

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

119524

**BAKIR BAZLI ALAŞIMLARIN BASINÇ VE RADYASYON ETKİSİ ALTINDA
ŞEKİL HATIRLAMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ**

RAŞİT ZENGİN

**T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ**

**DOKTORA TEZİ
FİZİK ANABİLİM DALI**

ELAZIĞ – 2002

119524

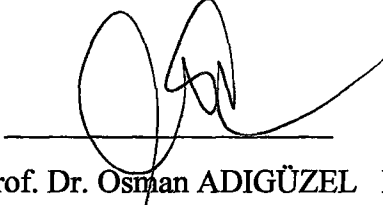
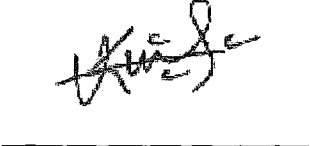
T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**BAKIR BAZLI ALAŞIMLARIN BASINÇ VE RADYASYON ETKİSİ ALTINDA
ŞEKİL HATIRLAMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ**

RAŞİT ZENGİN

**DOKTORA TEZİ
FİZİK ANABİLİM DALI**

Bu tez, 19.09.2021 tarihinde, Aşağıda belirtilen Jüri Tarafından Oybirliği / Oyçokluğu
İle Başarılı / Başarısız Olarak Değerlendirilmiştir.

  
Prof. Dr. Mehmet CEYLAN Prof. Dr. Osman ADIGÜZEL Doç. Dr. Veysel KUZUCU

Danışman


Doç. Dr. Ayşe AYDOğDU


Yrd. Doç. Dr. Halidun KELEşTEMUR

ÖZET

DÖKTORA TEZİ

BAKIR BAZLI ALAŞIMLARIN BASINÇ VE RADYASYON ETKİSİ ALTINDA
ŞEKİL HATIRLAMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

Raşit ZENGİN

Fırat Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı

2002, Sayfa:132

Bu çalışmada, Cu-%13Al-%4Ni; Cu-%13,5Al-%4Ni ve Cu-%12,7Al-%5Ni-%2Mn (ağırlık yüzdeli) alaşımların şekil hatırlama özellikleri incelendi. Bu alaşımlar austenit fazında DO₃ yapıya sahip iken martensit fazında uzun-menzilli 18R yapıya sahiptir.

Oda sıcaklığında martensit fazda bulunan alaşımlar farklı zorlara, nötron ve gama radyasyonlarına tabi tutulmuşlardır. Alaşımların şekil hatırlama yeteneğindeki değişimler incelenmesi için elektriksel direnç ölçümü, diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC), X-ışınları difraksiyonu ve metalografik metotlar kullanıldı. Elektriksel direnç ve diferansiyel tarama kalorimetresi ölçümlerinde martensit $\leftrightarrow$ austenit ters dönüşüm sıcaklıklarının uygulanan radyasyon ile düştüğü tespit edildi. Farklı zorların uygulanmasının dönüşüm sıcaklıklarında artışlar meydana getirdiği belirlendi. X-ışını difraksiyonu sonuçlarından her üç alaşımın oda sıcaklığında M18R yapısında olduğu belirlendi. Metalografik gözlemlerde, radyasyona maruz bırakılan numunelerin yüzey morfolojilerinde bazı bozulmaların meydana geldiği tespit edildi.

Anahtar Kelimeler: CuAlNi ve CuAlNiMn alaşımları, martensit dönüşüm, şekil hatırlama olayı, radyasyon etkisi, elektriksel direnç, zor etkisi, dönüşüm sıcaklıkları.

ABSTRACT

Ph.D. THESIS

THE EFFECT OF STRESS AND RADIATION ON THE SHAPE MEMORY
BEHAVIOUR IN COPPER BASED ALLOYS

Raşit ZENGİN

Firat University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Physics

2002, Page:132

In this study, shape memory properties of Cu-13%Al-4%Ni; Cu-13.5%Al-4%Ni and Cu-12.7%Al-5%Ni-2%Mn alloys have been investigated. While these alloys having austenite phase have DO₃ structure, martensite phase has long-period 18R structure.

The alloys having martensitic phase at room temperature have been experienced with different stresses, neutron and gamma radiations. The variations in the ability of the shape memory of the alloys were determined by using electrical resistance, differential scanning calorimetry (DSC), X-ray diffraction and metallographic methods. It was seen from the electrical resistance and DSC measurements that the reverse transform temperatures of the martensite $\leftrightarrow$ austenite were decreased with the applied radiation and the transform temperatures increased with applied different stresses at the room temperature. X-ray diffraction measurements show that three of the alloys have M18R structure. It was seen from the metallographic observations that the morphology of the samples subjected to radiation showed some distortions.

Key Words: CuAlNi and CuAlNiMn alloys, martensitic transformation, shape memory effect, radiation effect, electrical resistance, stress effect, transformation temperatures.

TEŞEKKÜR

“Bakır Bazlı Alaşımların Basınç ve Radyasyon Etkisi Altında Şekil Hatırlama Davranışlarının İncelenmesi” adlı doktora tezimin hazırlanmasında ilgi ve yardımlarından dolayı sayın hocam Prof. Dr. Mehmet CEYLAN’a saygı ve şükranlarımı sunarım.

Tez ile ilgili deneysel düzeneğin kurulabilmesi için maddi olanak sağlayan Fırat Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri (FÜBAP) yöneticilerine teşekkür ederim. Elektriksel iletkenlik deney sisteminin hem tasarımında ve hem de yapımı esnasında yüksek bilgilerinden faydalandığım Yrd. Doç. Dr. Soner ÖZGEN’e teşekkür ederim.

Tezde kullanılan alaşımlara nötron ve gama radyasyonlarının uygulanmasında emeği geçen Prof Dr. Hasbi YAVUZ’a ve Haluk KORALAY’a teşekkür ederim.

Ayrıca, deneysel ölçümlerim sırasında yardımlarını esirgemeyen Yrd. Doç. Dr. Mustafa AKSOY’a, Yrd. Doç. Dr. Yakup BALCI’ya, Yrd. Doç. Dr. Selçuk AKTÜRK’e ve her zaman yüksek bilgilerinden faydalandığım sayın hocam Yrd. Doç. Dr. Nejdett KAYALI’ya çok teşekkür ederim.

Bundan başka, tez çalışması esnasında devamlı olarak destek gördüğüm aileme ve tüm emeği geçenlere en içten saygılarımı ve teşekkürlerimi sunarım.

Raşit ZENGİN

İÇİNDEKİLER

ÖZET.....	I
SUMMARY.....	II
TEŞEKKÜR.....	III
İÇİNDEKİLER.....	IV
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	VI
TABLolar LİSTESİ.....	XI
SİMGELER.....	XIV
1.GİRİŞ.....	1
2. ŞEKİL HATIRLAMALI ALAŞIMLAR.....	5
2.1. Martensitik Faz Dönüşümleri.....	8
2.2. Termoelastik Martensit Dönüşümü.....	10
2.3. Soy Metal Alaşımlarında Martensit Yapıları.....	12
2.4 Faz Diyagramları.....	15
2.5. Alaşım Oranlarının Dönüşüm Sıcaklıklarına Etkisi.....	16
2.6. Tek ve Çift Yönlü Şekil Hatırlama Olayı.....	17
2.7. Şekil Hatırlamalı Alaşımların Teknolojik Uygulamaları.....	18
3. BASINCIN FAZ DÖNÜŞÜMLERİNE ETKİSİ.....	20
3.1. Martensit Oluşumuna Hidrostatik basıncın Etkisi.....	20
3.2. Zor Etkili Dönüşümler.....	21
3.3. Uygulanan Zora Karşı Dönüşüm Sıcaklıklarının Değişmesi.....	22
4. RADYASYONUN ALAŞIMLAR ÜZERİNE ETKİSİ.....	24
4.1. Radyasyonlama İle Oluşan Sertlik.....	24
4.2. Radyasyonlama İle Oluşan Gevreklik.....	26
4.3. Radyasyonlama İle Oluşan Kusurlar.....	26
4.4. Şekil Hatırlamalı TiNi Alaşımına Nötron Radyasyonunun Etkisi.....	27
5. MATERYAL VE METOD.....	29
5.1. Alaşım Numunelerinin Hazırlanması.....	29
5.2. Elektriksel Direnç Ölçümleri.....	31
5.3. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçümleri.....	34

5.4. X-ışını Difraksiyonu Ölçümleri.....	35
5.5. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri.....	35
5.6. Optik Mikroskop Gözlemleri.....	36
6.BULGULAR VE TARTIŞMA.....	37
6.1. Elektriksel Direnç Ölçüm Sonuçları.....	37
6.2. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Sonuçları.....	46
6.3. X-Işını Difraksiyonu Sonuçları.....	67
6.4. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri.....	80
6.5. Optik Mikroskop Gözlem Sonuçları.....	88
7. SONUÇLAR.....	101
8 İLERİ ÇALIŞMALAR İÇİN ÖNERİLER.....	107
9. KAYNAKLAR.....	108



ŞEKİLLER LİSTESİ

	Sayfa No
Şekil 2.1. Şekil Hatırlama Olayının Şematik Gösterimi (Wayman, 1984).....	7
Şekil 2.2. Bain dönüştürümü a) Yüzey merkezli kübik örgü (fcc) içinde cisim merkezli tetragonal (bct) birim hücrenin seçimi. b) bct hücrenin Bain zorlanmasından önceki boyutları. c) Bain zorlanması sonunda bct hücrenin boyutlarındaki değişim nedeniyle $a_0 \rightarrow c$ olduğundan x_3 doğrultusundaki Bain zorlanması $n_3 = c/a_0 < 1$ olur. Aynı zamanda $a_0/\sqrt{2} \rightarrow a$ olduğundan x_1 ve x_2 doğrultusundaki Bain zorlanmaları da $n_1=n_2=a/(a_0/\sqrt{2}) > 1$ olur (Bain, 1924).....	9
Şekil 2.3. Termoelastik (Au-Cd) ve termoelastik olmayan (Fe-Ni) martensitik dönüşümlerin histerisiz eğrileri (Olson ve Owen, 1992).....	11
Şekil 2.4. B2 türü β_2 ana fazdan ortaya çıkan periyodik istiflenme yapılı martensit içindeki sıkı paket düzlemlerinin üç tipi (Miyazaki ve Otsuka, 1989).....	13
Şekil 2.5. DO ₃ tipi β_1 ve L2 ₁ tipi β_3 ana fazlardan ortaya çıkan periyodik istiflenme yapılı martensit içindeki sıkı paket düzlemlerinin altı tipi (Miyazaki ve Otsuka, 1989).....	13
Şekil 2.6. Şekil 2.4 ve 2.5 de gösterilen sıkı paket düzlemlerinin farklı istiflenmeleriyle oluşan martensit yapıları (Miyazaki ve Otsuka, 1989).....	14
Şekil 2.7. a) İkili Cu-Al alaşımının faz diyagramı, b) Üçlü Cu-Al-Ni alaşımı için faz diyagramı (3wt%Ni sabit).....	15
Şekil 2.8. Cu-Al-Ni alaşımlarında Al konsantrasyonuna bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarının değişimi (Funakubo, 1987).....	17
Şekil 2.9. Tek yönlü ve çift yönlü şekil hatırlama olayının şematik gösterimi (Friend, 1986).....	18
Şekil 3.1. Şekil hatırlamalı CuZnAlMn alaşımına uygulanan zorun martensit $\leftrightarrow$ austenit ters dönüşüm sıcaklıklarında oluşturduğu değişim (Wayman ve Duering, 1990).....	21

Şekil 3.2. CuZnAl alaşım yayının zor etkisinde dönüşüm çevrimlemesine göre şekil hatırlama kapasitesi (Friend, 1986).....	23
Şekil 3.3. Uygulanan dış yay zorunun CuZnAl alaşım yayının uzama miktarı üzerindeki etkisi (Friend, 1986).....	23
Şekil 4.1. En2 çeliğinin -78 °C de tane hacmi ile akma zorunun, nötron radyasyonundan önceki ve sonraki değişim grafiği (Hull ve Mogford, 1958).....	25
Şekil 4.2. Şekil hatırlamalı Ti-50.0 at.%Ni alaşımına farklı radyasyon oranları uygulanarak elde edilen diferansiyel tarama kalorimetresi (DTA) grafiği (Matsukawa ve diğ., 1999).....	28
Şekil 5.1. Dört Uç Yöntemiyle direnç ölçümü.....	32
Şekil 5.2. a) Direnç ölçüm düzeneğinin kuruluşu, b) fırın sistemi ve Dört Ucun numune kontağı.....	34
Şekil 6.1. Alaşım 1 in a) ısıtıl işlem, b) 15 kGy gama , c) 8×10^{12} n/cm ² nötron akısında 1 saat, d) 8×10^{12} n/cm ² nötron akısında 2 saat radyasyona tutulduktan sonra elde edilen bağıl direnç değişimi-sıcaklık grafikleri.....	39
Şekil 6.2. Alaşım 2 nin a) ısıtıl işlem, b) 15 kGy gama , c) 8×10^{12} n/cm ² nötron akısında 1 saat, d) 8×10^{12} n/cm ² nötron akısında 2 saat radyasyona tutulduktan sonra elde edilen bağıl direnç değişimi-sıcaklık grafikleri.....	41
Şekil 6.3. Alaşım 3 ün a) ısıtıl işlem, b) 15 kGy gama , c) 8×10^{12} n/cm ² nötron akısında 1 saat, d) 8×10^{12} n/cm ² nötron akısında 2 saat radyasyona tutulduktan sonra elde edilen bağıl direnç değişimi-sıcaklık grafikleri.....	43
Şekil 6.4. Alaşım 1 numunesine farklı zorlar uygulanması ile elde edilen a) Sıcaklığa karşı DSC eğrileri, b) Uygulanan zora göre $\blacklozenge A_s$, $\blacksquare A_f$, $\bullet M_s$ ve $\blacktriangle M_f$ nin değişimleri.....	47
Şekil 6.5. Alaşım 2 numunesine farklı zorlar uygulanması ile elde edilen DSC eğrileri.....	48
Şekil 6.6. Alaşım 3 numunesine farklı zorlar uygulanması ile elde edilen a) Sıcaklığa karşı DSC eğrileri, b) Uygulanan zora göre $\blacklozenge A_s$, $\blacksquare A_f$, $\bullet M_s$ ve $\blacktriangle M_f$ nin değişimleri.....	49

VIII

Şekil 6.7. β -faz bölgesinde homojenleştirilmiş Alaşım 1 in 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.....	52
Şekil 6.8. Gama radyasyonuna tabi tutulmuş Alaşım 1 in 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.....	53
Şekil 6.9. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş Alaşım 1 in 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.....	54
Şekil 6.10. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 1 in 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.....	55
Şekil 6.11. β -faz bölgesinde homojenleştirilmiş Alaşım 2 nin 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.....	57
Şekil 6.12. Gama radyasyonuna tabi tutulmuş Alaşım 2 nin 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.....	58
Şekil 6.13. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş Alaşım 2 nin 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.....	59
Şekil 6.14. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 2 nin 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.....	60
Şekil 6.15. β -faz bölgesinde homojenleştirilmiş Alaşım 3 ün 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.....	62
Şekil 6.16. Gama radyasyonuna tabi tutulmuş Alaşım 3 ün 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları elde edilen DSC eğrileri.....	63
Şekil 6.17. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş Alaşım 3 ün 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.....	64

Şekil 6.18. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 3 ün 10°C/dakika , 20°C/dakika , 30°C/dakika , 40°C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.....	65
Şekil 6.19. Alaşım 1 numunesinin x-ışını toz difraktogramı.....	68
Şekil 6.20. 15 kGy gama radyasyonuna tutulmuş Alaşım 1 numunesinin x-ışını parça difraktogramı.....	69
Şekil 6.21. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 1 numunesinin x-ışını parça difraktogramı.....	70
Şekil 6.22. Alaşım 2 numunesinin x-ışını toz difraktogramı.....	71
Şekil 6.23. 15 kGy gama radyasyonuna tutulmuş Alaşım 2 numunesinin x-ışını parça difraktogramı.....	73
Şekil 6.24. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 2 numunesinin x-ışını parça difraktogramı.....	74
Şekil 6.25. Alaşım 3 numunesinin x-ışını toz difraktogramı.....	75
Şekil 6.26. 15 kGy gama radyasyonuna tutulmuş Alaşım 3 numunesinin x-ışını parça difraktogramı.....	76
Şekil 6.27. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş Alaşım 3 numunesinin x-ışını parça difraktogramı.....	78
Şekil 6.28. Alaşım 1 e ait (a) Döküm; (b) Isıl işlem görmüş; (c) 15 kGy Gama radyasyonuna maruz kalan; (d) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulan; (e) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulan numunelerin SEM fotoğrafları.....	82
Şekil 6.29. Alaşım 2 ye ait (a) Döküm; (b) Isıl işlem görmüş; (c) 15 kGy Gama radyasyonuna maruz kalan; (d) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulan; (e) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulan numunelerin SEM fotoğrafları.....	84
Şekil 6.30. Alaşım 3 e ait (a) Döküm; (b) Isıl işlem görmüş; (c) 15 kGy Gama radyasyonuna maruz kalan; (d) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulan; (e) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulan numunelerin SEM fotoğrafları.....	87

Şekil 6.31. Alaşım 1 numunesine ait yüzey fotoğrafları [(a, x100; b, x200) Döküm; (c, x100; d, x100) Isıl işlem; (e, x100; f, x200) 15kGy Gama radyasyonu; (g, x100; h, x100) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat; (ı, x100; j, x100) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat].....	92
Şekil 6.32. Alaşım 2 numunesine ait yüzey fotoğrafları [(a, x200; b, x400) Döküm; (c, x150; d, x150) Isıl işlem; (e, x100; f, x400) 15kGy Gama radyasyonu; (g, x100; h, x200) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat; (ı, x100; j, x200) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat].....	96
Şekil 6.33. Alaşım 3 numunesine ait yüzey fotoğrafları [(a, x200; b, x150) Döküm; (c, x100; d, x200) Isıl işlem; (e, x100; f, x400) 15kGy Gama radyasyonu; (g, x100; h, x200) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat; (ı, x100; j, x100) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat].....	100

TABLOLAR LİSTESİ

	Sayfa No
Tablo 2.1. Şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlar (Miyazaki ve Otsuka, 1989).....	6
Tablo 2.2. Martensitik dönüşüm tiplerinin genel karakteristikleri.....	12
Tablo 2.3. Cu-Al-Ni alaşımlarında sabit alüminyum oranı için farklı Ni konsantrasyonundaki dönüşüm sıcaklıkları (Funakubo, 1987).....	16
Tablo 5.1. Bu çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları.....	29
Tablo 6.1. Direnç-sıcaklık ölçümlerinden elde edilen toplu sonuçlar.....	44
Tablo 6.2. Alaşım 1 numunesine farklı zorlar uygulanarak elde edilen deneysel sonuçlar.....	47
Tablo 6.3. Alaşım 2 numunesine farklı zorlar uygulanarak elde edilen deneysel sonuçlar.....	48
Tablo 6.4. Alaşım 3 numunesine farklı zorlar uygulanarak elde edilen deneysel sonuçlar.....	49
Tablo 6.5. β -faz bölgesinde homojenleştirilmiş Alaşım 1 in 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.....	52
Tablo 6.6. Gama radyasyonuna tabi tutulmuş Alaşım 1 in 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.....	53
Tablo 6.7. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş Alaşım in 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.....	54
Tablo 6.8. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 1 in 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.....	55
Tablo 6.9. β -faz bölgesinde homojenleştirilmiş Alaşım 2 nin 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.....	57

Tablo 6.10. Gama radyasyonuna tabi tutulmuş Alaşım 2 nin 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.....	58
Tablo 6.11. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş Alaşım 2 nin 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.....	59
Tablo 6.12. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 2 nin 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.....	60
Tablo 6.13. β -faz bölgesinde homojenleştirilmiş Alaşım 3 ün 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.....	62
Tablo 6.14. Gama radyasyonuna tabi tutulmuş Alaşım 3 ün 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.....	63
Tablo 6.15. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş Alaşım 3 ün 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.....	64
Tablo 6.16. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 3 ün 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.....	65
Tablo 6.17. Alaşım1 numunesinin x-ışını toz difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.....	68
Tablo 6.18. 15 kGy gama radyasyonuna tutulmuş Alaşım 1 numunesinin x-ışını parça difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.....	69
Tablo 6.19. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 1 numunesinin x-ışını parça difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.....	70
Tablo 6.20. Alaşım 2 numunesinin x-ışını toz difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.....	72
Tablo 6.21. 15 kGy gama radyasyonuna tutulmuş Alaşım 2 numunesinin x-ışını parça difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.....	73

Tablo 6.22. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 2 numunesinin x-ışını parça difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.....	74
Tablo 6.23. Alaşım 3 numunesinin x-ışını toz difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.....	75
Tablo 6.24. 15 kGy gama radyasyonuna tutulmuş Alaşım 3 numunesinin x-ışını parça difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.....	77
Tablo 6.25. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş Alaşım 3 numunesinin x-ışını parça difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.....	78
Tablo 6.26. X-ışını difraksiyon desenlerinden elde edilen kristalografik sonuçların karşılaştırılması.....	79



SİMGELER LİSTESİ

- A_f : Martensit $\rightarrow$ austenit dönüşümünde austenit yapının tamamlandığı sıcaklık.
 A_s : Martensit $\rightarrow$ austenit dönüşümünde austenit başlama sıcaklığı.
 a_0 : Austenit örgünün örgü parametresi.
 A_{max} : Martensit $\rightarrow$ austenit endotermik dönüşümünün maksimum olduğu sıcaklık.
 β fazı: Elektron/atom (e/a) oranı 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).
 β'_1 : 18R tipindeki martensit yapı.
 γ'_1 : 2H tipindeki martensit yapı.
 α'_1 : 6R tipindeki martensit yapı.
 β'_2 : 9R tipindeki martensiy yapı.
 γ'_2 : 2H tipindeki martensit yapı.
 α'_2 : 3R tipindeki martensit yapı.
 α : Çökelti fazı.
 γ : Çökelti fazı.
bcc : Cisim merkezli kübik yapı.
Bct : Cisim merkezli tetragonal yapı.
e/a : Elektron / atom oranı.
 ε : Zorlanma.
fcc : Yüzey merkezli kübik yapı.
I : Pik şiddeti.
 M_f : Austenit $\rightarrow$ martensit dönüşümünde martensit yapının tamamlandığı sıcaklık.
 M_s : Austenit $\rightarrow$ martensit dönüşümünde martensite başlama sıcaklığı.
 M_{max} : Austenit $\rightarrow$ martensit ekzotermik dönüşümünün maksimum olduğu sıcaklık.
R : Direnç.
 R_b : Bağıl direnç.

- T : Sıcaklık.
θ : Difraksiyon açısı.
d : Kristal yapıda düzlemler arası mesafe.
a : M18R martensit yapının x-ekseni üzerindeki örgü parametresi.
b : M18R martensit yapının y-ekseni üzerindeki örgü parametresi.
c : M18R martensit yapının z-ekseni üzerindeki örgü parametresi.
β : M18R martensit yapının x-z-eksenleri arasındaki açı.
a/b : M18R martensit yapının örgü parametreleri oranı.
hkl : Miller indisleri.



1. GİRİŞ

Metal ve metalik alaşımlar, iç yapılarında oluşan değişikliklerin neler olduğu bilinmemesine rağmen çok eski çağlardan beri çeşitli alanlarda kullanılarak insanlığın gelişimine büyük katkılar sağlamıştır. Günümüze kadar yapılan araştırmalar sonucunda metalik alaşımlarda önemli gelişmeler sağlanmış ve böylece bu tür malzemelerin insan yaşantısındaki önemi artmıştır. Metal ve alaşımların, çeşitli mekanik ve termodinamik şartlar altında sergilediği bir çok şaşırtıcı özelliği henüz tam olarak anlaşılamamıştır. Özellikle sıcaklık, basınç, zor ve bunların farklı kombinezonları veya radyasyon gibi fiziksel etkilere maruz kalan bazı metal ve alaşımlarda görülen mikroyapısal değişimler ve bunun sonucunda oluşan makroskobik şekil değişimlerinin istenilen şekilde kontrolünü sağlama çalışmaları halen devam etmektedir.

Sıcaklık ve basınç gibi dış şartlara bağlı olarak bir madde içinde farklı faz bölgeleri bulunabilir ve dış şartların değişmesi halinde katı içinde bir fazdan diğer bir faza geçiş gözlenebilir. Daha çok metal ve alaşımlarda görülen difüzyonsuz faz dönüşümlerinin mekanizması tam olarak anlaşılamamakta ve deneysel tespitinde çeşitli problemlerle karşılaşmaktadır. Bununla beraber difüzyonsuz faz dönüşümleri en genel şekilde; yüksek sıcaklık fazında belirli bir kristal yapıda bulunan numunenin, sıcaklık, basınç, zor veya bunların farklı kombinezonlarının etkisiyle, daha küçük serbest enerjili düşük sıcaklık fazındaki farklı bir kristal yapıyı tercih etmesi şeklinde bilinir ve difüzyon olmadığı için dönüşüm öncesi atomik komşuluklar dönüşümden sonrada aynı kalır (Çakmak, 1992; Kayalı, 1993; Krumhansl, 1995; Özgen, 1997; James ve Hane, 2000). Bu dönüşümlerde yüksek sıcaklık fazına Ana Faz, düşük sıcaklık fazına da Ürün Faz adı verilir.

Difüzyonsuz faz dönüşümlerinin ilk gözlemleri 1864 de Sorby, 1866 da Tschernoff ve 1878 de Martens tarafından demir bazlı alaşımlarda yapılmıştır. Bununla birlikte, 1895 yılında Osmond, Martens'in tarifine uygun bir gözlem yapmış ve elde ettiği ürün faza Martensit, bunun yüksek sıcaklık fazına Austenit ve bu dönüşüme de Martensitik Faz Dönüşümü adını vermiştir (Clapp, 1995). Daha sonra yapılan çok sayıda araştırma ile büyük bir öneme sahip olan martensitik dönüşümler, demir bazlı

alaşımların yanı sıra geniş çapta soy metal bakır bazlı alaşımlarda ve metalik özellik taşımayan bazı maddelerde de gözlenmiştir (Durlu, 1979; Artunç, 1988; Kayalı, 1993).

Katıdan katıya bir faz dönüşümünün gerçekleşmesi için gerekli olan sıcaklık, zor ve/veya basınç değişimine bağlı olarak; bir martensitik dönüşüm, makroskobik ölçekte *invariant düzlem zorlanması* olarak tanımlanan bir kayma ya da yer değiştirme hareketi olarak gerçekleşir. Bu nedenle, martensit kristal yapısının hem iç ikizlenmeleri ve kusurları hem de farklı kristal yapıları kapsadığı bilinmektedir (Kurumhansl, 1995).

Martensitik dönüşümler termoelastik ve termoelastik olmayan olarak iki kısma ayrılabilir (Olson ve Cohen, 1975). Termoelastik martensit dönüşümleri ve buna bağlı olarak da şekil hatırlama olayı ilk olarak 1938 lerde gözlenmiştir. Bu olay 1954 yılında AuCd alaşımında (Chang, 1954) ve 1963 de NiTi alaşımında (Beuhler ve diğ., 1963) detaylı olarak incelenmiştir. Şekil hatırlamalı alaşım, uygun termomekanik işlemler gerçekleştirildiğinde önceden sahip bulunan şekil ya da büyüklüğe sahip olabilen bir grup alaşım sistemine verilen isimdir. Şekil hatırlamalı bir alaşım, düşük sıcaklıktaki martensit fazında deforme edildikten sonra üzerindeki zor kaldırıldığında (genellikle M_f sıcaklığının altında), martensit fazdan ana faza dönüşecek şekilde A_f sıcaklığının üzerindeki sıcaklığa kadar ısıtıldığında, kendi orijinal austenitik fazdaki şeklini hatırlayacaktır. Bu işlemde numune, %6-8 arasındaki zorlanmalara tabi tutulması durumunda orijinal şeklini tamamiyle hatırlar (Olson ve Owen, 1992). Malzemenin orijinal şeklini hatırlaması olayı, deforme olmuş martensit fazının geri dönüşümü ile ilgilidir.

Termoelastik faz dönüşümü gösteren sınırlı sayıdaki metal ve metal alaşımının sıcaklık, basınç ve/veya zor değişimiyle orantılı olarak mekanik iş üretebildiği bilinmektedir. Bakır, demir ve nikel gibi elementleri baz alarak gerçekleştirilen bu tür metalik alaşımlar, termoelastik yapısal faz dönüşümüyle açıklanan makroskobik şekil hatırlama yeteneğine sahiplerdir. Bir alaşımın şekil hatırlama yeteneği; dönüşüm sıcaklıkları, dönüşüm histerisizi ve dönüşüm çevrim sayısı gibi temel niceliklerle tanımlanır. Bu tür alaşımlar üzerindeki deneysel ve teorik çalışmaların yoğunlaştığı konular; dayanım/ağırlık oranının iyileştirilmesi, dönüşüm sıcaklıklarının kararlılığı ve kontrolü, histerisiz genişliği, çevrim sayısının artırılması, maksimum şekil hatırlama yeteneğinin kazandırılması, kolay üretim teknikleri ve düşük üretim maliyeti olarak sıralanabilir. Bu alaşımlarda maliyeti yükselten en önemli unsur, alaşım elementlerinin

%99,99 oranlarında saf olması zorunluluğudur. Ticari saflıktaki malzemelerin kullanılabilmesi için çalışmalar sürdürülmektedir. Bununla birlikte, özellikle üç veya daha çok bileşen içeren şekil hatırlamalı alaşımların deneysel olarak incelenmesi sırasında gerek maliyet gerekse zaman açısından büyük zorluklarla karşılaşmaktadır.

Martensitik şartlarda deforme edilmiş şekil hatırlamalı bir alaşım, A_f (austenite bitiş sıcaklığı) sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklara kadar ısıtılırsa sadece termal etkiyle eski şeklini kazanır. Çift yönlü şekil hatırlama olayında, bu durumun tersi olarak numune M_f (martensite bitiş sıcaklığı) sıcaklığının altındaki sıcaklıklara kadar soğutulursa yine sadece termal etkiyle martensite durumunda iken sahip olduğu şeklini hatırlamaktadır. Cu-Zn tek kristalleri üzerinde yapılan araştırmalar sonucunda, çevrimler esnasında çift yönlü şekil hatırlama olayına iki farklı şekilde rastlanabileceği görülmüştür (Olson ve Owen, 1992). Bunlardan ilki sıcaklık etkisiyle şekil hatırlama olayıdır. Bu işlem, numuneyi M_f sıcaklığının altındaki sıcaklıklara kadar soğutarak, martensit varyantlarının tercihli yönelimini oluşturmak için deforme etmeyi, daha sonra da A_f sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklara kadar ısıtmayı gerektirir. Bu işlem birkaç kez tekrar edildiğinde martensitin deformasyon (gerginlik, sıkışma, eğilme gibi) davranışı değişmez kalır. İkincisi ise zor etkili martensitik dönüşümdür. Bu dönüşümü gerçekleştirmek için numuneyi M_s (martensite başlama sıcaklığı) sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklıkta deforme etmek gerekir. Uygulanan zor kaldırılırsa ve sıcaklık A_f nin üzerine ısıtılırsa numune eski orijinal halini alacaktır (Kayalı, 1993).

Metal ve alaşımların, yüksek enerjili elektronlarla veya ağır iyonlarla bombardıman edilmesi, malzemenin bir fazdan diğer bir faza geçişini engelleyebilir. Bu engelleme radyasyonun dozuna ve süresine bağlı olmakla birlikte, radyasyonun faz dönüşümünü engellemesi iki grupta açıklanmaktadır (Nemoto ve diğ., 2000): Birincisi, Fe-Ni alaşımları (aşırı yavaş soğuma ile oluşan Fe-Ni meteoritleri hariç) tek fazda yarı kararlıdır. Radyasyon dozunun artırılması bu alaşımlarda difüzyonu güçlendirir ve yapının bozulmasına sebep olur. İkincisi, radyasyonla etkilendirilmiş bir çok alaşımda ve metal olarak da galyumda amorfluğa sebep olduğu gözlenmiştir (Russel ve Garner, 1988).

Bu bilgiler ışığında radyasyonun metal ve alaşımlar üzerindeki etkisinin önemli olduğu tespit edilmiştir. Metal ve alaşım numunelerinin radyasyona maruz bırakılması; numunenin sertliği, gevrekliği, sünekliği, kristal kusurları ve yapısı gibi birçok

özelliğinde değişime yol açtığı bulunmuştur (Matsukawa ve diğ., 1999; Kim ve diğ., 2000; Sencer ve diğ., 2001; Byun ve diğ., 2001; Eisterer ve diğ., 2002).

Bu tez çalışmasının amacı, şekil hatırlamalı alaşımlardan Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Ni-Mn numunelerinde basınç ve radyasyonun etkileri incelenerek; basınç ve radyasyonun dönüşüm sıcaklıklarında, örgü parametrelerinde ve diğer şekil hatırlama özelliklerinde oluşturduğu değişimleri belirlemektir.



2. ŞEKİL HATIRLAMALI ALAŞIMLAR

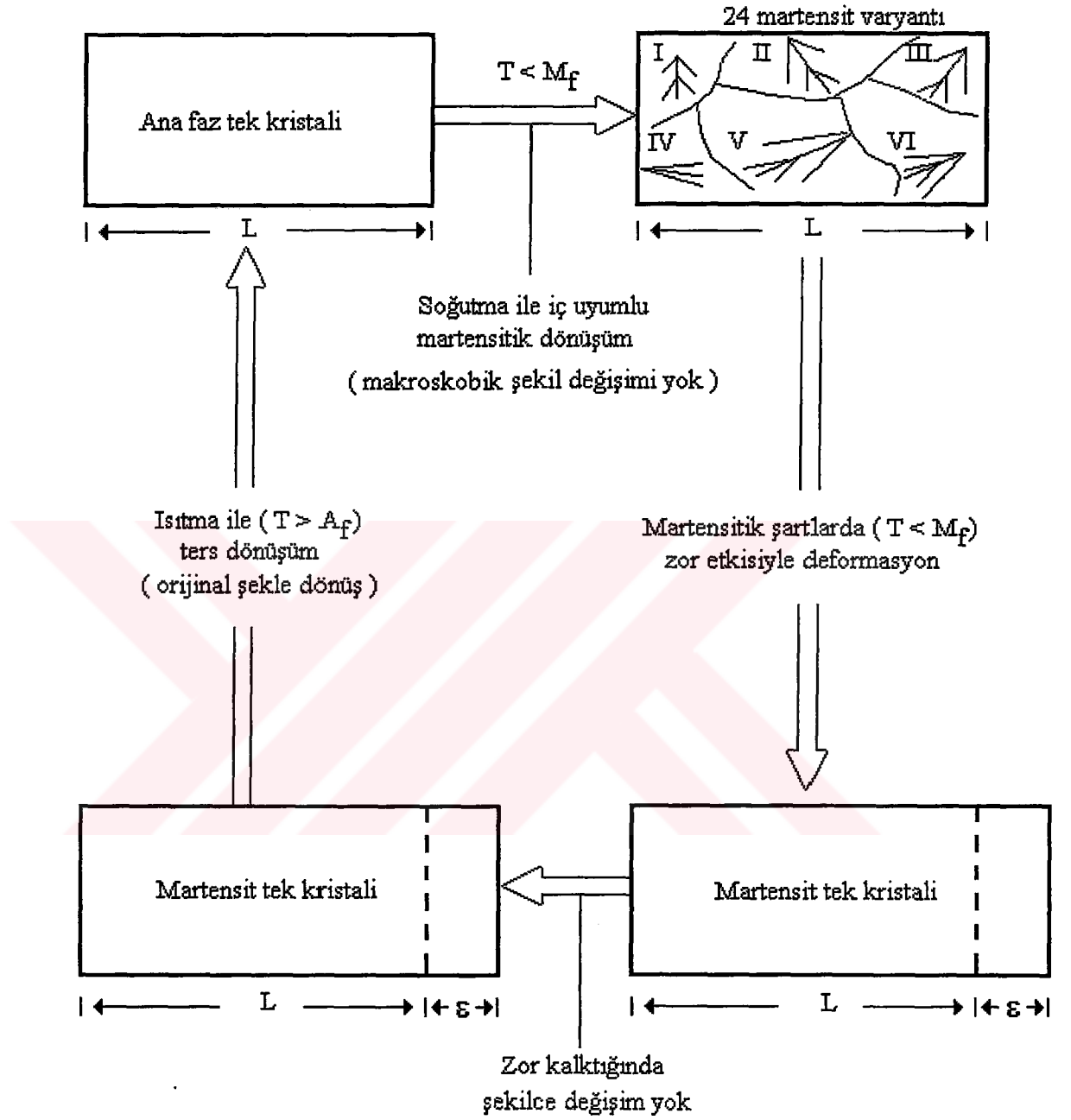
Şekil hatırlama olayının gözlenmesi, ilk olarak Amerika'da Naval Ordnance Laboratuvarlarında yaklaşık eşit atomlu NiTi alaşımında gerçekleştirildi. Buna çok ilginç bir olay olarak bakıldı. Burada düşük sıcaklıktaki numuneyi deforme ettikten sonra sıcaklığını yükselttiler ve numunenin orijinal haline geri döndüğünü gördüler. Bu olay, alışılmış plastik deformasyon göz önüne alındığı zaman oldukça ilgi çekicidir. Daha sonraki yıllarda, Illinois üniversitesinde araştırmacılar, altın-kadmiyum alaşımlarında şekil hatırlama olayı gözlediler. Ayrıca demir-platin, indiyum-kadmiyum, nikel-alüminyum gibi farklı alaşımların farklı sıcaklıklarda şekil hatırlama olayı gösterdiklerini buldular. Bütün bu alaşımlar için ortak özellik, termoelastik martensitik dönüşüm göstermeleridir.

Şekil hatırlamalı alaşımların listeleri Tablo 2.1'de belirtilmiş olup, bu olayın mekanizması da Şekil 2.1 de gösterilmiştir. $T < M_f < M_s$ sıcaklığında tamamen martensit fazdaki bir numuneye dışarıdan bir zor uygulamakla şekli değişir. Burada M_s ve M_f sıcaklıkları sırasıyla martensit başlama ve bitiş sıcaklıklarıdır. Yapılan bu plastik deformasyon sonucunda zor ortadan kaldırılınca numune deforme edilmiş şeklini korur. Plastik deformasyonu ortadan kaldırmak için deforme edilmiş numunenin sıcaklığı $T < A_f < A_s$ olacak şekilde artırılır. Burada A_s austenite başlama sıcaklığı, A_f de austenite bitiş sıcaklığıdır. Numune uygulanan bu ısıtma işlemi sonucunda deformasyondan önceki orijinal faza, yani austenit yapıya ulaşır ve austenit fazda iken sahip olduğu şeklini alır. Numunenin böyle bir dönüşüm mekanizması ile orijinal şeklini tekrar kazanması, şekil hatırlama olayı olarak adlandırılır. Isıtma sonucunda orijinal şeklini kazanan numunenin, tekrar $T < M_f$ sıcaklığına kadar soğutulmasıyla deforme edilmiş şeklini kazanması da tersinir (çift yönlü) şekil hatırlama olayı olarak adlandırılır.

Şekil hatırlamalı alaşımlar; endüstriyel alanda, termomekanik ve termostatik araçlarda, enerji alanında, tıbbi uygulamalarda, ortopedide ve dişçilikte olmak üzere çok yaygın ve geniş kullanım alanlarına sahiptir. Şekil hatırlamalı alaşımlardan imal edilen cihazların ve malzemelerin yapımında çoğunlukla NiTi ve Cu-bazlı alaşımlar kullanılır. Bu alaşımlar üretim ve çeşitli şekillerin verilebilmesi yönünden daha ekonomik ve kullanışlıdır.

Tablo 2.1. Şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlar (Miyazaki ve Otsuka, 1989)

Alaşım	Kompozisyon (atomik %)	Yapı değişimi	Sıcaklık histerisizi (°C)	Düzen durumu
Ag-Cd	44~49 Cd	B2 → 2H	~15	düzenli
Au-Cd	46.5~50 Cd	B2 → 2H	~15	düzenli
Cu-Zn	38.5~41.5 Zn	B2 → 9R, rombohedral M9R	~10	düzenli
Cu-Zn-X X=Si, Sn, Al, Ga	Birkaç at. %	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 Ni	Heusler → 18R	~6	düzenli
Ni-Al	36~38 Al	B2 → 3R	~10	düzenli
Ti-Ni	49~51 Ni	B2 → monoklinik B2 → rombohedral	20~100 1~2	düzenli
In-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



Şekil 2.1. Şekil Hatırlama Olayının Şematik Gösterimi (Wayman, 1984).

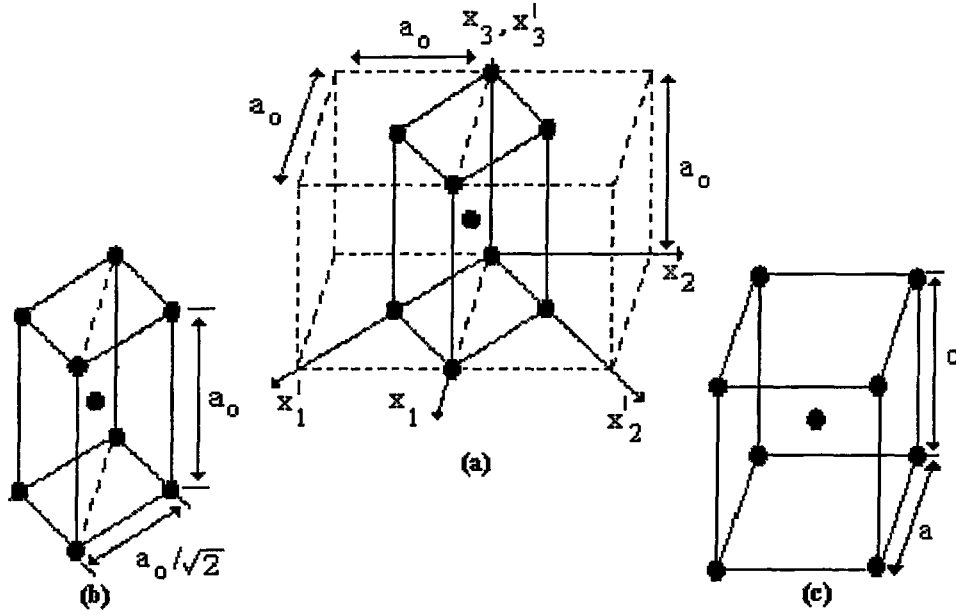
2.1. Martensitik Faz Dönüşümleri

Katıhal içinde faz dönüşümleri çeşitli sınıflara ayrılmıştır. Geometrik özelliklerine bağlı olarak yapılan sınıflandırmada, faz dönüşümlerinin önemli çeşitlerinden biri de martensitik faz dönüşümleridir. Yapılan araştırmalar, çoğu martensit dönüşümlerin düşük sıcaklıkta oluştuğunu ortaya koymuştur. Martensitik dönüşümler düşük sıcaklıkta, difüzyon az olduğu için daha kolay bir şekilde meydana gelmektedir. Bundan dolayı martensitik dönüşümler düşük sıcaklık dönüşümleri olarak ele alınmıştır. Fakat saf demirde yüksek sıcaklıklarda da martensitik dönüşümlere rastlanmıştır (Bibby ve Parr, 1964).

Martensitik faz dönüşümünde, atomların komşuluklarını koruyarak, bir kristal yapıdan diğerine nasıl geçtiğini açıklayan ilk model E.C. Bain tarafından ileri sürüldü (Bain, 1924). Bain'in bu modeline göre, fcc örgünün bcc yada bct örgüye dönüşümü şekil 2.2. deki gibidir.

Bain zorlanması, şekil 2.2.b. de görülen fcc örgünün Bain karşılığı birim hücrenin, c eksenini yönünde % 17 kısalması, a ve b eksenleri yönünde %12 genişlemesiyle şekil 2.2.c. de ki birim hücreye dönüşümünü sağlayan zorlanmadır. Buna göre, birbirine bitişik iki fcc örgü birim hücresinde x'_1 ve x'_2 eksenlerini fcc örgünün köşegenleri, x'_3 eksenini de fcc örgünün x_3 eksenini doğrultusunda seçerek yeni bir bct örgü oluşturmak mümkündür (şekil 2.2.a). Bundan sonra, bct örgü taban düzlemine dik olan x'_3 doğrultusunda sıkıştırılırsa, diğer x'_1 ve x'_2 doğrultularında açılma olur. Bu durumda birim hücrenin hacmi değişmiştir. İlk birim hücre olan austenit hücrenin örgü sabiti a_0 , son hücre olan martensit hücrenin örgü sabitleri de a ve c (tetragonal yapı için) olmak üzere, son ve ilk hücrelerin hacim oranı, $\Delta = 2 (a/a_0)^3 (c/a)$ dır. Buradaki c/a oranına tetragonallik denir ve fcc $\rightarrow$ bcc dönüşümü için bunun değeri 1 dir.

Bain' den sonraki çalışmalarda da dönüşümlerin atomik hareketlerine örgü kesmelerinin neden olduğu gösterilmiştir. Buradan hareketle ana ve ürün faz arasındaki yönelim bağıntılarının tayin edilmesi gerçekleştirilmiştir. Daha sonraki teorilerde ise, Bain değişimine eşlik eden ürün kristal yapıyı değiştirmeyen bir şekil bozulmasının göz önüne alınması ile bozulmamış bir ara yüzey (habit düzlemi) ortaya konabileceği öne sürülmüştür. Kristal örgüyü bozmayan bu şekil bozulmasının da ikizlenme (twinning) veya kayma (slip) olması gerektiği öngörülmüştür.



Şekil 2.2. Bain dönüşümü a) Yüzey merkezli kübik örgü (fcc) içinde cisim merkezli tetragonal (bct) birim hücrenin seçimi. b) bct hücrenin Bain zorlanmasından önceki boyutları. c) Bain zorlanması sonunda bct hücrenin boyutlarındaki değişim nedeniyle $a_0 \rightarrow c$ olduğundan x'_3 doğrultusundaki Bain zorlanması $n_3 = c/a_0 < 1$ olur. Aynı zamanda $a_0/\sqrt{2} \rightarrow a$ olduğundan x'_1 ve x'_2 doğrultusundaki Bain zorlanmaları da $n_1=n_2=a/(a_0/\sqrt{2}) > 1$ olur (Bain, 1924).

Austenit bir birim hücrenin, martensit kristalinin birim hücresine dönüşümü kristaloğrafik teorilerde olduğu gibi, aşağıdaki sırayla tanımlanır (Acton ve Bevis, 1969).

- 1- İlk kristal örgüyü başka bir kristal örgüye değiştiren örgü deformasyonu,
- 2- Kristal örgüyü değiştirmeyen, ancak birim hücre boyutlarının değişimine neden olan saf zorlanma ya da Bain zorlanması,
- 3- Kristal örgüyü değiştirmeyen fakat bir şekil bozulması ortaya koyan zorlanma ya da zorlanmalar (ikizlenmeler, kaymalar. v.s.),
- 4- Şekil bozulmasına yol açan zorlanmalar nedeniyle, bir miktar dönmüş olan martensit birim hücre eksenlerinin, austenit birim hücre eksenlerine göre paralellliğini sağlayan katı cisim dönmesi.

Bunların her biri, martensit dönüşümünü ortaya koyan mekanizmanın bileşenleridir. Bu bileşenlerin toplam etkisi saf olmayan zorlanmadır. Austenit ve

martensit yapılar arasında bozulmamış bir ara yüzey için toplam şekil zorlanması, saf olmayan bir zorlanma olmalıdır (Wechsler ve diğ., 1953).

2.2. Termoelastik Martensit Dönüşüm

Şekil hatırlama olayı, martensitik dönüşüm sergileyen bazı alaşım sistemlerinde gözlenir. Martensitik dönüşümler termoelastik ve termoelastik olmayan dönüşümler olmak üzere ikiye ayrılır. Termoelastik martensit dönüşüm sırasında, sıcaklık düşürüldükçe martensit plakaları devamlı olarak oluşup büyürler. Aynı işlemin tersi olarak, eğer sıcaklık yükseltirirse plakalar kaybolmaya başlar. Burada dönüşümün gerçekleşebilmesi için ortamın sıcaklığının değiştirilmesi ya da dışarıdan bir zor uygulanması gerekmektedir. Termoelastik martensitik faz dönüşümlerinde yalnızca orijinal kristal yapı ve yönelimi eski halini almakla kalmayıp mikroyapı da eski şeklini hatırlar (Hornbogen, 1995).

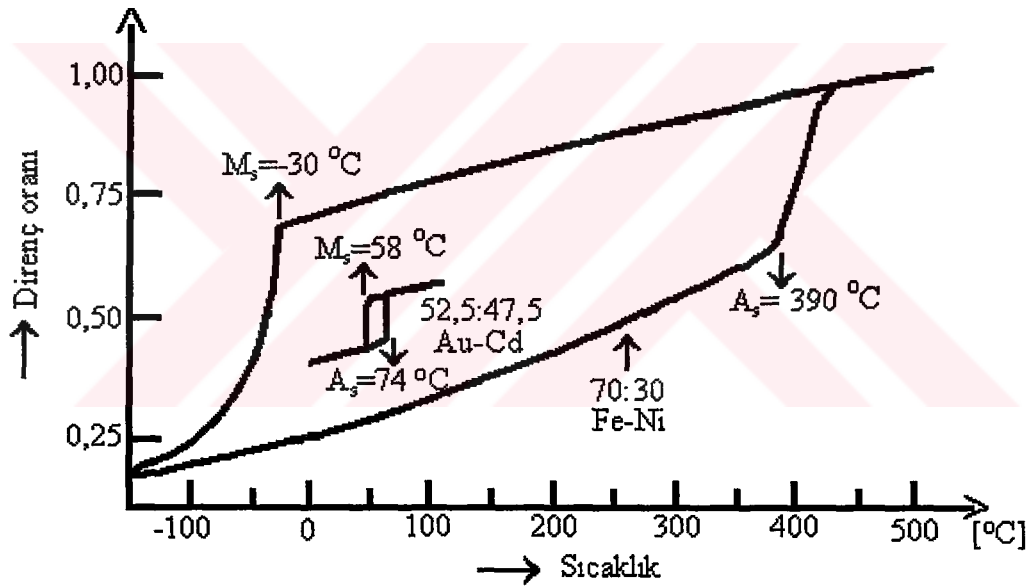
Termoelastik ve Termoelastik olmayan martensitik dönüşüm tiplerinin genel karakteristikleri Tablo 2.2 de görüldüğü gibidir. Bu dönüşümlerin histerisiz eğrileri Şekil 2.3 de Au-Cd ve Fe-Ni alaşımları için karşılaştırılmıştır. Histerisizin büyüklüğü dönüşümün sürücü kuvvetine bağlıdır. Termoelastik dönüşüm (Au-Cd) küçük bir histerisizle karakterize edilir. İleri ve geri dönüşüm histerisizi alaşımın cinsine ve kompozisyonuna bağlı olarak 10~15 °C arasında değişir. Bu iki dönüşüm türündeki diğer bir farklılık da martensit-ana faz dönüşümünün davranışında ortaya çıkar. Termoelastik dönüşümde dönüşüm, martensit plakalarının sürekli büyümesiyle ve soğutma sırasında yeni plakaların çekirdeklenmesiyle ortaya çıkar. Soğutma durdurulduğunda büyüme durur, fakat soğutma işlemi devam ettiğinde martensit plakaları birbirine ya da tane sınırlarına ulaşınca kadar büyümeye devam ederler. Isıtma ile gerçekleşen ters dönüşüm arayüzeyin geri hareketiyle martensit plakalarının büzülmesi sonucu ana faza dönüşür.

Termoelastik olmayan bir dönüşüm için soğutma sırasında bir martensit plakası belli bir büyüklüğe kadar büyür, daha sonra yapılacak soğutma için daha fazla büyüme gerçekleşmez, çünkü arayüzey açık bir şekilde sabitlenmiştir. Sabitlenmiş arayüzey ısıtma sırasında geri hareket etmez. Bunun yerine ana faz, sabitlenmiş martensit plakalar

arasında çekirdeklenir ve bir plakanın tamamı orijinal ana faz yönelimine geri dönemez (Olson ve Owen, 1992).

Şekil hatırlama özelliğinin görülebilmesi için gerekli olan üç şart aşağıdaki şekilde sıralanabilir (Tarhan ve Bor, 1997).

- Martensit dönüşümü termoelastik olmalıdır.
- Deformasyon, dislokasyon kayması ile değil ikizlenme benzeri bir kesme mekanizması ile gerçekleşmelidir.
- Ana faz düzenli olmalıdır.



Şekil2.3. Termoelastik (Au-Cd) ve termoelastik olmayan (Fe-Ni) martensitik dönüşümlerin histerisiz eğrileri [Olson ve Owen, 1992].

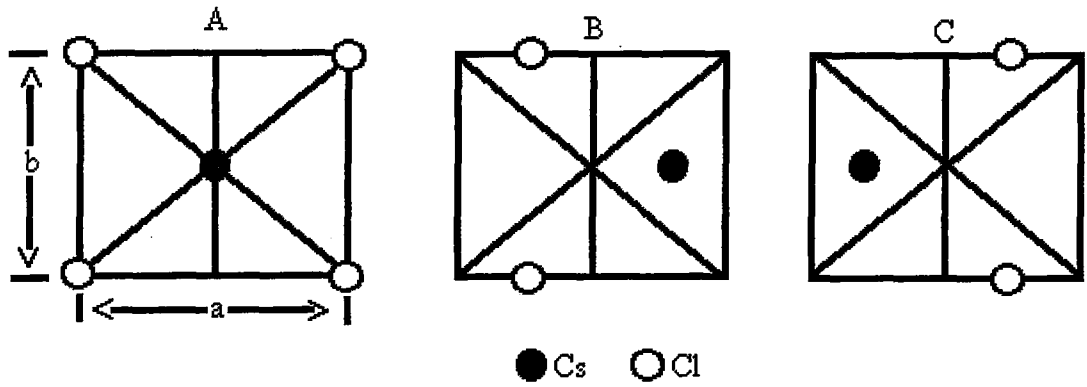
Tablo 2.2. Martensitik dönüşüm tiplerinin genel karakteristikleri

Tip	Çekirdeklenme	Büyüme	Kristal Kusurları
Termoelastik	Soğutma etkisi	Sıcaklık düşüştüyle orantılı	Dönüşüm etkili
Termoelastik olmayan	Soğutmanın ani etkisi	Ani ve hızlı, soğutma hızından bağımsız	Dönüşüm etkili ve plastik deformasyonla

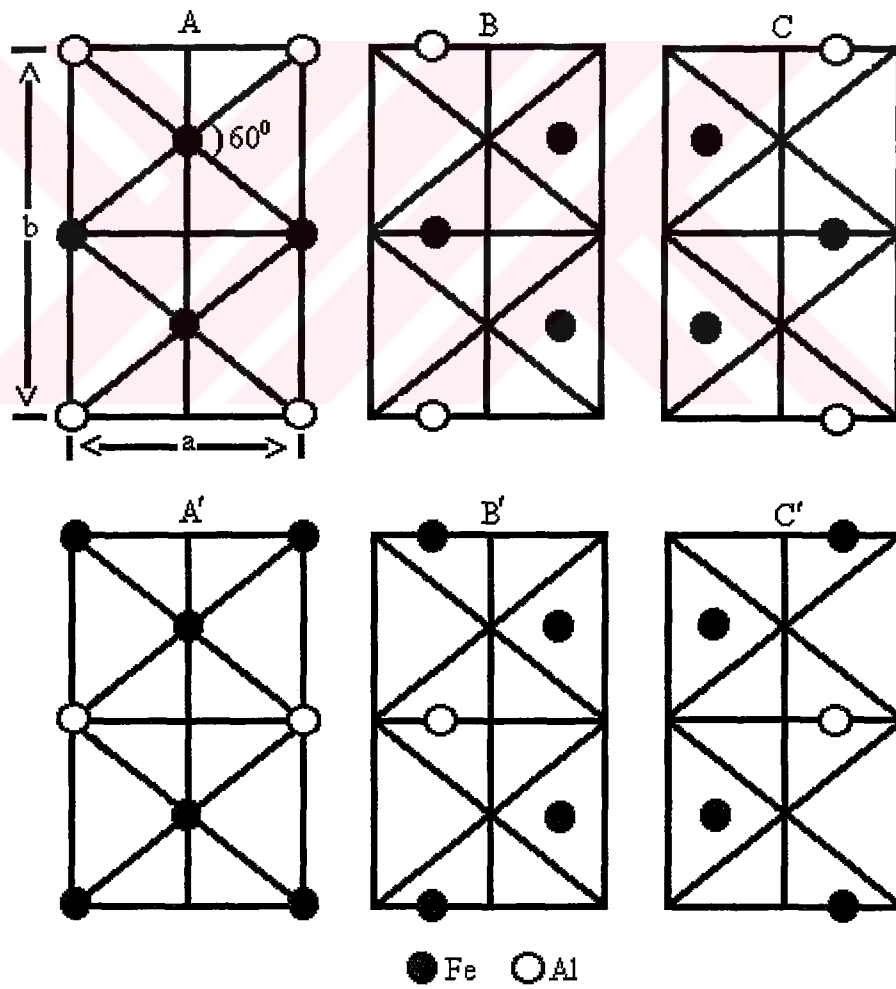
2.3. Soy Metal Alaşımlarında Martensit Yapıları

Soy metal bazlı alaşımlarda martensitlerin yapısı alaşım sistemine, alaşımın kompozisyonuna ve martensit fazın ana fazdan kaynaklanan süper örgülü yapısına bağlıdır.

Martensitik dönüşüm sonucunda ana fazın (110) taban düzlemi, Bain distorsiyonu ile hemen hemen hegzagonal bir örgüye dönüşür. Sonra bir kesme vasıtasıyla bu düzlem tabakalarının $[110]$ yönünde ve zıt yönde kaymasıyla martensit faz oluşur. Şekil 2.4 de 3 tip ve Şekil 2.5 de 6 tip atomik düzlemin farklı sıralanmasıyla martensit fazın oluşumu şematik olarak görülmektedir. Böylece oluşan martensit fazların değişik tipleri de Şekil 2.6 da gösterilmiştir. β_1 ana fazdan üretilen α'_1 , β'_1 , β''_1 ve γ'_1 martensit fazları sırasıyla 6R, 18R(1), 18R(2) ve 2H yapılar; β_2 ana fazdan üretilen α'_2 , β'_2 ve γ'_2 martensit fazları ise sırasıyla 3R, 9R ve 2H yapılar sahiptirler (Kayalı, 1993).



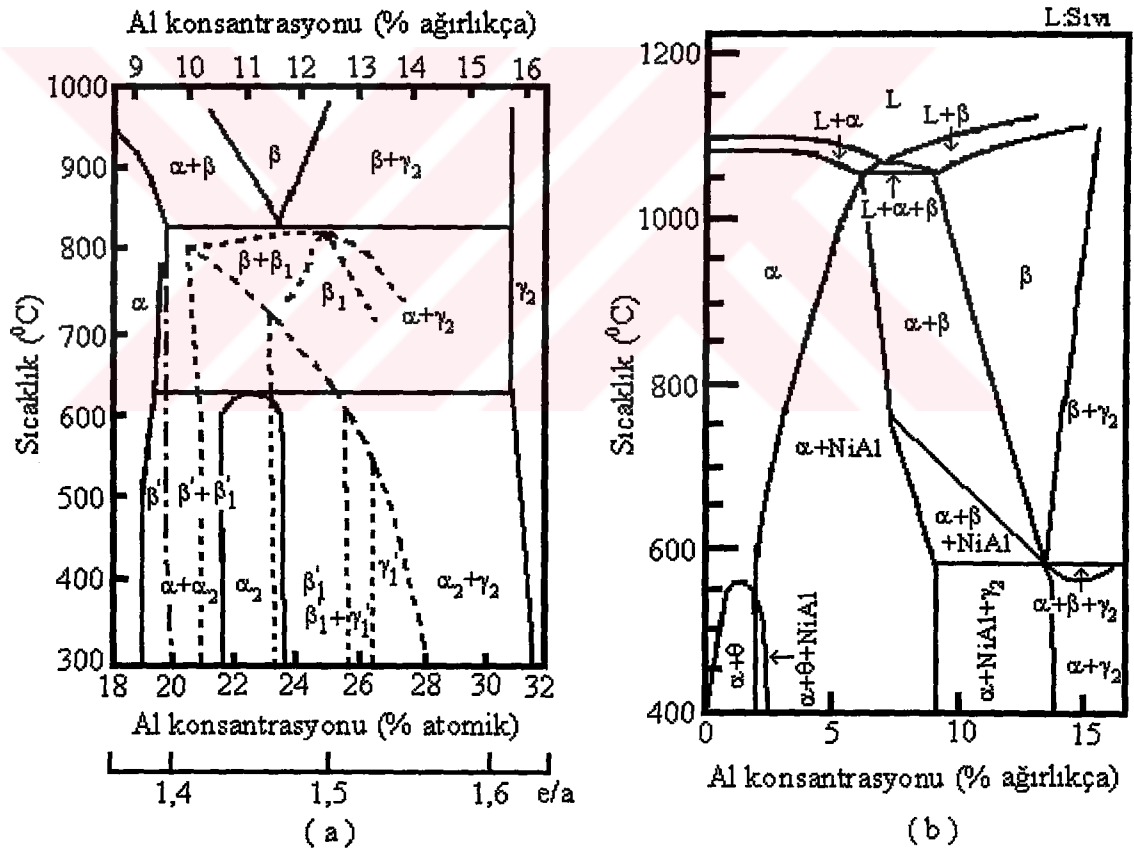
Şekil 2.4. B2 türü β_2 ana fazdan ortaya çıkan periyodik istiflenme yapılı martensit içindeki sıkı paket düzlemlerinin üç tipi (Miyazaki ve Otsuka, 1989).



Şekil 2.5. DO₃ tipi β_1 ve L2₁ tipi β_3 ana fazlardan ortaya çıkan periyodik istiflenme yapılı martensit içindeki sıkı paket düzlemlerinin altı tipi (Miyazaki ve Otsuka, 1989).

2.4. 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 2.7 a da verilen Cu-Al ikili alaşımlarınkilerle 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 °C de γ_2 -faza (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 altında ki sıcaklıklarda martensit dönüşüm ortaya çıkar (Aydoğdu, 1995).



Şekil 2.7. a) İkili Cu-Al alaşımlarının faz diyagramı, b) Üçlü Cu-Al-Ni alaşımı için faz diyagramı, 3wt%Ni sabit (Otsuka, ve diğ., 1978).

Cu-Al sisteminde Al oranı yüksek olunca β -faz bölgesinden uzaklaşılır, termoelastik martensit dönüşüm ortaya çıkmaz ve γ_2 -fazının çökmesi hızlı soğutmayla da önlenir. Ni ilavesi, Cu ve Al nin difüzyonunun önlenmesi için etkin olduğundan β -faz, Cu-Al-Ni sisteminde Cu-Al sistemine göre daha kararlı olur.

Şekil 2.7 b deki Ni (ağırlıkça) katkılı Cu-Al-Ni alaşımlarının faz diyagramı, şekil 2.7 a daki ikili Cu-Al alaşımlarının faz diyagramı ile karşılaştırılır ise β ve $\beta+\gamma_2$ fazları arasındaki sınırın, Ni ilavesiyle β -fazın kararlı olduğu yüksek Al konsantrasyonlu bölgeye doğru kaydığı görülür (Otsuka, ve diğ., 1978; Miyazaki ve Otsuka, 1989).

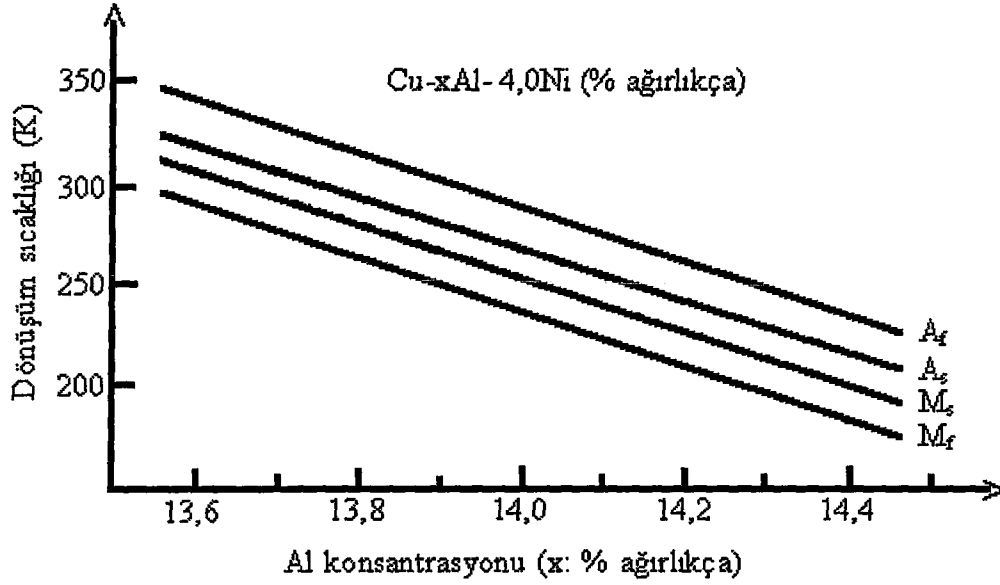
2.5. Alaşım Oranlarının Dönüşüm sıcaklıklarına Etkisi

Bakır bazlı alaşımların dönüşüm sıcaklıkları, alaşımların soğutma hızına bağlı olduğu kadar kompozisyonlarına da bağlıdır. Şekil 2.8 de sabit %4 (ağırlıkça) Ni konsantrasyonuyla Cu-Al-Ni alaşımlarında dönüşüm sıcaklıklarının Al konsantrasyonuyla değişimi verilmiştir. Al konsantrasyonu arttıkça dönüşüm sıcaklıklarının azaldığı görülmektedir (Funakubo, 1987).

Tablo 2.3 te dönüşüm sıcaklıklarının Ni konsantrasyonu ile değişimi görülmektedir. Fakat bu değişim Al konsantrasyonunun değiştirdiği kadar değildir. Al sabit kaldığı sürece Ni arttırıldığında dönüşüm sıcaklığı azalır. Dönüşüm sıcaklıklarını etkileyen diğer bir faktör de soğutma hızıdır. Soğutma hızının artışı ile M_s sıcaklıklarında artış gözlenir (Funakubo, 1987).

Tablo 2.3. Cu-Al-Ni alaşımlarında sabit alüminyum oranı için farklı Ni konsantrasyonundaki dönüşüm sıcaklıkları (Funakubo, 1987).

wt%Cu Ağırlıkça	wt%Al Ağırlıkça	wt%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

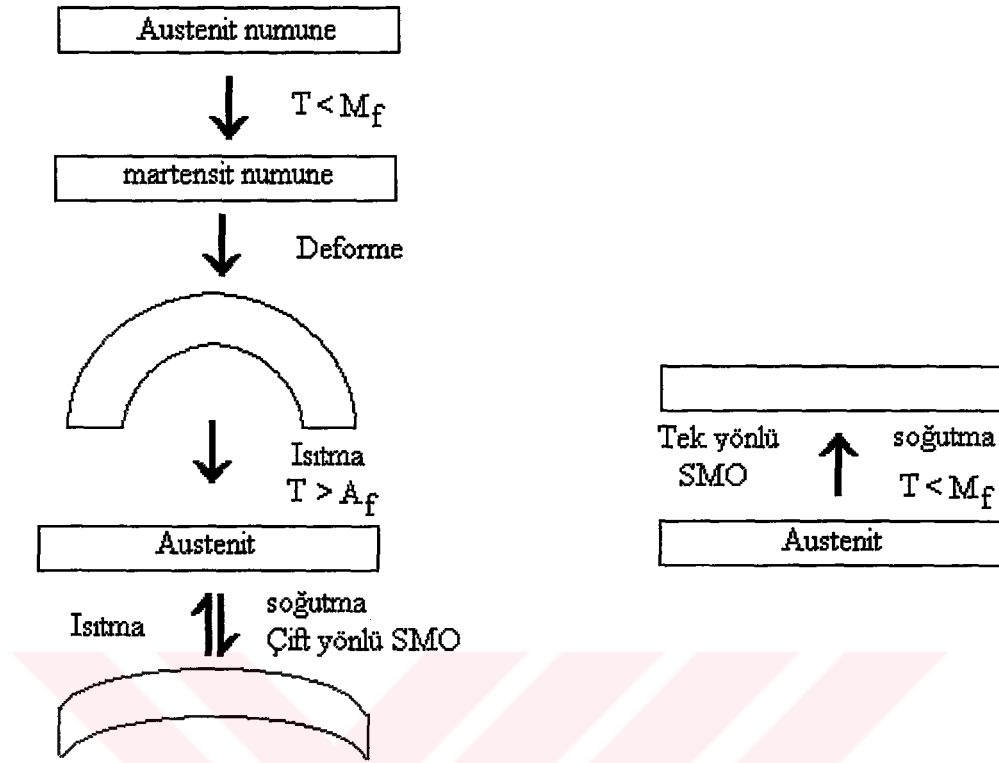


Şekil 2.8. Cu-Al-Ni alaşımlarında Al konsantrasyonuna bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarının değişimi (Funakubo, 1987).

2.6. Tek ve Çift Yönlü Şekil Hatırlama Olayı

Normal şartlarda, austenit haldeki bir çubuk sıcaklığının düşürülmesiyle martensit hale döndürüldüğünde yine bir çubuktur. Fakat martensit haldeki bu çubuğa bir deformasyon uygulanırsa şekli bozulur. Deforme edilmiş şeklinin kavisli olduğu kabul edilirse, numune ısıtıldığında tekrar çubuk halini alır. Yani austenit haldeki orijinal haline döner. Şekil 2.9 da görüldüğü gibi bu olay tekrarlanırsa, numune soğutulunca martensit halde deforme edilmiş kavisli şeklini almıyorsa tersinmez (tek yönlü) şekil hatırlama olayı gözlenir.

Tersinir şekil hatırlama olayı da yukarıda anlatılan örnek üzerinde açıklanabilir. Deforme olmuş kavisli martensit numune ısıtılınca austenit şartlardaki orijinal şekli olan düz çubuk durumuna dönüşür. Numune tekrar soğutulunca kavisli martensit duruma dönerse bu olaya tersinir (çift yönlü) şekil hatırlama olayı denir.



Şekil 2.9. Tek yönlü ve çift yönlü şekil hatırlama olayının şematik gösterimi (Friend, 1986)

2.7. Şekil Hatırlamalı Alaşımların Teknolojik Uygulamaları

Şekil hatırlama olayının ilk yaygın uygulamalarından birisi Raychem şirketinin geliştirdiği ısıtma sırasında küçülen boru kelepçeleridir. NiTi alaşımlı kelepçeler uçaklardaki hidrolik borularda ve denizaltındaki boruların bağlantılarında kullanılmaktadır. Kelepçeler martensitik halde iken sıvı azot içerisinde % 4 mertebesinde genişletilirler ve sonra bağlanacak olan boruların etrafına yerleştirilirler. Sıcaklık oda sıcaklığına geldiğinde kelepçeler büzülür ve sıkı bir bağlantı sağlarlar. Bu tür bağlantıların kullanılması ile kaynak işleminin vereceği metalürjik zarar önlenmiş olur.

İngiltere' deki Delta Memory Metal Şirketi tarafından şekil hatırlamalı Cu-Zn-Al alaşımları kullanılarak ısıtma ve soğutma ekipmanı için termostatlara, otomatik cihazlara ve sera pencerelerinden yangın kapılarına kadar geniş bir alanda kullanılabilen otomatik açıcılar geliştirilmiştir. Bu cihazların bir çoğu yarım milyon kere kullanılmış, ancak

hiçbir yorulma, sünme veya şekil hatırlama özelliklerinde önemli değişiklik olmadığı tespit edilmiştir (Wayman, 1980).

Kaliforniya'daki Unitec Şirketi NiTi alaşımlı bir köprü telini diş hekimliğinde kullanılması amacıyla pazarlamaktadır. Bu köprü teli dişe yerleştirilerek, paslanmaz çelik köprü telinin yerine kullanılmaktadır. NiTi köprü tellerinin tedavi sonrasında daha uzun ömürlü olduğu, daha büyük çalışma sınırları sağladığı, hastaya daha az rahatsızlık verdiği ve daha kısa tedavi süresi gerektirdiği ifade edilmektedir (Andreasen ve Morrow; 1978).

Simon ve arkadaşları NiTi alaşımlı "Vene kava" filtresi kullanmışlardır. Bu araç, serbest dolaşan kan pıhtılarının yakalanması için yeni bir metodu ortaya çıkarmıştır. Başlangıçta düz olan NiTi (martensitik durumda), vücut ısısına ulaştığında helis benzeri bir filtre şeklini alır (Ana faz durumunda). Düz durumdaki martensitik tel, damarda vücut ısısına ulaştığında kompleks bir kesite dönüşür. Bu tür araçlar, bacaklarda ve vücudun diğer bölümlerindeki pıhtıların % 95'ini önleyerek cerrahi müdahale gerektirmeyen tedaviyi mümkün hale getirmiştir.

Anevrizma kısıkaçları veya kelepçeleri ana damarda oluşan istenmeyen baloncukların bağlanması için kullanılmaktadır. Newyork Politeknik enstitüsünde çalışanlar; kemik kırıklarının basınçla sabitlenmesi için NiTi alaşımından yapılmış kemik plakalarının kullanılmasını önermişlerdir. NiTi alaşımı, kırılan kemiğin her iki tarafına bağlanır, bu plakanın sıcaklığı vücut sıcaklığının 10-15 °C üzerine çıktığında plaka büzülür. Bu şekilde kırılan kemiğin iki ucu sağlam şekilde birbiri ile bağlanmış olur. Bu işlem cerrahi müdahaleye göre daha basittir.

3. BASINCIN FAZ DÖNÜŞÜMLERİNE ETKİSİ

Martensitik dönüşümler genel olarak, austenit faz veya ana faz olarak adlandırılan dönüşüm öncesi kristal yapının; dışarıdan sıcaklık, zor veya her iki faktörün birlikte uygulanmasıyla yeni faz olan martensit yapıya dönüşmesiyle gerçekleşir. Bu dönüşümler, invaryant düzlem zorlanması olarak da tanımlanan kesme-benzeri mekanizma ile ortaya çıkar ve ürün martensit faz, örgü invaryant zorlanması diye adlandırılabilen istiflenme kusurları, dislokasyonlar ve ikizlenmeler gibi birçok örgü kusurunu içinde bulundurur (Kayalı, 1993). Bu nedenledir ki basıncın martensit faz dönüşümü esnasında oluşturacağı etkinin bilinmesi önemlidir.

3.1. Martensit Oluşumuna Hidrostatik Basıncın Etkisi

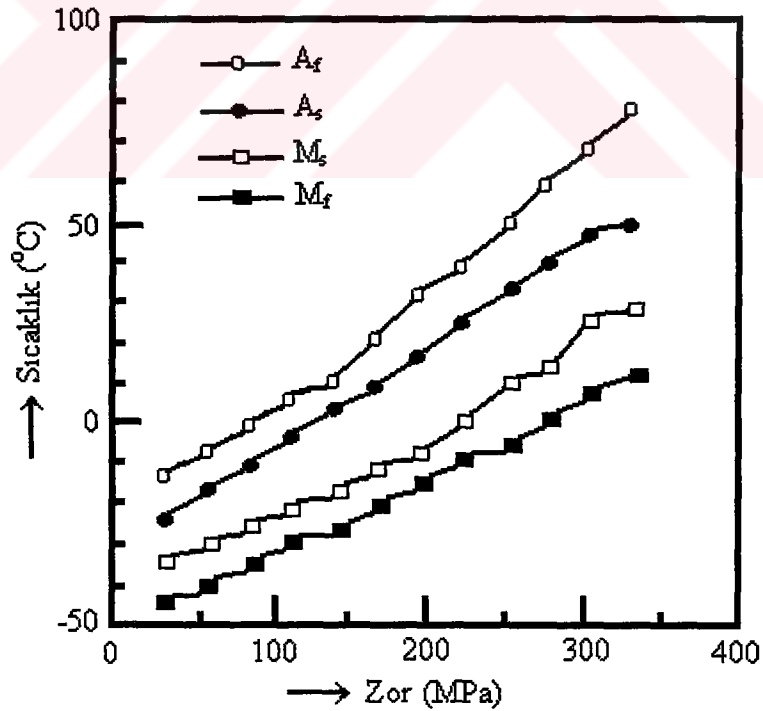
Basınç ve sıcaklık, malzemelerin durumunu tayin eden bir faktördür. Hidrostatik basınç büyük ise, atomik mesafe küçülecek ve elektron yoğunluğu artacaktır. Bu durumda dönüşüm sıcaklığında önemli bir değişme meydana gelecektir. Örneğin sezyum metali artan basınca maruz kaldığı takdirde 22kbar ile 45kbar arasında aralıklı büzülmeler gözlenir. İlk büzülme fcc den bcc faz dönüşümüne uygundur. İkinci büzülme %11 kadar daha büyüktür, fakat atomların düzeni değişmez. İkinci büzülme 6s den 5d durumuna elektronik dönüşüm için uygun örgünün kohezyon kuvvetindeki değişimin sebep olabileceği yorumu yapılır. Dönüşüm sıcaklığı basıncın bir fonksiyonudur. Benzer olay seryum ve rubidyum da gözlenmiştir. Talyum artan basınç ile bcc den hcp ye dönüşür 36,7 kbar basınç dönüşüm sıcaklığını 505 °K den 300 °K ya düşürür. Bu değer teorik olarak hesaplanan değerle uyuşur (Nishiyama, 1978).

Fe-C alaşımlarında M_s noktası basınçtaki artma ile düşer. Bu nedenle yüksek sıcaklık altında oluşan martensit mikroyapısal olarak 1 atm basınç altında oluşan martensite oranla, ince taneli ve serttir. Ayrıca sertlik basınçtaki artma ile artar. Örneğin 29 kbar basınçta 0,09%C çeliğinde, martensit yapı 200 °C/sn kadar düşük soğutma oranıyla aynı seviyede kolaylıkla elde edilir. Austenit başlama sıcaklığında da artan basınç ile düşme gözlenir (Nishiyama, 1978).

Karbon çeliklerinde 1 atm basınç altında martensitler 0,4%C den daha çok karbon ihtiva eden çeliklerde yalnızca iç ikizler gözlenir. Oysa 40kbar basınç altında ikizler 0,25'e düşen karbon konsantrasyonlarında dahi gözlenir (Nishiyama, 1978).

3.2. Zor-Etkili Dönüşümler

Martensitin oluşumu termoelastik bir işlemdir. Şekil hatırlamalı bir alaşıma zor uygulamadan, M_s nin altına kadar soğutulduğunda martensit yapı bu alaşımda oluşur. Aynı alaşım M_s sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda soğutma yapmadan da zor uygulayarak martensit faza dönüştürülebilir. Oluşan bu martensite zor-etkili martensit denir. Dönüşüm için gereken sürücü kuvvet mekanik etkiye bağlı olup sıcaklığa bağlı değildir. Şekil 3.1 de uygulanan zora karşılık martensit $\leftrightarrow$ austenit ters dönüşüm sıcaklıklarındaki değişim gösterilmektedir. Uygulanan zor bütün dönüşüm sıcaklıkları için aynıdır. Dönüşüm sıcaklıklarındaki artışlar grafikten görülmektedir.



Şekil 3.1. Şekil hatırlamalı CuZnAlMn alaşımına uygulanan zorun martensit $\leftrightarrow$ austenit ters dönüşüm sıcaklıklarında oluşturduğu değişim (Wayman ve Duerig, 1990).

3.3. Uygulanan Zora Karşı Dönüşüm Sıcaklıklarının Değişmesi.

Şekil hatırlamalı CuZnAl alaşımından yapılmış yaylara zor uygulamadan sadece çevrim yaptırılması durumunda yayların makroskobik tepkilerinde fazlaca bir değişimin olmadığı ve şekil hatırlama kapasitesinde de fazlaca kayıpların ortaya çıkmadığı gözlenmiştir. Fakat bu şekil hatırlamalı yaylara uygulanan bir zora karşı çevrim yaptırılması durumunda ise makroskobik tepkilerinde ve şekil hatırlama kapasitesinde önemli düşmelerin olduğu gözlenmiştir (Friend ve Miodownik, 1986).

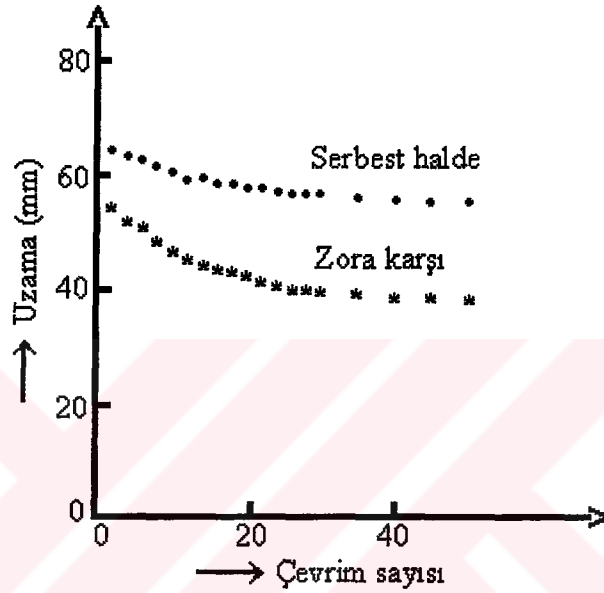
Uygulanan zora karşı hem tek hem de çift yönlü çevrim yaptırılması ile ters dönüşüm sıcaklıklarında artış meydana gelir ve bu artış ters dönüşümün tamamlanma sıcaklığında oldukça fazladır. Ters dönüşüm esnasında etkili olan iç zor, uygulanan zorun etkisini ortadan kaldırıncaya kadar şekil değişiminin engellenmesi, zorun etkisini açıkça ortaya koymaktadır (Kayalı, 1993).

Şekil hatırlamalı CuZnAl alaşım yaylarına dış zora karşı termal çevrimler yaptırılması durumunda, şekil kazanma oranında ilk 5 çevrimden sonra bir denge durumu kazanılincaya kadar azalma görülür. Ayrıca aşırı termal çevrim yaptırılması durumunda, bu yaylar %2 lik bir zorlanma limiti aşılmamak şartıyla tersinir şekil hatırlama mekanizmalarında bir gerileme göstermezler. Şekil 3.2 de şekil hatırlama kapasitesi üzerine zor etkili dönüşüm çevrimlemesinin etkisi görülmektedir. Şekil hatırlama kapasitesinin zor etkisiyle önemli derecede azaldığı ve artan dönüşüm çevrimlemeleriyle bu kapasitede giderek azalan düşüşlerin olduğu açıkça görülmektedir.

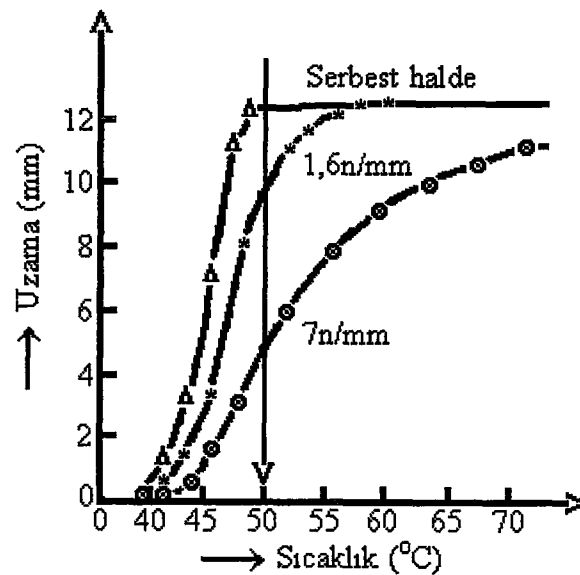
Uygulanan dış yay zorunun, şekil kazanma oranı üzerindeki etkisi de şekil 3.3 de görülmektedir. Bu grafikten görüleceği gibi, uygulanan yay zorunun artması ters dönüşüm sıcaklıklarının yükselmesine sebep olmaktadır. Küçük zor altında yayın maksimum uzama değerine daha yüksek sıcaklıklarda ulaşmasına rağmen, büyük zorlarda bu maksimum değere ulaşamadığı görülmektedir. Ayrıca, yüksek zor etkisiyle ters dönüşüm sıcaklık aralığının daha fazla genişlediği görülmektedir. Bu dış zorlar, dönüşümün başlangıcında fazla etkili olmadığından makroskobik şekil değişiminin başlama sıcaklığını önemli ölçüde değiştirmez. Fakat, sıcaklık artışıyla martensit varyantları zorun etkisiyle yavaş bir terslenme gösterirler ve tane sınırlarında bazı zor etkili dönüşümler meydana gelir. Bu da makroskobik şekil değişiminin tamamlandığı

sıcaklığın önemli derecede yükselmesine sebep olur. Uygulanan dış zorun artması, her hangi bir sıcaklıkta oluşan zor-etkili varyantları ve sıtabilizasyona uğramış martensit hacim oranını artırır (Friend, 1986).

Sonuç olarak, uygulanan dış yay zoruna karşı çalıştırılacak şekil hatırlamalı yaylarda bu yükün etkisinin sıcaklık artışıyla daha fazla olacağının göz önünde bulundurulması gerekir. Ayrıca, bu dış zorların dönüşüm sıcaklık aralığını genişleteceği ve şekil kazanma oranında meydana getireceği azalmalar da dikkate alınmalıdır.



Şekil 3.2. CuZnAl alaşım yayının zor etkisinde dönüşüm çevrimlemesine göre şekil hatırlama kapasitesi (Friend, 1986).



Şekil 3.3. Uygulanan dış yay zorunun CuZnAl alaşım yayının uzama miktarı üzerindeki etkisi (Friend, 1986).

4. RADYASYONUN ALAŞIMLAR ÜZERİNE ETKİSİ

Metal ve alaşımları, yüksek enerjili elektron ve ağır iyonlarla radyasyonlamak bir fazdan diğer bir faza geçişi engelleyebilir. Bu engelleme radyasyonun dozuna ve süresine bağlı olmakla birlikte, araştırmacılar radyasyonun faz dönüşümünü değiştirmesini iki grupta açıklamıştır (Russel ve Garner, 1988).

Birincisi, Fe-Ni alaşımları (aşırı yavaş soğuma ile oluşan Fe-Ni meteoritleri hariç) tek fazda yarı kararlıdır. Radyasyonun artırılması bu alaşımlarda difüzyonu oldukça güçlü kılar ve bu durumda yapının bozulmasına sebep olur.

İkincisi, radyasyonla etkilendirilmiş bir çok alaşımda ve metal olarak da galyumda amorfluğa sebep olduğu gözlenmiştir.

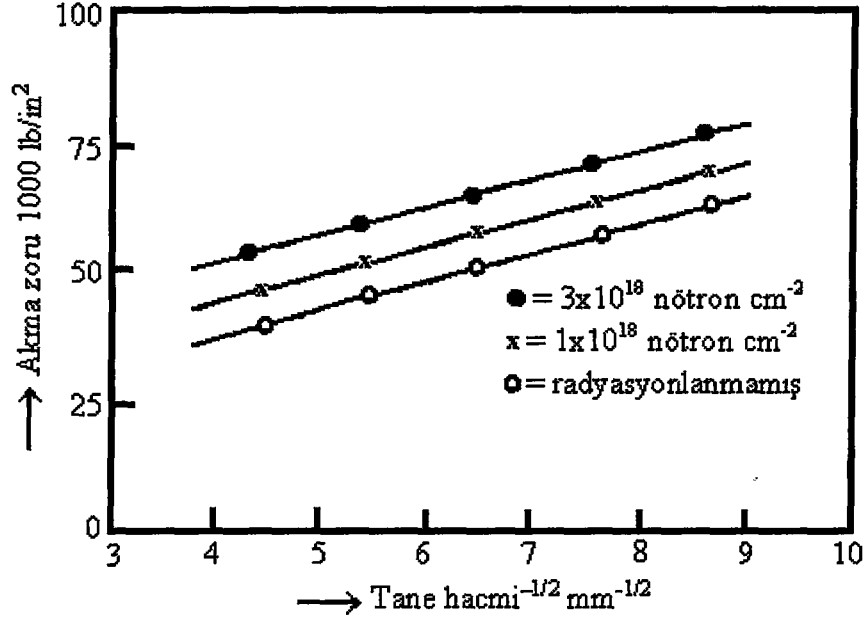
Bu bilgiler ışığında radyasyonun metal ve alaşımlar üzerindeki etkisinin önemli olduğu tespit edilmiştir. Metal ve alaşım numunelerinin radyasyona maruz bırakılması; numunenin sertliği, gevrekliği, sünekliği, kristal kusurları ve yapısı gibi birçok özelliğinde değişime yol açtığı yapılan çalışmalar sonucunda ortaya çıkmıştır.

4.1. Radyasyonlama İle Oluşan Sertlik

Radyasyon ile oluşan sertliğe radyasyon sertliği denir. Nötronla radyasyonlama işlemi sonucunda numunelerin sertliklerinde artışlar meydana gelir. Bu sertlik değeri akma zorunda bir artışa sebep olur. Sertliğin artmasının iki temel nedeni vardır (Churchman ve diğ., 1957).

a) Radyasyonlama işlemi; yapı içerisinde bulunan dislokasyonları nokta kusurlara dönüştürür. Bu şekilde oluşan nokta kusurlara bağlı olarak oluşan sertliğe kaynak sertliği denir ve bu nokta kusurlar tane büyümesini ve yayılmasını engeller.

b) Radyasyonlama işlemi; kristal yapı içinde küçük gruplar halinde seyrek olarak nokta kusurlar veya bir arada topluca bulunan kusur demetleri oluşturur. Bu şekilde oluşan kusurların sebep olduğu sertliğe seyrek sertlik denir ve bu kusurlar tane büyümesini ve yayılmasını engellerler.



Şekil 4.1: En2 çeliğinin -78 °C de tane hacmi ile akma zorunun, nötron radyasyonundan önceki ve sonraki değişim grafiği (Hull ve Mogford, 1958).

Şekil 4.1 de En2 çeliğinin tane hacmi, nötron dozunun bir fonksiyonu olarak ölçülmüştür (Hull ve Mogford, 1958). Bu deneysel sonuçlara göre; tane hacmi ile eğimin değişmediği gözlenmiştir. Yapılan farklı radyasyonlama işlemi sonucunda da durum aynı kalmıştır. Radyasyon dozuna bağlı olarak iç sürtünme kuvvetinde artışlar meydana geldiği yapılan hesaplamalar sonucunda ortaya çıkmıştır (Leguey ve Pareja, 2000).

Radyasyon sertliği; dislokasyon hareketlerinin engellenmesi sonucu oluşur. Fakat bu durum dislokasyonların oluşmasının engellemesi anlamına gelmemelidir. Bu olay şu şekilde ifade edilmektedir (Little, 1976);

Radyasyon sertliğinin artması, ara yer safsızlık konsantrasyonunun artmasıyla artar. Radyasyonlama sonucunda bir çözeltideki çözünen atomlar, dislokasyonların hareket etmesini engelleyecek biçimde kümelenmeler meydana getirir. Radyasyonun şiddeti daha da arttırılırsa bu kümelenmeler daha büyük ve çok olacağından sertlikte daha fazla olacaktır. Bu yüzden radyasyonlama ile demetlerin sayısında artış olması; dislokasyonların hareket etmelerini engellemektedir. Bu da dislokasyonların madde içinde hareketsiz kalmalarını sağlar. Bu etki sayesinde hem saf demirin hem de alaşımlı

Çeliklerin radyasyonlamayla oluşan sertliklerinde önemli artışlar gözlenmiştir (Little, 1976).

4.2. Radyasyonlama İle Oluşan Gevreklik

Radyasyonlama ile oluşan gevrekliğin azaltılması veya giderilmesi önemli bir problem olarak görülmektedir. Çünkü nükleer güç reaktörlerinin yapımında kullanılan alaşımlı çeliklerde bu problemle çok sık karşılaşılmaktadır. Bu durum radyasyonlu ortamlarda kullanılan çeliğin kolaylıkla kırılmasına, çatlamasına sebep olmaktadır (Mansur, 1987).

Radyasyonla oluşturulan gevrekliğin giderilmesi için oluşturulan araştırma alanları belki de radyasyon zararlarının en önemli araştırma alanlarından birisi haline gelmiştir. Yapılan araştırmalar neticesinde, radyasyonlama ile oluşan gevrekliğin temelini radyasyon sertliğinin oluşturduğu anlaşılmıştır. Malzeme içinde eğer mikro çatlaklar var ise radyasyonla bu çatlaklar çok tehlikeli olacak şekilde artar. Bunun sonucunda ise tane sınırlarında önemli değişmeler meydana gelir (Bentley ve diğ., 1975).

4.3. Radyasyonlama İle Oluşan Kusurlar

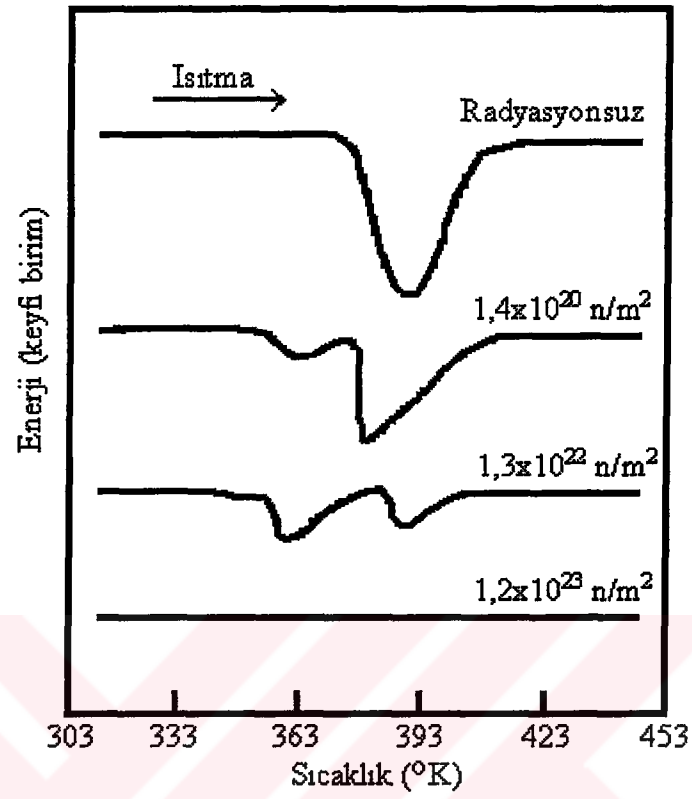
Radyasyona tabi tutulmuş metal ve alaşımlarda oluşan kusurlar ya kümelenmeler şeklinde yada ayrı ayrı nokta kusurlar olarak meydana gelmektedir. Bu kusurlar bakır ve demir metallерinde farklılıklar göstermektedir. Radyasyona tabi tutulan bu iki elementten bakırda çok sayıda boşluk ve boşluk kümelenmeleri görülmesine rağmen demir elementinde görülmemiştir. Radyasyonun her iki elementin de erime sıcaklıklarında düşmelere sebep olduğu grlmştir (Victoria ve diğ., 2000). Bu durum radyasyonun kullanılan metal veya alaşımlara farklı etki yaptığını göstermektedir. Doz miktarları arttırılırsa oluşan kusurlarda artış olduğu ortaya çıkmıştır. Radyasyona tabi tutulan numunenin sıcaklığının arttırılması, radyasyon dozunun az olduğu bölgelere doğru kusurların hareket etmesine sebep olmuştur.

Radyasyona tabi tutulan bakır ve demir arasındaki farklılıkların oluşmasının temel nedeni atomlar arası meydana gelen boşluklar ve mikroyapı içindeki çatlaklardır. Bu boşluklar numune içerisindeki difüzyonu artırıcı bir rol oynamaktadır (Eldrup ve Sigh, 2000).

4.4. Şekil Hatırlamalı TiNi Alaşımına Nötron Radyasyonunun Etkisi

Bir grup araştırmacı, şekil hatırlamalı TiNi alaşımlarının radyasyonlama sonunda martensit $\leftrightarrow$ austenit ters dönüşüm sıcaklıklarında önemli değişmelerin meydana geldiğini gözlediler. Yüksek dozda radyasyon, TiNi alaşımında bu zamana kadar görülmemiş bir düzen meydana getirmişti. (Nishikawa ve diğ, 1986; Kimura ve diğ, 1993; Nakata ve diğ, 1989). Bunun sebebini bazı araştırmacılar; radyasyonlama işlemi sırasında numunelerin amorf yapıya dönüştüğü şeklinde yorumlamakta ve dönüşüm sıcaklığının değişmesine amorfliğin sebep olduğu şeklinde ifade ettiler (Mori ve Fujita, 1982). Fakat, bu değişimin mekanizmasının ne olduğu halen araştırılmakta ve tamamen anlaşılamamaktadır.

Şekil 4.2 de Ti-50Ni alaşımına farklı nötron dozları uygulanarak elde edilmiş diferansiyel termal analiz (DTA) grafiği görülmektedir. Radyasyon oranları 423 K. sıcaklığının altında uygulanmıştır. Numuneye verilen doz miktarı ve süreleri ise sırasıyla; $1,4 \times 10^{20}$ n/m² 10 dakika; $1,3 \times 10^{22}$ n/m² 60 dakika; $1,2 \times 10^{23}$ n/m² 8590 dakikadır. Şekilden de görüleceği gibi düşük dozla radyasyonlama sonrasında endotermik pikte bir düşme gözlenmiştir. Radyasyon dozunun arttırılmasıyla pik daha da küçülmüş ve çok arttırılmasıyla da tamamen kaybolmuştur. Radyasyonun arttırılması pik şiddetini düşürmüştür. Uygulanan radyasyon miktarlarında alaşım farklı özellikler göstermiştir. Buda numunenin her bir radyasyon dozundan farklı şekilde etkilendiğini göstermektedir (Matsukawa ve diğ., 1999).



Şekil 4.2. Şekil hatırlamalı Ti-50.0 at.%Ni alaşımına farklı radyasyon oranları uygulanarak elde edilen diferansiyel tarama kalorimetresi (DTA) grafiği (Matsukawa ve diğ., 1999).

5. MATERYAL VE METOD

Tersinir şekil hatırlama olayı gösteren Cu-%13Al-%4Ni; Cu-%13,5Al-%4Ni ve Cu-%12,7Al-%5Ni-%2Mn alaşımları basınç ve radyasyonun etkisi altındayken şekil hatırlama özelliklerinde ortaya çıkabilecek değişimlerin incelendiği bu çalışmada kullanılan alaşımlar, Türkiye Bilimsel ve Teknik Araştırma Kurumu (TÜBİTAK) tarafından imal edilmiştir.

Her üç alaşımın kimyasal kompozisyon değerleri ve elektron/atom (e/a) oranları Tablo 5.1 de verilmiştir. Burada Cu-%13Al-%4Ni Alaşım 1; Cu-%13,5Al-%4Ni Alaşım 2 ve Cu-%12,7Al-%5Ni-%2Mn Alaşım 3 olarak adlandırıldı. Alaşımların elektron/atom (e/a) oranları ise Alaşım 1 için 1,55; Alaşım 2 için 1,57 ve Alaşım 3 için 1,57 olarak hesaplandı.

Tablo 5.1. Bu çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları

Alaşım No	Ağırlık %				Atomik %				e/a oranı
	Cu	Al	Ni	Mn	Cu	Al	Ni	Mn	
1	83	13	4	—	70,38	25,95	3,67	—	1,55
2	82,5	13,5	4	—	69,56	26,80	3,64	—	1,57
3	80,3	12,7	5	2	68,09	25,36	4,59	1,96	1,57

5.1. Alaşım Numunelerinin Hazırlanması

Termoelastik martensit dönüşüm gösteren şekil hatırlamalı Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numunelerinin yaklaşık ebatları; 1,2 cm çapında ve 8 cm boyunda silindirik biçimindedir. Döküm işlemi sonrasında meydana gelen yapıların incelenmesi için bazı kesim işlemleri su altında yapılmıştır. İlgili deneysel tekniğin gereği olarak bu

numuneler, farklı deney gruplarında tümü veya bir kısmı uygulanmak suretiyle istenen amaca uygun olarak farklı ebatlarda ve boylarda elde edilmişlerdir.

Tersinir şekil hatırlama olayı gösteren her üç alaşımdan elde edilen numuneler üzerinde basınç ve radyasyon ile oluşan etkilerin incelenmesi için aşağıdaki işlemler yapılmıştır.

1. Bir grup numuneye hiçbir ısıtma işlemi uygulanmamıştır.
2. Alaşım 1 ve Alaşım 2 numuneleri β -faz bölgesinde 930 °C de 30 dakika süre ile homojenleştirildikten sonra β' martensit elde etmek amacıyla tuzlu-buzlu suda doğrudan ani soğutulmuşlardır.
3. Alaşım 3 numunesi β -faz bölgesinde 900 °C de 30 dakika homojenleştirme işleminden sonra β' martensit elde etmek amacıyla tuzlu-buzlu suda doğrudan ani soğutulmuşlardır.
4. Isıl işleme tabi tutulan Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numunelerinin bir grubuna farklı zorlar uygulanmıştır.
5. Isıl işleme tabi tutulan Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numunelerinin bir grubuna ^{60}Co γ -ışınları tarafından 15 kGy lik gama radyasyonu uygulanmıştır.
6. Isıl işleme tabi tutulan Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numunelerinin bir grubu saniyede $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ olan nötron akısına 1 saat maruz bırakılmıştır.
7. Isıl işleme tabi tutulan Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numunelerinin bir grubu saniyede $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ olan nötron akısına 2 saat maruz bırakılmıştır.

Nötron radyasyonu İstanbul Teknik Üniversitesi Nükleer Fizik Enstitüsünde bulunan reaktör ile uygulanmıştır. Nötron radyasyonu uygulanan numuneler yaklaşık 4 ay boyunca reaktörde çalışan ilgili görevliler tarafından kontrol edilmiştir. Numunelerden yayılan radyasyon dozunun düşmesi ile birlikte radyasyonun etkileri değişik deneysel tekniklerle belirlenmeye çalışılmıştır.

Numunelerin özelliklerindeki değişimler aşağıdaki deneysel işlemlerle incelenmiştir.

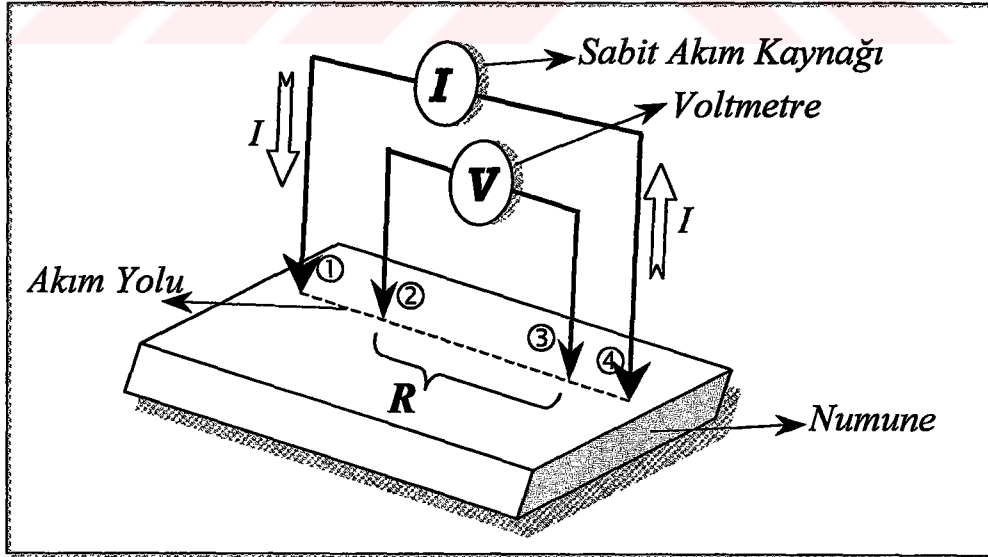
- a) 4-Uç metodu kullanılarak elektriksel direnç özelliklerinin incelenmesi,
- b) Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) ile dönüşüm sıcaklıklarının ve entalpi değişimlerinin incelenmesi,
- c) X-ışınları difraksiyonu ile kristal yapı değişimlerinin incelenmesi,

d) Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile morfoloji, çökelti fazlarının ve kristal yapı kusurlarının incelenmesi,

e) Optik mikroskop ile martensit morfolojisinin ve çökelti fazlarının incelenmesi yapılmıştır.

5.2. Elektriksel Direnç Ölçümleri

Bir maddenin elektriksel direncinin ölçümünde kullanılan en temel yöntem; madde içinden sabit bir akım geçirerek, akım yolu üzerindeki iki nokta arasında oluşan potansiyel farkının ölçülmesi ilkesine dayanır. Metalik maddelerin öz dirençlerinin düşük olması ($\rho \leq 10^{-6} \Omega/\text{cm}$), küçük boyutlu metalik numunelerin direncinin ölçülmesini zorlaştırır. Böyle durumlarda, yine Ohm kanunu üzerine kurulu fakat farklı ölçme teknikleri kullanan direnç ölçme yöntemlerinden yararlanılır. Bu yöntemlerden en yaygın kullanılanı *Dört Uç Yöntemi* (DUY, Four Probe Method) veya diğer adıyla *Kelvin Kıskaçı* (Kelvin Clamp) olarak bilinmektedir (Lee ve diğ., 2001). Bu yöntemin uygulanması Şekil 5.1 de şematik olarak verilmiştir.



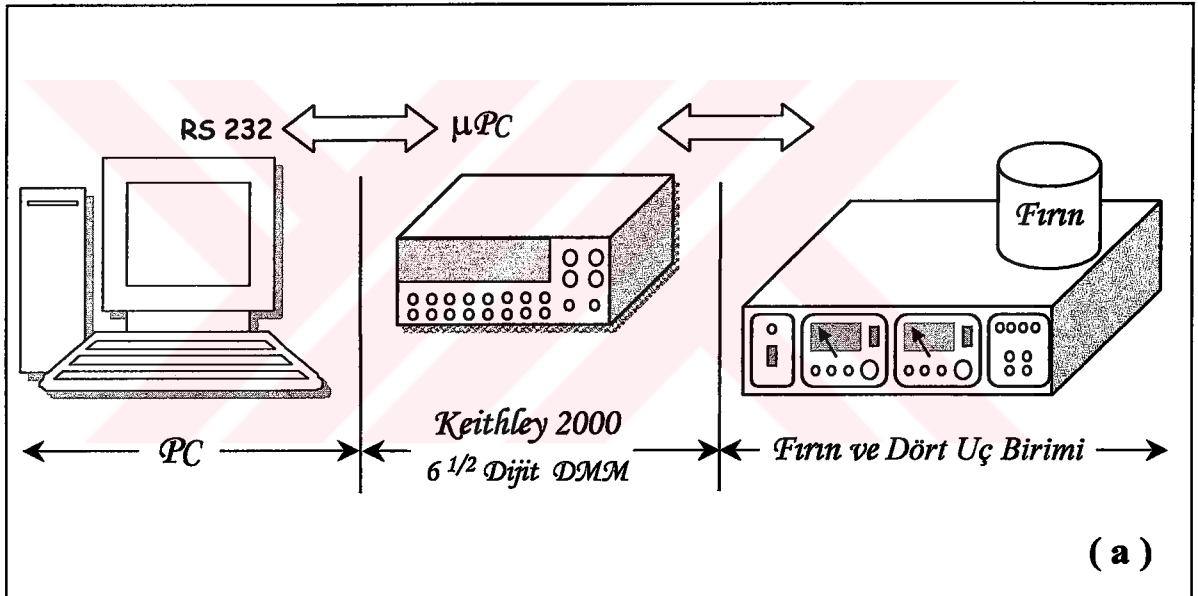
Şekil 5.1. Dört Uç Yöntemiyle direnç ölçümü.

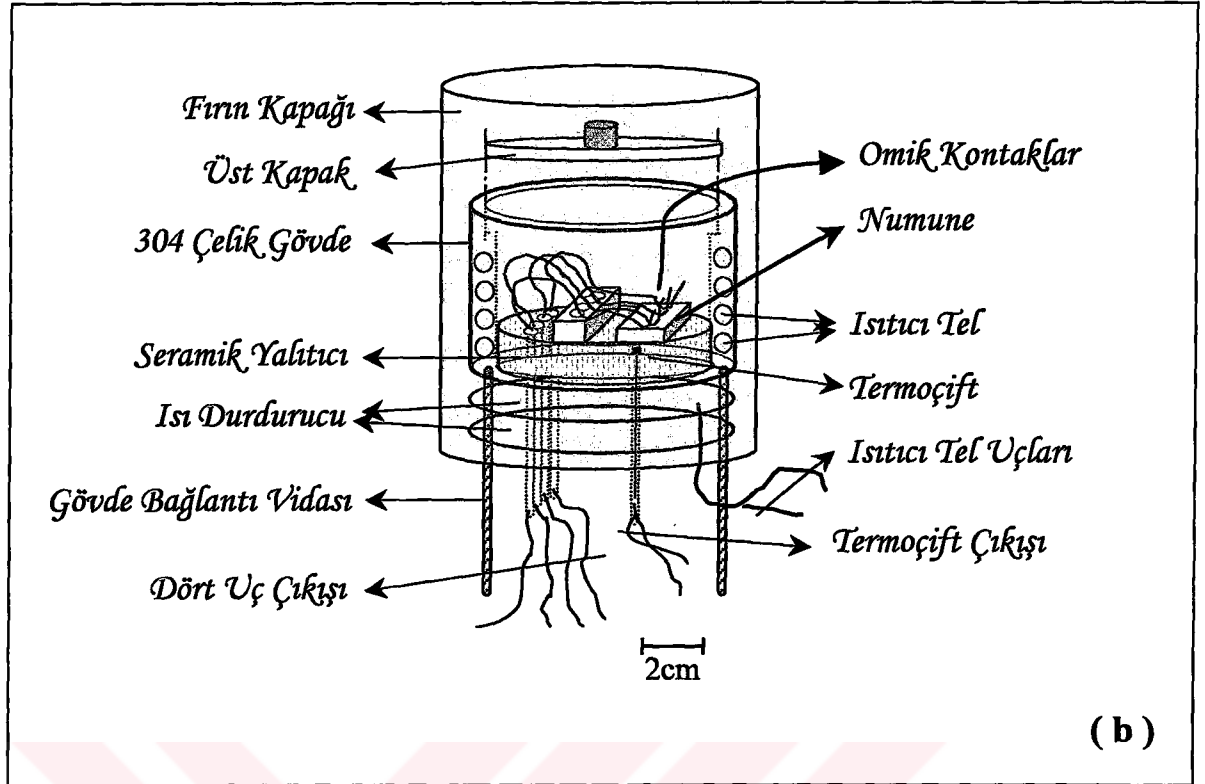
Metalik numunelerin dirençlerinin ölçümünde, numune ile uçlar arasındaki kontakların yapılış tarzı da önem taşır. 1–2cm uzunluğunda ve $\sim 5\text{mm}^2$ kesitli bir metalik numunenin elektriksel direncinin $\mu\Omega$ mertebesinde olacağı düşünüldüğünde, numune ile uçlar arasındaki kontak dirençlerinin ve iletim tellerinin dirençlerinin önemi daha iyi anlaşılabilir.

Özellikle yüksek sıcaklıklarda yapılan direnç ölçümlerinde kontak bölgesinin aşırı oksitlenmesi, bu etkilerin artmasına ve direnç değeri ile direnç değişim oranının sağlıklı ölçülmesine yol açar. Şekil 5.1 de görülen DUY ile direnç ölçümünde, voltmetrenin iç direncinin yeterince büyük ($>10\text{M}\Omega$) olması durumunda, voltmetre bağlantı tellerinin direnci ihmal edilebilir. Akım kaynağının sağladığı akım da yeterince kararlı kalıyorsa, bu yöntemde Ohm kanununun uygulanabilirliği ve hesaplanacak direnç değerinin doğruluğu garanti edilebilir. Kontak noktalarında oluşacak oksitlenme etkileri ise gümüş pasta kullanılarak giderilebilir. Böylece, DUY ile $\sim 300^\circ\text{C}$ sıcaklıklara kadar direnç ölçümü yapılabilir. Daha yüksek sıcaklıklar için, numune ve kontak bölgeleri argon atmosferi içine alınmalıdır.

Bu tezde direncin ölçümü için kullanılan deney düzeneği Şekil 5.2 de görülmektedir. Şekil 5.2a da ölçüm sisteminin tamamı verilmiş olup, *Fırın ve Dört Uç Birimi* tarafımızdan yapılmıştır. Bu birim içinde; Şekil 5.2b de detayları verilen fırın sistemi, 1–100mA aralığında ayarlanabilir sabit akım kaynağı, ısıtma hızı kontrol birimi, termočift ve dört kanal analog gerilim tarayıcı bulunmaktadır. Ölçümlerde d.c. uygulama yapılmıştır. Dört Uç biriminden elde edilen değerler, Keithley–2000 Dijital Multimetre (DMM) ile bilgisayara aktarılmıştır. DMM, her biri 1ölç./ms hızla alınan ardışık 40 ölçüm değerinin ortalamasını bir veri kabul ederek bilgisayara aktaracak şekilde programlanmış ve böylece ölçüm hataları en aza indirilmiştir. Bu DMM ayarıyla, tüm numuneler ve tüm sıcaklık değerleri için 0,2 veri/s hızla ölçme işlemi yapılmıştır. Bütün ölçümlerde fırın ısıtma ve soğutma hızı $10^\circ\text{C}/\text{dk}$ olarak seçilmiştir. Bilgisayarda toplanan veriler tarafımızdan yazılan bir bilgisayar programı yardımıyla işlenmiştir. Deney sisteminin kalibrasyon ve doğruluk test işlemlerinde elektrolitik bakır ve 900 ayar gümüş kullanılmıştır.

Elektriksel direnç ölçümleri yapılacak numuneler Şekil 5.2b de görüldüğü gibi fırın içine yerleştirilmiş ve dört uç, gümüş pasta kullanılarak bağlanmıştır. Fırına yerleştirilen bir numuneden arka arkaya üç ısıtma-soğutma işlemi boyunca direnç ölçümü yapılmıştır. Buradaki direnç ölçümlerinin amacı direnç değişim oranlarının belirlenmesi olduğundan, ısıtmaya başlandığı andaki direnç değeri R_0 olarak kabul edilmiş ve sıcaklıkla *bağlı direnç değişimi* $R_b = (R - R_0)/R_0$ ifadesiyle hesaplanmıştır. Bütün numuneler için bağlı direnç değişimleri sıcaklığın fonksiyonu olarak çizilmiş ve elde edilen eğriler *Ardışık Veri Ortalaması* (running average) yöntemiyle düzeltilmiştir. Bu şekilde elde edilen grafikler Sonuçlar Bölümü'nde verilerek tartışılmıştır.





Şekil 5.2. a) Direnç ölçüm düzeneğinin kuruluşu, b) fırın sistemi ve Dört Ucun numune kontağı.

5.3. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçümleri

Isıl işlem, farklı zorlar, gama ve nötron radyasyonuna tabi tutulmuş numunelerin ters ve ileri dönüşüm sıcaklıklarının tayin edilmesi için bilgisayar kontrollü Shimadzu DSC-50 termal analizörü kullanıldı. Burada numunelere iki değişik deneysel işlem uygulandı:

(a) Farklı zorlara maruz bırakılan numunelere 10 °C/dak ısıtma ve soğutma işlemi uygulandı. Elde edilen ısıtma ve soğutma eğrilerinden, dönüşüm sıcaklıkları ve dönüşüm entalpileri belirlendi.

(b) Isıl işlem, gama ve nötron radyasyonlarına tabi tutulan numunelere sırasıyla 10 °C/dak, 20 °C/dak, 30 °C/dak ve 40 °C/dak ısıtma ve soğutma programları uygulandı. Bu programlardan elde edilen dönüşüm eğrileri kullanılarak ters ve ileri dönüşümler için dönüşüm sıcaklıkları ve dönüşüm entalpileri belirlendi.

5.4. X-ışını Difraksiyonu Ölçümleri

İlk önce, alaşımlar eğelenmek suretiyle toz numuneler elde edildi. Sonra kuartz tüplere dolduruldu. Bu tüpler, içerisine argon gazı doldurulduktan sonra Rotary vakum pompası bağlanarak oksit-asetilen ocağı yardımıyla kapatıldılar.

İçerisine toz numuneler konularak kapatılan kuartz tüplere, eğeleme sonucu oluşabilen zor-zorlanma etkisinin kaldırılması ve homojenleştirme amacıyla Alaşım 1 ve Alaşım 2 β -faz bölgesinde 930 °C de, Alaşım 3 β -faz bölgesinde 900 °C de 30 dakika süreyle ısıtıldıktan sonra tuzlu buzlu suda soğutuldu. Isıl işlem uygulanmış bu toz numuneler ile, gama ve nötron radyasyonlarına tabi tutulmuş parça numunelerin x-ışını difraktogramlarının elde edilmesi için bilgisayar kontrollü Rikagu marka x-ışını difraktometresi kullanıldı. Her gruptaki deneylerde filtre edilmiş Cu-K α radyasyonu kullanılmış olup, bu radyasyonun dalga boyu 1,54056 Å dur. Alınan tüm difraktogramlar esnasında difraktometrenin tarama hızı 2 θ açısı için 5°/dakika olarak seçildi.

Toz ve parça numunelerden elde edilen x-ışını difraksiyon desenlerindeki pikler indislenerek örgü parametreleri ve kristal yapıları belirlendi.

5.5. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri

Martensit yapıların ve çökeltilerin gözlenmesi amacıyla hazırlanan numunelerden Alaşım 1 ve Alaşım 2 β -faz bölgesinde 930 °C, Alaşım 3 β -faz bölgesinde 900 °C de 30 dakika süreyle homojenleştirme işlemine tabi tutuldular. Homojenleştirilen numuneler tuzlu buzlu suda hızlı soğutma yapılarak β' martensit oluşturulmuştur. Elde edilen bu numunelere gama ve nötron radyasyonları uygulanmıştır. Isıl işlem, gama ve nötron radyasyonuna tabi tutulan numuneler soğuk kalıplama yöntemiyle poliestere gömüldü. Poliestere gömülen numuneler önce su altında 1200 lük zımpara ile parlatıldılar. Daha sonra sırasıyla 1/9 ve 1/3 mikron elmas pasta içeren disk kullanılarak parlatıldı. Parlatılan bu numuneler 50gr demir-III klorür (FeCl₃)-960ml metanol-200ml HCl çözeltisiyle dağlandıktan sonra SEM incelemeleri yapıldı.

Isıl işlem, gama ve nötron radyasyonlarına tabi tutulan numunelerin gözlemlerinde Jeol JSM-5600 taramalı elektron mikroskobu kullanıldı.

5.6. Optik Mikroskop Gözlemleri

Bu gözlemlerde, SEM için hazırlanan ve ayrıntıları 5.5 kesiminde belirtilen işlemlerden geçirilen numuneler kullanıldı. Isıl işlem, gama ve nötron radyasyonlarına tabi tutulan numunelerin martensit morfolojisinde meydana gelen değişimleri gösteren yüzey fotoğrafları çekildi.

Optik mikroskop gözlemleri için Pme Olympus marka optik mikroskop kullanıldı.



6. BULGULAR VE TARTIŞMA

Termoelastik martensitik dönüşüm gösteren Cu-%13Al-%4Ni; Cu-%13,5Al-%4Ni ve Cu-%12,7Al-%5Ni-%2Mn alaşımlarında şekil hatırlama mekanizması hakkında mevcut bilgileri arttırmak için elektriksel direnç, diferansiyel tarama kalorimetresi, x-ışını difraksiyonu, taramalı elektron mikroskobu, optik mikroskop inceleme ve ölçümleri yapıldı. Elde edilen bulgular mevcut çalışmalarla karşılaştırılarak değerlendirildi.

6.1. Elektriksel Direnç Ölçüm Sonuçları

Elektriksel direnç ölçümü mikroyapı içerisinde meydana gelen değişimlerin analiz edilmesinde önemli bir inceleme yöntemidir. Bu yöntem mikroyapı içerisindeki değişmelerle ilgili olarak, örgünün yeniden düzenlenmesi durumunda ortaya çıkacak olan yapısal kusurlar ile zor-zorlanma arasındaki ilişkilerin incelenmesinde kullanılan bir yöntemdir. Metal ve alaşımların elektriksel dirençleri; sıcaklık, yapısal kusurlar, faz geçişleri ve alaşım oranlarına bağlı olarak pek çok faktörden etkilenebilmektedirler (Liu ve diğ., 1997). Bu yüzden elektriksel direnç ölçümleri bütün alaşımlar için aynı ısıtma ve soğutma hızlarında alındığından sıcaklık etkisi ihmal edilebilir. Bu yüzden alaşımlar üzerindeki direnç değişimini etkileyen en önemli faktör yapıdaki kusurlar ve izotermal martensitik dönüşümlerdeki değişimlerdir.

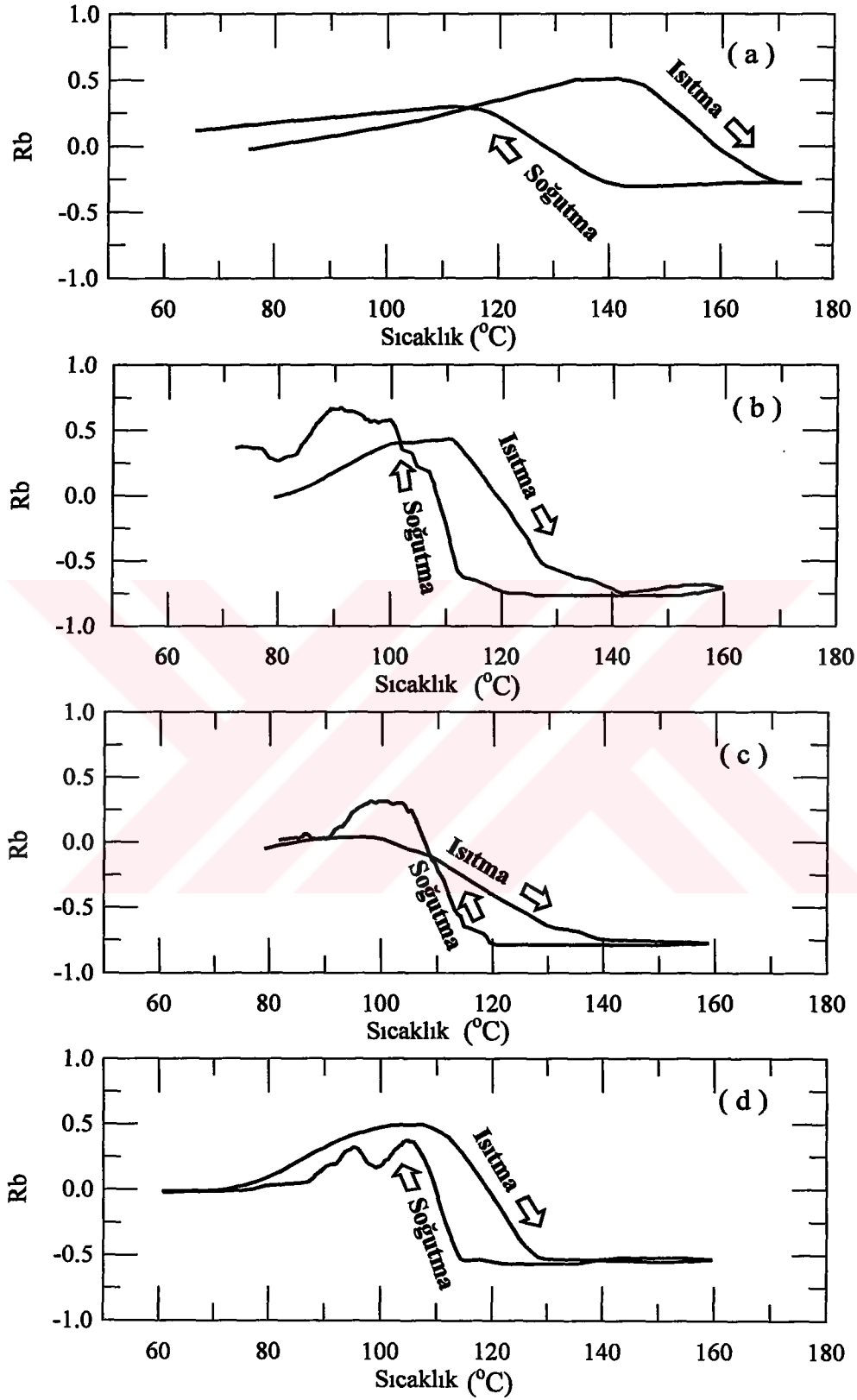
Şekil 6.1a ısıtma işlemine tabi tutulan Alaşım 1 numunesine ait bağıl direnç değişimi-sıcaklık grafiğidir. Bu grafikten belirlenen martensit→austenit dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f sırasıyla $\sim 136^\circ\text{C}$ ve $\sim 170^\circ\text{C}$ ve austenit→martensit dönüşüm sıcaklıkları da M_s ve M_f sırasıyla $\sim 140^\circ\text{C}$ ve $\sim 112^\circ\text{C}$ dir.

Şekil 6.1b 15 kGy gama radyasyonuna tabi tutulan Alaşım 1 numunesine ait bağıl direnç değişimi -sıcaklık grafiğidir. Bu grafikten belirlenen martensit→austenit dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f sırasıyla $\sim 110^\circ\text{C}$ ve $\sim 143^\circ\text{C}$ ve austenit→martensit dönüşüm sıcaklıkları da M_s ve M_f sırasıyla $\sim 120^\circ\text{C}$ ve $\sim 90^\circ\text{C}$ dir.

Şekil 6.1c $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulan Alaşım 1 numunesine ait bağıl direnç değişimi -sıcaklık grafiğidir. Bu grafikten belirlenen martensit→austenit dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f sırasıyla $\sim 100^\circ \text{C}$ ve $\sim 140^\circ \text{C}$ ve austenit→martensit dönüşüm sıcaklıkları da M_s ve M_f sırasıyla $\sim 118^\circ \text{C}$ ve $\sim 88^\circ \text{C}$ dir.

Şekil 6.1d $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulan Alaşım 1 numunesine ait bağıl direnç değişimi -sıcaklık grafiğidir. Bu grafikten belirlenen martensit→austenit dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f sırasıyla $\sim 107^\circ \text{C}$ ve $\sim 128^\circ \text{C}$ ve austenit→martensit dönüşüm sıcaklıkları da M_s ve M_f sırasıyla $\sim 115^\circ \text{C}$ ve $\sim 80^\circ \text{C}$ dir.

Isıl işleme ve radyasyonlara tabi tutulan numunelerin hepsinde sıcaklığın artırılması ile birlikte bağıl direnç değerinde önce bir miktar artma meydana gelmiştir. Daha sonra dönüşüm bölgesine, martensit fazdan austenit faza geçiş sıcaklığına yaklaşılması ile birlikte bu değişim azalmaya başlamıştır. Dönüşüm bölgesinde ise bağıl direnç değişiminin daha belirgin bir şekilde azaldığı elde edilen grafiklerden görülmektedir. Soğutma esnasında ise bağıl direnç değişiminin sabit bir değerde kaldığı görülmüştür. Sıcaklığın daha da düşürülmesi ile birlikte austenit fazdan martensit faza geçiş bölgesine yaklaşılmış olup, bu değerden sonra da bağıl direncin arttığı gözlenmiştir. Bu artış dönüşüm tamamlanıncaya kadar devam etmiştir. Şekillerden de görüldüğü gibi martensit↔austenit ters dönüşüm esnasında bir histerisiz meydana gelmiştir. Bu histerisizin yapı içerisindeki oluşan kusurlardan ve zorlardan kaynaklandığı düşünülmektedir. Radyasyona maruz bırakılan numunelerin martensit↔austenit ters dönüşüm sıcaklıklarında önemli düşüşlerin meydana geldiği elde edilen şekillerden görülmektedir. Bu düşüşlerin alaşımların kimyasal kompozisyonunda meydana gelen değişimlerden kaynaklandığı ilgili literatürler tarafından da belirtilmekle birlikte bu konunun mekanizması tam olarak bilinmemekte ve araştırılmaktadır (Matsukawa ve diğ., 1999; Hoshiya ve diğ., 1998). Radyasyona tabi tutulan numunelerin histerisiz bölgeleri, ısı işleme tabi tutulan numunenin histerisiz bölgesine göre daha küçük bir değerdedir.



Şekil 6.1. Alaşım 1 in a) ısıtma işlemi, b) 15 kGy gama, c) 8×10^{12} n/cm² nötron akısında 1 saat, d) 8×10^{12} n/cm² nötron akısında 2 saat radyasyona tutulduktan sonra elde edilen bağlı direnç değişimi-sıcaklık grafikleri.

Şekil 6.2a ısıtma işlemine tabi tutulan Alaşım 2 numunesine ait bağıl direnç değişimi-sıcaklık grafiğidir. Bu grafikten belirlenen martensit→austenit dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f sırasıyla $\sim 43^\circ\text{C}$ ve $\sim 62^\circ\text{C}$ ve austenit→martensit dönüşüm sıcaklıkları da M_s ve M_f sırasıyla $\sim 44^\circ\text{C}$ ve $\sim 35^\circ\text{C}$ dir.

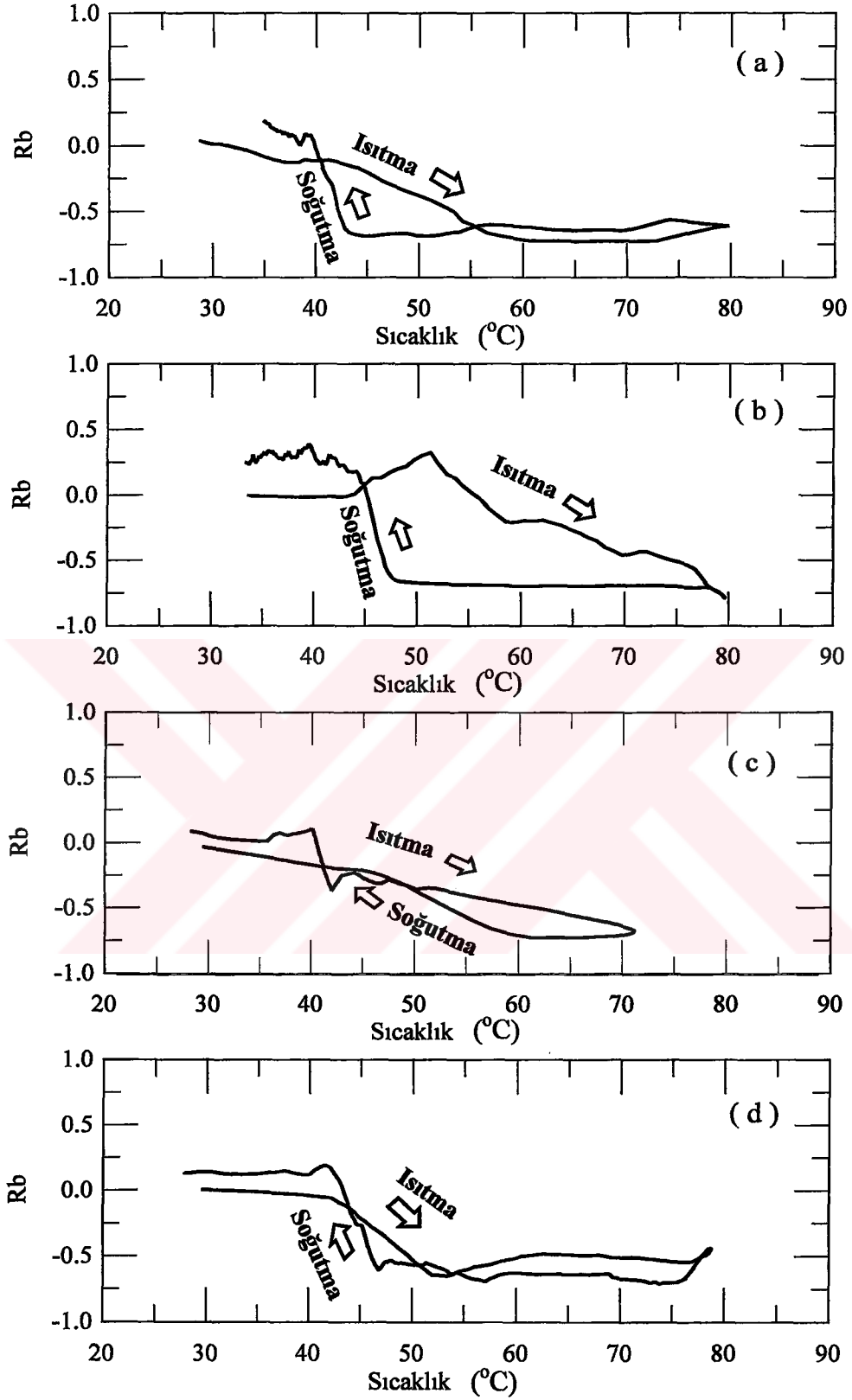
Şekil 6.2b 15 kGy gama radyasyonuna tabi tutulan Alaşım 2 numunesine ait bağıl direnç değişimi-sıcaklık grafiğidir. Bu grafikten belirlenen martensit→austenit dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f sırasıyla $\sim 50^\circ\text{C}$ ve $\sim 77^\circ\text{C}$ ve austenit→martensit dönüşüm sıcaklıkları da M_s ve M_f sırasıyla $\sim 48^\circ\text{C}$ ve $\sim 35^\circ\text{C}$ dir.

Isıl işlem ve gama radyasyonuna tutulan numunelerin sıcaklığının artmasıyla bağıl direnç değişiminin değerinde başlangıçta düşme meydana gelmiştir. Bu düşme sıcaklığın artırılmasıyla ısıtma işlemi görmüş numunede az, gama radyasyonuna maruz bırakılmış numunede fazla olmuştur. Martensit fazdan austenit faza geçiş sıcaklığına yaklaşılması ile birlikte bağıl direncin değerinde tekrar düşmeler meydana gelmiştir. Soğutma işleminde ise austenit fazdan martensit faza geçişte bağıl direncin değerlerinde artmalar meydana geldiği bu artışların faz dönüşümünün bir sonucu olarak gerçekleştiği söylenebilir.

Şekil 6.2c $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulan Alaşım 2 numunesine ait bağıl direnç değişimi-sıcaklık grafiğidir. Bu grafikten belirlenen martensit→austenit dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f sırasıyla $\sim 44^\circ\text{C}$ ve $\sim 60^\circ\text{C}$ ve austenit→martensit dönüşüm sıcaklıkları da M_s ve M_f sırasıyla $\sim 50^\circ\text{C}$ ve $\sim 34^\circ\text{C}$ dir.

Şekil 6.2d $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulan Alaşım 2 numunesine ait bağıl direnç değişimi -sıcaklık grafiğidir. Bu grafikten belirlenen martensit→austenit dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f sırasıyla $\sim 42^\circ\text{C}$ ve $\sim 53^\circ\text{C}$ ve austenit→martensit dönüşüm sıcaklıkları da M_s ve M_f sırasıyla $\sim 49^\circ\text{C}$ ve $\sim 34^\circ\text{C}$ dir.

Nötron radyasyonlarına tabi tutulan numunelerin bağıl direnç değişim değerleri sıcaklık artışıyla birlikte düşmeye başlamıştır. Bu düşüş martensit fazdan austenit faza geçiş tamamlanıncaya kadar devam etmiştir. Soğutma esnasında ise bağıl direncin değerinde çok fazla bir değişimin olmadığı gözlenmiştir. Sıcaklığın daha da düşmesi ile birlikte austenit fazdan martensit faza geçiş bölgesine yaklaşıldığında bağıl direncin arttığı gözlenmiştir. Bu artış dönüşüm tamamlanıncaya kadar devam etmiştir. Nötron radyasyonuna tabi tutulan numunelerin histerisiz genişlikleri, ısıtma işlem ve gama radyasyonuna tabi tutulan numunelerin histerisiz genişliklerinden daha dardır.



Şekil 6.2. Alışım 2 nin a) ısıtma işlemi, b) 15 kGy gama, c) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat, d) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat radyasyona tutulduktan sonra elde edilen bağıl direnç değişimi-sıcaklık grafikleri.

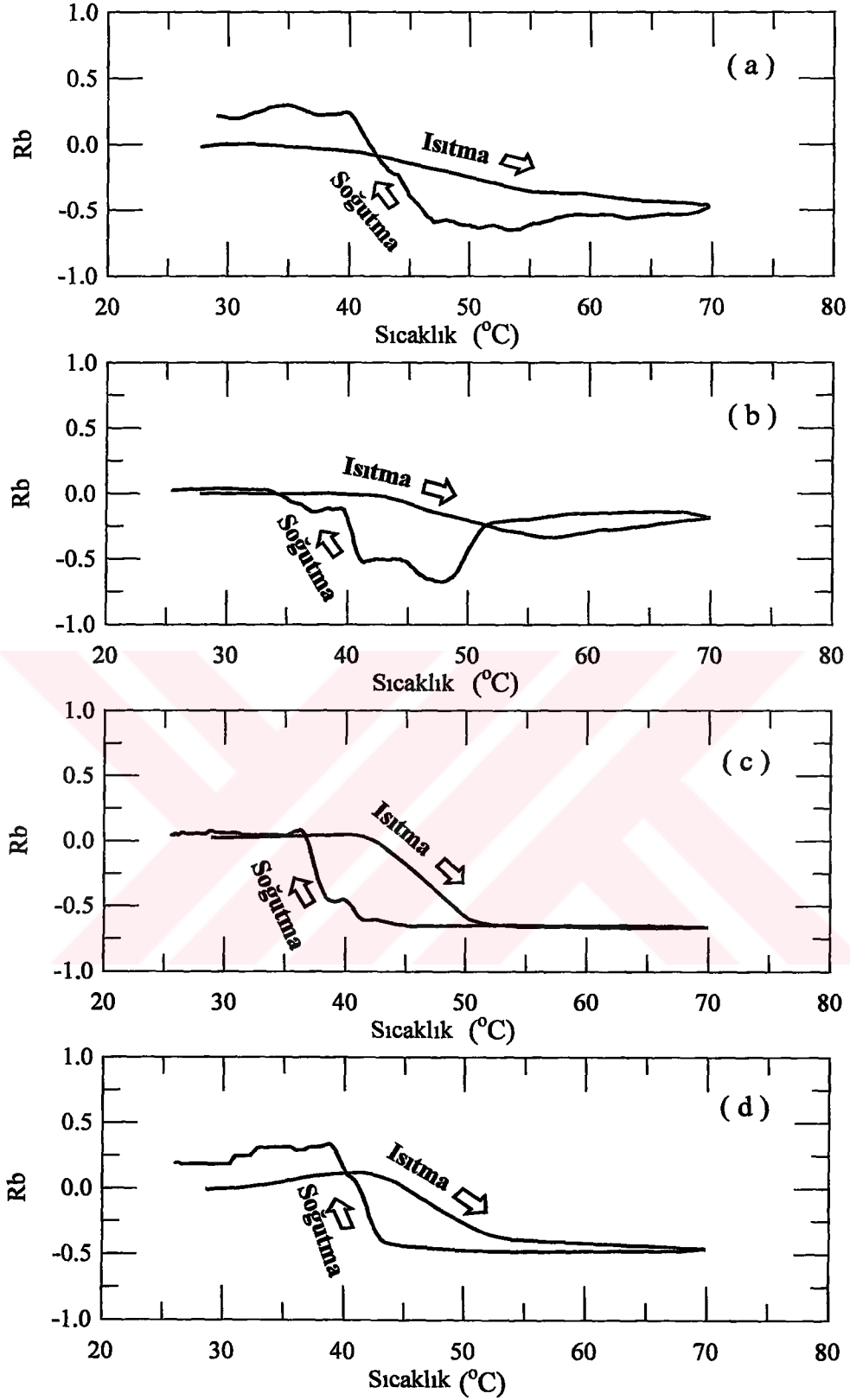
Şekil 6.3a ısıtılma işlemine tabi tutulan Alaşım 3 numunesine ait bağıl direnç değişimi -sıcaklık grafiğidir. Bu grafikten elde edilen martensit→austenit dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f sırasıyla $\sim 42^\circ\text{C}$ ve $\sim 64^\circ\text{C}$ ve austenit→martensit dönüşüm sıcaklıkları da M_s ve M_f sırasıyla $\sim 50^\circ\text{C}$ ve $\sim 35^\circ\text{C}$ dir.

Şekil 6.3b 15 kGy gama radyasyonuna tabi tutulan Alaşım 3 numunesine ait bağıl direnç değişimi-sıcaklık grafiğidir. Bu grafikten elde edilen martensit→austenit dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f sırasıyla $\sim 41^\circ\text{C}$ ve $\sim 57^\circ\text{C}$ ve austenit→martensit dönüşüm sıcaklıkları da M_s ve M_f sırasıyla $\sim 48^\circ\text{C}$ ve $\sim 33^\circ\text{C}$ dir.

Şekil 6.3c $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulan Alaşım 3 numunesine ait bağıl direnç değişimi-sıcaklık grafiğidir. Bu grafikten elde edilen martensit→austenit dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f sırasıyla $\sim 41^\circ\text{C}$ ve $\sim 53^\circ\text{C}$ ve austenit→martensit dönüşüm sıcaklıkları da M_s ve M_f sırasıyla $\sim 43^\circ\text{C}$ ve $\sim 34^\circ\text{C}$ dir.

Şekil 6.3d $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulan Alaşım 3 numunesine ait bağıl direnç değişimi-sıcaklık grafiğidir. Bu grafikten elde edilen martensit→austenit dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f sırasıyla $\sim 40^\circ\text{C}$ ve $\sim 55^\circ\text{C}$ ve austenit→martensit dönüşüm sıcaklıkları da M_s ve M_f sırasıyla $\sim 43^\circ\text{C}$ ve $\sim 33^\circ\text{C}$ dir.

Isıl işleme ve radyasyonlara tabi tutulan numunelerde sıcaklığın artırılması ile birlikte bağıl direncin değerinde başlangıçta değişme olmamıştır. Martensit fazdan austenit faza geçiş sıcaklığına yaklaşılmaması ile birlikte bağıl direncin değerinde düşmeler meydana gelmiştir. Bu düşme dönüşüm tamamlanıncaya kadar devam etmiştir. Soğutma esnasında ise direnç değerinin sabit bir değerde kaldığı görülmüştür. Sıcaklığın daha da düşürülmesi ile birlikte bağıl direncin arttığı gözlenmiştir. Bu artışın meydana geldiği sıcaklıklara austenit fazdan martensit faza geçiş sıcaklığı denilir. Bu artış faz dönüşümü tamamlanıncaya kadar devam etmiştir. Bütün grafiklerden de görüldüğü gibi martensit↔austenit ters dönüşüm esnasında bir histerisiz meydana gelmiştir. Bu histerisizin yapı içerisindeki oluşan kusurlardan ve zorlardan kaynaklandığı düşünülmektedir. Radyasyona maruz bırakılan numunelerin martensit↔austenit ters dönüşüm sıcaklıkları ve histerisiz bölgeleri, ısıtılma işlem görmüş numunelerin dönüşüm sıcaklıklarından ve histerisiz değerlerinden daha küçüktür.



Şekil 6.3. Alaşım 3 ün a) ısıtma işlemi, b) 15 kGy gama, c) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat, d) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat radyasyona tutulduktan sonra elde edilen bağıl direnç değişimi-ısıtma grafikleri.

Tablo 6.1. Bağlı direnç değişimi-sıcaklık grafiklerinden elde edilen toplu sonuçlar.

Alaşım adı	Uygulanan işlem	Sıcaklık Programı (°C/dak.)	~A _s (°C)	~A _f (°C)	~M _s (°C)	~M _f (°C)
Alaşım 1	Isıl işlem	10	136	170	140	112
Alaşım 1	15 kGy Gama	10	110	143	120	90
Alaşım 1	8x10 ¹² n/cm ² (1saat)	10	100	140	118	88
Alaşım 1	8x10 ¹² n/cm ² (2saat)	10	107	128	115	80
Alaşım 2	Isıl işlem	10	43	62	44	35
Alaşım 2	15 kGy Gama	10	50	77	48	35
Alaşım 2	8x10 ¹² n/cm ² (1saat)	10	44	60	50	34
Alaşım 2	8x10 ¹² n/cm ² (2saat)	10	42	53	49	34
Alaşım 3	Isıl işlem	10	42	64	50	35
Alaşım 3	15 kGy Gama	10	41	57	48	33
Alaşım 3	8x10 ¹² n/cm ² (1saat)	10	41	53	43	34
Alaşım 3	8x10 ¹² n/cm ² (2saat)	10	40	55	43	33

Tablo 6.1 de direnç-sıcaklık ölçümleri ile elde edilen A_s, A_f, M_s, M_f sıcaklıkları ve değişimleri açıkça görülmektedir.

Sonuç olarak, Martensit↔Austenit faz geçiş sıcaklıklarında direncin değerinde değişimler meydana gelmiştir. Bu değişimlerin ısıtma esnasında direncin başlangıç değerinden düştüğü, soğutma esnasında ise bu düşen direnç değerinin yükselerek başlangıç direnç değerine ulaşması ve geçmesi ile tamamlanmaktadır. Direnç değişimlerinin dönüşüm bölgelerinde fazla olmasını martensite ve austenite fazın içerisindeki farklı düzenlenmelerin oluşmasından kaynaklandığı söylenebilir. Bu çalışmalara benzer çalışmalar; farklı alaşım yüzdelerinde hazırlanmış Fe-Ni-C numunelerinde (Liu, 1993), Fe-Mn alaşımında (Cotes ve diğ., 1995), Fe-Mn-Si alaşımında (Lin ve Lin, 1996) tarafından yapılmış olup benzer sonuçlar elde edilmiştir. Dönüşüm sıcaklıkları dışında oluşan dirençteki değişimlerin alaşım içindeki kusurlardan ve bölgesel olarak dağılmış zorlardan kaynaklandığı söylenebilir. Radyasyona maruz bırakılan numunelerin dönüşüm sıcaklıklarında azalmaların meydana geldiği bunda

alaşımın kristal kusurlarındaki ve yapı bozukluklarındaki değişmelerden kaynaklanabileceği tahmin edilmektedir. Ti-Ni alaşımından elde edilen sonuçlara göre de martensit↔austenit ters dönüşüm sıcaklıklarının nötron radyasyonu uygulanması ile düştüğü ilgili literatürlerde belirtilmiştir (Matsukawa ve diğ., 1999; Hoshiya ve diğ., 1998).



6.2. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Sonuçları

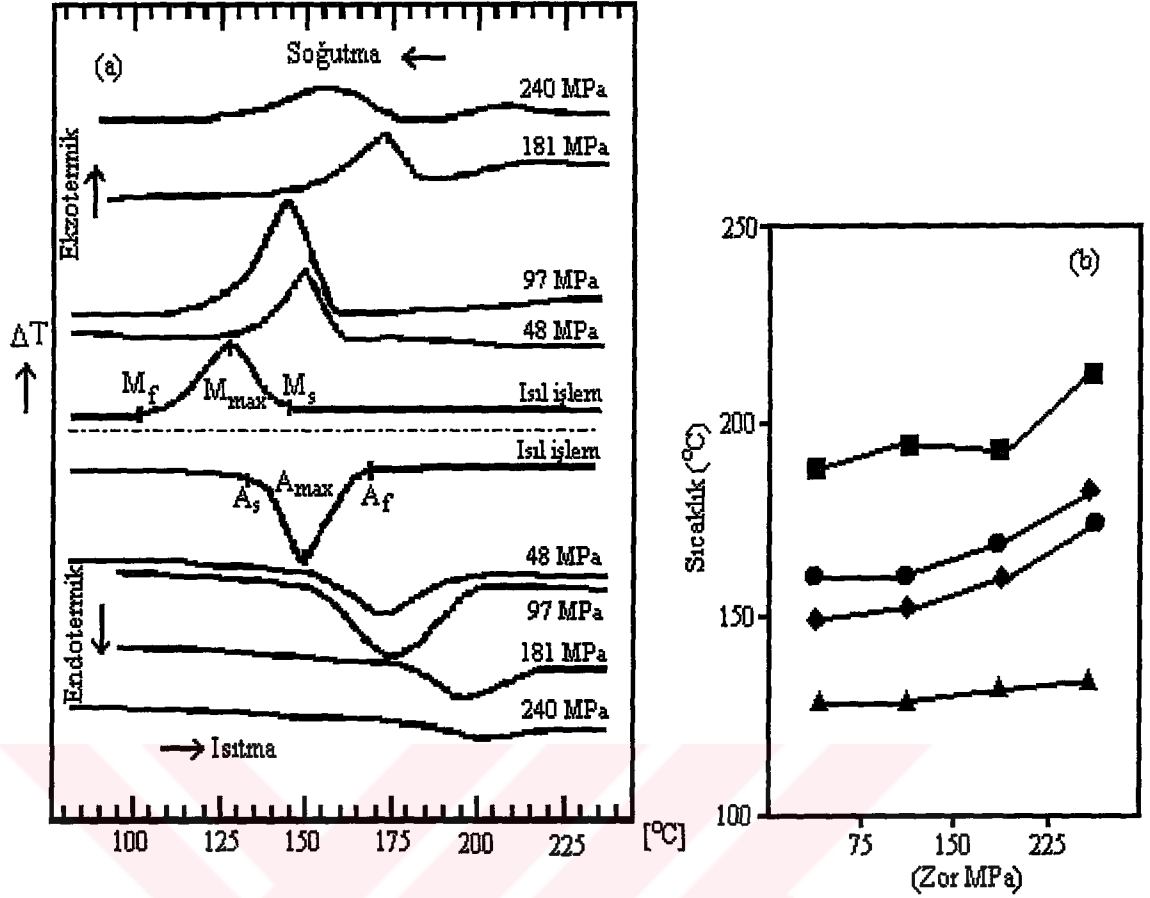
Üzerinde çalışılan alaşımların dönüşüm sıcaklıklarının ısıtma ve soğutma hızlarına göre değişimlerinin belirlenmesi için diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) tekniği kullanıldı.

6.2.1. Zor etkisi

Alaşım 1, 2 ve 3 numunelerine farklı zorlar uygulanmıştır. Uygulanan zorların ısıtma ve soğutma hızına ait DSC eğrileri sırasıyla; Şekil 6.4, Şekil 6.5 ve Şekil 6.6 da gösterilmiştir. Bu eğrilerden elde edilen dönüşüm sıcaklıklarının, A_{max} - M_{max} dönüşüm histerisizlerinin ve entalpilerin değerleri de sırasıyla Tablo 6.2; 6.3. ve 6.4 de verilmiştir. Ölçümlerde ısıtma ve soğutma hızı 10 °C/dakika olarak alınmıştır.

Alaşım 1 numunesi β -faz bölgesinde homojenleştirildikten ve tuzlu buzlu suda soğutulduktan sonra bu numunenin M_s , M_{max} , M_f , A_s , A_{max} ve A_f sıcaklıkları sırasıyla 145,9 °C; 128,5 °C; 106,1 °C; 136,7 °C; 150,9 °C ve 168,3 °C olarak belirlenmiştir. Zor uygulamaya başlandığında dönüşüm sıcaklıklarında artışların meydana geldiği, arttırılan zor ile bu artış oranlarının daha da arttığı şekil 6.4 den görülmektedir. Ayrıca uygulanan zorların şekil hatırlama davranışında bir kayıp oluşturduğu grafiklerden görülmektedir.

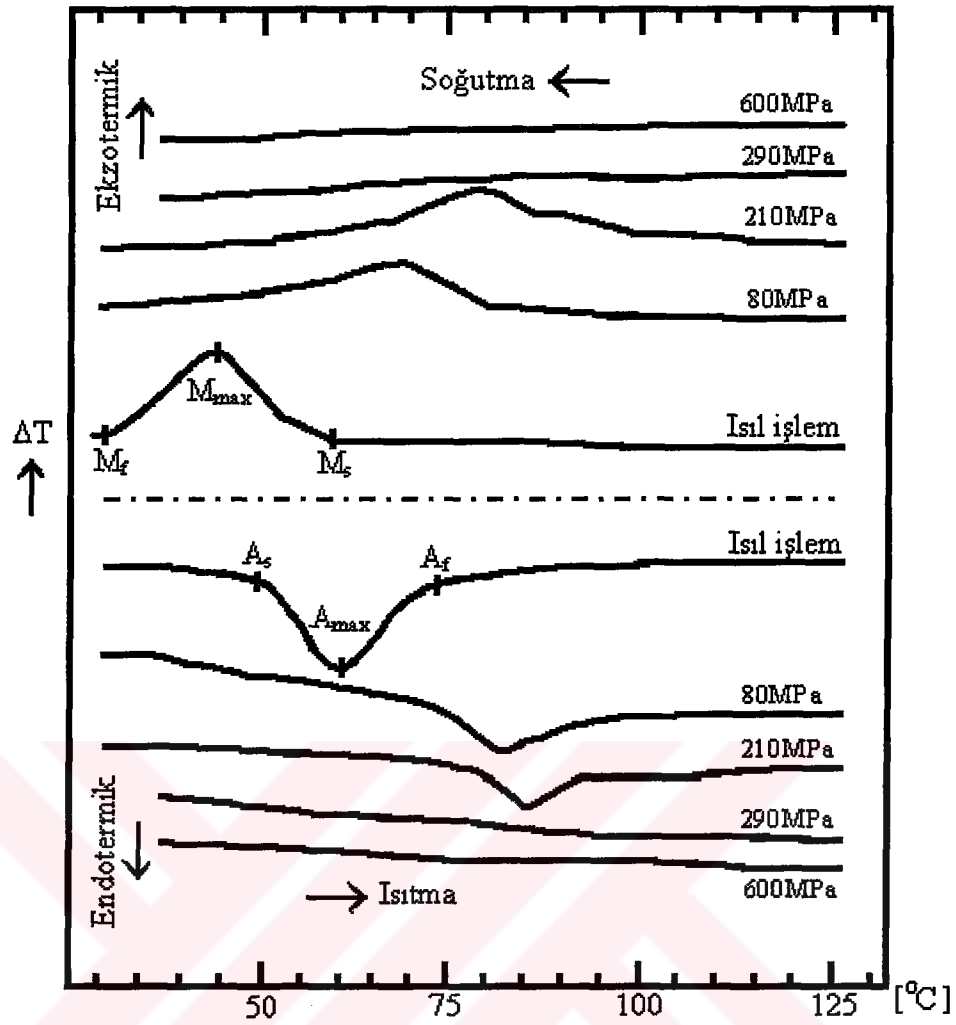
Alaşım 2 numunesi β -faz bölgesinde homojenleştirildikten ve tuzlu buzlu suda soğutulduktan sonra, M_s , M_{max} , M_f , A_s , A_{max} ve A_f sıcaklıkları sırasıyla 59,2 °C; 44,3 °C; 32,2 °C; 52,4 °C; 62,3 °C ve 73,2 °C olarak belirlenmiştir. Kademeli olarak zor uygulanmaya başlandığında dönüşüm sıcaklıklarında artış meydana gelmiştir. Uygulanan zor 80MPa olduğunda dönüşüm sıcaklıklarında (~20 °C ile ~30 °C arası) bir değişim gözlenmiştir. Zor 210MPa olduğunda ise başlangıç değerine göre dönüşüm sıcaklıklarındaki değişimin az olduğu (~3 °C ile ~10 °C arası) gözlenmektedir. Zor değerleri 290Mpa ve 600Mpa olduğunda ise martensit $\leftrightarrow$ austenit ters dönüşüm sıcaklıkları A_s , A_f , M_s ve M_f nin gözlenmediği şekil 6.5 den görülmektedir.



Şekil 6.4. Alaşım 1 numunesine farklı zorlar uygulanması ile elde edilen a) Sıcaklığa karşı DSC eğrileri, b) Uygulanan zora göre $\blacklozenge A_s$, $\blacksquare A_f$, $\bullet M_s$ ve $\blacktriangle M_f$ nin değişimleri.

Tablo 6.2. Alaşım 1 numunesine farklı zorlar uygulanarak elde edilen deneysel sonuçlar.

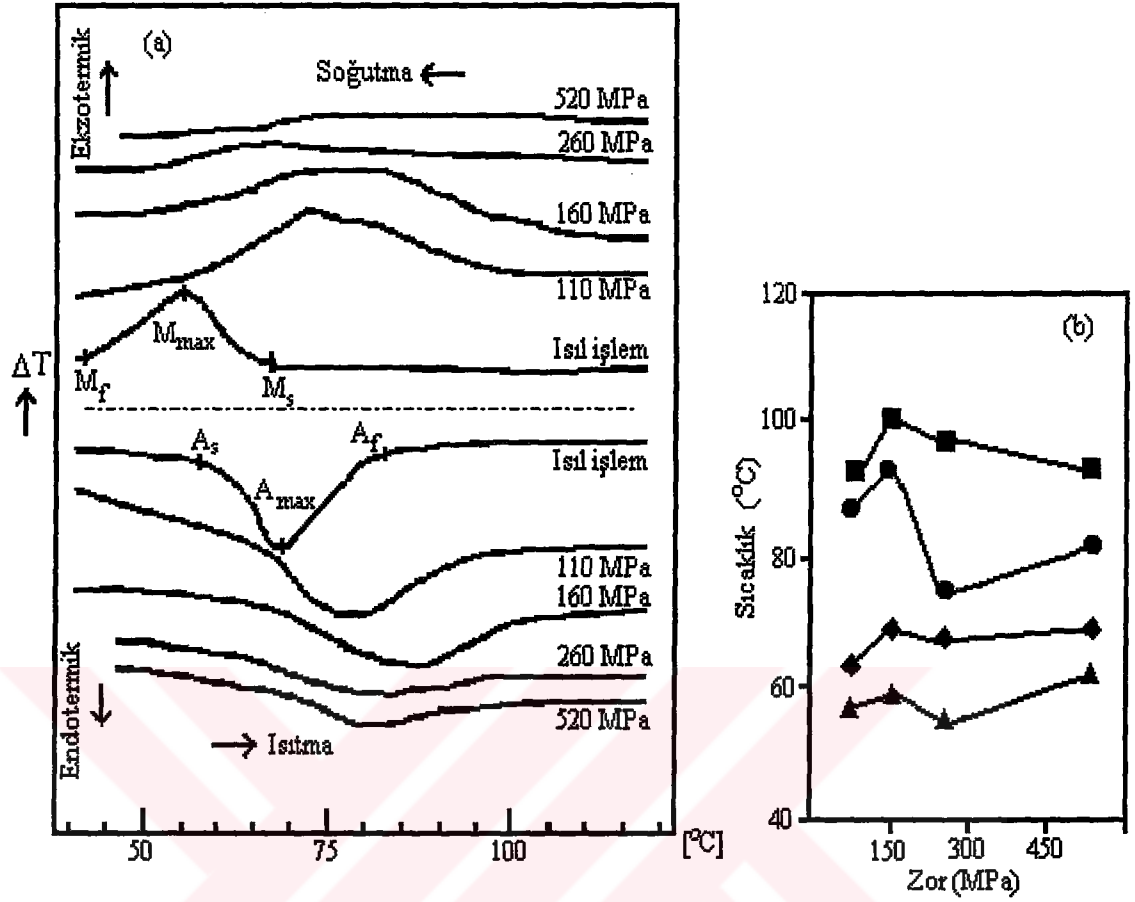
Uygulanan zor (MPa)	Sıcaklık Programı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_{max} (°C)	A_f (°C)	M_s (°C)	M_{max} (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{is.}$ (j/g)	$\Delta H_{soğ}$ (j/g)
0	10	136,7	150,9	168,3	145,9	128,5	106,1	-6,14	6,39
48	10	151,7	173,7	189,8	160,1	149,5	133,0	-3,98	5,79
97	10	152,5	176,2	195,7	159,4	144,5	124,6	-5,39	7,54
181	10	163,3	176,1	191,2	164,1	155,5	135,9	-2,27	4,18
240	10	184,0	203,4	218,4	173,3	155,5	137,3	-1,18	5,00



Şekil 6.5. Alaşım 2 numunesine farklı zorlar uygulanması ile elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 6.3. Alaşım 2 numunesine farklı zorlar uygulanarak elde edilen deneysel sonuçlar.

[illegible]



Şekil 6.6. Alaşım 3 numunesine farklı zorlar uygulanması ile elde edilen a) Sıcaklığa karşı DSC eğrileri, b) Uygulanan zora göre $\blacklozenge A_s$, $\blacksquare A_f$, $\bullet M_s$ ve $\blacktriangle M_f$ nin değişimleri.

Tablo 6.4. Alaşım 3 numunesine farklı zorlar uygulanarak elde edilen deneysel sonuçlar.

Uygulanan zor (MPa)	Sıcaklık Programı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_{max} (°C)	A_f (°C)	M_s (°C)	M_{max} (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{is.}$ (j/g)	$\Delta H_{soğ.}$ (j/g)
0	10	55,5	68,7	81,3	65,2	54,7	41,4	-4,89	4,01
110	10	63,0	80,1	92,4	86,9	72,5	57,0	-5,22	3,98
160	10	70,2	84,5	100,3	93,8	77,4	57,8	-3,50	3,82
260	10	63,4	75,4	93,1	69,3	65,2	50,5	-1,61	0,42
520	10	67,3	78,7	90,5	79,7	73,1	60,7	-1,55	0,30

Alaşım 3 numunesi β -faz bölgesinde homojenleştirildikten ve tuzlu buzlu suda soğutulduktan sonra bu numunenin M_s , M_{max} , M_f , A_s , A_{max} ve A_f sıcaklıkları sırasıyla 65,2 °C; 54,7 °C; 41,4 °C; 55,5 °C; 68,7 °C ve 81,3 °C olarak belirlenmiştir. Uygulanan zor ile endotermik ve ekzotermik piklerin başlangıç yerlerinde ve dönüşüm sıcaklıklarında değişmelerin meydana geldiği belirlendi. Aynı zamanda piklerin şekillerinde de değişim meydana gelmiştir. 520 MPa lık zor uygulandığında piklerdeki değişim şekil 6.6 görüldüğü gibi çok daha açık biçimde ortaya çıkmıştır.

Her üç alaşımda da görüldüğü gibi uygulanan zor arttıkça şekil kazanma oranında önemli kayıplar ortaya çıkmış. Alaşım 2 de bu austenit→martensit dönüşüm sıcaklığı gözlenememesine sebep olmuştur. Zor değeri ne kadar yüksek olursa o kadar fazla kusurlar ortaya çıkar. Buda dönüşüm sıcaklıklarının artmasına sebep olur. Büyük sıcaklık histerisizleri büyük zorlar uygulanarak elde edilirler. Bunun nedeni de sürtünme enerjisinin uygulanan zora paralel olarak bir artış göstermesidir (Gil ve Guillemany, 1991).

Uygulanan zorların artması belirli bir değerden sonra alaşımların martensit fazların kararlılığına ve bozulmasına sebep olur. Bu bozulma dönüşümü engelleyerek ters dönüşüm sıcaklıklarının görülmemesine neden olmaktadır. Ana faza dönüşüm sıcaklıklarının artması dönüşümün zorlaştığını gösterir. Ancak bu artış numune tarafından kararlı martensitin büyük miktarını ihtiva etmesi yüzünden aldatıcı olabilir. Yeniden dönüşebilen martensit fazı ara yüzey büyümesi ile martensit plakalarının kaybolması arasındaki sürtünme kuvvetleri nedeniyle ortaya çıkan dislokasyon dizilerini yenmelidir. Bu işlem dislokasyonların bir zor eksenine ile ilişkili tercihi bir yönelime (dönme) kendiliklerinden uyum sağladıkları zaman plakalar arasındaki etkileşmelerde de geçerlidir (Delaey ve diğ., 1974; Torra ve Tachoire, 1990; Balo, 1999).

Sonuç olarak, çift yönlü şekil hatırlamalı alaşımların uygulanan zorlara bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarında bir artma meydana gelir. Aslında numunelere zor uygulanmasa da yapılan çevrimler sonunda iç yapıda kusurlar oluşacaktır. Bu kusurlar çift yönlü şekil hatırlama olayının bir sonucu olarak, bazı martensite varyantlarında çekirdeklenme ve büyümelere sebep olur. Bu da alaşımın kristal yapısının bozulmasına sebep olarak, şekil kazanma oranının önemli oranda hatta tamamen kaybolmasına sebep olur (Xu ve Tan, 1995).

6.2.2. Radyasyon etkisi

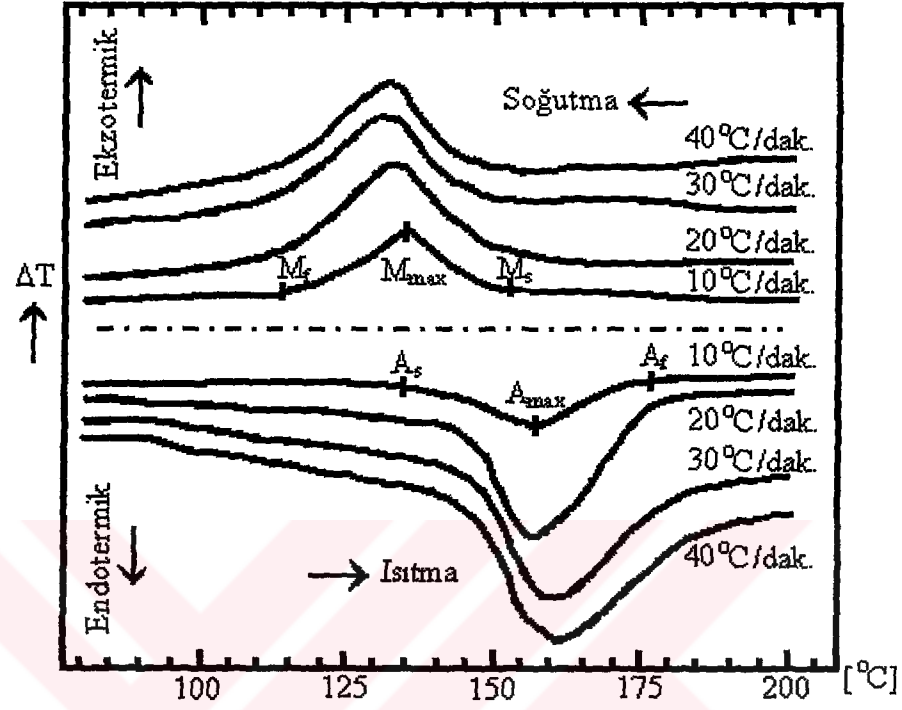
Alaşım 1 numunesine ait farklı ısıtma ve soğutma hızlarına göre DSC eğrileri sırasıyla; Şekil 6.7; 6.8; 6.9 ve 6.10 da görölmektedir. Bu eğrilerden elde edilen dönüşüm sıcaklıklarının, A_{max} - M_{max} dönüşüm histerisizlerinin ve entalpilerinin değeri de sırasıyla Tablo 6.5; 6.6; 6.7 ve 6.8 de verilmiştir.

Şekil 6.7, β -faz bölgesinde 30 dakika homojenleştirildikten ve tuzlu buzlu suda soğutulduktan sonra alınan DSC eğrilerden göröldüğü gibi, 10 °C/dakikalık ısıtma hızında numunenin austenit başlama ve bitiş sıcaklıkları diğeri ısıtma hızları ile kıyaslandığında en düşük değere sahiptir. Martensit başlama ve bitiş sıcaklıklarında ise ısıtma hızı arttıkça dönüşüm sıcaklıkları daha yüksek değere kaymıştır.

Şekil 6.8, Gama radyasyonu uygulandıktan sonra alınan DSC eğrileridir. Şekilden de göröldüğü gibi 10 °C/dakikalık ısıtma ve soğutma hızında alınan eğrideki ters dönüşüm sıcaklıkları, diğeri ısıtma ve soğutma hızlarında elde edilen değeri ile kıyaslandığında daha düşük değere sahip olmuşlardır. Isıtma hızı arttıkça dönüşüm sıcaklıklarında da artma meydana gelmiştir. 10 °C/dakika ile alınan ilk ölçümde histerisiz değeri en küçük olduğunu Tablo 6.6 ya bakarak söyleyebiliriz. Bunun yanı sıra, yine aynı ısıtma hızında dönüşümün oluşması için gerekli olan enerji değeri en küçük değere sahiptir.

Şekil 6.9 ve Şekil 6.10 sırasıyla $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 ve 2 saat radyasyona tabi tutulan numunelerin DSC eğrileridir. Şekillerden göröldüğü gibi, 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızına ait ters dönüşüm sıcaklıkları diğeri ısıtma ve soğutma hızına göre alınan ters dönüşüm sıcaklıklarından daha düşüktür. Bu değeri sırasıyla Tablo 6.7 ve Tablo 6.8 de verilmiştir. Nötron radyasyonu uygulanmış numunelerin ters dönüşüm sıcaklıkları ile nötron radyasyonu uygulanmamış (sadece ısı işlem) numunelerin martensit→austenit ters dönüşüm sıcaklıkları karşılaştırıldığında; radyasyona maruz bırakılan numunenin dönüşüm sıcaklığının daha düşük değerde olduğunu, dönüşüm histerisizlerinin daha dar olduğunu belirlendi. Nötron radyasyonunun martensit→austenit ters dönüşüm sıcaklığını düşürmesinin mekanizması halen araştırılmaktadır. Nötron radyasyonunun numunenin kristal yapısında kusur ve düzensizlikler meydana getirmesi yanında kimyasal kompozisyonu bozduğu da

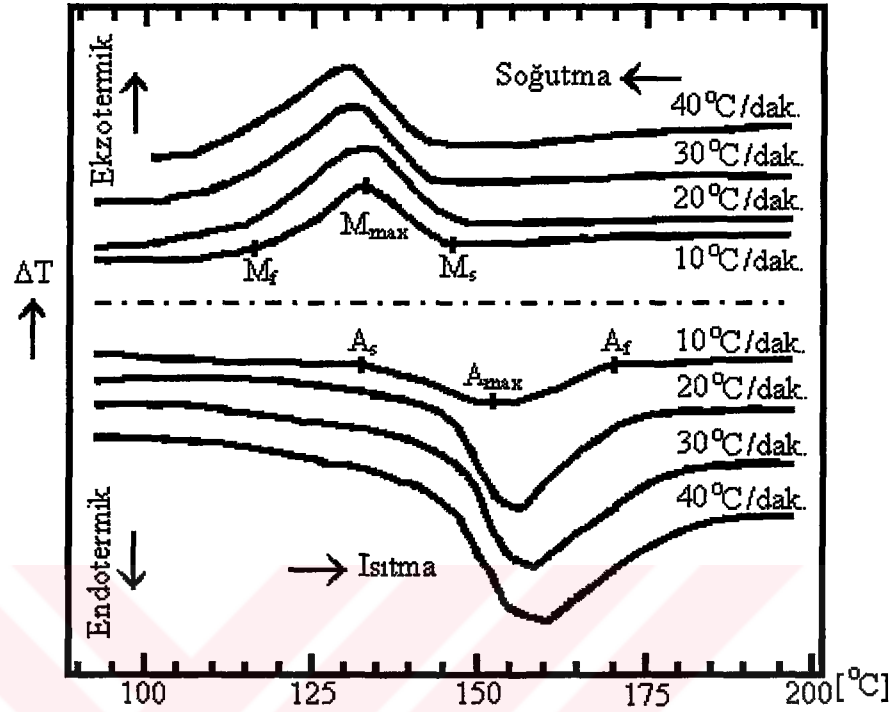
bilinmektedir (Matsukawa ve diğ., 1999; Hoshiya ve diğ., 1998). Fakat uygulanan nötron akısının değeri, uygulanma süresi ve kullanılan metalin cinsi nötron radyasyonunun meydana getirdiği değişimleri etkilemektedir.



Şekil 6.7. β -faz bölgesinde homojenleştirilmiş Alaşım 1 in 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 6.5. β -faz bölgesinde homojenleştirilmiş Alaşım 1 in 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.

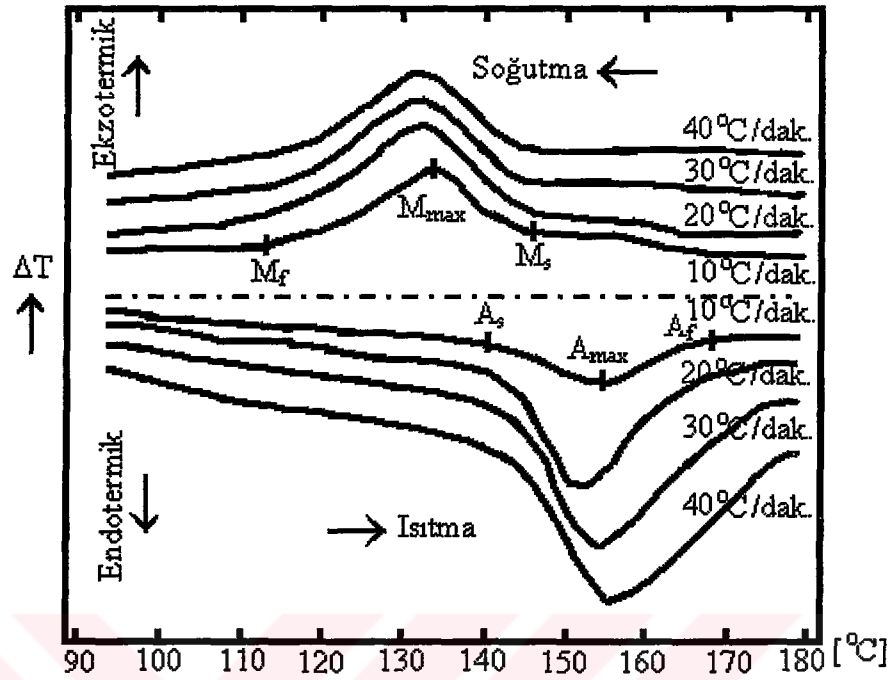
Sıcaklık Programı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_{max} (°C)	A_f (°C)	M_s (°C)	M_{max} (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{Is.}$ (j/g)	$\Delta H_{soğ.}$ (j/g)
10	139,1	156,9	173,4	153,0	135,8	120,4	-4,67	5,72
20	140,8	157,9	175,7	153,9	135,0	111,4	-7,09	7,82
30	143,2	159,3	178,2	152,5	132,7	111,7	-5,81	6,57
40	143,5	161,9	190,5	150,9	134,3	110,7	-6,09	6,26



Şekil 6.8. Gama radyasyonuna tabi tutulmuş Alaşım 1 in 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 6.6. Gama radyasyonuna tabi tutulmuş Alaşım 1 in 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.

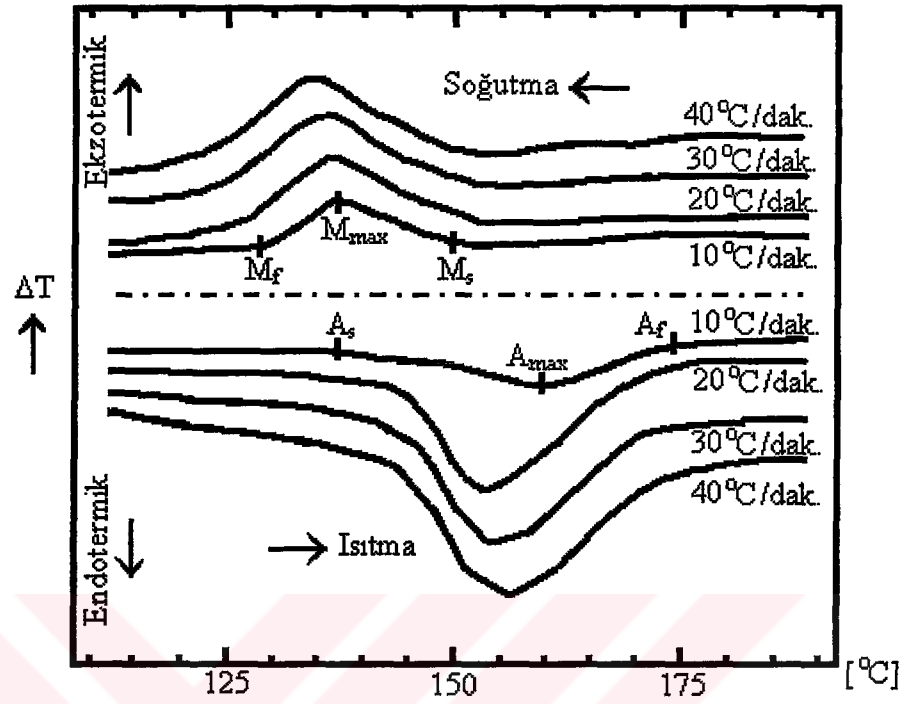
Sıcaklık Programı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_{max} (°C)	A_f (°C)	M_s (°C)	M_{max} (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{is.}$ (j/g)	$\Delta H_{soğ.}$ (j/g)
10	134,1	150,9	168,2	145,0	134,0	119,5	-5,01	5,98
20	140,0	155,6	170,5	143,1	129,5	111,2	-6,05	6,85
30	140,4	158,3	178,7	144,6	131,1	112,8	-6,27	6,70
40	142,3	160,3	185,7	141,5	130,5	109,7	-6,18	6,88



Şekil 6.9 $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş Alaşım 1 in 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 6.7. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş Alaşım 1 in 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.

Sıcaklık Programı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_{max} (°C)	A_f (°C)	M_s (°C)	M_{max} (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{is.}$ (j/g)	$\Delta H_{soğ.}$ (j/g)
10	137,8	154,3	168,5	144,6	133,4	119,4	-5,45	7,16
20	139,3	152,5	165,5	144,7	132,5	116,2	-6,76	7,50
30	140,4	154,2	173,0	144,3	131,8	116,5	-7,61	7,18
40	141,2	156,7	177,2	143,8	132,6	116,7	-7,54	6,89



Şekil 6.10. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 1 in 10 $^{\circ}\text{C}/\text{dakika}$, 20 $^{\circ}\text{C}/\text{dakika}$, 30 $^{\circ}\text{C}/\text{dakika}$, 40 $^{\circ}\text{C}/\text{dakika}$ ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 6.8. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 1 in 10 $^{\circ}\text{C}/\text{dakika}$, 20 $^{\circ}\text{C}/\text{dakika}$, 30 $^{\circ}\text{C}/\text{dakika}$, 40 $^{\circ}\text{C}/\text{dakika}$ ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.

Sıcaklık Programı ($^{\circ}\text{C}/\text{dak.}$)	A_s ($^{\circ}\text{C}$)	A_{max} ($^{\circ}\text{C}$)	A_f ($^{\circ}\text{C}$)	M_s ($^{\circ}\text{C}$)	M_{max} ($^{\circ}\text{C}$)	M_f ($^{\circ}\text{C}$)	$\Delta H_{is.}$ (j/g)	$\Delta H_{soğ.}$ (j/g)
10	138,2	161,1	172,7	153,4	139,2	128,7	-4,82	6,11
20	140,1	154,0	171,1	152,9	137,4	126,2	-8,26	7,96
30	142,3	155,2	172,5	151,1	137,5	124,0	-7,43	7,62
40	143,4	157,4	173,7	151,0	136,7	121,9	-6,98	7,92

Alaşım 2 numunesine ait farklı ısıtma ve soğutma hızlarına göre elde edilen DSC eğrileri sırasıyla; Şekil 6.11; 6.12; 6.13 ve 6.14 de görölmektedir. Bu eğrilerden belirlenen dönüşüm sıcaklıklarının, A_{max} - M_{max} dönüşüm histerisizlerinin ve entalpilerinin değeri de sırasıyla Tablo 6.9; 6.10; 6.11 ve Tablo 6.12 de verildi.

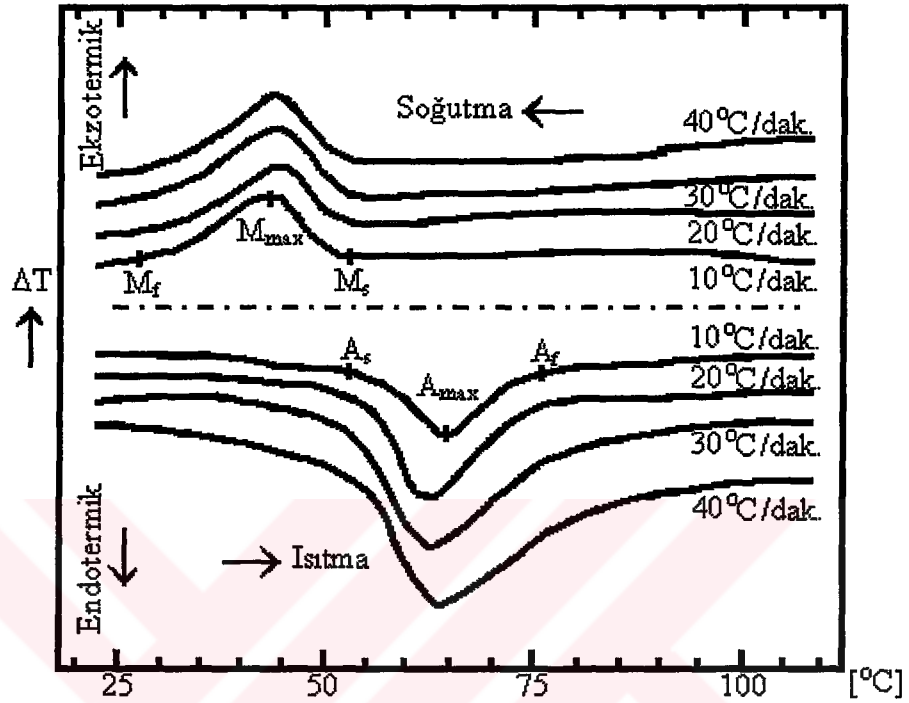
Şekil 6.11, β -faz bölgesinde 930 °C de 30 dakika süre ile homojenleştirildikten sonra tuzlu-buzlu suda doğrudan ani soğutulmuş numunelerden alınan DSC eğrileridir. Isıtma hızının artması A_s ve A_f sıcaklıkları arasında farkın açılmasına neden olmuştur. Yine aynı şekilde ısıtma ve soğutma hızında martensit başlama ve bitiş sıcaklıkları kıyaslandığında ~2 °C farkın meydana geldiği Tablo 6.9 da verilen değeri yardımcı ile görölebilmektedir.

Şekil 6.12, Gama radyasyonu uygulandıktan sonra aynı numuneden alınan DSC eğrileridir. Şekilden de göröldüğü gibi 10 °C/dakika ısıtma hızında A_s sıcaklığı yüksek çıkmış. 20 °C/dakika ve 30 °C/dakika ısıtma hızlarında bu değeri daha düşük çıkmıştır. Tablo 6.10 da göröldüğü gibi dönüşümün oranlarının maksimum gerçekleştiği A_{max} ve M_{max} sıcaklıkları ısıtma ve soğutma hızları ile artış göstermiştir.

Şekil 6.13, $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulduktan sonra aynı numuneden alınan DSC eğrileridir. Eğride iki endotermik pik görölmektedir. 10 °C/dakika olarak alınan, ilk pikin dönüşüm sıcaklığı 15,9 °C de başlamış ve 39,8 °C de bitmiştir. Dönüşümün olması içinde -5,86J/g lık bir enerjiyi almıştır. İkinci pikin dönüşüm sıcaklıkları A_s , A_{max} , A_f , M_s , M_{max} ve M_f için sırasıyla 56,1 °C; 67,0 °C; 81,8 °C; 56,2 °C; 43,6 °C; 31,1 °C olarak belirlenmiştir. Bu sonuçlara göre; martensit→austenit geçiş sıcaklıkları uygulanan diğeri ısıtma hızları ile karşılaştırıldığında en yüksek değerde, austenit→martensit geçiş sıcaklıkları uygulanan diğeri soğutma hızları ile kıyaslandığında en düşük değerde olduğu görölmektedir. Diğeri ısıtma ve soğutma hızlarına göre A_{max} - M_{max} histerisiz değeri en yüksek değere sahip olmuştur.

Şekil 6.14, $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulduktan sonra aynı numuneden alınan DSC eğrileridir. 10 °C/dakikalık ısıtma ve soğutma hızı için dönüşüm sıcaklıkları A_s , A_{max} , A_f , M_s , M_{max} ve M_f için sırasıyla 50,3 °C; 58,3 °C; 68,3 °C; 47,1 °C; 39,7 °C ve 27,3 °C olarak belirlenmiştir. Bu sonuçlara göre; martensit→austenit geçiş sıcaklıkları uygulanan diğeri ısıtma hızlarına göre daha

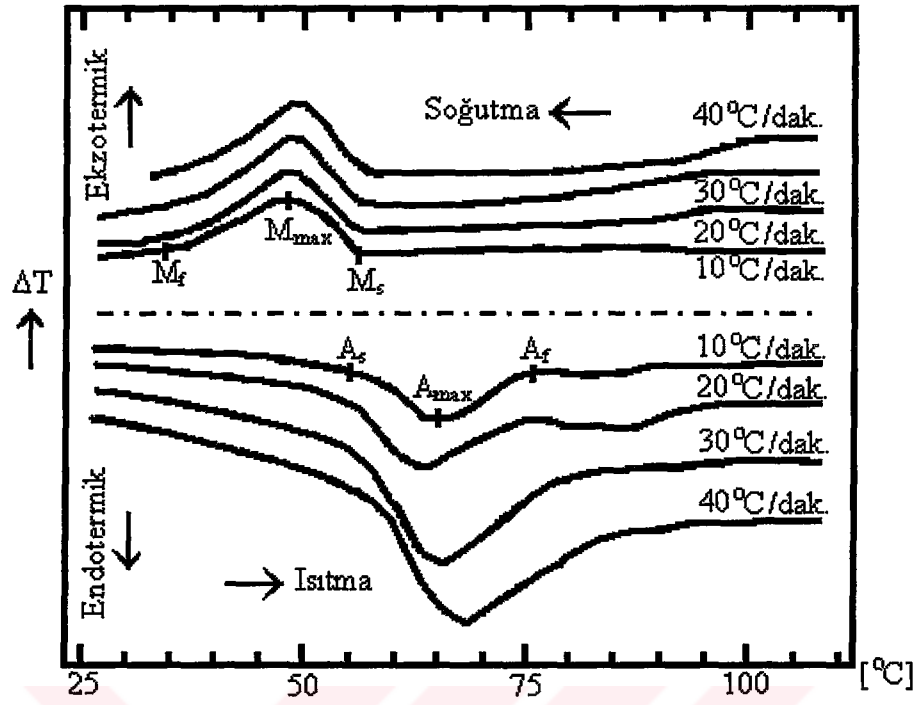
yüksektir. Şekil 6.11 de 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı ile alınan eğriler ile karşılaştırılırsa dönüşüm sıcaklıklarının daha düşük olduğu görülmektedir.



Şekil 6.11. β -faz bölgesinde homojenleştirilmiş Alaşım 2 nin 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 6.9. β -faz bölgesinde homojenleştirilmiş Alaşım 2 nin 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.

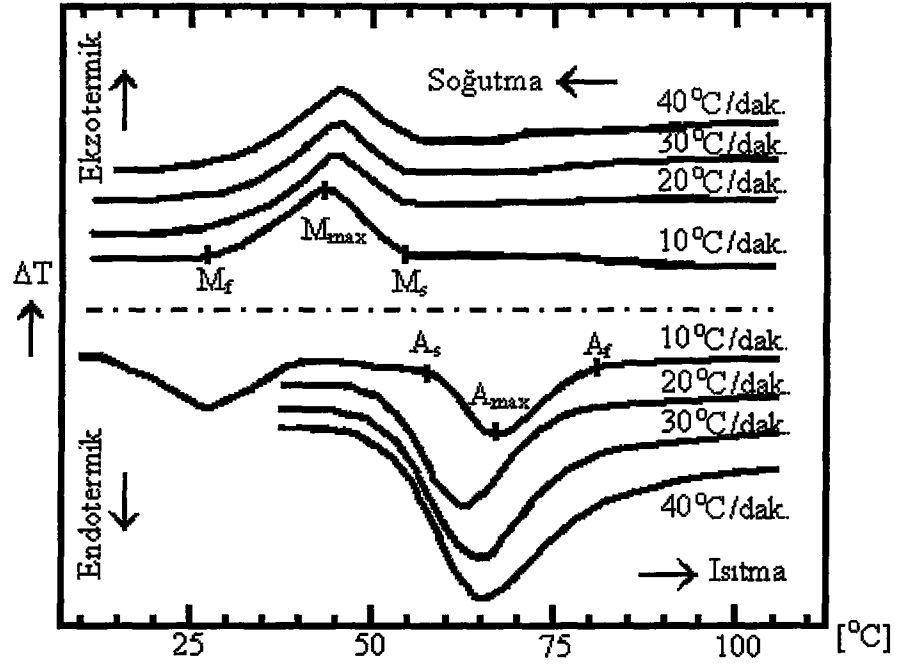
Sıcaklık Programı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_{max} (°C)	A_f (°C)	M_s (°C)	M_{max} (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{is.}$ (j/g)	$\Delta H_{soğ.}$ (j/g)
10	53,7	64,1	74,6	51,9	43,4	30,7	-4,15	4,69
20	52,0	63,3	74,0	52,5	44,2	33,6	-4,26	4,27
30	52,2	62,2	79,0	52,6	44,1	33,1	-4,04	4,23
40	52,8	63,9	79,5	53,4	43,8	33,3	-3,21	4,49



Şekil 6.12. Gama radyasyonuna tabi tutulmuş Alaşım 2 nin 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 6.10. Gama radyasyonuna tabi tutulmuş Alaşım 2 nin 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika , 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.

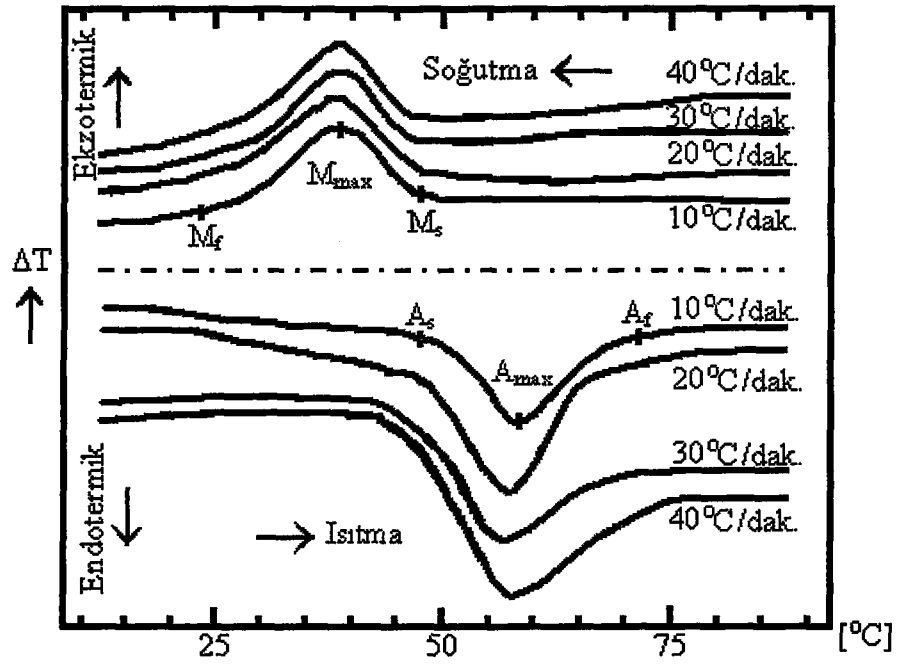
Sıcaklık Programı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_{max} (°C)	A_f (°C)	M_s (°C)	M_{max} (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{is.}$ (j/g)	$\Delta H_{soğ.}$ (j/g)
10	57,1	64,9	74,4	55,4	47,3	35,0	-4,00	6,70
20	53,7	64,2	76,0	55,9	48,1	36,4	-3,79	5,97
30	54,4	65,9	82,4	56,1	49,2	33,5	-5,43	6,87
40	57,4	68,3	84,4	56,9	49,6	33,6	-4,60	7,11



Şekil 6.13. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş Alaşım 2 nin 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 6.11. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş Alaşım 2 nin 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.

Sıcaklık Programı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_{max} (°C)	A_f (°C)	M_s (°C)	M_{max} (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{is.}$ (j/g)	$\Delta H_{soğ.}$ (j/g)
10	56,1	67,0	81,8	56,2	43,6	31,1	-5,92	6,35
20	51,6	62,5	74,6	56,4	45,2	34,5	-4,97	5,91
30	50,7	64,3	81,6	56,6	46,2	32,7	-5,65	6,26
40	51,3	66,8	84,0	57,1	46,7	33,3	-5,40	6,27



Şekil 6.14. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 2 nin 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 6.12. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 2 nin 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.

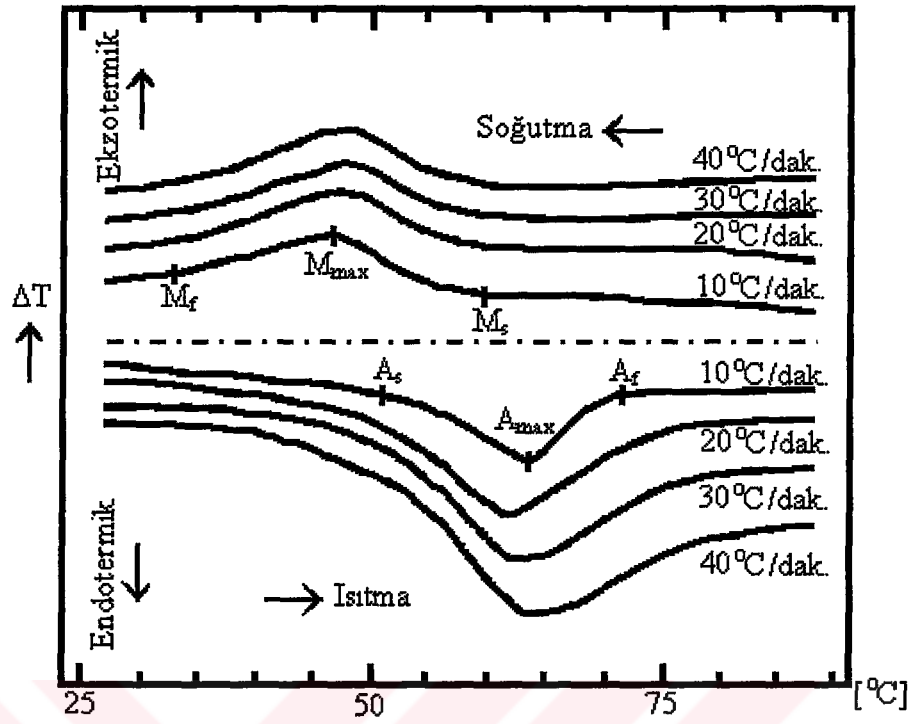
Sıcaklık Programı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_{max} (°C)	A_f (°C)	M_s (°C)	M_{max} (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{is.}$ (j/g)	$\Delta H_{soğ.}$ (j/g)
10	50,3	58,3	68,3	47,1	39,7	27,3	-5,03	5,65
20	48,9	57,6	67,6	48,2	38,4	25,8	-4,80	5,48
30	46,9	56,7	69,5	47,6	39,0	28,4	-4,10	5,54
40	46,3	58,5	74,9	48,4	39,1	27,6	-4,91	5,67

Alaşım 3 numunesine ait farklı ısıtma ve soğutma hızlarına göre DSC eğrileri sırasıyla; Şekil 6.15, Şekil 6.16, Şekil 6.17 ve Şekil 6.18 de gösterilmiştir. Bu eğrilerden elde edilen dönüşüm sıcaklıklarının, A_{max} - M_{max} dönüşüm histerisizlerinin ve entalpilerinin değerleri de sırasıyla Tablo 6.13, Tablo 6.14, Tablo 6.15 ve Tablo 6.16 de verilmiştir.

Şekil 6.15, β -faz bölgesinde 930 °C de 30 dakika süre ile homojenleştirildikten sonra tuzlu-buzlu suda doğrudan ani soğutulmuş numunelerden alınan DSC eğrileridir. 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızında ki A_s ve A_f sıcaklıkları farkının en küçük olduğu, bu değerin artan ısıtma hızıyla birlikte arttığı görülmektedir. A_{max} ve M_{max} dönüşüm sıcaklıklarının da artan ısıtma ve soğutma hızlarına bağılı olarak değişimleri hem şekil 6.15 den hem de Tablo 6.13 den görülmektedir.

Şekil 6.16, Gama radyasyonu uygulandıktan sonra numuneden alınan DSC eğrisidir. Eğride, 10 °C/dakika ısıtma hızında A_s , A_{max} ve A_f sıcaklıklarının yüksek olduğunu, ısıtma hızlarının artırılmasıyla bu değerin düştükten sonra tekrar bir artışın olduğu görülmektedir. Soğutma hızında ise M_s , M_{max} , M_f sıcaklıklarının, soğutma hızındaki artışa paralel olarak arttığı görülmektedir. Gama radyasyonu uygulanmış numunenin dönüşüm sıcaklığı, hiçbir işlem uygulanmamış olan numunenin dönüşüm sıcaklığından daha küçüktür.

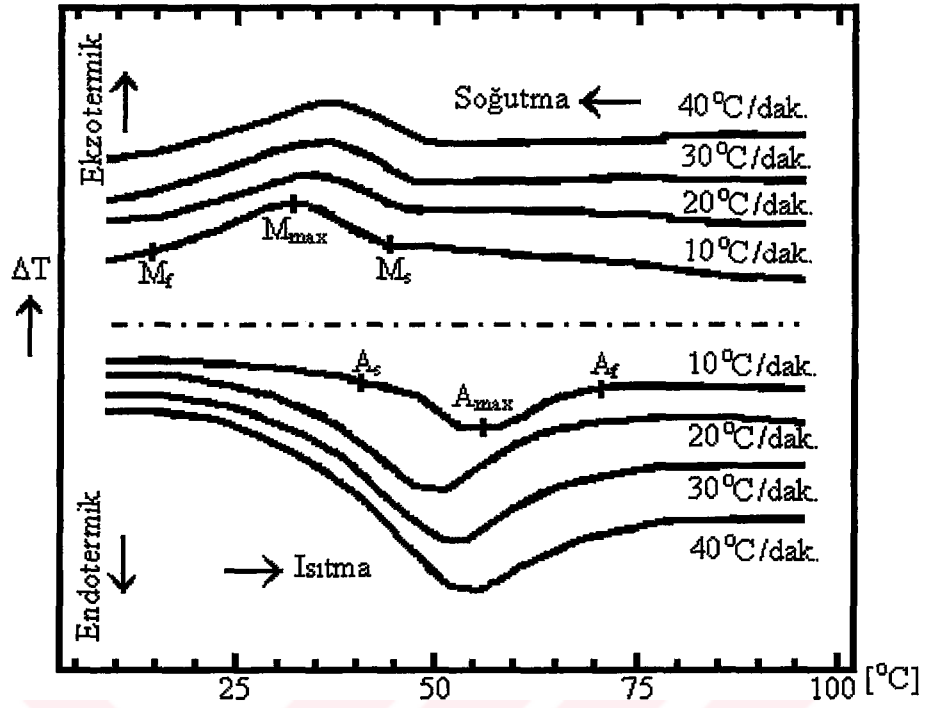
Şekil 6.17 ve Şekil 6.18 sırasıyla $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 ve 2 saat nötron radyasyonuna tutulduktan sonra numuneden alınan DSC eğrileridir. Şekillerden de görüldüğü gibi, 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızına ait ters dönüşüm sıcaklıkları diğer ısıtma ve soğutma hızlarına göre alınan ters dönüşüm sıcaklıklarından büyüktür. Isıtma ve soğutma hızlarındaki artış hem martensit→austenit hem de austenit→martensit dönüşümleri için gerekli olan enerji değerleri yaklaşık aynı seviyede olmakla birlikte, piklerin ısıtma-soğutma hızına bağılı olarak genişlediği görülmektedir. Her iki şekilde de ilk ısıtma hızları ile alınan A_s , A_{max} , A_f , M_s , M_{max} ve M_f dönüşüm sıcaklıklarının, nötron dozuna tabi tutulmamış, Şekil 6.15 deki ilk ısıtma hızıyla karşılaştırıldığında, daha düşük değerde olduğu görüldü. Ayrıca nötron dozuna tabi tutulan ve tutulmayan alaşımların 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızındaki A_{max} - M_{max} dönüşüm histerisiz değerleri karşılaştırılırsa; nötrona tabi tutulan alaşımların histerisiz değerlerinin daha büyük oldukları Tablo 6.13, Tablo 6.15 ve Tablo 6.16 dan görülmektedir.



Şekil 6.15. β -faz bölgesinde homojenleştirilmiş Alaşım 3 ün 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 6.13. β -faz bölgesinde homojenleştirilmiş Alaşım 3 ün 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.

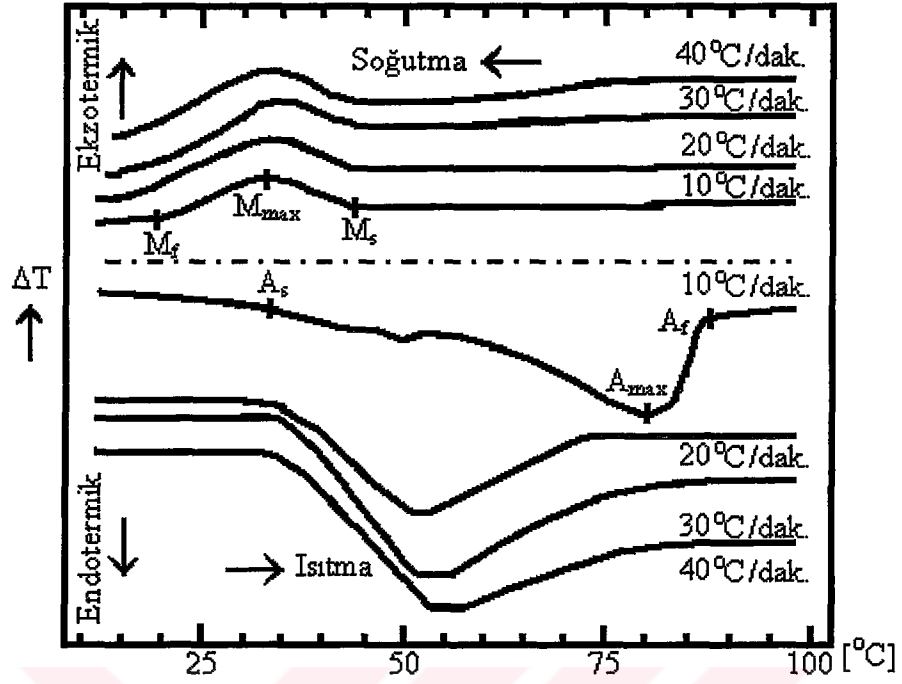
Sıcaklık Programı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_{max} (°C)	A_f (°C)	M_s (°C)	M_{max} (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{is.}$ (j/g)	$\Delta H_{soğ.}$ (j/g)
10	52,5	63,3	72,6	54,4	46,5	34,4	-3,82	3,28
20	49,4	61,5	75,9	56,4	47,4	33,8	-4,22	3,75
30	50,2	64,3	77,6	55,0	48,0	35,5	-3,84	3,15
40	52,5	66,4	80,1	56,6	47,2	34,2	-2,98	3,71



Şekil 6.16. Gama radyasyonuna tabi tutulmuş Alaşım 3 ün 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 6.14. Gama radyasyonuna tabi tutulmuş Alaşım 3 ün 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.

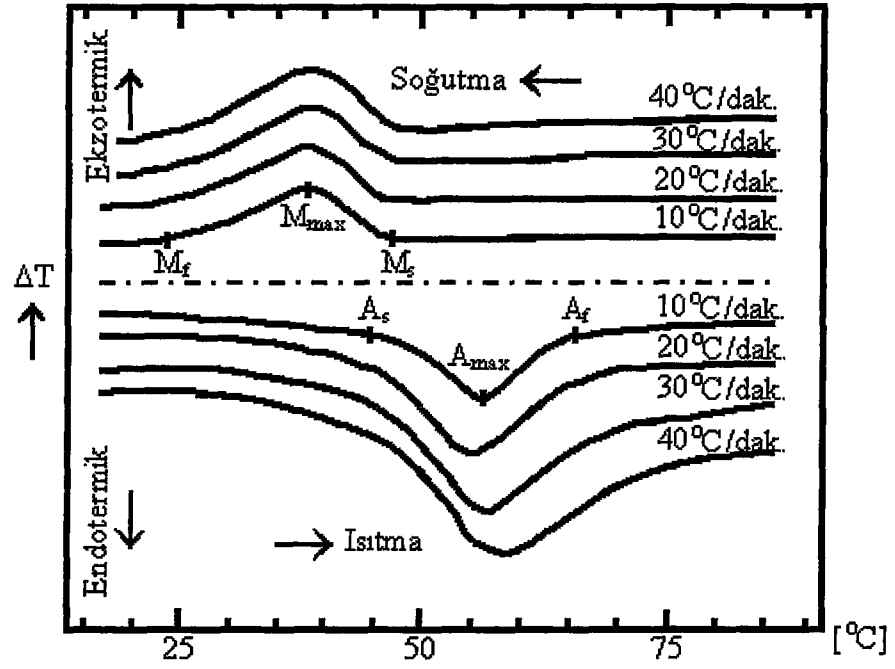
Sıcaklık Programı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_{max} (°C)	A_f (°C)	M_s (°C)	M_{max} (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{is.}$ (j/g)	$\Delta H_{soğ.}$ (j/g)
10	44,1	55,5	68,4	41,3	32,5	14,0	-4,18	5,39
20	36,9	51,2	66,1	43,3	33,5	16,2	-3,93	4,50
30	35,6	53,7	74,5	45,6	34,9	13,8	-4,85	5,06
40	36,6	56,1	77,5	47,2	36,4	17,6	-4,45	4,63



Şekil 6.17. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş Alaşım 3 ün 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 6.15. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş Alaşım 3 ün 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.

Sıcaklık Programı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_{max} (°C)	A_f (°C)	M_s (°C)	M_{max} (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{is.}$ (j/g)	$\Delta H_{soğ.}$ (j/g)
10	39,1	52,8	63,4	42,2	34,2	21,6	-4,65	3,10
20	35,8	51,6	71,0	42,6	33,7	19,5	-5,63	3,70
30	35,6	53,8	75,8	42,9	35,9	21,5	-4,93	3,32
40	37,1	55,6	77,3	48,2	33,2	20,7	-4,30	3,42



Şekil 6.18. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 3 ün 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 6.16. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 3 ün 10 °C/dakika, 20 °C/dakika, 30 °C/dakika, 40 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen deneysel sonuçlar.

Sıcaklık Programı (°C/dak.)	A_s (°C)	A_{max} (°C)	A_f (°C)	M_s (°C)	M_{max} (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{is.}$ (j/g)	$\Delta H_{soğ.}$ (j/g)
10	46,5	56,5	65,7	46,0	38,2	26,3	-5,19	5,45
20	43,1	54,3	66,0	45,9	37,6	26,6	-4,54	4,89
30	45,7	57,0	69,5	46,3	37,8	27,1	-4,23	4,95
40	46,1	59,2	74,7	46,9	38,0	26,7	-4,65	5,15

Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numunelerinden elde edilen DSC bulgularından aşağıdaki sonuçlar elde edildi.

(a) Her üç alaşım için yapılan farklı ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC grafiklerinden elde edilen A_s sıcaklıklarının oda sıcaklığının üzerinde olduğu, her üç alaşımın oda sıcaklığında martensit yapıya sahip olduğu belirlendi.

(b) Her üç alaşım için ısıtma hızlarının artması ile dönüşüm sıcaklıklarının yükseldiği görülmektedir. Isıtma hızının yavaş olması durumunda dönüşüm sıcaklıklarının düşük olması çekirdeklenme tesir kesitinin artmış olmasından ileri gelmektedir. Dolayısı ile kristalleşme için gerekli olan enerji aralığının daha düşük sıcaklıklarda sağlanmış olduğu sonucuna varıldı.

(c) 10 °C/dak ısıtma hızında austenit $\leftrightarrow$ martensit ters dönüşüm sıcaklıklarının 20 °C/dak ısıtma hızına göre daha büyük değerde olduğu dönüşümlerin martensit fazın ilk durumundaki güçlü stabilizasyondan kaynaklandığı sonucuna varıldı.

(d) Isıl işlem görmüş Alaşım 2 numunesinin dönüşüm sıcaklıklarının, gama radyasyonu uygulandıktan sonraki dönüşüm sıcaklıklarından daha büyük olduğu belirlendi.

(e) Isıl işlem görmüş Alaşım 1 ve 3 numunelerinin dönüşüm sıcaklıklarının, gama radyasyonu uygulandıktan sonraki dönüşüm sıcaklıklarından daha küçük olduğu bulundu.

(f) Her üç alaşıma iki farklı dozda uygulanan nötron radyasyonu, ısıl işlem görmüş alaşımların martensit $\rightarrow$ austenit ve austenit $\rightarrow$ martensit ters dönüşüm sıcaklıklarında düşmeler meydana getirdiği belirlendi.

(g) Nötron ve gama radyasyonlarının dönüşüm sıcaklıklarını farklı şekilde etkilemesinin alaşımın kristal yapısında oluşan kusurların sayısındaki farklılıklardan kaynaklandığı düşünülmektedir. Nötron dozuna bağlı olarak numunelerde boşluk, kusur ve çatlakların sayısının artması ile bu değişimlerin daha da artacağı kaynaklarda belirtilmektedir (Matsukawa ve diğ., 1999; Hoshiya ve diğ., 1998).

6.3. X-Işını Difraksiyonu Sonuçları

Bakır bazlı alaşımlarda β martensit yapı, B2 veya DO_3 tipi kübik yapının $(110)_\beta$ taban düzlemi üzerine yerleşir (Xuan ve diğ., 1987). Alaşımı oluşturan element atomları taban düzlem içinde rastgele dağılmışlarsa; martensit fazın örgü parametreleri oranı (a/b), 18R martensiti için $\sqrt{3}/2$, 9R için $\sqrt{3}$ olmalıdır. Bununla birlikte, ana faz düzenli yapıda ve taban düzlem farklı büyüklükteki atomlardan oluşmuşsa a/b oranı 18R için $\sqrt{3}/2$ den, 9R için $\sqrt{3}$ den küçük olmalıdır. a/b oranının ideal değerlerinden sapması martensitik fazda düzen derecesinin bir ölçüsü olarak kullanılabilir (Xuan ve diğ., 1987).

Ortorombik distorsiyona uğramış bakır bazlı β -tipi martensitlerin yapısı austenit fazın (110) düzlemi üzerine kurulur. Bu ortorombik distorsiyon alaşımın konsantrasyonuna bağlıdır. Ortorombik distorsiyon, β -tipi martensitlerin x-ışını difraktogramlarında 040 ve 320 piklerinde olduğu gibi 122 ve 202 difraksiyon piklerinde de gözlenen yarılmalarla ölçülebilir (Adıgüzel ve diğ., 1989).

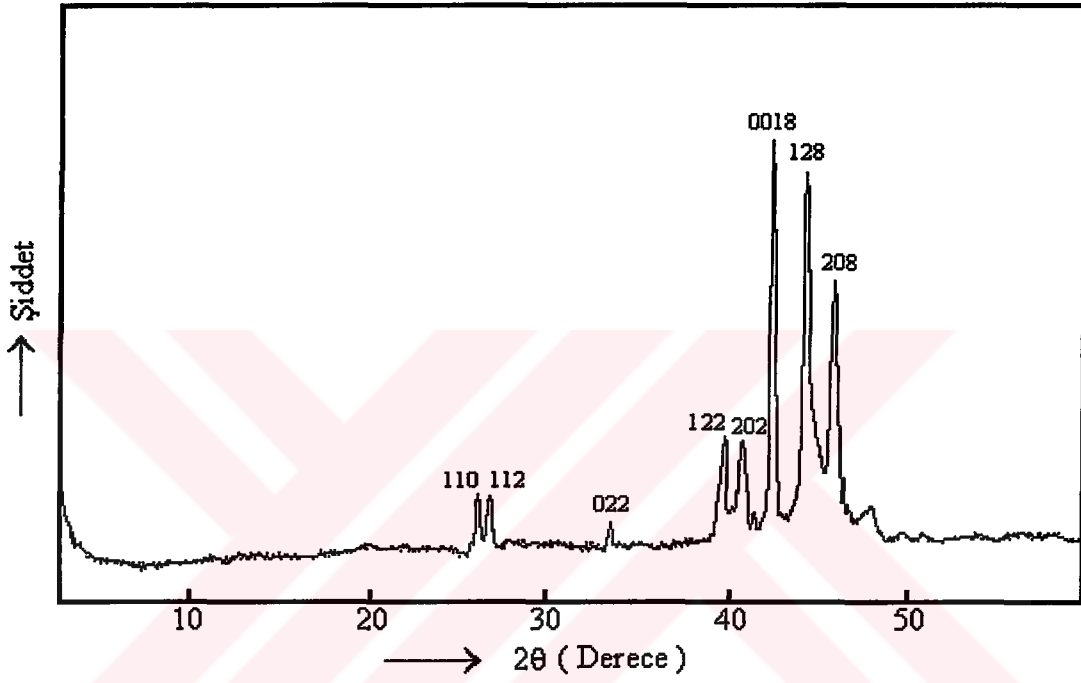
Şekil hatırlamalı alaşımlar yüksek sıcaklıkta düzensiz bcc β -fazından, düzenli bcc β -faza (DO_3 tipi) düzensiz-düzenli dönüşümü gösterir. DO_3 yapısı sıcaklık düşüştüyle 18R (veya 9R) yapısındaki martensit faza dönüşür. 18R (veya 9R) yapısına dönüşen bu martensit faz, deforme edilip sonra sıcaklık, austenit bitiş sıcaklığına kadar yükseltirirse önceki deforme edilmemiş şekli elde edilir. Bundan dolayı CuAlNi alaşımının yapısının tayin edilmesi önemlidir.

Alaşımlar, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numunelerine ısı işlem, gama ve nötron radyasyonu uygulandıktan sonra bu numunelerden alınan x-ışını toz ve parça difraktogramlarının deneysel verileri kullanılarak

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

eşitliği yardımıyla yapıların örgü parametreleri hesaplandı.

Şekil 6.19, Alaşım 1 numunesinin ısıtıl işlem yapıldıktan sonra alınan x-ışını toz difraktogramını göstermektedir. Tablo 6.17 ise bu difraktogramdan elde edilen sayısal bilgileri göstermektedir. Isıl işlem görmüş bu numunenin M18R yapıda olduğu, örgü parametrelerinin de $a = 4,42 \text{ Å}$; $b = 5,26 \text{ Å}$; $c = 38,09 \text{ Å}$ ve $\beta = 87,37^\circ$ olduğu bulundu. Burada a/b oranı 0,840 olarak hesap edildi. Bu değerin $\sqrt{3}/2$ değerinden küçük çıkması, bu alaşımların ana fazlarının düzenli yapılara sahip olduklarını göstermektedir.

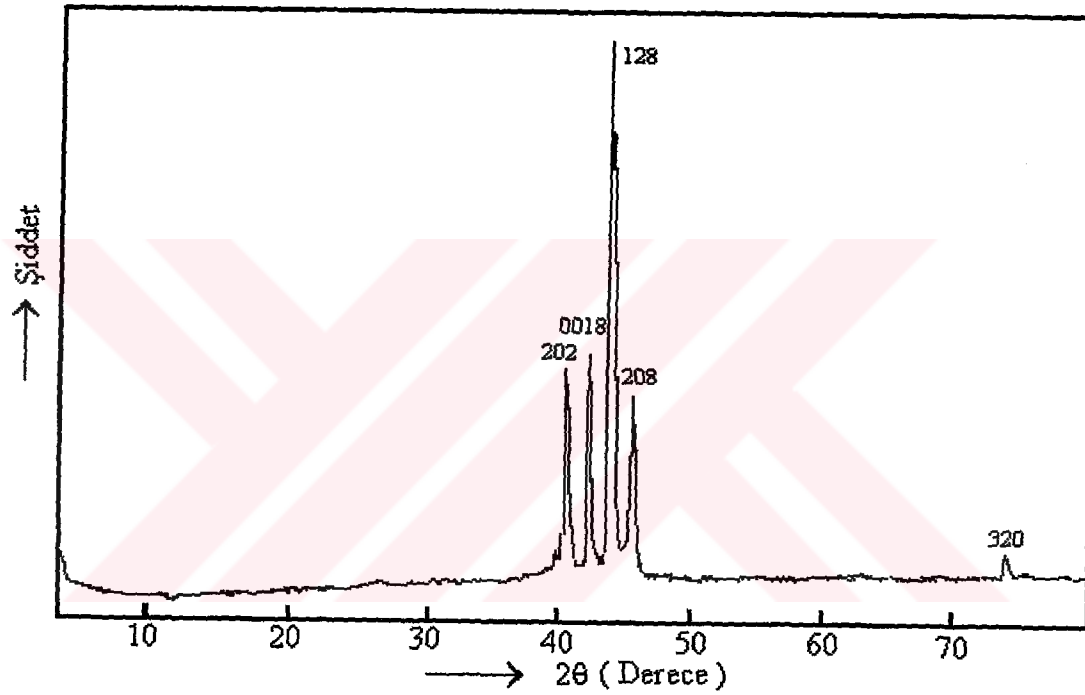


Şekil 6.19. Alaşım 1 numunesinin x-ışını toz difraktogramı.

Tablo 6.17. Alaşım1 numunesinin x-ışını toz difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.

I/I_0	$2\theta^\circ$	$d [\text{Å}]$	(hkl)	18R yapı
13,6	26,20	3,383	(110)	$a = 4,42 \text{ Å}$ $b = 5,26 \text{ Å}$ $c = 38,09 \text{ Å}$ $\beta = 87,37^\circ$
13,4	26,94	3,306	(112)	
6,4	33,80	2,649	(022)	
26,3	39,92	2,256	(122)	
25,5	41,01	1,995	(202)	
100	42,72	2,114	(0018)	
92,7	44,52	2,033	(128)	
63,3	46,04	1,969	(208)	

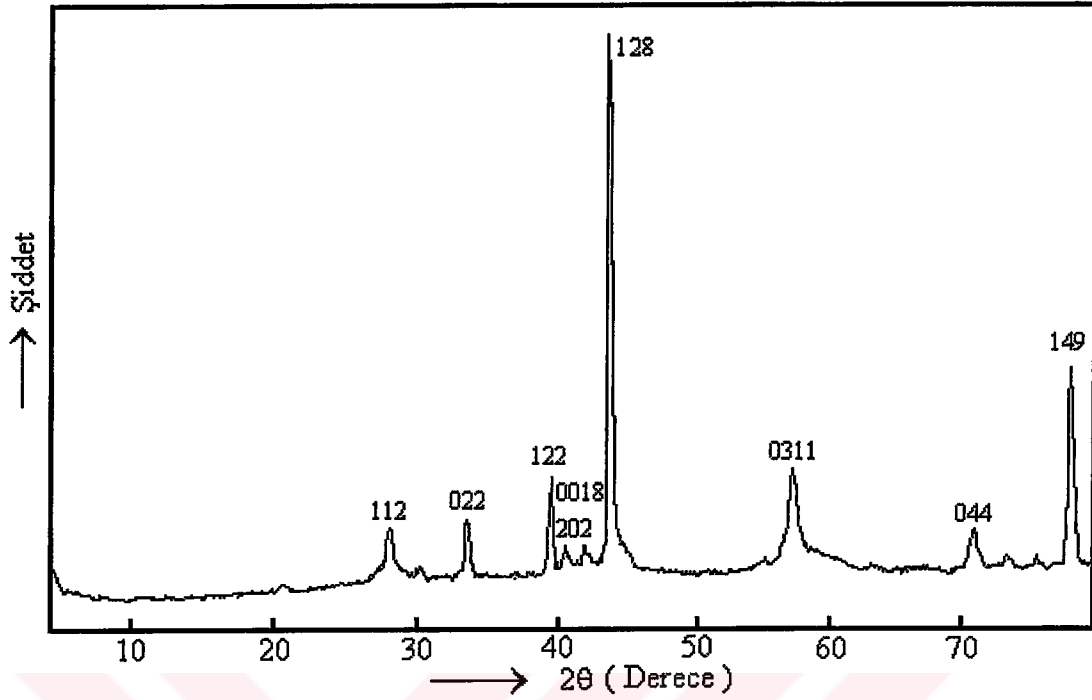
Şekil 6.20, Alaşım 1 numunesinin 15 kGy gama radyasyonu uygulandıktan sonra alınan x-ışını parça difraktogramını göstermektedir. Tablo 6.18 ise bu difraktogramdan elde edilen sayısal bilgileri göstermektedir. Bu difraktogramda toplam beş tane pik meydana gelmiştir. Bu değer ısıtılmış numunenin pik sayısından daha azdır. Gama radyasyonuna maruz bırakılmış numunenin M18R yapıdaki örgü parametreleri $a=4,46 \text{ Å}$; $b=5,21 \text{ Å}$; $c=38,30 \text{ Å}$ ve $\beta=86,65^\circ$ olarak bulundu. Burada a/b oranı 0,856 olarak hesap edilmiştir. Bu değer $\sqrt{3}/2$ değerinden küçük çıkmıştır. Buna göre, gama radyasyonuna uğramış bu alaşımın ana fazı da düzenli yapıdadır.



Şekil 6.20. 15 kGy gama radyasyonuna tutulmuş Alaşım 1 numunesinin x-ışını parça difraktogramı.

Tablo 6.18. 15 kGy gama radyasyonuna tutulmuş Alaşım 1 numunesinin x-ışını parça difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.

I/I_0	$2\theta^\circ$	$d \text{ [Å]}$	(hkl)	18R yapı
40,1	40,78	2,211	(202)	$a = 4,46 \text{ Å}$ $b = 5,21 \text{ Å}$ $c = 38,30 \text{ Å}$ $\beta = 86,65^\circ$
45,6	42,52	2,124	(0018)	
100	44,30	2,043	(128)	
32,8	45,86	1,977	(208)	
4,8	73,42	1,288	(320)	



Şekil 6.21. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 1 numunesinin x-ışını parça difraktogramı.

Tablo 6.19. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 1 numunesinin x-ışını parça difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.

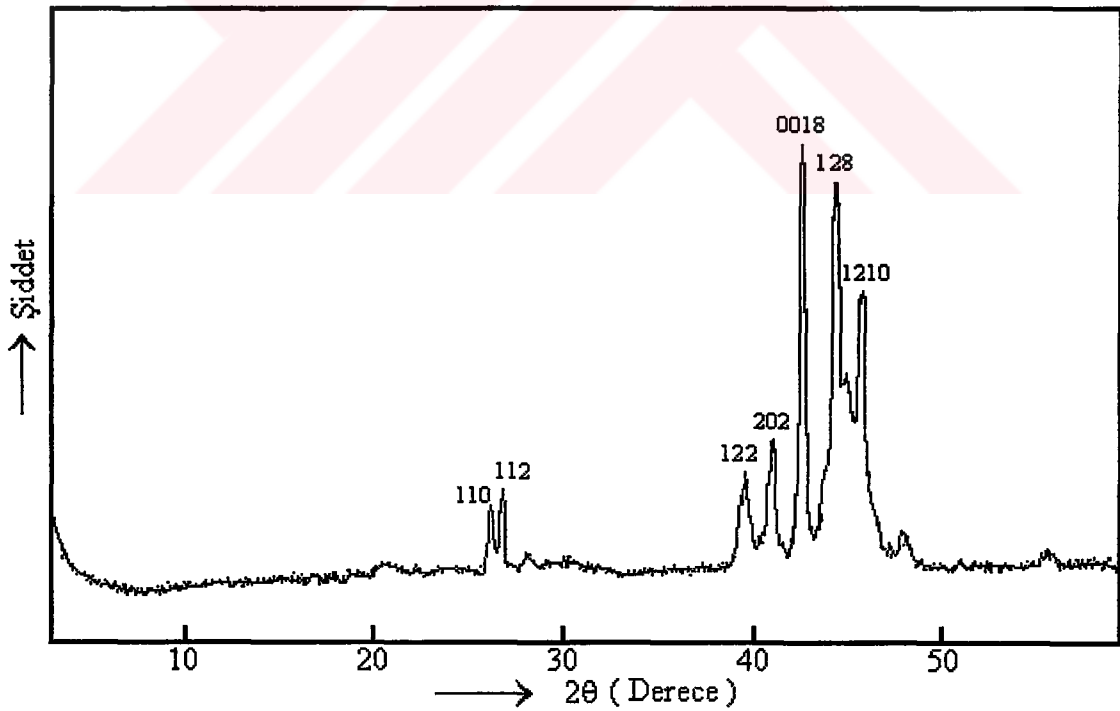
I/I_0	$2\theta^\circ$	$d [\text{\AA}]$	(hkl)	18R yapı
9,8	28,06	3,177	(112)	$a = 4,30 \text{ \AA}$ $b = 5,35 \text{ \AA}$ $c = 38,31 \text{ \AA}$ $\beta = 86,64^\circ$
11,4	33,76	2,652	(022)	
18,1	39,92	2,256	(122)	
5,1	40,74	2,212	(202)	
5,2	42,50	2,125	(0018)	
100	44,36	2,041	(128)	
17,2	57,76	1,594	(0311)	
8,2	71,01	1,326	(044)	
40,2	78,18	1,222	(149)	

Şekil 6.21, $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 1 numunesinin X-ışını parça difraktogramını göstermektedir. Tablo 6.19 ise bu difraktogramdan elde edilen sayısal sonuçları göstermektedir. Difraksiyon deseni dokuz tane pike sahiptir. Bu pikler ısıtılma işlemi ve gama radyasyonuna maruz bırakılan numunelerin piklerinin sayısından fazladır. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısına 2 saat tutulmuş numunenin M18R yapıdaki örgü parametreleri $a=4,30 \text{ \AA}$; $b=5,35 \text{ \AA}$; $c=38,31 \text{ \AA}$ ve $\beta=86,64^\circ$ olarak

bulundu. Bu sonuçlara göre a/b oranı 0,803 olarak hesaplandı. Bu değer $\sqrt{3}/2$ değerinden küçüktür. Buna göre, nötron radyasyonuna maruz bırakılmış numunenin ana fazının düzenli yapıda olduğu belirlendi. Bu değer ısıtıl işlem ve gama radyasyonuna maruz bırakılmış numunenin a/b oranlarından küçüktür.

Bu değerlerden anlaşıldığına göre uygulanan gama ve nötron radyasyonları Alaşım 1 in ana yapısını değiştirmemiştir, fakat piklerin şiddetlerinde ve örgü parametrelerinde küçük değişimlere sebep olmuştur.

Şekil 6.22, Alaşım 2 numunesinin ısıtıl işlem yapıldıktan sonra alınan x-ışını toz difraktogramını göstermektedir. Tablo 6.20 ise bu difraktogramdan elde edilen sayısal sonuçları göstermektedir. Bu difraksiyon deseni yedi tane pikten meydana gelmiştir. Isıl işlem görmüş bu numunenin M18R yapıdaki örgü parametreleri $a = 4,40 \text{ Å}$; $b = 5,29 \text{ Å}$; $c = 38,25 \text{ Å}$ ve $\beta = 86,61^\circ$ olarak bulundu. Burada a/b oranı 0,831 olarak hesaplandı. Bu değer $\sqrt{3}/2$ değerinden küçük çıkması, bu alaşımların ana fazlarının düzenli yapılara sahip olduklarını gösterir.



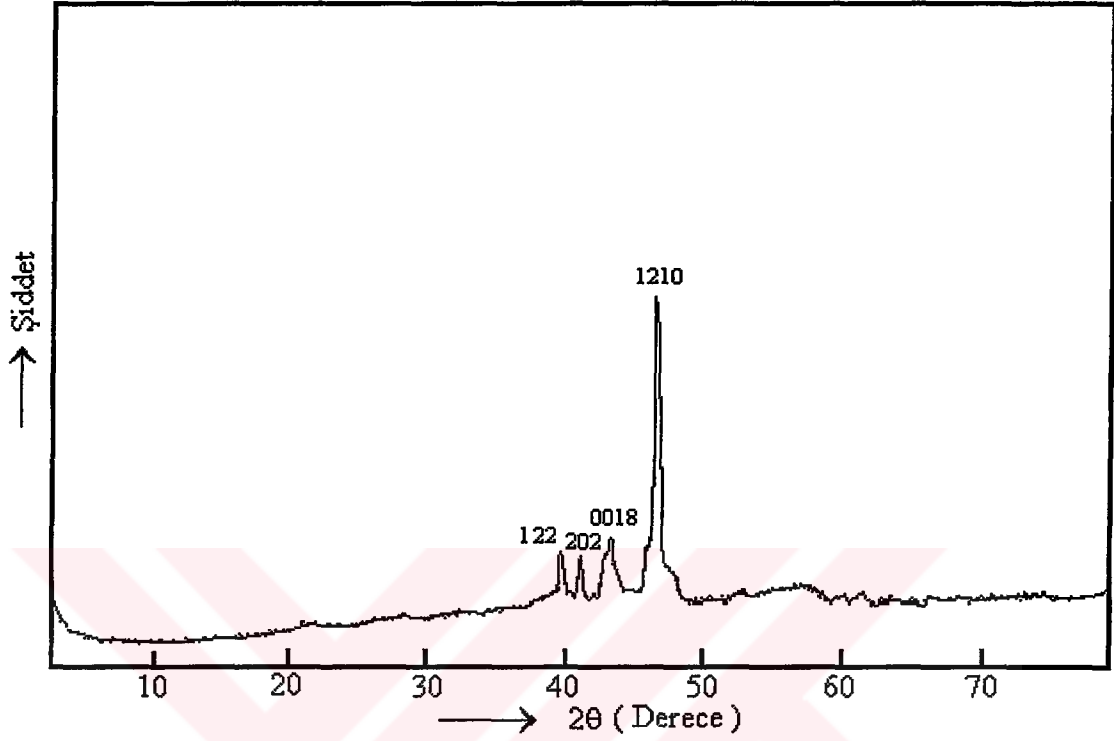
Şekil 6.22. Alaşım 2 numunesinin x-ışını toz difraktogramı.

Tablo 6.20. Alaşım 2 numunesinin x-ışını toz difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.

I/I_0	$2\theta^\circ$	$d [\text{\AA}]$	(hkl)	18R yapı
16,1	26,28	3,388	(110)	$a = 4,40 \text{ \AA}$ $b = 5,29 \text{ \AA}$ $c = 38,25 \text{ \AA}$ $\beta = 86,61^\circ$
20,4	26,88	3,314	(112)	
22,5	39,71	2,268	(122)	
30,1	41,11	2,194	(202)	
100	42,68	2,116	(0018)	
90,3	44,42	2,037	(128)	
60,2	45,72	1,982	(1210)	

Şekil 6.23, Alaşım 2 numunesinin 15 kGy gama radyasyonu uygulandıktan sonra alınan x-ışını parça difraktogramını göstermektedir. Tablo 6.21 ise bu difraktogramdan elde edilen sayısal sonuçları göstermektedir. Bu difraktogramda toplam dört tane pik meydana gelmiştir. Bu değer ısıtıl işlem görmüş numunenin pik sayısından daha azdır. Gama radyasyonuna maruz bırakılmış numunenin M18R yapıdaki örgü parametreleri $a=4,41 \text{ \AA}$; $b=5,15 \text{ \AA}$; $c=37,64 \text{ \AA}$ ve $\beta=86,36^\circ$ olarak bulundu. Burada a/b oranı 0,856 olarak hesap edildi. Bu değer $\sqrt{3}/2$ değerinden küçüktür. Buna göre, gama radyasyonuna uğramış alaşım için ana faz düzenli yapıdadır. Isıl görmüş numunenin $2\theta = 46,60^\circ$ deki pik şiddeti üçüncü büyük pik olarak görülürken, gama radyasyonu sonrasında bu pikin şiddeti artmış ve yaklaşık olarak diğer piklerin 6 katı şiddette ortaya çıkmıştır.

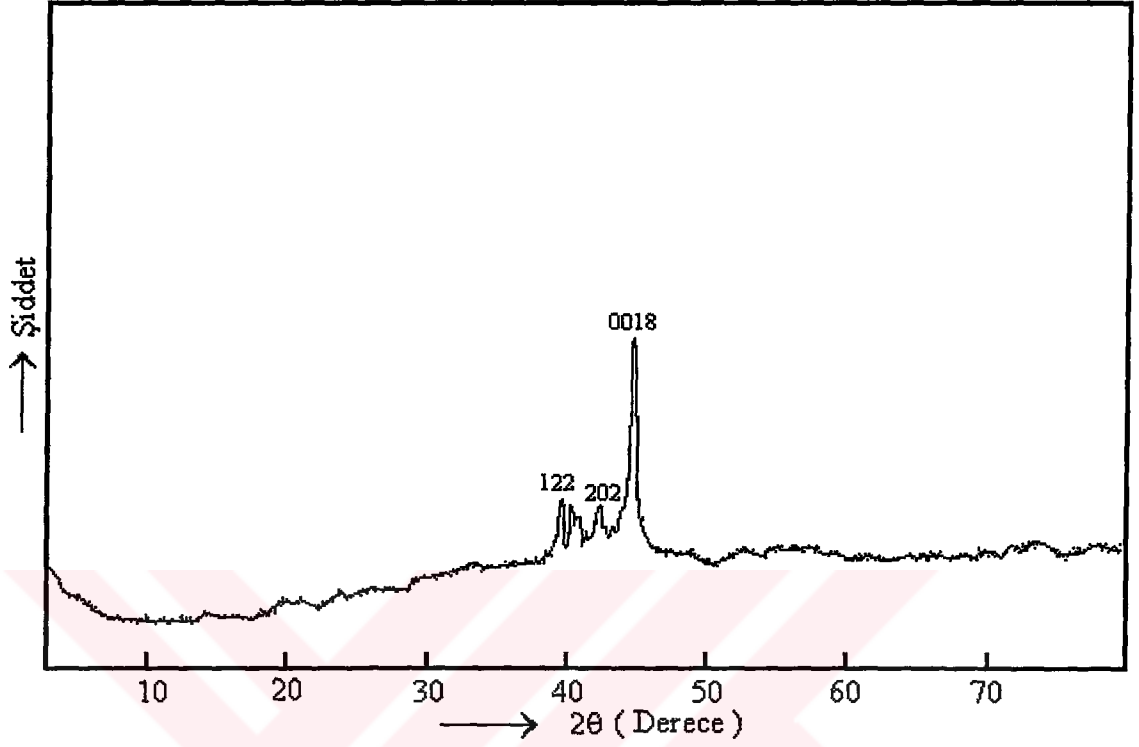
Şekil 6.24, Alaşım 2 numunesinin $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş x-ışını parça difraktogramını göstermektedir. Tablo 6.22 ise bu difraktogramdan elde edilen sonuçları göstermektedir. Bu şekilde toplam üç tane pik meydana gelmiştir. $2\theta = 44,92^\circ$ de maksimum şiddetteki pik meydana gelmiştir. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısına 2 saat tutulmuş Alaşım 2 numunesinin M18R yapıdaki örgü parametreleri $a=4,42 \text{ \AA}$; $b=5,29 \text{ \AA}$; $c=36,39 \text{ \AA}$ ve $\beta=86,17^\circ$ olarak bulundu. Bu sonuçlara göre a/b oranı 0,835 olarak hesaplandı. Bu değer $\sqrt{3}/2$ değerinden küçük çıkmıştır. Buna göre, nötron radyasyonuna maruz bırakılmış numunenin ana fazı düzenli yapıdadır. Bu değer ısıtıl işlem görmüş numunenin $a/b=0,831$ değerinden büyük, gama radyasyonuna maruz bırakılmış numunenin $a/b=0,856$ değerinden küçüktür.



Şekil 6.23. 15 kGy gama radyasyonuna tutulmuş Alaşım 2 numunesinin x-ışını parça difraktogramı.

Tablo 6.21. 15 kGy gama radyasyonuna tutulmuş Alaşım 2 numunesinin x-ışını parça difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.

I/I_0	$2\theta^\circ$	$d [\text{\AA}]$	(hkl)	18R yapı
16,1	39,8	2,263	(122)	$a = 4,41 \text{ \AA}$ $b = 5,15 \text{ \AA}$ $c = 37,64 \text{ \AA}$ $\beta = 86,36^\circ$
16,4	41,16	2,193	(202)	
18,1	43,36	2,085	(0018)	
100	46,60	1,947	(1210)	

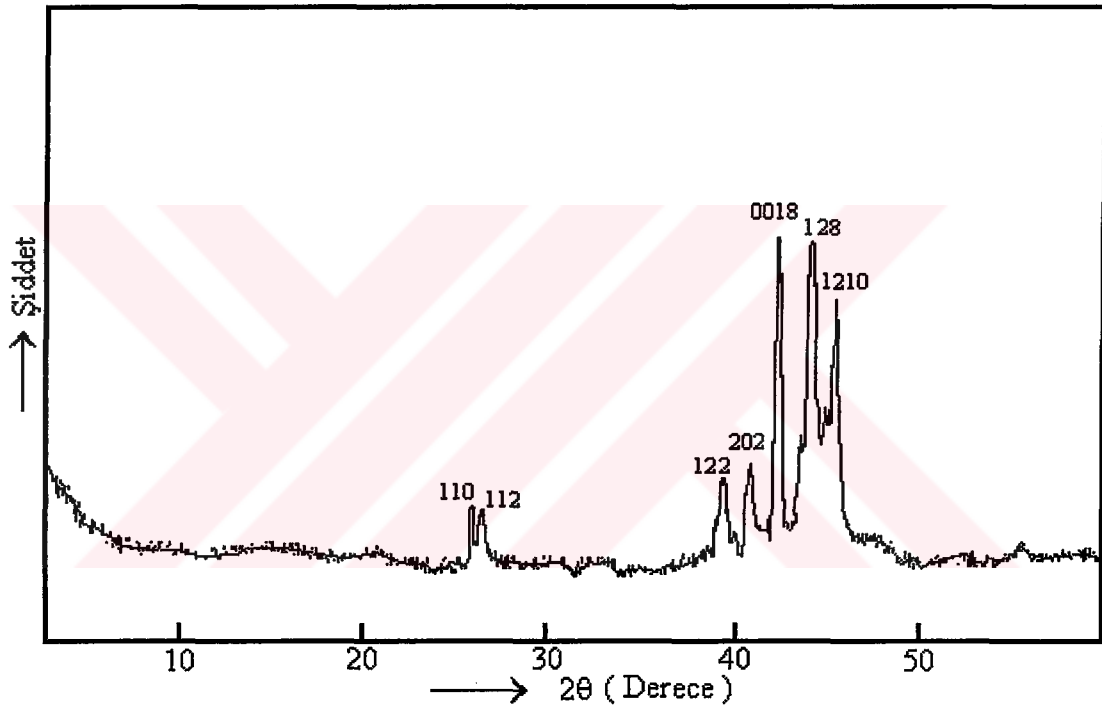


Şekil 6.24. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 2 numunesinin x-ışını parça difraktogramı.

Tablo 6.22. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulmuş Alaşım 2 numunesinin x-ışını parça difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.

I/I_0	$2\theta^\circ$	$d [\text{\AA}]$	(hkl)	18R yapı
37,5	39,62	2,272	(122)	$a = 4,42 \text{ \AA}$ $b = 5,29 \text{ \AA}$ $c = 36,39 \text{ \AA}$ $\beta = 86,17^\circ$
35,4	42,46	2,197	(202)	
100	44,92	2,016	(0018)	

Şekil 6.25, Alaşım 3 numunesinin ısıtılma işlemi yapıldıktan sonra alınan x-ışını toz difraktogramını göstermektedir. Tablo 6.23 ise bu difraktogramdan elde edilen deneysel sonuçları göstermektedir. Bu difraktogram yedi pike sahiptir ve $2\theta = 42,44^\circ$ de maksimum şiddetteki pik meydana gelmiştir. Isıl işlem görmüş numunenin M18R yapıdaki örgü parametreleri $a = 4,43 \text{ Å}$; $b = 5,41 \text{ Å}$; $c = 38,32 \text{ Å}$ ve $\beta = 88,57^\circ$ olarak bulundu. Burada a/b oranı 0,818 olarak hesaplandı. Bu değerin $\sqrt{3}/2$ değerinden küçük çıkması, bu alaşımların ana fazlarının düzenli yapılara sahip olduklarını gösterir.

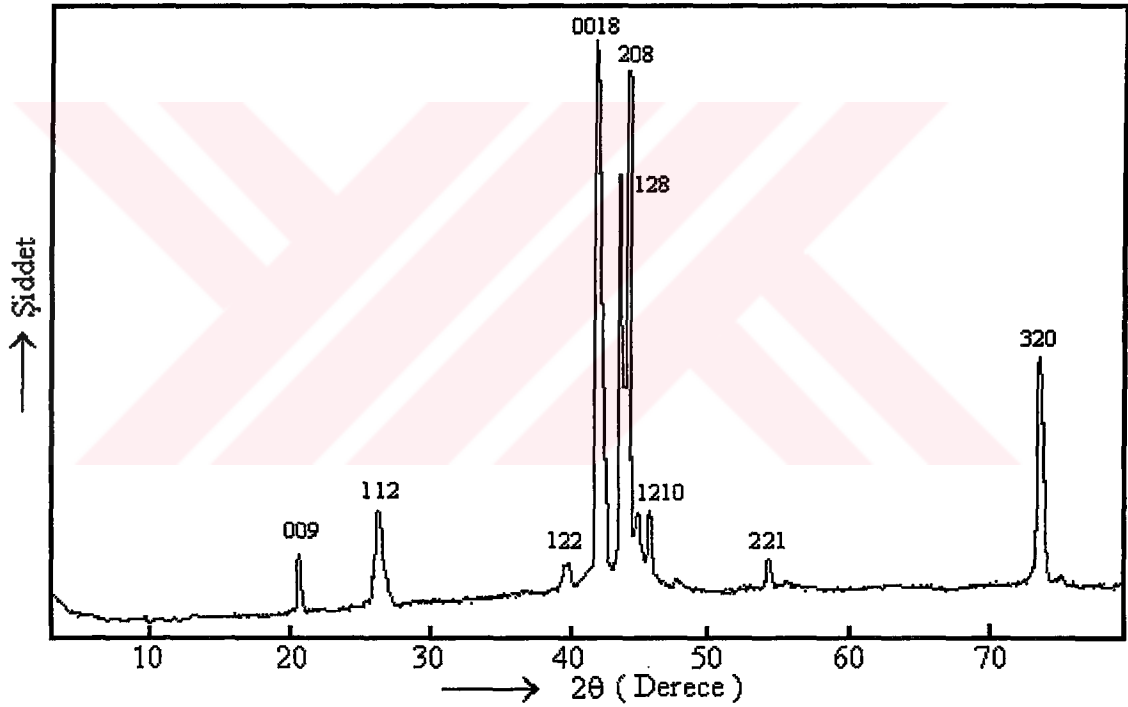


Şekil 6.25. Alaşım 3 numunesinin x-ışını toz difraktogramı.

Tablo 6.23. Alaşım 3 numunesinin x-ışını toz difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.

I/I_0	$2\theta^\circ$	$d [\text{Å}]$	(hkl)	18R yapı
18,1	25,98	3,426	(110)	$a = 4,43 \text{ Å}$ $b = 5,41 \text{ Å}$ $c = 38,32 \text{ Å}$ $\beta = 88,57^\circ$
17,4	26,31	3,355	(112)	
26,4	39,34	2,286	(122)	
30,5	41,12	2,203	(202)	
100	42,44	2,128	(0018)	
98,6	43,71	2,047	(128)	
80,5	46,13	1,990	(1210)	

Şekil 6.26, Alaşım 3 numunesinin 15 kGy gama radyasyonu uygulandıktan sonra alınan x-ışını parça difraktogramını göstermektedir. Tablo 6.24 ise bu difraktogramdan elde edilen sayısal sonuçları göstermektedir. Gama radyasyonuna maruz bırakılmış M18R yapıdaki numunenin örgü parametreleri $a=4,42 \text{ Å}$; $b=5,25 \text{ Å}$; $c=38,35 \text{ Å}$ ve $\beta=86,64^\circ$ olarak bulundu. Burada a/b oranı 0,841 olarak hesaplandı. Bu değer $\sqrt{3}/2$ değerinden küçük çıkmıştır. Buna göre, gama radyasyonuna maruz kalan bu alaşımın ana fazının düzenli yapıya sahip olduğu anlaşıldı.

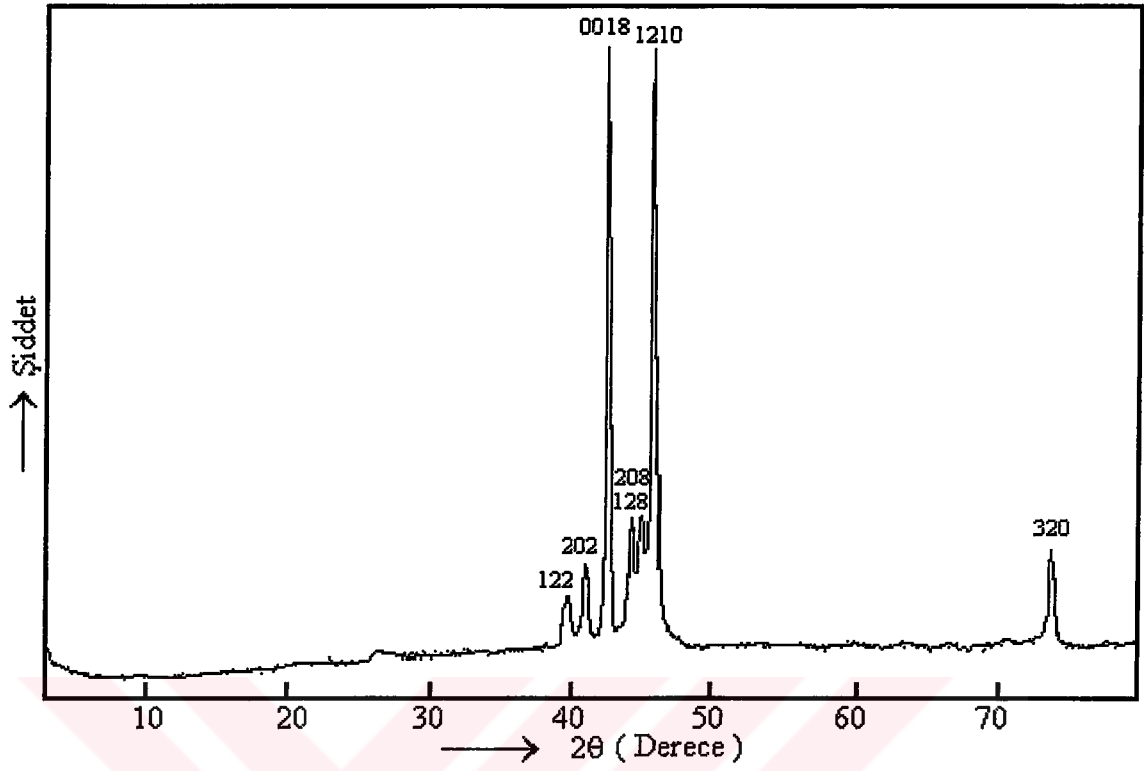


Şekil 6.26. 15 kGy gama radyasyonuna tutulmuş Alaşım 3 numunesinin x-ışını parça difraktogramı.

Tablo 6.24. 15 kGy gama radyasyonuna tutulmuş Alaşım 3 numunesinin x-ışını parça difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.

I/I_0	$2\theta^\circ$	$d [\text{\AA}]$	(hkl)	18R yapı
11,3	20,82	4,261	(009)	$a = 4,42 \text{ \AA}$ $b = 5,25 \text{ \AA}$ $c = 38,35 \text{ \AA}$ $\beta = 86,64^\circ$
17,1	26,50	3,360	(112)	
5,7	40,02	2,251	(122)	
100	42,46	2,127	(0018)	
81,3	43,90	2,060	(128)	
94,3	44,14	2,049	(208)	
14,6	45,98	1,972	(1210)	
5,7	54,46	1,684	(221)	
43,9	73,78	1,283	(320)	

Şekil 6.27, Alaşım 3 numunesinin $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş x-ışını parça difraktogramını göstermektedir. Tablo 6.25 ise bu difraktogramdan elde edilen sonuçları göstermektedir. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısına 1 saat tutulmuş numunenin M18R yapıdaki örgü parametreleri $a=4,41 \text{ \AA}$; $b=5,28 \text{ \AA}$; $c=38,06 \text{ \AA}$ ve $\beta=87,33^\circ$ olarak bulundu. Bu sonuçlara göre a/b oranı 0,835 olarak hesaplandı. Bu değer $\sqrt{3}/2$ değerinden küçüktür. Buna göre, nötron radyasyonuna maruz bırakılmış bu numunenin ana fazı düzenli yapıdadır. Bu değer ısıtıl işlem görmüş numunenin $a/b=0,818$ değerinden büyük, gama radyasyonuna maruz bırakılmış numunenin $a/b=0,841$ değerinden küçüktür.



Şekil 6.27. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş Alaşım 3 numunesinin x-ışını parça difraktogramı.

Tablo 6.25. $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulmuş Alaşım 3 numunesinin x-ışını parça difraksiyon sonuçları ve 18R martensit yapının örgü parametreleri.

I/I_0	$2\theta^\circ$	$d \text{ [Å]}$	(hkl)	18R yapı
8,9	39,76	2,265	(122)	$a = 4,41 \text{ Å}$ $b = 5,28 \text{ Å}$ $c = 38,06 \text{ Å}$ $\beta = 87,33^\circ$
13,8	41,08	2,195	(202)	
100	42,72	2,114	(0018)	
21,8	44,31	2,042	(128)	
21,9	45,04	2,011	(208)	
98,3	45,98	1,972	(1210)	
16,1	73,80	1,282	(320)	

Tablo 6.26. X-ışını difraksiyon desenlerinden elde edilen kristalografik sonuçların karşılaştırılması.

Alaşım adı	Uygulanan işlem	Örgü parametreleri ve monoklinik açısı	a/b
Alaşım 1	Isıl işlem	$a=4,42\text{\AA}$; $b=5,26\text{\AA}$; $c=38,09\text{\AA}$ $\beta=87,37^\circ$	0,840
Alaşım 1	15 kGy Gama	$a=4,46\text{\AA}$; $b=5,21\text{\AA}$; $c=38,30\text{\AA}$ $\beta=86,65^\circ$	0,856
Alaşım 1	$8 \times 10^{12} \text{n/cm}^2$ (2saat)	$a=4,30\text{\AA}$; $b=5,35\text{\AA}$; $c=38,31\text{\AA}$ $\beta=86,64^\circ$	0,803
Alaşım 2	Isıl işlem	$a=4,40\text{\AA}$; $b=5,29\text{\AA}$; $c=38,25\text{\AA}$ $\beta=86,61^\circ$	0,831
Alaşım 2	15 kGy Gama	$a=4,41\text{\AA}$; $b=5,15\text{\AA}$; $c=37,64\text{\AA}$ $\beta=86,36^\circ$	0,856
Alaşım 2	$8 \times 10^{12} \text{n/cm}^2$ (2saat)	$a=4,42\text{\AA}$; $b=5,29\text{\AA}$; $c=36,39\text{\AA}$ $\beta=86,17^\circ$	0,835
Alaşım 3	Isıl işlem	$a=4,43\text{\AA}$; $b=5,41\text{\AA}$; $c=38,32\text{\AA}$ $\beta=88,57^\circ$	0,818
Alaşım 3	15 kGy Gama	$a=4,42\text{\AA}$; $b=5,25\text{\AA}$; $c=38,35\text{\AA}$ $\beta=86,64^\circ$	0,841
Alaşım 3	$8 \times 10^{12} \text{n/cm}^2$ (1saat)	$a=4,41\text{\AA}$; $b=5,28\text{\AA}$; $c=38,06\text{\AA}$ $\beta=87,33^\circ$	0,835

Tablo 6.26 da x-ışını difraksiyon desenlerinden elde edilen kristalografik sonuçların karşılaştırılması toplu olarak görülmektedir. X-ışını difraksiyon sonuçlarına göre, oda sıcaklığında tamamen martensit fazda olan Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numuneleri monoklinik M18R yapıdadırlar. Elde edilen örgü parametreleri hesaplarına göre a/b oranları $\sqrt{3}/2$ değerinden küçük çıkmaktadır. Bu a/b değerinin $\sqrt{3}/2$ den küçük çıkması ana fazın düzenli olduğunun bir göstergesidir (Kayalı, 1993). Isıl işlem görmüş alaşımların x-ışını toz difraktogramlarından hesaplanan Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 ün monoklinik açıları sırasıyla $\beta=87,37^\circ$, $\beta=86,61^\circ$ ve $\beta=88,57^\circ$ dir. Gama radyasyonuna tutulmuş alaşımların x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan monoklinik açılar $\beta=86,65^\circ$, $\beta=86,36^\circ$ ve $\beta=86,64^\circ$ dir. Nötron radyasyonuna tutulmuş alaşımların x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan monoklinik açılar $\beta=86,64^\circ$, $\beta=86,17^\circ$ ve $\beta=87,33^\circ$ dir. Uygulanan radyasyonlama işlemi sonucunda β açısı küçülmüştür. β açısının küçülmesi atomik düzensizliğe yol açar (Wei ve diğ., 1997).

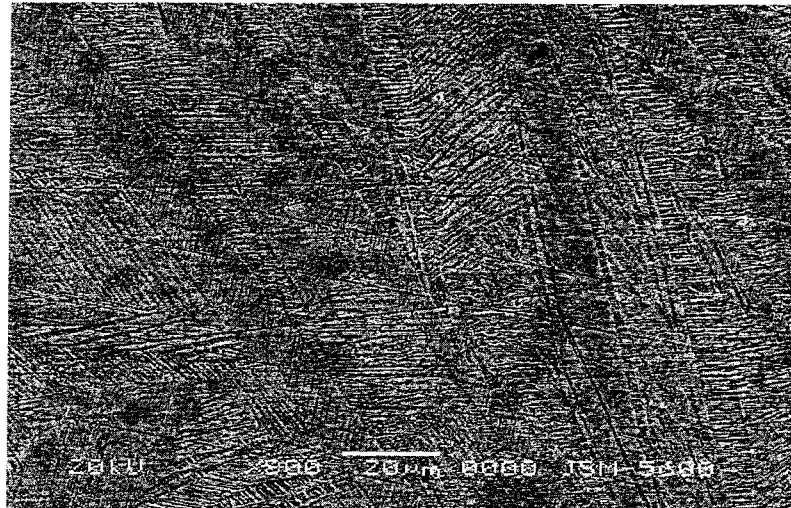
6.4. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri

Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numunelerinin; döküm sonrası oluşan yapıları, β -faz bölgesinde 30 dakika homojenleştirildikten sonra tuzlu-buzlu suda hızlı soğutma sonrası elde edilen yapıları, hızlı soğutma sonrasında numunelere gama ve nötron radyasyonuna tutularak oluşan yapıların SEM fotoğrafları çekildi.

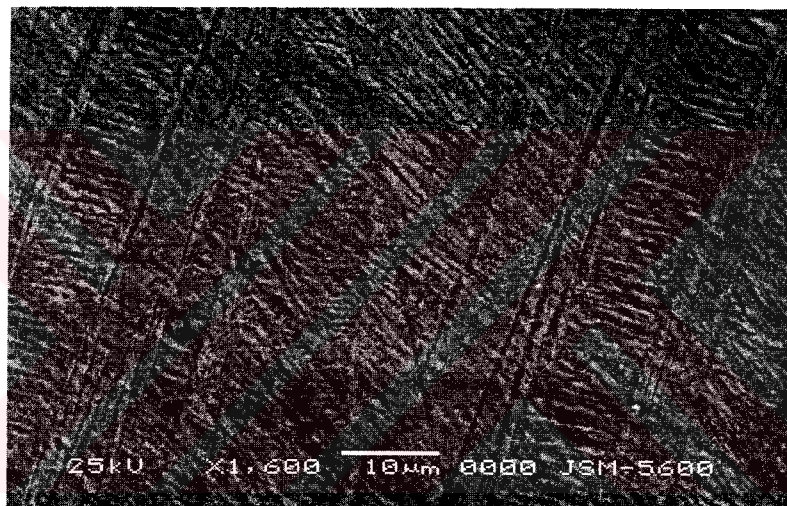
Şekil 6.28 de Alaşım 1 numunesine ait SEM fotoğrafları görülmektedir. Şekil 6.28 a da numuneye ait döküm esnasında oluşan dentirit yapılar görülmektedir. Şekil 6.28 b de 930 °C de 30 dakika homojenleştirilen alaşımların buzlu su içerisine atılarak ani soğutma işlemine tabi tutulan numuneye ait mikrograf görülmektedir. Burada martensit plakalar görülmektedir. Gama radyasyonuna tutulan alaşımların SEM fotoğrafı Şekil 6.28 c de görülmektedir. Bu fotoğrafta martensit plakalarda bazı farklılaşmaların olduğu görülmektedir. Şekil 6.28 d ve e sırasıyla $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 ve 2 saat tutulan numuneden çekilen mikrograflardır. Nötron radyasyonuna tabi tutulan numunelerin SEM fotoğrafları ısıtma işlemi görmüş numunelerin yüzey fotoğraflarından farklılıklar göstermektedir. Nötron radyasyonlarının kristal yapı bozukluklarına sebep olduğu anlaşılmaktadır.



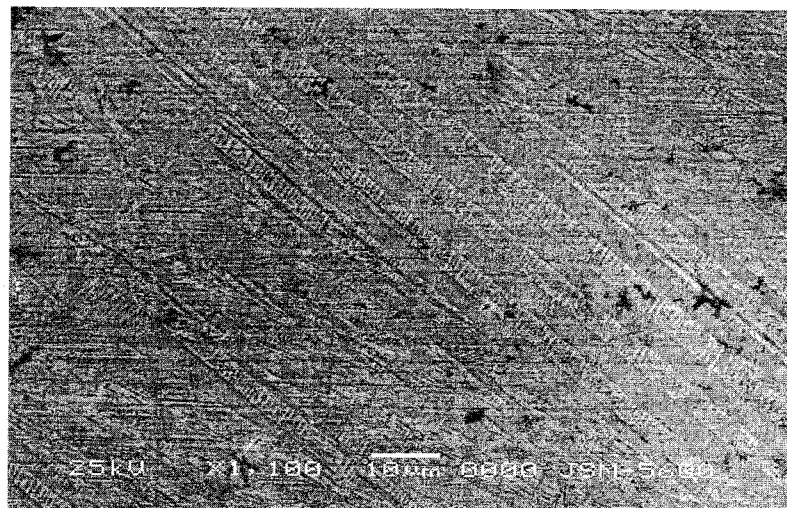
(a)



(b)



(c)



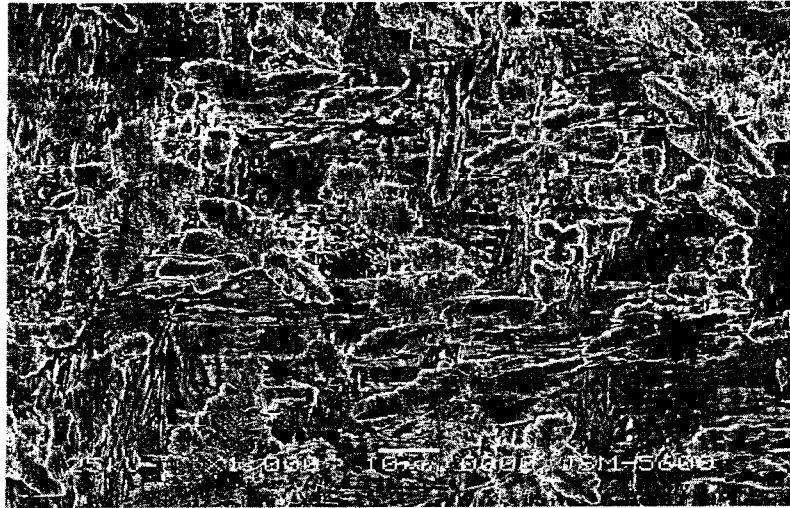
(d)



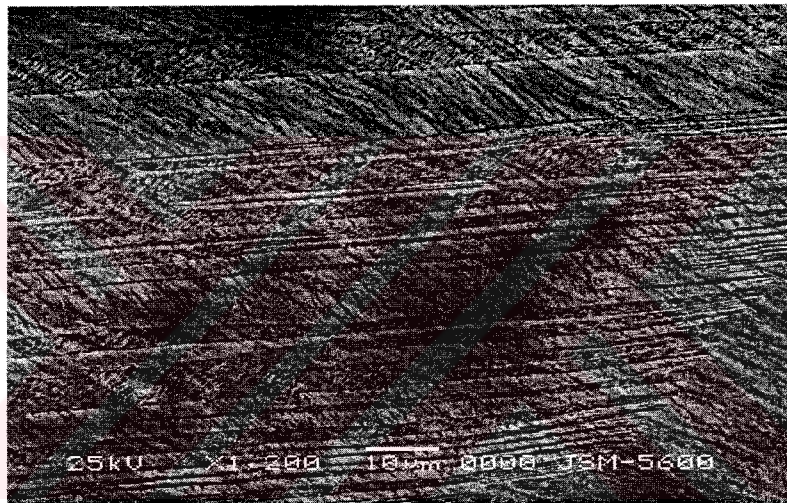
(e)

Şekil 6.28. Alaşım 1 e ait (a) Döküm; (b) Isıl işlem görmüş; (c) 15kGy Gama radyasyonuna maruz kalan; (d) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulan; (e) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulan numunelerin SEM fotoğrafları.

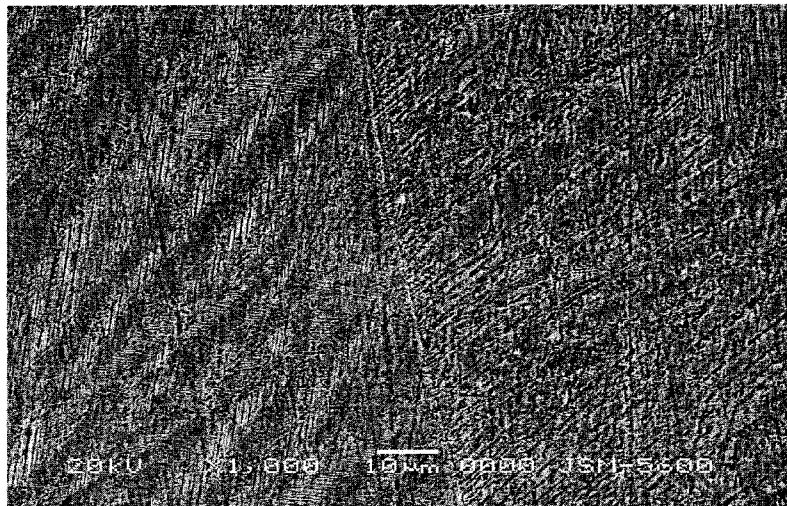
Şekil 6.29 da Alaşım 2 numunesine ait SEM fotoğrafları görülmektedir. Şekil 6.29 a da hiçbir ısıl işleme tabi tutulmadan, döküm sonrası elde edilen fotoğrafta meydana gelen defne yaprağı şeklinde yapılar oluşmuştur. Şekil 6.29 b de 930 °C de 30 dakika homojenleştirilen alaşımların buzlu su içerisine atılarak ani soğutma işlemine tabi tutulan numuneye ait mikrograf görülmektedir. Bu mikrografta dökümden sonra defne yaprağı şeklinde oluşan yapıların ısıl işlem ile martensit faza dönüşmesi sağlanmıştır. Şekil 6.29 c de gama radyasyonuna tabi tutulan numunede tane sınırının ayırdığı iki farklı bölge görülmektedir. Biri diğerine göre daha açık olan bu bölgelerin radyasyonlama ile ortaya çıktığı düşünülmektedir. Yine DSC ve iletkenlik ölçümlerine göre numune de martensit $\leftrightarrow$ austenit ters dönüşüm sıcaklıklarında düşmeler tespit edilmiştir. Bunun sebebinin de kristal yapı bozulmasından kaynaklandığı düşünülmektedir (Rangel ve diğ., 1998). Şekil 6.29 d ve e sırasıyla $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 ve 2 saat nötron radyasyonuna tabi tutulan numunelerin yüzey fotoğraflarıdır. Uygulanan radyasyonlar numune içerisinde bozulmalara sebep olmuştur. Bu bozulmalar yapı içerisinde siyah lekeler şeklinde görülmektedir. Çünkü nötron radyasyonu, uygulanan radyasyon oranına, radyasyonun uygulanma süresine ve numunenin boyutlarına bağlı olarak yapıyı bozmaktadır (Russel ve Garner, 1988).



(a)



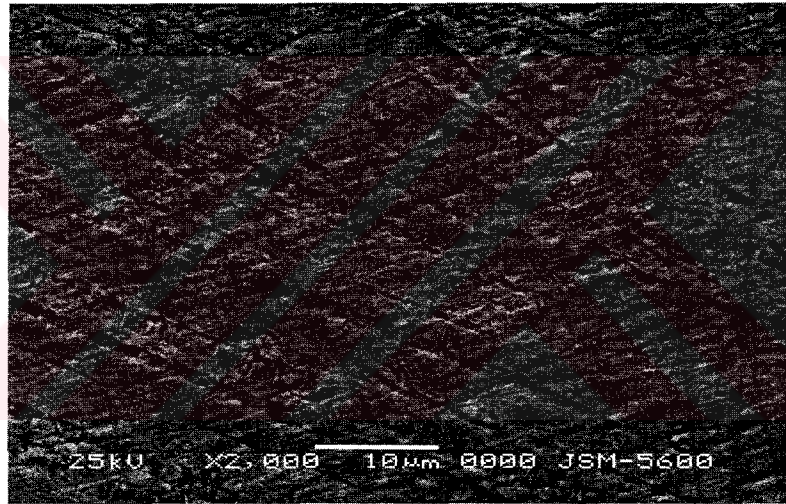
(b)



(c)



(d)



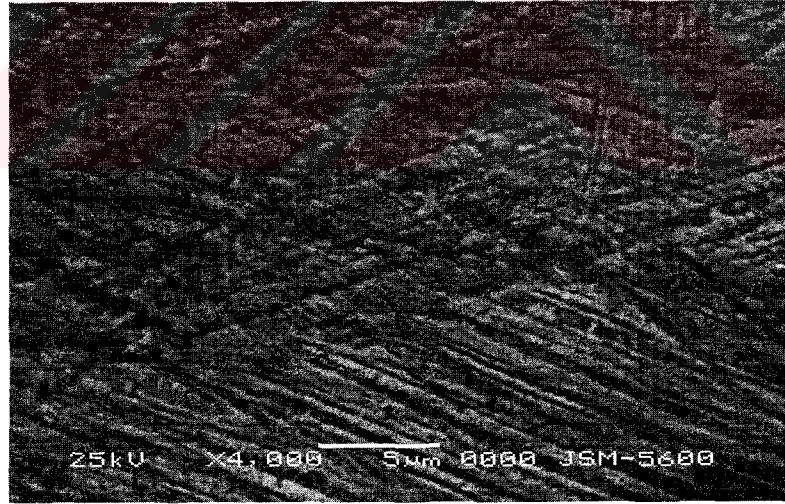
(e)

Şekil 6.29. Alaşım 2 ye ait (a) Döküm; (b) Isıl işlem görmüş; (c) 15kGy Gama radyasyonuna maruz kalan; (d) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulan; (e) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulan numunelerin SEM fotoğrafları.

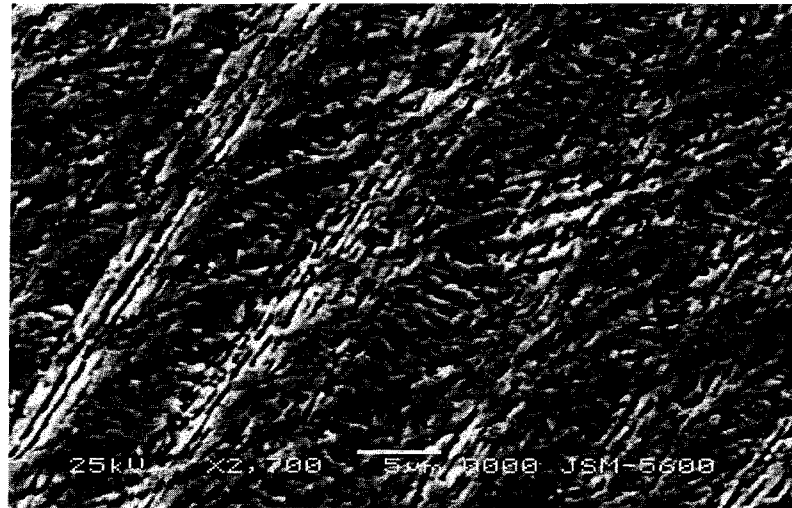
Şekil 6.30 da Alaşım 3 numunesine ait SEM fotoğrafları görülmektedir. Şekil 6.30 a da hiçbir ısıl işleme tabi tutulmadan, döküm sonrası elde edilen numunenin yüzey fotoğrafı görülmektedir. Isıl işleme tabi tutulmuş alaşımlarda (b) döküm esnasında oluşan yapılar homojenleştirme ve hızlı soğutma sonunda martensit faza dönüşmüşlerdir. Oda sıcaklığında yapı tamamen martensit fazdadır. Gama

radasyonuna tabi tutulan (c) numunede yapı içerisinde siyah bölgelerin meydana geldiği tespit edilmiştir. Bu durum uygulanan gama radyasyonu esnasında numune içerisinde yapı bozulmalarının olduğu çökeltilerin meydana geldiği anlamındadır. Zaten gama radyasyonunun mevcut yapıyı bozucu etkisi yapılan araştırmalar ile de ortaya çıkmıştır (Rangel ve diğ., 1998).

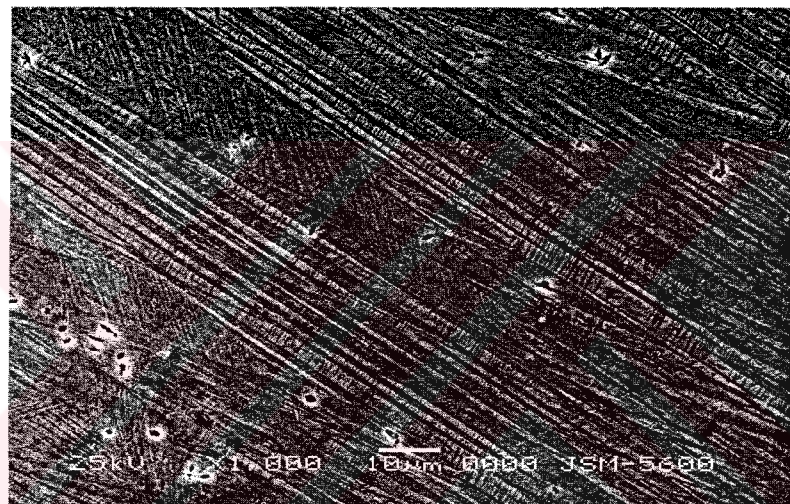
Şekil 6.30 d ve e sırasıyla $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 ve 2 saat nötron radyasyonuna tabi tutulduktan sonra çekilen mikrograflardır. Uygulanan radyasyonlar numune içerisinde kristal kusurlarına ve çökeltilerin oluşmasına sebep olmuştur. Alaşım 1 ve Alaşım 2 ile kıyaslandığında bu alaşımda bozulmaların çok daha ileri boyutta olduğu görülmektedir. Bu da radyasyonun alaşımlara farklı şekillerde etki ettiğinin bir delili olarak gösterilebilir. Nötron radyasyonu, uygulanan radyasyon oranına, radyasyonun uygulanma süresine ve numunenin boyutlarına bağlı olarak yapıyı bozmaktadır (Russel ve Garner, 1988; Matsukawa ve diğ., 1999; Song ve diğ., 2000; Kozlov ve diğ., 2000; Yoshiie ve diğ., 2000; Nemoto ve diğ., 2000).



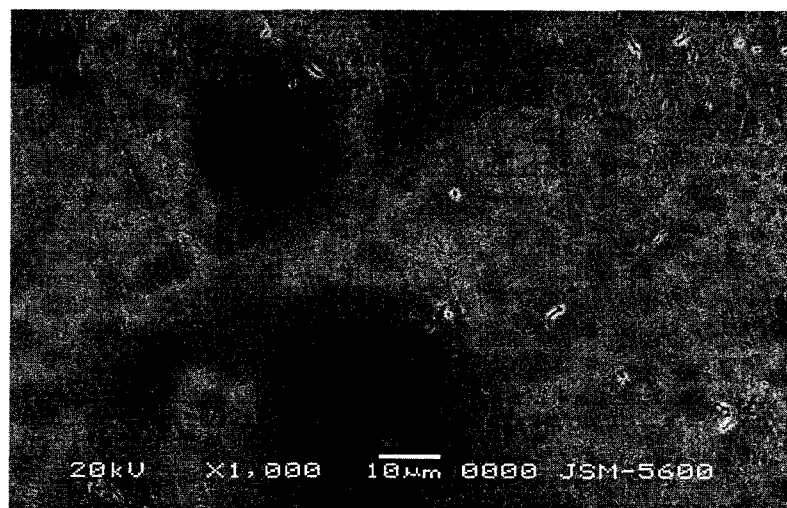
(a)



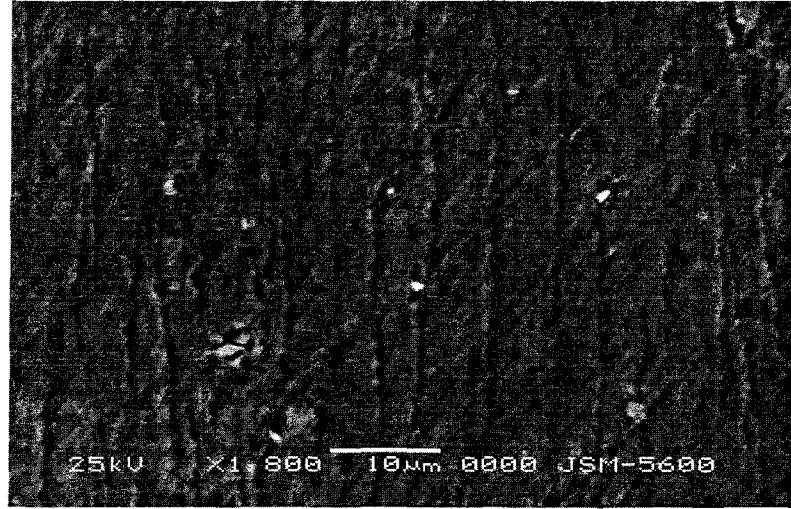
(b)



(c)



(d)



(e)

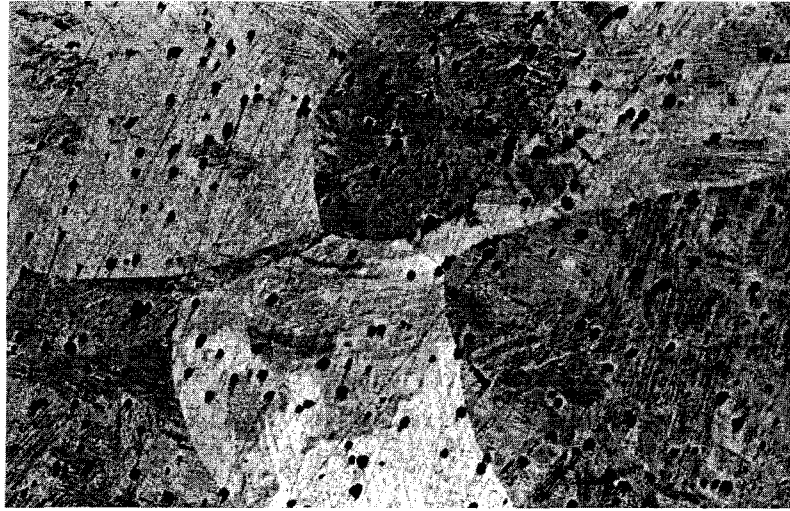
Şekil 6.30. Alaşım 3 e ait (a) Döküm; (b) Isıl işlem görmüş; (c) 15kGy Gama radyasyonuna maruz kalan; (d) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat tutulan; (e) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat tutulan numunelerin SEM fotoğrafları.

Sonuç olarak, Dökümden elde numunelere Bölüm 5 de belirtilen ısıt işlem uygulanarak martensit yapı elde edilmiştir. Elde edilen bu martensit yapılar ^{60}Co γ radyasyonu, $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 ve 2 saat nötron radyasyonuna tutulmuşlardır. Uygulanan bu radyasyonlama işlemi sonucunda martensit yapılar da bozulmaların ve çökelti fazlarının meydana geldiği tespit edilmiştir. Radyasyonlama işleminin alaşımlara farklı oranlarda etki ettiği görülmüştür.

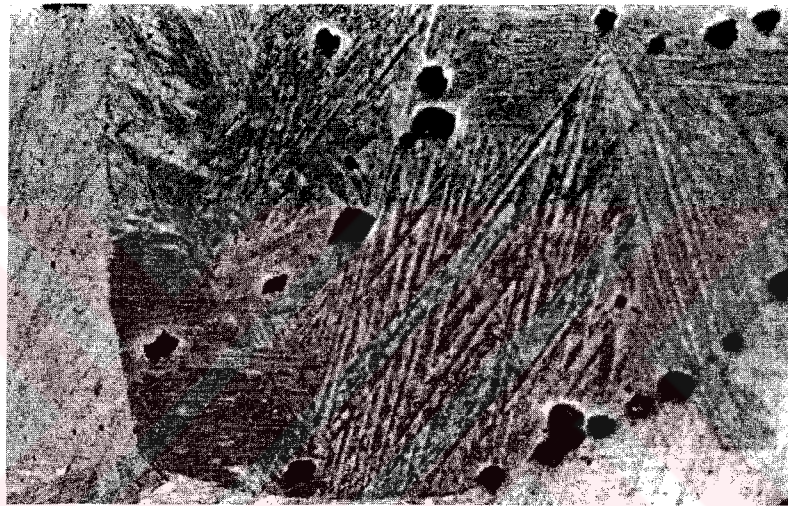
6.5. Optik Mikroskop Gözlem Sonuçları

Üzerinde çalışılan Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numuneleri β -faz bölgesinde 30 dakika homojenleştirildikten sonra gama ve nötron radyasyonlarına tabi tutulmuşlardır. Bu üç alaşım Bölüm 5 de belirtilen dağlama çözeltisi ile dağlandıktan sonra optik mikroskopta metalografik olarak incelendi. Polikristal olan bu numunelerin tane yapıları ve martensit morfolojileri gözlemlendi.

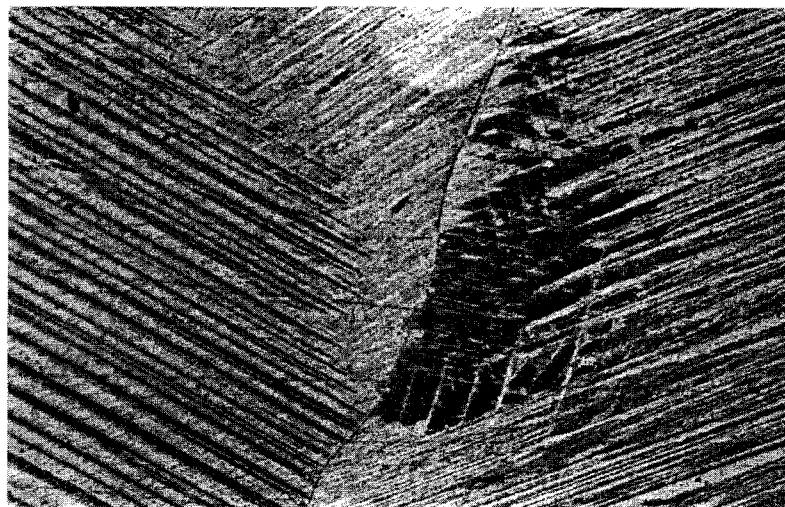
Şekil 6.31 de Alaşım 1 numunesine ait optik fotoğraflar görülmektedir. Şekil 6.31 a ve b döküm sonrası elde edilen numunenin optik fotoğraflarıdır. Şekilde de görüldüğü gibi dökümden meydana gelen bir çok çökelti fazları vardır. Ayrıca Şekil 6.31 b de tanelerden birisi içinde döküm sonrasındaki soğuma hızının yüksek olmasından dolayı V-tip martensitler oluşmuştur. Bu çökelti hem tane sınırlarında hem de tane içinde görülmektedir. Isıl işleme tabi tutulmuş alaşımlarda (c-d) bu çökelti kaybolduğu gözlenmiştir. Döküm esnasında oluşan bu çökelti homojenleştirme işlemi esnasında tane içinde çözülmüş ve kaybolmuştur. Homojenleştirme ve hızlı soğutma sonunda yapıda martensit faz meydana gelmiştir ve oda sıcaklığında numune tamamen martensit fazdadır. Isıl işlem sonunda numunenin bazı bölgelerinde V-tip martensitler oluşmuştur. Ayrıca bazı plakalar üzerinde oluşan bantlar görülmektedir. Bu bantlar, numunenin yüksek sıcaklıklardan ani soğutulması esnasında büyük sıcaklık değişimi sonucunda meydana gelmektedir. Soğutma işlemi esnasında numunede büyük iç gerilmeler meydana gelmekte ve bu gerilmeler plakalar üzerinde böyle bantların oluşmasına sebep olmaktadır (Kayalı ve diğ., 1997). Gama radyasyonuna tabi tutulan (e-f) numunede açık ve koyu bölgelerin meydana geldiği tespit edilmiştir. (g-h) ve (ı-j) sırasıyla $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 ve 2 saat radyasyona tabi tutulan numunelerin optik fotoğraflarıdır. Elde edilen fotoğraflarda martensit fazın mevcut olduğu bölgeler bulunmakla birlikte martensit fazın kaybolduğu bölgeler de görülmektedir. Nötron radyasyonunun kristal yapılar da büyük oranda kusurlara sebep olduğu bilinmektedir (Russel ve Garner, 1988). Martensit fazın bazı bölgelerinde kaybolmasının sebebi, radyasyon etkisinde yüzeyde numune sıcaklığının yükselmesi olabilir. Yine burada yüksek sıcaklıklardan soğutma sonrasında oluşan bantlar (g) görülmektedir.



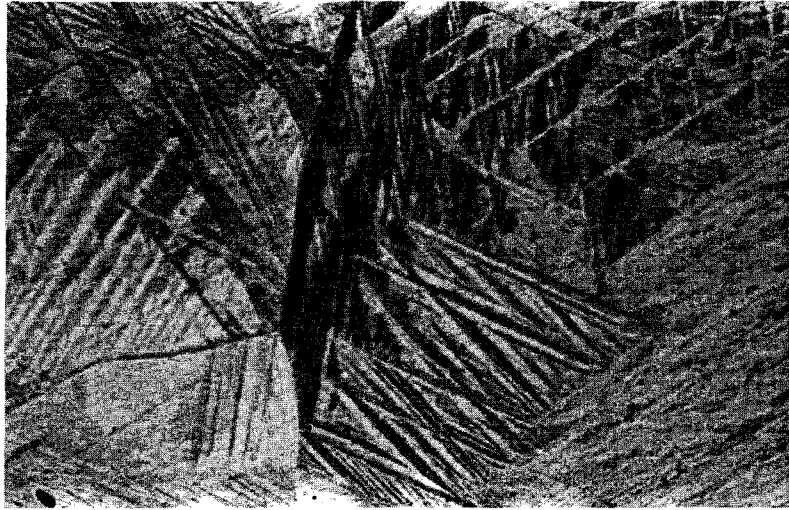
(a)



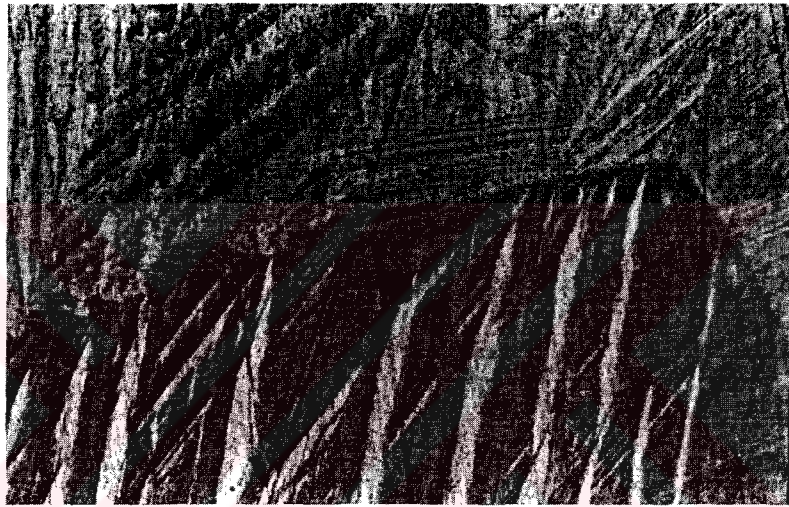
(b)



(c)



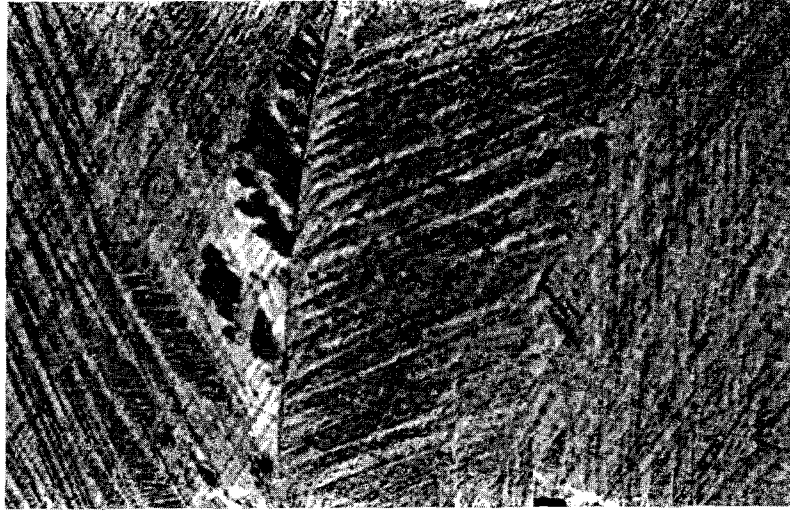
(d)



(e)



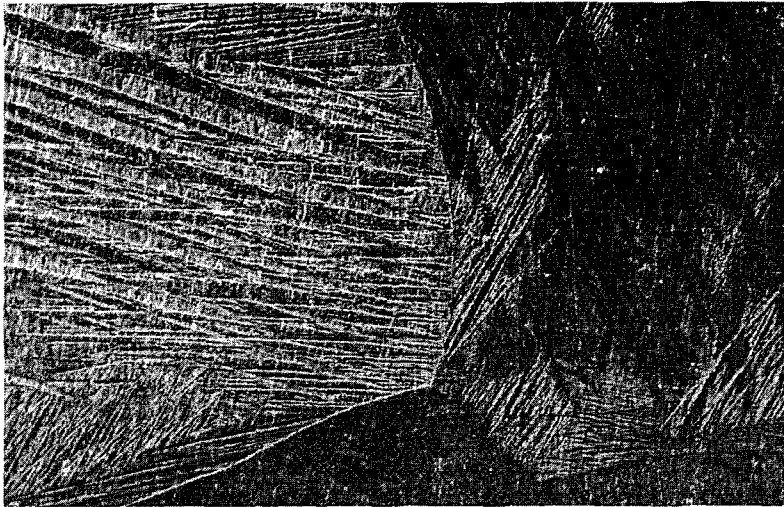
(f)



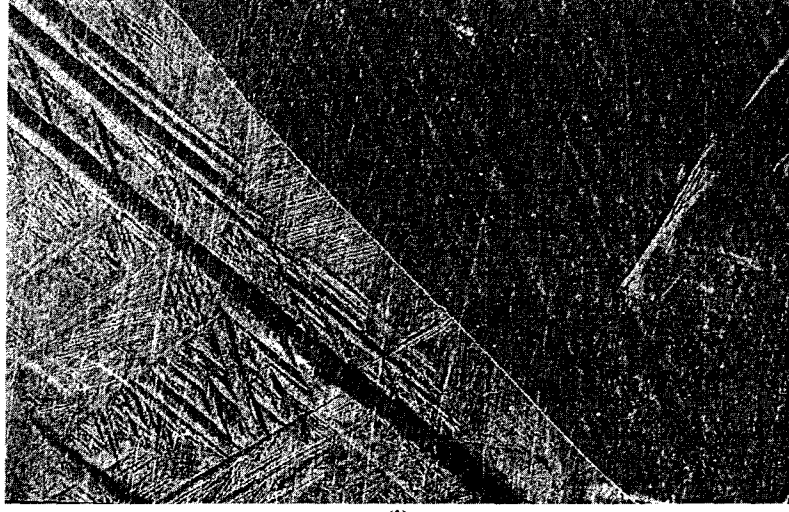
(g)



(h)



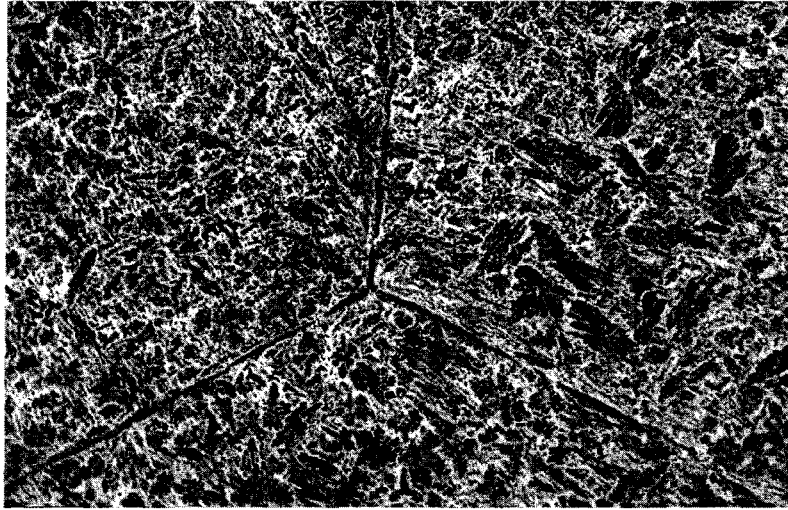
(i)



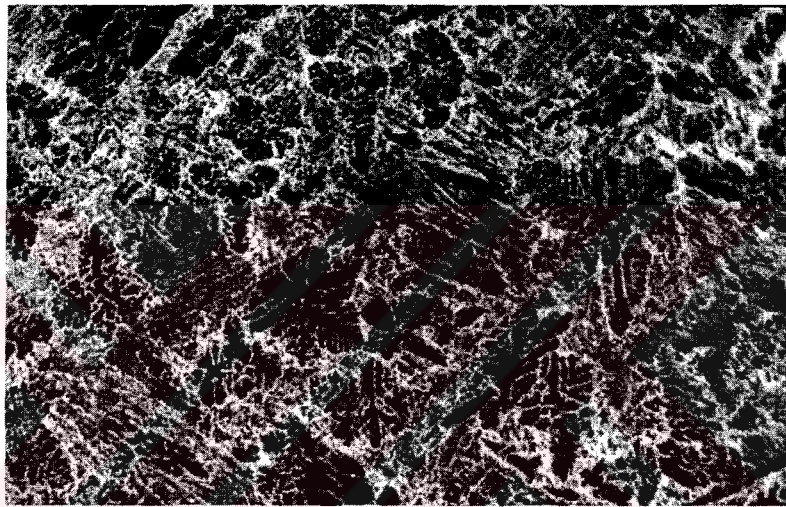
(j)

Şekil 6.31. Alaşım 1 numunesine ait yüzey fotoğrafları [(a, x100; b, x200) Döküm; (c, x100; d, x100) Isıl işlem; (e, x100; f, x200) 15kGy Gama radyasyonu; (g, x100; h, x100) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat; (i, x100; j, x100) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat].

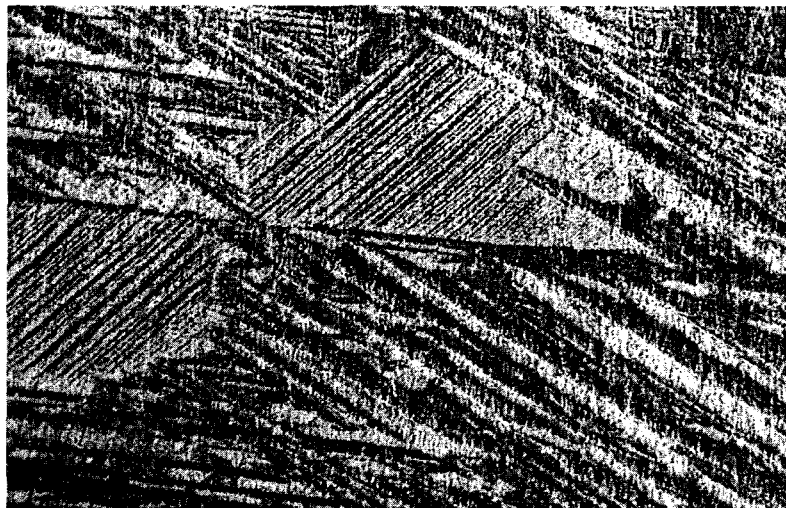
Şekil 6.32 de Alaşım 2 numunesine ait optik fotoğraflar görülmektedir. Şekil 6.32 a ve b hiçbir ısıl işleme tabi tutulmadan, döküm sonrası elde edilen numunelerin yüzey fotoğraflarıdır. Şekilde de görüldüğü gibi numunede döküm sonrasında defne yaprağı şeklinde bölgeler oluşmuştur. Numunenin ısıl işleme tabi tutulması ile bu alaşımda (c-d) oluşan defne yaprağı şeklinde bölgeler martensit faza dönüşmüştür. Oda sıcaklığında bu numune martensit fazdadır. Tek taneden alınan martensit yapıya ait (d) fotoğraf görülmektedir. Gama radyasyonuna tabi tutulan (e-f) numunede açık ve koyu bölgelerin meydana geldiği tespit edilmiştir. Bu bölgelerin radyasyonlama ile ortaya çıktığı düşünülmektedir. Yine burada da numune içerisinde hakim faz martensit yapı olmasına rağmen bainit faz olduğu tahmin edilen bölgelerin olduğu görülmektedir. (g-h) ve (i-j) sırasıyla $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 ve 2 saat nötron radyasyonuna tabi tutulan numunelerin optik fotoğraflarıdır. Bazı bölgelerde martensit fazın mevcut olduğu bölgeler olmakla birlikte martensit fazın kaybolduğu bölgeler de görülmektedir. Nötron radyasyonu numune içerisindeki martensit plakaların bozulmasına sebep olmaktadır. Bu bozulma radyasyonun şiddetine, numunenin şekline, numune yüzeyine gelen radyasyonun açısına ve numunenin yaşlandırılmasına göre farklı özellikler göstermektedir. (Matsukawa ve diğ., 1999; Song ve diğ., 2000; Kozlov ve diğ., 2000; Yoshiie ve diğ., 2000; Nemoto ve diğ., 2000).



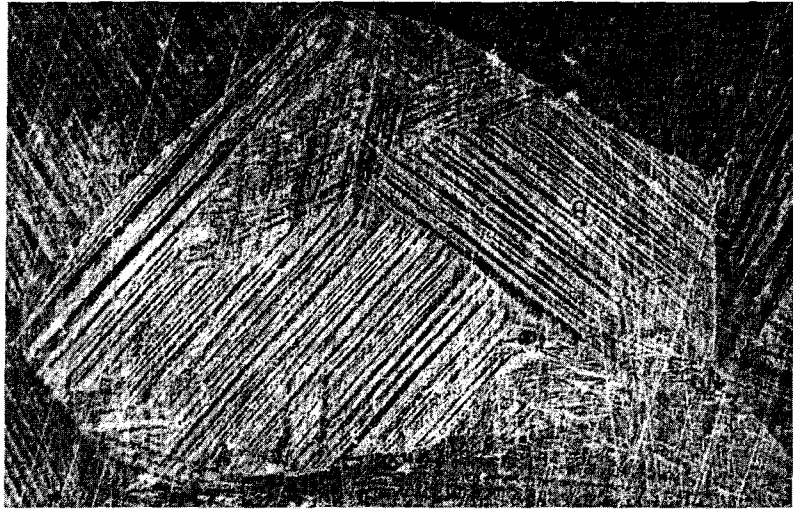
(a)



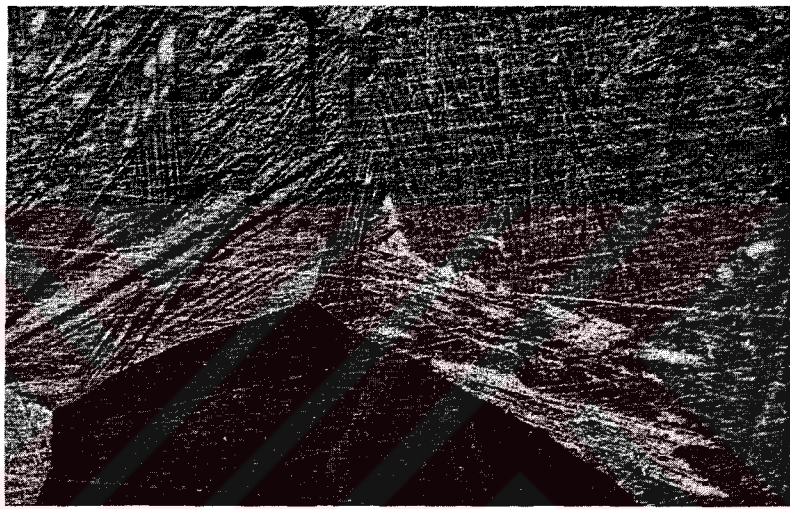
(b)



(c)



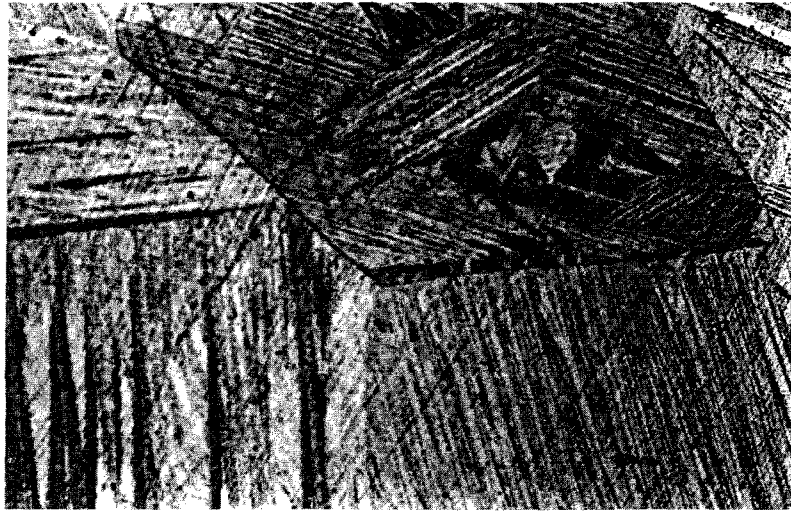
(d)



(e)



(f)



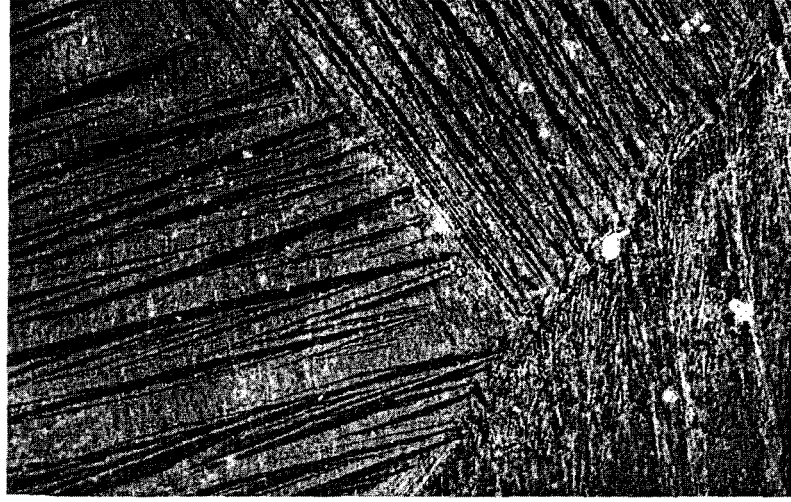
(g)



(h)



(i)



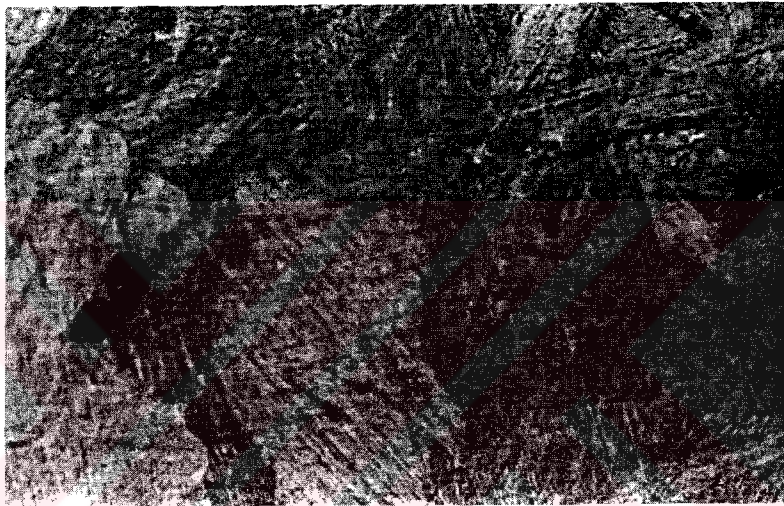
(j)

Şekil 6.32. Alaşım 2 numunesine ait yüzey fotoğrafları [(a, x200; b, x400) Döküm; (c, x150; d, x150) Isıl işlem; (e, x100; f, x400) 15kGy Gama radyasyonu; (g, x100; h, x200) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat; (ı, x100; j, x200) $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat].

Şekil 6.33 de Alaşım 3 numunesine ait yüzey fotoğrafları görülmektedir. Şekil 6.33 a ve b döküm sonrası elde edilen numuneye ait yüzey fotoğraflarıdır. Şekilde de görüldüğü gibi yapı büyük oranda bainit ve az miktarda da martensit yapıya sahiptir. Isıl işleme tabi tutulmuş numunede (c-d) döküm esnasında oluşan yapılar homojenleştirme ve hızlı soğutma işlemi sonunda martensit faza dönüşmüşlerdir. Oda sıcaklığında yapı tamamen martensit fazdadır. Gama radyasyonuna tabi tutulan (e-f) numunede açık ve koyu bölgelerin meydana geldiği tespit edilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi numune içerisinde bazı farklılaşmalar meydana gelmiştir. (g-h) ve (ı-j) sırasıyla $8 \times 10^{12} \text{ n/cm}^2$ nötron akısında 1 ve 2 saat nötron radyasyonuna tutulan numunelerin optik fotoğraflarıdır. Bazı bölgelerde martensit fazın bulunduğu kısımlar olmakla birlikte martensit fazın kaybolduğu bölgeler de görülmektedir. Nötron radyasyonunun Alaşım 1 ve Alaşım 2 de olduğu gibi bu alaşımda da bölgesel olarak bozulmalara sebep olduğu ortaya çıkmıştır. Radyasyonun kristal yapılarda yoğun kristal kusurlarına sebep olduğu bilinmektedir (Russel ve Garner, 1988; Matsukawa ve diğ., 1999; Song ve diğ., 2000; Kozlov ve diğ., 2000; Yoshiie ve diğ., 2000; Nemoto ve diğ., 2000). Martensit fazların radyasyona bağlı olarak azalması ve kaybolması numune içinde oluşan yapı bozukluklarından ve numunenin radyasyonla etkileşme sırasında oluşan sıcaklık yükselmesinden kaynaklanabilir.



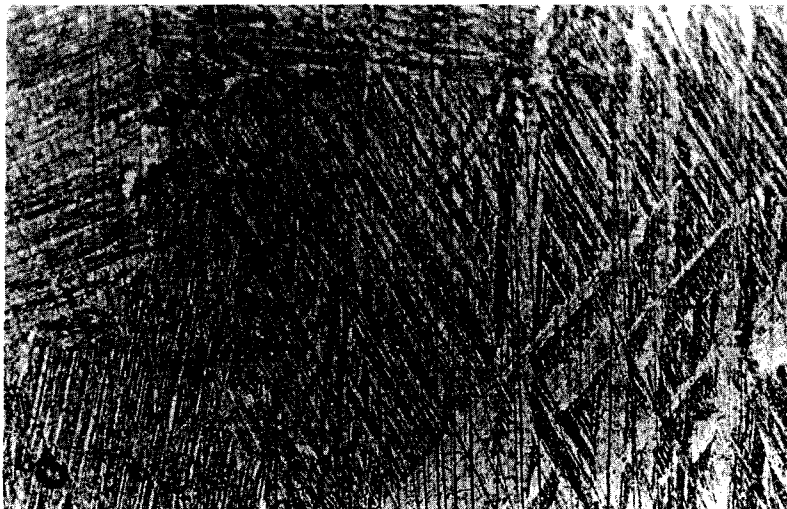
(a)



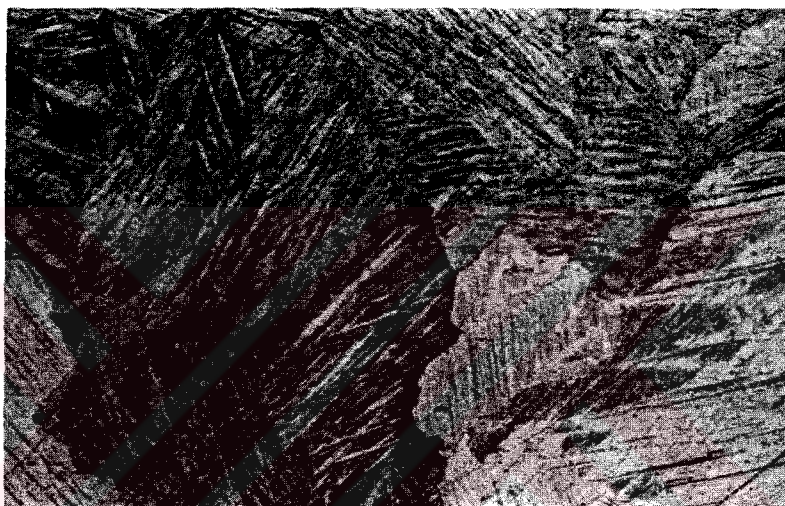
(b)



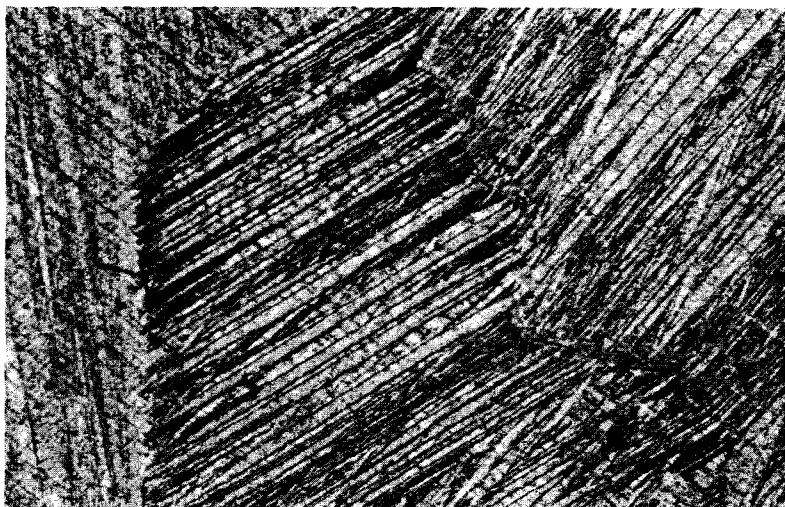
(c)



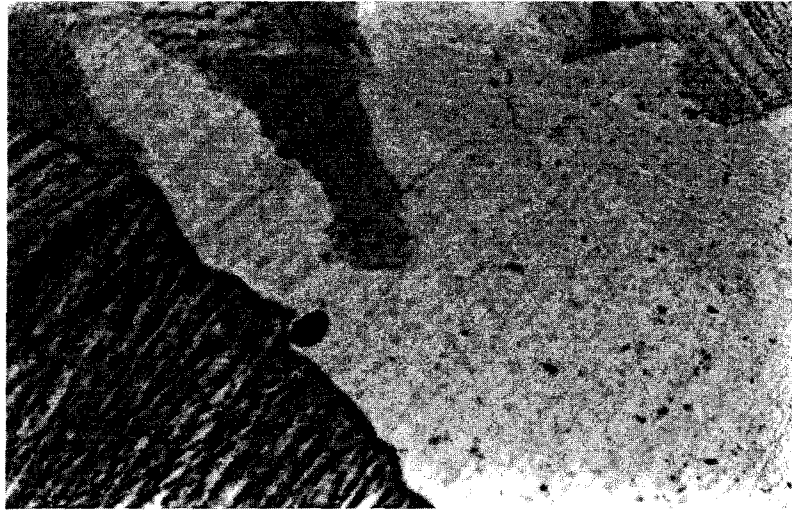
(d)



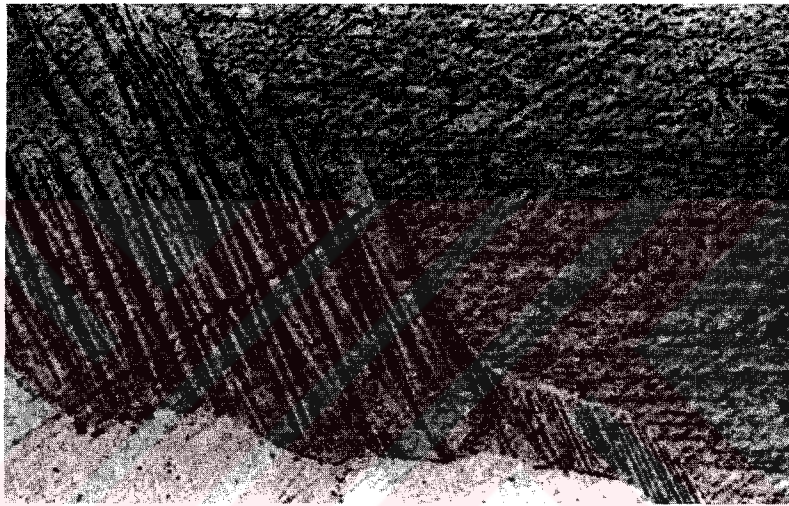
(e)



(f)



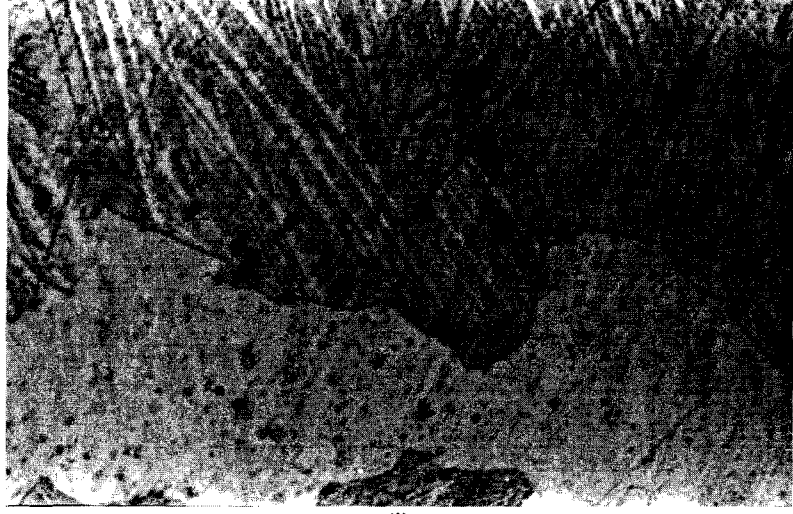
(g)



(h)



(i)



(j)

Şekil 6.33. Alaşım 3 numunesine ait yüzey fotoğrafları [(a, x200; b, x150) Döküm; (c, x100; d, x200) Isıl işlem; (e, x100; f, x400) 15kGy Gama radyasyonu; (g, x100; h, x200) $8 \times 10^{12} \text{n/cm}^2$ nötron akısında 1 saat; (i, x100; j, x100) $8 \times 10^{12} \text{n/cm}^2$ nötron akısında 2 saat].



7. SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında metal ve alaşımların elektrik direncinin ölçümü için kullanılan deney düzeneği Şekil 5.2 de gösterilmiş olup, Fırın ve dört uç birimi tarafımızdan yapılmıştır. Dört Uç biriminden elde edilen değerler, Keithley–2000 Dijital Multimetre (DMM) ile bilgisayara aktarılmıştır.

Üzerinde çalışılan Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numunelerinin ağırlıkça bileşim oranları Cu-13Al-4Ni; Cu-13,5Al-4Ni; Cu-12,7Al-5Ni-2Mn dir. Bu alaşımların elektron/atom (e/a) oranları ise Alaşım 1 için 1,55; Alaşım 2 için 1,57; Alaşım 3 için 1,57 dir. Her üç alaşıma Bölüm 5 de belirtilen deneysel işlemler uygulandı. Bu deneysel işlemlerde belirtildiği gibi numuneler, β -faz bölgesinden ani soğutma sonrası martensit faza dönüştürüldü. Martensit fazdaki numuneler gama ve nötron radyasyonlarına tabi tutuldular. Bu numunelerin özellikleri elektriksel direnç ölçümleri, DSC ölçümleri, X-ışını difraksiyonu, taramalı elektron mikroskobu ve optik mikroskop metodları ile incelendi.

I. Elektriksel Direnç Sonuçları

İncelediğimiz alaşımların sıcaklığa bağlı olarak dirençlerinde meydana gelen değişimlerin eğrilerinden;

(I) Her üç alaşımında ısıtma esnasında martensit fazdan austenit faza geçişte bağıl direncin düştüğü, soğutma esnasında ise austenit fazdan martensit faza geçişte bağıl direnç değerinin arttığı tespit edildi. Direnç değişimi gösteren grafiklerden A_s , A_f , M_s ve M_f sıcaklıkları da belirlendi. DSC ölçümleri ile belirlenen değerlerle ve literatürde bulunan sonuçlarla uyum içinde olduğu görüldü.

(II) martensit $\leftrightarrow$ austenit dönüşüm sıcaklıkları bölgesi dışında kalan sıcaklıklarda oluşan bağıl direnç değişimlerinin bölgesel olarak dağılmış zorlardan ve alaşım içindeki kusurlardan kaynaklandığı sonucuna varıldı.

(III) Gama radyasyonuna tabi tutulmuş Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numunelerinin ters dönüşüm sıcaklıkları A_s , A_f , M_s ve M_f de düşmelerin olduğu elde

edilen direnç-sıcaklık grafiklerinden tespit edildi. Bu düşüşlerin alaşımların kristal yapı bozukluklarındaki artışlardan ve çökelti fazların oluşmasından kaynaklandığı belirtilmekle birlikte bu konunun mekanizması araştırmacılar tarafından yoğun olarak incelenmektedir (Matsukawa ve diğ., 1999; Hoshiya ve diğ., 1998). Radyasyona tabi tutulan numunelerin histerisiz bölgeleri, ısıtma işlemine tabi tutulan numunenin histerisiz bölgesine göre daha dardır. Bunun sebebi, bazı taneler içinde martensit fazın nötron radyasyonu ile radyasyonlama sırasında oluşan çökelti fazlarına, atomik yapı değişimine ve kristal kusurların oluşmasına dayandırılabilir.

(IV) Nötron radyasyonuna tabi tutulan Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numunelerinin martensit $\leftrightarrow$ austenit ters dönüşüm sıcaklıkları A_s , A_f , M_s ve M_f de düşmelerin meydana geldiği elde edilen elektriksel direnç eğrilerinden görülmektedir. Uygulanan nötron radyasyonunun dönüşüm sıcaklıklarını düşürdüğü ve histerisizlerin daralmasına neden olduğu sonucuna varıldı ve literatür ile uyum içerisinde olduğu görüldü (Matsukawa ve diğ., 1999; Hoshiya ve diğ., 1998). Nötron radyasyonuna tabi tutulan numunelerin histerisiz genişlikleri, ısıtma işlem ve gama radyasyonuna tutulan numunelerin histerisiz değerlerinden daha dardır. Dönüşüm sıcaklıklarının dışında kalan sıcaklıklarda gözlenen direnç değişimleri, alaşım içindeki kusurlardan ve bölgesel olarak dağılmış zorlardan meydana gelir. Radyasyona maruz bırakılan numunelerin dönüşüm sıcaklıklarında azalmaların meydana gelmesi, direnç histerisizlerinin daralması hem radyasyon etkisi ile hem de radyasyonlama sırasında bazı taneler içinde oluşan çökelti fazlarına, atomik yapı değişimine ve kristal kusurların oluşmasına dayandırılabilir.

II. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Sonuçları

İncelediğimiz alaşımların DSC eğrilerinden;

(I) Her üç alaşımın oda sıcaklığında martensit yapıya sahip olduğu belirlendi. Bu sonuç metalografik gözlemler ve yaptığımız diğer ölçümlerle de uyum içindedir.

(II) Her üç alaşım için de dışarıdan uygulanan farklı zorların martensit $\leftrightarrow$ austenit ters dönüşüm sıcaklıklarını yükselttiği belirlendi.

(III) Alaşım 1 için 10 °C/dak olarak alınan ısıtma hızına ait dönüşüm sıcaklıkları A_s , A_{max} , A_f , M_s , M_{max} ve M_f için austenit başlama ve bitiş sıcaklıklarının uygulanan

diğer ısıtma hızları ile kıyaslandığında en düşük, martensit başlama ve bitiş sıcaklıklarının ise daha yüksek değerlere sahip oldukları belirlendi.

(IV) Alaşım 2 ve Alaşım 3 için 10 °C/dak olarak alınan ısıtma hızına ait austenit↔martensit başlama ve bitiş sıcaklıkları, uygulanan diğer ısıtma hızları ile kıyaslandığında büyük bulunmuştur. Bu sonuç, martensit fazın ilk durumundaki kararlılığına dayandırıldı.

(V) Alaşım 2 nin radyasyon uygulanmadan önceki dönüşüm sıcaklıkları A_s , A_{max} , A_f , M_s , M_{max} ve M_f nin gama radyasyonu uygulandıktan sonraki dönüşüm sıcaklıklarından daha büyük olduğu bulundu.

(VI) Alaşım 1 ve Alaşım 3 numunelerine radyasyon uygulanmadan önceki dönüşüm sıcaklıkları A_s , A_{max} , A_f , M_s , M_{max} ve M_f nin gama radyasyonu uygulandıktan sonraki dönüşüm sıcaklıklarından daha küçük olduğu belirlendi.

(VII) Her üç alaşıma uygulanan nötron radyasyonunun, ısıtma işlem görmüş alaşımlardan elde edilen martensit→austenit ve austenit→martensit ters dönüşüm sıcaklıklarını düşürdüğü belirlendi. Bu düşüşün radyasyonla oluşan kristal kusurlarından ve sıcaklık artışlarının sebep olduğu faz dönüşümleri ile çökeltilerin oluşmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu düşüşler literatür ile uyum içinde olup mekanizması tam olarak bilinmemektedir (Matsukawa ve diğ., 1999; Hoshiya ve diğ., 1998).

(III) X-Işını Difraksiyonu Sonuçları

Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numuneleri β -faz bölgelerinde 30 dakika homojenleştirildikten sonra tuzlu-buzlu suda ani olarak soğutulmuşlardır. Hızlı soğutma sonrasında çeşitli gruplara ayrılan alaşım numunelerinin bir grubuna gama radyasyonu, bir grubuna da nötron radyasyonu uygulanarak x-ışını toz ve parça difraktogramları alınmıştır. Elde edilen bu difraktogramların kullanılması ile alaşımların kristal yapıları belirlenmiş difraksiyon pikleri indislenerek tablolar halinde verilmiştir. Bu deney verileri kullanılarak elde edilen sonuçları şu şekilde sıralayabiliriz.

(I) Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numunelerinin β -faz bölgelerinden tuzlu-buzlu suda hızlı soğutmayla gerçekleştirilen dönüşümünün $\text{DO}_3 \rightarrow \text{M18R}$ şeklinde olduğu belirlendi (Adıgüzel ve diğ., 1989; Morris, 1992; Aydoğdu, 1995; Balo, 1999).

(II) Bahsedilen ısııl işleme tabi tutulan Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numunelerinden alınan x-ışını toz difraksiyon piklerinin indisleri ve 18R martensit yapının örgü parametreleri sırasıyla tablo 6.17, tablo 6.20, tablo 6.23 de verilmiştir. Bu sonuçlar kullanılarak her üç alaşımın a/b oranları $\sqrt{3}/2$ den küçük olduğu belirlendi. β -faz alaşımlarında martensit faz için a/b oranının $\sqrt{3}/2$ den küçük olması ve piklerin ayrı ayrı çıkması düzenliliğin bir ölçüsüdür (Xuan ve diğ., 1987; Adıgüzel ve diğ., 1989). Elde edilen bu sonuçlardan alaşımların martensit fazda düzenli yapıda oldukları sonucuna varıldı.

(III) Her üç alaşımda da β açısı 90° den küçük çıkmıştır. Buradan da alaşımların monoklinik distorsiyona uğradığı anlaşılmıştır.

(IV) Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerine uygulanan gama radyasyonu sonucunda piklerin sayısında, ısııl işlem görmüş numunelere kıyasla azalmalar meydana geldiği görüldü. Ayrıca rg parametrelerinde de değişmelerin meydana geldiği belirlendi. Her iki alaşımın da β monoklinik açıları ısııl işlem görmüş alaşım numunelerin β açılarına göre daha küçük değerde olduğu bulundu. Uygulanan gama radyasyonunun β açısında klmelere sebep olması atomik düzensizliğe de sebep oluşunun bir ölçüsüdür (Wei ve diğ., 1997).

(V) Alaşım 3 numunesine uygulanan gama radyasyonu sonucunda elde edilen difraktogramdaki pik sayılarının ısııl işlem görmüş numunenin pik sayılarına kıyasla daha fazla olduğu görüldü. Yine gama radyasyonunun örgü parametrelerine ve monoklinik (β) açısına da etki ettiği belirlendi. Gama radyasyonuna tabi tutulan Alaşım 3 numunesinin monoklinik (β) açısının, ısııl işlem görmüş Alaşım 3 numunesinin (β) açısına kıyasla, daha küçük değerde olduğu tespit edildi.

(VI) Nötron radyasyonuna tabi tutulan Alaşım 1 numunesinin x-ışını difraktogramındaki pik sayılarının aynı alaşımın ısııl işlem görmüş numunelerinin pik sayılarından fazla oldukları belirlendi. Buna karşılık nötron radyasyonunun pik şiddetlerinde azalmalara da sebep olduğu belirlendi. Bu pik sayısı ve pik şiddetindeki değişimler nötron radyasyonunun hem kristal yapıyı değiştirdiği, çökelti fazları gibi

yeni fazların oluştuğuna hem de mevcut olan kristal yapıda yapı bozuklukları oluşturduğuna işaret etmektedir (Wei ve diğ., 1997). Piklerin sayısındaki değişim çökelti fazlarının oluştuğunu, piklerin yerlerindeki kayma mevcut fazların örgü parametrelerinin değiştiğini, piklerin şiddetindeki azalmalarda mevcut kristallerde çok sayıda kusur oluştuğuna işaret etmektedir. Nötron radyasyonu etkisiyle monoklinik (β) açısının ısı işlem görmüş alaşım 1 numunesinin (β) açısına göre daha küçük değerde olduğu belirlendi. β açısında ki küçülmenin atomik düzensizliği gösterdiği bilinmektedir (Wei ve diğ., 1997).

(VII) Nötron radyasyonuna tabi tutulan Alaşım 2 numunesinin x-ışını difraksiyon deseninde dört pik görülmektedir. Aynı alaşımın nötron radyasyonuna tabi tutulmamış numunelerinden elde edilen x-ışını difraksiyon deseninde daha fazla sayıda pik mevcuttur. Aynı alaşımın nötron radyasyonu ile pik sayısındaki değişim numunenin kristal yapısında değişim olduğunu gösterir. Mevcut piklerden hesaplanan örgü parametreleri nötron radyasyonunun örgü parametrelerini değiştirdiğini ve (β) monoklinik açısının azalmasına sebep olduğunu göstermektedir. (β) monoklinik açısının azalması düzensizliğin artmasını gösterir (Wei ve diğ., 1997). Pik sayısındaki değişim yeni çökelti fazlarının oluştuğunu gösterir ve piklerin yerlerindeki kaymada mevcut fazların örgü parametrelerinin değiştiğini göstermektedir.

(VIII) Alaşım 3 numunesine uygulanan nötron radyasyonu sonucunda ısı işlem görmüş numunelere nazaran daha az sayıda pik meydana gelmiştir. Yine radyasyon etkisi ile örgü parametrelerinde değişimler meydana gelmiş ve monoklinik açısı β ısı işlem görmüş numunenin monoklinik açısından daha küçük çıkmıştır. Bu alaşımda da temel yapı değişmemiştir ancak uygulanan nötron radyasyonu alaşım içindeki düzensizliği artırıcı bir rol oynamıştır.

(IX) Gama ve nötron ışınları ile alaşımların radyasyonlama işlemi sonucuna göre, radyasyonun alaşımın kristal yapısında düzensizliğe, çökelti fazlarının oluşmasına ve fazların miktarlarındaki değişime sebep olduğu belirlendi. Bu sonuçlar literatür ile uyum içindedir. Nötron radyasyonu bazı kristal yapılarda amorfluğa dahi sebep olabilmektedir (Russel ve Garner, 1988). Bu amorflaşma radyasyonun şiddetine, numunenin cinsine ve numunenin bileşenlerine göre farklı özellikler göstermektedir. (Matsukawa ve diğ., 1999; Song ve diğ., 2000; Kozlov ve diğ., 2000; Yoshiie ve diğ., 2000; Nemoto ve diğ., 2000). Bu alaşımlarda amorflaşma meydana gelmemiştir.

(V) Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve Metalografik Gözlem Sonuçları

Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3 numuneleri β -faz bölgelerinde 30 dakika homojenleştirme işleminden sonra ani olarak tuzlu-buzlu su içinde soğutulmuşlardır. Gama ve nötron radyasyonlarına tabi tutulan bu numuneler, Bölüm 5 de belirtilen dağlama çözeltisi ile dağlandıktan sonra SEM ve optik mikroskop gözlemleri yapıldı ve bu gözlemlerle elde edilen sonuçlar şu şekilde sıralanabilir:

(I) Her üç alaşım numunelerinin uygulanan ısıtma işleminden sonra martensit faza dönüştüğü ve oda sıcaklığında da martensit fazda bulunduğu belirlendi.

(II) Gama radyasyonuna tabi tutulan her üç alaşıma ait numunelerde ısıtma işlem sonucu oluşan morfolojik görüntülerde bazı bozulmaların meydana geldiği tespit edildi. Bu bozulmalar yapı içerisinde siyah noktalar olacak şekilde teşekkül etmiştir. Bu siyah noktaların gama radyasyonu sonucunda oluşan çökelti fazları olabileceği tahmin edilmektedir.

(III) Nötron radyasyonuna tabi tutulan alaşımların martensit yapılarında ısıtma işlem sonucu oluşan görüntülerde farklılaşmalar, hatta bazı tanelerde martensit fazların kaybolduğu belirlendi. Bu martensit fazın olmadığı bölgelerin radyasyonlama sonucu ortaya çıktığı tespit edilmiştir. Burada bazı taneler içinde martensit fazın görülmemesi tanelerin yönelim farklılığına, nötron radyasyonu ile radyasyonlama sırasında oluşan çökelti fazlarına, atomik yapı değişimine ve kristal kusurların oluşmasına dayandırılabilir. Ancak numunelerde yinede hakim fazın martensit faz olduğu x-ışını difraktogramlarından, DSC ölçümlerinden ve optik mikroskop gözlemlerinden anlaşılmaktadır. Bu sonuç, DSC ve iletkenlik ölçümlerinden elde edilen martensit $\rightleftharpoons$ austenit ters dönüşüm sıcaklıklarının incelemeleri ve histerisiz eğrileri ile de doğrulanmaktadır.

8 İLERİ ÇALIŞMALAR İÇİN ÖNERİLER

- (1) Gama radyasyonuna tabi tutulan alaşımların farklı sıcaklıklarda ve farklı sürelerde yaşlandırılması sonunda nasıl değişeceğinin incelenmesi.
- (2) Nötron radyasyonuna tutulan alaşımların farklı sıcaklıklarda ve farklı sürelerde yaşlandırılması sonunda nasıl değişeceğinin incelenmesi.
- (3) ısıtma işlemi, gama ve nötron radyasyonlarına tabi tutulan alaşımların sertlik ölçümlerinin incelenmesi ve bunların yaşlandırılma ile sertlikte meydana gelebilecek değişimlerin tespit edilmesi.
- (4) Radyasyona tabi tutulan alaşımların zor-zorlanma davranışı incelenebilir.
- (5) Radyasyona tabi tutulan alaşımların farklı ısıtma ve soğutma sonucunda meydana gelebilecek elektriksel direnç değişimleri incelenebilir.
- (6) Isıl işlem ve radyasyona tabi tutulan alaşımların yaşlandırma sonucu oluşan çökelti faz yoğunlukları gözlemlenebilir.
- (7) Çok yüksek dozadaki nötron kaynaklarından faydalanarak kristal yapılarda ve kimyasal kompozisyonda oluşacak değişimleri ve sonuçları incelenebilir.

9. KAYNAKLAR

Acton, A.F. ve Bevis, M., 1969, Generalised Martensite Crystallography Theory, **Materials Science**, 5, 19-29.

Adıgüzel, 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 Informationsgesellschaft Verlag, Oberursel, Germany, 109-114.

Andreasen, G.F. ve Morrow, R.E., 1978, Laboratory and Clinical Analysis of nitinol Wire, **American Journal of Orthodontics**, 73,2,142.

Artunç, E., 1988, Demir-Alüminyum-Karbon Alaşımlarındaki Martensitik Faz Dönüşümünün Kristalografik Analizi, **Doktora Tezi**, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

Aydoğdu, A, 1995, Şekil Hatırlamalı CuAlNi Alaşımlarındaki Martensitik Dönüşümler Üzerinde Termal Yaşlandırma Etkileri, **Doktora Tezi**, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

Bain, E.C., 1924, Nature of Martensite Trans., **A.I.M.E.**, 70, 25-37.

Balo, Ş.N., 1999, Cu-Al-Be ve Cu-Al-Ni Alaşımlarının Mekanik Etkilerle Şekil Hatırlama Özelliklerindeki Değişmelerin İncelenmesi, **Doktora Tezi**, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

Bentley, J., Eyre, B.L., Loretto, M.H., 1975, Fundamental Aspects of Radiation Damage in Metals, Eds. M.T. Robinson, F.W. Young, **US-ERDA Conf.-751006**, 925.

Beuhler, W.J., Gilfrich, J.W. ve Wiley, R.C., 1963, Effect of Low Temperature Phase Changes on the Mechanical Properties of Alloys Near Composition NiTi, **J. Appl. Physics**, 34, 1475-1477.

Bibby, M.J. ve Parr, J.G., 1964, **J. Iron Steel Inst.**, 202, 100.

Byun, T.S., Farrell, K., Lee, E.H., Hunn, J.D. ve Mansur L.K., 2001, Strain Hardening and Plastic Instability Properties of Austenitic Stainless Steels After Proton and Neutron Irradiation, **Journal of Nuclear Materials**, 298, 269-279.

Chang, L.C., 1954, Atomic Displacement and Crystallographic Mechanism in Diffusionless Transformation of Gold-Cadmium Single Crystals Containing 47.5 Atomic Percent Cadmium, **Acta Cryst.**, 4, 320-324.

Churchman, A.T., Mogford, I.M. ve Cottrell, A.H., 1957, **Phil. Mag.**, 2, 1271-1275.

Clapp, P.C., 1995, How Would we Recognize a Martensitic Transformation if it Bumped into us on a Dark & Austty Night?, **J. de Physique III**, 5, C8, 11-19.

Cotes, S., Sade, M. ve Guillermet, F., 1995, Fcc/Hcp Martensitic Transformation in the Fe-Mn System: Experimental Study and Thermodynamic Analysis of Phase Stability, **Metallurgical and Materials transactions A**, 26A, 1957-1969.

Çakmak, S., 1992, Bakır Bazlı Alaşımlarda Martensit Varyantlarının Grup Kombinezonları, **Doktora Tezi**, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, ELAZIĞ.

Delaey, L., Krishnan, R.V., Tas, H. ve Warlimont, H., 1974, Thermoelasticity, Pseudoelasticity and the Memory Effects Associated with Martensitic Transformations, **Journal of Materials Science**, 9, 1521-1535.

Durlu, T.N., 1979, Strain-induced Martensite in Fe-Ni-C Alloys, **Proceedings of ICOMAT 79**, Boston, 40-45.

Eisterer, M., Zehetmayer, M., Tönies, S., Weber, H.W., Kambara, M., Hari Batu, N., Cardwell, D.A. ve Greenwood, L.R., 2002, Neutron Irradiation of MgB_2 Bull Superconductors, **Supercond. Sci. Technol.**, 15, L9-L12.

Eldrup, M. ve Singh, B.N., 2000, Study of Defect Annealing Behaviour in Neutron Irradiated Cu and Fe Using Positron Annihilation and Electrical Conductivity, **Journal of Nuclear Materials**, 276, 269-277.

Funakubo, H., 1987, Shape Memory Alloys, **Gordon and Breach Science Publishers**, London.

Friend, C.M., 1986, The effect of Applied Stress on the Reversible in CuZnAl Shape Memory Alloys, **Scripta Metall.**, 20, 995-1000.

Friend, C.M. ve Miodownik, A.P., 1986, The Stability of Reversible Shape Memory in CuZnAl Alloys, **Proceedings of ICOMAT 86**, 902-907.

Gil, F.J. ve Guilemany, J.M., 1991, The Influence of Stress-Stabilized Martensite on the Martensitic Transformation in Cu-18,10Zn-7,44Al Shape Memory Single Crystals by Compression Tests., **Journal of Materials Science Letters**, 10, 1016-1018.

Hornbogen, E., 1995, On Martensitic Transformation Cycles, **Z. Metalkunde**, 86, 656-664.

Hoshiya, T., Ohmi, M., Matsui, Y. ve Nishikawa, M., 1998, Shape Memory Characteristics of Neutron Irradiated Ti-Ni Shape Memory Alloy Couplers, **Journal of Nuclear Materials**, 258, 2036-2040.

Hull, D. ve Mogford, I.M., 1958, **Phil. Mag.**, 3, 1213-1219.

James, R.D. ve Hane, K.F., 2000, Martensitic Transformations and Shape Memory Materials, **Acta mater.**, 48, 197-222.

Kayalı, N., 1993, CuZnAl Alaşımlarında Martensit Stabilizasyonu ve Yaşlandırma Etkileri, **Doktora Tezi**, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

Kayalı, N., Özgen, S. ve Adıgüzel O., 1997, Ageing Effect on Ordering Degree and Morphology of 18R-Type Martensite in Shape Memory CuZnAl Alloys, **Mater. Res. Bul.**, 32, 569-578.

Kim, H.C., Yu, S.C., Kim, C.G., Han, H.S. ve Cho, W.K., 2000, Neutron Irradiation Effect on The Magnetic Properties in Fe₈₇Zr₇B₆, **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, 215, 216, 355-358.

Kimura, A., Tsuruga, H., Morimura, T., Miyazaki, S. Ve Misawa, T., 1993, Effect of Post-irradiation Annealing on the Transformation Behavior of Ti-Ni Alloys, **Mater.Trans.**, JIM 34, 1076-1082.

Kozlov, A.V., Chernetsov, M.V., Averin, S.A., Abramov, V.Ya, Ivanov, A.D., Strebkov, Yu.S. ve Reutov, V.F., 2000, Influence of Neutron Irradiation on CuNiCrSi Alloy Pre-implanted With Helium, **Journal of Nuclear Materials**, 283-287, 193-197.

Krumhansl, J.A., 1995, Viewpoint on Microscopic and Mesoscopic Transformation Processes in Martensite, **J. de. Physique III**, 5(C2), 3-14.

Lee, J.Y., McIntosh, G.C., Kaiser, A.B. ve Park, Y.W., 2001, Thermopower Behavior for Shape Memory Alloy NiTi, **Journal of Applied Physics**, 89, 11, 6223-6227.

Leguey, T. ve Pareja, R., 2000, Recovery characteristics of neutron-irradiated V-Ti Alloys, **Journal of Nuclear Materials**, 279, 216-224.

Little, E.A., 1976, **International Metal Reviews**, 21, 25-60.

Lin, H.C ve Lin, K.M., 1996, An Investigation of Martensitic Transformation in an Fe-30Mn-6Si Shape Memory Alloy, **Scripta Materialia**, 34, 3, 343-347.

Liu, Y., 1993, Effects of Martensite Morphology on the Aging Behaviour of Virgin Martensite, **Acta Metall. Mater.**, 41, 5, 1587-1593.

Liu, Y., Humbeeck, J.V., Stalmans, R. ve Delaey, L., 1997, Some Aspects of the Properties of NiTi Shape Memory Alloy, **Journal of Alloys and Compounds**, 247, 115-121.

Mansur, L.K., 1987, Ed. G.R. Freeman, **Kinetics of Non-Homogeneous Processes**, Wiley, New York, 377.

Matsukawa, Y., Suda, T., Ohnuki, S. ve Namba, C., 1999, Microstructure and Mechanical Properties of Neutron Irradiated TiNi Shape Memory Alloy, **Journal of Nuclear Materials**, 271&272, 106-110.

Miyazaki, S. ve Otsuka, K., 1989, Development of Shape Memory Alloys, **ISIJ International**, 29, 5, 353-377.

Mori, H. Ve Fujita, H., 1982, Electron Irradiation Induced Crystalline Amorphous Transitions in Ni-Ti Alloys, **Scripta Met.**, 15, 589-592.

Morris, M.A., 1992 High Temperature Properties of Ductile Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys with Boron Additions, **Acta Metall.**, 40, 7, 1573-1586.

Nakata, Y., Tadaki, T. Ve Shimizu, K., 1989, MRS International on Advances in Materials, **Material Research Society**, 9, 231-236.

Nemoto, Y., Hasegawa, A., Satou, M. ve Abe, K., 2000, Microstructural Development of Neutron Irradiated W-Re Alloys, **Journal of Nuclear Materials**, 283-287, 1144-1147.

Nishikawa, M., Narikawa, T., Iwamoto, M. ve Watanabe, K., 1986, Conceptual Design of a Cassette Compact Toroid Reactor (The Zero Phase Study)–Quick Replacement of the Reactor Core, Fusion Technology, **A Journal of the American Nuclear Society**, 9, 101-115.

Nishiyama, Z., 1978, Martensitic Transformation, **Academic Press**, New York

Olson, G.B. ve Cohen, M., 1975, Thermoelastic Behaviour in Martensitic Transformations, **Scripta Metall.**, 9, 1247-1254.

Olson, G.B. ve Owen, W.S., 1992, Martensite, **The Materials Information Society**, U.S.A.

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.

Özgen, S., 1997, Sayısal Hesaplama Yöntemlerinin Şekil Hatırlamalı Alaşımlarda Difüzyonsuz Dönüşümlere Uygulanması, **Doktora Tezi**, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

Rangel, R., Galvan, D.H., Adem, E., Bartolo-perez, P. Ve Maple, M.B., 1998, Microstructural Study of $Y_1Ba_2Cu_3O_{7-x}/Ag$ Samples Irradiated with ^{60}Co γ rays at high doses, **Supercond. Sci. Technol**, 11, 550-557.

Russel, K.C. ve Garner, F.A., 1988, Phase Transformations Under Irradiation, Ed. G.W. Lorimer, **Inst. of Metals**, London.

Sencer, B.H., Bond, G.M., Hamilton, M.L., Garner, R.F., Maloy, S.A. ve Sommer, W.F., 2001, Microstructural Origins of Radiation-induced Changes in Mechanical Properties of 316 L and 304 L Austenitic Stainless Steels Irradiation with Mixed Spectra of High-Energy Protons and Spallation Neutrons, **Journal of Nuclear Materials**, 296, 112-118.

Song, S.H., Faulker, R.G., Flewitt, P.E.J., Smith, R.F., Marmy, P. Ve Victoria, M., 2000, Irradiation-Induced Embrittlement of a 2.25Cr1Mo Steel, **Journal of Nuclear Materials**, 280, 162-168.

Tarhan, E. ve Bor, Ş., 1997, Crystallography of Cu-Based Shape Memory Alloys, **13th National Electron Microscopy Congress with International Participation**, 1-4 Sept., METU, Ankara, 670-675.

Torra, V. ve Tachoire, H., 1990, Improvements in Calorimetry and Thermal Analysis Applied to Shape Memory Alloys, **J. Thermal Analysis**, 36, 1545-1577.

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

Victoria, M., Baluc, N., Bailat, C., Dai, Y., Luppó, M.I., Schaublin, R. ve Singh, B.N., 2000, The Microstructure and Associated Tensile Properties of Irradiated fcc and bcc Metals, **Journal of Nuclear Materials**, 276, 114-122.

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 Duering, T.W., 1990, An Introduction to Martensite and Shape Memory, **Engineering Aspects of Shape Memory Alloys**, Edited By Duering, T.W., Melton, K. N., Stöckel, D. and Wayman, C.M., Butter Worth-Heinemann Ltd. p.3.

Wechsler, M.S., Liberman, D.S. ve Read, T.A., 1953, On the Theory of the Formation of Martensite, **Trans. A.I.M.E.**, 197, 1503-1525.

Wei, Z.G., Peng, H.Y., Zou, W.H. ve Yang, D.Z., (1997), Aging Effects in a Cu-12Al-5Ni-2Mn 1Ti Shape Memory Alloy, **Metall. Mater. Trans. A**, 28A, 955-967.

Xu, H. ve Tan, S., 1995, Calorimetric Investigation of a Cu-Zn-Al Alloy With Two Way Shape Memory, **Scripta Metallurgica et Materialia**, 33, 5, 749-754.

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.

Yoshiie, T., Xu, Q., Satoh, Y., Ohkubo, H. ve Kritani, M., 2000, The Effect of Alloying Elements on The Defect Structural Evolution in Neutron Irradiated Ni Alloys, **Journal of Nuclear Materials**, 283-287, 229-233.

