

45597

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ŞEKİL HATIRLAMALI CuAlNi ALAŞIMLARINDAKİ MARTENSİTİK
DÖNÜŞÜMLER ÜZERİNDE TERMAL YAŞLANDIRMA ETKİLERİ

Ayşe AYDOĞDU

DOKTORA TEZİ

FİZİK ANABİLİM DALI

Bu tezTarihinde, Aşağıda Belirtilen Jüri Tarafından Oy birliği / Oy çokluğu
ile Başarılı / Başarısız Olarak Değerlendirilmiştir.

Doç.Dr.Osman ADIGÜZEL

Danışman

ÖZET**Doktora Tezi****ŞEKİL HATIRLAMALI CuAlNi ALAŞIMLARINDAKİ MARTENSİTİK
DÖNÜŞÜMLER ÜZERİNDE TERMAL YAŞLANDIRMA ETKİLERİ****Ayşe AYDOĞDU****Fırat Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı
1995 , Sayfa : 121**

Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımların yarı kararlı β -fazları termal yaşlandırma etkilerine çok hassastırlar ve uygulanan ısı işlemler austenit ve martensit faz kararlılığını değiştirebilir. Bu çalışmada incelenen ve termoelastik martensit dönüşümü gösteren iki CuAlNi alaşımı austenit fazında düzenli DO_3 ve martensite fazında tabakalı 18R yapısına sahiptirler.

Şekil hatırlamalı Cu-%11Al-%3,82Ni ve Cu-%11Al-%3,38Ni (ağırlık yüzdeli) alaşımları üzerinde yaşlandırma ve termal çevrim etkileri ile martensit kararlılığı incelendi. Bu incelemede x-ışınları difraktogramı, sertlik ölçümü, diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) tekniği ve metalografik metotlar kullanıldı. X-ışını ve elektron difraksiyonu sonuçlarından her iki alaşımın martensit fazında M18R yapısında olduğu belirlendi. Stabilizasyon martensitik fazda düzen değişimiyle doğrudan ilgilidir ve 18R martensitleri 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 mesafe farkları martensit düzen derecesini yansıtır. Martensit düzen derecesi ve yaşlandırmaya bağlı olarak ters dönüşümün başlama (A_s) ve bitiş (A_f) sıcaklıkları değişir. Üzerinde çalışılan alaşımlarda Δd değerlerinin yaşlandırmanın ilk basamaklarında düştüğü ve sonra sabit bir değere eriştiği görüldü. Bu da alaşımların kısa süre sonra kararlılık kazandığını gösterir. Alaşımların Vickers sertliklerinin de bir azalıştan sonra sabit değerler aldığı görüldü.

Anahtar kelimeler: CuAlNi alaşımları, termoelastik martensit dönüşüm, şekil hatırlama olayı, yaşlandırma etkileri, dönüşüm sıcaklıkları, düzlemlerarası mesafe farkı (Δd), Vickers sertliği

SUMMARY

Ph.D Thesis

THERMAL AGING EFFECTS ON MARTENSITIC TRANSFORMATION IN
SHAPE MEMORY CuAlNi ALLOYS

Ayşe AYDOĞDU

Fırat University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Physics

1995, Page : 121

Metastable β -phases of copper-based shape memory alloys are very sensitive to the thermal aging effects and applied thermal treatments can change the relative stability of both martensite and parent phases. Two CuAlNi alloys investigated in the present study exhibit thermoelastic martensite transformation and have ordered DO₃ and layered 18R crystal structure in parent and product phase conditions, respectively.

Aging and thermal cycling effects and martensite stabilization on two Cu-11%Al-3,82%Ni and Cu-11%Al-3,38%Ni (in weight) have been investigated, using x-ray diffractogram, hardness measurements, electron diffraction, differential scanning calorimetry (DSC) technique and metallographic observations. X-ray powder diffractograms and electron diffraction patterns reveal that both alloys have M18R martensite structure. Stabilization is directly related to disordering in martensitic state and the spacing differences (Δd) between some selected pairs of diffraction planes of type (h_1k_1l) and (h_2k_2l) satisfying the relation $(h_1^2 - h_2^2)/3 = (k_2^2 - k_1^2)/4$ for 18R martensites reflect the degree of ordering in martensite. Reverse transition starting (A_s) and finishing (A_f) temperatures change depending on the ordering degree of martensite and aging effects. It has been observed that Δd values for the used alloys have decreased at the earlier stages of aging and reached a constant value. This means that the alloy reaches stabilization after a short aging duration. Vickers hardness numbers have also decreased at the earlier stages of aging and reached a constant value.

Key Words : CuAlNi alloys, thermoelastic martensitic transformation, shape memory effect, ageing effects, transformation temperatures, interplane distance difference (Δd), Vickers hardness.

TEŞEKKÜR

" Şekil Hatırlamalı CuAlNi Alaşımlarındaki Martensitik Dönüşümler Üzerinde Termal Yaşlandırma Etkileri " adlı doktora tezimin hazırlanmasında ilgi ve yardımlarını esirgemeyen hocam Doç.Dr.Osman ADIGÜZEL ' e saygı ve şükranlarımı sunarım.

Tez ile ilgili deneysel çalışma imkanı sağlayan TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi yöneticileri ve Malzeme Araştırma Bölümü Başkanı Dr.Tarık BAYKARA' ya teşekkürlerimi ve saygılarımı sunarım. Ayrıca deneylerimde yardımlarını esirgemeyen Malzeme Bölümü elamanları Dr. Sakin ZEYTİN , Araştırmacı Yük. Müh. Esin GÜNAY ve bölüm elemanlarına teşekkür ederim.



Ayşe AYDOĞDU

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖZET	II
SUMMARY	III
TEŞEKKÜR	IV
İÇİNDEKİLER	V
ŞEKİLLER LİSTESİ	VII
TABLOLAR LİSTESİ	XIII
SİMGELER LİSTESİ	XIV
1. GİRİŞ	1
2. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER	4
2.1. Martensitik Dönüşümlerin Genel Karakteristiği	5
2.2. Termoelastik Martensit Dönüşümleri	8
2.3. Bain Distorsiyonu	9
2.3.1. Fcc → bcc (bct) dönüşümü	10
2.3.2. Bcc → fcc (fct) dönüşümü	13
2.3.3. Bcc → ortorombik dönüşümü	15
3. β-FAZ ALAŞIMLARINDA ŞEKİL HATIRLAMA OLAYI VE KRİSTALOĞRAFİSİ	18
3.1. Kararlı β-fazları	18
3.1.1. Süper örgüler	21
3.2. Şekil Hatırlama Olayının Mekanizması	22
3.2.1. Tek yönlü şekil hatırlama olayı	24
3.2.2. Çift yönlü şekil hatırlama olayı	25
3.3. Dönüşümün Kristaloğrafisi	28
3.4. Faz Diyağramları	32
3.5. Dönüşüm Sıcaklıkları	33
4. β-FAZ ALAŞIMLARINDAKİ TERMAL YAŞLANDIRMA OLAYI	35
4.1. Ana Fazda Yaşlandırma	36
4.2. Martensitik Fazda Yaşlandırma	37
4.3. Yaşlandırmaya Üçüncü Elementin Etkisi	39
4.4. Termal Dönüşüm Çevrimlemesi	41
4.5. Mikroyapısal Düzen	43

5. DENEYSEL İŞLEMLER	45
5.1. Isıl İşlemler	46
5.2. X-ışını Difraksiyon Ölçümleri	46
5.3. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçümleri	47
5.4. Sertlik Ölçümleri	48
5.5. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) Gözlemleri	48
5.6. Metalografik Gözlemler	48
6. ÖLÇÜM SONUÇLARI	49
6.1. X-ışını Difraksiyonu Sonuçları	49
6.2. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Sonuçları	59
6.2.1. Dönüşüm sıcaklıklarının yaşlandırmayla değişimi	60
6.2.2. Dönüşüm sıcaklıklarının termal çevrimlemeyle değişimi	66
6.3. Sertlik Ölçümü Sonuçları	72
6.4. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) Gözlemleri	75
6.5. Metalografik Gözlemler	81
6.5.1. Alaşım 1 in metalografik gözlemleri	82
6.5.2. Alaşım 2 nin metalografik gözlemleri	84
7. BULGULAR ve TARTIŞMA	89
8. İLERİ ÇALIŞMALAR İÇİN ÖNERİLER	99
9. KAYNAKLAR	100

ŞEKİLLER LİSTESİ**Sayfa No**

Şekil 1.1. Şekil hatırlama olayını açıklayan şematik gösterim (Wayman, 1984). ..	3
Şekil 2.1. Austenit ve martensit fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi.	4
Şekil 2.2. Martensitik dönüşüme etki eden bozulma çizgisinin kırılması ve yüzey kabartısının şekli. a) Yüzey kabartısı , b) Bozulma çizgisinin kırılması.	6
Şekil 2.3 Martensitik dönüşümün difüzyonsuz tabiatına bağlı düzlem ve doğrultulardaki değişim.	6
Şekil 2.4. Austenit yapıyla martensit yapı arasındaki izotermal dönüşümü karakterize eden sıcaklıklar.	7
Şekil 2.5. FeNi (termoelastik olmayan) ve AuCd (termoelastik olan) alaşımlarında martensit dönüşümlerinin histeresis eğrileri (Funakubo, 1987).	8
Şekil 2.6. Cu - %38,8 Zn alaşımında termoelastik martensit dönüşümde elektriksel direncin sıcaklıkla değişimi (Wechsler, 1985).	9
Şekil 2.7. Bain distorsiyonu . Fcc → bcc dönüşümü.	11
Şekil 2.8. Bcc → fct dönüşümü için temel örgü uygunluğu (b ve f indisleri sırasıyla bcc ve fct yapılara aittir).	14
Şekil 2.9. Bcc → ortorombik dönüşümü için temel örgü bağımlılığı . b ve o indisleri sırasıyla bcc ve ortorombik yapılara aittir.	16
Şekil 3.1. Şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlara ait elementlerin periyodik tablodaki yeri. Küçük kutucuklardaki elementler β-fazı oluşturacak olan çözücü elementi göstermektedir (Warlimont ve Delacy, 1974).	19
Şekil 3.2. a) CsCl, b) Fe ₃ Al, c) Cu ₂ MnAl tipi düzenli kristal yapıların birim hücreleri.	22

Şekil 3.3. Şekil hatırlama olayının şematik gösterimi.	23
Şekil 3.4. Tek yönlü ve çift yönlü şekil hatırlama olayının şematik gösterimi.	24
Şekil 3.5. $T_1 > A_f$ sıcaklığında gerçekleşen suni esneklik ile ilgili şematik zorlanma eğrisi σ_T^{P-M} ; Ana fazdan martensit faza dönüşümü sağlayan zor, σ_T^{P-M} ; Martensit fazdan ana faza dönüşümü sağlayan zor, σ_Y^P ; Martensitin plastik akış gerginliği ϵ ; Toplam zorlanma, AH ; Toplam zorlanmanın tersinmez bileşeni (Krishnan, vd., 1974).	26
Şekil 3.6. Şekil hatırlamalı alaşımlarda termomekanik olarak çift yönlü şekil hatırlama olayının sıcaklık-zorlanma eğrisi.	27
Şekil 3.7. B2 fazının temel yapısı ve (110) düzleminde AB tabakalarındaki atom görünüşleri.	29
Şekil 3.8. B2 tipi β_2 ana fazdan üretilen periyodik tabakalı martensit yapıda sıkı-paket düzlemlerinin üç tipi.	29
Şekil 3.9. Ana faz $(0\bar{1}1)\beta$ ve martensit fazın (001) düzlemlerinin yığılım düzeni a) B2, b) 3R(ABC), c) 3R(ACB), d) 9R(ABCBCACAB), e) 9R(ACBCBABAC), f) 2H(AB).	30
Şekil 3.10. $DO_3 \rightarrow 18R$ dönüşümü, a) Martensit temel düzlemi, b) DO_3 yapısında (110) düzlemlerinin sıralanışı, c) 18R martensit yapısında (001) düzlemleri.	31
Şekil 3.11. a) İkili Cu-Al alaşımının faz diyagramı, b) Üçlü Cu-Al-Ni alaşımı için faz diyagramı [sabi %3 (ağırlıkça) Ni için].	32
Şekil 3.12. Cu-Al-Ni alaşımlarında Al konsantrasyonuna bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarının değişimi (Funakubo, 1987).	33
Şekil 4.1. Cu-%13,3Al-%21,4Zn alaşımında sıcaklığa bağlı özdirenc değişimi. T_{B2} ve T_{DO_3} geçiş sıcaklıklarında değişme olmaktadır (Rapacioli ve Ahlers, 1977). ...	37
Şekil 4.2. Dönüşüm sıcaklıklarının yaşlandırma zamanı ile değişimi (Miyazaki ve Otsuka, 1989).	38

Şekil 4.3. CuAlNi alaşımında oda sıcaklığında yaşlandırma zamanının fonksiyonu olarak a) Vickers sertliğinin değişimi , b) Şekil kazanma oranının değişimi (Funakubo, 1987).	38
Şekil 4.4. CuAlNi alaşımlarında farklı Ni(x) konsantrasyonu için M_s dönüşüm sıcaklığının yaşlandırma sıcaklığı ile değişimi (Funakubo, 1987).	40
Şekil 4.5. CuAlNi alaşımının Vickers sertliğinin farklı Ni(x) konsantrasyonu için yaşlandırma sıcaklığı ile değişimi (Funakubo, 1987).	41
Şekil 4.6. CuZnAl alaşımında DSC dönüşüm profillerinin çevrimlemeyle değişimi (Perkins ve Museing, 1983).	42
Şekil 4.7. Cu-12Al-4Ni-3Mn (% ağırlıkça) alaşımına farklı miktarlarda Boron ilave edilmesiyle termal çevrim sayısına göre A_s ve M_s sıcaklıklarının değişimleri (Morris ve Gunter, 1992).	43
Şekil 6.1. Alaşım 1 numunesinin imal edildikten sonraki orijinal halinden elde edilen tipik x-ışını toz difraktogramı.	50
Şekil 6.2. Alaşım 2 numunesinin imal edildikten sonraki orijinal halinden elde edilen tipik x-ışını toz difraktogramı.	51
Şekil 6.3. Hızlı soğutma sonrasında martensitik şartlarda ($T < M_f$) Alaşım 1 numunesinden elde edilen tipik x-ışını toz difraktogramı.	53
Şekil 6.4. Hızlı soğutma sonrasında martensitik şartlarda ($T < M_f$) Alaşım 2 numunesinden elde edilen tipik x-ışını toz difraktogramı.	54
Şekil 6.5. Alaşım 1 için soğutma sonrası Δd değerlerinin oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.	56
Şekil 6.6. Alaşım 1 için soğutma sonrası 330 °C de 30 dakika tavlamadan sonra oda sıcaklığında Δd değerlerinin yaşlandırma zamanına göre değişimi.	56

Şekil 6.7. Alaşım 2 için soğutma sonrası Δd değerlerinin oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.	58
Şekil 6.8. Alaşım 2 için soğutma sonrası 280 °C de 30 dakika tavlama sonra Δd değerlerinin oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.	58
Şekil 6.9. DSC eğrisinden A_s ve A_f ters dönüşüm sıcaklıklarının bulunuşu.	59
Şekil 6.10. Alaşım 1 için soğutmadan sonra ters dönüşüm sıcaklıklarının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.	61
Şekil 6.11. Alaşım 1 için soğutmadan sonra $A_f - A_s$ sıcaklık farkının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.	61
Şekil 6.12. Alaşım 1 için soğutma sonrası 330 °C de 30 dakika ara tavlama yapıldıktan sonra ters dönüşüm sıcaklıklarının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.	63
Şekil 6.13. Alaşım 1 için soğutma sonrası 330 °C de 30 dakika ara tavlama yapıldıktan sonra $A_f - A_s$ sıcaklık farkının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.	63
Şekil 6.14. Alaşım 2 için soğutmadan sonra ters dönüşüm sıcaklıklarının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.	64
Şekil 6.15. Alaşım 2 için soğutmadan sonra $A_f - A_s$ sıcaklık farkının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.	64
Şekil 6.16. Alaşım 2 için soğutma sonrası 280 °C de 30 dakika ara tavlama yapıldıktan sonra ters dönüşüm sıcaklıklarının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.	65
Şekil 6.17. Alaşım 2 için soğutma sonrası 280 °C de 30 dakika ara tavlama yapıldıktan sonra $A_f - A_s$ sıcaklık farkının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.	65

Şekil 6.18. Alaşım 1 için 1, 2, 5 ve 50 nci termal çevrimlerde 5 °C/dakika ısıtma hızı için DSC eğrileri.	67
Şekil 6.19. Alaşım 2 için 1, 2, 5 ve 60 nci termal çevrimlerde 5 °C/dakika ısıtma hızı için DSC eğrileri.	68
Şekil 6.20. Alaşım 1 için ters dönüşüm sıcaklıklarının çevrim sayısı ile değişimi.	69
Şekil 6.21. Alaşım 1 için $A_f - A_s$ sıcaklık farkının çevrim sayısına göre değişimi. ...	69
Şekil 6.22. Alaşım 2 için ters dönüşüm sıcaklıklarının çevrim sayısı ile değişimi. ..	71
Şekil 6.23. Alaşım 2 için $A_f - A_s$ sıcaklık farkının çevrim sayısına göre değişimi.	71
Şekil 6.24. Alaşım 1 için Vickers sertliğinin soğutma sonrası oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.	73
Şekil 6.25. Alaşım 1 için Vickers sertliğinin soğutma sonrası 330 °C de 30 dakika ara tavlanmadan sonra oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.	73
Şekil 6.26. Alaşım 2 için Vickers sertliğinin soğutma sonrası oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.	74
Şekil 6.27. Alaşım 2 için Vickers sertliğinin soğutma sonrası 280 °C de 30 dakika ara tavlanmadan sonra oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.	74
Şekil 6.28. Alaşım 1 in elektron mikrografı.	77
Şekil 6.29. Şekil 6.28 deki mikrografın koyu bölgesinin elektron difraksiyon deseni. 77	
Şekil 6.30. a) Şekil 6.28 deki mikrografın açık renkli bölgesinin elektron difraksiyon deseni. b) a daki elektron difraksiyon deseninin indislenmiş hali.	78
Şekil 6.31. Alaşım 2 nin elektron mikroagrafları.	79
Şekil 6.32. Şekil 6.31 daki mikroagrafların elektron difraksiyon desenleri.	80

- Şekil 6.33.** Isıl işleme tabi tutulmayan a) Alaşım 1 , b) Alaşım 2 nin yüzey fotoğrafları. 81
- Şekil 6.34.** Oda sıcaklığında yaşlandırılan Alaşım 1 numunesi yüzeyinden alınan metalografik gözlemler. a) Soğutmadan hemen sonra, b) 24 saat sonra , c) 70 saat sonra. 83
- Şekil 6.35.** Oda sıcaklığında 150 saat yaşlandırılan Alaşım 1 numunesinin genel tane yapısı. 84
- Şekil 6.36.** Alaşım 2 numunesinin optik mikroğrafları; a) Soğutmadan hemen sonra, b) a daki tane sınırının büyütülmüş hali c) 20 saat yaşlandırma sonunda. 85
- Şekil 6.37.** Oda sıcaklığında 70 saat yaşlandırılan Alaşım 2 numunesinden alınan optik mikroğraflar. 87
- Şekil 6.38.** Oda sıcaklığında 145 saat yaşlandırılan Alaşım 2 numunesinden alınan optik mikroğraf. 88

TABLolar LİSTESİ**Sayfa No**

Tablo 3.1 Şekil hatırlama olayı gösteren demirsiz alaşımlar (Miyazaki ve Otsuka, 1989).	20
Tablo 3.2. Şekil hatırlama olayı gösteren demirli alaşımlar (Miyasaki ve Otsuka, 1989).	20
Tablo 3.3. Cu-Al-Ni alaşımlarında sabit alüminyum oranı için farklı Ni konsantrasyonundaki dönüşüm sıcaklıkları (Funakubo, 1987).	34
Tablo 3.4. Cu-Al-Ni alaşımında M_s sıcaklığı ile soğutma hızı arasındaki bağıntı. Soğutma hızı, soğutma ortamının değişen sıcaklığı (T_{qm}) ile değişmiştir (Funakubo, 1987).	34
Tablo 5.1. Bu çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları.	45
Tablo 7.1. Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin x-ışını difraksiyon sonuçlarından hesaplanan M18R yapısının örgü parametreleri.	91

SİMGELER

- A_f : Martensit → austenit dönüşümde austenit yapının tamamlandığı sıcaklık
 A_s : Martensit → austenit dönüşümde austenit başlama sıcaklığı
 a_o : Austenit örgünün örgü parametresi
 B : Bain matrisi
 bcc : Cisim merkezli kübik yapı
 bct : Cisim merkezli tetragonal yapı
 C : Bain uygunluk matrisi
 d : Kristal yapıda düzlemler arası mesafe
 fcc : Yüzey merkezli kübik yapı
 fct : Yüzey merkezli tetragonal yapı
 $h k l$: Kristal yapı düzlemlerini belirleyen indis sistemi (Miller indisi)
 M_f : Austenit → martensit dönüşümünde martensit yapının tamamlandığı sıcaklık
 M_s : Austenit → martensit dönüşümünde martensit başlama sıcaklığı
 T_{B2} : B2 yapıya geçiş sıcaklığı
 T_C : Kritik sıcaklık
 T_{DO_3} : DO₃ yapıya geçiş sıcaklığı
 T_{qm} : Soğutma aracının değişen sıcaklığı
 T_o : Austenit yapının termodinamik dengedeki sıcaklığı
 X_a, Y_a, Z_a : Austenit yapıyı tanımlayan örgü sisteminin eksenleri
 X_m, Y_m, Z_m : Martensit yapıyı tanımlayan örgü sisteminin eksenleri
 $[x'_1, x'_2, x'_3]_f$: Fcc örgüde örgü vektörü
 $[x_1, x_2, x_3]_b$: Bct örgüde örgü vektörü
 α : Çökelti fazı (fcc)
 β : e / a oranı (elektron / atom) 1,5 civarında olan süper örgülü kübik austenit faz
 β_1 : DO₃ türü ana faz yapısı (bcc)
 β_2 : B2 türü ana faz yapısı (bcc)
 γ : Çökelti fazı
 γ_2 : Beta brass yapı
 Δd : Kristal yapıda düzlemler arası mesafe farkı
 ε : Zorlanma
 η_1, η_2, η_3 : x_1, x_2, x_3 eksenlerindeki distorsiyonlar
 σ : Zor
 σ_{T}^{M-P} : Martensit fazdan ana faza dönüşümü başlatan zor eşiği
 σ_{T}^{P-M} : Ana fazdan martensit faza dönüşümü başlatan zor eşiği
 σ_Y^D : Katının akma noktasına karşı gelen zor eşiği (Akma zoru)

1. GİRİŞ

Katıhal fiziğinde önemli bir yere sahip olan martensitik 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 martensitik dönüşümler, demir bazlı alaşımların yanı sıra geniş çapta soy metal bakır bazlı alaşımlarda ve metalik özellik taşımayan maddelerde de gözlenmiştir (Durlu, 1979; Artunç, 1988; Noyan, 1990).

Dönüşüm olayına göre metal ve alaşım sistemlerindeki faz dönüşümleri, çekirdeklenme - büyüme dönüşümleri ve martensitik dönüşümler olmak üzere iki sınıfa ayrılır (Barrett, 1980). Çekirdeklenme - büyüme dönüşümleri sabit sıcaklıkta termal etkileşme ile difüzyonlu olarak meydana gelir. Martensitik dönüşüm ise sistemin sıcaklığı değiştirilerek veya deforme edilerek meydana gelebileceği gibi her iki etkinin birlikte uygulanması ile de gerçekleşebilir. Sıcaklık etkisiyle oluşan martensitik dönüşümler alaşım sistemlerine göre atermal ve izotermal olarak meydana gelir. Deforme edilerek oluşan martensit zorlama ile oluşmuş martensit, hem deforme edilerek hem de sıcaklık etkisiyle oluşan martensit ise zorla etkilendirilmiş martensit adını alır (Olson ve Cohen, 1975).

Metal ve alaşımlarda dönüşüm öncesindeki faz, austenit fazı olarak bilinir. Austenit faz ya da ana faz olarak adlandırılan dönüşüm öncesi kristal yapının dışarıdan sıcaklık, zor veya her iki faktörün birlikte uygulanmasıyla yeni faz olan martensit yapıya dönüş gerçekleşir. Martensit kristal yapısının hem iç ikizlenmeleri ve kusurları hem de farklı kristal yapıları kapsadığı anlaşıldıktan sonra, bir çok alaşımda termoelastik martensit dönüşümünün incelenmesi ve sonuçta termoelastik davranışın genel bir tanımını yapmak mümkün olmuştur (Olson ve Cohen , 1975).

Bazı alaşımların, sıcaklığın değiştirilmesi ve zorlanma etkisi ile şekillerini değiştirmesi ve ters dönüşümle tekrar orijinal şeklini alması olayı (Shape Memory Effect) günümüzde endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır. Şekil hatırlama olayı, çok farklı özellikte numune hazırlayabilme yolunu açmaktadır (Aydoğdu, 1990).

Şekil hatırlama olayının ilk gözlenmesi 1938 lere dayanır. Daha sonraki yıllarda pirinç içindeki martensit fazın sıcaklığın değişmesi esnasında yok olduğu gözlemlendi (Schetky, 1980). Aynı zamanlarda Rus metalurjisti G.V. Kurdjumov, martensit kristalografisi üzerinde çalıştı. Kurdjumov, özellikle çelik içinde hızlı soğutmayla oluşan martensiti inceledi. Şekil hatırlama olayının gözlenmesi ilk olarak Amerika ' da Naval Ordnance Laboratuvarında yaklaşık olarak eşit atomlu NiTi alaşımında gerçekleşti. Burada düşük sıcaklıktaki numuneyi deforme ettikten sonra sıcaklığı artırdılar ve numunenin orijinal haline geri döndüğünü gözlediler. Bu olay, alışılmış

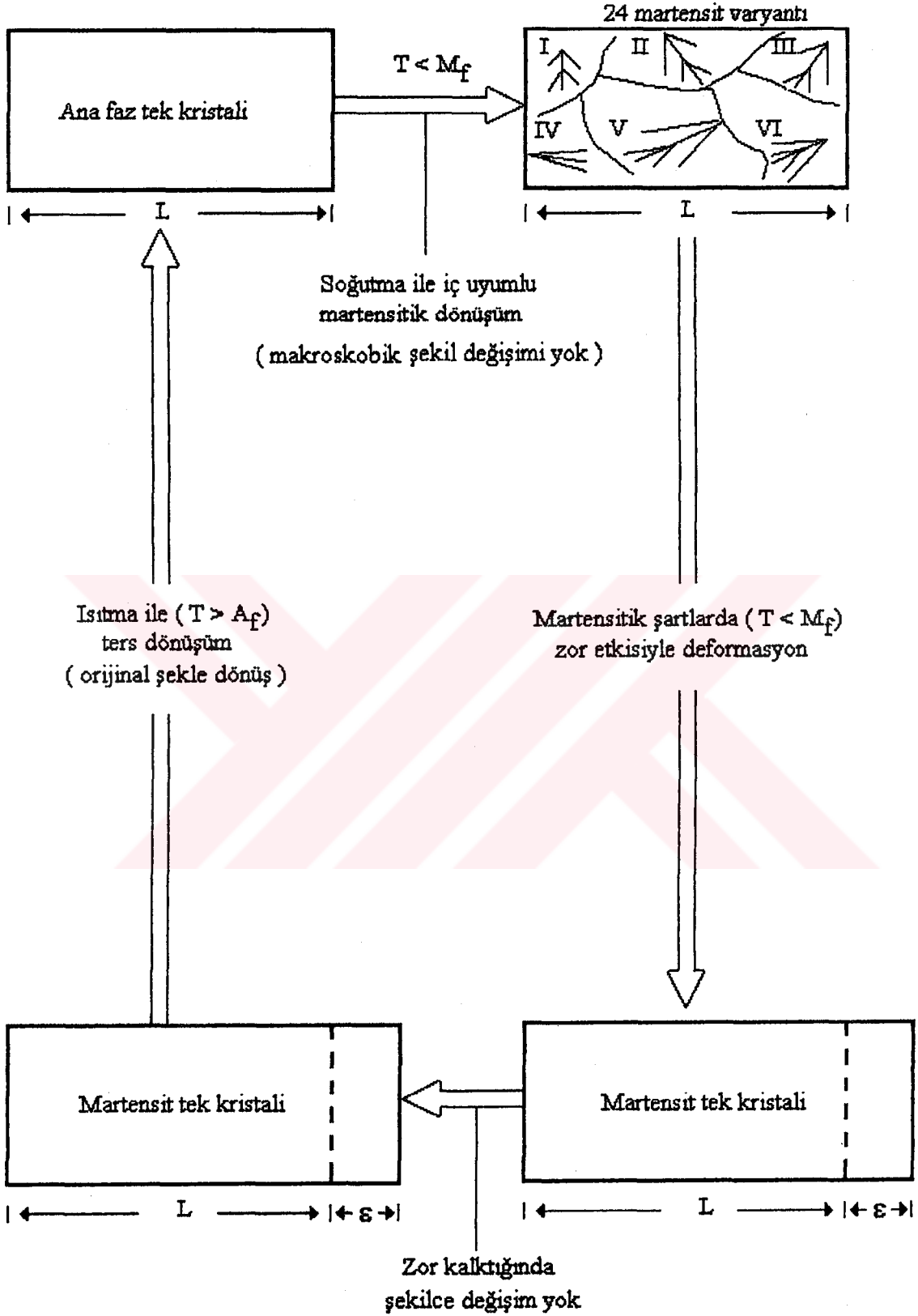
plastik deformasyon göz önüne alındığında büyük ilgi çekicidir (Wayman ve Shimizu, 1972; Golestaneh, 1984). Sonraki yıllarda Illinious üniversitesinde araştırmacılar, altın - kadmiyum alaşımlarındaki şekil hatırlama olayını gözlediler ve faz geçişleri nedeniyle oluşan kuvvetleri gösterdiler. Ayrıca demir-platin, indiyum-kadmiyum, nikel-alüminyum ve paslanmaz çelik gibi farklı alaşımların, farklı sıcaklıklarda şekil hatırlama olayı gösterdiklerini ortaya koydular. Bütün bu alaşımlar için ortak özellik, martensitik dönüşüm göstermeleridir. Bundan dolayı şekil hatırlama olayı martensitik faz dönüşümüne göre farklı olarak görülmekle birlikte şekil hatırlama olayının temeli martensitik dönüşümdür.

Şekil hatırlama olayının mekanizması şekil 1.1 de şematik olarak gösterilmiştir (Wayman, 1984). $T < M_f < M_s$ sıcaklığında tamamen martensit fazda bulunan bir numuneye dışarıdan bir zor uygulandığında şekli değişir. Burada M_s ve M_f sıcaklıkları sırasıyla martensit başlama ve bitiş sıcaklıklarıdır. Yapılan bu plastik deformasyon sonucunda zor numune üzerinden kaldırıldığında, numune deforme edilmiş şeklini korur. Plastik deformasyonu kaldırmak için deforme edilmiş numunenin sıcaklığı $T > A_f > A_s$ olacak şekilde artırılır. Burada A_s ve A_f sıcaklıkları sırasıyla austenit fazın oluşmaya başladığı ve tamamlandığı sıcaklıklardır (Wasilewski, 1975). Uygulanan bu işlemler sonunda deformasyon öncesi orijinal faza, yani austenit yapıya ulaşılır. Numunenin bu şekilde bir dönüşüm mekanizması ile orijinal şeklini tekrar kazanması, şekil hatırlama olayı olarak adlandırılır. Orijinal şeklini alan numunenin tekrar $T < M_f$ sıcaklığına kadar soğutulmasıyla deforme edilmiş şeklini yeniden kazanması da tersinir şekil hatırlama olayının bir sonucudur.

Bu araştırmada, üzerinde çalışılan CuAlNi alaşımlarında martensitik dönüşüm üzerinde termal yaşlandırma sonunda meydana gelen makroskobik ve mikroyapısal değişimler incelendi.

Şekil hatırlamalı bu numuneden kesilen küçük parçalar belli işlemlerden sonra elektronmikroskopuyla incelendi, kristal yapı tayini yapıldı ve saçılma veren düzlemler incelendi. Numuneler toz haline getirilerek x-ışınları toz difraktogramları alındı. Düzlemler arası "d" mesafeleri hesaplanarak belli şartları sağlayan düzlem çiftleri için martensit fazda düzen derecesini yansıtan Δd mesafe farklarının değişimleri incelendi. Ayrıca dönüşüm çevrimlemesi ve oda sıcaklığında yaşlandırma işlemleri sonucunda ters dönüşüm sıcaklıklarında ortaya çıkan değişiklikler, diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) tekniği kullanılarak elde edildi .

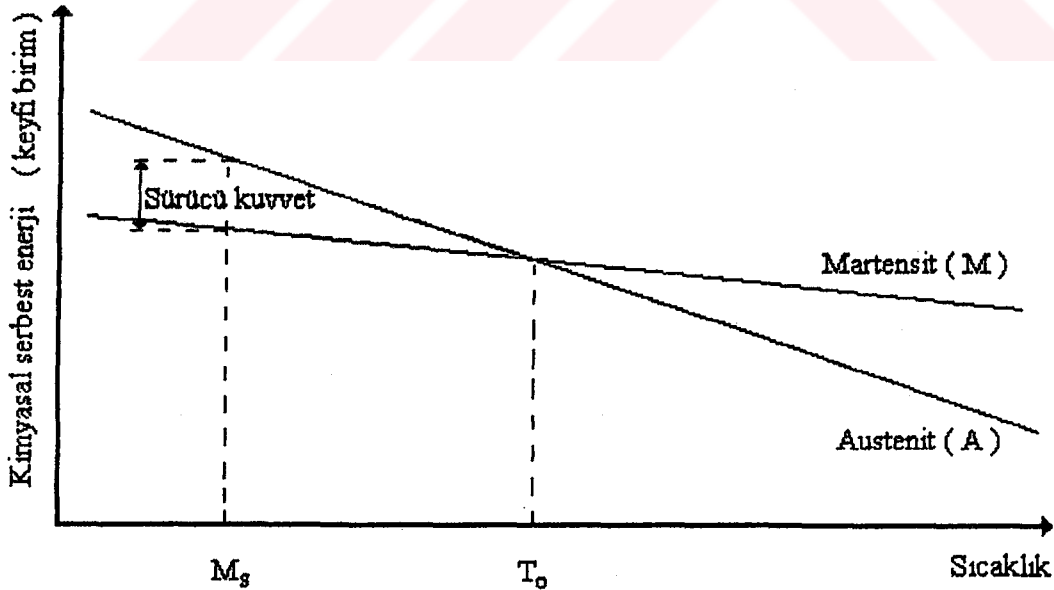
Ayrıca bu alaşımlardan hazırlanan numuneler üzerinde metalografik gözlemler, β -faz bölgesinden hızlı soğutulmuş ve oda sıcaklığında yaşlandırılmış numuneler üzerinde yapıldı. Yaşlandırma işlemlerinin numunelerin sertliklerine etkisi, Vickers mikro sertlikleri ölçülerek araştırıldı.



Şekil 1.1. Şekil hatırlama olayını açıklayan şematik gösterim (Wayman, 1984).

2. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER

Martensitik faz dönüşümü, numune sıcaklığının hızla düşürülmesi veya austenit yapıya dıştan uygulanan bir mekanik zor ya da her ikisinin aynı anda uygulanmasıyla meydana gelir. Austenit kristal yapı, bir T_0 sıcaklığında termodinamik dengededir. Kristal yapı bu sıcaklıktan hızla soğutulursa kritik bir M_s sıcaklığından sonra, austenit kristal yapı içerisinde martensit yapı oluşmaya başlar. Bu M_s sıcaklığına martensit başlama sıcaklığı denir ve değişik alaşımlar için farklı değerlere sahiptir. $(T_0 - M_s)$ sıcaklık farkı, fazlar arasındaki kimyasal serbest enerjiyi, bu enerji de dönüşüm için gerekli sürücü kuvveti doğurur (şekil 2.1). Bu anda dışarıdan uygulanacak bir mekanik zor ile, M_s sıcaklığı T_0 sıcaklığının çok altına düşmeden dönüşüm başlayabilir. Dışarıdan uygulanan bu mekanik zor M_s yi artırdığı gibi dönüşen hacim miktarını da artırır (Christian, 1975; Funakubo, 1987). M_s sıcaklığında başlayan martensit dönüşüm belli bir sıcaklık aralığında devam eder ve durur. Dönüşümün bittiği bu sıcaklığa martensit bitiş sıcaklığı (M_f) denir. Martensit haldeki dönüşmüş numune ısıtılınca tekrar ana faz olan austenit yapıya dönüşür. Bu nedenle martensit dönüşüm tersinir bir olaydır. Ters dönüşüm de martensit dönüşümde olduğu gibi belli bir sıcaklıkta başlayıp belli bir aralıkta devam ettikten sonra tamamlanır. Bu sıcaklıklar da austenit başlama (A_s) ve austenit bitiş (A_f) sıcaklıkları olarak adlandırılır.



Şekil 2.1. Austenit ve martensit fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi.

2.1. Martensitik Dönüşümlerin Genel Karakteristiği

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

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

Martensitik dönüşümlerin genel karakteristikleri şu başlıklar altında özetlenebilir (Funakubo, 1987 ; Ortin ve Planes, 1989).

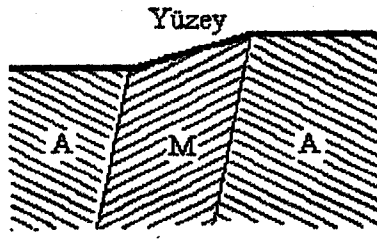
- 1) Martensitik faz, ara bir katı çözeltidir.
- 2) Dönüşüm difüzyonsuzdur. Yani kristaldeki atomların dönüşüm öncesindeki komşulukları dönüşüm sonrasında da korunur.
- 3) Dönüşüm, sınırlı bir şekil değişikliğiyle meydana gelir. Ana faz durumunda, numunenin yüzeyi düzeltilip parlatıldıktan sonra sıcaklığı düşürülürse yüzey üzerinde meydana gelen martensitik fazlı bazı bölgeler kabartılar şeklinde gözlenir (şekil 2.2 a). Şekil 2.2 b de görüldüğü gibi austenit yapı ile martensit yapı arasındaki sınırda bir bozulma çizgisi ortaya çıkar. Martensitik dönüşümlere eşlik eden şekil değişiklikleri şekil hatırlama olayında önemli bir rol oynar.
- 4) Bir martensitik dönüşümde bozulmamış olarak kalan ve ana faz ile ürün fazı ayıran düzleme yerleşme düzlemi (habit plane) denir. Şekil 2.3 de görüldüğü gibi yerleşme düzlemi değişmez bir düzlemdir ve bu düzlem üzerindeki doğrultular bozulmamıştır.

5) Austenit faz ile martensitik faz örgüleri arasında sınırlı bir dönme bağıntısı vardır.

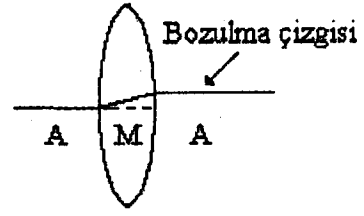
6) Dönüşümde kristal örgü kusurları da oluşur.

Martensitik 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.

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

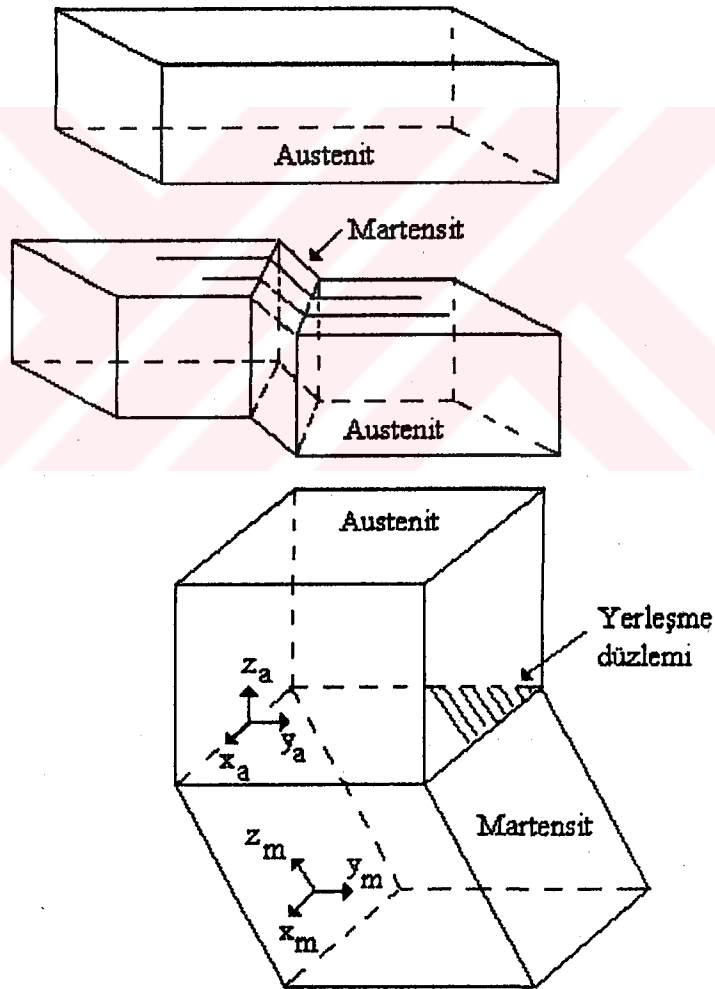


- a -



- b -

Şekil 2.2. Martensitik dönüşüme etki eden bozulma çizgisinin kırılması ve yüzey kabartısının şekli. a) Yüzey kabartısı , b) Bozulma çizgisinin kırılması.



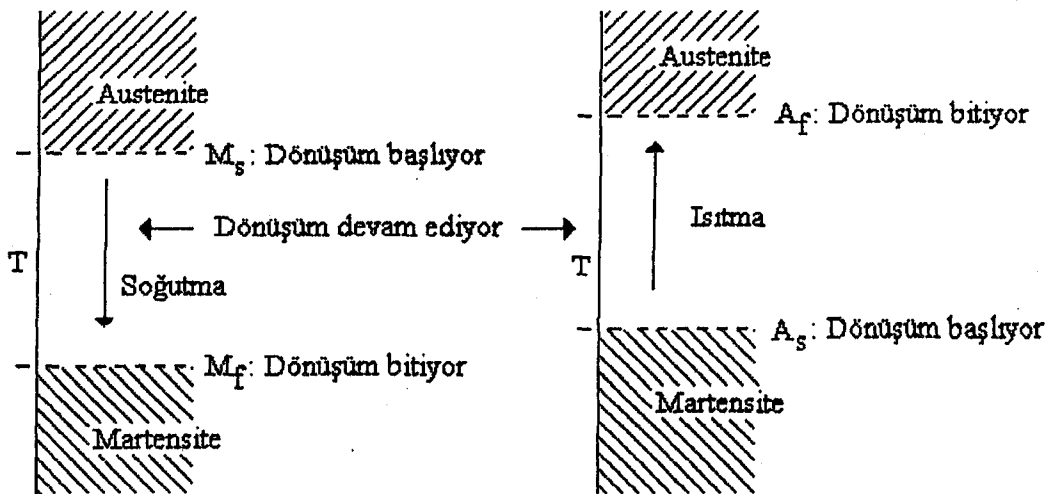
Şekil 2.3 Martensitik dönüşümün difüzyonsuz tabiatına bağlı düzlem ve doğrultulardaki değişim.

Martensit dönüşümlerinin termoelastik olan ve termoelastik olmayan iki tipi vardır. Şekil hatırlamalı alaşımlar termoelastik martensit dönüşümü gösterir. Çünkü, büyüme kinetikleri ve dar histeresis şekil hatırlama olayı için gereklidir (Çakmak , 1992).

Sıcaklık etkisiyle oluşan martensitik dönüşümler, alaşım sistemlerine göre atermal ve izotermal olarak meydana gelir. Martensitik 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 sıcaklıkları ve dönüşüm sonrası ürün yapılar farklıdır (Nishiyama, 1978).

Atermal dönüşümde, Austenit fazdaki numunenin sıcaklığı düşürülürse belli bir M_s sıcaklığına (yani $T = M_s$ de) gelindiğinde austenit yapı martensit yapıya dönüşür ve dönüşüm tamamlanır. Bazı durumlarda martensit, 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 austenit haldeki numunenin sıcaklığı düşürülerek belli bir M_s sıcaklığına gelindiğinde austenit yapı içinde martensit yapı oluşmaya başlar. Sıcaklık düşüşü ile dönüşüm devam eder ve M_f sıcaklığında tamamlanır. Bunun tersi de mümkündür. Martensit fazdaki alaşım ısıtılınca A_s sıcaklığında, austenit yapı oluşmaya başlar ve A_f sıcaklığında, yapı tamamen austenit faza dönüşür. Şekil 2.4 te 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 dönüşümün olduğu alaşımlarda şekil hatırlama olayı gözlenir.



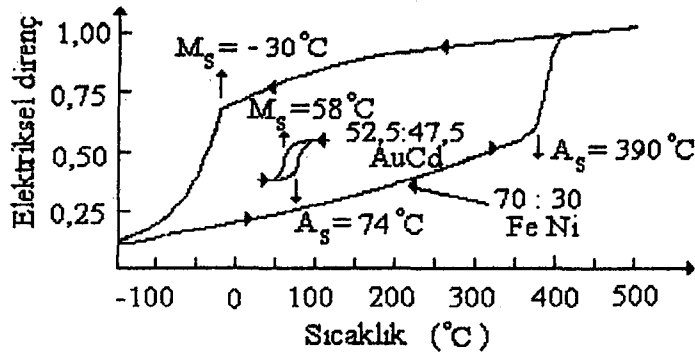
Şekil 2.4. Austenit yapıyla martensit yapı arasındaki izotermal dönüşümü karakterize eden sıcaklıklar.

Bazı alaşımlarda izotermal ve atermal martensit dönüşümü, dönüşüm öncesi sıcaklık etkisine bağlıdır. Örnek olarak Fe - %27 Ni ($C < \%0,01$) alaşımı uzun bir süre (24 saat) yüksek sıcaklıkta ($1100\text{ }^{\circ}\text{C}$) tavlınırsa atermal martensit dönüşüm gözlenir ve $M_s = -30\text{ }^{\circ}\text{C}$ dir. Aynı alaşım bcc (α) durumunda plastik olarak deforme edildikten sonra $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ de 2 saat ısıtılarak fcc (γ) durumuna geri döndüğü zaman izotermal martensit dönüşüme uğrar ve M_s sıcaklığı $-5\text{ }^{\circ}\text{C}$ dir (Nishiyama, 1978).

Bir alaşımın farklı dönüşümler yapmasına diğer bir örnek Fe-Ni-Mo alaşımıdır. Bazı araştırmacılar, Fe-%21,3 Ni -%5,2 Mo alaşımını inceleyerek bu alaşımda atermal martensit için M_s sıcaklığının $-185\text{ }^{\circ}\text{C}$, izotermal dönüşüm için sıcaklık aralığının ise $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ den $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ ye kadar (yani $M_s = -50\text{ }^{\circ}\text{C}$, $M_f = -150\text{ }^{\circ}\text{C}$) değiştiğini gösterdiler (Nishiyama , 1978).

2.2. Termoelastik Martensit Dönüşümleri

Martensitik dönüşümler, termoelastik ve termoelastik olmayan dönüşümler olmak üzere ikiye ayrılır. Şekil 2.5 te elektriksel iletkenliğin sıcaklığa karşı değişimi görülmektedir. Burada ters dönüşüm martensitik dönüşümle birleşmiştir. Bu grafikte alaşım oranları Fe-%30 Ni ve Au-%47,5Cd dir. FeNi alaşımında dönüşüm sıcaklığının ($A_s - M_s$) histeresisi oldukça geniştir. Bu genişlik yaklaşık olarak $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ dir (Funakubo, 1987). AuCd alaşımında ise bu genişlik oldukça küçüktür. Bu değer $15\text{ }^{\circ}\text{C}$ dir. Sürücü kuvvete ve kimyasal olmayan serbest enerjiye ihtiyaç duyulduğunda görülür ki dönüşüm FeNi alaşımında daha büyük AuCd alaşımında ise küçüktür. Burada büyük histeresis gösteren FeNi alaşımı termoelastik olmayan bir martensit dönüşümü gösterir. Küçük histeresis gösteren AuCd alaşımı termoelastik bir martensit dönüşümü gösterir.



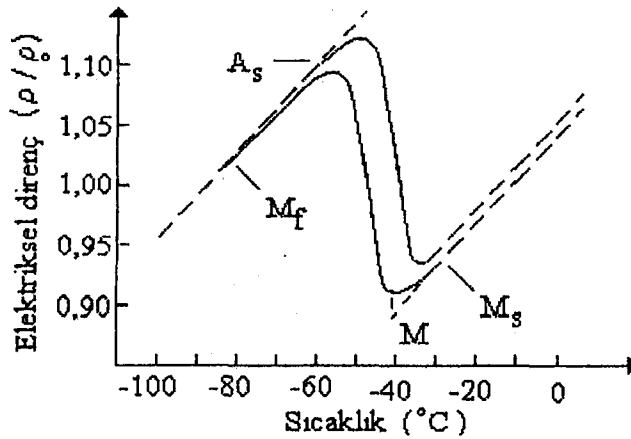
Şekil 2.5. FeNi (termoelastik olmayan) ve AuCd (termoelastik olan) alaşımlarında martensit dönüşümlerinin histeresis eğrileri (Funakubo, 1987).

Bu çalışmada incelediğimiz şekil hatırlamalı alaşımlar termoelastik martensitik dönüşüm gösterirler. Çünkü büyüme kinetikleri ve dar histeresis, şekil hatırlama olayı için gereklidir.

Termoelastik martensit dönüşümü esnasındaki davranış şekil 2.6 da verilmiştir. Dönüşüm, M_s sıcaklığında, alaşım içinde kimyasal serbest enerjinin en düşük olduğu noktalarda plakalar teşekkül etmek suretiyle başlar. Sıcaklık düşüştüyle mevcut plakalar büyüdüğü gibi bunlara yenileri eklenerek bu işlem, kristal tamamen ürün faza dönüşünceye kadar devam eder. Dönüşümün tamamlandığı bu sıcaklık, M_f martensit bitiş sıcaklığı olarak adlandırılır. Bundan sonra numune $T > A_f > A_s$ sıcaklığına kadar ısıtılırsa ters dönüşüm meydana gelir. Sonuçta, en son oluşan martensit plakalarından başlamak kaydıyla ters dönüşümün etkisi ile austenit yapı elde edilir. İleri ve geri dönüşüm histeresisini alaşımın cinsine ve kompozisyonuna bağlı olarak 10~15 °C arasında değişir.

2.3. Bain Distorsiyonu

Metal ve alaşımlarda austenit fazın bir kısmını, atom komşuluklarını değiştirmeden yeni bir faza dönüştüren martensit dönüşümleri, atomların toplu hareketleriyle ortaya çıkan bir faz dönüşümüdür. İlk kez Bain tarafından kristaloğrafik bir modelle açıklanmıştır (Bain, 1924). Martensit dönüşümlerde atomların komşulukları değişmemekle birlikte kristal örgüde bir deformasyon ortaya çıktığından, Bain austenit örgünün deformasyonu için $fcc \rightarrow bcc$ (bct) dönüşümü, $bcc \rightarrow fcc$ (fct) dönüşümü ve $bcc \rightarrow$ ortorombik dönüşümlerini düşünmüştür.



Şekil 2.6. Cu - % 38,8 Zn alaşımında termoelastik martensit dönüşümde elektriksel direncin sıcaklıkla değişimi (Wechsler, 1985).

2.3.1. Fcc → bcc (bct) dönüşümü

Bain fcc → bcc (bct) dönüşümü için şekil 2.7 deki modeli ortaya koymuştur (Bain, 1924). Şekil 2.7 a iki fcc birim hücrelerini gösterir. Şeklin koyu çizilmiş kısmına dikkat edilirse, eksenler temel eksen seçilen dik eksen etrafında 45° döndürülerek bct (cisim merkezli tetragonal) yapı elde edilmiştir. Burada fcc örgünün örgü parametresi bct örgüsüne aşağıdaki oranla bağlıdır. a_0 ; austenit örgünün örgü parametresi olmak üzere,

$$a_0^2 + a_0^2 = (2a)^2$$

$$a = \frac{a_0}{\sqrt{2}}$$

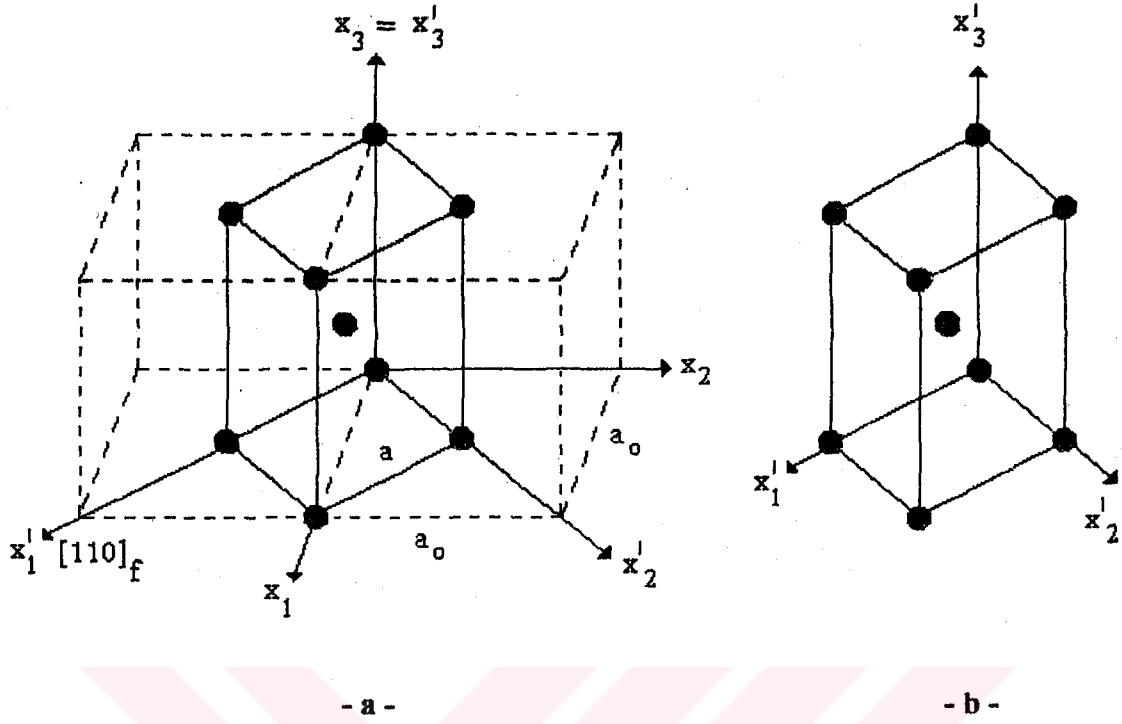
olarak verilir. Burada $a = a_0/\sqrt{2}$, $b = a_0/\sqrt{2}$, $c = a_0$ dır. Şekil 2.7 de görüldüğü gibi bct örgü, bir fcc örgüden türetilebilir. Fcc ve bct yapıların örgü parametreleri arasındaki bu bağıntıya Bain uygunluğu denir. Bu şekilde elde edilen örgü bct dir. Bcc örgü elde etmek için bct örgüyü temel eksenlerden ([001] doğrultusu gibi) biri boyunca sıkıştırmak gerekir. Aynı zamanda diğer iki eksen boyunca da genişleme olacaktır. x'_3 eksenini ilk durumdan ~ %20 kadar sıkıştır, x'_1 ve x'_2 de ilk durumdan ~ %12 kadar açılırsa bct, bcc ye dönüşür. Bct → bcc dönüşümünü sağlayan bu deformasyona da Bain distorsiyonu denir. Bu distorsiyonları karşılaştırmanın bir başka yolu da iki kristal yapıdaki atomların en yakın komşuluklarına bakmaktır. Bir fcc örgüde bir atom en yakın 12 komşu atoma sahipken, bcc örgüde bu sayı 8 dir. Bain distorsiyonuyla ilk ve son örgüdeki örgü noktaları arasındaki uygunluk sadece bir yolla tayin edilebilir. Bu da Bain uygunluğudur.

Bct örgüde bir örgü vektörü $[x'_1 , x'_2 , x'_3]_b$ ve buna uyan fcc deki örgü vektörü $[x_1 , x_2 , x_3]_f$ olsun. Buna göre Bain uygunluğu ile her bir örgü vektörü bileşenleri arasında aşağıdaki bağıntılar mevcuttur.

$$(x'_1)_b \equiv (x_1 - x_2)_f$$

$$(x'_2)_b \equiv (x_1 + x_2)_f$$

$$(x'_3)_b \equiv (x_3)_f$$



Şekil 2.7. Bain distorsiyonu . Fcc → bcc dönüşümü.

Bu eşitlikler,

$$\begin{bmatrix} x_1' \\ x_2' \\ x_3' \end{bmatrix}_b = \begin{bmatrix} 1 & -1 & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \\ x_3 \end{bmatrix}_f$$

şeklinde bir matrisle de ifade edilebilir. (3 x 3) şeklindeki bu matris, Bain uygunluk matrisi olarak adlandırılır. Bu matris C matrisi olarak gösterilirse

$$C = \begin{bmatrix} 1 & -1 & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \\ x_3 \end{bmatrix}_{bct} = C \begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \\ x_3 \end{bmatrix}_{fcc}$$

olur ve C dönüşüm matrisi bir fcc örgüden bir bct örgüye geçişi sağlar. Bct $\rightarrow$ bcc dönüşümü daha önce de bahsedildiği gibi x_3 -ekseni boyunca sıkışma ve x_1, x_2 -eksenleri boyunca eşit genişlemelerle gerçekleşir. Temel eksenler boyunca olan distorsiyonlar (Bain distorsiyonu), bu eksenlerin son uzunluklarının ilk uzunluklarına oranı ile verilir ve η_1, η_2, η_3 ile gösterilirler (Warlimont ve Delaey, 1974). η_1, η_2 ve η_3 bct örgünün eksenleri boyunca olan deformasyon oranları olup, x_1 ve x_2 -eksenleri boyunca olan distorsiyonlar birbirine eşit ($\eta_1 = \eta_2$) ve x_3 -ekseni boyunca olan distorsiyon (η_3) bunlardan farklıdır. Bct yapıyı bcc yapıya dönüştüren dönüşüm matrisi Bain matrisi (B) dir. Temel eksenler bct yapıda $x_1 \rightarrow [100]_{bct}$, $x_2 \rightarrow [010]_{bct}$, $x_3 \rightarrow [001]_{bct}$ iken Bain distorsiyonu ile oluşan bcc yapıda bu eksenler

$$\begin{aligned} x_{1\ bcc} &= \begin{bmatrix} \eta_1 & 0 & 0 \end{bmatrix}_{bct} \\ x_{2\ bcc} &= \begin{bmatrix} 0 & \eta_2 & 0 \end{bmatrix}_{bct} \\ x_{3\ bcc} &= \begin{bmatrix} 0 & 0 & \eta_3 \end{bmatrix}_{bct} \end{aligned}$$

olur. Bu dönüşümü sağlayan Bain distorsiyonu (3×3) lük bir diagonal matris ile ifade edilebilir ;

$$B = \begin{bmatrix} \eta_1 & 0 & 0 \\ 0 & \eta_2 & 0 \\ 0 & 0 & \eta_3 \end{bmatrix} \quad (\eta_1 = \eta_2)$$

Bain distorsiyonu ilk olarak bir fcc $\rightarrow$ bct (bcc) martensit dönüşümü için ortaya konmakla birlikte, farklı örgü deformasyonları dikkate alınmak suretiyle diğer martensitik dönüşümlere de uygulanabilir (Nishiyama, 1978).

2.3.2. Bcc → fcc (fct) dönüşümü

Martensit yapıda ve ana faz olan bcc yapıdaki uygun örgü birimleri temel bir örgü uygunluğu ile bağımlıdır. Bcc → fcc (fct) dönüşümündeki bu uygunluk çelikte veya demirli alaşımlardaki martensitik dönüşümlere uygulanan aynı Bain uygunluğu terimleriyle tanımlanabilir. Austenit fazdaki bcc yapının dört birim hücresi içinde bir fct birim hücresi oluşturulabilir (şekil 2.8). Burada her iki yapıdaki dik eksenlerden biri paralel tutulup diğer ikisi ilki etrafında 45° döndürülerek elde edilir.

Uygun bütün hesaplar temel kristal yapının dik koordinat sisteminde yapılır. Elde edilen fcc(veya fct) örgü ve temel bcc örgü arasındaki Bain uygunluğu, sabit eksen belirtilerek ifade edilir. Burada üç uygunluk mümkündür. Bcc birim hücresindeki eksenler fct birim hücresinin c-ekseninin seçimine bağlıdır. Üç uygunluktan kastedilen eksen seçimidir. Şekil 2.8 de gösterildiği gibi Bain ekseni olarak [001] doğrultusu seçilmiştir. Burada [010] ve [100] doğrultuları da seçilebilir. Ürün fazın sabit ekseni [001] alınarak temel örgü birimleri arasında

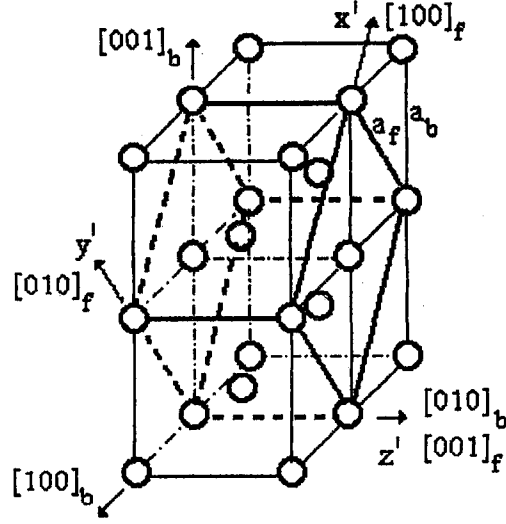
$$\begin{aligned} x'_1 &= -x_1 + x_3 \\ x'_2 &= x_1 + x_3 \\ x'_3 &= x_2 \end{aligned}$$

bağıntıları elde edilir . Yukarıdaki eşitlikleri doğrultu olarak gösterirsek

$$\begin{aligned} x'_{1fct} &= [-1 \ 0 \ 1]_{bcc} \\ x'_{2fct} &= [1 \ 0 \ 1]_{bcc} \\ x'_{3fct} &= [0 \ 1 \ 0]_{bcc} \end{aligned}$$

olur. Bu dönüşümler matris olarak yazılırsa

$$\begin{bmatrix} x'_1 \\ x'_2 \\ x'_3 \end{bmatrix}_{fct} = \begin{bmatrix} -1 & 0 & 1 \\ 1 & 0 & 1 \\ 0 & 1 & 0 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \\ x_3 \end{bmatrix}_{bcc}$$



Şekil 2.8. Bcc $\rightarrow$ fcc dönüşümü için temel örgü uygunluğu . (b ve f indisleri sırasıyla bcc ve fcc yapılara aittir).

elde edilir . Bu dönüşümü sağlayan dönüşüm matrisi C ise

$$C = \begin{bmatrix} -1 & 0 & 1 \\ 1 & 0 & 1 \\ 0 & 1 & 0 \end{bmatrix}$$

olarak verilir.

Bir bcc $\rightarrow$ fcc dönüşümü için bu zorlanma, iki yüzey köşegeninin ($a_b \sqrt{2}$) ve bir küp ekseninin fcc eksenlerine, a_f , dönüşümü ile olur. Böylece temel distorsiyonlar,

$$\eta_1 = \eta_2 = \frac{a_f}{a_b \sqrt{2}} \quad \text{ve} \quad \eta_3 = \frac{a_f}{a_b}$$

olur (Cornelis ve Wayman , 1974).

Eğer atomik hacim sabit kalırsa x'_3 -eksenindeki genişleme %26 civarında, x'_1 ve x'_2 -eksenlerindeki büzülme ise %11 civarında olur. Bu Bain distorsiyonu fcc $\rightarrow$ bcc dönüşümünde olduğu gibi aşağıdaki şekilde (3 x 3) lük diagonal matris ile ifade edilir.

$$B = \begin{bmatrix} \eta_1 & 0 & 0 \\ 0 & \eta_2 & 0 \\ 0 & 0 & \eta_3 \end{bmatrix}$$

Bain bozulmasının kesin değerleri bu durumların çoğunluğunda farklı atomik yarıçap ile farklı atomik noktaların, düzenli bir dağılımının görüntüsüne eşit derecedeki koordinasyon sayısı (yani bir bcc yapıdan sıkı paket yapıya geçiş) ile değişecek ürün yapılarında ve ana fazdaki atomlar arası uzaklığa bağlıdır.

Bu noktaya dikkat edilirse martensit fazın bağıl hacmi genellikle matrisinkine çok yakındır. Yani $V^M = V^A = V = \eta_1^2 \cdot \eta_2 = 1$ dir. Örgü parametresi dikkatlice ölçülürse Cu-Al ve Cu-Zn içindeki küçük hacim artması martensit dönüşümü ile elde edilir. Eğer sıkı paket doğrultularındaki atom aralıkları

$$d_{\langle 111 \rangle_b} = a_b \frac{\sqrt{3}}{2} \quad \text{ve} \quad d_{\langle 111 \rangle_f} = a_f \frac{\sqrt{2}}{2}$$

$V=1$ için karşılaştırılırsa; $d_{\langle 111 \rangle_f} = 1,03 d_{\langle 111 \rangle_b}$ elde edilir (Warlimont ve Delaey, 1974).

2.3.3. Bcc → ortorombik dönüşümü

Bcc → ortorombik dönüşümü fcc → bcc ve bcc → fcc Bain dönüşümlerindeki gibi gösterilir. Burada sekiz bcc birim hücresi içinde bir ortorombik birim hücre seçilir. Bu dönüşüm şekil 2.9 da şematik olarak gösterilmiştir.

Burada bcc birim hücresindeki temel eksenlerle ortorombik hücre eksenleri arasında

$$\begin{aligned} x_1' &= x_1 + x_2 \\ x_2' &= 2x_3 \\ x_3' &= -x_1 + x_2 \end{aligned}$$

bağıntıları vardır.

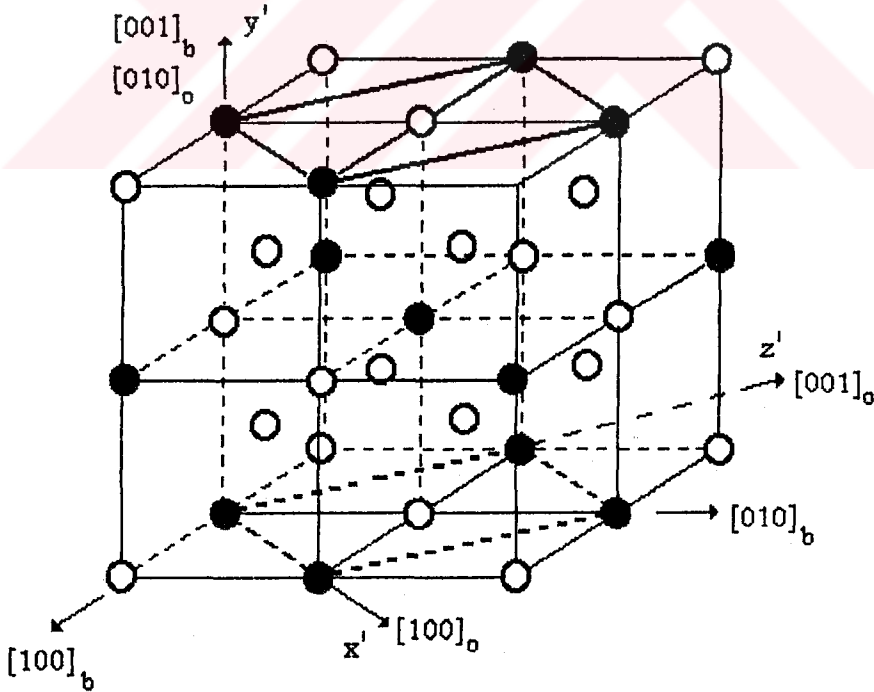
Yukarıdaki eşitliklerin matris gösterimi

$$\begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \\ x_3 \end{bmatrix}_{\text{ort}} = \begin{bmatrix} 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 2 \\ -1 & 1 & 0 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \\ x_3 \end{bmatrix}_{\text{bcc}}$$

şeklinde yazılır. Dönüşüm matrisi C ise

$$C = \begin{bmatrix} 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 2 \\ -1 & 1 & 0 \end{bmatrix}$$

şeklinde dir. Elde edilen örgü daima ortorombiktir. Fakat süper örgü yapıları ile birlikte atom büyüklükleri etkisinden dolayı monoklinik olarak bozulabilir. Ortorombik birim hücrenin $\{001\}$ baz düzlemleri ana fazın $\{001\}_b$ düzlemlerinden türetilir.



Şekil 2.9. Bcc → ortorombik dönüşümü için temel örgü bağımlılığı . b ve o indisleri sırasıyla bcc ve ortorombik yapılara aittir.

Bcc→ortorombik dönüşümünün temel distorsiyonları ise ,

$$\eta_1 = \frac{a_0}{a_b \sqrt{2}} \quad , \quad \eta_2 = \frac{b_0}{2a_b} \quad , \quad \eta_3 = \frac{c_0}{a_b \sqrt{2}}$$

olarak verilir.

%15,5 lik Sn ihtiva eden Cu-Sn alaşımı için bu bozulmalar , x'_3 -ekseni boyunca %2,4 lük genişleme , x'_2 -ekseni boyunca %9,05 lik büzülme ve x'_1 -ekseni boyunca %8,1 lik genişlemedir (Warlimont ve Delaey , 1974).

3. β -FAZ ALAŞIMLARINDA ŞEKİL HATIRLAMA OLAYI VE KRİSTALOĞRAFİSİ

Dönüşmüş martensit 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 (Adıgüzel, vd., 1989; Wayman, 1980). Bu olay bir çok metalik alaşım türünde görülür. Şekil hatırlama olayı birinci merteye faz geçişi ve yerdeğiştirme sonucunda ortaya çıkar. Dönüşüm olayında hiçbir zor uygulanmasada belli bir sıcaklığın altına düşülünce kendiliğinden ortaya çıkan bir homojen zorlanma ortaya çıkar (Planes ve Vinals, 1983).

Daha önce belirtildiği gibi şekil hatırlama olayı tamamen termoelastik martensit dönüşümüne bağlıdır. Termoelastik martensit dönüşümü olmadığında şekil hatırlama olayı düşünülemez. Şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlarda şu kristaloğrafik özellikler vardır (Otsuka ve Shimizu, 1970);

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

3.1. 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 $\rightarrow$ bcc (bct) şeklinde dönüşüm gösterirler.

Şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlar süper örgü yapısına sahiptirler. Bu olay genellikle bakır, gümüş, altın gibi periyodik tablonun B-alt grubundaki elementler esas alınarak yapılan alaşımlarda görülür. Bazı araştırmacılara göre beta-brass fazı oluşturan bakır, gümüş ve altın - temel alaşımlarını ikili olarak oluşturan elementler şekil 3.1 de verildi (Warlimont ve Delaey, 1974). Üçlü alaşım sistemleri ise üç gruba ayrılır.

- 1) AB_2B_3 tipi üçlü sistemler, yani ; Cu-Zn-Ga, Cu-Zn-Al,
- 2) A_1A_2B tipi üçlü sistemler, yani ; Au-Cu-Zn, Ag-Au-Cd,
- 3) ABC tipli üçlü sistemler, yani ; Cu-Al-Fe, Cu-Zn-Ni.

Tablo 3.1 Şekil hatırlama olayı gösteren demirsiz alaşımlar (Miyazaki ve Otsuka, 1989).

Alaşım	Kompozisyon (% atomik)	Yapı değişimi	Sıcaklık histeresizi (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 ~ 41,5Zn	B2 - 9R Rombeheedral M9R	~10	Düzenli
Cu-Zn-X (X=Si,Sn,Al,Ga)	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 - Rombeheedral	20 ~100 1 ~2	Düzenli
In-Tl	18 ~23 Tl	FCC - FCT	~4	Düzensiz
In-Cd	4 ~5 Cd	FCC - FCT	~3	Düzensiz
Mn-Cu	5 ~35 Cu	FCC - FCT	---	Düzensiz

Tablo 3.2 Şekil hatırlama olayı gösteren demirli alaşımlar (Miyazaki ve Otsuka, 1989).

Alaşım	Kompozisyon * % ağırlık	Yapı değişimi	Sıcaklık histeresisi (K)	Düzen
Fe-Pt	~25 Pt (% atomik)	LI ₁ -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

3.1.1. 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 olabilir. AB ve AB₃ tipindeki kompozisyonlar uzun periyotluluğa yatkındır. Kritik bir değerin üzerindeki sıcaklıklarda rastgelelik hakimdir. Sıcaklık kritik değerin altına düşünce düzen kurulur ve sıcaklık düştükçe düzen derecesi artar.

Şekil hatırlama özelliğine sahip alaşımlarda süper örgülerin temeli bcc örgülerdir. Bu örgüler aşağıdaki gibi bir kaç şekilde sınıflandırılır.

a) B2-beta (β) brass tipi süper örgüler :

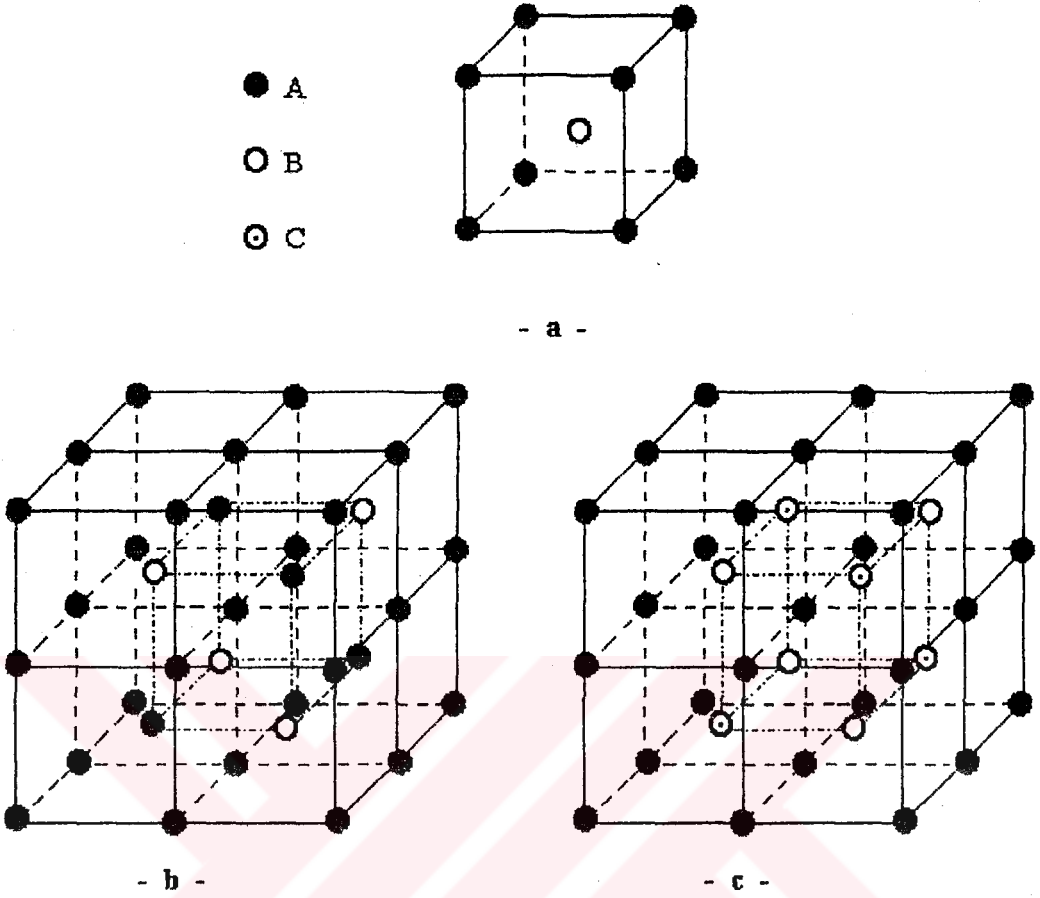
Bu yapı içiçe girmiş iki tane basit kübik yapı olarak görülebilir. Başka deyişle bu yapının bazı iki atomlu olarak ifade edilir. Bu süper örgüye CsCl yapı da denir. Şekil 3.2 a da görüldüğü gibi Cl atomları kübün köşelerine, Cs atomları merkeze yerleşecek şekilde dağılır. Bu tip süper örgülere şekil hatırlamalı alaşım sistemlerinde sık sık rastlanır. CsCl tipi B2 süper örgüsü 50 : 50 kompozisyon oranı ile sağlanır ve β_2 -fazıyla temsil edilir. ZnCu, AuCd, AlNi, LiTl alaşımları buna örnek olarak gösterilebilir (Barrett ve Massalski, 1980).

b) Fe₃Al yapı ve DO₃ tipi süper örgüler :

Normal bcc tipinde birim hücrelerle CsCl tipi hücrelerin periyodik olarak yanyana gelmeleriyle oluşan bir yapıdır. Bu yapıda, bcc alt yapının bütün örgü noktaları ile CsCl tipi alt yapının köşelerinde Fe türü atomlar ve CsCl yapının cisim merkezinde ise Al türü atomlar bulunur. DO₃ birim hücresini tanımlamak için bcc ve CsCl tipi dört hücreye ihtiyaç vardır. DO₃ tipi süper örgü 75:25 kompozisyon oranına sahip β_1 -fazı ile temsil edilirler. Bu örgünün birim hücresi şekil.3.2 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 .

c) Cu₂MnAl yapı veya L2₁ tipi süper örgüler :

Köşelerinde Cu türü atomlar ve cisim merkezinde sırasıyla periyodik olarak Mn ve Al türü atomlar bulunan CsCl tipi birim hücrelerin yanyana gelmesiyle oluşan düzenli bir yapıdır. Birim hücre tanımı için sekiz tane CsCl tipi hücreye ihtiyaç vardır. Bu da şekil 3.2 c de görülmektedir. Bu yapıya sahip alaşımlar genellikle Heusler alaşımı olarak isimlendirilirler. Cu₂NiAl, Zn₂CuAu, Cu₂MnSn gibi alaşımlar bu yapıya iyi birer örneklerdir.



Şekil 3.2. a) CsCl, b) Fe_3Al , c) Cu_2MnAl tipi düzenli kristal yapıların birim hücreleri.

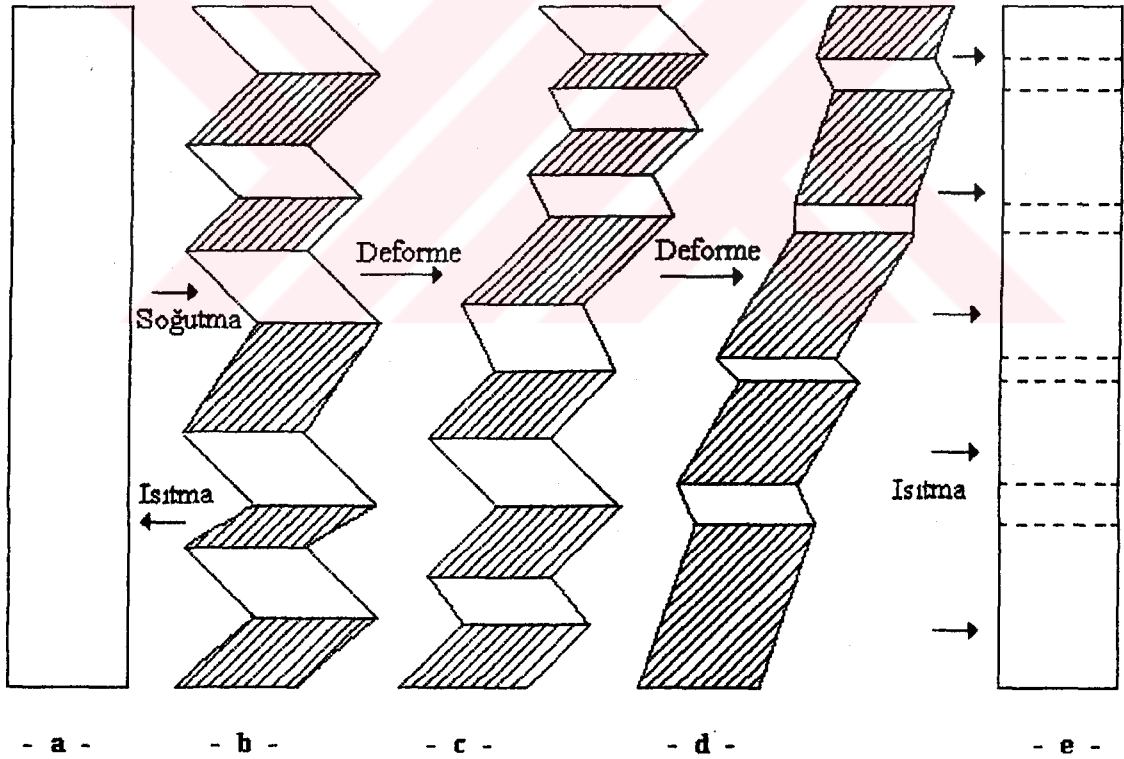
3.2. Şekil Hatırlama Olayının Mekanizması

Bu kısımda şekil hatırlama olayının mekanizması tanıtılacaktır. Şekil hatırlama olayı gösteren bir alaşım belirli bir kristal yapıya sahip olmalıdır. Bu yapı martensit haldeyken sıcaklık ve zora bağlı olarak değişebilir. Şekil hatırlama özelliğine sahip alaşımdan yapılmış bir çubuk, martensit dönüşüm sağlandıktan sonra yonca yaprağı şeklinde eğilirse ve daha sonra ısıtılırsa austenit halde tekrar çubuk haline döner. Buradan da görüldüğü gibi şekil hatırlama olayı gösteren alaşım için martensit faz dönüşümü esastır (Adıgüzel ve Ceylan, 1988).

Şekil hatırlama olayı, mekanikteki elastik bir yayın davranışına benzetilebilir. L_0 boyundaki esnek bir yaya esneklik sınırları içerisinde bir kuvvet uygulanırsa yayın boyu L olur. Yay üzerindeki kuvvet kaldırılınca yay yine eski boyunu alır, yani L_0 olur.

Şekil hatırlama olayı da buna benzerdir. Martensit dönüşüm tamamlandıktan sonra (M_f sıcaklığının altında) numune deforme edilirse ve daha sonra sıcaklık yükselttilip austenit hale döndüğünde numune, austenit haldeki normal durumunu alıyorsa bu olaya şekil hatırlama olayı denir.

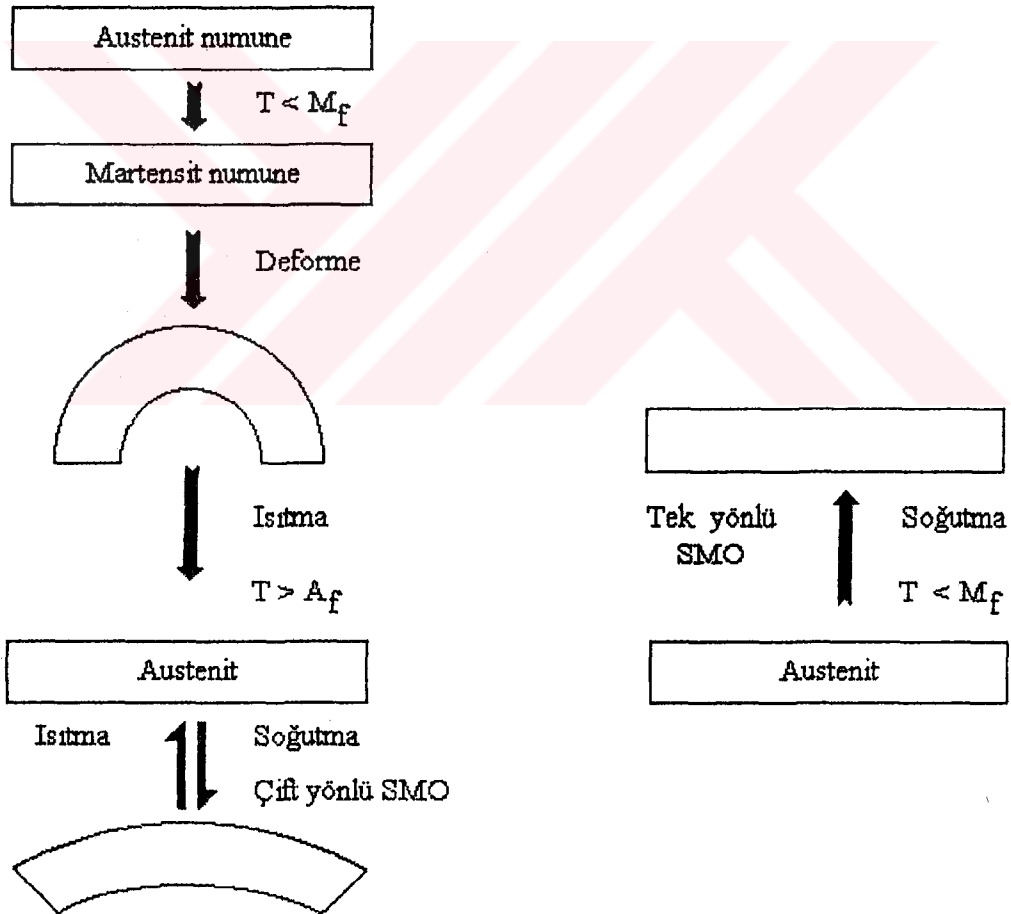
Şekil hatırlama olayı şekil 3.3 de şematik olarak açıklanabilir. Önce tek bir kristal yapıya sahip ana faz ele alınır (şekil 3.3 a). Numune M_s den düşük sıcaklıklara soğutulduğu zaman martensit fazda iki farklı durum elde edilebilir (gerçekte 24 farklı durum olabilir). İki farklı durum için kesme zorlanması veya şekil zorlanması hemen hemen eşit olup zıt yöndedir ve şekil 3.3 c ve d de gösterildiği gibi olur. Numune A_f üzerindeki sıcaklıklara ısıtıldığı zaman her farklı durum şekil 3.3 e de görüldüğü gibi orijinal durumunu alarak austenit hale gelir (Otsuka ve Shimizu, 1986).



Şekil 3.3. Şekil hatırlama olayının şematik gösterimi.

3.2.1. Tek yönlü şekil hatırlama olayı

Tek yönlü şekil hatırlama olayı şematik olarak şekil 3.4 te görüldüğü gibidir. Alaşım martensit bitiş sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta ($T < M_f$) deforme edilince uygulanan zorun kaldırılması durumunda numune kendi orijinal durumuna 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. Martensit dönüşümü ve yeniden yönelimle artık zorlanma oluşturma özelliği ve ısıtma sonucunda deformasyon öncesi orijinal β -faz yöneliminin tekrar elde edilebilmesi, tek yönlü şekil hatırlama olayının temel mekanizmasıdır (Friend, 1986).



Şekil 3.4. Tek yönlü ve çift yönlü şekil hatırlama olayının şematik gösterimi.

Tek yönlü şekil hatırlama olayı NiTi, TiNb, NiAl, FePt, CuZnSi, CuZnSn, FeMnC gibi birçok alaşım sistemlerinde gözlenmiştir (Honna, 1986; Sade, vd., 1988; Tautzenberger, vd., 1989). Bu şekil hatırlama türünün zorlanma limiti, kendiliğinden martensit dönüşümün biçim zorlanmasına bağlıdır. Bu limit, deformasyon etkili bir martensit tek kristalinin sadece terslenmesiyle ortaya çıkar. Pratikte bu seviyeye sadece β -faz tek kristallerinde ulaşılır.

Tek yönlü şekil hatırlama olayına tersinmez şekil hatırlama olayı da denir. Örnek olarak, austenit haldeki bir çubuk sıcaklık düşürülerek martensit hale döndürüldüğünde şeklini değiştirmez. Fakat martensit haldeki bu çubuğa bir deformasyon uygulanırsa şekli bozulur. Bu şekil bozukluğunun şekil 3.4 deki gibi kavisli şekilde olduğu kabul edilirse, numune ısıtıldığında tekrar çubuk şeklini alarak austenit fazdaki orijinal şeklini alır.

3.2.2. Çift yönlü şekil hatırlama olayı

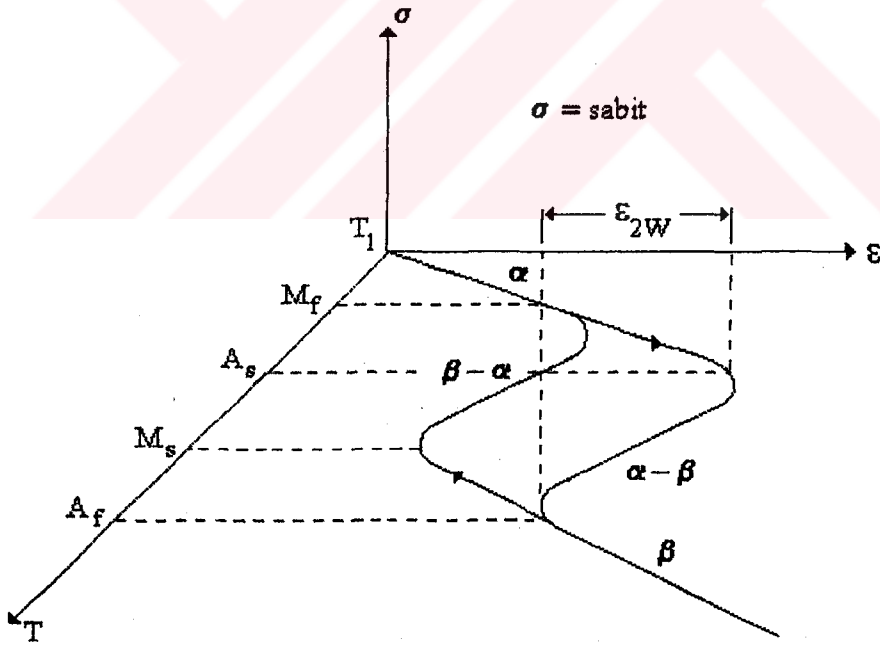
Şekil hatırlamalı alaşımlarda gözlenen martensit dönüşümleri uygulanan zor ve sıcaklık etkisine bağlı olarak çift yönlülük (tersinirlik) gösterirler. Tersinirlik nedeniyle bu alaşımlar diğer alaşım sistemlerinden farklı mekaniksel davranış sergilerler (Delaey, vd., 1974).

Tersinir şekil hatırlama olayının mekanizması şekil 3.4 te şematik olarak gösterildiği gibidir. $T < M_f$ sıcaklığında tamamen martensit fazdaki bir numuneye dışarıdan zor uygulanmakla 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 yükseltilince plastik deformasyon ortadan kalkar ve deformasyon öncesi şekle ulaşılır. Numunenin sıcaklığı tekrar $T < M_f$ sıcaklığına düşürülürse daha önceki deforme edilmiş şeklini alır. Bu da tersinir şekil hatırlama olayının bir sonucudur. Martensit dönüşümlere bağlı olarak ortaya çıkan suni esneklik olayı aşağıda ele alınmıştır.

Martensit dönüşüme duyarlı bir alaşıma, sabit bir T_1 sıcaklığında iken zor uygulanırsa, şekil 3.5 deki gibi bir zor-zorlanma eğrisi elde edilir. Bu zor-zorlanma eğrisinde; T_1 sıcaklığının, ters dönüşümün zor uygulanmadan tamamlandığı bir A_f sıcaklığından daha büyük olması gerekir. Şekildeki AB kesimi ana fazın saf elastik deformasyonunu gösterir. Bir σ_T^{P-M} zor seviyesine karşı gelen B noktasında ilk martensit plakalar oluşmaya başlar ve C noktasına erişinceye kadar devam eder. Zor etkisiyle tamamen martensit faza dönüşen alaşım numunesi CD bölgesinde elastik olarak deforme edilir. D noktası oluşan martensitin σ_y^P plastik akış noktasıdır ve kopma

Sadece sıcaklığın fonksiyonu olarak çift yönlü şekil hatırlama olayı, şekil 3.6 da şematik olarak gösterilmiştir (Hornbogen, 1988). Başlangıçta $T = T_1 < M_f$ sıcaklığında tamamen martensit 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 martensit yapıya sahip olan numune tamamen austenit yapıya dönüşmüştür. Sıcaklığın $T_1 < M_f$ olacak şekilde düşürülmesiyle (yani numunenin soğutulmasıyla) $M_s - M_f$ sıcaklık aralığında numune tamamen martensit yapıya dönüşür. Böyle bir numuneye soğutma ve ısıtma işlemlerinin ard arda uygulanmasıyla ortaya çıkan olay, çift yönlü şekil hatırlama olayıdır. Burada dikkat edilirse, zorlanmanın varlığı sadece sıcaklığa bağlıdır.

Şekil hatırlamalı alaşımlardaki dönüşümün kristaloğrafik açıdan tersinirliği, termoelastik dönüşümün veya martensit dönüşümün belirgin bir özelliğidir. Bundan dolayı şekil hatırlama olayı, termoelastik martensit dönüşümü gösteren alaşımlarda ortaya çıkar (Perkins ve Sponholz, 1984).



Şekil 3.6. Şekil hatırlamalı alaşımlarda termomekanik olarak çift yönlü şekil hatırlama olayının sıcaklık-zorlanma eğrisi.

3.3. Dönüşümün Kristaloğrafisi

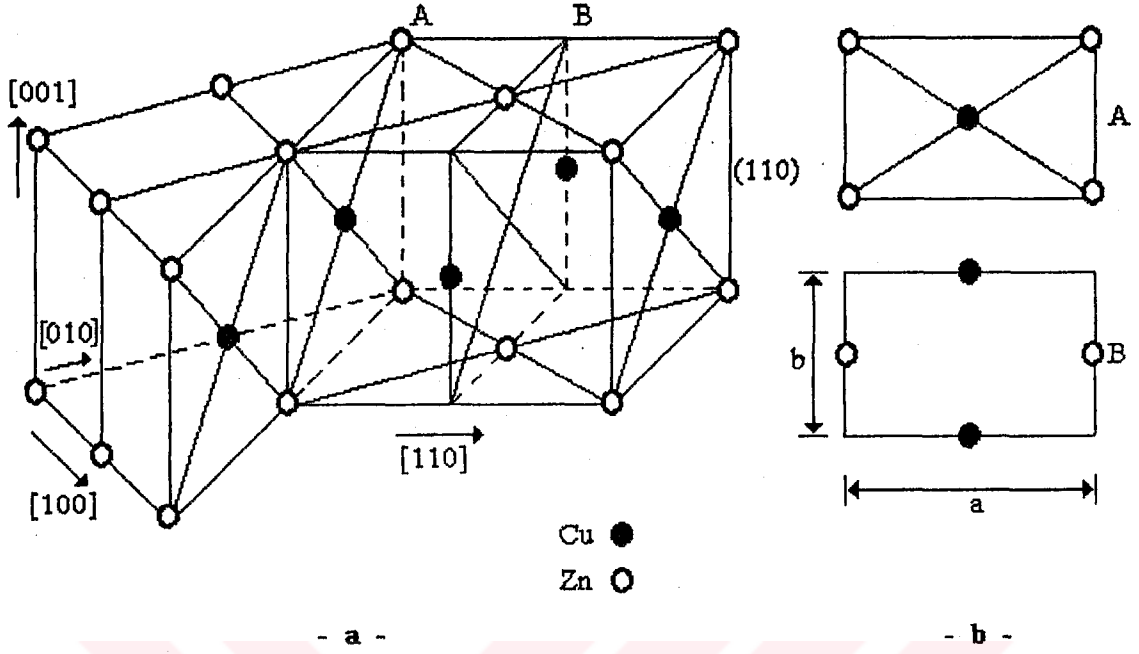
Martensit dönüşümü, difüzyonsuz tabiatının yanı sıra bir kristal yapıdan yeni bir kristal yapıya dönüşümle karakterize edilir. Katılarda, austenit fazdaki kristal yapı, dönüşümle difüzyonsuz olarak martensit faz olarak adlandırılan yeni bir kristal yapı kazanır. Austenit fazdaki B2 ve DO₃ tipi kristal yapılar martensit dönüşüm sonrası fcc, ortorombik veya hegzagonal yapılara dönüşür. Burada ortorombik yapının (martensit yapı) temel düzlemi, bcc yapının (austenit yapı) {110} düzlemlerinden biri üzerine oturtulmuştur. Austenit yapının {110} düzlemlerinden biri martensit yapının temel düzlemi olan {001} düzlemleridir. Eğer oluşan martensit yapının birbirini takip eden her bir düzleminde bazı yerdeğiştirmeler olursa 2H , 3R , 6H , 9R , 18R tipi martensit yapılar meydana gelir (Warlimont ve Delaey, 1974).

B2 tipli düzenli bir yapıya örnek olarak şekil 3.7 a ve b de görüldüğü gibi, CuZn alaışımındaki (110) düzleminde A ve B tabakaları verilebilir (Kubo ve Hirano, 1973). A ve B tabakalarına bazı deformasyonlar uygulanırsa yukarıda bahsedilen yapılar elde edilir. Şekil 3.8 de ise B2 tipli β_2 ana fazdan üretilen periyodik bir tabakalı martensit yapıda sıkı paket düzleminin üç şekli görülmektedir (Miyazaki ve Otsuka, 1989).

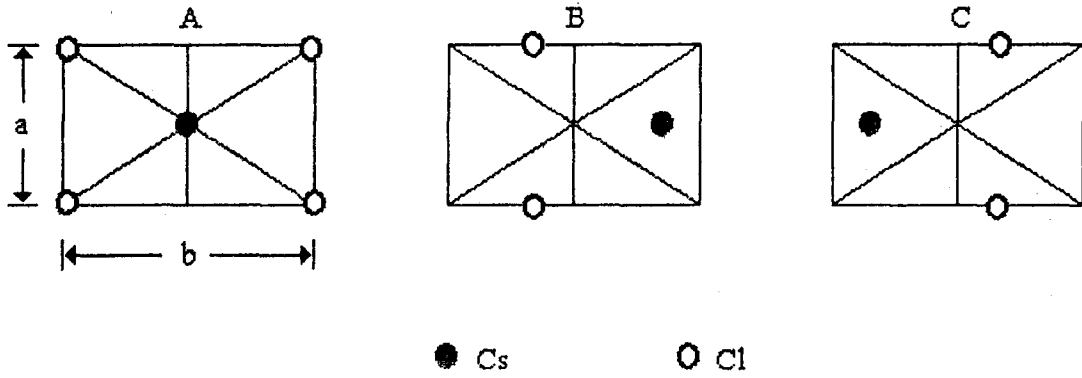
Ana fazın $(0\bar{1}1)_\beta$ temel düzlemleri ve (001) martensit düzlemlerinin yığılma düzeni şekil 3.9 da verilmiştir. İki bitişik düzlem arasındaki relatif yerdeğiştirme $1/2(\sqrt{2}a_0)$ dır. Eğer örgüye $(0\bar{1}1)_{B2}$ de, $[0\bar{1}\bar{1}]$ yönünde bir kesme uygulanırsa 3R(ABC) yapısı elde edilir ve şekil 3.9 b de görüldüğü gibi her düzlemde $(1/3)a$ lık bir kayma görülür.

Ana fazın (011) baz 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 şeklindeki 9R martensit yapı oluşur (Saburi, vd., 1979). Görüldüğü gibi 3R yapısında $[001]_M$ doğrultusunda C boyunca üç ara düzlem, 9R de dokuz ve 18R de ise onsekiz ara düzlem vardır.

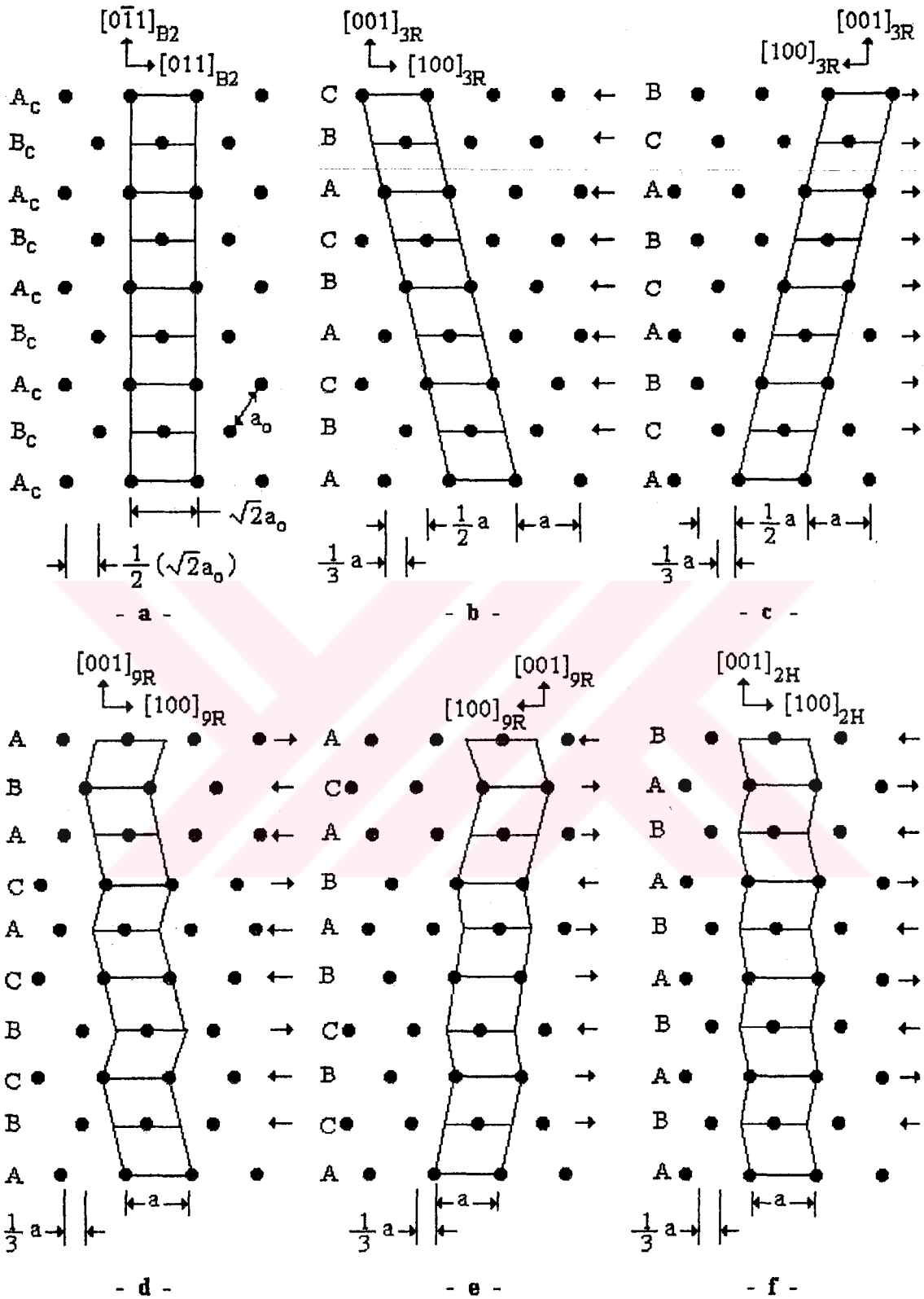
DO₃ düzenine sahip kristal yapıdan 18R tipi martensit yapının nasıl meydana geldiği şekil 3.10 da görülmektedir. Martensit yapının $(001)_M$ temel düzlemi austenit yapının $(0\bar{1}1)_A$ temel düzleminde meydana gelir. Burada martensitik yapı, $[011]_A$ yönündeki bir kesme uygulanmasıyla oluşur. Diğer 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 (Otsuka ve Shimizu, 1986; Andrade ve Delaey, 1984).



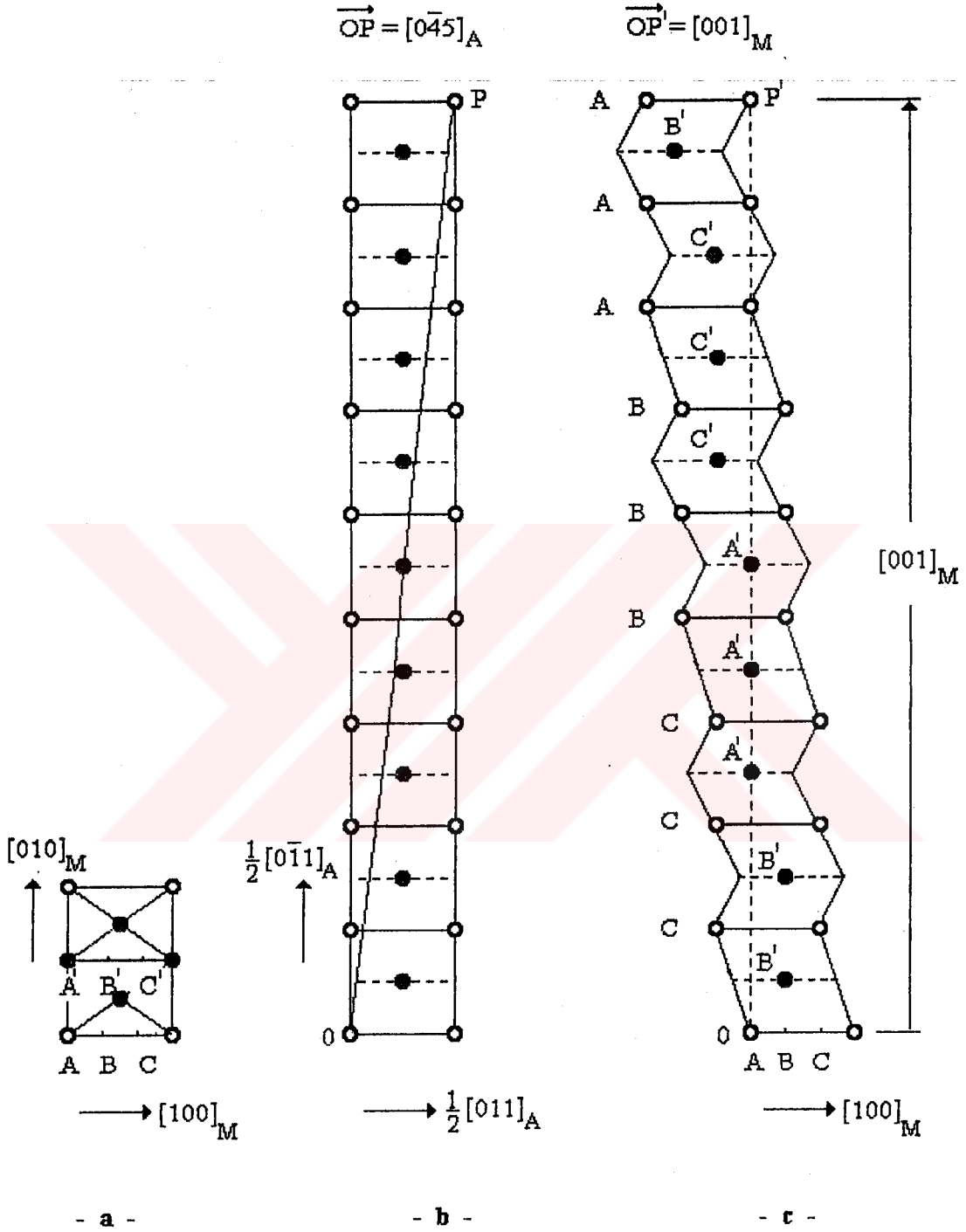
Şekil 3.7. B2 fazının temel yapısı ve (110) düzleminde AB tabakalarındaki atom görünüşleri.



Şekil 3.8. B2 tipi β_2 ana fazdan üretilen periyodik tabakalı martensit yapıda sıkı-paket düzlemlerinin üç tipi.



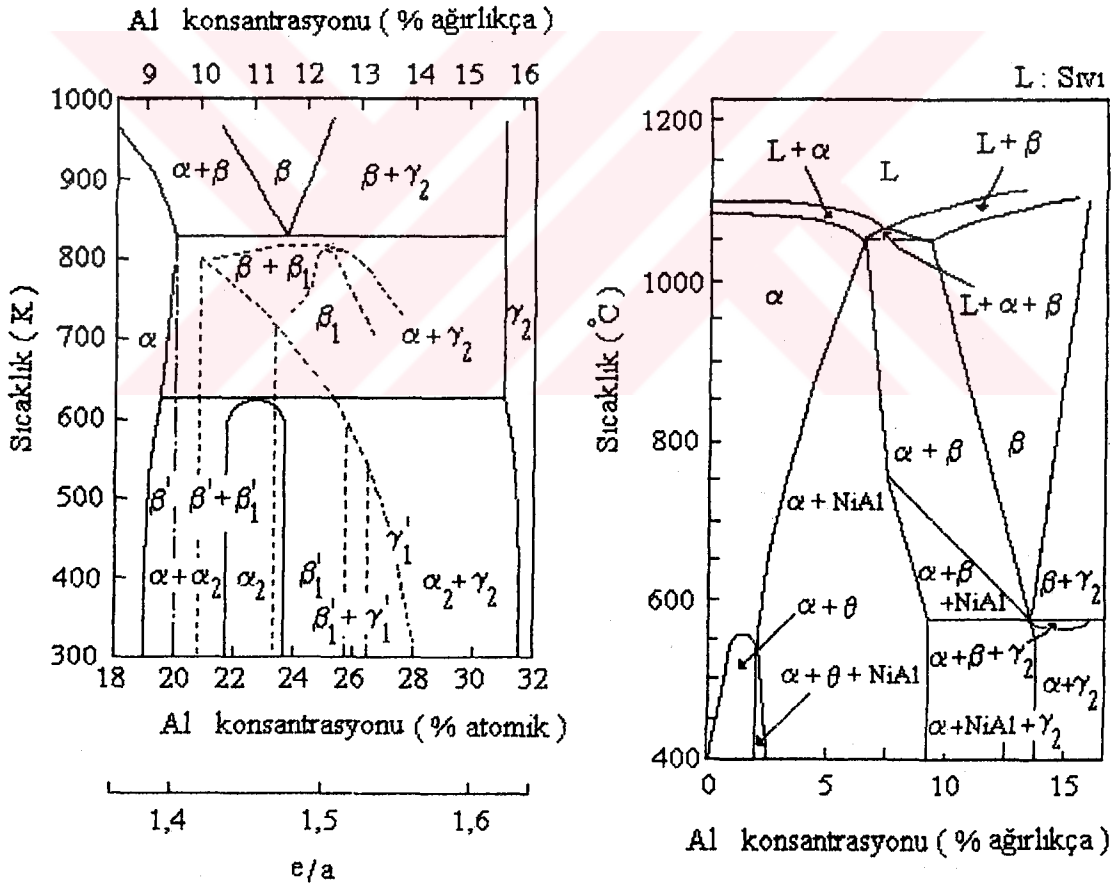
Şekil 3.9. Ana faz $(0\bar{1}1)_\beta$ ve martensit fazın (001) düzlemlerinin yığılım düzeni a) B2, b) 3R(ABC), c) 3R(ACB), d) 9R(ABCBCACAB), e) 9R(ACBCBABAC), f) 2H(AB).



Şekil 3.10. $DO_3 \rightarrow 18R$ dönüşümü, a) Martensit temel düzlemi, b) DO_3 yapısında (110) düzlemlerinin sıralanışı, c) 18R martensit yapısında (001) düzlemleri.

3.4. Faz Diyagramları

Bakır bazlı diğer alaşımlarda olduğu gibi Cu-Al-Ni alaşımlarında şekil hatırlama olayı görülen kompozisyon aralığı, yüksek sıcaklıklardaki, β -faz bölgesidir. Cu-Al-Ni alaşımlarının faz diyagramları şekil 3.11 a da 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) ayrılmış olur. Bununla beraber, eğer numune β -faz bölgesinden hızlı olarak soğutulursa ötektik ayrışım önlenir ve M_s nin altındaki sıcaklıklarda martensit dönüşüm ortaya çıkar. Al konsantrasyonu %11 den daha yüksek olunca, düzensiz β -faz düzenli-düzensiz geçiş sıcaklığı T_c de düzenli β_1 -faza (DO_3 veya Fe_3Al tipi yapıya) dönüşür.



- a -

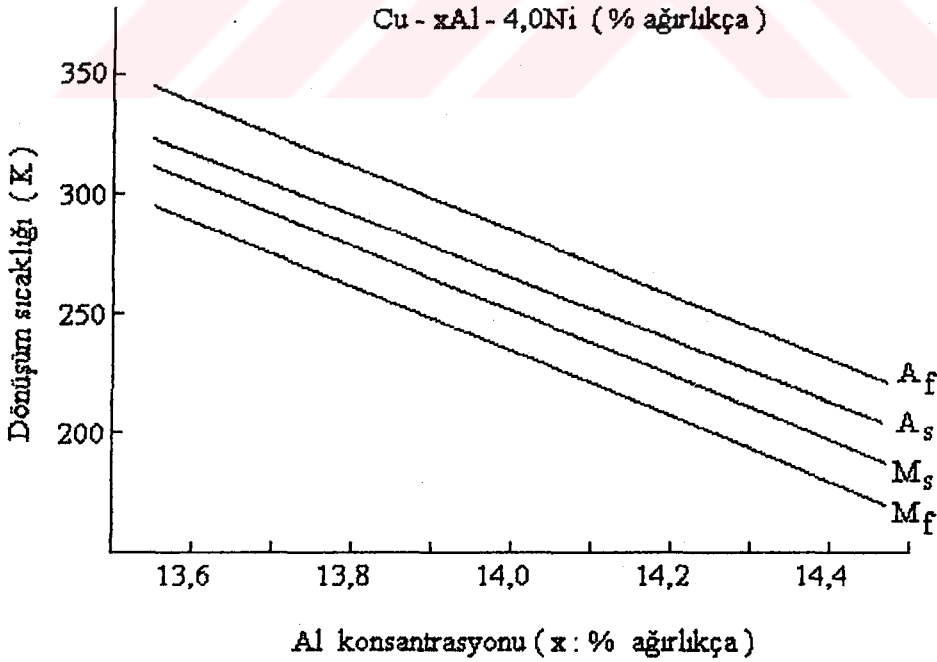
- b -

Şekil 3.11. 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 uzaklaşılır, termoelastik martensit 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 3.11 b deki %3 (ağırlıkça) Ni katkılı Cu-Al-Ni alaşımının faz diyagramı şekil 3.11 a daki ikili Cu-Al alaşımının faz diyagramı ile karşılaştırılır ise, β ve $\beta + \gamma_2$ fazlar arasındaki sınırın, Ni ilavesiyle β -fazın kararlılığı görülerek yüksek Al konsantrasyonuna doğru kaymıştır (Otsuka, vd., 1978; Miyazaki ve Otsuka, 1989).

3.5. Dönüşüm Sıcaklıkları

Bakır - bazlı alaşımların dönüşüm sıcaklıkları, alaşımların soğutma hızına bağlı olduğu kadar kompozisyonlarına da bağlıdır. Şekil 3.12 de sabit %4 (ağırlıkça) Ni konsantrasyonlu Cu-Al-Ni alaşımlarında dönüşüm sıcaklıklarının Al konsantrasyonuyla değişimi verilmiştir. Al konsantrasyonu arttıkça dönüşüm sıcaklıklarının azaldığı görülmektedir (Funakubo, 1987).



Şekil 3.12. Cu-Al-Ni alaşımlarında Al konsantrasyonuna bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarının değişimi (Funakubo, 1987).

Tablo 3.3 de görüldüğü gibi dönüşüm sıcaklıkları Ni konsantrasyonu ile değişir. Fakat bu değişim Al konsantrasyonunun değiştirdiği kadar değildir. Al sabit kaldığı sürece Ni artırıldığında dönüşüm sıcaklığı azalır. Dönüşüm sıcaklıklarını etkileyen diğer bir faktörde tablo 3.4 den görüldüğü gibi soğutma hızıdır. Soğutma hızının artışı ile M_s sıcaklıklarında artış gözlenir.

Tablo 3.3. Cu-Al-Ni alaşımlarında sabit alüminyum oranı için farklı Ni konsantrasyonundaki dönüşüm sıcaklıkları (Funakubo, 1987).

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

Tablo 3.4. Cu-Al-Ni alaşımında M_s sıcaklığı ile soğutma hızı arasındaki bağıntı. Soğutma hızı, soğutma ortamının değişen sıcaklığı (T_{qm}) ile değişmiştir (Funakubo, 1987).

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

4. β -FAZ ALAŞIMLARINDAKİ TERMAL YAŞLANDIRMA OLAYI

Şekil hatırlama olayı geniş çapta soy metal bakır bazlı alaşımları içine alan bir seri alaşım sistemlerinde görülen bir olaydır. Bu alaşımların önemli bir temel özelliği, kritik bir dönüşüm sıcaklığının altında ve üstünde iki ayrı şekil göstermeye yatkınlıklarıdır. Bu kritik sıcaklığın altında martensit yapı oluşmaya başlar ve sıcaklığın düşürülmesiyle büyür. Sıcaklık artışı ile martensit küçülür ve sonunda kaybolur. Dönüşüm esnasında şekil değişimine yol açan kullanılabilir bir kuvvet vardır (Adıgüzel ve Ceylan, 1988). Özelliğine bağlı olarak bu tür alaşımlarla, sıcaklığa karşı duyarlı cihazlar yapılmaktadır.

Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar, basit teknolojileri ve imalatlarıyla, daha ekonomik olmalarından dolayı günden güne bilim adamlarının ilgi odağı haline gelmiştir. Her ne kadar şekil hatırlamalı Cu-Al-Ni alaşımları üzerindeki çalışmalar yetersiz kalsa da bu alaşımların özelliklerinin bazı durumlarda Cu-Zn-Al alaşımlarinkinden daha üstün olduğu bulunmuştur. Cu-Al-Ni alaşımları, çalışma sıcaklığının daha geniş bir alan içerisinde ayarlanabilir ve çok kararlı hatırlama karakterine sahip olmaları nedeniyle önem kazanmıştır (Xinming, vd., 1986).

Bu alaşımlardan hazırlanan bir numunenin, deforme edildikten sonra özel bir sıcaklık üzerine ısıtıldığında orijinal şeklini tekrar kazanması materyalin niteliğini belirler. Bu özellik bakır-bazlı β -faz alaşımlarında görüldüğünden bu alaşımlar şekil hatırlama olayı gösterirler. Bu olay β -fazın termoeplastik martensit dönüşümüyle birleştirilir (Adıgüzel, 1989).

Yapılan çalışmalarda, yaşlandırma olayının alaşımların şeklini geri kazanmanın derecesini etkilemede önemli bir rol oynadığı görülmüştür. Alaşımlar martensitik durumda yaşlanarak ve deforme edilerek şeklini tekrar kazanma derecesinde bir kayıp gösterir. Aynı alaşımlara β -faz bölgesinde bir tavlama yapıldığında geri dönmenin derecesi önemli bir oranda korunur.

Termal çevrim sonucunda kullanılan cihaz bileşeninin maksimum şekil kazanma oranında giderek artan bir azalma ve çalışma sıcaklıklarındaki değişmelere bağlı olarak şekil hatırlama olayının tabiatında genellikle bir kararsızlık görülür. Bundan dolayı bu tür cihazlar bulundukları ortamın sıcaklıklarından gerek çalışmaları esnasında ve gerekse çalışmadıkları durumda etkilenirler. β -fazlı alaşımlardan yapılan cihazlarda, termal çevrimler ve cihazın kullanılma süresi alaşımın özelliğine göre seçilir. Uzun termal çevrimler, yaşlandırma etkilerine karşı alaşımın, makroskobik ve mikroskobik düzeyde kararlılığını koruması ve uygulanan zorlara karşı çevrimlerden fazla etkilenmemesi bu tür cihazlarda aranan özelliktir. Yaşlandırma etkileri, yaşlandırma sıcaklığı ve yaşlandırmanın ana veya martensit fazda yapılmasına göre

farklı olarak ortaya çıkar. Yaşlandırma etkileri atomik difüzyona eşlik ettiği gibi element ilavesi de difüzyona etki eder.

4.1. Ana Fazda Yaşlandırma

Bakır bazlı alaşımlarda ana fazdaki yaşlandırma işlemi, soğutmadan sonra düzen derecesinin değişmesi ve çökelti fazlarının meydana gelmesi gibi homojenliği bozan etkiler ortaya çıkarabilir. Bakır bazlı alaşımlarda, soğutma esnasında reaksiyon düzeni iki aşamada ortaya çıkar. Birinci aşamada düzensiz örgü belli bir sıcaklık bölgesinde B2 tipi süper örgüye; ikinci aşamada ise daha düşük bir sıcaklık bölgesinde B2 süper örgüsü DO_3 tipi süper örgüye dönüşür. Bu alaşımlarda özellikle DO_3 düzeni ve M_s sıcaklıkları alaşımın kompozisyonuna sıkı sıkıya bağlıdır. Bu alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda düzensiz (disordered) bcc yapıdadırlar. Sıcaklık düşüşü ile alaşım kompozisyonuna bağlı olarak B2 veya DO_3 düzenli yapıya dönüşürler. $Bcc \rightarrow B2$ ve $bcc \rightarrow DO_3$ dönüşümleri belli sıcaklıklarda ortaya çıkar. Bu sıcaklıklar sırasıyla T_{B2} ve T_{DO_3} ile gösterilirler ve termal analiz veya DSC deneyleri ile tayin edilirler. Şekil 4.1 de, Cu-%13,3Al-%21,4Zn alaşımının soğutulması ile bulunan iletkenlik eğrisinde T_{B2} ve T_{DO_3} geçiş sıcaklıkları görülmektedir. Burada T_{B2} , düzensiz β (bcc) yapıdan düzenli B2 yapıya ve T_{DO_3} ise düzensiz β -fazdan DO_3 yapıdaki düzenli β -faza geçiş sıcaklıklarıdır (Rapacioli ve Ahlers, 1977). Soğutulma ile $\sim 550^\circ C$ civarında B2 (CsCl) yapı ve $\sim 270^\circ C$ civarında da DO_3 (Cu_3Al) yapının meydana geldiği görülmektedir. B2 veya DO_3 fazlarının kararlı olduğu sıcaklık bölgesinden hızlı soğutma ile ara fazlar oluşmadan kaynağı B2 ve DO_3 düzenindeki yapılar olan martensit dönüşümleri sağlanır. Buna bağlı olarak B2 fazından 9R , DO_3 fazından ise 18R yapıli martensit oluşur. T_{DO_3} sıcaklığından yukarı ve aşağı sıcaklıklara soğutma yapılırsa sırasıyla DO_3 düzeninde küçük ve büyük domainler meydana gelir (Dunne ve Kennon, 1982).

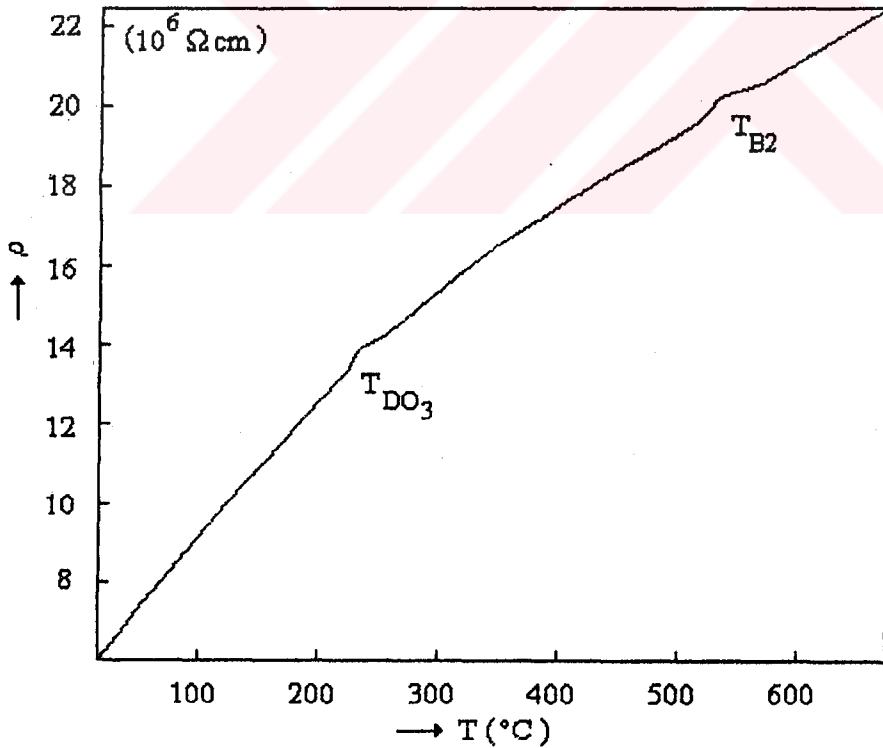
Alaşımların belli sıcaklıklarda yaşlandırılması ile M_s ve A_s sıcaklıklarında şekil 4.2 de görüldüğü gibi artışlar gözlenir. Bu alaşımlar soğutma sonrası $B2 \rightarrow DO_3$ geçiş sıcaklığı üzerindeki sıcaklıklarda ani tavlama tabi tutulursa M_s ve A_s sıcaklıkları yaşlandırma öncesi değerlerine geri dönerler (Miyazaki ve Otsuka, 1989).

Ana fazda ortaya çıkan yaşlandırma etkilerinin bir başka sebebi γ_2 fazının çökmesidir. Şekil 4.3 de, Cu-5,0Al-3,0Ni (% ağırlıkça) alaşımı için $200^\circ C$ ile $400^\circ C$ arasındaki bazı sıcaklıklarda yaşlandırma süresince Vickers sertliğindeki ve şekil kazanma oranındaki değişimler görülmektedir (Funakubo, 1987). Bu grafiklerde sertliğin artması ile şekil kazanma oranındaki azalmanın aynı yaşlandırma sıcaklığında

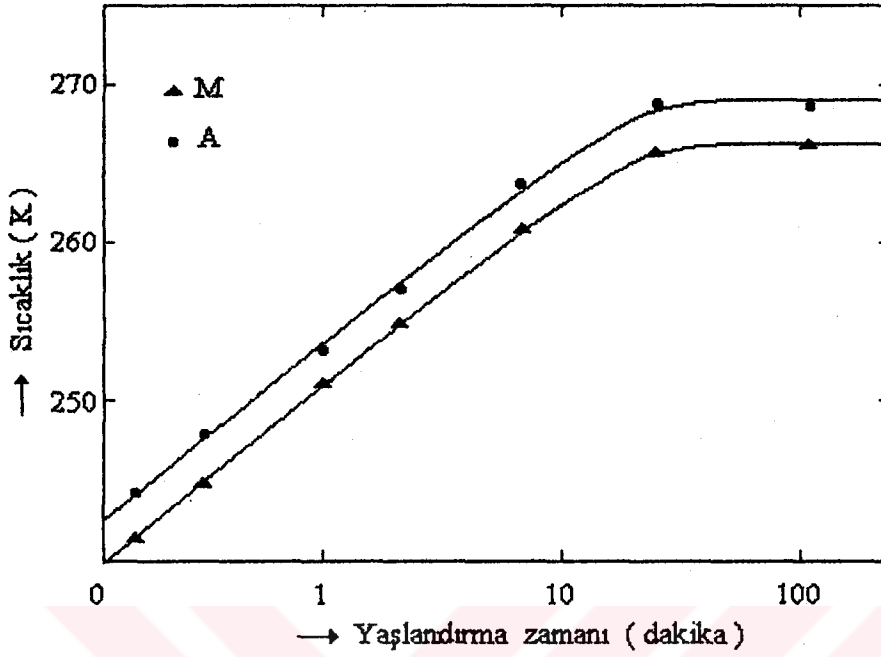
başlaması nedeniyle, bu iki olay γ_2 -fazının çökmesi ile açıklanır. Burada γ_2 -fazının oluştuğu faz geçişi, β_1 -fazının örgü parametrelerini küçülterek yapıyı sertleştirir ve ayrıca çözünen Al ve Ni atomlarının ana fazını ortadan kaldırır. Bu sonuç, sertlikte artışı başlatmak için gereken yaşlandırma süresinden sonra mikroyapı içinde çökelti oluşmasıyla açıklanır (Kennon, vd., 1982).

4.2. Martensitik Fazda Yaşlandırma

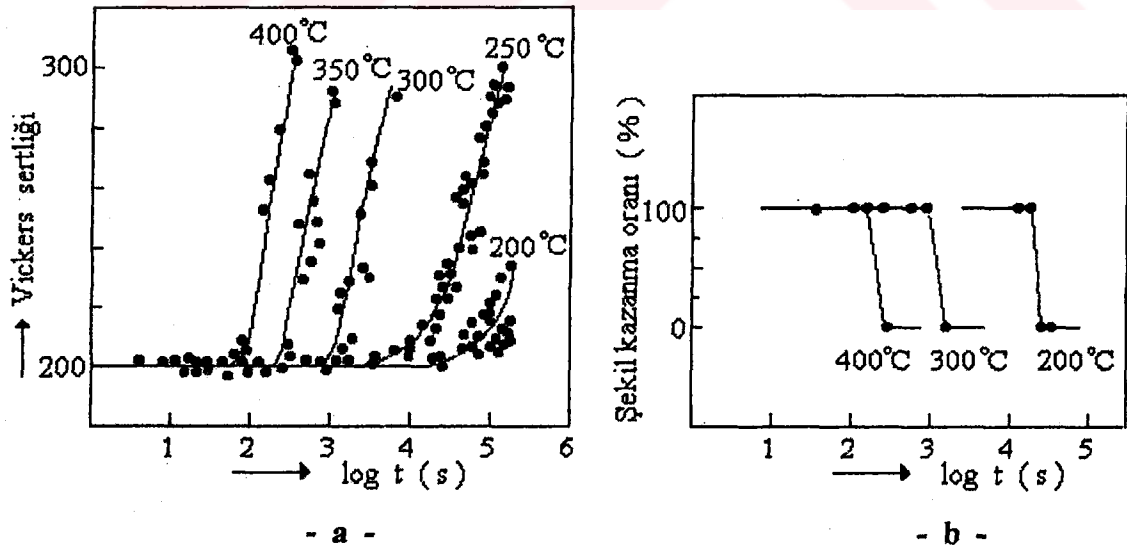
Şekil hatırlamalı alaşımlardaki martensit dönüşüm sıcaklığı, bu sıcaklığın üzerindeki ve altındaki sıcaklıklarda yaşlandırmayla farklı şekilde etkilenebilir. Bu şartlar altında tabi olarak ters dönüşüm engellenebilir ve martensit yapı kararlı hale gelir. Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar düşük sıcaklık yaşlandırma etkilerine karşı hassas olup yaşlandırma, bu alaşımların dönüşüm davranışlarını değiştirebilir. M_s değerindeki değişimler ya M_s üzerindeki yaşlandırma işlemlerinden ya da alaşımın M_s üzerinde farklı soğutma işlemlerine tabi tutulmasından doğar (Scarsbrook, vd., 1984).



Şekil 4.1. Cu-%13,3Al-%21,4Zn alaşımında sıcaklığa bağlı öz direnc değişimi . T_{B2} ve T_{DO_3} geçiş sıcaklıklarında değişme olmaktadır (Rapacioli ve Ahlers, 1977).



Şekil 4.2. CuZnAl alaşımında dönüşüm sıcaklıklarının yaşlandırma zamanı ile değişimi. (Miyazaki ve Otsuka, 1989).



Şekil 4.3. CuAlNi alaşımında oda sıcaklığında yaşlandırma zamanının fonksiyonu olarak a) Vickers sertliğinin değişimi , b) Şekil kazanma oranının değişimi (Funakubo, 1987).

Alaşımların martensit faz bölgesinde yaşlandırılması, geri dönme oranını ve dönüşüm histeresizini etkiler. Martensitin ısıtma hızının yüksek olması ters dönüşümü ve komple biçim dönüşümünü ilerlettiği halde yavaş ısıtma esnasında oluşan yaşlandırma ters dönüşümü ve komple biçim geri dönüşümünü engelleyebilir (Stice ve Wayman , 1982).

Martensit dönüşümler genel olarak atomların toplu hareketiyle ortaya çıkar ve böylece martensit faz, ana fazın atomik düzenini korur. Bundan dolayı, martensit fazdaki atomların yeniden düzenlenmesiyle serbest enerjilerinde belli bir oranda düşüş meydana gelir. Martensit faz daha kararlı olduğundan bu yeni düzenleniş ters dönüşüm sıcaklıklarının artmasına sebep olur. Bunun sonucunda, alaşımların dönüşüm sıcaklıkları yeterince yüksek ise, β -faz yaşlandırmasına ek olarak martensit faz şartlarında yaşlandırmak da mümkündür. Bu tür bir yaşlandırma işlemi, martensit fazın mekanik davranışını etkileyerek alaşımların sonraki dönüşüm karakteristiklerini değiştirebilir (Miyazaki ve Otsuka, 1989).

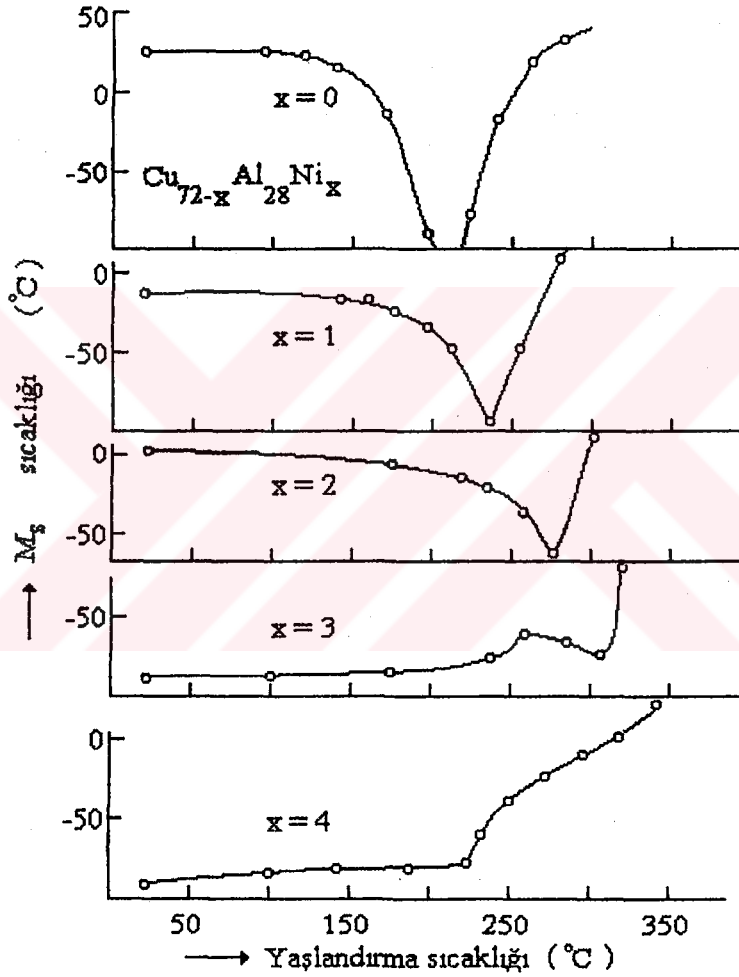
Martensit şartlarda yapılan yaşlandırma işlemleri sonucu atomların yeniden düzenlenişi difüzyona da sebep olduğundan dolayı, pratik uygulamalarda şekil hatırlama karakteristiklerinin kararlı olması için atomik difüzyonun önlenmesi önemlidir. Numune martensit halde iken yaşlandırılır ya da yavaşça ısıtılırsa, martensit yapı kararlı olur ve normal halde ana faza dönüşmez. Böylece, bir CuZnAl alaşımı martensit faz alanına soğutulduğunda ters dönüşüm sıcaklığının (A_s) bir miktar arttığı görülür. Bu artış, alaşımların kompozisyonuna kısmen bağlıdır. Bununla birlikte, alaşımların belli sürelerde ana faz alanında yaşlandırılması ile kararlılığa olan hassasiyeti azalır. (Scarsbrook, vd., 1984).

4.3. Yaşlandırmaya Üçüncü Elementin Etkisi

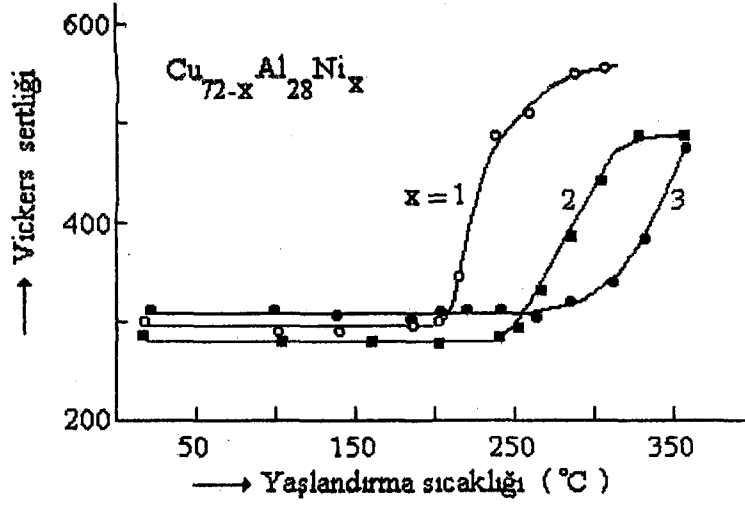
Yaşlandırma işlemleri bakır bazlı alaşımlarda görülen şekil hatırlama olayı üzerinde çok etkilidir. Bu yüzden CuAlNi alaşımındaki Ni konsantrasyonu yaşlanma olayında etkilidir. CuZnAl alaşımlarında ana fazdaki yaşlanma olayına bakıldığında, Al konsantrasyonu fazla iken $B2 \rightarrow DO_3$ düzenli geçişi, düşük Al konsantrasyonlu numunelerdekinden daha yüksek sıcaklıklarda oluşur. $B2 \rightarrow DO_3$ geçiş sıcaklığındaki değişiklik yaşlanma olayında da farklılık ortaya çıkarır.

Aynı şekilde CuAlNi alaşımında Ni konsantrasyonunun etkisi M_s sıcaklığını değiştirir. Bu değişim şekil 4.4 te görülmektedir. Numunelerin M_s sıcaklıkları Ni konsantrasyonuna kuvvetlice bağlı olduğundan bu sıcaklık çok karışık bir şekilde değişir. Numunelerin sertlikleri de şekil 4.5 te görüldüğü gibi sabit bir yaşlandırma

zamanı için yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak değişir. Sertliğin artmaya başladığı nokta, γ_2 çözeltisinin oluşmaya başladığı sıcaklığa karşılık gelir. Bu sıcaklık noktası, Ni konsantrasyonunun artmasıyla daha yükseğe kayar. Bu durum Ni nin, Cu ve Al nin difüzyonunu sınırladığını gösterir. Gerçekte yüksek Al konsantrasyonlu CuAl alaşımlarında difüzyon hızlıdır ve γ_2 -fazının çökmesi soğutmayla dahi önlenemez (Funakubo, 1987).



Şekil 4.4. CuAlNi alaşımlarında farklı Ni(x) konsantrasyonu için M_s dönüşüm sıcaklığının yaşlandırma sıcaklığı ile değişimi (Funakubo, 1987).



Şekil 4.5. CuAlNi alaşımlarının Vickers sertliğinin farklı Ni(x) konsantrasyonu için yaşlandırma sıcaklığı ile değişimi (Funakubo, 1987).

Daha öncede bahsedildiği gibi Ni konsantrasyonu düşük alaşımlarda, difüzyon hızlı olduğundan bir DO_3 yapısı içinde düzenli dönüşüm soğutma ile tamamlanır. Yüksek Ni konsantrasyonlu numunelerde Ni difüzyonu geciktirir. Düşük sıcaklıkta yaşlanma durumunda atomik düzensizlik devam eder ve M_s sıcaklığına kadar sürer. CuAlNi alaşımına manganez ilave edilerek alaşımın elektron/atom oranı azalır. Boron ve zirkonyum ilave edildiğinde tanelerin (Grain) büyüklükleri küçülür. İlave elementler alaşımın zora karşı şekil kazanma oranını da değiştirirler (Morris, 1992).

4.4. Termal Dönüşüm Çevrimlemesi

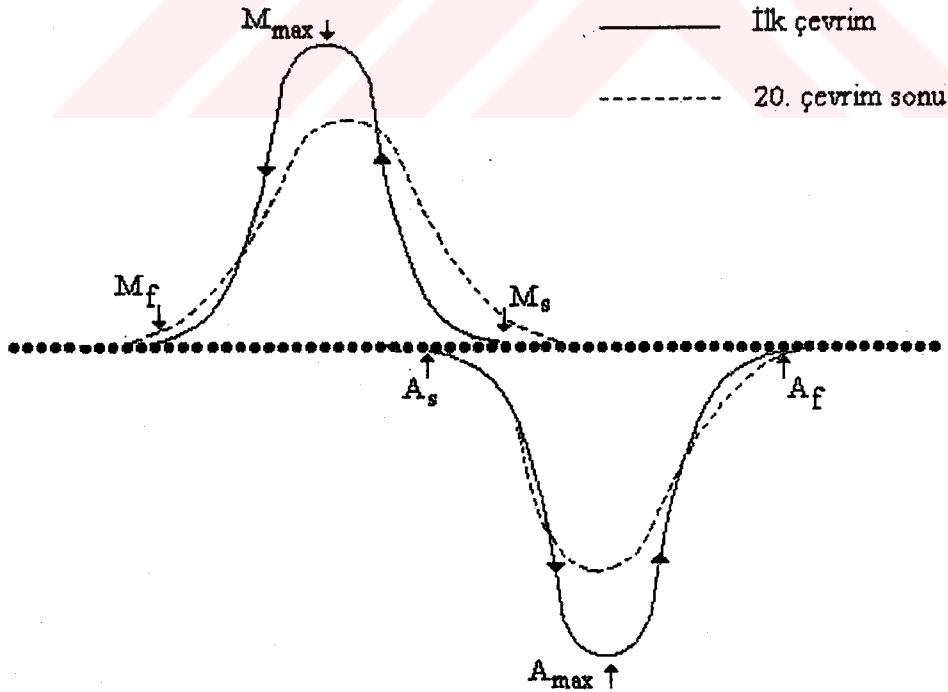
Belirli alaşımlar, sürekli deformasyon ihtiva eden zorlanmaya maruz kaldıklarında orijinal şekillerine geri dönebilme özelliklerine sahiptirler. Şekil hatırlama olayı olarak tanımlanan bu olaylar, termoelastik martensit dönüşümün doğrudan bir sonucudur. Böyle dönüşümlerde denge, martensit kristalleri etrafında ortaya çıkan elastik enerji ve dönüşüme eşlik eden kimyasal serbest enerji arasında kurulur.

Termoelastik martensit dönüşüm kavramı, austenit $\leftrightarrow$ martensit dönüşümlerinde hiç bir tersinmez davranış bulunmadığını belirtir. Ayrıca dönüşüm çevrimlenmesinin bir sonucu olarak çevrim esnasında dislokasyon dizilerinin oluşmasıyla dönüşüm çevrimi etkileri ortaya çıkmaktadır (Perkins ve Muesing, 1983).

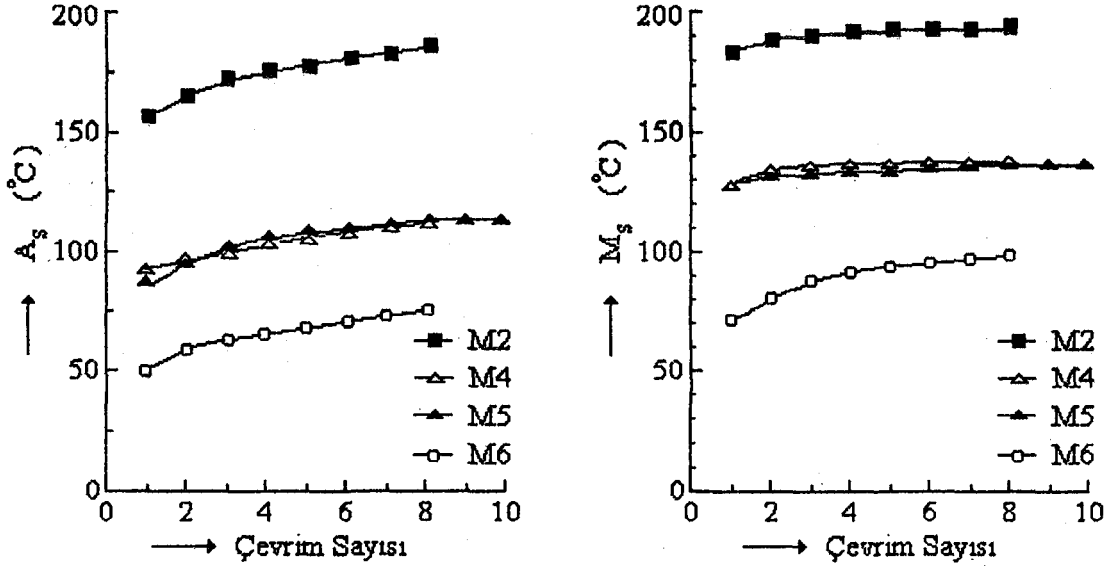
Şekil hatırlamalı alaşımlardan yapılan cihazlar kullanım esnasında çok sayıda termal çevrime maruz kalmaktadır. Bu çevrimlere karşı alaşımların gösterdiği tepkinin önceden bilinmesi önemlidir. Dönüşüm çevrimlemesiyle ortaya çıkan makroskobik etkilerin bazılarının gözlenmesi ve açıklığa kavuşturulması mümkündür. Şekil hatırlamalı alaşımların kullanıldığı cihazlarda özellikle düşük maliyetleri ve kolayca şekil verme özelliklerinden dolayı bakır bazlı alaşımlar tercih edilmektedir. Bu alaşımların dönüşüm sıcaklıklarının ve mekanik tepkilerinin bu çevrimler esnasında kararlılığını koruması, istenilen bir alaşım özelliği olarak ortaya çıkmaktadır (Stice ve Wayman, 1982 ; Friend, 1986).

CuZnAl alaşımına uygulanan bir termal çevrim sonucunda, şekil 4.6 da görüldüğü gibi, M_f ve A_{max} azalırken A_s hemen hemen aynı kalır. M_s , A_f ve M_{max} ise tamamen yükselir. Burada martensit ve austenit piklerinin histeresizi azalır (Perkins ve Muesing, 1983).

Cu-12Al-4Ni-3Mn (% ağırlıkça) alaşımına farklı miktarlarda Boron ilave edilerek 820 °C de 30 dakika bekletildikten sonra soğutulup bu alaşıma daha sonra termal çevrim uygulandığında A_s ve M_s değerlerinin relatif olarak değiştiği gözlenmiştir. Çevrim sayısının bir fonksiyonu olarak bu değişimler şekil 4.7 de gösterilmiştir. Hem martensit hem de ters dönüşüm sıcaklıkları düşük boron konsantrasyonlu alaşımlarda daha düşüktür (Morris ve Gunter, 1992).



Şekil 4.6. CuZnAl alaşımında DSC dönüşüm profillerinin çevrimlemeyle değişimi (Perkins ve Museing, 1983).



Şekil 4.7. Cu-12Al-4Ni-3Mn (% ağırlıkça) alaşımına farklı miktarlarda Boron ilave edilmesiyle termal çevrim sayısına göre A_s ve M_s sıcaklıklarının değişimleri (Morris ve Gunter, 1992).

4.5. Mikroyapısal Düzen

Mikroyapısal düzen, şekil hatırlamalı alaşımlarda şeklini hatırlama etkisi için en önemli şartlardan biridir. Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar A_f üzerindeki bir sıcaklıkta tutulduğu sürece ana faz düzeninde bulunur.

Şekil hatırlama özelliğine sahip CuAlNi alaşımı, Cu_3Al alaşımına yakın bir kompozisyona sahiptir. Yüksek sıcaklıkta CuAlNi alaşımı düzensiz bcc β -fazından düzenli fcc β_1 -fazına (DO3 tipi) düzenli - düzensiz dönüşümü gösterir. β_1 -fazi dengesiz bir faz olmasına rağmen , yüksek sıcaklık β -fazından soğutulduktan sonra elde edildiğinden oda sıcaklığında kararlı kalır. Daha düşük sıcaklıkta β_1 -fazi martensit dönüşümüne uğrayarak ortorombik γ -fazına geçer (Dvorack, vd., 1983; Morris, 1992).

Bakır bazlı alaşımlarda martensit $(110)_\beta$ bazal düzlemi üzerine kurulur. Bazal düzlem aynı büyüklükte atomlardan oluşması halinde, bazal düzlem tam eşkenar bir üç açılı biçiminde olur. Böylece, temel düzlemdeki örgü parametrelerinin a/b oranı 18R martensiti için $\sqrt{3}/2$ ve 9R martensiti için $\sqrt{3}$ olur. Bazal düzlem atomlarının farklı büyüklükte olmaları halinde a/b oranı 18R martensiti için $\sqrt{3}/2$ den ve 9R martensiti için $\sqrt{3}$ den daha küçük olur. Ortorombik bir örgüdeki kristal düzlemlerinin aralığı

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad 4.1$$

denklemini kullanılarak bulunabilir. Düzensiz durumda, atom boyutları ortalama olarak eşit alınarak, indisler

$$\frac{h_1^2 - h_2^2}{3} = \frac{k_2^2 - k_1^2}{n} \quad 4.2$$

eşitliğini sağlayan bazı (h_1k_1l) ve (h_2k_2l) kristal düzlem çiftlerindeki örgü mesafeleri eşit olur. Burada 18R martensiti için a/b oranı $\sqrt{3}/2$ olduğundan $n = 4$ ve 9R için a/b oranı $\sqrt{3}$ olduğundan $n = 1$ dir. Bu şartlar altında (h_1k_1l) ve (h_2k_2l) düzlemlerine ait difraksiyon çizgileri üst üste biner. Ana faz düzenli bir durumda olduğu zaman, a/b oranı 18R martensiti için $\sqrt{3}/2$ den ve 9R martensiti için $\sqrt{3}$ den daha küçük olur ve (h_1k_1l) düzlemleri aralığı (h_2k_2l) düzlemininkine eşit olmaz. Böylece difraksiyon çizgileri ayrılır. Düzlem çiftleri 9R martensiti için $(1\bar{1}5)$ ve (205) ile $(\bar{1}11)$ ve (201) düzlem çiftleri 18R martensiti için (1210) ve $(20\bar{1}0)$ veya $(12\bar{2})$ ve (202) gibi düzlem çiftlerine ait difraksiyon pikleri yukarıdaki denklemini sağlar. Bu düzlemlere ait pikler düzenli durumda yarırlılar ve yarıma mesafesi yani Δd düzen derecesiyle artar. Bu nedenle Δd , β -tipi martensitin düzen derecesini belirtmek için kullanılabilir (Xuan, vd., 1987 ; Adıgüzel, vd., 1989).

5. DENEYSEL İŞLEMLER

Şekil hatırlama olayı gösteren CuAlNi alaşımları üzerinde yaşlandırma etkilerinin incelendiği bu çalışmada kullanılan iki farklı alaşım Fransa'dan TREFIMETAUX Centre de Recherche' den sağlandı. Bu CuAlNi alaşımlarından biri 250 mm uzunluğunda 8 mm eninde ve 2 mm kalınlığında bir plaka şeklinde, diğeri ise 250 mm uzunluğunda 4 mm çapında çubuk halindedir. Her iki CuAlNi alaşımının kimyasal kompozisyonu tablo 5.1 de verilmiştir (Burada plaka şeklindeki numune Alaşım 1, çubuk halindeki numune de Alaşım 2 olarak adlandırıldı).

Tersinir şekil hatırlama olayı gösteren her iki alaşımdan elde edilen numuneler belirli ısıt işlemlerden sonra yaşlandırma etkilerinin incelenmesi için aşağıdaki teknikler kullanıldı ;

- a) Örgü mesafelerinin ve düzenin belirlenmesi için x-ışını toz difraksiyon metodu,
- b) Dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi için Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) ölçümleri,
- c) Sertlik değişimleri için Vickers sertlik ölçümleri,
- d) Difraksiyon veren düzlemleri belirlemek için Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) gözlemleri,
- e) Optik Mikroskobuyla metalografik gözlemler.

Tablo 5.1. Bu çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları.

Alaşım No	% ağırlık			% atomik			e/a oranı
	Cu	Al	Ni	Cu	Al	Ni	
1	85,18	11,00	3,82	73,92	22,48	3,58	1,4852
2	85,62	11,00	3,38	74,33	22,49	3,17	1,4814

5.1. Isıl İşlemler

Her iki alaşımdan toz numuneler elde edilirken eğeleme esnasında ve parça numuneler elde edilirken kesim esnasında oluşan zor-zorlanma etkisinin kaldırılması ve homojenleşmeleri için numuneler aşağıdaki ısıtıl işlemlere tabi tutuldular. Bu ısıtıl işlemler;

1) Alaşım 1 için ;

a - 930 °C de (β -faz alanında) 30 dakika süreyle ısıtılıp β -tipi martensit yapıya dönüşümün sağlanması için tuzlu - buzlu su içerisine atılarak ani soğutuldular.

b - İkinci bir ısıtıl işlem olarak (a) şıkında soğutulan numuneler hemen austenit faz bölgesinde 330 °C de 30 dakika ısıtılıp tekrar tuzlu - buzlu suda soğutuldular.

2) Alaşım 2 için ;

a - Vakumlanmış tüp içerisindeki numune 920 °C de 30 dakika süreyle ısıtılıp tuzlu - buzlu suda ani soğutma yapıldı.

b - (a) işlemine tabi tutulan numune austenit faz bölgesindeki bir ara sıcaklıkta 280 °C de 30 dakika ısıtılıp tuzlu - buzlu suda soğutulmuşlardır.

Bu ısıtıl işlemler, hem x-ışını difraksiyonu alınan vakumlu toz numunelere hem de metalografik ve diğer ölçümler yapılan numunelere uygulanmıştır. •

5.2. X-ışını Difraksiyon Ölçümleri

Düz ve yuvarlak numunelerden çelik ege ile eğelenmek suretiyle toz halinde numuneler elde edildi. Toz halindeki numuneler, eğelenme esnasında karışabilecek demir tozlarını ayırmak için mıknaş ile temizlendi. Bu toz numuneler ayrı ayrı kuartz tüplere dolduruldu. Isıl işlem esnasında oksitlenmeyi önlemek için kuartz tüplere önce argon gazı verildi ve vakum pompası (Rotary Vakum Pompası) ile tüp içerisindeki gazlar boşaltıldı. Bu işlem bir kaç defa tekrarlanarak , tüp vakum altında iken oksitlenilen ocağı yardımı ile ağzı kapatıldı. Böylece ısıtıl işlem esnasında oksitlenmeler önendi. Eğelenme sonucu oluşabilen zor-zorlanma etkisinin kaldırılması ve homojenleştirme amacıyla , düz ve yuvarlak numuneler ısıtıl işlemler kesiminde belirtildiği gibi ayrı ayrı iki farklı ısıtıl işleme tabi tutuldu. Bu ısıtıl işlemler ;

1) Alaşım 1 için;

a- 930 °C de (β -faz alanında) 30 dakika süreyle ısıtıldı. Bu toz numunenin β -tipi martensit yapıya dönüşmesi için ısıtılma sonunda tuzlu - buzlu su içerisine atılarak ani soğutma işlemi gerçekleştirildi.

b - İkinci bir ısıtım işlemi olarak (a) şıkkında soğutulan kuartz tüp içerisindeki toz numunenin bir kısmı hemen 330 °C de 30 dakika tekrar ısıtılıp tuzlu - buzlu suda soğutuldu.

2) Alaşım 2 için ;

a - Tüp içerisindeki numune 920 °C de 30 dakika süreyle ısıtıldı ve tuzlu - buzlu suda ani soğutma yapıldı.

b - (a) işlemi uygulanan numunenin bir kısmı 280 °C de 30 dakika tekrar ısıtıldı ve tuzlu - buzlu suda soğutuldu.

(a) ve (b) işlemleri ayrı ayrı uygulanan toz numuneler kuartz tüplerden boşaltıldıktan sonra x-ışını difraktometresinde (Philips SW 1050-25) ilk x-ışınları difraktoğramları alındı. Daha sonra oda sıcaklığında yaşlandırılarak belli aralıklarla x-ışını difraksiyon ölçümleri yapıldı. Her iki gruptaki deneylerde farklı yaşlandırma zamanlarında difraktoğram elde edilmesi için filtre edilmiş Cu-K α radyasyonu kullanılmış olup, bu ışının dalga boyu 1,5418 Å dur. Alınan tüm difraktoğramlar için difraktometre tarama hızı 2°/dakika olarak alınmıştır.

5.3. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçümleri

Bu deney grubunda kullanılan numuneler , her iki alaşımdan küçük parçalar kesilerek elde edilmiştir. Ters dönüşüm (martensit - austenit) sıcaklıklarının tayini için ölçüm yapılmadan önce numuneler, yukarıdaki ısıtım işlemlere tabi tutularak kesme sonucu oluşabilen zor-zorlanma etkisinin kaldırılması ve homojenleşmeleri sağlandı. Isıtım işlemlere tabi tutulup soğutulan numunelerin ters dönüşüm sıcaklıklarının tayin edilmesi için hemen Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (Dupont 990) ile ölçümler alındı. Daha sonra oda sıcaklığında yaşlandırılarak değişik zamanlarda DSC ölçümleri tekrarlandı ve numunelerin ters dönüşüm sıcaklıkları bulundu. Bu ölçümlerde ısıtım hızı 5 °C /dakika olarak seçildi.

İkinci bir işlem olarak, Alaşım 1 numunesi 930 °C de ve Alaşım2 numunesi de 920 °C de homojenleştirildi ve tuzlu-buzlu suda soğutuldu. Daha sonra numuneler termal dönüşüm çevrimlemesine tabi tutularak belirli çevrim sayıları sonunda DSC ölçümleri yapıldı. Bu ölçümlerde SHIMADZU DSC-50 termal analizörü kullanıldı. Her termal çevrim sonunda numuneler A_f sıcaklığının üstündeki bir sıcaklıktaki su banyosunda kısa bir süre tutuldular.

5.4. Sertlik Ölçümleri

Küçük parçalar halinde bulunan numuneler ısıtma işlemleri kesiminde belirtilen işlemlere tabi tutulduktan sonra bakalit içerisine gömüldüler. Oda sıcaklığında yaşlandırılarak değişik zamanlarda Vickers sertlik ölçümleri yapıldı. Bu ölçümler Ernst Leitz GMBH D-6330 Wetzlar marka, 136° piramit elmas uc, 10 gr ile 2 kg arası yük uygulama kapasiteli ve uygulama süresi 30 sn olan Mikro Sertlik Cihazı kullanılarak yapıldı. Ölçümler esnasında 200 gramlık yük kullanılarak her numuneden bir ölçüm esnasında dört değer alındı. Vickers sertlik değeri, kg olarak ifade edilen deney yükünün mm^2 olarak ifade edilen iz alanına bölümüdür. $VSD = 2P \sin(\alpha/2)/d^2$ formülü kullanılarak VSD sertlik değeri hesaplanır. Burada P; kg-f cinsinden uygulanan kuvvet, α tepe açısı (136°) ve d, taban köşegenidir. Bu sertlik değeri birim olarak VSD/0,2./30 şeklinde yazılır. Bu ifade de 0,2; kg olarak uygulanan deney yükünü, 30 ise saniye olarak deney yükünün uygulanma zamanını gösterir.

5.5. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) Gözlemleri

Elektron mikroskobunda kullanılmak üzere her iki alaşımdan 3 mm çapında disk şeklinde parçalar kesildi. Bu diskler eğelenerek çok ince yaprak haline getirildi (0,3 mm kalınlık). Ölçüm yapılacak deliklerin elde edilebilmesi için diskler, sıcaklığı sıvı azot yardımı ile -10 °C nin altına düşürülen metanol kullanılarak hazırlanan %20 HNO_3 -%80 Metanol çözeltisinde inceltildiler. Elektronik parlatma cihazı kullanılarak (- 25 °C de 17 volt gerilim ve 1,8 Amperlik bir akım uygulandı) diskler delindi ve elektron mikroskobunda ölçüm yapılacak hale getirildi. Delinen bu numuneler Geçirmeli Elektron Mikroskobu (JEOL -100C , 100 kV) kullanılarak, elektron mikrografları ve elektron difraksiyon desenleri elde edildi.

5.6. Metalografik Gözlemler

Alaşımlardan küçük parçalar halinde kesilen numuneler ısıtma işlemleri kesiminde belirtilen ısıtma işlemlere tabi tutuldular. Bu numuneler daha sonra bakalit içerisine gömülerek 1/4 mikron elmas içeren disk kullanılarak bir yüzleri parlatıldı. Bu diskte yağlayıcı sıvı olarak " Beuhler-Automat Lapping Oil " kullanıldı. Parlatılan bu numuneler 50 gram ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) - 960 ml metanol ve 200 ml HCl çözeltisi ile dağlandıktan sonra optik mikroskobu (Reichert MeF_2) kullanılarak metalografik gözlemler yapıldı.

6. ÖLÇÜM SONUÇLARI

6.1. X- ışını Difraksiyonu Sonuçları

Şekil hatırlamalı CuAlNi alaşımları, termoelastik bir martensit dönüşüm gösterirler (Otsuka ve Shimizu, 1970; Otsuka, vd., 1978; Dvorack, vd., 1983). Bu alaşımlar yüksek sıcaklıkta düzensiz (disordered) bcc β -fazından düzenli (ordered) bcc β -faza (DO_3 tipi) düzensiz-düzenli dönüşümü gösterir. DO_3 yapısı sıcaklık düşüşüyle 18R (veya 9R) yapısındaki martensit yapıya dönüşür. 18R veya 9R yapısına dönüşen bu yapı, deforme edilip sonra sıcaklık, austenit bitiş sıcaklığına kadar ısıtılırsa önceki deforme edilmemiş 18R veya 9R yapısı elde edilir. Bundan dolayı CuAlNi alaşımının yapısının tayin edilmesi önemlidir.

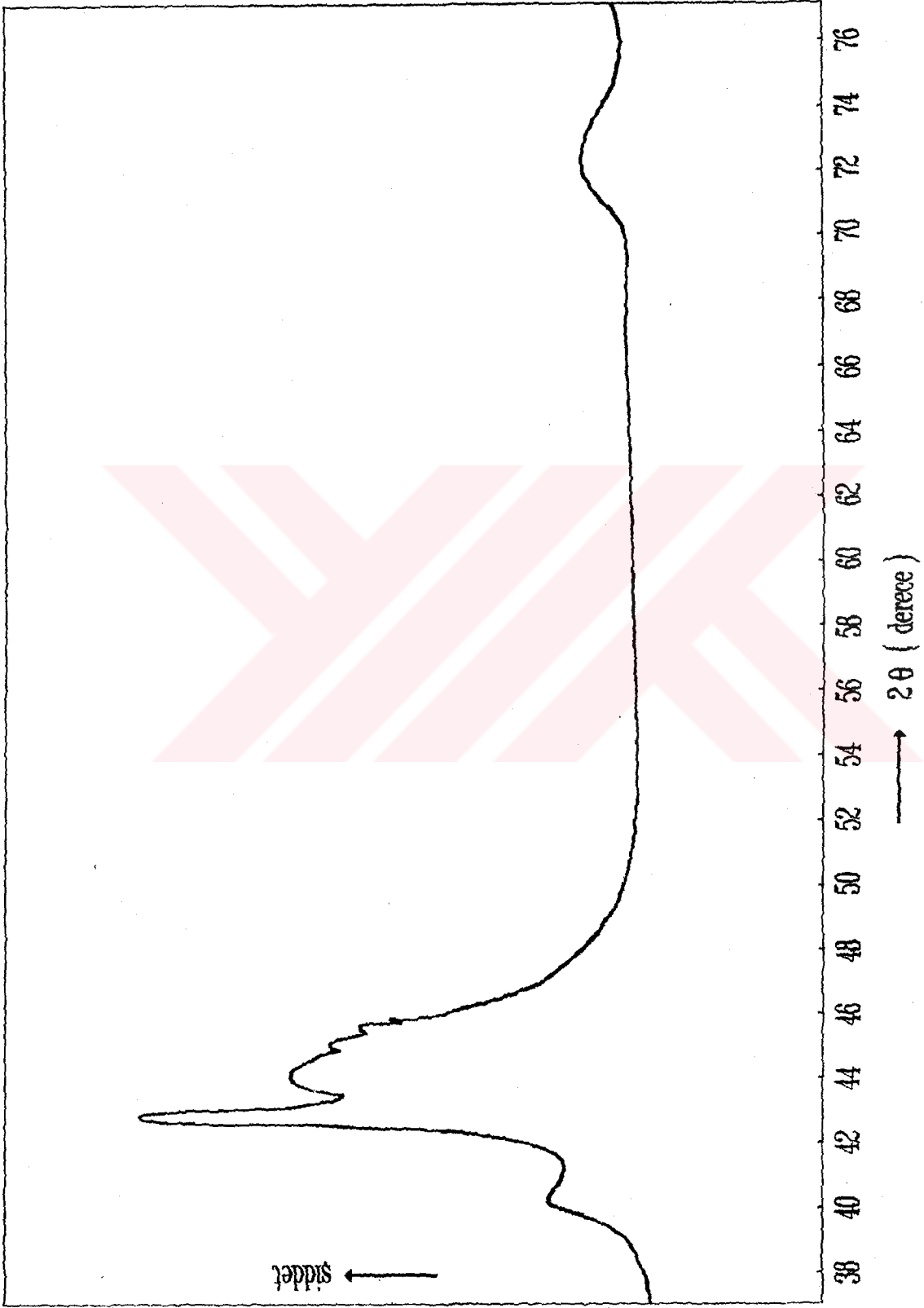
Bakır bazlı β -tip martensitlerin yapısı ana fazın $(110)_\beta$ temel düzlemi üzerine kurulur ve ortorombik bir distorsiyona sahiptir. Bu ortorombik distorsiyon konsantrasyona bağlıdır ve düzen durumu için bir ölçüdür. Ortorombik distorsiyon, β -tip martensitlerin x-ışınları difraktogramlarındaki 040 ve 320 piklerinde olduğu gibi $12\bar{2}$ ve 202 difraksiyon piklerinde de yarılmayla ölçülebilir (Adıgüzel, 1989). β -tip martensitin düzen derecesini belirlemek için kullanılan bu yarılmalar, aşağıdaki denklemlerle elde edilir.

$$\phi = \left| \sin^2 \theta_{202} - \sin^2 \theta_{12\bar{2}} \right|$$

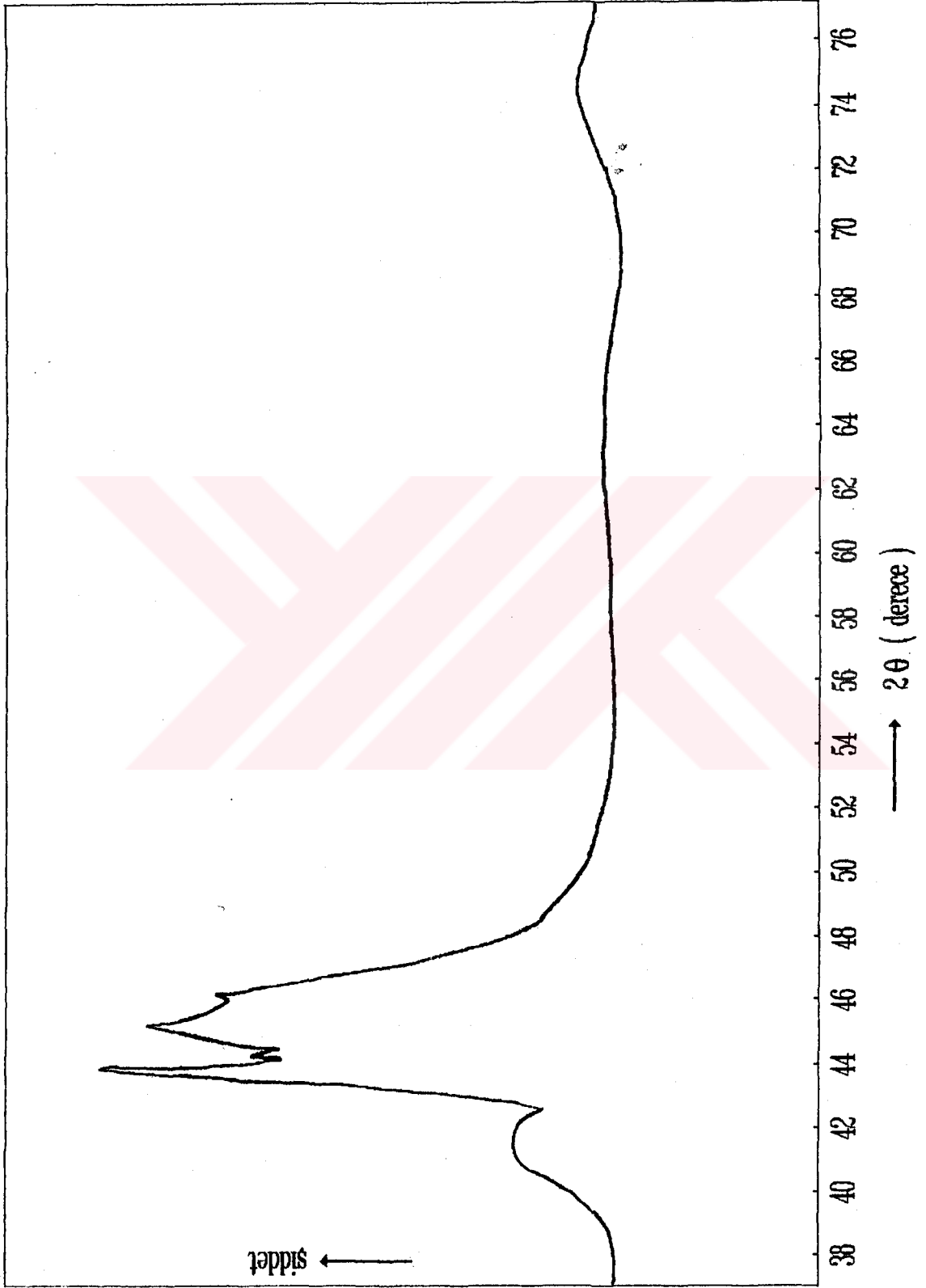
$$\phi' = \left| \sin^2 \theta_{302} - \sin^2 \theta_{040} \right|$$

Buradaki ϕ ve ϕ' parametreleri β -tip martensiteler için birbiriyle ilişkili düzlem çiftleri arasındaki yarıma parametreleri olarak adlandırılır. Düzensiz durumda $12\bar{2}$ ve 202 düzlemleri 320 ve 040 düzlemleri tarafından yansıtılan difraksiyon çizgileri birbirinin üzerine binerler. Yarıma mesafesi (parametresi) Δd sıfır olur.

Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin imal edildikten sonra ısı işlem uygulanmadan önce toz numunelerinden elde edilen x-ışınları difraktogramları sırasıyla şekil 6.1 ve şekil 6.2 de görülmektedir. Her iki şekilde de görüldüğü gibi difraksiyon pikleri birbirinin üstüne gelmiş geniş bir tepe görünümündedir. Yani önceden bahsedilen $(12\bar{2})$ ile (202) , $(12\bar{8})$ ile (208) , (1210) ile $(20\bar{1}0)$ ve (040) ile (320) düzlemlerinin difraksiyon pikleri ayrılmadığından bazı bölgelerde geniş pikler görülmüştür. Bu sonuçlardan görülür ki; Alaşım 1 ve Alaşım 2 numuneleri ısı işlemine tabi tutulmadan önce düzenli bir yapıya sahip değildirler.



Şekil 6.1. Alasım I numunesinin imal edildikten sonraki orijinal halinden elde edilen tipik x-ışını toz difraktogramı.



Şekil 6.2. Alaşım 2 numunesinin imal edildikten sonraki orijinal halinden elde edilen tipik x-ışını toz difraktogramı.

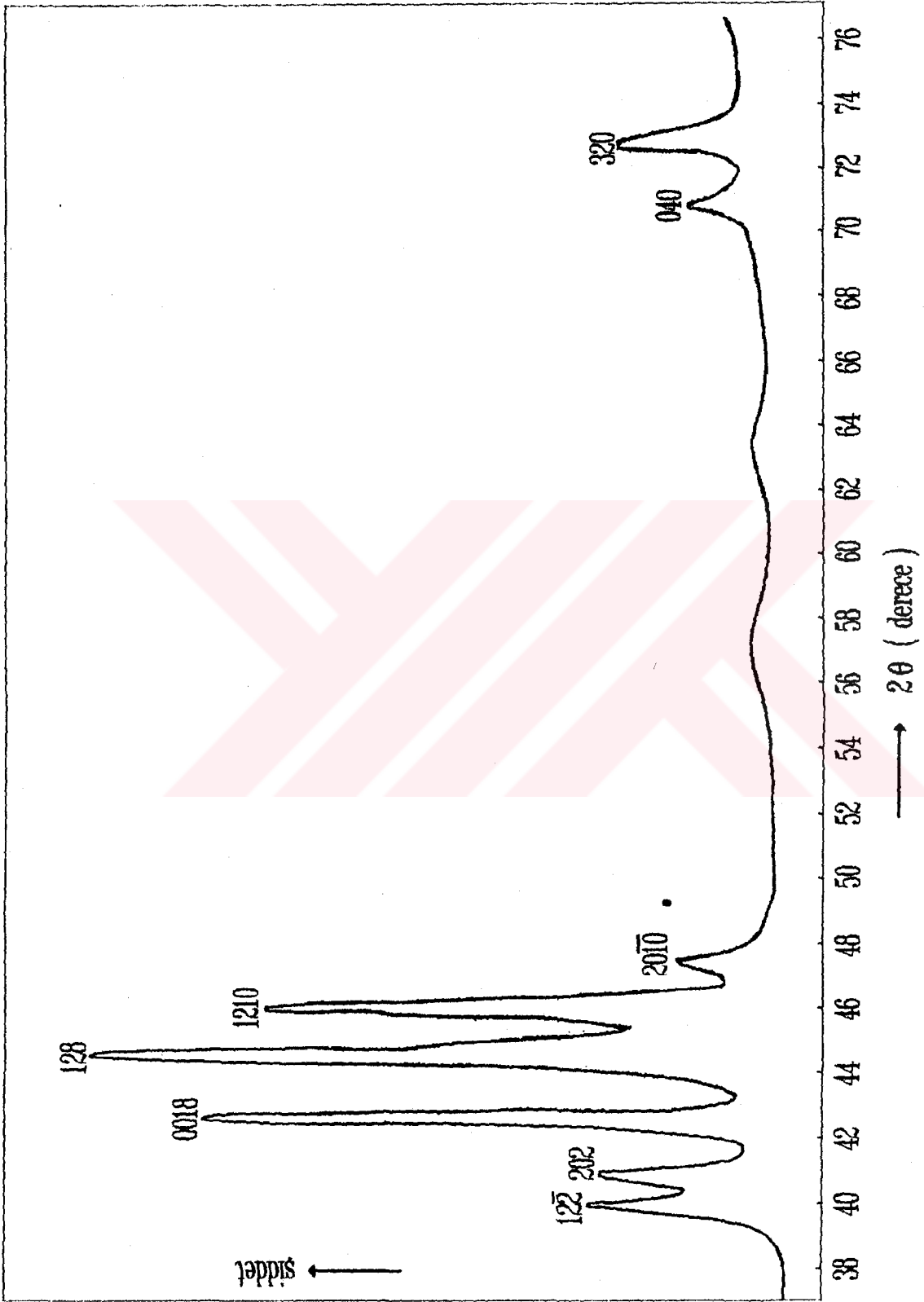
Cu-11Al-3,82Ni (ağırlık yüzdeli) Alaşım 1 ve Cu-11Al-3,38Ni (ağırlık yüzdeli) Alaşım 2 nin toz numuneleri ayrı ayrı kuartz tüplere konulduktan sonra vakumlanarak kapatıldılar. Daha sonra Alaşım 1 , 930 °C deki β -faz bölgesinde, Alaşım 2 de 920 °C deki β -faz bölgesinde, 30 dakika sürelerle ısıtılarak homojenleştirildiler ve tuzlu - buzlu su içerisine atılarak ani soğutuldular. Ani soğutma farklı yapıların oluşmasını önlemek için yapıldı. Şekil 6.3 de Alaşım 1 ve şekil 6.4 de ise Alaşım 2 numunelerinden alınan tipik x-ışını toz difraktogramları indislenmiş durumda gösterilmiştir. Bu indisleme M18R monoklinik yapıya karşı gelmektedir (Xuan, vd., 1987 ; Adıgüzel, vd., 1989; Rodriguez ve Guenin, 1990).

Bu çalışmada kullanılan alaşımlar, oda sıcaklığında tamamen martensit yapıdadır. Bunun için bu alaşımların örgü parametrelerinin hesaplanmasında x-ışını toz difraktogramından yararlanıldı. Alaşımların ısıtılıp ani soğutulmalarından sonra $t = 0$ anında alınan x-ışını toz difraktogramları değerlendirildi ve

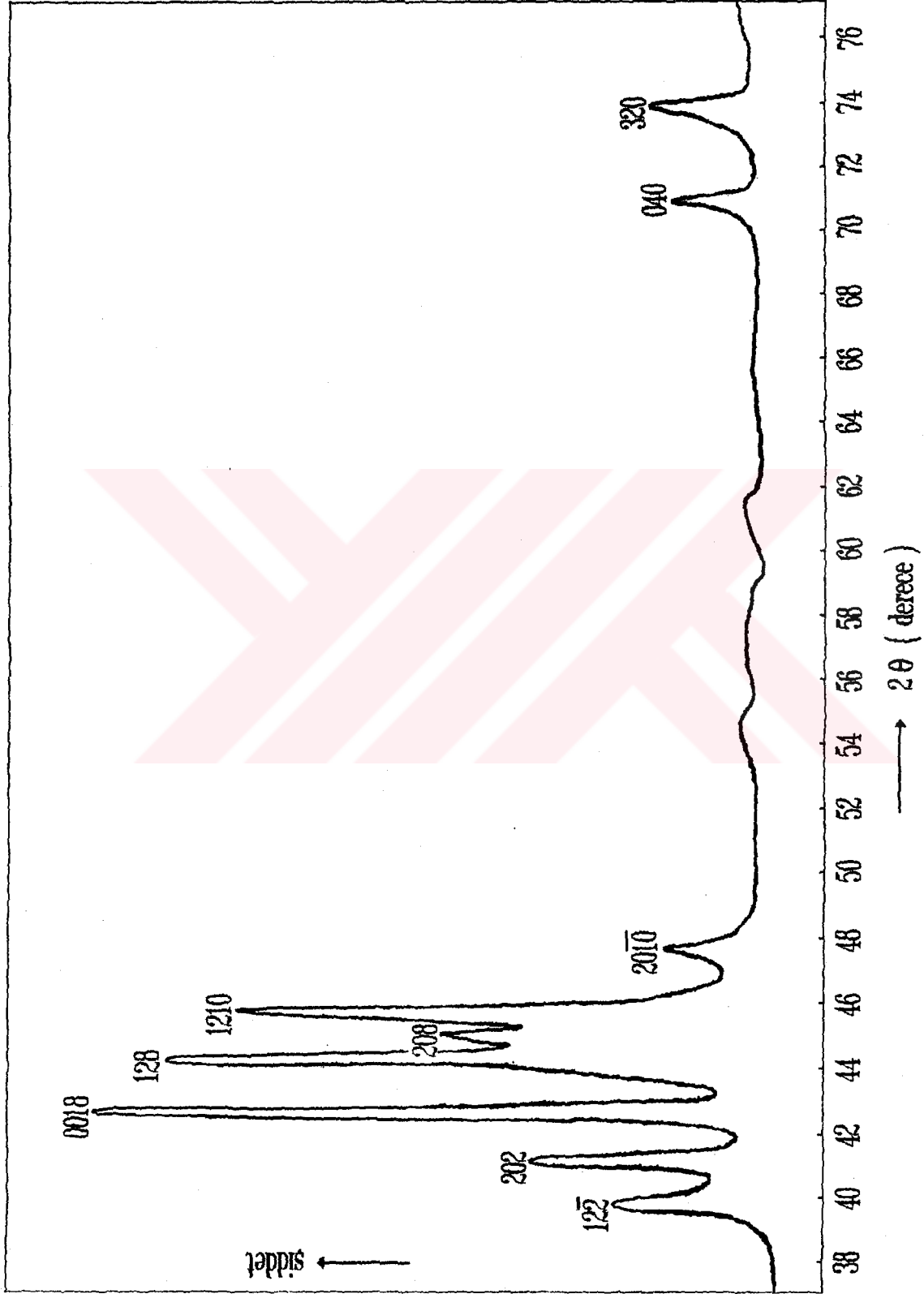
$$\frac{1}{d^2} = \frac{1}{a^2} \left(\frac{h^2}{\sin^2 \beta} \right) + \frac{k^2}{b^2} + \frac{1}{c^2} \left(\frac{l^2}{\sin^2 \beta} \right) - \frac{2hl \cos \beta}{ac \sin^2 \beta} \quad 6.1$$

eşitliği kullanılarak monoklinik yapının örgü parametreleri (Beeston, vd., 1972); Alaşım 1 için $a = 4,42 \text{ \AA}$, $b = 5,26 \text{ \AA}$, $c = 37,89 \text{ \AA}$ ve $\beta = 89,67^\circ$ ve Alaşım 2 için ise $a = 4,44 \text{ \AA}$, $b = 5,31 \text{ \AA}$, $c = 37,86 \text{ \AA}$ ve $\beta = 89,36^\circ$ olarak bulundu. Burada her iki alaşım için a/b oranları $\sqrt{3}/2$ den küçüktür. Bundan dolayı, bu alaşımların ana fazları düzenli yapıdadırlar ve temel düzlemlerinde farklı büyüklükte atomlar bulunur.

Eğer yapı düzensizse daha öncede bahsettiğimiz (4.2) eşitliğinde 18R yapısı için $n = 4$ alındığında $(h_1 k_1 l)$ ve $(h_2 k_2 l)$ düzlemlerinden elde edilen difraksiyon pikleri üst üste gelir. Fakat içinde martensit fazın olduğu ana faz düzenli yapıda ise, a/b oranı 18R için yukarıda da görüldüğü gibi $\sqrt{3}/2$ den küçüktür. Bundan dolayı, $(h_1 k_1 l)$ düzleminin örgü mesafesi $(h_2 k_2 l)$ düzleminin örgü mesafesine eşit olmayacak ve bu indisli düzlemlere karşı gelen difraksiyon çizgileri ayrılacaktır. 18R yapısı için denklem 4.2 yi sağlayan difraksiyon pik çiftleri $(12\bar{2})$ ile (202) , $(12\bar{8})$ ile (208) , (1210) ile (2010) ve (040) ile (320) şeklindedir. Bu piklerin yarılması, martensit faza dönüşen ana faz yapısının düzenli olduğunu gösterir. Örgü mesafe farklarını gösteren Δd farklı düzen derecesini gösterir. Δd sıfır ise yapı düzensiz, Δd sıfırdan farklı ise yapı düzenlidir (Xuan, vd., 1987; Adıgüzel, vd., 1989; Morris ve Lipe, 1994).



Şekil 6.3. Hızlı soğutma sonrasında martensitik şartlarda ($T < M_f$) Alaşım 1 numunesinden elde edilen tipik x-ışını toz difraktogramı.



Şekil 6.4. Hızlı soğutma sonrasında martensitik şartlarda ($T < M_f$) Alasım 2 numunesinden elde edilen tipik x-ışın toz difraktogramı.

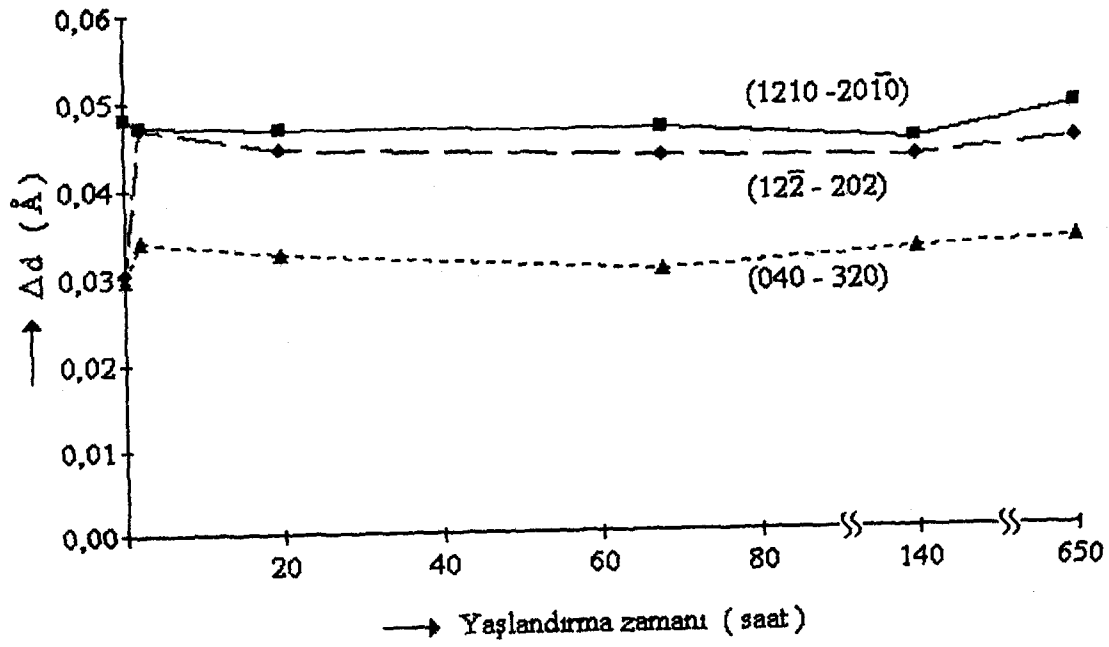
Alaşım 1 ve Alaşım 2 farklı ısıtma işlemlere tabi tutuldu. Alaşım 1 den iki tüp toz numune hazırlandı. Birinci toz numune 930 °C de 30 dakika ısıtılıp tuzlu-buzlu suda soğutuldu ve oda sıcaklığında yaşlanmaya bırakıldı. Alaşım 1 in diğer toz numunesine aynı ısıtma işlemi uygulandıktan sonra 330 °C de 30 dakika ara bir ısıtmaya tabi tutuldu ve tuzlu-buzlu suda soğutulup, oda sıcaklığında yaşlanmaya bırakıldı.

Alaşım 2 den de iki tüp toz numune hazırlandı. Birinci toz numune 920 °C de 30 dakika ısıtılıp tuzlu-buzlu suda soğutuldu ve oda sıcaklığında yaşlanmaya bırakıldı. İkinci toz numuneye de aynı ısıtma işlemi uygulandıktan sonra 280 °C de 30 dakika ara tavlama uygulandı ve tuzlu-buzlu suda soğutulup, oda sıcaklığında yaşlanmaya bırakıldı.

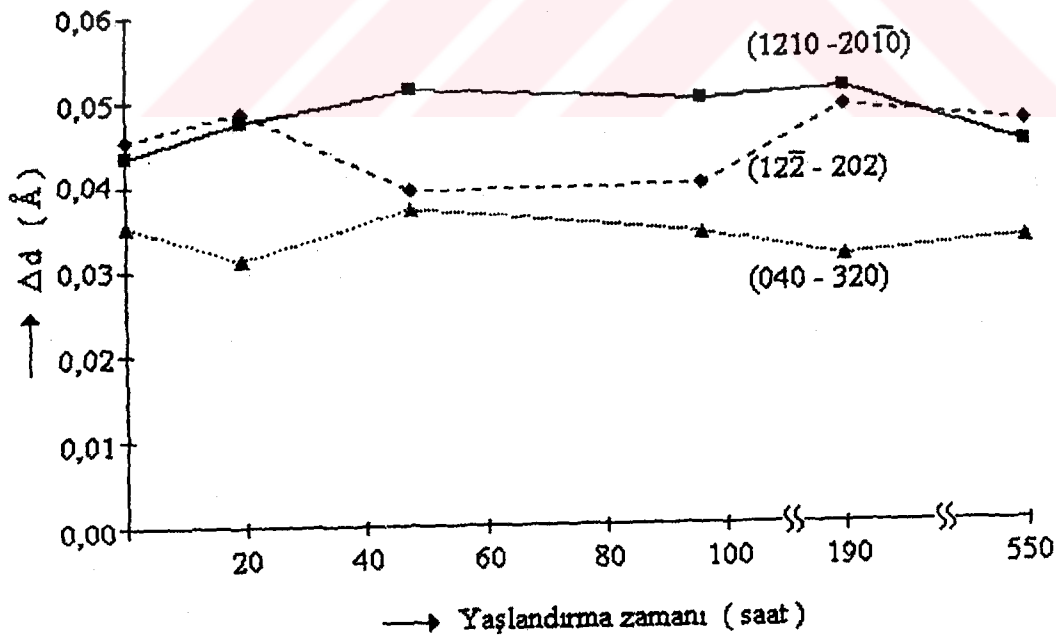
Her iki numune örnekleri oda sıcaklığında yaşlandırılmaları süresince değişik zaman aralıklarında x-ışını toz difraktogramları alındı. Bu difraktogramlardan denklem 4.2 yi sağlayan (h_1k_1l) ve (h_2k_2l) indisli düzlem pikleri üzerinde Δd mesafe farklarının yaşlandırma ile değişimi incelendi. Burada d mesafelerinin hesabında Bragg bağıntısı $(2d\sin\theta = \lambda)$ kullanılmıştır. Kullanılan $\text{CuK}\alpha$ radyasyonunun dalga boyu ise $\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$ dur.

Alaşım 1 in ısıtma işlemi sonrası Δd değerlerinin oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi şekil 6.5 te verilmiştir. Burada $(12\bar{2} - 202)$ düzlem çifti için Δd farkı $t = 0$ da $0,03031 \text{ \AA}$ değerini alırken $t = 2$ saat sonunda $0,0470 \text{ \AA}$ değerine yükselmiştir. Benzer şekilde $(040 - 320)$ daki Δd farkı $t = 0$ da $0,0296 \text{ \AA}$ da iken $t = 2$ saat sonra $0,0340 \text{ \AA}$ a yükselmiştir. $(1210 - 20\bar{1}0)$ daki Δd farkı da $t = 0$ da $0,0481 \text{ \AA}$ dan $t = 2$ saat sonra $0,0472 \text{ \AA}$ a düşüş göstermektedir. Sonuç olarak şekil 6.5 te de görüldüğü gibi, oda sıcaklığında yaşlandırma süresine göre Δd farkı $(1210 - 20\bar{1}0)$ hariç öteki Δd farkları $t = 0$ anında en düşük değere sahiptirler. Bu değerlerin yaşlandırma zamanı ile giderek arttığı görülmektedir. 2 saatlik yaşlandırmaya kadar Δd değerleri ani bir yükselme göstermekte, sonraki yaşlandırma zamanlarında çok fazla değişmediği görülmektedir. En son yaşlandırma zamanı olan 650 saatte ise 2 saatteki yaşlanmaya göre fazlaca bir değişim görülmemektedir.

Şekil 6.6 da, Alaşım 1 in soğutma sonrası 330 °C de ara tavlama yapılan numunenin Δd değerlerinin oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi görülmektedir. $(12\bar{2} - 202)$ ve $(1210 - 20\bar{1}0)$ için Δd farkları $t = 20$ saat sonra $t = 0$ a göre yükselmiştir. Fakat $(040 - 320)$ için Δd farkı $t = 20$ saat sonrası $t = 0$ a göre düşüş göstermektedir. $t = 550$ saat sonra tekrar yükselmiştir.



Şekil 6.5. Alaşım 1 için soğutma sonrası Δd değerlerinin oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.



Şekil 6.6. Alaşım 1 için soğutma sonrası 330 °C de 30 dakika tavlamadan sonra oda sıcaklığında Δd değerlerinin yaşlandırma zamanına göre değişimi.

Alaşım 2 nin soğutmadan sonra Δd değerlerinin oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi şekil 6.7 de gösterilmiştir. Alaşım 1 de olduğu gibi bu alaşımda da çoğunlukla $t = 0$ anındaki Δd değerleri düşük çıkmıştır. ($1210 - 2010$) düzlem çifti için Δd farkı $t = 0$ da $0,0740 \text{ \AA}$ değerinde, $t = 68$ saat sonra $0,0688 \text{ \AA}$ a düşmektedir. ($122 - 202$) için Δd farkı $t = 0$ da $0,0759 \text{ \AA}$ iken $t = 68$ saat sonra $0,0709 \text{ \AA}$ değerine düşmüştür. Aynı zamanlarda ($040 - 320$) daki Δd farkı $0,0481 \text{ \AA}$ dan $0,0484 \text{ \AA}$ değişmiş ve ($128 - 208$) deki fark ise $0,0236 \text{ \AA}$ dan $0,0221 \text{ \AA}$ a kadar düşmüştür. Her pik çifti arasındaki Δd mesafe farkları $t = 650$ saat sonra $t = 0$ a göre büyük bir değişme göstermemiştir. Şekil 6.8 de, Alaşım 2 nin $280 \text{ }^\circ\text{C}$ deki ara tavlama sonundaki Δd değerlerinin oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi görülmektedir.

Şekil 6.5, şekil 6.6, şekil 6.7 ve şekil 6.8 deki grafiklerden aşağıdaki sonuçlar çıkarılabilir;

a) x-ışınları difraktogramlarında gözlenen pikler saçılma veren düzlemlerdir. Bu düzlemler de 9R ve 18R yapısı için özeldir. Buna dayanarak numunelerimizin ana fazdan martensit faza dönüşümü $\text{DO}_3 \rightarrow \text{M18R}$ şeklindedir (Suziki, vd., 1989).

b) Eğer Δd sıfırdan farklı ise $(h_1 k_1 l)$ ile $(h_2 k_2 l)$ pikleri ayrı ayrı çıkar (Adıgüzel, vd., 1989). Δd nin sıfırdan farklı çıkması düzenliliğin bir ölçüsüdür. Bu da, alaşımların düzenli yapıya sahip olduğunu gösterir.

c) Her iki alaşımda da örgü parametrelerinin a/b oranı $\sqrt{3}/2$ den küçük çıkmaktadır. Bu sonuç, ana fazın düzenli yapıya sahip ve temel düzlemdeki atomların farklı büyüklüklerde olduğunu yani temel düzlemdeki yerlerine düzenli olarak yerleştiğini gösterir.

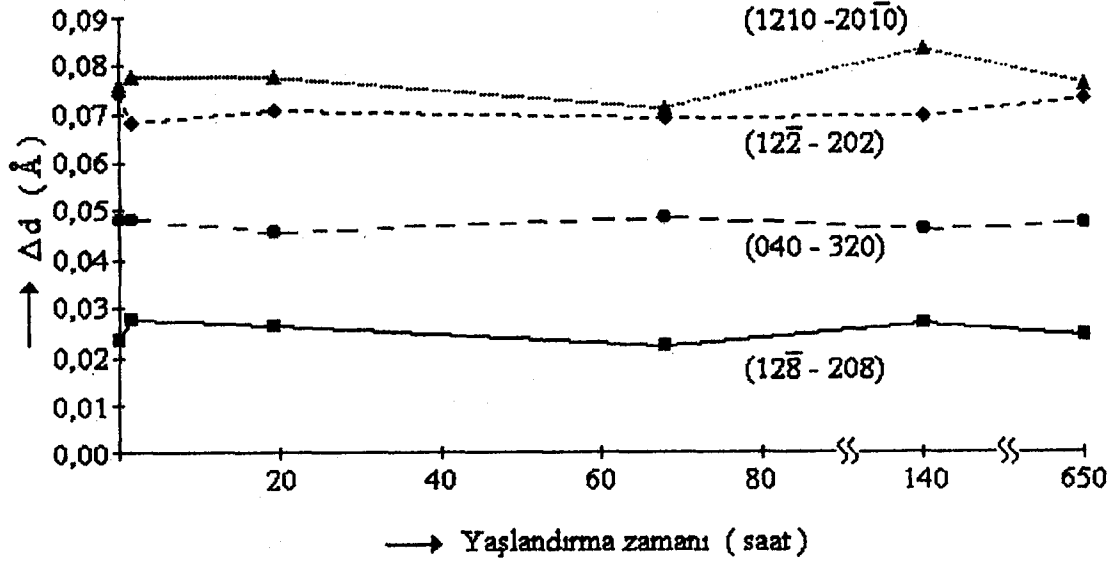
d) Ortorombik distorsiyon her iki alaşımda gözlenmiştir. Burada β açısı 90° den farklı bulunmuştur. Alaşım 1 için $\beta = 89,67^\circ$, Alaşım 2 için $\beta = 89,36^\circ$ dir.

e) Alaşım 1 ve 2 numuneleri dönüşümle hegzagonal distorsiyona uğramışlardır. Bu distorsiyon, temel düzlemin (110) üzerine oturtulmasından meydana gelir. Burada temel düzlemdeki atomlar düzenli olarak yerlerine yerleşmişlerdir.

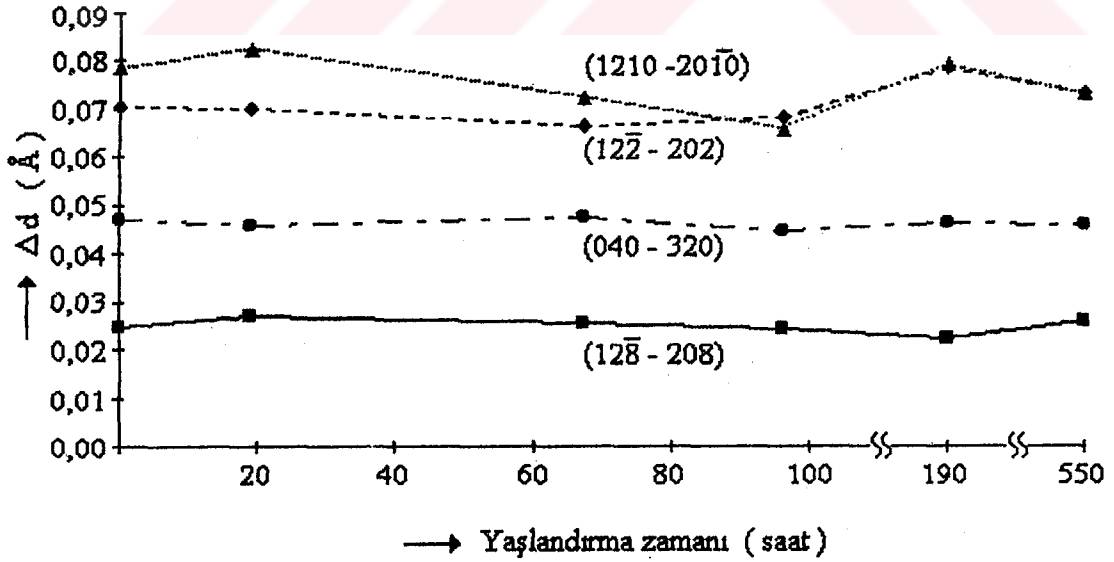
f) Ani olarak soğutulan numunelerin, oda sıcaklığında yaşlandırmanın ilk zamanlarında düzen derecesinde önemli değişikliklerin ortaya çıktığı, daha sonraki yaşlandırma safhalarında ise fazla bir değişikliğin olmadığı gözlemlendi.

g) Δd değerinin değişmesi ana faz içinde çözünen atomların yerdeğiştirmesini ifade eder.

h) Δd düzlemler arası uzaklık farkı martensit fazda yaklaşık 100 saat yaşlandırma sonunda, hem ani soğutulan numuneler hem de ani soğutma sonrası β -faz tavlama yapılan numuneler için hemen hemen aynıdır. Buna göre, soğutma sonrası β -faz tavlama yapılan numuneler yaşlandırma zamanı arttıkça fazla şekil hatırlama kaybına uğramazlar.



Şekil 6.7. Alaşım 2 için soğutma sonrası Δd değerlerinin oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.



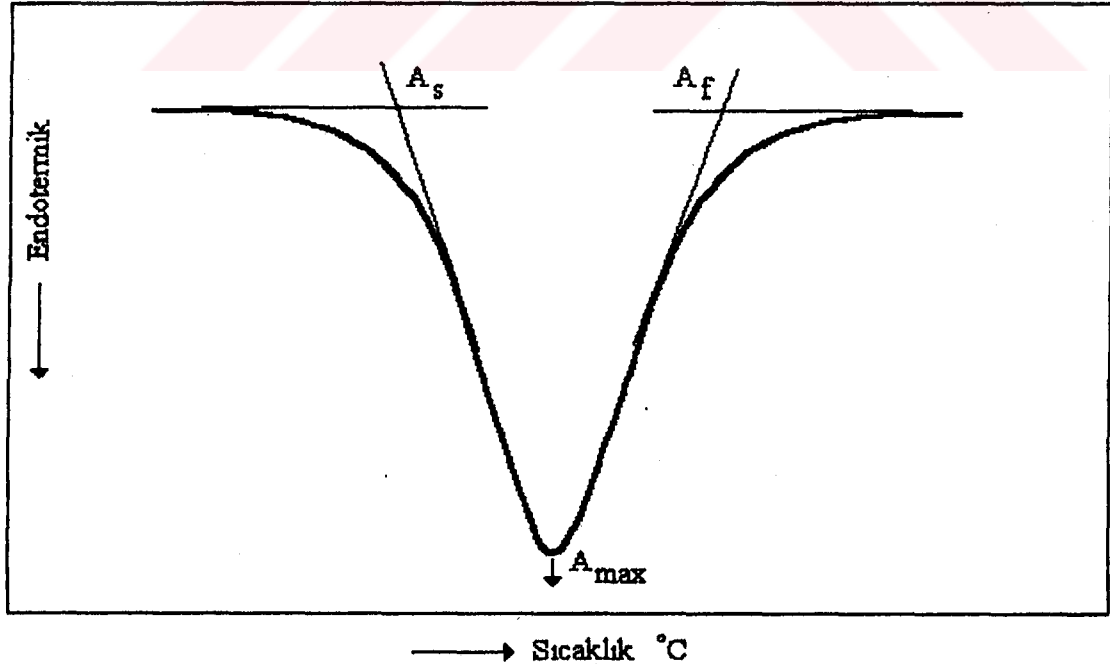
Şekil 6.8. Alaşım 2 için soğutma sonrası 280 °C de 30 dakika tavlama sonrasında Δd değerlerinin oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.

i) Ani soğutmadan sonra oda sıcaklığında yaşlandırma sonucu bölgesel dislokasyonların oluşması ve örgü düzlemlerinin yerel distorsiyona uğramasıyla ortaya çıkan martensit kararlılığı, düzen derecesini azaltır ve martensitin $(001)_M$ temel düzlemi boyunca boşlukların salkımlanmasına sebep olur.

Bu çalışmada elde edilen x-ışını sonuçlarının diğer araştırmacıların sonuçları ile uyum içinde olduğu gözlenmiştir (Husain, vd., 1984; Scarsbrook, vd., 1984; Hsu, 1986; Xuan, vd., 1987; Adıgüzel, vd., 1989; Suziki, vd., 1989; Morris ve Lipe, 1994).

6.2. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Sonuçları

Martensit - austenit ters dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f nin yaşlanmaya ve dönüşüm çevrimlemesine göre değişimlerinin belirlenmesi için Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) tekniği kullanıldı. Dönüşüm sıcaklıklarının yaşlandırmaya karşı değişiminin incelenmesi için alaşımlar daha önce bahsettiğimiz ısı işlemlere tabi tutuldular. DSC eğrilerinden A_s ve A_f sıcaklıklarının bulunması şekil 6.9 da görülmektedir (Zhang ve Hornbogen, 1987).



Şekil 6.9. DSC eğrisinden A_s ve A_f ters dönüşüm sıcaklıklarının bulunuşu

6.2.1. Dönüşüm sıcaklıklarının yaşlandırmayla değişimi

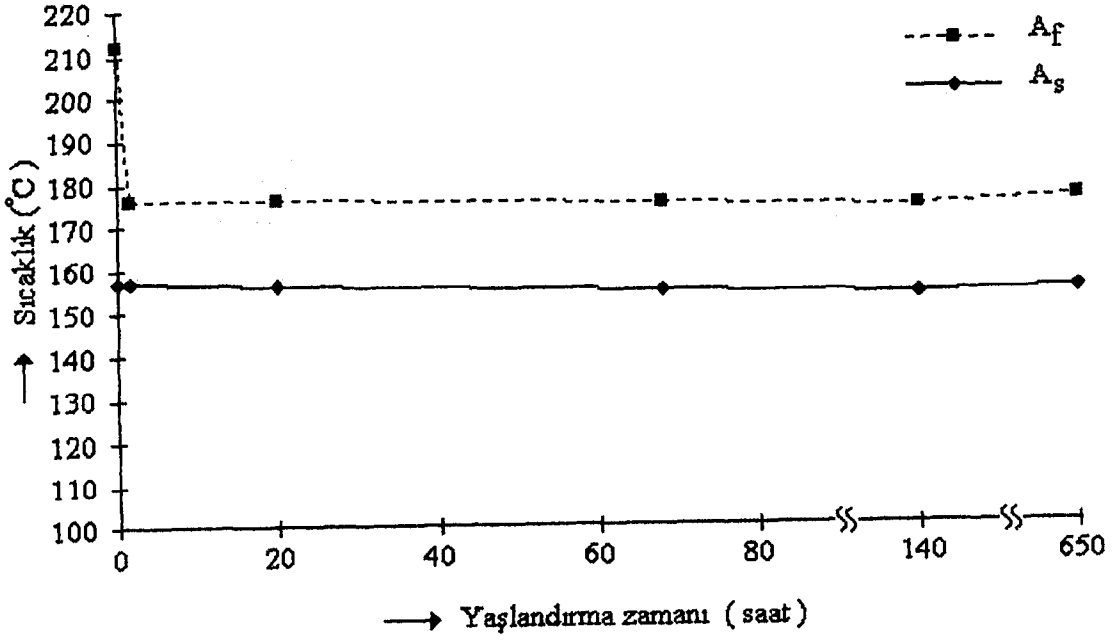
Alaşım 1 için ters dönüşüm sıcaklıklarının soğutmadan sonra oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi şekil 6.10 da verilmiştir. Soğutmadan hemen sonra ($t = 0$), A_s ve A_f sıcaklıkları, sırasıyla 157 °C ve 212 °C olan en yüksek değerlerini almışlardır. Alaşımın oda sıcaklığında 1,5 saat yaşlandırılması sonucu A_f sıcaklığında önemli bir düşüş olmuştur. A_f sıcaklığı 176 °C ye düşmüştür. Fakat A_s sıcaklığında düşüş görülmemektedir. Bu düşüşler ilk kararlılığın bozulduğunu göstermektedir.

Daha sonraki yaşlandırma zamanlarında alınan ölçümlerde A_s ve A_f sıcaklıklarında pek fazla bir değişim olmamıştır. 650 saatlik yaşlandırma sonucunda A_s ve A_f sıcaklıkları sırasıyla 155 °C ve 176 °C olmuştur. Alaşım 1 in ilk kararlılığı bozulduktan sonra, 1,5 saatlik yaşlandırma sonrasında, A_s ve A_f sıcaklığında yeniden bir kararlılık görülmektedir. Bu da martensit fazın yaşlandırma zamanının artışıyla kararlı kaldığını gösterir.

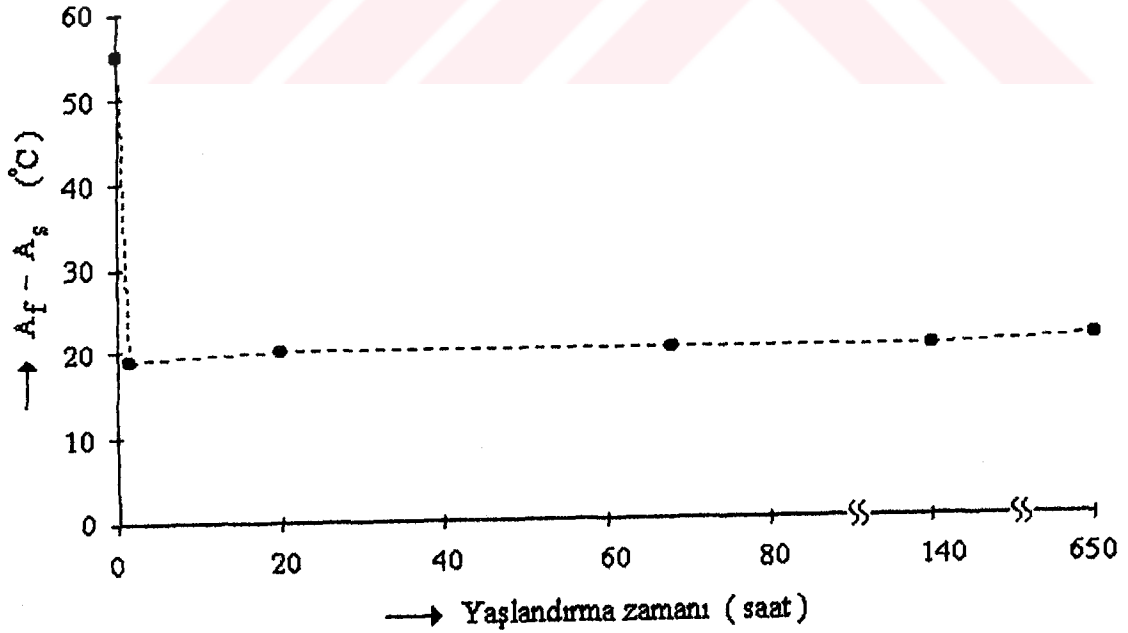
Alaşım 1 için soğutma sonrası $A_f - A_s$ sıcaklık farkının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi şekil 6.11 de gösterilmiştir. Soğutmadan hemen sonra $A_f - A_s$ sıcaklık farkı 55 °C olan en yüksek değeri almıştır. 1,5 saat yaşlandırma sonunda ani bir düşüş görülerek 19 °C olmuştur. Yaşlandırma zamanının ilerlemesi ile $A_f - A_s$ sıcaklık farkında önemli bir değişim gözlenmemiştir. 650 saat sonunda $A_f - A_s$ sıcaklık farkı 21 °C olmuştur. $A_f - A_s$ nin yaşlandırma ile değişmemesi alaşımın kararlı kaldığı sonucuna götürür.

Alaşım 1 in ters dönüşüm sıcaklıklarının soğutma sonrası 330 °C de 30 dakika tavlama sonra oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi şekil 6.12 de görülmektedir. $t = 0$ anında A_s ve A_f sıcaklıkları sırasıyla 169 °C ve 180 °C olan en düşük değerlerini almıştır. 2 saatlik yaşlandırma sonunda A_s 175 °C ye, A_f ise 188 °C ye yükselmiştir. 2 saatlik yaşlandırma zamanından sonraki zamanlarda ters dönüşüm sıcaklıklarında pek fazla değişim olmamıştır. Aynı işleme tabi tutulan Alaşım 1 için $A_f - A_s$ sıcaklık farkının, yaşlandırma zamanına göre değişimi şekil 6.13 de gösterilmiştir. Soğutmadan hemen sonra $A_f - A_s$ sıcaklık farkı 11 °C dir. İlerleyen yaşlandırma zamanı ile bu fark pek fazla değişmemiştir.

Şekil 6.10 ve şekil 6.11 deki ara tavlama yapılmamış Alaşım 1 de ters dönüşüm sıcaklıkları, yaklaşık 2 saat yaşlandırma sonunda düşüş göstermektedir. Halbuki şekil 6.12 ve şekil 6.13 de görülen ara tavlama yapılmış Alaşım 1 in ters dönüşüm sıcaklıkları, 2 saat yaşlandırma zamanında artmaktadır. Buradan, ara tavlama tabi tutulan numunede daha kararlı bir yapı elde edildiği sonucuna varıldı.



Şekil 6.10. Alaşım 1 için soğutmadan sonra ters dönüşüm sıcaklıklarının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.



Şekil 6.11. Alaşım 1 için soğutmadan sonra $A_f - A_s$ sıcaklık farkının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.

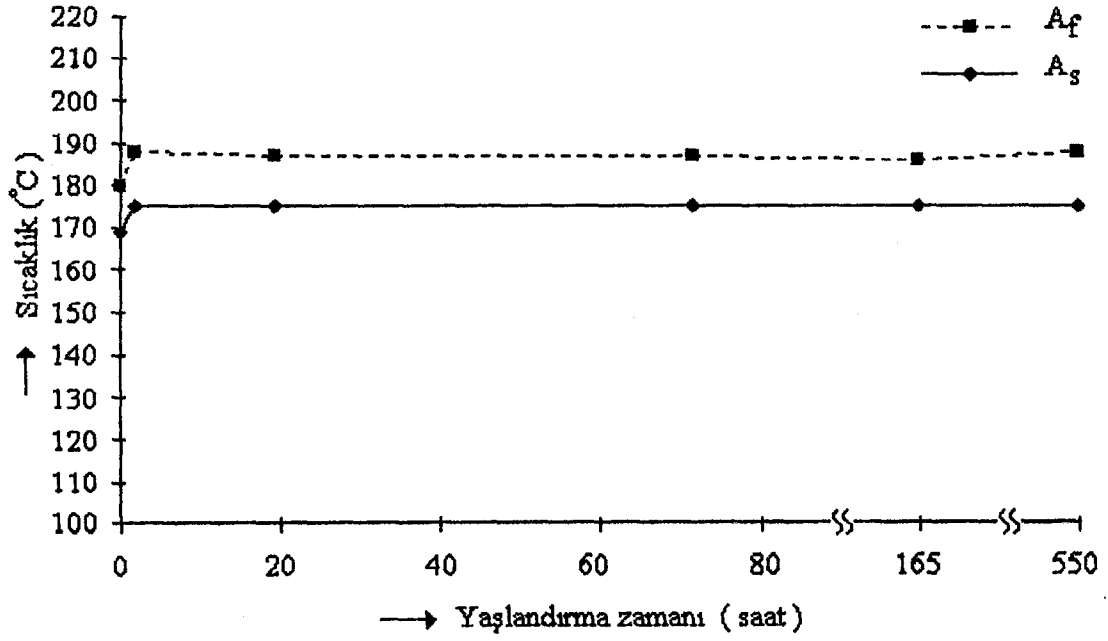
Alaşım 2 nin soğutmadan sonra ters dönüşüm sıcaklıklarının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi şekil 6.14 te verilmiştir. Alaşım başlangıç anında en kararlı durumda olduğundan $t = 0$ anında A_s ve A_f sıcaklıkları sırasıyla $58\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $78\text{ }^{\circ}\text{C}$ dir. Bir saat sonra A_s sıcaklığı $70\text{ }^{\circ}\text{C}$, A_f sıcaklığı ise $88\text{ }^{\circ}\text{C}$ ye yükselmiştir. Daha sonraki yaşlandırma zamanlarında A_s ve A_f pek değişmemiştir. 645 saat sonra A_s ve A_f sıcaklıkları sırasıyla $69\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $85\text{ }^{\circ}\text{C}$ olmuşlardır. Bu sonuçlardan, numunenin martensitik şartlarda yaşlandırılması sonucunda fazın kararlılığını gösterir.

Şekil 6.15 te Alaşım 2 nin $A_f - A_s$ sıcaklık farkının yaşlandırma zamanıyla değişimi görülmektedir. Soğutmadan sonra $A_f - A_s$ sıcaklık farkı $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ dir. 1 saat sonunda bu fark $18\text{ }^{\circ}\text{C}$ ye düşmüştür. Daha sonraki yaşlandırma zamanlarında önemli bir düşüş görülmemiştir. 645 saat sonunda bu fark $16\text{ }^{\circ}\text{C}$ olmuştur. Bu düşüş, dönüşüm sıcaklık aralığının azaldığını ve dönüşümün daha kısa zamanda tamamlandığını ortaya koyar.

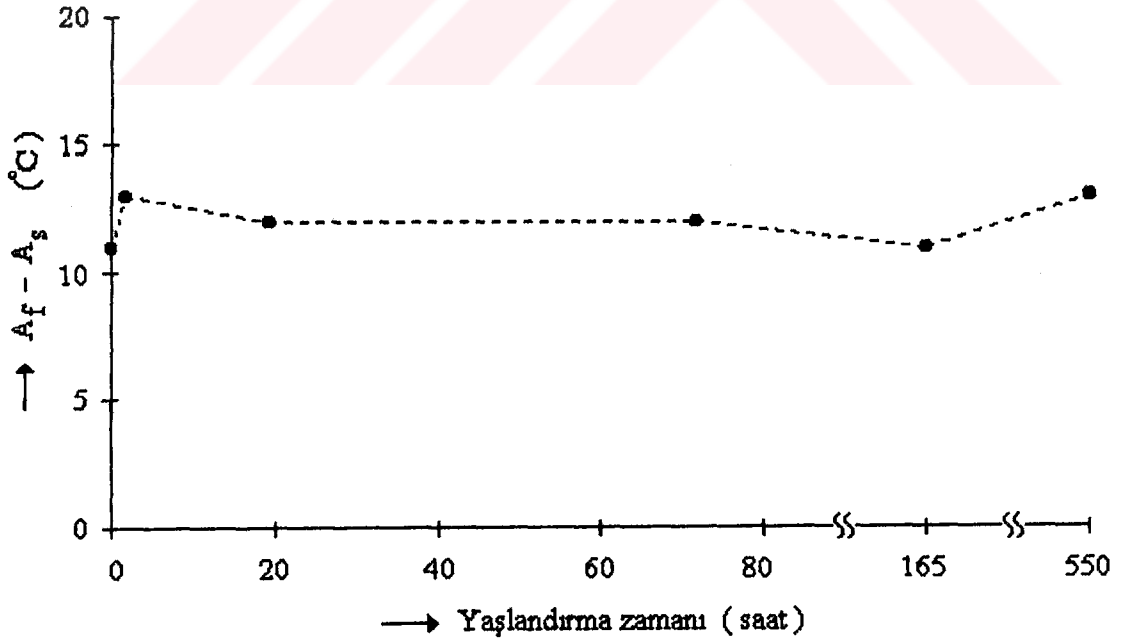
Alaşım 1 e benzer şekilde Alaşım 2 ye de ara tavlama uygulanmıştır. Bu alaşımın, ters dönüşüm sıcaklığının yaşlandırma zamanına göre değişimi şekil 6.16 da verilmiştir. Soğutmadan hemen sonra ($t = 0$) A_s ve A_f sıcaklıkları sırasıyla $60\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $75\text{ }^{\circ}\text{C}$ dir. Yaklaşık yarım saat sonra bu sıcaklıklar $64\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $80\text{ }^{\circ}\text{C}$ ye yükselmişlerdir. Daha sonraki yaşlandırma zamanlarında alınan ölçümlerde A_s ve A_f sıcaklıkları pek fazla değişmemiştir. 550 saatlik yaşlandırma sonucunda, A_s ve A_f sıcaklıkları yarım saat yaşlandırma sonundaki ölçülen değerleri ($64\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $80\text{ }^{\circ}\text{C}$) almışlardır. Buradaki sonuçlardan, 550 saatlik yaşlandırma sonunda ölçülen dönüşüm sıcaklıklarının, ara tavlama yapıldıktan sonra $t = 0$ anında ölçülen sıcaklıklara yakın bir değerde olduğu gözlenmiştir. Burada görülen küçük artışlar ara tavlama yapılmayan Alaşım 2 numunesine göre daha azdır ve yaşlandırma zamanı ile daha kararlı kalmıştır.

Alaşım 2 nin $A_f - A_s$ sıcaklık farkının soğutma sonrası $280\text{ }^{\circ}\text{C}$ de 30 dakika tavlama sonrası oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi şekil 6.17 de gösterilmiştir. Şekilde soğutmadan hemen sonra $A_f - A_s$ değeri $15\text{ }^{\circ}\text{C}$ dir. Yarım saat sonunda alınan ölçümde bu fark $16\text{ }^{\circ}\text{C}$ olup, 550 saat sonra bu değer değişmemiştir. Burada ara tavlama yapılmayan aynı alaşıma göre $A_f - A_s$ farkı yaşlandırma zamanı ile daha kararlı kalmıştır. 550 saat yaşlandırma sonunda her iki durumda da $A_f - A_s$ farkı, $16\text{ }^{\circ}\text{C}$ olmuştur.

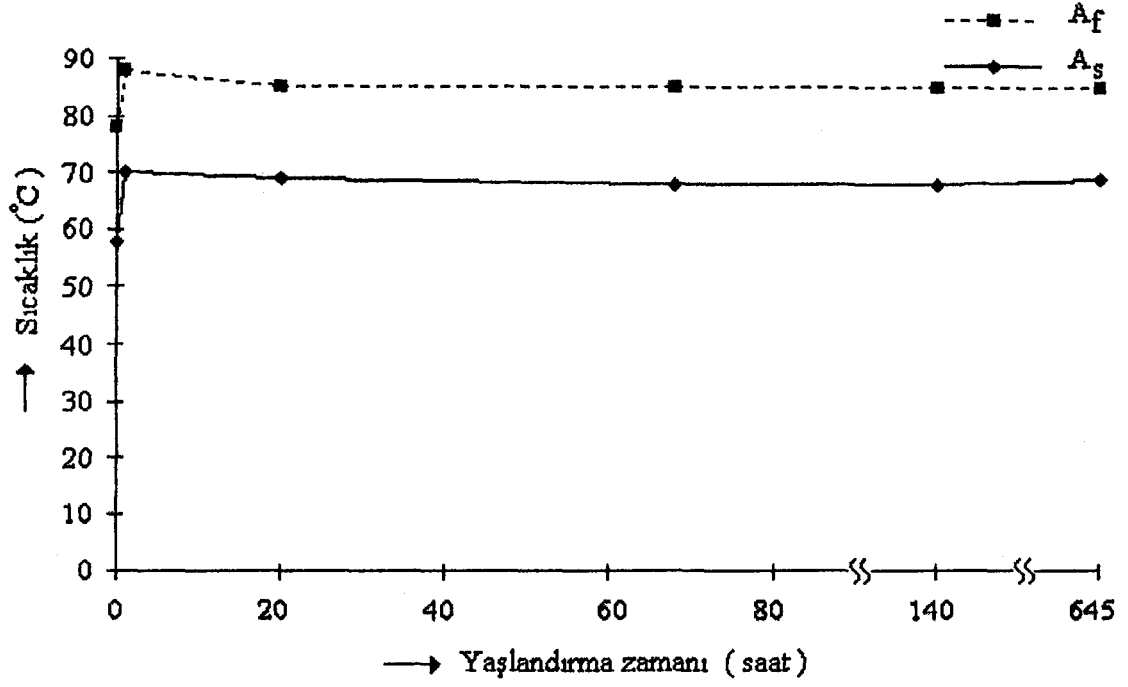
Her iki alaşımda da görüldüğü gibi, ara tavlama tabi tutulan numunelerde daha kararlı durumlar ortaya çıkmaktadır.



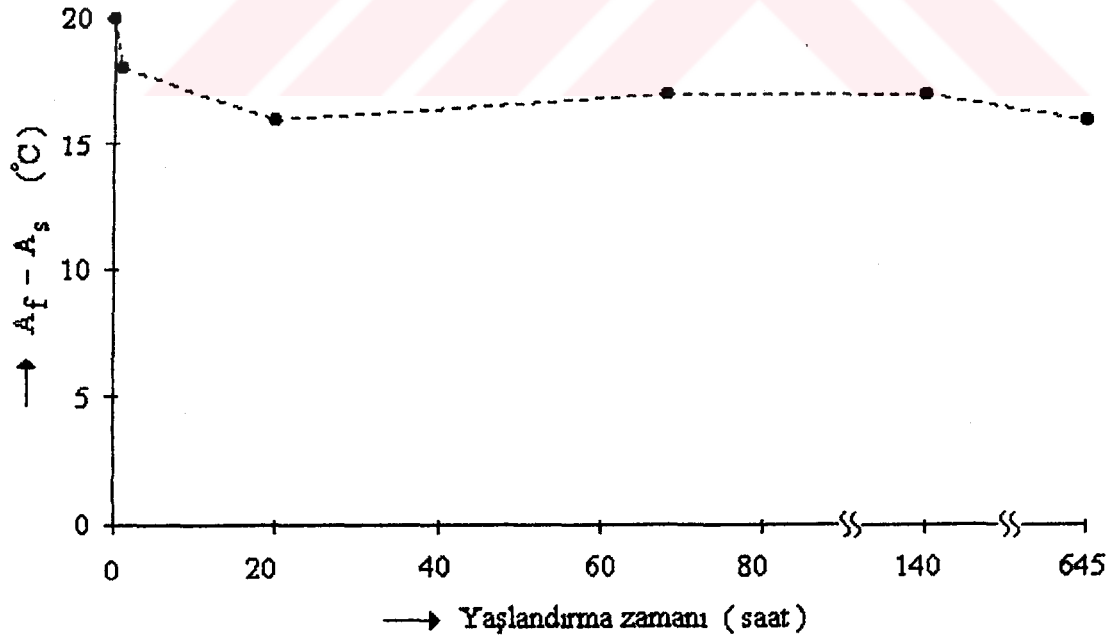
Şekil 6.12. Alaşım 1 için soğutma sonrası 330 °C de 30 dakika ara tavlama yapıldıktan sonra ters dönüşüm sıcaklıklarının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.



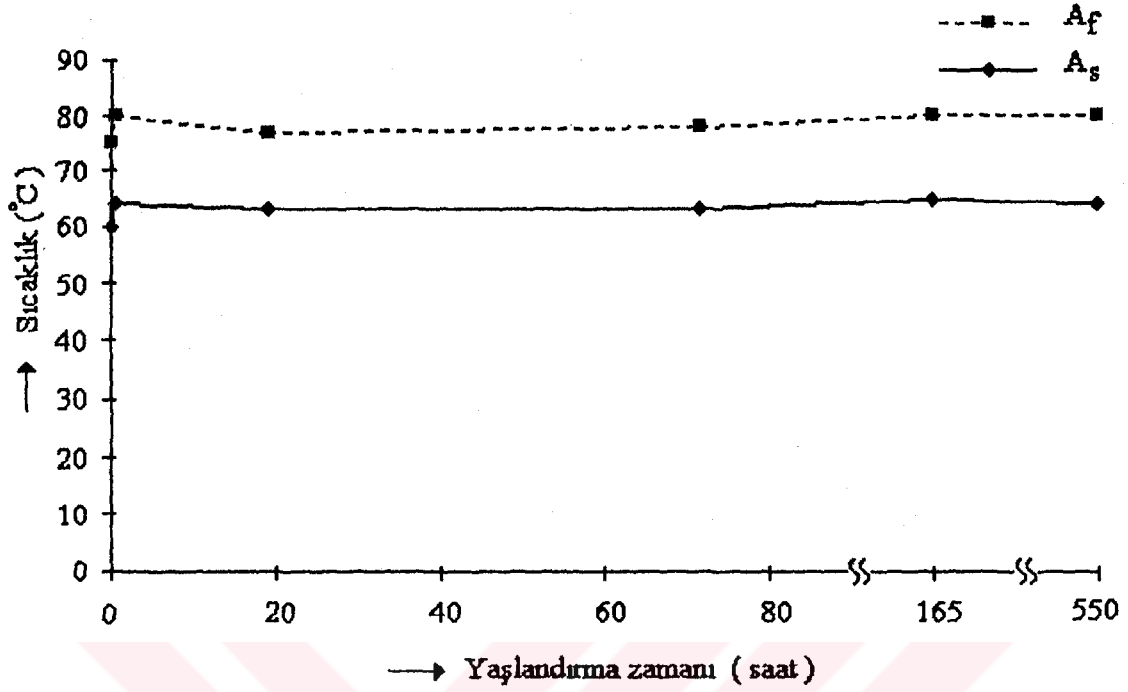
Şekil 6.13. Alaşım 1 için soğutma sonrası 330 °C de 30 dakika ara tavlama yapıldıktan sonra $A_f - A_s$ sıcaklık farkının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.



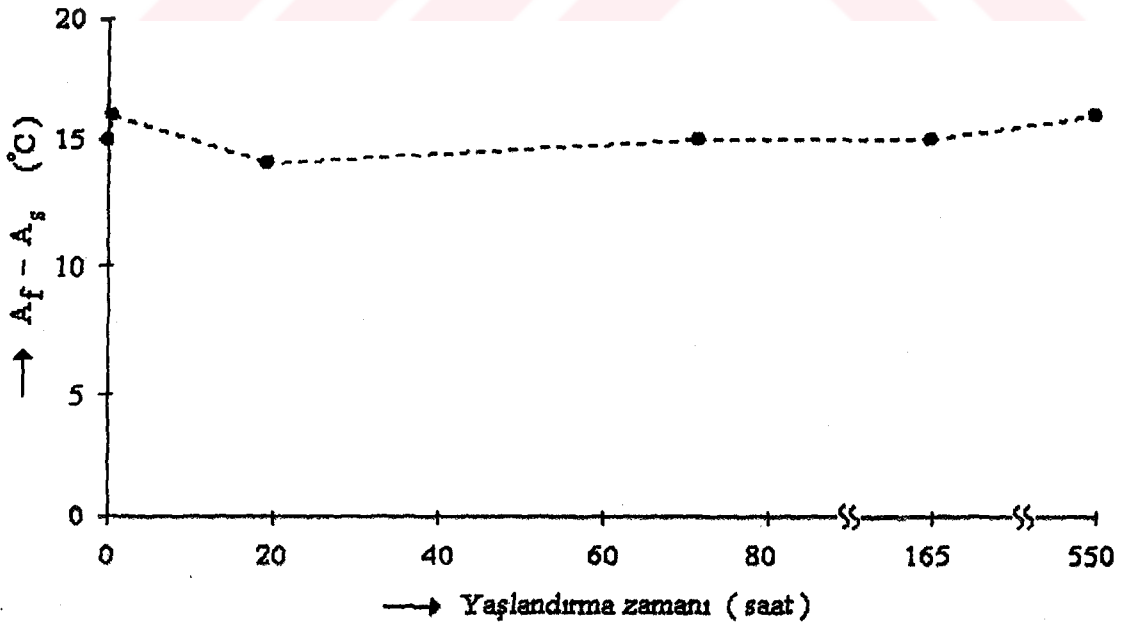
Şekil 6.14. Alaşım 2 için soğutmadan sonra ters dönüşüm sıcaklıklarının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.



Şekil 6.15. Alaşım 2 için soğutmadan sonra $A_f - A_s$ sıcaklık farkının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.



Şekil 6.16. Alaşım 2 için soğutma sonrası 280 °C de 30 dakika ara tavlama yapıldıktan sonra ters dönüşüm sıcaklıklarının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.



Şekil 6.17. Alaşım 2 için soğutma sonrası 280 °C de 30 dakika ara tavlama yapıldıktan sonra $A_f - A_s$ sıcaklık farkının oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.

6.2.2. Dönüşüm sıcaklıklarının termal çevrimlemeyle değişimi

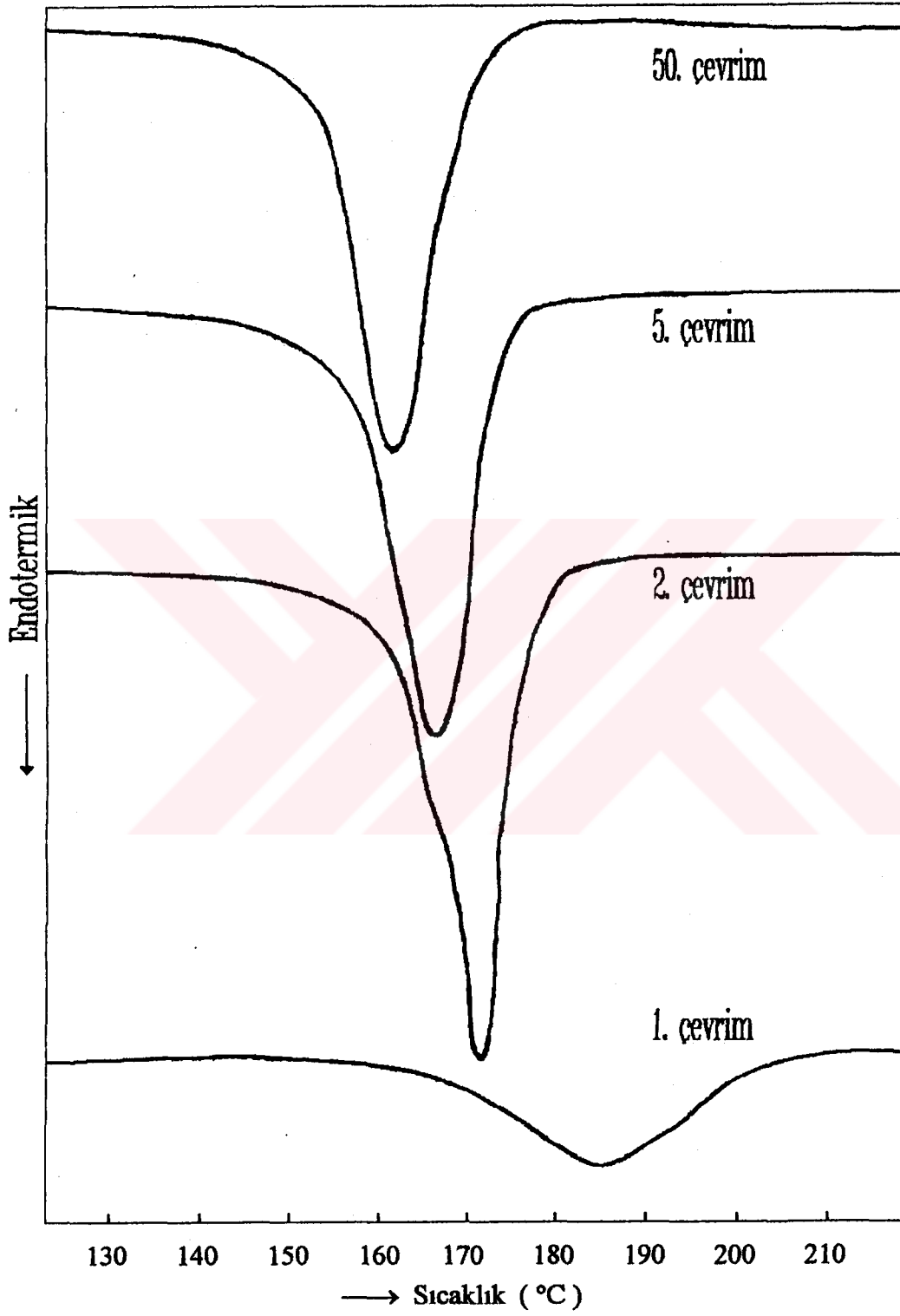
Termal çevrimden önce, Alaşım 1 , 930 °C deki β -faz bölgesinde, Alaşım 2 de 920 °C deki β -faz bölgesinde, 30 dakika sürelerle ısıtılarak homojenleştirildiler ve tuzlu-buzlu su içerisine atılarak ani soğutuldular. Daha sonra numunelere termal çevrim işlemi uygulanarak DSC profilleri elde edildi.

Alaşım 1 in 1, 2, 5 ve 50 nci termal çevrimlerine ait DSC eğrileri şekil 6.18 de gösterilmiştir. Bu eğrilerden martensit→austenit ters dönüşümünün endotermik bir reaksiyon olduğu görülmektedir. Şekildeki eğrilere bakıldığında ilk termal çevrimin ters dönüşüm sıcaklıkları diğer çevrimlerden oldukça yüksek çıkmıştır. İlk çevrimde A_{max} sıcaklığı 183,7 °C olup geniş bir sıcaklık aralığında çevrim tamamlanmıştır. 2 nci termal çevrimde A_{max} sıcaklığı, 170,5 °C ye ani bir düşüş yapmış ve ilk çevrimden çok daha dar bir alanda dönüşüm tamamlanmıştır. 50 nci çevrim sonunda A_{max} sıcaklığı 162,2 °C ye düşmüştür. Bu çevrim sonundaki eğri, ikinci çevrim sonundaki eğriden biraz daha dar bir sıcaklık aralığında dönüşümünü tamamlamıştır. İlk termal çevrimdeki pik boyunun sonraki çevrimlere göre daha kısa olduğu görülmektedir.

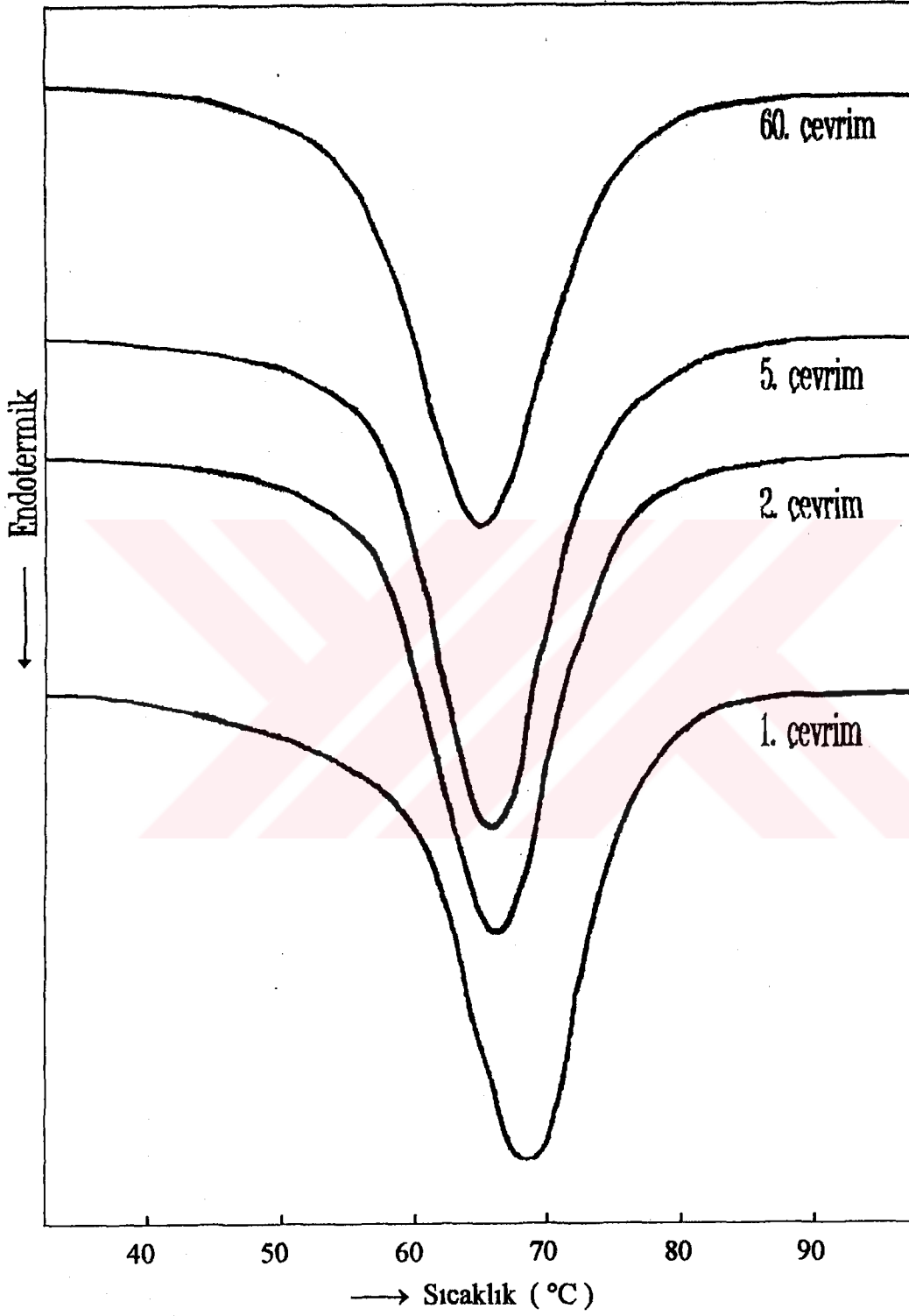
Alaşım 2 için 1, 2, 5 ve 60 ncı termal çevrimlerin DSC eğrileri şekil 6.19 da verilmiştir. Bu alaşımda da ilk çevrimin ters dönüşüm sıcaklıkları sonraki çevrimlerdekinden yüksek çıkmaktadır. İlk termal çevrimde A_{max} sıcaklığı 68,9 °C olup geniş bir sıcaklık aralığında dönüşüm tamamlanmıştır. İkinci termal çevrim sonunda A_{max} sıcaklığı 67,4 °C ye aniden düşmüş, daha sonraki çevrimlerde bu düşüş daha yavaş olmuştur. 60 ncı çevrim sonunda A_{max} sıcaklığı 66,5 °C ye düşmüştür.

Alaşım 1 ve Alaşım 2 için termal çevrimlerde elde edilen bu sonuçlar literatürlerle uyum içindedir (Scarsbrook, vd., 1984; Adachi ve Perkins, 1986; Morris ve Gunter, 1992).

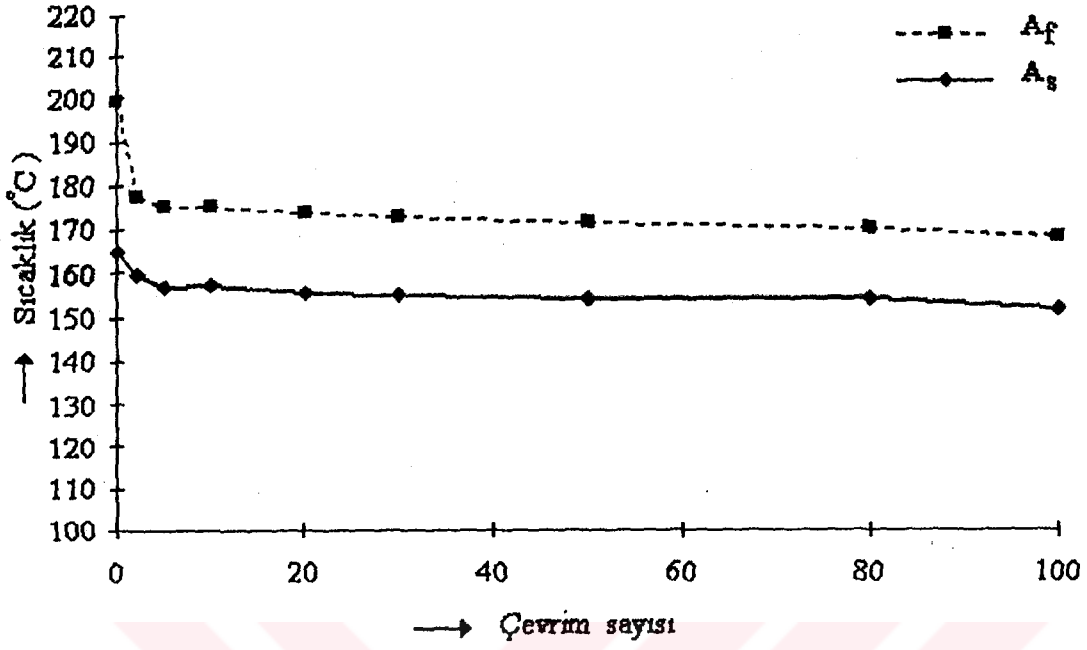
Alaşım 1 numunesinin tavlandıktan sonraki durumdan başlayarak 100 termal çevrim sonunda A_s ve A_f sıcaklıklarının değişimi şekil 6.20 de gösterilmiştir. İlk termal çevrimde A_s ve A_f sıcaklıkları sırasıyla 165 °C ve 199 °C olarak bulunmuştur. Şekilde görüldüğü gibi A_s sıcaklığı ilk çevrimde 165 °C olmak üzere en yüksek değerini almış, 2 nci çevrimde önemli bir azalış göstererek 159,5 °C ye düşmüştür. Daha sonraki çevrimlerde büyük düşüşler gözlenmemiştir. 100 ncü termal çevrim sonunda A_s sıcaklığı 151,5 °C olmuştur. Ters dönüşümün tamamlanma sıcaklığı olan A_f sıcaklığı ise ilk çevrim için 199 °C ile en yüksek değerdedir. A_f sıcaklığı 2 nci çevrimde büyük bir düşüş göstererek 177,5 °C ye düşmüş, daha sonraki çevrimlerde büyük düşüşler olmamış ve A_s sıcaklık eğrisine paralel gitmiştir. 100 ncü termal çevrim sonunda A_f sıcaklığı 168,3 °C ile en düşük değerini almıştır.



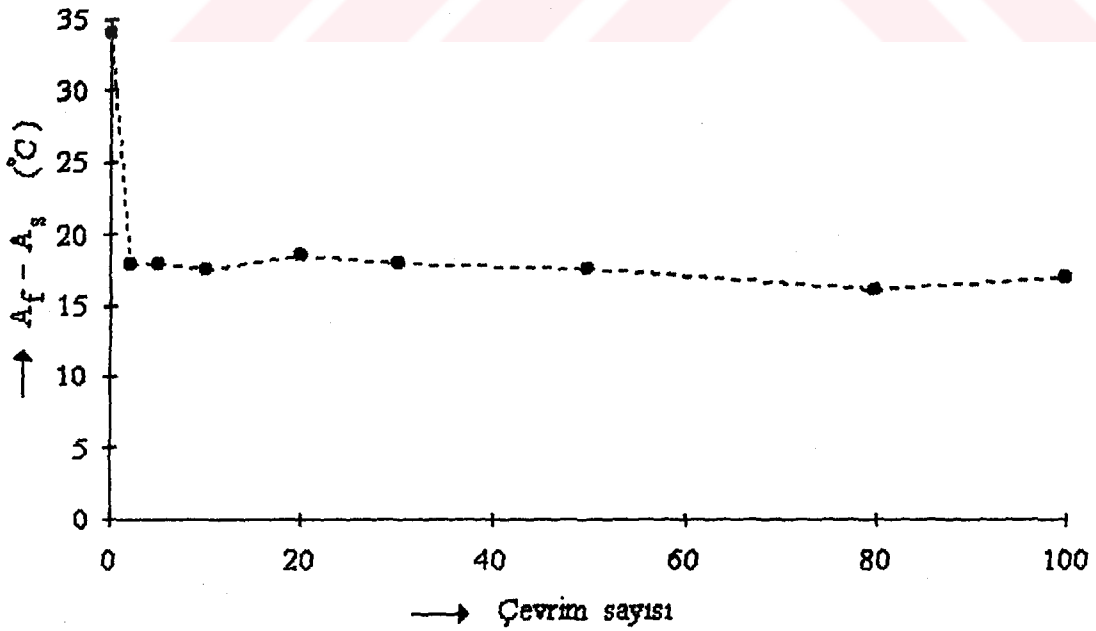
Şekil 6.18. Alaşım 1 için 1, 2, 5 ve 50 nci termal çevrimlerde 5 °C/dakika ısıtma hızı için DSC eğrileri.



Şekil 6.19. Alaşım 2 için 1, 2, 5 ve 60 ncı termal çevrimlerde 5 °C/dakika ısıtma hızı için DSC eğrileri.



Şekil 6.20. Alaşım 1 için ters dönüşüm sıcaklıklarının çevrim sayısı ile değişimi.



Şekil 6.21. Alaşım 1 için $A_f - A_s$ sıcaklık farkının çevrim sayısına göre değişimi.

Şekil 6.20 deki sonuçlara göre A_s ve A_f sıcaklıkları, ilk termal çevrimlerde en yüksek değerlere sahiptirler. Bunun için alaşımın termal çevrim yapılmadan önce en kararlı durumda olduğu sonucuna varılır. Daha sonraki termal çevrimlerde ise, numune hiç bekletilmeden çevrim yapıldığından numune kararlılığa ulaşmaya zaman bulamamıştır. Bundan dolayı, ters dönüşüm sıcaklıkları giderek azalan değerler almaktadır. Bu azalış 5 nci çevrimden sonra çok fazla değildir.

Alaşım 1 için dönüşüm sıcaklıkları $A_f - A_s$ farkının çevrim sayısına göre değişimi şekil 6.21 de gösterilmiştir. $A_f - A_s$ değeri 1 nci termal çevrimde 34 °C olan en yüksek değere sahiptir. Bu değer 2 nci termal çevrimde 18 °C ye düşmüştür. Daha sonra önemli bir değişiklik olmamış ve 100 üncü termal çevrim sonunda 16,8 °C civarında kalmıştır.

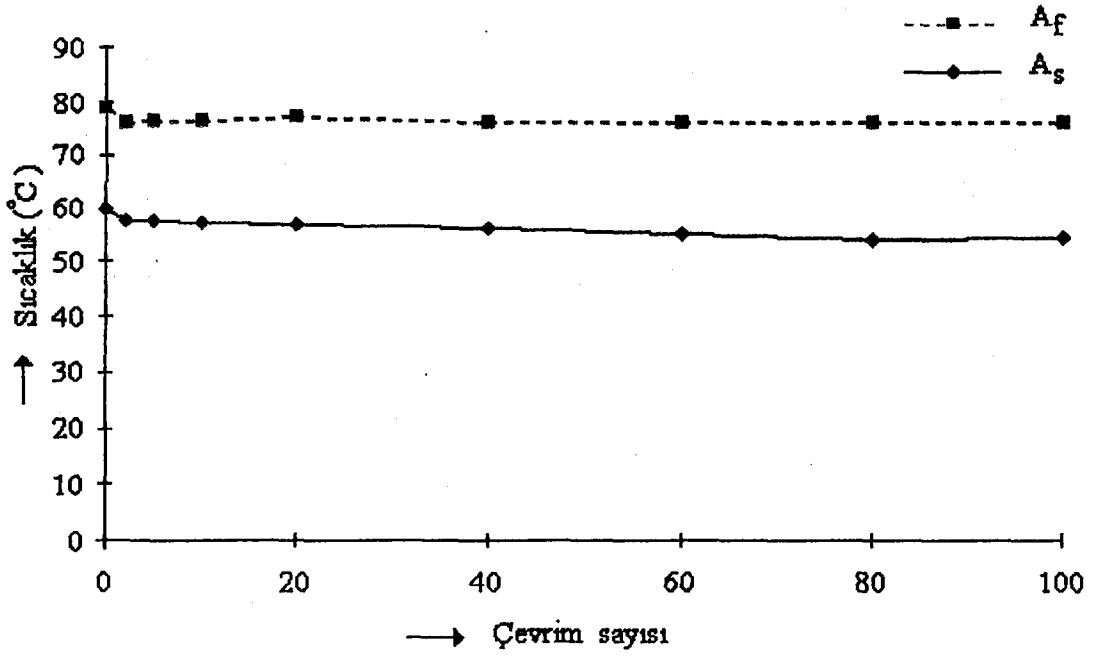
Alaşım 1 e benzer şekilde Alaşım 2 ye de tavlandıktan sonra 100 termal çevrim uygulanmıştır. Bu çevrimler sonundaki A_s ve A_f sıcaklıklarının değişimi şekil 6.22 de verilmiştir. 1 nci çevrimde A_s sıcaklığı 60 °C iken 2 nci çevrim sonunda 57,8 °C ye düşmüş ve bu düşüş 100 ncü çevrim sonunda 54,3 °C olmuştur. İlk çevrimlerde büyük sıcaklık düşüşleri olmasına rağmen çevrim sayısı arttıkça sıcaklık düşüşleride azalmıştır. İlk çevrimde A_f sıcaklığı 79 °C değerinde iken 100 ncü termal çevrim sonunda 76 °C ye düşmüştür. Görüldüğü gibi A_f ve A_s deki düşüş hemen hemen aynıdır.

Alaşım 2 için dönüşüm sıcaklıkları $A_f - A_s$ sıcaklık farkının çevrim sayısına göre değişimi, şekil 6.23 de gösterilmiştir. Burada 1 nci çevrim sonunda $A_f - A_s$ değeri 19,0 °C dir. 2 ncü çevrim sonunda 18,2 °C olup en düşük değeri almaktadır ve 100 çevrim sonunda bu sıcaklık farkı 21,7 °C ye yükselmiştir. 2 nci çevrimden 100 ncü çevrime kadar küçük değerlerde artışlar gözlenmiştir.

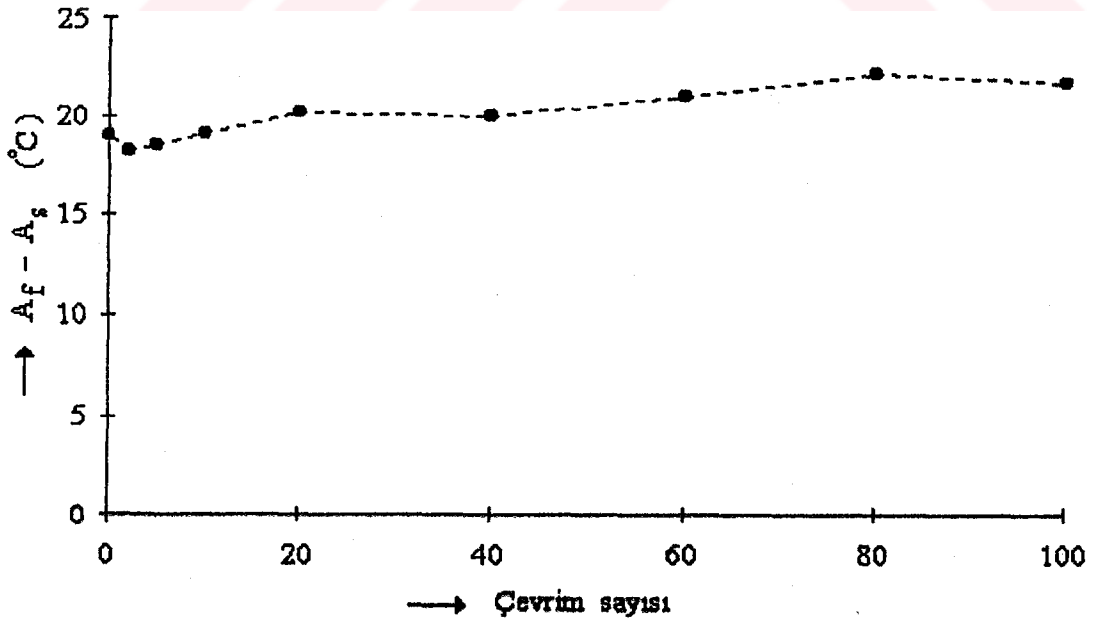
Bu sonuçlar, Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin başlangıç durumlarının en kararlı durum olduğunu gösterir. Sonraki termal çevrimlerde her iki alaşımda kararlılığa fırsat bulamadan çevrim yapıldığı sonucu çıkarılır. Küçük sapmalar göz önüne alınmadığında dönüşüm sıcaklıklarının çevrim sayısıyla düştüğü sonucuna varılır.

$A_f - A_s$ sıcaklık farkı, Alaşım 1 için artan çevrimle azaldığı halde Alaşım 2 de 2 nci çevrimden sonra küçük artışlar olmuştur.

Şekil 6.20 ve şekil 6.22 deki sonuçlara göre Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin A_s sıcaklıkları oda sıcaklığının üzerinde olduğundan, bu iki alaşım oda sıcaklığında martensit yapıya sahiptir. Her iki alaşım için elde edilen bu sonuçlar literatürlerle uyum içindedir (Kennon, vd., 1982; Perkins ve Museing, 1983; Morris ve Lipe , 1994).



Şekil 6.22. Alaşım 2 için ters dönüşüm sıcaklıklarının çevrim sayısı ile değişimi.



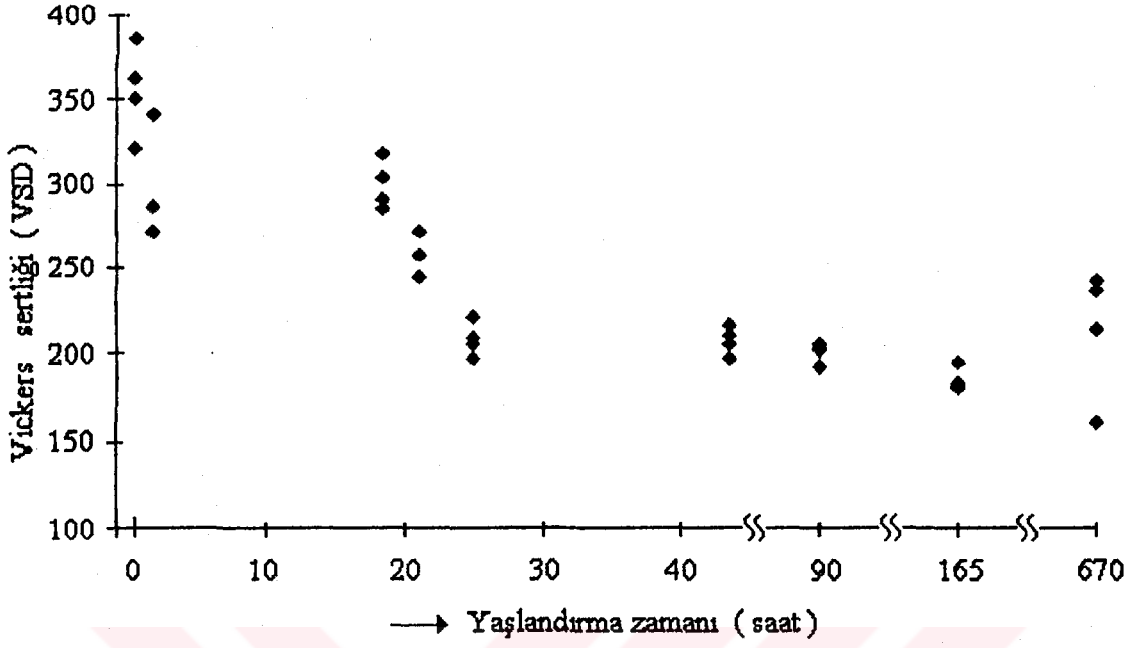
Şekil 6.23. Alaşım 2 için A_f - A_s sıcaklık farkının çevrim sayısına göre değişimi.

6.3. Sertlik Ölçümü Sonuçları

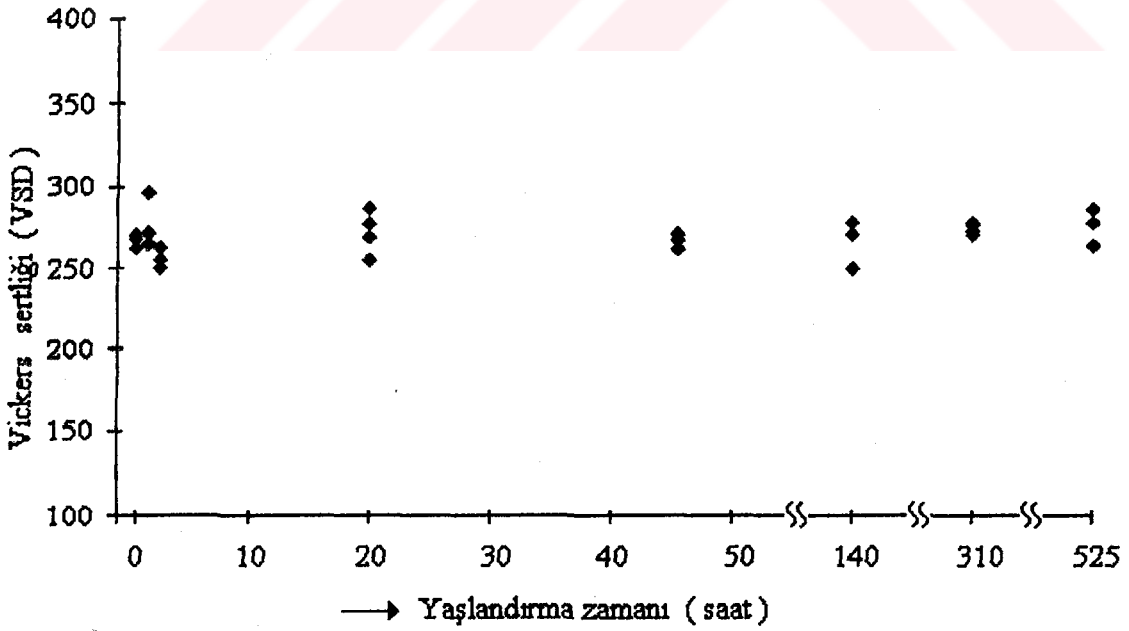
Bu çalışmada kullanılan CuAlNi alaşımlarının sertlik ölçümleri alınmadan önce numunelere farklı ısı işlemler uygulandı. Numuneler homojenleşmeleri için β -faz bölgesinde bekletildikten sonra tuzlu-buzlu suda ani olarak soğutuldu. Soğutulan numunelerden biri tekrar ara tavlamaya tabi tutuldu. Yaşlandırmalar oda sıcaklığında yapıldı. Her bir yaşlandırma için Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin farklı iki ısı işlemine tabi tutulan numunelerinin Vickers sertlik değerleri Mikro Sertlik Cihazı kullanılarak bulundu. Her ölçüm esnasında numune üzerine dört indentasyon uygulandı. Bütün ölçümlerde uygun ölçüm mekanizmasının sağlanabilmesi için 0,2 kg lık sabit bir yük ve 30 saniyelik uygulama süresi alındı.

Alaşım 1 den hazırlanan numune 930 °C deki β -faz bölgesinde 30 dakika süre ile tavlaniş tuzlu-buzlu suda ani soğutuldu. Daha sonra oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre Vickers sertlik değerlerindeki değişimler incelendi ve sonuçlar şekil 6.24 te gösterildi. Herhangi bir ısı işleme tabi tutulmayan Alaşım 1 numunesinin sertliğinin 281 VSD ile 300 VSD arasında değiştiğı gözlenmiştir. Tavlandıktan hemen sonra alınan sertlik ölçümü 321 VSD ile 386 VSD arasında değişmiştir. 44 saatlik yaşlandırmaya kadar sertlik değerlerinde büyük bir düşüş gözlenmiş ve 44 -165 saatleri arasında ise bu düşüş azalmıştır. Ani soğutma sonrası numunenin ortalama sertliği 355 VSD değerinde iken 165 saatlik yaşlandırma sonucunda sertlik 185 VSD değerine düşmüştür. Aynı alaşımlın soğutma sonrası 330 °C de ara tavlanişmaya tabi tutulan numunesinin oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre Vickers sertlik değerinde meydana gelen değişimler de şekil 6.25 te görülmektedir. Ara tavlanişmaya tabi tutulan Alaşım 1 numunesindeki sertlik değişimi ara tavlanişmaya maruz kalmayan numuneye göre çok farklıdır. Burada soğutmadan hemen sonra ölçülen sertlik değeri ortalama 266 VSD iken 525 saat sonraki sertlik ortalama 270 VSD civarındadır. Görüldüğü gibi yaşlandırma zamanı ile sertlik değişmemiştir.

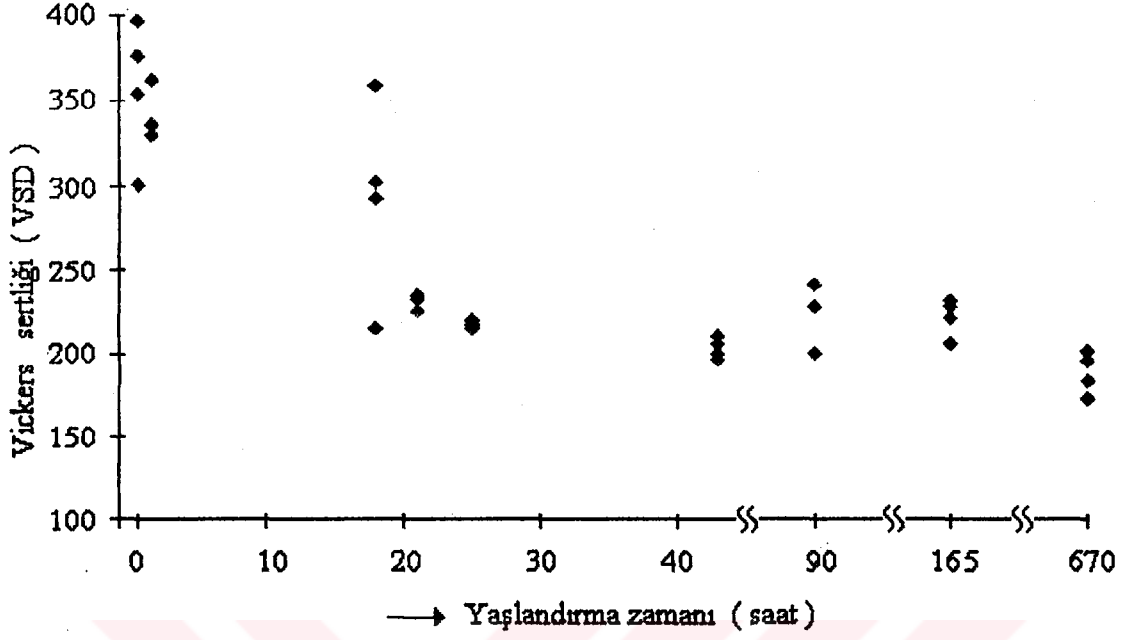
Alaşım 2 numunesinin soğutmadan sonra oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre sertliklerinin değişimi ise şekil 6.26 da gösterilmiştir. Bu numunenin ısı işleminden önceki sertliği 230 ile 248 VSD arasında değişir. Tavlandıktan hemen sonra numunenin sertliği 301 ile 396 VSD arasındadır. Alaşım 1 de olduğu gibi bu alaşımda da arttan yaşlandırma zamanıyla sertlik değerleri düşüş göstermiştir. Bu düşüş 20 saate kadar hızlı olmuş ve sonraki zamanlarda yavaşlamıştır. Soğutmadan hemen sonraki sertlik ortalama olarak 356 VSD değerindeyken 670 saat sonra 188 VSD değerine düşmüştür.



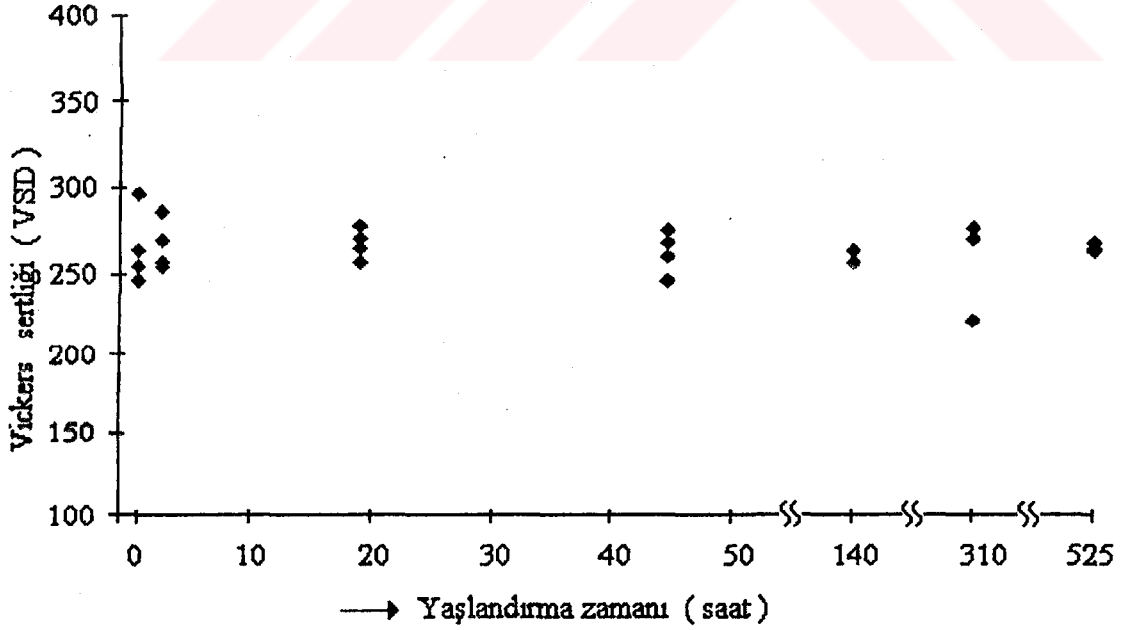
Şekil 6.24. Alaşım 1 için Vickers sertliğinin soğutma sonrası oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.



Şekil 6.25. Alaşım 1 için Vickers sertliğinin soğutma sonrası 330 °C de 30 dakika ara tavlamanadan sonra oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.



Şekil 6.26. Alaşım 2 için Vickers sertliğinin soğutma sonrası oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.



Şekil 6.27. Alaşım 2 için Vickers sertliğinin soğutma sonrası 280 °C de 30 dakika ara tavlandıktan sonra oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre değişimi.

Alaşım 2 nin ikinci defa tavlanması sonucunda sertliği şekil 6.27 de görüldüğü gibi yaşlandırma zamanıyla fazla bir değişiklik göstermemiştir.

Her iki alaşımda da sertlik, yüzey üzerindeki farklı noktalarda aynı zamanda ölçüldüğü halde aynı değildir. Bu da indentasyon noktalarının farklı tanelere (grain) rastlamasından kaynaklanır.

Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin soğutmadan hemen sonraki sertlik değerleri hemen hemen aynıdır. Alaşım 1 in sertliği 355 VSD iken Alaşım 2 nin sertliği ise 356 VSD değerindedir. Oda sıcaklığında 670 saat yaşlandırılmaları sonucunda Alaşım 1 in sertliği 212 VSD olurken Alaşım 2 nin sertliği ise 188 VSD olmuştur. Alaşımın yaşlandırma zamanıyla sertliklerinin azalması, her iki alaşımda da yumuşama olduğunu gösterir.

Ara tavlama tabi tutulan Alaşım 1 ve Alaşım 2 sırasıyla, şekil 6.25 ve 6.27 de görüldüğü gibi, 525 saatlik yaşlandırma sonunda 7 birimlik çok az bir artış göstermektedirler. Bu alaşımların ara yaşlanmalarda ölçülen sertlik değerleri pek fazla değişmemiştir. Buradan, numunelerin ara tavlama tabi tutulmaları sonucunda daha kararlı bir yapı elde edileceği sonucu çıkar (Tsuda, vd., 1986).

Daha önce yapılan çalışmalarda farklı yüzde ağırlıklara sahip CuAlNi alaşımları için Vickers sertlik ölçümleri yapılmıştır. Bu çalışmalardan da görüldüğü gibi, alaşımların yüzdesi ve yaşlandırmanın martensit ve austenit bölgede yapılmasına göre sertlik değerlerinde zamanla düşmeler ve yükselmeler gözlenmiştir (Kennon vd., 1982; Tsuda, vd., 1986; Husain ve Clapp, 1988; Cho, vd., 1991).

6.4. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) Gözlemleri

Şekil hatırlamalı alaşımların termoelastik martensit dönüşümü ile bütünleştiğini daha önce ifade etmiştik. Ana ve martensitik fazda düzenlilik yanında homojen olmayan kesme şeklinde dönüşüm kusurları ortaya çıkar. İçten kusurlanmış (ikizlenmiş) martensitler, birim hücre şeklinde istiflenmiş olan sıkı-paket tabakalarının sayısına bağlı olarak 9R veya 18R tipinde olduğu gibi bir uzun periyod istiflenme düzeniyle tanımlanırlar. Elektron mikroskobu ve x-ışını çalışmaları, bu yapıların sıkı-paket tabakalarının pozisyonlarına ve buna bağlı olarak normal veya modifiye (N18R, M18R) edilmiş durumlarını açıklığa kavuşturur. Normal yapı ortorombik, modifiye edilmiş yapı ise monoklinik (Chakravorty ve Wayman, 1977; Adıgüzel, 1987).

Üzerinde çalışılan Cu-11Al-3,82Ni ve Cu-11Al-3,38Ni (ağırlık yüzdeli) alaşımlardan alınan parçalar ısıtılma tabii tutulmadan, elektron mikrografları ve elektron difraksiyon desenleri çekildi.

Alaşım 1 in orijinal halinde geçirmeli elektron mikrografi şekil 6.28 de verilmiştir. Burada farklı varyantlara sahip martensit plakaları görülmektedir. Bu martensit plakalarda bazı bozulmalar olmasına rağmen numunenin oda sıcaklığında martensit yapıda olduğu anlaşılmaktadır.

Şekil 6.28 deki mikrografın koyu bölgesinin elektron difraksiyon deseni şekil 6.29 da, açık renkteki bölgesinin difraksiyon deseni ve indislenmiş hali ise sırasıyla şekil 6.30 a ve b de gösterilmiştir. Şekillerdeki difraksiyon desenleri uzun periyod yığılma düzenine sahip elektron difraksiyon desenlerini gösterirler. Bu desenlerin indislenmiş hallerinden yapının monoklinik (yani M18R) olduğu görülür. Şekillerdeki difraksiyon desenlerinin şiddetlerindeki farklılık farklı düzlemlerden saçılmaları gösterir. Bu sonuçlar literatürlerle uyum içerisindedir (Chakravorty ve Wayman, 1977; Nishiyama, 1978; Melton ve Mercier, 1979; Tadaki, vd., 1986).

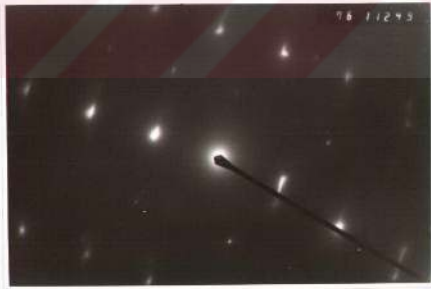
X-ışınları sonuçlarından bulunduğu gibi Cu-11Al-3,82Ni martensitesi M18R tipli ortorombik bir yapıya sahiptir. Elektron mikroskobu sonuçlarında x-ışını sonuçlarını destekler. Bu numuneden alınan elektron difraksiyon desenleri alaşımın martensit fazının, DO₃ tipinde düzenli bcc yapının austenit fazından oluşan M18R yapıda olduğunu doğrular.

Isıl işlemler uygulanmadan önce Alaşım 2 numunesi üzerinde, farklı noktalardan farklı büyütmeyle çekilmiş elektron mikrografları şekil 6.31 de verilmiştir. Şekil 6.31 a da herhangi bir martensit plakası görülmemektedir. Şekil 6.31 b de ise martensite plakaları ayırt edilmektedir. Bazı plakalarda paralellik bozulmuştur. Bu bozulmalar, ikizlenmelerin hareketi ve martensite varyantların yok olmasına bağlanabilir. İkizlenmeler ara yüzeylere doğru incelerler. Şekil 6.31 c de martensit plakaları ve ikizlenmeler açıkça görülmektedir. Burada martensit plakaları düzenli ve birbirine paraleldir. Farklı tonlara sahip bantlar farklı martensit varyantları gösterirler (Nishiyama, 1978; Ghosh., vd., 1986; Morris, 1992).

Şekil 6.31 deki elektron mikrograflarının difraksiyon desenleri sırasıyla şekil 6.32 de verilmiştir. Şekil 6.32 a ve b deki difraksiyon desenlerinin aynı olduğu görülür. Şekil 6.32 c ise şekil 6.31 c nin difraksiyon desenidir.



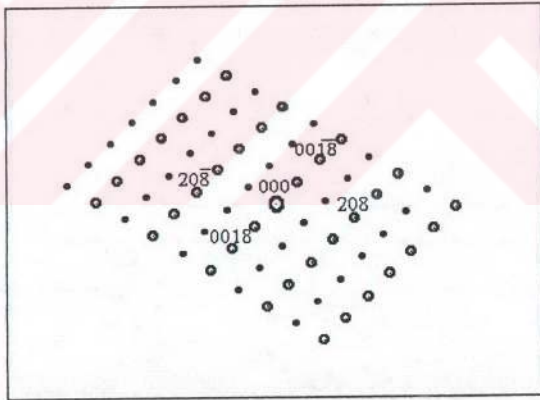
Şekil 6.28. Alaşım 1 in elektron mikrografı.



Şekil 6.29. Şekil 6.28 deki mikrografın koyu bölgesinin elektron difraksiyon deseni.

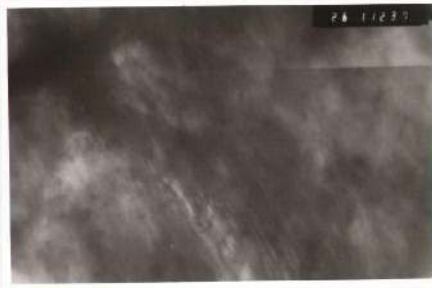


- a -



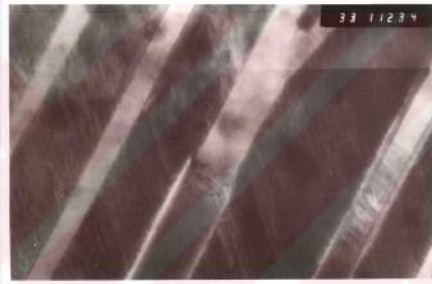
- b -

Şekil 6.30. a) Şekil 6.28 deki mikrografın açık renkli bölgesinin elektron difraksiyon deseni. b) a daki elektron difraksiyon deseninin indislenmiş hali



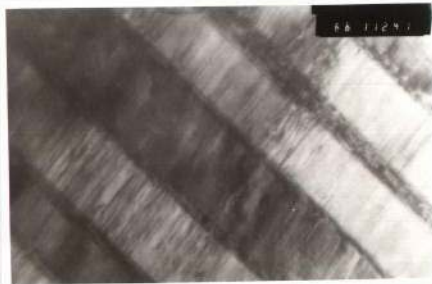
- a -

0,4 μm



- b -

0,3 μm



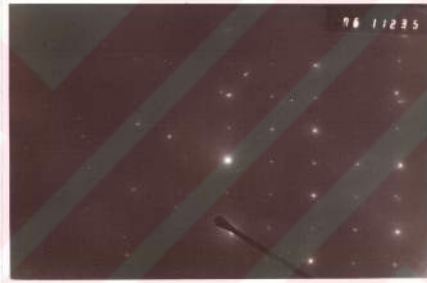
- c -

0,15 μm

Şekil 6.31. Alaşım 2 nin elektron mikrografları.



- a -



- b -

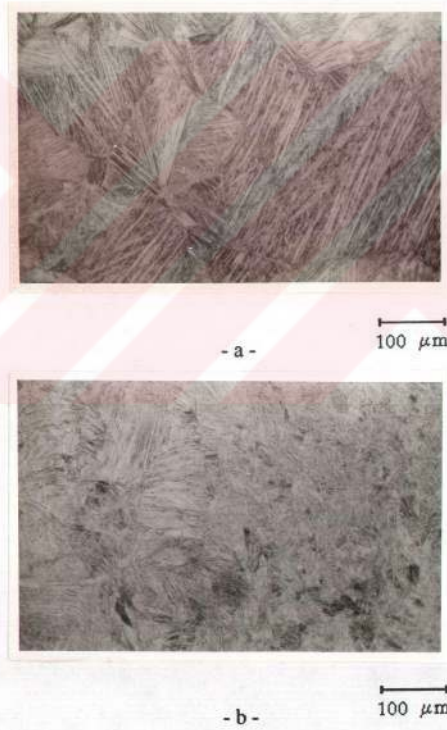


- c -

Şekil 6.32. Şekil 6.31 deki mikrografların elektron difraksiyon desenleri.

6.5. Metalografik Gözlemler

Kullanılan Cu-11Al-3,82Ni ve Cu-11Al-3,38Ni (ağırlık yüzdeli) alaşımlarından alınan numunelere, bir ısıtım işlemi uygulanmadan, parlatılıp dağlandıktan sonra optik mikroskopta mikrografları çekildi. Alaşım 1 ve Alaşım 2 den alınan mikrograflar şekil 6.33 de görülmektedir. Bu optik mikrograflardan görüldüğü gibi aynı büyütmede Alaşım 1 de taneler (grain) ve martensit plakaları görüldüğü halde Alaşım 2 de hiç bir tane gözlenmemiştir. Çok az miktarda martensite plakası ve oldukça yoğun çökelti fazları görülmektedir.



Şekil 6.33. Isıl işleme tabi tutulmayan a) Alaşım 1 , b) Alaşım 2 nin yüzey fotoğrafları.

6.5.1. Alaşım 1 in metalografik gözlemleri

Üzerinde metalografik inceleme yapılan Cu-11Al-3,82Ni (ağırlık yüzdeli) Alaşım 1 numunesi önce 930 °C deki β -faz bölgesinde 30 dakika süre ile homojenleştirildikten sonra tuzlu-buzlu suda soğutuldu. Daha sonra oda sıcaklığında yaşlandırıldı. Bu yaşlandırma zamanı içinde alaşım üzerinde metalografik gözlemler yapıldı.

Şekil 6.34 a da, Alaşım 1 in soğutmadan hemen sonraki yüzey mikrografı verilmiştir. Bu mikrografta taneler çok açık olarak görülmektedir. Martensit plakaları tane sınırlarında keskin bir biçimde kesilmiş ve bazı taneler içinde farklı yönelime sahip martensit plakaları oluşmuştur. Bu plakaların farklı yönelimleri mikrograflarda açıkça görülmektedir. Bazı tanelerde V şeklinde ve bazı tanelerde ise iğne şeklinde martensitler mevcuttur (Ghosh, vd., 1986).

Alaşım 1 in oda sıcaklığında 24 saat yaşlandırma sonunda alınan mikrografı şekil 6.34 b de görülmektedir. Şekil 6.34 a da görülen, mikrografta karşılaştırılırsa aynı büyütmeyle çekilmesine rağmen buradaki taneler yaklaşık iki kat kadar büyümüştür. Ayrıca oluşan martensit plakalar da büyümüştür. Farklı tanelerde oluşan martensite plakalarının şeklide farklıdır. Aynı alaşımın 70 saat yaşlandırma sonunda alınan mikrografı şekil 6.34 c de verilmiştir. Burada bazı tanelerin daha büyüdüğü ve bu taneler içinde yeni taneler oluşmaya başladığı görülür. Bu mikrografta dikkat çeken bir nokta da, aynı tane içinde farklı şekilde martensitlerin oluşmasıdır. Bazı tanelerde V şekilli martensitlerle birlikte çubuk (veya iğne) şekilli martensitler oluşmuştur.

Oda sıcaklığında 150 saat süreyle yaşlandırılan Alaşım 1 numunesinden alınan yüzey mikrografı şekil 6.35 te görülmektedir. Burada ortada bulunan tanenin yapısı dikkat çekmektedir. Bu tane içinde aralarında hemen hemen 90° lik açı olan farklı plaka grupları görülmektedir. Bu plakaların birbirinin içerisine girmediği gözlenmektedir. Yaşlandırma zamanının artmasıyla tanelerin büyüdüğü ve martensite miktarının arttığı görülür (Husain, vd., 1984).



- a -

100 μm 

- b -

100 μm 

- c -

200 μm

Şekil 6.34. Oda sıcaklığında yaşlandırılan Alaşım 1 numunesi yüzeyinden alınan metalografik gözlemler. a) Soğutmadan hemen sonra, b) 24 saat sonra, c) 70 saat sonra.



100 μm

Şekil 6.35. Oda sıcaklığında 150 saat yaşlandırılan Alaşım 1 numunesinin genel tane yapısı.

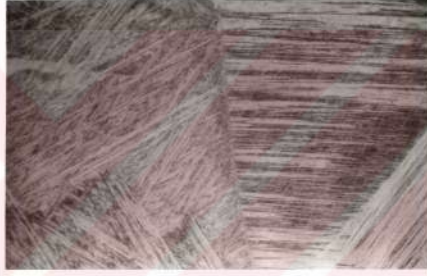
6.5.2. Alaşım 2 nin metalografik gözlemleri

Cu-11Al-3,38Ni ağırlık yüzdeli Alaşım 2 numunesi 920 °C de β -faz bölgesinde 30 dakika süreyle homojenleştirildikten sonra tuzlu-buzlu suda soğutulup, oda sıcaklığında yaşlandırıldı. Bu yaşlandırma zamanı içerisinde numunenin mikrografları alındı.

Alaşım 2 nin genel tane yapısı, soğutmadan hemen sonra numuneden alınan şekil 6.36 a daki optik mikrografta görülmektedir. Burada bir noktada kesişen üç tane (grain) görülür. Martensit plakalarının, tane sınırlarında keskin bir biçimde kesildiği ve sağ taraftaki tanede farklı yönelimlere sahip plakaların olduğu görülmektedir. Şekil 6.36 b de ise, şekil 6.36 a nın sağ tarafındaki iki tane sınırının büyütülmüş hali görülmektedir. Sol taraftaki tanede keskin, birbirine paralel martensit plakaları mevcuttur. Şekil 6.34 a ve şekil 6.36 a da, tane büyüklükleri karşılaştırılırsa, Alaşım 2 nin tane büyüklüğünün, Alaşım 1 in tane büyüklüğünden daha büyük olduğu görülür.



- a -

200 μm 

- b -

100 μm 

- c -

200 μm

Şekil 6.36. Alaşım 2 numunesinin optik mikrografları; a) Soğutmadan hemen sonra, b) a daki tane sınırının büyütülmüş hali, c) 20 saat yaşlandırma sonunda.

Oda sıcaklığında 20 saat yaşlandırılan numunenin genel tane yapısı şekil 6.36 c de görülmektedir. Bu mikrografta görülen tane, şekil 6.36 a daki tanenin yaklaşık 90° dönmüş halidir. Görüldüğü gibi 20 saat yaşlandırma sonunda, tanenin büyüklüğü bir miktar artmıştır. Bu tane içindeki plakaların ince ve çok karmaşık bir yapıda ve farklı yönelimlere sahip olduğu görülmektedir. Şekil 6.36 a daki mikrografta bulunan beyaz bölgeler içinde, martensit plakaların oluştuğu şekil 6.36 c de daha açık görülmektedir.

Şekil 6.37 de, oda sıcaklığında 70 saat süreyle yaşlandırılan Alaşım 2 numunesinde oluşan martensit plaka grupları görülmektedir. (a) daki mikrograf birkaç taneden alınmıştır. Burada plakalar arasında farklılıklar mevcuttur. Bazı plakaların küçük olduğu, bazılarının da küçüklere göre oldukça uzun bölgelerde olduğu görülür. (b) deki şekil, (a) nın orta bölgesinin daha büyük bir büyütmeyle çekilmiş halidir. Orta bölgedeki plaka grubu, birbiriyle uyumlu plakalar şeklinde tanımlanır. Bu tür plakalar, genellikle numuneyi yüksek sıcaklıktan ani soğutmayla elde edildiği gibi M_s sıcaklığının üstündeki bir sıcaklıktan soğutma ile de elde edilebilir. Ani soğutmayla elde edilen martensit plakalarında birbiriyle uyumlu plaka grubunun ortaya çıkması çok gözlenen bir olaydır (Kayalı, 1993). Bu mikroyapı dört farklı şekilde yönelmiş martensit plakalarının altı grubundan meydana gelir. Şekil 6.37 de görülen martensit plakalar, yaklaşık olarak 5 - 20 μm arasında kalınlıklara sahiptirler. Her iki mikrografta da tanelerin içinde alt taneler görülmektedir. Ayrıca bölgesel olarak baklava dilimini andıran kabartılar gözlenir. Bu alaşımda da Alaşım 1 de olduğu gibi, yaşlandırma zamanı arttıkça tanelerin büyüdüğü görülür.

Dikkati çeken bir başka görüntüde, oda sıcaklığında 70 saat yaşlandırılmış numuneden alınan şekil 6.37 c deki optik mikrografta görülmektedir. Burada martensit plakalar farklı varyantlardadırlar. Birbirine paralel martensit plakaların zamanla boylarının uzadığı ve V şekilli martensitelerinde yaşlandırma zamanı artışı ile büyüdüğü görülmektedir.

Oda sıcaklığında 145 saat yaşlandırılan Alaşım 2 numunesinin optik mikrografi ise şekil 6.38 de verilmiştir. Bu mikrografta tanelerin büyüdüğü görülür. Birbirine paralel olan martensit plakalarının uzunluğu tane boyuncadır.

Her iki alaşımda da yaşlandırma zamanı ile tane sınırlarının büyüdüğü gözlenmiştir.



- a -

200 μm 

- b -

100 μm 

- c -

200 μm

Şekil 6.37. Oda sıcaklığında 70 saat yaşlandırılan Alaşım 2 numunesinden alınan optik mikrograflar.



100 μm

Şekil 6.38. Oda sıcaklığında 145 saat yaşlandırılan Alaşım 2 numunesinden alınan optik mikrograf.

7. BULGULAR VE TARTIŞMA

Martensitik faz dönüşümü, numune sıcaklığının hızla düşürülmesi veya austenit yapıya dıştan uygulanan bir mekanik zor ya da her ikisinin aynı anda uygulanmasıyla meydana gelen, birinci mertebeden bir faz dönüşümüdür. Bu dönüşümler difüzyonsuz olduklarından dönüşüm sonrası yapı dönüşüm öncesi yapıyla sıkı sıkıya bağlantılıdır (Christian, 1975; Funakubo, 1987; Guenin ve Gobin, 1982).

Bu çalışmada incelenen şekil hatırlamalı CuAlNi alaşımlar, termoelastik martensitik dönüşüm gösterirler. Ayrıca bu alaşımlar süper örgüye sahiptirler ve dönüşüm öncesi kristal yapı B2(CsCl) veya DO₃(Fe₃Al) düzenine sahiptir. Ürün martensite ise 9R veya 18R yapısındadır.

Şekil hatırlama olayı, genellikle soy metal bakır bazlı alaşımlarda gözlenir (Delaey, vd., 1972; Kubo, vd., 1977). Bu alaşımların önemli özellikleri kritik bir dönüşüm sıcaklığının altında ve üstünde iki ayrı şekil göstermeleridir. Bu kritik sıcaklığın altında martensite yapı oluşmaya başlar ve sıcaklığın düşürülmesiyle büyür. Sıcaklık yükseldiğinde martensite küçülür ve kaybolur (Adıgüzel ve Ceylan, 1988).

Şekil hatırlamalı alaşımlar sıcaklık etkilerine karşı hassastırlar ve yaşlandırma sonucunda alaşımların şeklini geri kazanma özelliği etkilenir. Alaşımlar, martensitik durumda yaşlanarak ve deforme edilerek şeklini tekrar kazanma derecesinde bir kayıp gösterir. Aynı alaşımlara β -faz bölgesinde bir tavlama yapıldığında geri dönmenin derecesi önemli bir oranda korunur ve yaşlandırma sonunda mikroyapılarında değişiklikler ortaya çıkar (Kennon, vd., 1982; Scarsbrook, vd., 1982; Funakubo, 1987; Miyazaki ve Otsuka, 1989). Bu alaşımların termal çevrim sonunda dönüşüm sıcaklıklarında da önemli değişimler gözlenir. Bundan dolayı, şekil hatırlamalı alaşımlardan yapılan cihazlar bulundukları ortamın sıcaklıklarından gerek çalışmaları esnasında ve gerekse çalışmadıkları durumda etkilenirler. β -fazlı alaşımdan yapılan cihazlarda, termal çevrimler ve cihazın kullanılma süresi alaşımların özelliğine göre seçilir. Uzun termal çevrimler sonucunda, yaşlandırma etkilerine karşı alaşımların makroskobik ve mikroskobik düzeyde kararlılığını koruması bu tür cihazlarda aranılan özelliklerdir (Perkins ve Muesing, 1983; Scarsbrook, vd., 1984; Adıgüzel, vd., 1989).

Bu çalışmada kullanılan Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin sırasıyla ağırlıkça bileşim oranları Cu-11Al-3,82Ni ve Cu-11Al-3,38Ni dir. Elektron/atom (e/a) oranları ise Alaşım 1 için 1,4852, Alaşım 2 için 1,4814 dir. Her iki alaşıma Bölüm 5 te belirtilen deneysel işlemler uygulandı. Bu deneysel işlemlerde belirtildiği gibi numuneler, β -faz bölgesinden ani soğutma sonrası martensit faz bölgesinde yaşlandırma işlemine tabi tutuldular. Bu numunelere, x-ışınları difraksiyonu, diferansiyel tarama kalorimetresi

teknigi (DSC) uygulandı. Aynı alaşım numuneleri üzerinde sertlik ölçümü ile geçirmeli elektron mikroskobu (TEM) ve metalografik incelemeler yapıldı.

Bu deneylerden elde edilen sonuçlar, aşağıdaki şekilde özetlenebilir;

I. X-ışınları ve elektron difraksiyonu sonuçları

Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerine ısıtma işlemi uygulanmadan önce elde edilen x-ışınları difraktogramları sırasıyla şekil 6.1 ve şekil 6.2 de verilmiştir. Bu şekillerden görüldüğü gibi difraksiyon pikleri ayrı ayrı çıkmayıp geniş bir tepe görünümündedir. Burada difraksiyon pikleri belirgin olarak çıkmadığından Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin ısıtma işlemine tabi tutulmadan önce düzenli bir yapıya sahip olmadığı sonucu çıkar.

Alaşım 1 numunesi, β -faz bölgesinden ani soğutma sonrası doğrudan ve 330 °C de 30 dakika ara tavlama sonrası oda sıcaklığında yaşlandırıldı. Alaşım 2 numunesi ise, β -faz bölgesinden ani soğutma sonrası doğrudan ve 280 °C de 30 dakika ara tavlama sonrası oda sıcaklığında yaşlandırıldı. Her iki alaşımın yaşlandırılması esnasında farklı zamanlarda x-ışını toz difraktogramları alınarak, yaşlandırma sonucunda numunedeki mikroskobik etkiler incelendi ve aşağıdaki sonuçlar elde edildi.

a) Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerinden ani soğutma sonrası alınan ve sırasıyla şekil 6.3 ve şekil 6.4 te gösterilen x-ışını toz difraktogramları incelenip ısıtma işlemi uygulanmadan önce elde edilen x-ışınları difraktogramları ile karşılaştırıldığında, ısıtma işlemi sonrası küçük bir açı (2θ) aralığında çok sayıda difraksiyon pikinin ortaya çıktığı ve ısıtma işlemi öncesinde bu piklerin sanki kaybolup hepsinin tek bir pikmiş gibi çıktığı görülür. Bu da ısıtma işlemi öncesi kristal yapı hakkında bir kesinlik göstermez. Isıtma işlemi sonrası elde edilen şekil 6.3 ve şekil 6.4 teki difraktogramda difraksiyon pikleri indislendiğinde numunelerin süper örgü yansıması gösterdiği ve her iki alaşımın martensit fazının 18R kristal yapısında olduğu görülür. Bu sonuçtan, numunelerin ana fazdan martensit faza dönüşümlerinin $DO_3 \rightarrow M18R$ şeklinde olduğu sonucu çıkar. Bu sonuç literatürlerle uyum içindedir (Adıgüzel, vd., 1989; Suzuki, vd., 1989; Morris, 1992).

b) β -fazdan hızlı soğutma sonunda $t = 0$ anında alınan x-ışını toz difraktogramlarından M18R monoklinik yapının hesaplanan örgü parametreleri tablo 7.1 de verilmiştir. Bu sonuçlardan her iki alaşım için a/b oranı, $\sqrt{3}/2$ den küçük çıkmaktadır. β -faz alaşımlarında martensit faz için a/b oranının $\sqrt{3}/2$ den küçük olması ve piklerin ayrı ayrı çıkması düzenliliğin bir ölçüsüdür (Xuan, vd., 1987; Adıgüzel, 1989). Elde edilen bu sonuca göre alaşımların martensit fazda ve dolayısıyla austenit fazda da düzenli bir kristal yapıya sahip oldukları ortaya çıkar (Xuan, vd., 1987; Morris ve Lipe, 1994).

Tablo 7.1. Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin x-ışını difraksiyon sonuçlarından hesaplanan M18R yapısının örgü parametreleri.

Örgü parametreleri	Alaşım 1	Alaşım 2
a (Å)	4,42	4,44
b (Å)	5,26	5,31
c (Å)	37,89	37,86
β°	89,67	89,36

c) Monoklinik M9R ve M18R türü kristal yapılarda 4.2 eşitliğiyle verilen ve $(h_1^2 - h_2^2)/3 = (k_2^2 - k_1^2)/n$ şartını sağlayan (h_1k_1l) ve (h_2k_2l) düzenindeki düzlem çiftleri özel öneme sahiptirler (Xuan, vd., 1987; Adıgüzel, 1989). Kristal yapının düzensiz olması halinde bu şartı sağlayan pikler ayrılmayıp üst üste gelirler ve tek bir düzlem yansımasıymış gibi tek pik oluşur. Kristal yapının düzenli olması halinde bu pikler ayrı ayrı çıkarlar. Isıl işlem sonrası elde edilen x-ışınları difraktogramlarında denklem 4.2 yi sağlayan $(12\bar{2})$ ile (202) , $(12\bar{8})$ ile (208) , (1210) ile $(20\bar{1}0)$ ve (040) ile (320) düzlem çiftlerine ait piklerin ayrı ayrı çıkması kristal yapının düzenli olduğunu gösterir.

d) Her iki alaşımda β açısı 90° den küçük çıkmış olup bu da alaşımların ortorombik distorsiyona uğradığını gösterir. Ortorombik distorsiyon ara tavlama yapılan numunelerde de görülmüştür.

e) Alaşım 1 ve Alaşım 2, hem soğutma sonrası hem de ara tavlama yapıldıktan sonra dönüşümle hegzagonal distorsiyona uğramışlardır. Bu distorsiyon, dönüşümün (110) temel düzlemi üzerine oturtulmasından meydana gelir.

f) Denklem 4.2 yi sağlayan (h_1k_1l) ve (h_2k_2l) indisli düzlem çiftleri belirlenerek bu düzlem çiftlerinin örgü mesafeleri farkı Δd değerleri hesaplandı. Bu hesaplamalardan Alaşım 1 in soğutmadan sonra oda sıcaklığında yaşlandırıldığında elde edilen sonuçlar şekil 6.5 te verilmiştir. 9R ve 18R yapıli martensitlerde 4.2 eşitliğini sağlayan düzlem çiftlerine ait düzlemler arası mesafe farkı $\Delta d = |d_2 - d_1|$ düzenlilik derecesinin bir ölçüsüdür. Düzensizlik halinde bütün örgü atomları ortalama eşit büyüklükte alınır ve kristaloğrafik olarak Δd farkı sıfıra yaklaştığı için çiftlere ait pikler üst üste biner. Düzenli halde ise (süper örgü hali), atomların yerleri belli olup farklı atomlar farklı boyutlarda olduğundan düzlemler arası uzaklıklar farklı çıkar ($d_1 \neq d_2$). Böylece difraksiyon pikleri de ayrı ayrı belirir ve Δd değeri sıfırdan farklı olur. Bu

şekillerde görüldüğü gibi 2 saatlik yaşlandırmada Δd değerinde önemli bir değişme görülmüş ve daha sonra Δd değerlerinde büyük bir değişiklik olmamıştır. Bu sonuç bize yaşlandırma zamanı ile alaşımın daha kararlı hale geldiğini gösterir. Aynı alaşıma ara tavlama yapıldığında, şekil 6.6 da görüldüğü gibi, ara tavlama yapılmayan numuneye benzer biçimde ilk yaşlanma zamanlarında Δd değerinde değişimler görülür. Yaşlandırma zamanı ilerledikçe Δd deki değişme durur ve soğutmadan sonra yaşlandırılan numune ile hemen hemen aynı kalır. Yani ara tavlama yapılan alaşım da yaşlandırma zamanı arttıkça kararlılığa kavuşur. Bu durumda yaşlandırma süresinin ilk saatlerinde Alaşım 1 de kısmen de olsa düzenlilik artışı görülür.

g) Alaşım 1 de olduğu gibi Alaşım 2 de de ani soğutma sonrası ve ara tavlamadan sonra Δd düzlemler arası uzaklık farkı hesaplandı. Sonuçların değerlendirildiği şekil 6.7 ve şekil 6.8 de yaşlandırma süresinin ilk saatlerinde küçük değişimlerden sonra sabit bir değer alarak kararlı duruma erişildiği sonucuna varılabilir.

h) Martensite fazda yaşlandırılan her iki alaşım için Δd değeri, yaklaşık 100 saatlik yaşlandırma sonunda, hem ani soğutulan hem de ara tavlama yapılan numunelerde hemen hemen aynıdır. Buna göre belli bir süre sonra ara tavlama etkisinin ortadan kalktığı sonucuna varılır.

i) Her iki ısıl işleme tabi tutulan numunelerdeki yaşlandırmanın ilk basamaklarında görülen düzen derecesindeki düşüşler ve artışlar, yer yer dislokasyonların ve boşlukların oluşup, bunların martensitin (001)_M temel düzlemi boyunca kümelenmesine ve örgü düzleminin distorsiyonuna bağlanabilir. Oluşan boşlukların martensit sınırlarını kitleyerek etkisi altında tutması ve yaşlandırma etkisiyle oluşan dislokasyonlar, martensit fazın kararlılığına sebep olabilir (Xuan, vd., 1987; Kayalı, 1993).

Her iki alaşıma ait numunelerden tavlama ve ara tavlama sonucu elde edilen x-ışını difraktogramları ve elektron difraksiyon desenlerinden, bu alaşımların martensit fazının ve ana fazının düzenli bir kristal yapıya sahip olduğu sonucu çıkar. Her iki alaşım da oda sıcaklığında, martensit fazdadır ve ana faza ait düzeni sergiler. Bakır bazlı alaşımlarda martensit fazı, ana fazın (110) düzlemlerinden biri üzerinde oluşur. DO₃ türü β -fazın (110) düzlemi dikdörtgen şeklindedir ve martensit dönüşümü esnasında hegzagonal bir distorsiyonla bir altıgene dönüşür (Adıgüzel, 1995). Düzensizlik halinde örgü noktalarındaki atom boyutları ortalama eşit alınır ve düzgün altıgen elde edilir. Düzenli halde ise her atomun yeri bellidir. Atomların boyutu farklı olduğundan altıgen düzgün olmaktan çıkar ve daha önce bahsedilen düzlem çiftleri için Δd farkı sıfırdan sapma gösterir. Yaşlandırma esnasında Δd değerinin değişmesi boşluklarla ilgili olduğu kadar atom düzenlenmesindeki değişikliklerle de ilgilidir. Martensitik dönüşümler difüzyonsuz olduğu halde yaşlandırma ile ortaya çıkan bu

sonuçta atomların yerinin değişmesi söz konusu olduğundan yaşlandırma esnasında difüzyon etkileri de görülür. (110) temel düzlemi düzenli halde örgü atomlarının boyutlarındaki farklılıktan dolayı hegzagonal distorsiyondan önce ve sonra tam sıkı paket değildirler. Düzensizlik halinde atom boyutları yaklaşık eşit alındığından düzensizlik bu düzlemi sıkı paket yapar. Yaşlandırma ile Δd değerinin değişmesi ile, yaşlandırma sonucu birim hücrenin de değiştiği sonucu çıkarılabilir. Δd de bu değişikliklerin gözlenmesi sonuçlarımızın literatürlerle uyum içerisinde olduğunu gösterir (Xuan, vd., 1987; Adıgüzel, 1989; Suzuki, vd., 1989).

II. Diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) sonuçları

Alaşım 1 ve Alaşım 2 numuneleri β -faz bölgesinde homojenleştirilerek oda sıcaklığında yaşlandırma zamanına göre ters dönüşüm sıcaklıklarındaki değişimleri incelendi. Sonuçlar kısmında belirtildiği gibi yaşlandırma ve termal çevrimler sonunda alınan dönüşüm sıcaklıklarıyla ilgili ölçüm sonuçları şu şekilde özetlenebilir;

a) Alaşım1 numunesinde, soğutmadan hemen sonra oda sıcaklığında $t = 0$ anında A_s ve A_f sıcaklıkları en yüksek değerleri almışlardır. 1,5 saat yaşlandırmadan sonra A_f de büyük bir düşüş olmuştur. A_s ise değişmemiştir. Daha sonraki yaşlandırma zamanlarında A_s ve A_f de büyük bir değişim görülmemiştir. Ancak artan yaşlandırma zamanı ile 1~3 °C lik küçük artışlar olmuştur (şekil 6.10). Bu sonuç, numunenin artan yaşlandırma zamanı ile kararlılığa kavuştuğunu gösterir. CuAlNi alaşımıyla yapılan başka bir çalışmada ise yaşlandırma sıcaklığı arttığında artan yaşlandırma zamanı ile A_s ve A_f sıcaklıklarının arttığı görülmüştür (Rodriguez ve Guenin, 1989). Şekil 6.11 de görülen $A_f - A_s$ ters dönüşüm sıcaklık farkının yaşlandırma zamanına göre değişimine bakıldığında bu fark $t = 0$ anında en büyük değerini almış ve 1,5 saat sonra çok büyük bir düşüş göstermiştir. Daha sonra kararlı kalmıştır. Düşüş, dönüşümün daha kısa zamanda tamamlandığını açıklar. Buradaki sonuçlar literatürlerle uyum içerisinde (Eucken ve Hornbogen, 1986; Segui, 1995). Aynı alaşım ara tavlama tabi tutulduktan sonra oda sıcaklığında yaşlandırıldığında A_s ve A_f ters dönüşüm sıcaklıkları $t = 0$ anında sırasıyla 169 °C ve 180 °C olur. Yaklaşık 2 saat sonra bu sıcaklıklar 175 °C ve 188 °C ye yükselir. Daha sonraki yaşlandırma zamanlarında ters dönüşüm sıcaklıkları değişmez (şekil 6.12). $A_f - A_s$ sıcaklık farkının da yaşlandırma zamanı ile büyük ölçüde değişmediği görüldü (şekil 6.13). Buradan, ara tavlama tabi tutulan Alaşım 1 numunesinin ara tavlama tabi tutulmayan numuneye göre daha da kararlılık gösterdiği sonucu çıkartılır.

b) Alaşım 2 numunesinde, soğutmadan hemen sonra oda sıcaklığında şekil 6.14 te görüldüğü gibi, $t = 0$ anında A_s ve A_f ters dönüşüm sıcaklıkları en düşük değerlerini almışlardır. 1 saat sonra yapılan ölçümde ise bu sıcaklıklar artmıştır. Daha sonraki

yaşlandırma zamanının artışı ile sabit kalmışlardır. Bu da alaşımın 1 saat sonra kararlılığa ulaştığını gösterir. Şekil 6.15 te görülen $A_f - A_s$ sıcaklık farkı ise soğutmadan hemen sonra en yüksek değerini almış ve 1 saat sonra bu fark düşmüştür. Yaşlandırma zamanı ilerlediğinde bu farkta büyük değişimler gözlenmemiştir. Buradan, 1 saatten sonraki yaşlandırma zamanında dönüşümün daha çabuk tamamlandığı ve dönüşüm histeresizinde daralma olduğu sonucuna varılır. Buradaki sonuçlar yapılan diğer çalışmalarla uyum içerisindedir (Stice ve Wayman, 1982; Tsuchiya, vd., 1995). Ara tavlama uygulanmış Alaşım 2 numunesinin ters dönüşüm sıcaklıkları $t = 0$ anında en düşük değerlerini almış ve yaklaşık 1 saat sonra bu değerlerde bir miktar artış gözlenmiştir. Yaşlandırma zamanı ilerlediğinde A_s ve A_f de önemli bir değişim olmamıştır (şekil 6.16). Numunenin, yaşlandırma zamanının artışıyla başlangıç durumuna göre daha kararlı hale geldiği sonucuna varılabilir. $A_f - A_s$ sıcaklık farkı da yaşlandırma zamanı ile büyük bir değişme göstermemiştir.

c) Soğutmadan sonra Alaşım 1 de başlangıçta A_s ve A_f sıcaklıkları yüksek olduğu halde Alaşım 2 de A_s ve A_f sıcaklıkları $t = 0$ anında en düşük değeri alarak daha sonra yükselmektedir. Buradan ara tavlama yapılmadan Alaşım 2 nin yaşlandırma ile Alaşım 1 e göre daha kararlı olduğu sonucu çıkarılır. Her iki alaşıma ara tavlama yapıldığında ters dönüşüm sıcaklıklarındaki değişim aynı olmaktadır.

d) Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin ters dönüşümleri endotermik bir reaksiyonla olmaktadır. Şekil 6.18 ve Şekil 6.19 da görüldüğü gibi, ilk çevrimlerdeki eğriler geniş bir sıcaklık aralığına yayılmışlardır. Buna göre, ilk ters dönüşüm geniş bir sıcaklık aralığında tamamlanmakta ve sonraki ısıtma çevrimleri ise daha dar bir dönüşüm piki göstermektedirler. Her iki alaşımın A_{max} değerleri, artan çevrim sayısı ile düşüş göstermektedir. Bulunan bu sonuçlar yapılan çalışmalarla uyum içerisindedir (Perkins ve Muesing, 1983; Scarsbrook, vd., 1984; Adachi ve Perkins, 1986; Morris ve Gunter, 1992).

e) Alaşım 1 için ters dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f , ilk çevrimde sırasıyla 165 °C ve 199 °C olmak üzere en yüksek değerleri almışlardır (şekil 6.20). İkinci çevrimde bu sıcaklıklar önemli bir düşüş göstermiştir. Daha sonraki çevrimlerde küçük düşüşler devam etmiştir. 100 üncü çevrim sonunda A_s sıcaklığı 151,5 °C ye, A_f sıcaklığı ise 168,3 °C ye düşmüştür. Bu sonuçlara göre, Alaşım 1, ilk termal çevrim sonunda en kararlı durumdadır. Sonraki çevrimlerde ise numune, beklemeksizin çevrim yaptırıldığından kararlılığa ulaşamamış ve sonuçta ters dönüşüm sıcaklıkları düşüş göstermiştir. Aynı alaşımın $A_f - A_s$ dönüşüm sıcaklıkları farkı ikinci çevrimde önemli ölçüde düştüğü daha sonra bu düşüşün yavaş olduğu görülür (şekil 6.21). Bu sonuç Alaşımın ikinci çevriminde ters dönüşüm sıcaklık aralığının aniden daraldığını ve sonraki çevrimlerde bu daralmanın yavaşladığını gösterir. Böylece dönüşüm daha çabuk

olur ve dönüşüm histeresizide daralır. Bu sonuçlar diğer araştırmacıların yapmış oldukları çalışmalarda da gözlenmiştir (Kayalı, 1993; Morris ve Lipe, 1994; Lin, vd., 1995).

f) Şekil 6.22 de görüldüğü gibi, Alaşım 2 için $A_f - A_s$ sıcaklık farkı ilk çevrimde en yüksek değerleri almış ve ikinci çevrim sonunda ani düşüş gözlenmiştir. Daha sonraki çevrimlerde düşüşler yavaşlamıştır. Bu azalış Alaşım 1 e göre daha yavaş olmuştur. Bu sonuçlara göre termal çevrim uygulandığında Alaşım 2 nin, Alaşım 1 e göre daha kararlı olduğu sonucuna varılır. Alaşım 2 nin $A_f - A_s$ sıcaklık farkı termal çevrimle küçük artışlar göstermiştir (şekil 6.23). Bu da termal çevrim sayısı artışıyla dönüşümün daha geç tamamlandığını, dolayısıyla kararlılığın arttığını gösterir.

Bakır bazlı β -faz alaşımlarında soğutma ile martensit dönüşümü ve ısıtma ile ters dönüşüm gözlenir. Martensitik dönüşüm martensit plakalarının oluşumu ile gerçekleşir ve belli bir sıcaklık aralığında tamamlanır. Isıtma üzerine ters dönüşüm esnasında ilk oluşan plakalar kaybolmaya başlar. Alaşımlara ait DSC pikleri ısıtma ile bir endotermik sonuç göstermektedir. İlk DSC pikleri geniş bir sıcaklık aralığına sahiptir. Yaşlandırma ilerledikçe pikler daralmakta ve ters dönüşüm sıcaklığı azalmaktadır. Bu düşüş ileri ve ters dönüşümlerle oluşan dislokasyonlara dayandırılabilir (Kayalı, vd., 1995). Oluşan dislokasyonlar da martensit kararlılığını etkiler. Yaşlandırma ile boşluklar plaka sınırlarına kayarlar. Oluşan martensitin yapısal değişimlere uğraması halinde serbest enerji minimuma düşer ve bu etkiler A_s sıcaklığını düşürür (Scarsbrook, vd., 1984). Dönüşüm esnasında dislokasyonlara ek olarak $(0018)_M$ düzlemi üzerinde istifleme kusurları (Stacking faults) oluşur ve bunlar da dönüşümde iç sürtünmeleri etkili hale getirir.

III. Sertlik ölçümü sonuçları

Alaşım 1 ve Alaşım 2, β -faz bölgesinde, ani soğutma sonrası, oda sıcaklığında yaşlandırıldılar. Alaşım 1 ve Alaşım 2 den alınan diğer numuneler ise, ara tavlamadan sonra oda sıcaklığında yaşlandırıldılar. Bu yaşlandırmalar esnasında numunelerin Vickers sertlikleri alınarak aşağıdaki sonuçlar elde edildi.

a) Alaşım 1 e, herhangi bir ısıtma işlem uygulanmadan ölçülen Vickers sertliği 281 VSD ile 300 VSD arasındadır. Bu numunenin soğutmadan sonra, oda sıcaklığında alınan Vickers sertlik değerleri ise, şekil 6.24 te görüldüğü gibi yaşlandırma zamanı ile düşüş göstermektedir. $t = 0$ anındaki sertliği 321 VSD ile 386 VSD arasında değişmiştir. Bu sonuçlardan, homojenleştirilen numunenin sertliğinin arttığı görülür. Yaşlandırma zamanının ilk anlarında sertlikteki düşüşler fazla olup, yaşlandırma zamanı ilerledikçe düşüşler yavaşlamıştır. Ani soğutma sonrası numunenin ortalama sertliği 355 VSD değerinde iken 670 saat sonra ~200 VSD değerine düşmüştür. Aynı alaşım, ara

tavlamaya tabi tutulduktan sonra, yaşlandırma zamanına göre sertlikleri ölçülmüştür. Bu ölçümler ara tavlama tabi tutulmayan numuneye göre çok farklı çıkmıştır. Şekil 6.25 te de görüldüğü gibi, yaşlandırma zamanı ile numunenin sertliği büyük ölçüde değişmemiştir. Başlangıç anında ($t = 0$) ölçülen Vickers sertlik değeri ortalama olarak 266 VSD iken, 525 saat sonra bu değer 270 VSD olmuştur. Çok küçük olan bu fark sertliğin önemli derecede değişmediğini gösterir. Ölçümlerdeki farklılıkların nedenini, ölçümlerin farklı tanelere rastlamasından kaynaklanmasına bağlayabiliriz. Görüldüğü gibi ara tavlama yapılan alaşım, ara tavlama yapılmayan alaşıma göre daha kararlıdır. Kararlılığın yaşlandırma zamanı ile değişmediği gözlenmiştir.

b) Alaşım 2 nin de homojenleştirilmeden önce ölçülen sertlik değeri, homojenleştirildikten hemen sonraki değerinden düşük çıkmıştır. Bu numunenin soğutmadan sonra ölçülen Vickers sertlik değeri ortalama olarak 356 VSD dir. Şekil 6.26 da görüldüğü gibi, bu alaşımın sertliğinde, yaşlandırma zamanının artışıyla azalma olmuştur. İlk zamanlarda sertlikte ani düşüşler mevcut olup, bu düşüş ilerleyen yaşlandırma zamanıyla azalmıştır. 670 saat sonra Vickers sertliği ilk ölçülen değere göre 168 VSD kadar bir düşüş göstermiştir. Aynı alaşımın, ara tavlama tabi tutulduktan sonra, yaşlandırma zamanıyla ölçülen Vickers sertliklerinde değişim olmamıştır (şekil 6.27). Bu kararlılık Alaşım 1 de de gözlenmiştir.

c) Her iki alaşımın soğutmadan hemen sonra ölçülen sertlik değerleri hemen hemen birbirine yakındır. Alaşım 1 in Vickers sertliği 355 VSD iken, Alaşım 2 ninki 356 VSD değerindedir. Her iki alaşımın da yaşlandırma zamanı artışıyla sertlik değerlerinde düşüş olmuştur.

d) Ara tavlama tabi tutulan Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerinin sertlik değerleri, yaşlandırma zamanıyla değişmemiştir.

Martensit fazda yapılan yaşlandırma işlemi sonunda sertlikte meydana gelen düşüşlerin sebebini diğer araştırmacıların ileri sürdükleri görüşleri de göz önünde bulundurarak aşağıdaki sonuçlar çıkartılır.

1) Faz diyagramında β -fazın altında bulunan α ve γ gibi fazların çökeltisi yapıda görülmüyorsa yaşlandırma zamanı ile sertlik düşer. Yani yapıda çökelti mevcut ise sertlik yaşlandırma zamanı ile artar (Cho, vd., 1991).

2) Bakır-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlarda yaşlandırma zamanı ile sertlik artıyorsa şekil kazanma oranları önemli ölçüde azalır. Böylece sertliklerin zamanla azalması şekil kazanma oranını değiştirmez (Kennon, vd., 1982).

3) Sertlikteki düşüşler, numunelerin düşük denge faz sıcaklığında tamamen $\beta_1 \rightarrow$ martensit dönüşümü gösterdiğini ortaya koyar (Husain ve Clapp, 1988).

IV. Metalografik gözlem sonuçları

Alaşım 1 ve Alaşım 2, β -faz bölgesinde homojenleştirildikten sonra oda sıcaklığında yaşlandırıldılar. Bu yaşlandırma sürelerinde her iki alaşımda metalografik gözlemler yapılarak aşağıdaki sonuçlar elde edildi.

a) Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin orijinal halleriyle çekilen mikrografları şekil 6.33 de görülmektedir. Şekil 6.33 a ve b de görüldüğü gibi Alaşım 1 de martensit plakalar ve taneler mevcut olup, Alaşım 2 de ise çok az miktarda martensit plakası mevcuttur. Bu farklılıklara numunelerin homojenleştirilmeden mikrograflarının alınmasının sebep olduğu ileri sürülebilir.

b) Her iki alaşımanın soğutmadan sonra alınan mikrograflarında, taneler çok açık şekilde görülmektedir. Martensite plakaları tane sınırlarında keskin bir biçimde kesilmiş ve bazı taneler içinde farklı yönelimlere sahip martensite plakalar oluşmuştur. Bu plakaların yönelim farklarının oldukça açık olduğu görülür. Şekil 6.34 ve şekil 6.35 te görüldüğü gibi bazı tanelerde " V " şeklinde martensiteler ve bazı tanelerde ise iğne şeklinde martensiteler mevcuttur.

c) Alaşım 1 in yaşlandırma zamanına göre alınan, şekil 6.34 ve şekil 6.35 te verilen mikrograflarından da görüldüğü gibi yaşlandırma zamanı arttığında taneler büyümüştür.

d) Metalografik gözlemlerde, ani olarak soğutulan numunelerde birbiriyle uyumlu plaka gruplarının oluştuğu görülmektedir. Bu sonuçlar, diğer araştırmacıların yapmış olduğu çalışmalarda da, özellikle ani soğutulan numunelerde, gözlenmiştir (Delaey, vd., 1978; Kayalı, 1993).

e) Alaşım 2 de , yaşlandırma zamanı arttığında tanelerde büyüme görülür. Alaşım 2 nin tane büyüklüğünün Alaşım 1 in tane büyüklüğünden daha büyük olduğu şekil 6.34 ve şekil 6.36 dan görülmektedir.

f) Her iki alaşımdan alınan mikrograflarda gözlenen taneler ilk bakışta farklı tane gibi görülen aslında asıl taneye ait olan alt tanelerde gözlenmiştir (şekil 6.36, şekil 6.37). Alt taneler asıl taneye ait morfolojileri devam ettirirler.

g) Alaşım 1 ve Alaşım 2 nin yaşlandırma zamanıyla tane sınırlarının büyüdüğü gözlemlendi.

Sonuç olarak, bu tez çalışmasının konusunu teşkil eden Cu-11Al-3,82Ni ve Cu-11Al-3,38Ni (ağırlık yüzdeli) şekil hatırlamalı alaşımlardan alınan numuneler üzerinde yapılan incelemelerde;

X-ışını difraksiyonu ölçümleri sonucunda, yaşlandırma zamanı artışı ile düzlemler arası mesafe farkı Δd nin arttığı bulundu. Diferansiyel tarama kalorimetresi ölçümleri de ters dönüşüm sıcaklıklarının, yaşlandırma zamanının ilerlemesiyle kararlı kaldığını gösterdi. Alaşımların Vickers sertlikleri yaşlandırma zamanıyla düşüş

göstermekte ve metalografik incelemeler de yaşlandırma sonunda tane sınırlarının genişlediğini göstermiştir. Bu sonuçlar alaşımların kararlılıklarının bir ölçüsüdür. İlk yaşlandırma zamanlarındaki alınan ölçümlerin farklılık göstermesi, alaşımların ağırlık yüzdeleriyle ilgili olduğu sonucunu verir.

Bu çalışmayla elde edilen sonuçlar, diğer çalışmalarla karşılaştırıldığında, şekil hatırlamalı CuAlNi ve CuZnAl alaşımları aynı mikro yapı göstermelerine rağmen, yaşlandırma zamanının artışıyla CuAlNi alaşımları CuZnAl alaşımlarına göre daha fazla kararlılık gösterirler (Kennon, vd., 1982; Scarsbrook, vd., 1984; Cho, vd., 1991; Kayalı, 1993; Adıgüzel, 1995; Chandrasekaran, vd., 1995).

8. İLERİ ÇALIŞMALAR İÇİN ÖNERİLER

Bu tezde çalışılan şekil hatırlamalı CuAlNi alaşımları üzerinde yapılan çalışmalar ve elde edilen sonuçlar ışığında aşağıdaki çalışmaların da yapılacağı düşünülmür.

1) Bu alaşımların β -faz bölgesinden tuzlu-buzlu suda ani soğutma yöntemi dışında, yağda veya oda sıcaklığında kendi haliyle soğutma ya da austenit faz bölgesine kadar ani soğutma, sonra yavaş soğutma yöntemleri kullanılarak soğutma hızının etkileri araştırılabilir.

2) X-ışını difraksiyonu, diferansiyel tarama kalorimetresi, metalografik gözlem, elektron mikroskobu ve sertlik ölçümleri sonunda elde edilen sonuçların, alaşımların austenit ve martensit faz bölgelerinde farklı sıcaklıklarda ve farklı sürelerle yaşlandırılması sonucunda nasıl değişikliklerin olacağı incelenebilir.

3) Alaşımların tane büyüklüklerinin tespit edilmesi ve bunların yaşlanma sıcaklığı ve soğutma hızına bağlılığına bakılabilir.

4) Metalografik şekillerin sıcaklıkla nasıl değiştiği gözlenebilir.

5) Δd ve sertlik değerlerinin termal çevrimlemeyle değişimleri incelenebilir.

6) Diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) sonuçlarından numunelerin aktivasyon enerjileri hesaplanabilir.

7) Dislokasyonlar gözlenebilir ve yoğunlukları hesaplanabilir.

8) Zor-zorlanma davranışı incelenebilir.

9) Yaşlandırma sonucu oluşan çökelti faz yoğunlukları gözlenebilir ve bu yoğunlukların farklı sıcaklıklarda yaşlanmayla nasıl değiştiği araştırılabilir.

10) Yukarıda bahsettiğimiz bu çalışmalar farklı şekil hatırlamalı alaşımlara da uygulanabilir.

KAYNAKLAR

- ADACHI, K. ve PERKINS, J., (1986).** The Effects of Thermal Cycling on Martensitic Transformation in a Cu-Zn-Al Alloy. *Shape Memory Alloy '86, Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Alloys*, China Academic Publishers, 280-286.
- ADIGÜZEL, O., (1987).** Martensite Structure Determination in Shape Memory CuAlMn Alloy. *Commun. Fac. Sci. Univ. Ank. Series A2, A3*. 36, 47-55.
- ADIGÜZEL, O., (1989).** Observation of Ageing effects in a Shape Memory CuZnAl Alloy. *Turkish Journal of Physics*. 13, 171-179.
- ADIGÜZEL, O., (1995).** Martensite Ordering and Stabilization in Copper Based Shape Memory Alloys. *Materials Research Bulletin*. 30, 755-760.
- ADIGÜZEL, O. ve CEYLAN, M., (1988).** Shape Memory Phenomena in Noble Metal Copper Based Alloys. *J. Inst. Sci. Techn. Gazi Üniv.*, 1, 1, 35-41.
- ADIGÜZEL, O., CHANDRASEKARAN, L. ve MIODOWNIK, A.P., (1989).** The Role of Ordering in the Loss of Shape Memory in some Copper-base Alloys. *The Martensitic Transformation in Science and Technology* (Eds. E. Hornbogen and N. Jost), DGM Informations Gesellschaft, Verlag, Germany, 109-114.
- ANDRADE, M. ve DELAEY, L., (1984).** The Displacement Vectors of the Antiphase Domain Boundaries Inherited by Copper-Based 18R Martensites. *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 25, 11, 778-783.
- ARTUNÇ, E., (1988).** Demir-Alüminyum-Karbon Alaşımlarındaki Martensitik Faz Dönüşümünün Kristalografik Analizi. *Doktora Tezi*. Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- AYDOĞDU, A., (1990).** Soy Metal Alaşımlarında Termoelastik Martensitik Dönüşümlerinin Kristalografisi. *Yüksek Lisans Tezi*. Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

BAIN, E.C., (1924). Nature of Martensite. Trans. A.I.M.E., 70, 25-37.

BARRETT, C.S. ve MASSALSKI, T.B., (1980). Structure of Metals, Pergamon Press, Oxford.

BEESTON, B.E.P., HORNE, R.W. ve MARKHAM, R., (1972). Electron Diffraction and Optical Diffraction Techniques (Eds. A.M. Glauert), Cambridge, New York.

CHAKRAVORTY, S. ve WAYMAN, C.M., (1977). Electron Microscopy of Internally Faulted Cu-Zn-Al Martensite. Acta Metall. 25, 989-1000.

CHANDRASEKARAN, M., CESARI, E., WOLSKA, J., HURTADO, I., STALMANS, R. ve DUTKIEWICZ, J., (1995). Stabilisation of Martensite in Copper Based Shape Memory Alloys. Journal de Physique IV, C4, 143-152.

CHO, Y.R., KIM, Y.H. ve LEE, D.T., (1991). Precipitation Hardening and Recrystallization in Cu-4% to 7%Ni-3%Al Alloys. Journal of Materials Science. 21, 2879-2886.

CHRISTIAN, J.K., (1975). The Theory of Transformation in Metals and Alloys. Part 1, Pergamon Press, Hungary.

CORNELIS, I. ve WAYMAN, C.M., (1974). Phase Transformations in Metastable β' CuZn Alloys- I. Martensitic Transformations. Acta Metall. 22, 291-299.

ÇAKMAK, S., (1992). Bakır Bazlı Alaşımlarda Martensit Varyantlarının Grup Kombinezonları . Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü , Elazığ.

DELAEY, L., DERUYTTERE, A., AERNOUDT, E. ve ROSS, J. R., (1978). Shape Memory Effect, Superelasticity and Damping in Copper-Zinc-Aluminium. INCRA Report R1, Belgium

- DELAEY, L., VAN PAEMEL, J. ve STRUYVE, T., (1972).** The Relations Between the Premartensitic Instability of the β -Phase and the Martensite Structures and the Shape-Memory Effect in the Noble Metal Base Alloy. *Scripta Metall.*, 6, 507-518.
- DELAEY, L., KRISHAN, R.V., TAS, H. ve WARLIMONT, H., (1974).** Thermoelasticity, Pseudoelasticity and the Memory Effect Associated with Martensitic Transformations. Part 1, *Journal of Materials Science*, 9, 1521-1535.
- DUNNE, D.P. ve KENNON, N.F., (1982).** The Structure of Martensite in a Cu-Zn-Al Alloys. *Scripta Metall.*, 16, 729-734.
- DURLU, T.N., (1979).** Strain-Induced Martensite in Fe-Ni-C Alloys. *Proceedings of ICOMAT 79, Boston*, 40-45.
- DVORACK, M.A., KUWAND, N., CHEN, H. ve WAYMAN, C.M., (1983).** Decomposition of a β 1-Phase Cu-Al-Ni Alloy at Elevated Temperature. *Scripta Metall.* 17, 1333-1336.
- EUCKEN, S. ve HORNBOGEN, E., (1986).** Ageing of Rapidly Quenched Shape Memory Alloys. *Shape Memory Alloys '86, Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Alloys*, China Academic Publishers, 221-226.
- FRIEND, C.M., (1986).** The Effect of Applied Stress on the Reversible Strain in CuZnAl Shape Memory Alloys. *Scripta Metall.*, 20, 995-1000.
- FUNAKUBO, H., (1987).** *Shape Memory Alloys, (Japonca'dan İngilizce'ye Çeviri),* J.B. Kennedy, Gordon and Breach Science Publishers, London.
- GHOSH, B., BANERJEE, M.K. ve SEAL, A.K., (1986).** Shape Memory in Some Copper Alloys. *Materials Science and Technology*, 2, 496-499.
- GOLESTANEH, A.A., (1984).** Shape- Memory Phenomena, *Physics Today*, 62-70.
- GUENIN, G. ve GOBİN, P.F., (1982).** Localized Lattice Instability Related to the Nucleation Problem of Martensite. *Journal De Physique*, C4, 57-73.

- HONNA, T., (1986).** The Mechanism of the All-Round Shape Memory Effect. Shape Memory Alloys ' 86, Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Alloys, China Academic Publishers, 83-88.
- HORNBOGEN, E., (1988).** Fatigue of Copper- Base Shape Memory Alloys, Engineering Aspect of Shape Memory Alloys. Michigan State University, Kellogg Center, 5-17. August 1988, Unpublished Study.
- HSU, T.Y., (1986).** The Shape Memory Effect of Cu-Zn-Al Alloys. Shape Memory Alloys ' 86, Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Alloys, China Academic Publishers, 207-214.
- HUSAIN, S.W. ve CLAPP, P.C., (1988).** The Effect of Aging on the Fracture Behaviour of Cu-Al-Ni β -Phase Alloys. Metall. Trans. A, 19A, 1761-1766.
- HUSAIN, S.W., CLAPP, P.C. ve AHMED, M., (1984).** Phase Transformations on Ageing Cu-Al-Ni β Phase Alloys. Materials Research Society Symposia Proceedings, 21, 729-734.
- KAYALI, N., (1993).** CuZnAl Alaşımlarında Martensit Stabilizasyonu ve Yaşlandırma Etkileri. Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi. Fen bilimleri Enstitüsü. Elazığ.
- KAYALI, N., ÇAKMAK, S., ARTUNÇ, E. ve ADIGÜZEL, O., (1995).** Cycling Effect on Transformation Behaviour in Shape Memory CuZnAl Alloys. International Conference on Martensitic Transformations, ICOMAT-95. Lausanne- SWITZERLAND.
- KENNON, N.F., DUNNE, D.P. ve MIDDLETON, L., (1982).** Ageing Effects in Copper- Based Shape Memory Alloys. Metall. Trans. A, 13A, 551-555.
- KRISHAN, R.V., DELAEY, L., TAS, H. ve WARLIMONT, H., (1974).** Thermoelasticity, Pseudoelasticity and the Memory Effect Associated with Martensitic Transformations. Part 2, Journal of Materials Science, 9, 1536-1544.
- KUBO, H. ve HIRANO, K., (1973).** Crystallography of Martensitic Transformation with Long Period Stacking Order. Acta Metall., 21, 1669-1675.

- KUBO, H., SHIMIZU, K. ve WAYMAN, C.M., (1977).** Morphological and Structural Studies of thermoelastic Martensites in a Ag-38At pct Zn Alloy. *Metallurgical Transactions A*, 8A, 493-501.
- LIN, G.M., LAI, J.K. ve CHUNG, C.Y., (1995).** Thermal Cycling Effects in Cu-Zn-Al Shape Memory Alloy by Pozitron Lifetime Measurements, *Scripta Metall.*, 32, 1865-1869.
- MELTON, K.N. ve MERCIER, O., (1979).** The Effect of Ordering on the Yield Stress of Martensitic CuZnAl Alloys. *Metall. Trans. A*, 10A, 875-879.
- MIYAZAKI, S. ve OTSUKA, K., (1989).** Development of Shape Memory Alloys. *ISIJ International*, 29, 5, 353-377.
- MORRIS, M.A., (1992).** High Temperature Properties of Ductile Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys with Boron Additions. *Acta Metall.*, 40, 7, 1573-1586.
- MORRIS, M.A. ve GUNTER, S., (1992).** Effect of Heat Treatment and Thermal Cycling on Transformation Temperatures of Ductile Cu-Al-Ni-Mn-B Alloys. *Scripta Metall.*, 11, 1663-1668.
- MORRIS, M.A., ve LIPE, T., (1994).** Microstructural Influence of Mn Additions on Thermoelastic and Pseudoelastic Properties of Cu-Al-Ni Alloys. *Acta Metall.*, 42, 5, 1583-1594.
- NISHIYAMA, Z., (1978).** *Martensitic Transformation*, Academic Press, New York.
- NOYAN, E., (1990).** Shape Memory Desing. A Ph.d Thesis, Metallurgical Engineering Middle East Tecnical University, Ankara.
- OLSON, G.B. ve COHEN, M., (1975).** Thermoelastic Behaviour in Martensitic Transformations. *Scripta Metall.*, 9, 1247-1254.
- ORTIN, J. ve PLANES, A., (1989).** Thermodynamics of Thermoelastic Martensitic Transformations. *Acta Metall.*, 37, 5, 1433-1441.

- OTSUKA, K. ve SHIMIZU, K., (1970).** Memory Effects and Thermoelastic Martensite Transformation in Cu-Al-Ni Alloy. *Scripta Metall.*, 4, 469-472.
- OTSUKA, K. ve SHIMIZU, K., (1986).** Pseudoelasticity and Shape Memory Effects in Alloys. *International Metals Reviews*, 31, 3, 93-114.
- OTSUKA, K., TOKONAMI, M. ve SHIMIZU, K., (1978).** Structure Analysis of Stress-Induced β_1'' Martensite in a Cu-Al-Ni Alloy by Neutron Diffraction. *Acta Metall.*, 27, 965-972.
- PERKINS, J. ve MUESING, W.E., (1983).** Martensitic Transformation Cycling Effects in CuZnAl Shape Memory Alloys. *Metall. Trans. A*, 14A, 33-36.
- PERKINS, J. ve SPONHOLZ, R.O., (1984).** Stress-Induced Martensitic Transformation Cycling and Two- Way Shape Memory Training in Cu-Zn-Al Alloys. *Metall. Trans. A*, 15A, 313-321.
- PLANES, A. ve VINALS, J., (1983).** Effect of Atomic Order on a Martensitic Transformations. *Philosophical Magazine A*, 48, 4, 501-508.
- RAPACIOLI, R., ve AHLERS, M., (1977).** Ordering in Ternary β - Phase CuZnAl Alloys. *Scripta Metall.*, 11, 1147-1150.
- RODRIGUEZ, P. ve GUENIN, G., (1989).** Thermal and Thermomechanical Stability of Cu-Al-Ni Shape Memory Effect. *The Martensitic Transformation in Science and Technology* (Eds. E. Hornbogen and N. Jost), DGM Informations Gesellschopt, Verlag, Gernay, 213-222.
- RODRIGUEZ, P. ve GUENIN, G., (1990).** Thermal Ageing Behaviour and Origin of a Cu-Al-Ni Shape Memory Alloy. *Materials Science and Engineering*, A1, 29, 273-277.
- SABURI, T., NENNO, S. ve WAYMAN, C.M., (1979).** Shape Memory Mechanism in Alloys. *Proceedings of ICOMAT 79*, Cambridge, Massachusetts, USA, 24-29 June, 619-632.

- SADE, M., HALTER, K. ve HORNBOGEN, E., (1988).** The Effect of Thermal Cycling on the Transformation Behaviour of Fe-Mn-Si Shape Memory Alloys. *Z. Metallkunde*, 79, 487-491.
- SCARSBROOK, G., COOK, J.M. ve STOOBS, W.M., (1982).** Ageing Effects in Cu-Zn-Al Martensite, *Journal De Physique*, C4, 703-708.,
- SCARSBROOK, G., COOK, J.M. ve STOOBS, W.M., (1984).** The Stabilization of Martensite in CuZnAl Shape Alloys, *Metall. Trans. A*, 15A, 1977-1986.
- SCHETKY, L.M., (1980).** Shape Memory Alloys. *Scientific American*, 68-76.
- SEGUL, C., (1995).** Mechanisms of Martensite Stabilization in CuAlNiMnB Alloys. *Scripta Metall.*, 32, 565-570.
- STICE, J.D. ve WAYMAN, C.M., (1982).** Observations of Ageing Effects in CuSn Shape Memory Alloy. *Metall. Trans. A*, 13A, 1687-1697.
- SUZIKI, T., KOJIMA, R., FUJII, Y. ve NAGASAWA, A., (1989).** Reverse Transformation Behaviour of the Stabilized Martensite in CuZnAl. *Acta Metall.*, 37, 1, 163-168.
- TADAKI, T., TAKAMORI, T. ve SHIMIZU, K., (1986).** Thermal Cycling Induced Disorder in Parent Phase of a Cu-Zn-Al Shape Memory Alloy. *Shape Memory Alloy '86, Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Alloys*, China Academic Publishers, 303-308.
- TAUTZENBERGER, P., (1989).** Properties and Applications of Shape Memory Actuators, *The Martensitic Transformation in Science and Technology* (Eds. E. Hornbogen and N. Jost), DGM Informations Gesellshapt, Verlag, Germany, 213-222.
- TSUDA, H., ITO, T. ve NAKAYAMA, Y., (1986).** The Improvement of Microstructures and Mechanical Properties in Cu-Ni-Al Alloys by Two-Step Ageing. *Scripta Metall.*, 20, 1555-1559.

TSUCHIYA, K., TATEYAMA, K., SUGINO, K. ve MARUKUWA, K., (1995).
Effect of Aging on the Rubber-Like Behavior in Cu-Zn-Al Martensities. *Scripta Metall.*, 32, 259-264.

XINMING, Z., XIONE, L., YUN, Z., JIALONG, M. ve YUANTAO, N., (1986).
A Study on Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys. *Shape Memory Alloy '86, Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Alloys*, China Academic Publishers, 261-266.

XUAN, Q., BOHONG, J. ve HSU, T.Y., (1987). The Effect of Martensite Ordering on Shape Memory Effect in a Copper-Zinc-Aluminium Alloy. *Materials Science and Engineering*, 93, 205-211.

WARLIMONT, H. ve DELAEY, L., (1974). Martensitic Transformations in Copper-Silver- and Gold-Based Alloys. Pergamon Press, Oxford, New York.

WASILEWSKI, R.J., (1975). On the Nature of the Martensitic Transformation. *Metall. Trans. A*, 6A, 1405-1418.

WAYMAN, C.M., (1980). Some Applications of Shape - Memory Alloys. *Journal of Metals*, 129-137.

WAYMAN, C.M., (1984). Thermoelastic Martensitic Transformations and the Nature of Shape Memory Effect. Ed. Thomas Tsakalakos, *Proceedings of the Int. Conf. on Phase Trans. in Solids*, North Holland Publ.- Company, New York, 657-667.

WAYMAN, C.M. ve SHIMIZU, K., (1972). The Shape Memory (Marmem) Effect in Alloys. *Metal Science Journal*, 6, 176-183.

WECHSLER, M.S., (1985). *Martensitic Transformations in Solids*. Iowa State University, Ames, Iowa, USA.

ZHANG, Y. ve HORNBOKEN, E., (1987). Experimental Methods of the Analysis of Transformation Cycles in Shape Memory. *Z. Metallkunde*, 78, 77-783.