

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

**BASINCIN CU-BAZLI ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARDA KARAKTERİSTİK DÖNÜŞÜM
SICAKLIKLARI ÜZERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mehmet Ali ÇİÇEK

(122130114)

Anabilim Dalı: Metalurji Ve Malzeme Mühendisliği

Programı: Malzeme

Danışman: Yrd. Doç. Dr. Akın ODABAŞI

ARALIK-2017

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

**BASINCIN CU-BAZLI ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARDA KARAKTERİSTİK DÖNÜŞÜM
SICAKLIKLARI ÜZERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mehmet Ali ÇİÇEK

(122130114)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 13.12.2017

Tezin Savunulduğu Tarih: 20.12.2017

**Tez Danışman: Yrd. Doç. Dr. Akın ODABAŞI (F.Ü.)
Diğer Jüri Üyeleri: Doç. Dr. Canan AKSU CANBAY (F.Ü.)
Doç. Dr. Serdar ALTIN (İ.Ü.)**

ARALIK-2017

ÖNSÖZ

Bu tez çalışmasında basıncın Cu-bazlı şekil hafızalı alaşımlarda karakteristik dönüşüm sıcaklıkları üzerine etkisi incelenmiştir.

Öncelikle tez konumun belirlenmesi ve bana desteklerinden dolayı tez danışmanım Yrd.Doç.Dr. Akın ODABAŞI'na, Termal (DSC ve DTA) ölçümleri için laboratuarda çalışma imkanı sağlayan Prof.Dr. Mehmet ŞEEKERCİ'ye, DTA ve DSC ölçümleri alımında yardımcı olan Doç Dr. Canan AKSU CANBAY'a, XRD ölçümlerini alan İnönü Üniversitesi Bilimsel Ve Teknolojik Araştırma Merkezi görevlisi Uzm. Dr. Emine ALTIN'a, optik mikroskop gözlemlerini almada yardımcı olan Yrd. Doç. Dr. Soner BUYTOZ'a benden devamlı olarak yardımlarını esirgemeyen Tercan Polat'a teşekkürlerimi sunarım.

Mehmet Ali ÇİÇEK

ELAZIĞ – 2017

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ.....	I
İÇİNDEKİLER.....	II
ÖZET.....	IV
SUMMARY.....	V
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	VI
TABLolar LİSTESİ.....	VIII
SEMBOLLER LİSTESİ.....	IX
1. GİRİŞ	1
2. ALAŞIM	3
2.1 Alaşım Çeşitleri.....	3
2.1.1 Tek Fazlı Alaşım (Katı Eriyikler):	3
2.1.2 Çift Fazlı Alaşım (Ötektikler):	4
2.2 Demir Bazlı Alaşım	4
2.2.1 Çelikler:	6
2.2.2 Dökme Demirler:.....	8
2.3 Alüminyum Bazlı Alaşım	8
2.4 Bakır Bazlı Alaşım	10
3. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER	14
3.1 Martensitik Dönüşümlerin Karakteristiği.....	16
3.2 Martensitik Faz Dönüşüm Çeşitleri.....	19
3.3 Termoelastik ve Termoelastik Olmayan Martensitik Dönüşümler	20
3.3.1 Termoelastik Martensitik Dönüşümler.....	21
3.3.2 Termoelastik Olmayan Martensitik Dönüşümler	22
3.4 Martensitik Dönüşümün Termodinamiği	23
3.5 Deformasyon Nedenli Martensitik Dönüşüm.....	25
4. ŞEKİL HAFIZA OLAYI	28
4.1 Tek Yönlü (Tersinmez) Şekil Hafıza Olayı.....	29
4.2 Çift Yönlü (Tersinir) Şekil Hafıza Olayı.....	30
5. MATERYAL VE METOT	32
5.1 XRD (X-Işınlari Kırınımı).....	32

5.2 Optik Mikroskop	33
5.3 DTA (Diferansiyel Termal Analiz)	34
5.4 DSC (Diferansiyel Taramalı Kalorimetri).....	36
6. SONUÇLAR	38
6.1 XRD Ölçümleri	38
6.2 Optik Mikroskop Gözlemleri	49
6.3 Diferansiyel Termal Analiz (DT/TGA) Ölçümleri.....	55
6.4 Diferansiyel Taramalı Kalorimetri (DSC) Ölçümleri.....	59
7. SONUÇ VE TARTIŞMA.....	80
7.1 XRD Sonuçları	80
7.2 Optik Mikroskop Gözlem Sonuçları	80
7.3 Diferansiyel Termal Analiz (TG/DTA) Sonuçları	81
7.4 Diferansiyel Taramalı Kalorimetri (DSC) Sonuçları	81
KAYNAKLAR.....	83
ÖZGEÇMİŞ.....	86

ÖZET

Bu tez çalışmasında ergitme yöntemiyle elde edilmiş 82,03 Cu - 13,46 Al - 4,51 Ni (% at.) kompozisyonuna sahip üçlü şekil hatırlamalı alaşıma farklı değerlerde basınçlar uygulanarak, numunelerdeki yapısal ve termal etkiler incelenmiştir. Yapılan incelemelerde XRD (X-ışınları kırınımı), DTA (diferansiyel termal analiz), optik mikroskop gözlemleri ve DSC (diferansiyel taramalı kalorimetri) analiz metotları kullanılmıştır. X-ışınları kırınımı yöntemiyle farklı basınç uygulanmış numuneler içerisindeki kristal yapısı ve difraksiyonun oluşmasını sağlayan düzlemler incelenmiştir. Optik mikroskop gözlemiyle farklı basınç uygulanmış numunelerde oda sıcaklığı altında martensit yapıların oluşup oluşmadığı incelenerek türü belirlenmiştir. Diferansiyel termal analiz yöntemiyle farklı basınç uygulanmış numunelerin yüksek ve düşük sıcaklık aralıklarında gerçekleşen faz geçişleri ve dereceleri incelenmiştir. Diferansiyel taramalı kalorimetri yöntemiyle austenit-martensit dönüşümlerine ait sıcaklık parametrelerinin (A_f , A_s , M_f , ve M_s) basıncın etkisiyle değişimi incelenmiştir.

Uygulanan yöntemlerle; X-ışınları kırınımı yöntemiyle analizler sonucunda farklı basınç uygulanan numunelerin kristal yapısının ortorombik yapı olduğu belirlenmiştir. Belirlenen hesaplamalar ile kristal yapıya ait parametreler (a, b ve c) bulup farklı basınçlar uygulanarak numunelerde değişimler incelenmiştir. Debye-Scherer metoduyla farklı basınç uygulanmış numunelerin kristal boyutları bulunmuştur. Optik mikroskop gözlemiyle farklı basınç uygulanmış numunelerin renkli ve renksiz görüntüleri alınarak basınç artışıyla numunelerdeki martensit oluşumunun azaldığı gözlemlenmiş ve 1120 MPa basınç uygulanan numunede martensit oluşmadığı belirlenmiştir. Diferansiyel termal analiz yöntemiyle faz geçişleri incelenerek bu faz geçişlerinde $A_2 \rightarrow B_2 \rightarrow 18R$ veya $A_2 \rightarrow B_2 \rightarrow L_{21} \rightarrow 18R$ geçişler olduğu incelenmiştir. 1120 Mpa basınç uygulanan basınçta geçiş olmadığı görülmüştür. Diferansiyel taramalı kalorimetri ölçümleriyle austenit-martensit dönüşümlerine ait faz sıcaklıkları incelenmiştir. Numunelere uygulanan basıncın artmasıyla dönüşüme ait sıcaklıkların artışı görülmüş ama 560 Mpa basınçlı numunede kristal tane boyutunun büyük oluşundan kaynaklı dönüşüm sıcaklığı istenilen artışı görülmemiştir. 1120 Mpa basınç uygulanmış numunede hiçbir dönüşüme rastlanmamıştır.

Anahtar Kelimeler: Şekil Hatırlamalı Alaşım, CuAlNi, Basınç, Dönüşüm sıcaklıkları

SUMMARY

Investigation Of The Effect Of Pressure On Characteristic Transformation Temperatures In Copper-Based Shape Memory Alloys

In this thesis, the structural and thermal effects of the samples were investigated by applying pressures at different values of the triple shape recall alloy with melting composition of 82,03 Cu - 13,46 Al - 4,51 Ni (% at.) composition. XRD (X-ray diffraction), DTA (differential thermal analysis), optical microscope observations and DSC (Differential Scanning Calorimetry) analysis methods were used in the analyzes. X-ray diffraction method was used to investigate the crystal structures in the specimen subjected to different pressures and the planes giving rise to the diffraction. Specimen were examined by observing whether martensite structures were formed under room temperature in samples subjected to different pressures under observation of optical microscope. Phase transitions and gradients at high and low temperature ranges of samples subjected to differential pressure by differential thermal analysis have been investigated. The change of temperature parameters (A_f , A_s , M_f and M_s) of austenite-martensite transformations by differential scanning calorimetry method was investigated by the effect of pressure.

By the methods applied; it has been determined that the crystal structure of the specimens subjected to different pressures as the result of X-ray diffraction analysis is the orthorhombic structure. The parameters (a, b and c) of the crystal structure were determined by the determined calculations and the changes in the samples were examined by applying different pressures. Crystal dimensions of specimens subjected to differential pressure by the Debye-Scherrer method are found. Observation of optical microscope showed that samples with different pressures were colored and colorless images were taken and it was observed that the formation of martensite in the samples decreased with increasing pressure and martensite was not formed in the sample with 1120 MPa pressure. Phase transitions were investigated by means of differential thermal analysis and it was investigated that these phase transitions were $A_2 \rightarrow B_2 \rightarrow 18R$ or $A_2 \rightarrow B_2 \rightarrow L2_1 \rightarrow 18R$. It has been observed that there is no transition at pressure applied to 1120 MPa. The phase temperatures of austenite-martensite transformations were investigated by differential scanning calorimetry measurements. Increase of the applied temperature was observed by increasing the pressure applied to the specimens, but at the 560 MPa pressure sample the desired increase of the welded transformation temperature was not observed since the crystal grain size was large. No transformation was observed at the 1120 MPa pressure applied sample.

Key words: Recall Alloy, CuAlNi, Pressure, Conversion Temperatures

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 2.1. Tek fazlı alaşımların kafeste bulunma şekilleri.	4
Şekil 2.2. Demir Karbon Denge Diyagramı.	5
Şekil 3.1. Soğutma ve ısıtma durumlarında sıcaklık – dönüşüm Eğrisi.	14
Şekil 3.2. Martensit ve austenit için serbest enerji sıcaklık diyagramı.	15
Şekil 3.3. Martensit dönüşüm sonucu yüzeye çizilen bir çizginin eğilmesi.	17
Şekil 3.4. Difüzyonsuz martensitik dönüşümün düzlem ve doğrultulardaki değişimi.	18
Şekil 3.5 Kafes deformasyonu ile tamamlayıcı kesme ve ikizlenme kesmesi (kesikli çizgiler) gerçek şekil değişimini görmektedir.	19
Şekil 3.6. Elastik olan (AuCd) ve olmayan (FeNi) martenzit dönüşümler için sıcaklık.	20
Şekil 3.9. Gerilme nedenli martensit yoluyla sözde elastik deformasyon.	27
Şekil 4.1. Soğutma - ısıtma ve deforme ile martensit ve austenit dönüşümün mikroyapı.	28
Şekil 4.2. Şekil Hafıza Mekanizması.	28
Şekil 4.4. Tek yönlü şekil hafıza olayının mekanizması.	30
Şekil 4.5. Çift yönlü şekil hafıza olayının mekanizması.	31
Şekil 5.1. Nikon-Ema 200 markaoptik mikroskop.	34
Şekil 5.2. Shimatzu DTG-60 Ah DTA cihazı.	35
Şekil 5.3. Shimadzu DSC-60A marka DSC cihazı.	37
Şekil 6.1 CuAlNi Homojen numunesinin X-ışını difraktogramı.	39
Şekil 6.2 CuAlNi Numunesine 280 MPa basınç uygulandığında X-ışını difraktogramı.	40
Şekil 6.3 CuAlNi Numunesine 560 MPa basınç uygulandığında X-ışını difraktogramı.	41
Şekil 6.4 CuAlNi Numunesine 840 MPa basınç uygulandığında X-ışını difraktogramı.	43
Şekil 6.5 CuAlNi Numunesine 1120 MPa basınç uygulandığında X-ışını difraktogramı.	44
Şekil 6.6 Bütün numunelerin X-ışını difraktogramlarının birleştirilerek gösterimi.	46
Şekil 6.7 a parametresinin uygulanan basınçla değişimi.	47
Şekil 6.8 b parametresinin uygulanan basınçla değişimi.	48
Şekil 6.9 c parametresinin uygulanan basınçla değişimi.	49
Şekil 6.10 CuAlNi Homojen numunenin; a) büyütme oranı 50x yapılarak renkli ve renksiz, b) büyütme oranı 100x yapılarak renkli ve renksiz, c) büyütme oranı 200x yapılarak renkli ve renksiz optik mikroskop görüntüleri.	50
Şekil 6.11 CuAlNi numunesine 280 MPa basınçta numunenin; a) büyütme oranı 50x yapılarak renkli ve renksiz, b) büyütme oranı 100x yapılarak renkli ve renksiz, c) büyütme oranı 200x yapılarak renkli ve renksiz optik mikroskop görüntüleri.	51
Şekil 6.12 CuAlNi numunesine 560 MPa basınçta numunenin; a) büyütme oranı 50x yapılarak renkli ve renksiz, b) büyütme oranı 100x yapılarak renkli ve renksiz, c) büyütme oranı 200x yapılarak renkli ve renksiz optik mikroskop görüntüleri.	52
Şekil 6.13 CuAlNi numunesine 840 MPa basınçta numunenin; a) büyütme oranı 50x yapılarak renkli ve renksiz, b) büyütme oranı 100x yapılarak renkli ve renksiz, c) büyütme oranı 200x yapılarak renkli ve renksiz optik mikroskop görüntüleri.	53
Şekil 6.14 CuAlNi numunesine 1120 MPa basınçta numunenin; a) büyütme oranı 50x yapılarak renkli ve renksiz, b) büyütme oranı 100x yapılarak renkli ve renksiz, c) büyütme oranı 200x yapılarak renkli ve renksiz optik mikroskop görüntüleri.	54
Şekil 6.15 CuAlNi Homojen numunenin DTA eğrisi.	55
Şekil 6.16 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin DTA eğrisi.	56
Şekil 6.17 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin DTA eğrisi.	57
Şekil 6.18 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin DTA eğrisi.	58
Şekil 6.19 1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin DTA eğrisi.	59
Şekil 6.20 CuAlNi Homojen numunesinin 5 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	60
Şekil 6.21 CuAlNi Homojen numunesinin 15 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	61
Şekil 6.22 CuAlNi Homojen numunesinin 25°C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	61

Şekil 6.23 CuAlNi Homojen numunesinin 35 °C /dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	62
Şekil 6.24 CuAlNi Homojen numunesinin 45 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	62
Şekil 6.25 CuAlNi Homojen numunesinin bütün ısıtma hızlarında DSC eğrileri.	63
Şekil 6.26 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 5 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	64
Şekil 6.27 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 15 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	65
Şekil 6.28 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 25 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	65
Şekil 6.29 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 35 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	66
Şekil 6.30 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 45 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	66
Şekil 6.31 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin bütün ısıtma hızlarında DSC eğrileri.	67
Şekil 6.32 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 5 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	68
Şekil 6.33 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 15 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	69
Şekil 6.34 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 25 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	69
Şekil 6.35 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 35 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	70
Şekil 6.36 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 45 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	70
Şekil 6.37 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin bütün ısıtma hızlarında DSC eğrisi.	71
Şekil 6.38 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 15 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	72
Şekil 6.39 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 25 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	73
Şekil 6.40 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 35 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	73
Şekil 6.41 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 45 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	74
Şekil 6.42 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin bütün ısıtma hızlarında DSC eğrisi.	74
Şekil 6.43 1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 35 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.	75
Şekil 6.44 Homojen Numunenin aktivasyon enerjisi hesaplamasında kullanılan Kissinger eğrisi 76	76
Şekil 6.45 280 MPa basınçlı Numunenin aktivasyon enerjisi hesaplamasında kullanılan Kissinger eğrisi.....	77
Şekil 6.46 560 MPa basınçlı Numunenin aktivasyon enerjisi hesaplamasında kullanılan Kissinger eğrisi.....	77
Şekil 6.47 840 MPa basınçlı Numunenin aktivasyon enerjisi hesaplamasında kullanılan Kissinger eğrisi.....	78
Şekil 6.48 CuAlNi numunesinin denge sıcaklıklarının basınçla değişim grafiği.....	78
Şekil 6.49 CuAlNi numunesinin entalpi değerlerinin basınçla değişimi grafiği.....	79
Şekil 6.50 CuAuNi numunesinin histerezis aralığının basınçla değişimi grafiği.....	79

TABLolar LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 2.1. Bazı malzemelerin belirlenen spesifik çekme mukavemeti değerleri.	9
Tablo 2.2. Bakır elementinin özellikleri.	11
Tablo 2.3. Cu-bazlı alaşımlar.....	13
Tablo 5.1 CuAlNi alaşımına ait atomik yüzdeleri	32
Tablo 6.1 Homojen numunenin d mesafeleri, 2θ değerleri, örgü parametreleri , (h k l) değerleri ve a/b oranı.....	39
Tablo 6.2 CuAlNi Numunesine 280 MPa basınç uygulanmış numunenin d mesafeleri, 2θ değerleri, örgü parametreleri, (h k l) değerleri ve a/b oranı.....	41
Tablo 6.3 CuAlNi Numunesine 560 MPa basınç uygulanmış numunenin d mesafeleri, 2θ değerleri, örgü parametreleri, (h k l) değerleri ve a/b oranı.....	42
Tablo 6.4 CuAlNi Numunesine 840 MPa basınç uygulanmış numunenin d mesafeleri, 2θ değerleri, örgü parametreleri, (h k l) değerleri ve a/b oranı.....	43
Tablo 6.5 CuAlNi Numunesine 1120 MPa basınç uygulanmış numunenin d mesafeleri, 2θ değerleri, örgü parametreleri, (h k l) değerleri ve a/b oranı.....	45
Tablo 6.6 CuAlNi Homojen numunesinin farklı ısıtma hızlarında meydana gelen faz dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri.....	63
Tablo 6.7 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin farklı ısıtma hızlarında meydana gelen faz dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri.	67
Tablo 6.8 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin farklı ısıtma hızlarında meydana gelen faz dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri.	71
Tablo 6.9 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin farklı ısıtma hızlarında meydana gelen faz dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri.	75

SEMBOLLER LİSTESİ

- P** : Basınç
- V** : Hacim
- T** : Sıcaklık
- T_m** : Maksimum pikin sıcaklığı
- T₀** : Denge sıcaklığı
- A_s** : Austenit faz dönüşümün başlangıç sıcaklığı
- A_f** : Austenit faz dönüşümünün bitiş sıcaklığı
- M_s** : Martensit fazı dönüşümünün başlangıç sıcaklığı
- M_f** : Martensit fazı dönüşümün bitiş sıcaklığı
- ΔH** : Entalpi
- ΔE** : Enerji
- ΔS** : Entropi
- ΔQ** : Isı enerjisi
- A2** : β türü austenit faz yapısı
- L2₁** : β₁ yada DO₃ ana faz yapısı
- B2** : β₂ türü ana faz yapısı
- 18R** : Martensit faz yapısı çeşidi
- B1/2** : Maksimum pikin yarı pik genişliği
- D** : Kristal boyutu
- θ** : Bragg açısı
- λ** : Dalga boyu
- d** : Kristal yapıdaki düzlemler arası mesafe
- hkl** : Kristal yapıyı belirlemede kullanılan Miller indisleri

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

ϵ_{maks} :Maksimum gerinim miktarı

Å : Angström ölçü birimi (10^{-10}m)



1. GİRİŞ

Günümüzde teknolojinin ilerleyişi ve kullanım alanlarının çoğalmasıyla bazı metal ve alaşımlar, uygulanan basınç, sıcaklık manyetik gibi etkilerle belirli özellikler sergilemelerinden dolayı yaygın olarak kullanılmaktadır. Dış etkilere karşı istenilen tepkilerin oluşması bu malzemeleri akıllı malzemeler olarak sınıflandırmıştır. Şekil hafızalı alaşımlar, smart polimerler, kompozitler, piezo-seramikler bu sınıflandırmalardan bazılarıdır. İçlerinde en yaygın olanı şekil hafızalı alaşımlardır. Uygun işlemlerle orjinal haline geri dönebilme yeteneğine sahip metalik alaşımlar, şekil hafızalı alaşımlar olarak adlandırılır. Şekil hatırlama durumu tek yönlü ve çift yönlü olarak iki şekilde incelenir. Düşük sıcaklıkta martensit durumuna sahipken kolaylıkla deforme edilen malzeme, dönüşüm sıcaklığına ısıtıldığında yüksek sıcaklık fazı olan austenite fazına geçerek deforme edilemeden önceki asıl şekline geri dönebilmektedir. Isıl işlem uygulandığında malzeme eski haline dönüyorsa tek yönlü şekil hatırlamalıdır. Eğer malzeme ısıl işlemde sonra soğutularak değişim gösteriyorsa çift yönlü şekil hatırlama etkisidir. Şekil hafızalı alaşımlar sıcaklık ve kuvvete bağlı olarak martensitik ve östenit yapılar olmak üzere iki farklı faza sahiptir[1].

Şekil hafızalı alaşımlar yapı olarak genellikle termoelastik martensitik yapıda olan alaşımlardır. Martensitik durumlu şekil hafızalı alaşım, dönüşüm sıcaklığı altında kayma mekanizmaları ve ikizlenme ile deformasyon edilebilmektedir. Isıl işlem yapılarak ana faza dönüşüm sağlanır ve yapısal ikizlenmiş olan yapı orijinal haline döner, böylelikle deforme ortadan kaldırılabilir. Yapılan çalışmalarda çok sayıda alaşımların şekil hafıza etkisi göstermesi ile birlikte bunlardan en çok kullanılan bakır esaslı alaşımlar ve nikel-titanyum alaşımlar olduğu görülmektedir [1].

Şekil hatırlama olayı ilk olarak Chang ve Read tarafından 1932 yılında Au-Cd alaşımlarında görülmüştür. 1938'de de söz konusu yapısal dönüşüm Greninger ve Mooradian tarafından pirinç (CuZn) malzemesinde gözlemlenmiştir [2]. Metalografik gözlemler yapılarak Au-Cd alaşımlı bir çubukta 1951 yılında şekil hafıza durumu gözlemlendikten sonra Buehler ve arkadaşları tarafından 1960'lı yıllarda ABD donanmasına ait silah laboratuvarlarında (Naval Ordnance Laboratory-(N.O.L.)) eş-atomlu titanyum ve nikel alaşımlarında şekil hatırlama etkisi gözlemlenmiştir. Yapılan incelemeler sonucunda

şekil hafıza etkisi gösteren alaşımların kullanım alanlarını geliştirmek için ticari ve metalurjik araştırmalarına hız verilmiştir[3].

Son zamanlarda şekil hafıza etkisi gösteren alaşımlar, orjinal şekillerini hatırlayarak bu şekle geri dönebilmeleriyle beraber, yeni farklı şekiller de öğrenebilmektedirler. Martensitik yapıda iken tekrarlıca deformasyon edilerek ve ısıl işlem uygulanarak istendiği gibi austenite yapıya getirilen alaşım, sonrasında soğutularak yeni şekline uyum sağlayabilmektedir. Şekil hafızalı alaşımlar, uygulanan etkiler karşısında kolayca şekil değiştirebildikleri için günümüz teknolojisinde ilgi çekmektedir. Şekil hafıza durumu gösteren malzemeler, yüksek sönümlenme kabiliyeti, süper elastiklik ve korozyon dayanımı gibi özel özellikler sayesinde endüstriyel ve tıbbi anlarda sıkça kullanılmaktadır [4].

2. ALAŞIM

Alaşım, bir metale en az başka bir metal veya ametal eklenmesi ile elde edilen metal özellik gösteren bir malzemedir. Bu işlem, metalin bazı özelliklerini değiştirerek yeni özellikler sağlamayı amaçlar. Saf metaller kendine has özelliklere sahiptirler. Saf metallerin özelliklerini bazı işlemlerle değiştirmek mümkündür. Bu durumdan dolayı belirli kullanma alanlarına sahiptir. Isıl işlemler ve soğuk biçimlendirme ile sağlanan özellik değişimi, endüstrinin gerektirdiği sayısız özellikler (görünüm, elektrik, şekil alma, uzama, ısı iletkenliği, yüzey parlaklığı ve mukavemet) kazandırmak için alaşıma ihtiyaç duyulur. Özel metallerin rengini değiştirmede ve endüstriyel alanda ihtiyaçları karşılamak için alaşım yapmak gerekmektedir[5].

Alaşımın kimyasal ve fiziksel özellikleri, birleştirilen metallerin özelliklerinden farklıdır. Örneğin, saf altına veya saf gümüşe bakır eklenmesiyle sertlik artışı olmaktadır. Katkı metalleri ile alaşımların rengi sarıdan kırmızı, yeşil ve beyaza değişim yapılabilmektedir.

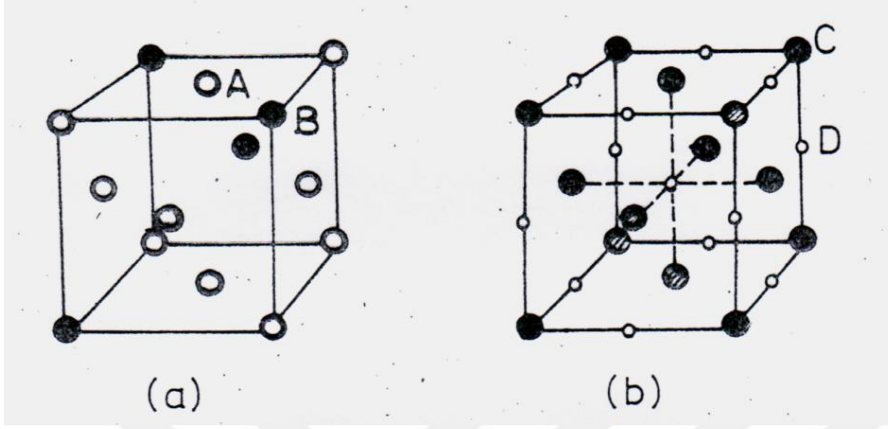
Alaşım yapımında amaç olarak; mekanik özelliklerin değişmesi, korozyona karşı direncin artması, korozyondan korunmak için, ısıl işlemlere daha uygun hale gelmesi, malzeme maliyetini düşürmek ve farklı özelliklere sahip çok sayıda malzeme elde edilmesi sağlanmaktadır.

2.1 Alaşım Çeşitleri

2.1.1 Tek Fazlı Alaşımlar (Katı Eriyikler):

Malzemelerden birinin kristal kafesinde her iki malzemenin atomlarının yerleşmesiyle kafes sistemlerinde değişim olur. Bu değişimle yeni özelliklerle tek kafes yapıyla alaşım oluşur ve tek fazlı alaşım meydana gelir. Tek Fazlı alaşımlar katı eriyik olarak adlandırılmaktadır. Bu alaşımlar sadece bir kafes şekline sahiptir. Bu kafes alaşımın oluşmasını sağlayan malzemelerin atomları görülür. Alaşım malzemelerin kafes içerisinde atom büyüklüklerine göre iki şekilde bulunurlar[6]. Şekil 2.1.'de görüldüğü gibi A yerine

geçme yoluyla oluşan tek fazlı alaşımlar ve B araya sıkışma yoluyla olan tek fazlı alaşımlar görülmektedir.



Şekil 2.1. Tek fazlı alaşımların kafeste bulunma şekilleri[6].

2.1.2 Çift Fazlı Alaşımlar (Ötektikler):

Malzemelerin kendi kafes yapılarını korumalarıyla meydana gelen alaşımda kafes sisteminde değişme olmaz. Meydana gelen alaşımda alaşım miktarına indeksli olarak homojen durumda her iki fazında özelliği görülmektedir. Böylelikle alaşım sınırlı özellik değişimi gösterir ve üstün özellik göstermez. Alaşımdaki elementlerin miktarına bağlı şekilde her iki elementin ortak özelliklerini veya alaşımda miktarı fazla olan elementin özelliğinin etkin olduğu özellikler görülmektedir. Çift fazlı alaşımlara ötektik adı verilir. Mekanik karışım olarak isimlendirilen bu tip alaşımlarda alaşım elementlerinin ortak özelliklerine sahip bir alaşım elde edilir. Katı durumunda birbiri içerisinde çözünme olmaz; yani ortak bir kafeste yer alamazlar. Böylelikle her iki bileşenlere ait saf kristaller birbirinden ayrılarak bir kristal karışımı oluşturmaktadır. Yapısal olarak sonuçta iki faz (iki kristal çeşidi) meydana gelmektedir[6].

2.2 Demir Bazlı Alaşımlar

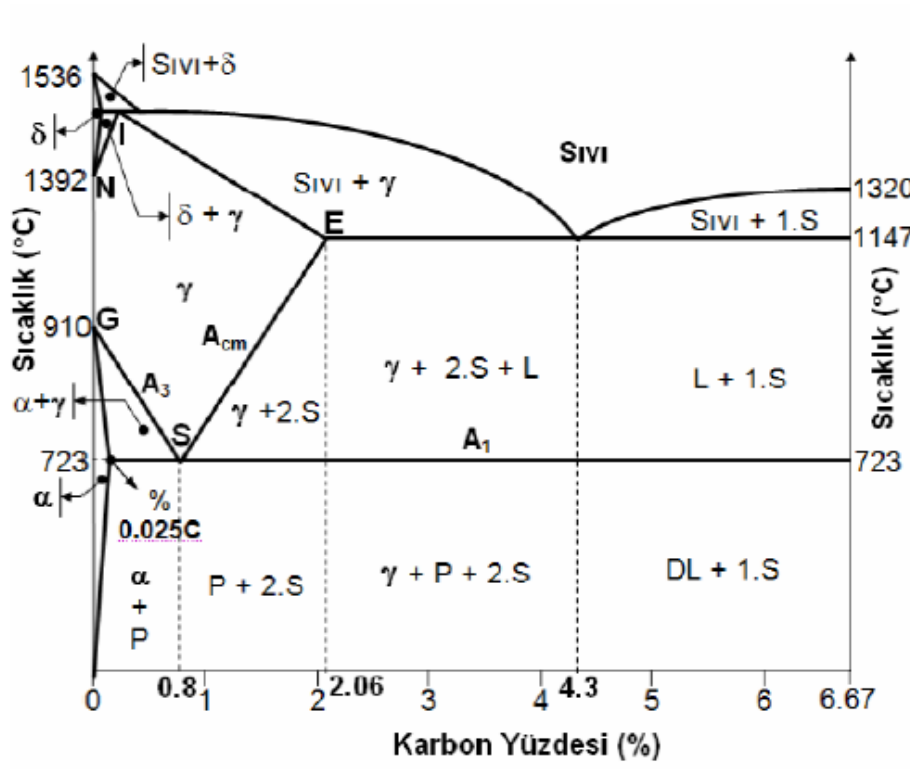
Demir biçim olarak gri renkte olup esmer bir metal çeşididir. Özgül ağırlığı yaklaşık olarak 7.85-7.87 değerindedir. Sert olmasının yanı sıra, 1536°C'de erimekte olup

ve fazla elastik özelliğe sahip değildir. Demir doğada yaygın olarak 4. sırada bulunan bir metaldir (% 4.2)[7].

Demir, yer kabuğunda en çok bulunan metaldir. Yer kabuğun yaklaşık olarak % 4,5'ini kapsar ve yaygın kullanılan malzemelerdir. Yaygın kullanılmalarının sebepleri;

- Demirin artırılması, ayrıştırılması ve alaşımlandırılması ekonomik ve kolay olması
- Demirli bileşiklerin doğada yaygın bulunması,
- Demir alaşımlarına geniş aralıkta mekanik ve fiziksel özellikler kazandırılabilmesi şeklinde sıralanır. Demir bazlı alaşımların en çok karşılaştığı problem korozyon eğilimin fazla olması.

Metalik malzemelerin %90'ı demir esastır. Demir bazlı malzemelerdeki uygulamalarda demir kafesindeki çeşitlilik ve alaşımların oluşumunda farklılıklar denge dışı yapıların oluşmasını mümkün kıldığı gibi ve analizde çeliğin karakteristiklerini belirler. Demir bazlı alaşımlar karbon içeriğine göre dökme demirler ve çelikler olarak iki grupta incelenir.



Şekil 2.2. Demir Karbon denge diyagramı[8].

Şekil 2.2’de görülmekte olan denge diyagramı, karbonun yapı içinde değişen miktarlarına göre çizilerek, çelikler 0,02 ile 2,06 karbon oranının bulunduğu bölgededir ve dökme demirler 2,06 – 4,3 arası karbon oranının olduğu bölgedir[8].

2.2.1 Çelikler:

Genel olarak % 1 ve altında karbon içeren demir karbon alaşımları olup alaşım içerisinde farklı elementleri de bulunabilir. Alaşımın karbon miktarı Alaşımın mekanik özelliklerini önemli ölçüde etkiler. Alaşımın içerdiği karbon miktarına göre düşük, orta ve yüksek karbonlu olarak sınıflandırılabilirler gibi, ilave alaşım elementlerine göre alaşımsız, mikro alaşımlı, düşük alaşımlı ve yüksek alaşımlı olarak da sınıflandırılırlar.

Çelikler, alaşım bakımından Fe-C alaşımlarıdır. Yapısında sadece karbonun bulunması durumunda bu çeliklerin özellikleri yetersiz kalmaktadır[9].

- Sertleşme kabiliyetleri normale göre düşüktür,
- Korozyon dirençleri normale göre zayıftır,
- 700 MPa üzerinde dayanımlara sahip olabilmeleri için gevrekliğe sahip olmaları lazım.
- Gevrek-sünek geçiş sıcaklıkları yüksektir.

Özelliklerin tersiz kalmasından dolayı çeliklerde karbon haricinde Mo, Mn, Ni, Si, Cr, Al, V, W farklı elementlerle alaşımlama yapılmaktadır. Yapılan alaşımlama ile çeliklerin kullanım özelliklerinin (aşınma dayanımı, dayanım, tokluk, yüksek sıcaklık dayanımı, süneklik, elektriksel ve manyetiksel özellikler vs.) ve imalat özelliklerinin (soğuk şekillendirilebilirlik, talaşlı imalata elverişlilik, sıcak şekillendirilebilirlik, kaynak kabiliyeti, dökülebilirlik, nitrülenebilirlik vs.) geliştirilmesi mümkündür[9].

Çelikler içerdiği karbon miktarına göre aşağıdaki gibi sınıflandırılır:

- Yüksek karbonlu çelikler: karbon oranı $0,55 < C < 1,5$ arası olan çeliklerdir. Martensit dönüşümü % 0,55 C’den sonra kaideye alınacak ölçüde artmaz. Bundan dolayı aşınma direncini arttırmak için yüksek karbon miktarı kullanılır. (Yapı

içerisindeki sementit oranının arttırılmasıyla uygulanır). Genelde, aşınma direnci gerektiren uygulamalarda kullanılmaktadır.

- Orta karbonlu çelikler: karbon oranı $0,25 < C < 0,55$ arası olan çeliklerdir. Kaynak yapımı zordur; özel tedbirler alınarak kaynak yapılır. Makina imal çelikleridir. Su vermeyle sertleştirilirler.
- Düşük karbonlu çelikler: karbon oranı $C < 0,25$ olan çeliklerdir. Kolayca şekillenebilir, kolayca kaynak edilebilir. Yapı çelikleri olarak, boru, profil, lama imalatında kullanılmaktadırlar. Su vermeyle sertleşmezler.

Çelikler içerisinde bulunan alaşım elementlerinin toplam miktarlarına göre aşağıdaki gibi sınıflandırılır:

- Alaşımsız çelikler: Alaşım elemanları yoktur. Yapı çelikler ve takım çeliklerinden oluşur.
- Mikro alaşımlı çelikler: Toplamda alaşım oranı $< 1\%$ adet küçültülmektedir. Sert ve ince karbürler oluşturulup mukavemet arttırılır. Akma mukavemeti/çekme mukavemeti miktarı yüksektir. Isıl işlem kullanılmaz.
- Düşük alaşımlı çelikler: Toplam alaşım miktarı $< 5\%$ 'dir. Bu çeliklerin sertleşme kabiliyetini arttırmak için alaşım elemanı katılmaktadır (böylelikle kritik soğuma hızı düşürülür.) Makine imal çelikleridir.
- Yüksek alaşımlı çelikler: Toplamda alaşım miktarı $\geq 5\%$ 'dir. Çeliğin sertleşme kabiliyetini arttırılmasına ek olarak aşınma, paslanma, düşük sıcaklıklarda yüksek tokluk, direnç, oksidasyon gibi çeşitli amaçlarla da katılır[9].

2.2.2 Dökme Demirler:

Dökme demirler, ağırlıkça % 2,14'ün üzerinde karbon içeren demir alaşımlarıdır. Uygulama yapımında genellikle % 3 ila % 4,3 karbon ve farklı alaşım elementleri içerirler. Karbon miktarının yüksek olmasından kaynaklı gevrek yapıda olup genellikle dökümle imal edilirler. Dökme demirler yapı olarak, sementit ayrışarak ferrit ve grafit (saf karbon) şeklinde yapı içinde bulunabilir. Yapı içerisindeki silisyum miktarının artışı ve soğuma hızının düşmesiyle grafit oluşturma eğilimi artmaktadır. Genel olarak % 3-3.5 oranında C bulundurulur. Dökümde akıcılığı sağlamak ve grafitleşmeyi kolaylaştırmak için % 2-3 oranında Si katılır[9]. Dökme demirlerin türleri aşağıdaki gibidir:

- Beyaz dökme demirler: Erimiş durumdayken hızla soğutarak elde edilmektedir. Sementit matris içinde perlitten oluşmaktadır. Gevrekliği üst düzeyde olup kırılmalıdır.
- Kır dökme demirler: Soğuma yavaş yapıldığından grafit lemmeleri ve soğuma hızına bağlı olarak ferritik veya perlitik olabilmektedir. Dayanım düşük olduğu gibi sünekliği yoktur.
- Temper dökme demirler: Beyaz dökme demirin, 900°C - 950°C'de tavlanarak sementitten temper grafiti meydana gelmesiyle elde edilir. Çentik durumunun azaltılmasıyla süneklik yükseltilmiştir.
- Küresel dökme demirler: Erimiş durumdayken % 0.5 Ce, veya Mg katılmasıyla grafit küresel durumda katılaştırılır. Dayanım etkisi yüksek olup iyi süneklik gösterir.

2.3 Alüminyum Bazlı Alaşımlar

Alüminyum, doğada fazla görülen elementlerden biri olup mühendislik uygulamalarında çeliğin ardı sıra ilgi gören metaldir. Yoğunluk bakımından çeliğin üçte biri olup $2,71 \text{ g/cm}^3$ 'tür. Akma sınırı değerlerinin 500 MPa basıncını geçen bazı alüminyum alaşımları çoğu çelik türünün akma sınırları değerlerinden yüksektir. Bu özelliklerden dolayı alüminyum alaşımları hafiflik istenen uygulamalarda genellikle

kullanılmaktadırlar[10]. Tablo 2.1.'de görüldüğü gibi bazı malzemelerin spesifik çekme mukavemet değerleri verilerek karşılaştırma yapılmıştır.

Tablo 2.1. Bazı malzemelerin belirlenen spesifik çekme mukavemeti değerleri [10].

Malzeme	Spesifik Çekme Mukavemeti [(N/mm²)/(gr/cm³)]
Alüminyum Alaşımı (AlZn6MgCu)	170-220
Magnezyum Alaşımları	41-160
Titanyum Alaşımları	38-290
Çelik-HX 180 (NiMoCo) alaşımı	159-200

Alüminyum elementinin ısı ve elektrik iletkenliği, bakır elementine nazaran daha az olmasına rağmen spesifik ısı iletkenliği (ısı iletkenliği/yoğunluk) ve spesifik elektrik iletkenliği (elektrik iletkenliği/yoğunluk) değerleri kıyaslandığında bakır elementinden daha iyidir. Böyle bir durumdan kaynaklı olarak ve fiyatın daha düşük olmasından kaynaklı hava elektrik hatlarında bakır alaşımları yerine alüminyum alaşımları kullanılmaktadır. Alüminyumun korozyona karşı dayanıklılığını sağlamak için korozif ortamlarda alüminyum elementinin yüzeyi bir oksit tabakası ile kaplanmaktadır. Bu durumdan dolayı alüminyum çoğu korozif ortamlarda kullanılabilir. Alüminyum alaşımlarının içindeki diğer elementler alüminyum ile galvanik pil oluşturmaya uygun olduklarından dolayı, korozyon açısından alüminyumun mümkün olduğu kadar saf olarak kullanılması daha etkili olmaktadır. Fakat alaşımın mekanik özelliklerindeki dayanımın zayıf olması nedeniyle uygulamalarda saf Al pek kullanılmamaktadır. Alüminyumun, soğuk ve sıcak uygulamalarda şekillenebilirlik yeteneği yüksektir. Çok karışık geometrik yapıya sahip alüminyum profiller ekstrüzyon yöntemiyle üretilebilmektedir. Bir kaç mikron civarında kalınlığa ulaşılabilen folyalar üretilerek paketlemede işlemlerinde kullanılabilir. Saf alüminyumdan gıda endüstrisinde kullanılan paketleme folyaları yapılmaktadır. Alüminyumun, değişik renklere dönüşümünü sağlamak için elektrolitik olarak oksitlendirilmektedir. Eloksal işlemiyle korozyona dayanıklı ve değişik renklere

mimaride kullanılan profillerin üretimi yapılarak kapı, pencere vb. imalatında kullanılabilir. Bazı özel durumlarda dayanımı ve sertliği yüksek alüminyum alaşımlarının yüzeyi saf alüminyum ile kaplanarak korozyon özellikleri iyileştirilebilmektedir[10].

Alüminyum elementi ve alaşımları doğada demir esaslı malzemelerden sonraki önemli metal grubunu oluşturmaktadır. Alüminyum alaşımlarının genel itibari ile kullanılmasında etkili olan faktörler aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- Dayanım/Özgül Ağırlık Oranı: Genel olarak alaşımlarda daha belirgin olan bu oranın fazla olması hafifletilmelerine öncelik verilen konstrüksiyonların çoğu için alüminyumun ve alaşımlarının uygun bir malzeme olmasını sağlar.
- Elektrik İletkenliği / Özgül Ağırlık Oranı: Bu oran metaller içerisinde alüminyumda elementinde daha fazladır. Bu avantajından dolayı yüksek gerilim hatlarında bakırın yerine kullanılmaktadır.
- Korozyon Dayanımı: Karşılaşılan birçok ortama ve Atmosfere karşı karşı alüminyumun korozyon dayanımı oldukça yüksektir. Dekoratif görünüm sağlanabildiği gibi Eloksal ve benzeri yüzey işlemleri ile artırılabilir.

Alüminyum ve alaşımlarının soğuk ortamda daha iyi şekil alabilmesi, ısı iletme kabiliyetinin de yüksek olması ve filme benzer daha ince levha haline gelebiliyor olması iyi özelliklerindedir. Bu özelliklerin yanı sıra saf halde iken akma sınırı ve çekme dayanımı değerlerinin düşük olması, kaynak ve lehimlenme kabiliyetinin az olması, oksijene karşı olan yüksek afinitesinden dolayı döküm kabiliyetinin düşük oluşu, talaşlı şekillendirilebilirliğinin kötü olması, bazlara ve hidroksitlere karşı dayanıksızlık gibi kötü özellikleri de mevcuttur. Bu kötü özellikler alaşımlama ile büyük oranda iyileşme yapılabilmektedir[11].

2.4 Bakır Bazlı Alaşımlar

Son zamanlarda maliyetinin uygun olması, elde edilişi ve kullanılabilirliği kolay olmasından dolayı Cu bazlı alaşımlar yaygın olarak endüstride tercih edilmektedir. Cu-bazlı alaşımlar; yüksek elektriksel, yüksek dayanım ve termal iletkenlikten dolayı geniş bir

kullanım alanına sahiptir. Bazı bakır esaslı alaşımlar, hızlı soğutmada şekil hafıza durumunun etkisi olan martensit faz görülebilir. Bu etki; stentler, kateterler, gözlükler ve ortodonti gibi endüstrinin birçok alanında ve medikal uygulamalarda kullanılmaktadır [12].

Tablo 2.2’de görüldüğü gibi Bakır yoğunluğu $8,9 \text{ g/cm}^3$ olup elektrik ve ısı iletkenliği mükemmeldir. Akma dayanımı $40-80 \text{ N/mm}^2$ ve çekme dayanımı $200-250 \text{ N/mm}^2$ dir. Sertlik, aşınma dayanımı ve yorulma mukavemeti bakımından diğer demir dışı metallere daha iyidir. Kafes yapısı olarak, (YMK) kafese sahip olmasından kaynaklı kolayca şekillenebilir ve diğer imal edilme yöntemlerine de uygundur. Sahip olduğu bileşimine göre farklı renkler alabilmesinin yanında korozyona dayanımı iyidir. Değişik yöntemlerle mukavemet artırma yapılabilir ve süs eşyası ve para imalatında kullanılmaktadır. En fazla mukavemet yapısıyla yaşlandırılma yapılmış Cu-Be alaşımında elde edilmektedir.

Tablo 2.2. Bakır elementinin özellikleri[13].

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

Bakır veya alaşımları aşağıda belirtilen özelliklere sahip olup ve bu özelliklerin sağladığı olanaklarla gerek duyulan yerlerde kullanılmaktadır.

- Görünüm, mimari (bronz, pirin. Vs.)
- Isı ve elektrik iletkenliği (saf bakır)

- Korozyon direnci (nikelli alaşımlar)
- Toksikli olmayayışı (şeker, gıda sanayi)
- Sürtünme ve kayma özelliği (bronz, kalay gibi)

Bunların yanı sıra farklı kullanılabilir yerler ve uygun durumlar eklenebilir. Lakin Dünyadaki bakır yataklarının azalmaya başlaması ve bakır metalurjisinin pahalı bir teknoloji olması maliyet açısından kullanım oranını azaltmıştır. Maliyet ve avantaj dengesi, bakır ve bakır alaşımlarının kullanımını azaltmaktadır.

Saf bakır yumuşak, plastik işlenebilme özelliği yüksek ve korozyona dayanıklı bir metaldir. Yüksek ısı iletkenliği özelliği ile soğutma ve ısıtma sistemleri üretiminde, yüksek elektriksel iletkenliğinden dolayı iletken tel üretiminde aşırı kullanılan bir malzemedir. Alaşımlandırma ile mukavemeti artırılabilir. Cu alaşımları genel olarak ikiye ayrılır; birincisi Zn ile yaptığı ve gerektiğinde bir üçüncü elementin de eklenebildiği pirinçler, ikincisi de genel olarak bakırın Sn ile veya herhangi bir element ile alaşım yaptığı bronzlardır [14].

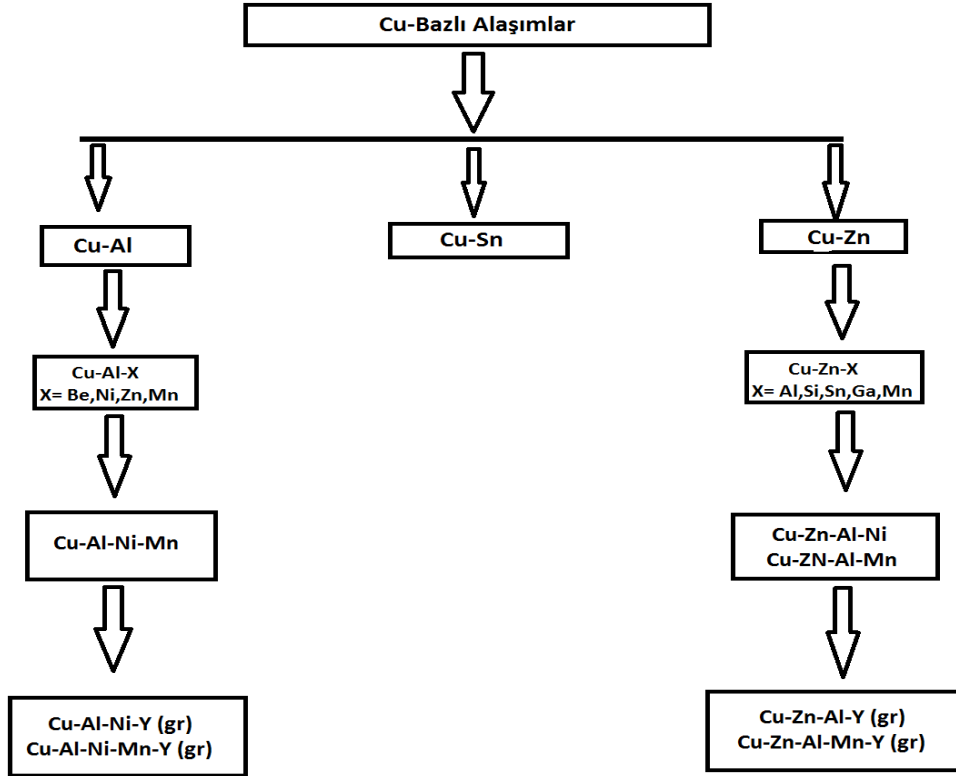
Kullanımda önemli Cu alaşımları:

1.Pirinçler: Cu-Zn alaşımları

2.Bronzlar: Cu-Sn (Kalay bronzu) ve Mn, Al, Si bronzu'dur.

Tablo 2.3.'de görüldüğü gibi Cu elementinin Al, Sn ve Zn elementleriyle yapılan alaşımlar gösterilmektedir.

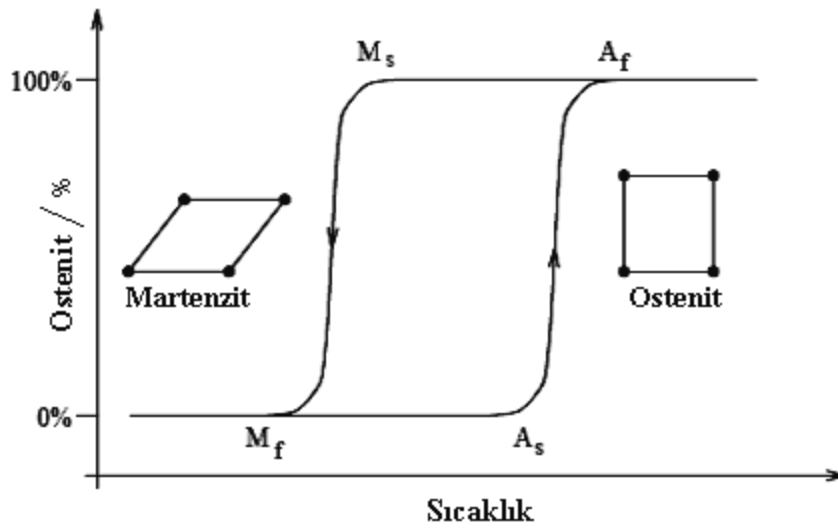
Tablo 2.3. Cu-bazlı alaşımlar [15].



3. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER

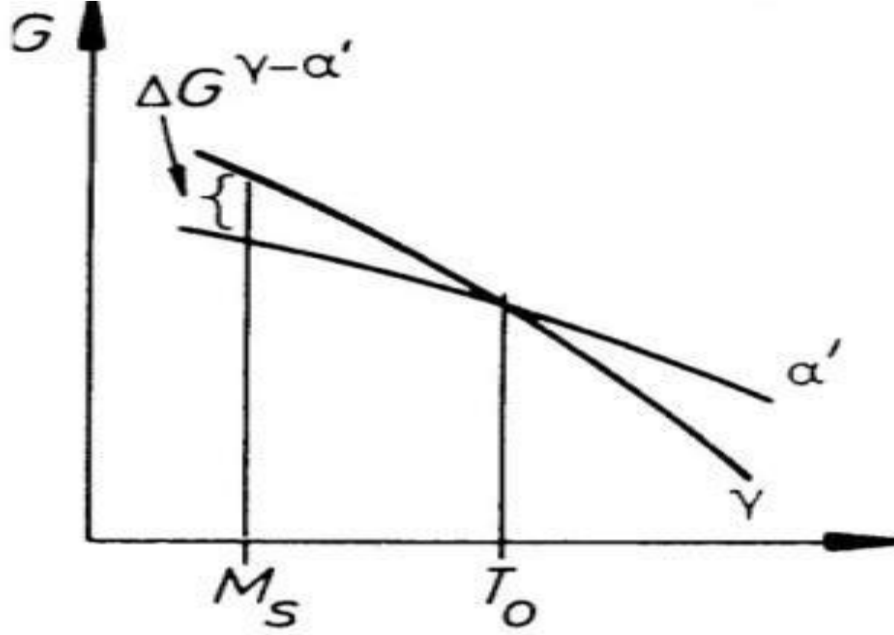
Yapısal faz dönüşümleri difüzyonsuz ve difüzyonlu olarak iki şekilde incelenir. Martensitik dönüşüm difüzyonsuz bir faz dönüşümüdür. Difüzyonsuz faz dönüşümleri; sıcaklığın yüksek olduğu fazda kristal bir yapının bulunduğu numunenin basınç, sıcaklık vb. etkilerle küçük serbest enerjili düşük sıcaklık fazındaki bir kristal yapıya dönüşümüyle oluşur. Difüzyon olmamasından atomik komşulukları aynı kalır. Martensitik dönüşümlerde atomların birlikte hareket ettiklerinden difüzyonsuz dönüşümlerdir. Bu durumdan dolayı difüzyonsuz dönüşümleri “askeri dönüşümler” olarak isimlendirilir. Difüzyonlu dönüşümler ise atomların birlikte hareketini kapsamadığından ve yer değiştirme atomik boyutlardan büyük olabildiğinden dolayı “sivil dönüşümler” olarak adlandırılır [16].

Şekil 3.1.’de görüldüğü üzere martensitik dönüşüm, alaşım yüksek sıcaklıkta austenit fazından aniden soğutulduğunda, öncelikle M_s sıcaklığından başlayarak martensit bitiş sıcaklığı M_f ’de dönüşüm tamamlanır. Sıcaklık artırıldığında; oluşan martensit, austenit başlangıç sıcaklığı olarak belirtilen A_s sıcaklığında austenit faza dönüşüm başlar ve austenit bitiş sıcaklığı olarak belirtilen A_f de dönüşüm tamamlanarak tekrar austenit faz elde edilir. Dönüşüm sırasında ısıtma ve soğutma sıcaklıkları arasında fark oluşmaktadır. Oluşan fark histerizis olarak isimlendirilir ve alaşıma bağlı olarak değişir [17].



Şekil 3.1. Soğutma ve ısıtma durumlarında sıcaklık – dönüşüm Eğrisi[17].

T_h : dönüşüm histerezisi, T : sıcaklık, M_s : martensit başlangıcı, M_f : martensit bitişi, A_s : austenit başlangıcı, A_f : austenit bitişi.



Şekil 3.2. Martensit ve austenit için serbest enerji sıcaklık diyagramı

(G; Serbest enerjili, ΔG ; Sürücü kuvvet, T; sıcaklık, γ ; austenit, α' ; martensit)[25-19].

Şekil 3.2'de gösterildiği gibi T_0 sıcaklığındaki austenit faz sıcaklığının hızla düşürülmesiyle bir M_s sıcaklığında martensit plakaları çekirdeklenmeye başlamaktadır. $T_0 - M_s$ sıcaklık farkı, faz dönüşümün başlatılması için gerekli enerjiyi oluşturup ve oluşan enerjinin faz dönüşümün olması için gereksinim duyulan sürücü kuvveti (ΔG) meydana getirmektedir. Dönüşüm yapılabilmesi için her iki fazın serbest enerji farkı dışında, yüzey enerjisi ve dönüşüm zorlanma enerjilerinden birine ihtiyaç vardır [20].

Martensitik dönüşümlerin sahip olması gereken özellikler şöyle sıralanabilir [21].

- Fiziksel Görünüm: Mikroskop altında iğne benzeri keskinlik gözlenir.
- Metastabilite: Martensit yapılar genelde su verilmiş formda olanları metastabildir (yarı kararlıdır) ve bu özellikle karbon çelikleri gibi ara yer alaşımlarında

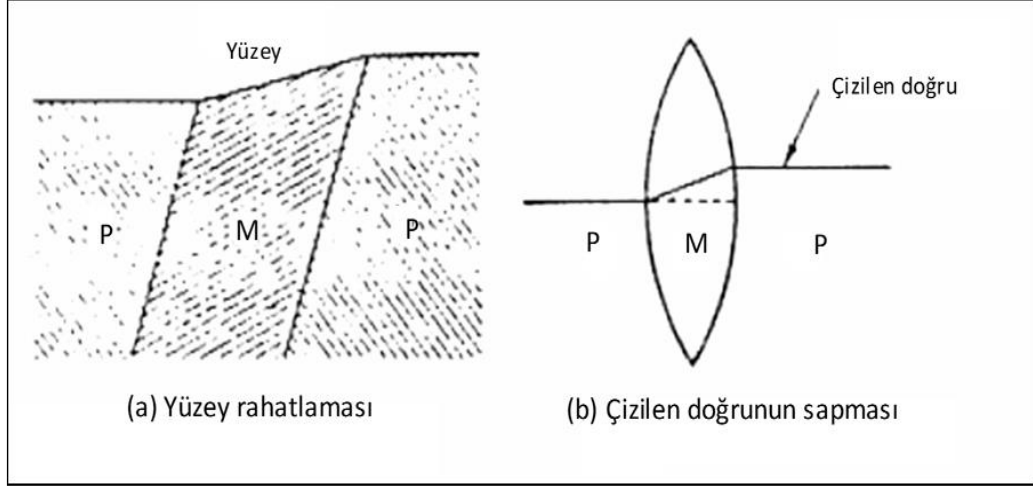
belirgindir. Gerçekte martensit yapılar materyalin gelişimine ve sıcaklığa bağlı olarak saniyelerden birkaç yıla kadar dizilerek daha kararlı yapılara ayrışır.

- Sertlik: Genelde martensit materyaller sert değildir. Çeliklerde martensitin kalıntı gerilme ortaya çıkar. Çünkü arayer C veya N atomları sadece örgü distorsiyonlarına yardım etmez, aynı zamanda dislokasyonların hareketlerini de engeller.
- Kristal Gruplaşması: Bazen bozulmuş kübik, ortorombik ve hatta monoklinik kristaller olarak görünmesine rağmen, genelde yapı; biçimi bozulmuş bcc, hcp veya fcc'dir.

3.1 Martensitik Dönüşümlerin Karakteristiği

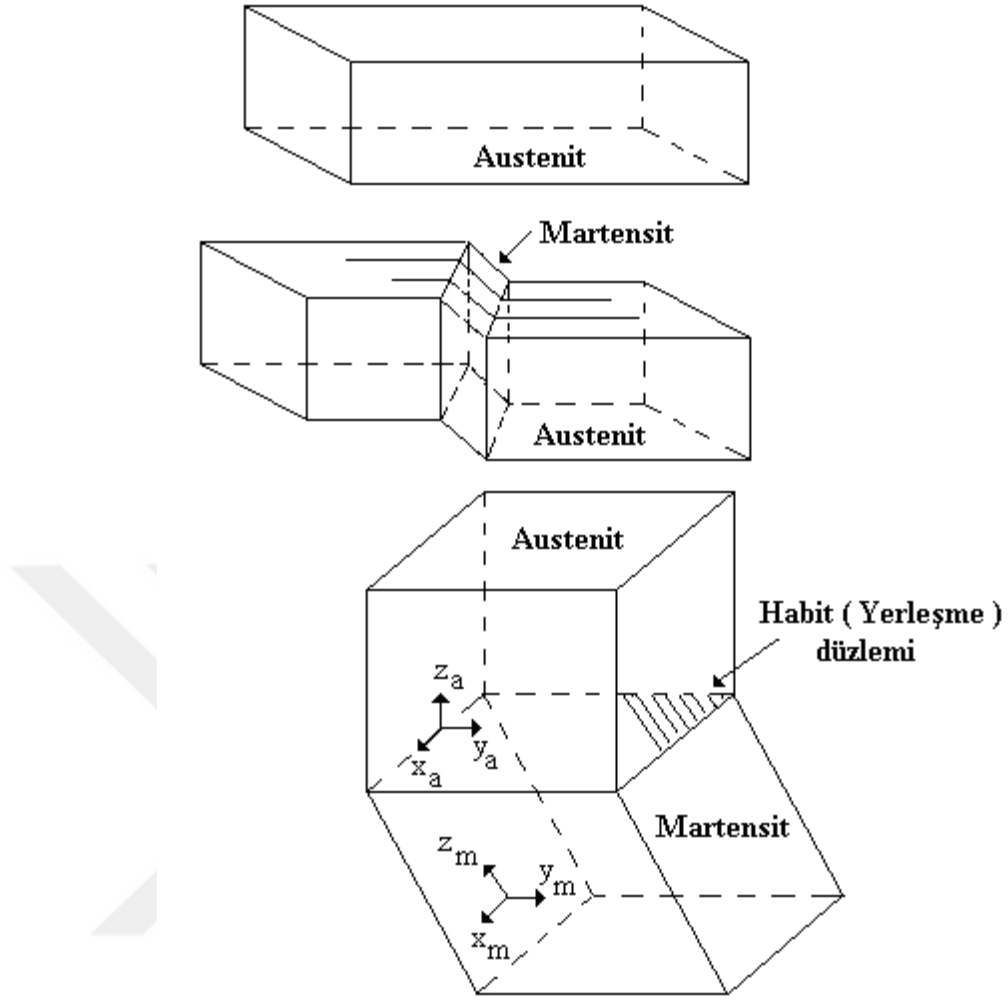
Genel olarak metalik veya metalik olmayan kristaller, mineraller ve bileşiklerde martensitik dönüşüm meydana gelebilmektedir. Martensitik dönüşümlerin genel karakteristikleri aşağıda belirtildiği gibi özetlenebilir [22].

- Martensitik faz, yer alan atomsal oluşumların görüldüğü veya ara bir katı çözeltilidir.
- Dönüşüm genel itibari ile difüzyonsuzdur. Kristal yapıdaki atomlar dönüşüm başlamadan öncesindeki komşuluk durumları dönüşüm bitiminden sonrada komşuluk durumunu korunmaktadır.
- Sıcaklığın düşmesi ile plaka şekilli hızlı hacim dönüşümü mevcuttur.
- Dönüşümde sınırlı bir miktarda yüzeysel gevşeme veya şekil değişikliği meydana gelir. Oda sıcaklığının altında dönüşüme uğrayan düz yüzeyle alaşım, oda sıcaklığının altına soğutulduğunda yüzeyde martensit fazın olduğu bazı bölgelerde Şekil 3.3.(a)'da görüldüğü gibi bir yüzeysel gevşeme veya şekil değişikliği etkisi gösterecektir. Ana fazda iken alaşımın yüzeyine düz bir çizgi çizilirse, (b)'de görüldüğü üzere P ana fazı ile M martensit fazları arasındaki sınırlarda çizilen çizgide eğim olduğu görülür. Şekil değiştiren yüzeyin eğilimi ve çizilen çizginin eğimi ana fazın kristal yönelimine bağlı olarak değişmektedir. Buradan dönüşümle beraber şekilsel değişimin belli bir değerde olduğu ve meydana gelen dönüşüm mekanizmasının kayma deformasyonu olduğu görülmektedir[23].



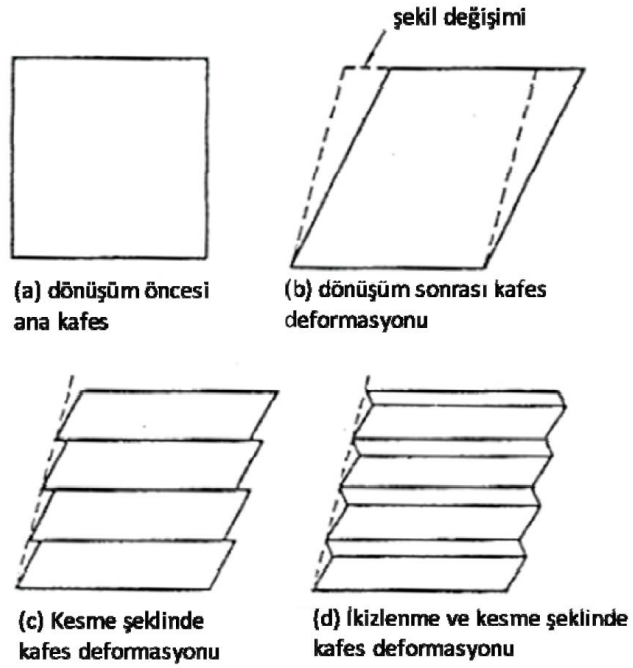
Şekil 3.3. Martensit dönüşüm sonucu yüzeye çizilen bir çizginin eğilmesi[24].

- Alaşım faz, ana faz üzerinde belirli düzlemlere yerleşerek belirli yönelimlere sahiptir. Bu düzleme habit düzlemi denir. Martensitik dönüşümlerde bozulmamış şekilde kalan ve ürün fazı ile ana fazı ayırtan düzlem, habit(alışkanlık, yerleşme) düzlemidir. Şekil 3.3.(a)'da görülen P ve M faz kafesleri arasında habit düzlemleri ve belirli bir yönelim ilişkisi vardır. Bir martensit kristali özel bir "habit düzleme" sahip olup, bu düzlem P ve M fazları arasındaki ara yüzeydir. Dönüşüm esnasında kaymanın olduğu düzlemdir. Habit düzlem her iki faza da ait olduğundan dolayı, invaryant düzlem olarak isimlendirilir[24]. Şekil 3.4.'de düzlem ve doğrultuların değişimine göre habit düzlemi farklı açıdan gösterilmektedir.



Şekil 3.4. Difüzyonsuz martensitik dönüşümün düzlem ve doğrultulardaki değişimi[24].

- Kristal örgü kusurları dönüşüm sırasında da oluşmaktadır. Kafes hatalarının varlığı M kristallerinde kaçınılmazdır. Ana faz kafesindeki habit düzlem boyunca, ölçülen şekilsel değişime eşit bir kesme deformasyonu uygulanmış olsa dahi tam bir martensit faz kafesi elde edilemez. Bu çelişki aşağıdaki varsayımlarla çözümlenebilir. Şekil 3.5.'de görüldüğü üzere, ana faz kafesini M fazı kafesine dönüştürecek kadar (b)'deki gibi bir kesme deformasyonu uygulandığında, (c)'deki gibi bir tamamlayıcı kesme veya (d)'deki gibi bir tamamlayıcı ikizlenme deformasyonları meydana gelir.



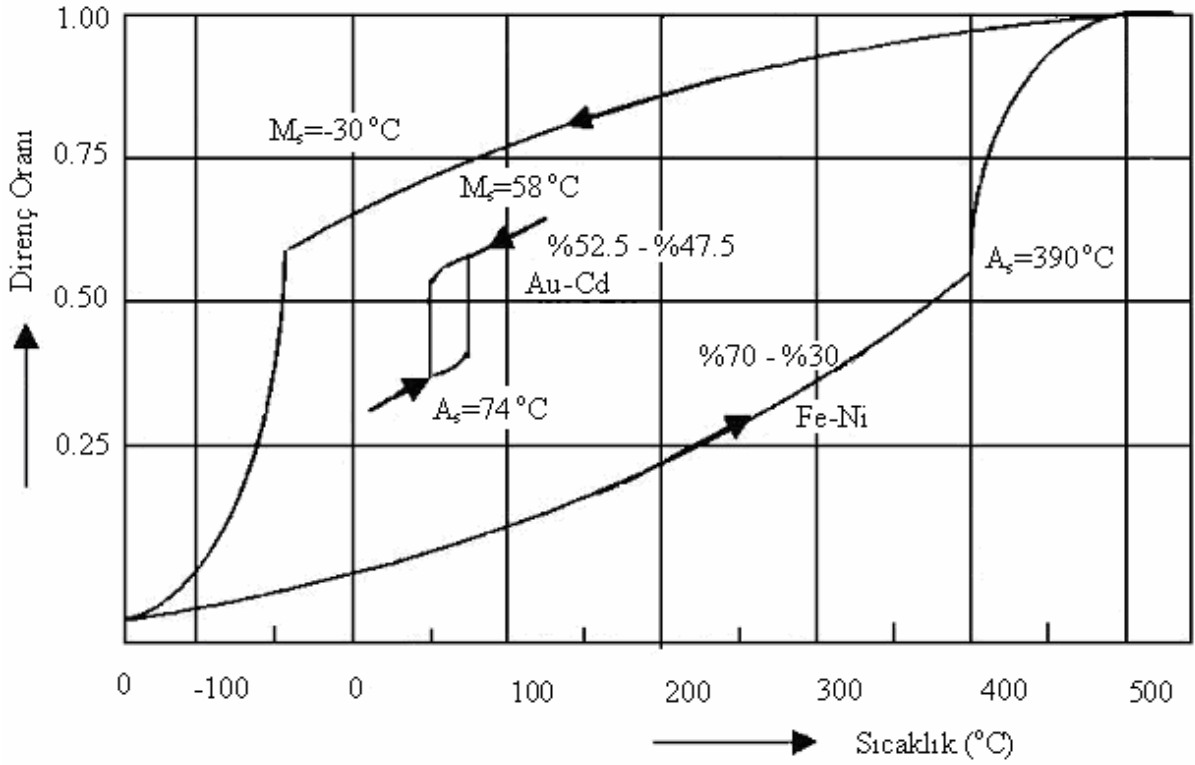
Şekil 3.5. Kufes deformasyonu ile tamamlayıcı kesme ve ikizlenme kesmesi (kesikli çizgiler) gerçekte Şekil değişimini görülmektedir[25].

- Martensitik faz ile austenit faz örgüleri arasında sınırlı bir dönme bağıntısı vardır.

Söz konusu tamamlayıcı deformasyonlar “kufes invariyant gerinimi” olarak adlandırılıp, dislokasyon ve yığılma ya da ikizlenme hataları gibi yapısal izleri, elektron mikroskoplarında gözlemlenebilmektedir [23].

3.2 Martensitik Faz Dönüşüm Çeşitleri

Martensitik faz dönüşüm, alaşım ve metallerde austenit fazına dışarıdan zor ve sıcaklık etkilerinin birlikte veya ayrı Şekilde uygulama yapılmasıyla martensit fazın meydana gelmesi durumudur. Martensitik dönüşümler, termoelastik olan ve olmayan dönüşümler olarak ikiye guruba ayrılmaktadır. AuCd (termoelastik olan) ve FeNi (termoelastik olmayan) alaşımlarının martensit dönüŐümlerinde, elektriksel iletkenliğinin sıcaklığa bağlı değişimini aşağıda gösterilmektedir.



Şekil 3.6. Elastik olan (AuCd) ve olmayan (FeNi) martenzit dönüşümler için sıcaklık [23].

Şekil 3.6.'da görüldüğü gibi sıcaklık ve direnç oranına bağlı olarak elastik olan ve olmayan martenzit dönüşümlerin A_s , A_f , M_s ve M_s değerleri belirlenmiştir.

Alaşım ve metallerde austenit fazın belirli bir kısmını, atomlarda görülen komşulukların değişmeden farklı bir faza dönüşmesini sağlayan martensit dönüşümleri, bütün atomların beraber hareket etmesiyle meydana gelen bir faz dönüşümüdür. Martensit dönüşümünün en belirgin özelliği difüzyonsuz olarak meydana gelmesidir. Meydana gelen dönüşüm sırasında atomlardaki komşuluk durumları değişmemektedir. Bundan dolayı martensit fazda dönüşüm öncesi ve sonrası atomlar komşulukları aynıdır. Farklı deyişle, bu dönüşümlerin kristalin kompozisyonu değişmemektedir[26].

3.3 Termoelastik ve Termoelastik Olmayan Martensitik Dönüşümler

Şekil hafıza olayı meydana gelen termoelastik martensit dönüşümünün genel özellikleri, belirli bir yükseklik sıcaklığın olduğu fazdan, kristaloğrafik durumuyla tersinir bir termoelastik dönüşümün olması ile düşük sıcaklıktaki faza dönüşüm şeklindedir[27].

Termoelastik olmayan martensitik faz dönüşüm, soğutulurken yaklaşık ses hızı civarında ani bir patlamayla atermal olarak ana faz içerisinde yayılmayla, termoelastik dönüşümün ise sıcaklığın düşüşüyle ürün fazın büyümeye başlayarak devamlı bir durum sergilenir. Şekil 3.6.'da görüldüğü gibi M_s sıcaklığıyla termoelastik dönüşüm esnasında meydana gelen faz dönüşümü başlamaktadır. Dönüşüm başlama sıcaklığında kimyasal serbest enerjinin en az seviyede görüldüğü noktalarda alaşım içinde, plakalar oluşması suretiyle başlar. Sıcaklığın düşmesiyle mevcut plakaların büyümesi ve bunlara yeni plakalar eklenmesiyle bu işlem, kristalin tamamı ürün faza dönüşmesine kadar sürmektedir. M_f martensitin bitiş sıcaklığı yani dönüşümün tamamlanmasıdır. Numune $T > A_f > A_s$ belirtilen sıcaklığa ulaşıncaya kadar ısıtılmasıyla ters dönüşümü meydana gelmektedir. Dolayısıyla, oluşan son martensit plakalarıyla başlangıç olmasının şartıyla ters dönüşümün tesiriyle austenit yapı meydana gelmektedir. Ve ileri ve geri dönüşüm histerisleri numunenin cinsi ve kompozisyonuna bağlı olduğu gibi $10^{\circ}\text{C} - 15^{\circ}\text{C}$ aralığında değişmektedir[28].

3.3.1 Termoelastik Martensitik Dönüşümler

Sıcaklığın değişmesiyle oluşan martensitik dönüşümler, alaşım sistemlerinde genel itibariyle izotermal ve atermal olarak görülmektedir. Martensit dönüşümlerde olma durumunda alaşımların kimyasal bileşimine indeksli değildir. Bundan dolayı atermal ve izotermal dönüşümlerin ikisi de aynı alaşımda oluşabilmektedir. Yalnız görülen atermal ve izotermal dönüşümlerin sıcaklıkları ve dönüşüm sonrasında ürün yapıları farklı olmaktadır[29] .

3.3.1.1 Atermal martensitik dönüşümler

Atermal martensitik dönüşümlerin ana faz durumunda kullanılan numunenin sıcaklığı, M_s sıcaklığında düşürülmesiyle, alaşımda martensit yapıyla meydana gelen plaka çekirdeklenmesiyle değil de, aniden patlama (burst) reaksiyonu ile yapı dönüşümünün meydana gelen kısmı tamamen martensit faza dönüşür ve böylelikle dönüşüm

tamamlanmaktadır. Meydana gelen dönüşüm aşırı olduğundan şekil hafıza durumu görülmez[30].

3.3.1.2 İzotermal martensitik dönüşümler

İzotermal martensitik dönüşüm, sıcaklığın düşürülmesi sonucu belirli bir martensit M_s başlama sıcaklığına (kritik sıcaklığa) geldiği zaman ana faz (austenit faz) içinde martensit plakaların çekirdeklenmesi ile başlar. Sıcaklığın düşüşüyle birlikte martensit plakaların sayısı artmaya devam eder ve martensit bitiş sıcaklığına (M_f) gelindiğinde dönüşüm tamamlanır. Aynı işlemin tersi olarak, eğer sıcaklık yükseltirse plakalar kaybolmaya başlar. Martensit kristalleri, T_0 sıcaklığından yüksek olan austenit fazın başlama sıcaklığı olan (A_s) sıcaklığı esnasında martensit faz içinde austenit fazı oluşmaktadır. Dönüşüm Austenit bitiş sıcaklığında (A_f) tamamlanır. A_s sıcaklığı ile M_f sıcaklığı aynı değerde değildir ve austenit-martensit dönüşümler tersinir dönüşümlerdir. İzotermal dönüşümün meydana gelebilmesi için sıcaklık değişimi veya dışarıdan uygulanan bir zor gerekmektedir. Bazı alaşımlarda dönüşüm sıcaklığının (A_s-A_f) histeris aralığı büyük ölçüde genişir. Belirlenen bu genişlik yaklaşık olarak 400 °C dir. Bunun yanında bazı alaşımlarda ise bu histerisiz son derece dardır. Şekil hafızalı alaşımlar izotermal martensitik dönüşüm sergilerler. Bazı şekil hafızalı alaşımlarda, sıcaklık dışında basınç ve magnetik alan da martensitik dönüşüme katkıda bulunabilir.

3.3.2 Termoelastik Olmayan Martensitik Dönüşümler

Termoelastik olmayan martensitik dönüşüm için dönüşüm kinetikleri genelde çekirdeklenme hızı ile kontrol edildiğinden soğutma sırasında bir martensit plakası belli bir büyüklüğe kadar büyür, sonrasında yapılacak soğutmalarda daha fazla büyüme görülmez. Büyüme adımı, soğutma sırasında artan sürücü kuvvet ile termodinamik dengede kalma eğilimindedir ve çekirdeklenme adımı da atermal kabul edilir. Çünkü ara yüzey açık bir şekilde sabitlendiğinden ısıtma sırasında geri hareket etmez. Öte yandan izotermal martensitik çekirdeği sıcaklık ve zamanın her ikisine de bağlıdır. Termoelastik martensitlerde büyüme adımı ve eşlik eden zorlanma enerjisi soğutma sırasında artan sürücü kuvvet ile termodinamik dengede kalma eğilimindedir. Bunun yerine ana faz,

sabitlenen martensit plakalar arasında çekirdeklenir ve bir plakanın tamamı orijinal ana faz yönelimine geri dönemez [18].

3.4 Martensitik Dönüşümün Termodinamiği

Malzemeye dışarıdan uygulanan fiziksel etkilerle martensitik dönüşümün gerçekleşebilmesi için, bu etkiler sonucunda dönüşümü harekete geçirecek kadar serbest enerji farkının oluşması gerekmektedir. Martensitik dönüşümlerin sürükleyici kuvveti de esas olarak bu serbest enerji farkını oluşturmaktadır. Serbest enerji genel itibariyle basınç ve sıcaklıktan etkilenmektedir. Faz dönüşümleri basınç ve sıcaklığın yanı sıra yapı kursuları ve dışarıdan uygulanan zor faktörlerden de etkilenmektedir. Bu nedenle dönüşümün bulunduğu şartlar önem taşımaktadır. Fazlar arasındaki geçişlerde sistemin mevcut olduğu son faza göre kararsız olması gerekmektedir. Sıcaklık ve basınçta sabit durumdayken sistemin kararlılığı;

$$G = H - T\Delta S \quad (3.1)$$

Denklemlerle Gibbs serbest enerjisinin en küçük değeri ile belirlenir. Denklemlerde, G Gibbs serbest enerjisi, H entalpi, T mutlak sıcaklık ve ΔS sistemler arasındaki entropi farkıdır.

Şartlar itibariyle kapalı bir sistemde, bir P basıncın sabit durumuna karşı hacmi V_1 'den V_2 'ye değişiminde, enerji E_1 'den E_2 'ye geçiş yaparak, bu durumda ΔE enerji değişimi;

$$\Delta E = E_2 - E_1 = \Delta Q - P(V_2 - V_1) \quad (3.2)$$

dir. Yukarıdaki denklemden sistemin ΔQ ısı enerjisi değişimi:

$$\Delta Q = (E_2 + PV_2) - (E_1 + PV_1) \quad (3.3)$$

bulunur. Yukarıda ki denklemlerde görüldüğü gibi sabit P basıncına karşı iş yapılmasıyla hacim değişikliği olan kapalı sistemin, ısı enerjisinde meydana gelen ΔQ farkı, $E+PV$

farkına eşittir. Bu durum sistemin entalpisi olarak bilinir. Entalpi genel olarak H harfi ile gösterilir ve denklem;

$$H=E+PV \quad (3.4)$$

$$\Delta Q= H_2-H_1 \quad (3.5)$$

olur. [19]

Cohen ve Salzbrenner'e göre T_0 denge sıcaklığı,

$$T_0 = \frac{1}{2} M_S A_S \quad (3.6)$$

olarak belirlenmiştir. Burada M_S martensit başlama sıcaklığı A_S ise austenit başlama sıcaklığıdır[31].

Wayman ve Tong'a göre T_0 denge sıcaklığı,

$$T_0 = \frac{1}{2} M_S A_f \quad (3.7)$$

Olarak belirlenmiştir. Burada A_f austenit bitiş sıcaklığıdır [32].

Austenit-martensit fazlar arasındaki spesifik ısı farkı ihmal edildiğinde; ters dönüşüm gerçekleşirken ölçülen ısı, ileri dönüşüm gerçekleşirken ölçülen ısıdan mutlak değer olarak daha büyük olmasına rağmen numunenin entropi değişimi her iki dönüşüm için aynıdır [33]. Demirin α - β allotropik dönüşümü, ergime, buharlaşma gibi faz dönüşümleri genellikle sabit basınç altında sabit sıcaklıklarda olmaktadır. Buna göre, sabit basınçta entalpi ifadesinin türevidir;

$$\Delta H = (\Delta E + P\Delta V) \quad (3.8)$$

Şeklinde dir. Buna göre, termodinamiğin birinci kanununu uygulandı ğında,

$$\Delta E = \Delta Q - P\Delta V \quad (3.9)$$

$$\Delta H = \Delta Q \quad (3.10)$$

eşitli ği bulunur. Sabit basınçta;

$$\Delta S = \frac{\Delta Q}{T} = \frac{\Delta H}{T} \quad (3.11)$$

bulunur. Böylelikle entalpi de ğişimi hesaplanabilirken entropi de ğişimi de hesaplanabilir[34].

Prado ve arkadaşları, entalpi de ğişimini,

$$\Delta S_{M \rightarrow A} = \frac{\Delta H_{M \rightarrow A}}{T_0} \quad (3.12)$$

olarak hesaplamışlardır.

3.5 Deformasyon Nedenli Martensitik Dönüşüm

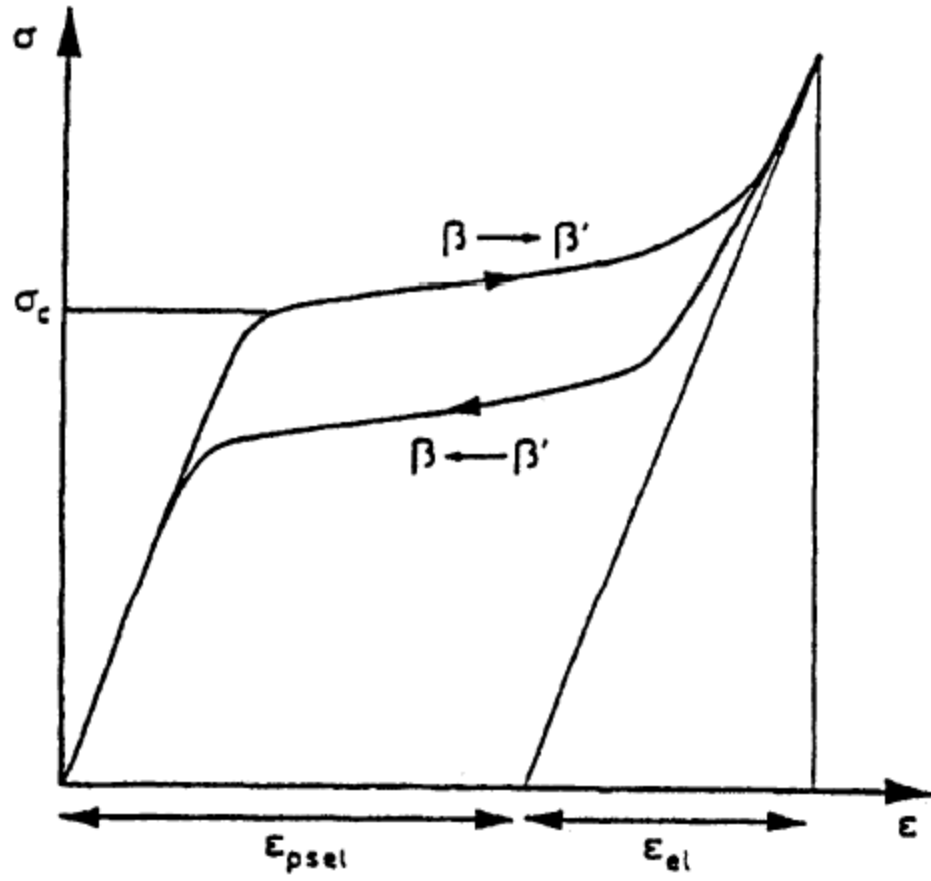
Martensitik dönüşümün deformasyondan nedenli iki durumu vardır. M_f yüksek olan bir sıcaklık durumunda deforme edilen martensit, akma geriliminden daha küçük de ğerde olan gerilmeler ile çekirdeklenme meydana gelmekte ve büyüme olmaktadır. Bu işleyişle oluşan martensit “gerilme nedenli” martensit olarak isimlendirilir. Burada ihtimal bir plastik gerinim, dönüşümün esnek durumundan dolayıdır. Oluşan martensitin hacimsel oranı, var olan gerinim ile doğrusal olarak bağlantılıdır. Martensitin meydana gelmeye başladığı gerilme de ğeri ise sıcaklıkla beraber artmaktadır. Gerçekleşen bu durum aşağıda belirtildi ği gibi Clausius-Clapeyron denklemi ile açıklanabilir[35].

$$\frac{d\sigma^{p-m}}{dT} = \frac{\Delta S}{\varepsilon_{maks}} \quad (3.13)$$

Yukarıdaki denklemde, σ^{p-m} martensit durumunun meydana gelmesinin başlangıcı olan gerilme değeri, ΔS entropideki değişim ve ε_{maks} ise plastik deforme olmaksızın martensitin kaymayla büyümesinden kaynaklı ölçülenen yüksek gerinim değeridir. Eğer σ^{p-m} , σ_y akma gerilim miktarına ulaşma durumunda değerine, M_s^σ sıcaklığının ulaşabileceği maksimum değere ulaşarak ve meydana gelen dönüşüm sadece elastik gerilimler ile başlayabilecek duruma gelir. M_s^σ sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda martensit oluşmadan önce plastik akış oluşur[35].

Öte yandan gerinim uygulanması halinde martensit büyümesi devamlılık gösterirken, gerinimden kaynaklı çekirdekleşmiş martensitik bölgeler oluşmaktadır. Gerinimden kaynaklı martensiti oluşturan gerilme değeri, deforme kaynaklı martensitin meydana gelebileceği en üst sıcaklık miktarı olan M_s miktarına varana kadar sıcaklık artışıyla akma gerilimi eğrisinden daha fazla sapma göstermektedir. Bu sıcaklıktan yukarıda, uygulanan deforme sonucunda martensitin meydana gelmesi görülmez[35].

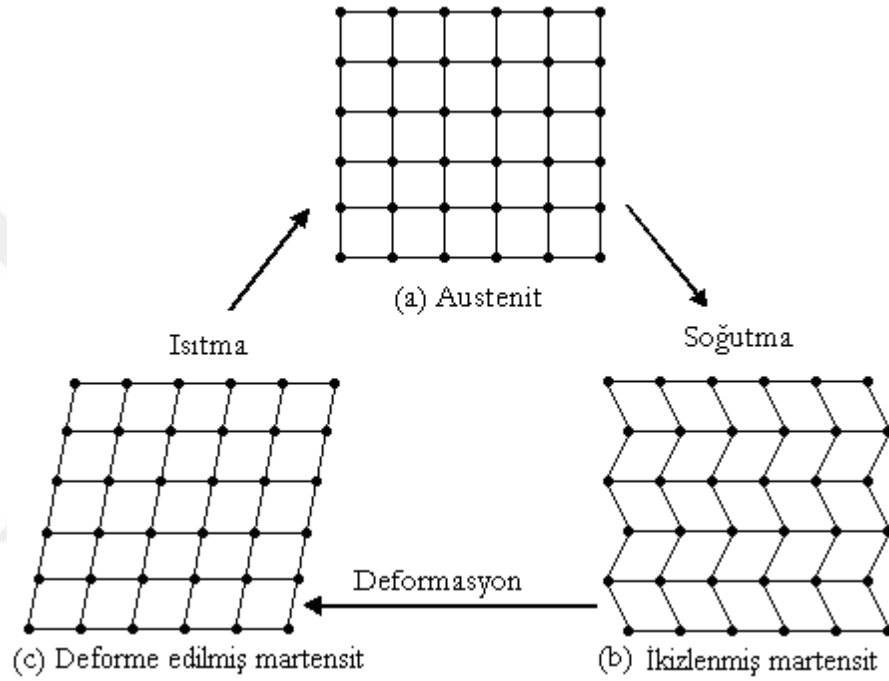
Gerilme kaynaklı martensit meydana gelişi, termoelastik martensitik dönüşüm gösteren şekil hatırlamalı alaşımlarda gözlemlenen ‘sözde elastiklik’ durumunun orjiniidir. Şekil 3.9.’da görüldüğü gibi gerilme kaynaklı martensit meydana gelişi durumunda kalıcı deforme olmadığından kaynaklı, A_f sıcaklığından yüksek bir sıcaklık durumunda ε_{maks} değerinde bir en yüksek deforme maruz kaldığında, hacimsel kesri %100 olan bir martensit meydana gelmiş olur. Uygulanmış yük ortadan kaldırıldığında, yükün meydana getirdiği gerinim tamamen toparlanır ve yeniden ana faza doğru tersine dönüşüm gerçekleşir [35].



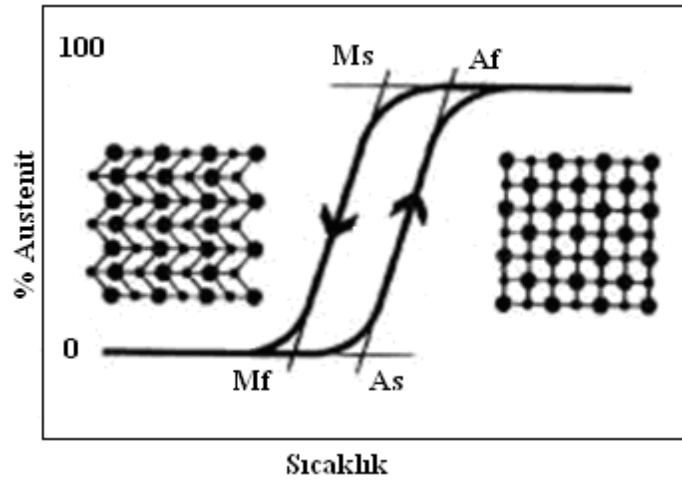
Şekil 3.7. Gerilme nedenli martensit yoluyla sözde elastik deformasyon[36].

4. ŞEKİL HAFIZA OLAYI

Şekil hafıza olayı, martensit fazda deforme edilen alaşımların, daha sonra austenit faz sıcaklığına ısıtılmasıyla austenit fazın sahip olduğu orijinal şeklini hatırlaması ve geri kazanması yeteneğidir. Şekil hatırlamalı alaşımların tamamında termoelastik martensitik dönüşüm görülmektedir. Austenit-martensit dönüşümün mikro mekanizması (Şekil 4.1.) ve hafıza mekanizması (Şekil 4.2.) şematik olarak gösterilmektedir.[37].



Şekil 4.1. Soğutma - ısıtma ve deforme ile martensit ve austenit dönüşümünün mikroyapı[35].



Şekil 4.2. Şekil hafıza mekanizması[35].

Malzeme, düzenli ana austenit fazı M_s sıcaklığının altına soğutulduğunda martensit faz oluşmaktadır. Dönüşümde ikizlenme ve benzeri deformasyonlar meydana gelir ve makro şekil değişimi olmaz. M_f sıcaklığının altında martensit fazda bulunan malzeme dışarıdan bir gerilmeye uğradığında ikizlenme sınırları hareket eder ve kaybolarak malzemenin şekli değişmektedir. Uygulanan gerilme ortadan kaldırıldığı zaman numune deformasyon edilmiş halini tekrar korur. Deformasyon edilmiş malzemenin sıcaklığı A_f sıcaklığının üzerinde olacak şekilde artırılarak oluşan plastik deformasyon ortadan kaldırılır. Isıl işlem sonrası malzeme martensit durumundan ana austenit faz durumuna ters dönüşüm gerçekleşerek ana ilk şeklini tekrar elde eder.

Şekil hatırlama olayı çift ve tek yönlü olmak üzere iki grupta incelenir.

4.1 Tek Yönlü (Tersinmez) Şekil Hafıza Olayı

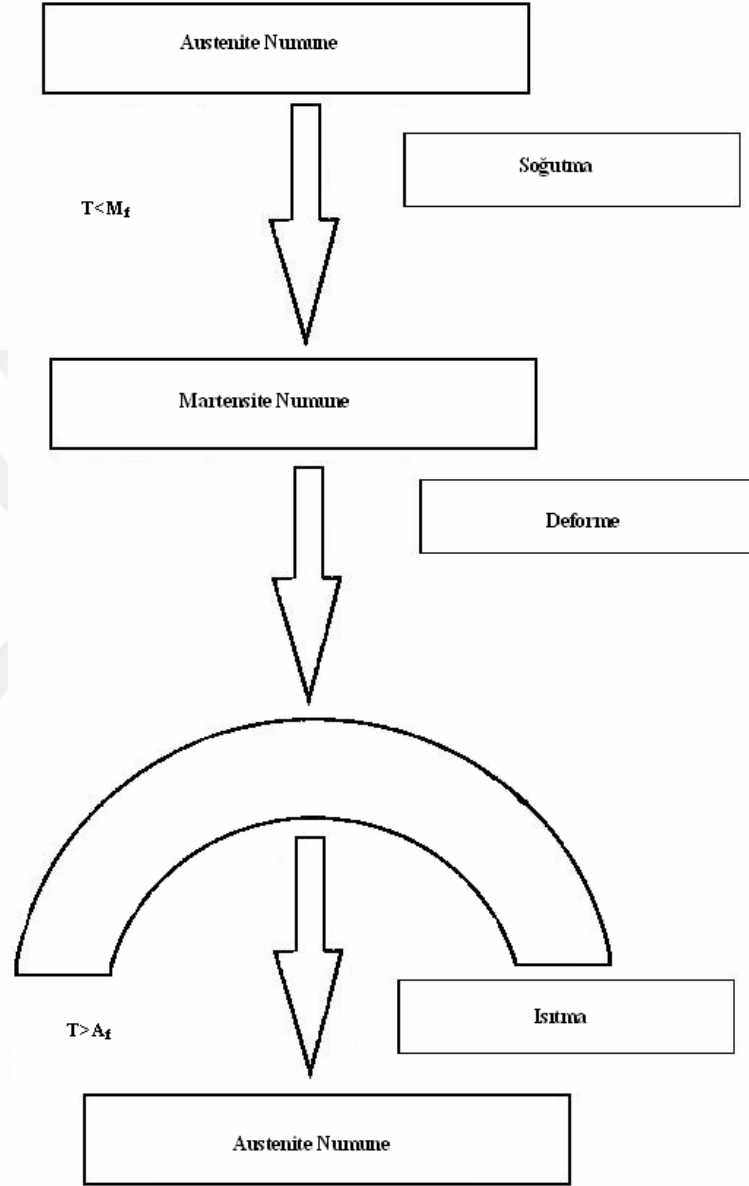
Tek yönlü şekil hatırlama olayı, alaşım M_f sıcaklığı altında deforme edilerek uygulanan zor kaldırıldığında orijinal şekline geri dönmez. Alaşım ısıtıldığında üzerindeki zor, sıcaklık kritik bir sıcaklığın üzerinde çıktığında kademeli şekilde orijinal şekline geri döner. Sıcaklık tekrar düşürüldüğünde alaşım deforme edilmiş şekline geri dönemez. Isıtma-soğutma işlemleriyle deformasyon öncesi ilk ana faz yöneliminin tekrar elde edilmesi, tek yönlü şekil hatırlama olayının temel mekanizmasıdır [38].

Şekil 4.4.'de görüldüğü gibi tek yönlü şekil hafıza olayı aşağıdaki işlemlerden oluşur :

- $T < M_f$ de numuneyi deforme edilir.
- Numunenin yüksek sıcaklık şeklini kazanması için $T > A_f$ ye kadar ısıtılır.
- Tekrar $T < M_f$ ye kadar soğutulur.

Tek yönlü şekil hafıza olayı FePt, NiTi, FeMnCTiNb, CuZnSn, NiAl, CuZnSi, gibi birçok alaşım sistemlerinde görülmüştür. Bu şekil hafıza durumunun zorlanma sınırı, kendiliğinden martensitik dönüşüme ait biçim zorlanmasına indekslidir. Bu sınır,

deformize etkilğinde bir martensit tek kristalinin sadece terslenmesiyle meydana çıkmaktadır. Normalde bu seviye durumuna sadece β -faz tek kristallerinden ulaşılmaktadır[39-40].

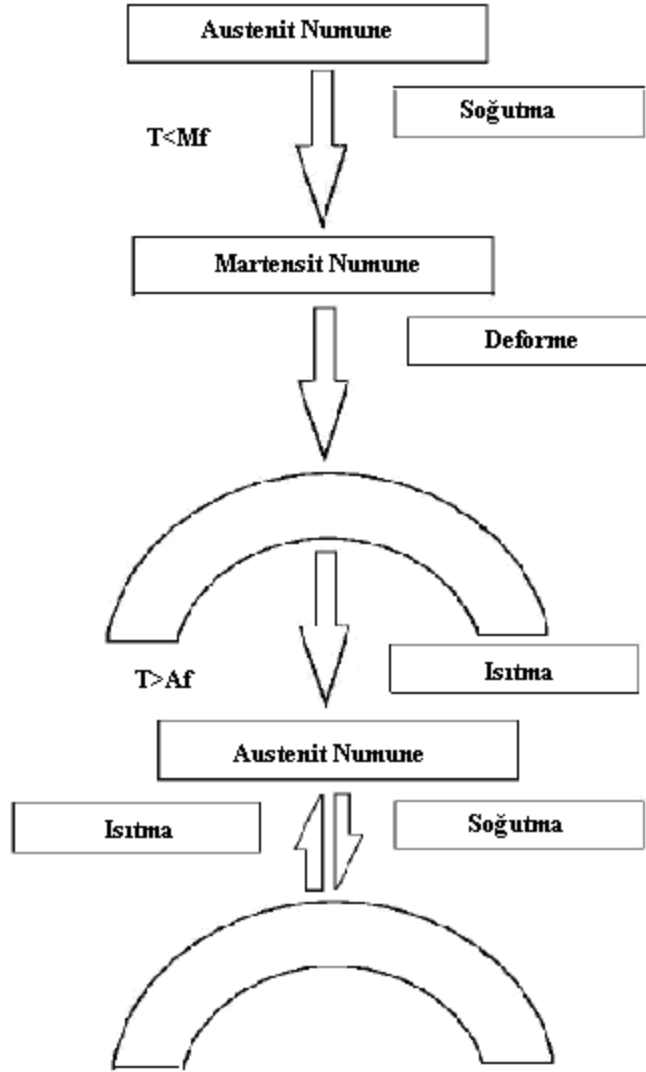


Şekil 4.3. Tek yönlü şekil hafıza olayının mekanizması[38-41].

4.2 Çift Yönlü (Tersinir) Şekil Hafıza Olayı

Şekil hatırlamalı alaşımlarda incelenen martensitik dönüşümler, alaşıma uygulanan sıcaklık ve zorun etkisiyle çift yönlülük (tersinirli) gösterir. Alaşım, gösterdiği tersinirlik durumundan dolayı diğer alaşımlardan farklı davranış sergiler[42].

Şekil 4.5.'de görüldüğü gibi çift yönlü şekil hafızalı olayda, $T < M_f$ sıcaklığı esnasında yani martensitik faz durumunda alaşıma dışarıdan zor uygulanarak deforme edilir ve sonra uygulanan zor kaldırılarak alaşım deformize edilen şeklini korumaktadır. Deformize edilen alaşımın sıcaklığı $T > A_f$ sıcaklığına yükseltildiğinde plastik deformasyon ortadan kalkarak alaşım deformize öncesi şekline geri döner. Orijinal şekline geri dönen alaşımın sıcaklığın tekrar $T < M_f$ sıcaklığına düşürülmesi durumunda önceki deformize edilmiş şeklini almaktadır. Böylelikle çift yönlü şekil hafızalı olayı gerçekleşerek tersinirlik gözlenmiş olur[41-43].



Şekil 4.4. Çift yönlü şekil hafıza olayının mekanizması[41-42].

5. MATERYAL VE METOT

Tez çalışmasında CuAlNi üçlü şekil hatırlamalı alaşım kullanılmıştır. Numunenin atomik yüzdeleri tablo 5.1'de verilmiştir.

Tablo 5.1 CuAlNi alaşımına ait atomik yüzdeleri

Kimyasal Kompozisyon (% wt)		
Cu	Al	Ni
82,03	13,46	4,51

Numuneler başlangıçta kalıp halindeyken kesilerek küçük parçalar haline getirilmiştir. Tersinir şekil hafızalı özellik gösteren numuneleri homojenleştirmek için fırında 900°C'de 1 saat boyunca ısıl işlem uygulanmıştır. Isıl işlem sonrası numuneleri β fazda tutmak için tuz ilaveli buzlu su içerisine konulmuştur. Akabinde numunelere 280 MPa, 560 MPa, 840 MPa ve 1120 MPa basınç uygulanmıştır. Sırasıyla uygulanan basınçların etkilerinin incelenmesi için aşağıda belirtilen;

- XRD (X-Işınları Kırınımı),
- Optik Mikroskop,
- TG/DTA (Diferansiyel Termal Analiz),
- DSC (Diferansiyel Tarama Kalorimetresi),

ölçümleri alınmıştır.

5.1 XRD (X-Işınları Kırınımı)

Kristal yapı, atom ve atom gruplarının belli hacimsel ve düzene sahip olmasıyla meydana gelmektedir. X-ışını kırınımı metoduyla kristal yapı analizi yapılabilmektedir. Kristalde X-ışınlarının kırınımına uğramasıyla kristal yapının özelliklerinin incelenmesinde imkan sağlanmıştır. X-ışınlarıyla, kristal içerisindeki atomların daireleri, dizimleri ve atom düzlemlerine karşılık gelen noktalar incelenebilmektedir. X-ışınları kısa dalga boyuna sahip elektro magnetik ışınlardan oluşmaktadır ve farklı renk düzenleri vardır. XRD ile X-ışınları, atomun çekirdeği etrafındaki elektronlarla saçılmaya uğratarak gerçekleştirilmektedir. Böylelikle kristale doğrultulan X-ışınları, kristalde bulunan atomlar

tarafından yansıtılma işlemidir. X-ışını hesaplamaları Bragg kanunuyla yapılmaktadır. Genel itibari ile Cu $K\alpha_1$ ışını kullanılmaktadır. $K\alpha_1$ ışınının dalga boyu 0,15406 nm'dir. Bu tez çalışmasında Rigaku RadB-DMAX-II Bilgisayar Kontrollü XRD cihazı kullanılmıştır.

X-Işınlari Kırınımı tekniğiyle numunenin;

- Malzemenin içerdigi fazları belirlemede,
- Nicel faz analizinde,
- Tanecik yönelimi belirlemede,
- Tanecik boyutu belirlemede,
- Örgü sabitlerini bulmada,
- Kimyasal kompozisyonu belirlemede,
- Sıcaklı, basınç vs etkilere bağılı faz değişiklerini

İncelenebilmektedir.

XRD uygulama alanları;

- Polimerlerin analizinde
- Jeolojide minerallerin ve kayaçların analizinde
- İlaç endüstrisinde belli bir malzeme içindeki polimorfların ve safsızlıkların tespitinde
- Metal ve alaşım analizlerinde
- Seramik ve çimento sanayinde
- Arkeolojide, tarihi yapıları oluşturan malzemelerin tayininde
- İnce film kompozisyonu tayininde

şeklindedir.

5.2 Optik Mikroskop

Metal ve alaşımların yüzeysel iç yapılarını incelemek ve gözlemek için optik mikroskop kullanılmaktadır. Optik mikroskopla numunedeki;

- Numunedeki tane sınırları,
- Numunedeki fazların özellikleri,
- Numunedeki ikizlenmeleri,
- Numunedeki dağılımları,

- Numunedeki kalıntı ve çatlaklar tespit edilebilmektedir.

Bu çalışmada optik mikroskop ile numene yüzeyinde oluşan martensit oluşumların gözlenmesi amaçlanmıştır. Küçük parçalar halinde kesilen numuneler soğuk kalıplama yöntemi ile polyestere gömülerek 1200 lük zımpara ile su altında parlatıldı. Daha sonra 1 mikron elmas pasta kullanılarak saf alkol dökülmüş kadife çuhada ile parlatıldılar. Parlatılan bu numuneler 50gr ($FeCl_3-6H_2O$)-960 ml metanol ve 200ml HCl çözeltisi ile dağlandıktan sonra Nikon-Ema200 optik mikroskobu kullanılarak metalografik gözlemler yapıldı. Şekil 5.1. de kullanılan cihaz görülmektedir.



Şekil 5.1. Nikon-Ema 200 marka optik mikroskop.

5.3 TG/DTA (Diferansiyel Termal Analiz)

Malzemede sıcaklığa bağlı olarak meydana gelen reaksiyonları tespit etmek için kullanılan bir analiz tekniğidir. Endotermik ve ekzotermik reaksiyonların başlangıç ve bitiş sıcaklıkları, reaksiyonların gerçekleştiği maksimum sıcaklıklar, söz konusu reaksiyonların entalpisi hesaplanabilmektedir.

Çalışma prensibi olarak;

Cihazın maksimum çalışma sıcaklığına (1500 °C) kadar sıcaklık ile birlikte hiçbir değişim göstermeyen bir referans malzemesinin analiz edilecek numune ile birlikte aynı sistem içerisinde ısıtılmak suretiyle analiz-referans malzemeleri arasındaki ısı farklarını baz alarak ölçüm yapan bir analiz tekniğidir.

Cihaz çalışır konuma getirildikten sonra çalışma sıcaklığına ve analiz numunesinin cinsine göre pan tercihi yapılır (düşük sıcaklık uygulamalarında alüminyum pan, yüksek sıcaklık uygulamalarında alümina ve platin pan, seramik malzemeler için alümina, metalik malzemeler için alüminyum ve platin pan şeklinde). Referans ve boş pan yerleştirildikten sonra dara alınır ve analiz edilecek numune yerleştirilir (10-30 mg).

Reaksiyonlar neticesinde yanma ürünlerini sistem dışına almak için taşıyıcı gaz (azot) sürekli kullanılır ve arzu edildiği durumlarda reaksiyon gazları (oksijen, azot, argon vb.) kullanılabilir. Tüpler üzerindeki manometreden basınç ayarı ve flowmetreden debi (dk/ml) ayarları yapılır. Software üzerinden gerekli proses parametreleri (ısıtma hızı, max. çalışma sıcaklığı, bekletme süresi, fırın atmosferi) ayarlanarak analiz başlatılır. DTA/TG fırın ünitesinden proses süresinde meydana gelen değişimler data toplayıcı ara yüzey vasıtasıyla sinyaller olarak software gönderilir ve burada DTA/TG eğrisi elde edilir. Bu tez çalışmasında Şekil5.2.'de görülen Shimadzu DTG-60AH marka DTA cihazı kullanılmıştır.



Şekil 5.2 Shimadzu DTG-60 Ah DTA cihazı.

5.4 DSC (Diferansiyel Taramalı Kalorimetri)

Diferansiyel Taramalı Kalorimetri, denetimli bir atmosfer ortamında zamanın ve sıcaklığın fonksiyonu olarak malzemedeki ısı geçişlerini ölçer. Bu geçişler gözlenen ısı akışlarına ve sıcaklığa bağlıdır. Bu ölçümlerle ekzotermik, endotermik ve ısı uygulamasındaki değişimleri içeren kimyasal ve fiziksel değişimler hakkında kantitatif ve kalitatif bilgi verir. Diferansiyel taramalı kalorimetre numunenin dışına ve içine doğru olan ısıyı ölçer. Endotermik durumda ısı numunenin içine doğru akmaktadır. Ekzotermik durumda ısı numunenin dışına doğru akmaktadır.

Çalışma prensibi olarak;

Numune soğutulurken, ısıtılırken veya belirli bir sıcaklık aralığında tutulduğunda salınan veya soğurulan enerji miktarı ölçülür. Bu yöntemle, referans ile sıcaklığa veya zamana bağlı olarak numuneden gelen veya uzaklaşan ısı farkı gösterilmektedir. DTA ve DSC aynı yöntemle kullanılır. Her ikisinde de referans ve numune bulunmaktadır. Farklı bir durum olarak güç telafisi yöntemiyle çalışan DSC'ler de, numunenin sıcaklığı ile referansın sıcaklığı aynı tutulmaktadır. Bundan dolayı numunenin ve referansın arasında sıcaklık farkı tespit edilirse, sıcaklıkları eşit tutmak için numuneye verilen enerji (güç) miktarı değiştirilmektedir. Bu yöntemle numunedeki faz değişimi esnasında meydana gelen ısı transferi miktarı ölçülebilir.

Diferansiyel Taramalı Kalorimetri ile;

- Safılık,
- Erime ve kaynama noktası,
- Kristalleşme zamanı ve sıcaklığı,
- Reaksiyonların ve füzyonun ısısı,
- Özgül ısı kapasitesi,
- Cam geçiş sıcaklığı (T_g),
- Oksidatif ve termal kararlılık,
- Kürleşme derecesi ve oranı,
- Reaksiyon kinetiği

durumlar ölçülür.

Diferansiyel Taramalı Kalorimetride çıkan hataların ana sebepleri;

- Kalibrasyon,
- Kontaminasyon (Kirlilik),
- Numune hazırlama,
- Numunenin yerleştirilmesi,
- Geriye kalan çözücü ve nem,
- Numunenin kütlesi,
- İşlem hataları
- Isıtma ve soğutma oranı

olarak sıralanabilir.

Bu tez çalışmasında Şekil 5.3.'de görülen Shimadzu DSC-60A marka DSC cihazı kullanılmıştır.



Şekil 5.3. Shimadzu DSC-60A marka DSC cihazı.

6. SONUÇLAR

6.1 XRD Ölçümleri

Bu çalışmada 900°C’de 1 saat boyunca homojenleştirilmiş CuAlNi alaşım parçalarının mikroyapısı, atomik kompozisyonu ve yüzeyinde oluşan fazlar X-ışını kırınım cihazı ile tespit edilmiştir. XRD ölçümleri sonuçlarından her numunenin kristal yapısı bulunarak örgü parametreleri;

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

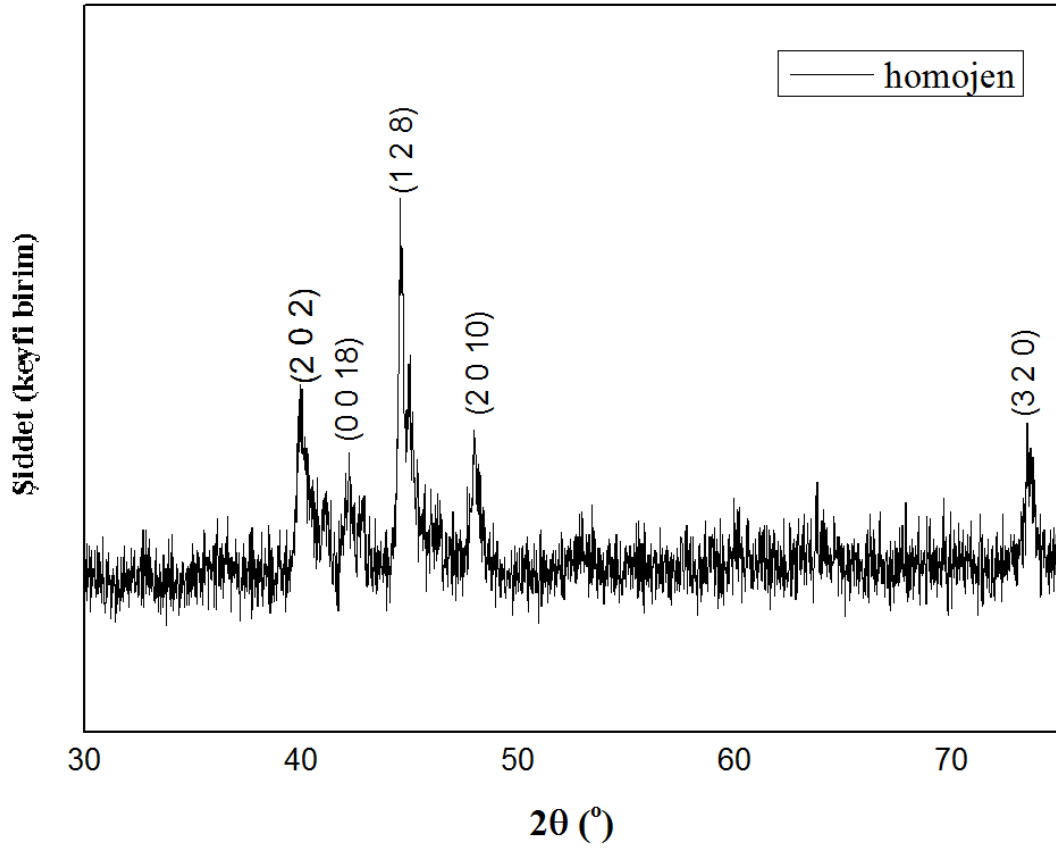
denklemleriyle hesaplanmıştır.

Homojen ve 280 MPa, 560 MPa, 840 MPa ve 1120 MPa basınçlar uygulanan numuneler Debye-Scherrer denklemi ile tane boyutundaki değişimi gözlemlenmiştir. Bu denklem;

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

dir. Bu denklem ile numunelerin kristal boyutları 23,27 nm, 26,28 nm, 29,49 nm, 13,40 nm ve 16,87 nm olarak hesaplanmıştır.

CuAlNi Homojen numunesinin X-ışını difraktogramı aşağıda görüldüğü gibidir. Bu difraksiyonu oluşturan düzlemler (2 0 2), (0 0 18), (1 2 8), (2 0 10) ve (3 2 0) olarak görülmektedir. Şekil 6.1’de görüldüğü gibi pikler içerisinde en şiddetlisi (1 2 8) pikidir. Buna bağlı olarak $2\theta = 45,281^\circ$ değerindedir.



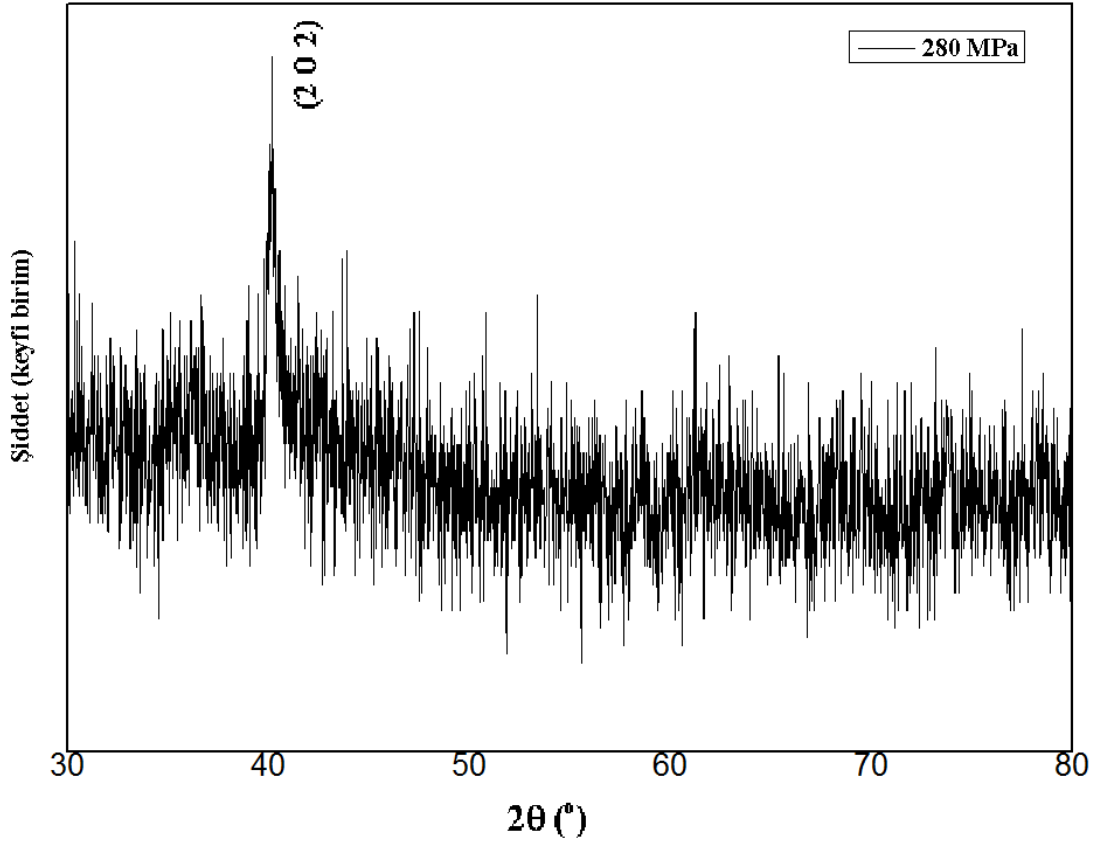
Şekil 6.1 CuAlNi Homojen numunesinin X-ışını difraktogramı.

Ortorombik yapıya sahip olan homojen numunenin d mesafeleri, 2θ değerleri, denklemden hesaplanan örgü parametreleri, difraksiyonu sağlayan düzlemler ve a/b oranları aşağıda tablo 6.1.'de gösterilmiştir. a/b oranı hesaplandığında 0,88 olarak belirlenmiştir. Bu değer $\sqrt{3}/2$ değerine yakın olması ana fazın düzenli bir yapıda olduğunu ve martensitik yapısının 18R yapıda olduğunu görülmektedir.

Tablo 6.1. Homojen numunenin d mesafeleri, 2θ değerleri, örgü parametreleri, $(h k l)$ değerleri ve a/b oranı.

Kristal Yapı	2θ (°)	d (Å)	$(h k l)$	a (Å)	b (Å)	c (Å)	a/b
Ortorombik	39,721	2,2673	(2 0 2)	4,566	5,182	38,187	0,88
	42,576	2,1215	(0 0 18)				
	45,281	2,0010	(1 2 8)				
	72,964	1,2955	(04 0)				

CuAlNi Numunesine 280 MPa basınç uygulandığında X-ışını difraktogramı aşağıda şekil 6.2.'de gösterildiği gibidir. Difraksiyonun düzlem olarak sadece (2 0 2) piki görülmektedir. Bir tane pik olduğundan şiddetli pik (2 0 2) pikidir. Pikin $2\theta = 40,201$ değeri görülmektedir. CuAlNi Homojen numunesine ait şekil 6.2. görülen en şiddetli pik (0 0 18) piki 280 MPa basınç değerinde gözükmemektedir.



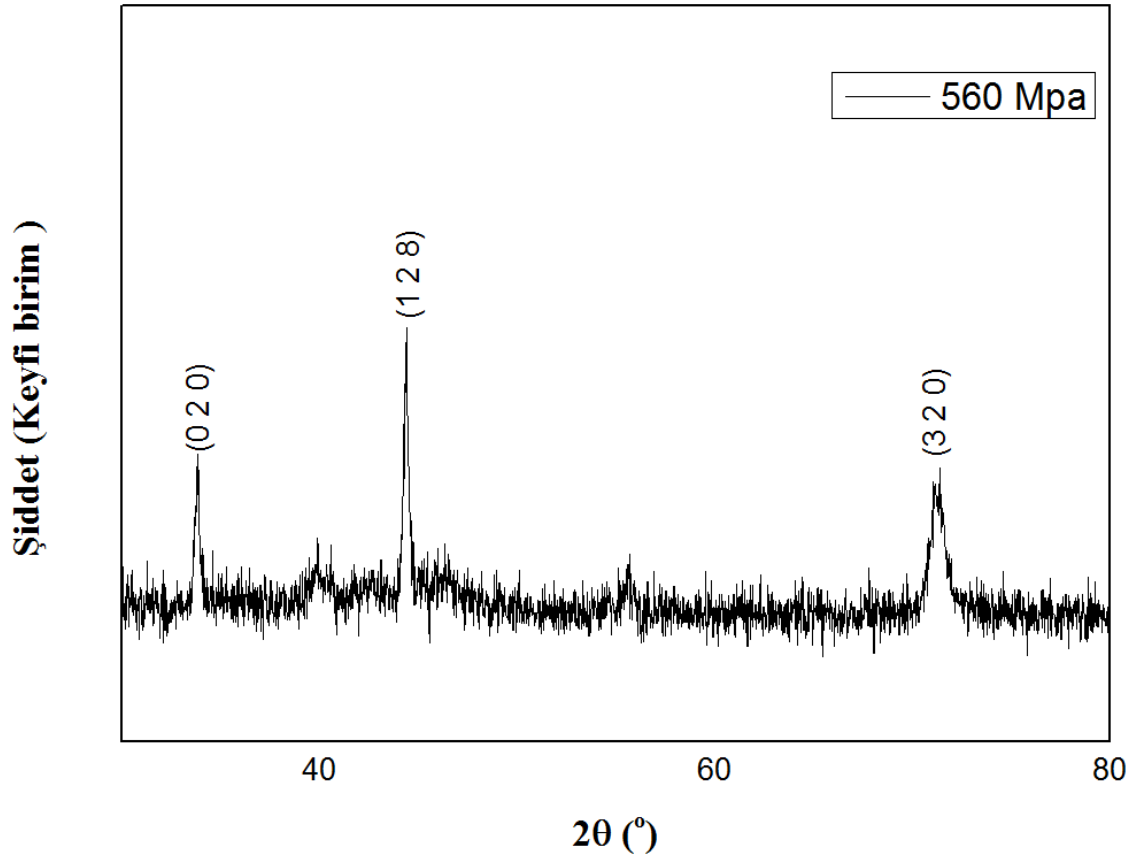
Şekil 6.2. CuAlNi Numunesine 280 MPa basınç uygulandığında X-ışını difraktogramı.

CuAlNi Numunesine 280 MPa basınç uygulandığında yapısal olarak ortorombik yapı olduğu belirlenmiş ve d mesafeleri, 2θ değerleri, denklemden hesaplanan örgü parametreleri, difraksiyonu sağlayan düzlemler ve a/b oranları aşağıda tablo 6.2.'de verilmiştir. Sadece bir düzlem olduğundan a/b oranı a, b,c ve a/b değeri belirlenememiştir.

Tablo 6.2 CuAlNi Numunesine 280 MPa basınç uygulanmış numunenin d mesafeleri, 2θ değerleri, örgü parametreleri, (h k l) değerleri ve a/b oranı.

Kristal Yapı	2θ (°)	d (Å)	(h k l)	a (Å)	b (Å)	c (Å)	a/b
Ortorombik	40,201	2,2414	(2 0 2)	-	-	-	-

CuAlNi Numunesine 560 MPa basınç uygulandığında X-ışını difraktogramı aşağıda şekil 6.3.'de gösterildiği gibidir. Difraksiyonun düzlemleri (0 2 0), (1 2 8) ve (3 2 0) pikleri olarak belirlenmiştir. Şekil 6.3'de görüldüğü gibi pikler arasında en şiddetlisi (1 2 8) piki olup $2\theta = 44,382$ olduğu görülmüştür.



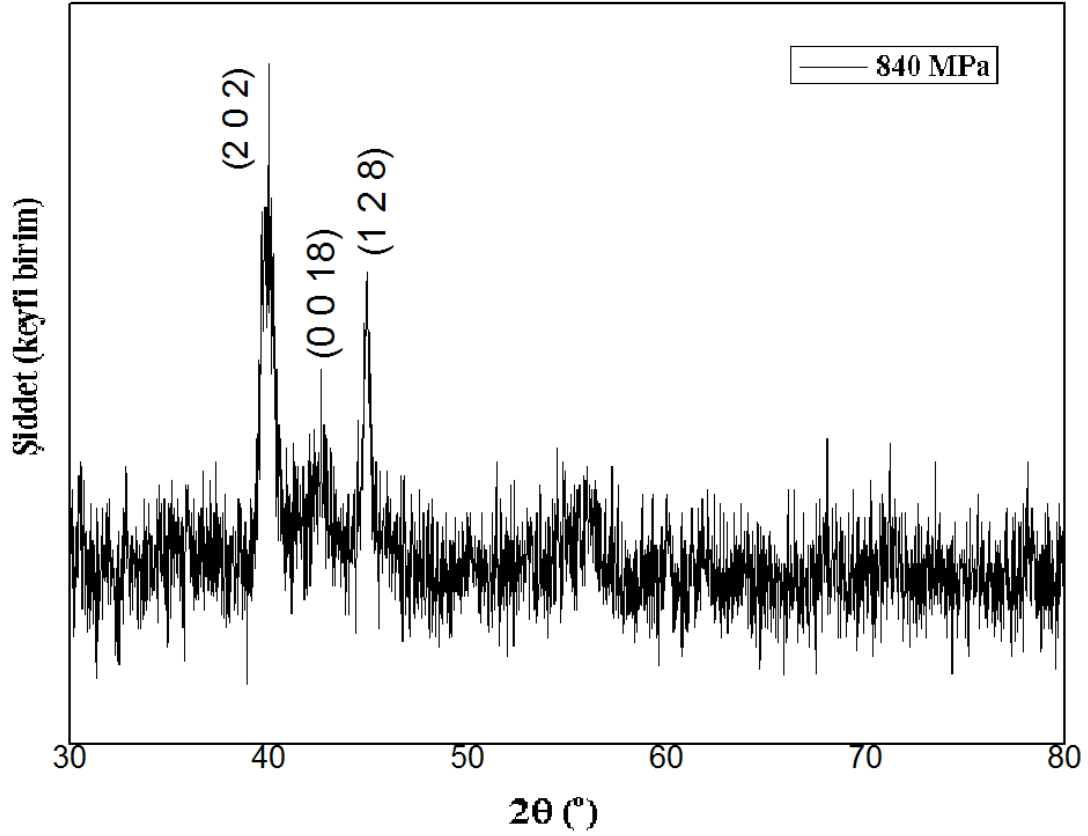
Şekil 6.3 CuAlNi Numunesine 560 MPa basınç uygulandığında X-ışını difraktogramı.

CuAlNi Numunesine 560 MPa basınç uygulandığında d mesafeleri, 2θ değerleri, denklemden hesaplanan örgü parametreleri, difraksiyonu sağlayan düzlemler ve a/b oranı aşağıda tablo 6.3.'de verilmiştir. Yapısal olarak ortorombik'tir. Belirlenen a ve b parametrelerinden a/b oranı 0,85 olduğu hesaplanmıştır ve a/b ise $\sqrt{3}/2$ değerine yakın bir değerdir. Böylelikle ana fazın düzenli bir yapıda olduğunu ve martensitik yapısının 18R yapıda olduğunu gözlemlenmiştir.

Tablo 6.3 CuAlNi Numunesine 560 MPa basınç uygulanmış numunenin d mesafeleri, 2θ değerleri, örgü parametreleri, (h k l) değerleri ve a/b oranı.

Kristal Yapı	2θ (°)	d (Å)	(h k l)	a (Å)	b (Å)	c (Å)	a/b
Ortorombik	33,861	2,6451	(0 2 0)	4,571	5,290	35,904	0,85
	44,382	2,0394	(1 2 8)				
	71,383	1,3203	(3 2 0)				

CuAlNi Numunesine 840 MPa basınç uygulandığında X-ışını difraktogramı aşağıda şekil 6.4.'de gösterildiği gibidir. Difraksiyonun düzlemleri (2 0 2), (0 0 18) ve (1 2 8) pikleri olarak belirlenmiştir. Şekil 6.4'de görüldüğü gibi pikler arasında (2 0 2) piki en şiddetlisi olup $2\theta = 39,961$ olarak belirlenmiştir. 280 MPa ve 560 MPa uygulanmış basınçlarla oluşan düzlemlerdeki kaybolan bazı pikler 840 MPa basınç değerlerinde tekrar görülmektedir.



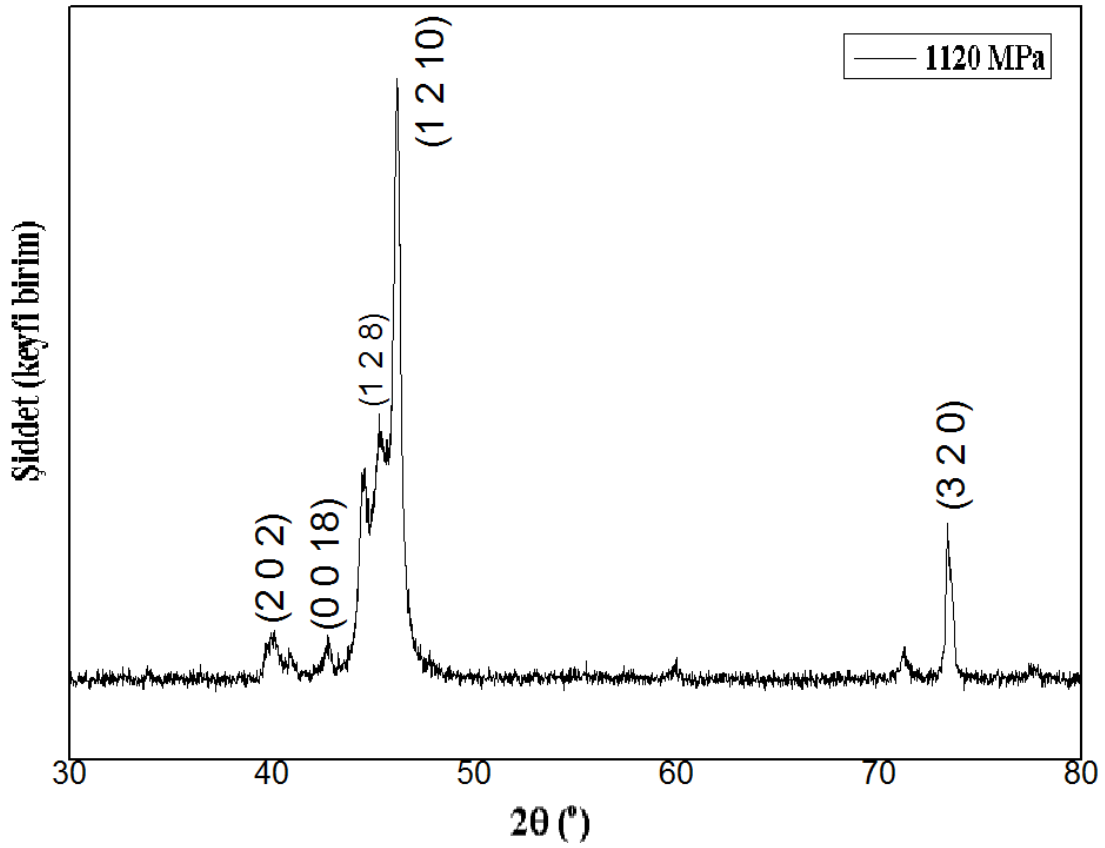
Şekil 6.4 CuAlNi Numunesine 840 MPa basınç uygulandığında X-ışını difraktogramı.

CuAlNi Numunesine 840 MPa basınç uygulandığında d mesafeleri, 2θ değerleri, denklemden hesaplanan örgü parametreleri, difraksiyonu sağlayan düzlemler ve a/b oranı aşağıda tablo 6.4.'de verilmiştir. Yapısal olarak ortorombik yapı olarak belirlenmiştir. Belirlenen a ve b parametrelerinden a/b oranı 0,89 olarak hesaplanmıştır ve a/b değeri de $\sqrt{3}/2$ değerine yakın bir değerdir. Böylelikle ana fazın düzenli yapıda olduğu ve martensitik yapısının 18R yapıda olduğunu gözlemlenmiştir.

Tablo 6.4 CuAlNi Numunesine 840 MPa basınç uygulanmış numunenin d mesafeleri, 2θ değerleri, örgü parametreleri, (h k l) değerleri ve a/b oranı.

Kristal Yapı	2θ (°)	d (Å)	(h k l)	a (Å)	b (Å)	c (Å)	a/b
Ortorombik	39,961	2,2543	(2 0 2)	4,54	5,101	38,133	0,89
	42,642	2,1185	(0 0 18)				
	44,941	2,0153	(1 2 8)				

CuAlNi Numunesine 1120 MPa basınç uygulandığında X-ışını difraktogramı aşağıda şekil 6.5.'de gösterildiği gibidir. Difraksiyonun düzlemleri (2 0 2), (0 0 18), (1 2 8), (1 2 10) ve (3 2 0) pikleri olarak belirlenmiştir. Şekil 6.5'de görüldüğü gibi 1120 MPa basınçta (1 2 10) piki en şiddetli olanıdır ve $2\theta = 46,200$ olarak belirlenmiştir.



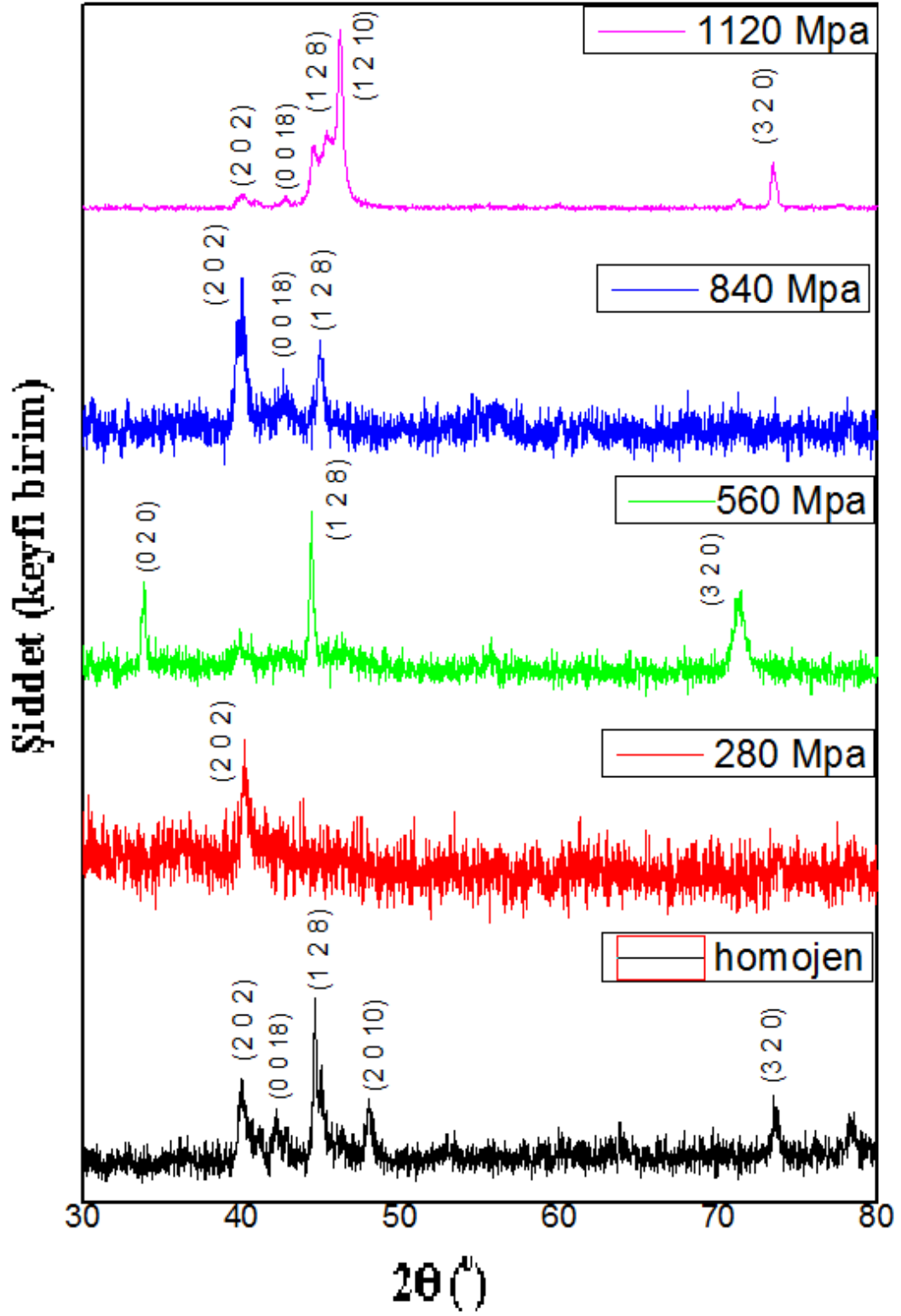
Şekil 6.5 CuAlNi Numunesine 1120 MPa basınç uygulandığında X-ışını difraktogramı.

CuAlNi Numunesine 11200 MPa basınç uygulandığında d mesafeleri, 2θ değerleri, denklemden hesaplanan örgü parametreleri, difraksiyonu sağlayan düzlemler ve a/b oranı aşağıda tablo 6.5.'de verilmiştir. Yapısal olarak ortorombik yapı olarak belirlenmiştir. Belirlenen a ve b parametrelerinden a/b oranı 0,87 olarak bulunmuştur ve a/b değeri de $\sqrt{3}/2$ değerine yakın bir değerdir. Böylelikle ana fazın düzenli yapıda olduğu ve martensitik yapısının 18R yapıda olduğunu gözlemlenmiştir.

Tablo 6.5 CuAlNi Numunesine 1120 MPa basınç uygulanmış numunenin d mesafeleri, 2θ değerleri, örgü parametreleri, (h k l) değerleri ve a/b oranı.

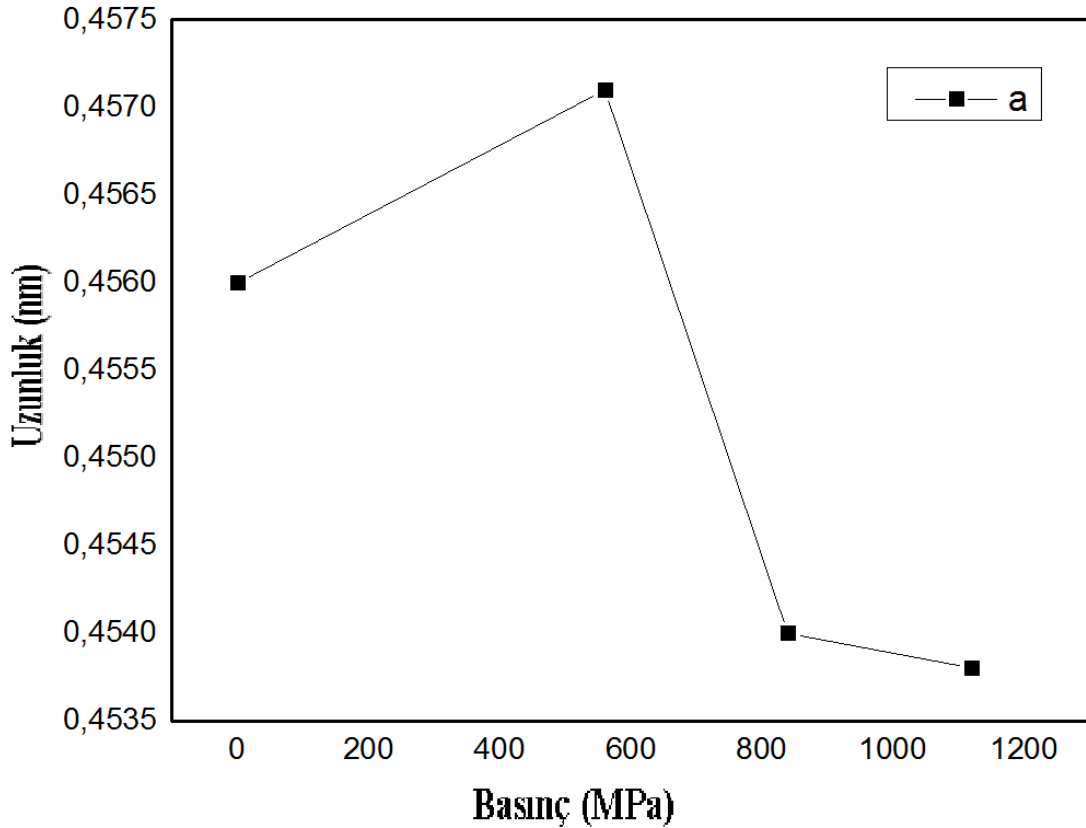
Kristal Yapı	2θ (°)	d (Å)	(h k l)	a (Å)	b (Å)	c (Å)	a/b
Ortorombik	39,980	2,2532	(2 0 2)	4,538	5,188	38,016	0,87
	42,780	2,1120	(0 0 18)				
	44,480	2,0352	(1 2 8)				
	46,200	1,9633	(1 2 10)				
	73,457	1,2880	(3 2 0)				

CuAlNi numunelerinin homojen ve 280 MPa, 560 MPa, 840 MPa ve 1120 MPa basınç uygulanmış X-ışını ölçümleri aşağıda birleştirilerek şekil 6.6'da gösterilmiştir. Şekillerde görüldüğü üzere yaygın olarak (2 0 2) piki homojen, 280 Mpa, 840 Mpa ve 1120 Mpa' da görülmektedir. Şekillerde görüldüğü yaygın olarak (1 2 8) piki homojen, 560 Mpa, 840 Mpa ve 1120 Mpa' da görülmektedir. Şekillerde görüldüğü yaygın olarak (3 2 0) piki homojen, 560 Mpa ve 1120 Mpa' da görülmektedir. (0 2 0) ve (1 2 10) pikleri hepsinde olmadığı görülmektedir. Bunların yanı sıra 2θ değerlerinin uygulanan basınçlardan dolayı küçük sapmalar olduğu görülmektedir.

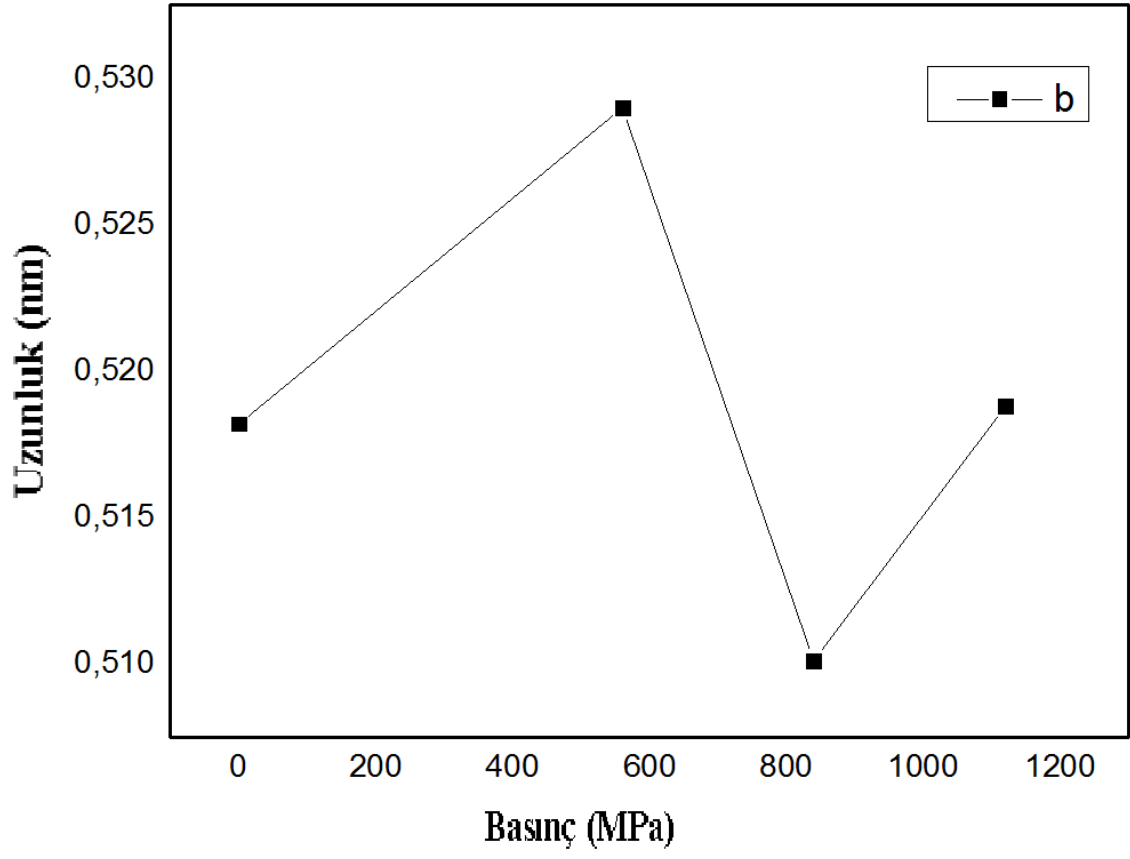


Şekil 6.6 Bütün numunelerin X-ışını difraktogramlarının birleştirilerek gösterimi.

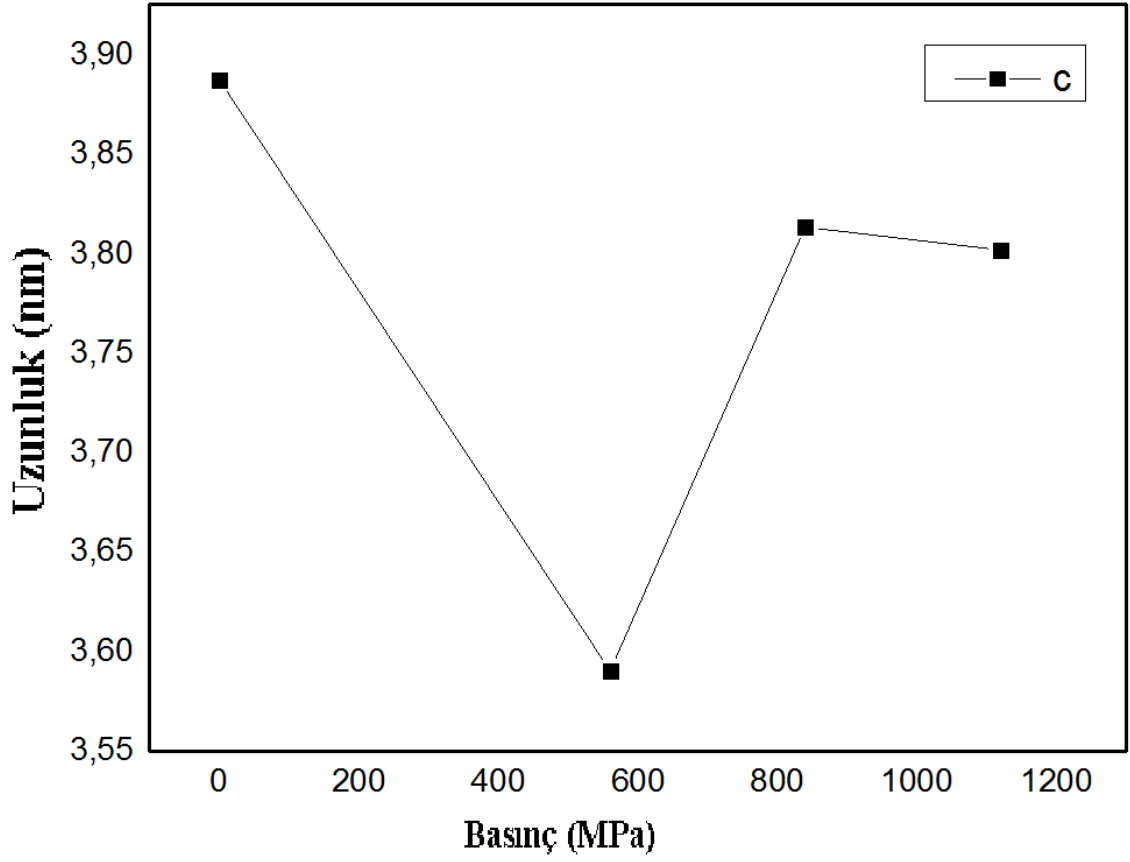
Homojen ve 280 Mpa, 560 Mpa, 840 Mpa ve 1120 Mpa basınçlar uygulanan numunelerin, uygulanan basınçlarla birlikte kafes yapısının boyutlarında meydana gelen değişimleri gözlemek için, yapılan hesaplamalardan yararlanarak grafikler çizilmiştir. a parametresinin değişimini gözlemek amacıyla çizilen grafik şekil 6.7'de verilmiştir. a değerinin homojen numunede orta seviyede iken basıncın artmasıyla bu değer ilkin arttığı sonrasında düştüğü görülmektedir ve bu değerler birbirlerine yakındır. Şekil 6.8'de görüldüğü gibi b parametresinin homojen numunede orta seviyede iken uygulanan basınçlarla birlikte ilkin arttığı sonra azaldığı ve yine arttığı görülmektedir. Şekil 6.9'da görüldüğü gibi c parametresi yüksek iken sonrasında düşüş yapıp tekrar artışı ve azaldığı görülmektedir.



Şekil 6.7 a parametresinin uygulanan basınçla değişimi



Şekil 6.8 b parametresinin uygulanan basınçla değişimi



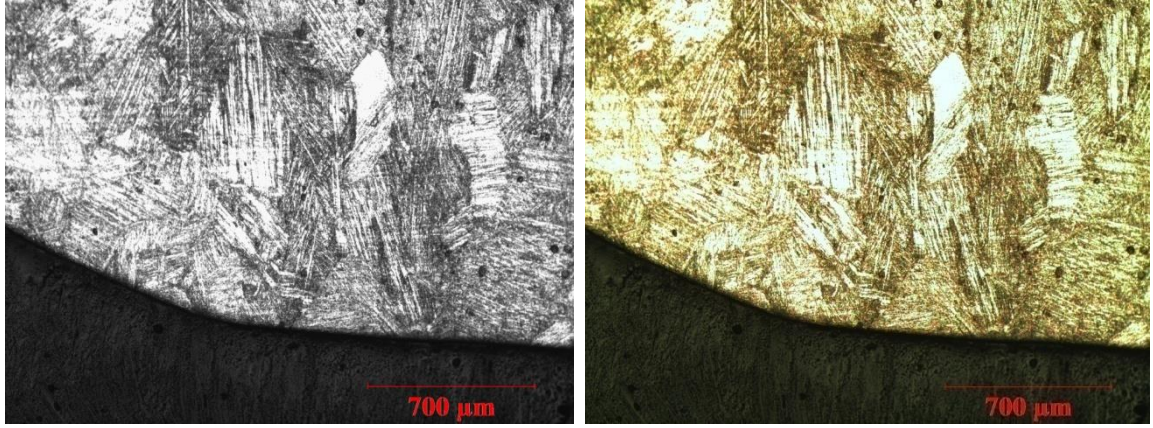
Şekil 6.9 c parametresinin uygulanan basınçla değişimi

6.2 Optik Mikroskop Gözlemleri

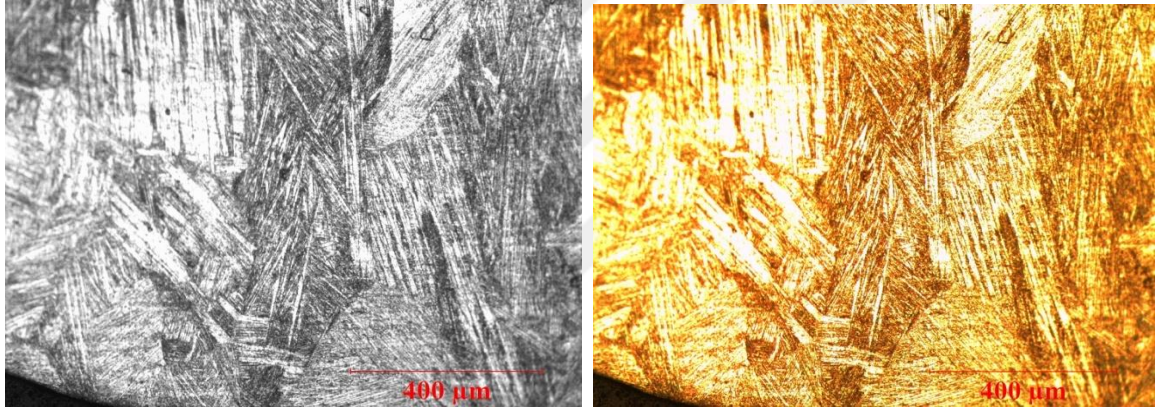
Oda sıcaklığında homojen ve 280 MPa, 560 MPa, 840 MPa ve 1120 MPa basınçlar uygulanmış CuAlNi numunelerinin optik görüntüleri alınmıştır. Bu numunelerin 50x, 100x ve 200x büyütme yapılarak görüntüler alınmıştır. Renksiz görüntünün yanı sıra renkli görüntülerde alınmıştır.

CuAlNi Homojen numunenin 50x, 100x ve 200x büyütme yapılarak alınan optik mikroskop görüntüleri aşağıda şekil 6.10'da gösterilmiştir. Şekil a'da büyüme miktarı küçük olduğundan bölge geniş bir bölge ve bölge üzerinde martensitlerin meydana geldiği görülmektedir. Martensitlerin yanı sıra tane sınırları da belirgin şekilde görülmektedir. Büyütme oranı arttıkça belirli bölgelere yaklaşma yapılarak b ve c şekillerinde martensitlerin yapıları daha iyi görülmektedir. Büyütmeler sonucunda belirgin şekilde

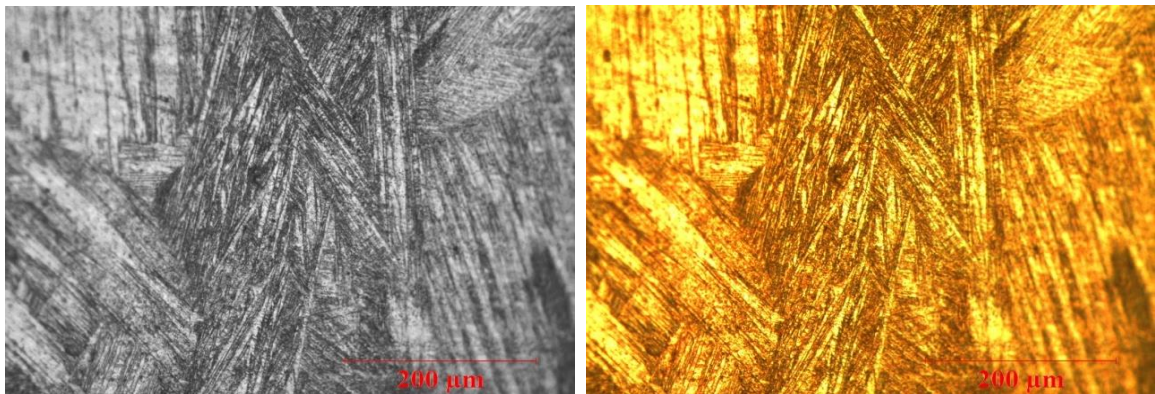
ortaya çıkan martensitlerin V tipi martensitler ve tane sınırları detaylı şekilde görülmektedir.



-a-



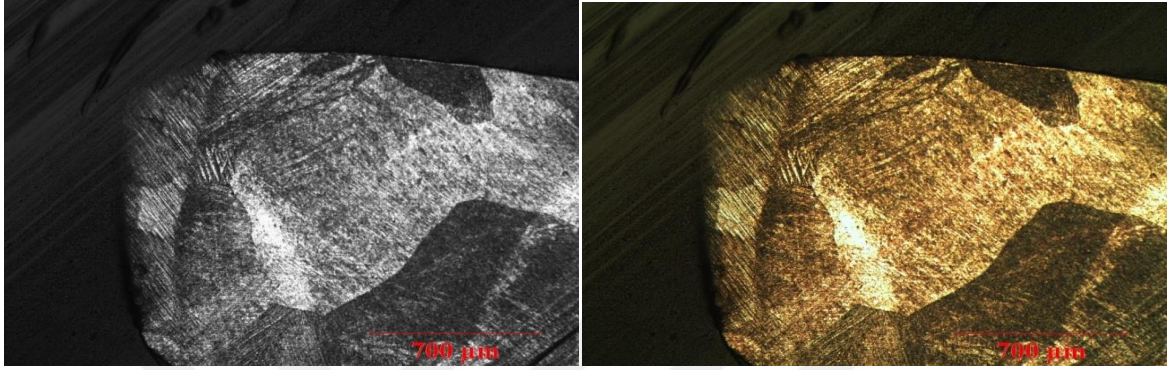
-b-



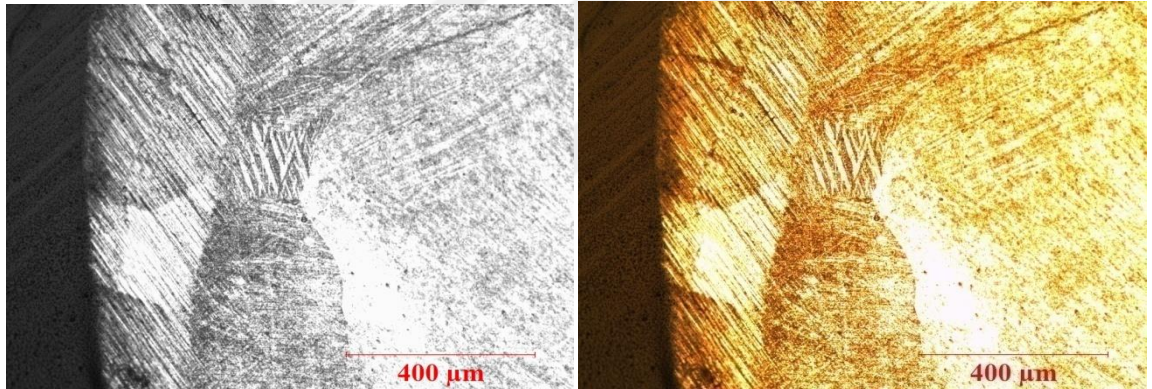
-c-

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

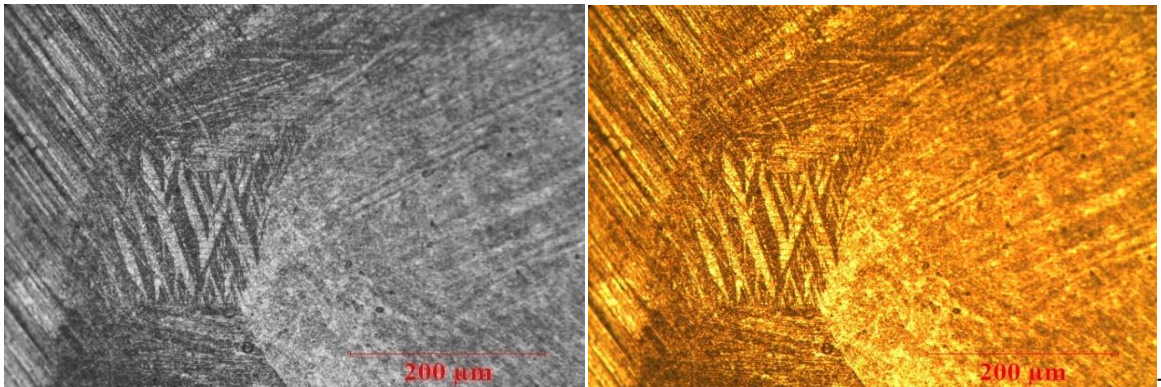
CuAlNi numunesine 280 MPa basınç uygulandığında numunenin 50x, 100x ve 200x büyütme yapılarak renkli ve renksiz optik mikroskop görüntüleri aşağıda şekil 6.11’de gösterilmiştir. Optik mikroskop görüntülerinde martensitler ve tane sınırları detaylı şekilde görülmektedir. Görüntülerden görüleceği üzere büyütülme oranları arttıkça martensitik yapılarının iğnenimsi martensit olduğu ortaya çıkmaktadır.



-a-



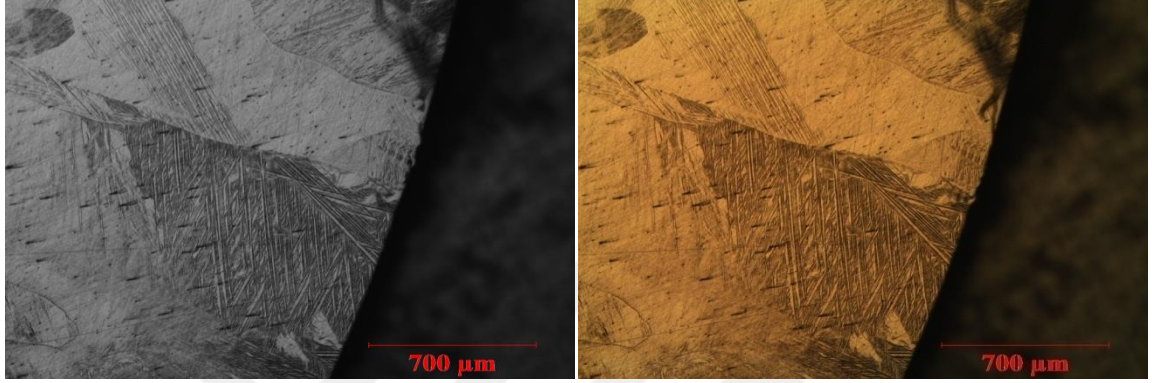
-b-



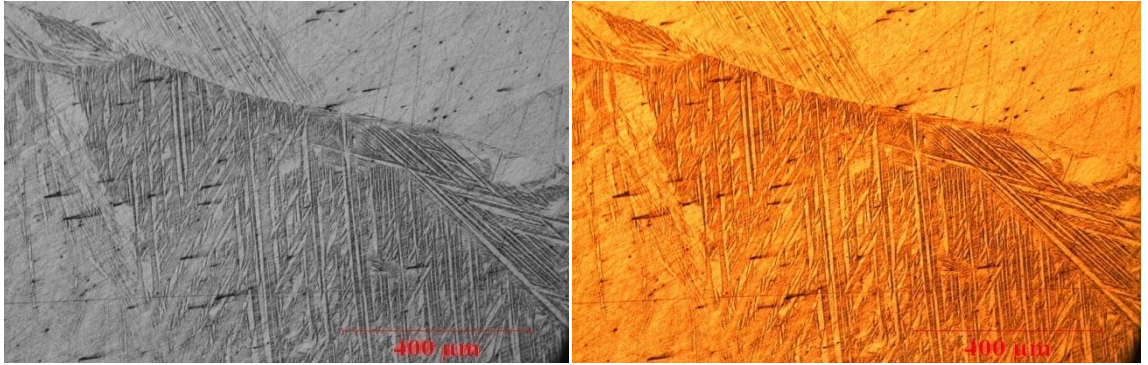
-c-

Şekil 6.11 CuAlNi numunesine 280 MPa basınçta numunenin; a) büyütme oranı 50x yapılarak renkli ve renksiz, b) büyütme oranı 100x yapılarak renkli ve renksiz, c) büyütme oranı 200x yapılarak renkli ve renksiz optik mikroskop görüntüleri.

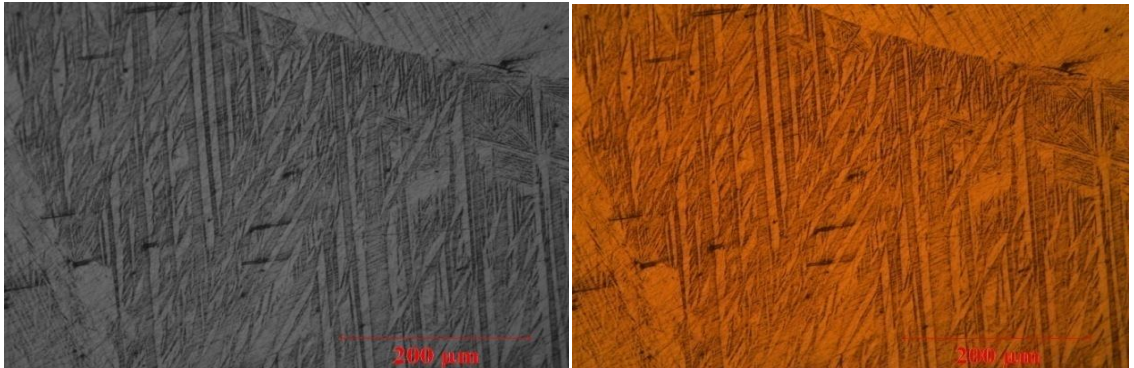
CuAlNi numunesine 560 MPa basınç uygulandığında numunenin 50x, 100x ve 200x büyütme yapılarak renkli ve renksiz optik mikroskop görüntüleri aşağıda gösterilmiştir. Optik mikroskop görüntülerinde martensitler ve tane sınırları detaylı şekilde görülmektedir. 560 MPa basınç uygulanan CuAlNi numunesinin homojen ve 280 MPa basınç uygulanan numunelerden daha farklı bir yapıda olduğu gözlemlenmiştir. Genel itibari ile bölgelerde V tipi ve iğnimsi martensitler görülmektedir.



-a-



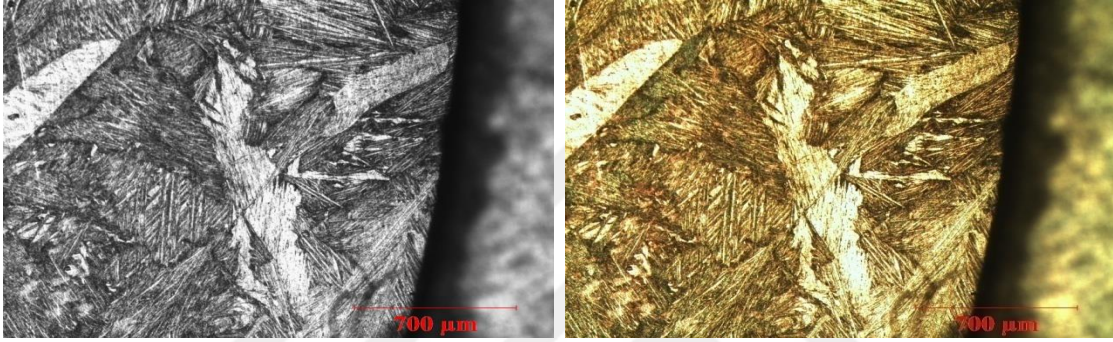
-b-



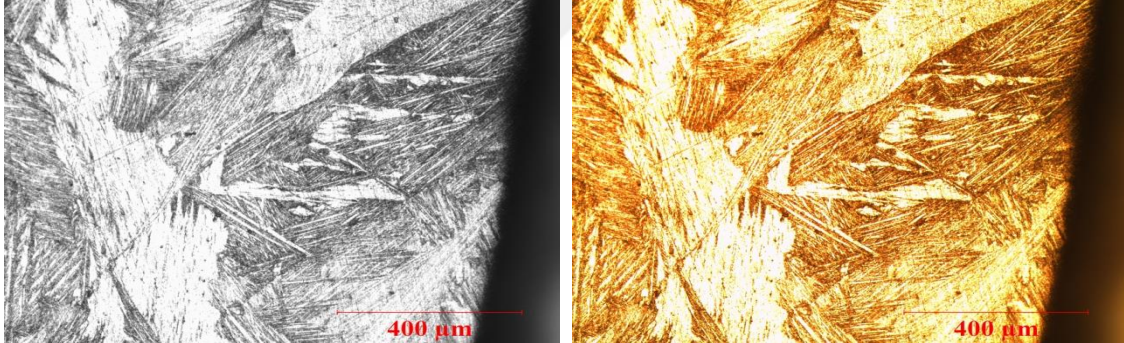
-c-

Şekil 6.12 CuAlNi numunesine 560 MPa basınçta numunenin; a) büyütme oranı 50x yapılarak renkli ve renksiz, b) büyütme oranı 100x yapılarak renkli ve renksiz, c) büyütme oranı 200x yapılarak renkli ve renksiz optik mikroskop görüntüleri.

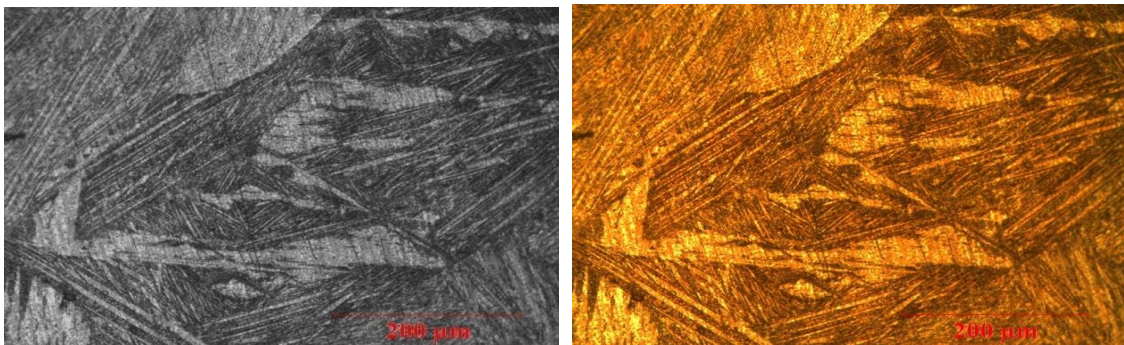
CuAlNi numunesine 840 MPa basınç uygulandığında numunenin 50x, 100x ve 200x büyütme yapılarak renkli ve renksiz optik mikroskop görüntüleri aşağıda gösterilmiştir. CuAlNi numunesine uygulan diğer düşük basınçlarda görülen martensit yapıların 840 MPa basınçta azaldığı görülmektedir. Bu azalma kritik bir basınç değerinin sınırına ulaştığında martensit yapının devam edeceğini ve kritik basınç değerinden sonra martensit yapılarının oluşmayacağı görülmektedir. Numuneye büyütme oranı yapıldığında Optik mikroskop görüntülerinde görüldüğü gibi martensitlerin V tipi olduğu ve tane sınırları detaylı şekilde görülmektedir.



-a-



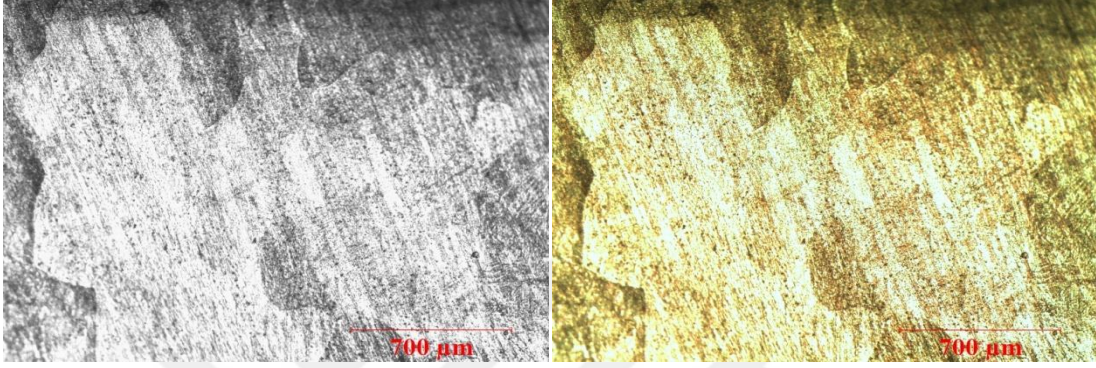
-b-



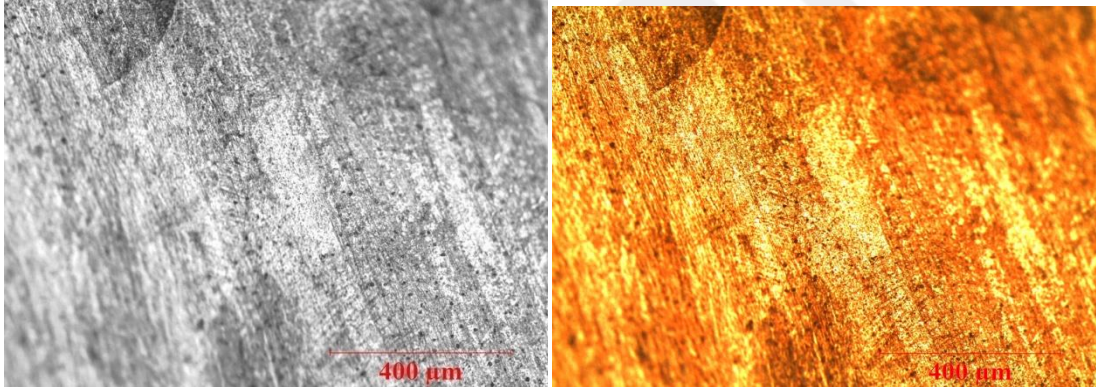
-c-

Şekil 6.13 CuAlNi numunesine 840 MPa basınçta numunenin; a) büyütme oranı 50x yapılarak renkli ve renksiz, b) büyütme oranı 100x yapılarak renkli ve renksiz, c) büyütme oranı 200x yapılarak renkli ve renksiz optik mikroskop görüntüleri.

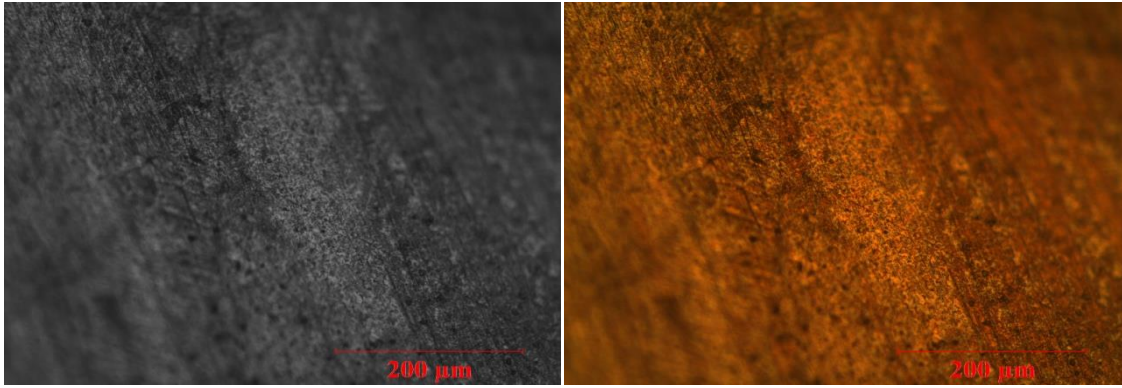
CuAlNi numunesine 1120 MPa basınç uygulandığında numunenin 50x, 100x ve 200x büyütme yapılarak renkli ve renksiz optik mikroskop görüntüleri aşağıda gösterilmiştir. CuAlNi numunesine uygulan 50x büyütmede görülen geniş alanda martensit yapısına rastlanmamaktadır. Bunun yanı sıra diğer ölçümlerde olduğu gibi 1120 MPa basınç uygulanan CuAlNi numunesinde herhangi bir dönüşüm gözlemlenmesi tüm ölçüm ve gözlemlerin birbirini desteklediğini göstermektedir.



-a-



-b-



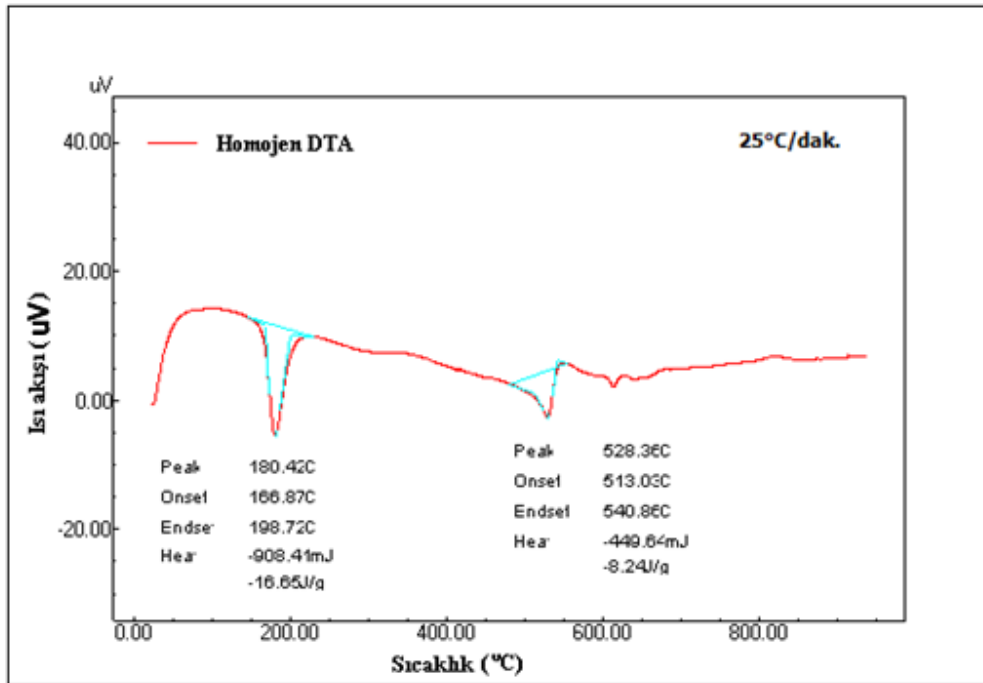
-c-

Şekil 6.14 CuAlNi numunesine 1120 MPa basınçta numunenin; a) büyütme oranı 50x yapılarak renkli ve renksiz, b) büyütme oranı 100x yapılarak renkli ve renksiz, c) büyütme oranı 200x yapılarak renkli ve renksiz optik mikroskop görüntüleri.

6.3 Diferansiyel Termal Analiz (DG/DTA) Ölçümleri

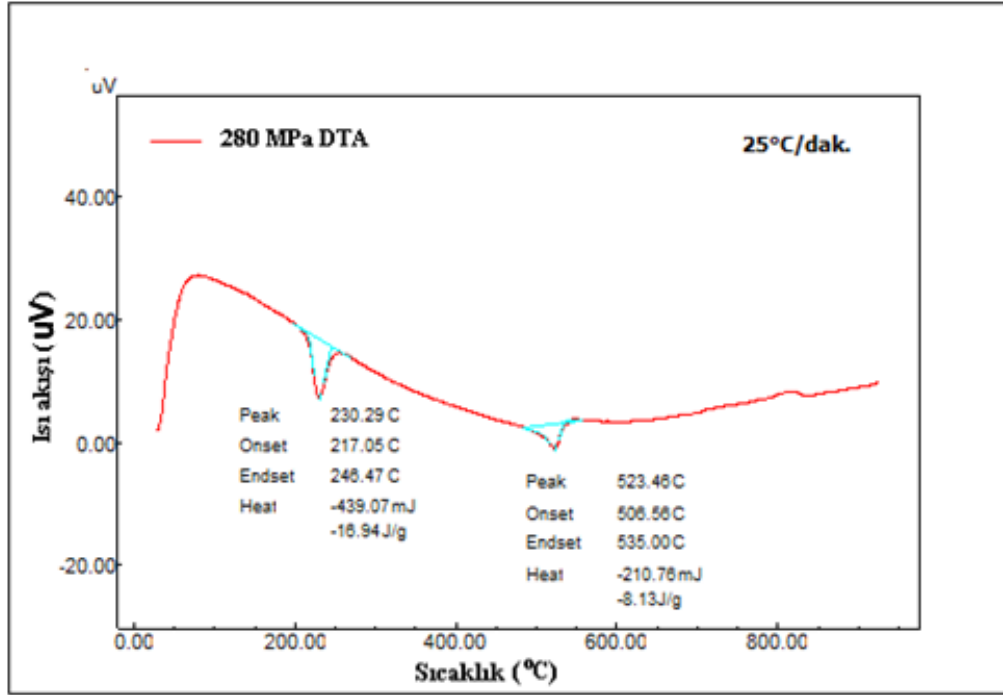
Homojen ve 280 MPa, 560 MPa, 840 MPa, 1120 MPa basınçlar uygulanmış CuAlNi numunelerinin sıcaklık tarafından etkilenmesiyle yapılarında gelişen değişimlerin incelenmesi için DTA ölçümleri alınmıştır. DTA ölçümlerinde argon atmosferi kullanılmış olup 25°C/dakika ısıtma hızı ile 900 °C 'ye kadar numunenin yapısal faz değişimleri gözlemlenmiştir. Numunelerin DTA ölçümlerinden görüleceği gibi yüksek sıcaklıklarda A2 fazında olduğu görülmüştür. A2 fazından B2 fazına geçiş yaklaşık olarak 815°C sıcaklığında gerçekleşmektedir. B2 fazından L2₁ fazına geçiş yaklaşık olarak 480°C - 420°C aralığında gerçekleşmektedir. Bu fazların yanı sıra numunelerin L2₁ fazından 18R yapıda martensit fazına geçiş yaklaşık olarak 125°C - 150 °C arasında olduğu görülmektedir. Numunelerin DTA eğrilerinde yaklaşık 510°C -540 °C aralığında görülen piklerde ötektoid noktaya karşı gelmektedir.

CuAlNi homojen numunesinin DTA eğrisi aşağıda şekil 6.15.'de gösterilmiştir. A2 fazından B2 fazına geçiş yaklaşık 815°C civarlarında, 18R martensit yapıya geçiş 180°C'nin altındadır ve 528°C'de ötektoid nokta görülmektedir.



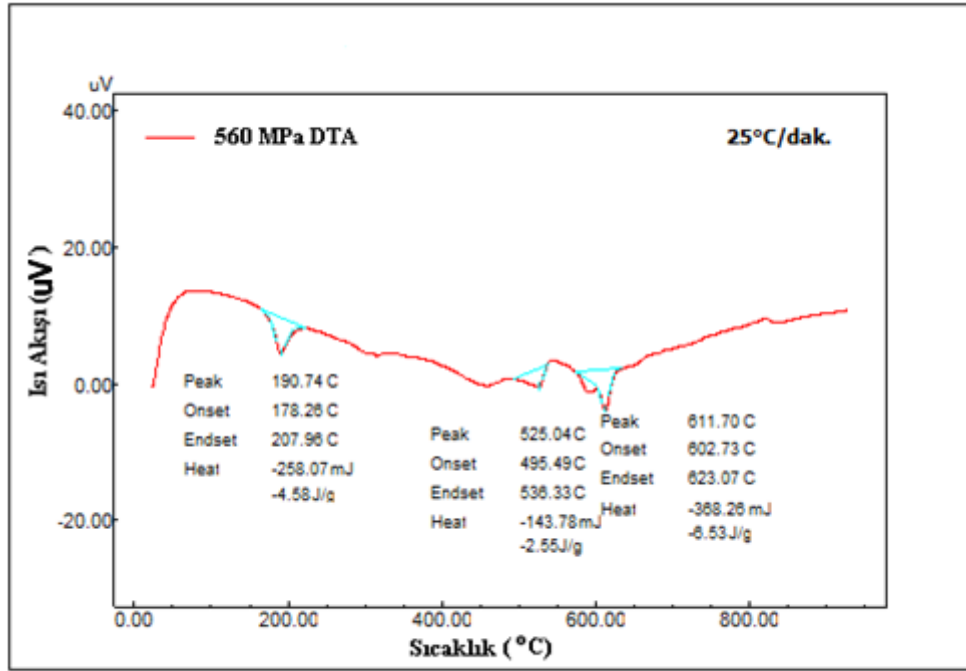
Şekil 6.15. CuAlNi Homojen numunenin DTA eğrisi.

280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin DTA eğrisi aşağıda şekil 6.16.'da gösterilmiştir. A2 fazından B2 fazına geçiş yaklaşık 815°C civarlarında, 18R martensit yapıya geçiş 230°C'nin altında ve 523°C'de ötektoid nokta görülmektedir.



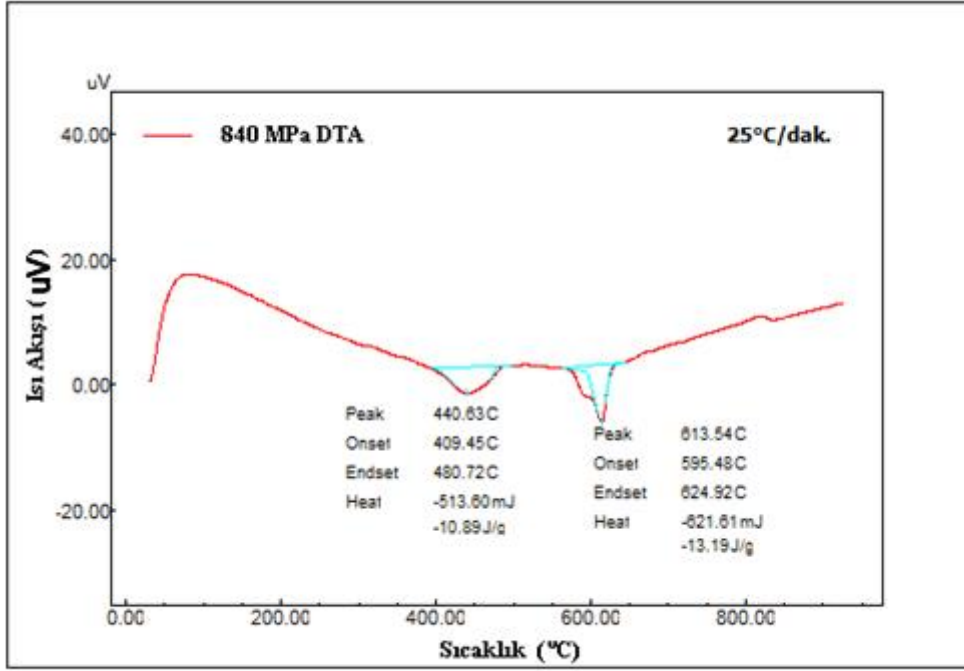
Şekil 6.16. 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin DTA eğrisi.

560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin DTA eğrisi aşağıda şekil 6.17.'de gösterilmiştir. A2 fazından B2 fazına geçiş yaklaşık 815°C civarlarında, B2 fazından L₂₁ fazına geçiş yaklaşık 525°C civarlarında, 18R martensit yapıya geçiş 190°C'nin altında ve 611°C'de ötektoid nokta olduğu görülmektedir.



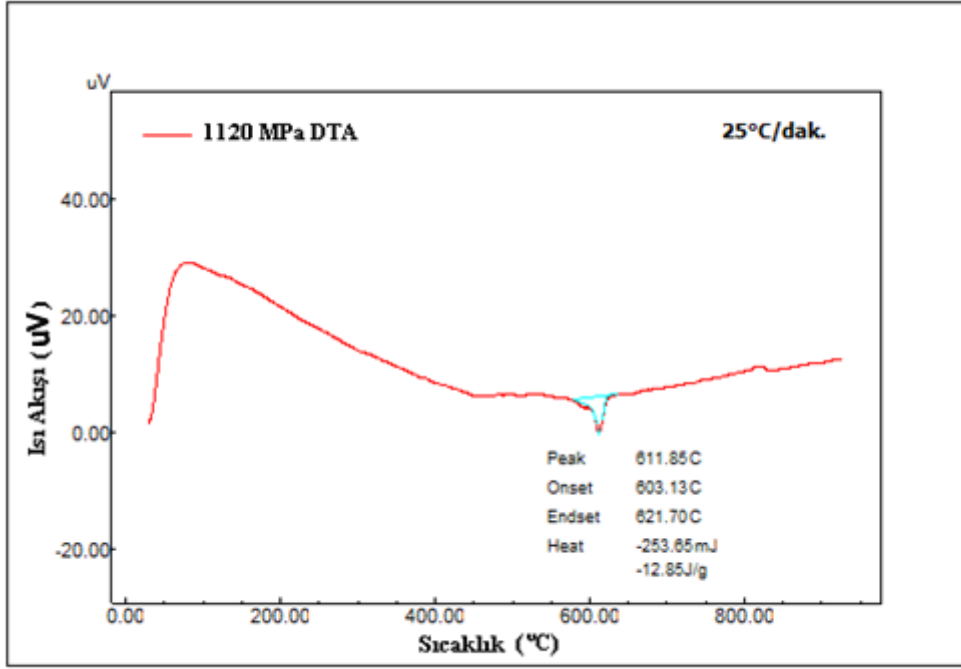
Şekil 6.17. 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin DTA eğrisi.

840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin DTA eğrisi aşağıda şekil 6.18'de gösterilmiştir. B2 fazından L2₁ fazına geçiş yaklaşık 449°C civarlarında ve 613°C'de ötektoid nokta görülmektedir. 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinde diğer basınç uygulanan numunelerdeki olan 18R martensit yapıya geçiş 180°C'nin altındadır. Böylelikle martensit yapıya geçiş olmamıştır.



Şekil 6.18. 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin DTA eğrisi.

1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin DTA eğrisi aşağıda şekil 6.19.'da gösterilmiştir. 611°C'de ötektoid nokta görülmektedir. 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinde diğer basınç uygulanan numunelerdeki olan 18R martensit yapıya geçiş görülmemektedir. Böylelikle martensitik yapıya geçiş olmamıştır.

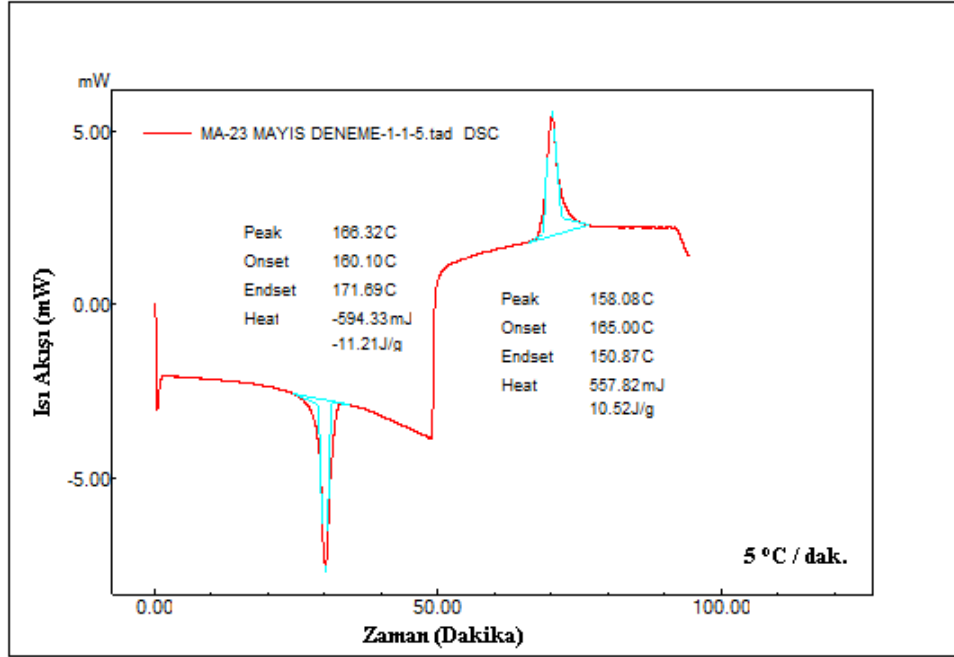


Şekil 6.19. 1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin DTA eğrisi.

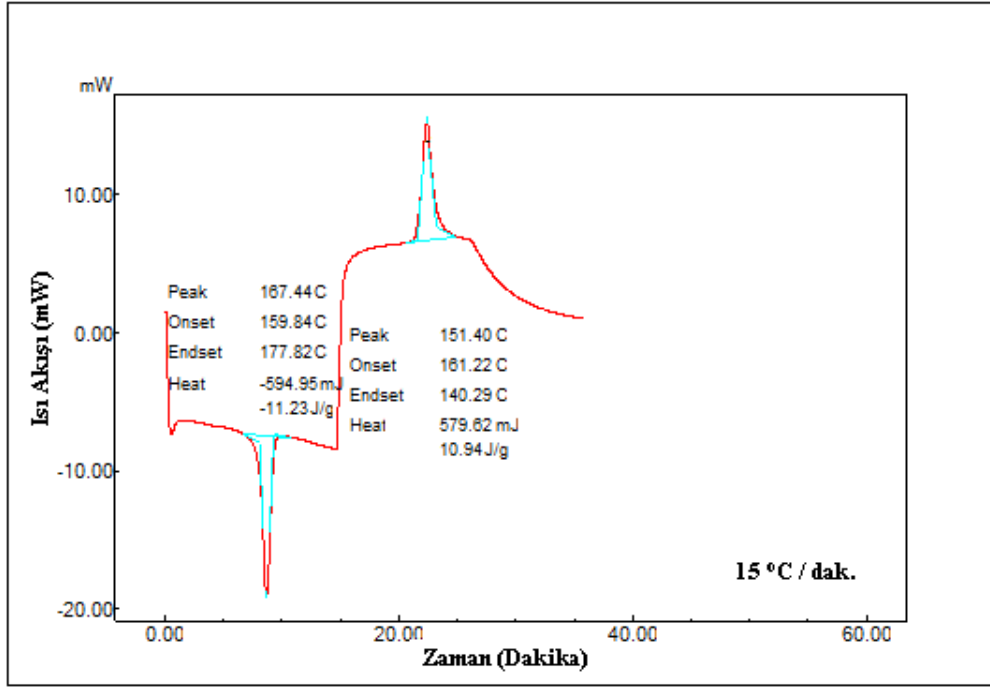
6.4 Diferansiyel Taramalı Kalorimetri (DSC) Ölçümleri

Homojen ve 280 Mpa, 560 Mpa, 840 Mpa, 1120 Mpa basınçlar uygulanmış CuAlNi numunelerinin, martensit ve austenit faz dönüşüm sıcaklıklarının tespit edilmesi ve entropi, entalpi değerlerinin hesaplanması için DSC ölçümleri alınmıştır. Farklı basınç uygulanmış CuAlNi numunelerinin DSC eğrilerinde, sıcaklığın yükselmesiyle numunelerin ısı almasıyla endotermik bir reaksiyon olan austenit faza geçiş görülürken, tersinir dönüşümde martensit faza geçiş olurken endotermik bir reaksiyon görülmüştür. Farklı basınç uygulanmış CuAlNi numunelerinin DSC eğrilerinde oluşan piklerden yararlanarak numunelerin martensit fazın başlama sıcaklığı (M_f), martensit fazın bitiş sıcaklığı (M_s), austenit fazın başlama sıcaklığı (A_s), austenit fazın bitiş sıcaklığı (A_f) ve austenit fazın dönüşüm sıcaklığının en yüksek noktası belirlenmiştir. Denge sıcaklığı olan T_0 3.7 denkleminden bulunurken entalpi değerleri cihaz ölçmektedir ve entropi değerleri 3.11 denkleminden hesaplanmıştır.

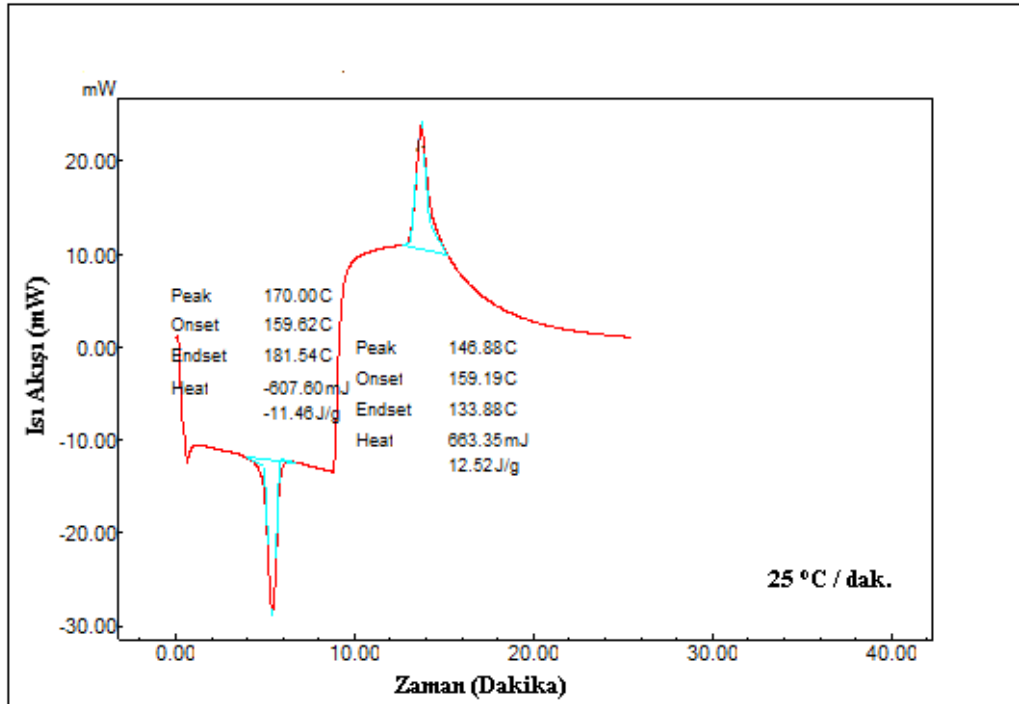
Homojen CuAlNi numunesi için 5°C/dakika, 15 °C/dakika, 25 °C/dakika, 35°C/dakika ve 45 °C/dakika soğutma ve ısıtma hızlarıyla DSC ölçümleri aşağıda gösterilmiştir. Soğutma ve ısıtma hızları 5 °C/dakika iken martensit fazın dönüşümü ortalama 165°C -150°C arasında iken, austenit faz dönüşümü yaklaşık 160°C -171°C arasında gerçekleştiği görülmektedir. Austenit ve martensit faz dönüşüm sıcaklıklarındaki küçük farklılıklar soğutma ve ısıtma hızları değiştirildiğinde gerçekleşmektedir. Oluşan bu farklılıklar, soğutma ve ısıtma hızlarından kaynaklı olarak dislokasyonlar oluşturabileceğinden şeklinde düşünülebilir. Homojen numunenin bütün soğutma ve ısıtma hızlarıyla Şekil 6.25'de verilmiştir. Şekilden anlaşıldığı gibi soğutma ve ısıtma hızı yükseldikçe austenit faza geçiş sıcaklıkları da yükselmektedir. Kısa bir sıcaklık aralığında martensitik dönüşüm gerçekleşirken yükselen tarama hızıyla birlikte yükseldiği görülmüştür. Böylelikle Homojen CuAlNi numunesinde şekil hatırlama durumu gerçekleşmiştir. Faz dönüşüm sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri ve denge sıcaklıkları bulunarak aşağıda tablo oluşturulmuştur.



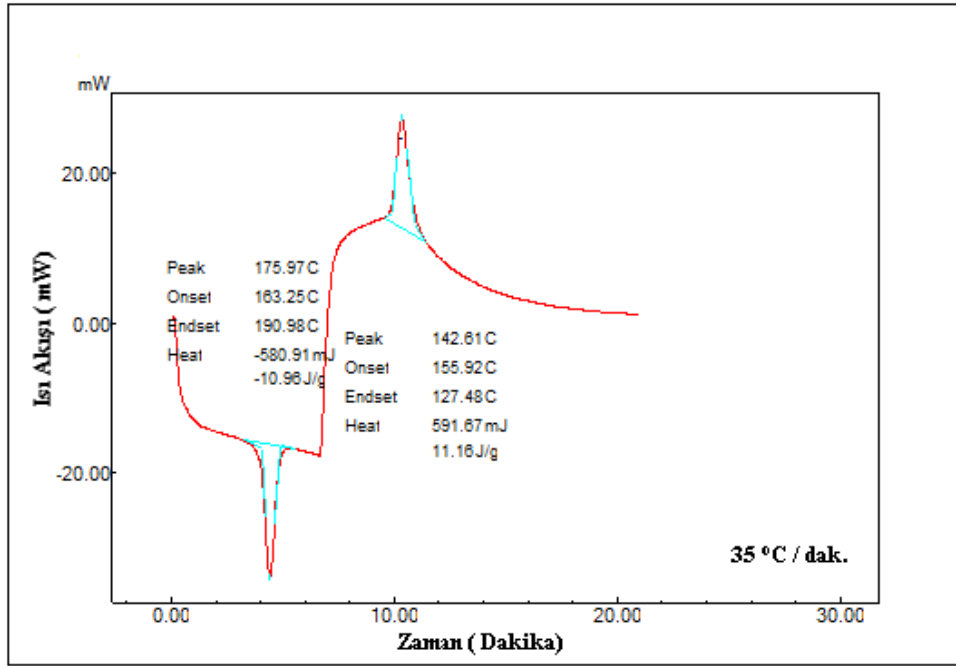
Şekil 6.20 CuAlNi Homojen numunesinin 5 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.



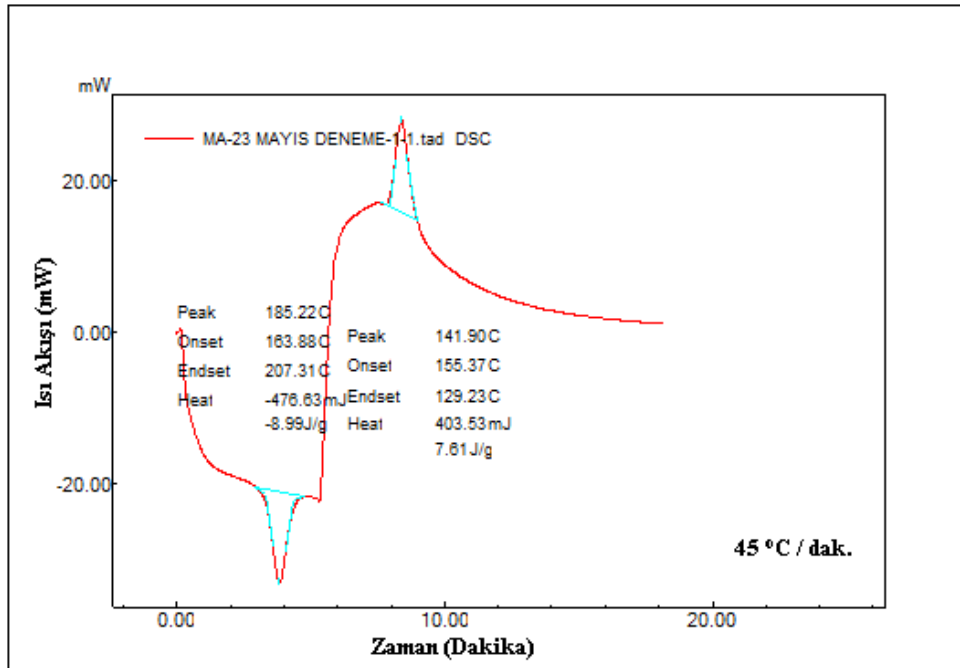
Şekil 6.21 CuAlNi Homojen numunesinin 15 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.



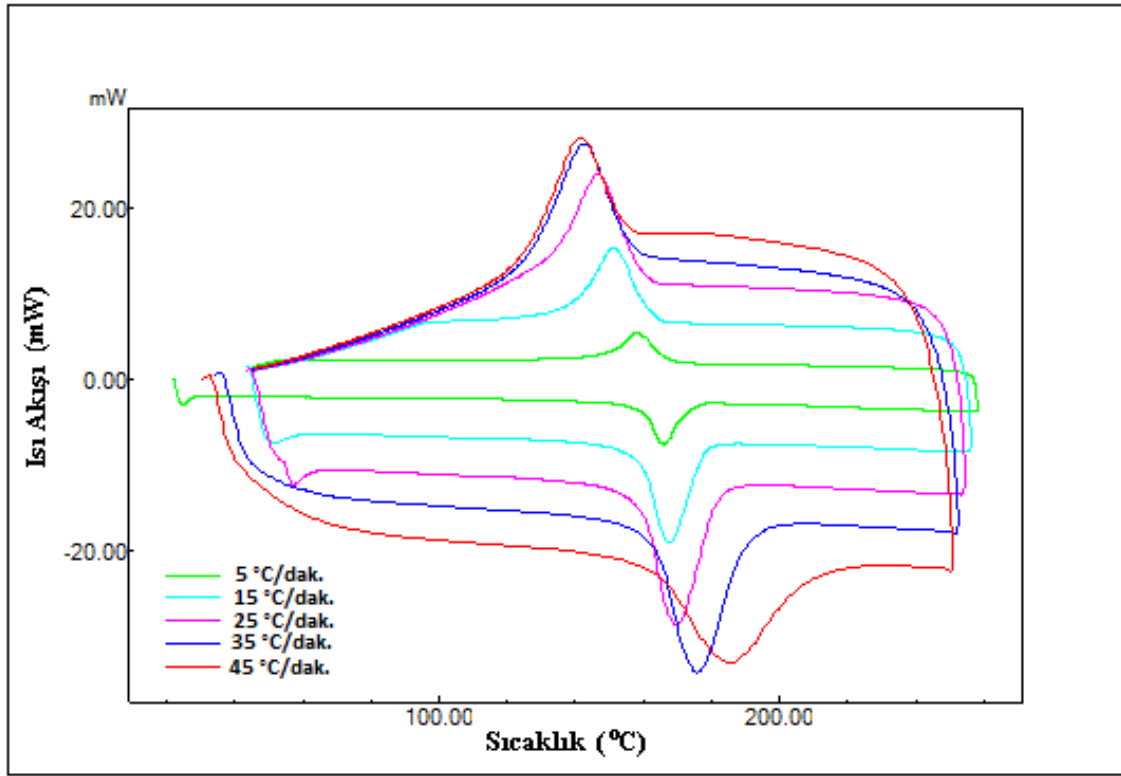
Şekil 6.22 CuAlNi Homojen numunesinin 25°C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.



Şekil 6.23 CuAlNi Homojen numunesinin 35 °C /dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.



Şekil 6.24 CuAlNi Homojen numunesinin 45 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.

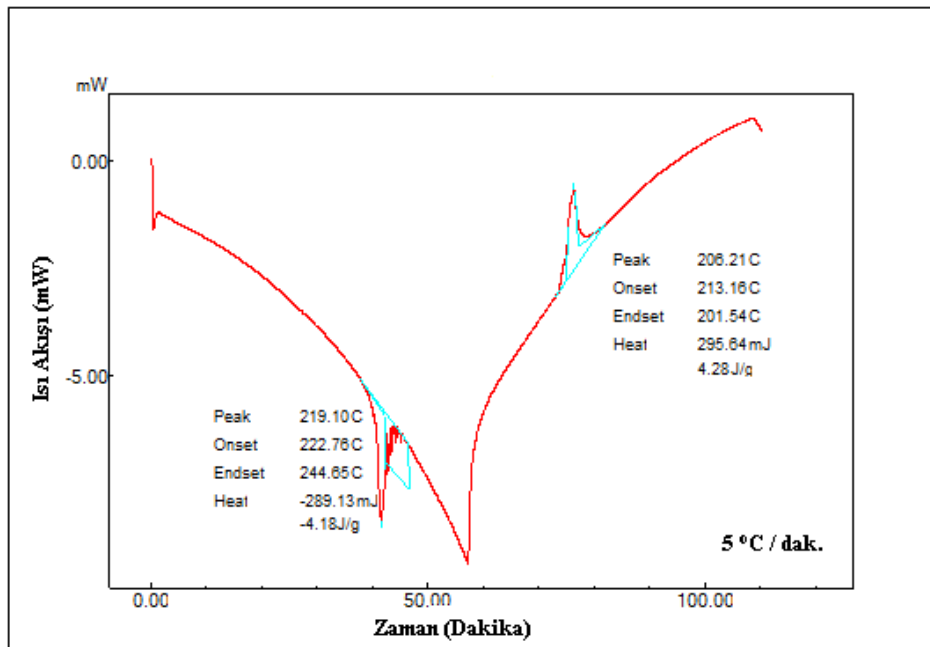


Şekil 6.25 CuAlNi Homojen numunesinin bütün ısıtma hızlarında DSC eğrileri.

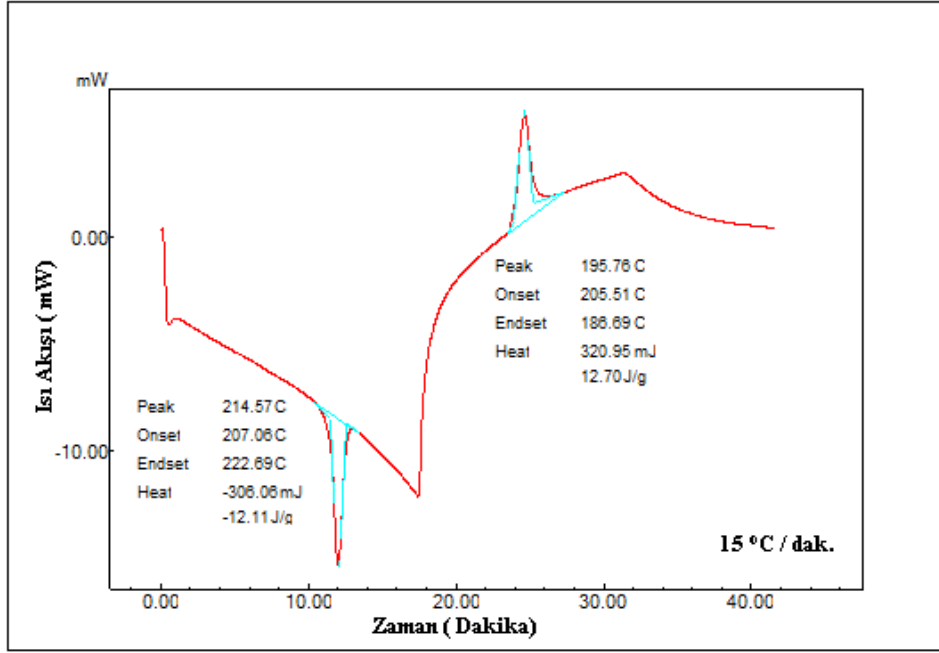
Tablo 6.6 CuAlNi Homojen numunesinin farklı ısıtma hızlarında meydana gelen faz dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri.

Isıtma/ soğutma hızı (°C /dak.)	A_s (°C)	A_f (°C)	A_{max} (°C)	T_0 (°C)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)	$\Delta S_{M \rightarrow A}$ (J/g°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta S_{A \rightarrow M}$ (J/g°C)
5	160,10	171,69	166,32	168,345	11,21	0,066	165,00	150,87	-10,52	-0,062
15	159,84	177,82	167,44	169,52	11,23	0,066	161,22	140,29	-10,94	-0,064
25	159,62	181,54	170,00	170,365	11,46	0,067	159,19	133,88	-12,52	-0,073
35	163,25	190,98	175,97	173,25	10,96	0,063	155,52	127,48	-11,16	-0,064
45	163,88	207,31	185,22	181,34	8,99	0,049	155,37	129,23	-7,61	-0,041

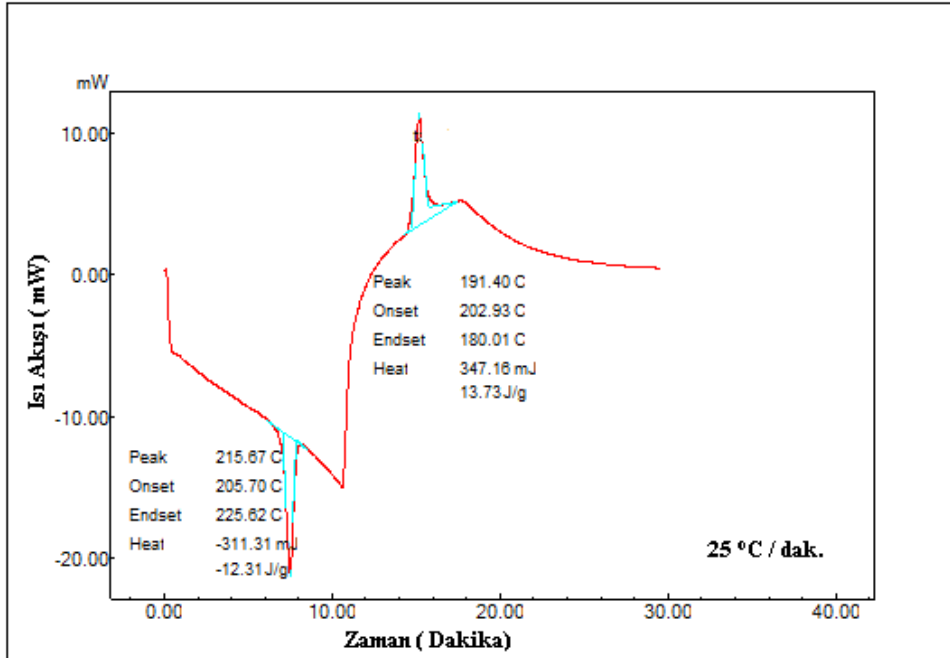
280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesine 5°C/dakika, 15 °C/dakika, 25 °C/dakika, 35 °C/dakika ve 45 °C/dakika soğutma ve ısıtma hızlarıyla DSC ölçümleri aşağıda gösterilmiştir. Soğutma ve ısıtma hızları 5 °C/dakika iken martensit fazın dönüşümü ortalama 213°C -201°C arasında iken, austenit faz dönüşümü yaklaşık 222°C - 244°C arasında gerçekleştiği görülmektedir. Homojen CuAlNi numunesiyle 280 MPa basınçlı CuAlNi numunesi karşılaştırıldığında austenit ve martensit faz dönüşüm sıcaklıkları ve dönüşüm sıcaklıklarında yükselme meydana gelmiştir. Buradaki Yükselmenin sebepsel olarak uygulanan basıncın yapısal kusurların çoğaldığını yani dislokasyon fazlalığının olduğu belirlenmiştir. Dönüşüm sıcaklıkları soğutma ve ısıtma hızlarına bağlı olarak yükselme görülmüştür. 280 MPa basınç uygulanmış numune homojen numuneye göre dönüşüm aralıkları ve pikler daha geniş bir şekilde olduğu gözlemlenmiştir. 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinde şekil hatırlama durumu gerçekleşmiştir. Şekil hafıza olayının uygulanan basınçla birlikte faz dönüşüm sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri ve denge sıcaklıkları bulunarak aşağıda tablo oluşturulmuştur.



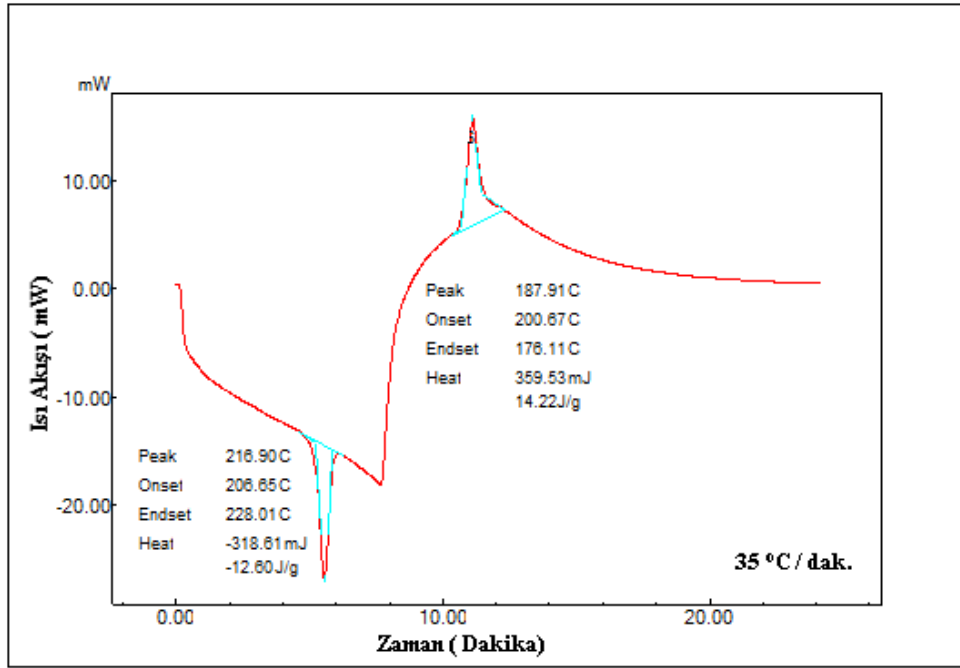
Şekil 6.26 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 5 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.



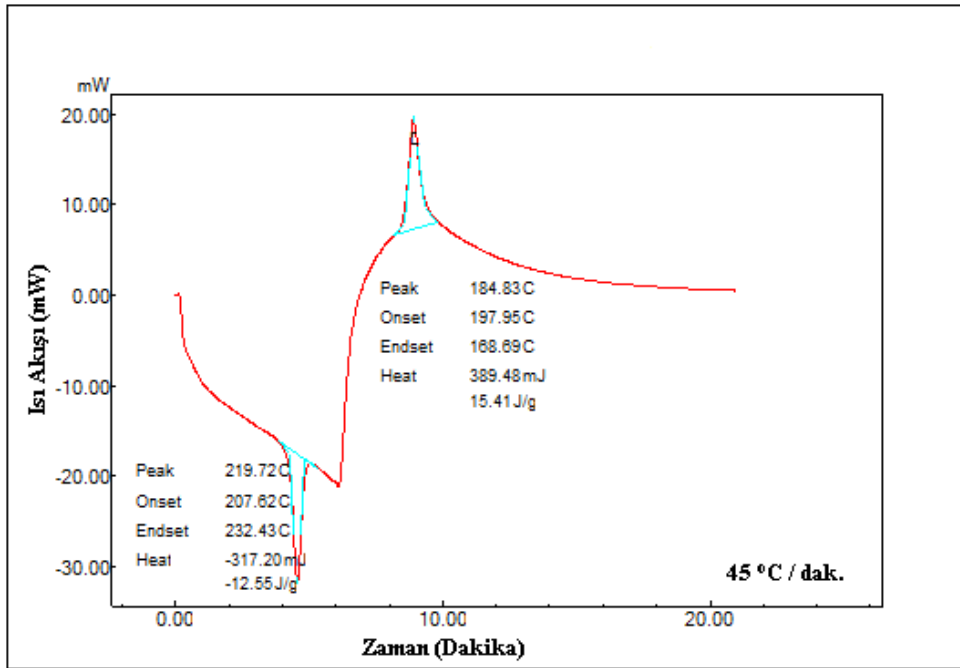
Şekil 6.27 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 15 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.



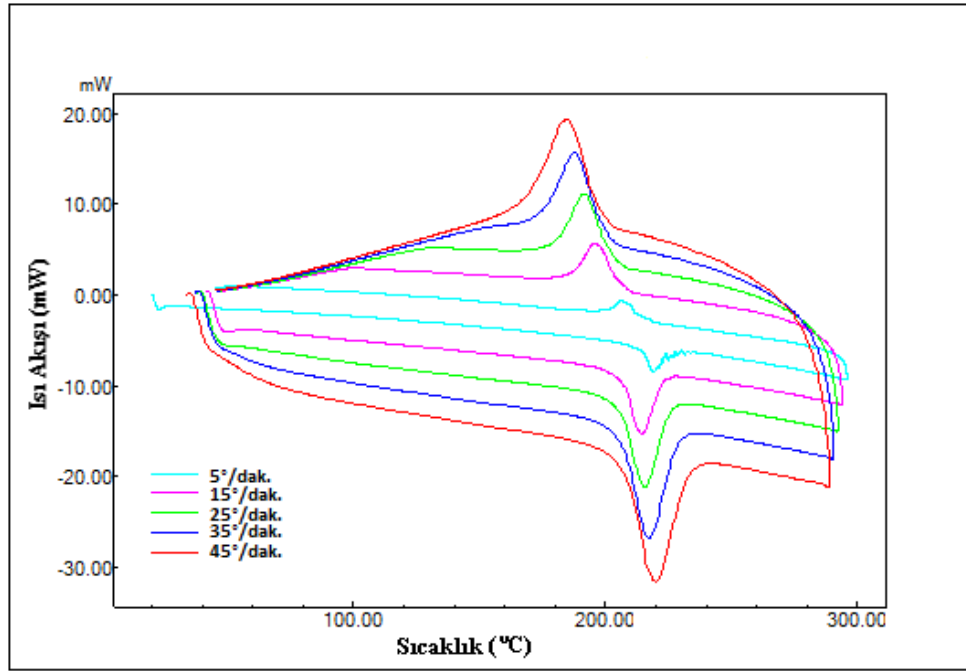
Şekil 6.28 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 25 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.



Şekil 6.29 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 35 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.



Şekil 6.30 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 45 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.

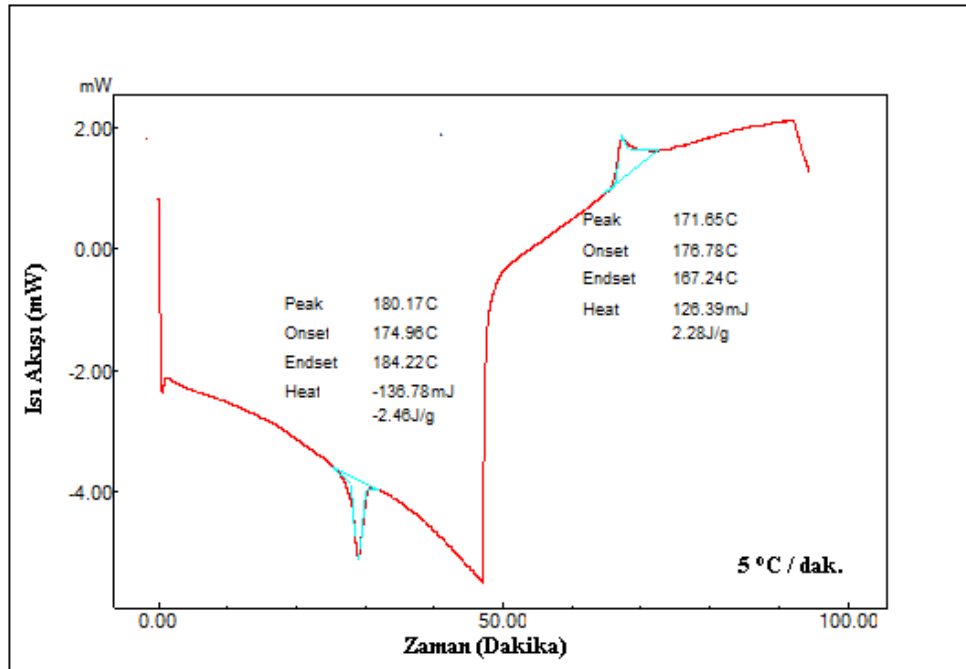


Şekil 6.31 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin bütün ısıtma hızlarında DSC eğrileri.

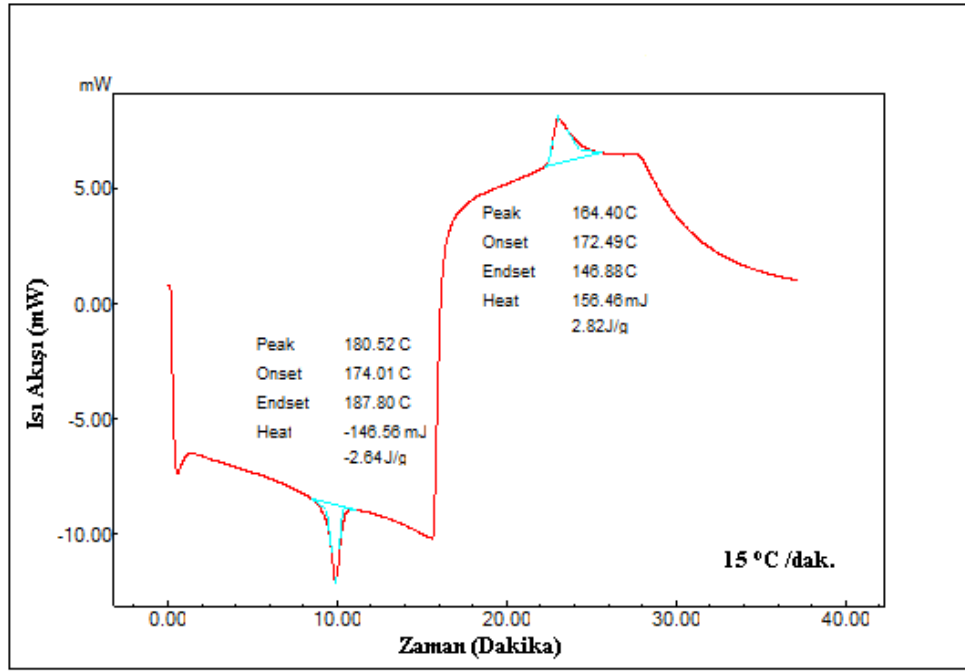
Tablo 6.7 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin farklı ısıtma hızlarında meydana gelen faz dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri.

Isıtma/ soğutma hızı (°C /dak.)	A_s (°C)	A_f (°C)	A_{max} (°C)	T_0 (°C)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)	$\Delta S_{M \rightarrow A}$ (J/g°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta S_{A \rightarrow M}$ (J/g°C)
5	222,76	244,65	219,10	228,905	4,18	0,018	213,16	201,54	-4,28	-0,018
15	207,06	222,69	214,57	214,1	12,16	0,056	205,51	186,69	-12,70	0,059
25	205,70	225,62	215,67	214,275	12,31	0,057	202,93	180,01	-13,73	0,064
35	206,65	228,01	216,90	214,34	12,60	0,058	200,67	176,11	-14,22	0,064
45	207,62	232,43	219,72	215,19	12,55	0,058	197,95	168,69	-15,41	-0,071

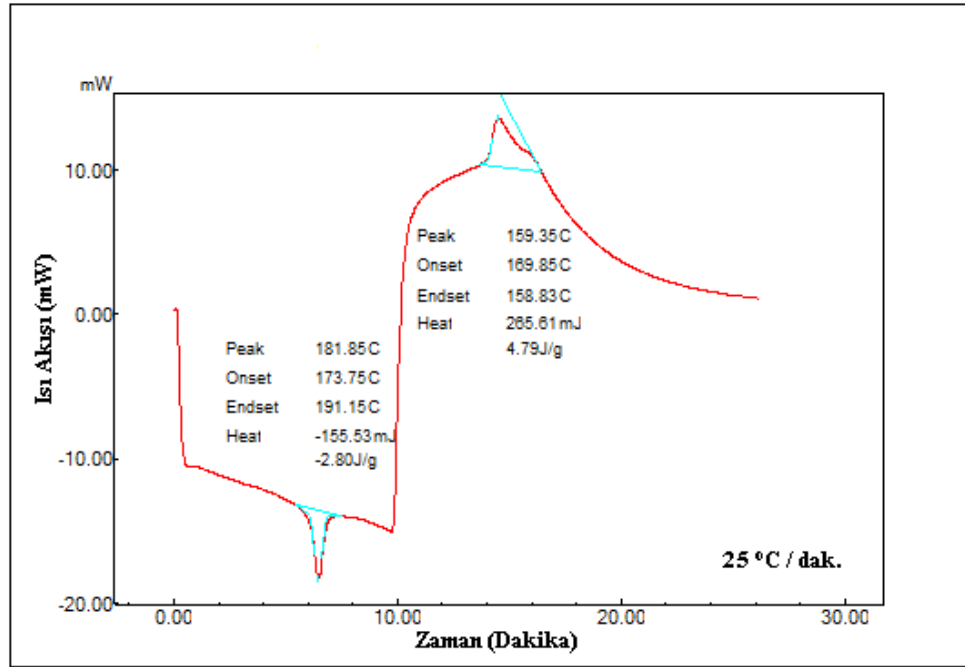
560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesine 5 °C/dakika, 15 °C/dakika, 25 °C/dakika, 35 °C/dakika ve 45 °C/dakika soğutma ve ısıtma hızlarıyla DSC ölçümleri aşağıda gösterilmiştir. Soğutma ve ısıtma hızları 5 °C/dakika iken martensit fazın dönüşümü ortalama 176°C -167°C arasında iken, austenit faz dönüşümü yaklaşık 174°C - 184°C arasında gerçekleştiği görülmektedir. 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesi homojen CuAlNi numunesiyle kıyaslandığında dönüşüm sıcaklıklarında yüksek iken, 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesi göre dönüşüm sıcaklıklarında düşüş görülmüştür. Uygulan basıncın artmasıyla dönüşüm sıcaklıklarının orantılı olarak yükselmesi lazımken tane boyutuna bağlı durumdan kaynaklı olarak bu düşüşün yaşandığı söylenebilir. Homojen CuAlNi numunesi ve 280 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin kristal boyutları sırasıyla 23,27 nm ve 26,28 nm iken 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin kristal tane boyutu 29,49 olduğu hesaplanmış ve aradaki farktan kaynaklı olduğu görülmektedir. Böylelikle austenit faz ve martensit fazdaki dönüşüm farklılıkları basınç ile birlikte kristal tane boyutuna bağlıdır denebilir. Bu numune homojen numune gibi dar ve keskin pikler oluştuğu ve dönüşüm histerisinde yükseldiği görülmüştür. 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinde şekil hatırlama durumu gerçekleşmiştir. Şekil hafıza olayının uygulanan basınçla birlikte faz dönüşüm sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri ve denge sıcaklıkları bulunarak aşağıda tablo oluşturulmuştur.



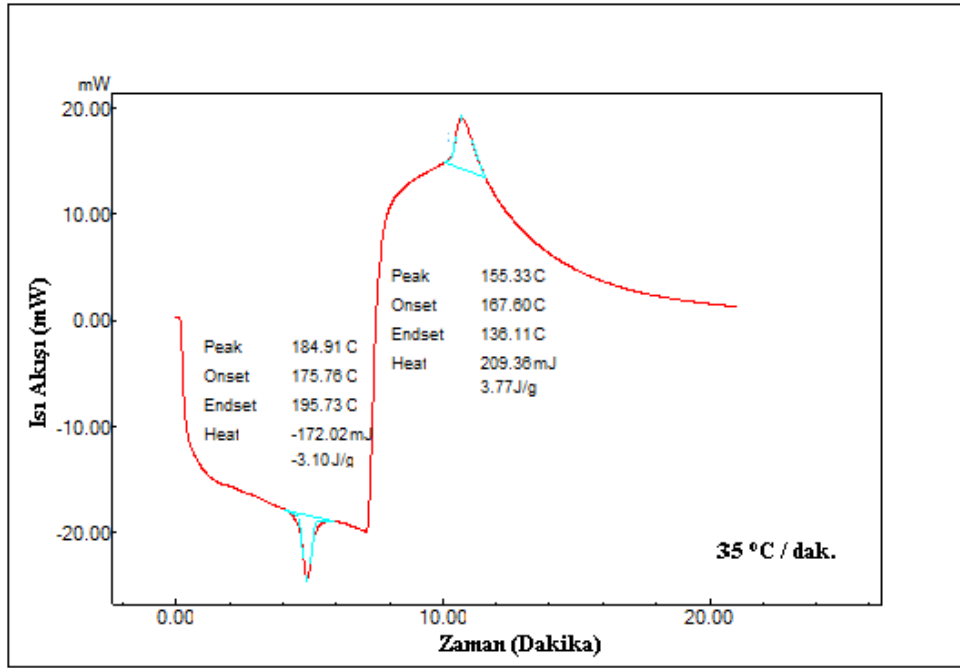
Şekil 6.32 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 5 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.



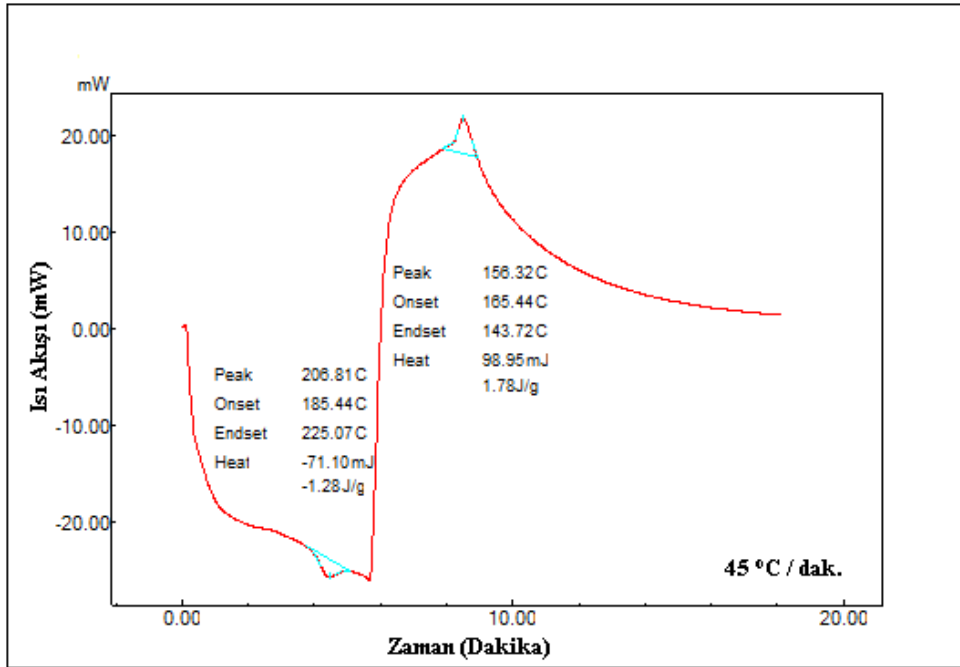
Şekil 6.33 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 15 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.



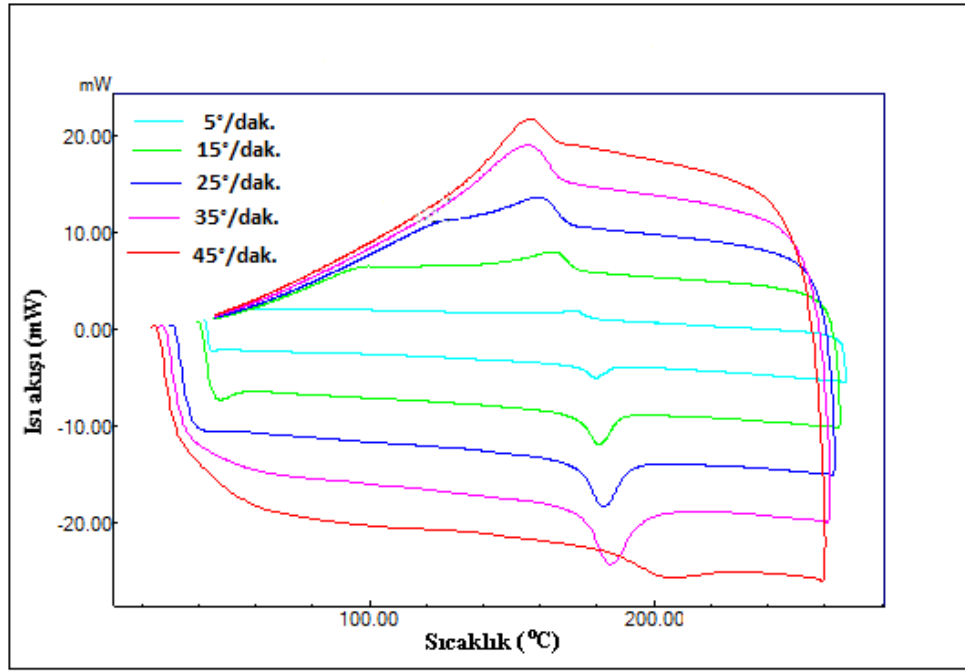
Şekil 6.34 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 25 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.



Şekil 6.35 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 35 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.



Şekil 6.36 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 45 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.

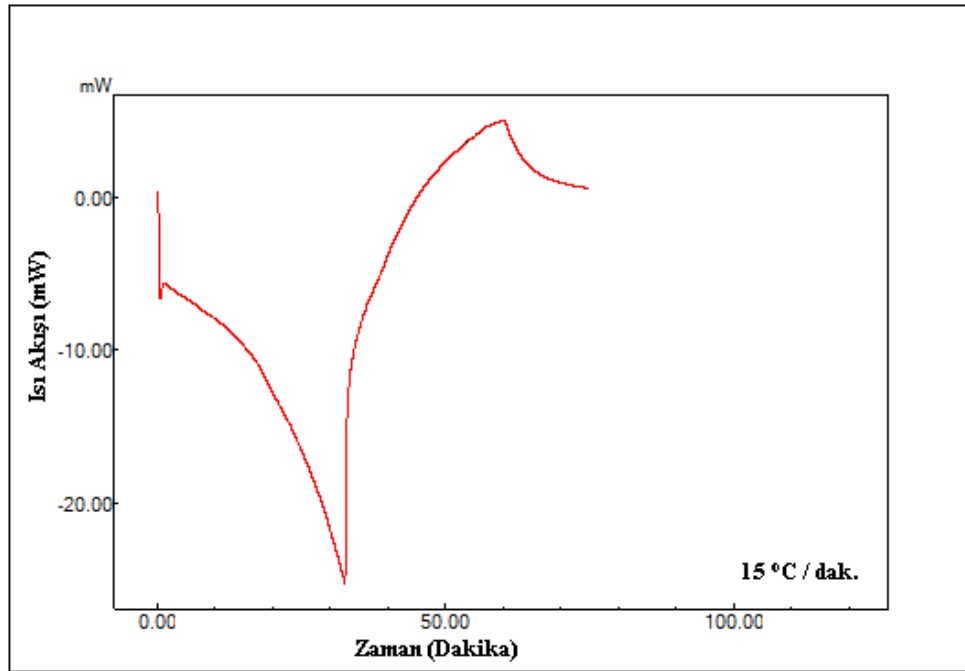


Şekil 6.37 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin bütün ısıtma hızlarında DSC eğrisi.

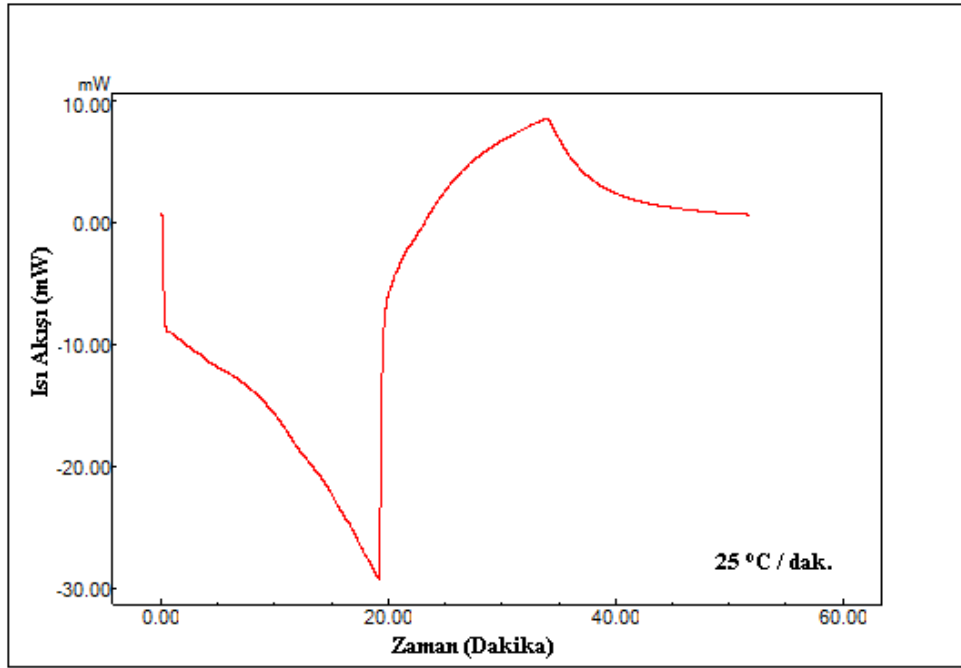
Tablo 6.8 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin farklı ısıtma hızlarında meydana gelen faz dönüşüm sıcaklıkları, denge sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri.

Isıtma/ soğutma hızı (°C /dak.)	A_s (°C)	A_f (°C)	A_{max} (°C)	T_0 (°C)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)	$\Delta S_{M \rightarrow A}$ (J/g°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta S_{A \rightarrow M}$ (J/g°C)
5	174,96	184,22	180,17	180,5	2,46	0,013	176,78	167,24	-2,28	-0,012
15	174,01	187,80	180,52	180,145	2,64	0,014	172,49	146,88	-2,82	-0,015
25	173,75	191,15	181,85	180,5	2,80	0,015	169,85	158,83	-4,79	-0,026
35	175,76	195,73	184,91	181,665	3,10	0,017	167,60	136,11	-3,77	-0,020
45	185,44	225,07	206,81	195,255	1,28	0,006	165,44	143,72	-1,78	-0,009

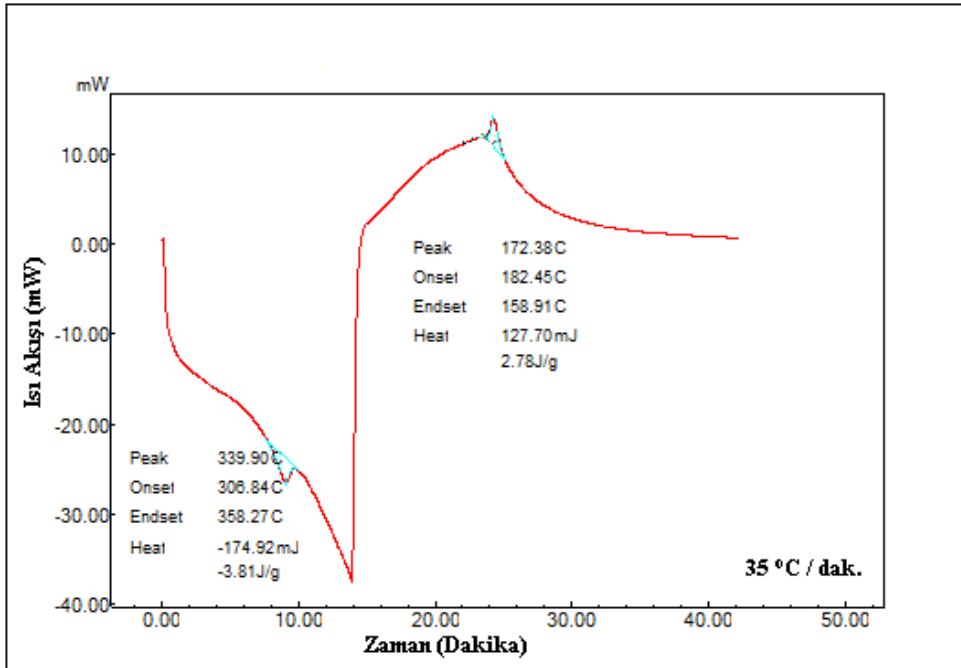
840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesine 15 °C/dakika, 25 °C/dakika, 35 °C/dakika ve 45 °C/dakika soğutma ve ısıtma hızlarıyla DSC ölçümleri aşağıda gösterilmiştir. 840 MPa basınç uygulanmış numunede 5°C/dakika, 15°C/dakika ve 25°C/dakika'da dönüşüm olmamıştır. Soğutma ve ısıtma hızı 35 °C/dakika için austenit faz dönüşümü 306°C - 358°C arasında, martensit faz dönüşümü 182°C - 158 °C olduğu görülmektedir. 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin dönüşüm sıcaklıkları kendinden düşük basınçtaki numunelere nazaran oranla yükselme olduğu görülmüştür. Bu numunenin boyutu homojen ve 280 Mpa basınçlı numuneden daha küçük olduğu hesaplanmıştır ve 13,40 nm'dir. Tane boyutunun tekrar düşmesiyle basınçla birlikte dönüşüm sıcaklıklarında artış beklenebilir. Bu numunedeki soğutma ve ısıtma hızları yükseldiğinde dönüşüm sıcaklıklarında yükselme görülmüştür. Bütün soğutma ve ısıtma hızlarındaki dönüşüm sıcaklıkları bir arada aşağıda gösterilmiştir. 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinde şekil hatırlama durumu gerçekleşmiştir. Şekil hafıza olayının uygulanan basınçla birlikte faz dönüşüm sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri ve denge sıcaklıkları bulunarak aşağıda tablo oluşturulmuştur.



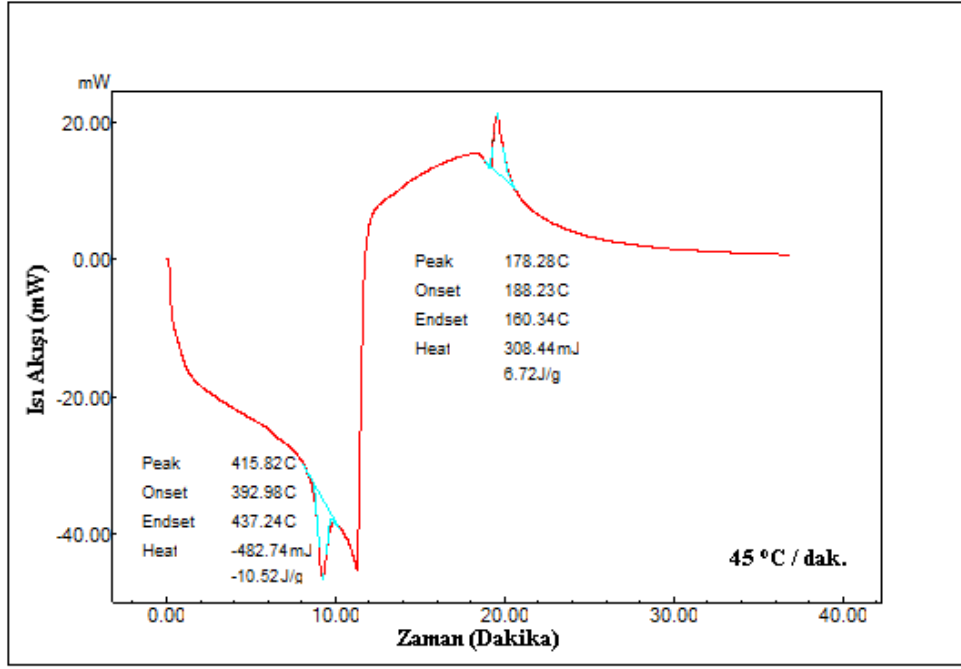
Şekil 6.38 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 15 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.



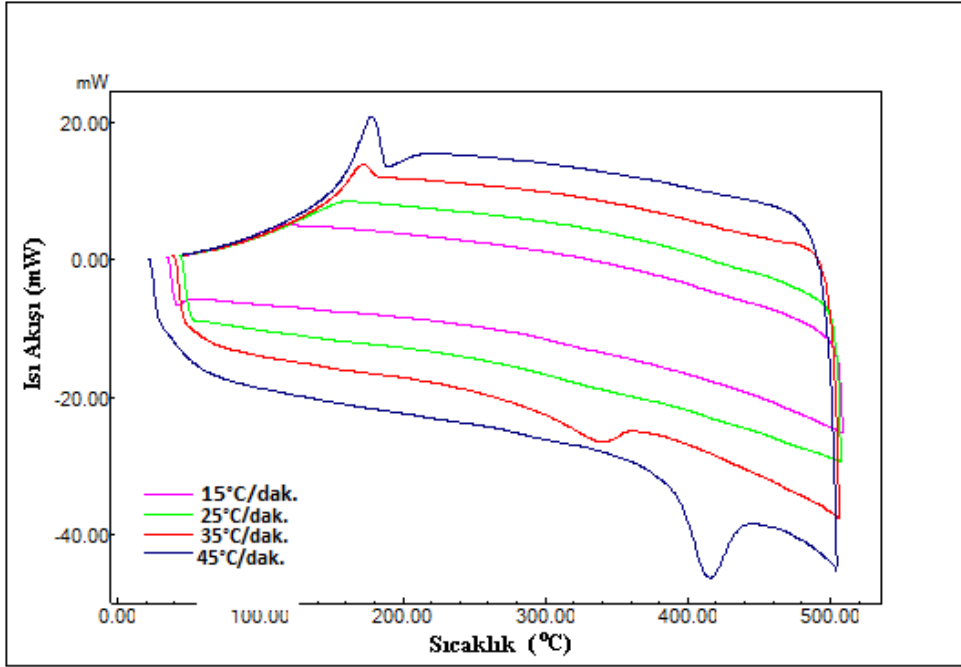
Şekil 6.39 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 25 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.



Şekil 6.40 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 35 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.



Şekil 6.41 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 45 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.

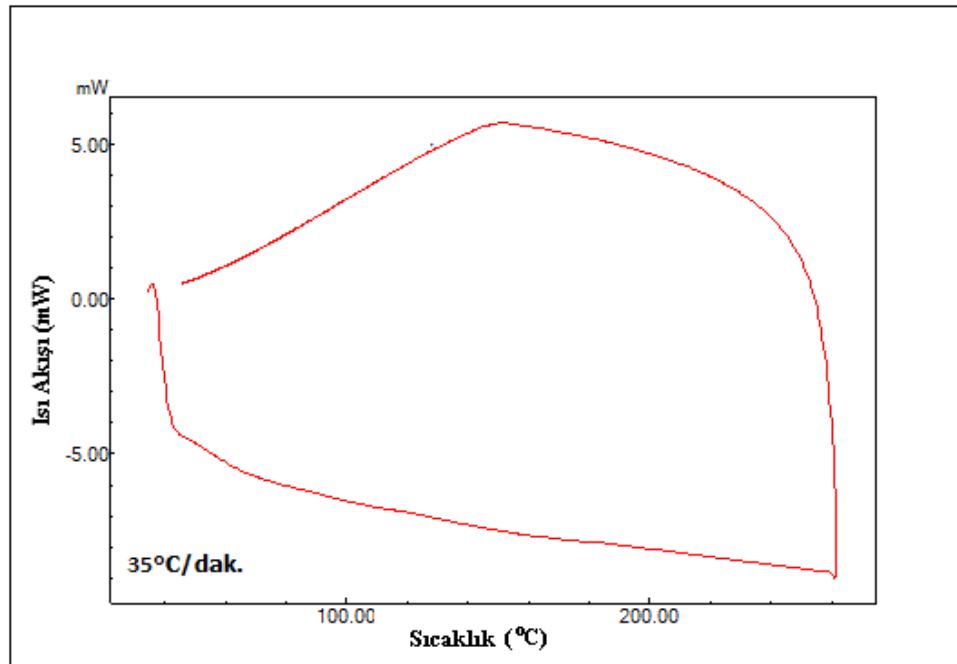


Şekil 6.42. 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin bütün ısıtma hızlarında DSC eğrisi.

Tablo 6.9. 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin farklı ısıtma hızlarında meydana gelen faz 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)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)	$\Delta S_{M \rightarrow A}$ (J/g°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta S_{A \rightarrow M}$ (J/g°C)
5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
35	306,84	358,27	339,90	270,36	3,81	0,014	182,45	158,91	-2,78	-0,010
45	392,98	437,24	415,82	312,735	10,52	0,033	188,23	160,34	-6,72	-0,021

1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesine 35 °C/dakika soğutma ve ısıtma hızlarıyla DSC ölçümleri aşağıda şekil 6.43’de gösterilmiştir. 1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinde austenit faz ve martensit faz dönüşümleri görülmemiştir. Böylelikle uygulanan basıncın yüksek olması martensit yapılarının meydana gelmesini engellediği söylenebilir.

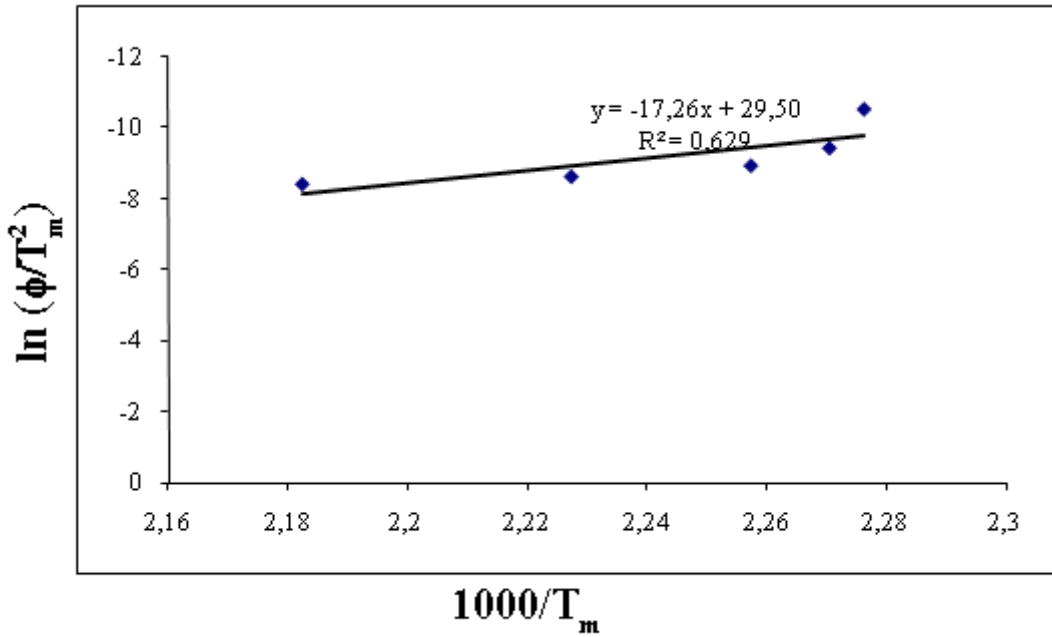


Şekil 6.43 1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin 35 °C/dakika ısıtma hızıyla DSC eğrisi.

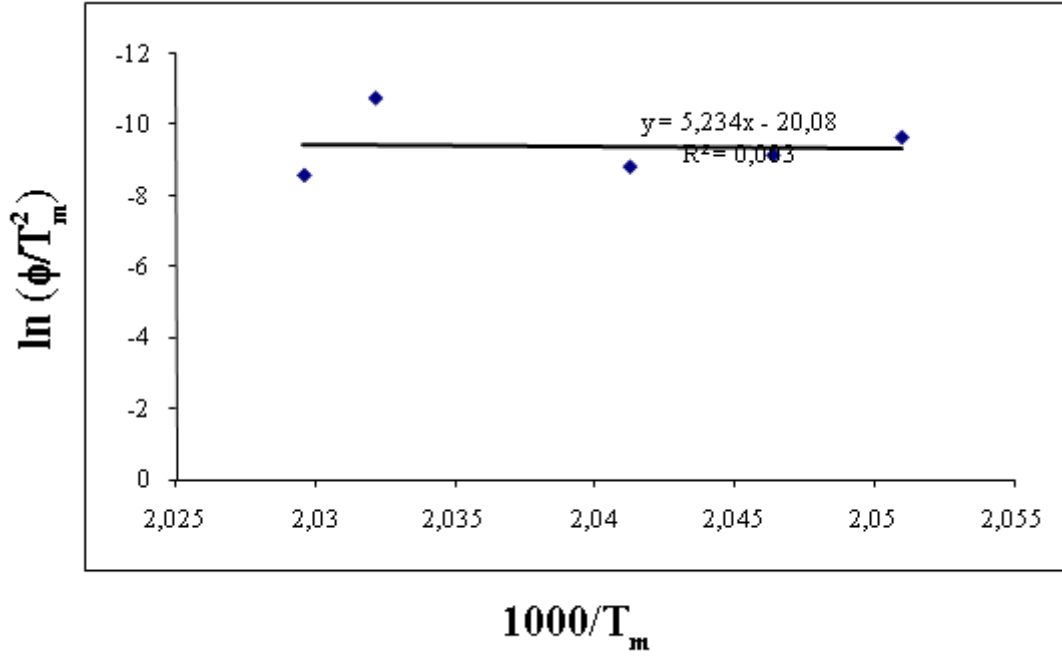
Kissinger metodu ile aktivasyon enerjisi hesaplanmıştır. Kissinger denklemi;

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

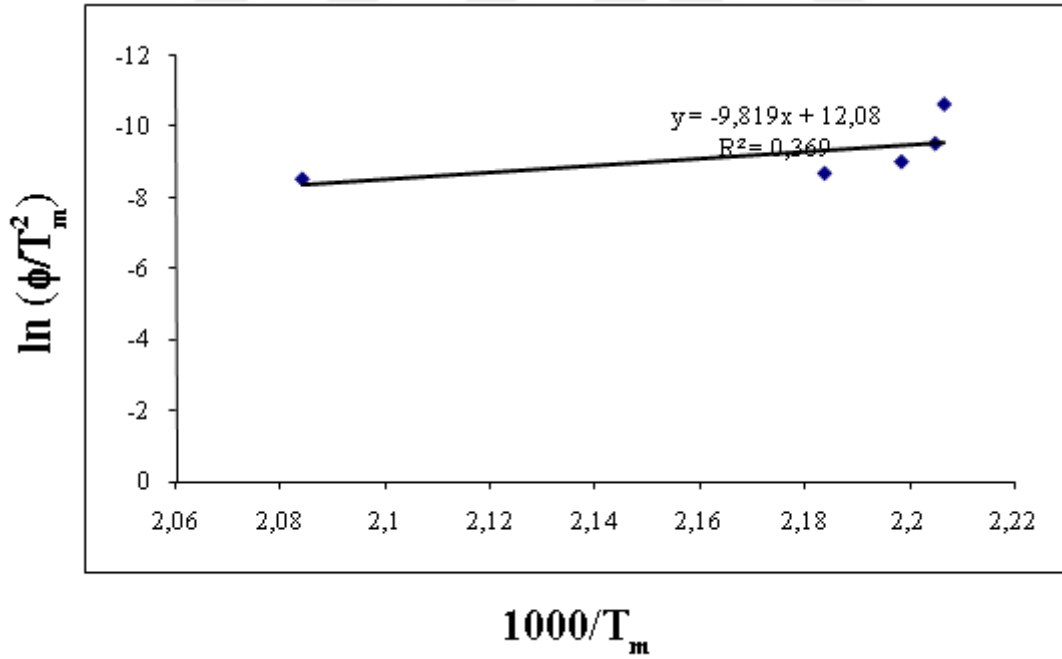
dir. Yukarıda belirtilen T_m austenit fazda en yüksek dönüşüm sıcaklığını, ϕ ısıtma hızı, E aktivasyon enerjisini ve R gaz sabitini göstermektedir. Aşağıdaki şekilde Kissinger yöntemi için kullanılan eğriler gösterilmektedir. Martensit faz ve austenit faz dönüşümü meydana gelen numuneler bu eğrilerden faydalanarak aktivasyon enerjisi hesaplanmıştır. Homojen, 280 MPa, 560 MPa ve 840 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunelerinin aktivasyon enerjileri 143,49 kJ/mol, 43,515 kJ/mol, 81,635 kJ/mol ve 2,203 kJ/mol olarak hesaplanmıştır. 1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinde martensit fazı ve austenit fazı dönüşümü meydana gelmediğinden aktivasyon enerjisi hesaplanamamıştır.



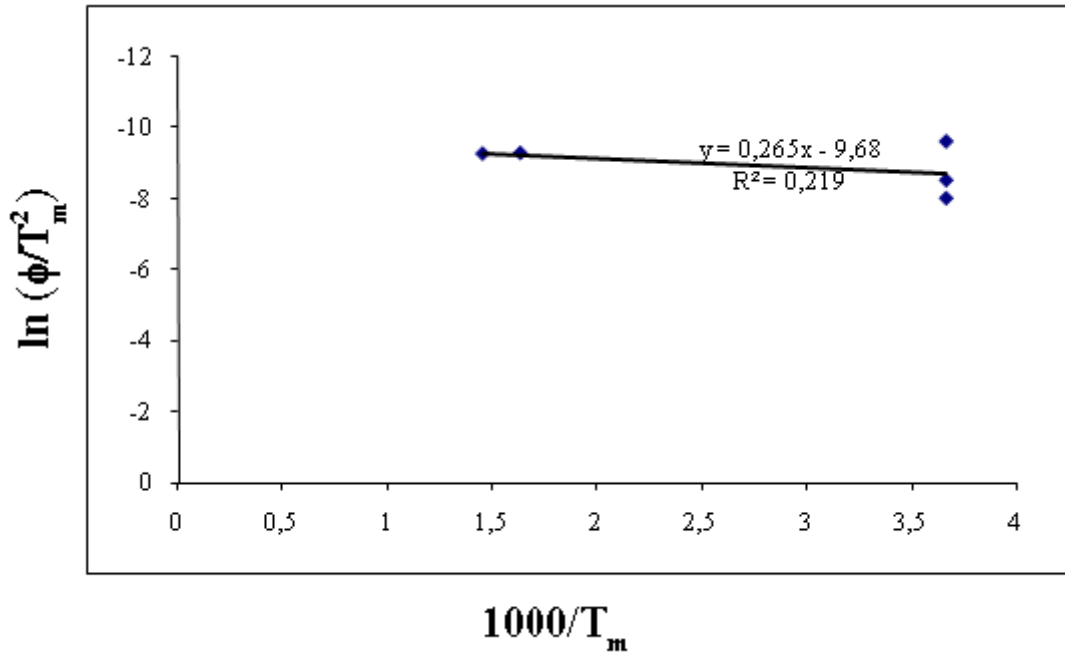
Şekil 6.44. Homojen numunenin aktivasyon enerjisi hesaplamasında kullanılan Kissinger eğrisi.



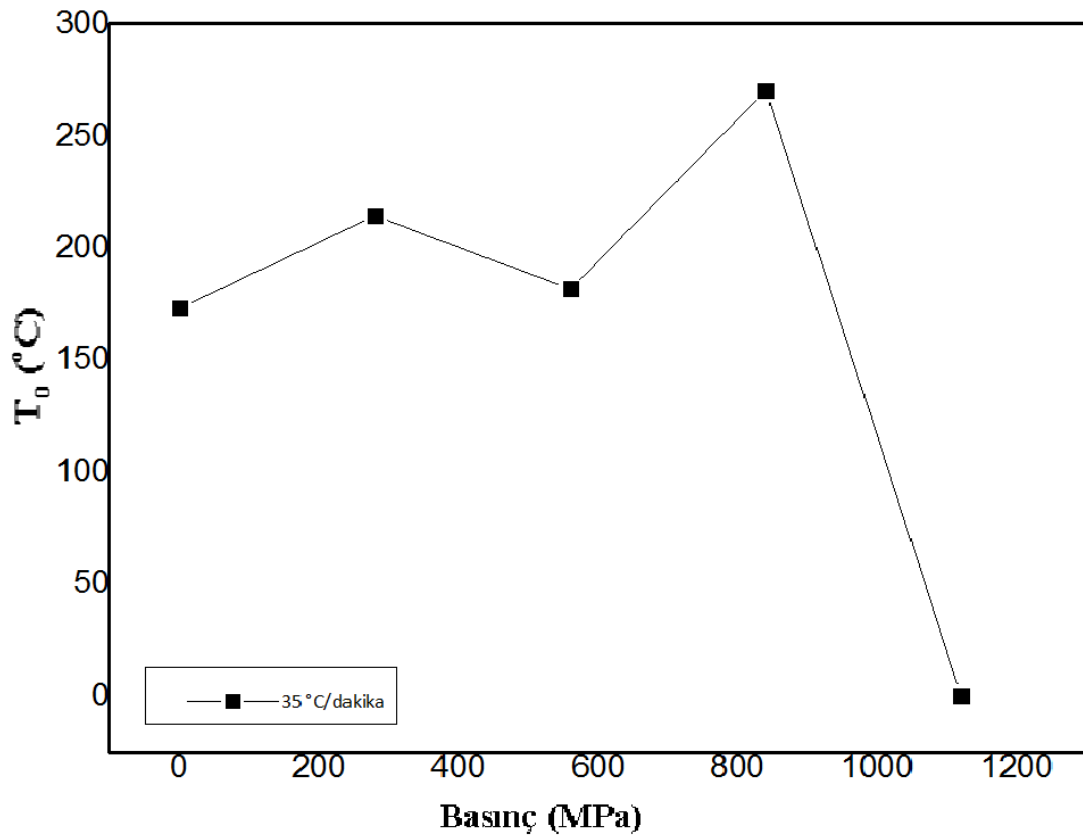
Şekil 6.45. 280 MPa basınçlı numunenin aktivasyon enerjisi hesaplamasında kullanılan Kissinger eğrisi.



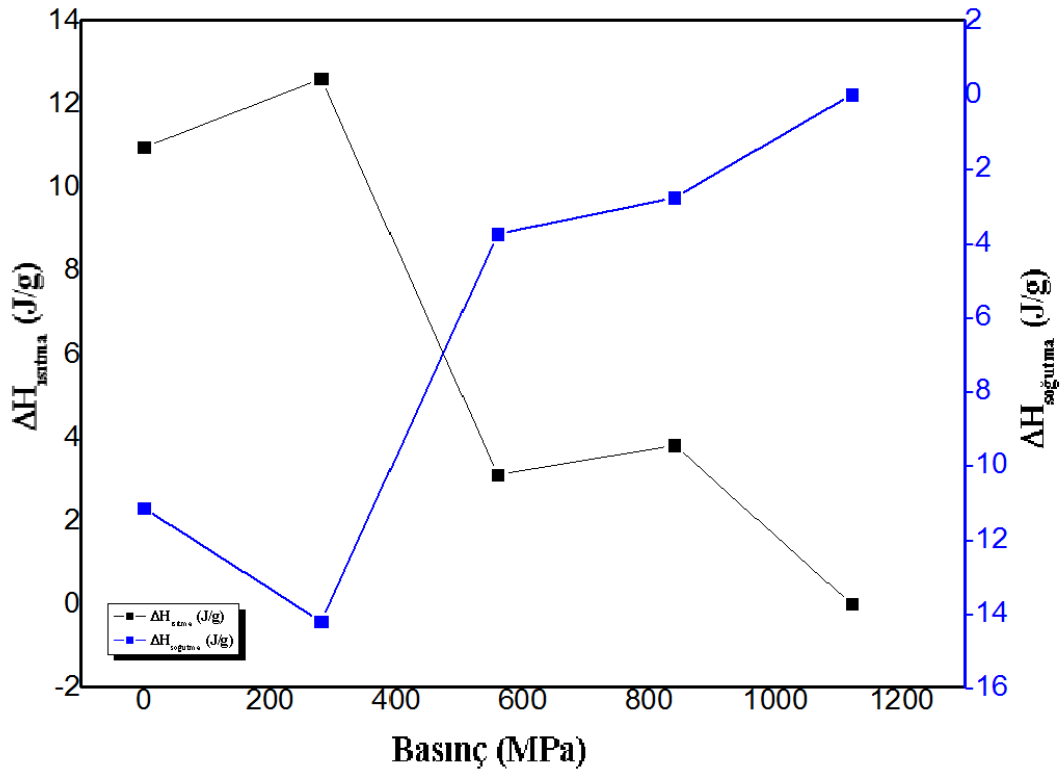
Şekil 6.46. 560 MPa basınçlı numunenin aktivasyon enerjisi hesaplamasında kullanılan Kissinger eğrisi.



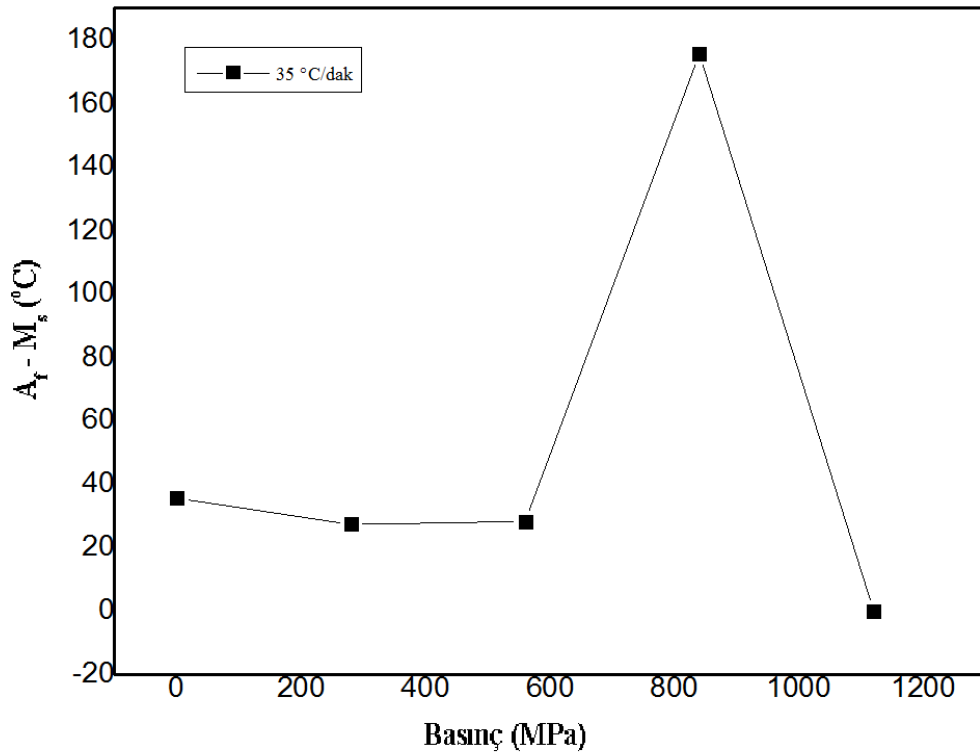
Şekil 6.47. 840 MPa basınçlı numunenin aktivasyon enerjisi hesaplamasında kullanılan Kissinger eğrisi.



Şekil 6.48. CuAlNi numunesinin denge sıcaklıklarının basınçla değişim grafiği.



Şekil 6.49. CuAlNi numunesinin entalpi değerlerinin basınçla değişimi grafiği.



Şekil 6.50. CuAuNi numunesinin histerezis aralığının basınçla değişimi grafiği.

7. SONUÇ VE TARTIŞMA

Bu tez çalışmasında 82,03 Cu – 13,46 Al – 4,51 Ni (%at) atomik yüzde kompozisyonuna sahip üçlü şekil hatırlamalı durum gösteren alaşım kullanılmıştır. Kullanılan numuneler küçük parçalar şeklinde kesilerek 900°C ısı verilerek homojen hale getirildikten sonra 280 MPa, 560 MPa, 840 MPa ve 1120 MPa basınçlar uygulanmıştır ve sonrasında optik mikroskop, DSC, XRD ve DTA ölçümleri alınmıştır.

7.1 XRD Sonuçları

Homojen ve 280 MPa, 560 MPa, 840 MPa, 1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunelerinin X-ışını kırınımı yöntemiyle kırınımı sağlayan 2θ değerleri ve şiddetleri belirlenmiştir. Hemen hemen her numunede (2 0 2) ve (1 2 8) pikleri mevcut iken, (0 2 0) piki yalnızca 560 MPa, (1 2 10) piki yalnızca 1120 MPa basınç uygulanan numunede olduğu görülmüştür. 280 Mpa basınç uygulanan numunede sadece bir tane pik olduğu görülmektedir. Numunelere Uygulanan basınçlardan dolayı 2θ değerlerinde az sapmaların olduğu görülmüştür. Bunun yanı sıra Debye-Scherrer formülü ile basınç uygulanmış numunelerin kristal tane boyutları hesaplanmıştır. Homojen ve 280 MPa, 560 MPa, 840 MPa, 1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunelerinin kristal boyutları 23,27 nm, 26,28 nm, 29,49 nm, 13,40 nm ve 16,87 nm olarak hesaplanmıştır. Numunelerin artan basınçla a, b ve c parametrelerinin nasıl değiştiğini gözlemlemek amacıyla hesaplamalar yapılmış ve grafikler çizilmiştir. Sadece 280 MPa basınç uygulanan numunede sadece bir tane pik görüldüğünden hesaplar yapılamamıştır. Uygulanan basınçların artmasıyla beraber a ve b parametrelerinde yaklaşık değer korunurken c parametresi 560 MPa basınçta düşüş yaşamıştır.

7.2 Optik Mikroskop Gözlem Sonuçları

Homojen ve 280 MPa, 560 MPa, 840 MPa, 1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunelerini, ilk olarak zımpara yapıp sonrasında dağlama işlemiyle oda sıcaklığında optik mikroskop görüntüleri gözlemlenmiştir. Optik mikroskop büyütme oranları 50x, 100x ve 200x büyütme yapılarak renkli ve renksiz görüntüler alınmıştır. Gözlemlenen optik mikroskop görüntülerinden martensit yapılarının V tipi ve iğnemi martensit

yapılarda olduğu gözlemlenmiştir. Homojen CuAlNi numunesinde genel itibari ile çoğu bölgede martensit yapılar gözlenirken uygulanan basınç arttıkça martensit yapıların azaldığı gözlemlenmiştir. Bunun yanı sıra 1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinde martensit yapıların meydana gelmediği gözlemlenmiştir. 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinin kristal tane boyutundaki orantısız farklılık optik mikroskop görüntülerinde belirgin şekilde belli olmaktadır.

7.3 Diferansiyel Termal Analiz (DT/TGA) Sonuçları

Homojen ve 280 MPa, 560 MPa, 840 MPa, 1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunelerinin yapılarında yüksek sıcaklıkta oluşan faz değişimlerini gözlemlemek için DTA ölçümleri alınmıştır. DTA ölçümlerinde 900°C'ye kadar sıcaklıkta faz geçişleri belirlenmiştir. Numunelerin genel itibari ile ikili faz geçişleri görülmüş yalnızca 560 Mpa'da üçlü geçiş olmuştur. İkili faz geçişlerinde A2→B2→18R, üçlü faz geçişlerinde A2 fazından→B2 fazına, B2 fazından→L2₁ fazına, L2₁ fazından→18R martensit yapıya geçiş fazları görülmüştür. Faz geçişlerinde, A2 fazından→B2 fazına geçiş sıcaklıkları yaklaşık 820 °C olup, B2 fazından→L2₁ fazına geçiş iki numunede gözlemlenirken faz geçiş aralıkları 525°C - 440°C aralığındadır. Bunun yanı sıra martensit fazın geçiş sıcaklık aralıkları ise 180-290°C olarak gözlemlenmiştir. 840 MPa basınç ve 1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunelerinde martensit faza geçiş görülmemiştir.

7.4 Diferansiyel Taramalı Kalorimetri (DSC) Sonuçları

Bu çalışmada Homojen ve 280 MPa, 560 MPa, 840 MPa, 1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunelerinin martensit ve austenitten faz dönüşüm sıcaklıklarının ölçülmesi için DSC ölçümleri yapılmıştır. Numunelere uygulanan basıncın yükselmesiyle austenit ve martensit faza geçiş sıcaklıklarının yükseldiği görülmüştür. Lakin 560 MPa basınç uygulanan CuAlNi numunesinde bu yükseliş görülmemiştir. Bu düzensizliğin sebebi olarak kristal tane boyutundan kaynaklı olduğu belirlenmiştir. 560 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunenin kristal tane boyutu diğer numunelerden daha büyüktür. 1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunenin ölçümleri incelendiğinde herhangi bir dönüşüm olmadığı görülmüştür. Buradan elde edilen verilerle Kissinger yöntemi

kullanılarak bütün numunelerin aktivasyon enerjileri bulunmuştur. Aktivasyon enerjileri 143,49 kJ/mol, 43,515 kJ/mol, 81,635 kJ/mol ve 2,203 kJ/mol olarak hesaplanmıştır. 1120 MPa basınç uygulanan CuAlNi numunesinde dönüşüm olmadığı için aktivasyon enerjisi bulunamamıştır. Bunların yanı sıra basıncın entalpi değerlerine, denge sıcaklığına ve histerezis aralıklarına karşı grafikleri çizilmiş ve yükselen basıncın etkisiyle değişim incelenmiştir. Sadece 560 MPa uygulanmış CuAlNi numunesi dışındaki numunelerde beklenen sonuçlar elde edilmiştir ve 1120 MPa basınç uygulanmış CuAlNi numunesinde dönüşüm gerçekleşmediğinden değerlendirilme yapılamamıştır.

Sonuç olarak yapılan tez çalışmasında, ölçümler sonucu elde edilen veriler birbirini desteklemektedir.

KAYNAKLAR

1. **E. Toptaş, N.Akkuş**, Şekil Hafızalı Alaşım lar ve Endüstriyel Uygulamaları, Makine Teknolojileri Dergisi, 2007
2. **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,
3. **Hodgson, D.E.**, 2002, “Shape Memory Applications”, Inc., Wu, M.H., Memory Technologies, and Biermann R.J., Harrison Alloys, Inc.,
4. **NURVEREN, K., AKDOĞAN, A.**, “NiTi Şekil Hafızalı Alaşım Üretimi”, Makine Tek, Aralık, 98-104, 2005.
5. **MEGEP**, Kuyumculuk Teknolojisi, Alaşım Metalleri Ve Kimyasallar Ankara 2007 sayfa 3
6. **Güngör Yasin .**, Malzeme Bilgisi, İstanbul 2001
7. **YİĞİTER H.**, Mühendislik Metal Ve Alaşım ları Ders Notu, Dokuz Eylül Üniversitesi, İzmir
8. **Galip Baydur.**, Malzeme, Ankara 1998
9. **Aran, A.** Mal201 Ders Notları, İTÜ MAKİNE bölümü, İstanbul 2008
10. **Akdoğan, A.** 2009 Korozyon ve Koruma, Demir dışı Metal Ve Alaşım larının Korozyonu, Yıldız teknik Üniversitesi
11. **Muzaffer ZEREN**, 2002 MMT419 ders notları, Demir Dışı Düşük Sıcaklık Metal Ve Alaşım ları, Kocaeli Üniversitesi
12. **Segers, D.,Hurtado, I., Dorikens-Vanpraet, L., Van Humbeck, J.**, 1995, Positron Doppler broadening Measurements in Cu-Al-Ni Based Shape Memory Alloys, Journal De Physique IV, Volume 5, 163-169.
13. **Tekin, E.**, 1984. Demir Dışı Metaller Ve Alaşım larının Uygulamalı Optik Metalografisi, Ankara.
14. **Aygahoğlu, A.**, 1996, Şekil Bellekli Alaşım lar ve Uygulama Alanları, Yüksek Lisans Tezi, Dumlupınar Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kütahya.
15. **Wu, M.H.**, 1990, Cu-Based Shape Memory Alloys Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, Edited by Duering, T.W., Melton, K.N., Stockel, D ve Wayman, CMS., Butter Worth Heinemom Ltd.P.3.

16. **Porter, D.A. and Easterling, K.E.**, Phase transformations in metals and alloys, 1st Edition, Chapman & Hall, T.J. Press (Padstow) Ltd., UK. 1992.
17. **SCHETKY, L. M.**, 1980. Shape Memory Alloys. Scientific American, 68-76.
18. <http://www.vtf.edu.tr/anabilimdallari.pdf> 599, 21 / 08 / 2009.
19. **Salzbrenner, R.J., Cohen, M.**, 1978, On the Thermodynamics of Thermoelastic Martensitic Transformations, Acta Metallurgica, 27, 739-748.
20. **Gorbet, R.** 1996, "A Study of the Stability and Design of Shape Memory Alloy Actuators", Doktora Tezi, University of Waterloo, Canada
21. **Otsuka, K., Ren, X.**, Recent developments in the research of shape memory alloys, Review, Intermetallics 1999, 7, 511-528.
22. **Funakubo, H.**, (1984), Shape Memory Alloys, Gordon and Breach Science Publishers, (Translated from the Japanese., J.B.Kennedy) New York.
23. **ORTIN, J. ve PLANES, A.**, 1989. Thermodynamics of Thermoelastic Martensitic Transformations. Acta Metall., 37, 5, 1433-1441.
24. **Güdeloğlu, S.**, 2014. Cu-Al-Mn şekil Hatırlamalı Alaşımlarda Yaşlandırmanın Fiziksel Özellikler Üzerine etkisi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.
25. **CHRISTIAN, J. K.**, 1975. The Theory of Transformation in Metals and Alloys. Part.1, Pergamon Press, Hungary.
26. **FRIEND, C.M.**, 1986. The Effect of Applied Stress on the Reversible Strain in CuZnAl Shape Memory Alloys. Scripta Metall., 20, 995-1000.
27. **NISHIYAMA, Z.**, 1978. Martensitic Transformation. Academic Press, New York.
28. **SOĞUKSU ALİ K.**, 2006 Şekil Hatırlamalı Cu-Al-Ni Ve Cu-Zn-Al Alaşımların Üretilmesi Ve Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Sütçü İmam Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kahramanmaraş.
29. **FUNAKUBO, H.**, 1987. Shape Memory Alloys, (Japondan İngilizceye Çeviri), J.B. Kennedy, Gordon and Breach Science Publishers, London.
30. **Gökhan, T.**, 2002, Şekil Hatırlamalı CuAlNi Alaşımları Üzerinde Isıl İşlem Etkilerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
31. **Llopis, J., Piqueras, J., Bru, L.**, 1978, On the W-Equilibrium Transition Temperature of Thermoelastic.
32. **Arın, T.**, 2002, Bakır Esaslı Hafızalı Alaşımların Üretim Tekniğinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.

33. **Manosa, L., Jurado, M., Gonzales-Comos, A., Obrado, E., Planes, A., Zarestky, J.,** Stassis, C., Romero, R., Somoza, A., ve Morin, M., 1997, A Comparative Study of the Post-Quench Behaviour of Cu-Al-Be and Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys, *Acta Materialia*, Vol. 46, No 3, pp. 1045-1053.
34. **Humbeeck, J.V.**, "Phase Transformations", *Mechanical Spectroscopy*, 382-415, 2001.
35. **Perkins, J. ve Sponholz, R.O.**, 1984. Stress-Induced Martensitic Transformation Cycling and Two- Way Shape Memory Training in Cu-Zn-Al Alloys. *Metall. Trans. A*, 15 A, 313-321.
36. **Humbeeck, J.V.**, "Phase Transformations", *Mechanical Spectroscopy*, 382-415, 2001.
37. **OTSUKA, K. and SHIMIZU, K.**, 1986. Pseudoelasticity and Shape Memory Effects in Alloys. *International Metals Reviews*, 31, 3, 93-114.
38. **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.
39. **Hona, T.**, 1986, The Mechanism of the All-Round Shape Memory Effect, *Shape Memory Alloys '86*, Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Alloys, China Academic Publishers, 83-88.
40. **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.
41. **CANBAY Canan A.**, 2010 Bakır Bazlı Şekil Hatırlamalı Alaşım Üretimi Ve Alaşımın Yapısal, Termal Ve Elektriksel Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
42. **TAUTZENBERGER, P.**, 1990. Termal Actuators; A Comparison of Shape Memory Alloys with Thermoelastic Bimetals and Wax Actuators *Engineering Aspects of Shape Memory Alloys* Edited By Duering, T. W., Melton, K. N., Stockel, D. And Wayman, CMS., Butter Worth-Heinemann Ltd. p. 3
43. **PERKINS, J. ve SPONHOLZ, R.O.**, 1984. Stress-Induced Martensitic Transformation Cycling and Two- Way Shape Memory Training in Cu-Zn-Al Alloys. *Metall. Trans. A*, 15 A, 313-321.

ÖZGEÇMİŞ

1985 yılında Elazığ'da doğdum. Lisans eğitimimi Fırat Üniversitesi Fen Fakültesi Fizik Bölümü'nde tamamlayarak 2012 yılında mezun oldum. 2013 yılında Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Malzeme Anabilim Dalında Yüksek lisans eğitimime başladım.

