

**CuAlNi ŞEKİL HATIRLAMALI ALAŞIMLARDA TANE BOYUTUNUN
MALZEMENİN BAZI FİZİKSEL ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

M. Ali YILMAZ

Yüksek Lisans Tezi

Fizik Anabilim Dalı

Danışman: Yrd. Doç. Dr. Ş. Nevin BALO

OCAK-2012

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

CuAlNi ŞEKİL HATIRLAMALI ALAŞIMLARDA TANE BOYUTUNUN
BAZI MALZEMENİN BAZI FİZİKSEL ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

M. Ali YILMAZ

(02114107)

Anabilim Dalı: Fizik

Programı: Katıhal Fiziği

Tez Danışmanı: Yrd. Doç. Dr. Ş. Nevin BALO (F.Ü)

OCAK-2012

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

CuAlNi ŞEKİL HATIRLAMALI ALAŞIMLARDA TANE BOYUTUNUN
MALZEMENİN BAZI FİZİKSEL ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

M. Ali YILMAZ

(02114107)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 19.01.2012

Tezin Savunulduğu Tarih : 10.02.2012

Tez Danışmanı : Yrd. Doç. Dr. Ş. Nevin BALO (F.Ü)

Diğer Jüri Üyeleri : Prof. Dr. Fahrettin YAKUPHANOĞLU

Doç. Dr. Raşit ZENGİN

OCAK-2012

ÖNSÖZ

“Şekil Hatırlamalı Alaşımlarda Tane Boyutunun Malzemenin Fiziksel Özelliklerine Etkisi” adlı yüksek lisans tezimin yöneticiliğini üstlenen ve numunenin temin edilmesinde hiçbir yardımını esirgemeyen Sayın Yrd. Doç. Dr. Ş. Nevin BALO’ya, ayrıca Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) ölçümleri ve X-ışını difraktogramlarının alınmasında büyük destek ve yardımını gördüğüm Sayın Prof. Dr. Yıldırım AYDOĞDU’ya teşekkürlerimi ve saygılarımı sunarım.

Bana her zaman güvenip, destek olan, üzerimizdeki emeklerini hiçbir zaman ödeyemeyeceğimiz merhum babama (Allah Rahmet Etsin), anneme, eşimin anne ve babasına sonsuz saygılarımı sunarım.

Çok sevdiğim Eşim, Matematik Öğretmeni Tülay YILMAZ’a anlayışından ve sabrından dolayı ayrıca teşekkür ederim.

M. Ali YILMAZ

ELAZIĞ-2012

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ	II
İÇİNDEKİLER	III
ÖZET	V
SUMMARY	VI
ŞEKİLLER LİSTESİ	VII
TABLOLAR LİSTESİ	XI
SEMBOLLER LİSTESİ	XII
1. GİRİŞ	1
2. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER	4
2.1. Martensitik Faz Dönüşümleri	4
2.2. Martensitik Dönüşümün Termodinamiği	6
2.3. Termoelastik ve Termoelastik Olmayan Martensitik Dönüşümler	8
2.4. Dönüşümün Kristalografisi	10
2.5. Faz Geçişlerinde Çekirdeklenme ve Büyüme	11
2.5.1. Çekirdeğin Kritik Büyüklüğü	14
2.5.2. Çekirdeklenme Oranı Üzerine Sıcaklığın Etkisi	17
2.5.3. Büyüme	17
2.5.3.1. Düzlemsel Büyüme	18
2.5.3.2. Dentritik büyüme	19
3. ŞEKİL HATIRLAMA OLAYI	21
3.1. Tek Yönlü Şekil Hatırlama Olayı	22
3.2. Çift Yönlü Şekil Hatırlama Olayı	23
4. BAKIR BAZLI ŞEKİL HATIRLAMALI ALAŞIMLAR	24
5. B –FAZ ALAŞIMLARINDA TANE BOYUTU VE TANE SINIRI	26
5.1. Tane Boyutunu Ölçme	27
5.1.1. Ortalama Çizgesel Kesişim Yöntemi	28
6. MATERYAL VE METOT	29
6.1. Materyal	29
6.2. Metot	29
6.2.1. Isıl işlemler	29
6.2.2. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçümleri	30
6.2.3. X-Işını Difraksiyon Ölçümleri	30
6.2.4. Metalografik Gözlemler	31
6.2.5. Sertlik Ölçümleri	31
7. DENEYSEL İŞLEMLER VE SONUÇLAR	32
7.1. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçüm Sonuçları	32
7.1.1. a- Isıl İşlemlili Alaşım-1 ve Alaşım-2 Numunelerinin DSC Ölçüm Sonuçları	32
7.1.1.1. Alaşım-1 in DSC Ölçüm Sonuçları	32
7.1.1.2. Alaşım-2 nin DSC Ölçüm Sonuçları	37
7.1.2. b-Isıl İşlemlili Alaşım-1 ve Alaşım-2 Numunelerinin DSC Ölçüm Sonuçları	41
7.1.2.1. Alaşım-1 in DSC Ölçüm Sonuçları	41

7.1.2.2.	Alaşım-2 nin DSC Ölçüm Sonuçları.....	46
7.2.	X-Işını Difraksiyonu Sonuçları.....	51
7.2.1.	a-Isıl İşlemlili Alaşım-1 ve Alaşım-2 Numunelerinin X-Işını Parça Difraktogramları	52
7.2.1.1.	Alaşım-1 in X-Işını Parça Difraktogramları	52
7.2.1.2.	Alaşım-2 nin X-Işını Parça Difraktogramları	57
7.2.2.	b-Isıl İşlemlili Alaşım-1 ve Alaşım-2 Numunelerinin X-Işını Parça Difraktogramları	62
7.2.2.1.	Alaşım-1 in X-Işını Parça Difraktogramları	62
7.2.2.2.	Alaşım-2 nin X-Işını Parça Difraktogramları	67
7.3.	Metalografik Gözlem Sonuçları	72
7.3.1.	a-Isıl İşlemlili Alaşım-1 ve Alaşım-2 nin Metalografik Gözlem Sonuçları..	72
7.3.1.1.	Alaşım-1 in Metalografik Gözlem Sonuçları.....	72
7.3.1.2.	Alaşım-2 nin Metalografik Gözlem Sonuçları.....	76
7.3.2.	b-Isıl İşlemlili Alaşım-1 ve Alaşım-2 nin Metalografik Gözlem Sonuçları..	79
7.3.2.1.	Alaşım-1 in Metalografik Gözlem Sonuçları.....	79
7.3.2.2.	Alaşım-2 nin Metalografik Gözlem Sonuçları.....	82
7.4.	Sertlik Ölçüm Sonuçları	86
7.4.1.	a-Isıl İşlemlili Alaşım-1 ve Alaşım-2 Numunelerinin Sertlik Ölçüm Sonuçları.....	86
7.4.1.	b-Isıl İşlemlili Alaşım-1 ve Alaşım-2 Numunelerinin Sertlik Ölçüm Sonuçları.....	88
8.	SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	90
	ÖNERİLER.....	96
	KAYNAKLAR.....	97
	ÖZGEÇMİŞ	101

ÖZET

Termoelastik martensitik dönüşüm gösteren şekil hatırlamalı CuAlNi alaşımında tane boyutunun malzemenin fiziksel özelliklerine etkisinin incelendiği bu çalışmada kullanılan alaşım Fransa'dan TREFIMETAUX Centre de Recherche'den temin edildi.

Bu çalışmada Cu-%13.0Al-%4Ni ve Cu-%13.5Al-%4Ni (ağırlık yüzdeli) alaşımları üzerinde ısıtıl işlem sonucu tane boyutunun malzemelerin fiziksel özelliklerine etkileri diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) tekniği, X-ışını parça difraksiyonu, sertlik ölçümü ve metalografik gözlemler kullanılarak incelendi. Ortalama tane boyutu, optik mikrolaflardan ASTM E-112'ye göre hesaplandı.

X-ışını ölçümleri sonucunda alaşımın sahip olduğı yapılar, örgü parametreleri ve yansıma veren düzlemleri belirlendi. Diferansiyel termal analiz ölçümleri ile farklı ısıtıl işlemlere tabi tutulan alaşım numunelerinin dönüşüm sıcaklıkları ve entalpi değeri belirlendi. Bu değeriye bağılı olarak entropide meydana gelen değışimler hesaplandı. Tane boyutunun ve sertliğin ısıtıl işlem sıcaklığına ve işlem süresine bağılı olarak nasıl değıştiğı belirlendi.

Anahtar Kelimeler: CuAlNi Şekil Hatırlamalı Alaşımlar, Martensitik Dönüşüm, Tane Boyutu, Tane Sınırı, Dönüşüm Sıcaklıkları, Vickers Sertliğı.

SUMMARY

Effect of Grain Size on Physical Characteristics of Material in Shape Memory Alloys

In present study, the effect of grain size on physical properties of CuAlNi shape memory alloy, was investigated. This material was obtained from TREFIMETAUX Centre de Recherche in France.

The effects occurred by heat treatment, of grain size on the physical properties of Cu-13.0 %Al-4 %Ni and Cu-13,5 % Al-4% Ni (wt. %) alloys were investigated by differential scanning calorimetry (DSC) technique, X-ray diffraction (XRD) microhardness measurement and metallagraphic observations. The average grain size was calculated by the optical micrographs, belonging to ASTM E-112.

The crystal structure, lattice parameters and crystallographic planes of the samples were evaluated from XRD results. Transformation temperatures and enthalpy values for differens heat tereatment were determined by DSC analysis. Entrophy changes of the samples were calculated using these values. It was seen that the grain size and microhardness of the samples changed with the temperature of with heat treatment and process time.

Key words: CuAlNi Shape Memory Alloy, Martensitic Phase Transformation, Grain Size, Transformation Temperatures, Vickers Hardness.

ŞEKİLLER LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 2.1. Martensitik dönüşüme etki eden bozulma çizgisinin kırılması ve yüzey kabartısının şekli. (a) Yüzey kabartısı, (b) Bozulma çizgisinin kırılması [17, 18].	5
Şekil 2.2. Martensitik dönüşümün difüzyonsuz tabiatına bağlı düzlem ve doğrultulardaki değişim [17, 18].	5
Şekil 2.3. Austenit ve martensit fazların kimyasal serbest enerjisinin sıcaklıkla değişimi [17].	6
Şekil 2.4. CuAlNi alaşımlarında Al konsantrasyonuna bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarının değişimi [17, 30].	11
Şekil 2.5. (a), (b) M_s sıcaklığının altında artan soğutma ile martensitin büyümesi [32].	12
Şekil 2.6. Farklı sıcaklıklar için yarıçapın bir fonksiyonu olarak ΔG çekirdeklenme engelini değişiminin şematik gösterimi [33].	15
Şekil 2.7. Çekirdeklenme oranının sıcaklığın bir fonksiyonu olarak değişimin şematik gösterimi [30].	17
Şekil 2.8. Düzlemsel büyümenin oluşumu [35].	19
Şekil 2.9. Dentritik büyümenin oluşumu [35].	20
Şekil 3.1. Şekil hatırlama olayının mekanizması [38].	22
Şekil 3.2. Tek yönlü şekil hatırlama olayının şematik gösterimi [42].	23
Şekil 3.3. Çift yönlü şekil hatırlama olayının şematik gösterimi [42].	23
Şekil 5.1. Ortalama çizgisel kesişim yöntemi ile tane boyutu hesaplama.	28
Şekil 7.1. (a) Alaşım-1 in 750 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	33
Şekil 7.1. (b) Alaşım-1 in 800 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	33
Şekil 7.1. (c) Alaşım-1 in 850 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	34
Şekil 7.1. (d) Alaşım-1 in 900 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	34
Şekil 7.1. (e) Alaşım-1 in 950 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	35
Şekil 7.1. (f) Farklı sıcaklıklarda eşit sürelerde tavlanan Alaşım-1 için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrileri.	35
Şekil 7.2. Alaşım-1 için dönüşüm sıcaklıklarının tavlama sıcaklığına göre değişimi.	36
Şekil 7.3. Alaşım-1 için $A_f - A_s$, $M_s - M_f$ sıcaklık farkının tavlama sıcaklığına göre değişimi.	36
Şekil 7.4. (a) Alaşım-2 nin 750 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	37
Şekil 7.4. (b) Alaşım-2 nin 800 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	38

Şekil 7.4. (c)	Alaşım-2 nin 850 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	38
Şekil 7.4. (d)	Alaşım-2 nin 900 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	39
Şekil 7.4. (e)	Alaşım-2 nin 950 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	39
Şekil 7.4. (f)	Farklı sıcaklıklarda eşit sürelerde tavlanan Alaşım-2 için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrileri.	40
Şekil 7.5.	Alaşım-2 için dönüşüm sıcaklıklarının tavlama sıcaklığına göre değişimi.	40
Şekil 7.6.	Alaşım-2 için $A_f - A_s$, $M_s - M_f$ sıcaklık farkının tavlama sıcaklığına göre değişimi.	41
Şekil 7.7. (a)	Alaşım-1 in 950 °C de 10 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	42
Şekil 7.7. (b)	Alaşım-1 in 950 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	42
Şekil 7.7. (c)	Alaşım-1 in 950 °C de 30 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	43
Şekil 7.7. (d)	Alaşım-1 in 950 °C de 40 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	43
Şekil 7.7. (e)	Alaşım-1 in 950 °C de 50 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	44
Şekil 7.7. (f)	Alaşım-1 in 950 °C de 60 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	44
Şekil 7.7. (g)	Eşit sıcaklıkta farklı sürelerde tavlanan Alaşım-1 için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrileri.	45
Şekil 7.8.	Alaşım-1 için dönüşüm sıcaklıklarının tavlama süresine göre değişimi.	45
Şekil 7.9.	Alaşım-1 için $A_f - A_s$ sıcaklık farkının tavlama süresine göre değişimi.	46
Şekil 7.10.	Alaşım-1 için $M_s - M_f$ sıcaklık farkının tavlama süresine göre değişimi.	46
Şekil 7.11.(a)	Alaşım-2 nin 950 °C de 10 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	47
Şekil 7.11. (b)	Alaşım-2 nin 950 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	47
Şekil 7.11. (c)	Alaşım-2 nin 950 °C de 30 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	48
Şekil 7.11. (d)	Alaşım-2 nin 950 °C de 40 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	48
Şekil 7.11. (e)	Alaşım-2nin 950 °C de 50 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	49
Şekil 7.11. (f)	Alaşım-2nin 950 °C de 60 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.	49
Şekil 7.11. (g)	Eşit sıcaklıkta farklı sürelerde tavlanan Alaşım-2 için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrileri.	50
Şekil 7.12.	Alaşım-2 için dönüşüm sıcaklıklarının tavlama süresine göre değişimi.	50

Şekil 7.13.	Alaşım-2 için $A_f - A_s$, $M_s - M_f$ sıcaklık farkının tavlama süresine göre değişimi.	51
Şekil 7.14. (a)	Alaşım-1 için 750 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	53
Şekil 7.14. (b)	Alaşım-1 için 800 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	53
Şekil 7.14. (c)	Alaşım-1 için 850 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	54
Şekil 7.14. (d)	Alaşım-1 için 900 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	54
Şekil 7.14. (e)	Alaşım-1 için 950 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	55
Şekil 7.15.	Alaşım-1 için farklı sıcaklıklarda 20 dakika süre ile ısıtılmış numunelerin x-ışını difraksiyon desenleri.	56
Şekil 7.16.	Alaşım-1 için kristal boyutunun tavlama sıcaklığına göre değişimi.	57
Şekil 7.17. (a)	Alaşım-2 için 750 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	58
Şekil 7.17. (b)	Alaşım-2 için 800 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	58
Şekil 7.17. (c)	Alaşım-2 için 850 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	59
Şekil 7.17. (d)	Alaşım-2 için 900 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	59
Şekil 7.17. (e)	Alaşım-2 için 950 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	60
Şekil 7.18.	Alaşım-2 için farklı sıcaklıklarda 20 dakika süre ile ısıtılmış numunelerin x-ışını difraksiyon desenleri.	61
Şekil 7.19.	Alaşım-2 için kristal boyutunun tavlama sıcaklığına göre değişimi.	62
Şekil 7.20. (a)	Alaşım-1 için 950 °C de 10 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	63
Şekil 7.20. (b)	Alaşım-1 için 950 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	63
Şekil 7.20. (c)	Alaşım-1 için 950 °C de 30 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	64
Şekil 7.20. (d)	Alaşım-1 için 950 °C de 40 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	64
Şekil 7.20. (e)	Alaşım-1 için 950 °C de 50 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	65
Şekil 7.20. (f)	Alaşım-1 için 950 °C de 60 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	65
Şekil 7.21.	Alaşım-1 için 950 °C de farklı sürelerde ısıtılmış numunelerin x-ışını difraksiyon desenleri.	66
Şekil 7.22.	Alaşım-1 için kristal boyutunun tavlama zamanına göre değişimi.	67
Şekil 7.23. (a)	Alaşım-2 için 950 °C de 10 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	68

Şekil 7.23. (b)	Alaşım-2 için 950 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	68
Şekil 7.23. (c)	Alaşım-2 için 950 °C de 30 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	69
Şekil 7.23. (d)	Alaşım-2 için 950 °C de 40 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	69
Şekil 7.23. (e)	Alaşım-2 için 950 °C de 50 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	70
Şekil 7.23. (f)	Alaşım-2 için 950 °C de 60 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.	70
Şekil 7.24.	Alaşım-2 için 950 °C de farklı sürelerde ısıtılmış numunelerin x-ışını difraksiyon desenleri.	71
Şekil 7.25.	Alaşım-2 için kristal boyutunun tavlama zamanına göre değişimi.	72
Şekil 7.26.	Alaşım-1 için N-1 in yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	73
Şekil 7.27.	Alaşım-1 için N-2 nin yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	73
Şekil 7.28.	Alaşım-1 için N-3 ün yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	74
Şekil 7.29.	Alaşım-1 için N-4 ün yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	74
Şekil 7.30.	Alaşım-1 için N-5 in yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	75
Şekil 7.31.	Farklı sıcaklıklarda eşit sürelerde tavlanan Alaşım-1'in ortalama tane boyutu eğrileri.	75
Şekil 7.32.	Alaşım-2 için N-6 nın yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	76
Şekil 7.33.	Alaşım-2 için N-7 nin yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	76
Şekil 7.34.	Alaşım-2 için N-8 in yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	77
Şekil 7.35.	Alaşım-2 için N-9 un yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	77
Şekil 7.36.	Alaşım-2 için N-10 un yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	78
Şekil 7.37.	Farklı sıcaklıklarda eşit sürelerde tavlanan Alaşım-2'nin ortalama tane boyutu eğrileri.	78
Şekil 7.38.	Alaşım-1 için M-1 in yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	79
Şekil 7.39.	Alaşım-1 için M-2 nin yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	79
Şekil 7.40.	Alaşım-1 için M-3 ün yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	80
Şekil 7.41.	Alaşım-1 için M-4 ün yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	80
Şekil 7.42.	Alaşım-1 için M-5 in yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	81
Şekil 7.43.	Alaşım-1 için M-6 nın yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	81
Şekil 7.44.	Eşit sıcaklıkta farklı sürelerde tavlanan Alaşım-1 in ortalama tane boyutu eğrileri.	82
Şekil 7.45.	Alaşım-2 için M-7 nin yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	83
Şekil 7.46.	Alaşım-2 için M-8 in yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	83
Şekil 7.47.	Alaşım-2 için M-9 un yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	84
Şekil 7.48.	Alaşım-2 için M-10 un yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	84
Şekil 7.49.	Alaşım-2 için M-11 in yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	85
Şekil 7.50.	Alaşım-2 için M-12 nin yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.....	85
Şekil 7.51.	Eşit sıcaklıkta farklı sürelerde tavlanan Alaşım-2 nin ortalama tane boyutu eğrileri.	86
Şekil 7.52.	a-ısıtıl işlemli Alaşım-1 in sertlik değerleri.....	87
Şekil 7.53.	a-ısıtıl işlemli Alaşım-2 nin sertlik değerleri.....	88
Şekil 7.54.	b-ısıtıl işlemli Alaşım-1 in sertlik değerleri.....	89
Şekil 7.55.	b-ısıtıl işlemli Alaşım-2 nin sertlik değerleri.....	89

TABLÖLAR LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 2.1. CuAlNi alaşımlarında sabit Al oranı için farklı Ni konsantrasyonundaki dönüşüm sıcaklıkları [17, 30].	11
Tablo 3.1. Şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlar [2].	21
Tablo 4.1. Cu–bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar [46].	25
Tablo 6.1. Bu çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları [16].	29
Tablo 7.1. Alaşım–1 için farklı sıcaklıklardaki tavlamaya karşı elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.	36
Tablo 7.2. Alaşım–2 için farklı sıcaklıklardaki tavlamaya karşı elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.	40
Tablo 7.3. Alaşım–1 için farklı sürelerdeki tavlamaya karşı elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.	45
Tablo 7.4. Alaşım–2 için farklı sürelerdeki tavlamaya karşı elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.	50
Tablo 7.5. Alaşım-1 in x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan 18R yapılarının örgü parametreleri.	55
Tablo 7.6. Alaşım-2 nin x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan 18R yapılarının örgü parametreleri.	60
Tablo 7.7. Alaşım-1 in x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan 18R yapılarının örgü parametreleri.	65
Tablo 7.8. Alaşım-2 nin x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan 18R yapılarının örgü parametreleri.	70
Tablo 7.9. a-ısıtıl işlemlili Alaşım-1 ’in ortalama tane boyutu değeri.	75
Tablo 7.10. a-ısıtıl işlemlili Alaşım-2 ’nin ortalama tane boyutu değeri.	78
Tablo 7.11. b-ısıtıl işlemlili Alaşım-1 in ortalama tane boyutu değeri.	82
Tablo 7.12. b-ısıtıl işlemlili Alaşım-2 nin ortalama tane boyutu değeri.	86
Tablo 7.13. a-ısıtıl işlemlili Alaşım-1 ve Alaşım-2 nin sıcaklığa göre sertlik değeri.	87
Tablo 7.14. b-ısıtıl işlemlili Alaşım-1 ve Alaşım-2 nin zamana göre sertlik değeri.	88

SEMBOLLER LİSTESİ

β	: e/a (elektron/atom) oranı 1,5 civarında olan süper örgülü kübik austenit faz
T_0	: Austenit yapının termodinamik dengedeki sıcaklığı
A_s	: Martensit $\rightarrow$ austenit dönüşümünde austenit başlama sıcaklığı
A_f	: Martensit $\rightarrow$ austenit dönüşümünde austenit bitiş sıcaklığı
M_s	: Austenit $\rightarrow$ martensit dönüşümünde martensit başlama sıcaklığı
M_f	: Austenit $\rightarrow$ martensit dönüşümünde martensit bitiş sıcaklığı
bcc	: Cisim merkezli kübik yapı
hcp	: Hegzagonal sıkı paket yapı
fcc	: Yüzey merkezli kübik yapı
a_0	: Austenit örgünün örgü parametreleri
d	: Kristal yapıda düzlemler arası mesafe
ΔH	: Entalpi
ΔS	: Entropi
hkl	: Kristal yapı düzlemlerini belirleyen indis sistemi (Miller)
α	: Çökelti fazı (fcc)
α_1'	: 6R tipindeki martensit yapı
β_1	: DO ₃ türü ana faz yapısı (bcc)
β_2	: B2 türü ana faz yapısı (bcc)
β_1'	: 18 R tipindeki martensit yapı
β_2'	: 9 R tipindeki martensit yapı
γ	: Çökelti fazı
γ_1'	: 2H tipindeki martensit yapı
Δd	: Kristal yapıda düzlemler arası mesafe farkı

1. GİRİŞ

Teknolojik bakımdan yeni malzemelerin üretilmesi, üretilen malzemelerin kullanılabilirliği, işlevleri ve ticari açıdan ucuz olması çok önemlidir. Bu malzemelere en önemli örneklerden biri şekil hatırlamalı alaşımlardır.

Şekil hatırlamalı dönüşüm, ilk kez AuCd alaşımlarında 1932 yılında Chang ve Read tarafından anlaşılmış, 1938 de şekil hatırlamalı dönüşümün pirinç malzemedde de olduğu görülmüştür. 1951 yılında ise AuCd alaşımlı bir çubukta gözlenen şekil hatırlama olayından sonra 1953 te InTl alaşımında, 1963 te de Buehler ve arkadaşları tarafından eş atomlu TiNi alaşımında şekil hatırlama etkisi gözlemlenmiştir [1, 2].

Şekil hatırlama olayı günümüzde endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu olay çok farklı özellikte numune hazırlayabilme yolunu açmaktadır [3].

Günümüzde uygulama alanlarına baktığımızda şekil hatırlamalı malzemeler, biyomedikal malzemelerden, uçak, uzay sanayi gibi ileri teknoloji gerektiren parçalarda, kalorifer tesisatlarında kullanılan termostatik vanalarda, klimalarda, otomotiv sanayinde ve gözlük çerçevesi gibi daha birçok gündelik hayatta sıkça kullandığımız, çoğumuzun farkında bile olmadığı alaşım grubundandır [4].

Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar düşük maliyetleri ve kolay elde edilişleri açısından nitinollere alternatif olarak kullanılmaktadır. CuAl ve CuZn bazlı alaşımlar gibi Cu-bazlı şekil hatırlama alaşımları, elektriksel ve termal iletkenliklerine göre onların avantajları ve düşük maliyetlerinden dolayı süperelastiklik ve şekil hatırlama etkisinin pratik uygulamaları için ticari olarak caziptir. Son yıllarda ise CuAlNi ve CuZnAl üçlü alaşımlar ile ilgili çalışmalar yapılmaktadır. Şu anki çalışmalar ise Cu-bazlı alaşımların dayanımlarının artırılması esasına dayanmaktadır [5, 6].

Şekil hatırlama olayı termoelastik martensitik dönüşümle yakından ilgilidir. Bu özellik austenit fazda (ana faz) bulunan numune soğutulduğunda martensit (ürün faz) dönüşümü sonucunda oluşan katmanlı yapılar birbirleriyle ikiz ilişkili plakalar şeklinde düzenlenir. Şekil değişiklikleri, ikiz ara yüzeylerinin hareketi sonucu olduğundan, ısıtıldığında austenit faza dönüşen malzeme ilk şeklini alır [7].

Şekil hatırlama alaşımları ve onların süperelastiklik gibi ana özellikleri 60 yılı aşkın bir süre çalışılmaktadır. Bu alaşımların çoğu martensitik dönüşüme sahip olan yüksek

sıcaklıklı kübik faza sahiptir ve bu yapısal dönüşüm şekil hatırlama etkisinden kaynaklanır [8].

Şekil hatırlama alaşımları akıllı malzemelerin tipik bir sınıfıdır ve yüksek sıcaklıktan soğutulduğunda martensitik dönüşüm olarak adlandırılan displacive dönüşüme uğrar. Diğer taraftan bu alaşım martensitik şartlarda dış bir kuvvet ile kolaylıkla deforme edilebilir ve uygulanan kuvvet kaldırıldığında bozulmuş şeklini korur. Uygulanan kuvvet kaldırıldıktan sonra ters dönüşüm sıcaklığının üzerindeki ısıtmada orijinal şeklini geri kazanır. Şekil hatırlama alaşımları bu özelliklerinden dolayı alaşım elementlerine ve alaşım kompozisyonuna bağlı bir sıcaklık aralığında süperelastiklik sergiler [9].

Alaşım sistemlerinin büyük bir kısmı yüksek sıcaklıktan soğutulduğunda atermal yada izotermal olarak martensitik dönüşüme uğrar. Eş atomlu NiTi alaşımları ve CuZn, CuAl, CuZnAl, CuAlNi ve CuAlMn gibi bakırca zengin ikili ve üçlü soymetal alaşımları izotermal olarak martensitik dönüşüme uğrar ve şekil hatırlama etkisi sergiler. Bakır bazlı alaşımların β -fazları yüksek sıcaklıklarda A2 tipi düzensiz yapıya ve soğutma ile B2, DO₃ veya L2₁ tipi süperörgülü martensit yapılara dönüşür. Şekil hatırlama etkisi son otuz yılda oldukça çok dikkat çekmiştir. Bu olayın kaynağı, değişen sıcaklık ile malzemenin iç kristal yapısındaki değişmelerin meydana gelmesi gerçeğine dayanır. Bu alaşımlar düşük sıcaklıkta herhangi bir şekilde kolaylıkla deforme edilebilir, fakat kısa süreli bir ısıtma onları orijinal şekline geri döndürmek için yeterlidir. Şekil hatırlama etkisi, ikili ve üçlü bakır bazlı alaşımların tek kristallerinde martensit fazın kararlılığı ile elde edilebilir [9].

Martensitik dönüşüm sıcaklığı alaşım kompozisyonuna bağlıdır. Bakır bazlı şekil hatırlama alaşımlarında bu kübik faz, β -faz olarak adlandırılır. CuAl alaşımlarının β -fazı onların yüksek martensitik dönüşüm sıcaklıklarından dolayı (573 °K ve 773 °K arası) pek çok uygulamalar için yetersizdir. Bundan başka, bu sıcaklıkta α ve γ faz çökeltileri yer alır ve şekil hatırlama etkisi kaybolur. Martensitik dönüşüm sıcaklıkları üçüncü elementin ilavesiyle azaltılabilir. %4 Ni ilavesinde martensitik dönüşüm sıcaklığı 180 °C ye kadar azalır. Daha düşük dönüşüm sıcaklıkları daha yüksek Ni konsantrasyon ilaveleriyle elde edilebilir, fakat alaşım numuneleri kırılgan olur [10].

İlave olarak tane boyutu, bu alaşımlarda dönüşüm sıcaklığını belirlemede önemli bir parametredir.

Martensitik dönüşüm sıcaklığı ve tane boyutu arasındaki ilişki diğer Cu-bazlı alaşımlarda da bahsedilmiştir. Fakat ilişkili bu parametreler için araştırma yapılmamıştır.

Dahası o, β fazın anizotropisinden dolayı, sertlik derecesi ve tane boyutu kontrolü önemlidir [11].

Martensit varyantların büyümesi tane sınırları ile sınırlanır. Böylece varyantların uzunluğu, azalan tane boyu ile azalacak ve buna bağlı olarak dönüşüm enerjisi artacaktır [12]. Tane sınırı, bireysel taneleri birbirinden ayıran yüzeylerdir ve atomların düzgün yerleşmediği dar bir alandır. Tane sınırları dislokasyonu engelleyici hareket yaptığından tane sınırı arttıkça malzemenin mukavemeti ve sertliği artar [13].

β -bakır bazlı şekil hatırlama alaşımlarına, β -faz bölgesinde tek bir sıcaklıkta ısıtma işlem yapıldığında aşırı tane büyümesi gösterdiği bilinir. Mekanik özelliklere ilişkin ihtiyaçlardan dolayı tane inceltme gereklidir. Bu, uygun termomekanik işlemlerle ve uygun elementlerin ilavesiyle başarılabilir [14].

Tane büyümesi, dönüşüm sıcaklıklarında ve birçok fiziksel özelliklerde değişime neden olur. Küçük tane boylu numunenin A_s sıcaklığı büyük tane boylu numunenin A_s sıcaklığından daha büyüktür. Bu onların görüldüğü aynı yolda kaybolan martensit tabakaları yüzündendir. Enerjinin büyük bir bölümü tabakaları tane sınırlarından ayırmak için kullanılmalıdır [14].

Bu çalışmada kullanılan alaşımlara, β -faz bölgesinde farklı sıcaklıklarda eşit sürelerde uygulanan ısıtma işlemlerin ve sabit sıcaklıkta farklı sürelerde uygulanan ısıtma işlemlerin tane boyutunda meydana getirdiği değişimler belirlenerek, bu değişim ile alaşım malzemelerinin fiziksel özellikleri ilişkilendirilmeye çalışıldı. Bu incelemelerde optik mikroskopu, Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC), x-ışını parça difraksiyonu ve Vickers sertlik ölçümleri yapıldı.

2. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER

2.1. Martensitik Faz Dönüşümleri

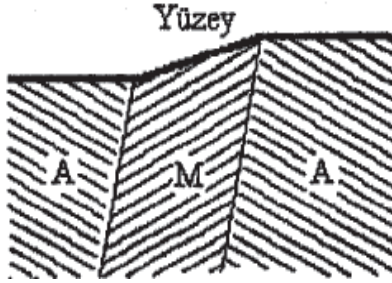
Martensitik dönüşüm, difüzyonsuz tabiatının yanı sıra bir kristal yapıdan yeni bir kristal yapıya dönüşümle karakterize edilir. Difüzyonsuz martensitik dönüşümler, çoğu metaller, alaşımlar ve bileşiklerde gözlenmiştir. ‘Martensitik dönüşüm’ terimi, yaygın olarak günümüzde kullanılır ve katılarda bir faz dönüşümünü ifade eder [15].

Martensitik faz dönüşümü, alaşım austenit fazda iken sıcaklık ile zor etkisinin ayrı ayrı veya birlikte uygulanması ile meydana gelir. Martensitik dönüşüm olayı bir kristal yapıdan yeni bir kristal yapıya dönüşüm olmasına rağmen, dönüşüm öncesi faz olan austenit fazdaki atomların komşulukları, dönüşüm sonrası martensitik fazda aynı kalır. Metal ve alaşımlarda birinci derecede yapısal değişim olan bu dönüşüm difüzyonsuzdur. Yani, yapısal değişim esnasında ara yüzeyin içinden geçen atomların taşınmasının düzenli olduğunu ifade eder. Bu sebeple austenit fazdaki atomik düzen aynen ürün faz olan martensit faza aktarılır [16].

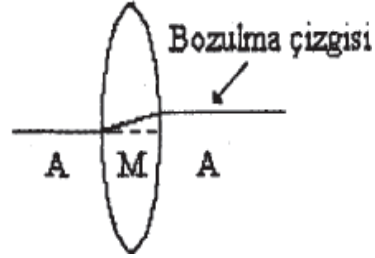
Martensitik dönüşümler şu başlıklar altında özetlenebilir [17, 18].

1. Martensitik faz, ara bir katı çözeltilidir.
2. Dönüşüm difüzyonsuzdur. Yani kristaldeki atomların, dönüşüm öncesindeki komşulukları dönüşüm sonrasında da korunur.
3. Dönüşüm, sınırlı bir şekil değişikliğiyle meydana gelir. Austenit faz durumunda, numunenin yüzeyi düzeltilip parlatıldıktan sonra sıcaklığı düşürülürse yüzey üzerinde meydana gelen martensitik fazlı bazı bölgeler kabartılar şeklinde gözlenir (Şekil 2.1.a). Şekil 2.1.b de görüldüğü gibi austenit yapı ile martensit yapı arasındaki sınırda bir bozulma çizgisi ortaya çıkar. Martensitik dönüşümlere eşlik eden şekil değişiklikleri şekil hatırlama olayında önemli bir rol oynar.
4. Bir martensitik dönüşümde bozulmamış olarak kalan, austenit faz ile martensit fazı ayıran düzleme yerleşme düzlemi (habit plane) denir. Şekil 2.2 de görüldüğü gibi yerleşme düzlemi değişmez bir düzlemdir ve bu düzlem üzerindeki doğrultular bozulmamıştır.
5. Austenit faz ile martensitik faz örgüleri arasında sınırlı bir dönme bağıntısı vardır. Dönüşümde kristal örgü kusurları da oluşur.

Martensitik dönüşümlerde bir ara yüzeyin büyümesiyle martensit faz oluşur. Ara yüzeyin büyümesi esnasındaki hareketler çok düzenli ve hızlıdır. Ayrıca hem çekirdek ara yüzey yapısı, hem de dönme bağıntıları arasında paralellik vardır [17, 18].



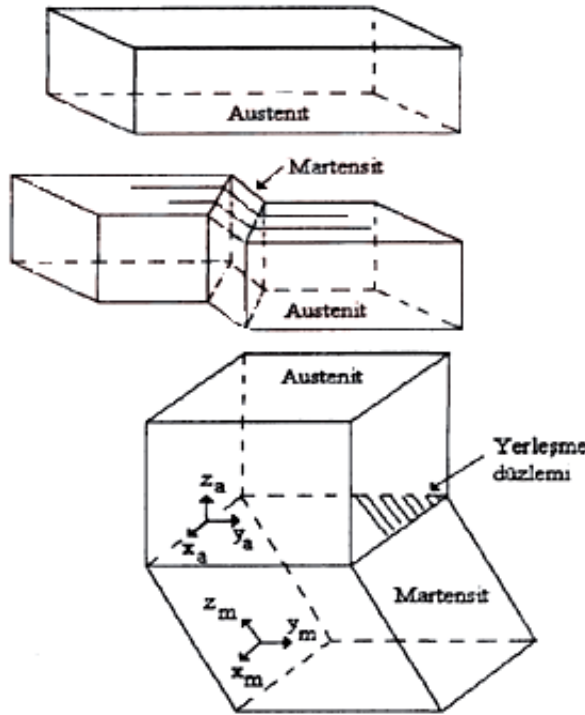
- a -



- b -

Şekil 2.1. Martensitik dönüşüme etki eden bozulma çizgisinin kırılması ve yüzey kabartısının şekli.

(a) Yüzey kabartısı, (b) Bozulma çizgisinin kırılması [17, 18].



Şekil 2.2. Martensitik dönüşümün difüzyonsuz tabiatına bağlı düzlem ve doğrultulardaki değişim [17, 18].

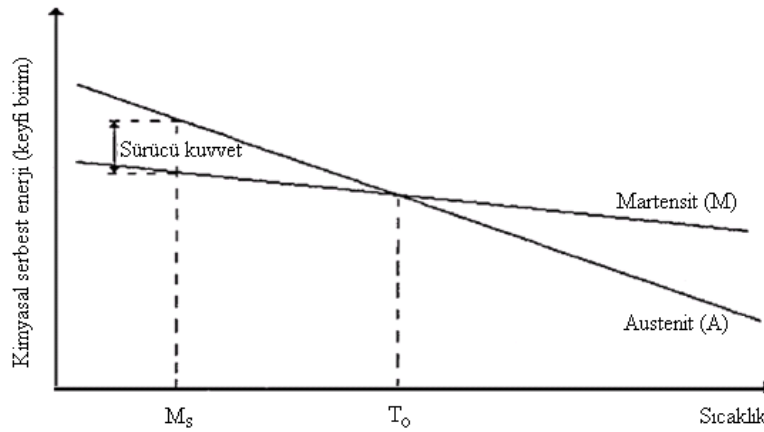
Martensit fazı, alaşımın cinsine bağlı olarak ince plaka, iğne, kama ve benzeri şekillerde oluşabilir. Martensitik plakaların bünyesinde, kristalografik ikizler ve dislokasyonlardan kaynaklanan kristal kusurları bulunur. Martensit plakaları, kristal yüzeyinde oluşursa

yüzey kabartılarına yol açar. Bu yüzey kabartıları makroskobik olarak görülen en belirgin özelliktir [3].

2.2. Martensitik Dönüşümün Termodinamiği

Martensitik dönüşüm esasında yer alan biçimsel değişiklik austenit fazda önemli ölçüde elastik deformasyona sebep olur. Bir faz dönüşümü, iki faz arasındaki serbest enerji farkı ile meydana gelir. Bu durumda, dönüşüm ancak önemli miktarda aşırı soğuma sağlandığında, yani serbest enerji miktarındaki değişimin büyük olması durumunda gerçekleşir [17, 19].

Austenit kristal yapısı, bir T_o sıcaklığında termodinamik olarak denge durumundadır. Denge durumunda austenit ve martensit fazın serbest enerjileri eşittir. Kristal yapısı bu denge sıcaklığından hızlıca soğutulursa kritik bir M_s sıcaklığından sonra, austenit kristal yapısı içerisinde martensit yapısı oluşmaya başlar. ($T_o - M_s$) sıcaklık farkı, fazlar arasındaki kimyasal serbest enerjiyi, bu enerji de dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvveti doğurur (Şekil 2.3). Bu M_s sıcaklığına martensit başlama sıcaklığı denir ve değişik alaşımlar için farklı değerlere sahiptir. Denge sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda, iki faz arasındaki serbest enerji farkı sıfırdan büyüktür ve martensit fazın serbest enerjisi daha küçük olduğundan minimum enerji kuralına göre martensit faz daha kararludur. Denge sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda ise austenit faz daha kararludur [17].



Şekil 2.3. Austenit ve martensit fazların kimyasal serbest enerjisinin sıcaklıkla değişimi [17].

Martensit fazın kimyasal serbest enerjisinin austenit→martensit dönüşümüne neden olması için, austenit fazın kimyasal serbest enerjisinden daha düşük olması gereklidir. Eğer her iki fazın arasındaki kimyasal serbest enerji farkı, kimyasal olmayan serbest enerjiden

(örneğin; dönüşüm zorlanma enerjisi ve ara yüzey enerjisi) büyük değilse dönüşüm gerçekleşmez [17].

Kapalı bir sistemin, sabit bir P basıncına karşı hacmi V_1 den V_2 ye kadar değiştirilecek olursa, enerji de (termodinamiğin birinci kanununa göre) E_1 den E_2 ye değişmiş olur, bu durumda da ΔE enerji değişimi;

$$\Delta E = E_2 - E_1 = \Delta Q - P(V_2 - V_1) \quad (2.1)$$

olur. Böyle bir değişim esnasında sistemin ΔQ ısı enerjisi değişimi, yukarıdaki ifadeden hesaplanınca;

$$\Delta Q = (E_2 + P V_2) - (E_1 + P V_1) \quad (2.2)$$

bulunur. Görülüyor ki, sabit P basıncına karşı iş yaparak hacim değiştiren bu kapalı sistemin, ısı enerjisinde meydana gelen ΔQ farkı, iki ifade farkına eşittir. $(E + PV)$ terimlerinden ibaret olan bu ifadeye sistemin Entalpi' si denir. Bu tarife göre, sistemin ısı enerjisindeki değişimi, ilk ve son durumlardaki entalpilerinin farkına eşittir. Genel olarak entalpi H harfi ile gösterildiğine göre;

$$H = (E + PV) \quad (2.3)$$

$$\Delta Q = H_2 - H_1 \quad (2.4)$$

bağıntıları yazılabilir [20].

Salzbrenner ve Cohen tarafından kabul edilen T_0 denge sıcaklığı,

$$T_o = \frac{1}{2} M_s + A_s \quad (2.5)$$

şeklindedir. Burada M_s martensit başlama sıcaklığı, A_s austenit başlama sıcaklığıdır [21]. T_0 denge sıcaklığı Tong ve Waymana göre,

$$T_o = \frac{1}{2} M_s + A_f \quad (2.6)$$

olarak alınmıştır. Burada A_f austenit bitiş sıcaklığıdır.

Termal olarak etkilenmiş bir termoelastik martensitik dönüşüm süresince kalorimetrik teknikler vasıtasıyla ölçülen enerji, üç farklı katkının sonucudur.

(i) kimyasal entalpi terimin veya dönüşümün gizli (latent) ısısı, **(ii)** depolanan elastik enerji terimi, **(iii)** ara yüzeylerin hareketine karşı koyan engeller içerisinden (engellere rağmen) ara yüzeyleri hareket ettirmek için harcanan işin sebebini açıklayan terim. İlk iki katkı tersinir katkılardır, son terim ise tersinmez bir katkıdır.

Austenit ve martensit arasındaki spesifik ısı farkı ihmal edilirse; ters dönüşümde ölçülen ısı, ileri dönüşümde buna karşılık gelen ısıdan mutlak değer olarak daha büyük olmasına rağmen; numunenin entropi değişimi, her iki dönüşüm için aynıdır [18]. Ergime, buharlaşma, demirin α - β allotropik dönüşümü gibi faz dönüşümleri tabiatta, genellikle sabit basınç altında (veya 1 atm basınçta) ve sabit sıcaklıklarda olmaktadır. Bu bakımdan sabit sıcaklıkta entropi değişiminin hesaplanması önemlidir. Buna göre sabit basınçta entalpi ifadesinin türevi;

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

şeklindedir. Buna göre, termodinamiğin birinci kanunundan faydalanarak,

$$\Delta E = \Delta Q - P\Delta V \text{ yazıldığında;}$$

$$\Delta H = \Delta Q \quad (2.7)$$

bulunur. O halde, sabit basınçta;

$$\Delta S = \frac{\Delta Q}{T} = \frac{\Delta H}{T} \quad (2.8)$$

denklemleri yardımı ile, entalpi değişimi bilinirken, entropi değişimi hesaplanabilir [20].

Prado ve arkadaşları, entalpi değişimini, $\Delta H^{M \rightarrow A}$ (burada M martensit fazı ve A austenit fazı gösterir) martensitik geçişin farklı alaşımları için aynı zamanda ölçmüşler, bu değerlerden $\Delta S^{M \rightarrow A} = \frac{\Delta H^{M \rightarrow A}}{T_o}$ formülüyle entropi değişimlerini hesaplamışlar ve bu değerlerin yaklaşık %10 luk bir doğruluğa sahip olduğunu söylemişlerdir [22].

2.3. Termoelastik ve Termoelastik Olmayan Martensitik Dönüşümler

CuAlNi alaşım sisteminde termoelastik faz dönüşümü gözlenmektedir. Kurdjumov ve Khandros Cu-%14,7Al-%1,5Ni (% atomik) alaşımında martensitik dönüşüm ve ters dönüşümünün meydana geldiğini belirlemişlerdir. Otsuka ve Shimizu, Cu-%14,2Al-% 4,3 Ni alaşımında deformasyon etkisiyle martensit fazın oluştuğunu gözlemişlerdir [24, 25].

Şekil hatırlamalı alaşımlar termoelastik martensit dönüşümü gösterir. Çünkü büyüme kinetikleri ve dar histerisis, şekil hatırlama olayı için gereklidir [25].

Şekil etkisine neden olan termoelastik martensitik dönüşüm, verilen bir sıcaklık için minimum enerji durumunda oluşan kristal kafesin ihtiyacının bir sonucudur. Martensitin kristal yapısı austenit faz ile karşılaştırıldığında daha az simetrik olduğu görülür. Austenit

fazın kristal yapısı M_f sıcaklığının altına soğutulduğu zaman 24 eş yerleşme düzlemi (habit plane) ile başka martensit biçimleri oluşmuş olur. Sadece bir austenit faz vardır. Malzeme A_f sıcaklığı üzerine ısıtıldığı zaman bütün martensit konfigürasyonları şekil ve yapı olarak bu austenit faza döner. Austenit kübik kristal yapıya sahip iken, martensit kompleks rombik yapıya sahiptir [26].

Bilindiği gibi termoelastik martensit, malzemenin düşük sıcaklık ya da gerilme değişimleri ile harekete geçebilen düşük enerjisine ve parlak ara yüzeyine göre karakterize edilir. Bunun sonucu olarak termoelastik martensit, dönüşüm esnasında simetri kaybı yüzünden sınırlandırılmış olarak tersinebilir [26].

Sıcaklık etkisiyle oluşan martensitik dönüşümler, alaşım sistemlerine göre atermal ve izotermal olmak üzere ikiye ayrılır. Martensitik dönüşümlerin izotermal veya atermal olması alaşımın kimyasal bileşimine bağlı değildir. Bu yüzden izotermal ve atermal dönüşümlerin her ikisi aynı alaşım içerisinde meydana gelebilir. Ancak meydana gelen dönüşümlerin bu iki tipi için, dönüşüm sıcaklıkları ve dönüşüm sonrası ürün yapıları farklıdır [23].

Termoelastik olmayan martensitik dönüşümlerde ise dönüşüm kinetikleri genellikle çekirdeklenme hızı ile kontrol edilir [16].

Atermal dönüşümde, austenit fazdaki numunenin sıcaklığı düşürülürse belirli bir M_s sıcaklığına gelindiğinde austenit yapı martensit yapıya dönüşür ve dönüşüm tamamlanmış olur. Dönüşüm çok hızlı olup, patlama (burst) reaksiyonları şeklinde olduğundan bu dönüşümde şekil hatırlama olayı gözlenmez [3].

Atermal martensitlerde soğutma esnasında dönüşüm, sürücü kuvvete bağlı patlama reaksiyonları şeklinde olduğundan, çekirdeklenme adımı da atermal gibi kabul edilebilir. Azalan sıcaklık ile dönüşüm bölgesi artar, zamana ve soğutma hızına nispeten duyarsızdır [16].

İzotermal dönüşümde ise austenit haldeki numunenin sıcaklığı düşürülerek belirli bir M_s sıcaklığına gelindiğinde austenit yapı içinde martensit yapı oluşmaya başlar. Sıcaklık düşüşü ile dönüşüm devam eder ve M_f sıcaklığında tamamlanır. Bunun tersi de mümkündür. Martensit fazdaki alaşım ısıtılınca A_s sıcaklığında, austenit yapı oluşmaya başlar ve A_f sıcaklığında yapı tamamen austenit faza dönüşür. İzotermal dönüşüm belli bir sıcaklıkta ani olarak başlayıp bitmediğinden ve belli bir sıcaklık aralığında devam ettiğinden, bu dönüşümün olduğu alaşımlarda şekil hatırlama olayı gözlenir [3].

2.4. Dönüşümün Kristalografisi

Termoelastik martensitik dönüşümün meydana geldiği bütün şekil hatırlamalı alaşımların austenit fazı, temel olarak bcc yapılı süper örgülere sahiptir ve β -faz alaşımları olarak sınıflandırılırlar [17].

β -faz alaşımlarının çoğu, süper örgülerine veya kompozisyon oranına göre iki tipe ayrılır. Birinci tip; yaklaşık 50:50 kompozisyon oranı ve CsCl-tipi B2 süper örgüye sahip olan β_2 fazı ile belirtilir. Diğer tip; 75:25 kompozisyon oranı ve Fe₃Al-tipi DO₃ süper örgüye sahip olan β_1 fazı ile ifade edilir [23].

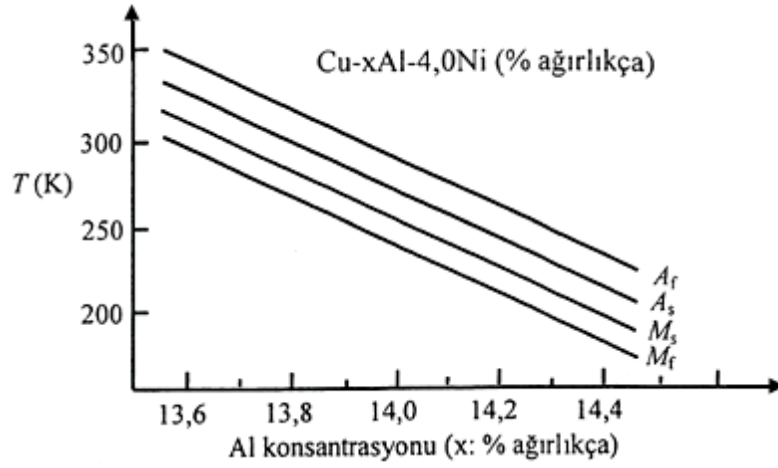
Katılarda, austenit fazdaki kristal yapı, dönüşümle difüzyonsuz oluşan martensit olarak adlandırılan yeni bir kristal yapıya dönüşür. Austenit fazdaki B2 ve DO₃ tipi kristal yapılar martensit dönüşüm sonrası fcc, ortorombik veya hegzagonal yapılara dönüşür [27].

CuAlNi şekil hatırlamalı alaşımlarda, alaşımların kompozisyonuna ve ısıtma işlemine bağlı olarak termal etkili martensitlerin iki tipi olan 18R (β_1') ve 2H (γ_1') şekillenir. Soğutma üzerinde düşük Al alaşımlarında 18R ve yüksek Al alaşımlarında 2H martensit şekillenir. Alaşımlarda faz sınırlarına yakın kompozisyonlar ile bu iki martensitin ikisi bir arada olabilmektedir. Yani, martensitin iki çeşidi farklı dönüşüm karakteristikleri gösterebilir. Bu nedenle γ_1' martensitinin çekirdeklenmesi için gerekli olan sürücü kuvvetin, β_1' martensitin çekirdeklenmesi için gerekli olan sürücü kuvvetten daha büyük olduğu sanılmaktadır [28].

DO₃ (β_1), austenitten şekillenen 18R martensit, yığılma kusurları ile 9R düzenli yapıya sahiptir. Ortorombik koordinatlarda bu yapının birim hücresi 18 tabakadan oluşur. Bu yüzden, atomik düzenin hesabından, 9R düzenli yapı 18R olarak belirtilebilir. 18R martensit yapısı monokliniktir [29].

Mikroyapısal düzen, şekil hatırlamalı alaşımlarda şekil hatırlama etkisi için en önemli şartlardan biridir. Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar, A_f sıcaklığı üzerindeki bir sıcaklıkta tutulduğu sürece austenit faz düzeninde bulunur. Bakır bazlı alaşımlarda hızlı soğutma ile düzen durumu reaksiyonu iki aşamada ortaya çıkar. Birinci aşamada düzensiz örgü yüksek sıcaklıklarda B2 tipi süper örgüye; ikinci aşamada ise bu yeni B2 yapı, bir DO₃ tipi süper örgüye dönüşür [2].

Cu-bazlı alaşımların dönüşüm sıcaklıkları, alaşımların soğutma hızına bağlı olduğu kadar kompozisyonlarına da bağlıdır. Şekil 2.4 te sabit %4 (ağırlıkça) Ni konsantrasyonu ile CuAlNi alaşımlarında dönüşüm sıcaklıklarının Al konsantrasyonu ile değişimi verilmiştir. Al konsantrasyonu arttıkça dönüşüm sıcaklıklarının azaldığı görülmektedir [17, 30].



Şekil 2.4. CuAlNi alaşımlarında Al konsantrasyonuna bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarının değişimi [17, 30].

Tablo 2.1 de dönüşüm sıcaklıklarının Ni konsantrasyonu ile değişimi görülmektedir. Fakat bu değişim, Al konsantrasyonunun değiştirdiği kadar değildir. Al sabit kaldığı süreçte Ni miktarı artırıldığında dönüşüm sıcaklığı azalır. Dönüşüm sıcaklıklarını etkileyen bir diğer faktör de soğutma hızıdır. Soğutma hızının artışı ile M_s sıcaklıklarında artış gözlenmektedir [17, 30].

Tablo 2.1. CuAlNi alaşımlarında sabit Al oranı için farklı Ni konsantrasyonundaki dönüşüm sıcaklıkları [17, 30].

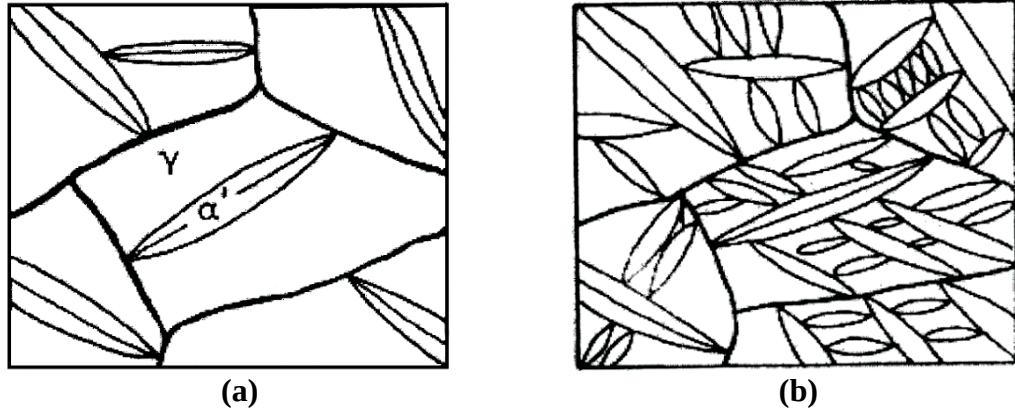
Cu (% ağırlıkça)	Al (% ağırlıkça)	Ni (% ağırlıkça)	M_s (K)	M_f (K)	A_s (K)	A_f (K)
72	28	0	285	240	230	320
71	28	1	265	250	277	290
70	28	2	270	269	283	290
69	28	3	248	233	260	280
68	28	4	180	172	200	231

2.5. Faz Geçişlerinde Çekirdeklenme ve Büyüme

Dönüşüm oranlarının ve oranları etkileyen faktörlerin çalışması, kinetiklerin konusunu oluşturur. Faz dönüşümleri termodinamik denge sıcaklıklarında genellikle çok yavaş olur ve sadece belli bir soğutma derecesinden sonra ölçülebilir oranlarda meydana gelir. İki faz bölgesi içinde basit ayrışmaları ihtiva eden dönüşümlerin büyük bir çoğunluğu çekirdeklenme ve büyüme olarak bilinen bir yöntemle tanımlanır. Bu yöntemde ilk önce yeni bir fazın çekirdeği belli bir oranda oluşur ve bunu yeni fazın daha hızlı bir oranda yayılması izler [31].

Martensit fazın böyle birçok küçük kararsız bölgesi, yeni fazın embriyosu (çekirdeği) olarak bilinir. Embriyoların büyüklükleri, bir minimum kritik büyüklüğü aştığı zaman varlıklarını sürdürmeyi devam ettirirler ve martensit fazın çekirdeği olarak adlandırılırlar. Çekirdeğin oluşum sürecine çekirdeklenme denir [31].

Çekirdeğin büyümesi, martensit fazın çekirdeği üzerine, materyalden ara yüzey içinde atomların transferini gerektirir. Çoğu faz dönüşümleri sınırlı bir sayıda çekirdeğin büyümesi ile oluşur. Martensitik dönüşümlerde çekirdeklenme, martensit tabakalarının büyümesinde ve malzeme üzerinde önemli derecede etkiye sahiptir. Örneğin, çeliklerde martensitik çekirdeklenme, çeliklerin dayanımını etkiler. Çekirdek sayısı ne kadar fazla olursa, martensitik dönüşümün tamamlanmasından sonraki martensitik hacim oranı da o kadar fazla olur. Bu, çeliklerde dayanımı o oranda artırır. Austenit içerisinde martensit faz çekirdeklenmeye başladıktan ve çekirdeklenme bariyeri aşıldıktan sonra martensit tabakaları büyümeye başlar. İlk önce, çok ince tabakalar oluşur ve sonra kalınlaşır. Bir martensit tabakası, diğer bir tabaka bariyerine veya bir tane sınırına çarpıncaya kadar hızlıca büyür. Şekil 2.5 te martensit tabakalarının oluşumu ve büyümesi görülmektedir [31, 32].



Şekil 2.5. (a), (b) M_s sıcaklığının altında artan soğutma ile martensitin büyümesi [32].

Martensit tabakalarındaki büyümenin yüksek hızından dolayı (10^{-8} s– 10^{-7} s), bu dönüşümü deneysel olarak çalışmak son derece zordur. Fakat dönüşüm üzerine WLR (Wechsler, Lieberman ve Read tarafından geliştirilen) ve BM (Bowles ve Mackenzie tarafından geliştirilen) gibi farklı çekirdeklenme modelleri geliştirilmiştir. Bu modellerin temelinde ana kristal yapıya göre değişmeden kalan düzlemin (habit plane), kohorent enerjiyi azaltmak için şekil dönüşümünün sabit düzlemi olduğu kabul edilir. İncelenen modeller sonucu aşağıdaki sonuçlar belirtilmiştir [23, 32].

1. Dönüşümde ilk martensitik çekirdeklenme ile austenit faz kohorent olmalıdır.
2. Dönüşümde, fcc→bcc (bct) dönüşümü, yani yüzey merkezli kübik yapıda olduğu düşünülen birim hücrenin bir ekseninin kısalıp diğer eksenlerinin uzaması ile Bain zorlanması (bain distorsiyonu) gerçekleşir.
3. Çekirdeklenmeye dislokasyonlar etki eder. Dislokasyonların etrafındaki gerilmeler çekirdeklenmeyi artırabilir ve gerilmeler yüzünden M_s sıcaklığında bir artma meydana gelmesi beklenir. Dislokasyonların gerilme enerjisi, çekirdeklenme enerji bariyerini azaltır.
4. Çekirdeklenmeye sıcaklık ve basınç etki eder. Sıcaklık düştükçe çekirdeklenme artar. T_0 ile 0°K arasındaki bir sıcaklıkta çekirdeklenme hızı maksimum bir değere ulaşır. Malzeme üzerine uygulanan basınç, dislokasyonların oluşmasına neden olur ve çekirdeklenmeyi kolaylaştırır.
5. Çekirdeklenmeye austenit fazda mevcut olan boşluklar etki eder. Yüksek sıcaklıkta austenit fazda boşlukların yoğunluğu daha yüksek olur. Boşluklar, dönüşümü kolaylaştırır. Çünkü bir atom, boşluğun etrafında daha hareketli olur. Böylece, dönüşüm için gerekli sürücü kuvvet daha küçük olur. Bunun sonucunda da çekirdeklenmenin oluşması ve büyümesi kolaylaşır.
6. Yığılma ve ikizlenmeler, çekirdeklenmeye, dislokasyonların etkisine benzer bir etki yaparlar.
7. Austenit fazda tane sınırlarının büyüklüğü çekirdeklenmeyi etkiler. Tane sınırlarına yakın örgü kusurları sınıra göç edebilir ve yok olabilir. Böylece, çekirdeklenme yerlerinin sayısında azalma beklenir. Ayrıca martensit kristalin büyümesi tane sınırlarında durur.
8. Austenit fazdaki çökelti parçacıkları, tanelerin sayısında azalmaya neden olduğundan dolayı martensitik dönüşüm miktarını kısıtlar. Ayrıca çökeltilerden dolayı M_s sıcaklığı azalır.
9. Manyetik alan altında M_s sıcaklığı yükselir ve martensitin miktarı artar.
10. Austenit fazın bir süper örgülü yapıya sahip olması, M_s sıcaklığı üzerinde bir etki oluşturur. Austenit fazdaki düzen, martensit tarafından miras alınır. Fakat martensit için, çok kararlı atomik düzenlemeler genellikle gerekli değildir. Düzendan dolayı potansiyel enerji düşük olur. Bu nedenle austenit fazdaki düzenleme M_s sıcaklığını düşürebilir.

11. Austenit fazda yaşlandırma, austenit fazın kimyasal kompozisyonu ve plastik deformasyon, M_s sıcaklığını etkiler. Yüksek sıcaklıkta yaşlandırma M_s sıcaklığını yükseltir. M_s sıcaklığı üzerinde (düşük sıcaklıkta) yaşlandırma, M_s sıcaklığını düşürür [23, 32].

2.5.1. Çekirdeğin Kritik Büyüklüğü

Materyalin ihtiva edilen faz değişiminin doğasına bağlı olarak çekirdeklenme a) Homojen b) Heterojen olmak üzere iki tipe ayrılabilir. Homojen çekirdeklenme, fazın bütün hacim elemanları kimyasal enerjik ve yapısal olarak özdeş olduğu zaman meydana gelir. Bu sebepten, homojen çekirdeklenme doğal olarak rastgele bir olaydır. Katıların çoğu, boşluklar, safsızlıklar, dislokasyonlar, tane sınırları vb. çok sayıda örgü kusuru içerdiklerinden dolayı tamamen homojen çekirdeklenme meydana gelmez. Bundan dolayı tercihli çekirdeklenme kusur merkezleri, tane sınırları, yüzeyler, vb. gibi yerlerde meydana gelir. Böyle tercihli ve rastgele olmayan çekirdeklenmeye heterojen çekirdeklenme denir [31].

Heterojen çekirdeklenme teorisi orijinal olarak buhar yoğunlaşmasının muhtevası içinde Volmer-Weber-Baker-Doring'in (VWBD) çalışmalarında geliştirildi. Katılarda, geçiş sıcaklığında martensit faz çekirdeğinin oluşumuna termal dalgalanmalar sebep olur. Tek bileşenli sistemlerde böyle çekirdeklerin kompozisyonu austenit fazındaki ile aynıdır. Fakat çekirdeklerin büyüklükleri ve şekilleri farklıdır. VWBD teorisinin temel kabulü budur. Çekirdeklerin oluşumu esnasında şekillerindeki büyüklüklerindeki ve özel hacimlerindeki farklar yeni ara yüzeyler, zorlar ve zorlanmalar oluşturur. Bu sebepten dolayı çekirdekler sadece oluşumları esnasında net ($G_\alpha - G_\gamma$) serbest enerji farkı negatif ise meydana gelecektir (Şekil 2.1). Aksi halde embriyolar austenit faz içinde erirler [31, 33].

Austenit ve martensit fazın özel hacimleri arasında fark olmadığı ve bu sebepten ara yüzeyde zorlanmanın olmayacağı farz edilir. Ayrıca, iki faz arasındaki ara yüzey enerjisinin γ olduğu ve γ nın kristalografik doğrultulardan bağımsız olduğu kabul edilerek çekirdeklenme oranı aşağıdaki şekilde hesaplanır;

Küresel bir çekirdeğin oluşması durumunda serbest enerjideki değişme (ΔG) iki terimden ibarettir.

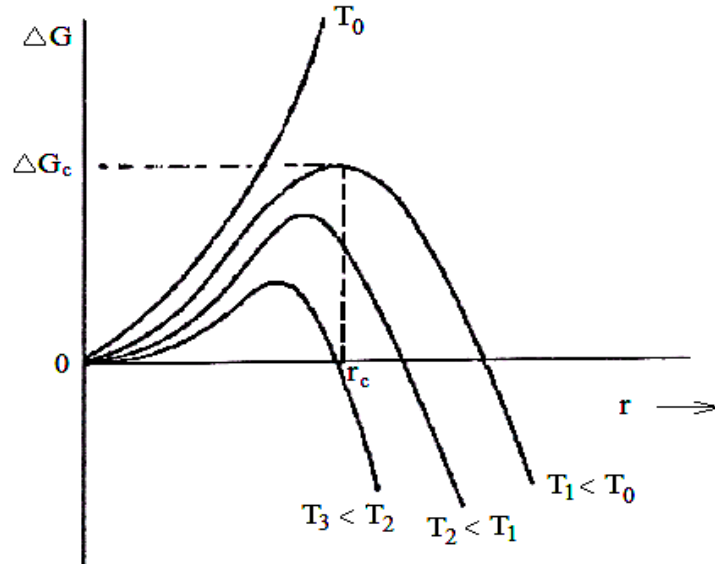
Birim hacim başına serbest enerjideki azalma ΔG_v ,

Birim yüzey alanı başına yüzey serbest enerjisindeki artış γ ,

olarak tanımlanır. Eğer küresel bir embriyonun yarıçapı r ise o zaman ΔG ,

$$\Delta G = -\frac{4\pi}{3} r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma \quad (2.9)$$

şeklinde yazılabilir [33]. Küçük r ' ler için ikinci terimin daha etkili olacağı açıktır (birinci terim negatif iken ΔG pozitiftir) ve bu sebepten embriyo termodinamik olarak kararsız olacaktır. Bununla birlikte embriyo r_c yarıçaplı kritik bir büyüklüğü geçerse ΔG azalmaya başlayacak ve daha fazla büyüme termodinamik olarak uygun olacaktır. Şekil 2.6 da farklı sıcaklıklar için ΔG nin r ile değişimi çizilmiştir. Doğru geçiş sıcaklığı T_0 da, ΔG daima pozitiftir ve çekirdeklenme meydana gelmeyecektir. Yani geçiş sıcaklığı T_0 da asla bir faz değişimi olamaz. Az bir süper soğutma az bir süper ısıtma (teorik olarak), dönüşümlerin olması için daima gereklidir [33].



Şekil 2.6. Farklı sıcaklıklar için yarıçapın bir fonksiyonu olarak ΔG çekirdeklenme engelini değişiminin şematik gösterimi [33].

r_c kritik yarıçap (kritik çekirdek büyüklüğü olarak bilinir) ve ΔG_c kritik serbest enerji farkı olsun ($d\Delta G/dr$) sıfıra eşitlenerek r_c ve ΔG_c

$$r_c = \frac{2\gamma}{\Delta G_v} \quad (2.10)$$

$$\Delta G_c = \frac{16\pi\gamma^3}{3\Delta G_v^2} \quad (2.11)$$

şeklinde elde edilir. (2.11) denklemi martensit fazının kararlı, çekirdeğin T_0 da ($\Delta G_c = \infty$) oluşamayacağını gösterir [34].

Çekirdeklenme oranı, birim zaman başına austenit fazın birim hacminde ortaya çıkan çekirdeklerin sayısıdır. Eğer austenit fazın birim hacmi başına çekirdeklenmenin oluşabileceği N tane yer varsa ve n_r mevcut olan r yarıçaplı embriyoların (çekirdekçiklerin) sayısını gösterirse K_d denge sabiti,

$$K_d = \frac{n_r}{N} \quad (2.12)$$

şeklinde yazılır. Burada $n_r = N \exp(-\Delta G / kT)$ ile verilir ve K_d katsayısı

$$K_d = \frac{n_r}{N} = \exp -\Delta G / kT \quad (2.13)$$

Standart termodinamik denklemi vasıtasıyla denklem (2.9) ile verilen ΔG 'ye bağlıdır. Kritik büyüklüğü, embriyolar için,

$$N_c = N \exp(-\Delta G / kT) \quad (2.14)$$

bağıntısı yazılabilir. Kritik büyüklükteki bir embriyo için ara yüzeyden birkaç atomun atlaması ile bir çekirdek oluşur. Eğer bir E_a aktivasyon enerjisi böyle bir atlamayı idare ederse ara yüzey hareketinin oranı $\exp(-E_a / kT)$ ile orantılı olacaktır [34].

Kritik büyüklükteki bir embriyoyu çevreleyen ara yüzeyde n_s^* atom bulunsun. Eğer bu atomların titreşim frekansı ν ise ve arayüzeydeki bir atomun embriyo doğrultusunda titreşiyor olma ihtimali P_t ise, atomların kritik büyüklüklü embriyo üzerine transfer olma frekansı; (bu frekans kritik büyüklükteki embriyoların çekirdek içinde kararlı hale gelme oranına eşittir.) $n_s^* \nu P_t \exp(-E_a / kT)$ ile verilir [33].

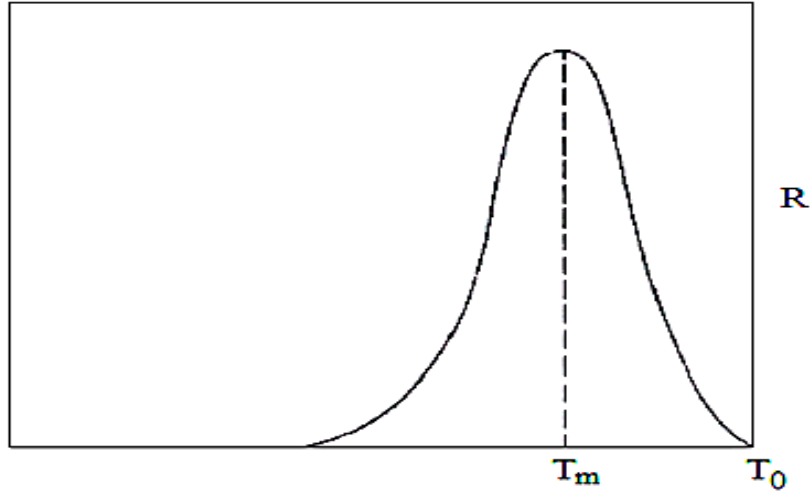
Kritik büyüklükteki embriyo tekrar aynı fazın yapısına dönebilir ve çekirdekler, atomları etrafa dağıtarak kendi kendilerini küçültebilirler. Şimdi çekirdeklenme oranı R , kritik büyüklükteki embriyoların sayısı ile bunların çekirdek haline dönüşme ihtimalinin bir çarpımı şeklinde yazılabilir,

$$R = N \exp(-\Delta G_c / kT) n_s^* \gamma P_t \exp(-E_a / kT) = A \exp[-(\Delta G_c + E_a) / kT] \quad (2.15)$$

Heterojen çekirdeklenme, çekirdeklenmenin başladığı yerler tercihli yerler olması bakımından homojen çekirdeklenmeden farklıdır. Eğer safsızlıklar veya kusurlar kendilerine rastgele bir şekilde dağılmışlarsa ve n_c ye kıyasla yeteri kadar büyük sayıda iseler, düzeltme sadece γ da olacaktır. γ üç terimle tanımlanır. Bunlar kusur, austenit ve martensit fazlar arasındaki ara yüzeylerdir. Eğer γ ile γ_m yer değiştirirse, o zaman (2.13) eşitliği heterojen çekirdeğin oluşumunun serbest enerjisi için geçerli olacaktır.

2.5.2. Çekirdeklenme Oranı Üzerine Sıcaklığın Etkisi

Çekirdeklenme oranının sıcaklık tarafından nasıl etkilendiğine bakılacak olursa, R nin sıcaklığa bağıllığı ya A dan (bu n_s^* içerir) yada ΔG_c den veya E_a dan kaynaklanır [34]. n_s^* değişse bile bunun etkisi çok küçük olacaktır. E_a makul ölçüde sabit olduğundan sıcaklığın mutlak sıfırında R nin sıfıra gideceğini garanti eder. ΔG_c nin davranışı bizzat ΔG_v ve γ nın bir fonksiyonu olmak üzere (2.11) denklemi ile tanımlanır. Birinci yaklaşım olarak γ nın sıcaklığa bağıllığı ihmal edilebilir. ΔG_v nin sıcaklığa bağıllığı T_0 komşuluğunda oldukça lineerdir. Yani $\Delta G_v \propto (T-T_0)$, bu sebepten. ΔG_c , $(T-T_0)^{-2}$ ile orantılıdır. Böylece $T=T_0$ da (2.15) denkleminde verilen R nin sıfıra gideceği kesinleşir [34].



Şekil 2.7. Çekirdeklenme oranının sıcaklığın bir fonksiyonu olarak değişimin şematik gösterimi [30].

T_0 ile $0^\circ K$ arasındaki bir sıcaklıkta çekirdeklenme hızı maximum değere ulaşır. $(\partial \ln R / \partial T)_{T=T_m}=0$ yaparak T_m elde edilebilir.

$$T_m = \Delta G_c + E_a \left[\frac{\partial \Delta G_c}{\partial T} \right]_{T=T_m}^{-1} \quad (2.16)$$

Bu ifade ΔG_c nin sıcaklığa karşı çiziminden bulunabilir. R nin sıcaklığa karşı çizimi Şekil 2.7 de şematik olarak gösterilmiştir [34].

2.5.3. Büyüme

Katılaştan metalde katı çekirdekler oluşuktan sonra bu çekirdek büyüyerek bir kristal haline gelecektir. Her katılaştan kristalde atomlar esas olarak düzenli bir şekilde dizilmekte,

fakat her kristalin yönelmesi farklı olmaktadır. Metalin katılaşması bittikten sonra, farklı yönelimdeki kristaller birbirine bitişerek yönelmenin birkaç atom boyunca değiştiği tane sınırlarını oluştururlar. Katılaşmış metaldeki kristaller taneler, taneler arasındaki yüzeyler de tane sınırlarıdır [35].

Önce katı çekirdek oluşur. Sıvı içerisindeki atomların katı çekirdek yüzeyine difüz ederek tutunmasıyla büyüme meydana gelir. Saf metallerde, katılaşma sırasında büyüme, ısıнын sıvı-katı sisteminden nasıl uzaklaştırıldığına bağlıdır. İki tip ısı uzaklaştırma vardır. Bunlar, sıvının özgül (spesifik) ısısı ve ergime veya gizli ısısıdır. Özgül ısı malzeme birim ağırlığının sıcaklığını 1°C değiştirmek için gerekli olan ısıdır. İlk önce özgül ısı, sıvı katılaşma sıcaklığına soğuyana kadar çevredeki atmosfere radyasyonla veya kuşatan kalıba iletilmekle uzaklaştırılmalıdır. Ergime veya gizli ısısı, düzensiz sıvı yapının daha kararlı kristal yapıya dönüşüm enerjisidir. Bu ısı, katılaşma tamamlanmadan önce sıvı-katı ara yüzeyinden uzaklaştırılmalıdır. Bu yolla uzaklaştırılan gizli ergime ısısı büyüme mekanizmasını ve son yapıyı belirler [35].

2.5.3.1. Düzlemsel Büyüme

Bütün kristal büyüme tekniklerinde ısı akışındaki amaç bir denge şekli teşekkül etmiş sıvı-katı arayüzeyinde bir sıcaklık gradyantı meydana getirmek ve sonradan bu gradyantı sıvı-katı arayüzeyi istenilen bir hızda hareket edecek tarzda değiştirmek veya hareket ettirmektir. Birçok metalin sıvı eriyiklerinin katılaştırılmasında, büyüme esnasında arayüzeyde denge olduğu kabul edilir. Yani katılaştırma esnasında katı ve sıvı içinde büyük konsantrasyon gradyanları oluşabilir. Fakat arayüzeyden geçişte atomların aktarılmasına karşı sadece ihmal edilebilir bir direnç mevcuttur [35].

İyi aşılınmış sıvının denge (kararlı) durumunda, yavaşça soğuduğu kabul edilsin. Sıvı metalin sıcaklığı, katılaşma sıcaklığından daha yüksektir. Diğer bir deyişle katının sıcaklığı katılaşma sıcaklığında veya altındadır. Katılaşmanın devam etmesi için gizli ergime ısısının sıvı-katı arayüzeyinden kondüksiyonla çevreye doğru uzaklaştırılmasını gerektirmektedir. Herhangi küçük bir şişkinlik, katılaşma sıcaklığının üzerindeki sıvı metal tarafından çevrilen arayüzeyde büyümeye başlar (Şekil 2.8). Bu şişkinliğin büyümesi, geride kalan arayüzeyle, aynı hizaya gelinceye kadar olur. "Düzlemsel büyüme" olarak bilinen bu büyüme mekanizması, düzgün katı-sıvı arayüzeyinin sıvıya doğru ilerlemesiyle olur [35].

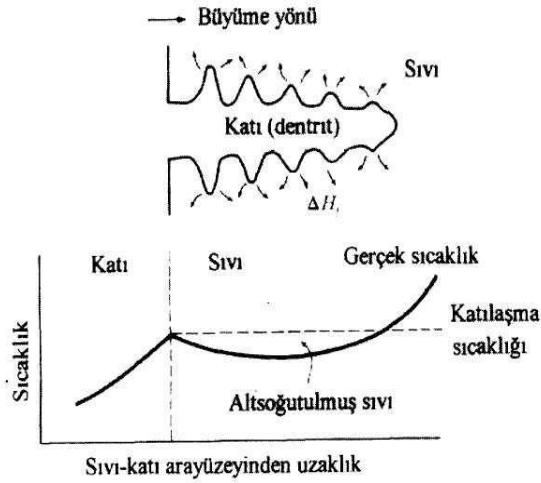


Şekil 2.8. Düzlemsel büyümenin oluşumu [35].

2.5.3.2. Dendritik büyüme

Dendrit oluşumu, yapısal aşırı soğuma sonucu kararsız ve düzlemsel olan katı-sıvı arayüzeyinin kırılmasıyla başlar. Bu karmaşıklığın tepe ve çukur noktaları arasında büyüme farklılığı olduğunda karmaşıklık artar ve tepe noktaları da çözünen atomları ittikçe, çukur noktalara oranla daha hızlı büyüme gösterirler. Bu nedenle, karmaşıklık artık sinüsoidal değil, kolonsal olma eğilimindedir. Şartlar elverişli olduğu takdirde (katı-sıvı arayüzey enerjisi ve büyüme kinetiğinin anizotropik özellikleri gibi) kriticalografik olarak kazanılmış büyüme yönünde büyüme görülebilir. Bir diğer deyişle, ikinci ve diğer dendrit kolları oluşabilir. Ancak yönlendirilmiş katılaşmada olduğu gibi ısı akışı tek yönde tutulursa, ısı akışına ters yönde büyüyen hücresel yapılar elde edilecektir [35].

Hücresel katılaşmadan dendritik katılaşmaya geçiş, hücrelerin yan yüzlerinin kararsız hale gelerek yanlara doğru çıkıntılar meydana getirmesiyle olur. Alaşımlarda katılaşma ile sıvı içine doğru itilen çözünen madde, hücreler arasında birikir ve hücre aralarını çözünen maddece zenginleşmesine sebep olur. Bu konsantrasyonca farklılıkta yapısal aşırı soğumaya, dolayısıyla ara yüzeylerin kararsız hale gelmesine, ara yüzeylerde katı çıkıntıların (ikinci kolların) meydana gelmesini yani dendritik katılaşmaya sebep olur. Yüksek katılaştırma hızı çözünen maddelerin hücre ve dendritler arasında yanlara yayılmalarına fazla zaman vermediğinden hücre ve dendritler arasındaki mesafeler küçük olur [35].



Şekil 2.9. Dentritik büyümenin oluşumu [35].

Çekirdeklenme zayıf olduğunda, kı oluşmadan önce, sıvı katılma sıcaklığının altında bir sıcaklığa soğur (Şekil 2.9). Bu şartlar altında, dentrit olarak bilinen ve arayüzeyde oluşan küçük kı şişkinlik, büyümeye devam ederken, ergime ısı alt soğuyan sıvıya iletilir. Sıvının sıcaklığı katılma sıcaklığına doğru yükselir. Gizli ergime ısının dağılım hızına bağlı olarak, birincil dal üzerinde ikincil ve üçüncül dentrit kolları oluşabilir. Dentritik büyüme, altsoğuyan sıvının katılma sıcaklığına ulaşmasına (veya ısınmasına) kadar devam eder. Geriye kalan sıvı düzlemsel büyüme ile katılır. Düzlemsel ve dentritik büyüme arasındaki farklılık, farklı gizli ısılara sahip sıvı gölcükleri nedeniyle ortaya çıkar. Düzlemsel büyümede sıvının içinde bulunduğu kap veya kalıp ısıyı emer (absorbe eder). Dentritik büyümede ise alt soğutulmuş sıvı ısıyı absorbe eder [35].

3. ŞEKİL HATIRLAMA OLAYI

Malzemenin deformasyonundan sonra düzeliş ilk şeklini alması belirli malzemelerin yeteneğini ifade eder. Şekil hatırlama özelliği, malzeme martensit fazda deforme edilip daha sonra austenit faz sıcaklığına kadar ısıtıldığında, austenit fazda sahip olduğu ilk şeklini hatırlaması olayına verilen isimdir [17, 19].

Şekil hatırlama olayı önceden de ifade edildiği gibi termoelastik martensitik dönüşüme dayanır. Termoelastik dönüşümlerde sadece orijinal kristal yapı ve yönelim eski halini almakla kalmayıp mikroyapı da eski halini hatırlar. Termoelastik martensitik dönüşüm olmadığında şekil hatırlama olayı düşünülemez [36].

Şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlar aşağıdaki kristalografik özellikleri gösterir;

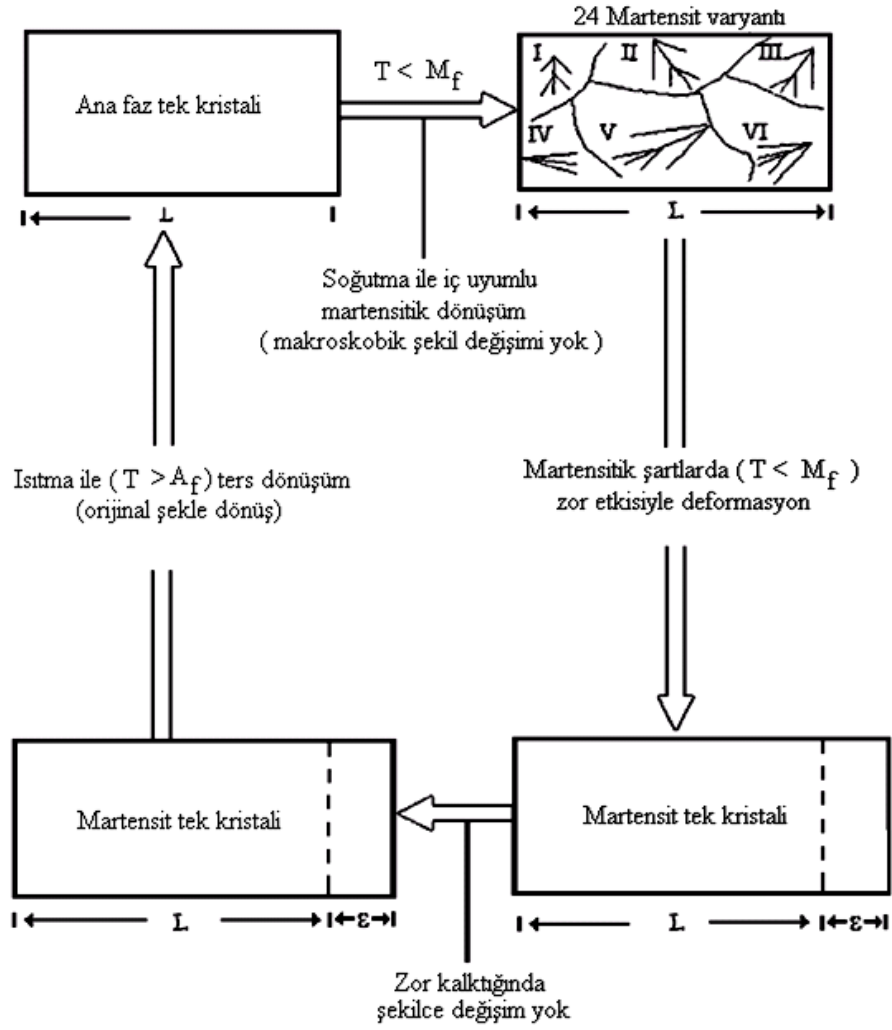
1. Austenit faz düzenli ve süper örgülüdür.
2. Martensitik dönüşüm termoelastiktir.
3. Deformasyon, dislokasyon kayması ile değil, ikizlenme benzeri bir mekanizma ile olur.

Şekil hatırlama olayı, süper örgü yapısına sahip alaşımlarda görülür. Düzenli bir atom dağılımı söz konusudur. Bu olay genellikle bakır, gümüş, altın gibi periyodik tablonun β -alt grubundaki elementleri esas alarak yapılan alaşımlarda meydana gelir [37].

Şekil hatırlamalı alaşımların listeleri Tablo 3.1 de belirtilmiş olup, bu olayın mekanizması da şekil 3.1 de gösterilmiştir.

Tablo 3.1. Şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlar [2].

Alaşım	Kompozisyon (atomik %)	Yapı Değişimi	Sıcaklık Histerisizi (°C)	Düzen Durumu
Ag-Cd	44~49 Cd	$B2 \rightarrow 2H$	~15	Düzenli
Au-Cd	46,5~50 Cd	$B2 \rightarrow 2H$	~15	Düzenli
Cu-Zn	38,5~41,5 Zn	$B2 \rightarrow 9R$	~10	Düzenli
Cu-Zn-X	Birkaç at. %	$Rombohedral M9R$		
X=Si, Sn, Al, Ga		$B2 DO_3 \rightarrow 9R$	~10	Düzenli
		$M9R (18R, M18R)$		
Cu-Al-Ni	28~29 Al 3~4,5 Ni	$DO_3 \rightarrow 2H$	~35	Düzenli
Cu-Sn	~15 Sn	$DO_3 \rightarrow 2H, 18R$	---	Düzenli
Cu-Au-Zn	23~28 Au 45~47 Ni	$Heusler \rightarrow 18R$	~6	Düzenli
Ni-Al	36~38 Al	$B2 \rightarrow 3R$	~10	Düzenli
Ti-Ni	49~51 Ni	$B2 \rightarrow monoklinik$	20~100	Düzenli
		$B2 \rightarrow rhombohedral$	1~2	
In-Ti	18~23 Ti	$FCC \rightarrow FCT$	~4	Düzensiz
In-Cd	4~5 Cd	$FCC \rightarrow FCT$	~3	Düzensiz
Mn-Cu	5~35 Cu	$FCC \rightarrow FCT$	---	Düzensiz

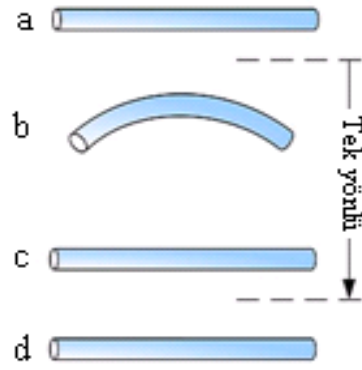


Şekil 3.1. Şekil hatırlama olayının mekanizması [38].

Şekil hatırlama olayı tek yönlü ve çift yönlü olmak üzere iki şekilde gerçekleşir.

3.1. Tek Yönlü Şekil Hatırlama Olayı

Martensit fazda ($T < M_f$ sıcaklığında) deformasyona uğratılan şekil hatırlamalı alaşımlarda şekil değişimi oluşur. Uygulanan zorun kaldırılması sonucu numune kendi orijinal şekline geri dönemez ancak ısıtma sonucu kritik bir sıcaklığın ($T > A_f$) üzerinde alaşım orijinal şekline geri döner (şekil 3.2.c). Eğer sıcaklık tekrar düşürüldüğünde, numune deforme edilmiş şeklini tekrar kazanamazsa, bu tür şekil hatırlama özelliğine tek yönlü şekil hatırlama olayı denir (şekil 3.2.d). Tek yönlü şekil hatırlama olayına tersinmez şekil hatırlama olayı da denir. Tek yönlü şekil hatırlama olayı NiTi, TiNb, NiAl, CuZn, CuZnSi, CuZnSn, FePt ve FeMnC [gibi birçok alaşım sisteminde görülmektedir [39-41].

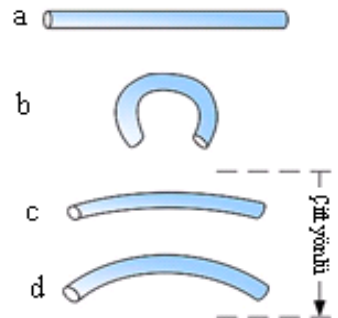


Şekil 3.2. Tek yönlü şekil hatırlama olayının şematik gösterimi [42].

3.2. Çift Yönlü Şekil Hatırlama Olayı

Şekil hatırlamalı alaşımlarda gözlenen martensit dönüşümleri uygulanan zor ve sıcaklık etkisine bağlı olarak çift yönlülük (tersinirlik) gösterirler. Tersinirlik nedeniyle bu alaşımlar diğer alaşım sistemlerinden farklı mekaniksel davranış sergilerler [16, 37].

Gerçek çift yönlü şekil hatırlama olayında ise, $T < M_f$ sıcaklığında yani martensit fazda numune deforme edildikten sonra uygulanan zor kaldırılır ve numune deforme edilmiş şeklini korur (şekil 3.3.b). Deforme edilmiş numunenin sıcaklığı $T > A_f$ ye yükseltilince plastik deformasyon ortadan kalkarak numune deforme edilmemiş haline geri döner (3.3.c). Orijinal şeklini alan numune tekrar $T < M_f$ sıcaklığına soğutulurarak deforme edilmiş şeklini alır (şekil 3.3.d). Bu çift yönlü şekil hatırlama olayına tersinir şekil hatırlama olayı da denir [17, 42].



Şekil 3.3. Çift yönlü şekil hatırlama olayının şematik gösterimi [42].

4. BAKIR BAZLI ŞEKİL HATIRLAMALI ALAŞIMLAR

Son yıllarda gerek kullanılabilirliği gerekse elde ediliş ve maliyetinin uygun olması nedeni ile Cu-bazlı alaşımlar endüstride tercih edilmektedir. Cu-bazlı alaşımlar; yüksek dayanım, yüksek elektriksel ve termal iletkenliğinden dolayı geniş bir uygulama alanına sahiptir. Bazı bakır bazlı alaşımlar, hızlı soğutmada şekil hatırlama olayının etkisi olan martensit faz gösterebilir [43- 44].

Saf bakır; yumuşak, plastik işlenebilme özelliği yüksek ve korozyona dayanıklı bir metaldir. Alaşımlandırma ile mukavemeti artırılabilir [45].

Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar üç tip ikili alaşım sisteminden üretilir. CuZn, CuAl, CuSn alaşımlarının martensitik dönüşümleri ideal olarak termoelastik değildir ve tavlama sıcaklıklarında bile şekil hatırlama özellikleri kaybolabilir. CuZn bazlı üçlü alaşımlar Al, Si, Sn, Ga ve Mn, CuAl bazlı üçlü alaşımlar Ni, Be, Zn ve Mn alaşım elementlerini ihtiva eder. Bu alaşımlara ait bir liste Tablo 4.1 de verilmiştir. Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar B, Ce, Ca, Fe, Ti, V, Zr gibi ilaveler yoluyla ince taneli hale getirilir [16].

CuAlNi, CuAlMn, CuAlZn, CuAlBe en fazla çalışılan Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlardır. Burada dikkat edilmesi gereken bir başka nokta ise, bu alaşımların CuAl alt yapısı üzerine kurulu olmasıdır. CuAl alaşımlarının şekil hatırlama etkisi göstermesi için β -fazda martensitik dönüşüm gereklidir [1].

Cu-bazlı alaşımlarda şekil hatırlama olayı gösteren kompozisyon aralığı yüksek sıcaklıklardaki β -faz bölgesidir ve CuAlNi alaşımlarında Cu %14 ağırlık, Al-% 4 ağırlık, Ni civarında sınırlıdır. CuAlNi alaşımlarının martensit dönüşümleri ve faz diyagramları temel olarak CuAl ikili alaşımlardaki ile aynıdır [2, 3].

Yüksek Al konsantrasyonlu ikili CuAl sisteminde γ_2 - fazın çözeltisi hızlı soğutmayla engellenemez, dolayısıyla termoelastik martensit dönüşüm meydana gelmez. Bu nedenle Ni, Mn ve Be un ilavesi Cu ve Al un difüzyonunu önler böylece tesirli olarak β -faz kararlı olur [16, 46].

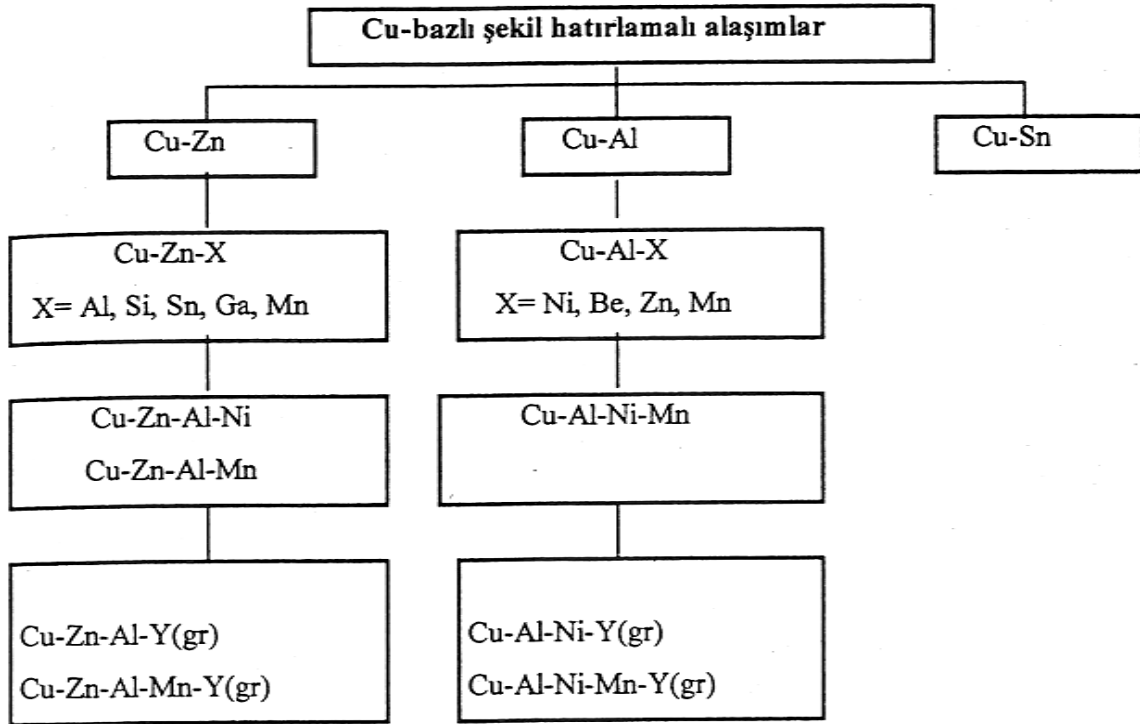
β -faz, CuAl sistemine göre CuAlNi sisteminde daha kararlıdır. Cu-bazlı alaşımlar sıkı paket yapı için β (bcc) fazda bir martensitik dönüşüm, soğutma hızına bağlı olarak meydana gelir [41, 46].

Bununla birlikte pratik uygulamalar için martensitik dönüşüm başlama sıcaklığı M_s çok yüksektir ve üçüncü element katkısı (Ni, Mn, Be gibi) β -fazın kararlılığını etkiler ve M_s

sıcaklığını düşürür. Özellikle de küçük miktarlarda Be etkisi martensitik dönüşüm sıcaklığı M_s yi oldukça düşürür. Bu etki ise CuAlBe şekil hatırlamalı alaşımlarını ilgi çekici hale getirmektedir [1].

Bütün şekil hatırlamalı alaşımlar gibi CuAlBe şekil hatırlamalı alaşımı da olağanüstü mekanik özellikler gösterir. Önemli karakteristikleri şunlardır: Süperelastiklik, güçlü sönüm etkisi, üstün ses yutma etkisi, titreşimi, işlenmemiş tane boyu sayesinde mekanik dalgaları, yüksek mekanik dayanıklılığı, korozyona karşı aşırı dayanıklılığı, düşük ürün fiyatları, düşük sıcaklıklarda iyi kullanılabilirliği gibi vs [47-52].

Tablo 4.1. Cu–bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar [46].



5. β –FAZ ALAŞIMLARINDA TANE BOYUTU VE TANE SINIRI

Şekil hatırlama alaşımları ve süperelastiklik etkisi gibi, onların ana özellikleri geçen 60 yıldan beri çalışılıyor. Bu alaşımların çoğu martensit dönüşümleri olan yüksek sıcaklıklı kübik faza sahiptir ve bu yapı dönüşümü şekil hatırlama etkisinden kaynaklanır. Martensitik dönüşüm sıcaklığı alaşım bileşimine bağlıdır. Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımlarda bu kübik faz, β -faz olarak adlandırılır. CuAl alaşımlarının β -fazı yüksek martensitik dönüşüm sıcaklığı yüzünden, taleplerin çoğu için yetersiz kalmaktadır [53].

β -Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımları tekil β -faz bölgesine eş sıcaklıklarda, ısıtma işlemi uygulandığında Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımların aşırı tane büyümesi gösterdiği bilinir. Mekanik özellikleri ilgilendiren ihtiyaçlar yüzünden tane inceltmesi gereklidir. Bu yeterli inceltme, element eklenmesiyle ve uygun termomekanik uygulamalara başvurulmasıyla gerçekleştirilir [54, 55].

Yüksek tavlama sıcaklıklarında toparlanma ve yeniden kristalleşmenin her ikisi de hızlı bir şekilde gerçekleştiğinden yeniden kristalleşmiş ince taneler oluşur. Büyük miktara ulaşan tane sınır birim yüzey enerjisi, yüksek sıcaklıkta küçük taneli yapıyı dengesiz hale getirir. Bu enerjiyi azaltmak için nispeten büyük tanelerin küçük taneleri yutmasıyla tane büyümesi başlar. Bu olay tane büyümesi olarak adlandırılır. Tane büyümesi hiçbir zaman arzu edilmez [56].

Tane büyümesinin engellenmesinin önemi, özelliklerin bağlılığından ve özellikle tane boyutu üzerine parçacıkların mekaniksel davranışlarından kaynaklanır. Düşük sıcaklıklarda materyalin yapısal aplikasyonunun en iyi şekilde olması, sertlik ve tokluk için, normalde küçük tane boyutu gereklidir [57].

Tane büyüklüğü, dönüşüm sıcaklığında ve zor indüklü martensitte değişiklik gösterir. İri taneli tane boyutu engellenmelidir, onlar tekdüzeliği ve özelliklerin çoğalabilirliğini azaltır. Taneler arası çatlaklara yol açan komşu taneler arasındaki yüksek zor, pseudoelastik gevrekliğine neden olur ve zor- korozyon direncini azaltır [58].

Çekirdeklenme hızını artırmak ve tane büyümesini bastırmak için temel prensip aynı olmasına rağmen, tane boyutu inceltmek için birkaç teknik vardır. Aşağıdaki teknikler bu amaç için etkilidir.

- 1- Diğer elementlerin ilavesi [14, 59-65].
- 2- Splat soğutma [66].
- 3- Toz sinterleme [67].

Birinci teknikte ilave edilen elementler takip eden kriterlerden birine rastlamak için seçilebilmelidir: onlar (örneğin; B, Cr, Se, Pb, V ve Ni) düşük çözünürlüğe sahip olmalı ya da ince bileşikler oluşturmak için alaşımdaki diğer elementlerle birleşebilmelidirler.

İkinci teknik tane büyümei de engeller. Eriyik alaşımlar splat soğutmayla ani olarak katılaşırlar. Bu; kristal çekirdeklenmesini ve büyümei engeller ve böylece son derece küçük taneler elde edilir. Üçüncü teknikte ince tozlar yüksek sıcaklık ve basınçlarda sinterlenirler. Taneler orijinal boyutlarını koruyacağı için bu teknik tane büyütmei engellemeye eşittir [14, 59-65].

Yeni elementlerin ilavesiyle ya da toz sinterlenmeyle tane inceltme çatlak dayanımını ve yorulma ömrünü iyileştirir [14, 59-65].

Tane sınırı, bireysel taneleri birbirinden ayıran yüzeylerdir ve atomların düzgün yerleşmediği dar bir alandır. Tane sınırları dislokasyonu engelleyici hareket yaptığından tane sınırı arttıkça malzemenin mukavemeti ve sertliği artar [55].

Tane sınırlarının ana fazı güçlendirdiğine inanılmaktadır, bu yüzden M_s sıcaklığı, tane boyutunun azalmasıyla azalır. TiNi bazlı alaşımlarda martensit dönüşümü için kritik austenit tane boyutunun 50 nm olacağı bilinir [68].

TiNi alaşımların kristalize edilmiş tane boyutu tavlama sıcaklığı ve zamanına bağlıdır. Ni in yerine Cu in bırakılması çökelmeyi bastırır. Bu yüzden amorf TiNiCu alaşımlarının dislokasyon yapı ve çökmesini değiştirmeden tane boyutunun değişmesi için çok uygun olduğu sanılır [69-71].

Martensit dönüşüm sıcaklığı üçüncü bir elementin eklenmesiyle azaltılabilir. Ni eklenmesinin % 4 ağırlıkta da martensit dönüşüm sıcaklığı 180 °C ye kadar azalır. Daha düşük dönüşüm sıcaklığı daha yüksek Ni derişimiyle elde edilebilir, fakat alaşım örnekleri gevrekleşir [10].

Martensitik dönüşüm sıcaklığı, ayrıca bakır bazlı alaşımlarda β -fazın dizi derecesine duyarlıdır. Yüksek sıcaklıkta β -fazı A_2 tip bcc kristal yapı ile düzensizdir, düşük sıcaklıklarda düzenlenen işlem ve B_2 (CsCl-tipi) yapısı şekillenir ve sonuç olarak daha fazla düzenli DO_3 ya da $L2_1$ yapısı yer alır [9].

Küçük tane boyulu numunenin A_s sıcaklığı büyük tane boyulu numunenin A_s sıcaklığından daha büyüktür. Bu onların görüldüğü aynı yolda kaybolan martensit tabakaları yüzündendir. Enerjinin büyük bir bölümü tabakaları tane sınırlarından ayırmak için kullanılmalıdır [72].

Tane küçültmede asıl amaç mukavemeti ve tokluğu (çentik dayanımı-darbe dayanımı) artırmak ve yüksek yorulma ömrü sağlamaktır [13].

5.1. Tane Boyutunu Ölçme

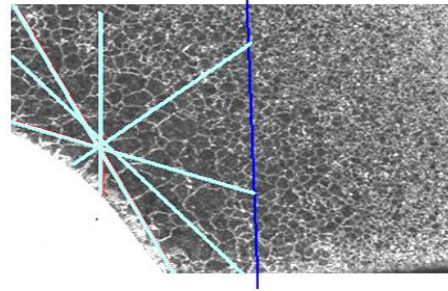
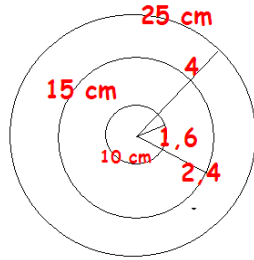
Tane boyutu ölçme deneyi mikroskopide çokça kullanılan standart bir ölçme yöntemidir. Birçok seramik kaya vs, farklı tipte kristallere sahip olan çok kristalli

malzemelerdir. Eş yönlenmiş kristal grubu olan taneler, malzemelerin fiziksel ve mekaniksel özellikleri üzerinde büyük etkiye sahiptirler. Tane boyutu hesaplamak için kullanılan en yaygın yöntem ortalama çizgisel kesişim yöntemidir [73].

5.1.1. Ortalama Çizgisel Kesişim Yöntemi

Ortalama çizgisel kesişim uzunluğu düzlemsel görüntü üzerinde bir dizi üniform dağıtılmış test çizgileri ve bu çizgileri kesen tane sınırı sayısı sayılarak belirlenir. Çizgi uzunlukları ya da daire çizilecekse, çizgilerin uzunlukları veya dairelerin çevrelerinin toplam uzunlukları 500 mm olarak seçilmelidir.

2 n r = 25 r1 = 25/6,28 = 4
r2 = 15/6,28 = 2,4 r3 = 1,6 cm



İri taneli bölgede tane boyutunu hesaplamak için kullanılacak doğrular. Doğrular genişgüzel seçilmiştir.

Şekil 5.1. Ortalama çizgisel kesişim yöntemi ile tane boyutu hesaplama.

Çizgilerin toplamı da dairelerin çevre uzunluklarının toplamı da LL dir.

$$NA = \frac{NL}{\frac{LL}{M}} \quad (5.1)$$

Burada NL, toplam test uzunluğu LL üzerinde sayılan tane sınırı sayısı, LL toplam ölçme uzunluğu, kesişim sayısı, M ise optik mikroskoptaki büyütmedir.

Ortalama kesişim uzunluğu L3

$$L3 = \frac{1}{NA} \quad (5.2)$$

ifadesi ile bulunur. Daha sonra, ortalama kesişim uzunluğu kullanılarak eşdeğer tane boyutunu bulmak mümkündür

$$G = -6,5743 - \log L3 - 3,298 \quad (5.3)$$

G değeri bulunduktan sonra ASTM E-112 tablosu yardımı ile tane boyutu bulunur [74].

6. MATERYAL VE METOT

6.1. Materyal

Termoelastik martensitik dönüşüm gösteren şekil hatırlamalı CuAlNi alaşımında tane boyutunun malzemenin fiziksel özelliklerine etkisinin incelendiği bu çalışmada kullanılan alaşım Fransa'dan TREFIMETAUX Centre de Recherche'den temin edildi. Alaşım kompozisyonları farklı olan iki alaşım kullanıldı (Tablo 6.1). CuAlNi alaşımlarından biri 8 mm eninde 1 mm kalınlığında 200 mm uzunluğunda plaka halindedir ve Alaşım 1 olarak, diğeri 3 mm eninde 1 mm kalınlığında 200 mm uzunluğunda yine plakalar halindedir ve Alaşım 2 olarak adlandırılmışlardır.

Bu iki alaşımdan elde edilen numuneler, belirli ısı işlemlerden sonra tane boyutunun austenit faz üzerindeki etkilerinin incelenmesi için aşağıdaki teknikler kullanıldı.

- Dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi için Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) ölçümleri yapıldı.
- Örgü mesafelerinin ve düzenin belirlenmesi için x-ışını difraksiyonu alındı.
- Malzemelerin mikro yapılarını incelemek için optik mikroskopla metalografik gözlemler yapıldı. Ayrıca vickers sertlikleri de alındı.

Tablo 6.1. Bu çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları [16].

Alaşım No	% Ağırlık	% Atomik	e/a Oranı
1	Cu-13.0Al-4.00Ni	Cu-25.95Al-3.67Ni	1.55
2	Cu-13.5Al-4.00Ni	Cu-26.80Al-3.64Ni	1.57

6.2. Metot

6.2.1. Isıl işlemler

Isıl işlem metal ve alaşımlara uygulanan ısıtma ve soğutma sonucunda fiziksel ve mekanik özelliklerinin değişmesine neden olur. Bu işlemler metal ve alaşımların kimyasal kompozisyonlarına ve kazandırılmak istenen özelliklere göre çeşitlilik gösterir.

Şekil hatırlamalı alaşımların yapısı, alaşım kompozisyonuna ve ısı işlemlere bağlıdır. Bu nedenle ısı işlem alaşımın mikro yapısını dönüşüm davranışını ve şekil hatırlama etkisini değiştirir.

Her iki alaşımdan kesilen parça numunelerde kesim sırasında oluşan zor etkisinin kaldırılması ve homojenleştirilmeleri için numuneler aşağıdaki ısıtılı işlemlere tabi tutuldular. Bu ısıtılı işlemler:

Alaşımlar-1 ve Alaşımlar-2 için;

a) Alaşım numuneleri 750 °C, 800 °C, 850 °C, 900 °C ve 950 °C de (β -faz bölgesinde) 20 dakika süreyle ısıtıldıktan sonra numuneler tuzlu-buzlu suda ani soğutuldu.

b) Alaşım numuneleri 950 °C de (β -faz bölgesinde) 10, 20, 30, 40, 50 ve 60 dakika süreyle ısıtıldıktan sonra numuneler tuzlu buzlu suda ani soğutuldu.

6.2.2. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçümleri

Diferansiyel taramalı kalorimetre alaşımların faz dönüşüm sıcaklığını belirlemek için kullanılır. DSC ile malzemelerden alınan miligram bazında numunelerin ısıtılması ve soğutulması yolu ile absorbe ettiği veya verdiği ısının ölçülmesi ile dönüşüm sıcaklık alanları belirlenir. Dönüşüm sebebi ile malzemenin absorbe ettiği veya verdiği enerjiler endotermik ve egzotermik pikler olarak hem ısıtma hem de soğutma sırasında ölçülebilir.

Bu deney grubunda kullanılan numuneler, iki alaşımdan parçalar kesilerek elde edilmiştir. Dönüşüm sıcaklıklarının tespiti için ölçüm yapılmadan önce numuneler ısıtılı işleme tabi tutularak homojenleştirildi. Alaşım-1 ve Alaşım-2 numunelerine uygulanan a'daki ısıtılı işlemlerin dönüşüm sıcaklıklarına etkisini belirlemek için Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) ölçümleri yapıldı. Dönüşüm sıcaklıklarının tayin edilmesinde Perkin Elmer Sapphire termal analizörü kullanıldı. Bu ölçümlerde ısıtma ve soğutma hızı 10 °C/dakika olarak seçildi.

Alaşım-1 ve Alaşım-2 numunelerine uygulanan b'deki ısıtılı işlemlerin etkisini belirlemek için Shimadzu DSC-50 termal analizörü kullanıldı. Bu ölçümlerde de ısıtma ve soğutma hızı 10 °C/dakika olarak seçildi.

6.2.3. X-Işını Difraksiyon Ölçümleri

X-Işını difraksiyon yöntemleri ile bir kristalin birim hücresinin boyutlarını ölçmek ve kristal yapıdaki atomların yapılarını belirlemek mümkündür.

Alaşım-1 ve Alaşım-2 numunelerinin a ve b ısıtılı işlemleri parçalarının, x-ışını parça difraksiyonu alındı.

a-ısıtıl işlemlili Alaşımlı-1 ve Alaşımlı-2 numunelerinin x-ışını difraksiyon analizi için Rikagu RadB DMAX II bilgisayar kontrollü x-ışını difraktometresi kullanıldı. Analiz için Cu-K α radyasyonu kullanılmış olup, bu ışının dalga boyu 1.54056 Å° dur. Alınan tüm difraktogramlar için difraktometrenin tarama hızı 2°/dakika dır.

b-ısıtıl işlemlili Alaşımlı-1 ve Alaşımlı-2 numunelerinin x-ışını difraksiyon analizi için Bruker D-8 Advance bilgisayar kontrollü x-ışını difraktometresi kullanıldı. Analiz için Cu-K α radyasyonu kullanılmış olup, bu ışının dalga boyu 1. 54056 Å° dur. Alınan tüm difraktogramlar için difraktometrenin tarama hızı 2°/dakika dır.

6.2.4. Metalografik Gözlemler

Alaşımlardan küçük parçalar kesilerek ısıtıl işlemler uygulandı. Isıtıl işlemlili parça halindeki numuneler soğuk kalıplama yöntemiyle poliestere gömüldü. Önce 600, 800, 1000 ve 1200 lük zımparalarla su altında parlatıldılar. Daha sonra 1 mikronluk elmas pasta kullanılarak parlatıldılar. (5gr Fe₃Cl-95 ml Etanol-2 mm HCl) dağlama reaktifi kullanılarak kimyasal dağlama yapıldı. Isıtıl işlem uygulanmış numuneler dağlandıktan sonra metalografik gözlemleri (Olympus) Optik Mikroskobu ile yapıldı.

6.2.5. Sertlik Ölçümleri

Alaşımlı-1 ve Alaşımlı-2 numuneleri a ve b ısıtıl işlemlerine tabi tutulduktan sonra, sıcaklığa duyarlı olan bu alaşımlı numuneleri, soğuk kalıplama yöntemiyle kalıplandılar. Bu alaşımlı numuneleri Future Tech FM-700 cihazı ile Vickers sertlik ölçümleri yapıldı. Numunelerin test ölçümleri 200 g-F yükte, 10 saniye süre ile uygulanarak alınmıştır. Ölçümler esnasında 200 gramlık yük kullanılarak her numuneden bir ölçüm esnasında beş değeri alındı. Vickers sertlik değeri, kg olarak ifade edilen deney yükünün mm² olarak ifade edilen iz alanına bölümüdür. $VSD = 2P \sin(\alpha/2)/d^2$ formülü kullanılarak VSD sertlik değeri hesaplanır. Burada P; kg-F cinsinden uygulanan kuvvet, α tepe açısı ve d, taban köşegenidir (Piramit elmas uç). Bu sertlik değeri birim olarak VSD/0,2/10 şeklinde yazılır. Bu ifadede 0,2; kg olarak uygulanan deney yükünü, 10 ise saniye olarak deney yükünün uygulanma zamanını gösterir.

7. DENEYSEL İŞLEMLER VE SONUÇLAR

7.1. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçüm Sonuçları

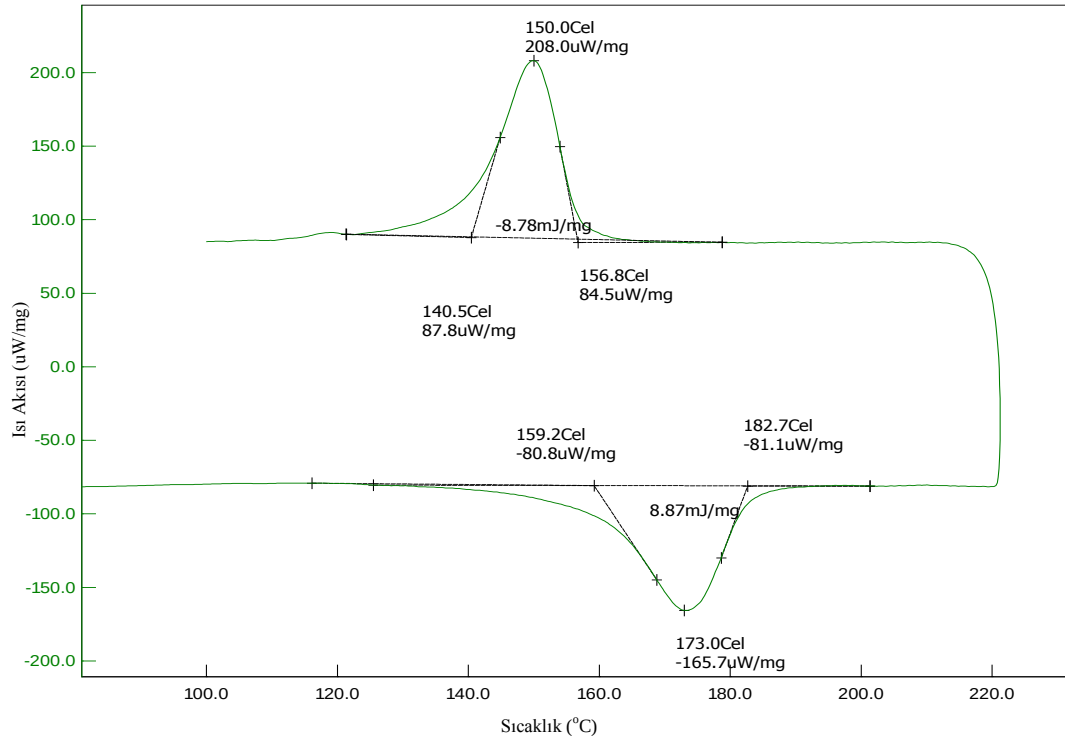
Kalorimetri, ısıнын ölçümü olarak tanımlanmaktadır. Son zamanlarda elektronikteki ilerlemeler ve yeni cihazların gelişimi ile kalorimetri maddelerin fiziksel ve kimyasal karakterizasyonu için yaygın bir şekilde kullanılmaktadır [75].

Şekil hatırlamalı alaşımlarda martensit ve austenit dönüşümünün başlama ve bitiş sıcaklıkları çok önemlidir. Dönüşümün başlama ve bitiş sıcaklıklarını belirlemede en yaygın olarak kullanılan teknik DSC analizidir [76].

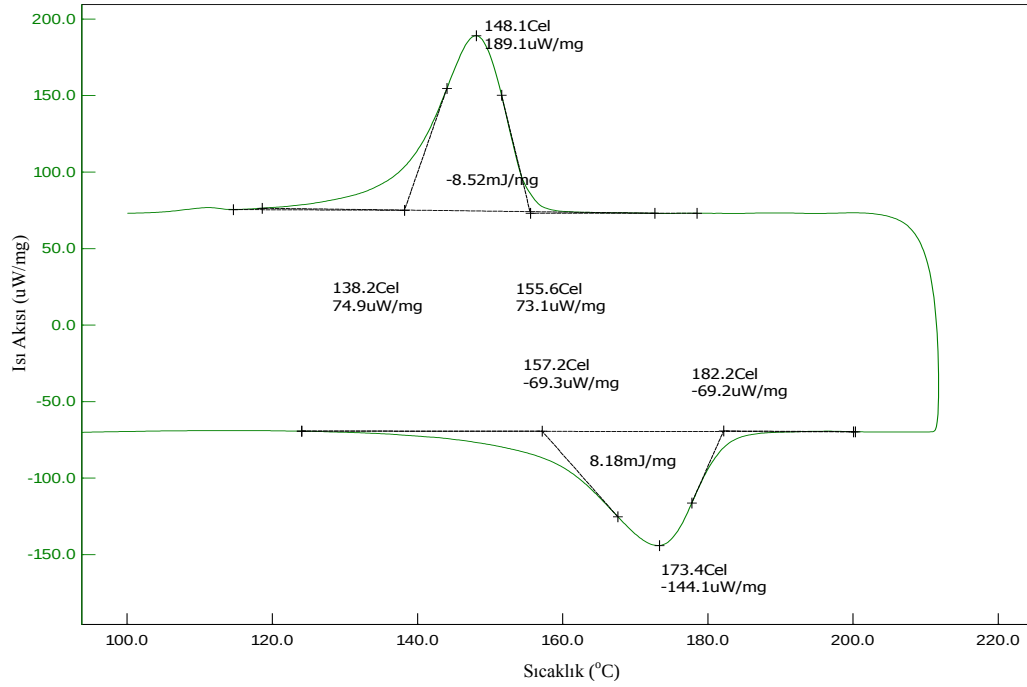
7.1.1. a- Isıl İşlemlili Alaşım-1 ve Alaşım-2 Numunelerinin DSC Ölçüm Sonuçları

7.1.1.1. Alaşım-1 in DSC Ölçüm Sonuçları

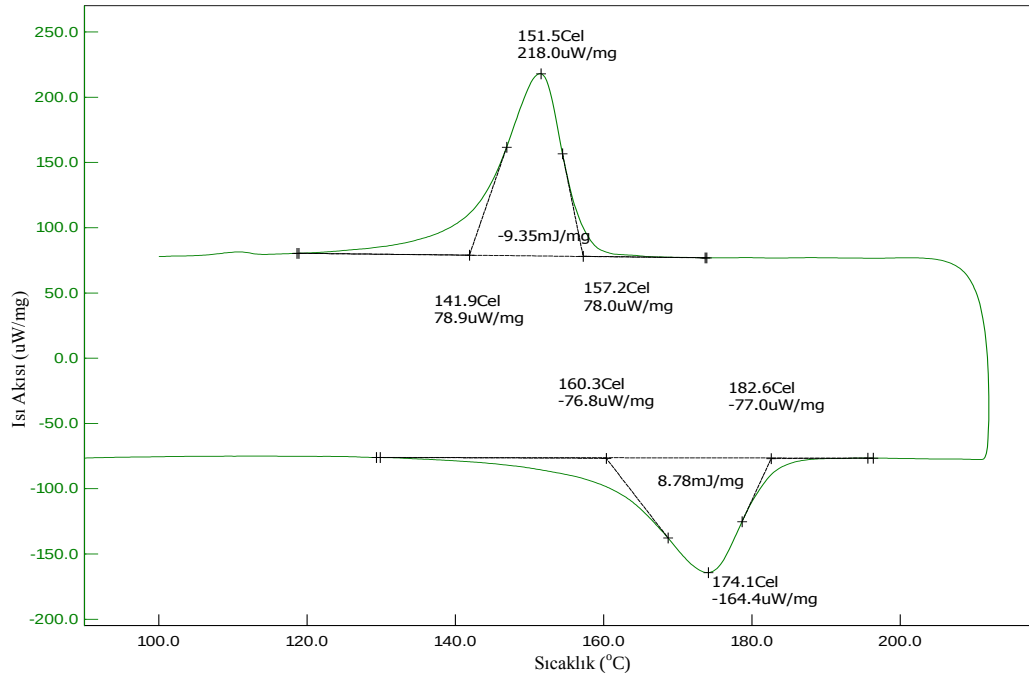
Şekil 7.1 (a-b-c-d-e-f)'de Alaşım-1 numunesinin DSC eğrileri verilmiştir. Alaşım-1 in eşit sürelerde farklı sıcaklıklardaki ısııl işleminden hemen sonra 10°C/dakika ısıtma ve soğutma hızında elde edilen austenit ve martensit fazın başlama ve bitiş sıcaklık değeri Tablo 7.1 de görölmektedir. Bu sonuçlardan, β -faz bölgesinde eşit sürelerle farklı sıcaklıklarda tavlama Alaşım-1 numunesinin dönüşüm sıcaklıklarında çok büyük değışiklikler gözlenmemiştir. Tavlama sıcaklığının artmasıyla dönüşüm sıcaklıklarında küçük miktarda artış gözlenmiştir. Alaşım-1 için A_s , A_f , M_s , M_f dönüşüm sıcaklıklarının tavlama sıcaklıklarına göre grafiğı şekil 7.2 de ve dönüşüm sıcaklıkları $A_f - A_s$, $M_s - M_f$ farkının tavlama sıcaklıklarına göre grafiğı de şekil 7.3 te verilmiştir.



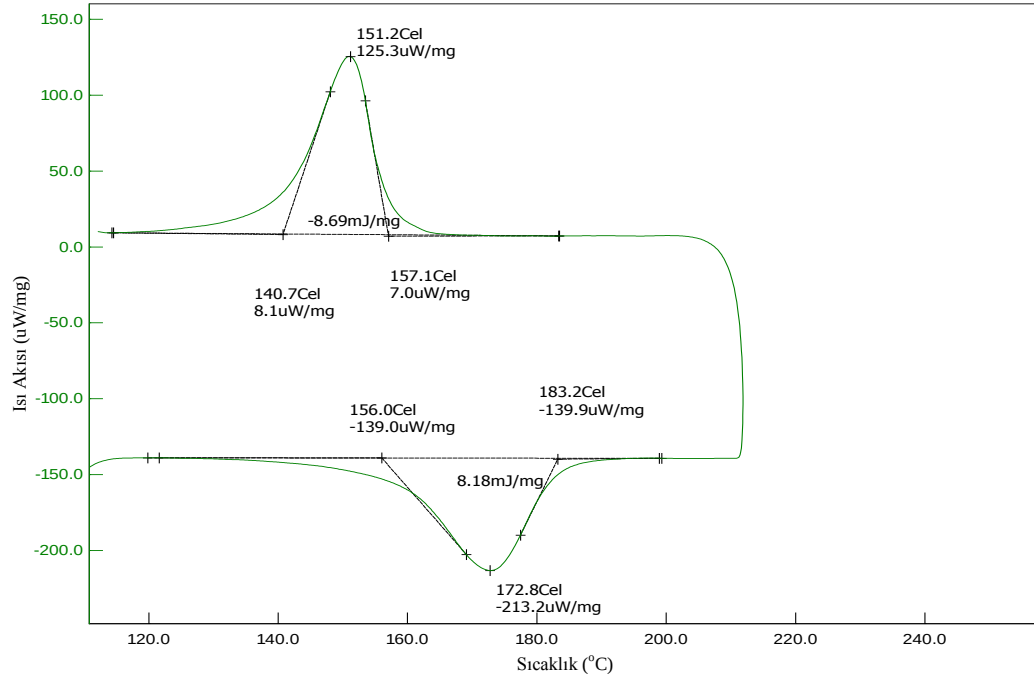
Şekil 7.1. (a) Alaşım-1 in 750 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



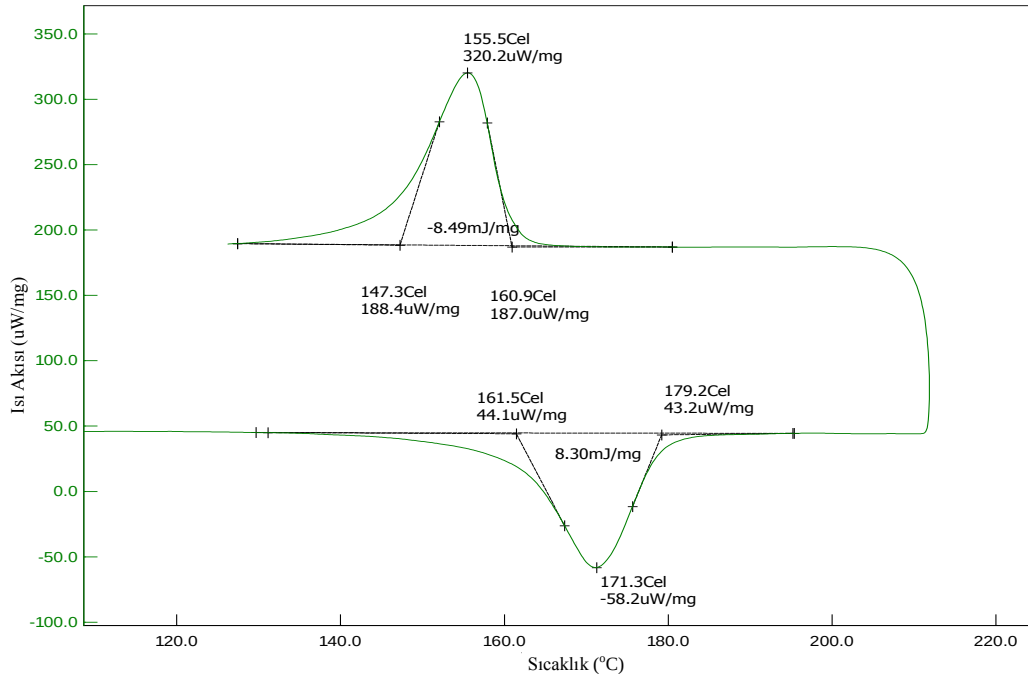
Şekil 7.1. (b) Alaşım-1 in 800 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



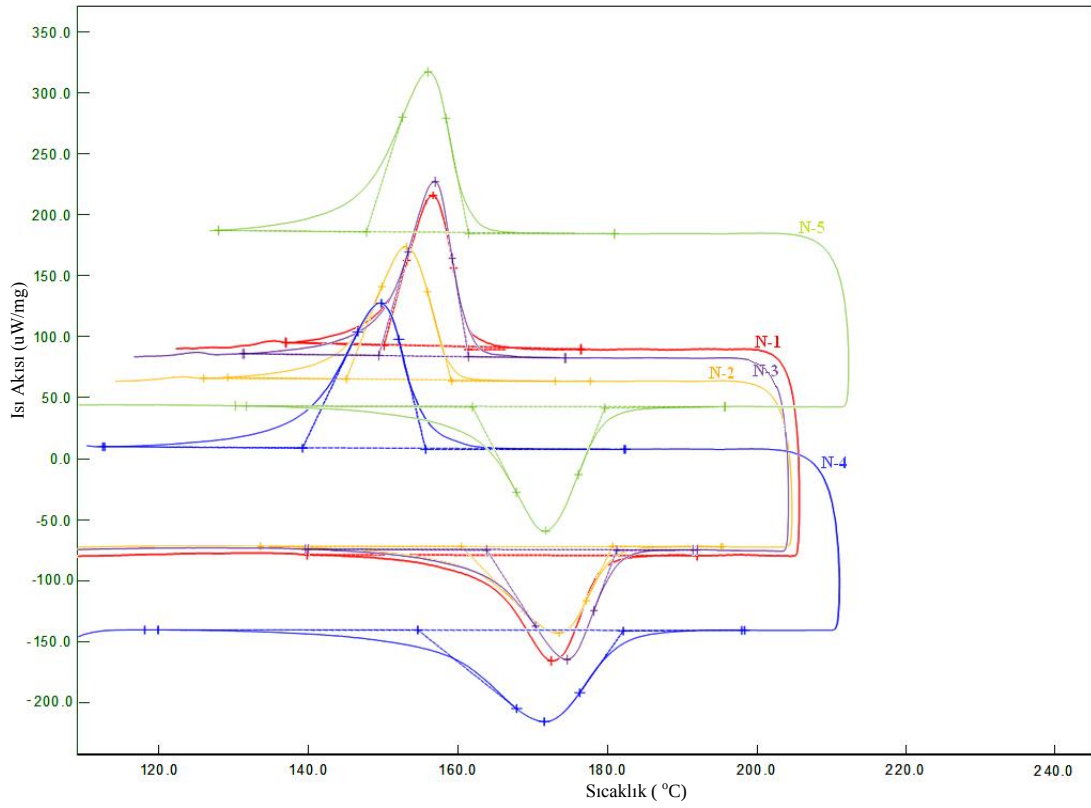
Şekil 7.1. (c) Alaşım-1 in 850 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 7.1. (d) Alaşım-1 in 900 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



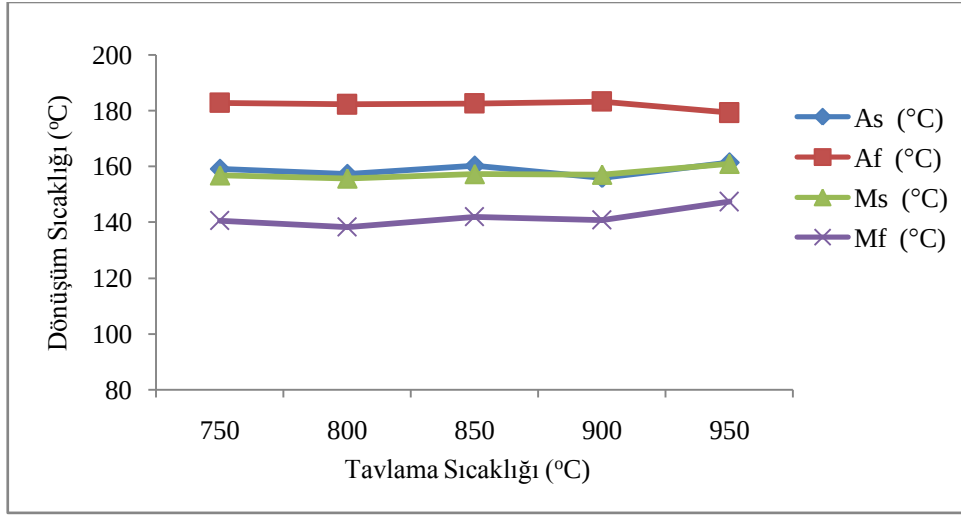
Şekil 7.1. (e) Alaşım-1'in 950 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



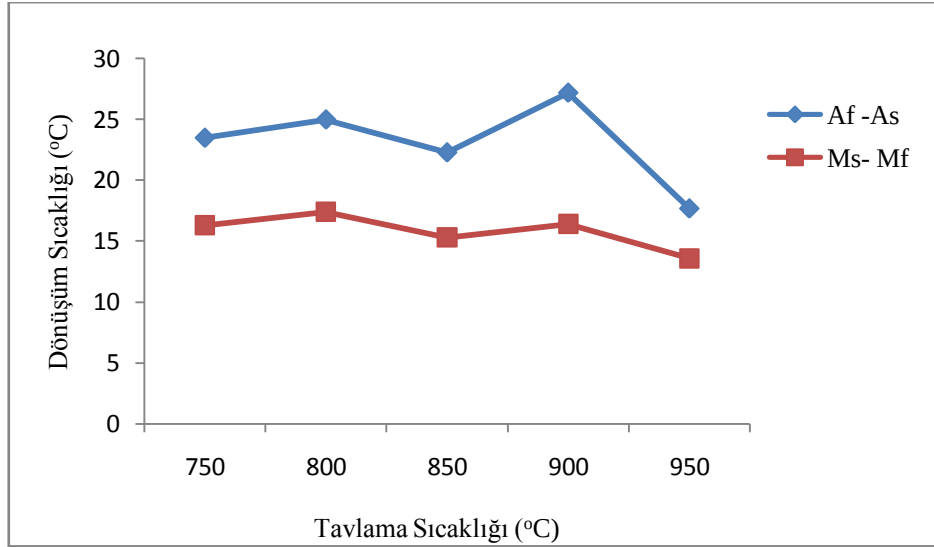
Şekil 7.1. (f) Farklı sıcaklıklarda eşit sürelerde tavlanan Alaşım-1 için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 7.1. Alaşım-1 için farklı sıcaklıklardaki tavlamaya karşı elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.

SICAKLIK °C	A _s (°C)	A _f (°C)	M _s (°C)	M _f (°C)	A _f -A _s (°C)	M _s -M _f (°C)	T ₀ (°C)	ΔH _{A→M} (J/g)	ΔS _{A→M} (J/g°C)	ΔH _{M→A} (J/g)	ΔS _{M→A} (J/g°C)
750	159,2	182,7	156,8	140,5	23,5	16,3	169,75	8,87	0,052	-8,78	-0,052
800	157,2	182,2	155,6	138,2	25	17,4	168,9	8,18	0,048	-8,52	-0,050
850	160,3	182,6	157,2	141,9	22,3	15,3	169,9	8,78	0,052	-9,35	-0,055
900	156	183,2	157,1	140,7	27,2	16,4	170,15	8,18	0,048	-8,69	-0,051
950	161,5	179,2	160,9	147,3	17,7	13,6	170,05	8,30	0,049	-8,49	-0,050



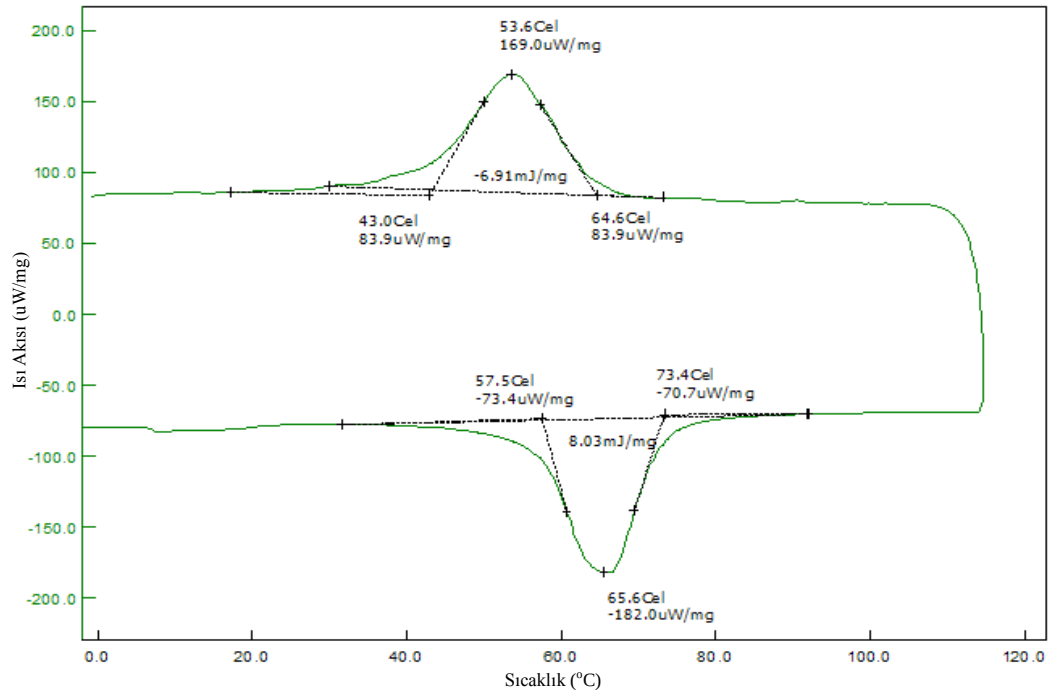
Şekil 7.2. Alaşım-1 için dönüşüm sıcaklıklarının tavlama sıcaklığına göre değişimi.



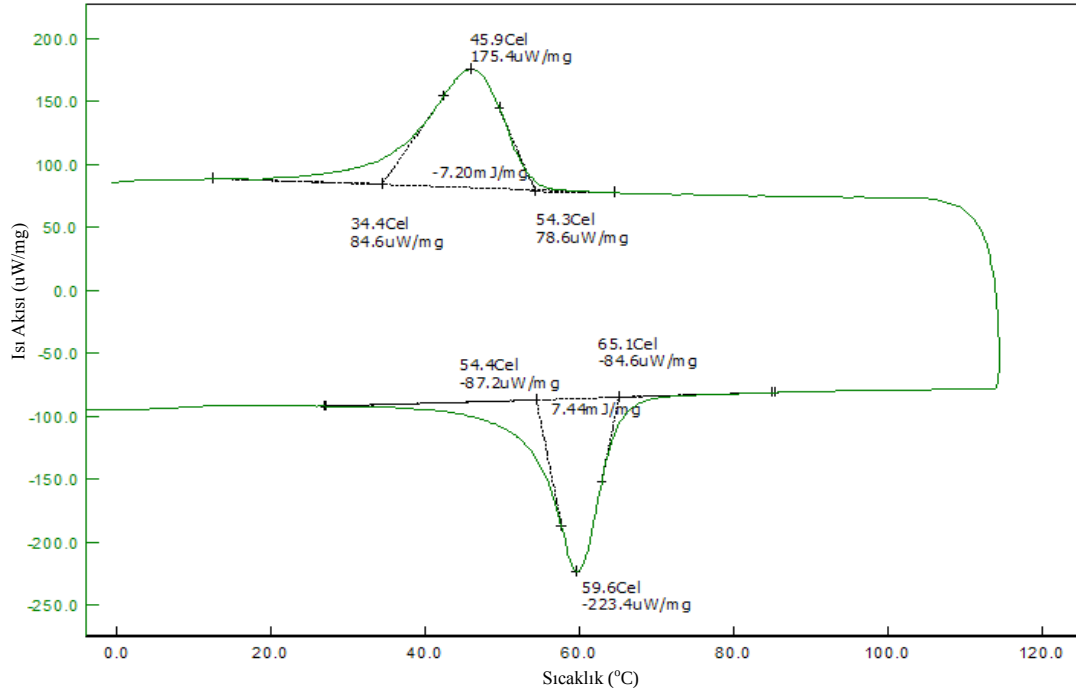
Şekil 7.3. Alaşım-1 için A_f - A_s, M_s - M_f sıcaklık farkının tavlama sıcaklığına göre değişimi.

7.1.1.2. Alaşım-2 nin DSC Ölçüm Sonuçları

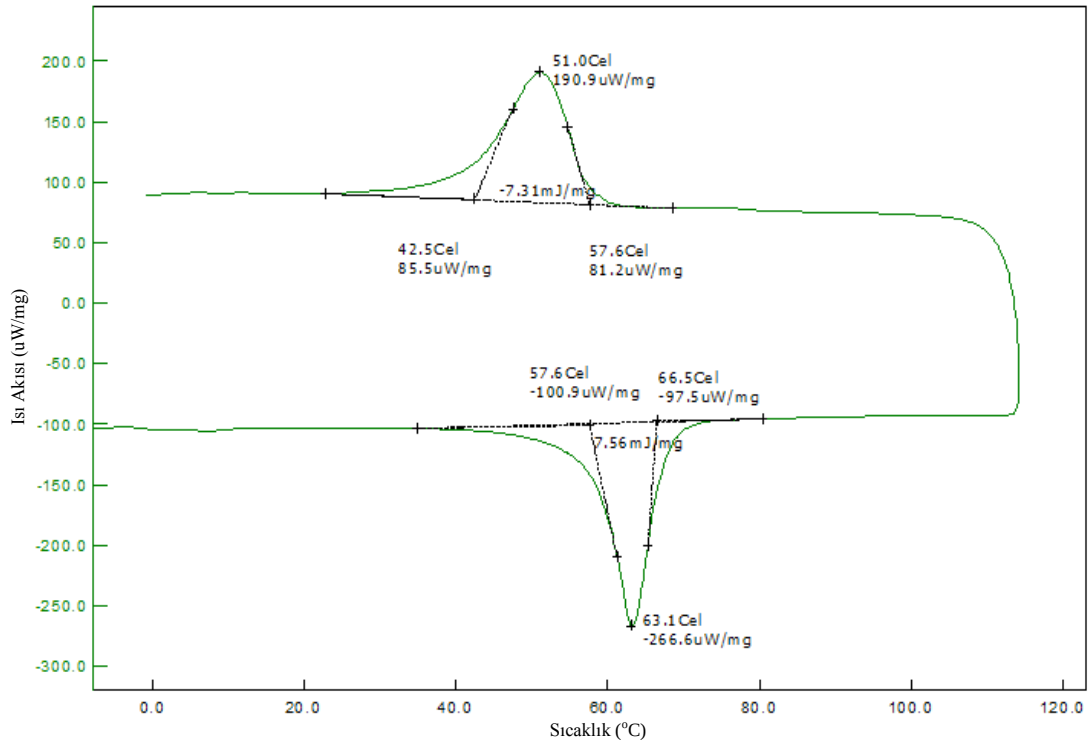
Şekil 7.4 (a-b-c-d-e-f)'de Alaşım-2 numunesinin DSC eğrileri verilmiştir. Alaşım-2 nin eşit sürelerde farklı sıcaklıklardaki ısıtılmasından hemen sonra 10°C/dakika ısıtma ve soğutma hızında elde edilen austenit ve martensit'in başlama ve bitiş sıcaklıkları DSC analiz değerleri Tablo 7.2 de görülmektedir. Bu sonuçlardan tavlama sıcaklığının artmasıyla austenit dönüşüm sıcaklıklarının değiştiği görülmektedir. Aynı değerlendirme martensit başlama ve bitiş sıcaklıkları için de geçerlidir. β -faz bölgesinde eşit sürelerle, farklı sıcaklıklarda tavlanan numunelerin, tavlama sıcaklığının artmasıyla dönüşüm sıcaklıkları artmıştır. Alaşım-2 için A_s , A_f , M_s , M_f dönüşüm sıcaklıklarının tavlama sıcaklıklarına göre grafiği şekil 7.5 te ve dönüşüm sıcaklıkları A_f-A_s , M_s-M_f farkının tavlama sıcaklıklarına göre grafiği de şekil 7.6 da verilmiştir.



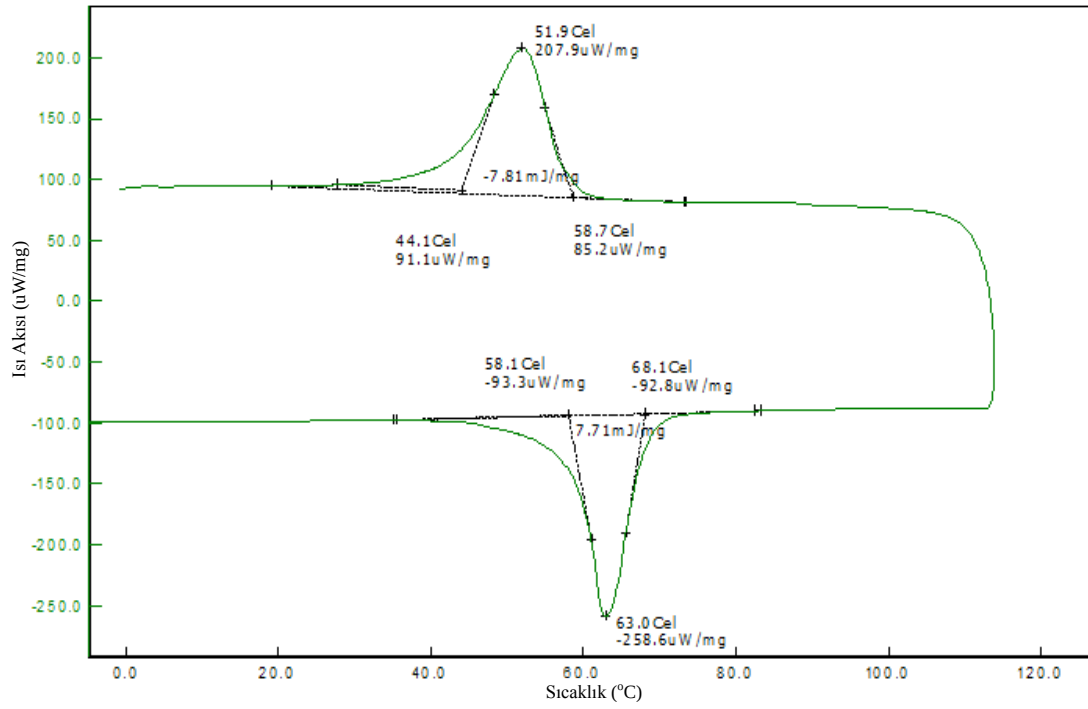
Şekil 7.4. (a) Alaşım-2 nin 750 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



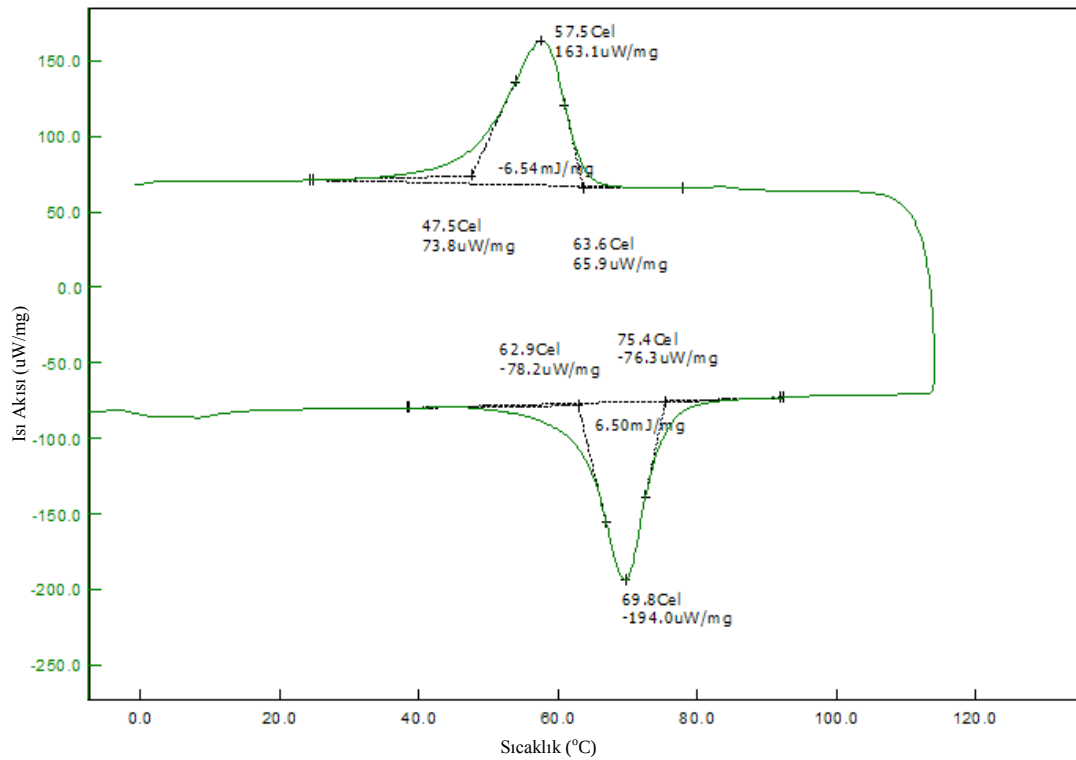
Şekil 7.4. (b) Alaşım-2 nin 800°C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



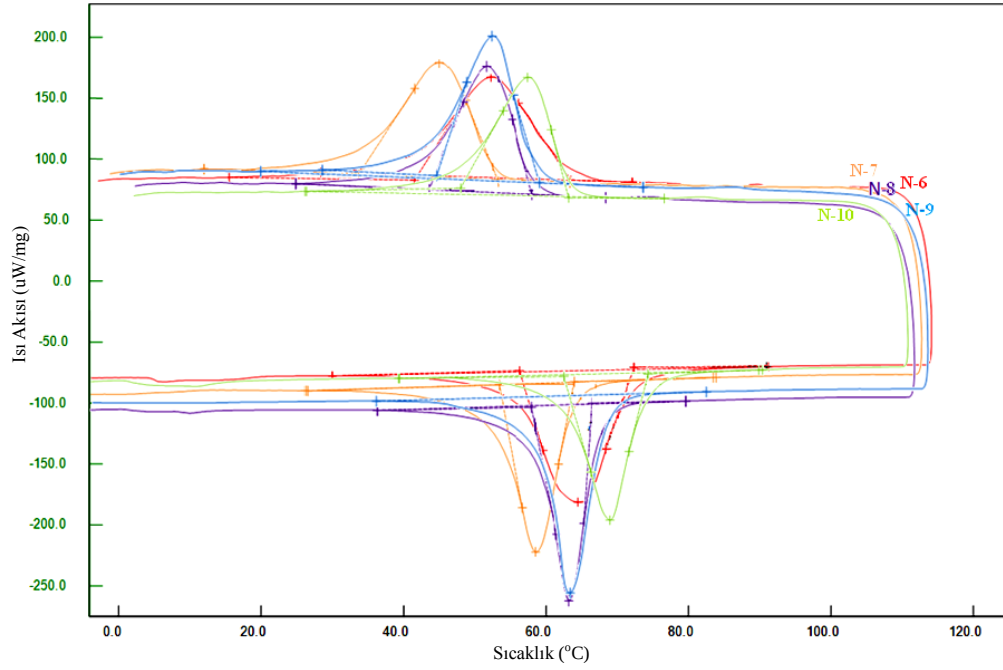
Şekil 7.4. (c) Alaşım-2 nin 850°C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 7.4. (d) Alaşım-2 nin 900 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



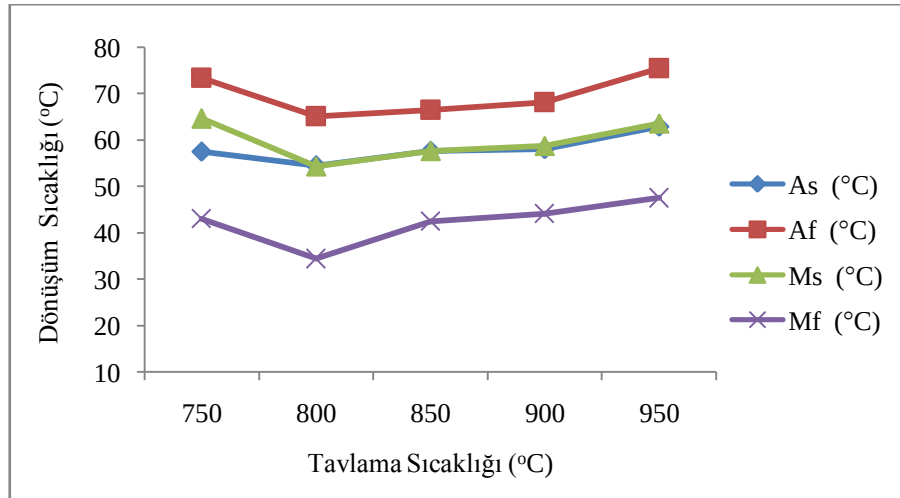
Şekil 7.4. (e) Alaşım-2 nin 950 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



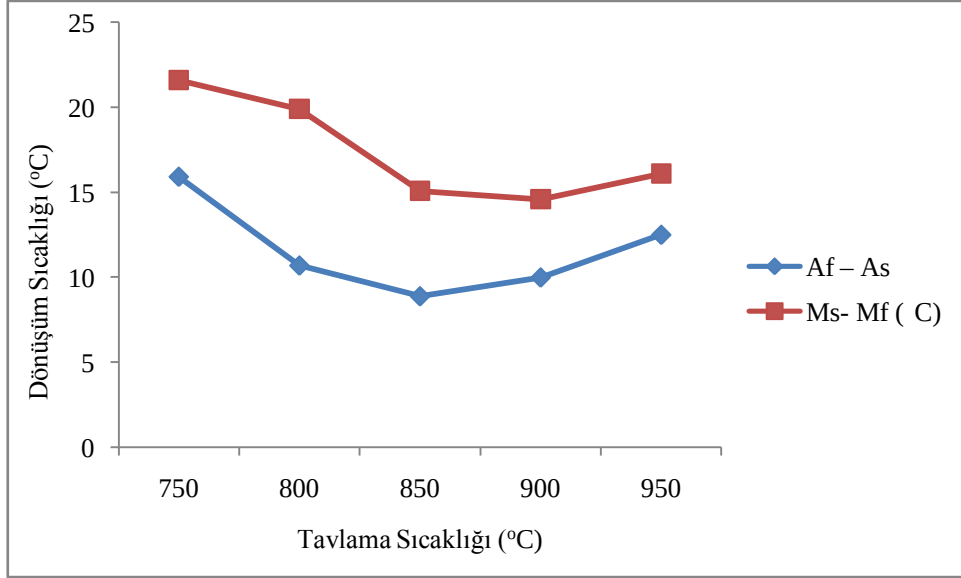
Şekil 7.4. (f) Farklı sıcaklıklarda eşit sürelerde tavlanan Alaşım-2 için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 7.2. Alaşım-2 için farklı sıcaklıklardaki tavlamaya karşı elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.

SICAKLIK °C	A _s (°C)	A _f (°C)	M _s (°C)	M _f (°C)	A _f - A _s (°C)	M _s - M _f (°C)	T ₀ (°C)	ΔH _{A→M} (J/g)	ΔS _{A→M} (J/g°C)	ΔH _{M→A} (J/g)	ΔS _{M→A} (J/g°C)
750	57,5	73,4	64,6	43	15,9	21,6	69	8,03	0,1163	-6,91	-0,100
800	54,4	65,1	54,3	34,4	10,7	19,9	59,7	7,44	0,1246	-7,20	-0,120
850	57,6	66,5	57,6	42,5	8,9	15,1	62,05	7,56	0,1218	-7,31	-0,118
900	58,1	68,1	58,7	44,1	10	14,6	63,4	7,71	0,1216	-7,81	-0,123
950	62,9	75,4	63,6	47,5	12,5	16,1	69,5	6,50	0,0935	-6,54	-0,094



Şekil 7.5. Alaşım-2 için dönüşüm sıcaklıklarının tavlama sıcaklığına göre değişimi.

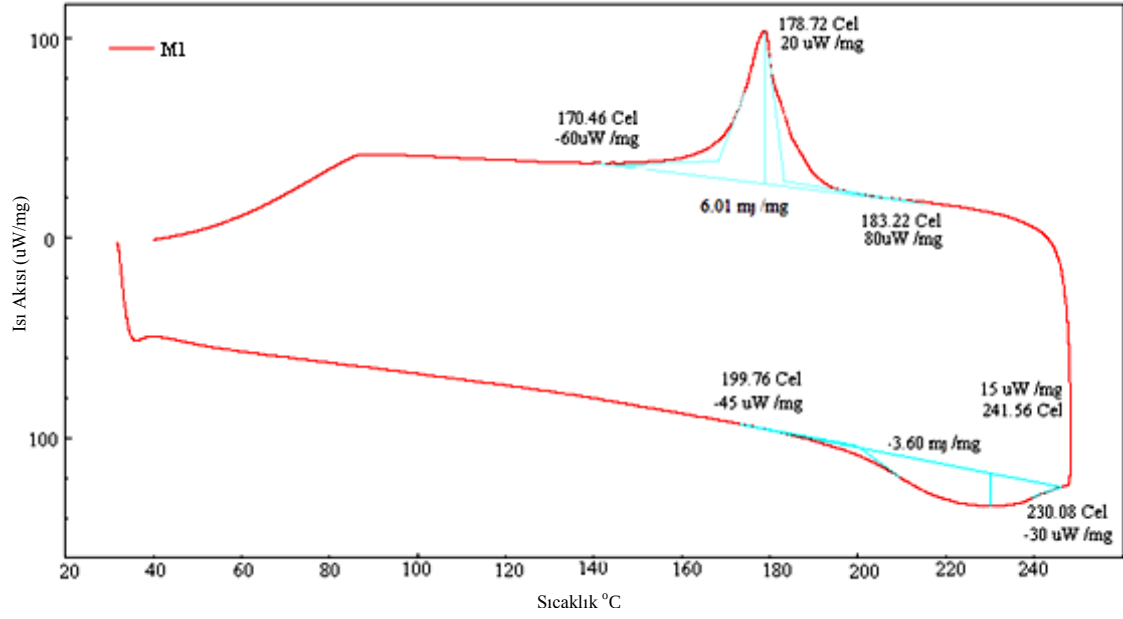


Şekil 7.6. Alaşım-2 için $A_f - A_s$, $M_s - M_f$ sıcaklık farkının tavlama sıcaklığına göre değişimi.

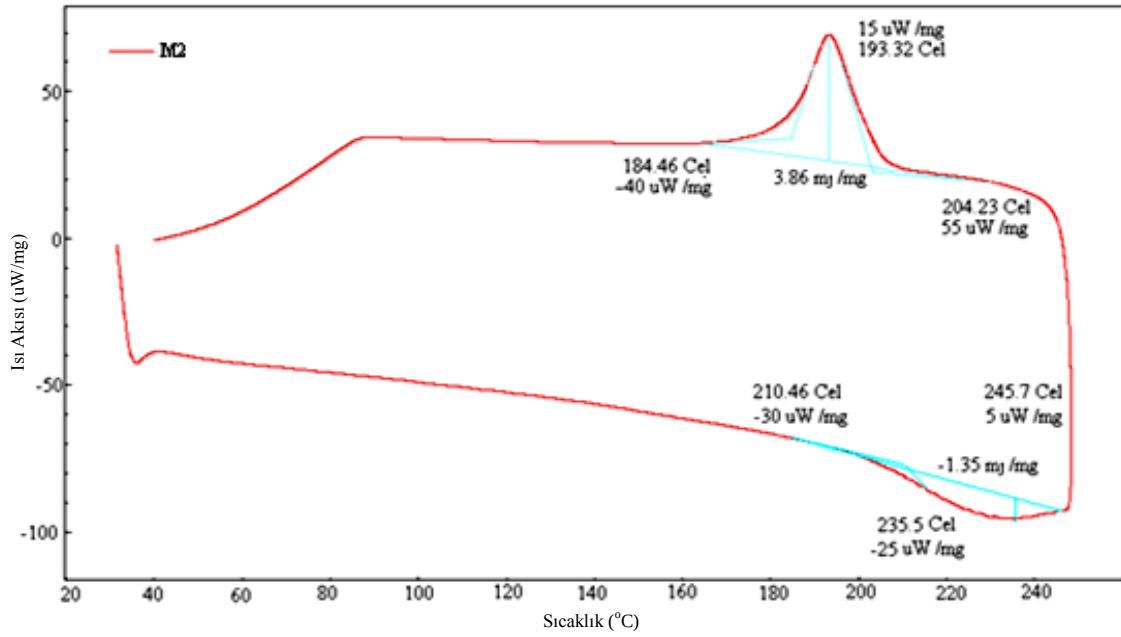
7.1.2. b-Isıl İşlemlili Alaşım-1 ve Alaşım-2 Numunelerinin DSC Ölçüm Sonuçları

7.1.2.1. Alaşım-1 in DSC Ölçüm Sonuçları

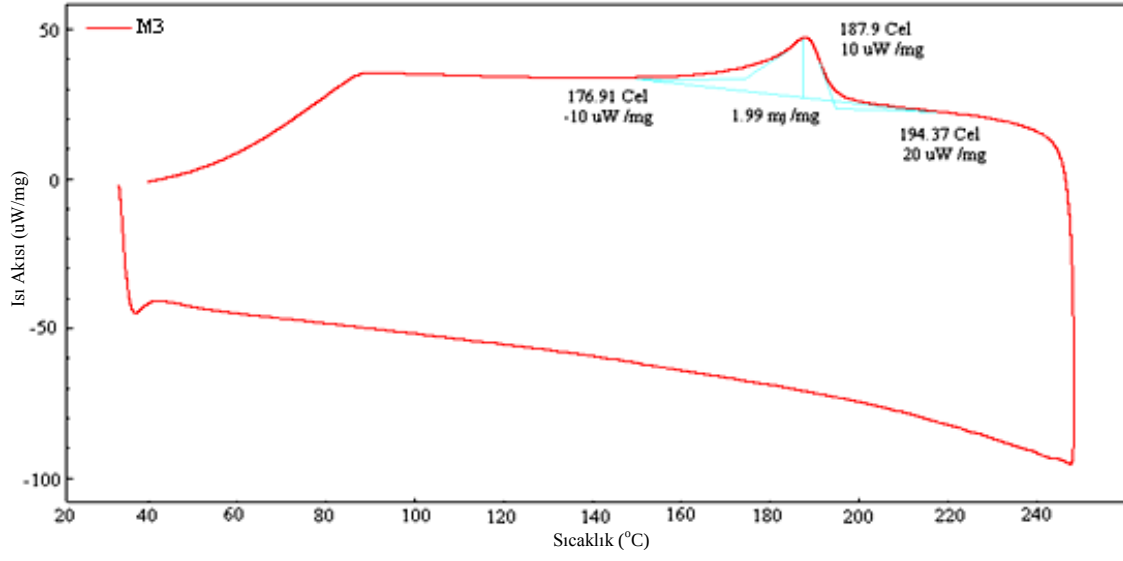
Şekil 7.7 (a-b-c-d-e-f-g)'de Alaşım-1 numunesinin DSC eğrileri verilmiştir. Alaşım-1 in eşit sürelerde farklı sıcaklıklardaki ısıtma işleminden hemen sonra $10^\circ\text{C}/\text{dakika}$ ısıtma ve soğutma hızında elde edilen austenit ve martensit fazın başlama ve bitiş sıcaklık değerleri Tablo 7.3 te görülmektedir. Bu sonuçlardan, sabit sıcaklıkta artan ısıtma işlem süresi ile dönüşüm sıcaklıkları kararsız kalmıştır. Alaşım-1 için A_s , A_f , M_s , M_f dönüşüm sıcaklıklarının tavlama sıcaklıklarına göre grafiği şekil 7.8 de ve dönüşüm sıcaklıkları $A_f - A_s$ farkının tavlama sıcaklıklarına göre grafiği şekil 7.9 da, $M_s - M_f$ farkının tavlama sıcaklıklarına göre grafiği de şekil 7.10 da verilmiştir.



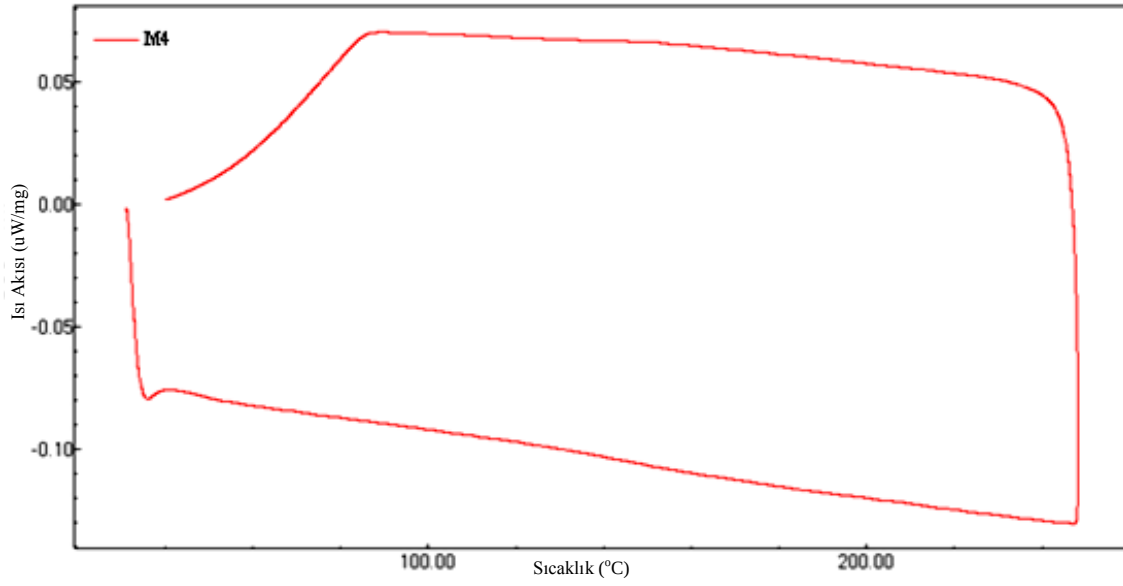
Şekil 7.7. (a) Alaşım-1in 950 °C de 10 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



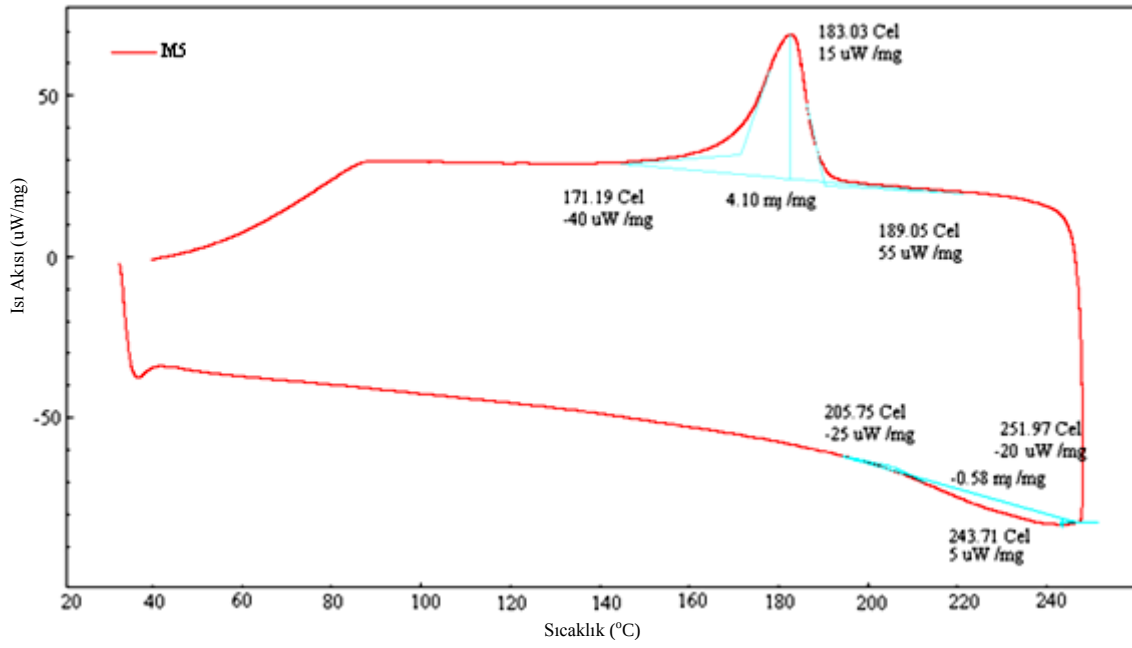
Şekil 7.7. (b) Alaşım-1in 950 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



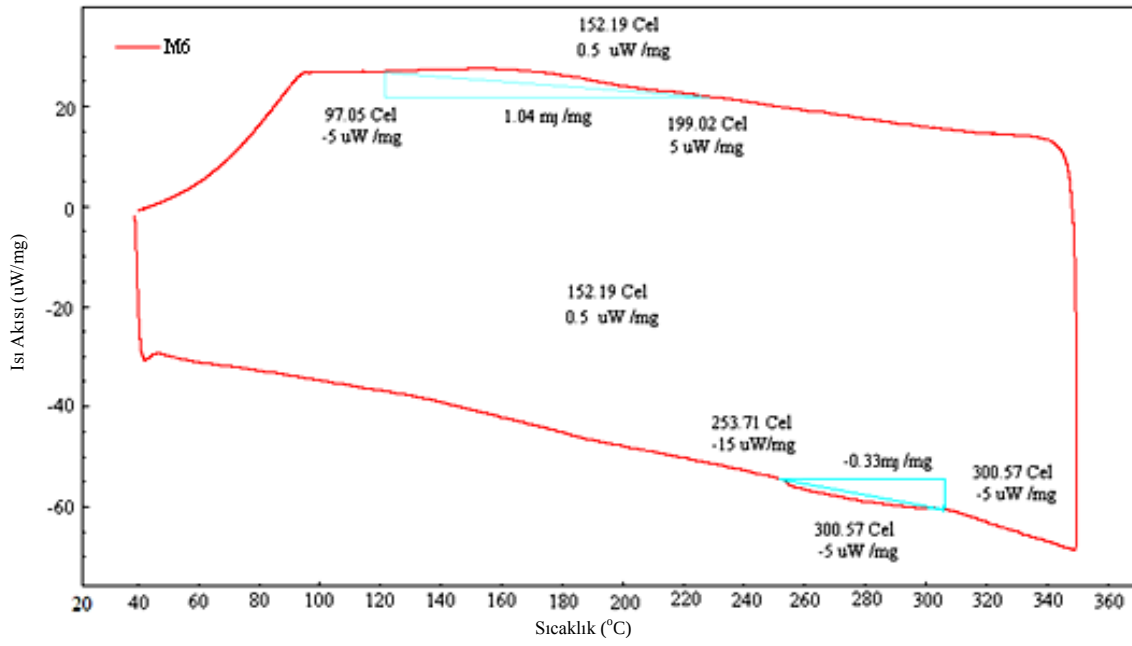
Şekil 7.7. (c) Alaşım-1'in 950 °C de 30 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



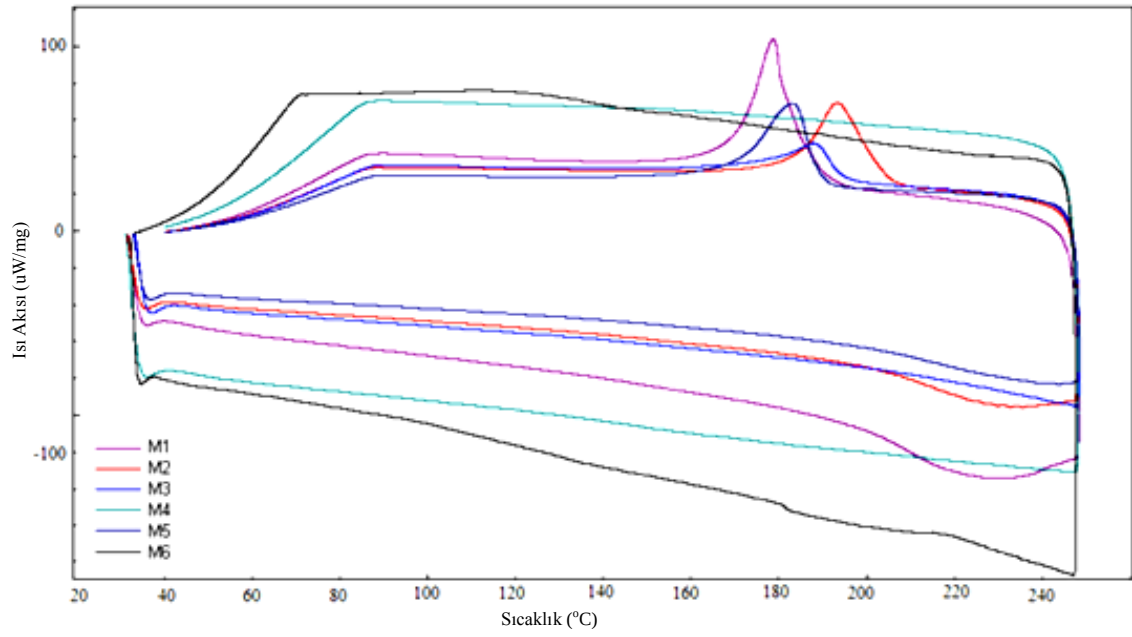
Şekil 7.7. (d) Alaşım-1'in 950 °C de 40 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 7.7. (e) Alaşım-1'in 950 $^{\circ}\text{C}$ de 50 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



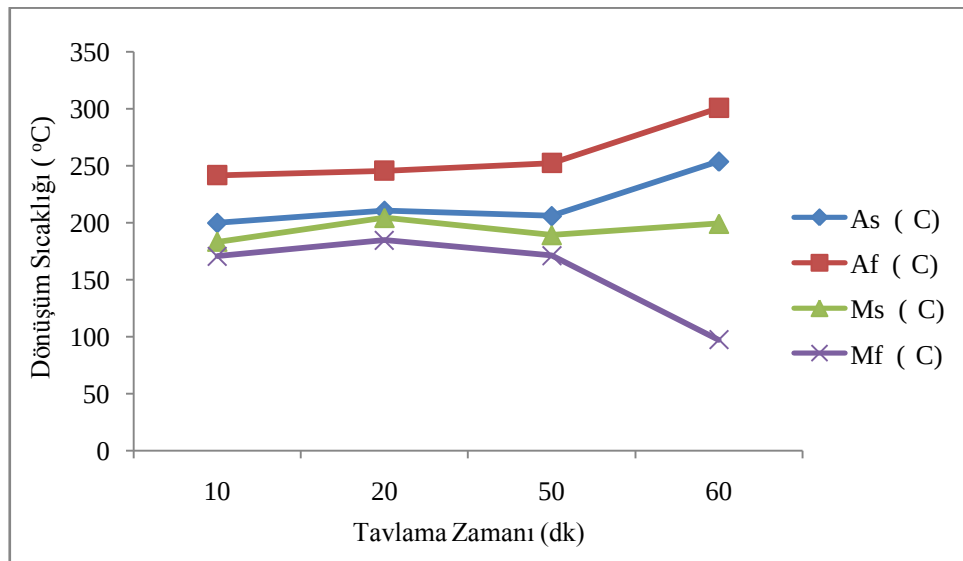
Şekil 7.7. (f) Alaşım-1'in 950 $^{\circ}\text{C}$ de 60 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



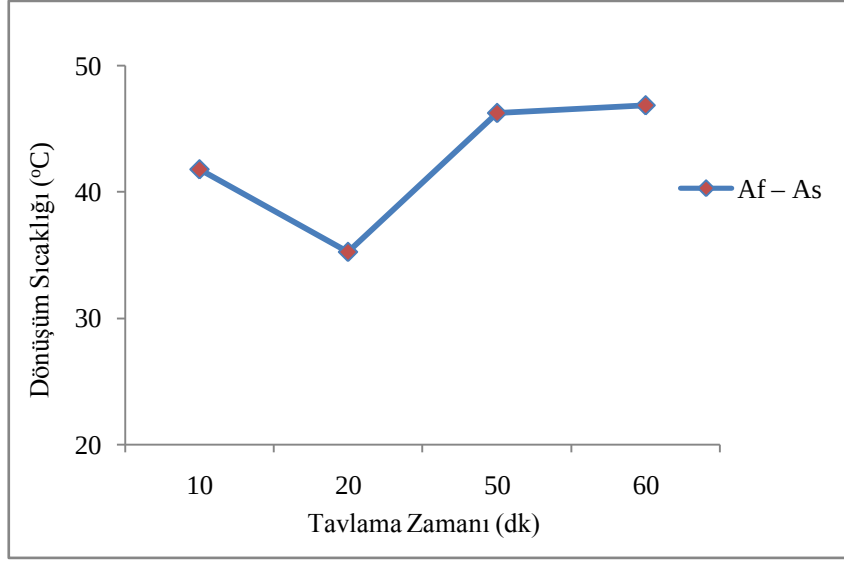
Şekil 7.7. (g) Eşit sıcaklıkta farklı sürelerde tavlanan Alaşım-1 için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 7.3. Alaşım-1 için farklı sürelerdeki tavlamaya karşı elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.

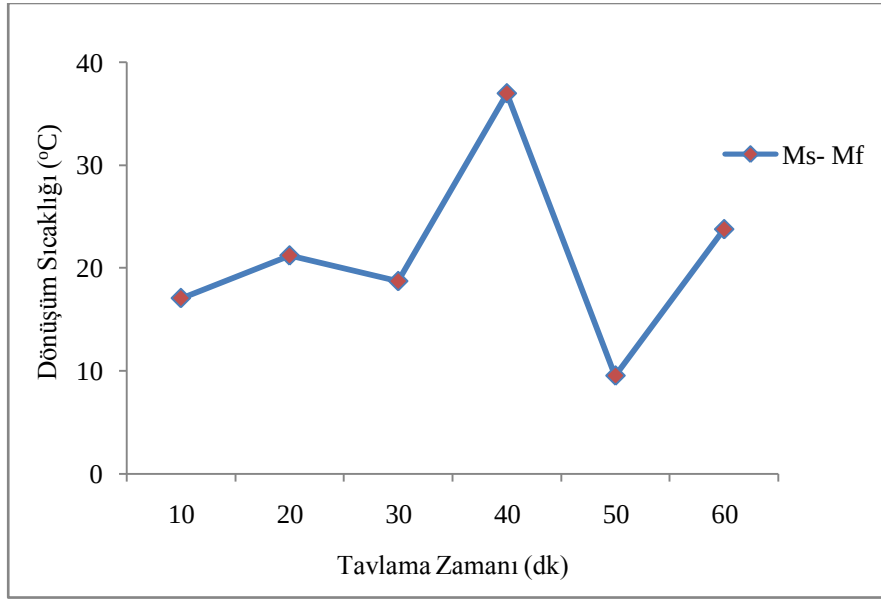
Zaman Dakika	A_s (°C)	A_f (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	$A_f - A_s$ (°C)	$M_s - M_f$ (°C)	T_0 (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta S_{A \rightarrow M}$ (J/g°C)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)	$\Delta S_{M \rightarrow A}$ (J/g°C)
10	199,76	241,56	183,22	170,46	41,8	12,76	212,39	-3,6	-0,017	6,01	-0,028
20	210,46	245,7	204,23	184,46	35,24	19,77	224,96	-1,35	-0,006	3,86	0,017
30	-	-	194,37	176,91	-	17,46	97,19	-	-	1,99	0,021
40	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
50	205,75	251,97	189,05	171,19	46,22	17,86	220,5	-0,58	-0,0027	4,10	0,019
60	253,71	300,57	199,02	97,05	46,86	101,97	249,8	-0,33	-0,0013	1,04	0,0042



Şekil 7.8. Alaşım-1 için dönüşüm sıcaklıklarının tavlama süresine göre değişimi.



Şekil 7.9. Alaşım-1 için $A_f - A_s$ sıcaklık farkının tavlama süresine göre değişimi.

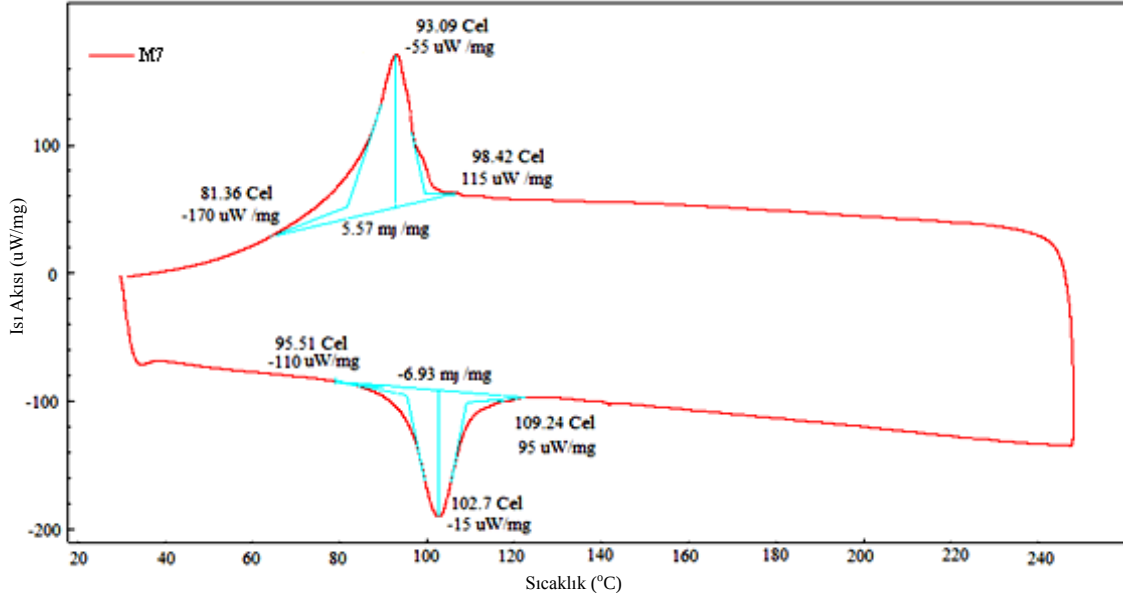


Şekil 7.10. Alaşım-1 için $M_s - M_f$ sıcaklık farkının tavlama süresine göre değişimi.

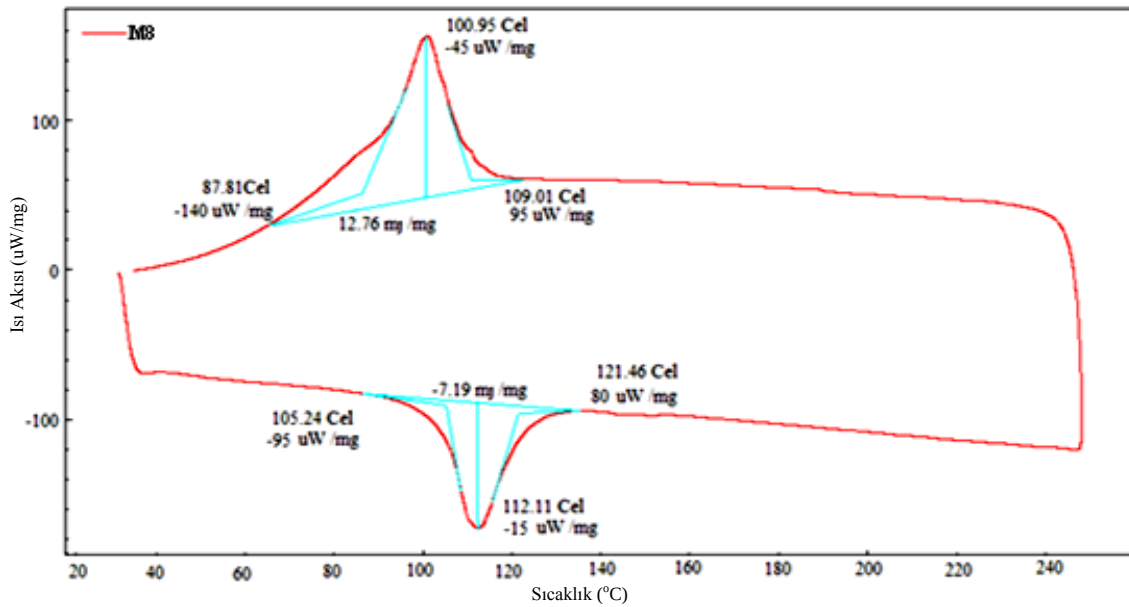
7.1.2.2. Alaşım-2 nin DSC Ölçüm Sonuçları

Şekil 7.11 (a-b-c-d-e-f-g) de Alaşım-2 numunesinin DSC eğrileri verilmiştir. Alaşım-2 nin eşit sürelerde farklı sıcaklıklardaki ısıl işleminden hemen sonra 10°C/dakika ısıtma ve soğutma hızında elde edilen austenit ve martensit'in başlama ve bitiş sıcaklıkları DSC analiz değerleri Tablo 7.4 te görülmektedir. Bu sonuçlardan, sabit sıcaklıkta artan ısıl işlem süresi ile dönüşüm sıcaklıkları kararsız kalmıştır. Alaşım-2 için A_s , A_f , M_s , M_f dönüşüm

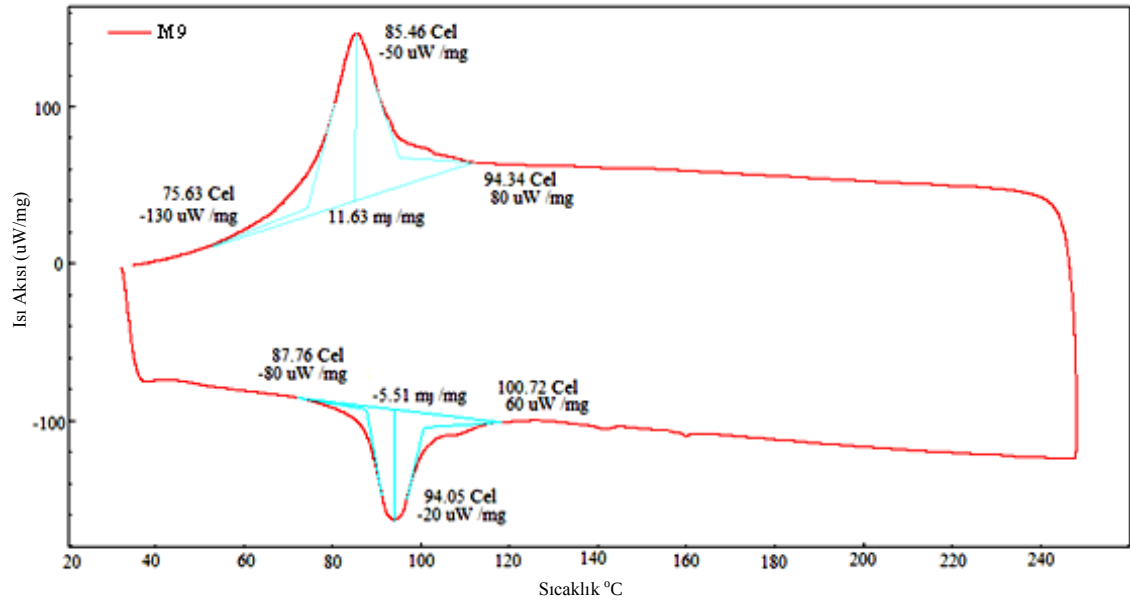
sıcaklıklarının tavlama sıcaklıklarına göre grafiği şekil 7.12 de ve dönüşüm sıcaklıkları A_f-A_s , M_s-M_f farkının tavlama sıcaklıklarına göre grafiği de şekil 7.13 te verilmiştir.



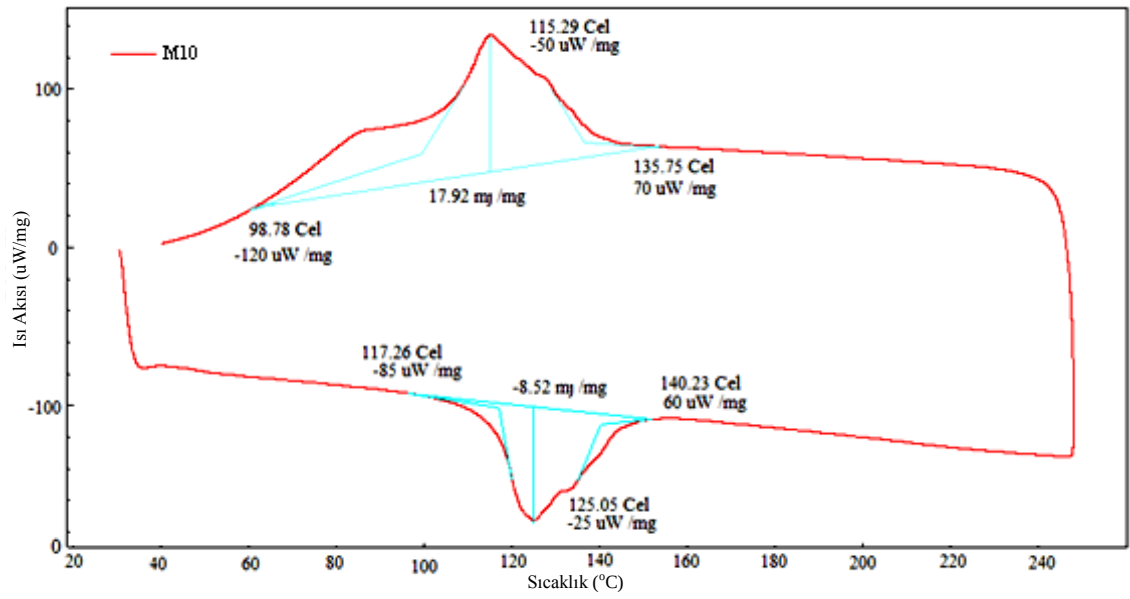
Şekil 7.11. (a) Alaşım-2 nin 950 °C de 10 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



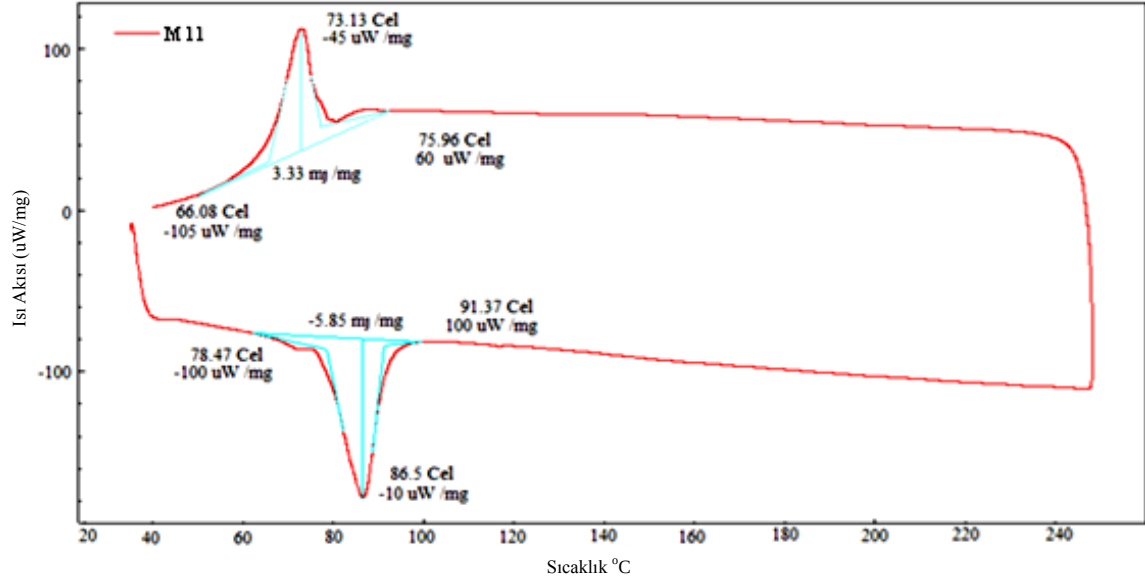
Şekil 7.11. (b) Alaşım-2 nin 950 °C de 20 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



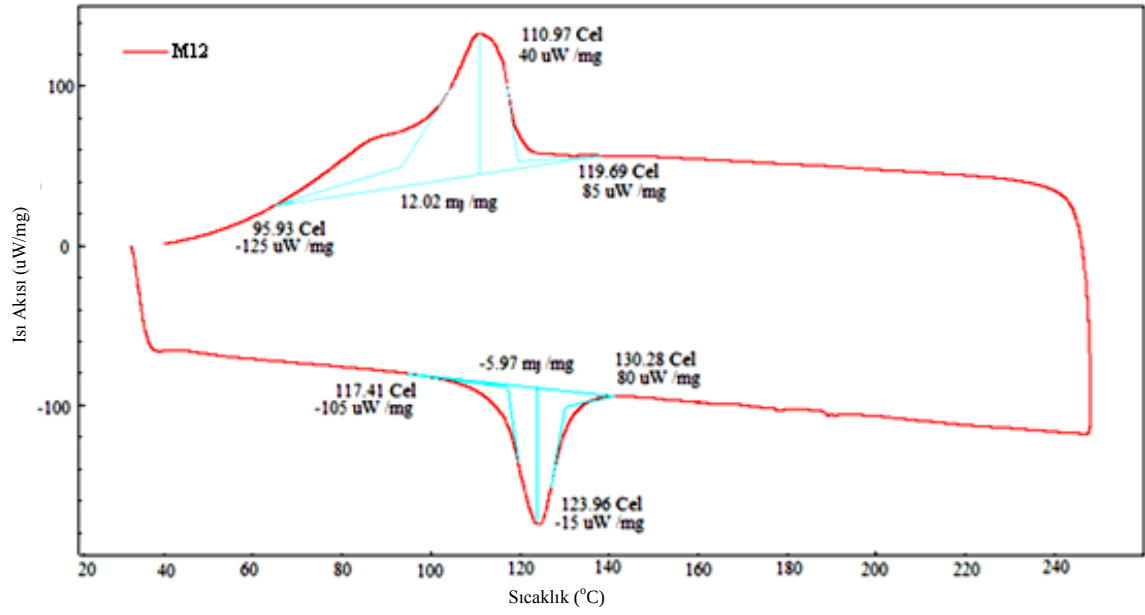
Şekil 7.11. (c) Alaşım-2 nin 950 °C de 30 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



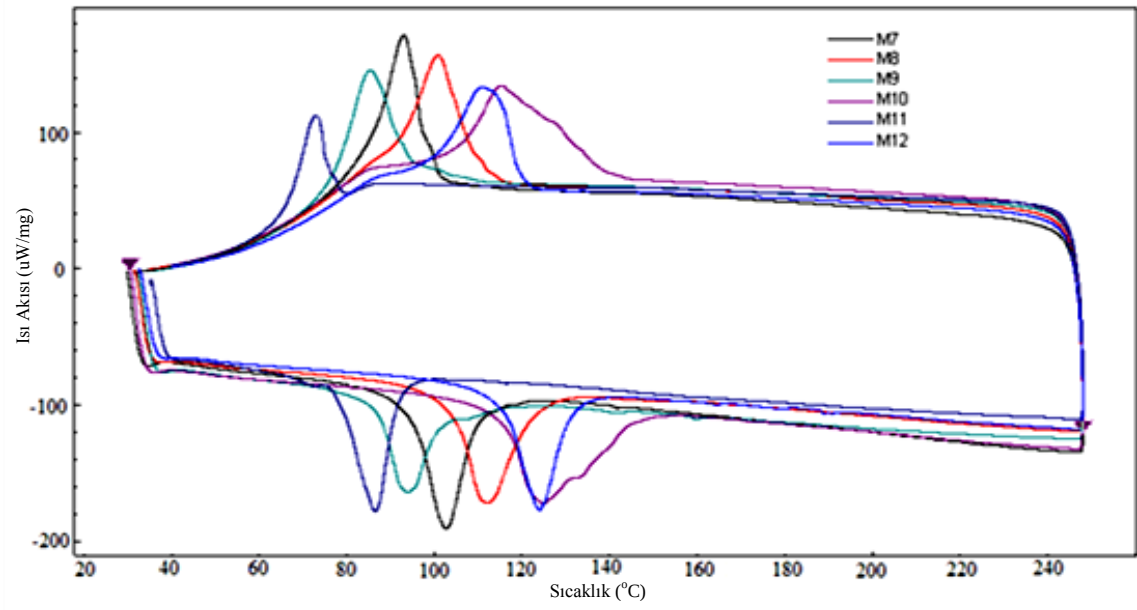
Şekil 7.11. (d) Alaşım-2 nin 950 °C de 40 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 7.11. (e) Alaşım-2nin 950 °C de 50 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



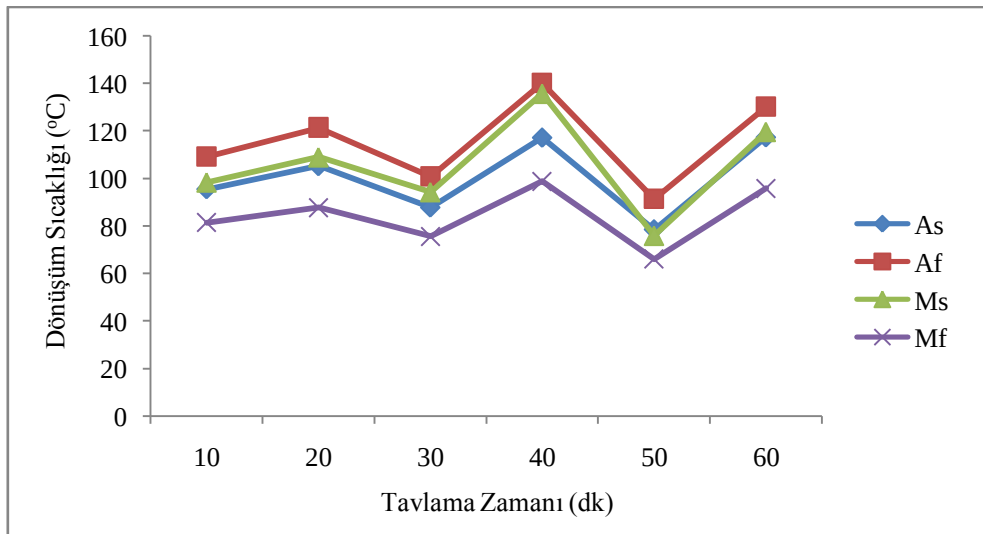
Şekil 7.11. (f) Alaşım-2nin 950 °C de 60 dakika tavlandıktan sonra elde edilen DSC eğrisi.



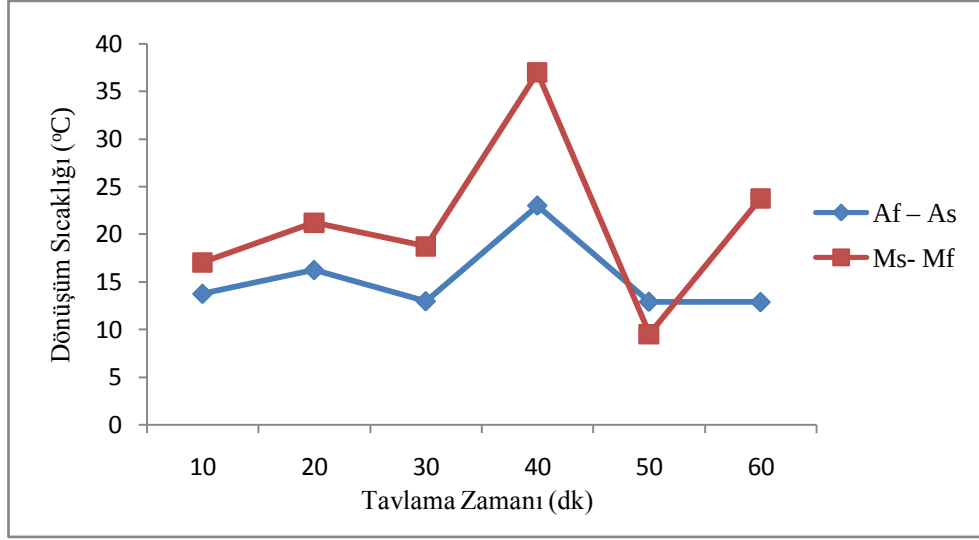
Şekil 7.11. (g) Eşit sıcaklıkta farklı sürelerde tavlanan Alaşım-2 için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 7.4. Alaşım-2 için farklı sürelerdeki tavlamaya karşı elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.

Zaman Dakika	A _s (°C)	A _f (°C)	M _s (°C)	M _f (°C)	A _f - A _s (°C)	M _s - M _f (°C)	T ₀ (°C)	ΔH _{A→M} (J/g)	ΔS _{A→M} (J/g°C)	ΔH _{M→A} (J/g)	ΔS _{M→A} (J/g°C)
10	95,51	109,24	98,42	81,36	13,73	17,06	103,83	-6,93	-0,066	5,57	0,054
20	105,24	121,46	109,01	87,81	16,22	21,2	115,24	-7,19	-0,063	12,76	0,110
30	87,76	100,72	94,34	75,63	12,96	18,71	97,53	-5,51	-0,057	11,63	0,119
40	117,26	140,23	135,75	98,78	22,97	36,97	137,99	-8,52	-0,062	17,92	0,130
50	78,47	91,37	75,96	66,08	12,9	9,52	83,67	-5,85	-0,066	3,33	0,040
60	117,41	130,28	119,69	95,93	12,87	23,76	124,99	-5,97	-0,049	12,02	0,096



Şekil 7.12. Alaşım-2 için dönüşüm sıcaklıklarının tavlama süresine göre değişimi.



Şekil 7.13. Alaşım-2 için $A_f - A_s$, $M_s - M_f$ sıcaklık farkının tavlama süresine göre değişimi.

7.2. X-Işını Difraksiyonu Sonuçları

Şekil hatırlama özelliği gösteren CuAlNi alaşımları martensit dönüşümünden önce yüksek sıcaklıkta düzensiz (disordered) bcc β -fazından, düzenli (ordered) bcc β_1 -faza (DO_3) düzensiz- düzenli dönüşümü gösterir. DO_3 yapısı hızlı soğutma ile 6R, 18R veya 2H yapısındaki martensit yapıya dönüşür. Bakır bazlı alaşımlarda β martensit yapı, B2 veya DO_3 tipi kübik yapının $(110)_\beta$ taban düzlemi üzerine yerleşir. Temel düzlemin aynı büyüklükte atomlardan oluşması halinde, temel düzlem tam eşkenar bir üç aç biçiminde olur. Böylece temel düzlemdeki örgü parametrelerinin a/b oranı 18R martensiti için $\sqrt{3}/2$ ve 9R martensiti için $\sqrt{3}$ olmalıdır. Temel düzlem atomlarının farklı büyüklükte olmaları halinde a/b oranı 18R için $\sqrt{3}/2$ den, 9R için $\sqrt{3}$ den küçük olmalıdır. a/b oranının ideal değerinden sapması martensitik fazda düzen derecesinin bir ölçüsü olarak kullanılabilir. Bunun yanı sıra, homojen bir numunede a/b oranı $\sqrt{3}/2$ den küçüktür [3, 76].

β -faz için olası farklı yapılar; A2, B2 ve DO_3 (ya da benzer $L2_1$) tür. Yüksek sıcaklık β -fazı düzensiz A2 yapıya sahiptir. Fakat soğutma ile kısa mesafeli düzenli dönüşüme uğrar. B2 süper örgülü yapı meydana gelir. İlave olarak soğutma en yakın komşu düzenini meydana getirir ve yapı soğutma hızına ve alaşım kompozisyonuna bağlı olarak DO_3 veya $L2_1$ süper örgülü yapı olur [16].

Kullanılan her iki alaşım ısı işlemler kısmında belirtilen işlemlere tabi tutularak homojenleştirildiler. a ve b Isıl işlemler Alaşım-1 ve Alaşım-2 numuneleri için alınan x-ışını difraktogramlarından elde edilen değerlerden;

$$\frac{1}{d^2} = \frac{1}{a^2} \left(\frac{h^2}{\sin^2 \beta} \right) + \frac{k^2}{b^2} + \frac{1}{c^2} \left(\frac{l^2}{\sin^2 \beta} \right) - \frac{2hl \cos \beta}{ac \sin^2 \beta} \quad (7.1)$$

eşitliği kullanılarak monoklinik yapının örgü parametreleri hesaplanarak tablo 7.1, 7.2, 7.3, 7.4 te verimiştir. Ayrıca Alaşım-1 ve Alaşım-2 için kristal büyüklüğü Scherrer denkleminde;

$$D = 0,94\lambda / \beta \cdot \cos \theta \quad (7.2)$$

hesaplanmıştır [77, 78, 79]. Burada D kristal boyutunu, λ kullanılan radyasyonun dalga boyunu, β FWHM (maksimum pik şiddetinin yarı yüksekliğindeki genişlik) değerini, θ brag açısını vermektedir. Kristal büyüme kinetiğinin genel eşitliği aşağıdaki gibi tanımlanmıştır.

$$d = K(t-t_0)^n \quad (7.3)$$

Burada $t-t_0$ işlem süresi, K bir sabit katsayı ve n kinetik katsayıya karşılık gelmektedir [78, 80]. K sabit sayısı aşağıdaki gibi yazılabilir.

$$K = K_0 \exp (-E_a/RT) \quad (7.4)$$

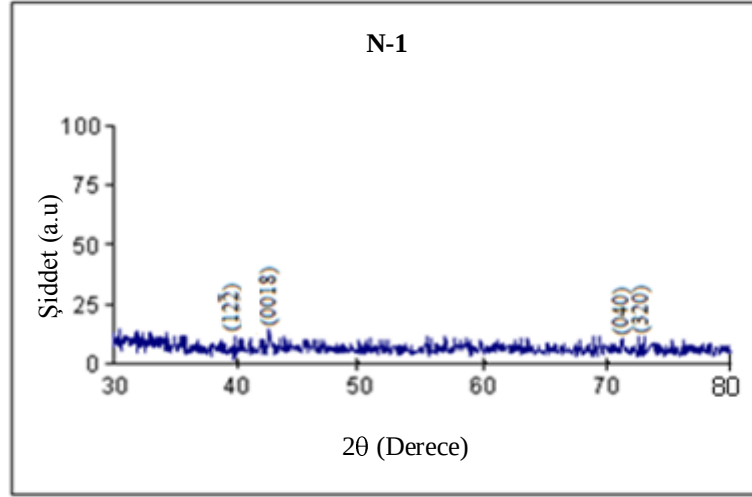
Burada E_a aktivasyon enerjisi, T mutlak sıcaklık, K_0 ustel olmayan sabit bir değer ve R ise gaz sabitidir [80].

7.2.1. a-Isıl İşlemler Alaşım-1 ve Alaşım-2 Numunelerinin X-Işını Parça Difraktogramları

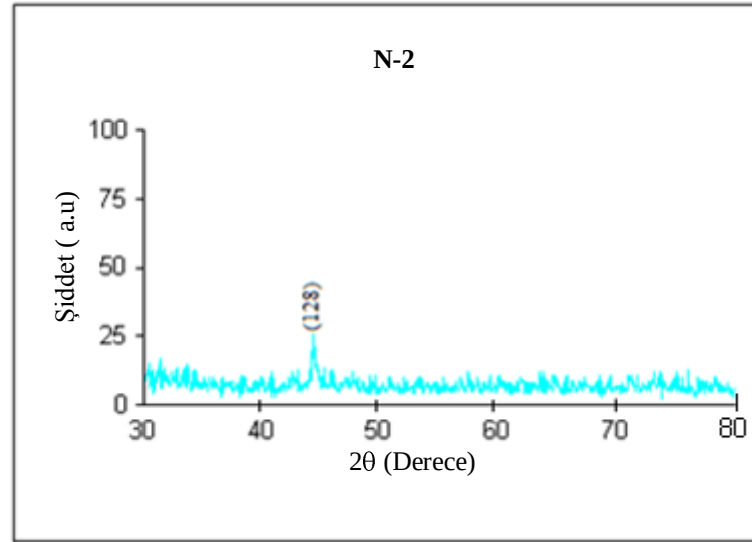
7.2.1.1. Alaşım-1 in X-Işını Parça Difraktogramları

Alaşım-1 numunesine ait x-ışını parça difraktogramı şekil 7.14 (a-b-c-d-e) de indislenmiş olarak ayrı ayrı verilmiştir. Şekil 7.15 te ise indislenmiş x-ışını parça difraksiyon desenleri toplu olarak verilmiştir. 7.1 eşitliği kullanılarak hesaplanan örgü parametreleri Tablo 7.5 te verilmiştir. Bu değerlerden, eşit sürelerde farklı sıcaklıklarda homojenleştirilmiş numunelerin x-ışını difraksiyon piklerinden en iyi tavlama sıcaklığının 900 °C olduğu görülmektedir. Bu tavlama sıcaklığında yapıya 18R martensit pikleri hakimdir. Bu sıcaklık değerinde pik şiddetleri daha yüksektir. 800 °C de pik sayısı yeterli olmadığı için örgü parametreleri hesaplanamamıştır. Bu sonuca göre Alaşım-1 in austenit fazının düzenli bir yapıda olduğunu ve temel düzlemdeki atomların farklı büyüklükteki atomlardan oluştuğunu göstermektedir. Sonuçlar literatür ile uyum içindedir [3, 81, 82].

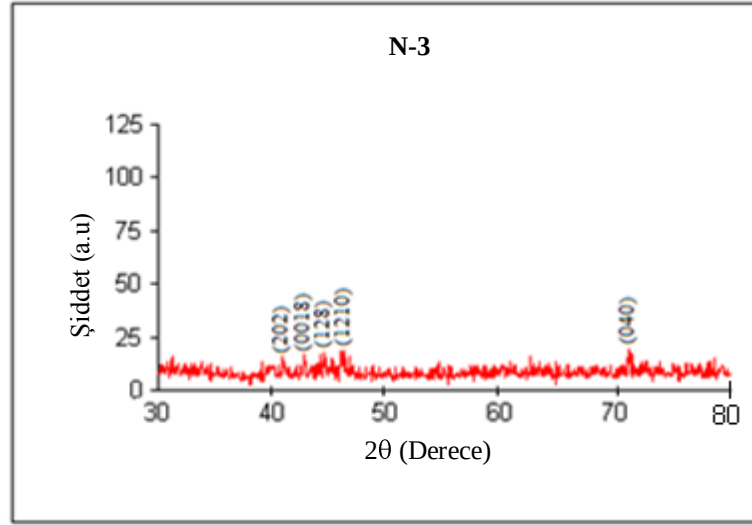
Alaşım-1 için kristal boyutunun tavlama sıcaklığına göre değişimi Şekil 7.16 da verilmiştir. Kristal boyutu 800 °C de küçülmüştür. 850 °C ve 900 °C de kristal boyutu artmıştır. 900 °C de kristal boyutu maximum değere sahiptir. 950 °C de kristal boyutunda küçülme gözlenmiştir.



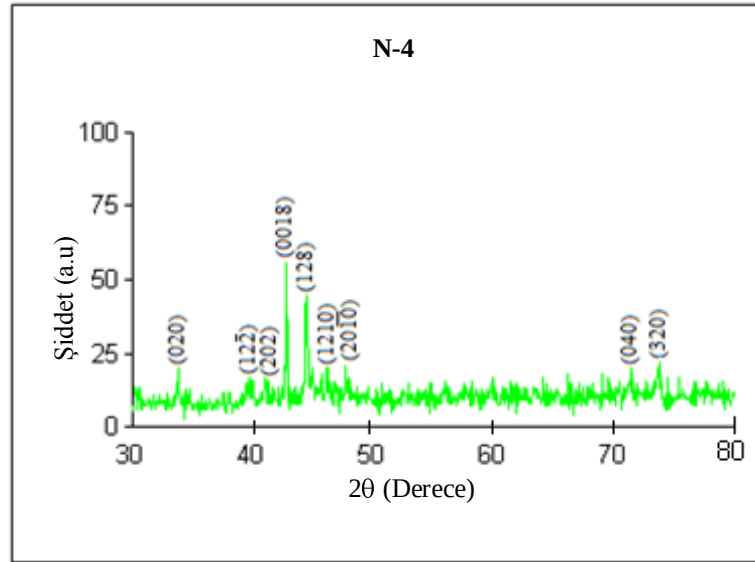
Şekil 7.14. (a) Alaşım-1 için 750 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



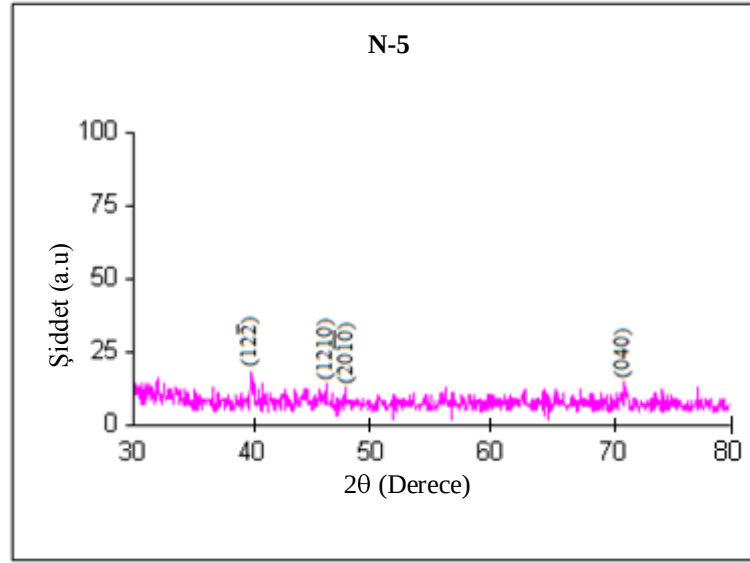
Şekil 7.14. (b) Alaşım-1 için 800 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



Şekil 7.14. (c) Alaşım-1 için 850 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



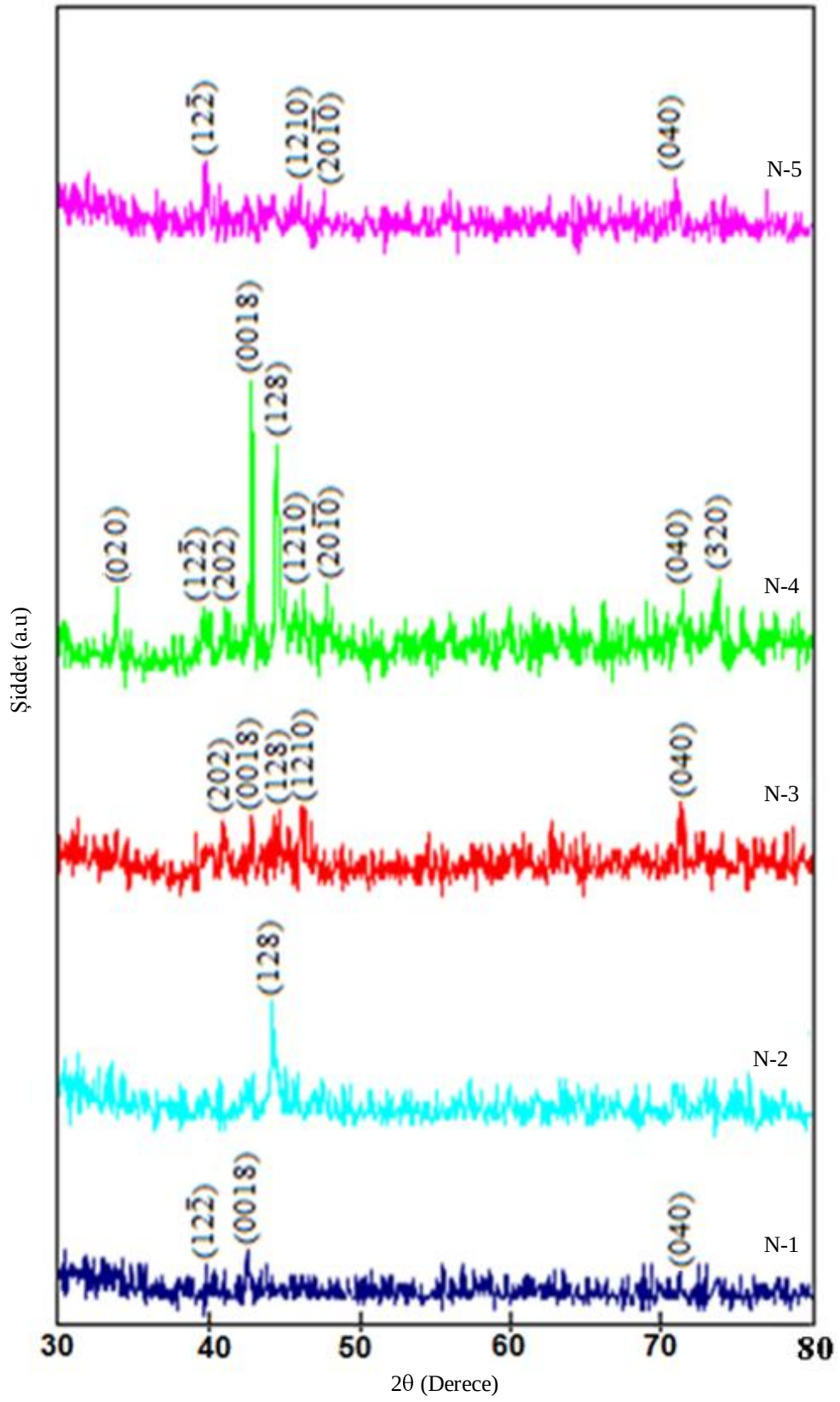
Şekil 7.14. (d) Alaşım-1 için 900 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



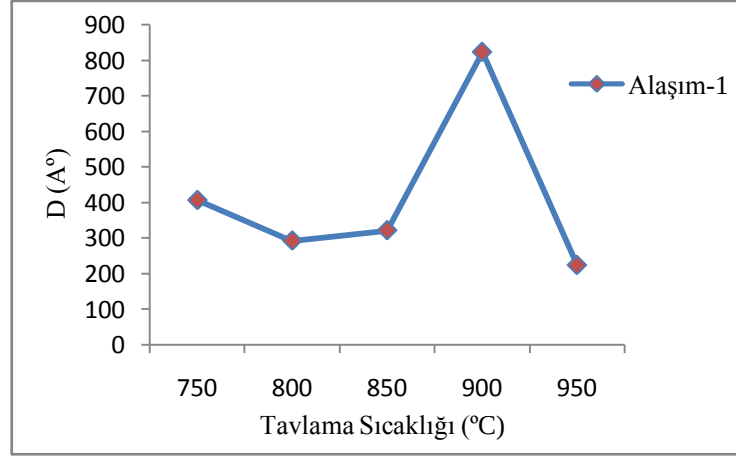
Şekil 7.14. (e) Alaşım-1 için 950 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.

Tablo 7.5. Alaşım-1 in x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan 18R yapılarının örgü parametreleri.

	Numune No	Sıcaklık (°C)	a (°A)	b (°A)	c (°A)	β (°)	Yapı
Alaşım 1	1	750	4,45	5,27	38,24	91,10	18R
	2	800	-	-	-	-	-
	3	850	4,43	5,30	37,93	88,70	18R
	4	900	4,41	5,29	37,93	89,24	18R
	5	950	4,41	5,29	38,05	92,57	18R



Şekil 7.15. Alaşım-1 için farklı sıcaklıklarda 20 dakika süre ile ısıtılmış numunelerin x-ışını difraksiyon desenleri.

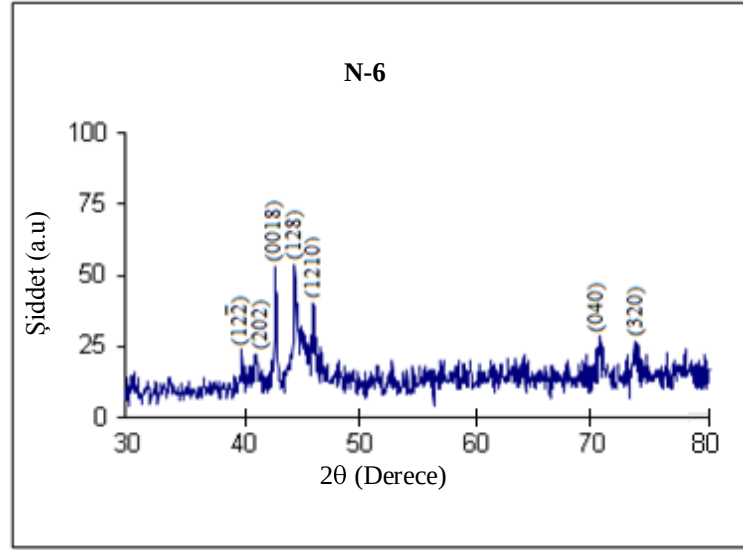


Şekil 7.16. Alaşım-1 için kristal boyutunun tavlama sıcaklığına göre değişimi.

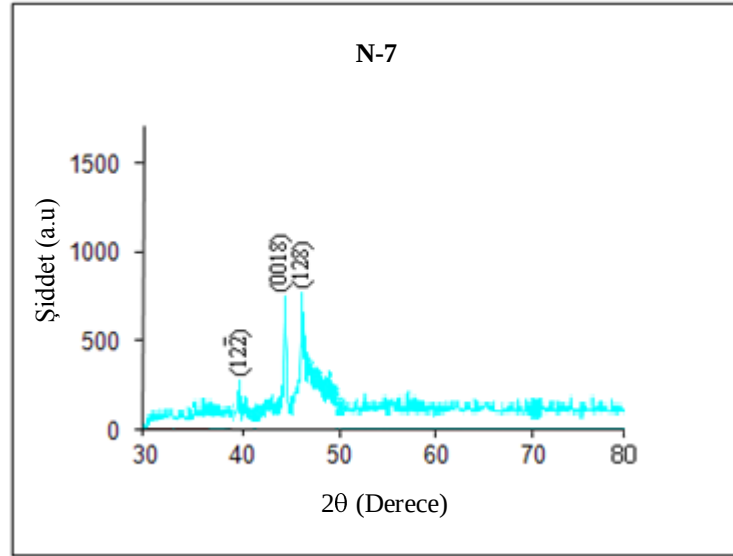
7.2.1.2. Alaşım-2 nin X-Işını Parça Difraktogramları

Alaşım-2 numunesine ait x-ışını parça difraktogramı şekil 7.17 (a-b-c-d-e) de indislenmiş olarak ayrı ayrı verilmiştir. Yapıda yansıma veren düzlemlerin monoklinik bir kristal simetriye sahip oldukları belirlenmiştir. Şekil 7.18 de ise indislenmiş x-ışını parça difraksiyon desenleri toplu biçimde verilmiştir. 7.1 eşitliği kullanılarak hesaplanan örgü parametreleri Tablo 7.6 da verilmiştir. Yapıya martensit faza ait pikler hakimdir. 900 °C de pik sayısı yeterli olmadığı için örgü parametreleri hesaplanamamıştır. Bu sonuca göre Alaşım-2 nin austenit fazının düzenli bir yapıda olduğunu ve temel düzlemdeki atomların farklı büyüklükteki atomlardan oluştuğunu göstermektedir. Sonuçlar literatür ile uyum içindedir [3, 81, 82].

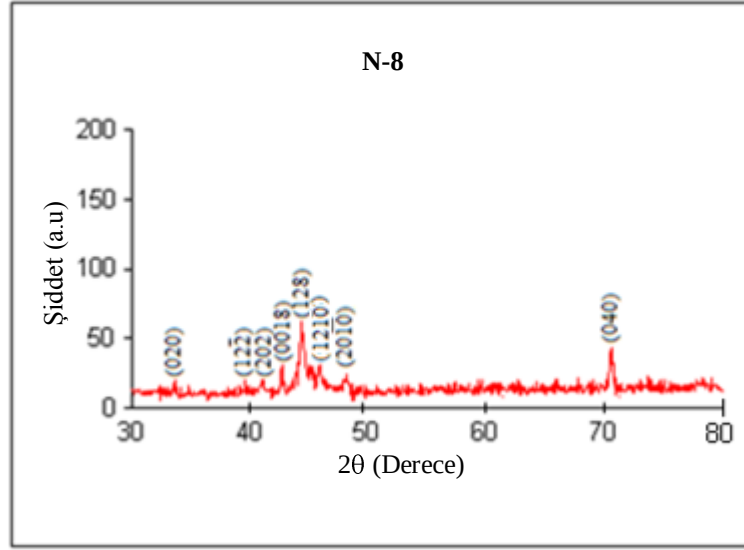
Alaşım-2 için kristal boyutunun tavlama sıcaklığına göre değişimi Şekil 7.19 da verilmiştir. Kristal boyutu 750 °C ve 800 °C de hemen hemen sabit kalmıştır. 850 °C ve 900 °C de kristal boyutu artmıştır. 900 °C de kristal boyutu maximum değere sahiptir. 950 °C de kristal boyutunda küçülme gözlenmiştir.



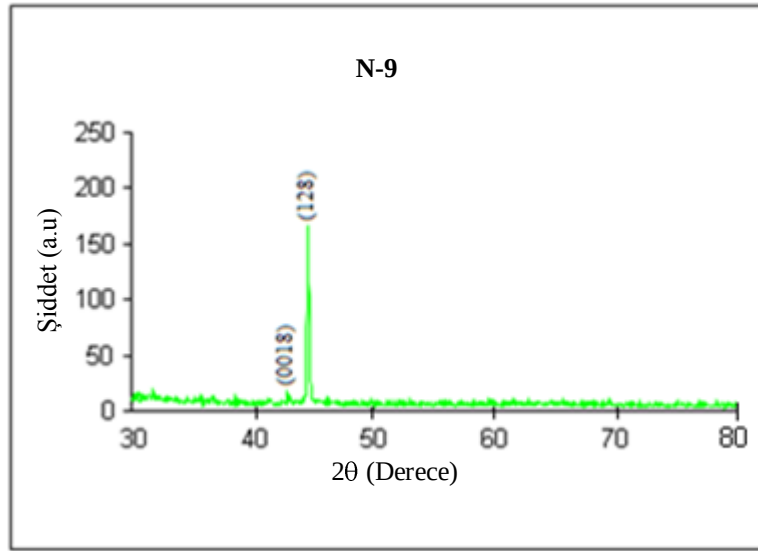
Şekil 7.17. (a) Alaşım-2 için 750 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



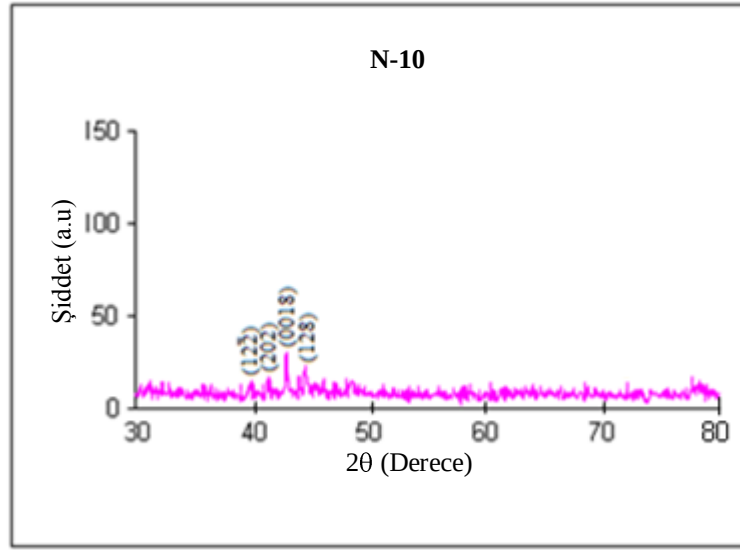
Şekil 7.17. (b) Alaşım-2 için 800 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



Şekil 7.17. (c) Alaşım-2 için 850 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



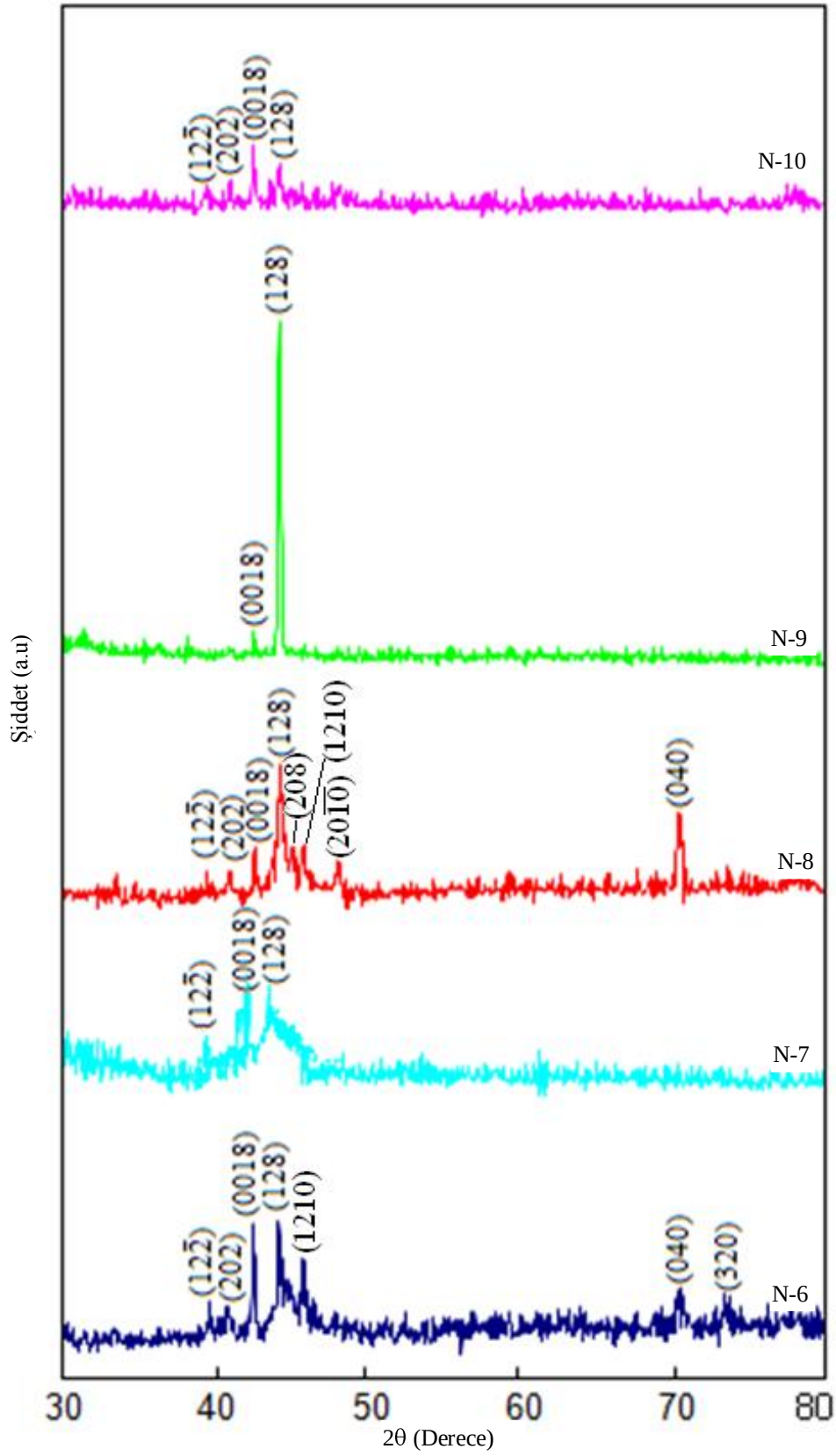
Şekil 7.17. (d) Alaşım-2 için 900 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



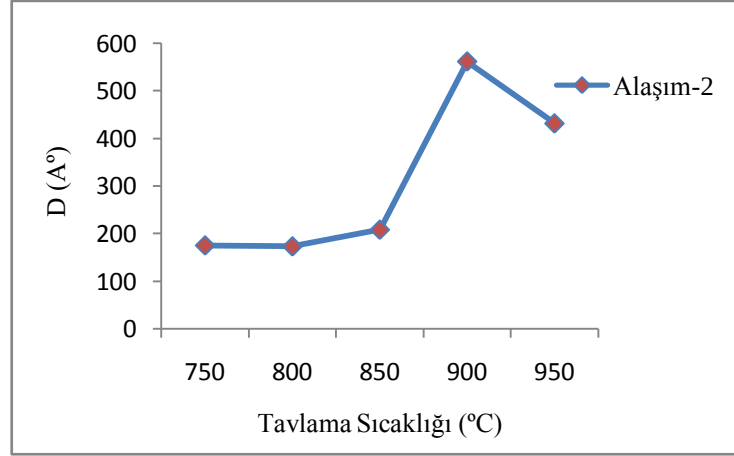
Şekil 7.17. (e) Alaşım-2 için 950 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.

Tablo 7.6. Alaşım-2 nin x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan 18R yapılarının örgü parametreleri.

	Numune No	Sıcaklık (°C)	a (°Å)	b (°Å)	c (°Å)	β (°)	Yapı
Alaşım 2	6	750	4,41	5,33	38,13	88,02	18R
	7	800	4,39	5,22	38,12	88,27	18R
	8	850	4,41	5,34	38,08	88,38	18R
	9	900	-	-	-	-	-
	10	950	4,43	5,32	38,12	92,54	18R



Şekil 7.18. Alaşım-2 için farklı sıcaklıklarda 20 dakika süre ile ısıtılmış numunelerin x-ışını difraksiyon desenleri.



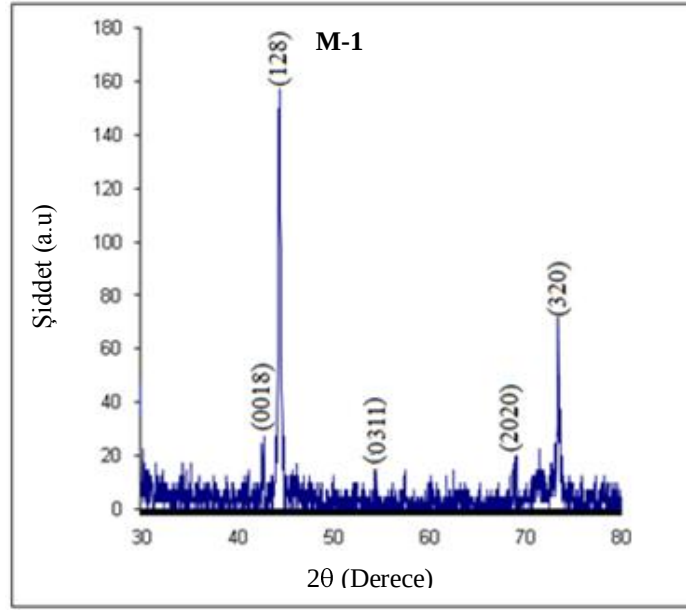
Şekil 7.19. Alaşım-2 için kristal boyutunun tavlama sıcaklığına göre değişimi.

7.2.2. b-Isıl İşlemler Alaşım-1 ve Alaşım-2 Numunelerinin X-Işını Parça Difraktogramları

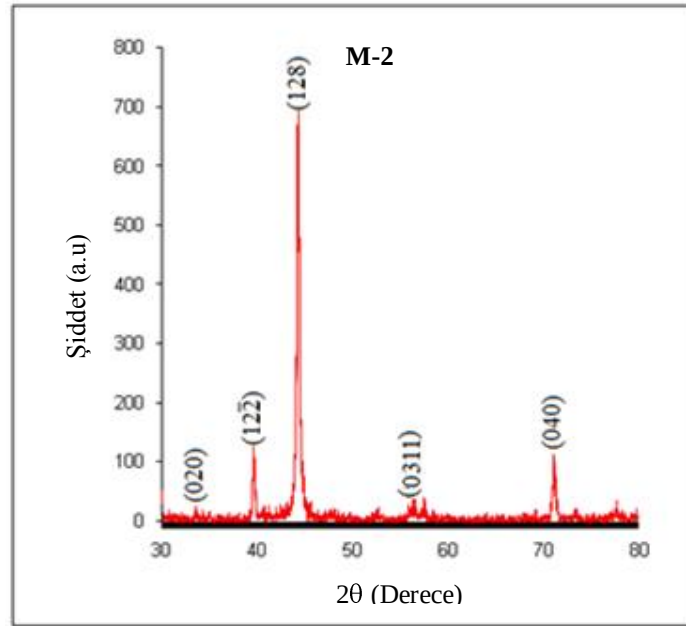
7.2.2.1. Alaşım-1 in X-Işını Parça Difraktogramları

Alaşım-1 numunesine ait x-ışını parça difraktogramı şekil 7.20 (a-b-c-d-e-f) de indislenmiş olarak ayrı ayrı verilmiştir. Şekil 7.21 de ise indislenmiş x-ışını parça difraksiyon desenleri toplu olarak verilmiştir. 7.1 eşitliği kullanılarak hesaplanan örgü parametreleri Tablo 7.7 de verilmiştir. Yapıya 18R martensit pikleri hakimdir. 40 dakikada pik sayısı yeterli olmadığı için örgü parametreleri hesaplanamamıştır. Aynı zamanda bu numunede austenit'ten martensit'e dönüşmeyen kısımların olması ile beraber çökelti piki de oluşmuştur. 950 °C'de 60 dk ısıtılma tabi tutulan numunede çökelti piki oluşmuştur. Alaşım-1 in austenit fazının düzenli bir yapıda olduğu ve temel düzlemdeki atomların farklı büyüklükteki atomlardan oluştuğu anlaşılmaktadır. Sonuçlar literatür ile uyum içindedir [3, 16, 74, 81].

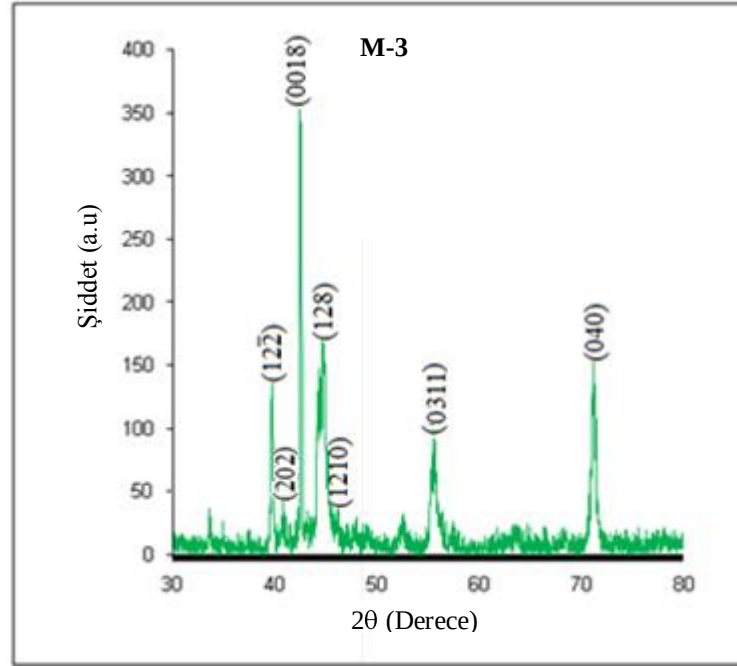
Alaşım-1 için kristal boyutunun tavlama sıcaklığına göre değişimi Şekil 7.22 de verilmiştir. 20 dakika tavlama süresinde kristal boyutu küçülmüştür. 30 dakika ve 40 dakika tavlama süresinde kristal boyutu artmıştır. 40 dakika tavlama süresinde kristal boyutu maximum değere sahiptir. 50 dakika ve 60 dakika tavlama süresinde ise kristal boyutunda tekrar küçülme gözlenmiştir.



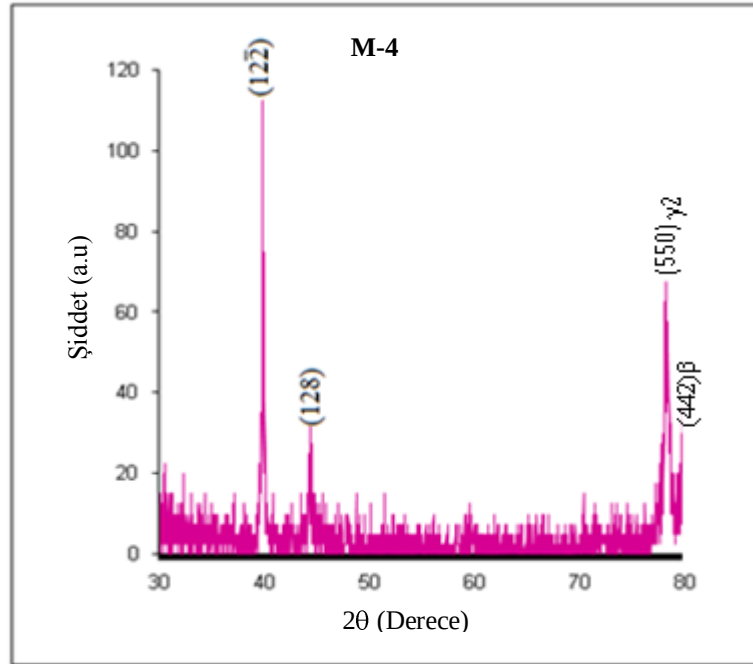
Şekil 7.20. (a) Alaşım-1 için 950 °C de 10 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



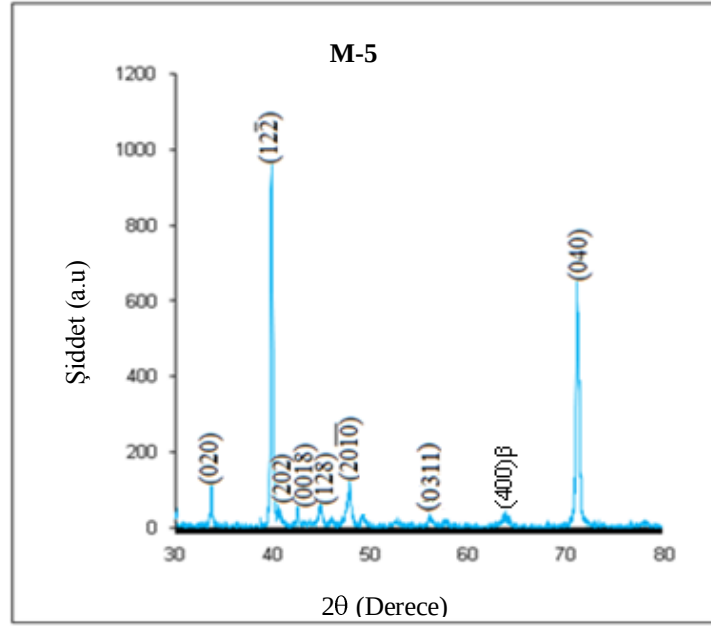
Şekil 7.20. (b) Alaşım-1 için 950 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



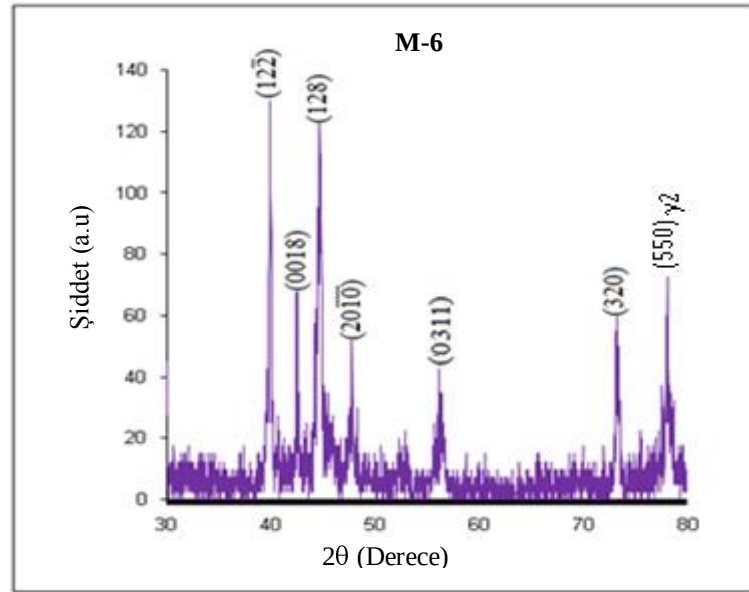
Şekil 7.20. (c) Alaşım-1 için 950 °C de 30 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



Şekil 7.20. (d) Alaşım-1 için 950 °C de 40 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



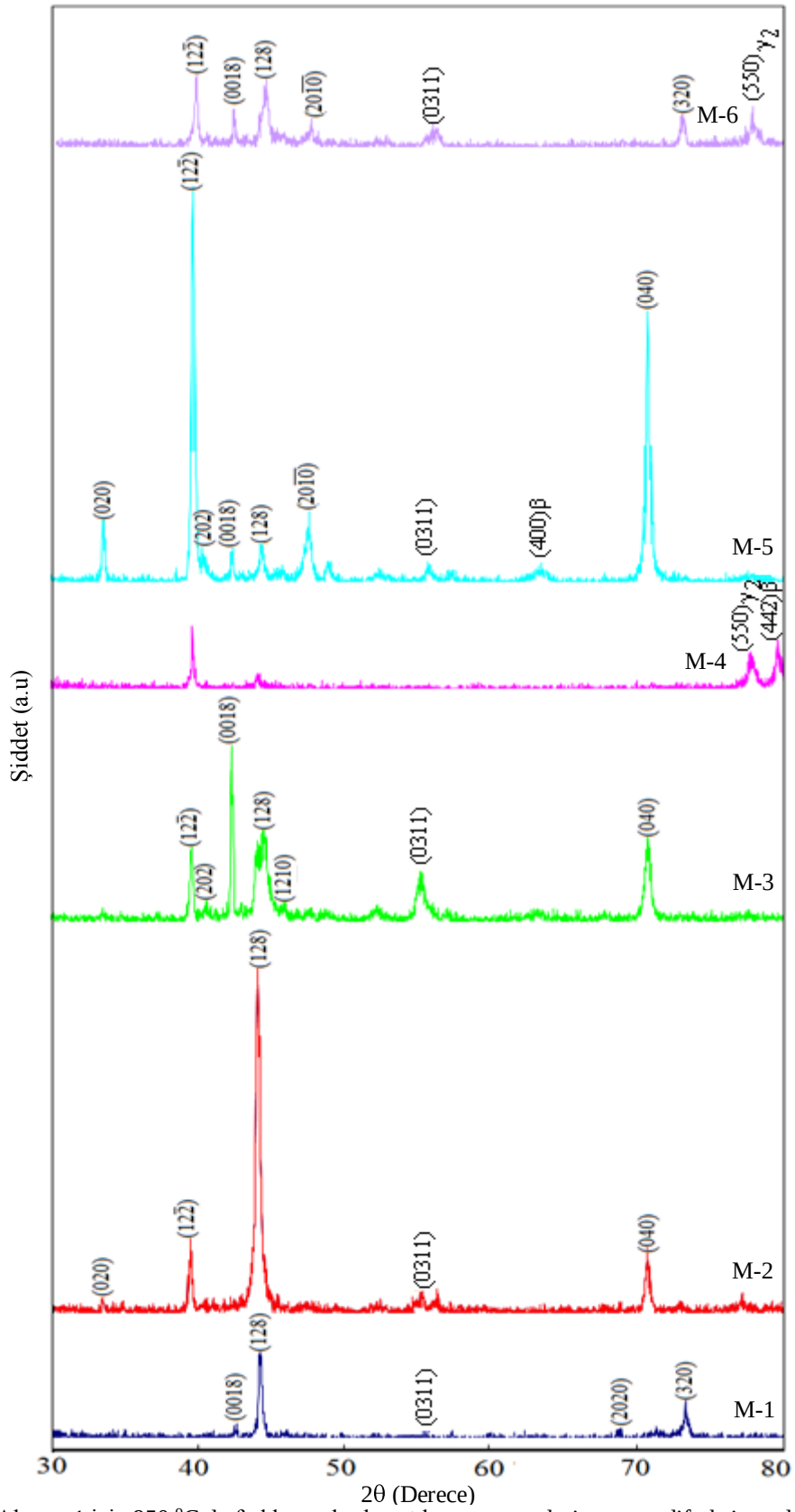
Şekil 7.20. (e) Alaşım-1 için 950 °C de 50 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



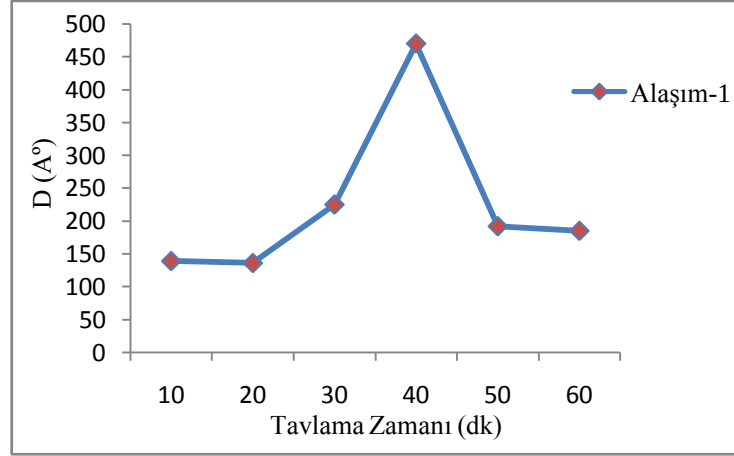
Şekil 7.20. (f) Alaşım-1 için 950 °C de 60 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.

Tablo 7.7. Alaşım-1 in x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan 18R yapılarının örgü parametreleri.

	Numune No	Zaman (dk)	a (°Å)	b (°Å)	c (°Å)	β (°)	Yapı
Alaşım 1	1	10	4,44	5,28	38,17	87,98	18R
	2	20	4,43	5,35	37,83	89,26	18R
	3	30	4,44	5,30	38,33	88,38	18R
	4	40	-	-	-	-	-
	5	50	4,49	5,33	36,46	89,46	18R
	6	60	4,46	5,21	38,38	88,54	18R



Şekil 7.21. Alaşım-1 için 950 °C de farklı sürelerde ısıtılmış numunelerin x-ışını difraksiyon desenleri.

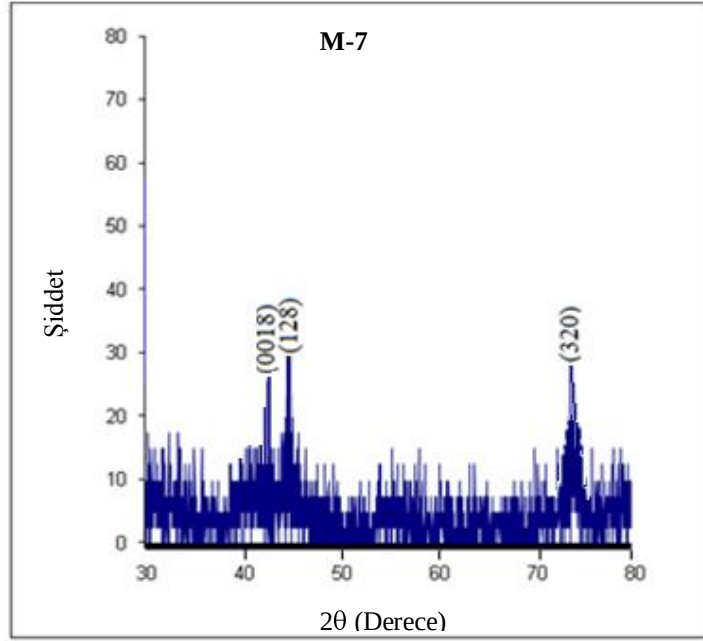


Şekil 7.22. Alaşım-1 için kristal boyutunun tavlama zamanına göre değişimi.

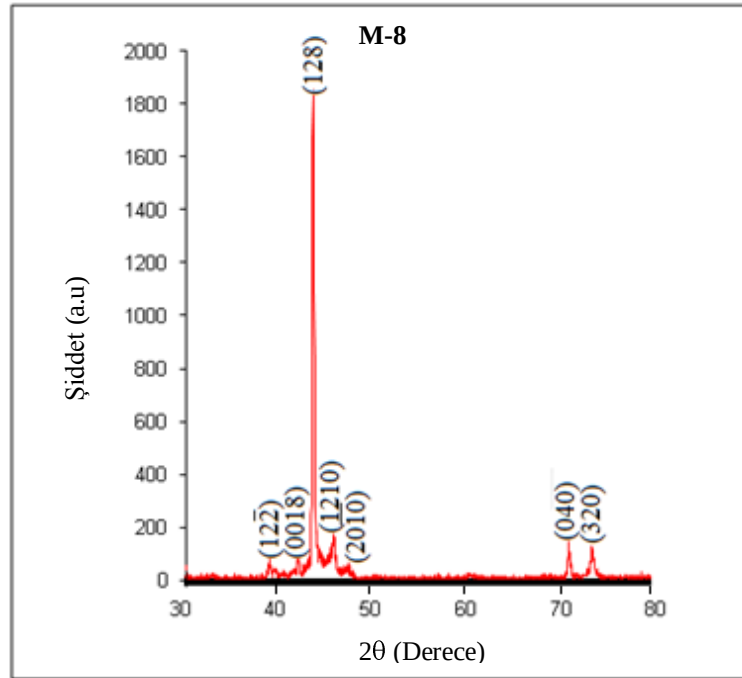
7.2.2.2. Alaşım-2 nin X-Işını Parça Difraktogramları

Alaşım-2 numunesine ait x-ışını parça difraktogramı şekil 7.23 (a-b-c-d-e-f) te indislenmiş olarak ayrı ayrı verilmiştir. Şekil 7.24 te ise indislenmiş x-ışını parça difraksiyon desenleri toplu biçimde verilmiştir. 7.1 eşitliği kullanılarak hesaplanan örgü parametreleri Tablo 7.8 de verilmiştir. Yapıya 18R martensit pikleri hakimdir. 950 °C’de 60 dk ısıtılma işlemine tabi tutulan numunede çökelti piki oluşmuştur. Bu değerlerden, farklı sürelerde sabit sıcaklıkta homojenleştirilmiş numunelerin a/b oranının $\sqrt{3}/2$ den daha küçük olduğu görülmektedir. Bu sonuca göre Alaşım-2 nin austenit fazının düzenli bir yapıda olduğu ve temel düzlemdeki atomların farklı büyüklükteki atomlardan oluştuğu anlaşılmaktadır. Sonuçlar literatür ile uyum içindedir [3, 16, 74, 81].

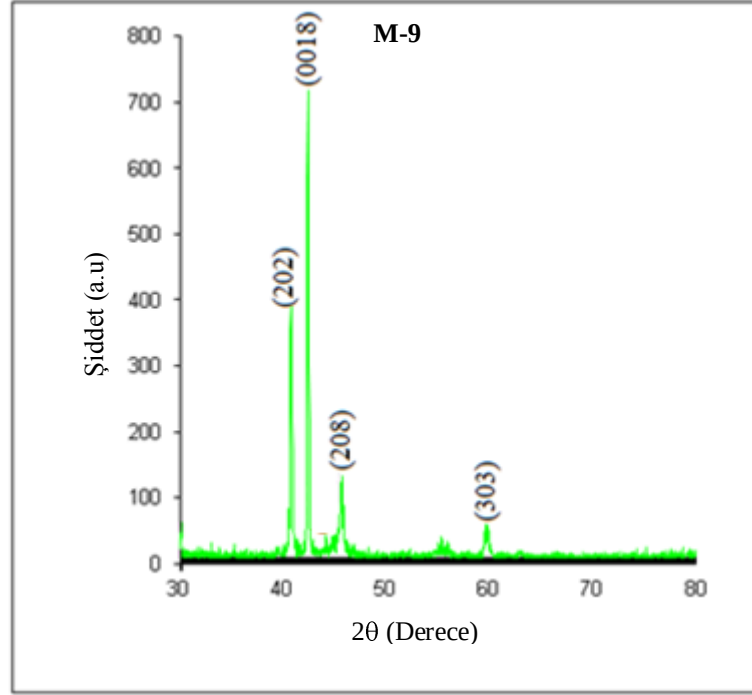
Alaşım-1 için kristal boyutunun tavlama sıcaklığına göre değişimi Şekil 7.25 te verilmiştir. 20 dakika ve 30 dakika tavlama süresinde kristal boyutu artmıştır. 30 dakika tavlama süresinde kristal boyutu maximum değere sahiptir. 40 dakika tavlama süresinde kristal boyutu küçükmüştür. 50 dakika tavlama süresinde kristal boyutu tekrar artmıştır ve 60 dakika tavlama süresinde ise kristal boyutu yeniden küçüldüğü gözlenmiştir.



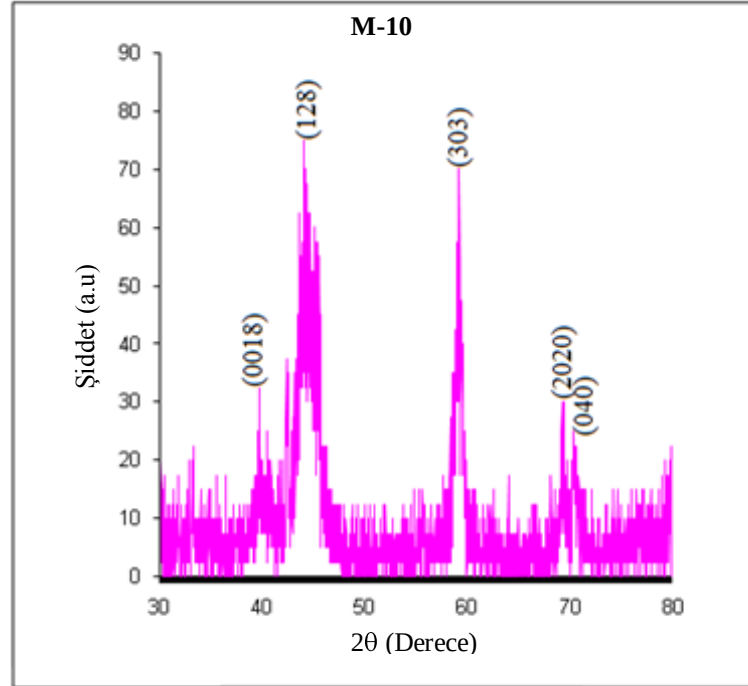
Şekil 7.23. (a) Alaşım-2 için 950 °C de 10 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



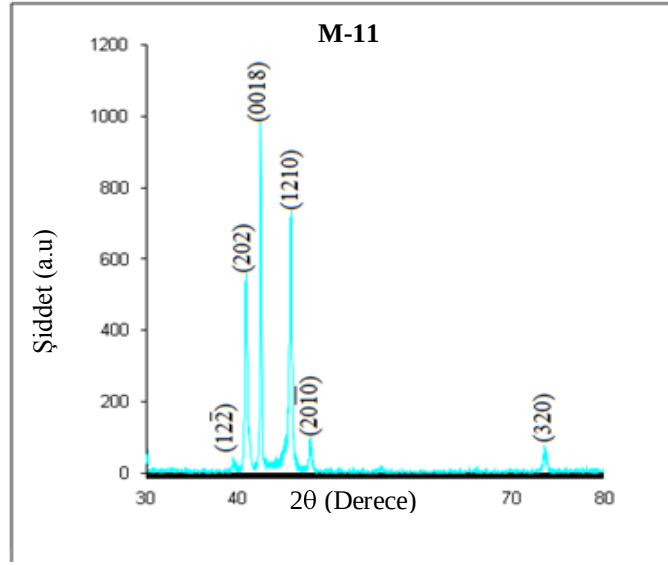
Şekil 7.23. (b) Alaşım-2 için 950 °C de 20 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



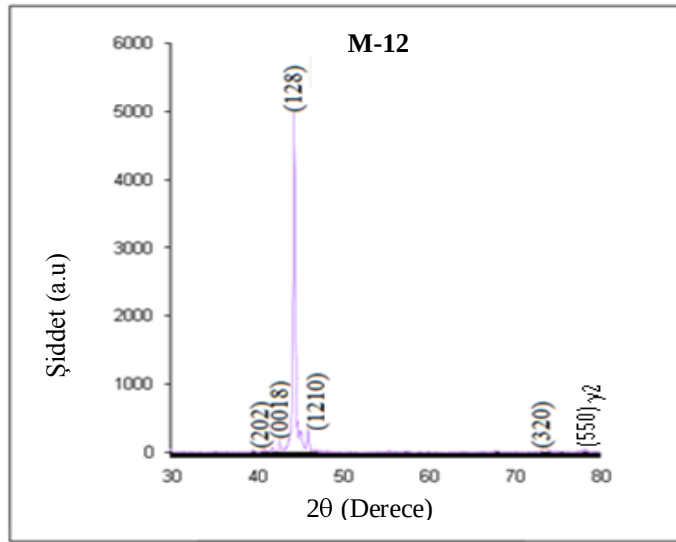
Şekil 7.23. (c) Alaşım-2 için 950 °C de 30 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



Şekil 7.23. (d) Alaşım-2 için 950 °C de 40 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



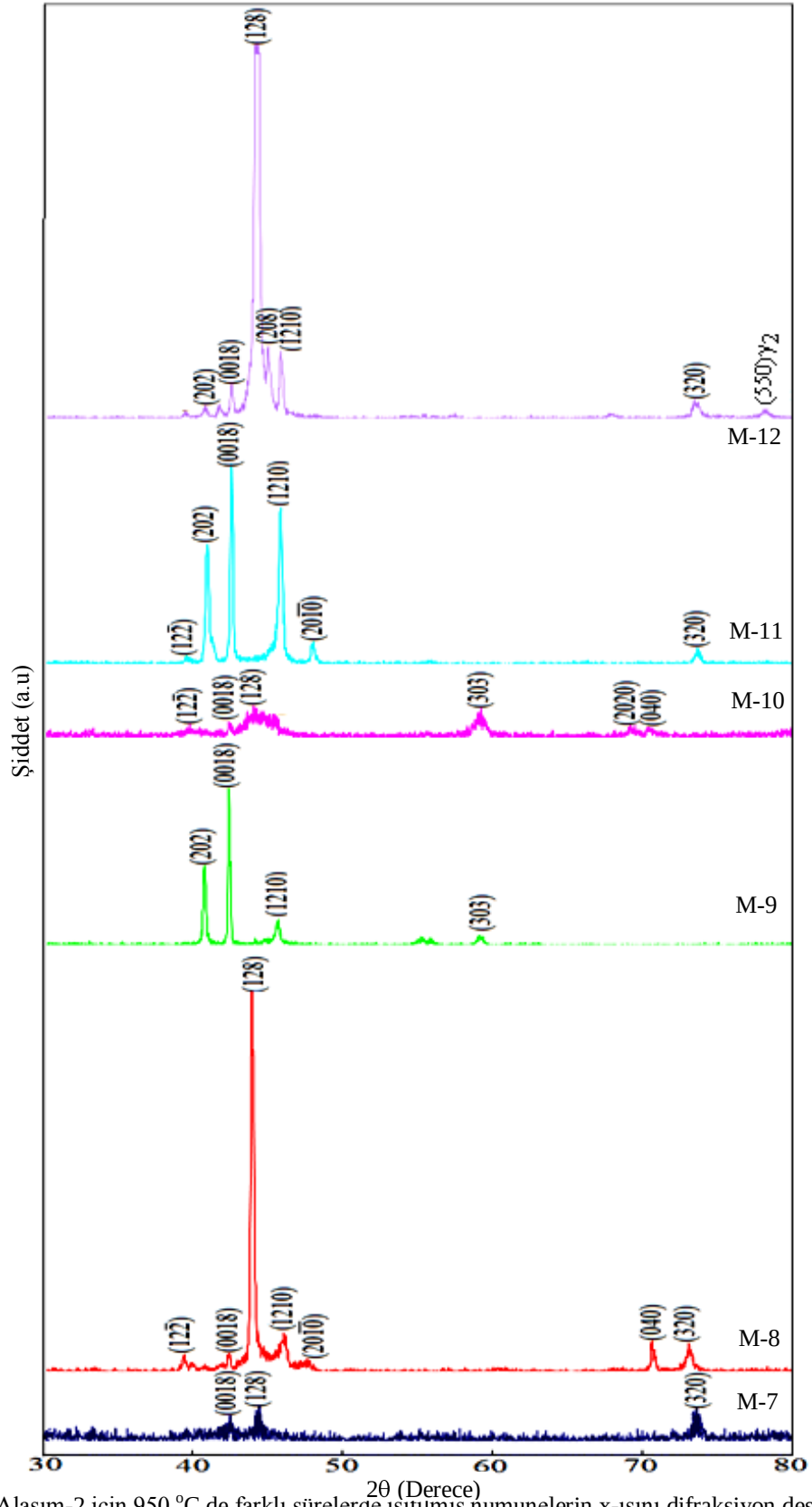
Şekil 7.23. (e) Alaşım-2 için 950 °C de 50 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.



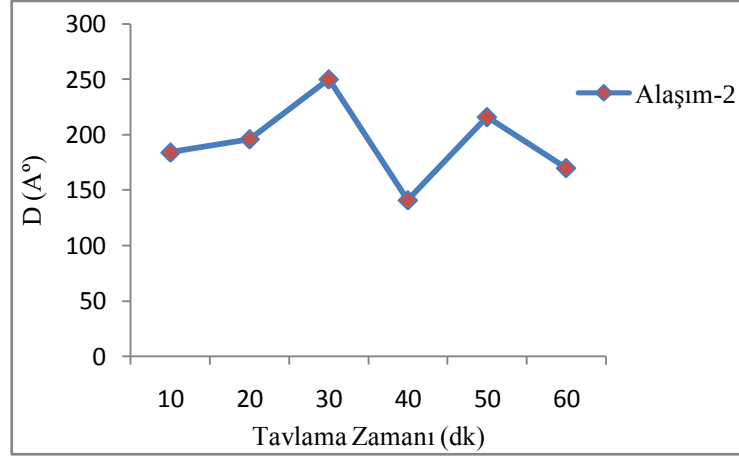
Şekil 7.23. (f) Alaşım-2 için 950 °C de 60 dakika süre ile ısıtılmış numunenin x-ışını difraksiyon deseni.

Tablo 7.8. Alaşım-2 nin x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan 18R yapılarının örgü parametreleri.

	Numune No	Zaman (dk)	a (°Å)	b (°Å)	c (°Å)	β (°)	$\frac{a}{b}$	Yapı
Alaşım 2	7	10	4,56	5,27	38,35	92,46	0,86	18R
	8	20	4,43	5,32	38,32	89,08	0,83	18R
	9	30	4,48	5,35	38,31	90,39	0,84	18R
	10	40	4,45	5,35	38,49	85,48	0,83	18R
	11	50	4,44	5,24	38,26	88,60	0,85	18R
	12	60	4,34	5,22	38,37	86,76	0,83	18R



Şekil 7.24. Alaşım-2 için 950 °C de farklı sürelerde ısıtılmış numunelerin x-ışını difraksiyon desenleri.



Şekil 7.25. Alaşım-2 için kristal boyutunun tavlama zamanına göre değişimi.

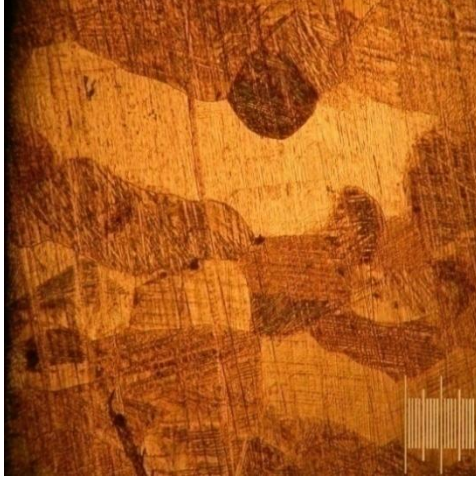
7.3. Metalografik Gözlem Sonuçları

Kullanılan Cu-13Al-4Ni, Cu-13.5Al-4Ni (ağırlık yüzdeli) alaşımlarından alınan numunelere ısıtma işlemi uygulandıktan sonra numuneler parlatılıp kimyasal olarak boyandı ve optik mikroskopla yüzey mikrografları çekildi. Bu optik mikrograflar her bir alaşım için farklı bölgelerden aynı oranda büyütmeyle çekildi. Bütün numuneler mikroskopta x90 oranında büyütülmüştür. Bu mikrograflardan faydalanarak ASTM E-112 ye göre ortalama tane boyutu hesaplanmıştır.

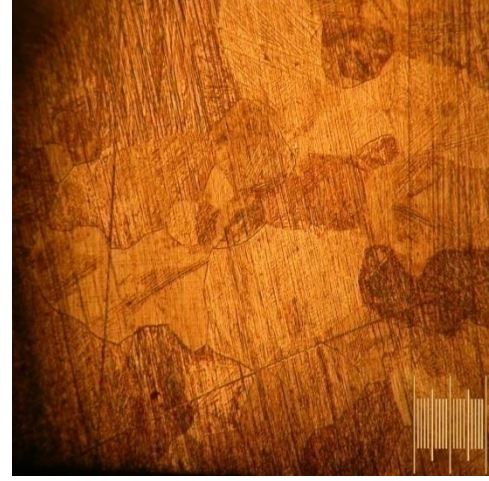
7.3.1. a-Isıl İşlemler Alaşım-1 ve Alaşım-2 nin Metalografik Gözlem Sonuçları

7.3.1.1. Alaşım-1 in Metalografik Gözlem Sonuçları

Numune 1 in optik mikrografları şekil 7.26 da görülmektedir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



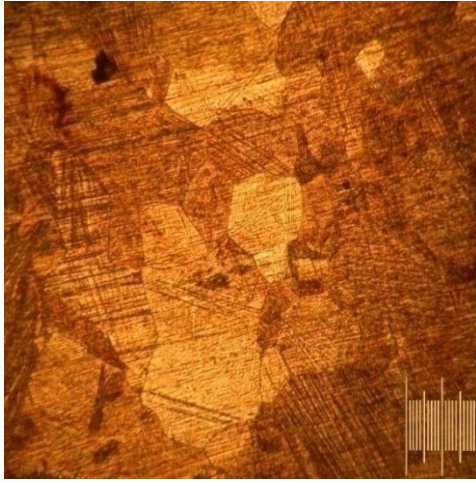
(a)



(b)

Şekil 7.26. Alaşım-1 için N-1 in yüzey mikrografları (a-b) ısıt işlem x90.

Numune 2 nin optik mikrografları şekil 7.27 de görülmektedir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



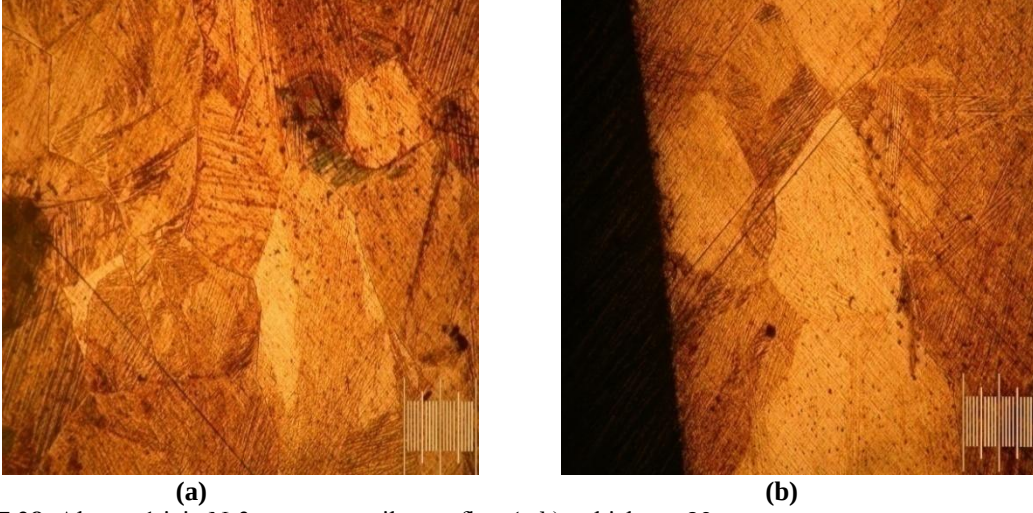
(a)



(b)

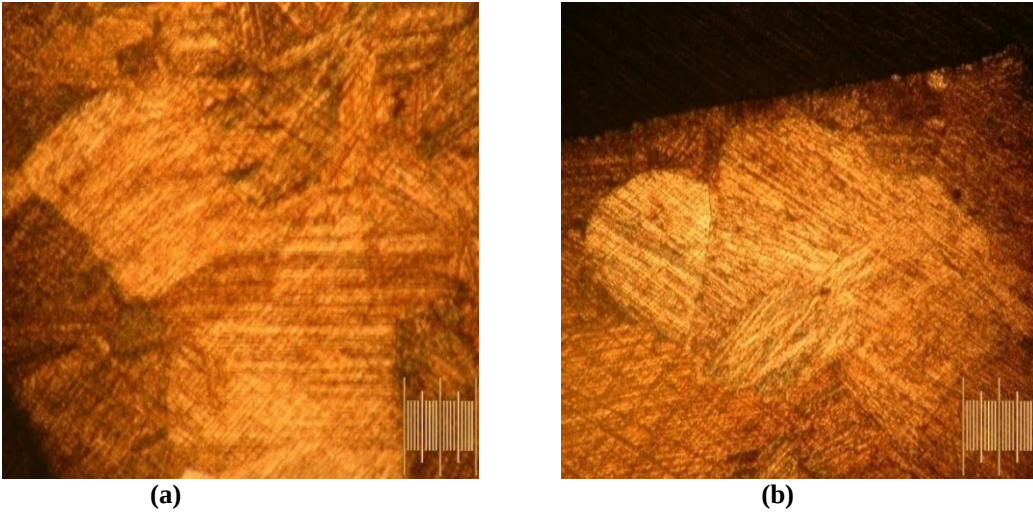
Şekil 7.27. Alaşım-1 için N-2 nin yüzey mikrografları (a-b) ısıt işlem x90.

Numune 3 ün optik mikrografları şekil 7.28 de görülmektedir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



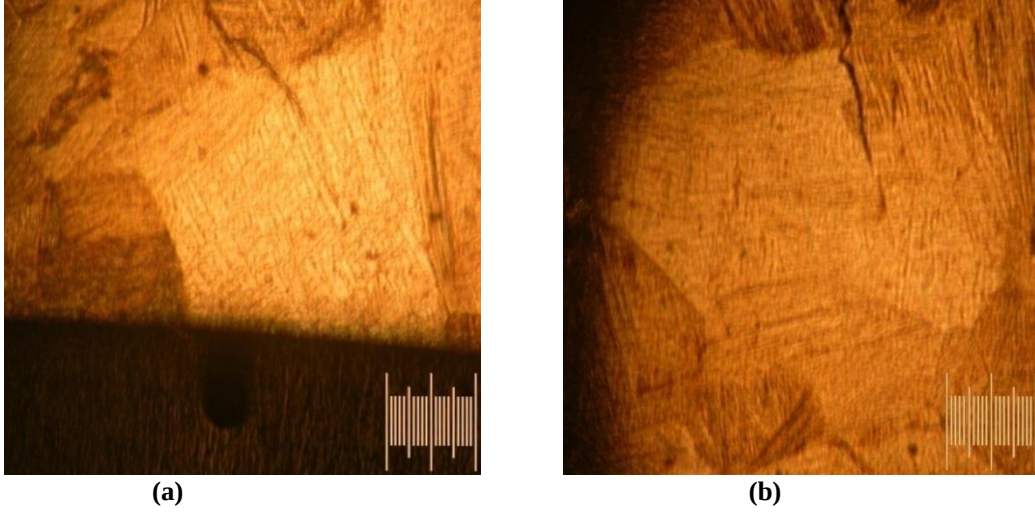
Şekil 7.28. Alaşım-1 için N-3 ün yüzey mikrografları (a-b) ısıt işlem x90.

Numune 4 ün optik mikrografları şekil 7.29 da görülmektedir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



Şekil 7.29. Alaşım-1 için N-4 ün yüzey mikrografları (a-b) ısıt işlem x90.

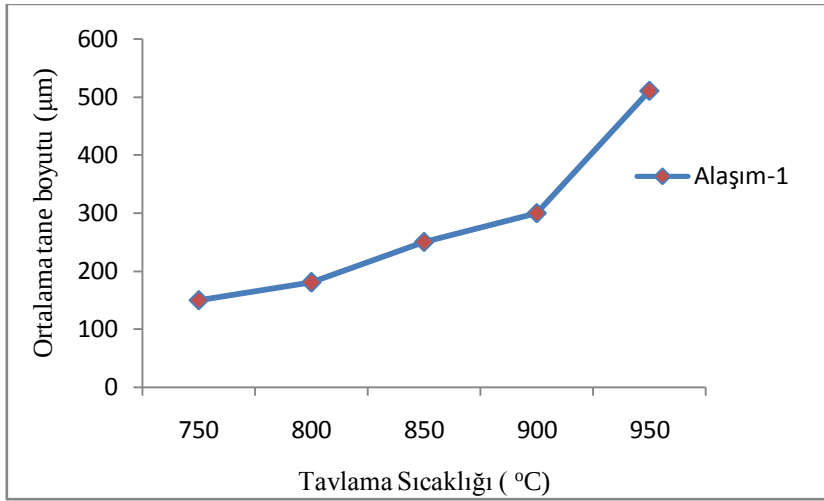
Numune 5 in optik mikrografları şekil 7.30 da görülmektedir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir. Isıl işlem sıcaklığı arttıkça tanelerde büyüme gözlenmiştir. ASTM E-112 ye göre hesaplanan ortalama tane boyutu değerleri ve eğrisi sırasıyla tablo 7.9 ve şekil 7.31 de gösterilmiştir.



Şekil 7.30. Alaşım-1 için N-5 in yüzey mikrografları (a-b) ısıt işlem x90.

Tablo 7.9. a-ısıt işlemlili Alaşım-1'in ortalama tane boyutu değerleri.

Sıcaklık (°C)	Ortalama Tane Boyutu (µm)
750	150
800	180
850	250
900	300
950	510



Şekil 7.31. Farklı sıcaklıklarda eşit sürelerde tavlanan Alaşım-1'in ortalama tane boyutu eğrileri.

7.3.1.2. Alaşım-2 nin Metalografik Gözlem Sonuçları

Numune 6 nın optik mikrografları şekil 7.32 de görülmektedir. Numunede çökeltilerin oluştuğu ve martensit plakalarının, tane sınırlarında keskin bir biçimde kesildiği görülüyor. Aynı zamanda tane içi alt tane de oluşmuştur. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



(a)



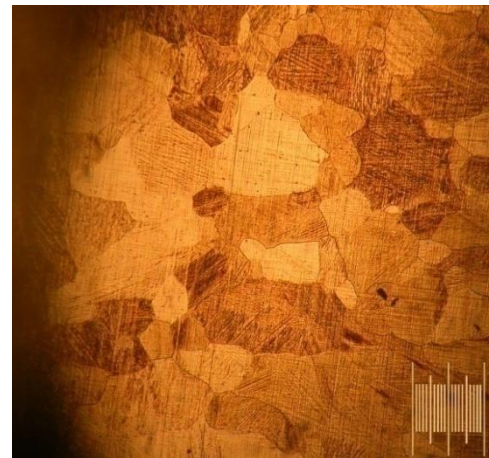
(b)

şekil 7.32. Alaşım-2 için N-6 nın yüzey mikrografları (a-b) ısıı işlem x90.

Numune 7 nin optik mikrografları şekil 7.33 te görülmektedir. Alaşım martensit yapıya sahiptir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Aynı zamanda bir tanede farklı tip martensit gözlemlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



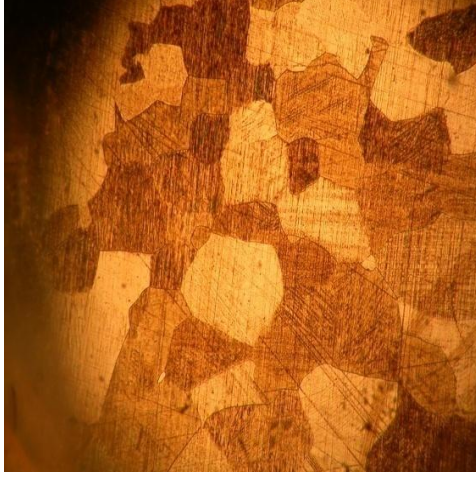
(a)



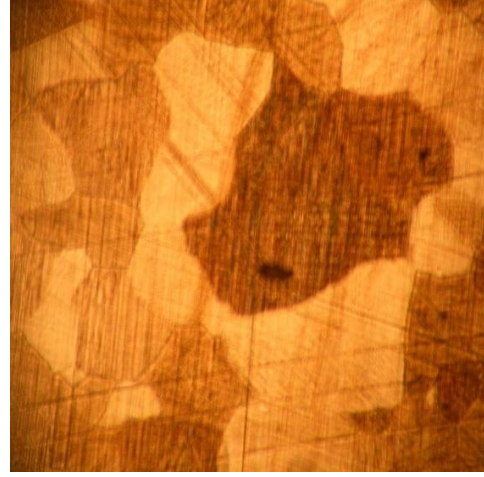
(b)

şekil 7.33. Alaşım-2 için N-7 nın yüzey mikrografları (a-b) ısıı işlem x90.

Numune 8 in optik mikrografları şekil 7.34 te görülmektedir. Alaşım martensit yapıya sahiptir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



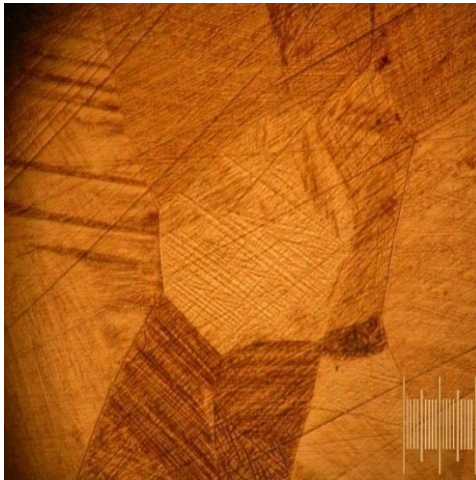
(a)



(b)

Şekil 7.34. Alaşım-2 için N-8 in yüzey mikrografları (a-b) ısıt işlem x90.

Numune 9 un optik mikrografları şekil 7.35 te görülmektedir. Alaşım martensit yapıya sahiptir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Numunede martensit plakalarının tane sınırlarında keskin bir biçimde kesildiği görülüyor. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



(a)



(b)

Şekil 7.35. Alaşım-2 için N-9 un yüzey mikrografları (a-b) ısıt işlem x90.

Numune 10 un optik mikrografları şekil 7.36 da görülmektedir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir. β -faz bölgesinde eşit sürelerle farklı sıcaklıklarda ısıtılma tabi tutulan Alaşım-2 numunesinin mikrograflarından ve ASTM E-112 ye göre hesaplanan ortalama tane boyutu değerlerinden, artan sıcaklığa bağlı olarak tanelerin büyüdüğü görülmektedir. Ortalama tane boyutunun sıcaklığa göre değişimi Tablo 7.10 ve şekil 7.37 de verilmiştir.



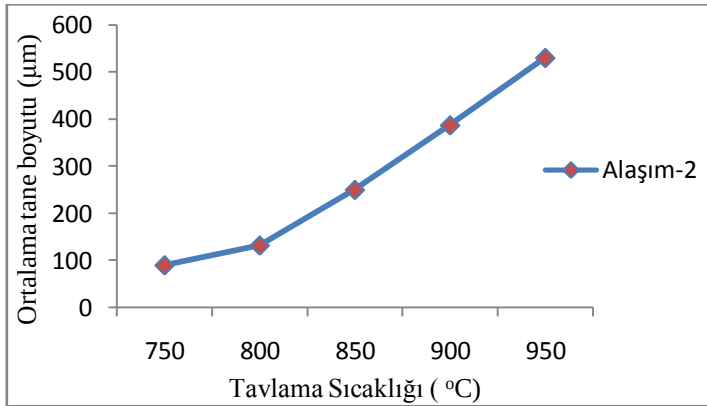
(a)

(b)

Şekil 7.36. Alaşım-2 için N-10 un yüzey mikrografları (a-b) ısıtılma işlemi x90.

Tablo 7.10. a-ısıtılmalı Alaşım-2'nin ortalama tane boyutu değerleri.

Sıcaklık (°C)	Ortalama Tane Boyutu (µm)
750	90
800	132
850	250
900	387
950	530

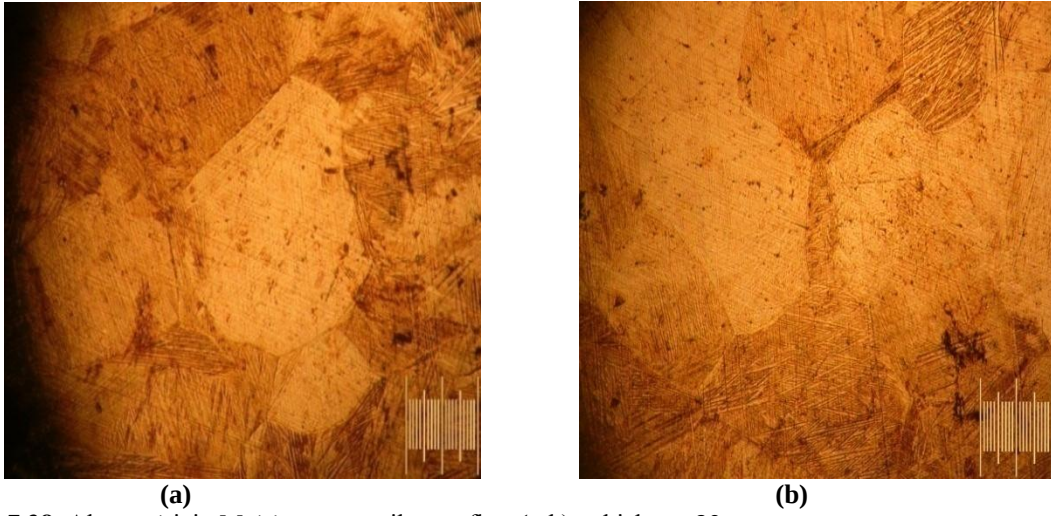


Şekil 7.37. Farklı sıcaklıklarda eşit sürelerle tavlama işlemi uygulanan Alaşım-2'nin ortalama tane boyutu eğrileri.

7.3.2. b-Isıl İşlemlı Alaşım-1 ve Alaşım-2 nin Metalografık Gözlem Sonuçları

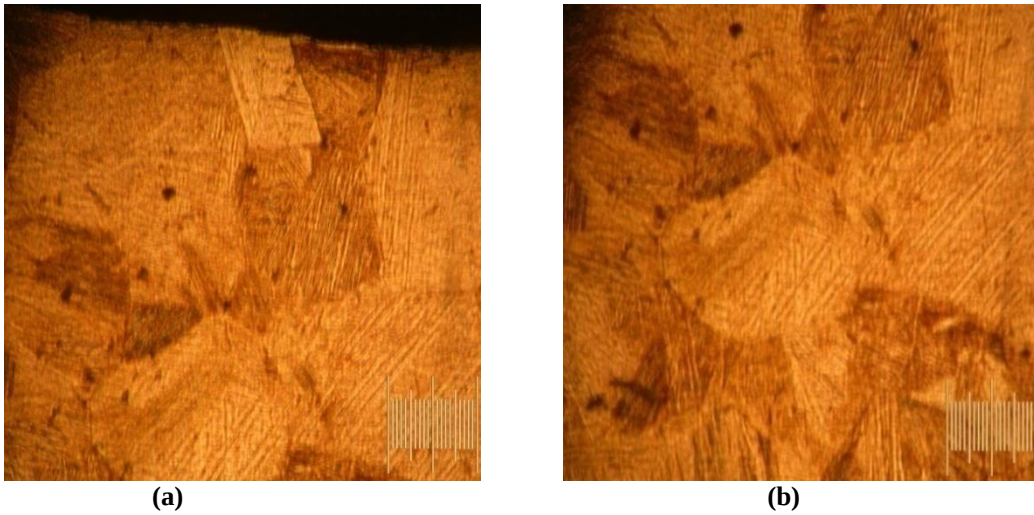
7.3.2.1. Alaşım-1 in Metalografık Gözlem Sonuçları

Numune 1 in optik mikrografları şekil 7.38 de görülmektedir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



şekil 7.38. Alaşım-1 için M-1 in yüzey mikrografları (a-b) ısıl işlem x90.

Numune 2 nin optik mikrografları şekil 7.39 da görülmektedir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



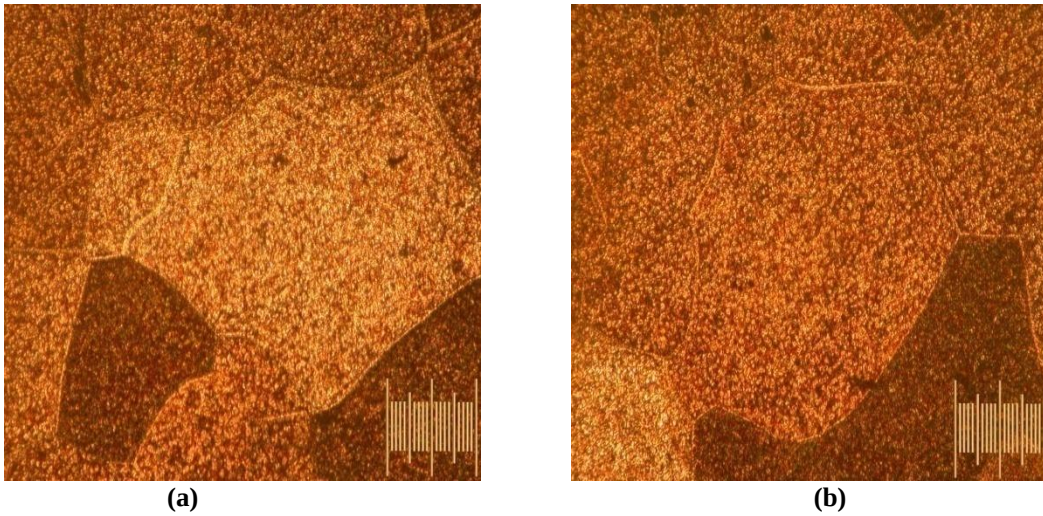
şekil 7.39. Alaşım-1 için M-2 nin yüzey mikrografları (a-b) ısıl işlem x90.

Numune 3 ün optik mikrografları şekil 7.40 ta görülmektedir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Aynı zamanda bir tanede farklı tip martensit gözlemlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



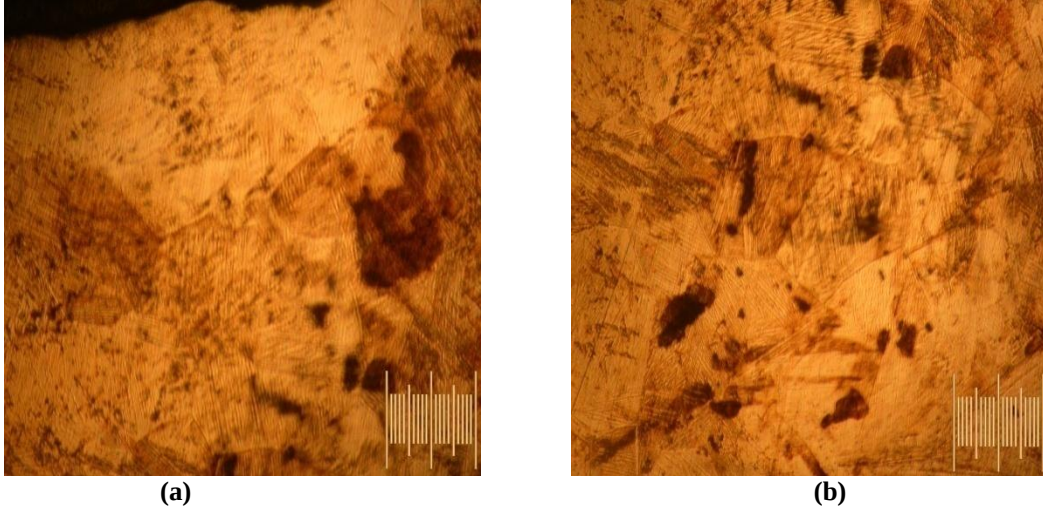
Şekil 7.40. Alaşım-1 için M-3 ün yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.

Numune 4 ün optik mikrografları şekil 7.41 de görülmektedir. Numunede çökeltilerin oluştuğu görülmüştür. Bu fazlar faz diyagramında β -fazın alt bölgesinde bulunan α ve γ fazlarının çökmesiyle ortaya çıkabilirler. Aynı zamanda numune içerisinde hem martensit dönüşümü görülmüş, hem de dönüşmeyen bölgeler görülmüştür. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



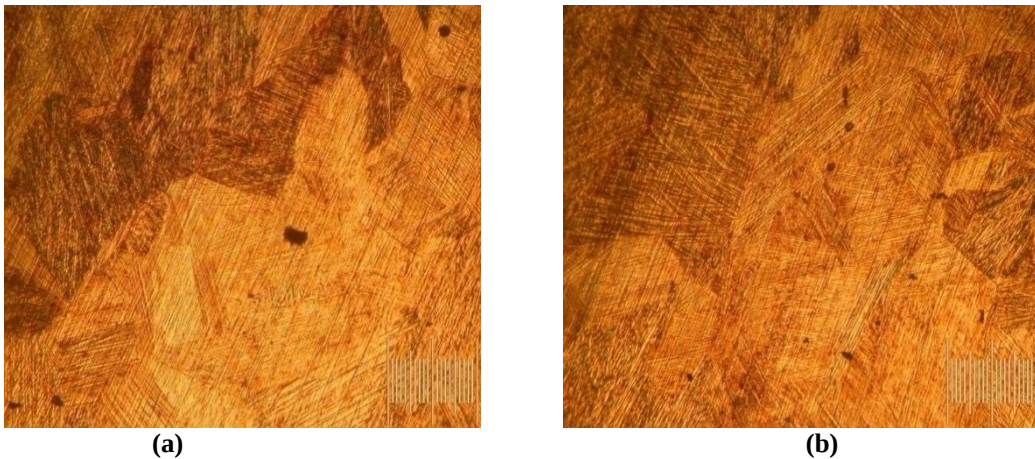
Şekil 7.41. Alaşım-1 için M-4 ün yüzey mikrografları (a-b) ısıtıl işlem x90.

Numune 5 in optik mikrografları şekil 7.42 de görülmektedir. Alaşım martensit yapıya sahiptir. Numunede V-tipi ve iğne tipi martensitler gözlenmiştir. Aynı zamanda numune içerisinde dönüşmeyen kısımlar da gözlemlenmiştir. Yapı içindeki tane boyutları farklılık göstermektedir.



Şekil 7.42. Alaşım-1 için M-5 in yüzey mikrografları (a-b) ısıt işlem x90.

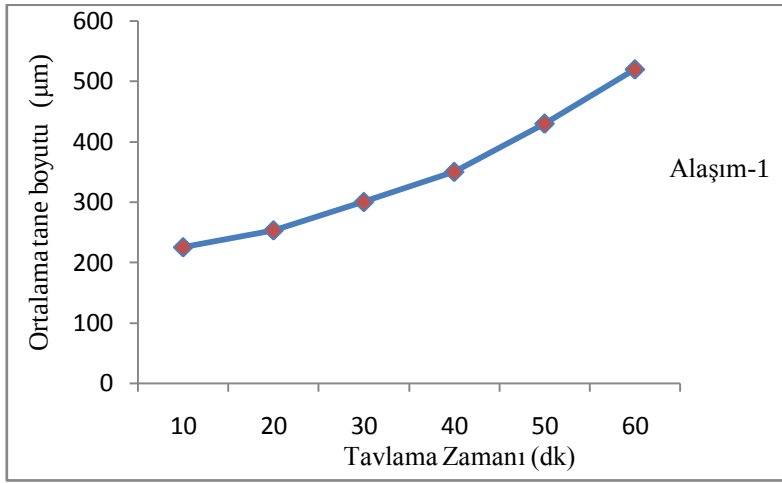
Numune 6 nın optik mikrografları şekil 7.43 te görülmektedir. Numunede V-tipi ve iğne tipi martensitler gözlenmiştir. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Numune içerisinde çökeltilerin olduğu gözlemlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir. β -faz bölgesinde eşit sıcaklıkta farklı sürelerde ısıt işleme tabi tutulan Alaşım-1 numunesinin mikrograflarından ve ASTM E-112 ye göre hesaplanan ortalama tane boyutu değerlerinden artan ısıt işlem süresine bağlı olarak tanelerin büyüdüğü görülmektedir. Ortalama tane boyutunun tavlama süresine göre değişimi Tablo 7.11 ve şekil 7.44 te verilmiştir.



Şekil 7.43. Alaşım-1 için M-6 nın yüzey mikrografları (a-b) ısıt işlem x90

Tablo 7.11. b-ısıtıl işlemlili Alaşım-1 in ortalama tane boyutu değeri.

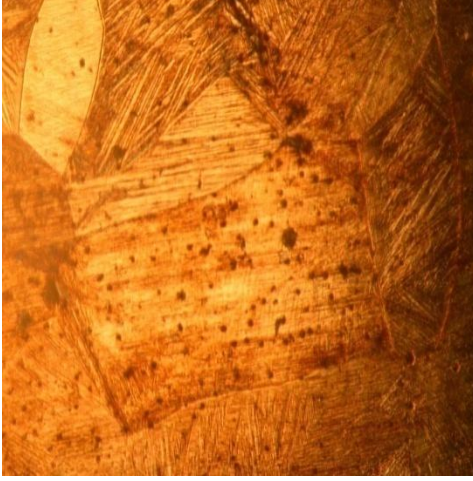
Zaman (dakika)	Ortalama tane boyutu (μm)
10	225
20	253
30	300
40	347
50	430
60	520



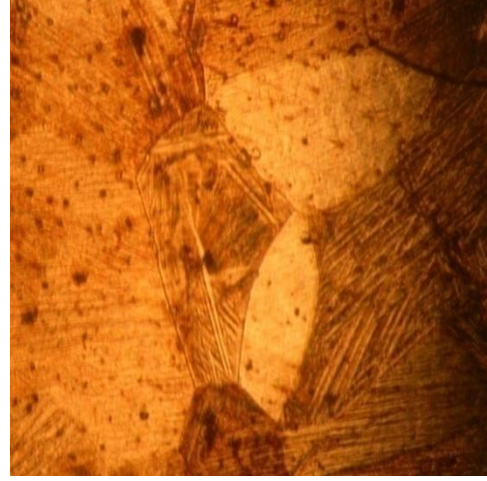
Şekil 7.44. Eşit sıcaklıkta farklı sürelerde tavlanan Alaşım-1 in ortalama tane boyutu eğrileri.

7.3.2.2. Alaşım-2 nin Metalografik Gözlem Sonuçları

Numune 7 nin optik mikrografları şekil 7.45 te görülmektedir. Alaşım martensit yapıya sahiptir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



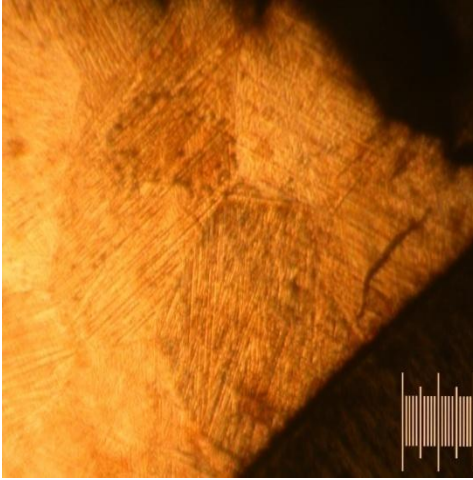
(a)



(b)

Şekil 7.45. Alaşım-2 için M-7 nin yüzey mikrografları (a-b) ısıt işlem x90.

Numune 8 in optik mikrografları şekil 7.46 da görülmektedir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



(a)



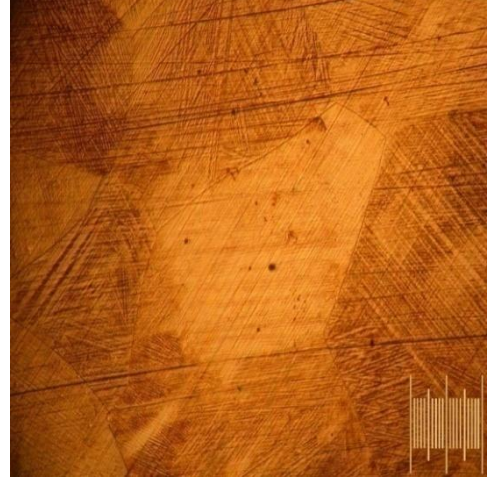
(b)

Şekil 7.46. Alaşım-2 için M-8 in yüzey mikrografları (a-b) ısıt işlem x90.

Numune 9 un optik mikrografları şekil 7.47 de görülmektedir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Tane içerisinde farklı yönetime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



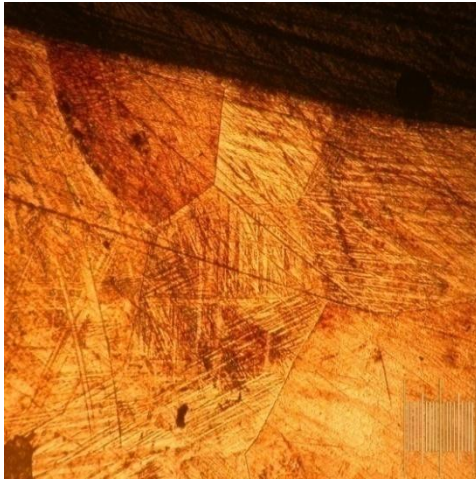
(a)



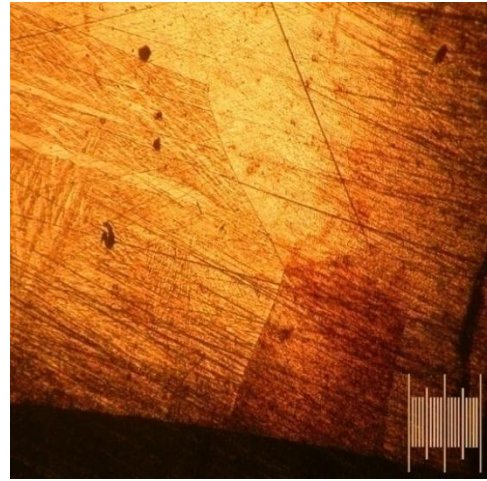
(b)

Şekil 7.47. Alaşım-2 için M-9 un yüzey mikroagrafları (a-b) ısıt işlem x90.

Numune 10 un optik mikroagrafları şekil 7.48 de görülmektedir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



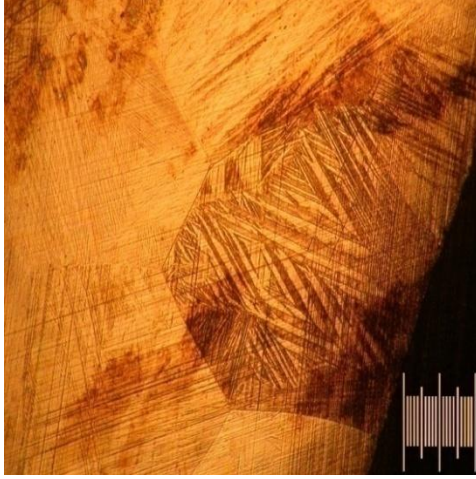
(a)



(b)

Şekil 7.48. Alaşım-2 için M-10 un yüzey mikroagrafları (a-b) ısıt işlem x90.

Numune 11 in optik mikroagrafları şekil 7.49 da görülmektedir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Aynı zamanda tane içi alt tane de oluşmuştur. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



(a)



(b)

Şekil 7.49. Alaşım-2 için M-11 in yüzey mikrografları (a-b) ısıt işlem x90.

Numune 12 nin optik mikrografları şekil 7.50 te görülmektedir. Numunede V-tipi ve iğne şekilli martensitler gözlenmiştir. Numunede çökeltilerin oluştuğu görülmektedir. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir. β -faz bölgesinde eşit sıcaklıkta farklı sürelerde ısıt işleme tabi tutulan Alaşım-2 numunesinin mikrograflarından ve ASTM E-112 ye göre hesaplanan ortalama tane boyutu değerlerinden artan ısıt işlem süresine bağlı olarak tanelerin büyüdüğü görülmektedir. Ortalama tane boyutunun ısıt işlem süresine göre değişimi Tablo 7.12 ve şekil 7.51 te verilmiştir.



(a)

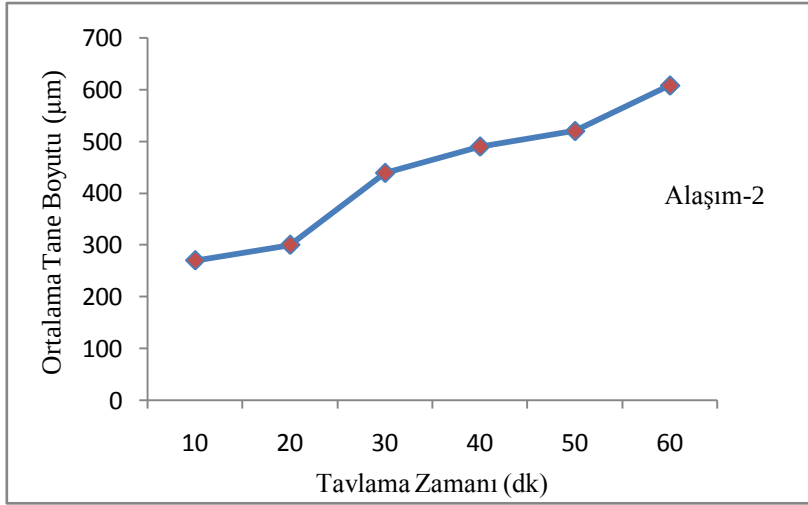


(b)

Şekil 7.50. Alaşım-2 için M-12 nin yüzey mikrografları (a-b) ısıt işlem x90.

Tablo 7.12. b-ıslıl işlemlı Alaşıım-2 nin ortalama tane boyutu değęrleri.

Zaman (dakika)	Ortalama tane boyutu (μm)
10	270
20	300
30	439
40	490
50	517
60	608



Şekil 7.51. Eşit sıcaklıkta farklı sürelerde tavlanan Alaşıım-2 nin ortalama tane boyutu eğrileri.

7.4. Sertlik Ölçüm Sonuçları

Bu çalışmada kullanılan CuAlNi alaşımlarının sertlik ölçümleri alınmadan önce numunelere a ve b ısııl işlemleri uygulandı. Sıcaklığa duyarlı olan bu alaşıım numuneleri, soğuk kalıplama yöntemiyle kalıplandılar. Bu alaşıım numunelerinin Vickers sertlik değęrleri Future Tech FM-700 Mikro Sertlik cihazı kullanılarak bulundu. Her ölçüm esnasında numune üzerine beş indentasyon uygulandı. Bütün ölçümlerde uygun ölçüm mekanizmasının sağlanabilmesi için 200g-F lik sabit bir yük ve 10 saniyelik uygulama süresi alındı.

7.4.1. a-Isıl İşlemlı Alaşıım-1 ve Alaşıım-2 Numunelerinin Sertlik Ölçüm Sonuçları

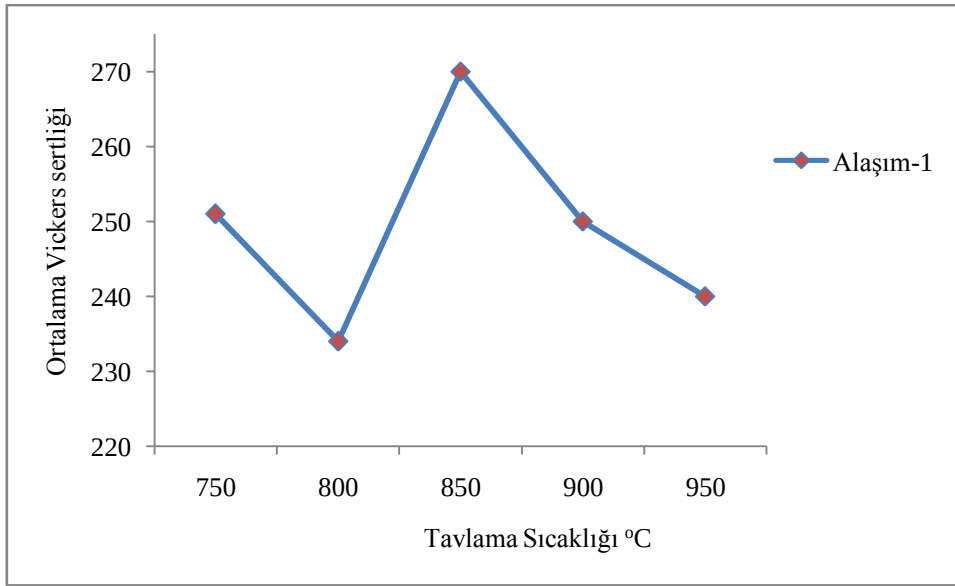
Alaşıım-1 in ölçüm değęrleri ve bu değęrlerin sıcaklıkla değışimleri, sırasıyla Tablo 7.13 ve Şekil 7.52 de gösterilmiştir. Bu değęrlere göre numunenin sertliğinde 800 °C ye kadar bir azalma olmuş, 850 °C de ise artış olmuştur. Daha sonra 900 °C ve 950 °C de sertliğinde tekrar

azalma olmuştur. 850 °C deki artışın sebebi Vickers sertliğinin farklı küçük bir taneden yada tane sınırından alındığını düşündürmektedir. Aynı zamanda atomlar arasında kalan boşluklar da olabilir.

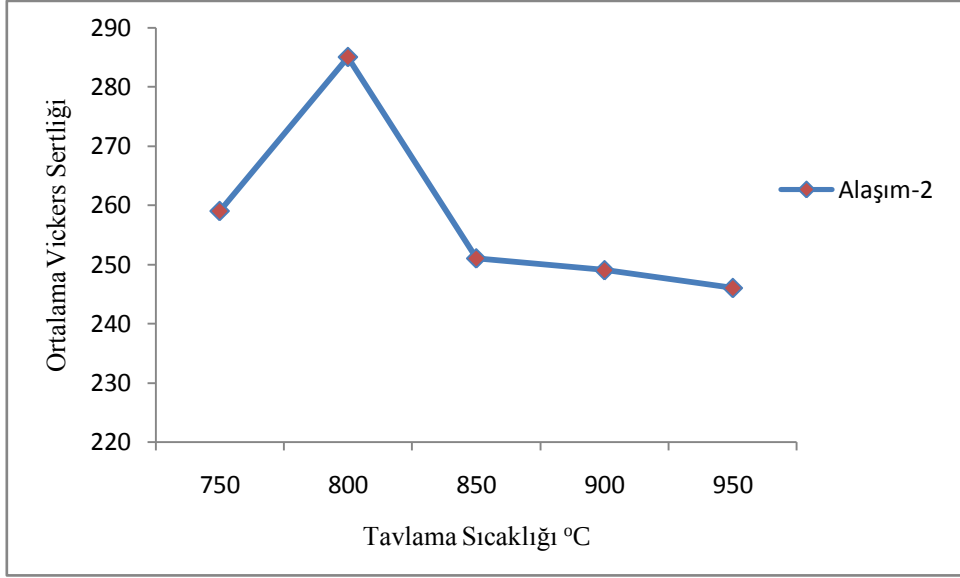
Alaşım-2 nin ölçüm değerleri ve bu değerlerin sıcaklıkla değişimleri, sırasıyla Tablo 7.13 ve Şekil 7.53 te gösterilmiştir. Bu değerlere göre Alaşım-2 numunesi 800 °C de alınan Vickers sertliğinde bir sapma vardır. Isıl işlem sıcaklığı arttıkça sertlik değeri azalmıştır. 800 °C de sertliğin artma sebebi sertlik ölçümünün farklı taneden yada tane sınırından alınmış olması olabilir.

Tablo 7.13. a-ıslı işlemli Alaşım-1 ve Alaşım-2 nin sıcaklığa göre sertlik değerleri.

Vickers Sertliği	Alaşım - 1					Alaşım - 2				
	N1	N2	N3	N4	N5	N6	N7	N8	N9	N10
	257	245	287	236	243	253	285	236	239	251
	263	228	278	265	252	250	270	258	254	263
	245	237	247	261	253	265	299	257	247	248
	231	240	268	217	215	259	286	252	274	239
	257	221	270	270	236	266	283	251	232	229
Ort.	251	234	270	250	240	259	285	251	249	246



Şekil 7.52. a-ıslı işlemli Alaşım-1 in sertlik değerleri.



Şekil 7.53. a-ısıt işlemleri Alaşım-2 nin sertlik değerleri.

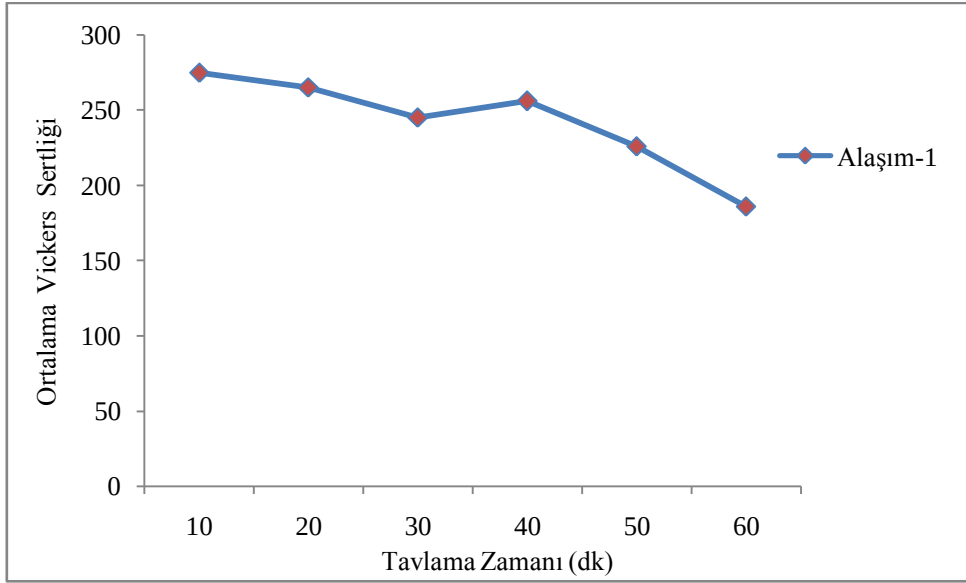
7.4.1. b-Isıl İşlemleri Alaşım-1 ve Alaşım-2 Numunelerinin Sertlik Ölçüm Sonuçları

Alaşım-1 in ölçüm değerleri ve bu değerlerin zamanla değişimleri, sırasıyla Tablo 7.14 ve Şekil 7.54 te gösterilmiştir. Bu değerlere göre Alaşım-1 numunesinin sertliğinde 30 dakikaya kadar bir azalma olmuş, 40 dakikada ise numune sertliğinde bir artış olmuştur. Daha sonra 60 dakikaya kadar tekrar azalma görülmüştür. 40 dakikadaki artışın sebebi numunede çökelti fazının olması olabilir. Isıl işlem süresi arttıkça sertlik değeri azalmıştır.

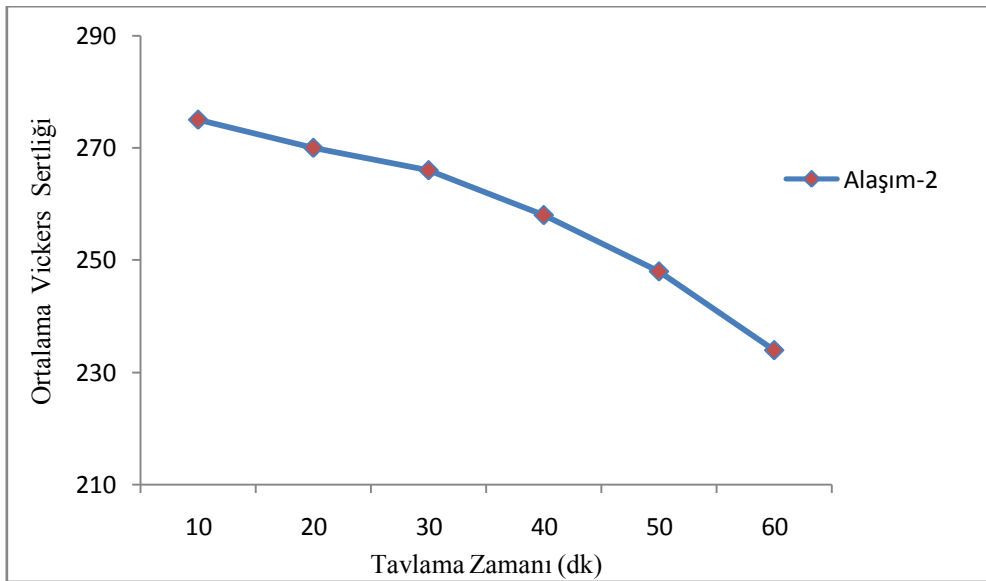
Alaşım-2 nin ölçüm değerleri ve bu değerlerin zamanla değişimleri, sırasıyla Tablo 7.14 ve Şekil 7.55 te gösterilmiştir. Bu değerlere göre Alaşım-2 numunesinin sertliğinde ısıt işlem süresinin artmasıyla azalma görülmüştür.

Tablo 7.14. b-ısıt işlemleri Alaşım-1 ve Alaşım-2 nin zamana göre sertlik değerleri.

Vickers Sertliği	Alaşım – 1						Alaşım – 2					
	M1	M2	M3	M4	M5	M6	M7	M8	M9	M10	M11	M12
	282	269	230	245	226	190	274	265	272	249	230	246
	278	276	226	260	230	178	280	272	267	260	249	240
	282	262	249	265	234	188	279	270	268	265	258	238
	270	251	255	289	223	193	270	268	262	257	258	235
	265	265	265	221	215	179	272	273	259	260	247	222
Ort.	275	265	245	256	226	186	275	270	266	258	248	234



Şekil 7.54. b-ısıtıl işlemli Alaşım-1 in sertlik değerleri.



Şekil 7.55. b-ısıtıl işlemli Alaşım-2 nin sertlik değerleri.

8. SONUÇLAR ve TARTIŞMA

Martensitik faz dönüşümleri, numune sıcaklığının düşürülmesi veya austenit yapıya uygulanan zor ile ya da her iki faktörün birlikte uygulanması ile meydana gelir. Şekil hatırlama olayı, genellikle soy metal bakır bazlı alaşımlarda gözlenen temoelastik martensitik bir dönüşümdür [16]. Bu dönüşümler difüzyonsuz olduklarından dönüşüm sonrası yapı dönüşüm öncesi yapıyla sıkı sıkıya bağlantılıdır [17].

Bu çalışmada incelenen şekil hatırlamalı CuAlNi alaşımları, Termoelastik martensitik özellik gösterirler. Ayrıca bu alaşımlar süper örgüye sahiptirler ve dönüşüm öncesi kristal yapı B2 (CsCl) veya DO₃ (Fe₃Al) düzenine sahiptir. Ürün, martensit ise 9R veya 18R yapısındadır [3].

Bu çalışmada kullanılan Alaşım-1 ve Alaşım-2 nin sırasıyla ağırlıkça bileşim oranları Cu-13Al-4Ni, Cu-13,5Al-4Ni dir. Elektron/atom (e/a) oranları ise Alaşım-1 için 1.55, Alaşım-2 için 1.57 dir. Bu alaşımlara bölüm 6 da belirtilen deneysel işlemler uygulandı. Deneysel işlemlerde de belirtildiği gibi a ve b ısıtma işlemli Alaşım-1 ve Alaşım-2 numuneleri tuzlu buzlu suda soğutuldu. Bu numunelerin optik mikroskobu gözlemleri yapıldı ve Vickers sertlikleri alındı. Aynı alaşım numuneleri x-ışını parça difraksiyonu, diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) ile incelendi.

Bu deneylerden elde edilen sonuçlar, aşağıdaki şekilde özetlenebilir.

I. Diferansiyel Taramalı Kalorimetri (DSC) Ölçüm Sonuçları

a) a-ısıtma işlemli Alaşım-1 numunesi, β -faz bölgesinde eşit sürelerle farklı sıcaklıklarda ısıtma işlemi tabi tutulması sonucunda dönüşüm sıcaklıklarında çok büyük değişikliklerin olmadığı gözlenmiştir. Isıtma işlem sıcaklığının artmasıyla dönüşüm sıcaklıklarında küçük miktarda artış görülmüştür. Yani artan tane boyutu ile dönüşüm sıcaklıklarında küçük miktarda da olsa artış görülmüştür. Alaşım-1 için A_s, A_f, M_s, M_f dönüşüm sıcaklıklarının tavlama sıcaklıklarına göre grafiği şekil 7.2 de ve dönüşüm sıcaklıkları A_f -A_s, M_s -M_f farkının tavlama sıcaklıklarına göre grafiği de şekil 7.3 te verilmiştir.

b) a-ısıtma işlemli Alaşım-2 numunesi için tavlama sıcaklığının artmasıyla austenit dönüşüm sıcaklıklarının değiştiği görülmektedir. Aynı değerlendirme martensit başlama ve bitiş sıcaklıkları için de geçerlidir. β -faz bölgesinde eşit sürelerle, farklı sıcaklıklarda

tavlama numunelerin, tavlama sıcaklığının artmasıyla dönüşüm sıcaklıkları artmıştır. Artan tane boyutu ile dönüşüm sıcaklıkları artmıştır. Alaşım-2 için A_s , A_f , M_s , M_f dönüşüm sıcaklıklarının tavlama sıcaklıklarına göre grafiği şekil 7.5 te ve dönüşüm sıcaklıkları A_f-A_s , M_s-M_f farkının tavlama sıcaklıklarına göre grafiği de şekil 7.6 da verilmiştir.

c) b-ısıtıl işlemli Alaşım-1 numunesi için, sabit sıcaklıkta artan ısıtıl işlem süresi ile dönüşüm sıcaklıkları kararsız kalmıştır. Buradan da tane boyutunun artması ile dönüşüm sıcaklıklarının kararsız olduğu anlaşıyor. Alaşım-1 için A_s , A_f , M_s , M_f dönüşüm sıcaklıklarının tavlama sıcaklıklarına göre grafiği şekil 7.8 de ve dönüşüm sıcaklıkları A_f-A_s farkının tavlama sıcaklıklarına göre grafiği şekil 7.9 da, M_s-M_f farkının tavlama sıcaklıklarına göre grafiği de şekil 7.10 da verilmiştir.

d) b-ısıtıl işlemli Alaşım-1 numunesi için, sabit sıcaklıkta artan ısıtıl işlem süresi ile dönüşüm sıcaklıkları kararsız kalmıştır. Yani tane boyutunun artması ile dönüşüm sıcaklıklarının kararsız olduğu anlaşıyor. Alaşım-2 için A_s , A_f , M_s , M_f dönüşüm sıcaklıklarının tavlama sıcaklıklarına göre grafiği şekil 7.12 de ve dönüşüm sıcaklıkları A_f-A_s , M_s-M_f farkının tavlama sıcaklıklarına göre grafiği de şekil 7.13 te verilmiştir.

II. X-ışını Difraksiyon Sonuçları

Ağırlıkça bileşim oranları farklı olan CuAlNi alaşımları bölüm 6'daki a ve b ısıtıl işlemlerine tabi tutulduktan sonra tuzlu buzlu suda ani soğutuldu.

a-ısıtıl işlemli Alaşım-1 in x-ışını difraktogramları sırasıyla Şekil 7.14-7.15, ve Alaşım-2 nin x-ışını difraktogramları sırasıyla Şekil 7.17-7.18 arasında verilmiştir. Elde edilen difraktogramların kullanılması ile alaşımların kristal yapıları, yansıma veren düzlemleri ve 2θ değerleri belirlendi. Bu deney verileri kullanılarak aşağıdaki sonuçlar elde edildi.

b-ısıtıl işlemli Alaşım-1 in x-ışını difraktogramları sırasıyla Şekil 7.20-7.21, ve Alaşım-2 nin x-ışını difraktogramları sırasıyla Şekil 7.23-7.24 arasında verilmiştir. Elde edilen difraktogramların kullanılması ile alaşımların kristal yapıları, yansıma veren düzlemleri ve 2θ değerleri belirlendi. Bu deney verileri kullanılarak aşağıdaki sonuçlar elde edildi. 7.3 eşitliği kullanılarak a ve b ısıtıl işlemli Alaşım-1 ve Alaşım-2 nin kinetik büyüme katsayıları hesaplanmıştır.

a) a-ısıtıl işlemli Alaşım-1 numunesi için, eşit sürelerde farklı sıcaklıklarda homojenleştirilmiş numunelerin x-ışını difraksiyon piklerinden en iyi olanının tavlama sıcaklığının 900 °C de olduğu görülmektedir. Bu tavlama sıcaklığında yapıya 18R martensit pikleri hakimdir. Bu sıcaklık değerinde pik şiddetleri daha yüksektir. 800 °C de

pik sayısı yeterli olmadığı için örgü parametreleri hesaplanamamıştır. Bu sonuca göre Alaşım-1 in austenit fazının düzenli bir yapıda olduğunu ve temel düzlemdeki atomların farklı büyüklükteki atomlardan oluştuğunu göstermektedir. Sonuçlar literatür ile uyum içindedir [3, 74, 81, 82].

Alaşım-1 numunesine farklı sıcaklıklar uygulandığında, x-ışını parça difraktogramlarından yeni piklerin meydana geldiği görülmektedir (Şekil 7. 15). Alaşım-1 için kristal boyutunun tavlama sıcaklığına göre değişimi Şekil 7.16 da verilmiştir. Tane boyutunun artması ile kristal boyutu 800 °C de küçülmüştür. 850 °C ve 900 °C de kristal boyutu artmıştır. 900 °C de kristal büyüklüğü maximum değere sahiptir. 950 °C de kristal boyutu küçülme gözlenmiştir. Kinetik büyüme katsayısı $n=0,23$ olarak hesaplanmıştır.

b) a-ısıtıl işlemli Alaşım-2'ye ait x-ışını difraktogramı sonucu, yapıda yansıma veren düzlemlerin monoklinik bir kristal simetriye sahip oldukları belirlenmiştir. 7.1 eşitliği kullanılarak hesaplanan örgü parametreleri Tablo 7.6 da verilmiştir. Alaşım-2 nin austenit fazının düzenli bir yapıda olduğu ve temel düzlemdeki atomların farklı büyüklükteki atomlardan oluştuğu anlaşılmaktadır. Elde edilen Şekil 7.15 teki difraktogramda difraksiyon pikleri indislendiğinde numunelerin süper örgü yansıması gösterdiği ve bu alaşımların martensit fazının 18R kristal yapısında olduğu belirlendi. Bu sonuçtan, numunelerin austenit fazdan martensit faza dönüşümlerinin $DO_3 \rightarrow M18R$ şeklinde olduğu sonucuna varıldı. Sonuç olarak elde edilen veriler literatür ile uyum içindedir [3, 81].

Alaşım-2 için kristal boyutunun tavlama sıcaklığına göre değişimi Şekil 7.19 da verilmiştir. Tane boyutunun artmasıyla kristal boyutu 750 °C ve 800 °C de hemen hemen sabit kalmıştır. 850 °C ve 900 °C de kristal boyutu artmıştır. 900 °C de kristal boyutu maximum değere sahiptir. 950 °C de kristal boyutu küçülme gözlenmiştir. Kinetik büyüme katsayısı $n=4,43$ olarak hesaplanmıştır.

c) b-ısıtıl işlemli Alaşım-1 in x-ışını difraktogramında yansıma veren düzlemlerin monoklinik bir simetriye sahip oldukları belirlenmiştir. Örgü parametreleri Tablo 7.7 de verilmiştir. 40 dakika süre ile tavlanan numunede pik sayısı yeterli olmadığı için örgü parametreleri hesaplanamamıştır. Aynı zamanda bu numunede austenit'ten martensit'e dönüşmeyen kısımların olması ile beraber γ çökelti piki de oluşmuştur. 950 °C'de 60 dk ısıtıl işleme tabi tutulan numunede γ çökelti piki oluşmuştur. Belirlenen örgü parametrelerine göre a/b oranı ortalama 0,83 olarak hesaplandı. Bu değer $\sqrt{3}/2$ den küçük çıkmıştır. Bu sonuç, alaşımın ana fazının düzenli olduğunu gösterir. Bu alaşımda β açısı 90° den küçük

çıkıştır. Buradan da alaşımların ortorombik distorsiyona uğramadığı anlaşılmıştır [3, 16, 74].

Alaşım-1 için kristal boyutunun tavlama sıcaklığına göre değişimi Şekil 7.22 de verilmiştir. 20 dakika tavlama süresinde kristal boyutu azalmıştır 30 dakika ve 40 dakika tavlama süresinde kristal boyutu artmıştır. 40 dakika tavlama süresinde kristal boyutu maximum değere sahiptir. 50 dakika ve 60 dakika tavlama süresinde ise kristal boyutu tekrar küçülme gözlenmiştir. Kinetik büyüme katsayısı $n = 0,33$ olarak hesaplanmıştır.

d) b-ışıl işlemleri Alaşım-2'ye ait x-ışını difraktogramı sonucu CuAlNi alaşımı monoklinik bir yapıdadır ve belirlenen örgü parametrelerine göre a/b oranı yaklaşık 0,84 olarak hesaplandı. Bu değer $\sqrt{3}/2$ den küçük çıkmıştır. Bu sonuç, alaşımın ana fazının düzenli olduğunu ve bazal düzlemdeki atomların farklı büyüklükteki atomlardan oluştuğunu göstermektedir. Yapıya 18R martensit pikleri hakimdir. 950 °C'de 60 dk ısıtılma işlemine tabi tutulan numunede çökelti piki oluşmuştur. Sonuç olarak elde edilen veriler literatür ile uyum içindedir [74, 81, 82].

Alaşım-2 için kristal boyutunun tavlama sıcaklığına göre değişimi Şekil 7.25 te verilmiştir. Artan tane boyutu ile kristal boyutu 30 dakika tavlama süresine kadar artmıştır. 40 dakika tavlama süresinde kristal boyutu azalmış, 50 dakika tavlama süresinde kristal boyutu tekrar artmıştır. 60 dakika tavlama süresinde ise kristal boyutu yeniden küçülmüştür. Kinetik büyüme katsayısı $n = -0,03$ olarak hesaplanmıştır.

III. Metalografik Gözlem Sonuçları

Ağırlıkça bileşim oranları farklı olan CuAlNi alaşımları, 5 gr Fe₃Cl- 95 ml Etanol-2 mm HCl dağlama reaktifi ile dağlandıktan sonra optik mikroskop gözlemleri yapıldı. Alaşımlar aynı büyütme oranında ayrı ayrı incelendi. Bu gözlemlere dayanarak aşağıdaki sonuçlar elde edildi.

a) a-ışıl işlemleri Alaşım-1'e ait aynı büyütme oranlarında elde edilen optik mikrograflar sırasıyla şekil 7.26 -7.30 arasında verilmiştir. Alaşım martensit yapıya sahiptir. Mevcut olan martensit plakaların içerisinde martensit varyantları vardır. Bu varyantların bazıları V-tipi martensit, bazıları ise iğne şekilli martensittir. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir. Sıcaklığın artmasıyla tane boyutu artmıştır [54].

b) a-ısıtıl işlemlili Alaşım-2'ye ait aynı büyütmelemlerde elde edilen optik mikrograflar sırasıyla şekil 7.32 -7.36 arasında verilmiştir. Alaşım martensit yapıya sahiptir. Mevcut olan martensit plakaların içerisinde martensit varyantlar vardır. Bu varyantların bazıları V-tipi martensit, bazıları ise iğne şekilli martensittir. Numunelerin bazılarındatane içi alt tane oluşmuştur. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Bu arada sıcaklığın artmasıyla tane boyutunun arttığı gözlenmiştir. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir [54].

c) b-ısıtıl işlemlili Alaşım-1'e ait aynı büyütmelemlerde elde edilen optik mikrograflar sırasıyla şekil 7.37- 7.43 arasında verilmiştir. Alaşım martensit yapıya sahiptir. Mevcut olan martensit plakaların içerisinde martensit varyantlar vardır. Bu varyantların bazıları V-tipi martensit, bazıları ise iğne şekilli martensittir. Numunelerin bazılarındatane içi alt tane oluşmuştur. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Aynı tane içerisinde bir bölge V-tipi martensit gösterirken yanındaki bölgenin iğne tipi martensit yapıya sahip olduğu belirlendi [81]. Aynı zamanda tavlama süresinin artmasıyla tane boyutu artmıştır [54].

d) b-ısıtıl işlemlili Alaşım-2'ye ait aynı büyütmelemlerde elde edilen optik mikrograflar sırasıyla şekil 7.45 -7.51 arasında verilmiştir. Alaşım martensit yapıya sahiptir. Mevcut olan martensit plakaların içerisinde martensit varyantlar vardır. Bu varyantların bazıları V-tipi martensit, bazıları ise iğne şekilli martensittir. Numunelerin bazılarındatane içi alt tane oluşmuştur. Tane içerisinde farklı yönelime sahip martensit plakaları gözlenmiştir. Tavlama süresinin artmasıyla tane boyutu artmıştır [54].

IV. Sertlik Ölçümü Sonuçları

a ve b ısıtıl işlemlili CuAlNi alaşımlarının Vickers sertlik ölçümleri Future Tech FM-700 cihazı ile yapıldı. Bu gözlemlere dayanarak aşağıdaki sonuçlar elde edildi.

a) a-ısıtıl işlemlili Alaşım-1 in ölçüm değeri ve bu değeri sıcaklıkla değışimleri, sırasıyla Tablo 7.13 ve Şekil 7.52 de gösterilmiştir. Bu değeri göre numunenin sertliğinde 800 °C ye kadar bir azalma olmuş, 850 °C de ise artış olmuştur. Daha sonra 900 °C ve 950 °C de sertliğinde tekrar azalma olmuştur. 850 °C deki artışın sebebi Vickers sertliğinin farklı küçük bir taneden ya da tane sınırından alınması olabileceği gibi, atomlar arasında kalan boşluklar da olabilir. 900 °C ve 950 °C deki azalmanın sebebi ise tane boyutunun artmasıdır [83].

b) Alaşım-2 nin ölçüm değeri ve bu değeri sıcaklıkla değışimleri, sırasıyla Tablo 7.13 ve Şekil 7.53 te gösterilmiştir. Bu değeri göre Alaşım-2 numunesi için 800 °C deki

alınan Vickers sertliğinde bir artış vardır. 800 °C de sertliğin artma sebebi sertlik ölçümünün farklı taneden yada tane sınırından alınmış olması olabilir Isıl işlem sıcaklığı arttıkça sertlik değeri azalmıştır. Bu azalmanın sebebi sıcaklığın artışıyla tane boyutunun artması olabilir [83].

c) b-ısıtıl işlemli Alaşım-1 in ölçüm değerleri ve bu değerlerin zamanla değişimleri, sırasıyla Tablo 7.14 ve Şekil 7.54 te gösterilmiştir. Bu değerlere göre Alaşım-1 numunesinin sertliğinde 30 dakikaya kadar bir azalma olmuş, 40 dakikada ise numune sertliğinde bir artış olmuştur. Öncelikle sertlikteki azalmanın sebebi tavlama süresinin artmasıyla tane boyutunun artması olabilir. 40 dakikadaki artışın sebebi ise numune üzerinde kalan kalıntı gerilmeler ya da Vickers sertliğinin farklı bir taneden ya da tane sınırından alınması olabilir. Aynı zamanda numune içerisinde oluşan çökelti de olabilir. Daha sonra 60 dakikaya kadar numune sertliğinde tekrar azalma görülmüştür. Bu azalmanın sebebi tavlama süresinin artmasıyla tane boyutunun artması olabilir. Isıl işlem süresi arttıkça sertlik değeri azalmıştır [83].

Faz diyagramlarında β fazın alt kısmında bulunan α ve γ gibi fazların çökmesi sertlikte artışlara sebep olmaktadır. Yoğun çökelmelerin çoğunlukla olduğu bölgeler, tane sınırları ve kayma bantları bölgeleridir [83].

d) b-ısıtıl işlemli Alaşım-2 nin ölçüm değerleri ve bu değerlerin zamanla değişimleri, sırasıyla Tablo 7.14 ve Şekil 7.55 te gösterilmiştir. Bu değerlere göre Alaşım-2 numunesinin sertliğinde tavlama süresinin artmasıyla azalma görülmüştür. Bu azalmalar ise tavlama zamanının artışına bağlı olarak tane boyutunun artması olarak değerlendirilebilir [83].

ÖNERİLER

1. β - faz bölgesinde sabit bir sıcaklıkta farklı ısıtım sürelerine tabi tutulan alaşımların mikroyapısının daha iyi incelenebilmesi için SEM, TEM analiz yöntemi ile incelenmesi.
2. β - faz bölgesinde sabit bir sıcaklıkta farklı ısıtım sürelerine tabi tutulan alaşımların tane boyutu ile elementel bileşiminin nasıl değişeceğinin EDX analiz yöntemi ile incelenmesi.
3. β - faz bölgesinde eşit sürelerde farklı sıcaklıklarda tavlama alan alaşımların SEM, TEM ile mikroyapı tane boyutunun nasıl değişeceğinin incelenmesi.
4. β - faz bölgesinde eşit sürelerde farklı sıcaklıklarda tavlama alan alaşımların EDX elementel bileşimi ile tane boyutunun nasıl değişeceğinin incelenmesi.
5. β - faz bölgesinde eşit sürelerde farklı sıcaklıklarda tavlama alan alaşımların tane boyutu ile elektriksel direnç değişimleri incelenebilir.
6. β - faz bölgesinde sabit bir sıcaklıkta farklı ısıtım sürelerine tabi tutulan alaşımların tane boyutu ile elektriksel direnç değişimleri incelenebilir.
7. β - faz bölgesinde sabit bir sıcaklıkta farklı ısıtım alan alaşımların ısıtım sürelerine tabi tutularak tane boyutunun nasıl değişeceğinin incelenmesi.
8. Bu alaşımların β -faz bölgesinden tuzlu-buzlu suda ani soğutma dışında, yağda veya oda sıcaklığında kendi haliyle soğutma ya da austenit faz bölgesine kadar ani soğutma, sonra yavaş soğutma yöntemleri kullanılarak soğutma hızının tane boyutuna etkileri araştırılabilir.

KAYNAKLAR

- [1] **Hsu, C.A., Wang, W.H., Hsu, Y.F. ve W.P.**, 2009. Rehbach, The Refinement Treatment of Martensite in Cu-11.38 wt.% Al-0.43 wt.% Be Shape Memory Alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 474, 455-462.
- [2] **Miyazaki, S. ve Otsuka, K.**, 1989. Development of Shape Memory Alloys, *ISIJ International*, 29, 353-377.
- [3] **Aydoğdu, A.**, 1995. Şekil Hatırlamalı Cu-Al-Ni Alaşımlarındaki Martensitik Dönüşümleri Üzerinde Termal Yaşlandırma Etkileri. Doktora Tezi. Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [4] **Otsuka, K., Ren, X.**, 1999. Recent Developments in the Research of Shape Memory Alloys, *Intermetallics*, 7, 511-528.
- [5] **Mallik, U.S., Sampath, V.**, 2008. Effect of Alloying on Microstructure and Shape Memory Characteristics of Cu-Al-Mn Shape Memory Alloys, *Materials Science and Engineering*, A 481-482, 680-683.
- [6] **Tadaki, T. In: Otsuka, K., Wayman, C.M.**, 1998. Shape memory materials. Cambridge University Press, p. 97.
- [7] **Wayman, C.M., ve Duering, T.W.**, 1990. An İntroduction to Martensite and Shape Memory, *Engineering Aspects of Shape Memory Alloys*, Edited by Duering, T.W., Melton, K.N., Stöckel, D., and Wayman, C.M., Butter Worth-Heinemann Ltd. P.3.
- [8] **Massalski, T.B.**, 1987. Binary Alloy Phase Diagrams, vol. 1. American Society for Materials, p. 8-106.
- [9] **Van Humbeeck, J., Segers, D., Delaey, L.**, 1985. The Stabilization of step-quenched Copper-Zinc- Aluminium Martensite, Part III. The Annealing-out of Vacancies Measured by Positron Annihilation Scripta Metall.19, 447.
- [10] **Rodriguez, P.**, 1991. Etude et Realisation de Dispositifs Actionneurs Utilisant un Element en Alliage a Memoire de Forme PH D Thesis, Institut National des Sciences Appliquees de Lyon.
- [11] **Wood, J.V., Shingu, P.H.**, 1984. The Effect of processing conditions and subsequent heat treatment on the transformation behavior of some rapidly solidified copper-base shape memory alloys. *Metall trans* 15: 80-471.
- [12] **Lara-Rodriguez, G.A., Gonzales, G., Flores-Zuniga, H., Cortes-Peraz, J.**, 2006. The Effect of Rapid Solidification and Grain Size on the Transformation Temperatures of Cu-Al-Be Melt Spun Alloys, *Materials Characterization* 57, 154-159.
- [13] **Lee, J.S., and Wayman, C.M.**, 1986. *Trans. Jpn. Inst. Met.*, 27, 584.
- [14] **Sutou, Y., Omori, T., Yamauchi, K., Ono, N., Kainuma, R., Ishida, K.**, Effect of Grain Size and Texture on Pseudoelasticity in Cu-Al-Mn based Shape Memory wire.
- [15] **Lingard, P.A.**, 1991. Theory and Modeling of the Martensitic Transformation, *Journal De Physique IV*, Volume 1, C4 3-12.
- [16] **Balo, Ş.N.**, 1999. Cu-Al-Be ve Cu-Al-Ni Alaşımlarının Mekanik Etkilerle Şekil Hatırlama Özelliklerindeki Değişimlerin İncelenmesi. Doktora Tezi. Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

- [17] **Funakubo, H.**, 1987. Shape Memory Alloys, (Japoncadan İngilizceye çeviri), J.B Kennedy, Gordon and Breach Science Publishers, London.
- [18] **Ortin, J., Planes, A.**, 1989. Thermodynamics of Thermoelastic Martensitic Transformations, *Acta Metal.*, 37, 5, 1433-1441.
- [19] **Aygahoğlu, A.**, 1996. Şekil Bellekli Alaşımlar ve Uygulama Alanları, Yüksek Lisans Tezi Dumlupınar Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kütahya.
- [20] **Aytekin, V.**, 1966. Metalurji Termodinamiği. İstanbul Teknik Üniv., Berksoy Matbaası, İstanbul.
- [21] **Salzbrenner, R.J., and Cohen, M.**, 1978. On THE Yhermodynamics of Thermoelastic Martensitic Transformations. *Acta Metallurgica*, 27, 739-748.
- [22] **Prado, M.O., Decorte, P.M., and Lovey, F.**, 1995. Martensitic Transformation in Cu-Mn-Al Alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 33, 6, 877-883.
- [23] **Nishiyama, Z.**, 1978. Martensitic Tranformations, Academic Pres, New York.
- [24] **Otsuka, K., and Shimizu, K.**, 1981. Stress- Induced Martensitic Transformations and Martensite-to- Martensite Transformations, *Proc. Int. Conf. Solid→Solid phase Transformations* (ed. H.I. Aaronson et. Al.), Pittsburgh, AIME, 1267-1286.
- [25] **Çakmak, S.**, 1992. Bakır bazlı alaşımlarda Martensit Varyantlarının Grup Kombinasyonları, Doktora Tezi,Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [26] **Hodgson, D.E.**, 2002. Shape Memory Aplication, Inc., Wu, M.H., Memory Technologies, and Biermann R.J., Harrison Alloys, Inc.
- [27] **Crone, W.C., Ellis, A.B., Bentley, A., Smith, N., ve Trehewey, J.**, 2003. Nanostructured Shape Memory Alloy Constituents, SEM Annual Conference on Experimenmtal Mechanics, Charlotte, N.C.
- [28] **Lu, L., Lai, M.O., Lim, A.S.**, 1995. Mechanical Fatigue of Cu-Based Shape Memory Alloy After Different Heat Treatment, *Scripta Mater.*, 34,157-162.
- [29] **Sarı, U., Aksoy, İ.**, 2006. Electron Microscopy Study of 2H and 18R Martensites in Cu-11.92 wt % Al-3.78 wt % Ni Shape Memory Alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 417, 138-142. Thomas Tsakalakos, Proocedings of the Int. Conf. On Phase Trans.In Solids, North Holland Publ. Company, New York, 657-667.
- [30] **Christian, J.W.**, 1975. The Teory of Transformation in Metals and Alloys, İkinci Baskı, Pergamon pres., Oxford, Newyork, Toronto.
- [31] **Kartal, S.**, 1998. Martensitik Faz dönüşümleri İçin Kohorent Çekirdeklenme Modeli ve Bilgisayar Simülasyonu.Doktora Tezi.Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [32] **Porter, D.A., ve Easterling, K.E.**, 1992. Phase Transformations in Metal and Alloys, Chapmanand Hall, London.
- [33] **Rao, C.N.R. ve Rao, K.J.**, 1986. Phase Transitions in Solids, McGraw-Hill Inc., New York, 82.
- [34] **Burke, J.**, 1965. The Kinetics of Phase Transformation, Pergamon pres, Oxford.
- [35] www.hkaraca.com/katilasma-ve-ergime-ile-ilgili-temel-kavramlar, 17 / 04 / 2011.
- [36] **Otsuka, K., Shimizu, K.**,1970. Memory Effect and Thermoelastic Martensite Transformations in Cu-Al-Ni alloy, *Scripta Metal.*, 4, 469-472.
- [37] **Delaey, L., Krishan, R.V., Tas, H., Varlimont, H.**, 1974. Thermoelasticity, Psoudoelasticity and the Memory Effect Associated with Martensitic Transformations, Part 1, *Journal of Materials Science*, 9, 1521-1535.

- [38] **Wayman, C.M.**, 1984. Thermo Elastic Martensitic Transformations and The Nature of Shape Memory Effect, Ed.
- [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] **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 Gesselshapt, Verlag, Germany, 213-222.
- [41] **Tautzenberger, P.**, 1990. Termal Actuators; A Comparison of Shape Memory Alloys with Termoelastic 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.
- [42] http://en.wikipedia.org/wiki/Shape_memory_alloy, 10 / 05 / 2006.
- [43] **Silva, R.A.G., Cunuberti, A., Stipcich, M, Adorno, A.T.**, 2007. Effect of Ag Addition on the Martensitic Phase of the Cu- 10 wt % Al Alloy, Materials Science and Engineering A 456,5-10.
- [44] **Segers, D., Hurtado, I., Dorikens- Vanpraet, L., Van Humbeck, J.**, 1995. Positron Dopplerbroadening Measurements in Cu-Al-Ni Based Shape Memeory Alloys, Journal De Physsique IV, Volume 5, 163-169.
- [45] **Onaran, K.**, 1991. Malzeme Bilimi Problemleri ve Çözümleri, Bilim Teknik Yaynevi.
- [46] **Wu, M.H.**, 1990. Cu-Based Shape Memory Alloys Engineering Aspect of Shape Memory Alloys, Edited by Duering, T.W., Melton, K. N., Stockel, D. and Wayman, CMS., Butter Worth- Heinemann Ltd. p.3.69-83.
- [47] **Yokoyama, K., Kanemura, T., Sakai, J.**, 2009. Materials Scienceand Engineering A 513-514 , 267-275.
- [48] **Albuquerque, W.H.C., Melo, T.A.A., Oliveira, D.F., Gomes, R.M., Tavares, J.MRS.**, 2010. Matterials and Desing 31, 3275-3281.
- [49] **Wu, M.H., Schetky, L.M.**, 2000. Proceeding of the International Conferance on Shape Memory and Süperelastic Technologies, Pacific Grove, California, USA, pp, 171-182.
- [50] **Oliveira, D.F., Lima, S.J.G., Brito, L.C.A., Gomes, R.M., Melo, T.A.A.**, 2009. Marerials Science Forum 643, 105-112.
- [51] **Montecinos, S., Cuniberti, A., Sepulveda, A.**, 2008. Materials Characterization 59, 117-123.
- [52] **Araya, R., Marivil, M., Mir, C., Moroni, O., Sepulveda, A.**, 2008. Materials Science and Engineering A 496, 209-213.
- [53] **Massalski, T.B.**, 1987. Binary Alloy Phase Diagrams, vol. 1. American Society for Materials, p. 8-106.
- [54] **Elst Elst, R., Van Humbeeck, J., Delaey, L., Metallkde, Z.**, 1985. Grain-growth in beta-copper-alloys, 76, 705.
- [55] **Guy, A.G., Hren, J.J.**, 1980. Elements of Physical Metallurgy, Adison Wesley Reading MA. P.134.
- [56] **Onaran, K.**, 1991. Malzeme Bilimi Ve Mühendislik Malzemeleri, Bilim Teknik Yaynevi.
- [57] **Humphreys, F.J., Hatherly, M.**, 1995. Recrystallization and Related Annealing Phenomena, Elsevier, Oxford, p. 282.
- [58] **Higgins, G.T.**, 1974. Metal. Sci. 8-143.

- [59] **Sure, G.N., and Brown, L.C.,** 1984. Metall. Trans. A, **15A** 1613.
- [60] **İkai, Y., Murakami, K., and Mishima, K.,** 1982. J.Phys. Collog., **43**, C4-185.
- [61] **Enami, K., Takimoto, N., and Nenno, S.,** 1982. J.Phys. Collog., **43**, C4-773.
- [62] **Hanadate, Y., Miyagi, M., Hamada, T., and Uratani, F.,** 1982. Osaka indust. Eng. Res. Cent. Rep., No. **81**, 17.
- [63] **Adachi, K., Hamada, Y., and Tagawa, Y.,** 1987. Scr. Metall., **21**, 453.
- [64] **Sugimoto, K., Kamei, K., Matsumoto, H., Domatsu, S., Akamatsu, K., and Sugimoto, T.,** 1982. J. Phys. Collog., **43**, C4-76.
- [65] **Sure, G.N. and Brown, L.C.,** 1985. Scr. Metall., **19**, 401.
- [66] **Oshima, R., Tanimoto, M., Oka, T., Fujita, F.E., Hanadate, Y., Hamada, T., Miyagi, M.,** 1982. J. Phys. Collog., **43**, C4-749.
- [67] **Janssen, J., Willems, F., Verelts, B., Maertens, J., and Delaey, L.,** 1982. J.Phys. Collog., **43**, C4-809.
- [68] **Waitz, T., Karnhaller, H.P.,** 2004. Acta Mater. **52**, 5461.
- [69] **Wang, X., Vlassak, J.J.,** 2006. Scr. Mater. **54**, 925.
- [70] **Zhang, L., Xie, C., Wu, J.J.,** 2007. Alloys Comppd. 318-432.
- [71] **Saburi, T., Takagaki, T., Nenno, S., Koshino, K.,** 1998. Proc. MRS. Int. Meet. Adv. Mater, Tokyo, 147.
- [72] **Gil, F.J., Guilemany, J.M., Matter, J.,** 1993. Sci. Lett. 12-7.
- [73] **Mike, Meier.,** 2004. Department of Chemical Engineering and Materials Science University of California, Davis September 13.
- [74] **Benke, M., Mertinger, V., Daroczi, L.,** 2009. High Temperature Transformation Processes in Cu-13.4Al-5Ni Shape Memory Alloy Single Crystals, Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 15, pp. 496-499.
- [75] **Şimşek, A.,** 2008. Kızartma Yağlarının Kararlılığı ve Termal Yöntemler ile Kalitesinin Belirlenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Çukurova Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Adana.
- [76] **Kurt, B., Orhan, N.,** 2003. Şekil Hafızalı Alaşımların Kaynak Edilebilirliği, Doğu Anadolu Bölgesi Araştırmaları, 4.
- [77] **Gottstein, G., Shvindlerman L.S.,** 1999. Grain Boundary migration in metals, thermodynamics, kinetics, applications. CRC Press.
- [78] **Montecinos, S., Cuniberti, A., Sepulveda, A.,** 2008. Grain Size and Psoudoelastic Behaviour of a Cu-Al-Be Alloy. Material Charecterization **59**, 117-123.
- [79] **Patterson, A.L.,** 1939. The Scherrer Formula for X-Ray Particle Size Determination, PRL, Vol.56, p.978-982,
- [80] **Gil, F.J., Guilemany, J.M., Fernandez j.,** 1998. Kinetic Grain Growth in β -Copper Shape Memory Alloys. Mater Sci. Eng. A **241**, 21-114.
- [81] **Zengin, R.,** 2002. Bakır Bazlı Alaşımların Basınç ve Radyasyon Etkisi Altında Şekil Hatırlama Davranışlarının İncelenmesi, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri enstitüsü, Elazığ.
- [82] **Yu-qin, J., Yu-hua, W., Ning, L.,** 2009. Effect of Enviromental Temperature on Damping Capacity of Cu-Al-Mn Alloy, Trans. Nonferrous Met. Soc. China **19**, 616-619.
- [83] **Kayalı, N.,** 1993. CuZnAl Alaşımlarında Martensit Stabilizasyonu ve Yaşlandırma Etkileri. Doktora Tezi. Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ

ÖZGEÇMİŞ

M. Ali YILMAZ

Kişisel Bilgiler:

Doğum Tarihi : 1980
Doğum Yeri : Kayseri-Bünyan
Uyruğu : T.C.
Medeni Hali : Evli

Eğitim:

İlköğretim: (1991)
Muş (Varto), Cumhuriyet İlkokulu (1. Sınıf)
Hatay (Hassa), Cumhuriyet İlkokulu (2-5. Sınıf)

Ortaöğretim: (1994)
Hatay (Hassa), Hassa Lisesi (Ortaokul 1. Sınıf)
Hatay (Merkez), Merkez 23 Temmuz Lisesi (Ortaokul 2 ve 3. Sınıf)

Lise: (1997)
Hatay (Merkez), Merkez 23 Temmuz Lisesi

Lisans: (2002)
Fırat Üniversitesi, Fen Edebiyat Fakültesi, Fizik Bölümü (Elazığ)