

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**BASINÇ KONTROLLÜ CU-BAZLI ŞEKİL HAFIZALI
ALAŞIMLARIN ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**

**Fizik Anabilim Dalı
Genel Fizik**

**Tercan POLAT
(132114101)**

YÜKSEK LİSANS TEZİ
Danışman: Doç. Dr. Canan AKSU CANBAY
Şubat - 2017

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

BASINÇ KONTROLLÜ CU-BAZLI ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN
ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tercan POLAT

(132114101)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 16.01.2017

Tezin Savunulduğu Tarih: 02.02.2017

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Canan AKSU CANBAY

Diğer Jüri Üyeleri: Prof. Dr. Fahrettin YAKUPHANOĞLU

Doç. Dr. Serdar ALTIN

ŞUBAT-2017

TEŞEKKÜR

Tez çalışmalarım esnasında bilgi ve önerilerini eksik etmeyen çok değerli danışman hocam Doç. Dr. Canan AKSU CANBAY'a,

DSC ve DTA ölçümlerinde bize yardımcı olan ve laboratuvarında bize çalışma imkanı sağlayan Prof. Dr. Memet ŞEKERCİ hocama, XRD ölçümlerimizi alan İnönü Üniversitesi Bilimsel Ve Teknolojik Araştırma Merkezi görevlisi Uzm. Dr. Emine ALTIN hocama ve optik mikroskop gözlemlerinde bize yardımcı olan Yrd. Doç. Dr. Soner Buytoz hocama,

Ayrıca desteklerini benden bir an olsun eksik etmeyen aileme sonsuz teşekkürü bir borç bilirim.

Tercan POLAT

Elazığ - 2017

Bu Yüksek Lisans Tez Çalışması FÜBAP Tarafından FF.15.14 No'lu Proje Kapsamında Desteklenmiştir.

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

TEŞEKKÜR.....	I
İÇİNDEKİLER.....	II
ÖZET.....	IV
SUMMARY.....	V
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	VI
TABLolar LİSTESİ.....	X
SEMBOLLER LİSTESİ.....	XII
1. GİRİŞ.....	1
2. ALAŞIM.....	3
2.1. Alaşım Çeşitleri.....	3
2.2. Demir Bazlı Alaşımlar.....	4
2.3. Alüminyum Bazlı Alaşımlar.....	8
2.4. Bakır Bazlı Alaşımlar.....	11
3. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER.....	14
3.1. Martensitik Dönüşümlerin Genel Karakteristiği.....	15
3.2. Martensitik Dönüşüm Çeşitleri.....	18
3.3. Termoelastik Ve Termoelastik Olmayan Martensitik Dönüşümler.....	19
3.4. Martensitik Dönüşümün Termodinamiği.....	21
3.5. Deformasyon Kaynaklı Martensitik Dönüşümler.....	23

4. ŞEKİL HAFIZA OLAYI.....	25
4.1. Tek Ve Çift Yönlü Şekil Hafıza Mekanizması.....	28
4.2. Bakır Bazlı Şekil Hafızalı Alaşımlar.....	30
5. MATERYAL VE METOT.....	32
5.1. XRD (X-Işınları Kırınımı).....	32
5.2. Optik Mikroskop.....	33
5.3. DTA (Diferansiyel Termal Analiz).....	35
5.4. DSC (Diferansiyel Taramalı Kalorimetri).....	37
6. SONUÇLAR.....	40
6.1. XRD Ölçümleri.....	40
6.2. Optik Mikroskop Gözlemleri.....	51
6.3. DTA Ölçümleri.....	58
6.4. DSC Ölçümleri.....	62
7. SONUÇLAR.....	84
7.1. XRD Sonuçları.....	84
7.2. Optik Mikroskop Gözlem Sonuçları.....	84
7.3. DTA Sonuçları.....	85
7.4. DSC Sonuçları.....	85
KAYNAKLAR.....	87
ÖZGEÇMİŞ.....	93

ÖZET

Bu çalışmada ergitme yöntemiyle elde edilen Cu- 22,90 Al - 4,87 Mn - 0,90 Ni (% at.) kompozisyonuna sahip dörtlü şekil hafızalı alaşımın uygulanan farklı basınçlar altında yapısında meydana gelen değişimler ve termal davranışları incelendi. Bu incelemeler için X-ışınları kırınımı (XRD) analizleri, optik mikroskop gözlemleri, diferansiyel termal analiz (DTA) ve diferansiyel taramalı kalorimetri (DSC) analiz yöntemleri kullanıldı. XRD metoduyla numunelerin sahip oldukları kristal yapılar ve difraksiyonu meydana getiren düzlemler belirlendi. Oda sıcaklığında alınan optik mikroskop gözlemleriyle numunelerde uygulanan basınçlar sonucunda martensit yapının oluşup oluşmadığı ve martensit yapıların çeşitleri gözlemlendi. DTA ölçümleriyle numunelerde düşük sıcaklık bölgesinde ve yüksek sıcaklık bölgesinde meydana gelen faz geçişleri ve faz geçiş sıcaklıkları belirlendi. DSC ölçümleriyle martensitik dönüşümün sıcaklık parametreleri olan M_s , M_f , A_s ve A_f sıcaklıklarının, uygulanan basınçlarla nasıl değiştiği incelendi.

XRD analizleri sonucunda kullanılan numunelerin kristal yapılarının ortorombik yapıya sahip olduğu bulunmuştur. Yapılan hesaplamalar sonucunda kristal yapının a, b ve c parametreleri hesaplanmış, uygulanan basınçlarla birlikte a parametresinin değerinin arttığı, b ve c parametrelerinin ise azaldığı görülmüştür. Ayrıca Debye-Scherrer eşitliğinden kristal boyutları hesaplanmıştır. Optik mikroskop gözlemlerinde uygulanan basıncın artırılmasıyla birlikte martensit oluşumların azaldığı ve son basınç değerinde martensit yapıların oluşmadığı gözlemlenmiştir. DTA analizleriyle faz geçişleri belirlenmiş, faz geçişlerinin $A_2 \rightarrow B_2 \rightarrow 18R$ veya $A_2 \rightarrow B_2 \rightarrow L_{21} \rightarrow 18R$ şeklinde meydana geldiği görülmüştür. Son basınç değerinde martensit yapıya geçiş olmadığı görülmüştür. DSC ölçümleri sonucunda martensit ve austenit faz dönüşüm sıcaklıkları belirlenmiştir. Basınç değerlerinin artmasıyla beraber dönüşüm sıcaklıklarının arttığı görülmüştür. Fakat 560 MPa basınç uygulanmış numunenin kristal boyutu diğerlerine göre çok büyük olmasından dolayı istenilen sonuç bu numunede olmamıştır. Son basınç değerinde ise dönüşüm olmadığı görülmüştür.

Anahtar Kelimeler: Basınç, Şekil Hafızalı Alaşım, Karakteristik Dönüşüm Sıcaklıkları

SUMMARY

The Production and Characterization of Pressure Controlled Cu-Based Shape Memory Alloys

In this work, the structural evolutions and thermal behavior of Cu- 22,90 Al - 4,87 Mn - 0,90 Ni (% at.) quaternary shape memory alloy, which was produced by are melting, were investigated by applying different pressure values. For these investigations, X-Ray analysis, optical microscope observations, differential thermal analysis (DTA) and differential scanning calorimetry (DSC) methods were used. The crystal structure and diffraction planes of the samples were determined by X-Ray measurements. The structure of the samples according to applying different pressure values was investigated by optical microscope analysis at room temperature. The phase transitions from low temperature to high temperature were determined by DTA measurements. The characteristic phase transition temperatures as M_s , M_f , A_s and A_f were determined by DSC measurements.

It was found that the crystal structur of the samples are ortotombic according X-Ray analysis results. As a result of the calculations, the a, b and c parameters of the crystal structure were calculated and it was observed that the value of a parameter increased and the values of b and c parameters decreased. Besides this, the crystal size were determined by using Debye-Scherrer equation. In optical microscopy observations, it was observed that the martensite formation was decreased by the increase of pressure value and there was no martensite formation observed in last pressure value. The phase transitions were determined by DTA analysis and phase transitions occured in the format $A_2 \rightarrow B_2 \rightarrow 18R$ or $A_2 \rightarrow B_2 \rightarrow L_{21} \rightarrow 18R$. The martensite and austenite phase transformation temperatures were determined by DSC. It was observed that, the phase transitions temperatures increased by the increase of pressure value. But the sample which 560 MPa pressure applied, not give the desined result due to the bigger crystal size according to other samples. At last pressure value it was seen that no transformation occured.

Key Words: Pressure, Shape Memory Alloy, Characteristic Transformation Temperatures

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 2.1. Demir-karbon faz diyagramı (çelik köşesi).....	6
Şekil 2.2. Demir-karbon faz diyagramı (dökme demir grubu bölümü).....	7
Şekil 3.1. Austenit ve martensit fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi.	14
Şekil 3.2. Kristalografik yapının sıcaklığa bağlı olarak değişimi.....	15
Şekil 3.3. a) Martensitik yüzey kabartısı, b) Bozulma çizgisinin kırılması.....	16
Şekil 3.4. Martensitik dönüşümün difüzyonsuz gerçekleşmesine bağlı olarak düzlem ve doğrultulardaki değişimi.....	17
Şekil 3.5. a) Patlamalı atermal, b) Atermal, c) İzotermal martensitik dönüşüm.....	19
Şekil 3.6. A tipi ve B tipi martensitlerin histeresiz eğrileri.....	20
Şekil 4.1. Martensitik dönüşüm ve süperelastisite.....	26
Şekil 4.2. Tek yönlü şekil hafıza olayının şematik gösterimi.....	28
Şekil 4.3. Çift yönlü şekil hafıza olayının şematik gösterimi.....	29
Şekil 5.1. XRD cihazının şematik olarak gösterimi.....	33
Şekil 5.2. Optik mikroskobun bölümleri.....	34
Şekil 5.3. Tez çalışmasında kullanılan optik mikroskop.....	35
Şekil 5.4. DTA ölçümlerinde endotermik ve ekzotermik pikler.....	36
Şekil 5.5. Tez çalışmasında kullanılan DTA cihazı.....	37
Şekil 5.6. Bir DSC cihazının şematik olarak gösterimi.....	38
Şekil 5.7. Tez çalışmasında kullanılan DSC cihazı.....	39

Şekil 6.1. Homojen numuneye ait X-ışını difraktogramı.....	41
Şekil 6.2. 280 MPa basınç uygulanmış numuneye ait X-ışını difraktogramı.....	42
Şekil 6.3. 560 MPa basınç uygulanmış numuneye ait X-ışını difraktogramı.....	43
Şekil 6.4. 840 MPa basınç uygulanmış numuneye ait X-ışını difraktogramı.....	45
Şekil 6.5. 1120 MPa basınç uygulanmış numuneye ait X-ışını difraktogramı.....	46
Şekil 6.6. Bütün numunelere ait X-ışını difraktogramlarının bir arada gösterimi.....	48
Şekil 6.7. a parametresinin uygulanan basınçla değişimi.....	49
Şekil 6.8. b parametresinin uygulanan basınçla değişimi.....	50
Şekil 6.9. c parametresinin uygulanan basınçla değişimi.....	50
Şekil 6.10. Homojen numunenin; a) 50x büyütme için renksiz ve renkli, b) 100x büyütme için renksiz ve renkli, c) 200x büyütme için renksiz ve renkli optik mikroskop görüntüleri.....	52
Şekil 6.11. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin; a) 50x büyütme için renksiz ve renkli, b) 100x büyütme için renksiz ve renkli, c) 200x büyütme için renksiz ve renkli optik mikroskop görüntüleri.....	53
Şekil 6.12. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin; a) 50x büyütme için renksiz ve renkli, b) 100x büyütme için renksiz ve renkli, c) 200x büyütme için renksiz ve renkli optik mikroskop görüntüleri.....	55
Şekil 6.13. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin; a) 50x büyütme için renksiz ve renkli, b) 100x büyütme için renksiz ve renkli, c) 200x büyütme için renksiz ve renkli optik mikroskop görüntüleri.....	56
Şekil 6.14. 1120 MPa basınç uygulanmış numunenin; a) 50x büyütme için renksiz ve renkli, b) 100x büyütme için renksiz ve renkli, c) 200x büyütme için renksiz ve renkli optik mikroskop görüntüleri.....	57
Şekil 6.15. Homojen numunenin DTA eğrisi.....	58
Şekil 6.16. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin DTA eğrisi.....	59

Şekil 6.17. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin DTA eğrisi.....	60
Şekil 6.18. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin DTA eğrisi.....	61
Şekil 6.19. 1120 MPa basınç uygulanmış numunenin DTA eğrisi.....	62
Şekil 6.20. Homojen numunenin 5 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	63
Şekil 6.21. Homojen numunenin 15 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	64
Şekil 6.22. Homojen numunenin 25 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	64
Şekil 6.23. Homojen numunenin 35 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	65
Şekil 6.24. Homojen numunenin 45 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	65
Şekil 6.25. Homojen numunenin bütün ısıtma hızlarında elde edilen DSC eğrileri.....	66
Şekil 6.26. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin 5 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	67
Şekil 6.27. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin 15 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	68
Şekil 6.28. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin 25 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	68
Şekil 6.29. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin 35 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	69
Şekil 6.30. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin 45 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	69
Şekil 6.31. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin bütün ısıtma hızlarında elde edilen DSC eğrileri.....	70
Şekil 6.32. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin 5 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	71
Şekil 6.33. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin 15 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	72

Şekil 6.34. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin 25 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	72
Şekil 6.35. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin 35 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	73
Şekil 6.36. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin 45 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	73
Şekil 6.37. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin bütün ısıtma hızlarında elde edilen DSC eğrisi.....	74
Şekil 6.38. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin 5 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	75
Şekil 6.39. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin 15 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	76
Şekil 6.40. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin 25 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	76
Şekil 6.41. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin 35 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	77
Şekil 6.42. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin 45 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	77
Şekil 6.43. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin bütün ısıtma hızlarında elde edilen DSC eğrisi.....	78
Şekil 6.44. 1120 MPa basınç uygulanmış numunenin 25 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.....	79
Şekil 6.45. Numunelerin aktivasyon enerjilerinin hesaplanmasında kullanılan Kissinger eğrileri.....	80
Şekil 6.46. Numunelerin denge sıcaklıklarının basınçla değişim grafiği.....	81
Şekil 6.47. Numunelerin entalpi değerlerinin basınçla değişimi grafiği.....	82
Şekil 6.48. Numunelerin histerezis aralığının basınçla değişimi grafiği.....	83

TABLÖLAR LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 2.1. Alüminyum işlem aşamalarında simgeleme dizisi.....	10
Tablo 2.2. Bakırın elementinin özellikleri.....	12
Tablo 4.1. Şekil hafıza özelliği gösteren alaşımlar.....	26
Tablo 4.2. Endüstride kullanılan bazı şekil hafızalı alaşımların genel özellikleri.....	31
Tablo 5.1. CuAlMnNi alaışının atomik yüzde kompozisyonu.....	32
Tablo 6.1. Homojen numuneye ait 2θ değerleri, d mesafeleri, (hkl) değerleri, örgü parametreleri ve a/b oranları.....	41
Tablo 6.2. 280 MPa basınç uygulanmış numuneye ait 2θ değerleri, d mesafeleri, (hkl) değerleri, örgü parametreleri ve a/b oranları.....	43
Tablo 6.3. 560 MPa basınç uygulanmış numuneye ait 2θ değerleri, d mesafeleri, (hkl) değerleri, örgü parametreleri ve a/b oranları.....	44
Tablo 6.4. 840 MPa basınç uygulanmış numuneye ait 2θ değerleri, d mesafeleri, (hkl) değerleri, örgü parametreleri ve a/b oranları.....	45
Tablo 6.5. 1120 MPa basınç uygulanmış numuneye ait 2θ değerleri, d mesafeleri, (hkl) değerleri, örgü parametreleri ve a/b oranları.....	47
Tablo 6.6. Homojen numunenin farklı ısıtma hızlarındaki dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri.....	66
Tablo 6.7. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin farklı ısıtma hızlarındaki dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri.....	70
Tablo 6.8. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin farklı ısıtma hızlarındaki dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri.....	74

Tablo 6.9. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin farklı ısıtma hızlarındaki dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri.....	78
--	----



SİMGELER LİSTESİ

M_s	: Martensit fazı dönüşümünün başlangıç sıcaklığı
M_f	: Martensit fazı dönüşümünün bitiş sıcaklığı
A_s	: Austenit faz dönüşümünün başlangıç sıcaklığı
A_f	: Austenit faz dönüşümünün bitiş sıcaklığı
$\text{\AA}$	: Angström ölçü birimi (10^{-10} m)
T	: Sıcaklık
T_0	: Denge sıcaklığı
T_m	: Maksimum pikin sıcaklığı
A_2	: β türü austenit faz yapısı
B_2	: β_2 türü ana faz yapısı
L_{21}	: β_1 yada DO_3 ana faz yapısı
$18R$	: Martensit faz yapısı çeşidi
hkl	: Kristal yapıyı belirlemede kullanılan Miller indisleri
d	: Kristal yapıda düzlemler arası mesafe
ΔH	: Entalpi değeri
ΔS	: Entropi değeri
ΔE	: Enerji değeri
ΔQ	: Isı enerjisi değeri
P	: Basınç değeri
V	: Hacim değeri

σ^{p-m} : Martensitin oluşmaya başladığı gerinim değeri

ε_{maks} : Maksimum gerinim miktarı

D : Kristal boyutu

λ : Dalga boyu

θ : Bragg açısı

$B_{1/2}$: Maksimum pikin yarı pik genişliği



1. GİRİŞ

Teknolojinin hayatımızda kullanım alanlarının artmasıyla beraber kullanım amacına uygun olarak kimyasal ve fiziksel özelliklere sahip malzemelerin üretim ihtiyacı artmıştır. Böylece malzeme bilimi alanında yapılan çalışmaların artması kaçınılmaz olmuştur. Özellikle kullanım alanlarının genişliği bakımından metalik yapıların üzerindeki çalışmalar daha yoğun olmuştur. Tek fazlı metal yapılarda ihtiyaç duyulan özelliklere ulaşmak ve kullanışlı hale getirmek için kullanılan alaşımlara ve alaşım üretimi üzerine yapılan çalışmaların artmasına neden olmuştur. Metal alaşımların farklı fiziksel koşullar altındaki davranışları ise son yıllarda bu malzemeler üzerine yapılan çalışmaları arttırmıştır. Bir metal karışımı eritildiğinde, atomların serbest enerjilerinden dolayı mobilite artar ve değişik stokiometrilere birleşerek alaşım oluşur. Böylece sıcaklık, basınç ve kimyasal bileşimin etkisiyle alaşım içinde birden çok faz çeşidi oluşabilir. Böylece alaşımlar, alaşımı oluşturan elementlerin özelliğini gösterebileceği gibi yeni ve farklı özelliklerde gösterebilmektedir [1].

Bazı alaşımlar vardır ki bunlar uygun koşullar altında bir ısısal veya mekaniksel etkiye maruz bırakıldıklarında önceki tanımlı şekline ve boyutlarına dönebilmektedirler. Bu alaşımlara "Şekil Hafızalı Alaşımlar" denilmektedir. Endüstride en fazla kullanılan alaşımlar nikel-titanyum ve bakır bazlı alaşımlardır. Bunlar dışında demir bazlı alaşımlarda son yıllarda önemli bir yer tutmaktadır. Şekil hafızalı alaşımlarda temel karakteristik, belirli bir dönüşüm sıcaklığının altında ve üstünde farklı şekil ve kristal yapı göstermeleridir. Düşük sıcaklıklarda deforme olsalar da, yüksek sıcaklıklarda deformasyondan önceki şekline dönebilmektedirler [2].

Bu alaşımların çoğu termoelastik martensit yapı gösteren malzemelerdir. Martensit faz dönüşümlerine ait ilk gözlemleri 1864 yılında Sorby, 1866 yılında Tschernoff ve 1878 yılında Martens demir esaslı alaşımlarda yapmışlardır. Osmond, Martens'in tarifine uygun bir gözlemi 1895 yılında yapmış ve bulduğu bu ürün faza martensit, ana faza austenit ve dönüşüme martensitik faz dönüşümü adını vermiştir. Daha sonraki yıllarda yapılan çalışmalarla birlikte martensitik dönüşümlerin demir esaslı alaşımlar dışında geniş çapta soy metallerde, bakır esaslı alaşımlarda, metal özelliği taşımayan bazı malzemelerde olduğu görülmüştür [3]. Şekil hafızalı dönüşüm olayı ise Au-Cd alaşımlarında 1932 yılında Chang ve

Read tarafından gözlenmiştir. 1938 yılında Greninger ve Mooradian bu olayın pirinç (CuZn) malzemedede de olduğunu bulmuşlardır [4]. Şekil Hafıza Etkisi (SHE) 1951 yılında AuCd alaşımlı bir çubukta gözlendikten sonra 1960'lı yıllarda Buehler ve arkadaşları ABD Donanma Silah Laboratuvarlarında eş atomlu nikel (Ni) - titanyum (Ti) alaşımlarında da şekil hafıza etkisi bulmuşlardır [2]. Bu malzeme kendini oluşturan elementlerin (nikel, titanyum) simgeleri ve bulunduğu laboratuvarın baş harflerinden oluşan nitinol adıyla patent almıştır [4,5]. Şekil hafızalı alaşımlar, 1960 ve 1970'lerde bakır ve nikel bazlı alaşımların keşfine kadar fazla kullanılamamıştır. Teknolojinin gelişimiyle beraber bakır ve nikel bazlı alaşımların üretim yöntemlerinin gelişmesi, alaşımların mekanik ve fiziksel özelliklerinin iyileştirilmesi bu malzemelerin endüstriyel alanda daha kullanışlı hale getirmiştir. Özellikle son 20 yıl içinde bu malzemeler ileri teknoloji malzemeler sınıfına girmiştir [6].

Şekil hafıza özelliği gösteren birçok alaşım olmakla birlikte bunlar içinde en çok dikkati çeken Ni-Ti ve Cu bazlı alaşımlardır. Ni-Ti alaşımlarının en önemli özelliklerinden birisi korozyon direncidir. Fakat Ni-Ti alaşımlarının üretimi oldukça pahalı ve zordur. Bundan dolayı da Cu bazlı alaşımların kullanımı Ni-Ti alaşımlara göre daha artmıştır. Cu bazlı alaşımların üretim maliyetleri daha düşük, üretimi daha kolay ve daha geniş potansiyel dönüşüm sıcaklıklarına sahip olmasıyla birçok uygulamada Ni-Ti alaşımlarını geride bırakmıştır [6]. Şekil hafızalı malzemeler, önceleri süperelastik ve biyouyumlu olmalarından dolayı biyomedikalde, mukavemet ve korozyon direncinin iyi olmalarından dolayı mühendislik alanlarında kullanılmıştır [7]. Günümüzde ise uzay ve tekstil başta olmak üzere hem günlük ürünler hem de endüstriyel malzemelerin pratik ve ileri düzey birçok uygulamasında kullanılır [8].

Şekil hafızalı alaşımların biyomedikal uygulamalara örnek olarak cerrahi araçlar (stent, elyaf, kısıkaç), kılavuz telleri, implant edilebilen cihazlar, ortopedik malzemeler, ortodontik malzemeler verilebilir [9,10]. Endüstriyel uygulamalarda ise termal ve elektriksel aktüatörler, klimalarda, sensörler, yangın koruma, gözlüklerin çerçeveleri, devre sigortaları, titreşim kontrol cihazları gibi pek çok alanda kullanılmaktadır [7, 11, 12]. Bunlar dışında, kara, uzay ve hava araçlarında, robot sistemlerinde (yapay kas) kullanımları da mevcuttur. Ayrıca son zamanlarda, makine-teçhizat, yapı malzemeleri, tıbbi cihazlar, mikro-kısıkaç, mikro-endoskop, mikro-vana, sinir kelepçeleri, protez gibi alanlarda kullanılmaya başlanmıştır [13-16].

2. ALAŞIM

Metal ve alaşımları, günlük yaşamda ulaşım, sanayi, bilişim gibi pek çok alanda insanlığın hizmetinde çok uzun süre kullanılan temel malzeme grubunu oluşturmaktadır. Bir elektrik alanın uygulanmasıyla elektriği iyi ileten katıya "iletken" veya "metal", en az biri metal olmak şartıyla iki veya daha fazla elementten meydana gelen ve metal özelliği gösteren malzemelere ise "alaşım" denir. Metaller katı durumunda iken kristal yapıdadırlar [17]. Saf metaller çeşitli biçimlendirme ve ısıt işlemlerle yeni özellikler kazanabilmektedirler. Ancak kazanılan bu yeni özellikler de endüstrinin kaliteli malzeme ihtiyacını karşılayamamaktadır. Bundan dolayı, farklı özellikler elde etmek, malzemenin kullanılacağı yerin şartlarına ve ısıt işlemlere uygun hale getirmek ve ucuz maliyetli malzemeyi daha kaliteli yapmak için alaşımlar yapılmaktadır. Alaşımlar, yapıldıkları malzemelerin özelliklerini gösterdiği gibi yeni özellikler de gösterebilmektedirler. Alaşım hazırlanırken malzemeler istenilen oranlarda kullanılabilirler. Ancak kimyasal bileşiklerdeki gibi yeni bir madde oluşmaz. Alaşımda kullanılan malzemeler, diğer fiziksel karışımlardaki gibi kolaylıkla ayrıştırılamazlar [18].

2.1. Alaşım Çeşitleri

Alaşımlar, meydana geliş şekillerine göre tek fazlı ve çift fazlı alaşımlar olmak üzere iki çeşit faz yapısına sahip olabilirler.

a) Tek Fazlı Alaşımlar: Alaşımları meydana getiren malzemelerden birinin diğeri içinde çözünmesiyle oluşan tek kafes yapılı alaşımlara denir. İki şekilde meydana gelmektedir. Alaşımı oluşturan atomların kafes türleri aynı ve atom çapları yakın büyüklükte (%15) ise elementlerden biri diğeri elementin içinde çözünür ve atomları diğeri element atomları yerine geçer. Bu elementlerden hangisinin valans elektronu az ise diğeri elementi kendi içerisinde çözmemektedir. Bu faz yapısına örnek olarak bakır ve nikel metallerinin yapmış olduğu alaşımlar verilebilir. Alaşımı oluşturan atomların atom çapları arasındaki fark büyük (%15) ise malzemelerden küçük atom yarıçapına sahip olan malzeme büyük atom yarıçapına sahip olan malzeme içinde çözünür ve atomları diğeri malzemenin kristal kafeslerindeki boşluklara yerleşir. Genellikle 1 Å'dan daha küçük atom çapına sahip olan hidrojen, karbon,

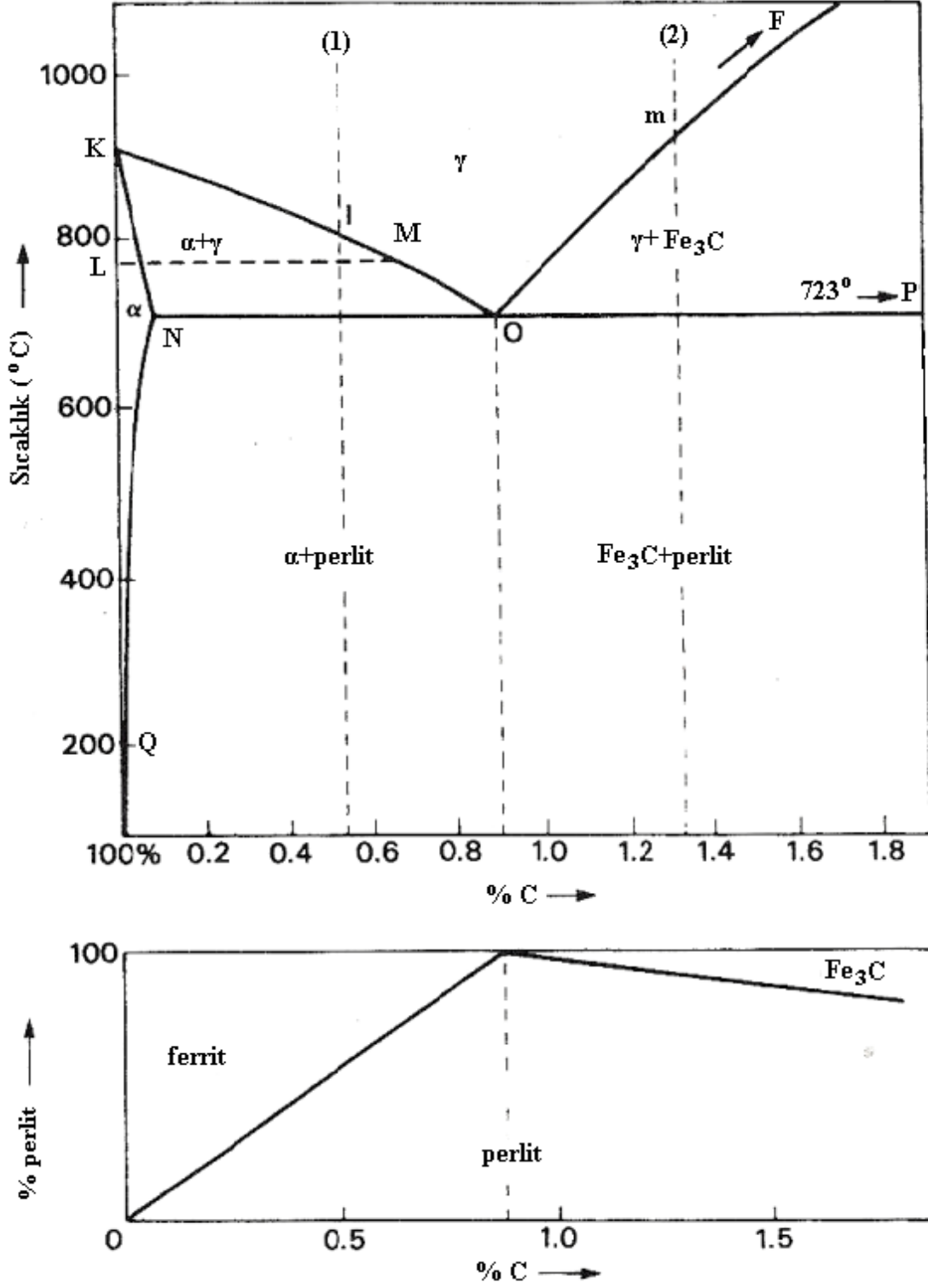
azot ve oksijen elementleri diğer elementlerde çözünerek ara yer karışımli faz yapısını oluşturmaktadır. Bu faz yapısına örnek olarak demir ve karbonun yapmış olduğu alaşımlar verilebilir. Tek fazlı alaşımların kafes yapılarındaki düzensizlikler yüzünden iç gerilimleri fazladır. Bundan dolayı bu alaşımlar sert, dayanıklı ve aşınmalara karşı daha dirençlidir [18].

b) Çift Fazlı Alaşımlar: Çift fazlı alaşımlarda, alaşımı oluşturan elementler birbirlerinin içinde çözünmeden, sahip oldukları kristal kafes yapılarını korumaktadırlar. Böylece çift fazlı alaşımlarda homojen dağılmış birden fazla kristal kafes yapısı görülmektedir. Bu alaşımlar, kendilerini oluşturan malzemelerin özelliklerine veya oranı en fazla olan malzemenin temel özelliklerine sahip olurlar. Çift fazlı alaşımlarda tek fazlı alaşımlarda olduğu gibi önemli yeni özellikler kazanılamamaktadır. Çift fazlı alaşımlarda elementler, aynı kafes yapısına ve atom çaplarının birbirine yakın olmasına gerek yoktur. Kadmiyum ve bizmut elementlerinden elde edilen alaşımlar farklı atom çaplarına ve farklı kristal yapısına sahip olduklarından çift fazlı alaşımlara iyi birer örnektirler [18].

2.2. Demir Bazlı Alaşımlar

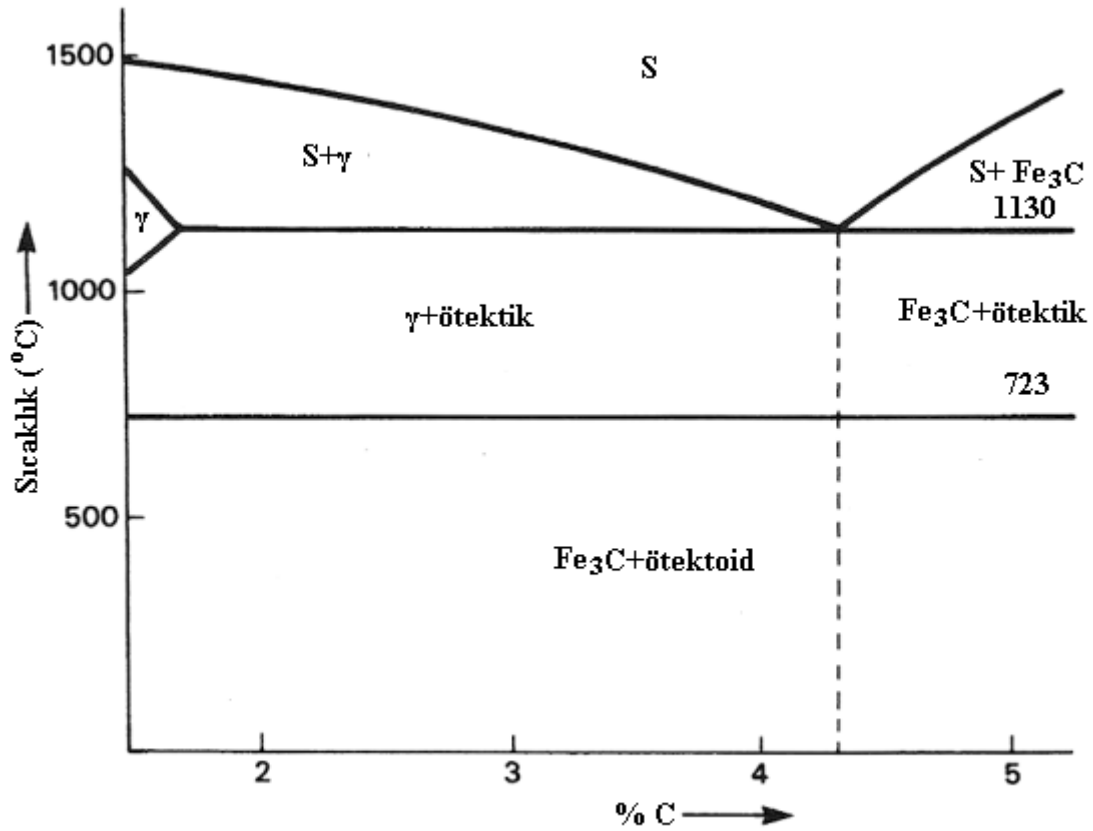
Demir, dünyada en fazla bulunan elementlerden biridir. Fe ile gösterilir ve atom numarası 26'dır. Saf demir, kolayca işlenebilen, dövülebilen, tel ve levha haline getirilebilen orta sertlikte, gümüş parlaklığında ve gri renktedir. 20-25 kg/mm² çekme direncine, % 40-50 uzama kabiliyetine sahiptir. Elektrik ve ısı iletimi iyi olsa da bakırinkine oranla daha düşüktür. Nemli havalarda kolayca paslanabilme özelliği vardır. Demir üç farklı kristal yapı gösterir. δ -Fe hacim merkezli kristal yapısına sahiptir ve 1400 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda kararlı yapıdadır. Bu sıcaklığın altına düşüldüğü zaman γ -Fe yapısına geçiş başlar. γ -Fe, yüzey merkezli kübik kafes yapısına sahiptir ve paramanyetik özelliktedir. Demir karbürle kolayca çözelti yapabilme özelliğinden dolayı çelik yapımında önemli bir yere sahiptir. Sıcaklık 910 °C'ye düştüğünde hacim merkezli kübik yapısına sahip α -Fe yapısına geçiş olur. Sıcaklık 768 °C'ye düştüğünde ise kristal yapı sabit kalarak, elektron yapısındaki değişimle ferromanyetik özellik gösterir. Gri-beyaz renkte, yumuşak ve esneyebilme özelliğine sahip olan α -Fe'in çekme direnci diğerlerine göre daha yüksektir [19,20].

Çelik ve dökme demir en önemli demir alaşım türleridir. Çelik maksimum %2,06 karbon içerir ve kolayca şekillendirilebilir. Isıl işlemlerin uygulanmasıyla sertlikleri, dayanımları, tane boyutunda değişiklikler gibi mekanik özellikleri değiştirilebilir. Çelikler, karbon dışında farklı alaşım elementlerini de içerebilir. Bu yüzden çok fazla kompozisyonda ve farklı ısıtılma işleme sahip çelikler vardır. Çeliğin mekanik özellikleri, bileşimine ve uygulanan ısıtılma işlemlerinde değişmektedir. Alaşım elementleri ilavesiyle çeliklerin dayanımları ve sertleşme özellikleri artmaktadır. Alaşım elementlerinin az oranda eklenmesiyle, mikro yapıları alaşımsız karbonlu çeliğinkine benzemekte ve benzer ısıtılma işlemler yapılabilir. Alaşım elementlerinin çok oranda eklenmesiyle, örneğin paslanmaz çeliklerdeki gibi çok farklı yapılara sahip olabilmekte ve farklı ısıtılma işlemler uygulanan yeni malzemeler meydana gelmektedir. Çelikte kullanılan karbon miktarına bağlı olarak demir-karbon faz diyagramı Şekil 2.1'de gösterilmiştir [21].



Şekil 2.1. Demir-karbon faz diyagramı (çelik köşesi) [21].

Dökme demirler ise % 2 ile % 5 arasında karbon içermektedirler. Dökme demirlerin yapılarında bileşim, katılaşma hızı, uygulanan ısı işlemler ile değişim olabilmektedir. Dökme demirlerin yapıları beyaz, alaca veya gri olarak adlandırılır. Gri dökme demirler ise kendi arasında perlitik gri, ferritik gri, küresel veya küresel grafitli olmak üzere alt gruplara ayrılabilir. Dökme demirlerin yapısı katılaşma hızından etkilenir ve hızlı katılaşmada veya çok düşük silisyum ilavelerinde beyaz dökme demir yapısı meydana gelir, bu yapıda karbon tamamıyla Fe_3C şeklinde bulunur. Beyaz dökme demirlerde karbon içeriği bileşik halindedir ve yapısı birincil sementit ve perlitten oluşur. Bu malzemeler sert, kırılgan ve işlenemeyen özelliktedirler. Benekli (çil) dökme demirlerde az miktarda serbest karbon bulunur ve sementit, grafit ve perlitten oluşan bir mikro yapıya sahiptirler. Bunların talaşlı şekillendirilme işlemi çok zordur. Dökme demirlerin büyük çoğunluğu gri yapıdadır. Gri dökme demirlerde, karbon grafit yaprak halindedir ve mikro yapıları grafit+perlit+ferrit veya grafit+ferrit şeklindedir. Bu yapıların hepsi iyi talaşlı şekillendirilme özelliğine sahip olup en yüksek dayanımı grafit+perlit yapısı göstermektedir. Dökme demirlerin faz diyagramı şekil 2.2'de verilmektedir [21].



Şekil 2.2. Demir-karbon faz diyagramı (dökme demir grubu bölümü) [21].

Dökme demirlerin mühendislik alanında yaygın bir şekilde kullanılmasının sebepleri aşağıdaki gibi sıralanmaktadır:

- Dökme demirler düşük maliyetli malzemelerdir.
- Düşük ergime sıcaklıklarına sahip olmakla birlikte kolayca karmaşık şekillerde döküm işlemi yapılabilir.
- Gri dökme demirlerin talaşlı şekillendirilebilme özellikleri mükemmeldir ve yüksek elastisite modülüne sahip malzemelerdir.
- 180-350 MPa çekme dayanımları olup küresel grafitli dökme demirlerde bu değer 600 MPa'a kadar çıkabilmektedir ve yüksek basma dayanımına sahiptirler.
- Çelikle kıyaslandığında daha yüksek aşınma direncine sahip malzemelerdir.
- Titreşim sönümleme kapasiteleri çok yüksektir. Örneğin küresel grafitli dökme demirler çeliğe göre 2,5 kat ve lamel grafitli dökme demirler de küresel grafitli demirlere göre 1,5 kat daha iyidir [21].

2.3. Alüminyum Bazlı Alaşımlar

13 atom numarasına sahip olan alüminyum periyodik cetvelde üçüncü gruptadır. Alüminyumun atom çapı 1.43 Å, iyon çapı 0.86 Å, atom ağırlığı ise 26.97'dir. Alüminyum da diğer metaller gibi elektron dizilişine bağlı olarak bileşik yapar. Elektron dizilişi incelendiğinde alüminyum atomunun son kabuğunda üç elektron olduğu görülür. Bundan dolayı alüminyumun üç değerli olduğu söylenebilir [22]. Alüminyum mühendislik alanında kullanılmasını sağlayan çok önemli özelliklere sahiptir. Bunlar;

- Alüminyum, demire oranla daha düşük sertliğe sahiptir ve demire oranla yaklaşık üç kat daha hafiftir.
- Alüminyumu diğer alaşım metalleri katıldığında, yoğunluğu çok az artmasına rağmen mekanik özelliklerinde önemli oranda artış gösterir.

- Yoğunluğu $2,7 \text{ g/cm}^3$ olan alüminyum magnezyum ve berilyumdan sonra en hafif metaldir. Hem katı hem de sıvı alüminyumun yoğunluğu saflık derecesinin artmasıyla orantılı olarak düşmektedir.
- Bakıra oranla alüminyumun iletkenliği % 60'dır. Fakat yoğunluğunun düşük olması sebebiyle kütleye düşen iletkenlik oranına bakıldığında daha yüksek iletkenliğe sahiptir. Örneğin 10 mm çapındaki alüminyum telin elektrik direnci, 6mm çapındaki bakırla aynı olmasına rağmen ağırlıklar karşılaştırıldığında alüminyum tel daha hafiftir.
- Yüksek ısı iletkenliğine sahip olan alüminyum çeşitli ısı kazanlarında kullanılmaktadır. Ayrıca saflık derecesi arttıkça ısı iletkenliği de artmaktadır. % 99.489 saflık derecesine sahip bir alüminyum için $200 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de $0,5 \text{ cal/cms}^\circ\text{C}$ iken % 99.70 saflıktaki bir alüminyum için bu değer $0.531 \text{ cal/cms}^\circ\text{C}$ 'dir.
- Alüminyumun korozyona karşı direncinin yüksek olması da yaygın olarak kullanılmasına sebep olur. Kimya, besin, sanayi, inşaat, ev eşyaları gibi birçok alanda kullanılması bu sebeptendir. Korozyona karşı dirençli olmasının sebebi alüminyumun havada bir alüminyum oksitle kaplanmasıdır. Bu oksit tabakası çok ince fakat çok sıkı bir yapıdadır.
- Alüminyumun diğer önemli özelliklerinden birisi de esneklik katsayısıdır. Bu değer çeliğin esneklik değerinin $1/3$ 'üne eşittir.
- Alüminyumun sertlik değeri 19-20 BHN olup alaşımlarda 120 BHN değerine kadar çıkabilir. Çekme dayanımı 9 MPa olup, yaşlandırılmış alaşımlarda 65 MPa değerinin üzerine çıkabilir [22].

Alüminyum ve alaşımları için Amerikan Standartlar Birliği (ASA) tarafından oluşturulan simgeleme dizisi kullanılmaktadır. Önceden Amerikan Alüminyum Birliği tarafından kullanılan su simgeleme dizisi 1957'de standart haline getirilmiştir. Bu simgeleme dizisi Tablo 2.1'de gösterildiği gibi dört rakam kullanılarak oluşturulmuştur. Buna göre simgeleme dizisindeki ilk rakam, alüminyum alaşımının hangi temel alaşım elementini içerdiğini göstermektedir [22,23].

Tablo 2.1. Alüminyum işlem aşamalarında simgeleme dizisi [22].

SİMGE	Temel Alaşım Elementi
1xxx	Alaşımsız alüminyum
2xxx	Bakırlı alüminyum alaşımı
3xxx	Manganezli alüminyum alaşımı
4xxx	Silis
5xxx	Magnezyum
6xxx	Magnezyum + Silis
7xxx	Çinko
8xxx	Diğer elementler
9xxx	Kullanılmayan dizi

Alüminyum birçok metal ile sıvı halde kolayca karışabilse de katı halde metallerin alüminyum içindeki çözünürlükleri yalnızca yüzde birkaç değerindedir. Alaşımlarda metaller arası bileşikler oluşur, bundan dolayı alaşımların özellikleri önemli ölçülerde değişir ve iyileşir. Alüminyum içinde katı halde hiç bir element yüzde yüz çözünemez. Metaller arası bileşikler daha yüksek alaşım katılımlarından meydana gelirler. Bunlar çok sert veya çok gevrek olduklarından mekanik özelliklere olumsuz olarak etki ederler. Alüminyum alaşımlarında alaşım elementlerinin toplam katılımı %15'ten yukarı olmaz. 2XXX, 3XXX, 4XXX, 5XXX, 7XXX alaşımları en çok kullanılan ve en önemli olan alaşım dizileridir. Alüminyum alaşımlarının faz diyagramları incelendiğinde Cu, Mn, Si, Mg, Zn elementleriyle alüminyumun oluşturduğu ikili alaşımların faz diyagramları yakın benzerlikler gösterirler. Bunlar yüksek sıcaklıklarda yüksek katı çözünürlüğü gösterirken oda sıcaklığında düşük katı çözünürlüğüne sahiptirler. Yüksek sıcaklıkta ve oda sıcaklığında çözünürlükler arasında bu kadar yüksek fark olmasıyla elementler alaşımlarda çökelme sertleşmesine neden olmaktadır. Alaşımın yaşlandırma işleminin temel nedeni de budur [22,23].

2.4. Bakır Bazlı Alaşımlar

Bakır insanoğlunun kullandığı en eski metaldir. Yaklaşık 10000 yıllık bir geçmişi vardır. Sümer, Mısır, Çin, Roma medeniyetleri dahil büyük medeniyetlerin hepsi bakır ve alaşımlarını dekoratif ve pratik uygulamalarda kullanmışlardır. Bakır ve bakır alaşımlarının Antik çağdan, Orta çağ ve Rönesans dönemleri boyunca genellikle askeri araçlar, kilise çanları ve heykeltıraşların artistik uygulamaları için kullanılmışsa da asıl önemli değişimi Endüstri Devrimi ile gerçekleşmiştir. Modern anlamda elektrik mühendisliği, Michael Faraday'ın 1831 yılında elektro manyetik indüksiyonu keşfetmesiyle gelişmiştir. Daha sonra Werner von Siemens'in 1866 yılında elektrik jeneratörünü, Thomas Edison'un ampülü keşfetmesinde ve elektrik enerjisi üretim tesisini kurmasında bakırın çok önemli rolü vardır. 20 ve 21. yüzyıllarda ise bakırın önemi yapmış olduğu alaşımlardan dolayı artmıştır. Özellikle bakırın kalayla oluşturduğu bronz ve çinko ile oluşturduğu pirinç en önemli bakır alaşımlarıdır. Bunların dışında bakır elementi alüminyum, krom, nikel, mangan, berilyum gibi elementlerle de alaşım oluşturur. Bu alaşımlar da fiziksel ve mekaniksel özelliklerde eşsiz bir kombinasyona, mükemmel korozyon ve aşınma direncine sahip olurlar [24].

Bakır elementinin örgü biçimi yüzey merkezli kübiktir. Saf bakırın rengi kırmızımsı, erime sıcaklığı 1083 °C ve yoğunluğu 8,9 g/cm³'tür. Bu yoğunluk değeri alüminyumun yoğunluk değerinin üç katından fazladır. Bakırın elektrik ve ısı iletkenliği ise gümüşe göre daha düşükken alüminyumdan 1,5 kat daha fazladır. Saf bakırın elektrik iletkenlik değeri diğer elementlerin elektrik iletkenlikleri karakterize edilirken temel değer olarak kullanılır. Uluslararası tavllanmış bakır elementi standartlarına (IACS) göre bakırın elektrik iletkenlik değeri 58 Mss⁻¹ (Mega Siemens) olarak bulunmuştur. Bakır elementi oda sıcaklığında ve düşük sıcaklıklarda yüksek mukavemetli ve iyi şekil verilebilme özelliğine sahiptir. Bununla birlikte sıcaklığın artmasıyla sertliği düşmektedir. Bakırın sertliği döküm halinde 160 MPa iken, sıcak haddelemeye 220 MPa'a kadar çıkar. Soğuk deformasyon ile bakırın sertliği yumuşak çeliğin sertliğine yakın bir değere çıkarılabilir [25, 26]. Tablo 2.2'de bakıra ait özellikler verilmiştir [27].

Tablo 2.2. Bakır elementinin özellikleri [27].

Akma dayanımı	40-80 N/mm ²
Çekme dayanımı	200-250 N/mm ²
Sertlik, HV	40
Uzama (kopma)	%40
Büzülme	%75
Young modülü, E	125 KN/mm ²
Özgül ağırlık	8,9 gr/cm ³
Ergime sıcaklığı	1083 °C
Yeniden kristalleşme sıcaklığı	100-400 °C
Dövülme sıcaklığı	800-900 °C

Birçok yönü ile pek çok avantaja sahip olan bakır ve bakır alaşımları endüstride kullanılan önemli malzemelerdendir. Bu avantajlardan bazılarını aşağıdaki gibi sıralayabiliriz;

- İyi dökülebilirlik
- Dahili korozyon koruması
- Düşük sürtünme özelliği
- Aşınmaya karşı yüksek dirençli
- Kıvılcım çıkarmaz özelliği
- Yüksek elektrik ve ısı iletkenliği
- Yüksek sıcaklıklarda iyi mekanik özellikler
- Geliştirilebilir düşük sıcaklık özellikleri
- Kolay işlenebilirlik
- Geri dönüşümlü olması

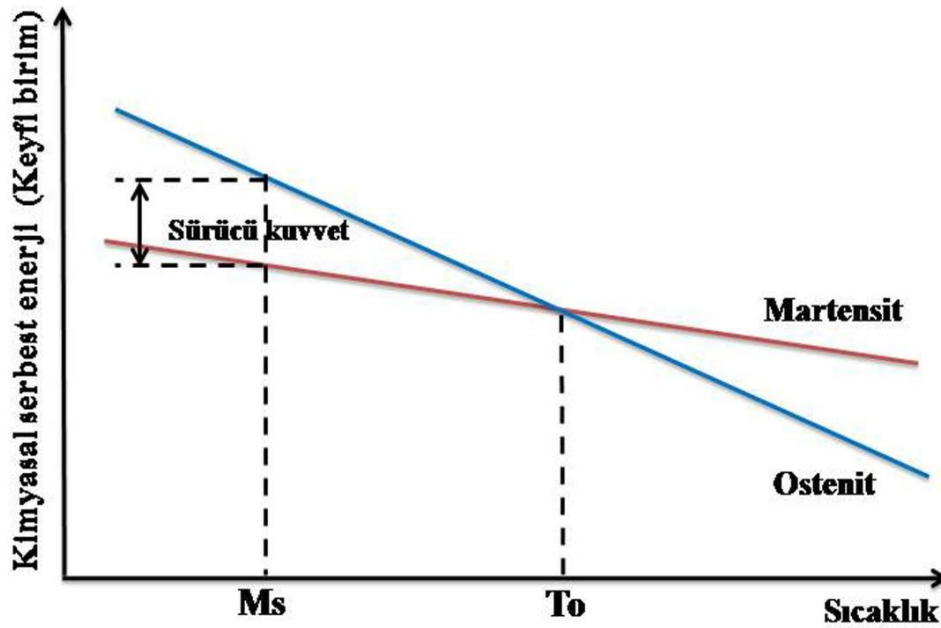
Bakırın kullanıldığı önemli bir diğer alan ise hidrojenin depolanmasında kullanılmasıdır. Dünyadaki petrol, doğalgaz gibi enerji kaynaklarının azalması nedeniyle alternatif bir enerji kaynağına ihtiyaç vardır. Hidrojen temiz ve yenilenebilir olmasından

dolayı yeni bir enerji kaynağı olarak görülür. Bu yüzdende hidrojenin depolanabilmesi meselesi oldukça önem kazanan bir durumdur. Hidrojenin depolanmasında Mg-esaslı alaşımlar oldukça iyi ve güvenli bir depo kaynağıdır. Bakır ise hidrojenin depolanma kapasitesinin artmasında ve azalmasında alaşımdaki oranları ile oldukça önemli bir yer tutmaktadır [28].

Bakır alaşımları içinde en önemlisi pirinç alaşımıdır. Bakır ve çinkonun birbiri içerisinde eritilmesiyle oluşturulur. Pirinç alaşımlarının günümüzde pek çok kullanım alanları vardır. Bozuk para yapımında, süs eşyalarında, müzik aletlerinde, deniz araçlarında, askeri mühimmat araçlarında ve daha birçok alanda kullanılmaktadır [29]. Pirinç alaşımları kullanım alanlarında içerdiği çinko miktarına göre; %10 Zn içerenler kaynak pirinci, %15 Zn içerenler kuyumculukta ve savunma döküm alanlarında, %20 Zn içerenler süs eşyası yapımında, %25 Zn içerenler dayanıklı büyük parçaların üretilmesinde, %30 Zn içerenler musluklarda ve lehim alaşımı hazırlanmasında, %33 Zn içerenler mermi kovanlarının yapımında, %40 Zn içerenler ise bakır parçalarının lehimlenmesi işleminde ve özel pirinç alaşımlarının hazırlanmasında kullanılmaktadır [30]. Pirinç alaşımlarına kalay, alüminyum, mangan, nikel, kurşun gibi alaşım elementleri ilave edilebilir. Bu alaşım elementlerinin ilavesiyle pirinç alaşımlarında dayanım, korozyon direnci, lehimlenebilirlik gibi özelliklerinde iyileşme görülür ve böylece birçok uygulama alanında kullanılır. Pirinç alaşımı nikel ve krom ile kaplanabilmekte ve iyi bir ısı iletkenliğe sahip olduklarından ısı transfer maddesi olarak ta kullanılabilir [31].

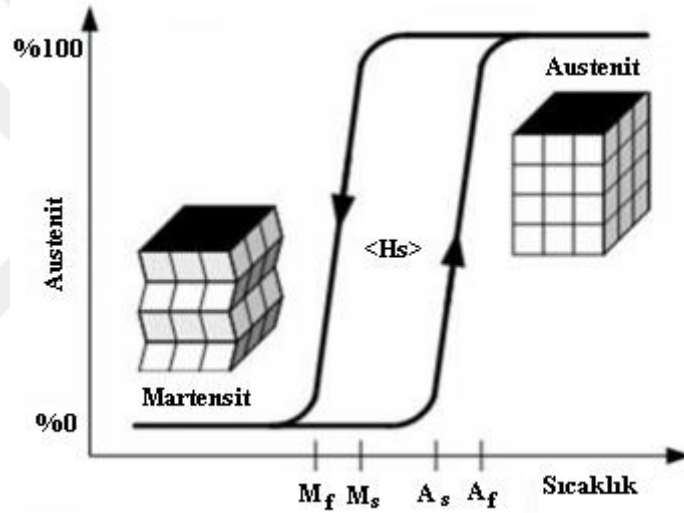
3. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER

Martensitik dönüşüm, ana faz olan austenit fazın dönüşümden önce sahip olduğu kristal yapının, basınç ve sıcaklığın ayrı ayrı ya da birlikte uygulanmasıyla farklı bir yapı olan martensit faza dönüşüm olayıdır. Martensitik dönüşüm birçok metal ve alaşımda görülen birinci mertebeden yapısal bir faz dönüşüm çeşitidir. Martensitik dönüşümün en önemli özelliği dönüşüm sonrasında atomların ilk komşuluklarını korumasıdır. Böylece bu dönüşüm difüzyonsuz olarak gerçekleşir ve kristalin kompozisyonu değişmez [32]. Martensitik faz dönüşümü, austenit yapıya dıştan uygulanan bir zor veya sıcaklığın hızla düşürülmesi işlemlerinin ayrı ayrı veya birlikte uygulanmasıyla oluşur. Austenit yapı T_0 sıcaklığında termodinamik olarak dengededir ve yapı bu sıcaklıktan hızla soğutulursa bir M_s sıcaklık değerinden sonra, austenit yapı içinde martensit yapı oluşmaya başlar. Burada M_s sıcaklığı martensit başlama sıcaklığıdır ve farklı alaşımlar için farklı değerlere sahiptir. Şekil 3.1'de görüldüğü gibi $(T_0 - M_s)$ sıcaklık farkı, martensit ve austenit fazları arasındaki kimyasal serbest enerjiyi oluşturur ve bu enerji de faz dönüşümü için ihtiyaç duyulan sürücü kuvveti meydana getirir [33].



Şekil 3.1. Austenit ve martensit fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi [33, 34].

Bu anda dışarıdan uygulanan zor ile M_s sıcaklığı T_0 sıcaklığının çok altına düşmeden dönüşüm başlayabilir. Uygulanan bu zor M_s sıcaklığını arttırabileceği gibi dönüşen hacim miktarını da arttırabilir [33, 34]. Martensit başlama sıcaklığıyla başlanan martensitik dönüşüm belli bir sıcaklık aralığında devam edip durur. Dönüşümün sona erdiği bu sıcaklık değerine martensit bitiş sıcaklığı (M_f) adı verilir. Martensit faz haline dönüşmüş numuneye tekrar ısı verildiğinde martensit yapı ana faz olan austenit yapıya tekrar dönüşür. Bu nedenle martensit dönüşüm tersinir bir dönüşüm çeşididir. Martensit dönüşümde olduğu gibi ters dönüşümde de dönüşüm olayı belli bir sıcaklıkla başlayıp belli bir sıcaklığa kadar devam eder ve dönüşüm tamamlanır. Bu sıcaklıklara da austenit başlama sıcaklığı (A_s) ve austenit bitiş sıcaklığı (A_f) adı verilir. Bu dönüşüm sıcaklıkları da farklı alaşımlar için farklı değerler alır. Sıcaklığa bağlı olarak kristal yapının değişimi ve dönüşüm sıcaklıkları şekil 3.2'de verilmiştir [32, 34].



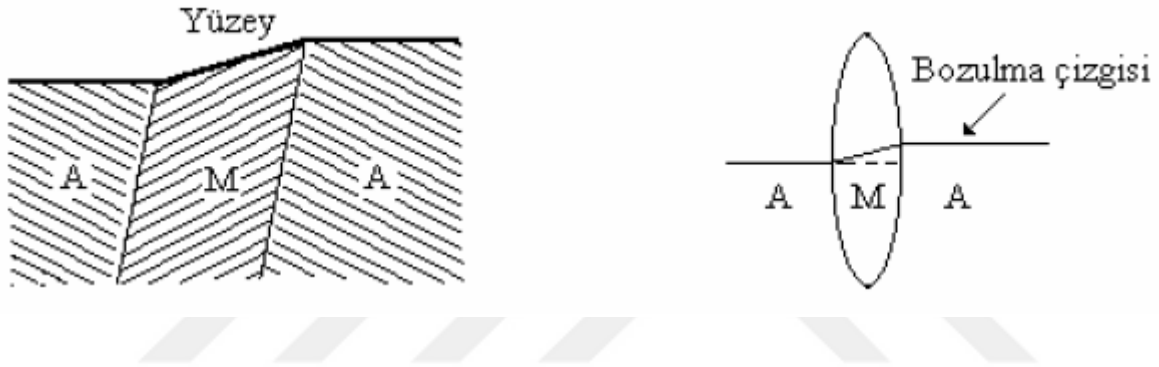
Şekil 3.2. Kristalografik yapının sıcaklığa bağlı olarak değişimi [33].

3.1. Martensitik Dönüşümlerin Genel Karakteristiği

Martensitik dönüşüm, difüzyonsuz olarak meydana gelmesinin yanı sıra kristal yapının farklı bir kristal yapıya dönüşümü olarak ifade edilir. Difüzyonsuz olarak gerçekleşen bu dönüşümlerin büyük çoğunluğu metallerde, alaşımlarda ve bileşiklerde gözlenmektedir.

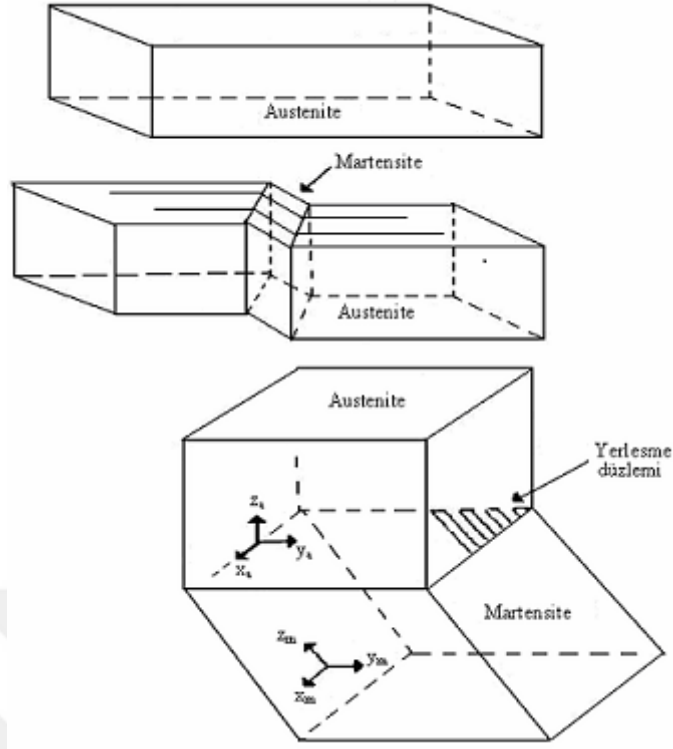
Martensitik dönüşüm katıda meydana gelen katı-katı faz dönüşümüdür. Martensitik dönüşümün genel karakteristikleri aşağıdaki gibi sıralanabilir;

- Martensitik faz, ara bir katı çözeltidir.
- Martensitik dönüşümün öncesinde ve sonrasında kristal atomlarının komşulukları korunur. Böylece dönüşüm difüzyonsuz gerçekleşir.
- Martensitik dönüşümde, sınırlı bir şekil değişikliği meydana gelir. Ana faz olan austenit fazdaki numunenin yüzeyi parlatılıp sıcaklık düşürülürse, martensitik bölgeler yüzey üzerinde kabartılar şeklinde görülür (Şekil 3.3.a). Austenit yapıyla martensit yapı arasındaki sınırdaki bozulma çizgisi meydana gelir (Şekil 3.3.b).



Şekil 3.3. a) Martensitik yüzey kabartısı, **b)** Bozulma çizgisinin kırılması [33].

- Martensitik dönüşümde, ana faz olan austenit fazı ile ara faz olan martensit fazı ayıran ve bozulmamış olarak kalan düzleme yerleşme düzlemi (habit plane) denir. Şekil 3.4'de görüldüğü gibi yerleşme düzeni değişmez bir düzlemdir ve düzlemdeki doğrultular bozulmamıştır.



Şekil 3.4. Martensitik dönüşümün difüzyonsuz gerçekleşmesine bağlı olarak düzlem ve doğrultulardaki değişimi [32, 33].

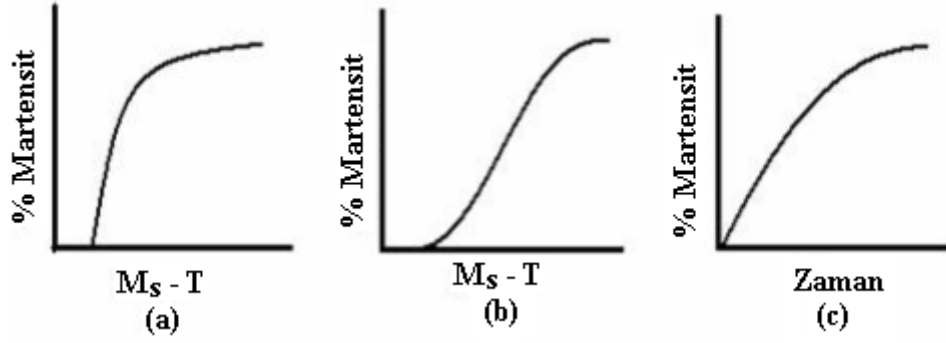
- Austenit fazı ile martensit fazının örgüleri arasında sınırlı bir dönme bağıntısı bulunmaktadır.
- Martensitik dönüşümde kristal örgü kusurları da mevcuttur.

Martensitik dönüşüm genelleştirilecek olursa; bir ara yüzeyin atomik hareketlerinin düzenli ve hızlı ilerleyip büyümesiyle ara faz oluşmaktadır. Böyle bir harekette yeni yapının oluşmasına yardım edecek olan dislokasyonlar da meydana gelmektedir [35]. Ara yüzeyin büyümesiyle birlikte düz bir yüzeyde kabarcıklar şeklinde değişimler gözlenmektedir ve bu kabarcıklarda martensit yapının varlığını gösteren en önemli özelliğidir [36].

3.2. Martensitik Dönüşüm Çeşitleri

Martensitik dönüşümler termoelastik dönüşüm ve termoelastik olmayan dönüşüm olmak üzere iki gruba ayrılır. Termoelastik martensitik dönüşümler ise izotermal dönüşüm ve atermal dönüşüm olmak üzere ikiye ayrılır. Şekil hafızalı alaşımlarda izotermal martensitik dönüşüm özelliği gösterirler [37,38]. İzotermal martensitik dönüşümde şekil hafıza özelliğinin oluşabilmesi için ana fazın düzenli olması gerekir. Ayrıca dönüşümün gerçekleşmesi için deformasyonun ikizlenme benzeri bir mekanizma ile oluşması gerekmektedir [39]. İzotermal martensitik dönüşüm, sıcaklığın düşürülmesiyle M_s martensitik dönüşüm başlangıç sıcaklığına ulaşıldığında martensit plakaların oluşmasıyla başlar. Sıcaklığın düşmeye devam etmesiyle birlikte martensit plakaların sayısında artma devam eder ve M_f martensitik dönüşüm bitiş sıcaklığına gelindiğinde dönüşüm tamamlanmış olur. Bu dönüşüm tersinir dönüşümdür. İzotermal martensitik dönüşümlerde, martensit başlangıç sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda yeni martensit plakaları oluşabileceği gibi önceden oluşan plakalarda hacimce büyüme gösterebilirler [40]. İzotermal martensitik dönüşümde oluşan martensit yüzdesinin zamana bağlı olarak değişimi şekil 3.5.c'de gösterilmiştir. Eğer sıcaklık arttırılmaya başlarsa martensit plakalar kaybolmaya başlar. A_s austenit başlama sıcaklığına gelindiğinde bu kez martensit fazın içerisinde austenit faz oluşmaya başlar. A_f austenit bitiş sıcaklığına gelindiğinde dönüşüm bitmiş olur. Martensitik dönüşümlerde A_s ile M_f sıcaklığı aynı değere sahip değildirler. Bu değer bazı alaşımlarda yaklaşık 400 °C kadar geniş iken, bazı alaşımlarda 15 °C kadar dardır. İzotermal martensitik dönüşümün meydana gelebilmesi için sıcaklığın değiştirilmesi veya dışarıdan bir zor uygulanması gerekir.

Atermal martensitik dönüşümde austenit fazdaki numune soğutulduğunda M_s sıcaklığında austenit faz martensit faza dönüşmeye başlar ve numune soğutulmaya devam edildiğinde M_f sıcaklığında tamamen martensite dönüşür. Atermal martensitik dönüşüm iki grup halinde incelenir. Bu dönüşümler şekil 3.5.a'daki gibi yüksek hızlarda patlama şeklinde oluşabilir veya şekil 3.5.b'deki gibi martensitlerin oluşum yüzdesi sıcaklığa üstel bir şekilde bağımlılık göstererek meydana gelebilir [41-43]. Sıcaklık değiştirildiğinde martensit fazın oluşmaya başladığı sıcaklığın daha aşağısındaki sıcaklıklarda yeni patlamalar olabilir fakat oluşan martensitler düşük sıcaklıklarda büyüme göstermezler. Bu dönüşümde şekil hafıza olayı gözlenmemektedir [40].



Şekil 3.5. a) Patlamalı atermal, b) Atermal, c) İzotermal martensitik dönüşüm[41, 42].

3.3. Termoelastik ve Termoelastik Olmayan Martensitik Dönüşümler

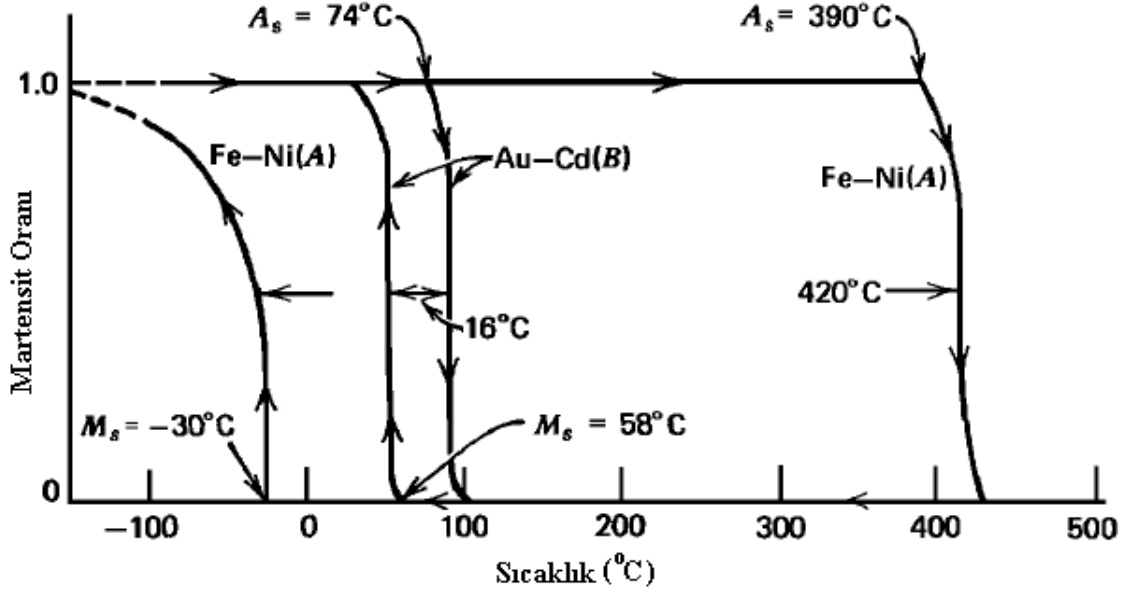
Termoelastik dönüşüm gösteren pek çok martensit bulunup bu martensitlerin büyüme mekanizmasının genel olarak incelenmesi gerekmektedir. Bunun için de martensitleri A ve B olmak üzere kesme bileşenlerine göre iki ana gruba ayırarak incelemek gerekir.

A: Büyük kesme bileşenlerine sahip olanlar, Fe-C ($\gamma = 0.19$), Fe-30Ni ($\gamma = 0.20$)

B: Küçük kesme bileşenlerine sahip olanlar, Au-Cd ($\gamma = 0.05$), In-Ti ($\gamma = 0.02$)

Dönüşüme uğrayan A tipi (Fe-30Ni) ve B tipi (Au-Cd) martensitlerin dönüşüm eğrileri şekil 3.6'da verilmiştir. Tersine martensitik dönüşüm, ısıtmayla birlikte yüksek sıcaklık fazına doğru austenit başlama sıcaklığıyla başlar. Bu sıcaklık martensit bitiş sıcaklığının üstünde bir sıcaklıktır ve şekildeki gibi bir histerezisin oluşmasına neden olur. Şekilde görüldüğü gibi A tipi martensitlerde histerezis aralığı B tipi martensitlere göre daha büyüktür. A tipi Fe-Ni alaşımı için bu değer yaklaşık 420 °C iken, B tipi Au-Cd alaşımı için 16 °C kadardır. Austenit faz oluşum mekanizması martensit faz oluşum mekanizmasının tam tersidir ve denge sıcaklığının da M_s ve A_s sıcaklıkları arasında olduğu kabul edilir. Şekildeki histerezis eğrilerinden T_0 denge sıcaklığı hesaplanabilir. Ayrıca martensit reaksiyonun başlaması için gerekli olan serbest enerji $\Delta G_{\gamma-M}(\text{başlangıç}) = \Delta S_f(\Delta T(\text{çevrim}))/2$ eşitliğinden kolaylıkla bulunabilir. A tipi martensitlerin oluşabilmesi için gerekli olan serbest enerji, B tipi martensitlerin oluşabilmesi için gereken serbest enerjiden daha fazladır. Çünkü A tipi

martensitlerin oluşması için daha büyük kesme kuvvetlerine ihtiyaç vardır. İki tip martensit için de, sıcaklık martensit başlama sıcaklığının altına düşürülürse plakalar oluşmaya başlar ve belli bir büyüklüğe kadar hızla büyümeye devam eder [44,45].



Şekil 3.6. A tipi ve B tipi martensitlerin histerezis eğrileri [44, 45].

Sıcaklık daha fazla düşürülürse yeni plakaların oluşumu ve daha önceden oluşmuş olan B tipi martensitlerin büyümesi ile daha fazla dönüşüm meydana gelir. Fakat A tipi martensitlerde daha fazla martensitin oluşabilmesi için yeni plakaların oluşması gerekir. A tipi martensitlerde önceden oluşmuş olan martensit plakalar sıcaklık düşmesine rağmen daha fazla büyüme göstermezler. B tipi martensitlerde ise önceden oluşmuş olan martensit plakaların büyümesi ani hareketlerle sürer. Bu şekildeki martensit plakaların büyüme hızı çok yüksek değerlerdedir ve bu büyüme hızı kısa mesafelerde sıcaklığın düşürülmesiyle açığa çıkan serbest enerjiyle meydana gelir. Yeterince plastik hareket olursa, hızlı büyümeye sebep olan austenit ve martensit arasındaki ara yüzey parçalanır ve böylece büyüme durur. A tipi martensitlerde kesme hareketi ve aşırı soğutma B tipi martensitlere göre daha yüksektir ve bu martensitlerde kalıcı büyümenin durma mekanizmasının devreye girdiği söylenebilir. Fakat B tipi martensitlerde daha küçük kesme hareketi ve soğutma olduğundan, plastik hareket

oluşmadığı durumda ve elastik deformasyon enerjisiyle serbest enerji arasında bir denge olduğunda martensit fazının düşük serbest enerji durumuna gelmesi sağlanmış olur. Oluşan bu martensite termoelastik martensit adı verilir. B tipi martensitler termoelastik özellik gösterirler ve sıcaklık düştükçe, serbest enerji miktarı artarak martensit plaka oluşma eğilimini de artırır. Martensit plakalar gerektiği kadar deformasyon enerjisiyle yeni bir denge bulana kadar büyümeye devam eder [44,45].

3.4. Martensitik Dönüşümün Termodinamiği

Kapalı bir sistemde, sabit P basıncına karşılık hacim V_1 'den V_2 'ye kadar değiştirilirse, termodinamiğin birinci yasasına göre enerjinin de E_1 'den E_2 'ye kadar değişmiş olması gerekmektedir. Bu durumda ΔE enerji değişimi;

$$\Delta E = E_2 - E_1 = \Delta Q - P(V_2 - V_1) \quad (3.1)$$

formülüyle hesaplanabilir. Böylece ΔQ ısı enerji değişimi 1.denklemden düzenlenirse;

$$\Delta Q = (E_2 + PV_2) - (E_1 + PV_1) \quad (3.2)$$

şeklinde olur. Buradan da sabit bir P basıncı altında iş yaparak hacim değiştiren bu kapalı sistemin, ısı enerjisinde meydana gelen fark $E+PV$ şeklindeki iki ifadenin farkına eşittir. $E+PV$ şeklindeki bu ifadeye sistemin entalpisi adı verilir. Böylece sistemin ısı enerjisindeki değişim, ilk ve son durumdaki entalpilerin farkına eşit olmuş olur. Entalpi ifadesi H harfi ile gösterilir ve 2.denklemden düzenlenirse;

$$H = E + PV \quad (3.3)$$

$$\Delta Q = H_2 - H_1 \quad (3.4)$$

şeklinde olur [46].

T_0 denge sıcaklığı Salzbrenner ve Cohen tarafından;

$$T_0 = \frac{1}{2} M_s + A_s \quad (3.5)$$

olarak kabul edilmiştir. Burada M_s martensit başlama sıcaklığı, A_s austenit başlama sıcaklığıdır [47].

T_0 denge sıcaklığı Tong ve Wayman'a göre ise;

$$T_0 = \frac{1}{2} M_s + A_f \quad (3.6)$$

şeklinde kabul edilmiştir. Burada A_f austenit bitiş sıcaklığıdır.

Termoelastik martensitik dönüşüm süresinde kalorimetrik teknikler yardımıyla ölçülen enerji üç farklı katkıyla meydana gelir.

1) Kimyasal entalpi terimin veya dönüşümün gizli ısısı

2) Depolanan elastik enerji

3) Ara yüzeylerin hareketine karşı koyan engeller içerisinde ara yüzeyleri hareket ettirmek için harcanan enerji

Bunlardan ilk ikisi tersinir katkılardır, üçüncü terim ise tersinmez katkıdır [48].

Austenit faz ile martensit faz arasındaki spesifik ısı farkı ihmal edilecek olursa; ters dönüşüm esnasında ölçülen ısı, ileri dönüşüm esnasında ölçülen ısıdan mutlak değer olarak daha büyük olmasına karşın numunenin entropi değişimi her iki dönüşümde de aynı kalır [32]. Ergime, buharlaşma, demirin α - β allotropik dönüşümü gibi faz dönüşümleri genellikle sabit basınç ve sabit sıcaklıklarda olmaktadır. Böylece sabit sıcaklıkta entropi değişiminin hesaplanması önemlidir. Sabit basınçta entalpi ifadesinin türevi;

$$\Delta H = (\Delta E + P\Delta V) \quad (3.7)$$

şeklindedir. Termodinamiğin birinci yasası bu ifadeye uygulanacak olursa;

$$\Delta E = \Delta Q - P\Delta V \quad (3.8)$$

$$\Delta H = \Delta Q \quad (3.9)$$

şeklinde olur. Böylece sabit basınçta;

$$\Delta S = \frac{\Delta Q}{T} = \frac{\Delta H}{T} \quad (3.10)$$

bulunur. Böylece entalpi değişimi hesaplanabilirken entropi değişimi de hesaplanabilir[46].

3.5. Deformasyon Kaynaklı Martensitik Dönüşümler

Alaşımlarda martensitik dönüşümlere sıcaklığın yanında uygulanan zorun ya da diğer bir ifadeyle stresin etkisi olduğu bilinmektedir. Uygulanan bu zor veya stres belli bir sıcaklıkta dönüşüm miktarını genellikle arttırmaktadır. Bu işlem ile austenit yapı martensit yapıya dönüşebileceği gibi yapıda bulunan martensitler de farklı bir martensit yapıya dönüşebilmektedir [33]. Zor ile oluşan deformasyon kristal yapılarda iki mekanizmaya meydana getirir ve bu mekanizmalarda şekil değişikliklerine sebep olur. Bunlar kayma mekanizması ve ikizlenme mekanizmasıdır. Kayma, kristal yapının bir kısmının kayma düzlemi içinde kayma doğrultusu boyunca ötelenmesidir. Bu ötelenme miktarı kayma doğrultusunda atomlar arasındaki mesafenin tam katıdır. Kayma mekanizmasının başlaması için, uygulanan zorun kayma düzlemi içinde kayma doğrultusunda meydana getirdiği kayma gerilmesinin belirli bir kritik değere ulaşması gerekmektedir [49].

İkizlenme genellikle bcc ve hcp yapıda meydana gelmektedir. Şekil değiştirme hızının yüksek veya sıcaklığın düşük olması, şekil değiştirme şertleşmesi gibi nedenlerden dolayı kaymanın meydana gelmediği hallerde görülmektedir. İkizlenme kristalin bir kısmının şekil değişiminden sonra diğer kısmının kristal düzlemine göre aynadaki görüntüsü şeklini almasıdır. Atom düzlemlerinin simetrik duruma geldiği düzleme ikizlenme düzlemi denir. İkizlenmede atomların hareketleri oldukça kısıtlıdır. Bu yüzden ikizlenme ile büyük şekil değişiklikleri meydana gelmemektedir [49].

Şekil hafızalı alaşımlarda martensit fazı içinde zorlanmaları içeren deformasyon türü kayma değil ikizlenmedir. Deformasyon kaynaklı martensitik dönüşümde iki durum söz konusudur. Martensit başlama sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda deformasyon uygulanırsa martensit, akma gerilmesinden daha küçük deformasyonlar altında çekirdeklenmekte ve büyümektedir. Oluşan martensitin hacimsel oranı deformasyonla doğrusal olarak ilişkilidir ve sıcaklığın artmasıyla birlikte gerilme değeri de artmaktadır. Bu durum Clausius-Clapeyron denklemi ile açıklanmaktadır. Bu denklem;

$$\frac{d\sigma^{p-m}}{dT} = \frac{\Delta S}{\varepsilon_{maks}} \quad (3.11)$$

olarak verilmektedir. Bu denklemde, σ^{p-m} martensitin oluşmaya başladığı gerilme değeri, ΔS entropi değerindeki değişim, ε_{maks} ise maksimum gerinim miktarını göstermektedir. Eğer

gerilme değeri akma gerilmesi değeri ulaşırda dönüşüm elastik gerilmelerle bile başlayacak duruma gelir [50].

Cu bazlı şekil hafızalı alaşımlardan olan Cu-Zn bazlı alaşım sistemleriyle Cu-Al-Ni alaşımları benzer deformasyon davranışı sergilemektedirler. Aralarındaki en büyük fark ise Cu-Al-Ni alaşımlarında kritik zorun yüksek olması ve 600 MPa civarında şekil hafıza etkisini kaybetmemesidir. Cu-Zn bazlı alaşımlarında ise bu değer 200 MPa kadardır. Cu bazlı alaşımlarda tane sınırları zorun yoğun olduğu noktalardır ve taneler arası kırılmaya veya deformasyona sebep olmaktadır. Tek bir deformasyondan sonra şekil eski haline gelebilmekte, fakat art arda meydana gelen deformasyonlardan sonra ciddi bir yorulma kırılmasına neden olmaktadır [51].



4. ŞEKİL HAFIZA OLAYI

Şekil hafıza olayı martensit fazdayken deforme edilmiş bir numunenin, ısıtılması durumunda kendine özgü dönüşüm sıcaklığının üzerinde, deformasyona uğramadan önceki şeklini geri kazanması olayına denir [52,53]. Şekil hafıza olayı birçok metalik alaşımda görülen bir olaydır. Birinci mertebeden faz geçişi ve yer değiştirme sonucunda meydana gelir. Martensitik dönüşümlerde hiçbir zor uygulanmasa bile sıcaklık belli bir değere düşürüldüğünde kendiliğinden oluşan bir homojen zorlanma ortaya çıkar [54]. Şekil hafıza olayı tamamen termoelastik martensitik dönüşüme bağlı olan bir olaydır. Termoelastik martensitik dönüşüm sergilemeyen alaşımlar şekil hafıza özelliği de göstermezler. Şekil hafıza özelliği bulunan alaşımlar bazı kristalografik özelliklere sahiptirler. Bunlar;

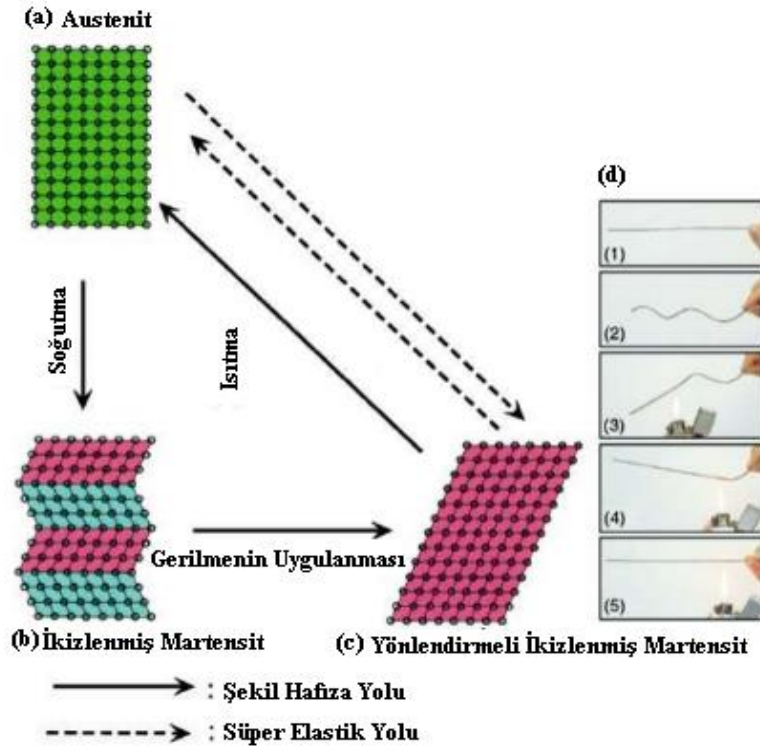
- Şekil hafıza özelliği gösteren alaşımlarda kristal yapı düzenlidir ve süper örgüye sahiptir.
- Eğer düzenlilik dikkate alınmayacak olursa ana faz olan austenit faz bcc yapıya ve ara faz olan martensit fazı da hcp yapıya sahiptir.
- Martensit fazındaki sabit örgü zorlanmaları dislokasyonla oluşmaz, ikizlenme mekanizması ile oluşur.
- Martensitik dönüşüm sıcaklığın düşmesiyle birlikte belli bir değere kadar termoelastik olarak devam eder.

Şekil hafıza olayı süper örgülü alaşımlarda gözlenmektedir. Bu alaşımlarda atom dizilişi düzenlidir. Şekil hafıza olayı genellikle B-alt grubunda bulunan bakır, gümüş, altın gibi elementlerin esas alınarak yapıldığı alaşımlarda meydana gelmektedir [55,56]. Tablo 4.1'de şekil hafıza özelliği gösteren alaşımlardan bazıları gösterilmektedir [57].

Tablo 4.1. Şekil hafıza özelliği gösteren alaşımlar [57].

Alaşım	Kompozisyon (atomik %)	Yapı Değişimi	Sıcaklık Histeresizi (°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 Atomik %	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-Ti	18~23 Ti	FCC →FCT	~4	Düzenli
In-Cd	4~5 Cd	FCC →FCT	~3	Düzenli
Mn-Cu	5~35 Cu	FCC →FCT	-	Düzenli

Şekil hafıza olayı şekil 4.1'de gösterilmiştir.



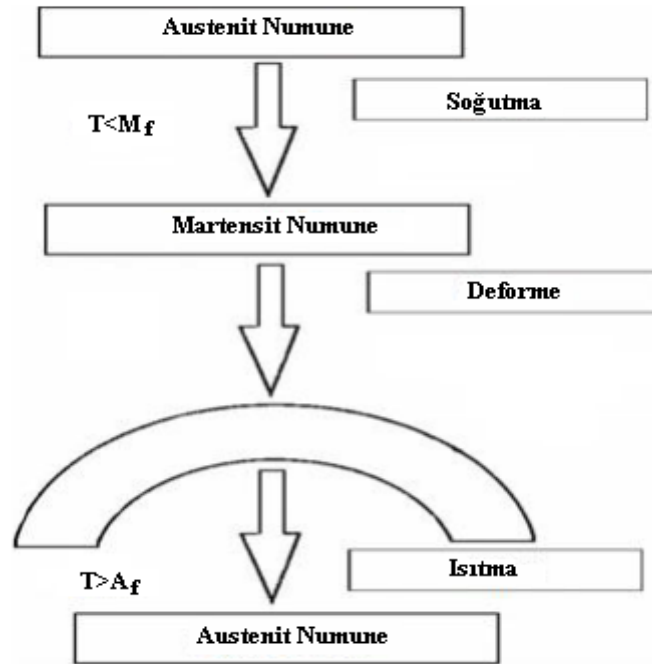
Şekil 4.1. Martensitik dönüşüm ve süperelastisite [58].

Şekil 4.1.d'de yaygın olarak kullanılan Ni-Ti şekil hafızalı tel 1 numaralı resimde martensitik yapıdadır ve şekli ana faz olan austenit faz ile aynıdır. Eğer malzeme 2 numaralı şekildeki gibi düşük sıcaklıkta deforme edildikten sonra, 3-5 numaralı resimlerdeki gibi austenit bitiş sıcaklığının üzerinde ısıtıldığında tekrar eski şeklini hatırlayarak ilk resimdeki gibi düzenli haline gelir. Şekil hafıza olayı basitçe şekil 4.1.a, 4.1.b ve 4.1.c'deki gibi gösterilmektedir. Şekil 4.1.a'daki austenit faz martensit başlama sıcaklığının altında soğutulursa şekil 4.1.b'deki gibi martensit faz oluşur. Malzemeye bir gerilim veya dışarıdan bir zor uygulanırsa deformasyon ikiz sınırlarından hareket ederek ilerlemeye devam eder. Tekrar malzeme austenit bitiş sıcaklığının üzerine ısıtılırsa martensit faz ana fazdaki yönelimlere uygun şekilde tekrar yönlendirilerek ilk haline gelir. Bu dönüşüm tamamen termoelastik dönüşüm olursa meydana gelir. Çünkü termoelastik martensitik dönüşümler kristalografik olarak tersinir dönüşümlerdir. Eğer malzeme austenit bitiş sıcaklığının üzerindeyken deforme edilecek olursa süperelastiklik adı verilen olay meydana gelir. Uygulanan bu gerilim elastik deformasyonun enerjisini düşürerek martensit dönüşümüne sebep olur. Süperelastiklik şekil hafıza olayının aksine sıcaklıkta bir değişme olmadan meydana gelmektedir. Şekil hafızalı alaşımlara austenit bitiş sıcaklığının üzerindeyken yük uygulanırsa austenit fazdan martensit faza geçiş gözlenir. Uygulanan bu yük martensit faz tarafından absorbe edilir. Yük kaldırıldığı zaman malzemenin sıcaklığı austenit bitiş sıcaklığının üzerinde olduğundan dolayı malzeme tekrar ilk şekline geri döner [58].

Gerilim uygulandığında martensit başlangıç sıcaklığının üzerinde de martensitik dönüşüm görülebilmektedir. Bu olaya gerilme altında oluşan martensitik dönüşüm denir. Ayrıca uygulanan gerilimle birlikte austenit bitiş sıcaklığının üzerinde ilerleyen dönüşüm görülmesi de mümkün olmaktadır. Austenit bitiş sıcaklığının üzerinde eğer gerilme yoksa martensit tamamen kararsız yapıdadır. Bundan dolayı malzemenin üzerindeki gerilim kaldırıldığında tersinir dönüşüm mutlaka meydana gelir. Kayma yok ise oluşan deformasyon termoelastik martensitik dönüşümden dolayı tamamen ortadan kaldırılır. Bundan dolayı kayma için yüksek orandaki kritik gerilmenin, süperelastiklik için önemli olduğu söylenebilir. Uygulanan bu kritik gerilmenin değeri termomekanik işlemlerle istenirse artırılabilir [58].

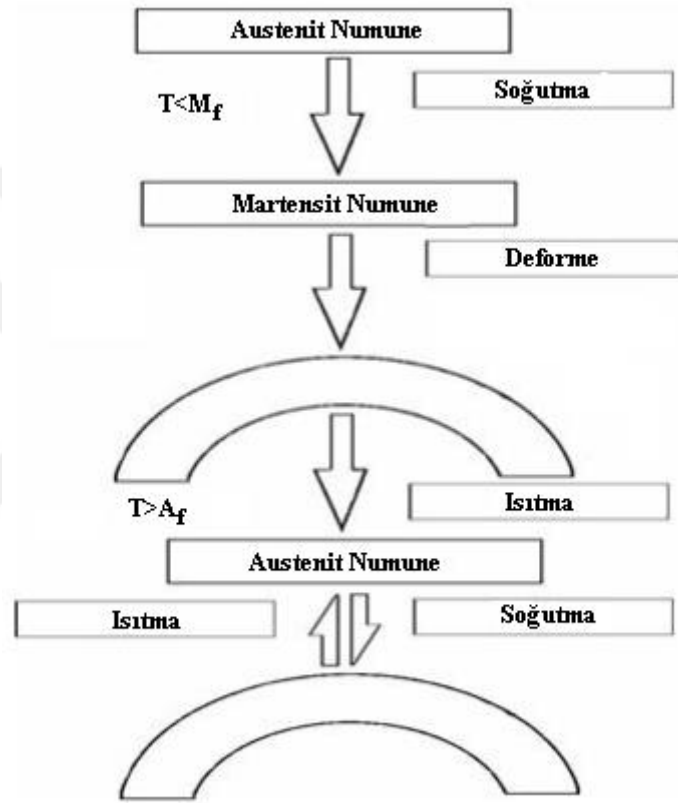
4.1. Tek ve Çift Yönlü Şekil Hafıza Mekanizması

Tek yönlü şekil hafıza olayında martensit bitiş sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta deformasyona uğratılmış bir numune uygulanan gerilimin kaldırılmasıyla ilk şekline dönemez. Deformasyona uğratılmış numune ısıtılıp austenit bitiş sıcaklığının üzerine çıkartılmasıyla ancak ilk şekline döndürülebilir. Tekrardan sıcaklık düşürüldüğünde numune deformasyona uğratıldığı şekline geri dönemez (şekil 4.2). Böylece ısıtma ve soğutmada sadece ilk şeklini hatırlama olayına tek yönlü şekil hafıza olayı denir [59]. Tek yönlü şekil hafıza olayı birçok alaşım çeşidinde görülmektedir. Bunlardan bazıları; NiTi, TiNb, NiAl, CuZn, CuZnSi, FePt şeklinde sıralanabilmektedir [60-62]. Ayrıca tek yönlü şekil hafıza olayına tersinmez şekil hafıza olayı da denilmektedir. Bu olay şekil 4.2 üzerinden incelenecek olursa; austenit halindeki bir çubuk soğutularak martensit bitiş sıcaklığının altında martensit hale getirilir. Bu haldeki martensit çubuk austenit haldeki ile aynı şekildedir. Daha sonra martensit haldeki çubuk deformasyona uğratarak şekildeki kavisli yapıya şekline dönüştürülebilir. Tekrardan çubuk ısıtılarak austenit bitiş sıcaklığının üzerinde ilk şekline çevrilebilir. Fakat tekrar soğutulduğunda deformasyona uğratılmış şeklini hatırlamaz [59].



Şekil 4.2. Tek yönlü şekil hafıza olayının şematik gösterimi [59]

Çift yönlü şekil hafıza olayı ise şekil 4.3'te gösterilmektedir. Austenit durumdaki çubuk soğutularak martensit hale getirilir. Çubuğa bir zor uygulanarak deformasyona uğratılır. Bu deformasyon sonucunda zor kaldırıldığında deforme edilmiş şeklini korur. Deformasyona uğratılmış çubuk ısıtıldığında tekrar ilk halindeki austenit yapıya dönüşür. Sıcaklık düşürüldüğünde ise deformasyona uğratılmış şeklini hatırlar. Böylece bu olaya çift yönlü şekil hafıza olayı veya tersinir şekil hafıza olayı denir [56].



Şekil 4.3. Çift yönlü şekil hafıza olayının şematik gösterimi [56].

Özellikle çift yönlü şekil hafızalı alaşımlar ısı düzenleyicilerde ısı hassasiyet ve ısı hareket ettirici elemanların üretilmesinde pratik olarak kullanılmaktadır. Bu alaşımlar şekilleri değiştikten sonra eski şekillerini hatırlamalarından dolayı ısı dedektörü ve kontrol cihazı olarak kullanılabilirler [56].

4.2. Bakır Bazlı Şekil Hafızalı Alaşımlar

Saf bakır ve bakırdan yapılmış olan alaşımlar iyi elektrik ve termal iletkenlik, korozyon direnci, mükemmel düzeyde mekaniksel işlenebilirlik gibi özelliklerinden dolayı pek çok endüstriyel uygulama alanlarında kullanılmaktadır. Fakat saf bakır ve alaşımlarının gerilme dayanımları düşük olduğundan dolayı endüstride kullanım alanları oldukça sınırlıdır. Bakır alaşımlarından en önemlisi Cu-Zn alaşımı olan pirinç endüstride birçok alanda kullanılmaktadır [63-65]. Şekil hafızalı alaşım olarak nitinol ve Cu-bazlı alaşımlardan olan Cu-Zn-Al ve Cu-Al-Ni alaşımı ticari alanda kullanılan önemli alaşımlardır. Nitinol alaşımı özellik bakımından Cu-bazlı alaşımlara göre daha iyi olmasına karşın üretim maliyeti olarak daha masraflıdır. Bu yüzden günümüzde kullanılan birçok uygulamada Cu bazlı alaşımlar nitinolu geride bırakmıştır. Cu-bazlı alaşımlar ilk üretildiklerinde kaba tanelere sahip olmalarından ve taneler arası çatlakların fazla olmasından dolayı kullanımları zor iken, daha sonraları yeterli mekanik özelliklere sahip ince taneli alaşımlar üretilerek kullanımları kolaylaştırılmıştır. Cu-bazlı alaşımların üretim maliyetleri düşük olmasının yanında mükemmel ısı ve elektrik iletkenlikleri, korozyon direnci, deformasyon yeteneklerinin yüksek olmalarından dolayı nitinole göre daha avantajlı haldedir. Cu-bazlı şekil hafızalı alaşımlarının diğer bir özelliği ise nitinole göre daha küçük histerezise sahip olmalarıdır. Cu-bazlı alaşımlarda ince teller üretmek mümkün olduğundan dolayı mikro-mekanik uygulamalarda da rahatlıkla kullanılabilir [66-68].

Cu-bazlı alaşımlar, β bölgesinde Cu-Zn ve Cu-Al sistemleri ile yer bulmaktadır. Üçüncü bir elementin eklenmesiyle 370 °C kadar geniş bir alanda dönüşüm sıcaklıklarının ayarlanmasına izin verir. Cu-bazlı alaşımlarının kompozisyonunun dönüşüm sıcaklıkları üzerine çok büyük bir etki yapar. Bazen dönüşüm sıcaklıklarını 5 °C arttırmak için 10^{-3} 'den 10^{-4} 'e kadar bir duyarlılık gerektirmektedir [69]. Ayrıca Cu-bazlı şekil hafızalı alaşımlar termal etki, dönüşüm sıcaklıkları, şekil hatırlama oranı, sertlik, çevrimler sonucu dönüşüm morfolojisi gibi özelliklerin değişimlerine çok duyarlı alaşımlardır. Endüstride kullanılmakta olan en önemli şekil hafızalı alaşımlarından bazılarının özellikleri tablo 4.2'de verilmektedir [70].

Tablo 4.2. Endüstride kullanılan bazı şekil hafızalı alaşımların genel özellikleri [70].

Özellikler	Cu-Zn-Al	Cu-Al-Ni	Ti-Ni
Erime sıcaklığı (°C)	950-1020	1000-1050	1240-1310
Yoğunluk (kg/m ³)	7.8-8.0	7.1-7.2	6.4-6.5
Termal iletkenlik (20°C) (Wm ⁻¹ K ⁻¹)			
Ana-faz	120	75	10-18
Martensite-faz	84	30-43	8.6
Akma dayanımı (MPa)			
Beta faz	150-300	150-300	100-600
Martensite	150-300	150-300	150-300
Maksimum çekme dayanımı (MPa)	400-700	500-800	800-1000
Dönüşüm sıcaklıkları (°C)	(-200)-120	(-150)-200	(-100)-100
Histeresis (°C)	5-20	20-30	20-30

Bakır birçok element ile alaşım yapabilmektedir. Bu elementlerin başlıcaları alüminyum, çinko, kalay ve nikeldir. Bu elementlerle yapılan alaşımlarda α -katı çözeltileri aynı mikro yapı tiplerine sahiptirler ve göreceli olarak dayanıklı olan bu alaşımlara kolayca şekil verilebilmektedir [71]. Özel adıyla pirinç olarak bilinen Cu-Zn alaşımları korozyon direnci, ısı ve elektriksel iletkenlik ve mekanik özelliklerinden dolayı endüstriyel alanda kullanılan en yaygın bakır alaşımlarıdır. Pirinç alaşımlarına mekaniksel ve fiziksel özelliklerini geliştirmek amacıyla kurşun ve kalay gibi elementler ilave edilebilmektedir. Özellikle kalay pirinç kompozisyonlarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu alaşımlar sertlik, iyi korozyon direnci gibi özelliklere sahiptirler. Bakır alaşımlarının mukavemeti ve sertliğini arttırmak için kalay kullanılmaktadır [72].

Cu-bazlı şekil hafızalı alaşımlar genel olarak Cu-Zn, Cu-Al ve Cu-Sn olmak üzere üç tip ikili alaşım sistemlerinden üretilmektedir. Eğer bu alaşımlar üçlü alaşım yapılmak istenirse Cu-Zn alaşımına Al, Si, Ga ve Mn gibi elementler, Cu-Al alaşımına ise Ni, Be, Zn ve Mn gibi elementler ilave edilmektedir. Son zamanlarda ise dördümlü şekil hafızalı alaşımlar üzerine çalışmalar arttırılmıştır. Bunlardan bazıları Cu-Zn-Al-Ni, Cu-Zn-Al-Mn ve Cu-Al-Ni-Mn alaşımlarıdır. Ayrıca alaşımları ince taneli hale getirmek için B, Ce, Fe, Ti, Zr gibi elementlerde ilave edilebilmektedir [67].

5. MATERYAL VE METOT

Tez çalışmasına yönelik olarak CuAlMnNi dörtlü şekil hafızalı alaşıım numunesi kullanılmıştır. Bu numunenin atomik yüzde olarak karışımı tablo 5.1'de verilmiştir.

Tablo 5.1. CuAlMnNi alaşıımının atomik yüzde kompozisyonu.

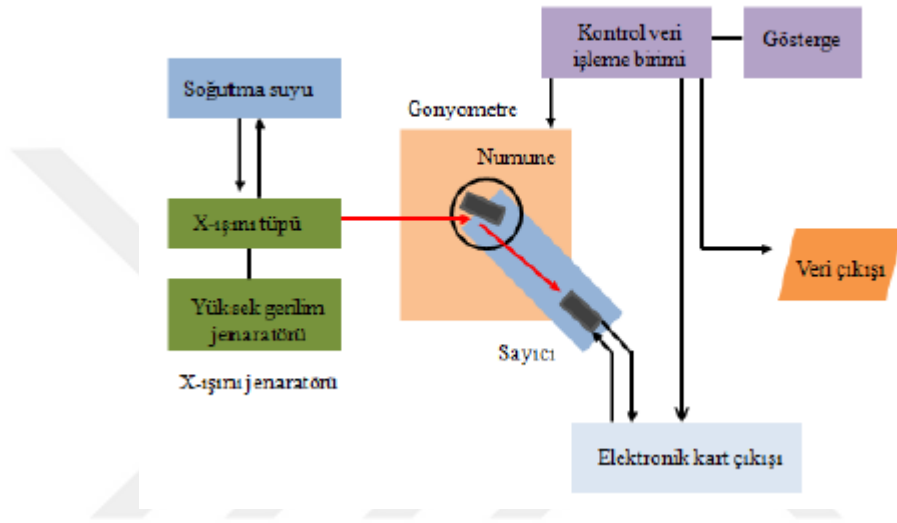
Kimyasal Kompozisyon (%)			
Cu	Al	Mn	Ni
71,33	22,90	4,87	0,90

Kalıp halinde olan numune ölçümler için kesilerek küçük parçalar haline getirilmiştir. Daha sonra numuneler fırına atılarak 900 °C'de 1 saat homojenize edilmiş ve β fazında tutmak için tuzlu buzlu suya konulmuştur. Bu işlemlerden sonra numunelere sırasıyla 280 MPa, 560 MPa, 840 MPa ve 1120 MPa basınç uygulanmıştır. Uygulanan basıncın etkilerinin incelenmesi amacıyla XRD, optik mikroskop, DSC ve DTA ölçümleri alınmıştır.

5.1. XRD (X-Işııııları Kırınımı)

X-ışınları kırınımının çalışma prensibi kristal yapıdaki örgü parametreleriyle aynı mertebede dalga boyuna sahip X-ışını dalgalarının kristal ile kırınımına uğratılması olayına (Bragg Yasası) dayanır. Bakır hedeften yayılan karakteristik x-ışınları numune üzerine yollanarak ölçüm alınır. X-ışını olarak genellikle Cu $K\alpha_1$ ışını kullanılmaktadır ve dalga boyu 0,15406 nm'dir. XRD cihazının temel çalışma prensibi Bragg Yasasına dayanmaktadır. Bragg tarafından geliştirilen bu teori X-ışınları kırınım teorileri içinde en yaygın olarak kullanılmaktadır. Aralarında d kadar mesafe bulunan kristal düzlemlerinden saçılan λ dalga boyulu X-ışınları, θ açısını oluştururlar. Deneysel parametre olarak kullanılan 2θ değeri ise

gelen ve saçılan X-ışınları demeti arasındaki açıdır. Birbirine paralel bütün düzlemlerin arasındaki mesafe d kadardır. Yoğun bir X-ışını demeti, bir kristal yapıya çarptığı zaman bir saçılım meydana getirir ve bu saçılan ışın dalgaları birbirlerini etkileyerek yok eder. Fakat belli açılarda bu dalgalar birbirleriyle birleşerek dalga yoğunluğunu artırır. Kırınımın olduğu açılar kristalin birim hücresinin boyutuna ve şekline bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Kırınımın şiddeti ise kristalin yapısal özellikleri tarafından belirlenir. Şekil 5.1'de bir XRD cihazı şematik olarak görülmektedir.



Şekil 5.1. XRD cihazının şematik olarak gösterimi.

XRD cihazının uygulamaları;

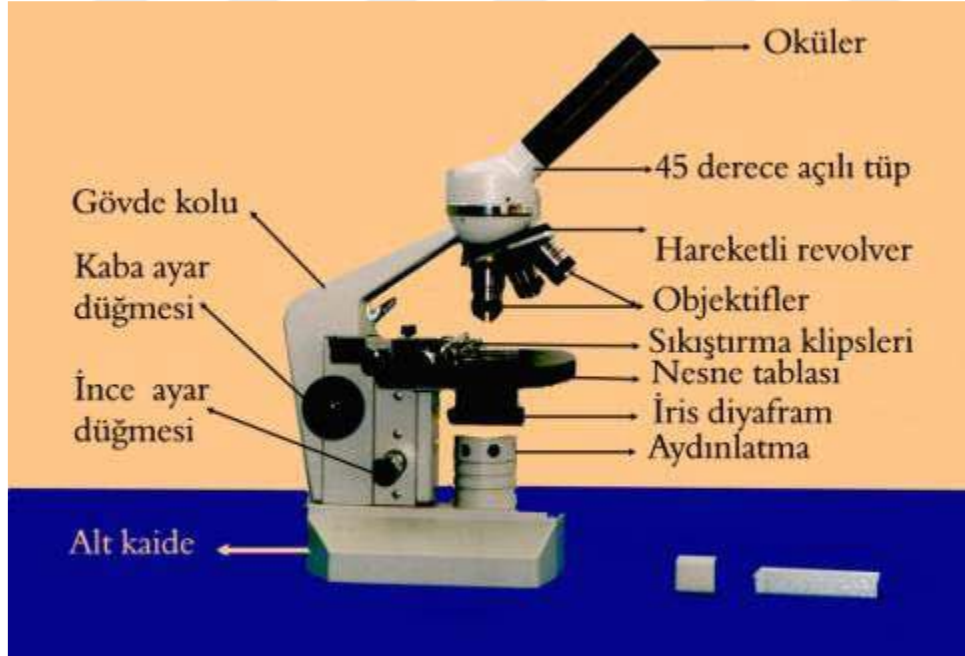
- Jeolojide minerallerin ve kayaçların tanımlanmasında
- Metal ve alaşım analizlerinde
- Seramik ve çimento sanayisinde
- İnce film kompozisyonu tayininde
- Arkeolojide tarihi yapıları oluşturan malzemelerin tayininde
- Sentezlenen malzemelerin yapısının aydınlatılması

şeklinde sıralanabilmektedir.

Tez çalışmasında Rigaku RadB-DMAX-II marka XRD cihazı kullanılmıştır.

5.2. Optik Mikroskop

Metal ve alaşımlarının iç yapılarını araştırmak için optik mikroskop kullanılmaktadır. Gelişmiş bir optik mikroskopunun büyütmesi 2000X mertebesine kadar çıkabilmektedir. Eğer daha yüksek büyütmelerde iç yapı analizi yapılmak isteniyorsa geçirmeli ve taramalı elektron mikroskobu gereklidir. Optik mikroskopla numunedeki fazların özellikleri, dağılımları, tane sınırları, ikizler, kalıntı ve çatlaklar kolayca tespit edilebilmektedir. Optik mikroskopta görüntü, parlatılmış numunenin dağlanması sonucunda dağlayıcıdan etkilenecek çözünmüş fazın çukurlaşması sonucu daha koyu bir renkte görülmesi prensibine dayanmaktadır. Optik mikroskobu mekanik ve optik bölüm olmak üzere iki ana bölümden oluşmaktadır. Mekanik bölüm, ana gövdeyi meydana getiren ve optik bölüm elemanlarını taşıyan kısımdır. Bu bölümde gövde, mikroskop ayağı ya da alt kaide, nesne tablası, makro (kaba) ve mikro (ince) ayar vidaları bulunmaktadır. Optik bölümde ise oküler, oküler tüpleri, objektif, kondansör ve ışık kaynağı yer almaktadır. Şekil 5.2'de bir optik mikroskopun bölümleri yer almaktadır.



Şekil 5.2. Optik mikroskopun bölümleri.

Tez çalışmasında kullanmış olduğumuz optik mikroskop NİKON-EMA200 marka olup şekil 5.3'te verilmiştir.

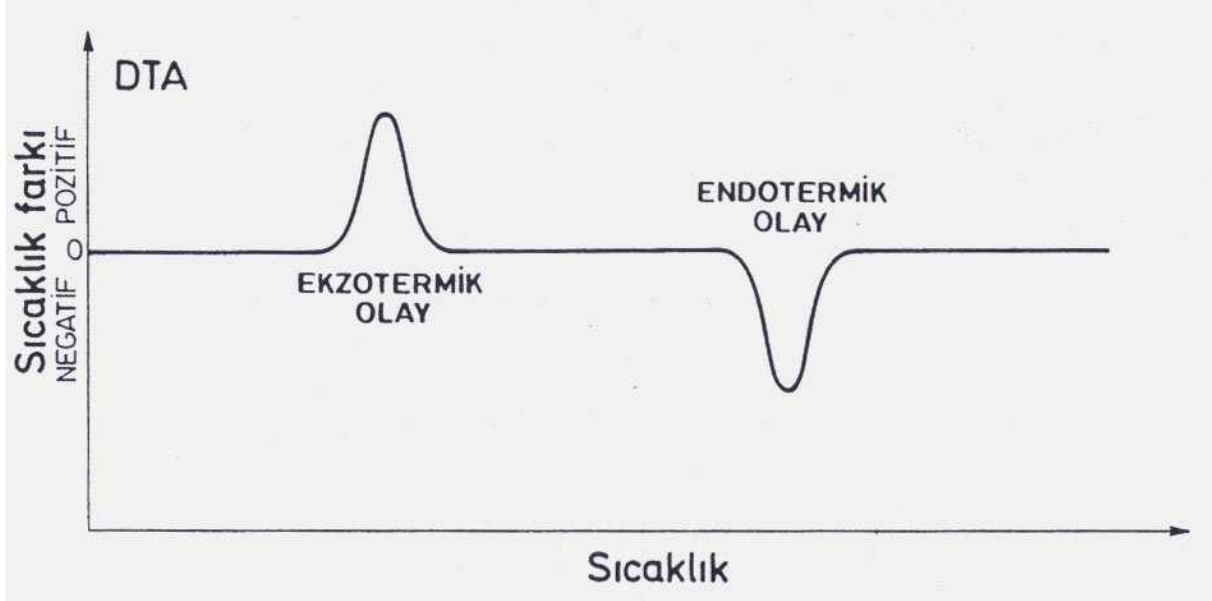


Şekil 5.3. Tez çalışmasında kullanılan optik mikroskop.

5.3. DTA (Diferansiyel Termal Analiz)

Diferansiyel termal analizinde numune ile termal olarak bir karşılaştırma maddesine aynı sıcaklık programı uygulanarak ikisi arasındaki sıcaklık farkı ölçülür. Numune ile referans maddesinin sıcaklığı zamanla doğrusal olarak arttırılarak ısıtılır. DTA tekniğinde numunenin referans maddenin içerisine birer diferansiyel termoçift daldırılarak sıcaklık ölçümü gerçekleştirilir. Numune ve referans maddesinin sıcaklıkları eşit ise net voltaj çıkışı sıfırdır. Eğer sıcaklık farklı ise sistemin voltaj farkı doğrudan sıcaklık farkının ölçüsüdür. Bu sıcaklık farkı kullanılarak zamana veya maddelerden birinin sıcaklığına karşı DTA termogramı çizilir. Sıcaklığın sebep olduğu fiziksel ve kimyasal değişim çizilen eğride bir maksimum oluşturur. Bu maksimumdan yararlanılarak sıcaklık ve dönüşüm hızı hakkında yorum yapılabilir. DTA termogramında ordinat sıcaklık farkını, apsis ise zaman veya sıcaklığı ifade eder. Eğer

numune ve referans madde içindeki akış aynı ise sıcaklık farkı aynıdır ve kaydedici cihaz ana hattı çizer. Numunede ısı değişimi gerçekleşecek olursa sıcaklık farkı referans maddesinden farklı olacağından ana hattın sapmaları meydana gelir. Bu sapmaların yönü endotermik olursa negatif, ekzotermik olursa pozitif olacaktır. Şekil 5.4'te endotermik ve ekzotermik pikler görülmektedir.



Şekil 5.4. DTA ölçümlerinde endotermik ve ekzotermik pikler.

DTA ile ısıyı absorbe edildiği veya verildiği her olay gözlemlenebilmektedir. Erime, buharlaşma, süblimleşme gibi olaylar endotermiktir. Kristal faz değişimleri endotermik veya ekzotermik, kimyasal tepkimeler ise hem ekzotermik hem de endotermik olaylardır.

Ayrıca DTA cihazları gaz kullanılabilecek şekilde üretilmiştir. Bu gazlar azot gibi inert bir gaz veya oksijen gibi aktif bir gaz olabilir. Bazı sistemlerde düşük veya yüksek basınçta çalışma olanağı vermektedir. Özellikle son yıllarda piyasaya sürülen gelişmiş termal analiz sistemlerinde veriler doğrudan bilgisayara aktararak istenen biçimde doğrudan elde edilebilmektedir. DTA cihazlarının başlıca uygulamaları alaşım, seramik, cam gibi numunelerin yüksek sıcaklıklarda incelenmesidir. Özellikle en önemli uygulamalarından biri faz diyagramlarının oluşturulması ve faz geçişlerinin incelenmesidir. Ayrıca organik bileşiklerin erime, kaynama ve bozunma noktalarının kesin ve kolay olarak saptanmasında kullanılır.

Tez çalışmasında kullanılan DTA cihazı SHIMADZU DTG-60AH marka olup şekil 5.5'te verilmiştir.



Şekil 5.5. Tez çalışmasında kullanılan DTA cihazı.

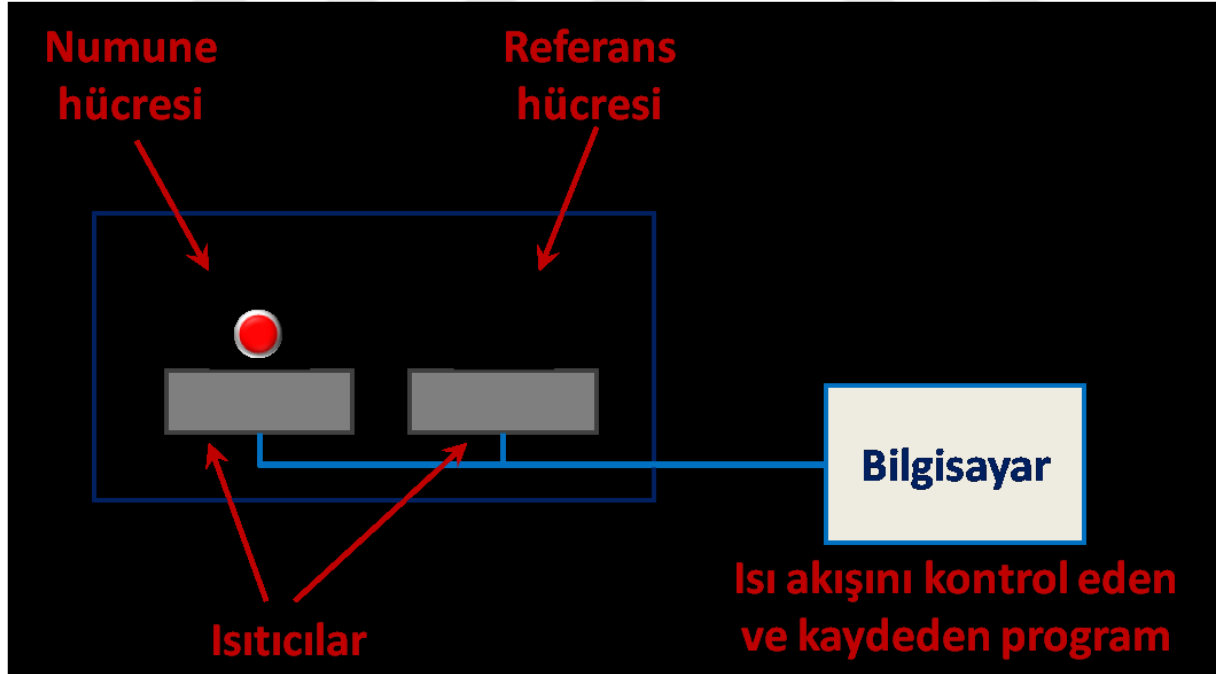
5.4. DSC (Diferansiyel Taramalı Kalorimetri)

Genellikle küçük ve büyük molekül ağırlıklı bütün moleküllerde uygulanan ısı alışverişiyle çeşitli fiziksel ve kimyasal değişimler meydana gelmektedir. DSC termal karakterizasyonu ise değişimlerde absorbe edilen veya açığa çıkan ısısın sıcaklığın fonksiyonu olarak ölçülmesidir. Bir malzemeyi düşük sıcaklıklardan itibaren ısıtılmaya başlandığında, sahip olduğu yapıya bağlı olarak farklı geçişlere sahip olur. DSC cihazı esas olarak iki adet kalorimetreden oluşmaktadır. Bunlardan birine numune içeren pen, diğerine ise referans peni konulur. DSC cihazında genellikle alüminyum pen kullanılmaktadır. Bunun dışında platin pen de kullanılabilir. Değişen sıcaklıkla birlikte iki pene aktarılan ısı farkı mili volt olarak algılanarak numunenin aldığı veya verdiği ısı belirlenebilmektedir. Bu ısı farkı da herhangi bir numunede enerji alış verişiyle birlikte fiziksel veya kimyasal

değişimini sıcaklık veya zamanın fonksiyonu olarak açıklayabilme olanağı sunmaktadır. DSC cihazının uygulamaları;

- Cam geçiş sıcaklığı
- Erime ve süblimleşme
- Faz değişimi
- Isı kapasitesi
- Termal genleşme
- Korozyon
- Oksitlenme ve indirgenme
- Termal kararlılık

şeklindedir. Bir DSC ölçüm cihazı şematik olarak şekil 5.6'da verilmiştir.



Şekil 5.6. Bir DSC cihazının şematik olarak gösterimi.

Tez çalışmasında kullanılan DSC cihazı SHIMADZU DSC-60A marka olup şekil 5.7'de gösterilmiştir.



Şekil 5.7. Tez çalışmasında kullanılan DSC cihazı.

6. SONUÇLAR

6.1. XRD Ölçümleri

Bu çalışmada farklı basınçlar uygulanmış numunelerin XRD ölçümleri oda sıcaklığında alınmıştır. XRD sonuçlarından yararlanılarak numunelerin kristal yapısı bulunmuş ve örgü parametreleri;

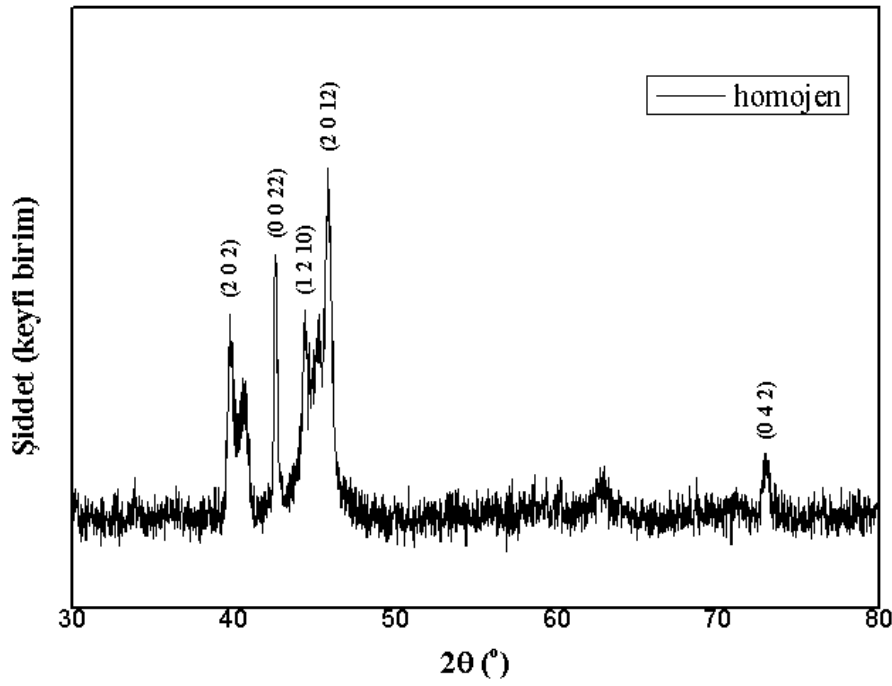
$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad (6.1)$$

denklemleri yardımıyla hesaplanmıştır. Homojen ve farklı basınçlar uygulanan numunelerin tane boyutundaki değişimi gözlemlemek için Debye Scherer denklemi kullanılmıştır. Bu denklem;

$$D = \frac{0,9\lambda}{B_{1/2}\cos\theta} \quad (6.2)$$

şeklinde dir. Bu denklemden yararlanılarak homojen numune ve 280 MPa, 560 MPa, 840 MPa ve 1120 MPa basınç uygulanmış numunelerin kristal boyutu sırasıyla 15,70 nm, 23,03 nm, 46,18 nm, 19,05 nm ve 18,96 nm olarak hesaplanmıştır.

Homojen numuneye ait X-ışını difraktogramı şekil 6.1'de verilmiştir. Difraksiyonu sağlayan düzlemler sırasıyla (2 0 2), (0 0 22), (1 2 10), (2 0 12) ve (4 2 0) şeklindedir. En şiddetli pik (2 0 12) pikidir ve $2\theta = 45,820^\circ$ değerindedir.



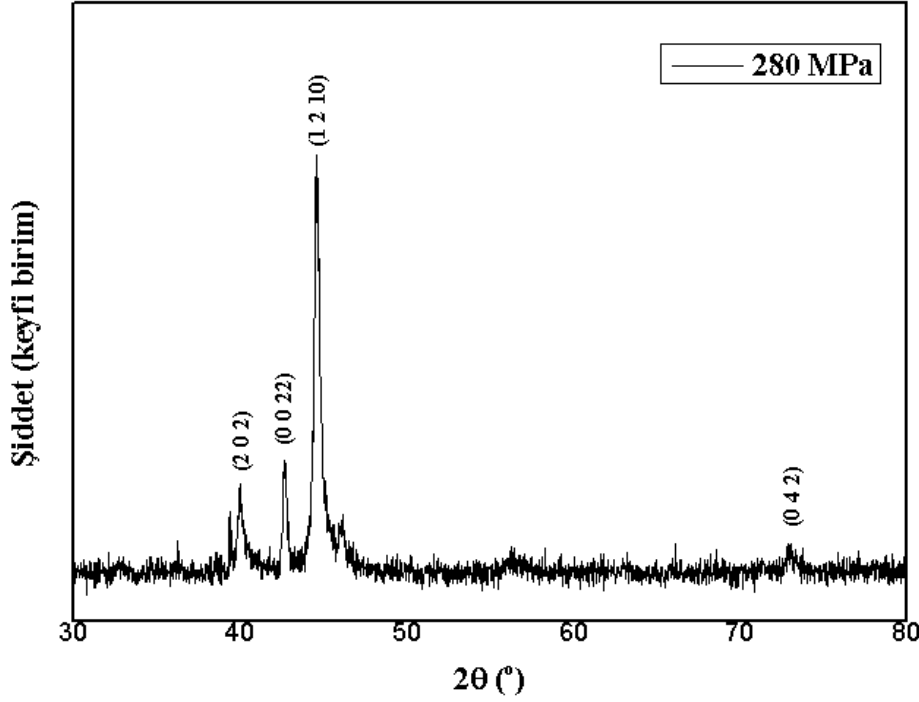
Şekil 6.1. Homojen numuneye ait X-ışını difraktogramı.

Homojen numunenin yapısı ortorombik yapı olarak belirlenmiş ve 2θ değerleri, d mesafeleri, difraksiyonu sağlayan düzlemler, denklemden hesaplanan örgü parametreleri ve a/b oranları tablo 6.1'de verilmiştir. a/b oranı 0,86 olarak belirlenmiştir. a/b değeri de $\sqrt{3}/2$ değerine yakın bir değerdir ve bu sonuç ana fazın düzenli bir yapıya sahip olduğunu martensit yapının 18R yapıda olduğunu göstermektedir.

Tablo 6.1. Homojen numuneye ait 2θ değerleri, d mesafeleri, (hkl) değerleri, örgü parametreleri ve a/b oranları.

Kristal Yapı	2θ (°)	d (Å)	$(h\ k\ l)$	a (Å)	b (Å)	c (Å)	a/b
Ortorombik	39,721	2,2673	(2 0 2)	4,494	5,189	46,610	0,86
	42,579	2,1215	(0 0 22)				
	44,495	2,0345	(1 2 10)				
	45,820	1,9787	(2 0 12)				
	72,964	1,2955	(0 4 2)				

280 MPa basınç uygulanmış numuneye ait X-ışını difraktogramı şekil 6.2'de verilmiştir. Difraksiyonu sağlayan düzlemler sırasıyla (2 0 2), (0 0 22), (1 2 10) ve (0 4 2) pikleridir. En şiddetli pik (1 2 10) pikidir ve $2\theta = 44,560$ değerindedir. Homojen numunede var olan ve en şiddetli pik olan (2 0 12) piki bu basınç değerinde kaybolmuştur. Böylece basıncın uygulanmasıyla birlikte numunenin yapısında bir bozulma olduğu sonucuna varılabilir.



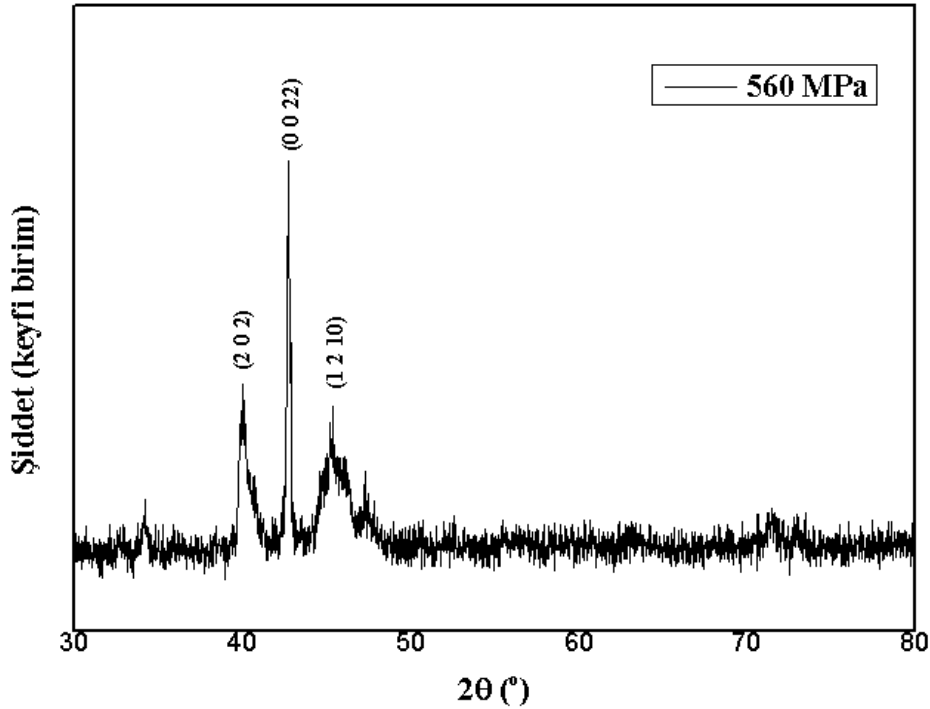
Şekil 6.2. 280 MPa basınç uygulanmış numuneye ait X-ışını difraktogramı.

280 MPa basınç uygulanmış numunenin yapısı ortorombik yapı olarak belirlenmiş ve 2θ değerleri, d mesafeleri, difraksiyonu sağlayan düzlemler, denklemden hesaplanan örgü parametreleri ve a/b oranları tablo 6.2'de verilmiştir. a/b oranı 0,87 olarak belirlenmiştir. a/b değeri de $\sqrt{3}/2$ değerine yakın bir değerdir ve bu sonuç ana fazın düzenli bir yapıya sahip olduğunu martensit yapının 18R yapıda olduğunu göstermektedir.

Tablo 6.2. 280 MPa basınç uygulanmış numuneye ait 2θ değerleri, d mesafeleri, (hkl) değerleri, örgü parametreleri ve a/b oranları.

Kristal Yapı	2θ (°)	d (Å)	(h k l)	a (Å)	b (Å)	c (Å)	a/b
Ortorombik	40018	2,2512	(2 0 2)	4,523	5,185	46,549	0,87
	42,698	2,1159	(0 0 22)				
	44,560	2,0317	(1 2 10)				
	73,041	1,2943	(0 4 2)				

560 MPa basınç uygulanmış numuneye ait X-ışını difraktogramı şekil 6.3'te gösterilmiştir. Difraksiyonu sağlayan düzlemler sırasıyla (2 0 2), (0 0 22) ve (1 2 10) şeklindedir. En şiddetli pik (0 0 22) pikidir ve $2\theta = 42,721$ şeklindedir. Homojen numunede görülen (2 0 12) piki bu basınç değerinde de görülmemektedir. Homojen numunede çok şiddetli olmasa bile keskin bir pik olan (0 4 2) piki bulunmaktadır. 280 MPa basınç değerinde bu pikin şiddet değeri azalmasıyla birlikte fark edilebilmektedir fakat 560 MPa basınç değerinde bu pikin şiddet değeri daha da azalarak görülmemektedir.



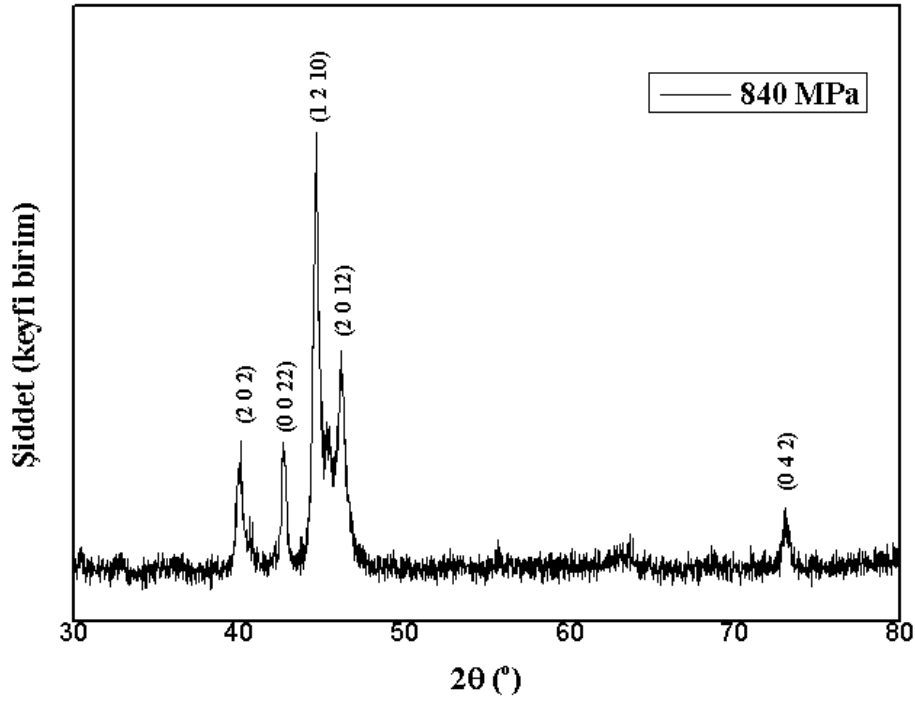
Şekil 6.3. 560 MPa basınç uygulanmış numuneye ait X-ışını difraktogramı.

560 MPa basınç uygulanmış numunenin yapısı ortorombik yapı olarak belirlenmiş ve 2θ değerleri, d mesafeleri, difraksiyonu sağlayan düzlemler, denklemden hesaplanan örgü parametreleri ve a/b oranları tablo 6.3'te verilmiştir. a/b oranı 0,87 olarak belirlenmiştir. a/b değeri de $\sqrt{3}/2$ değerine yakın bir değerdir ve bu sonuç ana fazın düzenli bir yapıya sahip olduğunu martensit yapının 18R yapıda olduğunu göstermektedir.

Tablo 6.3. 560 MPa basınç uygulanmış numuneye ait 2θ değerleri, d mesafeleri, (hkl) değerleri, örgü parametreleri ve a/b oranları.

Kristal Yapı	2θ (°)	d (Å)	(h k l)	a (Å)	b (Å)	c (Å)	a/b
Ortorombik	39,961	2,2543	(2 0 2)	4,529	5,186	46,525	0,87
	42,721	21148	(0 0 22)				
	45,338	1,9986	(1 2 10)				

840 MPa basınç uygulanmış numuneye ait X-ışını difraktogramı şekil 6.4'te verilmiştir. Difraksiyonu sağlayan düzlemler sırasıyla (2 0 2), (0 0 22), (1 2 10), (2 0 12) ve (0 4 2) pikleridir. En şiddetli pik (1 2 10) piki olup $2\theta = 44,640$ değerindedir. 280 MPa ve 560 MPa değerlerinde basıncın uygulanmasıyla kaybolan pikler bu basınç değerlerinde tekrar görülmektedir.



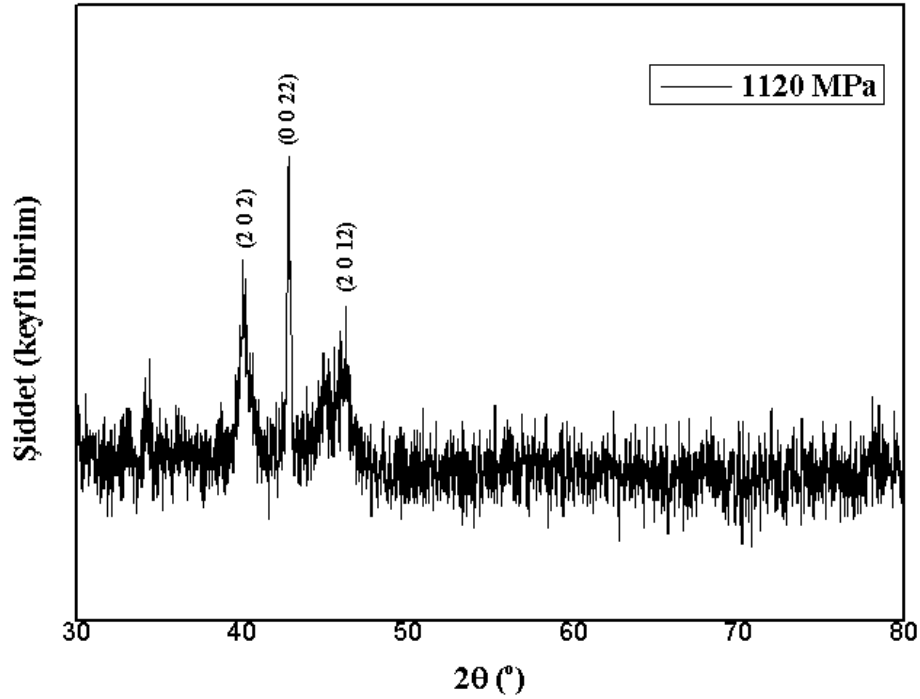
Şekil 6.4. 840 MPa basınç uygulanmış numuneye ait X-ışını difraktogramı.

840 MPa basınç uygulanmış numunenin yapısı ortorombik yapı olarak belirlenmiş ve 2θ değerleri, d mesafeleri, difraksiyonu sağlayan düzlemler, denklemden hesaplanan örgü parametreleri ve a/b oranları tablo 6.4'te verilmiştir. a/b oranı 0,87 olarak belirlenmiştir. a/b değeri de $\sqrt{3}/2$ değerine yakın bir değerdir ve bu sonuç ana fazın düzenli bir yapıya sahip olduğunu martensit yapının 18R yapıda olduğunu göstermektedir.

Tablo 6.4. 840 MPa basınç uygulanmış numuneye ait 2θ değerleri, d mesafeleri, (hkl) değerleri, örgü parametreleri ve a/b oranları.

Kristal Yapı	2θ (°)	d (Å)	$(h\ k\ l)$	a (Å)	b (Å)	c (Å)	a/b
Ortorombik	40,060	2,2489	(2 0 2)	4,518	5,186	46,567	0,87
	42,680	2,1167	(0 0 22)				
	44,640	2,0282	(1 2 10)				
	46180	1,9641	(2 0 12)				
	73,019	1,2947	(0 4 2)				

1120 MPa basınç uygulanmış numuneye ait X-ışını difraktogramı şekil 6.5'te verilmektedir. Difraksiyonu sağlayan düzlemler sırası ile (2 0 2), (0 0 22) ve (2 0 12) pikleridir. Bu basınç değerinde en şiddetli pik (0 0 22) piki olup $2\theta = 42,779$ değerindedir ve (1 2 10) ile (0 4 2) pikleri görülmemektedir. Ayrıca bu basınç değerinde şiddet değerleri diğer basınç uygulanmış numunelere göre çok azalma göstermektedir.



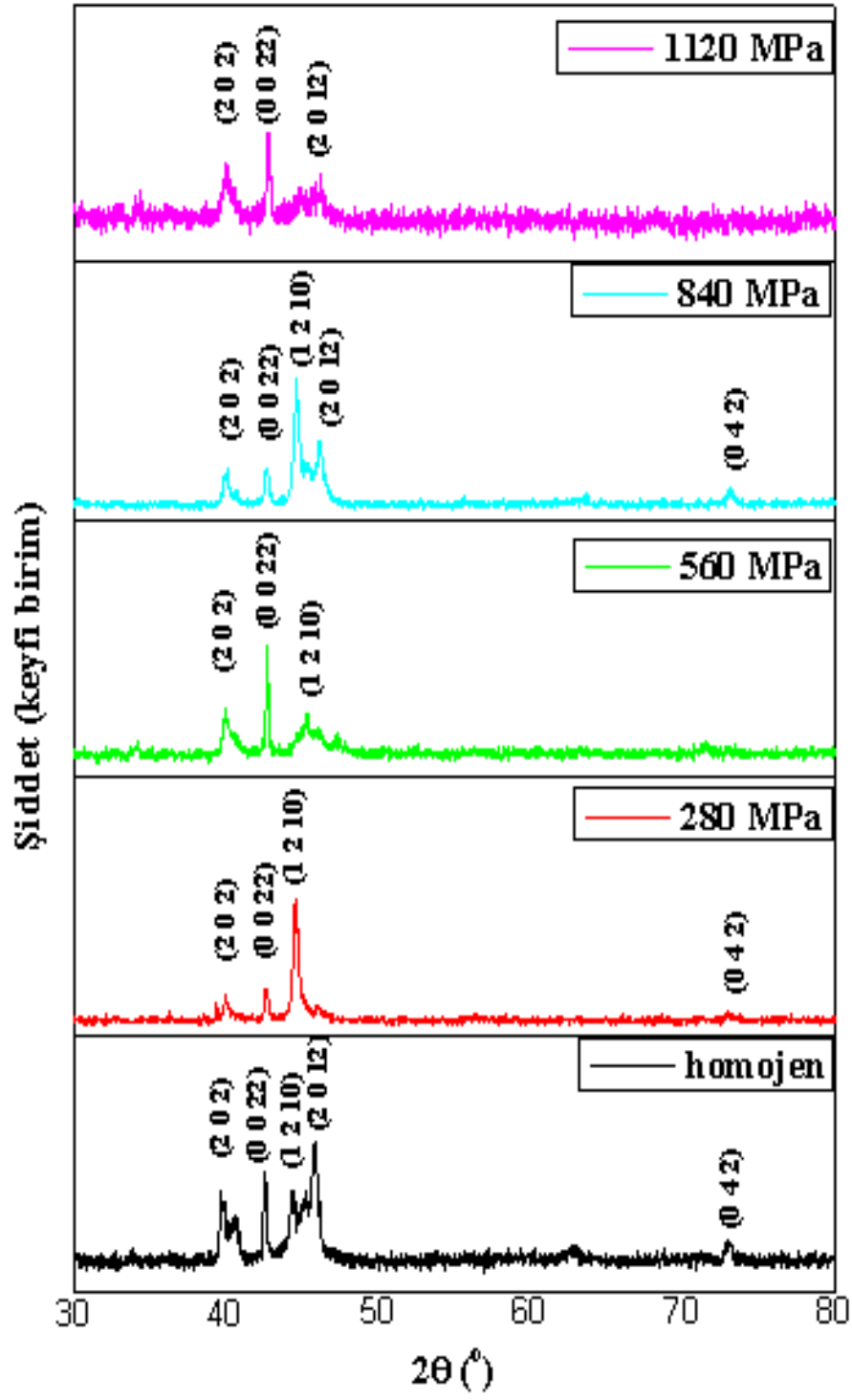
Şekil 6.5. 1120 MPa basınç uygulanmış numuneye ait X-ışını difraktogramı.

1120 MPa basınç uygulanmış numunenin yapısı ortorombik yapı olarak belirlenmiş ve 2θ değerleri, d mesafeleri, difraksiyonu sağlayan düzlemler, denklemden hesaplanan örgü parametreleri ve a/b oranları tablo 6.5'te verilmiştir. a/b oranı 0,87 olarak belirlenmiştir. a/b değeri de $\sqrt{3}/2$ değerine yakın bir değerdir ve bu sonuç ana fazın düzenli bir yapıya sahip olduğunu martensit yapının 18R yapıda olduğunu göstermektedir.

Tablo 6.5. 1120 MPa basınç uygulanmış numuneye ait 2θ değerleri, d mesafeleri, (hkl) değerleri, örgü parametreleri ve a/b oranları.

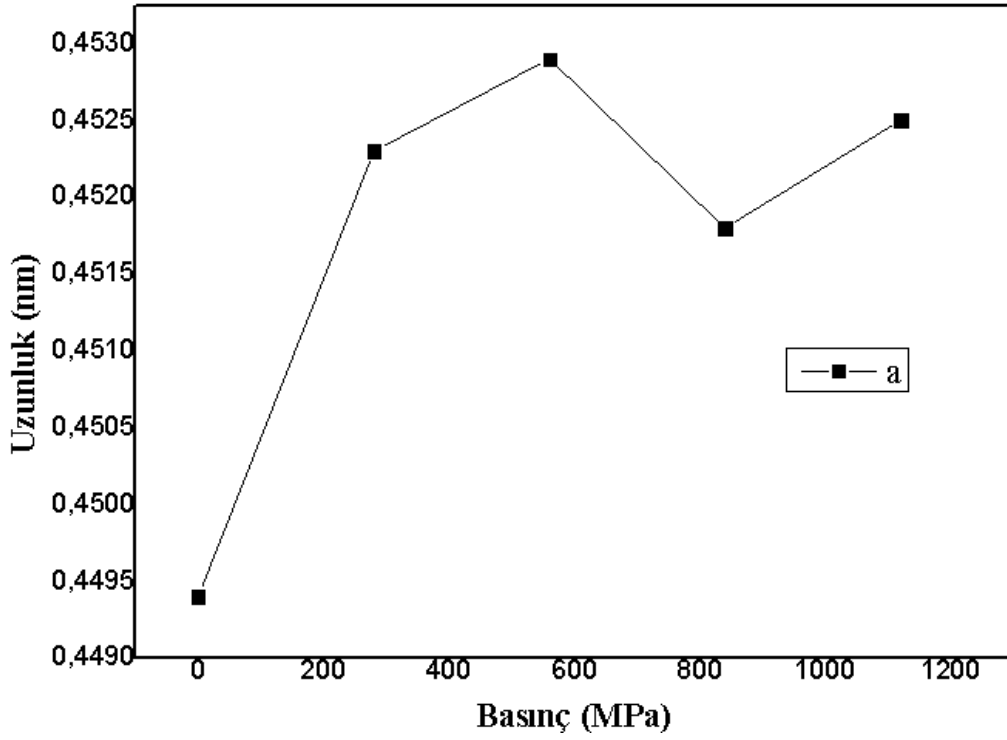
Kristal Yapı	2θ (°)	d (Å)	(h k l)	a (Å)	b (Å)	c (Å)	a/b
Ortorombik	40,003	2,2520	(2 0 2)	4,525	5,188	46,466	0,87
	42,779	2,1121	(0 0 22)				
	46,277	1,9602	(2 0 12)				

Şekil 6.6'da homojen ve farklı büyüklüklerde basınç uygulanmış numunelerin X-ışını ölçüm sonuçları tek şekilde birleştirilerek verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi ana kırınım pikleri olan (2 0 2) ve (0 0 22) pikleri bütün numunelerde mevcuttur. (1 2 10), (2 0 12) ve (0 4 2) piklerinin ise farklı basınç değerlerinin hepsinde mevcut olmadığı görülmektedir. Ayrıca 2θ değerlerinde uygulanan farklı basınç değerlerinden dolayı küçük sapmalar meydana geldiği görülmektedir.

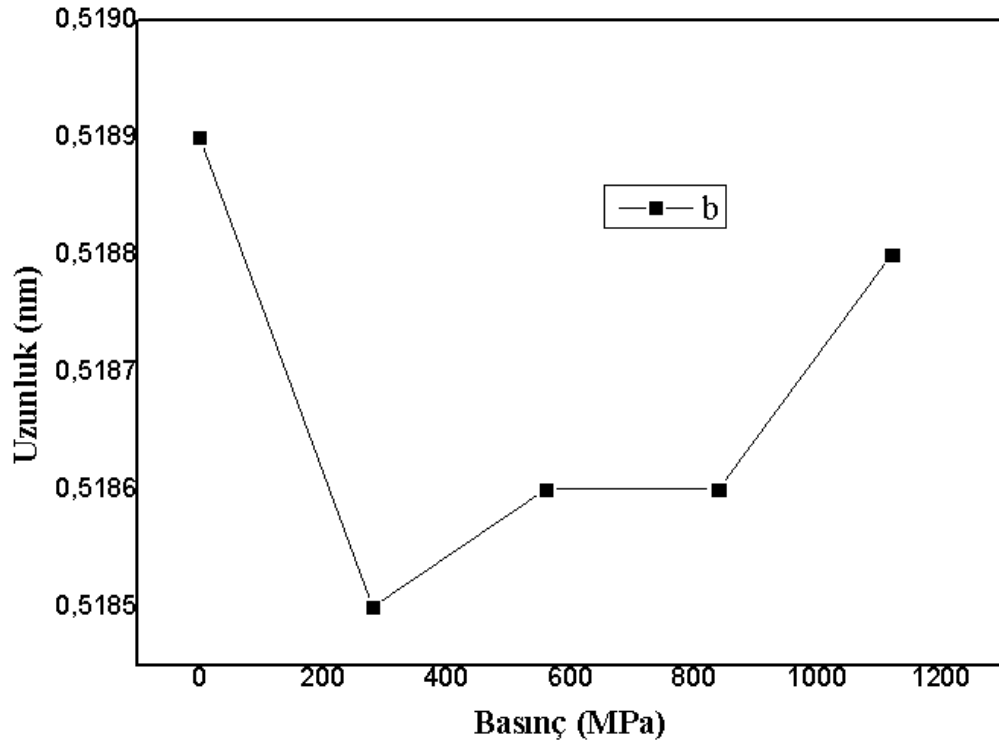


Şekil 6.6. Bütün numunelere ait X-ışını difraktogramlarının bir arada gösterimi.

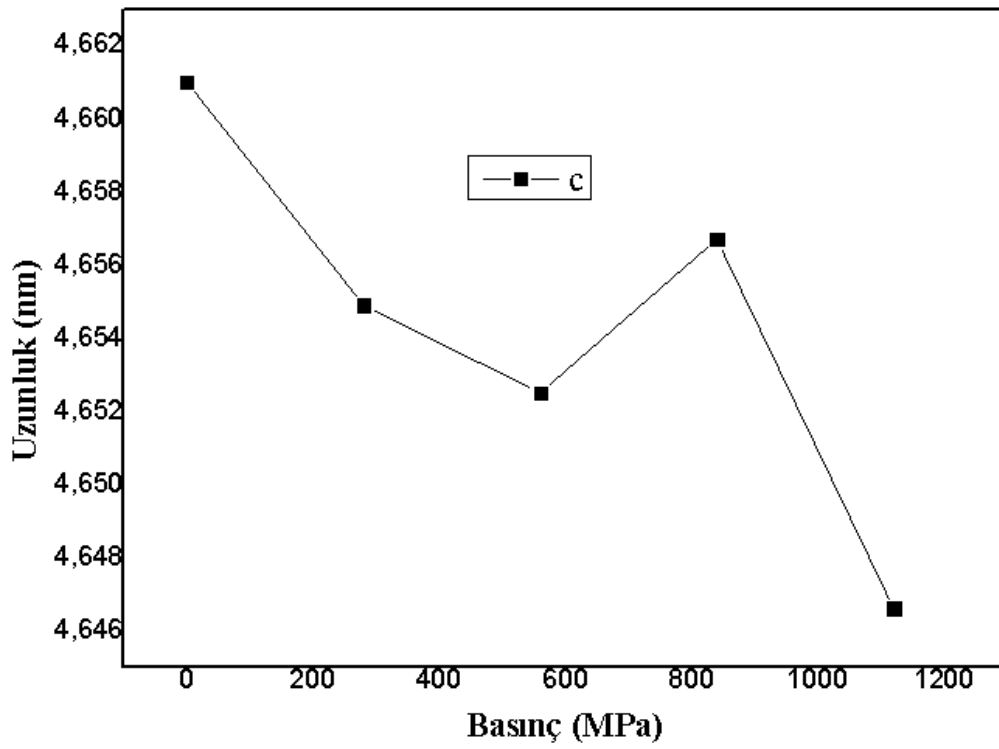
Homojen ve farklı basınçlar uygulanmış numunelerin, uygulanan basınçlarla birlikte kafes yapısının boyutlarında meydana gelen değişimleri gözlemlemek için, yapılan hesaplamalardan yararlanarak grafikler çizilmiştir. a parametresinin değişimini gözlemlemek amacıyla çizilen grafik şekil 6.7'de verilmiştir. a değerinin homojen numunede düşük iken basıncın artmasıyla bu değerin arttığı görülmektedir ve bu değerler birbirlerine yakındır. Şekil 6.8'de görüldüğü gibi b parametresinin homojen numunede yüksek iken uygulanan basınçlarla birlikte azaldığı görülmektedir. Şekil 6.9'da görüldüğü gibi c parametresinin de b parametresi gibi uygulanan basınçla azaldığı görülmektedir.



Şekil 6.7. a parametresinin uygulanan basınçla değişimi



Şekil 6.8. b parametresinin uygulanan basınçla değişimi

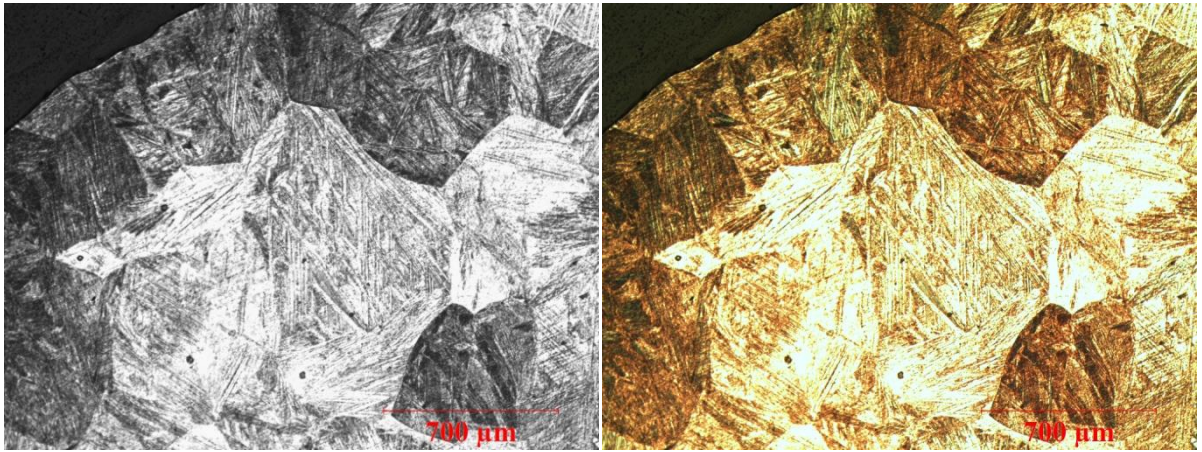


Şekil 6.9. c parametresinin uygulanan basınçla değişimi

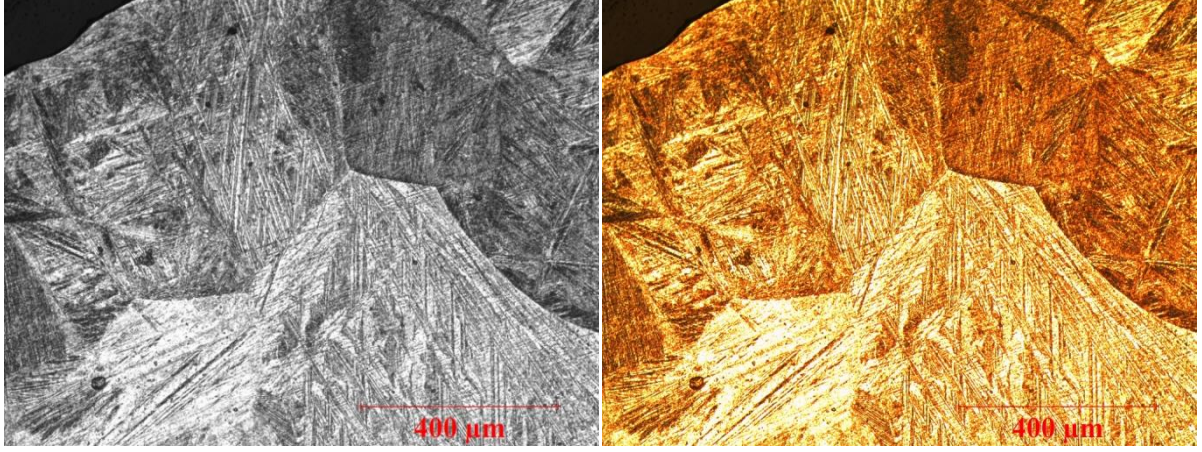
6.2. Optik Mikroskop Gözlemleri

Homojen ve farklı basınçlar uygulanmış numunelerin optik mikroskop görüntüleri oda sıcaklığında alınmıştır. Her bir numune için 50x, 100x ve 200x büyütme oranları kullanılarak gözlemler yapılmıştır. Ayrıca daha iyi gözlem yapabilmek için görüntüler renkli olarak alınmıştır.

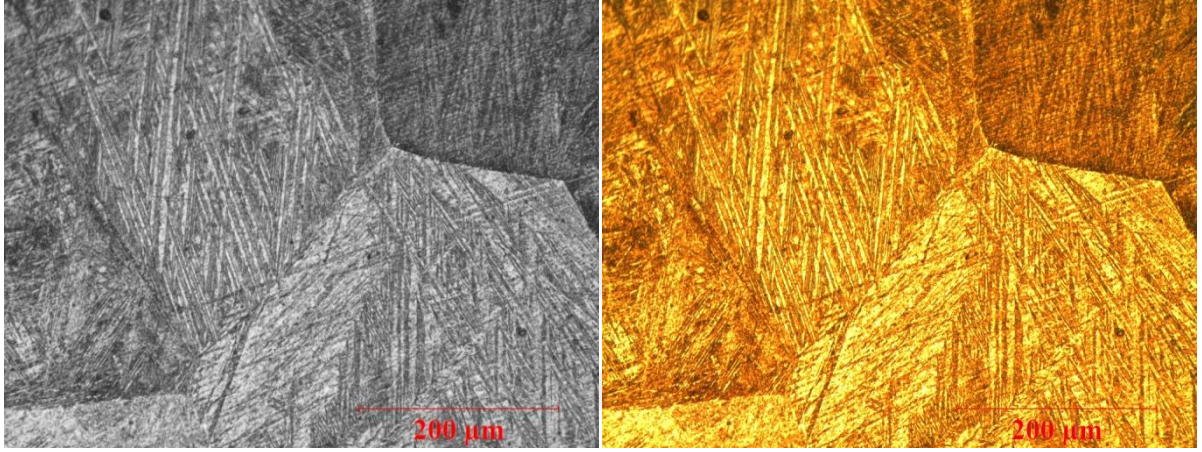
Homojen numune için; 50x büyütme şekil 6.10.a'da, 100x büyütme şekil 6.10.b'de ve 200x büyütme şekil 6.10.c'de hem renksiz hem renkli olarak optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Şekil a'da büyütme oranı küçük olduğundan dolayı oldukça geniş bir bölge ve bu bölgenin birçok noktasında martensitlerin mevcut olduğu görülmektedir. Tane sınırları da net bir şekilde görülmektedir. Büyütme oranları arttırılıp bir bölgeye yaklaşıldığında şekil b ve c'de martensitlerin yapısı daha iyi anlaşılmaktadır. Bu büyütmelerde v tipi martensitler ve tane sınırları açıkça görülmektedir.



-a-



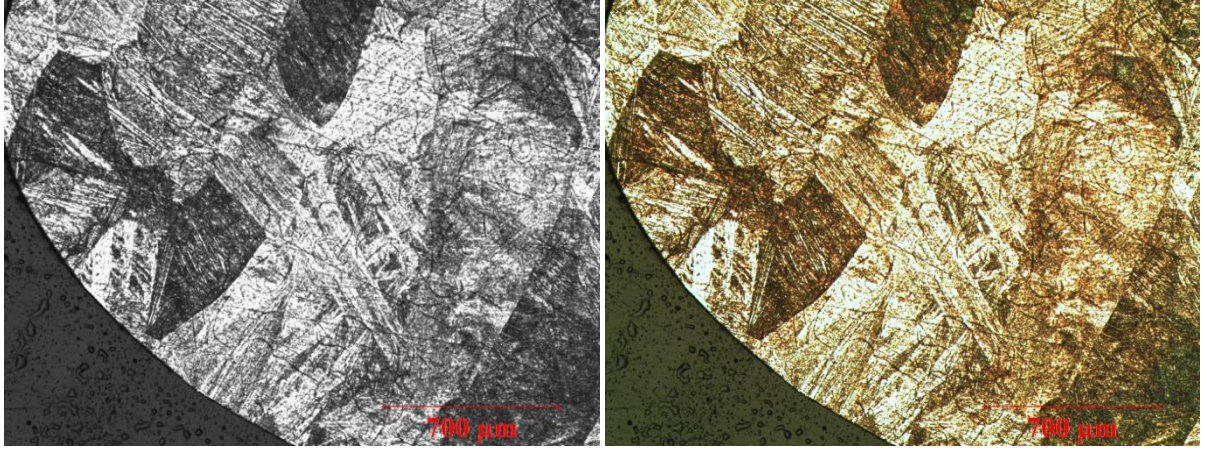
-b-



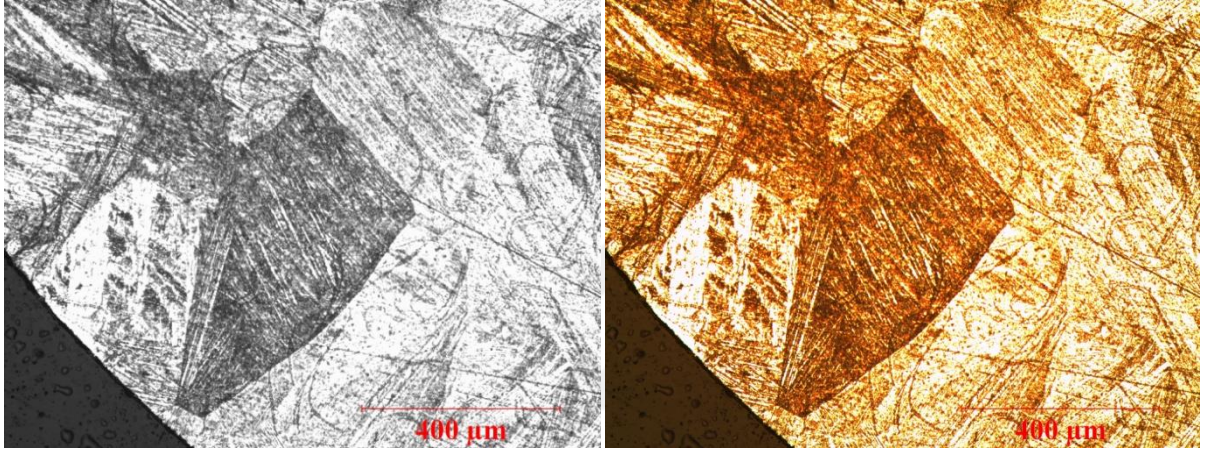
-c-

Şekil 6.10. Homojen numunenin; **a)** 50x büyütme için renksiz ve renkli, **b)** 100x büyütme için renksiz ve renkli, **c)** 200x büyütme için renksiz ve renkli optik mikroskop görüntüleri.

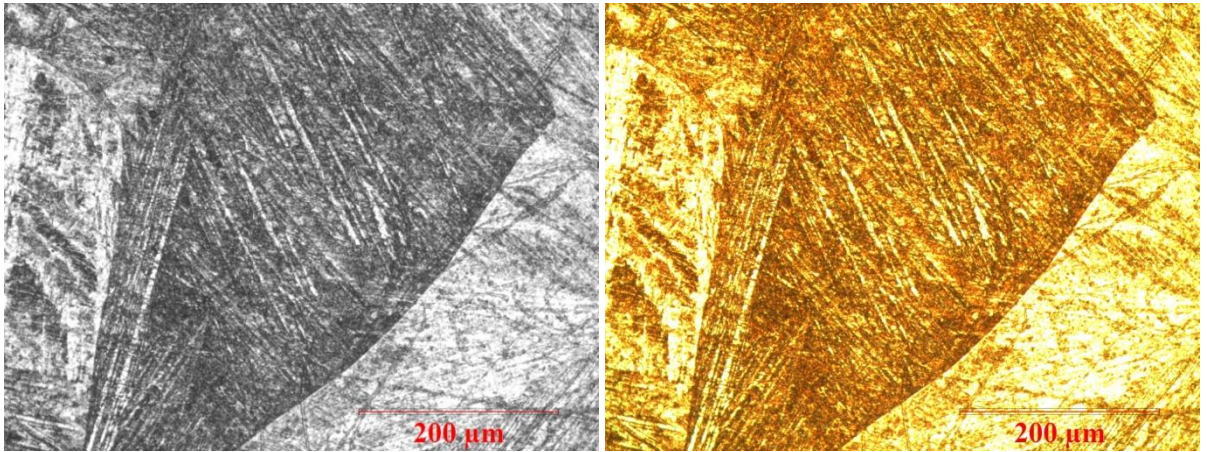
280 MPa basınç uygulanmış numunenin optik mikroskop görüntüleri 50x büyütme şekil 6.11.a'da, 100x büyütme şekil 6.11.b'de ve 200x büyütme şekil 6.11.c'de hem renksiz hem renkli olarak verilmiştir. Martensitler ve tane sınırları net bir şekilde görülmektedir. Büyütme oranları arttırıldığında martensit yapılarının iğnemi martensit olduğu fark edilmektedir.



-a-



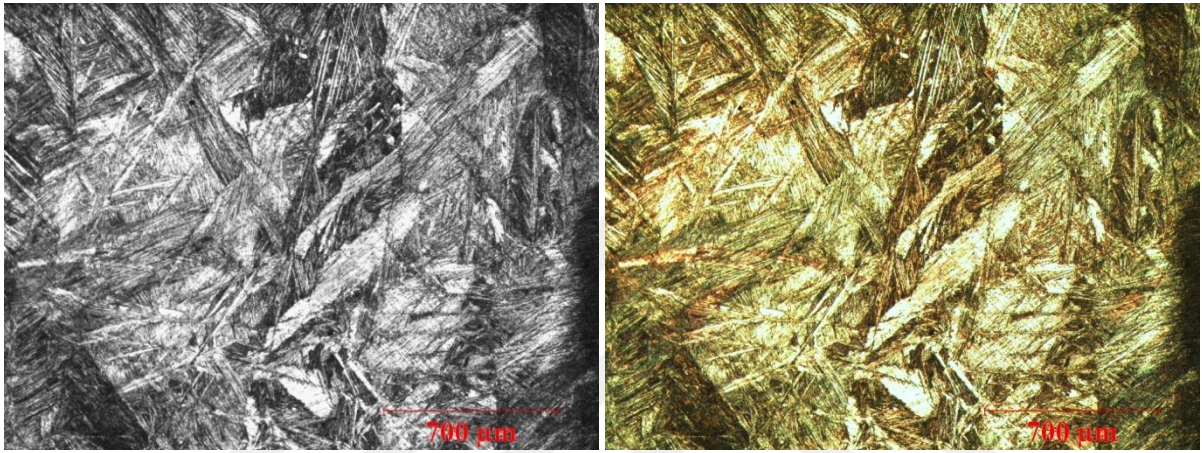
-b-



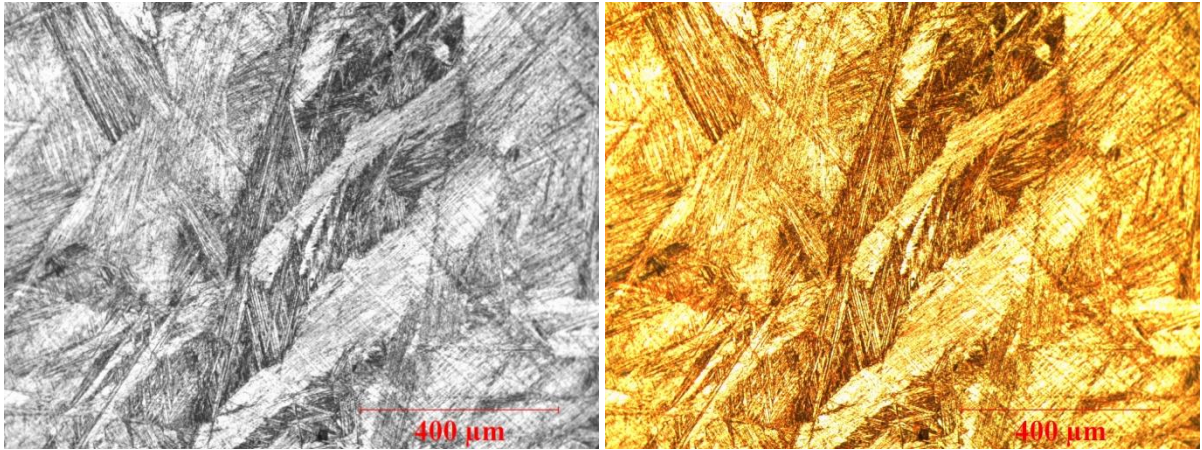
-c-

Şekil 6.11. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin; **a)** 50x büyütme için renksiz ve renkli, **b)** 100x büyütme için renksiz ve renkli, **c)** 200x büyütme için renksiz ve renkli optik mikroskop görüntüleri.

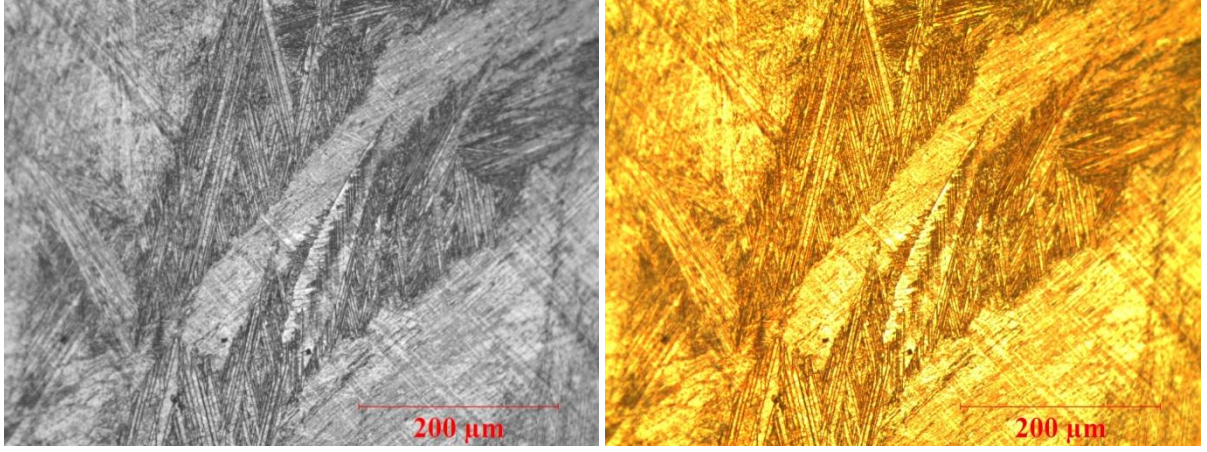
560 MPa basınç uygulanmış numunenin optik mikroskop görüntüleri 50x, 100x ve 200x büyütme oranları sırasıyla şekil 6.12.a, 6.12.b ve 6.12.c'de hem renksiz hem renkli olarak verilmiştir. Bu basınç değerinde numunenin yapısı homojen ve 280 MPa basınç uygulanan numuneye göre çok farklı bir yapıda görülmektedir. Yine pek çok bölgede iğnemi ve v tipi martensitler mevcuttur.



-a-



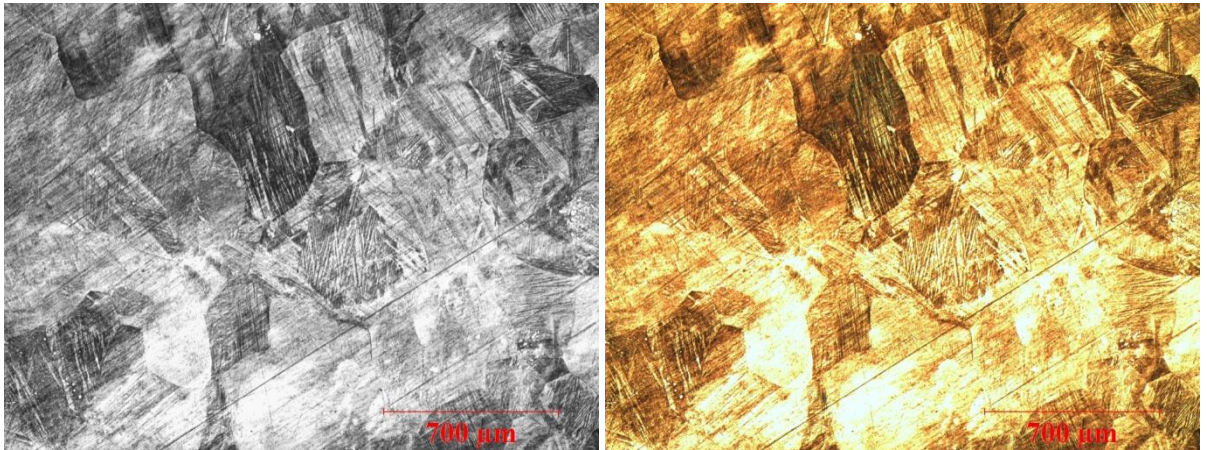
-b-



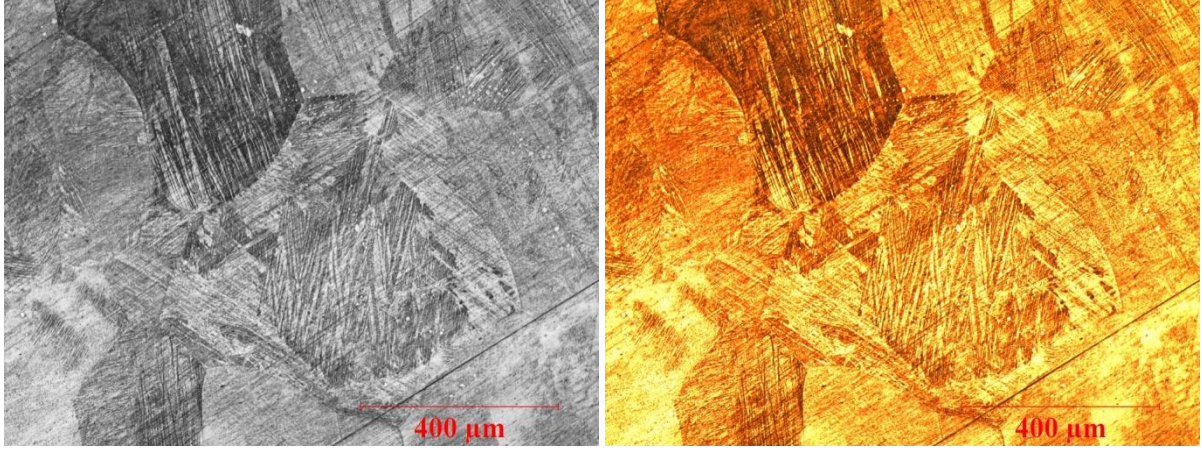
-C-

Şekil 6.12. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin; **a)** 50x büyütme için renksiz ve renkli, **b)** 100x büyütme için renksiz ve renkli, **c)** 200x büyütme için renksiz ve renkli optik mikroskop görüntüleri.

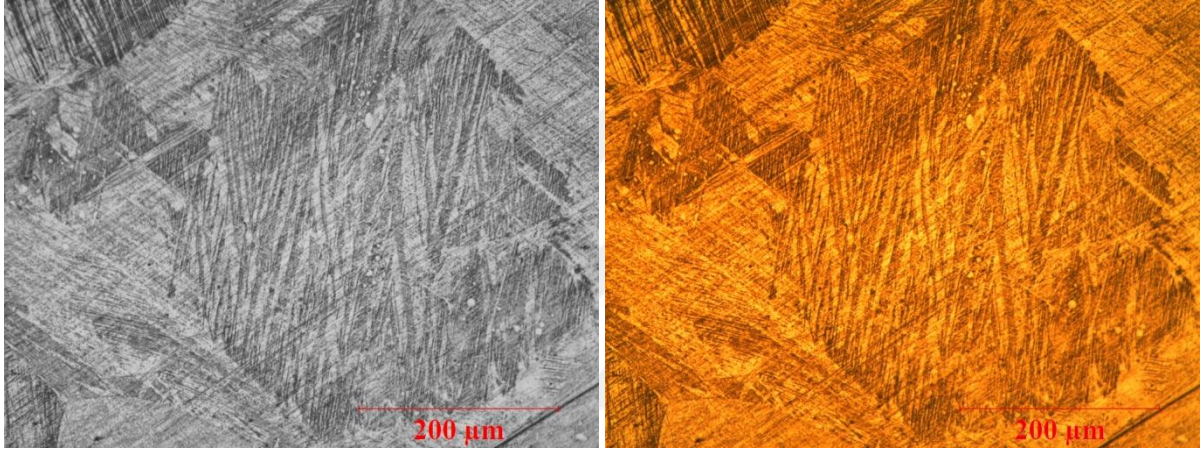
840 MPa basınç uygulanan numunenin optik mikroskop görüntüleri renksiz ve renkli olmak üzere 50x, 100x ve 200x büyütmesi sırasıyla şekil 6.13.a, 6.13.b ve 6.13.c'de gösterilmektedir. 50x büyütmenin kullanıldığı şekil a'da geniş bir bölge gösterilirken martensit yapılar daha seyrek olarak gözlenmektedir. Homojen ve düşük basınç uygulanmış diğer numunelerde martensit yapılar fazla iken bu basınç değerinde azalması, kritik bir basınç değerine kadar martensit yapı varlığının devam edeceğini fakat kritik değerden sonra oluşamayacağını göstermektedir. Büyütme oranları arttırıldığında martensit yapının v tipi martensit yapıda olduğu ve tane sınırlarının net bir şekilde gözlemlendiği görülmektedir.



-a-



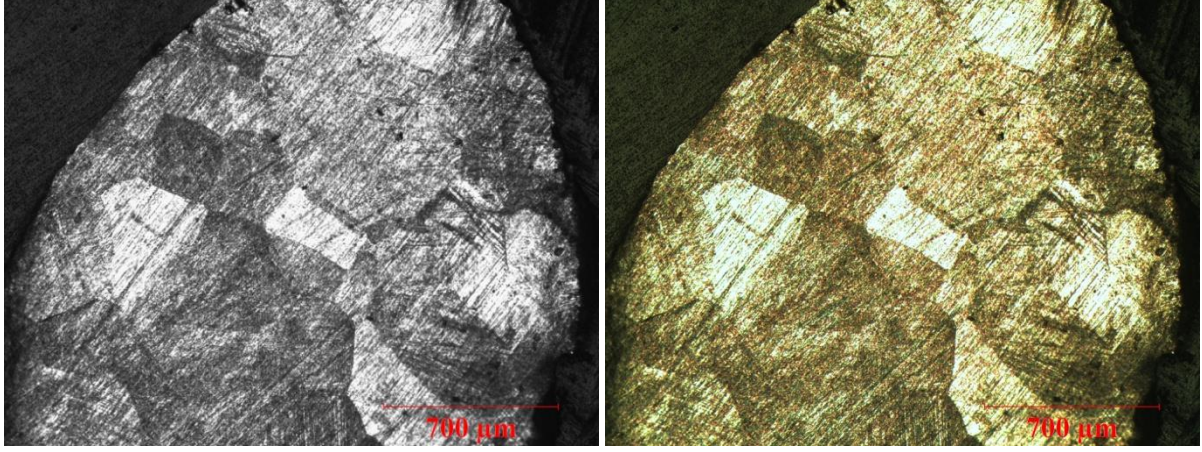
-b-



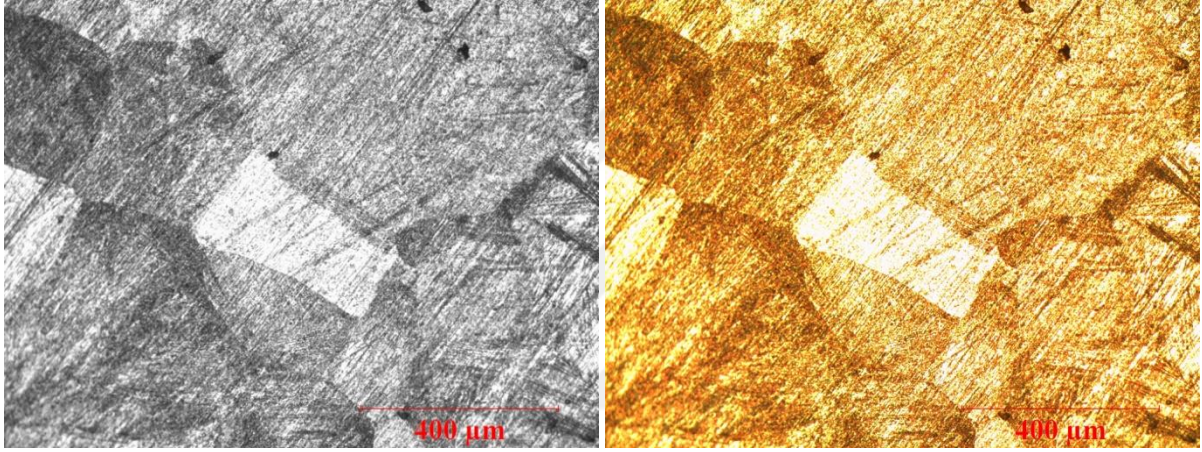
-c-

Şekil 6.13. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin; **a)** 50x büyütme için renksiz ve renkli, **b)** 100x büyütme için renksiz ve renkli, **c)** 200x büyütme için renksiz ve renkli optik mikroskop görüntüleri.

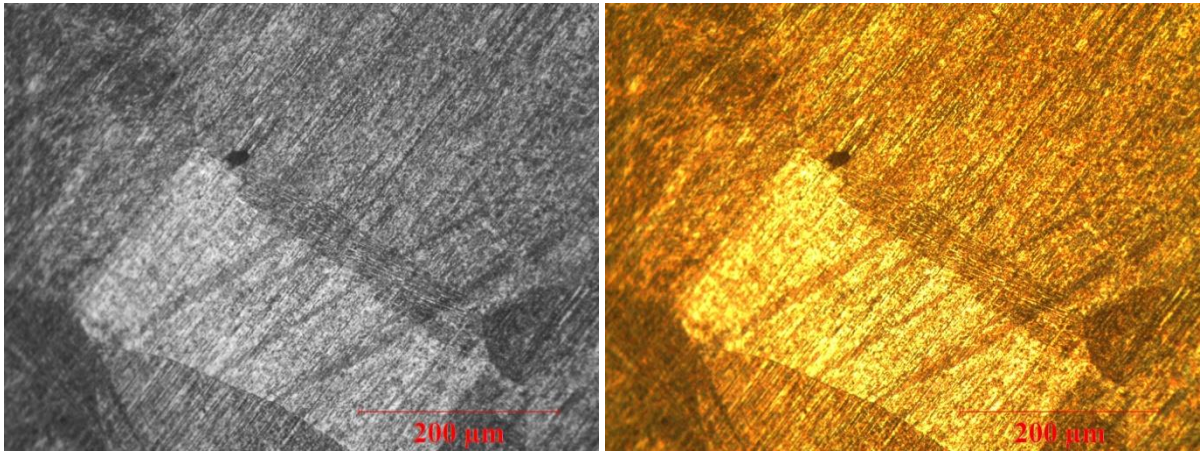
1120 MPa basınç uygulanan numunenin optik mikroskop görüntüleri 50x, 100x ve 200x büyütme oranlarıyla sırası ile şekil 6.14.a, 6.14.b ve 6.14.c'de gösterilmektedir. 50x büyütmede numunenin büyük bir kısmı görülmesine rağmen herhangi bir martensit yapı varlığı görülmemektedir. Böylece bu basınç değerinde martensitlerin oluşmadığı ve bu değerden sonra da oluşamayacağı söylenebilir. DSC ölçümlerinde 1120 MPa basınç uygulanan bu numune de herhangi bir dönüşüm olmadığı gözlemlenmiştir. Termal analizlerin ve optik analizlerin birbirini desteklediği görülmektedir.



-a-



-b-



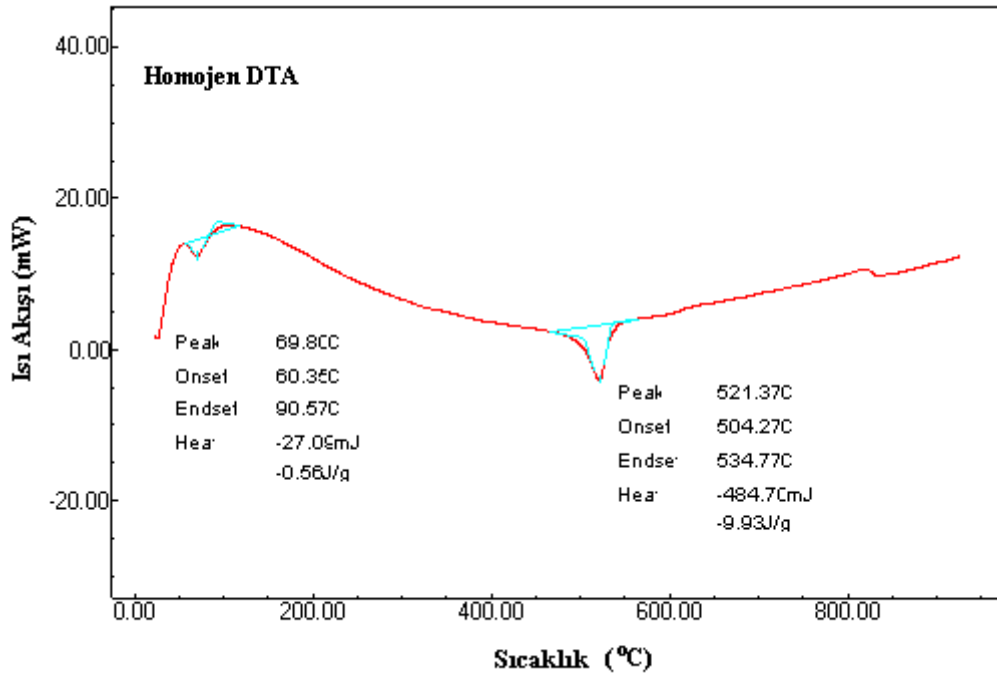
-c-

Şekil 6.14. 1120 MPa basınç uygulanmış numunenin; **a)** 50x büyütme için renksiz ve renkli, **b)** 100x büyütme için renksiz ve renkli, **c)** 200x büyütme için renksiz ve renkli optik mikroskop görüntüleri.

6.3. DTA Ölçümleri

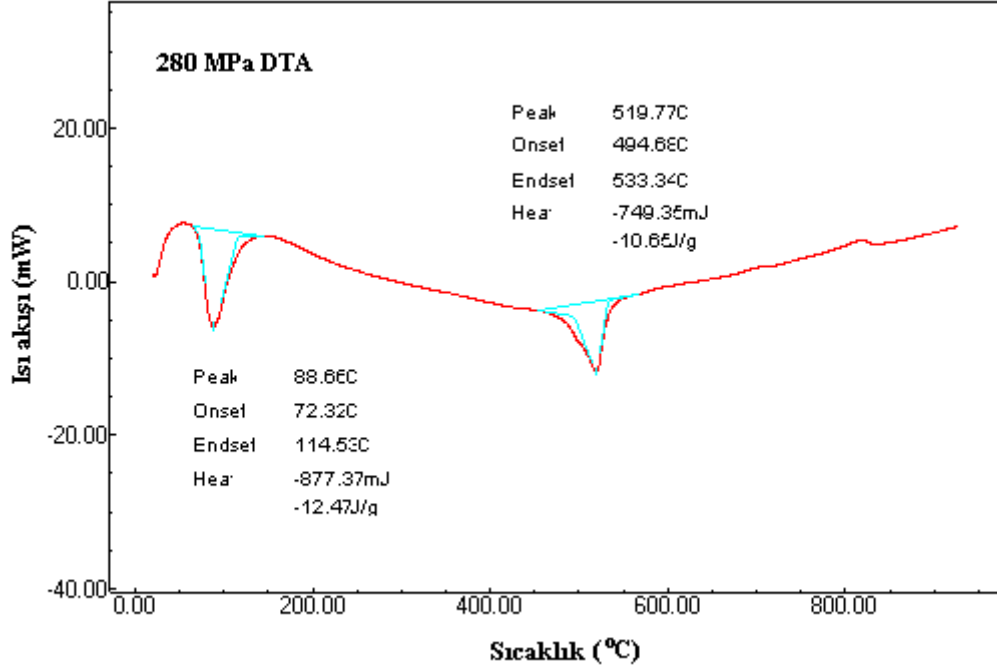
Homojen ve farklı basınç uygulanmış numunelerde sıcaklık etkisiyle meydana gelen yapısal değişimleri incelemek amacıyla DTA ölçümleri alınmıştır. DTA ölçümleri argon atmosferi kullanılarak 20 °C/dakika ısıtma hızı ile 900 °C 'ye kadar alınıp yapısında meydana gelen faz değişimleri gözlemlenmiştir. DTA eğrilerinden kullanılan numunelerin yüksek sıcaklıklarda A2 fazında olduğu görülmektedir. Yaklaşık 820 °C sıcaklığında A2 fazı B2 fazına dönüşmüştür. B2 fazından L2₁ fazına geçiş sıcaklık aralıkları ise 400-450 °C civarındadır. L2₁ fazından 18R yapıya sahip martensit fazına geçiş sıcaklık aralığı 60-130 °C arasındadır. DTA eğrilerinde 500-530 °C arasında görülen piklerde ötektoid noktaya karşı gelmektedir.

Şekil 6.15'de homojen numune için DTA eğrisi gösterilmektedir. 820 °C civarlarında A2→B2 geçişi, 521 °C'de ötektoid nokta ve 69 °C'de 18R martensit yapıya geçiş pikleri görülmektedir.



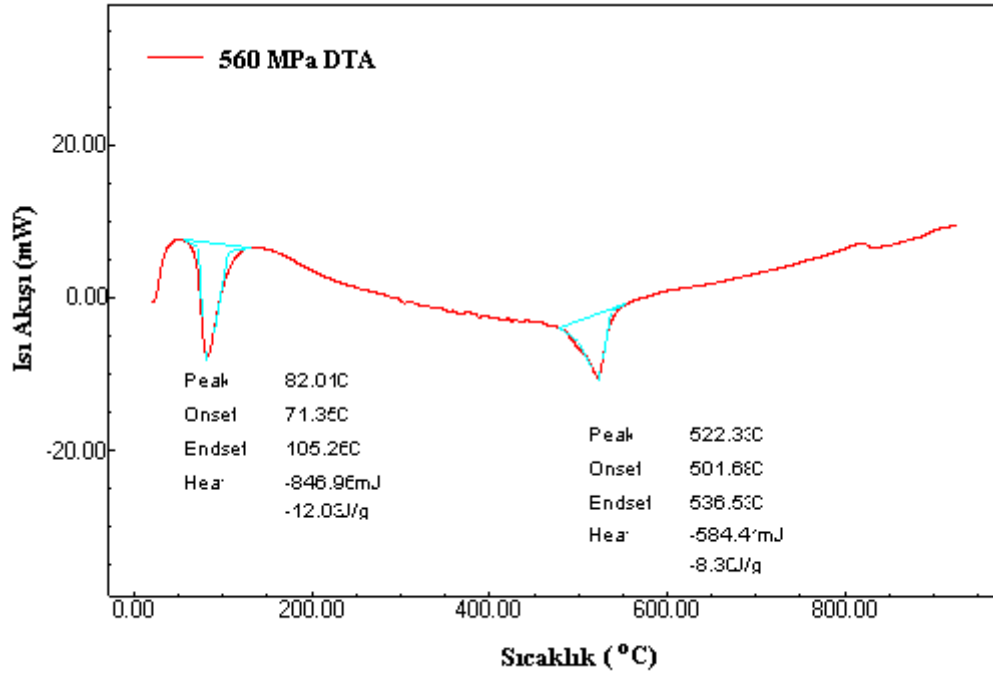
Şekil 6.15. Homojen numunenin DTA eğrisi.

Şekil 6.16'da 280 MPa basınç uygulanmış numunenin DTA eğrisi gösterilmektedir. 820 °C'de A2→B2 geçişi, 519 °C'de ötektoid nokta ve 88 °C'de 18R martensit yapıya geçiş pikleri görülmektedir.



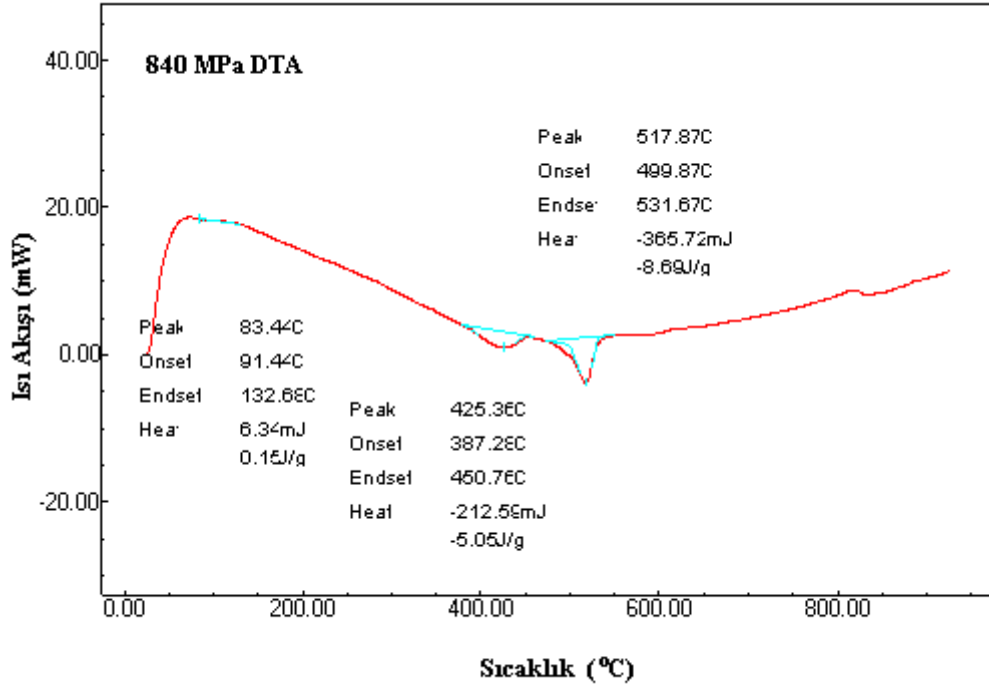
Şekil 6.16. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin DTA eğrisi.

Şekil 6.17'de 560 MPa basınç uygulanmış numunenin DTA eğrisi gösterilmektedir. 820 °C'de A2→B2 geçişi, 522 °C'de ötektoid nokta ve 82 °C'de 18R martensit faza geçiş pikleri görülmektedir.



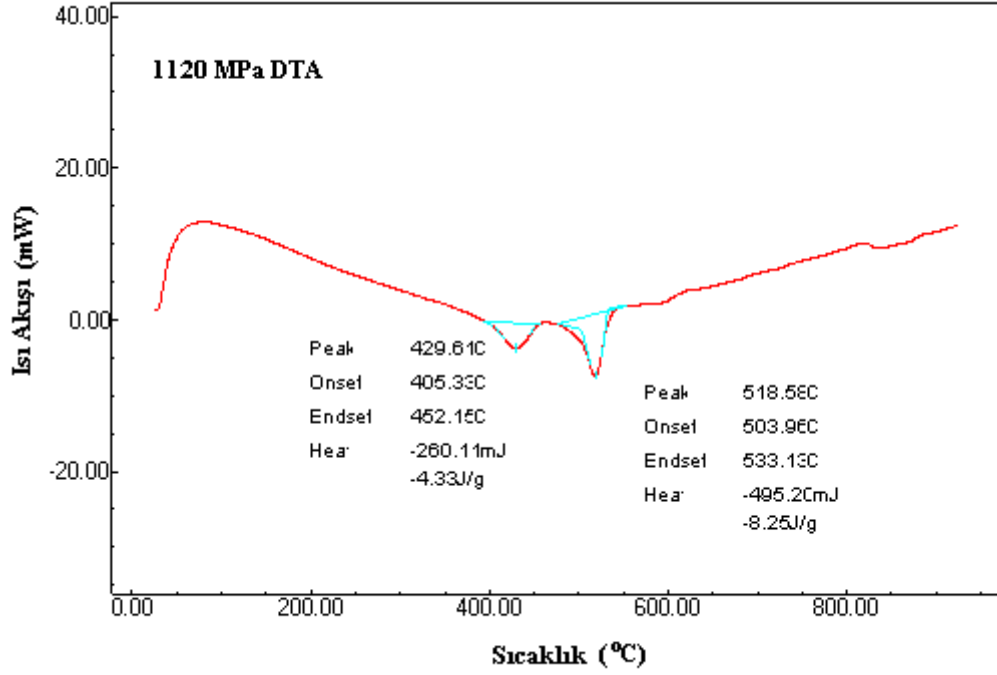
Şekil 6.17. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin DTA eğrisi.

Şekil 6.18'de 840 MPa basınç uygulanmış numunenin DTA eğrisi gösterilmektedir. 820 °C'de A2→B2 geçişi, 517 °C'de ötektoid nokta, 425 °C 'de B2→L₂₁ geçişi ve 83 °C'de 18R martensit yapıya geçiş piki görülmektedir.



Şekil 6.18. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin DTA eğrisi.

Şekil 6.19'da 1120 MPa basınç uygulanmış numunenin DTA eğrisi gösterilmektedir. 820 °C'de $A_2 \rightarrow B_2$ geçişi, 518 °C'de ötektoid nokta ve 429 °C'de $B_2 \rightarrow L_{21}$ geçiş pikleri görülmektedir. Bu numunede, homojen ve düşük basınç uygulanmış numunelerde var olan 18R martensit yapıya geçiş piki görülmemektedir. Yani bu basınç değerinde martensit yapıya geçiş olmamaktadır.



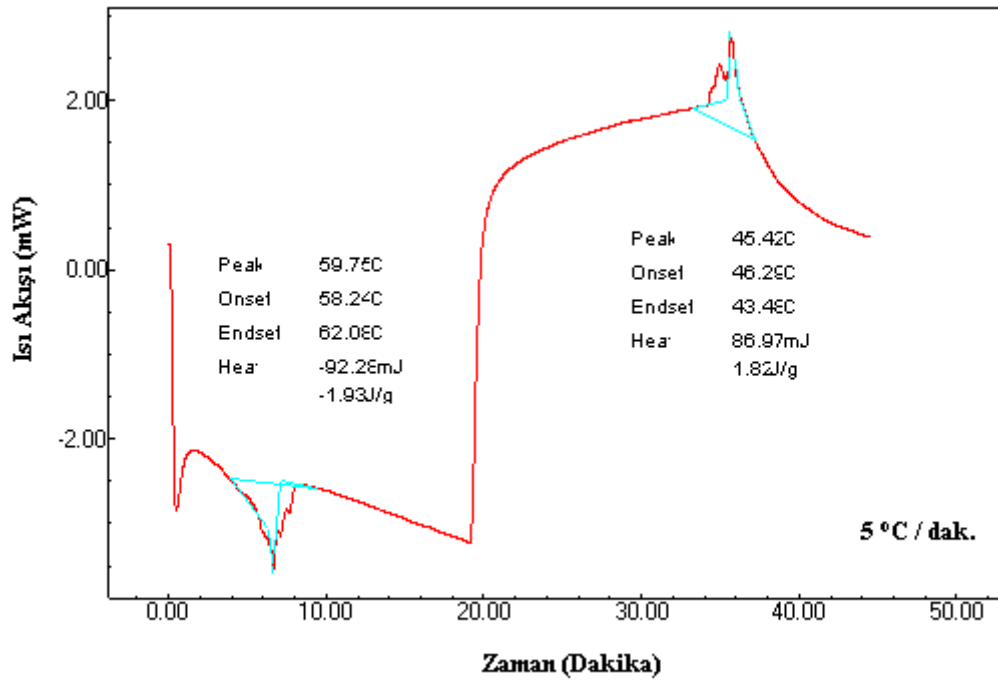
Şekil 6.19. 1120 MPa basınç uygulanmış numunenin DTA eğrisi.

6.4. DSC Ölçümleri

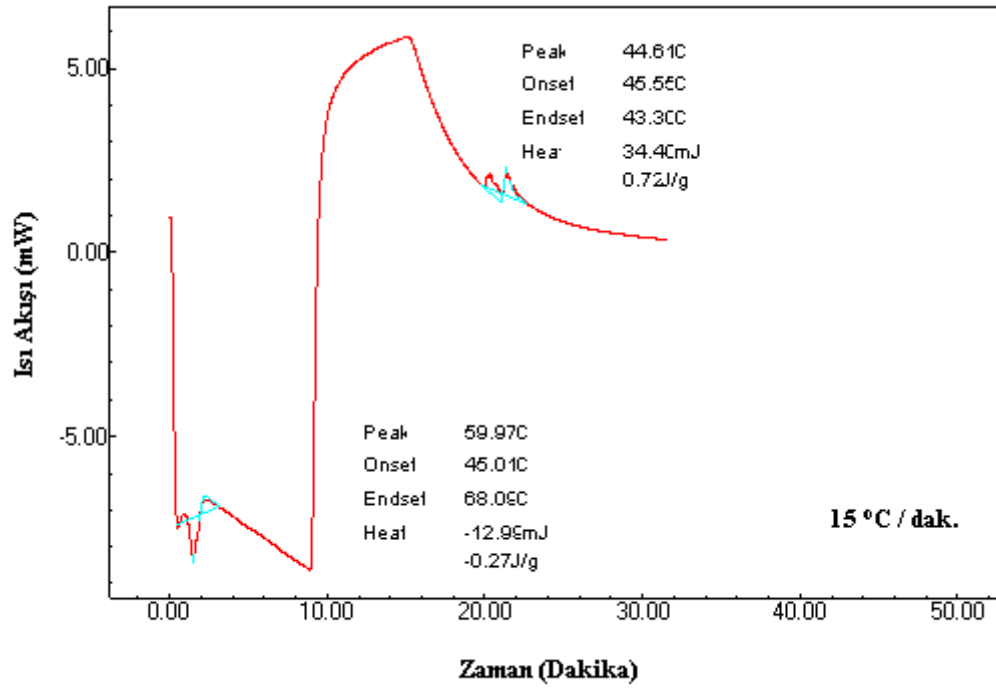
Homojen ve farklı basınçlar uygulanmış numunelerin, austenit faz ve martensit faz dönüşüm sıcaklıklarını belirlemek ve entalpi, entropi hesaplamaları için DSC ölçümleri alınmıştır. DSC eğrilerinde, sıcaklığın artmasıyla ısı alan numuneler endotermik bir reaksiyon olan austenit faza geçiş yaparken, ters dönüşümde endotermik bir reaksiyon olan martensit faza geçiş yapmaktadır. DSC eğrilerinde meydana gelen bu piklerden faydalanarak numunelerin austenit faz başlama sıcaklığı (A_s), austenit faz bitiş sıcaklığı (A_f), martensit faz başlama sıcaklığı (M_s), martensit faz bitiş sıcaklığı (M_f) ve austenit faz dönüşüm sıcaklığının maksimum noktası belirlenmiştir. T_0 denge sıcaklığı denklem 3.6'dan hesaplanmıştır. Entalpi değerlerini cihaz verirken entropi değerleri denklem 3.10'dan hesaplanmıştır.

Homojen numune için DSC ölçümleri şekil 6.20-6.24 arasında verilmiştir. Bu ölçümler 5 °C/dakika, 15 °C/dakika, 25 °C/dakika, 35 °C/dakika ve 45 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızlarıyla alınmıştır. Isıtma ve soğutma hızları 5 °C/dakika iken austenit faz dönüşümü yaklaşık 58-62 °C arasında iken, martensit faz dönüşümü yaklaşık 46-43 °C

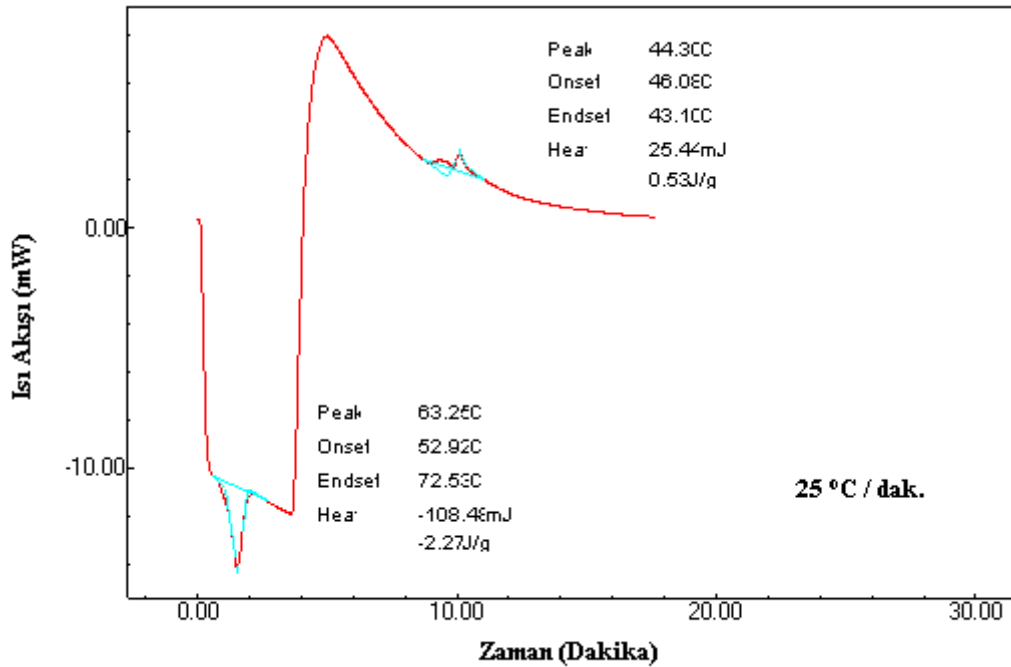
arasında gerçekleştiği görülmektedir. Isıtma ve soğutma hızları değiştirildiğinde austenit ve martensit faz dönüşüm sıcaklıklarında küçük farklılıklar meydana gelmektedir. Bu farklılıkların, ısıtma ve soğutma hızlarına bağlı olarak dislokasyonlar meydana getirebileceğinden oluştuğu söylenebilir. şekil 6.25'de ise homojen numune için bütün ısıtma ve soğutma hızlarıyla bir arada verilmiştir. Bu şekilde görüldüğü gibi ısıtma ve soğutma hızı arttıkça austenit fazın oluşum sıcaklıkları da artmaktadır. Martensitik dönüşümün tamamlanması dar bir sıcaklık aralığında gerçekleştiği ve artan tarama hızıyla birlikte arttıkı görülmektedir. Bu numunede şekil hafıza olayı görülmüştür. Dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri kullanılarak tablo 6.6 oluşturulmuştur.



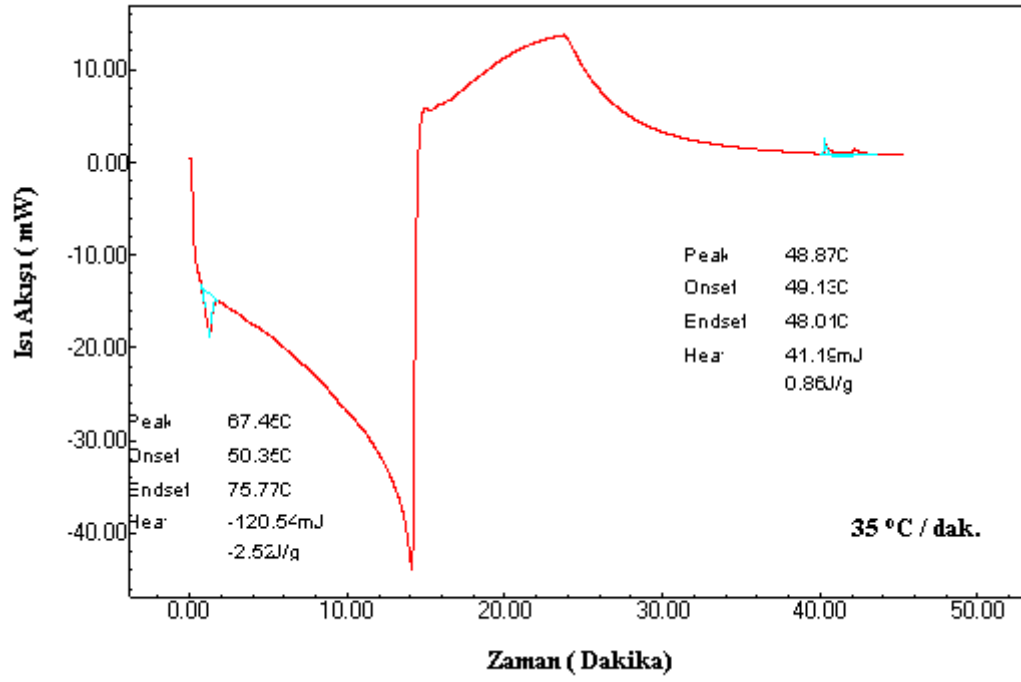
şekil 6.20. Homojen numunenin 5 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



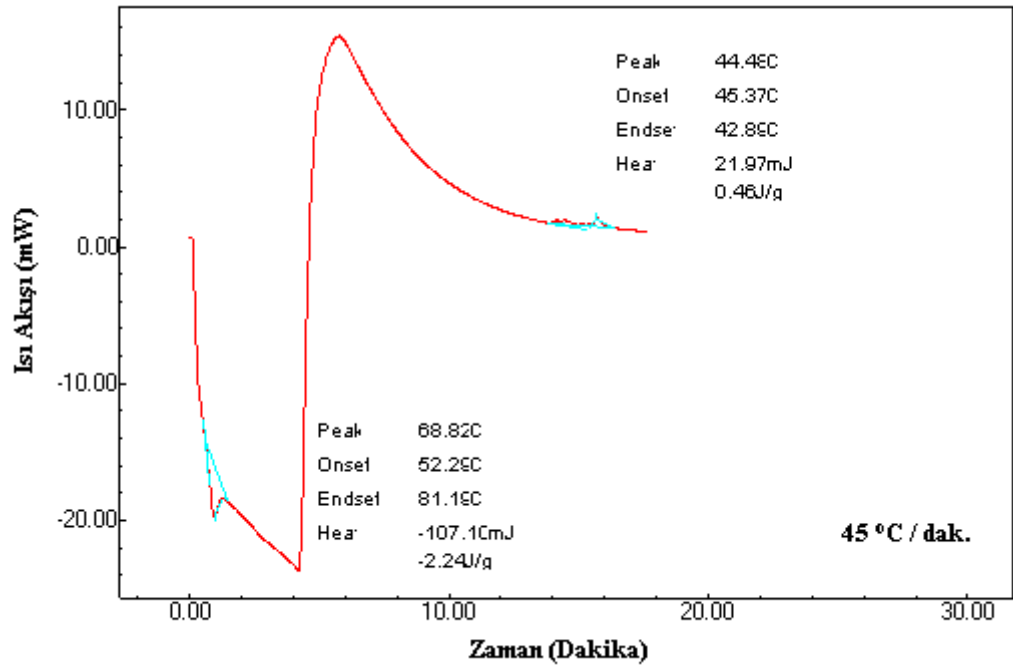
Şekil 6.21. Homojen numunenin 15 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



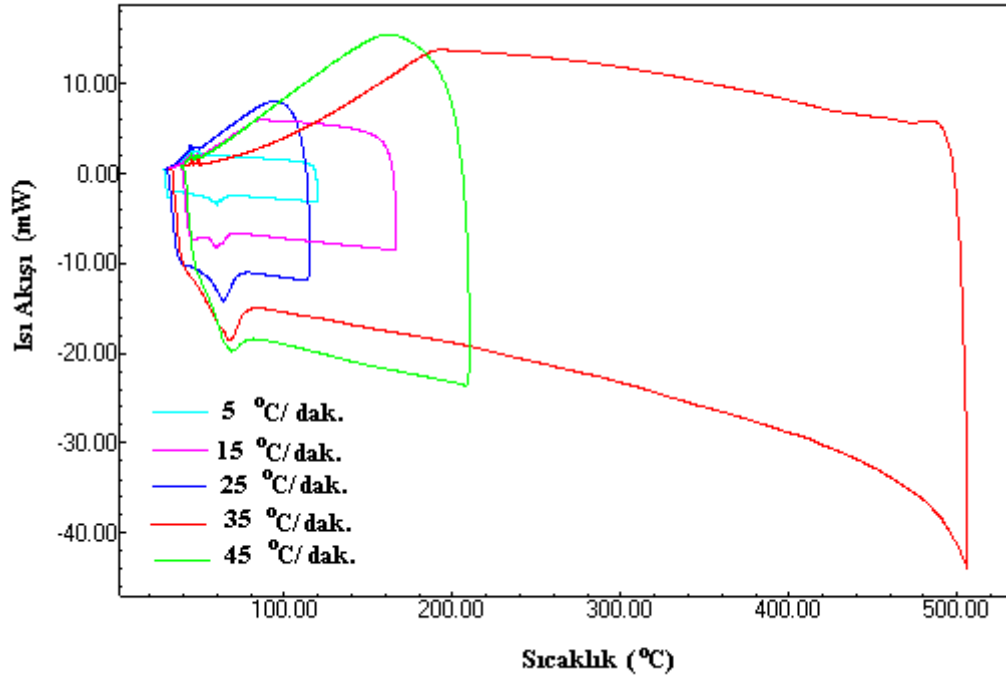
Şekil 6.22. Homojen numunenin 25°C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.23. Homojen numunenin 35 °C /dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.24. Homojen numunenin 45 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.

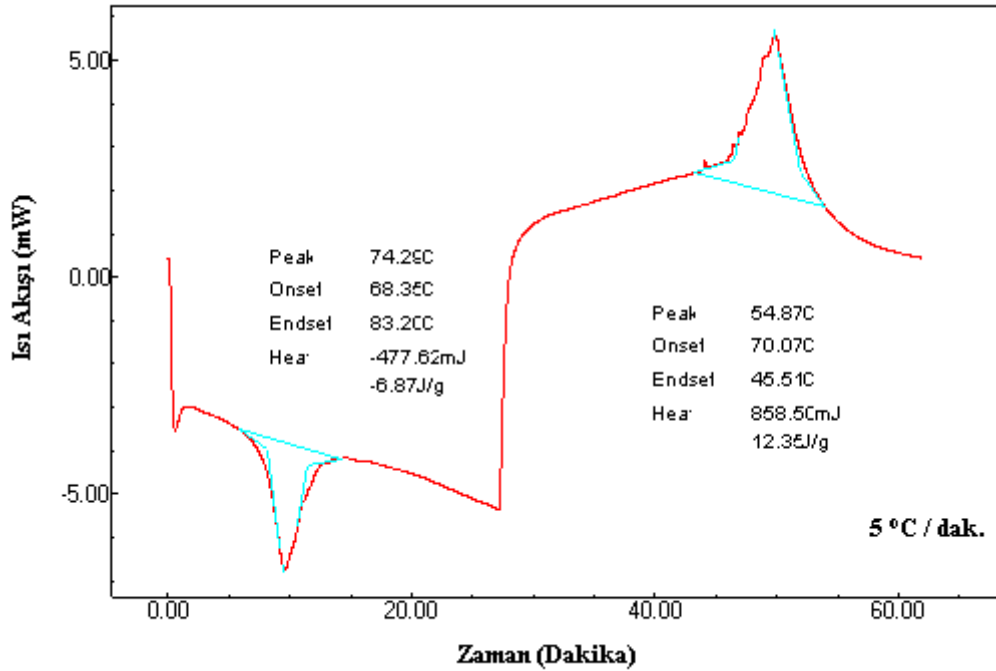


Şekil 6.25. Homojen numunenin bütün ısıtma hızlarında elde edilen DSC eğrileri.

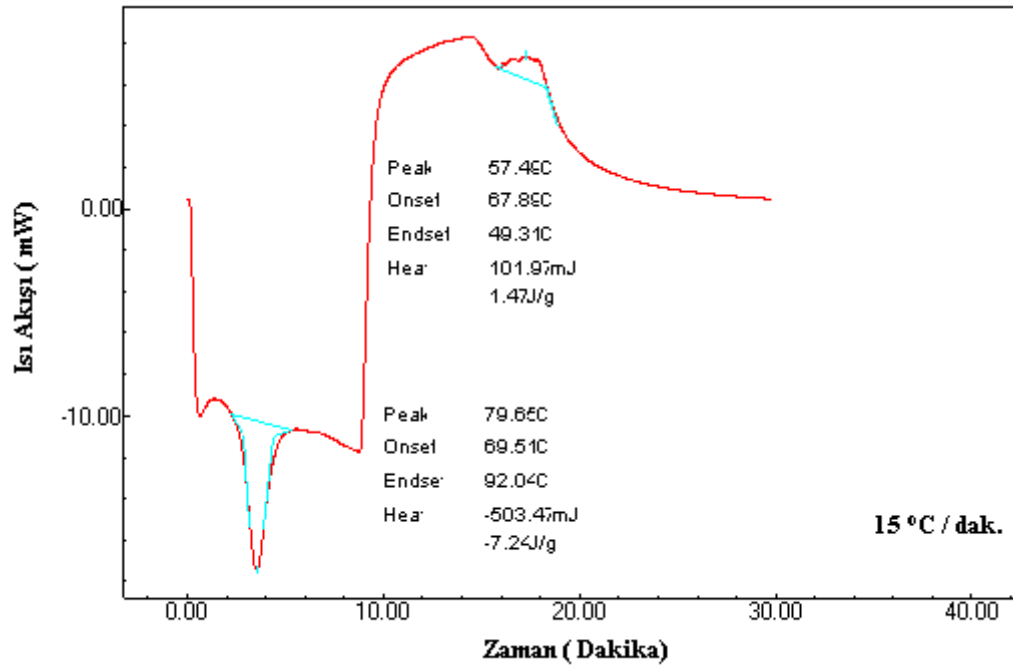
Tablo 6.6. Homojen numunenin farklı ısıtma hızlarındaki dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri.

Isıtma / soğutma hızı (°C/dak.)	A _s (°C)	A _f (°C)	A _{max} (°C)	T ₀ (°C)	ΔH _{M→A} (J/g)	ΔS _{M→A} (J/g°C)	M _s (°C)	M _f (°C)	ΔH _{A→M} (J/g)	ΔS _{A→M} (J/g°C)
5	58,24	62,08	59,75	54,18	1,93	0,035	46,29	43,48	-1,82	-0,033
15	45,01	68,09	59,97	56,82	0,27	0,004	45,55	43,30	-0,72	-0,012
25	52,92	72,53	63,25	59,30	2,27	0,038	46,08	43,10	-0,53	-0,008
35	50,35	75,77	67,45	62,45	2,52	0,040	49,13	48,01	-0,86	-0,013
45	52,29	81,19	68,82	63,28	2,24	0,035	45,37	42,89	-0,46	-0,007

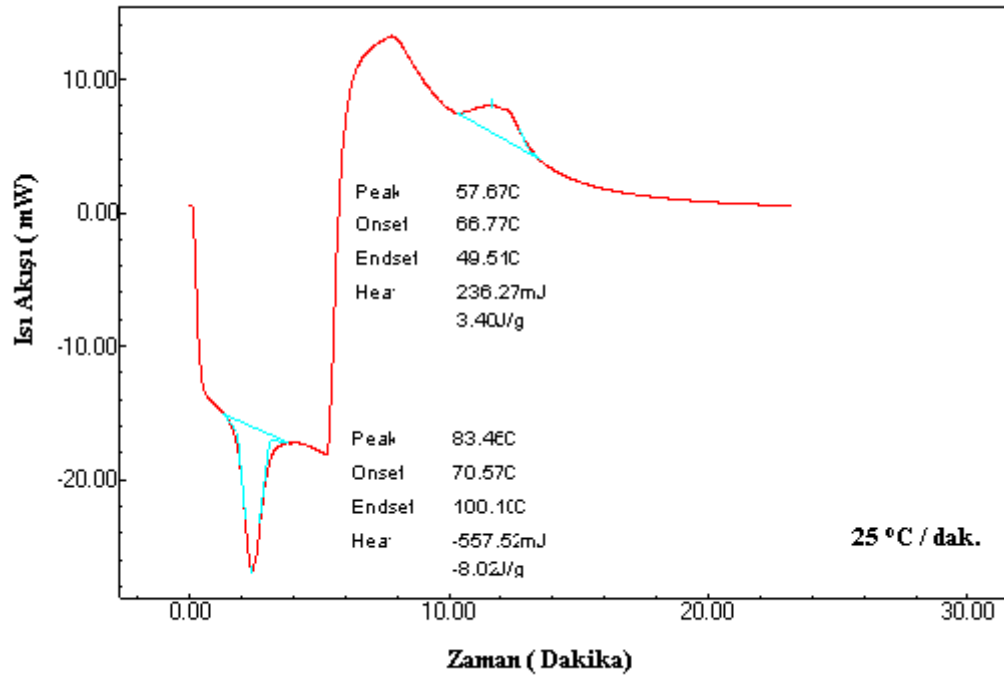
280 MPa basınç uygulanmış numunenin değişik ısıtma ve soğutma hızlarına bağlı olarak DSC eğrileri şekil 6.26-6.30 arasında verilmiştir. Bu numune için ısıtma ve soğutma hızı 5 °C/dakika iken austenit faz dönüşümü 68-83 °C arasında meydana gelirken, martensit faz dönüşümü 70-45 °C arasında meydana gelmektedir. Bu değerler homojen numuneyle karşılaştırılırsa; hem dönüşüm sıcaklıklarında hem de austenit ve martensit fazın dönüşümün tamamlanma aralığında bir artış meydana geldiği görülmektedir. Bu artışında numuneye uygulanan basıncın numunede daha fazla yapısal kusura yol açtığı, buna bağlı olarak dislokasyon yoğunluğunun artmasından dolayı meydana geldiği söylenebilir. Bu numune için ısıtma ve soğutma hızları arttığında dönüşüm sıcaklıklarının da arttığı yine görülmektedir ve şekil 6.31'de gösterilmektedir. Homojen numunede martensitik dönüşüm aralığı ve martensit, austenit dönüşüm dar bir aralıkta ve keskin piklerle meydana gelirken, uygulanan basınçla birlikte dönüşüm aralıklarının ve martensit, austenit dönüşümün daha geniş bir şekilde meydana geldiği görülmektedir. Bu basınç değerinde şekil hafıza olayı gözlenmiştir. Böylece şekil hafıza olayının uygulanan basınçla birlikte Dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri tablo 6.7'de verilmiştir.



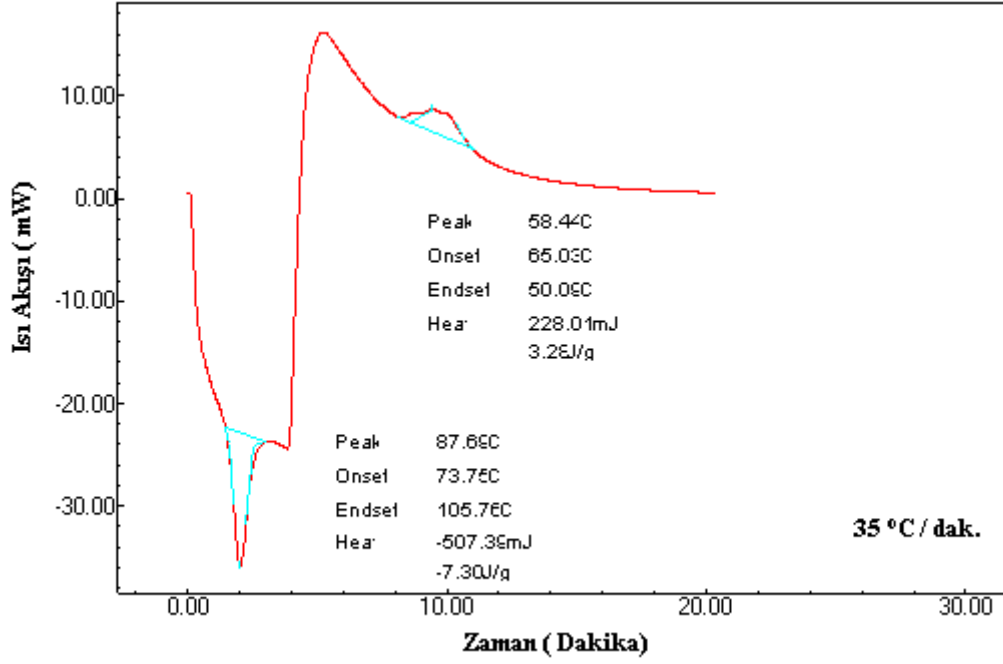
Şekil 6.26. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin 5 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



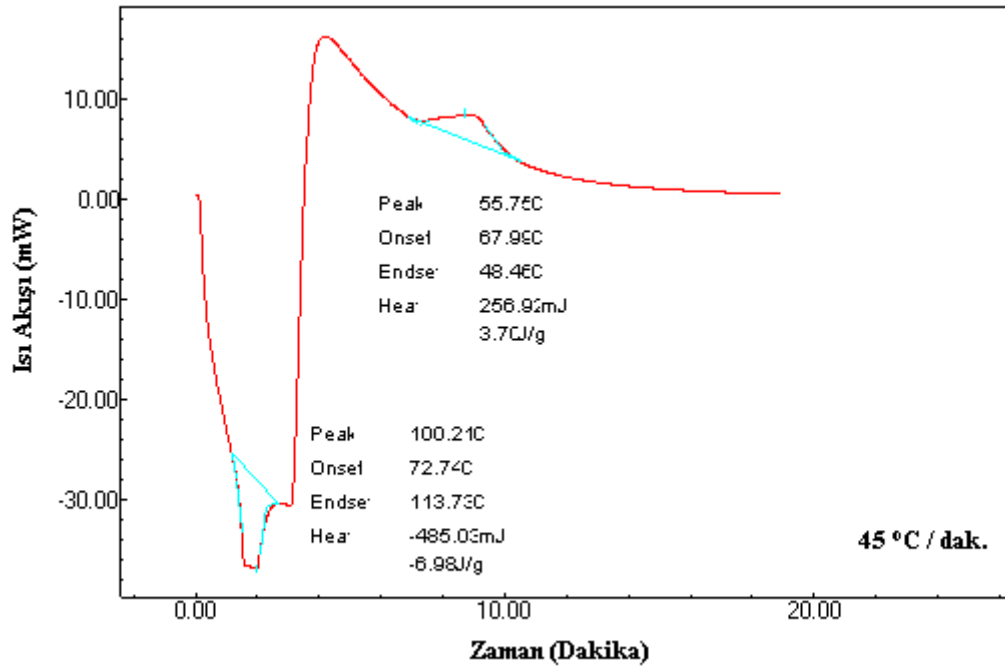
Şekil 6.27. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin 15 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



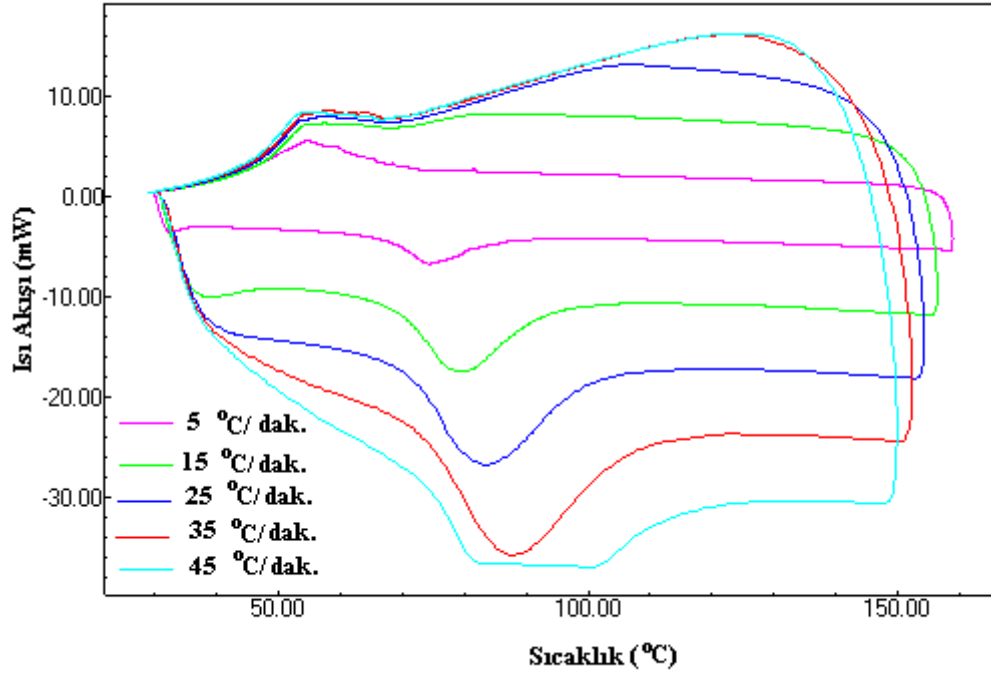
Şekil 6.28. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin 25 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.29. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin 35 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.30. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin 45 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



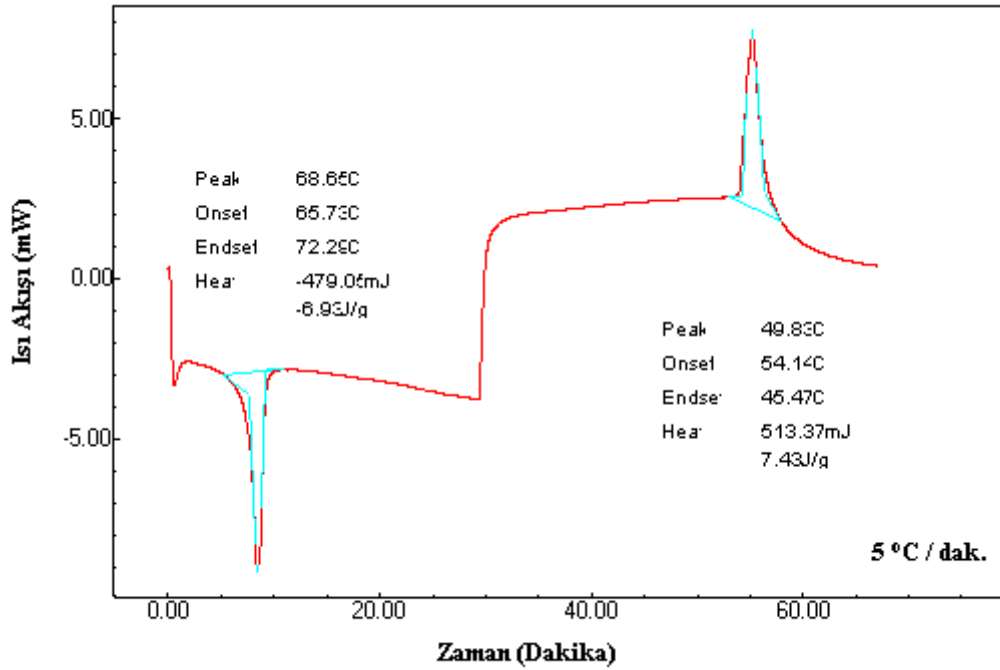
Şekil 6.31. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin bütün ısıtma hızlarında elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 6.7. 280 MPa basınç uygulanmış numunenin farklı ısıtma hızlarındaki dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri.

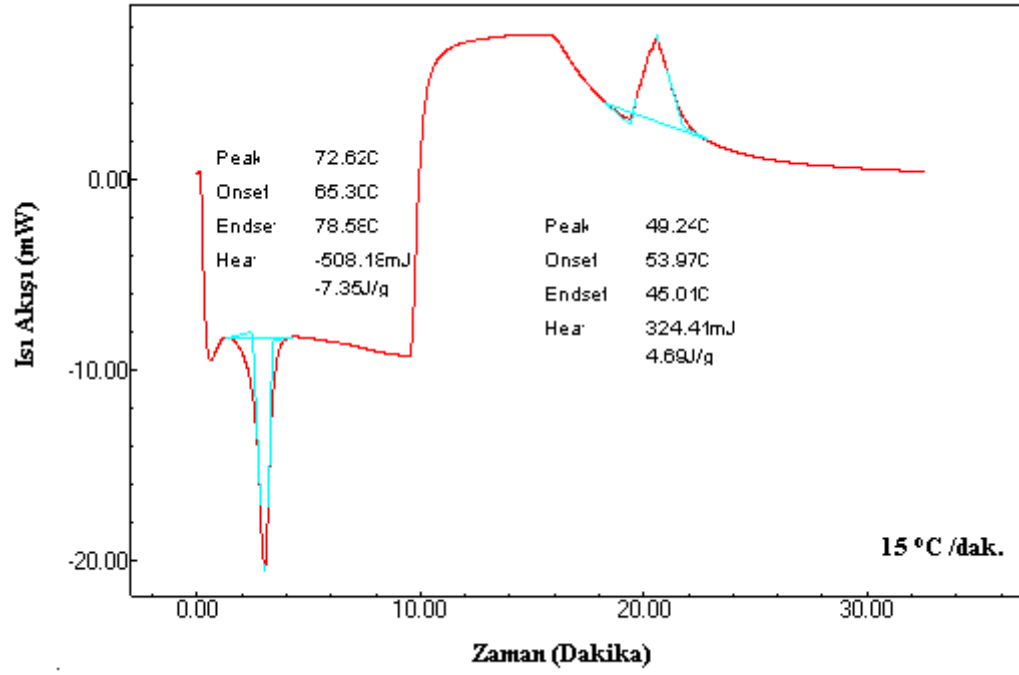
Isıtma / soğutma hızı (°C/dak.)	A _s (°C)	A _f (°C)	A _{max} (°C)	T ₀ (°C)	ΔH _{M→A} (J/g)	ΔS _{M→A} (J/g°C)	M _s (°C)	M _f (°C)	ΔH _{A→M} (J/g)	ΔS _{A→M} (J/g°C)
5	68,35	83,20	74,29	76,63	6,87	0,089	70,07	45,51	-12,35	-0,161
15	69,51	92,04	79,65	79,96	7,24	0,090	67,89	49,31	-1,47	-0,018
25	70,57	100,10	83,46	83,43	8,02	0,096	66,77	49,51	-3,40	-0,040
35	73,75	105,76	87,69	85,39	7,30	0,085	65,03	50,09	-3,28	-0,038
45	72,74	113,73	100,21	90,89	6,98	0,069	67,99	48,46	-3,70	-0,036

560 MPa basınç uygulanmış numunenin farklı ısıtma ve soğutma hızlarına bağlı olarak DSC eğrileri şekil 6.32-6.36 arasında verilmiştir. 5 °C/dakika için austenit faz dönüşümü 65-72 °C arasında, martensit faz dönüşümü 54-45 °C arasında meydana gelmiştir. Bu basınç değerinde dönüşüm sıcaklıkları homojen numuneye oranla yüksek iken, 280 MPa basınç uygulanmış numuneye göre düşüktür. Basıncın artmasıyla beraber dönüşüm sıcaklıklarının artması gerekirken bu değerdeki düşmenin kristal boyutuna bağlı olduğu söylenebilir. Diğer

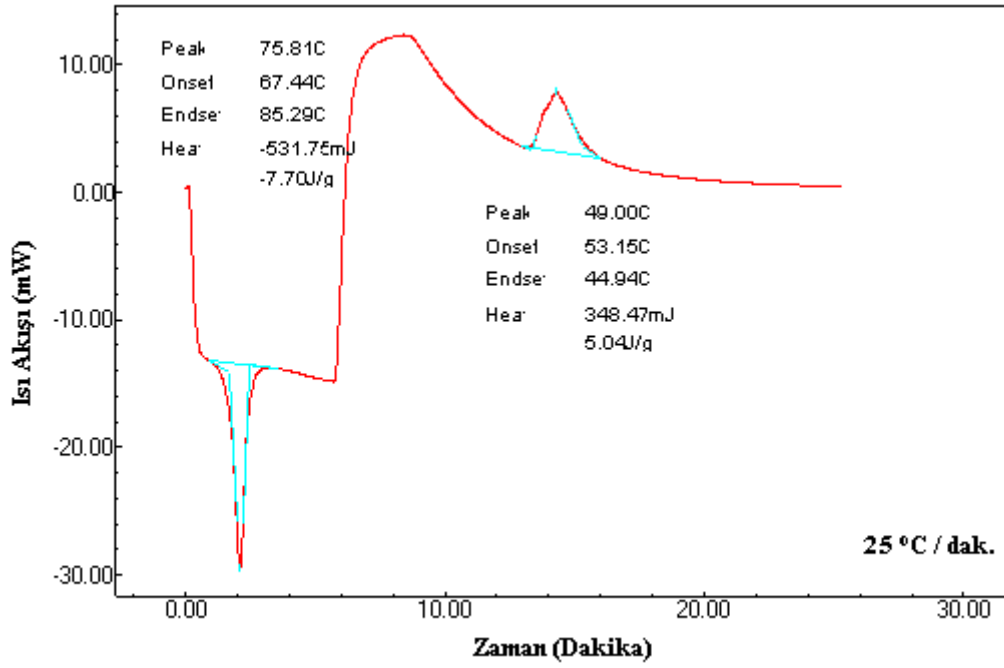
numuneler için kristal boyutları 15,70 nm ile 23,03 nm arasında iken bu numunenin kristal boyutu 46,18 nm olarak hesaplanmıştı. Buradan anlaşılabileceği gibi austenit ve martensit fazdaki dönüşüm sıcaklıklarındaki değişim basıncın yanında kristal boyutuna da bağlıdır. Isıtma ve soğutma hızları arttırıldığında aynı numune için dönüşüm sıcaklıklarında yine küçük bir değişim gözlenmektedir ve şekil 6.37'de gösterilmiştir. Martensitik dönüşüm aralıklarının bu basınç değerinde homojen numunedeki gibi dar, keskin piklerle meydana geldiği ve dönüşüm histerezisinin arttığı görülmektedir. Bu basınç değerinde şekil hafıza olayı görülmüştür. Bu numune için dönüşüm sıcaklıkları denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri tablo 6.8'de verilmiştir.



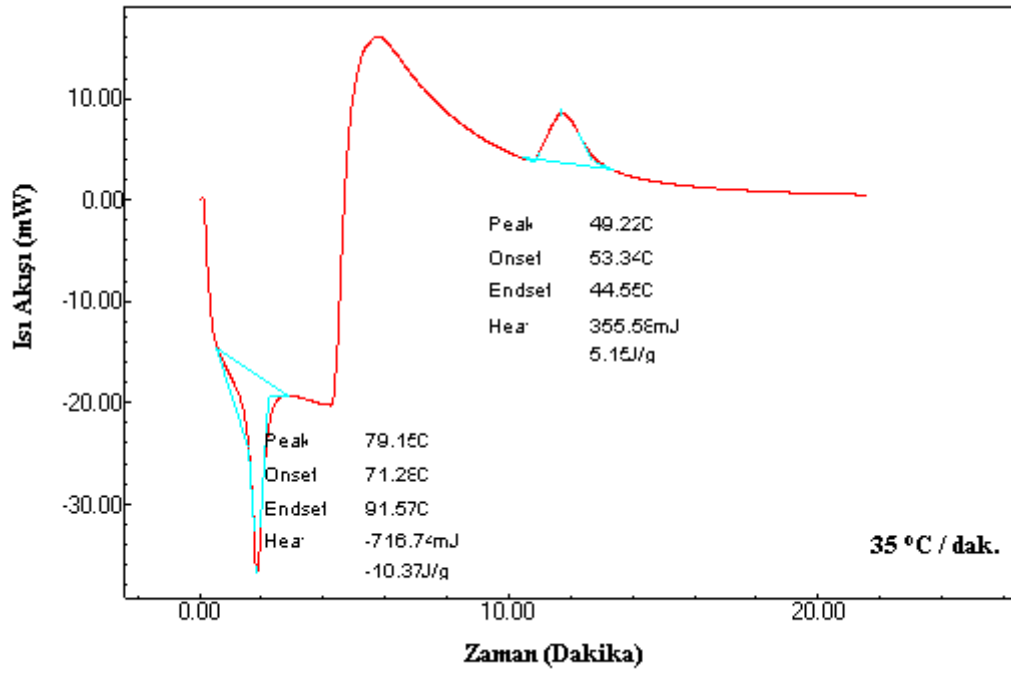
Şekil 6.32. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin 5 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



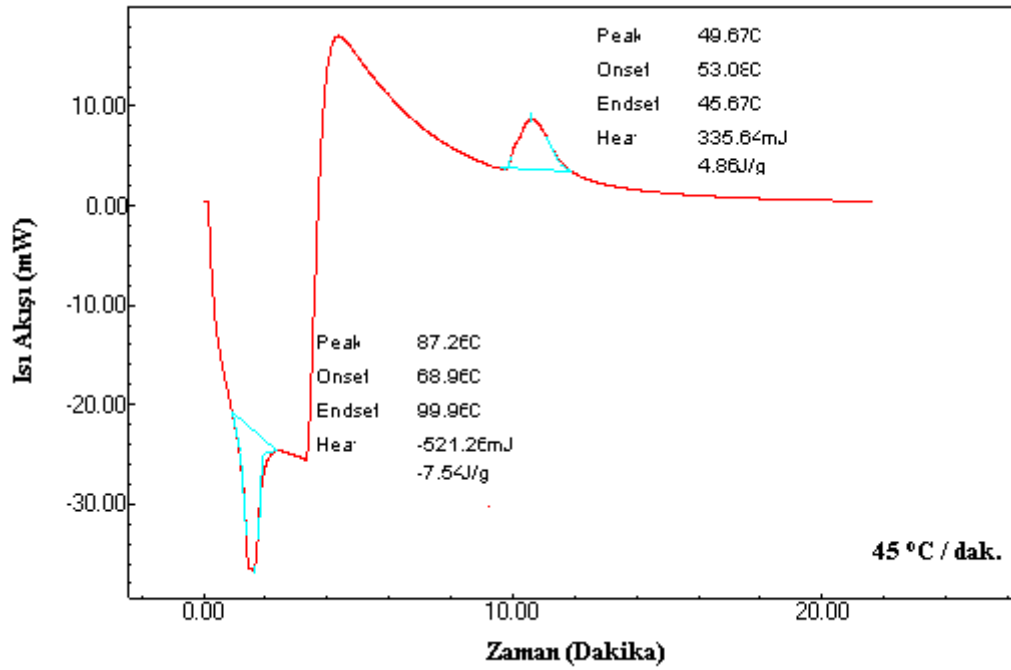
Şekil 6.33. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin 15 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



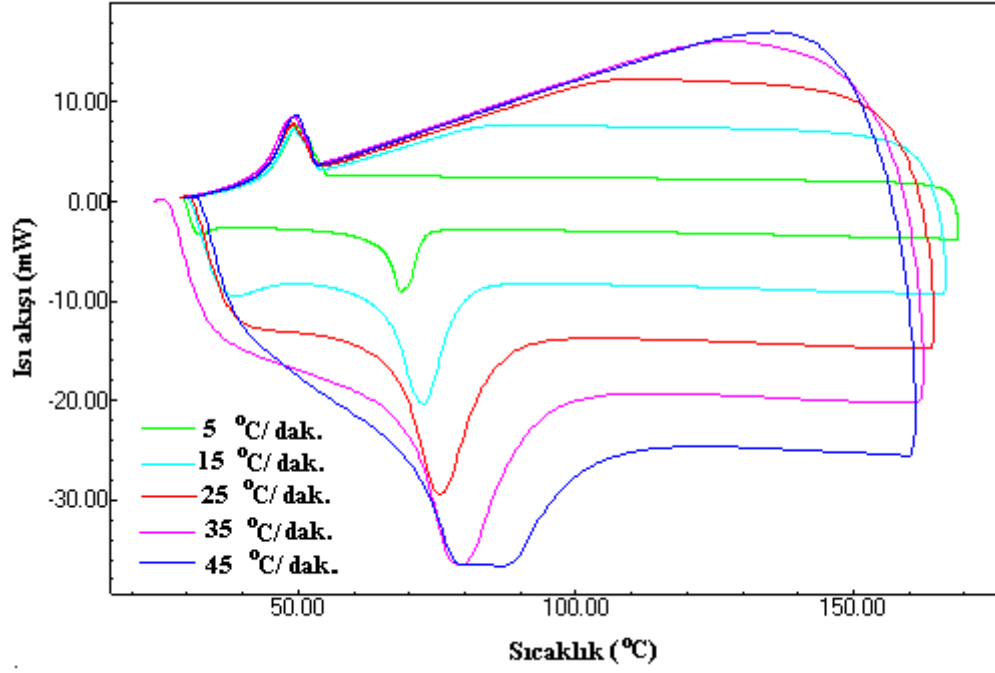
Şekil 6.34. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin 25 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.35. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin 35 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.36. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin 45 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



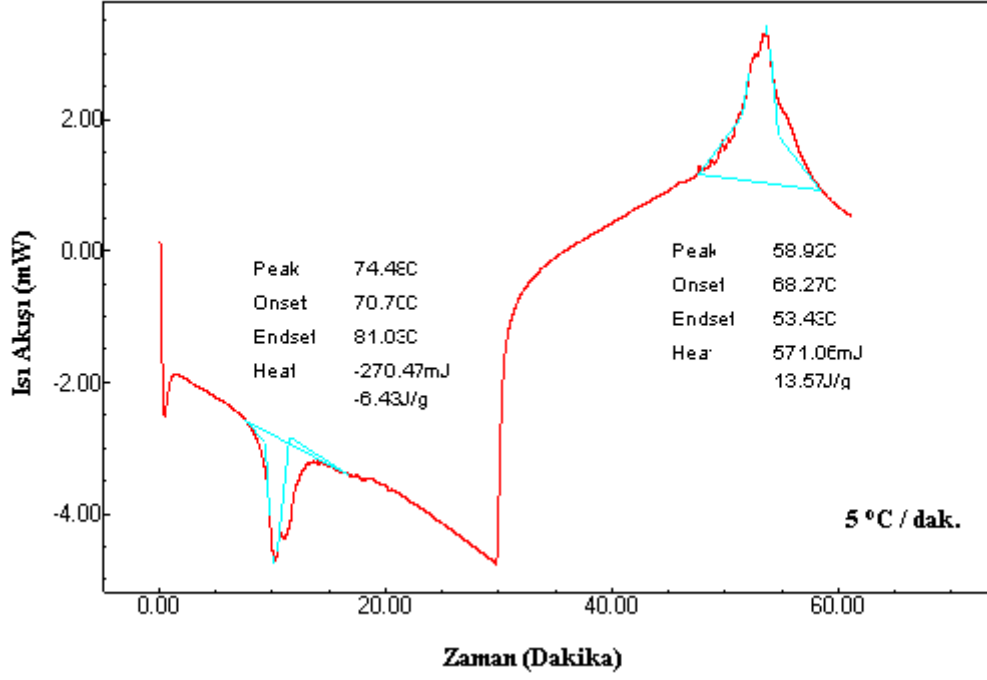
Şekil 6.37. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin bütün ısıtma hızlarında elde edilen DSC eğrisi.

Tablo 6.8. 560 MPa basınç uygulanmış numunenin farklı ısıtma hızlarındaki dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri.

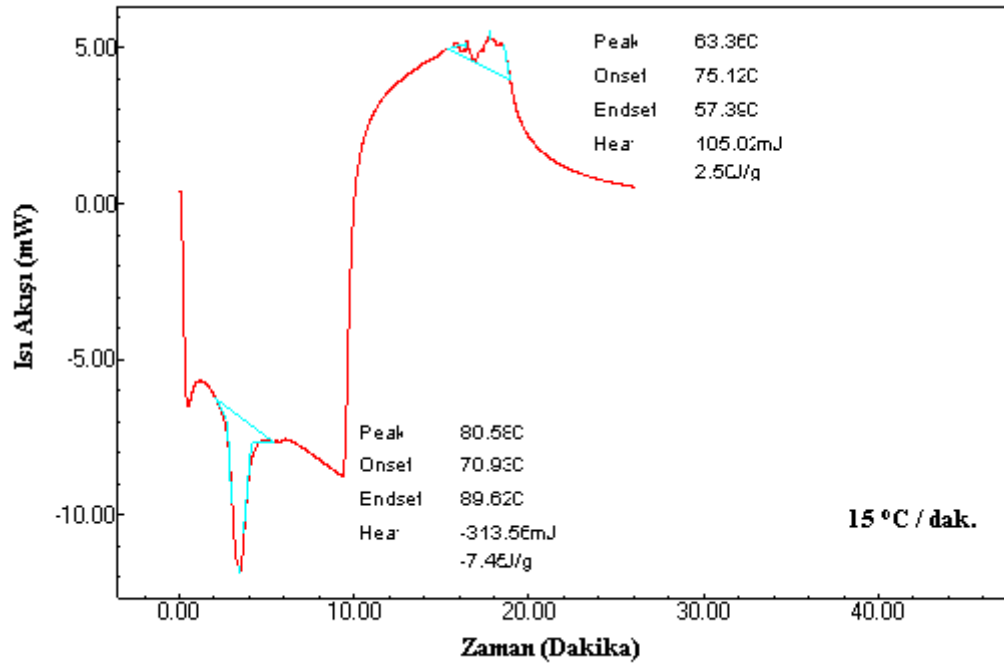
Isıtma / soğutma hızı (°C/dak.)	A _s (°C)	A _f (°C)	A _{max} (°C)	T ₀ (°C)	ΔH _{M→A} (J/g)	ΔS _{M→A} (J/g°C)	M _s (°C)	M _f (°C)	ΔH _{A→M} (J/g)	ΔS _{A→M} (J/g°C)
5	65,73	72,29	68,65	63,21	6,93	0,109	54,14	45,47	-7,43	-0,117
15	65,30	78,58	72,62	66,27	7,35	0,110	53,97	45,01	-4,69	-0,070
25	67,44	85,29	75,81	69,22	7,70	0,111	53,15	44,94	-5,04	-0,072
35	71,28	91,57	79,15	72,45	10,37	0,143	53,34	44,55	-5,15	-0,071
45	68,96	99,96	87,26	76,52	7,54	0,098	53,08	45,67	-4,86	-0,063

840 MPa basınç uygulanmış numunenin farklı ısıtma ve soğutma hızlarındaki DSC eğrileri şekil 6.38-6.42 arasında verilmiştir. 5 °C/dakika için austenit faz dönüşümü 70-81 °C arasında, martensit faz dönüşümü 53-68 °C arasında meydana gelmiştir. Bu basınç değeri için diğer numunelere oranla artış meydana gelmiştir. Bu numunenin kristal boyutu ilk iki numuneyle yaklaşık aynı boyutlarda olduğundan ve basınç değeri arttığından dönüşüm sıcaklıklarında artış beklenebilir ve öyle de olmuştur. Isıtma ve soğutma hızları arttığında aynı numune için dönüşüm sıcaklıklarında artış görülmüş ve hepsi bir arada şekil 6.43'te verilmiştir. Bu basınç değerinde martensitik dönüşümün geniş bir aralıkta gerçekleştiği

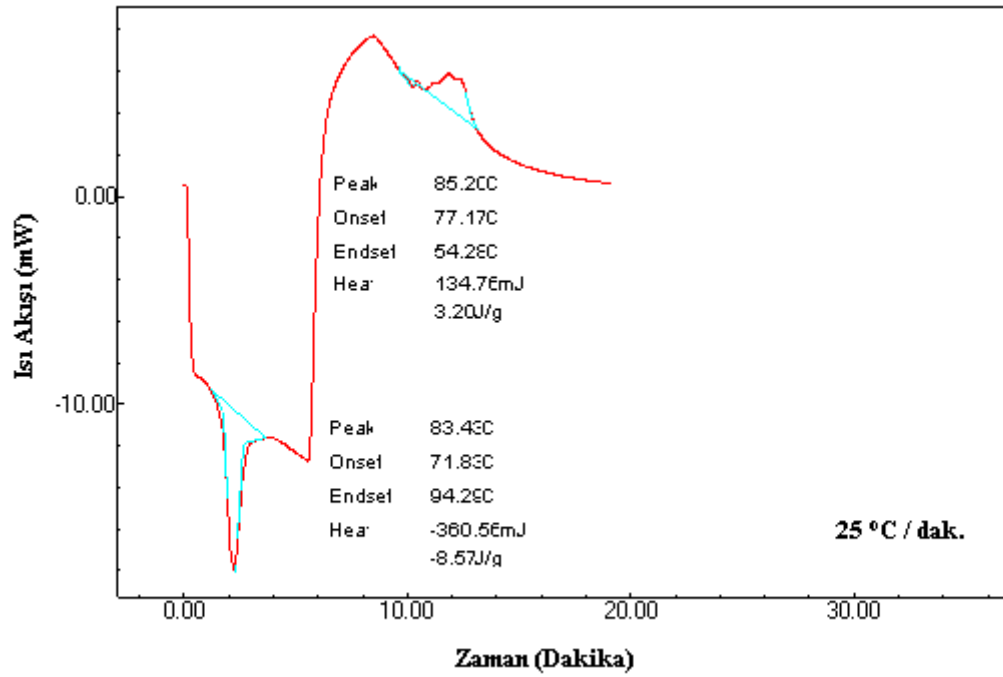
görülmektedir. Histerezis aralığının bu numunede en fazla olduğu ve tarama hızına bağlı olarak arttığı görülmektedir. Bu basınç değerinde şekil hafıza olayı gözlemlenmiştir. Dönüşüm parametreleri, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri tablo 6.9'de verilmiştir.



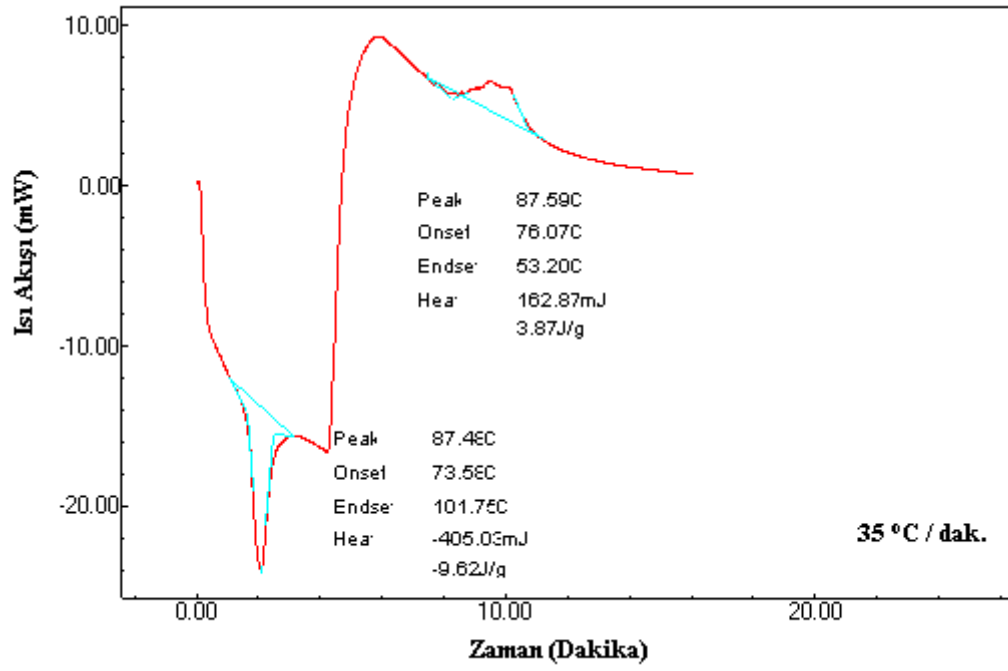
Şekil 6.38. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin 5 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



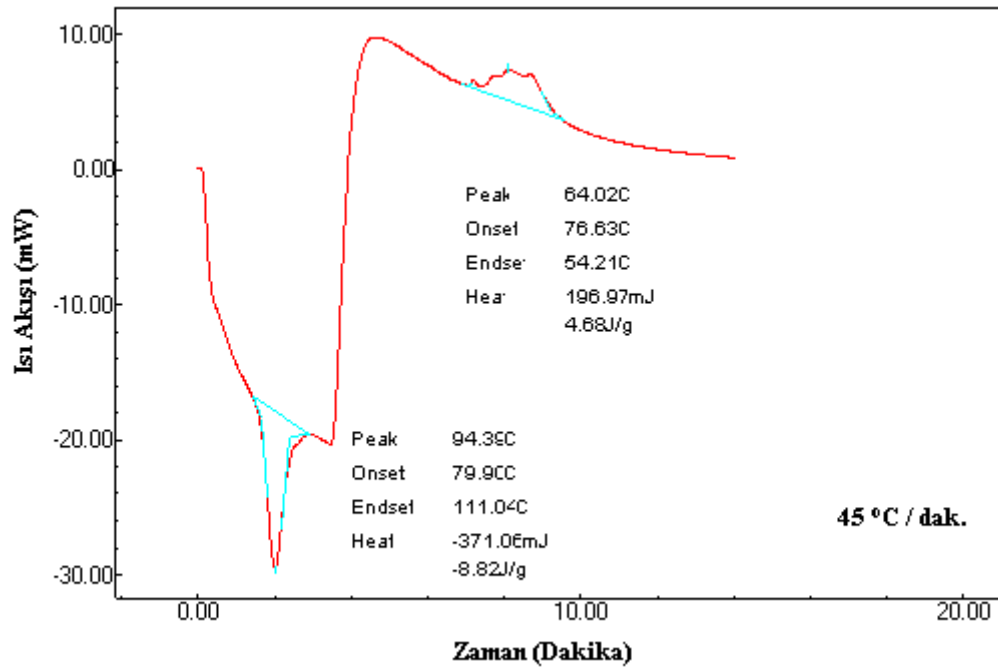
Şekil 6.39. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin 15 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



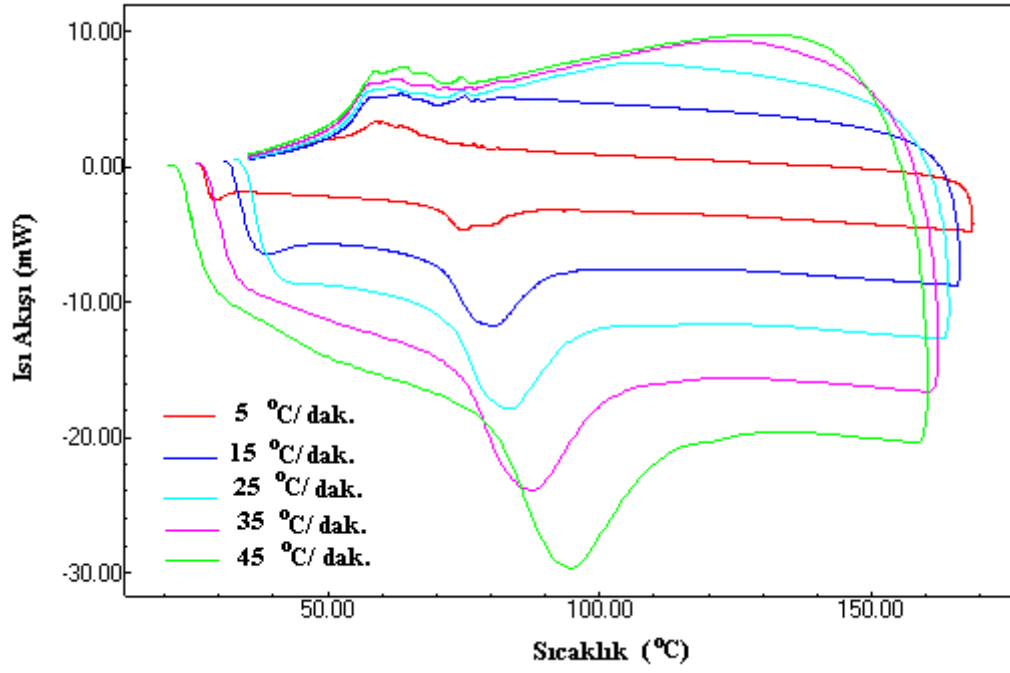
Şekil 6.40. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin 25 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.41. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin 35 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.42. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin 45 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.

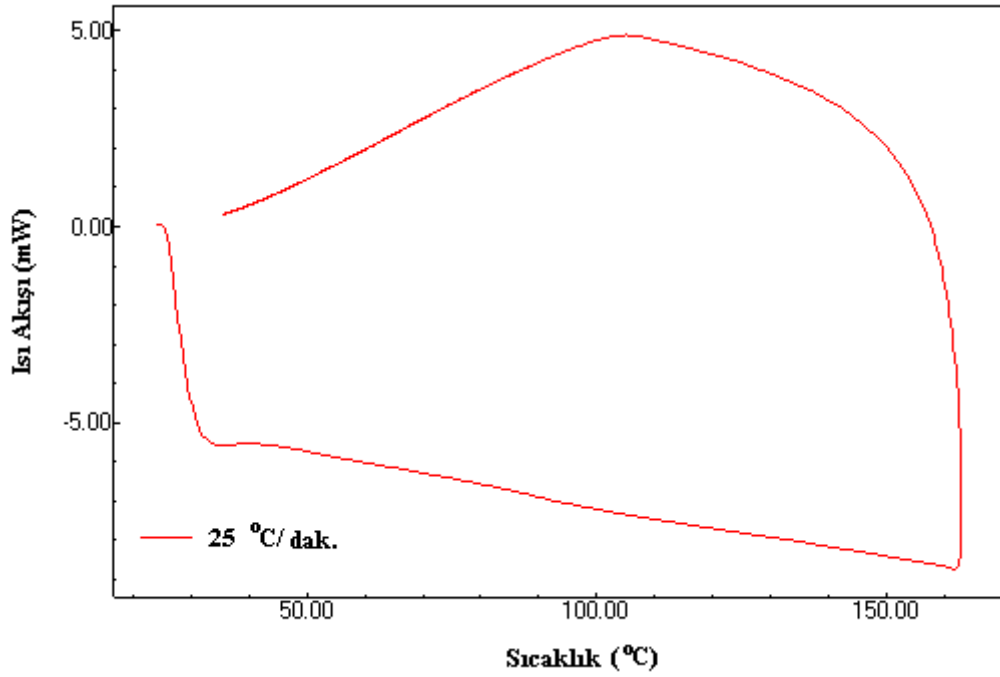


Şekil 6.43. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin bütün ısıtma hızlarında elde edilen DSC eğrisi.

Tablo 6.9. 840 MPa basınç uygulanmış numunenin farklı ısıtma hızlarındaki dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri.

Isıtma / soğutma hızı (°C/dk)	A _s (°C)	A _f (°C)	A _{max} (°C)	T ₀ (°C)	ΔH _{M→A} (J/g)	ΔS _{M→A} (J/g°C)	M _s (°C)	M _f (°C)	ΔH _{A→M} (J/g)	ΔS _{A→M} (J/g°C)
5	70,70	81,03	74,48	74,65	6,43	0,086	68,27	53,43	-13,57	-0,181
15	70,93	89,62	80,58	82,37	7,45	0,090	75,12	57,39	-2,50	-0,030
25	71,83	94,29	83,43	85,73	8,57	0,099	77,17	54,28	-3,20	-0,037
35	73,58	101,75	87,48	88,91	9,62	0,108	76,07	53,20	-3,87	-0,043
45	79,90	111,04	94,39	93,83	8,82	0,093	76,63	54,21	-4,68	-0,049

1120 MPa basınç uygulanmış numunenin 25 °C/dakika ısıtma hızında DSC eğrisi şekil 6.44'te verilmiştir. Bu basınç değerinde austenit faz ve martensit faz dönüşümleri görülmemiştir. Böylece kritik bir basınç değerinden sonra, uygulanan basıncın martensit yapıların oluşmasına engel olduğu, buna bağlı olarak martensitik dönüşümün gerçekleşmediği söylenebilir.

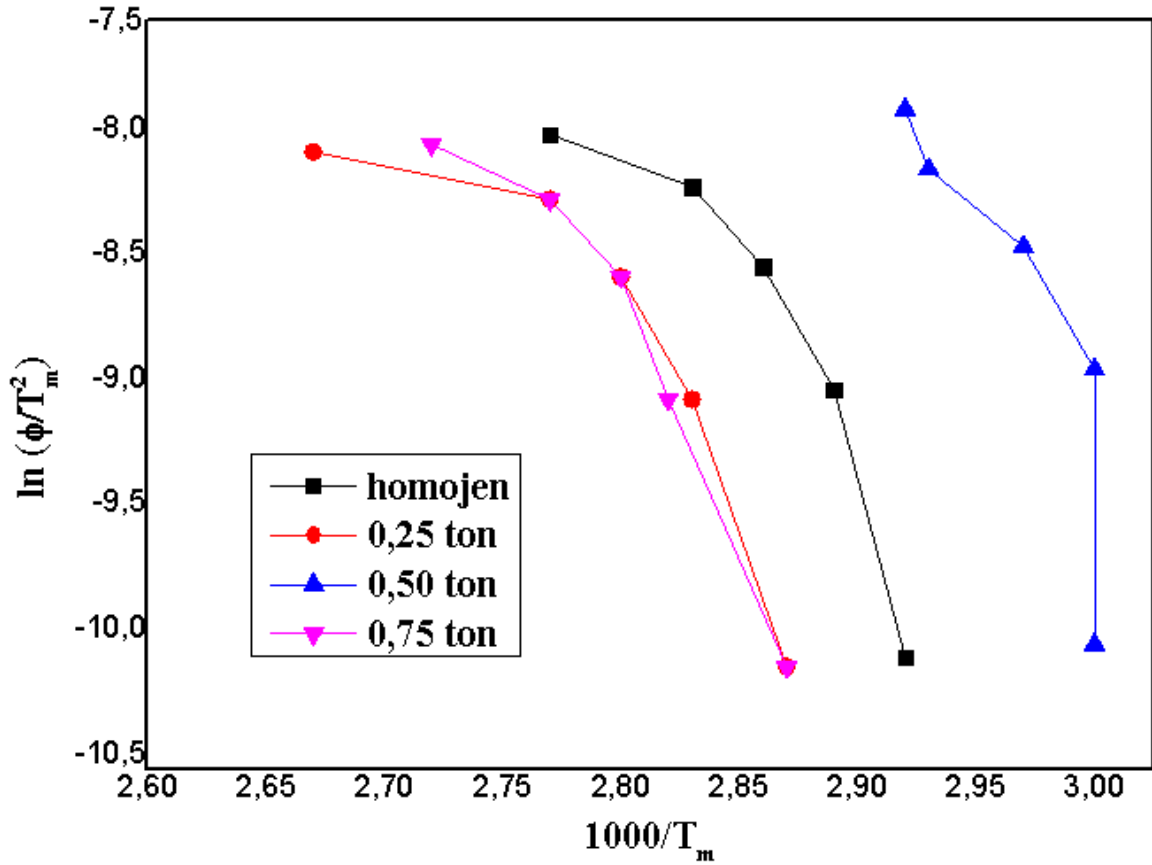


Şekil 6.44. 1120 MPa basınç uygulanmış numunenin 25 °C/dakika ısıtma hızıyla elde edilen DSC eğrisi.

Aktivasyon enerjisi hesaplamaları için Kissinger metodu kullanılmıştır. Kissinger denklemini;

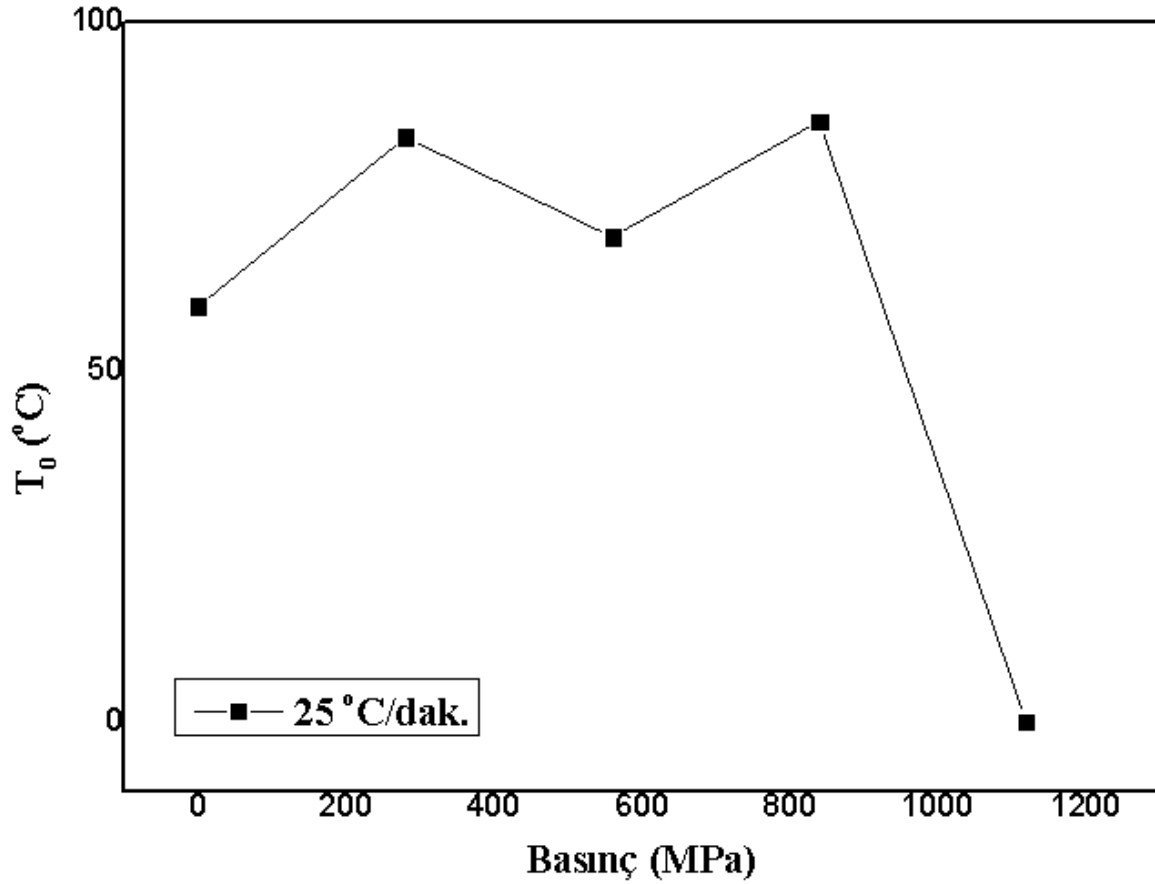
$$\frac{d\left[\ln\left(\frac{\phi}{T_m^2}\right)\right]}{d\left(\frac{1}{T_m}\right)} = -\frac{E}{R} \quad (6.3)$$

şeklinde. Denklemden ϕ ısıtma hızı, T_m austenit fazın maksimum dönüşüm sıcaklığı, R gaz sabiti ve E aktivasyon enerjisidir. Şekil 6.45'de Kissinger metodu için kullanılan eğriler görülmektedir. Austenit ve martensit faz dönüşümü gerçekleşen numuneler için bu eğrilerden yararlanılarak aktivasyon enerjileri hesaplanmıştır. Homojen, 280 MPa, 560 MPa ve 840 MPa basınç uygulanmış numunelerin aktivasyon enerjileri sırasıyla 166,45 kJ/mol, 79,08 kJ/mol, 108,25 kJ/mol ve 111,32 kJ/mol olarak bulunmuştur. 1120 MPa basınç uygulanmış numunede austenit ve martensit fazı dönüşümü gözlenmediğinden dolayı aktivasyon enerjisi hesaplanamamıştır.



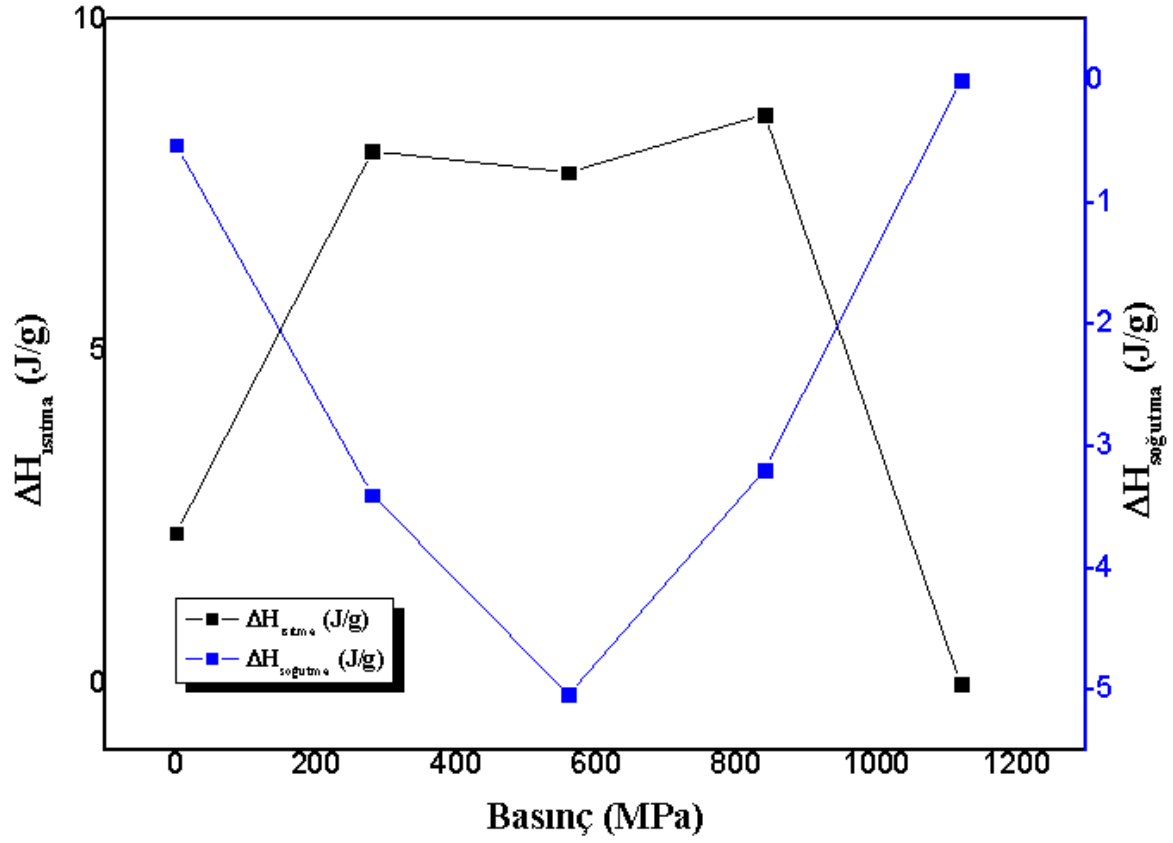
Şekil 6.45. Numunelerin aktivasyon enerjilerinin hesaplanmasında kullanılan Kissinger eğrileri.

T_0 denge sıcaklığının uygulanan basınçla birlikte nasıl değiştiğini gözlemlemek için basıncın denge sıcaklığına karşı grafiği çizilerek şekil 6.46'da gösterilmiştir. 25 °C/dakika için alınan değerlerde homojen, 280 MPa, 560 MPa, 840 MPa basınç uygulanmış numunelerde denge sıcaklıkları sırası ile 59,30 °C, 83,43 °C, 69,22 °C ve 85,73 °C olarak hesaplanmıştır. Basıncın artmasıyla birlikte dönüşüm sıcaklıklarının artması beklenir ve buna bağlı olarak denge sıcaklığının da yükselmesi beklenir. Fakat 560 MPa basınç uygulanmış numunenin kristal boyutu diğer numunelere göre çok farklı olduğundan denge sıcaklığında bir azalma görülmektedir. Bu numune dışında diğer numunelerde beklendiği gibi artış olmuştur, 1120 MPa basınç uygulanmış numunede dönüşüm olmadığından denge sıcaklığı hesaplanamamıştır ve şekilde sıfır olarak görülmektedir.



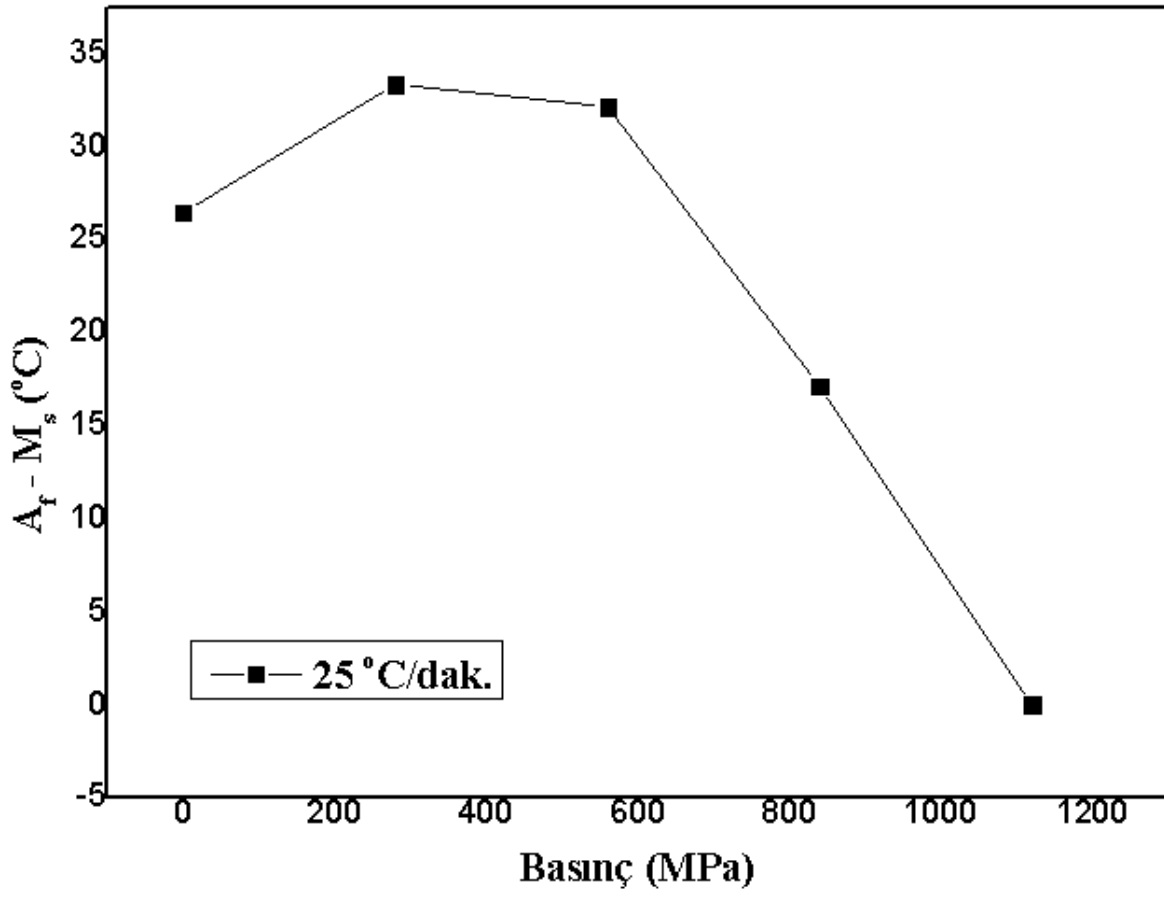
Şekil 6.46. Numunelerin denge sıcaklıklarının basınçla değişim grafiği.

Entalpi değerleri hem ısıtma hem soğutma sırasında basınçla değişimini gözlemlemek için basıncın entalpi değerlerine karşı grafiği çizilerek şekil 6.47'de gösterilmiştir. Bu değerler 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızında alınmıştır. Entalpi değerlerinde ısıtma sırasında artış gösterirken 560 MPa basınç uygulanmış numunede bu artış gözlenmemektedir ve 1120 MPa basınç uygulanmış numunede dönüşüm olmadığından sıfır olarak görülmektedir. Soğutma sırasında ise 560 MPa basınç uygulanmış numunede diğerlerine oranla yine bir farklılık görülmektedir. 1120 MPa basınç uygulanmış numunede dönüşüm olmadığından sıfır olarak alınmıştır.



Şekil 6.47. Numunelerin entalpi değerlerinin basınçla değişimi grafiği.

Martensit fazın başlama sıcaklığı ile austenit fazın bitiş sıcaklığı arasındaki farkın diğer bir deyişle histeresiz aralığının basınçla nasıl değiştiğini gözlemlemek için 25°C/dakika için değerler alınarak grafik çizilmiş ve şekil 6.48'de gösterilmiştir. Dönüşümün tamamlandığı aralık homojen, 280 MPa, 560 MPa ve 840 MPa basınç uygulanmış numuneler için sırasıyla 26,45 °C, 33,33 °C, 32,14 °C ve 17,12 °C olarak hesaplanmıştır. İlk üç numune için dönüşüm geniş bir aralıkta meydana geldiği, 840 MPa basınç uygulanmış numunede dar bir aralıkta meydana geldiği gözlenmiştir. 1120 MPa basınç uygulanmış numunede dönüşüm olmadığından bu değer hesaplanamamış ve sıfır olarak alınmıştır.



Şekil 6.48. Numunelerin histerezis aralığının basınçla değişimi grafiği.

7. SONUÇ VE TARTIŞMA

Bu çalışmada Cu - 22,90 Al - 4,87 Mn - 0,90 Ni atomik yüzde kompozisyonuna sahip dörtlü şekil hafızalı alaşım kullanılmıştır. Küçük parçalar halinde kesilip homojenize edilen bu numunelere sırasıyla 280 MPa, 560 MPa, 840 MPa ve 1120 MPa basınç uygulanmıştır. Uygulanan basınçlardan sonra XRD, optik mikroskop, DSC ve DTA lçmleri alınmıştır.

7.1. XRD Sonuçları

Homojen ve basınç uygulanmış numunelerin X-ışını kırınımı metodu ile kırınımı sağlayan 2θ değerleri ve şiddetleri belirlenmiştir. Ana pikler olan (2 0 2) ve (0 0 22) pikleri her numunede mevcut iken, (2 0 12), (1 2 10) ve (0 4 2) pikleri basınç uygulanan numunelerin tümünde mevcut olmadığı görülmüştür. Uygulanan basınçtan dolayı 2θ değerlerinde küçük sapmaların meydana geldiği tespit edilmiştir. Ayrıca Debye-Scherrer formülünden numunelerin tane boyutları hesaplanmıştır. Bu hesaplama sonucunda homojen ve basınç uygulanmış numunelerin kristal boyutları sırası ile 15,70 nm, 23,03 nm, 46,18 nm, 19,05 nm ve 18,96 nm olarak hesaplanmıştır. Numunelerin artan basınçla a, b ve c parametrelerinin nasıl değiştiiini gözlemlemek amacıyla hesaplamalar yapılmış ve grafikler çizilmiştir. Uygulanan basınçların artmasıyla beraber homojen numuneye oranla a parametresinde artış b ve c parametrelerinde ise azalma görülmüştür.

7.2. Optik Mikroskop Gözlem Sonuçları

Homojen ve farklı basınçlar uygulanmış numunelerin, zımpara işleminden sonra dağlanarak oda sıcaklığında optik mikroskop görüntüleri alınmıştır. Büyütme oranları 50x, 100x ve 200x büyütme olarak alınmıştır. Optik mikroskop görüntülerinden martensit yapıların iğnemsisi ve V-tipi martensit yapılarda olduğu görülmüştür. Homojen numunede birçok bölgede martensit yapıların meydana geldiği gözlemlenirken, basınç değerlerinin fazla olduğu numunelerde martensit yapıların daha az meydana geldiği ve 1120 MPa basınç uygulanmış

numunede martensit yapı oluşmadığı görülmüştür. Ayrıca 560 MPa basınç uygulanmış numunenin kristal boyutundaki farklılık optik mikroskop görüntülerinde daha net olarak anlaşılmaktadır.

7.3. DTA Sonuçları

Numunelerin yapısında meydana gelen yüksek sıcaklık faz değişimlerini belirlemek amacıyla DTA ölçümleri alınmıştır. DTA ölçümleri 900 °C'ye kadar alınıp faz geçişleri belirlenmiştir. Numunelerde ikili veya üçlü faz geçişleri görülmüştür. İkili faz geçişlerinde $A2 \rightarrow B2 \rightarrow 18R$ martensit yapıya geçiş gözlemlenirken, üçlü faz geçişlerinde $A2 \rightarrow B2$, $B2 \rightarrow L2_1$, $L2_1 \rightarrow 18R$ martensit yapıya geçiş fazları gözlemlenmiştir. $A2$ fazından $B2$ fazına geçiş sıcaklıkları yaklaşık 820 °C, $B2$ fazından $L2_1$ fazına geçiş iki numunede görülürken faz geçiş aralıkları 425 °C ile 429 °C arasındadır. Martensit faza geçiş sıcaklık aralıkları ise 69-88 °C olarak belirlenmiştir. 1120 MPa basınç uygulanmış numunede martensit faza geçiş gözlenmemiştir.

7.4. DSC Sonuçları

Homojen ve farklı basınçlar uygulanmış numunelerin austenitten faz ve martensit faz dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi amacıyla DSC ölçümleri alınmıştır. Austenit ve martensit faza geçiş sıcaklıklarının uygulanan basınçla birlikte arttığı gözlemlenmiştir. Fakat 560 MPa basınç uygulanan numunede bu artış gözlenmemiştir. Basınç miktarının artmasına rağmen artış meydana gelmemesinin sebebi kristal boyutu olarak belirlenmiştir. Bu numunenin kristal boyutu diğer numunelerin yaklaşık iki katı olarak hesaplanmıştır. 1120 MPa basınç uygulanmış numunede ise herhangi bir dönüşüm meydana gelmemiştir. Kissinger metodu kullanılarak numunelerin aktivasyon enerjileri hesaplanmıştır. Yapılan hesaplamalar sonucunda aktivasyon enerjisi değerleri sırasıyla 166,45 kJ/mol, 79,08 kJ/mol, 108,25 kJ/mol ve 111,32 kJ/mol olarak bulunmuştur. Dönüşüm olmadığından dolayı son numunenin aktivasyon enerjisi hesaplanmamıştır. Ayrıca basıncın denge sıcaklığına, entalpi değerlerine ve histerezis aralığına karşı grafikleri çizilmiş ve artan basınçla birlikte nasıl değiştiği

değerlendirilmiştir. 560 MPa uygulanmış numune dışındaki numunelerde istenilen sonuçlar elde edilmiştir. 1120 MPa basınç uygulanmış numunede dönüşüm olmadığından değerlendirilmeye alınmamıştır.

Sonuç olarak yapılan tez çalışmasında, elde edilen gerek yapısal gerekse termal sonuçlar birbirini desteklemektedir.



KAYNAKLAR

- [1]. **Van Vilack, L.H.**, 1972. Malzeme Bilimine Giriş, (Çeviri), A.R. Safoğlu, Matbaa Teknisyenleri Basımevi, İstanbul, 147-148.
- [2]. **Hodgson, D.E., Wu, M.H., Biermann, R.J.**, 2002. Shape Memory Alloys, Shape Memory Applications, Inc., www.sma-inc.com.
- [3]. **Zengin, R.**, 2002. Bakır bazlı alaşımların basınç ve radyasyon etkisi altında şekil hatırlama davranışlarının incelenmesi. Doktora Tezi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Fırat Üniversitesi.
- [4]. **Mihalcz, I.**, 2001. "Fundamental Characteristics And Design Method For Nickel-Titanium Shape Memory Alloy", Periodica Polytechnica Ser. Mech. Eng., Vol.45, No 1, pp. 75-86.
- [5]. **Vizyon 2023 Projesi Malzeme Teknolojileri Strateji Grubu**, 2004. "Malzeme Teknolojileri Stratejisi" Tubitak, Ankara.
- [6]. **Wu, M.H.**, 1990. Cu-based shape memory alloys. Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, Duering, T.W., Melton, K.N., Stöckel, D., Wayman, C.M., Butter Worth-Heinemann Ltd., London, 69-88.
- [7]. **Yoo, S., Yeo, J., Hwang, S., Kim, Y.H., Hur, S.G. and Kim, E.**, 2008. Application of a NiTi alloy two-way shape memory helical coil for a versatile insulating jacket, Materials Science and Engineering A, 481-482 662-667.
- [8]. **Hu, J.**, 2007. Shape memory polymers and textiles, Woodhead Publishing Limited, CRC Press, ABD.
- [9]. **Greninger, A.B. and Mooradian, V.G.**, 1938. Strain transformation in metastable beta copper-zinc and beta copper-tin alloys, Trans. AIME, 128, 337.
- [10]. **Buehler, W.J. and Wang, F.E.**, 1967. A summary of recent research on the Nitinol alloys and their potential application in ocean engineering, Ocean Eng., 1, 105.

- [11]. **Thierry, B., Tabrizian, M., Trepanier, C., Savadogo, O. and Yahia, L.H.**, 2000. Effects of sterilization processes on NiTi alloy: surface characterization, J. Biomed. Mater. Res., 51,685.
- [12]. **Shabalovskaya, S.A.**, 2002. Surface, corrosion and biocompatibility aspects of Nitinol as an implant material, Biomed. Mater. Eng., 12,69.
- [13]. **Johnson, A.D. and Marytnov, V.V.**, 1997. Proc. 2nd Int. Conf. Shape Memory Superelastic Technol., Pasific Grove, CA, 49-154.
- [14]. **Kaneko, S., Aramaki, S., Arai, K., Takahashi, Y., Adachi, H. and Yanagisawa, K.**, 1996. Multifreedom tube type in manipulator with SMA plate, J. Intell. Mater. Syst. Struct., 7, 331-335.
- [15]. **Takeuchi, S. and Shimoyama, I.**, 2000. A Three-Dimensional Shape Memory Alloy Microelectrode with Clipping Structure for Insect Neural Recording, J. MEMS, 9, 24-31.
- [16]. **Fischer, H., Trapp, R., Schüle, L. and Hoffmann, B.**, 1997. Actuator Array for Use in Minimally Invasive Surgery, J. Phys. IV France 7, C5-609-614
- [17]. **Callister, W.D., Jr.**, 1996. Materials Science and Engineering an Introduction, 4th ed., Jhon Willey & Sons, Inc., New York.
- [18]. **Güngör, Y.**, 2001. Malzeme Bilgisi. Beta Basım Yayım Dağıtım A.Ş., İstanbul.
- [19]. **Hasabi, F.**, 1977. Handbook of Extractive Metallurgy, Vol.2, WILLEY-VCH, Germany.
- [20]. **Metal Handbook**, 1978. 'Properties and Selection' Non-ferrous Alloys and Pure Metals, 9th Edition, Vol.2, 239-248.
- [21]. **John, V.B.**, 1990. "Mühendislik Malzemeleri", (Topuz A., Marşoğlu M., Küçükkaragöz S., Çiğdem M., Çeviri), Macmillan Eğitim Serisi.
- [22]. **Deschams, A., Dumont, D., Brecket, Y., Siğli, C. and Dubost, B.**, 2001. Process modeling of age-hardening aluminum alloys: from microstructure evolution to mechanical and fracture properties, ASM International, Materials Park, OH, 298-305.

- [23]. **Durmuş, S., Akgün, S. ve Şahin, S.**, 2009. Çökelme Sertleştirilmesi uygulanmış AA 7012 Alüminyum Alaşımlarında Sertliğin Mikro yapı ile değişiminin incelenmesi, 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS'09), Karabük.
- [24]. **Joseph R. D.**, 2001. Copper and Copper Alloys, Library of Congress Cataloging-in-Publications. USA. 3-9s.
- [25]. **Skocovsky, P.**, 2000. Designing materials [in Slovak] (1st edition), EDIS, ISBN 80-7100-608-4, Zilina, Slovak Republic.
- [26]. **Skocovsky, P.**, 2006. Material sciences for the fields of mechanical engineering [in Slovak] (2nd edition), EDIS, ISBN 80-8070-593-3, Zilina, Slovak Republic.
- [27]. **Tekin, E.**, 1984. Demir Dışı Metaller Ve Alaşımlarının Uygulamalı Optik Metalografisi, Ankara.
- [28]. **Zhang, Y., Li, B., Ren, H., Guo, S., Zhao, D., Wang, X.**, 2010. Hydrogenation and dehydrogenation behaviours of nanocrystalline $Mg_{20}Ni_{10}L_xCu_x$ alloys prepared by melt spinning. International Journal of Hydrogen Energy. 35, 2040-2047s.
- [29]. **Yazan, H.A., Akar, A., Özmerih, L.**, 2006. Bakır ve Bakır Ürünlerinin Kullanım Alanları, Maden Tetkik Arama Enstitüsü Teknoloji Şubesi.
- [30]. **M.E.B.**, 2011. Mesleki Eğitim ve Öğretim Sisteminin Güçlendirilmesi Projesi, Metalurji Teknolojisi, Pirinç Alaşımları 521DKM034, Ankara, Türkiye.
- [31]. **Dr. Erdoğan, M.**, 2001. Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri Demir Dışı Alaşımlar. Ankara.
- [32]. **Ortin, J., Planes, A.**, 1989. Thermodynamics of Thermoelastic Martensitic Transformations. Acta Metall., 37 (5), 1433-1441.
- [33]. **Christian, J.W.**, 1975. The Theory of Transformation in Metals and Alloys. Pergamon Press, 525-548, Oxford.
- [34]. **Funakubo, H.**, 1987. Application of shape memory alloys. Shape Memory Alloys, Funakubo, H., Kennedy J.B., Gordon and Breach Science, New York., 227-269.
- [35]. **Barrett, C. S., Massalski, T.B.**, 1980. Structure of Metal. Pergamon Pres, 270-276, Oxford.

- [36]. **Bilby, B.A., Christian, J.W.**, 1961. The Cristallography of Martensitic Transformations. J. Iron Steels Ins., 197, 122-131.
- [37]. **Kayalı, N.**, 1993. Cu-Zn-Al alaşımlarında martensit stabilizasyonu ve yaşlandırma etkileri, Doktora Tezi, Fen Bilimler Enstitüsü, Fırat Üniversitesi.
- [38]. **Otsuka, K., Wayman, C.M.**, 1998. Shape memory materials. Cambridge University Press., 298, Cambridge.
- [39]. **Porter, D.A., Easterling, K.E.**, 1992, Phase transformations in metals and alloys, 1 Second Edition, Hapman-Hall,T.J. Pres (Padstow) Ltd., UK.
- [40]. **Young, D.Z. and Wayman, C.M.**, 1984. Slow Growth of Isothermal Lat. Martensit in an Fe-21Ni-4Mn Alloy, Acta Metal., 32,949.
- [41]. **Machlin, E.S. and Cohen, M.**, 1951. Burst Phenomenon in the Martensitic Transformation. Journal of Metals, 8. 746-754.
- [42]. **Kaufman, L. and Cohen, M.**, 1958. Thermodynamic and Kinetics of Martensitic Transfomation, Progr.Met.Phy., 7, 165-245.
- [43]. **Tomato, M., Strum, A. and Morris, J.W.**, 1988. Tensile Deformation Behaviour of Mechanically Stabilized Fe-Mn Ostenit. Metallurgical Transcations A, 19, 1563.
- [44]. **Verhoeven, J. D.**, 1975. Fundamentals of Physical Metallurgy, John Wiley and Sons, Ch. 13. 457-512, New York.
- [45]. **Balo, Ş. N., Ceylan M.**, 2002. Effect of Be content on some characteristics of Cu-Al-Be shape memory alloys. Mater. Sci. Technol., 124, 200-208.
- [46]. **Aytekin, V.**, 1966. Metalurji Termodinamiği. İstanbul Teknik Üniv., Berksoy Matbaası, İstanbul.
- [47]. **Salzbrenner, R. J. and Cohen, M.**, 1978. On THR Thermodynamics of Thermoelastic Martensitic Transformations. Acta Metallurgica, 27, 739-748.
- [48]. **Prado, M.O., Decorte, P. M. and Lovey, F.**, 1995. Martensitic Transformation in Cu-Mn-Al Alloys. Scripta Metallurgica et Materialia, 33, 6, 877-883.

- [49]. **Çapan, L., 1999.** Tek kristalde şekil değişimi. *Metallerde Plastik Şekil Verme*, İstanbul Çağlayan Basımevi, sayfa 89-90.
- [50] **Humbeeck, J.V., 2001.** “Phase Transformations”, *Mechanical Spectroscopy*, 382-415.
- [51]. **S. Miyazaki and K. Ohtsuka, 1987.** *Copper-Based Shape Memory Alloys*: Funakubo H. (Eds.), J.B., Gordon and Breach Science Publishers, London.
- [52]. **Adıgüzel, O., Chandrasekaran, L., Miodownik, A.P., 1989.** The Role of Ordering in the Loss of Shape Memory in some Copper-Base Alloys, *The Martensitic Transformation in Science and Technology* (Eds. E. Hornbogen and N. Jost), DGM Informations Gesellschaft, Verlag, Germany, 109-114.
- [53]. **Wayman, C.M., 1980.** Some Applications of Shape-Memory Alloys, *Journal of Metals*, 129-137
- [54]. **Planes, A., Vinals, J., 1983.** Effect of Atomic Order on a Martensitic Transformations, *Philosophical Magazine*, A,48, 501-508.
- [55]. **Otsuka, K., Shimizu, K., 1970.** Memory Effects and Thermoelastic Martensite Transformation in Cu-Al-Ni Alloy, *Scripta Metal.*, 4, 469-472.
- [56]. **Delaey, L., Krishan, R.V., Tas, H., Warlimont, H., 1974.** Thermoelasticity, Pseudoelasticity and the Memory Effect Associated with Martensitic Transformations, Part 1, *Journal of Materials Science*, 9, 1521- 1535.
- [57]. **Kayali, N., Özgen, S. ve Adıgüzel, O., 2000.** *J. Mater. Process. Tech.*, 101, 245.
- [58]. **Otsuka, K., and Kakeshita, T., 2002.** Science and Technology of Shape Memory Alloys, *New Developments*, *MRS Bulletin*, 27, 91-98.
- [59]. **Friend, C. M., 1986.** The Effect of Applied Stress on the Reversible Strain in CuZnAl Shape Memory Alloys. *Scripta Metall.*, 20,995-1000.
- [60]. **Honna, T., 1986.** The Mechanism of the All-Round Shape Memory Effect. *Shape Memory Alloys' 1986*, *Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Alloys*, China Academic Publishers, 83-88.
- [61]. **Sade, M., Halter, K. and Hornbogen, E., 1988.** The Effect of Thermal Cycling on the Transformation Behaviour of Fe-Mn-Si Shape Memory Alloys. *Z. Metallkunde*, 79, 487-491.

- [62]. **Tautzenberger, P.**, 1989. Properties and Applications of Shape Memory Actuators, The Martensitic Transformation in Science and Technology (Eds. E. Hornbogen and N. Jost), DGM Informations Gesellschaft, Verlag, Germany, 213-222.
- [63]. **Callister, W. D.**, 1994. Materials Science and Engineering An Introduction, John Wiley & Sons, Inc., New York.
- [64]. **Xie, H., Jia, L. and Lu, Z.**, 2009. Mater. Charact., 60, 114.
- [65]. **Castro, M. L. and Romero, R.**, 2004. J. Electron Microsc., 216, 1.
- [66]. **Kostov, A. I. and Zivković, Z. D.**, 1997. Thermochim. Acta, 291, 51.
- [67]. **Pelegrina, J. L. And Ahlers, M.**, 2004. Scripta Mater., 50, 213.
- [68]. **Tadaki, T.**, 1999. Cu-based Alloys: K. Otsuka, C. M. Wayman (Eds.), Shape Memory Alloys, Cambridge University Press.
- [69]. **Patoor, E., Lagoudas, D. C., Entchev, P. B., Brinson, L. C. and X. Gao**, 2006. Mech. Mater., 38, 391.
- [70]. **Humbeeck, J. A. and Stalmans, R.**, 1999. Characteristics of Shape Memory Alloys.
- [71]. **Rollasan, E. C.**, 1992. Metallurgy for Engineers, 4th edition, Edward Arnold, London.
- [72]. **Çelik, H., Aldırmaz, E., Sarı, U. ve Aksoy, İ.**, 2009. BPL, 16 (1), 161070.
- [73]. **Shimizu, K. and Tadaki, T.**, 1987. Shape Memory Effect: Mechanism: Funakubo H. (Eds.), Shape Memory Alloys, J. B., Gordon and Breach Science Publishers, London.

ÖZGEÇMİŞ

Tercan POLAT

Kişisel Bilgiler:

Doğum Yeri : Elazığ

Doğum Tarihi : 26.10.1987

Uyruğu : T.C.

Medeni Hali : Bekar

Eğitim Bilgileri:

İlköğretim : Yücel İlköğretim Okulu, Elazığ

Ortaöğretim : Hulusi Sayın Lisesi, Elazığ

Lisans : Fırat Üniversitesi, Fen Fakültesi, Fizik Bölümü, Elazığ