

**ŞEKİL HAFIZALI Cu-Zn-Sn ALAŞIMININ ÜRETİMİ
VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**2014
YÜKSEK LİSANS TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

Ramazan OZMAN

**ŞEKİL HAFIZALI Cu-Zn-Sn ALAŞIMININ ÜRETİMİ VE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

Ramazan OZMAN

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

**KARABÜK
Haziran 2014**

Ramazan OZMAN tarafından hazırlanan “ŞEKİL HAFIZALI Cu-Zn-Sn ALAŞIMININ ÜRETİMİ ve MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. Melik ÇETİN

Tez Danışmanı, Metal Eğitimi Anabilim Dalı



Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 20/ 06/ 2014

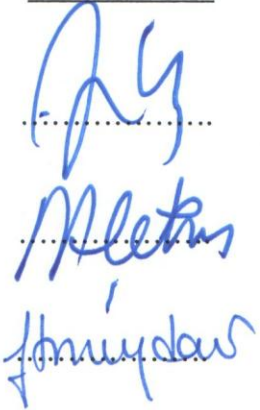
Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. İbrahim ÇİFTÇİ (KBÜ)

Üye : Doç. Dr. Melik ÇETİN (KBÜ)

Üye : Doç. Dr. Fatma MEYDANERİ (KBÜ)



...../...../2014

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

Prof. Dr. Mustafa BOZ

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

.....

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

Ramazan OZMAN

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

ŞEKİL HAFIZALI Cu-Zn-Sn ALAŞIMININ ÜRETİMİ VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Ramazan OZMAN

Karabük Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Doç. Dr. Melik ÇETİN

Haziran 2014, 90 sayfa

Bu çalışmada, şekil hatırlama özelliği gösteren Cu-Zn-Sn alaşımı seçilerek şekil hatırlama özelliği ile birlikte bunun yanında mekanik özellikleri de test edilmiştir. İlk olarak alaşım elementleri istenilen oranlarda karıştırıldı (Cu-%30Zn-%5Sn). Alaşım 1100°C de ergitme işlemine tabi tutulup ergitme işlemi gerçekleştirildi. Elde edilen malzeme direkt ergiyik halde iken melt spinning (ergiyik döndürme) ünitesi üzerine dökülerek ani soğutmaya maruz bırakıldı ve alaşımın iç yapısında martenzit fazının oluşumu sağlandı. Elde edilen örnekler alınarak önce ısıl işlem fırınında 350°C, 450°C, 500°C, 600°C, 700°C ve 850°C’de 2 saat ısıl işlem uygulanarak geri dönüşüm özelliği test edildi ve görüldü ki 700°C’de 2 saat sonra malzeme martenzit halde iken deforme edilen orijinal haline geri döndüğü gözlemlendi. Sonrasında metalografik incelemeler de yapıldı ki asıl şekil hafıza özelliğinin anahtarı olan β' -fazı ve ikizlenmeler teşhis edilerek literatürde ki çalışmalara paralel şekilde martenzit fazının ikizlenmeye bağlı olarak “V” ve iğne şeklinde yapıları gözlemlendi. Son olarak

alınan SEM sonuçlarına göre ise malzemenin β' -fazını teşkil ettiği bununla birlikte analiz X-Ray kırınım desenlerinde görülen düzlem sayesinde malzemenin 18R ve 9R ortorombik kristal yapıda olduğu tespit edilmiştir.

Anahtar Sözcükler : ŞHA, martenzit, meltinig spining (ergiyik döndürme),
 β -fazı ve ısıl işlem.

Bilim Kodu : 916.1.094.

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

INVESTIGATION OF MECHANICAL PROPERTIES AND PRODUCED OF SHAPE MEMORY Cu-Zn-Sn ALLOY

Ramazan OZMAN

**Karabük University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Manufacturing Engineering**

Thesis Advisor:

Assoc. Prof. Dr. Melik ÇETİN

June 2014, 90 pages

In this work Cu-Zn-Sn alloy that showed property of shape retention was chosen and tested of shape retention with the mechanic qualities. Firstly elements of alloys was mixed in required proportions (Cu-%30Zn-%5Sn). The alloys was melted in 1100°C. Then while it was melt, the product was exposed to hypothermia in sudden melt spinning unit directly. In this way the formation of marthensite phase that was in internal structure of alloys was provided. 350°C, 450°C, 500°C, 600°C, 700°C and 850°C to 2 hours first of all recyle of these samples was tested by processing thermal transaction in 700 cantigrate celcius in thermal process oven. while it was marthensite shape it was deformed and then we saw that the product turned into original shape. After this process in metallographic research β' -phase that was the key of quality of main shape retention and twinings was identified and it was observed that depending on twinning martensite phase had shape like “V” and needle like in literature research. To sum up according to SEM

and X-Ray results the material constitutes β' -phase and meanwhile by means of plane that was seen in analyse diffraction xray pattern it was held down that the material was 18R and 9R orthorhombic crystal structure.

Key Word : SMA, martensite, melting spining, β -phase and heat treatment.

Science Code : 916.1.094.

TEŞEKKÜR

Bu tez alıőmasının planlanmasında, araőtırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle alıőmamı bilimsel temeller ışığında őekillendiren sayın hocam Doç. Dr. Melik ÇETİN'e sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Döküm işlerinde sürekli benim yanımda olan ve benden yardım ve desteğini esirmeyen yüksek lisans öğrencisi Ersin ÖLMEZ ve lisans öğrencileri Selçuk DENİZ, Ali YILMAZ, Muhammed ÇETİN ve Caner TÜRK arkadaşlarıma teőekkürlerimi sunarım.

Sevgili aileme manevi hiçbir yardımı esirgemedен yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL	ii
ÖZET	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER.....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xv
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	5
ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN GENEL KARAKTERİSTİKLERİ	5
2.1. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN ISIL KARAKTERİZASYONU	7
2.2. MARTENZİTİK DÖNÜŞÜMLER.....	9
2.3. MARTENZİTİK DÖNÜŞÜMLERİN GENEL KARAKTERİSTİĞİ	11
2.4. TERMOELASTİK MARTENZİT DÖNÜŞÜM.....	15
2.5. β - FAZ ALAŞIMLARINDA ŞEKİL HATIRLAMA OLAYI VE KRİSTOLOGRAFİSİ.....	15
2.5.1. Kararlı β - Fazları.....	16
2.5.2. Süper Örgüler	20
2.6. ŞEKİL HATIRLAMA OLAYININ MEKANİZMASI.....	21
2.6.1. Tek Yönlü Şekil Hatırlama Olayı.....	23
2.6.2. Çift Yönlü Şekil Hatırlama Olayı.....	24
2.7. DÖNÜŞÜM KRİSTALOĞRAFİSİ	27

2.8. FAZ DİYAGRAMLARI	31
2.9. DÖNÜŞÜM SICAKLIKLARI	32
BÖLÜM 3	34
ENDÜSTRİYEL AMAÇLI ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR.....	34
3.1. NİKEL – TİTANYUM ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR.....	34
3.2. BAKIR ESASLI ŞEKİL HATIRLAMALI ALAŞIMLAR.....	38
3.3. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN ENDÜSTRİYEL UYGULAMALARI	41
3.3.1. Biyomedikal Uygulamaları	41
3.3.2. Mekanik Uygulamaları	43
BÖLÜM 4	46
ŞHA MALZEMENİN GELİŞİMİ.....	46
4.1. ŞHA MALZEME ÜZERİNE YAPILAN GÜNCEL ÇALIŞMALAR	46
4.1.1 Şekil Hatırlamalı Cu-Al-Ni Alaşımlarındaki Martenzitik Dönüşümler Üzerinde Termal Yaşlandırma Etkileri.....	47
4.1.2. Şekil Hatırlamalı Cu-Al-Ni ve Cu-Zn-Al Alaşımlarının Üretilmesi ve Özelliklerinin İncelenmesi.....	48
4.1.3. Şekil Hatırlamalı Cu-Al-Co Alaşımının Üretimi ve Fiziksel Özelliklerinin İncelenmesi.....	49
4.1.4. Cu-Al-Ni Şekil Hatırlamalı Alaşımlarda Tane Boyutunun Malzemenin Bazı Fiziksel Özelliklerine Etkisi.....	49
4.1.5. Şekil Hatırlamalı Cu-Al-Ni-Mn Alaşımında Martenzitik Dönüşüm Üzerine Termal Yaşlandırma Etkileri	50
4.1.6. Şekil Hatırlamalı Cu-%14,79Al-%4,72Ni Alaşımında Martenzitik Dönüşümün Kristaloğrafik ve Kinetik Özellikleri	51
4.1.7. Ni-Mn-Ga Ferromanyetik Şekil Hatırlamalı Alaşımının Fiziksel Özellikleri Üzerine Alaşım Oranı ve Isıl İşlem Etkisinin Araştırılması	51
BÖLÜM 5	53
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	53
5.1. DENEY NUMUNESİ HAZIRLAMA VE DÖKÜM İŞLEMİ	53
5.2. ERGİTME İŞLEMİ.....	54

5.3. ISIL İŞLEM.....	55
5.4. METALOGRAFİ	56
5.5. X-IŞINI KIRINIM (XRD) ANALİZLERİ	56
5.6. SERTLİK DENEYİ	58
5.7. EDX ANALİZLERİ	59
5.8. SEM (Scanning Electron Microscopy) ANALİZİ	60
BÖLÜM 6	61
DENEYSEL SONUÇLAR ve TARTIŞMA	61
6.1. ISIL İŞLEM	61
6.2. MİKROYAPI ÇALIŞMALARI.....	62
6.2.1. Alaşım-1 Malzemenin Soğutma ve Isıl İşlem Sonrası Mikro Yapıları	62
6.2.2. Alaşım-2 malzemenin soğutma ve ısıl işlem sonrası görüntüleri.....	64
6.3. SERTLİK DENEYİ SONUÇLARI	66
6.3.1. Alaşım-1 Sertlik Deneyi Sonuçları.....	66
6.3.2. Alaşım-2 Sertlik Deneyi Sonuçları.....	67
6.4. SEM GÖRÜNTÜSÜ ANALİZ SONUÇLARI.....	69
6.5. EDX ANALİZ SONUÇLARI.....	71
6.6. X- IŞINI DİFRAKSİYON SONUÇLARI.....	73
BÖLÜM 7	83
SONUÇLAR.....	83
KAYNAKLAR.....	85
ÖZGEÇMİŞ.....	90

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 1.1. Şekil hatırlama olayını açıklayan şematik gösterim.....	4
Şekil 2.1. sabit yük altında numunede ısıtma soğutma durumunda tipik dönüşüm sıcaklık eğrisi.....	5
Şekil 2.2. T:sıcaklık; beta fazlı kristal; soğutma ve martenzite dönüşüm sonrası kendiliğinden yerleşen A,B,C ve D ikizlenmiş üniteler; A ünitesi uygulanan gerilme sonunda konfigürasyonda egemen olur ve ısıtma durumunda malzeme beta fazlı orijinal yapısına geri döner	6
Şekil 2.3. Çeşitli şekil hafızalı alaşımlarda görülen yapı görüntüleri	7
Şekil 2.4. Farklı sıcaklıklarda dönüşüme ilişkin tipik gerilme –gerinim eğrileri	7
Şekil 2.5. Nikel esaslı bir alaşımda ısı işlemleri önce ve sonrası yapı görünümü	9
Şekil 2.6. Östenit ve martenzit fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi.....	10
Şekil 2.7. Martenzitik dönüşüme etki çizgisinin kırılması	12
Şekil 2.8. Martenzitik dönüşüm difüzyonsuz tabiatına bağlı düzlem ve doğrularda ki değişim	12
Şekil 2.9. Östenit yapı ile martenzitik yapı arasındaki izotermal dönüşümü karakterize eden sıcaklıklar	13
Şekil 2.10. Fe-Ni (termoelastik olmayan) ve Au-Cd (termoelastik olan) alaşımlarında martenzit dönüşümlerinin histeresiz eğrileri	15
Şekil 2.11. Şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlara ait elementlerin periyodik Çizelgedeki yeri.....	17
Şekil 2.12. Düzenli kristal yapıların birim hücreleri	21
Şekil 2.13. Şekil hatırlama olayının şematik gösterimi.....	22
Şekil 2.14. Tek yönlü ve çift yönlü şekil hatırlama olayının şematik gösterimi	23
Şekil 2.15. $T_1 > A_f$ sıcaklığında gerçekleşen suni esneklik ile ilgili şematik zorlama eğrisi	25

Şekil 2.16. Şekil hatırlamalı alaşımlarda termomekanik olarak çift yönlü şekil hatırlama olayının sıcaklık zorlanma eğrisi	26
Şekil 2.17. B2 fazının temel yapısı ve (110) düzleminde AB tabakalarındaki atom görünüşleri	28
Şekil 2.18. B2 tipi β_2 ana fazdan üretilen periyodik tabakalı martenzitik yapıda sıkı paket düzlemlerin üç tipi	28
Şekil 2.19. Ana faz ve martenzitik fazın düzlemlerinin yığılım düzeni.....	29
Şekil 2.20. DO ₃ -18R dönüşümü, a) martenzit temel düzlemi, b) DO ₃ yapısında (110) düzlemin sıralanışı.....	29
Şekil 2.21. İkili Cu-Al alaşımlarının faz diyagramı.....	30
Şekil 2.22. Cu-Al-Ni alaşımlarında A ₁ konsantrasyonuna bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarının değişimi.....	31
Şekil 3.1. Ni-Ti alaşımlarının faz denge diyagramı	36
Şekil 3.2. Cu-Zn-Al alaşımlar için bileşim ve M _s sıcaklıkları arasındaki ilişki	39
Şekil 3.3. Damarlardaki kan pıhtısının tutulması için SMA'dan yapılmış filtre	39
Şekil 3.4. Damarlardaki tıkanma sorunlarının çözümü için SMA'dan yapılmış stent görünümü	41
Şekil 3.5. Medikal uygulamalarda kullanılan kataterler için süperelastik kılavuz telin görünümü	41
Şekil 3.6. Ortodontik düzeltme işlevi kavisli tellerin dişlerde kullanımı	42
Şekil 3.7. Shinkansen hızlı trenlerde SMA'dan yapılmış otomatik yağlama ünitesi	43
Şekil 3.8. ŞHA kullanılarak geliştirilmiş karıştırma valfi	45
Şekil 5.1. Melting spinning ünitesi ve ısıtma fırını	54
Şekil 5.2. XRD (X-Ray Diffraction) cihazı	56
Şekil 5.3. Sertlik cihazı.....	57
Şekil 5.4. SEM (Scanning Electron Microscope) cihazı	59
Şekil 6.1. ŞHA malzemenin ısıtma işlem öncesi ve ŞHA malzemenin ısıtma işlem sonrası görüntüleri	61
Şekil 6.2. Şekil hafızalı alaşım-1'in ısıtma işlem sonrası mikroyapı görüntüleri	63

Şekil 6.3. Alaşım-2 malzemenin 900°C’de 2 saat tavlama hızlı soğutma yapılarak elde edilen mikroyapı görüntüleri	64
Şekil 6.4. Alaşım-2 malzemenin 800°C’de 2 saat tavlama yapıldıktan sonraki mikroyapı görüntüleri	65
Şekil 6.5. Alaşım-1’in sertlik değerleri	67
Şekil 6.6. Alaşım-2’nin sertlik değerleri	68
Şekil 6.7. Alaşım-1 malzemesinin 800°C’de 2 saat tavlama yapıldıktan sonraki SEM görüntüleri	69
Şekil 6.8. Alaşım-2 malzemesinin 800°C’de 2 saat tavlama yapıldıktan sonraki SEM görüntüleri	70
Şekil 6.9. Alaşım-1 malzemesinin 800°C’de 2 saat tavlama yapıldıktan sonra alınan EDX sonuçları.....	71
Şekil 6.10. Alaşım-2 malzemesinin 800°C’de 2 saat tavlama yapıldıktan sonra alınan EDX sonuçları.....	72
Şekil 6.11. Alaşım-1 malzemesinin 800°C’de 2 saat tavlama yapıldıktan sonraki X-Ray desenleri.....	75
Şekil 6.12. Alaşım-2 malzemesinin 800°C’de 2 saat tavlama yapıldıktan sonraki X-Ray desenleri.....	79
Şekil 6.13. Alaşım-2 malzemesinin 850°C’de 2 saat tavlama yapıldıktan sonraki X-Ray desenleri.....	82

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Şekil hatırlamalı demirsiz alaşımlar	18
Çizelge 2.2. Şekil hatırlamalı demirli alaşımlar	19
Çizelge 2.3. Cu-Al-Ni alaşımlarında sabit alüminyum oranı için farklı Ni konsantrasyonundaki dönüşüm sıcaklıkları	32
Çizelge 2.4. Cu-Al-Ni alaşımında Ms sıcaklığı ile soğutma hızı arasındaki bağıntı..	32
Çizelge 3.1. İkili Ni-Ti şekil hafızalı alaşımların özellikleri.....	35
Çizelge 3.2. Tahmini çevrim sayısı ile müsaade edilen maksimum gerinim ve gerilme arasındaki ilişki	37
Çizelge 3.3. Bakır esaslı şekil hafızalı alaşımların özellikleri	38
Çizelge 5.1. Alaşım-1 ve alaşım-2 malzemesinin % wt ve % at değerleri	53
Çizelge 6.1. Alaşım-1 malzemeye uygulanan ısıl işlem parametreleri.....	56
Çizelge 6.2. Alaşım-2 malzemeye uygulanan ısıl işlem parametreleri.....	56
Çizelge 6.3. Alaşım-1 malzemesinin ısıl işlem öncesi ve sonrası sertlik değerleri....	67
Çizelge 6.4. Alaşım-2 malzemesinin ısıl işlem öncesi ve sonrası sertlik değerleri....	68

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

γ	: Östenit
α	: Ferrit
Cu	: Bakır
Zn	: Çinko
Sn	: Kalay
Ni	: Nikel
Ti	: Titanyum
Al	: Alüminyum
T	: Sıcaklık
K	: Kelvin
°C	: Santigrat Derece

KISALTMALAR

- SEM : Scanning Electron Microscopy (Taramalı Elektron Mikroskobu)
XRD : X-Ray Diffraction (X-Ray Difraksiyon)
ŞHA : Şekil hafızalı alaşım
SMA : Shape Memory Alloys (Şekil Hafızalı Alaşımlar)
As : Östenit start (Östenit Başlangıç)
Af : Östenit finiş (Östenit Sonu)
Ms : Martenzit start (Martenzit Başlangıç)
Mf : Martenzit finiş (Martenzit Sonu)
PPMS : Fiziksel özellikler ölçüm cihazı
DSC : Differansiyel scanning calorimeter (Diferansiyel Taramalı Kalorimetre)

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Katı hal fiziğinde önemli bir yere sahip olan martenzitik faz dönüşümü olayı, ilk defa Alman metalurjist A. Martens tarafından demir bazlı alaşımlarda gözlenmiştir. Daha sonraları yapılan çok sayıda araştırma ile büyük bir gelişmeye sahip olan martenzitik dönüşümler, demir bazlı alaşımların yanı sıra geniş çapta soy metal bakır bazlı alaşımlarda ve metalik özellik taşımayan maddelerde de gözlenmiştir [1,2].

Dönüşüm olayına göre metal ve alaşım sistemlerindeki faz dönüşümleri, çekirdeklenme – büyüme dönüşümleri ve martenzitik dönüşümler olmak üzere iki sınıfa ayrılır. Çekirdeklenme – büyüme dönüşümleri sabit sıcaklıkta termal etkileşme ile difüzyonlu olarak meydana gelir. Martenzitik dönüşüm ise sistemin sıcaklığı ile değiştirilerek veya deforme edilerek meydana gelebileceği gibi her iki etkinin birlikte uygulanması ile de gerçekleşebilir. Sıcaklık etkisiyle oluşan martenzitik dönüşümler alaşım sistemlerine göre atermal ve izotermal olarak meydana gelir. Deforme edilerek oluşan martenzitik zorlama ile oluşmuş martenzit, hem deforme edilerek hem de sıcaklık etkisiyle oluşan martenzit ise etkilendirilmiş martenzit olarak adlandırılır [3].

Metal ve alaşımlarda dönüşüm öncesindeki faz, östenit fazı olarak bilinir. Östenit faz ya da ara faz olarak adlandırılan dönüşüm öncesi kristal yapının dışarıdan sıcaklık, zor veya her iki faktörün birlikte uygulanmasıyla yeni faz olan martenzit yapıya dönüş gerçekleşir. Martenzit kristal yapısının hem iç ikizlenmeleri ve kusurları hem de farklı kristal yapıları kapsadığı anlaşıldıktan sonra, birçok alaşımda termoelastik davranışın genel bir tanımını yapmak mümkün olacaktır [3].

Bazı alaşımların, sıcaklığın değiştirilmesi ve zorlama etkisi ile şekillerini değiştirmesi ve ters dönüşümle tekrar orijinal şeklini alması günümüzde endüstride

yaygın olarak kullanılmaktadır. Şekil hatırlama olayı, çok farklı özellikte numune hazırlayabilme yolun açmaktadır [4].

Şekil hatırlama olayının ilk gözlenmesi 1938'lere dayanır. Daha sonraki yıllarda pirinç içindeki martenzit fazın sıcaklığın değişmesi esnasında yok olduğu gözlemlendi. Aynı zamanda Rus metalurjist G.V. Kurdjumov, martenzit kristalografisi üzerinde çalıştı. Kurdjumov, özellikle çelik içinde hızlı soğumayla oluşan martenziti inceledi. Şekil hatırlama olayının gözlenmesi ilk olarak Amerika'da Naval Ordnance Laboratuvarında yaklaşık olarak eşit atomlu Ni-Ti alaşımında gerçekleşti. Burada düşük sıcaklıkta numuneyi deforme ettikten sonra sıcaklığı arttırdılar ve numunenin orijinal haline geri döndüğünü gözlediler. Bu olay, alışılmış plastik deformasyon göz önüne alındığında büyük ilgi çekicidir. Sonraki yıllarda İllinois üniversitesinde araştırmacılar, altın – kadmiyum alaşımlarındaki şekil hatırlama olayını gözlediler ve faz geçişleri nedeniyle oluşan kuvvetleri gösterdiler. Ayrıca demir – platin, indiyum – kadmiyum, nikel – alüminyum ve paslanmaz çelik gibi farklı alaşımların, farklı sıcaklıklarda şekil hatırlama olayı gösterdiklerini ortaya koydular [5].

Şekil hafızalı metaller kritik dönüşüm sıcaklıklarının üzerinde ve altında iki farklı kristal yapıya sahip olabilirler. Düşük sıcaklıklarda rahatça deforme edilebilen malzemeler yüksek sıcaklıklarda eski hallerine dönebilmektedir. En çok kullanılan şekil hafızalı metaller Ni-Ti ve Cu alaşımlı malzemelerdir. Çünkü bu alaşımlar şekil değişimi esnasında önemli büyüklükte kuvvet üretebilmektedir. Bugün şekil hafızalı alaşımlar, eş zamanlı algılayıcılar ve eyleyiciler olarak kullanılırlar ve büyük ilgi çekerler.

Endüstride en çok kullanılan şekil hafızalı alaşımlar Ni-Ti alaşımları ve bakır esaslı alaşımlardır. Daha fazla ısıl kararlılığa sahip olan Ni-Ti alaşımları, korozyona karşı hassas olan bakır esaslı alaşımlarla karşılaştırıldığında mükemmel bir korozyon direncine ve çok daha yüksek sünekliğe sahip olur. Fakat bakır esaslı alaşımlar daha ucuzdur, ergitilmeleri daha kolaydır, daha geniş potansiyel dönüşüm sıcaklık

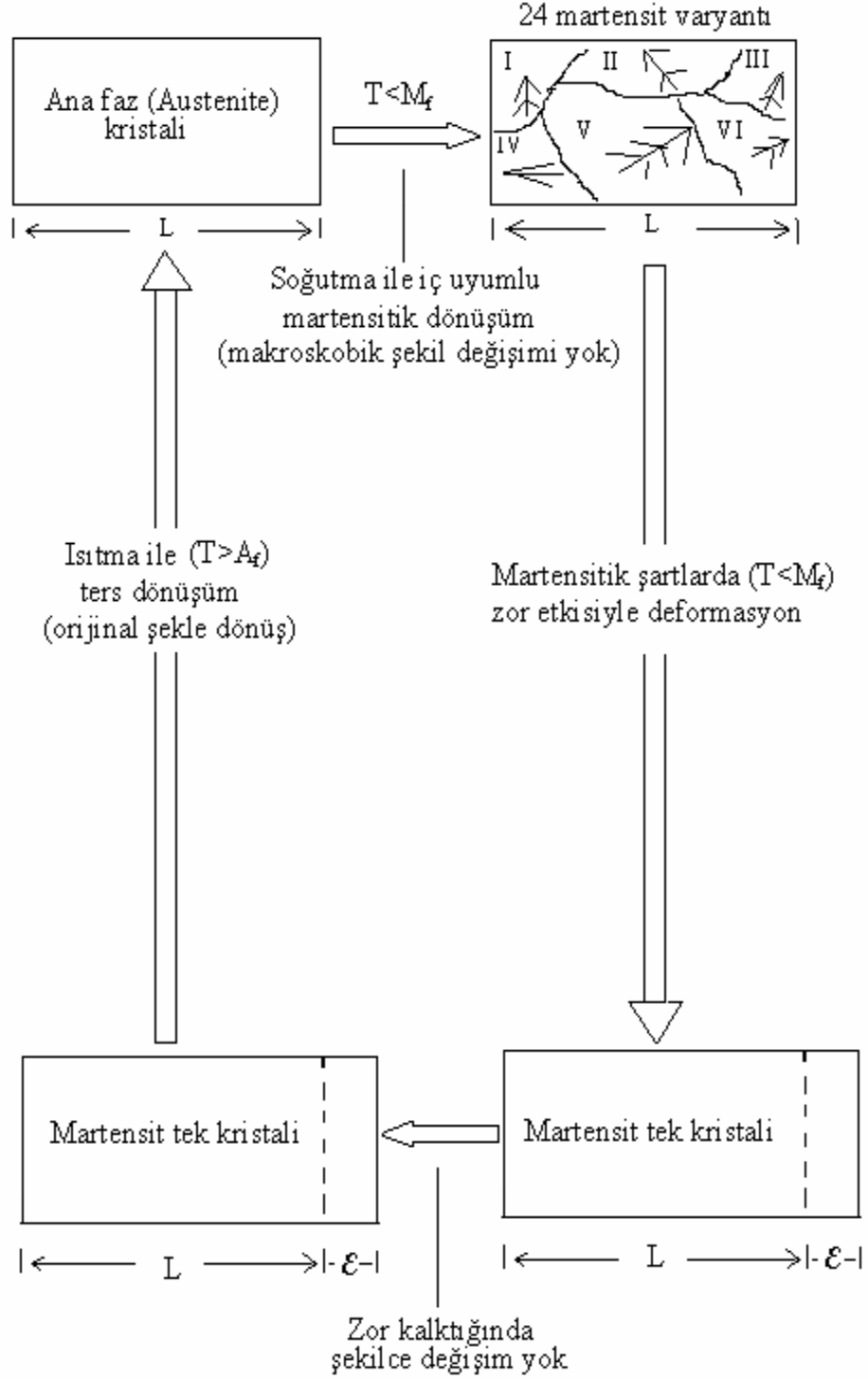
aralığına sahiptirler. Sonuçta her iki alaşım sisteminde de kullanılacağı ortama göre göz önünde bulundurulması gereken avantaj ve dezavantajları vardır [6].

Ni-Ti alaşımları ikili alaşım sistemleridir. Bu tür bir bileşik, kabul edilir sınırlar içerisinde fazladan nikel veya titanyum çözebilir ve alışılmamış alaşımlarla mukayese edilebilir derecede süneklığe sahiptir. Bu aşırı çözebilme yeteneği sayesinde alaşım sisteminin hem dönüşüm özelliklerini istenilen tarzda değiştirmek için diğer elementler katılabilir. Yaklaşık %1 oranında nikel ilavesi bile alaşım sisteminin özelliklerini ekiler. Oksijen ve karbon gibi safsızlıkların, dönüşüm sıcaklığını değiştirdiği ve mekanik özellikleri zayıflattığı için bünyede bulunması istenmez.

Bakır esaslı alaşımlar, Cu-Zn-Al ve Cu-Al-Ni alaşımlar şeklinde üçlü alaşımlar olabileceği gibi ayrıca manganez de içeren dörtlü modifikasyonu da mümkündür. Bor, seryum, kobalt, demir, titanyum, vanadyum ve zirkonyum gibi elementler ince taneli yapı elde etmek için bünyeye eklenir. Ayrıca mangan hem Cu-Zn-Al, hem de Cu-Al-Ni alaşımlarının dönüşüm sıcaklıklarını düşürür ve yüksek alüminyum içerikli alaşımların ötektoid noktasını değiştirir. Daha iyi süneklilik için alüminyumun yerine katılır. Uzun süreli ısıtma çinko buharlaşmasına ne tane büyümesine neden olduğundan böyle bir uygulamadan kaçınılmalıdır. Su verme sertleştirme işlemi olarak kullanılır. Açık havada soğutma işlemi bazı yüksek alüminyum içerikli Cu-Al-Ni ve Cu-Zn-Al alaşımları için yeterli olabilir. Sadece soğutulmuş parçalarda dönüşüm sıcaklıkları genellikle kararsız olduğundan dönüşüm sıcaklıklarını kararlı hale getirmek için Af sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda soğutma sonrası yaşlandırma yapılmalıdır.

Bakır esaslı alaşımların ısı kararlılığı ayrışım kinetikleri ile sınırlıdır. Bu nedenle Cu-Zn-Al ve Cu-Al-Ni alaşımların sırasıyla 150-200°C üzerindeki sıcaklıklarda uzun süreli maruz bırakılmasından kaçınılmalıdır. Daha düşük sıcaklıklarda yaşlandırma, dönüşüm sıcaklıklarını değiştirir. Beta fazında yaşlandırma durumunda da benzer sonuçlar doğar. Martenzitik halde yaşlandırılmış alaşımlar yaşlanma kaynaklı martenzit stabilizasyon etkisi gösterir. Cu-Al-Ni alaşımları yüksek sıcaklıklarda Cu-Zn-Al alaşımlarından daha karalıdır. Bu yüzden dönüşüm sıcaklıklarının sıkı

kontrolünün istendiği farklı sıcaklık uygulamalarında bu faktörleri dikkate almak gerekir [7].



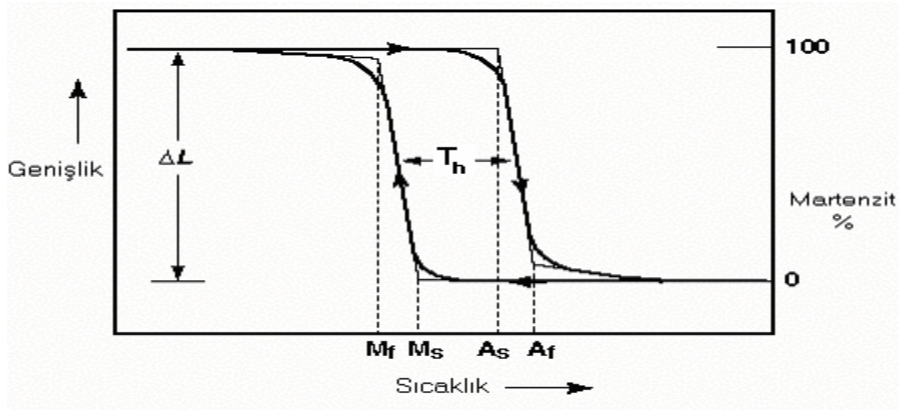
Şekil 1.1. Şekil hatırlama olayını açıklayan şematik gösterim [5]

BÖLÜM 2

ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN GENEL KARAKTERİSTİKLERİ

Şekil hafızalı alaşımlarda, yüksek sıcaklıktaki östenitik fazın uzun süre dönüşümü sonucunda termoelastik martenzitin meydana gelmesi işlemi martenzitik dönüşüm olarak isimlendirilir. Atomların yer değiştirme miktarı çok büyük olmamasına rağmen, hepsinin birden hacimsel yönde aynı doğrultuda taşınmasından dolayı, dönüşüm sonucunda makroskobik bir şekil değişimi gerçekleşir. Sonuç olarak normal metal ve alaşımlardan farklı niteliklere sahip olan şekil hafıza etkisi ve süperelastisite gibi eşsiz ve üstün özellikler açığa çıkar [6].

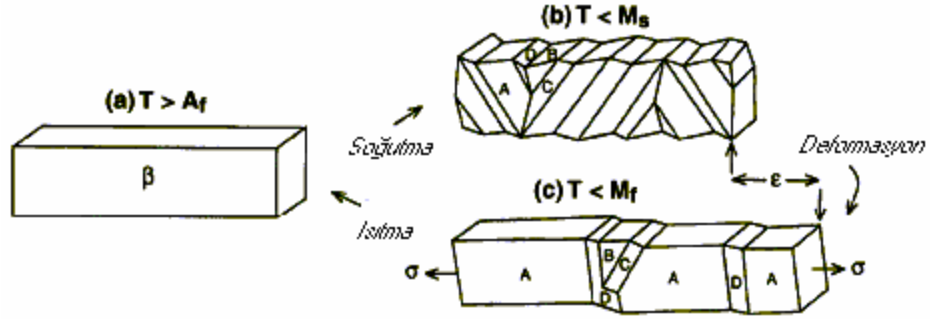
Her alaşımın katılaşma sıcaklığı farklı olduğundan martenzitik dönüşüm, belirli bir sıcaklık aralığında tamamlanmaktadır (Şekil 2.1). Dönüşüm başlangıç ve bitişi gerçekte geniş bir sıcaklık aralığını kapsamasına rağmen çoğu zaman dar bir sıcaklık aralığında meydana gelmektedir. Dönüşüm sürecinde ısıtma ve soğutma sıcaklıkları arasında oluşan fark histerizis olarak isimlendirilir ve alaşım sistemine bağlı olarak değişir.



Şekil 2.1. Sabit yük altındaki bir numunedeki ısıtma soğutma durumunda tipik dönüşüm-sıcaklık eğrisi [23].

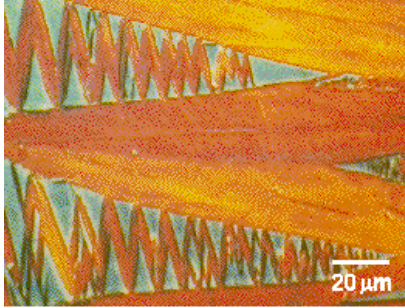
Bilindiği gibi termoelastik martenzit, düşük sıcaklık ya da gerilme değişimleri ile harekete geçebilen düşük enerjisine ve parlak yüzeyine göre karakterize edilir.

Bunun sonucu olarak termoelastik martenzit, dönüşüm esnasında simetri kaybı yüzünden sınırlandırılmış olarak tersinebilir. Atermal martenzitin balıksırtına benzer şekildeki yapısı esasen kendiliğinden şekillenen ünitelerin etkileşimli kaymış halidir (Şekil 2.2.). Üniteler arasındaki şekil değişimi, ünitelerin birbirini pasifleştirmesine neden olduğundan küçük değerlerde makroskobik bir gerilim açığa çıkar. Gerilme kaynaklı martenzit oluşumu durumunda veya gerilme ile kendiliğinden yerleşen bir yapı durumunda bu üniteler biçimini değiştirebilir ve uygulanan gerilme doğrultusunda meydana gelen en büyük şekil değişimi kararlı hale gelene dek değişim devam eder. Sonuç olarak Şekil 2.2.'de görüleceği üzere birim ünite mevcut konfigürasyona egemen olur. Bu süreç sonunda oluşturulan makroskobik gerilim, tressine dönüşüm sayesinde kristal yapının östenite geri dönüşmesi sonucu geri kazanılabilir [7].

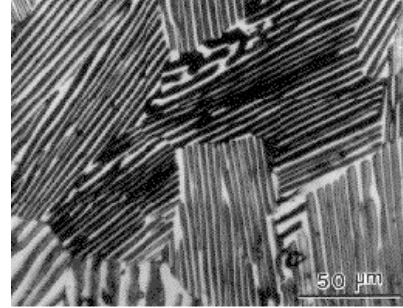


Şekil 2.2. T:sıcaklık; (a) beta fazlı kristal; (b) soğutma ve martenzite dönüşüm sonrası kendiliğinden yerleşen A,B,C ve D ikizlenmiş üniteler; (c) A ünitesi sıcaklıkla birlikte eski haline döner [22].

Konunun daha iyi anlaşılabilmesi için Şekil 2.3.'de ise bakır esaslı alaşımlara ait optik mikroskop altında çekilmiş yapı fotoğrafları verilmiştir.



(a)

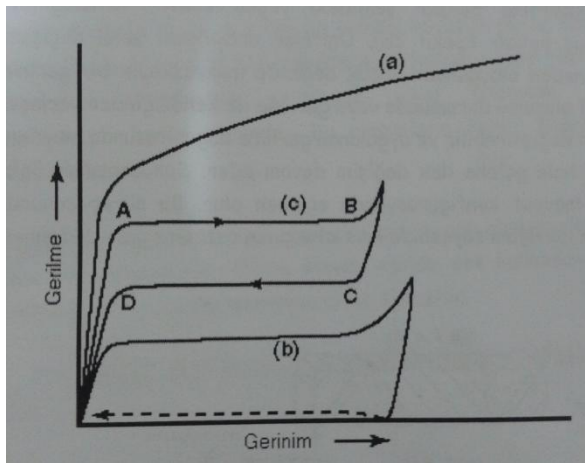


(b)

Şekil 2.3. Çeşitli şekil hafızalı alaşımlarda görülen yapı görüntüleri. (a) Bakır esaslı şekil hafızalı bir alaşımda martenzitik yapı. (b) Ti-Al bir alaşımda Ti-Al ve Ti₃Al fazlara ait yapraksı (lameler) yapı [8].

2.1. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN ISIL KARAKTERİZASYONU

Şekil hafızalı alaşımların mekanik özellikleri, belirli bir sıcaklık aralığında gerçekleşen yapısal dönüşümlerine bağlı olarak büyük ölçüde değişir. Bu durum, nikel-titanyum alaşımına ait gerime-gerinim eğrisinde kolayca görülebilir (Şekil 2.4.).



- a) Östenit
- b) Martenzit
- c) Süperelastik
(sankielastik)
davranışlar

Şekil 2.4. farklı sıcaklıklarda dönüşüme ilişkin tipik gerilme-gerinim eğrileri [6].

Bu şekil alaşımına ait dönüşüm sıcaklık aralığında, dönüşüm sıcaklığının altında ve üzerinde Ni-Ti alaşımlı numuneye çekme testi uygulanması sonucunda

oluşturulmuştur. Bilindiği gibi martenzit, oldukça düşük bir gerilme değerinde dahi birkaç yüzde gerinim üretecek şekilde kolaylıkla deforme edilebilmektedir. Oysa yüksek sıcaklık fazı olan östenit daha fazla akma dayanımına sahip olduğundan kolaylıkla deforme edilemez özellik gösterir. Şekilde martenzit eğrisi üzerindeki kesikli çizgi gerilmenin ortadan kalkmasından sonra ısıtma durumunu işaret etmektedir. Numunenin malzeme yapısı östenite dönüştüğünde şekil değişiminin olmadan önceki şeklini hatırlaması ile orijinal boyutları korunur. Östenit fazda iken ısıtma veya gerinme olması geri kazanılabilir bir şekil tutumu sağlamaz. Çünkü yapıda faz değişimi meydana gelmemektedir.

Şekil 2.4. a)'da malzeme östenit sıcaklığın üzerinde, Şekil 2.4. b)'de östenit sıcaklığında incelenmiştir. Şekil 2.4. (c)'de ise martenzit sıcaklığında incelenmiştir. Bu sıcaklıkta, martenzit gerilme kaynaklı olabilmekte ve hemen şekil değiştirmeye başlayarak, AB hattı boyunca sabit bir gerilme altında artan bir gerinim sergilemektedir. Yüksüz durumda azalan gerilmeye malzeme CD hattı boyunca görüleceği üzere daha düşük bir gerilme seviyesinde östenite dönüşerek şeklini alır. Şekil kazanımı ısı uygulanmasından değil gerilme azalmasından dolayıdır. Bu etki malzemenin aşırı elastik olmasının bir sonucudur ve süperelastisite olarak bilinir. Süperelastiklik lineer olmayıp, söz konusu sıcaklık aralığında hem gerilme hem de gerinime bağlı olduğundan alaşımın young modülünün belirlenmesi çok zordur.

Çoğu durumda hafıza etkisi tek yönlüdür. Yani soğutma durumunda şekil hafızalı alaşım, yapısal olarak martenzit fazlı yapıya dönüşmesine rağmen herhangi bir şekil değişimi sergilemez. Martenzit yapıdaki gerinim miktarı birkaç yüzde değerinde olup malzeme ısıtılınca kadar bünyede tutulur ve ısı uygulanınca şekil kazanımı gerçekleşir. Yeniden soğutma durumunda şekil değişimi kendiliğinden olmayacağından eğer şekil kazanımı isteniliyorsa o zaman malzeme, harici olarak gerinmeye maruz bırakılır.

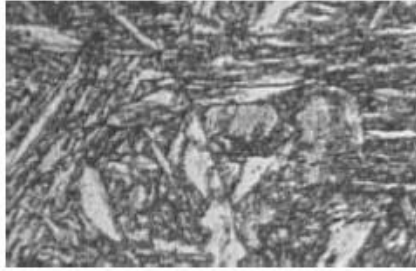
Şekil hafızalı alaşımların bazılarında iki yönlü şekil hafızayı görmek mümkündür. Bu tip alaşımlarda hem ısıtma hem soğutma durumunda şekil değişimi söz konusudur. Burada şekil değişiminin büyüklüğü daima tek yönlü hafızalı alaşımlardan elde edilene nispeten oldukça azdır. Alaşım çok küçük gerilme kullanarak düşük

sıcaklıktaki şekline dönmeye çalışır. Isıtma durumunda şekil değişimi için tek yönlü alaşımlara göre çok yüksek gerilmeler harcanabilir.

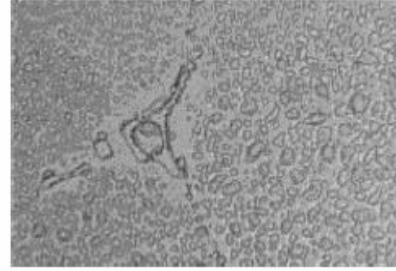
Öte yandan yapılan ısı işlemlerin ve uygulanan mekaniksel metotların çoğu iki yönlü şekil hafıza etkisine sahip alaşımlar üretmeye yöneliktir. Amaç tam ve net bir şekil değişimi elde etmeyi sağlayacak olan mikroyapısal gerilmeler üretmektir. Bunun içinde soğuk halde malzeme şekillendirilerek yapıda düzgün sıralı, yoğun martenzit tabakaları oluşturulmalıdır.

Şekil 2.5.'de nikel esaslı şekil hafızalı bir alaşımda ısı işlem uygulanmadan önce ve sonra elektron tarama mikroskopunda 1000x büyütme ile çekilmiş yapılar görülmektedir. Alaşımın kimyasal bileşimi, Ni %65.5, Cr %9.1, Al %5.1, Ti % 4.5, Mo %2.5, Fe %0.06 ve C %0.02 şeklindedir. Bu bileşim, gaz tribünlerinin rotor kanatlarında en çok kullanılan alaşımı oluşturur [9].

Şekil 2.5.'ten görüleceği gibi, ısı işleminden önce iğnemsî yapıya sahip olan alaşım sisteminde, ısı işleminden sonra küresel tanecikler teşekkül etmiştir. Bu yeni yapı muhtemelen işlem koşulları ile birlikte düşük soğutma hızının bir sonucudur.



(a)



(b)

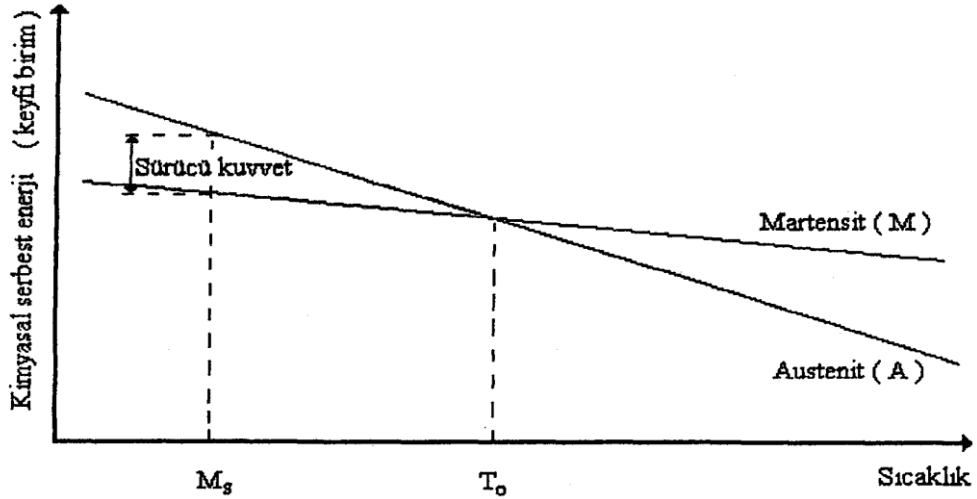
Şekil 2.5. Nikel esaslı bir alaşımda ısı işlem öncesi (a) ve sonrası (b) yapı görünümü.

2.2. MARTENZİTİK DÖNÜŞÜMLER

Martenzitik faz dönüşümü, numune sıcaklığın hızla düşürülmesi veya östenit yapıya dıştan uygulanan bir mekanik zor ya da her ikisinin aynı anda uygulanmasıyla meydana gelir. Östenit kristal yapı, T_0 sıcaklığında termodinamik dengededir. Kristal yapı bu sıcaklıktan hızla soğutulursa kritik bir M_s sıcaklığından sonra, östenit

kristal yapı içerisinde martenzit yapı oluşmaya başlar. Bu M_s sıcaklığına martenzit başlama sıcaklığı denir ve değişik alaşımlar için farklı değerlere sahiptir. Sıcaklık farkı, fazlar arasındaki kimyasal serbest enerjii, bu enerji de dönüşüm için gerekli sürücü kuvveti doğurur (Şekil 2.6.). Bu anda dışarıdan uygulanacak bir mekanik zor ile, M_s sıcaklığı T_0 sıcaklığının çok altına düşmeden dönüşüm başlayabilir. Dışarıdan uygulanan bir mekanik zor M_s sıcaklığını artırdığı gibi dönüşen hacim miktarını da artırır [10,11].

M_s sıcaklığında başlayan martenzit dönüşüm belli bir sıcaklık aralığında devam eder ve durur. Dönüşümün bittiği bu sıcaklığa martenzit bitiş sıcaklığı (M_f) denir. Martenzit haldeki dönüşmüş numune ısıtılınca tekrar ana faz olan östenit yapıya dönüşür. Bu nedenle martenzit dönüşüm tersinir bir olaydır. Ters dönüşümde martenzit dönüşümde olduğu gibi belli bir sıcaklıkta başlayıp belli bir aralıkta devam ettikten sonra tamamlanır. Bu sıcaklıklarda östenit başlama (A_s) ve östenit bitiş (A_f) sıcaklıkları olarak adlandırılır.



Şekil 2.6. Östenit ve martenzit fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi [42].

2.3. MARTENZİTİK DÖNÜŞÜMLERİN GENEL KARAKTERİSTİĞİ

Martenzitik dönüşüm, difüzyonsuz tabiatının yanı sıra bir kristal yapıdan yeni bir kristal yapıya dönüşümle karakterize edilir. Difüzyonsuz martenzitik dönüşümler çoğu metaller, alaşımlar ve bileşiklerde gözlenmiştir. “Martenzitik dönüşüm” terimi yaygın olarak günümüzde kullanılır ve katılardaki bir faz dönüşümünü ifade eder.

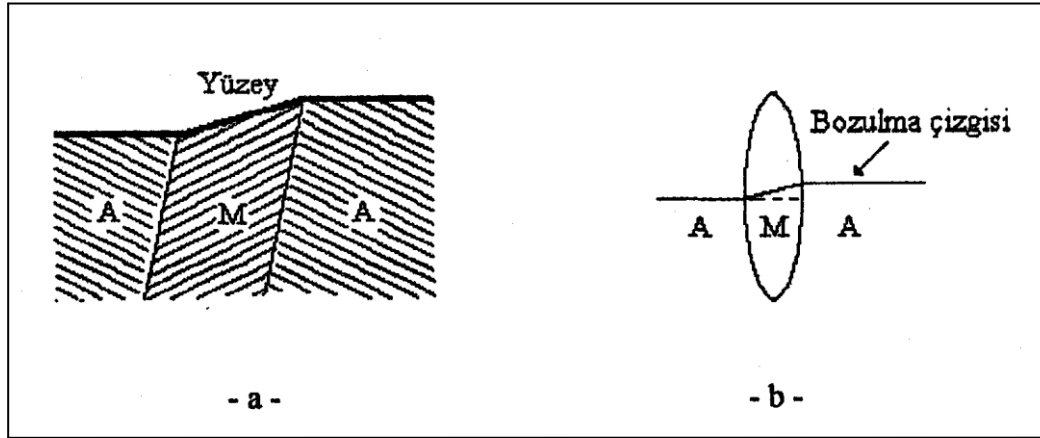
Martenzitik dönüşüm basit olarak tarif edilebilir. Bir örgü dönüşümü, kesme deformasyonunu ve atomik hareketi içine alır. Martenzitik dönüşüm, metal ve alaşımlarda görülen birinci mertebeden bir yapısal faz dönüşümü olup östenit (ana) faza dışarıdan uygulanan sıcaklık ve zorun ayrı veya birlikte etkisiyle martenzit (ürün) fazın elde edilmesi olayıdır.

Martenzitik dönüşümlerin genel karakteristiklerini şu başlıklar altında irdeleyebiliriz [11,13].

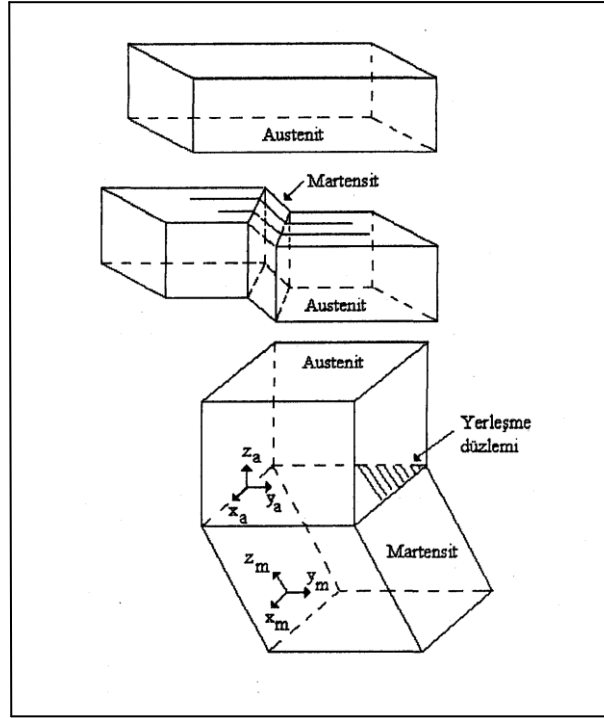
- a) Martenzitik faz, ara bir katı çözeltilidir.
- b) Dönüşüm difüzyonsuzdur. Yani kristaldeki atomların dönüşüm öncesindeki komşulukları dönüşüm sonrasında da korunur.
- c) Dönüşüm, sınırlı bir şekil değişikliğiyle meydana gelir. Ana faz durumunda, numunenin yüzeyi düzeltilip parlatıldıktan sonra sıcaklığı düşürülürse yüzey üzerinde meydana gelen martenzitik fazlı bazı bölgeler kabartılar şeklinde gözlenecektir (Şekil 2.7. a). Şekil 2.7. b’de görüldüğü gibi östenit yapı ile martenzit yapı arasındaki sınırda bir bozulma çizgisi ortaya çıkar. Martenzitik dönüşümlere eşlik eden şekil değişiklikleri şekil hatırlama olayında önemli bir rol oynar.
- d) Bir martenzitik dönüşümde bozulmamış olarak kalan ve ana faz ile ürün fazı ayıran düzleme yerleşme düzlemi (habit plane) denir. Şekil 2.8.’da görüldüğü gibi yerleşme düzlemi değişmez bir düzlemdir ve bu düzlem üzerindeki doğrultular bozulmamıştır.
- e) Östenit faz ile martenzitik faz örgüleri arasında sınırlı bir dönme bağıntısı vardır.
- f) Dönüşümde kristal örgü kusurları da oluşur.

Martenzitik dönüşümlerde bir arayüzeyin büyümesiyle ürün faz oluşur. Arayüzeyin büyümesi esnasındaki hareketler çok düzenli ve hızlıdır. Ayrıca hem çekirdek arayüzey yapısı hem de dönme bağıntıları arasında paralellik vardır.

Martenzit fazı, alaşımın cinsine bağlı olarak ince plaka, iğne, kama ve benzeri şekillerde oluşabilir. Martenzitik plakaların bünyesinde, kristaloğrafik ikizleme ve dislokasyonlardan kaynaklanan kristal kusurları bulunur. Martenzit plakaları, kristal yüzeyinde oluşursa yüzey kabartılarına yol açar. Bu yüzey kabartıları makroskobik olarak görülen en belirgin özelliktir.



Şekil 2.7. Martenzitik dönüşüme etki eden bozulma çizgisinin kırılması ve yüzey kabartısının şekli. a) yüzey kabartması, b) bozulma çizgisinin kırılması.



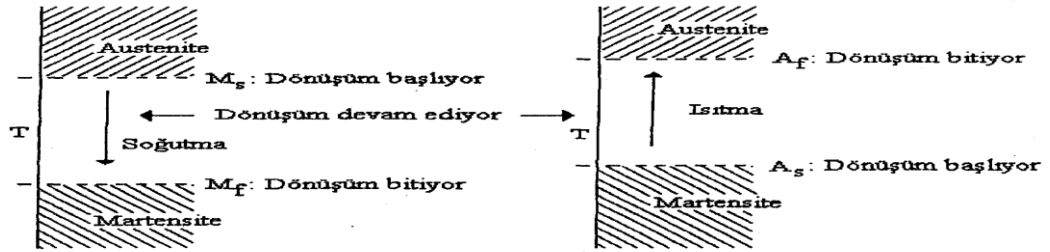
Şekil 2.8. Martenzitik dönüşümün difüzyonsuz tabiatına bağlı düzlem ve doğrultulardaki değişim.

Martenzit dönüşümlerin termoelastik olan ve olmayan iki tipi vardır. Şekil hatırlamalı alaşımlar termoelastik martenzit dönüşüm özelliği gösterirler. Çünkü, büyüme kinetikleri ve histerisis şekil hatırlama olayı için gereklidir [14].

Sıcaklık etkisiyle oluşan martenzit dönüşümler, alaşım sistemlerine göre atermal ve izotermal olmak üzere iki şekilde meydana gelmektedir. Martenzitik dönüşümlerin izotermal ve atermal olması alaşımın kimyasal bileşimine bağlı değildir. Bu yüzden izotermal ve atermal dönüşümlerin her ikisi aynı alaşım içerisinde meydana gelebilir. Ancak meydana gelen dönüşümlerin bu iki tipi için dönüşüm sonrası ürün yapılar farklıdır [15].

Atermal dönüşümde, östenit fazdaki numunenin sıcaklığı düşürülürse belli bir M_s sıcaklığına (yani $T=M_s$ de) gelindiğinde östenit yapı martenzit yapıya dönüşür ve dönüşüm tamamlanır. Bazı durumlarda martenzit, M_s sıcaklığının altında veya üstünde atermal olarak oluşabilir. Dönüşüm çok hızlı olup patlama (burst) reaksiyonları şeklinde olduğundan bu dönüşümde şekil hatırlama olayı gözlenmez.

İzotermal dönüşümde ise östenit haldeki numunenin sıcaklığı düşürülerek belli bir M_s sıcaklığına gelindiğinde östenit yapı içinde martenzit yapı oluşmaya başlar. Sıcaklık düşüşü ile dönüşüm devam eder ve M_f sıcaklığında tamamlanır. Bunun tersi de mümkündür. Martenzit fazdaki alaşım ısıtılınca A_s sıcaklığında, östenit yapı oluşmaya başlar ve A_f sıcaklığında, yapı tamamen östenit faza dönüşür. Şekil 2.9'da görüldüğü gibi, A_s sıcaklığı M_f sıcaklığıyla aynı değerde değildir. İzotermal dönüşüm belli bir sıcaklıkta ani olarak başlayıp bitmediğinden ve belli bir sıcaklık aralığında devam ettiğinden bu dönüşüm olduğu alaşımlarda şekil hatırlama olayı gözlenir.



Şekil 2.9. Östenit yapıyla martenzit yapı arasındaki izotermal dönüşümü karakterize eden sıcaklıklar [42].

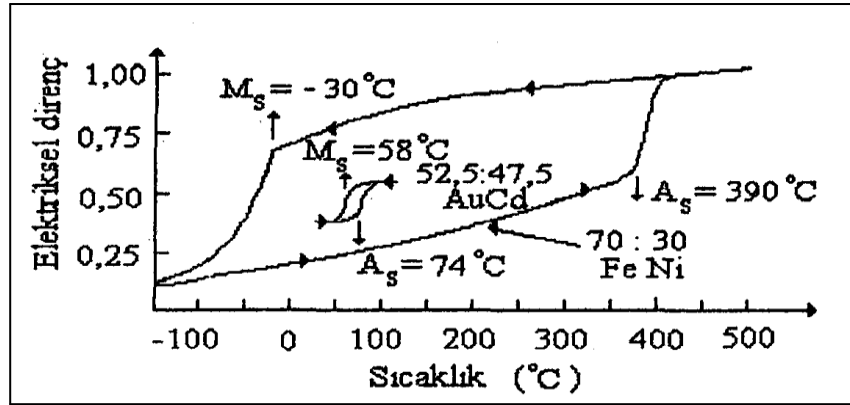
Bazı alaşımlarda izotermal ve atermal martenzit dönüşümü, dönüşüm öncesi sıcaklık etkisine bağlıdır. Örnek olarak Fe-%27 Ni ($C < \%0.01$) alaşımı uzun bir süre (24 saat) yüksek sıcaklıkta (1100°C) tavlınırsa atermal martenzit dönüşüm gözlenir ve $M_s = -30^{\circ}\text{C}$ dir. Aynı alaşım bcc (α) durumunda plastik olarak deforme edildikten sonra 500°C de 2 saat ısıtılırsa fcc (γ) durumuna geri döndüğü zaman izotermal martenzit dönüşüme uğrar ve M_s sıcaklığı -5°C dir [15].

Bir alaşımın farklı dönüşümler yapmasına diğer bir örnek Fe-Ni-Mo alaşımıdır. Bazı araştırmacılar, Fe-%21,3 Ni-%5,2 Mo alaşımını inceleyerek u alaşımda atermal martenzit için M_s sıcaklığının -185°C , izotermal dönüşüm için sıcaklık aralığının ise -50°C den -150°C ye kadar (yani $M_s = -50^{\circ}\text{C}$, $M_f = -150^{\circ}\text{C}$) değiştiğini gösterdiler [15].

2.4. TERMOELASTİK MARTENZİT DÖNÜŞÜM

Martenzitik dönüşümler, termoelastik ve termoelastik olmayan dönüşümler olmak üzere ikiye ayrılır. Şekil 2.10'da elektriksel iletkenliğin sıcaklığa karşı değişimi görülmektedir. Burada ters dönüşüm martenzitik dönüşümle birleşmiştir. Bu grafikte alaşım oranları Fe-%30 Ni ve Au-%47,5 Cd dir. Fe-Ni alaşımında dönüşüm sıcaklığının ($A_s - M_s$) histerisisi oldukça geniştir. Bu genişlik yaklaşık olarak 400°C 'dir [11].

Au-Cd alaşımının histerisis eğrisi incelendiğinde; Fe-Ni alaşımına kıyasla oldukça dar olduğu görülmektedir. Bu dar bölge sürücü kuvvete ve Gibbs serbest enerjisindeki değişime bağlı olarak yaklaşık 15°C 'dir. Burada büyük histerisis gösteren Fe-Ni alaşımı termoelastik olmayan bir martenzit dönüşümü gösterir. Küçük histerisis gösteren Au-Cd alaşımı termoelastik bir martenzit dönüşümü gösterir.



Şekil 2.10. Fe-Ni (termoelastik olmayan) ve Au-Cd (termoelastik olan) alaşımalarında martenzit dönüşümlerinin histerisis eğrileri [11].

2.5. β - FAZ ALAŞIMLARINDA ŞEKİL HATIRLAMA OLAYI VE KRİSTOLOGRAFİSİ

Dönüşmüş martenzit fazında deforme edilmiş alaşımların, kendine özgü dönüşüm sıcaklığı üzerinde ısıtıldığında, deformasyon öncesi orijinal şeklini tekrar kazanma

olayı şekil hatırlama olayı olarak bilinir. Bakır bazlı alaşımların β -fazları şekil hatırlama olayı gösterirler [16,17].

Bu olay bir çok metalik alaşım türünde görülür. Şekil hatırlama olayı birinci mertebeye faz geçişi ve yer değiştirme sonucunda ortaya çıkar. Dönüşüm olayında hiçbir zor uygulanmasa da belli bir sıcaklık belli bir sıcaklığın altına düşülünce kendiliğinden ortaya çıkan bir homojen zorlanma meydana gelir [18].

Daha önce belirtildiği gibi şekil hatırlama olayı tamamen termoelastik martenzit dönüşümüne bağlıdır. Termoelastik martenzit dönüşümü olmadığında şekil hatırlama olayı düşünülemez. Şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlarda şu kristaloğrafik özellikler vardır [19];

- a) Kristal yapı düzenli ve süper örgülüdür.
- b) Eğer düzenlilik dikkate alınmazsa matris faz bir bcc yapıya ve martenzit faz ise hcp yapıya sahiptir.
- c) Martenzit fazdaki sabit örgü zorlanmaları ikizlenmedir, dislokasyon değildir.
- d) Martenzit dönüşüm düşen sıcaklıkta belli bir değere kadar termoelastik olarak ilerler.

2.5.1. Kararlı β - Fazları

Şekil hatırlama olayı gözlenmeyen alaşımlarda süper örgü söz konusu değil ve bu tür alaşımlarda düzensiz yapı mevcuttur. Burada atomların dağılışında bir düzensizlik söz konusudur. Bu alaşımlar genellikle demir bazlı alaşımlardır. Bu alaşımlar fcc-bcc (bct) şeklinde dönüşüm gösterirler.

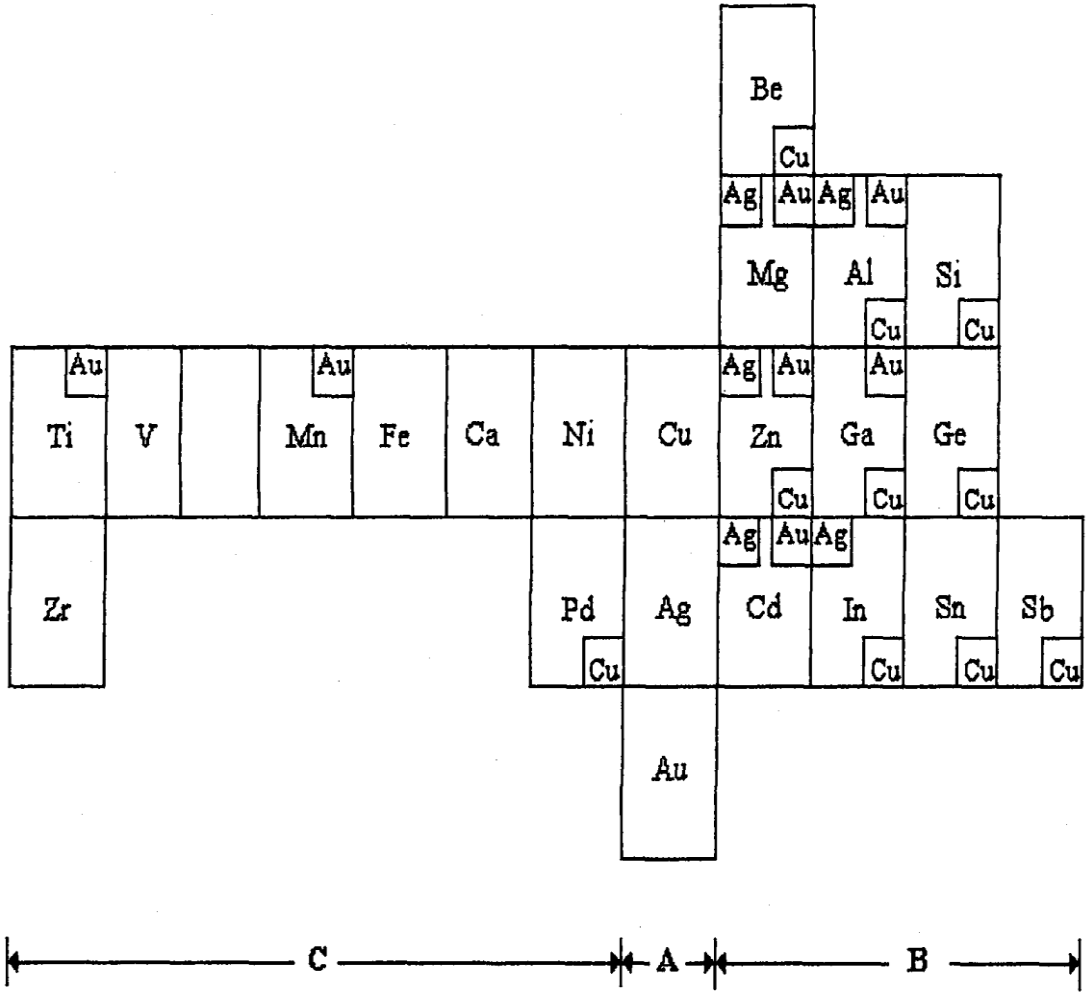
Şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlar süper örgü yapısına sahiptirler. Bu olay genellikle bakır, gümüş, altın gibi periyodik Çizelgenun B-alt grubundaki elementler esas alınarak yapılan alaşımlarda görülür. Bazı araştırmacılara göre β -brass fazı oluşturan bakır, gümüş ve altın temel alaşımlarını ikili olarak oluşturan elementler Şekil 2.11' de görülmektedir [20].

- a) ABiBj tipi üçlü sistemler, yani; Cu-Zn-Ga, Cu-Zn-Al,
- b) AiBjB tipi üçlü sistemler, yani; Au-Cu-Zn, Ag-Au-Cd,
- c) ABC tipli üçlü sistemler, yani; Cu-Al-Fe, Cu-Zn-Ni,

A, B ve C Şekil 2.11’de gösterilen A, B ve C grubundaki farklı elementleri gösterir. İ ve j aynı grubun farklı bileşenleridir. Şekil hatırlama olayı gösteren ikili alaşımlar ise AB, CiCj ve AC şeklindedir.

Çizelge 2.1’de görüldüğü gibi, şekil hatırlamalı alaşımların, ana fazları daha önceden belirtildiği gibi süper örgülü yapılara sahiptirler. Çizelge 2.1’de verilen alaşımların e/a oranı 1,5’e yakın olduğu zaman β -faz alaşımları elde edilir [21].

Çizelge 2.2’de belirtilen bazı demirli alaşımlar da şekil hatırlama olayı gösterirler. Fcc yapı ile birlikte bulunan bir süper örgüye sahip olan Fe₃Pt nin dışında tüm demirli alaşımların ana fazları düzensiz bir yapıya (fcc) sahiptirler [21].



Şekil 2.11. Şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlara ait elementlerin periyodik Çizelgedeki yeri. Küçük kutucuklardaki elementler β -fazı oluşturacak olan çözücü elementi göstermektedir [22].

Çizelge 2.1. Şekil hatırlama olayı gösteren demirsiz alaşımlar [23].

Alaşım	Kompozisyon (% atomik)	Yapı Değişimi	Sıcaklık Histerisisi (K)	Düzen
Ag-Cd	44 ~ 49 Cd	B2 – 2H	~15	Düzenli
Au-Cd	46,5 ~ 50 Cd	B2 – 2H	~15	Düzenli
Cu-Zn	38,5 ~ 41,5 Zn	B2 – 9R Rombohedral M9R	~10	Düzenli
Cu-Zn-X (X=Si,Sn,Al)	Birkaç % de	B2 (DO ₃) – 9R M9R (18R, M18R)	~10	Düzenli
Cu-Al-Ni	28~29 Al 3~4,5 Ni	DO ₃ – 2H	~35	Düzenli
Cu-Sn	~15 Sn	DO ₃ – 2H, 18R	---	Düzenli
Cu- Au-Zn	23 ~ 28 Au 45 ~ 47 Zn	Heusler – 18R	~6	Düzenli
Ni-Al	36 ~ 38 Al	B2 – 3R	~10	Düzenli
Ti-Ni	49 ~ 51 Ni	B2 – Monoklinik B2 – Rombohedral	20 ~ 100 1 ~ 2	Düzenli
In- Ti	18 ~ 23 Ti	FCC – FCT	~4	Düzensiz
In-Cd	4 ~ 5 Cd	FCC – FCT	~3	Düzensiz
Mn-Cu	5 ~ 35 Cu	FCC – FCT	---	Düzensiz

Çizelge 2.2. Şekil hatırlama olayı gösteren demirli alaşımlar [23].

Alaşım	Kompozisyon % ağırlık	Yapı Değişimi	Sıcaklık histerisisi (K)	Düzen
Fe-Pt	~25 Pt (% atomik)	LI – düzenli BCT	Küçük	Düzenli
Fe-Pd	~30 Pd (% atomik)	FCC – FCT	Küçük	Düzensiz
Fe-Ni-Co-Ti	33Ni-10Co-4Ti *	FCC – BCT	Küçük	Düzensiz
Fe-Ni-C	31Ni-0,4C *	FCC – BCT	Büyük	Düzensiz
Fe-Mn-Si	~30Mn, ~5Si *	FCC – HCP	Büyük	Düzensiz
Fe-Cr-Ni-Mn- Si-Co	10Cr-10Ni-15Mn- 7Si-15Co *	FCC – HCP	Büyük	Düzensiz

2.5.2. Süper Örgüler

Şekil hatırlama olayı gösteren pek çok katı çözelti, yüksek sıcaklıkta düzensiz yapıda iken düşük sıcaklıklarda düzenli yapıya geçerler. Düzenli yapılarda, atomlar yerleşebileceği yerlere belli bir düzen dahilinde yerleşirler.

Süper örgülü yapılar genellikle düşük sıcaklıklarda uzun periyotlu olabilirler. AB ve AB₃ tipindeki kompozisyonlar uzun periyotluluğa yatkındır. Kritik bir değer üzerinde sıcaklıklarda düzensizlik hakimdir. Sıcaklık kritik değer altına düşünce düzen kurulur ve sıcaklık düştükçe düzen derecesi artar.

Şekil hatırlama özelliğine sahip alaşımlarda süper örgülerin temeli bcc örgüleridir. Bu örgüler aşağıdaki gibi birkaç şekilde sınıflandırılır;

B2-beta (β) brass tipi süper örgüler :

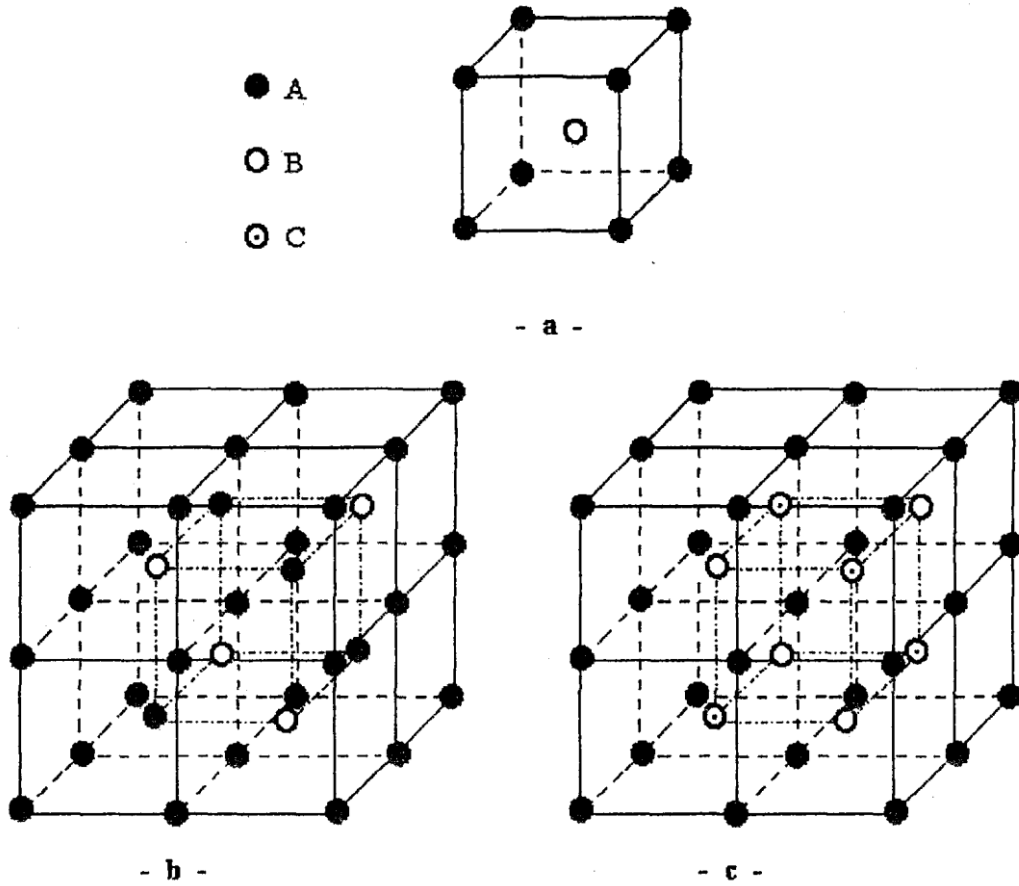
Bu yapı iç içe girmiş iki tane basit kübik yapı olarak görülebilir. Başka deyişle bu yapının bazı iki atomlu olarak ifade edilir. Bu süper örgüye CsCI yapı da denir. Şekil 2.12 (a)'da görüldüğü gibi CI atomları kübün köşelerine, Cs atomları merkeze yerleşecek şekilde bağlıdır. Bu tip süper örgülere şekil hatırlamalı alaşım sistemlerinde sık sık rastlamak mümkündür. CsCI tipi B2 süper örgüsü 50 : 50 kompozisyon oranı ile sağlanır ve β_2 -fazıyla temsil edilir. Zn-Cu, Au-Cd, Al-Ni, Li-Ti alaşımları buna örnek olarak gösterilebilir [24].

Fe₃Al yapı ve DO₃ tipi süper örgüler :

Normal bcc tipinde birim hücrelerle CsCI tipi hücrelerin periyodik olarak yan yana gelmesiyle oluşan bir yapıdır. Bu yapıda, bcc alt yapının bütün örgü noktaları ile CsCI tipi alt yapının köşelerinde Fe türü atomlar ve CsCI yapının cisim merkezinde ise Al türü atomlar bulunur. DO₃ tipi süper örgü 75 : 25 kompozisyon oranına sahip β_1 -fazı ile temsil edilir. Bu örgünün birim hücresi Şekil 2.12 (b)'de görülmektedir. DO₃ tipi süper örgülerin en tanınan özelliği her bir atom maksimum sayıda benzemeyen atom tarafından çevrilmiş olmasıdır. Örnek olarak; Cu₃Al, BiLi₃, Fe₃Si gibi.

Cu_2MnAl yapı veya $L2_1$ tipi süper örgüler :

Köşelerinde Cu türü atomlar ve cisim merkezinde sırasıyla periyodik olarak Mn ve Al türü atomlar bulunan CsCl tipi birim hücrelerin yan yana gelmesiyle oluşan düzenli bir yapıdır. Birim hücre tanımı için sekiz tane CsCl tipi hücreye ihtiyaç vardır. Bu da Şekil 2.12 (c)'de görülmektedir. Bu yapıya sahip alaşımlar genellikle heusler alaşımı olarak adlandırılırlar. Cu_2NiAl , Zn_2CuAu , Cu_2MnSn gibi alaşımlar bu yapıya iyi birer örnektirler.



Şekil 2.12. a) CsCl, b) Fe_3Al , c) Cu_2MnAl tipi düzenli kristal yapıların birim hücreleri.

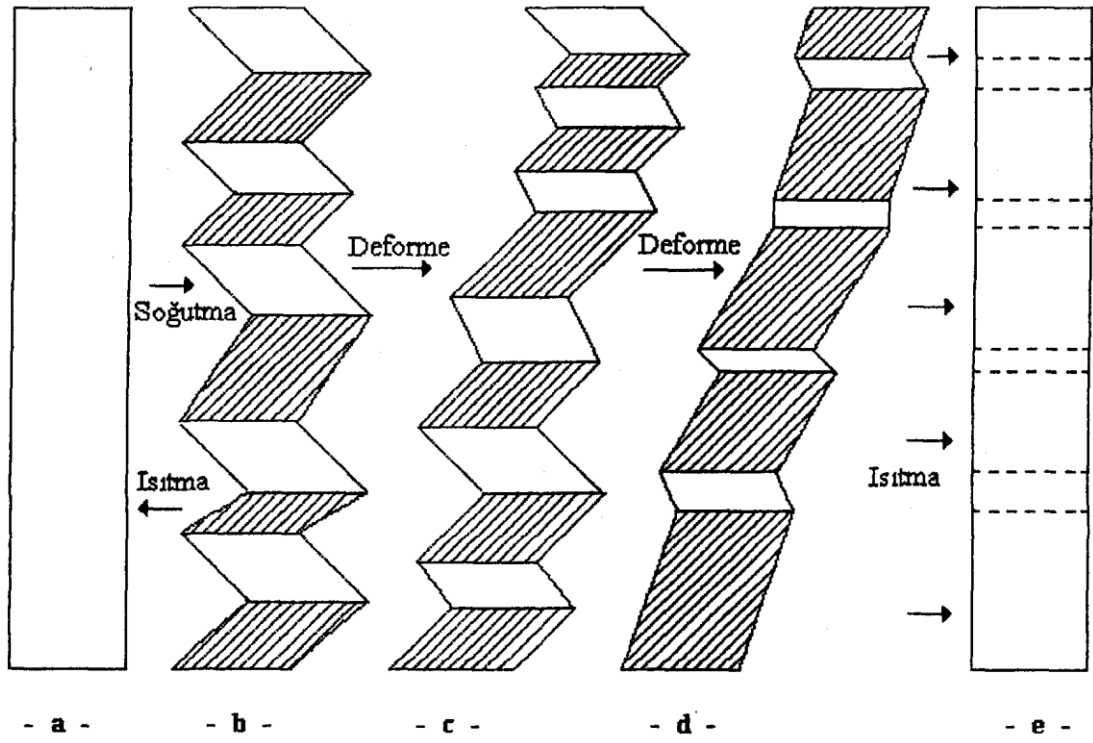
2.6. ŞEKİL HATIRLAMA OLAYININ MEKANİZMASI

Bu kısımda şekil hatırlama olayının nasıl meydana geldiğini ve gelirken nasıl bir mekanizmaya sahip olduğu irdeleneceğiz. Şekil hatırlama olay gösteren bir alaşım

belirli bir kristal yapıya sahip olmalıdır. Bu yapı martenzit haldeyken sıcaklık ve zora bağlı olarak değişebilir. Şekil hatırlama özelliğine sahip alaşımdan yapılmış bir çubuk, martenzit dönüşüm sağlandıktan sonra yonca yaprağı şeklinde eğilirse ve daha sonra ısıtılırsa östenit halde çubuk tekrar eski haline dönecektir. Buradan da anlaşılacağı gibi şekil hatırlama olayı gösteren alaşım için martenzit faz dönüşümü esastır [25].

Şekil hatırlama olayı, mekanikteki elastik bir yayın davranışına benzetilebilir. Lo boyundaki esnek bir yaya esneklik sınırları içerisinde bir kuvvet uygulanırsa yayın boyu L olur. Yay üzerindeki kuvvet kaldırılırsa yay yine eski boyuna geri döner. Yani Lo olur. Şekil hatırlama olayı da buna benzerdir. Martenzit dönüşüm tamamlandıktan sonra (Mf sıcaklığının altına) numune deforme edilirse ve daha sonra sıcaklık yükseltip östenit hale döndüğünde numune, östenit haldeki normal durumunu alıyorsa bu olaya şekil hatırlama olayı denir.

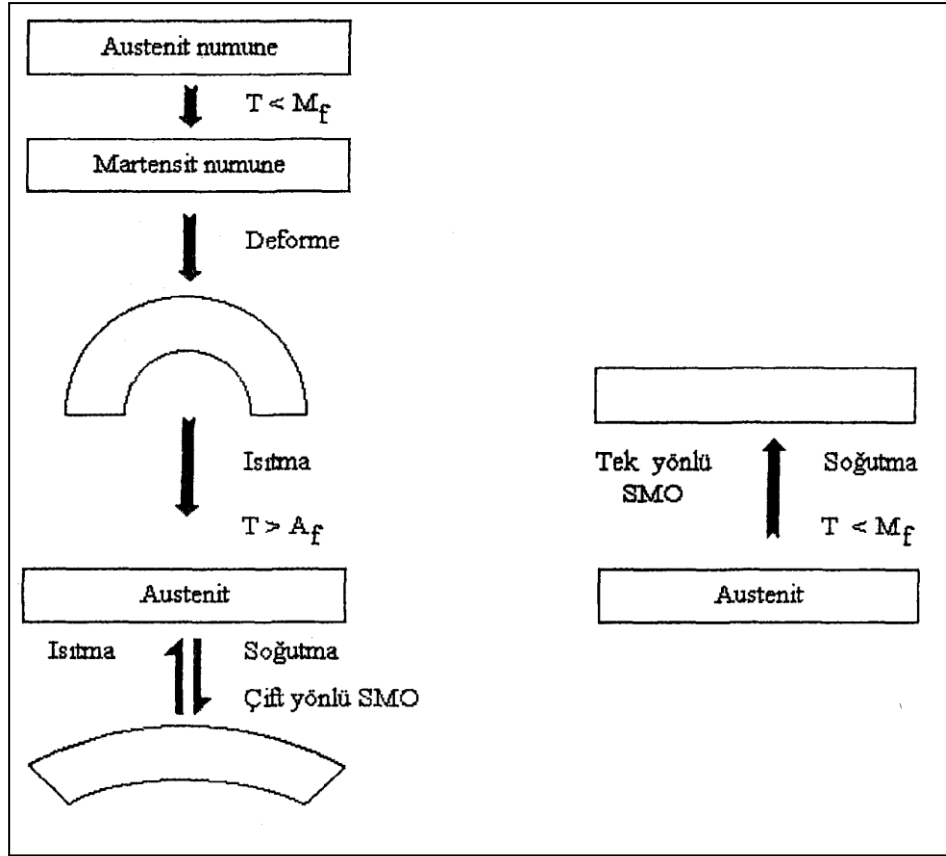
Şekil hatırlama olayı Şekil 2.13'de şematik olarak verilmektedir. Önce tek bir kristal yapıya sahip ana faz alınır (Şekil 2.13 a). Numune Ms den düşük sıcaklıklara soğutulduğu zaman martenzit fazda iki farklı durum elde edilebilir (gerçekte 24 farklı durum olabilir). İki farklı durum için kesme zorlanması veya şekil zorlanması hemen hemen eşit olup zıt yöndedir ve Şekil 2.13 (c) ve (d) de gösterildiği gibi olur. Numune Af üzerindeki sıcaklıklara ısıtıldığı zaman her farklı durum Şekil 2.13 e'de görüldüğü gibi orijinal durumunu alarak östenit hale gelir [26].



Şekil 2.13. Şekil hatırlama olayının şematik gösterimi.

2.6.1. Tek Yönlü Şekil Hatırlama Olayı

Tek yönlü şekil hatırlama olayı şematik olarak Şekil 2.14’de görüldüğü gibidir. Alaşım martenzit bitiş sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta ($T < M_f$) deforme edilince uygulanan zorun kaldırılması durumunda numune kendi orijinal haline geri dönemez. Isıtma sonucunda, numunedeki artık zor, sıcaklık kritik bir sıcaklığın üzerine çıkarken kademeli olarak geri döner. Sıcaklığın tekrar düşürülmesi üzerine, numune deforme edilmiş şeklini kazanamaz. Martenzit dönüşüm ve yeni yönelimle artık zorlama oluşturma özelliği ve ısıtma sonucunda deformasyon öncesi orijinal β -faz yöneliminin tekrar edilebilmesi, tek yönlü şekil hatırlama olayının temel mekanizmasıdır [27].



Şekil 2.14. Tek yönlü ve çift yönlü şekil hatırlama olayının şematik gösterimi [42].

2.6.2. Çift Yönlü Şekil Hatırlama Olayı

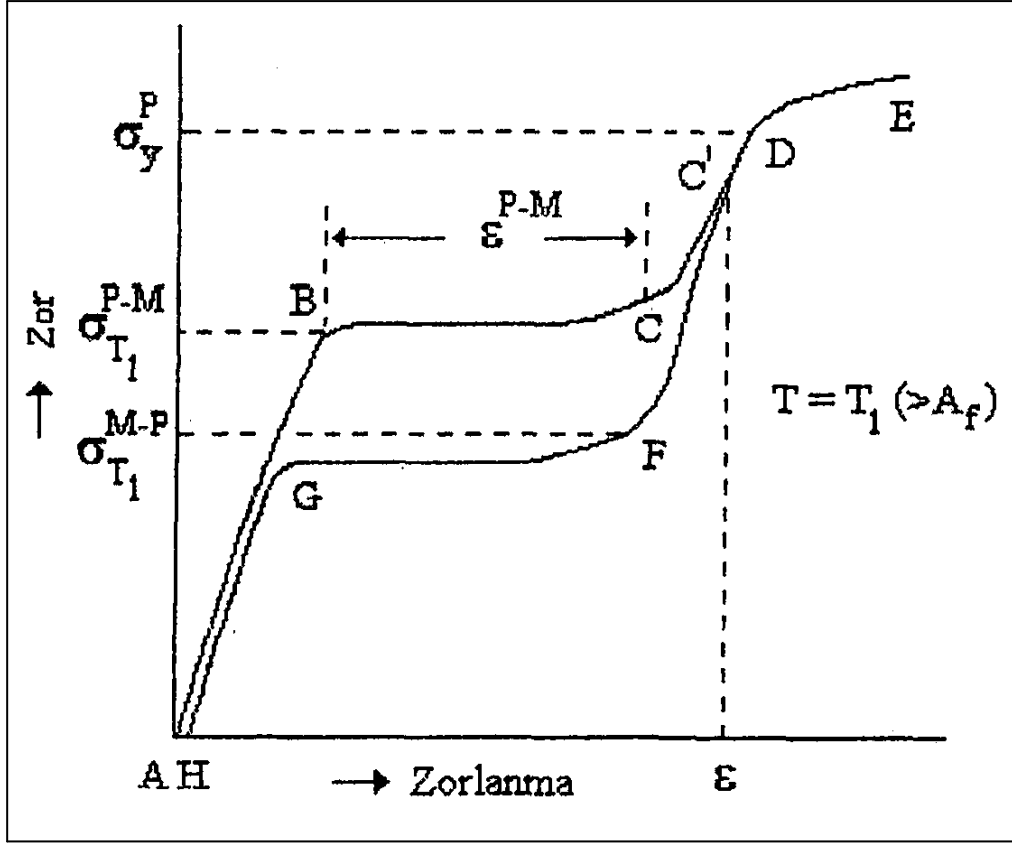
Şekil hatırlamalı alaşımlarda gözlenen martenzit dönüşümleri uygulanan zor ve sıcaklık etkisine bağlı olarak çift yönlülük (tersinirlik) gösterirler. Tersinir olmaları nedeniyle bu alaşımlar diğer alaşım sistemlerinden farklı mekaniksel davranış sergilerler [28].

Tersinir şekil hatırlama olayının mekanizması Şekil 2.14'de şematik olarak gösterildiği gibidir. $T < M_f$ sıcaklığında tamamen martenzit fazdaki bir numuneye dışarıdan bir zor uygulanır ise istenilen uygun bir şekil verilebilir. Yapılan bu plastik deformasyon sonucunda, uygulanan zorun kaldırılmasıyla numune deforme edilmiş şeklini korur. Deforme edilmiş numunenin sıcaklığı $T > A_f$ ye yükseltince plastik deformasyon ortadan kalkar ve deformasyon öncesi şekle geri dönülür. Numunenin sıcaklığı tekrar $T < M_f$ sıcaklığına düşürülürse daha önceki deforme edilmiş şeklini

alır. Buda tersinir şekil hatırlama olayının bir sonucudur. Martenzit dönüşümlere bağlı olarak çıkan suni esneklik olayı aşağıda ele alınmıştır.

Martenzit dönüşüme duyarlı bir alaşıma, sabit bir T_1 sıcaklığında iken zor uygulanırsa, Şekil 2.15'da ki gibi bir zor-zorlama eğrisi elde edilir. Bu zor-zorlama eğrisinde; T_1 sıcaklığının, ters dönüşüm zor uygulanmadan tamamlandığı bir A_f sıcaklığından daha büyük olması gerekir. Şekil 2.15'deki AB kesimi ana fazın saf elastik deformasyonunu gösterir. Bir σ_t^{P-M} zor seviyesine karşı gelen B noktasında ilk martenzit plakalar oluşmaya başlar ve C noktasına erişinceye kadar devam eder. Zor etkiyle tamamen martenzit faza dönüşen alaşım numunesi CD bölgesinde elastik olarak deforme edilir. D noktası oluşan martenzitin σ_y^P plastik akış noktasıdır ve kopma meydana gelinceye kadar alaşım plastik olarak deforme olur. Eğer zor etkisi D noktasına varmadan önce, yani C' noktasında ortadan kalkarsa deformasyonun bir kısmı martenzitin elastik bölgesine karşılık gelir (C'F bölgesi). F deki bir σ_t^{M-P} zorlamasına ulaşıldığında ters dönüşüm başlar ve martenzit kesri ana faz elde edilinceye kadar (G noktasına kadar) azalır ve sonuçta martenzit faz tamamen ana faza dönüşür. GH bölgesi, C' noktasında zorun ortadan kalkması sonrasında oluşan ana fazın, zorun ortadan kalktığı durumdaki esneklik bölgesini gösterir. Zor varken ve kaldırıldığında elde edilen eğrinin kapattığı bölge, kaybolan enerji miktarını belirler. Bu tür dönüşüm, suni esneklik olarak adlandırılır ve genellikle A_f sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda meydana gelir.

Görüldüğü üzere, suni esneklik olayında meydana gelen deformasyon martenzit dönüşümün sonucudur.

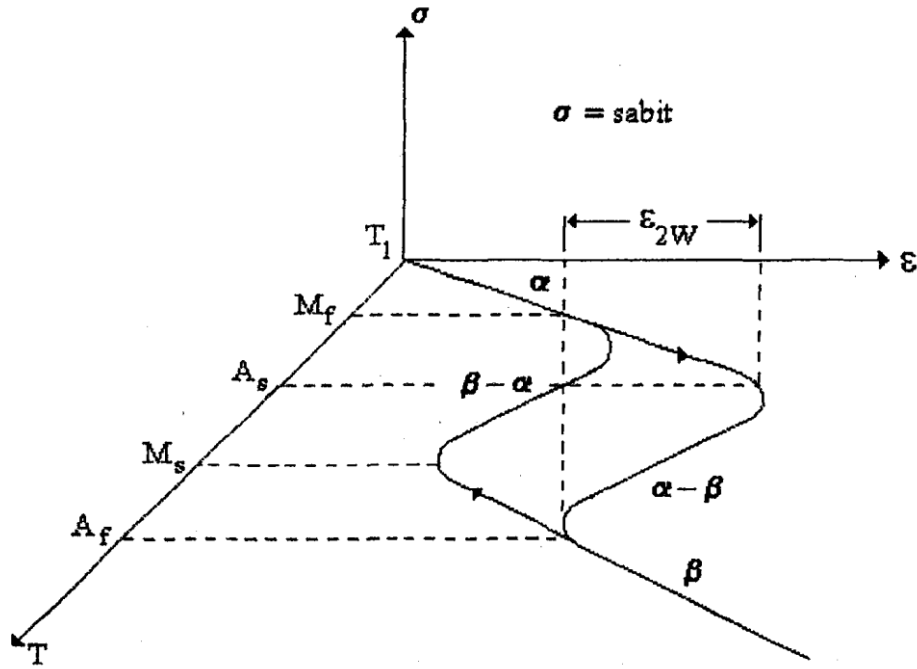


Şekil 2.15. $T_1 > A_f$ sıcaklığında gerçekleşen suni esneklik ile ilgili şematik zorlanma eğrisi [29].

Sadece sıcaklığın fonksiyonu olarak çift yönlü şekil hatırlama olayı, Şekil 2.16'da şematik olarak gösterilmiştir [30].

Başlangıçta $T = T_1 < M_f$ sıcaklığında tamamen martenzit yapıda olan numuneye sabit bir zor uygulanmaktadır. Bu şartlar altındaki numunenin sıcaklığı yükseltildiğinde $A_s - A_f$ sıcaklık aralığında büyük bir şekil değişimi meydana gelir. Bu esnada başlangıçta martenzit yapıya sahip olan numune tamamen östenit yapıya dönüşmüştür. Sıcaklığın $T_1 < M_f$ olacak şekilde düşürülmesiyle (yani numunenin soğutulmasıyla) $M_s - M_f$ sıcaklık aralığında numune tamamen martenzit yapıya dönüşür. Böyle bir numuneye soğutma ve ısıtma işlemler ard arda uygulanırsa ortaya çift yönlü şekil hatırlama olayı meydana gelir. Burada dikkat edilmesi gereken nokta, zorlanma oluşumunun sadece sıcaklığa bağlı olmasıdır.

Şekil hatırlamalı alaşımlardaki dönüşümün kristalografik açıdan tersinirliği, termoelastik dönüşümün veya martenzit dönüşümün belirgin bir özelliğidir. Bundan dolayı şekil hatırlama olayı, termoelastik martenzit dönüşüm gösteren alaşımlarda ortaya çıkar [31].



Şekil 2.16. Şekil hatırlamalı alaşımlarda termomekanik olarak çift yönlü şekil hatırlama olayının sıcaklık-zorlanma eğrisi.

2.7. DÖNÜŞÜM KRİSTALOĞRAFİSİ

Martenzit dönüşümü, difüzyonsuz tabiatının yanı sıra bir kristal yapıdan yeni bir kristal yapıya dönüşümle karakterize edilir. Katılarda, östenit fazdaki kristal yapı, dönüşümle difüzyonsuz olarak martenzit faz olarak adlandırılan yeni bir kristal yapı kazanır. Östenit fazdaki B2 ve DO3 tipi kristal yapılar martenzit dönüşüm sonrası fcc, ortorombik veya hegzagonal yapılara dönüşür. Burada ortorombik yapının (martenzit yapı) temel düzlemi, bcc yapının (östenit yapı) (110) düzlemlerinden biri üzerine oturtulmuştur. Östenit yapının (110) düzlemlerinden biri martenzit yapının temel düzlemi olan (001) düzlemleridir. Eğer ki oluşan martenzit yapının birbirini

takip eden her bir düzleminde bazı yer değiştirmeler olursa 2H, 3R, 6H, 9R, 18R tipi martenzit yapılar meydana gelir [22].

B2 tipi düzenli bir yapıya örnek olarak Şekil 2.17 (a) ve (b)' de görüldüğü gibi, Cu-Zn alaşımındaki (110) düzleminde A ve B tabakaları verilebilir [32].

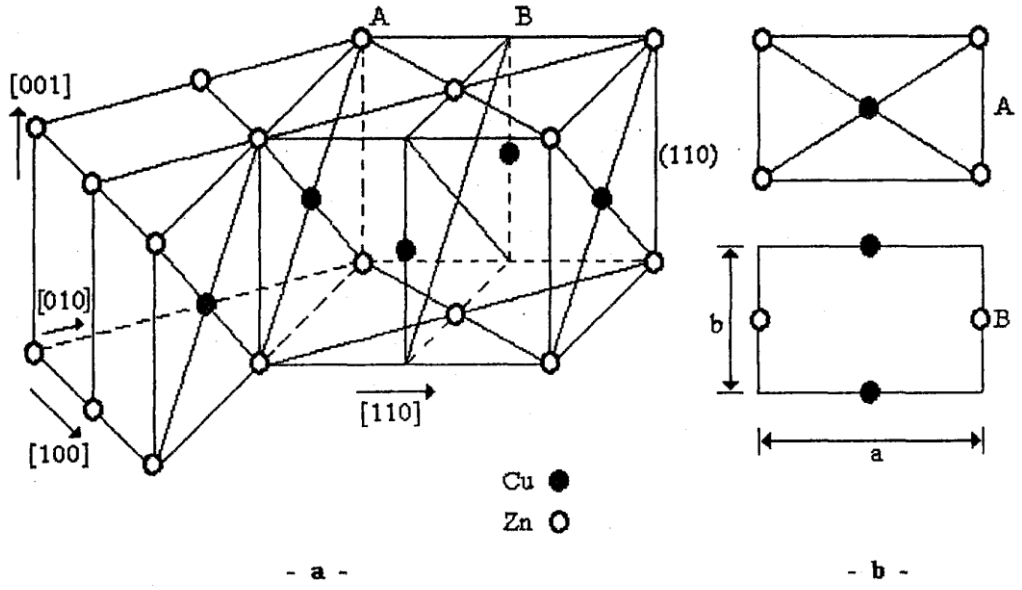
A ve B tabakalarına bazı deformasyonlar uygulanırsa yukarıda bahsedilen yapılar elde edilir. Şekil 2.18'de ise B2 tipli β_2 ana fazdan üretilen periyodik bir tabakalı martenzit yapıda sıkı paket düzleminin üç şekli görülmektedir [23].

Ana fazın $(\bar{0}\bar{1}1)_\beta$ temel düzlemleri ve (001) martenzit düzlemlerin yığılma düzeni Şekil 2.19'da verilmiştir. İki bitişik düzlem arasındaki relatif yer değiştirme $1/2 (\sqrt{2} a_0)$ dır. Eğer örgüye $(0\bar{1}1)_{B2}$ de, $[0\bar{1}\bar{1}]$ yönünde bir kesme uygulanırsa 3R(ABC) yapısı elde edilir ve Şekil 2.19 b'de görüldüğü gibi her düzlemde $(1/3)$ a'lık bir kayma görülür.

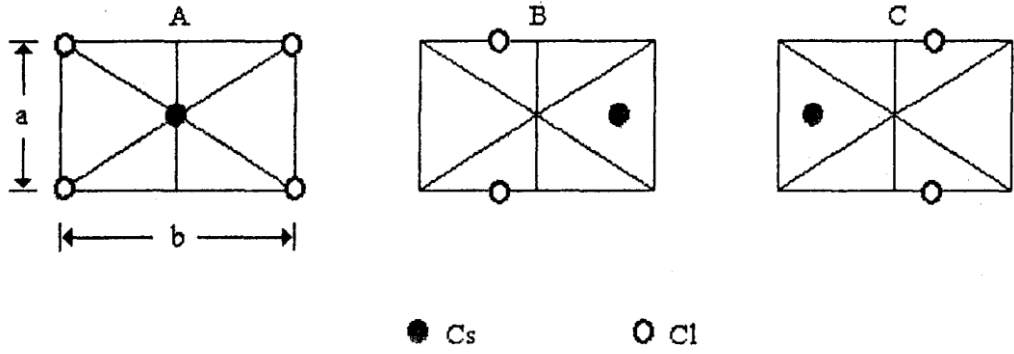
Ana fazın (011) bazı düzlemleri üzerinde $-(1/6)$ a ve $(1/6)$ a kesmelerinden birincisi ard arda iki tabakada uygulandıktan sonra ikinci kesme uygulanır ve bu sıra temel düzlemler üzerinde periyodik şekilde devam ederse ABCBCACAB şeklinde 9R martenzit yapı oluşur [33].

Görüldüğü gibi 3R yapısında $[001]_M$ doğrultusunda C boyunca üç ara düzlem, 9R de dokuz ve 18R de ise on sekiz ara düzlem vardır.

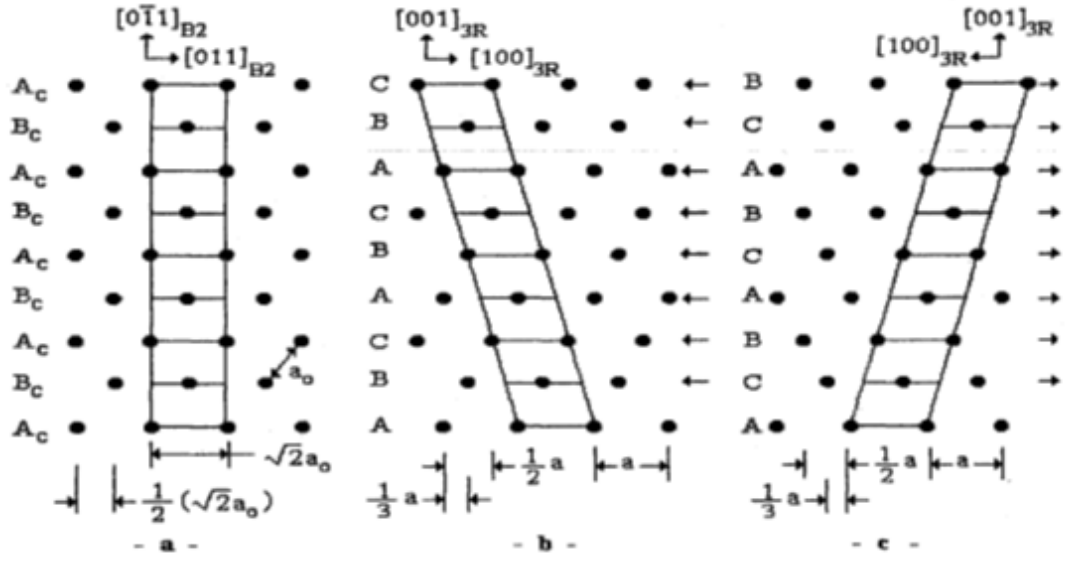
DO_3 düzenine sahip kristal yapıdan 18R tipi martenzit yapının nasıl meydana geldiği Şekil 2.20'de görülmektedir. Martenzit yapının $(001)_M$ temel düzlemi östenit yapının $(0\bar{1}1)_A$ temel düzleminde meydana gelir. Burada martenzitik yapı, $[011]_A$ yönündeki bir kesme uygulanmasıyla oluşur. Diğer doğrultular arasındaki bağıntı $1/2[011]_A$ 'dan $[100]_M$, $[\bar{1}00]_A$ 'dan $[010]_M$, $[0\bar{4}5]_A$ 'dan $[001]_M$ meydana gelir [26,34].



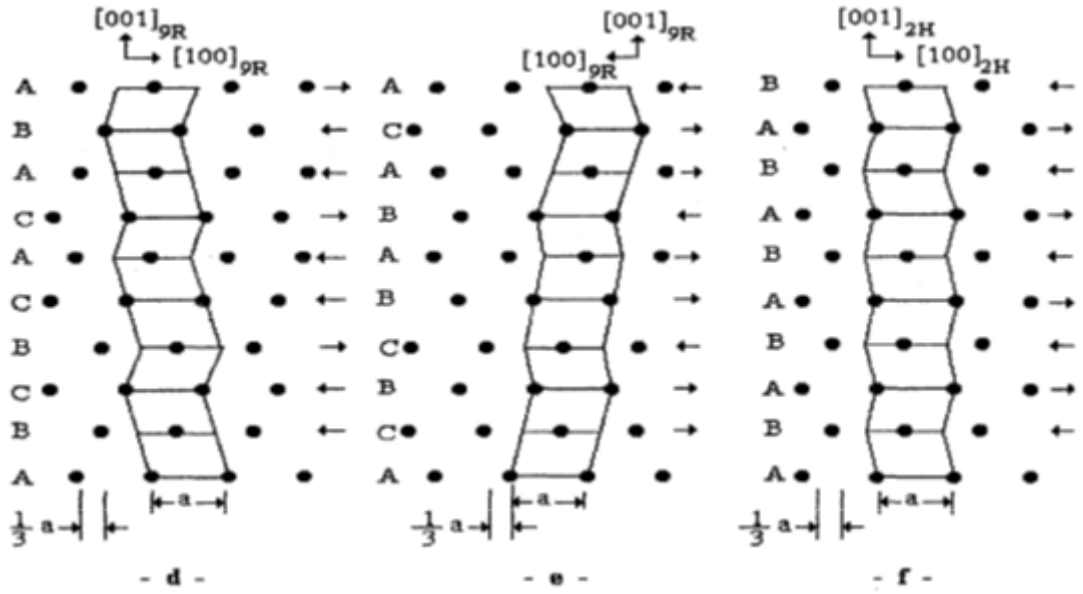
Şekil 2.17. B2 fazının temel yapısı ve (110) düzleminde AB tabakalarındaki atom görünümleri.



Şekil 2.18. B2 tipi β_2 ana fazdan üretilen periyodik tabakalı martenzit yapıda sıkı-paket düzlemlerin üç tipik görünümü.



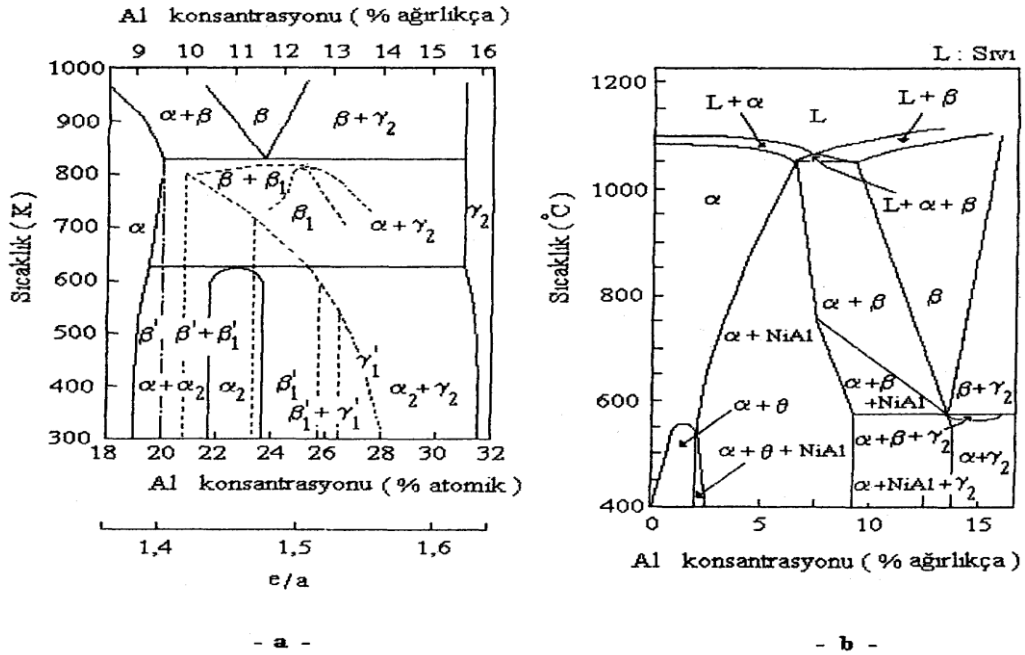
Şekil 2.19. Ana faz $(\bar{0}\bar{1}1)_\beta$ ve martenzit fazın (001) düzlemlerinin yığılma düzeni
a) B2, b) 3R(ABC), c) 3R(ABCBCACAB).



Şekil 2.20. $DO_3 \rightarrow 18R$ dönüşümü, d) martenzit temel düzlemi, e) DO_3 yapısında (110) düzlemlerinin sıralanışı, f) martenzit yapısında (001) düzlemleri.

2.8. FAZ DİYAGRAMLARI

Bakır bazlı alaşımlarda olduğu gibi Cu-Al-Ni alaşımlarında da şekil hatırlama olayı görülen kompozisyon aralığı, yüksek sıcaklıklardaki, β -faz bölgesidir. Cu-Al-Ni alaşımlarının faz diyagramları Şekil 2.21'de verilen Cu-Al ikili alaşımlarıyla temelde aynıdır. Yüksek sıcaklık bölgelerinde %12 (ağırlıkça) Al kompozisyonu civarında bcc yapılı β -faz bölgesi vardır. Bir denge durumunda; β -faz, ötektik ayrışma vasıtasıyla 838 K'de γ_2 -faza (γ pirinç tipi yapı) ve α -faza (fcc) ayrışmış olur. Bununla beraber, eğer numune β -fazı bölgesinden hızlı olarak soğutulursa ötektik ayrışım önlenir ve Ms'nin altındaki sıcaklıklarda martenzit dönüşüm ortaya çıkar. Al konsantrasyonu %11 den daha büyük olursa, düzensiz β -faz düzenli-düzensiz geçiş sıcaklığı T_c de düzenli β_1 -fazına (DO_3 veya Fe_3Al tipi yapıya) dönüşür.



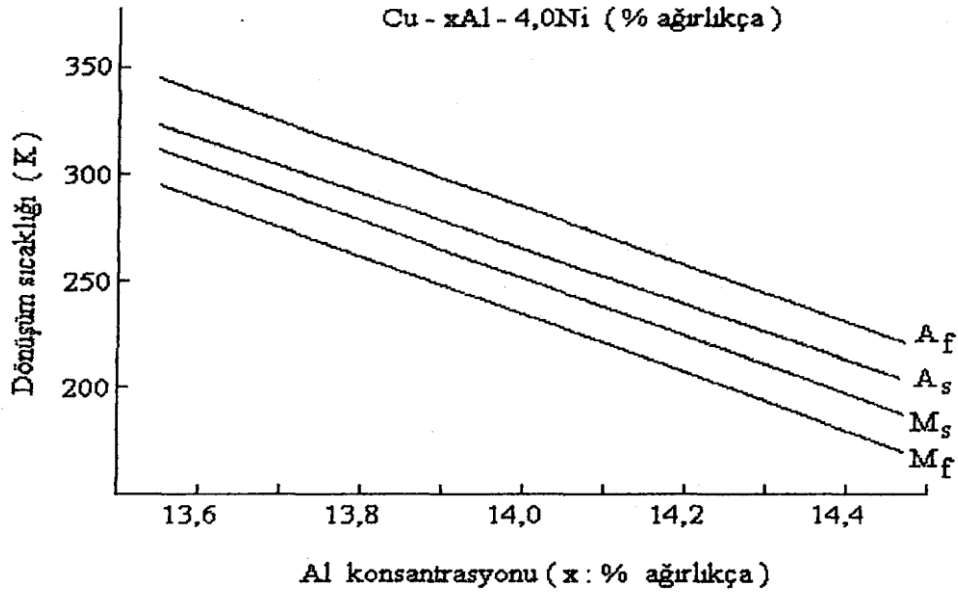
Şekil 2.21. a) İkili Cu-Al alaışımının faz diyagramı, b) Üçlü Cu-Al-Ni alaışımı için faz diyagramı [sabit %3 (ağırlıkça) Ni için].

Cu-Al sisteminde Al oranı yüksek olunca β -faz bölgesinden uzaklaşır. Termoelastik martenzit dönüşüm ortaya çıkmaz ve Γ_2 -fazının çökmesi hızlı soğutmayla da önlenemeyebilir. Ni ilavesi, Cu ve Al nin difüzyonunun önlenmesi için etkin

olduğundan β -faz, Cu-Al-Ni sisteminde Cu-Al sistemine göre daha kararlı olur. Şekil 2.21 b'deki %3 (ağırlıkça) Ni katkılı Cu-Al-Ni alaşımının faz diyagramı Şekil 2.21 a'da ki ikili Cu-Al alaşımının faz diyagramı ile karşılaştırılır ise, β ve $\beta + \Gamma_2$ fazlar arasındaki sınıır, Ni ilavesiyle β -fazın kararlılığı görülerek yüksek Al konsantrasyonuna doğru kaymıştır [23,34].

2.9. DÖNÜŞÜM SICAKLIKLARI

Bakır – bazlı alaşımların dönüşüm sıcaklıkları, alaşımların soğutma hızına bağlı olduğu kadar kompozisyonlarına da bağlıdır. Şekil 2.22'de sabit %4 (ağırlıkça) Ni konsantrasyonlu Cu-Al-Ni alaşımlarında dönüşüm sıcaklıklarının Al konsantrasyonuyla değişimi verilmiştir. Al konsantrasyonu arttıkça dönüşüm sıcaklıklarının azaldığı görülmektedir [11].



Şekil 2.22. Cu-Al-Ni alaşımlarında Al konsantrasyonuna bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarının değişimi [11].

Çizelge 2.3'de görüldüğü gibi dönüşüm sıcaklıkları Ni konsantrasyonu ile değişir. Fakat bu değişim Al konsantrasyonunun değıştirdiği kadar değildir. Al sabit kaldığı sürece Ni arttırıldığında dönüşüm sıcaklığı azalır. Dönüşüm sıcaklıklarını etkileyen

diğer faktörde Çizelge 2.4'de görüldüğü üzere soğutma hızıdır. Soğutma hızının artışı ile M_s sıcaklıklarında artış gözlenir.

Çizelge 2.3. Cu-Al-Ni alaşımlarında sabit alüminyum oranı için farklı Ni konsantrasyonundaki dönüşüm sıcaklıkları [11].

Cu % ağırlıkça	Al % ağırlıkça	Ni % Ağırlıkça	M_s (°C)	M_f (°C)	A_s (°C)	A_f (°C)
72	28	0	12	-33	-43	47
71	28	1	-8	-23	4	17
70	28	2	-3	-4	10	17
69	28	3	-25	-40	-13	7
68	28	4	-93	-101	-73	-43

Çizelge 2.4. Cu-Al-Ni alaşımında M_s sıcaklığı ile soğutma hızı arasındaki bağıntı. [11].

Kompozisyon % ağırlıkça	T_{qm} (°C)	M_s (°C)	T_{qm} (°C)	M_s (°C)
Cu-14,0 Al-3,9 Ni		9		90
Cu-14,1 Al-4,0 Ni	15	-11	100	60
Cu-14,2 Al- 4,0 Ni		-45		35

BÖLÜM 3

ENDÜSTRİYEL AMAÇLI ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR

Endüstride en fazla kullanılan şekil hafızalı Ni-Ti alaşımları ve bakır esaslı alaşımlar önemli ticari değere sahip alaşım sistemleridir. Bu sistemlerin sahip oldukları özellikleri birbirinden oldukça farklıdır. Cu esaslı alaşımlarda % 4-5 olan şekil hafıza gerinim değeri, Ni-Ti alaşımlarda yaklaşık % 8'dir. Daha fazla ısıl kararlılığa sahip olan Ni-Ti alaşımları, gerilmeli korozyona karşı hassas olan bakır esaslı alaşımlarla kıyaslandığında mükemmel bir korozyon direncine ve daha yüksek sünekliliğe sahiptir. Diğer taraftan bakır esaslı alaşımlar daha ucuzdur, ergitilmeleri ve açık havada ekstrüde edilmeleri daha kolaydır ve daha geniş potansiyel dönüşüm sıcaklık aralığına sahiptirler. Sonuçta her iki alaşım sisteminde de kullanılacağı ortama göre göz önünde bulundurulması gereken avantaj ve dezavantajları olduğu söylenebilir.

3.1. NİKEL – TİTANYUM ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR

Ni-Ti alaşımları ikili alaşım sistemidir ve eş atomlu intermetalik bir bileşiktir. İntermetalik bir bileşik sıra dışıdır. Çünkü bu tür bileşik, kabul edilir sınırlar içerisinde fazladan nikel veya titanyum çözebilir ve alışlagelmiş alaşımlarla mukayese edilebilir derecede sünekliliğe sahiptirler. Bu aşırı çözebilme yeteneği sayesinde alaşım sisteminin hem dönüşüm özelliklerini hem de mekanik özelliklerini istenilen oranda değiştirmek için diğer elementler katılabilir. Yaklaşık %1 oranında Ni ilavesi bile alaşım sisteminin özelliklerini etkiler. Bünyedeki fazla nikel, dönüşüm sıcaklığını önemli ölçüde düşürür ve östenitik durumda akma dayanımını artırır. Sıkça kullanılan diğer alaşımlandırma elementlerinden Fe ve Cr daha düşük dönüşüm sıcaklığı için daha sık kullanılır. O₂ ve C karbon gibi

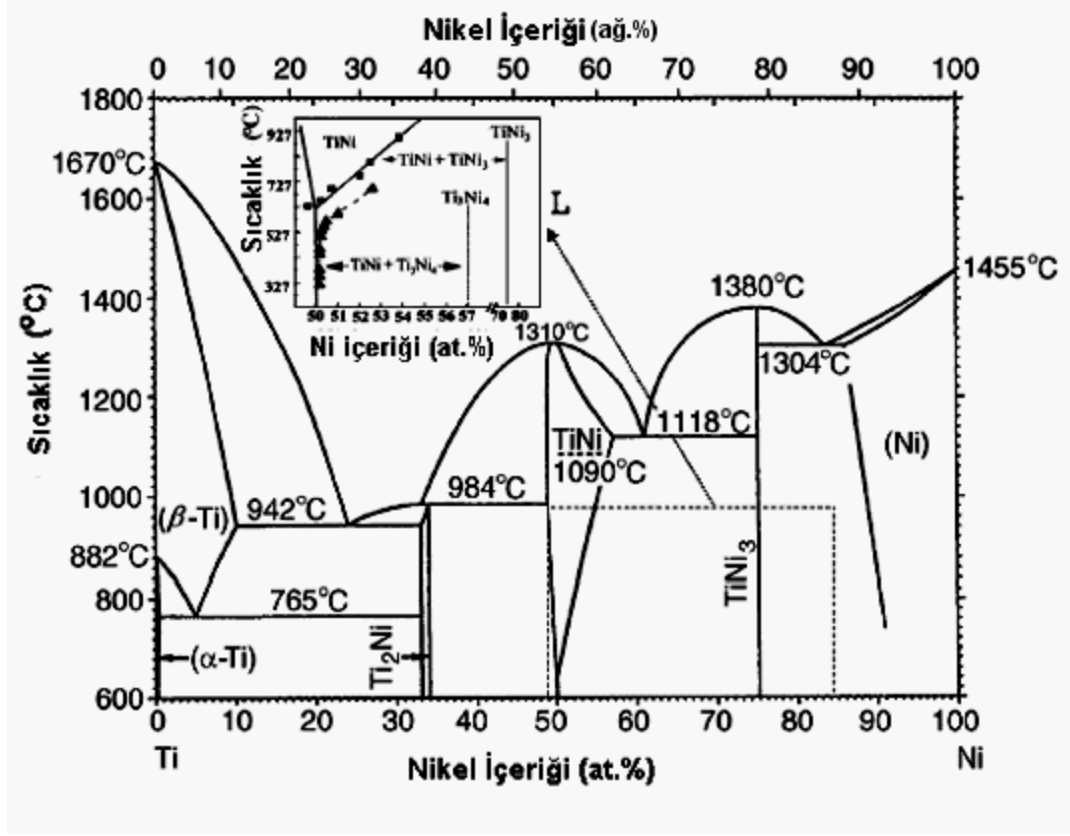
safsızlıkların, dönüşüm sıcaklığını değiştirdiği ve mekanik özellikleri zayıflattığı için bünyede bulunması istenmez.

Ni-Ti alaşımının anafazı, CsCl ($a_0=0,301-0,302$ nm) yapısına benzer, kübik hacim merkezli B2-tipi kristal yapıya sahiptir. Araştırmacılar martenzit fazdaki kristal yapı hakkında oldukça farklı modeller öne sürmüşlerdir. Fakat hem X ışınları, hem de seçili olan kırınım teknikleri kullanılarak yapılan incelemelerin hepsi aynı sonucu vermektedir. Martenzit fazın birim hücresi, kafes sabitlerinin birbirinden farklı olmasına rağmen monoklinikdir. Yakın zamanda, Otsuka ve arkadaşları tarafından Ti-49,75Ni alaşımının kafes parametreleri $a=0,2889$ nm, $b=0,412$ nm, $c=0,4622$ nm ve $\beta=96,80^\circ$ olan monoklinik kristal yapısına sahip olduğu tespit edilmiş ve standart olarak kabul edilmiştir.

Ni-Ti alaşım sisteminin temel fiziksel özellikleri ve tavlanmış alaşımın mekanik özelliklerinin bazıları Çizelge 3.1'de gösterilmiştir. Eşatomlu alaşımın östenit bitiş sıcaklığı olan A_f değeri 100°C civarındadır. Şekil 3.1'de ise Ni-Ti alaşımlarda faz diyagramı ile B2 ve Ti_3Ni_4 fazlar arası faz denge diyagramı da gösterilmiştir [6].

Çizelge 3.1. İkili Ni – Ti şekil hafızalı alaşımların özellikleri

Özellik	Değer
Erime sıcaklığı	1300
Yoğunluk (g/cm ³)	6,45
Elektrik direnci (micro ohmcm)	Yaklaşık
Östenit	100
Martenzit	70
Isıl iletkenlik (W/cm°C)	
Östenit	18
Martenzit	8,5
Korozyon direnci	300 serisi paslanmaz çeliklere veya titanyum alaşımlara yakın
Young modülü (Gpa)	Yaklaşık
Östenit	83
Martenzit	28~41
Akma dayanımı (Mpa)	
Östenit	195~690
Martenzit	70~140
Maksimum çekme dayanımı (Mpa)	895
Dönüşüm sıcaklığı (°C)	-200~110
Dönüşüm arasındaki gizli ısı (kJ/kgatom)	167
Şekil hafıza gerinimi (%)	Maksimum 8,5 %



Şekil 3.1. Ni-Ti alaşımının faz denge diyagramı.

Seçilen malzemenin sertliğini düşürerek, martenzitin deforme edilebilmesini kolaylaştırmak amacıyla uygun ısıl işlemler yapılır ve böylece daha dayanıklı ve kararlı östenitik bir yapı ile hem ısıtma hem de soğutma durumunda yinelenen özelliklere sahip malzeme tipi oluşturulabilir. Bu tip alaşımlarda başlıca sorun malzemenin istenilen özelliklere sahip olması için, uygun işleme metotlarının geliştirilmesidir.

Isıl işlem ile istenilen hafıza şeklini vermek için sık sık 500°C-800°C arasında sıcaklıklar tercih edilir ve bu sıcaklık değeri yeterli zamanın ayarlanmasıyla birlikte en az 300°C-350°C olmalıdır. Şekil hafızalı alaşımın ısıl işlemi sırasında istenilen hafıza şeklinin sağlanması için kontrollü davranmak gerekir. Aksi halde hafıza etkisi kazandırılmaz. Kazandırılan maksimum hafıza etkisi, gerinim ve gerilme ile gerekli çevrim miktarına bağlı olarak sınırlıdır (Çizelge 3.2'de).

Çizelge 3.2. Tahmini çevrim sayısı ile müsaade edilen maksimum gerinim ve gerilme arasındaki ilişki [35].

Çevrim sayısı	Maksimum gerinim(%)	Maksimum gerilme(MPa)
1	8	500
100	4	275
10000	2	140
100000	1	70

3.2. BAKIR ESASLI ŞEKİL HATIRLAMALI ALAŞIMLAR

Bakır esaslı alaşımlar, Cu-Zn-Al ve Cu-Al-Ni alaşımlar şeklinde üçlü alaşımlar olabileceği gibi ayrıca manganezde içeren dördümlü modifikasyonu da mümkündür. Bor, seryum, kobalt, demir, titanyum, vanadium ve zirkonyum gibi elementler ince taneli yapı elde etmek için bünyeye katılır. Çizelge 3.3’de bu tip alaşımların en önemli özellikleri verilmiştir.

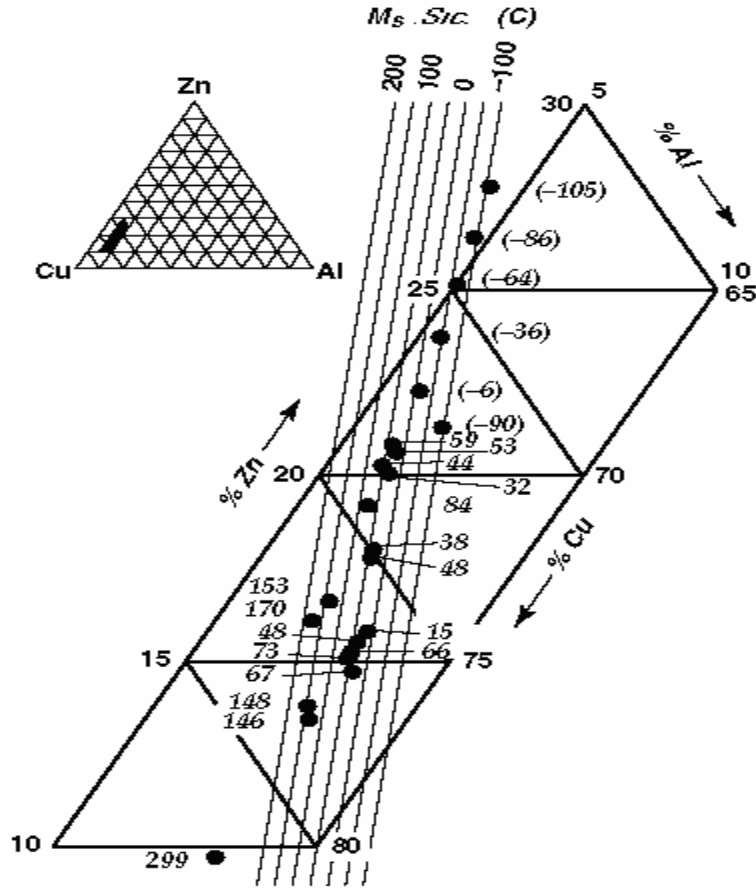
Çizelge 3.3. Bakır esaslı şekil hafızalı alaşımların özellikleri.

	CuZnAl	CuAlNi
Isıl özellikler		
Erime sıcaklığı (°C)	950~1120	100~1050
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
Mekanik özellikler		
Young modülü (GPa)		
Beta faz (a)	72 (a)	85 (a)
Martenzit (a)	70 (a)	80 (a)
Akma dayanımı (MPa)		
Beta faz	350	400
Martenzit	80	130
Maksimum çekme dayanımı (MPa)	600	500~800
Şekil hafıza özellikleri		
Dönüşüm sıcaklıkları (°C)	<120	<200
Gerikazanılır gerinim (%)	4%	4%
Histerezis, delta (°C)	15-25	15~20

Ms ve As dönüşüm sıcaklıkları arasında şekil hafızalı alaşımların young modüllerini tayin etmek çok zordur. Bu sıcaklıklarda alaşımlar lineer olarak bir elastisite sergiler ve modül hem sıcaklığa hem de gerinime bağlı kalır.

Cu-Zn-Al alaşımlarının bileşimleri ve martenzit başlangıç sıcaklıkları arasındaki ilişkiye ait grafik Şekil 3.2'de görülmektedir. Bu tip alaşımlarda alüminyum miktarı % 11-14,5, nikel miktarı ise % 3-5 civarındadır. Martenzitik dönüşüm sıcaklıkları kimyasal bileşimin değiştirilmesiyle ayarlanabilir.

Şekil 3.2'de ve aşağıdaki (4,1) ve (4,2) no'lu denklemlerden faydalanılarak alaşıma ait martenzit dönüşümün başlangıç sıcaklığı için tahmini bir değer elde edilebilir (yüzde olarak verilen değerler ağırlık esaslıdır).



Şekil 3.2. Cu-Zn-Al alaşımlar için bileşim ve Ms sıcaklıkları arası ilişki [11].

$$\text{Cu-Zn-Al: } M_s (\text{°C}) = 2212 - 66,9 (\% \text{ ağı. Zn}) - 90,65 (\% \text{ wt. Al}) \quad (4.1)$$

$$\text{Cu-Al-Ni: } M_s (\text{°C}) = 2020 - 134 (\% \text{ ağı. Al}) - 45 (\% \text{ wt. Ni}) \quad (4.2)$$

Öte yandan mangan hem Cu-Zn-Al, hem de Cu-Al-Ni alaşımların dönüşüm sıcaklıklarını düşürür ve yüksek alüminyum içerikli alaşımların ötektoid noktasını değiştirir. Daha iyi süneklik için alüminyumun yerine katılır.

Bakır esaslı şekil hafızalı alaşımlar doğada metastabil halde olduğundan şekil hafıza etkisini sağlayan β -fazının korunması için bu fazda ısıl işlem ve ardından da kontrollü soğutma yapılmalıdır. Uzun süreli ısıtma çinko buharlaşmasına ve tane büyümesine neden olduğundan kaçınılmalıdır. Su verme sertleştirme işlemi olarak kullanılır. Açık havada soğutma işlemi bazı yüksek alüminyum içerikli Cu-Zn-Al ve Cu-Al-Ni alaşımları için yeterli olabilir. Sadece soğutulmuş parçalarda dönüşüm

sıcaklıkları genellikle kararsız olduğundan dönüşüm sıcaklıklarını kararlı hale getirmek için Af sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda soğutma sonrası yaşlandırma yapılmalıdır.

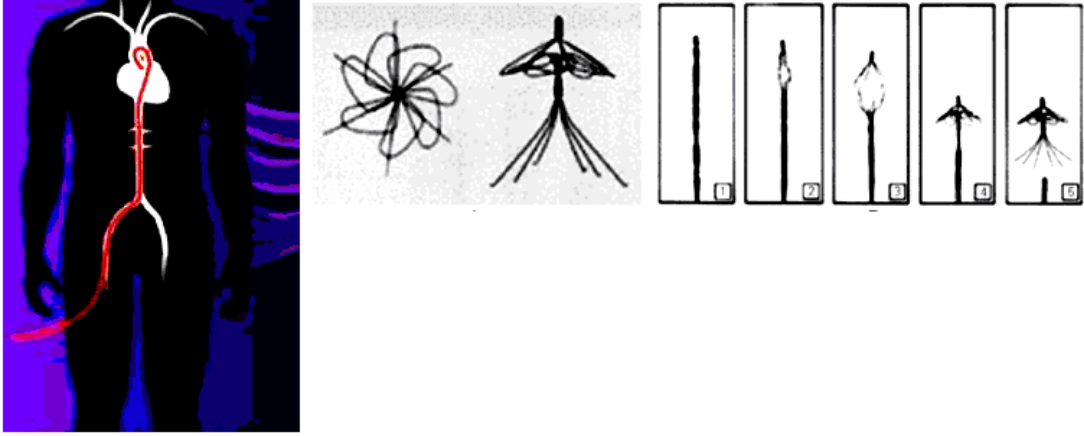
Cu-Zn-Al alaşımlarında soğutma hızı yüksek olduğundan martenzit faza direkt dönüşüm olması, martenzitin kararlılığını hassaslaştırır. Bu etki tersinir dönüşümün daha yüksek sıcaklıklara kaymasına neden olur. Bu nedenle dönüşüm gecikir ve tam olarak şekil geri kazanımı sağlanamaz. Ms sıcaklığının üzerindeki ortam şartlarında yavaş soğutma veya β -fazlı halde ara yaşlandırma sureti ile basamaklı soğutma tercih edilmelidir.

Bakır esaslı alaşımların ısıl kararlılığı ayrışım kinetikleri ile sınırlıdır. Bu nedenle Cu-Zn-Al ve Cu-Al-Ni alaşımların sırasıyla 150~200°C üzerindeki sıcaklıklarda uzun süreli maruz bırakılmasından kaçınılmalıdır. Daha düşük sıcaklıklarda yaşlandırma, dönüşüm sıcaklıklarını değiştirir. Beta fazında yaşlandırma durumunda da benzer sonuçlar doğar. Martenzitik halde yaşlandırılmış alaşımlar yaşlanma kaynaklı martenzit stabilizasyon etkisi gösterir. Cu-Al-Ni alaşımları ısı kontrolünün istenildiği farklı sıcaklık uygulamalarında bu faktörleri dikkate almak gerekir.

3.3. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN ENDÜSTRİYEL UYGULAMALARI

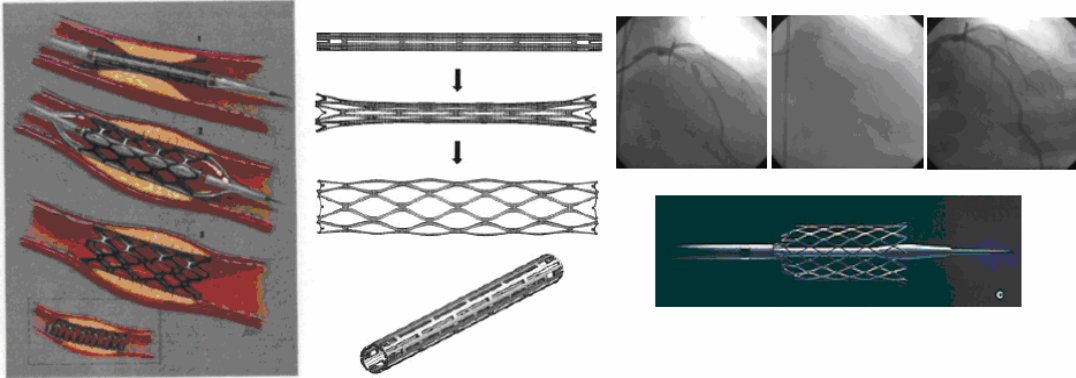
3.3.1. Biyomedikal Uygulamaları

Genelde bilindiği gibi şekil hafızalı alaşım elemanı, martenzitik durumdayken deforme edildiğinde serbest enerjiye sahip olur ve ısıtıldığı zaman bünyesinde bulundurduğu bu serbest enerjiyi kullanarak minimum iş yaptığı önceki şekline geri döner. Bu fonksiyonel davranıştan yararlanılarak biyomedikal uygulamalarda kullanılan damarlar içindeki kan pıhtılarını yakalayan bir filtre geliştirilmiştir. Ni-Ti alaşımlı telden yapılmış çapa şeklindeki filtre damar içine sokulmadan önce düz bir tel haline getirilir. Damar içine yerleştirildikten sonra tel, vücut ısısı ile harekete geçerek filtre fonksiyonu sağlayacak orijinal şekline döner ve toplar damarın içinden geçmekte olan pıhtıları tutar (Şekil 3.3). görülmektedir.



Şekil 3.3. Damarlardaki kan pıhtısının tutulması için SMA'dan yapılmış filtre [35].

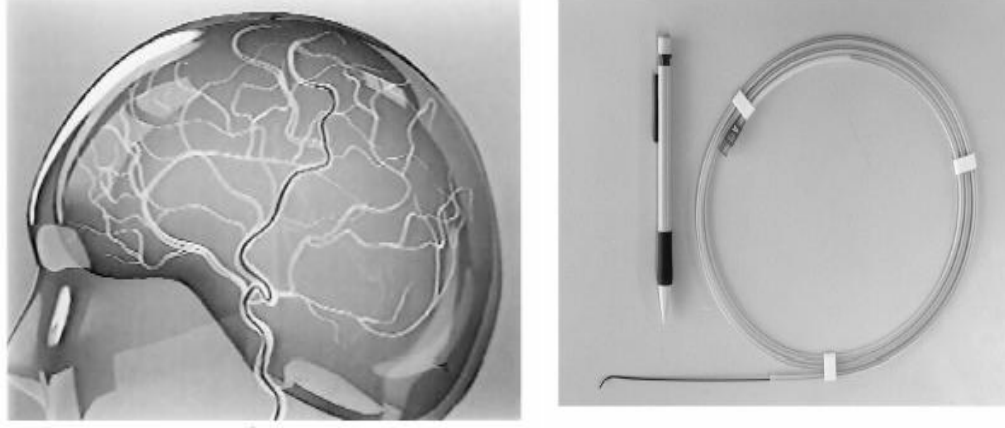
Yine Şekil 3.4'te gösterildiği gibi Ni-Ti alaşımından yapılan ve yukarıdaki bahsedilen konuya benzer olarak üretilen stent damar tıkanıklarında kullanılmaktadır. Ni-Ti alaşımlı telden yapılmış stent damar içine sokulmadan önce düz bir tel haline getirilir. Damar içine yerleştirildikten sonra stent, vücut ısısı ile harekete geçerek damarın tıkanan yerinde orijinal şeklini alarak damardaki tıkanıklığın açılmasını sağlamaktadır [35,36,37].



Şekil 3.4. Damarlardaki tıkanma sorunlarının çözümü için SMA'dan yapılmış stent [13,14].

Şekil hafızalı alaşımların sahip oldukları elastik ya da süperelastik özelliklerinden faydalanılarak tasarlanmış ve piyasaya sürülmüş birçok ürün vardır. Süperelastik Ni-Ti alaşımlarından imal edilen ve çok büyük deformasyonları dahi absorbe ederek zarar görmeyen gözlük çerçeveleri üretilebilmektedir. Ayrıca yine Ni-Ti alaşımından

yapılan canlı vücudundaki damarlara yerleştirilebilen ve kontrol edilebilen kateterler de mevcuttur (Şekil 3.5) [38].

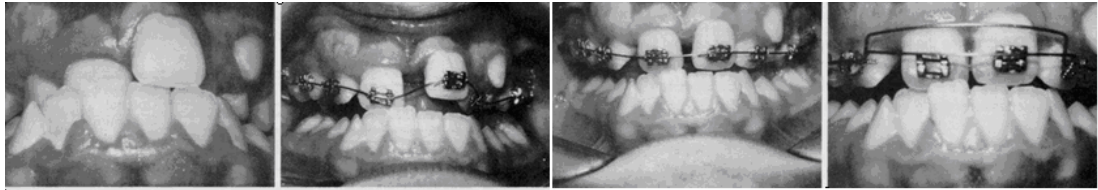


(a)

(b)

Şekil 3.5. Medikal uygulamalarda kullanılan kateterler için süperelastik kılavuz tel.
(a) Beyine ait bir uygulama; (b) Kılavuz telin görünümü.

Ayrıca Şekil 3.6’da gösterildiği gibi dişlere geniş bir hareket imkanı sağlayan ve yıllardır kullanılan ortodontik düzeltme işlevli kavisli teller şeklinde Ni-Ti ürünler; kullanılmaktadır.

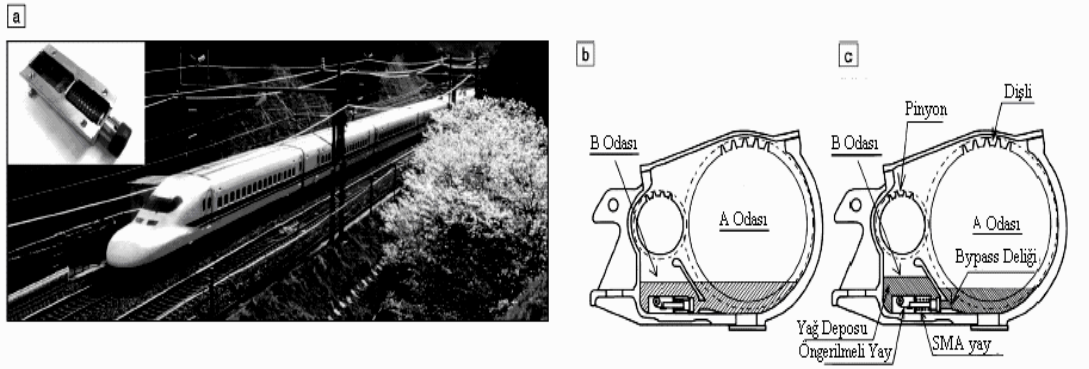


Şekil 3.6. Ortodontik düzeltme işlevli kavisli tellerin dişlerde kullanılarak üç haftada alınan sonuçlar [35].

3.3.2. Mekanik Uygulamaları

Şekil hafızalı alaşımlar sadece biyomedikal alanlarda değil birçok alanda da uygulama olanağı bulan birçok malzeme arasına girmiştir. Bunlardan bir tanesi de mekanik uygulamalarda kullanılan şekil hafızalı alaşımlardır. Buna örnek olarak Shinkansen hızlı trenlerinde Şekil 3.7’de gösterildiği gibi otomatik yağ seviye

ayarlayıcısı olarak kullanılmıştır. Trenin yüksek hızlara çıktığı vakit ortamdaki sıcaklığın artması ile birlikte SMA'dan yapılan yayın tetiklenmesiyle valfin açılması sağlanmaktadır. Buradaki amaç iki odaya ayrılan dişli kutunun arasındaki bağlantıyı sağlayan deliğin açma-kapamasının yağın sıcaklık değeriyle sistemin kontrolü sağlanmıştır. Düşük sıcaklıklarda iki oda arasındaki yağ akışı açık iken, sıcaklığın artması durumunda ise yağın iki oda arasındaki bağlantısı sınırlandırma yoluna giderek akışkan basıncı ayarı yapılmaktadır [39].

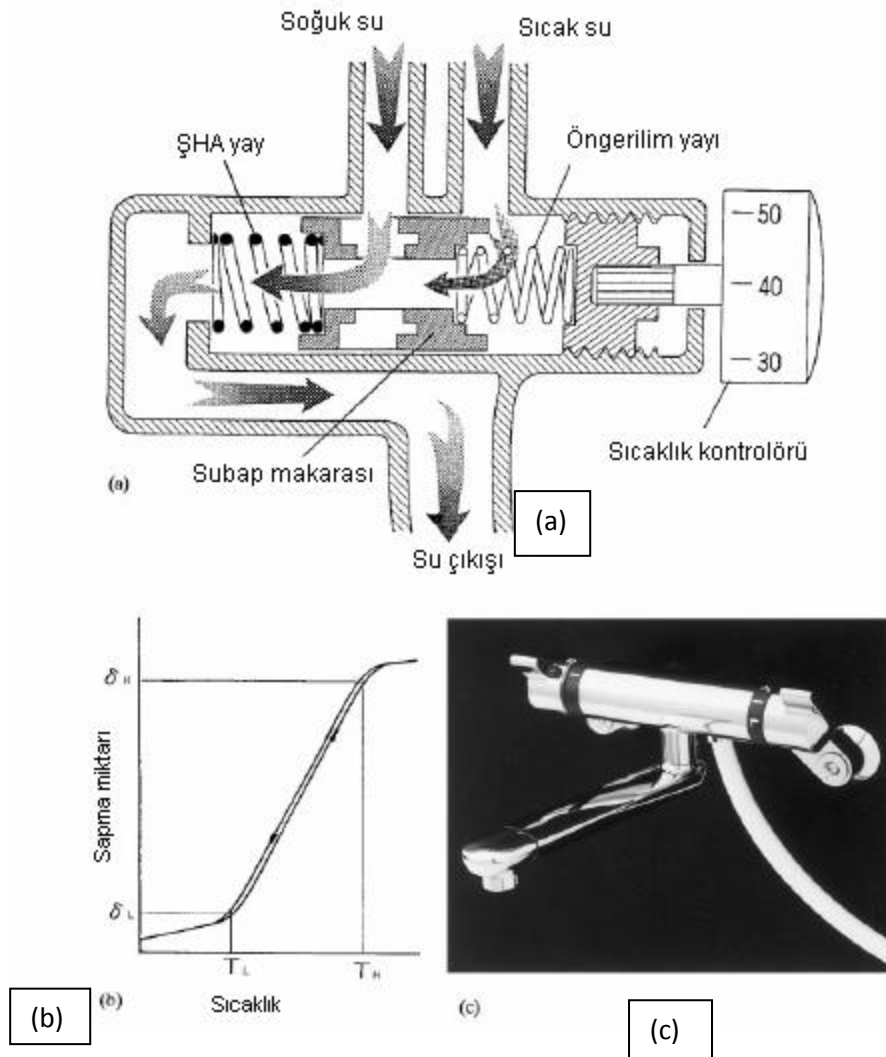


Şekil 3.7. Shinkansen hızlı trenlerinde otomatik yağlama ünitesinde SMA'nın uygulanması. (a) Otomatik yağlama ünitesinin uygulandığı Shinkansen Nozomi 700 hızlı trenin fotoğrafı ve kullanılan SMA vana. (b), (c) SMA'dan yapılan vananın iç yapısının düşük ve yüksek sıcaklıklardaki durumu [39].

Bazı uygulamalar için şekil hafızalı numuneler, düşünülen hareket sınırları çerçevesinde güç üretmek amacıyla tasarlanmaktadır. Örnek bir uygulama Beta Phase Inc. Tarafından geliştirilen devre kartlı konnektörlerdir. Elektrikle çalışan rabitalı sistemde şekil hafızalı eyleyici, rabita ısındığında ir yayı açmak için kuvvet oluşturmak için kullanılır. Bu kuvvet ile rabita devre kartının geri çekilmesi sağlanır. Soğutma durumunda Ni-Ti eyleyici zayıf kalır ve yay eyleyiciyi deforme ederken devre kartı rabitaya sıkıca kapanır. Böylece bağlantı tamamlanır.

Aynı prensibe dayanarak, Cu-Al-Zn şekil hafızalı alaşımların bu alanda birçok uygulamaları mevcuttur. Yine bunlardan biri, yangın durumunda yanıcı ve zehirli gazların çıkışını kapatacak şekilde dizayn edilmiş Cu-Zn-Al eyleyicilerden oluşan yangın güvenlik vanalarıdır [7].

Dönüşümün belirli bir sıcaklık aralığında meydana gelmesinden yararlanarak seçilen belirli bir geri kazanım miktarıyla kesin bir mekanizma hareketi sağlamak için şekilsel geri kazanımın bir kısmı kullanılabilir. Bunu sağlayan düzenek, bir vananın istenilen miktarda kapatmayı veya açmayı sağlayan bir tertibattır. Şekil hafızalı alaşımdan yapılmış yay sıcaklığa duyarlı olduğundan boyutlarını değiştirerek çıkış akışkanının sıcaklığını ayarlar. Alaşımın duyarlı olmasını istediğimiz sıcaklık değeri manuel olarak ayarlanır. Şekil 3.8’de karıştırma vanası ve parçaları görülmektedir.



Şekil 3.8. Şekil hafızalı alaşım yay ve öngerilmiş yay kullanılarak geliştirilmiş karıştırma vanası. (a) İç yapı görülmektedir. Makaranın pozisyonu ve çıkış suyunun sıcaklığı sıcaklık kontrolörü döndürülerek ayarlanır. Kontrolörün dönüşü şekil hafızalı alaşımın boyutunu değiştirmektedir. (b) Karıştırma vanasında kullanılan şekil hafızalı elemanın sıcaklık ve sapma miktarı arasındaki ilişki şematik olarak görülmektedir. (c) Geliştirilmiş karıştırma vanasının dış görünümü.

BÖLÜM 4

ŞHA MALZEMENİN GELİŞİMİ

4.1. ŞHA MALZEME ÜZERİNE YAPILAN GÜNCEL ÇALIŞMALAR

Şekil hatırlama olayının temeli olan martenzitik faz dönüşümü ilk olarak Alman metalürjist A. Martens tarafından demir esaslı alaşımlarda gözlenmiştir. Daha sonraları yapılan birçok araştırma ile büyük bir gelişmeye sahip olan martenzitik dönüşümler, demir bazlı alaşımlardan başka geniş çapta soy metal bakır bazlı alaşımlarda ve metalik özellik taşımayan maddelerde de gözlenmiştir [2,15].

Dönüşüm olayına göre metal ve alaşım sistemlerindeki faz dönüşümleri, çekirdeklenme-büyüme dönüşümleri ve martenzitik dönüşümler olmak üzere ikiye ayrılır [24]. Çekirdeklenme-büyüme dönüşümleri sabit sıcaklıkta termal etkileşme ile difüzyonlu olarak meydana gelir. Martenzitik dönüşüm ise sistemin sıcaklığı değiştirilerek veya deforme edilerek meydana gelebileceği gibi her iki etkinin birlikte uygulanması ile de gerçekleşebilir. Sıcaklık etkisiyle oluşan martenzitik dönüşümler alaşım sistemlerine göre atermal ve izotermal olarak meydana gelir. Deforme edilerek oluşan martenzite zorlama ile oluşmuş martenzit, hem deforme edilerek hem de sıcaklık etkisiyle oluşan martenzite ise zorla etkilendirilmiş martenzit denir [3].

Şekil hatırlama olayı ilk kez Au-Cd alaşımlarında 1932 yılında Chan ve Read tarafından anlaşılmıştır. İlk olara gözlenmesi olayı ise 1938'lere dayanmaktadır. Daha sonraki yıllarda pirinç içindeki martenzit fazın sıcaklığın değişmesi esnasında yok olduğu gözlemlendi [40]. Aynı zamanlarda Rus metalürjist G.V. Kurdjumov, martenzit kristalografisi üzerinde çalıştı. Kurdjumov, özellikle çelik içinde hızlı soğutmayla oluşan martenziti incelemiştir. Şekil hatırlama olayının gözlenmesi ilk olarak Amerika'da Naval Ordnance Laboratuvarında yaklaşık olarak eşit atomlu Ni-Ti alaşımında gözlenmiştir. Burada düşük sıcaklıktaki numuneyi deforme ettikten sonra

sıcaklığı artırdılar ve numunenin eski orijinal haline döndüğünü gözlediler. Bu olay, alışılmış plastik deformasyon göz önüne alındığında büyük ilgi çekicidir [41].

Bunun sonucunda bu alaşımların hem ticari kullanımlarına hem de metalurjik araştırmalarına hız verilmiştir. Daha sonraki yıllarda Illinois Üniversitesi'nde araştırmacılar, şekil hatırlama olayını Au-Cd alaşımlarında gözlediler ve faz geçişleri nedeniyle oluşan kuvvetleri gösterdiler. Ayrıca In-Cd, Fe-Pt, Ni-Al ve paslanmaz çelik gibi farklı alaşımların, farklı sıcaklık değerlerinde şekil hatırlama olayı gösterdiklerini ortaya koydular.

Ülkemizde de şekil hafızalı alaşımlar üzerine yapılan araştırmalar son yıllarda gittikçe artmaktadır. Bunun sebebi ise konunun ilgi çekici özelliğinden ziyade bu malzemenin birçok alanda kullanılır olması ve dışarıdan temin edilen bu malzemelerin maliyetin yüksek olması buda milli ekonomiye ek bir yük getirmesinden dolayı ülkemizde ki birçok akademisyen ekip bu konuda ki araştırmalarını hızlandırıp olumlu sonuçlar alabilmektedirler. Bu başlık altında şekil hafızalı alaşımlar üzerinde çalışan değerli akademisyen arkadaşların araştırmalarını birlikte irdeleyebileceğiz. Birinci olarak;

4.1.1 Şekil Hatırlamalı Cu-Al-Ni Alaşımlarındaki Martenzitik Dönüşümler Üzerinde Termal Yaşlandırma Etkileri

Bu yapılan araştırmada bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımlarına termal yaşlandırma yapılarak yapıdaki, mikroyapıdaki değişimler ve mekanik özellikler incelenmiştir. Şöyle ki bakır bazı şekil hatırlamalı alaşımların yarı kararlı β -fazları yaşlandırma etkilerine çok hassastırlar ve uygulanan ısı işlemler östenit ve martenzit faz kararlılığını değiştirebilir. Bu çalışmada incelenen termoelastik martenzit dönüşümü gösteren iki Cu-Al-Ni alaşımı östenit fazında düzenli DO_3 ve martenzit fazında tabakalı 18R yapısına sahiptir.

Şekil hatırlamalı Cu-%11Al-%3,82Ni ve Cu-%11Al-%3,38Ni (ağırlık yüzdeli) alaşımları üzerinde yaşlandırma ve termal çevrim etkileri ile martenzit kararlılığı incelenmiştir. Bu incelemede X-ışınları kırınımı, sertlik ölçümü, diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) tekniği ve metalografik metotlar kullanılmıştır. X-ışını ve

elektron difraksiyonu sonuçlarından her iki alaşımın martenzit fazında M18R yapısında olduğu belirlendi. Stabilizasyon martenzit fazda düzen değişimiyle doğrudan ilgilidir ve 18R martenzitleri için $(h_1^2 - h_2^2)/3 = (k_2^2 - k_1^2)/4$ bağıntısını sağlayan (h_1k_1l) ve (h_2k_2l) şeklinde seçilmiş düzlem çiftleri arasındaki Δd mesafesi farkları martenzit düzen derecesini yansıtır. Martenzit düzen derecesi ve yaşlandırmaya bağlı olarak ta ters dönüşüm başlama (A_s) ve bitiş (A_f) sıcaklıkları değişmektedir [42].

4.1.2. Şekil Hatırlamalı Cu-Al-Ni ve Cu-Zn-Al Alaşımlarının Üretilmesi ve Özelliklerinin İncelenmesi

Şekil hatırlamalı alaşımların çoğu termoelastik martenzitik yapı sergileyen malzemelerdir. Martenzitik yapılı şekil hatırlamalı alaşım, dönüşüm sıcaklığının altında ikizlenme ve kayma mekanizmaları ile deforme edilebilir. Östenit (ana faz) dönüşüm için ısıtma uygulandığı zaman ikizlenmiş olan yapı eski haline döner, dolayısıyla bu alaşımlarda deformasyon yok edilebilmektedir.

Uygulamalarda şekil hafıza özelliği gösteren çok sayıda alaşımların olduğu bilinmekle birlikte bunlar arasında en çok ilgi görenler (Ni-Ti) alaşımlar ve bakır esaslı alaşımlardır. Öte yandan bu alaşımlara olan ilginin yüksek olmasının ve endüstride birçok kullanım alanına sahip alaşımlar olmasının nedeni ise, şekil değişimi esnasında önemli büyüklükte kuvvet üretebilmeye sahip olmaları ve dönüşüm sıcaklıklarının uygulanabilirliği açısından da kolay bir aralık taşıması gösterilebilir.

Bu çalışmada ise, Cu-Al-Ni ve Cu-Zn-Al alaşımlarının hızlı katılaştırma tekniği ile üretilen şeritlerin ve mekaniksel öğütme yöntemi kullanılarak üretilen toz alaşımların yapısal ve termal özellikleri incelendi. Bu çalışmada incelenen ve laboratuvar şartlarında üretilen alaşımların Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) ve Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) analizleri de yapılarak alaşımlar hakkındaki gerekli veriler elde edilmiştir. Bu sayede şekil hafızalı alaşım çalışan akademisyen ve öğrencilere yol haritası olacak bir kaynak durumuna gelmiştir [43].

4.1.3. Şekil Hatırlamalı Cu-Al-Co Alaşımının Üretimi ve Fiziksel Özelliklerinin İncelenmesi

Bu çalışmada Cu-Al-Co şekil hatırlamalı alaşım sisteminde, Co etkisinin, alaşımın kristal yapısına, dönüşüm sıcaklığına ve mikro yapıya etkisi incelenmiştir. Cu-Al-Co alaşım sisteminin çoğu bakır bazlı alaşımlar gibi 18R martenzit yapı sergiledikleri tespit edilmiştir. Dönüşüm sıcaklıkları incelendiğinde, faz dönüşümünün bütün alaşım sistemi için 250°C'nin üzerinde olduğu bulunmuş ancak Co oranına göre düzenli bir artış veya azalış görülmemiştir. Bunun sebebinin Co oranı değişirken, Cu ve Al oranlarındaki değişim olmasıdır. Cu-Al-Co alaşım sistemin mikro yapı incelemeleri sonucu, dört alaşım sisteminde de martenzit faz ve bununla birlikte çökeltilere rastlanmıştır. Co oranındaki artışın çökeltilerin büyümesine neden olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca yapılan Vickers mikrosertlik ölçümlerine göre, ortalama sonuçlar kıyaslanırsa, Kobalt miktarıyla mikrosertlik artmıştır. Bu sonuç bize Kobalt katkısının Cu-Al alaşımının dayanaklığını artırdığını gösterir [44].

4.1.4. Cu-Al-Ni Şekil Hatırlamalı Alaşımlarda Tane Boyutunun Malzemenin Bazı Fiziksel Özelliklerine Etkisi

Termoelastik martenzitik dönüşüm gösteren şekil hatırlamalı Cu-Al-Ni alaşımında tane boyutunun malzemenin fiziksel özelliklerine etkisinin incelendiği bu çalışmada kullanılan alaşım Fransa'dan TREFIMETAUX Centre de Recherche'den temin edildi. Bu çalışmada Cu-%13.0Al-%4Ni ve Cu-%13.5Al-%4Ni (ağırlık yüzdeli) alaşımları üzerinde ısıtma işlemi sonucu tane boyutunun malzemelerin fiziksel özelliklerine etkileri diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) tekniği, X-ışını parça difraksiyonu, sertlik ölçümü ve metalografik gözlemler kullanılarak incelendi. Ortalama tane boyutu, optik mikrograflardan ASTM E-112'ye göre hesaplandı. X-ışını ölçümleri sonucunda alaşımın sahip olduğu yapılar, örgü parametreleri ve yansıma veren düzlemleri belirlendi. Diferansiyel termal analiz ölçümleri ile farklı ısıtma işlemlere tabi tutulan alaşım numunelerinin dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değerleri belirlendi. Bu değerlere bağlı olarak entropide meydana gelen değişimler hesaplandı. Tane boyutunun ve sertliğin ısıtma sıcaklığına ve işlem süresine bağlı olarak nasıl değiştiği belirlendi [45].

4.1. Şekil Hatırlamalı Cu-Al-Ni-Mn Alaşımında Martenzitik Dönüşüm Üzerine Termal Yaşlandırma Etkileri

Bu çalışmada şekil hatırlamalı Cu-%11.7Al-%3.9Ni-%2.6Mn (% ağırlık) alaşımında martenzitik dönüşüm üzerinde termal yaşlandırma etkileri taramalı elektron mikroskop (SEM), geçirmeli elektron mikroskop (TEM), X-ışını kırınımı ve diferansiyel tarama kalorimetresi(DSC) yöntemleri kullanılarak incelendi.

Yapılan çalışmalar sonucu, alaşım 950°C'den hızla soğutulduğunda termoelastik martenzitik dönüşümün olduğu ve anafazın monoklinik 18R ('1 β) martenzit yapıya dönüştüğü görüldü. Alaşımın 300°C'de farklı sürelerde yaşlandırılması sonucu beynit ve 2 γ faz çökeltilerinin olduğu gözlemlendi. Yaşlandırmanın başlangıç safhasında ii martenzitin morfolojisi değişmezken 24 saat yaşlandırma sonrası çökelti oluşmuştur. Ayrıca alaşımın 300 – 500°C aralığında farklı sıcaklıklarda yaşlandırılması sonucu 2 γ ve α faz çökeltilerinin olduğu açığa çıkarıldı. Özellikle 500°C de yaşlandırma sonucu martenzitik yapı tamamıyla 2 γ ve α faz çökeltilerine dönüşmüştür. Oluşan bu çökelti fazlar alaşımın sertliğini etkilemiştir. Yaşlandırma sıcaklığı veya yaşlandırma süresi arttıkça alaşımın sertliği de artmıştır. BeyNi-Tik bir dönüşüm geri dönüşemez olduğu için beynit oluşumu martenzit miktarındaki bir azalma ve beraberinde şekil hatırlama etkisinde bir bozulma anlamına gelmektedir. Ayrıca 2 γ ve α faz çökeltileri östenit fazın martenzite dönüşümünü engeller. Bu nedenle yapılan yaşlandırma işlemleri sonucu alaşımın sertliği artarken şekil hatırlama etkisi azalmıştır [46].

4.1.6. Şekil Hatırlamalı Cu-%14,79Al-%4,72Ni Alaşımında Martenzitik Dönüşümün Kristaloğrafik ve Kinetik Özellikleri

Bu çalışmanın amacı ağırlıkça Cu-%14,70Al-%4,72Ni kompozisyonuna sahip üçlü alaşımda, sıcaklık etkisiyle meydana gelebilecek faz dönüşümünün araştırılmasıdır. Alaşıma 930°C’de 30 dakika argon atmosferinde ısıtılarak daha sonra tuzlu-buzlu su ortamında soğutulmuştur. Şekil hatırlamalı CuAlNi alaşımının termoelastik martenzitik faz dönüşümü, Diferansiyel Tarama Kalorimetrisi (DSC), Termogravimetrik Analiz (TG) ölçümleri kullanılarak faz dönüşüm sıcaklıkları, entalpi ve entropi değişimleri incelenmiştir. 20°C ile 180°C arasındaki sıcaklıklarda alınan X-ışını difraksiyon desenlerinden alaşımın örgü parametreleri hesaplanmış ve yapı analizi yapılmıştır [47].

4.1.7. Ni-Mn-Ga Ferromanyetik Şekil Hatırlamalı Alaşımının Fiziksel Özellikleri Üzerine Alaşım Oranı ve Isıl İşlem Etkisinin Araştırılması

Bu çalışmada, alaşım oranı ve ısıl işlemin sırasıyla S1, S2, S3 ve S4 kodları verilen Ni- %29Mn-%21Ga, Ni-%29,5Mn-%20Ga, Ni-%28,5Mn-%20,5Ga ve Ni-%29,5 Mn-%21Ga (atomik yüzdeleri) ferromanyetik şekil hatırlamalı alaşımların fiziksel özellikleri üzerindeki etkisi incelenmiştir. Martenzit durumundaki kristal yapı tayini için X-ışını analiz cihazı, yüzey morfolojisi incelemesinde optik mikroskop ve SEM, ısıl işlemlili ve ısıl işlemsiz alaşımların martenzit, östenit dönüşüm sıcaklıkları,

termodinamik parametreler ve aktivasyon enerjisini belirlemek için diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) kullanılmıştır. Diferansiyel termal analiz cihazı (TG/DTA) yüksek sıcaklıkta alaşımlarda meydana gelen faz geçişini ve ferromanyetiklikten paramanyetikliğe geçiş olan Curie sıcaklığını tespit etmek için kullanılmıştır. Alaşımların dış manyetik alanla değişen mıknatıslanmasını ölçmek için fiziksel özellikler ölçüm cihazı (PPMS) kullanılmıştır. Deneysel çalışmalar sonucunda alaşımlarda, NM martenzit ve γ faz birlikte görülmüş ve x-ışını difraktogramları ile optik mikroskop ve SEM fotoğraflarının uyum içinde olduğu, alaşımların ağırlıkça Nikel oranının $S3>S2>S1>S4$ şeklinde sıralandığı ve bu sıralama ile dönüşüm sıcaklığı arasında bir doğru orantı olduğu, artan az miktardaki Nikel oranı ile dönüşüm sıcaklığının arttığı tespit edilmiştir. Ayrıca, ısıl işlem sıcaklığıyla martenzit dönüşüm sıcaklıklarının değiştiği gözlenmiştir. PPMS ölçümlerinden en yüksek saturasyon ve koerzivite değeri 1000°C 'de ısıl işlem görmüş alaşımlarda görülmüştür. Bu ölçümlere göre, Ni-Mn-Ga alaşımlarında, elementlerinin oranının ve ısıl işlem sıcaklığının fiziksel özellikler üzerinde önemli derecede etkisi olduğu, aynı element oranındaki alaşımlara sadece ısıl işlem uygulanması sonucunda farklı element oranındaki alaşımların fiziksel özelliklerine sahip veriler elde edilerek alaşım üzerindeki incelemelere son verilmiştir [48].

BÖLÜM 5

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. DENEY NUMUNESİ HAZIRLAMA VE DÖKÜM İŞLEMİ

Bu çalışmada tek yönlü şekil hafıza özelliği gösteren Cu-Zn-Sn alaşımı seçildi. Bu alaşım elementini seçmemizdeki amaç; ŞHA özellik göstermesinin yanında düşük ergime ısı, düşük maliyet ve bu malzemeden daha fazla kişinin fayda bulması bu alaşım elementini seçmemizde öncelikli olmuştur. Alaşım ilk olarak elektrik direnç ocağında uygun grafit pota kullanılarak 1100°C’de ergitme işlemi yapıldı. Ergitme sürecinde belli aralıklarla alaşım elementleri potaya eklendi. Uygun bir grafit çubuk yardımıyla alaşım elementleri karıştırılarak homojen bir alaşım elde edildi. Son olarak elde edilen ön alaşım kokil kalıp yardımıyla lengo kalıba döküldü, oda sıcaklığına soğutma işleminden sonra ön alaşım tekrar potaya alındı 1100°C’de tekrar ergitildi. Sonuç olarak ikinci ergitmeden sonra melt sping ünitesinde hızlı soğutma suretiyle deneylerde kullanacağımız numuneler elde edilmiş oldu. Literatürde [49] belirtilen hesaplama yöntemi kullanılarak bu çalışmada kullanılan alaşım oranları hesaplanmıştır (Çizelge 5.1).

Çizelge 5.1. Alaşımların %wt, %at ve e/a oranları verilmiştir.

Alaşım-1	% wt (yüzde ağırlık)			% at (atomik yüde ağırlık)			e/a
	Cu	Zn	Sn	Cu	Zn	Sn	
CuZnSn	65	30	5	65.11	30.95	3.94	1.42

Alaşım-2	% wt			% at			e/a
	Cu	Zn	Sn	Cu	Zn	Sn	
CuZnSn	58	39	3	57.8	39.51	2.69	1.47

5.2. ERGİTME İŞLEMİ

Ergitme işlemi okulumuz Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Malzeme laboratuvarında ki Telmika marka ısıtma fırınlarında gerçekleştirildi (Şekil 5.1. B'de). Bu ergitme işlemi için özel firmalardan temin edilen yarım kiloluk grafit pota kullanıldı. İlk olarak elde ettiğimiz alaşım elementleri ergitme derecelerine göre önce Cu elementi sonra Zn ve son olarak ta Sn elementi belli aralıklarla potaya eklenerek ergitme işlemi gerçekleştirildi. Ergimiş malzeme pota ile birlikte ısıtma fırınından alınıp ani soğutma işlemine tabi tutuldu. Bu soğutma işlemi kendi geliştirdiğimiz (melt spinning) ergiyik döndürme ünitesi kullanılarak deneysel çalışmalarda kullanacağımız şerit malzemeler elde edildi. Şekil 5.1 a'da melt spinning ünitesi gösterilmektedir. Üretilen şerit malzemeler bir sonraki aşama olan şekil hafıza özelliğinin geri kazandırmak için belli sıcaklık aralıklarında ısıtma işlemine tabi tutulmuştur (Çizelge 6.1. ve Çizelge 6.2.).



Şekil 5.1. a) Melt Spining (Ergiyik Döndürme) Ünitesi, b) Isıl İşlem Fırını.

5.3. ISIL İŞLEM

Bu aşamada üretilen ŞHA (şekil hafızalı alaşımlar) şerit malzemeler şekil hafıza özelliğinin test edilmesi için farklı sıcaklık aralıklarında ve sabit sürede malzemeye bir dizi ısıtma işlemi uygulanarak malzemede meydana gelecek mikro yapıları irdeleyip bu yapılar hakkında bilgi edinebilmekle beraber malzemede ısıtma işlemi bağlı olarak şekil değişimi sağlanıp sağlanmadığı kontrol edilerek gerekli veriler uygun bir şekilde irdelenecektir.

Isıtma işlemi için yine Telmika marka ısıtma işlemi firması kullanılıp bu aşama uygun bir şekilde geçilerek elde edilen veriler kayıt altına alınmıştır (Şekil 5.1. (B)). Aşağıda Çizelge 6.1. ve Çizelge 6.2.'de ısıtma işlemi parametreleri verilmiştir.

Çizelge 6.1. Alaşım-1 ısıtma işlemi parametreleri

Alaşım-1				
Sıcaklık °C	Saat	Isıtma işlemi	Soğutma ortamı	Şekil değişimi
350	2 saat	Homojenizasyon	Fırında	Yok
450	2 saat	Homojenizasyon	Fırında	Yok
500	2 saat	Homojenizasyon	Fırında	Yok
600	2 saat	Homojenizasyon	Fırında	Yok
700	2 saat	Tam tavlama	Fırında	Var
800	2 saat	Tam tavlama	Suda	Var
850	2 saat	Tam tavlama	Suda	Var

Çizelge 6.2. Alaşım-2 ısıtma işlemi parametreleri

Alaşım-2				
Sıcaklık °C	Saat	Isıtma işlemi	Soğutma ortamı	Şekil değişimi
350	2 saat	Homojenizasyon	Fırında	Yok
450	2 saat	Homojenizasyon	Fırında	Yok
500	2 saat	Homojenizasyon	Fırında	Yok
600	2 saat	Homojenizasyon	Fırında	Yok
700	2 saat	Tam tavlama	Fırında	Yok
800	2 saat	Tam tavlama	Suda	Yok
850	2 saat	Tam tavlama	Suda	Yok

5.4. METALOGRAFİ

Isıl işlem öncesi ve sonrası hazırlanan deney numunelerinin belli kısımlarından küçük parçalar alındı bu parçalar şerit malzeme olduğu için bu parçalar bakalite alınarak zımparalama işlemine geçildi. Malzemeler daha sonra parlatma işlemine tabi tutuldu bu işlem parlatma cihazında 250 rpm hızda 1 mikronluk elmas pasta kullanılarak elde edilen parçaların yüzeyleri parlatılıp Fe_3Cl çözeltisi ile birlikte yapı farklılığını görmek için Amonyumperoksidisülfat çözeltisi hazırlanarak elektrolitik dağlama yapıldı ve dağlama işlemi gerçekleştirildi. Sonrasında malzemenin uygun mikro yapılar elde etmek amacıyla numuneler optik mikroskopunda incelendi.

Mikroyapı incelemeleri Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi bünyesinde bulunan malzeme laboratuvarındaki NİKON EPİPHOT 200 marka optik mikroskobu kullanılarak mikroyapı görüntüleri elde edilmiştir.

5.5. X-IŞINI KIRINIM (XRD) ANALİZLERİ

X-ışını difraksiyonu metodu ile kristal yapı analizi yapılabilmektedir. Üretilen şekil hatırlamalı alaşımların yapılarını tespit etmek için X-ışını kırınım yöntemi kullanılır. Bu yöntem Bragg yasası esasına dayanır ve üç parametrenin birleştirilmesiyle elde edilen bilgileri içerir. Bu parametreler;

- a) En yüksek kırınım pozisyonu,
- b) En yüksek pikin şiddeti,
- c) Kırınım açısının bir fonksiyonu olarak şiddetin dağılımıdır.

Elde edilen bu üç parametre ile materyaldeki kristal düzlemleri ve örgü parametreleri hesaplanabilir [50,51]. Numune dönebilen bir tabla üzerine uygun bir şekilde yerleştirildikten sonra üzerine Ni filtre sayesinde monokromatik bir X-ışını gönderilir

ve kristal düzlemlerden yansıyan ışınlar bir sayaç veya detektör yardımı ile kaydedilir. Günümüzde kullanılan modern X-ışını (XRD) cihazları bilgisayar kontrollü olup, sonuçlar çok hassas bir şekilde kaydedilebilmektedir. Bir XRD analizinde sonuçlar şiddet-açı (2θ) diyagramı şeklinde verilmektedir. Elde edilen sonuçlar, analiz edilen malzemenin mikro yapısı hakkında bilgi verir. Örneğin çok ince taneli bir

malzemenin analizinde kırınım çizgilerinin genişliği artar. Yani tane boyutu küçüldükçe kırınım çizgileri kabalaşır [51].

XRD (X-Ray Diffraction) sonuçları okulumuz bünyesinde bulunan Rigaku Ultra IV cihazı ile standartlara bağlı kalınarak istenen değerler elde edilmiştir. Şekil 5.2’de XRD cihazı ayrıntılı olarak verilmiştir.



Şekil 5.2. XRD (X- Ray Diffraction) cihazı.

5.6. SERTLİK DENEYİ

Alaşım-1 ve alaşım-2 malzemeleri ergitme işlemi yapıldıktan sonra ani soğutmaya maruz bırakıldı. Bu işlemler sonrasında şerit malzemeler zarar görmemesi için önce bakalite alındı ve ardından zımparalama işlemine geçildi. İlk olarak ani soğutmaya maruz bırakılan alaşıma sertlik deneyi uygulanarak değerler elde edildi. Sonrasında bekletilmeden aynı numune ısıtma işlemine tabi tutuldu ve aynı numuneden tekrar sertlik ölçümleri alındı. Bu ölçümler şu kriterler göz önüne alınarak yapıldı.

Bu sertlik deneyi için Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi malzeme laboratuvarında bulunan SHIMADZU HMV-2 marka sertlik cihazı kullanıldı. Ölçüm esnasında şu değerler baz alınarak ölçüm gerçekleştirildi.

Ölçümler, 200gr (0.2 HV) yük altında 10sn gerçekleştirildi. Her numuneden en az 5 adet ölçüm yapıp, ortalaması alınmıştır. Şekil 5.3’de deneylerde kullanılan sertlik cihazının resmi verilmiştir.



Şekil 5.3. Sertlik cihazı (Vickers).

5.7. EDX ANALİZLERİ

Elektron mikroskobundan gönderilen elektron demetinin örnek yüzeyindeki atomlar ile etkileşmesi sonucunda farklı dalga boyunda X-ışınları oluşur. X-ışınları her element üzerinden farklı dalga boyunda saçılırlar. Yansıyan X-ışınları bir dedektör yardımı ile algılanır ve bilgisayara aktararak bilgisayar programı yardımıyla analizler yapılır. Yapı içerisinde oluşan fazların belirlenmesi, nokta analizi, mapping ve % atomik dağılımlarının belirlenmesi Leo Evo-40xVP sistemi ile kombine çalışan 1 µm çözünürlüğe sahip Röntech Xflash Dedector kullanılarak yapılmıştır. Enerji dispersif X-ışınları (EDX) detektörü ile malzeme üzerindeki küçük parçacıkların (fazların) kimyasal analizleri yapılabilir. Ayrıca farklı elementlerin dağılımlarını veya belirli bölgelerin yarı kantitatif analizlerini verir [52].

EDX analiz sonuçları Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü laboratuvarında bulunan Carl Zeiss Ultra Plus Gemini cihazı kullanılarak ölçüm yapıldı ve gerekli olan sonuçlar elde edildi.

5.8. SEM (Scanning Electron Microscopy) ANALİZİ

SEM (Taramalı Elektron Mikroskobu), malzemelerin şekil, boyut ve parçacıkların dizilimi (Morfoloji), malzemenin yüzey özelliğini ve yapısını belirleme (topoloji), kompozisyonel farklılık, kristal yönelimi ve kusurların görüntüsünü belirleme hakkında bilgi edinmemizi sağlayan çok yönlü kullanıma sahip önemli bir cihazdır [53].

Elektron mikroskobu yüksek voltaj altında hızlandırılmış elektronların malzeme yüzeyine çarptırılıp yansıması prensibine dayanır. Bu yansıyan elektronlar kullanılarak yüzeyin topoğrafisi elde edilir. İncelenecek numunenin iletken ya da yalıtkan olmasına göre yüzey Au- Pb yada karbon kaplamaları yapılarak örnek ile elektron demeti arasında iletim sağlanıp net görüntü elde edilebilir [54].

Tezde elde ettiğimiz SEM görüntüleri okulumuz bünyesinde bulunan Demir Çelik Enstitüsü Laboratuvarlarında bulunan Carl Zeiss Ultra Plus Gemini Fesem cihazıyla belli büyütme oranları alınmış ve bu görüntüler üzerinde gerekli görülen yorumlar yapılarak tezde kullanılmıştır. (Şekil 5.4'de)



Şekil 5.4. SEM (Scanning Electron Microscope) Cihazı.

BÖLÜM 6

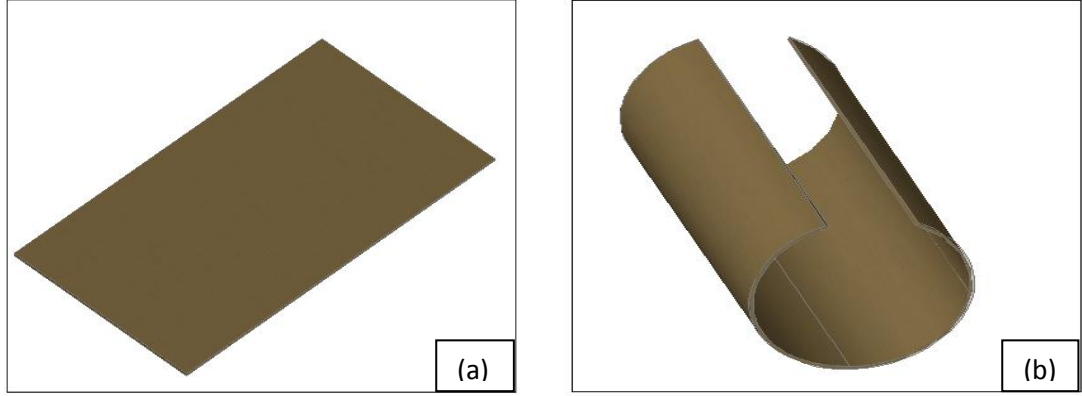
DENEYSEL SONUÇLAR ve TARTIŞMA

6.1. ISIL İŞLEM

Belli oranlarda hazırlanarak elde edilen alaşım-1 ve alaşım-2 (Çizelge 5.1.) elementi uygun ergitme fırınlarında ergitme yapılarak istenilen alaşım elde edildi. Elde edilen bu malzeme hızlı soğutma hem de şerit formatında olacağından dolayı malzeme ergitme fırınından alınarak meltspining (ergiyik döndürme) (Şekil 5.1.(b)) ünitesi kullanılarak malzeme hızlı bir şekilde soğutuldu ve malzeme şerit haline getirildi. Elde edilen bu şerit malzeme ilk olarak dışarıdan bir kuvvet uygulanarak deformasyona maruz bırakıldı ve sonrasında işlem ısı ile işleme tabi tutuldu. Isıl işlem belli sıcaklık aralığı taranarak yapıldı. (Çizelge 6.1. ve Çizelge 6.2.)

Çizelge 6.1. ve Çizelge 6.2’de gösterildiği gibi alaşım-1 ve alaşım-2’ye yedi ayrı sıcaklıkta ısıl işlem uygulandı ve en uygun sıcaklık olan 700°C’de malzemenin şekil değişimine başladığı aynı zaman da yapı içerisinde teşekkül etmiş martenzit fazının östenit fazına geçmeye başladığı sıcaklıktır. Malzeme ilk başta ani soğutmaya maruz bırakıldığı için yapı içerisinde martenzit fazı, bununla birlikte malzeme deforme edilirken de dışarıdan artı bir kuvvete maruz bırakıldığı için yapı içerisinde tane ikizlenmeleri ve tane sınırlarında dislokasyonlar birikmiştir. Kontrollü bir şekilde yapılan ısıl işlemle (Çizelge 6.1. ve Çizelge 6.2.) deforme edilen şerit malzeme martenzit fazından östenit fazına dönüşmeye başlar ve ısıl işlem sürecinde yapı içerisindeki dislokasyon yoğunluğu azalırken aynı zamanda tane ikizlenmelerine bağlı olarak deforme edilen şerit malzeme yine eski orijinal (şerit haline) görüntüsüne geri kavuşmuştur (Şekil 6.1.(b)).

Deneysel sonuçlar incelendiğinde bu tez kapsamında kullanılan alaşım-1 den üretilen şerit malzeme ŞHA malzemelerin karakteristik özelliklerini yansıtmıştır.



Şekil 6.1. a) ŞHA malzemenin ısıtılma öncesi. b) ŞHA malzemenin ısıtılma sonrası görüntüleri.

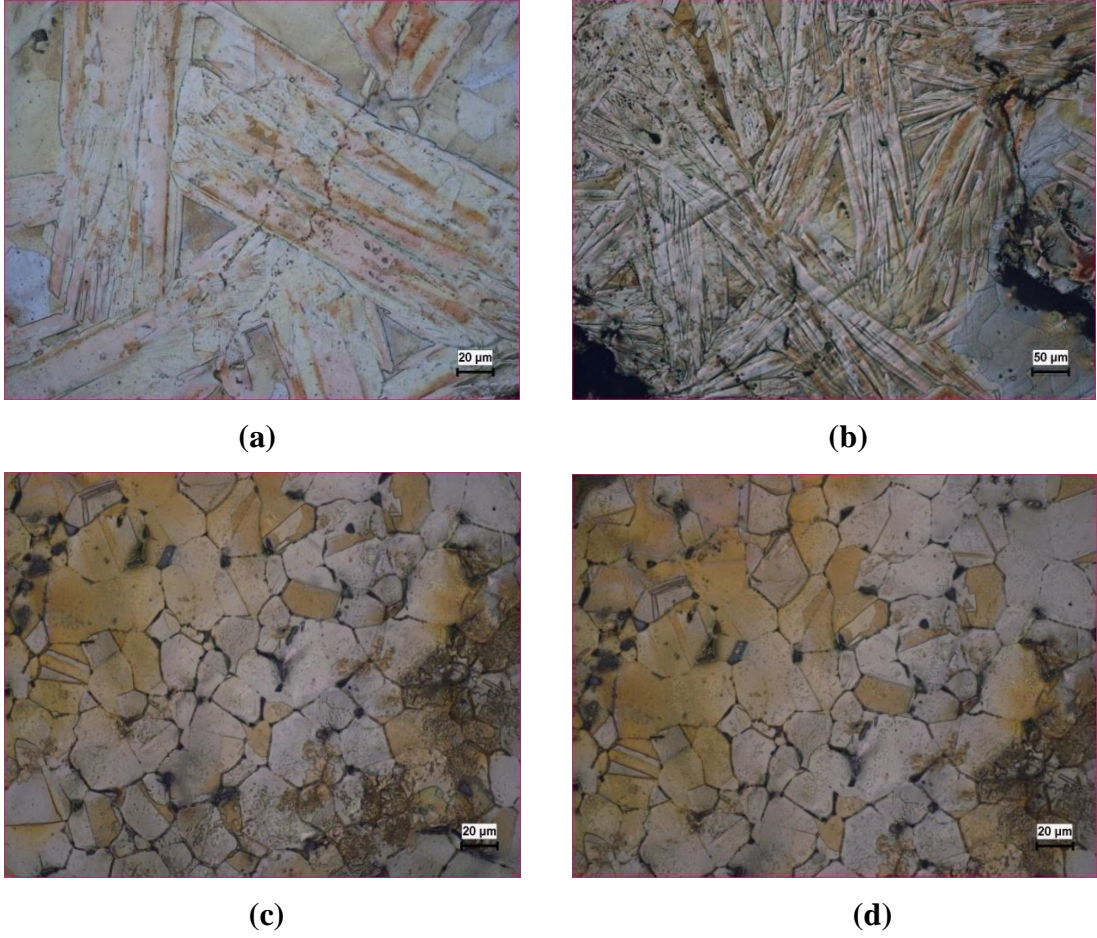
Şekil 6.1.'den görüldüğü üzere ŞHA malzeme 700°C 'nin üzerindeki belli sıcaklık aralığında bekletildiğinde martenzit fazından dönüşerek eski östenit kristal yapıya geçerken kaybetmiş olduğu orijinal halini geri kazanmaktadır. Yapılan çalışmalar sonucunda bu deneysel çalışmada kullanılan alaşım-1'den üretilen şerit malzeme ŞHA malzemenin karakteristik özelliklerini yansıtmaktadır.

6.2. MİKROYAPI ÇALIŞMALARI

Bu aşamada elde edilen ŞHA malzemelerden belli numuneler alınarak metalografik olarak inceleme işlemine tabi tutulmuştur. Bu kısımda yapılan çalışmalar bize malzemenin mikro yapısal olarak incelenip kristal yapıda meydana gelen değişimleri en iyi şekilde gözlemleyebilmemizi sağlayacaktır. Deneysel çalışmamızda kullandığımız alaşım-1 malzemenin soğutma sonrası görüntüleri ve ısıtılma yapıp malzeme homojenleştirildikten sonraki görüntüleri irdelenecektir.

6.2.1. Alaşım-1 Malzemenin Soğutma ve Isıtılma Sonrası Mikro Yapıları

Ergitme yaparak elde ettiğimiz alaşım-1 malzemenin ani soğutmaya maruz bırakılarak yapıda meydana gelen değişimleri metalografik işlemlerden geçirilerek elde edilen görüntüler aşağıda Şekil 6.3'de görülmektedir



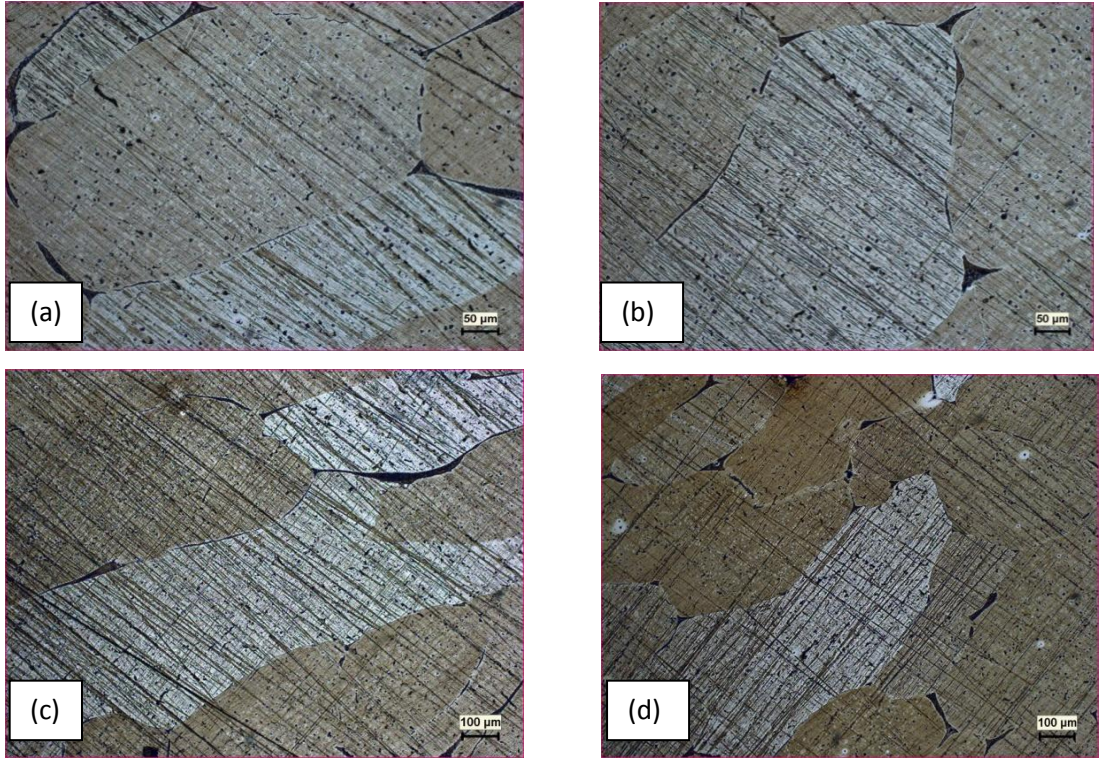
Şekil 6.2. Şekil hafızalı alaşım-1'in soğutma ve ısıl işlem sonrası sonrası elektrolitik dağlama yapılarak elde edilen farklı optik büyütmelerde çekilmiş mikroyapı görüntüleri. (a,b) soğutma sonrası mikro yapı görüntüleri ve (c,d) ısıl sonrası görüntüleri.

Mikroyapı görüntülerinden de anlaşılacağı gibi alaşım-1 malzemenin yapısı ani soğumaya maruz kaldığı için yapı tamamen martenzit fazından oluşmaktadır. Diğer çalışmalarda da olduğu gibi geri dönüşüm olayı tanelerin ikizlenmesi ve dislokasyonlara bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Buradaki mikro yapılarda da “ V “ şeklinde martenzit fazı taneler de açık bir şekilde görülmektedir. Daha önceki yapılan çalışmalar incelendiğinde benzer şekilde martenzit fazının tane sınırlarında olduğu belirtilmiştir [55,56]. Bununla birlikte 700°C'nin üzerinde uygulanan ısıl işlem yüksek enerjili martenzitin eski orijinal haline dönüşümü için uygun ortam sağlamakta böylece şekillendirilmiş şerit malzeme martenzitten dolayı yüksek enerjisini kaybederek daha dengeli östenit fazına dönüşmektedir. Bu çalışmada

uygulanan ısıl işlemle sonrasında şekillendirilmiş şerit malzeme orijinal haline geri dönebilmiştir.

6.2.2. Alaşım-2 malzemenin soğutma ve ısıl işlem sonrası görüntüleri

Aynı metalografik işlemler alaşım alaşım-2 malzemesine de uygulanmış ve farklı bir dağlayıcı kullanılarak şu görüntüler elde edilmiştir (Şekil 6.4.).



Şekil 6.3. Alaşım-2 malzemenin 800°C de 2 saat tavlaniıp daha sonra buzlu suda soğutma yapılarak (a) ve (b) 200x, (c) ve (d) 100x büyütme kullanılarak elde edilen mikroyapı görüntüleri

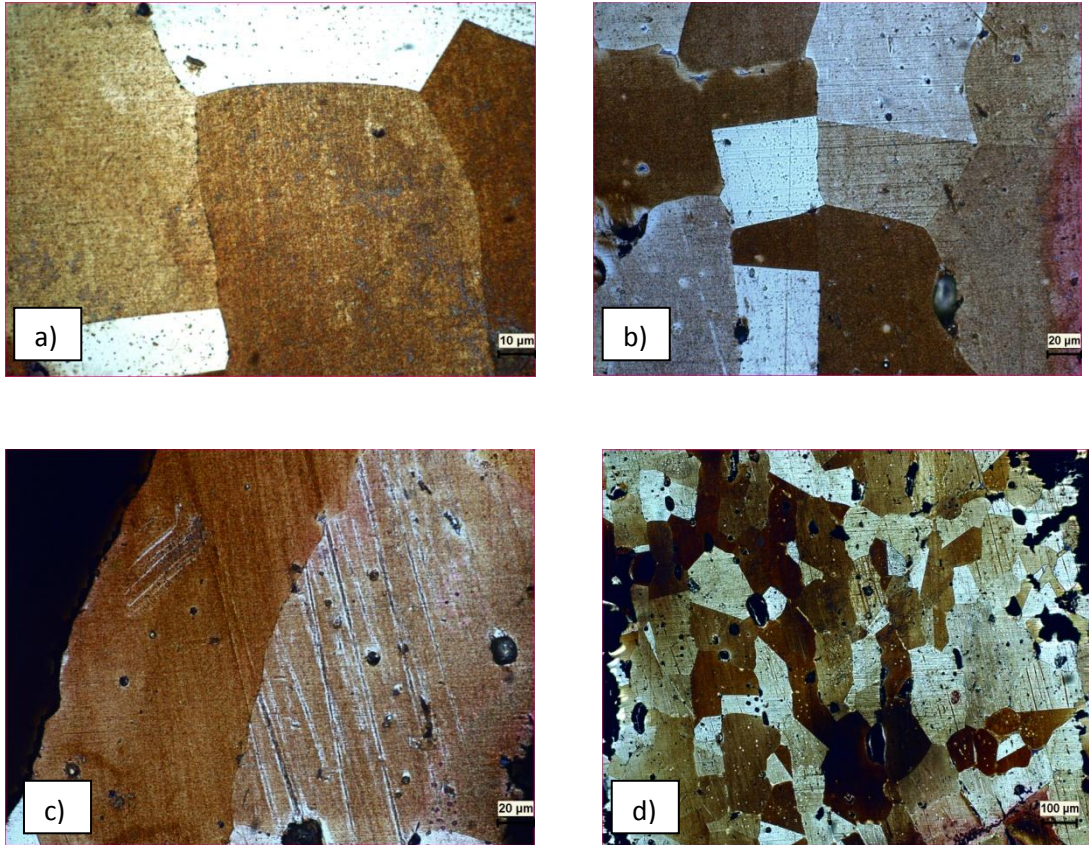
Görüntülerden de anlaşıyor ki A-2 malzemesi tavlama yapıldıktan sonra tanelerde bir büyüme söz konusudur. Ama bu büyüme orantılı bir şekilde değildir. Çünkü malzeme yapısındaki taneler için gerekli olan homojen ısıl işlem süresi yeterli değildir. Diğer taraftan malzeme hızlı soğutulduğu için yapı içerisinde martenzit faz hakim durumdadır. Bu martenzit fazda tane sınırlarında birbirine paralel bir şekilde dikine yani zikzak şeklinde çekirdeklenmiştir. Buda bize beta (β') martenzitin tipik bir şeklini açıkça ortaya koymaktadır. Bu yapıda β' tip martenzitin teşekkül etmiş

olması bizim için bir avantaj konumundadır. Çünkü bu şekilde bir dizilim termoelastik açıdan ŞHA malzeme için gerekli olacaktır. Bu şekilde malzeme tekrar istenilen orijinal yapıya tekrar geri dönebilecektir. Genelde bakır bazlı beta (β) tip ŞHA malzemeler de 3 tip kristal kafes dizilimi gözlenmektedir bunlar;

- 6R (α_1) AB²CA²BC²
- 18R (β_1) AB²CB²CA² CA²BA²BC² BC²AC² AB²,,
- 2H (γ_1) AB²

Bu yapılar beta (β) fazın (100) düzlemi üzerine yerleşmiş belli bir açıyla yerleşmiş kafes düzlemleridir.

Yapıdaki bu β' martenzit plaklarını yakaladıktan sonra malzemeye tekrar 800°C de 2 saat ısıtma işlemi uygulandı ve mikro yapı içerisindeki değişim gözlemlendi (Şekil 6.5.).



Şekil 6.4. Alaşım-2 malzemenin 800°C de 2 saat tavlama yapıldıktan sonraki a) 1000x, b) ve c) 500x, d) 200x büyütme kullanılarak çekilmiş mikroyapı görüntüleri.

Mikro yapı görüntülerinden de anlaşılacağı üzere malzeme As (östenit start) sıcaklığına kadar ısıtılmış ve bu noktada 2 saat tavlama yapılmıştır. Mikro yapı görüntülerinden de anlaşılıyor ki yapının % 85'lik bir kısmının β' fazından arındırılarak homojen östenit yapıya geçtiği gözlemlenmiştir. Bu geçiş sırasında malzeme üzerindeki zorun kalkması; aynı zamanda malzemedeki dislokasyon yoğunluğunun giderilmesinden dolayı malzeme termoelastik özelliğinden dolayı tekrar eski orijinal haline geri döndürülmüştür. Malzeme için yeterli sürede ısı işlem yapılmadığından dolayı geri kalan % 15'lik kısımda ise β' martenzit fazından izler kalmıştır ve bu izler açıkça mikro yapıda görülmektedir.

6.3. SERTLİK DENEYİ SONUÇLARI

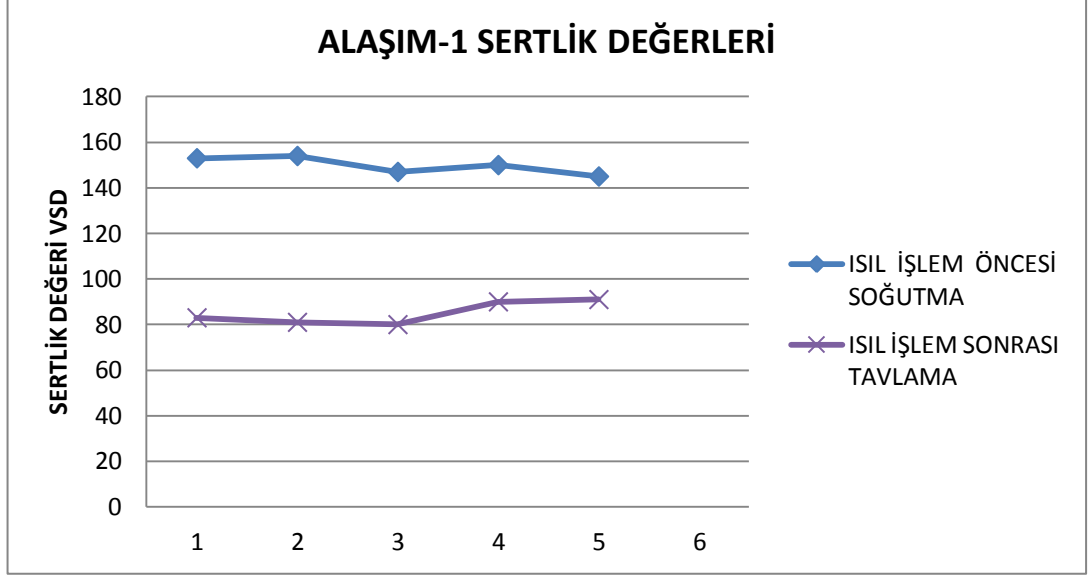
Bu çalışmada kullanılan Cu-Zn-Sn alaşımlarının sertlik ölçümleri alınmadan önce numunelere farklı ısı işlemler uygulandı. İlk olarak hızlı soğutma ile elde edilen şerit malzemelerin sertlik ölçümleri yapıldı ardından bu malzemeye 800°C'de 2 saat homojenleştirme tavlama yapıldı ve sonrasında tekrar sertlik ölçümleri alınarak bu değerler bir çizelge altında toplandı ve gerekli veriler incelenerek alaşımın ortalama sertlik değeri hakkında bilgi sahibi olundu. Aşağıda Çizelge 6.3'de alaşım-1 sertlik değerleri verilmiştir.

6.3.1. Alaşım-1 Sertlik Deneyi Sonuçları

Çizelge 6.3. Alaşım-1 malzemenin ısı işlem öncesi ve sonrası sertlik değerleri

ALAŞIM-1	Isıl işlem öncesi hızlı soğutma (şerit malzeme)	800°C'de 2 saat tavlandı (homojenizasyon) ısı işlem sonrası
VİCKERS SERTLİK DEĞERLERİ	163 VSD	68 VSD
	169 VSD	72 VSD
	170 VSD	80 VSD
	165 VSD	92 VSD
	172 VSD	75 VSD

Aşağıda Şekil 6.5’da alaşım-1 malzemenin sertlik değerleri grafiksel olarak ta verilmiştir.



Şekil 6.5. Alaşım-1 sertlik değerleri

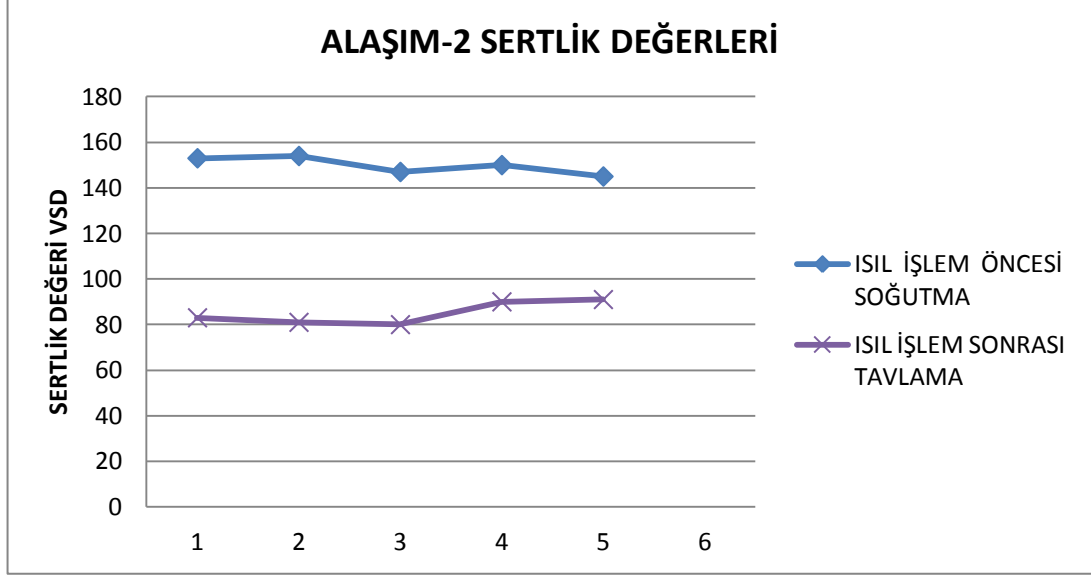
6.3.2. Alaşım-2 Sertlik Deneyi Sonuçları

Çizelge 6.4’te alaşım-2 malzemesinin sertlik deneyi sonuçları verilmiştir.

Çizelge 6.4. Alaşım-2 malzemenin ısı işlem öncesi ve sonrası sertlik değerleri

ALAŞIM-2	Isıl işlem öncesi hızlı soğutma (şerit malzeme)	800°C’de 2 saat tavlandı (homojenizasyon) ısı işlem sonrası
VİCKERS SERTLİK DEĞERLERİ	153 VSD	90 VSD
	154 VSD	83 VSD
	147 VSD	80 VSD
	150 VSD	81 VSD
	145 VSD	91 VSD

Alaşım-2 malzemesinin sertlik deneyi sonuçları aşağıda Şekil 6.6’da grafiksel olarak ta ifade edilip gerekli veriler elde edilmiştir.

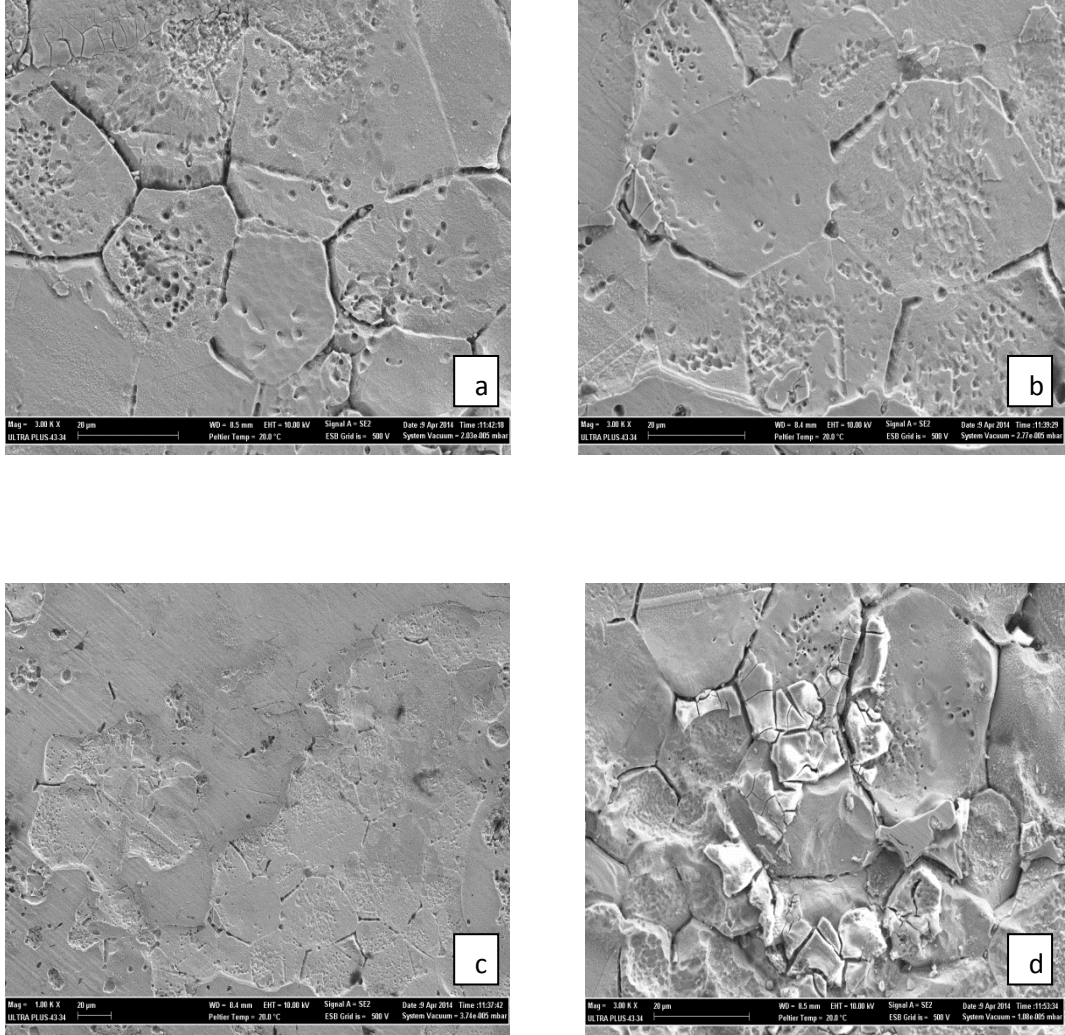


Şekil 6.6. Alaşım-2 sertlik değerleri

Uygulanan ısı işlem ve zamanın aynı olmasına karşın alaşım-1 ve alaşım-2 malzemelerinin sertlik değerleri arasında düşüğe olsa ufak dalgalanmalar meydana gelmiştir. Buda bize gösteriyor ki alaşım-1 ve alaşım-2 malzemelerinin içerisindeki çinko alaşım elementinin miktarına bağlı olarak sertlik değerlerinde düşüş yada yükseliş meydana gelecektir. Çünkü çinko elementi alaşım içerisinde yüzde miktarındaki artışa göre malzemeye sertlik kazandırırken, bunun tam tersi olarak yüzde miktarındaki düşüşle birlikte malzemenin sünekliğinde artış meydana gelecektir [56,57].

6.4. SEM GÖRÜNTÜSÜ ANALİZ SONUÇLARI

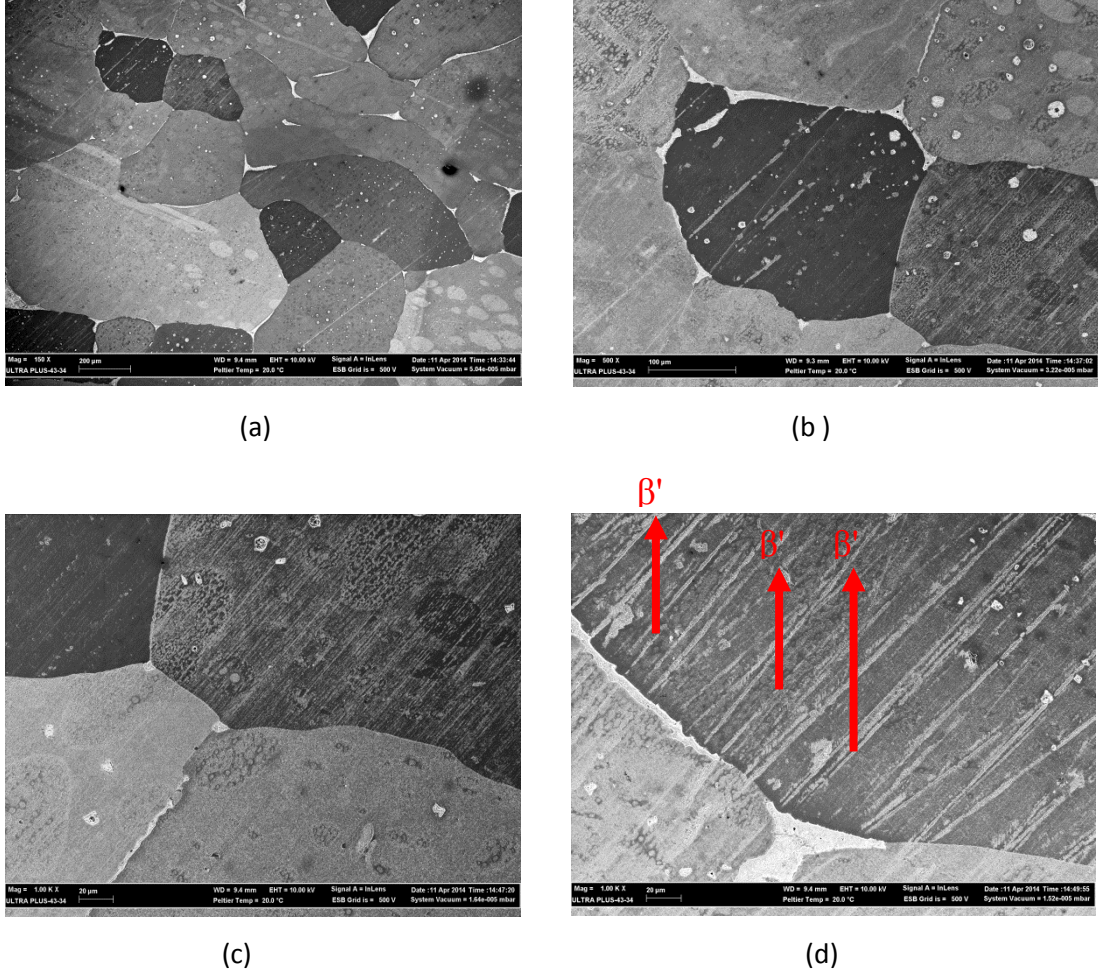
Elde ettiğimiz alaşım-1 ve alaşım-2 malzemelerine uygun dağlama işlemleri yapılarak okulumuz laboratuvarlarında bulunan SEM cihazında görüntüleri alınarak gerekli incelemeler yapılmış ve şu sonuçlar elde edilmiştir (Şekil 6.7.).



Şekil 6.7. Alaşım-1 malzemenin 800°C’de 2 saat tavlama yapıldıktan sonraki a), b), d) 3000X ve c) 1000X büyütmelerde ki SEM görüntüleri.

Alaşım-1 malzemesine 800°C’de 2 saat tavlama yapılmıştır. Östenit bölgesinde yapılan bu ısıl işlemde görülüyor ki A_s sıcaklığından başlayarak tanelerdeki martenzit fazın yok olup yerine malzemenin orijinal kristal yapısına döndüğü gözlenmiştir. SEM görüntülerinden de anlaşılıyor ki malzeme kaba taneli orijinal

haline geçerken kristal yapısında bulunan β -faza (DO_3) dönüşüm gösterir. Bu dönüşümde düzenli bir şekilde dizilen taneler geometrik olarak altıgen şeklinde taneler oluşturur. Aşağıda ise Şekil 6.8'de A-2 alaşımına ait SEM görüntüleri verilmiştir.



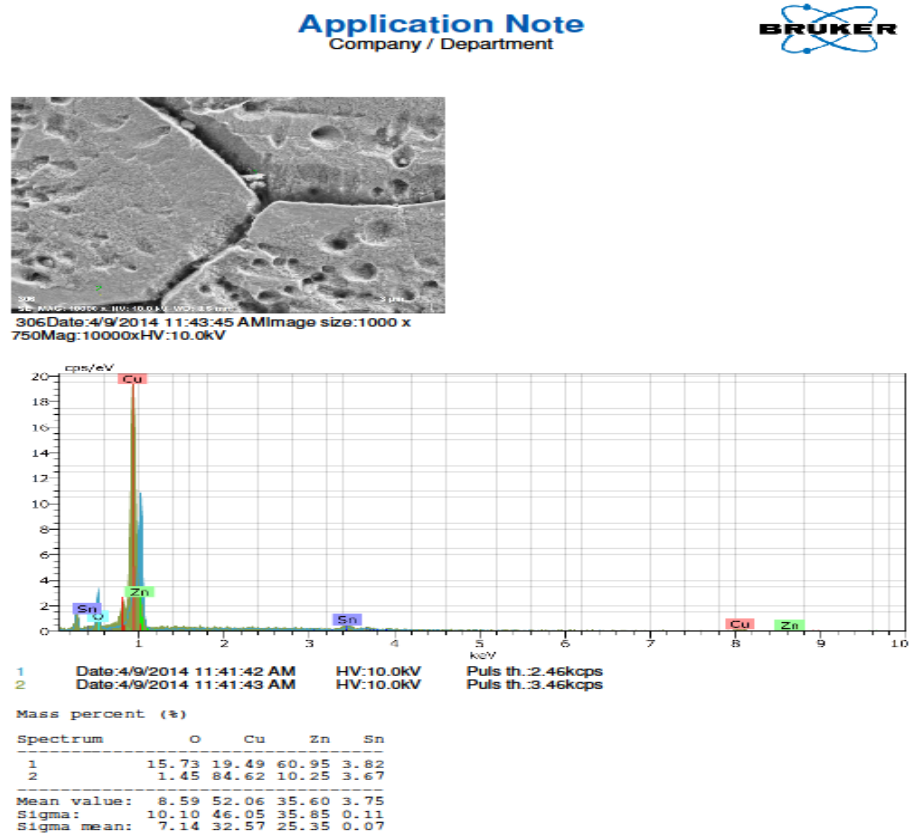
Şekil 6.8. Alaşım-2 malzemesine 850°C 'de 2 saat tavlama yapılarak ardından buzlu suda soğutulurken a) 250x, b) 500x, c ve d ise 1000x sem görüntüleri alınarak β' -fazının tane sınırlarında teşekkül ettiği görüldü.

Alaşım-2 malzemesinde görüldüğü gibi malzemeye önce 850°C 'de 2 saat tavlama yapılarak malzeme daha sonra buzlu suda soğutuldu. Görüntülerden anlaşıldığı üzere malzeme en zayıf noktalar olan tane sınırlarından martenzit fazı çekirdeklenmeye başlamıştır. Yapıda görülen martenzit fazın çekirdeklenme şekli göz önüne alınırsa yapı tane sınırına dik bir şekilde büyümeye başlayıp sonrasında birbirine paralel zikzak düzlemler oluşturacak şekilde tane sınırı üzerinde diğer martenzit fazları da

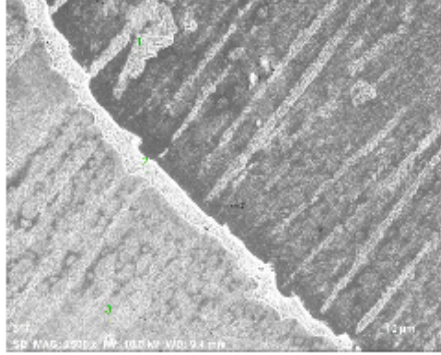
şekillenmeye başlamıştır. Buda bize gösteriyor ki diğer çalışmalardan da edinilen verilere göre bu yapının β -fazının dönüşmüş hali olan β' -fazı (9R veya 18R) olduğu anlaşılmıştır [52].

6.5. EDX ANALİZ SONUÇLARI

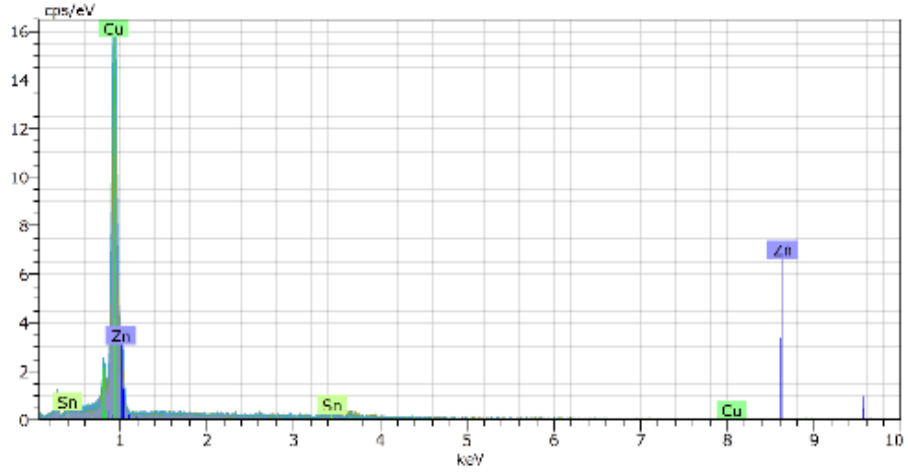
Alaşım-1 ve Alaşım-2 malzemelerinden alınan EDX sonuçları aşağıdaki gibidir (Şekil 6.9 ve Şekil 6.10).



Şekil.6.9. Alaşım-1'in 850°C de 2 saat tavlandıktan sonraki EDX sonuçları.



317 Date: 4/11/2014 2:47:39 PM Image size: 1000 x 750 Mag: 2500x HV: 10.0kV



	Date	HV	Puls th.
1	4/11/2014 2:44:36 PM	10.0kV	2.99kcps
2	4/11/2014 2:44:37 PM	10.0kV	2.60kcps
3	4/11/2014 2:44:35 PM	10.0kV	2.88kcps

Atomic percent (%)

Spectrum	Cu	Zn	Sn
1	83.26	16.36	0.38
2	83.24	12.80	3.96
3	82.61	16.63	0.76
Mean value:	83.04	15.26	1.70
Sigma:	0.37	2.14	1.97
Sigma mean:	0.21	1.24	1.14

Şekil 6.10. Alaşım-2 malzemesine 850°C de 2 saat tavlama yapıldıktan sonra buzlu soğutulduktan sonra elde edilen EDX sonuçları.

Alaşım-1 ve alaşım-2 malzemelerinin EDX sonuçlarına baktığımızda alaşımların yüzde değerlerinde belli oranlarında düşüşler meydana geldiği görülmüştür. Bu yüzde olarak düşüşlerin genelde bakır malzemesinde daha fazla olduğu görülüyor. Bunun sebebi ise döküm sırasında meydana gelen curuf ve yanma kayıplarından kaynaklandığı düşünülmektedir [55].

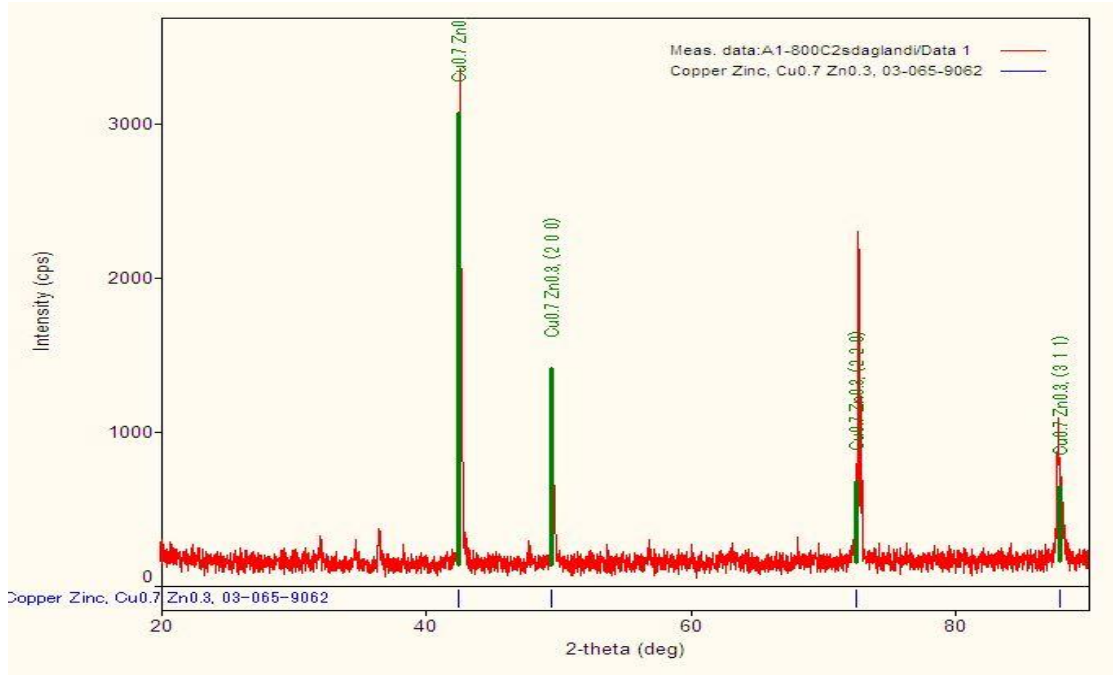
Diğer taraftan EDX sonuçlarında görülüyor ki ana malzeme olan bakır ve alaşım elementlerinin pikleri göz önüne alındığında bakır malzemesinde daha keskin ve daha büyük diğer alaşım elementlerinde daha kısa ve düşük yüzdeli piklerin belirginleşmesi bize istediğimiz alaşım elementinin büyük oranda sağlandığını kanıtlamaktadır. Bu keskin ve doğrusal pikler bize malzeme içerisinde amorf (düzensiz) yapılarında olmadığına kanıt olarak gösterilebilir.

6.6. X- IŞINI DİFRAKSİYON SONUÇLARI

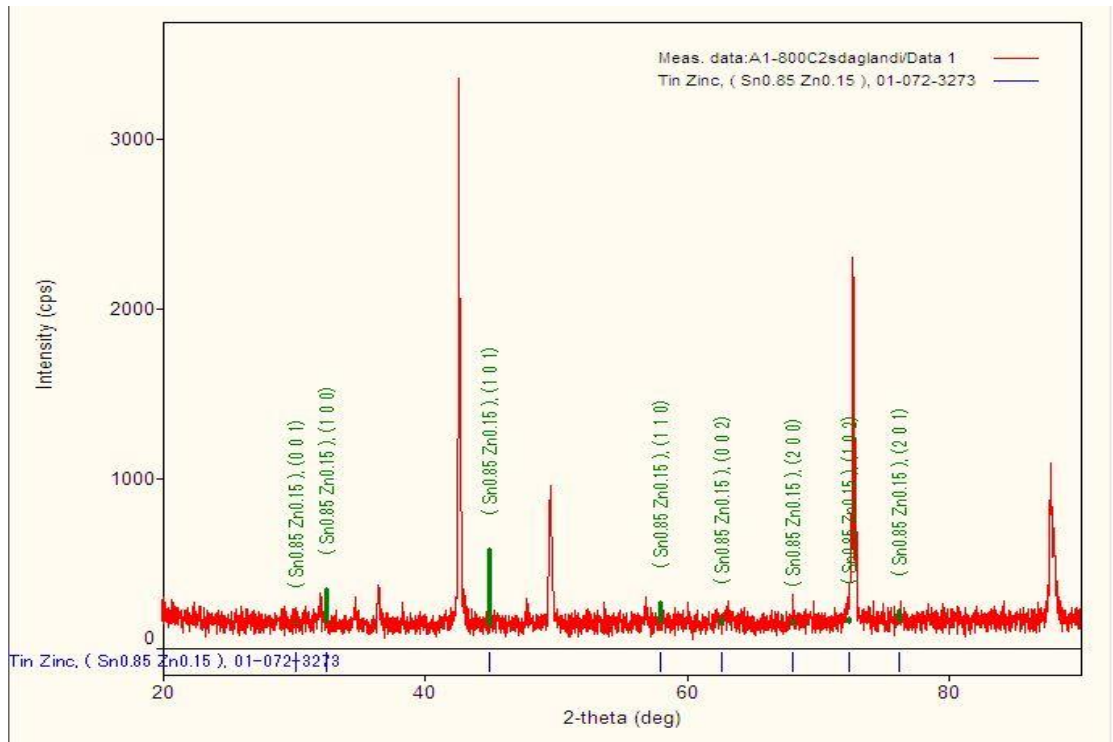
Şekil hatırlamalı Cu-Zn-Sn alaşımları, termolelastik bir martenzit dönüşüm gösterirler [21,34,47]. Bu alaşımlar yüksek sıcaklıkta düzensiz (disordered) bcc β -fazından düzenli (ordered) bcc β -faza (DO_3 tipi) düzensiz-düzenli dönüşümü gösterirler. DO_3 yapısı sıcaklık düşüşüyle 18R veya 9R yapısındaki martenzit yapıya dönüşür. 18R ve 9R yapısına dönüşen bu yapı, deforme edilip sonra sıcaklık, östenit bitiş (A_f) sıcaklığına kadar ısıtılırsa önceki deforme edilmemiş 18R veya 9R yapısı elde edilir. Bundan dolayı Cu-Zn-Sn alaşımının yapısının belirlenmesi önemli ölçüde büyük önem taşır.

Bakır bazlı β -tip martenzitlerin yapısı ana fazın $(110)_\beta$ temel düzeni üzerine kurulur ve ortorombik bir distorsiyona sahiptir. Bu ortorombik distorsiyon konsantrasyona bağlıdır ve düzen durumu için bir ölçüdür. Ortorombik distorsiyon, β -tip martenzitlerin x-ışınları difraktomlarındaki 040 320 piklerinde olduğu gibi 122 ve 202 difraksiyon piklerinde de yarılmayla ölçülebilir [55].

Aşağıda alaşım-1 malzemesinin X-ışını difraksiyon desenleri a'dan d'ye sıralanarak Şekil 6.11'de verilmiştir.

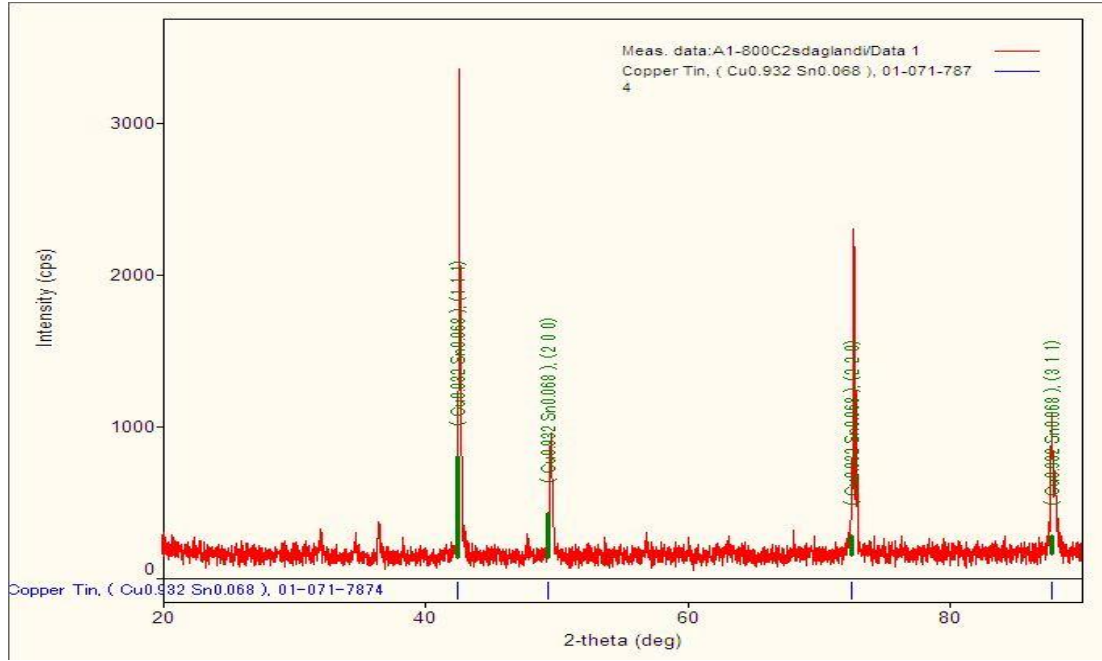


(a)

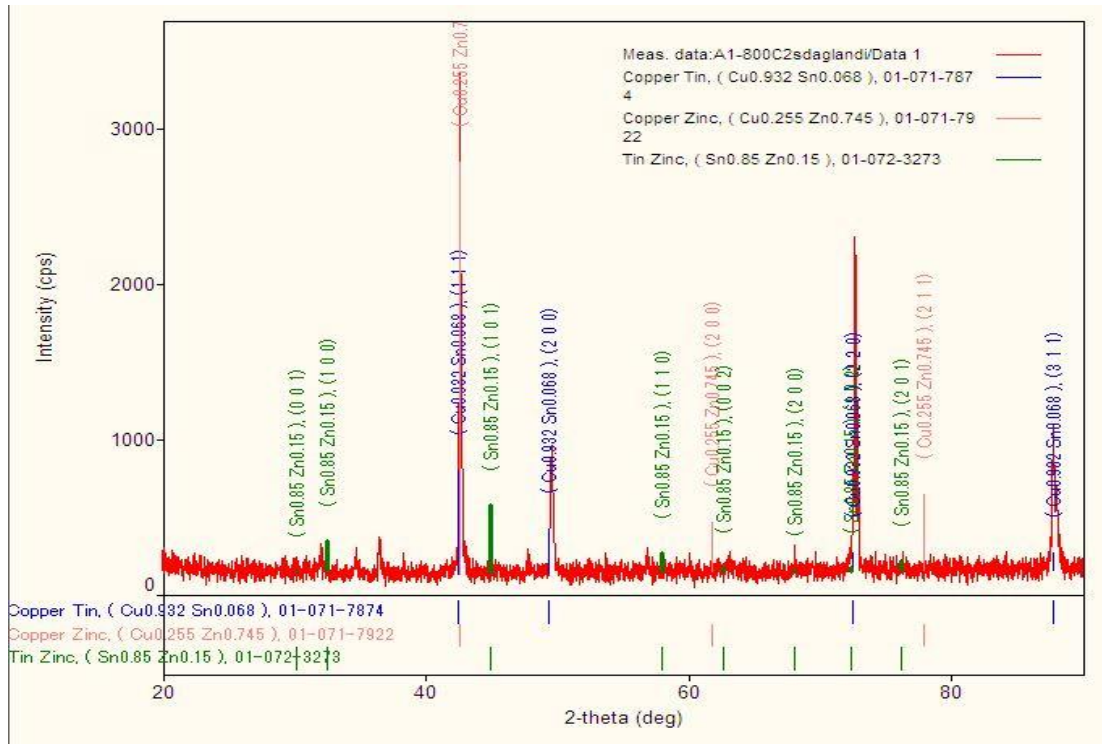


(b)

Şekil 6.11. Alaşım-1 malzemesinden 800°C de 2 saat tavlandıktan sonra alınan a) Cu-Zn, b) Sn-Zn, c) Cu-Sn, d) Cu-Zn-Sn alaşımının X-Ray difraksiyon sonuçları.



(c)



(d)

Şekil 6.11. (Devam ediyor).

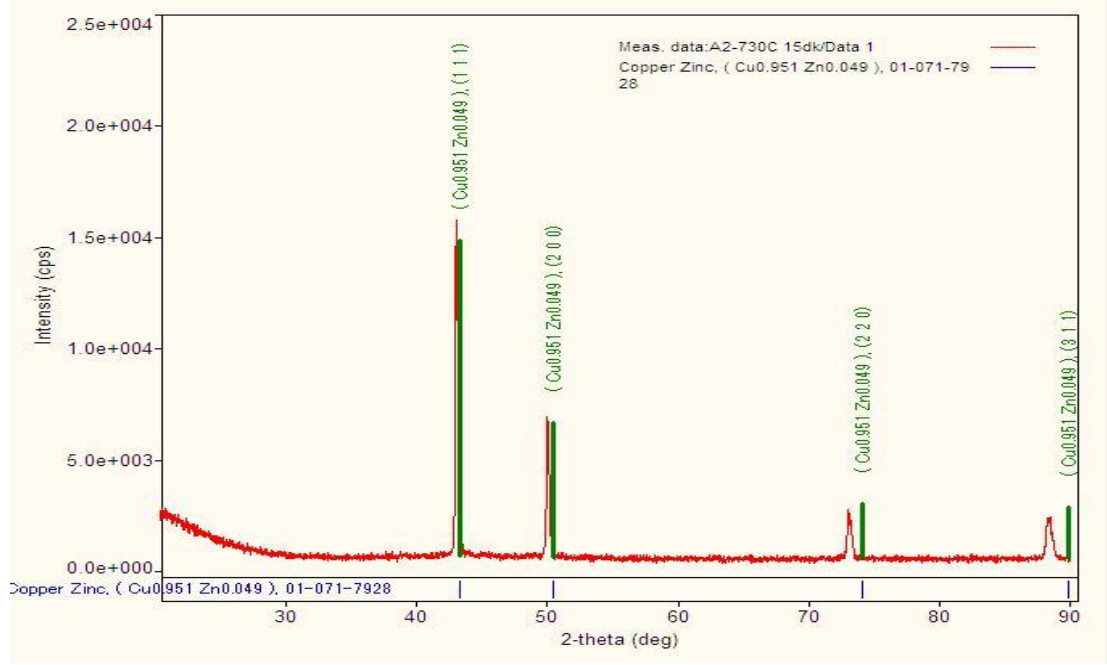
Alaşım-1 malzemesinin X-ışını difraksiyon sonuçlarına baktığımızda malzemenin yansıma düzlemleri, kristal yapıları ve 2θ değerleri belirlendi. Bu veriler üzerinden malzemeyi değerlendirecek olursak malzeme döküm sonrası martenzit faz ile kaplanmıştır. Yapı sonrasında deforme edilip 800°C de ısıtılma tabii tutulmuş ve eski orijinal haline geri döndüğü gözlenmiştir. Yapı bu geri dönüşüm sayesinde kaybetmiş olduğu β -fazı 18R veya 9R yapıya geri dönmüştür. Bu yapılar ortorombik kristal yapıyı temsil etmektedir. Yukarıda ki X-ışını difraksiyon desenlerine baktığımızda gördüğümüz düzlemler bize bu kristal yapıyı doğrular niteliktedir. Diğer taraftan malzeme meydana gelen keskin pikler bize alaşımın düzenli ve homojen bir şekilde dağıldığını ve bununla birlikte malzemede X-ışını desenlerine ayrı ayrı baktığımızda bu desenlerde diğer elementlerinde kendi arasında bileşik oluşturarak düzenli bir yapının oluşmasına katkı sağladıkları görülmüştür. Piklerin keskin ne düzlemlerin direkt oluşması yapı içerisinde farklı amorf yapıların da olmadığını yapılan çalışmanın istenilen niteliklerde olduğunu bize kanıtlamaktadır.

Aşağıdaki formül ise bize X-ışını difraksiyon denelerinde oluşan ve malzemeye ait olan düzlem parametreleri kullanılarak bu yapının hangi kristal yapıya ait olduğu tespit edilmektedir [58].

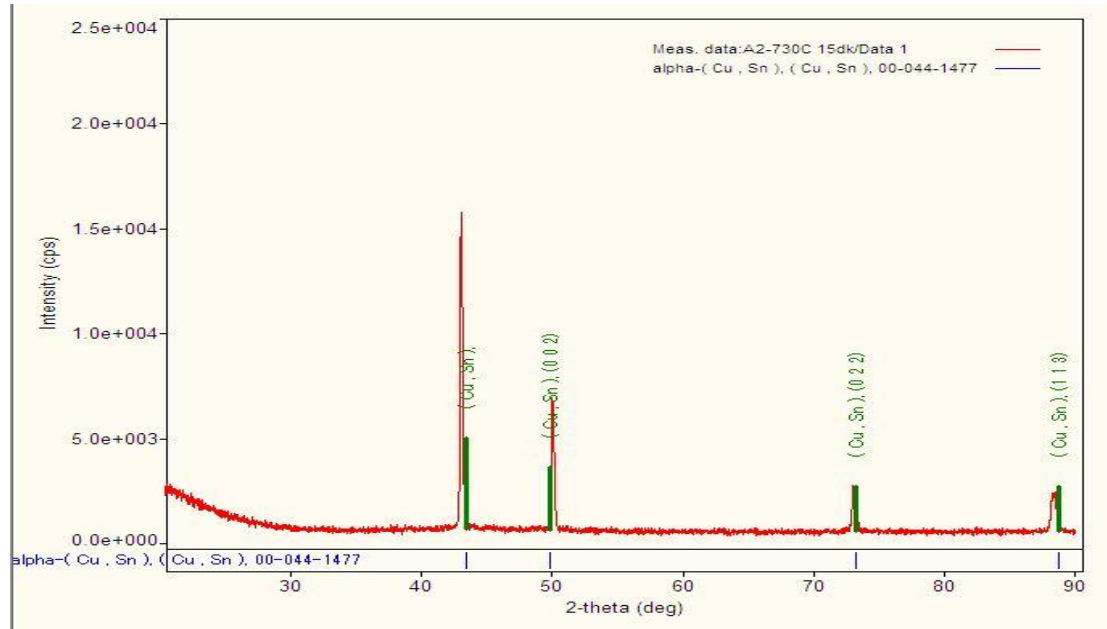
$$\frac{1}{d^2} = \frac{1}{a^2} \left(\frac{h^2}{\sin^2 \beta} \right) + \frac{k^2}{b^2} + \frac{1}{c^2} \left(\frac{l^2}{\sin^2 \beta} \right) - \frac{2hl \cos \beta}{ac \sin^2 \beta}$$

Yapıda görülmesi muhtemel olan düzlemler (122) ile (202), (128) ile (208), (1210) ile (2010) şeklindedir. Bu piklerin yarılması, martenzit faza dönüşen ana fazın düzenli olduğunu gösterir. Örgü mesafe farklarını gösteren Δd farklı düzen derecesini gösterir. Δd sıfır ise yapı düzensiz, Δd sıfırdan farklı ise yapı düzenli bir yapıdadır [53,55,56].

Şekil 6.12'de alaşım-2 malzemesinin 2θ derecede ki X-ışını difraksiyon desenleri aynı şekilde a)'dan d)'ye sıralanmış bir şekilde verilmiştir.

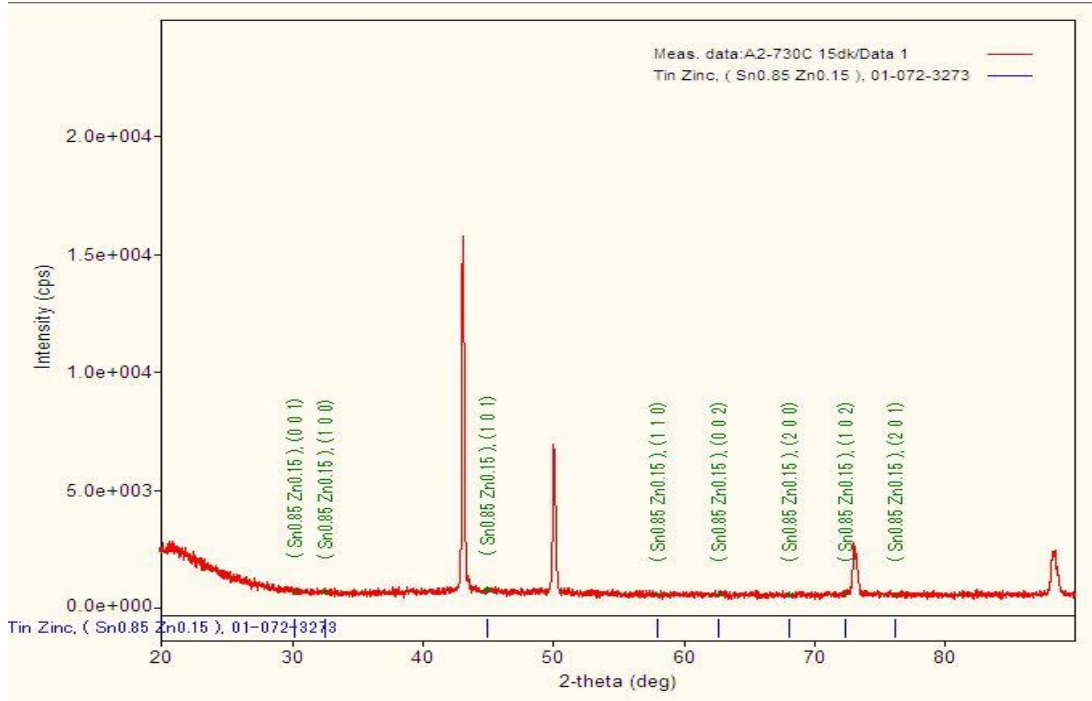


(a)

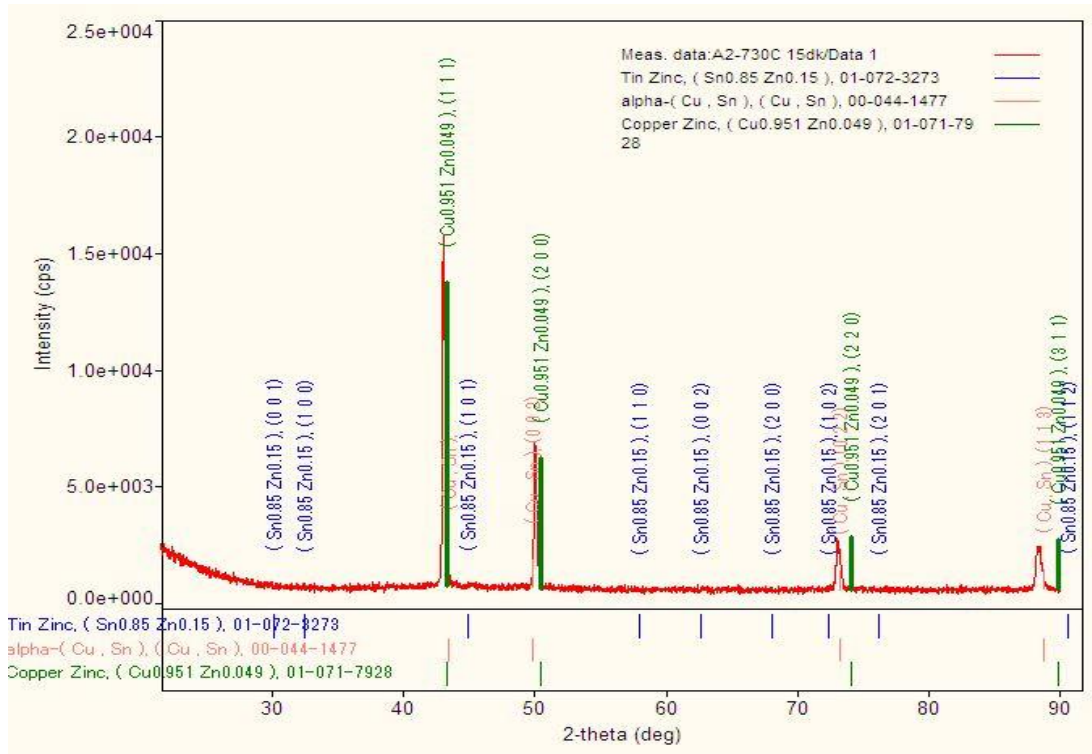


(b)

Şekil 6.12. Alaşım-2 malzemesinin 2θ dereceyle yarılmayla elde edilen a) Cu-Zn b) Cu-Sn, c) Sn-Zn, d) Cu-Zn-Sn alaşımının X-Ray difraksiyon desenleri.



(c)



(d)

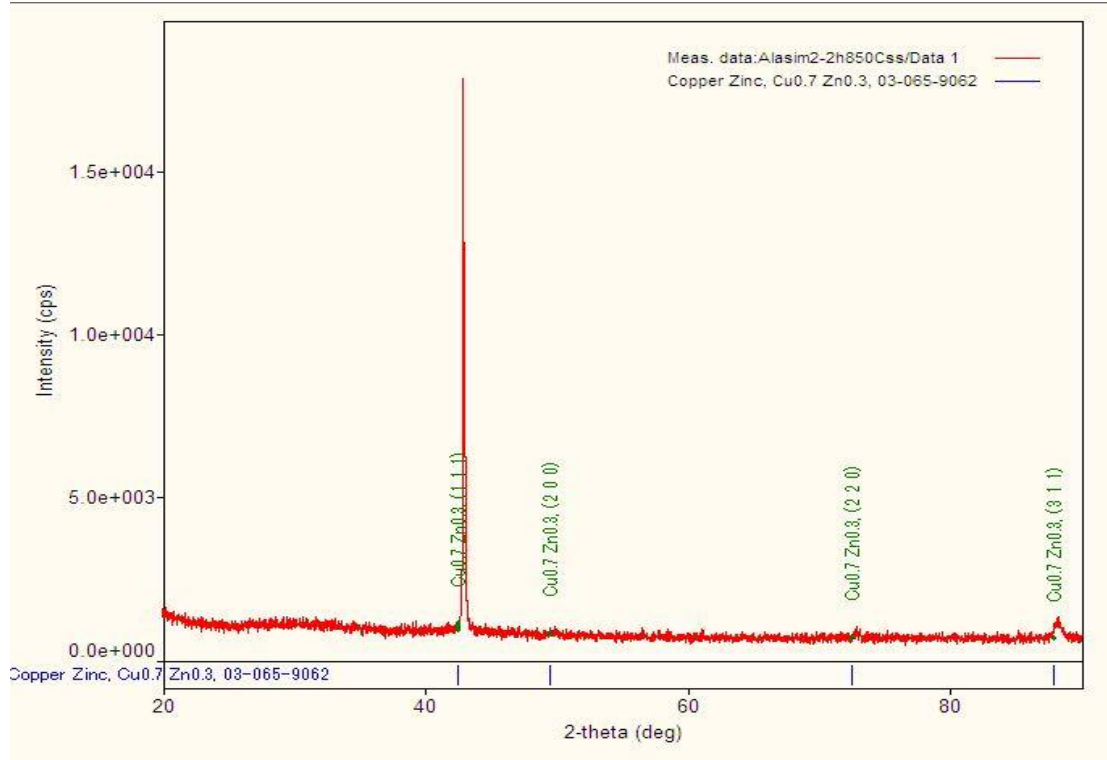
Şekil 6.12. (Devam ediyor).

Alaşım-2 malzemesinin kristal yapı desenlerine baktığımızda görülüyor ki malzemenin ısı işlem yapıp kristal yapı düzensiz martenzit yapıdan düzenli östenit fazına geçtiğinden dolayı (18R veya 9R) yapı daha kararlı bir konum sergilemektedir. Bunu da bize en iyi şekilde X-ışının difraksiyon desenleri sağlamaktadır; çünkü desenleri incelediğimizde görülüyor ki malzemede oluşan piklerin keskin ve sık olması yapı içerisinde düzenli bir dağılım ve bunun yanı sıra malzemenin kararlı bir halde olduğunu göstermektedir [56].

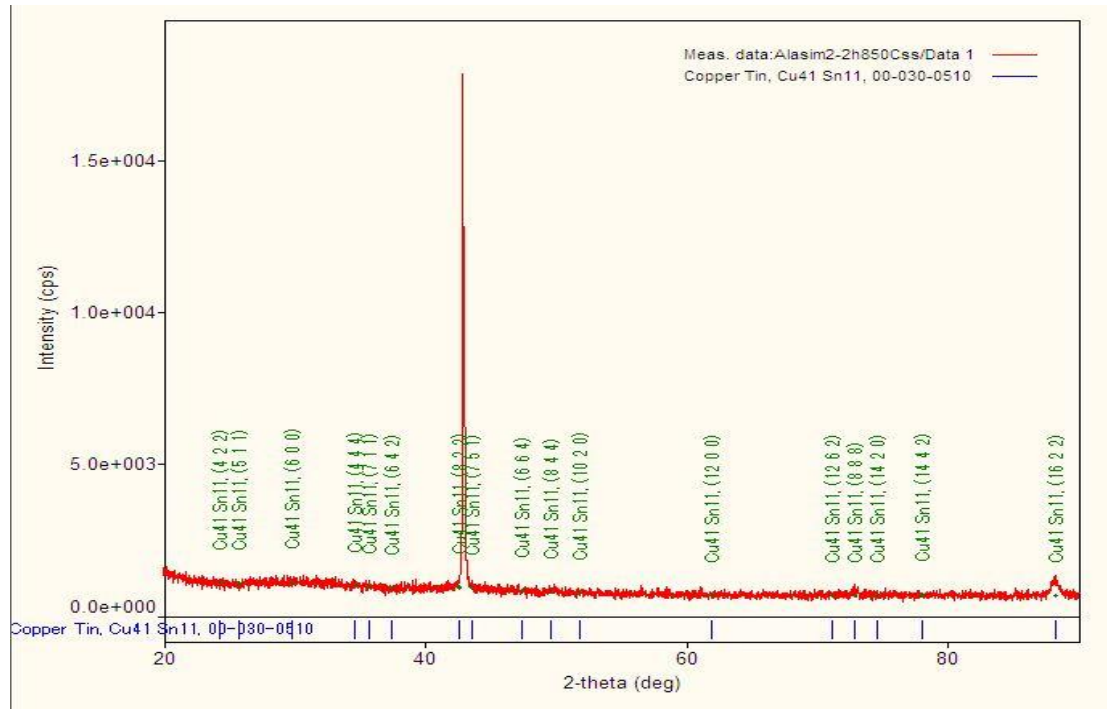
Diğer taraftan yapı içinde oluşan piklerde ki Δd aralığının sıfırdan biraz farklı olması da yapıya uygulanan ısı işlemin yetersiz kaldığını ve buna bağlı olarak martenzit fazının yeterince dönüşmediğini kanıtlar niteliktedir. Buna bağlı olarak ta X-ışını difraksiyon desenlerinde bir miktar sapmalar meydana gelmiştir. Bu düzensizlikte dönüşmeden kalan martenzit yapıdan kaynaklandığı öngörülmüştür.

X-ışını difraksiyon desenlerine baktığımızda yapıda (200), (110), (201), (100) ve (101) düzlemleri yapının bize düzenli 18R yada 9R yapıda olduğunu kanıtlar niteliktedir.

Aşağıda Şekil 6.13'de 850°C'de 2 saat tavlama yapıldıktan sonra buzlu suda soğutulan alaşım-2 malzemesinin X-ışının difraksiyon desenleri verilmiştir.

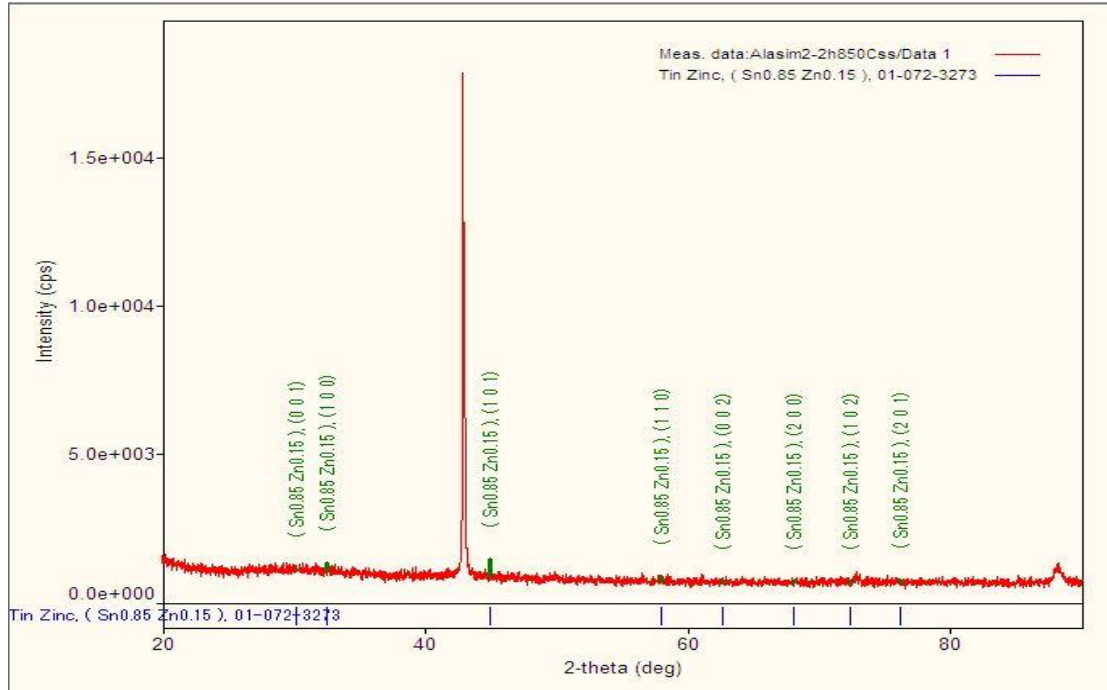


(a)

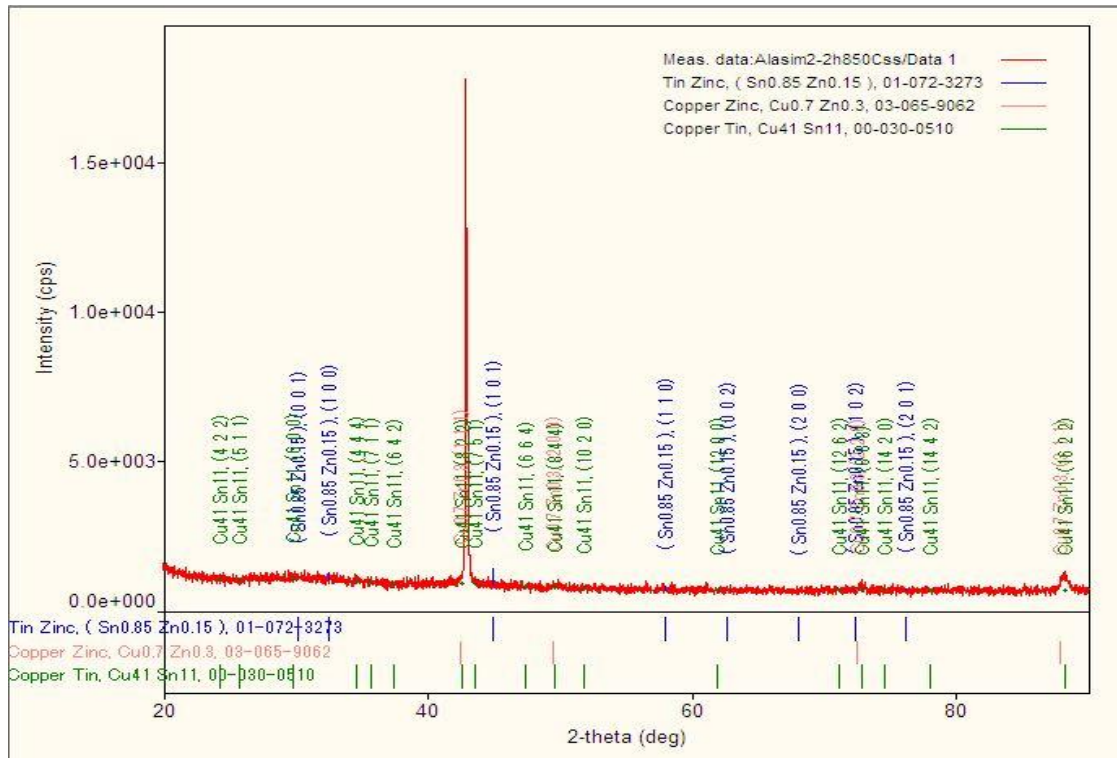


(b)

Şekil 6.13. 850°C de 2 saat tavlama yapıp buzlu suda soğutma yapılan alaşım-2 malzemesinin 2θ derece alınarak elde edilen a) Cu-Zn, b) Cu-Sn, c) Sn-Zn, d) Cu-Zn-Sn alaşımının X-Ray difraksiyon desenleri



(c)



(d)

Şekil 6.13. (Devam ediyor).

Yukarıda da açıklama yaptığımız gibi alaşım-2 malzemesi 2 saat tavlama yapıp suda soğutulduğu için yapıda düzensiz bir faz olan martenzit fazı teşekkül etmiştir. Bundan dolayıdır ki X-ışını difraksiyon desenleri çekilirken de piklerde bir azalma yanı sıra pikler arası genişliğin artması yapı içerisinde düzensiz kristal yapıların mevcut olduğunu kanıtlar niteliktedir [55,56].

Oluşan diğer bileşiklerinde ana matris ile çakışmaması matristen uzaklaşması Δd 'nin sıfıra yaklaştığını gösterir. Buda bize yapı içerisinde düzensizliklerin olduğunu destekler konumdadır.

BÖLÜM 7

SONUÇLAR

Bu tez çalışması hazırlanırken seçtiğimiz bakır matrisli alaşım-1 ve alaşım-2 malzemesi ilk olarak istenilen oranlarda (Çizelge 5.1.) hazırlanarak döküm işlemi gerçekleştirilip A-1 ve A-2 elementleri ani soğutmaya maruz bırakıldı ve deneylerde kullanacağımız şerit malzemeler elde edildi. Devamında iki farklı alaşım elementleri önce ısı işlem uygulanıp homojenleştirildi ve bu şekilde bir dizi metalografik işleme tabi tutuldu. Malzeme daha sonra geri dönüşüm mekanizmasını inceleyebilmek için ilk olarak soğutuldu, deforme edildi ve sonraki geri dönüşümün sağlanması için malzemeye kademeli olarak belli sıcaklıklarda 2 saat ısı işlem uygulandı.

Malzemedeki geri dönüşüm sağlandıktan sonra malzemenin iç yapısındaki değişimi inceleyebilmek için ilk olarak metalografik incelemelerden başlanarak yapıdan SEM, X-Ray ve EDX analiz sonuçları alındı. Bu veriler alınıp incelendiğinde şu sonuçlar elde edilmiştir.

- Diğer literatür çalışmalarında da görüldüğü üzere bakır matrisli yapıların sadece β -fazlı alaşımlarında şekil değişimi gözlenmiştir.
- Alaşım-1 ve alaşım-2 malzemesinin mikro yapılarını incelediğimiz zaman ise genellikle yapılarda ‘ V ’ şeklinde ve iğnesel şekillerde martenzitin olduğu görülmüştür. Buna bağlı olarak bu martenzit yapının tane sınırlarından başlayarak soğutma hızına ve süreye bağlı olarak kristal yapı içerisinde hem farklı martenzit fazları bunun yanı sıra tane ikizlenmelerine sebebiyet vererek ısı işleminden sonra geri dönüşüm olayını tetiklediği gözlemlenmiştir.
- Malzemenin EDX analiz sonuçlarına baktığımız zaman ise malzemedeki yüzde miktarlarında bir düşüş meydana geldiği görülmüş olup, bu düşüşün malzeme ergitme işlemine tabi tutulurken meydana gelen curufla birlikte yanma

kayıplarının alaşımlarda yüzde ağırlıkça azalmalarına sebep olduğu bilinmektedir. Bunun yanında EDX sonuçlarında görülen piklerin keskin ve matris malzeme olan bakırın yüksek diğer elementlerin düşük çıkması elde etmek istediğimiz alaşım malzemesini büyük oranda yakaladığımızı göstermektedir. EDX analizinde yapıda farklı intermetalik bileşiklerin çıkmaması yapı içerisine farklı elementlerin karışmayıp homojen yapıyı bozmadığını göstermektedir.

- Üretilen malzemeden elde ettiğimiz X-RAY analiz sonuçlarına baktığımızda 800 ve 850°C de 2 saat tavlama yapılan alaşım-1 ve alaşım-2 malzemelerinde meydana gelen derin ve keskin pikler alaşımın homojen bir şekilde dağılıp bununla birlikte Δd 'nin sifıra yakın olmasından dolayı yapının düzenli bir şekilde dağılım sergilediğini kanıtlar niteliktedir. X-RAY analiz sonuçlarından elde ettiğimiz piklere bağlı olarak meydana gelen düzlemler ise bize elde ettiğimiz alaşım elementlerinin kristal yapılarının düzenli β -fazının 9R ve 18R ortorombik kristal yapıda olduğunu anlamamıza büyük ölçüde fayda sağlamıştır.
- SEM analiz sonuçlarını incelediğimiz zaman mikro yapı resimlerinde görülen martenzitin tane sınırlarına dik bir şekilde ve birbirine doğrusal olarak çekirdeklendiği görülmüştür. Bu dizilim ise martenzitin geri dönüşüm kristal yapısı olan β' -fazının yapıda belirginleştiğini kanıtlar niteliktedir. Bu β' -fazı ısıtma işlem sırasında çözünerek geri dönüşüme büyük ölçüde katkı sağlamaktadır.

KAYNAKLAR

1. Artunç, E., “Demir- alüminyum-karbon alaşımlardaki martenzitik faz dönüşümünün kristalografik analizi”, Doktora Tezi, **Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Elazığ, 23-29 (1988).
2. Durlu, T.N., “Strain- Induced martensite in Fe-Ni-C alloys”, **Proceedings of ICOMAT 79**, Boston, 40-45 (1979).
3. Olson, G.B. ve Cohen, M., “Thermoelastic behaviour in martensitic transformations”, **Scripta Metall.**, 9: 1247-1254 (1975).
4. Aydoğdu, A., “Soy metal alaşımlarında termoelastik martenzitik dönüşümlerinin kristaloğrafisi”, Yüksek Lisans Tezi, **Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Elazığ, 2-3 (1990).
5. Wayman, C.M., “Thermoelastic martensitic transformations and the nature of shape memory effect. Ed.”, Thomas Tsakalakos, **Proceedings of the Int. Conf.on Phase Trans. In Solids**, Nort Holland Publ.-Company, New York, 657-667 (1984).
6. Sakaoğlu, P., Özbecene, T., “Şekil hafızalı alaşımlar”, **Hurdacı**, 2: 201-204 (2003).
7. Aydıncak, İ., “Akıllı Malzemeler ve Havacılık”, http://www.mmo.org.tr/muhendismakina/arsiv/2003/mart/yeni_urun.htm, (2004).
8. Wert, J.A.,” Laboratory manuel chapters”, Ch-4, **Universty of Virginia**, Department of Materials Science and Engineering, (1998).
9. Suwardie, J.H., et al., “Thermal characterization of a Nickel-based superalloy”, **Thermochimica Acta**, 392-393, p 295-298 (2002).
10. Christian, J.K., “The Theory of transformation in metals and alloys”, Part 1, Pergamon Press, Hungary, (1975).
11. Funakubo, H., “Shape memory alloys”, (Japonca’dan İngilizce’ye Çeviri), J.B. Kennedy, **Gordon and Breach Science Publishers**, London, (1987).
12. Honna, T., “ The mechanism of the all-round shape memory effect.” **Shape Memory Alloys '86, Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Alloys**, Chine Academic Publishers, 83-88 (1986).

13. Ortın, J. Ve Planes, A., "Thermodynamics of thermoelastic martensitic transformations." *Acta Metall.*, 37: (5) 1433-1441 (1989).
14. Çakmak, S., "Bakır bazlı alaşımlarda martensit varyantlarının grup kombinezonları." Doktora Tezi, *Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Elazığ, 125 (1992).
15. Nishiyama, Z., "Martensitic transformation", *Academic Press*, New York (1978).
16. Adachi, K. ve Perkins, j., "The effects of thermal cycling on martensitic transformation in a Cu-Zn-Al alloy." *Shape Memory '86, Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Alloys*, China Academic Publishers, 280-286 (1986).
17. Wayman, C.M., "Some applications of shape – memory alloys." *Journal of Metals*, 129-137 (1980).
18. Planes, A. ve Vinals, J., "Effect of atomic order on a martensitic transformations." *Philosophical Magazine A*, 48: (4) 501-508 (1983).
19. Otsuka, K. ve Shimizu, K., "Memory effects and thermoelastic martensite transformation in Cu-Al-Ni Alloy." *Scripta Metall.*, 4: 469-472 (1970).
20. Warlimont, H. ve Dealy, L., "Martensitic transformations in Copper-Silver-and Gold- Based alloys.", *Pergamon Press*, Oxford, New York, 18: 1 (1974).
21. Miyazaki, S. ve Otsuka, K., "Development of shape memory alloys.", *Isij International*, 29: (5) 353-377 (1989).
22. Hodgson, D.E., "Shape memory applications, inc.", *Wu, M.H., Memory Technologies*, and Biermann R.J., Harrison Alloys, Inc., (2002).
23. Otsuka, K. and Kakeshita, T., "Science and tecnology of shape-memory alloys": *New Developments*, Mrs. Bulletin, February, 46: 91-97 (2002).
24. Barrett, C.S ve Massalski, T.B., *Structure of Metals*, Pergamon Press, Oxford, 270-276 (1980).
25. Adıgüzel, O. ve Ceylan, M., "Shape memory phenomena in noble metal Copper Based alloys." *J. Inst. Sci. Techn.* Gazi Üniv., 1: (1) 35-41 (1988).
26. Otsuka, K. ve Shimizu, K., " Pseudoelasticity and shape memory effects in alloys." *International Metals Reviews*, 31: (3) 93-114 (1986).
27. Friend, C.M., "The effect of applied stress on the reversible strain in Cu-Zn-Al shape memory alloys." *Scripta Metall.*, 20: 995-1000 (1986).

28. Delaey, L., Krishan, R.V., Tas, H. ve Warlinton, H., "Thermoelasticity, pseudoelasticity and the memory effect associated with martensitic transformations." Part 1, *Journal of Materials Science*, 9: 1521-1535 (1974).
29. Krishan, R.V., Delaey, L., Tas, H. ve Warlinton, H., "Thermoelasticity, pseudoelasticity and the memory effect associated with martensitic transformations." Part 2 *Journal of materials Science*, 9: 1536-1544 (1974).
30. Hornbogen, E., "Fatigue of Copper- Base shape memory alloys, engineering aspect of shape memory alloys.", Unpublished Study, *Michigan State University Kellogg Center*, 5-17 (1988).
31. Perkins, J. Ve Sponholz, R.O., "Stress-Induced martensitic transformation cycling and two-way shape memory training in Cu-Zn-Al alloys." *Metall. Trans. A*, 15: (A) 313-321 (1984).
32. Kubo, H. ve Hirano, K., "Crystallography of martensitic transformation with long period stacking order." *Acta Metall.*, 21: 1669-1675 (1973).
33. Saburi, T., Nenno, S. ve Wayman, C.M., "Shape memory mechanism in alloys." Proceedings of ICOMAT 79, *Canbridge, Massachusetts, USA*, 24-29 June, 619-632 (1979).
34. Otsuka, K., Tokonami, M. Ve Shimizu, K., "Structure analysis of stress-induced β_1 martensite in a Cu-Al-Ni alloy by neutron diffraction." *Acta Metall.*, 27: 965-972 (1978).
35. Auricchio, F., Di Loreto, M., Sacco, E., "Finite element analysis of a stenotic artery revascularization through a stent insertion", Computer Methods in Biomechanics and Biomedical Engineering, *Vol. 00*, Malaysia, PP. 1-15 (2000).
36. Auricchio, F., "Shape memory alloys: applications and finite-element modeling", *Meccanica Strutturale, Universita delgi Studi di Pavia*, Italy, (2002).
37. Tremblay, M., "Les implants medicaus en alliage a memoriede forme", *Memry*, (2004).
38. Altın, S., "Süperiletken BSCCO whiskerlerin büyüme mekanizması ve farklı katkılamalara bağlı olarak elektriksel ve manyetik özellikleri.", Doktora Tezi, *İnönü Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Malatya, 43-50 (2009).
39. Otsuka, K., Kakeshita, T., "Science and technology of shape memory alloys: new developments", *MRS bulletin*, 46: 91-97 (2002).
40. Schetky, L.M., "Shape memory alloys", *Scientific American*, 68-76 (1980).
41. Golestaneh, A.A., "Shape memory phenomena", *Pyhsics Today*, 62-70 (1984).

42. Aydoğdu, A., “Şekil hatırlamalı Cu-Al-Ni alaşımlarındaki martenzitik dönüşümler üzerine termal yaşlandırma etkileri.”, Doktora tezi, **Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü**, Elazığ, 21-22 (1995).
43. Soğuksu, K.A., “Şekil hatırlamalı Cu-Al-Ni ve Cu-Zn-Al alaşımlarının üretilmesi ve özelliklerinin incelenmesi.”, Yüksek Lisans Tezi, **Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü**, Kahramanmaraş, 37-38 (2006).
44. Akdoğan, A., Nurveren K., “Şekil hafızalı alaşımlar.”, **Mühendis Makine Dergisi**, Ankara,53: 35 (2003).
45. Ghimbeu C. M., “Preperation and characterization of metal oxide semiconductor thin films for the detection of atmosferic pollutant gases”, Doktora Tezi, **Metz**, Fransa, (2007).
46. Altın S., “Superiletken BSCCO whiskerlerin büyüme mekanizması ve farklı katkılmalara bağlı olarak elektriksel ve manyetik özellikleri”, Doktora Tezi, **İnönü Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Malatya, 1-2 (2009).
47. Gökdemir, N., “Şekil hatırlamalı Cu-%14,79Al-%4,72Ni alaşımında martenzitik dönüşümün kristaloğrafik ve kinetik özellikleri.”, Yüksek Lisans Tezi, **Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara, 1-2 (2006).
48. Kök, M., “Ni-Mn-Ga ferromanyetik şekil hatırlamalı alaşımının fiziksel özellikleri üzerine alaşım oranı ve ısıl işlem etkisinin araştırılması.”, Doktora Tezi, **Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü**, Elazığ, 2-3 (2011).
49. Gündüz, S., “Metalurjide faz diyagramları cilt-1”, **Seçkin Yayıncılık**, Ankara, 46-47 (2012).
50. Morris, M.A., ve Lipe, T., “Microstrctural influence of Mn additions on thermoelastic and pseudoelastic properties of Cu-Al-Ni alloys.”, **Acta Metall.**, 42: (5) 1583-1594 (1994).
51. Xuan, Q., Bohong, J. ve HSU, T.Y., “The effects of martensite ordering on shape memory effect in a Copper-Zinc-Aluminium alloys.”, **Materials Science and Engineering**, 93: 205-211 (1987).
52. Özcan, F., “Şekil hatırlamalı Cu-Al-Ni-Mn alaşımında martenzitik dönüşüm üzerinde termal yaşlandırma etkileri”, Yüksek Lisans Tezi, **Kırkkale Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü**, Kırkkale, 55-58 (2009).
53. Okumuş, M., “Al-Ni-Si alaşımlarının hızlı katılaştırma ile üretilmesi ve özelliklerinin incelenmesi.”, Yüksek Lisans Tezi, **Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü**, Kahramanmaraş, 3-7 (2006).

54. Dvorack, M.A., Kuwand, N., Chen H. ve Wayman, C.M., "Decomposition of a β_1 -Phase Cu-Al-Ni alloy at elevated temperature.", *Scripta Metall.*17: 1333-1336 (1983).
55. Canbay, A.C., "Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşım üretimi ve alaşımların yapısal, termal ve elektriksel özelliklerinin incelenmesi.", *Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Elazığ, 134-135 (2010).
56. Dikici, G., "Fe-%30 Ni-1Pd ve Fe-%30Ni-%1Pd-%1Mo alaşımlarının fiziksel özelliklerinin incelenmesi.",Doktora Tezi, *Kırıkkale Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kırıkkale, 3-4 (2009).
57. Kök. M., "Ni-Mn-Ga ferromanyetik şekil hatırlamalı fiziksel özellikleri üzerine alaşım oranı ve ısı işlem etkisinin araştırılması.", *Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Elazığ, 141-142 (2011).
58. Beeston, B.E.P., Horne,R.W., ve Markham,R., "Electron diffraction and optical diffraction techniques.", (Eds. A.M. Glauert), *Vol.I.* Cambridge, New York, (1972).

ÖZGEÇMİŞ

03.02.1985 tarihinde Niğde'ye bağlı Hasaköy'de doğdu. 1997'de Hasaköy Şehit Cemal Özcan İlköğretim okulunu, 2001'de Niğde Atatürk Lisesini bitirdi.

2008 yılında Karabük Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Döküm Öğretmenliğini kazandı. 2012 yılında bu bölümden mezun olduktan sonra yine 2012 yılında Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İmalat Mühendisliği anabilim dalında yüksek lisans programını kazandı. Halen Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde eğitimine devam etmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : Çarşı Mahallesi Niğde Caddesi no:13/1 Çiftlik/NİĞDE

Tel : 0 546 220 51 47

E-Posta : ramazan_51@outlook.com