon teorisinde ise, boşluklar sadece kayma aşınmasına tabi tutulan yüzeyin altında ve belli bir derinlik mesafesinde çekirdeklenmeye başlar. Bu derinlik mesafesi 10-20 µm olarak tespit edilmiştir. Boşluk şekillenmesi temas halinde bulunan bölgelerin hemen altında oluşan hidrostatik basınçla doğru orantılıdır. Yani boşluklar hidrostatik basıncın plastik deformasyonu oluşturabilecek kadar büyük ve etkili olduğu bir seviyenin üstünde, ikinci faz partiküllerinin çevresinde çekirdeklenirler. Eğer basınç bu seviyenin altında kalırsa çekirdeklenme oluşmaz. Dispersiyon-sertleşmesine tabi tutulmuş bir alaşım üzerinde yapılan kuru kayma aşınmasında, delaminasyon aşınma teorisinin başlıca aşınma prosesi olarak meydana geldiği

görülmüştür. Bu aşınmada sertlik ve sürtünme katsayısı aşınma süresince önemli bir rol oynamıştır. Aşınma direnci; sertlik artmasına rağmen, oksitli fazın artan hacim oranıyla azalmıştır. Aşınma oranının kontrolünde göz önünde tutulması gereken parametrelerden birisi de çatlak yayılmasıdır. Çatlaklar matris içerisindeki ikinci faz partiküllerinin kırılmasıyla başlamaktadırlar. Ancak, çatlağın oluşması için aşağıdaki şartların sağlanması gerekir.

Malzemenin ara kesitindeki çekme gerilmesinin, bağlar arası tutma kuvvetini yenmesi ve elastik şekil değiştirme enerjisinin çatlak oluşturacak kadar yüksek olması gerekir.

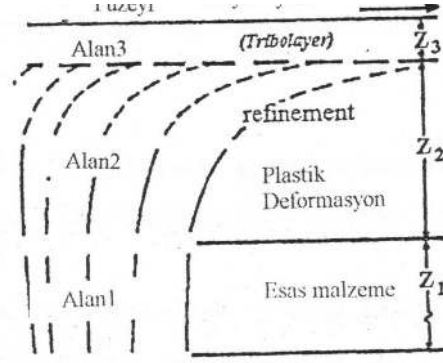
Argon (1976), ikinci faz partiküllerinin boşluk çekirdeklenmesinde veya mikro çatlakların oluşumunda etkili olabilmesi için partikül boyutlarının $2.5 \mu\text{m}$ 'nin üzerinde olması ve yeterli bir enerjinin sağlanması gerektiğini belirtmiştir. Bunun için en iyi aşınma direnci elde etmenin yolu matrisi büyük hacim oranında çok küçük tutarlı partiküllerle desteklemektir.

4.2.1.3. Tribolojik Yüzeyler

Jiang ve diğ. (1993), nikel alaşımlı malzemelerin kuru kayma aşınmalarını yeniden incelemiş ve aşınma türünün sert aşınmadan yumuşak aşınma türüne belirli bir zaman aralığında geçiş yaptığını belirtmişlerdir. Ayrıca, aşınma esnasında tribolojik yüzeyler arasında meydana gelen kararlı bir katmanın varlığından bahsetmişlerdir. Aşınma artıklarının bir yüzeyden diğerine transfer olarak şekillendiğini ve bunun sonucu olarak plastik deformasyona uğrayan ve oksitlenen partiküllerin önce ezildiğini sonra birleşerek aşınmaya karşı sert ve dayanıklı bir tabaka meydana getirdiklerini beyan etmişlerdir. Yukarıda belirtilen geçiş ve şekillenmelerde sıcaklığın da büyük bir etkisi olduğu ayrıca belirtilmekte ve araştırmacılar yüzeylerin şekillenmesi için bir geçiş sıcaklığına ihtiyaç olduğunu belirtmişlerdir.

Kayma aşınması esnasında malzemelerin yüzeylerinden kopan partiküller aşınan ve aşındıran çiftler arasında birkaç kez geçiş yapar ve sonucunda aşınma partikülleri meydana gelir. Aşınma artıklarının şekillenmesinde, malzemedeki aşınma sertleşmesinin doğrudan etkili olduğu belirtilmiştir.

Rice ve Moslehy (1997), kayma aşınmasına maruz kalan malzemelerin alt katmanlarında meydana gelen aşınma bölgelerini üç alana ayırmıştır. Bu alanlar Şekil 4.4' de gösterilmiştir.



Şekil 4.4. Aşınmaya maruz yüzeyin alt yüzey diyagramı (Rice, 1982).

- Alan 1. Temel malzemenin herhangi bir şekilde aşınmadan etkilenmediği bölge
- Alan 2. Temel malzeme için orta seviyede şekil değişikliğine uğrayan bölge. Bu bölgede elastik ve plastik şekil değişimleri tespit edilmiştir. Bu bölgede karşı malzemeden veya çevreden gelen reaksiyon ürünleri bulunmamaktadır.
- Alan 3. Bu bölge aşınan yüzeydir ve genellikle karşı yüzeyden gelen malzeme ile oksit tabakası içerir.

4.2.1.4. Alüminyum-Silisyum Alaşımlarında Görülen Adhesiv Aşınma Mekanizmaları

Al-Si alaşımları için iki aşınma mekanizması vardır ve bunlar oksit ve metalik aşınma olarak tanımlanmaktadır (Jasim ve Dwarakadasa, 1987).

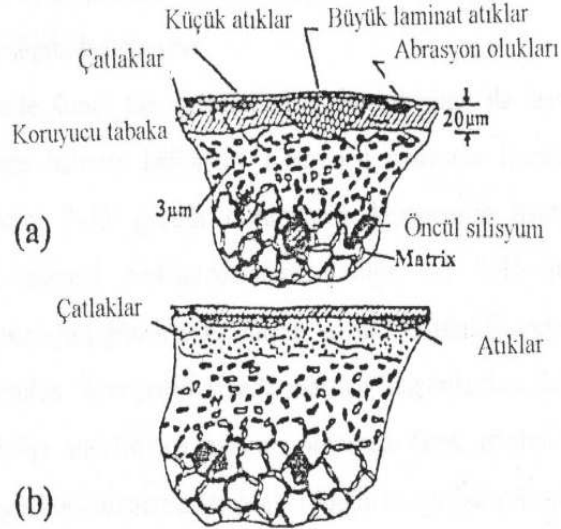
Oksit aşınması: Bu aşınma tipi düşük yüklerde görülmektedir. Bu aşınma prosesinde hem aşınan hem de aşındıran yüzeylerin üzerlerinde yaklaşık 10-80 µm kalınlığında bir alüminyum oksit tabakası meydana gelir. Aşınma öncelikle pürüzlerin oksitlenmesi ve daha sonra bu oksitlenen pürüzleri kırılarak aşınmış oksit atığı olarak malzeme yüzeyine bastırılmasıyla gerçekleşir. Kaldırılan metal miktarı bu oksit tabakasının kalınlığı ile sınırlı olduğundan aşınma oranı düşüktür. Ancak bazı alt bölgelerde silisyum partiküllerine ait yerel deformasyonlar ve kırılmalar görülmüştür. Oksidasyon aşınması Si oranı ve Si tane büyüklüğünden bağımsızdır.

Metalik aşınma : Bu aşınma türü daha yüksek yükler altında meydana gelen bir aşınma mekanizmasıdır. Al-Si alaşımlarının aşınmaya tabi tutulmuş yüzeylerinde meydana gelen plastik deformasyon ve kırılmalar, aşınan partiküllerin sürtünen yüzeyler arasında transfer olması ve şekillenmesi için yeterlidir. Plastik deformasyonun fazlalığı ve yüksek aşınma oranı, oksit tabakasının oluşumunu önler.

Reddy ve diğeri (1994), yaptıkları araştırmalarda; uygulanan yükün bir fonksiyonu olarak dört farklı aşınma bölgesi belirlemişlerdir. Bu bölgeler Şekil 4.5.'de gösterilmiştir.

Yumuşak aşınma: Antonio ve Borland'ın düşük yüklerde yapmış oldukları kuru kayma çalışmalarında; aşınan yüzeylerin demirce zengin sıkışmış aşınma artıklarından meydana geldiğini gözlemlemişlerdir. Ayrıca bu aşınma bölgesinin üzerinde herhangi bir oksit tabakası görülmemiştir. Bu bölgedeki aşınma artıkları abrasyon neticesinde şekillenmektedir.

Sert aşınma: Kuru kayma aşınmasında yük artırıldığında delaminasyon tipi aşınma mekanizması alt yüzeylerin şekillenmesinde rol oynar. Oluşan çatlaklar silisyum partiküllerinin parçalanmasına yol açar ve sonucunda yüzeyden demirce zengin bir tabaka kaldırılır. Yüksek aşınma oranının sonucu olarak, aşınma artıklarının boyutları aşınan yüzeylerin şekillenmesinde önemlidir.



Şekil 4.5. Alaşımlarında görülen aşınma tipleri a) Yumuşak Aşınma b) Sert Aşınma (Reddy ve diğ., 1994).

4.2.1.5. Adhesiv Aşınma İçin Genel Değerlendirme

Malzemelerin yüzeylerinde adhesiv aşınma yoluyla meydana getirilen yıpranma; kısaca sürtünen yüzeyler arasında malzemenin bir yüzeyden diğerine transferi olarak tanımlanmıştır. Bu transfer olan parçacıklar ya oksit ya da plastik deformasyona uğramış partikül olarak teşekkül ederler ve malzemenin aşınma direncini azaltırlar. Kuru kayma sürtünmesi çalışanları yukarıda bahsedilen partiküllerin hem aşınan yüzey hem de aşındıran yüzeyde teşekkül ettiklerini saptamışlardır. Kayma aşınmasında meydana gelen şekillenmeler, uygulanan yük, basınç ve kayma hızı gibi aşınma parametreleriyle yakından ilgilidir. Örneğin düşük hız ve yüksek basınç şartlarında yapılan çalışmalarda malzeme yüzeyinden kopan partiküllerin transfer ve geri transfer döngüsü artmıştır. Ayrıca aşındırılan yüzeylerin sertliği de adhesiv aşınmada önemlidir. Ancak sürtünen malzemelerdeki esas temas alanını pürüzler belirlediği için aşınma oranını belirlemede pürüz sertliği hacim sertliğinden daha önemlidir. Hem klasik adhesiv aşınma mekanizması hem de delaminasyon aşınma teorisi kuru kayma aşınması için aşınan katmanların şekillenmesini anlatmada yetersiz kalmışlardır. Klasik adhesiv aşınma mekanizmasında malzemenin mikro yapısının önemi ve aşınmada oynadığı rol göz ardı edilmiştir. Bu yüzden bu yöntem sadece ideal kayma şartlarında uygulanabilmiştir.

Düşük kayma hızı şartları için delaminasyon aşınma teorisi formüle edilmiş ve bu metot aynı zamanda aşınma artıklarının boyut ve şekillenmesinin incelenmesinde de yardım sağlamıştır. Bu mekanizma aşınma olayında mikroyapı, sertlik ve tokluk etkilerini bir bütün olarak değerlendirmiştir. Teori aşınma artıklarının aşınan yüzeylerin altında ve belirtilen bir derinlikte şekillendiğini vurgulamakta ayrıca boşlukların birleşip büyüyerek delaminasyon çatlaklarını meydana getirdiğini ileri sürmektedir.

Aşınan malzemelerde ikinci faz partiküllerinin hacim oranı ile aşınma oranı arasındaki ilişki bulguları bu teoride belirsiz kalmıştır. Kompozit malzeme içersindeki sert ikinci faz partiküllerinin yüzde oranı % 15 geçtiği durumlarda kompozitin aşınma direncinde artma olmuştur. Delaminasyon aşınma mekanizmasının varlığı, bu % 15 hacim oranını geçen kompozitlerde görülmüştür. Kompozit malzemeler küçük partiküllü veya lifsi içerikli olarak üretilir ve bu şekilde üretilen kompozitler sade matrisli alaşımlardan daha iyi aşınma direnci sergilerler. Sert faz takviye morfolojisi aşınma oranında direkt etkilidir. Lifsi içeriğe sahip kompozitler partikül yapılı kompozitlerle karşılaştırıldığında, çatlak çekirdekleşmesini artırır ve daha düşük matris mukavemeti oluştururlar. İkinci faz partikülleri aşınma artıklarının boyutlarının belirlenmesinde önemli rol oynarlar. Sabit halli aşınma şartları için, artan ikinci faz partikülü ile sürtünme katsayısı artar. Artan ikinci faz içeriği ile, aşınma esnasında matris ile karşı yüzey arasındaki sürtünme alanı azalır. Kompozitlerin sürtünme katsayısı alüminyumunkinden % 30 daha düşüktür.

Kayma aşınmasında karşı yüzeylerde meydana gelen aşınma da önemlidir. Al-Si alaşımlı çelik ile metal matrisli (çelik) bir kompozitin (MMC) üzerinde yapılan kuru kayma aşınması deneylerinde sert ikinci faz partiküllerinin karşı yüzey üzerinde mikro-makinalama yaptığı ve kompozit yüzeyinde oluşan oksitlerin de karşı yüzeyin aşınmasında büyük rol oynadığı görülmüştür. Yukarıda kimyasal içeriğinden bahsedilen iki malzemede meydana gelen oksitler Fe_2O_3 olarak belirlenmiştir. Bundan başka bu oksitlenen faz MMC üzerinde aşınan tabakanın kararlı olmasına yardım eder. Kayma aşınması çalışanlar aşındırıcı yüzeyde meydana gelen oksit tabakalarının zamanla MMC'nin üzerine geçtiğini ve katı bir yağlayıcı gibi iş görerek geçici de olsa aşınmayı yavaşlattığını rapor etmişlerdir. Bununla birlikte MMC içersinde bulunan ve aşındırıcı yüzeyde mikro-makinalama görevi gören sert ikinci faz partikülleri demir oksit partiküllerinin yerinden sökülmesini de sağlamışlardır.

Özetle; bir kompozit malzemedeki üstün adhesiv aşınma direnci, malzemenin kararlı aşınma yüzeyi ile alakalıdır.

4.2.1.6. Aşınma Mekanizması

Alüminyum-silisyum alaşımlarının kuru kayma aşınmasına tabi tutularak yapılan araştırmalarda, aşınma mekanizmasının uygulanan yükün bir fonksiyonu olarak değiştiği belirtilmiştir. Düşük yüklerde düşük aşınma oranları meydana geldiği belirtilmiştir. Bununla birlikte yukarıdaki görüşe zıt düşük yüklerde meydana gelen başka aşınma teorileri de yayınlanmıştır. Ancak, bu zıtlığa sebep olan parametrelerin, kullanılan aşındırıcı ve değişen hız olduğu sonradan fark edilmiştir. İlk çalışmacılar alüminyum oksidasyonunun, aşınma artıklarının şekillenmesinde ve dolayısıyla aşınan yüzeylerde önemli rol oynadığını belirtmişlerdir. Bu aşınma prosesini tanımlamak için oksit aşınması terimini benimsemişlerdir. X-ray ışını difraksiyonu ile yapılan daha sonraki bulgulara oksidasyon prosesinin zannedildiği kadar büyük boyutta olmadığı görülmüştür. Bu bölgedeki aşınma artıklarının eşekslenli, laminar biçimli ve yüksek oranda demir ihtiva ettiği belirtilmiştir. Aşınmaya tabi tutulan yüzeyde genellikle $< 1 \mu m$ 'de küçük Al, Fe ve α -Fe 'den oluşan çok ince bir karışım tespit edilmiştir. Ayrıca, düşük yüklerde bu koruyucu tabakanın kararlılığı oldukça yüksek olmuştur.

Yüksek yük uygulamalarında yapılan araştırmalarda, yüksek aşınma oranları gözlemlenmiştir. Aşınma esnasında aşınan yüzeylerde önemli bir malzeme transferi görülmüştür. Bu aşınma sistemi, delaminasyon aşınma mekanizması ile açıklanmaya çalışılmıştır. Bu sistemde aşınma, aşınan yüzeyin alt tabakasında meydana gelen plastik deformasyon ve silisyum parçacıklarının parçalanmasıyla meydana gelmiştir.

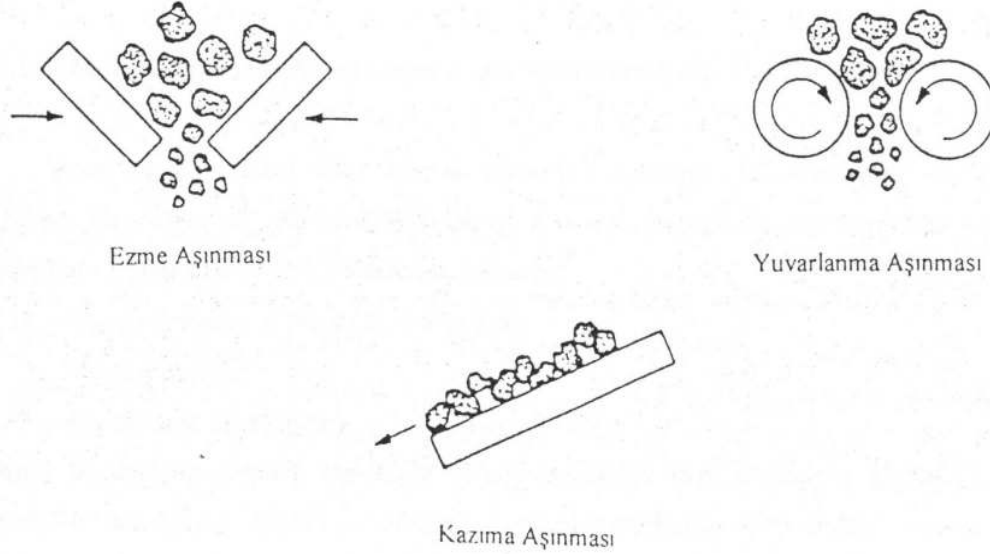
Kompozit malzemeler için, uygulanan yükün bir fonksiyonu olarak farklı aşınma türleri rapor edilmiştir. Düşük yük uygulamalarında kompozitlerin (metal matrisli) düşük aşınma davranışı sergiledikleri ve sürtünen katmanların demirce zengin oldukları görülmüştür. Böyle bir kompozitte sert ikinci faz partikülleri bir yük yatağı gibi görev yapmaktadırlar. Aşınma esnasında etkileşen kısmın ikinci faz partikülleri olduğu düşünüldüğünde partikül tokluğunun da önemli olduğu anlaşılmaktadır. Uygulanan yükün büyüklüğü ile sert ikinci faz partiküllerinin üzerinde sahip oldukları kırılma tokluklarından daha büyük bir gerilim meydana gelir ve sonucunda aşındırıcı ile matris daha fazla birbirleriyle temas eder. Böyle bir durumda delaminasyon aşınması baskın aşınma mekanizması olarak ortaya çıkar.

Kayma hızlarının değişimi ile MMC 'lerin aşınma davranışlarında bir geçiş olduğu rapor edilmiştir. Aşınan yüzeyler düşük kayma hızlarında, düşük aşınma oranı ve kararlı bir aşınma katmanı sergilerler. Çok yüksek hızlarda, matrisde meydana gelen termal yumuşama aşırı yıpranmalara yol açar. MMC'lerde bu geçişin sağlandığı bir kritik kayma hızı gözlenmiştir. MMC'lerdeki aşınma oranı, aşınma hızının bu değerin üzerine çıkmasıyla önce azalmış sonra artmıştır. Bu kritik hızın altında kalan aşınma çalışmalarında ise gerilimin belirleyici bir faktör olduğu görülmüştür. Bütün bu değerlerin üzerinde sürtünme indüklemesi sıcaklığı aşınma prosesinde baskın olarak etkilidir. Bu kritik bölgenin üzerindeki ve altındaki hızlar ayrıca aşınma artıklarının morfolojisinin şekillenmesinde de etkili olmaktadır.

Sıcaklığın artmasıyla kompozit malzemelerin aşınma davranışı yumuşak aşınmadan sert aşınmaya değişmektedir.

4.3.1. Abrasiv Aşınma

Bu tip aşınma malzeme yüzeyine karşı metalik yahut metalik olmayan aşındırıcı bir maddenin temasından ileri geliyorsa, bu aşınmaya abrasiv aşınma veya abrasyon denir. Çeşitli tip abrasiv aşınmalar Şekil 4.6'de gösterilmiştir. Bu karalı katmanın meydana gelmesinde; uygulanan yük, kayma hızı, çalışma sıcaklığının büyüklüğü ile MMC'nin bileşimi önemlidir. Kompozitler için verilen mikroyapı referanslarında, ikinci faz partiküllerinin hacim oranının kritik bir parametre olduğu belirtilmektedir. Aşındırıcı yüzeyin, aşınma oranını en aza indirebilmek için yüksek sertliğe ve yeterli tokluğa sahip malzemeler kullanılması önerilmektedir. Matris içerisindeki sert ikinci faz partiküllerinin aşındırıcı üzerinde meydana getirdiği mikro-kazınma etkisini en aza indirmek için bu partiküllerin tokluğunu azaltmak gereklidir. Ancak bu şekilde kompozitin de aşınma direnci düşmektedir. Açıkçası, hem kompozit hem de aşındırıcının aşınma oranları arasında bir denge sağlamak gerekir.



Şekil 4.6. Abrasiv aşınma tipleri .

4.3.1.1. Abrasiv Aşınmada Abrasiv Tane Boyutunun Aşınmaya Etkisi

Sin ve diğerleri (1979), abrasiv tane boyutunun abrasiv aşınma mekanizmalarında doğrudan etkili bir faktör olduğunu belirtmişlerdir. Bu araştırmacılar tane boyutunun etkisini w/r olan bir orantı formülü ile karakterize etmişlerdir. Bu formülde W iz genişliği R ise küresel biçimli aşındırıcının yarı çapı olarak ifade edilmiştir. Yukarıdaki formülle tespit edilen orantıya bağlı olarak, aşındırıcı partikül malzeme yüzeyini ya plastik deformasyona uğratar ya da keser. Aşındırıcı partiküllerin körlenmesi veya partikül büyüklüğünün küçülmesi, aşınma mekanizmasını kesmeden delamasyon (delamination) aşınmasına çevirir. Delamasyon, çok küçük abrasiv parçacıkların malzeme yüzeyinde meydana getirdiği mikro kazınma aşınması olarak tarif edilir.

Araştırmacılar hem iki elemanlı hem de üç elemanlı tip aşınma testlerinde kritik bir abrasiv parçacık büyüklüğü belirlemişlerdir. Abrasiv aşındırıcının tane büyüklüğü bu kritik değeri geçtiği zaman, aşınma oranında da bir artma meydana gelmektedir. Bu kritik değerin üzerinde aşınma oranı çoğunlukla abrasiv tane boyutundan bağımsızdır. Abrasiv partiküller arasındaki sertlik farkı ve aşınan malzeme bu kritik tane ölçüsünde etkilidir.

Moore (1976), yukarıdaki bulguları desteklemiş ve abrasiv aşınma süresince, aşındırılan yüzeyin altındaki plastik deformasyona uğrayan bölgenin abrasiv tane büyüklüğü ve uygulanan yük ile yakından bağlantılı olduğunu belirtmişlerdir.

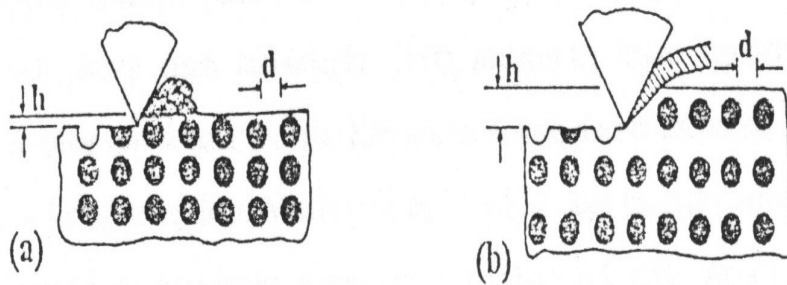
4.3.1.2. Abrasiv Aşınmada Boyut Oranı (Kuvvetlendirilecek Faz İçin Tane Boyutu)

Axen ve Zum Gahr (1997), lazer kaynak yöntemi kullanılarak TiC partikülleri ile yüzeyi kaplanan bir çeliğin alt tabakalarındaki abrasiv aşınma dirençlerini incelemişler ve aşınma direncini şu üç unsurun etkilediği sonucuna varmışlar.

1. Matrisi destekleyen partikülün büyüklüğü,
2. Matrisin sertliği,
3. Abrasiv tane büyüklüğü.

Ayrıca, başlangıçtaki aşınma oluklarının ortalama genişlik oranı ile matrisi destekleyen sert partiküller arasındaki mesafenin abrasiv aşınmada belirleyici bir faktör olduğunu da kaydetmişlerdir.

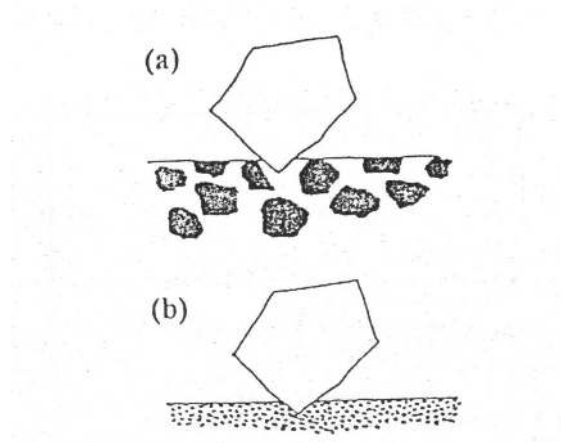
Axen ve arkadaşları., (1997) ve Zum Gahr ve arkadaşları., (1991), oran fikri Wang ve Rack., (1991), tarafından çözümlenerek nisbi nüfuziyet derinliği ‘relative penetration depth’ olarak geliştirilmiştir. Şekil 4.7.’da bu düşünce şematik olarak anlatılmaktadır. Burada h aşındırıcı abrasiv taneciğinin nüfuziyet derinliği, d ise matrisi kuvvetlendirmede kullanılan sert partikülün büyüklüğüdür (d aynı zamanda iki sert partikül arası mesafe olarak da tanımlanmaktadır).



Şekil 4.7. Abrasiv partiküller ile sert ikinci faz partiküllerinin etkileşimi (Wang, 1991). a) $h < d$ b) $h > d$.

Hutchings, (1991) tarafından ortaya atılan diğer bir fikir ise, ‘dimension of contact area’ etkileşimli yüzeylerin boyutu görüşüdür. Hutchings’e göre abrasiv aşındırıcının boyutu ikinci

plandadır. Önemli olan matrisi destekleyen sert fazların büyüklüğüdür. Çünkü matris kendisini destekleyen sert fazların büyüklüğüne göre abrasiv partikülle karşı heterojen veya homojen bir tavır sergiler. Bu görüş Şekil 4.8’de şematik olarak ifade edilmiştir.



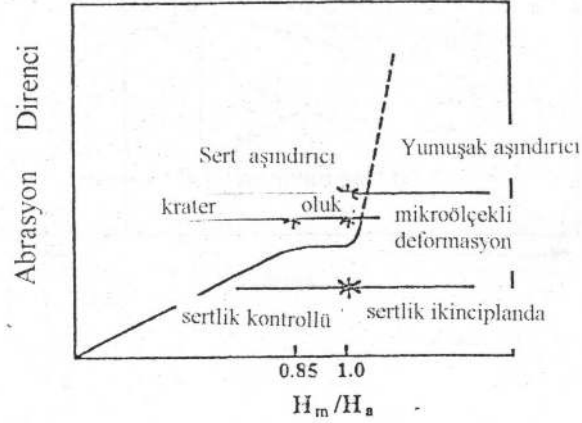
Şekil 4. 8. Etkileşimli yüzeylerin boyutu (Hutchings, 1991). a) Kompozit heterojen yapılmış gibi davranır
b) Kompozit homojen yapılmış gibi davranır.

4.3.1.3. Abrasiv Aşınmada Sertliğin Etkisi

Zum Gahr (1988), ikinci faz partiküllerinin teşekkül ettiği lokal alanlarda yüksek gerilim konsantrasyonu sağladığını ve bunun gerilim akışı ile aşınma oranını etkilediğini belirtmiştir. Ayrıca ikinci faz partiküllerinin mikro yapıda ince, homojen ve yarı-tutarlı olarak teşekkül etmesi aşınma direncini maksimum dereceye taşıdığını belirtmiştir. Malzemelerin sertliğini etkileyen en önemli etken karbürlerdir. Hatta malzemeler mikro yapılarındaki karbürlerle karakterize edilir, denebilir. Karbürlerin aşınma direnci üzerindeki etkisi, karbürlerin ve matrisin sertliğine bağlıdır. Matris içerisinde teşekkül eden karbürler arası mesafe yakın ve dağılım homojen ise malzemenin aşınma direnci olumlu yönde artar. Ayrıca matristeki karbür taneleri arasındaki mesafenin azalması matris sertliğinde de etkilidir.

Hutchings (1991), yaptığı çalışmalarda, abrasiv aşındırıcı tanenin sertliğinin aşındıracağı malzemenin sertliğinden fazla olduğunda, abrasiv aşındırıcının malzeme yüzeyinde çizikler meydana getirdiğini belirtmiştir. Moore ve King de aşındırılan malzemelerin sertliğinin, abrasiv parçacıkların malzeme üzerinde meydana getirdiği çentik derinliği ile belirlenebileceği fikrini ileri sürmüşlerdir.

Abrasiv aşınma inceleyicilerinden Larsen-Basse ve Premarante (1983), aşınma esnasında malzemelerin yüzeylerinde şartlara bağlı olarak kriterlerin oluştuğunu ve aşındırıcı tanenin aşındırıcı yüzeyi ile aşınan malzemenin yüzeyi arasında durdurulduğunu belirlemişlerdir. Bu da Şekil 4.9'da anlatıldığı gibi aşındırıcı tane sertliği ve malzeme sertliği ile ilişkilendirilmiştir.

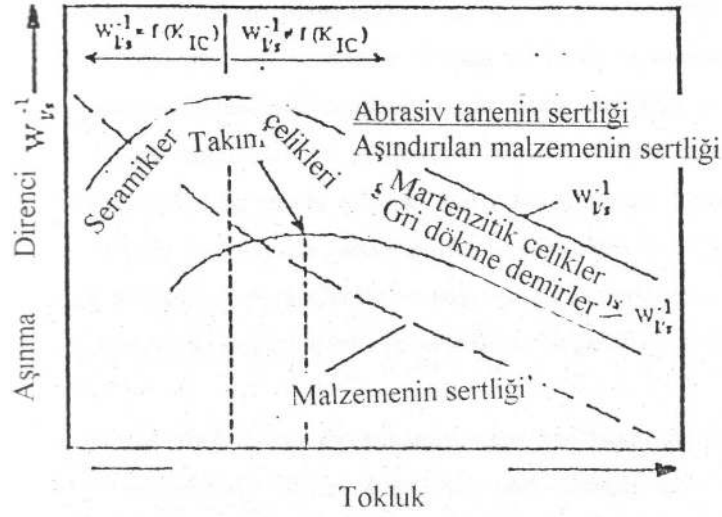


Şekil 4.9. Tane sertliği ve malzeme alt yüzey sertliğinin aşınma mekanizması ve aşınma oranına etkisi (Larsen-Basse, 1983).

4.3.1.4. Abrasiv Aşınmada Kırılma Tokluğunun Aşınmaya Etkisi

Abrasiv aşınmada meydana gelen aşınma miktarı ve aşınma prosesinde; uygulanan yük, sertlik ve tokluğun belirleyici faktör olduklarını beyan etmişlerdir.

Hutchings (1991), yaptığı çalışmalarda, alüminyum kökenli kompozitlerin takviye edilmemiş matrislerle kıyaslandığında sadece belli aşınma koşullarında daha iyi sonuç verdiklerini belirtmiştir. Aşınma direncinde etkili olan kritik faktör kuvvetlendirilmiş fazın kırılma derecesine bağlıdır. Eğer sertlikten doğan kırılma engellenirse malzeme düşük aşınma oranı gösterir. Zum Gahr (1988), abrasiv aşınma şartlarında malzemenin kırılma tokluğu ile aşınma direnci arasındaki ilişkiyi göstermiştir. Şekil 4.10'da şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.10. Farklı malzemeler için kırılma tokluğu ile aşınma direnci arasındaki ilişki (K.H. Zum Gahr, 1983).

4.3.1.5. Abrasiv Aşınmada Gerilim

Aşınma testinde, uygulanan yük altında kırılmaya uğrayan abrasiv partikülün boyutu aşınmada geçerli olan yüksek-stres veya alçak-stres aşınma tipini belirler. Hutchings (1991), kompozitler üzerine yaptığı aşınma çalışmalarında hem-düşük hem de yüksek gerilmeli abrasyonun varlığından bahsetmiş ve bunları kuvvetlendirilmiş fazlarda meydana gelen kırılma boyutlarının belirlediğini ifade etmiştir. Wilson ve Ball alüminyum matrisli ve SiC takviyeli bir malzemenin iki-elemanlı abrasiv incelemelerinde abrasiv tane büyüklüğünün azalmasıyla malzemenin aşınma davranışlarında bir geçiş olduğunu bildirmişlerdir.

Düşük gerilim abrasyon çalışanları için genellikle RWAT denilen plastik tekerlekli abrasyon test cihazını kullanılırken, yüksek gerilim abrasyonu çalışmalarında pin-on-disk deney aparatı kullanılmaktadırlar.

4.3.1.6. İz Testi

İz testi; abrasiv aşınmada meydana gelen, aşınma mekanizması tipini ve aşınma artıklarının şeklini belirlemede kullanılan bir yöntemdir. Prasad ve Kosel (Korkut'tan, 1997), iz metodu yöntemi ile derinlik ve yük sabitesi özelliklerini araştırmışlardır. Sabit derinlikli iz testi yüksek gerilmeli abrasiv aşınma olarak tanımlanır ve pin-on-disk abrasiv aşınma testinin benzeridir. Sabit derinlikli iz testinde çizici uç matris içindeki sert takviye fazıyla karşılaştığında; rotasından sapmayacak ve sert faz ya kırılacak ya da yerinden sökülecektir. Sabit yüklü iz testi ise düşük

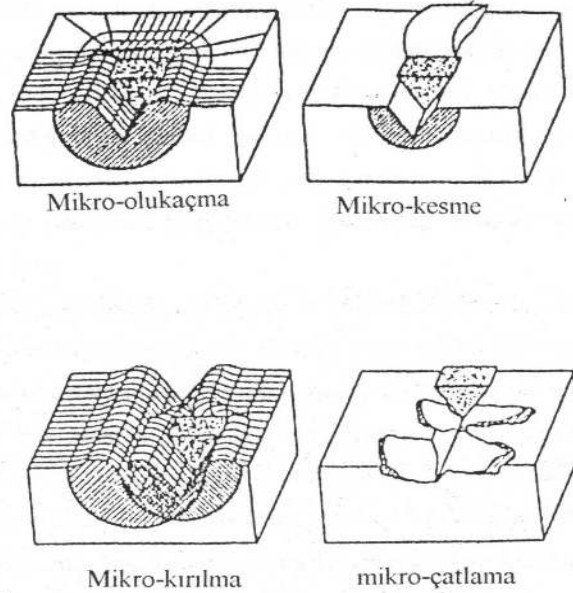
gerilimli abrasyon testi olarak düşünülebilir ve ıslak ya da kuru ortamda yapılan plastik tekerlek (RWAT) abrasyon testi gibi düşünülebilir. İz metodunda kullanılan çizici uçlar elmas, kuvarsit ve alüminadır.

Abrasiv aşınma süresince, matristen kaldırılan ikinci faz partiküllerine abrasiv aşındırıcı partiküllerin biçimi nasıl etki eder araştırmışlar ve elastiklik teorisini geliştirmişlerdir.

Swanson ve Klann (Korkut'tan, 1997), yaptığı RWAT testlerinde keskin açılı biçime sahip abrasiv partiküllerin, küresel biçimli abrasivlere nazaran sade karbonlu ve alaşımsız çeliklerde daha fazla aşınmaya yol açtıklarını belirlemişlerdir.

4.3.1.7. Abrasiv Aşınma Testlerinde Meydana Gelen Yüzey Morfolojisi Modellemeleri

Zum Gahr (1988), iki-elemanlı abrasiv aşınma testlerinde, sert aşındırıcı partikülün aşındırılan yüzey üzerinde meydana getirdiği şekil değişikliklerini; işleme sertleşmesi yeteneği, yumuşaklık, tokluk ve sertliği de göz önünde bulundurarak modellemiştir. Bu modellemeler Şekil 4.11'de gösterilmiştir.



Şekil 4.11. Abrasiv aşınma sonrasında malzemede meydana gelen yüzey morfolojileri (Zum Gahr K.H., 1988).

4.3.1.8. Abrasiv Aşınma İçin Genel Değerlendirme

Abrasiv aşınmada abrasiv tanenin büyüklüğü ve sertliği, aşındırılan metal üzerinde meydana gelen aşınma mekanizmasında ve aşınma direncinde direkt etkilidir. Aşındırıcı malzemenin tane büyüklüğü ve malzemeye nüfuziyeti ile matrisi kuvvetlendiren sert partiküller arasında, aşınmayı direkt etkileyen bir ilişki vardır. Diğer önemli parametreler ise, malzemenin tokluk ve sertliğidir.

İki elemanlı abrasiv aşınmalarda kritik yük terimi önemlidir. Bu kritik yükün altında yapılan abrasiv aşınma testlerinde aşındırıcı partiküller mikro-kazınma meydana getirmekte, kritik yükün üzerindeki çalışmalarda ise çatlak yayılmasına yol açmaktadır. Ayrıca, kritik yükle malzeme tokluğu arasında da bir ilişki bulunmaktadır. Aşınmadaki önemli ve belirleyici faktörlerden biri de aşınma süresince takviye edilmiş fazın sert partiküllerinin kırılma boyutudur. Bundan dolayı kompozitler yüksek kırılma tokluğu gösteren sert partiküllerle kuvvetlendirilirler. Klasik çalışma şartları göz önünde tutulduğunda abrasiv aşınmayı düşük-gerilimli abrasiv aşınma ve yüksek gerilimli abrasiv aşınma olarak sınıflandırmak mümkündür. Stres durumunu açıklayan bir yaklaşım yük altında kırılan abrasiv aşındırıcı parçacıklar olarak tanımlanırken, diğer bir yaklaşım matrisi destekleyen sert fazların kırılma oranı olarak belirtilmiştir. İkinci, yani yüksek gerilimli, sistem kompozitlerin aşınma incelemelerinde daha uygundur. Bu testler pin-on-disk denilen deney düzeneği ile gerçekleştirilir. Bu yöntemde aşındırılacak malzeme pin şekline getirilerek, standart bir yük altında abrasiv aşındırıcı ile temas ettirilir.

Matris içersindeki sert partiküllerin hacim oranının artmasıyla hem RWAT hem de pin-on-disc deneylerinde malzemenin aşınma direnci artmaktadır. Bununla birlikte lifsi takviye edilmiş kompozitlerin aşınma deneylerinde aşındırıcı tanenin büyümesi ve lifsi tabakanın hacimce artması (> % 20) aşınma direncini azaltmıştır. Bunun için aşınma mekanizmasının belirlenmesinde, takviye edilmiş yüzeyin morfolojisi çok önemlidir. Örneğin lifsi takviyeli matrislerin tane boyutu küçük abrasivlerle aşındırılması neticesinde, lifsi takviye edilmiş kompozitin hacim oranında artışa neden olmuştur. Dolayısı ile kritik abrasiv boyut ölçüleri hem aşınma oranında hem de aşınma mekanizmalarında önemli rol oynamaktadır.

İz testleri, aşağıda belirtilen alanlarda uygulama ve araştırma sahaları bulunmuştur.

1. Karbür-matris kesitindeki çatlakların yapısı,
2. Aşındırılan yüzeylerde meydana gelen işleme sertleşmesi,
3. Abrasiv tane morfolojisinin abrasiv aşınma üzerine etkisi.

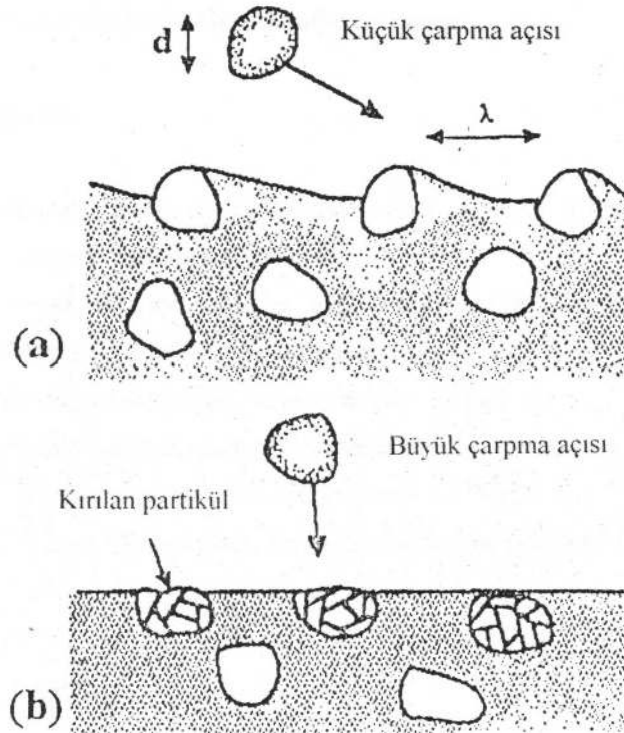
İki tip iz testi mevcuttur. Bunlar sabit-derinlik iz testi ve sabit-yük iz testleridir. Sabit derinlik iz testi yüksek gerilimli abrasiv aşınma testi ile benzerlik gösterirken, sabit yüklü iz testi düşük gerilimli abrasiv aşınma testiyle benzerlik gösterir. İz metodu yöntemiyle araştırma yapan bilim

adamları malzeme yüzeyinde iz meydana getirmek için tek bir uçtan faydalanırlar ve uç kuvarsit, alümina veya daha özel çalışmalar için elmadır.

İki-elemanlı deney aparatıyla gerçekleştirilen aşınma testlerinde yumuşak malzemeler için görülen aşınma mekanizmasının mikro-kazıma şeklinde oluştuğu; sert malzemelerde ise mikro-kesme, mikro-kırılma ve mikro-çatlak şeklindedir.

Erozyon aşınması; katı bir malzemenin kendisiyle temas eden bir sıvının içindeki sert partiküller tarafından aşındırılması olarak tarif edilir

Erozyon aşınması ile ilgili olarak, lifli hacim oranının artması ve abrasiv partikülün matrise çarpma açısının küçülmesi (< 20) aşınma direncini arttırmıştır Şekil 4.12. Bununla birlikte abrasiv partikülün matrise çarpma açısının artması aşınma oranını da arttırmıştır. Ayrıca, erozyon aşınmasında matrisi aşındıran partikülün biçim ve büyüklüğü aşınmada önemli faktörlerden biridir.



Şekil 4.12. Erosiv aşındırmada çarpma açısının önemi (Turenne ve diğ., 1990).

4.4.Tabaka Aşınması

Abrasiv aşınma olayında, malzemenin aşınma yüzeyine yakın yerlerinin özelliğinin pek önemi yok iken, tabaka aşınmasında önemi büyüktür. Çevredeki gazların ve ara malzemelerin etkisi ile meydana gelen aşınma yüzeyi sınır tabakası, çizilmeyle sıyrıldığından daima yeniden meydana gelir. Bu sebeple en önemli özellik aşınma yüzeylerinde meydana gelen tabaka olup, malzemenin rolü ikinci plandadır.

4.5. Ablativ Aşınma

Ablativ aşınma tamamen sürtünme ve diğer reaksiyon ısılarının durumuna bağlıdır. Sürtünme yüzeyindeki bazı bölgelerde sıcaklık çok yüksek derecelere ulaşır, o yüzey bölgesinde bir değişiklik oluşur. Bu değişiklik moleküler veya atomsal mertebededir. Yeterli sıcaklık veya zaman sonunda sürtünme elemanlarının molekül veya atomları diğer sürtünme elemanlarına transfer olur. Fren balatalarında bu tip aşınma söz konusudur.

4.6. Aşınmanın Fiziksel Görünüşe Göre Sınıflandırılması

4.6.1. Kayma Aşınması

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

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

4.6.2. Püskürtme Aşınması

Püskürtme aşınmasında aşınma miktarı malzemenin özelliklerine ve püskürtme açısına bağlıdır. Her malzemenin püskürtme açısına bağlı olarak aşınma dayanıklılığı farklıdır. Örneğin küçük püskürtme açısında yumuşak ve deforme olabilen malzemeler büyük aşınma gösterirken,

sert ve gevrek malzemelerde büyük püskürtme açılarında aşırı zorlanarak maksimum aşınma gösterirler. Ayrıca aşınma miktarı püskürtülen maddenin sertliğine ve püskürtme hızına bağlı olarak değişim gösterir.

4.6.3. Korozi Aşınma

Abrasiv aşınma ile kimyasal maddelerin birlikte meydana getirdiği aşınma şeklidir. Aşınan yüzeyler, aynı zamanda korozi etkilere de uğrarsa buna korozi aşınma denir. Kimyasal korozyon kendi başına oluşabildiği gibi, diğer aşınma türleri ile birlikte de meydana gelebilir. Yüzeye sıkıca yapışan filmleri meydana getiren kimyasal reaksiyonlar yüzey aşınmasını önler. Fakat, film kırılabilir ve yüzeye gevşek bağlı ise, aşınma büyük miktarda hızlanır. Çünkü sürtünme hareketi sırasında filmler çatlar ve malzemeye bağlı oldukları yerden koparlar (Domke,1988).

4.6.4.Yuvarlanma Aşınması

Bu tip aşınma birbiri üzerinde yuvarlanarak hareket eden malzemelerde görülür. Yuvarlanma esnasında aşınma sadece bir malzemede olabileceği gibi her iki malzemede de değişen miktarlarda oluşabilir. Yuvarlanma aşınmasında yüzeylerin ıslak veya kuru olmasının aşınmaya büyük etkisi vardır.

4.7. Aşınmanın Aldığı Özel Adlar Vasıtasıyla Sınıflandırılması

4.7.1.Yorulma Aşınması

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

4.7.2.Termik Aşınma

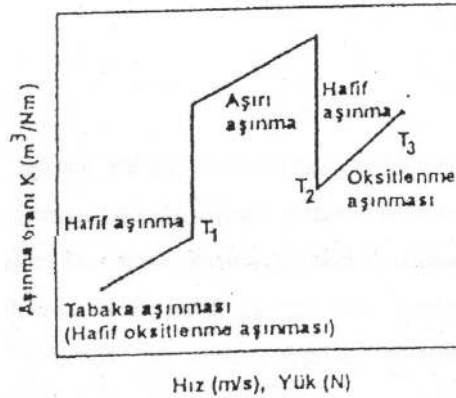
Yüksek sıcaklığın yanı sıra darbe ve gazların etkisi ile birlikte görülen aşınma şeklidir. Bu aşınmaya örnek olarak, buhar ve gaz valfleri oturma yüzeyleri, valf etekleri veya valf klapeleri, sıcak hadde silindir ve merdaneleri verilebilir (Layıktez, 1988).

4.7.3. Kaviteasyon Aşınması

Su makinalarında suyun vakum (emme) etkisinin genellikle su içindeki kum zerresi gibi abrasiv maddelerle birlikte oluşturduğu aşınma şeklidir. Bu tür aşınmanın görüldüğü yerler genel olarak; su türbini çark kanatları, deniz taşıtı pervaneleri, pompa çarklarında, boru dirsekleri v.s. gibi yerlerdir.

4.8. Kuru Sürtünmede Çeliklerin Gösterdiği Aşınma Davranışları

Kuru sürtünmede çeliklerin, kayma hızı ve yükleme şartlarına bağlı olarak üç tür aşınma davranışı gösterdiği tespit edilmiştir. Şekil 4.13’de görüldüğü gibi, T_1 , T_2 , T_3 noktaları ile sınırlanan bu davranış şekilleri aşağıda açıklanmıştır.



Şekil 4.13. Kuru sürtünmede çeliklerin gösterdiği aşınma davranışları

a- Tabaka aşınması

T_1 noktasının altındaki düşük yük ve kayma hızı şartlarında argon gazı ortamında yapılan aşınma deneylerinden, aşınma taneciklerinin yüzey yorulması sonucu pul şeklinde metalik olarak teşekkül ettiği tespit edilmiştir. Bu taneciklerin boyutları 1-10 μm arasında değiştiğinden; yani kaba sayıldığından, bu tür aşınmaya tabaka aşınması adı verilmiştir. Sürtünme ortamı atmosfere veya sıvı bir ortama açık olması halinde, reaksiyon ürünü olarak meydana gelen aşınma taneciklerinin boyutu 0.1 μm civarında olduğu tespit edilmiş olup, tabaka aşınmasının bir türü olan bu aşınma da hafif aşınma olarak tanımlanmıştır. Hafif aşınmada yüzeyler de birbiri üzerinde adsorplanan gaz tabakaları veya oda sıcaklığında teşekkül eden oksit filmleri üzerinde kayar ve

aşınma tanecikleri tamamen oksitlerden meydana gelir. Bu nedenle bu aşınma hafif oksitlenme aşınması olarak da bilinir.

b- Aşırı aşınma

T₁ ve T₂ noktaları arasında aşınma oranının ani olarak artış gösterdiği bölge aşırı aşınma bölgesi olarak tanımlanmıştır. T₁ noktasından itibaren daha önce düşük yük veya hız şartlarında aşınan yüzeylerde oluşan koruyucu oksit filmleri kırılarak aşırı aşınmaya geçilir. Yükün veya hızın artması temas yüzeyi sıcaklığını yükselterek, plastik deformasyon oranını artırır. Bunun sonucu olarak aşınma miktarı hızlı bir artış gösterir. Aşırı aşınmada meydana gelen aşınma tanecikleri tamamen metalik olup, tane boyutları 10 µm civarındadır.

c- Oksitlenme aşınması

Kayma hızı veya normal yükün temas noktalarındaki sıcaklığının metalin ergime noktası altında tutacak şeklinde artması halinde, aşınan yüzeylerde plastik deformasyonun yanında bir de kalıcı oksit filmi oluşur. Bu filmin kayma hareketi esnasında kırılmasıyla meydana gelen malzeme kaybına oksitlenme veya hafif aşınma adı verilmiştir. Çeliklerdeki oksitlenme aşınması T₂ ve T₃ arasında ve bu noktalar civarında meydana geldiği tespit edilmiştir. Çeliklerin T₃ bölgesini ayrıntılı olarak araştırarak, bu bölgede oluşan Fe₃O₄ ve FeO oksitlerinin sert ve mukavemetli olması sebebiyle bu oksitlerin aşınma direncini artırdığı tespit edilmiştir.

4.9. Çeşitli Aşınma Deneylerinde Ölçüm Metotları

4.9.1. Ağırlık Farkı Metodu

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

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

$$W_a = \Delta G / d \cdot M \cdot S \quad (\text{mm}^3 / \text{N.m}), \quad (\text{Bhat, 1981})$$

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

ΔG : Ağırlık kaybı (mg),

M : Yükleme ağırlığı (N),

S : Aşınma yolu (m),

d : Cismin yoğunluğu (gr/cm^3),

olarak verilmiştir. Aşınma oranının (W_a) tersi aşınma direnci (W_r) olarak gösterilir. $W_r = 1/W_a$ (Nm/mm^3) (Soemantri, 1985, DIN 50320, 1983).

4.9.2. Kalınlık Farkı Metodu

Aşınma esnasında oluşacak boyut değişikliğinin ölçülmesi, başlangıç değeriyle karşılaştırılması suretiyle elde edilir. Kalınlık farkı olarak tespit edilen bu değerden gidilerek hacimsel kayıp değeri ve birim hacimdeki aşınma miktarı hesaplanır (Moore, 1983). Kalınlık, hassas ölçme aletleri yardımıyla $-1 +1 \mu\text{m}$ duyarlıkta ölçülmelidir. Bu metot kullanım zorluğundan dolayı tercih edilmez.

4.9.3. İz Değişimi Metodu

Sürtünme yüzeyinde plastik deformasyon metodu ile, geometrisi belirli bir iz oluşturulur. Deney boyunca bu izin karakteristik bir boyutunun (çapının) değişimi ölçülür. Uygulamalarda iz bırakıcı olarak en çok kullanılan alet Vickers veya Brinell sertlik ölçme ucudur. Elmas piramit veya bilyanın bıraktığı iz boyutlarındaki değişme mikroskop vasıtasıyla ölçülerek belirlenir (Shetty, 1982).

4.9.4. Radyoizotop Metodu

Sürtünme yüzey bölgesinin proton, nötron veya yüklü α - parçacıklarıyla bombardıman edilerek radyo aktif hale getirilmesi esasına dayanır (Kosel, 1978). Aşınmanın büyük hassasiyetle ölçülebilmesi ve sistem içerisinde çalışma şartlarını değiştirmeden ölçü alınabilmesi avantajlı yönleridir. Fakat ekonomik olmaması nedeni ile ancak özel amaçlarla kullanılır. Özel problemlerin çözümü dışında yaygın olarak kullanılan bir metod değildir (Korkut, 1997).

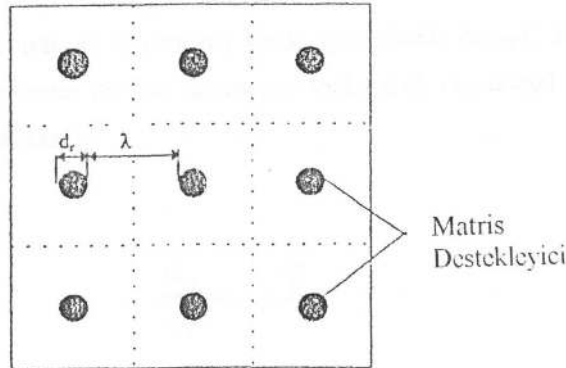
5. TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİLEN KOMPOZİTLER İÇİN MATRİS DESTEKLEYİCİ SEÇİMİ

Toz metalurjisi ile üretilen kompozit malzemelerde, matris destekleyici partikül büyüklüğünün ve matris tozu büyüklüğünün, malzeme üzerinde farklı etkilerinin olduğu görülmektedir. Matris destekleyici partiküllerin büyüklüğü için kritik bir oran belirtilmiştir. Bu oran özellikle toz metalurjisi prosesi ile üretilen kompozitlerde matris içerisindeki destekleyici partiküllerin üniform dağılımını istenilen değerde tutmak için kullanılmaktadır. Matris destekleyicilerin matris içerisinde üniform şekilde dağılabilmesi için; matris destekleyici büyüklüğü d_r 'nin kritik oran olan d_c 'den daha büyük olması gerekmektedir. Kritik oran d_c aşağıdaki üç büyüklüğün bir fonksiyonudur.

1. Matris toz büyüklüğü d_m ,
2. Hacim oranı v_f ,
3. İndirgeme oranı R .

Şekil 5.1.'de şematik olarak gösterildiği gibi, küresel matris destekleyici partiküllerin matris içerisinde üniform ve ideal bir şekilde dağıldığı farz edilsin. Bu durumda hacim oranı V_f matris destekleyici partikül büyüklüğü d_r ve takviye edici partiküller arası mesafe λ ilişkisi aşağıdaki formülle verilir.

$$V_f = \frac{\pi d_r^3}{6(\lambda + d_r)^3} \quad (1)$$



Şekil 5.1. Küresel matris destekleyici partiküllerin istenilen homojen dağılımını gösteren temsili resim.

Matris destekleyici partiküllerde, partiküller arası uzaklığın büyüklük ve hacim oranına bağlılığı ise aşağıdaki formülle verilmiştir.

$$\lambda = d_r \left[\left(\frac{\pi}{6V_f} \right)^{1/3} - 1 \right] \quad (2)$$

Eşitlik 2 matrisi destekleyen partiküllerin büyüklüğünün azalmasıyla aralarındaki mesafenin de düştüğünü ve matris destekleyici hacim oranının arttığını göstermektedir. Genellikle mekanik alaşımlama tekniğinin dışındaki P/M ile üretilen kompozitlerde, matris destekleyici partiküller arası mesafenin azaltılması, sadece yüksek redükleme oranlarında ikinci bir deformasyon işlemi ile gerçekleştirilir. Ekstrüzyon P/M’de partikül takviyeli MMC’lerin üretilmesinde kullanılan en yaygın metotlardan biridir.

Ekstrüzyondan sonra, matris destekleyici partiküllerin üniform dağılımını sağlamak için takviye edici partiküller arası mesafenin λ ‘nın, matris tozlarının son boyutundan d_f ‘den daha büyük olması gerekmektedir.

$$\lambda \geq d_f \quad (3)$$

Gerçekte işlem görmüş kompozitler için d_f ara kesitteki matris tozlarının sınır bölgeleri kontrol edilerek ölçülebilir.

Matris tozları için son enine boyut, redüksiyon oranı R ve orijinal toz büyüklüğü d_m ‘ye kuvvetle bağlıdır. Redüksiyon oranı R ‘nin tanımı; malzemenin deformasyon öncesi ve sonrası ara kesitinde meydana gelen değişme olarak verilmiştir. Yaklaşık olarak matris tozlarının her birinin üzerinde de aynı deformasyon meydana gelir. Bunun için malzemeye uygulanan redükleme R ile birlikte arakesit boyutu her yerde aynı şekilde değişir. Yukarıdaki düşünceden yola çıkarak, redükleme oranı, tozların ilk büyüklüğü d_m ve son büyüklüğü arasında d_f bir eşitlik olmaktadır.

$$\frac{d_m}{d_f} = \sqrt{R} \quad (4)$$

Eşitlik 2 ve 4’ ün eşitlik 3 ile birleştirilmesiyle aşağıdaki diğer bir eşitlik elde edilir.

$$d_r \geq \frac{d_m}{\left[\left(\frac{\pi}{6V_f} \right)^{1/3} - 1 \right] \sqrt{R}} \quad (5)$$

Bu formül, matris destekleyicilerin matris içersindeki üniform dağılımının sadece; matris destekleyici büyüklüğü d_r 'nin kritik oran d_c 'den daha fazla olması şartıyla mümkün olduğunu göstermektedir.

$$d_r \geq d_c \quad (6)$$

Burada kritik oran d_c , matris toz büyüklüğü, ekstrüzyon işlemindeki indirgeme oranının ve takviye edicilerin hacim oranının bir fonksiyonudur.

$$d_c = \frac{d_m}{\left[\left(\frac{\pi}{6V_f} \right)^{1/3} - 1 \right] \sqrt{R}} \quad (7)$$

Eşitlik 5 ile eşitlik 7 arasındaki ilişki; bazı işlem şartları altında, uygun hacim oranı ve uygun takviye edici büyüklüğünün belirlenmesinde kolaylık sağlar. Matris destekleyici büyüklüğünün ve hacim oranının belirlenmesinde redüksiyon oranı en önemli parametrelerden birisidir. Matris destekleyicilerin rasgele seçimi homojen olmayan bir dağılıma yol açabilir.

Ekstrüzyonun yanında en çok kullanılan metotlardan birisi de haddelemedir. Haddeleme durumunda da yukarıdaki eşitlik redükleme oranının hesaplanması için kullanılabilir. Bununla birlikte, normal haddelemedeki redüksiyon oranı R' kalınlıktaki azalmanın oranına eşittir. Burada h_o numunenin ilk kalınlığı, h_f ise numunenin son kalınlığıdır.

$$R' = \frac{h_o - h_f}{h_o} \quad (8)$$

Normal haddeleme işleminden sonra, kalınlığın değişebilmesi için matris tozlarının orijinal büyüklükleri d_m ile uzunlukları d_f 'nin yakın bir oranda olmaları gerekir.

$$\frac{d_m}{d_f} = \frac{h_o}{h_f} \quad (9)$$

Eşitlik 3 deki kriterler normal haddeleme durumu için hala geçerlidir. Eşitlik 2,3,8,9' un birleştirilmesiyle matris destekleyici büyüklüğü d_c için kritik bir oran elde edebiliriz.

$$d_c = \frac{d_m}{\left[\left(\frac{\pi}{6V_f} \right)^{1/3} - 1 \right] \frac{1}{1-R}} \quad (10)$$

Hatta kompozitin mekaniksel özelliklerini arttırmak için malzemeye hem ekstrüzyon hem de haddeleme işlemi uygulandığı kabul edilerek, benzer şartlar için matris destekleyici partikül boyutunun d_c hesaplanmasında aşağıdaki eşitlik yazılabilir.

$$d_c = \frac{d_m}{\left[\left(\frac{\pi}{6V_f} \right)^{1/3} - 1 \right] \frac{\sqrt{R}}{1-R}} \quad (11)$$

Matris destekleyicilerin istenilen şekilde üniform dağılımı için partiküller arası mesafe ve matris destekleyici büyüklüğü arasındaki ilişki eğrisi Şekil 5.2. 'de verilmiştir. Burada da açıkça görüldüğü gibi partikül boyutlarının küçülmesi ile partiküller arası mesafe de azalır ve buradaki eğim matris destekleyicilerin hacim oranına bağlıdır.

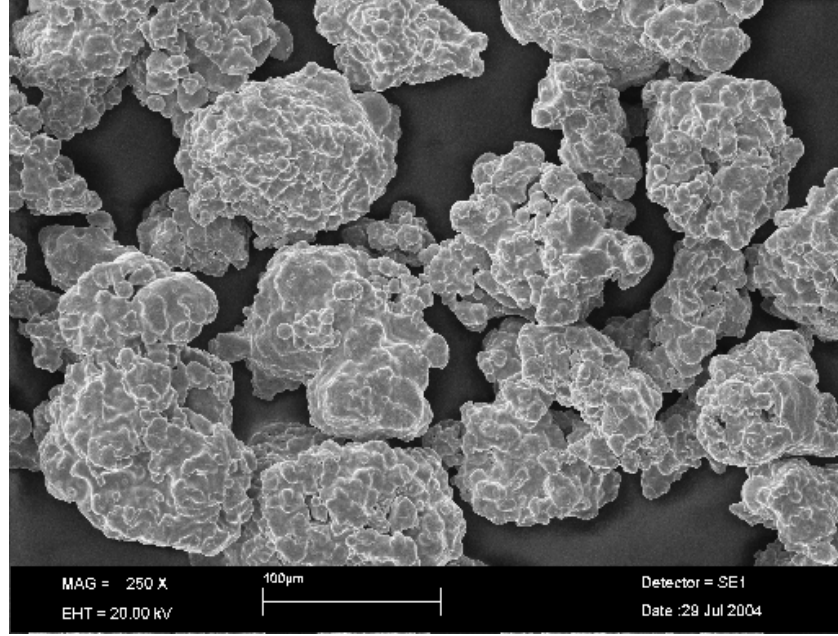
6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

6.1. Deneyde Kullanılan Malzemeler

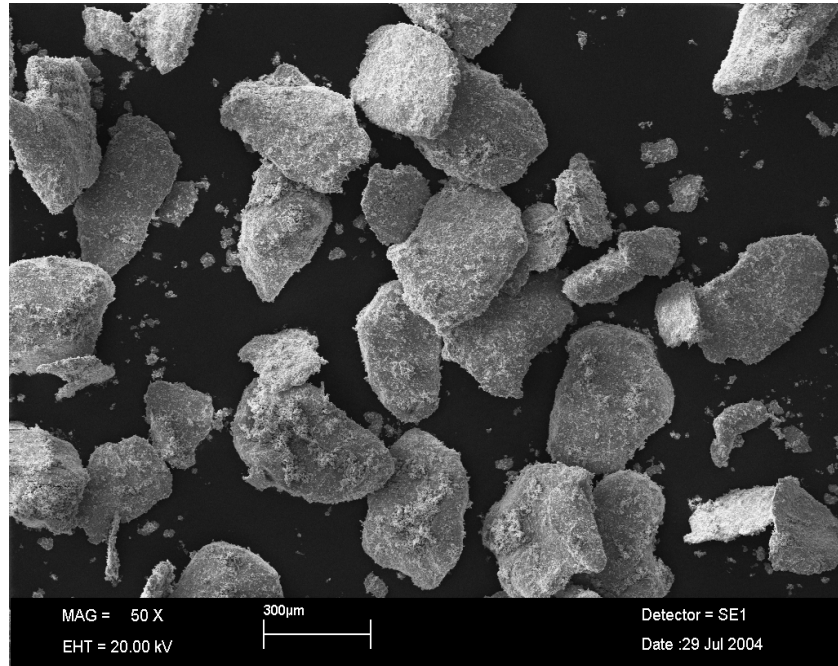
Bu çalışmada matris malzemesi olarak ostenitik paslanmaz çelik tozları, takviye edici olarak da kimyasal bileşimleri Tablo 1’de verilen titanyum, kobalt, bor ve molibden tozları kullanılmıştır. Ortalama büyüklükleri 100-150 mikron arasında değişen tozların taramalı elektron mikroskopundan (SEM) alınmış görüntüleri Şekil 6.1-5 ‘de sırası ile verilmiştir. Takviye edici malzemelerden titanyum, bor ve molibden ferro alaşım olarak katılırken kobalt elementi saf olarak katılmıştır. Ostenitik paslanmaz çelik içerisine katılan katkı elementlerinin oranı % 1 den % 3’e kadar kademeli olarak artırılarak çeliğin mikroyapı ve aşınma davranışlarına olan etkileri araştırılmıştır.

Tablo 6.1. Deneylerde kullanılan numunelerin kimyasal analizleri.

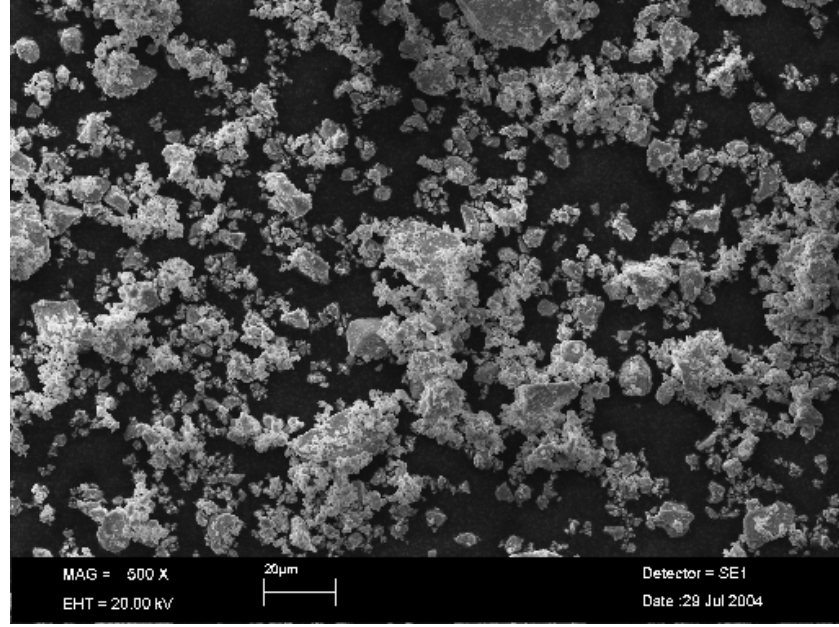
Numune No	Alaşım elementi	Kimyasal Bileşim % Ağırlık											
		C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	Mo	Ti	Co	B	Fe
1	O . P . Ç .	0 . 0 3 5	1 8 . 1	11	0.8	0.1	0.006	0.004	0.01				69,94
2	% 1 Ti	0,037	18,07	11	0,98	0,16	0,006	0,004	0,01	0,96			68,773
3	% 2 Ti	0,042	18,03	11	1,16	0,21	0,006	0,004	0,01	1,89			67,648
4	% 3 Ti	0,045	18,08	11	1,34	0,27	0,006	0,004	0,01	3,17			66,145
5	% 1 Mo	0,038	17,91	11	0,8	0,07	0,006	0,004	1,24				68,932
6	% 2 Mo	0,041	17,74	11	0,8	0,06	0,006	0,004	1,98				68,369
7	% 3 Mo	0,044	17,56	11	0,8	0,04	0,006	0,004	2,82				67,726
8	% 1 Co	0,034	18,08	10,97	0,86	0,1	0,006	0,004			1,11		68,837
9	% 2 Co	0,027	18,06	10,95	0,91	0,1	0,006	0,004			2,14		67,798
10	% 3 Co	0,026	18,03	10,92	0,94	0,1	0,006	0,004			3,22		66,749
11	% 1 B	0,037	17,95	10,84	0,8	0,1	0,006	0,004				1,07	69,193
12	% 2 B	0,039	17,76	10,72	0,8	0,1	0,006	0,004				1,83	68,741
13	% 3 B	0,043	17,6	10,59	0,8	0,1	0,006	0,004				2,79	68,067



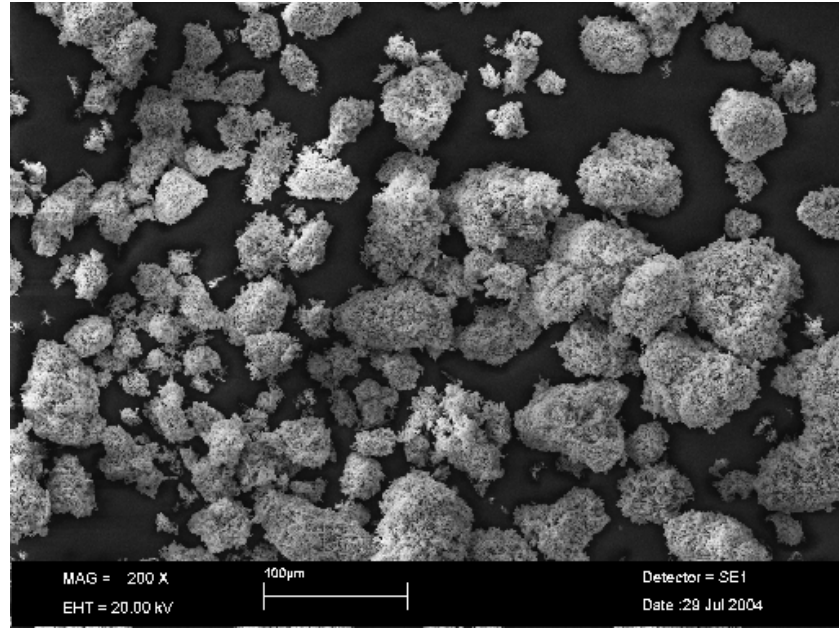
Şekil 6.1. Ostenitik paslanmaz çelik tozunun SEM fotoğrafı X 250.



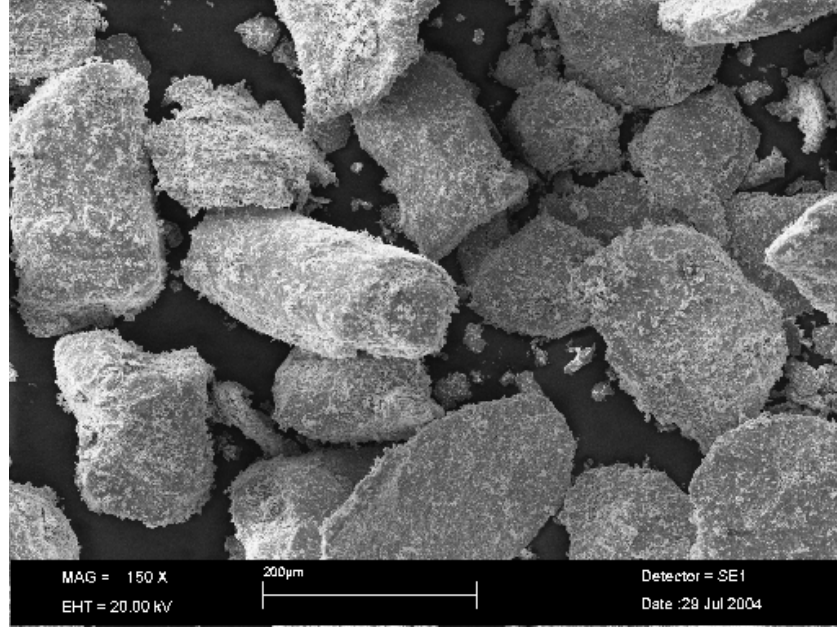
Şekil 6.2. Bor tozunun SEM fotoğrafı X 50.



Şekil 6.3. Molibden tozunun SEM fotoğrafı X 50.



Şekil 6.4. Kobalt tozunun SEM fotoğrafı X 50.



Şekil 6.5. Titanyum tozunun SEM fotoğrafı X 50.

Sinter Metal A.Ş.'den hazır olarak temin edilen tozlar istenilen alaşım miktarında hazırlandıktan sonra, laboratuvar ortamında karıştırıcıya alınarak 90 dev/dak hızla 6 saat süreyle karıştırılmış ve homojen bir karışımın elde edilebilmesi sağlanmıştır (Ersümer, 1970).

Uygun kompozisyonda hazırlanan tozlar Toz Metal A.Ş. tesislerinde 10x10x50 mm ölçülerine sahip dikdörtgen prizma şeklindeki kalıp içerisine doldurularak, üzerine 18000 kg basınç uygulanarak briketlenmiştir.

Briketlenen malzemeler devamlı bant şeklinde dizayn edilmiş sinter fırınında argon gazı ortamında sinterlenmişlerdir. Bu fırınlarda numuneler önce ön ısıtma bölgesine alınarak sinterleme işlemi başlatılmış, sonrasında ısıtma bölgesi denilen ve sinterleme sıcaklığının en yüksek olduğu bölgede numuneler 1150 °C'de 30 dakika süre zarfında sinterlenmişlerdir. Bundan sonra son soğutma kısmına geçen numuneler alınmıştır. Numunelerin elektron mikroskobu fotoğrafları Şekil 6.6'da verilmiştir. Yukarıda anlatıldığı gibi, geleneksel toz metalurjisi yöntemi kullanılarak (karıştırma, presleme, sinterleme) üretilen toz metal numunelerin kimyasal analizleri Tablo 1' de gösterilmiştir.



Şekil 6.6. Sinterlenmiş numunelerin fotoğrafları.

6.2. Metalografik Çalışmalar

Deney numunelerinin sinterleme işlemi sonrası mikro yapılarını belirlemek amacıyla metalografik muayene yapılmıştır. Bunun için numuneler sırasıyla 60 meshden 1200 meshe kadar zımparaya tabi tutularak yüzeyleri temizlenmiş, sonrasında 6 μ ve 1 μ 'luk elmas pasta ile yüzeyleri parlatılıp NH_3 ile dağlanmıştır.

Yüzeyleri dağlanan numuneler, bilgisayar kontrollü dijital LEO 440 marka SEM mikroskobunda taramaya tabi tutularak hem mikro yapı hem de abrasiv-adhesiv aşınma yüzey fotoğrafları çekilmiş ve gerekli görülen yerlerin EDS analizi yapılmıştır.

Ayrıca, sinterleme işlemi sonrasında mikroyapılarında meydana gelen fazları belirlemek için numuneler advance model brukes AXS D8 marka X-RAY cihazında incelemeye tabi tutulmuşlardır.

6.2.1. SEM (Scanning Electron Microscopy) Taramalı Elektron Mikroskobu İncelemeleri

Yüzeyleri elektrolitik olarak dağlanan deney numuneleri LEO 440 marka SEM mikroskobunda taramaya tabi tutulup mikroyapıdaki fazlar matris ve karbür dağılımları incelenerek çeşitli büyütme fotoğrafları çekilmiştir. Ayrıca, aşınma deneyine tabi tutulan

numunelerin aşınma yüzeylerinden, aşınma çiftlerinden ve aşındırıcı görevini yapan abrasiv aşındırıcılardan orijinal durumda ve deney sonrası fotoğraflar alınmıştır.

6.2.2. EDS (Energy Dispersive Spectrography) Noktasal Analiz çalışmaları

SEM mikroskopunun bir ünitesini oluşturan EDS cihazında numunelerin mikroyapısında görülen karbürlerin, fazların, matrisin ve tanımlanamayan birçok yapının noktasal olarak analizleri yapıp pikleri grafik şeklinde çıktı olarak alınmıştır.

6.2.3. X- ışını Difraksiyonu (X-Ray Diffraction) Çalışmaları

Numunelerdeki karbürlerin ve fazların cinsi geliştirilmiş model Bruker AXS D8 marka X-RAY cihazında elde edilen pikler vasıtasıyla tespit edilerek belirlenmiştir.

6.2.4. Yoğunluk Ölçümleri

Deney numunelerinin yoğunluklarını ölçebilmek için 5x15 mm'lik parçalar hazırlanmıştır. Hazırlanan bu parçaların yoğunlukları piknometre yardımıyla aşağıdaki bağıntı kullanılarak tespit edilmiştir.

$$d_n = [(m_2 - m_1) / (m_4 - m_1) - (m_3 - m_2)],$$

$$d_n = \text{Kullanılacak numunenin yoğunluğu (gr/cm}^3\text{)},$$

$$m_1 = \text{Boş piknometre şişesinin ağırlığı (gr)},$$

$$m_2 = \text{Piknometre + yoğunluğu ölçülecek numune ağırlığı (gr)},$$

$$m_3 = \text{Piknometre + numune + piknometreye doldurulan saf su (gr)}$$

$$m_4 = \text{Piknometre + su ağırlığı (gr)},$$

$$P_s = \text{Kullanılan suyun yoğunluğu (gr/cm}^3\text{)},$$

6.2.5. Sertlik Deneyleri

Deney numunelerinin sertlikleri 60 N yükle alınan Rockwell C yüzey sertlik yöntemi ile 10 g yük ve 1 g/sn yükleme hızı kullanılarak değerlendirilmiştir. Numunelerdeki farklı fazların ve matrislerin sertliklerinin ölçümünde ise, Leica marka mikrosertlik ölçüm cihazı kullanılmıştır.

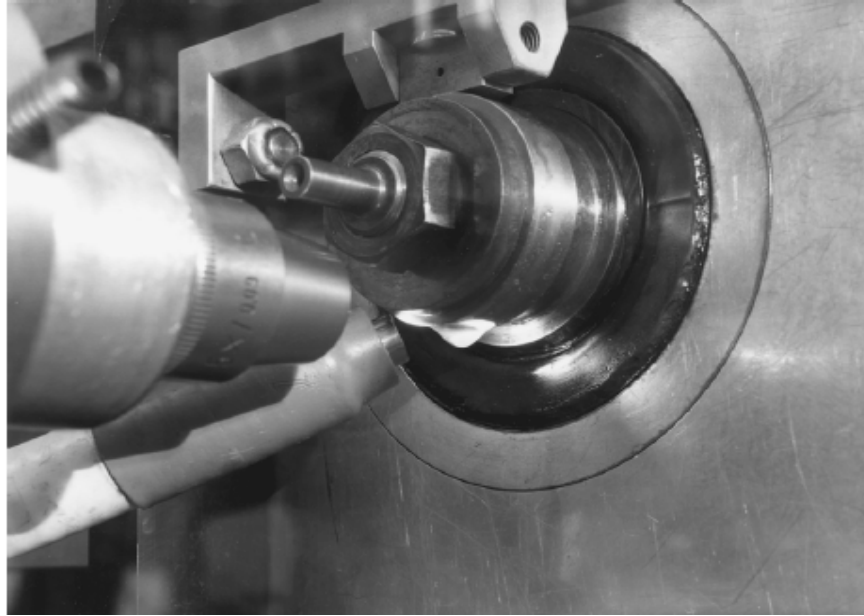
6.2.6. Çentik Darbe Deneyleri (Charpy V Notch-Impact)

Deney numunelerinden, 55 mm boyunda ve 10x10 mm kesitinde numuneler hazırlanıp “V” çentik açıldıktan sonra oda sıcaklığında çentik darbe deneyleri yapılmıştır. Instron 8550 marka deney cihazında doğrudan 1×10^{-2} joule olarak ölçülen değer kırılan kesite bölünerek sonuçlar joule/cm² cinsinden alınmıştır.

6.3. Deneylerin Yapılışı

6.3.1. Adhesiv aşınma deneyinin yapılışı

Adhesiv aşınma deneyleri Şekil 6.7. 'de görülen aparat yardımıyla MKE yapımı torna tezgahında yapılmıştır.

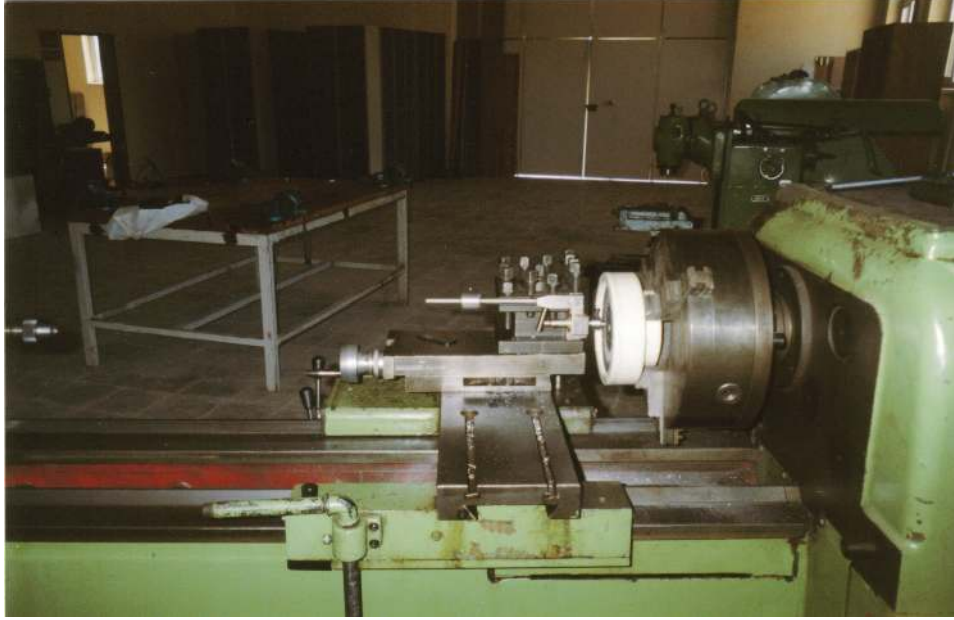


Şekil 6.7. Adhesiv deney aparatının fotoğrafı.

Deneyler torna tezgahında 1 m⁻¹ ve 2 m⁻¹'lik kayma hızlarında, üzerlerine sırasıyla 20 N, 40 N, 60 N ve 80 N'luk yükler uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Aşındırma yolu 1000 m olup, deney numuneleri her 100 m aşınma yolu sonunda sökülüp yüzeyindeki aşınma ürünü partiküller alkol yardımıyla temizlenmiş ve 10⁻⁴ hassasiyetli Precisa XB marka İsviçre yapımı elektronik bir terazi yardımıyla ağırlık kayıpları tespit edilmiştir.

6.3.2. Abrasiv aşınma deneyinin yapılışı

Abrasiv aşınma deneyleri Şekil 6.8’ de görülen aparat yardımıyla MKE yapımı torna tezgahında yapılmıştır.

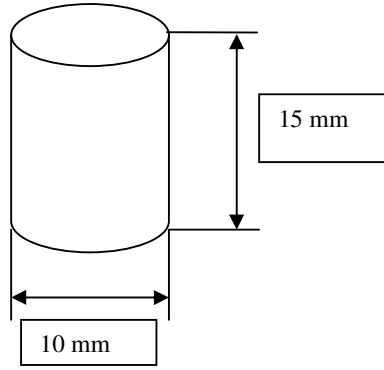


Şekil 6.8. Abrasiv deney aparatının fotoğrafı.

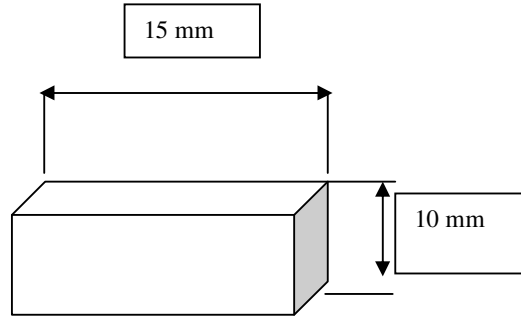
Aşındırıcının bağlı olduğu disk torna tezgahının aynasına aşındırılacak deney numunesi ise bir sistem bütünlüğü içinde torna tezgahının katerine tespit edilmiştir. Aşındırılacak malzemeye kuvvet uygulayacak mekanizma 10 N 20 N ve 30 N’ luk yükler şeklinde bir terazi yardımıyla kalibre edilmiştir. Deney numunesi dıştan içe doğru 90 dev/dk ayna devri ve 0,325 mm/dev ‘lik ilerleme hızıyla spiral bir yol takip etmiştir. Deney numuneleri aşındırma aparatına bağlanmadan önce 10^{-4} gr ağırlığa duyarlı Precisa XB marka İsviçre yapımı elektronik terazi ile tartılmış ve aparata bağlanıp istenen aşınma yolu tamamladıktan sonra, sökülerek yüzeyindeki kalıntı metal partikülleri alkol yardımıyla temizlenip tartma işlemi tekrarlanmıştır. Böylece numunenin başlangıç ve son durumu arasındaki ağırlık farkı tespit edilerek aşınmadaki ağırlık kaybı bulunmuştur. Bir numune ile yapılan aşınma deneyi aynı şartlarda her defasında yeni bir numune ve yeni bir zımpara kağıdı kullanılarak üç defa tekrarlanmış ve ortalama bir değer elde edilmiştir. Aşındırıcı olarak 80 ve 220 mesh silisyum karbür (SiC) zımpara kağıdı kullanılmıştır.

6.3.3. Deney Numunesi Boyutları

Adhesiv ve abrasiv aşınma deneylerinde kullanılan numunelerin boyutları Şekil 6.9 ve Şekil 6.10. de verilmiştir.



Şekil 6.9. Abrasiv aşınma deney numunesinin boyutları.

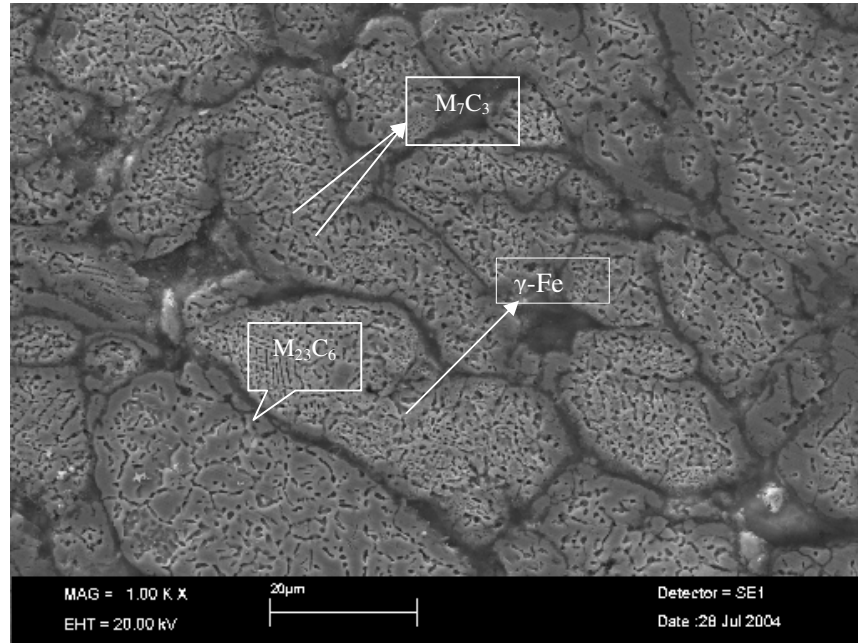


Şekil 6.10. Adhesiv aşınma deney numunesinin boyutları.

7. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

7.1. SEM (Scanning Elektron Microscopy) Taramalı Elektron Mikroskobu

Şekil 7.1 'de 1150 °C 'de sinterlenmiş takviyesiz ostenitik paslanmaz çeliğin SEM mikroyapı fotoğrafı verilmiştir.

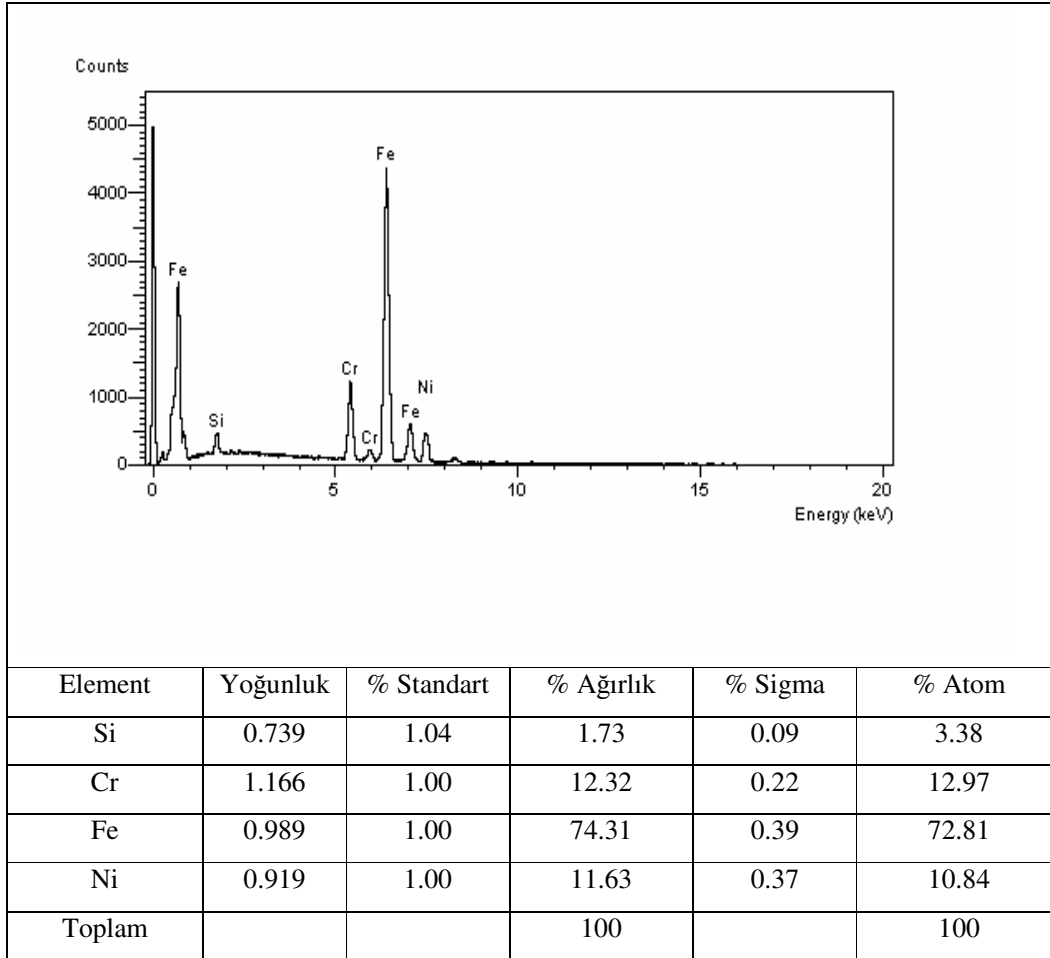


Şekil 7.1 Ostenitik paslanmaz çelik SEM mikro yapı fotoğrafı görünümü (X 1000).

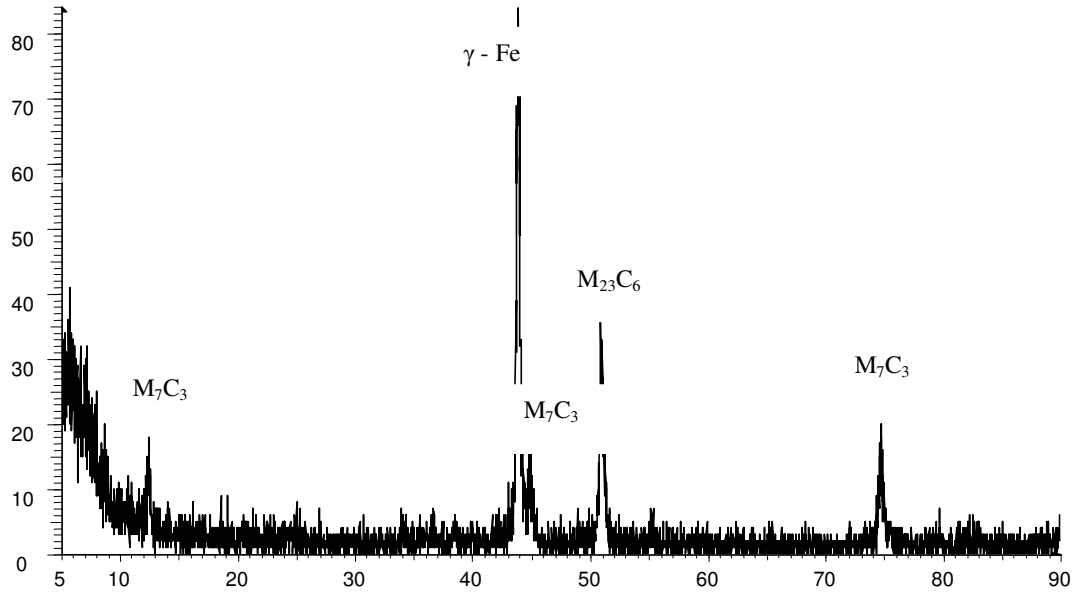
SEM mikroyapı fotoğrafından da görüleceği gibi numunenin mikroyapısı, kaba ve ince taneli ostenitik paslanmaz çelik tozlarının kusursuz bir şekilde yayınmasıyla meydana gelmiştir. Numuneye ait EDS analizi şekil 7.2 ve aynı numuneye ait X-Ray difraksiyon analizi ise şekil 7.3 'de verilmiştir. Numuneye ait X-Ray difraksiyon analizleri incelendiğinde mikro yapının γ -Fe, $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 fazlarından oluştuğu tespit edilmiştir. Bilindiği gibi karbürler alaşım elementinin karbon elementi ile yaptığı sert ve mukavemetli kompleks yapılardır. Bu alaşım elementlerini Mn, Cr, Mo, W, Ta, V, Nb ve Ti oluşturmaktadır (Yıldırım, 1989). Ayrıca bir üst satırda verilen elementlerin karbona olan düşkünlükleri de soldan sağa doğru artmaktadır. Bu fazlardan γ -Fe resim üzerine de faz ismi ile belirtilmiştir. Mikro yapıda γ -Fe içerisinde meydana gelen M_7C_3 ise Cr_7C_3 şeklinde teşekkül etmiş yine resim üzerinde faz ismi ile belirtilmiştir. Bazı literatürlerde M_7C_3 fazının 1000 °C 'de taneler şeklinde meydana geldiği belirtilmektedir (Erdoğan, 1998). Yine X-

Ray difraksiyon analizinde $M_{23}C_6$ fazı şeklinde tespit edilen ve $(Cr, Fe)_{23}C_6$ şeklinde oluşmuş karbürler ise tane sınırlarında film şeklinde meydana gelmiştir ve bu karbürlerin resim üzerinde faz isimleri belirtilmiştir. Kolay kolay çözülmeyen kompleks karbürler ostenitik faz içerisinde, katı çözeltilin dışında bulunurlar ve tane büyümesini de önlerler. $M_{23}C_6$ karbürleri kompleks kübik yapıya sahiptirler ve mikroyapıda tane sınırlarında film, yuvarlağımsı, plaka, yaprağımsı ve hücre şeklinde meydana gelirler.

Çelik içerisinde bulunan bütün karbürlerin, çeliğin oda sıcaklığındaki mukavemetine olan etkileri hemen hemen aynı olup, bu etkiler kimyasal bileşime bağlı değildir. Yani, karbürler kimyasal bileşime bağlı kalmadan çeliklerin oda sıcaklığındaki mukavemetini benzer şekilde etkiler (Savaşkan, 2004).

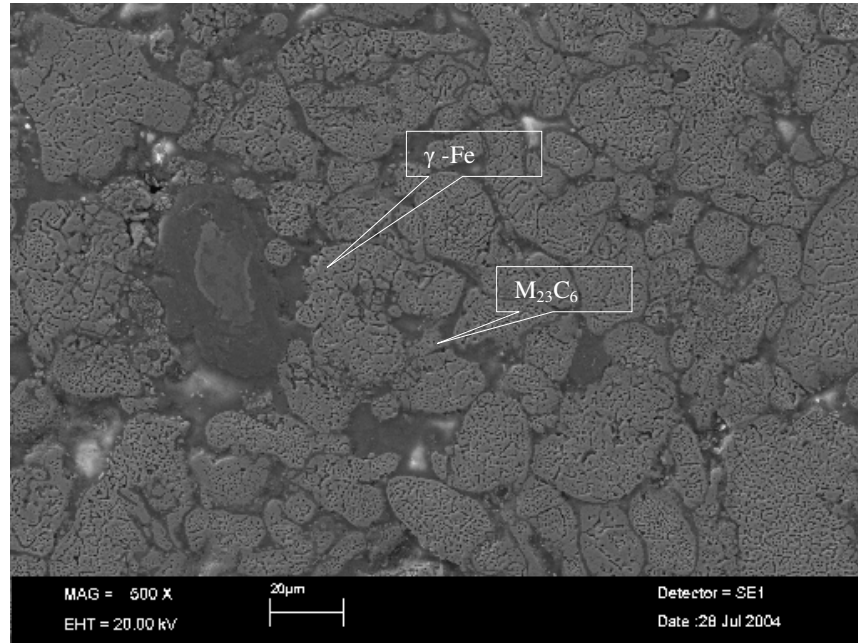


Şekil 7.2 Ostenitik paslanmaz çelik numunenin matrisinden alınan EDS analizi.

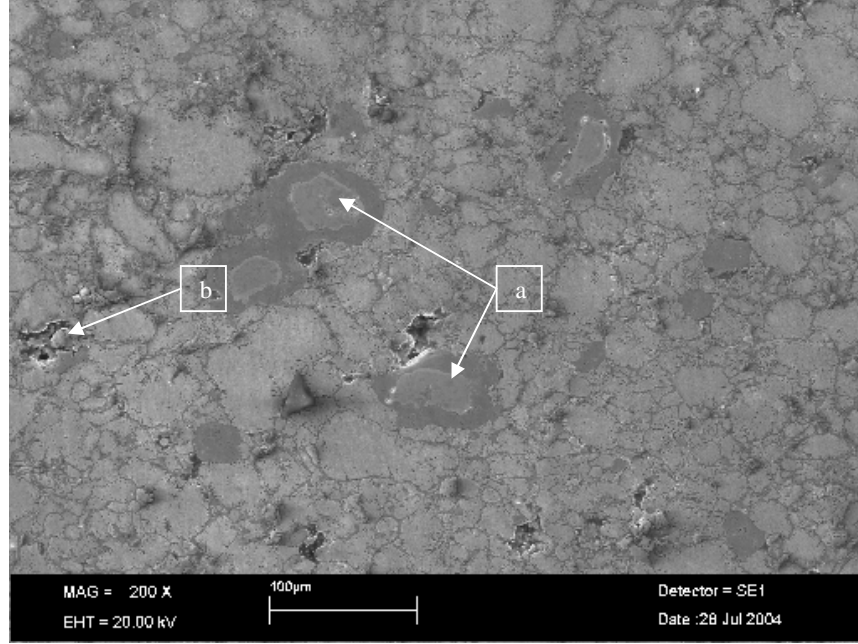


Şekil 7.3 Ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-Ray analizi.

Şekil 7.4 'de 1150 °C 'de sinterlenmiş % 2 titanyum elementi ile takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çeliğin 500 büyütmede SEM mikroyapı fotoğrafı, Şekil 7.5 'de ise, aynı numunenin 200 büyütmede ki SEM mikroyapı fotoğrafı verilmiştir.



Şekil 7.4 Sinterlenmiş % 2 titanyum elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikro yapı fotoğrafı (X 500).



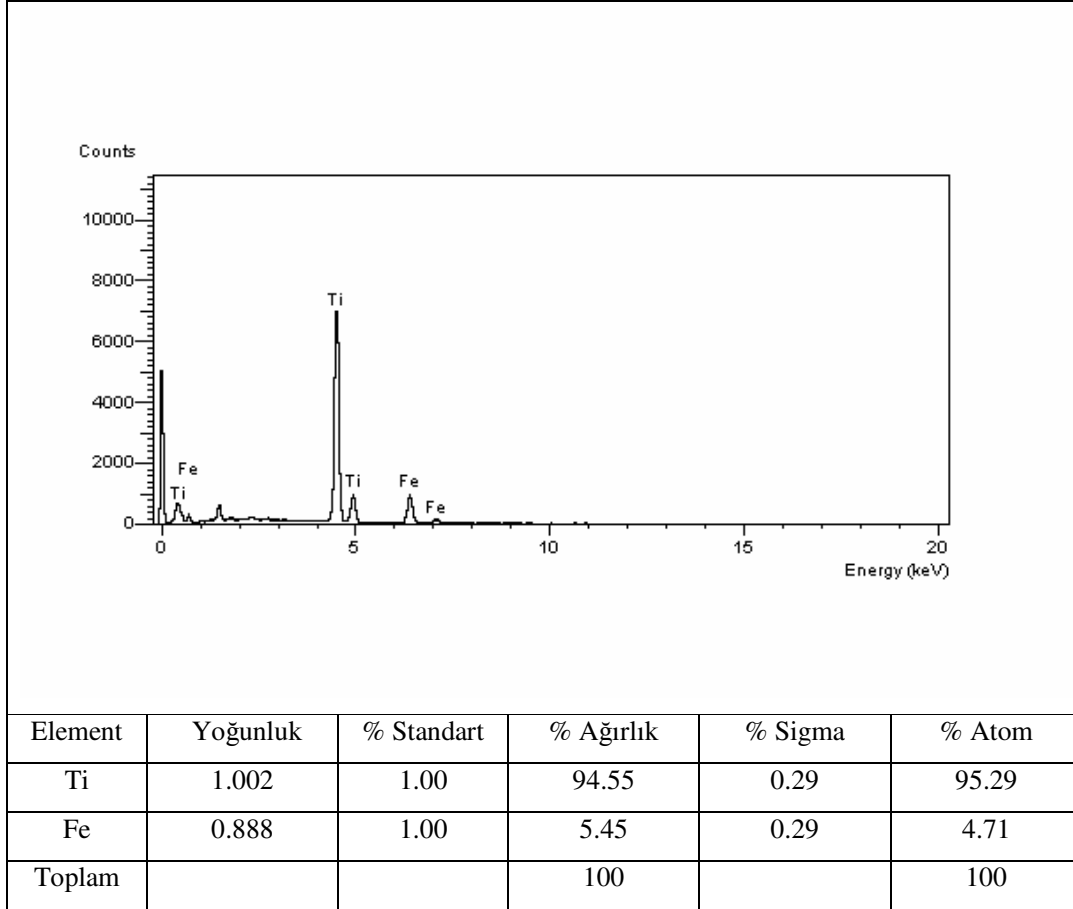
Şekil 7.5 Sinterlenmiş % 2 titanyum elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikro yapı fotoğrafı (X 200).

Şekil 7.4. 'deki resimde verilen fotoğrafta görüleceği gibi % 2 titanyum elementi ile takviye edilen numunenin mikroyapısı, ostenitik paslanmaz çelik numunenin mikroyapı fotoğrafı ile benzerlik göstermektedir. Ancak, Şekil 7.5. 'deki fotoğraf incelendiği zaman mikroyapıda, a noktasında titanyum elementinin bu noktada çözünmeyip demir elementiyile katı eriyik fazı oluşturduğu ve bu fazın matris içerisinde az çok homojen bir dağılım gösterdiği belirlenmiştir. Ti-Fe iki bileşenli faz diyagramı incelendiğinde, oluşan katı eriyiğin öncelikle β -Ti fazı olduğu, bu fazın 590 °C' ın altında ötektoidik reaksiyonla α -Ti ve FeTi metallerarası bileşiğinden oluşan bir ötektoidik yapı karışımına dönüşmesi gerektiği; ancak difüzyon yetersizliğinden ötektoidik reaksiyonun gerçekleşmediği, dolayısı ile β -Ti fazının mikroyapıda korunduğu anlaşılmaktadır. Oluşan az orandaki TiC partiküllerinin tüm matris içerisinde ince tanecikler halinde dağılmış olduğu düşünülmektedir. Ayrıca, az miktarda da olsa malzeme yüzeyinde boşlukların olduğu (b noktası) dikkat çekmektedir. Yine bu numunenin X-Ray difraksiyon analizi incelendiğinde, numunenin ostenitik paslanmaz çelik numune ile aynı fazları taşıdığı, bu fazların aynı noktalarda meydana geldiği ve buna ilaveten numune içerisine katılan titanyum elementine bağlı olarak MC, yani titanyum karbür piklerinin de olduğu tespit edilmiştir (Şekil 7.7.)

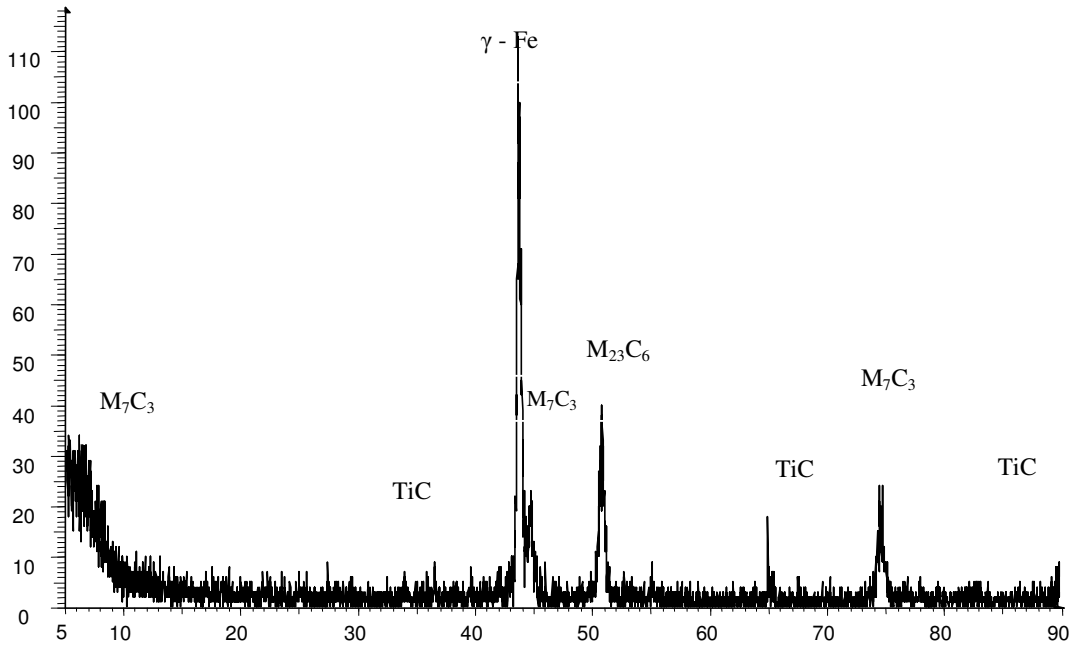
Titanyum elementinin de kuvvetli karbür yapıcı bir element olduğu düşünülürse, matris içerisinde karbonla birleşerek titanyum karbür şeklinde mikroyapıda meydana gelmesi doğal bir sonuçtur. Ayrıca MC fazı olarak ifade edilen ve TiC şeklinde meydana gelen bu faz tamamen ostenit fazı içerisinde çözünmüştür. Diğer araştırmacılar tarafından MC karbürlerinin çok kararlı

bir yapıya sahip oldukları ve katılaşma sıcaklığı başlangıcının hemen altında oluştukları ifade edilmektedir (Erdoğan, 1998).

Şekil 7.5. 'de MC fazı şeklinde gösterilen TiC partiküllerinin üzerinden alınan EDS analizinde yapının titanyumca zengin olduğu tespit edilmiştir Şekil 7.6.

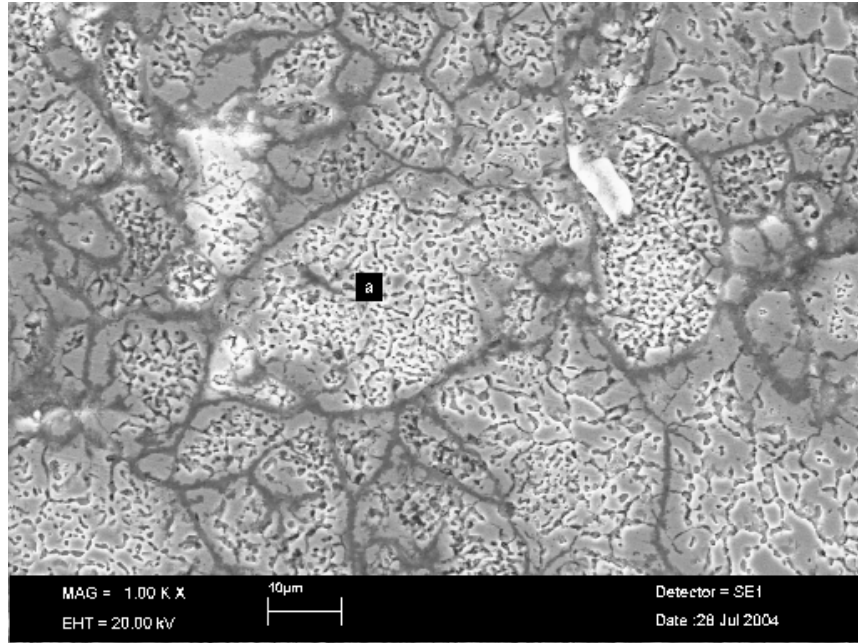


Şekil 7.6 % 2 Ti takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune “a” noktası üzerinden alınan EDS analizi

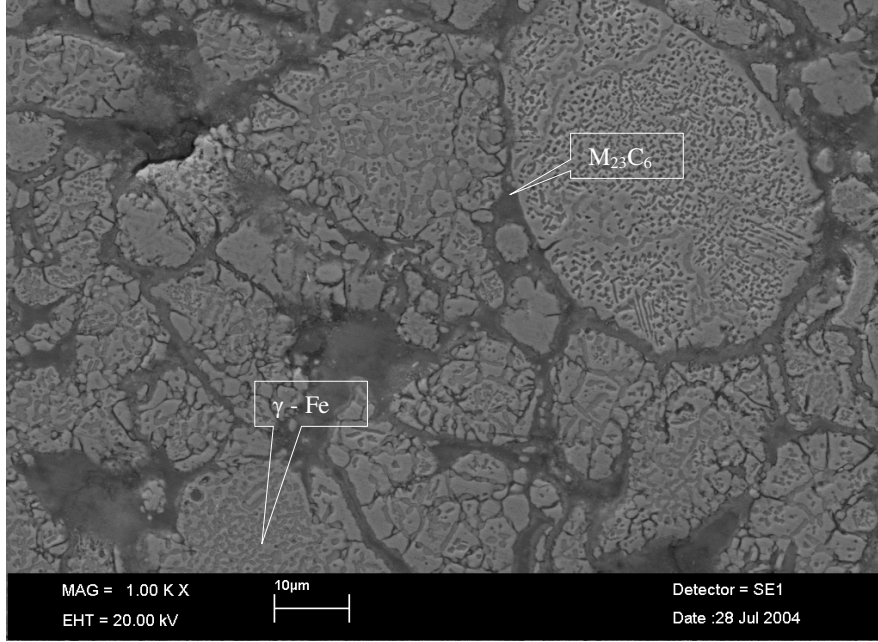


Şekil 7.7. % 2 Ti takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-Ray analizi.

Sekil 7.8 'de 1150 °C 'de sinterlenmiş % 1 molibdenli ve Şekil 7.9 'da 1150 °C 'de sinterlenmiş % 3 molibden elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çeliğin SEM mikroyapı fotoğrafı verilmiştir.

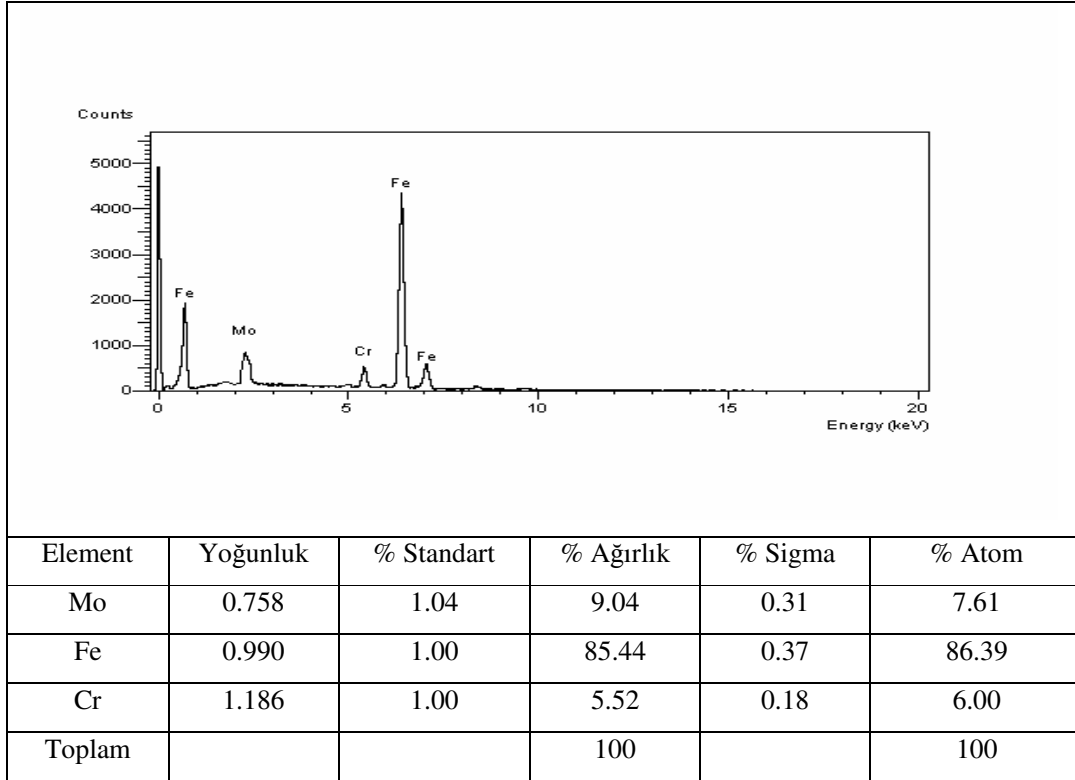


Şekil 7.8 % 1 molibden elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikro yapı fotoğrafı (X 1000).

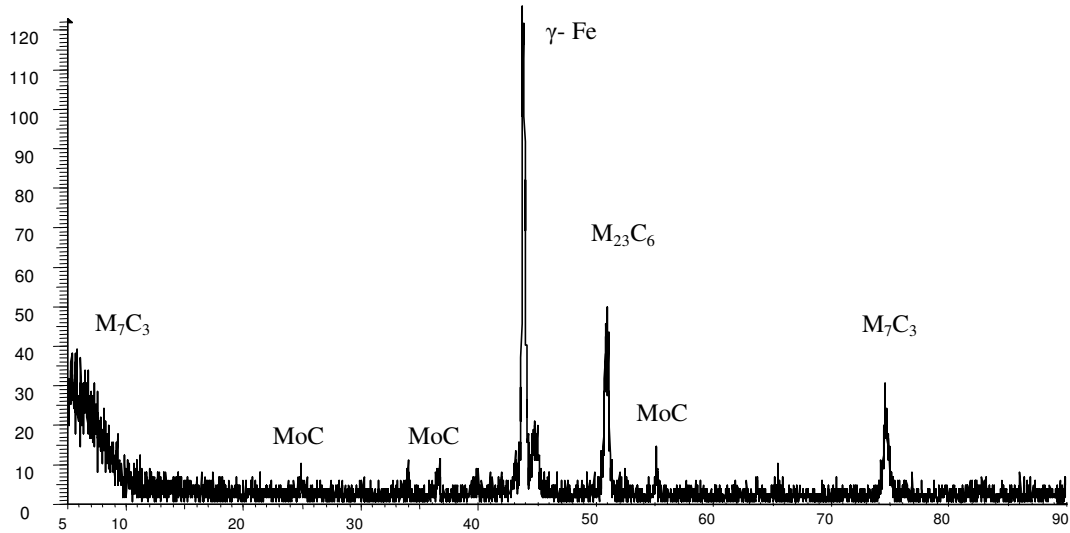


Şekil 7.9 % 3 molibden elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikro yapı fotoğrafı (X 1000).

Molibden elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çeliğin mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, yine ana matrisin takviyesiz ostenitik paslanmaz çelik ile benzer bir mikroyapı sergilediği görülmektedir. Yapıya takviye edici olarak katılan titanyum elementi gibi molibden elementi de mikroyapıya dağılmaktadır. Molibdenli numuneden alınan X-Ray difraksiyon analizi incelendiğinde Şekil 7.9 ostenit fazın içerisinde oluşan metal karbürler ile birlikte bu tanelerde MoC ve Mo₂C karbürleri, tane sınırlarında da krom-demir içerikli M₂₃C₆ karbürlerinin oluştuğu anlaşılmaktadır. Buna benzer durum ferritik paslanmaz çeliklerde de diğer araştırmacılar tarafından belirtilmiştir (Korkut ve diğ., 1997). Bu oluşumu yine molibden elementinin kromdan sonra karbon ile kuvvetli karbür yapıcı element olmasına bağlamak mümkündür. Bunu resim üzerinde “a” ile belirtilen noktadan alınan EDS analizi incelendiğinde, bu noktanın esas itibarı ile Fe-Mo-Cr üçlü alaşımından oluşan ve yüksek oranda demir içeren katı eriyik fazından oluştuğu belirlenmiştir (Şekil 7.8). Nitekim bu bölgede molibden elementinin varlığı tespit edilebilmiştir. Ayrıca molibden elementinin ostenitik paslanmaz çelik içerisinde oranının % 1 ‘den (Şekil 7.8), % 3 ‘e (Şekil 7.9) artması ile tane sınırları arasındaki mesafenin genişlediği ve tanelerin parçalanarak çoğaldığı görülmüştür. Bunun da oluşan molibden karbürlerin çekirdek görevi üstlenerek daha çok tane sınırının oluşmasına yol açmasından ve M₂₃C₆ faz tipindeki karbürleri parçalamasından ileri geldiği düşünülmektedir. Artan molibden içeriği ile birlikte mikro yapıda tane içinde oluşan molibden karbürlerin miktarı artmış, buna bağlı olarak da tane sınırlarındaki M₂₃C₆ karbürlerinin oranı azalmıştır. Bu noktadan hareketle tane sınırlarında çözünen M₂₃C₆ karbürleri yerlerinde yani tane sınırlarında dağlamasında etkisi ile geniş boşluklar bırakmıştır.

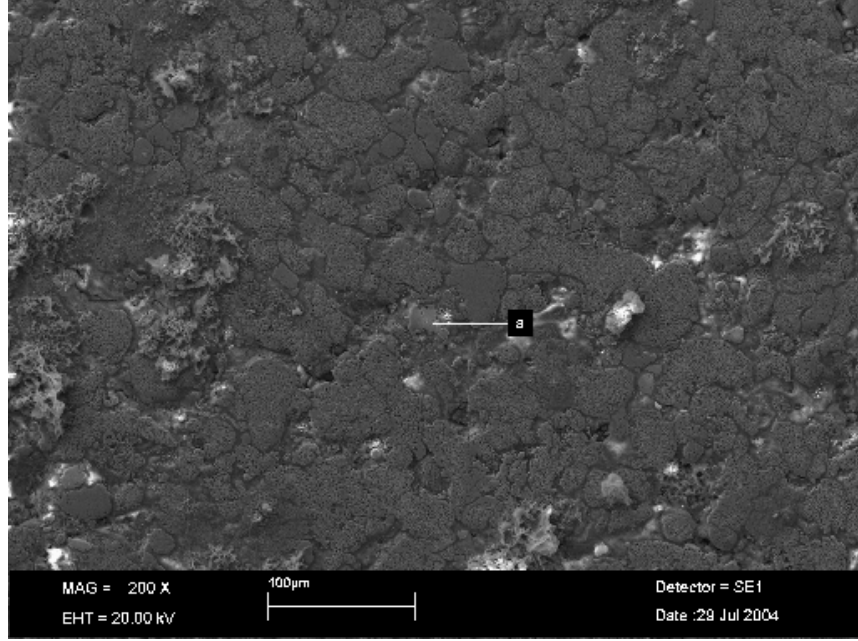


Şekil 7.10. % 1 Mo takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune “a” noktası üzerinden alınan EDS analizi.

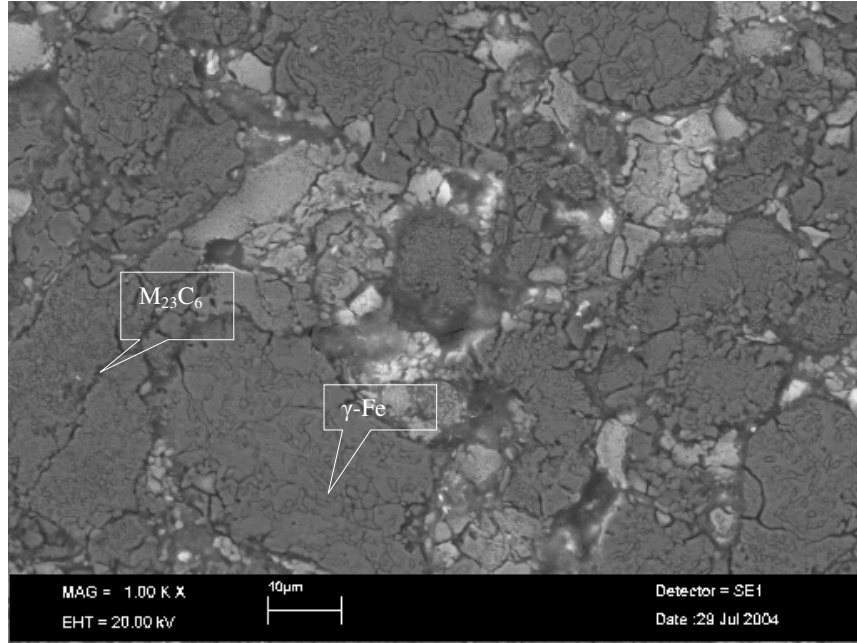


Şekil 7.11. % 2 Mo takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-RAY analizi

Sekil 7.12. ‘de 1150 °C ‘de sinterlenmiş % 3 kobalt ve Şekil 7.13.‘de 1150 °C ‘de sinterlenmiş % 2 kobalt elementi ile takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çeliğin SEM mikroyapı fotoğrafı verilmiştir.

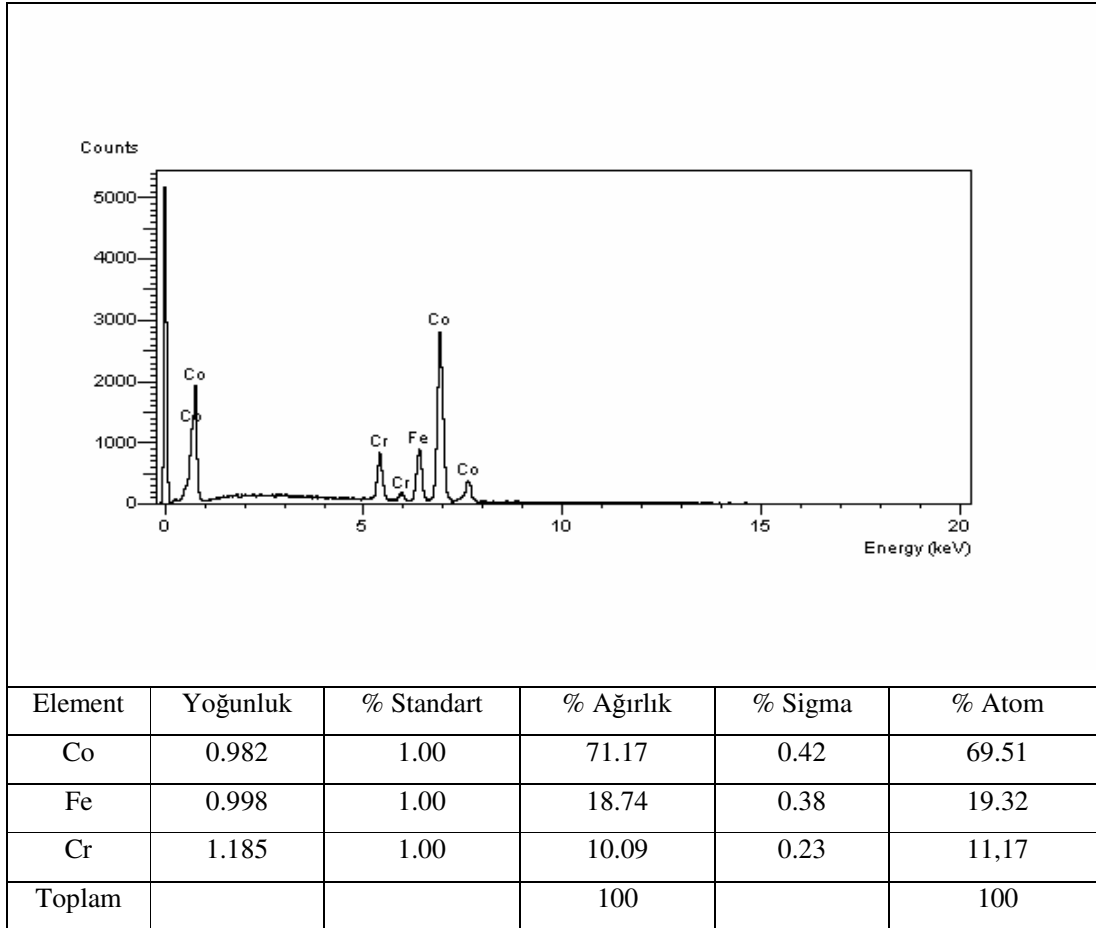


Şekil 7.12 % 3 kobalt elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikro yapı fotoğrafı (X 200).

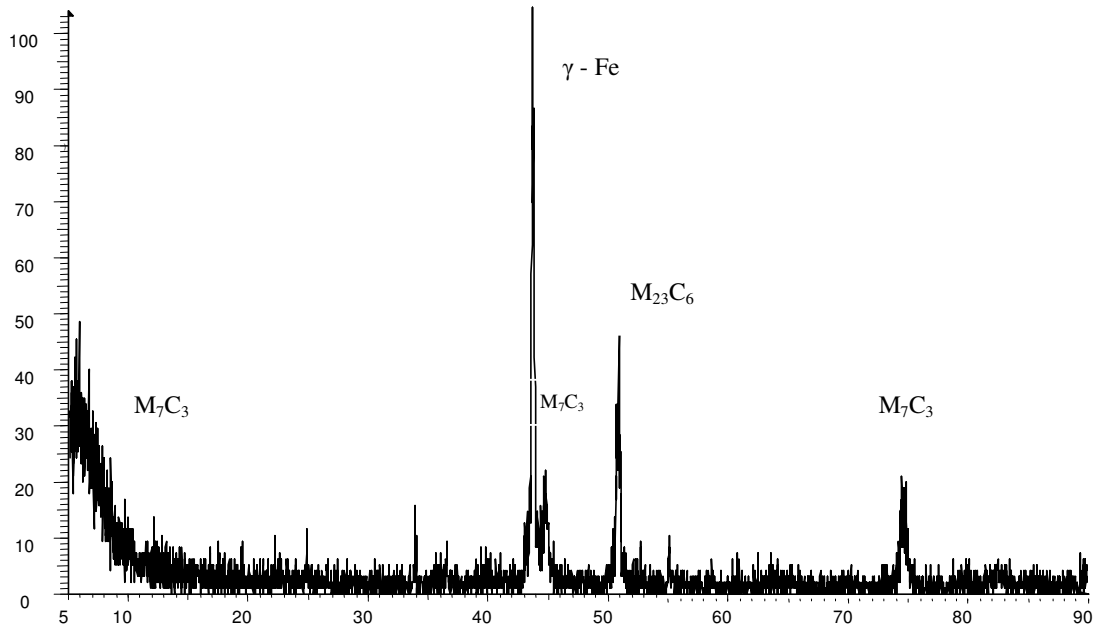


Şekil 7.13. % 2 kobalt elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikro yapı fotoğrafı (X 1000).

Şekil 7.12.'da verilen kobalt elementi ile takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çelik numunenin mikroyapı fotoğrafının a noktası EDS analizi incelendiğinde, kobalt elementinin mikroyapı içerisinde γ -Co katı eriyik fazını oluşturduğu, daha sonra bu fazın bünyesine demir ve krom elementlerini alarak kobalt esaslı üç bileşenli bir katı eriyik fazına dönüştüğü belirlenmiştir. Bu partiküller resim üzerinde Şekil 7.12. "a" harfi ile gösterilmiştir. Ostenitik paslanmaz çelik ile kobalt elementinin ergime ısıları diğer takviye edici (B, Ti, Mo) elementlerle kıyaslandığında birbirine daha yakın olduğu bilinmektedir. Bu nedenle sinterleme esnasında oluşan $M_{23}C_6$ fazı yani $(Cr,Fe,Ni,Co)_{23}C_6$ bileşimi ostenitik taneler içerisine daha fazla girmiş ve kısmen tanelerin bölünmesine yol açmıştır. Ayrıca mikroyapıdaki M_7C_3 fazlarının da kabalaştığı görülmüştür. Bu Şekil 7.13 'de açıkça görülmektedir. Kobalt elementi ile takviye edilmiş numunenin X-Ray difraksiyon analizi incelendiğinde, kobalt karbür oluşturmadığından bu element kısmen de $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 'nın bünyesinde çözünmüştür.

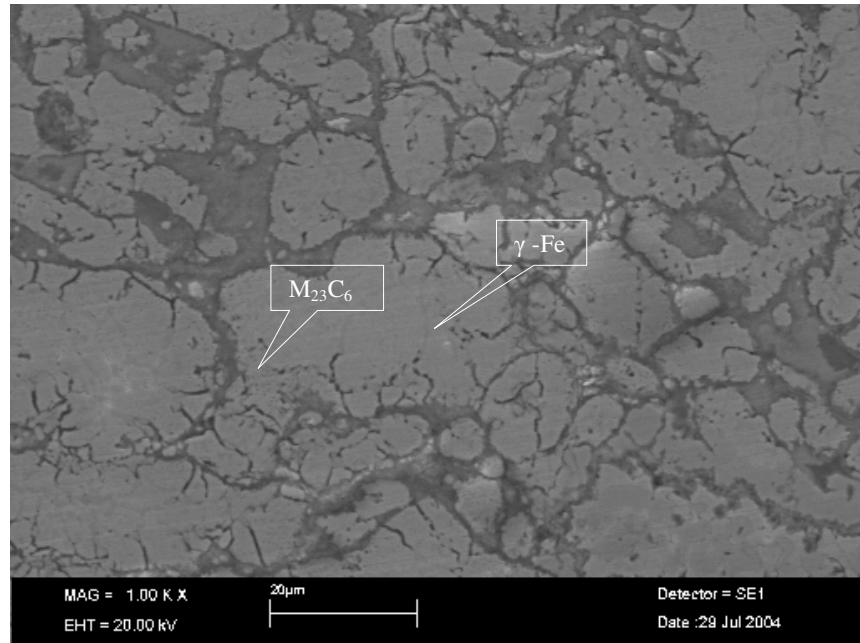


Şekil 7.14 % 3 Co takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune "a" noktası üzerinden alınan EDS analizi.



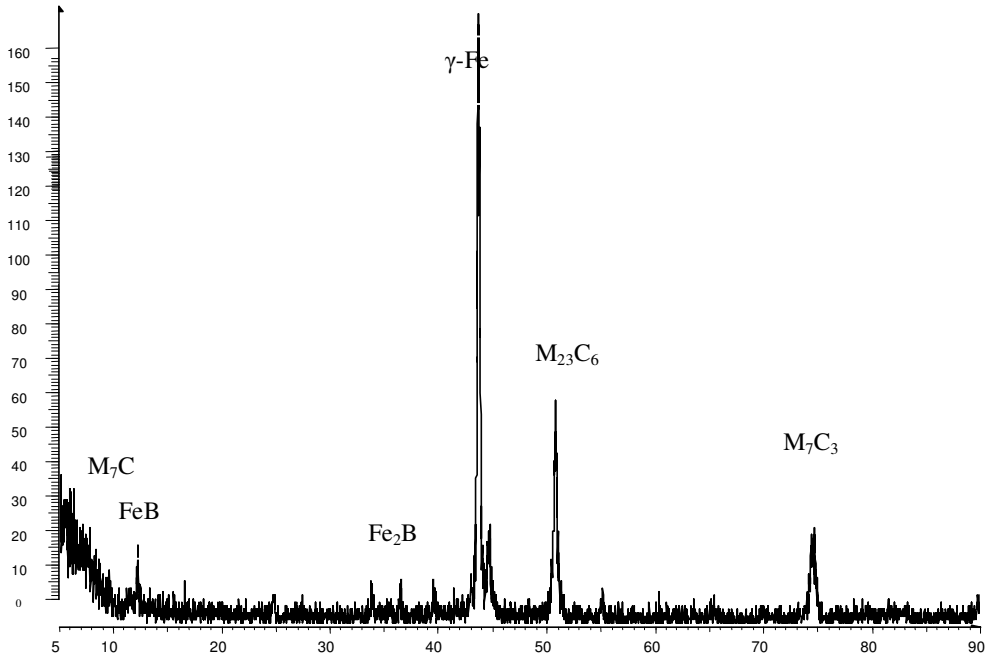
Şekil 7.15 % 3 Co takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-RAY analizi.

Sekil 7.16 'da 1150 °C 'de sinterlenmiş % 3 Bor elementi ile takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çeliğin SEM mikroyapı fotoğrafı verilmiştir.



Şekil 7.16 % 2 Bor elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı (X 1000).

Bor elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çeliğin mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, molibden elementi ile takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çelik ile benzer bir mikro yapı sergilediği, ancak bor elementi ile takviye edilen numunenin mikroyapı fotoğrafında $M_{23}C_6$ fazı tane sınırlarında oluşurken, tanelerin çevresinde çatallı girintilerin meydana geldiği ve çatallaşmanın tane merkezinde görülmediği saptanmıştır. Borlu numuneden alınan SEM fotoğrafı incelendiğinde (Şekil 7.16), ostenit fazının içerisinde oluşan metal karbürlerle birlikte; FeB, Fe_2B bor bileşikleri ve muhtemelen ana kütledeki nikelin varlığı ve bu elementin borla birleşmesi sonucunda az da olsa, 1092 °C’de oluşan, Ni_3B bileşiği oluşmuştur (Stevenson, 1993). Borür bileşiklerinin çekirdek görevi üstlenmesi sonucunda tane sınırları dolaylarında daha çok tane parçalanması, tane sınırlarının artması ve genişlemesi söz konusu olmuştur.



Şekil 7.17 % 2 bor takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan X-Ray analizi.

7.2. Yoğunluk Ölçümleri Sonucu

Deney numunelerinin piknometre ile ölçülen yoğunlukları Tablo 7.1.’de verilmiştir. ostenitik paslanmaz çeliği temsil eden numune ile karşılaştırıldığında en yüksek yoğunluğa sahip numuneler molibden elementi ile takviye edilen numunelerde görülmüştür. Artan molibden oranı ile yoğunluğun yükseldiği görülmüştür. Molibdenli numuneden sonra en yüksek yoğunluk kobalt elementi ile takviye edilen numunelerde görülmüştür. Bu olayı molibden ve kobalt elementinin yüksek yoğunluk oranlarına bağlamak mümkündür. En düşük yoğunluk oranı bor elementi ile

takviye edilen numunelerde görülürken bunu titanyum elementi ile takviye edilen numune izlemiştir. Bunu yine bu iki elementin düşük yoğunluklarına bağlamak mümkündür.

Tablo 7.1. Deney numunelerinin piknometre ile ölçülen yoğunlukları.

% katkı	O.P.Ç.*	Mo katkılı O.P.Ç	Co Katkılı O.P.Ç	Ti Katkılı O.P.Ç.	B katkılı O.P.Ç.
	6,482				
1		6,515	6,508	6,417	6,344
2		6,728	6,592	6,279	6,190
3		6,887	6,775	5,936	5,903

7.3. Sertlik Deney Ölçümleri Sonuçları

Tablo 7.2. Deney numunelerinin yüzeyinden alınan Rockwell sertlik değerleri.

				Katkısız	Ortalama değer
Numune Adları	Ö.P.Ç.	Yüzey Sertliği (HRC)		27,7	
		Mikro Sertlik (HV)	Beyaz Bölge	561	
			Gri Bölge	1100	
	Mo katkılı	Yüzey Sertliği (HRC)			34,8
		Mikro Sertlik (HV)	Beyaz Bölge		1306
			Gri Bölge		1552
	Co Katkılı	Yüzey Sertliği (HRC)			33,3
		Mikro Sertlik (HV)	Beyaz Bölge		1304
			Gri Bölge		1221
	Ti Katkılı	Yüzey Sertliği (HRC)			42,9
		Mikro Sertlik (HV)	Beyaz Bölge		1108
			Gri Bölge		1411
	B katkılı	Yüzey Sertliği (HRC)			47,4
		Mikro Sertlik (HV)	Beyaz Bölge		1444
			Gri Bölge		1679

*O.P.Ç. : Ostenitik paslanmaz çelik

Numunelerin yüzeyinden 60 N yükü ile alınan Vickers sertlik değerleri ile 10 g yük ve 1 g/sn yükleme hızı ile alınan mikro sertlik değerleri Tablo 7.2’de verilmiştir. Aynı tablodan da görüldüğü gibi en düşük mikro sertlik ve yüzey sertlik değerlerine ostenitik paslanmaz çelik numunede rastlanmıştır.



Şekil 7.18. Yüzey sertliği alınan numunenin fotoğrafı.

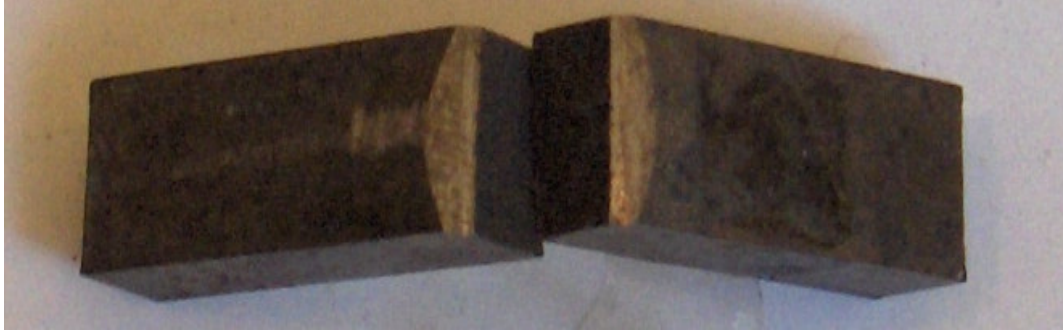
Ostenitik paslanmaz çelik numunenin mikro yapısından iki farklı bölgeden alınan sertlik değerlerinin farklılık göstermesi alınan bölgelerle ilişkilendirilebilir. Düşük sertlik değeri ostenit faz olacağı gibi yüksek sertlik değeri de mikro yapıda oluşan $M_{23}C_6$ fazı ile ilişkilendirilebilir. En yüksek yüzey ve mikro yapı sertlikleri ise bor elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numunede görülmüştür. Bunu alaşım elementine bağlı olarak ve X-Ray difraksiyon analizinde de tespit edilen γ -Fe ve $M_{23}C_6$ fazları ile birlikte, oluşan Fe_2B , FeB ve Ni_3B sert yapıli bileşik karakterli fazların varlığına bağlamak mümkündür. Bor elementinden sonra ostenitik paslanmaz çelik numuneye en yüksek yüzey sertlik değerini titanyum elementi vermiştir. Ancak mikrosertlik değerlerine bakıldığında, bor elementinden sonra ostenitik paslanmaz çelik numuneye en yüksek değeri molibden elementi vermiştir. Bilindiği gibi; TiC , Mo_2C ve MoC çok sert bir fazlardır ve ayrıca tane küçültücü etkileri vardır. Ostenitik paslanmaz çelik numuneler arasında en az mikrosertliğe sahip numuneler ise, kobalt elementi ile takviye edilen malzemeler olmuştur. Bunu ostenitik paslanmaz çelik içerisindeki $M_{23}C_6$ fazının içerisine kobalt elementinin çözünmesi, bu elementin karbür ve bileşik oluşturma özelliğine sahip olmaması ile açıklamak mümkündür. Ayrıca ostenitik paslanmaz çelik içerisindeki takviye edici element oranının yüzde olarak artması ile numunelerin yüzey sertliği de artmıştır.

7.4. Çentik Darbe Deneyi Sonuçları

Deney numunelerinin çentik darbe değerleri Tablo 7.4.'de verilmiştir. Orijinal ostenitik paslanmaz çelik numune ile karşılaştırıldığında, tüm takviyeli numunelerde, katkı oranları düşük değerlere sahip olduğundan, ölçülen tokluk değerleri birbirine ve orijinal malzemenin sahip olduğu değere yakın çıkmıştır. Kobalt elementi katkılı numunelerde tokluk, diğer numunelerden önemsiz derecede daha küçük olmuş; % 1 Ti, Mo ve B katkılı numunelerin tokluk değerleri eşit çıkarken, artan % katkı oranıyla en yüksek tokluğa molibden ve bor elementinde ulaşırlırken titanyum elementi katkılı numunelerde eser oranda değişme meydana gelmiştir. Bunu da molibden ve bor elementlerinin oluşturduğu bileşiklerin, kobalt ve titanyuma oranla ana kütle olan γ -Fe içerisinde daha iyi dağılımı ve çözünmesiyle açıklamak mümkündür.

Tablo 7.3. Çentik Darbe Deney Sonuçları (J)

	katkisız	% 1 katkılı	% 2 katkılı	% 3 katkılı
304 Paslanmaz Çelik	34,5			
Ti Elementi katkılı numune		33,0	33,0	31,0
Mo Elementi katkılı numune		33,5	33,0	32,0
B Elementi katkılı numune		32,5	31,5	30,0
Co Elementi katkılı numune		36,5	36,0	34,5



Şekil 7.19. Çentik darbe testine uygulanan numunenin fotoğrafı.

7.5. Abrasiv Aşınma Deney Sonuçları

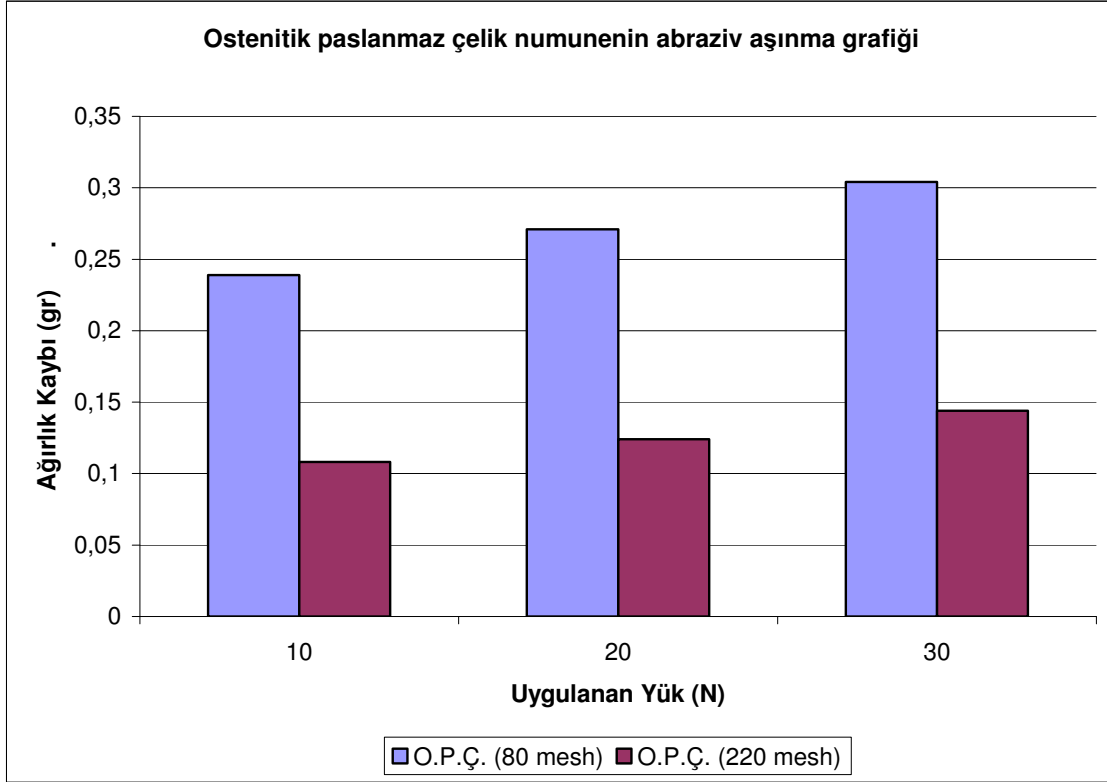
Şekil 7.20'de ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları verilmiştir. Deney numuneleri içerisinde en fazla kütle kaybına uğrayan malzeme bu olmuştur. Bunun sebebini mikroyapı, sertlik ve tokluk ile ilişkilendirmek mümkündür. Çünkü demir alaşımlarında aşınma direnci bu üç değişken ile yakından alakadardır (John, 1993). Artan sertlik oranı ile aşınma direnci düştüğü gibi düşen sertlik ile de aşınma direnci yükselmektedir. Yine Atkins tarafından yapılan çalışmalarda malzemelerin aşınma dirençlerinin artan kırılma tokluğu ile düştüğü ancak belirli kritik bir değerin üzerine çıktığında bu etkinin tersine döndüğü belirtilmiştir (John, 1993).

Malzemelerin abrasiv aşınma dirençlerini doğru bir şekilde yorumlayabilmek için aşındırma ve malzemeden talaş kaldırma mekanizmalarının da iyi bilinmesi gerekir. Bir numune sabit bir yük altında izafi bir hareketle abrasiv bir aşındırıcı ile temas ettirildiğinde numunenin yüzeyi normal yükler kadar kesme kuvvetlerine de maruz kalacaktır. Normal kuvvetler abrasivlerin numunenin yüzeyine nüfuz etmesine yardımcı olurken kesme kuvvetleri de abrasivlerin numunenin yüzeyini kazıyarak bozmasına yardımcı olacaklardır. Bu iki kuvvetin birleşmesi ile abrasiv partiküller malzemenin yüzeyinden kesme veya kazıma yoluyla partikülü kopartacaklardır (Kuble ve diğ., 1989).

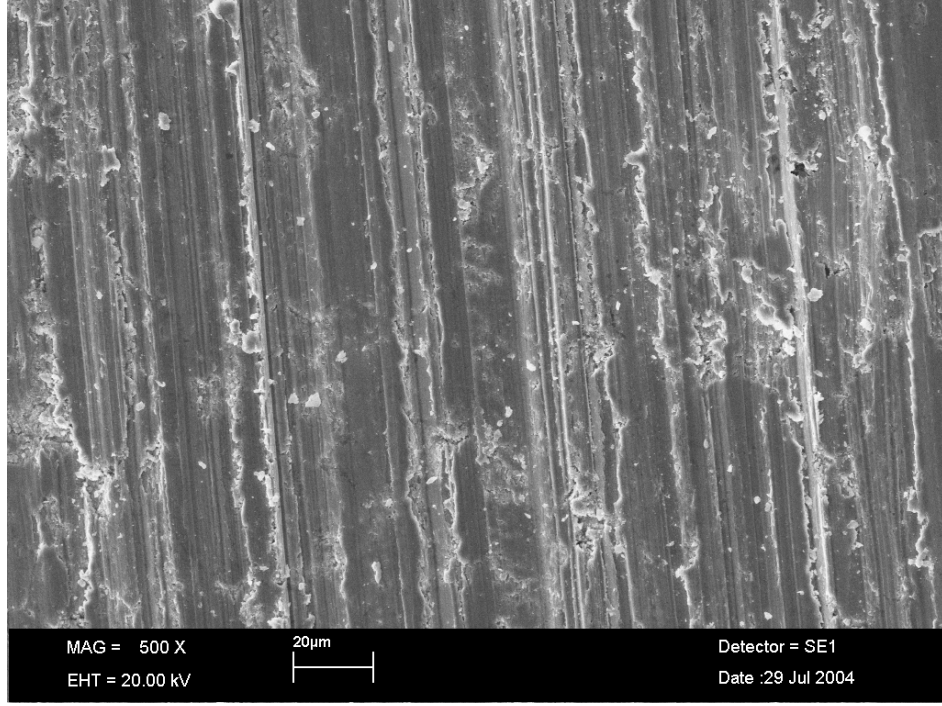
Aşındırma esnasında malzeme yüzeyinde oluşturulan enerjinin bir bölümünün yüzey altındaki bölgenin plastik deformasyona uğratılmasında, bir bölümünün kesmede ve yüzeyin çizilmesinde kullanıldığı düşünülmektedir (Modi ve diğ., 2003).

Yukarıdaki parametreler göz önünde bulundurularak takviyesiz ostenitik paslanmaz çelik numunenin en düşük sertlik ve en yüksek tokluk değerinde bulunduğu göz önünde tutularak en fazla kütle kaybına uğrayacağı açıktır. Malzemenin sertliği düştükçe sünekliği artar dolayısı ile tokluğu artar (Korkut, 1997). Aynı numuneye ait fakat farklı tane büyüklüğünde ki bunlardan 80 mesh SiC diğeri de 220 mesh SiC aşındırıcılarla yapılan deneylerde, aşındırma etkisi açısından kaba taneli abrasivlerin ince taneli abrasivlere göre daha etkili olduğu görülmüştür (Şekil 7.20). Bu olay abrasiv aşındırıcı büyüklüğünün aşınma oranında önemli etkiye sahip olduğunu göstermektedir (Sin ve diğ., 1979). İnce taneli abrasiv partiküllerin kesmeye etkisi partikül aralarının çabuk tıkanmasından dolayı hızlı bir şekilde kötüleşir, bunun sonucu olarak da abrasivin kesmeye etkisi önemli miktarda azalır ve numune yüzeyine daha az nüfuz ederek yüzeysel oluklar meydana getirir (Zum Gahr, 1979). Bunun yanında kaba abrasiv partiküller arasındaki mesafe daha fazla ve bağlı olduğu yüzeyden çıkıntı mesafeleri daha yüksek olduğu için malzeme üzerinde daha fazla aşındırma yaparlar. Ayrıca büyüyen abrasiv partikülün üzerine gelen yük daha fazla olacağından, eğer aşındırdığı malzeme çok sert değil ve abrasiv aşındırıcı parçalanmıyorsa

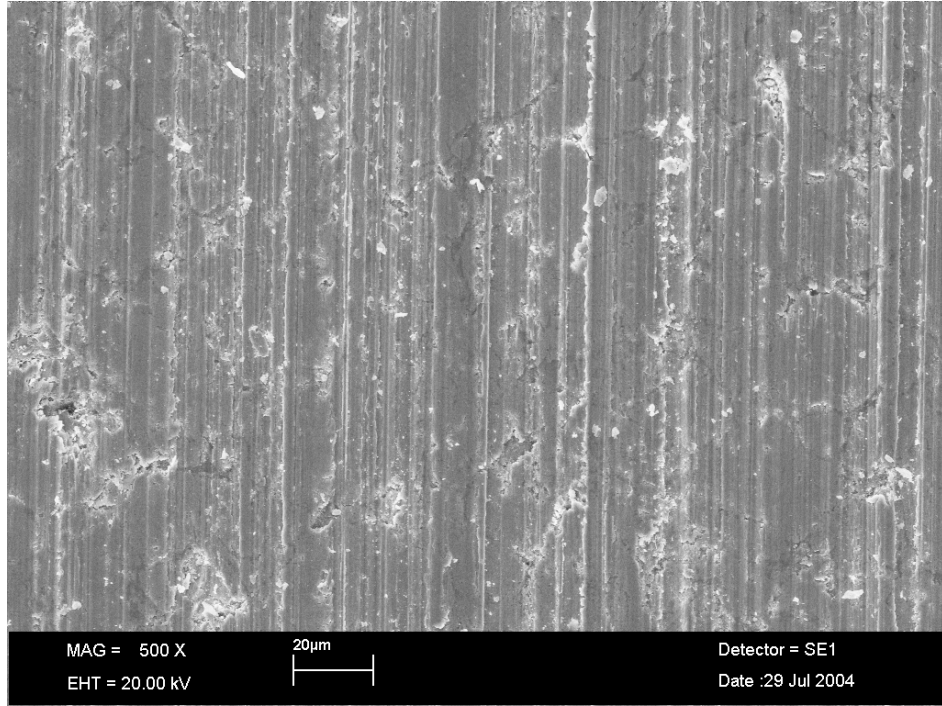
kesmeye etkisi de büyük olacaktır. Bunu farklı büyüklükte abrasiv aşındırıcılar ile test edilmiş ostenitik paslanmaz çelik numune üzerinden alınan SEM aşınma izi fotoğraflarında görmek de mümkündür. Kaba abrasivle aşındırılan malzemenin yüzeyi daha fazla deforme olurken Şekil 7.21. ince taneli abrasivle aşındırılan numunenin yüzeyindeki izler daha yüzeysel olmuştur. Numunelerin aşınma yüzeyi fotoğraflarında abrasiv aşınma tiplerinde görülen mikro çizilme ve mikro çatlamlarda açıkça görülmektedir. Ayrıca bölgesel kopmalar sonucunda meydana gelen çukurlar da yüzeyde oluşmuştur.



Şekil 7.20'de Ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait abrasiv aşınma deney sonuçları.

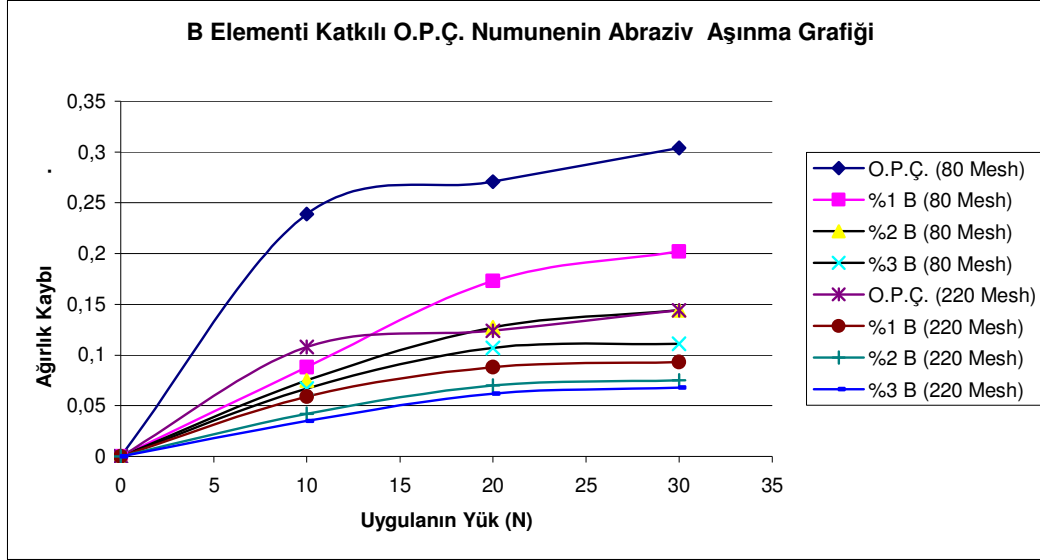


Şekil 7.21. 80 mesh SiC ile aşındırılan ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikro yapı fotoğrafı.



Şekil 7.22. 220 mesh SiC ile aşındırılan ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikro yapı fotoğrafı.

Şekil 7.23’de 80 ve 220 meshlik SiC abrasiv aşındırıcılar ile teste tabi tutulmuş % 1, 2 ve 3 oranlarında bor elementi takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait kütle kaybı yük ilişkisini gösteren grafik verilmiştir.



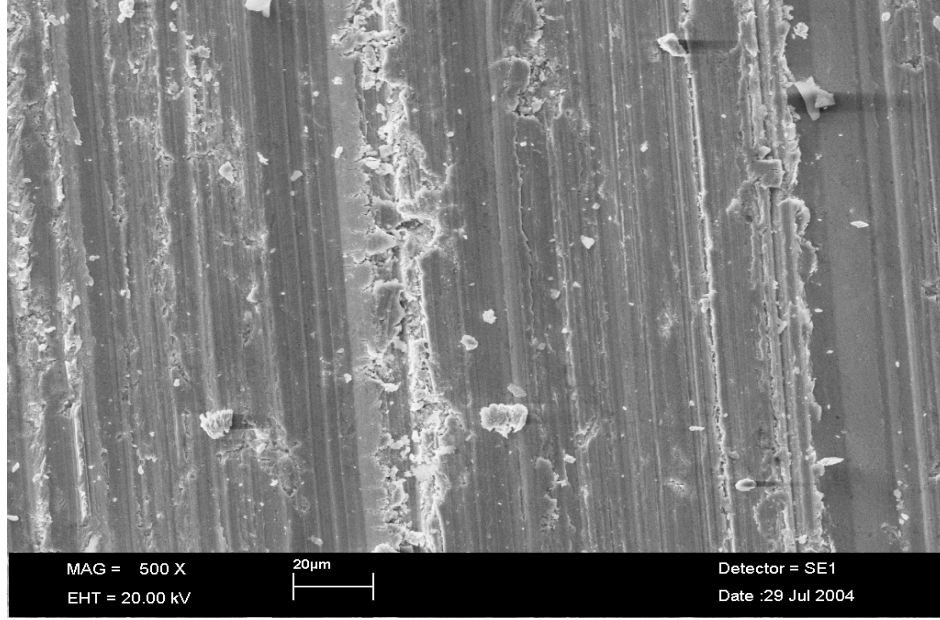
Şekil 7.23. 80 ve 220 meshlik SiC abrasiv aşındırıcılar ile teste tabi tutulmuş % 1, 2 ve 3 oranlarında bor elementi takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait kütle kaybı yük ilişkisini gösteren grafik

Şekil 7.23 ‘deki grafikte de görüleceği gibi en az kütle kaybını % 3 bor elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numune gösterirken bunu % 2 ve % 1 bor takviyeli numuneler izlemiştir. Yine bu numunelerde de 80 meshlik SiC aşındırıcı ile yapılan kütle kayıp değerleri, 220 meshlik SiC aşındırıcı ile yapılan kütle kayıp değerlerini geçmiştir. Bu olayın sebebi yukarıda açıklanmıştır. Yine artan yüklerle birlikte bütün numunelerde kütle kaybı artmıştır. Ancak 30 N’luk yükte numunelerin kütle kayıpları nispeten düşme eğilimine girmiştir. Bunun sebebini ostenitik paslanmaz çeliklerin işleme sertleşmesine uğraması ile ilişkilendirmek mümkündür. Çünkü bu tür malzemeler yüksek gerilim abrasyonuna maruz bırakıldığında yüksek işleme sertleşmesine uğrarlar ve aşınma dirençleri önemli ölçüde iyileşir. Moore ve Doutwaite abrasiv aşınma esnasında uygulanan yük ve tane boyutu ile bağlantılı olarak aşındırılan yüzeylerin altında bir plastik gerilimin olacağını ve bu deformasyon geriliminin aşındırılan malzemede yüksek bir işleme sertleşmesi meydana getireceğini belirtmişlerdir (Moore ve diğ., 1976).

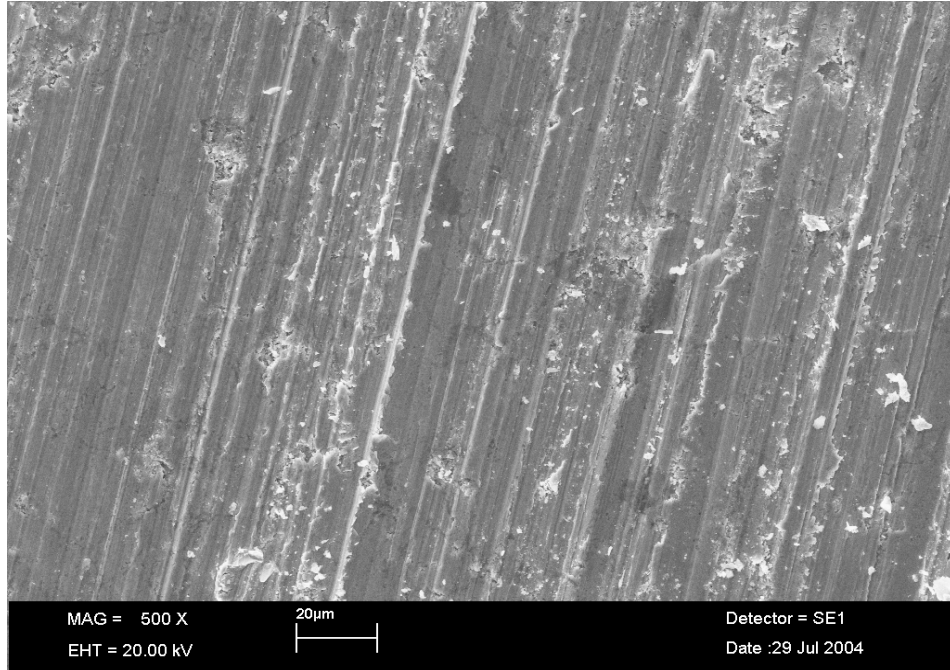
Kompozit malzemelerde bu olayın abrasyon direncini artırdığı belirtilmiştir (Korkut, 2003). Bu durum abrasiv aşınma direncine tutulmuş ostenitik paslanmaz çelik içerikli kompozit numunelerde görülmüştür.

Şekil 7.24’de 80 meshlik zımpara ile Şekil 7.25’de ise 220 meshlik zımpara kullanılarak abrasiv aşınma testine tabi tutulan % 1 B elementi katkılı numunelerin aşınma yüzey fotoğrafları incelendiğinde 80 mesh ‘lik zımparaya tabi tutulan malzemenin yüzeyi daha fazla plastik

deformasyon yanında, mikro çizilme, mikro çatlamlar ve kopmalara maruz kalmıştır. Ayrıca karşı yüzeyden kopan aşındırıcı partiküller de yüzeye batmıştır.

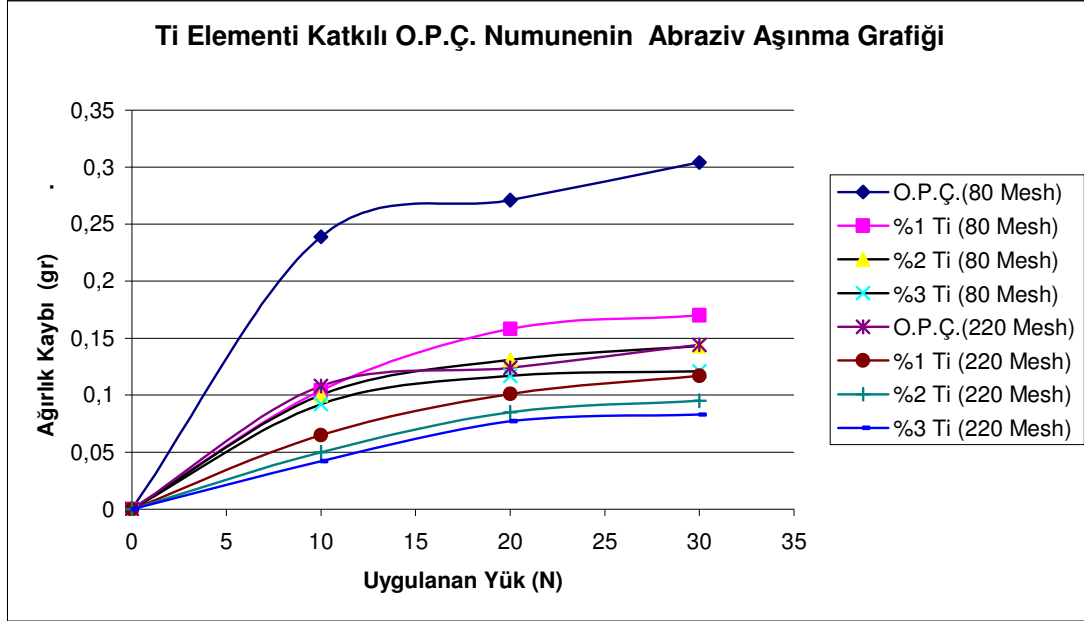


Şekil 7.24. 80 mesh SiC ile aşındırılan % 1 bor katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.



Şekil 7.25. 220 mesh SiC ile aşındırılan % 1 bor katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.

Şekil 7.26 ‘da 80 ve 220 meshlik SiC abrasiv aşındırıcılar ile teste tabi tutulmuş % 1, 2 ve 3 oranlarında titanyum elementi takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait kütle kaybı yük ilişkisini gösteren grafik verilmiştir.



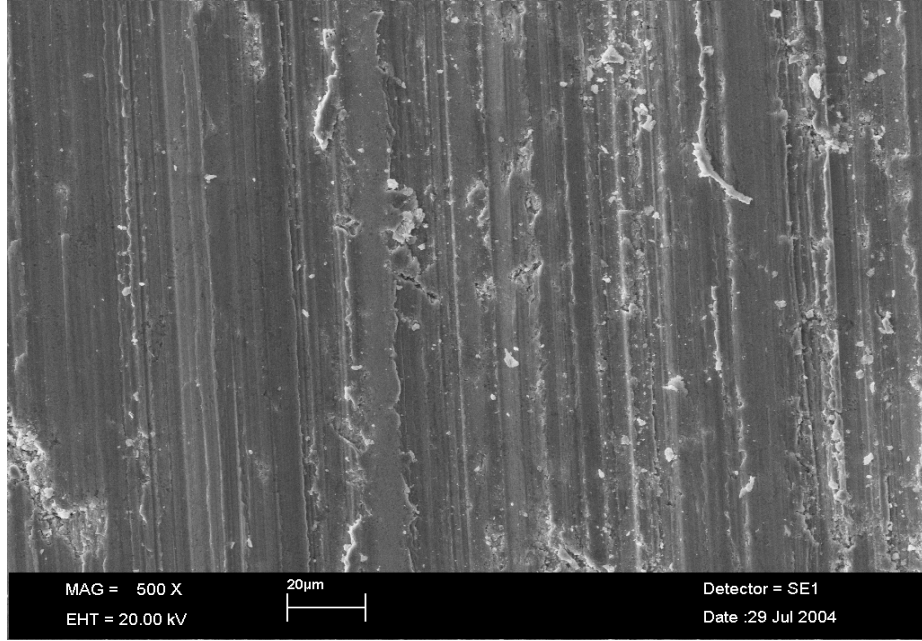
Şekil 7.26. 80 ve 220 mesh’lik SiC abrasiv aşındırıcılar ile teste tabi tutulmuş % 1, 2 ve 3 oranlarında titanyum elementi takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait kütle kaybı yük ilişkisini gösteren grafik

Bor elementi ile takviye edilen numunelerde olduğu gibi, burada da artan yük ile birlikte numunelerin kütle kaybı artmıştır. En düşük kütle kaybı 10 N’luk yük ve 220 mesh ‘lik aşındırıcıda görülürken en yüksek kütle kaybı 30 N’luk yük ve 80 meshlik aşındırıcı ile teste tabi tutulan numunede görülmüştür. Ostenitik paslanmaz çeliğe katılan tüm elementler göz önüne alındığında titanyum elementinin, bor elementinden sonra numunelerin aşınma direncini artıran bir element olduğu söylenebilir. Çünkü bor ile takviye edilen paslanmaz çelik numunelerden sonra en yüksek sertlik, mikrosertlik değerleri titanyum ile takviye edilen numunelerde görülmüştür. Ayrıca artan titanyum içeriği ile birlikte yüzey sertliği ve mikro sertlik gibi mekanik özellikler de iyileşmiştir.

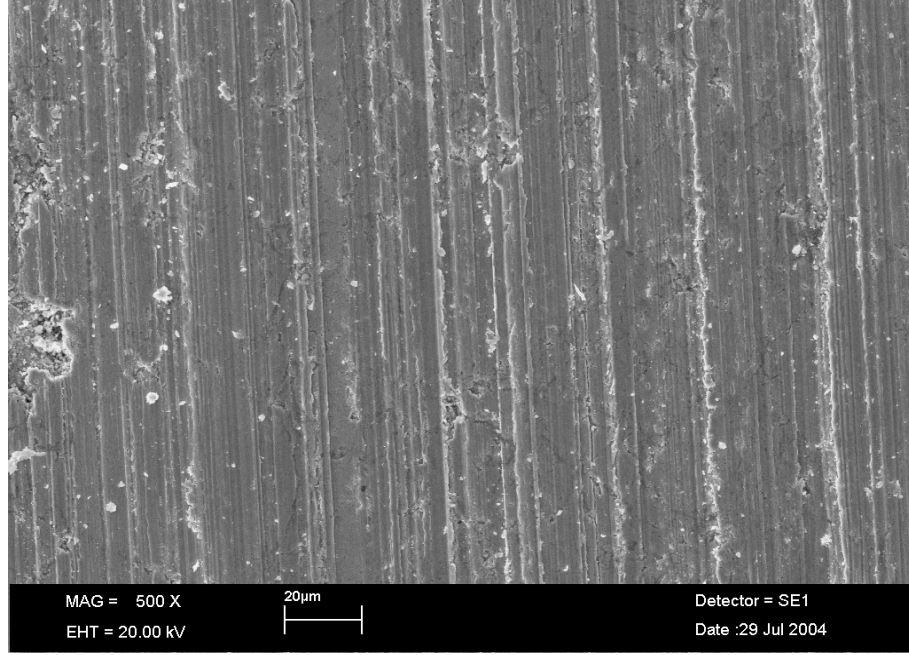
Titanyum elementi ile takviye edilen numunelerin molibden ve kobalt ile takviye edilen numunelerden daha iyi bir aşınma direnci sergilemesinin önemli sebeplerinden birisi de mikro yapısıdır. Çünkü bu element malzemenin içerisindeki karbon elementi ile birleşerek mikroyapıda TiC fazı şeklinde ve partikül halinde teşekkül etmiştir. Ostenitik yapıda oluşan $M_{23}C_6$, M_7C_3 fazları ile birlikte TiC ‘lerin de oluşması mikro yapıyı kuvvetlendirmiştir. Yumuşak takviyesiz ostenitik faza abrasiv partiküller daha kolay nüfuz ettikleri için kütle kaybını fazlalaştırırlar. Ancak $M_{23}C_6$, M_7C_3 fazları ile birlikte mikro yapıda oluşan TiC abrasiv aşındırıcılara direnç göstererek kütle kayıplarını düşürmüşlerdir. Yine titanyum elementinin ostenitik paslanmaz çelik içerisindeki

hacimce oranının artması kütle kaybının düşmesinde önemli rol oynamıştır.       numunede artan titanyum içeriği ile birlikte oluşan TiC partikül oranı da artacağından matrisin sertliğini artıracaktır. Bu durum aşınma direncinin artmasında önemli rol oynayacaktır.

şekil 7. 27 – 28’ deki % 1 Ti elementi katkılı numunelerin abrasiv aşınma yüzey fotoğrafları incelendiğinde yine kaba aşındırıcının malzeme yüzeyinde plastik deformasyon ile birlikte mikro kırılmalar, mikro çatlamalar, mikro çizilmeler ve yığılmalar ince taneli abrasiv aşındırıcıya nazaran daha fazla görülmektedir.

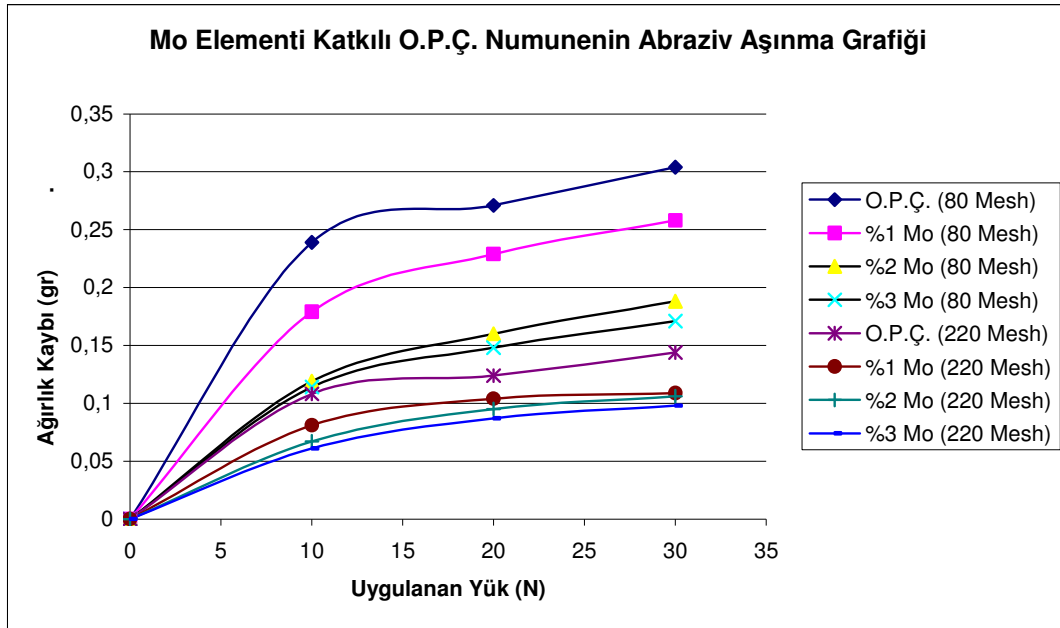


şekil 7.27. 80 mesh SiC ile aşındırılan % 1 Ti katkılı ostenitik paslanmaz  elik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı



Şekil 7.28. 220 mesh SiC ile aşındırılan % 1 Ti katkıli ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı .

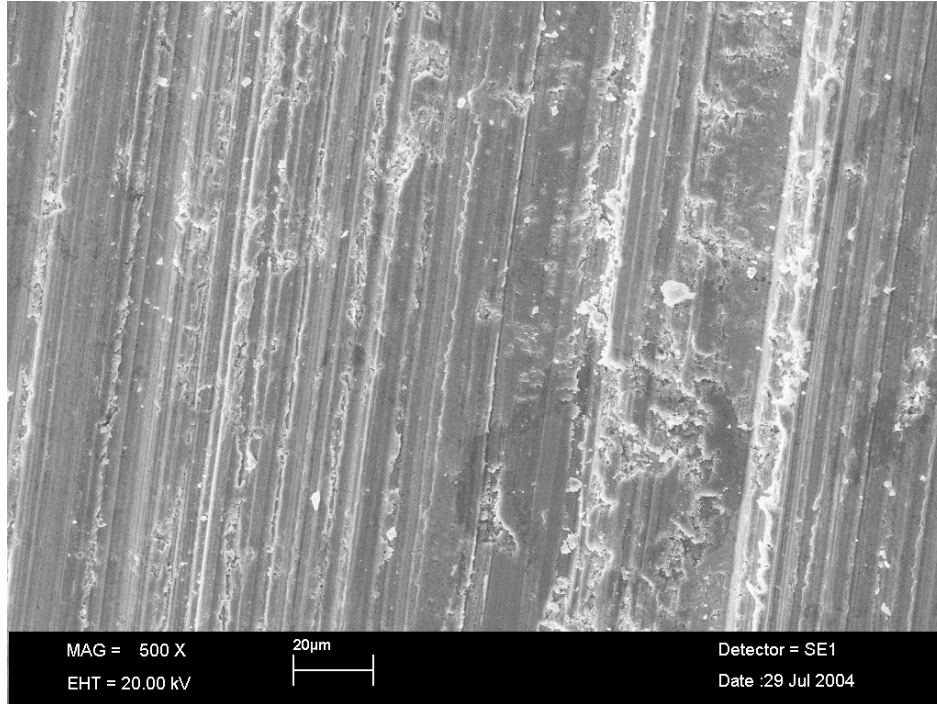
Şekil 7.29 'da 80 ve 220 mesh'lik SiC abrasiv aşındırıcılar ile teste tabi tutulmuş % 1, 2 ve 3 oranlarında molibden elementi takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait kütle kaybı yük ilişkisini gösteren grafik verilmiştir.



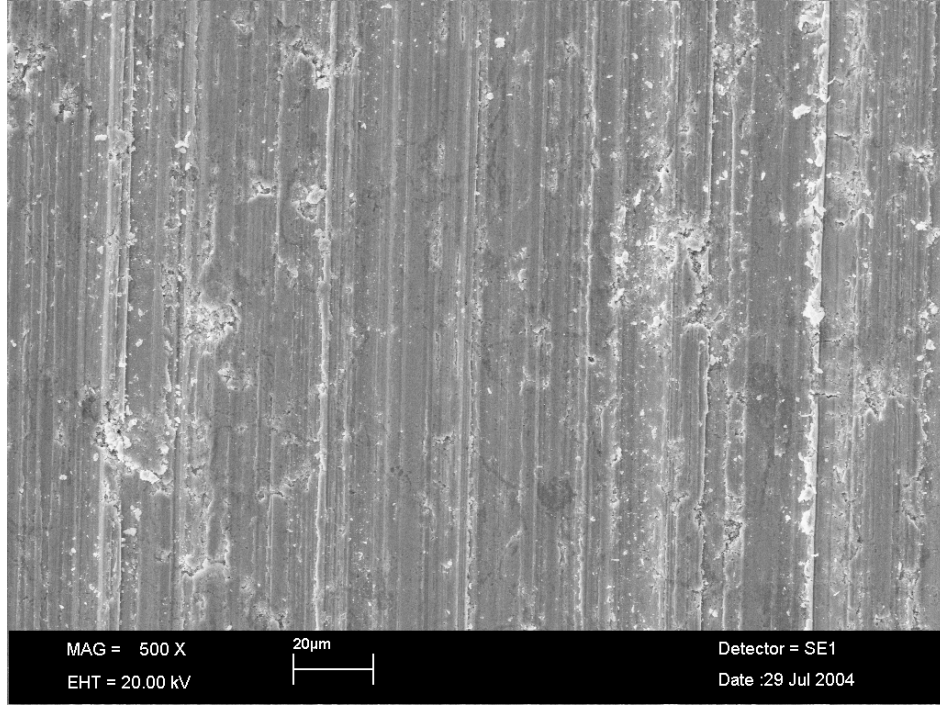
Şekil 7.29. 80 ve 220 mesh 'lik SiC abrasiv aşındırıcılar ile teste tabi tutulmuş % 1, 2 ve 3 oranlarında molibden elementi takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait kütle kaybı yük ilişkisini gösteren grafik

Titanyum elementinden, sonra ostenitik paslanmaz çeliğin hem aşınma direncini hem de sertlik özelliklerini olumlu yönde etkileyen molibden elementi olmuştur. Molibden takviyeli numunelerin aşınma dirençlerindeki artışı öncelikle sertlik, mikro sertlik ve toklukla ilişkilendirmek mümkündür. Fakat bunlardan daha önemli olarak mikroyapı kısmında da anlatıldığı gibi molibden elementi ostenitik paslanmaz çelik içerisinde tanelerin sınırlarında ve $M_{23}C_6$ fazına dahil olarak meydana gelmiştir. Ayrıca artan molibden içeriği ile birlikte tane sınırlarını çevreleyen $M_{23}C_6$ fazının genişlediği de mikroyapı bölümünde belirtilmiştir. $M_{23}C_6$ fazı oldukça sert bir faz olup içerisinde M_7C_3 fazını barındıran ostenit fazı bir ağ gibi çevrelediği için abrasivlerin yumuşak faza zarar vermesini engellemiştir. $M_{23}C_6$ fazının artan molibden içeriği ile birlikte kalınlaşması ile bu koruma daha da mükemmelleşmiştir. Ayrıca tüm numunelerde olduğu gibi molibdenli numunelerde de ostenit fazı içerisinde meydana gelen $M_{23}C_6$ fazları yine abrasivler karşısında numuneye mukavemet vermişlerdir. Bu numunede işleme sertleşmesi görülmüştür.

Şekil 7. 30 - 31' deki % 1 Mo elementi katkılı numunelerin abrasiv aşınma yüzey fotoğrafları incelendiğinde kaba aşındırıcının malzeme yüzeyinde plastik deformasyon ile birlikte mikro kırılmalar, mikro çatlamlar, mikro çizilmeler, mikro kazınmalar, mikro kesilmeler ve yığılmalar ince taneli abrasiv aşındırıcıya nazaran daha fazla görülmektedir.

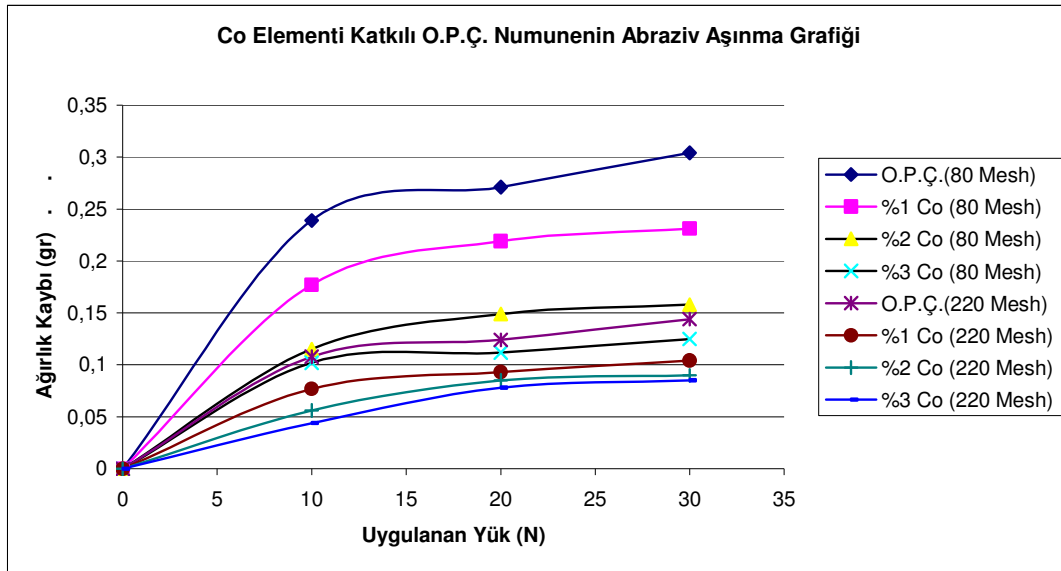


Şekil 7.30. 80 mesh SiC ile aşındırılan % 1 Mo katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.



Şekil 7.31. 220 mesh SiC ile aşındırılan % 1 Mo katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.

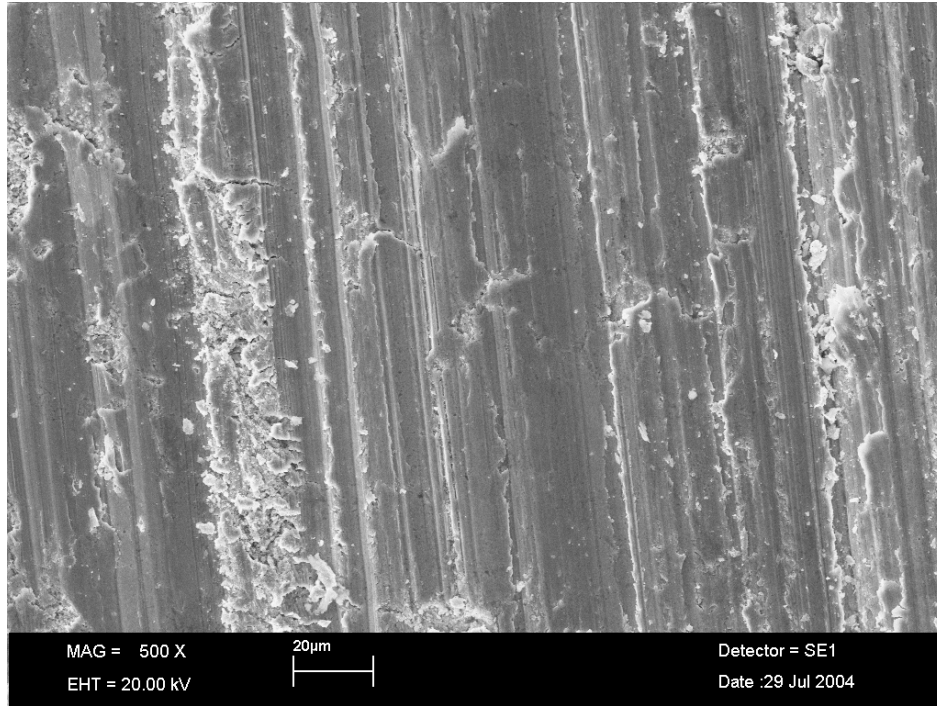
Şekil 7.32 'de 80 ve 220 meshlik SiC abrasiv aşındırıcılar ile teste tabi tutulmuş % 1, 2 ve 3 oranlarında kobalt elementi takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait kütle kaybı yük ilişkisini gösteren grafik verilmiştir.



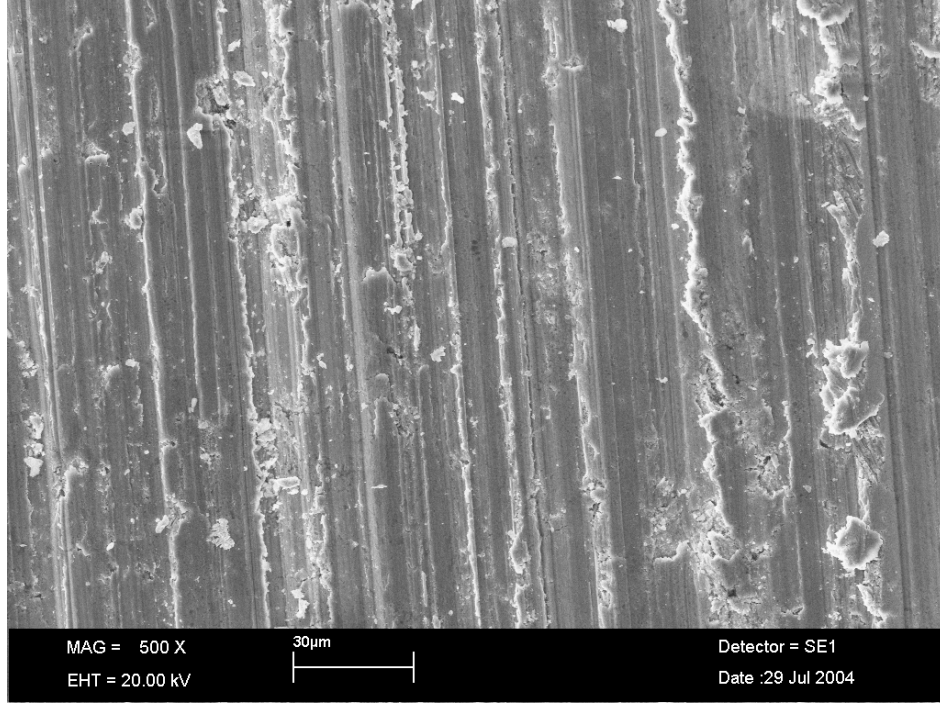
Şekil 7.32. 80 ve 220 meshlik SiC abrasiv aşındırıcılar ile teste tabi tutulmuş % 1,2 ve 3 oranlarında kobalt elementi takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çelik numuneye ait kütle kaybı yük ilişkisini gösteren grafik

Takviyesiz ostenitik paslanmaz çelikten sonra en kötü aşınma direnci ve mekanik özellikler kobalt elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numunede görülmüştür. Bunun sebebini yine düşük mekanik özelliklerle ilişkilendirmek mümkün olduğu gibi mikroyapıyla da açıklamak mümkündür. Çünkü kobalt ile takviyelenmiş ostenitik paslanmaz çelik numunenin mikro yapı fotoğrafları incelendiğinde, tane sınırlarında oluşan $M_{23}C_6$ fazı içerisine yerleşen kobaltın ostenit tanelerini, özellikle tane sınırlarından başlayarak çekirdeğin merkezine doğru çatalı girintilerle ilerleyerek böldüğü görülmüştür. Bunu malzemelerin ergime sıcaklıklarının yakın olmasıyla ilişkilendirmek mümkündür. Mikroyapıda da görüleceği gibi Şekil 7.13. ostenit tanelerinin yapısı bozulmuştur. Ayrıca ostenit fazı içerisinde oluşan M_7C_3 fazlarının da yapı içerisinde kabalaştığı görülmüştür.

Şekil 7. 33 - 34' deki % 1 Co elementi katkılı numunelerin abrasiv aşınma yüzey fotoğrafları incelendiğinde kaba aşındırıcının malzeme yüzeyinde diğer numuneler ile benzer abrasiv aşınma mekanizmaları görülmüştür.



Şekil 7.33. 80 mesh SiC ile aşındırılan % 1 Co katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.



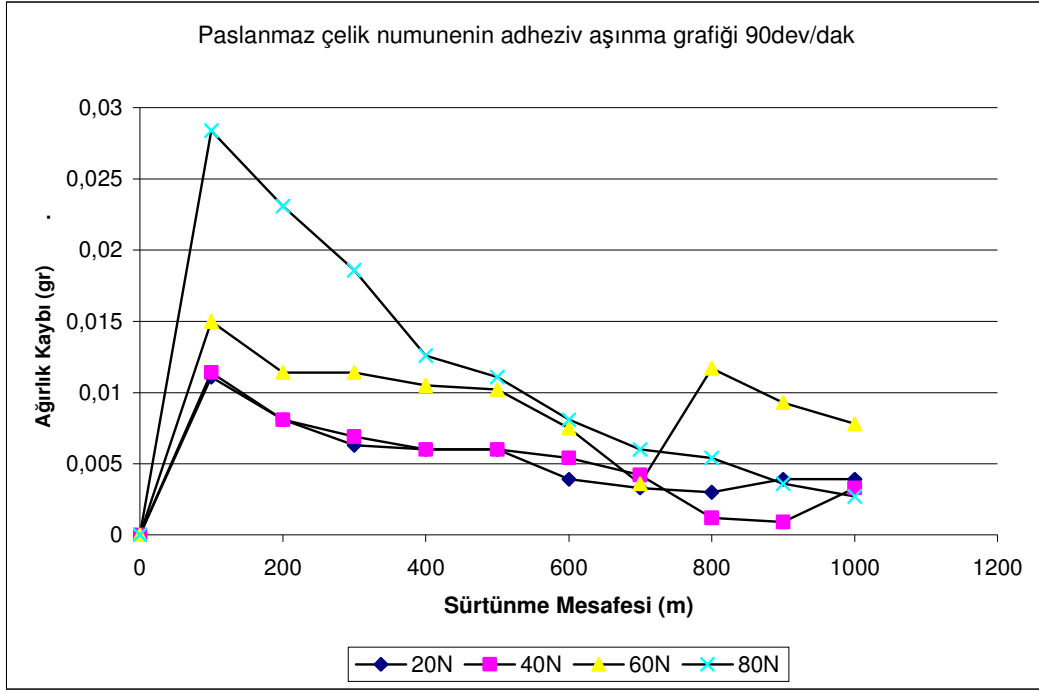
Şekil 7.34. 220 mesh SiC ile aşındırılan % 1 Co katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.

7.6. Adhesiv Aşınma Deney Sonuçları

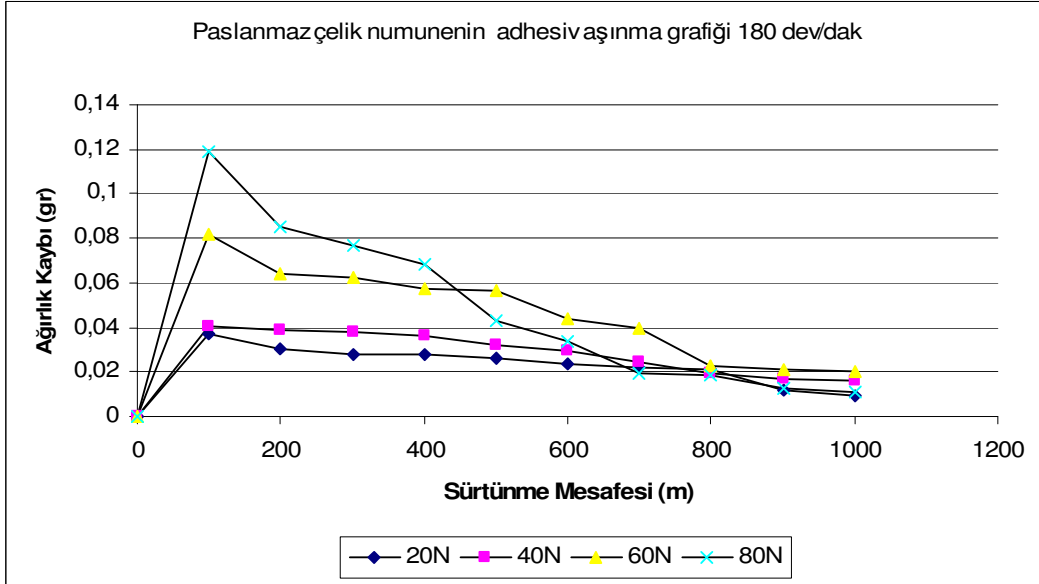
Adhesiv aşınma, kısaca iki metalik bileşenin bir yükün etkisi altında kalarak birbirleri üzerinde kayma hareketi yapması demektir. Bu kayma işlemi esnasında malzemelerin yüzeyindeki pürüzler arasında metalik kuvvetli bağlar oluşur, yükün ve hızın etkisi ile bu bağlar zamanla kırılırlar (John, 1993).

Bilindiği üzere yüzey merkezli kübik kafes yapısına sahip ve paramanyetik özelliğe sahip olan ostenitik paslanmaz çelikler, ferritik paslanmaz çelikler gibi ısıtım işlemi ile sertleştirilemezler. Bu çelikler mükemmel yumuşaklık, işlenebilirlik ve tokluk özelliğine sahiptirler. Söz konusu çelikler ayrıca önemli ölçüde deformasyon sertleşmesine uygundur (Banarji ve diğ., 1982, Banarji ve Rohatgi, 1982).

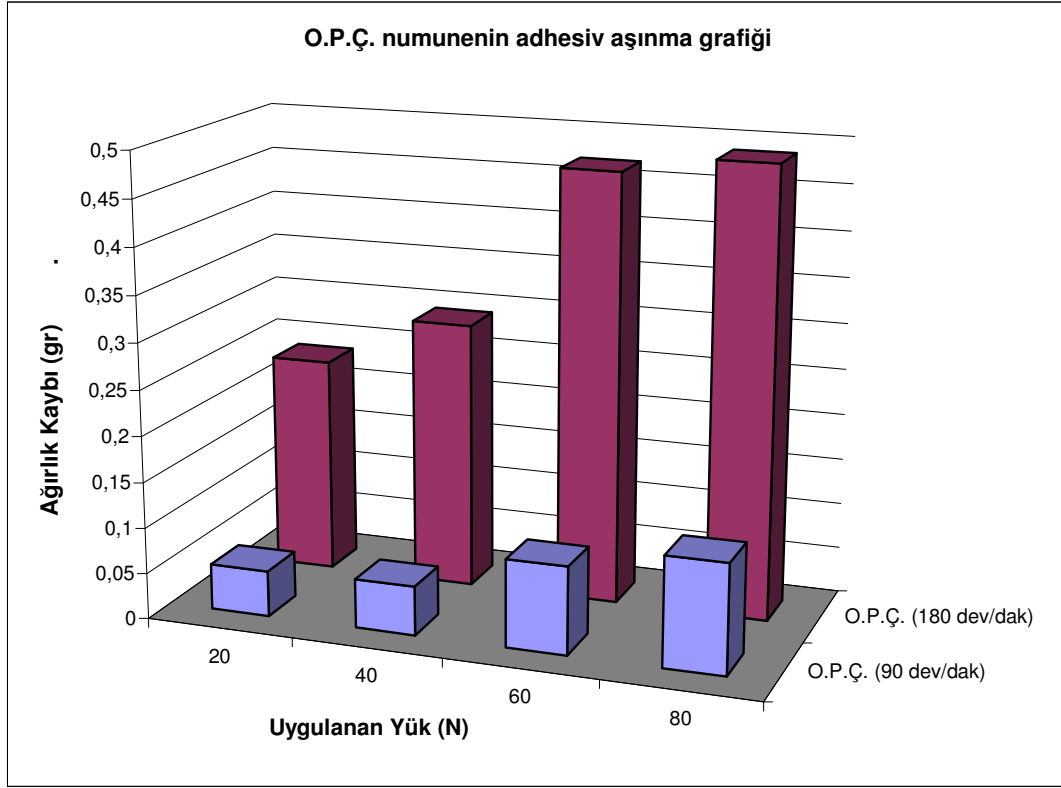
Şekil 7.35 'de 1 m^{-1} 'lik ve Şekil 7.36 'da 2 m^{-1} kayma hızlarında ostenitik paslanmaz çelik numunenin kütle kaybı ile yol ilişkisini gösteren grafikler verilmiştir. Grafiklerde de görüleceği gibi kayma hızının artması ile kütle kayıpları yükselmiştir. Ayrıca bütün numunelerde artan yük ile birlikte kütle kayıpları artmıştır.



Şekil 7.35. Ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adheziv aşınma grafiği.



Şekil 7.36. Ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adheziv aşınma grafiği.



Şekil 7.37. Ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 -180 dev/dak adhesiv kütle kaybı aşınma grafiği.

Adhesiv aşınma direnci için yüksek sertlik önemli iken abrasiv aşınmada yüksek sertliğin yanında karbürler de rol oynar.

Sert fazlarla takviye edilmiş kompozit numunelerde normal yükün malzemenin abrasiv ve adhesiv aşınmalarında oynadığı rol birçok makalede ifade edilmiştir (Bhansali ve Miller, 1982). Her iki aşınma tipinde de aşınma oranının artan yük ile birlikte arttığı belirtilmiştir.

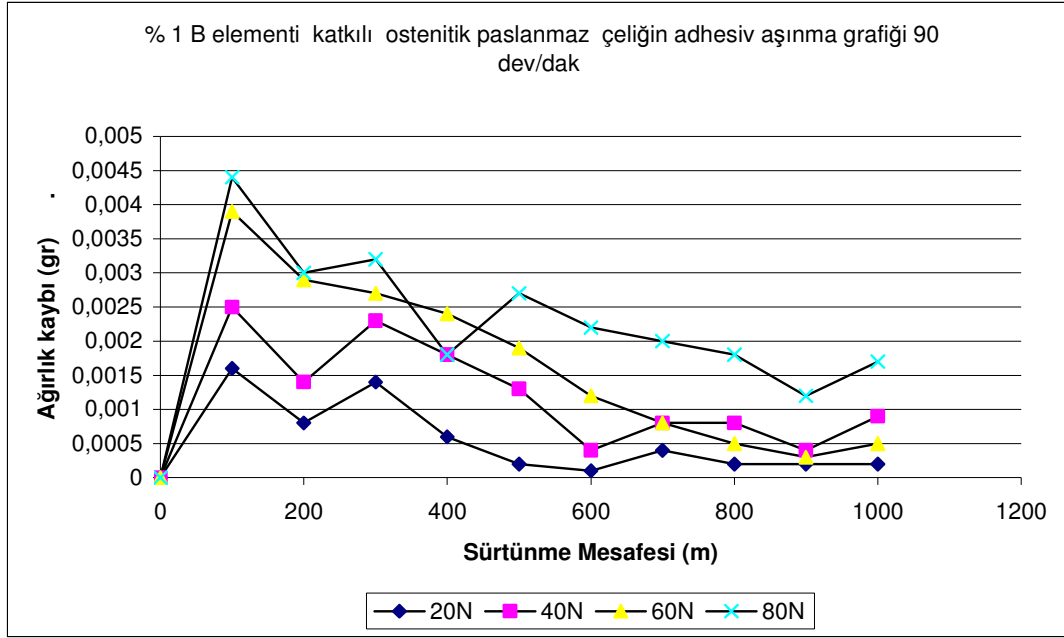
İlk 100 metrelik yol mesafesindeki kütle kayıpları bütün numunelerde en yüksek düzeyde gerçekleşmiştir. Bunun sebebini yüzeydeki pürüzlerin temizlenmesi ve yüzeyi aşındırıcının olumsuz etkilerinden koruyacak olan oksit tabakasının meydana gelmemesi ile açıklamak mümkündür. Çünkü birbiri üzerinde nispi kayma hareketi yapan iki bileşen arasındaki ilk temas pürüzler vasıtası ile olacaktır. Pürüzlerin oksitlenmeye yeterli vakit bulamaması bunların bulundukları yerden daha kolay koparılmasına sebep olacaktır. Bundan dolayı da malzeme yüzeyinde katı bir yağlayıcı gibi görev yapan oksit tabakası meydana gelemeyecek ve ilk anki aşınma yüksek olacaktır (Korkut, 1997).

Her iki kayma hızında da 20 N ve 40 N 'luk yükler altında yapılan aşınma testlerinde ilk 100 metreden sonra yumuşak aşınma tipi görülmüştür. Çünkü adhesiv aşınmada uygulanan yük düşük ise, paslanmaz çeliklerin yüzeydeki oksit filminin karakteristiği, kayan yüzeyler arasındaki pürüzlerin metalik bağ kurmasını engelleyecektir ve aşınma oranını düşüreceklerdir. (Tian ve diğ., 1991).

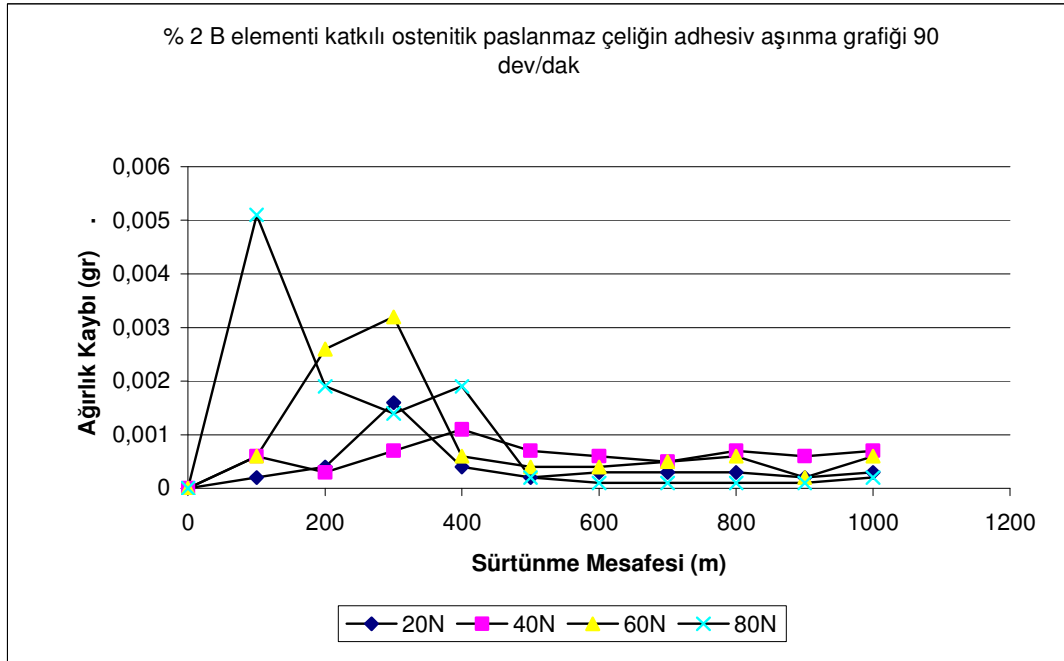
İki kayma hızında 60 N ve 80 N 'luk yükler altında yapılan aşınma testlerinde de ilk 100 metreden sonra yumuşak aşınmaya geçişin başladığı ve 400 metreye kadar kütle kaybında hızlı bir düşüşün olduğu gözlenirken, bundan sonrada sabit bir seyrin izlendiği görülmüştür. Eğer yük yüksekse yüzey pürüzleri arasında metalik bağ oluşacak ve aşınma oranı yüksek olacaktır. Ancak ostenitik paslanmaz çeliklerdeki işleme sertleşmesi kritik bir öneme sahiptir ve yüzeyinde oluşan oksit filmlerinin kararlılığı içerisine katılan alaşım elementi ile birlikte yükselmektedir.

Mekanik özellikler açısından numunenin aşınma davranışı ele alınacak olursa, en düşük sertlik ve tokluk değerleri bu numunede görülmüştür. Çünkü adhesiv aşınma direnci için yüksek sertlik önemli iken abrasiv aşınmada yüksek sertliğin yanında karbürlerde rol oynar (Bejar ve Moreno, 2006).

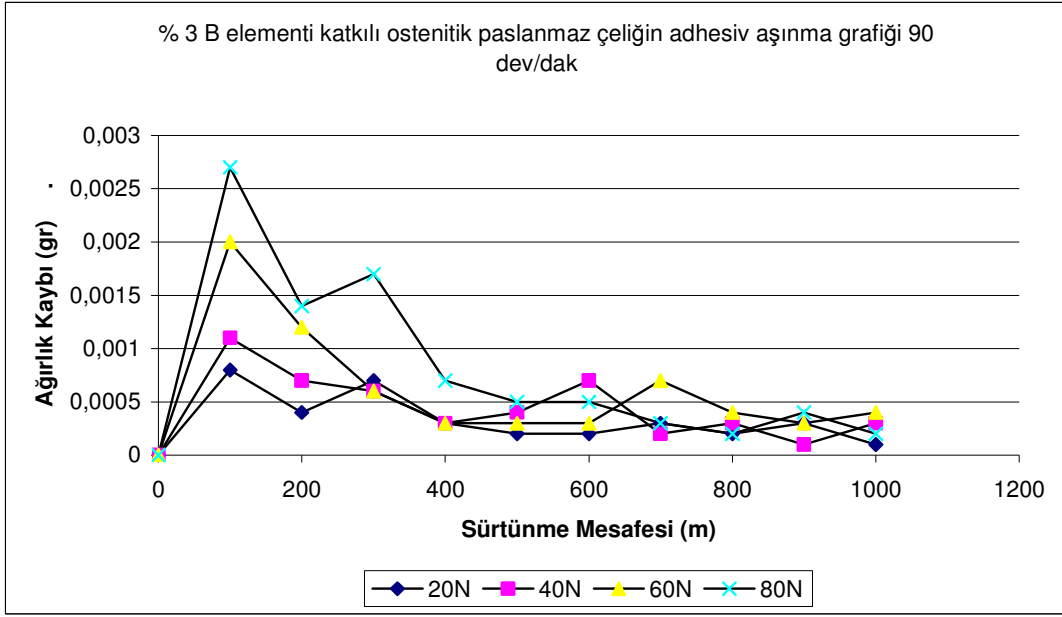
Mikroyapı olarak değerlendirildiğinde bu numunelerin mikroyapısı ostenit fazı içerisinde oluşan M_7C_3 fazı ve ostenit tanelerini çevreleyen $M_{23}C_6$ fazından oluşmaktaydı. Burada $M_{23}C_6$ fazı, tane sınırlarını, M_7C_3 fazı ise ostenit fazını aşındırıcının olumsuz etkilerinden korumuşlardır.



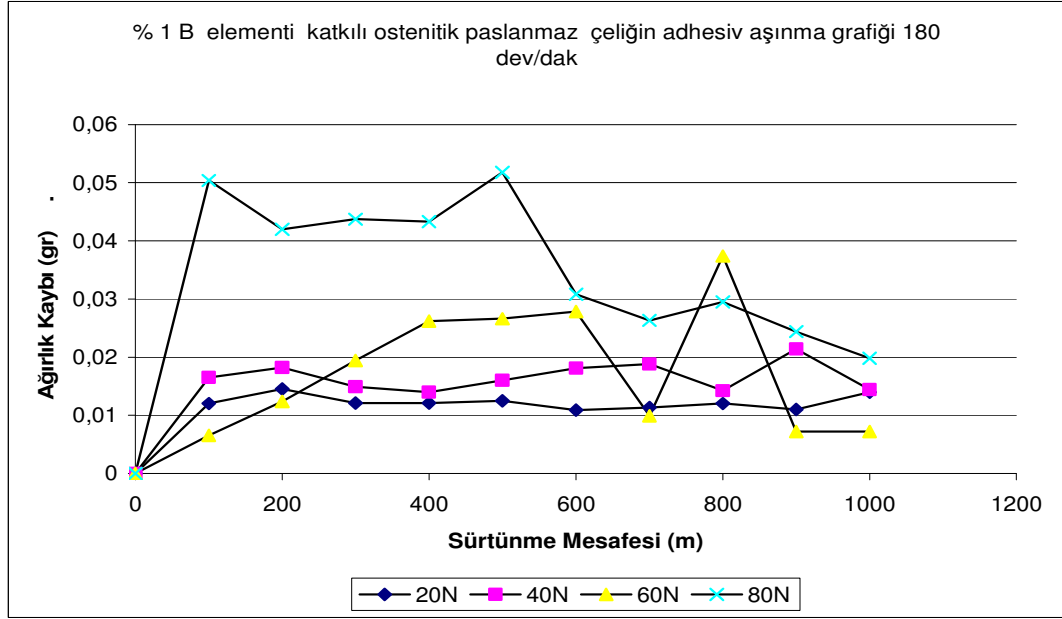
Şekil 7.38. % 1 Bor elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.



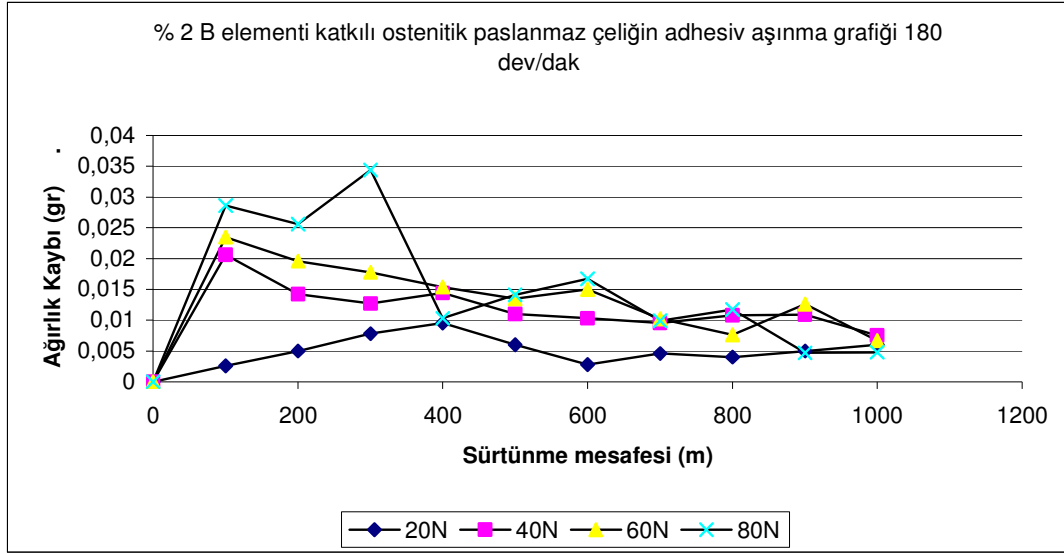
Şekil 7.39. % 2 Bor elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.



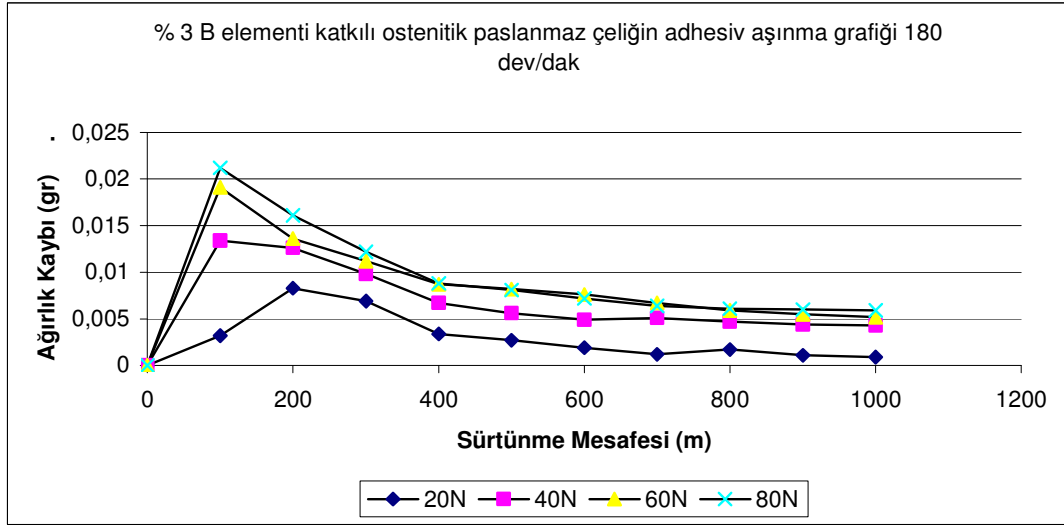
Şekil 7.40. % 3 Bor elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.



Şekil 7.41. % 1 Bor elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.

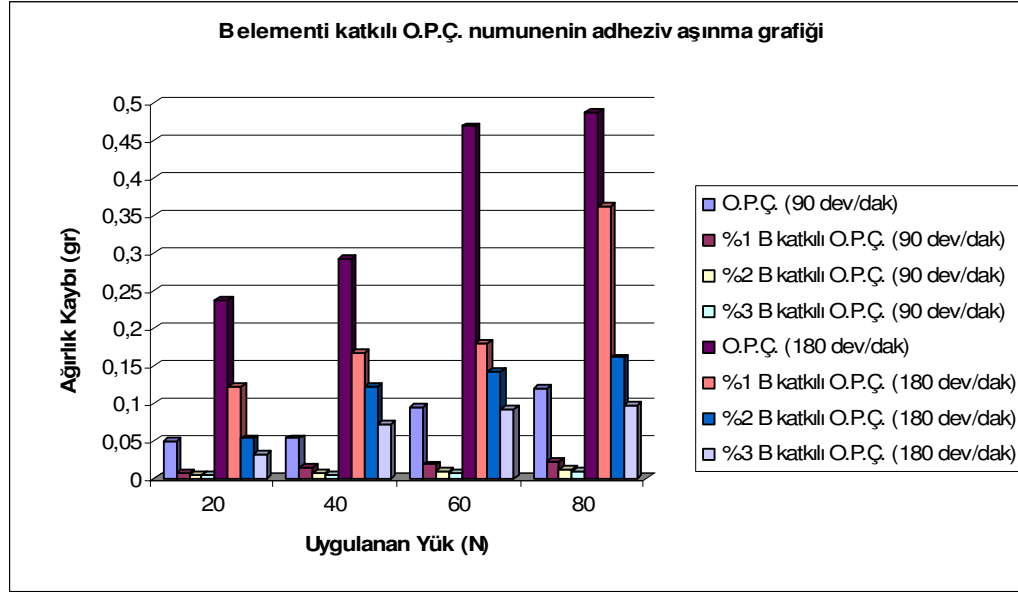


Şekil 7.42 % 2 bor elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.



Şekil 7.43. % 3 bor elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.

Şekil 7.38-40 'de 1 m^{-1} 'lık ve Şekil 7.41-43 'de 2 m^{-1} kayma hızlarında sırasıyla % 1 - 3 bor elementi takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numunenin kütle kaybı yol ilişkisini gösteren grafikler verilmiştir. Grafiklerde de görüleceği gibi kayma hızının artması ile bor ile takviyeli numunelerinde kütle kayıpları yükselmiştir. Ayrıca bütün numunelerde artan yük ile birlikte kütle kayıpları artmıştır.



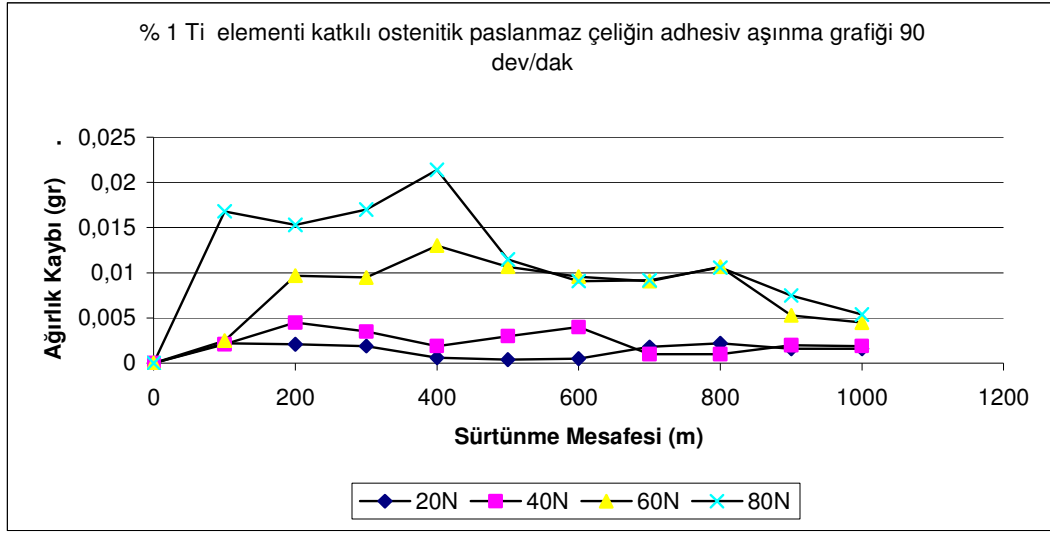
Şekil 7.44. Bor elementi takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 -180 dev/dak adhesiv kütle kaybı aşınma grafiği.

Bu olayın sebebi ostenitik paslanmaz çeliklerde yeterince anlatıldığı için tekrar değinilmeyecektir. Bor elementi ile takviyeli numunelerde artan bor içeriği ile birlikte numunelerin her iki kayma hızında da aşınma dirençleri artmıştır. Bunu öncelikle, oluşan borür bileşikleriyle, numunelerin artan sertlik ve tokluk değerleri ile açıklamak mümkündür. Çünkü yukarıda da bahsedildiği gibi, artan sertlik ve tokluğa bağlı olarak ostenitik çeliklerin aşınma dirençleri de yine bundan olumlu yönde etkilenmektedir. Mikroyapıya bağlı olarak bor elementine bağlı olarak oluşan numunelerin adhesiv aşınma dirençleri incelendiğinde, ostenitik paslanmaz çelik içerisinde meydana gelen $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 fazlarının yanında oldukça sert oldukları bilinen FeB ve Fe_2B fazlarının da mikro yapıda oluşması yapıya mukavemet kazandırmaktadır. Çünkü metalik malzemenin mekanik özelliklerinin iyileşmesinde mikroyapının önemi büyüktür. Ostenitik paslanmaz çelik içerisinde $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 fazlarına ilaveten bor elementine bağlı olarak oluşan sert borür ve bu karbürler, malzemelerin sertliğini artırmakta ve çok az oranda tokluğunu etkilemektedir. Oluşan bu fazlar, malzemeye etki eden yükü taşıyan birer yatak vazifesi görmek ve aşındırıcının olumsuz etkilerinden korumaktadır. Katkısız ostenitik paslanmaz çelik ile kıyaslandığında, yüksek yük ve kayma hızlarında numunelerde kütle kayıplarının süreklilik gösterdiği ve bu sürekliliğin daha sonra da bozulmadığı göze çarpmaktadır. İlk 100 m' den sonra bütün numuneler yumuşak aşınma tipine geçmiştir. Bunu yüzeyde oluşan ve X-ray difraksiyonu ile tespit edilen oksit tipi yüzey katmanı ile de ilişkilendirmek mümkündür. Çünkü yüzeyde Fe_2O_3 tipinde oluşan oksitlerin kısmen, koparak bir abrasiv gibi davranan ara katmanı oluşturmaması

kaydı ile, ostenite yeniden gömülerek bir katı yağlayıcı gibi davrananıp aşındırıcının kötü etkilerinden numunenin yüzeylerini koruduğu düşünülmektedir.

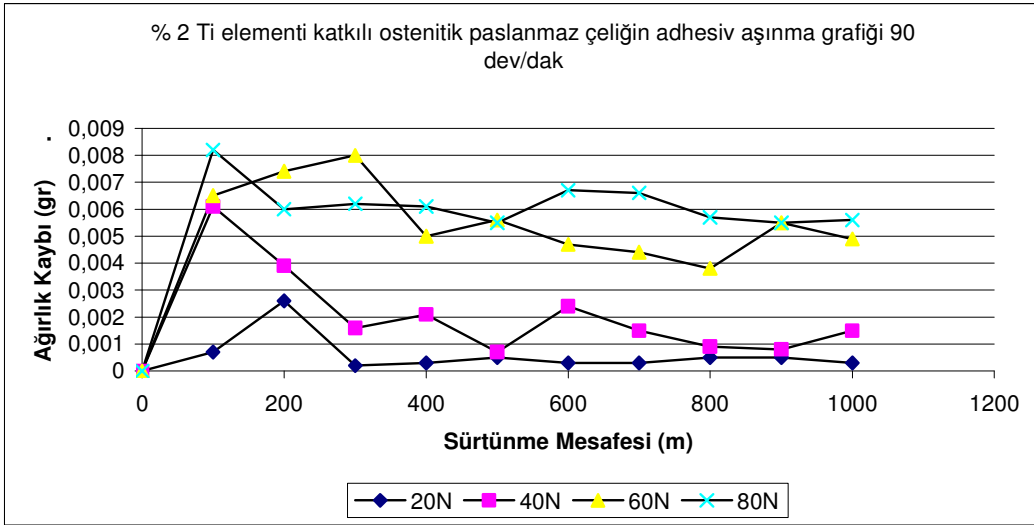
Metal matrisli kompozitlerde malzemenin sürtünme ve aşınma davranışları, matris içerisindeki takviye edicilerin oranına bağlıdır. Bu partiküller matristen daha sert olabileceği gibi daha yumuşak da olabilirler (Pan ve diğ., 1990).

Kompozit içindeki sert partiküller kuru kayma esnasında pürüz-pürüz etkileşimi neticesinde daha büyük plastik deformasyona uğrarlar. Adhesiv aşınmada da matris içerisindeki artan takviye edici hacim oranı ile aşınmanın düştüğü görülmüştür (Hosking ve diğ., 1982).

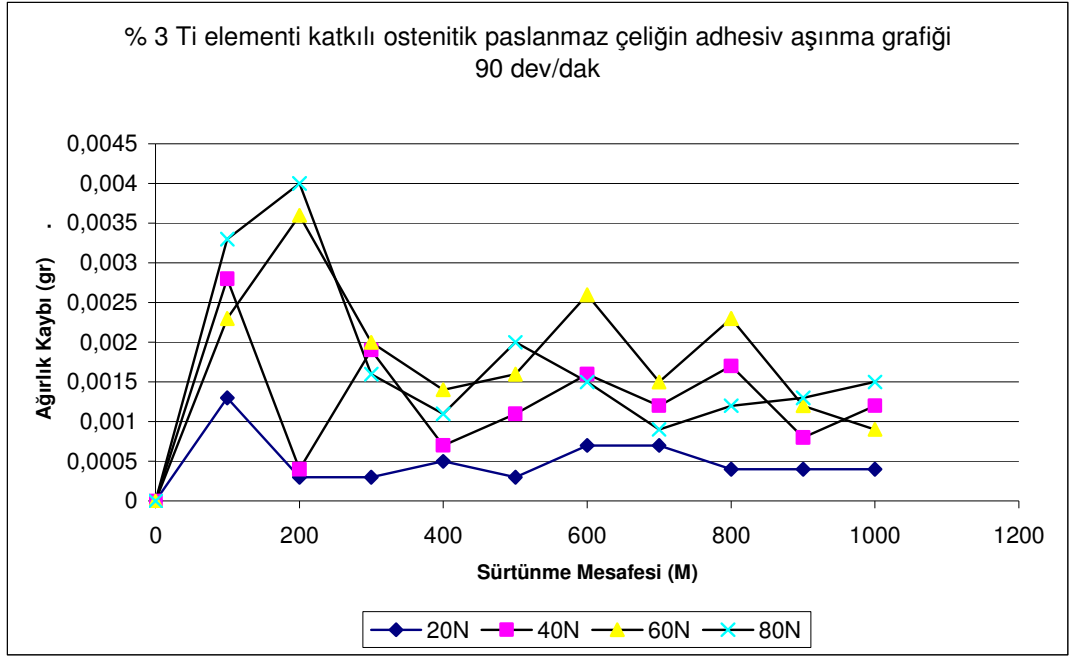


Şe

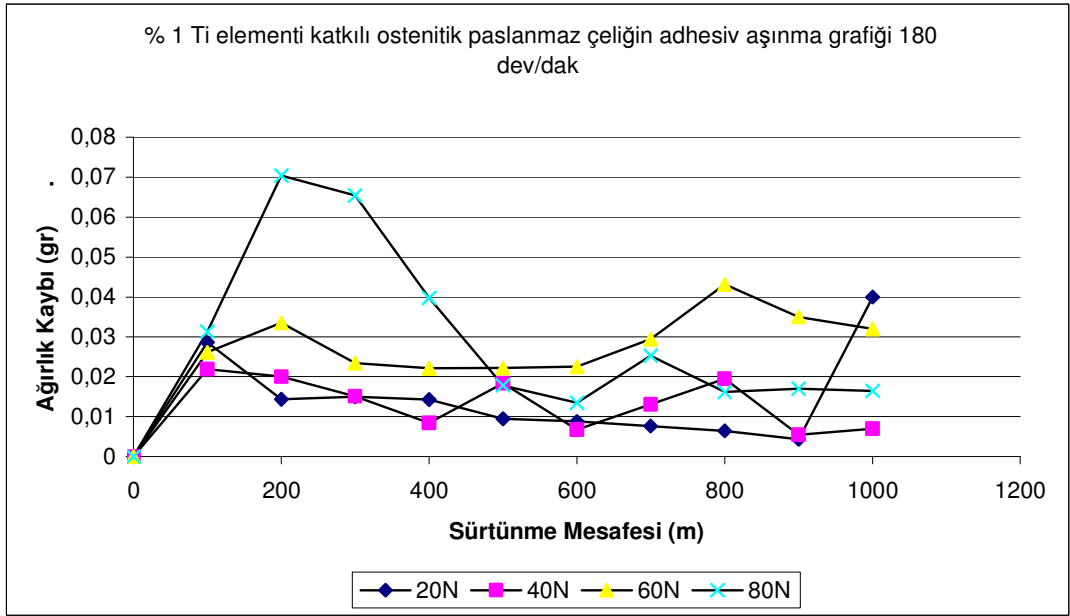
kil 7.45. % 1 titanyum elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.



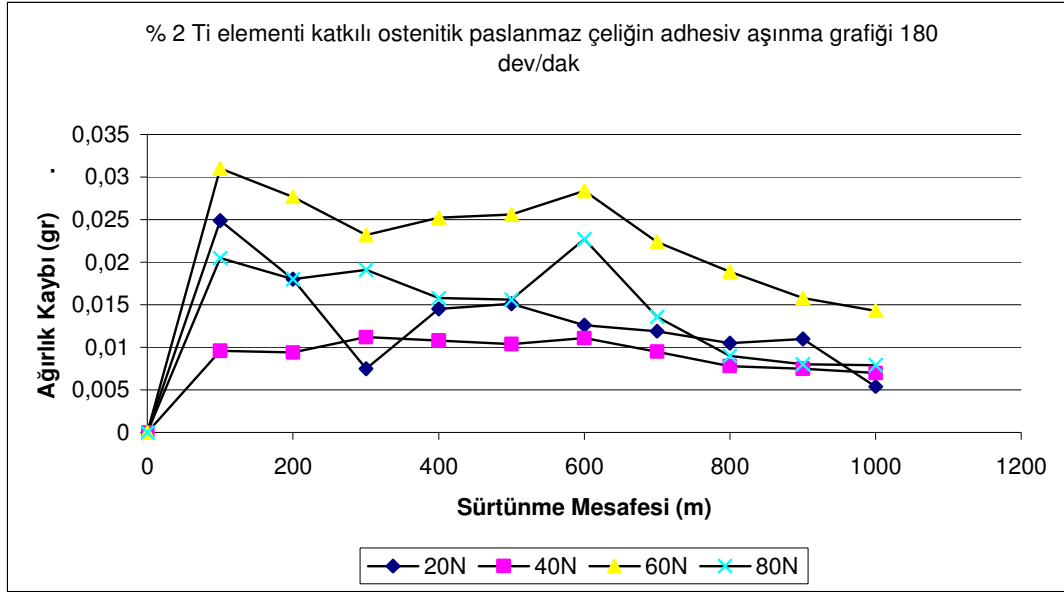
Şekil 7.46. % 2 titanyum elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği



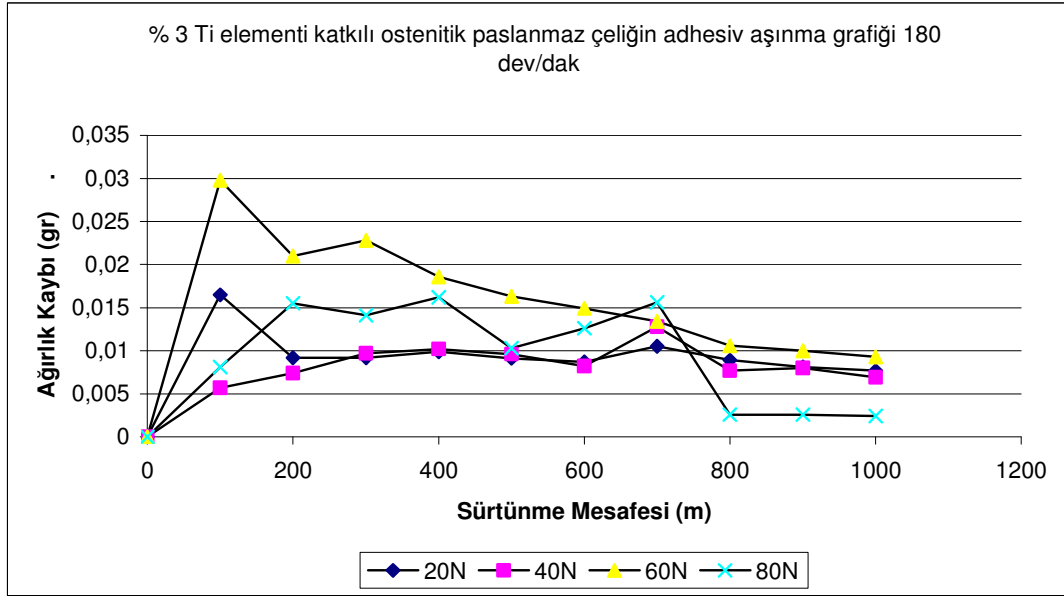
ekil 7.47. % 3 titanyum elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.



ekil 7.48. % 1 titanyum elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.

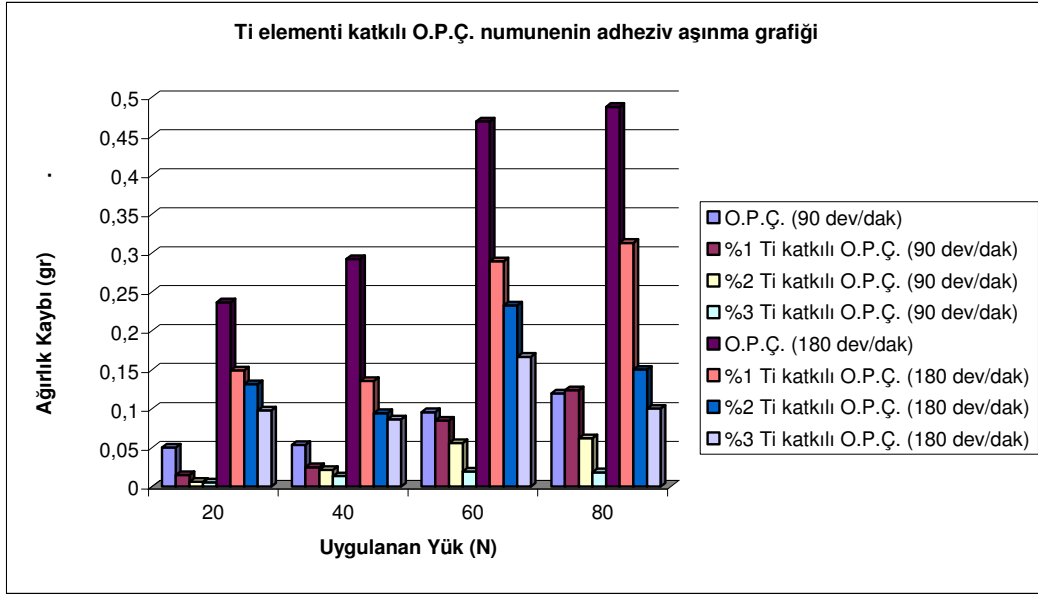


Şekil 7.49. % 2 titanyum elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.



Şekil 7.50. % 3 titanyum elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.

Şekil 7.45-47 'de 1 m^{-1} 'lik ve Şekil 7.48-50 'de 2 m^{-1} kayma hızlarında sırasıyla % 1-3 titanyum elementi takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numunenin kütle kaybı yol ilişkisini gösteren grafikler verilmiştir. Grafiklerde de görüleceği gibi kayma hızının ve yükün artmasına paralel olarak titanyum elementi ile takviyeli numuneler de kütle kayıpları yükselmiştir .



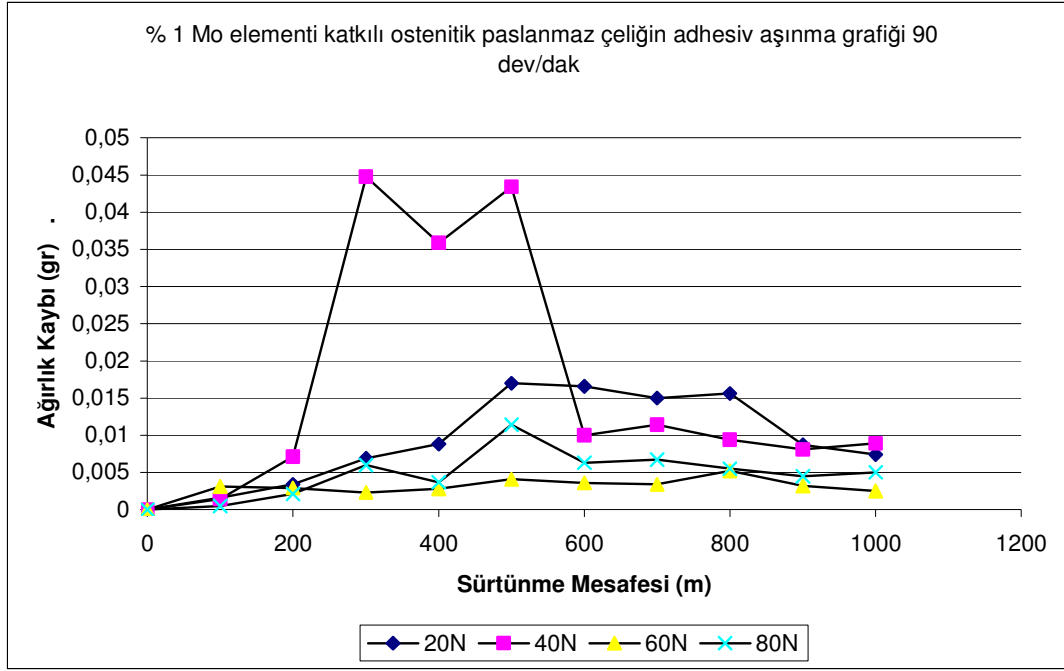
Şekil 7.51. Titanyum elementi takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 -180 dev/dak adheziv kütle kaybı aşınma grafiği.

Titanyum elementi ile takviyeli numunelerde artan titanyum elementi içeriği ile birlikte numunelerin her iki kayma hızında da aşınma dirençleri artmıştır. Bunu yine titanyum takviyeli numunelerin bor elementi ile takviyeli numunelerden sonra sahip oldukları yüksek sertlik değerleri ve bunlara yol açan karbür ve karbür bileşiklerinin oluşması ile açıklamak mümkündür. Gerçi molibden elementi ile takviyeli numunelerin yüzey ve mikrosertlikleri titanyumla takviyeli numunelerin mikrosertliklerinden daha yüksek çıkmıştır. Çünkü molibden elementi, titanyuma oranla matris içerisinde daha fazla miktarlarda çözünmüş ve dağılmıştır. Ancak mikroyapı bölümünde de anlatıldığı gibi, titanyum elementi ferrotitanyumdaki karbonla birleşerek TiC oluşturmuş, tüm matris içerisine dağılmış, çekirdek görevi üstlenmiş ve sanki numuneye TiC katılmış gibi bir davranış göstermiştir. Artan titanyum içeriği ile birlikte mikroyapıda birim bölgede oluşan TiC sayısı buna bağlı olarak çoğalmış ve ostenit fazının içerisinde mevcut sert karbürlere destek vererek, numunenin aşındırıcının olumsuz etkilerinden daha iyi korunmasını sağlamıştır.

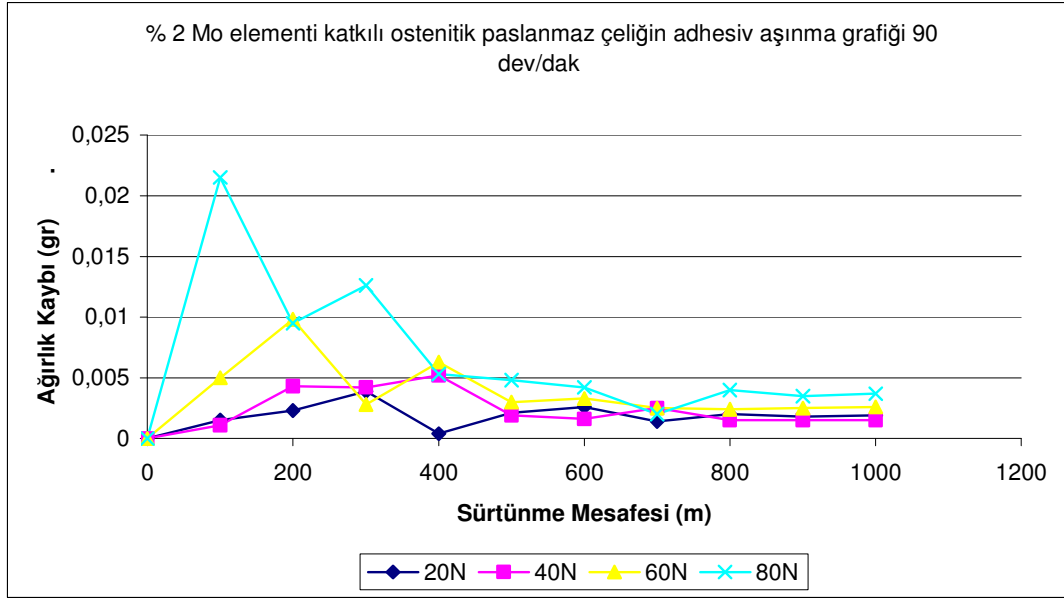
Ostenitik paslanmaz çelik ile kıyaslandığında, yüksek yük ve kayma hızlarında numunelerin kütle kaybı arasındaki sürekliliğin burada da çok fazla olmadığı da göze çarpmaktadır. Yine ilk 100 m' den sonra bütün numuneler yumuşak aşınma tipine geçmiştir. Bunu yüzeyde oluşan ve X-ray difraksiyonu ile tespit edilen oksit tipi ile de ilişkilendirmek mümkündür. Çünkü yüzeyde Fe_2O_3 tipinde oluşan oksitler yüzeyden kopup yeniden ostenit fazı içerisine gömülüp bir katı yağlayıcı gibi davranıp, malzeme yüzeyini aşındırıcının kötü etkilerinden büyük ölçüde korumuşlardır.

Şekil 7.52-54 'de 1 m^{-1} 'lik ve Şekil 7.55-57'de 2 m^{-1} kayma hızlarında sırasıyla % 1-3 molibden elementi takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numunenin kütle kaybı yol ilişkisini gösteren grafikler verilmiştir. Grafiklerde de görüleceği gibi kayma hızının artması ile molibden elementi ile takviyeli numunelerde kütle kayıpları yükselmiştir. Ayrıca bütün numunelerde, beklendiği gibi, artan yük ile birlikte kütle kayıpları artmıştır.

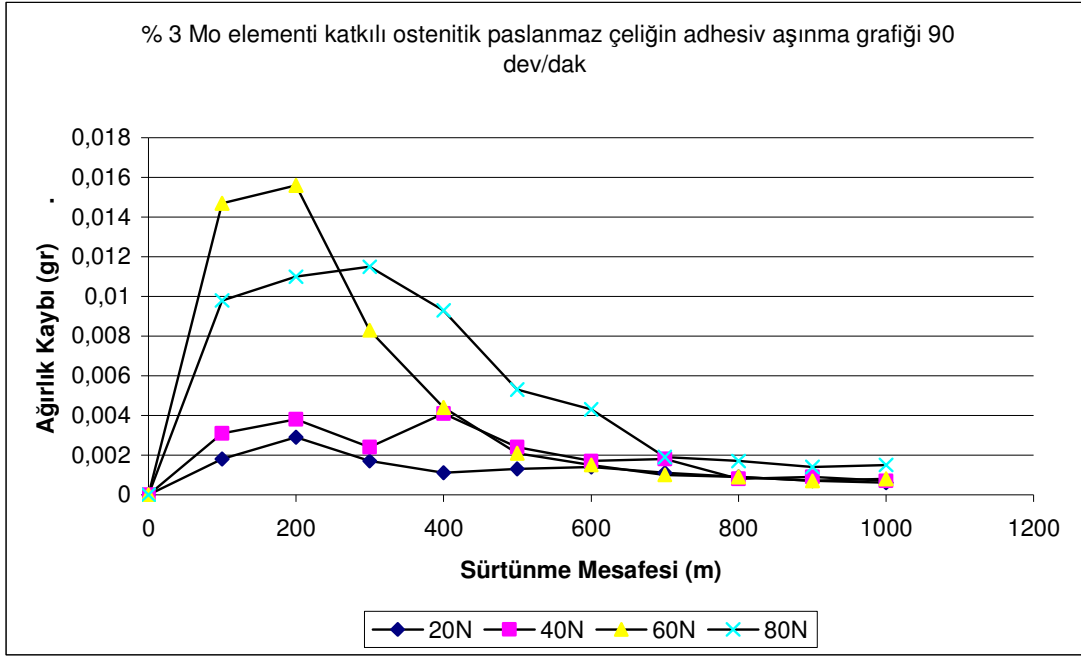
Molibden elementi takviyeli numunelerde de artan takviye edici oranı ile birlikte malzemelerin sertlik ve mikrosertlik gibi mekanik özelliklerinde artma gözlenmiş ve buna bağlı olarak da numunelerin aşınma dirençlerinde yükselme olmuştur. Molibden katkısı, diğer elementlerin katkılarında da söz konusu olduğu gibi, tokluğu fazla etkilememiştir. Düşük kayma hızlarında yapılan aşınma testlerinde 20 N ve 40 N 'luk yüklerde yumuşak aşınmaya geçiş yüzeyde oluşan oksit tabakasına bağlı olarak ilk 100 metreden sonra gerçekleşirken; 60 N ve 80 N 'luk yüklerde sert aşınmadan yumuşak aşınmaya geçişin, 300 metreden sonra ortaya çıktığı görülmüştür. Yüksek kayma hızlarında da malzeme aynı davranışı göstermektedir. Molibden elementi katkılı numuneler titanyum elementi katkılı numunelerden sonra en iyi aşınma davranışı sergileyen numuneler olmuştur. Mikroyapı bölümünde de anlatıldığı gibi, numunelerde artan molibden elementi içeriği ile birlikte, oluşan sert molibden karbürler tüm matris içerisinde dengeli bir dağılım göstermekte ve bu da sertliğin ve aşınma dayanımının artmasına neden olmaktadır. Yani matrisi aşındırıcının olumsuz etkilerinden koruyacak MoC ve Mo₂C fazları yapıda oldukça homojen bir şekilde dağılma göstermiştir. Buna bağlı olarak aşındırıcı ile daha fazla temas sağlanmış ve yumuşak olan ostenitik yapıdaki oksit katının kırılıp tekrar matrise batması sonucunda oksitler, matrisin daha iyi korunması sağlanmış ve molibden karbürlerin sağladığı aşınma direncine katkıda bulunmuştur. Zamanla yüzeyde oksit tabakasının oluşması ve bunu molibden karbürlerin desteklemesi ile, oksitler daha iyi bir katı yağlayıcı görevi üstlenmiş ve sert bir kaplama yüzeyi oluşturarak mükemmel bir koruma sağlamıştır. Ayrıca ostenitik paslanmaz çelikte görünen işlem sonucunda ortaya çıkan deformasyon sertleşmesi aşınma direncinin artmasında malzemeye fayda sağlamıştır.



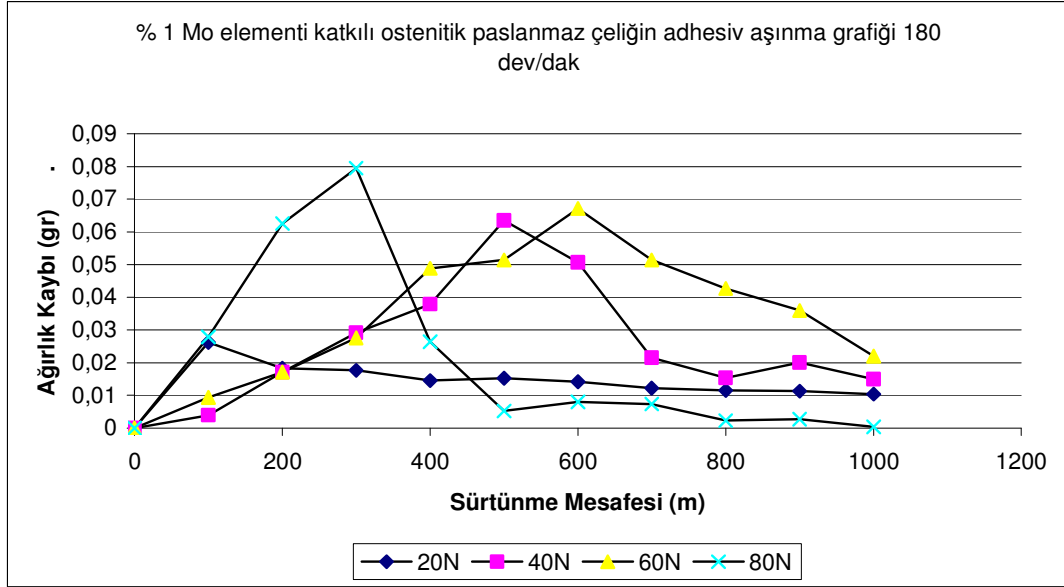
Şekil 7.52. % 1 Molibden elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.



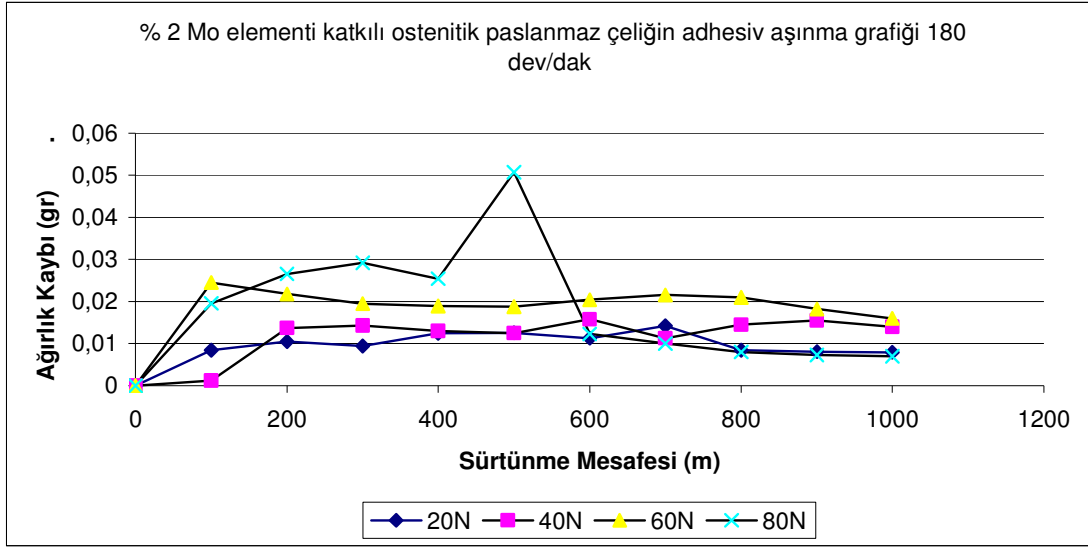
Şekil 7.53. % 2 Molibden elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği



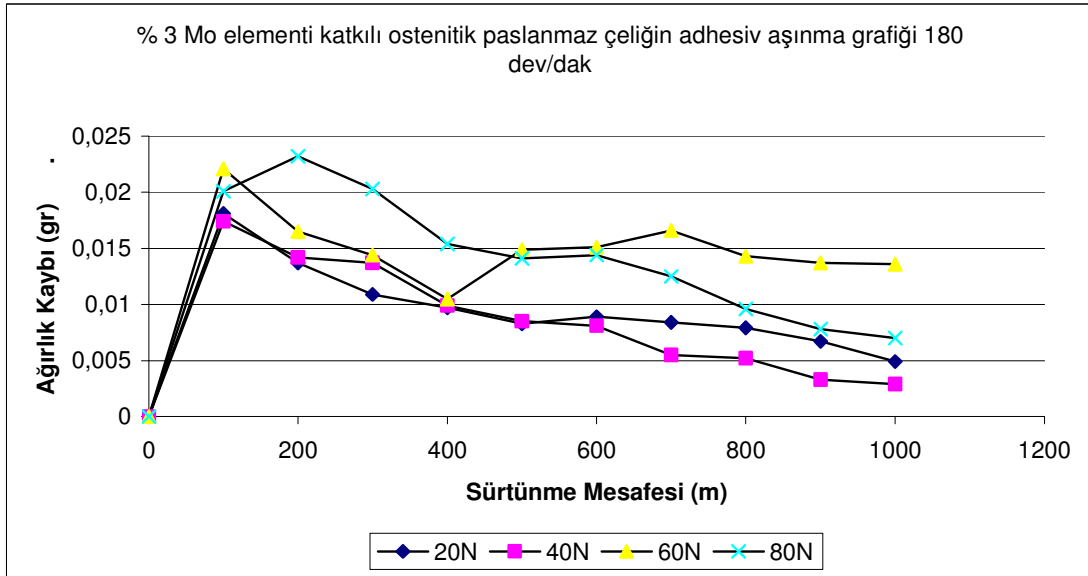
Şekil 7.54. % 3 Molibden elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.



Şekil 7.55. % 1 Molibden elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.

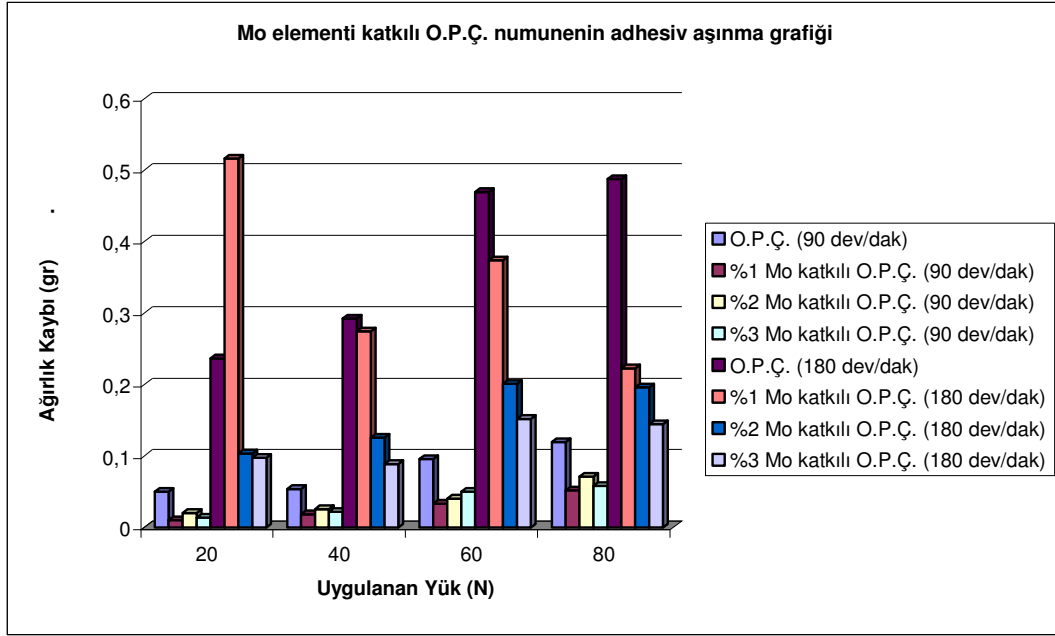


Şekil 7.56. % 2 Molibden elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.



Şekil 7.57. % 3 Molibden elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.

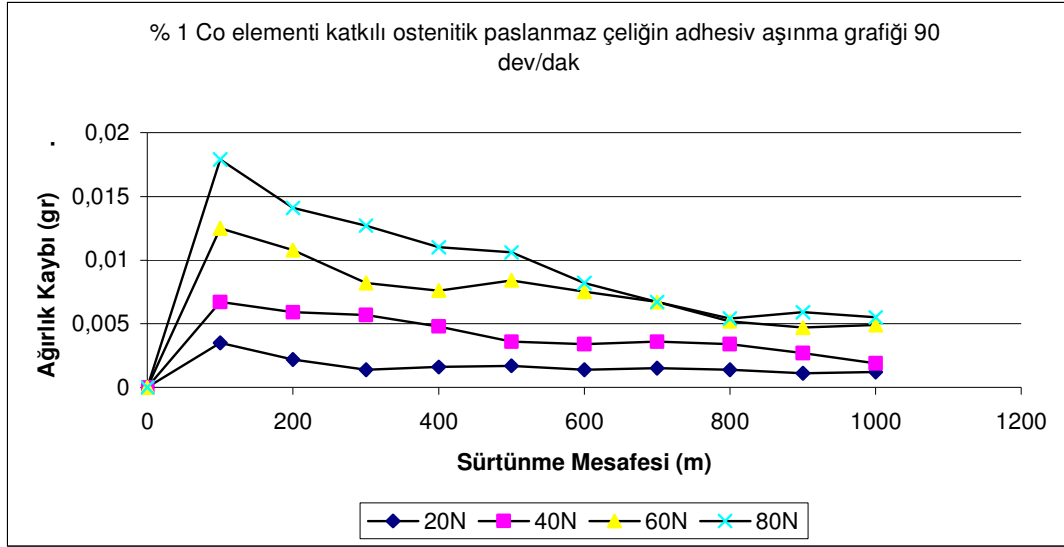
Şekil 7.59-61 'de 1 m^{-1} 'lık ve Şekil 7.62-64 'de 2 m^{-1} kayma hızlarında sırasıyla % 1 - 3 kobalt elementi takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numunenin kütle kaybı yol ilişkisini gösteren grafikler verilmiştir. Grafiklerde de görüleceği gibi kayma hızının artması ile kobalt elementi ile takviyeli numunelerinde kütle kayıpları yükselmiştir. Ayrıca bütün numunelerde artan yük ile birlikte kütle kayıpları artmıştır.



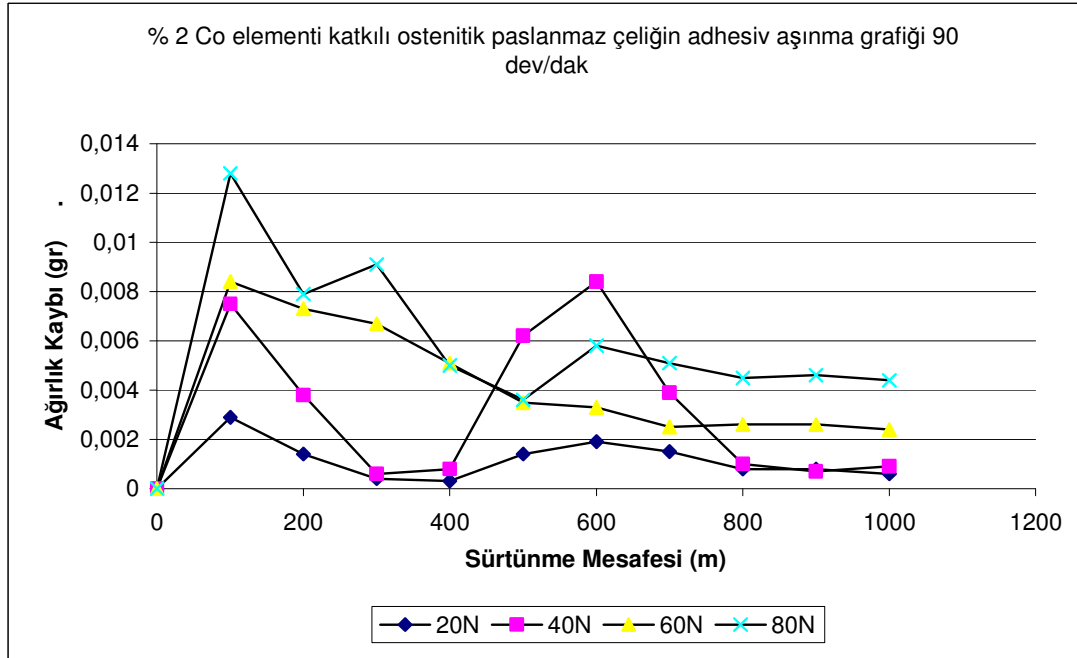
Şekil 7.58. Molibden elementi takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 -180 dev/dak adhesiv kütle kaybı aşınma grafiği.

Takviyesiz ostenitik paslanmaz çelik numuneden sonra en kötü aşınma direncini kobalt elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numuneler göstermiştir. Gerçi mekanik özellikleri incelendiğinde, titanyum ve molibden elementi ile takviye edilmiş numunelere göre mikrosertlik ölçümünde daha yüksek bir sertlik değeri elde edilmiştir. Çünkü kobalt elementinin bilinen bir sert karbürünün olmayışı, sünek bir yapı oluşumu sağlaması ve bağlayıcılık özelliği göstermesi; diğer yandan da tane sınırlarında daha fazla çözünmesi, bu elementin aşınma özelliğine katkısının azalmasına neden olmuştur. Ancak her zaman sertlik ile aşınma direncinin doğru oranlı olarak artması gerektiğini söylemek doğru olmaz. Aşınma direncinin sertliğe bağlı bir artış göstermemesini, sertlik kadar mikroyapı ile de ilişkilendirmek gerekir. Bundan önceki numunelerde $M_{23}C_6$ fazı, genellikle tane sınırlarında teşekkül etmiş ve bazen ostenit tanelerinin içine doğru çatallı girintiler yapmıştır. Ancak kobalt elementi katkılı numunelerin mikro yapı fotoğrafları incelendiğinde $M_{23}C_6$ fazının ostenit tanelerini çok daha fazla parçaladığı, krom karbürlere destek verdiği ve buna bağlı bir mikrosertlik artışını beraberinde getirdiği görülmüştür. Yani bu numunelerde tane sınırlarında $M_{23}C_6$ fazları daha çok olduğu için mantıken aşındırıcı $M_{23}C_6$ fazı sert faz ile daha çok temas halinde bulunmuştur. Sert fazların daha kırılğan olduğu düşünülürse kobalt elementi ile takviyeli ostenitik paslanmaz çeliklerin tane sınırlarında daha fazla kopma olduğundan daha fazla kütle kaybı gösterdikleri düşünülmektedir. Çünkü kobalt elementi diğer elementlerle kıyaslandığında krom gibi karbür fazları oluşturamaz. $M_{23}C_6$ fazı içerisinde

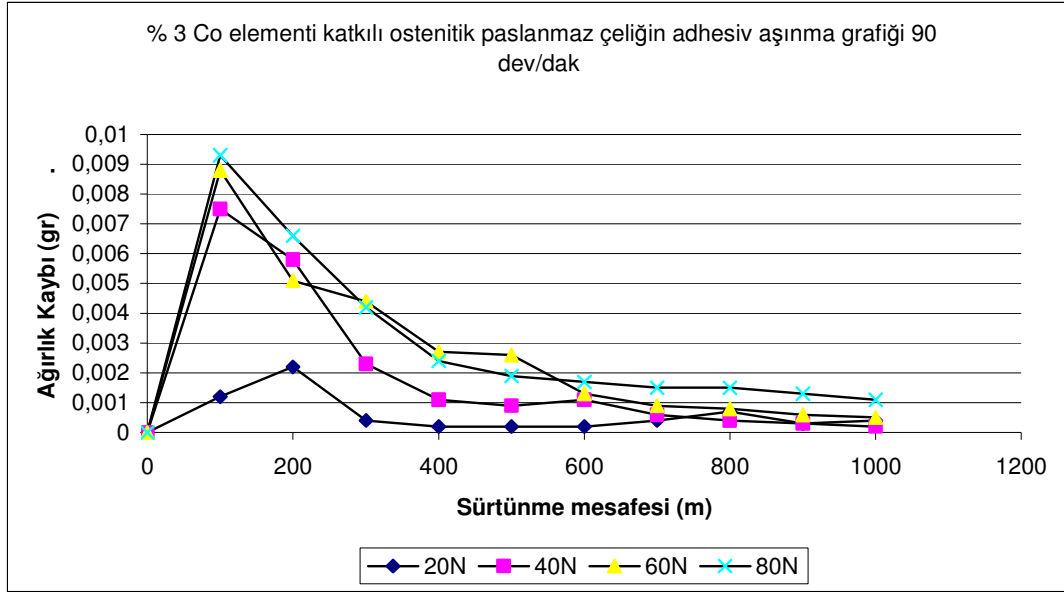
eriyen kobalt elementi ostenit tanelerinin daha fazla bölmesine neden olmuş ve mikroyapıdaki homojenliği bozmuştur.



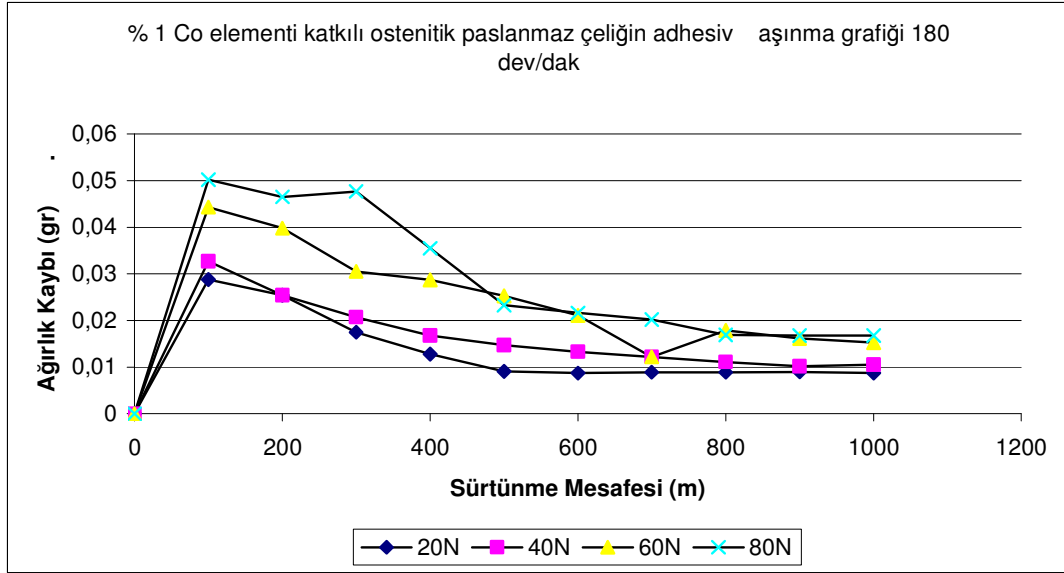
Şekil 7.59. % 1 kobalt elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.



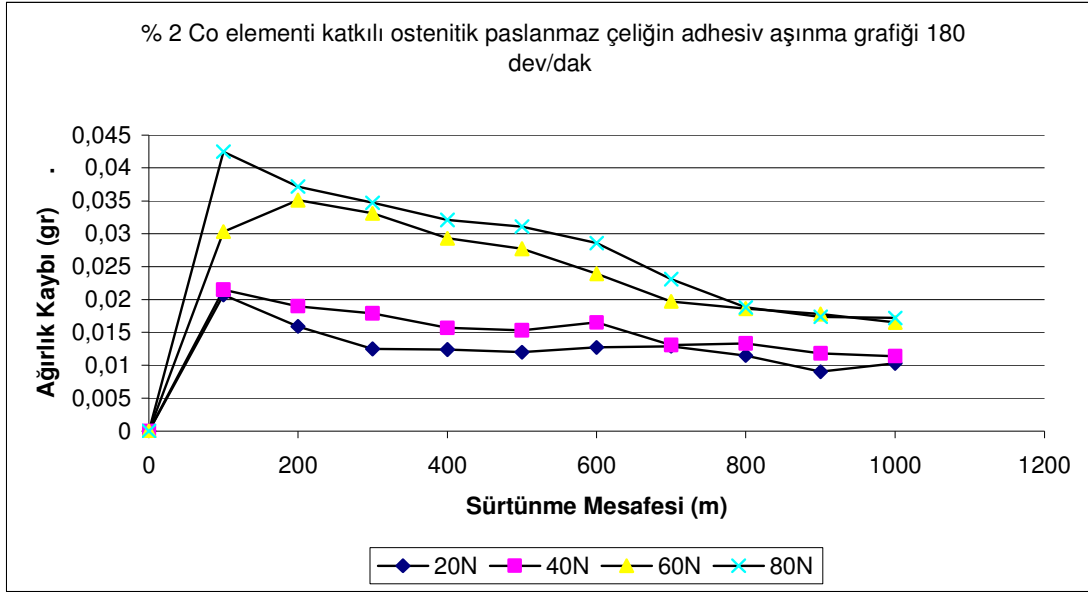
Şekil 7.60. % 2 kobalt elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.



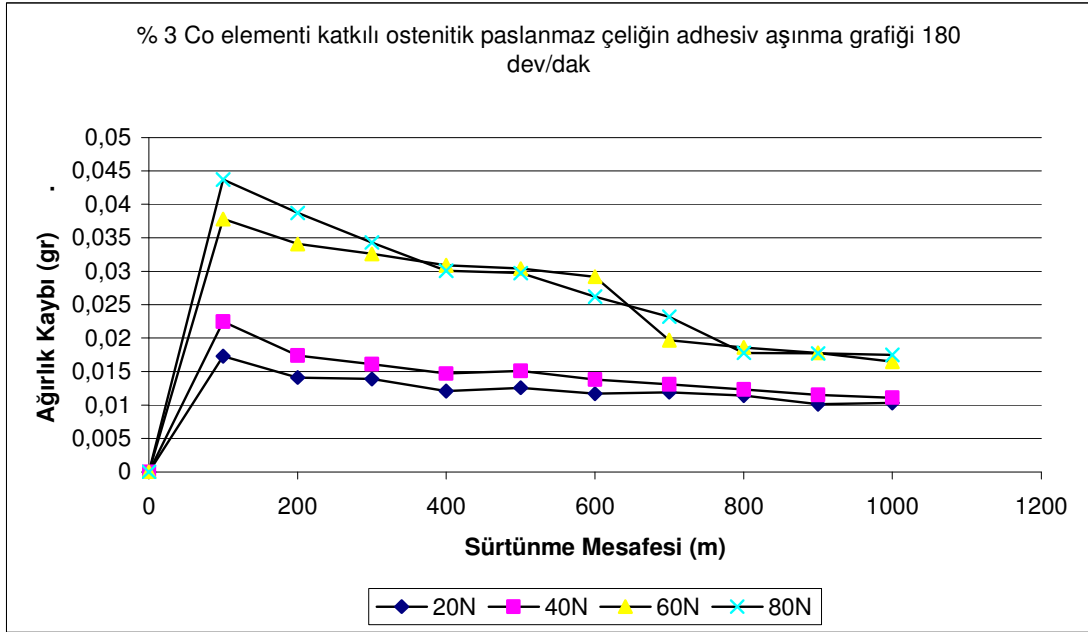
Şekil 7.61. % 3 kobalt elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.



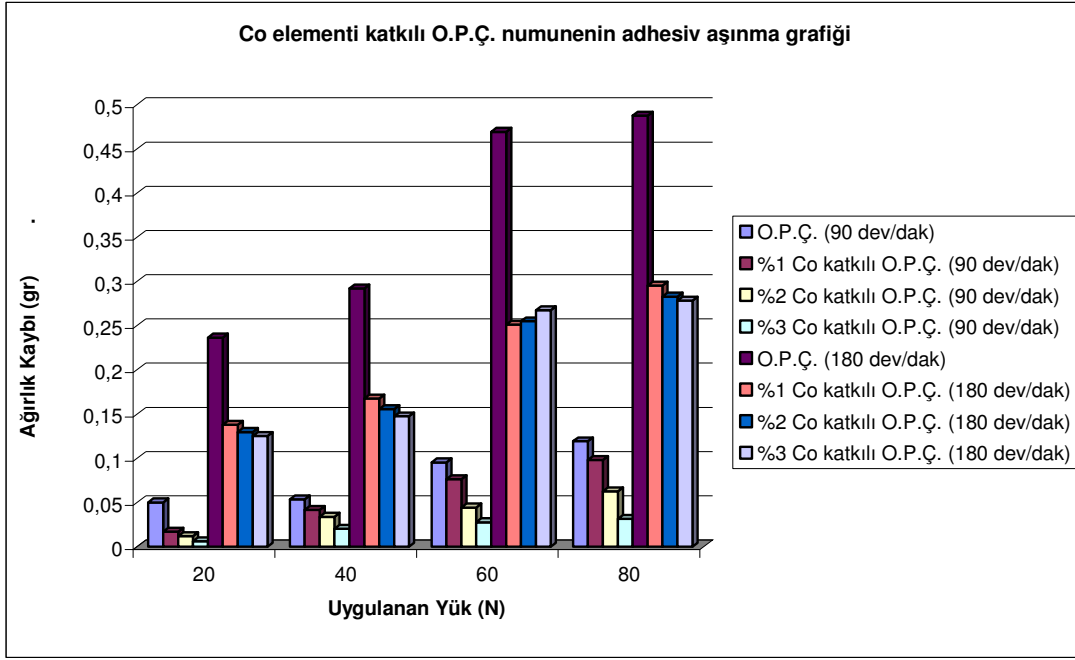
Şekil 7.62. % 1 kobalt elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.



Şekil 7.63. % 2 kobalt elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.



Şekil 7.64. % 3 kobalt elementi katkılı ostenitik paslanmaz çelik numunenin 180 dev/dak adhesiv aşınma grafiği.



Şekil 7.65. kobalt elementi takviyeli ostenitik paslanmaz çelik numunenin 90-180 dev/dak adhesiv kütle kaybı aşınma grafiği.



Şekil 7.66. Adhesiv aşındırıcı malzemenin aşındırmaya tabi tutulduktan sonra yüzeyinden makro çekimle alınmış fotoğrafı.

Bu fotoğrafta da görüleceği gibi yükün artması ile birlikte yüzeyde oluşan oksit tabakasının hem rengi hem de yoğunluğu artış göstermiştir.

8. GENEL SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRMELER

Toz metalurjisi ile üretilen ostenitik paslanmaz çelik tozları içerisinde kütlece % 1, % 2 ve % 3 oranlarında bor, molibden, kobalt ve titanyum elementlerinin katılarak numunelerin mekanik testler ve adhesiv-abrasiv ortamdaki aşınma dirençleri incelenerek aşağıdaki sonuçlar bulunmuştur.

- 1- Takviyesiz ostenitik paslanmaz çelik numunenin mikro yapısının γ (ostenit), $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 fazlarından oluştuğu görülmüştür. $M_{23}C_6$ fazının ostenit tanelerinin sınırlarında teşekkül ettiği, M_7C_3 fazının ise γ (ostenit) matrisi içerisinde tane içine yerleştiği görülmüştür.
- 2- En düşük yüzey sertliği ve mikrosertlik değeri takviyesiz ostenitik paslanmaz çelik numunelerde görülmüştür. Yine düşük mekanik özellikleri ile bağıntılı olarak en düşük adhesiv-abrasiv aşınma dirençleri de bu numunelerde görülmüştür.
- 3- Bor elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numunenin mikroyapısı $M_{23}C_6$, M_7C_3 γ (ostenit) fazları dışında ayrıca bu elementin ana küleden gelen nikelle ve demirle birleşmesiyle oluşan Ni_3B , FeB ve Fe_2B fazlarından oluştuğu tespit edilmiştir.
- 4- En yüksek yüzey ve mikrosertlik ile birlikte, en yüksek tokluk değerleri de bor elementi ile takviyeli numunelerde elde edilmiştir. Yüksek mekanik özelliklere bağlı olarak yine en iyi adhesiv-abrasiv aşınma dirençleri de bor elemeti ile takviyeli numunelerde görülmüştür.
- 5- Titanyum elementi ile takviye edilen ostenitik paslanmaz çelik numunenin mikro yapısının $M_{23}C_6$, M_7C_3 ve γ (ostenit) fazları ve buna ilaveten mikroyapıda partikül şeklinde teşekkül edip matris içerisinde dağılan TiC fazlarından oluştuğu tespit edilmiştir.
- 6- Bor elementi ile takviye edilen numunelerden sonra en yüksek yüzey sertliği ve mikrosertlik değerleri Ti elementi ile takviye edilen numunelerde alınmıştır. Yüksek mekanik özelliklere bağlı olarak yine en iyi adhesiv-abrasiv aşınma dirençleri de bor elementi ile takviyeli numunelerde görülmüştür. Artan takviye edici miktarına bağlı olarak numunenin hem mekanik özellikleri hem de adhesiv-abrasiv aşınma dirençlerinde artış oluşmuştur.
- 7- Molibden elementi ile takviye edilmiş ostenitik paslanmaz çelik numunenin mikro yapısının $M_{23}C_6$, M_7C_3 ve γ (ostenit) fazlarından oluştuğu görülmüştür. Molibden elementinin kendi karbürlerini oluşturduğu, bu karbürlerin matris içerisinde homojen

dağıldığı ve ostenit tanelerinin içerisinde teşekkül ettiği görülmüştür. Mikroyapıda artan Mo elementi içeriği ile birlikte tane sınırlarında oluşan $M_{23}C_6$ faz alanının genişlediği görülmüştür.

- 8- Titanyum elementi ile takviye edilen numunelerden sonra en yüksek yüzey ve mikrosertlik ile birlikte, en yüksek tokluk değerleri molibden elementi ile takviyeli numunelerde görülmüştür. Artan takviye ediciye bağlı olarak bu numunelerde de hem mekanik hem de adhesiv-abrasiv aşınma dirençlerinde artış görülmüştür.
- 9- Ostenitik paslanmaz çelik numuneden sonra en az adhesiv ve abrasiv aşınma dirençleri kobalt elementi ile takviye edilen numunelerde görülmüştür. Kobalt elementi ile takviye edilen numunelerin, Mo, Ti ve B elementi ile takviye edilen numunelerden daha düşük aşınma davranışı göstermelerinin sebebi, düşük sertlikleri ve M_7C_3 fazlarının mikroyapıda iri taneli oluşumu ve tane sınırlarında çatlak oluşumu ile ilişkilendirilmiştir.
- 10- Mo, B, Ti ve Co katkılı numunelerin tokluk ölçümlerinde, bu elementlerle katkılanmış ostenitik paslanmaz çeliklerde, katkı miktarlarının düşük seçilmesi nedeniyle, ölçülen çentik darbe tokluk değerleri birbirine ve ana malzemeye oldukça yakın çıkmıştır.
- 11- Bütün numuneler göz önüne alındığında takviye edici olarak kullanılan Mo, Ti, B ve Co elementlerinin ostenitik paslanmaz çeliklerin hem mekanik özelliklerini hem de aşınma davranışlarını olumlu yönde etkilediğini söylemek mümkündür. Ayrıca, mikroyapıda bu elementlerin yüzde oranı itibarı ile takviye oranlarının artması, malzemelerin mekanik özelliklerini olumlu yönde etkilemiştir. Kompozit numunelere en iyi mekanik ve aşınma özelliklerini bor elementi ile takviye edilmiş numuneler sağlarken; bunu sırası ile Ti, Mo ve Co ile takviye edilmiş numuneler izlemiştir.

KAYNAKLAR

- 1- Archard, J. F, and Hirst, W., 1976, The wear of metals under unlubricated conditions, 1956, Proc.
- 2- Argon, A. S., 1976, Formation of cavities from nondeformable second-phase particle in low temperature ductile fracture, Trans, ASME, 98, 60-68.
- 3- Axen, N., Jacobson, S., Hogmarg, S., 1997, "Principles for the tribological evaluation of intrinsic coating properties", wear 203-204, 3, 637-641.
- 4- Bach, F.W., Duda, T., 2000, Moderne Beschichtung sverfahren, Willey-VCH Verlag, Weinheim Deutschland, 1-31
- 5- Baeslack, W.A., Davis, J.R. and Cross, C.E., 1993, Selection and Weldability of Conventional Titanium, Alloyys ASM Metals Handbook, V.6, 507-523
- 6- Banarji, A., Prasad, S.V., Surappa, M.K., Rohatgi, P.K., 1982, " Abrasive wear of cast aluminium alloy-zircon particle composites", Wear 88 (1982) 141-151.
- 7- Banarji A. and P.K. Rohatgi, J., 1982, Mater Sci., V. 17, p. 335
- 8- Bejar, M.A., Moreno, E., 2006 " Abrasive wear resistance of boronized carbon and low-alloy steels", Journal of Materials Processing Technology 173 (2006) 3, 352-358.
- 9- Berns, H., 2003, " Comparison of wear resistant MMC and white cast iron", Wear 254 (2003), 1-2, 47-54.
- 10- Bhansali, K.H., Miller, A.E., 1982, "The role of stacking fault energy on galling and wear behavior", Wear 75 (1982) 241-252.
- 11- Brooks, J.A., Lippold, J.C., 1993, Selection of wrought austenitic stainless, ASM Metals Handbook, V.6, 456-469.
- 12- Bocchini, G.F. And Benedetti, B.D., 1992, Comparison Between Various Tecniques Suitable To Produce Equivalent Mechanical Components., P/M World Congress, San Fransisco.
- 13- Davis, J.R., 1993, Selection of wrought martensitic stainless steels, ASM Metals Handbook, V.6, 432-441.

- 14- Demirci A.H., 2004, Malzeme Bilgisi ve Malzeme Muayenesi, Alfa Basım Dağıtım Ltd. Şti., 1. Baskı, İstanbul, 1-8.
- 15- DIN 50320., 1983, Verchleib, System, Analyse von verschleib vorgangen gliederung des verschleib gebietes, Material prüfnormen für Metallische Werkstoffe, 2. DIN Taschenbuch. 56, Beuth Verlag Gmbh, 38-51, Berlin.
- 16- Ekşi, A., Sarıtaş, S., 1996, İzostatik preslemede prensipler ve uygulamalar, 1. Ulusal Toz metalurjisi Konferansı, 16-17 Eylül 1996 Gazi Üniversitesi, Ankara.
- 17- Erdoğan M., 1998 Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri, Nobel Dağıtım, Bildiri Kitabı, Kızılay /Ankara 229-246
- 18- Ersümer, A., 1970, Toz Metalürjisi, Sert Metal/Sinterleme, İ.T.Ü. Matbaası, İstanbul, 1-47.
- 19- Gök S.M., 2003, Toz metalurjisinde kullanılan metalik tozların üretim teknikleri ve malzemelere uygulanan genel aşınma çeşitler, Doktora Semineri, F.Ü., Elazığ.
- 20- Gök, S.M., Korkut, M.H., Koç, V., Yıldırım, M.M., 2006, Toz metalurjisi ile üretilen ostenitik paslanmaz çeliğin adhesiv aşınma direncine molibdenin etkisi, 11. Uluslararası Denizli Sempozyumu, Nisan 2006, Bildiri Kitabı, Denizli, 862-868.
- 21- Gürleyik, M.Y., Püskürtme aşınması, 2. Denizli Malzeme ve İmalat Sempozyumu, 2-3 Mart 1987, Bildiri Kitabı, Denizli, 134-152.
- 22- Hausner, H.H. and Mol, M.K., 1982, Handbook of Powder Metallurgy, New York, USA.
- 23- Herman, S. Mannesman 1978, Sintering an Economical Process For the Manufacture of Metalic Presion Parts, Almanya.
- 24- Hosking, F.M., Partilla, F.F. Wunderlin R., and Mehrabion, R., J., 1982, Mater, Sci., Vol 17 P 477
- 25- Hutchings, I, M., 1991, Proc. Conf. Advanced Materials and Processes, University of Cambridge, 22-24 July, p 56.

- 26- Jain, M. K., Bhanibrasad V. V, Kamat S. V., 1993 29- 267.
- 27- Jasim, M.K., Dwarakadasa, E.S., E.S., 1987, Wearin Al-Si alloys under dry sliding conditions, Wear, 119, 1, 119-130.
- 28- John H. M., 1993., Carpenter Technology Corporation wear of stainless steels . 712-765
- 29- Kacar, A.S., Rana,F., Stefanescu, D.M., 1991 “ Kinetic of gas-to-liquid transfer of particles in metal matrix composites”, Materials Science and Engineering A 135 (1991) 3 95-100.
- 30- Kasouf, C.F., 1994, Threats To P/M: An Analysisof Competitive Technologies, P/M World Congress And Exhib., Paris.
- 31- Koç, V., 1999, Sinterlenmiş $Cr_{23}C_6$ karbür tozunun difüzyon kaynağı yöntemi ile yüzey kaplama malzemesi olarak araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ, 81 s.
- 32- Koç, V., 2002, Toz metalurjisi tekniğinde mekanik alaşımlandırma, Doktora Semineri, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ, 34 s.
- 33- Koç, V., Korkut, M.H., Gök, S.M., Yıldırım, M.M., 2006, Toz metalurjisi ile üretilen ostenitik paslanmaz çeliğin mekanik özelliklerine karbür yapıcı elementlerin etkisi, 11. Uluslararası Denizli Sempozyumu, Nisan 2006, Bildiri Kitabı, Denizli, 777-781.
- 34- Korkut, M.H., 1997, Ferritik paslanmaz çeliklerin mikro yapısı ve aşınması üzerine karbür yapıcı elementlerin etkilerinin araştırılması, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 90s.
- 35- Korkut, M.H. 2003, Microstructure and wear behavior of Al 2024/ Si Fe and Al 2024 Si Fe Al_2O_3 composites Tribology International 36 169-180.
- 36- Korkut, M.H., 2004, Effect of particules reinforcement on wear behaviour of aluminium matrix composites., Materials science and technology, january vol 23, 73-81.
- 37- Korkut, M.H., 1992, Sürtünmeye maruz metalik disklerin aşınmış bölgelerinde dolgu kaynak işleminden sonra aşınma özelliklerinin değişiminin deneysel araştırılması, YüksekLisans Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 67s.

- 38- Korkut, M.H., Gök, S.M., Koç, V., Yıldırım, M.M., 2006, Toz metalurjisi ile üretilen ostenitik paslanmaz çeliğin abrasiv aşınma direncine molibdenin etkisi, 11. Uluslararası Denizli Sempozyumu, Nisan 2006, Bildiri Kitabı, Denizli, 855-861.
- 39- Kosel, T.H., Fiore, N.F., Coype, J.P., 1978, Corrosion-Erosion behavior of materials, Metalurgical Society of ASM 1990, Missori, U.S.A..
- 40- Kragelsky, I.V., 1960, Contact area of rough surface, Wear, 3, 170-187.
- 41- Krysiak, K.F., Grubb, J.F., Campbell, R.D., 1993, Selection of Wrought Ferritic Stainless Steels, ASM Metals Handbook, V.6, 443-454.
- 42- Kuble T.H., Kosel Y. Xu, İn. K.C. Ludema (Ed.), 1989, Proceedings of the international conference on wear of materials, vol. 1 penver, USA. April 9-13. 23
- 43- Kurt, A., 1994, Toz Metal Bronz Yatak Malzemelerin Özellikleri, Gazi Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi, Ankara.
- 44- Kurt, B., 2005, Ti-6Al-4V Alaşımı ile farklı tip paslanmaz çeliklerin difüzyon kaynağı, Fırat Üniversitesi, Doktora Lisans Tezi, Elazığ.
- 45- Kuzucu, V., Aksoy, M., Korkut, H. M., The Effect Of Stabilizing Elements Such As Mo, Ti, V And Nb On The Microstructure Of Ferritic Stainless Steel.
- 46- Larsen-Basse J., and Premarante, B., 1983, Proc. Conf. Wear of materials, ASME, New York, P 161-170.
- 47- Layıktez, C., 1988, Çeşitli sanayi kollarında aşınma türlerinin incelenmesi, Oerlikon yayını, İstanbul.
- 48- Lewandowski J.J., Liu C., W.H. Hunt Jr, in: P. Kumar et al. (Wds.), (1987) Processing and Jahanmir, S. And Suh, N. P., Mechanics of subsurface void nucleation in delamination wear, 1977, Wear 44, 17-38.
- 49- Lippold, J.C., 1993, Introduction to the selection of stainless steels ASM Metals Handbook, V.6, 431

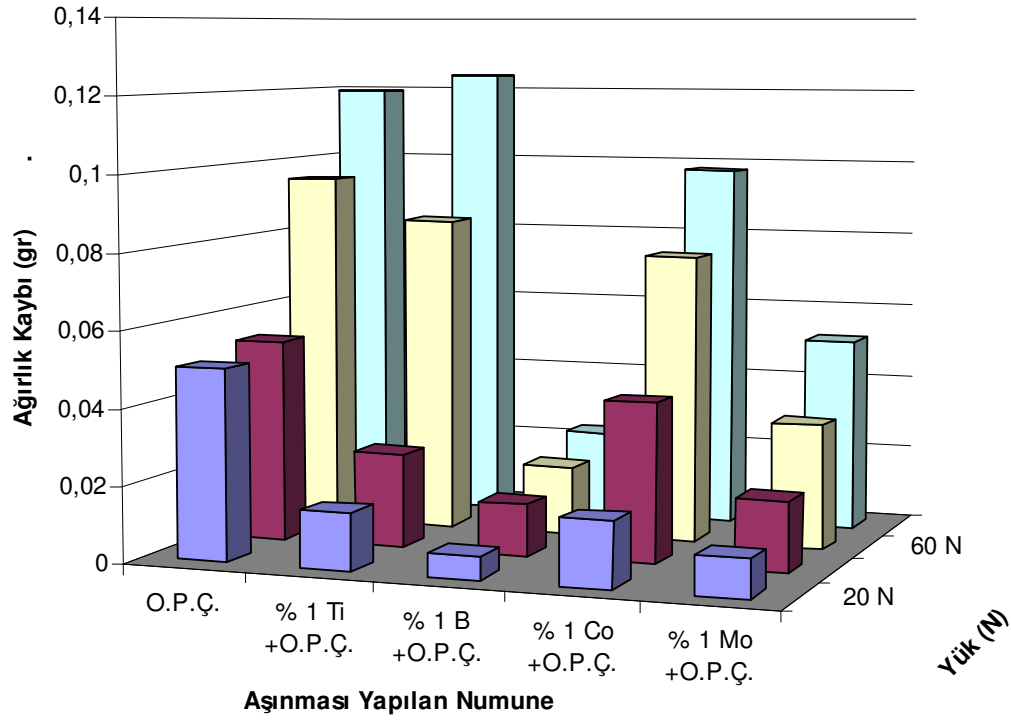
- 50- Modi O.P., Mondal D.P., Prasad B.K., Singh M., Khaira H.K., 2003, Abrasive wear behaviour of a high carbon steel: effects of microstructure and experimental parameters and correlation with mechanical properties material science and engineering A343 235-242.
- 51- Mohandas, T., Reddy, G.M. and Naveed, M., 1999, A comparative evaluation of gas tungsten and shielded metal arc welds of a ferritic stainless steel, Journal of Materials Processing Technology No. 94, 133-140
- 52- Moore, A.J.W., 1976, "Tribology and hard surfacing: The Australian Scene" Tribology International 9 6, 265-270.
- 53- Murali T.P., Prasad S.V. 1982, M.K. Surappa and P.K. Rohatgi, wear Vol 80, P 149
- 54- Nath, D., Biswas S.K and. Rohatgi P.K., 1980, Wear, Vol 60, P 61
- 55- Noble, D.N., 1993, Selection of Wrought Duplex Stainless, ASM Metals Handbook, V.6, 471-479
- 56- Nieh T.G., Imai T., Higashi K., 1993, Master. Sci. 28 – 1685.
- 57- Özdural, H., 1996, Tozmetal Ticaret ve Sanayi A.Ş. 1.Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı, 16-17 Eylül 1996, Gazi Üniversitesi, Bildirim Kitabı, Ankara, 725-729.
- 58- Pan Y.M., Fin, M.E. and. Cheng H.S 1990, " Aging effects on the wear behavior of P/M aluminum alloy SiC particle composites", Sctipta Metallurgica et Materialia 24 (1990) 7 1341-1345.
- 59- Pan Y.M., Fin, M.E. and. Cheng H.S 1990, wear mechanism of Al-based metal matrix composites under rolling and sliding contacts, Tribology of composite Materials P.K. Rohatgi, P.Blau, and C.Yust, Ed., ASM International 1990, P 93
- 60- Pollard, B., 1993, Selection of wrought precipitation-hardening stainless steels, ASM Metals Handbook, V.6, 482-493.
- 61- Rabinowicz, E., 1965, Friction and Wear of Materials. Wiley, New York

- 62- Reddy, S.A., Pramila Bai, B.N., Murthy, S., and Bisway, S.K., 1994, Wear and seizure of binary Al-Si alloys, 171, 1-2, 115-117.
- 63- Rice, S.L., Moslehi, F.A., 1997, Modeling friction and wear phenomena, Wear 206, 1-2, 136-146.
- 64- Rice, S. L., Nowonty, H. And Wayne, S. F., 1981-1982, Characteristics of metallic subsurface zones in sliding and impact wear. Wear, 74, 131-142
- 65- Rohatgi P.K., Liu Y., and Ray S., 1976, University of Wisconsin-Milwaukee-Friction and wear of Metal trans 7A. 1833.
- 66- Rosenfield, A. R., 1987, A shear instability model of sliding wear, Wear, 116, 319-328.
- 67- Saka, N., Pamies-Teixeira, J. J. and Suh, N. P., 1977, Wear of two-phase metals. Wear, 44, 77-86.
- 68- Sarıtaş, S., 1996, Bir titreşimli öğütücü imalatı ve metal tozlarının öğütmeye bağlı özelliklerinin incelenmesi, 1. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı, 16-17 Eylül 1996, Gazi Üniversitesi, Bildiri Kitabı, Ankara, 387-396.
- 69- Sarıtaş, S., 1985, Çelik Toz Dövmecilik, ODTÜ Uygulamalı Araştırmalar Dergisi, 3 (11), Ankara.
- 70- Sarıtaş, S., KURT, A., 1991, Toz Metal Yatak Malzemelerin Özellikleri, 5.Ulusal Makine Tasarım ve İmalat Kongresi, ODTÜ.1992 Ankara.
- 71- Sato, A. And Mehrabian, R., 1976, Aluminum matrix composites: Fabrication and properties. 443-451.
- 72- Savaşkan Temel., 2004, Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, Karadeniz Teknik üniversitesi Makine Mühendisliği bölümü., Trabzon.
- 73- Schreck, S., Zum Gahr, K.H., 2005, “ Laser-assisted structuring of ceramic and steel surfaces for improving tribological properties” Applied Surface Science 247 (2005) 1-4 616-622.
- 74- Shahani R. A, Clyne T.W., 1991, Master. Sci. Eng A 135- 281.

- 75- Shetty, A.J., 1993, Wear mechanism maps of 440 C martensitic stainless steel, *Wear*, 162, 614-618.
- 76- Shigenaka, N., Hashimoto, T., Fuse, M., 1993, "Effects of alloying elements (Mo, Si) in an austenitic stainless steel on dislocation under irradiation", *Journal of Nuclear Materials* 207 12 46-52.
- 77- Sin. H., Saka. N., Suh. N.P., 1979, Abrasive wear mechanism and the gritsize effect, *Wear*, 55, 1, 163-190.
- 78- Soemantri, S., 1986, Some aspects of abrasive wear at elevated temperatures, *Wear*, 104, 77-91.
- 79- Stevenson, W., Project manager / materials group energy technology division midland-ross corp. (P/M stainless Steels)
- 80- Subramanian, C., 1992, Some considerations towards the desing of a wear resistant aluminyum alloy, *wear* 155, 193-205.
- 81- Suh and Saka N.E., MIT pres 1978, Effect of microstructure on friction and wear of metals, *Fundamentals of tribology*, N.P. P135
- 82- Suh, N. P., 1973, The delamination theory of wear. *Wear*, 25, 111-124
- 83- Surappa M.K., Pasad S.V., Rohatgi M.K., 1982,, *Wear* Vol 77, P 295
- 84- Tan M.J., Koh L.H., Khor K.A., Boey F.Y.C, Murakoshi Y., Sano T, *Mater. Proc J., Technol.* 31-1685.
- 85- Tavawarada T., Okaniwa S. and Nagahahi K., 1975, U.S. Patent No: 3877884
- 86- Thumler, F., and Thomma,W., 1967, The Sintering Process, *Metal Rewiews* V. 12,.
- 87- Tian, H., Saka, N., Robabinowicz, E., 1991, " Friction and failure of electroplated sliding contacts" *Wear* 142 (1991) 1 5785.
- 88- Topbaş, A.M., 1993, *Isıl işlemler, Prestij Basım Yayın ve Hizmetleri, İstanbul*, 105-110.
- 89- Turenne, S., Chatigny, Y., Simard, D., 1990, The effect of abrasive particle size on the slurry erosin resistance of particulate-reinforced aluminium alloy, *Wear*, 1 147-158.

- 90- Uygur, E.M., 1979, Metal Tozlarının İmali, ODTÜ Uygulamalı Araştırmalar Dergisi, Cilt 2, Ankara
- 91- Uygur, E.M., 1996, Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı Bildirim Kitabı, 477-484 Ankara
- 92- Wang, A., and Rack, H. J., 1991, Abrasive wear of silicon carbide particulate and whisker reinforced 7091 aluminum matrix composites, Wear, 146, 2, 337-348.
- 93- Yıldırım, M.M., 1984, Malzeme Bilgisi (III). Fırat Üniv. Basımevi, Elazığ
- 94- Yıldırım, M.M., 1985, Malzeme Bilgisi (I). Fırat Üniv. Basımevi, Elazığ.
- 95- Yıldırım, M.M., 1986, Malzeme Bilgisi (II). Fırat Üniv. Basımevi, Elazığ.
- 96- Yıldırım M.M., Doğan Z.S., Çakan, A., Pakdil, M., 2001, Mühendislik Malzemeleri III., MKÜ Mühendislik Fakültesi Yayınları, No:5, ISBN 975-7989-16-9, İskenderun, 1-27, 67-83.
- 97- Zum Gahr K.H., Franze, H., 1987, "Rolling-sliding wear on precipitation-hardened structures of an austenitic steel", Wear 119 (1987) 3 261-275.
- 98- Zum Gahr K.H., Met Prog 1979; 116, 189.
- 99- Zum Gahr K.H., 1987. Microstructure and wear of materials New York P.170
- 100- Zum Gahr K.H., 1988, "Wear by hard particles", Tribology International, 31 (1998) 10 587-596.
- 101- Zum Gahr K.H., 1998, "Modelling of two-body abrasive wear", Wear 124 (1988) 1 87-103.
- 102- Zum Gahr K.H., Blattener, R., Hwang, D.H., Pohlmann, K., 2001, Mikro-and macro-tribological properties of SiC ceramics in sliding contact , Wear 250, 1-12, 299-310

%1 katkılı O.P.Ç. numunelerin 1000 metre mesafedeki adhesiv aşınma grafiği (90 de/dak)



**% 2 katkılı O.P.Ç. numunelerin 1000 metre mesafedeki adhesiv aşınma grafiği
(90 de/dak)**

