

**MEKANİK ALAŞIMLAMA YÖNTEMİ İLE
NİYOBYUM İLAVELİ CUALNİ ŞEKİL HAFIZALI
ALAŞIMLARIN ÜRETİMİ KARAKTERİZASYONU
VE AŞINMA PERFORMANSLARININ
İNCELENMESİ**

**2019
YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

Ünal BIÇAKCI

**MEKANİK ALAŞIMLAMA YÖNTEMİ İLE NİYOBYUM İLAVELİ CUALNİ
ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN ÜRETİMİ KARAKTERİZASYONU VE
AŞINMA PERFORMANSLARININ İNCELENMESİ**

Ünal BIÇAKCI

**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK
Haziran 2019**

Ünal BIÇAKCI tarafından hazırlanan “MEKANİK ALAŞIMLAMA YÖNTEMİ İLE NİYOBYUM İLAVELİ CuAlNi ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN ÜRETİMİ KARAKTERİZASYONU VE AŞINMA PERFORMANSLARININ İNCELENMESİ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK

Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı




Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.14/06/2019

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Doç. Dr. Mustafa TÜRKMEN (GTÜ)



Üye : Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK (KBÜ)



Üye : Doç. Dr. Tansel TUNÇAY (KBÜ)



...../...../2019

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

Prof. Dr. Filiz ERSÖZ

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdür V.

.....



“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.”

Ünal BIÇAKCI

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

MEKANİK ALAŞIMLAMA YÖNTEMİ İLE NİYOBYUM İLAVELİ CUALNİ ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN ÜRETİMİ KARAKTERİZASYONU VE AŞINMA PERFORMANSLARININ İNCELENMESİ

Ünal BIÇAKCI

Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:
Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK
Haziran 2019, 110 sayfa

Bu çalışmada, Cu₁₄Al₄Ni alaşımının farklı miktarlarda Nb ilave edilerek, Nb miktarının aşınma davranışı üzerine etkileri incelenmiştir. Çalışmanın ilk aşamasında, mekanik alaşımlama ile üretilen Cu₁₄Al₄Ni alaşımında, farklı mekanik alaşımlama sürelerinin alaşımın toz boyutu üzerindeki etkisi araştırılmıştır. Üretilen alaşım tozları, soğuk pres ile şekillendirilerek sinterlenmiştir. Sinterlenen alaşımlar 900 °C 1 saat ısıtma işlemi yapıldıktan sonra suda hızlı soğutulmuştur. Üretilen Cu₁₄Al₄Ni alaşımları yoğunluk, sertlik, toz boyut analizi ve aşınma testleri yapılmıştır. Ayrıca üretilen alaşımların, termal analizleri; (DTA/DSC), x-ışını kırınımı (XRD) ve mikroyapı incelemeleri (SEM+EDS) yapılmıştır. Karakterizasyon çalışmaları tamamlandıktan sonra pin-on-disk tipi aşınma cihazında, aşınma testleri yapılmıştır. Aşınma testlerinde üç farklı yük, beş farklı kayma mesafesi ve 1 ms⁻¹ kayma hızı test edilmiştir. Çalışmanın ikinci aşamasında ise, Cu₁₄Al₄Ni alaşımına farklı miktarlarda Nb ilave edilerek, yeni alaşım sistemeleri elde edilmiştir. Üretilen alaşım tozları soğuk preslendikten sonra iki saat sinterlenmiştir. Sinterleme işleminden sonra alaşımlar 900 °C 1 saat süre ısıtma işlemi uygulanarak suda hızlı

soğutulmuştur. Yapılan çalışmalar sonucunda Cu14Al4Ni alaşımlarında mekanik alaşımlama süresi arttıkça toz boyutunun azaldığı belirlenmiştir. Yük miktarındaki artış kütle kaybını atırmaktadır. Kütle kaybı Nb ilavesi arttıkça azaldığı görülmüştür. Aşınma oranları da artan Nb oranı ile azalma göstermiştir.

Anahtar Sözcükler: Şekil hafızalı alaşım, aşınma performansı, toz metalurjisi, mekanik alaşımlama, Cu-Al-Ni

Bilim Kodu : 701.3.019



ABSTRACT

M. Sc. Thesis

THE INVESTIGATE OF CHARACTERIZATION AND WEAR PERFORMANCE OF NIOBIUM ADD IN CuAlNi SHAPE MEMORY ALLOY PRODUCED WITH MECHANICAL ALLOYING METHOD

Ünal BIÇAKCI

Karabük University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metallurgy Education

Thesis Advisor:

Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK

June 2019, 110 pages

In this study, Cu₁₄Al₄Ni alloy, one of the shape memory alloys, was produced by mechanical alloying at different times and the abrasion performances were investigated. In the first stage of the study, the effect of different mechanical alloying times on the powder size of the alloy was determined in Cu₁₄Al₄Ni alloy produced by mechanical alloying. The alloy powders produced were sintered by forming with cold press. The sintered alloys were cooled rapidly at 900 ° C after 1 hour of heat treatment. Cu₁₄Al₄Ni alloys produced density, hardness, powder size analysis and abrasion tests were performed. Alloys produced were also analyzed by thermal analysis (DTA/DSC), x-ray diffraction (XRD) and microstructure studies (SEM+EDS). After the completion of the crackerization studies, wear tests were carried out on the pin-on-disc type wear device. As a result of the studies, it was determined that the powder size decreases with increasing mechanical alloying time in Cu₁₄Al₄Ni alloys.

In the second stage of the study, mechanical alloying (MA) time was determined as 7.5 hours. New alloy systems were obtained by adding different amounts of Nb to Cu₁₄Al₄Ni alloy. The alloy powders were sintered for two hours after cold pressing. After sintering, the alloy was cooled rapidly by heat treatment with 900 °C for 1 hour. The increase in load amount increases the mass loss. It was observed that mass loss decreased as Nb addition increased. Wear rates also decreased with increasing Nb ratio.

Key Word : Shape memory alloys, mechanical alloying, wear behavior, powder metallurgy, Cu-Al-Ni.

Science Code : 701.3.019

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının planlanmasında, araştırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalışmamı bilimsel temeller ışığında şekillendiren sayın hocam Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Doç.Dr. Tansel TUNÇAY'a, Öğretim görevlisi İjlal ŞİMŞEK'e, Arş.Gör. Öznur DİNÇEL'e vermiş oldukları destek ve yardımlarından dolayı teşekkür ederim.

Çalışmalarımın tüm bölümlerinde yardımlarını esirgemeyen, kıymetli arkadaşım Bekir YAVUZER'e teşekkür ederim.

Sevgili aileme maddi, manevi hiçbir yardımı esirgemediğim yanımda oldukları için, engin hoşgörü ve sabrı için eşim Dilek BIÇAKCI'ya tüm kalbimle teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER.....	ix
ÇİZELGELER DİZİNİ	xvi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xvii
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	3
ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR.....	3
2.1. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN TARİHÇESİ	3
2.2. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARININ KULLANIM ALANLARI VE ÜRETİM YÖNTEMLERİ	4
2.2.1. Kullanım Alanları	4
2.2.2. Üretim Yöntemleri	5
2.2.2.1. Döküm Yöntemi	5
2.2.2.2. Toz Metalurjisi Yöntemi	5
2.2.2.3. Hızlı Katılaştırma Yöntemi	6
2.2.2.4. Sprey Döküm Yöntemi	6
2.3. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN TÜRLERİ.....	7
2.3.1. Demir Esaslı Şekil Hafızalı Alaşımlar.....	8
2.3.2. Nikel Titanyum Esaslı Şekil Hafızalı Alaşımlar	8
2.3.3. Bakır Esaslı Şekil Hafızalı Alaşımlar	9
2.3.3.1. CuAlNi Şekil Hafızalı Alaşımları	10
2.4. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN ISIL KARAKTERİZASYONU.....	12
2.5. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARDA FAZ DÖNÜŞÜMLERİ	13
2.5.1. Martenzitik Faz Dönüşümü	13
2.6.1. Tek Yönlü Şekil Hatırlama Olayı	17

	<u>Sayfa</u>
2.6.2. Çift Yönlü Şekil Hatırlama Olayı	18
2.6.3. Süperelastiklik	20
BÖLÜM 3	22
METAL VE ALAŞIMLARININ AŞINMA DAVRANIŞLARI	22
3.1 AŞINMA MEKANİZMASI	22
3.2. AŞINMANIN SINIFLANDIRILMASI.....	23
3.3. AŞINMA KAYBI ÖLÇÜMLERİ	24
3.3.1. Ağırlık Farkı Metodu	24
3.3.2. Kalınlık Farkı Metodu	25
3.3.3. İz Değişim Metodu.....	25
3.4.1. Adhesif Aşınma	26
3.4.2. Abrasif Aşınma	27
3.4.3 Yorulma Aşınması	27
3.4.4. Korozyon Aşınması	28
3.4.5. Erozyon Aşınması	28
3.4.6. Termal Aşınma	29
3.4.7. Tribofilm Aşınması	30
3.5. MALZEMELERİN AŞINMA KARAKTERİSTİKLERİ	30
3.5.1. Parçacık Boyutu	31
3.5.2. Parçacık Şekli	31
3.5.3. Yüzey Alanı	31
3.5.4. Sertlik	32
3.5.5. Yoğunluk	32
3.5.6. Kimyasal Bileşim	32
3.5.7. Polarite	33
3.5.8. Manyetiklik.....	33
3.5.9. İletkenlik	33
BÖLÜM 4	34
TOZ METALURJİSİ	34
4.1. TOZ METALURJİSİ	34
4.2. TOZ METALURJİSİ ÜRETİM YÖNTEMLERİ	35

	<u>Sayfa</u>
4.2.1. Mekanik Yöntemler	35
4.2.1.1. Mekanik Öğütme Yöntemi	35
4.2.1.2. Talaşlı Üretim Yöntemi	36
4.2.1.3. Mekanik Alaşım Yöntemi	36
4.2.2. Atomizasyon Yöntemleri	37
4.2.2.1. Su ve Sıvı Atomizasyonu	38
4.2.2.2. Gaz Atomizasyonu	39
4.2.2.3. Vakum Atomizasyonu	39
4.2.2.4. Santrifuj Atomizasyonu	39
4.2.3 Elektrolizle Üretim Yöntemi	40
4.2.4. Kimyasal Üretim Yöntemi	40
4.2.5. Özel Yöntemler	40
4.3. TOZ METALURJİSİ MALZEME ÜRETİM BASAMAKLARI	41
4.3.1. Tozların Karıştırılması	41
4.3.2. Tozların Sıkıştırılması	42
4.3.3. Sinterleme	43
BÖLÜM 5	45
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	45
5.1. ALAŞIM TOZLARININ HAZIRLANMASI	45
5.3. TOZLARIN SOĞUK PRESLEME İLE ŞEKİLLENDİRİLMESİ	47
5.4. SİNTERLEME VE ISIL İŞLEMİ	48
5.5. YOĞUNLUK ÖLÇÜMLERİ	49
5.6. SERTLİK ÖLÇÜMLERİ	50
5.7. TARAMALI ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM+EDS)	51
5.8. X-İŞİNİ KIRINIMI (XRD) İNCELEMELERİ	52
5.9. TG/DTA VE DSC	53
5.10. AŞINMA DENEYİ TESTLERİ	53
BÖLÜM 6	54
SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ VE TARTIŞMA	54
6.1. MİKRO YAPI İNCELEMELERİ	54

	<u>Sayfa</u>
6.1.1. Cu ₁₄ Al ₄ Ni Alaşımında Mekanik Alaşımlamanın Mikro Yapı Üzerindeki Etkileri	54
6.1.2. CuAlNi Alaşımına Nb ilavesinin Mekanik Alaşımlama ve Isıl İşlem Süresinin Mikro Yapı Üzerindeki Etkileri	57
6.1.5. Cu ₁₄ Al ₄ Ni Alaşımında Nb ilavesinin ve Isıl İşlem Süresinin EDS Sonuçlarının İncelenmesi.....	58
6.2. XRD VE XRF TESTİ SONUÇLARI VE İNCELEMELERİ	59
6.2.1. Cu ₁₄ Al ₄ Ni Alaşımının XRD İncelemeleri	59
6.2.2. Farklı Oranlarda Nb ilavesi yapılan CuAlNiNb Alaşımının XRD İncelemeleri	60
6.3. TOZ BOYUTU, YOĞUNLUK VE SERTLİK SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ	61
6.3.1. Cu ₁₄ Al ₄ Ni Alaşımında Mekanik Alaşımlama Süresinin Toz Boyutu Üzerindeki Etkisi	61
6.3.2. Cu ₁₄ Al ₄ Ni Alaşımında Mekanik Alaşımlama Süresinin Yoğunluk Ve Sertlik Üzerindeki Etkileri.....	63
6.3.3. CuAlNi Alaşımında farklı Miktarlarda Nb ilavesinin Yoğunluk Ve Sertlik Üzerindeki Etkileri	65
6.4. TG/DTA – DSC TESTİ SONUÇLARI VE İNCELEMELERİ	66
6.4.1. Cu ₁₄ Al ₄ Ni alaşımının TG/DTA - DSC sonuçları.....	66
6.4.3. Farklı Miktarlarda Nb İlavel Edilen CuAlNiNb Alaşımlarının TG/DTA – DSC Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	67
6.5. AŞINMA TESTİ SONUÇLARININ İNCELENMESİ	69
6.5.1. Cu ₁₄ Al ₄ Ni Alaşımının Aşınma Testi Sonuçlarının İncelenmesi	69
6.5.4. CuAlNiNb Alaşımının Aşınma Testi Sonuçlarının İncelenmesi	78
 BÖLÜM 7	 84
SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	84
KAYNAKLAR.....	87
 ÖZGEÇMİŞ	 91

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Sprey döküm ünitesi	7
Şekil 2.2. CuAlNi faz diyagramı.....	11
Şekil 2.3. Farklı sıcaklık dönüşüm (gerilim-gerinim) diyagramı a) östenit, b) martenzit, c) süperelastik.....	12
Şekil 2.4. Sabit yük altındaki bir numunede ısıtma ve soğutma durumunda tipik dönüşüm-sıcaklık eğrisi.....	14
Şekil 2.5. Martenzit ve östenit için serbest enerji sıcaklık diyagramı (G; serbest enerjili, ΔG ; sürücü kuvvet, T; sıcaklık, γ ; östenit, α' ; martenzit)	15
Şekil 2.6. Östenit-martenzit faz dönüşümü	16
Şekil 2.7. Isıtma-soğutma ve deformasyon ile östenit ve martenzit dönüşümü.	17
Şekil 2.8. Tek yönlü şekil hafıza olayının şematik gösterimi	17
Şekil 2.9. Çift yönlü şekil hafıza olayının şematik gösterimi	18
Şekil 2.10.Şekil hafızalı alaşımlarda şekil hafıza etkisi	19
Şekil 2.11.Şekil hafızalı alaşımda süperelastiklik etkisi	20
Şekil 3.1. Pin-on-disk aparatının şematik görünüşü	23
Şekil 3.2. Adhesiv aşınma mekanizması	26
Şekil 3.3. Abrasiv aşınma mekanizması.....	27
Şekil 3.4. Korozyon aşınma mekanizması	28
Şekil 3.5. Erozyon aşınma mekanizması.....	29
Şekil.4.1. Tek yönlü ve çift yönlü toz sıkıştırma	43
Şekil.4.2. Sinterleme işleminde tanelerin arası oluşum.....	44
Şekil 5.1. Fritsch Pulverisette marka MA cihazı.	46
Şekil 5.2. Malvern Mastersizer 3000 toz boyutu ölçüm cihazı.....	47
Şekil 5.3. Numunelerin şekillendirilmesinde kullanılan metal kalıp.....	47
Şekil 5.4. Numunelerin şekillendirilmesinde kullanılan hidrolik pres.	48

Şekil 5.5. Sinterleme işlemlerinin yapıldığı vakumlu ısıtma fırını.	49
Şekil 5.6. Isıl işlemlerinin yapıldığı fırının görüntüsü.	49
Şekil 5.7. PRECISA XB200 marka yoğunluk ölçme cihazı.	50
Şekil 5.8. Shimadzu marka mikro sertlik ölçüm cihazı.	51
Şekil 5.9. Zeiss marka Ultra/Plus (FEG) model tarama elektron mikroskobu.	52
Şekil 5.10. a) Rigaku marka XRD cihazı, b) Rigaku ZSX Primus II marka X-ışınları floresans spektrum (XRF) cihazı.	52
Şekil 6.1. Farklı sürelerde mekanik alaşımlanmış ve 900 °C 1 saat ısıtma işlem uygulanmış Cu ₁₄ Al ₄ Ni alaşımlarının mikro yapı SEM görüntüleri;	54
Şekil 6.2. 7,5 saat mekanik alaşımlanmış ve 900 °C 1 saat süre ile ısıtma işlem uygulanmış Cu ₁₄ Al ₄ Ni alaşımlarının a) martenzitik yapı ve b) ısıtma işlem uygulanmamış östenit yapı mikro yapı EDS sonuçları.	56
Şekil 6.3. Farklı miktarlarda Nb ilavesi yapılan CuAlNiNb alaşımlarının mikro yapı SEM görüntüleri a) %0,5 Nb, b) % 1Nb, c) % 1,5 Nb, d) % 2 Nb.	58
Şekil 6.4. % 1 Nb ilavesi yapılan CuAlNiNb alaşımının EDS Analizi.	59
Şekil 6.5. CuAlNi Alaşımında Mekanik Alaşımlama yapılan alaşımın ısıtma işlem uygulanmış (Martenzit) ve ısıtma işlem uygulanmamış (Östenit) yapılarıdaki XRD sonuçları.	60
Şekil 6.6. Farklı miktarlarda Nb ilave edilen CuAlNiNb alaşımlarının XRD sonuçları.	61
Şekil 6.7. Cu ₁₄ Al ₄ Ni alaşımının mekanik alaşımlama süresine bağlı olarak toz boyutu değişimi.	62
Şekil 6.8. Cu ₁₄ Al ₄ Ni alaşımının öğütme süresine bağlı yoğunluk değişimleri.	63
Şekil 6.9. Alaşımının öğütme süresi bağlı sertlik değişimleri.	64
Şekil 6.10. CuAlNiNb alaşımının Nb miktarına bağlı yoğunluk değişimleri.	65
Şekil 6.11. CuAlNiNb alaşımlarında Nb miktarına bağlı olarak sertlik değişimleri.	66
Şekil 6.12. 7,5 saat mekanik alaşımlanan Cu ₁₄ Al ₄ Ni alaşımının TG/DTA-DSC sonuçları a) östenit ve b) martenzit.	67
Şekil 6.13. Farklı miktarlarda Nb ilave edilen CuAlNiNb alaşımlarının DTA-DSC sonuçları; a) % 0,5 Nb, b) % 1 Nb, c) % 1,5 Nb ve d) % 2 Nb.	68
Şekil 6.14. Farklı sürelerde mekanik alaşımlanan CuAlNi alaşımının 10 N yük altında ağırlık kaybı ve aşınma oranı sonuçları; a) martenzit ve b) östenit, sürtünme katsayıları; c) martenzit ve d) östenit.	70

Şekil 6.15. Farklı sürelerde mekanik alaşımlanan CuAlNi alaşımının 20 N yük altında ağırlık kaybı aşınma oranı a) martenzit, b) östenit ve sürtünme katsayısı sonuçları c) martenzit ve d) östenit.	71
Şekil 6.16. CuAlNi alaşımının 30 N yük altındaki ağırlık kaybı, aşınma oranı a) martenzit, b) östenit ve sürtünme katsayıları c) martenzit, d) östenit.	72
Şekil 6.17. CuAlNi alaşımının 30 N yük altında farklı sürelerde mekanik alaşımlanan martenzitik ve östenitik alaşımların aşınma yüzeyi SEM görüntüleri; a) 2,5 saat martenzit, b) 2,5 saat östenit, c) 5 saat martenzit, d) 5 saat östenit, e) 7,5 saat martenzit, f) 7,5 saat östenit, g) 10 saat martenzit ve h) 10 saat östenit.	74
Şekil 6.18. CuAlNi alaşımının aşınmış yüzey EDS (mapping) sonuçları.	76
Şekil 6.19. CuAlNiNb alaşımlarının 10 N yük altındaki ağırlık kaybı, a) aşınma oranı ve b) sürtünme katsayısı.	78
Şekil 6.20. CuAlNiNb alaşımının 20 N yük altındaki a) ağırlık kaybı ve aşınma oranı b) sürtünme katsayısı sonuçları.	79
Şekil 6.21. CuAlNiNb alaşımının 30 N yük altında a) ağırlık kaybı, aşınma oranı ve b) sürtünme katsayısı sonuçları.	80
Şekil 6.22. Farklı miktarlarda Nb ilave edilerek üretilen CuAlNiNb alaşımlarının 30 N yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri; a) % 0,5 Nb b) % 1 Nb c) % 1,5 Nb ve d) %2 Nb.	81

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. CuZnAl ve CuAlNi şekil hafızalı alaşımların bazı özellikleri	9
Çizelge 6.1. Farklı sürelerde mekanik alaşımlanmış ve 900 °C 1 saat süre ile ısıl işlem uygulanmış ve ısıl işlem uygulanmamış Cu ₁₄ Al ₄ Ni alaşımlarının EDS sonuçları.	57
Çizelge 6.2. %1 Nb ilavesi yapılmış CuAlNiNb alaşımının mikro yapı EDS analiz sonuçları.	59

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

μm : mikrometre

Cu : bakır

Ni : nikel

Fe : demir

Al : alüminyum

Ni : nikel

Au : altın

O : oksijen

H : hidrojen

Nb : niyobyum

nm : nanometre

MPa : mega paskal

β_1 : martenzit faz yapısı

β : östenit faz yapısı

A_s : östenit faz dönüşümün başlangıç sıcaklığı

A_f : östenit faz dönüşüm bitiş sıcaklığı

M_s : martenzit faz dönüşüm başlangıç sıcaklığı

M_f : martenzit faz dönüşüm bitiş sıcaklığı

KISALTMALAR

ŞHA : Şekil Hafızalı Alaşım

ASTM: American Society for Testing and Materials (Amerika Deneme ve Malzeme Topluluğu)

PM : Powder Metallurgy (Toz metalurjisi)

SMA : Shape Memory Alloys (Şekil Hafızalı Alaşımalar)

MA : Mekanik Alaşım

SE : Süper elastik

T : Sıcaklık

PH : Asitlik Dercesi



BÖLÜM 1

GİRİŞ

Teknolojinin son zamanlardaki gelişimine bağlı olarak özel malzemelere olan talepte artmaktadır. Üretilen malzemelerde hassaslık, güvenilirlik ve dayanıklılık gibi temel işlevler istenmektedir. Farklı bilim dallarının bir araya gelmesiyle yapılan araştırmaların en önemli amacı, üstün performans gösteren malzemelerin geliştirilmesidir. Bilimin ve teknolojinin gelişmesi, insan hayatını kolaylaştıran yenilikçi ürünlerin üretilmesi, malzeme biliminin gelişmesine paralel olarak kullanıcıya sunulmaktadır. Bilimsel ve endüstriyel alanlarda akıllı malzemeler konusundaki araştırma ve malzemeleri geliştirme çalışmaları, her geçen gün artmaktadır. Bu malzemeler oldukça geniş bir kullanım alanına sahiptir. Özellikle uzay ve havacılık başta olmak üzere taşımacılık, iletişim, sağlık, bina ve altyapı gibi alanlarda çok yeni ve akıllı ürünlerin kullanımını ön plana çıkarmaktadır [1].

Akıllı malzemeler, bir çok teknolojik ürünün üzerinde önemli etkisi olan en yeni malzeme grubunu oluşturmaktadır. Bu malzemelerin, en önemli özelliklerinden birisi, buldukları ortamlarda meydana gelen değişimleri hissedebilen ve önceden belirlenmiş etkileri gösterebilen malzemeler olmasıdır. Ayrıca akıllı malzemeler, sıcaklık, basınç, nem, ortamın asitlik derecesi (PH), elektiriksel veya manyetik alanlar gibi belli fiziksel ve kimyasal dış etmenlere bağlı olarak farklı, hatta zıt işlevsel özellikler de göstermektedir. Belli uyaranlar karşısında kontrol edilebilir tepkiler göstermesi için geliştirilen veya fiziksel özelliklerini, geometrisini, mekanik özelliklerini ve elektromanyetik özelliklerini değiştirebilen, farklı akıllı malzemeler geliştirilmiştir [2].

Bu malzemelerin, muhtemel değişimler karşısında şekillerini, konumlarını, frekanslarını veya mekanik özelliklerini muhafaza etmeleri beklenmektedir. Bazı akıllı malzeme türlerine verilebilen en belirgin örnekler arasında şekil hafızalı alaşımlar (ŞHA), termopiezoelektrik malzemeler, fotovoltaik malzemeler, magnetik

şiddetli malzemeler, piezo malzemeler, elektrolojikal, optik fiberler, bazı polimerler, akıcılar, ışık yayan diyotlar, renk değiştiren malzemeler ve akıllı polimerler gösterilebilir. Bu akıllı malzemelerin en önemlilerinden biri de şekil hafızalı alaşımlardır [2]. Üstün özellikleri sebebi ile şekil hafızalı alaşımlar, en önemli akıllı malzemeler grubunda yer almaktadır. Şekil hafızalı alaşımların mikroskopik seviyedeki martenzitik faz dönüşümleri, makroskopik seviyede şekil değişmesine de sebep olmaktadır [3].

Bu çalışmada, farklı sürelerde (2,5, 5, 7,5 ve 10 saat) MA işleminin sonucunda Cu₁₄Al₄Ni alaşımının üretimi karakterizasyonu ve aşınma performansları incelenmiştir. Şekil hafızalı alaşımların faz dönüşüm sıcaklıkları termal analizler (DTA/DSC) ile belirlenmeye çalışılmıştır. Isıl işlem uygulanarak suda hızlı alaşımların mikroyapısal değişimleri incelenmiştir. XRD incelemeleri ile yapıda oluşan fazların belirlenmesi hedeflenmiştir. MA süresine bağlı olarak en uygun toz boyutu belirlendikten sonra, Cu₁₄Al₄Ni alaşımına farklı miktarlarda (% 0,5, %1, %1,5 ve %2) Nb ilave edilerek dört farklı alaşım üretilmiştir. Nb ilavesinin alaşımın aşınma dayanımına olan katkısını belirlemek için aşınma testleri yapılmıştır. CuAlNiNb şekil hafızalı alaşımlarda Nb miktarının mikroyapı ve aşınma özellikleri arasındaki ilişkisinin belirlenmesi amaçlanmıştır.

BÖLÜM 2

ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR

Daha önceden belirtildiği gibi şekil hafızalı alaşımlar, akıllı malzemeler sınıfındaki en önemli malzeme grubunu teşkil etmektedir. Uygun ısı işlemler ile ilk şekline veya boyutuna geri dönebilme yeteneğine sahip olan bu malzemeler, şekil hafızalı alaşımlar olarak tanımlanmaktadır. Bu alaşımların en temel özelliği, deformasyona uğradıktan sonra ve dışarıdan herhangi bir etkide bulunulmadan (sadece ısı işlem ile), oluşan deformasyonun giderilmesidir. Alaşımlarda oluşan deformasyonun ısı işlem ile ortadan kaldırılması, şekil hafıza etkisi olarak adlandırılmaktadır. Bulunduğu çalışma ortamında ve düşük sıcaklıklarda kolay deforme edilebilen şekil hafızalı alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda eski şekillerine dönebilmektedirler [4,5].

Şekil hafızalı alaşımlar, termoelastik-martenzitik yapıdadır. Bu martenzitik yapı (dönüşüm sıcaklığı), kayma ve ikizlenme mekanizmaları ile deforme olmaktadır. Ana faz olan östenitten martenzite dönüşüm, uygun ısı işlem ile sağlanmaktadır. Isıl işlem sonrası yapısal ikizlenme ile malzeme orijinal şekline dönmektedir. Bundan dolayı da, malzemenin uğradığı deformasyon etkisi ortadan kaldırılabilir. Piyasada yaygın olarak kullanılan şekil hafızalı alaşımlar, bakır ve nikel-titanyum esaslı alaşımlarıdır [6].

2.1. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN TARİHÇESİ

Şekil hafızalı alaşımlarda katı faz dönüşümü etkisi, ilk kez 1932 yılında Chang ve Read tarafından altın-kadmiyum (Au-Cd) alaşımları üzerine yapılan bir çalışma sırasında farkedilmiştir. Aynı yıllarda İsveçli fizikçi Gustav, Au-Cd alaşımının süperelastiklik davranışını keşfetmiştir. 1949'da Kurdjumov ve Khandros, termoelastik davranış tarafından yönetilen şekil hafızasını rapor etmişlerdir [7]. Şekil hafızalı alaşımların teknolojik alanda yaygın olarak kullanımı, 1960'lı yıllarda başlamıştır. 1962 yılında Buehler vd. Amerika Birleşik Devletleri'nde (Deniz Savaş Araçları Laboratuvarında), eş atomlu NiTi alaşımının şekil hafıza etkisini

keşfetmişlerdir. Bu alaşım, bileşenleri NiTi olan ve çalıştıkları laboratuvarın isminin baş harfleri olan NOL (Naval Ordnance Laboratuvar) eklenerek, Nitinol adı ile ticarileştirilmiştir. Nitinol alaşımlarının üretimi ucuz, kullanımı kolay, daha güvenli ve diğer şekil hafızalı alaşımlara kıyasla daha iyi mekanik özelliklere sahiptir. 1968 yılında Johnson ve Alicandri tarafından şekil hafızalı NiTi alaşımları, implant malzeme olarak kullanılmıştır. Söz konusu alaşımlar, 1972 yılında geleneksel metal alaşımlarında olmayan şekil hafıza etkisi ve süperelastiklik özelliklerinden dolayı, ortodonti alanında biyomalzeme olarak, 1990'lı yılların ortalarında da stent olarak kullanılmıştır. Günümüzde şekil hafızalı alaşımların yeni özellikleri ve yeni uygulama alanları keşfedildikten sonra bu alandaki çalışmalar hızla devam etmektedir [5,7-10].

2.2. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARININ KULLANIM ALANLARI VE ÜRETİM YÖNTEMLERİ

2.2.1. Kullanım Alanları

Şekil hafızalı alaşımlar, diğer metalik alaşımlarda olmayan benzersiz özellikleri nedeniyle, farklı uygulama alanları için yüksek tercih edilme potansiyeline sahiptir. Şekil hafızalı alaşımlar bu önemli özellikleri sayesinde enerji, otomotiv, havacılık, otomasyon, kontrol cihazları, biyotıp, robotik, kimyasal işleme, ısıtma, havalandırma, güvenlik ve elektronik endüstrilerinde yenilikçi uygulama alanlarında ön plana çıkmaktadır. Günümüzde, araçlarda sensör ve akümülatör sayısı çok fazla artmıştır. Sürtünmeye karşı gelişen teknoloji alanlarında (otomotiv uygulama alanlarındaki elektro-manyetik akümülatörlere alternatif olarak), geniş bir kullanım imkanı sunmaktadır. Bu alaşımların kullanımı, 1970'lerde F-14 jetlerdeki hidrolik hatlarda başarılı bir şekilde kullanılmasından sonra artmıştır. Şekil hafızalı alaşımlar, yüksek dinamik yüklere ve geometrik alan kısıtlamalarına maruz kalan havacılık uygulamalarında daha fazla tercih edilmeye başlanmıştır. Uçak hidrolik sistemlerinde, otomotiv sektöründe radyatör pervanelerinde, uydu sistemlerinde, yarı iletken gaz tüpleri bağlantılarında, hareketli yapılarda, yapısal konnektörlerde, titreşim sönümleyicilerinde, sızdırmazlık malzemelerinde, açma ve yerleştirme mekanizmalarında bu malzemeler kullanılmaktadır [8].

Şekil hafızalı alaşımlar, biyo-uyumluluğu, yüksek korozyon direnci, insan doku ve kemik yoğunluğuna da uygundur. Bu alaşımlar, insan vücut sıcaklığına cevap veren, farklı şekillerde üretilebilen ve benzersiz fiziksel özelliklere sahip olmalarından dolayı, biyomedikal uygulamalar da tercih edilmektedir. Ayrıca, kan pıhtılarının tutulmasında filtre olarak da kullanılmaktadır. Damar içine yerleştirilen stentler de, vücut ısısına bağlı olarak damarın tıkanan yerinde orijinal şeklini alarak damardaki tıkanıklığın giderilmesini sağlamaktadır [6,8].

2.2.2. Üretim Yöntemleri

Şekil hafızalı alaşımların üretimi için, gelişen teknolojiye paralel olarak çok çeşitli yöntemlerde geliştirilmiştir. Kullanım alanlarını artırılması için, şekil hafızalı alaşımların özellikleri geliştirilmektedir. Her üretim yöntemi, diğerlerine göre farklı imkanlar sağladığı için, birbirinin yerine tercih edilebilmektedir. Bu üretim yöntemlerinden bazıları şu şekilde sıralanabilir [11].

2.2.2.1. Döküm Yöntemi

Şekil hafızalı alaşımların üretiminde en çok kullanılan yöntemlerden biri, geleneksel döküm yöntemidir. İndüksiyon ocağında ve inert atmosfer ortamında, yüksek saflığa sahip alaşım elementleri ergitilerek, külçe halinde dökülmektedir. Geleneksel döküm yönteminde, malzemenin mikroyapısı daha çok iri tanelidir. Bu yöntemle üretilen şekil hafızalı alaşımlar kırılmandır ve taneler arası çatlak oluşumuna karşı da hassastır. Bu nedenle, döküm yöntemiyle üretilen şekil hafızalı alaşımların kullanım alanını sınırlıdır. Üstün özelliklere sahip, ince taneli sünek şekil hafızalı malzemelerin üretimi ve geliştirilmesi için çalışmalar devam etmektedir [12].

2.2.2.2. Toz Metalurjisi Yöntemi

Toz metalurjisi yöntemi, metal malzemelerin hazırlanmasında kullanılan geleneksel "sürekli levha döküm ve haddeleme" yöntemine karşı, alternatif olarak geliştirilmiştir. Toz metalurjisi yöntemi için başlangıç malzemesi, metal veya alaşım tozudur. Metal parçaların üretimi için çeşitli toz metalurjisi yöntemleri, farklı bilim insanları tarafından detaylı bir şekilde tartışılmaktadır. Bu yöntemlerin sahip olduğu avantaj ve dezavantajlar ortaya konulmaya devam etmektedir [12].

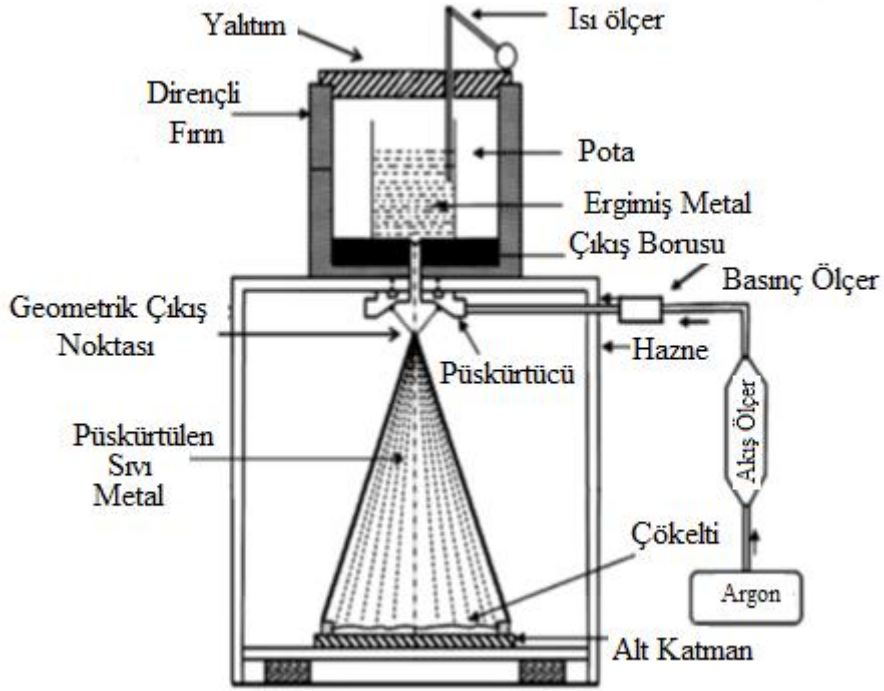
Toz metalurjisi ile parça üretiminde, enerji gereksinimleri ve sermaye ekipmanı maliyetleri önemli birer etkidir. Bununla birlikte, ticari uygulamaları, özellikle de başlangıç metal tozlarının yüksek maliyeti nedeniyle gecikmiştir. Toz metalurjisi yöntemi, geleneksel üretim yöntemleriyle kıyaslandığında, bu yöntem ile ince taneli malzeme üretimi ve bileşim kontrolü sağlanabilmektedir. Son yıllarda, elementel tozlardan veya önceden toz haline getirilmiş alaşımlardan, toz metalurjisi ile şekil hafızalı alaşımlarının geliştirilmesinde önemli gelişmeler sağlanmıştır. Özellikle, mekanik alaşımlama, çeşitli nanokristal ve ultra ince taneli tozlar üretmek için, umut verici bir yöntem olarak ortaya çıkmıştır [12].

2.2.2.3. Hızlı Katılaştırma Yöntemi

Hızlı katılaştırma yöntemi, ergimiş metal veya alaşımın (itici bir gaz vasıtasıyla küçük bir deliği olan), ısı yalıtımlı tüp içerisinde hızla dönen bakır yüzeyli bir tambur üzerine düşürülmesi ve sonrasında metal bir şerit elde edilmesi prensibine dayanmaktadır [13]. Hızlı katılma yöntemi sayesinde, nihai alaşımı oluşturmak için daha fazla işlem gerektiren dökümden ziyade, ince şeritler halinde neredeyse net şekilli malzemeler üretilebilmektedir [12].

2.2.2.4. Sprey Döküm Yöntemi

Püskürtme döküm olarak da bilinen bu üretim yöntemi, sıvı metal veya alaşımın bir odacığa (çökeltme odası) yüksek hızda gaz ile birlikte püskürtülmesi sonucu, sıvı parçacıklarının katılmasından oluşmaktadır. Çökeltme odası, çökeltme sırasında sıvı damlacıklarının oksitlenmesini önlemek için inert gazla temizlenmektedir. Ergimiş metal, ince damlacıkların dağılmasıyla parçalanmaktadır. Atomizasyondan sonra, kısmen katılmış damlacıklar, sabit, dönen veya salınımlı tip bir yüzey üzerinde toplanmaktadır. Damlacıkların, bir alt-tabakaya çarpmadan önce, önceden belirlenmiş bir mesafe boyunca ilerlemesi sağlanmaktadır. Şekil 2.1'de sprej döküm ünitesi şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 2.1. Sprey döküm ünitesi [12].

Alt tabakaya damlacıkları biriktirme işlemi, sıvı metal akışı bitene kadar devam eder. Son olarak, damlacıklar birleşir ve katlaşır. Pürüzlü yüzey, birikintinin yüzeye yapışmasını sağlamaktadır. Pürüzsüz bir yüzeyden ise tortu kolayca çıkarılabilir. Püskürtme birikintisi, işlem parametrelerine bağlı olarak gözeneklilik içerebilir. Bu nedenle, tortu şeklinde oluşan ürün, bitmiş ürünler elde etmek için haddeleme ve dövme gibi mekanik işlemlere tabi tutulmaktadır. Şerit şeklindeki preformun hazırlanması için düz bir yüzey kullanılmaktadır [12].

2.3. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN TÜRLERİ

Gün geçtikçe daha belirgin bir ihtiyaç haline gelen akıllı malzeme kullanımı, bu malzemeler üzerine yapılan çalışmaları da artırmaktadır. Bilim insanları, çok farklı malzemelerde yeni özelliklerin keşfedilmesi ve var olanların geliştirilmesi için bu alanlarda araştırmalar yapılmaktadır. Bu amaçla şekil hafızalı alaşım türlerinde de bir artış meydana gelmiştir. Piyasada yaygın olarak kullanılan farklı şekil hafızalı alaşım türleri mevcuttur [13].

2.3.1. Demir Esaslı Şekil Hafızalı Alaşımalar

Şekil hafızalı alaşımlar grubundan olan demir esaslı alaşımların kullanımı, son yıllarda daha çok yaygınlaşmıştır. Bu alaşımların elastik sınırın üzerinde deforme olduktan sonra, ısı etkileri ile orijinal şeklin geri kazanılmasını sağlayan fiziksel bir özelliğe sahip olması, malzeme bilimcilerin dikkatini çekmiştir. Bu özelliği sergileyen alaşımlar dış uyaranlara maruz kaldıklarında, tekrarlanabilir ve kararlı tepkiler gösterdiği için akıllı malzemeler olarak tanımlanmıştır. Demir bazlı alaşımlarda γ (f.c.c.) \leftrightarrow (h.c.p.) dönüşümü, termoelastik martenzitik dönüşümle ilişkili değildir. Bu etki, atomların ısıtma sırasında kısmi yer değiştirmesi ile ilgilidir. Demir esaslı alaşımlar, NiTi alaşımlarına (düşük maliyeti nedeniyle) benzer özelliklerinden dolayı bakır esaslı alaşımlara alternatif olarak geliştirilmiştir. Öncelikle, Fe-Mn-Si alaşımları çalışılmaya başlanmıştır. Alaşım elementleri Cr, Ni ve Co, sonradan şekil kazanma özelliklerini geliştirmek için ilave edilmiştir. Fe-Mn-Si-Cr-Ni-Co alaşımları, çeşitli teknolojik uygulamalar için uygun hale getirmelerine yönelik olarak geliştirilmiştir [13].

2.3.2. Nikel Titanyum Esaslı Şekil Hafızalı Alaşımlar

NiTi alaşımları, şekil hafızalı alaşımlar grubu içerisinde üstün özellikler sergileyen alaşımlardır. Yüksek şekil hafıza ve süperelastik özellikleri nedeniyle NiTi alaşımları, ticari olarak Nitinol (NiTi Naval Ordnance Laboratory) adıyla tanınmaktadır. NiTi alaşımları, ikili alaşım sistemleridir. Bu nedenle, eş atomlu bir intermetalik bileşik oluştururlar. Bu intermetalik bileşik, sıra dışı özelliklere sahiptir. Çünkü bu tür bir bileşikler, kabul edilebilir sınırlardan daha fazla nikel veya titanyum çözebilmektedir. Alışlagelmiş intermetalik alaşımlara göre oldukça yüksek süneklığe sahiptirler. Çözebilme yetenekleri sayesinde alaşım sistemleri hem dönüşüm özelliklerini, hem de mekanik özelliklerini istenilen şekilde değiştirmek için alaşıma diğer elementlerde ilave edilmektedir. NiTi alaşımlarının tek yönlü ve çift yönlü şekil hafıza özelliği sergileyebilmeleri, yorulma ve korozyon dirençlerinin (bakır esaslı şekil hafızalı alaşımlara göre) daha yüksek olması ve elektrik dirençlerinin 80-100 μ . Ω .cm olması da önemli bir avantaj sağlamaktadır. Bu nedenle de akım verildiğinde, şekil hafıza değişimi için gerekli olan sıcaklığa hızlı bir şekilde

ulaşılabilir. Bu özellikleri nedeniyle de alaşımın kullanım alanları yaygınlaşmaktadır [14].

2.3.3. Bakır Esaslı Şekil Hafızalı Alaşımlar

Bakır esaslı şekil hafızalı alaşımlar, kolay şekil alabilme, yüksek elektrik ve termal iletkenlik ve yüksek dayanım gibi önemli özelliklere sahiptir. Bunların yanı sıra maliyetinin düşük olmasından dolayı, oldukça yaygın bir kullanım alanına sahiptir. Bakır esaslı şekil hafızalı alaşımların üretilmesi, NiTi alaşımlarına göre daha ekonomiktir. Bu özelliğinden dolayı da yaygın olarak kullanılmaktadır. Gelişen teknoloji ile birlikte, bakır esaslı şekil hafızalı alaşımların mekanik özellikleri geliştirilmiştir. Kolay şekil alabilme özelliklerinin yanında düşük maliyetleri nedeniyle bakır esaslı şekil hafızalı alaşımlar, NiTi alaşımlarından daha fazla tercih edilmektedir. Şekil hafızalı alaşım sistemleri içerisinde (bakır esaslı şekil hafızalı alaşımlar), maliyetleri ve kolay üretim avantajları ile ön plana çıkmaktadır. Bu sebeplerden dolayı, pratik kullanımda umut vericidir. Bakır esaslı şekil hafızalı alaşımlar, Cu-Al-Ni ve Cu-Zn-Al gibi üçlü alaşımlardan oluşmaktadır. Bu alaşımlara ince taneli yapı elde etmek için bor, seryum, kobalt, demir, titanyum, vanadyum, manganez, niyobyum ve zirkonyum gibi elementlerde ilave edilebilmektedir. Bu elementlerle dördüncü bir alaşım elementi ilave edilerek dördüncü alaşımlar üretmek de mümkündür. Cu-Al-Ni alaşım sistemi, diğer Cu-esaslı şekil hafızalı alaşımlardan daha iyi termal kararlılığa sahiptir [8,9]. Çizelge 2.1’de CuZnAl ve CuAlNi Şekil hafızalı alaşımların bazı özellikleri verilmektedir.

Çizelge 2.1. CuZnAl ve CuAlNi şekil hafızalı alaşımların bazı özellikleri [10].

	CuZnAl	CuAlNi
Isıl Özellikler		
Erime sıcaklığı (°C)	950-1120	1100-1600
Yoğunluk (g/cm ³)	7,64	7,12
Elektrik direnci (micro-ohm*cm)	8,5-9,7	11-13
Isıl iletkenlik (W/cm * °C)	120	30-43
Isı kapasitesi (J/kg * °C)	400	373-574
Maksimum çekme dayanımı (MPa)	600	500-800

Çizelge 2.1 (devam ediyor).

Şekil hafıza özellikleri		
Dönüşüm sıcaklıkları (°C)	<120	<200
Geri kazanılır gerinim (%)	4	4
Histerezis, delta (°C)	15-20	15-20

2.3.3.1. CuAlNi Şekil Hafızalı Alaşımları

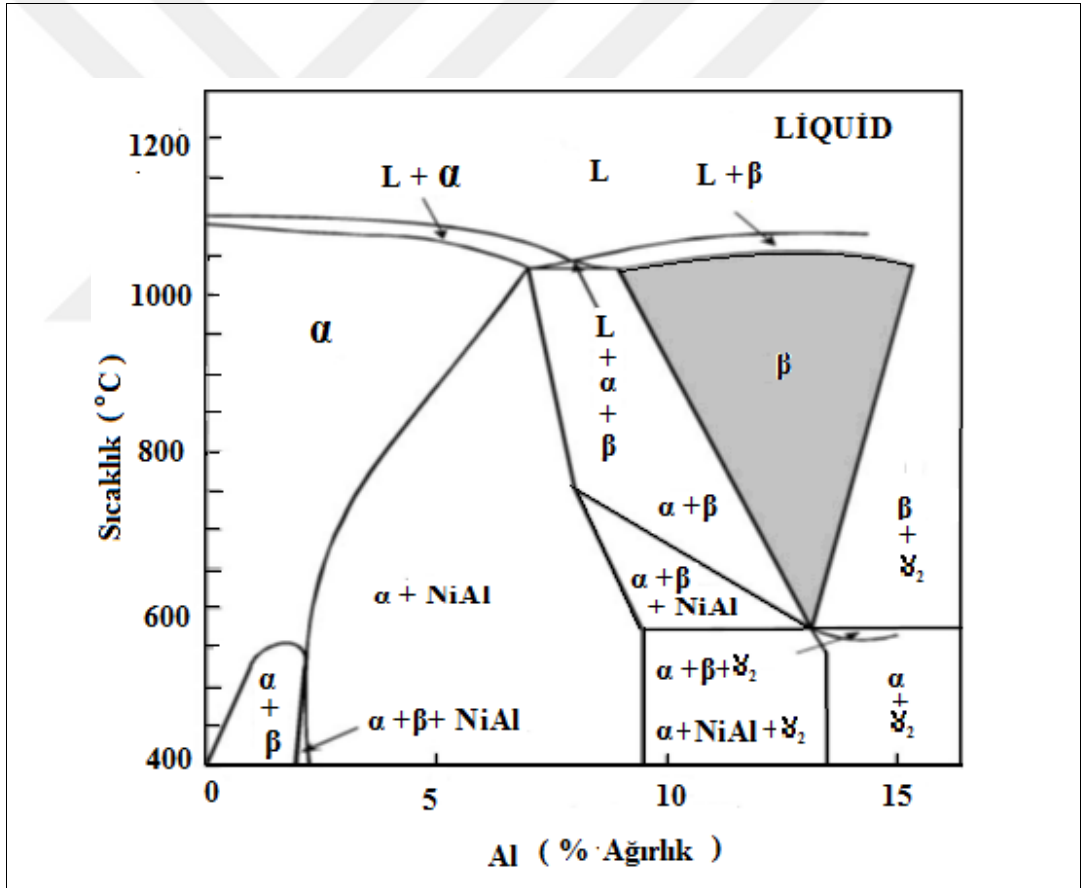
Şekil hafızalı alaşımlar, Ni-Ti alaşımlarının ardından üçlü Cu-Al-Ni, Cu-Zn-Al ve Cu-Al-Be olarak geliştirilmiştir. Genel olarak, Cu esaslı şekil hafızalı alaşımlar kaba tane yapıları nedeniyle, düşük mekanik özelliklere ve zayıf şekil hafızasına sahiptir. Cu-esaslı ŞHA'lar arasında, Cu-Al-Ni alaşımları daha iyi termal kararlılığa sahiptir ve yüksek sıcaklık uygulamaları için uygundur. Geleneksel döküm yöntemleriyle üretilen Cu-Al-Ni alaşımları, elastik anizotropi ve kaba tanecik boyutlarına bağlı olarak kırılmalıdır. Bu nedenle, Cu-Al-Ni şekil hafızalı alaşımların mekanik özelliklerinin geliştirilmesi, endüstriyel uygulamaları açısından önemlidir. Cu esaslı ŞHA'ların mikro yapıları değiştirilerek, mekanik özellikleri geliştirilebilir [15].

Izadinia ve Dehghani tarafından yapılan bir çalışmada, Cu-13,2Al-5,1 Ni bileşimli alaşımından üretilen numuneler, 950 °C'de (yani β-faz bölgesinde) 1 saat ısıtıldıktan sonra suda hızlı soğutulmuştur. Bu çalışmada, nano yapı ve ultra ince yapı Cu-Al-Ni ŞHA'ların yapısı ve mekanik özellikleri, kaba yapı olanlar ile karşılaştırılmıştır. Cu-Al-Ni ŞHA'larında ultra ince yapı ve kaba tanecikli alaşıma nazaran daha üstün özellikler sergilediği belirlenmiştir. Nano yapı Cu-Al-Ni ŞHA'ların sertliği, geleneksel kaba yapı alaşımın yaklaşık iki katı kadar olduğu belirtilmiştir [16].

T. Gustmann vd. Cu-11,85Al-3,2Ni-3Mn ve Cu-11,35Al-3,2Ni-3Mn-0,5Zr alaşımlarını incelemiştir. Çalışmalarda Cu₂ZrAl fazı, Zr ilavelerinden sonra tane büyüklüğü ve dağılımının, soğutma hızına bağlı olduğunu gözlemlemiştir. Döküm numunelerinin tavlama sırasında, Zr'ca zengin fazın esas olarak tane sınırlarında çökerek iri tane oluşumunu engellediğini belirtmişlerdir. Bununla birlikte Zr'un yapıda (martenzit matrisde) nispeten ince ve düzgün bir şekilde dağıldığını ifade etmişlerdir. Zr aynı zamanda matrisde çözünmektedir. Kritik bir soğutma hızına kadar (ince mikro yapı), tane büyümesini yavaşlatmaktadır. Genel olarak, Zr ilavesinin martenzit ve östenit fazı arasındaki denge sıcaklığını artırdığı tesbit

edilmiştir. Bu çalışma, Cu esaslı şekil hafızalı alaşımların, lazer yöntemi ile üretilebildiğini göstermektedir. $Cu_{11,85}Al_{3,2}Ni_{3}Mn$ ve $Cu_{11,35}Al_{3,2}Ni_{3}Mn_{0,5}Zr$ alaşımlarının dönüşüm sıcaklıkları ve mekanik özelliklerinin, termo-mekanik işlemlere uygun olduğunu göstermektedir [17].

Pourkhorshidi vd. Cu–Al–Ni mekanik alaşımlanmış (MA) Cu–Al–Ni tozlarını sıcak ekstrüze ederek, mikro yapısal özelliklerini incelemişlerdir. Yapılan çalışmalarda, MA yönteminin, Cu, Al, Ni ve önceden alaşımlı tozların hazırlanmasında başarıyla uygulanabildiğini, Cu'ya yakın kafes parametresi olan YMK yapılı fazın üretilebildiğini belirtmişlerdir [17]. Şekil 2.2'de CuAlNi alaşımı faz diyagramı verilmektedir.



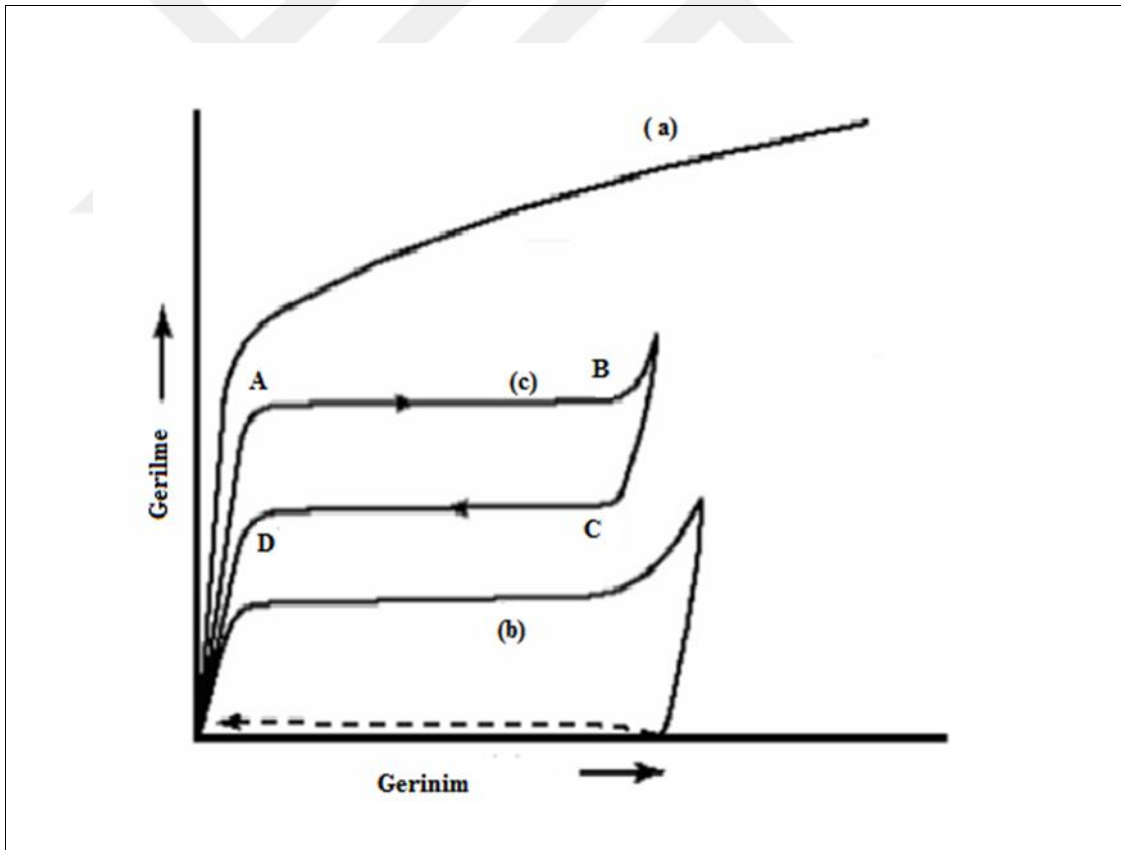
Şekil 2.2. CuAlNi faz diyagramı [16].

Shafeeq vd. şekil hafızalı CuAlNiTi alaşımının mekanik alaşımlama parametrelerinin mikroyapı ve şekil hafıza etkisine olan etkilerini incelemişlerdir. Çalışmada, öğütme süresi ve hızı gibi parametrelerin, Cu-Al-Ni ŞHA'ların özellikleri üzerinde önemli etkileri olduğu ifade edilmektedir. Daha düşük bilya-toz oranı ve öğütme hızının

yetersiz öğütmeye neden olduğunu, daha yüksek bilya-toz oranı ve hızının ise, tozlarda oksidasyona yol açtığı belirtilmektedir. Ayrıca, SEM ve DSC analizleri ile, martenzitik faz oluşumunun (optimum alaşımlama şartlarında hazırlanan numunelerde), 900 °C’de vakumda 1 saatlik homojenizasyondan sonra gerçekleştiğini ifade etmişlerdir. Böylece, en uygun parametrelerin geliştirilmesi uzun süreli homojenizasyon işlemlerini azaltmasının yanı sıra, uzun öğütme süresinin azaltılmasının da mümkün olduğunu belirtmişlerdir [19].

2.4. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN ISIL KARAKTERİZASYONU

Şekil hafızalı alaşımların mekanik özellikleri, belirli bir sıcaklık aralığında gerçekleşen yapısal dönüşümlere bağlı olarak değişmektedir. Şekil 2.3’de farklı sıcaklık dönüşüm (gerilme-gerinim) diyagramı verilmektedir.



Şekil 2.3. Farklı sıcaklık dönüşüm (gerilme-gerinim) diyagramı a) östenit, b) martenzit, c) süperelastik [19].

Martenzitik yapı, oldukça düşük gerilme değerlerinde gerinim üretildiğinde kolaylıkla deforme olabilmektedir. Bir yüksek sıcaklık fazı olan östenit fazı, yüksek

akma dayanımına sahip olduğundan dolayı, daha zor deforme olmaktadır. Şekil 2.3'de verilen martenzit eğrisi, gerilmenin ortadan kalkmasından (kesikli çizgi) sonraki ısıtmayı göstermektedir. Alaşımın yapısı östenite dönüştüğünde, şekil değişimi olmadan önceki şeklini hatırlamasını ve alaşımın orjinal boyutlarına geri dönmesini sağlamaktadır. Östenit fazda iken ısıtma veya gerinim, geri kazanılabilir bir şekil tutumu sağlamaz. Çünkü yapıda faz değişimi meydana gelmemektedir [19]. Tekrar aynı şekli kazanması, ısı uygulanmasından ziyade gerilmedeki azalmadan kaynaklanmaktadır. Bu etki, malzemenin aşırı elastik olmasının bir sonucudur ve süperelastisite olarak adlandırılmaktadır. Süperelastiklik lineer olmayıp, söz konusu sıcaklık aralığında hem gerilme, hem de gerinime bağlı olduğundan dolayı, alaşımın Young modülünün belirlenmesi çok zordur [18]. Çoğu durumlarda hafıza etkisi tek yönlüdür. Yani, soğutma durumunda şekil hafızalı alaşım, yapısal olarak martenzit fazlı yapıya dönüşmesine rağmen, herhangi bir şekil değişimi sergilememektedir. Martenzit yapıdaki gerinim miktarı düşüktür ve ısıya muhatap olana kadar yapıda kalmaktadır [18].

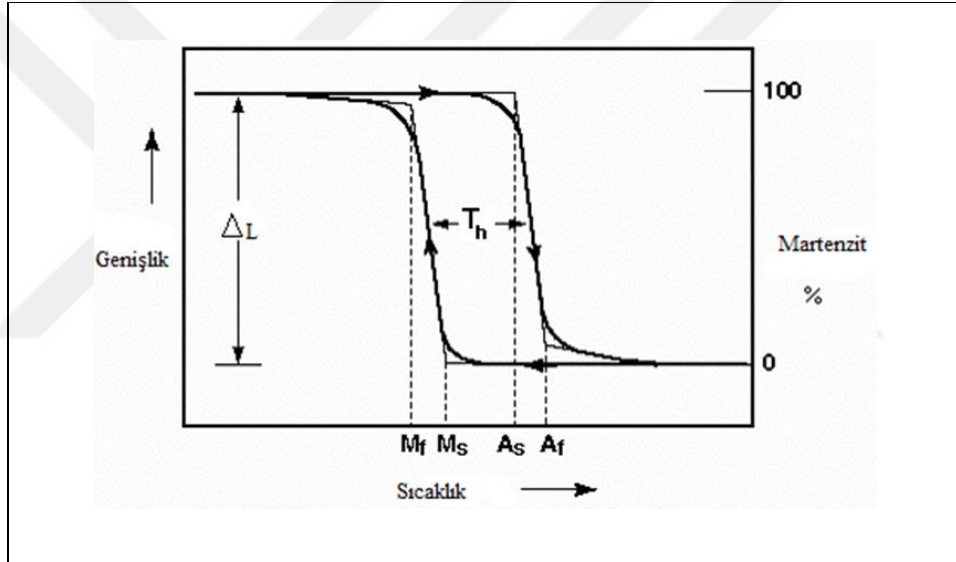
Şekil hafızalı alaşımların bazılarında çift yönlü hafızayı görmek mümkündür. Bu tip alaşımlarda hem ısıtma, hem soğutma durumunda şekil değişimi söz konusudur. Burada şekil değişiminin büyüklüğü, tek yönlü hafızalı alaşımlardan elde edilene nispeten oldukça azdır. Alaşım çok küçük gerilme değerlerinde ve düşük sıcaklıktaki şekline dönmeye çalışmaktadır. Isıtıldığında ise, şekil değişimi için tek yönlü alaşımlara göre çok yüksek gerilmelere ihtiyaç duyulmaktadır [18]. Diğer taraftan, yapılan ısı işlemlerin ve uygulanan mekanik metotların çoğu, çift yönlü şekil hafıza etkisine sahip alaşımları üretmeye yöneliktir. Burada amaç, tam ve net bir şekil değişimi elde etmeyi sağlayan mikroyapısal gerilmeleri üretmektir. Bunun içinde soğuk halde malzeme şekillendirilerek yapıda düzgün sıralı, yoğun martenzit tabakaları oluşturulmaktadır [18].

2.5. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARDA FAZ DÖNÜŞÜMLERİ

2.5.1. Martenzitik Faz Dönüşümü

Çoğu metalik malzeme, atomların düzenli olarak üç boyutlu dizilimi ve her fazı temsil eden belirli bir kristal yapıya sahiptir. Kristal yapı malzemeler genellikle sıcaklık, basınç, gerilim vb. dış ortamdaki değişikliklere tepki vermektedir. Kristal

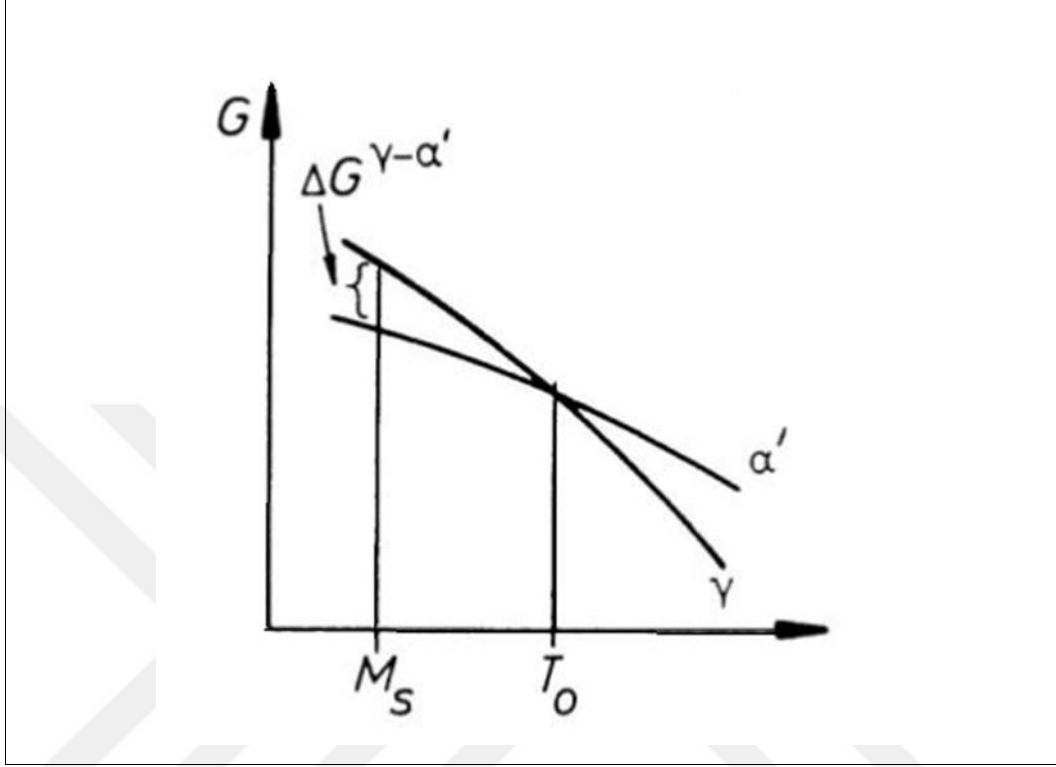
yapılı malzemelerde faz dönüşümü, iki grupta sınıflandırılabilir. Bunlardan biri difüzyonlu dönüşüm ve diğeri difüzyonsuz veya yer değiştirici dönüşümdür. Difüzyonlu dönüşümde atomlar, başka bir yapı oluşturmak eğilimindedir. Bu nedenle, atomların hareketliliğinin yüksek olmasını sağlamak için genellikle yüksek bir sıcaklık gerekir. Aksi takdirde dönüşüm çok yavaş gerçekleşir. Bu arada, atomların orjinal kristal konumlarını yer değiştirme hareketleriyle terk etmeden, kristal yapısını değiştirmeleri de mümkündür. Bu, uzun süreli atom difüzyonunu gerektirmez ve nispeten kısa bir sürede gerçekleşir. Şekil 2.4'te sabit yük altında ısıtma ve soğutma şartlarına bağlı olarak atomların sergiledikleri dönüşüm sıcaklık eğrisi verilmektedir.



Şekil 2.4. Sabit yük altındaki bir numunede ısıtma ve soğutma durumunda tipik dönüşüm-sıcaklık eğrisi [18].

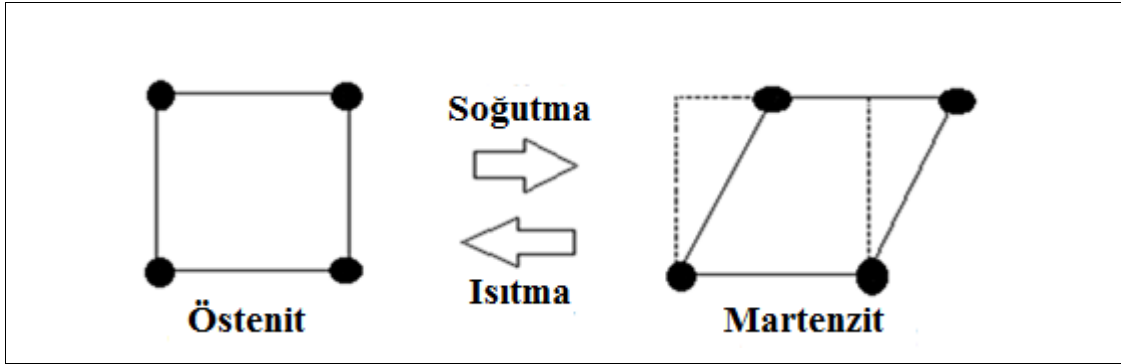
Martenzitik dönüşüm, bu ikinci difüzyonsuz dönüşüm kategorisindedir. Şekil 2.4'de görüldüğü gibi, iyi koordine edilmiş kayma, baskın atomik yer değiştirme ile gerçekleşmektedir. Her bir atomun yer değiştirmesinin, kayma mesafesinden çok daha az olmasına rağmen, dönüşüm işleminin büyük bir kayma gerilimi yarattığı görülebilir. Kayma, baskın dönüşümünün bir başka önemli ifadesidir ve dönüşüm sırasındaki hacim değişiminin çok küçük olduğunu göstermektedir. Genellikle hacim merkezli kübik (bcc) veya yüzey merkezli kübik (fcc) yapılı malzemeler yüksek sıcaklık fazından başlayarak, kristal yapı martenzitik dönüşüm sıcaklıklarının altına soğutulmaktadır. Yüksek sıcaklık fazına ana faz veya östenit, martenzitik dönüşümün ürünü ise martenzit fazı olarak adlandırılır. Bu faz dönüşümü, elektrik direnç

ölçümleri veya kalorimetrik ölçümler gibi yöntemlerle tespit edilebilir [20]. Şekil 2.5’de martenzit ve östenit için serbest enerji sıcaklık diyagramı verilmektedir.



Şekil 2.5. Martenzit ve östenit için serbest enerji sıcaklık diyagramı (G; serbest enerjili, ΔG ; sürücü kuvvet, T; sıcaklık, γ ; östenit, α' ; martenzit) [20].

İzotermal martenzitik dönüşüm, sıcaklığın düşürülmesi sonucu kritik bir sıcaklığa (M_s) ulaşıldığında, martenzit plakaların çekirdeklenmesi ile başlamaktadır. Sıcaklığın düşüşüyle birlikte, martenzit plakaların sayısı artmaya devam eder. Martenzit bitiş sıcaklığına (M_f) ulaşıldığında ise dönüşüm tamamlanır. Aynı işlemin tersi olarak eğer sıcaklık yükseltirse, plakalar kaybolmaya başlar. T_0 sıcaklığının üstünde (östenite başlama sıcaklığında (A_s)), bu defa martenzit fazı içerisinde östenit fazı oluşmaya başlamaktadır. Östenit bitiş sıcaklığında (A_f) ise dönüşüm tamamlanmaktadır. A_s sıcaklığı ile M_f sıcaklığı aynı değerde değildir. Yani, östenit-martenzit dönüşümler, tersinir dönüşümlerdir. İzotermal dönüşümün gerçekleşebilmesi için ortamın sıcaklığının değiştirilmesi veya dışarıdan bir gerilim uygulanması gerekmektedir. Şekil hafızalı alaşımlar, izotermal martenzitik dönüşüm sergilerler. Bazı şekil hafızalı alaşımlarda, sıcaklık dışında basınç ve manyetik alan da martenzitik dönüşüme katkıda bulunabilir [9]. Şekil 2.6’da manyetik östenit-martenzit faz dönüşümü şematik olarak verilmektedir.



Şekil 2.6. Östenit-martenzit faz dönüşümü [9].

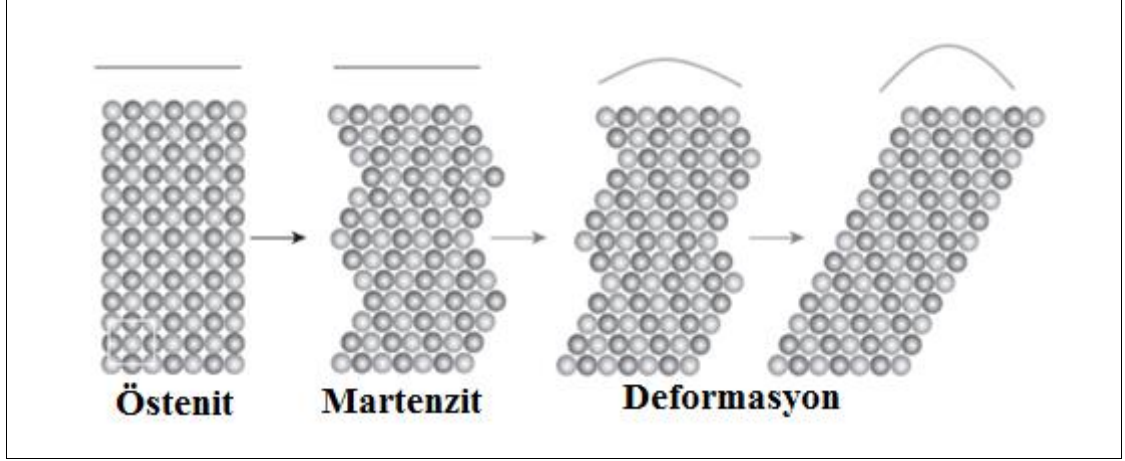
2.6. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARDA ŞEKİL HAFIZA MEKANİZMASI

Şekil hafızalı alaşımlarda şekil hatırlama olayı, yüksek sıcaklıklarda ve düzensizdir. Bununla birlikte, daha düşük sıcaklıklarda ise yapı düzenli bir hale geçmektedir. Kritik bir sıcaklık değerinin üzerindeki sıcaklıklarda (rastgelelik daha fazla), sıcaklık kritik bir değer altına düştüğünde, düzenli bir yapı oluşmaya başlamaktadır. Sıcaklık düştükçe de düzenlilik artmaktadır [8].

Bakır esaslı şekil hafızalı alaşımlarda yapı yarı-kararlı halde olduğundan dolayı, şekil hatırlama etkisini sağlayan β fazının korunması için, ısı işlem ve ardından da kontrollü soğutma yapılması gerekmektedir. Sertleştirme işlemi için ise, su verme işlemi yapılmaktadır [9].

Havada soğutma işlemi, yüksek alüminyum içeren CuAlNi ve CuZnAl alaşımları için yeterli olabilir. CuZnAl alaşımlarında soğutma hızı yüksek olduğundan dolayı direkt martenzit faza dönüşüm, martenzitin kararlılığını hassaslaştırmaktadır. Bu etki tersinir dönüşümünün, daha yüksek sıcaklıklarda olmasına neden olmaktadır. Bu sebeple, dönüşüm gecikmesine ve tam olarak şeklin geri kazanılmasını önlemektedir [9].

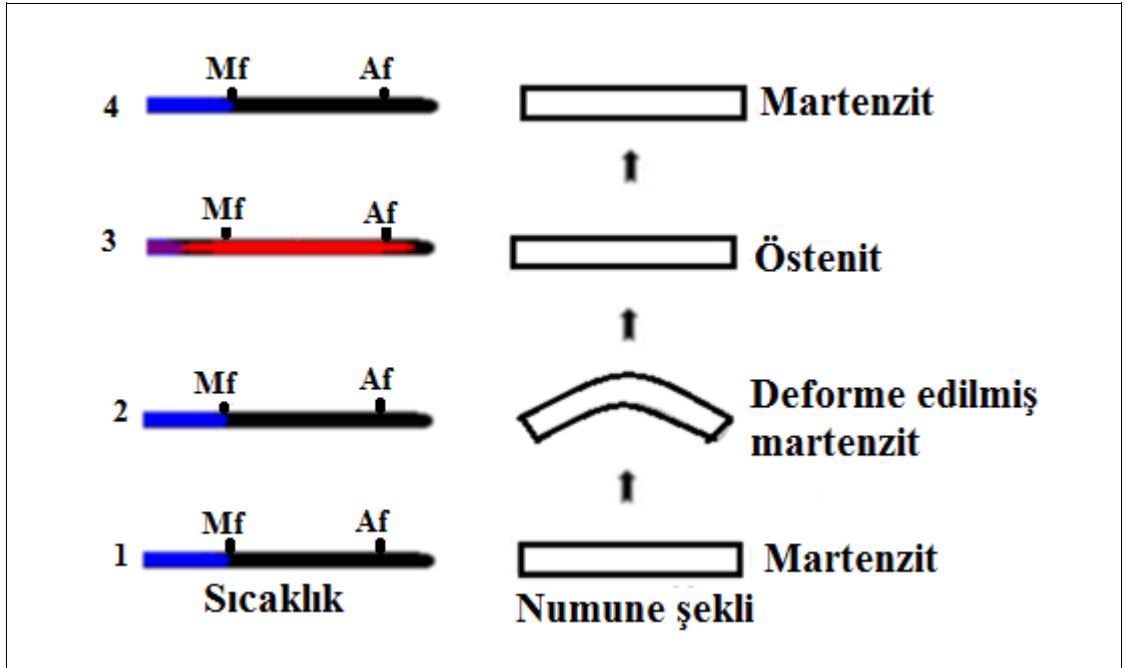
Şekil hafızalı alaşımlardaki şekil hafıza etkisi, alaşımların izotermal türü termoelastik martenzitik dönüşüm özelliği göstermelerinden ve ikizlenmenin aktif olmasından kaynaklanmaktadır. Östenit-martenzit dönüşümünün birim hücredeki değişimi (mikro yapı ve makro yapı değişimi), Şekil 2.7’de şematik olarak gösterilmektedir [5].



Şekil 2.7. Isıtma-soğutma ve deformasyon ile östenit ve martenzit dönüşümü [5].

2.6.1. Tek Yönlü Şekil Hatırlama Olayı

Martenzit bitiş sıcaklığının (M_f) altındaki sıcaklıkta deformasyona uğratılan alaşım, uygulanan kuvvetin kaldırılmasıyla deformasyon öncesi ilk şekline dönemez. Bir kritik sıcaklık olan östenit bitiş sıcaklığı (A_f) üzerindeki bir sıcaklıkta alaşım, deformasyon öncesi ilk şeklini kazanır. Sıcaklık tekrar M_f değerinin altına düştüğünde, alaşım deforme olmuş şekline dönemez. Alaşımlardaki bu özelliğe, tek yönlü şekil hafıza olayı denir [5]. Şekil 2.8’de tek yönlü şekil hafıza olayı şematik olarak gösterilmektedir.

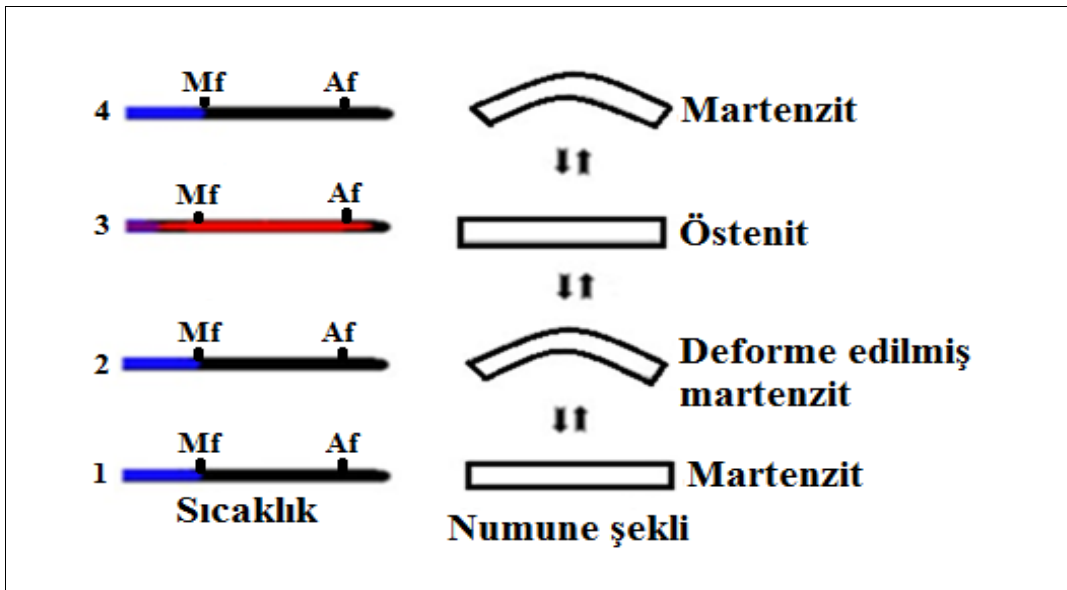


Şekil 2.8. Tek yönlü şekil hafıza olayının şematik gösterimi [5].

2.6.2. Çift Yönlü Şekil Hatırlama Olayı

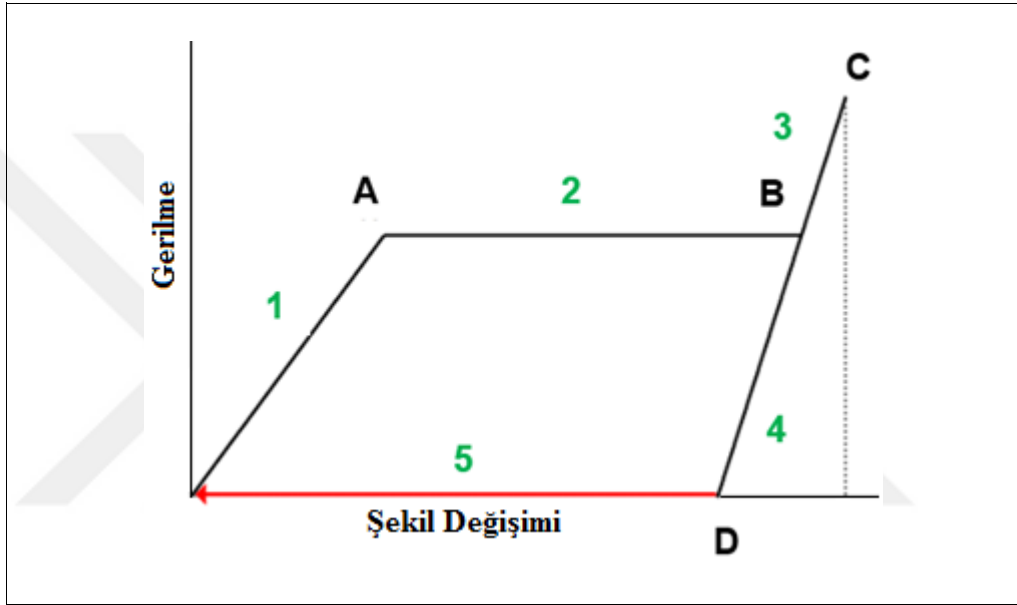
Bazı alaşımlarda ise sadece sıcaklığın fonksiyonu olarak, ısıtma ve soğutma ile şeklini değiştirebilen çift yönlü şekil hafıza olayı görülmektedir. Numune martenzit fazda deforme edildiğinde, tek yönlü şekil hafızada olduğu gibi şekli değişmektedir. Numune ısıtıldığı zaman östenit faza geçer ve orijinal şeklini alır. Eğer numune tekrar soğutulursa, yapı martenzite dönüşür ve numune tekrar deforme edilmiş şeklini alır. ŞHA'nın bu özelliğine, çift yönlü şekil hafıza olayı denir [5].

Martenzit bitiş sıcaklığından düşük sıcaklıklarda ($T < M_f$), alaşım deforme edildiğinde ise uygulanan kuvvetin kaldırılmasıyla, tek yönlü şekil hafıza olayında olduğu gibi alaşım deforme edilmiş şeklini korumaktadır. Sıcaklık östenit bitiş sıcaklığının üzerine ($T > A_f$) çıkartıldığında ise, östenit fazdaki alaşım ilk halini almaktadır. Orijinal şeklini alan alaşım tekrar martenzit bitiş sıcaklığının ($T < M_f$) altındaki bir sıcaklığa soğutulduğunda (deforme edilmiş şeklini aldığı) buna çift yönlü şekil hafıza olayı denir. Alaşım martenzit fazda iken, her defasında dışarıdan bir kuvvet ile deformasyona uğratılır ve tekrar ısıtılır. Böylece, belirli bir tekrardan (20-30 defa) sonra alaşım, soğutma durumunda da deforme edilmiş şekline dönüşerek (ısıtma ve soğutma ile şekil değiştirerek), çift yönlü şekil hafıza olayını kazanmış olur [5]. Şekil 2.9'da, çift yönlü şekil hafıza olayı şematik olarak verilmektedir.



Şekil 2.9. Çift yönlü şekil hafıza olayının şematik gösterimi [5].

Düzenli östenit fazı M_s sıcaklığının altına kadar soğutulduğunda, martenzit fazı oluşmaktadır. Bu durumda, dönüşüme ikizlenme ve benzeri deformasyonlar eşlik ettikleri için, makro şekil değişimi olmaz. Martenzit, M_f sıcaklığının altında bir dış gerilmeye uğradığında, ikiz sınırları hareket etmeye başlar. Deforme edilmiş martenzit yapı, ısıtıldığında martenzitten östenit fazına ters dönüşüm gerçekleşmektedir. Böylece, orijinal şekil geri kazanılmış olmaktadır [5]. Şekil 2.10'da, şekil hafızalı alaşımdaki şekil hafıza etkisi gösterilmektedir.

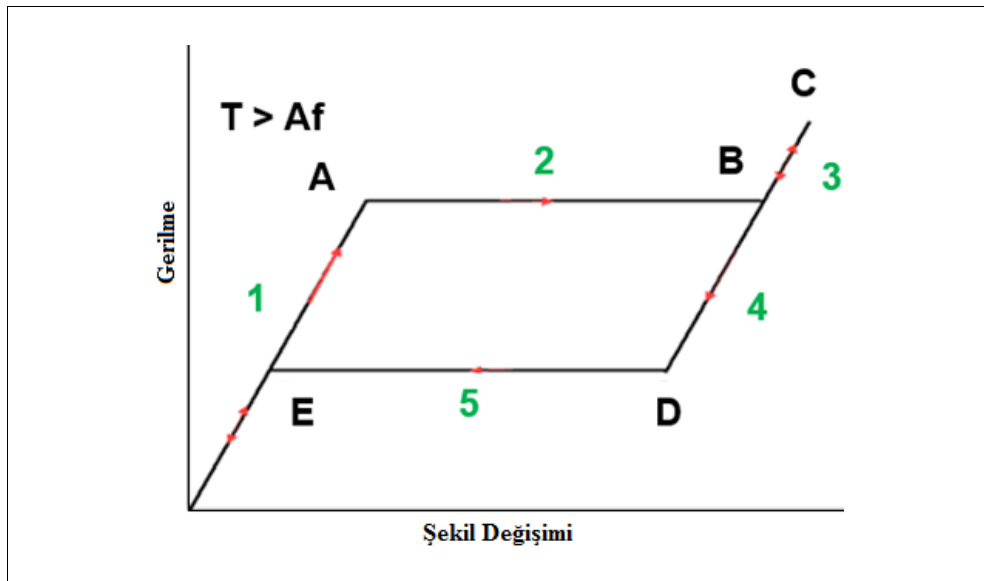


Şekil 2.10. Şekil hafızalı alaşımlarda şekil hafıza etkisi [4].

Şekil hafızasının etkisini göstermek için, gerilim-gerinim-sıcaklık şeması gereklidir. Termomekanik yük yolunu izleyerek, farklı kristal yapıların oluşumu daha iyi anlaşılabilir. İlk sıcaklık, östenit sıcaklığı A_f 'in üzerindedir. Bu nedenle, malzeme östenit fazındadır. Herhangi bir mekanik yük uygulamadan martenzit sıcaklığının altında soğutma ile M_f ikiz martenzit oluşmaktadır. İkiz martenzit, izotermal işlemin başlayabilmesi için, kritik gerilme değerini aşan bir gerilime maruz kalmaktadır. Tespit işlemi, gerilim seviyesine kadar devam eder. Daha sonra elastik olarak şeklini geri kazanır. Buna rağmen, alaşım hala ikizlenmiş martenzit aşamasındadır. Yük tamamen kaldırıldıktan sonra, termal çevrimi tamamlamak için numune yeniden ısıtılmaktadır. Sıcaklığın artması ile, ikizlenmiş martenzit fazı, orijinal östenit fazına dönüşerek orijinal şeklini tekrar kazanmaktadır. Bu özel malzemelerin yeteneklerine, şekil hafıza etkisi adı verilmektedir [11].

2.6.3 Süperelastiklik

Şekil hafızalı alaşımları, diğer ticari alaşımlara göre daha üstün yapan başka bir özellik de, gerilim kaynaklı dönüşümle ilişkili olan elastikiyet veya süper esnekliktir [2]. Bu alaşımların diğer önemli bir özelliği de sunni elastiklik olarak da bilinen, süperelastiklik özelliğidir. Alaşım A_f sıcaklığı üzerinde iken, mekanik kuvvet uygulandığında ise, martenzitik dönüşüm gerçekleşir ve deformasyon meydana gelir. Yükün kaldırılmasıyla alaşımda tekrar östenit fazı oluşur ve alaşımda ki deformasyon kaybolarak (elastik şekilde) tekrar ilk şeklini alır. Alaşımlardaki bu tür dönüşümler, süperelastiklik (sunni elastiklik) olarak adlandırılmaktadır [5]. Şekil hafızalı alaşımlarda süperelastik davranış, uygulanan yüklerle birlikte alaşımın mikroyapısındaki ikizlenme mekanizması ile (elastik şekil değiştirmesine) başlar ve yük kaldırıldığında (tekrar elastik olarak) ilk şekline geri dönmektedir. Süperelastik davranışta faz dönüşümü, gerilmenin neden olduğu martenzitik mikro yapının elde edilmesi ile sağlanmaktadır [34]. Sunni elastiklik özelliği, alaşımlarda kalıcı şekil değişimi olmaksızın yaklaşık % 8 birim şekil değişiminde, süperelastik olarak geri kazanılır. Şekil hafızalı alaşımların elastiklik oranı, alternatif malzemeler ile kıyaslandığında 20 kat daha fazladır. Bu özelliğinden dolayı, özellikle medikal alanda diş tellerinin, stentlerin ve ince duvarlı tüplerin yapımında kullanılmaktadır [5]. Şekil 2.11’de, şekil hafızalı alaşımlarda süperelastiklik etkisi gösterilmektedir.



Şekil 2.11. Şekil hafızalı alaşımda süperelastiklik etkisi [4].

Martenzitik dönüşüme duyarlı bir alaşıma (ters dönüşümün gerilimi uygulanmadan tamamlandığı bir sıcaklıkta ($T > A_f$)) gerilim uygulanırsa, Şekil 2.11'deki gibi gerilim-birim şekil değiştirme eğrisi elde edilir. Basınç (gerilim) etkisiyle M_s de martenzit plakaları oluşmaya başlar ve basınç uygulandığı sürece bu oluşum devam eder. Kopma meydana gelene kadar alaşım plastik deformasyona uğramaktadır. Eğer uygulanan basınç kaldırılırsa, ters dönüşüm başlar ve martenzit elde edilinceye kadar azalarak, tamamen ana faza dönüşmektedir. Gerilim kaldırıldığında elde edilen eğrinin kapattığı bölge, kaybolan enerji miktarını belirler. Bu tür dönüşüm, sunni esneklik olarak adlandırılmaktadır [34].

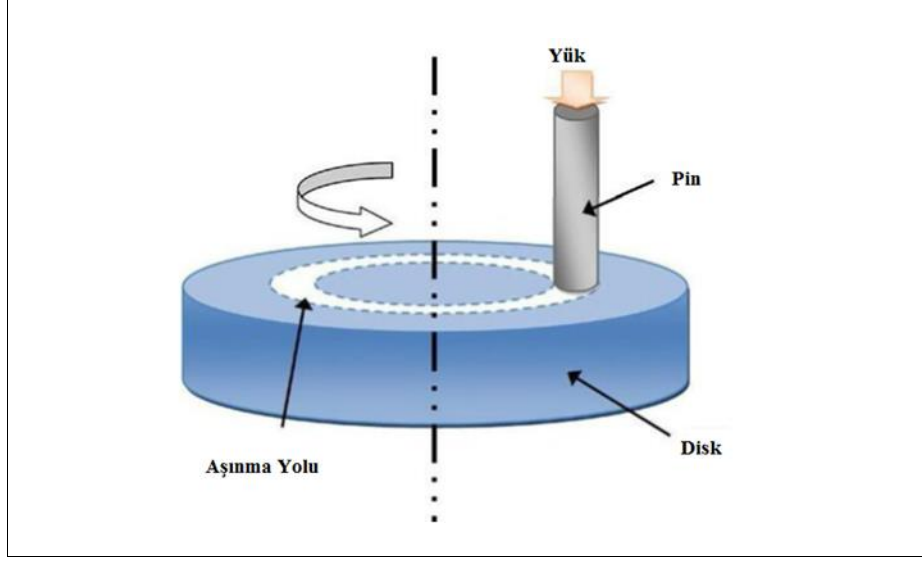


BÖLÜM 3

METAL VE ALAŞIMLARININ AŞINMA DAVRANIŞLARI

3.1 AŞINMA MEKANİZMASI

Aşınma, bir yüzeyle etkileşime bağlı olarak yüzeyden malzeme uzaklaşması olarak kabul edilmektedir. Neredeyse tüm makine parçaları, aşınma nedeniyle fonksiyonlarını kaybetmektedir. Bu sebeple aşınma kontrolü, geleceğin ileri ve güvenilir teknolojisi için bir ihtiyaç haline gelmektedir. Aşınma oranı, çalışma koşullarına ve malzeme seçimlerine bağlı olarak 10^{-15} ila 10^{-1} mm³/Nm aralığında değişmektedir. Bu sonuçlar, çalışma şartları, tasarımı ve malzeme seçiminin, aşınmayı kontrol etmek için çok önemli olduğu anlamına gelmektedir. Bu gereklilikleri karşılamanın bir yolu olarak, aşınma modları ve aşınma oranlarının tahmini için aşınma haritalarının çıkarılmasıdır. Bir aşınma haritası, tribolojik şartların en iyi tariflerinden biri olarak kabul edilmektedir. Farklı çalışma ortamlarında malzeme seçiminde faydalıdır. Tribosistemleri tasarlamak ve aşınma haritasına dayanarak malzeme seçmek için, aşınma oranını, aşınma modları ve aşınma mekanizmalarının anlaşılması önemlidir. Aşınma, mikro kırılmalar nedeniyle fiziksel ayrılma, kimyasal çözülme veya temas arayüzünde erime yoluyla malzemenin uzaklaşmasıdır. Temel aşınma modu, yüzey malzemesi özelliklerindeki değişiklikler, sürtünme ile ısınma, kimyasal film oluşumu ve aşınmanın neden olduğu dinamik yüzey tepkilerinden dolayı değişebilmektedir. Aşınma mekanizmaları, sürtünme sırasındaki karmaşık değişiklikler göz önüne alınarak tanımlanmaktadır. Genel olarak, aşınma tek bir aşınma mekanizmasından oluşmamaktadır. Bu nedenle, her aşınma modunda her aşınma mekanizmasının anlaşılması önem kazanır [26]. Şekil 3.1'de, pin-on disk aparatının şematik görüntüsü verilmektedir.



Şekil 3.1. Pin-on-disk aparatının şematik görünüşü [28].

Aşınma hacmi, aşınma yüzeyi pürüzlülüğü ve aşınma parçacık şekli, aşınmayı karakterize etmek için önemli bilgiler vermektedir [28].

3.2. AŞINMANIN SINIFLANDIRILMASI

Aşınmayı sınıflandırılmasının üç yolu vardır. Birincisi, aşınma izinin görünüm açısından incelenmesidir. İkinci bir yol ise, hasara neden olan fiziksel mekanizmaların belirlenmesi ile ilgilidir. Üçüncüsü ise, aşınma durumunu çevreleyen koşulların incelenmesidir. Birinci kategorideki genellikle, çukurlu, çizik, parlatılmış, aşınmış, oyulmuş ve aşındırılmış terimleri kullanılmaktadır. Yapışma, aşınma, delaminasyon, oksidatif gibi terimler, ikinci sınıflandırma grubunda kullanılmaktadır. Üçüncü sınıflandırma grubunda ise, yağlamalı aşınma, yağlamasız aşınma, metal-metal aşınması, yuvarlanma aşınması, yüksek gerilme kayma aşınması ve yüksek sıcaklık metalik aşınma terimleri tercih edilmektedir [29].

Bir aşınma profilinin diğeri ile mukayesesi, aşınma mekanizmaları üzerinde kazanılan deneyimin aktarmasına yardımcı olmaktadır. Ayrıca, bir parçanın farklı bölümlerindeki yıpranma, aşınma değişikliklerin tanımlanmasına yardımcı olmaktadır. Sürtünme, metal-metal sistemlerinde yağlanmayan ve hiç kayma olmadığında veya kayma ile oluşan aşınma izlerinin görünümünü

tanımlamak için kullanılmaktadır. Dişlilerde, dişin farklı bölümleri farklı bağlı hareketlere maruz kalmaktadır. Düzgün bir şekilde tasarlanmış ve üretilmişse, aşınma her yerde aynı olmaktadır. Bununla birlikte sürtünme aşınması, zamanla veya farklı çalışma şartlarında ortaya çıktığında, olası bir yağlama problemi söz konusudur. Bu durumda sürtünme, yağlayıcının bozulmasının, kaybının veya yanlış yağlayıcının kullanılmasının bir sonucu olarak ortaya çıkmaktadır [29].

Sınıflandırmanın fiziki mekanizma tarafından faydalı olması, malzemenin aşınma ömrünü tahmin etmek ve bunun kontrol edilerek doğru modelleri kullanılmasına bağlıdır. Aşınma mekanizması tanımlandığında yük, geometri, hız ve çevresel faktörler kontrol edilebilmektedir [29].

Bu sınıflandırmalar arasında bazı ilişkiler olmasına rağmen, eşdeğer değildir. Yaygın bir hatada, bir kategoride olan problemin tek başına oluşmuş gibi algılanmasıdır. Tribolojik çevre içindeki mevcut bilgilerle çalışma şartları, aşınma mekanizmaları ve görünüm arasında tam bir uyum, her zaman mümkün değildir. Aşınma davranışının karmaşık olması nedeniyle, tam bir tanı oluşturmak zordur [31].

3.3. AŞINMA KAYBI ÖLÇÜMLERİ

Aşınma hasarının en yaygın şekli, malzeme kaybı veya yer değiştirmesidir. Birçok çalışmada (özellikle maddi incelemelerde), kütle kaybı, aşınma için kullanılan bir ölçüdür. Bu, ölçüm nisbeten daha kolay olduğu için tercih edilmektedir [28].

3.3.1. Ağırlık Farkı Metodu

Aşınma kaybı ölçüm yöntemleri arasında en ekonomik yöntem olan ağırlık farkı metodu, hassas sonuçlar elde edilmesi sebebiyle en çok kullanılan yöntemdir. Ağırlık kaybı genellikle 10^{-3} veya 10^{-4} hassasiyete sahip teraziler kullanılarak belirlenmektedir. Bu yöntemde aşınma sonucu meydana gelen ağırlık kaybı (aşınma miktarı gram veya miligram olarak ifade edildiğinde) sürtünme mesafesine karşılık olarak (g/m veya g/m cinsinden, birim alan için hesap edilecekse g/cm^2) ifade edilmektedir. Aşınma miktarı hacimsel olarak hesaplanmak istendiğinde,

malzemenin yoğunluğu ve numune üzerine uygulanan yük dikkate alınarak (birim yol ve birim yükleme ağırlığına karşılık gelen hacim kaybıda kullanılarak), ağırlık kaybı belirlenebilir. Aşınma miktarı, Eşitlik 3.1 kullanılarak hesaplanabilir [29].

$$W_s = \Delta m / d F_n S = \Delta v / F_n S \quad (3.1)$$

Burada; W_s : Özgül aşınma miktarı (mm^3/Nm), Δm : Ağırlık kaybı (g), d : yoğunluk (g/mm^3), F_n : Uygulanan normal kuvvet (N) ve S : Aşınma mesafesi (m)'ni ifade etmektedir.

3.3.2. Kalınlık Farkı Metodu

Bu yöntemde aşınma miktarı, aşınma sonucunda meydana gelen boyut değişikliğinin ölçülmesi ve ilk değerler ile karşılaştırılmasıyla belirlenmektedir. Elde edilen kalınlık farkı değerleri kullanılarak, hacimsel kayıp ve dolayısıyla birim hacimdeki aşınma miktarı bulunabilir. Bu yöntemde ölçüm hassasiyetini arttırmak için, hassas (kalınlık) ölçü aletleri ($\pm 1 \mu\text{m}$ duyarlılıkta) ile ölçüm yapılmalıdır [29].

3.3.3. İz Değişim Metodu

Bu yöntemde, aşınma yüzeyinde geometrisi belirli bir iz oluşturulmaktadır. Bu izin oluşumu için Brinell veya Vickers sertlik ölçme uçları kullanılır. Deney boyunca oluşturulan iz boyutlarının değişimi mikroskop vasıtasıyla ölçülerek değerlendirilmektedir [30].

3.4. Aşınma Mekanizmaları

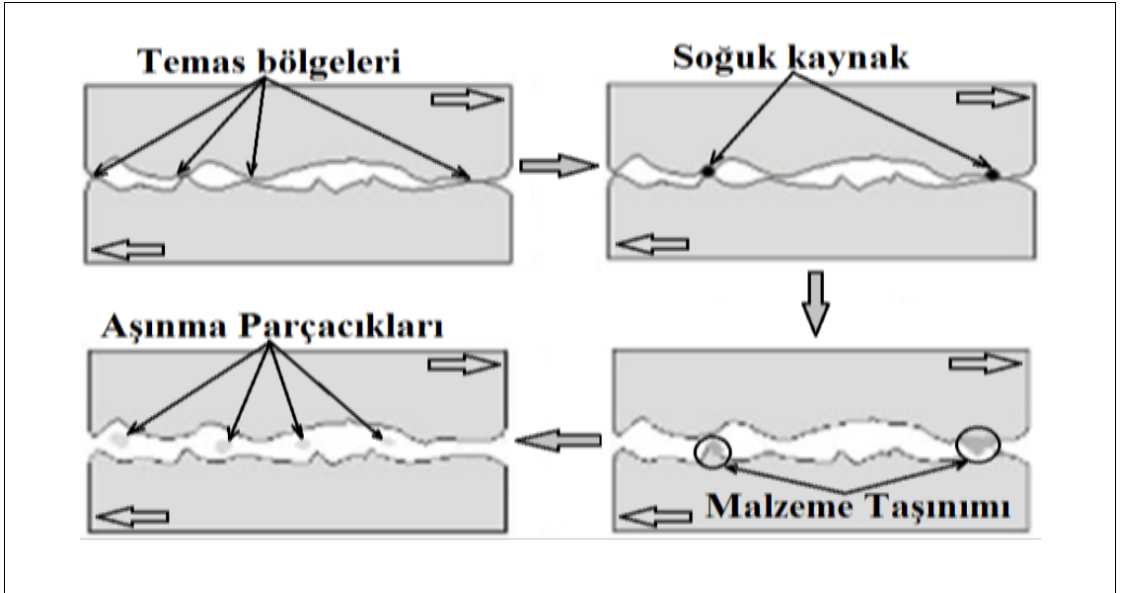
Aşınma mekanizmaları, sonucu malzeme kaybı, yer değiştirmesi veya hasarın şekline göre aşınma nedenlerini tanımlayan kavramlardır. Başlangıç noktası, aşınmanın, malzeme kaybı olduğu ve parçacık oluşumu ile meydana geldiğinin bilinmesidir. Bunun sonucu olarak, aşınma mekanizmaları parçacık üreten, yüzeyde veya yüzeye yakın bölgelerde meydana gelen tipik malzeme kaybı mekanizmalarıdır. Sonuç olarak, bir çok aşınma mekanizması, gevrek kırılma, plastik deformasyon, yorulma ve bağlanmış yapılarda yapışma hataları gibi kavramlar etrafında oluşturulmaktadır. Triboloji üzerine yapılan çalışmalar incelendiğinde, çok fazla sayıda aşınma

mekanizması olduğu görülebilmektedir. Aşınma mekanizmalarını birkaç grupta toplamak mümkündür [30]. Bunlar;

1. Adhesif Aşınma
2. Abrasif Aşınma
3. Yorulma Aşınması
4. Korozyon Aşınması
5. Erozyon Aşınması
6. Termal Aşınma
7. Tribofilm Aşınması' dır.

3.4.1. Adhesif Aşınma

İki yüzey arasındaki temas ile yüzeylerden malzeme taşınımı olarak kendini gösteren bir aşınma hasarıdır. Bu hasarın bir sonucu olarak, yüzeyden bir miktar malzeme ayrılarak, başka bölgelere taşınmaktadır. Bu olay adhesive aşınma olarak tanımlanmaktadır [28]. Şekil 3.2'de, adhesif aşınma mekanizması şematik olarak verilmiştir.



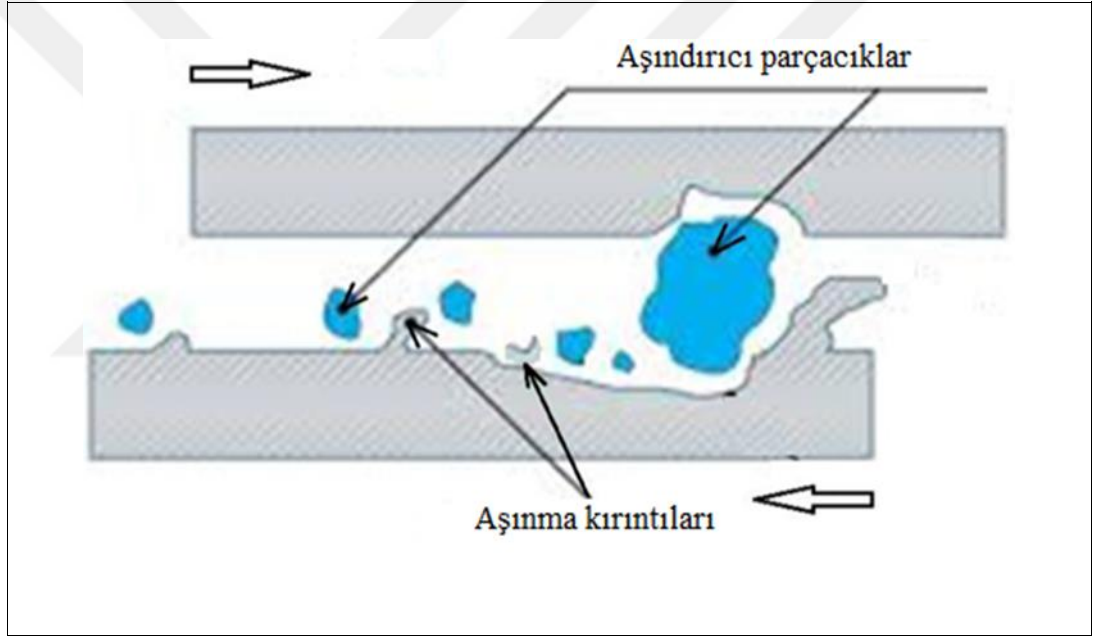
Şekil 3.2. Adhesif aşınma mekanizması [30].

Şekil 3.2'de görüldüğü gibi, sert, keskin bir aşındırıcının yüzey de bir oyuk oluşturduğu ve tek bir temas noktası olduğu varsayılmaktadır. Aşınma malzemesi sünek özelliğe sahip olduğunda, mikro kesme mekanizması ile şerit şeklinde (uzun),

aşınma parçacığı üretilmektedir. Bununla birlikte, yüzeyin sert ve kırılgan olması durumunda, çatlak yayılmasıyla bir aşınma parçacığı üretilmektedir [28].

3.4.2. Abrasif Aşınma

Çizilme veya yırtılma aşınması olarak da adlandırılan abrasiv aşınma, birbiri ile eş çalışan malzeme çiftinde hızlı ve büyük oranda hasar oluşturmaktadır. Bu aşınma türü, malzeme yüzeylerinin kendisinden daha sert olan parçacıklarla basınç altında etkileşmesi ile, sert parçacıkların malzeme yüzeylerinden parçacık kaldırmasıyla meydana gelmektedir [28]. Şekil 3.3'te, abrasif aşınma mekanizması şematik olarak verilmektedir.



Şekil 3.3. Abrasif aşınma mekanizması [30].

Abrasif aşınmaya, olumsuz çalışma şartları nedeniyle yatak malzemesi içerisine giren toz parçacıklarının oluşturduğu aşınma örnek gösterilebilir. Eğer aşınma, malzeme çifti arasındaki sertlik farkından meydana geliyorsa iki cisimli aşınma, diğer taraftan ilave aşındırıcı parçacıklar aşınmayı etkiliyorsa üç cisimli aşınma olarak tanımlanmaktadır [28].

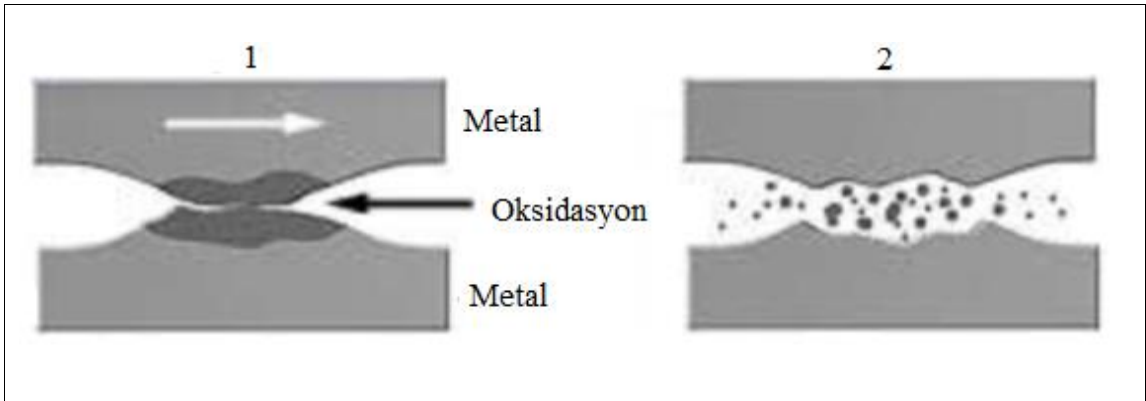
3.4.3 Yorulma Aşınması

Aşınma parçacıklarının oluşması için her zaman yapışkan ve tekrarlanan temas döngüleri gerekli değildir. Aşınma parçacıklarının oluşması için belirli sayıda

tekrarlanan temasın gerekli olduğu başka aşınma mekanizmaları da söz konusudur. Bu temas döngülerinden sonra oluşan aşınma, yorulma aşınması olarak adlandırılmaktadır. Temas döngüsü sayısı yüksek olduğunda, yüksek devirli yorulma oluşması beklenir. Düşük olduğunda ise, düşük devirli yorulma olması beklenir. Genel olarak dönel elemanlarında gözlenen elastik temas durumunda, ana aşınma mekanizması, temas bölgesindeki yüksek devirli yorulma mekanizmasıdır [28].

3.4.4. Korozyon Aşınması

Aşındırıcı sıvı veya gaz ortamlarda gerçekleştiğinde, yüzeyde meydana gelen reaksiyon ürünleri çoğunlukla kimyasal veya elektrokimyasal etkileşimler ile oluşmaktadır. Bu reaksiyon ürünleri yüzeye kuvvetli yapıştığına, meydana gelen aşınma mekanizmasına korozyon aşınması denir. Aşındırıcı ortam tarafından hızlandırılan bu tür tribokimyasal aşınma, aynı zamanda aşındırıcı aşınma olarak da adlandırılmaktadır. Aşındırıcı aşınmada, tribokimyasal reaksiyon, yüzeyde bir reaksiyon tabakası üretmektedir. Bununla birlikte, bu tür tabaka sürtünme ile giderilmektedir. Bu nedenle, reaksiyon tabakasının büyümesi ve tabakanın uzaklaştırılması önemlidir [28]. Şekil 3.4'te, korozyon aşınması şematik olarak gösterilmiştir.

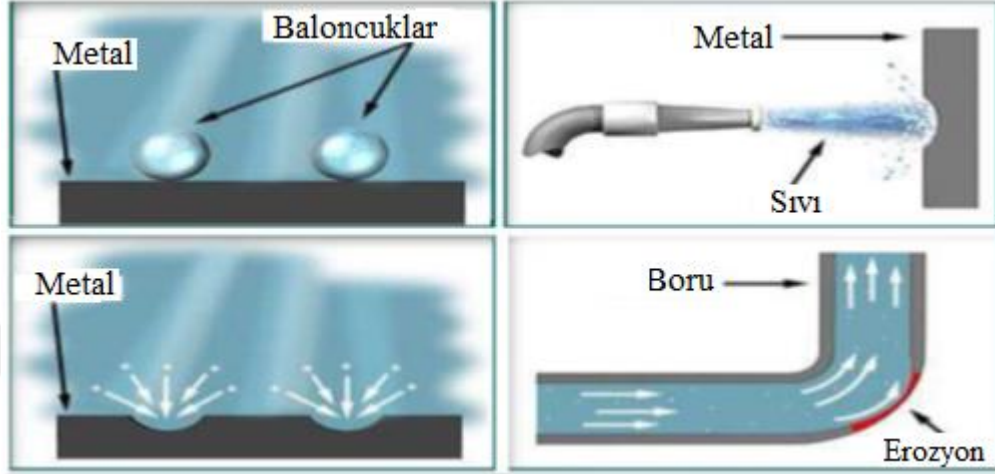


Şekil 3.4. Korozyon aşınma mekanizması [28].

3.4.5. Erozyon Aşınması

Erozyon aşınması, akışkan içerisinde bulunan aşındırıcı parçacıklardan kaynaklanan, yüksek hızla hareket eden sıvı damlacıkları ve yüksek hızdaki gaz kabarcıkları tarafından oluşturulan bir aşınma türüdür. Sıvılar ve gazlar, akış sırasında temas

halinde oldukları parçanın yüzeylerine çarparak, yüzeyden parçacıklar koparmaktadır. Böylece, erozyon aşınması gerçekleşir. Genellikle pompalarda, pervanelerde, fanlarda, nozullarda, boru ve tüplerin dirsek kısımlarında meydana gelmektedir [28]. Şekil 3.5'te, erozyon aşınması şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3.5. Erozyon aşınma mekanizması [30].

3.4.6. Termal Aşınma

Termal aşınma genellikle bağıl kaymanın bir sonucu olarak sürtünme ile oluşan ısı etkisiyle meydana gelmektedir. Bununla birlikte, viskoelastik malzemelerle, herhangi bir hareket türüyle ilişkili olan histeretik ısıtma sonucunda termal aşınma meydana gelebilir. Erime, ısıl çatlama ve ısıl hizalama veya termoelastik dengesizlik (TEI), en yaygın olanlarıdır. Örneğin, buharlaşma ve süblimasyon, diğer termal aşınma şekilleridir. Bunların tümü, ısıtma sonucunda ortaya çıkan yüzey ve yüzeye yakın sıcaklık dağılımları ile ilgilidir. Genellikle iki sıcaklık tanımlanır. Birincisi, yüzeyin nominal sıcaklığıdır. İkincisi ise, flaş sıcaklığı olarak adlandırılan keskin uçlarındaki veya bölgelerindeki maksimum sıcaklıktır. Sürtünmeli ısıtmada, flaş sıcaklığı yüzey sıcaklığından daha yüksektir. Bu, yüzey sıcaklığından birkaç yüz derece daha fazla olabilmektedir [29].

Termal aşınma, üç genel gruba ayrılmaktadır. Birinci grup, sadece maksimum sıcaklıkla ilgili olan işlemlerden oluşmaktadır. Erime, yumuşama, buharlaşma ve süblimasyon bu türden örneklerdir. İkincisi, doğrudan termal gradyanlarla ilgili olan işlemlerden oluşmaktadır. Isıl yorulma ve ısıl kırılma bunlara örnektir. Termoelastik

dengelesizlikten kaynaklanan işlemler ise üçüncü grubu oluşturur. Bunun için, önemli bir sıcaklık artışı gereklidir [30].

3.4.7. Tribofilm Aşınması

Tribofilmler, kayma sırasında yüzeylerde oluşan sıkıştırılmış aşınma kalıntı katmanlarıdır. Bu tür filmlere transfer filmleri denir. Transfer filmi terimi, tabakadaki malzemenin bileşimi, ön yüzey ile aynı olduğunda kullanılmaktadır. Üçüncü cisim terimi, yüzeylerden farklı malzeme özelliklerine sahip ve üzerinde hız farklarının olduğu bir arayüz katmanı veya bölgesi için kullanılmaktadır. Bir tribofilme atıfta bulunmak için kullanıldığında, genellikle katmandaki aşınma kalıntısını ifade etmektedir. Tribofilmler, yüzeyler arasında kayganlaştırıcı bir tabaka görevi de görmektedir. İki yüzey arasında ayrılmayı ve göreceli hareketi sağlar. Bu katmanlarla bağlı hareket katman içinde, kayma veya katman ile yüzey arasında (kayma ile) gerçekleştirilir [30].

Tribofilm aşınmasında yüzeylerden veya tribosistemden kaynaklanan kütle kaybı, tribofilmlerden gelen malzeme kaybı nedeniyle meydana gelmektedir. Bu filmlerden kaynaklanan malzeme kaybı olduğu için, aşınan yüzeyde filmi korumak için bu tabaka oluşumu başlamaktadır. Kararlı bir film oluştuğunda (denge), tabakaya giren malzeme miktarının, tabakadan kaybedilen ile aynı olmasını gerektirmektedir [29]. İlk olarak, filmler yamalar halinde şekillenme eğilimindedir. Ancak kayma devam ettikçe, kaplama daha homojen hale gelmektedir. Bu aşamada, birikmenin kalınlığı da değişebilir. Bir noktada, karakteristik kalınlığa sahip kararlı bir film oluşturulur. [30].

3.5. MALZEMELERİN AŞINMA KARAKTERİSTİKLERİ

Aşınma parçacıklarının sayısı, şekli, büyüklüğü (bunların kimyasal bileşimlerinin belirlenmesiyle birlikte) ile aşınma mekanizması ve seviyesi belirlenebilir. Bu nedenle, aşınma parçacık analizi hem durum izlemede, hem de hasar analizinde çok önemlidir [29].

3.5.1. Parçacık Boyutu

Parçacık büyüklüğü, parçanın çalışma mesafelerine ne kadar yakınsa, o kadar karşıt yüzeylerde aşınma veya yüzey yorgunluğuna neden olur. Parçacık çevresi (P), parçacık alanı (A) ve parçacık uzunluğu (L) gibi sayısal açıklamalar mikroskop ve görüntü analizi kullanılarak ölçülebilir [28].

Yüksek aşınma 1 mm veya 0,04 inç'ten daha büyük parçacıklarla ilişkilendirilmektedir. Bu aşınma farklı boyutlardaki aşınma parçacıkları ile tanımlanmaktadır. 10-100 mm aralığı, ağır aşınmaya geçişi göstermektedir. Mililitre akışkan başına parçacık kirlilik seviyelerini ölçmek için, ISO 4406 standardı kullanılmaktadır. Bu standartta üç parçacık boyutuna göre üç numaralı bir tanım oluşturulmuştur: 4 mm, 6 mm ve 14 mm. (Örneğin, 22/18/13 koduyla 20.000'den fazla ve 4 mm'ye eşit veya 4 mm'den büyük 40.000 parçacık içeren; 1.300'den fazla ve 6 mm'ye eşit ya da daha büyük 2.500 parçacık içeren; ve 40'tan fazla ve belirli bir sıvının 1 ml'sinde 14 mm'ye eşit veya daha büyük parçacık içeren olmak üzere). ISO numarası ne kadar düşük olursa, sıvı o kadar temizdir. ISO sayısındaki her bir artış, parçacık sayısının iki katına çıktığını göstermektedir [29].

3.5.2. Parçacık Şekli

Büyük parçacıklar daha küçük parçacıklara bölündüğünde, yağ ile temas eden kümülatif yüzey alanı artmaktadır. Parçacık kütlesine göre yüzey alanı ne kadar fazlaysa, parçacık yağda daha uzun süre kalır. Yağ ile katalitik reaksiyonlar ne kadar fazla ise, performans o kadar fazla olmaktadır [29].

3.5.3. Yüzey Alanı

Küresel şekilli parçacıklar yüzey girintilerine neden olabilmektedir. Ancak kesilmesi veya aşınması sınırlıdır. Diğer yandan, yüksek halkalara sahip parçacıklar (yani, keskin açılara sahip olan), üç-gövde aşınmasına neden olma eğilimindedir. Sınır fraktal boyutu, şekil faktörü (SF), uzama (D) ve ovallık (R) gibi bazı sayısal tanımlayıcılar, aşınma parçacıklarının şeklini kantitatif olarak tanımlanmasında kullanılmaktadır [29]. Bu tanımlamada kullanılan denklemler Eşitlik 3.1, Eşitlik 3.2 ve Eşitlik 3.3'de verilmektedir.

$$SF = \frac{4\pi A}{p^2} \quad (3.1)$$

$$\Delta = \frac{L}{W} \quad (3.2)$$

$$R = \frac{4A}{\pi L^2} \quad (3.3)$$

3.5.4. Sertlik

Yüzey sertliğine göre parçacık sertliği, büyük ölçüde yorulmaya neden olmaktadır (Örneğin, ortak kir parçacıkları büyük ölçüde silika ve alüminadan oluşur) [29].

3.5.5. Yoğunluk

Yoğunluk, parçacık yağlama yağlarında bulunduğu durumu etkilemektedir. Ağır parçacıklar, tanklarda ve toplama havuzlarında çok daha hızlı bir şekilde çökelmektedir. Ancak santrifüjlü ayırıcılar tarafından çıkarılması çok daha uygundur. Aynı zamanda, yağın yüksek hızda aktığı ve sert parçacıklar gönderen dolaşımdaki yağ sistemlerinde parçacık çarpışması, erozyona neden olabilmektedir [29].

3.5.6. Kimyasal Bileşim

Arazi tozu, sertliği nedeniyle aşınma potansiyeli olarak bilinirken, kimyasal olarak etkisizdir. Bununla birlikte, bu toz tarafından yağlayıcılarda oluşan aşınma parçacıkları, inert olmaktan uzaktır [30]. Metallerin elementel kimyasal aktivitesi, yani reaksiyon potansiyelleri, sürtünme sırasında yapışma aşınmasını etkilemektedir. Bakır esaslı alaşımlar, yatak uygulamalarında kullanılan en eski ve en yaygın kullanılan alaşımlardır. İyi taşıyıcı malzemeler elde etmek amacıyla, bazı elementler bakırla alaşımlandırılmaktadır [31]. Sertliği düşük ve aşındırıcı olmamasına rağmen, yağlayıcılarda bir miktar yağ aşınmasına neden olmaktadır. Bu da aşındırıcı asitlerin (verniğin ve tortunun), oluşumuna katkıda bulunmaktadır [29]. Oksitlerde yağlayıcı fonksiyonu gösterebilmektedir. Bu parçacıklar yüzey boyunca bir tortu oluşturmayacak kadar küçüktürler. Ancak, manyetik alanın sonunda manyetik akım etkisi ile bir birikim oluşturmaktadır [29].

3.5.7. Polarite

Birçok parçacık, polarizasyonu engelleyen iyon yüklerine sahiptir. Bunlar, (pas önleyicileri, aşınma önleyici maddeleri, dağıtıcılar ve bu parçacıkların üzerinde daha fazla durmaya meyilli olan aşırı basınç katkı maddeleri gibi), polar yağ katkı maddelerinin kütle taşınmasına neden olmaktadır. Ayrıca polar parçacıklar, yağ yollarını temizlemek ve aşınma parçacıklarını toplamak için daha uygundur [29].

3.5.8. Manyetiklik

Kalıcı mıknatıslar, bazı filtrelerde ve çevrimiçi aşınma parçacık sensörlerinde kullanılmaktadır. Manyetik bir alana çekilen metalik parçacıklar, bu aygıtlar tarafından yağdan ayrılmaktadır. Daha sonra, bu ayırıcılar ve sensörler arasında parçacıklar genellikle mıknatıs yardımı ile toplanmaktadır. İlâveten bu yöntem, hidrolik sistemlerde, yaygın olarak kullanılan yön kontrol servo valfleri ve elektromanyetiklerin solenoidlerinde kullanılmaktadır [29].

3.5.9. İletkenlik

Sistemde dolaşan yağ, moleküler sürtünme nedeniyle statik yüklüdür. Bu, arka yol açarak, elektirik akımı oluşmasına neden olabilir. İletken parçacıklar yüklerin dağılmasında etkilidir ve statik deşarj nedeniyle yağın zarar görmesini önlemektedir [29].

BÖLÜM 4

TOZ METALURJİSİ

4.1. TOZ METALURJİSİ

Malzemelerin üretildiği yöntemler ve özellikleri, büyük ölçüde kullanılan elementlerin özelliklerine bağlıdır. Modern toz malzemeler, kimyasal bileşimlerine göre sınıflandırılmaktadır. Günümüzde, hemen hemen tüm metal ve alaşımların tozları üretilmektedir. Boyutları 1-200 µm aralığındaki parçacıklar, toz olarak tanımlanmaktadır [22]. Tozların özellikleri arasında parçacık bileşimi, büyüklüğü, şekli ve yapısı, spesifik yüzey, gözeneklilik ve hacim özellikleri, akışkanlık, kuvvet, sertlik, sıvı ve gazlara karşı geçirgenlik, elektrik iletkenliği, sıkıştırılabilirlik ve parçalanabilirlik gösterilmektedir [22].

Tozların çoğunda parçacık büyüklüğü birkaç mikrondan 0,5 mm ye kadar değişmektedir. Parçacıklar genellikle iç gözeneklere, çatlaklara ve safsızlıklara sahiptir. Parçacık şekli, çok çeşitlidir ve üretim yöntemlerine bağlıdır. İstenen özellikler, üretim parametreleri kontrol edilerek sağlanabilmektedir [11]. Tozlar, şekillerine göre üç temel gruba ayrılmaktadır. Bunlar;

1. saç veya iğne şeklinde,
2. yassı (ince tabakalar veya yapraklar),
3. küresel [22].

Toz metalurjisi (TM) yılda yaklaşık sekiz milyar dolarlık bir pazarı ve bir milyon tonu aşan bir üretimi temsil etmektedir. TM, geleneksel döküm, dövme veya işleme yöntemlerine göre daha rekabetçi, ve iyi özellikleri birleştirilmiş (malzeme tasarrufu anlamına gelen net şekilli) bileşenlerin üretiminde kolaylık sağlamaktadır. TM parçalar enerji, otomotiv, havacılık, tıp endüstrisi gibi birçok alanda

kullanılmaktadır. İlave olarak, toz metalurjisi ile üretilen malzemeler, geleneksel metalurjik yöntemle üretilen parçalarda elde edilen iri taneli alaşımlara nazaran, daha ince taneli mikroyapıya sahiptir [22].

Tozların farklı özelliklere (bileşim, boyut, boyut dağılımı, şekil, mikro yapı ve saflık) sahip olması, üretildikleri yöntem ile ilişkilidir. Buna bağlı olarak tozlar, soğuk presleme yerine termal püskürtme, gevşek toz sinterleme veya sıcak birleştirme (ekstrüzyon, izostatik presleme) için kullanıldığında, küresel (atomize) tozlara ihtiyaç duyulmaktadır. Düzensiz tozların kullanımında, yüksek şekillendirme kuvvetlerine ihtiyaç duyulmaktadır [11]. Toz kirliliği, birçok uygulama için önemli bir kriterdir. Kirlenmenin miktarı ve türü (kapanımlar, yüzeysel oksidasyon, vb.), toz üretimine bağlıdır. Bu kirlenmeler, üretim sırasında kontrol dışı meydana gelen bir olaydır. Toz üretim işlemleri mekanik, atomizasyon, fiziksel, kimyasal ve plazma gibi farklı yöntemlerle yapılmaktadır.

4.2. TOZ METALURJİSİ ÜRETİM YÖNTEMLERİ

4.2.1. Mekanik Yöntemler

Toz üretiminde tercih edilen mekanik yöntemler, genellikle sert metal ve seramik tozların üretimi için geçerlidir. Ayrı veya kombinasyon halinde dört farklı yöntemle (darbe, aşındırma, kesme ve sıkıştırma) toz üretimi yapılmaktadır [23,24]. Darbe ile toz üretiminde, yüksek ve hızlı bir kuvvet uygulanarak malzemenin kırılması sağlanmaktadır. Aşındırma, iki cisim arasındaki sürtünme hareketi ile parçacıkların üretimidir. Kesme, parçacıkları kesme düzlemleri boyunca (örneğin, bölünme) oluşan kırma işlemlerinden oluşmaktadır. Sıkıştırma, parçacıkların sıkıştırma kuvvetleri altında üretilmesidir. Kırma işleminde parçacık büyüklüğünün küçültmesi (öğütme veya karıştırma), katı hal alaşımlama (mekanik alaşımlama) ve polimorfik dönüşümü (mekanik öğütme) ile sonuçlanmaktadır [22,23].

4.2.1.1. Mekanik Öğütme Yöntemi

Mekanik yollarla parçacık boyutlarının küçültülmesi, mekanik öğütme (MÖ) olarak adlandırılmaktadır. Amaç, sonraki işlem adımlarına uygun parçacık büyüklüğü dağılımına sahip bir toz üretimidir. En yaygın olarak kullanılan MÖ yöntemi,

içerisinde bilyeler bulunan ve öğütölmek istenen malzemenin olduğu değirmenlerdir. Mekanik öğütme işleminde bilyeler tozlara çarparak daha küçük parçalara ayrılmasına neden olmaktadır. MÖ sırasında, uygulanan gerilmeler, parçacık dayanımını aştığında, kırılma gerçekleşmektedir. Darbe enerjisi, işlemin yapıldığı değirmen tasarımına bağlıdır. Öğütülebilirlik öğütme hızı, yoğunluğu ve ortamı ile ilişkilidir. Küçük tozlar üretmek için, daha yüksek darbe enerjisi gereklidir. Bununla birlikte, çok yüksek değirmen hızları, yüksek kirlenmeye, aşırı ısınmaya ve düşük toz verimine neden olmaktadır. Öğütme işlemi sırasında üretimde meydana gelen enerji tüketimi, çarpışma başına düşen ortalama darbe enerjisini azaltmaktadır [22,23].

4.2.1.2. Talaşlı Üretim Yöntemi

Metal işleme teknolojisindeki gelişmeler, bir çok metalin talaş hurdası olarak atığa gitmesine neden olmaktadır. Bu hurda atıklar kimyasal yöntemler ile temizlendikten sonra kullanılabilir. Çok farklı boyuttaki bu tozların istenen boyutlara getirilmesi için öğütme ile parçacıkların boyutlarını ve şekillerinin değiştirilmesi, sık kullanılan bir yöntemdir. Talaşlı üretim, küçük ölçekli toz üretimi için kullanışlı olan bir metoddur. Toz özelliklerinin ve kirliliğinin kontrol edilememesi, bu yöntemin olumsuzluklarından biridir. Bu yöntem, farklı işlemlerle elde edilen hurdaların değerlendirilmesi için uygundur. Frezeleme işlemi, tozlarda polimorfik dönüşümüne neden olmaktadır [23].

4.2.1.3. Mekanik Alaşım Yöntemi

Mekanik alaşım (MA) yöntemi, yüksek enerjili bir bilyalı öğütme yöntemidir. Bu yöntem metaller, seramikler ve kompozitler (sermetler ve metal matris kompozitler) gibi birçok farklı malzeme sisteminin üretiminde kullanılmaktadır. Sünek sünek veya sünek kırılğan malzeme sistemleri MA ile üretilebilmektedir [22,23].

MA işleminde farklı tip öğütme değirmenleri kullanılmaktadır. Bu değirmenlerden biride artritör tipi değirmenlerdir. Bu işlem ile metal matristeki ikinci fazın kontrollü ve homojen dağılımı sağlanabilmektedir. İşlem, uygun mekanik

özelliklerin elde edilmesi için önemli olan mikro yapıların geliştirilmesine katkı sağlamaktadır (Örneğin, oksitlerle sertleştirilmiş malzemeler) [22]. MA işleminde kullanılan bilyalar ve toz arasındaki yüksek enerjili etkileşim, tozların istenen şekilde alaşımlanmasını sağlamaktadır. MA işlemi tozların soğuk kaynaklanması, sürekli plastik deformasyon ve kırılma döngüsünden oluşmaktadır. Bu durum, sürekli soğuk kaynaklanma ve tekrar eden kırılmanın bir sonucudur. Bu işlem ile, nano boyutlu metalik alaşımlar ve amorf tozlar elde edilebilmektedir [26].

MA/MÖ işlemleri sırasında, sürekli olarak toz parçacıklarında yeni yüzeyler oluşmaktadır. Parçacıkların küçülmesini veya diğer bir ifade ile, soğuk kaynaklanmayı azaltmak için genellikle bir işlem kontrol kimyasalı (İKK) (ağırlıkça % 0,5-4) kullanılmaktadır. Bu yöntemle üretilen parçacıklar, farklı başlangıç tozlarından (malzeme aktarımı) oluşan, karakteristik katmanlı bir yapıya sahiptir. MA süresinin artmasıyla parçacıklar, ön deformasyon sertleşmesine uğrayarak ve kırılmaktadır. MA işlemi ilerledikçe, parçacıkların iç yapısında (tane büyüklüğü, tabaka açıklığı, vb.) değişmektedir. MA ilk olarak 1960'larda ODS (oksit dispersiyonu ile güçlendirilmiş) malzemelerin üretiminde kullanılmıştır. Bu malzemeler oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda oksidasyon dayanımına ve sıcak korozyon direncine sahiptir. Bu malzemelerin yüksek sıcaklık mukavemeti, nikel veya demir bazlı bir süper alaşımlarda homojen bir dağılım (yaklaşık 100 nm) çok ince (5-50 nm) oksit parçacıklarından (Y_2O_3 , ThO_2 ve La_2O_3) kaynaklanmaktadır. Ayrıca MA, aşırı doymuş katı eriyiklerin (katı çözünebilirlik sınırlarının uzatılması), veya yarı-kristalimsi ara fazların (şekilsiz ,camsı alaşımlar) ve alaşımlanması zor olan elementlerin alaşımlandırılmasında kolaylık sağlamaktadır [23].

4.2.2. Atomizasyon Yöntemleri

Atomizasyon, genellikle metal tozları ve özellikle önceden alaşımlı tozların üretiminde kullanılmaktadır (pirinçler, paslanmaz çelikler, süper alaşımlar, NiAl). Ayrıca, yüksek soğutma hızları 102-107 K/s, olan ve geleneksel döküm yöntemiyle üretilen alaşımların üretimine izin vermektedir. Bu yöntemin esnekliği, birçok metal ve alaşımına uygulanabilmesidir. Dünya da bu yöntemle yapılan üretim kapasitesinin, yılda bir milyon tondan yüksek olduğu tahmin edilmektedir. Bir sıvı

faz jeti, çok küçük damlacıklara dönüştürüldüğünde atomizasyon gerçekleşmektedir [22]. Farklı atomizasyon yöntemleri vardır. Bunlar;

1. Yüksek basınçlı su, yağ veya gaz jetleri ile erimiş bir metalin damlacıklara ayrıldığı sıvı ve gaz atomizasyonları.
2. Bir sıvı akımının, dönen bir elektrotun, diskin veya kabın merkezkaç kuvveti tarafından damlacıklara dağıtıldığı döner elektrot atomizasyonu.
3. Erimiş bir metalin, bir vakum bölmesinde metalin atomize edilmesine neden olan bir gaz ile süper doygunlaştırıldığı vakum veya çözünür gaz atomizasyonu.
4. Ultrasonik atomizasyondur [23].

Diğer toz üretim yöntemleriyle karşılaştırıldığında atomize tozlar, yüksek bir paketleme yoğunluğu ve düşük özgül yüzey alanına sahiptir. Parçacıkların şekli, su ve gaz atomizasyonu için düzensizden küresele doğru değişmektedir. Küresel tozlar, termal püskürtme gevşek sinterleme veya sıcak birleştirme ile (örneğin ekstrüzyon, izostatik presleme) şekillendirilmektedir. Ancak, soğuk preslemeden sonra yeterli ham dayanıma sahip parçalar için düzensiz şekilli tozlara ihtiyaç duyulmaktadır. Tozun temizliği de çok önemli bir parametredir. Muhtemel kirletici maddeler, çözünmüş katı safsızlıklar ve yüzey safsızlıkları, tozların şekillendirilmesinde olumsuzluğa neden olmaktadır [22]. Toz özelliklerini kontrol eden işlem parametreleri (boyut, dağılım, şekil ve oksijen içeriği) atomizer tasarımı (atomizasyonun geometrisini tanımlayan nozül), çalışma şartları (sıvının bileşimi, basınç, sıcaklık, atmosfer) ve malzeme (erime sıcaklığı, viskozite, yüzey gerilimi) açısından önemlidir [23].

4.2.2.1. Su ve Sıvı Atomizasyonu

Üretim maliyetleri, diğer atomizasyon yöntemlerinden daha düşüktür. Bununla birlikte, özellikle reaktif metaller ve alaşımlarla, toz saflığı (nispeten yüksek oksijen içeriği (ağırlıkça %1)) ile ilgili sınırlamalara sahiptir. Parçacık boyutu, artan su basıncıyla azalmaktadır. Çoğu endüstriyel tesis 5-20 MPa aralığında su basıncı kullanmaktadır. Bunun sonucunda 30-150 µm'lik tozlar üretilebilmektedir. Daha yüksek su basınçları (50-150 MPa) kullanılarak, daha ince tozlar (5-20 µm arası

parçacık büyüklüğü) üretilebilmektedir. Yağ atomizasyonu da, su atomizasyonuna benzerdir. Yağ atomizasyonu, parçacık şeklinin kontrolü ve özellikle kolayca oksitlenen Cr, Mn veya Si gibi elementler içeren sıvı metallerde oksidasyonu azaltmak için kullanılmaktadır [11,22].

4.2.2.2. Gaz Atomizasyonu

Gaz atomize tozların üretimi, yüksek maliyeti nedeniyle su atomize tozlardan daha azdır. Bu miktar hava atomizasyonu için yılda yaklaşık 300.000 ton ve inert gaz (azot, argon ve helyum) atomizasyonu için yılda yaklaşık 50.000 tondur. Gaz atomizasyonunda toz büyüklüğü ve dağılımı, nozul tasarımına bağlıdır. Nozul metalle temas halindeyken, gazın yüksek hızda olmasından dolayı ince toz parçacıklarının (<10 µm) miktarı artmaktadır. Gaz atomizasyonu ile üretilen tozların ortalama toz boyutu, 20-300 µm arasındadır. Parçacık şekli genellikle küreseldir. Düzensiz parçacıklar yalnızca gaz-sıvı metal arasındaki reaksiyonların olduğu alaşım sistemlerinde elde edilmektedir. Gaz atomizasyonunda kullanılan basınçlar genellikle 0,7-3 MPa arasındadır. Yüksek basınçlı gaz atomizasyonu ile (YB), çok ince tozlar üretilebilmektedir. Gaz olarak Ar, N₂ He kullanılmaktadır [22,23].

4.2.2.3. Vakum Atomizasyonu

Vakum atomizasyonunda, basınç altında (1-3 MPa) gaz ile doyurulmuş sıvı metal ince olarak akarken, vakuma maruz bırakılır. Bu sayede erimiş gaz, sudan dışarı fırladığında ince damlacıklar halinde dağılmaktadır. Bu yöntem temel olarak, küresel süper alaşım tozları üretmek için kullanılmaktadır [22,23].

4.2.2.4. Santrifüj Atomizasyonu

Santrifüj atomizasyonunda, döndürme kuvvetleri, sıvı metali toz parçacıklar halinde katılaştırmaktadır. Döner elektrot işleminde (REP), toz haline getirilmek istenen elektrot döndürülürken, ark yöntemi ile ergitme yapılmaktadır. İnert gazla doldurulmuş oda içinde küresel parçacıklar halinde katılaştıran damlacıklar, merkezkaç kuvvetlerinin etkisiyle savrulmaktadır. Bu yöntem, özellikle titanyum alaşımlarında kullanılmaktadır [22,23].

4.2.3 Elektrolizle Üretim Yöntemi

Elektroliz ile üretim yönteminde, elektroliz hücre düzeneğinde katod üzerinde biriken elementel tozların üretimi yapılmaktadır. Elektroliz üretim yöntemi ile üretilen tozların yüksek saflıkta olması bir avantajdır. Elektroliz hücresine verilen voltaj, anotun çözünmesi ile parçacıkların katod üzerinde toplanmasını sağlamaktadır. Bu birikinti, katod üzerinden alınarak yıkanır ve kurutulur. Öğütme işlemi ile toz haline getirilir. Elektroliz yöntemi ile üretilen tozlar genel olarak dentiritik ve süngerimsi yapıdadır. Toz boyutu ve şekli büyük ölçüde kontrol edilebilmektedir. Elektroliz hücresindeki akımın yoğunluğu, sıcaklığı, çözeltinin derişimi, katot bileşimi ve sıvının kinetiği önemlidir [22,23].

4.2.4. Kimyasal Üretim Yöntemi

Kimyasal yöntemler ile toz üretimi yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir. Tepkimenin değişkenlerini kontrol ederek toz boyutu ve şekli kontrol edilmektedir. Kimyasal üretim yöntemlerinde tozlar, katı, sıvı ve buhar fazlarındaki halinde reaksiyonlar ile üretilmektedir. Bu yöntem, metal tozlarının üretilmesinde, oksitlerin indirgenmesiyle gerçekleştirilmektedir. Kireç taşı ve grafit gibi oksit indirgeyicilerin karıştırılarak ısıtılması ile oluşan reaksiyonlar sonucunda oksitler indirgenir. Oksitlerin indirgenmesi sıcaklığa bağlıdır. Düşük sıcaklıklarda indirgeme uzun sürmektedir. Tozların üretiminde en temel değişkenlerden biride sıcaklıktır [23].

4.2.5. Özel Yöntemler

Kılcal dalga atomizasyonu, ultrasonik gaz atomizasyonu ve çift ultrasonik atomizasyon gibi farklı bazı ultrasonik atomizasyon yöntemleri vardır. Kılcal dalga atomizasyonunda, sıvı metal ultrasonik frekanslarda titreşimli bir yüzeye akıtılmaktadır. Ultrasonik gaz atomizasyonunda, erimiş metal akımı, çok yüksek hızlı gaz darbeleriyle parçalanmaktadır. Yüksek basınçlı gaz (1,4-8,2 MPa), bir şok dalgası tüpü (rezonans boşlukları) ile 60-120 kHz arasında değişen frekanslara hızlandırılmaktadır. Parçacık büyüklüğü genellikle 30 µm'den küçüktür. Ticari olarak alüminyum alaşımları gibi düşük erime sıcaklığına sahip alaşımların ve paslanmaz çeliklerin üretiminde kullanılmaktadır. Çift ultrasonik atomizasyonda, metal akışı iç tarafa doğru yönlendirilir. Sıvı metal bu titreşimli duvarı ıslatır ve

kılcal dalga atomizasyon işlemine göre parçalanmaktadır. Ultrasonik gaz atomizasyonunda (USGA) olduğu gibi basınç darbeleri, damlacıkları daha da parçalamaktadır [24].

4.3. TOZ METALURJİSİ MALZEME ÜRETİM BASAMAKLARI

Toz metalurjisi, istenilen oranda metal tozlarının oda sıcaklığında hassas kalıplarda sıkıştırıldıktan sonra sinterlenmesiyle parça üretim yöntemidir. Bu yöntem toz üretimi, üretilen tozların karıştırılması, preslenmesi, sinterleme aşamalarından oluşmaktadır [24].

Toz metalurjisi yöntemleri ile üretilmiş tozlardan üretilmesi planlanan malzemenin bileşenleri, karıştırılıp şekillendirildikten sonra sinterlenerek parça üretimi yapılmaktadır [23].

4.3.1. Tozların Karıştırılması

Tozlar, yeni bileşimler ve uygun özelliklerin elde edilmesi için karıştırılmaktadır. Harmanlama ve karıştırma, sıkıştırma işlemleri öncesinde parçacıkların boyut dağılımı için yapılan bir işlemdir. Sıkıştırma işlemi öncesinde homojen bir karışım ve uygun tane boyutları ile üretilmek istenen malzemenin istenen niteliği kazanması sağlanmaktadır [22].

Karıştırma verimliliği açısından toz hacminin, karıştırıcı hacminin yaklaşık % 50-60 arasında olması istenmektedir. Optimum karıştırma süresi, ancak belirli bir karıştırıcıda belirli bir deneyimle belirlenebilmektedir. Burada amaç, tozları yalnızca tam bir karışım elde etmek için gerektiği kadar karıştırmak ve karışımın kümeden partiye düzgün bir görünür yoğunluğun elde edilmesidir. Karışımın görünür yoğunluğu, karıştırma süresi ile artmaktadır [24].

Toz karıştırma işleminde kullanılan değişkenler:

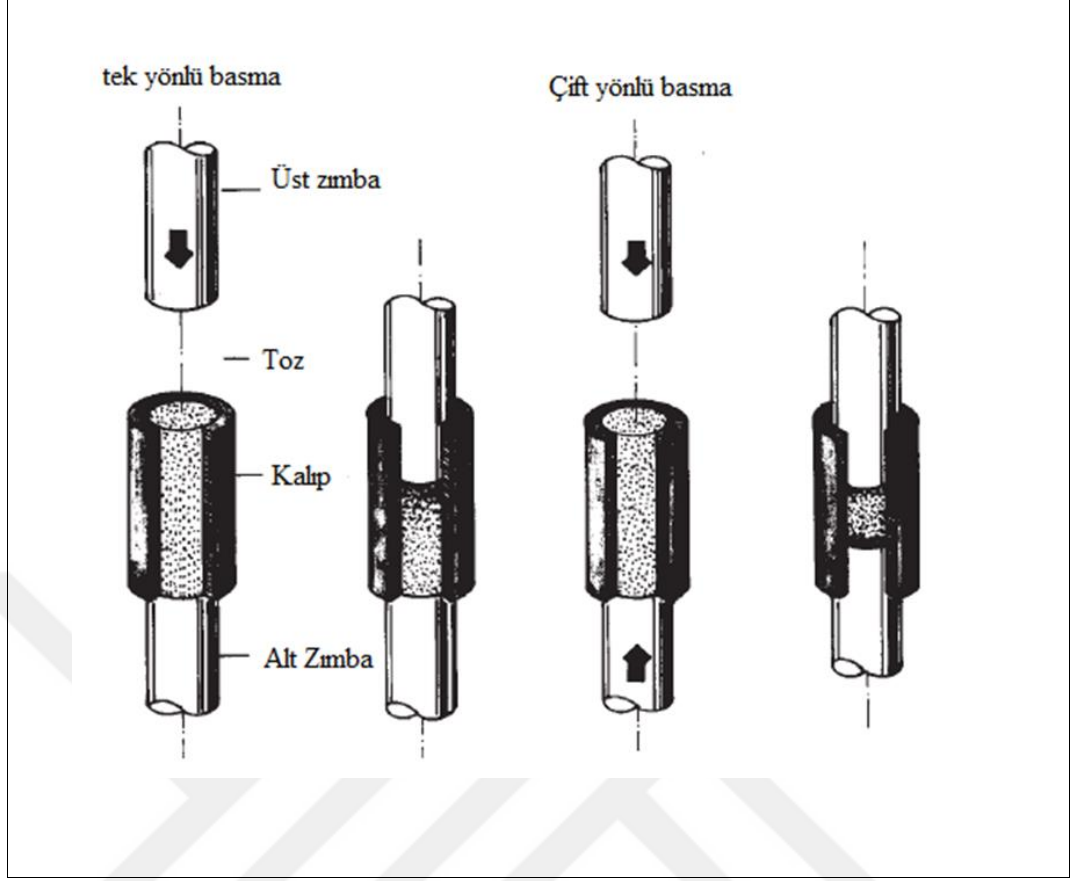
1. Karıştırıcı türü
2. Karıştırıcı hacmi
3. Karıştırıcı geometrisi

4. Karıştırıcının iç yüzey alanı
5. Karıştırıcının malzemesi ve yüzey kalitesi
6. Karıştırmadan önce karıştırıcıdaki tozun hacmi
7. Karıştırdıktan sonra karıştırıcıdaki tozun hacmi
8. Bileşen tozlarının hacim oranı
9. Karıştırıcıda ki toz oranı
10. Bileşen tozlarının özellikleri
11. Yükleme ve boşaltma cihazlarının türü, yeri ve sayısı
12. Karıştırıcı dönme hızı
13. Karıştırma zamanı
14. Karıştırma sıcaklığı
15. Karıştırma ortamı (gaz halinde veya sıvı)
16. Havada karıştırırken nem [24].

4.3.2. Tozların Sıkıştırılması

Serbest yapıda bulunan tozların istenilen boyut ve yoğunlukta olması için, bir kalıp içerisinde ve belirli bir kuvvet altında sıkıştırılması gereklidir. Tozların sıkıştırılması sonucunda yoğunluk ve dayanım artmaktadır. Sıkıştırma işlemi pnömatik, hidrolik ve mekanik presleme ile yapılmaktadır. Kalıp içinde sıkıştırma, en yaygın kullanılan yöntemidir. Sıkıştırma işleminden sonra yaklaşık % 90'a kadar yoğunluk elde edilebilmektedir. Toz ile kalıp duvarı arasındaki sürtünme, basıncın iletimini engellemektedir. Ham parçalarda yüksek homojenlik, bazı parametrelere bağlıdır [24].

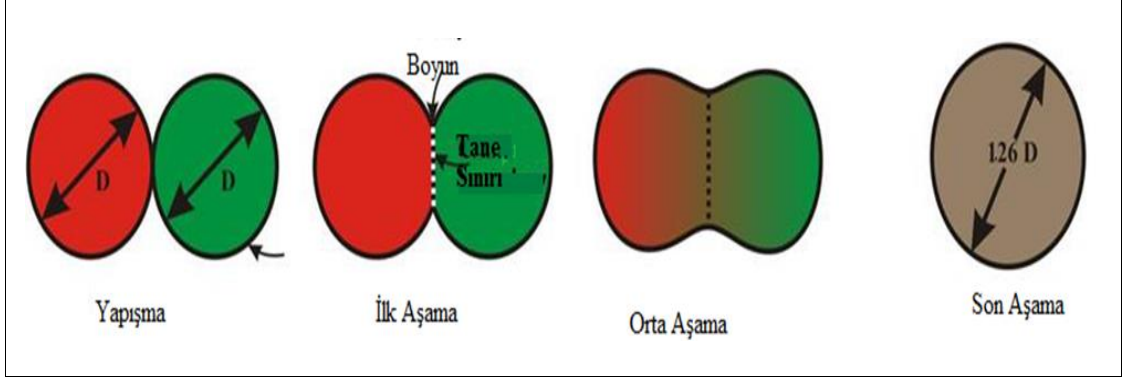
Şekil 4.1'de, tek yönlü ve çift yönlü toz sıkıştırma işlemi şematik olarak verilmektedir.



Şekil.4.1. Tek yönlü ve çift yönlü toz sıkıştırma [24].

4.3.3. Sinterleme

Sinterleme, basınç altında sıkıştırılmış metal tozlarından oluşan ham parçaların, yüksek bir sıcaklığın etkisi altında pişirilmesi işlemidir [25]. Sinterlemenin temel göstergeleri, dayanım artışı ve gözenekliliğin azalmasıdır. Tek bileşenli sistemler için sinterleme, sinterlenmiş bir malzemenin ergime sıcaklığının 0,6-0,75'lik bir sıcaklık aralığında gerçekleştirilmektedir. Çok bileşenli sistemler (toz karışımları) genellikle en düşük ergime noktasına sahip bileşenin ergime sıcaklığına yakın veya biraz üzerinde yapılmaktadır [26]. Sıcaklık genellikle ana bileşenin ergime sıcaklığının altındadır. Sinterlenmiş parçanın yoğunlaştırılması veya büzülmesi, çoğu zaman tüm sinterleme tipleriyle ilişkilidir. Bununla birlikte, sinterleme büzülmeden gerçekleşebilir. Genişleme veya net bir boyutsal değişiklik mümkün değildir. Katı hal sinterlemesi için itici güç, yüzey enerjidir. Sinterleme karmaşık bir işlemdir ve malzeme taşınım mekanizmalarının olması muhtemeldir [25].



Şekil.4.2. Sinterleme işleminde taneler arası oluşum [26].

Sinterleme sırasında, boşluklar ve atomlar parçacık yüzeyleri boyunca yüzey difüzyonu, tane sınırları boyunca, tane sınırı difüzyonu ve kafes boyunca viskoz akış veya hacim difüzyonu oluşmaktadır. Ayrıca, boşluklar yer değiştirerek büyük gözeneklere neden olurken, küçük gözenekler daha da küçülmektedir. Yüzey taşıma süreçleri, kütle akışı parçacık yüzeyinden başladığından dolayı, parçacık aralarında bir değişiklik olmadan (yoğunlaşma veya büzülme olmadan) boyun büyümesi meydana gelmektedir. Yüzey difüzyonu ve buharlaşma-yoğunlaşma yüzey taşınımı, kontrollü sinterlemeye katkıda bulunan iki ayrı mekanizmadır. Yüzey difüzyonu, birçok metalin düşük sıcaklıkta sinterlenmesi sırasında meydana gelebilir. Buharlaşma ve yoğunlaşmada yayılma çok geniş değildir. Ancak kurşun gibi bazı alaşımlarda görülmektedir. Yüzeyin yanı sıra, kütle transferi de boyun büyümesine katkıda bulunmaktadır [26].

BÖLÜM 5

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Deneysel çalışmalar iki aşamada gerçekleştirilmiştir. Birinci aşamada bakır esaslı şekil hafızalı alaşımlarda yaygın olarak kullanılan Cu₁₄Al₄Ni alaşımları farklı sürelerde (2,5, 5, 7,5 ve 10 saat) mekanik alaşımlanarak üretilmiştir. MA işlemi yapılan tozlar soğuk preslenerek ham numuneler elde edilmiştir. Hazırlanan numunelere 1000 °C sıcaklıkta iki saat sinterlenmiştir. Daha sonra üretilen numunelere (her bir öğütme süresindeki) 900 °C sıcaklıkta bir saat ısıl işlem uygulanmış ve numuneler suda hızlı soğutulmuştur. Böylece aynı bileşim ve öğütme sürelerindeki numunelerin bir kısmı östenitik yapılı, ısıl işlem uygulanan diğer numuneler de ise martenzitik yapılı olarak oluşturulmuştur. Östenitik yapılı ve martenzitik yapılı numunelerin, aşınma davranışı üzerindeki etkisi incelenmiştir. Bu aşama sonrasında en ideal MA süresi belirlenerek, ikinci aşamada üretilmesi planlanan alaşımlarda bu süre kullanılmıştır. Deneysel çalışmanın ikinci aşamasında ise Cu₁₄Al₄Ni alaşımına farklı miktarlarda Nb (%0,5, %1, %1,5 ve % 2) ilave edilmiştir. Alaşıma farklı miktarlarda ilave edilen Nb'un alaşıma sağladığı katkılar incelenmiştir.

5.1. ALAŞIM TOZLARININ HAZIRLANMASI

Bu çalışmada, Cu₁₄Al₄Ni alaşımı ve CuAlNiNb alaşımında kullanılan tozlar bakır ((% 99,99), alüminyum (% 91, d<50 µm, Aldrich), nikel (% 99,99 d<150 µm, Aldrich) ve niyobyum (% 99,8 d<45 µm, Aldrich) tozları kullanılmıştır. Deneylerde kullanılan alaşımların üretiminde kullanılan tozlar 1/10000 g hassasiyetindeki terazi ile tartılarak hazırlanmıştır.



Şekil 5.1. Fritsch Pulverisette marka MA cihazı.

Hazırlanan bileşimler, Şekil 5.1’de gösterilen 225 ml kapasiteli Fritsch Pulverisette tek öğütme hücreli planeter tipi değirmen kullanılarak mekanik alaşımlanmıştır. MA işlemlerinde 8 mm’lik paslanmaz çelik bilye, 1/15 toz/bilye oranı, %50 kap doluluk oranı ve topaklanmayı engellemek amacı ile işlem kontrol kimyasalı olarak % 1 etanol kullanılmıştır. MA işleminin yapıldığı değirmenin hızı 300 dev/dak. olarak belirlenmiştir. Cu₁₄Al₄Ni alaşımlarının üretilmesi için, 2,5-5-7,5 ve 10 saat MA işlemi yapılmıştır. İkinci aşamada ise farklı miktarlarda Nb ilave edilen CuAlNiNb alaşımları için ideal öğütme süresi olarak 7,5 saat MA süresi kullanılmıştır. MA işlemlerinde 2,5 saat ve 5 saat tek bir seferde yapılmıştır. 7,5 saat öğütme işlemi 5 saat + 2,5 saat şeklinde, 10 saatlik alaşımlama işleminde ise 5 saat + 5 saat şeklinde bir saat cihaz durdurulmuş, işlem ara verilerek tamamlanmıştır.

5.2. ALAŞIMIN TOZ BOYUT ANALİZİ

2,5-5-7,5 ve 10 saat MA ile üretilen Cu14Al4Ni alaşımının toz boyut analizi, Bartın Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarında (Şekil 5.2 de verilen toz boyutu ölçme cihazı Malvern marka Mastersizer 3000 modeli ile) yapılmıştır.



Şekil 5.2. Malvern Mastersizer 3000 toz boyutu ölçüm cihazı.

5.3. TOZLARIN SOĞUK PRESLEME İLE ŞEKİLLENDİRİLMESİ

DeneySEL çalışmada kullanılan tozlar MA süresi sonunda (Ø12x6 mm ölçülerinde), soğuk preslenerek ön şekillendirme işlemi yapılmıştır. Numunelerin preslenmesinde kullanılan kalıp, Şekil 5.3 'te verilmiştir.



Şekil 5.3. Numunelerin şekillendirilmesinde kullanılan metal kalıp.

Soğuk presleme işlemi 620 MPa basınçta ve Karabük Üniversitesi İmalat Mühendisliği Bölümü laboratuvarında yapılmıştır. Presleme işlemi yapılan Hidroliksan marka pres, Şekil 5.4'te verilmiştir.



Şekil 5.4. Numunelerin şekillendirilmesinde kullanılan hidrolik pres.

5.4. SİNERLEME VE ISIL İŞLEMİ

Soğuk presleme ile üretilen ham parçalar sinterlenmiştir. Sinterleme işlemi, 5 °C/dak ısıtma hızı ile, 1000 °C sıcaklıkta ve 10^{-6} mbar vakum altında bir saatte yapılmıştır. Sinterleme işleminin sonunda numuneler fırın ortamında oda sıcaklığına soğutulmuştur. Sinterleme işleminde oluşması muhtemel reaksiyonların önlenmesi için, Al_2O_3 numune altlıkları kullanılmıştır. Şekil 5.5'de, sinterleme işleminde kullanılan vakumlu ısıtma fırınının görüntüsü verilmektedir.



Şekil 5.5. Sinterleme işlemlerinin yapıldığı vakumlu ısıtım fırını.

Daha sonrada her öğütme süresindeki numuelerin bir kısmını 900 °C bir saat süre ile ısıtım işleme tabi tutulmuş ve sonra suda hızlı soğutulmuştur. Şekil 5.6’da, ısıtım işlemin yapıldığı fırın görüntüsü verilmektedir.



Şekil 5.6. Isıtım işlemlerinin yapıldığı fırının görüntüsü.

5.5. YOĞUNLUK ÖLÇÜMLERİ

Deney numunelerinin yoğunlukları, Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği laboratuvarında varolan PRECISA XB200 h marka, maksimum 220 g ağırlık ölçebilen 1/10000 g hassasiyetindeki yoğunluk ölçüm cihazında Arşimet prensibine göre ölçülmüştür. Bütün gruplardaki deney numunelerinin yoğunluk

ölçümleri yapılarak, bu değerlerin ortalaması alınmıştır. Kullanılan yoğunluk ölçme cihazı, Şekil 5.7’de, verilmiştir.



Şekil 5.7. PRECISA XB200 marka yoğunluk ölçme cihazı.

5.6. SERTLİK ÖLÇÜMLERİ

Deney numunelerinin sertlik ölçümleri, Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Laboratuvarında bulunan ve görüntüsü Şekil 5.8’de verilen, Shimadzu marka mikro sertlik ölçüm cihazında 0,5 N yük altında yapılmıştır. Deney numunelerinin sertlik ölçümleri, her gruptan üçer adet numunenin 5 farklı bölgesinden ölçüm yapılarak ortalaması alınmıştır.



Şekil 5.8. Shimadzu marka mikro sertlik ölçüm cihazı.

5.7. TARAMALI ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM+EDS)

Deney numunelerin mikro yapıları taramalı electron mikroskopunda (SEM + EDS) incelenmiştir. SEM incelemelerinde Karabük Üniversitesi, Demir Çelik Enstitüsü, MARGEM Laboratuvarı'nda bulunan ve Şekil 5.9'da, gösterilen Zeiss marka Ultra/Plus (FEG) model tarama elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Ayrıca aşındırılan numunelerin aşınma yüzeyleri de tarama elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiştir.



Şekil 5.9. Zeiss marka Ultra/Plus (FEG) model tarama elektron mikroskobu.

5.8. X-IŞINI KIRINIMI (XRD) İNCELEMELERİ

MA işlemi, sinterleme ve ısıl işlemler sırasında oluşan fazların belirlenmesi amacıyla, X-ışını kırınımı (XRD) incelemeleri yapılmıştır. Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü MARGEM Laboratuvarı'nda bulunan ve Şekil 5.10'da gösterilen, Rigaku marka XRD cihazında X-ışını kırınımı (XRD) ve Rigaku ZSX Primus II marka cihazda X-ışınları floresans spektrum (XRF) incelemeleri yapılmıştır.



(a)



(b)

Şekil 5.10 a) Rigaku marka XRD cihazı, b) Rigaku ZSX Primus II marka X-ışınları floresans spektrum (XRF) cihazı.

5.9. TG/DTA VE DSC

Üretilen Cu₁₄Al₄Ni alaşımları, diferansiyel termal analiz (DTA) cihazı ile ekzotermik ve endotermik reaksiyonlar sonucu meydana gelen faz dönüşüm sıcaklıkları belirlenmiştir. Deney numuneleri 10 °C aralıklarda 750°C sıcaklıkta incelenmiştir. Diferansiyel Taramalı Kalorimetri (DSC) ile deney numunesi ısıtılırken, soğutulurken veya sabit bir sıcaklıkta tutulurken soğurulan veya salıverilen enerji miktarı ölçülmüştür. Bu deneyde sinterleme sıcaklığı olan 1000 °C sıcaklığa 10 °C aralıklar ile yapılmıştır. Ölçümler Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü MARGEM Laboratuvarı'nda bulunan cihazda yapılmıştır.

5.10. AŞINMA DENEYİ TESTLERİ

Aşınma testleri Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği laboratuvarında bulunan standart pin-on disk tipi aşınma cihazında yapılmıştır. Testlerde 1 ms⁻¹ kayma hızı, üç farklı yük (10-20 ve 30 N) ve dört farklı (400-800-1200-1600 ve 2000 m) kayma mesafesi kullanılmıştır. Aşınma testlerinde tüm parametrelerde üçer numune test edilmiştir. Deney numuneleri her kayma mesafesi sonunda, hassas terazide tartılarak (1/10000 g) ağırlık kayıpları belirlenmiştir. Pin-on disk tipi cihazda yapılan aşınma testlerinde, test öncesinde disk ve numune yüzeyleri aseton ile temizlenmiştir. Aşınma testleri tamamlandıktan sonra, aşınma yüzeyleri SEM ile incelenmiştir. Aşınma oranlarının belirlenmesinde kullanılan denklem, Eşitlik 5.1'de verilmiştir. Eşitlik 5.1'de verilen denklem kullanılarak, aşınma oranları hesaplanmıştır. Aşınma testleri tamamlandıktan sonra aşınma yüzeyleri SEM ile incelenmiştir.

$$Wa = \Delta Gd.P.S \quad (5.1)$$

Burada Wa : Aşınma oranı (cm³/Nm), ΔG : Ağırlık kaybı (gr), d : Yoğunluk (gr/cm³), P : Yükleme ağırlığı (N) ve S : Kayma mesafesi (m) olarak verilmiştir.

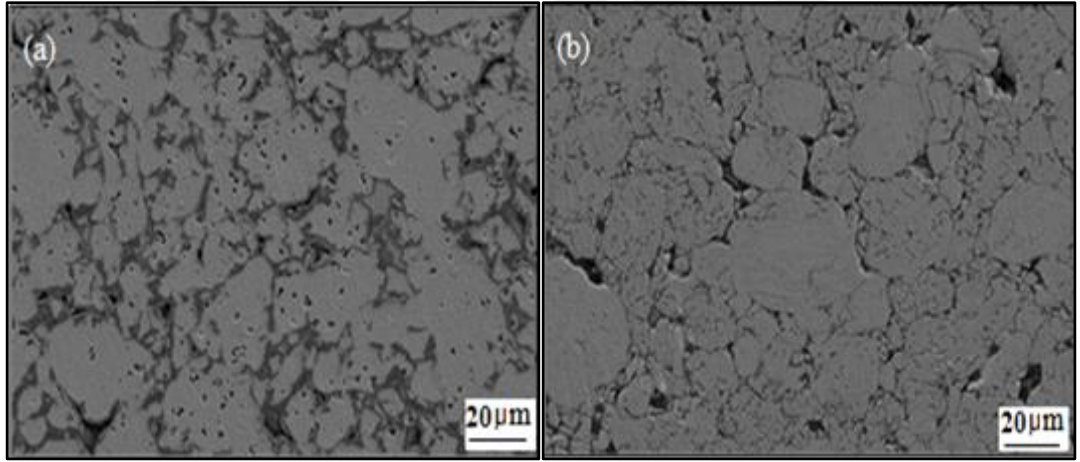
BÖLÜM 6

SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ VE TARTIŞMA

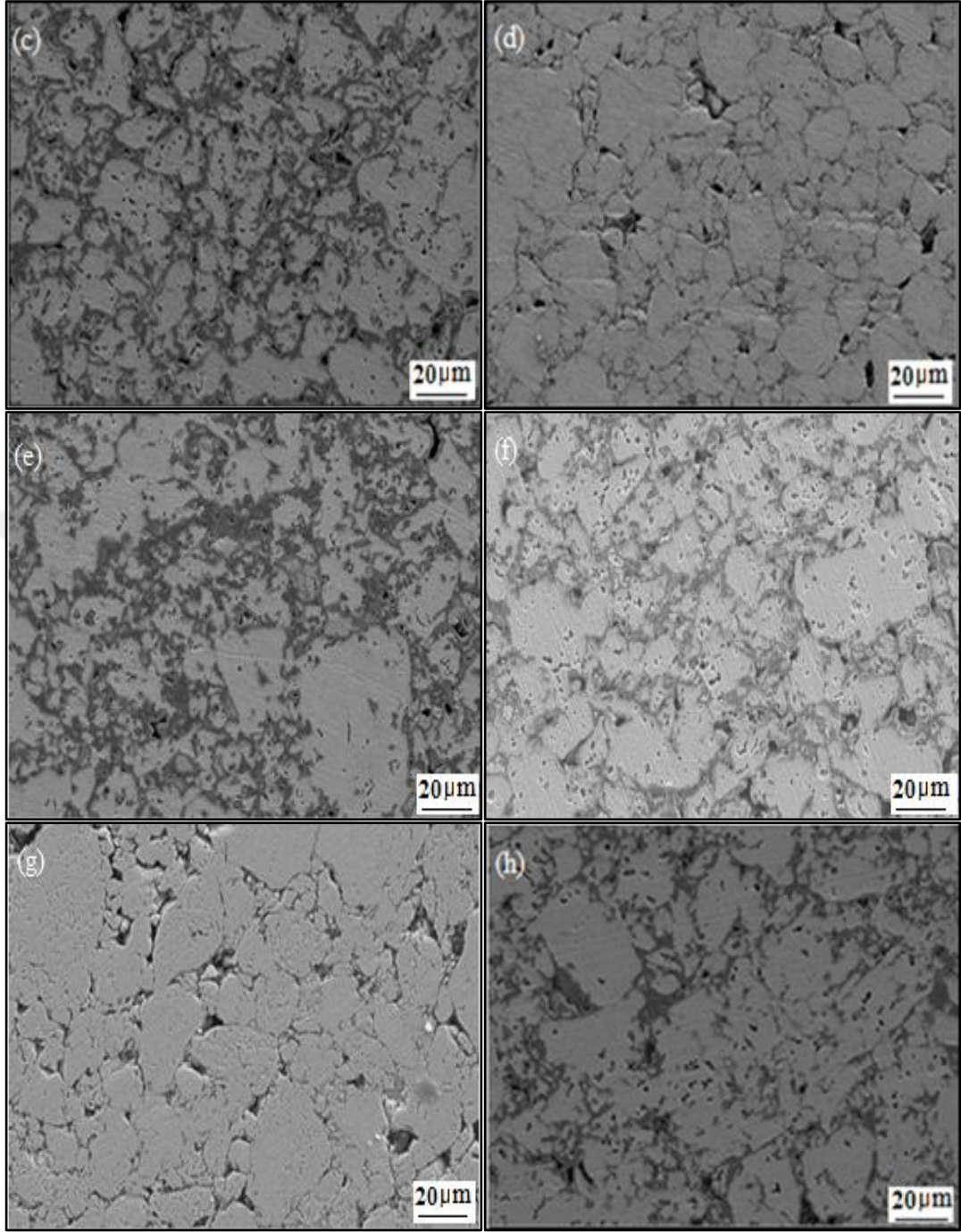
6.1. MİKRO YAPI İNCELEMELERİ

6.1.1. Cu14Al4Ni Alaşımında Mekanik Alaşımlamanın Mikro Yapı Üzerindeki Etkileri

Farklı sürelerde mekanik alaşımlanan ve 900 °C ısıtılma işlemi uygulanmış (martenzit) ve ısıtılma işlemi yapılmamış (Östenit) Cu14Al4Ni alaşımlarının, mikro yapı SEM görüntüleri Şekil 6.1’de ve EDS sonuçları ise Çizelge 6.1’de verilmektedir.



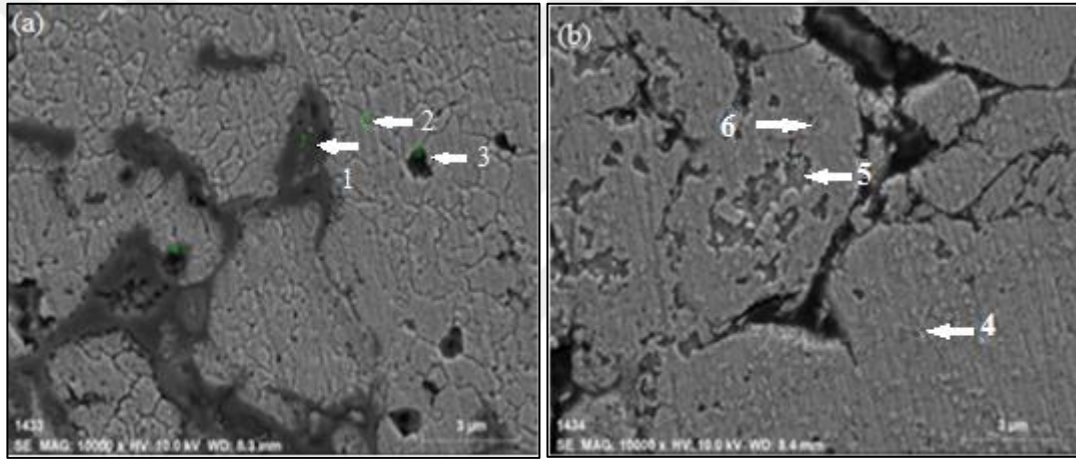
Şekil 6.1. Farklı sürelerde mekanik alaşımlanmış ve 900 °C 1 saat ısıtılma işlemi uygulanmış Cu14Al4Ni alaşımlarının mikro yapı SEM görüntüleri; a) 2,5 saat martenzit, b) 2,5 saat östenit, c) 5 saat martenzit, d) 5 saat östenit, e) 7,5 saat martenzit, f) 7,5 saat östenit, g) 10 saat martenzit ve h) 10 saat östenit.



Şekil 6.1. (devam ediyor).

Şekil 6.1’de verilen mikroyapı SEM görüntüleri incelendiğinde, yapılan mekanik alaşımlama sürelerinin, toz boyutu sonuçlarında olduğu gibi tane boyutu üzerindeki etkili olduğu görülmektedir. Ayrıca, Şekil 6.2’de verilen mikroyapı görüntülerinde EDS analizi alınan noktalar verilmiştir. Mikroyapı SEM görüntüleri incelendiğinde, mekanik alaşımlama işleminde öğütme süresine bağlı olarak tane yapısında küçülme

oluştugu görülmektedir. MA süresi arttikça, tane sınırlarındaki boşluklar azalırken, tanelerin üzerinde mikro gözeneklerin olduğu görülmektedir. 10 saatlik öğütme süresinde ise tane sınırlarındaki boşluklarda artış görülmektedir. Bu sonuçlar, toz boyut analizindeki veriler ile örtüşmektedir. Lai vd. ısıt işlemin bakır esaslı şekil hafızalı alaşımlardaki etkisini incelemiştir. Yapmış oldukları çalışmalarda, farklı sıcaklıklarda farklı ortamlarda soğutma işlemi yapmışlardır. 900°C sıcaklıkta uygulanan ısıt işlemin sonucunda mikro yapıda martenzit oluşumları ve tane yapısında küçülmeler olduğunu belirtmişlerdir [41]. Çizelge 6.1’de 7,5 saat MA yapılan Cu14Al4Ni alaşımının ısıt işlem öncesi ve sonrası EDS sonuçları verilmektedir.



Şekil 6.2. 7,5 saat mekanik alaşımlanmış ve 900°C 1 saat süre ile ısıt işlem uygulanmış Cu14Al4Ni alaşımlarının a) martenzitik yapı ve b) ısıt işlem uygulanmamış östenit yapı mikro yapı EDS sonuçları.

Mekanik alaşımlama ile üretilen Cu14Al4Ni alaşımlarının 900°C 1 saat işlem uygulanmış (martenzitik yapı) ve ısıt işlem uygulanmamış (östenit yapı) alaşımlar arasındaki farklılıklar belirlenmeye çalışılmıştır. ısıt işlem sonrasında tane boyutlarındaki büyümeler gözlenmiştir. Tane sınırlarında ise gözenekler olduğu görülmektedir. Bunun yanında, tane içerisine dağılmış noktasal ve tane sınırlarında martenzit yapıların oluşumları, Şekil 6.2 (b)’de görülmektedir.

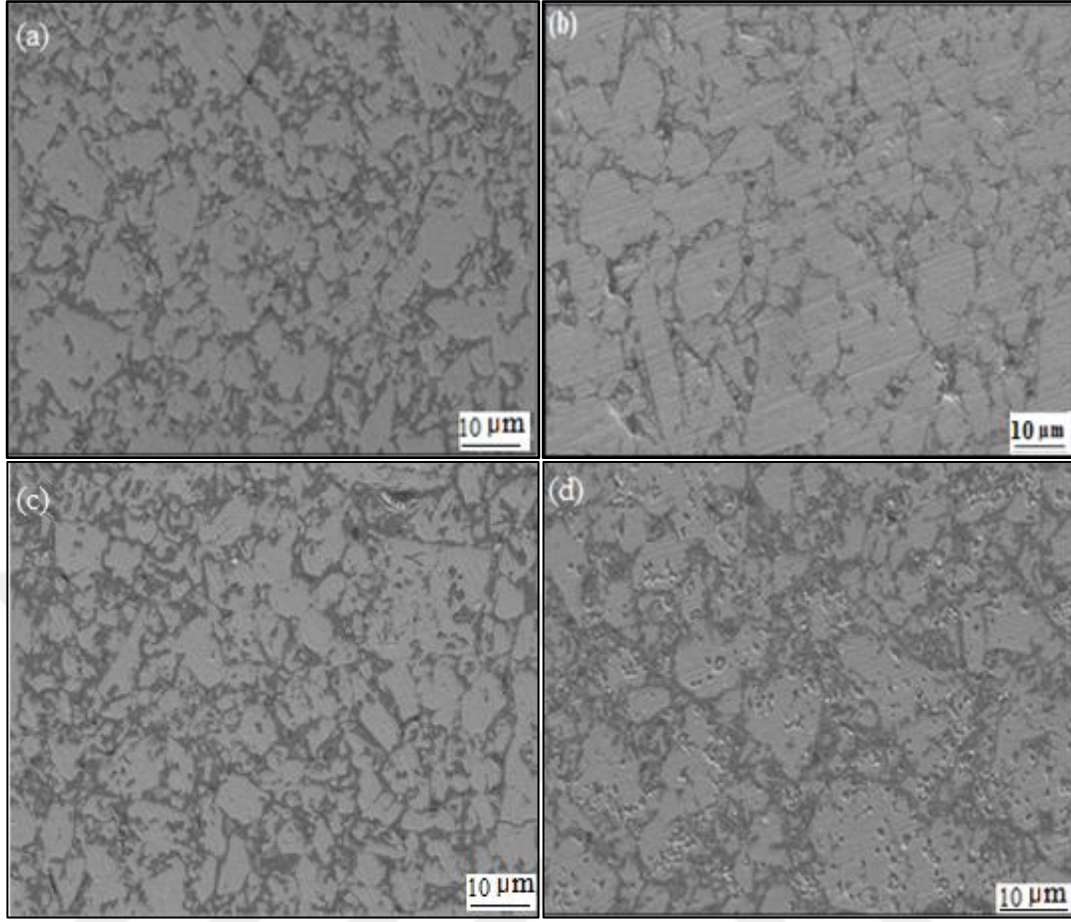
Çizelge 6.1. Farklı sürelerde mekanik alaşımlanmış ve 900 °C 1 saat süre ile ısıtıl işlem uygulanmış ve ısıtıl işlem uygulanmamış Cu14Al4Ni alaşımlarının EDS sonuçları.

Faz Yapısı	Konum	Cu	Al	Ni	O
Martenzit	1	74,88	12,68	9,21	3,23
	2	70,64	16,85	6,97	5,54
	3	87,09	8,24	2,16	2,51
Östenit	1	22,06	37,93	1,18	3,41
	2	84,05	7,38	5,16	5,54
	3	80,57	9,38	0,23	9,82

Şekil 6.2’de verilen mikroyapı SEM görüntüleri incelendiğinde, uygulanan ısıtıl işlem ile soğuma hızına bağlı olarak oluşan β östenitin fazının yanısıra β' martenzit fazının oluştuğu görülmektedir. Yapıda bulunması istenen bu faz, şekil hafızalı alaşımın en önemli özelliğidir. Çizelge 6.1’de verilen EDS analizi sonuçları incelendiğinde ise, farklı noktalardan elde edilen EDS sonuçlarında, östenit yapıda alüminyumun belirli noktalarda lokalize olduğu ve yapıda oksit oranının arttığı görülmektedir. Martenzit yapı oluşturulan alaşımın EDS sonuçlarında ise, alaşım elementlerinin homejen dağılım gösterdiği ve bir miktar oksidasyon olduğu görülmektedir.

6.1.2. CuAlNi Alaşımına Nb ilavesinin Mekanik Alaşımlama ve Isıl İşlem Süresinin Mikro Yapı Üzerindeki Etkileri

Şekil 6.3’de 7,5 saat mekanik alaşımlanan Cu14Al4Ni alaşımına farklı miktarlardaki (% 0,5, % 1, %1,5, % 2) Nb ilave edilen alaşımların mikro yapı SEM görüntüleri verilmiştir.

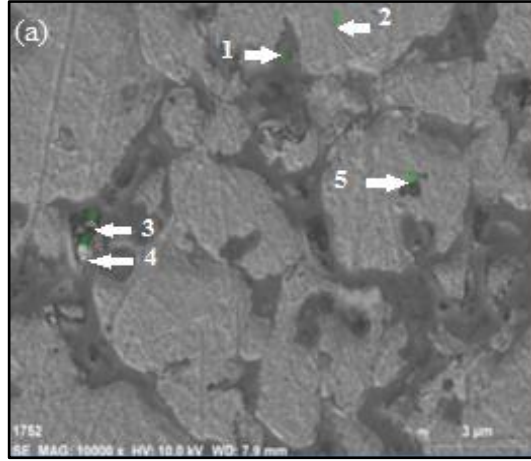


Şekil 6.3. Farklı miktarlarda Nb ilavesi yapılan CuAlNiNb alaşımlarının mikro yapı SEM görüntüleri a) %0,5 Nb, b) % 1Nb, c) % 1,5 Nb, d) % 2 Nb.

Şekil 6.3’de verilen mikroyapı SEM görüntülerine göre, Nb ilavesindeki artışa bağlı olarak taneler arasında daha koyu tonda siyah bölgelerin olduğu görülmektedir. Nb miktarındaki artışa bağlı olarak taneler sınırlarındaki boşluklar, azalmakla birlikte, tanelerin üzerinde mikro gözenekler oluştuğu anlaşılmaktadır.

6.1.5. Cu₁₄Al₄Ni Alaşımında Nb ilavesinin ve Isıl İşlem Süresinin EDS Sonuçlarının İncelenmesi

Şekil 6.4’te verilen mikroyapı SEM görüntüsü üzerinde EDS alınan noktalar gösterilmektedir.



Şekil 6.4. % 1 Nb ilavesi yapılan CuAlNiNb alaşımasının EDS Analizi.

Şekil 6.4’de %1 Nb ilave edilen CuAlNiNb alaşımında 5 farklı noktadan elde edilen EDS analiz sonuçları incelendiğinde, yapıda çökelti fazlarının oluştuğu anlaşılmaktadır. Bu sonuçlara göre 1,3 ve 5 nolu noktalarda oksit miktarının yüksek olduğu görülmektedir. Bu nedenle, bu noktalarda alüminyum oksit fazının oluştuğu anlaşılmaktadır. Bunun haricinde, EDS ile elde edilen sonuçlara göre element dağılımının matris yapıyı temsil ettiği anlaşılmaktadır.

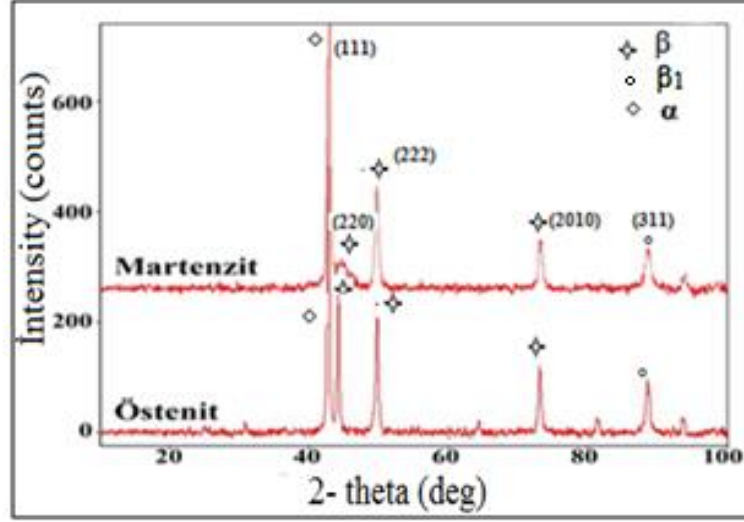
Çizelge 6.2. %1 Nb ilavesi yapılmış CuAlNiNb alaşımasının mikro yapı EDS analiz sonuçları.

Konum	Cu	Al	Ni	Nb	O
1	7,17	45,60	0,31	0,33	46,59
2	87,28	5,64	5,01	0,17	1,90
3	68,63	15,87	2,93	0,53	12,03
4	88,17	5,81	1,03	0,00	4,99
5	20,18	39,80	1,26	0,00	38,77

6.2. XRD VE XRF TESTİ SONUÇLARI VE İNCELEMELERİ

6.2.1. Cu₁₄Al₄Ni Alaşımasının XRD İncelemeleri

Şekil 6.5’de Cu₁₄Al₄Ni alaşımasının 900 °C sıcaklıkta 1 saat ısıl işlem uygulanarak suda hızlı soğutulan martenzit yapılı ve ısıl işlem uygulanmamış östenit yapılı numunelerin XRD sonuçları verilmiştir.

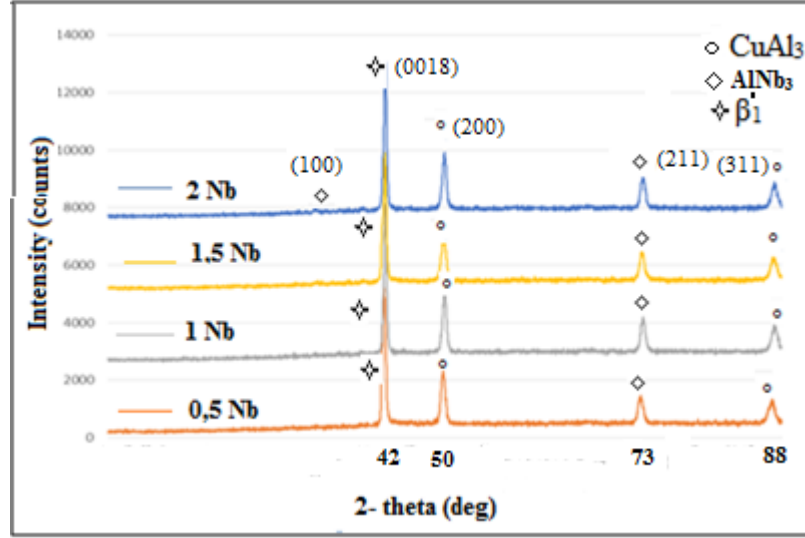


Şekil 6.5. CuAlNi Alaşımında Mekanik Alaşımlama yapılan alaşımların ısıtılmış (Martenzit) ve ısıtılmamış (Östenit) yapılarındaki XRD sonuçları.

Yapılan çalışmada numunelere X-ışını analizleri 2θ 0° - 100° aralığında taranmıştır. Yapıda oluşan fazların hangi düzlemlerde olduğu belirlenmiştir. Isıtılmayan östenit yapıdaki alaşımda daha çok ana fazı östenit olduğu β fazının pikleri daha yüksek ve belirgindir. Martenzit yapılı alaşımda ise, uygulanan ısıtma ve soğutma süresine bağlı olarak yapıdan, östenit (β) yapıdan martenzite (β_1) yapıya geçişin olduğu gözlenmiştir. G. Lojen vd. hızlı karıştırma yöntemi ile üretilen CuAlNi alaşımlarında, tamamen yapının martenzitten oluşmadığını belirlemişlerdir. CuAlNi alaşımlarının düşük ısıtma iletkenliği olmasının buna sebep olduğunu vurgulamışlardır. Buna rağmen, alaşımların şekil hafıza özelliği gösterdiği belirtmişlerdir. Hızlı katılma yöntemi ile üretilen alaşımların tam bir martenzitik dönüşüm için ısıtma ihtiyacı olduğunu ifade etmişlerdir [39].

6.2.2. Farklı Oranlarda Nb ilavesi yapılan CuAlNiNb Alaşımlarının XRD İncelemeleri

Farklı miktarlarda (% 0,5, %1, %1,5 ve %2) Nb ilave edilen CuAlNiNb alaşımlarının XRD sonuçları, Şekil 6.6'da, verilmiştir.



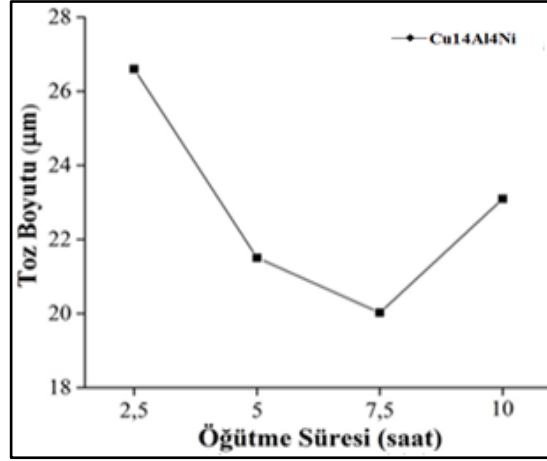
Şekil 6.6. Farklı miktarlarda Nb ilave edilen CuAlNiNb alaşımlarının XRD sonuçları.

Şekil 6.6’da verilen CuAlNiNb alaşımının XRD analiz sonuçları incelendiğinde, Nb ilaveli alaşımların hepsinde yapıda oluşan fazlar ve faz miktarlarının birbirine yakın olduğu anlaşılmaktadır. Yapıda bulunan Nb fazlarının pikleri belirgin bir şekilde görülmektedir. Ayrıca yapıda CuAl₃ ve AlNb₃ intermetalik fazların oluştuğuda görülmektedir. Farklı miktarlarda Nb ilave edilen alaşımlarda faz yapılarında ve şiddetlerinde pek farklılık olmadığı anlaşılmaktadır. F.R. Milhorato, vd. yapmış oldukları çalışmada, CuAlNiMn alaşımında Nb’un etkisini incelemiştir. Yüksek basınç altında (1400 MPa) alaşımın yapısında östenit fazların bulunduğunu gözlemlemiştir. Yapıdaki östenitin bulunmasını nedenini, Nb’ca zengin AlNb₃ fazlarının tane sınırlarında çökmesinden kaynaklandığını belirtmişlerdir [40].

6.3. TOZ BOYUTU, YOĞUNLUK VE SERTLİK SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

6.3.1. Cu₁₄Al₄Ni Alaşımında Mekanik Alaşımlama Süresinin Toz Boyutu Üzerindeki Etkisi

Farklı sürelerde (2,5, 5, 7,5 ve 10 saat) mekanik alaşımlanan Cu₁₄Al₄Ni alaşımının toz boyutu değişimleri, Şekil 6.7’de verilmiştir.



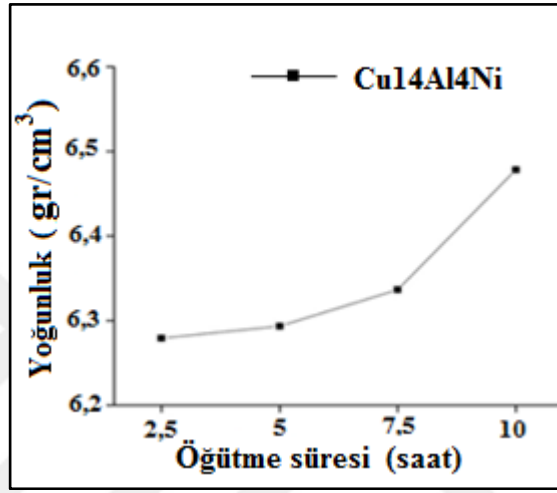
Şekil 6.7. Cu14Al4Ni alaşımının mekanik alaşımlama süresine bağlı olarak toz boyutu değişimi.

Şekil 6.7’de verilen toz boyutu sonuçlarında, mekanik alaşımlanan Cu14Al4Ni alaşımının toz boyutunun MA süresine bağlı olarak değiştiği görülmektedir. Toz boyutu 7,5 saate kadar azalma eğilimi sergilerken, 10 saat öğütülen numunelerde toz boyutunda artış olduğu görülmektedir. En küçük toz boyutu 7,5 saat mekanik alaşımlanan alaşımda elde edilmiştir. Yapılan 10 saatlik mekanik alaşımlama işleminde, toz boyutunda artış olduğu görülmüştür.

Cu14Al4Ni alaşımının, 2,5-5 ve 7,5 saat MA sürelerinde tane boyutunda doğrusal bir azalma olmaktadır. 10 saat süre ile mekanik alaşımlanan alaşımlarda, ise toz tane boyutunda büyüme meydana gelmektedir. Zhang vd. tarafından yapılan bir çalışmada, MA işleminin öğütme hızının ve süresinin toz boyutu üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Yüksek hızlarda ve alaşımlama sürelerinde, alaşımı oluşturan tozların farklı davranışlar sergiledikleri gözlenmiştir. MA süresi arttıkça, toz boyutunda küçülme olduğunu belirlemişlerdir. Yüksek hızda veya sürelerde öğütme haznesinde meydana gelen ısının, işlem süresinin artması ile tozların birbirine soğuk kaynaklanmasına neden olduğunu ve toz boyutunda artış meydana geldiğini belirtmişlerdir [41]. Raviprasad vd. tarafından yapılan başka bir çalışmada ise, mekanik alaşımlamanın ağır bir deformasyona neden olduğu, geçen süre içerisinde toz boyutunu küçüldüğü, fakat kırılmaya bağlı oluşan tozların yüzey alanının arttığı belirtilmektedir. MA süresince oluşan enerjinin toz yüzeylerinde depolandığı göz önüne alındığında, bu durum ilerleyen sürelerde toz taneleri birbirine kaynaklanmaktadır [42].

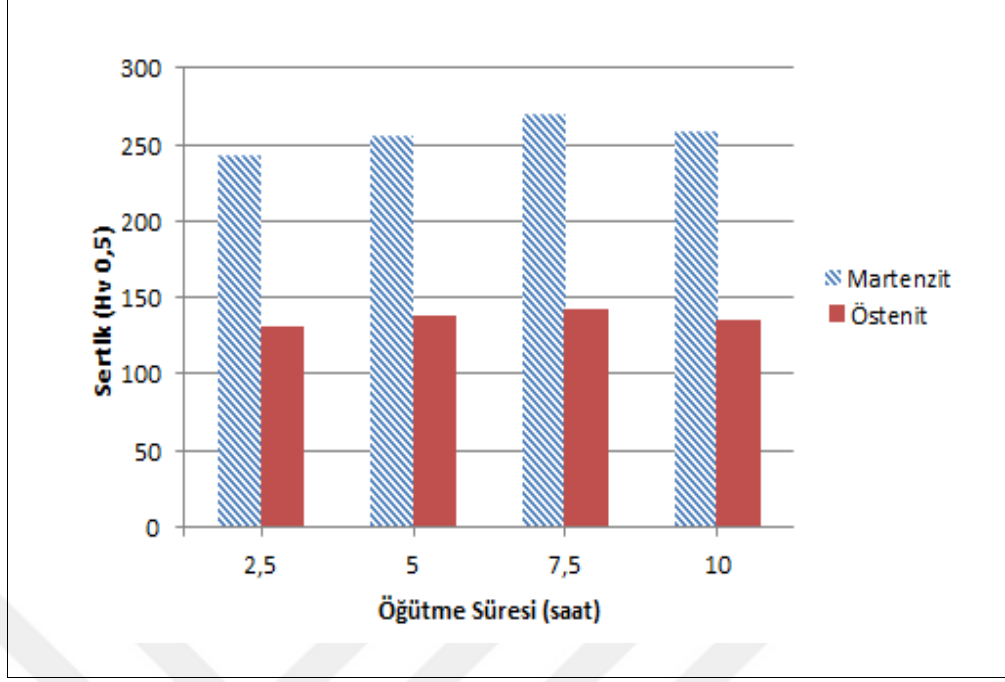
6.3.2. Cu14Al4Ni Alaşımında Mekanik Alaşımlama Suresinin Yoğunluk Ve Sertlik Üzerindeki Etkileri

Şekil 6.8 'de, farklı sürelerde mekanik alaşımlanan Cu14Al4Ni alaşımının yoğunluk değişimleri verilmiştir. MA süresine bağlı olarak yoğunluk miktarında artış olduğu görölmektedir.



Şekil 6.8. Cu14Al4Ni alaşımının öğütme süresine bağlı yoğunluk değişimleri.

Őeki 6.8'de verilen yoğunluk sonucu grafiğinde, mekanik alaşımlama süresine bağlı olarak alaşımın yoğunluğunun arttığı anlaşılmaktadır. Toz boyutundaki küçölme (2,5-5 ve 7,5 saat) yoğunluk arasında paralel bir ilişki olduğu görölmektedir. Fakat 10 saat öğütme işleminden sonra büyüyen toz boyutu alaşımın yoğunluğunda herhangi bir azalmaya neden olmamıştır. 10 saat MA işleminde tozlar, öğütme süresine bağlı olarak öğütme hücresi içerisinde oluşan ısının etkisi ile boyut artışına maruz kalmaktadır. Şekil 6.1'de, verilen mikroyapı SEM görüntülerinden de göröldüğü gibi, MA süresi arttıka taneler arasında ki boşluklar azalmaktadır. Bundan dolayı alaşımın yoğunluğu da artmaya devam etmiştir. Şekil 6.9'da Cu14Al4Ni alaşımının MA süresine bağlı olarak sertlik değişimleri verilmektedir.



Şekil 6.9. Cu14Al4Ni alaşımının öğütme süresi bağlı sertlik değişimleri.

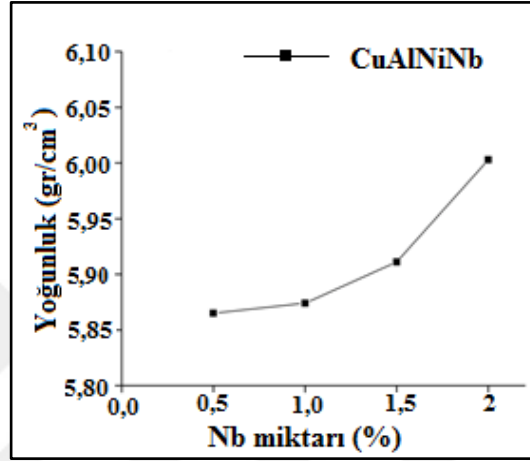
Farklı sürelerdeki MA sonucunda ısıtma işlemi yapılmadan (östenit) ve ısıtma işlemi sonrasında (martenzit) yapılan alaşımın sertlik ölçümleri karşılaştırmalı olarak, Şekil 6.9'da verilmiştir. MA süresine bağlı olarak alaşımların sertliğinde artış olduğu görülmektedir. Isıtma işlemi sonrasındaki yapının sertliğinin, ısıtma işlemi yapılmayan numunelere göre yaklaşık iki kat daha fazla olduğu görülmektedir.

MA süresine bağlı olarak toz boyutuna ve yoğunluğuna paralel yönde sertlik artışı oluşmaktadır. Zhang vd. yaptığı bir çalışmada, öğütme süresindeki artışın, deformasyon sertleşmesine neden olduğunu belirtmişlerdir [43]. Alaşımın 10 saat öğütme süresindeki toz boyutundaki azalmaya paralel olarak sertliğinde bir azalma olmaktadır.

Sinterleme işleminden sonra 900 °C 'de 1 saat süre ile ısıtma işlemi uygulanarak suda hızlı soğutulan alaşımın yapısında martenzit fazı oluşmaktadır. Isıtma işlemi uygulanan ve uygulanmayan alaşımlar arasındaki sertlik sonuçları arasında büyük farklar olduğu belirlenmiştir. Isıtma işlemi uygulanan numunelerinin sertlikleride, ısıtma işlemi uygulanamayan alaşım numunelerinin sertliklerindeki artış benzer özellikler göstermektedir.

6.3.3. CuAlNi Alaşımında farklı Miktarlarda Nb ilavesinin Yoğunluk Ve Sertlik Üzerindeki Etkileri

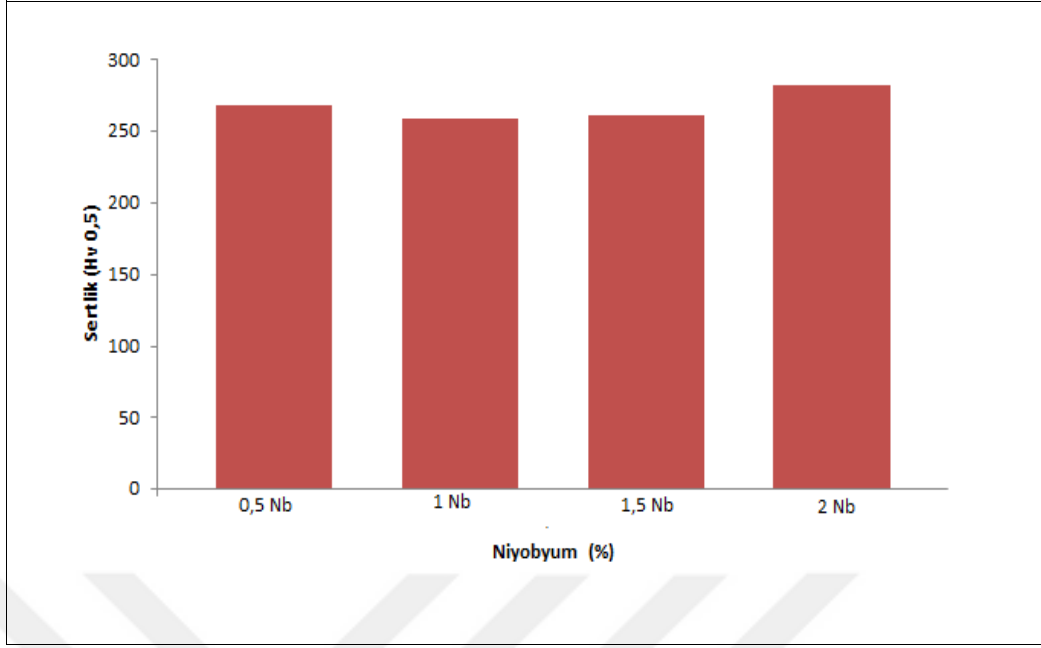
Cu₁₄Al₄Ni alaşımına farklı miktarlarda Nb ilave edilmiştir. 7,5 saat mekanik alaşımlanan CuAlNiNb alaşımlarının yoğunluk değişimleri Nb değişimine bağlı olarak, Şekil 6.10'da verilmiştir. Alaşımdaki Nb miktarı arttıka alaşımın yoğunluğunda artış meydana gelmiştir.



Şekil 6.10. CuAlNiNb alaşımının Nb miktarına bağlı yoğunluk değişimleri.

Ana matris CuAlNi alaşımına göre Nb ilaveli alaşımların yoğunluğu düşük olmakla birlikte, Nb miktarı arttıka alaşımın yoğunluğunda artmaktadır.

Sertlik değerleri Nb ilavesinin oranlarına bağlı olarak farklılıklar göstermekle birlikte en yüksek sertlik değeri %2 Nb ilaveli CuAlNiNb alaşımda elde edilmiştir. Sertlik değerleri değişmekle birlikte, CuAlNiNb alaşımlarının sertlik değerleri % 0,5 Nb ve % 2 Nb ilaveli alaşımda birbirine yakındır. Şekil 6.11'de farklı miktarlarda Nb ilave edilen CuAlNiNb alaşımlarının sertlik değerleri verilmektedir. Çırak ve Mediha tarafından yapılan bir çalışmada, farklı miktarlarda Nb ilave edilen CuAlNiNb alaşımlarının sertliklerinin martenzit faz bölgelerinde ciddi Şekilde arttırdığı ve CuAlNiNb Şekil hafızalı alaşımın dayanımını arttırdığını belirtmektedir [44]. Bu, sonuçların yapılan çalışmalardan elde edilen sonuçlar ile benzer olduğu görülmektedir.

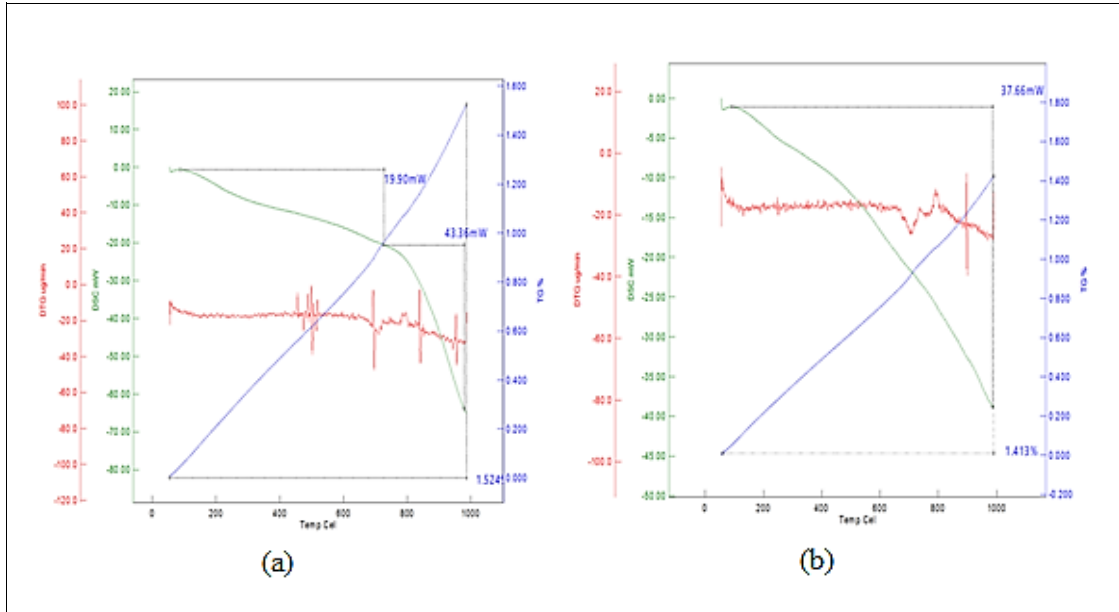


Şekil 6.11. CuAlNiNb alaşımlarında Nb miktarına bağlı olarak sertlik değişimleri.

6.4. TG/DTA – DSC TESTİ SONUÇLARI VE İNCELEMELERİ

6.4.1. Cu14Al4Ni alaşımının TG/DTA - DSC sonuçları

7,5 saat mekanik alaşımlanan Cu14Al4Ni alaşımının TG/DTA-DSC sonuçları, Şekil 6.12’de verilmiştir.



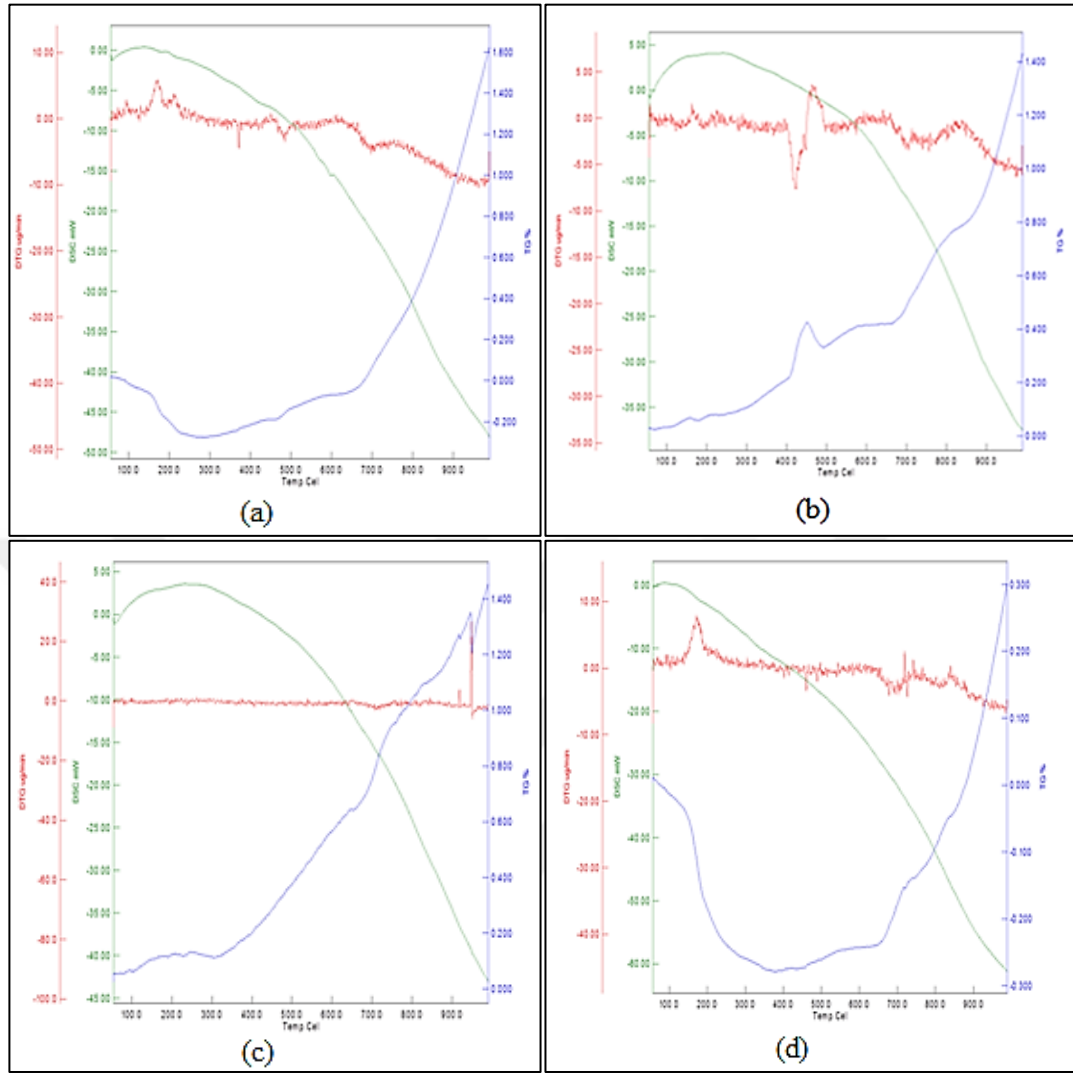
Şekil 6.12. 7,5 saat mekanik alaşımlanan Cu₁₄Al₄Ni alaşımının TG/DTA-DSC sonuçları a) östenit ve b) martenzit.

7,5 saat mekanik alaşımlanan Cu₁₄Al₄Ni şekil hafızalı alaşımının da sıcaklık etkisi ile oluşabilecek faz değişiklikleri incelenmiştir. Isıl işlem uygulanmayan östenit faz yapısında ve 900 °C sıcaklıkta 1 saat ısıl işlem uygulanan ve suda hızlı soğutulan alaşımlar arasındaki farklar belirlenmeye çalışılmıştır. Alaşımlar TG/DTA ölçümleri için, azot ortamında 1000 °C sıcaklığa kadar 10 °C/dakika ısıtma hızı ile ısıtılmıştır. Yapıda bulunan östenit (β) fazından martenzit (β^1) fazına geçişler incelenmiştir. Elde edilen DTA eğrilerinden faz geçişleri olduğu anlaşılmaktadır. 450-520 °C, 700 °C, 800 °C ve 950 °C sıcaklıkta (Şekil 6.12 (a)'da) faz dönüşümleri olduğu gözlenmiştir. Şekil 6.12 (b) ısıl işlem uygulanmış numunelerdeki faz dönüşümleri 650 °C ile 825 °C sıcaklık aralığında ise martenzitik faz dönüşümleri olduğu gözlenmektedir. Bu iki alaşım arasındaki fark incelendiğinde, ısıl işlem uygulanmamış alaşımda kısa sürelerde ani faz geçişleri olduğu gözlenmiştir. Isıl işlem uygulanan alaşımda ise faz dönüşümü belirli bir zaman ve sıcaklık arasında olmaktadır.

MA işlemi ile üretilen Cu₁₄Al₄Ni alaşımına (Martenzit başlangıç) Ms ve As noktalarının belirlenmesi için DSC analizleri yapılmıştır. 900 °C 'de 1 saat ısıl işlem uygulanan alaşımların DSC sonuçları ile, ısıl işlem uygulanmayan alaşımların DSC sonuçları karşılaştırılmıştır. Numuneler 1000 °C sıcaklığa 10 °C/dakika hızında ısıtılması ile elde edilen sonuçlar, Şekil 6.12'de DSC grafiklerinde verilmektedir. Isıtma sırasında endotermik reaksiyon oluşması sonucunda martenzit-östenit dönüşümü gerçekleşmektedir. Soğuma sırasında ise egzotermik reaksiyon meydana gelmektedir. Ayrıca östenit-martenzite ters dönüşümü gerçekleşmektedir.

6.4.3. Farklı Miktarlarda Nb İlavel Edilen CuAlNiNb Alaşımlarının TG/DTA – DSC Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Farklı miktarlarda Nb ilave edilen CuAlNiNb alaşımının TG/DTA sonuçları, Şekil 6.13'de verilmiştir. Alaşımdaki Nb miktarlarına bağlı olarak DTA sonuçları incelenmiştir. CuAlNiNb_{0,5}, CuAlNiNb₁, CuAlNiNb_{1,5} ve CuAlNiNb₂ alaşımlarının Nb ilavesi bağlı olarak meydana gelen farklar belirlenmiştir. Numuneleri 10 °C/dakika ısıtma hızında 1000 °C sıcaklığa kadar ısıtılmıştır.



Şekil 6.13. Farklı miktarlarda Nb ilave edilen CuAlNiNb alaşımlarının DTA-DSC sonuçları; a) % 0,5 Nb, b) % 1 Nb, c) % 1,5 Nb ve d) % 2 Nb.

Alaşımdaki Nb miktarlarına bağlı olarak CuAlNiNb_{0,5}, CuAlNiNb₁, CuAlNiNb_{1,5} ve CuAlNiNb₂ alaşımlarında meydana gelen farklılıklar gözlenmiştir. Numuneleri, 10 °C/dakika ısıtma hızında 1000 °C sıcaklığa kadar ısıtılmıştır. Bütün alaşım türlerinde martenzit fazdan östenit faza dönüşümler meydana gelmiştir. Nb miktarı artıkça martenzitik dönüşüm sıcaklığıda artmaktadır. Şekil 6.13’de verilen sonuçlar incelendiğinde, % 0,5 ilaveli (a) CuAlNiNb alaşımında martenzit fazi başlangıç noktası M_s 123 °C dır .%1 Nb ilaveli CuALNiNb alaşımında ise 420 °C ‘de M_s sıcaklığı başladığı görülmektedir. % 1,5 Nb ilaveli CuAlNiNb alaşımında net bir dönüşüm aralığı görülmemekle birlikte, 950 °C’de dar bir aralıkta oluştuğu anlaşılmaktadır. Çirak vd. yapmış oldukları çalışmada, $Cu_{83.5-x}Ni_{3.5}Al_{13}Nb_x$ ($x =$

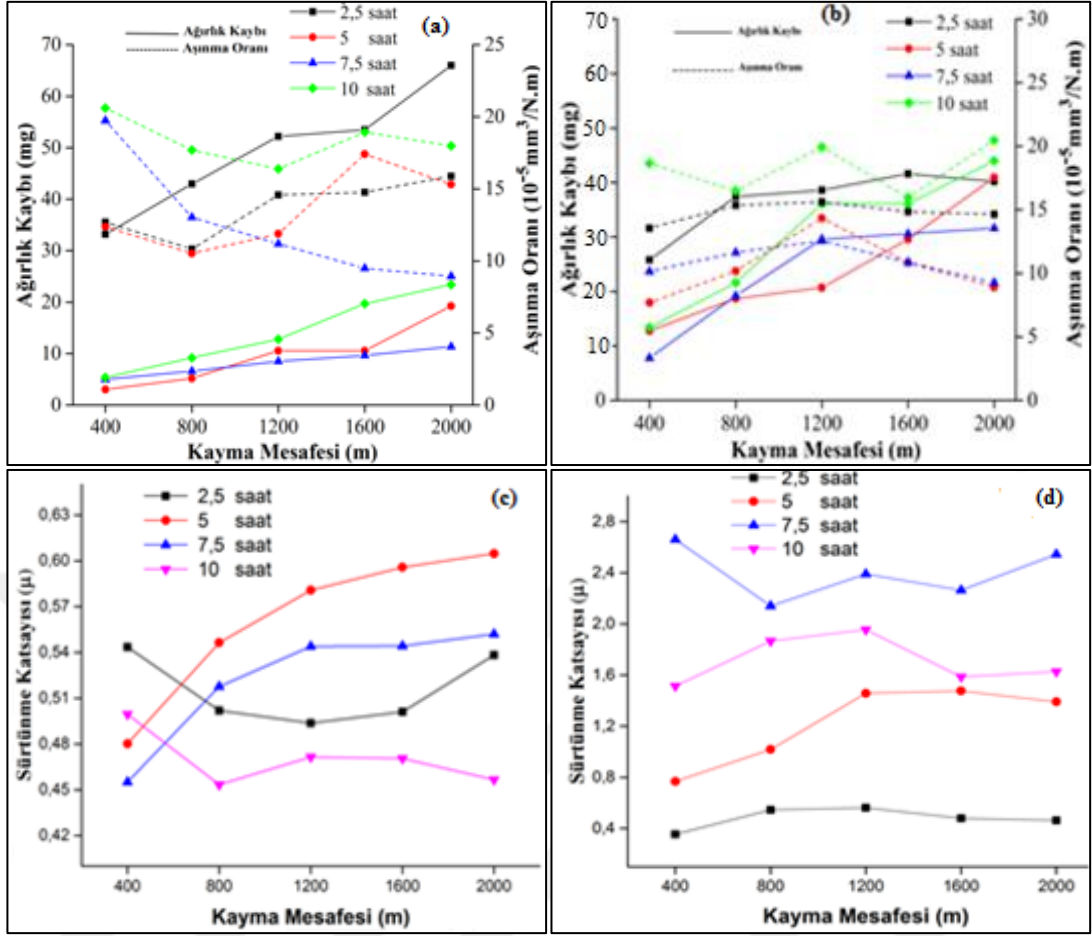
0, 1, 2, 3, 4,%) CuAlNi alaşımına farklı oranlarda Nb ilavesinin faz dönüşümüne olan etkilerini incelemişlerdir. Nb ilavesindeki artışın östenit/martenzit dönüşüm sıcaklığını artırdığını ve entalpi (ΔH) değerini düşürdüğünü tesbit etmişlerdir. Ayrıca stenit başlangıç sıcaklığı ve martensit başlangıç sıcaklığının, şekil hafızalı alaşımlarında birbirine çok yakın olduğunu belirtmişlerdir [45].

Farklı miktarlarda Nb ilave edilen CuAlNiNb alaşımının DSC sonuçları incelenmiştir. 10 °C/dakika sıcaklık hız ile 1000 °C sıcaklığa kadar faz geçişleri incelenmiştir. CuAlNiNb şekil hafızalı alaşımın içeriğindeki Nb miktarının, faz dönüşümleri DSC analizi ile belirlenmiştir. Yapıda bulunana martenzitin östenit faza dönüşümü ve östenit fazın martenzit faza dönüşümü gözlenmiştir. Nb ilavesindeki artışa bağlı olarak faz dönüşüm sıcaklığının yükseldiği grlmştir. % 0,5 Nb ilaveli CuAlNiNb alaşımında A_s 150 °C sıcaklıkta başlarken, % 1 ilaveli alaşımda ise 400 °C A_s başlamaktadır, % 1,5 ilave edilen alaşımın A_s ile M_f noktası arasında ki geçiş 950-960 °C arasında ki bir sıcaklıkta, çok dar ve ani geçiş olduğu görülmektedir. %2 Nb ilaveli alaşımda ise A_s 650 °C ve M_f sıcaklığı 750 °C aralığında oluşmaktadır.

6.5. AŞINMA TESTİ SONUÇLARININ İNCELENMESİ

6.5.1. Cu14Al4Ni Alaşımının Aşınma Testi Sonuçlarının İncelenmesi

Dört farklı sürede mekanik alaşımlanan CuAlNi alaşımınlarında 900 °C’da ısıl işlem uygulanmış ve ısıl işlem uygulanmamış numunelerin 10 N yük altındaki aşınma testi sonuçları, şekil 6.14’te verilmiştir.



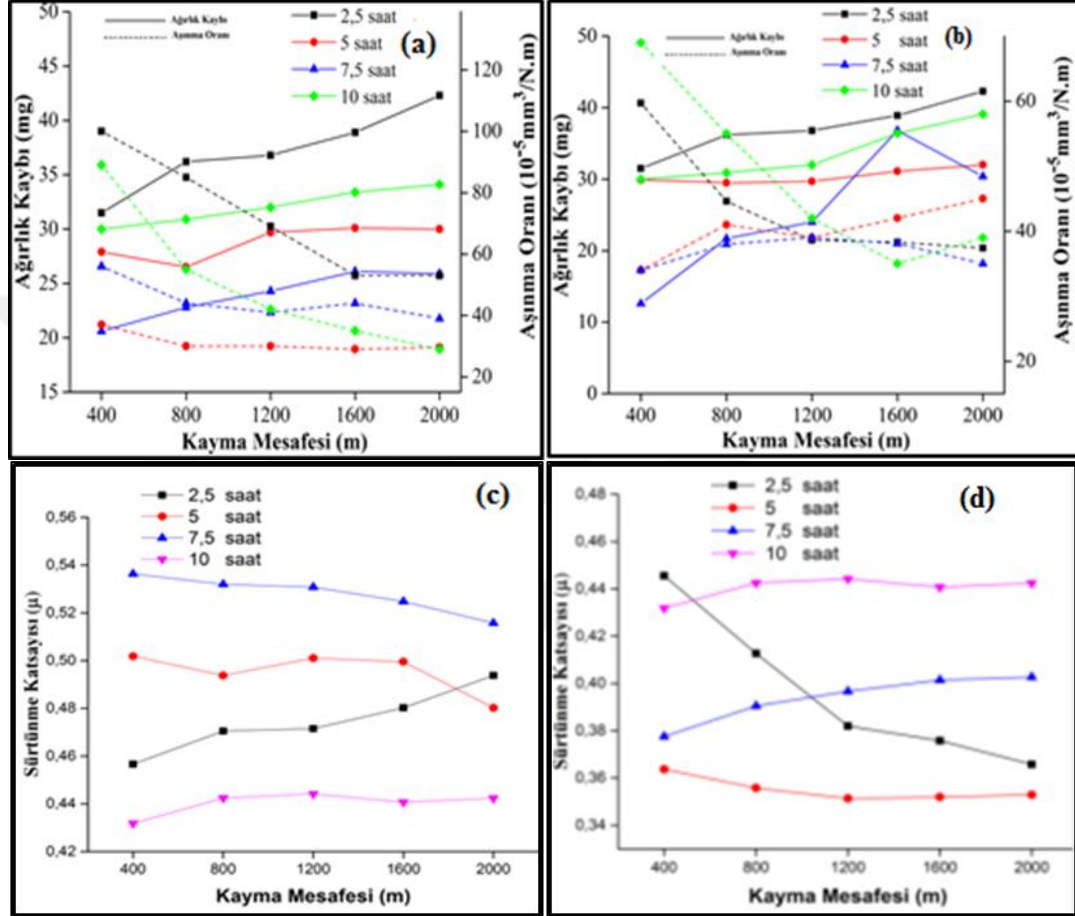
Şekil 6.14. Farklı sürelerde mekanik alaşımlanan Cu₁₄Al₄Ni alaşımlarının 10 N yük altında ağırlık kaybı ve aşınma oranı sonuçları; a) martenzit ve b) östenit, sürtünme katsayıları; c) martenzit ve d) östenit.

10 N yük altında en düşük ağırlık kaybı (östenitik ve martenzitik) 7,5 saat mekanik alaşımlanan alaşımlarda elde edilmiştir. Martenzit yapılı alaşımdaki ağırlık kaybı daha geniş bir spektrumda meydana gelmektedir. Östenit yapılı alaşımların ağırlık kaybının (bütün alaşımlama sürelerinde) birbirine yakın olduğu belirlenmiştir. En yüksek ağırlık kaybı 2,5 saat ile mekanik alaşımlanan alaşımlarda elde edilmiştir.

En yüksek aşınma oranı (hem martenzit yapıda hem de östenit yapıda) 2,5 saat mekanik alaşımlanan alaşımda elde edilirken, en düşük aşınma oranı 7,5 saat ile mekanik alaşımlanan alaşımlarda elde edilmiştir.

Martenzit yapılı numunelerde 5 saat mekanik alaşımlanan alaşımda, östenit yapılı numunelerde ise 7,5 saat mekanik alaşımlanan alaşımda sürtünme katsayıları yüksek çıkmıştır.

Dört farklı sürede mekanik alaşımlanan CuAlNi alaşımına 900 °C sıcaklıkta 1 saat ısıtım işlemi uygulanmış ve ısıtım işlemi uygulanmamış numunelerde 20 N yük altında yapılan aşınma testi sonucunda elde edilen ağırlık kaybı ve aşınma oranları ile sürtünme katsayısı sonuçları Şekil 6.15’te verilmiştir.



Şekil 6.15. Farklı sürelerde mekanik alaşımlanan Cu14Al4Ni alaşımının 20 N yük altında ağırlık kaybı aşınma oranı a) martenzit, b) östenit ve sürtünme katsayısı sonuçları c) martenzit ve d) östenit.

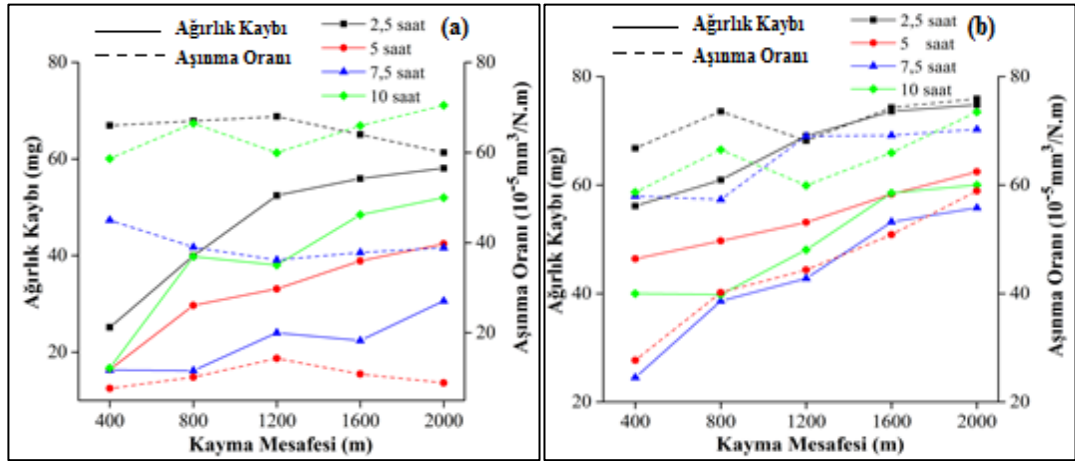
Aşınma testlerinde uygulanan yük 20 N’a çıkarıldığında elde edilen en yüksek ağırlık kaybının martenzitik alaşımda 2,5 saat mekanik alaşımlanan alaşımlarda olduğu belirlenmiştir. Östenit yapıları alaşımlarda ise en yüksek ağırlık kaybı yine 2,5 saat mekanik alaşımlanan alaşımlarda elde edilmiştir.

Aşınma oranları incelendiğinde ise martenzit yapıları numunelerin hepsinde kaymanın ilk aşamalarında daha yüksek olduğu ve ilerleyen aşamalarda aşınma oranlarının doğrusal olarak azaldığı anlaşılmaktadır. Martenzit yapıları alaşımlarda en yüksek

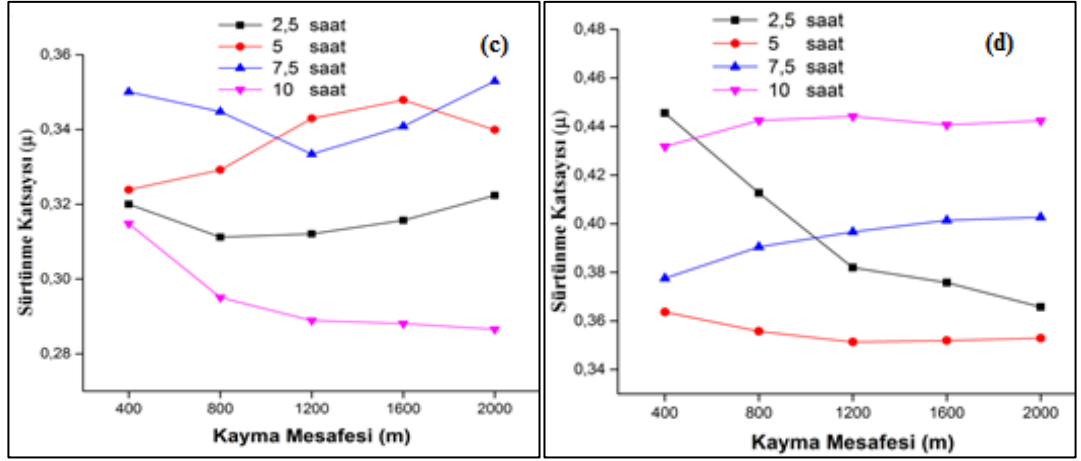
aşınma oranı 2,5 saat mekanik alaşımlanan alaşımlarda elde edilmiştir. En düşük aşınma oranı ise 7,5 saat mekanik alaşımlanan numunelerde elde edilmiştir. Östenit yapılı numunelerde ise aşınma oranlarının ise birbirine yakın olduğu gözlenmektedir. 7,5 saat mekanik alaşımlanan numuneler en düşük aşınma oranına sahipken, 10 saat mekanik alaşımlanan numunelerde en yüksek aşınma oranı elde edilmiştir.

Sürtünme katsayıları incelendiğinde ise, martenzit yapılı numunelerde en yüksek sürtünme katsayısı, 7,5 saat mekanik alaşımlanan numunelerde elde edilirken, en düşük sürtünme katsayısı, 10 saat mekanik alaşımlanan numunelerde elde edilmiştir. Östenit yapıdaki alaşımda ise martenzit yapının tam tersi bir durum söz konusudur. En düşük sürtünme katsayısı 5 saat mekanik alaşımlanan numunelerde görülmektedir. En yüksek sürtünme katsayısı ise 10 saat mekanik alaşımlanan numunelerde elde edilmiştir.

Aynı alaşımların aşınma testlerinde uygulanan yük 30 N yükseldiğinde elde edilen, ağırlık kaybı, aşınma oranı ve sürtünme katsayısı sonuçları, Şekil 6.16'da verilmiştir.



Şekil 6.16. Cu14Al4Ni alaşımlarının 30 N yük altındaki ağırlık kaybı, aşınma oranı a) martenzit, b) östenit ve sürtünme katsayıları c) martenzit, d) östenit.



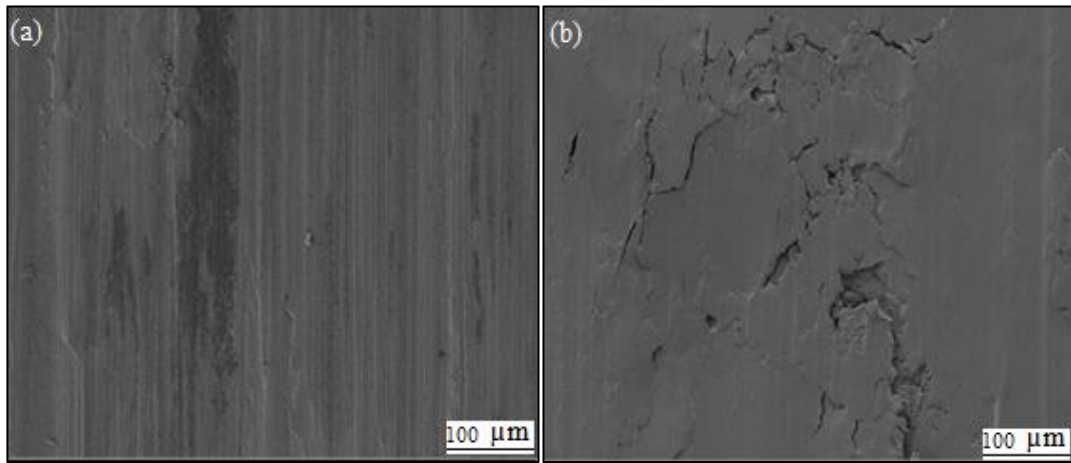
Şekil 6.16. (devam ediyor).

30 N yük uygulanarak yapılan aşınma testlerinde en yüksek ağırlık kayıpları, her iki faz yapısındaki numunelerde de 2,5 saat mekanik alaşımlanan numunelerde elde edilmiştir. En düşük ağırlık kaybı martenzit yapılı numunelerde 7,5 saat alaşımlanan numunelerde elde edilirken, östenit yapılı alaşımlarda ise, 7,5 saat mekanik alaşımlanan alaşımlarda elde edilmiştir.

Aşınma oranları incelendiğinde her iki faz yapısındaki alaşımlarda en yüksek aşınma oranları 2,5 saat süre mekanik alaşımlanan numunelerde elde edilmiştir. En düşük aşınma oranı ise martenzit yapılı 5 saat mekanik alaşımlanan alaşımlarda elde edilmiştir. Östenit faz yapılı alaşımlarda en düşük aşınma oranları ise 5 saat süre mekanik alaşımlanan numunelerde elde edilmiştir.

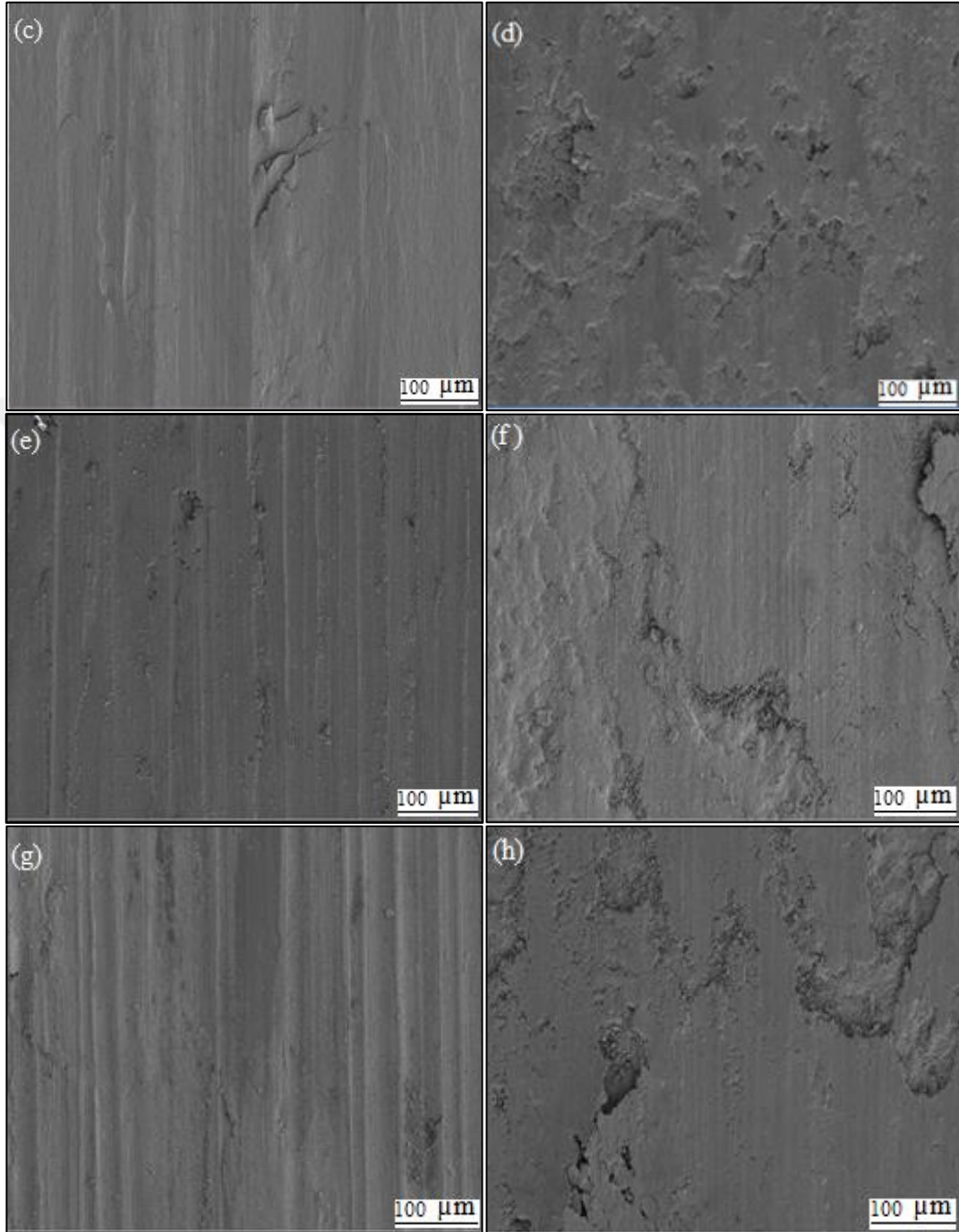
Sürtünme katsayıları incelendiğinde ise, en yüksek sürtünme katsayısı martenzitik alaşımlarda 7,5 saat mekanik alaşımlanan numunelerde elde edilirken, östenitik alaşımda ise 10 saat mekanik alaşımlanan alaşımlarda elde edilmiştir. Aşınma mesafesi arttıkça aşınmanın da arttığı gözlenmektedir. Bağcı, tarafından yapılan bir çalışmada testlerin, başlangıcında sürtünme, disk yüzeyi ve numune yüzeyi pürüzsüz olduğundan dolayı ağırlık kaybının düşük olduğu belirtilmektedir. Mesafe arttıkça sürtünen yüzeylerde meydana gelen deformasyon ve yüzeye yapışan oksitler nedeniyle aşınmanın arttığını belirtmektedir [46].

Cu14Al4Ni alaşımının aşınma sonuçları incelendiğinde yükün artması ile ağırlık kayıplarında artış olduğu gözlenmiştir. Uygulanan yük miktarı sürtünme yüzeyindeki temas bölgesinde sürtünme katsayısını artmasına ve malzemede deformasyon oluşumunu kolaylaştırmaktadır. MA alaşımlama süresine bağlı olarak ağırlık kayıplarında en çok ağırlık kayıpları her iki (Martenzit, stenit) yapıda da en az süre ile 2,5 saat MA yapılan numunelerde oluşmuştur. En az ağırlık kayıpları ise 7,5 saat MA işlemi yapılan alaşımlarda grlmştir. MA alaşımlama sresindeki artması ile toz boyutunun küçülmesi alaşımın yoğunluğunu ve sertlik değerlerini artırmıştır. Sertliği yüksek olan alaşımlarda ağırlık kaybının az olması, test edilen alaşımlarda belirlenmiştir. MA süresinin alaşımın toz boyutuna ve alaşımın yoğunluğa olan etkisi göz önüne alındığında yapılan çalışmanın beklenen sonuçları verdiği grlmştir. Aşınma miktarlarında martenzit yapılı alaşımdaki ağırlık kayıpları östenit yapılı alaşımlardakiler ile karşılaştırıldığında ise çok büyük bir fark olmadığı görülmektedir. MA sürelerinin aynı olması ve martenzit yapılı alaşımların sertlik değerleri olarak östenitik yapılı alaşım arasındaki farklılıklar ağırlık kayıpları ile ilgili beklenen sonuçları vermemiştir. Burada daha yumşak olan östenit yapılı alaşım yüzeylerinde meydana gelen kopmalar, yine numune yüzeyine yapışarak test sonuçlarındaki ağırlık kaybı oranlarını etkilemiştir. Şekil 6.17'de verilen aşınmış yüzey SEM görüntüleri (b,d,f,h) incelendiğinde gözle görülür bir Şekilde adhesif aşınma meydana geldiği görülmektedir. Şekil 6.17'te, 30 N yük altında aşınma testi uygulanan Cu14Al4Ni alaşımlarının aşınma yüzeyi SEM görüntüleri verilmektedir.



Şekil 6.17.Cu14Al4Ni alaşımının 30 N yük altında farklı sürelerde mekanik alaşımlanan martenzitik ve östenitik alaşımların aşınma yüzeyi SEM görüntüleri; a) 2,5 saat martenzit, b) 2,5 saat östenit, c) 5 saat martenzit,

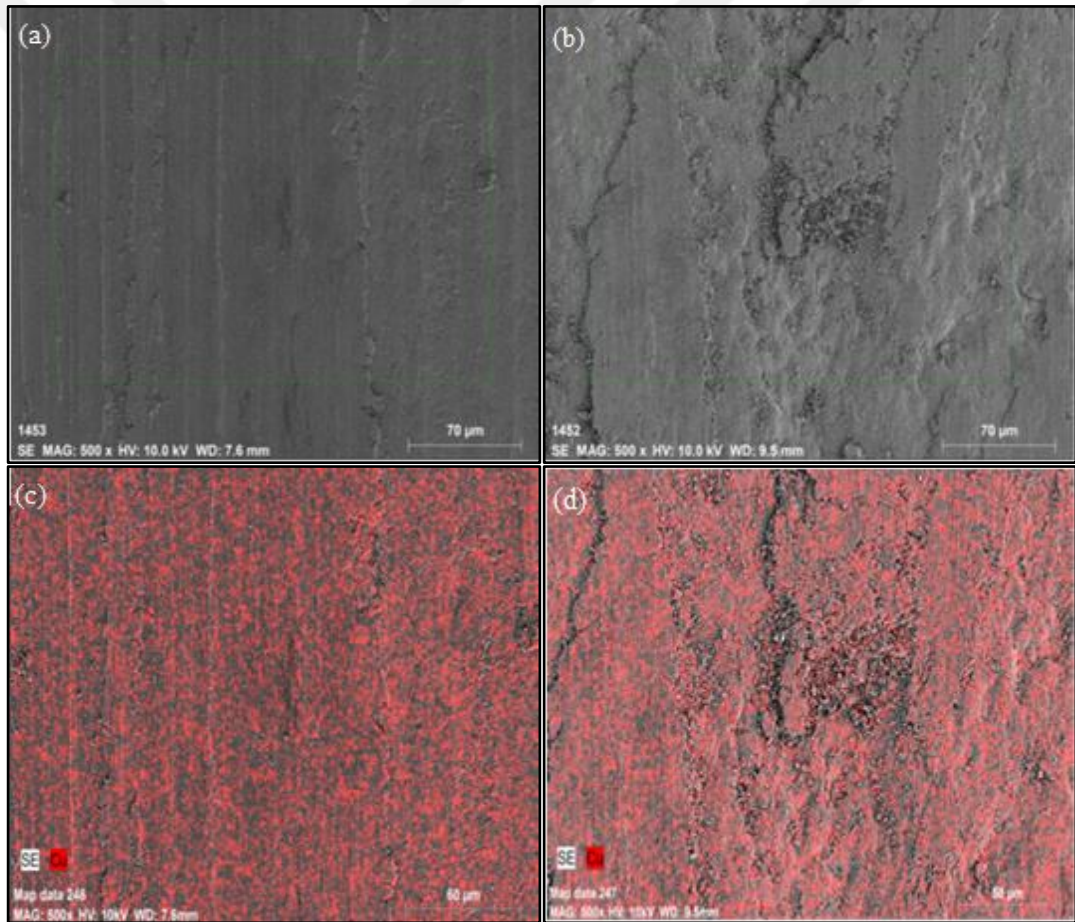
d) 5 saat östenit, e) 7,5 saat martenzit, f) 7,5 saat östenit, g) 10 saat martenzit ve h) 10 saat östenit.



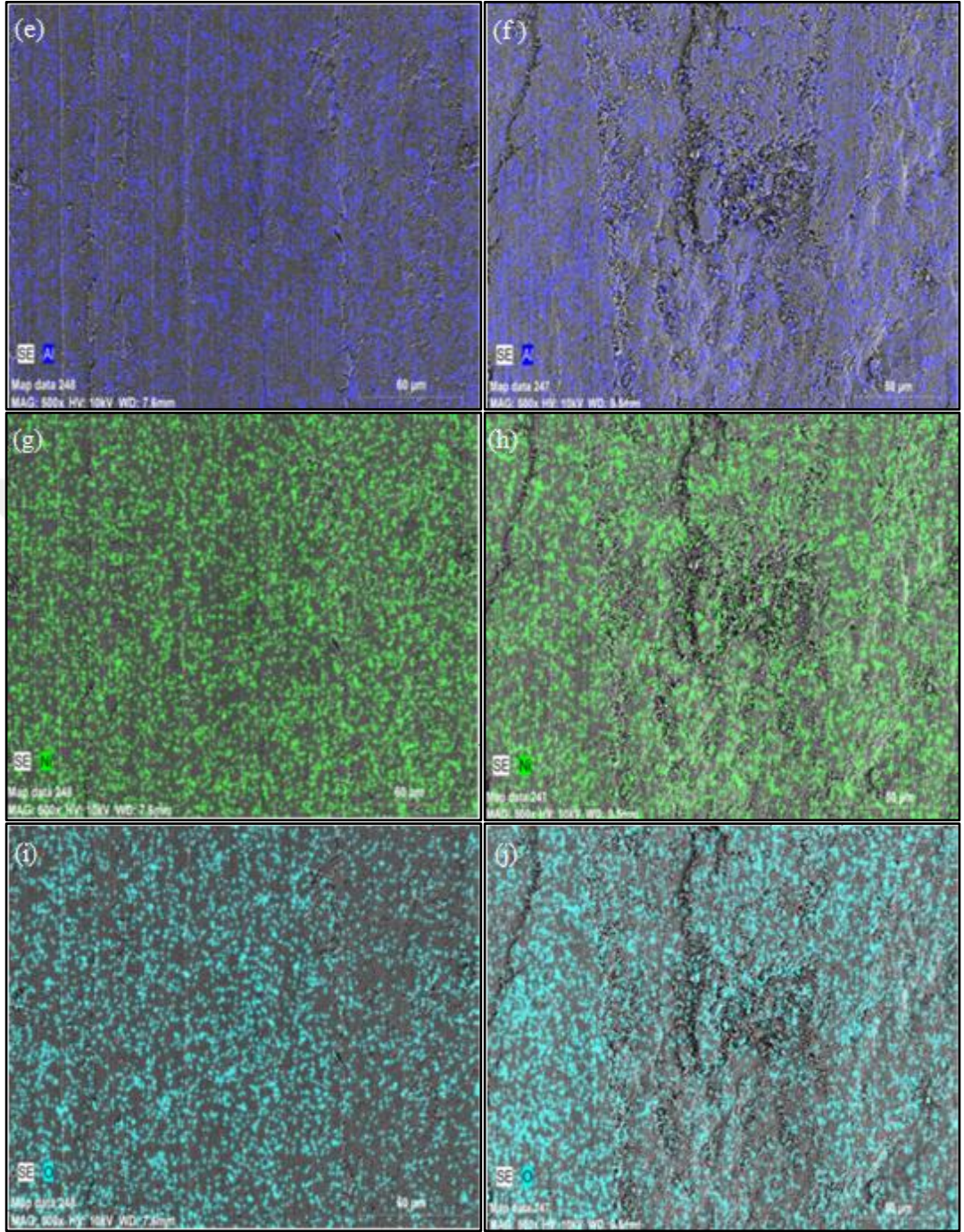
Şekil 6.17. (devam ediyor).

Şekil 6.17 de verilen Cu14Al4Ni alaşımının 30 N yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri incelendiğinde, aşınma yüzeylerinde meydana gelen deformasyonun, iki farklı yapıya sahip olan alaşımlarda belirgin olarak birbirinden ayrıldığı

görülebilmektedir. Martenzit ve östenit yapıları alaşımların aşınmış yüzey görüntüleri de, kendi içerisinde mekanik alaşımlama süresine bağlı olarak değişmektedir. Martenzit yapıları alaşımların aşınmış yüzey görüntülerinde, yüzeyin daha düzgün ve pürüzsüz olduğu görülmektedir. Östenit yapıları alaşım numunelerinin aşınmış yüzeylerinde ise plastik deformasyonun daha fazla olduğu görülmektedir. Aşınmış yüzeylerde bölgesel kopmalar olduğu derin izlerden anlaşılmakta ve kopan parçaların yine yüzeye yapıştıkları gözlenmektedir. Meydana gelen plastik deformasyon östenitik alaşımın, martenzitik alaşımın yüzeyine kıyasla daha belirgin olması ağırlık kaybının daha çok olması anlamına gelmektedir. Şekil 6.18'de, her iki yapıdaki alaşımın aşınmış yüzey EDS (mapping) sonuçları verilmiştir.



Şekil 6.18. Cu14Al4Ni alaşımının aşınmış yüzey EDS (mapping) sonuçları.



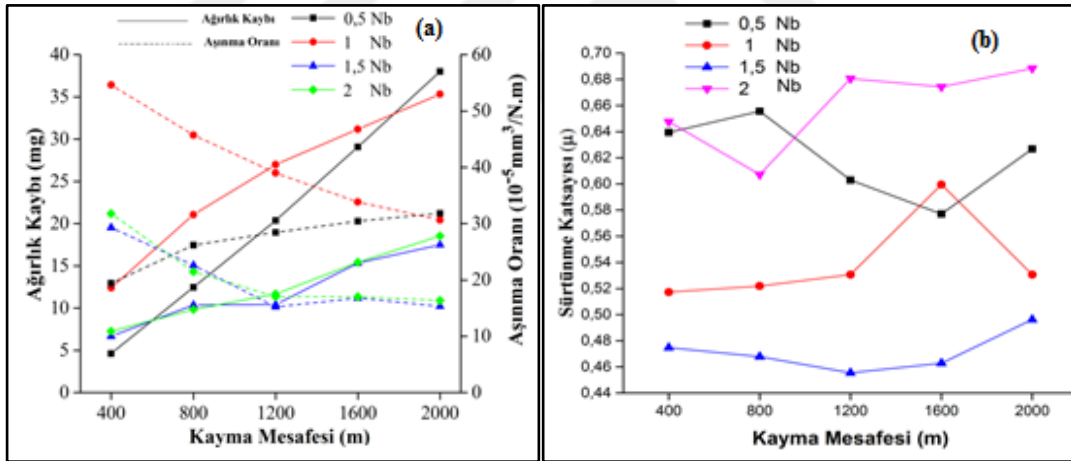
Şekil 6.18. (devam ediyor).

Cu₁₄Al₄Ni alaşımının EDS (mapping) yüzey görüntüleri incelendiğinde alaşımı meydana getiren alaşım elementlerinin alaşım içerisindeki dağılımı gözlemlenmektedir. Alaşıma ilave edilen Cu, Al ve Ni elementerin varlığı tespit edilmiştir. Alaşımı oluşturan alaşım elementleri ilave edilen miktarları oranında mapping yüzeyindeki yoğunlukları miktarınca görülebilmektedir. İki farklı yapı

(Martenzit ve Östenit) içerisinde alaşım elementlerinin, alaşım içerisindeki dağılımı incelendiğinde martenzitik yapıli alaşımarda, daha homojen bir dağılım gösterdiği görülmektedir. İncelenen alaşım 900 °C’de 1 saat ısıl işlem uygulandıktan sonra suda hızlı bir şekilde soğutulan alaşım martenzitik yapısı, hızlı soğumanın etkisi ile aniden ötektoid nokta üzerinden hızlı bir şekilde katılaşması sonucunda, daha ince taneli ve homjen olduğu gözlenmektedir. Östenitik yapıli alaşım yüzeyinin oksit miktarının martenzitik yapıli alaşıma göre daha fazla olduğu görülmektedir.

6.5.4. CuAlNiNb Alaşımının Aşınma Testi Sonuçlarının İncelenmesi

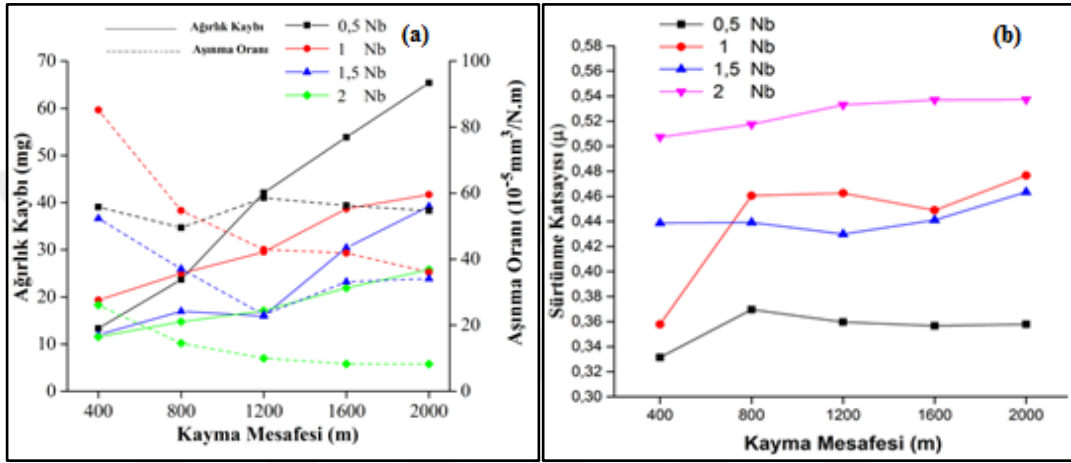
7,5 saat mekanik alaşımlanan CuAlNiNb alaşımına 900 °C sıcaklıkta 1 saat ısıl işlem uygulanmıştır. Farklı miktarlarda Nb ilave edilerek (% 0,5-%1-%1,5 ve %2) üretilen alaşımların 10 N yük altındaki aşınma testi sonucunda elde edilen ağırlık kaybı, aşınma oranı ve sürtünme katsayıları, Şekil 6.19’da verilmiştir.



Şekil 6.19. CuAlNiNb alaşımlarının 10 N yük altındaki ağırlık kaybı, a) aşınma oranı ve b) sürtünme katsayısı.

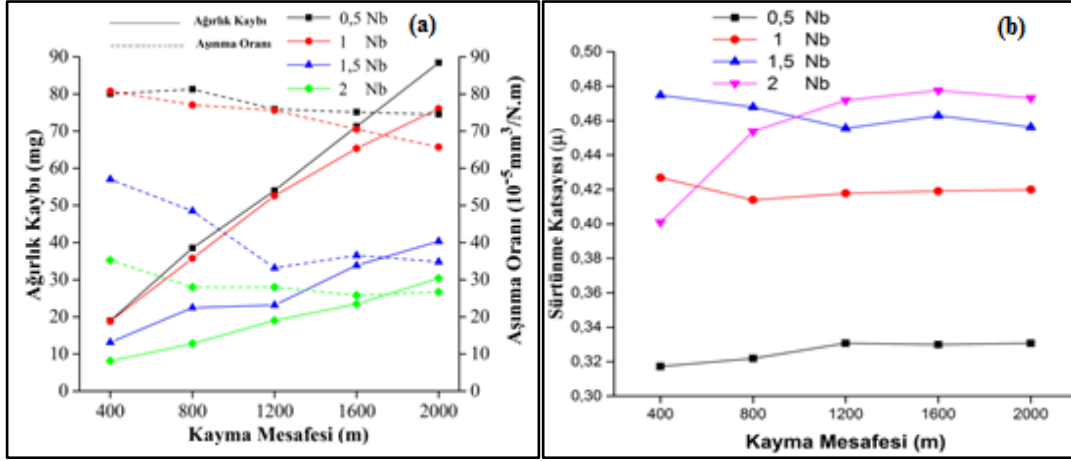
Farklı miktarlarda Nb ilaveli edilen CuAlNiNb alaşımlarının 10 N yük altında yapılan aşınma testleri sonucunda en yüksek ağırlık kaybı %1 Nb ilaveli CuAlNiNb alaşımında elde edilmiştir. En düşük ağırlık kaybı ise % 1,5 ve %2 Nb ilave edilen CuAlNiNb alaşımlarında elde edilmiştir. Aşınma oranları incelendiğinde ise, ağırlık kaybı ile benzer sonuçlar sergilemektedir. En yüksek aşınma oranı % 1 Nb ilaveli olan alaşımda, en düşük aşınma oranı ise %1,5 ve %2 Nb ilave edilen alaşımlarda elde edilmiştir.

Sürtünme katsayısı en yüksek olan alaşım % 1,5 Nb ilaveli CuAlNiNb alaşımı, olurken en düşük sürtünme katsayısı ise % 0,5 Nb ilaveli CuAlNiNb alaşımında elde edilmiştir. 7,5 saat mekanik alaşımlanan CuAlNiNb alaşımına 900 °C sıcaklıkta 1 sat süre ile ısıtma işlemi uygulanmıştır. Farklı miktarlarda Nb ilave edilen (% 0,5, %1, %1,5, ve %2) alaşımların 20 N yük altında ki ağırlık kaybı, aşınma oranı ve sürtünme katsayısı sonuçları, Şekil 6.20’de verilmiştir.



Şekil 6.20. CuAlNiNb alaşımının 20 N yük altındaki a) ağırlık kaybı ve aşınma oranı b) sürtünme katsayısı sonuçları.

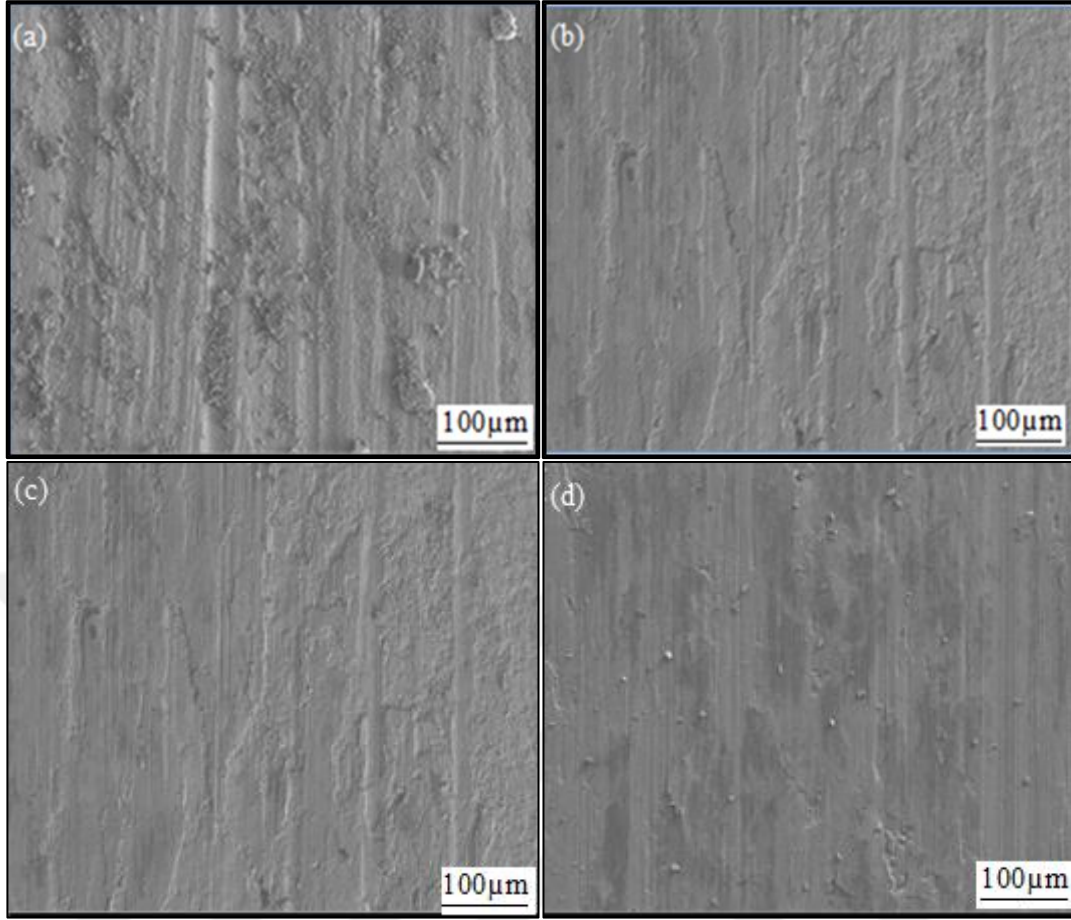
20 N yük altında yapılan aşınma testlerinde, farklı miktarlarda Nb ilave edilen (%0,5, %1, %1,5 ve %2) CuAlNiNb alaşımların da en yüksek ağırlık kaybı, % 0,5 Nb ilave edilen alaşımında meydana gelmiştir. En düşük ağırlık kaybı ise % 2 Nb ilaveli olan alaşımında elde edilmiştir. Aşınma oranlarında ağırlık kaybına paralel olarak gerçekleşmiştir. En yüksek aşınma oranı, % 0,5 Nb ilave edilen CuAlNiNb alaşımında elde edilirken, en düşük aşınma oranı % 2 Nb ilaveli olan CuAlNiNb ilave edilen alaşımında elde edilmiştir. Sürtünme katsayısı en yüksek alaşım % 2 Nb ilaveli CuAlNiNb alaşımı olurken, en düşük sürtünme katsayısı ise % 0,5 Nb ilaveli CuAlNiNb alaşımında elde edilmiştir. 7,5 saat mekanik alaşımlanan CuAlNiNb alaşımına 900 °C sıcaklıkta 1 saat ısıtma işlemi uygulanmıştır. Farklı miktarlarda Nb ilave edilen (%0,5, %1, %1,5 ve %2) alaşımların 30 N yük altındaki ağırlık kaybı, aşınma oranları ve sürtünme katsayısı sonuçları, Şekil 6.21’de verilmiştir.



Şekil 6.21. CuAlNiNb alaşımlarının 30 N yük altında a) ağırlık kaybı, aşınma oranı ve b) sürtünme katsayısı sonuçları.

Farklı miktarlarda Nb ilave edilen (%0,5, %1, %1,5 ve %2) alaşımların 30 N yük altında ki ağırlık kaybı sonuçları incelendiğinde, % 0,5 ile %1 Nb ilaveli edilen CuAlNiNb alaşımlarının, diğerlerine (%1,5 ve %2 Nb ilavesi olan alaşımlara) göre daha yüksek bir ağırlık kaybı olduğu anlaşılmaktadır. En düşük ağırlık kaybı ise %2 Nb ilave edilen CuAlNiNb alaşımında elde edilmiştir.

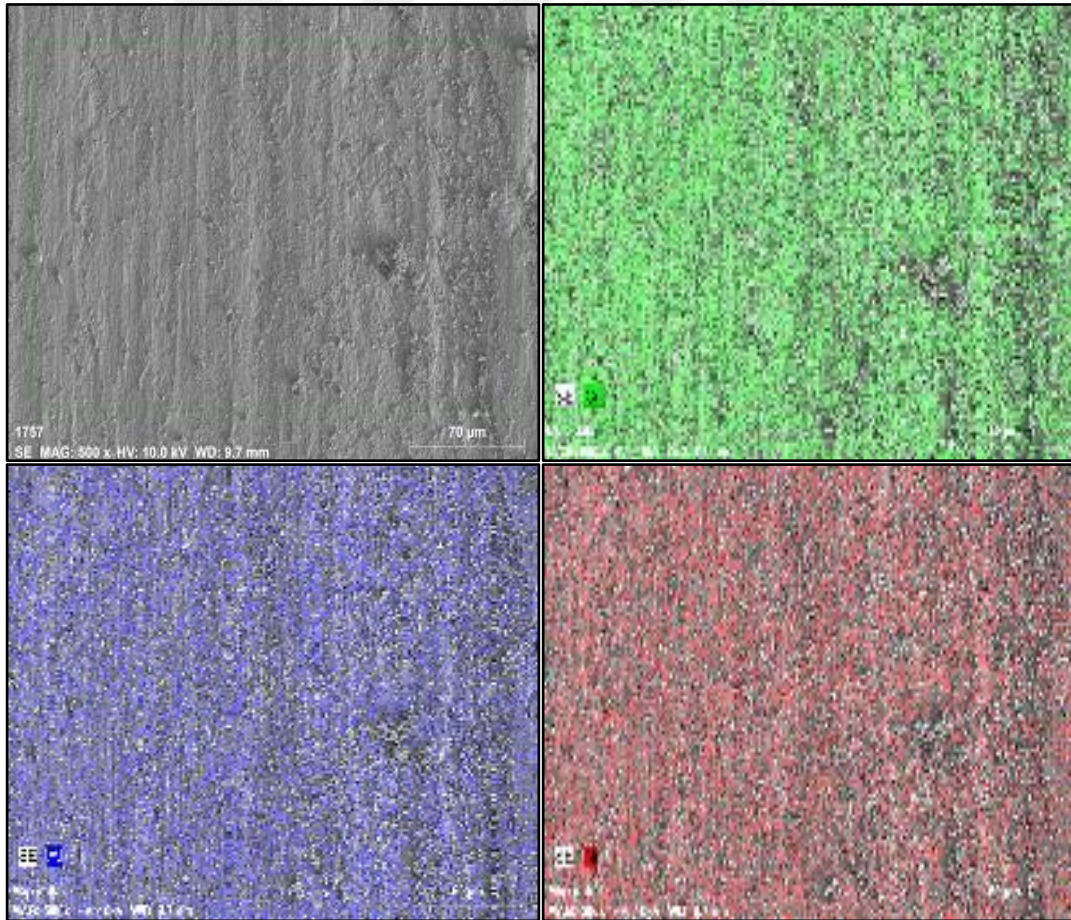
Aşınma oranlarında da %0,5 ile %1 Nb ilaveli olan CuAlNiNb alaşımları benzer özellikler göstermiştir. En yüksek aşınma oranı %0,5 Nb ilaveli CuAlNiNb alaşımında oluşmuştur. En düşük aşınma oranı ise % 2 Nb ilaveli CuAlNiNb alaşımında oluşmuştur. Sürtünme katsayısı sonuçları incelendiğinde ise, en yüksek sürtünme katsayısı % 2 Nb ilaveli CuAlNiNb alaşımında elde edilmiştir. En düşük sürtünme katsayısı ise % 0,5 Nb ilaveli CuAlNiNb alaşımında elde edilmiştir. Şekil 6.22’de farklı miktarlarda Nb ilave edilen ve 7,5 saat mekanik alaşımlanan CuAlNiNb alaşımlarının 30 N yük altında ve 2000 m kayma mesafesi sonrasında ki aşınmış yüzey SEM görüntüleri verilmektedir.



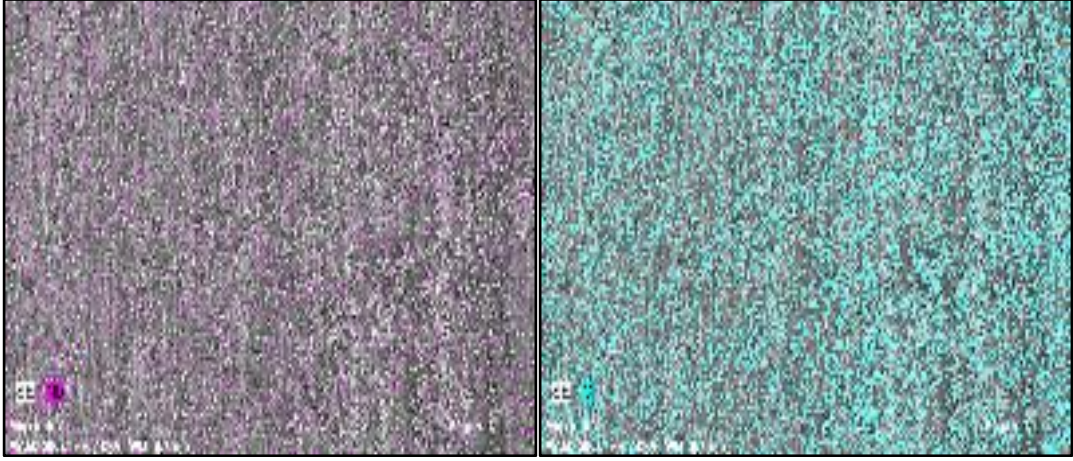
Şekil 6.22. Farklı miktarlarda Nb ilave edilerek üretilen CuAlNiNb alaşımlarının 30 N yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri; a) % 0,5 Nb b) % 1 Nb c) % 1,5 Nb ve d) %2 Nb.

Aşınmış yüzey SEM görüntüleri incelendiğinde, Nb miktarına bağlı olarak aşınma yüzeylerinde belirgin farklılıklar olduğu görülmektedir. Nb miktarı % 0,5 olan alaşımdaki aşınma yüzeyinde adhesif aşınma mekanizmasının baskın olduğu gözlenmektedir. Alaşıma ilave edilen Nb miktarı arttıkça, aşınma yüzeyleri daha düzgün ve yüzey pürüzlerinin azaldığı görülmektedir. CuAlNiNb alaşımının aşınma deneyi sonuçları incelendiğinde Nb miktarına bağlı olarak ağırlık kayıplarının değiştiği belirlenmiştir. Yapılan aşınma deneylerinde bütün yüklerde en yüksek ağırlık kaybı % 0,5 Nb ve %1 Nb olan alaşımlarda, en düşük ağırlık kaybı ise %2 Nb olan alaşımda meydana gelmiştir. Ağırlık kayıplarının, alaşımın sertlik ve yoğunlukları ile ters orantılı olduğu belirlenmiştir. Yapılan XRD analizleri sonucunda yapıda oluştuğu belirlenen CuAl_3 ve AlNb_3 intermetalik bileşikler tane sınırlarında çökelmesinden kaynaklanan fazların oluşması, alaşımın aşınma direncinin artmasına neden olmaktadır. Şekil 6.4'te, verilen EDS analizi sonuçlarında

tane sınırlarında oluşan farklı faz yapıların oluşumu belirlenmiştir. Şekil 6.22’de verilen 30 N yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri incelendiğinde Nb miktarına ve yoğunluk artışına bağlı olarak yüzeydeki erezyonunun azaldığı gözle görülmektedir. Yapılan deneyler sonucunda Nb miktarının artışı alaşımın aşınma performansını artırdığı, alaşımı olumlu bir katkıları olduğu belirlenmiştir. Raied Alfay Z. yapmış oldukları çalışmada, Nb ilavesinin alaşımın aşınma direncini artırdığını, ağırlık kayıplarında önemli miktarlarda azalma meydana geldiğini ve şekil hafıza özelliğine olumlu katkıları olduğunu belirtmiştir [45]. David Tabor yapmış olduğu çalışmada bakır alaşımı aşınma testinde, numuneden kopan parçaların disk yüzeyine yapıştığını bu ve disk yüzeyinin pürüzlü hale geldiğini belirlemiştir. Bu pürüzlü disk yüzeyi test süresince artan bir oranda ağırlık kaybına neden olduğunu ifade etmiştir [47]. Şekil 6.23.’de CuAlNiNb alaşımının aşınma yüzeyi EDS (mapping) sonuçları verilmiştir.



Şekil 6.23. CuAlNiNb alaşımının aşınmış EDS (mapping) yüzey sonuçları.



Şekil 6.23. (devam ediyor).

CuAlNiNb alaşımının 30 N yük altında 2000 m kayma mesafesinde aşınma testi sonucunda, aşınma yüzeyi EDS (mapping) incelemesi yapılmıştır. Bu sonuçlar incelendiğinde, mekanik alaşımlama süresine bağlı olarak (7,5 saat) ilave edilen alaşım elementlerinin yapı içerisinde homojen bir dağılım gösterdiği anlaşılmaktadır. Alaşım elementlerinin miktarı arttıkça mikro yapıda daha net bir şekilde gözlenmektedir. Alaşım elementlerinin dağılımı ve gözlenen tane boyutu, martenzitik yapılu CuAlNi alaşımına benzemektedir. CuAlNiNb alaşımında daha yüksek oksit oluşumu gözlenmektedir.

BÖLÜM 7

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu tez çalışmasının ilk aşamasında Cu₁₄Al₄Ni alaşımı farklı sürelerde (2,5-5-7,5 ve 10 saat) mekanik alaşımlanmıştır. Üretilen alaşımlar 1000°C sıcaklıkta 2 saat (vakum ortamında) sinterlenmiştir. Bu alaşımların bir kısmına 1 saat ısıtma işlemi uygulanmış ve bu ısıtma işleminin sonunda suda hızlı soğutulmuştur. Çalışmanın ikinci aşamasında ise Cu₁₄Al₄Ni alaşımına farklı miktarlarda (%0,5, %1, %1,5 ve %2) Nb ilave edilerek 7,5 saat mekanik alaşımlama ile CuAlNiNb alaşımı üretilmiştir. İlk aşamadaki sinterleme ve ısıtma işlemleri aynı şekilde bu alaşımda uygulanmıştır. Üretilen alaşımlar 10N, 20N, 30N yük ve 400, 800, 1200, 1600, 2000 m kayma mesafesinde aşınma testleri yapılmıştır. Yapılan çalışmada elde edilen sonuçları aşağıda kısaca özetlenmiştir.

1. XRD incelemeleri sonucunda Cu₁₄Al₄Ni alaşımının martenzitik ve östenitik faz oluşumları incelenmiştir. CuAlNiNb alaşımının sonuçlarında ise temel alaşım fazlarının yanında CuAl₃ ve AlNb₃ gibi intermetalik bileşiklerin fazlarında oluştuğu gözlenmiştir.
2. Farklı sürelerde (2,5-5-7,5 ve 10 saat) MA yapılan Cu₁₄Al₄Ni alaşımı toz boyut analizleri yapılmıştır. MA süresine bağlı olarak toz boyutunda azalma olduğu (2,5-5 ve 7,5 saat) belirlenmiştir. Fakat, 10 saatlik MA işleminde toz boyutunda artış olmuştur.
3. Yoğunluk ölçümlerinde Cu₁₄Al₄Ni alaşımında yapılan yoğunluk ölçümlerinde, mekanik alaşımlama süresine bağlı olarak yoğunluğun arttığı gözlenmiştir. Cu₁₄Al₄Ni alaşımında en düşük yoğunluk 2,5 saat MA işlemi uygulanan alaşımda 6,279 gr/cm³ ölçülürken, en yüksek yoğunluk miktarı ise en yüksek 10 saat MA işlemi uygulanan alaşımda 6,478 gr/cm³ olarak ölçülmüştür.

Farklı miktarlarda (0,5-1-1,5 ve 2 Nb) Nb ilave edilen CuAlNiNb alaşımında ise Nb ilavesinin artması ile alaşımın yoğunluğuda artmaktadır. En dūřuk yoğunluk 0,5 Nb miktarı olan alaşımda 5,729 gr/cm³ olarak olęülürken, en yüksek yoğunluk değeri ise %2 Nb ilaveli alaşımda 5,849 gr/cm³ olarak olęülmüřtür.

4. Sertlik olęümlerinde Cu₁₄Al₄Ni alaşımını farklı MA bağlı olarak, martenzit yapıda en yüksek değer 7,5 saat MA işlemi ile elde edilen alaşımda (270,2 HV) olęülmüřtür. Martenzit yapıdaki alaşımda ise en dūřuk değer 2,5 saat MA işlemi ile elde edilen alaşımda (242,9 HV) olęülmüřtür. Östenit yapıdaki alaşımda ise en yüksek sertlik 7,5 MA işlemi ile elde edilen alaşımda (142,4 HV) olarak olęülmüřtür. Östenit yapıdaki alaşımda en dūřuk 2,5 saat MA işlemi ile elde edilen alaşımda (130,6 HV) olęülmüřtür. CuAlNiNb alaşımında ise en yüksek (282,83 HV) %2 Nb miktarında olan alaşımda, en dūřuk sertlik (258,1 HV) ise % 0,5 Nb miktarı olan alaşımda olęülmüřtür.
5. Cu₁₄Al₄Ni alaşımının ısıı işlem uygulanan (martenzit) ve ısıı işlem uygulanmayan (östenit) yapsında TG/DTA incelmelerinde ısıı işlem uygulanmayan numunelerde, β fazdan β₁ faza geğişlerde faz dönüşüm sıcaklıkları M_s 450 °C sıcaklıkta A_f 520 °C belirlenmiştir. Isıı işlem uygulanan numunelerde faz dönüşüm sıcaklıkları M_s 650 °C' de A_f 825 °C aralığında olduğu belirlenmiştir. CuAlNiNb alaşımında, Nb miktarına bağlı olarak faz dönüşümleri değişmekle birlikte %1 Nb içeren alaşımın en belirgin histerisiz aralığında faz dönüşümü M_s 420 °C sıcaklıkta A_f 490 °C geręekleřmektedir.
6. Aşınma testlerinde Cu₁₄Al₄Ni alaşımının ısıı işlem uygulanmış (martenzit) ve ısıı işlem uygulanmamış (östenit) yapıdaki numunelerde ağırlık kayıpları yük artışı ile birlikte arttığı belirlenmiştir. Cu₁₄Al₄Ni alaşımında en yüksek ağırlık kaybı 7,5 saat MA yapılan numunelerde görülmüştür. CuAlNiNb alaşımında ise Nb miktarındaki artışa bağlı olarak ağırlık kaybı azaldığı görülmüştür. En yüksek ağırlık kaybı % 0,5 Nb ilaveli CuAlNiNb alaşımda olurken, en dūřuk ağırlık kaybı % 2 Nb ilaveli CuAlNiNb alaşımında geręekleřmiřtir.

Bu çalışmanın devamında veya benzer çalışmalar için yapılabilecek öneriler;

1. Şekil hafızalı alaşımlarda kullanılan bu alaşımlara ilave alaşım elementleri kullanarak özelliklerin geliştirilmesi sağlanabilir.
2. Toz metalurjisi ve farklı üretim teknikleri arasındaki farklar araştırılabilir.
3. Mekanik alaşımlama süreleri ve çeşitleri artırılarak MA etkileri incelenebilir.
4. Uygulanan ısı işlem parametreleri değiştirilerek alaşımın yapısındaki faz oluşumları incelenebilir.
5. Aşınma testleri farklı ortamlarda yapılarak, oluşabilecek ağırlık kaybı sonuçları araştırılabilir.

KAYNAKLAR

1. Gökcan, B., Fırtın, G.F., Ünlü,Ö. N., Özkal, B., “Bakır Bazlı Şekil Hafızalı Alaşım Bileşiminin Toz Metalurjisi ile Üretim Koşullarının İncelenmesi” *Türk Mühendis ve Mimar Odaları Birliği Metalurji ve Malzeme Mühendisleri Odası, Metalurji Sayı:182* (2016).
2. Callister,W.D. and Retwisch, D.G., “Materials Science and Engineering”, *Eighth Edition* (2013).
3. Keskin, A., “Farklı oranlarda katkilandırılmış bakır bazlı şekil hafızalı alaşımların termal ve yapısal özelliklerinin incelenmesi”, *Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ* (2014).
4. Acar, E. ve Oktay, T., “Havacılık ve Uzay Uygulamalarında Şekil Hafızalı Alaşımlar” *Ömer Halisdemir Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi, Cilt 7, Sayı 1, 335-349*,(2018).
5. Eşkil M., Seval,E., Akis, A, Ç., “Şekil hatırlamalı conial alaşımlarının kristalografik özellikleri”, *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 30(1):19-28* (2014).
6. Çakmak, Ö., Kaya M., “Akıllı Malzeme Şekil Hafızalı Alaşımların Termodinamiği” *Nevşehir Bilim ve Teknoloji Dergisi, Cilt, 6(2), 541-555* (2017).
7. Regináč J., “Ternary Shape Memory Alloys Powder Feedstock Fabrication By Advance Mechanical Alloying”. *Brno University Of Technology. Faculty Of Mechanical Engineering. Institute Of Materials Science And Engineering. Bachelor's Thesis.* (2016).
8. Toptaş, E., ve Akkuş, N “Şekil Hafızalı Alaşımlar ve Endüstriyel Uygulamaları”, *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi, (4) 15-22* (2007).
9. Ünlü, N., “Demir Katkılı CuAlNi Şekil Hafızalı Alaşımların Üretilmesi ve Karakterizasyonu”, *Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ* (2016).
10. Soğuksu, A.K., “Şekil Hatırlamalı CuAlNi ve CuZnAl Alaşımlarının Üretilmesi ve Özelliklerinin İncelenmesi”, *Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kahramanmaraş* (2006).

11. Altan, N. C., “Transformation Induced Crack Closure and Fatigue Life Analysis of Shape Memory Alloys Using Finite Elements”, *B.S., Mechanical Engineering, Middle East Technical University* (2007).
12. Agrawal A., Kumar Dube R., “Methods of Fabricating Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys” *Journal of Alloys and Compounds* **750** , 235-247 (2018).
13. Baksan, B., Gürler R., “Bakır Esaslı Şekil Bellekli Alaşımların Üretimi Ve Çekme Deneyi İle Karakterizasyonu”. *SAÜ. Fen Bilimleri Enstitüsü*.,Cilt,10 Sayı 1 (2006).
14. Aydoğan. Ö., “Elektron Demeti Buharlastırma Yöntemi ile Üretilmiş NiTi İnce-Şekli Filmlerin Faz Yapılarının ve Optik Özelliklerinin Belirlenmesi”, *Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul (2009).
15. Izadinia M. and Dehghani K. “Microstructural evolution and mechanical properties of nanostructured Cu-Al-Ni shape memory alloys” *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Volume 19, Number 4, Page 333 (2012),
16. Gustmann, T., Dos Santos J. M., Gargarella P., U. Kühn., Van Humbeeck J., Pauly,S., “Properties of Cu-Based Shape-Memory Alloys Prepared by Selective Laser Melting”., *Shap. Mem. Superelasticity*, 3:24–36 (2017)
17. Pourkhorshidi S., N.Parvin, N., Kenevisi M.S., Naeimi M. Ebrahimnia Khaniki H., “A study on the microstructure and properties of Cu-based shape memory alloy produced by hot extrusion of mechanically alloyed powders”, *Materials Science&EngineeringA*,658–663 (2012).
18. Raheem K. Abid Ali, A., Safee Hamza, A., “Study of Compression Behaviour of a Cu-13Al-4Ni-xCr Shape Memory Alloys Prepared by powder metallurgy process” *Journal of B abylon University/Engineering Sciences/* No.(1)/ Vol.(25) (2017)
19. Shafeeq, M., Gupta, G. K. ,Hirshikesh, Malik, M. M., and Modi O. P.,“Effect of milling parameters on processing, microstructure and properties of Cu–Al–Ni–Ti shape memory alloys” *Powder Metallurgy*, 58:4, 265-272,(2015).
20. Yamauchi, K., Ohkata, I., Tsuchiya, K. and Miyazaki, S. “Shape memory and superelastic alloys: Technologies and applications”, *Woodhead Publishing Limited, Cambridge,UK*,(2011).
21. Çiçek, M. A., “Basıncın Cu-bazlı Şekil Hafızalı Alaşımlarda Karakteristik Dönüşüm Sıcaklıkları Üzerine Etkisinin İncelenmesi” *Yüksek Lisans Tezi , Firat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Elazığ (2017).
22. S. A. Tsukerman, A.,S., “Powder Metallurgy” *Pergamon Press Ltd.*, Oxford,London (1965).

23. German, R. M, “Powder metallurgy & Particulate Materials Processing 1st ed.” **Çeviri Editörleri, Sarıtaş, S., Türker, M., Durlu, N., Türk Toz Metalurjisi Derneği**, Ankara, 59-94 (2016).
24. Upadhyaya, G. S. , “Powder Metallurgy Technology”, **Published by Cambridge International Science Publishing**, England (2002).
25. Chang I., and Zhao Y., “Advances In Powder Metallurgy” **Woodhead Publishing, Philadelphia, USA** (2013).
26. Skotnicová, K.,Kursa, M.,and Szurman I.,“Powder Metallurgy”, **Faculty of Metallurgy and Materials Engineering**, Ostrava (2014).
27. ŞİMŞEK, İ., “Toz Metalürjisi ile Üretilen Titanyum Alaşımı Biyomalzemelerin Korozyon ve Aşınma Davranışlarının İncelenmesi”, **Doktora Tezi, Karabük Üniversitesiİmalat Mühendisliği**, Karabük (2017).
28. Kato, K., Adachi, K., “Wear Mechanisms” **Modern Tribology Haandbook, Chapter 7** (2001).
29. Eliaz , N., “Wear Particle Analysis”, **ASM HandbookW, Volume 18, Friction, Lubrication, and Wear Technology** (2017).
30. Bayer, R.,G., “Mechanical Wear Fundamentals and Testing”, **Marcel Dekker, Inc., ISBN: 0-8247-4620-1, New York, U.S.A** (2004).
31. Buckley, H. D., “Role of Alloying Elements in Adhesive Transfer and Friction of Copper-Base Alloys”, **National Aeronautics and Space Administration NASA, Ohio**,(1978)
32. Dilibal S., “Nikel-titanyum şekil bellekli alaşımların süperelastik davranışına ısıl işlemin etkisi”, **Politeknik Dergisi**, 20(3): 623-627 (2017).
33. Kaya, M., Çakmak, Ö., Saygılı T.Y., Atlı, K.C., “Şekil Hafızalı Alaşımlarda Martensitik Faz Dönüşümü ve Şekil Hafıza Mekanizması”, **Selçuk Teknik Dergisi**, Cilt 15, Sayı:3 (2016).
34. Jacobsen A., and Kristansdottir,N.B., “Shape Memory Alloys”, **TFY 4205 Functional Materials** (2007).
35. Toptaş,E., Akkuş, N., “Şekil Hafızalı Metallerin Mekanik Yapısındaki Faz Değişimlerinin Sonlu Elemanlar Yöntemi İle İncelenmesi”, **Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi**,Cilt: 10, No: 1, 25-33 (2013).
36. Nurveren, K., “Demir Esaslı Şekil Hafızalı Alaşımlar”, **Niğde Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi**, Cilt 2, Sayı 1, 10-16 (2013).

37. Lai, M. O., Lu, L., Lee, W. H., "Influence of Heat Treatment on Properties of Copper-Based Shape-Memory Alloy", *Journal of Materials Science* 31 1537 - 1543 (1996).
38. Lojen, G., Anzel I., Kneissl, A., Krizmana, A., Unterweger, E., Kosec B., Bizjak, M., "Microstructure of rapidly solidified Cu–Al–Ni shape memory alloy ribbons", *Journal of Materials Processing Technology*, 162–163, 220–229 (2005).
39. Milhorato, F.R. , Mazzer, E.M., "Effects of aging on a spray-formed Cu-Al-Ni-Mn-Nb high temperature shape memory alloy", *Materials Science & Engineering A* ,753, 232–237 (2019).
40. S. Zhang, L. Lu and M. O. Lai, "Cu-based shape memory powder preparation using the mechanical alloying technique", *Materials Science and Engineering*, A 171 (1993) 257-262 (1993).
41. Raviprasad K., Umemoto M. and Okane I., "Mechanism of Crystal Size Refinement and Metastable Phase Formation by Mechanical Alloying", *Toyohashi University of Technology, Tempaku-choT, oyohashi* (1994).
42. M. O. Lai, L. Lu, W. H. Lee, "Influence of heat treatment on properties of copper-based shape-memory alloy", *Journal of Materials Science* 31, 1537-1543 (1996).
43. Deniz Cırak Z. and Mediha K., "Investigation of the thermal and microstructural changes of CuAlNiNb quaternary shape memory alloys by different niobium amount", *The European Physical Journal Plus*, 133: 288 (2018).
44. Raied Z. Alfay , Ayad M. Takhakh . Abdul Rahim Abid Ali K., "Effect of Nb Addition on Hardness and Wear Resist of Cu-Al-Ni Shape Memory Alloy Fabricated By Powder Metallurgy", *International Journal of Current Engineering and Technology*, N.1, V.20 (2014).
45. Bağcı, M., "CuZn10 Pirinç Malzemedede Kayma Hızının Aşınmaya Etkisi", *Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi*, Konya (2005).
46. Tabor, D., "Friction, Lubrication and Wear", *Mechanical Design Handbook*, Chapter 7 (2006).

ÖZGEÇMİŞ

Ünal BIÇAKCI 1975 yılında Araç'ta doğdu; ilkokulu Araç'ta ve ortaokulu Karabük Atatük ortaokulunda tamamladı. Karabük Endüstri Meslek Lisesi Döküm Bölümü'nden mezun oldu. Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Karabük Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü'nde 2000 yılında mezun oldu. 2004 yılında öğretmen olarak göreve başladı. Evli ve 3 çocuk babasıdır. Halen Karabük'te öğretmen olarak çalışmaya devam etmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : 100. Yıl mah. 1041 no'lu sokak No:55 KARABÜK

Tel : (505) 773 4945

E-posta : unal.bicakci@hotmail.com