

**TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİLEN INCONEL
SÜPER ALAŞIMLARDA YAŞLANMA
PARAMETRELERİNİN AŞINMA
DAVRANIŞLARINA ETKİSİ**

**2014
YÜKSEK LİSANS TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

Osman PALAVAR

**TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİLEN INCONEL SÜPER ALAŞIMLARDA
YAŞLANMA PARAMETRELERİNİN AŞINMA DAVRANIŞLARINA
ETKİSİ**

Osman PALAVAR

**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK
Haziran 2014**

Osman PALAVAR tarafından hazırlanan "TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİLEN INCONEL SÜPER ALAŞIMLARDA YAŞLANMA PARAMETRELERİNİN AŞINMA DAVRANIŞLARINA ETKİSİ" başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. Dursun ÖZYÜREK



Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 16/ 06/ 2014

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Mustafa BOZ (KBÜ)



Üye : Prof. Dr. Ali GÜNGÖR (KBÜ)

Üye : Doç. Dr. Dursun ÖZYÜREK (KBÜ)

.../.../2014

KBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Mustafa BOZ

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü



“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Osman PALAVAR

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİLEN INCONEL SÜPER ALAŞIMLARDA YAŞLANMA PARAMETRELERİNİN AŞINMA DAVRANIŞLARINA ETKİSİ

Osman PALAVAR

Karabük Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

İmalat mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Doç. Dr. Dursun ÖZYÜREK

Haziran 2014, 102 Sayfa

Bu çalışmada, toz metalurjisi ile üretilen inconel süper alaşımlarda yaşlanma parametrelerinin aşınma davranışına etkisi incelenmiştir. Çalışma kapsamında inconel 718 ve inconel 706 alaşım tozları, elementel tozlar kullanılarak üretilmiştir. Hazırlanan alaşım tozları 700 MPa basınç altında soğuk preslenerek ön şekillendirilmiştir. Ön şekillendirilmiş parçalar vakumlu ısıtma fırınında 1270 °C'de 90 dakika sinterlendikten sonra fırın ortamında soğutulmuştur. Inconel 718 alaşımına 720 °C'de 8 saat ve 620 °C'de 6-10 saat kademeli yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Inconel 706 alaşımı ise 730 °C'de 16 saat ve 620 °C'de 12-20 saat kademeli yaşlandırma işlemi yapılmıştır. Yaşlandırma parametrelerinin aşınma davranışları üzerine etkisini belirlemek için yaşlandırma işlemi öncesi ve yaşlandırma işlemi sonrasında hazırlanan numuneler 1msn^{-1} kayma hızında üç farklı yük altında (30N, 45N ve 60N) ve 5 farklı kayma mesafesinde (400-2000m) aşınma testleri uygulanmıştır. Yaşlandırma öncesi ve yaşlandırma sonrasında tüm

numunelerin sertlik ve yoğunluk ölçümleri yapılmıştır. Yaşlandırma parametrelerinin mikro yapı ve faz dönüşümlerine etkisini belirlemek için taramalı elektron mikroskop ve enerji dağılım spektroskopisi (SEM+EDS), X-ışını kırınımı (XRD) incelemeleri yapılmıştır. Ayrıca yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerin geçirimli elektron mikroskobu (TEM) görüntüleri alınarak elde edilen alaşımlar karakterize edilmiştir. Yapılan çalışmalar sonucunda, farklı sürelerde yaşlandırılan inconel 718 ve inconel 706 alaşımlarının tane sınırlarında intermetalik çökeltiler olduğu gözlenmiştir. Inconel 718 ve inconel 706 alaşımlarının yoğunluk değerleri incelendiğinde, belirli yaşlandırma sürelerinde yoğunluk artışı gözlenirken, yaşlandırma süresindeki artışa bağlı olarak yoğunluğun azaldığı belirlenmiştir. Sertlik ölçümleri sonucunda inconel 718 alaşımında en yüksek sertlik değeri 8 saat yaşlandırılan numunede ölçülürken, inconel 706 alaşımında en yüksek sertlik değeri 12 saat yaşlandırılan numunede ölçülmüştür. Aşınma testleri sonucunda inconel 718 ve inconel 706 alaşımlarının ağırlık kayıplarının, kayma mesafelerinin artmasıyla arttığı belirlenmiştir. Inconel 718 ve inconel 706 alaşımlarının aşınma yüzeyi incelemelerinde ise, kayma yönüne bağlı olarak yüzeyden kopan mikro talaşların tekrar yüzeye kaynaklandığı ve adhesiv aşınma mekanizmasının olduğu gözlenmiştir.

Anahtar sözcükler : Inconel 718 alaşımı, inconel 706 alaşımı, mikro yapı, mekanik özellikler, yaşlandırma, aşınma davranışı.

Bilim Kodu : 916.1.195

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

THE EFFECTS OF AGING PARAMETERS ON WEAR BEHAVIOURS OF INCONEL SUPER ALLOYS PRODUCED BY POWDER METALLURGY

Osman PALAVAR

Karabük University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Manufacturing Engineering

Thesis Advisor:

Assoc. Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK

June, 102 Pages

In this study, the ageing parameter effects were investigated on wear behaviours of inconel super alloys produced by powder metallurgy technique. Within the scope of study, inconel 706 and inconel 718 alloys were produced using elemental powders. Prepared alloy powders were pre-formed with cold pressing under 700 MPa pressure. Preformed parts were cooled in the furnace after they sintered at 1270 °C for 90 minutes in the vacuum furnace. Gradual ageing was applied to inconel 718 alloys at 720 °C for 8 hours and 620 °C for 6h, 8h and 10h. The gradual ageing was applied, at 730 °C for 16 hours and 620 °C 12-20 hours for inconel 706 alloys. The wear tests were performed before ageing heat treatment and after ageing heat treatment with 1 ms⁻¹ sliding speed under 3 different load (30N, 45N, and 60N) on five different sliding distance (400-2000 m) to determine the effects of ageing parameters on wear behaviours. All of the samples hardness and density values were measured before ageing and after ageing. Scanning electron microscopy and Energy dispersive

(SEM+EDS), X-Ray Diffraction (XRD) tests were performed to determine the effects of ageing parameters on microstructure and phase transformation. Also transmission electron microscopy (TEM) images of aged samples were taken and characterized produced alloys. As a result of the study; intermetallic precipitates were observed on around grain boundaries with aged at different times of inconel 718 and inconel 706 alloys. When the density values of 718 and inconel 706 alloys were examined, while the density values were increasing at some specific ageing times, the density values were decreased according to increasing ageing times. As results of hardness measurement, the highest hardness value was measured aged for 8 hours in inconel 718. The highest hardness value was measured aged for 12 hours in inconel 706 alloy. As a result of wear tests; it was determined that increasing wear loss with increasing sliding distance. When the wear surface was examined; it was observed that micro rasping particules, which are broke away from surface according to sliding directions, welded again to surface and adhesive wear mechanism occurred.

Key Word : Inconel 718 alloy, inconel 706 alloy, microstructure, mechanical properties, ageing, wear behaviours.

Science Code : 916.1.195

TEŞEKKÜR

Bu tez alıőmasının planlanmasında, araştırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle alıőmamı bilimsel temeller ışığında őekillendiren sayın hocam Doç. Dr. Dursun ÖZYÜREK'e beni en iyi őartlarda yetiőtirdięi için sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalarda yardımlarını esirgemeyen Ydr. Doç. Dr. Tansel Tuncay ve Arő. Gör. Musa YILDIRIM'a teőekkürü bir borç bilirim. Tez çalıőmasının düzenlenmesi sürecinde yardımlarını esirgemeyen sayın arkadaşlarım Bekir YAVUZER, İsa KILIÇ ve Baki KEKLİK'e teőekkürlerimi sunarım.

Sevgili aileme, maddi ve manevi yardımlarını benden esirgemedi her zaman yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL	ii
ÖZET	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xiii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xvi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xvii
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	3
TOZ METALURJİSİ	3
2.1. TOZ METALURJİSİNİN TANIMI	3
2.2. TOZLARIN ÜRETİLMESİ	5
2.2.1. Öğütme	7
2.2.2. Fiziksel Üretim Yöntemi	8
2.2.3. Kimyasal İndirgeme	9
2.2.4. Gaz Atomizasyonu Yöntemi	9
2.3. TOZLARIN HAZIRLANMASI	11
2.3.1. Ön İşlemler	11
2.3.1.1. Metal Tozlarının Elekten Geçirilmesi	11
2.3.1.2. Tavlama	11
2.3.2. Tozların Harmanlanması ve Karıştırılması	11
2.3.3. Yağlayıcılar	12
2.3.4. Tozların Boyut ve Şekilleri	12
2.4. ŞEKİLLENDİRME	13

	<u>Sayfa</u>
2.4.1. İzostatik Presleme	16
2.4.1.1. Soğuk İzostatik Presleme (CIP)	17
2.4.1.2. Sıcak İzostatik Presleme (HIP)	18
2.5. SİNERLEME	20
2.5.1. Katı Faz Sinterleme.....	21
2.5.2. Sıvı Faz Sinterleme.....	24
2.6. TOZ METALURJİSİNİN AVANTAJ VE DEZAVANTAJLARI	25
2.6.1. Toz Metalurjisinin Avantajları.....	25
2.6.2. Toz Metalurjisinin Dezavantajları	25
BÖLÜM 3.....	26
SÜPER ALAŞIMLAR	26
3.1. SÜPER ALAŞIMLARIN SINIFLANDIRILMASI	27
3.1.1. Demir Esaslı Süper Alaşım lar.....	28
3.1.2. Kobalt Esaslı Süper Alaşım lar	29
3.1.3. Nikel Esaslı Süper Alaşım lar	30
3.1.3.1. Katı Eriyik Nikel Alaşım lar	31
3.1.3.2. Çökelleme Dayanımlı Nikel Alaşım lar.....	32
BÖLÜM 4.....	34
AŞINMA	34
4.1. AŞINMANIN TEMEL UNSURLARI	35
4.1.1. Aşınmayı Etkileyen Faktörler	36
4.1.1.1. Ana Malzemeye Bağlı Faktörler	36
4.1.1.2. Karşı Malzemeye Bağlı Faktörler, Aşındırıcının Etkisi ve Ortamın Etkisi.....	36
4.2. TRİBOLOJİK SİSTEM	36
4.3. AŞINMA TEST MODELLERİ.....	39
4.4. AŞINMA VEYA YÜZEY DEFORMASYONU.....	41
4.5. AŞINMA ÇEŞİTLERİ.....	42
4.5.1. Adhesiv Aşınma Mekanizması (Yapışma Aşınması)	43
4.5.2. Abrasiv Aşınma Mekanizması.....	45

	<u>Sayfa</u>
4.5.3. Yorulma Aşınması	47
4.5.4. Eroziyon Aşınması	48
4.5.5. Ögütme Aşınması	49
4.5.6. Oymalı Aşınma	50
4.5.7. Kazımalı Aşınma	50
4.5.8. Tribosüblimasyon ve Difüzyon Aşınması	51
4.5.9. Termal Aşınma (Termal etkenler)	52
4.6. AŞINMAYA ETKİ EDEN FAKTÖRLER	52
4.6.1. Tribolojik Sistemlerin Elemanlarına Bağlı Faktörler	52
BÖLÜM 5	54
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	54
5.1. DENEYSEL MALZEMELER	54
5.2. KARIŞTIRMA İŞLEMİ	55
5.3. SOĞUK PRESLEME İŞLEMİ	56
5.4. SİNERLEME ŞARTLARI	57
5.5. YAŞLANDIRMA İŞLEMLERİ	58
5.6. METALOGRAFİK İŞLEMLER	60
5.7. TARAMALI ELEKTRON MİKROSKOPU (SEM) VE ENERJİ DAĞILIMLI X-İŞİNİ SPEKTROSKOPİSİ (EDS) İNCELEMELERİ	60
5.8. X-İŞİNİ KIRINIMI (XRD) İNCELEMELERİ	61
5.9. GEÇİRİMLİ ELEKTRON MİKROSKOPU (TEM)	61
5.10. YOĞUNLUK ÖLÇÜMLERİ	61
5.11. SERTLİK ÖLÇÜMLERİ	63
5.12. AŞINMA TESTLERİ	64
BÖLÜM 6	66
DENEYSEL SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ VE TARTIŞMA	66
6.1. MİKRO YAPI İNCELEMELERİ	66
6.1.1. Sem ve EDS İncelemeleri	66
6.2. XRD ANALİZİ SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ	72
6.3. GEÇİRİMLİ ELEKTRON MİKROSKOPU (TEM)	74

	<u>Sayfa</u>
6.4. YOĞUNLUK ÖLÇÜMLERİNİN İNCELENMESİ.....	77
6.5. SERTLİK ÖLÇÜMLERİNİN İNCELENMESİ.....	79
6.6. AŞINMA TEST SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ.....	81
BÖLÜM 7.....	93
SONUÇLAR VE ÖNERİLER	93
KAYNAKLAR.....	96
ÖZGEÇMİŞ.....	102

ŞEKİLLER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Şekil 2.1. Toz Metalürjisi işlem basamakları	5
Şekil 2.2. Öğütme düzeneği şematik gösterimi	8
Şekil 2.3. Elektrolizin şematik gösterimi	9
Şekil 2.4. Atomizasyon sistemleri	10
Şekil 2.5. ISO 3252 standardına göre toz şekilleri	13
Şekil 2.6. Toz metal parçaların presleme basamakları	14
Şekil 2.7. Sıkıştırmanın metalürjik açıdan şematik olarak gösterilmesi	15
Şekil 2.8. Tek yönlü preslemede eşit dağılmayan yoğunluğun şematik olarak gösterilmesi	16
Şekil 2.9. Basınç – yoğunluk ilişkisi	16
Şekil 2.10. CIP işleminin şematik olarak gösterilmesi	18
Şekil 2.11. HIP akış şeması gösterimi	20
Şekil 2.12. Katı faz sinterleme aşamalarının şematik olarak gösterilmesi	21
Şekil 2.13. Boyun bölgesinde meydana gelen sinterleme mekanizmaları	23
Şekil 2.14. Toz boyutunun tozların sinterleme yoğunluğu üzerine etkisi	23
Şekil 2.15. Sıvı fazlı sinterleme aşamalarının mikro düzeyde şematik olarak gösterilmesi	24
Şekil 3.1. Süper alaşımların sınıflandırılması	27
Şekil 3.2. Periyodik tablo üzerinde elementlerin süper alaşımlardaki işlevleri	33
Şekil 4.1. Tribolojik sisteme giren enerji dağılımı	37
Şekil 4.2. Tribolojik sistemin elemanları	37
Şekil 4.3. Aşınma test modelleri	39
Şekil 4.4. Abrasiv aşınma test modellerinin şematik olarak gösterilmesi	40
Şekil 4.5. Yüzey aşınma ve bozulmalarının sınıflandırılması	41
Şekil 4.6. Adhesiv aşınmanın meydana gelişinin şematik olarak gösterimi	44
Şekil 4.7. Abrasiv aşınma şeması	46
Şekil 4.8. Abrasiv aşınmanın şematik gösterimi	46
Şekil 4.9. Yorulma aşınması şeması	48

Sayfa

Şekil 4.6.	Adhesiv aşınmanın meydana gelişinin şematik olarak gösterimi	44
Şekil 4.7.	Abrasiv aşınma şeması.....	46
Şekil 4.8.	Abrasiv aşınmanın şematik gösterimi	46
Şekil 4.9.	Yorulma aşınması şeması.....	48
Şekil 4.10.	Parçacıkların yüzeye çarpma açısının erozyon aşınma oranına bağlılığı.....	48
Şekil 4.11.	Bir kesici uçta meydana gelen kendi kendine bilenmesinin oluşum mekanizması.....	49
Şekil 4.12.	Yüzeyler arası malzeme transferi.....	51
Şekil 5.1.	Precisa XB200h marka hassas terazi ve yoğunluk ölçüm seti.	55
Şekil 5.2.	Elementel tozların karıştırılmasında kullanılan Turbula® Shaker Mixer (Model T2F Glenn Mills) tipi karıştırıcı.....	55
Şekil 5.3.	Numunelerin şekillendirilmesinde kullanılan metal kalıp.	56
Şekil 5.4.	Thermal Technology GMBH marka ısıtma fırını.....	57
Şekil 5.5.	IN 718 ve IN 706 alaşımlarının sinterleme döngüsü.	58
Şekil 5.6.	IN 718 alaşımının yaşlandırma işleminin şematik görüntüsü.	59
Şekil 5.7.	IN 706 alaşımının yaşlandırma işleminin şematik görüntüsü.	59
Şekil 5.8.	PRESİ marka Mecapol P262 model cihazının görüntüsü.	60
Şekil 5.9.	SHIMADZU marka (HMV) sertlik ölçüm cihazının görüntüsü.	64
Şekil 5.10.	Aşınma test cihazının şematik görünümü	64
Şekil 6.1.	Deneysel çalışmalarda kullanılan elementel tozların SEM görüntüleri ..	66
Şekil 6.2.	Sinterleme sonrası IN 718 alaşımının SEM görüntüsü ve EDS sonuçları.....	67
Şekil 6.3.	Sinterleme sonrası IN 706 alaşımının SEM görüntüsü ve EDS sonuçları.....	68
Şekil 6.4.	Yaşlandırma sonrası IN 718 alaşımının SEM+EDS görüntüleri.	70
Şekil 6.5.	Yaşlandırma sonrası IN 706 alaşımının SEM+EDS görüntüleri.	71
Şekil 6.6.	IN 718 alaşımının XRD sonucu.	73
Şekil 6.7.	IN 706 alaşımının XRD sonucu.	74
Şekil 6.8.	IN 718 alaşımına ait 8 saat yaşlandırılmış numunenin geçirimli elektron mikroskobu (TEM) aydınlık alan ve seçili alan kırınım paterni görüntüsü.....	75

Şekil 6.9. IN 706 alaşımına ait 12 saat yaşlandırılmış numunenin geçirimli elektron mikroskobu (TEM) aydınlık alan ve seçili alan kırınım paterni görüntüsü.....	76
Şekil 6.10. IN 718 numunelerine ait yoğunluk değişimleri.	77
Şekil 6.11. IN 706 numunelerine ait yoğunluk değişimleri.	78
Şekil 6.12. Farklı yaşlandırma sürelerinde üretilen IN 718 alaşımlarına ait sertlik değişimleri.....	79
Şekil 6.13. Farklı yaşlandırma sürelerinde üretilen IN 706 alaşımlarına ait sertlik değişimleri.....	80
Şekil 6.14. IN 718 alaşımlarına ait farklı (30N, 45N ve 60N) yükler altında ağırlık kayıpları ve aşınma oranları.....	82
Şekil 6.15. IN 706 alaşımlarına ait farklı (30N, 45N ve 60N) yükler altında ağırlık kayıpları ve aşınma oranları.....	84
Şekil 6.16. Üç farklı yük altında (30N, 45N ve 60N) aşındırılan IN 718 alaşımında yaşlandırma parametrelerinin sürtünme katsayısına etkisi.....	86
Şekil 6.17. Üç farklı yük altında (30N, 45N ve 60N) aşındırılan IN 706 alaşımında yaşlandırma parametrelerinin sürtünme katsayısına etkisi.....	88
Şekil 6.18. 30N yük altında aşındırılan IN 718 alaşımının aşınma yüzeyi SEM görüntüleri.	89
Şekil 6.19. 30N yük altında aşındırılan IN 706 alaşımının aşınma yüzeyi SEM görüntüleri.....	91

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Tozların önemli özellikleri ve etki ettiği bazı faktörler	6
Çizelge 2.2. T/M’de kullanılan toz malzemelerin üretim yöntemi ve oranları	7
Çizelge 2.3. CIP yönteminde çeşitli metal tozlarına uygulanan basınç değerleri	18
Çizelge 5.1. IN 718 ve IN 706 alaşımlarının kimyasal bileşimleri (% ağırlık).....	54
Çizelge 5.2. IN 718 alaşımının teorik yoğunluğu.....	62
Çizelge 5.3. IN 706 alaşımının teorik yoğunluğu.....	63

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

F	: kuvvet
P	: basınç
A	: alan
g	: gram
m	: metre
km	: kilometre
μm	: mikron
$^{\circ}\text{C}$: derece
MPa	: megapascal
H ₂	: hidrojen
Dv/dk	: devir sayısı
N	: newton

KISALTMALAR

T/M	: Powder metallurgy (Toz metalurjisi)
CIP	: Cold isostatic pressing (Soğuk izostatik presleme)
HIP	: Hot isostatic pressing (Sıcak izostatik presleme)
SEM	: Scanning electron microscopy (Tarama elektron mikroskop)
EDS	: Energy dispersive X-ray spectroscopy (Enerji dağılımlı X-ışını Spektroskopisi)
IN	: Inconel

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Toz metalurjisi (T/M), istenilen kimyasal kompozisyonda hazırlanan metal tozlarının, bir kalıp içinde sıkıştırılarak şekillendirildikten sonra, yüksek sıcaklıkta sinterlenmesi ile gerçekleştirilen üretim yöntemidir [1]. Bu yöntemin en önemli avantajı geleneksel üretim yöntemleri olarak tanımlanan döküm ve talaşlı üretim gibi yöntemlerle üretilmeleri zor veya imkansız olan parçaların kolaylıkla üretilmesidir. Ayrıca bu yöntemle, yüksek ergime dereceli metal ve alaşımlarından ekonomik, hızlı ve hassas parçalar üretmek mümkündür. Bütün bunların yanı sıra, talaşlı üretiminin vazgeçilemez enstrümanı olan ve yüksek hızlarda parça işlemeye olanak sağlayan, aşınma ve yüksek sıcaklık dayanımları mükemmel yakın kesici uçların T/M kullanılmadan üretilmemesi, T/M yönteminin önemini belirtilmesi açısından başka bir çarpıcı örnektir.

Günümüzde, kullanılan uzay aracı ve otomobil parçalarının bir kısmı için göz önünde bulundurulması gereken en önemli mekanik özelliklerden birisi de aşınmadır. Toz metalürjisi yöntemiyle üretilen parçalar oldukça iyi aşınma direnci gösterirler. Yüksek sinterleme yoğunluğuna ve yüksek aşınma direncine sahip toz metalurjisi ile üretilen bazı çeliklerin otomotiv endüstrisinde, motor ve transmisyon sistemlerinde kullanılmasına başlanmıştır.

Yüksek sıcaklıklarda kullanılan alaşımların, kullanıldığı atmosferin aşındırıcı etkilerine karşı dayanıklı olması, tasarıma bağlı olarak yeterli mukavemete sahip olması ve bunların yanı sıra yüksek sıcaklıklarda metalurjik veya yapısal değişimlere karşı koyabilmek için kararlı olması gereklidir.

Oksidasyon direnci ve yüksek sıcaklık korozyonu açısından en önemli alaşım elementi kromdur. Bu yüzden korozyon dirençli çelikler, paslanmaz çelikler, Ni-Cr

alaşimleri ve süper alaşım gibi malzemeler yeterli miktarda krom elementi içermektedir. Yüksek sıcaklık uygulamalarında da yüksek bir oranda krom kullanılmaktadır [2]. Çok yüksek sıcaklıklardaki çalışma şartlarında, refrakter malzemesi olarak seramiklere olduğu kadar, V-A grubu (vanadyum, niyobyum, tantalyum) ve VI-A grubu (krom, molibden, tungsten) metallere de ihtiyaç duyulmaktadır. Refrakter olarak kullanılan metallerin oksidasyon direnci çok düşüktür. Bu yüzden, bu malzemeler daha çok oksidasyona uğramayan alanlarda kullanılmaktadır. Seramik malzemeler ise, birçok yapısal uygulama için yeterli tokluğa sahip değildir [3]. Uygulamalarda yetersiz kalan malzeme teknolojisi ve mevcut teknolojiye sınırlamalar, süper alaşım malzemelerinin kullanımını kaçınılmaz hale getirmiştir.

Inconel 718 nikel alaşimleri, sahip oldukları yüksek sıcaklık dayanımı ve korozyon direnci gibi özellikleri sayesinde başta uzay ve havacılık endüstrileri olmak üzere deniz ve endüstriyel gaz türbin motorlarının sıcak bölümlerinde, roket motorlarında, nükleer reaktörlerde, deniz altılarda, basınç tanklarında, buhar türbin jeneratörlerinde ve diğer yüksek sıcaklık uygulamalarında oldukça yaygın bir şekilde kullanılmaktadır [4-8].

Inconel 706 nikel-demir bazlı süper alaşım yüksek mekanik dayanımları, üretilebilirlikleri ve iyi işlenebilirlikleri sayesinde gaz tribünleri bileşenlerinde kullanılmaktadır. Bu alaşım gaz tribünlerinin sabit bölümlerinde, çelik parçaların yerini alabilmektedirler. Inconel 706 alaşımının en önemli özelliklerinden biri 700 sıcaklığın altında, mikro yapılarını uzun süreli muhafaza edebilmeleridir [9].

Bu tez çalışmasında, toz metalürjisi yöntemiyle üretilen IN 718 ve IN 706 alaşımının üretimi, mikro yapı karakterizasyonu ve aşınma davranışları incelenmiştir. IN 718 ve IN 706 alaşımının mekanik özellikleri yaşlandırma ısıl işlemleri uygulanarak artırılabilir. Bu nedenle yapılan deneysel çalışmalarda üretilen alaşımın aşınma davranışı üzerinde, yaşlandırma parametrelerinin etkisi de incelenmiştir.

BÖLÜM 2

TOZ METALURJİSİ

2.1. TOZ METALURJİSİNİN TANIMI

Tozların istenilen şekilde bir araya getirilmesiyle, parça üretme yöntemi toz metalürjisi (T/M) olarak adlandırılmaktadır. Tozların üretimi, özellikleri, şekillendirilmesi ve elde edilen parçanın kullanılabilirlik testleri gibi alt başlıkların tamamı da toz teknolojisi kapsamında incelenmektedir.

T/M birçok yerde geleneksel olmayan üretim yöntemleri arasında gösterilse de, bir asrı aşan süredir kullanılmakta ve yöntemle ilgili çok sayıda bilimsel çalışma yapılmaktadır. Özellikle I. ve II. Dünya Savaşları'nın sebep olduğu daha fazla üretme gereksinimleri ve otomotiv sektöründeki olağanüstü büyüme, bu yöntemin daha da geliştirilmesi yönündeki çalışmaları hızlandırmaktadır [10]. Geleneksel üretim yöntemlerinde olduğu gibi, T/M yönteminde de hala geliştirme çalışmaları devam etmektedir. Ülkemizde T/M'nin geçmişi 1960'lı yıllarda bilimsel çalışmalar düzeyinde başlamıştır. Bu nedenle bugün otomotiv, savunma, havacılık gibi sektörlerde kullanılan bir yöntem haline gelmiştir.

T/M ürünlerinin özellikleri, parçacıkların şekli, boyutu, bileşimi, kullanılan yağlayıcı türü, presleme basıncı, sinterleme sıcaklığı ve süresi ile bitirme işlemleri gibi çok sayıda değişkene bağlıdır. T/M yöntemi kullanılarak üretilen parça çeşitliliği geniş bir aralıkta değişirken, bu yöntemle üretilen malzemelerin çekme mukavemetleri 70 MPa ile 1250 MPa arasında değişmektedir. Bazı durumlarda, bu yöntemle üretilen malzemelerin çekme mukavemetini 1250 MPa'nın üzerine çıkarmak da mümkündür. Genellikle mekanik özellikler yoğunlukla ilişkilendirilmektedir. Yoğunluğun tokluk, süneklik ve sürünme direnci ile ilişkisi, mukavemet ve sertlik değerlerine göre daha fazladır.

Düşük mukavemetli metal ve alaşımlarından üretilen sinter ürünlerinin, mekanik özellikleri, dövme tekniği ile üretilen ürünlere eşdeğerdir. Yüksek mukavemetli parçaların üretimi için elementel metal tozları ilave edilen alaşım elementi miktarı kritik bir oranın üzerinde artırıldığında ise (elde edilen eşdeğer dövme ürünlerine göre özelliklerinde) mekanik özelliklerde dikkate değer bir azalma meydana gelmektedir. Daha yüksek yoğunlukta parçaların üretimi için yüksek kapasiteli presler kullanılmaktadır. Presleme işlemi oda sıcaklığı şartlarında yapıldığı gibi, sıcak izostatik presleme ile de yapılabilmektedir. Böylece elde edilen yoğunluk değerleri, dövme ürünlerinin özelliklerine yaklaşmaktadır. Tam yoğunluğa ulaşılması ve çok ince tane boyutunun sağlanması halinde ise, toz parçaların mekanik özellikleri dövme ürünlerinin üzerine çıkmaktadır.

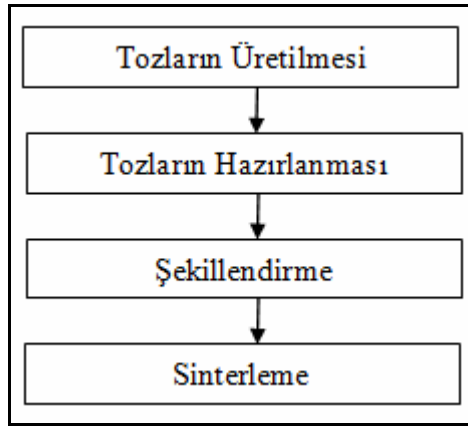
T/M yöntemiyle üretilen parçalarda meydana gelen gözenekli yapı, parçaların mekanik özelliklerini olumsuz etkiler. Bu nedenle, artan gözenek oranı parçaların korozyon direncini azaltmaktadır. Diğer yandan gözenek, ses ve titreşim söndürme özelliğini artırmaktadır. Bu nedenle toz metalürjisi ürünlerinin önemli bir kısmı, gözeneklerin sağladığı avantajları kullanmak üzere tasarlanmıştır. Manyetik, elektrik ve ısı iletkenlik özellikleri de yoğunluğa bağlı olarak değişmektedir.

Toz metalürjisinin en önemli amacı ise, mühendislik uygulamalarında düşük maliyetli ve kaliteli parça üretiminin sağlanmasıdır. Üretimin başarılı olması için parça tasarımı, malzeme seçimi ve uygun üretim altyapısı son derece önemlidir. T/M parçalarının tasarımında dikkate alınması gereken hususlar şu şekilde özetlenebilir:

- Parça şekli preslemeden sonra kalıptan çıkarmaya uygun olmalıdır.
- Parça şekli tozun ince duvarlar ve keskin köşeler gibi küçük boşlukların doldurulmasını gerektirmemelidir.
- Parça şekli dayanıklı kalıp üretimine uygun olmalıdır.
- Parça şekli presleme ile elde edilebilecek kesit kalınlığı değerlerine uygun olmalıdır.
- Parçaların kesit farklılığı mümkün olduğunca az olmalıdır.
- Ürünlerin boyutsal toleransları dikkate alınmalıdır.

- Sinterleme sırasındaki hacimsel küçülme gibi boyutsal değişimler, kalıp tasarımı sırasında dikkate alınmalıdır.
- Mukavemetin bütün parça boyunca homojen olması için yoğunluğunda homojen olması gerekir. Bu sebeple, üretilen parçalar üniform kesitli ve kesit boyutlarına göre kalınlık değerleri küçük olacak şekilde tasarlanmalıdır.

Yukarıda belirtilen hususlar dikkate alınarak yapılan parça üretiminde takip edilen işlem basamakları, Şekil 2.1’de ana başlıklar halinde gösterilmektedir.



Şekil 2.1. Toz metalürjisi işlem basamakları [11].

2.2. TOZLARIN ÜRETİLMESİ

T/M yöntemiyle üretilen bir parçanın nihai ürün özellikleri, toz parçacıklarının şekli, boyutu ve yüzey alanı gibi etkenlere bağlıdır. Tozların yüzey şekli, şekillendirme sırasındaki akıcılık davranışlarını etkilemektedir. Genel olarak tozların yüzey şekli düzensizdir. Ayrıca küresel veya küresele yakın olan tozların akış davranışları ile kalıp içerisinde paketlenme özellikleri daha iyi olmaktadır. Ayrıca aynı malzeme türü için küresel şekilli tozlar, yaprak levha şekli tozlara oranla preslemede basıncını daha etkili iletmektedir. Burada belirtilenlerin dışında, tozların fiziksel ve mekanik özellikleri de sıkıştırılabilirlik üzerinde etkilidir. Çizelge 2.1’de tozların önemli özellikleri ve bunların etki ettiği faktörler verilmektedir.

Çizelge 2.1. Tozların önemli özellikleri ve etki ettiği bazı faktörler [12].

Önemli Özellikler	Etkisi
Tozun boyutu (parçacık boyutu)	Görünen (ham) yoğunluk
Boyut dağılımı	Akış davranışı
Toz şekli (parçacık şekli)	Ham dayanım
Kimyasal kompozisyon	Sıkıştırılabilirlik
Yüzey özellikleri	Sinterleme
Mikro yapı	Şekillendirilebilirlik, tokluk

Toz üretim yöntemleri temelde mekanik, fiziksel, kimyasal ve atomizasyon yöntemi olmak üzere dört gruba ayrılmaktadır. T/M’de kullanılan toz malzemelerin üretim yöntemi ve oranları Çizelge 2.2’de gösterilmektedir. Endüstride kullanılan tüm metaller ve seramikler, uygun bir yöntem seçilerek toz haline getirilebilmektedir. Malzemeler birbirlerinden farklı özelliklere sahip oldukları için, tek tip toz üretim yöntemi ile üretilmeleri mümkün değildir. Bir toz üretim yönteminin diğerlerine göre tercih edilir olması yöntemin uygulanabilirliğine, ekonomikliğine, elde edilen tozların özelliklerine ve bu özelliklerin kullanım yeri ihtiyaçlarını ne ölçüde karşılayabildiğine bağlıdır [13].

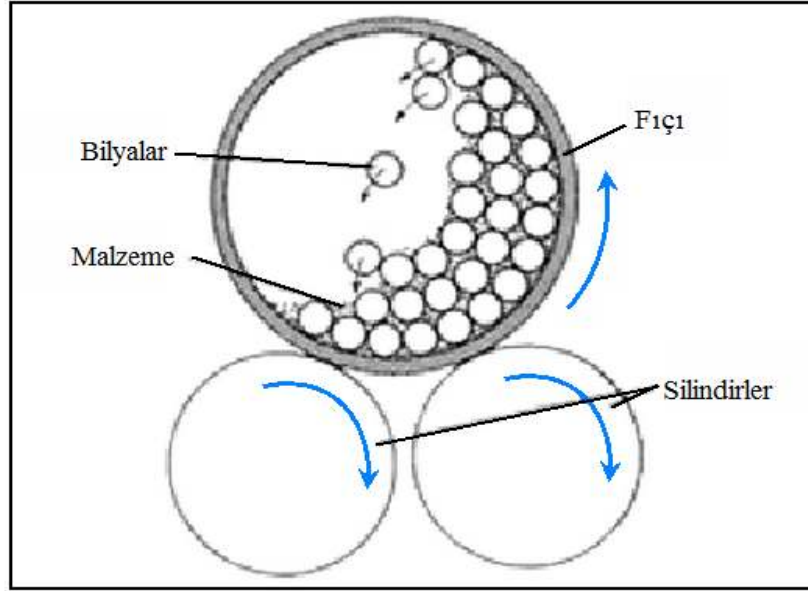
Çizelge 2.2. T/M’de kullanılan toz malzemelerin üretim yöntemi ve oranları [12].

Üretilen Miktar	%70	%15	%15			
			Atomizasyon	Kimyasal İndirgeme	Öğütme	Elektrolitik çökeltme
Alüminyum / Al alaşımları	X					
Berilyum			X	X		
Bakır / Bakır alaşımları	X	X		X		X
Cu-Al	X					
Cu-Pb	X					
Cu-Sn (bronz)	X					
Cu-Zn (pirinç)	X					
Cu-Ni-Zn	X					
Demir / Demir Alaşımları	X	X	X	X	X	
Düşük alaşımlı çelik	X					
Paslanmaz çelik	X					
Takım çeliği	X					
Molibdenim		X				
Nikel		X			X	X
Nikel alaşımları	X		X			
Gümüş	X			X		X
Tantalum		X		X		
Kalay	X					
Titanyum	X	X			X	
Tungsten		X				
Zirkonyum	X				X	

2.2.1. Öğütme

Mekanik üretim yönteminde, öğütme, mekanik alaşımlama, darbe ve talaşlı üretim yöntemleri alt başlıklar olarak sıralanmaktadır. Bu yöntemlerden öğütme en fazla tercih edilen mekanik üretim yöntemidir. Tozlar, parçacık boyutlarının kontrolü için darbe veya talaşlı üretimle elde edildikten sonra öğütme işlemine tabi tutulmaktadır.

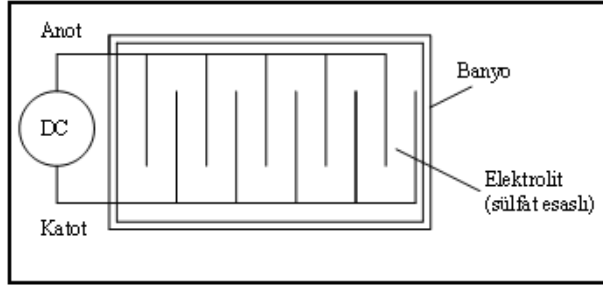
Tipik bir öğütme işlemi, şematik olarak Şekil 2.2’de gösterilmektedir. Öğütme işleminde öğütücü bilye çapı, parçacık çapının yaklaşık 30 katı olmalıdır. İdeal bir öğütme ortamında bilyeler, buldukları kap hacminin $\frac{1}{2}$ ’sini geçmemeli ve öğütülecek tozlarda kap hacminin $\frac{1}{4}$ ’ü kadar olmalıdır [13].



Şekil 2.2. Öğütme düzeneği şematik gösterimi [13].

2.2.2. Elektroliz Yöntemi

Bu yöntemle toz üretimi, saflık derecesi yüksek metallerin elektrolitik bir çözelti içerisinde çökeltilmesiyle gerçekleştirilmektedir. Şekil 2.3’de verilen şematik düzenekte katot üzerinde biriken tozlar alınarak yıkama, kurutma, öğütme ve tavlama gibi işlemlerden geçirilmektedir. Bu ilave işlemler, üretim maliyetini artırıcı bir dezavantaj gibi görünse de, mutlaka yapılması gerekli olan işlemlerdir. Yöntemin en önemli avantajı ise, yüksek saflıkta toz elde edilebilmesidir. Bu yöntemle demir, bakır, çinko, krom tozları yaygın olarak üretilirler.



Şekil 2.3. Elektrolizin şematik gösterimi [13].

2.2.3. Kimyasal İndirgeme

Kimyasal üretim yöntemi, demir, bakır, tungsten, molibden, nikel, kobalt gibi metal oksitlerin, CO veya H₂ gibi indirgeyici gazlarla kimyasal olarak indirgenmesi ile gerçekleştirilmektedir [1]. Kimyasal yöntemle üretilen sünger-demir tozu, bu yöntemin önemli bir uygulamasıdır. Sünger demir, demir oksit cevherinin uygun nitelikteki indirgeyici elemanlara indirgenerek, süngerimsi bir kütleye dönüştürülmesiyle elde edilmektedir. İşlem sırasında magnetit (Fe₃O₄), kok ve kireç taşı ile karıştırılarak seramik kaplara doldurulmaktadır. Karışım, seramik kaplar içerisinde 1260 °C sıcaklıktaki fırınlarda 68 saat bekletilerek indirgenmenin tamamlanması ile sünger demir elde edilmektedir. Elde edilen sünger demir külçeleri yüksek sıcaklıkta (1260 °C) birbirine kaynak olmuş tozlardan oluştuğundan dolayı, öğütülerek istenilen tane büyüklüğüne getirilmektedir. Hidrojen gazı altında tavlandıktan sonra, oksijen ve karbondan mümkün olduğu kadar arındırılarak elekten geçirilmektedir [13].

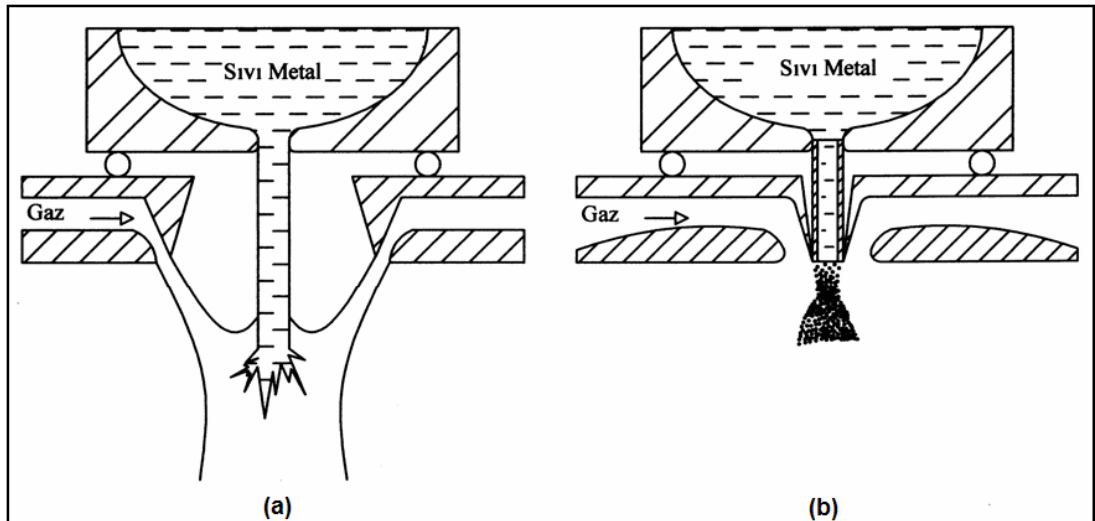
2.2.4. Gaz Atomizasyonu Yöntemi

Gaz atomizasyonu sıvı metalin, yüksek hızlara sahip gaz akışının etkisiyle küçük damlacıklara ayrıştırılması işlemidir. Gönderilen gaz basıncının etkisi ile, sıvı metal damlacıklar aniden küreselleşerek soğumaktadır (katılaşmaktadır). Bu şekilde üretilen toz parçacıklarının çapları 1µm'den 1mm'ye kadar değişmektedir. Üretilen küresel metal alaşım tozları, işlem sırasında gösterdiği hızlı katılaşmadan dolayı, üstün özelliklere sahiptir. Bu yöntemle elde edilen tozların mikro yapısı, diğer yöntemlerle elde edilen tozlara göre daha üstündür. Toz boyutu ve dağılımının

kontrol edilebilir olmasından dolayı, gaz atomizasyon yöntemi çok tercih edilen bir yöntemdir [11]. Bu yöntemde amaç, yüksek hızda genişleyen gazın kinetik enerjisini sıvı metale aktararak, metalin küçük damlacıklara ayrışmasını sağlamaktır. Yüksek basınçlı gaz atomizasyon yöntemi ile küçük boyutlu metal ve alaşım tozları üretimi kolaylıkla yapılabilmektedir. Düzenli bir atomizasyon işlemi için sağlanması gereken koşullar aşağıda belirtilmiştir.

- Yüksek gaz kinetik enerjisi,
- Metal akış borusu ucunda negatif basınç oluşumu,
- Metal akış borusu ucunda radyal basınç farkı.

Atomizasyon sistemleri serbest düşmeli ve yakından eşlemeli olmak üzere iki ana grupta incelenebilir. Serbest düşmeli sistemlerde sıvı metalin, gaz jeti ile temas edinceye kadar serbest olarak akışı, Şekil 2.4’de şematik olarak gösterilmiştir. Sıvı metal, yerçekimi etkisi ile belli bir süre akıtıldıktan sonra gaz jeti ile tepkimeye girmektedir. Yakından eşlemeli sistemlerde ise, sıvı metal nozulun gaz çıkış bölgesine seramik bir akış borusu ile gönderilmektedir. Bu sistemlerde daha iyi enerji aktarımı gerçekleştiği için, atomizasyon verimleri yüksektir [14].



Şekil 2.4. Atomizasyon sistemleri; a) serbest düşmeli atomizasyon sistemi ve b) yakından eşlemeli atomizasyon sistemi [14].

2.3. TOZLARIN HAZIRLANMASI

2.3.1. Ön İşlemler

Ön işlemler, malzemelere şekillendirmeden önce uygulanan elekten geçirme, tavlama, yağlayıcı ilavesi, harmanlama ve karıştırma gibi yapılması gerekli olan işlemlerdir.

2.3.1.1. Metal Tozlarının Elekten Geçirilmesi

Birçok metal tozunun üretim işleminde, kontrol edilmesi gereken en önemli özellik, toz boyut dağılımıdır. Çünkü taşıma, akışkanlık, şekillendirilebilme, sinterleme oranı, boyutsal değişim ve mekanik mukavemet gibi özellikler, toz boyut dağılımına bağlıdır. T/M sektöründe, parçacık boyut dağılımında en yaygın kullanılan metot eleme işlemidir. Toz parçacıklar farklı aralıklardaki elekler yardımıyla sınıflandırılmaktadır [15].

2.3.1.2. Tavlama

Metal tozların tavlama işlemi, en yaygın ısıl işlemlerden biridir. Üretim aşamasında birçok toz üretim yöntemine bağlı olarak kirlenmektedir. Karbon, oksijen ve azot gibi kirlilikler, ürünün sinterlenmemiş (ham) mukavemetini ve sıkıştırılabilirliğini olumsuz yönde etkilemektedir. Metal tozlarına uygulanan tavlama işlemi ile, parçacıkların üzerindeki ince oksit film tabakasının ve nemin giderilmesi hedeflenmektedir [14].

2.3.2. Tozların Harmanlanması ve Karıştırılması

Metal tozların harmanlanması, aynı nominal yapıdaki tozların birbirleriyle karıştırılması olarak tanımlanmaktadır. Karıştırma ise, iki veya daha çok sayıdaki farklı tozların karıştırılması olarak tanımlanmaktadır.

Tozlar, akma oranı, yoğunluk, kalıptan çıkarmak için gerekli güç, kuru haldeki davranış, sinterleme sonrası çekme, mekanik mukavemet gibi birçok özellikler göz önüne alınarak gruplandırılmaktadır. Ürünü meydana getiren tozların karışımında, tane boyutu ve yoğunluğundaki çok küçük değişimler bile, malzemenin özelliklerini değiştirmektedir. Bu yüzden T/M parça üreticileri, zamandan tasarruf sağlamak için farklı partilerde aynı kompozisyonlar verilmiş olsa bile, aynı partide maksimum parçanın üretilmesini hedeflemektedirler [14].

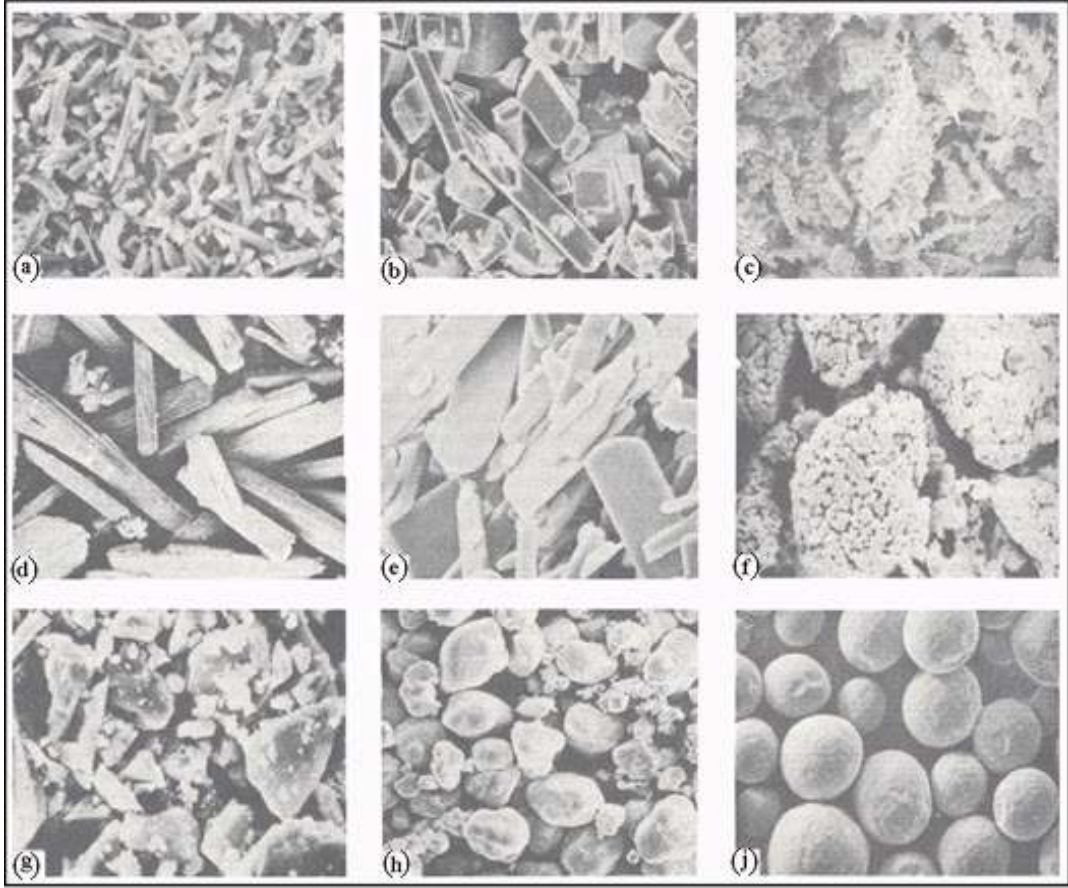
2.3.3. Yağlayıcılar

Metalik tozlar ve yağlayıcılar (isteğe bağlı alaşım elementleri ile birlikte), homojen bir karışım elde etmek için karıştırılmaktadır. Karışım içerisine genellikle % 0,5-1,5 arası yağlayıcı ilave edilmektedir. Metalik stearit ve parafin en çok kullanılan yağlayıcılarıdır. Yağlayıcı kullanmanın amacı, toz kütleleri, takım yüzeyleri ve kalıp duvarları arasındaki sürtünmeyi azaltmak ve tozların sıkıştırma sırasında kolay kaymalarını sağlamaktır. Bunlar parçanın her bölgesinde düzgün bir yoğunluğun oluşmasına yardımcı olmaktadır [16].

2.3.4. Tozların Boyut ve Şekilleri

Metal tozu ile yapılan işlemlerde kullanılan tozun boyutu ve şekli, malzemenin birçok özelliğini etkilemektedir. Bu nedenle, toz boyutlarının ölçülmesi gerekmektedir. T/M sektöründe en çok kullanılan toz ölçüm yöntemi elek analizi yöntemidir. Eleklerle, sadece toz boyut analizi değil aynı zamanda hangi oranda, ne boyutta toz elde edildiği de belirlenmektedir [16].

Üretilen toz şekli ve boyutu, T/M ürünlerin optimum özelliklerini belirleyen ana faktörlerin başında gelmektedir. Kullanılan atomizasyon yöntemi, toz şeklinin belirlenmesinde önemli bir etkiye sahiptir. Gaz veya hava atomizasyonu ile üretilen toz parçacıkları küresel şekilli olmasına rağmen, su atomizasyonu ile düzensiz şekilli toz parçacıkları üretilmektedir. Şekil 2.5’de ISO 3252 standardına göre, bazı tozların tarama elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri verilmektedir.



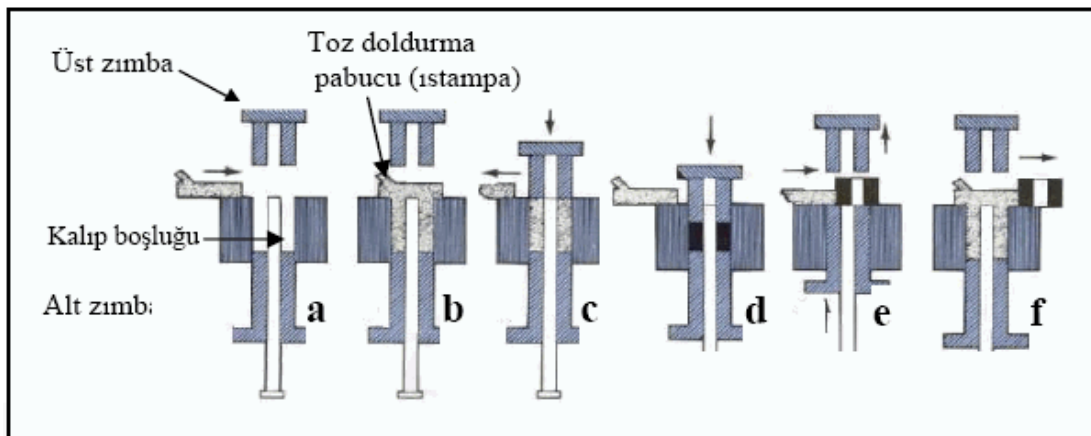
Şekil 2.5. ISO 3252 standardına göre toz şekilleri; a) iğne şekilli toz, b) köşeli toz, c) dentritik toz, d) lifli toz, e) pul toz, f) taneli toz, g) düzensiz toz, h) yumru toz ve j) küresel toz [17].

2.4. ŞEKİLLENDİRME

Toz metalurjisindeki en önemli ve üçüncü işlem basamağı şekillendirme dir. Metal tozlar, özel olarak hazırlanmış kalıp içerisinde basınç etkisiyle şekillendirilmektedir. Sıkıştırmanın amacı, toz parçacıklarının istenilen şekle dönüştürülmesi için, yapıya kendi ağırlığını taşıyabilecek kadar yoğunluk kazandırılmasıdır. Presleme, aksel, izostatik ve hacim deformasyonu olarak üç farklı yöntemde gerçekleştirilmektedir. Aksel sıkıştırma, tek ve çift yönlü olabildiği gibi soğuk, sıcak ve ılık presleme şeklinde de olabilmektedir. İzostatik presleme soğuk ve sıcak olmak üzere iki farklı şekilde uygulanabilmektedir. Hacimsel deformasyon işlemleri ise, toz dövme, toz ekstrüzyon ve toz haddeleme olarak uygulanmaktadır [12].

Değişik presleme teknikleri olmakla beraber, en yaygın kullanılanı tek eksenli presleme ile parça üretimidir. Tek eksenli kalıp ile presleme yöntemi kesintisiz üretim, otomasyon sistemleri, yüksek miktarlarda metal ve seramik parçalar ile ilaç ve patlayıcı endüstrisinde yaygın kullanım alanına sahiptir. Bundan dolayı, endüstriyel uygulamalardaki çoğu T/M parçaları, bu teknik kullanılarak üretilmektedir [12].

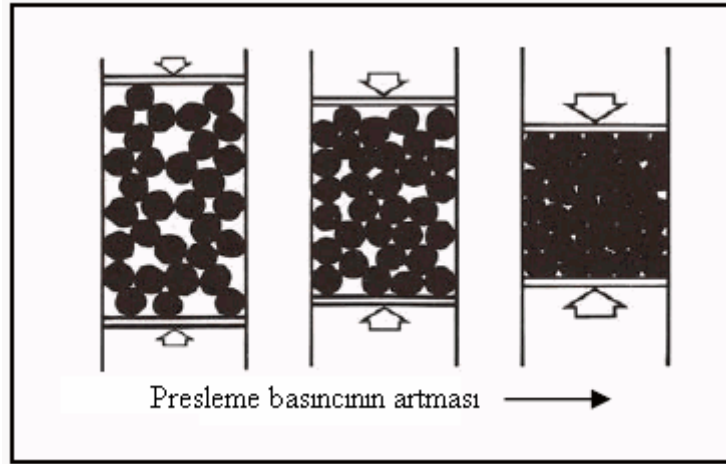
Çift yönlü preslemede zımbaların her ikisi de hareketlidir. Çift yönlü presleme Şekil 2.6'da şematik olarak gösterilmektedir. İlk aşamada (a) üretilecek parçanın kalıbı prese monte edilmektedir. İkinci aşamada (b), toz parçacıkları kalıp doldurma pabucundan, kalıba serbest akışla doldurulmaktadır. Üçüncü aşamada (c), kalıp boşluğuna doldurulan toz, sistemin titreşim mekanizmasıyla sıkıştırma öncesi titreşimli yoğunluk kazandırma işlemi yapılarak, tozun kalıpta düzgün bir şekilde yerleşmesi sağlanır (bu sırada da, istampa ile kalıp yüzeyinde artan tozlar diğer toz haznesine itilir) ve üst zımba presleme için dişi kalıp boşluğuna yerleştirilir. Dördüncü aşamada (d), presleme işlemi gerçekleştirilir. Bu aşamada, toz taneleri presleme etkisiyle belli bir değerde yoğunluk ve mukavemet kazanarak ön şekillendirilir. Beşinci aşamada (e) ise, mukavemet ve yoğunluk kazandırılmış ham parça, belli bir sıyırma kuvvetiyle alt zımba tarafından kalıp boşluğundan çıkartılır. Altıncı ve son aşamada (f) ise, kalıp boşluğundan çıkarılan ham parça toz doldurma pabucu tarafından itilerek, ikinci parçanın preslenmesi için toz doldurma işlemi gerçekleştirilmektedir [14].



Şekil 2.6. Toz metal parçaların presleme basamakları [14].

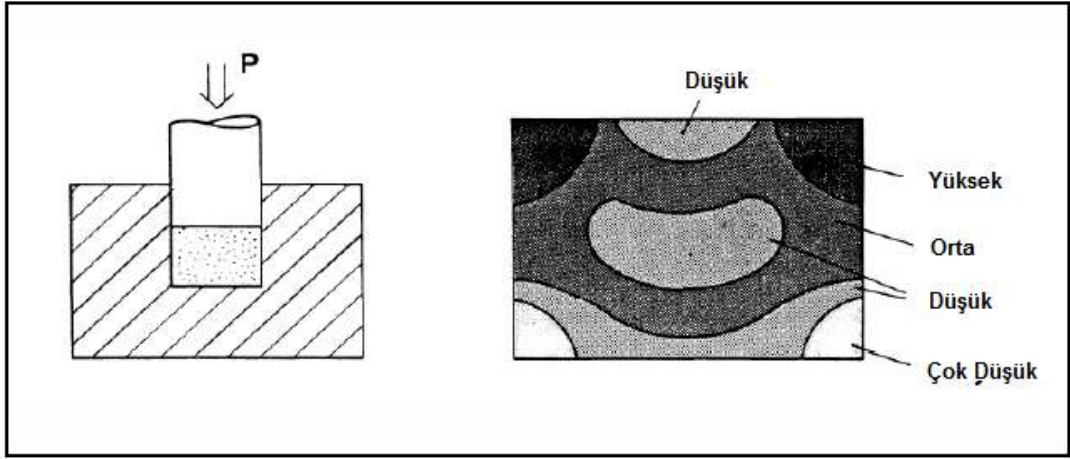
Sıkıştırma işlemi metalürjik açıdan üç aşamada ele alınmaktadır (Şekil 2.7).

- *İlk aşama:* Presleme basıncı uygulamasından sonra, toz tanelerinin yer değiştirmesi ve yeniden pozisyon belirlemesi sağlanır. Bu aşamada, plastik şekillendirme yoktur. Ancak bir kısım toz tanelerinde kırılma olabilmektedir. Parçacık boyutu, şekli, toz boyut dağılımı ve taneler arası sürtünme bu aşamada önemli rol oynamaktadır.
- *İkinci aşama:* Elastisite ve plastik deformasyon faktörleri baskındır. Parçacıklar arası soğuk şekillendirmeye bağlı olarak bağlar oluşmaktadır. Ayrıca, tanelerin mekanik kilitlenmeleri ve tane-tane etkileşimleri bu aşamada gerçekleşmektedir.
- *Son aşama:* Presleme basıncının artması, toz tanelerinin kırılması, boşlukların dolması ve toz taneleri arasında soğuk kaynaklanmanın oluşması ile ham yoğunluk kazandırılmaktadır.

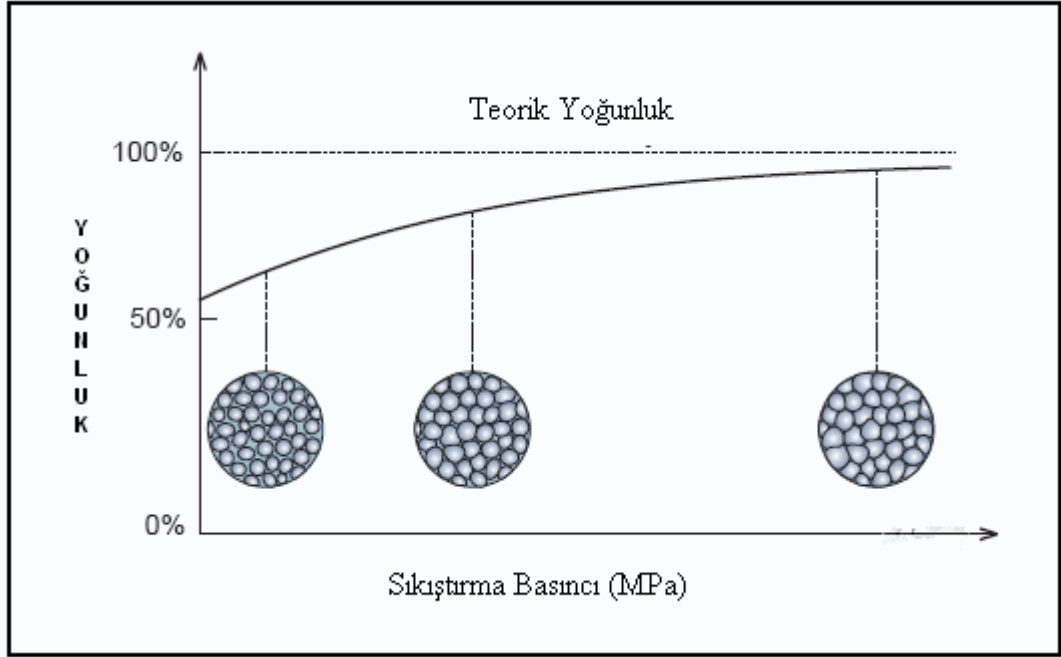


Şekil 2.7. Sıkıştırmanın metalürjik açıdan şematik olarak gösterilmesi [11].

Tek yönlü preslemede kuvvet tek yönde uygulandığından, malzemenin yoğunluğu parçanın tüm bölgelerinde eşit değildir. Bu durum, Şekil 2.8’de şematik olarak gösterilmektedir. Uygulanan basıncın artırılması, malzemeyi teorik yoğunluğa yaklaştırır. Fakat sıkıştırma ile teorik yoğunluğun %100’e ulaşması mümkün değildir. Basıncın yoğunluğa etkisi, Şekil 2.9’da verilmektedir.



Şekil 2.8. Tek yönlü preslemede eşit dağılmayan yoğunluğun şematik olarak gösterilmesi [18].



Şekil 2.9. Basınç – yoğunluk ilişkisi [14].

2.4.1. İzostatik Presleme

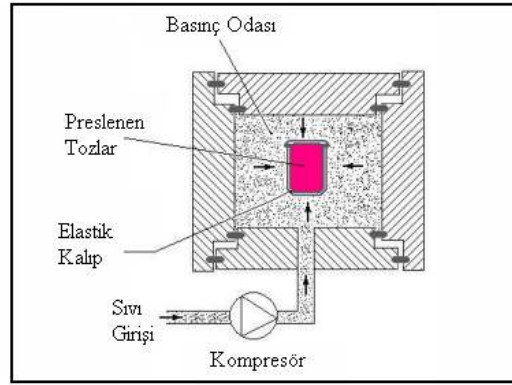
İzostatik presleme, bir toz kütesine veya ön şekillendirilmiş bir parçaya bütün yönlerden eşit şekilde basınç uygulaması ile gerçekleştirilen bir şekillendirme yöntemidir. İzostatik preslemede eşit basınç uygulaması ile taneler arasındaki temas noktaları artarak reaksiyonun ilerlemesi hızlanmaktadır. Ayrıca bu yöntem, kalıp iç

yüzeyi ile sürtünmeyi de azaltmaktadır. Oda veya ortam sıcaklığında yapılan izostatik presleme soğuk izostatik presleme (CIP) olarak adlandırılırken, yüksek sıcaklıkta yapılan izostatik presleme ise sıcak izostatik presleme (HIP) olarak adlandırılmaktadır. CIP’de ön şekillendirilmiş olan parçaya, bir yüksek sıcaklık sinterlemesi uygulanarak, daha yüksek yoğunluğa sahip ürünler elde edilmektedir. HIP yönteminde ise, toz kütlenin preslenmesi ve sinterlenmesi aynı anda gerçekleştirilmektedir. Ayrıca CIP’de basınç geçirici ortam olarak çeşitli sıvılar kullanılırken, HIP’te ise inert gazlar kullanılmaktadır.

2.4.1.1. Soğuk İzostatik Presleme (CIP)

Soğuk izostatik presleme, basıncın sürekli ve her yönden eşit olarak uygulandığı bir presleme yöntemidir. Tozların CIP ile şekillendirilmesi, Şekil 2.10’da şematik olarak gösterilmektedir. Bu yöntemde, toz malzemeler kalıp olarak hizmet eden esnek bir elastik kap içerisine yerleştirilmektedir. Kalıp, basınç kabının içindeki bir sıvı ortamına daldırılır ve böylece sıvıya uygulanan yüksek basınç sıvı yardımıyla preslenecek tozlara iletilerek, tozlar üzerinde bir hidrostatik basınç oluşturulur. Daha sonra kalıp basınç kabından çıkarılarak, her bir parçanın kalıptan boşaltılması sağlanır. Ortam olarak su, yağ veya gaz kullanılmaktadır. Yağ veya hareketli kalıp olarak adlandırılan bu yöntem alternatif bir diğer yöntem ise, kuru kalıp veya sabit kalıp yöntemidir. Sabit kalıp yöntemi, elastik kalıbın sürekli olarak basınç kabında sabit bir şekilde kalmasını ifade etmektedir. Genellikle bu yöntem, büyük hacimli parçaların (kare, dikdörtgen, hegzagonal tüp veya çubukların) üretiminde kullanılmaktadır. Hareketli kalıp yöntemi ise, bir çok avantajlarından dolayı tercih edilmektedir. Presleme işlemi izostatik ortamda gerçekleştiği için, basınç homojen bir şekilde dağılmakta ve böylece uniform bir yoğunluk elde edilmektedir.

Bu yöntemde tek eksenli preslerin aksine, kalıp duvarı ile pres arasında sürtünmeden doğan kalıcı gerilmeler oluşmamaktadır. Ayrıca sürtünme olmadığından dolayı, herhangi bir bağlayıcı veya yağlayıcı ilavesine de gerek kalmamaktadır. Karmaşık şekilli parçaların son şekle çok yakın ve çok küçük hata toleransları ile üretimi mümkündür.



Şekil 2.10. CIP işleminin şematik olarak gösterilmesi [14].

CIP yönteminde farklı metal tozları için uygulanan farklı basınç değerleri Çizelge 2.3’de gösterilmektedir.

Çizelge 2.3. CIP yönteminde çeşitli metal tozlarına uygulanan basınç değerleri [17].

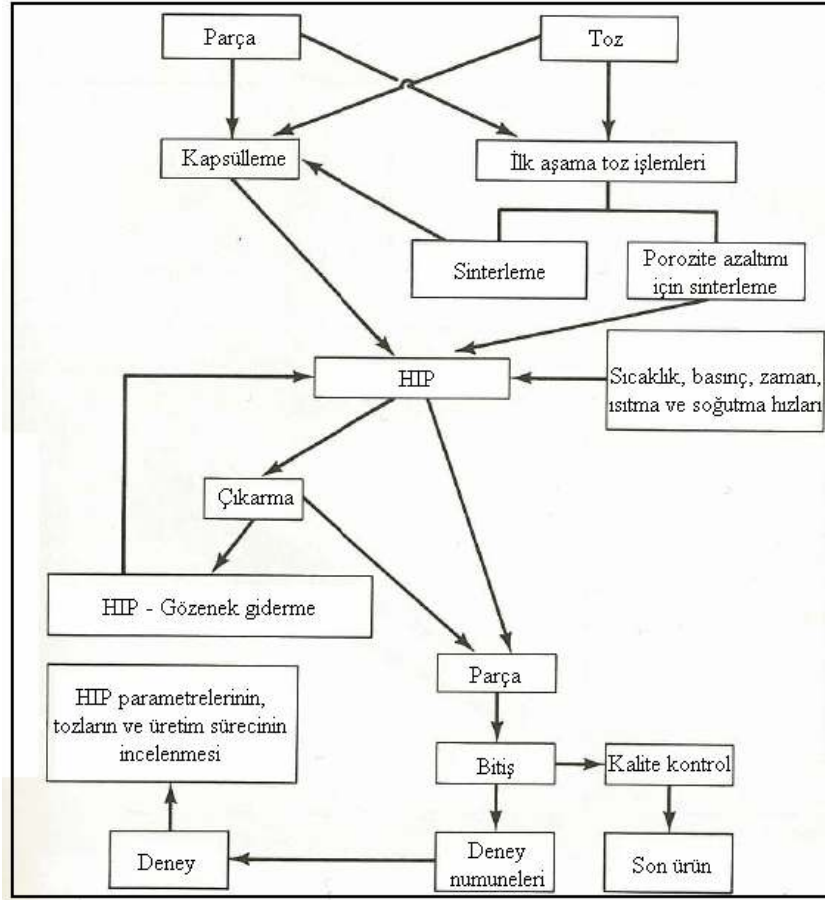
Toz Malzeme	Basınç Değeri (MPa)
Alüminyum	55-140
Bakır	140-275
Demir	310-415
Yüksek hız takım çeliği	240-345
Paslanmaz çelik	310-415
Titanyum	310-415
Tungsten	240-415
Tungsten karbür	170-205

2.4.1.2. Sıcak İzostatik Presleme (HIP)

HIP, toz metalurjisinin izostatik etkiyle yüksek basınçta ve yüksek sıcaklık kullanılarak parça üretme yöntemidir. Bu yöntemle T/M’de kullanılan diğer üretim yöntemlerine ve geleneksel döküm yöntemine göre, mekanik özellikler bakımından çok daha kaliteli parçalar üretilebilmektedir. Özellikle alaşımların teorik yoğunluğa çok yakın yoğunlukta istendiği durumlarda, en iyi sonucu bu yöntem vermektedir. HIP seri üretim uygulamaları için elverişli olmadığından dolayı, endüstriyel

uygulamalarda kullanımı yaygın değildir. HIP aynı zamanda klasik sinterleme veya döküm yöntemiyle üretilen parçalara da uygulanmaktadır. Burada amaç, parçalardaki gözeneklerin giderilerek, mekanik özellikleri iyileştirilmiş ve kritik uygulamalarda kullanılabilir hale getirilmiş parçaların üretilmesidir.

HIP için akış şeması Şekil 2.11'de verilmiştir. T/M HIP uygulamalarında element veya alaşım tozları önce kapsülleme işlemine tabi tutulmaktadır. Kapsüller, tozları birarada istenen geometride tutan kalıplar gibi düşünülebilir. 2-3 mm kalınlığındaki saclardan TIG kaynağı ile birleştirilerek üretilen bu kapsüller, istenen son ölçüden (çekmeden dolayı) ortalama %10 daha büyük yapılmaktadır. Yüksek basınçta gerçekleştirilen HIP'te argon gazı kullanılmaktadır. Uygulanan basınç 20-300 MPa aralığında değişmektedir. Yöntemin sıcaklık aralığı 400-2200 °C'dır. Alüminyum alaşım tozları için uygulama yaklaşık 480 °C iken, tungsten iken yaklaşık 1700°C'dır [14]. HIP genellikle petrol ve gaz boru hatlarında, yüksek basınca maruz kalan flanş ve vanaların, tungsten karbür takımların, nikel tabanlı alaşımların, turbojet motorların türbin diskleri ve millerinde, refrakter malzemelerin üretimlerinde, mıknatıs üretiminde, tungsten ağır alaşımı parçaların üretiminde kullanılmaktadır.



Şekil 2.11. HIP akış şeması gösterimi [14].

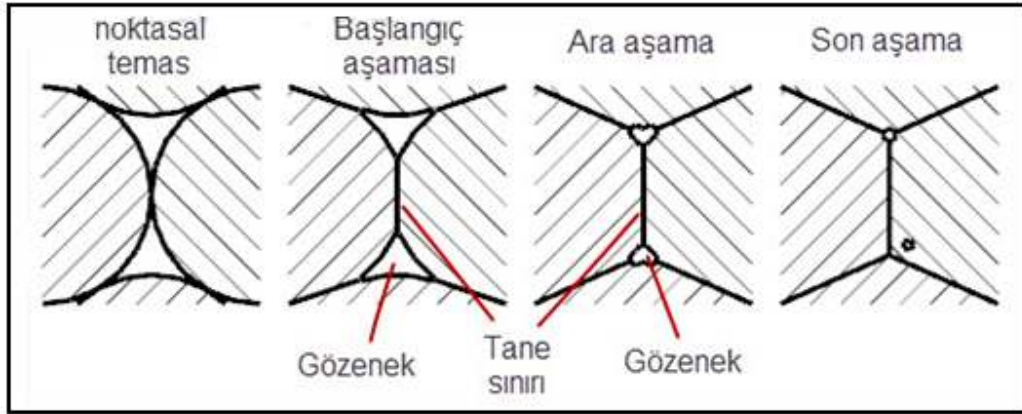
2.5. SİNERLEME

Kalıpta sıkıştırılmış toz kütlelerinin veya malzeme sisteminin, ergime sıcaklığının altında ısıtılarak, difüzyon yolu ile kimyasal bağlanmasını sağlanması ve gözenek miktarının azaltılması, sinterleme olarak adlandırılmaktadır. Şekillendirilmiş toz parçalara mukavemet kazandırmak amacıyla, yüksek sıcaklıklarda sinterleme işlemi uygulanmaktadır. Sinterleme, T/M en fazla enerji gereksinimi olan işlem basamağıdır. Preslenmiş toz parçalar arasındaki bağlantı mekanik kilitleme şeklinde zayıf bir bağ olup, kristal kafes içerisindeki bağ dayanımına kıyasla çok zayıftır. Preslenmiş yapıdaki toz tanecikleri birbiri ile temas etse de, her bir tane diğerinden bağımsızdır. Sinterleme ile tane temas noktaları artmakta ve fiziksel bir bağ oluşmaktadır. Bu türden bağ oluşumu kristal kafes sistemi içerisindeki yüksek dayanımlı atomik bağlanma ile benzeştir [17].

Sinterleme, ham parçayı yüksek performanslı parçaya dönüştürdüğü için, T/M'nin en önemli aşamasıdır. Sinterleme sırasında, polimer yakma, taneler arası bağlanma, boyutsal değişim ve tane irileşmesi gibi önemli olaylar gerçekleşmektedir. Bu işlem hedeflenen amacın gerçekleştirilebilmesi için kontrollü olarak yapılmalıdır. Sinterlenen parçanın istenilen özelliklerde ve istenilen boyutta olması zorunludur. Katı faz sinterlemesi teorik olarak çok iyi anlaşılırsa, sinter ürünlerinin %70'i sıvı faz sinterlemeyle üretilmektedir [19].

2.5.1. Katı Faz Sinterleme

Tek fazlı sistemlerde (tek tip toz kullanılan) sinterleme, tamamen katı faz sinterlemesidir. Sinterleme ile preslenmiş toz parçalarda yoğunluk artışı (hacimsel küçülme) meydana gelmektedir. Bu durum, özellikle çok küçük taneli tozlarda daha fazla görülmektedir. Hacimsel küçülme, malzeme türüne göre farklılık göstermektedir. Şekillendirmede kullanılan kalıplar, bu küçülmeler göz önüne alınarak, alaşımın çekme miktarı kadar büyük yapılmaktadır. Katı faz sinterleme, üç aşamada gerçekleşir ve bu aşamalar Şekil 2.12'de şematik olarak gösterilmiştir.

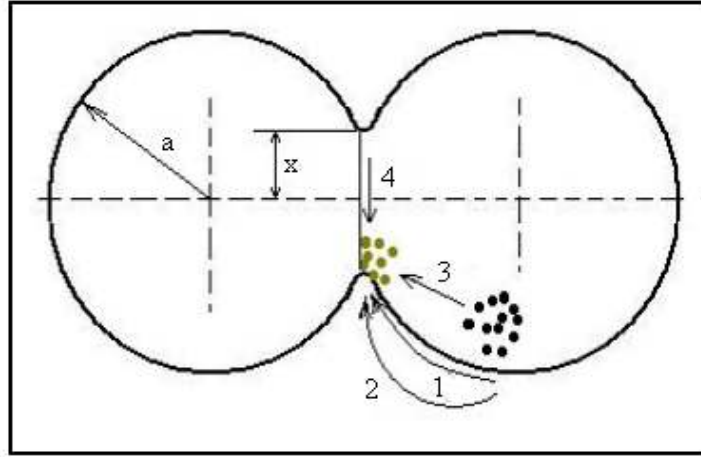


Şekil 2.12. Katı faz sinterleme aşamalarının şematik olarak gösterilmesi [19].

- *Başlangıç Aşaması* : Hacimsel daralmanın sınırlı olduğu bu aşamada, taneler arası temasla "boyun" olarak adlandırılan sinter köprüleri oluşmaktadır. Bu aşamada toz parçacıkları birbirinden bağımsızdır. İki tane arasındaki temas düzlemlerinde, tane sınırı oluşumu başlamaktadır. Temas halindeki tanelerin merkezlerinde, küçük miktarlarda yaklaşıma gözlenmektedir.

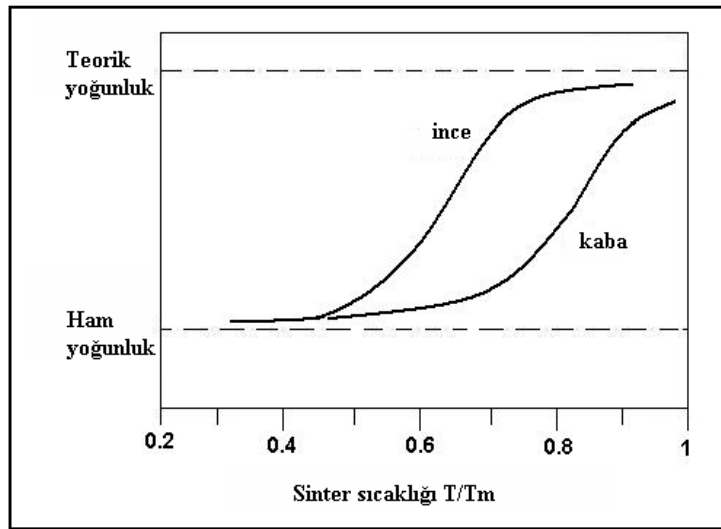
- *Ara Aşama* : Boyun oluşumunu takip eden aşamadır. Bu aşamada tane şeklini kaybeder ve düzenli bir boşluk ağı oluşumu gözlenmektedir. Bundan sonra ise, tane büyümesi meydana gelmektedir. Gözenekler, parça yüzeyine kadar birbiri ile bağlantılıdır. Parçada meydana gelen boyutsal küçülme, en fazla bu aşamada gerçekleşmektedir.
- *Son Aşama* : Son aşamada kapalı gözenek oranı hızla azalmaktadır. Birbirinden izole gözenekler, küresel şekil kazanmaya başlar. Eğer gözenekler içerisinde hapsolmuş ve dışarıya çıkması mümkün olmayan gaz varsa ve gözenekteki gazın basıncı ile yüzey geriniminden doğan basınç denge halini alırsa, sinterlenmiş yapıda teorik yoğunluğa ulaşamaz. Eğer vakumla sinterleme yönteminde olduğu gibi gözeneklerde gaz yok ise veya gözenekteki gaz ana yapıdan kolayca difüz olup sistemden uzaklaştırılırsa, yoğunluk artışı devam eder ve tam yoğunluğa ulaşılır.

Katı faz sinterlemede, taneler arasında boyun bölgesinde meydana gelen sinterleme mekanizmaları, Şekil 2.13’de gösterilmektedir. Yüzey taşınımında boyutsal küçülme ve gözenek daralması görülmesine de, yapıda düzensiz şekilli yüzeylerin düzleşmesi, gözeneklerin küreselleşmesi ve boyun genişlemesi meydana gelmektedir. Tüm taşınım mekanizmaları içerisinde yüzey taşınımı, en az aktivasyon enerjisine ihtiyaç duyulan difüzyon mekanizmadır. Yüzey atomları dış bükey yüzeylerde, iç bükey yüzeylere oranla daha yüksek hareketlilik kabiliyetine sahiptirler. Dolayısıyla, bu atomlar keskin boyun oluşumunda iç bükey yüzeyler tarafından yakalanırlar. Yüzey taşınımı dışında, tek fazlı sistemlerde düşük sıcaklıklarda tane sınırı difüzyon mekanizması da önemli rol oynamaktadır.



Şekil 2.13. Boyun bölgesinde meydana gelen sinterleme mekanizmaları; 1) yüzey taşınımı, 2) buharlaştırma ve yoğunlaştırma, 3) kütle taşınımı ve tane sınır taşınımı 4) [13].

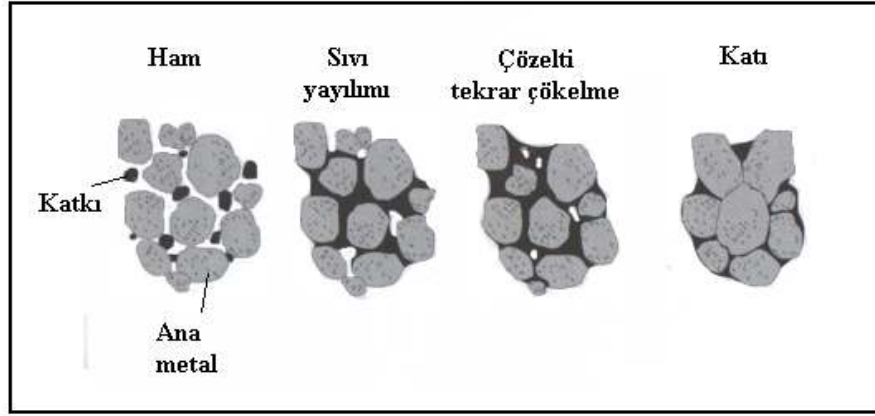
Sinterlemede, toz boyutu, soğuk presleme basıncı, sinterleme sıcaklığı, atmosferi ve süresi, üretilen parçaların özelliklerini belirleyen önemli parametrelerdir. Üretilen parçaların teorik yoğunluğa ulaşması veya yaklaşması için uygun şartların sağlanması gereklidir. Toz boyutunun, tozların sinterleme yoğunluğu üzerine etkisi, Şekil 2.14’de verilmiştir. İnce taneli (1-10 μm) tozların kaba tanelilere (50-200 μm) oranla kolay sinterlenebilirliği, bu tozların yüksek oranda temas noktası ve yüksek yüzey enerjisine sahip olmalarından kaynaklanmaktadır.



Şekil 2.14. Toz boyutunun tozların sinterleme yoğunluğu üzerine etkisi [18].

2.5.2. Sıvı Faz Sinterleme

Sıvı faz sinterleme, birden fazla alaşım elementi içeren bileşimlerde alaşımlardan birinin ergime sıcaklığının hemen üzerine çıkarılması ile gerçekleşmektedir. Ortamda sıvı bir fazın bulunması malzeme taşınımını kolaylaştırdığından, mikro yapı değişiklikleri hızla gerçekleşmektedir. Parçada sıvı faz oluşumu ile ani bir büzülme meydana gelmektedir. Bu sırada, katı parçacıklar, sıvı faz içerisinde yeni bir düzene girerler. Bu sistemde, sıvı fazın miktarı minimum tutulmakta ve miktarı hiçbir zaman %20'yi geçmemektedir.



Şekil 2.15. Sıvı fazlı sinterleme aşamalarının mikro düzeyde şematik olarak gösterilmesi [20].

Sıvı faz sinterlemedeki yoğunlaşma aşamaları, Şekil 2.15'de görülmektedir. Başlangıç ısıtmasıyla birlikte, katı faz sinterlemesinde olduğu gibi taneler arası bağlanma başlamaktadır. İlk sıvı oluştuğunda, tanelerin yeniden düzenlenmesiyle hızlı bir yoğunluk artışı meydana gelmektedir. Oluşan sıvı, katı parçacıkları ıslatarak hareket etmelerini kolaylaştırmakta ve yeniden düzenlenmeyi sağlamaktadır. Bundan sonra çözültide tekrar çökme gerçekleşir ve sıvı, katı atomların taşıyıcısı olmaktadır. Bu aşamada, daha küçük taneler sıvı içinde çözünür, yayılır ve büyük taneler üzerine çöklerler. Katı tane çözünürlüğü tane boyutuyla ters orantılıdır. Bu nedenle, öncelikle küçük taneler sıvı faz içinde çözünür. İşlemin sonlarına doğru tane sayısı azalarak, tane irileşmesi meydana gelir [21].

Sıvı faz sinterlemenin en önemli avantajı sinterleme hızıdır. Sıvı faz matrisin teorik yoğunluğuna ulaşmasında engel gibi görülsede, tanelerin yer değiştirmesi için gerekli kuvveti azaltarak, sinterlemenin daha düşük sıcaklık ve sürede olmasını sağlamaktadır. Aynı zamanda sıvı faz taneler arası sürtünmeyi azaltıcı etki de yapmaktadır. Sıvı faz içerisinde ana metal tanelerinin taşınımını zorlaştıran keskin kenar ve köşelerinin çözünmesi de taşınımı kolaylaştırmaktadır. Sıvı faz sinterlemede parça geometrisinde meydana gelen şekil bozuklukları, yöntemin dezavantajı olarak gösterilmektedir [21].

2.6. TOZ METALURJİSİNİN AVANTAJ VE DEZAVANTAJLARI

2.6.1. Toz Metalurjisinin Avantajları

- Talaş kaldırma işlemleri azaltılarak veya ortadan kaldırılarak hurda kayıpları azaltılır.
- Ergitme kayıpları yoktur.
- Dar toleranslarda, düzgün yüzeyli parçalar üretilebilir.
- Yoğunluk ve ergime noktasındaki farklılıklar nedeniyle, başka yöntemlerle üretimi mümkün olmayan alaşım veya karışımlar üretilebilirler.
- Aşınma dayanımını artırmak için üretilen parçaların gözeneklerine yağ emdirilebilir.
- Seri üretime uygundur.

2.6.2. Toz Metalurjisinin Dezavantajları

- Tozların kalıp içindeki akışı sınırlı olduğundan, parçanın şekli sınırlayıcı bir faktör olabilir.
- Karmaşık şekilli parçaların yoğunluğu her yerde aynı olmayabilir.
- Üretilen parçaların mekanik ve fiziksel özelliklerini iyileştirmek için ek işlemler gerekebilir.

Metal tozları, ingot halindeki malzemelerden daha pahalıdır.

BÖLÜM 3

SÜPER ALAŞIMLAR

Süper alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda kullanılmak için genellikle VIII-A grubu elementlerden geliştirilen alaşımlardır. Yüksek sıcaklıklarda kullanılacak malzemelerde, yüzey kararlılığı ve nispeten yüksek mekanik gerilim özellikleri istenmektedir [3]. Süper alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda yüksek performans göstermesi gereken uçak türbin motorları ve süper turbo yükleyicilerin üretiminde kullanılmak için geliştirilmiştir [22]. Bu alaşımlar genellikle demir, nikel, kobalt ve kromun farklı kombinasyonlarda bir araya getirilmesiyle üretilmektedir. Ayrıca düşük miktarda tungsten, molibden, tantalyum, niyobyum, titanyum ve alüminyum da kullanılmaktadır. Süper alaşımların en önemli özellikleri;

- 650 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda mukavemetlerini korumaları,
- Isı korozyon ve erozyon dirençlerinin yüksek olmasıdır.

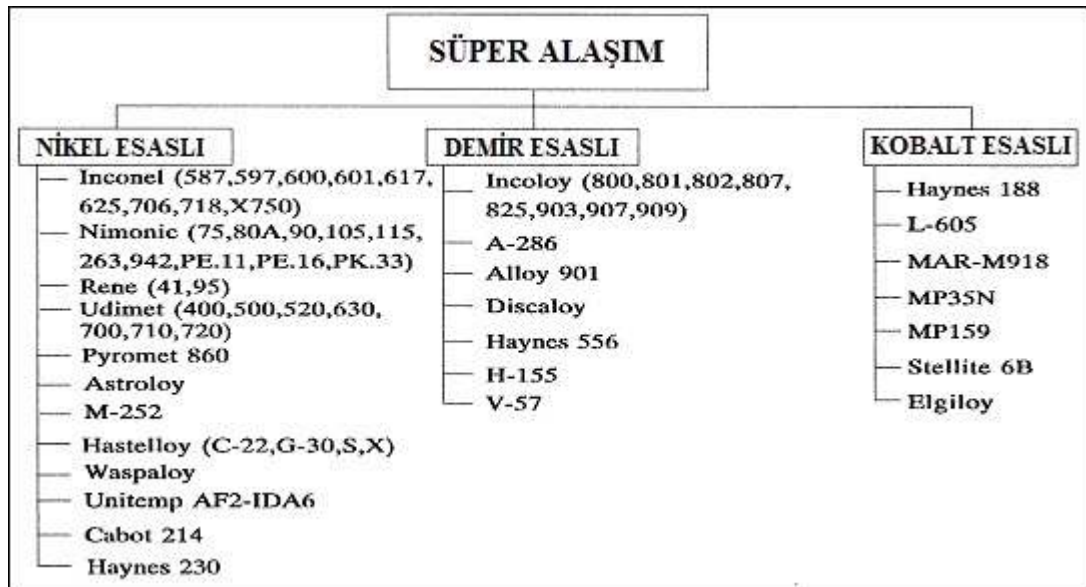
Günümüzde yaygın olarak kullanılan demir, krom ve nikel içeren süper alaşımlar, kompleks demir-nikel-krom-kobalt kombinasyonları, karbürlerle güçlendirilmiş kobalt esaslı alaşımları, katı çözeltiler olarak mukavetlendirilmiş nikel esaslı alaşımlar ve çökelme (dağılma) sertleştirilmesi uygulanmış nikel esaslı alaşımları kapsamaktadır.

Genellikle demir esaslı alaşımların, karmaşık demir-nikel-krom-kobalt alaşımların ve nikel esaslı katı çözeltiler olarak mukavetlendirilmiş alaşımların dirençleri, 650°C üzerindeki sıcaklıklarda (kobalt esaslı ve nikel esaslı (ikinci fazla güçlendirilmiş) alaşımların mukavemetlerine göre) düşüktür. Ergime noktalarına bağlı olarak, kobalt esaslı alaşımların 1100 °C üzerindeki sıcaklıklardaki mukavemeti, nikelli alaşımlara oranla daha yüksektir. Kobalt esaslı alaşımlar, yüzey merkezli kübik kristal yapıya

sahiptir ve matrisleri içerisinde karmaşık karbürler oluşmaktadır [23]. Bu malzemeler, gaz türbini motorlarındaki hava üfleyicileri olarak kullanılmaktadır [22].

3.1. SÜPER ALAŞIMLARIN SINIFLANDIRILMASI

Nikel esaslı çökelme-sertleşmeli süper alaşımlar, önemli bir süper alaşım grubudur. Yüksek sıcaklıklarda, oksit dağılımlı mukavemetlenen alaşımlar ve hatta bazı kobalt alaşımları, nikel esaslı alaşımlar kadar dayanıklıdır. Süper alaşımlar içerisinde demir esaslı olanlar ve katı-eriyik mukavemetlenmesi ile dayanımı artırılan alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda mukavemeti en düşük olanlarıdır. Bu yüzden, nikel esaslı IN 718 alaşımı dışında, demir esaslı süper alaşımlar uygulamalarda az kullanılmaktadır. IN 718, geniş bir kullanım alanına sahiptir [3]. Katı-eriyik alaşımları, yüksek dayanımın istenmediği alanlarda kullanılmaktadır. Kobalt esaslı süper alaşımların kullanımı, kartel işlevi gören metallere dolayısıyla büyük bir oranda azalmıştır. MAR-M509 gibi kobalt alaşımları geniş çapta uçak türbin kanatçıkları dökümünde kullanılır ve Haynes 188 kobalt alaşımı ise uçak motorlarında kullanılan tutuşma malzemesidir [22]. Şekil 3.1’de süper alaşımların sınıflandırılması gösterilmiştir. Süper alaşımlar genel olarak üç ana gruba ayrılır:



Şekil 3.1. Süper alaşımların sınıflandırılması [24].

3.1.1. Demir Esaslı Süper Alaşımlar

Demir esaslı alaşımlar, ana element olarak demir, önemli miktarda krom, nikel ve çok az miktarda da molibden veya tungsten içermektedir. Bu grup alaşımlar karbür, intermetalik çökelme veya katı-eriyik ile mukavemetlendirilir. İntermetalik çökelti genellikle γ' $Ni_3(Al,Ti)$ ' dür. Bu grubun nikel-krom oranları ve mukavemetlendirme mekanizmaları, paslanmaz çeliklerden farklıdır. Paslanmaz çelikler %12-25 Cr ve %0-20 Ni içerirken, demir esaslı süper alaşımlar ise %20 den daha fazla Ni içermektedir (%25-35). Yüksek miktarda demir içeren birçok süper alaşım olmasına rağmen, bunların hepsi demir esaslı süper alaşım değildir. Çünkü bu süper alaşımlar demir, nikel, krom, kobalt, az miktarda molibden, tungsten ve niobiyum gibi elementlerin karmaşık kombinasyonlarıdır. Bu duruma örnek olarak, katı-eriyik dayanımlı %16 Fe ve %49 Ni içeren Hastelloy X ile, γ'' mukavemetlenen %18.5 Fe ve %52.5 Ni içeren IN 718 alaşımları verilebilir. Bu alaşımlar, Fe içeren nikel esaslı süper alaşımlardır. γ' mukavemetlenen IN 901 süper alaşımı, %42.5 Ni ve %36 Fe içeren nikel esaslı veya karmaşık demir-nikel-krom esaslı bir süper alaşımdır. Bu alaşım yüksek dayanımına ek olarak, sürekli düşük termal genişleme katsayısına sahiptir. Karmaşık bileşimli katı-eriyik dayanımlı alaşıma örnek olarak Multimet (N-155) alaşımı da verilebilir. Bu alaşım %21 Cr, %20 Ni, %20 Co, %32.5 Fe, %3 Mo,%2.5 W ve %1 Nb içermektedir.

Süper alaşımların özelliklerini geliştirmek için, bu alaşımlara değişik elementler eklenmektedir. Kübik yüzey merkezli (KYM) kristal yapılı alaşımlar için en etkili mukavemetlendirme Ni, Al, Ta ve Nb ile yapılmaktadır. Molibden ve tungsten gibi bazı elementler mukavemetlendirme aşamalarında, katı-eriyik içine eklenmektedir [22].

KYM kristal yapılı alaşımlar, karbon ilavesiyle sertleştirilmektedir. Azot ve fosfor eklenerek bu sertleştirme etkisi artırılabilir. Karbon, aynı zamanda tane sınırlarında tane sınırı karbürü oluşturarak, dayanımı artırmaktadır. Karbür çökmesi için, karbür oranı yaklaşık %0.5 olmalıdır.

Süper alaşımlarda oksidasyon direnci, genel olarak krom ile sağlanmaktadır. Bununla birlikte, Ni ve Mn da oksidasyon direncini artırılmaktadır. Küçük bir miktarda bor ilavesiyle, bu alaşımların yüksek sıcaklık özellikleri de artırılmaktadır. Demir esaslı süper alaşımların 504 °C üzeri sıcaklık uygulamaları için en önemli özelliği, KYM kristal yapılı olmalarıdır. İntermetalik bileşik (çökelti) tarafından mukavemetlenen demir esaslı süper alaşımların ilk kullanım alanları, gaz türbin motorlarındaki bıçaklar, diskler ve bağlantı elemanlarıdır. A-28 alaşımı bazı gaz türbin motorları, türbin diskleri ve jantları türbin kutuları içinde kullanılmaktadır.

3.1.2. Kobalt Esaslı Süper Alaşımlar

Kobalt esaslı süper alaşımlar, ana element olarak kobalt içermektedir. Ayrıca önemli miktarda Ni, Cr, W az miktarda Mo, Nb, Ta, Ti ve bazen Fe gibi elementler de bileşime ilave edilmektedir. Kobalt esaslı süper alaşımlar, katı-eriyik ve karbür fazları tarafından mukavemetlendirilmektedir.

Kobalt katı-eriyik alaşımları üç gruba ayrılır:

- 650 °C den 1150 °C sıcaklık aralıklarında kullanılan Haynes 188, UMCo-50 ve S-816 alaşımları,
- Yaklaşık 650 °C' de kullanılan bağlayıcı (fastener) alaşımlar MP-35N ve MP-159,
- Aşınma dirençli Stellite 6B alaşımı.

Kobalt esaslı süper alaşımların hiçbiri, tam katı-eriyik alaşımı değildir. Çünkü hepsi ikincil karbür fazları veya intermetalik bileşikleri içermektedir. Bu durum yaşlanmaya, ayrıca oda sıcaklığında süneklik kaybına da neden olmaktadır.

Genellikle bütün kobalt esaslı süper alaşımlar, ısıl işlem ve yumuşatma sırasında KYM kristal yapıya sahiptir. Ancak MP-35N ve MP-159 alaşımları, (kullanım öncesi) önerilen termomekanik işlem süresince, sıkı paket hegzagonal (HCP) yapının miktarını kontrollü şekilde arttırmaktadır. 650 °C ve 1050 °C arasında ısıl işlem uygulanan Stellite 6B ve yaklaşık 650 °C ısıl işlem uygulanan Haynes 25 alaşımları,

kısmen sıkı-paket hegzagonal (HCP) yapıya dönüşebilir. Haynes 25 alaşımı, yaygın olarak kullanılan kobalt esaslı bir süper alaşımdır. Bu alaşım gaz türbinlerinin yüksek sıcaklığa maruz kalan kısımlarında, nükleer reaktör parçalarında, cerrahi implantlarda ve soğuk çalışma şartlarında kullanılmaktadır.

Haynes 188 alaşımı birçok mükemmel bir özelliğe sahip olup tutuşturuculara, geçiş kanalları ve gaz türbinlerinin iç tasarımında kullanılmaktadır. Bileşimlerinde La, Si, Al ve Mg bulunmaktadır. Bu alaşımın, 1100 °C'de oksidasyon direnci ve sürünme direnci, diğerlerine göre yüksektir. Oda sıcaklığında şekillendirilebilmekte ve uzun süreli yaşlanmadan sonra, çalışma sıcaklığında sünekliğini korumaktadır. %21 Fe içeren UMCo-50 alaşımı, Haynes 25 veya Haynes 188 alaşımları kadar sert değildir. UMCo-50 fırın parçaları ve karıştırıcıların üretiminde kullanılmaktadır.

MP-35N ve MP-159 alaşımları, işlem sertleşebilirliği istenilen yerlerde kullanılmaktadır. Her iki alaşım da yüksek dayanım ve sünekliğe sahiptir. Bu alaşımlardaki yüksek dayanım ve süneklik kombinasyonunun nedeni, işleme sonucu sertleşen KYM matriste HCP yapının küçük bölümünün dönüşümüdür.

Kobalt katı-eriyik alaşımlarının son grubu Stellite 6B dir. Bu alaşım yüksek sıcaklık sertliği ve oksidasyon direncine sahiptir. Bu özelliği ise yüksek krom içeriğinden (yaklaşık %30) kaynaklanmaktadır. Stellite 6B, genellikle buhar türbinlerinde kullanılmaktadır.

Karbür-faz dayanımlı kobalt esaslı süper alaşımlar X-40, WI-52, MAR-M302 ve MAR-M509 yaygın olarak uçak yakıt motor türbinlerinde ve statik kanat uygulamalarında kullanılmaktadır. Bu alaşımlar, yüksek sıcaklık dayanımına ve oksidasyon direncine ayrıca kaynak ile onarılabilme özelliğine sahiptir [25].

3.1.3. Nikel Esaslı Süper Alaşımlar

Nikel esaslı süper alaşımlar ana element olarak %30 ile 70Ni ve önemli miktarda (%30) Cr içermektedir. Demir elementi Inconeller, Ni-monicler ve Hastelloy gibi nikel esaslı süper alaşımlar içinde az miktarda, Incoloy 901 ve Inconel 706 gibi

alaşımlarda ise yaklaşık %35 oranında bulunmaktadır. Bazı nikel esaslı alaşımlar, dayanım direnci ve korozyon direnci için az miktarda alüminyum, titanyum, niobiyum, molibden ve tungsten de ihtiva etmektedir.

Nikel esaslı süper alaşımlar katı-eriyik ve ikincil faz (intermetalik çökelti) tarafından mukavemetlendirilmektedir. İntermetalik oluşturucu olarak kullanılan elemanlar Al, Ti ve Nb'dur.

Ni esaslı süper alaşımlardaki Ni ve Cr kombinasyonu, bu alaşımların oksidasyon direncini artırmaktadır. Nikel esaslı süper alaşımlar, özellikle >650 °C sıcaklıklarda, mekanik dayanım açısından paslanmaz çeliklerden daha üstündür.

Inconel 600, Inconel 601 ve RA 333 gibi katı-eriyik alaşımları, yaygın olarak ısı işleme ekipmanları ve fırın parçalarının üretiminde kullanılmaktadır. Bunun nedeni, bu alanlarda yüksek oksidasyon, korozyon direnci ve yüksek dayanıma sahip malzemelere ihtiyaç duyulmasıdır.

Ni esaslı süper alaşımların diğer bir kullanım alanı da enerji jeneratörleridir. Nükleer enerji fabrikaları ve (buhar üretici tüpler ve reaktör karotların yapısal bileşenleri) fosil-yakıt fabrikalarında (ısıtıcı tüpler, kül-alıcı sistemler ve ısı-korozyon ihtiyacı duyulan parçalar) kullanılmaktadır.

3.1.3.1. Katı Eriyik Nikel Alaşımlar

Katı-eriyik nikel alaşımlar, tavlama temperinde kullanılmaktadır. 870-980 °C'lık düşük tavlama sıcaklığı ile en yüksek süneklik ve yorulma dayanımı sağlanmaktadır. 1120-1200 °C'lık bir yüksek sıcaklık tavlaması ise optimum yorulma direnci ve 600 °C'dan yüksek çalışma sıcaklıklarında ise, sürünme-kopma özelliklerini arttırmaktadır. Hastelloy X, Inconel 601, Inconel 625 önemli bazı katı-eriyik nikel alaşımlarıdır. Bu alaşımlar genellikle uzay ve havacılık uygulamalarında kullanılmaktadır.

3.1.3.2. Çökeltme Dayanımlı Nikel Alaşımlar

Çökelti mukavemetlendirilmiş nikel alaşımları, ikinci bir fazın çökeltmesi ile elde edilmektedir. Çökelen faz, (genellikle γ' veya γ'') alaşımın sertliğini ve dayanımını önemli derecede artırmaktadır. Bu alaşımların çoğunda, γ' intermetalik $Ni_3(Al,Ti)$ fazın oluşturulması için Al ve Ti ilave edilmektedir. Bazı alaşımlarda alüminyum ve titanyumun yanında niobiyum kullanılmaktadır. Bunun sonucunda ise γ'' (Ni_3Nb) fazı oluşmaktadır. Nb ilave edilen alaşımlar (Inconel 718), çökeltme sertleşmesi sıcaklığını arttırmaktadır. Kaynak sıcaklığının sertleşmeye neden olmaması ve ön kaynak çatlaması görülmemesi nedeniyle, bu alaşımların kaynak kabiliyeti yüksektir [26]. Inconel 750 alaşımı, Inconel 600'ün farklı bir kombinasyonudur ve 540 °C'da Inconel 600'den yaklaşık üç kat daha fazla akma mukavemetine sahiptir. Çökeltme mukavemetli alaşımlar için, 970-1175 °C'de çözültüye alma işlemini takiben, 600-815 °C'da, bir veya daha fazla çökelti oluşturma işlemi uygulanmaktadır. Çökelti mukavemetlendirilmiş süper alaşımların en önemli kullanım alanı, uzay ve havacılık endüstrisidir. Ayrıca bu süper alaşımlar roket motorları, uçak türbin parçaları (disk, şaft, halka, pervane kanadı), değişik kompresörler ve nükleer reaktörlerde (cıvata, yay) kullanılmaktadır [25].

Süper alaşımlara bazı elementlerin ilavesiyle farklı birçok özellik kazandırılabilir. Bu elementler, Şekil 3.2'de verilmiştir.

BÖLÜM 4

AŞINMA

Aşınma, sürtünme halinde bulunan yüzeylerde mekanik etkenlere bağlı olarak meydana gelen malzeme kaybıdır. Birbiriyle temas halindeki iki cisim arasında meydana gelen bağıl hareket ile, cisimlerin yüzeylerinin birbirini etkilemesi sonucu aşınma meydana gelmektedir. Bu şekilde, yüzeylerin ilk şekilleri bozulur, parçalar arasındaki boşluklar büyür ve amaçlanan fonksiyonlar yerine getirilemez [28].

Sürtünerek çalışan bütün makine elemanlarında kaçınılmaz olan ve karmaşık bir sistem özelliği gösteren aşınma, korozyonun ve yorulmanın yanı sıra üçüncü büyük problemdir. Bu nedenle araştırmalar, sürtünmeyi ve aşınmayı azaltma ve kontrol etme çalışmaları şeklinde yoğunlaşmıştır. Sürtünmenin ve aşınmanın azaltılmasıyla malzeme kaybının önlenmesi boyut hassasiyeti ve enerji ile birlikte malzeme israfını da önlemektedir.

Çeşitli makine elemanları ve mühendislik malzemeleri, birbiri ile sürtünerek çalışması nedeniyle, temas yüzeylerinde zamanla hasar oluşmaktadır [29].

Aşınmanın bir tanımı yapılacak olursa;

- Relatif hareket ve yüzey basıncı altında kalan iki cismin teması sonucu oluşan mekanik enerjinin tesiri ile, malzeme yüzeyinden parçacıkların kopması sonucu meydana gelen malzeme yıpranmasıdır [29].
- Mekanik etkenler ile cisimlerin yüzeyinde zamanla oluşan malzeme kaybıdır [29-32].

- Ayrıca dış etkiler altında temas yüzeylerinde meydana gelen fiziki değişmelerin sonucu meydana gelen bir hasar türüdür [28]. Mühendislik malzemelerinde görülen yıpranmanın aşınma sayılabilmesi için, bazı şartların gerçekleşmesi gerekir. Bunlar;
- Mekanik bir etken olması,
- Sürtünmenin (bağıl hareketin) olması,
- Yavaş ve devamlı olması,
- Malzeme yüzeyinde değişiklik meydana getirmesi,
- İstem dışı meydana gelmesidir.

4.1. AŞINMANIN TEMEL UNSURLARI

Aşınmanın gerçekleşmesi için sürtünme olmalıdır. Sürtünen iki cismin temas alanı, görünen temas alanından küçüktür. En hassas işleme yöntemleri ile de olsa, işlenen katı malzemelerin yüzeyi hiçbir zaman düz değildir [33]. Çünkü, üretim tekniğinde tam olarak pürüzsüz bir yüzeyin elde edilmesi imkânsızdır. Yüzeylerin temas etmesi halinde ise yüzeylerdeki pürüzler karşılıklı etkileşir. İlk temas, pürüz tepeleri arasında oluşmaktadır. Pürüz tepeleri arasındaki girintiler, birbirleri ile temas etmezler. Gerçek temas alanı, temasta olan pürüzlerin toplam alanıdır. Yüklemin şekli, yük temas alanının büyüklüğünü etkilemektedir. Yük arttıkça ilk temas eden pürüzler şekil değişimine uğrar (yani ezilir) ve bunun sonucu kısa boyutlu yeni pürüzler birbiri ile temas ederler. Yüklemin etkisi ile de pürüz sayısı azalır ve gerçek temas alanı görülen temas alanına yaklaşır [29-32]. Yüzey pürüzlüğünün artışı ile aşınma direnci azalmaktadır. Temasta olan cisimlere bağıl hareket yaptırabilmek için, sisteme bir enerji girişi olması gerekmektedir. Bu enerji girişi yük ve hareket şeklindedir. Enerji girişi ile çıkış arasındaki fark, mekanik titreşime, ısı, ses, sürtünme enerjisine ve sonrasında aşınmaya dönüşmektedir [29-32].

4.1.1. Aşınmayı Etkileyen Faktörler

4.1.1.1. Ana Malzemeye Bağlı Faktörler

- Malzemenin kristal yapısı,
- Sertliği,
- Elastik modülü,
- Deformasyon özellikleri,
- Yüzey pürüzlülüğü ve boyutudur.

4.1.1.2. Karşı Malzemeye Bağlı Faktörler, Aşındırıcının Etkisi ve Ortamın Etkisi

- Sıcaklık
- Nem
- Atmosfer

Servis koşulları

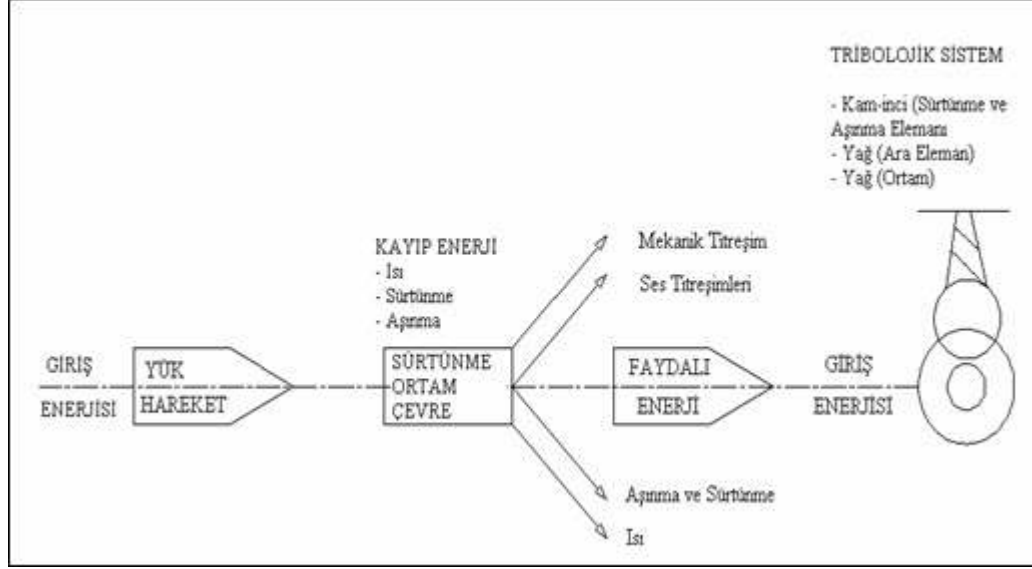
- Basınç
- Hız
- Kayma mesafesi

4.2. TRİBOLOJİK SİSTEM

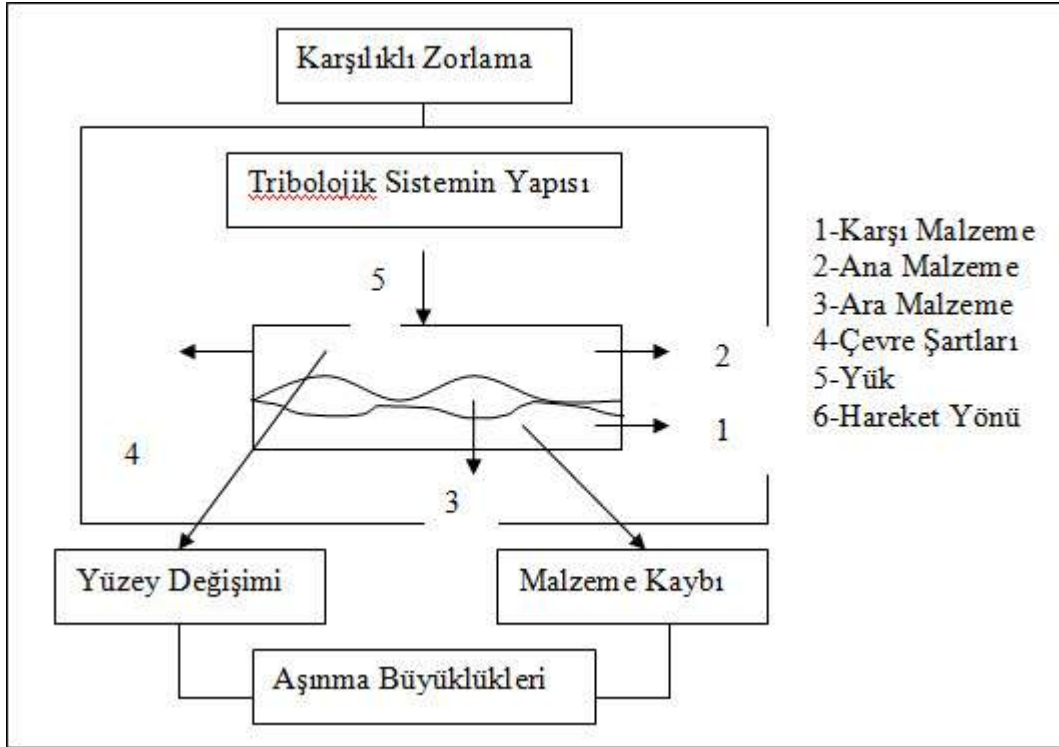
Triboloji, “bir izafi hareket içinde bulunarak, birbirlerine etki eden yüzeylerin ve bunlarla ilgili olayların incelendiği bilim veya teknik” olarak tanımlanmaktadır. Triboloji; sürtünme, aşınma ve yağlamanın bilimsel incelenmesini ve tribolojik bilgilerin teknik uygulanmasını içermektedir [29].

İçinde aşınma ve sürtünme olaylarının gerçekleştiği teknik sistemlere, tribolojik sistem denilmektedir. Mühendislik malzemelerinin aşınma davranışlarının araştırılmasında, mekanik sistemleri bir tribolojik sistem olarak dikkate almak gerekir. Yani aşınma olayı bir sistem bütünlüğü içinde ele alınmalıdır [34]. Şekil

4.1’de bir tribolojik sisteme giren enerji dağılımı, Şekil 4.2’de ise tribolojik sistemin elemanları görülmektedir.



Şekil 4.1. Tribolojik sisteme giren enerji dağılımı [31].



Şekil 4.2. Tribolojik sistemin elemanları [38].

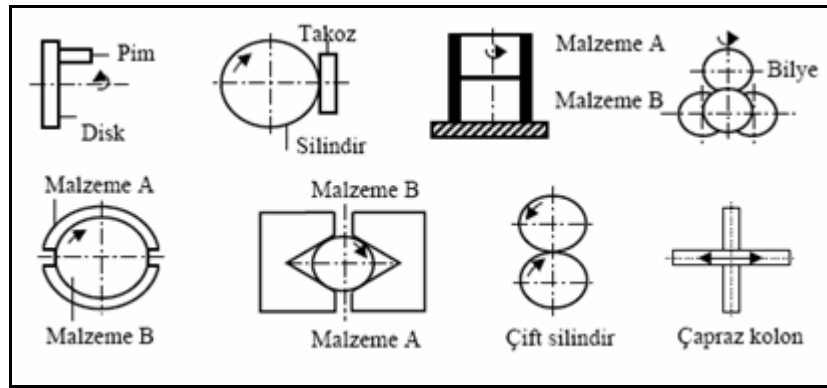
Tribolojik sistemi oluşturan unsurlar ana malzeme (aşınan), karşı malzeme (aşındıran), ara malzeme, yük, hareket ve çevreden oluşmaktadır. Bir tribolojik sistem, bu unsurların birçoğunu içinde bulundurmaktadır. Aşınma çiftini oluşturan ana malzeme ve karşı malzeme (aralarında belirli bir ara malzeme varken) az veya çok yük altında hareket ettiklerinde, aşınma başlamaktadır. Ana malzeme, metal, mineral, plastik, kauçuk, ağaç, deri v.s. gibi aşınma karakteristiğine önem verilen bir katı cisimdir. Aşındıran malzeme ise metal, mineral, plastik, ağaç v.s. şeklinde katı olabileceği gibi, sıvı veya gazlarla karışım durumunda da olabilir. Ara malzeme ise yağlar, aşınma parçacıkları v.b. gibi maddelerdir. Endüstride çoğu zaman aşınma parçacıkları yüzeylerden temizlenememektedir. Böyle durumlarda arada yağlayıcı da yoksa ortam kuru sürtünmeli olarak ifade edilmektedir. Çevre çalışma ortamıdır. Yükleme darbeli, darbesiz, sabit, değişken v.b. şekillerde veya bunların birden fazlasının bir arada bulunması ile olabilmektedir. Hareket ise kayma, yuvarlanma, kaymalı yuvarlanma, darbe şeklinde olmaktadır [35].

Tribolojik sistemde ortaya çıkan aşınma mekanizmaları da farklıdır. Adhesiv aşınma, abrasiv aşınma, yorulma aşınması, tribo oksidasyon aşınması gibi mekanizmalarla tanımlanan aşınma, tribolojik sistem içerisinde genellikle tek başlarına bulunmazlar ve etkin oranları kesin olarak belirlenemez. Ancak etken olan aşınma mekanizmasına göre önlemler yoğunlaştırılabilmektedir [36,37].

Tribolojik test cihazları, gerçek sistemlerde etkenlerinin analiz edilebilmesinin zorluğu ve ölçümlerin uzun sürelerde ve güçlükle yapılabilmesinden dolayı, model sistemlerinin geliştirilmesini zorunlu kılmaktadır. Araştırmacılar genellikle inceledikleri sistemi dikkate alarak çalışmalarında kullanacakları aşınma test cihazlarını seçmektedir. Bu seçim de, gerçek sistemi oluşturan tribolojik unsurları sağlayabilen ve sonuçları büyük oranda tekrarlayabilen cihazların tercih edilmesi önemlidir. Aşınma test cihazları kısmen standartlaştırılmıştır [36,37].

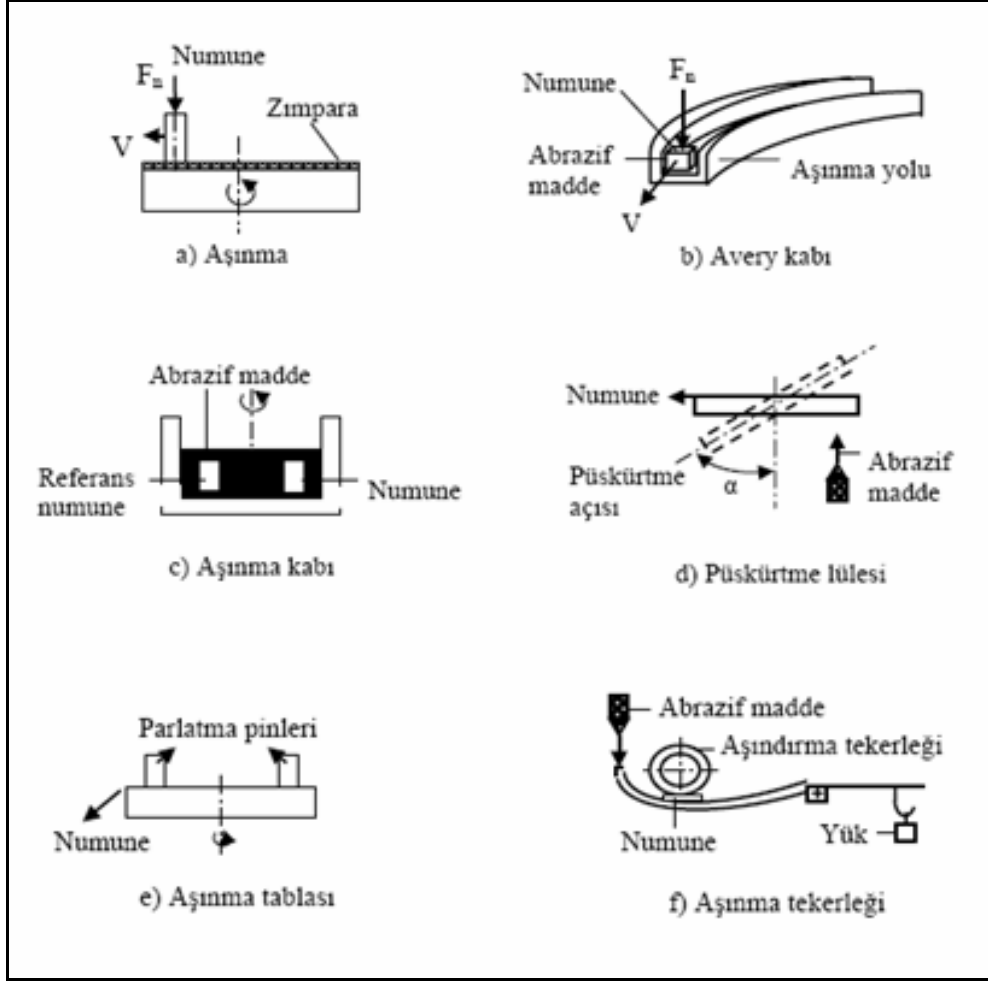
4.3. AŞINMA TEST MODELLERİ

Aşınmanın gerçek sistemlerde belirlenmesinin zorluğu, bir kısmı standartlaştırılan model cihazların geliştirilmesine yol açmıştır. Model cihazlarda tribo sistemi oluşturan unsurların, gerçek sisteme uygun şekilde oluşturulması ve sonuçların tekrarlanabilir olması, bu cihazlarda aranan özelliklerdir. Kayma ve sürtünme baz alınarak geliştirilen aşınma test cihazı modelleri, tribolojik prensiplere bağlı kalınarak Şekil 4.3’de şematik olarak gösterilmiştir [38].



Şekil 4.3. Aşınma test modellerinin şematik olarak gösterilmesi [38].

Katı, sıvı ve gaz halindeki maddelerin etkisi altında ve yalnız karşı malzeme aşınmasının ölçüldüğü abrasiv aşınma test cihazı modelleri de şematik olarak, Şekil 4.4’de gösterilmiştir.



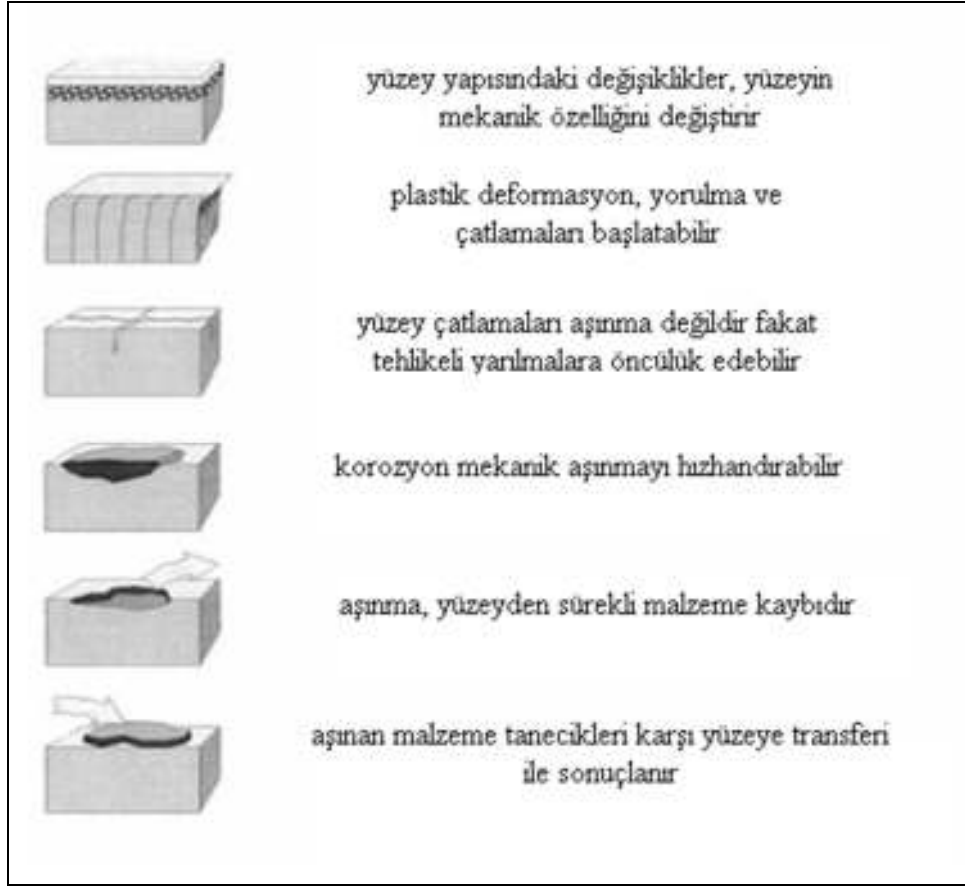
Şekil 4.4. Abrasiv aşınma test modellerinin şematik olarak gösterilmesi [38].

Model aşınma test cihazlarıyla yapılan aşınma testlerinin amaçları genellikle şu şekilde sıralanmaktadır;

- Sistem elemanlarının verimini, ömrünü, güvenilirliğini, fonksiyonunu, bakım yapılıp yapılmaması gerektiğini belirlemek, kalite kontrolünü yapmak,
- Malzemelerin ve yağlayıcıların tribolojik davranışlarını belirlemek,
- Malzeme kayıplarını araştırmak,
- Yeni malzeme veya sürtünme ve aşınma azaltıcı yöntemleri geliştirmek.

4.4. AŞINMA VEYA YÜZEY DEFORMASYONU

Yüzey deformasyonu ve bozulma nedenleri çok geniş bir aralıkta incelenmektedir. Önemli tribolojik yüzey bozulmalarının sınıflandırılması, Şekil 4.5’de gösterilmiştir.



Şekil 4.5. Yüzey aşınma ve bozulmalarının sınıflandırılması [39].

Yüzey aşınma ve bozulmalarının sınıflandırılmasını sırası ile açıklanırsa;

- Yüzeydeki yapısal değişiklikler (yüzey kaplama veya kristalleşme gibi yüzey değişiklikleri), yüzeyin mekanik deformasyonuna yol açmaktadır. Yüzeydeki bu yapısal değişiklikler aşınmayı gerektirmez. Fakat dış yüzeyin mekanik özelliklerini değiştirerek aşınmayı başlatılabilir veya yüzeyde çeşitli çatlaklara neden olabilir [39].

- Plastik deformasyon, yüzeyde termal genişleme ve azalmalar veya mekanik gerilmelerin etkisiyle oluşmaktadır. Yüzey bölgesinin plastik deformasyonu, dereceli aşındırmayı gerektirmemesine rağmen, sonuçta tehlikeli çatlaklara öncülük edebilen, önemli yüzey hasarlarının meydana gelmesine neden olmaktadır [39].
- Yüzey bölgesindeki çatlaklar, aşırı yüzey gerilmeleri, yorulma deformasyonları ya da tekrar eden termal değişiklikleri nedeniyle olmaktadır [39].
- Korozyon ve diğer kimyasal etkiler de aşınmaya sebep olmaktadır. Kimyasal etkiler çatlakların genişlemesini hızlandırarak yüzey kayıpları arttırmaktadır [39].
- Aşınma veya yüzey hasarı, çeşitli aşınma türleri ile mikroskobik parçacıklar şeklinde yüzeyden sürekli malzeme kayıplarına neden olmaktadır. Sonuçta, aşınma mekanizması hem mekanik hem de kimyasal olabilmektedir [39].
- Aşınma sonucu yüzeyden kopan küçük parçacıklar, karşı yüzeye transfer olmaktadır. Yüzeyde sürtünmeden dolayı oluşan aşırı ısınmanın etkisi ile aşınan tozlar toplanarak, ara yüzeyde üçüncü bir yüzey tabakası meydana gelmektedir. Bu durum, kayma sürtünmesinin de nedenidir [39].

4.5. AŞINMA ÇEŞİTLERİ

Bazı araştırmacılar, malzemelerin aşınması üzerine yaptıkları çalışmalar sonucunda aşınmayı farklı farklı sınıflandırmışlardır [29,30]. Bunlar;

- Adhesiv aşınma
- Abrasiv aşınma
- Ablativ aşınma
- Yorulma aşınma
- Eroziv aşınması
- Öğütmeli aşınma (Grinding wear)

- Oymalı aşınma (Gouging wear)
- Kazımalı aşınma (Fretting wear)
- Tribosüblimasyon ve difüzyon aşınması
- Termal aşınma (Isıl etkenler) dir.

4.5.1. Adhesiv Aşınma Mekanizması (Yapışma Aşınması)

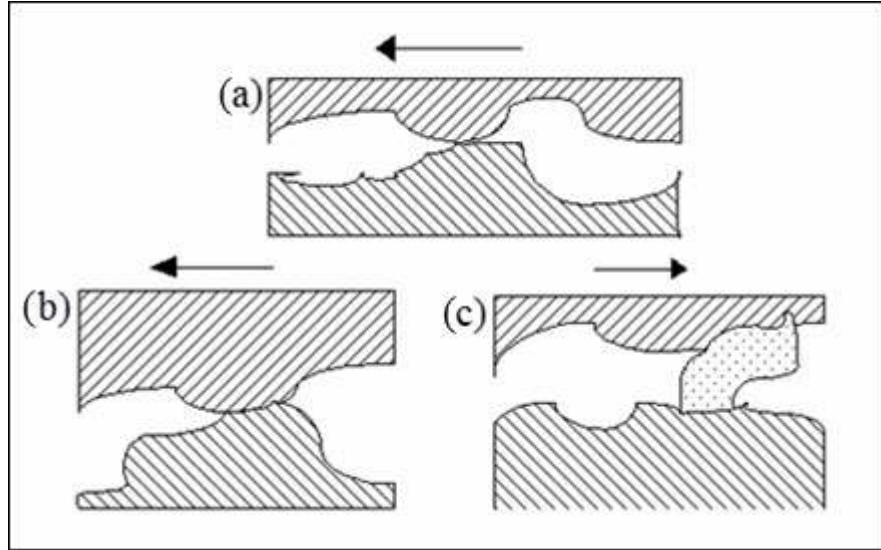
Bu aşınma mekanizmasında, kayma sürtünmesi yapan ve metalografik yapıları birbirine benzeyen iki metalin yüzeyleri arasında adhesiv çekim kuvveti söz konusudur. Bu kuvvetin oluşması, moleküllerin yaklaştırılmasına bağlıdır. Temas halindeki yüzeyler pürüzlerle etkileştiklerinden, sistemi etkileyen bir kuvvet, çok küçük pürüz tepelerine çok yüksek basınç olarak etkimektedir. Bu basınç, bu noktalardaki gerilme pürüzlerin akma sınırını aşması ile plastik deformasyona, pürüzlerin birbirini çizmesine neden olmaktadır. Ayrıca pürüzlerin deformasyonu ile oluşan mikro malzeme taşınımı temas yüzeyi boyunca yayılır. Aşınma çiftin karşılıklı hareket etmesi halinde de, yüzeyde bulunan absorbe olmuş sıvı veya gaz molekülleri ve oksit tabakaları parçalanarak, aşınma çiftinde soğuk kaynaklanmayı oluşturmaktadır. Kayma hareketi sırasında bu noktalar koparak, aşınmaya neden olmaktadır. Bu tip malzeme kaybı, adhesiv aşınma olarak ifade edilmektedir [30,40].

Aşınma çiftinin yüzeyleri arasındaki tutma kuvvetleri (adhesiv bağ mukavemetleri) eşit büyüklükte veya adhesiv bağ mukavemeti büyük ise, sürtünen yüzeylerdeki pürüz tepecikleri kopar ve malzeme kaybına neden olur. Eğer adhesiv bağ kuvveti pürüz mukavemetinden küçükse, pürüz kaynak noktasından kopar, fakat malzeme kaybına neden olmaz. Adhesiv aşınması sırasında, iki sürtünme yüzeyi arasında üçüncü bir cisim meydana gelmektedir. Özellikle adhesiv aşınmada kırılan parçalar ara yüzey de serbest kalabileceği gibi, metallere birine bağlı kalarak da taşınabilirler. Parçacığın bir yüzeyden diğer yüzeye taşınması metal transferi olarak adlandırılmaktadır [29,30,32,41].

Adhesiv aşınma sırasındaki oksitlenme olayı, korozif aşınma ile karıştırılmamalıdır. Yukarıda bahsedilen parçalanma, malzeme moleküllerinin direk temas geçmelerine imkân vermektedir. Bunun sonucunda, bölgesel kaynak bağları (soğuk kaynaklanma)

oluşmaktadır. Bu sırada, eğer izafi hareket de varsa yüzeydeki sıcaklık yükselir ve ergime noktasına kadar ulaşabilir. Böylece kaynaklanma ile metal yüzeyinden bir miktar daha malzeme kaybı oluşmaktadır. Bu metalik parçacıklar, ara yüzeyde serbest parçacıklar halinde kalabilecekleri gibi metallere birine bağlı şekilde de bulunabilirler. Her iki durumda da malzeme kaybı (aşınma) meydana gelmekle beraber, ikinci durumda malzemelerin birinden diğerine malzeme transferi söz konusudur [42].

Kristalografik olarak benzer kafes yapıları malzemelerde adhesiv aşınma mekanizması açıklanabilmesine rağmen, farklı yapıdaki (mineral malzemeler gibi) malzemeler arasındaki aşınma, adhezyonla başlamaz. Bu tür malzemelerde Şekil 4.6'da görüldüğü gibi, yüksek gerilme ve basıncın etkisiyle pürüzler birbirine geçerek, plastik şekil değişikliği meydana gelmektedir. İzafi hareket başladığında zayıf olan malzemenin pürüzleri kopar ve serbest tanecikler oluşur. Bu durum Şekil 4.6'da şematik olarak gösterilmektedir. Eğer sıcaklık yükselerek, ısıl difüzyon artışı bölgesel kaynak bağları da meydana gelirse, (difüzyon az ise) kaynamadığı için, kırılan parçacıklar serbest hale geçerler.



Şekil 4.6. Adhesiv aşınmanın meydana gelişinin şematik olarak gösterimi; a) iki çıkıntının buluşması ve bağ oluşturması, b) bağın koparak bir yüzden diğerine malzeme transferinin oluşumu ve c) uzanmış olan çıkıntının diğer yüzeydeki çıkıntıyla etkileşimi sonucunda da yüzeyde kırıntı oluşumu [33,43].

4.5.2. Abrasiv Aşınma Mekanizması

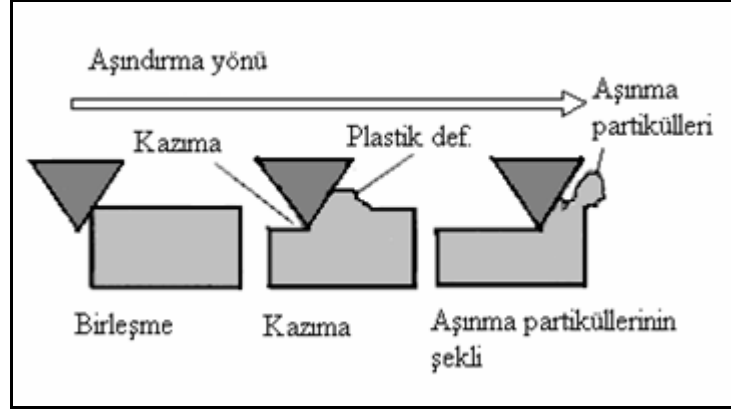
Abrasiv aşınma, uygulanan yük ve hareketin etkisiyle, sürtünen iki cisimden daha sert olanının, pürüz vasıtasıyla diğerini çizerek üzerinden mikro talaş kaldırmasıdır. Bu tanım, katı/katı, katı/mineral, katı/sıvı gibi birçok sürtünme elemanlarında meydana gelen aşınmayı kapsamaktadır.

Sürtünen cisimlerin, direkt olarak karşılıklı etkileşimleri sonunda meydana gelen abrasiv aşınma, iki cisimlidir. Eğer ara yüzeyde sürtünme elemanlarını çizerek tahrip eden sert tanecikler de bulunuyorsa, bu tür aşınma üç cisimli aşınma olarak ifade edilmektedir. Bu tanecikler ara yüzeye dışarıdan girebilecekleri gibi, aşınma sırasında da olabilirler [44].

Genellikle aşınma mekanizmaları, metal/metal sürtünmelerinde iki cisimli abrasiv veya adhesiv olarak başlayıp üç cisimli abrasiv olarak devam etmektedir. Üçüncü cisim olarak ortaya çıkan toz, mineral taneleri, çizilme sonunda serbest hale gelen mikro talaşlar ve parçalanmış oksit parçacıkları da olabilmektedir. Üç cisimli abrasiv aşınma, aşınma süresini daha da hızlandırmaktadır. Bir sistem içinde yüksek hızlı parçacıkların akışı, erozyon olarak bilinen abrasiv aşınmanın özel şeklidir [45]. Khruschov ve Babichev, aşındırıcı tanelerle temas eden yüzeyde iki işlemin meydana geldiğini belirtmişlerdir [46]. Bunlar;

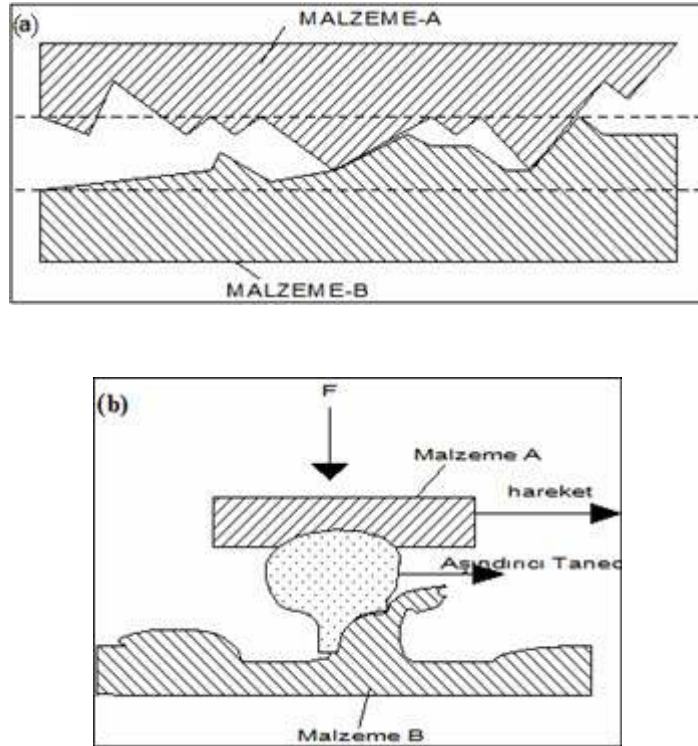
- Basıncın etkisiyle plastik şekil değiştirme sonucu çiziklerin oluşması (Metal kalkmadan, yüzeyin plastik şekil değiştirmesi),
- Yüzeyden mikro talaş şeklinde metal parçacıkların ayrılması (Yüzeyden mikro talaşların ayrılması).

Abrasiv aşınma, kesilme, kazınma ve tekrarlanan deformasyon gibi yüzeyi tahrip eden çeşitli mekanizmalar ile meydana gelmektedir. Abrasiv aşınma için en önemli şart, sürtünme sırasında, abrasivin sertliğinin aşınma malzemesi sertliğinden daha fazla olmasıdır. Abrasiv aşınma Şekil 4.7’de şematik olarak gösterilmektedir [46].



Şekil 4.7. Abrasiv aşınma şeması [47].

Burada iki cisimli abrasiv aşınma görülmektedir. Daha sert olan cismin pürüzleri yumuşak olan malzemeyi çizerek, mikro talaş kaldırmaktadır [47]. Bu tip aşınmada sert ve keskin parçacık, malzeme yüzeyinden mikron boyutlu talaş kaldırmaktadır. Bu aşınma, iki elamanlı ve üç elamanlı olmak üzere ikiye ayrılır. Bu mekanizma, Şekil 4.8'de şematik olarak gösterilmektedir.



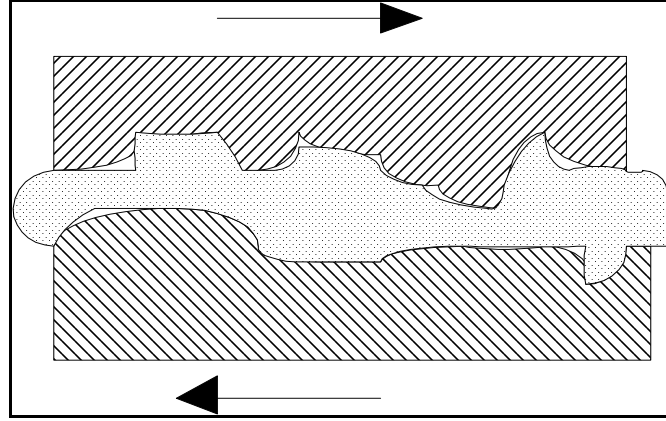
Şekil 4.8. Abrasiv aşınmanın şematik gösterimi; a) iki elemanlı abrasiv aşınma ve b) üç elemanlı abrasiv aşınma [48].

İki elemanlı abrasiv aşınma, sürtünen elemanların doğrudan birbiriyle etkileşimleri sonucu meydana gelir. Üç elemanlı abrasiv aşınma ise, aşınan ve aşındıran malzeme arasında serbest ara malzeme olmasıyla meydana gelmektedir. Ayrıca, aşınma sonucu yüzeylerden ayrılan parçacıkların birer ara malzeme gibi davranmaları da, üçüncü eleman görev yapabilmektedir.

Metal-metal sürtünmelerinde aşınma iki elemanlı abrasiv veya adhesiv olarak başlayıp, üç elemanlı abrasiv olarak devam etmektedir. Bu durumda araya giren toz, mineral taneleri, çizilme sonucu serbest hale geçen mikro talaşlar ve parçalanmış oksit parçaları üçüncü eleman olarak görev yapmaktadır. Serbest hale geçen mikro talaş parçaları, genellikle ana malzemedan daha sert olduklarından dolayı aşınmayı hızlandırmaktadır.

4.5.3. Yorulma Aşınması

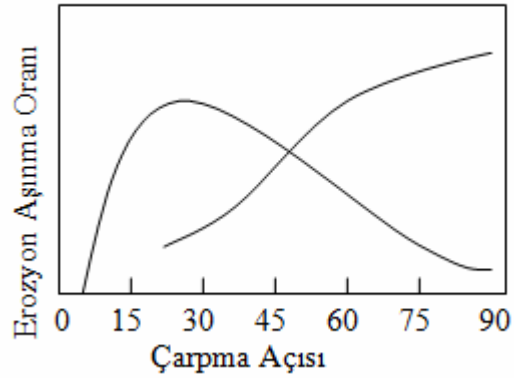
Mühendislik malzemelerinde yorulma, tekrarlı yükler altında ve belirli bir zaman içerisinde meydana gelmektedir. Yorulma aşınması mekanizması malzemenin yüzeyinden başlamaktadır. Yorulma aşınması yüzey bölgesi titreşimli bir zorlanmaya maruz kaldığında veya sürtünme elemanları tekrarlanan gerilimlerle etkileştiklerinde, bu gerilmelerin sebep oldukları mikro çatlaklar vasıtasıyla yorulma aşınması olarak adlandırılan, pulcuklar şeklindeki malzeme kaybıdır. Bu olay sırasında içyapıda parçalanmalar ve yırtılmalar meydana gelerek, yüzeyden kısmi çözümler olmaktadır [49]. Maksimum kopma gerilmelerinin olduğu bölgelerde, plastik deformasyon ve dislokasyon hareketine bağlı olarak, çok küçük boşluklar meydana gelmektedir. Bu boşluklar zamanla yüzeye doğru ilerleyerek, büyümekte ve yüzeyde küçük çukurlar oluşturmaktadır. Çukurcuk (Pitting) adı verilen bu aşınma tipi, daha çok dişli çarklarda, rulmanlı yataklarda ve kam mekanizmaları gibi yuvarlanma hareketi yapan elemanların yüzeylerinde meydana gelmektedir. Yorulma aşınmasının şematik gösterimi, Şekil 4.9'da verilmektedir [50].



Şekil 4.9. Yorulma aşınması şeması [49].

4.5.4. Eroziyon Aşınma

Eroziyon aşınma, erozyon ortamı ile malzeme yüzeyi arasındaki hızın çok yüksek olması nedeniyle meydana gelen bozunma olayı olarak tanımlanmaktadır. Gaz veya sıvı ortamda taşınan abrasiv tanelerin yüzeye belirli bir açıda çarpması ile oluşan enerji, katı cismin mukavemetini aştığı zaman, cismin yüzeyinde plastik deformasyon meydana gelmektedir. Yüzeyde kırılmalara neden olan bu olay sonucunda, yüzeyde aşınma meydana gelmektedir. Bu şekilde meydana gelen aşınmaya erozyon aşınması denir. Sünük malzemeler erozyon aşınmasına çok elverişlidir. Aşındırıcı parçaların büyüklüğü, hızı, şekli, sertliği ve çarpma açısının değeri erozyon aşınma mekanizmasını etkileyen önemli faktörlerdir. Şekil 4.10'da erozyon aşınma oranı ve çarpma açısı gösterilmektedir [51-53].

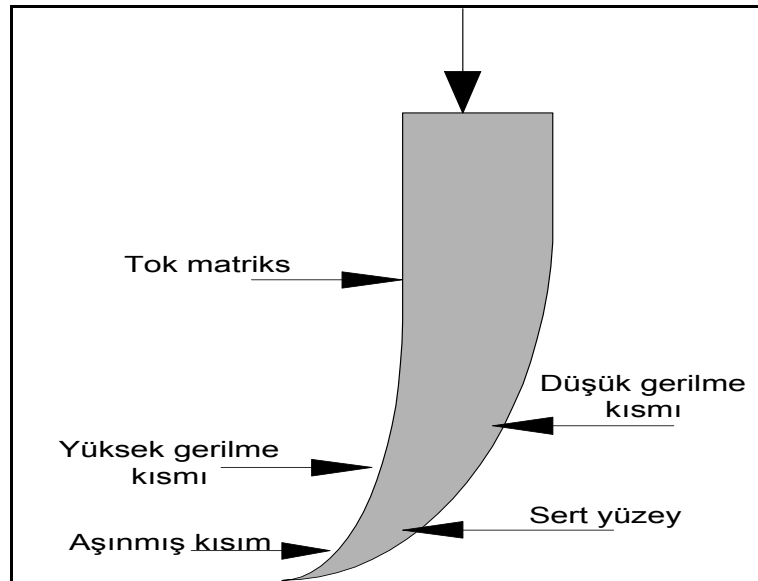


Şekil 4.10. Parçacıkların yüzeye çarpma açısının erozyon aşınma oranına bağlılığı [51-53].

4.5.5. Öğütmeli Aşınma

Öğütmeli aşınma, yüksek basınçlı parçacıkların metal yüzeyleri ile düşük hızlarda karşılaşmaları sonucunda, metal yüzeyinden parçacıkların kopmasıyla meydana gelmektedir. Bu yüksek basınç ve düşük hız kombinasyonu, genellikle hafriyat çalışmalarında kullanılan buldozer ve kepçe gibi ağır iş makinelerinin çalışma koşullarında meydana gelmektedir. Bu nedenle, araçların kesici uç yüzeylerinde bu hasar türü meydana gelmektedir.

Bu tip aşınmayı engellemek için yapılan girişimlerin başarısızlığa uğraması nedeniyle, malzemenin kontrollü olarak aşındırılması hedeflenmektedir. Kontrollü aşınma ile malzeme kendi kendine bilerek, körelme sebebiyle meydana gelen performans düşüklüğü önlenmektedir. Bu mekanizma ile meydana gelen bilenmenin oluşumu, Şekil 4.11’de şematik olarak gösterilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi, kesici takım malzemesinin düşük gerilmeli yüzeyine sert metal takviyesi yapılarak aşınma hızı azaltılmıştır. Diğer yüzeyde ise hem malzeme sertliğinin düşük olması, hem de yüksek gerilme etkisinde kalması nedeniyle, aşınma hızı, diğer yüzeye göre daha fazla olmaktadır. Meydana getirilen bu farklı aşınma hızları nedeniyle, malzeme kendi kendine keskinleşmektedir [54].



Şekil 4.11. Bir kesici uça meydana gelen kendi kendine bilenmesinin oluşum mekanizması [54].

4.5.6. Oymalı Aşınma

Oymalı aşınma, malzeme yüzeyinin çok yüksek gerilmelerdeki çarpmalar etkisiyle, yüzeyden bir parçanın kesilerek veya oyularak kopmasıyla meydana gelmektedir. Bu tip aşınmaya genellikle hafriyat, madencilik, petrol kuyularını delme işlemi ve benzeri koşullarda çalışan parçalarda kesme ve delme görevi yapan kısımlarında görülmektedir. Bu işlemler sırasında sert abrasiv parçacıkların çok yüksek gerilmeler altında malzeme yüzeyine çarpmaları ile yüzeylerde hızlı bir şekilde hasar oluşumu meydana gelmektedir.

Oymalı aşınma diğer aşınma türlerine göre çok daha hızlı olarak geliştiğinden, bu aşınmaya uğrayan parçaların yenileriyle değiştirilerek kullanılması, daha ekonomik olmaktadır.

4.5.7. Kazımalı Aşınma

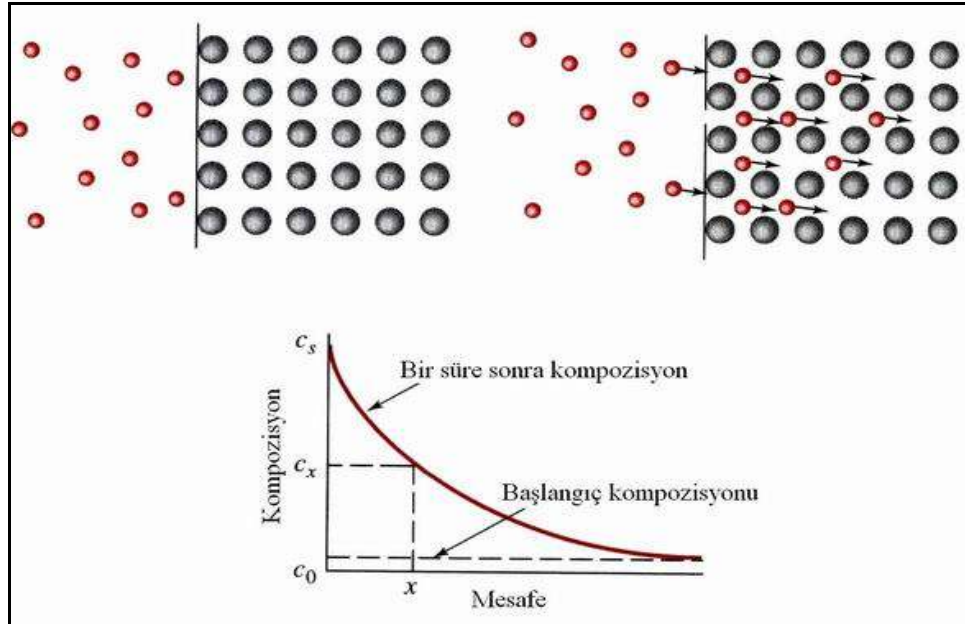
Kazımalı aşınma, karşılıklı yüzeylerde mikro kaynaklanmanın meydana geldiği adhezif aşınmaya benzemektedir. Aralarındaki fark ise, adhezif aşınma birbirleri üzerinde kayan yüzeylerde meydana gelirken, kazımalı aşınmanın birbirlerine göre hareket etmeyen yüzeylerde meydana gelmesidir. Ancak kazımalı aşınma (çok düşük hareketlerin (vibrasyon) meydana geldiği sistemlerde), mikro kaynakların oluşmasıyla meydana gelmektedir.

Kazımalı aşınma vibrasyonlu ortamlarda çalışan somun, perçin gibi bağlantı elemanlarıyla, gelişmiş sistemlerde, (otomobil şaftlarının birleşme noktalarında ve yataklarda) en yaygın görülen hasar oluşum mekanizmasıdır. Kazımalı aşınma, temas yüzeylerinde meydana gelen yorulma nedeniyle (otomobil şaft gibi parçalarda), önemli bir problemdir. Gerçekte, şaftlarda meydana gelen yorulma kırılmalarının sebebi kazımalı aşınmadan kaynaklanmaktadır [53-55].

4.5.8. Tribosüblimasyon ve Difüzyon Aşınması

Tribosüblimasyon aşınması, sürtünme ısısı ile yüzey bölgesi sıcaklığının çok yükselmesi ile olmaktadır. Yüksek sıcaklıkta atom veya moleküllerin malzeme içine girmesi difüzyon esasına ve çevreye transferi, tribosüblimasyon esasına dayanan aşınma mekanizmalarıdır [55]. Birbirleriyle temas halinde bulunan yüzeyler arasında, sürtünmeden dolayı sıcaklık yükselmesi ile birlikte, temas yüzeyinde bulunan atomların kristal kafes içinde atom yoğunluğu yüksek olan bölgelerden düşük olan bölgelere doğru hareket etmeleriyle meydana gelmektedir. Şekil 4.12’de yüzeyler arası malzeme transferi görülmektedir [56].

Sistem çalışırken uygulanan kuvvetle yüzeylerin teması sağlanarak, malzeme yüzeylerinde gerilme yığılmaları ve sıcaklığın artışı ile birlikte temas noktalarında akma ve sürünme başlamaktadır. Bunun sonucunda temas noktaları plastik şekil değiştirmeye maruz kalır ve temas alanları da büyümektedir.



Şekil 4.12. Yüzeyler arası malzeme transferi [56].

Bu aşınma mekanizmasında yüzeyler arası atom alışverişi olduğu için mukavemeti düşük olan bir yüzey tabakası meydana gelmektedir. Bu tabaka, sürtünme ve bağlı hareketin devam etmesiyle birlikte, esas malzeme yüzeyinden bazı parçacıkların

kopmasına ve de malzeme kaybına sebep olmaktadır. Bu şekilde meydana gelen aşınmaya da difüzyon aşınması denir. Bu aşınma mekanizması fren balatalarında, uzay ve havacılıkta kullanılan araçlar ve takım tezgâhlarında görülmektedir. Demiryollarında kullanılan fren pabuçları ile tekerlek arasındaki sürtünmeden dolayı difüzyon aşınması meydana gelmektedir. Sıcaklığın yükselmesi ve belirli bir zaman sonunda sürtünme yüzey bölgesinde atom veya moleküllerin çevreye transfer olması da tribosüblimasyon aşınmasıdır [56].

4.5.9. Termal Aşınma (Termal etkenler)

Termal aşınma, mekanik ve kimyasal aşınma mekanizmalarının oluşumunu kolaylaştıran ve bu mekanizmalarla eş zamanlı işleyen bir oluşumdur. Bu mekanizmada sıcaklık etkisi ile atomik hareketler hızlanmaktadır. Malzemenin sünekleşmesi ile, atomik aşınma gerçekleşmektedir. Termal şok ve yüksek sıcaklıkta ki oksidasyonda termal aşınmaya sebep olmaktadır [57].

4.6. AŞINMAYA ETKİ EDEN FAKTÖRLER

Yapılan çeşitli çalışmalar ile aşınmaya etki eden faktörler belirlenmiştir [50]. Ancak aralarındaki ilişki tam olarak tespit edilememiştir. Aşınmaya etki eden değişkenler şu şekilde sıralanabilir.

4.6.1. Tribolojik Sistemlerin Elemanlarına Bağlı Faktörler

Esas sürtünme elemanına bağlı olanlar:

- Malzemenin Cinsi
- Kimyasal Bileşimi
- Hacimsel ve Yüzeysel Sertliği
- Elastiklik Modülü
- Akma ve Kırılma Özellikleri
- Yüzeyin Pürüzlülük Durumu
- Şekli ve Boyutları
- Soğuk Şekillendirme Durumu

- Gördüğü Isıl İşlem

Karşı elemana bağlı olanlar:

- Aşındırıcı Tane Büyüklüğü
- Tane Şekli
- Tane Dağılımı

Ortama bağlı olanlar:

- Nem
- Sıcaklık

Farklı yüksek basınç ve çalışma hızlarında yapılan testler sonucunda yüzey basıncının artması ile aşınmanın hızlandığı, aynı yükte çalışma hızının artması ile aşınmanın da arttığı belirlenmiştir. Basınç artışına paralel olarak, çalışma hızının artması da aşınmayı hızlandırmaktadır. Ayrıca sürtünmeyi artıran yük de aşınmanın artmasına neden olmaktadır [50].

Sürtünme enerjisinin ısıya dönüşmesi ile gerçek temas alanının sıcaklığı artırmaktadır. Artan sıcaklığın etkisi ile sürtünen yüzeylerde bölgesel ergimeler olmakta ve yüzeylerden küçük parçacıklar koparak aşınmayı hızlandırmaktadır. Sürtünme ve aşınma sonucu meydana gelen yapı dönüşümleri de ısıl çatlamalara ve sürtünme sırasında parçacıkların koparak aşınmanın artmasına sebep olmaktadır. Bu nedenle, katı cisimlerin aşınmasında sürtünen yüzeylerin sıcaklığı çok önemlidir [50].

Metal-metal sürtünmesinde aşınma miktarı, zamana ve kayma mesafesine bağlı olarak belirlenmektedir. Aşınma miktarları aşınan parçanın Şekil ve ağırlık değişimine ait sayısal bir büyüklük olup, aşınma (olay) ve aşınma miktarı (sonuç) olarak birbirinden ayrılmaktadır. Buna göre aşınma miktarı parçanın ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma veya sürtünme yüzeyinin yükseklik kaybı olarak ifade edilmektedir [30,54].

BÖLÜM 5

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. DENEYSEL MALZEMELER

Deneysel çalışmalarda, IN 718 ve IN 706 alaşımlarının üretiminde kullanılan elementel tozların kimyasal bileşimleri (% ağırlık) Çizelge 5.1’de verilmiştir.

IN 718 ve IN 706 alaşımları Alfa Aesar firması tarafından üretilen, elementel tozlar, (Ni %99,9 3-7 µm, Fe %99,9 10 µm, Cr %99 44 µm, Ta %99,9 44 µm, C %99 10-20 µm, Ti %99,7 149 µm, Nb %99,8 1-5 µm, Mo %99,95 3-7 µm, Si %99,99 1-20 µm, Mn %99,8 44 µm ve son olarak Al %99 44 µm) kullanılarak üretilmiştir.

Çizelge 5.1. IN 718 ve IN 706 alaşımlarının kimyasal bileşimleri (% ağırlık).

ALAŞIMLAR	Al	C	Cr	Fe	Mn	Mo	Nb	Ta	Ni	Si	Ti
IN 718	0,5	0,04	19	16,06	0,2	9	2,6	2,5	49	0,2	0,9
IN 706	0,2	0,03	16	38	0,2	-	1,5	1,4	40,67	0,2	1,8

Çizelge 5.1’de belirtilen toplam 100g ağırlıktaki tozlar 1/10000 hassasiyetteki Precisa XB200h marka hassas terazi ile ölçülmüştür. Şekil 5.1’de Precisa XB200h marka hassas terazi ve yoğunluk ölçüm setinin görüntüsü verilmiştir.



Şekil 5.1. Precisa XB200h marka hassas terazi ve yoğunluk ölçüm seti.

5.2. KARIŞTIRMA İŞLEMİ

IN 718 ve IN 706 alaşımlarını üretmek için, (her bir bileşimin toplam ağırlığı 120 g olacak şekilde) elementel tozlar hassas terazide tartılarak hazırlanmıştır. Hazırlanan tozlar 250 cm³ hacimli poliamid kaplara konmuştur. Daha sonra bu kaplar Şekil 5.2’de görülen Turbula® Shaker Mixer (Model T2F Glenn Mills) karıştırıcıda 67 dv/dak ile 60 dakika karıştırılmıştır.



Şekil 5.2. Elementel tozların karıştırılmasında kullanılan Turbula® Shaker Mixer (Model T2F Glenn Mills) tipi karıştırıcı.

5.3. SOĞUK PRESLEME İŞLEMİ

Soğuk presleme işleminde Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği bölümünde bulunan, tek eksenli ve 50 ton sıkıştırma kapasiteli Hidrolik San marka pres kullanılmıştır. Karıştırılan toz malzemeler 700 MPa basınç altında soğuk preslenerek, 12 mm çapında ve 6-7 mm yüksekliğinde ön şekillendirilmiş parçalar üretilmiştir. Şekil 5.3’de IN 718 ve IN 706 alaşım tozlarının soğuk presleme işleminde kullanılan metal kalıbın görüntüsü verilmiştir.



Şekil 5.3. Numunelerin şekillendirilmesinde kullanılan metal kalıp.

Karıştırılmış tozlara uygulanan baskı kuvveti hesabı Eşitlik 5.1’de verilen bağıntıya göre yapılmıştır.

Baskı kuvveti :

$$F = P \times A \quad (5.1)$$

$$F = 700 \text{ MPa} \times 113 \text{ mm}^2 / 9,81 \text{ N/kg} = 8063 \text{ kg olarak bulunmuştur.}$$

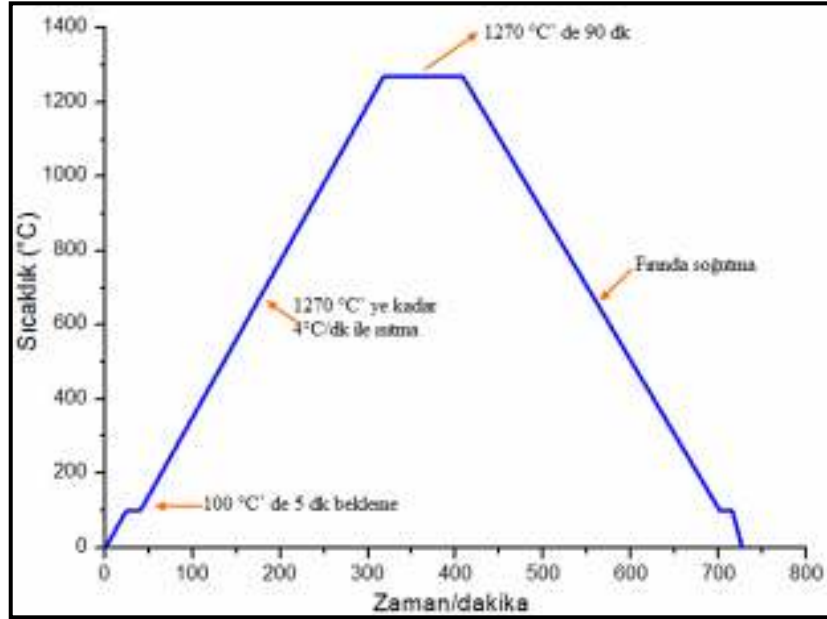
5.4. SİNERLEME ŞARTLARI

Ön şekillendirilmiş IN 718 ve IN 706 numuneleri aynı şartlar altında sinterlenmiştir. Sinterleme işlemleri Thermal Technology GMBH marka vakumlu ısıtıl işlem fırınında yapılmıştır. Fırın çalıştırılmadan önce seramik tüp 10 dakika argon gazı ile doldurulmuştur. Böylece fırın içerisindeki atmosferik ortam tamamen boşaltılmıştır. Sinterleme işlemi 10^{-6} milibar vakum altında gerçekleştirilmiştir. Vakum ortamı sinterleme tamamlanana kadar muhafaza edilmiştir. Şekil 5.4’de sinterleme işlemi yapılan Thermal Technology GMBH marka ısıtıl işlem fırınının görüntüsü verilmiştir.



Şekil 5.4. Thermal Technology GMBH marka ısıtıl işlem fırını.

IN 718 ve IN 706 alaşımlarının sinterleme işlemlerinde izlenen yol (sinterleme döngüsü) Şekil 5.5’de verilmiştir.

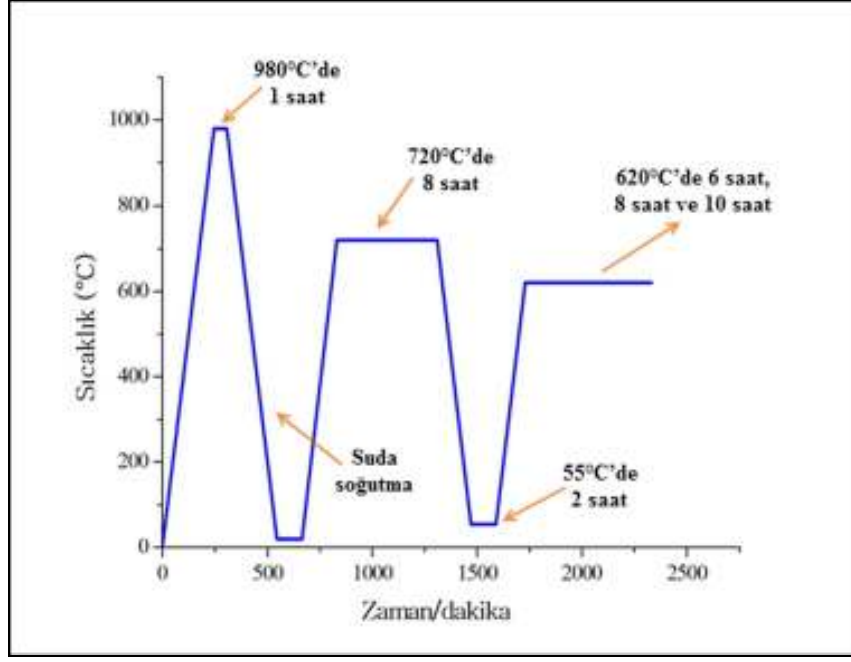


Şekil 5.5. IN 718 ve IN 706 alaşımlarının sinterleme döngüsü.

IN 718 ve IN 706 alaşımları dakikada 4 °C/dk ısıtma hızıyla önce 100 °C'de 5 dakika bekletildikten sonra 1270 °C'ye kadar ısıtılmıştır. 1270 °C'de 90 dakika bekletildikten sonra tekrar dakikada 4 °C /dk hızla 100 °C'de 5 dakika bekletildikten sonra, fırın ortamında soğutulmuştur.

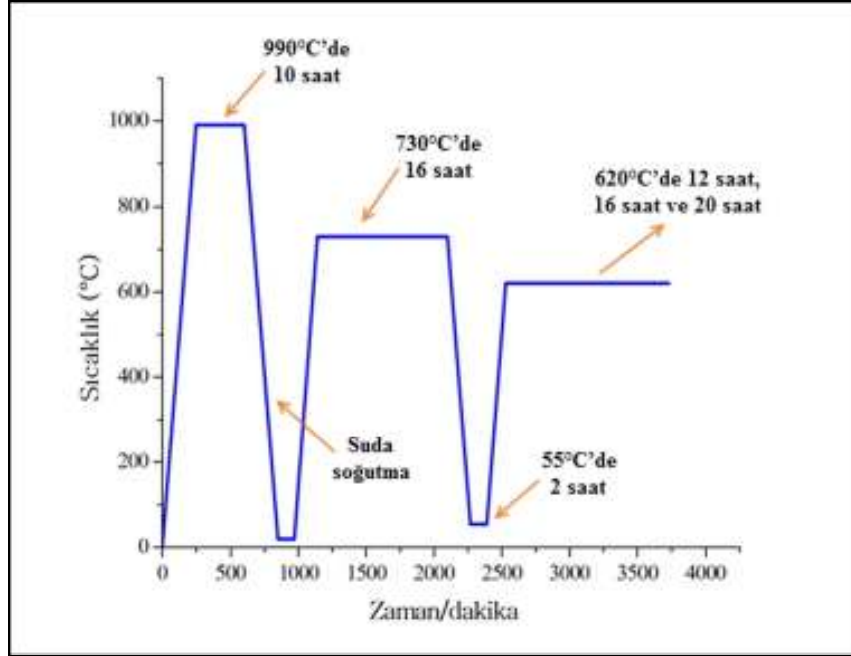
5.5. YAŞLANDIRMA İŞLEMLERİ

IN 718 ve IN 706 alaşımları farklı (sıcaklık-zaman) parametrelerinde yaşlandırılmıştır. IN 718 ve IN 706 alaşımlarının yaşlandırma işlemleri vakumlu ısıtma işlem fırınında yapılmıştır. Fırın çalıştırılmadan önce seramik tüp içerisinde 10 dakika argon gazı geçirilerek fırın içerisindeki oksijen miktarı minimum seviyeye indirilmesi hedeflenmiştir. Yaşlandırma işlemleri vakum şartlarında gerçekleştirilmekle birlikte, yaşlandırma bitinceye kadar vakum çalıştırılarak alaşımların oksijenle temas etmesi engellenmiştir. Şekil 5.6'da IN 718 alaşımının yaşlandırma işlemi şematik olarak verilmiştir.



Şekil 5.6. IN 718 alaşımının yaşlandırma işleminin şematik görüntüsü.

IN 706 alaşımının yaşlandırma işlemi şematik olarak Şekil 5.7'de verilmiştir.



Şekil 5.7. IN 706 alaşımının yaşlandırma işleminin şematik görüntüsü.

5.6. METALOGRAFİK İŞLEMLER

Metalografik incelemelerin yapılması için sinterlenen IN 718 alaşımı ve IN 706 alaşımı numuneleri soğuk (polyester) gömme işlemi yapılmıştır. Soğuk gömülen bütün numunelere “PRESİ” marka Mecapol P262 model cihazda standart metalografik işlemler uygulanmıştır. Parlatmadan sonra (3µm elmas pasta ile) tüm numuneler 2ml (HF), 20ml (HNO₃), 100ml (HCl), 76ml (H₂O) solüsyonda 90s dağlanmıştır [58]. Şekil 5.8’de PRESİ marka Mecapol P262 model cihazının görüntüsü verilmiştir.



Şekil 5.8. PRESİ marka Mecapol P262 model cihazının görüntüsü.

5.7. TARAMALI ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) VE ENERJİ DAĞILIMLI X-IŞINI SPEKTROSKOPİSİ (EDS) İNCELEMELERİ

Standart metalografik işlemlerle hazırlanan numunelerin mikro yapıları, Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsünde bulunan ZEISS ULTRA PLUS (FEG) tarama elektron mikroskopunda (SEM+EDS) incelenmiştir. Ayrıca, aşınma testleri sonrasında numunelerin aşınma yüzeyleri de SEM ile incelenmiştir.

5.8. X-IŞINI KIRINIMI (XRD) İNCELEMELERİ

Yaşlanma ile IN 718 ve IN 706 alaşımlarının yapılarında oluşan fazların belirlenmesi amacıyla, Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsünde bulunan Rigaku Ultima IV marka cihazla XRD analizleri yapılmıştır. Ölçümlerde bakır (Cu) $K\alpha$ ışınımı, 40 kV gerilim ve 30 mA akım, $1^\circ / 102$ sn ölçüm hızı ve $20^\circ - 120^\circ$ aralığı kullanılmıştır.

5.9. GEÇİRİMLİ ELEKTRON MİKROSKOBU (TEM)

IN 718 ve IN 706 alaşımlarının yapılarında oluşan intermetalik faz çökeltilerinin daha iyi görülebilmesi için Orta Doğu Teknik Üniversitesi bünyesinde bulunan JEOL JEM 2100F marka cihazla TEM incelemeleri yapılmıştır. Ölçümlerde bakır (Cu) $K\alpha$ ışınımı, 80-200 kV gerilim kullanılmıştır.

5.10. YOĞUNLUK ÖLÇÜMLERİ

IN 718 ve IN 706 alaşımı numunelerinin yoğunluk ölçümleri, Precisa XB200h marka 220 gram min. 0.01 gr 1/ 10000 hassasiyetteki yoğunluk ölçüm seti ile Archimets prensibine göre yapılmıştır. Çizelge 5.2'de IN 718 alaşımının, Çizelge 5.3'de ise IN 706 alaşımının teorik yoğunlukları verilmiştir.

Çizelge 5.2. IN 718 alaşımının teorik yoğunluğu.

Tozlar	Miktar (%ağırlık)	Yoğunluk (g/cm ³)	% Teorik yoğunluğa yaklaşım
Nikel Tozu	49	8,90	
Krom Tozu	19	7,19	
Demir Tozu	16,06	7,86	
Molibden Tozu	9	10,28	
Niobyum Tozu	2,6	8,40	
Tantalyum Tozu	2,5	16,6	
Titanyum Tozu	0,9	4,50	
Alüminyum Tozu	0,5	2,70	
Mangan Tozu	0,2	7,43	
Silisyum Tozu	0,2	2,33	
Karbon Tozu	0,04	2,267	
TOPLAM	100	8,6223	% 83-85

Çizelge 5.3. IN 706 alaşımının teorik yoğunluğu.

Tozlar	Miktar (%ağırlık)	Yoğunluk (g/cm ³)	% Teorik yoğunluğa yaklaşım
Nikel Tozu	40,67	8,90	
Krom Tozu	16	7,19	
Demir Tozu	38	7,86	
Niobyum Tozu	1,5	8,40	
Tantalyum Tozu	1,4	16,6	
Titanyum Tozu	1,8	4,50	
Alüminyum Tozu	0,2	2,70	
Mangan Tozu	0,2	7,43	
Silisyum Tozu	0,2	2,33	
Karbon Tozu	0,03	2,267	
TOPLAM	100	8,2216	% 83-86

5.11. SERTLİK ÖLÇÜMLERİ

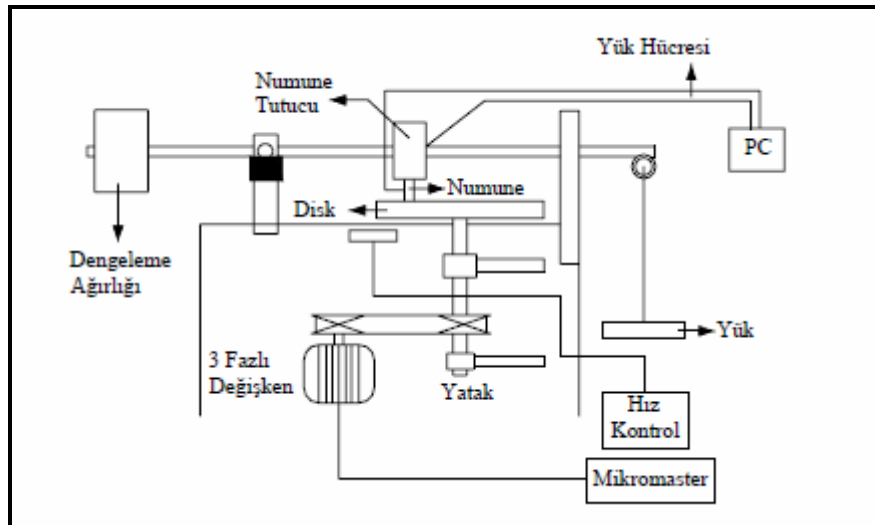
IN 718 ve IN 706 alaşımlarının sertlik ölçümleri, Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği bölümü laboratuvarında bulunan mikro sertlik ölçüm cihazında (HMV 0,05g) yapılmıştır. Numunelerin sertlik değerlerinin belirlenmesinde, 7 numuneden elde edilen sertlik ölçümlerinin ortalaması alınmıştır. Her bir numunenin sertlik değerlerinin belirlenmesinde ise, 5 farklı noktadan elde edilen ölçümlerin ortalamaları alınmıştır. Şekil 5.9'da sertlik ölçümlerinde kullanılan SHIMADZU marka (HMV) sertlik ölçüm cihazının görüntüsü verilmiştir.



Şekil 5.9. SHIMADZU marka (HMV) sertlik ölçüm cihazının görüntüsü.

5.12. AŞINMA TESTLERİ

Aşınma testleri, ASTM: G99-05 standartlarına uygun olarak yapılmıştır. Aşınma testlerinde kullanılan pin-on-disk tipi standart deney ünitesinin şematik görüntüsü Şekil 5.10'da verilmiştir. Bu cihaz farklı yük ve kayma hızında çalışma kabiliyetine sahiptir. Aşınma testlerinde 1m/s^{-1} kayma hızı, üç farklı yük (30N, 45N ve 60N) ve beş farklı kayma mesafesi (400-800-1200-1600-2000m) test edilmiştir.



Şekil 5.10. Aşınma test cihazının şematik görünümü [59].

Aşındırıcı döner disk olarak 230 mm çapında, 20 mm kalınlığında vakum ortamında sertleştirilmiş (60-64 HRC sertliğinde) (AISI 4140) çeliği kullanılmıştır. Numunelerin aşınma öncesi ve sonrası ağırlıkları ölçülerek meydana gelen aşınma kayıpları belirlenmiştir. Elde edilen ağırlık kayıpları ve Eşitlik 5.2’de verilen bağıntı kullanılarak aşınma oranları hesaplanmıştır.

$$W_a = \frac{\Delta G \text{ (mg)}}{d \cdot P \cdot S \text{ (g/cm}^3 \cdot \text{N} \cdot \text{m)}} \quad (5.2)$$

Burada;

W_a : Aşınma oranı (mm^3/Nm)

ΔG : Ağırlık kaybı (mg)

P : Yükleme ağırlığı (N)

S : Kayma yolu (m)

D : Yoğunluk (g/cm^3) olarak verilmiştir.

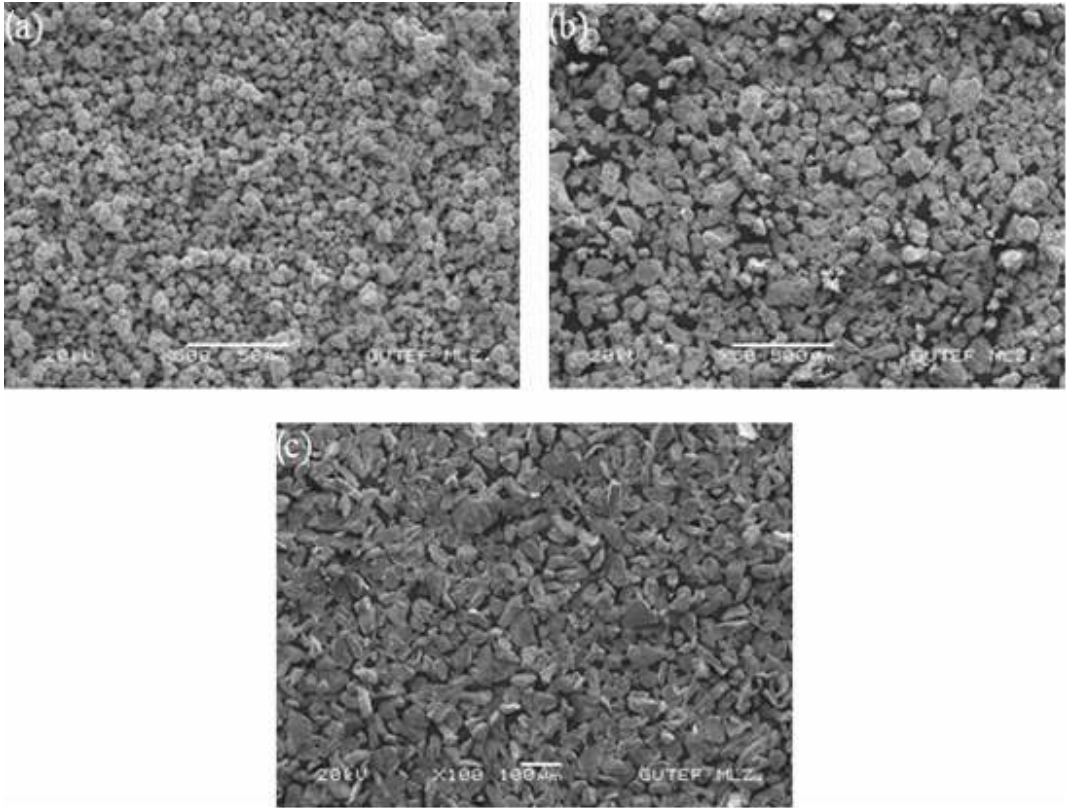
BÖLÜM 6

DENEYSEL SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ VE TARTIŞMA

6.1. MİKRO YAPI İNCELEMELERİ

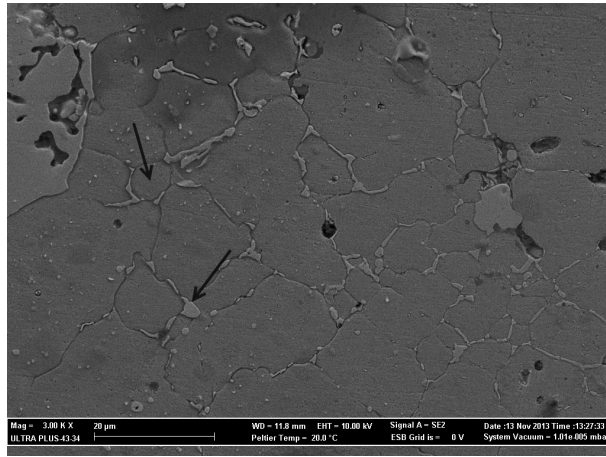
6.1.1. Sem ve EDS İncelemeleri

Bu çalışmada, toz metalurjisi ile üretilen IN 718 ve IN706 alaşımlarının aşınma davranışları incelenmiştir. Deneysel çalışmalarda kullanılan bu alaşımların üretiminde kullanılan elementel Ni, Fe ve Cr tozlarının SEM görüntüleri Şekil 6.1’de verilmiştir.



Şekil 6.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan elementel tozların a) Ni, b) Fe ve c) Cr SEM görüntüleri.

Şekil 6.1’de verilen Ni, Fe ve Cr başlangıç tozlarının toz şekilleri incelendiğinde, Ni tozlarının poligonal, Fe tozlarının yuvarlak ve Cr tozlarının ise kısmen kübik ve gözyaşı damlası şeklinde olduğu anlaşılmaktadır. Soğuk preslendikten sonra (700 MPa) 1270 oC’de 90 dakika sinterlenen numunelere mikro yapı incelemeleri için standart metalografik işlemler uygulanmıştır. Metalografik olarak hazırlanmış numunelere ait tarama elektron mikroskobu SEM görüntüsü ve EDS analizleri yapılarak incelenmiştir. Sinterleme sonrası IN 718 alaşımına ait SEM görüntüsü ve EDS analizi sonuçları Şekil 6.2’de verilmiştir.

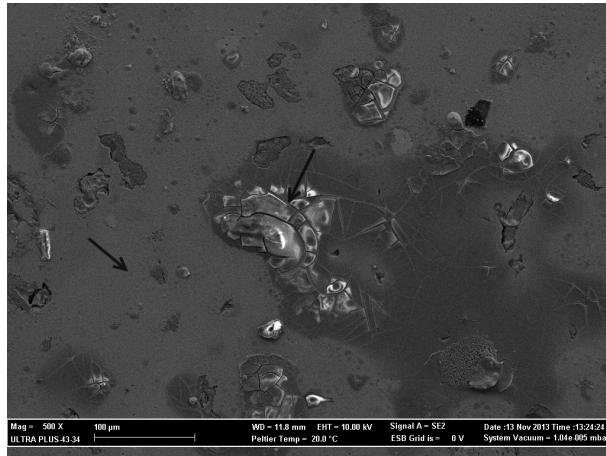


Bölge	C	O	Si	Cr	Fe	Nb
1. nokta	6,69	3,78	5,04	7,83	42,97	23,62
2. nokta	2,50	7,20	-	10,87	55,20	-

Şekil 6.2. Sinterleme sonrası IN 718 alaşımının SEM görüntüsü ve EDS analizi sonuçları.

IN 718 alaşımının Şekil 6.2’deki sinterleme sonrası SEM görüntüsü incelendiğinde, yapıda oluşan tanelerin ince ve kaba taneler olmak üzere heterojen bir dağılım sergilediği görülmektedir. Sıvı faz sinterleme için temel gereksinim ısıtmadır. Başlangıçta, ısıtma sırasında taneler katı hal sinterlemesi ile bağlanarak ilk sıvı oluşumuyla tanelerin yeniden düzenlenmesine ve hızlı bir yoğunluk artışına yardımcı olmaktadır. Ancak yine SEM görüntüsünden de görüldüğü gibi, özellikle mikro yapıda bulunan küçük tanelerin etrafında oluşan faz (gri faz) tane büyümesini engellediği için, etrafı gri fazla çevrelenmiş tanelerin daha küçük olduğu anlaşılmaktadır. Gri fazın tane sınırlarında olmadığı bölgelerde ise tanelerin

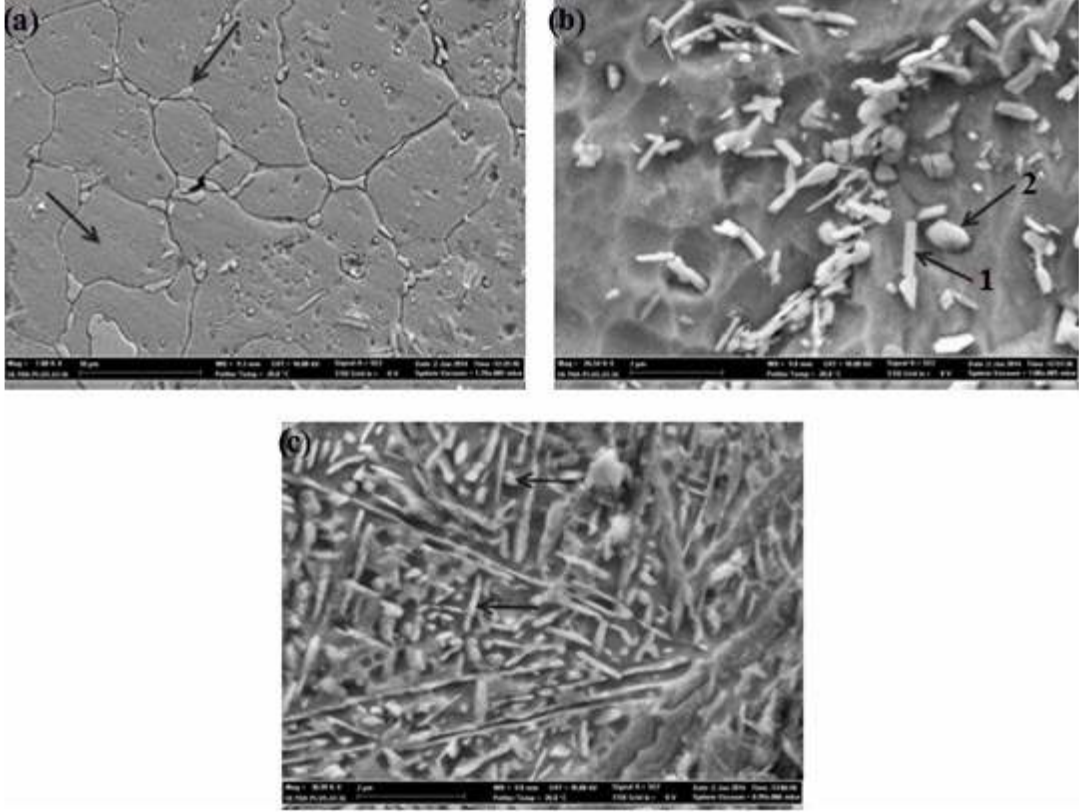
birleşerek daha büyük taneleri oluşturduğu anlaşılmaktadır. Ayrıca sinterleme sonrası IN 718 alaşımının yapısında, küresele yakın şekilli gözeneklerin olduğu da görülmektedir. Bilindiği gibi, sıvı faz sinterlemenin ilk aşamasında, sıvı fazın katı taneler üzerinde yayılmasıyla ıslatma gerçekleşmektedir. İlk sıvı oluştuğunda taneler yeniden düzenlenerek, yoğunlukta hızlı bir artış olmaktadır. Çözelti çökmesi olarak bilinen işlemde oluşan sıvı, katı atomların taşıyıcısı olmaktadır. Bu aşamada, daha küçük katı taneleri sıvı içinde çözünerek, sıvı içinde yayılmaktadır. Daha sonra ise, büyük tanelerin üzerine çökelmektedir. Katı tane çözünürlüğü tane boyutu ile ters orantılı olduğundan dolayı, önce küçük taneler sıvı içinde çözünmektedir. Bundan dolayı da, tane büyümesi gerçekleşerek, zamanla tane sayısı azalmakta ve tane boyutu artmaktadır. Şekil 6.2’de verilen SEM görüntüsünde tane içerisindeki gözenekler küresel şekilli bir görünüm sergilerken, tane sınırlarında bulunan gözenekler ise, daha çok mercek şeklini andırmaktadır. Lévassour ve diğerleri tarafından yapılan çalışmada, düşük sıcaklıklarda ve düşük sinterleme sürelerinde yapıda açık gözenekler görülürken, sinterleme sıcaklığı ve süresi arttırıldığında açık gözeneklerin zamana bağlı olarak (close pores) kapalı gözeneklere dönüştüğü belirtilmektedir [60]. Soğuk preslendikten sonra 1270 °C’de 90 dakika sinterlenen IN 706 alaşımının SEM görüntüsü ve EDS analizi sonuçları Şekil 6.3’de verilmiştir.



Bölge	C	O	Si	Cr	Fe
1. nokta	29,02	36,52	2,56	-	14,47
2. nokta	2,91	24,85	-	4,24	38,22

Şekil 6.3. Sinterleme sonrası IN 706 alaşımının SEM görüntüsü ve EDS analizi sonuçları.

IN 706 alaşımının Şekil 6.3'deki sinterleme sonrası SEM görüntüsü incelendiğinde, yapıda tane sınırlarının belirgin olmadığı görülmektedir. Ayrıca yapıda belirli bölgelere yoğunlaşmış Fe₂O₃'ler oluşmuştur (yapıda belirli noktalarda görülmektedir). Sinterleme işlemleri 10⁻⁶ milibar vakum ortamında gerçekleştirildiği için, mikro yapıda görülen bu oksitlerin sinterleme sırasında oluşması, zayıf bir ihtimal olarak düşünülmektedir. Bu durumun, karıştırma işlemleri sırasında veya öncesinde Fe tozlarının oksitlenmesinden kaynaklandığı da düşünülmektedir. Sinterleme işleminde itici güç boyunlaşmaya neden olan eğriliklerdir. Bu işlem sırasında yüzey, tane sınırı veya kristal kafeste atomik yayınım oluşmaktadır. Sinterleme sırasında toz taneciklerinde meydana gelen geometrik değişimler atomların hareketini sağlayan ısıtmadan kaynaklanmaktadır. Yüksek sıcaklıklara ulaşıldığında, çok sayıda atom komşuları ile bağlarını kopararak yeni bölgelere gidebilecek seviyede yüksek enerjiye sahip olmaktadır. Bu atomik hareket sırasında, atomlar bazen parçacıkların birleşme yerlerinde konumlanarak yüzey alanını ve yüzey enerjisini azaltmaktadır. Toz tanecikleri arasında meydana gelen boyun büyümesi, bundan kaynaklanmaktadır. Bunun yanı sıra, birçok ham parçada sinterleme sırasında boyut, yoğunluk, mukavemet, sertlik, elektrik ve ısıl iletkenlik ve elastik modülü gibi özellik değişimleri olmaktadır. Sinterlenen parçalarda meydana gelen çekme (hacimsel daralma), yoğunluk artışı ve gözenek azalmasına bağlıdır. Sinterleme sırasında gözenekliliğin azalması hacim difüzyonu ve tane sınırı difüzyonuyla gerçekleşmektedir. Ama genellikle tane sınırı difüzyonu daha önemli bir mekanizmadır. Tane sınırı difüzyonunun baskın olmasıyla tane sınırlarında bulunan gözenekler kaybolmaktadır. Ancak tane sınırına bağlı olmayan gözenekler, kapalı gözenekler olarak yapıda bulunmaktadır. Levasseur ve diğerleri tarafından yapılan çalışmada düşük sıcaklıklarda ve düşük sinterleme sürelerinde yapıda açık gözenekler görülürken, sinterleme sıcaklığı ve süresi arttırıldığında açık gözeneklerin zamana bağlı olarak (close pores) kapalı gözeneklere dönüştüğü belirtilmektedir [60]. Şekil 6.4'de farklı sürelerde (6, 8 ve 10 saat) yaşlandırılmış IN 718 alaşımının SEM görüntüleri ve EDS sonuçları verilmiştir.

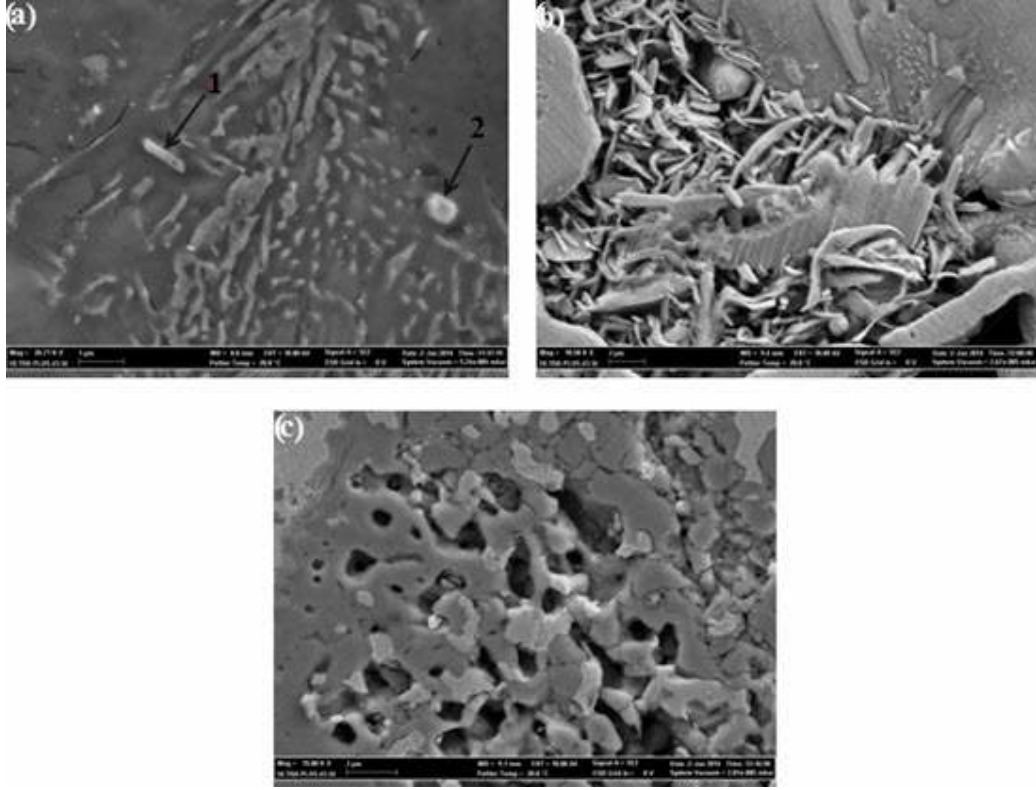


Bölge	C	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb	Mo
1. nokta	3,03	0,04	7,82	-	8,54	0,36	36,84	15,88	6,94	20,56
2. nokta	2,59	0,05	4,27	0,34	10,74	-	41,18	18,07	4,62	18,16

Şekil 6.4. Yaşlandırma sonrası IN 718 alaşımının a) 6 saat, b) 8 saat ve c) 10 saat SEM+EDS görüntüleri.

Şekil 6.4a'da 620 °C'de 6 saat yaşlandırılmış IN 718 alaşımının SEM görüntüsü incelendiğinde, tane sınırlarında intermetalik çökeltilerin olduğu görülmektedir. Yapılan XRD analizlerinde bu çökeltilerin ortorombik δ (Ni_3Nb) fazı, yüzey merkez kübik (YMK) γ' $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ fazı, hacim merkez tetragonal (HMT) γ'' (Ni_3Nb) fazı ve hexagonal (HCP) Laves (Fe_2Nb) fazı olduğu belirlenmiştir [61]. Şekil 6.4b'de 620 °C'de 8 saat yaşlandırılmış numunelerin SEM görüntüsü incelendiğinde, ortorombik δ (Ni_3Nb) fazı (1) ve YMK γ' $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ fazları (2) görülmektedir. Yapılan EDS analizi de bu sonucu desteklemektedir. Fakat yüksek büyütmelerde EDS analizi alındığında analiz alınan nokta ile birlikte matrisi oluşturan elementlerde, EDS sonucuna yansımaktadır. Bu nedenle Şekil 6.4'de verilen noktalardan (1. ve 2 noktalarından) elde edilen EDS sonuçlarında matrisi oluşturan elementlerin de

olduğu anlaşılmaktadır. Şekil 6.4c’de 620 °C’de 10 saat yaşlandırılmış numunelerin SEM görüntüsü incelendiğinde, 8 saat yaşlandırılan (Şekil 6.4b) numunelerde görülen ortorombik δ (Ni_3Nb), YMK γ' $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ ve HMT γ'' (Ni_3Nb) fazlarının oluştuğu belirlenmiştir. IN 706 alaşımına ait 12 saat (a), 16 saat (b) ve 20 saat (c) üç farklı sürede yaşlandırılmış numunelerin görüntüsü Şekil 6.5’de verilmiştir.



Bölge	C	O	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb	Ta
1. nokta	8,68	54,82	3,94	0,02	2,71	8,08	11,01	1,62	4,94	4,19
2. nokta	12,45	52,79	5,64	-	2,05	7,74	5,91	0,67	6,66	6,11

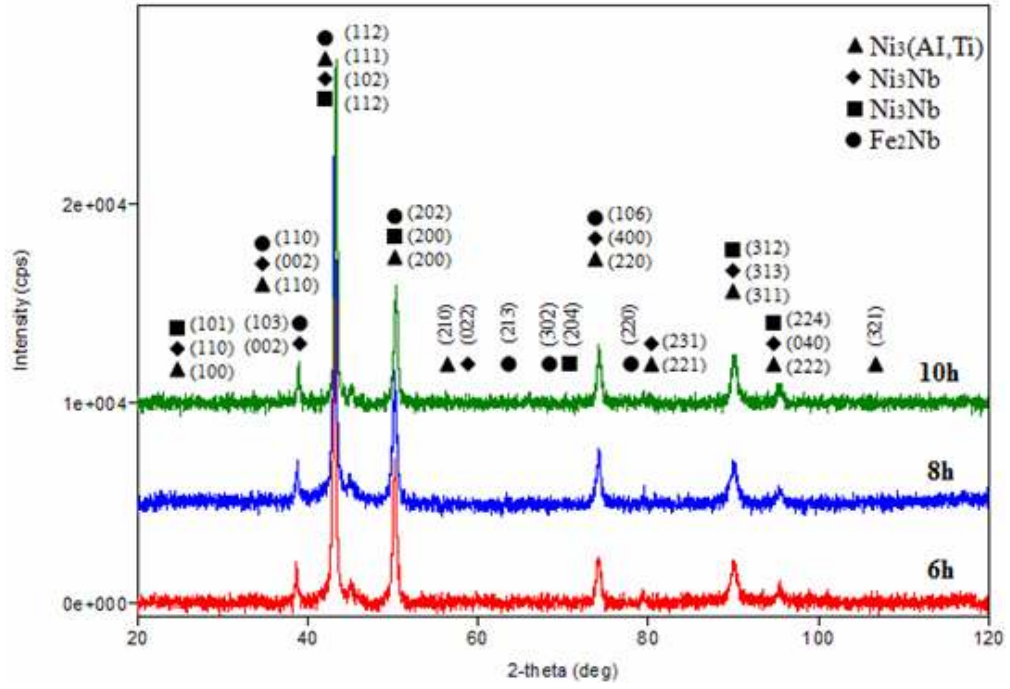
Şekil 6.5. Yaşlandırma sonrası IN 706 alaşımının a) 12 saat, b) 16 saat ve c) 20 saat SEM+EDS görüntüleri.

Şekil 6.5a’da verilen 620 °C’de 12 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımının SEM görüntüsü incelendiğinde, iğnesel ortorombik δ (Ni_3Nb) fazı çökeltisi yumru şeklinde HMT γ'' (Ni_3Nb) fazın oluştuğu görülmektedir. Yapılan EDS analizinde Ni ve Nb ile beraber yüksek miktarda oksijen bulunduğu anlaşılmaktadır. Ayrıca EDS

sonuçlarında Fe, Mn, C, Si, Ta, Cr ve Ti elementlerinin (matris elementleri) matrisi yansıttığı da görülmektedir. Aynı sıcaklıkta 12, 16 ve 20 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımının XRD sonuçlarında, ortorombik δ (Ni_3Nb) fazı, YMK γ' $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ fazı, HMT γ'' (Ni_3Nb) fazı ve Laves (Fe_2Nb) hegzagonal fazlarının oluştuğu belirlenmiştir [61]. Şekil 6.5b'de 16 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımının SEM görüntüsü incelendiğinde, yapının genel olarak iğnesel şekilli olduğu anlaşılmaktadır. 6.5c'de 20 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımının SEM görüntüsünde ise tane sınırlarında gözenekler olduğu görülmektedir. IN 706 alaşımında yaşlandırma süresi arttıkça yapıda oluşan YMK γ' $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ fazı, HMT γ'' (Ni_3Nb) fazına ve ortorombik δ (Ni_3Nb) fazına dönüşmektedir. Yuan ve Liu tarafından yapılan çalışmada, $(\text{Al}+\text{Ti})/\text{Nb}$ miktarı 0,66'dan büyük ise 24 saati geçen yaşlandırılma işlemlerinde YMK γ' $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ ve HMT γ'' (Ni_3Nb) çökeltilerinin ortorombik δ (Ni_3Nb) çökeltisine dönüştüğü belirtilmektedir [62]. XRD analizi sonucunda yapıda görülen hegzagonal Laves (Fe_2Nb) fazı ise SEM görüntülerinde net olarak görülememiştir. Hegzagonal Laves (Fe_2Nb) fazı uzun süre yaşlandırılmalar sonucu meydana gelmekle beraber, SEM görüntülerinde az miktarda görüldüğü bilinmektedir [62].

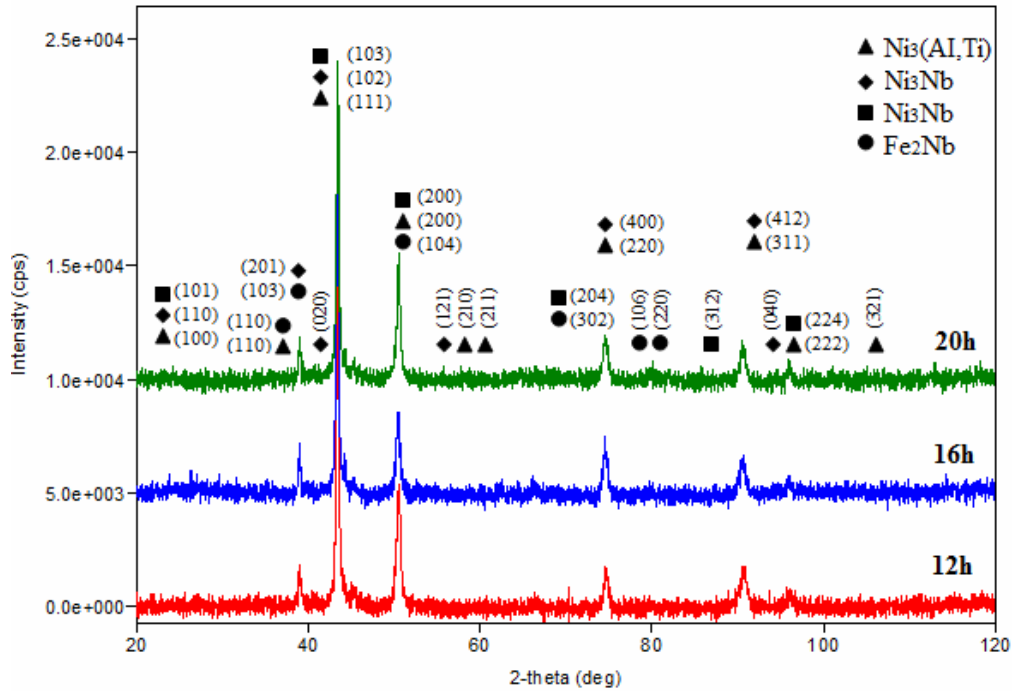
6.2. XRD ANALİZİ SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

Aynı kimyasal bileşimlere sahip IN 718 alaşımlarının 6 saat, 8 saat ve 10 saat yaşlandırma sürelerinde kırınım düzlemleri ve yapıdaki oluşan fazlar belirlenmiştir. Şekil 6.6'da XRD analiz sonuçları verilmiştir.



Şekil 6.6. IN 718 alaşımının XRD sonucu.

IN 718 alaşımının XRD incelemeleri sonucunda, farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerde de matris element (Ni) olduğundan dolayı, (Ni) ile oluşan intermetaliklerin daha yoğun olduğu görülmektedir. İntermetalik bileşiklerin faz yoğunluklarına göre, ortorombik δ (Ni_3Nb) fazı ve HMT γ'' (Ni_3Nb) intermetalik bileşiklerinin olduğu görülmektedir. Ayrıca YMK γ' $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ fazı ve hegzagonal Laves (Fe_2Nb) intermetalik bileşikleri de belirlenmiştir. Farklı sürelerde yaşlandırılan IN 706 alaşımında yaşlanma sonrasında oluşan fazlar, XRD analizleri ile de teyit edilmektedir. IN 706 alaşımının XRD sonuçları, Şekil 6.7'de verilmiştir.

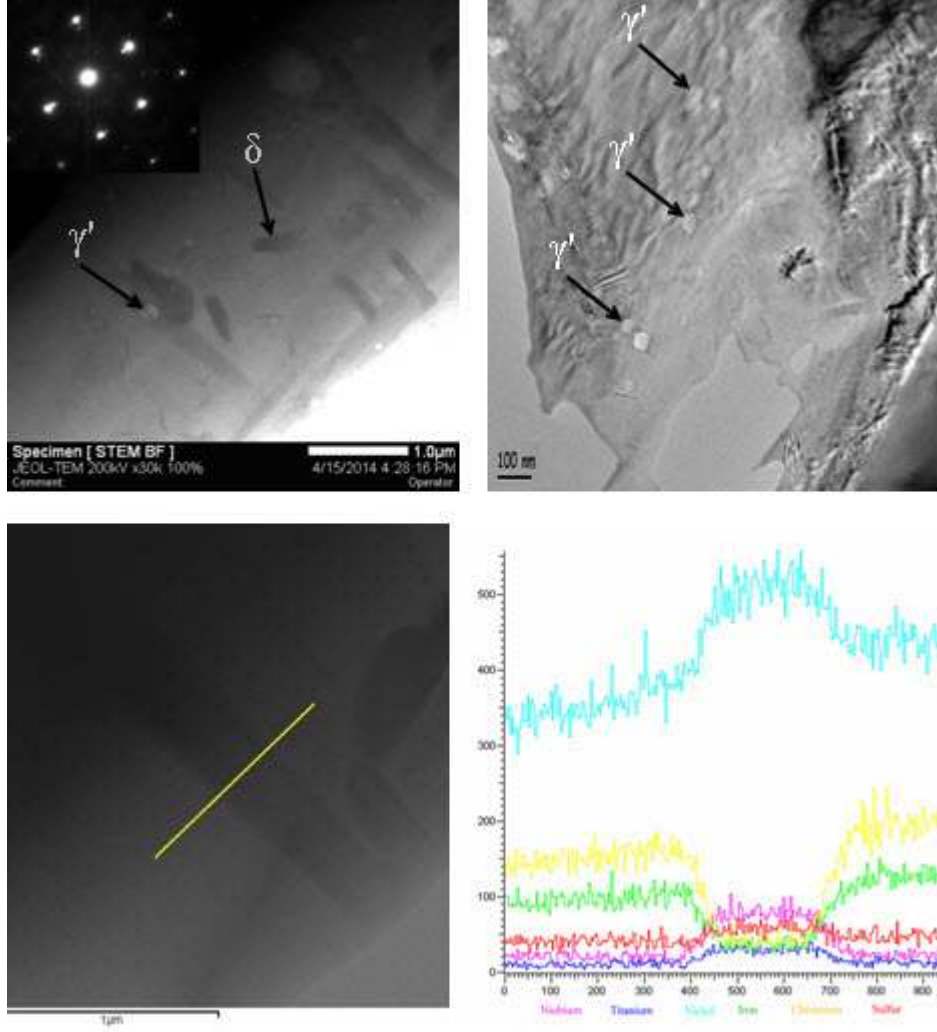


Şekil 6.7. IN 706 alaşımının XRD sonucu.

Şekil 6.7’de farklı sürelerde yaşlandırılan IN 706 alaşımının XRD sonuçlarında, matris Ni olduğundan dolayı, Ni ile oluşan intermetaliklerin daha yoğun olduğu görülmektedir. İntermetalik bileşiklerin faz yoğunlukları dört farklı intermetalik bileşik olduğu belirlenmiştir. Bunlar; ortorombik δ (Ni_3Nb) fazı, HMT γ'' (Ni_3Nb) fazı, YMK γ' $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ fazı ve hegzagonal Laves (Fe_2Nb) fazlarıdır. Hoelzel vd. yaptıkları çalışmada IN 706 alaşımının XRD analizi sonucunda δ , γ' ve γ'' çökeltilerinin latis sabitleri birbirlerine yakın olduğunu ve γ' ve γ'' fazlarının yansımalarının δ fazının yansımalarının altında kaldığını belirlemişlerdir [63].

6.3. GEÇİRİMLİ ELEKTRON MİKROSKOBU (TEM)

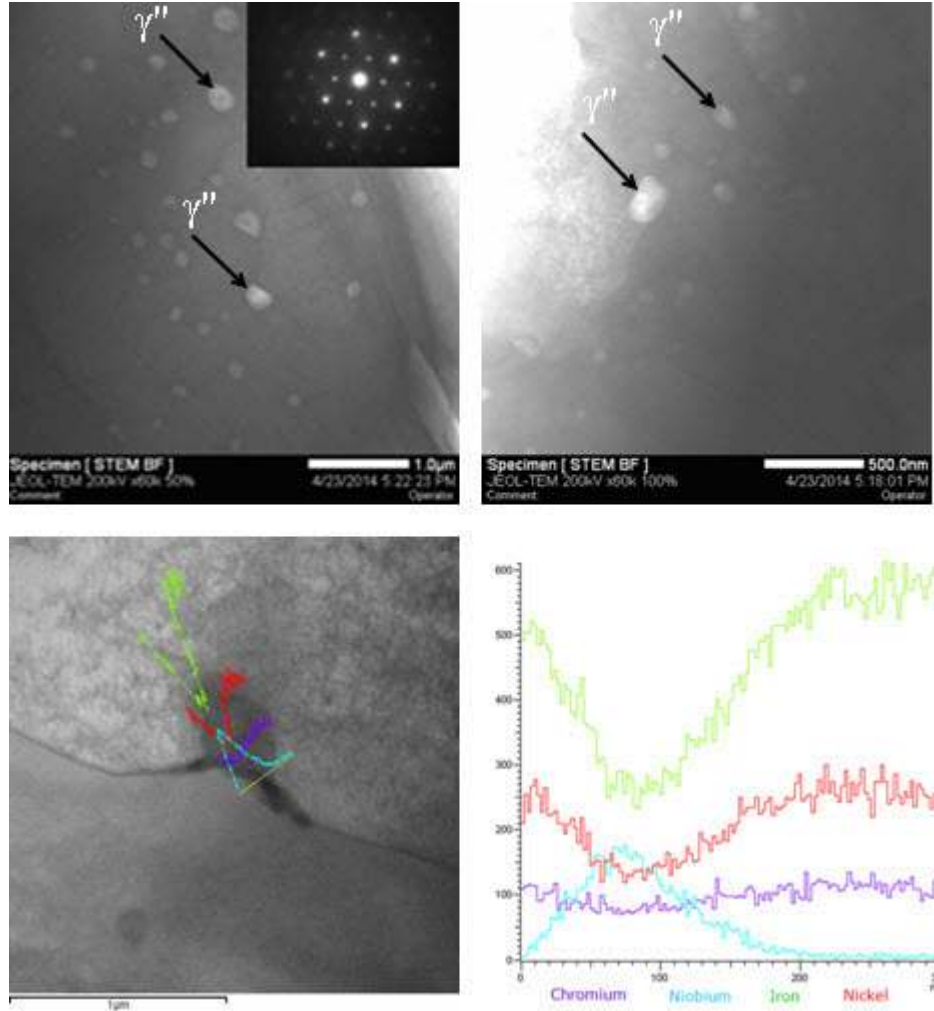
XRD analizi sonucunda IN 718 alaşımının yapısında oluşan intermetalik faz çökeltilerinin daha iyi görülebilmesi için geçirimli elektron mikroskobu (TEM) incelemesi yapılmıştır. IN 718 alaşımına ait 8 saat yaşlandırılmış numunenin geçirimli elektron mikroskobu (TEM) aydınlık alan ve seçili alan kırınım paterni görüntüsü, Şekil 6.8’de verilmiştir.



Şekil 6.8. IN 718 alaşımına ait 8 saat yaşlandırılmış numunenin geçirimli elektron mikroskobu (TEM) aydınlık alan ve seçili alan kırınım paterni görüntüsü.

Şekil 6.8’de verilen aydınlık alan (TEM) görüntüsünde, IN 718 matris içerisinde yaşlandırma işlemine bağlı olarak oluşan YMK γ' $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ ve ortorombik δ (Ni_3Nb) fazları görülmektedir. Seçili alan kırınım paterninde IN 718 alaşımının kristal yapılı olduğu görülmektedir. Ayrıca seçili alan kırınım paterni görüntüsünde, atomların çevresinde çöktellerin olduğu net bir şekilde görülmektedir. Aydınlık alan görüntüsü incelendiğinde, YMK γ' $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ ana mukavemetlendirici fazın yerini iğnesel şekle sahip olan ortorombik δ (Ni_3Nb) fazına bıraktığı anlaşılmaktadır. Yapılan nokta analizi sonucunda elementel faz yoğunluğunun yüksek miktarda nikel ve niobyum elementleri içerdiği görülmüştür. Bu da matris yapıda ortorombik δ (Ni_3Nb) fazının ağırlıklı olduğunu göstermektedir. Richards ve Aspinwall tarafından yapılan çalışmada, yapıda bulunan γ' fazının içerisindeki (Al,Ti) miktarının

artmasıyla, malzemelerin aşınma oranında bir artış sağladığı belirlenmiştir [64]. IN 706 alaşımına ait 12 saat yaşlandırılmış numunenin geçirimli elektron mikroskobu (TEM) aydınlık alan ve seçili alan kırınım paterni görüntüsü Şekil 6.9'da verilmiştir.



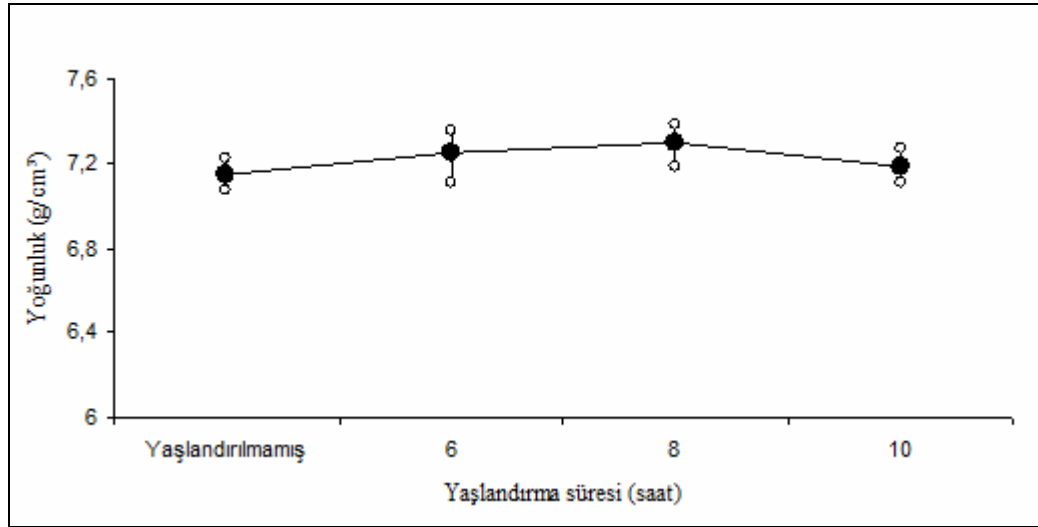
Şekil 6.9. IN 706 alaşımına ait 12 saat yaşlandırılmış numunenin geçirimli elektron mikroskobu (TEM) aydınlık alan ve seçili alan kırınım paterni görüntüsü.

Şekil 6.9'da verilen aydınlık alan (TEM) görüntüsünde, IN 706 matris içerisinde yaşlandırma işlemine bağlı olarak oluşan HMT γ'' (Ni_3Nb) fazı görülmüştür. Seçili alan kırınım paterni görüntüsünden IN 706 alaşımının kristal yapılı olduğu anlaşılmaktadır. Aydınlık alan görüntüsü incelendiğinde, düzenli yarı kararlı ve temel mukavemetlendirici HMT γ'' (Ni_3Nb) fazının yapıda homojen bir dağılım sergilediği görülmektedir. Yapılan nokta analizi sonucunda alınan elementel faz yoğunluğunda nikel elementi ve niyobum elementinin faz yoğunluklarının aynı

noktalarda kesiştiklerini göstermektedir. Bu da matrisde temel mukavemetlendirici HMT γ'' (Ni_3Nb) fazının oluştuğunu göstermektedir. Mukherji ve diğerleri [65] tarafından yapılan çalışmada IN 706 süper alaşımların yaşlandırılma sonucunda YMK γ' $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ ve HMT γ'' (Ni_3Nb) faz çökeltileri yapıda görülürken, bu çalışmada IN 706 alaşımında sadece HMT γ'' (Ni_3Nb) faz çökeltileri görülmüştür.

6.4. YOĞUNLUK ÖLÇÜMLERİNİN İNCELENMESİ

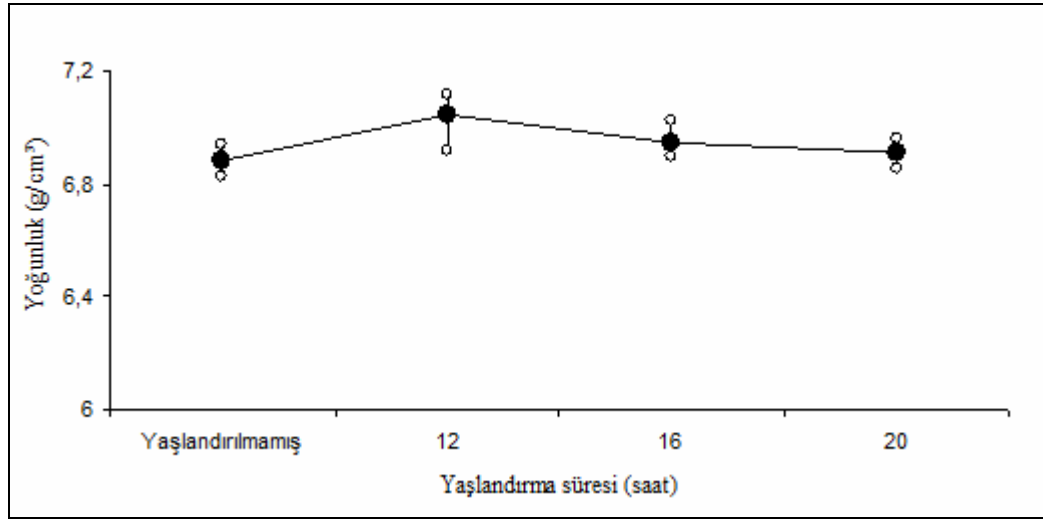
Şekil 6.10'da yaşlandırılmamış (un-aged) IN 718 ve üç farklı sürede yaşlandırılan alaşımların yoğunluk değişimleri verilmiştir.



Şekil 6.10. IN 718 numunelerine ait yoğunluk değişimleri.

Yoğunluk değerinin belirlenmesinde, her bir farklı grupta 7 adet numunenin yoğunluk değerleri ölçülerek ortalama yoğunluk değerleri alınmıştır. Yaşlandırılmamış ve üç farklı sürede yaşlandırılmış IN 718 alaşımlarının yoğunluk değerlerine bakıldığında, yaşlandırılmamış numunelerin gerçek yoğunlukları %83, 6 saat yaşlandırılmış numunenin yoğunluk değerinin %84, 8 saat yaşlandırılmış numunenin yoğunluk değerinin %85 ve 10 saat yaşlandırılmış numunenin yoğunluk değerinin ise %84 olduğu anlaşılmaktadır. Yoğunluk değerlerine göre yaşlandırılmamış, 6 saat yaşlandırılmış ve 8 saat yaşlandırılmış IN 718 alaşımına doğru düzenli bir bağıl yoğunluk artışı görülürken, 10 saat yaşlandırılmış IN 718

alaşımının yoğunluğunda küçük bir düşüş olduğu anlaşılmaktadır. Bunun nedeni 620 °C'de 8 saat yaşlandırılma sonrasında maksimum bağıl yoğunluğa ulaşması, 10 saat yaşlandırılan numunelerde yaşlandırma süresindeki artış nedeniyle, aşırı yaşlanma (over aging) olduğunu göstermektedir. Çünkü aşırı yaşlanma evresinin başlamasıyla yüksek sıcaklıklarda büyüme hızı daha hızlı olduğundan malzemenin sertliği ve dayanımı da azalmaktadır [66]. Şekil 6.12'de verilen IN 718 alaşımının sonuçlarında da, 620 °C'de 10 saat yaşlanma sonrasında IN 718 alaşımının sertliğinde bir azalma olduğu belirlenmiştir. Farklı yaşlanma sürelerinde ve yaşlandırılmamış IN 706 alaşımlarının yoğunluk değişimleri Şekil 6.11'de verilmiştir.



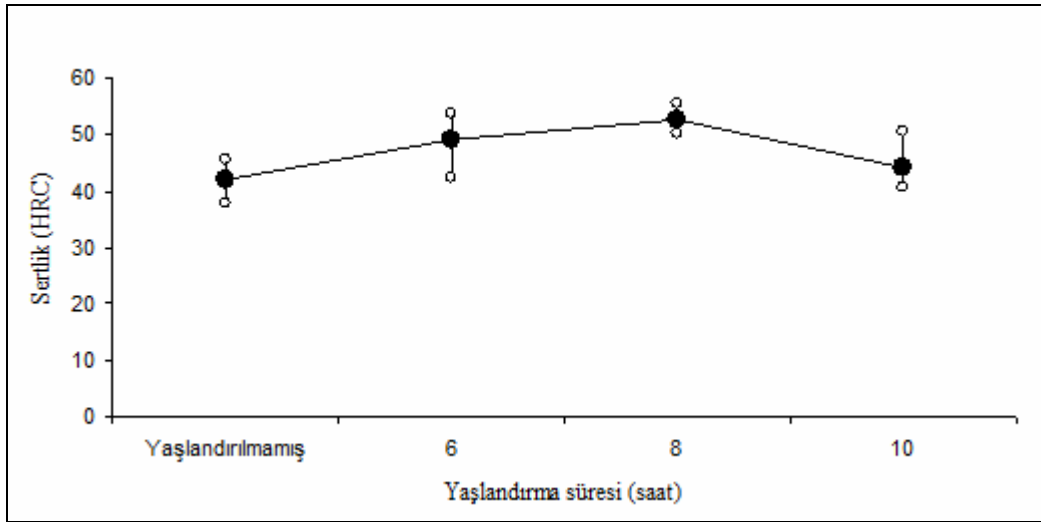
Şekil 6.11. IN 706 numunelerine ait yoğunluk değişimleri.

Yoğunluk değerinin belirlenmesinde, her bir farklı grupta 7 adet numunenin yoğunluk değerleri ölçülerek ortalama yoğunluk değerleri alınmıştır. Yaşlandırılmamış ve üç farklı sürede yaşlandırılmış IN 706 alaşımlarının yoğunluk değerleri incelendiğinde, yaşlandırılmamış numunelerin yoğunluğu %83, 12 saat yaşlandırılmış numunenin yoğunluk değerinin %86, 16 saat yaşlandırılmış numunenin yoğunluk değerinin %85 ve 20 saat yaşlandırılmış numunenin yoğunluk değerinin ise %84 olduğu belirlenmiştir. Yoğunluk değerlerine göre, yaşlandırılmamış IN 706 alaşımı ile 12 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımına doğru düzenli bir bağıl yoğunluk artışı görülmekte iken, 16 saat ve 20 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımlarında yoğunluğun yaşlandırma süresinin uzamasıyla azaldığı görülmüştür. Bunun nedeni, 620 °C'de 12 saat yaşlandırılma sonrasında IN 706

alaşımı maksimum yoğunluğa ulaşılırken, yaşlandırma süresinin uzamasıyla aşırı yaşlanma (over aging) meydana gelmektedir. Çünkü aşırı yaşlanmada yapıda oluşan ikinci fazın yüksek sıcaklıklarda büyüme hızı daha hızlı olduğundan dolayı malzemenin sertliğinde ve dayanımında azalma meydana gelmektedir [66]. (Şekil 6.13) IN 706 sertlik sonuçlarına bakıldığında 620 °C’de 12 saat yaşlanma sonrasında, IN 706 alaşımının sertliğinde bir azalma olduğu görülmektedir.

6.5. SERTLİK ÖLÇÜMLERİNİN İNCELENMESİ

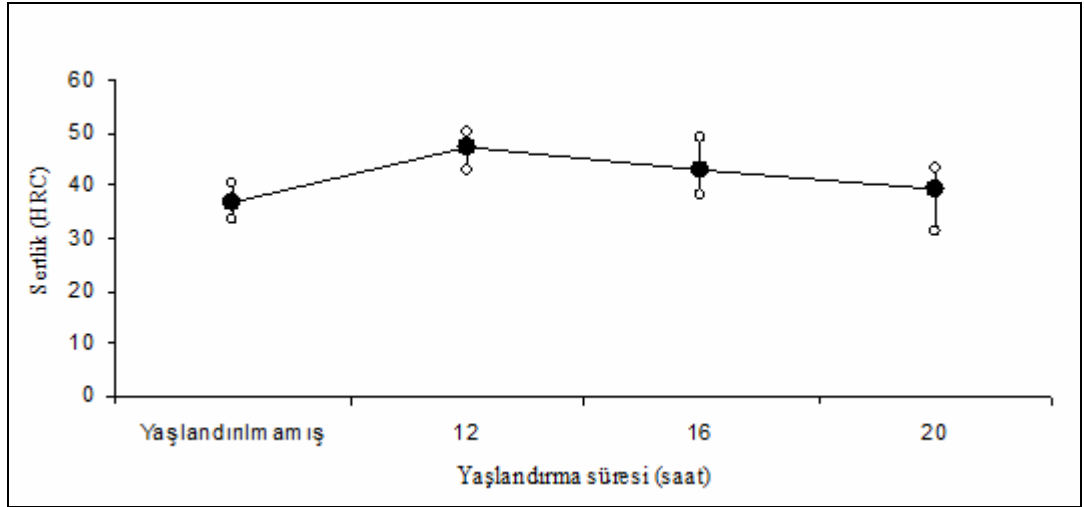
Şekil 6.12’de farklı yaşlanma sürelerinde ve sinterleme sonrasında üretilen IN 718 alaşımının sertlik değişimleri verilmiştir.



Şekil 6.12. Farklı yaşlandırma sürelerinde üretilen IN 718 alaşımlarının sertlik değişimleri.

Sertliklerin belirlenmesinde 7 numunenin ortalama sertlikleri alınmıştır. Her bir numuneden ise 5 adet sertlik ölçümü yapılarak, sertlik değerleri belirlenmiştir. Yaşlandırılmamış IN 718 alaşımının ortalama sertlik değeri 42 (HRC), 6 saat yaşlandırılmış IN 718 alaşımının ortalama sertlik değeri 49 (HRC), 8 saat yaşlandırılmış IN 718 alaşımının ortalama sertlik değeri 53 (HRC) ve 10 saat yaşlandırılmış IN 718 alaşımının ortalama sertlik değeri ise 44 (HRC) olarak ölçülmüştür. Sertlik değerlerine göre, maksimum sertlik değeri 620 °C’de 8 saat yaşlandırılmış IN 718 alaşımı olduğu görülmektedir. Yaşlandırma süresine bağlı

olarak 10 saat yaşlandırılmış IN 718 alaşımının sertliğinde bir düşüş olduğu görülmektedir. Bunun nedeni, yaşlandırma süresi attıkça HMT γ'' (Ni_3Nb) ve YMK γ' $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ intermetaliklerinin ortorombik δ (Ni_3Nb) fazına dönüşmesidir. Çünkü γ' $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ ve γ'' (Ni_3Nb) alaşımları sertliğini ve dayanımını önemli derecede arttırmaktadır. Bununla birlikte IN 718 alaşımında δ (Ni_3Nb) fazı büyüdüğünden dolayı yoğunluk değerlerinde bir azalmanın olduğu görülmektedir [66]. Kindrachuk ve diğerleri tarafından yapılan bir çalışmada, IN 706 süper alaşımlarda 750 °C'de yapılan yaşlandırma sonucunda sertlik miktarının, yaşlandırma süresi arttıkça azaldığı gözlenmiştir [67]. Bu nedenle matriste sadece uzun süreli yaşlandırma sonucunda yapıda plaka şeklinde η (Ni_3Ti) fazı oluşmaktadır. Mekanik özelliklerdeki değişim 750 °C'de tavlama sırasında oluşan faz değişimleri ve faz büyümeleriyle alakalıdır [67]. Farklı yaşlanma sürelerinde ve yaşlandırılmamış IN 706 alaşımının sertlik değişimleri Şekil 6.13'de verilmiştir.



Şekil 6.13. Farklı yaşlandırma sürelerinde üretilen IN 706 alaşımlarının sertlik değişimleri.

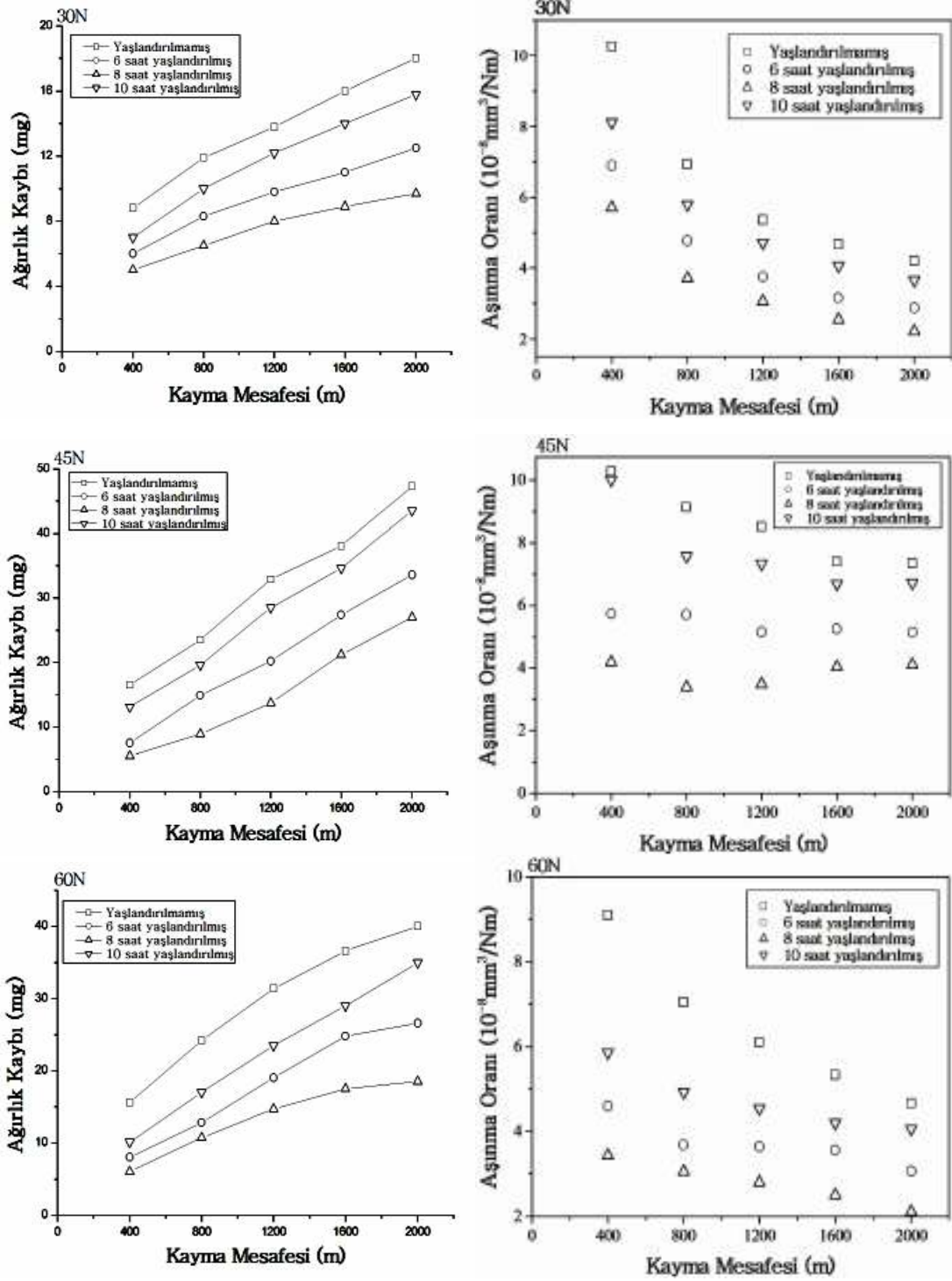
Her sertlik değerinin belirlenmesinde 7 numunenin sertliğinin ortalamaları alınmıştır. Her bir numuneden ise 5 adet sertlik ölçümü yapılmıştır. Yaşlandırılmamış IN 706 alaşımının ortalama sertlik değeri 37 (HRC), 12 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımının ortalama sertlik değeri 47 (HRC), 16 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımının ortalama sertlik değeri 43 (HRC) ve 20 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımının ortalama sertlik değeri ise 39 (HRC) olarak ölçülmüştür. Elde edilen

sertlik değerleri incelendiğinde, maksimum sertlik değeri 620 °C'de 12 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımında elde edilmiştir. Yaşlandırma sũresine bağlı olarak 620 °C'de 12 saat yaşlandırılma sonrası 16 ve 20 saat yaşlandırılan IN 706 alaşımlarının sertlik değerlerinde bir azalma gũrũlmektedir. Bunun nedeni, yaşlandırma sũresi attıkça HMT γ' (Ni_3Nb) ve YMK γ' $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ fazlarının ortorombik δ (Ni_3Nb) fazına dũnũřmesidir. ũnkũ γ' $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ ve γ'' (Ni_3Nb) fazları, alaşımın sertliğini ve dayanımını önemli derecede arttırmaktadır. Bununla birlikte, IN 718 alaşımında δ (Ni_3Nb) fazındaki bũyũme nedeniyle, yoğunluk değerlerinde bir azalma olduğu gũzlenmiřtir [66]. Kindrachuk ve diğerleri tarafından yapılan bir çalışmada, IN 706 sũper alaşımlarda 750 °C'de yapılan yaşlandırma sonucunda sertlik miktarının yaşlandırma sũresi arttııkça, azaldığı belirtilmiştir. Yaşlandırma işleminin son aşamasında γ' ve γ'' yardımcı okelteleri yapıda ozũnmektedir. Bu nedenle, matriste sadece uzun sũreli yaşlandırma sonucunda yapıda plaka şeklinde η (Ni_3Ti) fazı oluşmaktadır. Mekanik özelliklerdeki değişim 750 °C'de tavlama sırasında oluşan faz değişimleri ve faz bũyũmeleriyle ilişkilidir [67].

6.6. AŞINMA TEST SONUÇLARININ DEğERLENDİRİLMESİ

IN 718 ve IN 706 alaşımları üç farklı 30N, 45N ve 60N yũk altında, 1msn^{-1} kayma hızında ve 5 farklı (400m, 800m, 1200m, 1600m ve 2000m) kayma mesafesinde ağırlık kayıpları lũlmũřtir.

Aşınma testi yapılan numunelere ait aşınma oranları (mm^3/Nm) Blũm 5.11'de verilen denklem kullanılarak hesaplanmıştır. Yapılan hesaplamaların sonucunda farklı sũrelerde yaşlandırılan IN 718 alaşımlarına ait (30N, 45N ve 60N) farklı yũkler altında ağırlık kayıpları ve aşınma oranları, şekil 6.14'de verilmiştir.



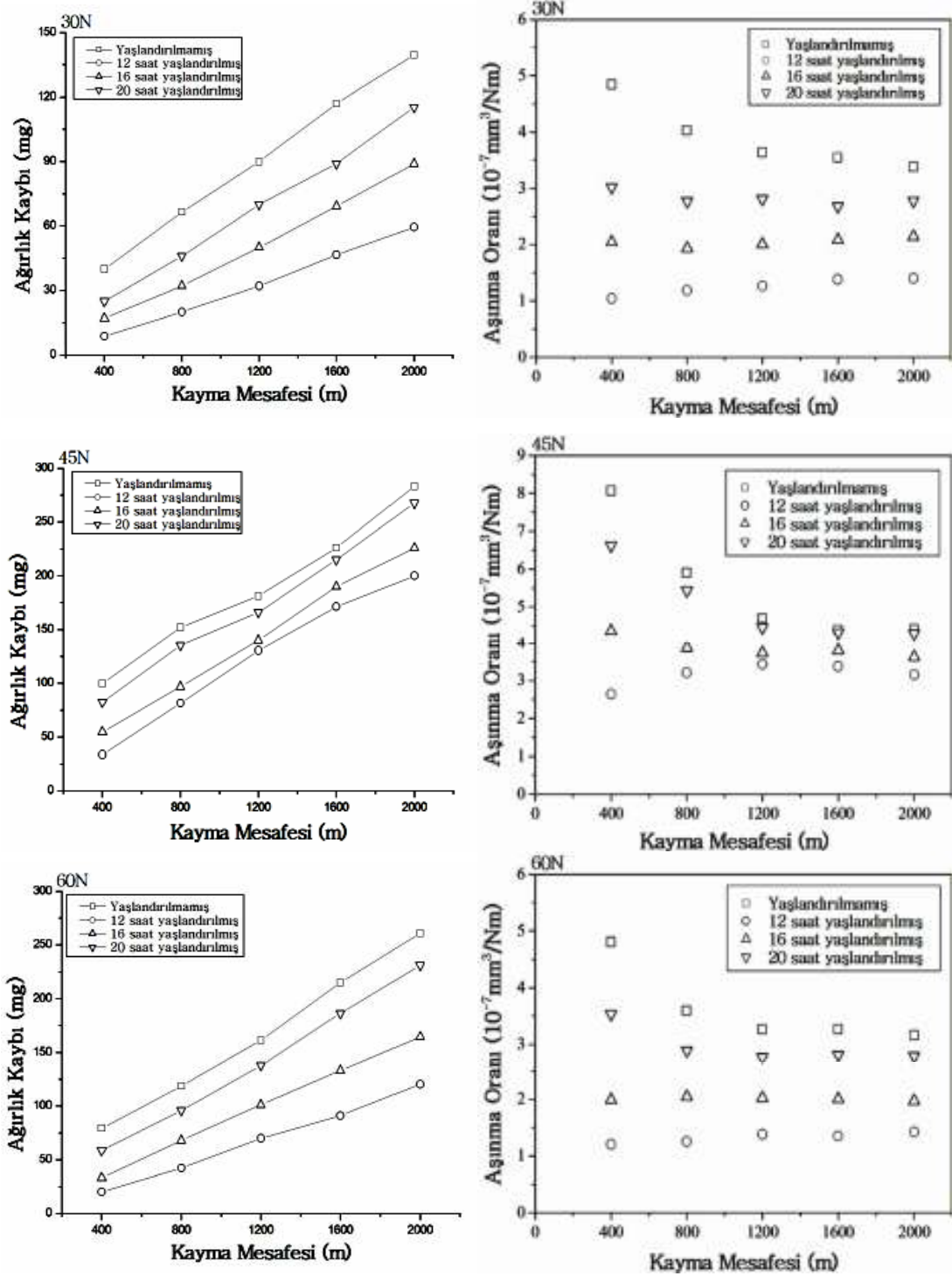
Şekil 6.14. IN 718 alaşımlarına ait farklı (30N, 45N ve 60N) yükler altında ağırlık kayıpları ve aşınma oranları.

Şekil 6.14'de verilen IN 718 alaşımının (30N, 45N ve 60N) ağırlık kayıpları incelendiğinde, ağırlık kayıplarının kayma mesafesindeki artışla paralel olarak arttığı görülmüştür. En az ağırlık kaybının 30N yük uygulanarak yapılan aşınma testleri

sonucunda olduğu, en fazla ağırlık kaybı ise 45N yük uygulanarak yapılan aşınma testleri sonucunda olduğu belirlenmiştir. 60N yük uygulanarak yapılan aşınma testinin 45N yük uygulanmış aşınma testinden daha fazla ağırlık kaybı olması beklenirken, daha az bir ağırlık kaybının meydana geldiği görülmüştür. Buna neden olarak, aşındırıcı pin-on-disk uygulanan yük nedeniyle aşınma testlerinde kayma işlemi sırasında numune ve aşındırıcı disk yüzeyinde meydana gelen aşırı ısınmadan dolayı, aşındırılan numuneden ve aşındırıcı diskten kopan parçacıkların tekrar yüzeye yapışarak (adhesiv) kaynaklanması nedeniyle, ağırlık kaybının daha az olduğu düşünülmektedir. Yaşlandırılmamış, 6, 8 ve 10 saat yaşlandırılmış IN 718 alaşımında, sırasıyla (30N, 45N ve 60N) yükler altında ağırlık kayıpları göz önüne alındığında, en fazla ağırlık kaybının yaşlandırılmamış (un-aged) numunelerde olduğu görülmektedir. En az ağırlık kaybı ise 8 saat yaşlandırılan numunelerde ölçülmüştür. Bunu 6 saat, 10 saat ve yaşlandırılmamış numunelerde ölçülen ağırlık kayıpları takip etmektedir. Özgün vd. tarafından yapılan bir çalışmada 10N ve 20N yükler altında 5000m yolu 1msn^{-1} ve 2msn^{-1} kayma hızlarıyla numunelerde meydana gelen ağırlık kayıpları incelenmiştir. Numunelerde ağırlık kayıplarının uygulanan yükten çok, kayma hızının artmasıyla arttığını belirtmişlerdir [68].

IN 718 alaşımının aşınma oranları incelendiğinde, ağırlık kayıplarının (400-2000m) kayma mesafeleri aralıklarında aşınan kütle miktarı giderek azaldığından aşınma oranlarında da giderek bir azalma olduğu görülmüştür. 45N yük altında en yüksek ağırlık kaybı gözlenen yaşlandırılmamış numunelerde, aşınma oranının da en yüksek olduğu belirlenmiştir. 8 saat yaşlandırılmış numunelerin ağırlık kayıpları ve aşınma oranının en düşük olmasının nedeni (Şekil 6.12), sertlik sonuçları ile ilişkilidir. Yapılan sertlik ölçümlerinde en yüksek sertlik değerinin 8 saat yaşlandırılan numunelerde elde edilmiştir. Yalçın ve Varol yaptıkları bir çalışmada; kayma mesafesine bağlı aşınma kaybının arttığını belirtmektedir [69]. Deneysel çalışmalarda düşük mikro sertlik ve yüksek yoğunluğa sahip alaşımın daha az ağırlık kaybı sergilediği vurgulanmıştır. Daha önce yapılan bazı çalışmalarda, kayma mesafesine bağlı olarak farklı yük ve kayma hızlarında, numune yüzeyinde kayma işlemi sırasında oluşan oksit tabakasının, hacim kaybını ve sürtünme katsayısını azalttığı belirtilmektedir [70-74]. Yapılan bu çalışmada da benzer sonuçların elde edildiği görülmektedir. Farklı sürelerde (12, 16 ve 20 saat) yaşlandırılan ve

yaşlandırılmamış IN 706 alaşımlarının farklı yükler (30N, 45N ve 60N) altındaki ağırlık kayıpları ve aşınma oranları, Şekil 6.15’de verilmiştir.

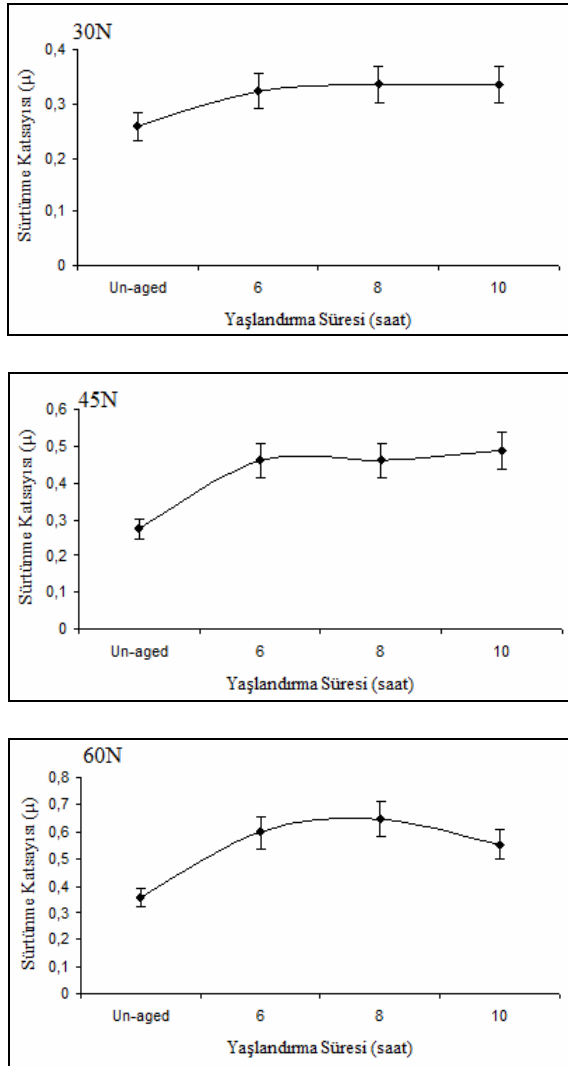


Şekil 6.15. IN 706 alaşımlarına ait farklı (30N, 45N ve 60N) yükler altında ağırlık kayıpları ve aşınma oranları.

IN 706 alaşımının (30N, 45N ve 60N) yük altında yapılan aşınma testleri sonucunda elde edilen ağırlık kayıpları incelendiğinde, ağırlık kayıplarının kayma mesafesindeki artışla birlikte arttığı görülmektedir. En az ağırlık kaybının 30N yük uygulanarak yapılan aşınma testleri sonucunda, en fazla ağırlık kaybı ise 45N yük uygulanarak yapılan aşınma testleri sonucunda elde edildiği görülmektedir. 60N yük uygulanarak yapılan aşınma testin de ise 45N yük uygulanmış aşınma testinden daha fazla ağırlık kaybı olması beklenirken, daha düşük ağırlık kaybının olduğu belirtilmiştir. Bunun nedeni olarak aşındırıcı pin-on-disk uygulanan yük nedeniyle aşınma testi sırasında aşırı ısınmadan dolayı, kayma başlangıcı ve aşındırılan numuneden kopan parçaların tekrar yüze ye yapışmasından (adhesiv), kaynaklanmaktadır. Bu nedenden dolayı da, 60N yük uygulanan numunelerde elde edilen ağırlık kaybı daha düşük olmuştur. Yaşlandırılmamış, 12 saat, 16 saat ve 20 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımlarının, ağırlık kayıpları birbirleriyle karşılaştırıldığında (30N, 45N ve 60N yük altında) en fazla ağırlık kaybının yaşlandırılmamış numunelerde meydana geldiği grlmştir. Bunu sırasıyla 20 saat ve 16 saat yaşlandırılan numuneler takip etmektedir. Aşınma testleri sonucunda en düşük ağırlık kaybı ise 12 saat yaşlandırılan numunelerde lçlmştir [68].

şekil 6.15'de verilen IN 706 alaşımının aşınma oranları incelendiğinde 45N yük altında en yüksek ağırlık kaybı ve aşınma oranının yaşlandırılmamış numunelerde meydana geldiği görülmektedir. En düşük ağırlık kaybı ve aşınma oranı ise 12 saat yaşlandırılmış numunelerde elde edilmiştir. Elde edilen aşınma test sonuçları ile şekil 6.13'de verilen sertlik sonuçları ilişkilendirildiğinde, elde edilen sonuçların birbirini desteklediği görülmektedir. IN 706 alaşımının (30N, 45N ve 60N yükler altında) aşınma oranları incelendiğinde ise, 60N yük uygulanan numunelerde aşınma oranlarının 45N yük uygulanan numunelere göre birbirlerine daha yakın oldukları görülmektedir. Yalçın ve Varol'un yaptıkları bir çalışmada; kayma mesafesine bağlı aşınma kaybının arttığı belirtilmektedir [69]. Ayrıca yine aynı çalışmada, düşük sertlikteki ve yüksek yoğunluktaki numunelerden elde edilen ağırlık kaybının daha düşük olduğu da vurgulanmaktadır. Daha önce yapılan bazı çalışmalarda kayma mesafesine bağlı olarak farklı yük ve kayma hızlarında, numune yüzeyinde kayma işlemi sırasında oluşan oksit tabakasının hacim kaybının kayma işlemi sırasında numune ve aşındırıcı disk yüzeyinin temasıyla meydana gelen ısının, yüzey

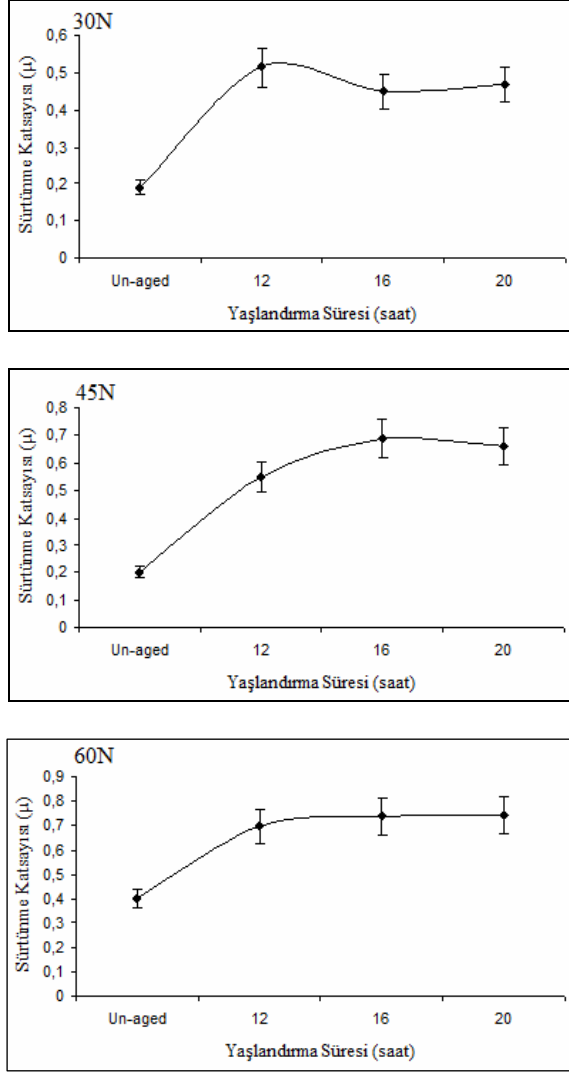
oksidasyonunu arttırdığı ve yüzeyde oluşan oksit tabakalarının hem ağırlık kaybını, hem de sürtünme katsayısını azalttığı belirtilmektedir [70-74]. Bunun sonucunda da, aşınma oranında bir azalma meydana gelmektedir. Yaşlandırılmamış ve üç farklı sürede (6,8 ve 10 saat) yaşlandırılmış IN 718 alaşımının üç farklı yük (30N, 45N ve 60N) altında aşındırılması ile elde edilen sürtünme katsayısı değerleri 6.16'da verilmiştir.



Şekil 6.16. Üç farklı yük altında (30N, 45N ve 60N) aşındırılan IN 718 alaşımında yaşlandırma parametrelerinin sürtünme katsayısına etkisi.

Şekil 6.16'da verilen sürtünme katsayısı incelendiğinde, uygulanan yük arttıkça, alaşımın sürtünme katsayılarının da arttığı görülmektedir. 30N yük uygulanan numunelerde en düşük sürtünme katsayısı yaşlandırılmamış numunelerde

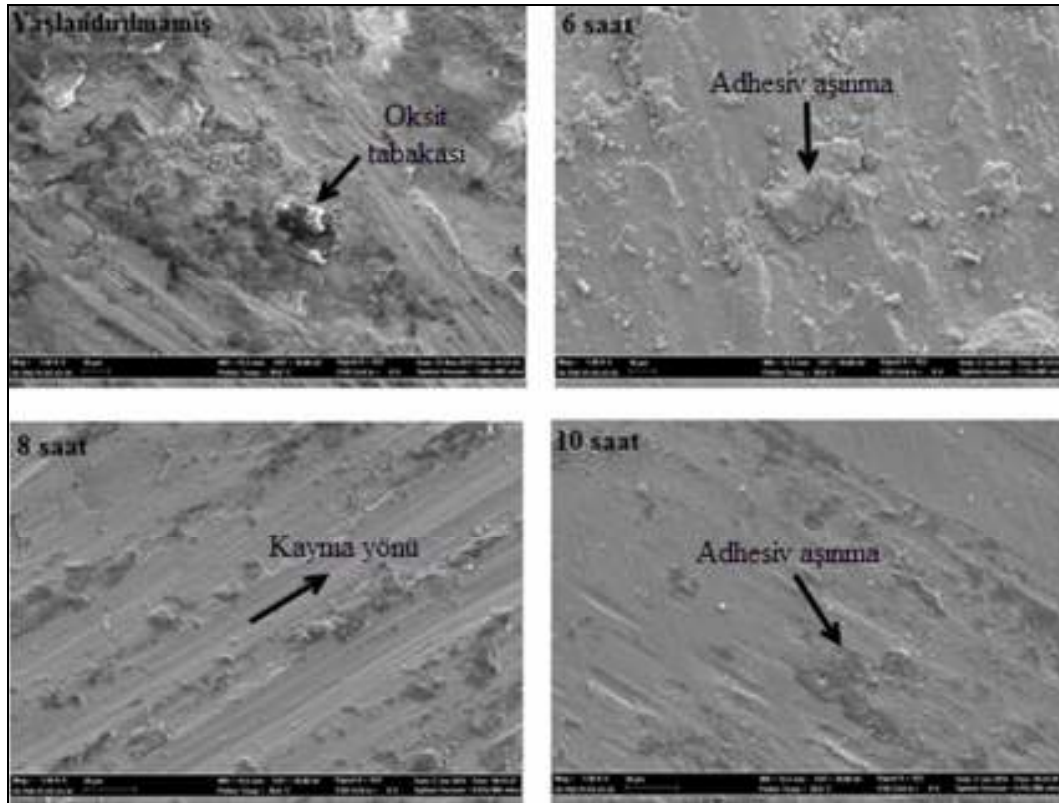
gözlenmiştir. 6 saat yaşlandırılmış numunelerde sürtünme katsayısında belirgin bir artış kaydedilirken, aynı farkın 8 ve 10 saat yaşlandırılan numunelerde gerçekleşmediği görülmektedir. 45N yük altında aşındırılan numunelerin sürtünme katsayıları incelendiğinde, aynı 30N yük altında görülen sürtünme katsayısı eğrisine benzediği, elde edilen sürtünme katsayısı değerlerinden anlaşılmaktadır. Bununla beraber, 10 saat yaşlandırılan numunelerde ise sürtünme katsayısındaki artışın 30N'da elde edilen eğriye nazaran biraz daha belirginleştiği görülmektedir. 60N yük altında yapılan aşınma testlerinde ise, durumun biraz daha farklı olduğu anlaşılmaktadır. Yaşlandırılmamış, 6 ve 8 saat yaşlandırılmış numunelerden elde edilen sonuçlar 30N ve 45N yük altında aşındırılan numunelerden elde edilen sonuçlarla benzerlik gösterirken, 10 saat yaşlandırılan numunelerde ise sürtünme katsayısının azalma eğilimi gösterdiği gözlenmektedir. Özyürek ve diğerlerinin yaptıkları çalışmada, sertlikle ters orantılı olarak azalan aşınma miktarı ve sertlik artışıyla sürtünme katsayılarında bir düşüş olduğunu belirtmektedirler [75]. Bu çalışma sonucunda sürtünme katsayılarından elde edilen bulgular, Özyürek elde ettiği bulgularla örtüşmektedir. Sadece 60N yük altında 10 saat yaşlandırılmış numunelerden elde edilen sürtünme katsayısı verilerinde bir farklılık olduğu görülmektedir. Adhesiv aşınma ile ilgili yapılan aşınma testlerinde, (özellikle yüksek yük uygulanan çalışmalarda) zaman zaman bu tür sonuçların alındığı, yapılan literatür çalışmalarında da görülmüştür [71-76]. IN 706 alaşımlarının üç farklı 30N, 45N ve 60N yük altında, yaşlandırılmamış numuneler ile üç farklı (12, 16 ve 20 saat) yaşlandırma sürelerinde yaşlandırılmış numunelerin sürtünme katsayısına etkisi, Şekil 6.17'de verilmiştir.



Şekil 6.17. Üç farklı yük altında (30N, 45N ve 60N) aşındırılan IN 706 alaşımında yaşlandırma parametrelerinin sürtünme katsayısına etkisi.

Şekil 6.17’de verilen sürtünme katsayıları incelendiğinde, uygulanan yük arttıkça alaşımın sürtünme katsayılarının da arttığı görülmektedir. 30N yük uygulanan numunelerde en düşük sürtünme katsayısı yaşlandırılmamış numunelerde gözlenmiştir. 12 saat yaşlandırılmış numunelerde sürtünme katsayısında belirgin bir artış kaydedilirken, aynı farkın 16 ve 20 saat yaşlandırılan numunelerde gerçekleşmediği görülmektedir. 45N yük altında aşındırılan numunelerin sürtünme katsayıları incelendiğinde, aynı 30N yük altında görülen sürtünme katsayısı eğrisine benzemediği, elde edilen sürtünme katsayısı değerlerinden anlaşılmaktadır. Bununla beraber, 20 saat yaşlandırılan numunelerde ise sürtünme katsayısındaki artışın, 30N’da elde edilen eğriye nazaran biraz daha belirginleştiği görülmektedir. 60N yük

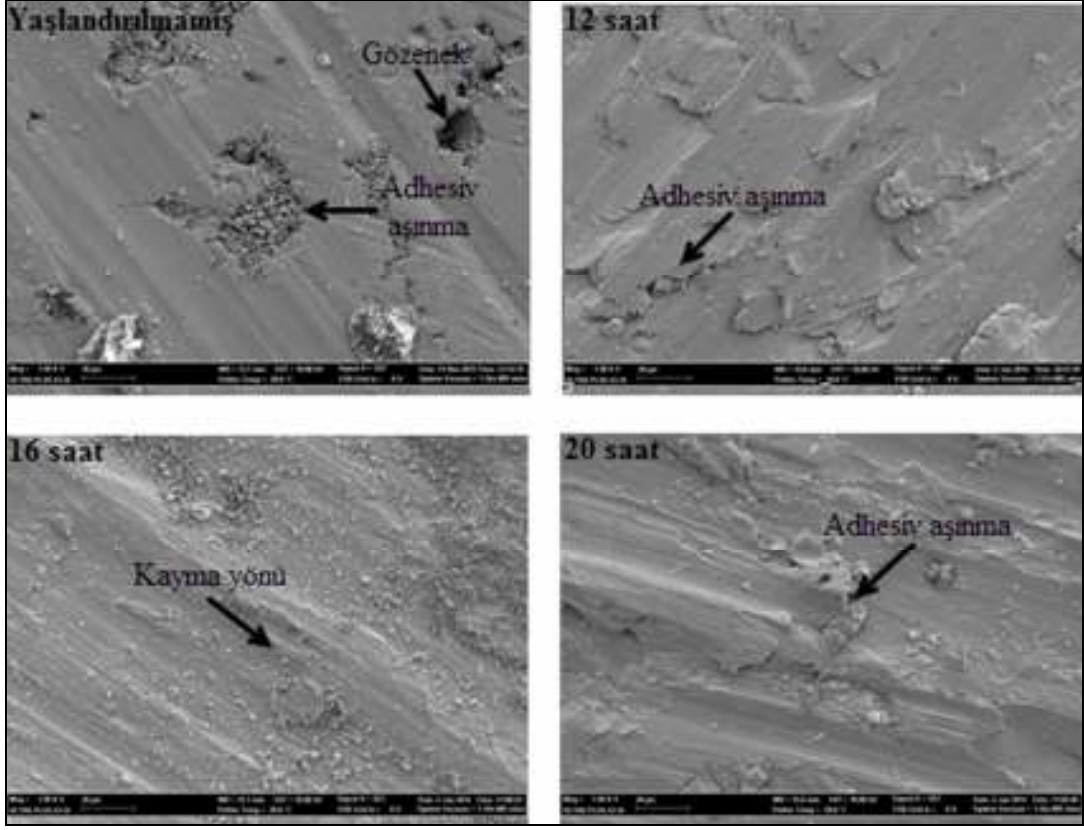
altında yapılan aşınma testlerinde ise durumun biraz daha farklı olduğu anlaşılmaktadır. 16 ve 20 saat yaşlandırılmış numunelerin 12 saat yaşlandırılan numunelere göre sürtünme katsayısının artış eğilimi gösterdiği gözlenmektedir. Bu çalışma sonucunda sürtünme katsayılarından elde edilen bulgular, Özyürek vd. elde ettiği bulgularla örtüşmektedir. Sadece 60N yük altında 20 saat yaşlandırılmış numunelerden elde edilen sürtünme katsayısı verilerinde bir farklılık olduğu görülmektedir. Adhesiv aşınma ile ilgili yapılan aşınma testlerinde, (özellikle yüksek yük uygulanan çalışmalarda) zaman zaman bu tür sonuçların alındığı, yapılan literatür çalışmalarında da görülmüştür [71-76]. Şekil 6.18'de 30N yük altında aşındırılan IN 718 alaşımının aşınma yüzeyi SEM görüntüleri verilmiştir.



Şekil 6.18. 30N yük altında aşındırılan IN 718 alaşımının aşınma yüzeyi SEM görüntüleri.

Şekil 6.18'de verilen aşınma yüzeyi SEM görüntüleri incelendiğinde, yaşlandırılmamış numunelerin aşınma yüzeyinde oksit oluşumları gözlenmektedir. 6 saat yaşlandırılan numunelerin aşınma yüzeyinde ise (malzeme taşınımı) adhesiv aşınma mekanizmasının aktif olduğu anlaşılmaktadır. 8 saat yaşlandırılmış

numunelerin aşınma yüzeyi SEM görüntülerinde ise, kayma yönüne bağlı olarak yüzeyden kopan mikro talaşların, tekrar yüzeye kaynaklandığı görülmektedir. 10 saat yaşlandırılmış IN 718 alaşımının aşınma yüzeyi incelendiğinde yüzeyden kazınmış çukurcuk şeklinde gözüken abrasiv aşınma mekanizmasının aktif olduğu anlaşılmaktadır. Bu tür aşınma mekanizmasında kayma sürtünmesine maruz kalan iki metalin (numune-aşındırıcı disk) yüzeyler arasındaki çekim kuvveti etkin rol oynamaktadır. Sürtünme nedeniyle oluşan makro talaşların (parçacıkların) taşınarak, numune yüzeyinde başka bölgelere kaynaklanması (sürtünmeden kaynaklanan ısı etkenlere bağlı olarak) ile adhesiv aşınma gerçekleşmektedir. Numune ve aşındırıcı disk yüzeyindeki pürüzler birbirleriyle etkileştiklerinden dolayı, yüzeydeki küçük pürüz tepelerine yüksek basınç etki etmektedir. Etkiyen bu basınç nedeniyle yüzeylerde oluşan deformasyon, yüzeylerde çizikler oluşmasına neden olmaktadır. Ayrıca, yüzeylerde oluşan mikro malzeme taşınımı temas yüzeyleri boyunca yayılmaktadır. Aşınma çiftin karşılıklı hareket etmesi halinde de yüzeyde ısı etkenleri sonucu oluşan oksit tabakaları da kırılarak, aşınma çiftinde soğuk kaynaklanmaya neden olmaktadır. Özyürek vd. yaptıkları bir çalışmada, aşınma yüzeylerinde aşırı plastik deformasyon sonucunda numune yüzeyinde dökülmelerin olmadığı ve buna bağlı olarak sürtünme katsayısında düzenli bir artış meydana geldiğini belirtmişlerdir [75]. Adhesiv aşınma ile ilgili yapılan aşınma testlerinde, (özellikle yüksek yük uygulanan çalışmalarda) zaman zaman bu tür sonuçların alındığı, yapılan literatür çalışmalarında da görülmüştür [71-76]. Şekil 6.19'da 30N yük altında aşındırılan IN 706 alaşımının aşınma yüzeyi SEM görüntüleri verilmiştir.



Şekil 6.19. 30N yük altında aşındırılan IN 706 alaşımının aşınma yüzeyi SEM görüntüleri.

Şekil 6.19’da verilen aşınma yüzeyi SEM görüntüleri incelendiğinde, yaşlandırılmamış numunelerin aşınma yüzeyinde oksit oluşumları gözlenmektedir. 12 saat yaşlandırılan adhesiv aşınma mekanizmasının aktif olduğu ve aşınma yüzeyinde aşırı derecede bir plastik deformasyon olduğu görülmektedir. 16 saat yaşlandırılmış numunelerin aşınma yüzeyi SEM görüntülerinde ise, kayma yönüne bağlı olarak yüzeyden kopan mikro talaşların tekrar yüzeye kaynaklandığı görülmektedir. 20 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımının aşınma yüzeyi incelendiğinde, adhesiv aşınma mekanizmasının aktif olduğu anlaşılmaktadır. Yaşlandırılmamış IN 706 alaşımının aşınma yüzeyi incelendiğinde adhesiv aşınma sonucu kopan mikro talaşlar yüzeyde bulunan gözeneklere yapışarak oksit parçalarıyla beraber bir ara malzeme yüzeyi oluşturmaktadır. Malzemede üçüncü bir ara yüzey oluşmasıyla aşınma miktarı da artmaktadır. Çünkü serbest hale geçen mikro talaş parçaları, genellikle ana malzemedan daha sert olduklarından dolayı aşınmayı hızlandırmaktadır [48]. Çünkü, aşınmaya karşı en iyi direnci göstermesi ve sertliğinin yüksek olması sebebiyle, yüzeyde yüksek miktarda sıvanma olduğu

görülmektedir. 16 saat ve 20 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımlarının aşınma yüzeyleri incelendiğinde ise, yüzeylerde yapışan mikro talaşlar ve ağırlıklı olarak adhesiv aşınma mekanizmasının olduğu anlaşılmaktadır. Çünkü yaşlandırma esnasında yaşlandırma süresine bağlı olarak 16 ve 20 saat yaşlandırılmış numunelerin sertlik miktarlarında bir düşüş meydana geldiğinden, sertlikleri daha düşüktür. Bu nedenle de Şekil 6.15’de görüldüğü gibi, 16 ve 20 saat yaşlandırılan numunelerin ağırlık kayıpları 12 saat yaşlandırılan numuneye göre daha fazladır. Özyürek vd. yaptıkları çalışmada aşınma yüzeylerinde aşırı plastik deformasyon sonucunda numune yüzeyinde dökülmelerin olmadığı ve buna bağlı olarak sürtünme katsayısında düzenli bir artış meydana geldiği belirlenmiştir [75]. Adhesiv aşınma ile ilgili yapılan aşınma testlerinde, (özellikle yüksek yük uygulanan çalışmalarda) zaman zaman bu tür sonuçların alındığı, yapılan literatür çalışmalarında da görülmüştür [71-76].

BÖLÜM 7

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışma sonucunda;

- IN 718 alaşımının SEM görüntülerinde yapıda, tanelerin ince ve kaba taneler olmak üzere heterojen bir dağılım sergilediği görülmüştür. Sıvı faz sinterleme işleminde, son aşamada tozlarda başlangıçtaki yüzey enerjisi azaldığından dolayı, yapıdaki tanelerde irileşme meydana geldiği belirlenmiştir.
- IN 706 alaşımının SEM görüntülerinde yapıda, tane sınırlarının belirgin olmadığı görülmüştür. Ayrıca yapıda Fe₂O₃ fazının oluştuğu belirlenmiştir.
- 620 °C'de 6, 8 ve 10 saat yaşlandırılmış IN 718 alaşımının SEM görüntülerinde, tane sınırları çevresinde intermetalik çökeltiler oluştuğu gözlenmiştir.
- 620 °C'de 12,16 ve 20 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımının SEM görüntülerinde, çizgisel şekilde gözüken ortorombik δ (Ni₃Nb) faz çökeltisi ve yumru şeklinde HMT γ " (Ni₃Nb) intermetalik çökeltiler oluştuğu gözlenmiştir.
- Yoğunluk değerleri yaşlandırılmamış, 6 saat yaşlandırılmış ve 8 saat yaşlandırılmış IN 718 alaşımına doğru düzenli bir bağıl yoğunluk artışı görülürken, 10 saat yaşlandırılmış IN 718 alaşımının yoğunluğunda küçük bir düşüş olduğu belirlenmiştir.
- Yoğunluk değerleri yaşlandırılmamış IN 706 alaşımı ile 12 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımına doğru düzenli bir bağıl yoğunluk artışı görülmekte iken, 16 saat ve 20 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımalarında yoğunluğun yaşlandırma süresinin uzamasıyla azaldığı belirlenmiştir.
- Yapılan XRD incelemelerinde 2 θ açılarında intermetalik bileşiklerin yoğunluğu birbirlerine çok yakın 2 θ açılarında aynı kimyasal bileşiğe sahip farklı kristal kafes yapılarında ortorombik δ (Ni₃Nb) fazı ve HMT γ " (Ni₃Nb) faz intermetalikleri görülmüştür.

- XRD incelemeleri sonucunda yapıda ortorombik δ (Ni_3Nb) fazı, HMT γ'' (Ni_3Nb) fazı, YMK γ' $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ fazı ve hexagonal Laves (Fe_2Nb) fazları tespit edilmiştir.
- IN 718 alaşımının ortalama sertlik değerlerine göre yaşlandırılmamış, 6 saat ve maksimum sertlik değeri $620\text{ }^\circ\text{C}$ 'de 8 saat yaşlandırılmış olarak belirlenmiştir. Yaşlandırma süresine bağlı olarak 10 saat yaşlandırılmış IN 718 alaşımının sertliğinde bir düşüş olduğu görülmüştür.
- Yaşlandırılmamış ve üç farklı (12, 16 ve 20 saat) sürede yaşlandırılmış IN 706 alaşımının ortalama sertlik değerlerine göre en yüksek sertlik değerinin 12 saat yaşlandırılmış ve sırasıyla 16, 20 ve yaşlandırılmamış olarak belirlenmiştir.
- IN 718 alaşımına ait 30N, 45N ve 60N ağırlık kayıplarına göre ağırlık kayıplarının kayma mesafelerinin artmasıyla arttığı belirlenmiştir. En az ağırlık kaybının 30N yük uygulanarak yapılan aşınma sonucunda olduğu ve en fazla aşınma kaybı ise 45N yük uygulanarak yapılan aşınma sonucu olduğu görülmüştür. 60N yük uygulanarak yapılan aşınma testinin 45N yük uygulanmış aşınma testinden daha fazla ağırlık kaybı olması beklenirken daha az bir ağırlık kaybı olduğu belirlenmiştir.
- Yaşlandırılmamış, 12 saat yaşlandırılmış, 16 saat yaşlandırılmış ve 20 saat yaşlandırılmış IN 706 alaşımlarının sırasıyla (30N, 45N ve 60N) yükler altında ağırlık kayıplarına göre, en fazla ağırlık kaybindan en az ağırlık kaybına doğru yaşlandırılmamış, 20 saat, 16 saat ve en az ağırlık kaybının 12 saat yaşlandırılmış alaşıma ait olduğu belirlenmiştir.
- IN 718 alaşımına ait (30N, 45N ve 60N) yükler altında yaşlandırılmamış, 6 saat, 8 saat ve 10 saat yaşlandırılmış numunelerin ortalama sürtünme katsayıları incelendiğinde, sırasıyla (30-60N) yük uygulanmış ortalama sürtünme katsayılarının uygulanan yük arttıkça ortalama sürtünme katsayılarının da arttığı belirlenmiştir.
- IN 718 yaşlandırılmamış alaşımın aşınma yüzeyi incelemelerinde yüzeyde belirli noktalarda oksit tabakası olduğu gözlenmiştir. 6 saat yaşlandırılmış IN 718 alaşımının aşınma yüzeyinde belirli noktalarda adhesiv aşınma olmasına rağmen, bunun yanı sıra abrasiv aşınma da görülmüştür. 8 saat yaşlandırılmış IN 718 alaşımının aşınma yüzeyinde ise kayma yönüne bağlı olarak yüzeyden kopan mikro talaşların tekrar yüzeye kaynaklandığı belirlenmiştir.

- IN 706 alaşımı sürtünme katsayıları incelendiğinde, 12 saat yaşlandırılmış numunelerde sürtünme katsayısında belirgin bir artış kaydedilirken, aynı farkın 16 ve 20 saat yaşlandırılan numunelerde gerçekleşmediği görülmektedir.
- IN 706 (yaşlandırılmamış,12, 16 ve 20 saat) yaşlandırılmış alaşımının aşınma yüzeyleri incelendiğinde ise, yüzeyde aşırı derecede bir plastik deformasyon ve adhesiv aşınma mekanizmasının olduğu belirlenmiştir.

Daha sonra yapılacak çalışmalar için neriler;

- Farklı sinterleme parametreleri uygulanarak yoğunluk miktarına ve mikroyapıya etkisi incelenebilir.
- Sıcak izostatik presleme kullanılarak yapıdaki gözenek miktarındaki değişim incelenebilir.
- Toz metalurjisi ile üretilen ve geleneksel döküm yöntemiyle üretilen parçalar aralarında mekanik testlerdeki değişim incelenebilir.

KAYNAKLAR

1. Meriç, C., Atik, E. ve Türüdü, T., “Kaynakla birleştirilmiş demir esaslı toz metal parçaların kaynak bölgesinin incelenmesi”, *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*, 4: 1-11 (2005).
2. Betteridge, W. and Heslop, J., “The nimonic alloys”, *Other Nickel-Base High-Temperature Alloys*, New York, 29 (1974).
3. Sims, C. T. and Hagel, W. C., “The Superalloys Vol. 1”, *Wiley-Interscience*, Newyork, (1972).
4. Hsua, C. Y., Linb, Y. Y., Leeb, W. S. and Lob, S. P., “Machining characteristics of inconel 718 using ultrasonic and high temperature-aided cutting”, *Journal of Materials Processing Technology*, 198: 359-365 (2008).
5. Ay, M., Çaydaş, U. Ve Haşçalık, A., “Effect of traverse speed on abrasive waterjet machining, of age hardened inconel 718 nickel-based superalloy”, *Materials and Manufacturing Processes*, 25: 1-6 (2010).
6. Ezugwu, E. O., Wang, Z. M. and Machado, A. R., “The machinability of nickel-based alloys, a review”, *Journal of Materials Processing Technology*, 86: 1-6 (1999).
7. Dudzinski, D., Devillez, A., Moufki, A., Larrouque’ re, D., Zerrouki, V. and Vigneau, J., “A review of developments towards dry and high speed machining of inconel 718 alloy”, *Journal of Machine Tools and Manufacture*, 44: 439-456 (2004).
8. Rao, R. and Yadava, V., “Multi-objective optimization of nd: yag laser cutting of thin superalloy sheet using grey relational analysis wiht entropy measurement”, *Optics & Laser Technology*, 41: 922-930 (2009).
9. Mannan, S., Patel, S. and deBarbadillo J., “Long term thermal stability of inconel alloys 718, 706, 909 and waspaloy at 593 °C and 704 °C”, *The Minerals, Metarials Society*, Huntington, 449 (2000).
10. Demir, A. ve Sarıtaş, S., “Toz metal çeliklerin mekanik özellikleri”, *Makine Mühendisliği Bölümü Dergisi*, Akdeniz Üniversitesi Isparta Mühendislik Fakültesi, 7: 1-14 (1993).
11. Caldwell, S. G., “Tungsten heavy alloy design Manual”, *Allegheny Technologies Compony*, USA, 6,7 (1990).

12. İnternet: Sakarya Üniversitesi, “Toz Üretim Yöntemleri ve Sinterleme”, <http://web.sakarya.edu.tr> (2012).
13. German, R. M., “Powder Metallurgy Science, 2nd ed.”, *Metal Powder Industries Federation*, USA, 64,65, 74-78, 259-260 (1994).
14. Dunkley, J. J., “Atomization, Powder Metallurgy, Metal Handbook”, *ASM International Publ.*, England, 7 (9): 111,112 (1998).
15. Başaran, A., “Toz metal parçalara ısıl ve mekanik yüzey işlemlerin birlikte uygulanabilirliğinin araştırılması”, Doktora Tezi, *Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Isparta, 25-27 (2007).
16. İnternet: Türk Toz Metalurji Derneği, “Toz Metalurjisi”, <http://www.turkishpm.org> (2012).
17. Mandelbrot, B. B., “Partical Image Analyses”, Powder Metallurgy, Metal Handbook, *ASM International Publ.*, USA, 7 (9): 617-618 (1998).
18. Handbook, “Quintus Isostatic Pressing”, *ASEA Metallurgy*, USA, 4,5 (1984).
19. German, R. M., “Consolidation Principles and Process Modeling”, Powder Metallurgy, Metal Handbook, *ASM International Publ.*, USA, 7 (9): 1041-1044 (1998).
20. German, R. M., “Toz Metalurjisi ve Parçacıklı Malzeme İşlemleri”, Çeviri, Sarıtaş S., Türker M., Durlu N., *Türk Toz Metalurjisi Derneği*, Ankara 264,265 (2007).
21. German, R. M., Farooq, S. C. and Kippfuth, M., “Kientics of Liquid Phase Sintering”, *Materials Science and Engineering*, 106: 215-224 (1988).
22. Bradley, E. F., “Source Book on Materials for Elevated – Temperature Aplicacions”, American Society for Metals, *Metals Park*, OH. 29 (1979).
23. Loria, E. A., “Recent development in the progress of superalloy 718”, *JOM*, 44 (6): 33-36 (1992).
24. Stoloff, N. S., “Metals Handbook Vol. 1. 10th Edn.”, *ASM International*, USA, 950-980 (1990).
25. Bradley, E. F., “Superalloys”, *ASM International Metals Park*, OH. 44073 (1989).
26. Dye, D., Hunziker, O., Roberts, S. M. and Reed, R. C., “Modelling of the mechanical effects induced by the tungsten inert gas welding of IN718 superalloy”, *Meterials Transactions*, 32 (A): 1713-1725 (2001).

27. Veli, Ç. V. ve Ozan, S., “Süperalaşım ve uygulama alanları”, *Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Elazığ*, 178-188 (2005).
28. Akkurt, M., “Makine Elemanları Cilt 2”, *İTÜ Matbaası*, İstanbul, 76-79 (1992).
29. Gürleyik, M. Y., “Makine mühendisliğinde aşınma olayları”, *Mühendis ve Makine*, 323: 3-14 (1986).
30. İpek, R., “Tren fren pabuçlarının aşınmasının deneysel incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *E. Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kayseri, 94-102 (1987).
31. İpek, R., “AISI 1020 çeliğinin, yüzey sertleştirme işlemleri uygulanarak AISI 5155 çeliğinin yerine kullanılabilirliğinin deneysel araştırılması”, Doktora Tezi, *E. Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kayseri, 40-52 (1992).
32. Odabaş, D., “Kuru sürtünme şartlarında termomekanik faktörlerin AISI 3315 çeliğinin aşınma davranışına olan etkilerin teorik ve deneysel araştırılması”, Doktora Tezi, *E. Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kayseri, 58-76 (1991).
33. Cöcen, Ü., Belevi, M. and Önel, K., “Tane silisyum karbür katkılı alüminyum alaşımı bazlı kompozitlerin aşınma davranışı”, *7. Denizli Malzeme Sempozyumu*, Denizli, 155-187 (1997).
34. Odabaş, D. and Topal, E. S., “100Cr6 çeliğinin iki cisimli abrasif aşınma davranışının kuru veya sıvı sürtünme şartlarında deneysel araştırılması”, *6. Denizli Malzeme Sempozyumu*, Denizli, 396-405 (1995).
35. Donald, R. A., “The science and engineering of materials third edition”, *PSW Publishing Company*, 123 (1999).
36. Soydan, Y. ve Ulukan, L., “Sürtünme ve aşınma direnci ölçme yöntemleri”, *8. Uluslar arası Makine Tasarım ve İmalat Kongresi*, Ankara, 581-588 (1988).
37. Eyre, T. S., “Friction and wear control in industry”, *Surface Engineering*, 7: 143-148 (1991).
38. Yılmaz, F., “Sürtünme ve aşınma”, *9. Uluslar Arası Metalurji ve Malzeme Kongresi*, İstanbul, 229-247 (1997).
39. Niklas, A., Sture, H. and Staffan, J., “Friction and wear measurement techniques”, *Modern Tribology Handbook*, *CRC Press LLC*, USA 348-355 (2001).
40. Onaran, K., “Malzeme Bilgisi”, *İTÜ Çağlayan Basımevi*, İstanbul, 87-95 (1985).
41. Akkurt, S., “Poliasetalin kuru ve su ile yağlama koşullarında sürtünme katsayısı ve aşınma bakımından incelenmesi”, *4. Ulusal Makine Tasarım ve İmalat Kongresi*, Ankara, 585-594 (1990).

42. Hurricks P. L., "Some metallurgical factor controlling the adhesive and abrasive wear resistance of steels a review", *Wear*, 26: 285-304 (1973).
43. Gürleyik, M. Y., "Soğuk deformasyonla aşınma direnci arttırılabilir", *2.Ulusal Makine Tasarım ve İmalat Kongresi*, Ankara, 501-510 (1986).
44. Habig, K. H., "VerschleiB und hörte von werkstoffen", *Hanser-Verlag, München-Wien*, Germany, 547-554 (1980).
45. Karamış, M. B., "Traktör hızı ve pulluk çalışma derinliğinin uç demiri aşınma hızına etkileri ve optimizasyonu", *2. Ulusal Makine Teorisi Sempozyumu*, Gaziantep, 668-677 (1986).
46. Weissbach, W., "Malzeme Bilgisi ve Muayenesi", (Çev: S. Anık), *Kurtuluş Matbaası*, İstanbul, 28-35 (1977).
47. Koç, R., "Vagon boji bagalarına alternatif polimer malzemelerin deneysel incelenmesi", Doktora Tezi, *SA.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü*, Sakarya, 121-142 (2004).
48. Armatlı, M. K. "Havacılık Kompozitleri ve Mukavemet Maliyet Analizleri", *Anadolu Üniversitesi Yayınları*, Eskişehir, 103 (1999).
49. Gürleyik, M. Y., "Yıkama Aşındırması", Mühendis ve Makine, *KTÜ Yayınları*, Trabzon, 368: 25-34 (1980).
50. Karamış, M. B., "Abrasive aşınma mekanizmasında yüzey basıncının aşınmaya etkisi", *2. Ulusal Makine Tasarım ve İmalat Kongresi*, Ankara, 493-500 (1986).
51. Kurtçu, A. C., "SiC katkılı alüminyum matrisli kompozitlerde aşınma davranışının incelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, *Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İzmir, 26,27 (1995).
52. Yılmaz, M., "Alüminyum alaşımlarının aşınma davranışları", Yüksek Lisans Tezi, *Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 104 (1996).
53. Eruslu, N. ve Kayalı, E. S., "Deformasyon bölgeleri", *Hasar Analiz Semineri*, İstanbul, 62-67 (1997).
54. Arıkan, R., "MOS₂ İlaveli çinko-alüminyum esaslı kompozitlerin yapımı ve aşınma özellikleri", *3. Ulusal Makine Tasarım ve İmalat Kongresi*, Ankara, 537-547 (1988).
55. Yılmazer, T., "İyonitürleme yoluyla sertleştirilmiş SAE 4140 çeliğinin aşınma dayanımının incelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, *Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İzmir, 38-39 (1992).

56. Mutlu, H., "Al-SiC kompozitlerin termomekaniksel işlem sonrası aşınma davranışlarının incelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, *Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İzmir, 87 (1996).
57. Güldaş, A., "Aşınma deney aparatının tasarımı, üretimi ve metal matrisli kompozitlerin aşınma davranışlarının deneysel olarak incelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 90 (1998).
58. Peng, G., Kai-feng, Z., Bing-gang, Z., Shao-song, J., and Bao-wei, Z., "Microstructures and high temperature mechanical properties of electron beam welded Inconel 718 superalloy thick plate " *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 21, 315-322 (2011).
59. Okay, F., Sert, H., Habalı, K. ve Gül, F., "Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin aşınma davranışı üzerinde PVD yöntemi ile TiN kaplamanın etkisi", *Gazi Üniv. Müh. ve Mim. Fak. Der.*, 25 (4): 787-794 (2010).
60. Levasseur, D., Yue, S. and Brochu, M., "Pressureless sintering of cold sprayed Inconel 718 deposit", *Materials Science Engineering*, 556 (A): 343-350 (2012).
61. Mankins, W. L. and Lamb, S., "Nickel and nickel alloys Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials", ASM Handbook 2, *ASM International Handbook Committee*, 1363-1370 (1990).
62. Yuan, H. and Liu, W. C., "Effect of the delta phase on the hot deformation behavior of Inconel 718", *Mater Sci Eng*, 408 (A): 9-281 (2005).
63. Hoelzel, H., Genovese, D., Gilles, R., Mukherji, D., Toebbens, M. D., Roesler, J. and Fuess, H., "Phase analysis and lattice mismatches in superalloys DT706 and Inconel 706", *ScienceDirect*, 594-596 (2006).
64. Richards, N. and Aspinwall, D., "Use of ceramic tools for machining nickel based alloys", *Int. J. Mach. Tools Manuf*, 29 (4): 575-588 (1989).
65. Mukherji, D., Gilles, R., Barbier, B., Genovese, D., Hasse, P., Wroblewski, T., Fuess, H. and Rösler, J., "Lattice misfit measurement in Inconel 706 containing coherent γ' and γ'' precipitates", *Scripta Materialia*, 48: 333-339 (2003).
66. Savaşkan, T., "Yaşlandırma sırasında alaşımların özelliklerinde meydana gelen değişimleri gösteren eğriler", Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, *Seçkin Yayıncılık*, Trabzon, 148-154 (1999).
67. Kindrachuk, V., Wanderka, N., Banhart, J., Mukherji, D., Genovese, D. and J. Rösler., "Effect of rhenium addition on the microstructure of the superalloy Inconel 706", *Acta Materialia*, 56: 1609-1618 (2008).
68. Özgün, Ö., Gülsoy, H. Ö., Yılmaz, R. ve Fındık, F., "Yaşlandırma Isıl İşleminin Toz Enjeksiyon Kalıplama Metodu İle Üretilmiş Süperalaşımın Aşınma

- Davranışına Etkisi”, *6th International Powder Metallurgy Conference*, Bingöl, Türkiye, 574-579 (2011).
69. Yalçın, B. ve Varol, R., “Sinterlenmiş titanyum alaşımlarının aşınma performansı ve bazı mekanik özelliklerinin belirlenmesi”, *Gazi Üniv. Müh. ve Mim. Fak. Der*, 24 (1): 63-72 (2009).
 70. Leon-Patino, C. A., Aguilar-Reyes, E. A., Bedolla-Becerril, E., Bedolla-Jacuinde, A. and Mendez-Diaz, S., “Dry sliding wear of gradient Al-Ni/SiC composites”, *Wear*, 301: 688-694 (2013).
 71. Özyürek, D. ve Tekeli, S., “Wear properties of titanium and Ti6Al4V titanium alloy by mechanical milling”, *High Temperature Materials and Processes*, 30: 175-180 (2011).
 72. Özyürek, D. ve Çiftçi, İ., “An investigation into wear behaviour of TiB₂ particle reinforced aluminum composites produced by mechanical alloying”, *Science and Engineering of Composite Materials*, 18: 5-12 (2011).
 73. Sağlam, I., Özyürek, D. ve Çetinkaya, K., “Effect of ageing treatment on wear properties and electrical conductivity of Cu-Cr-Zr alloy”, *Bulletin of Materials Science*, 34 (7): 1465-1470 (2011).
 74. Özyürek, D., Çiftçi, İ. ve Tuncay, T., “The effect of aging and sliding speed on wear behaviour of Cu-Cr-Zr alloy”, *Materials Testing*, 55 (6): 468-471 (2013).
 75. Özyürek, D., Tunçay, T. ve Değirmenci, C., “Mekanik alaşımlama ile üretilen nikel-alüminyum bronzlarının aşınma davranışları”, *5th Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS-09)*, Karabük, Türkiye, 1101-1104 (2009).
 76. Sawla, S. and Das, S., “Combined effect of reinforcement and heat treatment on the two body abrasive wear of aluminum alloy and aluminum particle composites”, *Wear*, 257: 555-561 (2004).

ÖZGEÇMİŞ

Osman PALAVAR 1987 yılında Giresun ilinde doğup, ilköğretim hayatını Ordu Merkez İlk Öğretim okulunda (1994-2002) yıllarında tamamladı. Lise öğrenimini ise Ordu Endüstri Meslek Lisesinde (2002-2004) yıllarında başarıyla tamamlamıştır. 2008 yılında Karabük Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitim Bölümü Döküm Öğretmenliği'ni kazanmış ve 2012 yılında lisans eğitimini başarıyla tamamlamıştır. 2012 yılında Karabük Üniversitesi Fen bilimleri Enstitüsü İmalat Mühendisliği Anabilim dalında başladığı yüksek lisans eğitimine devam etmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres: Nizamettin Mah. 217 Nolu Sok. No:43/19 ORDU /Merkez
Tel: (546) 787 01 28
E-posta: osmanpalavar@hotmail.com