

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**BAKIR BAZLI ŞEKİL HATIRLAMALI ALAŞIM ÜRETİMİ VE ALAŞIMLARIN
YAPISAL, TERMAL VE ELEKTRİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ
Canan AKSU CANBAY
(04214201)

Anabilim Dalı: Fizik

Programı: Genel Fizik

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Ayşe AYDOĞDU

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 30 Haziran 2010

TEMMUZ 2010

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

BAKIR BAZLI ŞEKİL HATIRLAMALI ALAŞIM ÜRETİMİ VE ALAŞIMLARIN
YAPISAL, TERMAL VE ELEKTRİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

DOKTORA TEZİ
Canan AKSU CANBAY
(04214201)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 30 Haziran 2010
Tezin Savunulduğu Tarih : 15 Temmuz 2010

Tez Danışmanı : Prof.Dr. Ayşe AYDOĞDU (Fırat Üniversitesi)

Diğer Jüri Üyeleri : Prof. Dr. Ekrem YANMAZ (K.T.Ü)

Prof. Dr. Halis ÇELİK (Fırat Üniversitesi)

Prof. Dr. Osman ÖZCAN (Fırat Üniversitesi)

Yrd. Doç. Dr. Ş. Nevin BALO (Fırat Üniversitesi)

TEMMUZ 2010

ÖNSÖZ

Bu doktora çalışmasının hazırlanmasında yardımlarını esirgemeyen, bilgi ve görüşlerinden faydalandığım danışman hocam Prof. Dr. Ayşe AYDOĞDU' ya;

Yine bu çalışmanın meydana gelme sürecinde çok büyük emeği bulunan sayın hocam Prof. Dr. Yıldırım AYDOĞDU' ya;

İnönü Üniversitesi Fen-Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü Öğretim Üyesi sayın Prof. Dr. M. Eyyüphan YAKINCI' ya; Doç.Dr. Mehmet Ali AKSAN'a ve Dr.Serdar ALTIN'a;

Manyetik ölçümlerin alınmasında imkan sağlayan Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü Başkanı Prof.Dr.Ekrem YANMAZ'a;

Ayrıca deneysel çalışmalarım sırasında benden manevi desteğini esirgemeyen ve DSC, TG/DTA ölçümlerinin alınmasında büyük emeği geçen değerli arkadaşım Arş. Gör. Mediha KÖK'e;

Bu zaman zarfında beni destekleyen eşim Fırat CANBAY' a ve bana güç veren birtanecik kızım Tuana CANBAY' a;

En içten teşekkürlerimi sunarım.

Bu tez Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu (TÜBİTAK) tarafından **TÜBİTAK 106T583** nolu proje kapsamında,

Fırat Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi FÜBAP tarafından **FÜBAP-1525** nolu proje olarak desteklenmiştir.

Canan AKSU CANBAY

Elazığ-2010

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ.....	II
İÇİNDEKİLER	III
ÖZET	VI
SUMMARY	VII
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	VIII
TABLolar LİSTESİ.....	XIV
1. GİRİŞ	1
2. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER	4
2.1. Martensitik Dönüşümlerin Karakteristikleri	7
2.1.1. Bileşim ve Yeni Fazın Şekli.....	7
2.1.2. Zamana Bağımlılık	7
2.1.3. Sıcaklığa Bağımlılık	8
2.1.4. Dönüşümün Geri Çevrilebilirliği.....	8
2.1.5. Uygulanan Gerilmenin Etkisi.....	9
2.1.6. Yönlendirme İlişkisi	9
2.1.7. Kararlılık	10
2.1.8. Kompozisyon ve Yapı	10
2.2. Termoelastik Martensitik Dönüşümler	11
2.3. İzotermal ve Atermal Dönüşümler	11
3. ŞEKİL HATIRLAMA OLAYI VE KRİSTALOGRAFİSİ.....	13
3.1. Şekil Hatırlama Olayının Mekanizması.....	13
3.1.1. Tek Yönlü Şekil Hatırlama Olayı.....	15
3.1.2. Çift Yönlü Şekil Hatırlama Olayı.....	16
3.2. Süper Örgü Tipleri.....	18
3.2.1. B2-Beta (β) Brass Tipi Süper Örgüler	18
3.2.2. Fe ₃ Al Yapı ve DO ₃ Tipi Süper Örgüler	18
3.2.3. Cu ₂ MnAl Yapı veya L2 ₁ Tipi Süper Örgüler.....	19
3.2.4. A ₃ B veya L1 ₂ Tipi Süper Örgüler	19
3.2.5. CuAuI veya L1 ₀ Tipi Süper Örgüler	20
3.3. Austenit Fazdan Martensit Faza Dönüşümün Kristalografisi.....	21

	<u>Sayfa No</u>
3.4. Martensit Öncesi Yapılar ve Elektron Konsantrasyonu	24
3.5. Faz Diyagramları.....	26
3.5.1. Katılaşma Dönüşümleri	27
3.5.2. Katıhal Dönüşümleri.....	28
4. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMÜN TERMODİNAMİĞİ.....	31
4.1. Soğutma Hızının Dönüşüm Sıcaklıklarına Etkisi.....	35
4.2. Şekil Hatırlamalı Alaşımlarda Direncin Sıcaklıkla Değişimi.....	36
4.3. Şekil Hatırlamalı Alaşımların Manyetik Özellikleri	37
4.4. Alaşımların Üretim Yöntemleri	38
4.5. Bakır Bazlı Şekil Hatırlamalı Alaşımlar	41
5. MATERYAL VE METOT	44
5.1. Materyal	44
5.1.1. Cu-Al-Mn Alaşımları	45
5.1.2. Cu-Al-Ni Alaşımı.....	47
5.1.3. Cu-Al-Be Alaşımı.....	47
5.2. Metot.....	49
5.2.1. EDX Analizleri.....	49
5.2.2. X-Işını Kırınım (XRD) Analizleri.....	49
5.2.3. Metalografik Gözlemler.....	50
5.2.4. TG/DTA Ölçümleri	51
5.2.5. Diferansiyel Taramalı Kalorimetri (DSC)	52
5.2.6. Aktivasyon Enerjisi Hesaplamaları	54
5.2.7. Elektriksel Direnç Ölçümleri	54
5.2.8. Manyetik Ölçümler.....	57
6. BULGULAR.....	58
6.1. EDX Analizleri.....	58
6.2. X-Işını Kırınım (XRD) Analizleri.....	60
6.3. Metalografik Gözlemler.....	71
6.3.1. Cu-Al-Mn Alaşımlarının Metalografik Gözlemleri	72
6.3.2. Cu-Al-Ni Alaşımının Metalografik Gözlemleri.....	79
6.3.3. Cu-Al-Be Alaşımının Metalografik Gözlemleri	80
6.4. Diferansiyel Termal Analiz (TG/DTA) Sonuçları	81

	<u>Sayfa No</u>
6.5. Diferansiyel Taramalı Kalorimetri (DSC) Sonuçları	87
6.5.1 Cu-Al-Mn Alaşımı.....	87
6.5.2. Cu-Al-Ni Alaşımı	104
6.5.3. Cu-Al-Be Alaşımı.....	107
6.6. Aktivasyon Enerjisi Hesaplamaları	112
6.7. Elektriksel Direnç Ölçüm Sonuçları	119
6.8. Manyetik Ölçüm Sonuçları	123
7. SONUÇ VE TARTIŞMA	127
8. ÖNERİLER.....	135
KAYNAKLAR.....	136
EKLER.....	151
ÖZGEÇMİŞ	176

ÖZET

Bu çalışmada Cu-Al-Mn, Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Be alaşımları ergitme yöntemi kullanılarak elde edildi. Alaşımların yapıları ve faz dönüşümleri tayin edildi. Bu incelemede; EDX analizi, X-ışınları difraktogramı, metalografik metotlar, diferansiyel termal analiz (DTA), diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC), elektriksel ölçümler (R-T) kullanıldı. Alaşımların manyetik özellikleri VSM ölçümleri ile incelendi. X-ışını ölçümleri sonucunda alaşımların sahip olduğu yapılar ve yansıma veren düzlemleri belirlendi. Diferansiyel termal analiz ölçümleri sonucunda yüksek sıcaklık bölgesinde ve düşük sıcaklık bölgesinde alaşımların yapısında meydana gelen düzenli-düzensiz faz geçişleri belirlendi. Alaşımların içeriğindeki elementlere (% ağırlıkça) bağlı olarak değişim gösteren martensit (M_s , M_f) ve austenit (A_s , A_f) dönüşüm sıcaklıkları diferansiyel tarama kalorimetresi ölçümleri ile belirlendi. Bu sonuçlar elde edilen elektriksel ölçüm verileri ile desteklendi. Ayrıca, alaşımların manyetik özellikleri incelendi.

Yapılan ölçümler sonucunda T1-T4 alaşımlarının oda sıcaklığında martensit yapıya sahip olduğu belirlendi. T5 ve T6 alaşımlarının austenit yapı içerisinde martensit plakalar içerdiği tespit edildi. T7 ve B1 alaşımlarının oda sıcaklığında düzenli yapıda oldukları belirlendi. T1-T4, T7 ve B1 alaşımlarının TG/DTA ölçümleri ile $A_2 \rightarrow B_2 \rightarrow DO_3$ faz geçişleri belirlendi. T5 ve T6 alaşımlarında faz geçişleri gözlenmedi. Alaşımların DSC ölçümlerinde T1-T4, T7 ve B1 alaşımlarına ait dönüşüm sıcaklıkları belirlenirken T5 ve T6 alaşımlarında dönüşüm gözlenmedi. Elektriksel-direnç (R-T) ölçümleri ile T5 ve T6 alaşımlarında dönüşüm gözlenmezken T1-T4, T7 ve B1 alaşımlarında dönüşüm sıcaklıkları bulundu. Manyetik ölçümler sonucunda ise T1, T2, T3, T5, T6 ve T7 alaşımlarının tipik manyetizasyon gösterdiği belirlendi.

Anahtar kelimeler: Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar, Cu-Al-Mn alaşımları, Cu-Al-Ni alaşımları, Cu-Al-Be alaşımları, faz geçişleri, dönüşüm sıcaklıkları.

SUMMARY

In this study, Cu-Al-Mn, Cu-Al-Ni and Cu-Al-Be alloys were produced by melting method. The structures and phase transformations were investigated. In these observations; EDX analysis, differential thermal analysis (DTA), differential scanning calorimetry (DSC), electrical measurements (R-T) were used. The magnetic properties of the alloys were determined by VSM measurements. The element ratios in each alloy were determined by EDX analysis. The structures of the alloys and the planes giving the reflection were determined by X-ray measurements. The order-disorder phase transformations at high temperature region and low temperature region were determined by differential thermal analysis measurements. The variations in the martensit (M_s , M_f) and austenit (A_s , A_f) transformation temperatures according to the concentration (% wt.) of the alloy were determined by differential scanning calorimetry. Besides this, these results were supported with the electrical measurements (R-T). The magnetic properties of the alloys were investigated.

As a result of the measurements; T1, T2, T3 and T4 alloys are in martensit structure at room temperature. T5 and T6 alloys consist martensit variants in austenite structure. T7 and B1 alloys are in ordered structure at room temperature. The phase transformations of the T1-T4, T7 and B1 alloys were determined from TG/DTA measurements. The phase transformations of the T5 and T6 alloys weren't examined. The austenite and martensit transformation temperatures of the T1-T4, T7 and B1 alloys were determined from DSC measurements. The austenite and martensit transformation temperatures of the T5 and T6 alloys weren't observed. Besides this, the T5 and T6 alloys didn't show a transformation in electrical resistance-temperature (R-T) measurements. But we observed the transformations of the T1-T4, T7 and B1 alloys accomodating with the DSC measurements. As determined from the magnetic measurements, T1, T3, T5, T6 and T7 alloys show typical magnetization

Keywords: Cu- based shape memory alloys, Cu-Al-Mn alloys, Cu-Al-Mn alloys, Cu-Al-Be alloys, phase transformations, transformation temperatures.

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 2.1. Şekil değişiminin şematik gösterimi; a) orijinal ana faz tek kristali, b) Dönüşümün neden olduğu yüzey değişimi, c) martensitik dönüşüm sırasında yüzeye çizilen çizgideki değişim [22]	5
Şekil 2.2. Martensitik dönüşümün difüzyonsuz tabiatına bağlı düzlem ve doğrultulardaki değişim [18]	6
Şekil 2.3. fcc yapının küçük şekil değişimleri ile bcc (hacim merkezli kübik) yapıya dönüşebilmesi [22]	8
Şekil 2.4. a) Kayma ile yerleşme, b) ikizlenme ile yerleşme [23]	8
Şekil 2.5. Kararlılığın dönüşüm eğrisi üzerine etkisi [23, 24]	11
Şekil 3.1. Şekil hatırlama olayının şematik gösterimi [26]	14
Şekil 3.2. Mekaniksel yükleme olmaksızın şekil hatırlamalı alaşımın sıcaklığa bağlı faz değişimi [39].....	15
Şekil 3.3. Süperelastiklik histerisisinin şematik gösterimi [45]	17
Şekil 3.4. Şekil hatırlamalı alaşımlarda termomekanik olarak çift yönlü şekil hatırlama olayının sıcaklık-zorlanma eğrisi	17
Şekil 3.5. a) A ₂ , b) B ₂ (CsCl), c) D ₀₃ (Fe ₃ Al), d) L ₂₁ (Cu ₂ MnAl) tipi düzenli kristalyapıların birim hücreleri [48]	19
Şekil 3.6. a) L ₁₂ yapısı, b) A atomunun en yakın komşu koordinasyonu, c) B atomunun en yakın komşu koordinasyonu [51]	20
Şekil 3.7. L ₁₀ yapısının mümkün olabilen üç farklı tipi [53]	20
Şekil 3.8. B ₂ fazının temel yapısı ve (110) düzleminde AB tabakalarındaki atom görünüşleri [54]	22
Şekil 3.9. Ana faz ($0\bar{1}1$) _β ve martensit fazın (001) düzlemlerinin yığılım düzeni a) B ₂ , b) 3R (ABC), c) 3R (ACB), d) 9R (ABCBACACAB), e) 9R (ACBCBABAC), f) 2H (AB) [18]	23
Şekil 3.10. DO ₃ →18R dönüşümü, a) Martensit temel düzlemi, b) DO ₃ (110) düzlemlerinin sıralanışı, c) 18R martensit yapısında (001) düzlemleri [18]	24
Şekil 3.11. Ötektik reaksiyon sonucu meydana gelen fazlar [60]	27
Şekil 3.12. Peritektik reaksiyon sonucu oluşan fazlar [60]	28

Şekil 3.13. Cu-Al ikili alaşımasının faz diyagramı [62]	29
Şekil 3.14. Cu-Al-Mn üçlü alaşımasının 850 °C deki faz diyagramı [66]	29
Şekil 3.15. Ağırlıkça % 3 Ni içeren Cu-Al-Ni üçlü alaşımasının faz diyagramı [67]	30
Şekil 3.16. Ağırlıkça %0,47 Be içeren Cu-Al-Be üçlü alaşımasının faz diyagramı [65]	30
Şekil 4.1. Austenit ve martensit fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi [18]	31
Şekil 4.2. Maddenin katı-sıvı-gaz fazına göre entropi değişimi [72]	34
Şekil 4.3. Entropi değişimi; a) yüksek sıcaklık (düzensizlik fazla), b) düşük sıcaklık (düzensizlik az) [72]	35
Şekil 4.4. Entropinin sıcaklık ile değişimi [72]	35
Şekil 4.5. Cu-%38.8 Zn alaşımında termoelastik dönüşümde elektriksel direncin sıcaklıkla değişimi [80].....	38
Şekil 4.6. İndüksiyon ocaklarında oluşan manyetik alanın şematik gösterimi [88]	41
Şekil 5.1. Alaşım tozlarının indüksiyon fırınında (1500 °C) eritilmesi sırasında kullanılan deneysel düzenek, a) sistemin toplu görünüşü, b) sıcaklık ünitesi, c) dökümde kullanılan grafit pota	46
Şekil 5.2. Döküm yapılan blok ve döküm sonrası elde edilen numune ve oluşan cüruf.	48
Şekil 5.3. a) Parlatılmış yüzey, b) Parlatılmış ve dağlanmış yüzeyde tane sınırlarının gözlenmesi [99]	51
Şekil 5.4. Termal ölçümlerde kullanılan Perkin Elmer Sapphire DSC, Perkin Elmer Pyris Diamond TG/DTA.....	52
Şekil 5.5. DSC eğrisinden A_s ve A_f dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi	53
Şekil 5.6. Dört kontak noktası oluşturulmuş alaşımların resimleri	55
Şekil 5.7. Elektriksel ölçüm yapılan kriyostat sistemi.....	56
Şekil 5.8. Elektriksel ölçüm sisteminden alınan a) ısıtma b) ısıtma soğutma eğrileri	57
Şekil 6.1. T1 alaşımından elde edilen X-ışını difraktogramı	62
Şekil 6.2. T2 alaşımından elde edilen X-ışını difraktogramı	63
Şekil 6.3. T3 alaşımından elde edilen X-ışını difraktogramı	64

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 6.4. T4 alaşımdan elde edilen X-ışını difraktogramı	65
Şekil 6.5. T5 alaşımdan elde edilen X-ışını difraktogramı	66
Şekil 6.6. T6 alaşımdan elde edilen X-ışını difraktogramı	67
Şekil 6.7. T1-T6 alaşımlarına ait X-ışını difraktogramları	68
Şekil 6.8. T7 alaşımdan elde edilen X-ışını difraktogramı	70
Şekil 6.9. B1 alaşımdan elde edilen X-ışını difraktogramı	71
Şekil 6.10. T1 alaşımının yüzey mikrografları a) 200µm, b) 100 µm.....	73
Şekil 6.11. T2 alaşımının yüzey mikrografları a) 200µm, b) 100 µm.....	74
Şekil 6.12. T3 alaşımının yüzey mikrografları a) 200µm, b) 100 µm.....	75
Şekil 6.13. T4 alaşımının yüzey mikrografları a) 200µm, b) 100 µm.....	76
Şekil 6.14. T5 alaşımının yüzey mikrografları a) 500µm, b) 200 µm.....	77
Şekil 6.15. T6 alaşımının yüzey mikrografları a) 200µm, b) 100 µm.....	78
Şekil 6.16. T7 alaşımının yüzey mikrografları a) 200µm, b) 100 µm.....	79
Şekil 6.17. B1 alaşımının yüzey mikrografları a) 200µm, b) 100 µm	80
Şekil 6.18. T1 alaşımına ait TG/DTA eğrisi	82
Şekil 6.19. T2 alaşımına ait TG/DTA eğrisi	82
Şekil 6.20 T3 alaşımına ait TG/DTA eğrisi	83
Şekil 6.21. T4 alaşımına ait TG/DTA eğrisi	83
Şekil 6.22. T5 alaşımına ait TG/DTA eğrisi	84
Şekil 6.23. T6 alaşımına ait TG/DTA eğrisi	84
Şekil 6.24. T7 alaşımına ait TG/DTA eğrisi	86
Şekil 6.25. B1 alaşımına ait TG/DTA eğrisi	86
Şekil 6.26. (a) T1 alaşımı için 5 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	89
Şekil 6.26. (b) T1 alaşımı için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	90

Şekil 6.26. (c) T1 alaşımı için 15 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	90
Şekil 6.26. (d) T1 alaşımı için 20 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	91
Şekil 6.26. (e) T1 alaşımı için 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	91
Şekil 6.26. (f) T1 alaşımı için 5, 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri	92
Şekil 6.27. (a) T2 alaşımı için 5 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	93
Şekil 6.27. (b) T2 alaşımı için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	93
Şekil 6.27. (c) T2 alaşımı için 15 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	94
Şekil 6.27. (d) T2 alaşımı için 20 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	94
Şekil 6.27. (e) T2 alaşımı için 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	95
Şekil 6.27. (f) T2 alaşımı için 5, 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri	96
Şekil 6.28. (a) T3 alaşımı için 5 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	96
Şekil 6.28. (b) T3 alaşımı için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	97
Şekil 6.28. (c) T3 alaşımı için 15 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	97
Şekil 6.28. (d) T3 alaşımı için 20 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	98
Şekil 6.28. (e) T3 alaşımı için 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	98
Şekil 6.28. (f) T3 alaşımı için 5, 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri	99

Şekil 6.29. (a) T4 alaşımı için 5 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	100
Şekil 6.29. (b) T4 alaşımı için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	100
Şekil 6.29. (c) T4 alaşımı için 15 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	101
Şekil 6.29. (d) T4 alaşımı için 20 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	101
Şekil 6.29. (e) T4 alaşımı için 5, 10, 15 ve 20 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri	102
Şekil 6.30. Entropinin elektron konsantrasyonu ile değişimi $S = f(e/a)$ grafiği	103
Şekil 6.31. Mn (% ağırlıkça) oranındaki değişime bağlı olarak A_s-M_s sıcaklık farkında meydana gelen değişim	103
Şekil 6.32. Elektron konsantrasyonuna bağlı olarak A_s-M_s sıcaklık farkında meydana gelen değişim	104
Şekil 6.33. (a) T7 alaşımı için 15 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	105
Şekil 6.33. (b) T7 alaşımı için 20 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	105
Şekil 6.33. (c) T7 alaşımı için 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	106
Şekil 6.33. (d) T7 alaşımı için 30 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	106
Şekil 6.33. (e) T7 alaşımı için 15, 20, 25 ve 30 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri	107
Şekil 6.34. (a) B1 alaşımı için 5 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	108
Şekil 6.34. (b) B1 alaşımı için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	108
Şekil 6.34. (c) B1 alaşımı için 15 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	109
Şekil 6.34. (d) B1 alaşımı için 20 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	109

Şekil 6.34. (e) B1 alaşımı için 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi	110
Şekil 6.34. (f) B1 alaşımı için 5, 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri	111
Şekil 6.35. T1 alaşımına ait a) Kissinger b) Ozawa eğrisi	113
Şekil 6.36. T2 alaşımına ait a) Kissinger b) Ozawa eğrisi	114
Şekil 6.37. T3 alaşımına ait a) Kissinger b) Ozawa eğrisi	115
Şekil 6.38. T4 alaşımına ait a) Kissinger b) Ozawa eğrisi	116
Şekil 6.39. T7 alaşımına ait a) Kissinger b) Ozawa eğrisi	117
Şekil 6.40. B1 alaşımına ait a) Kissinger b) Ozawa eğrisi	118
Şekil 6.41. T1 alaşımına ait elektriksel direncin sıcaklığa karşı değişim(R-T) grafiği	120
Şekil 6.42. T2 alaşımına ait elektriksel direncin sıcaklığa karşı değişim(R-T) grafiği	121
Şekil 6.43. T3 alaşımına ait elektriksel direncin sıcaklığa karşı değişim(R-T) grafiği	121
Şekil 6.44. T4 alaşımına ait elektriksel direncin sıcaklığa karşı değişim(R-T) grafiği	122
Şekil 6.45. T7 alaşımına ait elektriksel direncin sıcaklığa karşı değişim(R-T) grafiği	122
Şekil 6.46. B1 alaşımına ait elektriksel direncin sıcaklığa karşı değişim(R-T) grafiği	123
Şekil 6.47. T1 alaşımına ait M-H eğrisi	124
Şekil 6.48. T3 alaşımına ait M-H eğrisi	125
Şekil 6.49. T5 alaşımına ait M-H eğrisi	125
Şekil 6.50. T6 alaşımına ait M-H eğrisi	126
Şekil 6.51. T7 alaşımına ait M-H eğrisi	126

TABLÖLER LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 4.1. Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar[91]	42
Tablo 5.1. Bu çalışmada kullanılan Cu-Al-Mn alaşımlarının döküm öncesi belirlenen kimyasal kompozisyonları	45
Tablo 5.2. Bu çalışmada kullanılan Cu-Al-Ni alaşımının döküm öncesi belirlenen kimyasal kompozisyonu.....	48
Tablo 5.3. Bu çalışmada kullanılan Cu-Al-Be alaşımının döküm öncesi belirlenen kimyasal kompozisyonu.....	48
Tablo 6.1. Cu-Al-Mn alaşımına ait EDX analiz sonuçları ile elde edilen element oranları	59
Tablo 6.2. Cu-Al-Ni alaşımına ait EDX analiz sonuçları ile elde edilen element oranları	60
Tablo 6.3. Cu-Al-Be alaşımına ait EDX analiz sonuçları ile elde edilen element oranları (* EDX analiz sonuçları kullanılarak hesaplanan değerler).....	60
Tablo 6.4. T1 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.....	62
Tablo 6.5. T2 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.....	63
Tablo 6.6. T3 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.....	64
Tablo 6.7. T4 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.....	65
Tablo 6.8. T5 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.....	66
Tablo 6.9. T6 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.....	67
Tablo 6.10. T7 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.....	70
Tablo 6.11. B1 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar	71
Tablo 6.12. Alaşımların DTA eğrilerinden elde belirlenen dönüşüm başlama-bitiş sıcaklıkları ve karşılık gelen fazlar	82
Tablo 6.13. T1 alaşımı için elde edilen dönüşüm sıcaklıkları	92
Tablo 6.14. T2 alaşımı için elde edilen dönüşüm sıcaklıkları	95
Tablo 6.15. T3 alaşımı için elde edilen dönüşüm sıcaklıkları	99
Tablo 6.16. T4 alaşımı için elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.....	102
Tablo 6.17. T7 alaşımı için elde edilen dönüşüm sıcaklıkları	107
Tablo 6.18. B1 alaşımı için elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.....	110

Tablo 6.19. Alaşımların 15 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.....	112
Tablo 6.20. Alaşımların Kissinger ve Ozawa metoduna göre hesaplanan aktivasyonenerjileri	119
Tablo 6.21. Alaşımların oda sıcaklığında (27 °C) ölçülen direnç değerleri	123

SEMBOLLER LİSTESİ

A_f	: Martensit $\rightarrow$ austenit faz dönüşümünde austenit yapının tamamlandığı sıcaklık
A_s	: Martensit $\rightarrow$ austenit faz dönüşümünde austenit yapının başlama sıcaklığı
a_0	: Austenit örgünün örgü parametreleri
bcc	: Cisim merkezli kübik yapı
bct	: Cisim merkezli tetragonal
d	: Kristal yapıda düzlemler arası mesafe
ΔH	: Entalpi
ΔS	: Entropi
fcc	: Yüz merkezli kübik
ftc	: Yüzey merkezli tetragonal yapı
hkl	: Kristal yapı düzlemlerini belirleyen indis sistemi (Miller indisi)
M_f	: Austenit $\rightarrow$ martensit faz dönüşümünde austenit yapının tamamlandığı sıcaklık
M_s	: Austenit $\rightarrow$ martensit faz dönüşümünde austenit yapının başlama sıcaklığı
T	: Sıcaklık
T_c	: Kritik sıcaklık
T_0	: Austenit yapının termodinamik dengedeki sıcaklığı
T_m	: Maksimum pik sıcaklığı
α	: Çökelti fazı (fcc)
α_1'	: 6R tipindeki martensit yapı
β	: e / a oranı (elektron / atom) 1,5 civarında olan süper örgülü kübik austenit faz
β_1	: DO ₃ türü ana faz yapısı (bcc)
β_2	: B2 türü ana faz yapısı (bcc)
β_1'	: 18R tipindeki martensit yapı
β_2'	: 9R tipindeki martensit yapı
γ	: Çökelti fazı
γ_2	: Beta brass yapı
γ_2'	: 2H tipindeki martensit yapı
Δd	: Kristal yapıda düzlemler arası mesafe farkı
ε	: Zorlanma
σ	: Zor
σ_T^{M-P}	: Martensit fazdan ana faza dönüşümü başlatan zor eşiği
σ_T^{P-M}	: Ana fazdan martensit faza dönüşümü başlatan zor eşiği

1. GİRİŞ

Dünyadaki teknolojik gelişmeler açısından, yeni malzemelerin elde edilmesi ve geliştirilmesi büyük önem arz etmektedir. Bu gelişmeler sadece malzeme elde etmeye yönelik olmamalı, bunun yanı sıra malzemelere yeni işlevler katabilmeli ve malzemenin kullanım alanını genişleterek fonksiyonelliğini artırabilmelidir. Bu alandaki yeniliklerle birlikte malzemelerin fonksiyonelliği mekaniksel elementler ve geliştirilmiş mekaniksel sistemlerde kullanılabilir. Şekil hatırlamalı alaşımlar da bu felsefe sonucu ortaya çıkan yeni bir malzeme sınıfıdır [1].

Bazı alaşımların, sıcaklığın değiştirilmesi ve zorlanma etkisi ile şekillerini değiştirmesi ve ters dönüşümle tekrar orijinal şeklini alması olayı şekil hatırlama etkisi olarak adlandırılmakta ve günümüzde endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır. Şekil hatırlama olayı, çok farklı özellikte numune hazırlayabilme yolunu da açmaktadır [2].

Şekil hatırlama özelliğine sahip malzemeler şekil hatırlamalı alaşımlar olarak adlandırılır. Şekil hatırlamalı alaşımlar termoelastik martensit dönüşüm sergilerler. Dönüşüm olayına göre metal ve alaşım sistemlerindeki faz dönüşümleri, çekirdeklenme-büyüme dönüşümleri ve martensitik dönüşümler olmak üzere iki sınıfa ayrılır. Çekirdeklenme-büyüme dönüşümleri sabit sıcaklıkta termal etkileşme ile difüzyonlu olarak meydana gelir. Martensitik dönüşüm ise sistemin sıcaklığı değiştirilerek veya deforme edilerek meydana gelebileceği gibi her iki etkinin birlikte uygulanması ile de gerçekleşebilir. Katıhal fiziğinde önemli bir yere sahip olan ve difüzyonsuz olarak gerçekleşen martensitik faz dönüşümü olayı, ilk olarak çelikte gözlenmiştir. Daha sonraları yapılan çok sayıda araştırma ile büyük bir gelişme gösteren martensitik dönüşümler, demir bazlı alaşımların yanı sıra geniş çapta soy metal bakır bazlı alaşımlarda ve metalik özellik taşımayan maddelerde de gözlenmiştir [3-6].

Metal ve alaşımlarda dönüşüm öncesindeki faz, austenit fazı olarak bilinir. Austenit faz ya da ana faz olarak adlandırılan dönüşüm öncesi kristal yapının dışarıdan sıcaklık, zor veya her iki faktörün birlikte uygulanması ile yeni faz olan martensit yapıya dönüşüm gerçekleşir. Martensit kristal yapısının hem iç ikizlenmeleri ve kusurları hem de farklı kristal yapıları kapsadığı anlaşıldıktan sonra, birçok alaşımda termoelastik martensit dönüşümün incelenmesi ve sonuçta termoelastik davranışın genel bir tanımını yapmak mümkün olmuştur [7].

Şekil hatırlamalı alaşımlar, sıcaklık ve gerilim etkisi altında kaybettikleri şekillerini tekrar kazanabilen malzemelerin eşsiz bir sınıfını oluşturmaktadır. Ayrıca bu malzemeler süperelastik özelliklerinden dolayı mikroelektronik, biyomekaniksel ve uçuş endüstrisinde fonksiyonel malzemeler olarak kullanılmaktadır. Şekil hatırlamalı alaşım üretmek için birçok yöntem kullanılmıştır. Toz metalurjisi, ergitme-soğutma, elementlerin mikro-alaşımlanması bunlardan birkaç tanesidir [8, 9].

Şekil hatırlamalı alaşımlarla ilgili araştırmalar 1930'lu yıllara dayanmaktadır. İlk keşfi Chang ve Read'in 1932 de bulduğu Au-Cd alaşımı ile başlar, daha sonraları ise bu özellikler Arne Olander tarafından 1938 de Cu-Zn alaşımlarında gözlenir [10]. Fakat 1960 lara kadar şekil hatırlamalı alaşımlarla ilgili önemli çalışmalar yapılmamıştır. 1961 de bir tesadüf sonucu W.J. Buehler ve arkadaşları Ni-Ti alaşımındaki şekil hatırlama etkisini bulmuştur. Bununla birlikte, düşük maliyeti, dayanımı, geniş şekil değiştirme yeteneği ve kolay üretiminden dolayı Cu-Zn-Al ve Cu-Al-Ni alaşımları da yoğun olarak çalışılmış ve kullanılabilir hale gelmiştir [11-13]. Ni-Ti şekil hatırlamalı alaşımlar mühendislik uygulamalarında kullanılmaktadır. Fakat yüksek maliyeti ve diğer alaşımlara kıyasla düşük dayanımlarından dolayı kullanımı sınırlı kalmaktadır. Bunun yanı sıra bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar düşük maliyetleri ve kolay elde edilişi açısından nitinollere alternatif olarak kullanılmaktadır. Son yıllarda ise Cu-Al-Ni ve Cu-Zn-Al üçlü alaşımlar ile ilgili çalışmalar yapılmaktadır. Bu alaşımların kırılma olmalarından dolayı soğuk kullanımı zordur. Şu anki çalışmalar ise Cu-bazlı alaşımların dayanımlarının artırılması esasına dayanmaktadır [14].

Cu-bazlı alaşımlar; yüksek dayanım, yüksek elektriksel ve termal iletkenliğinden dolayı birçok alanda kullanılmaktadır. Özellikle de yüksek performansından dolayı bakır bazlı alaşımlar elektronik devrelerde uygulama alanı bulmaktadır. Bazı, bakır bazlı alaşımlar, hızlı soğutmada şekil hatırlama olayının etkisi olan martensit faz gösterebilir. Bu etki; stentler, kateterler, gözlükler ve ortodonti gibi endüstrinin birçok alanında ve medikal uygulamalarda kullanılmaktadır [15, 16].

Şekil hatırlamalı alaşımlar, süperelastiklik ve şekil hatırlama gibi iki eşsiz özelliğe sahip metallerdir [17]. Tanımlanan bu iki eşsiz özellik, şekil hatırlamalı alaşımlarda meydana gelen moleküler yeniden düzenlenme olan katıhal faz geçişine imkan sağlar. Faz değişimi denildiğinde ilk akla gelen katıdan-sıvıya ya da sıvıdan-gaza dönüşümdür. Katıhal faz değişimi ise moleküler yeniden düzenlenmeye benzerdir fakat moleküller kapalı kutu (sıkı paket) gibi kaldıklarından dolayı madde katı kalır. Çoğu şekil hatırlamalı

alaşımlarda yaklaşık 10 °C' lik bir sıcaklık değişimi bu faz değişimini başlatmak için gereklidir. Şekil hatırlamalı alaşımda meydana gelen bu iki faz, martensit ve austenittir. Martensit, nispeten daha düşük sıcaklıkta fazın daha kolay deforme olmasıyla meydana gelir. Bu fazdaki moleküler yapı, ikizlenmelerdir. Austenit ise şekil hatırlamanın güçlü fazıdır, yüksek sıcaklıkta meydana gelir. Austenit yapının şekli kübiktir. Makroskobik boyutta deforme olmamış martensit faz ile kübik austenit faz aynı boyuttadır, dolayısıyla martensit deforme oluncaya kadar şekil hatırlamalı alaşımların büyüklüğünde ve şeklinde herhangi bir değişim olmaz. Bu fazların başlama ve bitiş sıcaklıkları martensit başlama (M_s), martensit bitiş (M_f), austenit başlama (A_s) ve austenit bitiş (A_f) ile tanımlanır. Alaşımın kompozisyonu hangi elementten ne kadar içerdiği bu sıcaklık değerlerini etkiler [18].

Şekil hatırlama etkisi alaşım M_f sıcaklığının altına soğutulduğunda gözlenir. Bu basamakta numune tamamen martensittir ve kolayca deforme olmuştur. Bu durumda numune bükülür veya eğilirse, numune A_f sıcaklığının üzerine ısıtıldığında kolayca orijinal şeklini alır. Numuneye verilen ısı alaşımın moleküler yeniden düzenlenmesi için harcanır. Bu durumda deforme olmuş martensit kübik austenit faza dönüşür ki bu da numunenin orijinal şeklidir [10]. Birçok şekil hafızalı alaşımın içerdiği elementlerin kompozisyonuna bağlı olarak yapısı tersinir bir şekilde değişim gösterir ve bu dönüşüm bir kristal yapıdan diğerine sıcaklığın ya da uygulanan gerilimin, dönüşüm sıcaklığı üzerinde değiştirilmesi ile meydana gelir [19].

Bu çalışmada Cu bazlı, Cu-Al-Mn, Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Be alaşımları ergitme yöntemi ile elde edildi. Alaşımların yapısında meydana gelen değişimler ve mikroyapılar incelendi. Alaşımların düzensiz-düzenli faz geçişleri ve bu fazların meydana geldiği sıcaklıklar belirlendi. Elementlerin alaşımdaki % ağırlık oranlarına bağlı olarak değişim gösteren martensit (M_s , M_f) ve austenit (A_s , A_f) dönüşüm sıcaklıkları belirlenerek şekil hatırlama mekanizması incelendi. Elektriksel direnç-sıcaklık ölçümleri ile alaşımların dönüşüm mekanizması belirlendi. Manyetik ölçümler ile alaşımların manyetik özellikleri incelendi.

2. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER

Bazı metalik sistemlerde, kimyasal kompozisyonunda bir değişiklik olmaksızın kristal yapısında değişiklikler içeren katıhal faz geçişleri meydana gelir. Bu tür reaksiyonlar martensitik geçişler olarak bilinir ki bu ilk olarak çeliğin austenit fazdan soğutulmasıyla bulunmuştur ve bulan kişi olan Alman Metalograf Adolf Martens'in adı verilmiştir. Çeliklerde bulunan yüksek geçiş oranlarındaki yeni faz oluşumları başka alaşımlarda da gözlenmiştir. Çeliklerdeki martensitik reaksiyon tipindeki hızlı büyüme geçişleri genellikle martensitik geçişler olarak bilinmektedir.

Martensit yapının oluşumu atomların kesikli hareketlerinden meydana gelir. Bir alaşım katıhal fazından hızlı bir şekilde düşük sıcaklıklara doğru soğutulduğunda tamamen düşük sıcaklık denge fazı ya da yarı-kararlı düşük sıcaklık fazları oluşması mümkündür. Birçok alaşım sisteminde martensit denge fazıdır. Bu alaşımlardaki geçişler, çelikte olduğu gibi aniden soğutma olmaksızın çok yavaş soğutma oranı ile martensitik olarak meydana gelir. Kararlı bir faz olduğundan dolayı, çelikteki yarı-kararlı martensit gibi yüksek sıcaklıklara ısıtma ile denge yapısına dönüşmez [3].

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 [20].

Martensitik dönüşüm basit olarak tarif edilebilir. Bir örgü dönüşümü, kesme deformasyonunu ve atomik hareketi içine alır. Metal ve alaşımlarda görülen birinci mertebeden bir yapısal faz dönüşümü olup austenit (ana) faza dışarıdan uygulanan sıcaklık ve zorun ayrı ayrı veya birlikte etkisiyle martensit (ürün) fazın elde edilmesi olayıdır. Martensitik dönüşümler şu başlıklar altında özetlenebilir [1, 21].

1. Martensitik faz, ara bir katı çözüldür.
2. Dönüşüm difüzyonsuzdur. Yani kristaldeki atomların dönüşüm öncesindeki komşulukları dönüşüm sonrasında da korunur.
3. Dönüşüm, sınırlı bir şekil değişikliğiyle meydana gelir. Ana faz durumunda, numunenin yüzeyi düzeltilip parlatıldıktan sonra sıcaklığı düşürülürse yüzey üzerinde meydana gelen martensitik fazlı bölgeler kabartılar şeklinde gözlenir (Şekil 2.1).

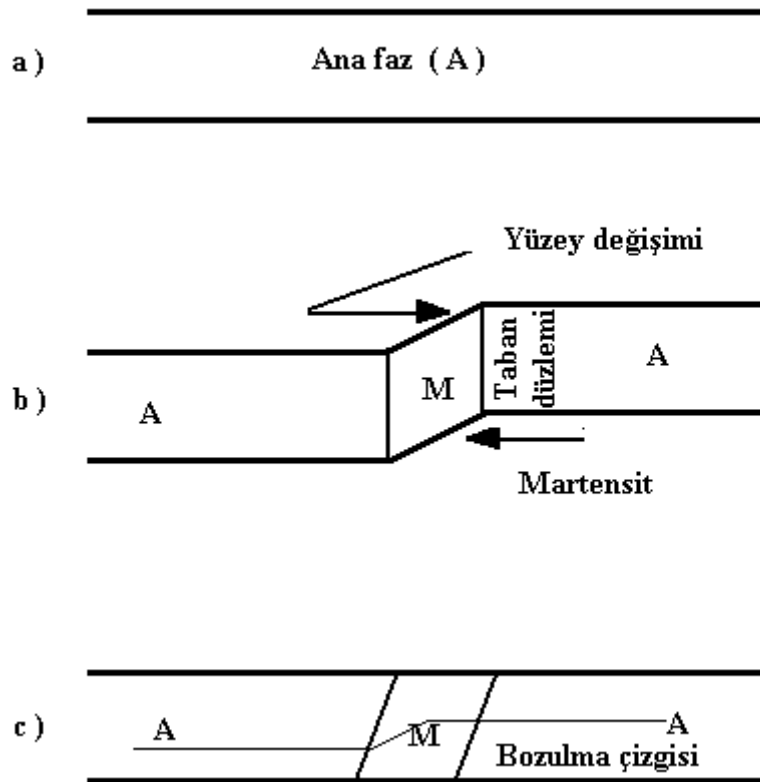
Şekil 2.1.b’de görüldüğü gibi austenit yapı ile martensit yapı arasındaki sınırdaki bozulma çizgisi ortaya çıkar. Şekil 2.1.c’de yapı içerisindeki bozulma çizgisi görülmektedir. Martensitik dönüşümlere eşlik eden şekil değişiklikleri şekil hatırlama olayında önemli bir rol oynar.

4. Bir martensitik dönüşümde bozulmamış olarak kalan ve ana faz ile ürün fazı ayıran düzleme yerleşme düzlemi (habit plane) denir. Şekil 2.2’de görüldüğü gibi yerleşme düzlemi değişmez bir düzlemdir ve bu düzlem arasındaki doğrultular bozulmamıştır.

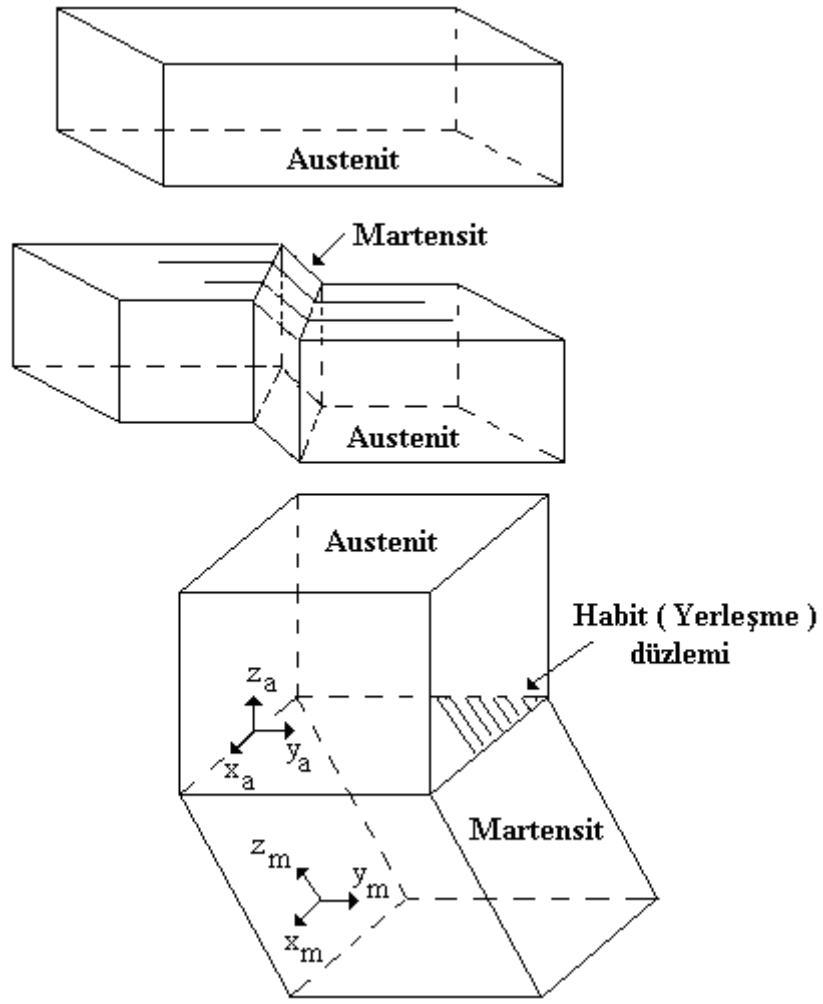
5. Austenit faz ile martensitik faz örgüleri arasında sınırlı bir dönme bağıntısı vardır.

6. Dönüşümde kristal örgü kusurları da oluşur.

Martensitik dönüşümlerde bir ara yüzeyin büyümesiyle ürün faz oluşur. Ara yüzeyin büyümesi esnasındaki hareketler çok düzenli ve hızlıdır. Ayrıca hem çekirdek ara yüzey yapısı hem de dönme bağıntıları arasında paralellik vardır [14, 21].



Şekil 2.1. Şekil değişiminin şematik gösterimi; **a)** orijinal ana faz tek kristali, **b)** dönüşümün neden olduğu yüzey değişimi, **c)** martensitik dönüşüm sırasında yüzeye çizilen çizgideki değişim [22].



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

Martensit fazı, alaşımın cinsine bağlı olarak ince plaka, iğne, kama ve benzeri şekillerde oluşabilir. Martensitik plakaların bünyesinde, kristalografik ikizlenme ve dislokasyonlardan kaynaklanan kristal kusurları bulunur. Martensit plakaları, kristal yüzeyinde oluşursa yüzey kabartılarına yol açar. Bu yüzey kabartıları makroskobik olarak görülen en belirgin özelliktir [18].

2.1. Martensitik Dönüşümlerin Karakteristikleri

2.1.1. Bileşim ve Yeni Fazın Şekli

Kristalografik yapısından dolayı martensitik bir dönüşüm yalnızca katı durumda difüzyonsuz olarak meydana gelir. Martensitik bir reaksiyonda her bir kristal aynı kimyasal bileşimde yeni bir kristale dönüşür. Dönüşüm sırasında her atomun yolu ve gideceği konum belirlidir. Bu sebepten yüksek sıcaklık fazı (ana faz) düzenli ise martensit fazı da düzenli olmak zorundadır.

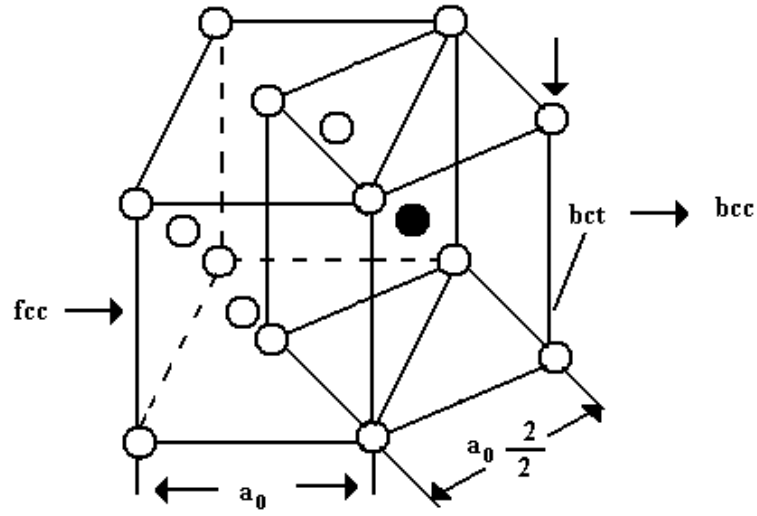
Martensitik dönüşüm sırasında, kristal yapı değişikliğini sağlayan kayma, belirli ana faz kristal düzlemleri üzerinde olur. Bu düzlemler genellikle aynı zamanda ana faz martensit ara yüzeyi düzlemidir [23].

Şekil 2.3’de yüzey merkezli kübik yapının (fcc) aynı zamanda hacim merkezli tetragonal birim hücrelerden oluştuğunu, hacim merkezli tetragonal yapı da oklar yönünde bir sıra küçük şekil değişimleri ile hacim merkezli kübik yapıya dönüşebileceğini göstermektedir. Söz konusu şekil değişimleri kayma hareketleri ile sağlanabilir. Martensit plakaları kayma ve ikizlenmeler olmak üzere iki farklı temel yapı gösterir. [21]. Şekil 2.4’de kayma ve ikizlenmeler şematik olarak gösterilmiştir [23].

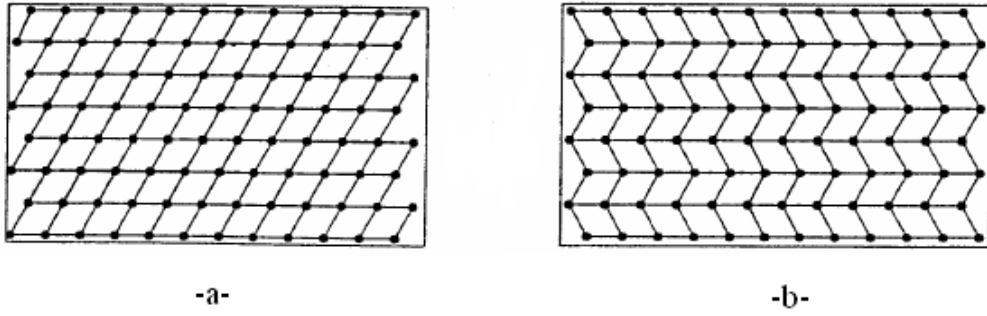
Martensitik dönüşümler kayma kökenli olduğundan kaçınılmaz olarak belirli bir şekil değişimine neden olur. Hacim genellikle, her ne kadar değişmiyorsa, küçüktür ve bazı durumlarda deneysel hataların limitleri içinde sıfırdır. Yayınma esaslı dönüşüm sırasında ortaya çıkan şekil değişikliklerinin oluşturduğu gerilimler özel varyant dizilimleri ile dislokasyon ve ikizlenme gibi kristal oluşumlarıyla karşılanarak en aza indirilmeye çalışılır [23].

2.1.2. Zamana Bağımlılık

Austenitten martensite dönüşüm için soğuma, söz konusu atom türlerinin ısı aktivite ile yer değiştirmelerine fırsat vermeyecek kadar hızlı olmalıdır. Bu kritik soğuma hızı öncelikle malzemenin kimyasal bileşimine ve bir ölçüde de tane büyüklüğüne bağlıdır. Atomların hareketi, mekanik ikizlenmedeki atom hareketine benzerdir ve her atomun hareket mesafesi atomlar arası mesafeden azdır. Martensitin büyümesi gayet kolaydır dolayısıyla martensitik dönüşüm genel olarak sadece sıcaklığa ve bileşime bağlıdır, zamandan bağımsızdır [23].



Şekil 2.3. fcc yapının küçük şekil değişimleri ile bcc (hacim merkezli kübik) yapıya dönüşebilmesi [22].



Şekil 2.4. a) Kayma ile yerleşme, b) ikizlenme ile yerleşme [23].

2.1.3. Sıcaklığa Bağımlılık

Martensitik dönüşümün esasında yer alan biçimsel değişiklik anafazda önemli ölçüde elastik deformasyona sebep olur. Bu deformasyon için gerekli enerji miktarı iki fazın serbest enerjileri arasındaki farktan kaynaklanır. Bu durumda, dönüşüm ancak önemli miktarda aşırı soğuma sağlandığında, yani serbest enerji miktarındaki değişimin (veya itici güç) büyük olması halinde gerçekleşir [23].

2.1.4. Dönüşümün Geri Çevrilebilirliği

Martensitik reaksiyonlar, başlangıçtaki atomik şekilleri tekrar tekrar ortaya çıkabildiğinde bir düzen içinde tersine çevrilebilir. Soğuma esnasında ortaya çıkan martensitler ısıtma ile kristalografik olarak tersinir bir karakter gösterir. Bu durumda

yeniden soğuma ile martensit aynı düzlemde ve aynı biçimde yeniden oluşur. Örneğin orijinal fazın tek bir kristali yeni fazın birçok kristali içinde soğutulularak dönüştürülebilir. Aksi olarak ısıtmada değişim, genellikle orijinal kristaldeki şekil ve çevre şartlarına uygunluk gibi aynı ölçütlerdeki tek bir kristalde sonuçlanacaktır, çökelpmenin olmasını engelleyen (bileşimdeki değişiminin olmadığı) reaksiyon düşük sıcaklık fazında meydana gelir [23].

2.1.5. Uygulanan Gerilmenin Etkisi

Malzemenin kristal yapısı, atomların rastgele hareketi olmaksızın ana fazdan kolayca meydana gelmelidir. Austenit fazdan martensite dönüşen alaşımda, sıcaklığa bağlı olan kritik bir gerilme değeri oluşur. Bu kritik gerilme, difüzyonu sınırlar. Bu, düşük sıcaklıklarda oluşan allotropik dönüşümler veya metallerin yüksek sıcaklık allotropik dönüşümlere sebep olması için gereklidir. Anafazın plastik deformasyonu martensit oluşumuna etki eder.

İç gerilmeler arttığı için martensitin çekirdeklenmesi kolaylaşır. Bunun sonucu olarak plastik deformasyona uğrayan metalik sistemlerde M_s yükselir.

Gerilme, uygulanan yöne bağlı olarak M_s sıcaklığını yükseltebilir veya düşürebilir. Eğer orijinal faz, kararlı olduğu yerde bir sıcaklık alanında soğuk çalıştırılırsa, sonuç deformasyonu çoğunlukla dönüşüme mani olur. Deformasyonu sağlayan sıcaklık, izin verilen tavlama sıcaklığından yeterince yüksek değildir. M_s sıcaklığı azaltılmıştır ve herhangi bir sıcaklıkta bulunan dönüşüm miktarı da azalmıştır. M_s nin altındaki herhangi bir sıcaklıkta oluşan plastik deformasyon martensit miktarını ve sıcaklıkların üstündeki kararlı olmayan fazın deformasyonu artmıştır, fakat M_s ' nin azalması çekirdekli ve büyüyen martensite sebep olacaktır [23].

2.1.6. Yönlenme İlişkisi

Martensitik reaksiyon difüzyonsuz olduğundan, her zaman ana faz ile oluşan martensit fazı arasında belirli bir kristalografik ilişki ve fazlar arasında da daima yarı-uyum mevcuttur. Habit düzlemlerde olduğu gibi genel olarak uygun şartlar altında bağıntının değişkenliği, bütün kristalografik eşitliklerin bulunmasını mümkün kılar. Tek bir martensit plağı tek bir kristal olabilir veya iki adet ikiz yönlenme içerebilir. İkiz yönlenmeler içermesi durumunda ana faza bağlı ikizlerin yönlenmesi ister istemez eşit değildir [23].

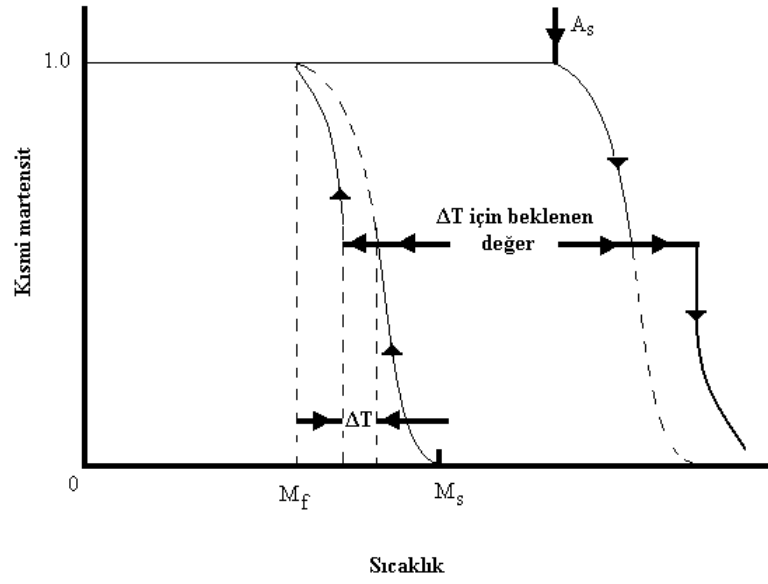
2.1.7. Kararlılık

Eğer numune dönüşüm alanında bir sıcaklığa soğutulursa ve bu sıcaklıkta bir süre tutulduktan sonra tekrar soğutulursa, sonraki dönüşüm hemen başlamaz. Sonraki sıcaklıklarda, dönüşümün miktarı sıcaklığa bağlı olarak doğrudan soğutma ile meydana gelenden daha azdır. Bu olay ‘kararlılık’ olarak bilinir. Kararlılığın derecesi, tutulan bir sıcaklıkta harcanan zaman ile artar (Şekil 2.5). Bu yapı, çelikteki yarı-kararlı martensit gibi, denge durumundaki yapının üzerindeki sıcaklıklarda bozulmayacaktır. Farklı martensitik fazların bağıl kararlılıkları sıcaklığa, elektron atom oranına ve dıştan uygulanan gerilmenin seviyesine bağlıdır [23].

2.1.8. Kompozisyon ve Yapı

Bir martensitik reaksiyonda, her bir kristal aynı kimyasal kompozisyonda yeni bir kristale dönüşür. Deneysel hata limitleri içinde hacimsel değişimler olabilmektedir ve bazı durumlarda ise hacimsel değişimler sıfırdır. Martensitik dönüşümlerde, yapısal değişiklikler atomların toplu hareketi ile meydana gelir. Yüksek sıcaklık ve düşük sıcaklık faz yapıları her bir alaşım için değişim gösterir ve basit bcc yapıdan birim hücre olarak tanımlanan 18 atomik katmanlı kompleks yapılara kadar değişir. Kristal yapının karmaşıklığı atomların hareketi tanımlanırken zorluk oluşturur. Martensitik reaksiyonların en önemli yanı martensit ve yüksek sıcaklık fazı arasında özel bir kristalografik ilişki içermesidir. Martensitik tabakalar dönüşümün kesikli olması ile uyuşan iki farklı alt yapı gösterir. Bu alt yapılar iç ikizlenmeler ve iç kaymalardır [3].

Tipik bir martensitik dönüşümde birçok habit düzlemi ile birlikte martensit düzlemleri ile latis yönelimleri oluşur. Kübik yapıda, 6 habit düzlemi ve her bir grupta dört varyant olmak üzere toplam 24 martensit varyant vardır [25]. Martensit reaksiyonlar tersinirdir ve bir önceki atomik konfigürasyonunu tekrarlayabilmektedir. Martensit tabakalar soğutulduktan sonra oluşum düzenleri ilk zamanki gibi aynı kalmaktadır. Aynı çekirdekli martensitin oluşumu için alaşıma yüksek sıcaklık fazında çevrim uygulandığında her defasında aynı düzendedir. Dönüşüm tersinirliği bütün martensitik reaksiyonlar için temeldir. Tersinirliğin gözlenmediği durumlar oluşabilir ki bunlarda ikincil etkilerden kaynaklanmaktadır [23].



Şekil 2.5. Kararlılığın dönüşüm eğrisi üzerine etkisi [23, 24].

2.2. Termoelastik Martensitik Dönüşümler

Martensit dönüşümlerin termoelastik olan ve olmayan iki tipi vardır. Şekil hatırlamalı alaşımlar termoelastik martensit dönüşümü gösterir. Çünkü, büyüme kinetikleri ve dar histerisis şekil hatırlama olayı için gereklidir [26].

Şekil hatırlamalı alaşımlarda görülen süperelastiklik özellik, şekil hatırlama etkisinde olduğu gibi termoelastik martensitik faz dönüşümü sonucu oluşan bir özelliktir [27]. Ayrıca şekil hatırlama etkisi, termoelastik dönüşümün kristalografik olarak görüntüsünün tersine çevrilebilmesini ve yeniden kazanılan deformasyon modunun görüntüsünü yani termoelastik alaşımlardaki ikizlenmenin başlangıcını verir [28]. Termoelastik martensitik dönüşüm; yüksek ve düşük sıcaklık fazlarını ayıran ara yüzeyin enerjisi, elastik gerilim enerjisi ve bu materyallerdeki çevrim histerisisi gibi dönüşümlerle ilgilidir [29].

2.3. İzotermal ve Atermal Dönüşümler

Sıcaklık etkisi ile oluşan martensitik dönüşümler, alaşım sistemlerine göre izotermal ve atermal olarak meydana gelir. Martensitik dönüşümlerin izotermal ve atermal olması alaşımın kimyasal bileşimine bağlı değildir. Bu yüzden izotermal ve atermal dönüşümlerin her ikisi aynı alaşım içerisinde meydana gelebilir. Ancak meydana gelen dönüşümlerin bu iki tipi için dönüşüm sıcaklıkları ve dönüşüm sonrası ürün yapıları farklıdır [30]. Bazı

alaşımlarda izotermal ve atermal martensite dönüşümü, dönüşüm öncesi sıcaklık etkisine bağlıdır [31].

İzotermal dönüşümde austenit haldeki numunenin sıcaklığı düşürülür ve belli bir M_s sıcaklığına gelindiğinde austenit yapı içinde martensit yapı oluşmaya başlar. Sıcaklık düşüşü ile dönüşüm devam eder ve M_f sıcaklığında tamamlanır. Bunun tersi de mümkündür. Martensit fazdaki alaşım ısıtılınca A_s sıcaklığında, austenit yapı oluşmaya başlar ve A_f sıcaklığında, yapı tamamen austenit faza dönüşür. A_s sıcaklığı M_f sıcaklığıyla aynı değerde değildir. İzotermal dönüşüm belli bir sıcaklıkta ani olarak başlayıp bitmediğinden ve belli bir sıcaklık aralığında devam ettiğinden bu dönüşümün olduğu alaşımlarda şekil hatırlama olayı gözlenir [30].

Atermal dönüşümde, austenit fazdaki numunenin sıcaklığı düşürülürse belli bir M_s sıcaklığına (yani $T=M_s$ de) gelindiğinde austenit yapı martensit yapıya dönüşür ve dönüşüm tamamlanır.

Bazı durumlarda martensit, M_s sıcaklığının altında veya üstünde atermal olarak oluşabilir. Dönüşüm çok hızlı olup patlama reaksiyonları şeklinde olduğundan bu dönüşümde şekil hatırlama olayı gözlenmez [18, 31].

3. ŞEKİL HATIRLAMA OLAYI VE KRİSTALOGRAFİSİ

Dönüşmüş martensit fazında deforme edilmiş alaşımların, kendine özgü dönüşüm sıcaklığı üzerinde ısıtılmaları durumunda, deformasyon öncesi orijinal şeklini tekrar kazanması şekil hatırlama olayı olarak bilinir. Bakır bazlı alaşımların β -fazları şekil hatırlama olayı gösterirler [32, 33]. Bu olay birçok metalik alaşım türünde görülür. Şekil hatırlama olayı birinci mertebe faz geçişi ve yer değiştirme sonucunda oluşur. Dönüşüm olayında hiçbir zor uygulanmasa da belli bir sıcaklığın altına düşürülünce kendiliğinden ortaya çıkan bir homojen zorlanma ortaya çıkar [34].

Daha önce belirtildiği gibi şekil hatırlama olayı tamamen termoelastik martensit dönüşümüne bağlıdır. Termoelastik martensit dönüşümü olmadığında şekil hatırlama olayı düşünülemez. Şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlarda şu kristalografik özellikler vardır;

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

Şekil hatırlama olayı, süper örgü yapısına sahip alaşımlarda görülür. Düzenli bir atom dağılımı söz konusudur. Bu olay genellikle bakır, gümüş, altın gibi periyodik tablonun B-alt grubundaki elementler esas alınarak yapılan alaşımlarda meydana gelir [35, 36].

3.1. Şekil Hatırlama Olayının Mekanizması

Şekil hatırlama olayı gösteren bir alaşım belirli bir kristal yapıya sahip olmalıdır. Bu yapı martensit halde iken sıcaklık ve zora bağlı olarak değişebilir. Şekil hatırlama özelliğine sahip alaşımdan yapılmış bir çubuk, martensit dönüşüm sağlandıktan sonra yonca yaprağı şeklinde eğilirse ve daha sonra ısıtılırsa austenit halde tekrar çubuk haline döner. Buradan da anlaşıldığı gibi şekil hatırlama olayı gösteren alaşım için martensit faz dönüşümü esastır [37].

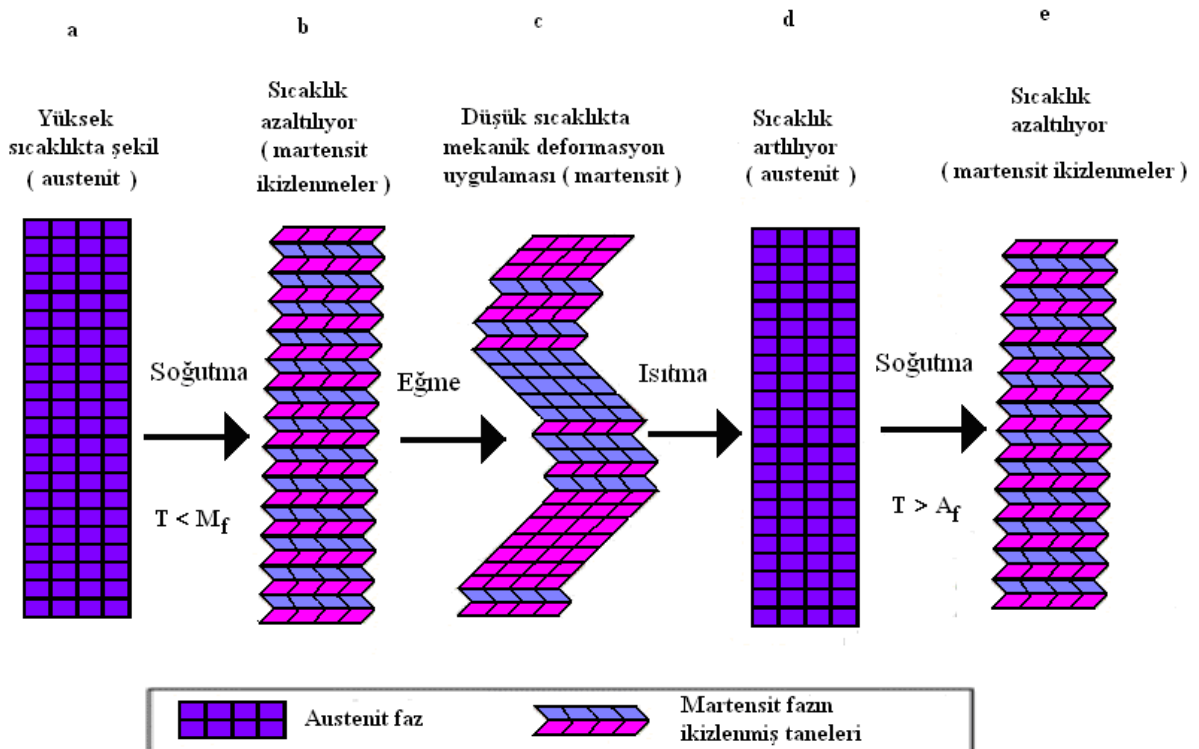
Şekil hatırlama olayı, mekanikteki elastik bir yayın davranışına da benzetilebilir. L_0 boyundaki esnek bir yaya esneklik sınırları içerisinde bir kuvvet uygulanırsa yayın boyu L

olur. Yay üzerindeki kuvvet kaldırılınca yay yine eski boyunu alır, yani L_0 olur. Şekil hatırlama olayı da buna benzerdir.

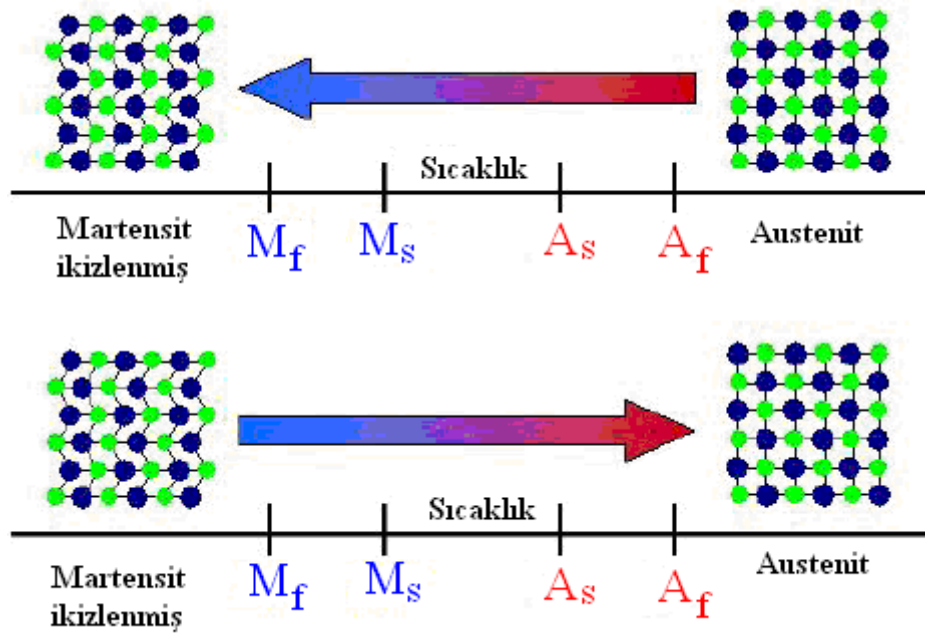
Martensit dönüşüm tamamlandıktan sonra (M_f sıcaklığının altında) numune deforme edilirse ve daha sonra sıcaklık yükseltip austenit hale döndüğünde numune, austenit haldeki normal durumunu alıyorsa bu olaya şekil hatırlama olayı denir [38].

Şekil hatırlama olayı Şekil 3.1'de şematik olarak açıklanabilir. Önce tek bir kristal yapıya sahip ana faz ele alınır (Şekil 3.1.a). Numune M_s den düşük sıcaklıklara soğutulduğu zaman martensit fazda iki farklı durum elde edilebilir. Numune A_f üzerindeki sıcaklıklara ısıtıldığı zaman her farklı durum Şekil 3.1.d'de görüldüğü gibi orijinal durumunu alarak austenit hale gelir. Numune soğutulduğu zaman Şekil 3.1.e'deki durumunu tekrar kazanır [18].

Şekil hatırlamalı alaşımlar sıcaklık, zor, basınç, magnetik alan gibi etkilere maruz bırakıldıklarında yapısında açıkça kalıcı değişimlerin gözlenebildiği ve üzerlerindeki etki kaldırıldığında da eski şekline geri dönme yeteneğine sahip malzemelerdir. Şekil 3.2'de sadece sıcaklık etkisi altında kalmış ve daha sonra sıcaklığın değişmesi ile birlikte kendi orijinal haline geri dönebilen malzemede meydana gelen değişim şematik olarak gösterilir [39].



Şekil 3.1. Şekil hatırlama olayının şematik gösterimi [26].



Şekil 3.2. Mekaniksel yükleme olmaksızın şekil hatırlamalı alaşımın sıcaklığa bağlı faz değişimi[39].

3.1.1. Tek Yönlü Şekil Hatırlama Olayı

Tek yönlü şekil hatırlama olayı şematik olarak Şekil 3.1’de görüldüğü gibidir. Alaşım martensit bitiş sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta ($T < M_f$) deforme edilince uygulanan zorun kaldırılması durumunda numune kendi orijinal durumuna geri dönemez. Isıtma sonucunda, numunedeki artık zor, sıcaklık kritik bir sıcaklığın üzerine çıkarken kademeli olarak geri döner. Sıcaklığın tekrar düşürülmesi üzerine, numune deforme edilmiş şeklini kazanamaz. Martensit dönüşümü ve yeniden yönelimle artık zorlanma oluşturma özelliği ve ısıtma sonucunda deformasyon öncesi orijinal β -faz yöneliminin tekrar elde edilebilmesi, tek yönlü şekil hatırlama olayının temel mekanizmasıdır [33].

Tek yönlü şekil hatırlama olayı NiTi, TiNb, NiAl, FePt, CuZnSi, CuZnSn, FeMnC gibi birçok alaşım sistemlerinde gözlenmiştir. Bu şekil hatırlama türünün zorlanma limiti, kendiliğinden martensit dönüşümün biçim zorlanmasına bağlıdır. Bu limit, deformasyon etkili bir martensit tek kristalinin sadece terslenmesiyle ortaya çıkar. Pratikte bu seviyeye sadece β -faz tek kristallerinden ulaşılır [40-42].

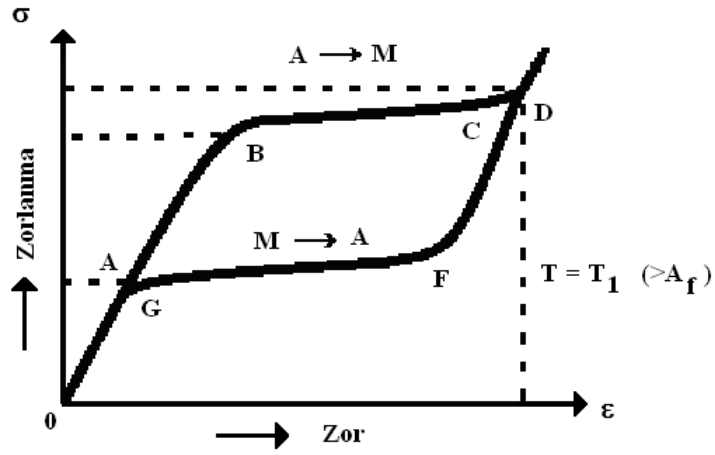
3.1.2. Çift Yönlü Şekil Hatırlama Olayı

Şekil hatırlamalı alaşımlarla ilgili olarak şimdiye kadar yapılmış araştırmaların çoğu tek yönlü şekil hatırlama temeline dayanmaktadır, burada madde yalnızca sıcak haldeki şeklini hatırlar. Bunun yanı sıra, şekil hatırlamalı alaşımlar çift yönlü şekil hatırlama özelliği de gösterirler, burada ise malzeme sıcak ve soğuk şeklini hatırlar [43].

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 [36].

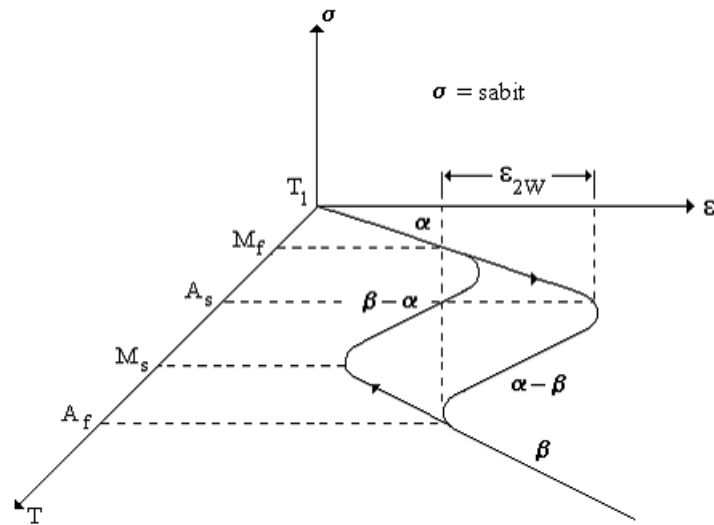
Tersinir şekil hatırlama olayının mekanizması Şekil 3.1’de şematik olarak gösterildiği gibidir. $T < M_f$ sıcaklığında tamamen martensit fazdaki bir numuneye dışarıdan zor uygulanmakla istenilen uygun bir şekil verilebilir. Yapılan bu plastik deformasyon sonucunda, uygulanan zorun kaldırılmasıyla numune deforme edilmiş şeklini korur. Deforme edilmiş numunenin sıcaklığı $T > A_f$ ye yükseltince plastik deformasyon ortadan kalkar ve deformasyon öncesi şekle ulaşılır. Numunenin sıcaklığı tekrar $T < M_f$ sıcaklığına düşürülürse daha önceki deforme edilmiş şeklini alır. Bu da tersinir şekil hatırlama olayının bir sonucudur.

Martensit dönüşümlere bağlı olarak ortaya çıkan suni esneklik olayı aşağıda ele alınmıştır. Martensit dönüşüme duyarlı bir alaşıma, sabit bir T_1 sıcaklığında iken zor uygulanırsa, Şekil 3.3’deki gibi zor-zorlanma eğrisi elde edilir. Bu zor-zorlanma eğrisinde; T_1 sıcaklığının, ters dönüşümünün zor uygulanmadan tamamlandığı bir A_f sıcaklığından daha büyük olması gerekir. Şekildeki AB kesimi ana fazın saf elastiklik deformasyonunu gösterir. Bir zor seviyesine karşı gelen B noktasında ilk martensit plakalar oluşmaya başlar ve C noktasına erişinceye kadar devam eder. Zor etkisiyle tamamen martensit faza dönüşen alaşım numunesi CD bölgesinde elastik olarak deforme edilir. D noktası oluşan martensitin plastik akış noktasıdır ve kopma meydana gelinceye kadar alaşım plastik olarak deforme olur. F deki bir zorlanma ile ters dönüşüm başlar ve martensit kesri ana faz elde edilinceye kadar (G noktasına kadar) azalır ve sonuçta martensit faz tamamen ana faza dönüşür. Zor varken ve kaldırıldığında elde edilen eğrinin kapattığı bölge, kaybolan enerji miktarını belirler. Bu tür dönüşüm, suni esneklik olarak adlandırılır ve genellikle A_f sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda meydana gelir. Görüldüğü gibi, suni esneklik olayında meydana gelen deformasyon martensit dönüşümünün sonucudur [18, 44].



Şekil 3.3. Süperelastiklik histerisisinin şematik gösterimi [45].

Sadece sıcaklığın fonksiyonu olarak çift yönlü şekil hatırlama olayı Şekil 3.4’de şematik olarak gösterilmiştir. Başlangıçta $T = T_1 < M_f$ sıcaklığında tamamen martensit yapıda olan numuneye sabit bir zor uygulanmaktadır. Bu şartlar altındaki numunenin sıcaklığı yükseltildiğinde A_s - A_f sıcaklık aralığında büyük bir şekil değişimi meydana gelir. Bu esnada başlangıçta martensit yapıya sahip olan numune tamamen austenit yapıya dönüşmüştür. Sıcaklığın $T_1 < M_f$ olacak şekilde düşürülmesiyle M_s - M_f sıcaklık aralığında numune tamamen martensit yapıya dönüşür. Böyle bir numuneye soğutma ve ısıtma işlemlerinin ard arda uygulanmasıyla ortaya çıkan olay, çift yönlü şekil hatırlama olayıdır [18].



Şekil 3.4. Şekil hatırlamalı alaşımlarda termomekanik olarak çift yönlü şekil hatırlama olayının sıcaklık-zorlanma eğrisi[18].

3.2. Süper Örgü Tipleri

Şekil hatırlama olayı gösteren pek çok katı çözelti, yüksek sıcaklıkta düzensiz yapıda iken düşük sıcaklıklarda düzenli yapıya geçerler. Düzenli yapılarda, atomlar yerleşebileceği yerlere belli bir düzen halinde yerleşirler. Süper örgülü yapılar genellikle düşük sıcaklıklarda uzun periyotlu olabilir. AB ve AB₃ tipindeki kompozisyonlar uzun periyotluluğa yatkındır. Kritik bir değerin üzerindeki sıcaklıklarda rastgelelik hakimdir. Sıcaklık kritik değerin altına düşünce düzen kurulur ve sıcaklık düştükçe düzen derecesi artar. Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlarda martensitik dönüşümler düzenli bcc β -fazından meydana gelir.

Yüksek sıcaklıktaki düzensiz β -fazı A2 (Şekil 3.5.a) tipi bcc kristal yapısına sahip iken soğutma ile kısa mesafeli düzenli dönüşüme uğrar ve B2 (CsCl tipi) süper örgü yapı meydana gelir. Soğutma ile en yakın komşu düzeni oluşur, yapı alaşım kompozisyonuna, soğutma hızına bağlı olarak DO₃ yapı ya da L2₁ yapı olur. Şekil hatırlama özelliğine sahip alaşımlarda süper örgülerin temeli bcc örgülerdir. Bu örgüler aşağıdaki gibi birkaç şekilde sınıflandırılır [2, 46-48].

3.2.1. B2-Beta (β) Brass Tipi Süper Örgüler:

Bu yapı içiçe girmiş iki tane basit kübik yapı olarak görülebilir. Başka deyişle bu yapının bazı iki atomlu olarak ifade edilir. Bu süper örgüye CsCl yapı da denir. Şekil 3.5.b'de görüldüğü gibi Cl atomları kübün köşelerine, Cs atomları merkeze yerleşecek şekilde dağılır. Bu tip süper örgülere şekil hatırlamalı alaşım sistemlerinde sık sık rastlanır. CsCl tipi B2 süper örgüsü 50:50 kompozisyon oranı ile sağlanır ve β_2 -fazıyla temsil edilir. ZnCu, AuCd, AlNi, LiTl alaşımları buna örnek olarak gösterilebilir [6, 1].

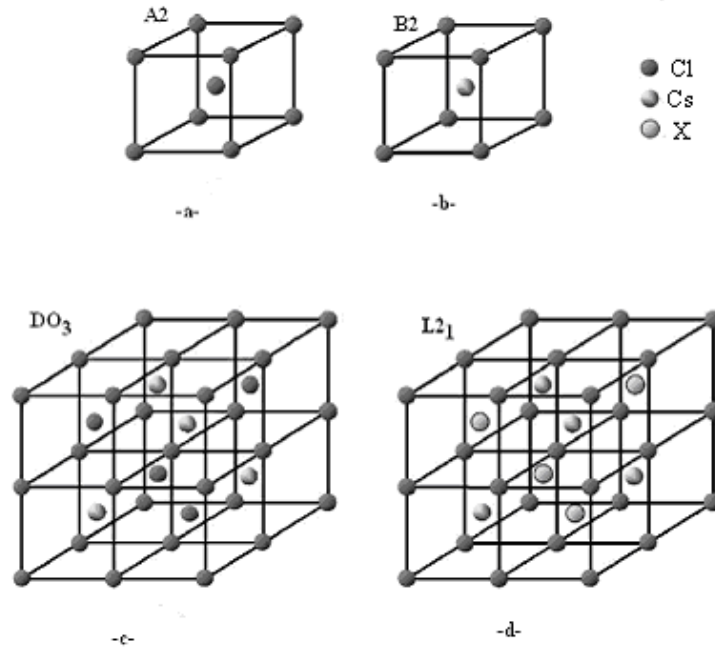
3.2.2. Fe₃Al Yapı ve DO₃ Tipi Süper Örgüler:

Normal bcc tipinde birim hücrelerle CsCl tipi hücrelerin periyodik olarak yan yana gelmeleriyle oluşan bir yapıdır. Bu yapıda, bcc alt yapının bütün örgü noktaları ile CsCl tipi alt yapının köşelerinde Fe türü atomlar ve CsCl yapının cisim merkezinde ise Al türü atomlar bulunur. DO₃ birim hücresini tanımlamak için bcc ve CsCl tipi dört hücreye ihtiyaç vardır. DO₃ tipi süper örgü 75:25 kompozisyon oranına sahip β_1 -fazı ile temsil edilirler. Bu örgünün birim hücresi Şekil 3.5.c'de görülmektedir. DO₃ tipi süper örgülerin

en tanınan özelliği her bir atom maksimum sayıda benzemeyen atom tarafından çevrilmiş olmasıdır. Örnek olarak Cu_3Al , BiLi_3 , Fe_3Si gibi [1, 18].

3.2.3. Cu_2MnAl Yapı veya L2_1 Tipi Süper Örgüler:

Köşelerinde Cu türü atomlar ve cisim merkezinde sırasıyla periyodik olarak Mn ve Al türü atomlar bulunan CsCl tipi birim hücrelerin yan yana gelmesiyle oluşan düzenli bir yapıdır. Birim hücre tanımı için sekiz tane CsCl tipi hücreye ihtiyaç vardır.



Şekil 3.5. a) A2, b) B2 (CsCl), c) D0₃ (Fe₃Al), d) L2₁ (Cu₂MnAl) tipi düzenli kristal yapıların birim hücreleri [48].

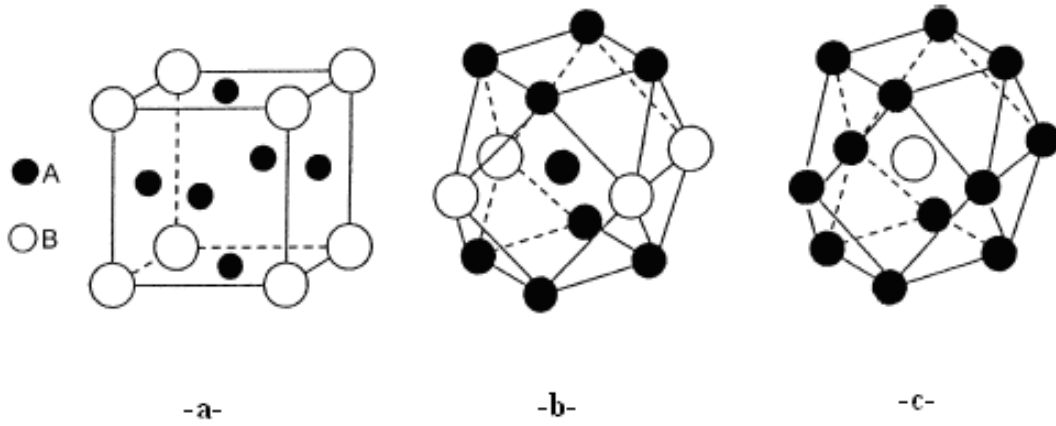
Bu da Şekil 3.5.d'de görülmektedir. Bu yapıya sahip alaşımlar genellikle Heusler alaşımı olarak isimlendirilirler. Cu_2NiAl , Zn_2CuAu , Cu_2MnSn gibi alaşımlar bu yapıya iyi birer örnektirler [18].

3.2.4. A_3B veya L1_2 Tipi Süper Örgüler:

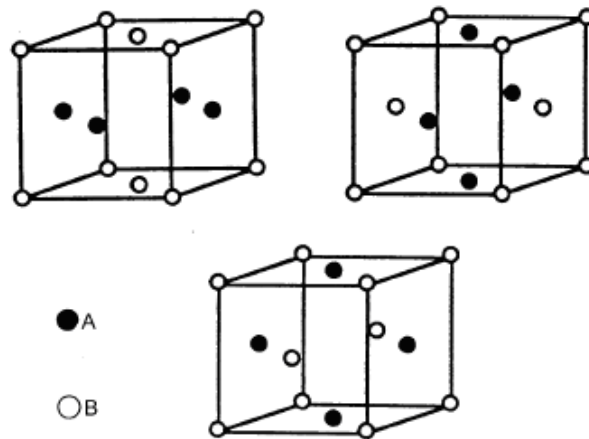
Bu yapı düzenli fcc birim hücresidir, köşelerde Au atomları ve yüzeylere de Cu tipi atomlar yerleşir [49]. Yüksek sıcaklıktaki A_3B (Co_3 , Ge, W) nin yapısı sıcaklık düştüğü zaman L1_2 yapıya dönüşür. Bu yapı γ' fazına sahip süper alaşımlarının atomlarının fcc yapıda düzenlenmesi ile oluşur. Şekil 3.6'da yapı şematik olarak gösterilmiştir [50, 51].

3.2.5. CuAuI veya $L1_0$ Tipi Süper Örgüler:

Düzenli fcc birim hücresinin köşelerine ve taban merkezine Cu atomları, yan yüzeylerine ise Au atomları yerleşmiştir. Farklı düzenlerdeki atomların yeniden yerleşmesi yeni bir kristal yapı oluşmasına neden olur. Bu yapılar dönüşüm simetrisinin azalması ile oluşur. $L1_0$ yapısında atomların üç farklı şekilde dizilmeleri mümkündür. Şekil 3.7’de bu durum şematik olarak gösterilmiştir [52].



Şekil 3.6. a) $L1_2$ yapısı, b) A atomunun en yakın komşu koordinasyonu, c) B atomunun en yakın komşu koordinasyonu [51].



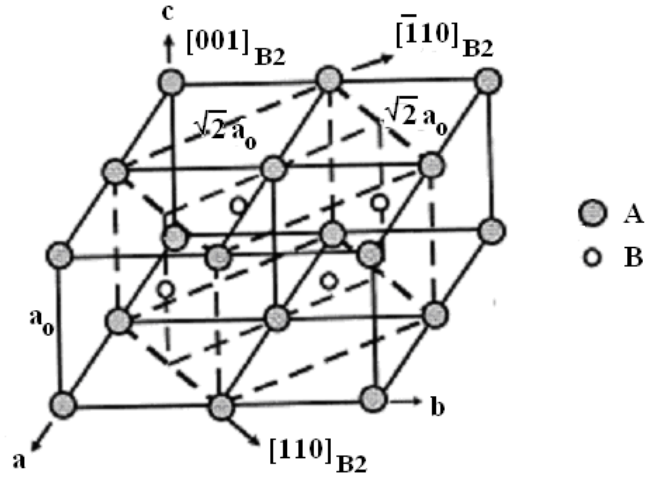
Şekil 3.7. $L1_0$ yapısının mümkün olabilen üç farklı tipi [53].

3.3. Austenit Fazdan Martensit Faza Dönüşümün Kristalografisi

Katılarda, austenit fazdaki kristal yapı, dönüşümle difüzyonsuz olarak martensit faz olarak adlandırılan yeni bir kristal yapı kazanır. Austenit fazdaki B2 ve DO₃ tipi kristal yapılar martensit dönüşüm sonrası fcc, ortorombik veya hegzagonal yapılara dönüşür [9]. Burada ortorombik yapının (martensit yapı) temel düzlemi, bcc yapının (austenit yapının) {110} düzlemlerinden biri üzerine oturtulmuştur. Austenit yapının {110} düzlemlerinden biri martensit yapının temel düzlemi olan {001} düzlemleridir. Eğer oluşan martensit yapının birbirini takip eden her bir düzleminde bazı yerdeğiştirmeler olursa 2H, 3R, 6H, 9R, 18R tipi martensit yapılar meydana gelir [36].

B2 tipi düzenli bir yapıya örnek olarak Şekil 3.8’de görüldüğü gibi, CuZn alaşımındaki (110) düzleminde A ve B tabakaları verilebilir. A ve B tabakalarına bazı deformasyonlar uygulanırsa yukarıda bahsedilen yapılar elde edilir. Şekil 3.9’da ise B2 tipi β_2 ana fazdan üretilen periyodik tabakalı martensit yapıda sıkı paket düzleminin üç şekli görülmektedir. Ana fazın $(0\bar{1}1)_\beta$ temel düzlemleri ve (001) martensitik düzlemlerinin yığılma düzeni Şekil 3.9’da verilmiştir. İki bitişik düzlem arasındaki relatif yerdeğiştirme $1/2 (\sqrt{2} a_0)$ dır. Eğer örgüye $(0\bar{1}1)_{B2}$ de, $[0\bar{1}\bar{1}]$ yönünde bir kesme uygulanırsa 3R (ABC) yapısı elde edilir ve Şekil 3.9.b’ de görüldüğü gibi her düzlemde $(1/3)$ a lık bir kayma görülür [37].

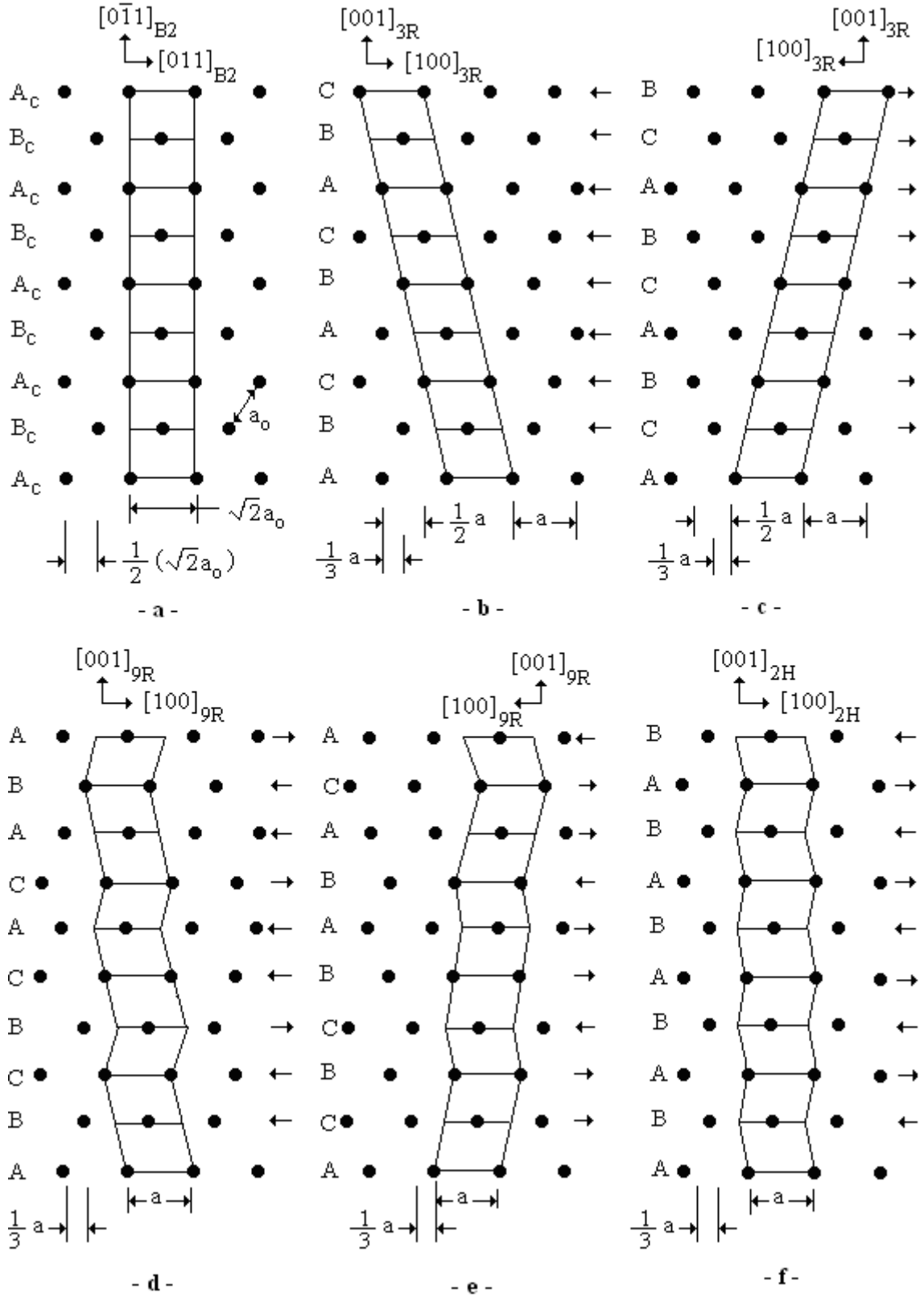
Ana fazın (011) baz düzlemleri üzerinde $-(1/6)$ a ve $(1/6)$ a kesmelerinden birincisi ard arda iki tabakada uygulandıktan sonra ikinci kesme uygulanır ve bu sıra temel düzlemler üzerinde periyodik şekilde devam ederse ABCBCACAB şeklindeki 9R martensit yapısı oluşur. Görüldüğü gibi 3R yapısında $[001]_M$ doğrultusunda C boyunca üç ara düzlem, 9R de dokuz ve 18R de ise on sekiz ara düzlem vardır.



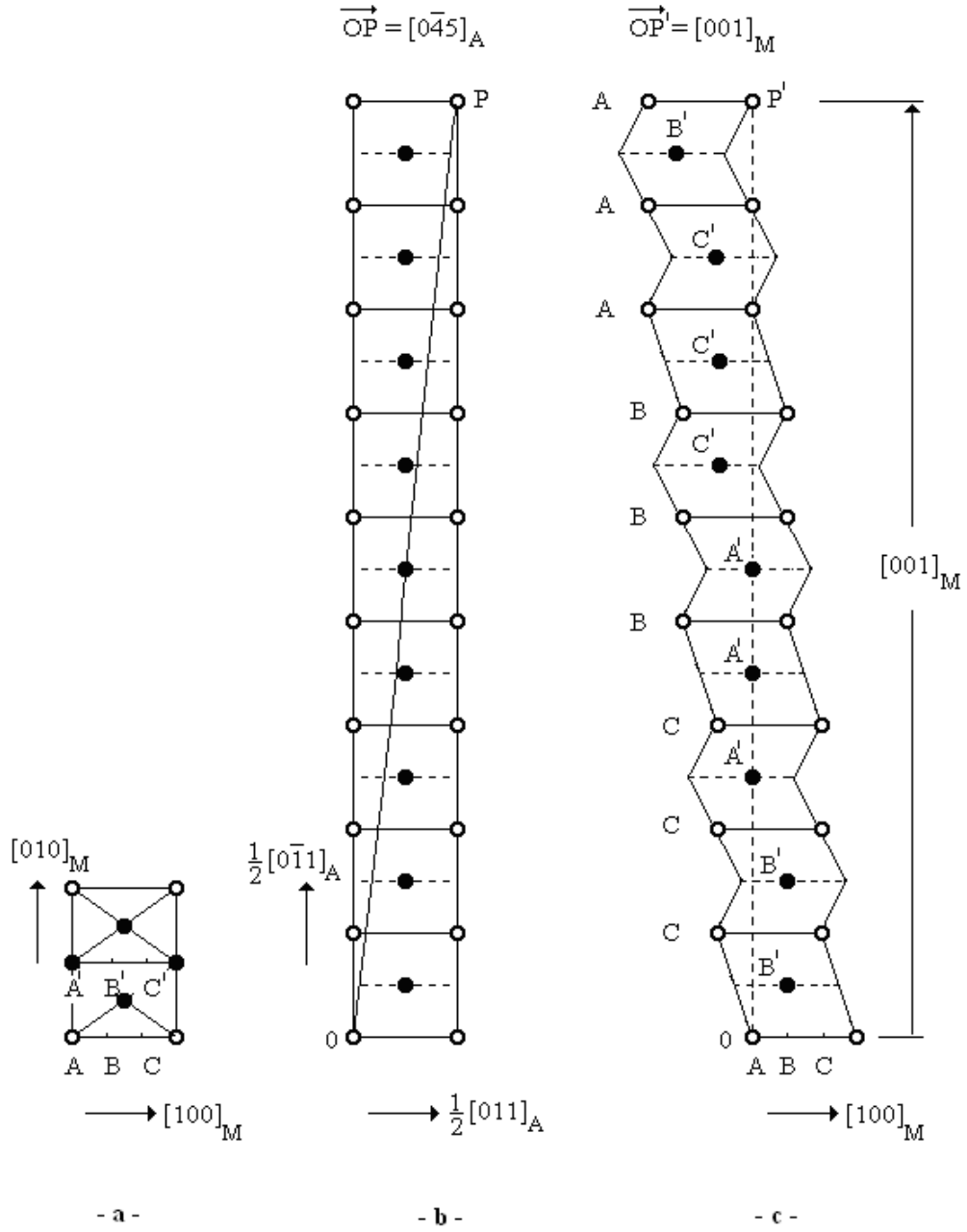
Şekil 3.8. B2 fazının temel yapısı ve (110) düzleminde AB tabakalarındaki atom görünümleri [54].

DO₃ düzenine sahip kristal yapıdan 18R tipi martensit yapının nasıl meydana geldiği Şekil 3.10'da görülmektedir. Martensit yapının (001)_M temel düzlemi austenit yapının (0 $\bar{1}$ 1)_A temel düzleminde meydana gelir. Burada martensitik yapı, [011]_A yönündeki bir kesme uygulanmasıyla oluşur. Diğer doğrultular arasındaki bağıntı 1/2[100]_A dan [100]_M, [100]_Adan [010]_M [045]_A dan [001]_M meydana gelir [38, 55].

Mikroyapısal düzen, şekil hatırlamalı alaşımlarda şeklini hatırlama etkisi için en önemli şartlardan biridir. Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar A_f üzerindeki bir sıcaklıkta tutulduğu sürece ana faz düzeninde bulunur. 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. CuZnAl sisteminde $\beta \rightarrow B2$ geçişi yaklaşık olarak 500 °C de ortaya çıkar. $\beta \rightarrow DO_3$ geçişi ise alaşımın kompozisyonuna şiddetlice bağlıdır ve oda sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda bile oluşabilir. Böyle bir durumda tamamlanmamış düzenli yapı soğutmayla elde edilebilir. Numuneler oda sıcaklığının üstünde 40 °C civarında yaşlandırılırsa, M_s ve A_s dönüşüm sıcaklıkları yaşlandırma süresiyle artar. Eğer bu numuneler soğutma sonrası $\beta \rightarrow DO_3$ geçiş sıcaklığı üzerindeki sıcaklıklarda ani tavlamaya tabi tutulursa, M_s ve A_s sıcaklıkları yaşlandırma öncesi değerlerine geri dönerler [56].



Şekil 3.9. Ana faz $(0\bar{1}1)_\beta$ ve martensit fazın (001) düzlemlerinin yığılım düzeni a) B2, b) 3R (ABC), c) 3R (ACB), d) 9R (ABCBCACAB), e) 9R (ACBCBABAC), f) 2H (AB) [18].



Şekil 3.10. DO₃ → 18R dönüşümü, **a)** Martensit temel düzlemi, **b)** DO₃ (110) düzlemlerinin sıralanışı, **c)** 18R martensit yapısında (001) düzlemleri [18].

3.4. Martensit Öncesi Yapılar ve Elektron Konsantrasyonu

Şekil hatırlama özelliğine sahip alaşımlar, termoelastik martensit dönüşümü ve martensit öncesi yapıdaki düzenin martensit fazdaki düzeni etkilemesiyle karakterize edilir. Uzun periyotlu yığılma düzenine sahip martensitler termoelastik davranış gösterir ve genellikle düzenli yapıdaki austenit fazdan dönüşürler. Faz alanları 1,40 ve 1,50 arasında

bir elektron kontrasyonunda merkezlendiğinden bu alaşımların martensit dönüşüm öncesindeki β -fazları elektron fazı olarak da adlandırılır. Elektron konsantrasyonu için bu değer aralığı, serbest elektron teorisinden beklenen değere, hemen hemen uyar. Bu fazların kararlılığı, band yapıları ile yakından ilgilidir.

B2 ve DO₃ düzeninin her ikisi $e/a \sim 1,40-1,50$ olan CuZn alaşımlarında meydana gelebilir. e/a oranı, elektron konsantrasyonudur. Yani alaşımda atom başına ortalama serbest (valans) elektron sayısıdır (elektron/atom oranı) ve aşağıdaki şekilde hesaplanır:

$$\frac{e}{a} = \sum_i (\text{valans})_i \times (\text{atomik})_i$$

Burada; i ; alaşımlardaki elementlerin toplamını gösterir.

Alaşımların faz durumlarında e/a oranı önemlidir. Elektron konsantrasyonuna göre yapılar; $e/a \leq 1,38$ olduğunda fcc (α) yapısı, $e/a \sim 1,5$ olduğunda bcc (β) yapısı, $e/a \sim 1,62$ olduğunda kompleks (γ) yapısı, $e/a > 1,5$ olduğunda ise hcp (ϵ) yapısı gözlenir [23, 31].

Elektron-atom oranına bağlı olarak meydana gelebilen martensitin üç tipi vardır; α tipi, β tipi ve γ tipidir. α tipi ABC olarak sıralı bir şekilde yığılmıştır ve içten ikizlenmiştir. β tipi martensit sıralı yığın ABCBCACAB ile sıkı paketlenmiş yüzeylerin sıkı paketi tarafından karakterize edilmiştir. Eğer β -fazın gösterdiği B2 sınıf martensit β olarak isimlendirilmişse aynı düzenli yığılmaya (ortorombik yapı 9R) sahiptir. Eğer β -fazı L2₁ sınıfı martensitte β_1 olarak isimlendirilmişse yığılma sınıfı ABCBCACABABCBCACAB (ortorombik 18R) dir ve bu üç yapı tek ortorombik ünitelerden araştırılabilir [23].

γ -hegzagonal tip martensitin yapısı sıkı paket düzleminin AB yığılması tarafından karakterize edilir. Dealey ve Cornelis'e göre martensitik yapıda β nün γ ye değişimi yaklaşık $e/a \sim 1,49$ de meydana gelir.

Metalografik incelemeler aracılığı ile görülebilir ki $e/a < 1,42$ olduğu durumlarda hızlı soğutmadan elde edilen martensitik yapı α tipindedir. $1,42 < e/a < 1,45$ elektron-atom konsantrasyonuna sahip alaşımlarda ise α ve β martensit aynı anda var olur ve daha büyük ikizlenme α martensit plaklarda ve kusursuz ince plaklarda görülebilir [57].

Elektron konsantrasyonu 1,45 in üzerindeki yani β martensitik yapıdaki numuneler hem ısıtma (martensitik $\rightarrow \beta$) hem de soğutma ($\beta \rightarrow$ martensit) işlemlerinde kalorimetrik tepe noktaları gösterir. Elektron konsantrasyonu 1,42 ile 1,45 arasında olan alaşımlar α ve β martensiti bir arada içerenler çok küçük tepe noktaları içerirler [23].

Yapılardaki martensitin her tipi ile bu alaşımların M_s ve M_f sıcaklıkları yalnızca β martensit içeren alaşımlar ile karşılaştığında çok yüksektir.

Bu α - β martensit ara fazlarının martensit dönüşüme yardımcı olan yüksek iç gerilmeleri harekete geçirmesinden dolayıdır. Histerisis değerleride martensit kararlılığından dolayı çok yüksektir.

Plastik şekil değiştirme sonucunda, α martensit ısıtma ile orijinal şekline geri dönmediğinden bu alaşımlar kısmi şekil hatırlama etkisi gösterirler ve bu yüzden şekil değişimi kalıcıdır. Aynı şey β martensit için söylenemez. β martensitin miktarı ne kadar büyük olursa şekil hatırlama etkisi de o kadar büyük olacaktır. Bu yüzden şekil hafızasının kullanılacağı teknolojik uygulamalarda tamamen β martensit tercih edilir. İki yönlü şekil hatırlama etkisi de malzemenin ıslah edilmesi ve β -fazındaki süperelastisite tarafından bulunur. Bu etkiler, elektron konsantrasyonu 1,45 den 1,49 a kadar olan alaşımlarda mevcuttur. 1,45 den daha küçük elektron konsantrasyonuna sahip olduğu durumlarda α martensit meydana çıkar ve termoelastik martensitik dönüşüm göstermez. 1,49 dan daha yüksek elektron konsantrasyonuna sahip olduğu durumlarda ise γ martensit ortaya çıkar ve son derece gevrek olmasından dolayı teknolojik uygulamaları yoktur [23, 58].

3.5. Faz Diyagramları

Bir cisim bağ kuvvetleri etkisi altında en düşük enerjili denge konumunda bulunan atom grubundan oluşur. Koşullar değişirse enerji içeriği de değişir, denge bozulur atomlar daha düşük enerji gerektiren başka bir denge konumuna geçerek değişik biçimde dizilir ve sonuçta yeni bir faz oluşur. Faz dönüşümü sistemin bulunduğu fazdan başka bir faza geçmesi olarak tanımlanır ve diğer termodinamiksel değişkenler sabit tutulduğunda, belirli bir sıcaklıkta oluşur ve bu sıcaklığa kritik sıcaklık denir. Bir malzeme sisteminde fazların bileşimine ve sıcaklığa bağlı olarak değişimi gösteren diyagramlara denge diyagramları veya faz diyagramları denir. Faz diyagramları, faz dönüşümleri neticesinde oluşturulur.

Ergime, katılaşma, buharlaşma ve katı halde kristal yapının değişmesi (allotropik dönüşüm) gibi olaylara faz dönüşümü adı verilir [59]. Faz diyagramları, bir maddenin çeşitli fazlarının termodinamik açıdan kararlı olduğu element konsantrasyonunu ve sıcaklık bölgelerini gösteren diyagramlardır. Aynı zamanda sıcaklığa ve malzemenin içindeki yabancı maddelere bağlı olarak malzemede meydana gelen değişiklikler de faz diyagramları ile belirlenir. Faz sınırları olarak adlandırılan ve bölgeleri ayıran çizgiler iki fazın dengede olduğu basınç ve sıcaklık değerlerini gösterir.

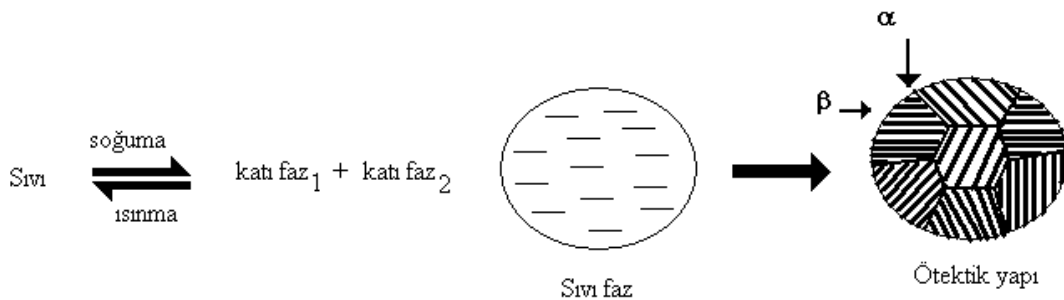
Faz diyagramları özellikle iki maddenin karışıp karışmayacağını, değişik şartlar altında dengenin var olup olmadığına veya sistemin dengeye ulaşmadan önce basıncın, sıcaklığın ve bileşimin belirli değerlere ayarlanmasının gerekli olup olmadığına karar vermek için kullanılır. Faz diyagramlarının ticari ve endüstriyel açıdan önemli kullanım alanları vardır. Genel olarak; metaller, yarıiletkenler, seramikler, çelikler ve alaşımlar faz diyagramlarının kullanıldığı yerlerdir [60, 61].

Cisimler, atomların bağ kuvvetleri etkisinde denge halinde bulunduğu bir fiziksel kütle olarak tanımlanır. Atomlar daima serbest enerjinin minimum olduğu kararlı yapı oluşturma eğilimi gösterirler. Mevcut bir yapıya, yabancı atomlar katılır ve sıcaklık değişirse, serbest enerji değişir ve denge bozulabilir. Bunun sonucu atomlar hareket ederek daha düşük enerjili başka bir diziliş, dolayısıyla değişik bir faz oluşturabilirler. Temel faz dönüşümleri, katılaşma dönüşümleri ve katıhal dönüşümleri olmak üzere iki ayrı başlık altında incelenmektedir.

3.5.1. Katılaşma Dönüşümleri

a) **Katı eriyik oluşumu;** sıvı eriyikten katı eriyik oluşumu belirli bir sıcaklık aralığında tamamlanır ve sonuçta tek bir katı faz meydana gelir.

b) **Ötektik reaksiyon;** Birbirini sınırlı oranda eriten bazı sistemlerin belirli bir bileşimdeki alaşımları sabit bir sıcaklıkta katılaşır ve ötektik reaksiyon sonucu sıvı faz aynı anda iki ayrı katı faza dönüşür. Bu yapı çok ince ve sık tabakalıdır. Üstün mekanik özelliklere sahiptir. Şekil 3.11’de gösterilmektedir.



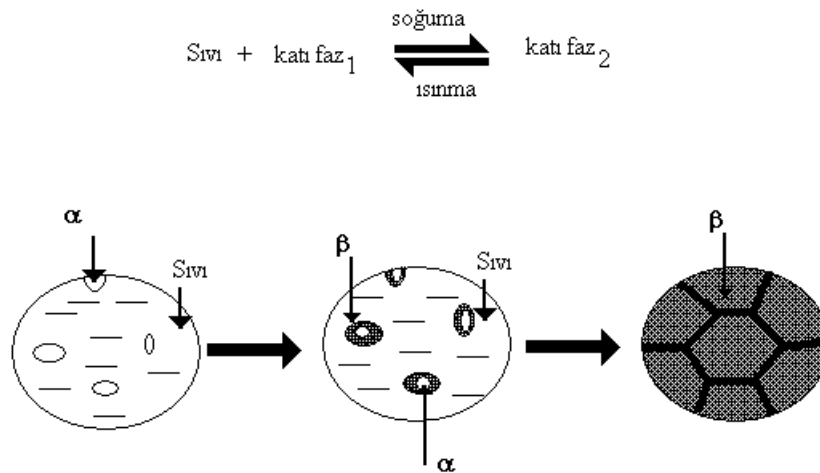
Şekil 3.11. Ötektik reaksiyon sonucu meydana gelen fazlar [60].

c) **Peritektik reaksiyon;** Katılaşma süresinde bir arada bulunan sıvı faz ile katı fazın sabit sıcaklıkta başka bir katı faza dönüşmesine peritektik reaksiyon denir. Şekil 3.12’ de gösterilmektedir.

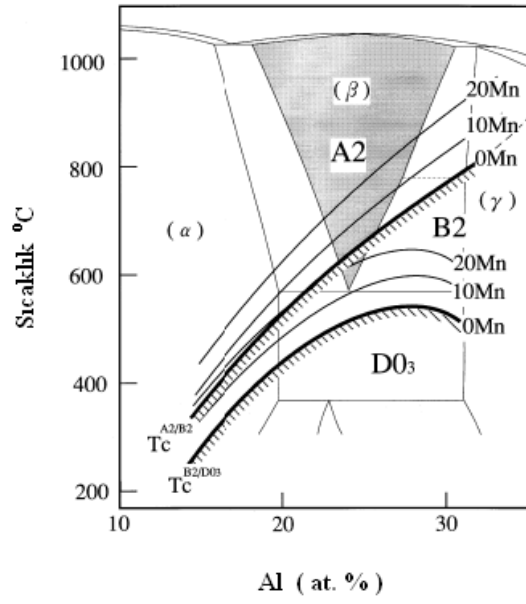
3.5.2. Katıhal Dönüşümleri

Katıhalde atomların hareketleri çok kısıtlıdır, bu nedenle dönüşümlerin tamamlanabilmesi için belirli bir süreye ihtiyaç vardır. Dönüşme olayı atomsal yayılım sonucu oluşur ve bu üç aşamada tamamlanır. Birinci aşamada atomların çevresi ile bağı kopar, ikinci aşamada hareket ederek daha düşük enerjili konumlara giderler ve son aşamada yeni fazı oluştururlar [60].

Bakır bazlı alaşımlarda termoelastik martensitik dönüşüm ve buna bağlı olarak şekil hatırlama olayı görülen kompozisyon aralığı yüksek sıcaklıklardaki β -faz bölgesidir. Cu-Al ikili alaşımının faz diyagramı Şekil 3.13’ de verilmiştir [18]. Buna göre, yüksek sıcaklık bölgelerinde % 22-28 (atomikçe) Al kompozisyonu civarında bcc yapılı β -faz bölgesi vardır. Bir denge durumunda; β -faz, ötektoid ayrışma vasıtasıyla 570 °C civarında iki faza ayrılır; γ_2 -faz (γ pirinç tipi yapı) ve α -faz (fcc) dir. Bu nedenle β -faz bölgesinde bulunan numune hızlı soğutulursa, ötektoid ayrışma önlenerek, M_s nin altındaki sıcaklıklarda martensitik dönüşüm ortaya çıkar. Yüksek Al konsantrasyonlu ikili Cu-Al sistemlerinde γ_2 -fazın çökmesini, aşırı derecede hızlı soğutmak bile önleyemez ve termoelastik martensitik dönüşümler gözlenemez. Bu nedenle Mn, Ni ve Be un ilavesi Cu ve Al un difüzyonunu önler böylece tesirli olarak β -fazı kararlı olur [25].

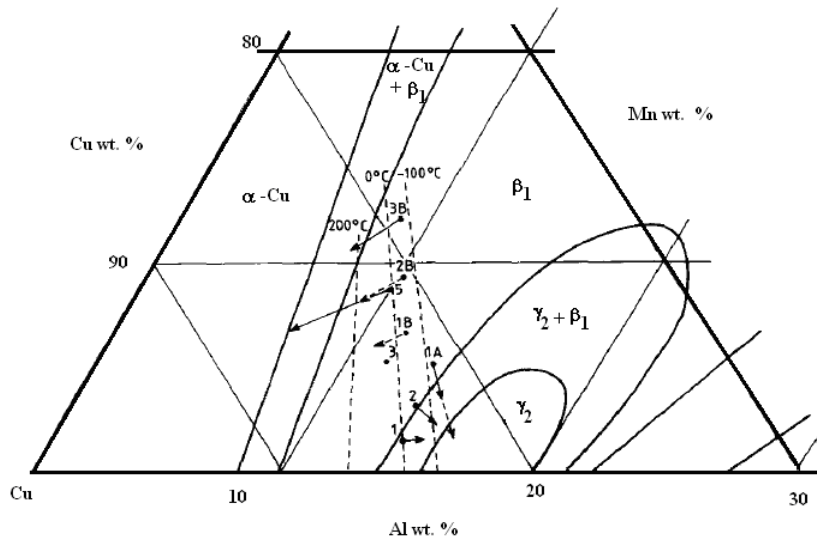


Şekil 3.12. Peritektik reaksiyon sonucu oluşan fazlar [60].

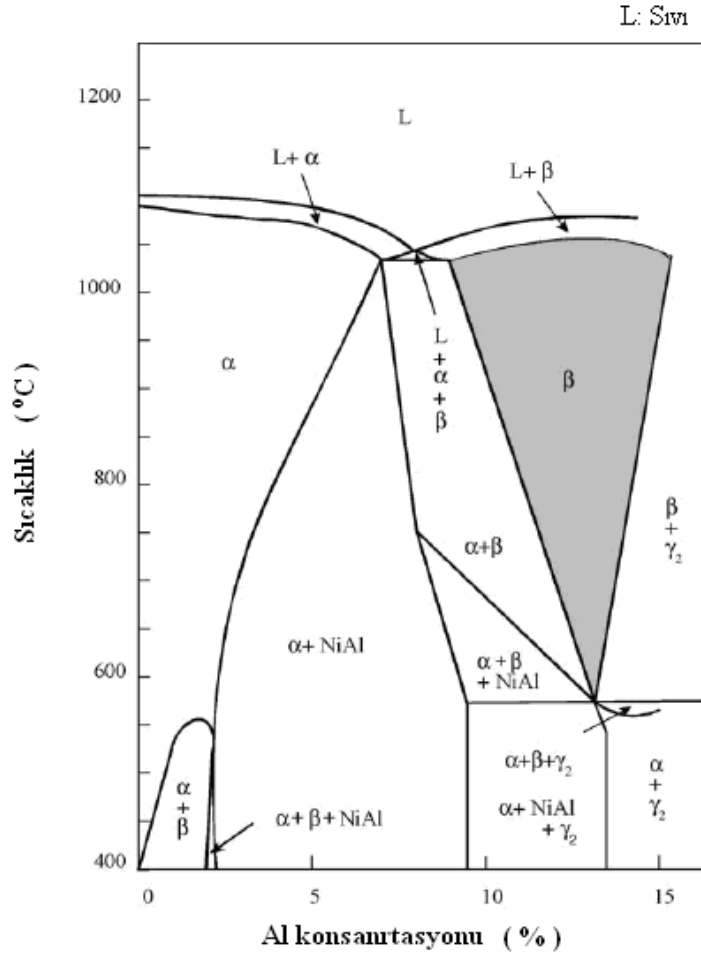


Şekil 3.13. Cu-Al ikili alaşımlarının faz diyagramı [62].

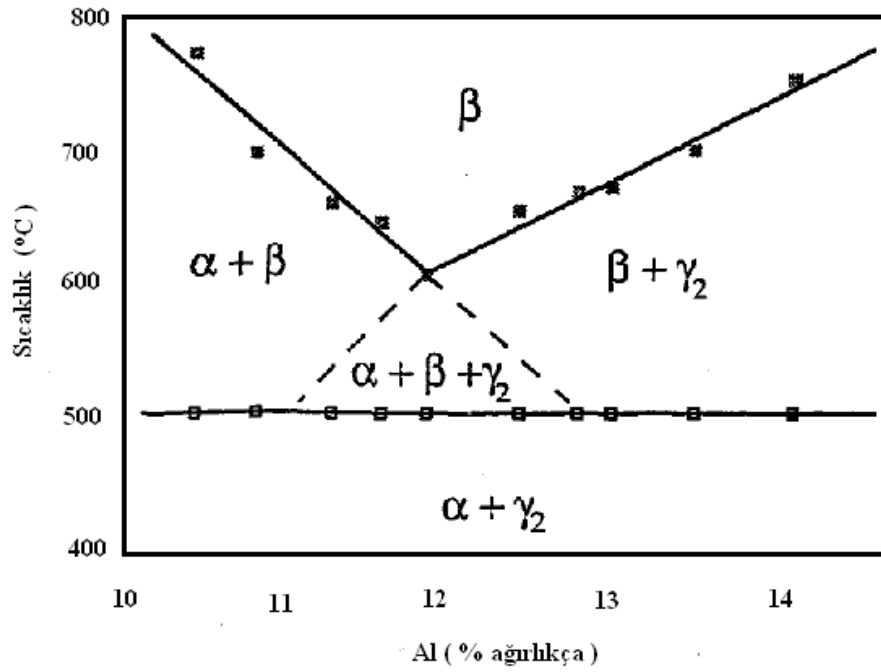
Üçlü faz diyagramlarında, her bir eksen alaşımda kullanılan elementlerin kütlece, atomikçe veya molce oranlarını verir. Burada önemli olan nokta ise; elde edilen bir alaşım için farklı homojenleştirme sıcaklıklarında farklı faz diyagramlarının kullanılmasıdır ve de bu ikili faz diyagramı ile üçlü faz diyagramını ayıran önemli bir noktadır. Aşağıda Cu-Al-Mn alaşımına ait üçlü faz diyagramı verilmiştir (Şekil 3.14). Üçlü sistemlerdeki denge fazları numunelerin tavlama sıcaklıklarına göre değişmektedir. Bu çalışmada elde edilen Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Be üçlü alaşımlarına ait faz diyagramları Şekil 3.15 ve Şekil 3.16'da verilmiştir. Bu denge diyagramında alaşımın farklı sıcaklıklarda dönüşüm sergilediği yapılar görülmektedir [62, 64, 65].



Şekil 3.14. Cu-Al-Mn üçlü alaşımlarının 850 °C'deki faz diyagramı [66].



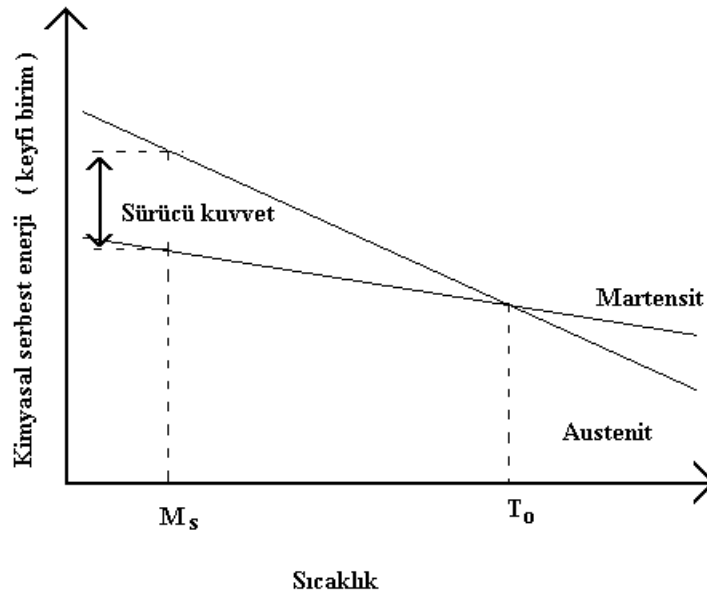
Şekil 3.15. Ağırlıkça % 3 Ni içeren Cu-Al-Ni üçlü alaşımının faz diyagramı [67].



Şekil 3.16. Ağırlıkça % 0,47 Be içeren Cu-Al-Be üçlü alaşımının faz diyagramı [65].

4. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMÜN TERMODİNAMİĞİ

Austenit kristal yapı, bir T_0 sıcaklığında termodinamik dengededir. Kristal yapı bu sıcaklıktan hızla soğutulursa kritik bir M_s sıcaklığından sonra, austenit kristal yapı içerisinde martensit yapı oluşmaya başlar. Bu M_s sıcaklığına martensit başlama sıcaklığı denir ve değişik alaşımlar için farklı değerlere sahiptir. $(T_0 - M_s)$ sıcaklık farkı, fazlar arasındaki kimyasal serbest enerjiyi, bu enerji de dönüşüm için gerekli sürücü kuvveti doğurur (Şekil 4.1). Bu anda dışarıdan uygulanacak bir mekanik zor ile M_s sıcaklığı T_0 sıcaklığının çok altına düşmeden dönüşüm başlayabilir. Dışarıdan uygulanan bu mekanik zor M_s yi arttırdığı gibi dönüşen hacim miktarını da artırır [27, 1]. M_s sıcaklığında başlayan martensit dönüşüm belli bir sıcaklık aralığında devam eder ve durur. Dönüşümün bittiği bu sıcaklığa martensit bitiş sıcaklığı (M_f) denir. Martensit haldeki dönüşmüş numune ısıtılınca tekrar ana faz olan austenit yapıya dönüşür. Bu nedenle martensit dönüşüm tersinir bir olaydır. Ters dönüşüm de martensit dönüşümde olduğu gibi belli bir sıcaklıkta başlayıp belli bir aralıkta devam ettikten sonra tamamlanır. Bu sıcaklıklarda austenit başlama (A_s) ve austenit bitiş (A_f) sıcaklıkları olarak adlandırılır.



Şekil 4.1. Austenit ve martensit fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi [18].

Martensit fazın kimyasal serbest enerjisinin austenit→martensit dönüşüme 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 (dönüşüm zorlanma enerjisi ve arayüzey enerjisi) büyük değilse dönüşüm gerçekleşmez. Diğer bir deyişle, bir sürücü kuvvet gereklidir [57, 12].

Dışardan uygulanan fiziksel etkinin martensitik dönüşümle sonuçlanabilmesi için, bu etki sonucunda dönüşümü tetikleyecek kadar serbest enerji farkının oluşması gerekir. Martensitik dönüşümlerin sürükleyici kuvveti de temelde bu serbest enerji farkıdır. Serbest enerji sıcaklık ve basınçtan etkilenir. Bir faz dönüşümü sıcaklık ve basıncın yanında dış zor veya yapı kusurları gibi diğer faktörlerden de etkilenir. Dolayısıyla dönüşümün hangi şartlar altında gerçekleştiğini bilmek önemlidir. Fazlar arasındaki geçişin olabilmesi için sistemin mevcut son faza göre kararsız olması gerekir. Sabit sıcaklık ve basınçta sistemin kararlılığı;

$$G = H - T\Delta S \quad (4.1)$$

şeklinde tanımlanan Gibbs serbest enerjisinin en küçük değeri ile belirlenir. Eşitlik (4.1) de; G Gibbs serbest enerjisi, H entalpi, T mutlak sıcaklık ve ΔS sistemler arasındaki entropi farkıdır.

Termodinamikte minimum enerji kuralına göre; sistem en düşük enerjili durumu tercih eder. Austenit ve martensit fazın kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklık ve martensitik dönüşümle ilişkisi Şekil 4.1’de görülmektedir. Denge sıcaklığı olarak tanımlanan T_0 sıcaklığında iki fazın serbest enerjileri farkı sıfırdır. T_0 ın üzerindeki sıcaklıklarda ise martensit fazın serbest enerjisi daha büyük olduğundan austenit faz kararlıdır. Denge sıcaklığı olarak tanımlanan T_0 sıcaklığında iki fazın serbest enerjileri eşit ve farkları sıfırdır. T_0 denge sıcaklığının altında farklar sıfırdan büyüktür ve ürün faz serbest enerjisi daha küçük olduğu için daha kararlıdır. T_0 ın üzerindeki sıcaklıklarda ise fark sıfırdan küçüktür ve ana faz daha kararlıdır [67].

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;

$$\Delta E = E_2 - E_1 = \Delta Q - P(V_2 - V_1) \quad (4.2)$$

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

$$\Delta Q = (E_2 + PV_2) - (E_1 + PV_1) \quad (4.3)$$

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 ifade sistemin ihtiva ettiği ‘ısı’ veya ‘entalpi’ si olarak adlandırılır. Bu tanımlamaya göre, sistemin ısı enerjisindeki değişimi, ilk ve son termodinamik durumlardaki entalpilerinin farkına eşittir. Sistemde hacim artışı veya hacim azalmasından başka bir iş yapılmazsa, entalpi değişkenliği çevreden alınan veya çevreye verilen ısı miktarına eşittir [68]. Genel olarak entalpi H harfi ile gösterildiğine göre;

$$H = E + PV \quad (4.4)$$

$$\Delta Q = H_2 - H_1 \quad (4.5)$$

bağıntıları ile yazılabilir. Salzbrenner ve Cohen tarafından kabul edilen T_0 denge sıcaklığı,

$$T_0 = \frac{1}{2}(M_s + A_s) \quad (4.6)$$

şeklindedir. Burada M_s martensit başlama sıcaklığı A_s ise austenit başlama sıcaklığıdır [69]. T_0 denge sıcaklığı Tong ve Wayman’a göre,

$$T_0 = \frac{1}{2}(M_s + A_f) \quad (4.7)$$

olarak alınmıştır. Burada A_f austenit bitiş sıcaklığıdır [70].

Austenit-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 [24]. Ergime, buharlaşma, demirin α - β allotropik dönüşümü gibi faz dönüşümleri tabiatta, genellikle sabit basınç altında (veya 1 atm basınç altında) ve sabit sıcaklıklarda olmaktadır. Bu bakımdan sabit sıcaklıkta entropi değişiminin hesaplanması önemlidir. Buna göre, sabit basınçta entalpi ifadesinin türevi;

$$\Delta H = \Delta E + P\Delta V \quad (4.8)$$

şeklindedir. Buna göre, termodinamiğin birinci kanunundan faydalanılarak,

$$\Delta E = \Delta Q - P\Delta V \quad (4.9)$$

yazıldığı zaman,

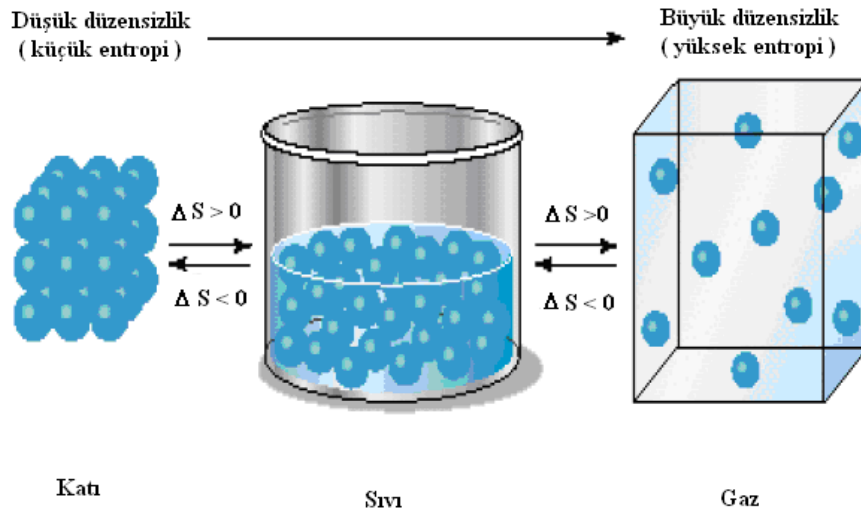
$$\Delta H = \Delta Q \quad (4.10)$$

bulunur. O halde sabit basınçta;

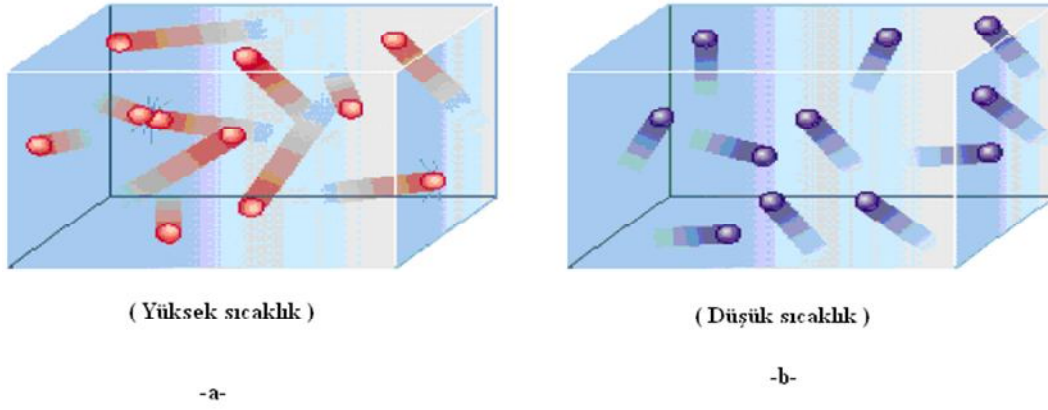
$$\Delta S = \frac{\Delta Q}{T} = \frac{\Delta H}{T} \quad (4.11)$$

denklemini yardımı ile entalpi değişimi bilinirken, entropi değişimi hesaplanabilir [52]. Kendiliğinden gelişen herhangi bir süreçte sistem ve çevrenin toplam entropisi artar. Buna örnek olarak katı-sıvı-gaz faz geçişleri verilebilir. Şekil 4.2’de temel faz geçişi şematik olarak verilmiştir.

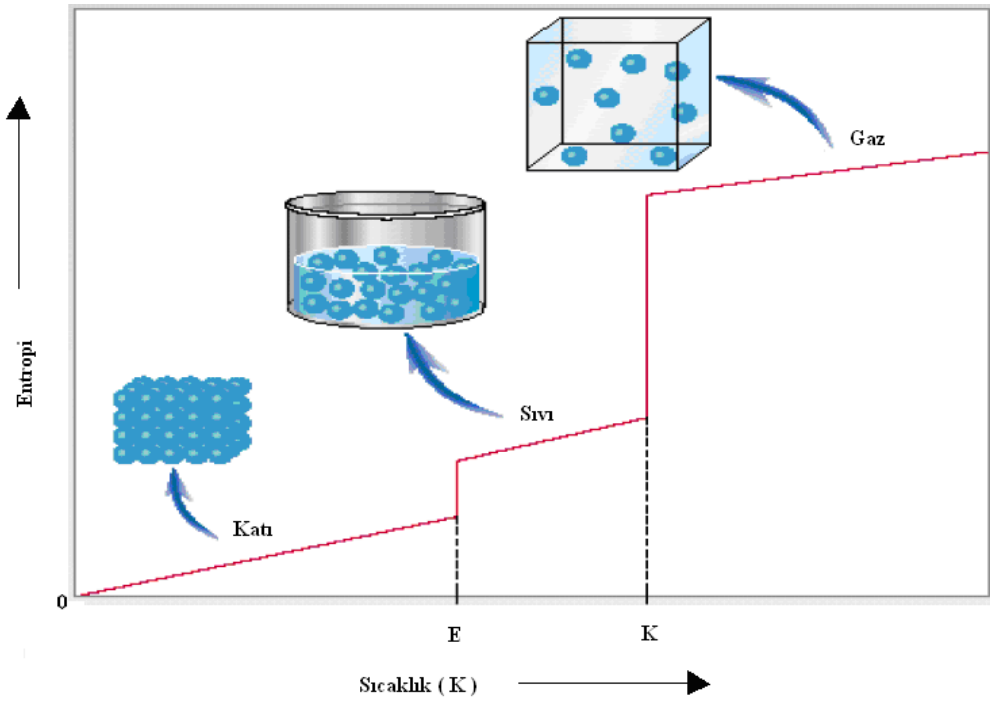
Entropi, madde ve enerjinin düzensizlik halinin bir ölçüsüdür. Düzensizlik ne kadar fazla olursa entropi artışı da o denli yüksektir. Sıcaklık artışı ile entropi de artmaktadır. Şekil 4.3’de sıcak ve soğuk ortamlarda atomlarının düzensizlikleri gösterilmektedir. Sıcaklık ve entropideki artışı Şekil 4.4’de verildiği gibi grafiksel olarak da gösterebiliriz [72].



Şekil 4.2. Maddenin katı-sıvı-gaz fazına göre entropi değişimi [72].



Şekil 4.3. Entropi değişimi; a) yüksek sıcaklık (düzensizlik fazla), b) düşük sıcaklık (düzensizlik az) [72].



Şekil 4.4. Entropinin sıcaklık ile değişimi [72].

Prado ve arkadaşları, entalpi değişimini, $\Delta H^{M \rightarrow A}$ martensitik geçişin farklı alaşımları için aynı zamanda ölçmüşler, bu değerlerden $\Delta S^{M \rightarrow A} = \Delta H^{M \rightarrow A} / T_0$ formülü ile entropi değişimlerini hesaplamışlar ve bu değerlerin yaklaşık %10' luk bir doğruluğa sahip olduğunu söylemişlerdir [73].

4.1. Soğutma Hızının Dönüşüm Sıcaklıklarına Etkisi

Yüksek sıcaklıklardan yavaş soğutma ile elde edilmiş bir alaşımda düzen derecesindeki artış maksimum ve kusur konsantrasyonları da minimum olur. Hızlı soğutmada ise soğutma olayı sırasında yeniden düzenlenme engellenir. Buna ilaveten, soğutma sıcaklığı

bölgesinde atomların yeniden düzenlenmesi, yüksek boşluk konsantrasyonu ve hareketliliği ile desteklenir [74].

Kademeli soğutmada atomların yakın komşuluk düzeni gelişmiştir. Bu şekilde daha yüksek martensit dönüşüm sıcaklığı elde edilir. Diğer taraftan, uzun ve kısa mesafe düzen parametreleri hızlı soğutma sırasında denge durumuna ulaşamazlar.

Hızlı soğutulmuş numunelerin β fazında atomik düzensizlik meydana gelir. Buna rağmen, uzun mesafe düzen parametresi soğutma hızına bağlıdır. Kademeli soğutulmuş numunede, martensit plakaları doğrudan buzlu suda soğutulmuş numuneye göre daha muntazam yerleşmiştir [75].

Bakır bazlı alaşımların dönüşüm sıcaklıkları, soğutma hızına ve özellikle alaşımın kompozisyonuna bağlıdır. Çok yüksek sıcaklıklardan yapılan hızlı soğutmadan sonra uygulanan yaşlandırma işlemi, dönüşüm sıcaklıklarında hızlı bir değişmeye neden olur. Soğutma ne kadar yüksek sıcaklıktan yapılırsa, dönüşüm sıcaklığının değeri o kadar düşük olur. Bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar doğal olarak yarı kararlı olduğundan hafıza için β fazı elde etmek üzere, beta bölgesindeki çözündürme ısı işlemi ve sonra kontrollü soğutma gereklidir [73].

Bir numune çok hızlı soğutulursa sadece β -faz bölgesinden dolayı ötektik durum engellenir ve M_s sıcaklığına ulaşıldıktan sonra bir martensit oluşur. M_s sıcaklıklarında, farklı kompozisyon bölgelerindeki farklı kristal yapıları rağmen dönüşüm başlar. M_s sıcaklığının üzerine soğutma ile sağlanan kademeli soğutma işlemi martensitik dönüşümden önce düzen derecesinde bir dengeye ulaşmasını sağlar. Bu şekilde, boşluk konsantrasyonu ve soğutmadan kaynaklanan zor miktarı da minimuma indirgenmiş olur. Doğrudan buzlu suda soğutma işleminde boşluk kümeleri tane içlerine hapsedilmiştir. Kademeli soğutmaya uğratılmış şekil hatırlamalı alaşımlar doğrudan suda soğutulmuş numunelere göre daha yüksek şekil kazanma oranına sahiptir [76].

4.2. Şekil Hatırlamalı Alaşımlarda Direncin Sıcaklıkla Değişimi

Şekil hatırlamalı alaşımların elektriksel direnç gibi makroskobik karakteristikleri mikroskobik kristal yapıya bağlıdır. Bu nedenle elektriksel direnç ölçümleri dönüşüm davranışlarının anlaşılması için kullanılan bir tekniktir. Şekil hatırlamalı alaşımların termal ve mekaniksel çalışmalar sırasındaki elektriksel direnç değişimlerinin sıcaklık değişimine karşı eğrisi mevcut fazların tanımlanmasında etkilidir. Bu ölçümler dönüşüm sıcaklıklarının değerlendirilmesinde de kullanılmaktadır [77-79].

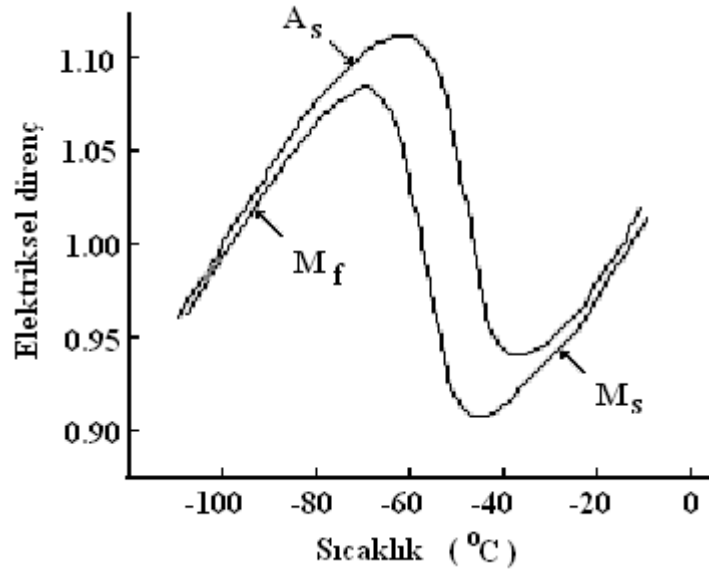
Martensitik dönüşüm gösteren alaşımların sıcaklık değişimi ile austenit ve martensit dönüşüm sıcaklıkları civarında elektriksel dirençlerinde değişimler gözlenir. Aynı zamanda termal çevrimler uygulandığında yine elektriksel direnç değişir ve bu durumda meydana gelen histeresiz çevrim sayısının artışı ile büyür.

Cu-Zn alaşımında, termoelastik martensitik dönüşümü esnasında elektriksel direnç değişimi Şekil 4.5’de verilmiştir. Dönüşüm, M_s sıcaklığında alaşım içinde kimyasal serbest enerjinin en düşük olduğu noktalarda plakalar teşekkül etmek sureti ile başlar. Sıcaklık düşüşü ile mevcut plakalar büyüdüğü gibi bunlara yenileri eklenerek bu işlem, kristal tamamen ürün faza dönüşüncüye kadar devam eder. Numune $T > A_f > A_s$ sıcaklığına kadar ısıtılırsa ters dönüşüm meydana gelir. Martensit plakalarından başlamak kaydıyla ters dönüşümün etkisi ile austenit yapı elde edilir. Yapıdaki bu dönüşümler esnasında numunelerin elektriksel dirençleri de değişir. Martensitik dönüşüm gösteren alaşımların sıcaklık artışı ile elektriksel dirençlerinde de artış gözlenir. Aynı zamanda termal çevrimler uygulandığında yine elektriksel dirençlerinin değiştiği gözlenmiştir [80].

4.3. Şekil Hatırlamalı Alaşımların Manyetik Özellikleri

Şekil hatırlama etkisi tersinir martensitik dönüşümle bağdaşan bir olaydır. Ni-Ti ve Cu-bazlı alaşımlar tipik şekil hatırlamalı alaşımlar olarak bilinir ve paramanyetik malzemelerdir. Üretimleri oldukça pahalıdır. Bunun yanı sıra üretiminin ucuz olması nedeni ile Fe-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlarda yoğun bir şekilde çalışılmıştır. Bu malzemeler arasında Fe-Mn-Si; Fe-Mn-Si-Cr; Fe-Mn-Si-Cr-Ni alaşımları da mevcuttur. Bu alaşımların manyetik özellikleri ile ilgili yapılan çalışmalar oldukça azdır çünkü ferromanyetik özellik ve şekil hatırlama özelliği birbirine aksi yönde mevcut iki özelliiktir [81]. Manyetik şekil hatırlamalı alaşımlar; martensit durumunda yeniden düzenlenen ikiz çeşitlenmeleri ile oluşan manyetik alan indüklenmeli zor ve yüksek frekans tepkisi özelliklerinden dolayı son yıllarda büyük ilgi çekmiştir [82, 83].

Ferromanyetik parçacıklardan oluşan bir sistem Cu-Co, Cu-Ni-Co, Cu-Ni-Fe ve Cu-Al-Mn gibi katı çözeltilerin bozulma sürecinin erken basamaklarında oluşur. Uygun bir ısıtım işlemi çökelti oranını ve çökelti büyüklüğünü kontrol etme imkanı sağlar. Yaşlandırılmış Cu-Al-Mn alaşımları martensitik dönüşüm sergilerken süpermanyetik özelliklerinden dolayı farklı manyetik karakteristiklere sahiptir [84].



Şekil 4.5. Cu-%38.8 Zn alaşımında termoelastik dönüşümde elektriksel direncin sıcaklıkla değişimi [80].

4.4. Alaşımların Üretim Yöntemleri

Metal ve alaşımların üretimleri ve kullanılmaları eski çağlara kadar uzanmaktadır. Üretim; kimya konularında, kimyasal bir görüş ve anlayış içerisinde ele alınmışsa da zamanla konular kimya biliminden uzaklaşmaya başlamış ve kimya biliminin bir kolu olan kimya teknolojisi ortaya çıkmıştır. Gelişme bununla da kalmamış çeşitli madde ve metallerin üretimleri de geçen yüzyıl içerisinde birbirinden ayrılmıştır. Özellikle son elli yıl içerisinde plastiklerinde bulunması ile kimya teknolojisi de kendi içerisinde farklı konulara eğilen birkaç dala dönüşmüştür. İşte bu dallardan biri olan metalurji, yani metal bilimi temel konu olarak metalleri ele alır. Metallerin doğada bulunuşundan kullanımına kadar her türlü konuları detaylı olarak işler.

Anorganik, analitik ve fizikokimya dışında; fizik, matematik, teknik mekanik, makine tekniği, elektroteknik, seramik bilim dalları ve bu dallara ait sanayi kolları tarafından desteklenen metalurji bilimi, kesin olarak birbirinden kopmuş olmamakla beraber günümüz teknolojisi içerisinde kendi bünyesinde,

1. Genel üretim metalurjisi
2. Demir-çelik metalurjisi
3. Demir dışı metaller üretim metalurjisi
4. Fiziksel metalurji
5. Plastik şekillendirme ve birleştirme metalurjisi

6. Döküm metalurjisi
7. Refrakter metalurjisi
8. Toz metalurjisi

olmak üzere bölümlere ayrılmaktadır.

Genel üretim metalurjisi, metallerin doğadaki bileşiklerinden başlayarak üretilmeleri ve saflaştırılmalarına kadar yapılması gereken tüm işlem ve uygulamaların teknolojik esaslarını içerir. Demir-çelik ve demir dışı (renkli) metaller üretim metalurjisi gerçekte genel üretim metalurjisinin devamını oluşturur.

Fiziksel metalurji veya malzeme bilgisi; malzemelerin fiziksel özellikleri ile bu özelliklerin nereden kaynaklandığını, nasıl düzeltilebileceğini, hangi koşullarda geçerli olduğunu, malzemelerin dış etkilere ve korozyonik etkilere dayanıklılığını inceleyen metalurji bölümüdür.

Genellikle imal usulleri adı altında toplanan ve malzemelerin biçimlendirme, birleştirme ve döküm gibi konularını kapsayan metalurji kolları plastik şekillendirme ve birleştirme metalurjisi, döküm metalurjisi adları altında metalurji bilimi içerisinde ayrı bir yere sahiptir.

Refrakter metalurjisi, aslında metallerle doğrudan ilişkisi olmayan, ancak diğer metalurji kolları için tamamlayıcı bir görev üstlenen bir metalurji dalıdır [85].

Toz metalurjisi, metal tozlarının üretimini içeren bir metal eldesi yöntemidir. Geleneksel toz metalurjisi yöntemi metal tozlarının karıştırılmasını, karıştırılan bu tozların kalıplara dökülmesini ve kalıplara dökülen tozların farklı atmosferler altında sinterlenmesini içermektedir. Bununla birlikte geleneksel yöntemde sinterlenen kısımlarda genellikle hacimce %5 den fazla porozite oluşmaktadır. Geliştirilmiş sinterleme teknikleri, sinterlenmiş bölümlerdeki özellikleri düzeltmek ve yüksek yoğunluklar elde etmek için kullanılabilir [86].

Bu üretim yöntemlerinin yanı sıra gelişen teknoloji ile birlikte alaşımların eldesi için gerekli yüksek sıcaklık fırınlarına alternatif ürünler geliştirilmiştir; ark fırınlarını ve indüksiyon fırınlarını bunlara örnek olarak verebiliriz.

Ark fırınları kendi arasında direkt ve indirekt ark fırını olmak üzere ikiye ayrılır. Metalik malzemeleri ergitme işleminde kullanılırlar.

Direkt ark fırınlarında, elektrik enerjisi fırın içine grafit elektrotlarla iletilmektedir. Üç adet elektrot, fırının üst kısmından içine sarkıtılır. Fırına yükleme (şarj etme) üstten yapılır. Kapak hareketlidir. Elektrotlar bu kapakla birlikte hareket eder. Sisteme akım verilince

elektrotlarla şarj malzemesi arasında ark meydana gelir. Arkta dolayı meydana gelen ısı demirin erimesini sağlar.

Endirekt ark fırınlarında, ark iki elektrot arasında meydana gelir. Meydana gelen ısı metali eritir. Her iki ocağın içi de ısıya dayanıklı refrakter tuğlalarla örülmektedir. Özellikle tavan tuğlaları yüksek alüminatlı refraktör tuğla ile örtülüdür. Ocağın çalışması esnasında astar ve tuğlalarda aşınma meydana gelir. Aşınan kısımlar maden alındıktan sonra tamir edilir. Bu ocaklar mekanik olarak devrilebilir karakterde yapıldıklarından, sıvı metali potalara almak ve maden üzerindeki cürufu çekmek son derece kolaydır. Bu ocaklarda fırın sıcaklığını 1800 °C' ye kadar çıkarmak mümkündür.

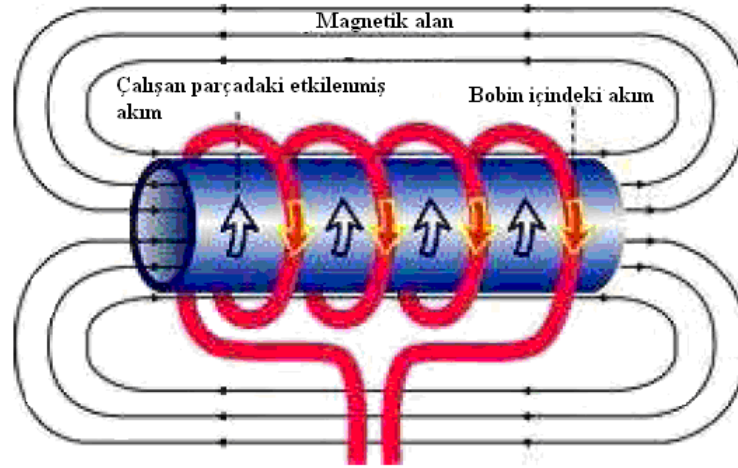
Fırın içinde sıvı metali istenilen süre tutmak mümkün olduğundan, alaşım ayarlamak ve istenmeyen maddeleri tasfiye etmek için tercih edilir [87].

İndüksiyon fırınları çekirdekli (kanalsız) ve çekirdeksiz tip (pota tipi) olmak üzere ikiye ayrılır;. İndüksiyon fırınlarının çalışma prensibi, her ikisinde de aynıdır. Ocağın etrafına sarılan iletken akım geçtiği zaman, ocak içinde bir magnetik alan meydana gelmektedir. Şekil 4.6'de manyetik alan şematik olarak gösterilmektedir [88]. Ocağın içine sıvı veya katı herhangi bir metalik iletken (demir, çelik, alüminyum, bakır, vs.) konulduğu zaman bunların üzerinde indüksiyon akımları meydana gelmekte ve dirençten dolayı meydana gelen ısı sayesinde katı haldeki metalleri eritmekte sıvı haldekilerin sıcaklıkları artmaktadır.

Sıvı metalin ocak içinde uzun süre tutulabilmelerinden dolayı, bu ocaklarda sıvı metalin analizini kontrol etmek ve yeni metaller ilave etmek çok kolay olmaktadır. Çekirdeksiz indüksiyon ocakları potaya benzemektedir. Ocağın içi ateşe dayanıklı tuğla ile örtülmüş reflektör malzemelerle kaplanmaktadır. Daha sonra 1700 °C ye kadar ısıtılarak sinterlenmektedir. Belirli sayıda ölçüm alındıktan sonra astarı yenilenir. Ocağa sıvı halde alınan metalin katılaşmadan uzun süre tutulması ve gerekli alaşım kontrolünün yapılması sağlanmaktadır. Bu ocağa çekirdeksiz denmesinin sebebi, ocak içinde sıvı metali çekirdek olarak tutma zorluğundan dolayıdır. İndüksiyon ocakları frekansa göre de sınıflandırılır;

1. Hat frekanslı indüksiyon ocakları (50 Hz),
2. Düşük frekanslı indüksiyon ocakları (50-150 Hz),
3. Orta frekanslı indüksiyon ocakları (150-600 Hz),
4. Yüksek frekanslı indüksiyon ocakları (600 Hz' den yukarı).

Orta ve düşük frekanslı ocaklar, tutma (sıvı madeni bekletme ve alaşım ayarlama) ocağı olarak kullanılır. Yüksek frekanslı ocaklar ise ergitme ocağı olarak kullanılmaktadır. Bu ocaklarda ergitme süresi çok daha kısadır [87].



Şekil 4.6.İndüksiyon ocaklarında oluşan manyetik alanın şematik gösterimi [88].

4.5. Bakır Bazlı Şekil Hatırlamalı Alaşımlar

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. Bu etki; stentler, kateterler, gözlükler ve ortodonti gibi endüstrinin birçok alanında ve medikal uygulamalarda kullanılmaktadır [15, 16].

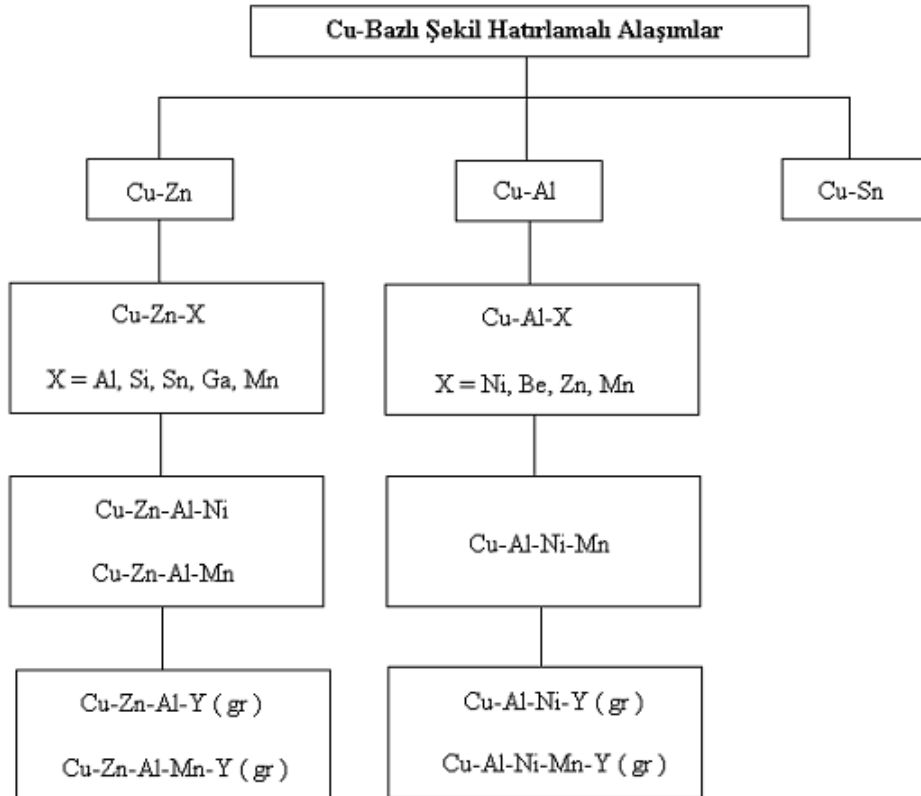
Saf bakır yumuşak, plastik işlenebilme özelliği yüksek ve korozyona dayanıklı bir metaldir. Yüksek ısı iletkenliği nedeni ile ısıtma ve soğutma sistemleri üretiminde, yüksek elektriksel iletkenliği nedeni ile de iletken tel üretiminde çok kullanılan bir malzemedir. Alaşımlandırma ile mukavemeti artırılabilir. Cu alaşımları genel olarak ikiye ayrılır; birincisi Zn ile yaptığı ve gerektiğinde bir üçüncü elementin de eklenebildiği pirinçler, ikincisi de genel olarak bakırın Sn ile veya herhangi bir element ile alaşım yaptığı bronzlardır [89, 23].

Cu- bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar ise üç tip ikili alaşım sisteminden üretilir; Cu-Zn, Cu-Al, Cu-Sn. Cu-Sn alaşımlarının martensitik dönüşümleri ideal olarak termoelastik değildir ve tavlama sıcaklıklarında bile şekil hatırlama özellikleri kaybolabilir. Cu-Zn bazlı üçlü alaşımlar Al, Si, Sn, Ga ve Mn, Cu-Al 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 ve Zr gibi ilaveler yoluyla ince taneli hale getirilir [25].

Cu-Al-Ni, Cu-Al-Mn, Cu-Al-Zn, Cu-Al-Be en fazla çalışılan Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlardır. Burada dikkat edilmesi gereken bir başka nokta ise, bu alaşımların Cu-Al alt yapısı üzerine kurulu olmasıdır. Cu-Al alaşımlarının şekil hatırlama etkisi göstermesi için β fazda martensitik dönüşüm gereklidir.

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 bile martensitik dönüşüm sıcaklığı M_s yi oldukça düşürür. Bu etki ise Cu-Al-Be şekil hatırlamalı alaşımlarını ilgi çekici hale getirmektedir [90].

Tablo 4.1. Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar [91].



Son araştırmalarda ise Cu-Al-Be alaşımlarında dūřuk Al konsantrasyonunun, alaşımın iyi şekil hatırlama ۆzellięinin yanı sıra kabul edilebilir bir yaşlanma direnci ve termal kararlılık gۆstermesinde etkili olduğunu gۆstermektedir [92]. Bakır bazlı alaşımlar içerisinde yüksek sıcaklıkta çalışma potansiyeline en uygun olanı Cu-Al-Ni alaşımıdır. Bu alaşım yüksek sıcaklıkta kararlı düzensiz kübik β -AlCu₄ fazını içeren tek fazlı bir yapıya sahiptir ki bu da şekil hatırlama etkisine karşılık gelmektedir. Soęutma sıcaklığı dūřerken kararlı β -faz yarı kararlı β -faza dnūřr, burada ise iki düzenli-düzensiz dnūřm vardır. Birincisi ara yarı kararlı düzenli faz, ikincisi L2₁ düzenli kübik yapıdır.

Yapılan çalışmalarda tek β faz bۆlgesi yakınında α ve γ_2 fazlarının var olduğu gۆrlmřtr. Bir ۆtektoid kompozisyona sahip Cu-Al-Ni alaşımı ile ikili Cu-Al alaşımıyla benzer ۆzellikler gۆsterir. Yüksek sıcaklık β -fazından yavaş soğutma 576 ۆC den dūřuk sıcaklıkta lameller ۆtektoid karışımının $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$ artmasına neden olur [93, 94]. Yapılan bir diğer çalışma da Cu-Al-Mn alaşımları ile ilgili; bu alaşımlarda yüksek sıcaklıklarda β -faz kararlıdır ve soğutulduğunda martensite dnūřr. Numune β fazdan soğutulduğunda bu alaşımlar katıhal durumunda birçok düzenli reaksiyon geçirir bunlar; β (A2) $\rightarrow$ β_2 (B2) $\rightarrow$ β_1 (L2₁) dir. Al ve Mn miktarına bağlı olarak 3 farklı martensit, α (3R), β (18 R) ve γ (2H) farklı kompozisyonlarda alaşım içinde oluşur. Dūřuk alüminyum içeriğinde β_1 martensit baskındır yüksek miktarda alüminyum içeriğinde ise γ_1 martensit oluşur [95].

β -faz bۆlgesinde yüksek bir sıcaklıktan soğutma üzerine bakır bazlı alaşımlarda şekillenen martensit oda sıcaklığında tutulduğunda hızlı soğutma neticesi α ve γ fazları ayrışmadığı için hızla kararlı duruma geçer. Martensitin bu kararlılığı başarılı bir termal dnūřm süresince veya sabit bir sıcaklıkta alaşımın yaşlanması sırasında oluşan ۆkelme olayına da bağlıdır. Bۆylece uygun alaşım elementlerinin eklenmesi ile elde edilen Cu bazlı alaşımlar şekil hatırlama ۆzellięi sergiler. şekil hatırlamalı alaşımlar yüksek sıcaklıkta uzun süre kullanıldığı zaman şekil hatırlama ۆzellięi kaybolabilir. Cu bazlı alaşımlarda bۆyle bir durumda β fazı α veya γ fazlarına ۆkelir, şekil hatırlama ۆzellięi gۆsterdięi kritik sıcaklıklar değişebilir veya şekil hatırlama ۆzellięi tamamen yok olabilir [23].

5. MATERYAL VE METOT

5.1. Materyal

Şekil hatırlama etkisi gösteren Cu-bazlı alaşımların elde edilmesi için % 99,9 saflık derecesinde toz halinde bulunan Cu, Al, Mn, Ni ve Be elementleri kullanıldı. Bu çalışmada Cu-bazlı olmak üzere; Cu-Al-Mn, Cu-Al-Ni, Cu-Al-Be üçlü alaşımları üretildi. Alaşımların üretim aşamasında ağırlıkça % değerleri her bir alaşımın üçlü faz diyagramları esas alınarak belirlendi. Her bir üçlü alaşım elementlerin ağırlıkça % değerleri belirlendikten sonra, malzemelerdeki oksitlenmeyi önlemek amacıyla, yüksek sıcaklıklara dayanabilen kuartz cam tüpler içine konuldular ve indüksiyon fırınında ~1500 °C de argon gazı atmosferinde eritildiler. Yüksek sıcaklıktaki sıvı eriyik soğuk çelik levha üzerine döküldü. Daha sonra elde edilen alaşımlar uygun boyutlarda kesildi.

Şekil hatırlama etkisi gösteren Cu-Al-X (X; Mn, Ni ve Be) alaşımlarının mikroyapıları, dönüşüm sıcaklıkları, elektriksel ve manyetik özellikleri incelendi. Bu incelemelerde aşağıdaki teknikler kullanıldı;

1. Alaşım oranlarının belirlenmesi için EDX analizi metodu,
2. Örgü mesafelerinin ve düzeninin belirlenmesi için X-ışını difraksiyonu metodu,
3. Malzemelerin mikroyapılarını incelemek için optik mikroskopla metalografik gözlemler,
4. Alaşımlarda faz geçişlerinin belirlenmesi için veya kütle kayıpları ve oksitlenme mekanizmaları için TG / DTA ölçümleri,
5. Dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi ve aktivasyon enerjilerinin belirlenmesi için diferansiyel tarama kalorimetrisi (DSC) ölçümleri,
6. Alaşımların direncinin sıcaklıkla değişiminin belirlenmesi için 200 -600 K sıcaklık aralığında $\sim 1 \times 10^{-6}$ milibar basınç altında 100 mA akım uygulanarak elektriksel direnç (R-T) ölçümleri,
7. Alaşımların manyetik özelliklerinin belirlenmesi için oda sıcaklığında manyetik ölçümler (M-H) yapıldı.

5.1.1. Cu-Al-Mn Alaşımları

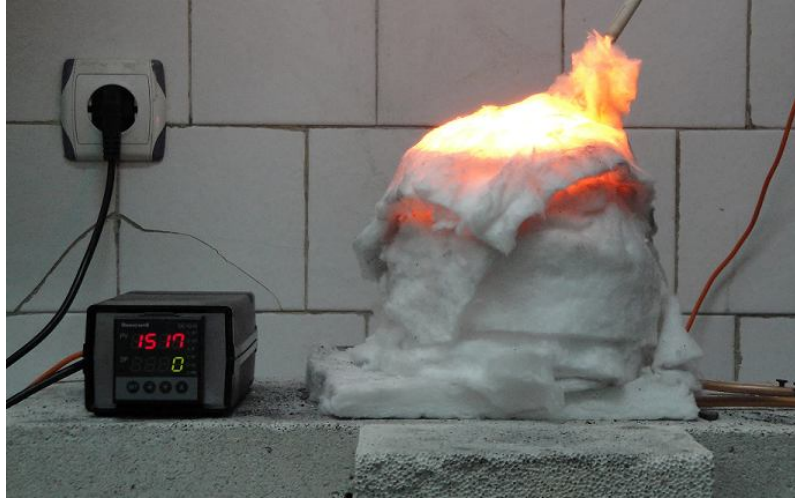
Toz halinde bulunan ve % 99.9 saflıkta olan Cu, Al ve Mn elementleri Tablo 5.1’de belirtilen oranlarda (ağırlıkça %) alındı ve homojen bir karışım sağlanması için karıştırıldı. Bu karışım yüksek sıcaklığa dayanıklı kuartz tüp içerisine doldurularak indüksiyon fırınının içinde bulunan grafit potaya yerleştirildi. Numunede meydana gelebilecek oksitlenmeyi önlemek amacı ile ortama argon gazı verildi. İndüksiyon fırınında numuneler 1500 °C de 30 dakika bekletilerek eritildi (Şekil 5.1; a, b, c). Eriyik haline gelen numune, su ile soğutulan ~15 °C civarındaki çelik blok üzerine döküm yapıldı. Kalıp şeklinde dökülen numune kuartz tüpe tekrar bırakılarak 1500 °C sıcaklığında ikinci bir eritme işlemine tabii tutuldu, eriyik haline gelen numune tekrar ~15 °C sıcaklığındaki çelik blok üzerine döküldü. Kalıp şeklinde olan alaşımdan ölçümlerde kullanmak için küçük parçalar kesildi. Kesme işleminde meydana gelecek olan ısınmayı önlemek amacı ile bu işlemler su altında yapıldı.

Tablo 5.1. Bu çalışmada kullanılan Cu-Al-Mn alaşımlarının döküm öncesi belirlenen kimyasal kompozisyonları.

Alaşım Kodu	Cu Al Mn (% ağırlık)	Cu Al Mn (% atomik)	e / a
T1	83,0 11,0 6,0	72,0 22,0 6,0	1,5
T2	82,0 12,0 6,0	70,0 24,0 6,0	1,54
T3	86,0 11,0 3,0	75,0 22,0 3,0	1,47
T4	82,5 11,5 6,0	71,0 23,0 6,0	1,48
T5	84,0 10,0 6,0	73,0 21,0 6,0	1,48
T6	85,0 11,0 4,0	74,0 22,0 4,0	1,48



-a-



-b-



-c-

Şekil 5.1. Alaşım tozlarının indüksiyon fırınında (1500 °C) eritilmesi sırasında kullanılan deneysel düzenek;
a) sistemin toplu görünüşü, b) sıcaklık ünitesi, c) dökümde kullanılan grafit pota

5.1.2. Cu-Al-Ni Alaşımı

% 99,9 saflıkta olan Cu, Al ve Ni tozları Tablo 5.2’de belirtilen oranda (ağırlıkça %) alınarak, homojen bir şekilde karıştırıldı. Bu karışım yüksek sıcaklığa dayanıklı kuartz tüp içerisine doldurularak indüksiyon fırınının içinde bulunan grafit potaya yerleştirildi. Fırının sıcaklığı 1500 °C ye çıkarıldı ve bu sıcaklıkta 30 dakika bekletilerek toz karışım eriyik haline getirildi. Eriyik haline gelen numune, su ile soğutulan 15 °C civarındaki çelik blok üzerine döküm yapıldı. Kalıp şeklinde dökülen numune 1500 °C sıcaklığında ikinci bir eritme işlemine tabii tutuldu, eriyik haline gelen numune tekrar 15 °C sıcaklığındaki çelik blok üzerine dökülerek tekrar soğutuldu. Kalıp şeklinde olan alaşımdan ölçümlerde kullanmak için küçük parçalar kesildi. Kesme işleminde meydana gelecek olan ısınmayı önlemek amacı ile bu işlemler su altında yapıldı.

5.1.3. Cu-Al-Be Alaşımı

Toz halinde ve % 99,9 saflıkta bulunan Cu-Al-Be tozları Tablo 5.3’de belirlenen oranlarda (ağırlıkça %) homojen bir şekilde karıştırıldıktan sonra kuartz tüp içerisine bırakılarak indüksiyon fırınına yerleştirildi. Numunede meydana gelebilecek oksitlenmeyi önlemek amacı ile ortama düşük basınçta Ar gazı verildi. İndüksiyon fırınının ısı oda sıcaklığından başlayarak 1500 °C ye kadar artırıldı ve bu sıcaklıkta 30 dakika bekletildi. Eriyik haline gelen numune, buz içine yerleştirilmiş pirinç blok üzerine döküldü. Kalıp şeklinde dökülen numune 1500 °C sıcaklığında ikinci bir eritme işlemine tabii tutuldu, eriyik haline gelen numune tekrar pirinç blok üzerine dökülerek soğutuldu. Ölçümlerde kullanmak üzere alaşımdan küçük parçalar kesildi. Kesme işleminde meydana gelecek olan ısınmayı önlemek amacı ile bu işlemler su altında yapıldı.

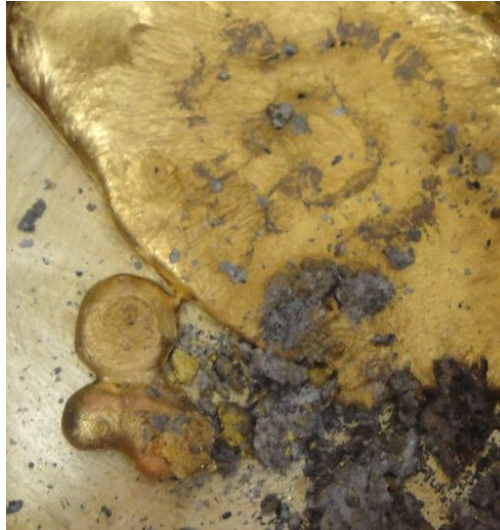
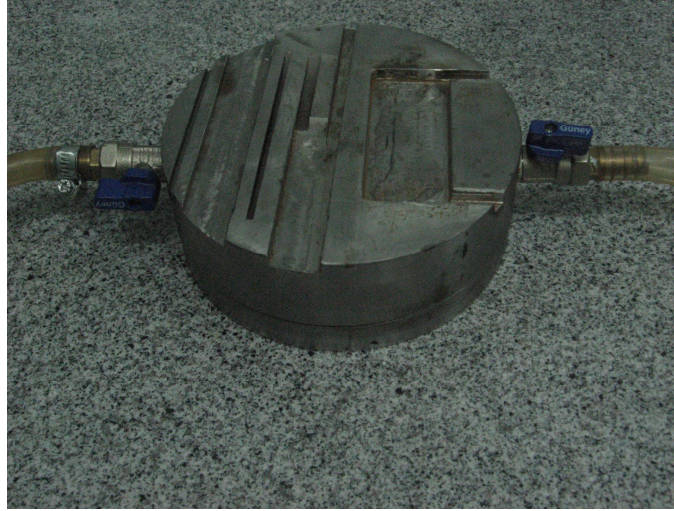
Elde edilen Cu-Al-Mn, Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Be alaşımlarının döküm işleminin ardından bir miktar cüruf oluştuğu görüldü (Şekil 5.2). Döküm sırasında meydana gelen cüruf atma olayı alaşım sisteminde bir miktar kütle kaybına neden olmaktadır. Bundan dolayı, alaşımdaki elementlerin döküm öncesi belirlenen % ağırlık oranları ile döküm sonrası EDX sonuçlarından bulunan % ağırlık oranlarının birbirinden farklı olduğu belirlendi.

Tablo 5.2. Bu çalışmada kullanılan Cu-Al-Ni alaşımının döküm öncesi belirlenen kimyasal kompozisyonu.

Alaşım Kodu	Cu Al Ni (% ağırlık)	Cu Al Ni (% atomik)	e / a
T7	83,0 13,0 4,0	70,0 26,0 4,0	1,56

Tablo 5.3. Bu çalışmada kullanılan Cu-Al-Be alaşımının döküm öncesi belirlenen kimyasal kompozisyonu.

Alaşım Kodu	Cu Al Be (% ağırlık)	Cu Al Be (% atomik)	e / a
B1	88,0 11,5 0,5	74,0 23,0 3,0	1,49



Şekil 5.2. Döküm yapılan blok ve döküm sonrası elde edilen numune ve oluşan cüruf.

5.2. Metot

5.2.1. EDX Analizleri

Elektron mikroskopundan gönderilen elektron demetinin örnek yüzeyindeki atomlar ile etkileşmesi sonucunda farklı dalga boyunda X-ışınları oluşur. X-ışınları her element üzerinden farklı dalga boyunda saçılırlar. Yansıyan X-ışınları bir dedektör yardımı ile algılanır ve bilgisayara aktararak bilgisayar programı yardımıyla analizler yapılır. Yapı içerisinde oluşan fazların belirlenmesi, nokta analizi, mapping ve % atomik dağılımlarının belirlenmesi Leo Evo-40xVP sistemi ile kombine çalışan 1 µm çözünürlüğe sahip Röntech Xflash Dedector kullanılarak yapılmıştır.

Enerji dispersif X-ışınları (EDX) detektörü ile malzeme üzerindeki küçük parçacıkların (fazların) kimyasal analizleri yapılabilir. Ayrıca farklı elementlerin dağılımlarını veya belirli bölgelerin yarı kantitatif analizlerini verir [96].

5.2.2. X-Işını Kırınım (XRD) Analizleri

X-ışını difraksiyonu metodu ile kristal yapı analizi yapılabilmektedir. Üretilen şekil hatırlamalı alaşımların yapılarını tespit etmek için X-ışını kırınım yöntemi kullanılır. Bu yöntem Bragg yasası esasına dayanır ve üç parametrenin birleştirilmesiyle elde edilen bilgileri içerir. Bu parametreler;

1. En yüksek kırınım pozisyonu,
2. En yüksek pikin şiddeti,
3. Kırınım açısının bir fonksiyonu olarak şiddetin dağılımıdır.

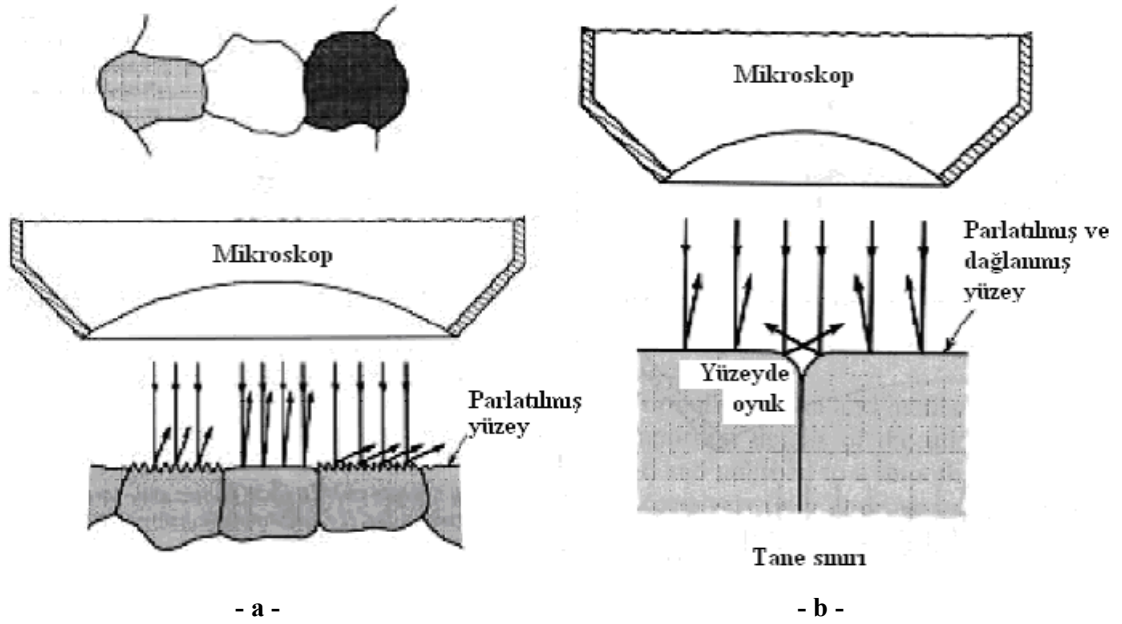
Elde edilen bu üç parametre ile materyaldeki kristal düzlemleri ve örgü parametreleri hesaplanabilir [97, 98]. Numune dönebilen bir tabla üzerine uygun bir şekilde yerleştirildikten sonra üzerine Ni filtre sayesinde monokromatik bir X-ışını gönderilir ve kristal düzlemden yansıyan ışınlar bir sayaç veya detektör yardımı ile kaydedilir. Günümüzde kullanılan modern X-ışını (XRD) cihazları bilgisayar kontrollü olup, sonuçlar çok hassas bir şekilde kaydedilebilmektedir. Bir XRD analizinde sonuçlar şiddet-açı (2θ) diyagramı şeklinde verilmektedir. Elde edilen sonuçlar, analiz edilen malzemenin mikroyapısı hakkında bilgi verir. Örneğin çok ince taneli bir malzemenin analizinde kırınım çizgilerinin genişliği artar. Yani tane boyutu küçüldükçe kırınım çizgileri kabalaşır [98].

Malzemelerin ölçüm süresinde X-ışını analizleri Rigaku RadB-DMAX II bilgisayar kontrollü X-ışını difraktometresi ile CuK_α ($\lambda=1.5405 \text{ \AA}$) radyasyonu kullanılarak $2^\circ/\text{dakika}$ tarama hızında alınmıştır.

5.2.3. Metalografik Gözlemler

Malzemelerin mikroskobik yapılarını incelemek teknolojik kullanımları açısından önem arz etmektedir. Malzemelerin dayanımlarına katkıda bulunan özelliklerin bazıları ve mekanik hasarları başlatan özelliklerin tümü optik mikroskopta ortaya çıkabilir. Bu yüzden optik mikroskopi için numune hazırlanması, hazırlanan numunelerin optik mikroskopta incelenmesi ve optik mikroskopta çekilen fotoğrafların (mikrografların) yorumlanması malzeme özelliklerinin kaynağını anlamak için önem taşımaktadır [99]. Tane sınırları, ikinci faz parçacıkları, takviyeler, mevcut fazlar, fazların hacim oranları ve ikizlenmeler optik mikrograflar yardımı ile belirlenir. Malzeme hazırlanırken amaç; oldukça parlak bir yüzey hazırlamak ve kimyasal ya da elektrokimyasal olarak dağlamaktır. Bir metal numunenin parlatılmış yüzeyi kristal kusurları göstermez ancak malzemenin reaktif yani yüksek enerji kısımlarını çözen bir kimyasal dağlayıcıya maruz kaldığında, yüksek enerjili tane sınırları ve dislokasyonun etrafındaki yüksek enerjili bölge çözünür ve çukurlaşır. Şekil 5.3’de bu olay şematik olarak gösterilmiştir [99]. Yüzey düzlemine dik olarak gelen ışınlar parlak yüzeyde objektife aynı açı altında geri dönerken çözünmüş yüzeylerde saparak yansır. Sapmış ışınların bulunduğu bölgeler ışık objektife geri dönmediği için karanlık görünür. Gelen ışın ve yansıyan ışın düzlemlerden yansır.

Alaşımlardan küçük parçalar halinde kesilen numuneler soğuk kalıplama yöntemi ile poliestere gömüldü ve 1200 lük zımpara ile su altında parlatıldı. Daha sonra 1 mikron elmas pasta kullanılarak kadife çuhada parlatıldılar ve parlatma sırasında çuhaya sıvı olarak saf alkol döküldü. Parlatılan bu numuneler 50gr ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$)-960 ml metanol ve 200ml HCl çözeltisi ile dağlandıktan sonra Olympus BX41M optik mikroskobu kullanılarak metalografik gözlemler yapıldı.



Şekil 5.3. a) Parlatılmış yüzey, b) Parlatılmış ve dağlanmış yüzeyde tane sınırlarının gözlenmesi [99].

5.2.4. TG/DTA Ölçümleri

Isı etkisi numunenin birçok özelliğinin değişmesine sebep olabilir. Termal analizde ağırlık değişmesi termogravimetrimin temelini teşkil ederken enerji değişimi ise DTA ile belirlenir. Bunlar termal analiz metotlarının en önemlileridir [100]. Bir numunenin termogravimetrik yöntemle incelenebilmesi için sıcaklık değişiminin numunenin kütlesinde bir değişim oluşturması gerekir. Ancak enerji değişimine sebep olan dönüşümler mutlaka bir kütle değişimi yaratmayabilir. Böyle durumlarda termogravimetrik ölçümlerde hiçbirşey gözlenmez [101].

Bu yöntemde numune ve termal olarak referans maddeye aynı sıcaklık programı uygulanır. İkisi arasındaki fark, sıcaklığın bir fonksiyonu olarak ölçülür. Bu iki madde bir arada ısıtılır. Sıcaklık düzgün bir şekilde artırılır. TG deki gibi sadece kütle değişimine bağımlı olmadığı için daha geniş bir kullanım alanı vardır. Isının soğrulduğu (absorption) veya açığa çıktığı her numuneye uygulanabilir. Fiziksel olarak soğurma ve kristalizasyon olayı ekzotermik bir olaydır. Desorbsiyon, süblimleşme, erime ve buharlaşma olayları ise endotermiktir [102]. Termal analiz ölçümlerinde Şekil 5.4’de gösterilen Perkin Elmer Pyris Diamond TG/DTA kullanıldı. Her bir alaşımın yapısında meydana gelen faz değişimlerinin incelenmesi için diferansiyel termal analiz yöntemi kullanıldı. Numuneler oda sıcaklığından 1100 °C’ ye kadar ısıtıldı. Isıtma işlemi 20 °C/dakika ısıtma hızı ile argon gazı atmosferinde yapıldı



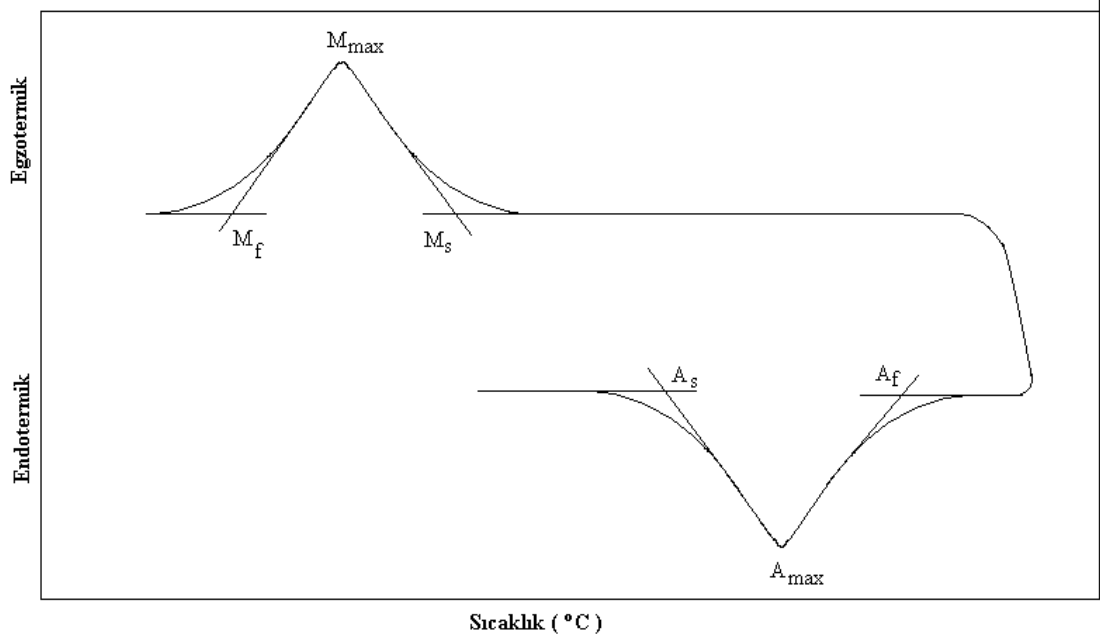
Şekil 5.4. Termal ölçümlerde kullanılan Perkin Elmer Pyris Diamond TG/DTA, Perkin Elmer Sapphire DSC.

5.2.5. Diferansiyel Taramalı Kalorimetri (DSC)

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. Ayrıca kalorimetrik deney sırasında, toplanan veri, reaksiyon termodinamikleri, reaksiyon kinetikleri, reaksiyon ısı kapasitesi değişimi, entalpi değişimi, entropi değişimi ve reaksiyon mekanizması hakkında yararlı bilgiler verir [103].

Şekil hatırlamalı alaşımlar, şekil hatırlama etkisi ve süperelastiklik gibi martensitik dönüşüm ve tersine dönüşümün gerçekleştiği malzemelerdir. Şekil hatırlama etkisi, austenit başlama sıcaklığı (A_s) altında uygulanan bir plastik gerilmenin austenit bitiş sıcaklığı (A_f) üzerinde ısıtılmasıyla tersine çevrilebilir bir ters dönüşüm etkisinin (kristalografik olarak) elde edilmesidir. Şekil hatırlamalı alaşımlarda martensitik ve austenit dönüşümün başlama ve bitiş sıcaklıkları çok önemlidir. Dönüşümün başlama ve bitiş sıcaklıklarını belirlemede en yaygın olarak kullanılan teknik DSC analizidir [104]. Şekil 5.5’de örnek bir dönüşüm gösterilmiştir.

Alaşımlarda meydana gelen faz dönüşümlerinin sıcaklık aralığını tespit etmek amacıyla DSC tekniklerinden yararlanılmıştır. Sıcaklığın bir fonksiyonu olarak faz geçişlerini tespit eden bu sistemlerde numune ile beraber sisteme referans olarak alüminyum kap yerleştirilir. Sıcaklık akışı her ikisi için sabit oranda değişmektedir. Sıcaklık akışına bağlı olarak entalpi değişimleri;



Şekil 5.5. DSC eğrisinden A_s ve A_f dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi.

$$\left(\frac{dq}{dt} \right)_p = \frac{dH}{dt} \quad (5.1.)$$

ile verilir. Örnek ile referans arasındaki sıcaklık akışındaki fark ise;

$$\left(\frac{dH}{dt} \right)_{\text{örnek}} - \left(\frac{dH}{dt} \right)_{\text{referans}} = \Delta \frac{dH}{dt} \quad (5.2.)$$

ile verilir [97].

Faz geçişleri gibi bir endotermik işlemde sıcaklık soğrulur ve bundan dolayı örnekteki ısı akışı, referanstan yüksektir. Bu yüzden $\Delta \frac{dH}{dt}$ pozitifdir. Kristalleşme gibi bir ekzotermik işlemde ise $\Delta \frac{dH}{dt}$ negatiftir [97].

Bu çalışmada kullanılan numuneler; her bir alaşımdan küçük parçalar kesilerek elde edilmiştir. Elde edilen alaşım numunelerinin ileri ve ters dönüşüm sıcaklıklarının ve dönüşüm entalpilerinin belirlenmesi için Perkin Elmer Sapphire DSC (Şekil 5.4) termal analizörü kullanıldı. Bu işlemler oksitlenmeyi önlemek amacı ile argon gazı atmosferinde yapıldı.

5.2.6. Aktivasyon Enerjisi Hesaplamaları

Laboratuvarımızda üretilen alaşımların sırasıyla 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika ısıtma hızlarında diferansiyel taramalı kalorimetri (DSC) ile dönüşüm eğrileri elde edildi. DSC eğrilerinden dönüşüm sıcaklıkları belirlenerek aktivasyon enerjileri hesaplandı. Aktivasyon enerjilerinin hesaplanmasında Kissinger ve Ozawa metodu kullanıldı. Kissinger eğrisi için kullanılan denklem;

$$\frac{d \ln(\alpha / T_m^2)}{d \ln(1000 / T_m)} = -\frac{E_a}{R} \quad (5.3)$$

şeklindedir. Burada α ; ısıtma veya soğutma hızı, T_m ; pik sıcaklığı, E_a ; aktivasyon enerjisi ve R ise evrensel gaz sabitidir [105].

Ozawa eğrisi için kullanılan denklem ise;

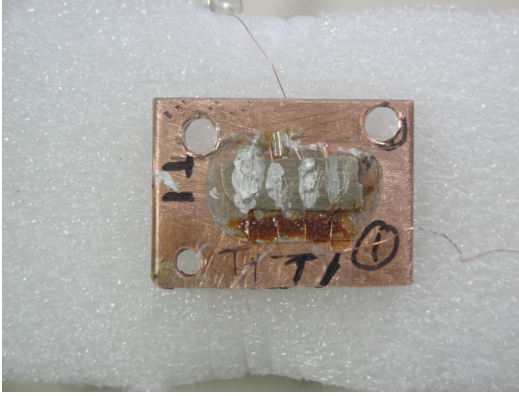
$$E_a = -\frac{R}{b} \left[\frac{d \log \alpha}{d(1/T_m)} \right] \quad (5.4)$$

şeklindedir. Burada α ; ısıtma veya soğutma hızı, T_m ; pik sıcaklığı, E_a ; aktivasyon enerjisi ve $b=0,4567$ değerine sahip bir sabittir [106].

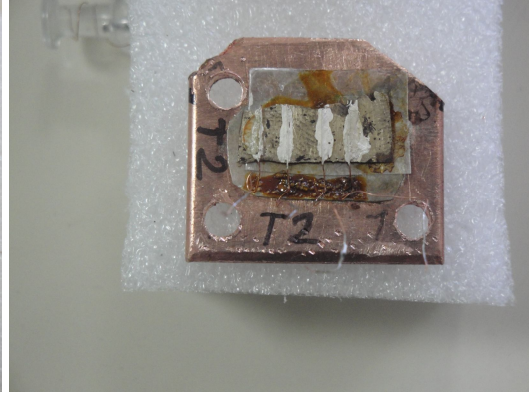
5.2.7. Elektriksel Direnç Ölçümleri

Bir maddenin elektriksel direncinin ölçümünde kullanılan en temel yöntem; madde içinden sabit bir akım geçirerek, akım kolu üzerindeki iki nokta arasında oluşan potansiyel farkının ölçülmesi ilkesine dayanır. Metalik maddelerin öz dirençlerinin düşük olması ($\rho \leq 10^{-6} \Omega\text{-cm}$), küçük boyutlu metalik numunelerin direncinin ölçülmesini zorlaştırır. Böyle durumlarda, yine ohm kanunu üzerine kurulu fakat farklı ölçme teknikleri kullanan direnç ölçme yöntemlerinden yararlanılır. Bu yöntemlerden en yaygın kullanılanı *dört uç yöntemi* (Four probe method) veya diğer adıyla *Kelvin kısıkaçı* olarak bilinmektedir [107, 108]. Alaşımların elektriksel direnç ölçümleri için gümüş pasta ile dört kontak noktası yapıldı (Şekil 5.6). Bu çalışmada kullanılan alaşımların direnç-sıcaklık (R-T) ölçümleri 200-800 K sıcaklıkları arasında ölçüm alınabilen Cryo Industries Model Ref 2261 marka kryostat kullanılarak yapıldı. Bu sistemde Keithley 6221 akım kaynağı, Keithley 6514 elektrometre ve Lake-Shore 331 sıcaklık kontrol ünitesi kullanıldı (Şekil 5.7). Ölçümlerde alaşımlara dört kontak yapıldı. $\sim 1 \times 10^{-6}$ milibar basınç altında 100 mA akım uygulanarak 5 °C/dakika ısıtma/soğutma hızlarında elektriksel ölçümler alındı. T7 numunesinin DSC

ölçümlerinde düşük ısıtma hızlarında dönüşüm gözlenmediğinden en düşük 15 °C/dakika ısıtma/soğutma hızında dönüşüm gözlenmiştir. Ancak elektriksel ölçüm sisteminde bu ısıtma hızı ile ölçüm alma imkanı bulunmadığından T7 numunesinde de ısıtma/soğutma hızı olarak 5 °C/dakika ısıtma/soğutma hızları kullanılmıştır.



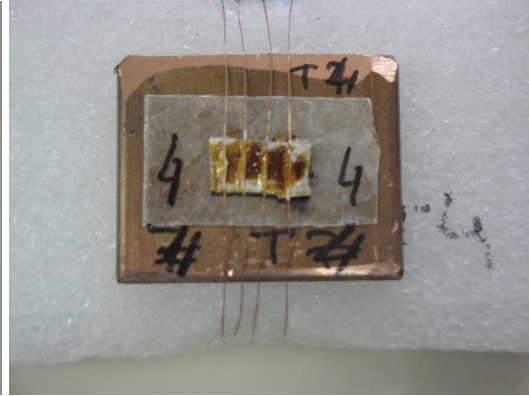
T1 Alaşımı



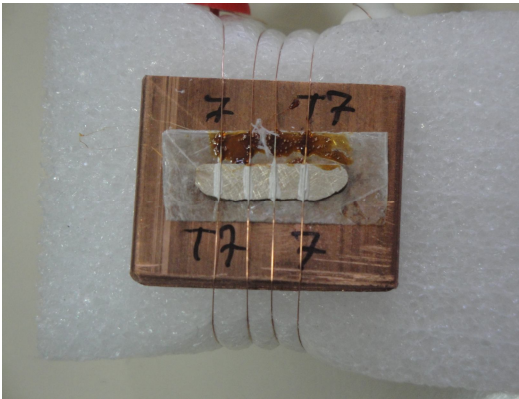
T2 Alaşımı



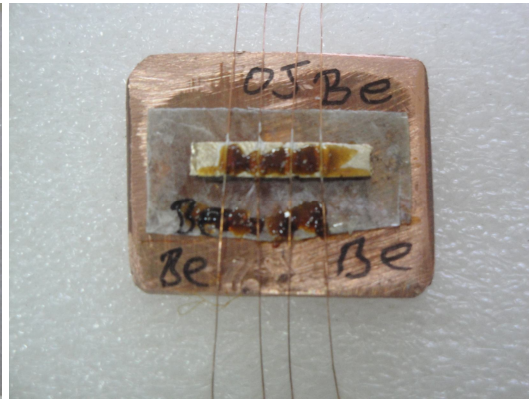
T3 Alaşımı



T4 Alaşımı

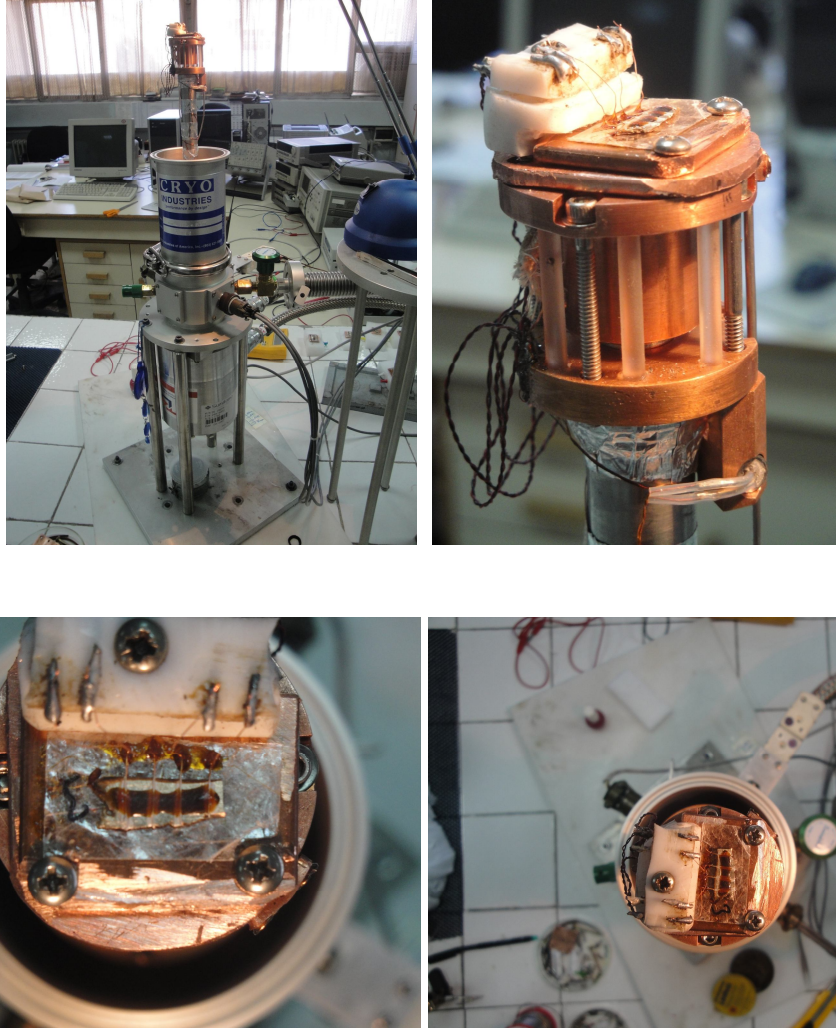


T7 Alaşımı



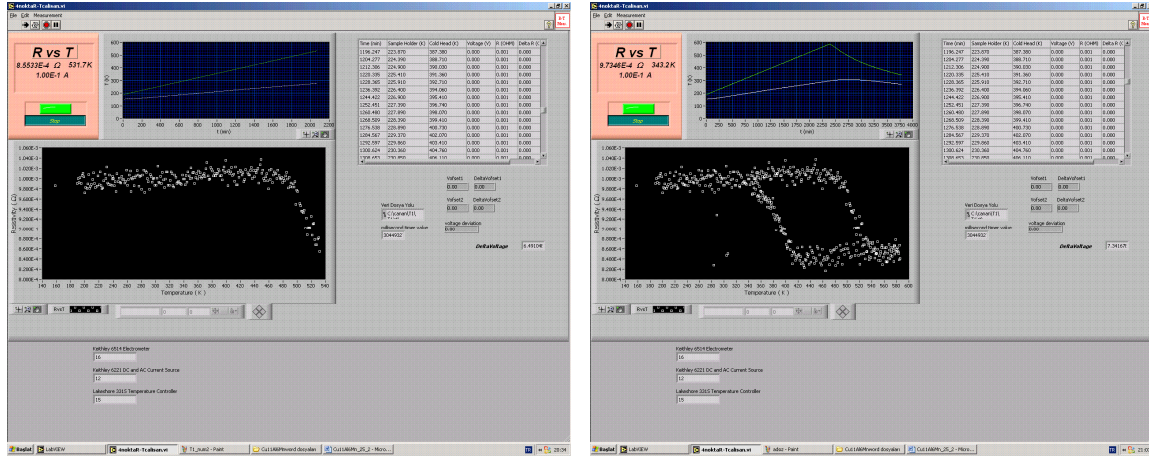
B1 Alaşımı

Şekil 5.6. Dört kontak noktası oluşturulmuş alaşımların resimleri.



Şekil 5.7. Elektriksel ölçüm yapılan kriyostat sistemi.

Şekil 5.7’de kullanılan sistem ile yapılan elektriksel direnç ölçümü için Şekil 5. 8.a ve b’deki grafikler gibi sonuçlar elde edildi. Görüldüğü gibi ölçülen direnç değerlerinde sapmalar gözlenmektedir. Bunun nedeni çok küçük direnç değeri (10^{-5} - 10^{-4} ohm) okumaktan kaynaklanmaktadır. Elde edilen şekil hatırlamalı alaşımların elektriksel iletkenlikleri yüksek olduğundan direnç değerleri çok küçüktür. Bu nedenle yapılan ölçümlerde bu sapmaları yok etmek için çizilen direnç-sıcaklık eğrilerinde ortalama değerler alınarak grafikler çizilmiştir. Çizilen grafiklerde sıcaklık kontrol ünitesinde oluşacak sapmalar için sıcaklığa bağlı direnç değeri bilinen numuneler kullanılarak sistem kalibre edilmiş ve ölçümler bu kalibrasyondan sonra alınmıştır.



Şekil 5.8. Elektriksel ölçüm sisteminden alınan a) ısıtma b) ısıtma ve soğutma eğrileri.

5.2.8. Manyetik Ölçümler

Elde edilen alaşımların manyetizasyon-alan (M-H) ölçümleri Cryogenic Q-3398 model titreşimli örnek magnetometresi(vibrating sample magnetometre, VSM) kullanılarak oda sıcaklığında yapıldı. Alaşımların manyetizasyonlarının değişimi uygulanan manyetik alanın bir fonksiyonu olarak elde edildi. M-H ölçümleri -0,5 ile 0,5 T alan değeri arasında yapıldı. Numunelerin magnetik özellikleri Cu ve Mn oranına bağlı değişim incelenecek şekilde ölçümler alındı.

6. BULGULAR

6.1. EDX Analizleri

EDX analizleri için bir yüzü parlatılan alaşımların yüzeyinden üç farklı bölge seçilerek EDX spektrumları alındı (EK-1). Dökümü yapılan alaşımların optik mikroskopla alınan yüzey mikrograflarında farklı boyutta taneler mevcut olduğundan alaşım oranlarını belirlemek için üç farklı bölgeden elde edilen sonuçların ortalaması alınarak Cu-Al-Mn, Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Be alaşımları için ağırlıkça ve atomik yüzde oranları bulundu. EDX spektrofotometresinin ölçüm gücü Berilyum elementini kapsamadığından Cu-Al-Be alaşımının EDX spektrumlarında Be elementi gözlenememiştir. Bu nedenle Cu-Al-Be alaşım oranı belirlenirken kullanılan EDX spektrumu sonuçlarına ağırlıkça yüzde kadar kayıp berilyum ilave edilerek alaşım oranı teorik olarak hesaplanmıştır.

EDX spektrumlarından bulunan alaşım oranları kullanılarak her bir alaşım için elektron konsantrasyonu (e/a) hesaplandı. Buna bağlı olarak elde edilen sonuçlar Tablo 6.1-6.3'de verildi.

EDX analizleri sonucu elde edilen alaşımların ağırlıkça % ve atomikçe % değerleri ile alaşımların döküm öncesi belirlenen oranları farklı çıkmaktadır. Tablo 5.1'de Cu-Al-Mn, Tablo 5.2'de Cu-Al-Ni ve Tablo 5.3'de ise Cu-Al-Be alaşımının döküm öncesi belirlenen kütlece ve atomikçe oranları verilmiştir. Bu oranların farklı çıkması, döküm sırasında cüruf oluşması ile bir miktar numune kaybının oluşmasından meydana gelmektedir. Bu kayıp toz halindeki alüminyum elementinin oksitlenmeye aşırı şekilde meyilli olmasından kaynaklanmaktadır.

Isıtma esnasında toz halinde olan elementlerin oksitlenmesini önlemek için indiksiyon fırınına sürekli argon gazı verilmesine rağmen oksitlenme önlenememiştir. Çünkü oksitlenme toz elementler karıştırılırken de meydana gelmektedir. Bu nedenle erimeden önce alüminyum tozlarının oksitlenmesi ile alüminyumun bir miktarı erimeden cüruf haline gelmektedir. Dolayısıyla elde edilen alaşımlarda alüminyum oranı azaldığından, bakır ve mangan oranlarında artışlar meydana gelmiştir. Bu artışlar alaşımın başlangıç kompozisyonunu değiştirmiştir. Alaşım oranlarındaki bu değişimler Tablo 5.1-5.3 ile Tablo 6.1-6.3'de verilen değerler karşılaştırıldığında açıkça görülmektedir.

Tablo 6.1. Cu-Al-Mn alaşımına ait EDX analiz sonuçları ile elde edilen element oranları.

Alaşım Kodu		Cu Al Mn (% ağırlık)			Cu Al Mn (% atomik)			e / a
T1	I. Bölge	83,04	9,86	7,10	72,54	20,28	70,18	1,47
	II. Bölge	83,30	10,21	6,49	72,52	20,94	6,54	
	III. Bölge	84,03	9,34	6,63	73,91	19,34	6,75	
	Ortalama	83,46	9,80	6,74	72,99	20,19	6,80	
T2	I. Bölge	82,81	10,77	6,42	71,63	21,94	6,43	1,50
	II. Bölge	83,15	9,97	6,88	72,57	20,49	6,94	
	III. Bölge	82,90	10,99	6,12	71,56	22,34	6,11	
	Ortalama	82,95	10,58	6,47	71,92	21,59	6,49	
T3	I. Bölge	87,87	9,37	2,76	77,67	19,51	2,83	1,44
	II. Bölge	86,51	10,20	3,29	75,66	21,01	3,33	
	III. Bölge	86,49	10,62	2,88	75,31	21,79	2,90	
	Ortalama	86,96	10,06	2,98	76,21	20,77	3,02	
T4	I. Bölge	82,40	10,26	7,34	71,62	21,00	7,38	1,49
	II. Bölge	83,09	9,92	6,99	72,54	20,40	7,06	
	III. Bölge	82,81	10,16	7,03	72,09	20,84	7,08	
	Ortalama	82,76	10,11	7,12	72,08	20,75	7,17	
T5	I. Bölge	84,00	9,20	6,80	73,99	19,08	6,93	1,44
	II. Bölge	84,21	9,10	6,69	74,28	18,89	6,83	
	III. Bölge	85,51	8,81	5,68	75,79	18,38	5,82	
	Ortalama	84,57	9,04	6,39	74,69	18,78	6,53	
T6	I. Bölge	85,92	8,87	5,21	76,15	18,51	5,34	1,42
	II. Bölge	85,89	8,72	5,39	76,24	18,22	5,54	
	III. Bölge	86,50	8,79	4,71	76,79	18,38	4,84	
	Ortalama	86,10	8,79	5,10	76,39	18,37	5,24	

Tablo 6.2. Cu-Al-Ni alaşıma ait EDX analiz sonuçları ile elde edilen element oranları.

Alaşım Kodu		Cu Al Ni (% ağırlık)			Cu Al Ni (% atomik)			e / a
T7	I. Bölge	84,33	11,24	4,43	72,95	22,90	4,15	1,51
	II. Bölge	84,71	10,86	4,43	73,61	22,22	4,17	
	III. Bölge	82,98	12,55	4,47	70,69	25,18	4,13	
	Ortalama	84,00	11,55	4,44	72,41	23,43	4,15	

Tablo 6.3. Cu-Al-Be alaşıma ait EDX analiz sonuçları ile elde edilen element oranları. (* EDX analiz sonuçları kullanılarak hesaplanan değerler).

Alaşım Kodu		Cu Al Be (% ağırlık)			Cu Al Be (% atomik)			e / a
B1	I. Bölge	84,19	10,12	-	-	-	-	1,44
	II. Bölge	85,84	9,61	-	-	-	-	
	III. Bölge	79,51	9,17	-	-	-	-	
	Ortalama	*89,14	*10,32	*0,54	*76,12	*20,66	*3,20	

6.2. X-Işını Kırınım (XRD) Analizleri

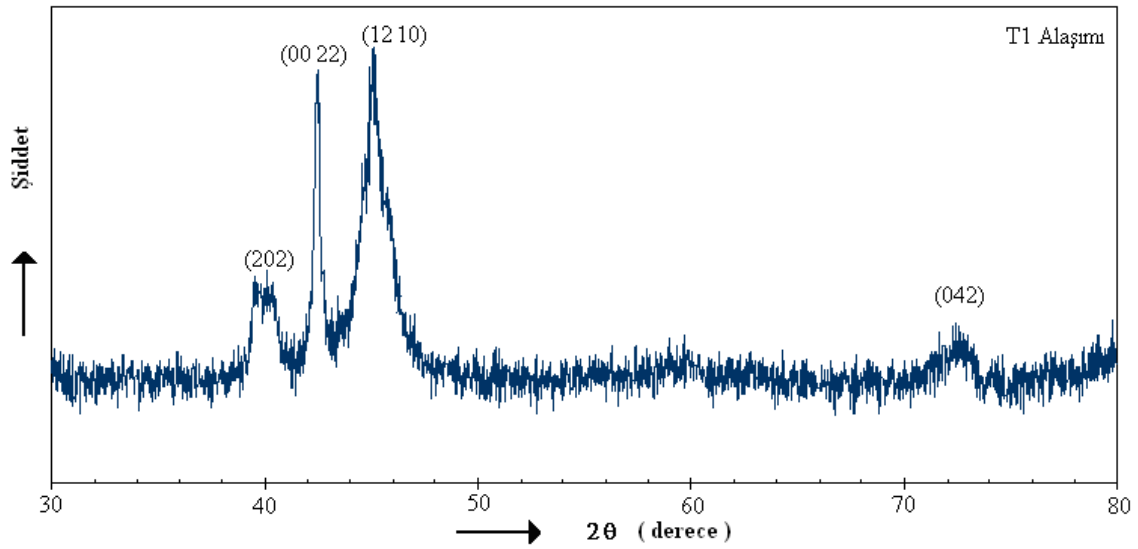
Cu-Al-Mn alaşımlarının düzensiz β -fazı yüksek sıcaklıklarda kararludur ve düşük sıcaklıklarda martensit yapıya dönüşüm β -fazdan sırası ile $\beta(A2) \rightarrow \beta_2(B2) \rightarrow \beta_1(DO_3/L2_1)$ düzenli reaksiyonunun oluşmasına neden olur [25, 104, 109, 110-114].

Şekil hatırlama özelliği gösteren Cu-Al-Ni 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 [18, 108].

β -faz için olası farklı yapılar; A2, B2 ve DO₃(L2₁) 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 DO₃ veya L2₁ süper örgülü yapı olur [25]. Cu-Al-Mn alaşımları, Al ve Mn içeriğine bağlı olarak düşük sıcaklıklarda üç farklı martensit yapı gösterir. Bunlar; α (3R), β_1 (18R) ve γ_1 (2H) dir. Cu-Al-Ni alaşımları ise düşük sıcaklıklarda 9R veya 18R yapı sergilerler. Cu-Al-Be alaşımları ise düşük sıcaklıklarda 18 R yapı sergiler [25, 110, 115, 116]. Elde edilen Cu-Al-Mn, Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Be alaşımlarının X-ışınları ölçümleri oda sıcaklığında yapılmıştır. Bu ölçümler Şekil 6.1-6.8’de verilmiştir. Bu ölçümlerden elde edilen örgü parametreleri Tablo 6.4-6.11’de görülmektedir.

T1 alaşımının X-ışını difraktogramı Şekil 6.1’de verilmektedir. Difraktogramdan da görüldüğü gibi yansıma veren düzlemler (1 2 10), (0 0 22) ve (2 0 2) düzlemleridir. Bu düzlemlerin ortorombik bir kristal yapıya sahip oldukları belirlenmiştir. Yansıma veren düzlemler ve bu düzlemlere ait 2 θ değerleri Tablo 6.4’de verilmiştir. En şiddetli yansıma veren düzlem (1 2 10) düzlemidir ve 2 θ = 45,080° de yansıma vermiştir. Ayrıca, en zayıf yansıma veren düzlem olarak Şekil 6.1’de görülen (0 4 2) düzlemi olup 2 θ açısı 2 θ =72,998 dır. Burada yansıma veren düzlemlerin örgü parametreleri a = 4,494 Å; b = 5,189Å; c = 46,610 Å olarak belirlendi. T1 alaşımı için a/b oranı 0,866 olarak hesaplandı. Bu değer $\sqrt{3}/2$ ye eşit çıkmaktadır.



Şekil 6.1. T1 alaşımdan elde edilen X-ışını difraktogramı.

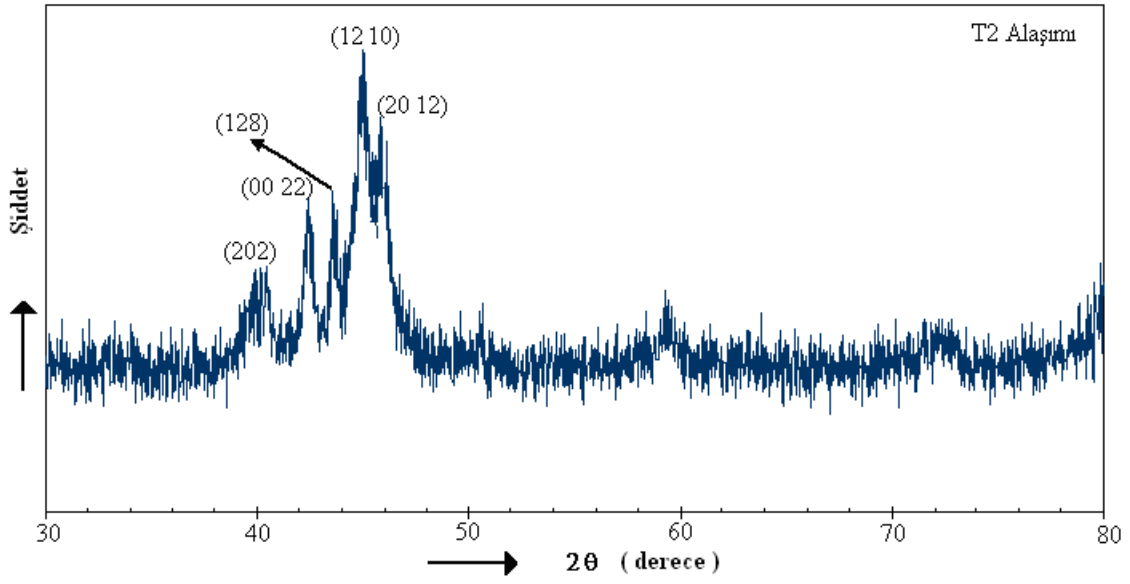
Tablo 6.4. T1 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.

Kristal yapısı	2θ	d(Å)	(hkl)	a (Å)	b (Å)	c (Å)
Ortorombik	45,080	2,0094	(1 2 10)	4.494	5.189	46.610
	42,480	2,1262	(0 0 22)			
	39,680	2,2696	(2 0 2)			
	72,998	1,2950	(0 4 2)			

Bu sonuca göre, T1 alaşımda oda sıcaklığında 18R martensit yapıya sahip olduğunu göstermektedir. Bu yapının ana fazı düzenli yapıdadır. Bazal düzleminin aynı büyüklükteki atomlardan meydana geldiğini göstermektedir.

T2 alaşımda X-ışını difraktogramı da Şekil 6.2’de verilmektedir. Difraktogramdan da görüldüğü gibi yansıma veren düzlemler sırasıyla (2 0 12), (1 2 10), (1 2 8), (0 0 22) ve (2 0 2) düzlemleridir. Bu düzlemlerin ortorombik bir kristal yapıya sahip oldukları belirlenmiştir. Düzlemler ve bu düzlemlere ait 2θ değerleri Tablo 6.5’de verilmiştir.

En şiddetli yansıma veren düzlem (1 2 10) düzlemidir ve $2\theta = 45,040^\circ$ de yansıma vermiştir. T2 alaşımda a/b oranı 0,866 olup $\sqrt{3}/2$ değerine eşittir. Bu sonuç ana fazın düzenli olduğunu ve T2 alaşımda 18R martensit yapıya sahip olduğunu göstermektedir.



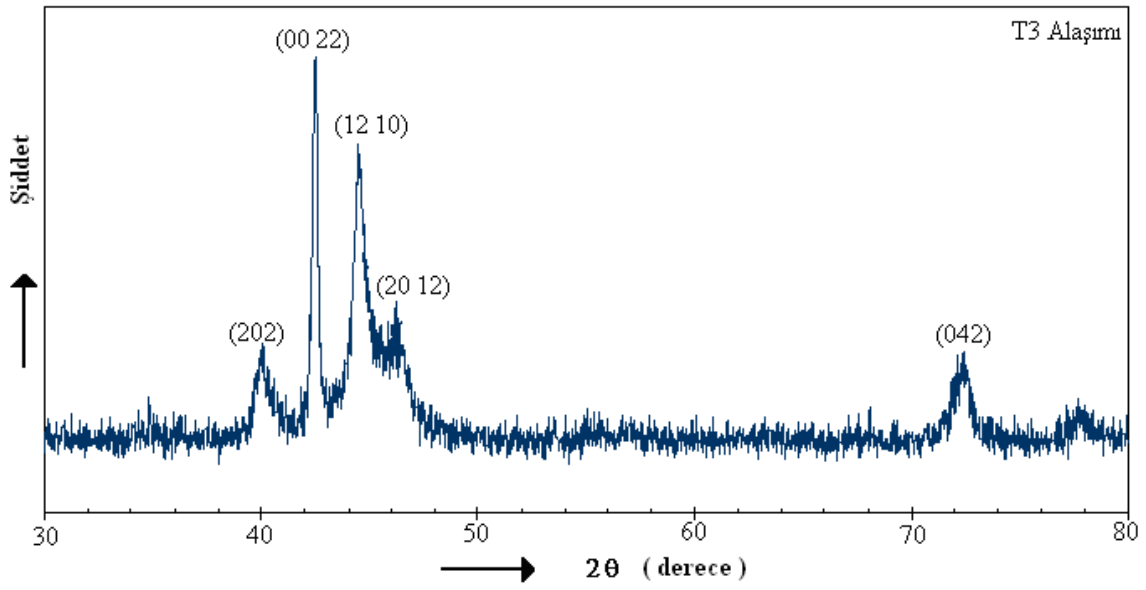
Şekil 6.2. T2 alaşımından elde edilen X-ışını difraktogramı.

Tablo 6.5. T2 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.

Kristal yapısı	2θ	d(Å)	(hkl)	a (Å)	b (Å)	c (Å)
Ortorombik	45,936	1,9740	(2 0 12)	4.494	5.189	46.610
	45,040	2,0112	(1 2 10)			
	42,461	2,1272	(0 0 22)			

T3 alaşımına ait X-ışını difraktogramı Şekil 6.3’de verilmektedir. T3 alaşımına ait difraksiyon veren düzlemler sırasıyla (0 4 2), (2 0 12), (1 2 10), (0 0 22) ve (2 0 2) düzlemleridir. Bu düzlemlerin ortorombik bir kristal yapıya sahip oldukları belirlenmiştir. Düzlemler ve bu düzlemlerin 2θ değerleri Tablo 6.6’da verilmiştir. En şiddetli yansıma veren düzlem (0 0 22) düzlemidir ve 2θ=42,480° de yansıma vermiştir.

Şekil 6.3’de verilen T3 alaşımına ait X-ışını difraktogramında düzlemlere ait örgü parametreleri a = 4,494 Å; b = 5,189Å; c = 46,610 Å olarak belirlendi. T3 alaşımının a/b oranı 0,866 olarak hesaplandı. Bu alaşım da T1 ve T2 alaşımları gibi 18R martensit yapıya sahiptir ve ana fazı düzenlidir.



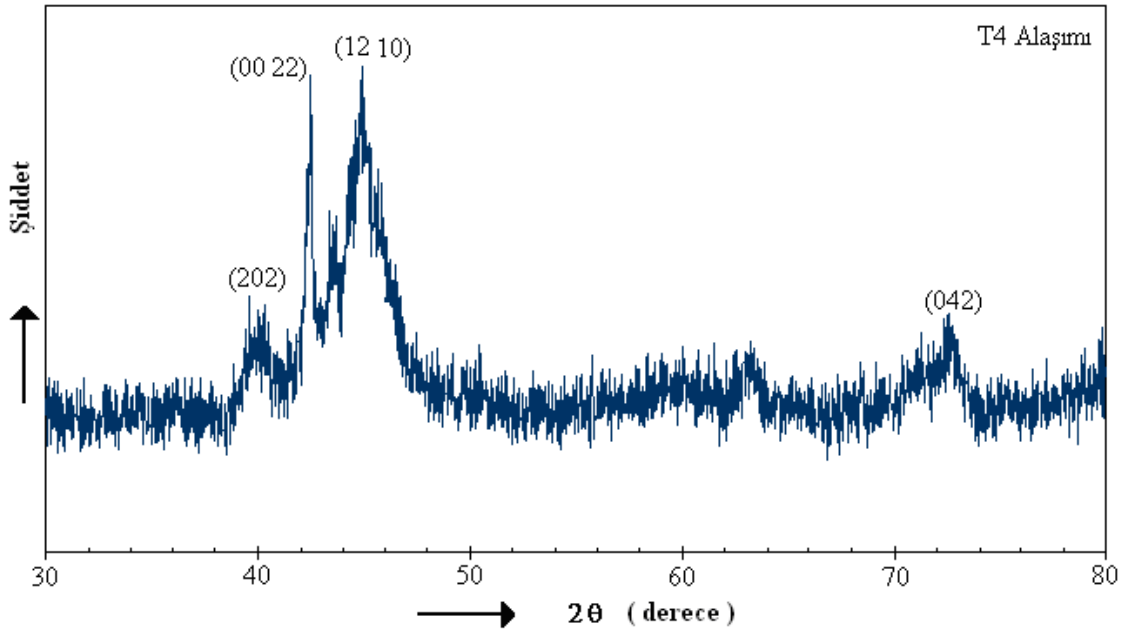
Şekil 6.3. T3 alaşımından elde edilen X-ışını difraktogramı.

Tablo 6.6. T3 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.

Kristal yapısı	2θ	d(Å)	(hkl)	a (Å)	b (Å)	c (Å)
Ortorombik	72,459	1,30331	(0 4 2)	4.494	5.189	46.610
	46,380	1,9561	(2 0 12)			
	44,480	2,0352	(1 2 10)			
	42,480	2,1262	(0 0 22)			
	40,040	2,2500	(2 0 2)			

T4 alaşımına ait X-ışını difraktogramı Şekil 6.4’de verilmektedir. T4 alaşımına ait difraksiyon veren düzlemler sırasıyla (0 4 2), (1 2 10), (0 0 22) ve (2 0 2) düzlemleridir. En şiddetli yansıma veren düzlem (1 2 10) düzlemdir ve $2\theta=45,00^\circ$ de yansıma vermiştir. Düzlemler ve bu düzlemlere ait 2θ değerleri Tablo 6.7’de verilmiştir. Bu düzlemlerin ortorombik bir kristal yapıya sahip oldukları belirlenmiştir.

T4 alaşımına ait X-ışını difraktogramında mevcut olan yapıların örgü parametreleri $a = 4,494 \text{ Å}$; $b = 5,189 \text{ Å}$; $c = 46,610 \text{ Å}$ olarak belirlendi. T4 alaşımının a/b oranı 0,866 olup $\sqrt{3}/2$ değerine eşittir. Bu sonuç ise T4 alaşımının 18R martensit yapıya sahip olduğunu göstermektedir.

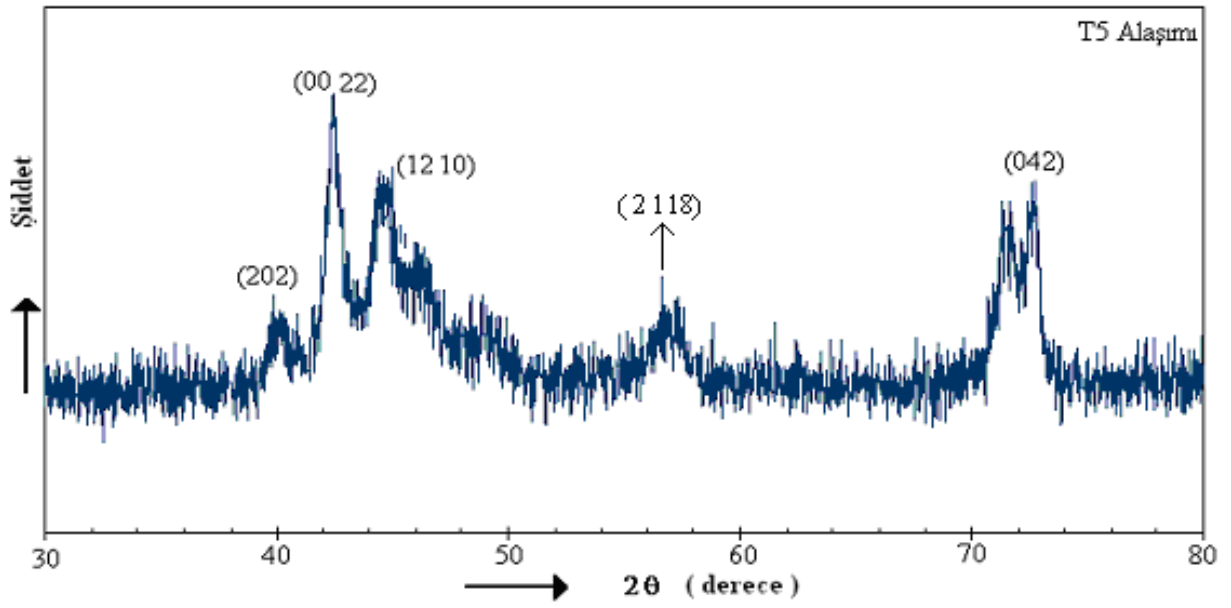


Şekil 6.4. T4 alaşımından elde edilen X-ışını difraktogramı.

Tablo 6.7. T4 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.

Kristal yapısı	2θ	d(Å)	(hkl)	a (Å)	b (Å)	c (Å)
Ortorombik	72,640	1,3005	(0 4 2)	4.494	5.189	46.610
	45,00	2,0128	(1 2 10)			
	42,459	2,1272	(0 0 22)			

T5 alaşımına ait X-ışını difraktogramı Şekil 6.5’de verilmektedir. T5 alaşımına ait difraksiyon veren düzlemler sırasıyla (0 4 2), (1 2 10), (0 0 22) ve (2 0 2) düzlemleridir. Bu alaşıma ait difraktogramda $2\theta=56,5^\circ$ civarında çok şiddetli olmasada difraksiyon veren (2 1 18) düzlemi görülmektedir. Yine $2\theta=72^\circ$ civarında indisini tespit edemediğimiz bir düzlem mevcuttur. Yansıma veren bu düzlemlerin varlığından T5 alaşımına ait yapının tamamen martensit olmadığını içinde austenit yapının da bulunduğu sonucunu çıkarabiliriz. Şiddetli yansıma veren düzlemlere ait parametreler kullanılarak yapılan hesaplamalardan yapının ortorombik olduğu bulunmuştur. Bu veriler Tablo 6.8’de görülmektedir.

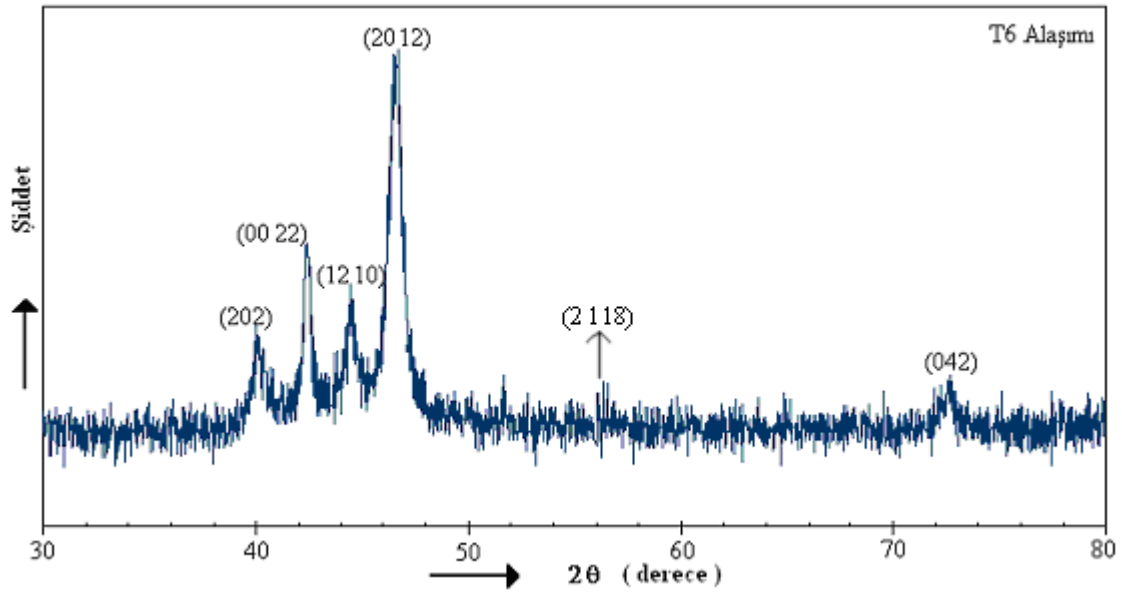


Şekil 6.5. T5 alaşımından elde edilen X-ışını difraktogramı.

Tablo 6.8. T5 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.

Kristal yapısı	2θ	d(Å)	(hkl)	a (Å)	b (Å)	c (Å)
Ortorombik	72,72 0	1,2993	(042)	4.494	5.189	46.610
	44,779	2,0223	(1210)			
	42,420	2,1291	(0022)			

Şekil 6.6’da T6 alaşımına ait X-ışını difraktogramı verilmektedir. Alaşıma ait yansıma veren düzlemler sırasıyla (0 4 2), (2 0 12), (1 2 10), (0 0 22) ve (2 0 2) düzlemleridir. En şiddetli yansıma veren düzlem (2 0 12) düzlemidir ve $2\theta=46,639^\circ$ de yansıma vermiştir. Şekil 6.6’da görüldüğü gibi (2 1 18) düzleminin şiddeti oldukça düşüktür. Bu yapının da tamamen martensit olmadığı kanısına varılmıştır. Şiddetli yansıma veren düzlemlere ait veriler Tablo 6.9’da görülmektedir. Bu veriler T6 alaşımın ortorombik yapıda olduğunu göstermektedir.

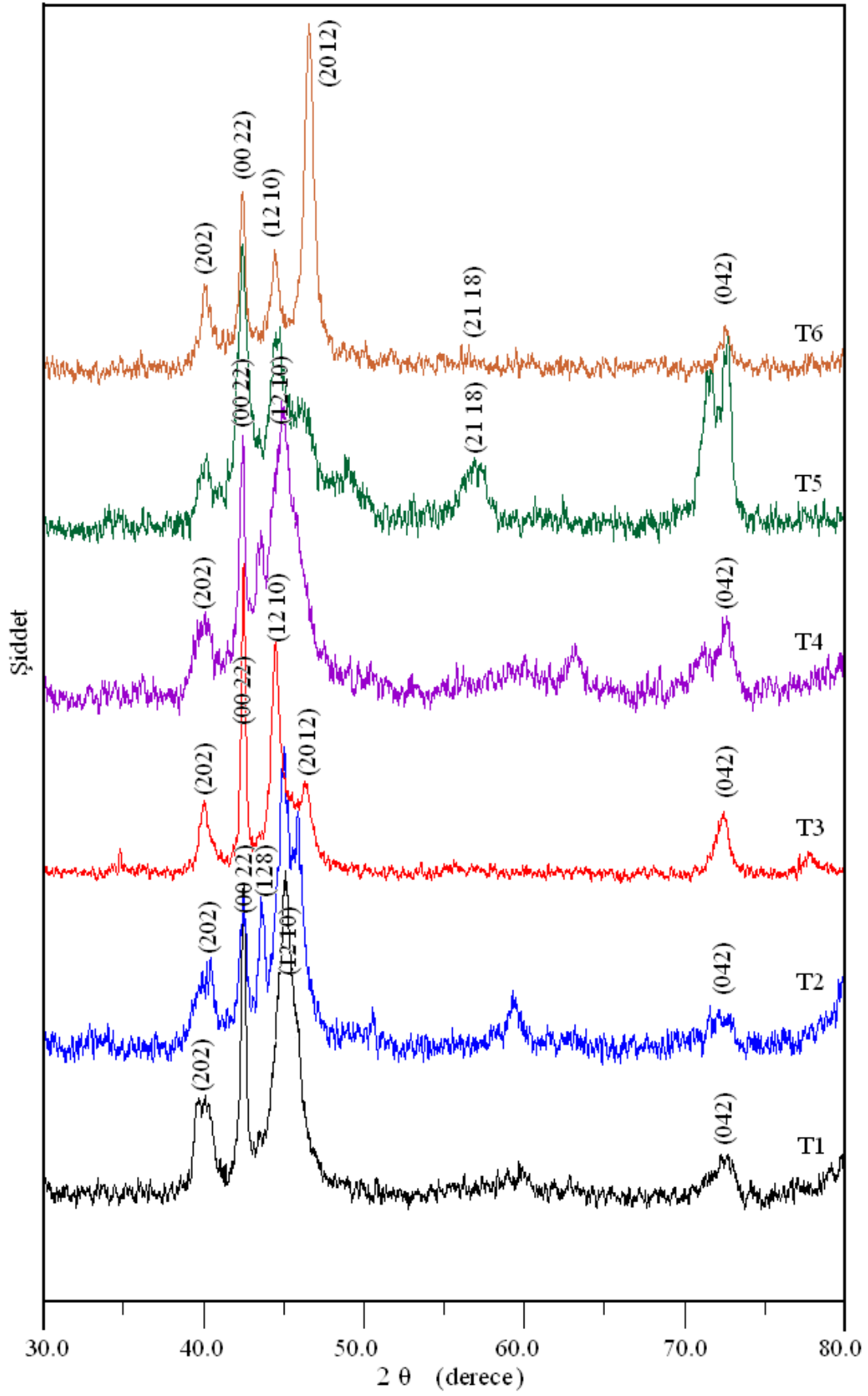


Şekil 6.6. T6 alaşımından elde edilen X-ışını difraktogramı.

Tablo 6.9. T6 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.

Kristal yapısı	2θ	d(Å)	(hkl)	a (Å)	b (Å)	c (Å)
Ortorombik	72,698	1,2996	(042)	4.494	5.189	46.610
	46,639	1,9459	(2012)			
	44,481	2,0351	(1210)			
	42,420	2,1291	(0022)			
	40,198	2,2415	(202)			

T1-T6 numunelerine ait difraktogramlardan görüldüğü gibi (1 2 10), (0 0 22) ve (2 0 2) ana pikleri hepsinde gözlenmektedir (Şekil 6.7). Bu piklerin şiddetleri alaşımın içeriğindeki Mn oranına göre değişim göstermektedir. Bunun yanı sıra yine alaşım içerisindeki Mn oranına göre yansıma veren düzlemlerin açı değerlerinde (2θ) sapmalar mevcuttur.

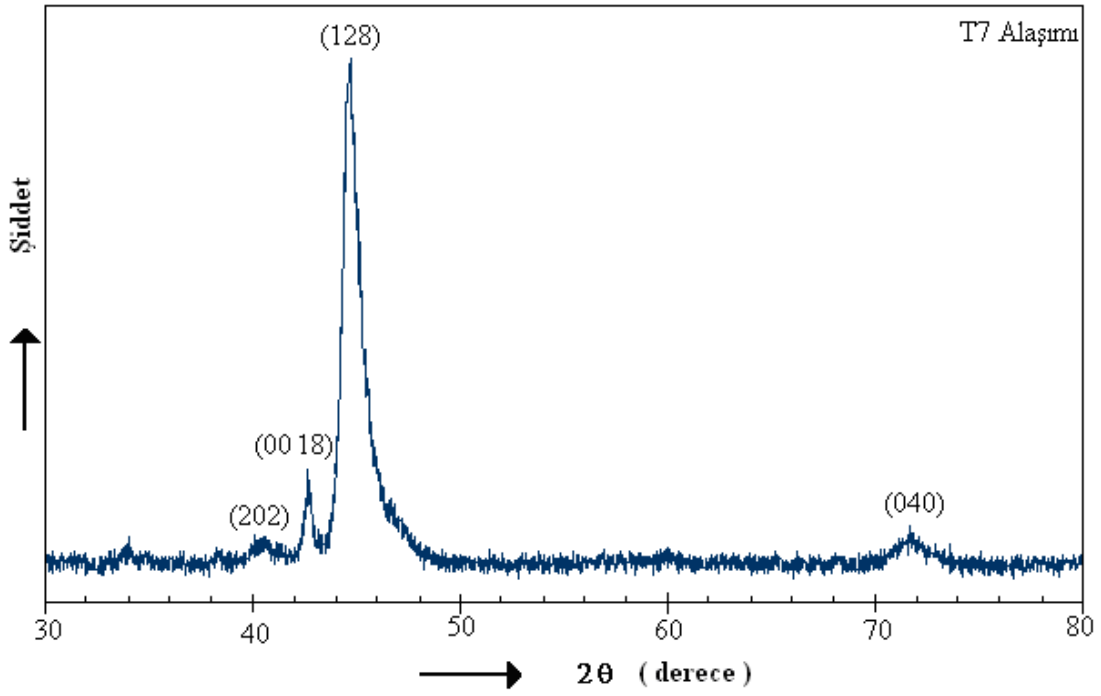


Şekil 6.7. T1-T6 alaşımlarına ait X-ışını difraktogramları.

T1, T2 ve T4 alaşımları T3, T5 ve T6 alaşımlarına kıyasla daha fazla Mn (Tablo 6.1) içermektedirler, dolayısıyla Şekil 6.1, 6.2 ve 6.4'de en şiddetli pikin (1 2 10) düzlemine ait olduğu görülmektedir. Bunun yanı sıra (0 0 22) ve (2 0 2) düzlemlerine ait pikler de mevcuttur. T3, T5 ve T6 alaşımlarına ait X-ışını difraktogramlarını değerlendirdiğimizde (1 2 10) düzlemine ait pikin şiddetinin azaldığı Şekil 6.7'den açık bir şekilde görülmektedir. Bu sonuçları kendi içerisinde kıyasladığımız zaman, alaşımların içeriğindeki Mn konsantrasyonunun artmasıyla birlikte (1 2 10) düzlemine ait pikin daha belirgin hale geldiğini yine aynı şekilde Mn oranındaki azalmayla (1 2 10) düzleme ait şiddet değerinin de düştüğünü söyleyebiliriz. Ayrıca T1, T3, T4, T5 ve T6 alaşımlarına ait X-ışını difraktogramlarında yansıma veren (0 4 2) düzlemine ait bir pik mevcut olmakla birlikte T5 alaşımında en şiddetli yansıma veren düzlem olarak göze çarpmaktadır. T2, T3 ve T6 alaşımlarında (2 0 12) düzlemine ait bir pik mevcuttur. Şekil 6.6'da T6 alaşımına ait difraktogramda (2 0 12) düzlemi en şiddetli yansıma veren düzlem olarak görülmektedir. Yine bu alaşım için yansıma veren ana düzlemler olan (1 2 10), (0 0 22) ve (2 0 2) ana pikler yapı içerisinde mevcuttur.

T5 alaşımına ait difraktogramda $2\theta = 56,5^\circ$ açısında yansıma veren (2 1 18) düzlem ve $2\theta=72^\circ$ civarında indisi belirlenemeyen ikinci bir düzlem mevcuttur (Şekil 6.5). T6 alaşımına ait difraktogramda yine $2\theta = 56,5^\circ$ açısında yansıma veren (2 1 18) düzlemi belirlenmiştir. T5 ve T6 alaşımında belirlenen ve yansıma veren bu düzlemler, bu alaşımların tamamen martensit olmadığını içinde austenit fazında bulunduğu sonucunu vermektedir.

T7 alaşımına ait difraktogram Şekil 6.8'de verilmektedir. Yapıda yansıma veren düzlemler (0 4 0), (1 2 8), (0 0 18) ve (2 0 2) düzlemleridir. Bu düzlemlerin monoklinik bir kristal simetriye sahip oldukları belirlenmiştir. Tablo 6.10'da düzlemler ve bu düzlemlere ait 2θ değerleri verilmiştir. En şiddetli yansıma veren düzlem (1 2 8) düzlemidir. T7 alaşımına ait örgü parametreleri $a = 4,420 \text{ Å}$; $b = 5,260 \text{ Å}$; $c = 37,890 \text{ Å}$ olarak belirlendi. Buna göre, T7 alaşımının a/b oranı 0,840 olarak hesaplandı. Bu değer $\sqrt{3}/2$ değerinden küçük çıkmıştır. Bu sonuca göre alaşımın ana fazının düzenli bir yapıda olduğu ve temel düzlemdeki atomların farklı büyüklükte atomlardan oluştuğunu göstermektedir. Sonuçlar literatür ile uyum içindedir [18, 108].

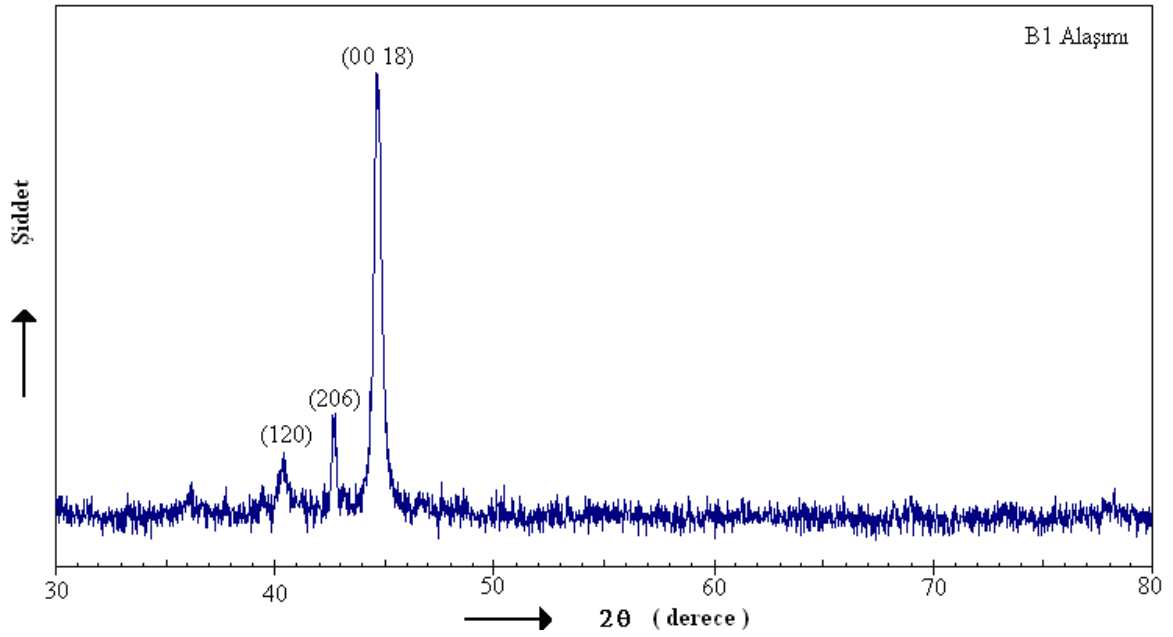


Şekil 6.8. T7 alaşımından elde edilen X-ışını difraktogramı.

Tablo 6.10. T7 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.

Kristal yapısı	2θ	d(Å)	(hkl)	a (Å)	b (Å)	c (Å)
Monoklinik	71,677	1,3156	(040)	4.420	5.260	37.980
	44,660	2,0274	(128)			
	42,700	2,1158	(0018)			

B1 alaşımına ait X-ışını difraktogramı Şekil 6.9’da verilmektedir. Difraktogramdan da görüldüğü gibi yansıma veren düzlemler ise (0 0 18), (2 0 6) ve (1 2 0) olarak belirlendi. Bu düzlemlerin monoklinik bir kristal simetriye sahip oldukları belirlenmiştir. Tablo 6.11’ de düzlemler ve bu düzlemlere ait 2θ değerleri verilmiştir. En şiddetli yansıma veren düzlem (0 0 18) düzlemidir. B1 alaşımına ait örgü parametreleri $a = 4,443 \text{ Å}$; $b = 5,169 \text{ Å}$; $c = 37,012 \text{ Å}$ olarak belirlendi. Buna göre, B1 alaşımının a/b oranı 0,860 olarak hesaplandı. Bu sonuç B1 alaşımının 18R martensit yapıya sahip olduğunu göstermektedir. Sonuçlar literatür ile uyum içindedir [25, 116].



Şekil 6.9. B1 alaşımından elde edilen X-ışını difraktogramı.

Tablo 6.11. B1 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.

Kristal yapısı	2θ	d(Å)	(hkl)	a (Å)	b (Å)	c (Å)
Monoklinik	44,020	2,0553	(0018)	4.443	5.169	37.012
	42,721	2,1148	(206)			
	40,341	2,2339	(120)			

T7 alaşımına ait difraktogramda yapıda yansıma veren düzlemler (0 4 0), (1 2 8), (0 0 18) ve (2 0 2) düzlemleri olduğu görülmektedir. T7 alaşımının a/b oranı 0,840 olarak hesaplandı. Bu sonuca göre alaşımın ana fazının düzenli bir yapıda olduğu ve temel düzlemdeki atomların farklı büyüklükte atomlardan oluştuğunu göstermektedir.

B1 alaşımına ait difraktogramdan da görüldüğü gibi yansıma veren düzlemler ise (0 0 18), (2 0 6) ve (1 2 0) olarak belirlendi. B1 alaşımının a/b oranı 0,860 olarak hesaplandı. Bu sonuç B1 alaşımının 18R martensit yapıya sahip olduğunu göstermektedir. Sonuçlar yapılan çalışmalar ile uyum içindedir [25, 114] .

Yapılan çalışma da elde edilen sonuçlar literatür ile karşılaştırıldığında uyum içinde olduğu görülmüştür. Elde edilen T1-T4 alaşımlarına ait X-ışını difraktogramlarında β martensitleri mevcuttur [18, 25, 95, 108, 110, 113].

6.3. Metalografik Gözlemler

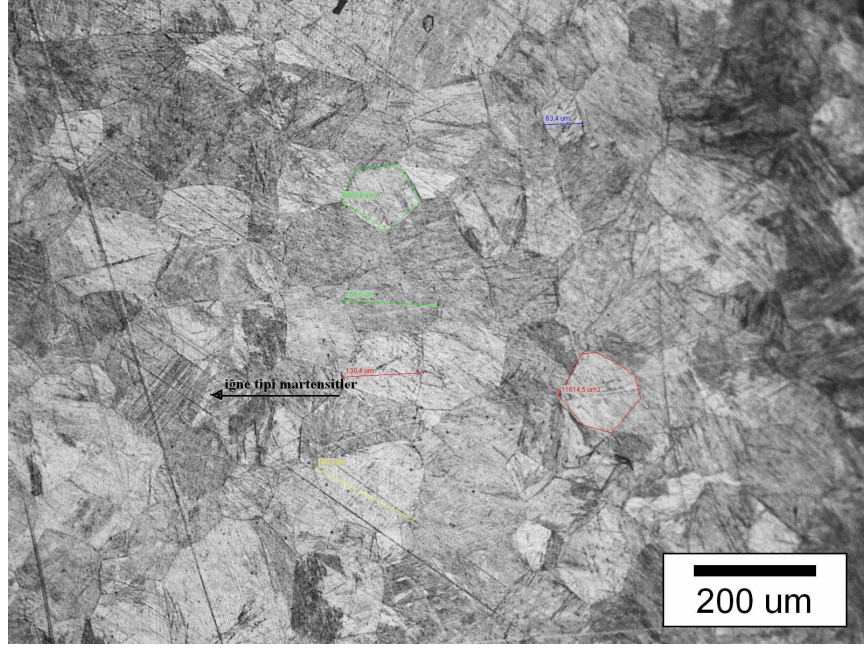
Kullanılan T1, T2, T3, T4, T5, T6, T7 ve B1 alaşımlarından alınan numuneler parlatılıp kimyasal olarak dağlandı ve optik mikroskopla yüzey mikrografları çekildi. Bu optik mikrograflar her bir alaşım için aynı bölgeden farklı büyütmelerde çekildi.

6.3.1. Cu-Al-Mn Alaşımlarının Metalografik Gözlemleri

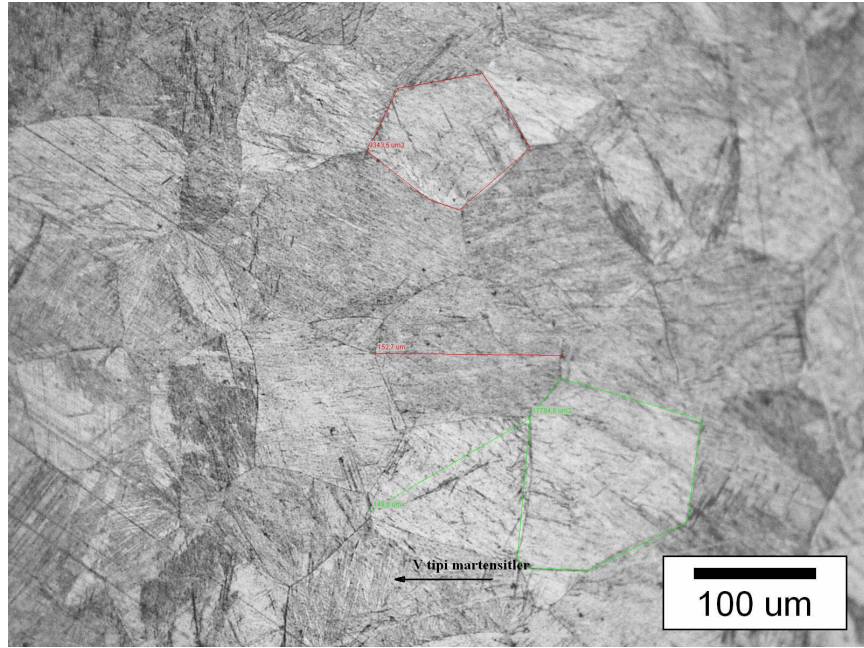
Şekil 6.10'da T1 alaşımına ait farklı büyütme oranlarında çekilen optik mikrograflar görülmektedir. Oda sıcaklığında yapı tamamen martensittir. Taneler ve tane sınırları açık bir şekilde görülmektedir. Martensit plakaları tane sınırlarında keskin bir şekilde ayrılmıştır. Martensit plakaların içerisinde farklı yönelimlere sahip martensit varyantların olduğu görülmektedir. Bu varyantların bazıları V-tip martensit bazıları ise iğne tipi martensitlerdir.

Farklı tanelerde oluşan martensit plakalarının şekli ve tane büyüklüklerinin de birbirlerinden farklı olduğu optik mikrograflardan görülmektedir. Aynı tane içerisinde bir bölgede V-tipi martensit oluşumu dikkat çekerken bu tanenin bir başka bölgesinde aynı martensit oluşum görülmemektedir. Bunun yanı sıra bazı tanelerde ise martensit oluşum hiç görülmemektedir. Şekil 6.10.a'da gösterilen T1 alaşımına ait mikrografta gözlenen tanelerin boyutları farklılık göstermektedir, yan yana bulunan iki farklı tanenin çapları sırasıyla 152,7 μm ve 149,9 μm olarak belirlenmiştir. Yine Şekil 6.10.b'de gösterilen T1 alaşımına ait farklı büyütmedeki mikrograf incelendiğinde numune içerisinde farklı yüzey alanlarına sahip tanelerin mevcut olduğu görülmektedir.

Farklı büyütmelerde alınan T2 alaşımına ait optik mikrograflar Şekil 6.11.a ve b' de verilmiştir. Şekil 6.11.a ve b'de verilen mikrograflarda dökümden kaynaklanan çökelti fazları mevcuttur. Yapıda kayma bantları oluşmuştur. Bu bantlar mikrograftaki açıkli koyulu bölgeler şeklinde görülmektedir. Bu bantlar, numunelerin yüksek sıcaklıklardan ani soğutulması esnasında büyük sıcaklık değişmesi sonucunda meydana gelmektedir. Soğutma işlemi esnasında numunede büyük iç gerilmeler meydana gelmekte ve bu gerilmeler plakalar üzerinde böyle bantların oluşmasına sebep olmaktadır [18, 108].

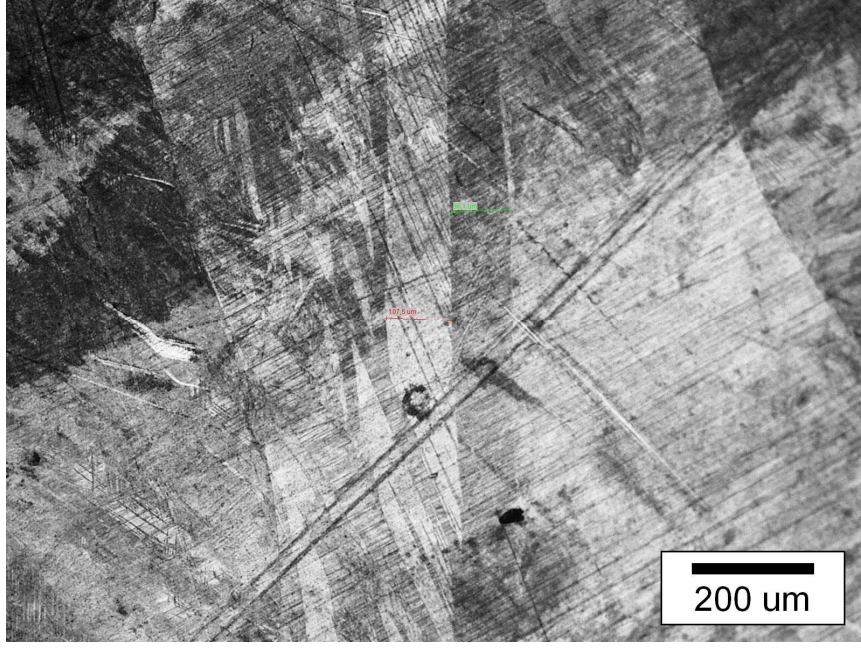


-a-

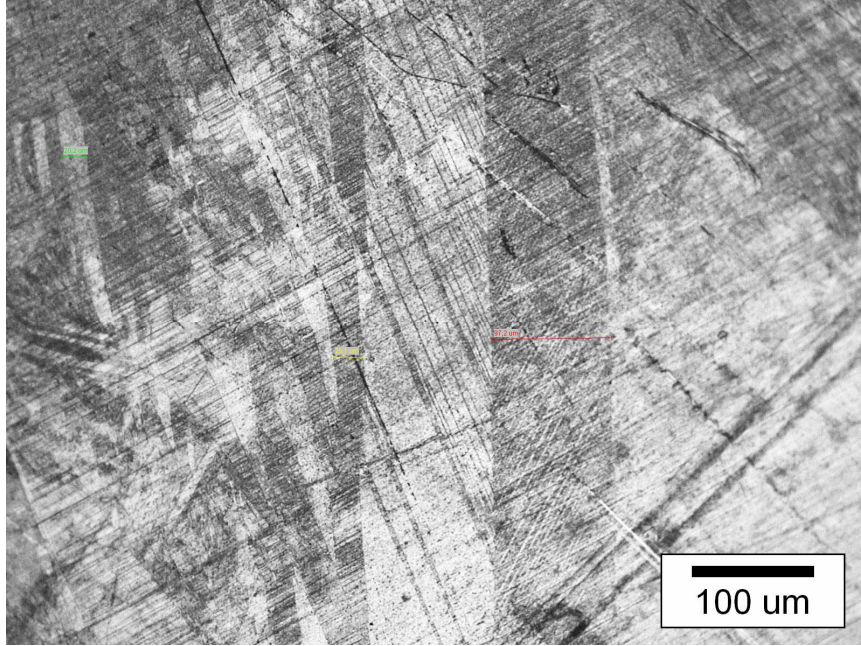


-b-

Şekil 6.10. T1 alaşıımının yüzey mikrografları **a)** 200μm, **b)** 100 μm.



-a-

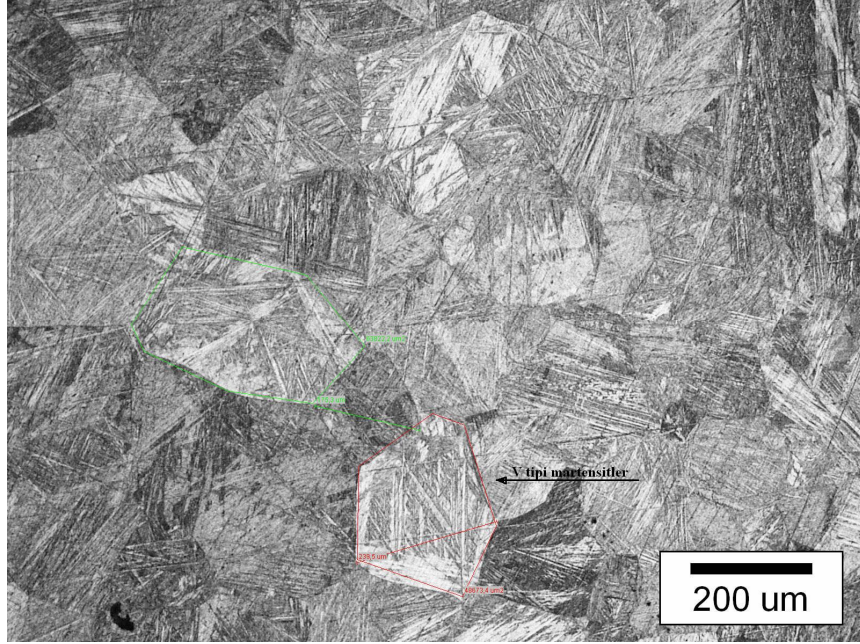


-b-

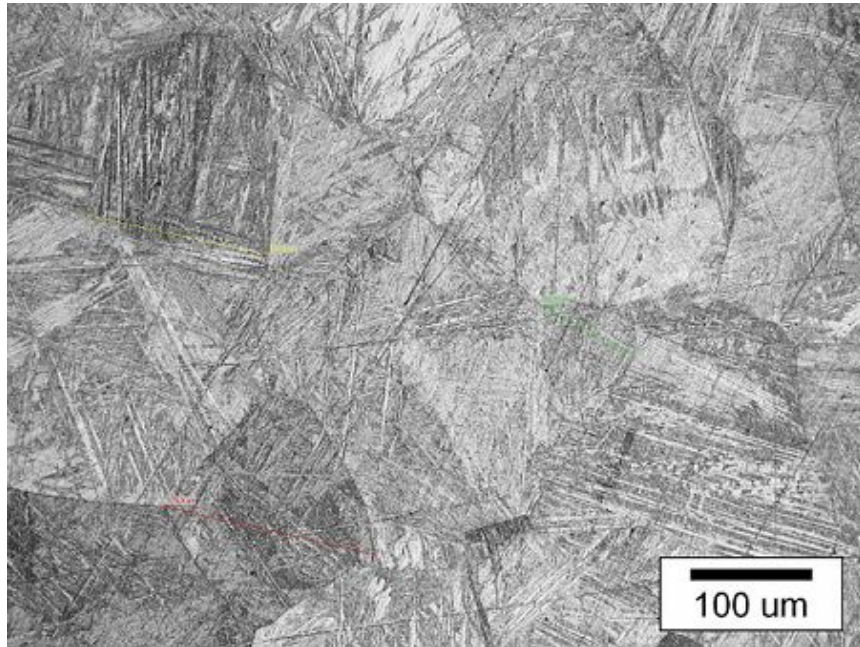
Şekil 6.11. T2 alaşımlarının yüzey mikrografları **a)** 200μm, **b)** 100 μm.

Farklı büyütme ölçeklerinde alınan T3 alaşımına ait optik mikrograflar Şekil 6.12.a ve b' de verilmiştir. Alaşım oda sıcaklığında martensit yapı göstermektedir. Martensit plakalarının içerisinde farklı yönelimlere sahip martensit varyantları oluşmuştur. Şekil 6.12.a'da verilen mikrografta alaşımdaki martensit plakalarının tane sınırları daha net bir şekilde

görülmektedir. Ayrıca bazı tanelerde V-tipi martensit oluşurken bazılarının da ise iğne tipi martensitler meydana gelmiştir. Şekil 6.12.b’de verilen mikrografta farklı tanelerin çapları 150,9 μm ve 176,0 μm olarak belirlenmiştir.

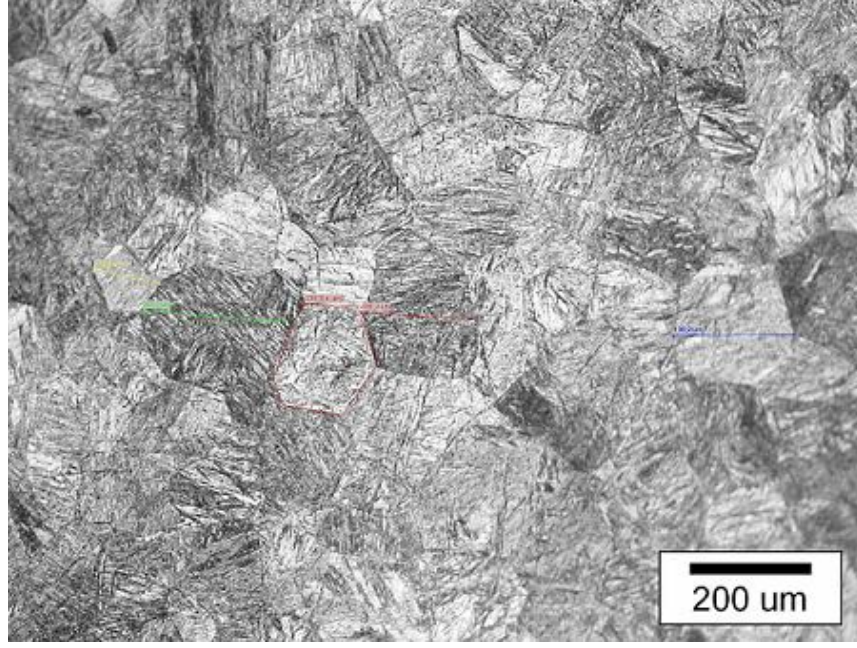


-a-

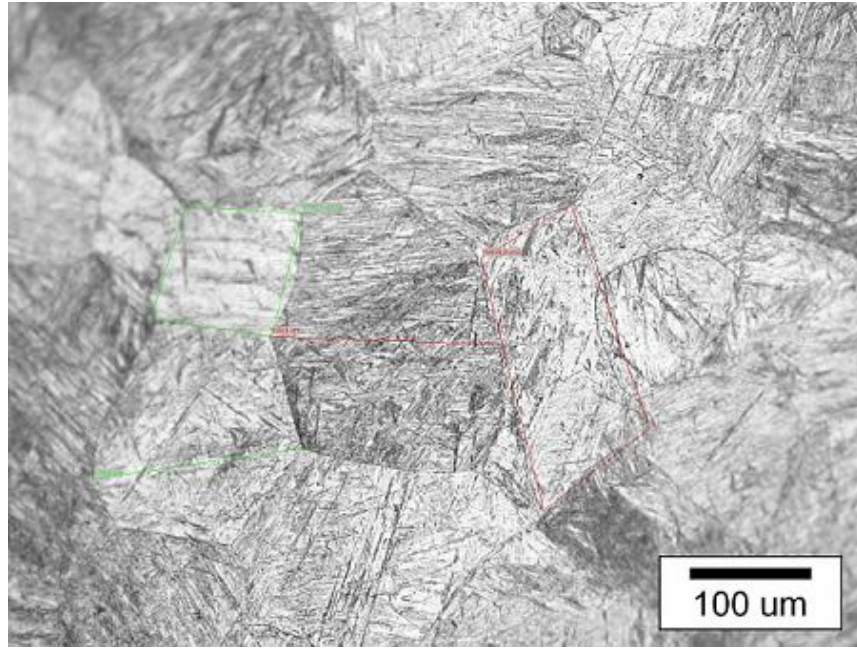


-b-

Şekil 6.12. T3 alaşıımının yüzey mikografları a) 200 μm , b) 100 μm .



-a-

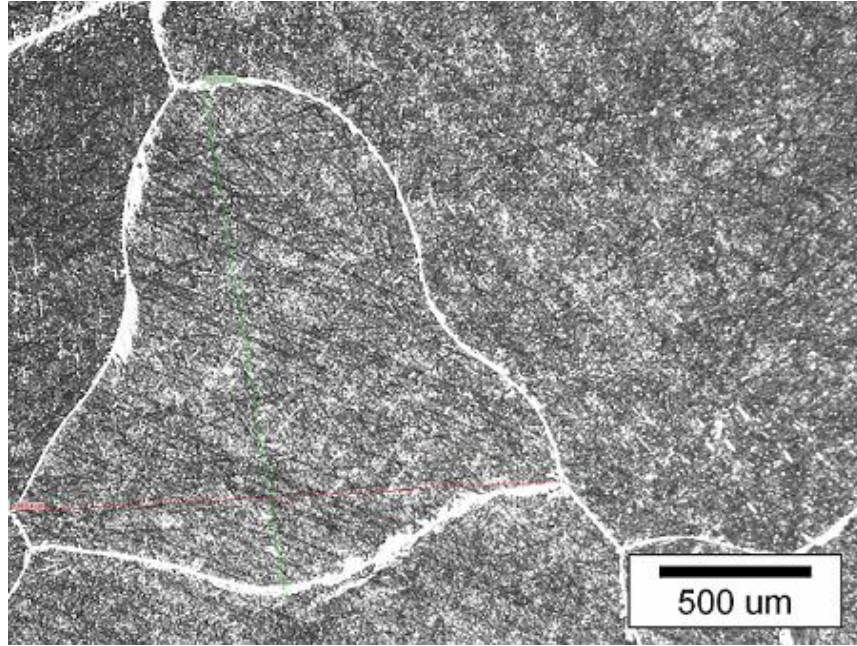


-b-

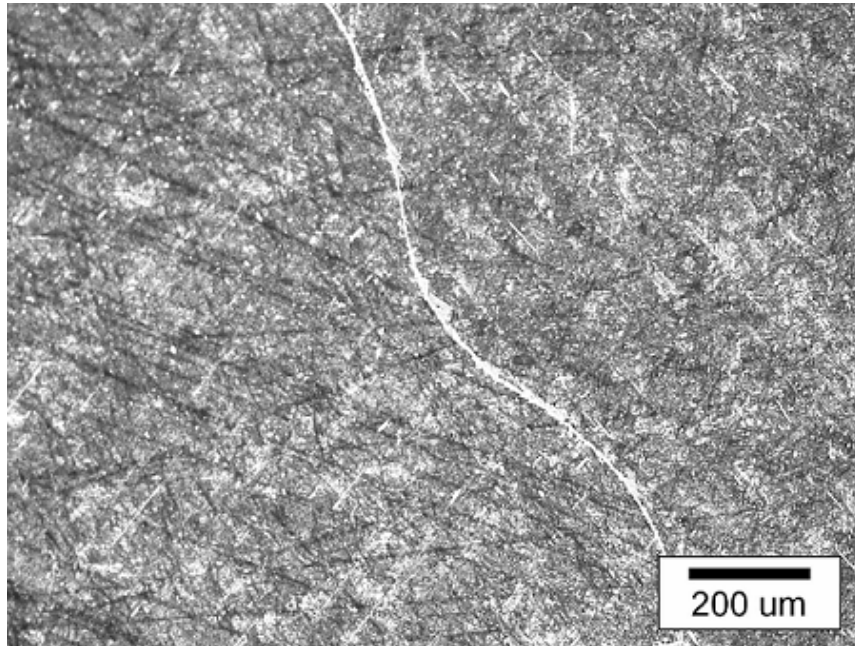
Şekil 6.13. T4 alaşımlarının yüzey mikrografları a) 200μm, b) 100 μm.

T4 alaşımlarının farklı büyütme oranlarındaki optik mikrografları Şekil 6.13.a ve b'de görülmektedir. Alaşımların yapısındaki taneler ve tane sınırları keskin bir şekilde kesilmiş ve martensit plakalar oluşmuştur. Martensit tanelerde iğne şekilli martensitler mevcuttur. Yine yapıda bulunan her tanenin boyutu bir diğerinden farklıdır ve de taneler kendi içlerinde farklı yönelimlere sahiptir. Şekil 6.13.b'de verilen optik mikrografta farklı büyüklükteki tanelere ait yüzey alanları $19058,8 \mu\text{m}^2$ ve $9706,1 \mu\text{m}^2$ olarak belirlenmiştir.

T5 alaşımına ait optik mikrograflar Şekil 6.14.a ve b'de görülmektedir. Alaşım oda sıcaklığında austenit ve çok az da olsa martensit plakalar görülmektedir. T5 alaşımında tane boyutları büyük olduğundan tane sınırlarının gözlenebilmesi için farklı büyütmeler seçilmiştir. Farklı büyütmelerde çekilen fotoğraflarda tek tane ve bu tane yapısına ait tane sınırları açık bir şekilde görülmektedir.



-a-

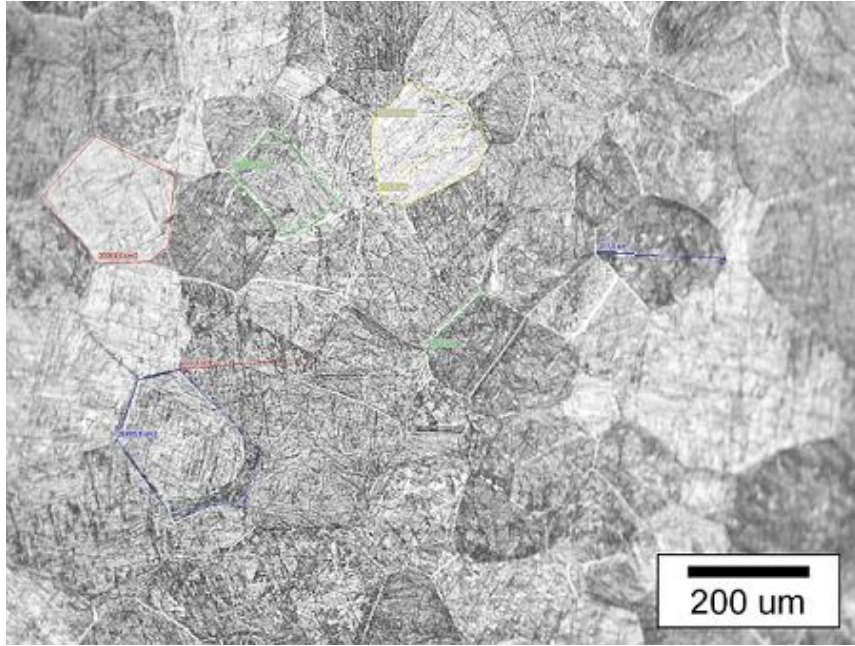


-b-

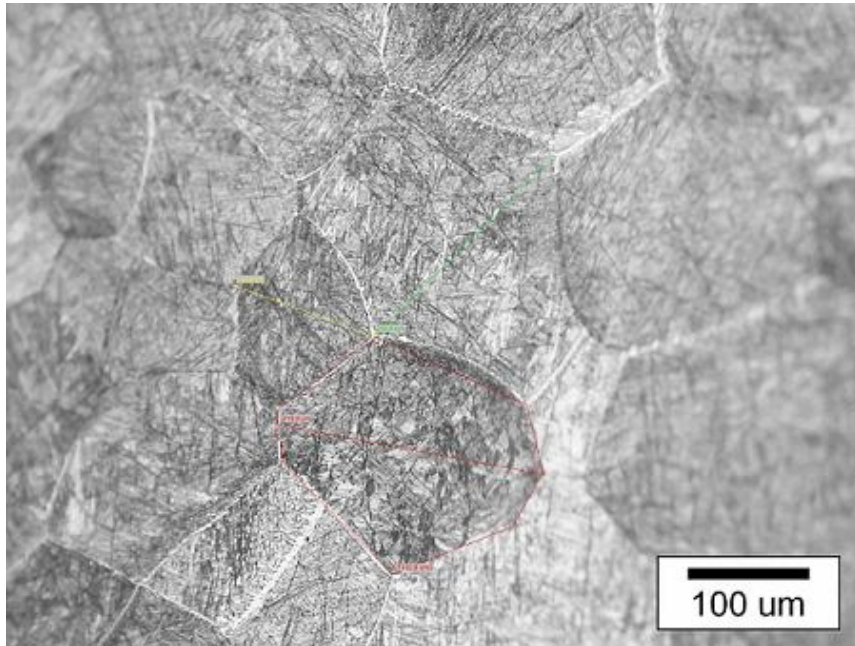
Şekil 6.14. T5 alaşımının yüzey mikrografları a) 500 m, b) 200  m.

T6 alaşımı oda sıcaklığında austenit ve martensit yapı birlikte görülmektedir. Yapıda mevcut olan tane sınırları mikrograflardan (şekil 6.15) görülmektedir.

T5 ve T6 alaşımları için şekil 6.14 b ve şekil 6.15.a'daki mikrograflarda gözlenen tane büyüklükleri arasındaki fark belirgindir. Her iki alaşıma ait tane büyüklükleri ve yapıda bulunan bazı tanelerin yüzey alanlarının büyüklükleri şekil üzerinde verilmiştir.



-a-

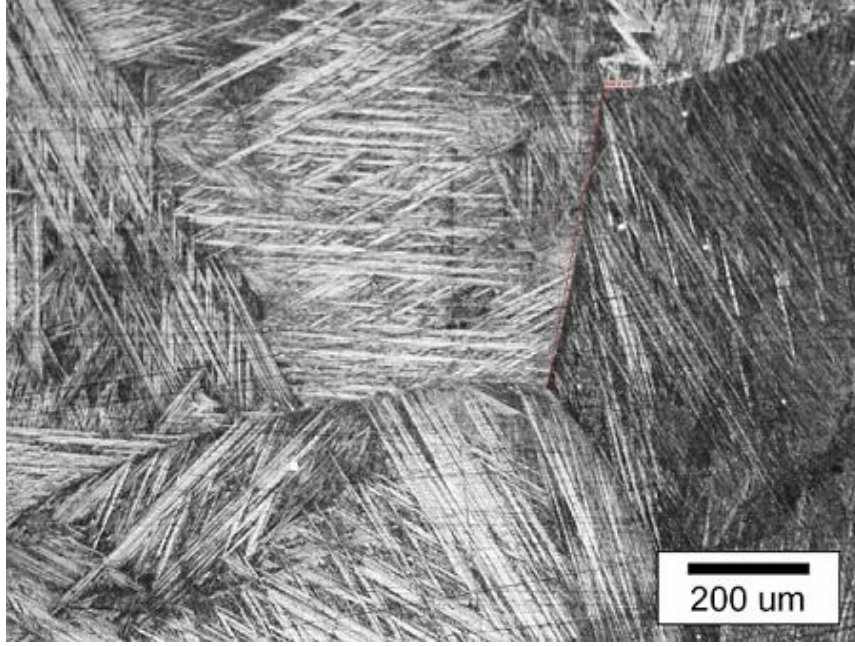


-b-

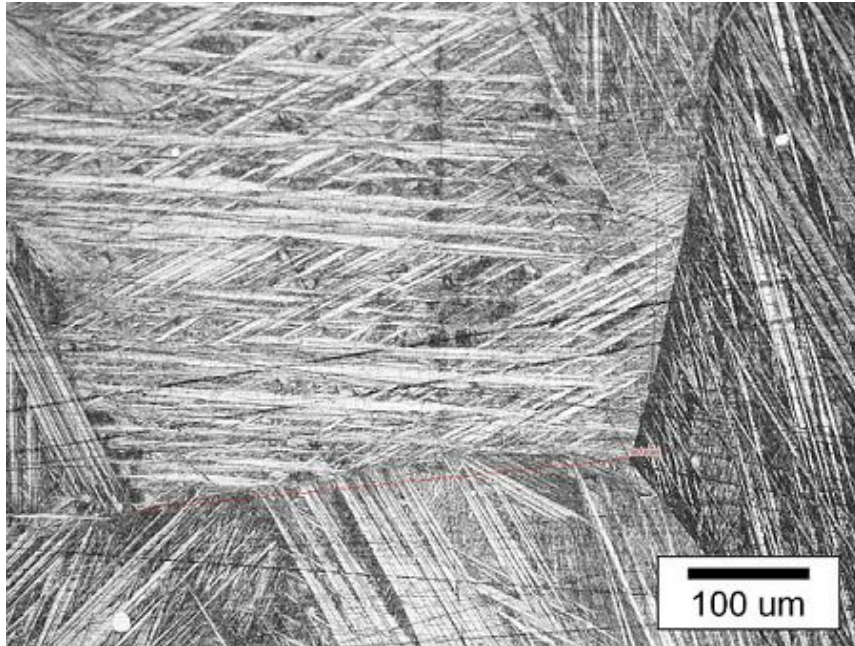
şekil 6.15. T6 alaşımının yüzey mikrografları **a)** 200 m, **b)** 100  m.

6.3.2. Cu-Al-Ni Alaşımının Metalografik Gözlemleri

T7 alaşımının optik mikrografları Şekil 6.16’da görülmektedir. Alaşım martensit yapıya sahiptir. Alaşımda aynı tane içerisinde V-tipi ve iğne tipi martensitler gözlenmiştir. Bunun yanı sıra bazı tanelerde yan yana fakat birbirine 90° dik iki V-tipi martensit yapı da görülmektedir.



-a-

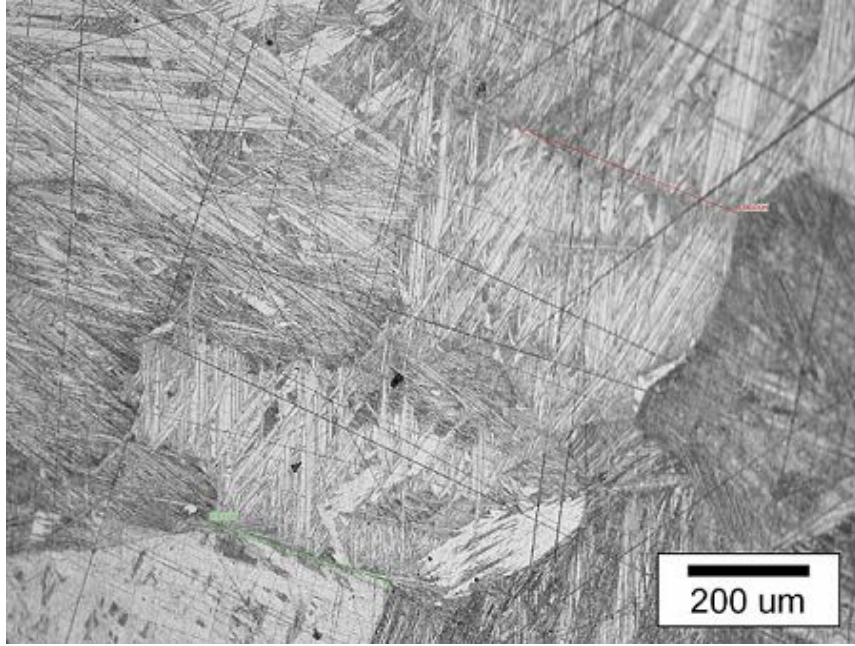


-b-

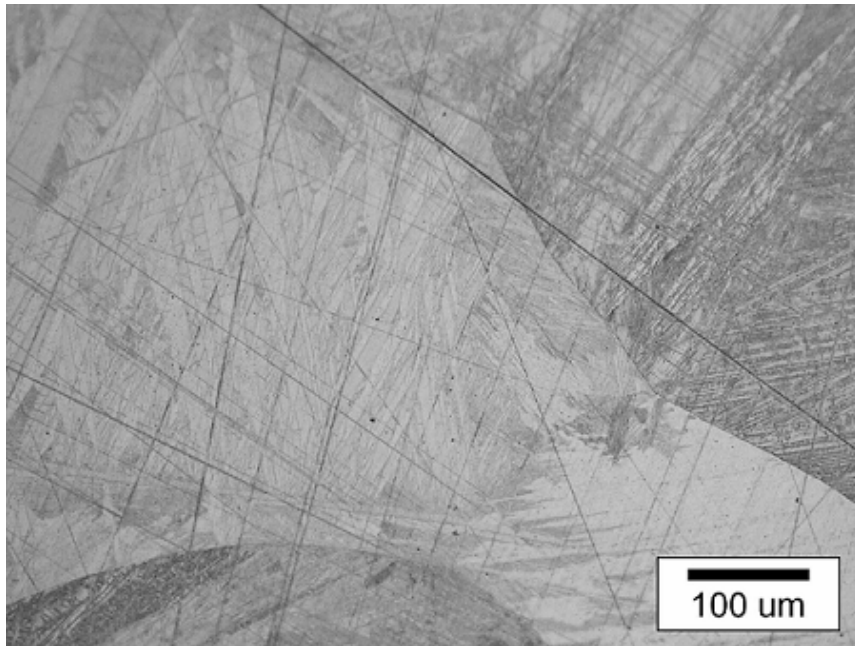
Şekil 6.16. T7 alaşımının yüzey mikrografları a) 200μm, b) 100 μm.

6.3.3. Cu-Al-Be Alaşımının Metalografik Gözlemleri

B1 alaşımı oda sıcaklığında martensit yapıya sahiptir. Yapıda dökümden kaynaklanan çökelti fazlar mevcuttur (şekil 6.17). T1-T4 ve T7 alaşımları gibi bu alaşımda da V-tipi martensitler ve iğne tipi martensitler mevcuttur. Yapı içindeki tane sınırları belirgindir ve tane boyutları farklılık göstermektedir.



-a-



-b-

şekil 6.17. B1 alaşımının yüzey mikrografları a) 200μm, b) 100 μm.

6.4. Diferansiyel Termal Analiz (TG/DTA) Sonuçları

Diferansiyel termal analiz ölçümlerinde; her bir alaşımda (T1-T7, B1) sıcaklık etkisi ile meydana gelebilecek yapısal değişimler incelendi. Numuneler argon gazı atmosferi altında 20 °C/dakikalık ısıtma hızı ile oda sıcaklığından 1100 °C' ye kadar ısıtıldı. Elde edilen DTA eğrilerinden alaşımların faz geçişleri belirlendi. Buradan alaşımların austenit dönüşüm aralıkları belirlenerek DSC ölçümleri daha hassas olarak yapıldı.

Cu-Al-Mn alaşımları β fazdan soğutulduğunda bu alaşımlar katıhal durumunda birçok düzenli reaksiyon geçirir. Bunlar; β (A2) $\rightarrow$ β_2 (B2) $\rightarrow$ β_1 ($\text{DO}_3/\text{L2}_1$) dir. Al ve Mn miktarına bağlı olarak 3 farklı martensit, α (3R), β (18 R) ve γ (2H) farklı kompozisyonlarda alaşım içinde oluşur [117, 118]. Şekil 6.18-6.23'deki DTA eğrilerinden alaşımların <250 °C, 500-570 °C ve 950-1050 °C sıcaklık aralıklarında üç farklı dönüşüm sergiledikleri görüldü. Burada 500-570 °C civarında alaşımlarda meydana gelen faz değişimi ötektoid noktaya karşı gelmektedir. Cu-Al-Mn alaşımlarında yüksek sıcaklıklarda β -faz kararlı olduğundan soğutulduğunda martensite dönüşür. β -faz, ötektoid ayrışma vasıtasıyla iki faza ayrılır; α -faz ve γ_2 -faz dır [25].

Elde edilen ölçümlerden T1 alaşımının yüksek sıcaklıkta A2 fazına dönüşüm sergilediği görülmektedir (Şekil 6.18). T1 alaşımının yapısında 500 °C civarında A2 $\rightarrow$ B2 faz geçişi meydana gelmektedir. B2 $\rightarrow$ $\text{DO}_3(\text{L2}_1)$ dönüşümü ise 130 °C civarında görülmektedir.

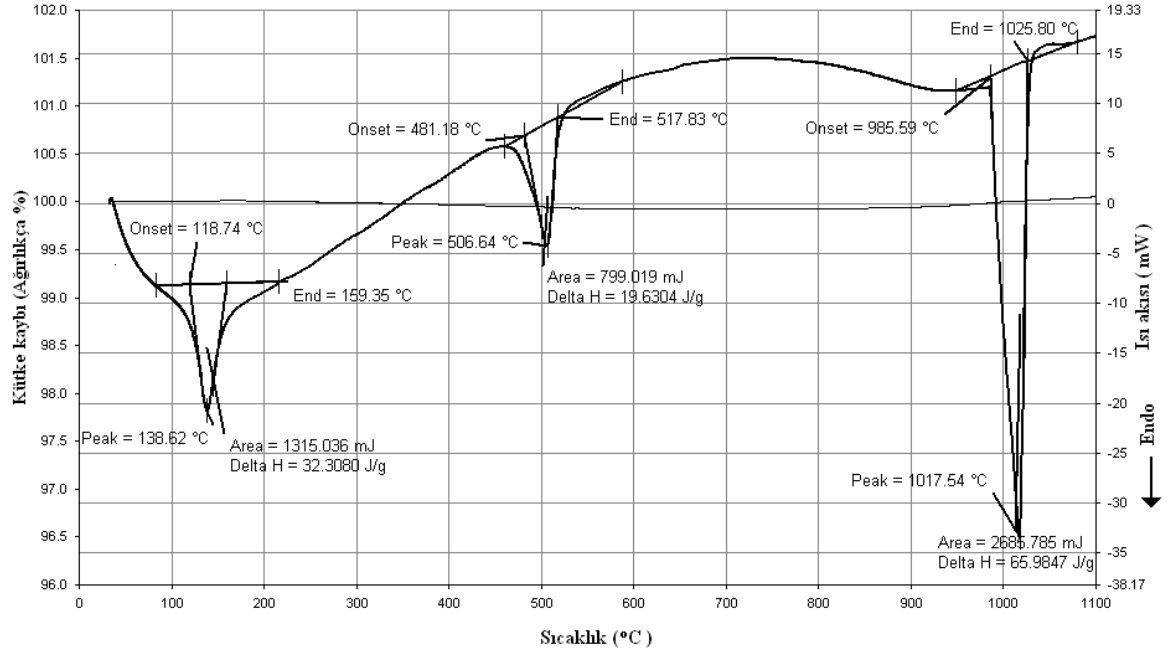
T2 alaşımı A2 $\rightarrow$ B2 faz dönüşümünü 520 °C de meydana gelirken, bu alaşıma ait B2 $\rightarrow$ $\text{DO}_3(\text{L2}_1)$ faz geçişi 77 °C civarında görülmektedir (Şekil 6.19).

Aynı şekil T3 alaşımına ait A2 $\rightarrow$ B2 $\rightarrow$ $\text{DO}_3(\text{L2}_1)$ faz geçişleri ise sırasıyla 520 °C ve 130 °C civarında meydana gelmektedir (Şekil 6.20).

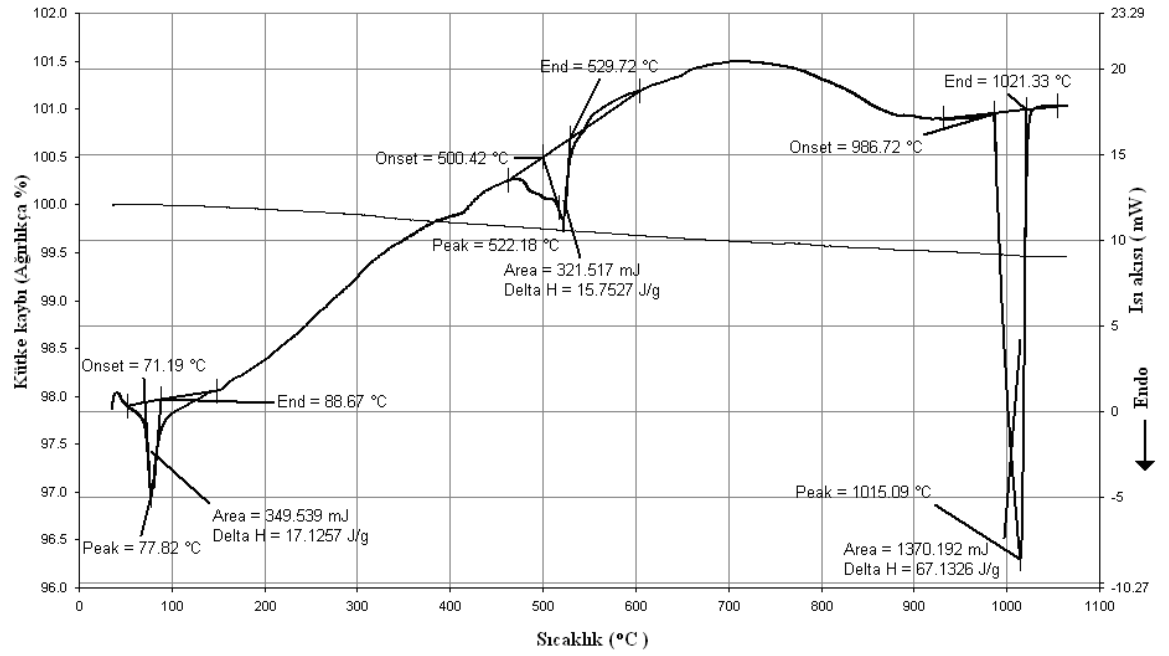
Şekil 6.21'de T4 alaşımına ait TG/DTA eğrisi verilmiştir. Bu şekil değerlendirildiğinde T4 alaşımına ait A2 $\rightarrow$ B2 faz geçişi 500 °C görülmektedir. B2 $\rightarrow$ $\text{DO}_3(\text{L2}_1)$ faz geçişi ise 115 °C civarında meydana gelmektedir.

T1-T4 alaşımları karşılaştırıldığında, alaşımlardaki Mn oranının değişiminin ötektoid nokta sıcaklığını ve bozulma sıcaklığını etkilediği belirlendi.

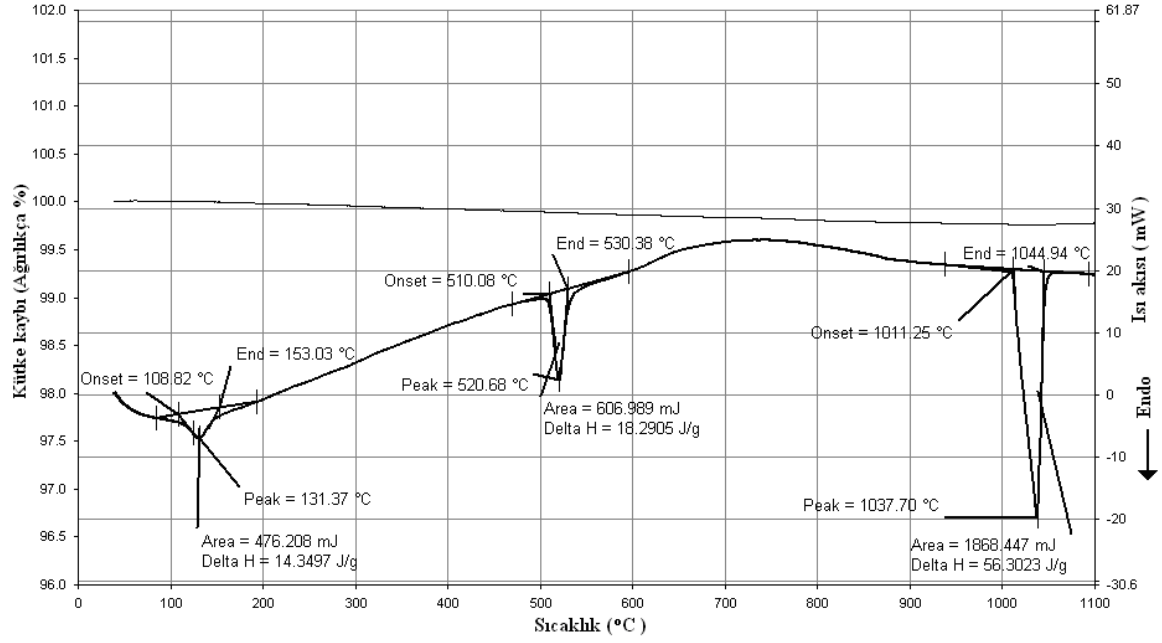
Şekil 6.22 ve 6.23'de görüldüğü gibi T5 ve T6 alaşımlarında A2 $\rightarrow$ α (fcc) faz geçişi belirlenmiştir.



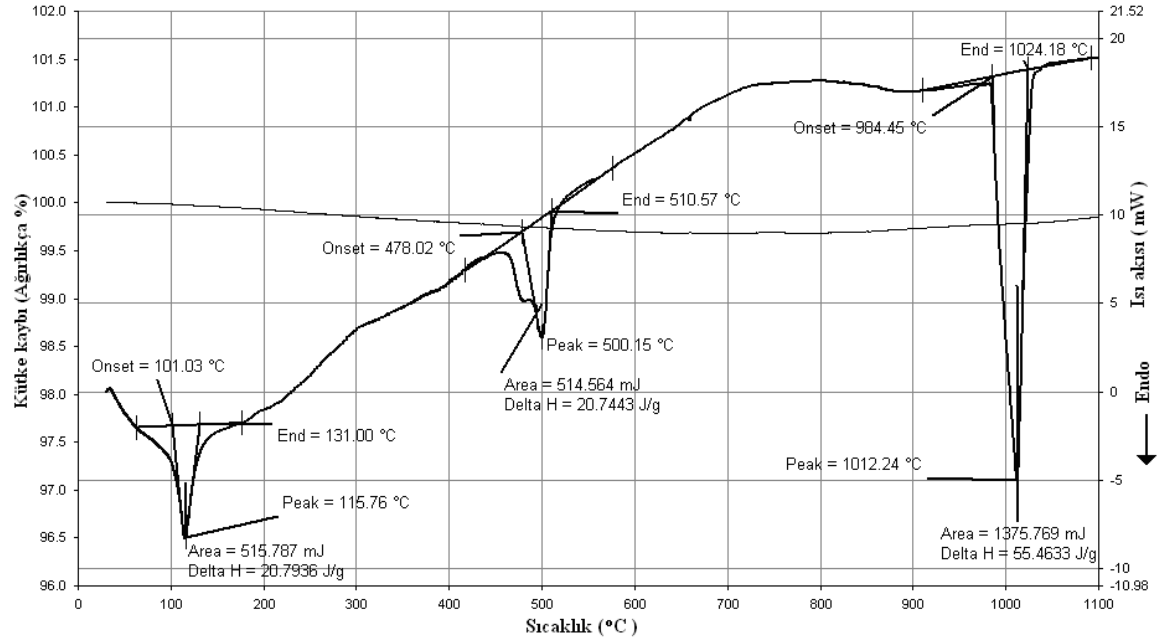
Şekil 6.18. T1 alaşımına ait TG/DTA eğrisi.



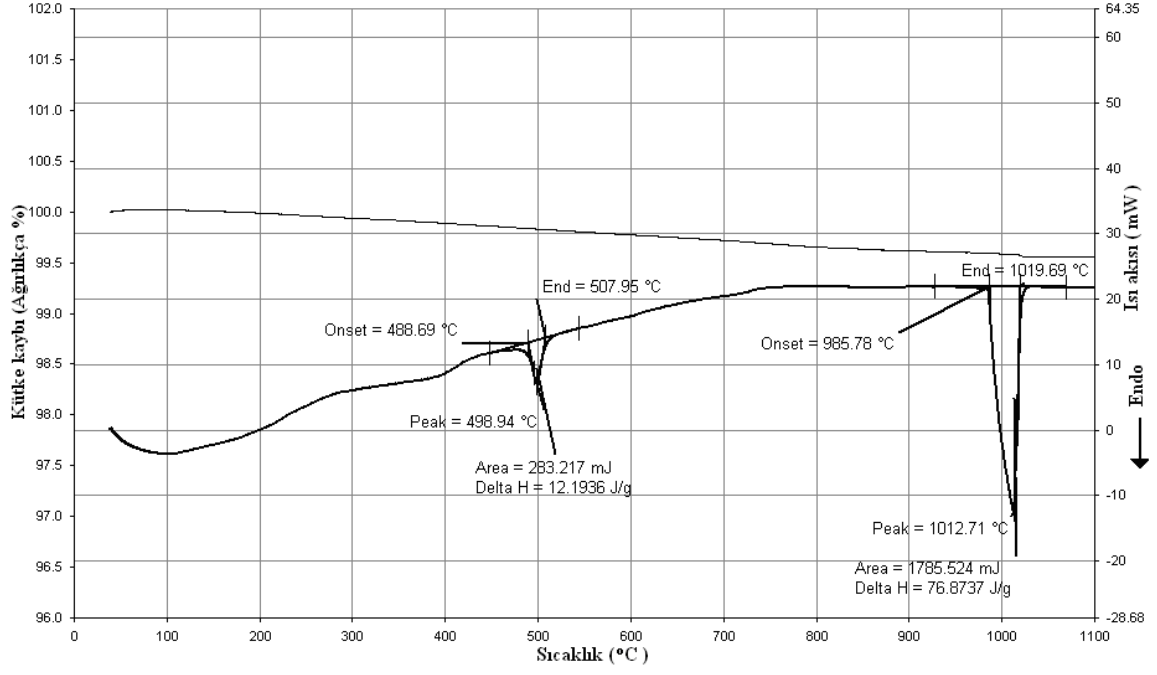
Şekil 6.19. T2 alaşımına ait TG/DTA eğrisi.



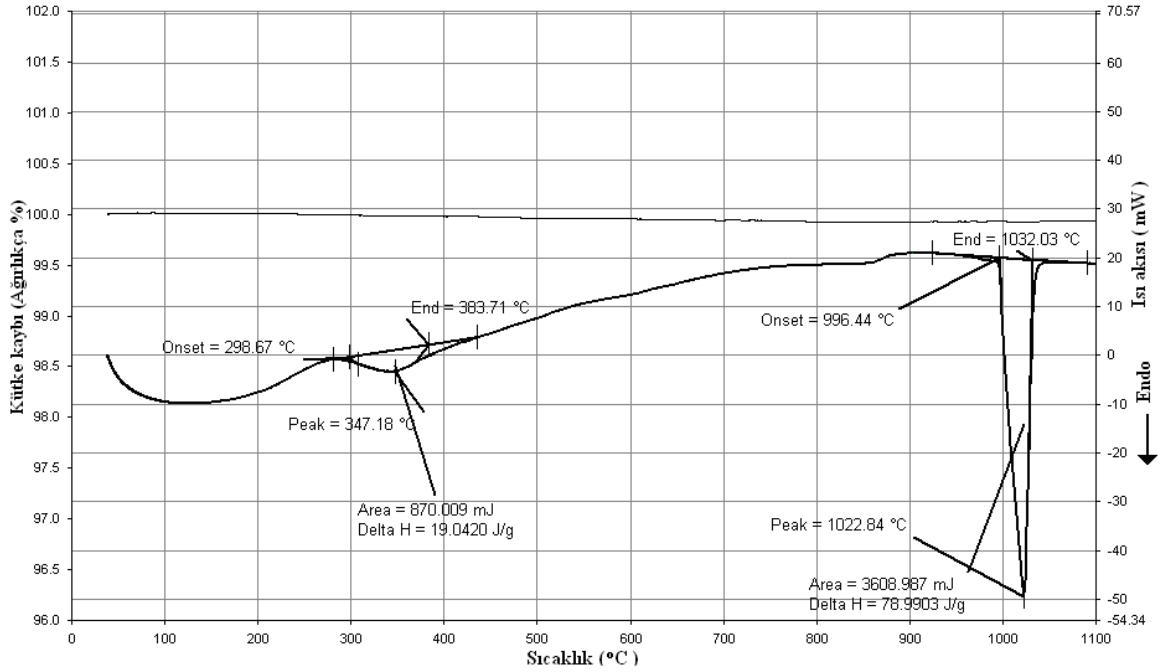
Şekil 6.20 T3 alaşımına ait TG/DTA eğrisi.



Şekil 6.21. T4 alaşımına ait TG/DTA eğrisi.



Şekil 6.22. T5 alaşımına ait TG/DTA eğrisi.



Şekil 6.23. T6 alaşımına ait TG/DTA eğrisi.

T7 alaşımına ait TG/DTA eğrisi Şekil 6.24’de verilmiştir. Alaşımın $A2 \rightarrow B2 \rightarrow DO_3(L2_1)$ faz geçişleri ise sırasıyla 518 °C ve 234 °C civarında meydana gelmektedir.

B1 alaşımının dönüşüm sıcaklıkları Şekil 6.25’de görülmektedir. $A2 \rightarrow B2$ faz geçişi 520 °C görülmektedir. $B2 \rightarrow DO_3(L2_1)$ faz geçişi ise 164 °C civarında meydana gelmektedir.

Cu-Al-Mn ve Cu-Al-Be alaşımları yaklaşık 1000-1050 °C sıcaklık aralığında bozulma gösterirken, Cu-Al-Ni alaşımı 1074°C de bozulma göstermektedir. Bu sıcaklık değerlerine karşılık gelen alaşımdaki fazlar l ve ikili faz diyagramları kullanılarak belirlendi [60, 62, 65-67, 119].

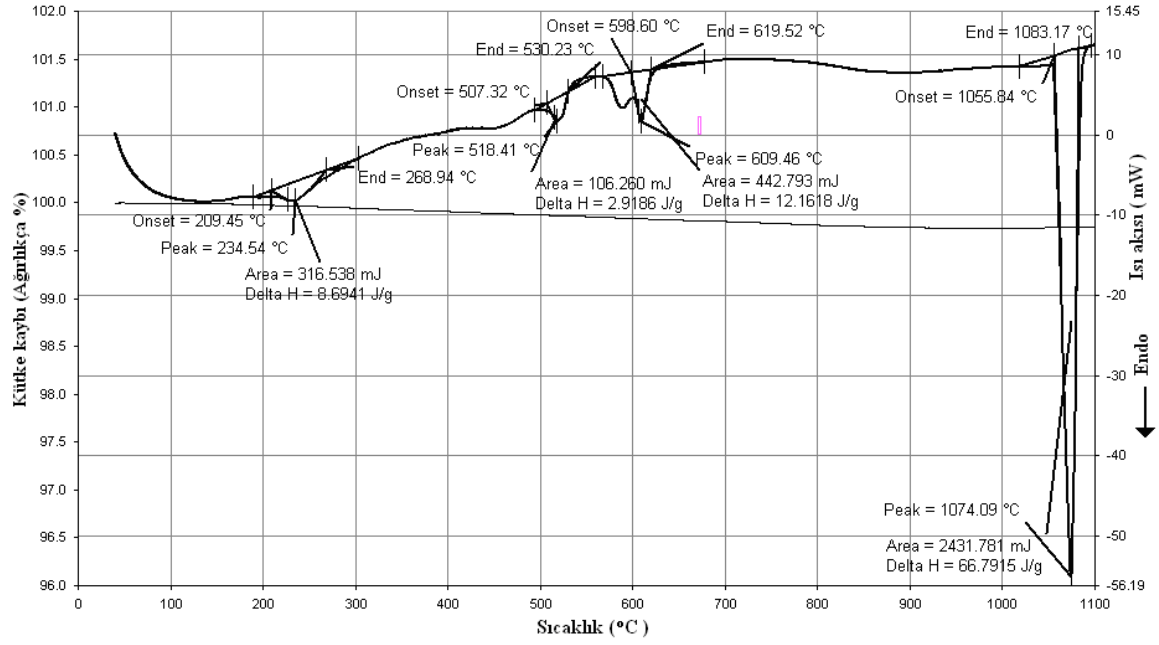
Yapılan DTA lmleri sonucunda elde edilen alaşımların düzensiz-düzenli dönüşüm sergiledikleri görüldü. Alaşımlar $A2 \rightarrow B2 \rightarrow DO_3(L2_1)$ dönüşümlerine ait kristal yapılar Şekil 3.4’de verilmiştir.

Alaşımların 20 °C/dakikalık ısıtma hızında elde edilen DTA eğrilerinden faz geçiş sıcaklıkları belirlenmiştir. Her bir alaşıma ait farklı fazların başlangıç ve bitiş sıcaklıkları Tablo 6.12’de verilmiştir. Bu sonuçlar değerlendirildiğinde; T3 alaşımın $A2 \rightarrow B2$ dönüşüm sıcaklıkları T1, T2 ve T4 alaşımlarına kıyasla daha yüksektir. Bununla birlikte T1, T2, T3 ve T4 alaşımları içerisinde en düşük Mn konsantrasyonuna sahip olan T2 alaşımı $DO_3(L2_1)$ yapıya geçiş sıcaklığı en düşük olan numunedir. T5 ve T6 alaşımlarında α (fcc) faz geçişi gözlenmiştir. T1, T2, T3 ve T4 alaşımlarının $A2 \rightarrow B2 \rightarrow DO_3$ faz dönüşümleri geçirdiği belirlenmiştir.

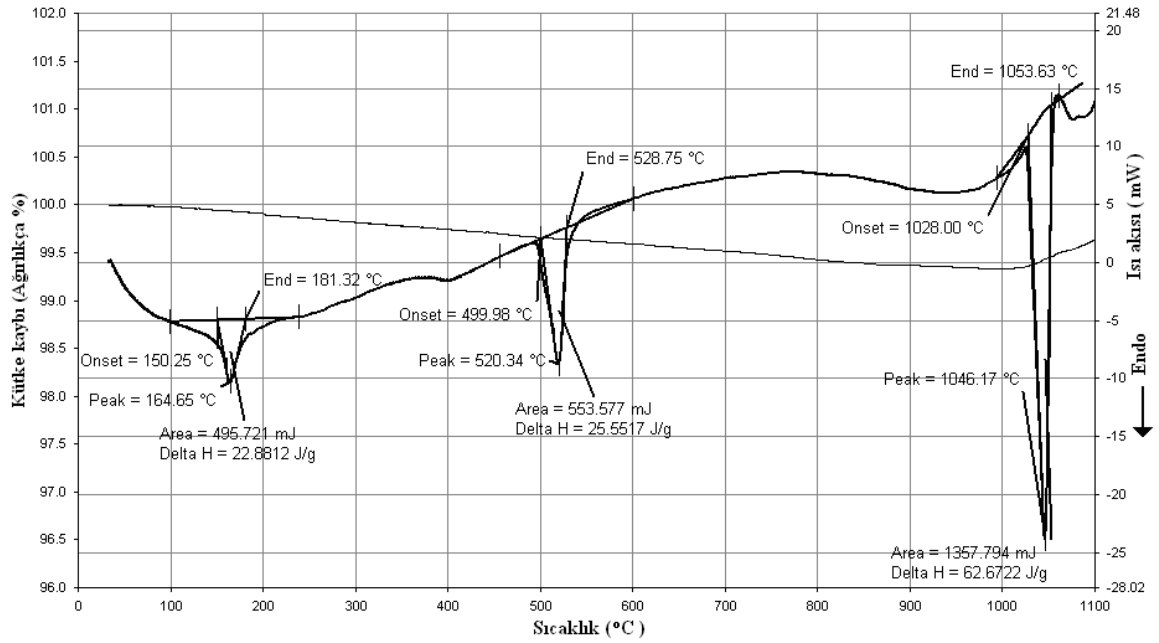
T7 alaşımında $A2 \rightarrow B2 \rightarrow DO_3$ geçiş sıcaklıkları gözlenmiştir ve bu geçişlere ait sıcaklık değerleri Tablo 6.12 de verilmiştir. Aynı şekilde B1 alaşımına ait $A2 \rightarrow B2 \rightarrow DO_3$ dönüşümleri ile bu dönüşümlere ait geçiş sıcaklıkları (Tablo 6.12) belirlenmiştir.

Diferansiyel termal analiz lmleri (DTA) sırasında malzemenlerin yüksek sıcaklıkta oksitlenmesinden dolayı çok küçük bir miktar kütle kaybı meydana gelmiştir. Bu kayıp ise TG eğrileri olarak Şekil 6.18-6.25’de verilen TG/DTA grafiklerinde ayrıca belirtilmiştir.

Sonuç olarak elde edilen Cu-Al-Mn (T1-T4), Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Be alaşımlarına ait dönüşümler ve bu dönüşümlerin gerçekleştiği sıcaklıkların yapılan çalışmalar ile uyum içerisinde olduğu belirlenmiştir [18, 25, 60, 62, 114, 115].



Şekil 6.24. T7 alaşımına ait TG/DTA eğrisi.



Şekil 6.25. B1 alaşımına ait TG/DTA eğrisi.

Tablo 6.12. Alaşımların DTA eğrilerinden elde belirlenen dönüşüm başlama-bitiş sıcaklıkları ve karşılık gelen fazlar.

Alaşım kodu	DO₃ (L2₁) (°C)	B2 (°C)	A2 (°C)
T1	118,74-159,35	481,18-517,83	985,59-1025,80
T2	71,19- 88,67	500,42-529,72	986,72-1021,33
T3	108,81-153,03	510,08-530,38	1011,25-1044,94
T4	101,03-131,00	478,02-510,57	984,45-1024,18
T5	-	-	985,78-1019,69
T6	-	-	996,44-1032,03
T7	209,45-268,94	507,32-619,52	1055,84-1083,17
B1	150,25-181,32	499,98-528,75	1028,00-1053,63

6.5. Diferansiyel Taramalı Kalorimetri (DSC) Sonuçları

Martensit ↔ austenit dönüşüm sıcaklıkları M_s ve A_s nin belirlenmesi için diferansiyel tarama kalorimetrisi (DSC) tekniği kullanıldı. Alaşımların dönüşüm sıcaklıkları,

I. İçeriğindeki elementlere göre,

II. Bu elementlerin % ağırlık oranlarına göre değişim gösterirler.

Bu çalışmada Cu–Al ikili sistemi üzerine eklenen üçüncü katkı elementinin dönüşüm sıcaklıklarına etkisi incelendi. Ayrıca alaşımlardaki elementlerin % ağırlık oranlarının da dönüşüm sıcaklıkları üzerindeki meydana getirdiği değişimler araştırıldı.

6.5.1 Cu-Al-Mn Alaşımı

Cu-Al-Mn üçlü alaşımlarında üçüncü element dönüşüm sıcaklığı üzerinde etkilidir. Alaşımların kimyasal kompozisyonundaki değişimler dönüşüm sıcaklıklarını da değiştirir. Mn miktarındaki artış dönüşüm sıcaklıklarını düşürür. Isıtma sırasında endotermik reaksiyon meydana gelir ve martensit → austenit dönüşümü gerçekleşir. Soğutma sırasında ise ekzotermik reaksiyon meydana gelir burada ise austenit → martensit ters dönüşümü gerçekleşir [11]. Cu-Al-Mn şekil hatırlamalı alaşımları yüksek sıcaklıklarda mekaniksel özelliklerini koruyarak homojenleştirilebilirler. Homojenleştirme ısısal işlemleri tane boyutunu yükseltir, dönüşüm sıcaklıklarını ve faz kompozisyonlarını değiştirir [120, 121].

T1, T2, T3 ve T4 alaşımlarına ait farklı ısıtma hızlarında (5, 10, 15, 20 ve 25 °C/ dakika) elde edilen DSC eğrileri sırasıyla Şekil 6.26-6.29'da görölmektedir. Bu eğrilerden elde edilen dönüşüm sıcaklıkları, entalpi ve Denklem 5.2'den hesaplanan entropi değerleri de Tablo 6.13-6.16'da verilmiştir.

T1 alaşımı için 5 °C/ dakika ısıtma hızında elde edilen austenit başlama ve bitiş sıcaklıkları 111,2-123 °C dir. Bu alaşımın 10 °C/ dakika ısıtma hızında belirlenen austenit başlama ve bitiş sıcaklıkları ise 111,5-125,5 °C dir. Tablo 6.13'de farklı ısıtma hızları için belirlenen dönüşüm sıcaklıkları görölmektedir. Bu sonuçlardan ısıtma hızının artmasıyla austenit dönüşüm sıcaklıklarının değıştiğı görölmektedir. Aynı değerdendirme martensit başlama ve bitiş sıcaklıkları içinde geçerlidir. Isıtma hızındaki değışimle ters dönüşüm sıcaklıkları yani martensit başlama ve bitiş sıcaklıkları da değışmektedir. Fakat bu değışim austenit dönüşümde elde edilen sonucun aksi yönündedir. Yani ısıtma hızındaki artışla martensit başlama ve bitiş sıcaklıkları azalmaktadır. Bunun nedeni ise martensit dönüşümün daha düşük sıcaklıklarda meydana gelen bir faz dönüşümü olmasıdır. T1 alaşımına ait entalpi ve entropi değerleri Tablo 6.13'de ısıtma hızına bağılı olarak değışmektedir.

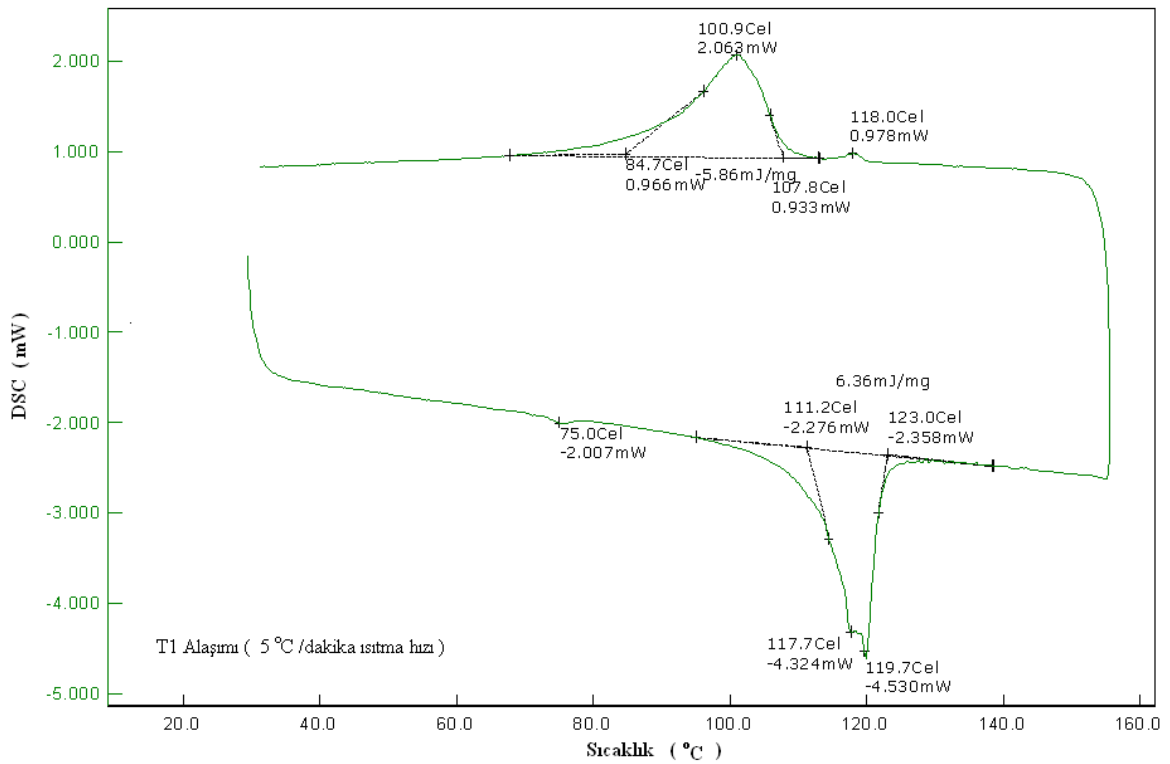
T2 alaşımı için 5 °C/ dakika ısıtma hızında elde edilen austenit başlama ve bitiş sıcaklıkları 69,6-74,7 °C dir. Bu alaşımın 10 °C/ dakika ısıtma hızında belirlenen austenit başlama ve bitiş sıcaklıkları ise 69,8-78,6 °C dir. Tablo 6.14'de farklı ısıtma hızlarında belirlenen dönüşüm sıcaklıkları mevcuttur. Isıtma hızındaki değışimle birlikte martensit dönüşüm sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri de değışmektedir.

T3 alaşımı için farklı ısıtma hızlarında elde edilen dönüşüm sıcaklıkları Tablo 6.15'de verilmiştir. Bu alaşımın 5 °C/ dakika ısıtma hızında austenit başlama ve bitiş sıcaklıkları sırasıyla 107,3 ve 134,6 °C iken 10 °C /dakika ısıtma hızında belirlenen austenit ve martensit başlama sıcaklıkları 108,0 ve 134,7 °C dir. Entalpi ve entropi değerleri de ısıtma hızındaki artışla değışim göstermektedir.

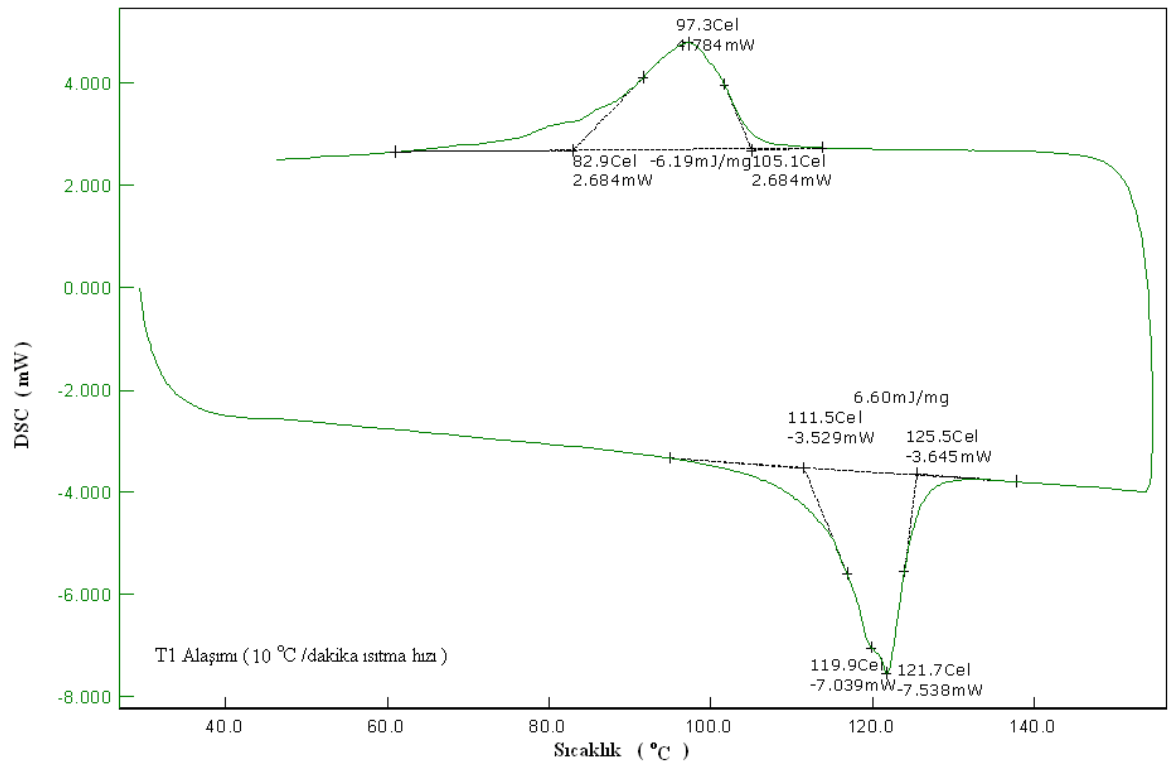
T4 alaşımı için farklı ısıtma hızlarında elde edilen dönüşüm sıcaklıkları Tablo 6.16'da verilmiştir. Tablo 6.16'da verilen sonuçlar değerdendirildiğinde austenit-martensit başlama ve bitiş sıcaklıklarındaki değışim gözlenmektedir.

Farklı oranlardaki Cu-Al-Mn alaşımları kendi arasında karşılaştırıldığında ise alaşımdaki elementlerin kompozisyonuna göre dönüşüm sıcaklıkları değişmektedir. Üçlü alaşımlarda, üçüncü elementin dönüşüm sıcaklıkları üzerinde büyük etkisi vardır. Cu-Al-Mn alaşımı Cu-Al ikili sistemi üzerine kurulmuştur ve alaşım içindeki farklı oranlarda bulunan Mn dönüşüm sıcaklığını düşürmektedir. Elde edilen DSC ölçümleri değerlendirildiğinde alaşımlardaki Mn kompozisyonunun artması ile A_s ve A_f dönüşüm sıcaklıklarının azaldığı görülmüştür.

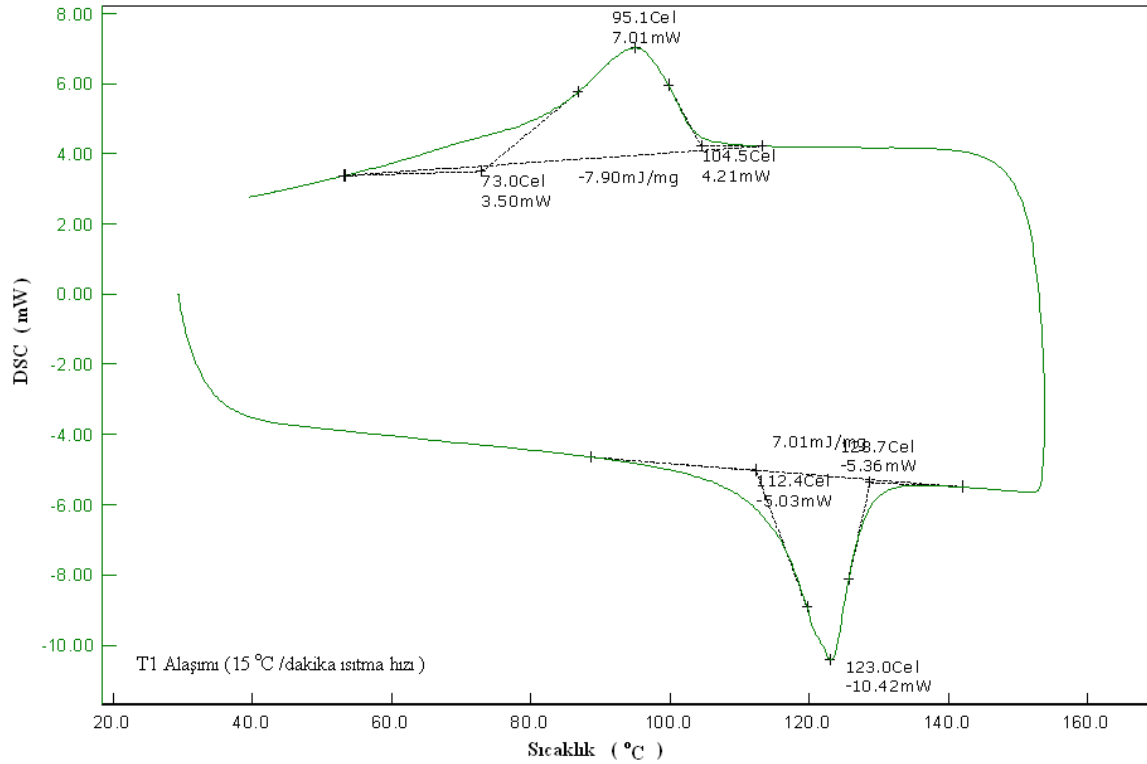
T5 ve T6 alaşımları için DSC ölçümleri aynı şartlarda yapıldı. Ancak TG/DTA ölçümlerinde görüldüğü gibi bu alaşımlarda yüksek sıcaklıklarda $A2 \rightarrow \alpha(fcc)$ dönüşümü gözlenmiş, düşük sıcaklıklarda başka faz geçişi oluşmamıştır. DSC ölçümlerinde de düşük sıcaklıklarda dönüşüm gözlenmemiştir. Bu durum TG/DTA ölçümlerini desteklemektedir.



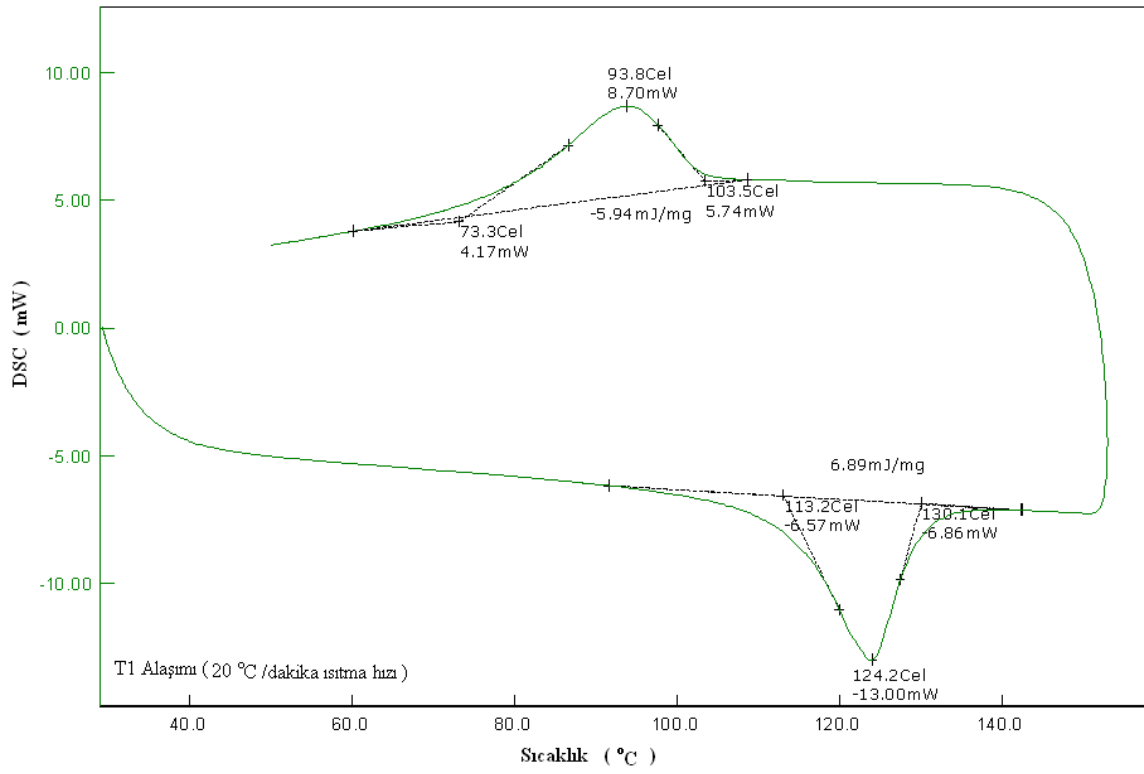
Şekil 6.26. (a) T1 alaşımı için 5 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



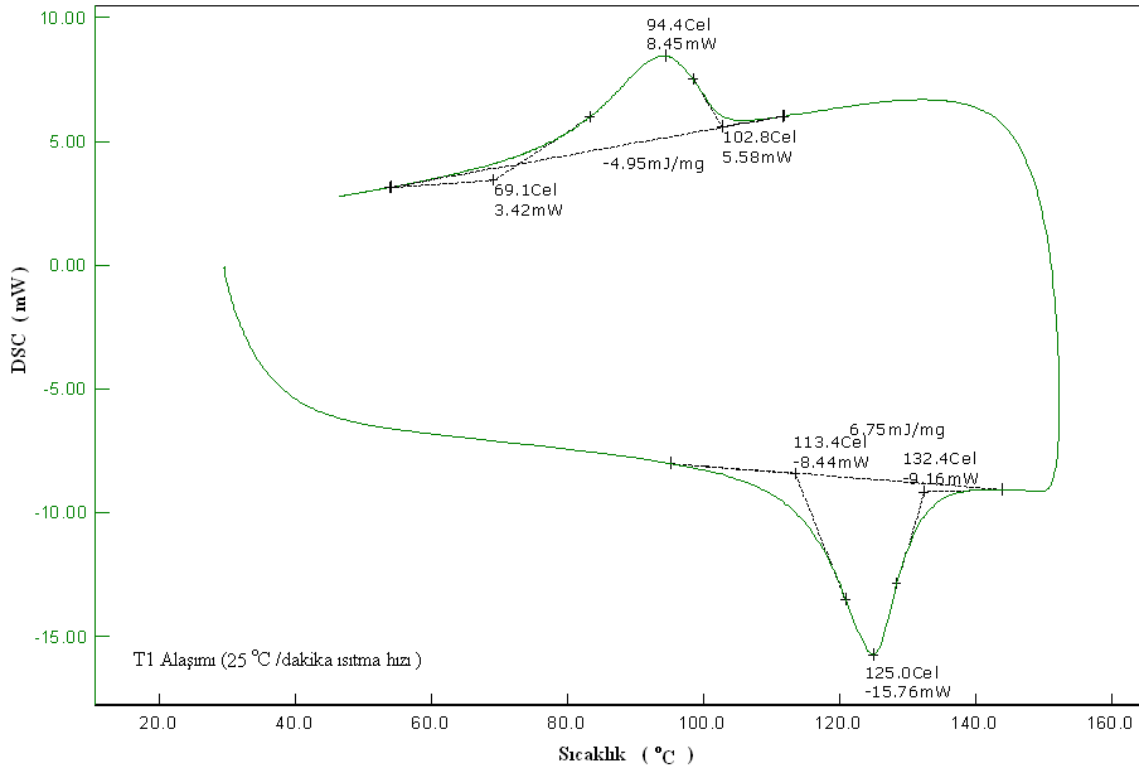
Şekil 6.26. (b) T1 alaşımı için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.26. (c) T1 alaşımı için 15 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



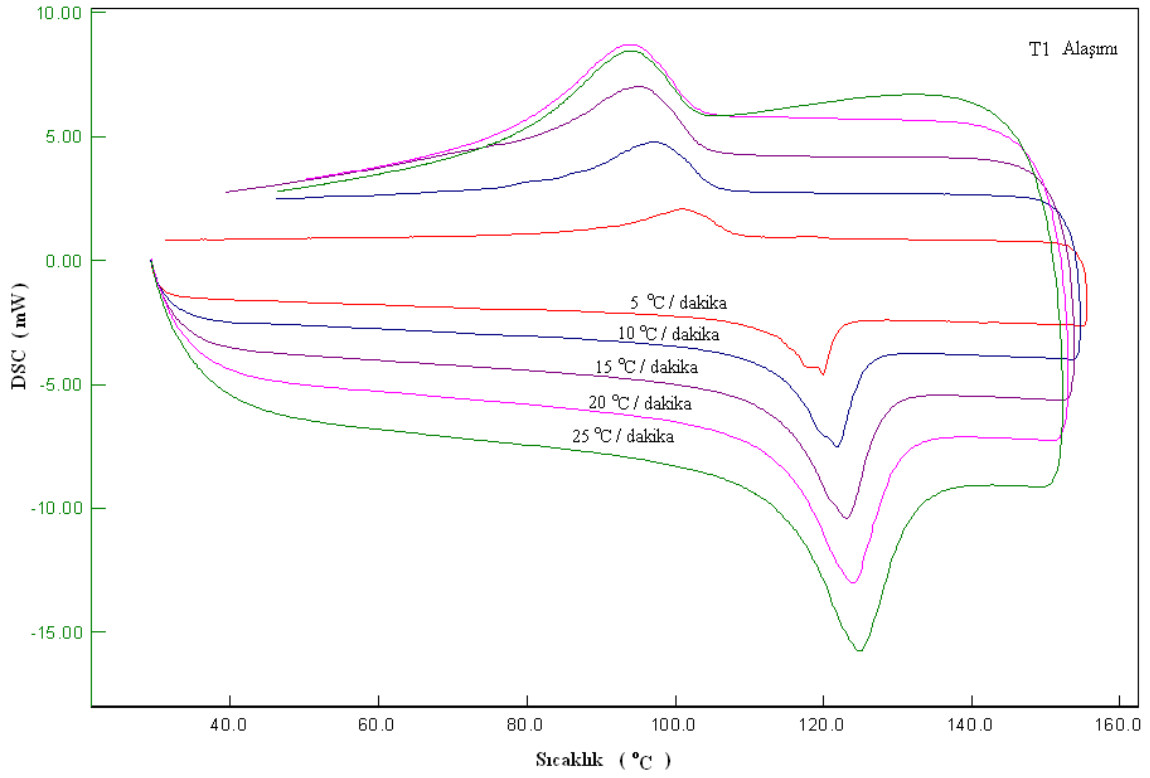
Şekil 6.26. (d) T1 alaşımı için 20 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



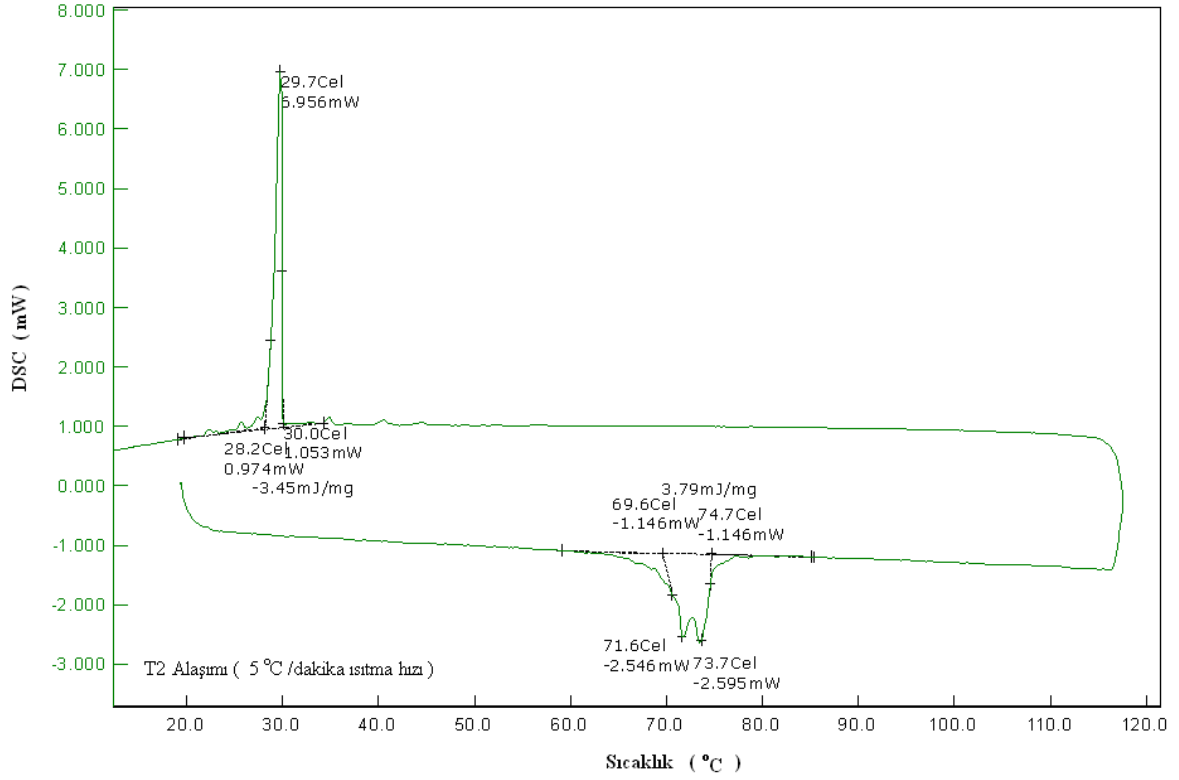
Şekil 6.26. (e) T1 alaşımı için 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.

Tablo 6.13. T1 alaşımı için elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.

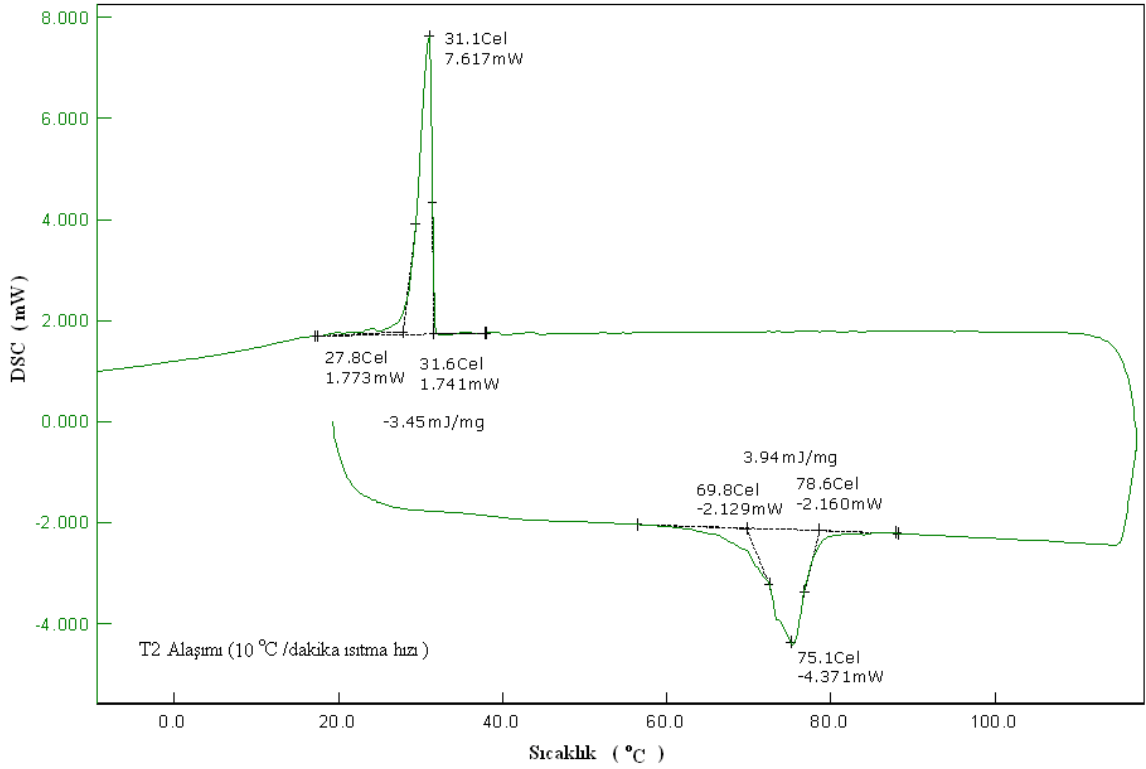
Isıtma hızı (°C/dak.)	A _s (°C)	A _f (°C)	A _{max} (°C)	M _s (°C)	M _f (°C)	M _{max} (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta S_{A \rightarrow M}$ (J/g°C)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)	$\Delta S_{M \rightarrow A}$ (J/g°C)
5	111,2	123,0	119,7	107,8	84,7	100,9	6,36	0,058	-5,86	-0,053
10	111,5	125,5	121,7	105,1	82,9	97,3	6,60	0,060	-6,19	-0,057
15	112,4	128,7	123,0	104,5	73,0	95,1	7,01	0,064	-7,90	-0,072
20	113,2	130,1	124,2	103,5	73,3	93,8	6,89	0,063	-5,94	-0,055
25	113,4	132,4	125,0	102,8	69,1	94,4	6,75	0,062	-4,95	-0,045



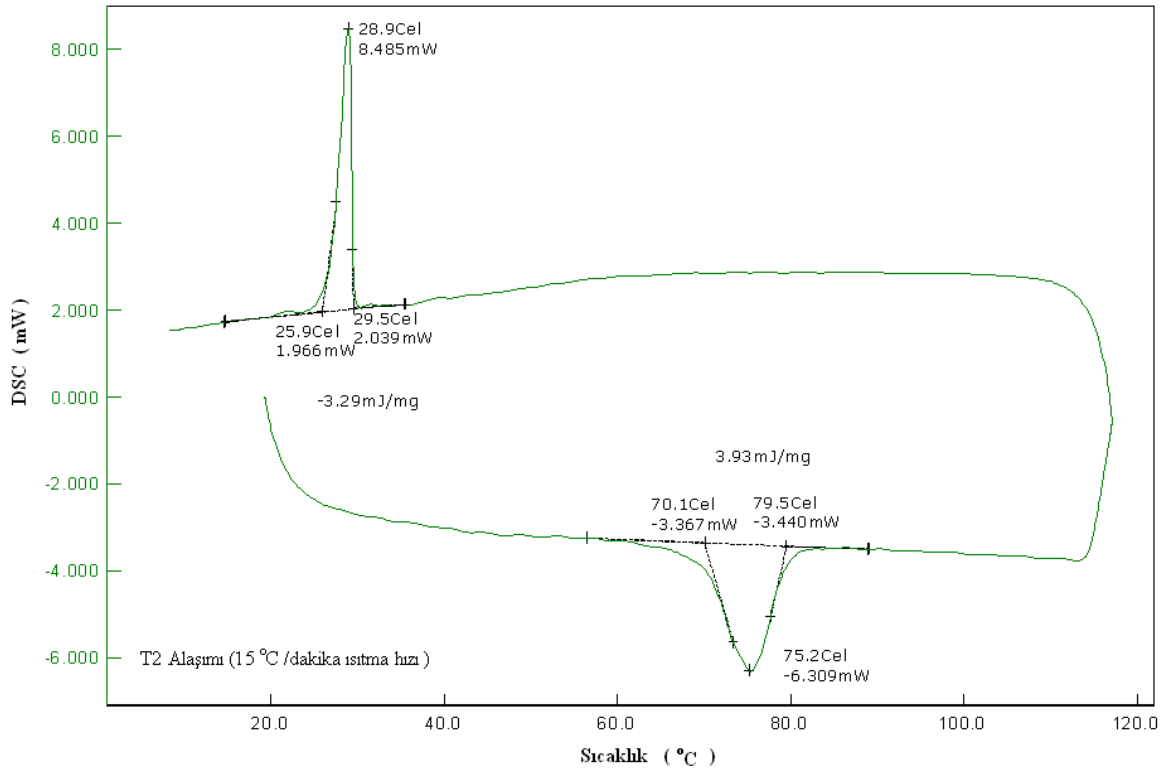
şekil 6.26. (f) T1 alaşımı için 5, 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.



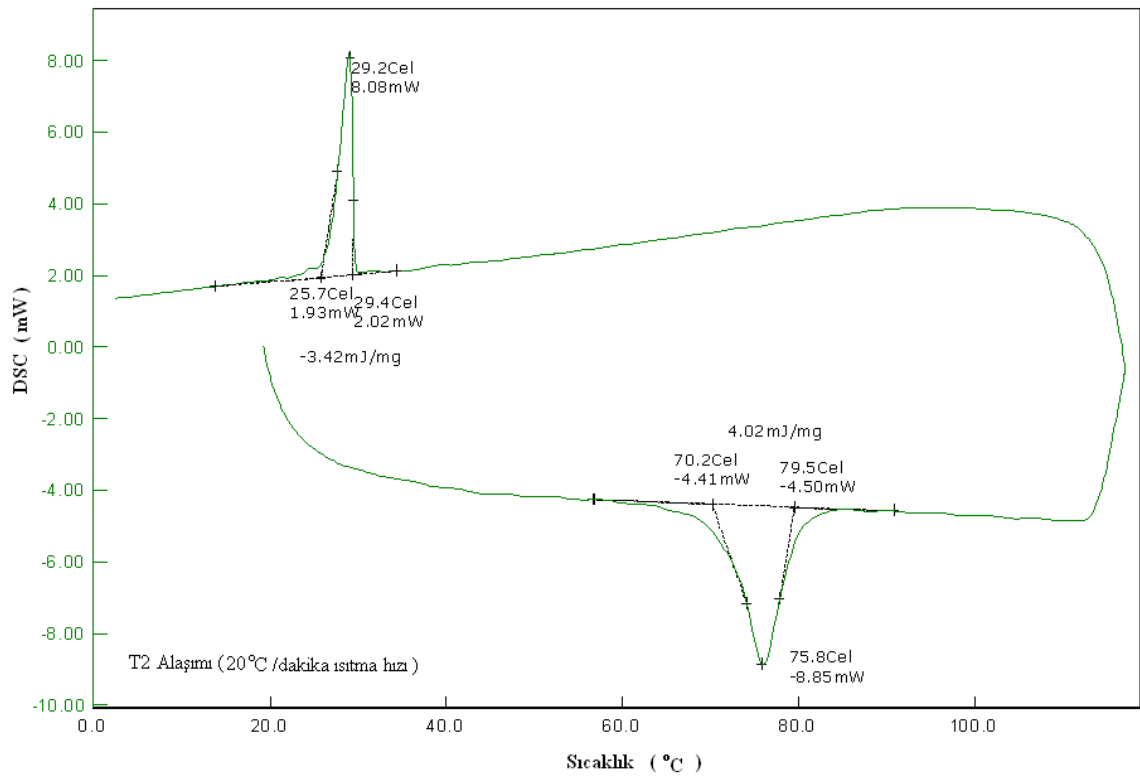
Şekil 6.27. (a) T2 alaşımı için 5 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



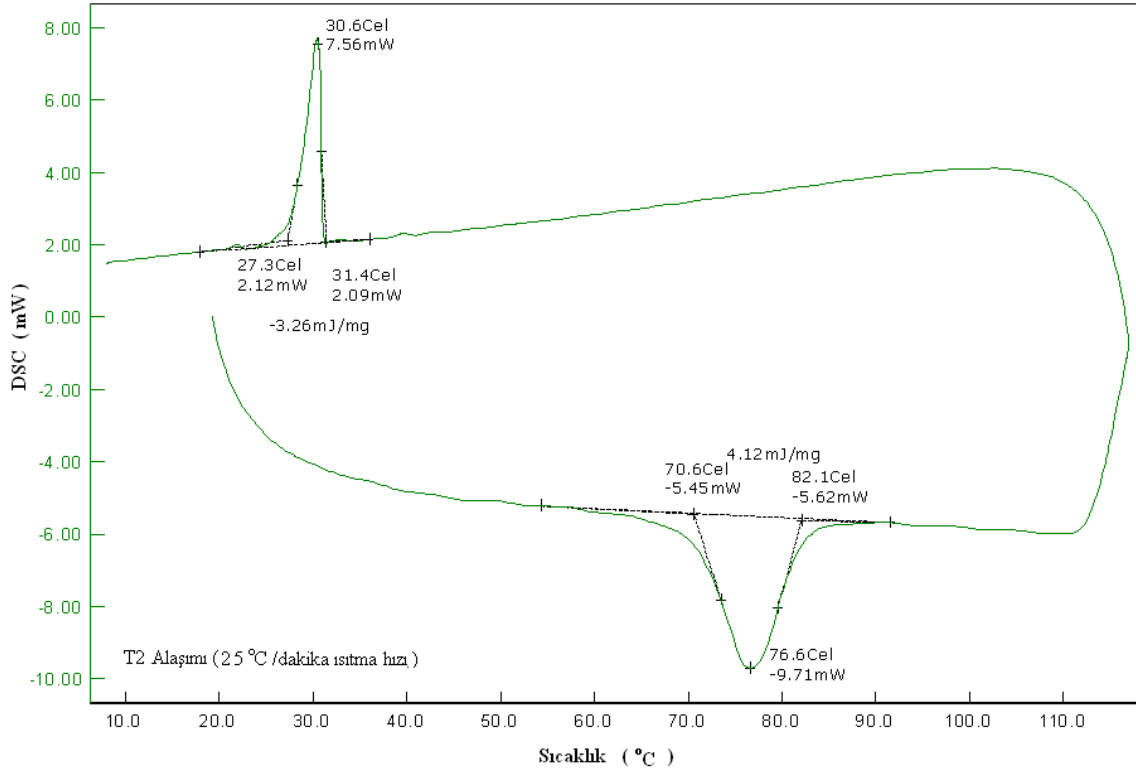
Şekil 6.27. (b) T2 alaşımı için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.27. (c) T2 alaşımı için 15 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



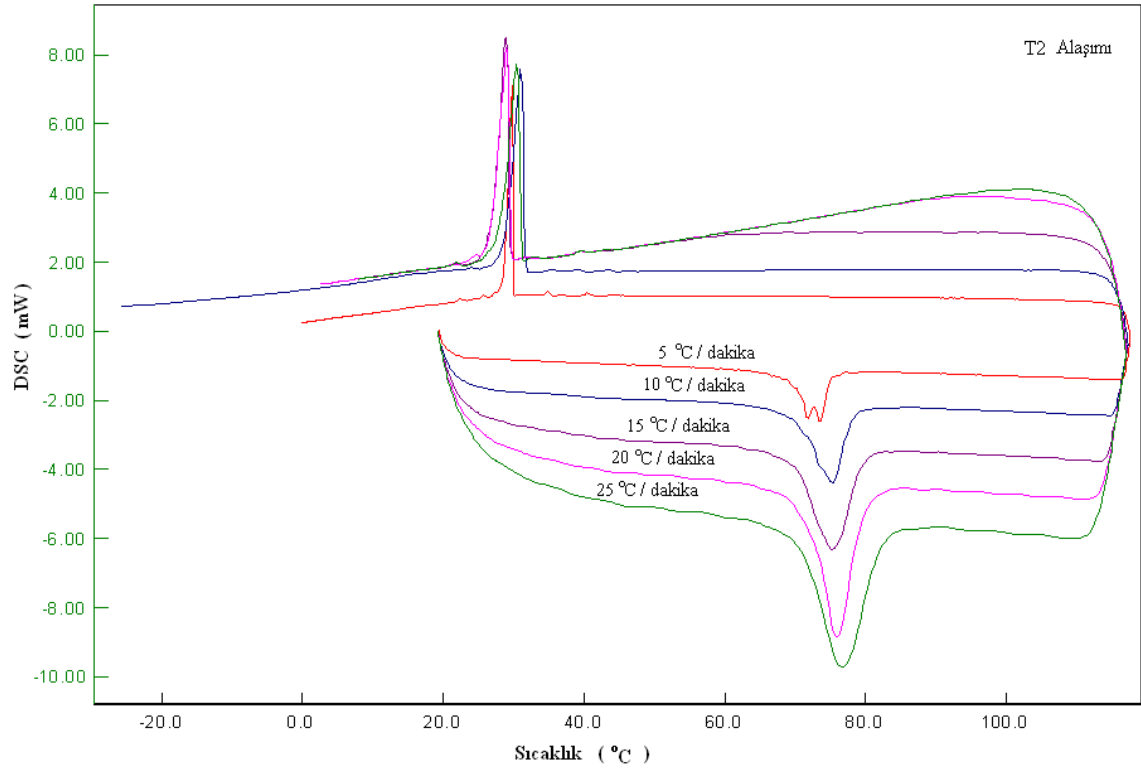
Şekil 6.27. (d) T2 alaşımı için 20 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



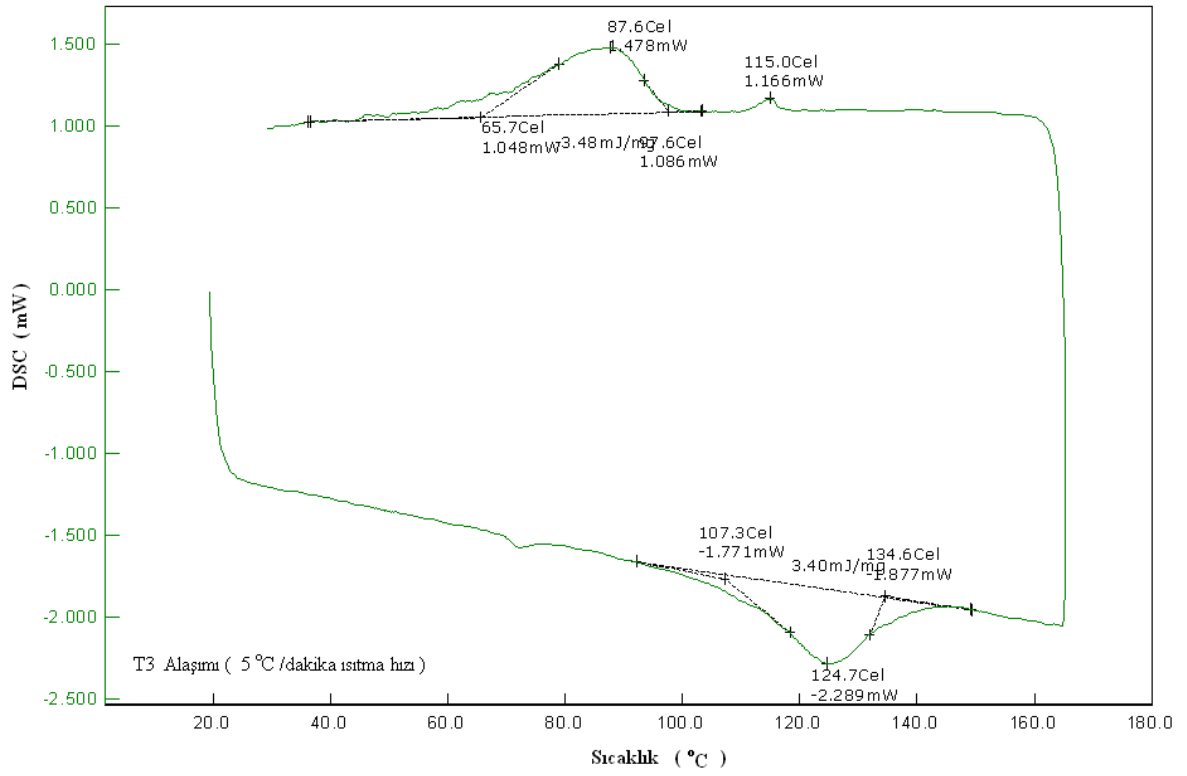
Şekil 6.27. (e) T2 alaşımı için 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.

Tablo 6.14. T2 alaşımı için elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.

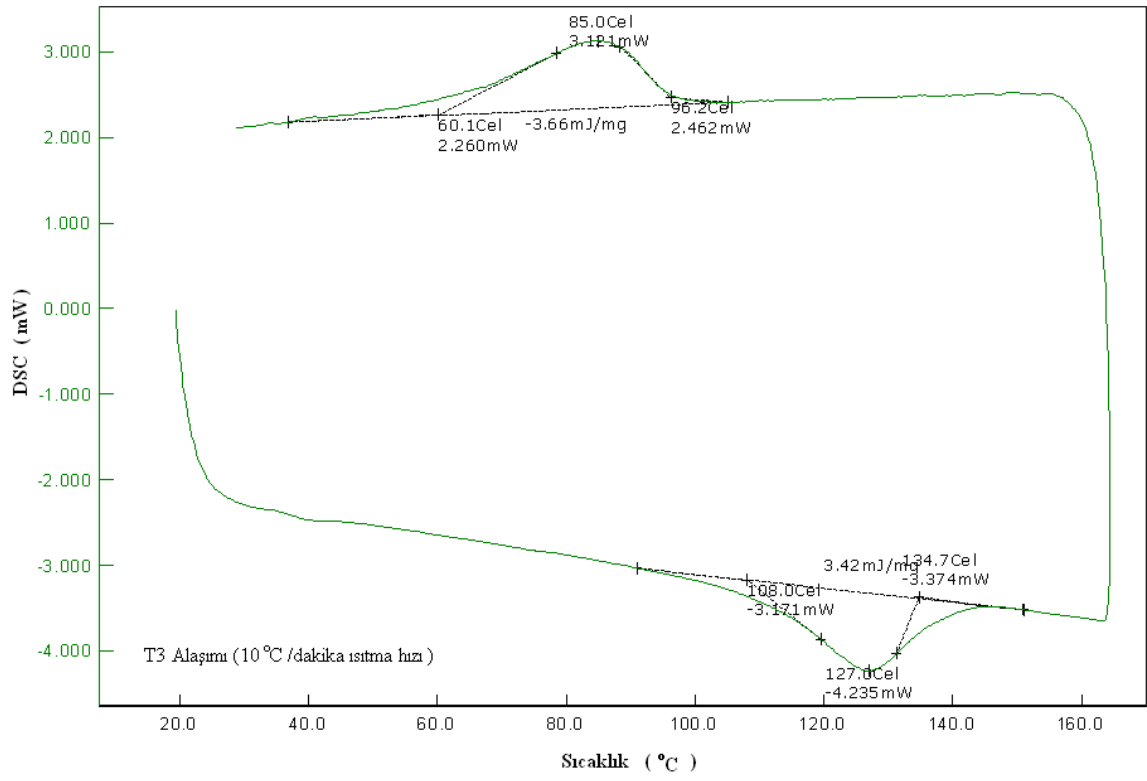
Isıtma hızı (°C/dak.)	A _s (°C)	A _f (°C)	A _{max} (°C)	M _s (°C)	M _f (°C)	M _{max} (°C)	ΔH _{A→M} (J/g)	ΔS _{A→M} (J/g°C)	ΔH _{M→A} (J/g)	ΔS _{M→A} (J/g°C)
5	69,6	74,7	72,7	30,0	28,2	29,7	3,79	0,076	-3,45	-0,069
10	69,8	78,6	75,1	31,6	27,8	31,1	3,94	0,077	-3,45	-0,068
15	70,1	79,5	75,2	29,5	25,9	28,9	3,93	0,078	-3,29	-0,066
20	70,2	79,5	75,8	29,4	25,7	29,2	4,02	0,080	-3,42	-0,068
25	70,6	82,1	76,6	31,4	27,3	30,6	4,12	0,080	-3,26	-0,063



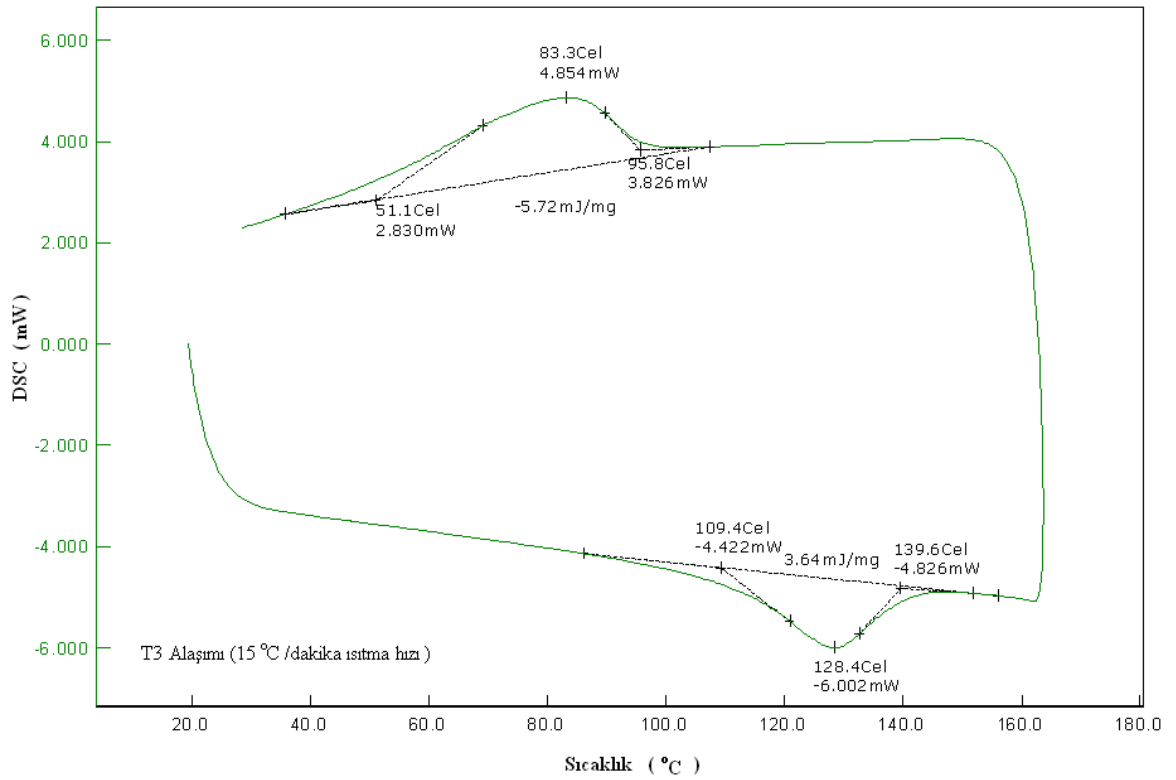
Şekil 6.27. (f) T2 alışı için 5, 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.



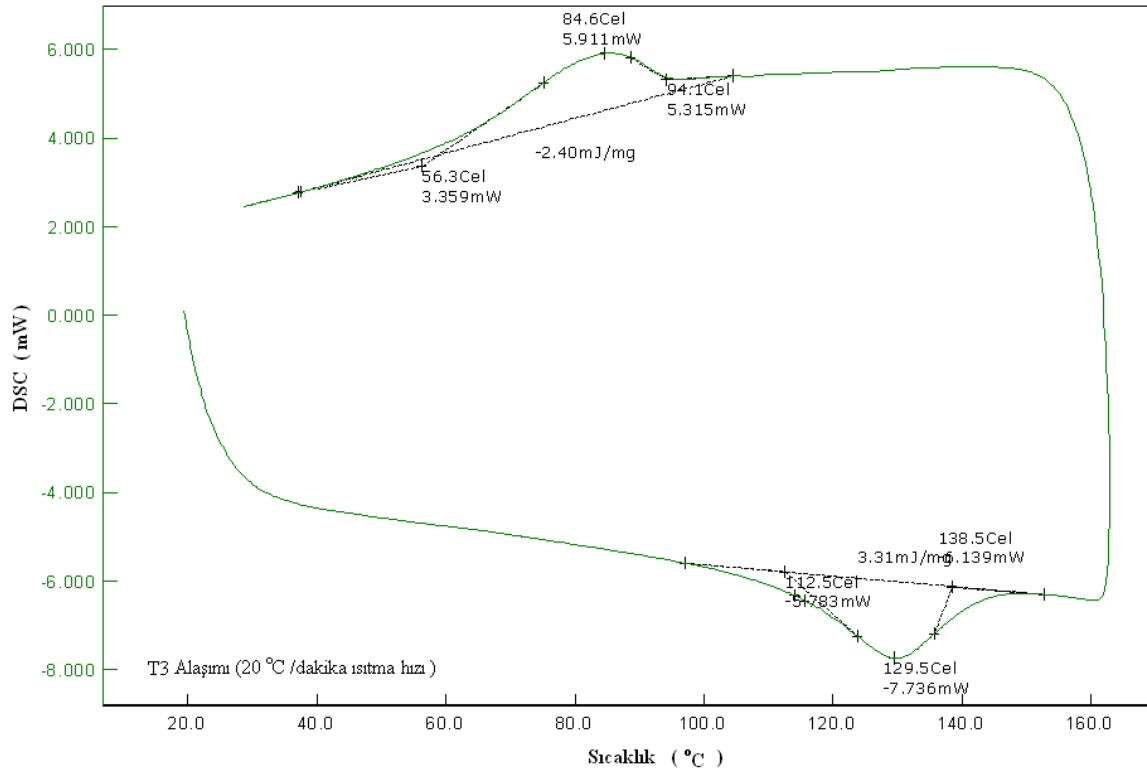
Şekil 6.28. (a) T3 alışı için 5 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



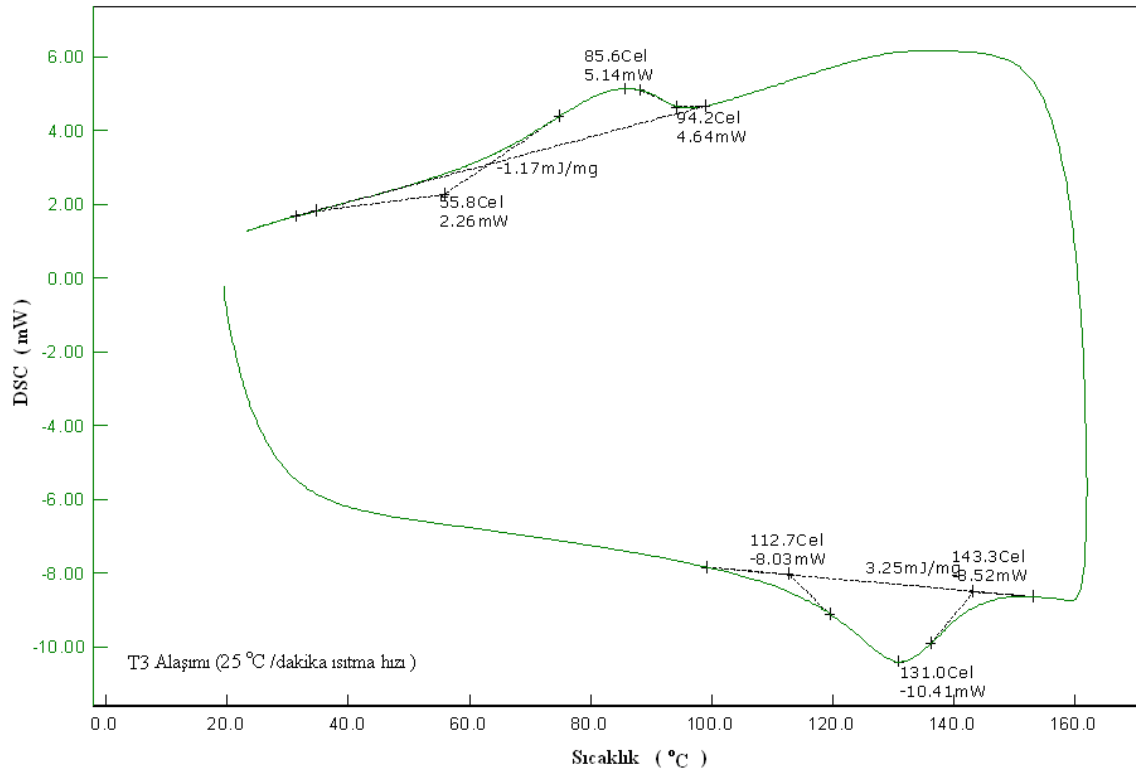
Şekil 6.28. (b) T3 alaşımı için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.28. (c) T3 alaşımı için 15 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



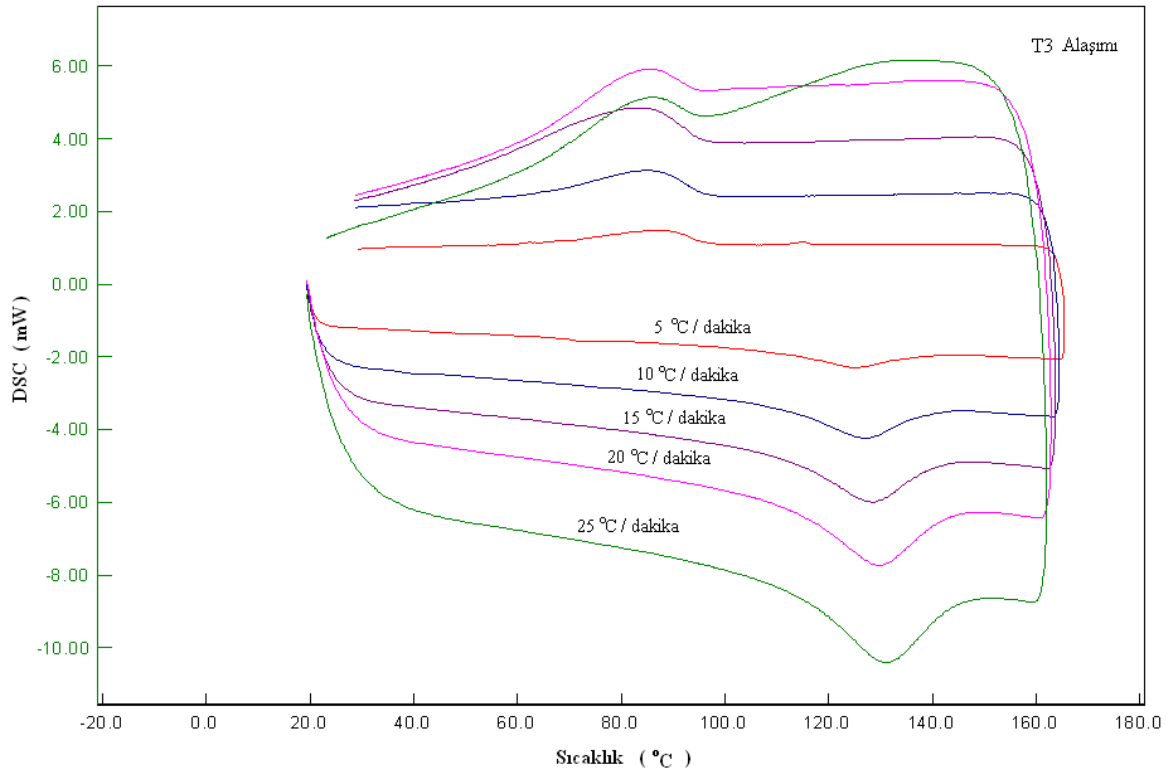
Şekil 6.28. (d) T3 alaşımı için 20 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



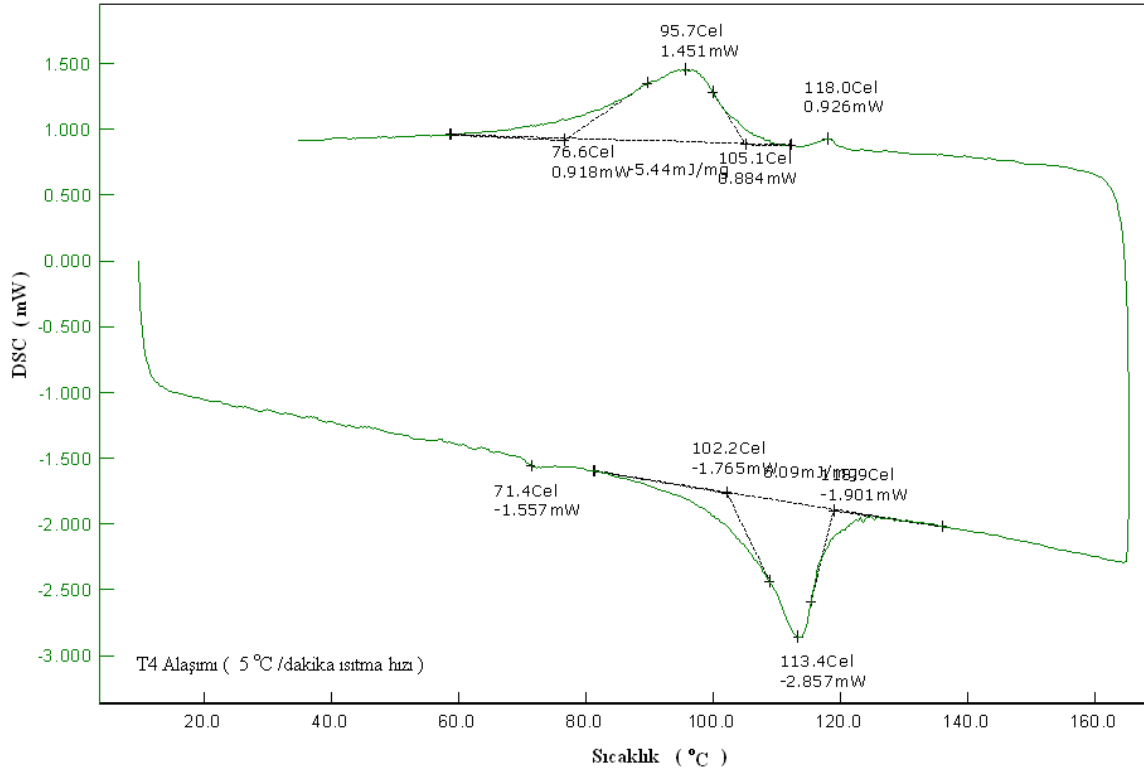
Şekil 6.28. (e) T3 alaşımı için 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.

Tablo 6.15. T3 alaşımı için elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.

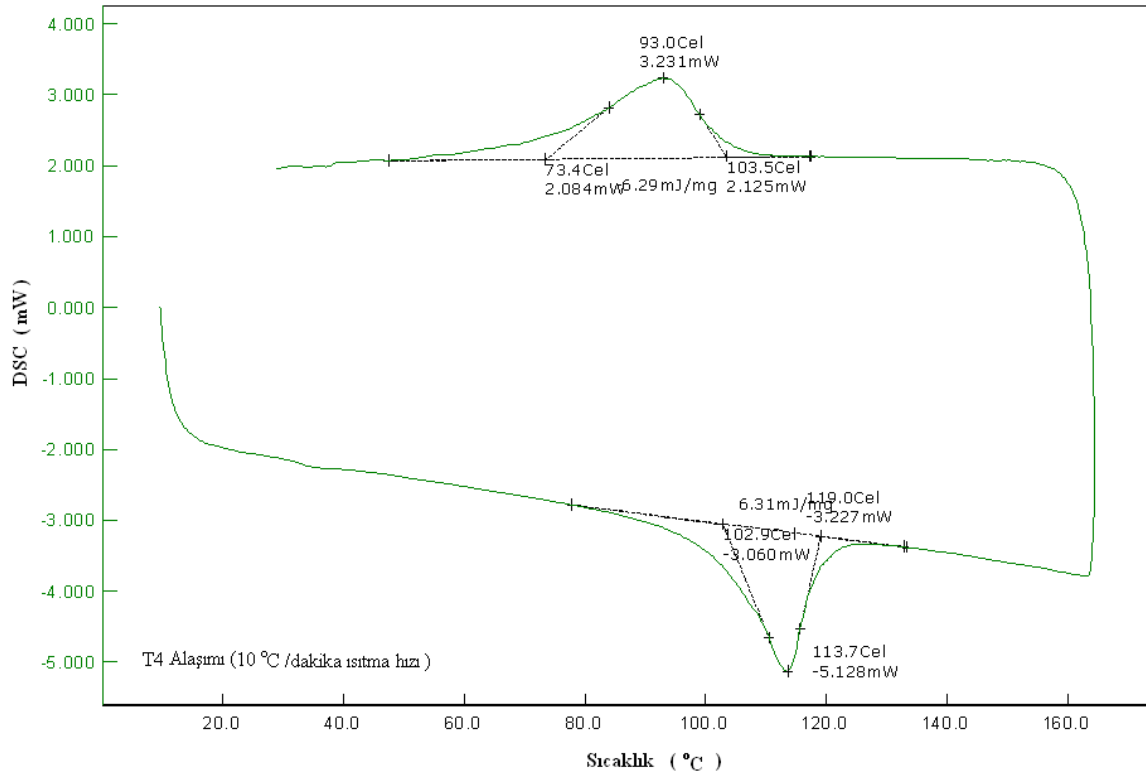
Isıtma hızı (°C/dak.)	A _s (°C)	A _f (°C)	A _{max} (°C)	M _s (°C)	M _f (°C)	M _{max} (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta S_{A \rightarrow M}$ (J/g°C)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)	$\Delta S_{M \rightarrow A}$ (J/g°C)
5	107,3	134,6	124,7	97,6	65,7	87,6	3,40	0,033	-3,48	-0,034
10	108,0	134,7	127,0	96,2	60,1	85,0	3,42	0,033	-3,66	-0,036
15	109,4	139,6	128,4	95,8	51,1	83,3	3,64	0,035	-5,72	-0,056
20	112,5	138,5	129,5	94,1	56,3	84,6	3,31	0,032	-2,40	-0,023
25	112,7	143,3	131,0	94,2	55,8	85,6	3,25	0,031	-1,17	-0,011



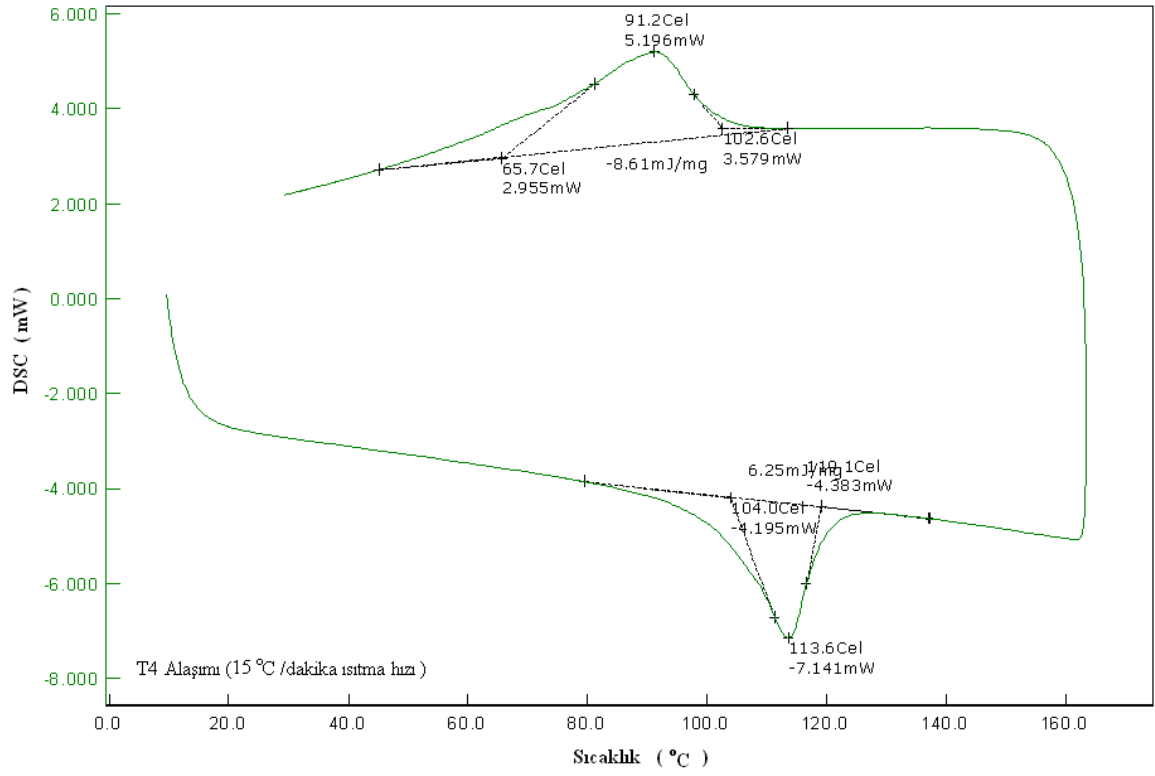
şekil 6.28. (f) T3 alaşımı için 5, 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.



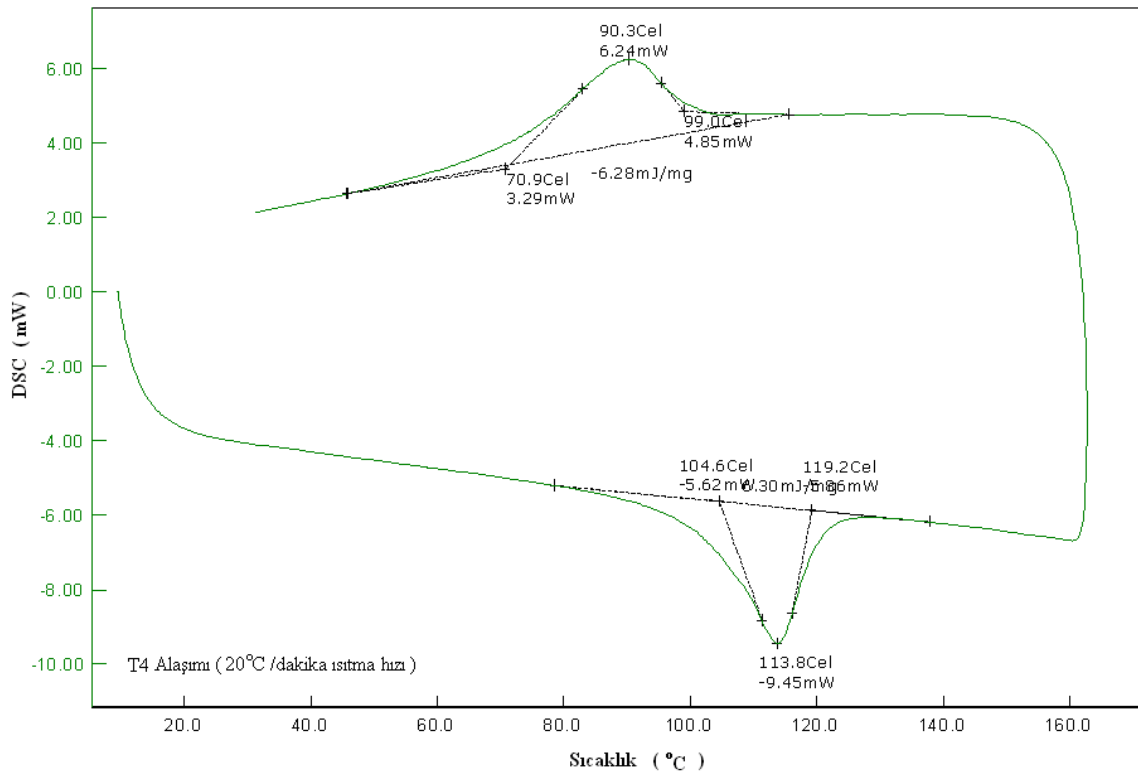
Şekil 6.29. (a) T4 alaşımı için 5 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.29. (b) T4 alaşımı için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



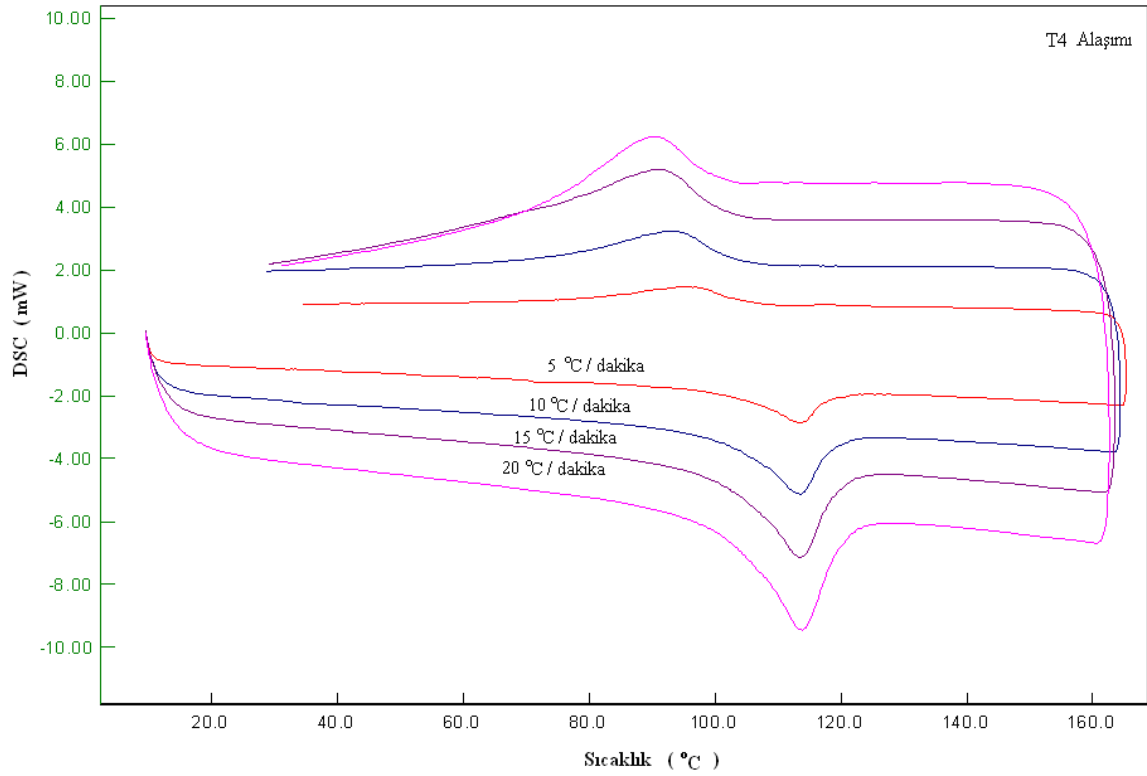
Şekil 6.29. (c) T4 alaşımı için 15 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.29. (d) T4 alaşımı için 20 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.

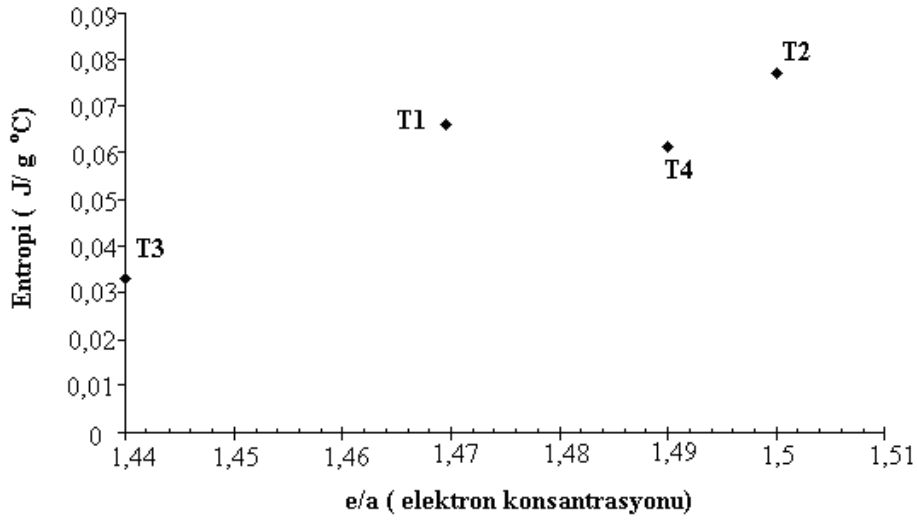
Tablo 6.16. T4 alaşımı için elde edilen dnşim sıcaklıkları.

Isıtma hızı (°C/dak.)	A _s (°C)	A _f (°C)	A _{max} (°C)	M _s (°C)	M _f (°C)	M _{max} (°C)	ΔH _{A→M} (J/g)	ΔS _{A→M} (J/g°C)	ΔH _{M→A} (J/g)	ΔS _{M→A} (J/g°C)
5	102,2	118,9	113,4	118,0	76,6	95,7	6,09	0,055	-5,44	-0,049
10	102,9	119,0	113,7	103,5	73,4	93,0	6,31	0,061	-6,29	-0,061
15	104,0	119,1	113,6	102,6	65,7	91,2	6,25	0,060	-8,61	-0,083
20	104,6	119,2	113,8	99,0	70,9	90,3	6,30	0,061	-6,28	-0,061



şekil 6.29. (e) T4 alaşımı için 5, 10, 15 ve 20 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.

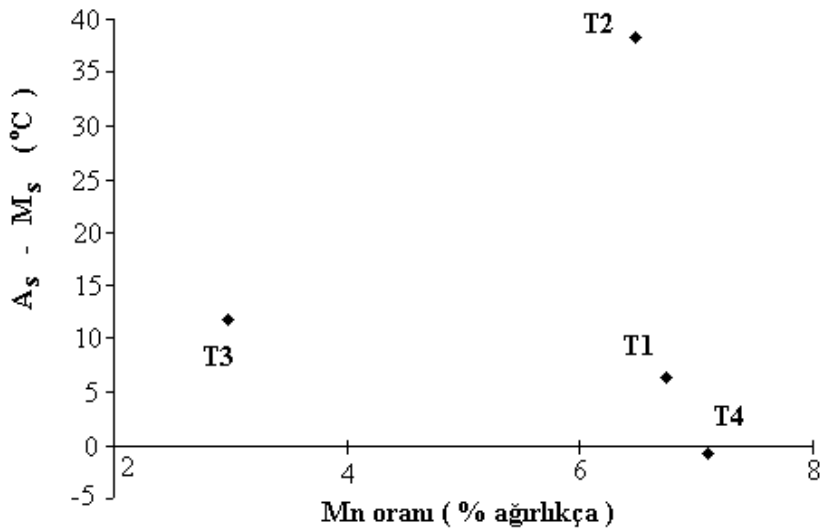
T1, T2, T3 ve T4 alaşımlarının 10 °C/dakika ısıtma hızında alınan DSC lümleri kullanılarak hesaplanan entropi değerleri ile bu alaşımların elektron konsantrasyonlarını karşılaştırdığımızda bu iki farklı kavramın birbiri ile orantılı bir şekilde değişim gösterdiği belirlendi. Düşük e/a değerine sahip olan T3 alaşımının entropisi 0,33 J/g °C iken, yüksek e/a değerine sahip olan T2 alaşımında entropi değeri ise 0,77 J/g °C olarak hesaplandı.



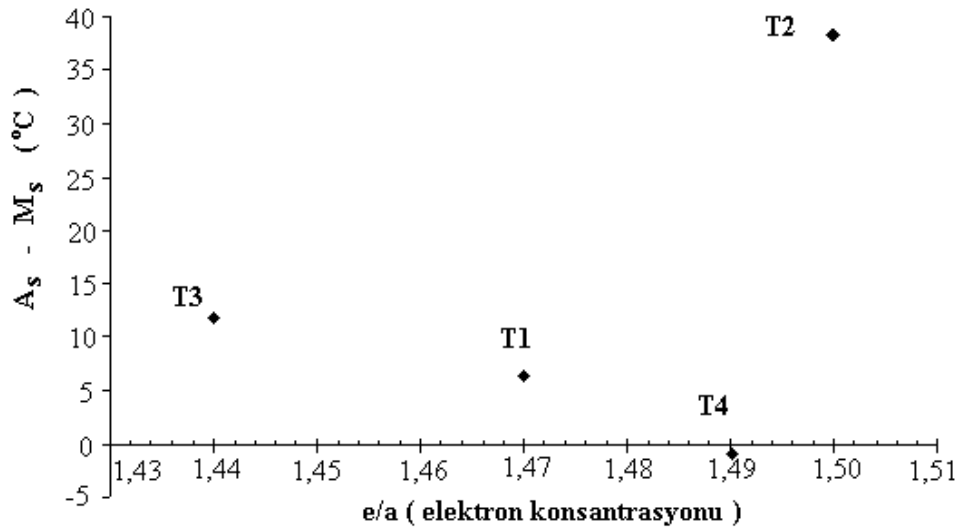
Şekil 6.30. Entropinin elektron konsantrasyonu ile değişimi $S= f(e/a)$ grafiği.

Bu sonuçtan entropinin numune içerisindeki alaşımların oranına bağlı olarak değişim gösterdiğini söyleyebiliriz. Çünkü elektron konsantrasyonu değerinin de alaşım içerisinde bulunan elementlerin oranına bağlı olarak değişim gösterdiğini biliyoruz. Elde edilen bu sonuçlardan yararlanarak çizilen $S= f(e/a)$ grafiği Şekil 6.30’da gösterilmektedir.

T1, T2, T3 ve T4 alaşımının EDX analizleri sonucunda elde edilen Mn (% ağırlıkça) oranları (Tablo 6.1) ile 10 °C/dakika ısıtma hızında alınan DSC ölçümleri kullanılarak hesaplanan A_s-M_s sıcaklık farkı sonuçları değerlendirildiğinde Şekil 6.31’de verilen grafik elde edilmiştir. Bu grafikten yararlanarak alaşımların içeriğindeki Mn miktarlarının dönüşüm sıcaklıkları üzerinde nasıl etkili olduğunu görebiliriz.



Şekil 6.31. Mn (% ağırlıkça) oranındaki değişime bağlı olarak A_s-M_s sıcaklık farkında meydana gelen değişim.

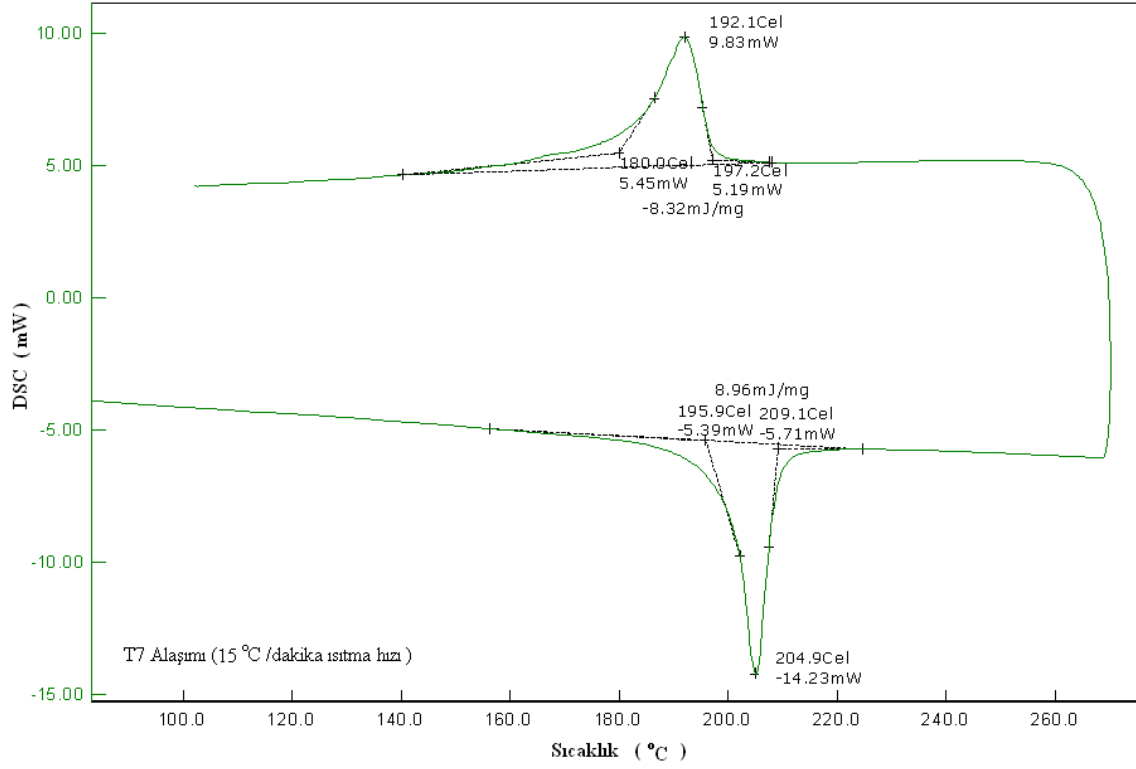


Şekil 6.32. Elektron konsantrasyonuna bağlı olarak A_s - M_s sıcaklık farkında meydana gelen değişim.

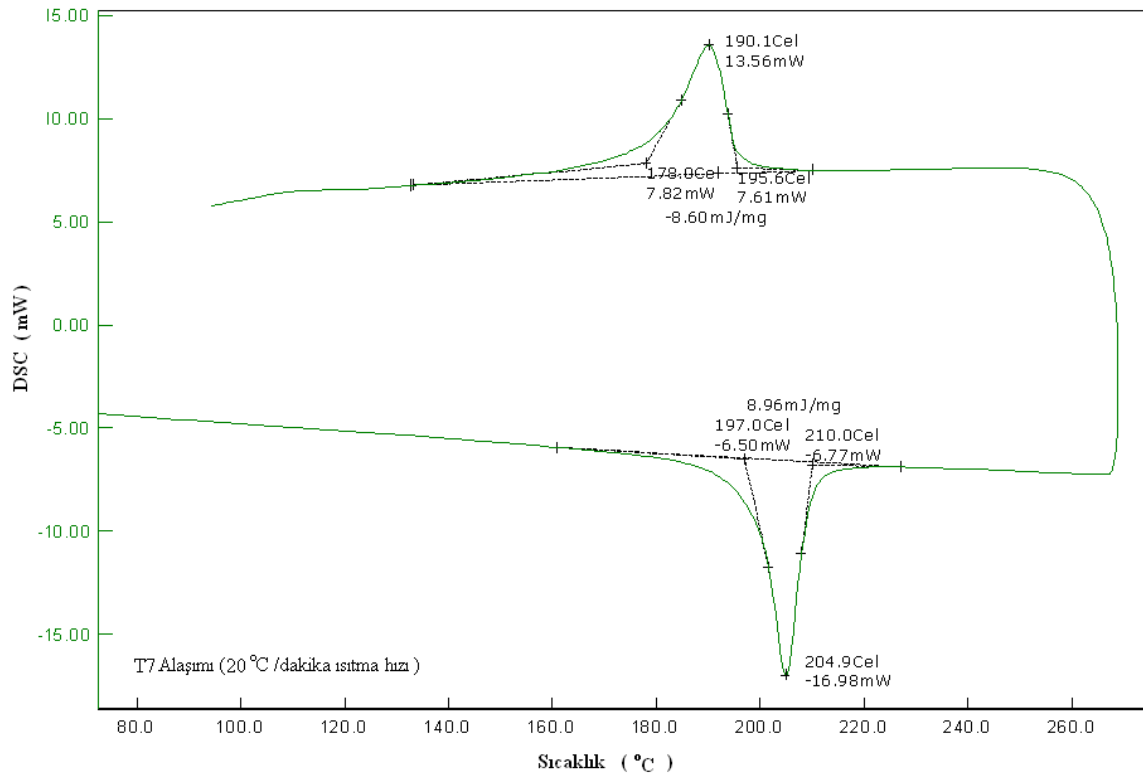
Yine aynı A_s - M_s sıcaklık farkı sonuçlarını kullanarak alaşımların elektron konsantrasyonları ile kıyaslama yaptığımızda Şekil 6.32' de verilen grafiği elde ederiz. A_s - M_s sıcaklık farkına bağlı olarak çizilen her iki grafikte aynı çıkmaktadır. Bu sonuçlardan alaşım içerisindeki Mn oranının elektron konsantrasyonu ile bağlantılı olduğu ve her iki değişkenin de dönüşüm sıcaklıkları üzerinde etkili olduğunu söyleyebiliriz.

6.5.2. Cu-Al-Ni Alaşımı

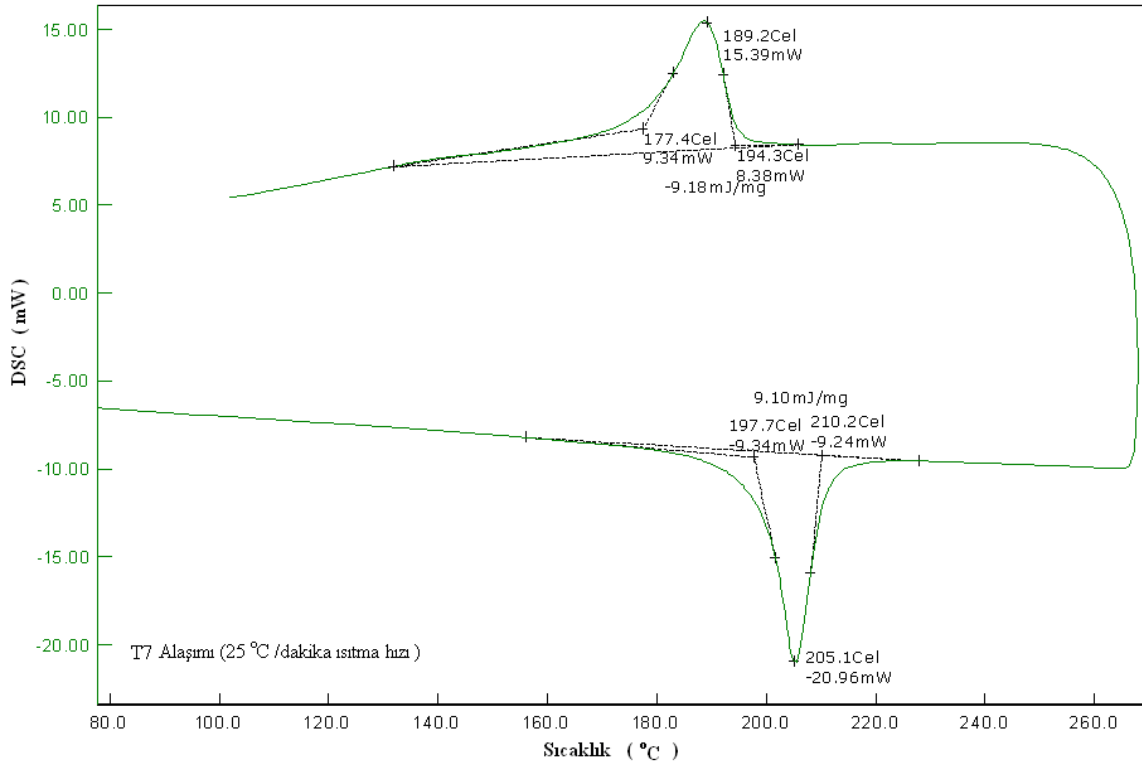
T7 alaşımına ait farklı ısıtma ve soğutma hızlarında elde edilen (15, 20, 25 ve 30 °C/ dakikalık) DSC eğrileri sırasıyla Şekil 6.33' de görülmektedir. T7 alaşımının 15 °C/ dakikalık ısıtma hızında austenit başlama A_s ve bitiş sıcaklığı A_f sırası ile 195,6 ve 209,1 °C dir. Bu soğutma hızında sahip olduğu ters dönüşüm başlama ve bitiş sıcaklığı M_s ve M_f ise sırası ile 197,2 ve 180,0 °C dir. 15 °C/ dakikalık ısıtma-soğutma hızında austenit başlama ve bitiş sıcaklıkları en düşük değere sahip iken martensit başlama ve bitiş sıcaklıkları en yüksek değere sahiptir. Isıtma-soğutma hızlarının yükselmesi ile austenit, martensit başlama ve bitiş sıcaklıklarının değerleri de değişmiştir. Yüksek ısıtma hızlarında A_s ve A_f artarken, aynı değere sahip soğutma hızlarında ise M_s ve M_f azalmıştır. Alaşımın farklı ısıtma-soğutma hızlarındaki entalpi ve dönüşüm sıcaklıkları değişimi Tablo 6.17' de görülmektedir.



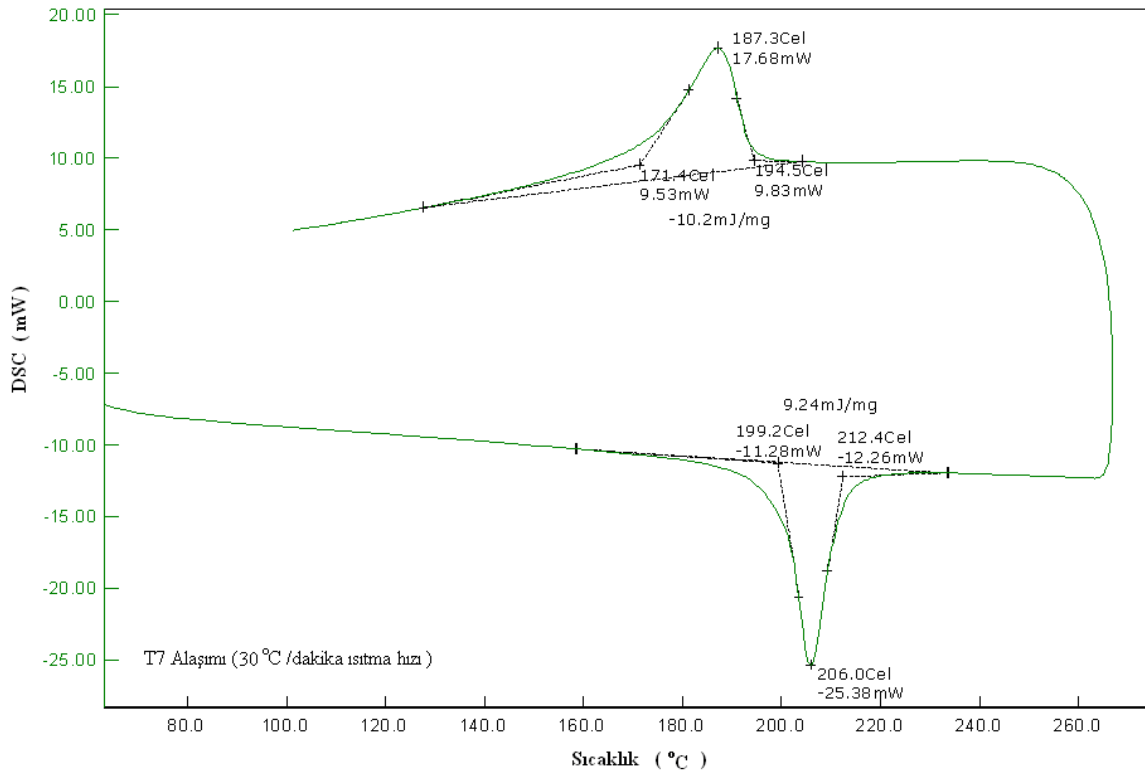
Şekil 6.33. (a) T7 alaşımı için 15 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.33. (b) T7 alaşımı için 20 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



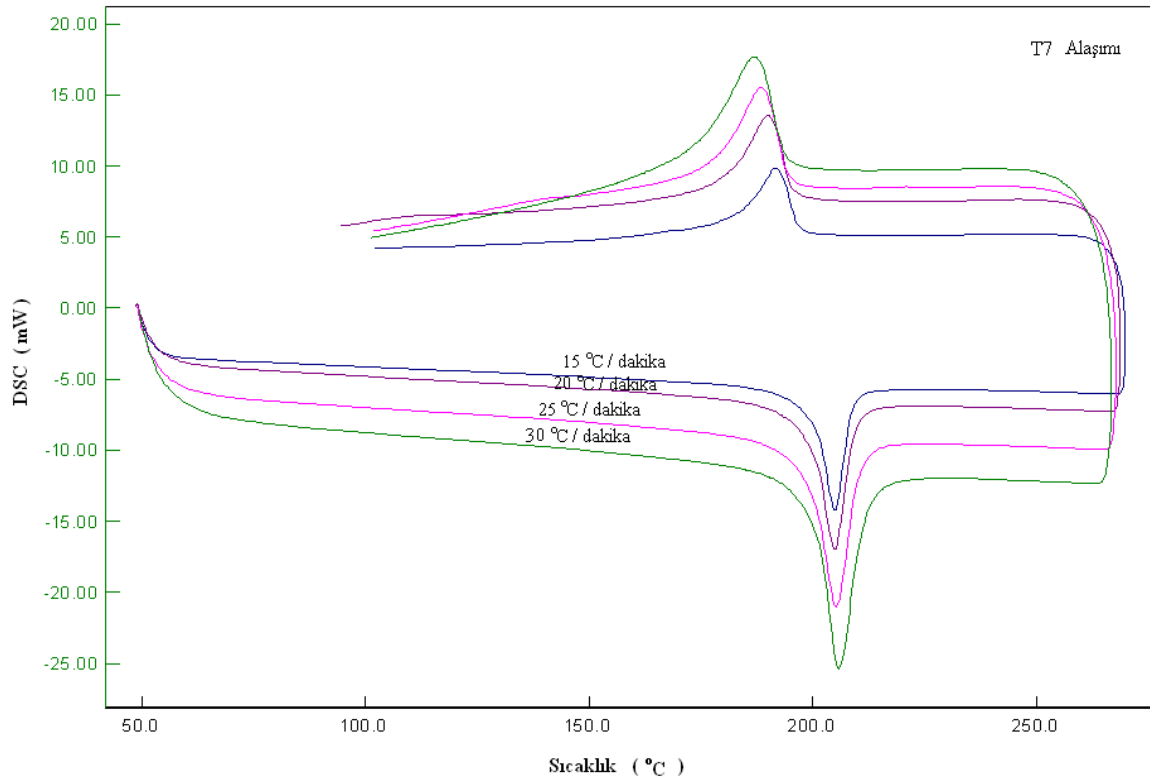
Şekil 6.33. (c) T7 alaşımı için 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.33. (d) T7 alaşımı için 30 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.

Tablo 6.17. T7 alaşımı için elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.

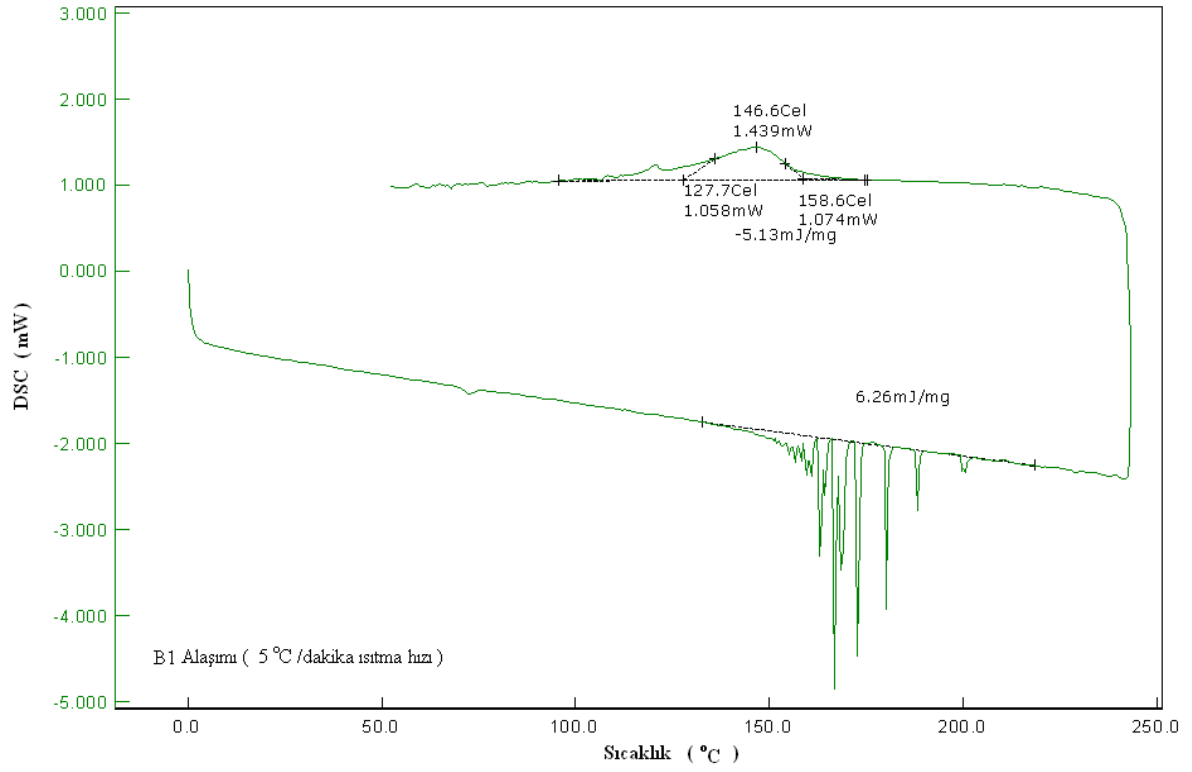
Isıtma hızı (°C/dak.)	A _s (°C)	A _f (°C)	A _{max} (°C)	M _s (°C)	M _f (°C)	M _{max} (°C)	ΔH _{A→M} (J/g)	ΔS _{A→M} (J/g°C)	ΔH _{M→A} (J/g)	ΔS _{M→A} (J/g°C)
15	195,9	209,1	204,9	197,2	180,0	192,1	8,96	0,045	-8,32	-0,042
20	197,0	210,0	204,9	195,6	178,0	190,1	8,96	0,046	-8,60	-0,044
25	197,7	210,2	205,1	194,3	177,4	189,2	9,10	0,046	-9,18	-0,047
30	199,2	212,4	206,0	194,5	171,4	187,3	9,24	0,047	-10,2	-0,052



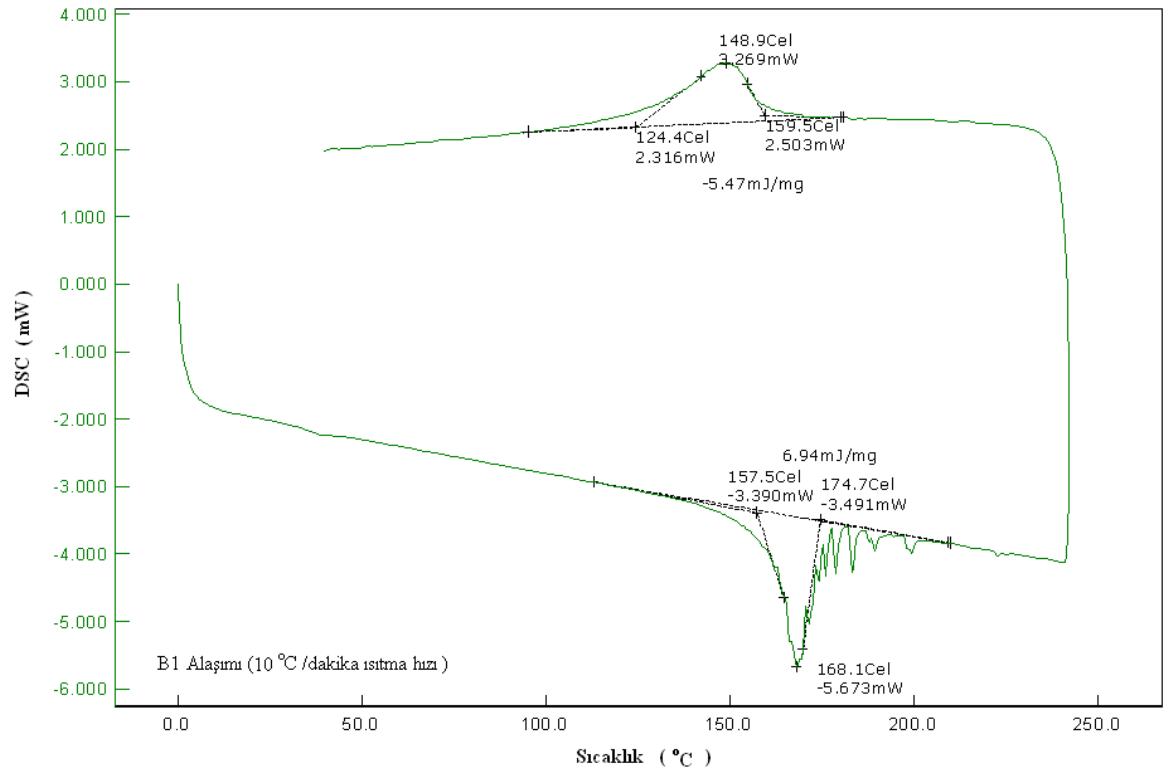
Şekil 6.33. (e) T7 alaşımı için 15, 20, 25 ve 30 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.

6.5.3. Cu-Al-Be Alaşımı

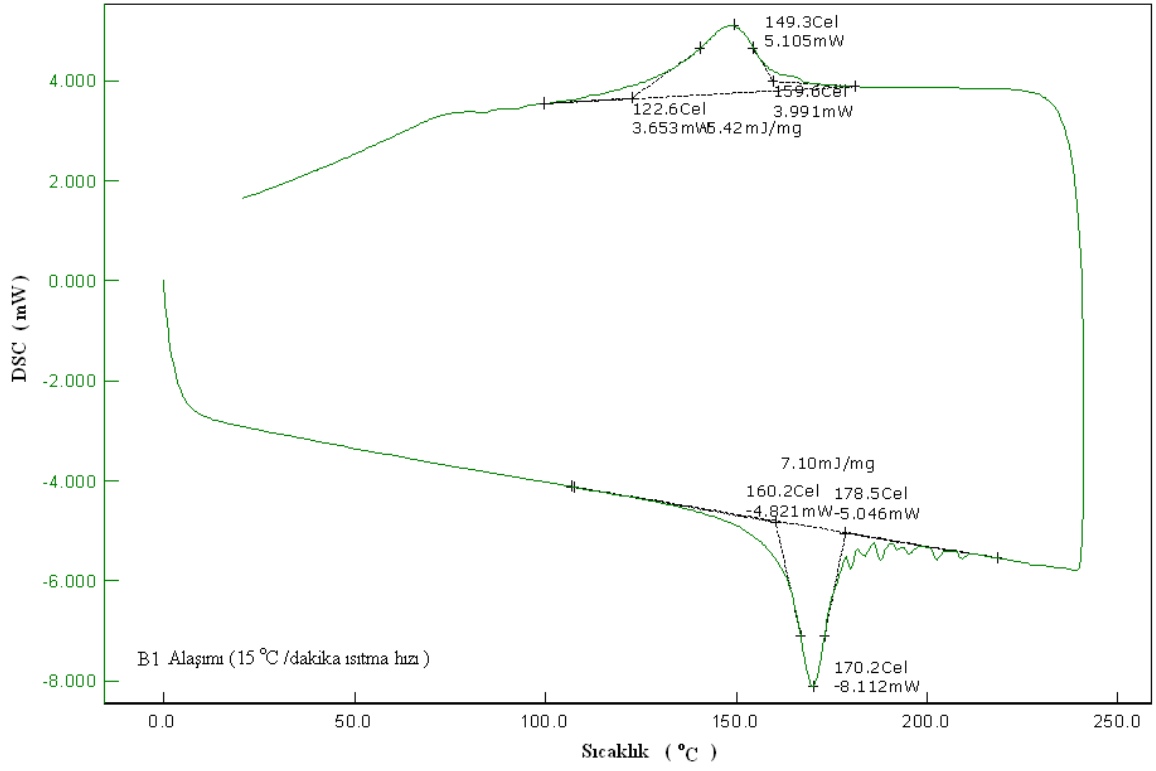
B1 alaşımına ait farklı ısıtma ve soğutma hızlarına göre DSC eğrileri sırası ile Şekil 6.34’de görölmektedir. Bu eğrilerden elde edilen dönüşüm sıcaklıkları, entalpi ve entropi değerleri Tablo 6.18’de verilmiştir.



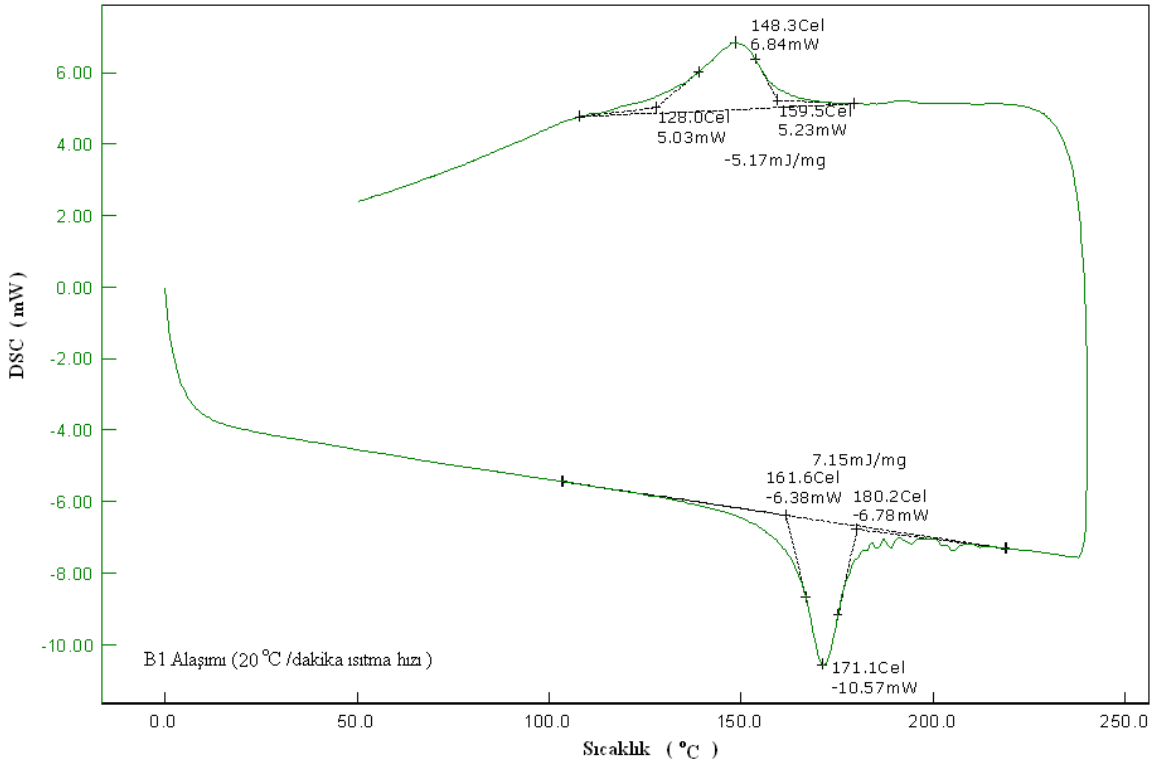
Şekil 6.34. (a) B1 alaşımı için 5 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



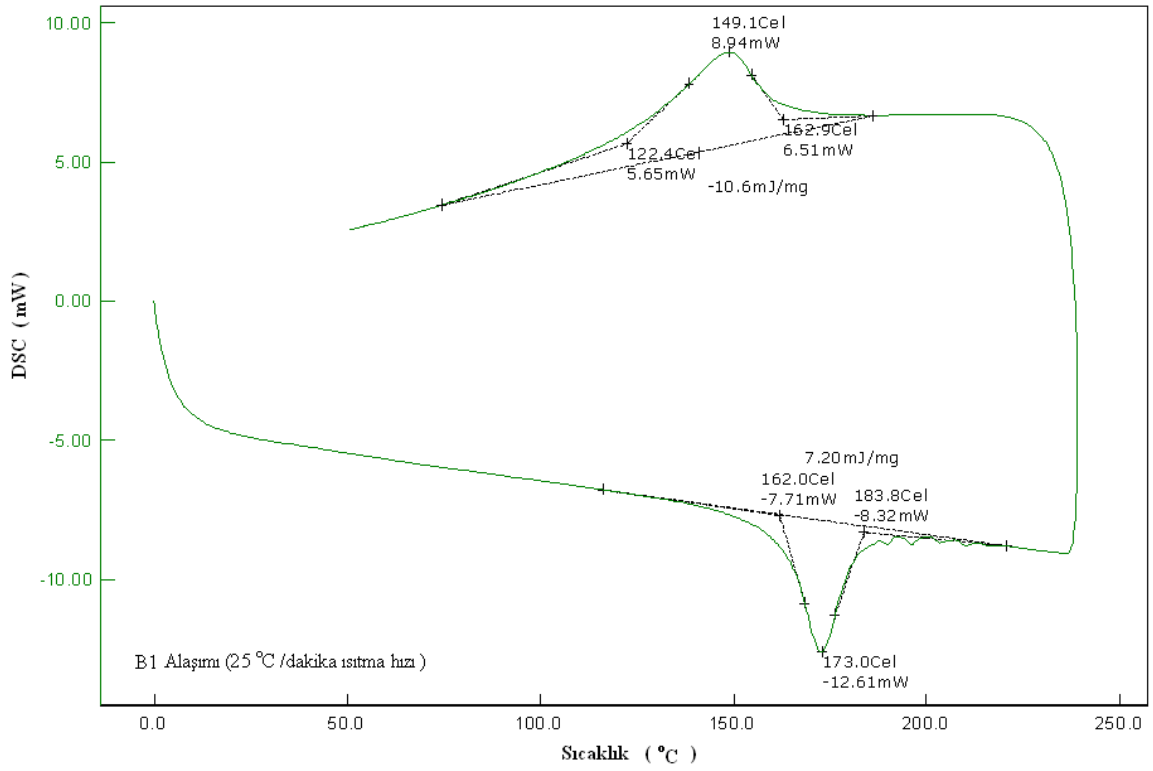
Şekil 6.34. (b) B1 alaşımı için 10 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.34. (c) B1 alaşımı için 15 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



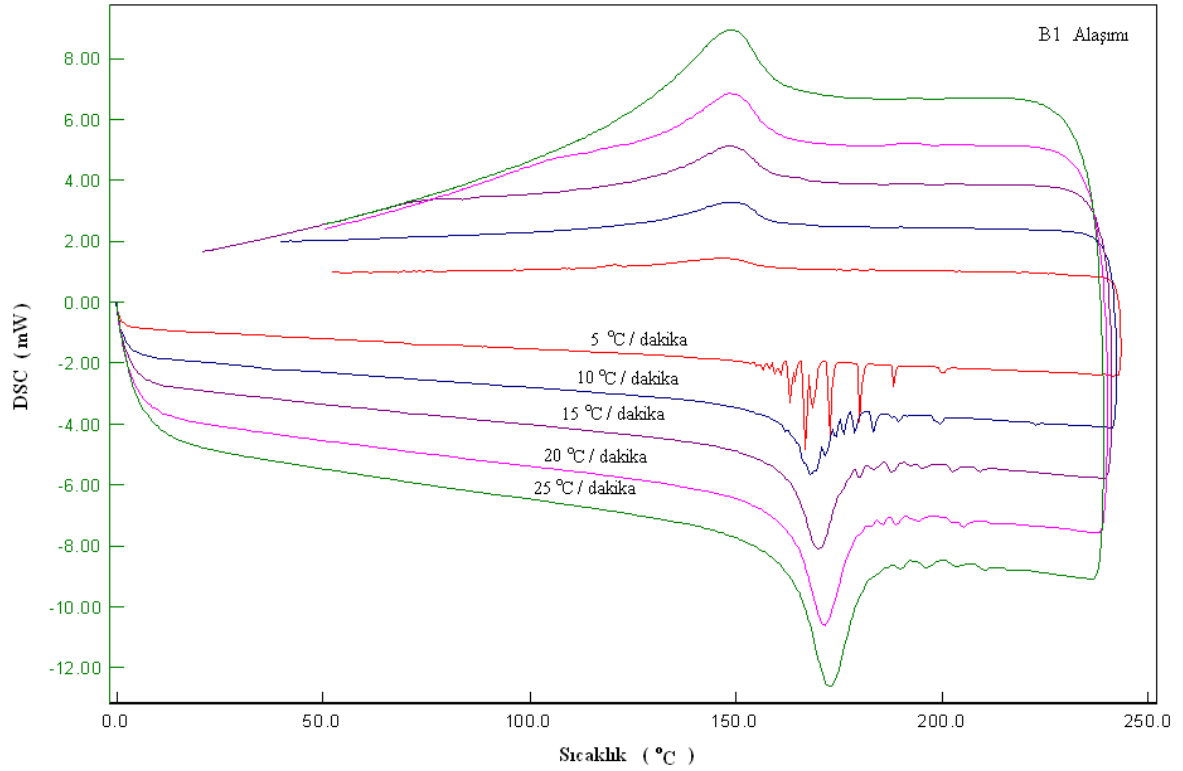
Şekil 6.34. (d) B1 alaşımı için 20 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 6.34. (e) B1 alaşımı için 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen DSC eğrisi.

Tablo 6.18. B1 alaşımı için elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.

Isıtma hızı (°C/dak.)	A _s (°C)	A _f (°C)	A _{max} (°C)	M _s (°C)	M _f (°C)	M _{max} (°C)	ΔH _{A→M} (J/g)	ΔS _{A→M} (J/g°C)	ΔH _{M→A} (J/g)	ΔS _{M→A} (J/g°C)
5	-	-	-	158,6	127,7	146,6	6,26	-	-5,13	
10	157,5	174,7	168,1	159,5	124,4	148,9	6,94	0,044	-5,47	-0,034
15	160,2	178,5	170,2	159,6	122,6	149,3	7,10	0,044	-5,42	-0,034
20	161,6	180,2	171,1	159,5	128,0	148,3	7,15	0,044	-5,17	-0,032
25	162,0	183,8	173,0	162,9	122,4	149,1	7,20	0,044	-10,6	-0,065



Şekil 6.34. (f) B1 alaşımı için 5, 10, 15, 20 ve 25 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızları için elde edilen DSC eğrileri.

B1 alaşımının DSC eğrilerinden görüldüğü gibi, 10°C/ dakikalık ısıtma hızında austenit başlama A_s ve bitiş sıcaklığı A_f diğer ısıtma hızları ile karşılaştırıldığında en düşük değere sahiptir. Isıtma hızının artması ile dönüşüm sıcaklıkları da yükselmektedir. Buna göre 10, 15, 20 ve 25 °C/ dakikalık ısıtma hızlarında austenit başlama ve bitiş sıcaklıkları sırası ile; 157,5-174,7; 160,2-178,5; 161,6-180,2; 162,0-183,8 °C olarak belirlenmiştir. Martensit başlama ve bitiş sıcaklıkları da ısıtma hızı arttıkça değişmektedir. Isıtma hızlarına göre sırası ile alaşımın martensit başlama ve bitiş sıcaklıkları; 158,6-127,7; 159,5-124,4; 159,6-122,6; 159,5-128,0 ve 162,9-122,4 olarak belirlenmiştir. Alaşımların $\Delta H_{A \rightarrow M}$ değerleri de 5, 10, 15, 20 ve 25 °C/ dakikalık ısıtma hızları için sırasıyla 6,26, 6,94; 7,10; 7,15 ve 7,20 mJ/mg olarak bulunmuştur.

Alaşımların farklı ısıtma ve soğutma hızlarında alınan DSC ölçümleri ile dönüşüm (Şekil 6.26-6.29, 6.33, 6.34) sıcaklıkları belirlenmiştir. Tablo 6.19’da 15 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızında alaşımların DSC ölçümlerinden belirlenen dönüşüm sıcaklıkları verilmiştir. Alaşımların içeriklerindeki Mn oranına bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarının da değiştiği görülmektedir.

Tablo 6.19. Alaşımların 15 °C/dakika ısıtma ve soğutma hızı için elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.

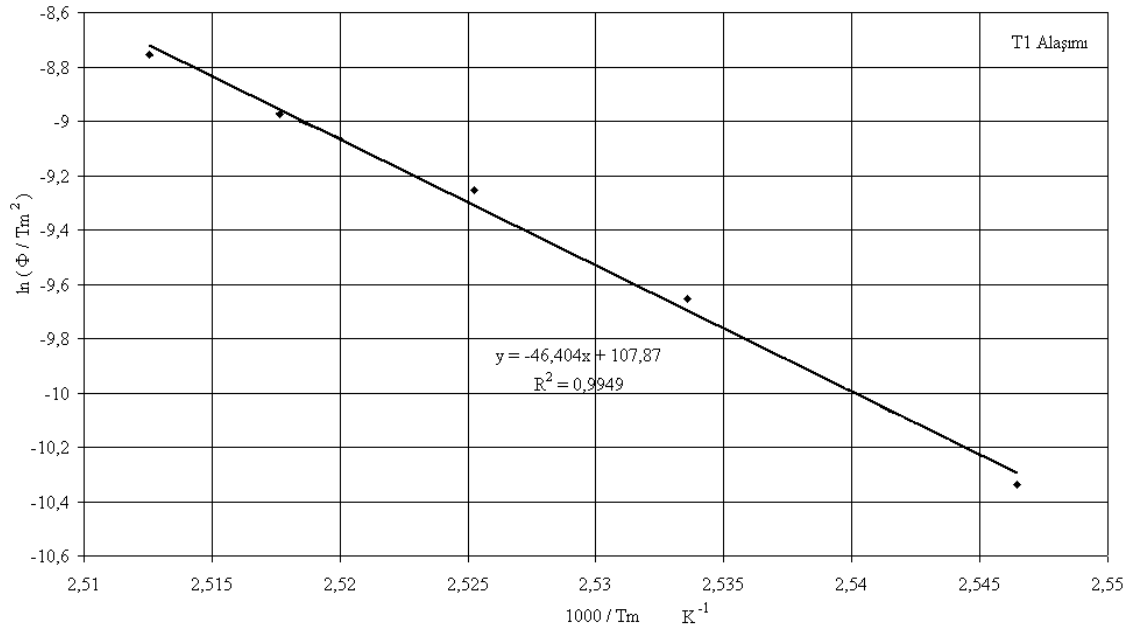
Alaşım kodu	A_s (°C)	A_f (°C)	A_{max} (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	M_{max} (°C)
T1	112,4	128,7	123,0	104,5	73,0	95,1
T2	70,1	79,5	75,2	29,5	25,9	28,9
T3	109,4	139,6	128,4	95,8	51,1	83,3
T4	104,0	119,1	113,6	102,6	65,7	91,2
T7	195,9	209,1	204,9	197,2	180,0	192,1
B1	160,2	178,5	170,2	159,6	122,6	149,3

6.6. Aktivasyon Enerjisi Hesaplamaları

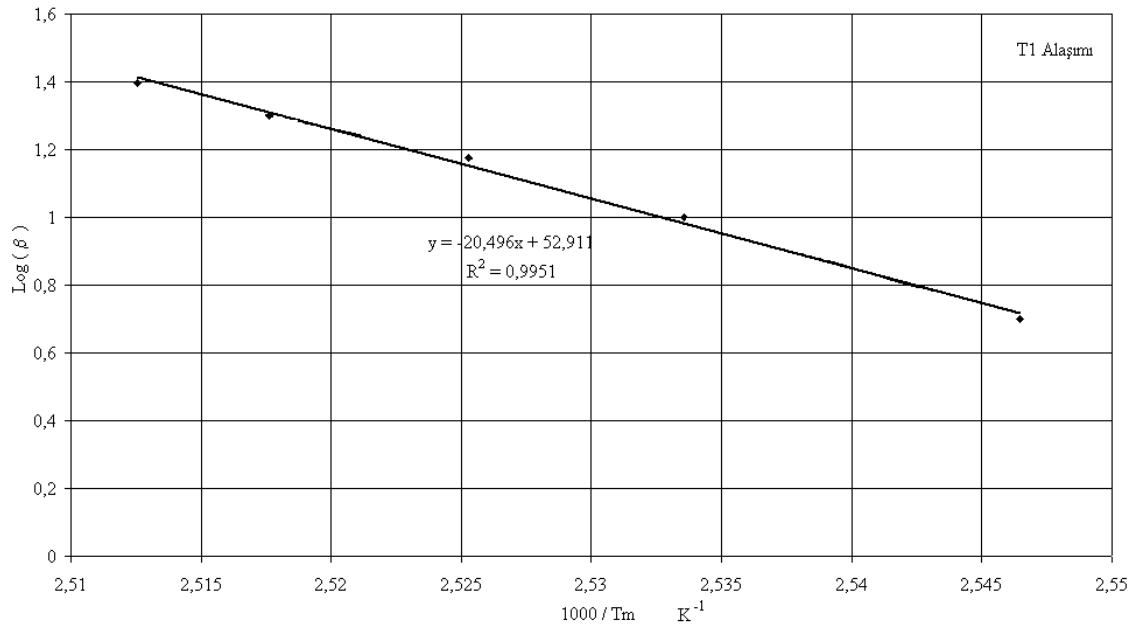
Elde edilen alaşımların farklı ısıtma hızlarında (5-25 °C/dakika tarama hızı aralıklarında) DSC ölçümleri yapılarak alaşımlara ait austenit→martensit ve martensit→austenit dönüşüm sıcaklıkları bulundu. Farklı ısıtma hızları için elde edilen dönüşüm sıcaklıkları kullanılarak Kissinger ve Ozawa metodlarına (Denklem 5.3 ve 5.4) göre alaşımlara ait Kissinger ve Ozawa eğrileri çizildi (Şekil 6.35-6.40). Çizilen bu eğrilerin eğiminden alaşımların aktivasyon enerjileri ayrı ayrı hesaplandı.

Alaşımların Kissinger ve Ozawa metodlarına göre hesaplanan aktivasyon enerji değerleri Tablo 6.20’de verildi. Aktivasyon enerjileri karşılaştırıldığında her iki yöntemle elde edilen sonuçlar yaklaşık eşit çıkmaktadır. T5 ve T6 alaşımları dönüşüm sergilemedikleri için aktivasyon enerjileri hesaplanmamıştır.

Elde edilen sonuçlar değerlendirildiğinde T1-T4 alaşımlarının aktivasyon enerjilerinin içerdikleri mangan oranına bağlı olarak değiştiği tespit edildi. Buna göre alaşımların EDX analizleri sonucu belirlenen mangan oranları $T4 > T1 > T2 > T3$ şeklindedir. T1-T4 alaşımlarının Kissinger ve Ozawa metodlarına göre hesaplanan aktivasyon enerji değerleri de $E_a(T4) > E_a(T1) > E_a(T2) > E_a(T3)$ şeklinde değişim gösterdiği bulundu.

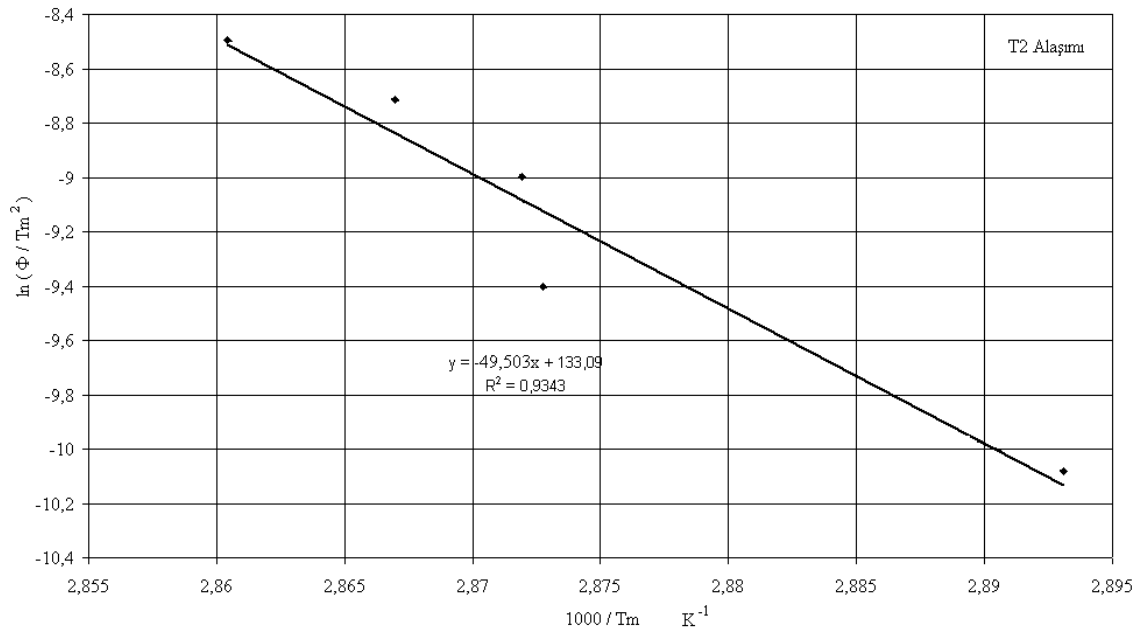


-a-

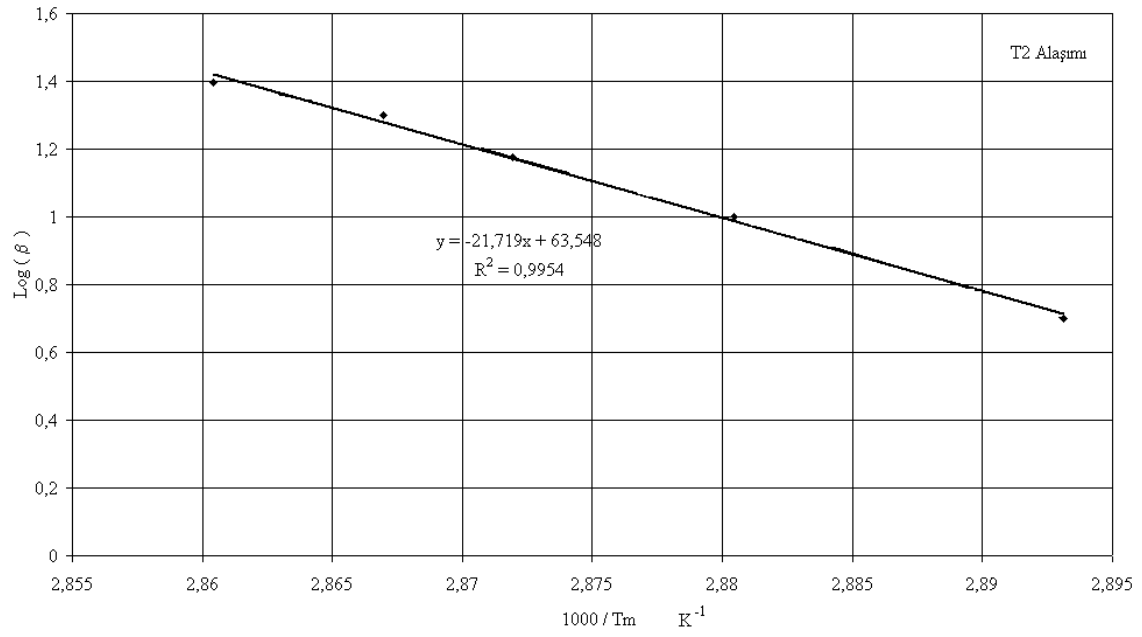


-b-

Şekil 6.35. T1 alaşıma ait a) Kissinger b) Ozawa eğrisi.

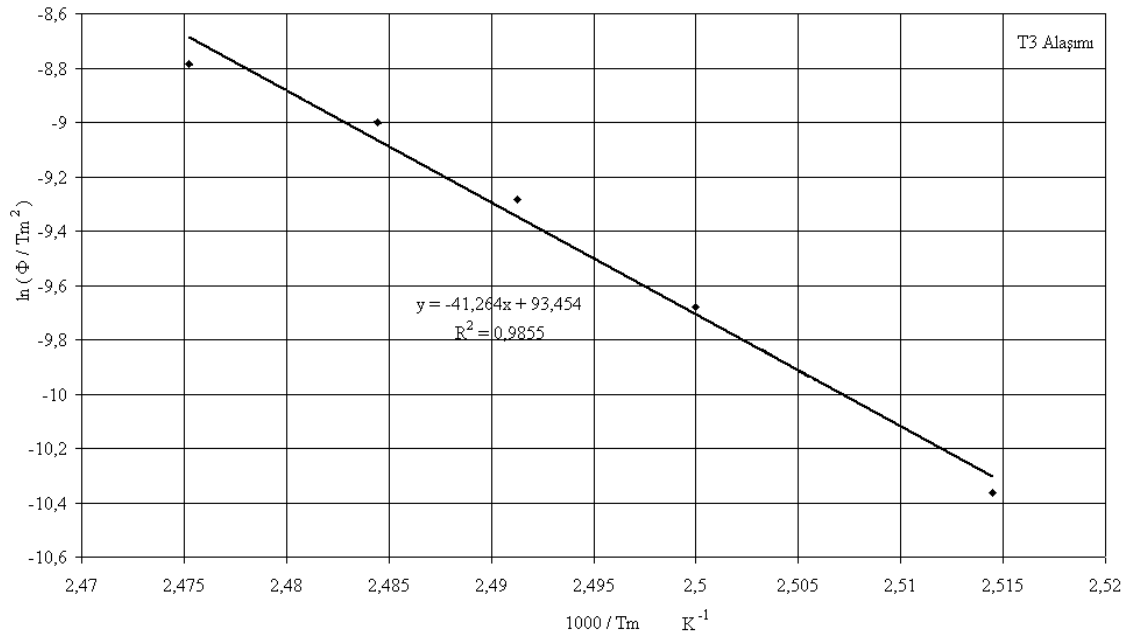


-a-

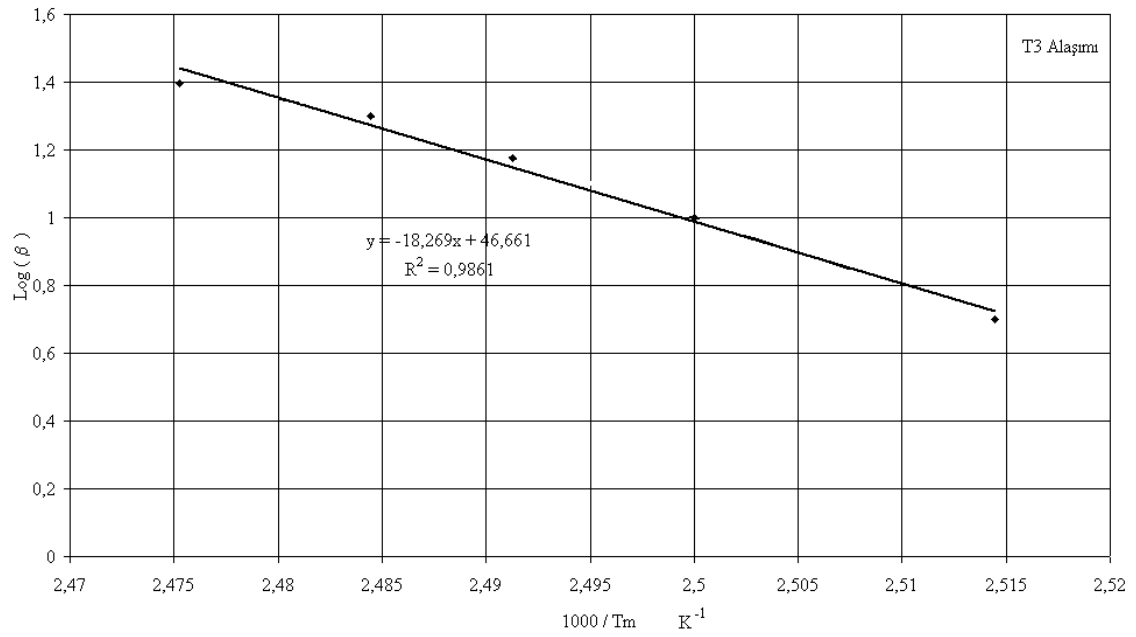


-b-

Şekil 6.36. T2 alışıma ait a) Kissinger b) Ozawa eğrisi.

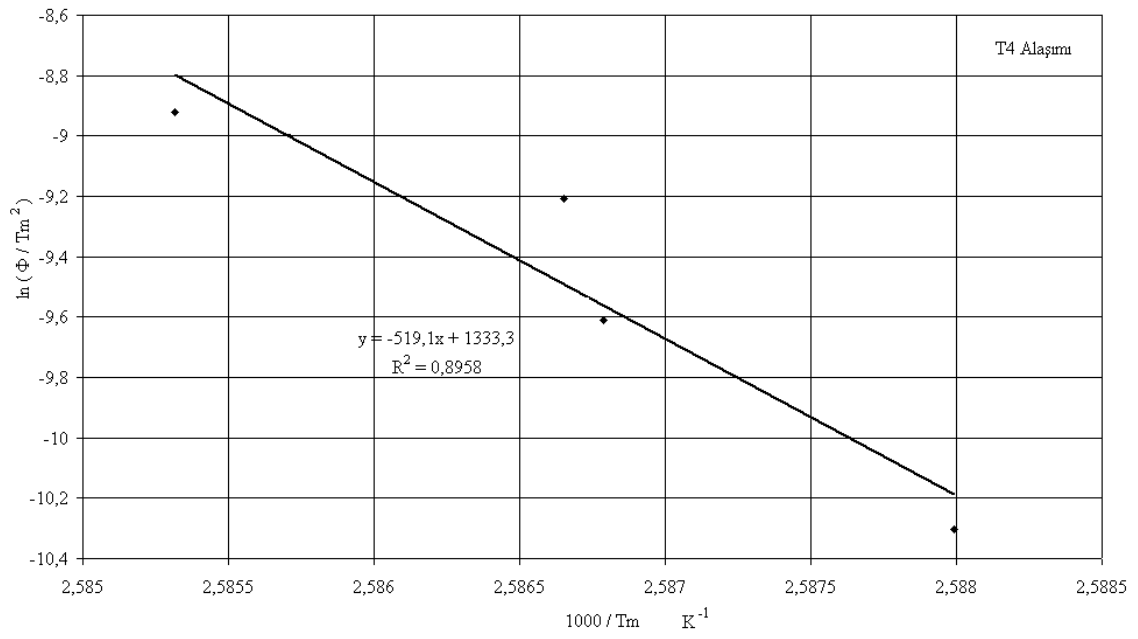


-a-

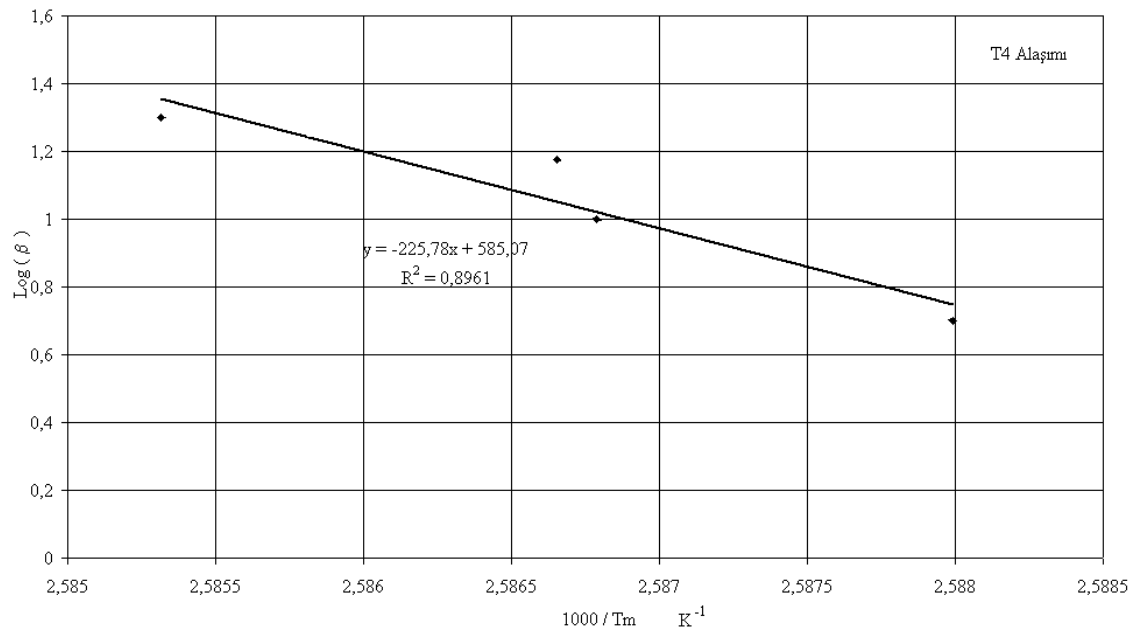


-b-

Şekil 6.37. T3 alaşıma ait a) Kissinger b) Ozawa eğrisi.

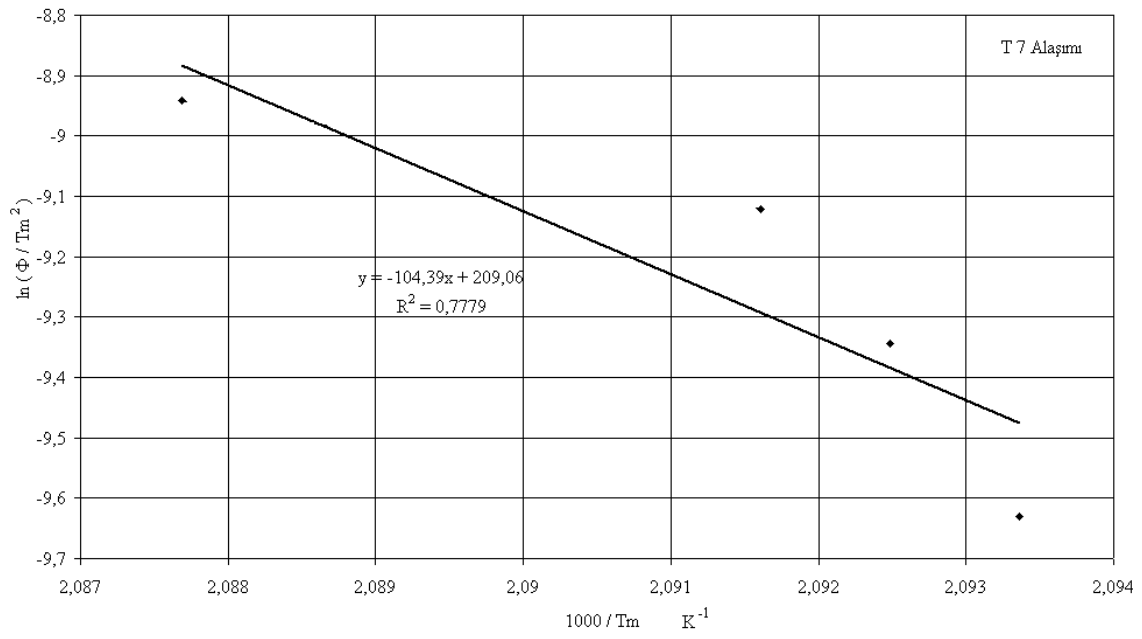


-a-

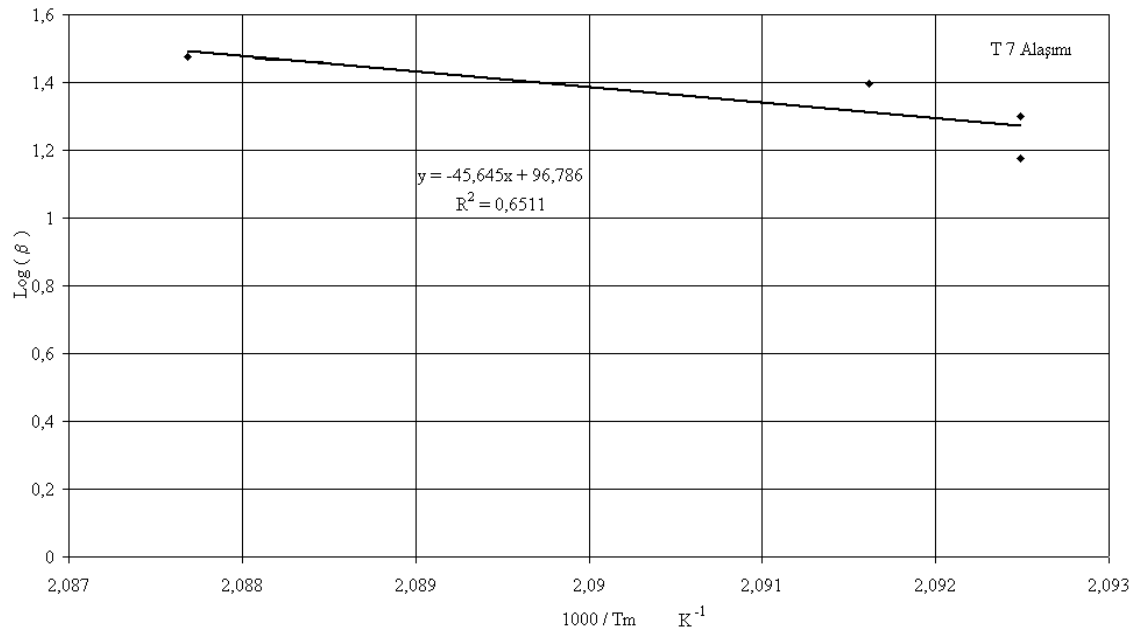


-b-

Şekil 6.38. T4 alaşımına ait **a)** Kissinger **b)** Ozawa eğrisi.

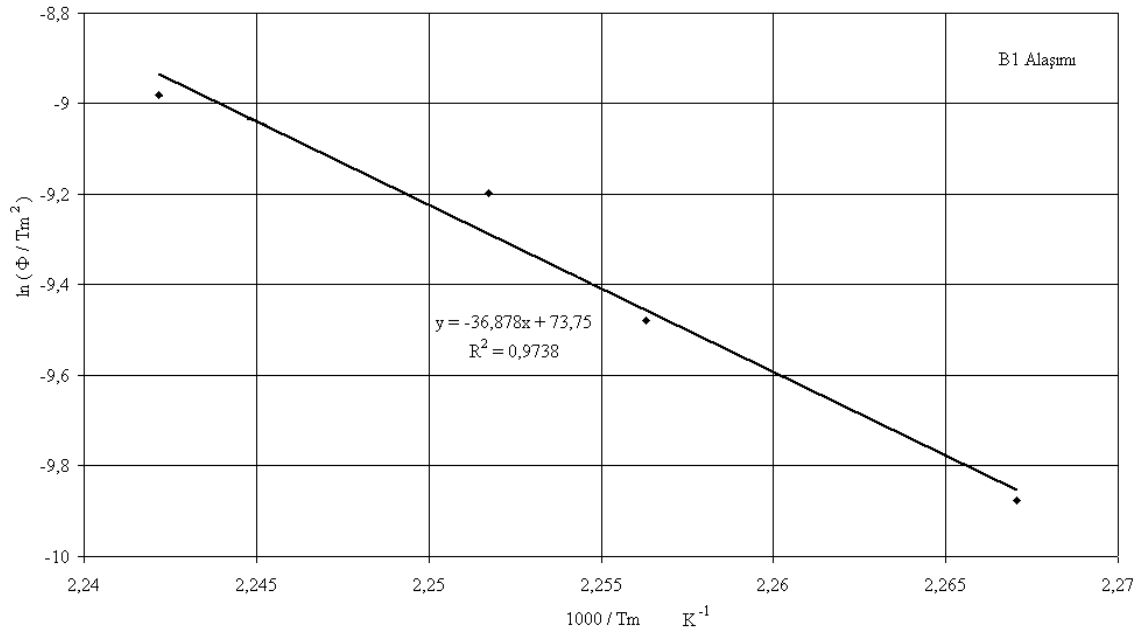


-a-

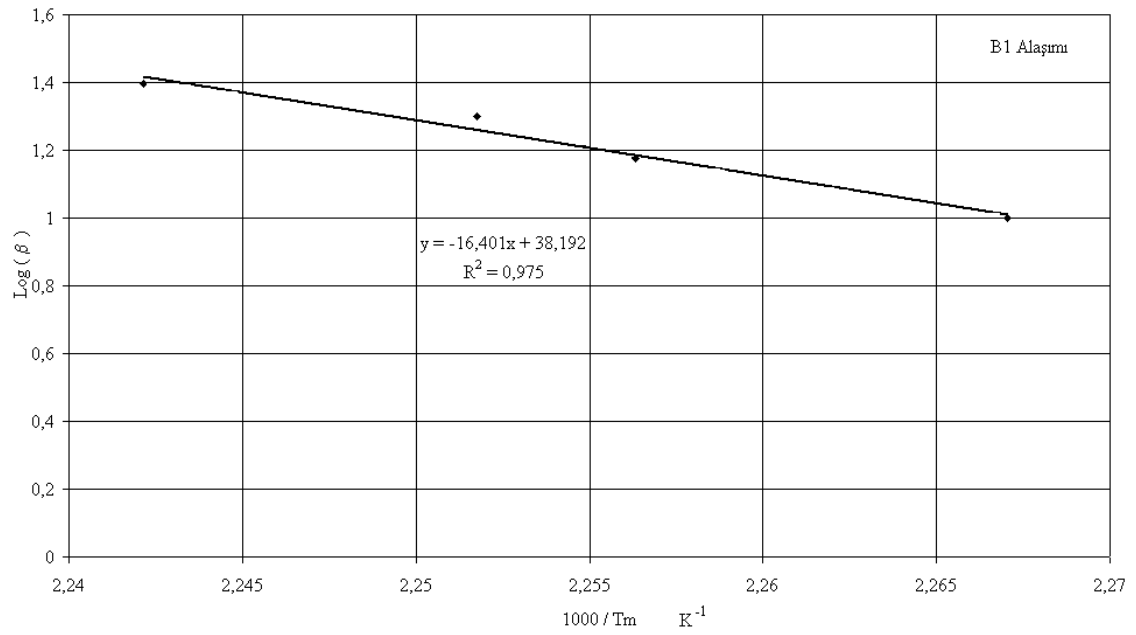


-b-

Şekil 6.39. T7 alaşıma ait a) Kissinger b) Ozawa eğrisi.



-a-



-b-

Şekil 6.40. B1 alaşımına ait a) Kissinger b) Ozawa eğrisi.

Tablo 6.20. Alaşımların Kissinger ve Ozawa metoduna göre hesaplanan aktivasyon enerjileri.

Alaşım kodu	E_a (kJ/ mol) Kissinger metodu	E_a (kJ/ mol) Ozawa metodu
T1	385,80	373,12
T2	411,54	396,8
T3	343	332,58
T4	4315	4110,21
T5	-	-
T6	-	-
T7	865,9	830,94
B1	306,53	298,57

6.7. Elektriksel Direnç Ölçüm Sonuçları

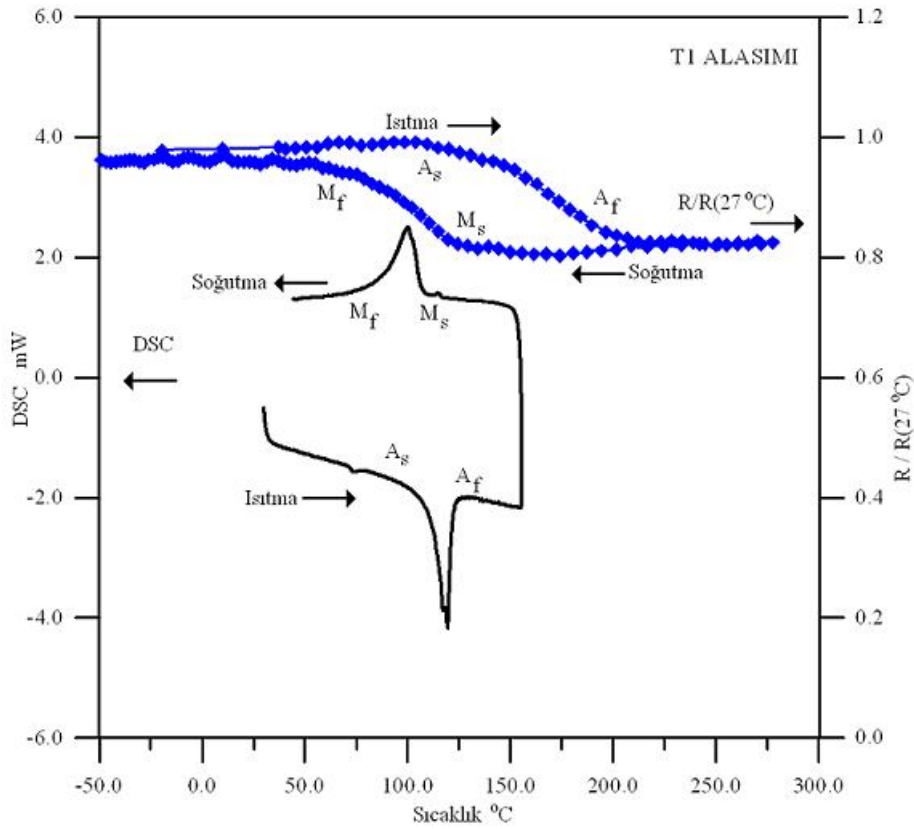
Elektriksel direncin sıcaklıkla değişiminin incelenmesi ile alaşımların austenit (A_s , A_f) ve martensit (M_s , M_f) dönüşüm sıcaklıkları belirlenebilir.

Elde edilen alaşımların direnç-sıcaklık (R-T) grafiklerinde ısıtma ve soğutma eğrileri birlikte verilmiştir. Öncelikle ölçüm alınan her bir alaşım 200 K den 600 K e kadar ısıtıldı ve ardından yine 600 K den 200 K e kadar soğutuldu. Buna bağlı olarak ısıtma ve soğutma eğrileri elde edildi. Buna göre, ısıtma sırasında sıcaklık A_s den küçükken direnç artan sıcaklıkla lineer olarak artar, sıcaklık A_s ye geldiğinde martensitik→austenit faz dönüşümü başlar ve sıcaklık A_f den küçükken direnç azalır. Daha sonra numune tamamen austenit hale gelir ve bu durumda direnç sıcaklıkla artar. Soğutma sırasında, sıcaklık M_s den yüksek iken maddenin direnci sıcaklıkla azalır. Austenit→martensit faz dönüşümü başlar ve termal olarak martensit duruma gelinceye kadar direnç artar. Daha sonra tekrar direnç sıcaklıkla lineer olarak azalır [122, 123]. Alaşımlar için elde edilen elektriksel direncin sıcaklığa bağlı olarak değişim grafikleri (R-T) sırasıyla Şekil 6.41-6.46’da verilmiştir. Bu grafiklerden yararlanarak A_s , A_f , M_s ve M_f dönüşüm sıcaklıkları belirlenebilir.

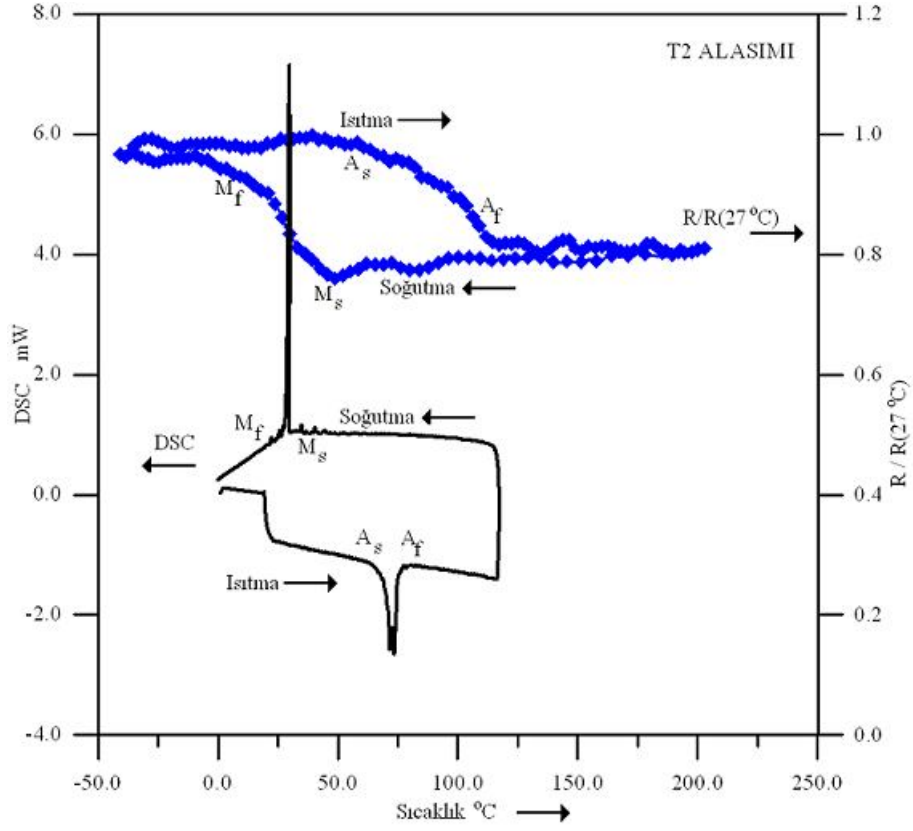
Elde edilen R-T grafiklerinde, soğutma döngüsünde belirlenen martensit başlama (M_s) ve martensit bitiş (M_s) sıcaklıkları diferansiyel taramalı kalorimetri (DSC) ölçümleri ile belirlenen martensit dönüşüm sıcaklıkları ile uyum içerisindedir. Fakat ısıtma döngüsünde

belirlenen austenit başlama (A_s) ve austenit bitiş (A_f) sıcaklıkları DSC ölçümleri ile elde edilen austenit dönüşüm sıcaklıklarından farklılık göstermektedir. Özellikle A_s dönüşüm sıcaklığında büyük bir fark gözlenmektedir. Bu farkın sistemdeki numune ısıtma haznesinin etrafında oluşturulan soğutmadan dolayı meydana gelen ısı akışından oluştuğu düşünülmektedir. Bu konuda çalışmalarımız devam etmektedir.

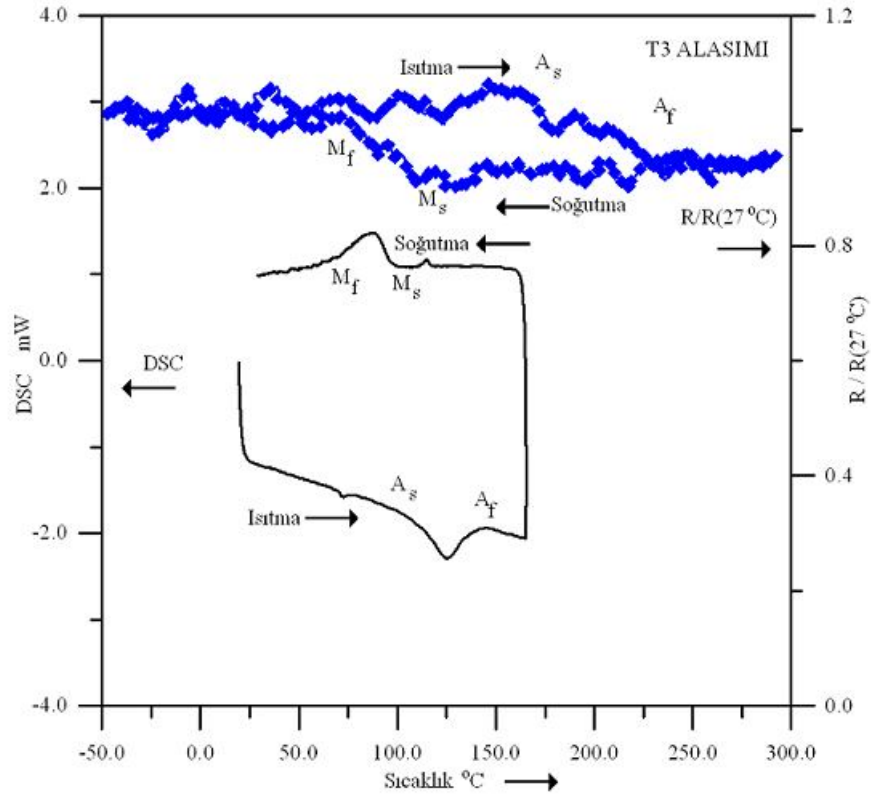
Alaşımın oda sıcaklığında (27°C) ve $\sim 1 \times 10^{-6}$ milibar basınç altında ölçülen direnç değerleri Tablo 6.21’ de verilmiştir. Ölçülen direnç değerleri çok küçük olup $\sim 10\text{ m}\Omega$ mertebesindedir. Bu durum direnç ölçümlerinde dalgalanmalara neden olmaktadır.



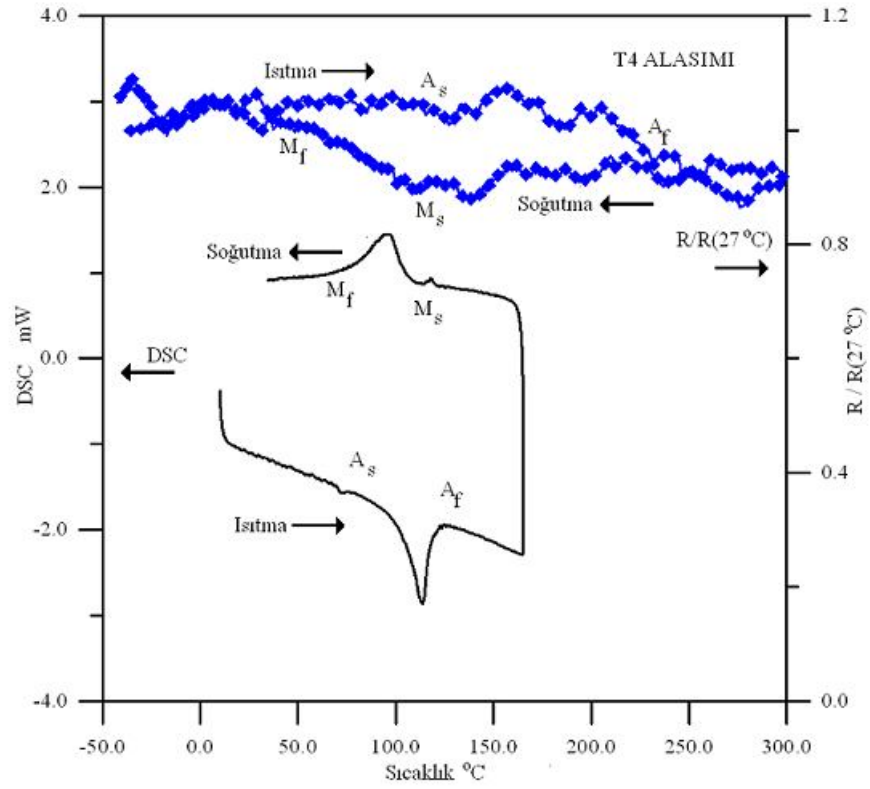
Şekil 6.41. T1 alaşımına ait elektriksel direncin sıcaklığa karşı değişim (R-T) grafiği.



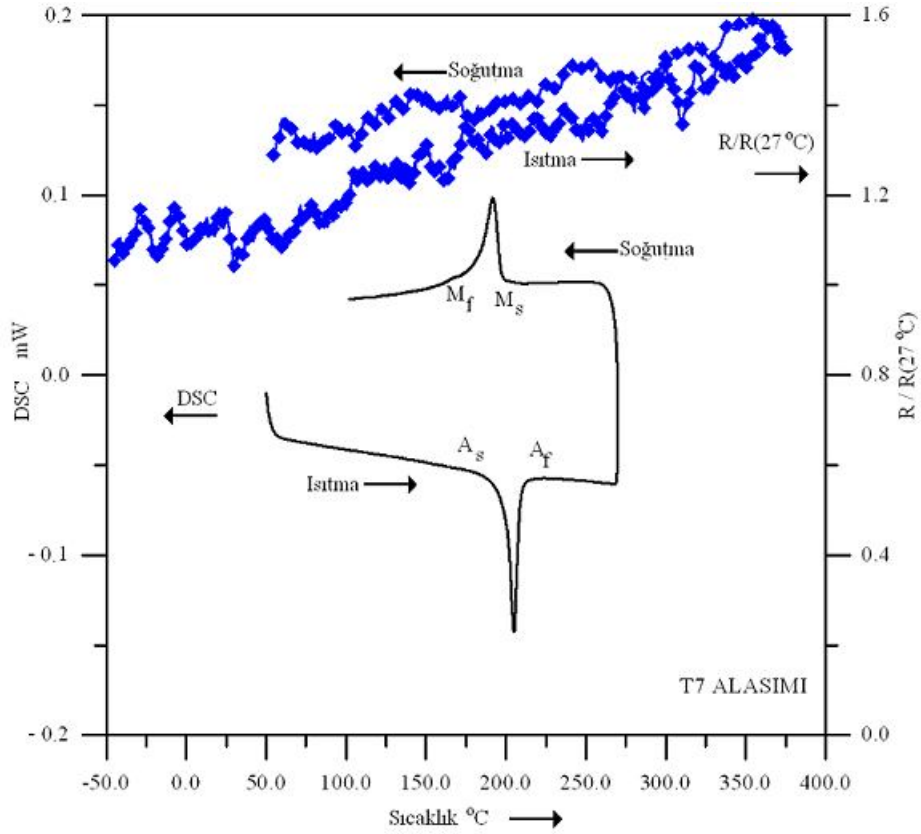
Şekil 6.42. T2 alaşımına ait elektriksel direncin sıcaklığa karşı değişim (R-T) grafiği.



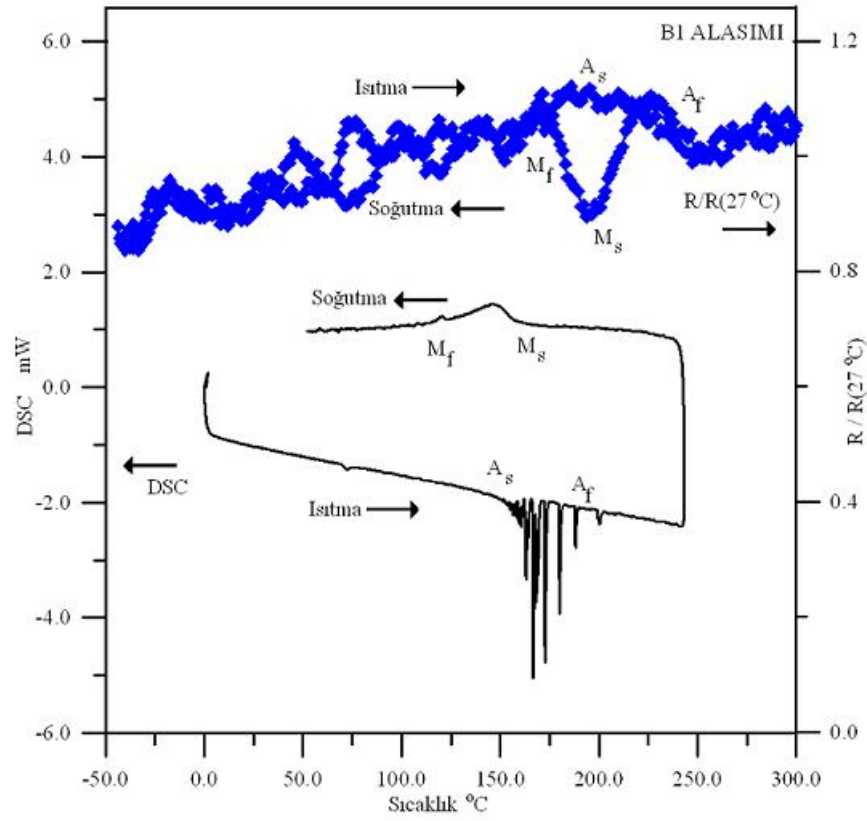
Şekil 6.43. T3 alaşımına ait elektriksel direncin sıcaklığa karşı değişim (R-T) grafiği.



Şekil 6.44. T4 alaşımına ait elektriksel direncin sıcaklığa karşı değişim (R-T) grafiği.



Şekil 6.45. T7 alaşımına ait elektriksel direncin sıcaklığa karşı değişim (R-T) grafiği.



Şekil 6.46. B1 alaşımına ait elektriksel direncin sıcaklığa karşı değişim (R-T) grafiği.

Tablo 6.21. Alaşımların oda sıcaklığında (27 °C)ölçülen direnç değerleri.

Alaşım	T1	T2	T3	T4	T7	B1
Direnç (Ω -cm)	10.46×10^{-3}	4.07×10^{-3}	2.20×10^{-3}	1.10×10^{-3}	0.95×10^{-3}	0.91×10^{-3}

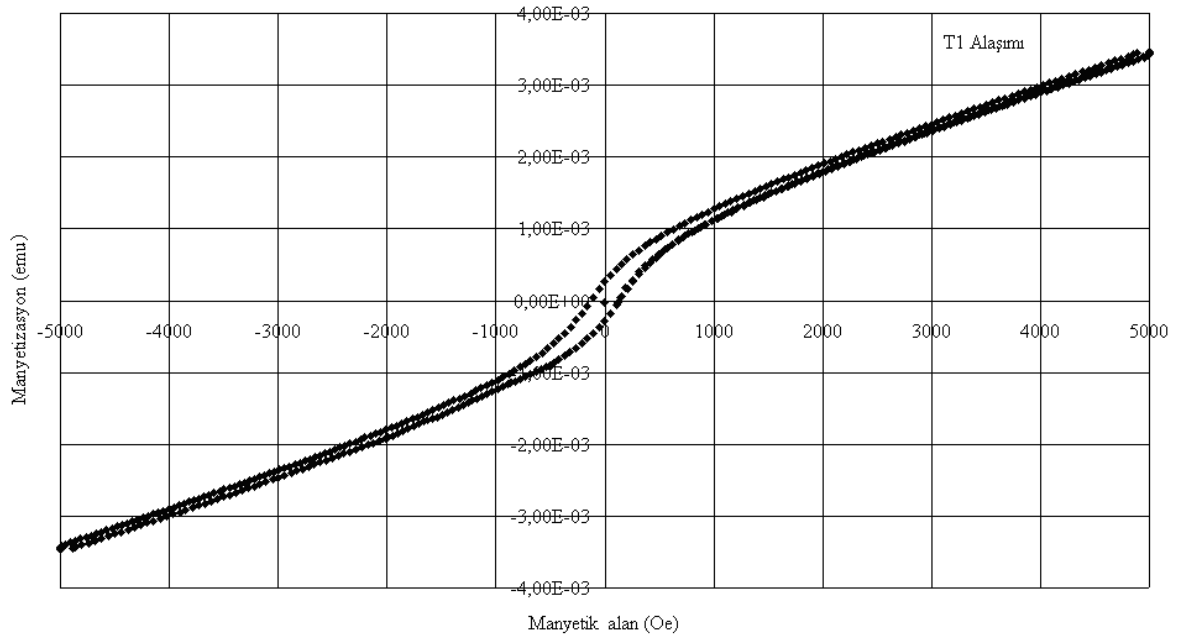
6.8. Manyetik Ölçüm Sonuçları

Elde edilen T1, T3, T5, T6 ve T7 alaşımlarının manyetik alan ile değişimlerini incelemek için -0,5 ile 0,5 T büyüklüğünde manyetik alan uygulanmıştır. Uygulanan manyetik alana karşı alaşımların manyetizasyon değişimleri Şekil 6.47-6.51’de verilmiştir.

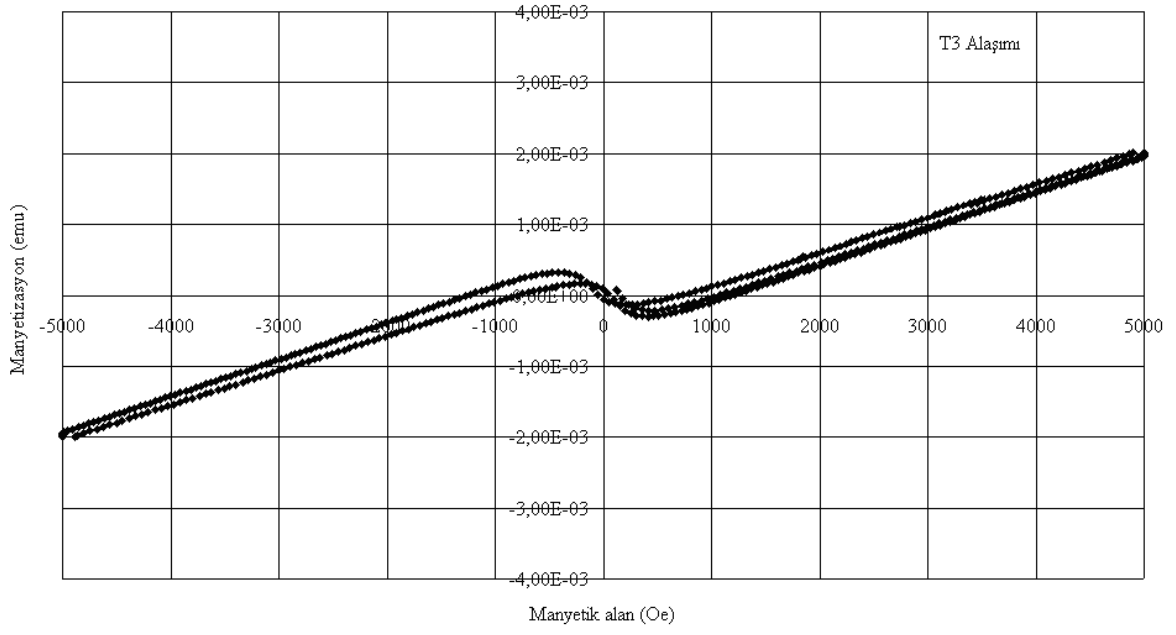
Numunelerin manyetik özellikleri Cu ve Mn oranına bağlı değişim incelenecek şekilde ölçümler alındı. Bu ölçümlerde Cu oranına bağlı olarak $T3 > T6 > T5 > T1$ ve Mn oranına bağlı olarak $T3 < T6 < T5 < T1$ şeklinde seçilerek manyetik ölçümler yapıldı. T2 ve T4 numunelerinde bakır oranları hemen hemen aynı olduğundan ve Be elementi içeren CuAlBe alaşımı manyetik özellik sergilemediğinden manyetik ölçüm değerlendirmesi içerisine alınmamıştır. T7 alaşımı Nikel ihtiva ettiği için manyetik özellik göstereceğinden manyetiklik ölçümü yapılmıştır.

Cu-Al-Mn alaşımlarından T1, T3, T5 ve T6 numunesine ait ölçümler alınmıştır. T1 alaşımının doyum(saturation) manyetizasyonu $3,5 \times 10^{-3}$ emu değerindedir. Bu değer T3 alaşımı için 2×10^{-3} , T5 alaşımı için $2,1 \times 10^{-3}$ emu ve T6 alaşımı için 6×10^{-3} emu değerindedir. Elde edilen sonuçlardan da anlaşıldığı üzere her bir alaşım için manyetizasyon değeri değişmektedir. Bunun nedeni ise T1, T3, T5 ve T6 alaşımlarının içeriğindeki Mn oranının değişmesidir. T1, T3, T5 ve T6 alaşımları içerisinde Mn oranı(% ağırlıkça) en düşük olan T3 numunesidir (Tablo 6.1) ve elde edilen manyetizasyon sonuçları ile karşılaştırıldığında en düşük manyetizasyon değerine sahiptir. T1 alaşımı en yüksek Mn oranına sahiptir ve ölçülen manyetizasyon değeri de T3 ve T5 e kıyasla daha yüksektir.

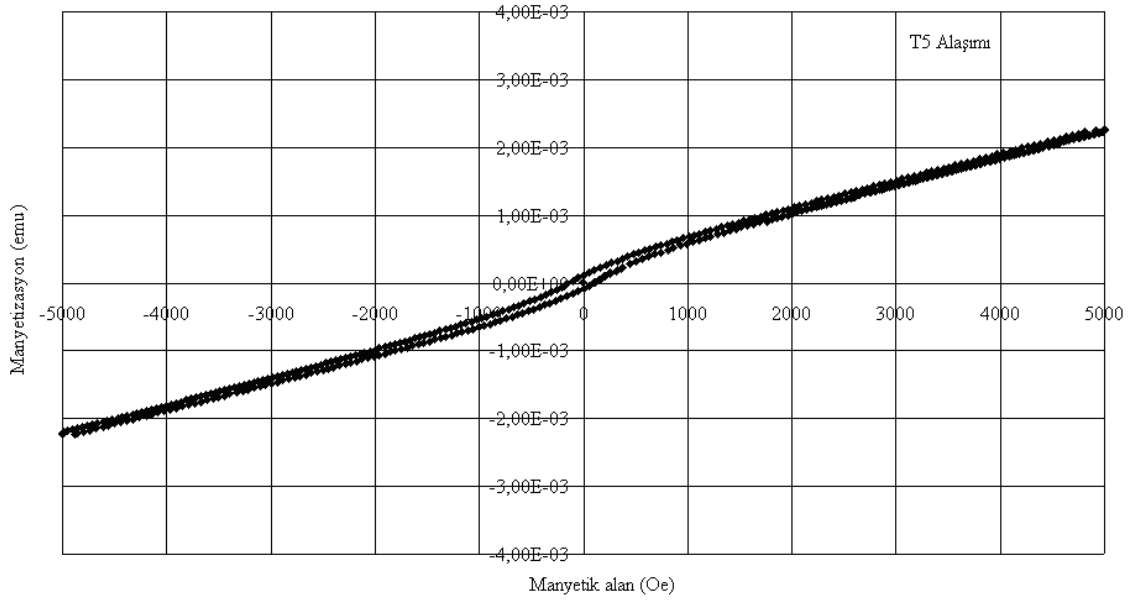
T7 alaşımına ait M-H grafiğinden de görüldüğü gibi uygulanan manyetik alana karşı ölçülen manyetizasyon $1,2 \times 10^{-3}$ emu değerindedir.



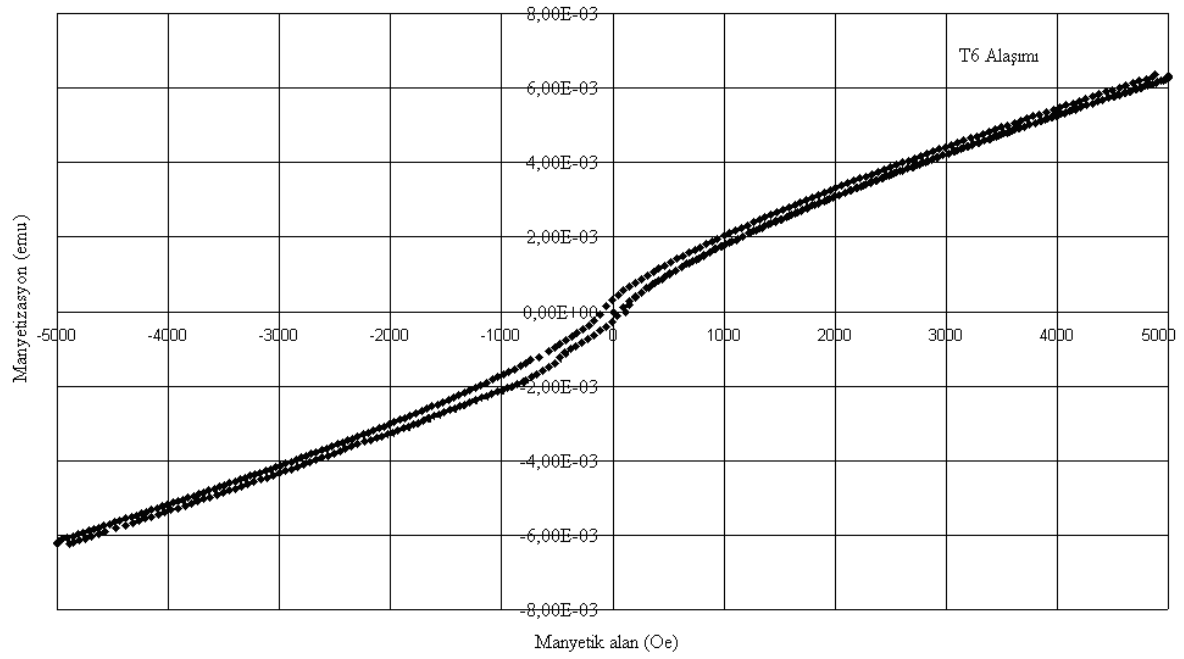
Şekil 6.47. T1 alaşımına ait M-H eğrisi.



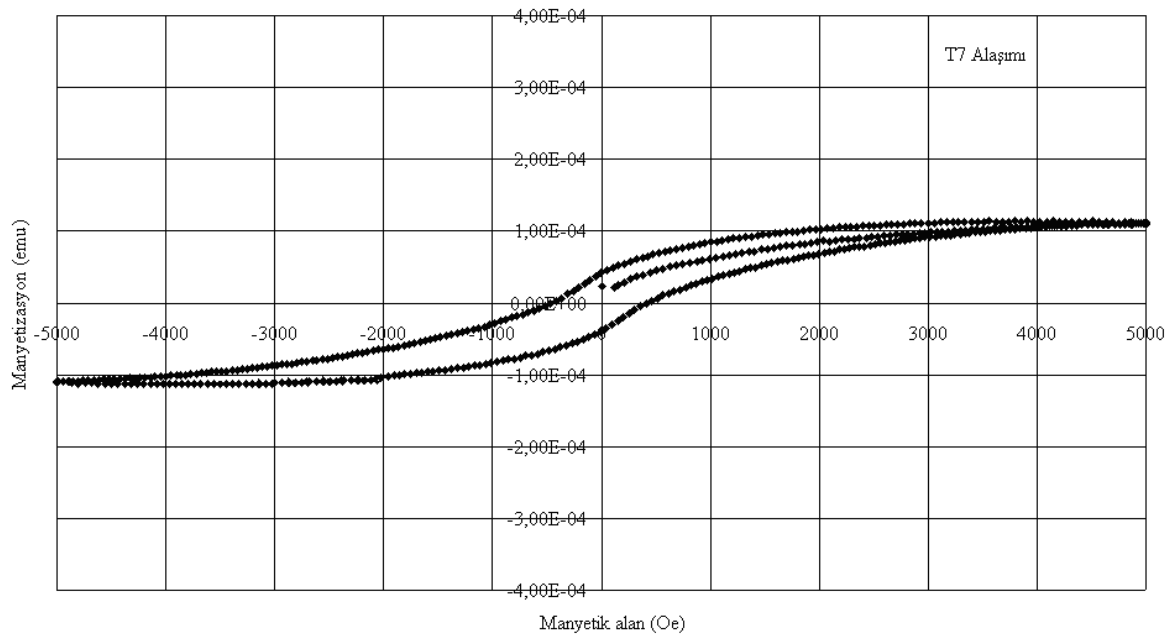
Şekil 6.48. T3 alaşımına ait M-H eğrisi.



Şekil 6.49. T5 alaşımına ait M-H eğrisi.



Şekil 6.50. T6 alaşımına ait M-H eğrisi.



Şekil 6.51. T7 alaşımına ait M-H eğrisi.

7. SONUÇ 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 termoelastik martensitik bir dönüşümdür [25]. Bu dönüşümler difüzyonsuz olduklarından dönüşüm sonrası yapı dönüşüm öncesi yapıyla bağlantılıdır. Kritik bir dönüşüm sıcaklığının altında ve üstünde iki ayrı şekil gösterir. Kritik sıcaklığın altında martensit yapı oluşmaya başlar ve bu yapı sıcaklık düşüşüyle büyür. Sıcaklık yükseldiğinde yapı küçülür ve kaybolur [45].

Bu çalışmada ergitme yöntemi ile üretilen alaşımlar Cu-bazlı olup; Cu-Al-Mn, Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Be dur. Alaşımların EDX analizleri ile yapılarındaki elementlerin ağırlıkça bileşim oranları belirlendi. Cu-Al-Mn alaşımlarının sırasıyla ağırlıkça bileşim oranları, Cu-9,8 Al-6,74 Mn, Cu-10,58 Al-6,47 Mn, Cu-10,06 Al-2,98 Mn, Cu-10,11 Al-7,12 Mn, Cu-9,04 Al-6,39 Mn ve Cu-8,79 Al-5,10 Mn olarak belirlendi. Cu-Al-Mn alaşımlarının elektron/atom (e/a) değerleri ise T1 alaşımı için 1,47; T2 alaşımı için 1,50; T3 alaşımı için 1,44; T4 alaşımı için 11,49; T5 alaşımı için 1,44 ve T6 alaşımı için 1,42 olarak hesaplandı. Cu-Al-Ni alaşımı için ağırlıkça bileşim oranı Cu-11,55 Al-4,44 Ni ve e/a oranı ise 1,51 olarak belirlendi. Cu-Al-Be alaşımının ağırlıkça bileşim oranı Cu-11,5 Al-0,5 Be dur. Cu-Al-Be alaşımı için e/a değeri 1,44 olarak hesaplandı.

Elde edilen alaşımların yansıma veren düzlemleri ve bu düzlemlere ait 2 θ değerleri X-ışını difraktometresi ile belirlendi. Alaşımların yapıları tane sınırları ve sahip oldukları farklı martensit yönelimleri optik mikroskop ölçümleri ile incelendi. TG/DTA ölçümleri ile alaşımların farklı sıcaklıklarda sahip oldukları yapılar analiz edilerek faz geçişleri belirlendi. DSC ölçümleri ile alaşımların austenit ve martensit dönüşüm sıcaklıkları ölçüldü ve entropi değerleri hesaplandı. Ayrıca numunelerin DSC eğrilerinden yararlanarak Kissinger ve Ozawa methoduna göre aktivasyon enerjileri hesaplandı. Alaşımların elektriksel direnç-sıcaklık (R-T) ölçümleri yapılarak martensit ve austenit başlama sıcaklıkları tespit edildi. Manyetizasyon ölçümlerinden alaşımların uygulanan manyetik alana karşı manyetizasyon değişimleri incelendi.

I. EDX Analiz Sonuçları

Cu-Al-Mn, Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Be alaşımlarının EDX ölçümleri her bir numune için üç farklı bölgeden alındı. Bu üç bölgeden elde edilen değerlerin ortalaması hesaplandı. Tablo 5.1-5.3’de alaşımların döküm aşamasında kullanılan ağırlıkça bileşimleri verildi. EDX analizlerinde elde edilen ağırlıkça bileşim oranları ise Tablo 6.1-6.3’de verildi.

Elde edilen sonuçlar değerlendirildiğinde alaşımlarda alüminyum oranında azalmalar olduğu görüldü. Bu azalmaya neden olan kütle kayıplarının döküm sırasında meydana gelen oksitlenmeden oluşan cüruftan kaynaklanmaktadır.

II. X-Işını Difraksiyon Sonuçları

Cu-Al-Mn, Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Be alaşımlarının X-ışını difraktogramları sırasıyla Şekil 6.1-6.8’de verilmiştir. Elde edilen difraktogramların kullanılması ile alaşımların kristal yapıları, yansıma veren düzlemleri ve 2θ değerleri belirlendi. Bu deney verilerini kullanarak aşağıdaki sonuçlar elde edildi.

a) Cu-Al-Mn alaşımlarına ait X-ışını difraktogramlarında görüldüğü gibi (1 2 10), (0 0 22) ve (2 0 2) ana pikleri T1-T6 alaşımlarının difraktogramlarının hepsinde gözlenmektedir (Şekil 6.1-6.6). Bu düzlemlerin ortorombik bir kristal yapıya sahip oldukları tespit edildi. T1-T4 alaşımlarının yansıma veren düzlemlerine ait örgü parametreleri $a = 4,494 \text{ Å}$; $b = 5,189 \text{ Å}$; $c = 46,610 \text{ Å}$ olarak bulundu. Bu sonuç doğrultusunda, alaşımların a/b oranı 0,866 olup $\sqrt{3}/2$ değerine eşittir. a/b oranının sayısal değerinin $\sqrt{3}/2$ değerine eşit çıkması, T1-T4 alaşımlarının oda sıcaklığında 18R martensit yapıya sahip olduğunu ve temel düzlemlerindeki atomların aynı büyüklükte olduğunu gösterir [18, 25, 108]. T5 ve T6 alaşımlarında $2\theta = 56,5^\circ$ civarında yansıma veren (2 1 18) düzlemi görülmektedir (Şekil 6.5 ve 6.6.). Mevcut olan bu düzlem T5 ve T6 alaşımının tamamen martensit yapıda olmadığı içinde austenit fazında mevcut olduğu bu sonuçlardan tahmin edilmektedir. T1-T4 alaşımlarına ait yansıma veren düzlemlerin şiddetlerini karşılaştırdığımızda değişimler oluştuğunu görmekteyiz. Bunun yanı sıra yine alaşımların yansıma veren düzlemlerinin 2θ değerlerinde de sapmalar mevcuttur. T1, T2 ve T4 alaşımları T3, T5 ve T6 alaşımlarına kıyasla daha fazla Mn (Tablo 6.1) içermektedirler, dolayısıyla Şekil 6.1, 6.2 ve 6.4’ de en şiddetli pikin (1 2 10) düzlemine ait olduğu

görülmektedir. Bunun yanı sıra (0 0 22) ve (2 0 2) düzlemlerine ait pikler yine mevcuttur. T3, T5 ve T6 alaşımlarına ait X-ışını difraktogramlarını değerlendirdiğimizde (1 2 10) düzlemine ait pikin şiddetinin azaldığı (Şekil 6.3, 6.5 ve 6.6) açıktır. Bu sonuçları kendi içerisinde kıyasladığımız zaman, alaşımların içeriğindeki Mn konsantrasyonunun artmasıyla birlikte (1 2 10) düzlemine ait pikin daha belirgin hale geldiğini yine aynı şekilde Mn oranındaki azalmayla (1 2 10) düzleme ait şiddet değerinin de düştüğünü söyleyebiliriz. Ayrıca T1-T6 alaşımlarına ait X-ışını difraktogramlarında yansıma veren (0 4 2) düzlemine ait bir pik mevcut olmakla birlikte bu pik T2 alaşımında en zayıf T5 alaşımında ise en şiddetli yansıma veren pik olarak göze çarpmaktadır. T2, T3 ve T6 alaşımlarında (2 0 12) düzlemine ait bir pik mevcuttur. Şekil 6.6'da T6 alaşımına ait difraktogramda (2 0 12) düzlemi en şiddetli yansıma veren düzlem olarak görülmektedir. Sonuç olarak elde edilen veriler bu konuda yapılan çalışmalar ile uyum içindedir [11, 95, 110].

b) Cu-Al-Ni alaşımına ait X-ışını difraktogramından da (Şekil 6.8) görüldüğü gibi yapıda yansıma veren düzlemler (0 4 0), (1 2 8), (0 0 18) ve (2 0 2) düzlemleridir. Bu düzlemlerin monoklinik bir kristal yapıya sahip oldukları belirlenmiştir. En şiddetli yansıma veren düzlem (1 2 8) düzlemdir. Cu-Al-Ni alaşımına ait örgü parametreleri $a = 4,420 \text{ Å}$; $b = 5,260 \text{ Å}$; $c = 37,890 \text{ Å}$ olarak tespit edildi. Belirlenen örgü parametrelerine göre alaşımının a/b oranı 0,840 olarak hesaplandı. Bu değer $\sqrt{3}/2$ değerinden küçük çıkmıştır. Bu sonuç, alaşımın ana fazının düzenli olduğunu ve bazal düzlemdeki atomların farklı büyüklükteki atomlardan oluştuğunu göstermektedir. Sonuç olarak elde edilen veriler literatür ile uyum içindedir [18, 108, 124].

c) Cu-Al-Be alaşımına yansıma veren düzlemler ise (0 0 18), (2 0 6) ve (1 2 0) olarak belirlendi (Şekil 6.9). Cu-Al-Be alaşımına ait X-ışını difraktogramında (0 0 18) düzlemi en şiddetli yansıma veren düzlemdir. Cu-Al-Be alaşımı monoklinik bir yapıdadır ve örgü parametreleri $a = 4,443 \text{ Å}$; $b = 5,169 \text{ Å}$; $c = 37,012 \text{ Å}$ olarak bulundu. Bu sonuç doğrultusunda, alaşımların a/b oranı 0,860 değerine eşittir. Bu sonuç, Cu-Al-Be alaşımının 18R martensit yapıya sahip olduğunu göstermektedir [25, 116, 125, 126].

III. Metalografik Gözlem Sonuçları

Cu-Al-Mn, Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Be alaşımları 50gr ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$)-960 ml metanol ve 200ml HCl dağlama çözeltisi ile dağlandıktan sonra optik mikroskop gözlemleri yapıldı. Her bir alaşım farklı büyütme oranlarında ayrı ayrı incelendi. Bu gözlemlere dayanarak aşağıdaki sonuçlar elde edildi.

a) Cu-Al-Mn alaşımlarına ait optik mikrograflar Şekil 6.10-6.15’de sırasıyla verilmiştir. Bu mikrograflar incelendiğinde, oda sıcaklığında T1, T2, T3 ve T4 alaşımlarına ait yapıların tamamen martensit olduğu belirlendi. Martensit plakaları tane sınırlarında keskin bir biçimde kesilmiş ve bazı taneler içinde farklı yönelimlere sahip martensit varyantlar meydana geldiği görüldü. Bu varyantların bazıları V-tipi martensit bazıları ise iğne tipi martensittir. Farklı tanelerde oluşan martensit plakalarının şekli ve tane büyüklüklerinin de birbirlerinden farklı olduğu optik mikrograflardan görülmektedir. Ayrıca bazı alaşımlarda aynı tane içerisinde bir bölgede V-tipi martensit oluşumu dikkat çekerken bu tanenin bir başka bölgesinde aynı martensit oluşum görülmemektedir. T2 alaşımına ait mikrografta (Şekil 6.11) yapıda kayma bantları olduğu görüldü. Bu bantlar mikrograftaki açıkli koyulu bölgeler şeklinde görülmektedir. Bu bantlar, numunelerin yüksek sıcaklıklardan ani soğutulması esnasında büyük sıcaklık değişmesi sonucunda meydana gelmektedir [18, 108]. T1, T2 ve T3 alaşımlarının belirlenen tane çapları ise sırasıyla $\sim 152 \mu\text{m}$, $\sim 150 \mu\text{m}$ ve $\sim 188 \mu\text{m}$ dir. T2 alaşımı için aynı büyütmelerde alınan optik mikrograflarda T2 alaşımında taneler büyük olduğundan tane boyutları belirlenememiştir. Bu da tane boyutunun daha büyük olduğu sonucuna bizi götürür. Şekil 6.14 ve 6.15’de verilen mikrograflardan da görüldüğü üzere, T5 ve T6 alaşımları içerisinde austenit ve martensit yapı birlikte mevcuttur.

b) Cu-Al-Ni alaşımına ait farklı büyütmelerde elde edilen optik mikrograflar Şekil 6.16’de verilmiştir. Alaşım martensit yapıya sahip olduğu ve yapı içerisinde taneler olduğu görüldü. Mevcut olan martensit plakaların içerisinde martensit varyantlar vardır. Bu varyantların bazıları V-tipi martensit, bazıları ise iğne tipi martensittir. Aynı tane içerisinde bir bölge V-tipi martensit yapı gösterirken yanındaki bölge iğne tipi martensit yapıya sahip olduğu belirlendi [108].

c) Cu-Al-Be alaşımının alaşımı oda sıcaklığında martensit yapıya sahip olduğu belirlendi (Şekil 6.17). Yapıda dökümden kaynaklanan çökelti fazlar mevcuttur. Tane sınırları belirgindir ve her bir tane farklı martensit varyantlara sahiptir [25].

IV. DTA Ölçüm Sonuçları

Cu-Al Mn, Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Be alaşımlarının 20 °C/dakikalık ısıtma hızı ile oda sıcaklığından 1100 °C ye kadar ısıtılarak faz geçişleri belirlendi.

Cu-Al-Mn alaşımları β fazdan soğutulduğunda bu alaşımlar katıhal durumunda birçok düzenli reaksiyon geçirir bunlar; $\beta(A2) \rightarrow \beta_2(B2) \rightarrow \beta_1(DO_3/L2_1)$ dır. Yapılan ölçümlerden T1, T2, T3 ve T4 alaşımlarının $A2 \rightarrow B2 \rightarrow DO_3$ dönüşümü sergilediği belirlendi. Bu dönüşümlere ait sıcaklıklar Tablo 6.12' de verilmiştir. T5 ve T6 alaşımları ise $A2 \rightarrow \alpha(fcc)$ dönüşümü sergilediği görüldü. T1-T4 alaşımlarının yapısında ~500 °C de ötektoid bir dönüşüm meydana geldiği DTA eğrisinden belirlendi. Belirlenen bu faz geçişlerinin olduğu sıcaklıklar ise sırasıyla 1000-1075 °C $\rightarrow$ 490-550 °C $\rightarrow$ <250 °C dir [50, 62, 111, 112].

Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Be alaşımları ise $\beta(A2) \rightarrow \beta_2(B2) \rightarrow \beta_1(DO_3)$ faz geçişlerine sahiptir. Elde edilen TG/DTA eğrileri değerlendirildiğinde bu alaşımların $A2 \rightarrow B2 \rightarrow DO_3$ faz geçişleri sergiledikleri görüldü. Bu faz geçişleri yine yüksek sıcaklıktan düşük sıcaklığa doğru meydana gelen düzenli-düzensiz geçişlere karşılık gelmektedir. Dönüşüm öncesi faz olarak bilinen ana fazın yapısı B2 ve DO₃ düzenine sahiptir. Dönüşüm sonrası martensit faz 3R, 9R, 2H veya 6R, 18R, 2H yapısındadır [18, 66, 114, 115, 117, 118, 119].

V. Diferansiyel Taramalı Kalorimetri (DSC) Ölçüm Sonuçları

Cu-Al Mn, Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Be alaşımlarının dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi için farklı ısıtma hızlarında DSC ölçümleri alındı.

a) Cu-Al-Mn alaşımlarına ait dönüşüm sıcaklıkları DSC ölçümleri ile belirlendi. Alaşımların farklı ısıtma soğutma hızlarına göre austenit ve martensit dönüşüm başlama ve bitiş sıcaklıkları tespit edildi. Buna göre, 5 °C/ dakikalık ısıtma (A_s) ve (A_f) en düşük değere sahiptir. Bunun yanı sıra, düşük ısıtma hızında martensit başlama (M_s) ve bitiş sıcaklıkları (M_f) yüksek değerdedir. Isıtma hızının artması ile birlikte bu dönüşüm daha düşük sıcaklıklarda meydana gelmiştir.

Elde edilen DSC ölçümleri değerlendirildiğinde alaşımlardaki Mn kompozisyonunun artması ile A_s ve A_f dönüşüm sıcaklıklarının azaldığı görülmüştür. Cu-Al-Mn üçlü alaşımlarında üçüncü element dönüşüm sıcaklığı üzerinde etkilidir. Alaşımların kimyasal kompozisyonundaki değişimler dönüşüm sıcaklıklarını da değiştirir, dolayısıyla bu çalışmada Mn miktarındaki artışın dönüşüm sıcaklıklarını düşürdüğü belirlendi.

T5 (Cu-10Al-6Mn) ve T6 (Cu-11Al-4Mn) alaşımlarına ait DSC eğrileri elde edilemedi [95, 110].

b) Cu-Al-Ni alaşımına ait farklı ısıtma ve soğutma hızlarında elde edilen (15, 20, 25 ve 30 °C/ dakikalık) DSC eğrileri değerlendirildi. Alaşımın 15 °C/ dakikalık ısıtma-soğutma hızında austenit başlama ve bitiş sıcaklıkları en düşük değere sahip iken bu ısıtma-soğutma hızında martensit başlama ve bitiş sıcaklıkları en yüksek değere sahiptir. Yüksek ısıtma hızlarında A_s ve A_f artarken, aynı değere sahip soğutma hızlarında ise M_s ve M_f nin azaldığı belirlendi [25, 35, 75].

c) Cu-Al-Be alaşımına ait farklı ısıtma hızlarında elde edilen DSC eğrileri karşılaştırıldığında 10°C/ dakikalık ısıtma hızında austenit başlama (A_s) ve bitiş sıcaklığının (A_f) en düşük değere sahip olduğu belirlendi. Isıtma hızının artması ile dönüşüm sıcaklıkları da yükselmektedir. Buna göre 10, 15, 20 ve 25 °C/ dakikalık ısıtma hızlarında austenit başlama ve bitiş sıcaklıklarının arttığı görüldü. Martensit başlama ve bitiş sıcaklıklarının da ısıtma hızı arttıkça değiştiği tespit edildi [25, 48, 74, 109].

Alaşımların farklı ısıtma hızlarındaki DSC eğrilerinden yararlanarak Kissinger ve Ozawa metoduna göre aktivasyon enerjileri hesaplandı. Alaşımların aktivasyon enerji değerleri içeriklerindeki Mn oranına göre değişim gösterdiği belirlendi. Buna göre, alaşımların Mn içerikleri $T4 > T1 > T2 > T3$ olduğu EDX analizlerinden belirlenmiş olup, alaşımların Kissinger ve Ozawa metodlarına göre hesaplanan aktivasyon enerji değerlerinin de $E_a(T4) > E_a(T1) > E_a(T2) > E_a(T3)$ şeklinde olduğu tespit edildi. Ayrıca her iki metod kullanılarak hesaplanan aktivasyon enerji değerleri birbirleri ile uyum içerisindedir. T7 ve B1 alaşımları için Kissinger ve Ozawa metodlarına göre hesaplanan aktivasyon enerji değerleri de birbiriyle uyum içerisindedir.

VI. Elektriksel Direnç Ölçüm Sonuçları

Elektriksel direnç ölçümleri 200-600K sıcaklıkları arasında dört uç yöntemi ile yapıldı. Sistemde sıcaklığa bağlı bir faz dönüşümü meydana geldiği zaman bu yapısal değişimi elektriksel direnç değişimi ile belirlemek mümkündür. Elektriksel direncin sıcaklığa bağlı olarak değişimi (R-T) faz diyagramlarının belirlenmesinde kullanılan bir yöntemdir. Numune herhangi bir yapısal değişim geçirmediğinde elektriksel direnç metallerdeki gibi davranır yani sıcaklıkla doğrusal olarak artar. Diğer taraftan, bir faz geçişi meydana

geldiğinde, örneğin faz ayrışması (denge fazında çökelme gibi) ya da düzenli-düzensiz geçiş, direnç lineer davranışından sapar. Böyle bir sapmanın olduğu sıcaklık geçiş sıcaklığı olarak adlandırılır [114].

Alaşımalar için elde edilen elektriksel direnin sıcaklığa bağlı olarak değişim grafikleri (R-T) sırasıyla Şekil 6.41-6.46'da verilmiştir. Bu grafiklerden yararlanarak belirlenen M_s ve M_f sıcaklıkları diferansiyel termal analiz yöntemi (DSC) ile belirlenen sonuçlarla uyum içerisinde dir.

VII. Manyetik Ölçüm Sonuçları

Bu çalışmada elde edilen T1, T3, T5, T6 ve T7 alaşımlarının manyetik alan ile değişimlerini incelemek için -0,5 ile 0,5 T büyüklüğünde manyetik alan uygulandı ve değişen manyetik alana karşı alaşımların manyetizasyon değerlerindeki değişim incelendi. Manyetik alanın büyüklüğünün değişmesi ile manyetizasyonun da değiştiği M-H grafiklerinden (Şekil 6.47-6.51) belirlendi. Cu-Al-Mn alaşımlarından T1, T3, T5 ve T6 numunesine ait ölçümler alınmıştır. Elde edilen sonuçlar karşılaştırıldığında, alaşımların manyetizasyon değerinin Mn konsantrasyonu (% ağırlıkça) ile orantılı bir şekilde artış gösterdiği belirlendi. T7 alaşımına ait M-H grafiğinden de görüldüğü gibi uygulanan manyetik alana karşı ölçülen manyetizasyon $1,2 \times 10^{-3}$ emu değerindedir. Alaşımların manyetizma eğrileri tipik manyetizasyon göstermektedir [127-131].

T1, T3, T5, T6 ve T7 alaşımlarının M-H eğrileri incelendiğinde ferromanyetik davranışa sistematik olarak gidildiği fakat hepsinden farklı olarak T3 alaşımında belli oranda diyamanyetik etkinin olduğu görülmektedir. En belirgin ferromanyetik davranış T7 alaşımında gözlenmiştir.

Sonuç olarak T1-T4 alaşımlarının oda sıcaklığında 18R martensit yapıya sahip oldukları X-ışını analizlerinden belirlendi. Bu alaşımlara ait oda sıcaklığında çekilen optik mikrograflarda da yapı içinde martensit plakaların varlığı gözlenmektedir. Alınan TG/DTA, DSC ve elektriksel direnç-sıcaklık (R-T) ölçüm verileri de T1-T4 alaşımlarına ait X-ışını ve optik mikrograflarından belirlenen sonuçları desteklemektedir.

T5 ve T6 alaşımına ait X-ışını difraktogramlarında yapının tamamen martensit olmadığını ve içinde austenit yapının da olduğu düşünülmektedir. Bu alaşımlara ait optik mikrografları değerlendirdiğimizde ise austenit yapı içerisinde martensit plakaların varlığı belirlenmiştir. T5 ve T6 alaşımlarının TG/DTA ölçümlerinde oda sıcaklığında faz geçişleri gözlenememiştir. Aynı şekilde bu alaşımların DSC ölçümlerinde oda sıcaklığında dönüşüm

sergilemedikleri belirlenmiştir. Elektriksel direnç ve sıcaklık ölçümleri de elde edilememiştir.

T7 alaşımının X-ışını difraktogramlarından yapının düzenli olduğu belirlenmiştir. T7 alaşımına ait optik mikrograflar da yapının oda sıcaklığında martensit olduğu görülmektedir. TG/DTA, DSC ve elektriksel direnç ölçümleri bu sonuçları desteklemektedir.

B1 oda sıcaklığında 18R martensit yapıya sahip oldukları X-ışını analizlerinden belirlendi. Bu alaşıma ait oda sıcaklığında çekilen optik mikrograflarda da yapı içinde martensit plakaların varlığı gözlenmektedir. Alınan TG/DTA, DSC ve elektriksel direnç-sıcaklık (R-T) ölçüm verileri de B1 alaşımına ait X-ışını ve optik mikrograflarından belirlenen sonuçları desteklemektedir.

8. ÖNERİLER

Bu tezde çalışılan şekil hatırlamalı Cu-Al-Mn, Cu-Al-Ni ve Cu-Al-Be alaşımları üzerinde yapılan çalışmalar ve elde edilen sonuçlar doğrultusunda aşağıda önerilen çalışmaların yapılması da mümkün olabilir.

I. Alaşımlar farklı soğutma yöntemleri kullanılarak soğutulularak, bu yöntemlerin dönüşüm sıcaklıkları üzerindeki etkisi diferansiyel tarama kalorimetrisi (DSC) ölçümleri ile belirlenebilir.

II. Alaşımlar β -faz bölgesinde farklı sürelerle tavlanylup soğutulduktan sonra, tavlama süresinin dönüşüm sıcaklıklarına etkisi diferansiyel tarama kalorimetrisi ile belirlenebilir.

III. Bu alaşımlara farklı sürelerde ara tavlama yapılp bu sürenin dönüşüm sıcaklıklarına etkisi diferansiyel tarama kalorimetrisi ile belirlenebilir.

IV. Bu alaşımlara farklı soğutma işlemleri veya β -faz bölgesinde farklı sürelerle tavlanylup belirli bir soğutma işlemi uygulandıktan sonra X-ışını difraktogram ölçümleri ile yapıdaki değişimler incelenebilir.

V. Metalografik gözlemler ile tavlama süresinin tane büyüklüklerini nasıl etkilediği belirlenebilir.

VI. Tavlama süresine ve soğutma işlemine bağlı olarak çökelti fazların değişimi incelenebilir.

VII. Alaşımların iletkenlik ölçümleri yapılarak aktivasyon enerjileri hesaplanabilir.

VIII. Dönüşüm sonucunda meydana gelen dislokasyonlar gözlenebilir ve yoğunlukları hesaplanabilir.

IX. Yukarıda bahsedilen ölçümler farklı şekil hatırlamalı alaşımlara da uygulanabilir.

KAYNAKLAR

- [1]. **Funakubo, H.**, 1987, Shape Memory Alloys, (Japonca'dan İngilizceye çeviri), J.B. Kennedy, Gordon and Breach Science Publishers, London.
- [2]. **Aydoğdu, A.**, 1990, Soy Metal Alaşımlarında Termoelastik Martensitik Dönüşümlerinin Kristalografisi, *Yüksek Lisans Tezi*, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [3]. **Noyan, E.**, 1990, Shape Memory Design, *A.Ph.D. Thesis*, Metallurgical engineering, Middle East Technical University, Ankara.
- [4]. **Durlu, T.N.**, 1979, Strain-Induced Martensite in Fe-Ni-C Alloys, *Proceedings of ICOMAT 79*, Boston, 40-45.
- [5]. **Artunç, E.**, 1988, Demir-Alüminyum-Karbon Alaşımlarındaki Martensitik Faz Dönüşümünün Kristalografik Analizi, *Doktora Tezi*, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [6]. **Barrett, C.S., Massalski, T.B.**, 1980, Structure of Metals, Pergamon Press, Oxford.
- [7]. **Olson, G.B., Cohen, M.**, 1975, Thermoelastic Behaviour in Martensitic Transformations, *Scripta Metall.*, 9, 1247-1254.
- [8]. **Wu, D., Crone, W.C., Perepezko, J.**, 2002, Mechanical Behavior of Nanostructured Melt Spun NiTi Shape Memory Alloy, Society of Experimental Mechanics, *2002 SEM Annual Conference Proceedings*, Milwaukee, WI.
- [9]. **Crone, W.C., Ellis, A.B., Bentley, A., Smith, N., ve Trehewey, J.**, 2003, Nanostructured Shape Memory Alloy Constituents, *SEM Annual Conference on Experimental Mechanics*, Charlotte, NC.

- [10]. **Baksan, B., Gürler, R.**, 2006, Bakır Esaslı Şekil Bellekli Alaşımların Üretimi ve Çekme Deneyi ile Karakterizasyonu, *SAÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 10 Cilt, 1. Sayı.
- [11]. **Haberkorn, N., Lovey, F.C., Condo, A.M., Guimpel, J.**, 2010, Development and Characterization of Shape Memory Cu-Zn-Al Thin Films, *Materials Science and Engineering B*, 170, 5-8.
- [12]. **Perez-Landazabal, J.I., Recarte, V., Sanchez-Alarcos, V., No, M.L., San Juan, J.**, 2006, Study of the Stability and Decomposition Process of the β Phase in Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys, *Materials and Engineering A* 438-440, 734-737.
- [13]. **Lopez, G.A., Barrado, M., San Juan, J.M., No, M.L.**, 2008, Interaction of Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys Particles with Molten In and In+Sn Matrices, *Materials Science and Engineering A* 495, 304-309.
- [14]. **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.
- [15]. **Silva, R.A.G., Cuniberti, 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.
- [16]. **Segers, D., Hurtado, I., Dorikens-Vanpraet, L., Van Humbeck, J.**, 1995, Positron Dopplerbroadening Measurements in Cu-Al-Ni Based Shape Memory Alloys, *Journal De Physique IV, Volume 5*, 163-169.
- [17]. **Tarhan, E.**, 2004, Ageing Characteristics of Copper Based Shape Memory Alloys, *Doktora Tezi*, Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [18]. **Aydoğdu, A.**, 1995, Şekil Hatırlamalı CuAlNi Alaşımlarındaki Martensitik Dönüşümler Üzerinde Termal Yaşlandırma Etkileri, *Doktora Tezi*, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

- [19]. **Smithells Metals Reference Book**, 1983, Sixth Edition, Edited by Brandes, E.A., Butterworth & Co (Publishers) Ltd., England.
- [20]. **Lingard, P-A.**, 1991, Theory and Modeling of the Martensitic Transformation, *Journal De Physique IV, Volume1*, C4 3-12.
- [21]. **Ortin, J., Planes, A.**, 1989, Thermodynamics of Thermoelastic Martensitic Transformations, *Acta Metal.*, 37, 5, 1433-1441.
- [22]. **Otsuka, K. And Wayman, C.M.**, 1999, Shape Memory Materials, Cambridge University Pres, Cambridge.
- [23]. **Aygahoğlu, A.**, 1996, Şekil Bellekli Alaşımlar ve Uygulama Alanları, *Yüksek Lisans Tezi*, Dumlupınar Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kütahya.
- [24]. **Arın, T.**, 2002, Bakır Esaslı Hafızalı Alaşımların Üretim Tekniğinin İncelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.
- [25]. **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.
- [26]. **Çakmak, S.**, 1992, Bakır Bazlı Alaşımlarda Martensit Varyantlarının Grup Kombinasyonları, *Doktora Tezi*, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [27]. **Christian, J.K.**, 1975, The Theory of Transformation in Metals and Alloys, Part 1, Paergamon Pres, Hungary.
- [28]. **Tadaki, T., Otsuka, K., Shimizu, K.**, 1988, Shape Memory Alloys, *Materials Science, V 18*, pp 25-45.

- [29]. **Ortin, J., Planes, A.**,1991, Thermodynamics and Hysteresis Behaviour of Thermoelastic Martensitic Transformations, *Journal De Physique IV, Volume1*, C4 13-23.
- [30]. **Nishiyama, Z.**, 1978, Martensitic Transformation, academic Pres, New York.
- [31]. **Gökhan, T.**, 2002, Şekil Hatırlamalı CuAlNi Alaşımları Üzerinde Isıl İşlem Etkilerinin İncelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [32]. **Adıgüzel, O., Chandrasekaran, L., Miodownik, A.P.**,1989, The Role of Ordering in the Loss of Shape Memory in some Copper-Base Alloys, The Martensitic Transformation in Science and Technology(Eds. E. Hornbogen and N. Jost), DGM Informations Gesellshapt, Verlag, Germany, 109-114.
- [33]. **Wayman, C.M.**, 1980, Some Applications of Shape- Memory Alloys, *Journal of Metals*, 129-137.
- [34]. **Planes, A.,Vinals, J.**, 1983, Effect of Atomic Order on a Martensitic Transformations, *Philosophical Magazine, A*, 48, 4, 501-508.
- [35]. **Otsuka, K., Shimizu, K.**, 1970, Memory Effects and Thermoelastic Martensite Transformation in Cu-Al-Ni Alloy, *Scripta Metal.*, 4, 469-472.
- [36]. **Delaey,L., Krishan, R.V., Tas, H., Warlimont, H.**, 1974, Thermoelasticity, Pseudoelasticity and the Memory Effect Associated with Martensitic Transformations, Part 1, *Journal of Materials Science*, 9, 1521-1535.
- [37]. **Adıgüzel. O., Ceylan, M.**, 1988, Shape Memory Phenomena in Noble Metal Copper Based Alloys, *J. Inst. Sci. Techn.*, Gazi Üniversitesi, 1, 1, 35-41.
- [38]. **Otsuka, K., Shimizu, K.**, 1986, Pseudoelasticity and Shape Memory Effects in Alloys, *International Metals Reviews*, 31, 3, 93-114.

- [39]. **Darjan, C.**, 2007, Shape Memory Alloys, Fakulteta Za Matematiko in Fiziko, Oddelek Za Fiziko, *Seminesrka Naloga*, Universaa V. LjubLjani.
- [40]. **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.
- [41]. **Sade, M., Halter, K., Hornbogen, E.**, 1988, The Effect of Thermal Cycling on the Transformation Behaviour of Fe-Mn-Si Shape Memory Alloys, *Z. Metallkunde*, 79, 487-491.
- [42]. **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.
- [43]. **Mellor, B.G., Guilemany, J.M., Fernandez, J.**, 1991, Two Way Shape Memory Effect Obtained by Stabilised Stress Induced Martensite in Cu-Zn-Al-Co and Cu-Al-Mn Alloys, *Journal De Physsique IV, Vol. 1*, C4-457.
- [44]. **Krishan, R.V., Delaey, L., Tao, H. Ve Warlimont, H.**, 1974, Thermoelasticity, Pseudoelasticity and the Memory Effect Associated with Martensitic Transformations, Part 2, *Journal of Materials Science* 9, 1536-1544.
- [45]. **Pan, Q., Cho, C.**, 2007, The Investigation of a Shape Memory Alloy Micro-Damper for MEMS Applications, *Sensoeer*, 7, 1887-1900.
- [46]. **Manosa, L., Jurado, M., Gonzales-Comos, A., Obrado, E., Planes, A., Zarestky, J., Stassis, C., Romero, R., Somoza, A., ve Morin, M.**, 1997, A Comparative Study of the Post-Quench Behaviour of Cu-Al-Be and Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys, *Acta Materialia*, Vol. 46, No 3, pp. 1045-1053.

- [47]. **Wu, M.H.**, 1990, Cu-Based Shape Memory Alloys Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, Edited by Duering, T.W., Melton, K.N., Stöckel, D. And Wayman, C. M. S., Butter Worth-Heineman Ltd.
- [48]. **Lara-Rodriguez, G.A., Gonzalez, G., Flores-Zuniga, H., Cortes-Perez, 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.
- [49]. **Wang, Z., Liu, Y., Zhao, M., Bi, J.**, 2001, Mechanical Properties of L1₂ Structure Intermetallics Produced from Elemental Powder Mixtures, *Journal of Materials Science Letters* 20, 171-173.
- [50]. **Chinen, H., Sato, J., Omori, T., Oikawa, K., Ohnuma, I., Kainuma, R., Ishida, K.**, 2007, New Ternary Compound CO₃(Ge, W) with L1₂ Structure, *Scripta Materialia*, 56, 141-143.
- [51]. **Murch, G.E., Belova, I.V.**, 2001, Diffusion in Nickel-based Intermetallic Compounds Taking the L1₂ Structure, *Journal of Materials Processing Technology*, 118, 82-87.
- [52]. **Takizawa, S., Miura, S., Mohri, T.**, 2005, Structural agabeylity of NiAl with the L1₀ Structure and Local Lattice Distortion in the Ni₃Al Alloy Around Excess Al Atoms, *Intermetallics* 13, 1137-1140.
- [53]. <http://neon.mems.cmu.edu>, 25 / 07 / 2009.
- [54]. **Otsuka,K., Ren, X.**, 1999, Recent Developments in the Research of Shape Memory Alloys, *Intermetallics* 7, 511-528.
- [55]. **Andrade, M. ve Dealey, .**, 1984, The Displacement Vectors of the Antiphase Domain Boundries Inherited by Copper-Based 18R Martensites, *Transactions of the Japon Institue of Metals* 25,11, 778-783.

- [56]. **Miyazaki, S., Otsuka, K.**, 1989, Development of the Shape Memory Alloys, ISIJ International, 29, 5, 353-377.
- [57]. **Gil, F.J., Guilemany, J.M.**, 1993, Influence of the Electron to Atom Ratio on the Martensitic Transformation Enthalpy and Entropy Values in Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, V.194 (1), pp.L9-L10.
- [58]. **Bidaux, J.-E., Ahlers, M.**, The Stabilization of 18R and 2H Martensites in Cu-Zn Al Alloys with an Electron Concentration $e/a=1.534$, 1991, *Journal De Physique IV*, Volume1, C4 211-216.
- [59]. **Aytekin, V.**, 1966, Metalurji Termodinamiği, İstanbul Teknik Üniversitesi, Berksoy Matbaası, İstanbul.
- [60]. <http://www.mf.dpu.edu.tr/> 07/10/2009.
- [61]. **Işık, A.**, 2007, FePd Ferromagnetik Şekil Hafıza Alaşımının Kristalografisi, *Yüksek Lisans Tezi*, Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Isparta.
- [62]. **Kainuma, R., Satoh, N., Liu, X.J., Ohnuma, I., Ishida, K.**, 1998, Phase Equilibria and Heusler Phase Stability in the Cu-Rich Portion of the Cu-Al-Mn System, *Journal of Alloys and Compounds* 266, 191-209.
- [63]. **Rhines, F.N.**, 1956, Phase Diagrams in Metallurgy Their Development and Engineering, Ph. D. Thesis, Aluminium Company of America Professor of Light Metals and Member of the Staff of the Metals Research Laboratory Carnegie Institute of Technology, USA.
- [64]. **Smith, W.F.**, 1991, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği, Çeviren Kınıkoğlu, N.G., Mart Matbaacılık, İstanbul.

- [65]. **Belkahla, S., ve Guenin, G.,** 1991, Martensitic Transformation and Metallurgical Study of Low Temperature CuAlBe Ternary Alloy, *Journal De Physique IV, Vol 1*, C4 145-150.
- [66]. **Dutkiewicz J.ve Cesari Z.,** 1995, Phase Transitions During Continuous Heating of Martensitic CuAlMn Alloys, *Journal De Physique IV, Volume 5*, C2 199-204.
- [67]. **Kurt, M.,** 2008, Fe-%15 Mn-%5Mo Alaşımında Termal Etkili Martensitik Dönüşümün ve Manyetik Özelliklerin İncelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Kırıkkale Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kırıkkale.
- [68]. <http://www.vtf.edu.tr.anabilimdallari>., pdf 599, 21 / 08 / 2009.
- [69]. **Salzbrenner, R.J., Cohen, M.,** 1978, On the Thermodynamics of Thermoelastic Martensitic Transformations, *Acta Metallurgica*, 27, 739-748.
- [70]. **Llopis, J., Piqueras,J., Bru, L.,** 1978, On the W-Equilibrium Transition Temperature of Thermoelastic.
- [71]. **Hornbogen, E.,** 1988, Fatigue of Copper-Base Shape Memory Alloys, Engineering Aspect of Shape Memory Alloys, Michigan State University, Kellogg Center, 5-17 August 1988, Unpublished Study.
- [72]. <http://www.cft.tr.anabilimdallari>., 29 / 07 / 2009.
- [73]. **Prado, M.O. Decorte, P.M. Lovey, F.,** 1995, Martensite Transformation in Cu-Mn-Al Alloys, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 33, 6, 877-883.
- [74]. **Romero, R., Somoza, A., Jurado, M.A., Planes, A., Manosa, L.,** 1997, Quenched in Defects and Martensitic Transformation in Cu-Al-Be Shape Memory Alloys, *Acta Mater.*, 45, 2101-2107.

- [75]. **Zarubova, N., Gemperle, A., Novak, V.,** 1997, Initial Stages of γ_2 Precipitation in Aged Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys, *Materials Science Engineering, A222*, 166-174.
- [76]. **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.
- [77]. **Gori, F., Carnevale, D., Doro Altan, A., Nicosia, S. ve Pennestri, E.,** 2006, A New Hysteretic Behavior in the Electrical Resistivity of Flexinol Shape Memory Alloys Versus Temperature, *International Journal of Thermophysics, Vol. 27, No 3*, 866-879.
- [78]. **Novak, V., Sittner, P., Dayananda, G.N., Braz-Fernandes, F.M., Mahesh, K.K.,** 2008, Electric Resistance Variation of NiTi Shape Memory Alloy Wires in Thermomechanical Tests: Experiments and Simulation, *Materials Science and Engineering A 481-482*, 127-133.
- [79]. **Wu, S.K., Lin, H.C., Lin, T.Y.,** 2006, Electrical Resistivity of Ti-Ni Binary and Ti-Ni-X (X=Fe,Cu) Ternary Shape Memory Alloys, *Materials Science and Engineering A 438-440*, 536-539.
- [80]. **Wechsler, M.S.,** 1985, Martensitic Transformations in Solids, Iowa State University, Ames, Iowa, USA.
- [81]. **Todaka, T., Teshima, S., Enokizano, M.,** 2007, Magnetic Properties and Shape Memory Effect of Fe-Cr-Ni-Si-Mn Alloys Produced by Melt Spinning Technique, *Journal of Materials Processing Technology 181*, 217-221.
- [82]. **Liu, J., Scheerbaum, M., Hinz, D., Gutfleisch, O.,** 2008, Martensitic Transformation and Magnetic Properties in Ni-Fe-Ga-Co Magnetic Shape Memory Alloys, *Acta Materialia 56*, 3177-3186.

- [83]. **Liu, J., Zheng, H.X., Xia, M.X., Huang, Y.L., Li, J.G.**, 2005, Martensitic Transformation and Magnetic Properties in Heusler CoNiGa Magnetic Shape Memory Alloys, *Scripta Materialia* 52, 935-938.
- [84]. **Kokorin, V.V., Kozlova, L.E., Perekos, A.O.**, 2008, On Nanoparticles of Ferromagnetic Cu₂MnAl Phase in Cu-Al-Mn Shape Memory Alloys, *Materials Science and Engineering A* 481-482, 542-545.
- [85]. **Ünal, N.**, 1989, Malzeme Bilgisi(Alaşımların İç Yapısı ve Özellikleri), Antalya.
- [86]. **Gülsoy, H.Ö., Bilici, M.K., Bozkurt, Y., Salman, S.**, 2006, Enhancing the Wear Properties of Iron Based Powder Metallurgy Alloys by Boron Addition, *Materials & Design*.
- [87]. <http://www.ansiklopedi.turkcebilgi.com>, 22 / 07 / 2009.
- [88]. <http://www.kou.edu.tr>, elektrikyonetimmakalegonderilenler, pdf 423, 22 / 07 /2009.
- [89]. **Onaran, K.**, 1991, Malzeme Bilimi Problemleri ve Çözümleri, Bilim Teknik Yayınevi.
- [90]. **Montecinos, S., Cuniberti, A., Castro, M.L., Boeri, R.**, 2009, Phase Transformations During Continous Cooling of Polycrystalline β -CuAlBe Alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 467, 278-283
- [91]. **Wu, M.H.**, 1990, Cu-Based Shape Memory Alloys Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, Edited by Duering, T.W., Melton, K.N., Stockel, D ve Wayman, CMS., Butter Worth Heinemom Ltd.P.3.
- [92]. **Hsu, C.A., Wang, W.H., Hsu, Y.F., Rehbach, W.P.**, 2009, 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.

- [93]. **Aydogdu, A., Aydogdu, Y., Adiguzel, O.**, 2004, Long-Term Ageing Behaviour of Martensite in Shape Memory Cu-Al-Ni Alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154, 164-169.
- [94]. **Arruda, G.J., Adorno, A.T., Benedetti, A.V., Fernandez, Z.J., Guileman, J.M.**, 1997, Influence of Silver Additions on the Structure and Phase Transformation of the Cu-13 wt.% Al Alloy, *Journal of Materials Science* 32, 6299-6303.
- [95]. **Malik, U.S., Sampath. V.**, 2009, Influence of Quaternary Alloying Additions on Transformation Temperatures and Shape Memory Properties of Cu-Al-Mn Shape Memory Alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 469, 156-163].
- [96]. **Altın, S.**, 2009, Süperiletken BSCCO Whiskerlerin Büyüme Mekanizması ve Farklı Katkılamalara Bağlı Olarak Elektriksel ve Manyetik Özellikleri, *Doktora Tezi*, İnönü Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Malatya.
- [97]. **Dikici, G.**, 2009, Fe- % 30 Ni- % Pd ve Fe- %30 Ni- % 1 Pd- % 1 Mo Alaşımlarını Fiziksel Özelliklerinin İncelenmesi, *Doktora Tezi*, Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kırıkkale.
- [98]. **Okumuş, M.**, 2006, Al-Ni-Si Alaşımlarının Hızlı Katılaştırma ile Üretilmesi ve Özelliklerinin İncelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kahramanmaraş.
- [99]. **Metalografi Ders Notları**, Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü, Elazığ.
- [100]. **Dodd, J.W., Tonge, K.H.**, Çeviren; Erdoğan, Baki, 1997, Gazi Üniversitesi Fen-Edebiyat Fakültesi, Kimya Bölümü, Ankara.
- [101]. **Yorulmaz, E.**, 2005, Schiff in Termal Yöntemlerle İncelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Ankara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.

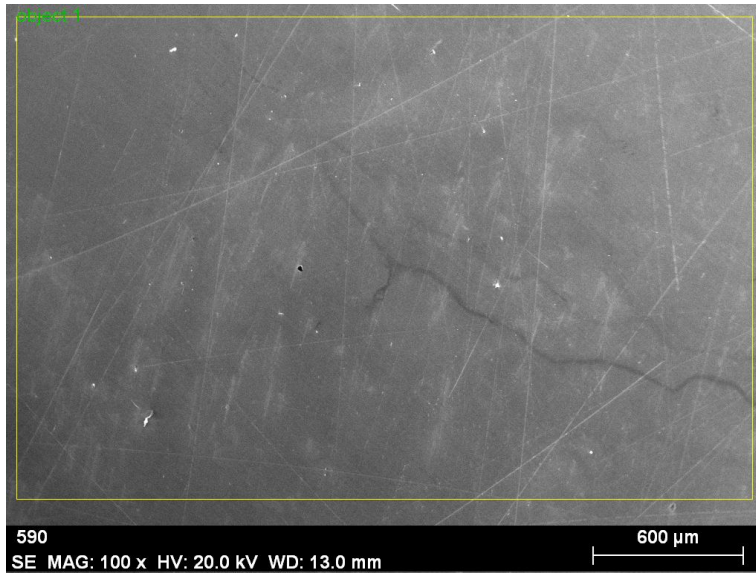
- [102]. **Ünlü, F.**, 2007, Geçiş-Metali Fosfin Komplekslerinin Termal Özelliklerinin İncelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Çukurova Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Adana.
- [103]. **Şimşek, A.**, 2008, Kızartma Yağlarının Kararlılığı ve Termal Yöntemler ile Kalitesinin Belirlenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Çukurova Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Adana.
- [104]. **Kurt, B., Orhan, N.**, 2003, Şekil Hafızalı Alaşımların Kaynak Edilebilirliği, *Doğu Anadolu Bölgesi Araştırmaları*, 4.
- [105]. **Kissinger, H.E.**, 1957, Reaction Kinetics in Differential Thermal Analysis, *Analytical Chemistry*, Vol. 29, No 11, 17072-1706.
- [106]. **Ozawa, T.**, 1970, Kinetic Analysis of Derivative Curves in Thermal Analysis, *Journal of Thermal Analysis*, Vol. 2, Issue 3, pp.321-324.
- [107]. **Lee, J.Y., Mccintosh, G.C., Kaiser, A.B., Park, Y.W.**, 2001, Thermopower Behavior for Shape Memory Alloy NiTi, *Journal of Applied Physics*, 89, 11, 6223-6227.
- [108]. **Zengin, R.**, 2002, Bakır Bazlı Alaşımların Basınç ve Radyasyon Etkisi Altında Şekil Hatırlama Davranışlarının İncelenmesi, *Doktora Tezi*, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [109]. **Zuniga-Flores, H., Rios-Jara, D., Lovey, F.C., ve Guenin, G.**, 1995, Thermal Stability of Beta Phase in Cu-Al-Be Shape Memory Alloys, *Journal De Physique IV Collouge C2*, 5, 171-174.
- [110]. **Malik, U.S., Sampath, V.**, 2008, Influence of Aluminum and Manganese Concentration on the Shape Memory Characteristics of Cu-Al-Mn Shape Memory Alloys, *Journal of Alloys and Compounds* 459, 142-147.

- [111]. **Sutou, Y., Omori, T., Yamauchi, K., Ono, N., Kainuma, R., Ishiida, K.,** 2001, Effect of Grain Size and Texture on Pseudoelasticity in Cu-Al-Mn Based Shape Memory Wire, *Acta Materialia* 53, 4121-4133.
- [112]. **Sutou, Y., Omori, T., Okamoto, T., Kainuma, R., Ishiida, K.,** 2001, Effect of Grain Refinement on the Mechanical and Shape Memory Properties of Cu-Al-Mn Base Alloys, *Journal De Physique IV, France11*, Pr8 185-190.
- [113]. **Kainuma, R., Satoh, N., Liu, X.J., Ohnuma, I., Ishida, K.,** 1998, Phase Equilibria and Heusler Phase Stability in the Cu-rich Portion of the Cu-Al-Mn System, *Journal of Alloys and Compounds* 266, 191-200.
- [114]. **Marcos, J., Manso, L., Planes, A., Romero, R., Castro, M.L.,** 2004, Kinetics of the Phase Separation in Cu-Al-Mn Alloys and the Influence on Martensitic Transformations, *Philosophical Magazine, Vol 84, No 1*, 45-68.
- [115]. **Prado, M.O.,** 2001, Martensitic Transformation in a Microalloyed Cu-Al-Mn Alloy, *Scripta Mater.* 44, 2431-2436.
- [116]. **Kuo, H.H., Wang, W.H., Hsu, Y.F., Huang, C.A.,** 2006, The Corrosion Behavior of Cu-Al and Cu-Al-Be Shape Memory Alloys in 0.5M H₂SO₄ Solution, *Corrosion Science* 48, 4352-4364.
- [117]. **Wang, R., Gui, J., Chen, X., Tong, S.,** 2002, EBSD and TEM Study of Self-accommodating Martensites in Cu_{75.2} Al_{15.4} Mn_{8.9} Shape Memory Alloy, *Acta Materialia* 50, 1835-1847.
- [118]. **Starciu, S., Bujoreanu, L.G., Ionita, I., Sandu, A.V., Enache, A.,** 2009, A Structural Morphological Study of a Cu₆₃Al₂₆Mn₁₁ Shape Memory Alloy, *Proc.SPIE, Vol 7297*, 72970C 1-4.
- [119]. **Recarte, V., Perez-Saez, R.B., Bocanegra, E.H., No, M.L., San Juan, J.,** 1999, Dependence of Martensitic Transformation Characteristics on Concentration in Cu-

- Al-Ni Shape Memory Alloys, *Materials Science and Engineering A* 273-275, 380-384.
- [120]. **Mielczarek, A., Kopp, N., Riehemann, W.,** 2009, Ageing Effects After Heat Treatment in Cu-Al-Mn Shape memory Alloys, *Materials Science and Engineering A* 521-522, 182-185.
- [121]. **Malik, U.S., Sampath, V.,** 2008, Effect of Composition and Ageing on Damping Characteristics of Cu-Al-Mn Shape Memory Alloys, *Material Science and Engineering A* 478, 48-55.
- [122]. **Kuo, H.H., Wang, W.H., Hsu, Y.F.,** 2006, Microstructural Characterization of Precipitates in Cu-10wt.%Al-0,8wt.%Be Shape Memory Alloy, *Materials Science and Engineering A* 430, 292-300.
- [123]. **Balo, Ş.N., Ceylan, M.,** 2002, Effect of Be Content on Some Characteristics of Cu-Al-Be Shape Memory Alloys, *Journal of Materials Processing Technology* 124, 200-208.
- [124]. **Yu-qin, J., Yu-hua, W., Ning, L.,** 2009, Effect of Environmental Temperature on Damping Capacity of Cu-Al-Mn Alloy, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 19, 616-619.
- [125]. **Gedouin, P.A., Chirani, S.A., Calloch, S.,** 2010, Phase Proportioning in CuAlBe Shape Memory Alloys During Thermomechanical Loadings Using Electrical Resistance Variation, *International Journal of Plasticity* 26, 258-272.
- [126]. **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.

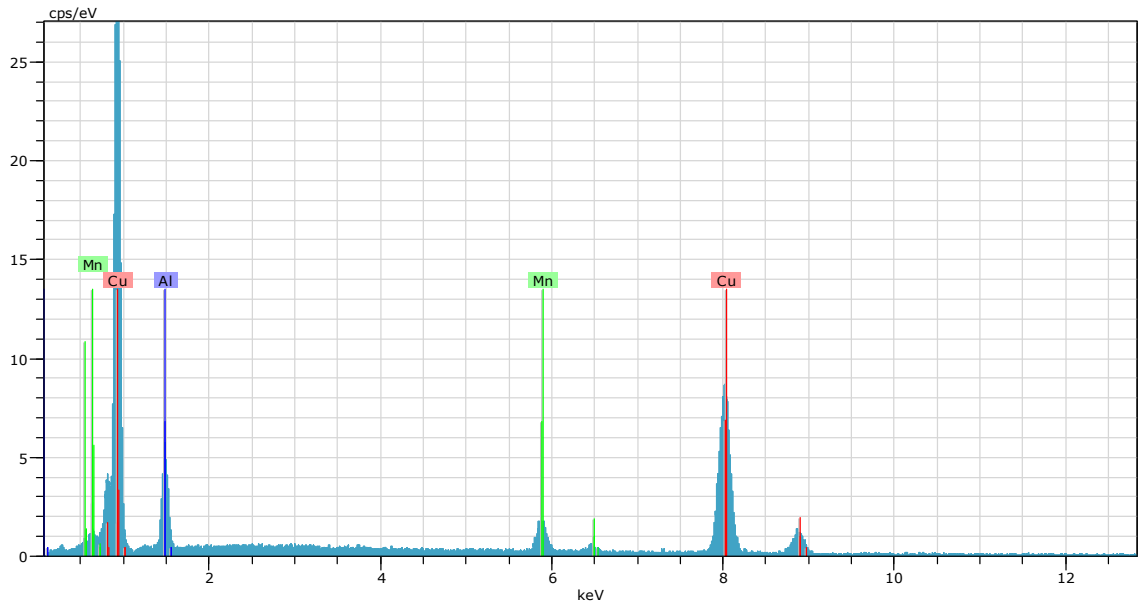
- [127]. **Kokorin, V.V., Kozlova, L.E., Perekos, A.O.**, 2008, On Nanoparticles of Ferromagnetic Cu_2MnAl Phase in Cu-Al-Mn Shape Memory Alloys, *Materials Science and Engineering A* 481-482, 542-545.
- [128]. **Prado, M.O., Lovey, F.C., Civale, L.**, 1998, Magnetic Properties of Cu-Al-Mn Alloys with Shape Memory Effect, *Acta Mater. Vol. 46 No 1*, pp. 137-147.
- [129]. **Koeda, N., Sutou, Y., Omori, T., Oikawa, K., Kainuma, R., Ishida, K.**, 2005, Martensitic Transformation of Cu-10at.% Al- 9at.% Ga-11at.% Mn Ferromagnetic β Alloy, *Scripta Materialia* 52, 1153-1156.
- [130]. **Marcos, J., Planes, A., Manosa, L., Laborta, A., Hattink, B.J.**, 2002, Martensitic Transition and Magnetoresistance in Cu-Al-Mn Shape Memory Alloy. Influence of Ageing, *arXiv:cond-mat/0207254v1*, [cond-mat.mtrlsci].
- [131]. **Liu, G.D., Liu, Z.H., Dai, X.F., Yu, S.Y., Chen, J.L., Wu, G.H.**, 2005, Investigation on Ferromagnetic Shape Memory Alloys, *Science and Technology of Advanced Materials*, 6, 772-777.

EKLER



**T1 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 1**

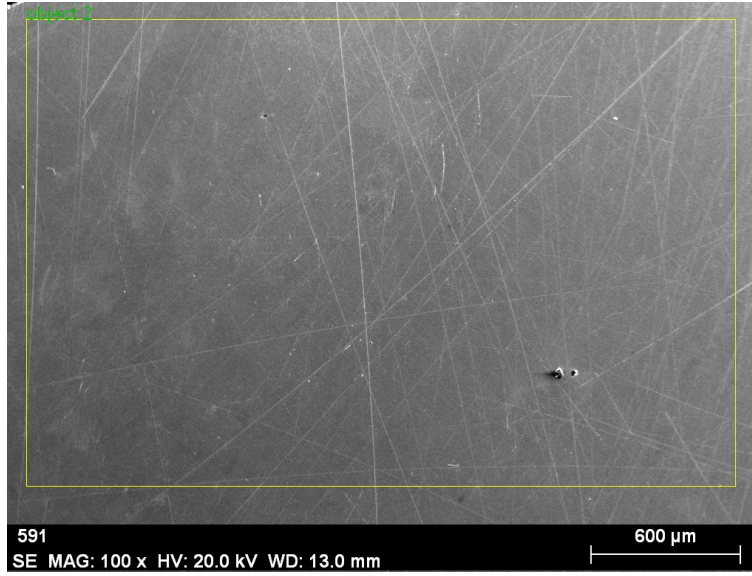
590_SE
Date:09/10/2009 15:53:09
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



object 1 Date:09/10/2009 15:53:28 HV:20.0kV Puls th.:9.69kcps

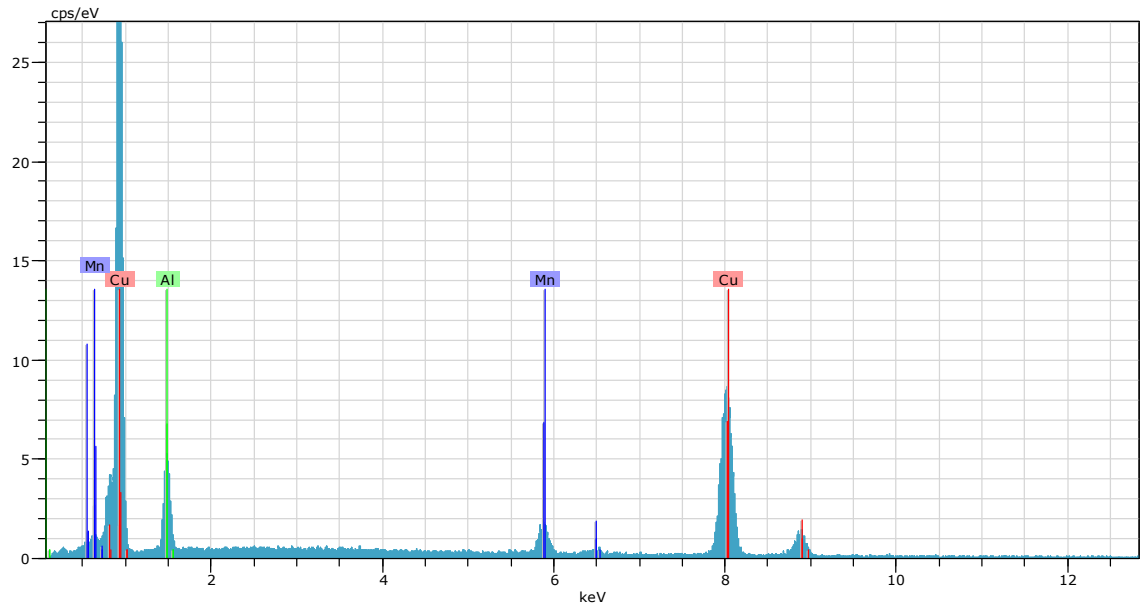
OBJECT 1

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	8.78	9.86	20.28	0.5
Mn	25	K-series	6.33	7.11	7.18	0.2
Cu	29	K-series	74.00	83.04	72.54	2.1
Total:			89.12	100.00	100.00	



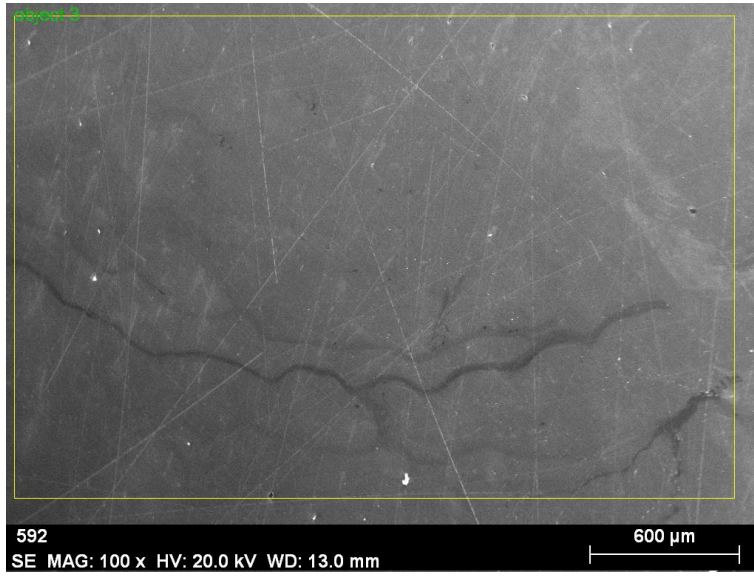
T1 ALAŞIMINA AİT EDX ANALİZ SONUÇLARI OBJECT 2

591_SE
Date:09/10/2009 15:55:17
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



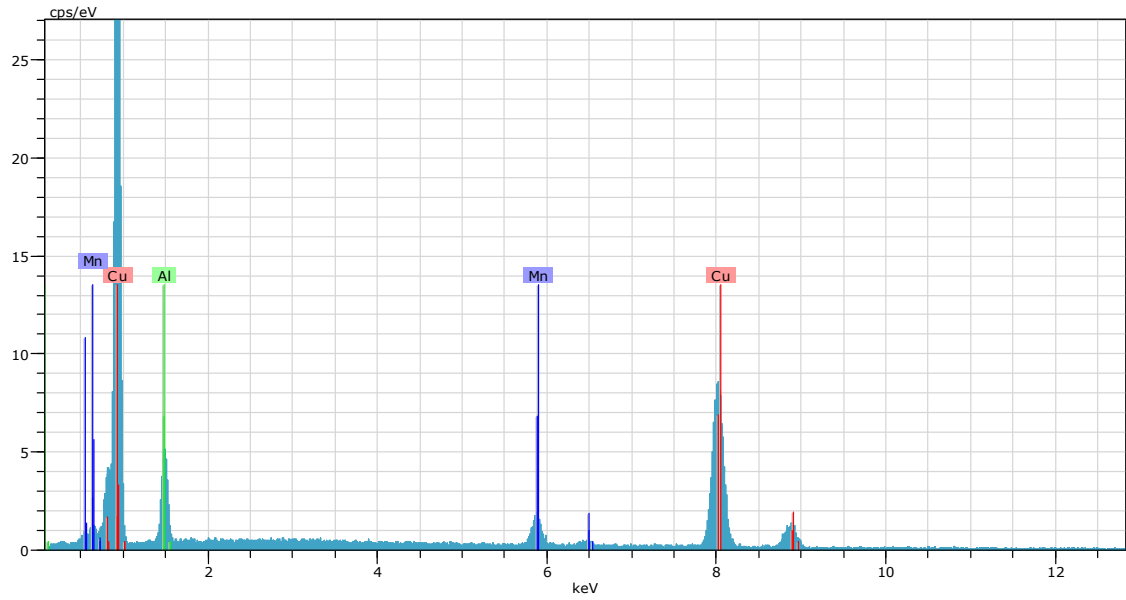
object 2 Date:09/10/2009 15:55:32 HV:20.0kV Puls th.:9.73kcps **OBJECT 2**

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	9.39	10.21	20.94	0.5
Mn	25	K-series	5.97	6.49	6.54	0.2
Cu	29	K-series	76.63	83.30	72.52	2.2
Total:			92.00	100.00	100.00	



**T1 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 3**

592_SE
Date:09/10/2009 15:57:43
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



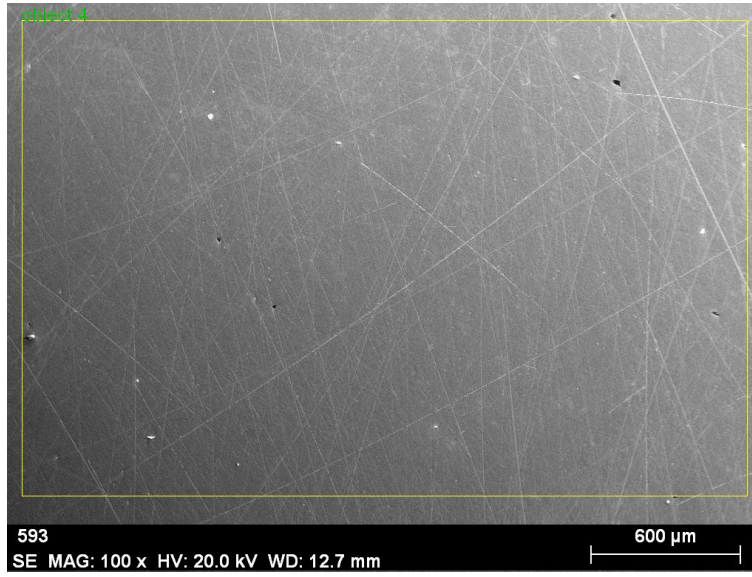
object 3 Date:09/10/2009 15:57:58

HV:20.0kV

Puls th.:9.68kcps

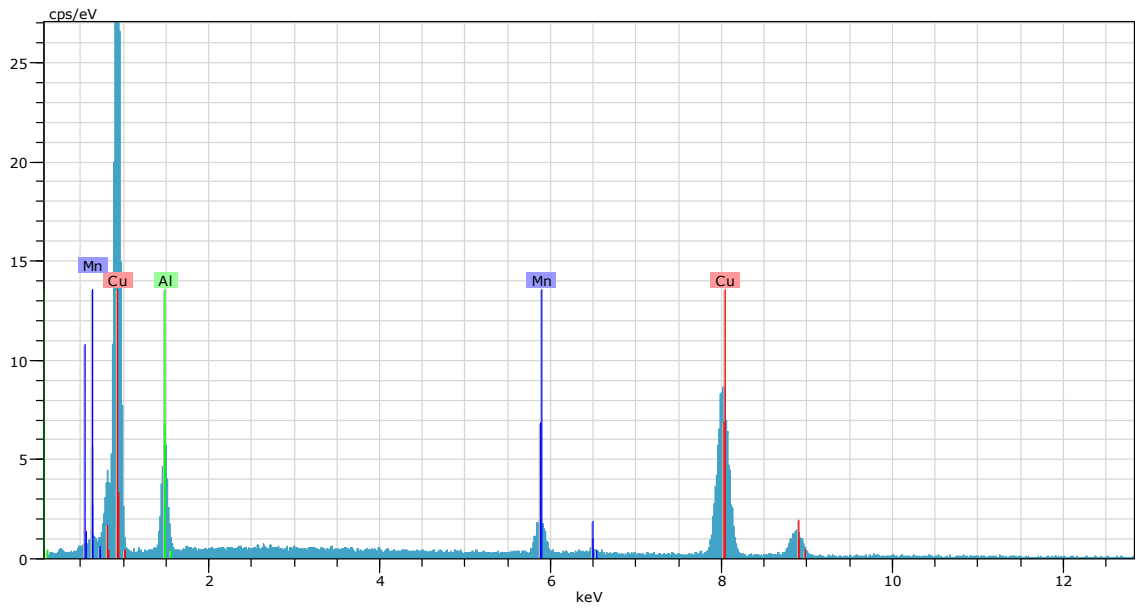
OBJECT 3

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	8.80	9.34	19.34	0.5
Mn	25	K-series	6.25	6.63	6.75	0.2
Cu	29	K-series	79.21	84.03	73.91	2.2
Total:			94.26	100.00	100.00	



**T2 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 4**

593_SE
Date:09/10/2009 16:00:43
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



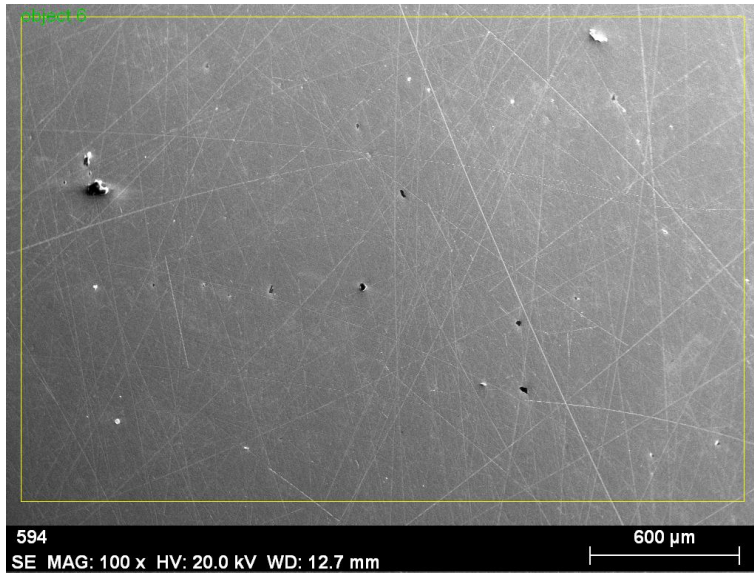
object 4 Date:09/10/2009 16:00:57

HV:20.0kV

Puls th.:10.00kcps

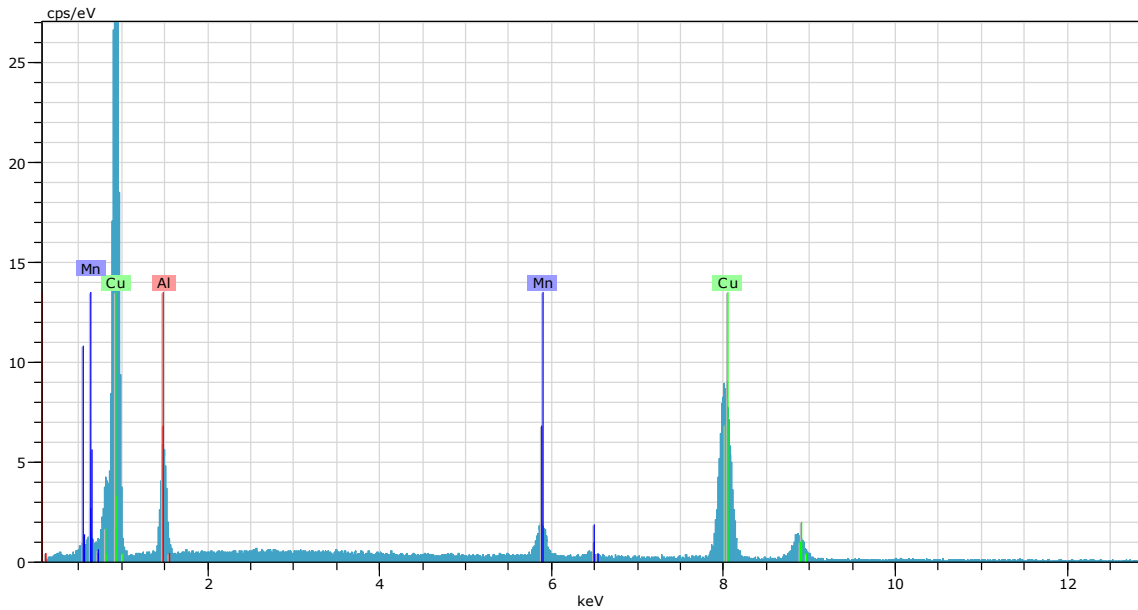
OBJECT 4

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	9.80	10.77	21.94	0.5
Mn	25	K-series	5.85	6.42	6.43	0.2
Cu	29	K-series	75.37	82.81	71.63	2.1
Total:			91.02	100.00	100.00	



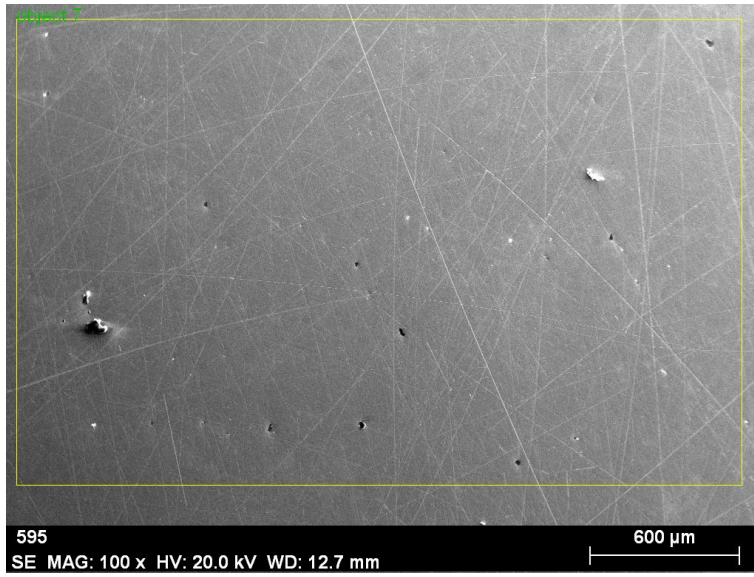
**T2 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 6**

594_SE
Date:09/10/2009 16:01:39
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



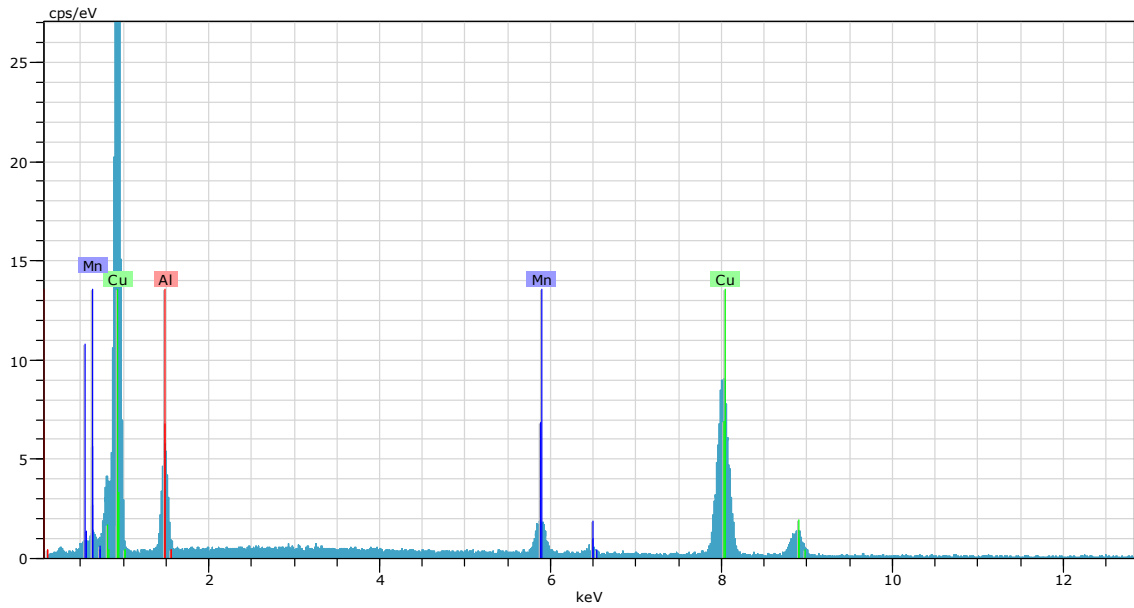
object 6 Date:09/10/2009 16:06:52 HV:20.0kV Puls th.:10.02kcps **OBJECT 6**

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	9.14	9.97	20.49	0.5
Mn	25	K-series	6.31	6.88	6.94	0.2
Cu	29	K-series	76.27	83.15	72.57	2.2
Total:			91.72	100.00	100.00	



**T2 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 7**

595_SE
Date:09/10/2009 16:10:50
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



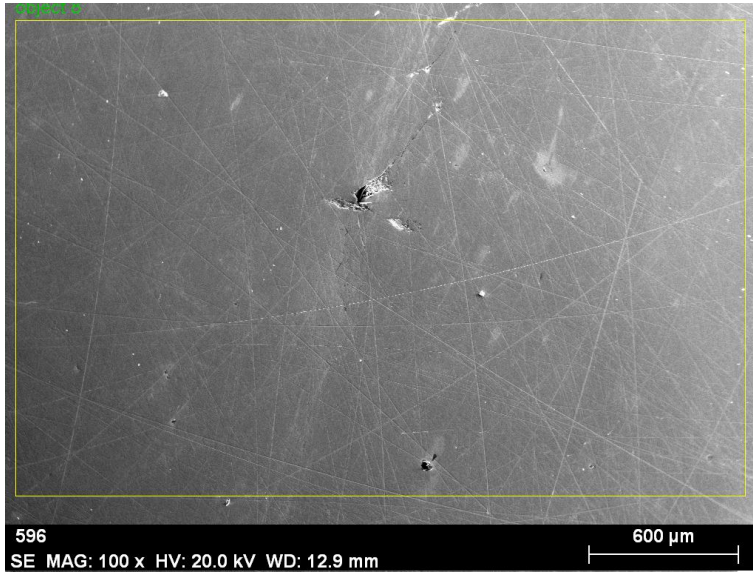
object 7 Date:09/10/2009 16:11:04

HV:20.0kV

Puls th.:9.99kcps

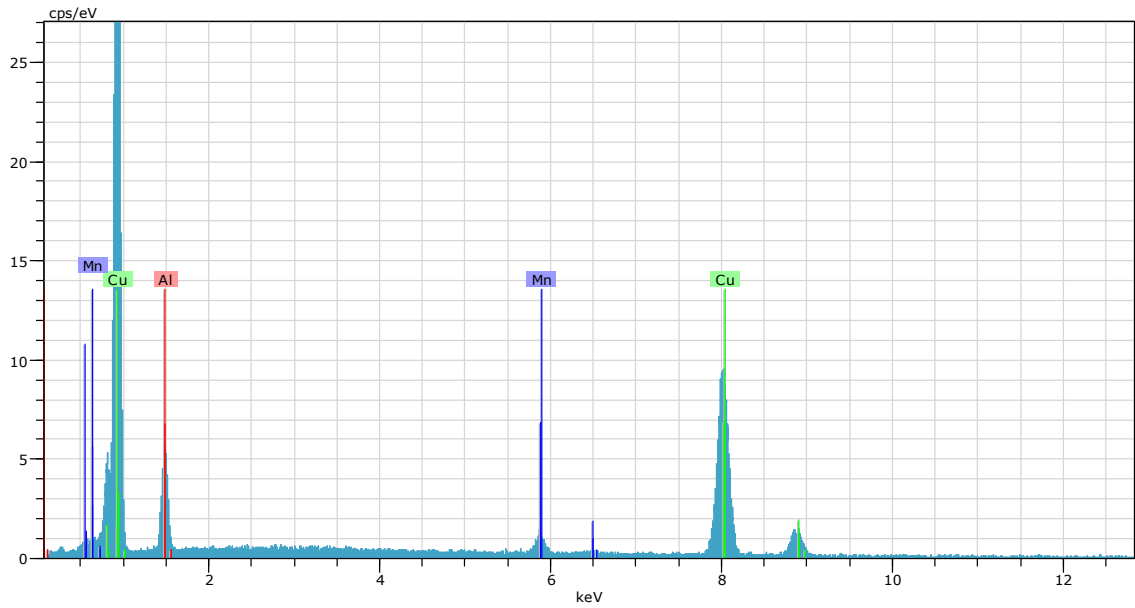
OBJECT 7

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	10.39	10.99	22.34	0.6
Mn	25	K-series	5.78	6.12	6.11	0.2
Cu	29	K-series	78.36	82.90	71.56	2.2
Total:			94.52	100.00	100.00	



**T3 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 8**

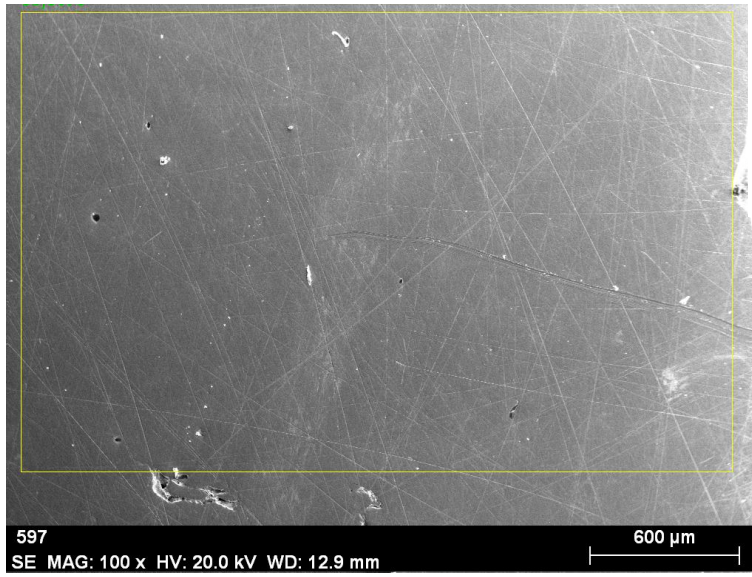
596_SE
Date:09/10/2009 16:12:42
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



object 8 Date:09/10/2009 16:12:57 HV:20.0kV Puls th.:10.43kcps

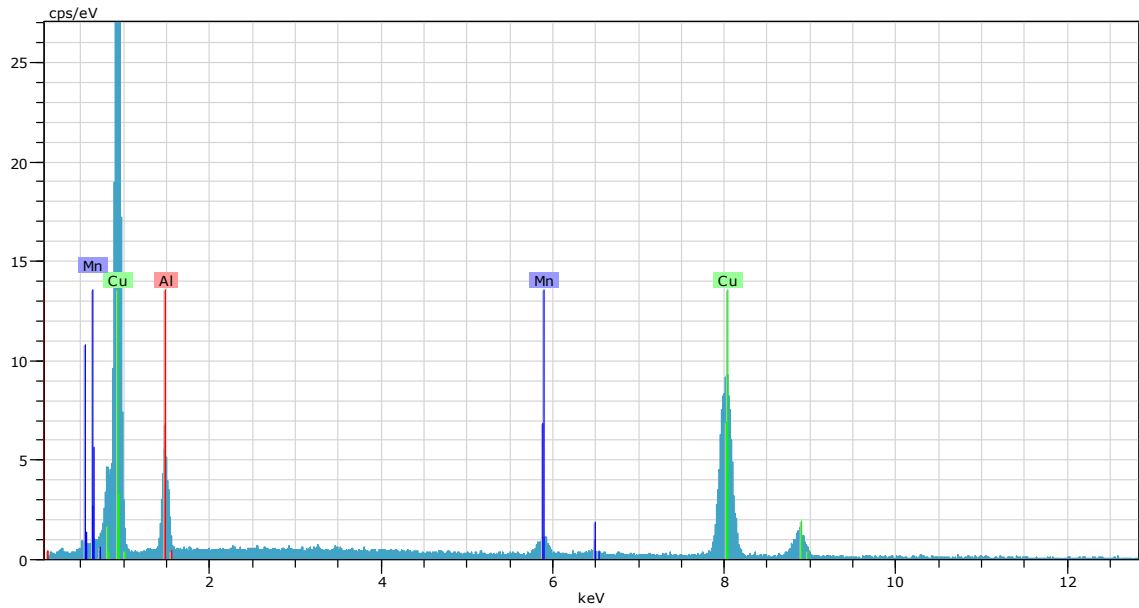
OBJECT 8

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	9.76	9.37	19.51	0.5
Mn	25	K-series	2.88	2.76	2.83	0.1
Cu	29	K-series	91.54	87.87	77.67	2.6
Total:			104.18	100.00	100.00	



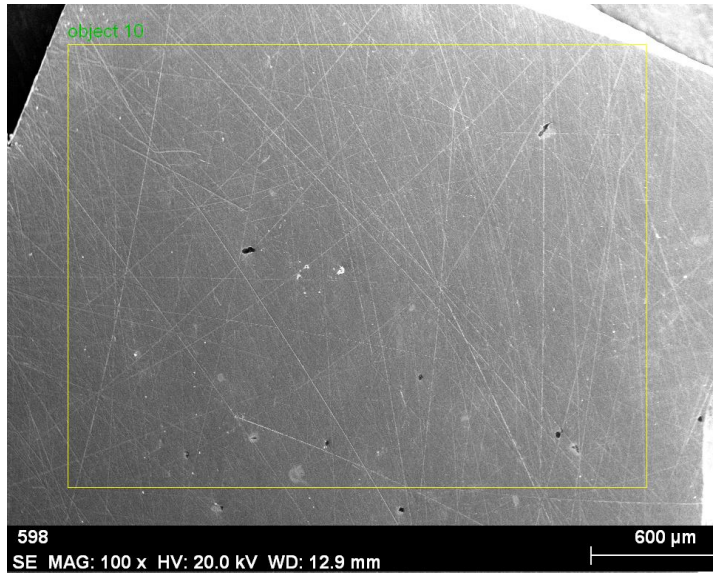
**T3 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 9**

597_SE
Date:09/10/2009 16:14:16
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



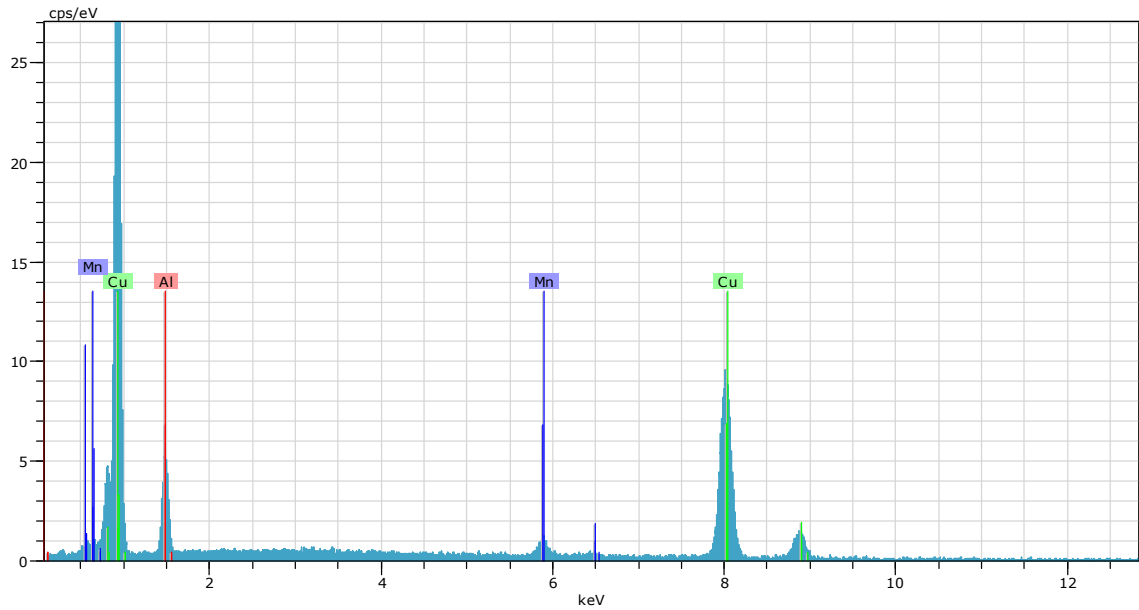
object 9 Date:09/10/2009 16:14:30 HV:20.0kV Puls th.:10.34kcps **OBJECT 9**

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	8.52	10.20	21.01	0.5
Mn	25	K-series	2.75	3.29	3.33	0.1
Cu	29	K-series	72.29	86.51	75.66	2.0
Total:			83.56	100.00	100.00	



**T3 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 10**

598_SE
Date:09/10/2009 16:15:58
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



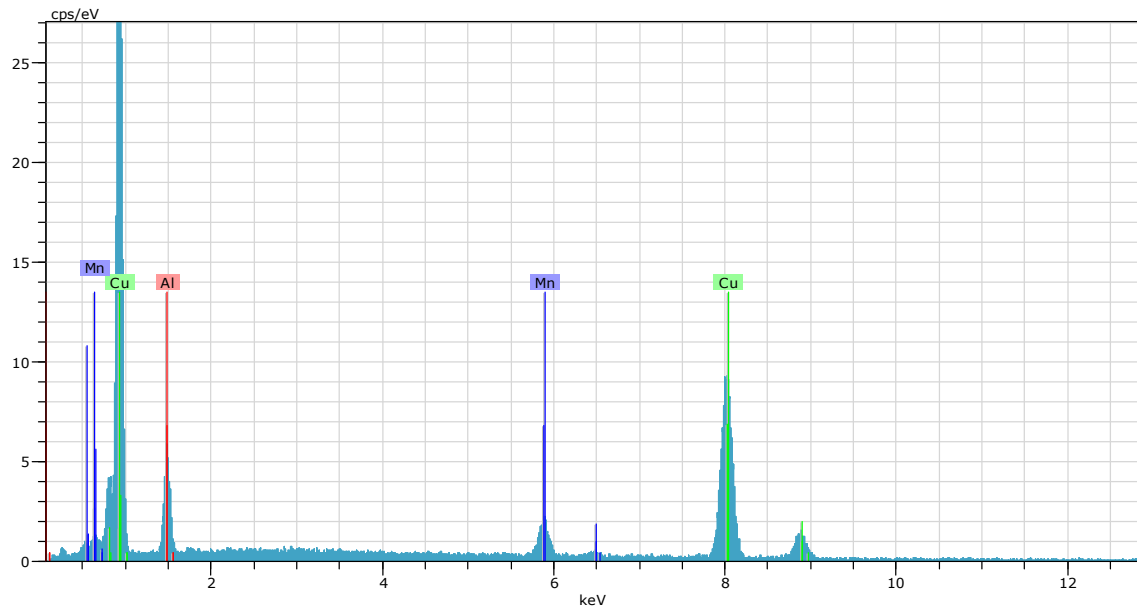
object 10 Date:09/10/2009 16:16:14 HV:20.0kV Puls th.:10.27kcps **OBJECT 10**

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	9.76	10.62	21.79	0.5
Mn	25	K-series	2.65	2.88	2.90	0.1
Cu	29	K-series	79.46	86.49	75.31	2.3
Total:			91.87	100.00	100.00	



**T4 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 11**

599_SE
Date:09/10/2009 16:19:15
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



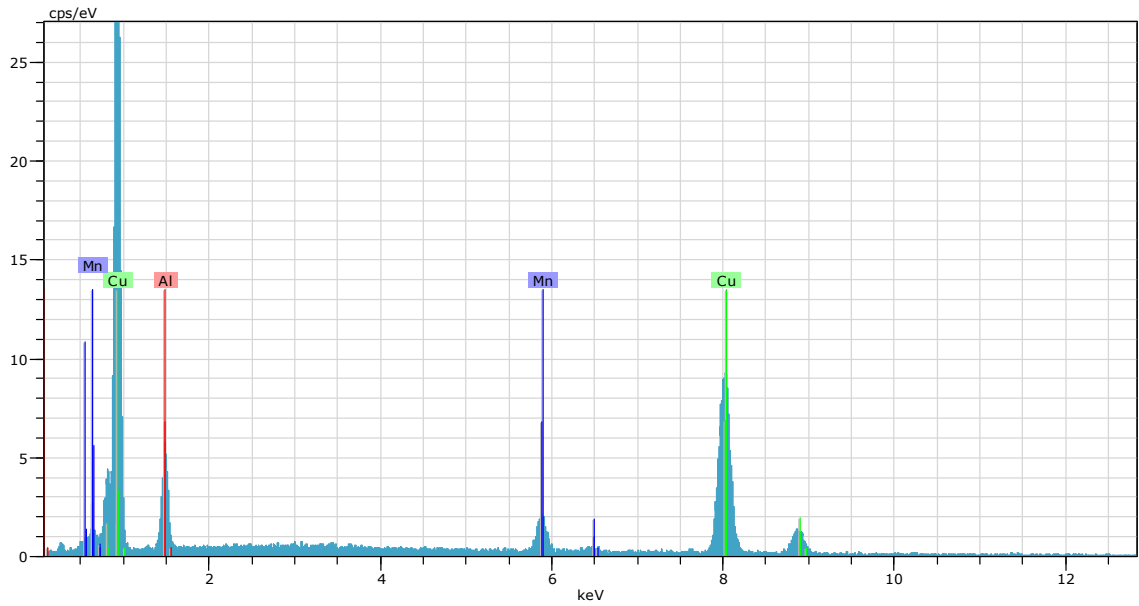
object 11 Date:09/10/2009 16:19:30 HV:20.0kV Puls th.:10.28kcps **OBJECT 11**

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	8.73	10.26	21.00	0.5
Mn	25	K-series	6.25	7.34	7.38	0.2
Cu	29	K-series	70.12	82.40	71.62	2.0
Total:			85.10	100.00	100.00	



**T4 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 12**

600_SE
Date:09/10/2009 16:20:03
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



object 12

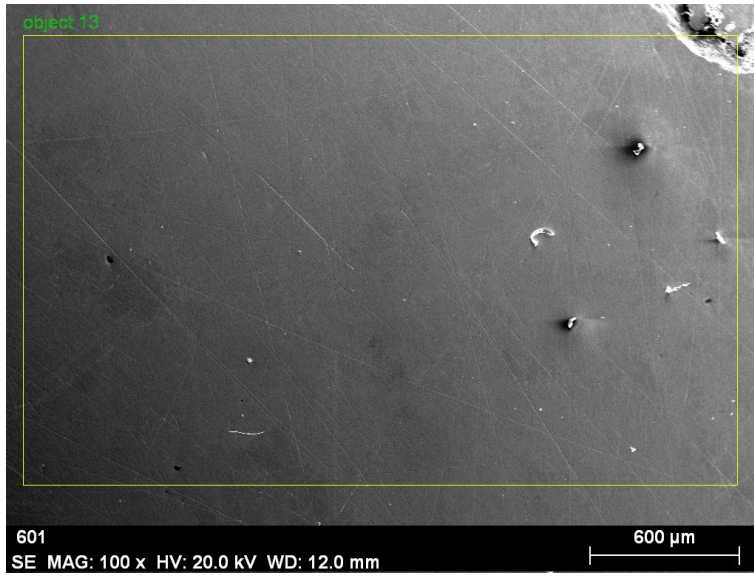
Date:09/10/2009 16:20:17

HV:20.0kV

Puls th.:10.37kcps

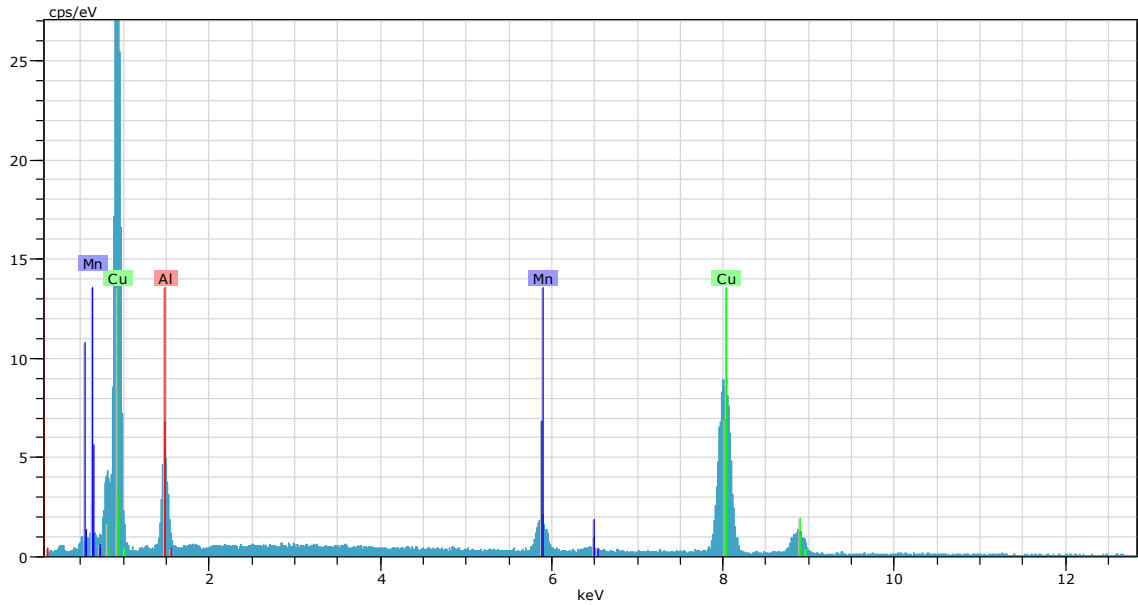
OBJECT 12

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	8.91	9.92	20.40	0.5
Mn	25	K-series	6.28	6.99	7.06	0.2
Cu	29	K-series	74.61	83.09	72.54	2.1
Total:			89.80	100.00	100.00	



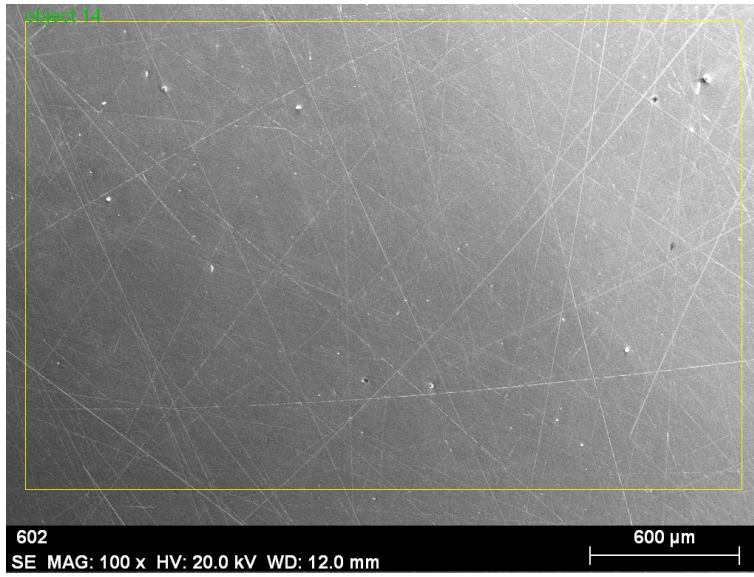
**T4 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 13**

601_SE
Date:09/10/2009 16:21:33
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



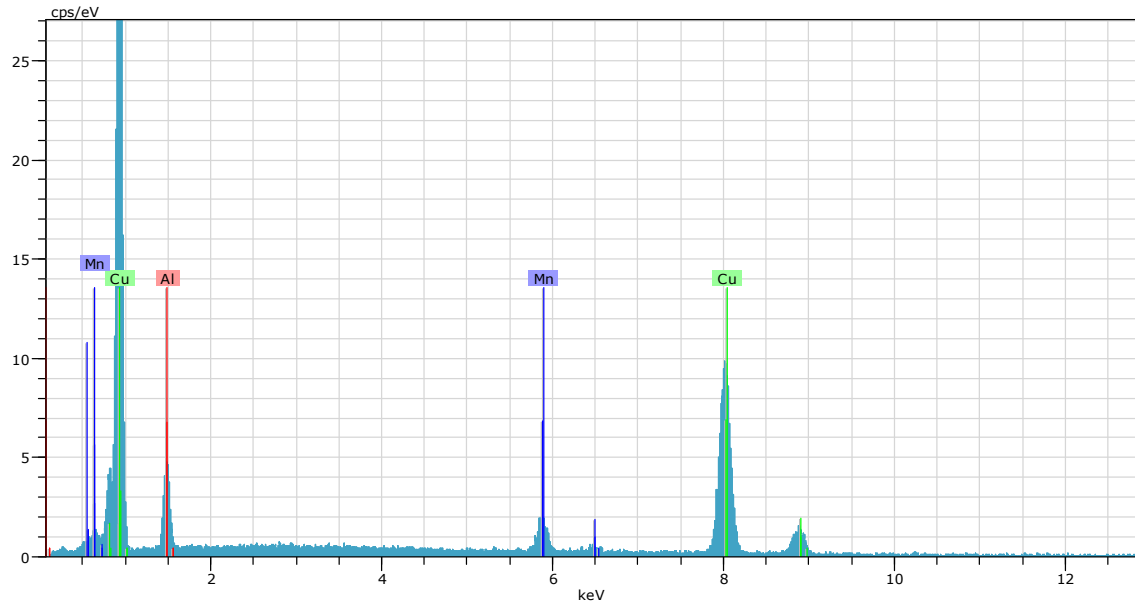
object 13 Date:09/10/2009 16:21:50 HV:20.0kV Puls th.:10.16kcps **OBJECT 13**

El	AN	Series	unn. C [wt. %]	norm. C [wt. %]	Atom. C [at. %]	Error [%]
Al	13	K-series	8.83	10.16	20.84	0.5
Mn	25	K-series	6.11	7.03	7.08	0.2
Cu	29	K-series	71.96	82.81	72.09	2.0
Total:			86.90	100.00	100.00	



**T5 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 14**

602_SE
Date:09/10/2009 16:23:22
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



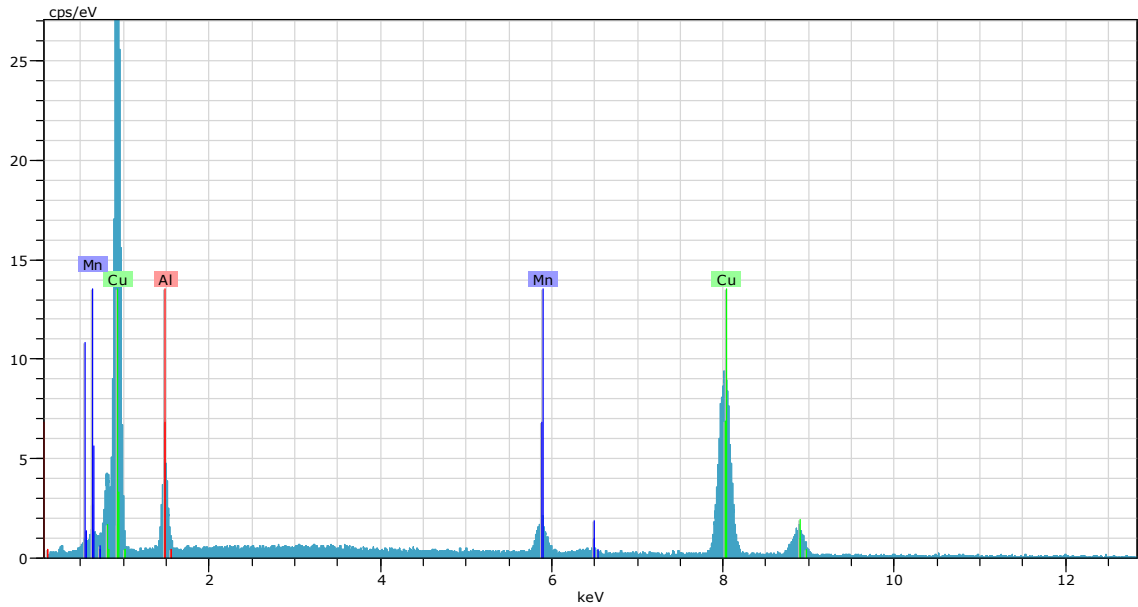
object 14 Date:09/10/2009 16:23:36 HV:20.0kV Puls th.:10.61kcps **OBJECT 14**

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	7.94	9.20	19.08	0.4
Mn	25	K-series	5.87	6.80	6.93	0.2
Cu	29	K-series	72.52	84.00	73.99	2.1
Total:			86.33	100.00	100.00	



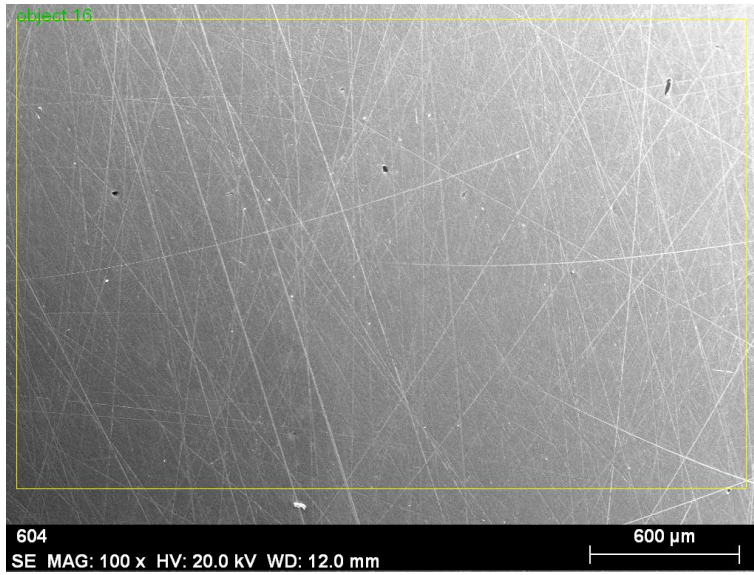
**T5 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 15**

603_SE
Date:09/10/2009 16:24:08
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



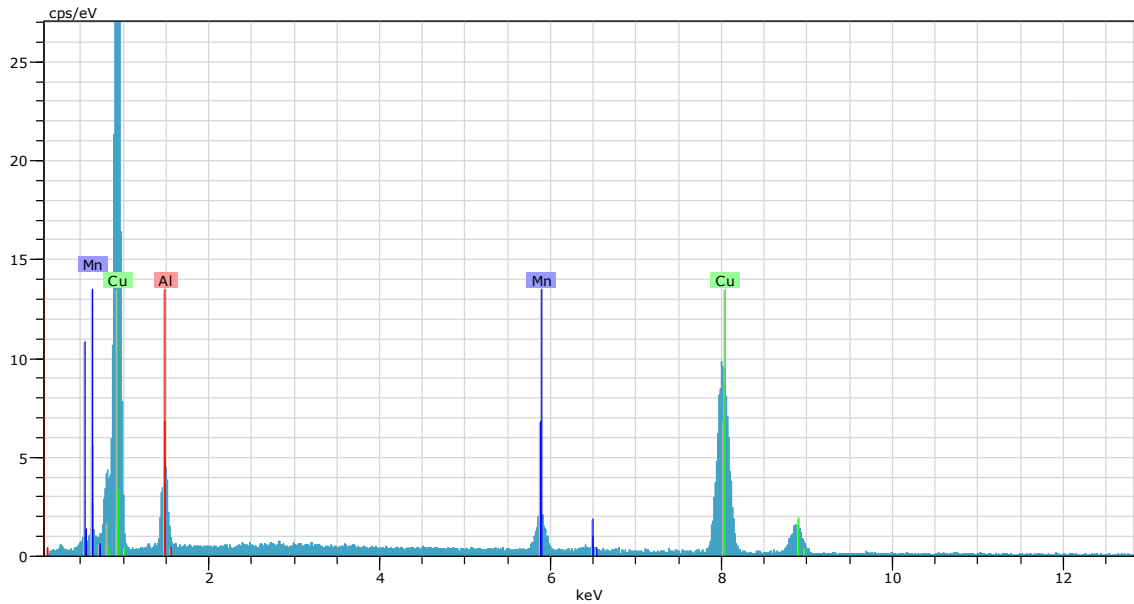
object 15 Date:09/10/2009 16:24:46 HV:20.0kV Puls th.:10.40kcps **OBJECT 15**

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	7.76	9.10	18.89	0.4
Mn	25	K-series	5.71	6.69	6.83	0.2
Cu	29	K-series	71.86	84.21	74.28	2.0
Total:			85.33	100.00	100.00	



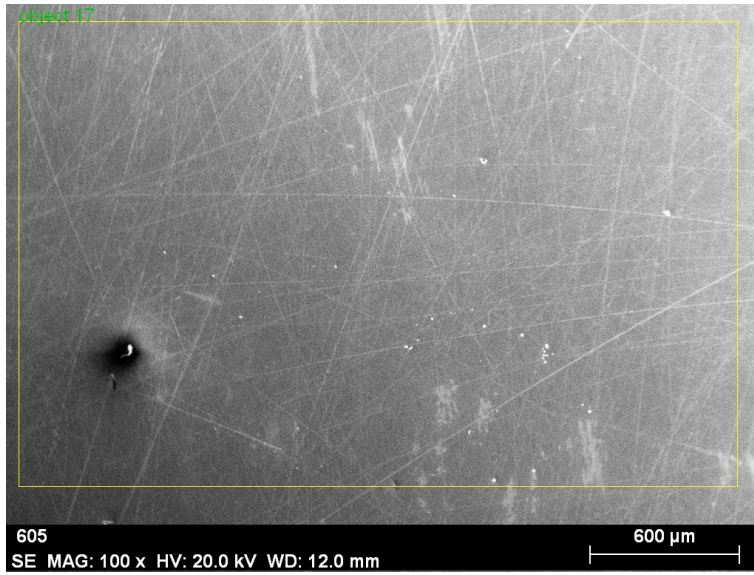
**T5 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 16**

604_SE
Date:09/10/2009 16:25:17
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



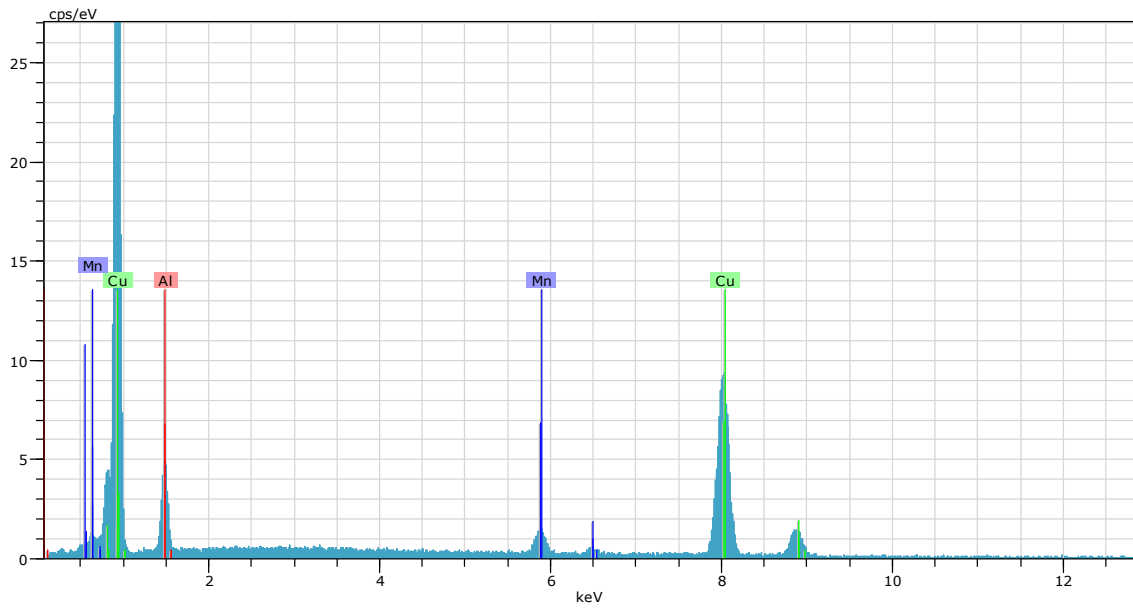
object 16 Date:09/10/2009 16:25:32 HV:20.0kV Puls th.:10.47kcps **OBJECT 16**

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	9.19	8.81	18.38	0.5
Mn	25	K-series	5.93	5.68	5.82	0.2
Cu	29	K-series	89.25	85.51	75.79	2.5
Total:			104.37	100.00	100.00	



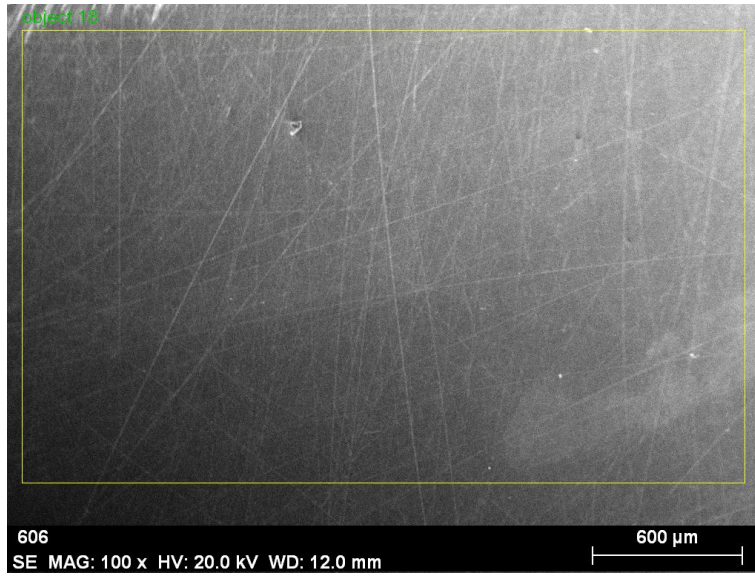
**T6 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 17**

605_SE
Date:09/10/2009 16:27:18
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



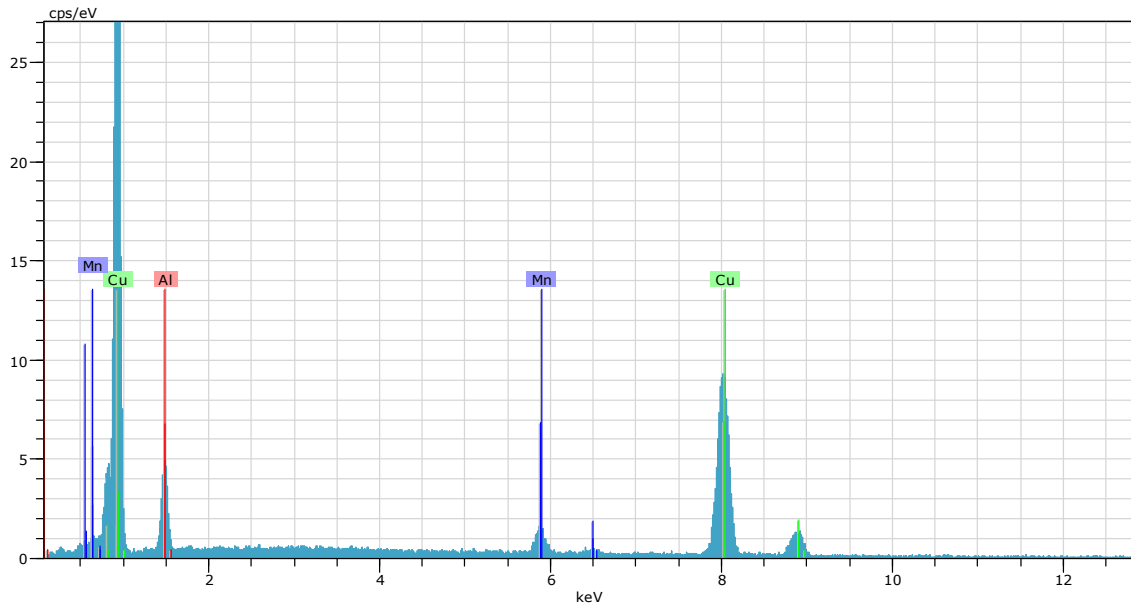
object 17 Date:09/10/2009 16:27:32 HV:20.0kV Puls th.:10.26kcps **OBJECT 17**

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	8.13	8.87	18.51	0.5
Mn	25	K-series	4.78	5.21	5.34	0.2
Cu	29	K-series	78.75	85.92	76.15	2.2
Total:			91.66	100.00	100.00	



**T6 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 18**

606_SE
Date:09/10/2009 16:28:09
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



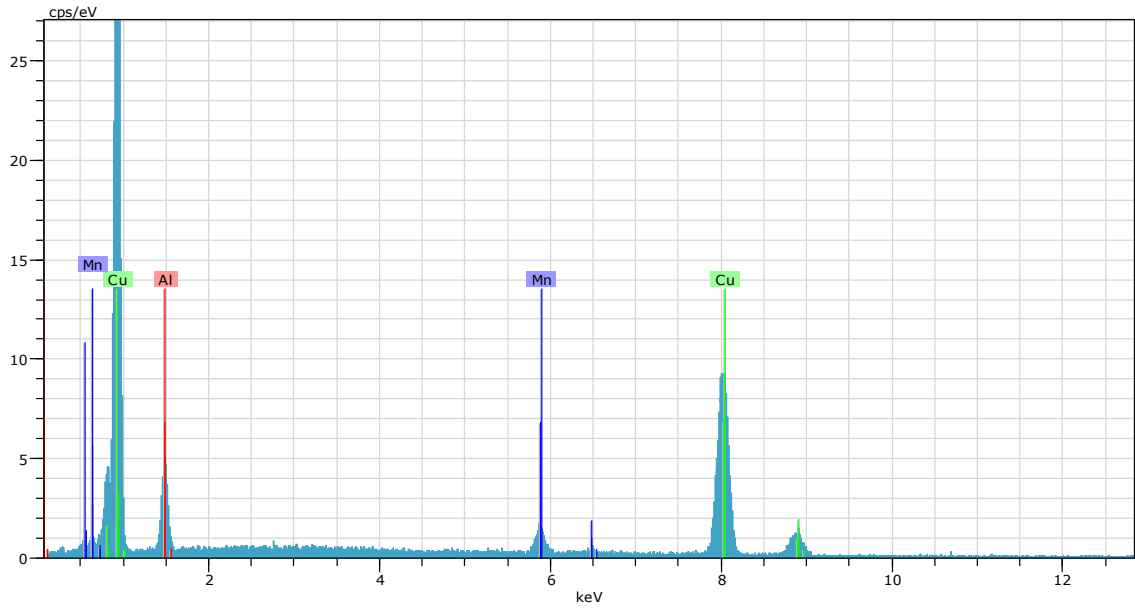
object 18 Date:09/10/2009 16:28:24 HV:20.0kV Puls th.:10.23kcps **OBJECT 18**

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	7.77	8.72	18.22	0.4
Mn	25	K-series	4.80	5.39	5.54	0.2
Cu	29	K-series	76.51	85.89	76.24	2.2
Total:			89.08	100.00	100.00	



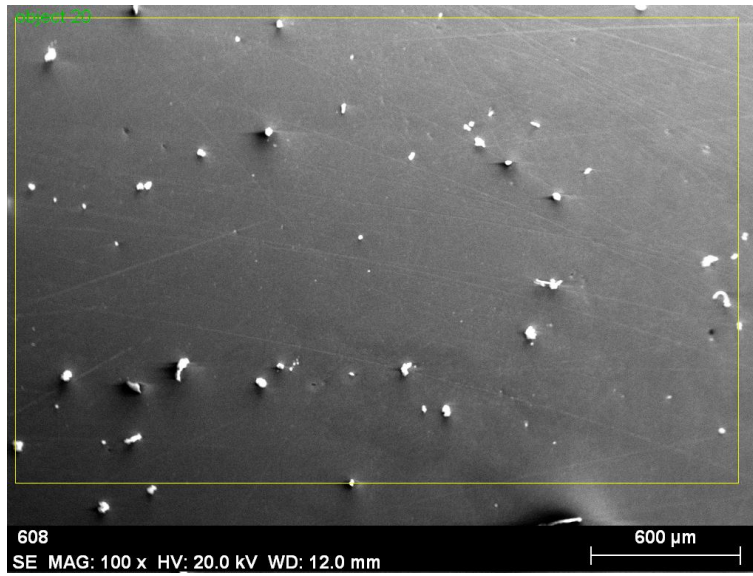
**T6 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 19**

607_SE
Date:09/10/2009 16:29:12
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



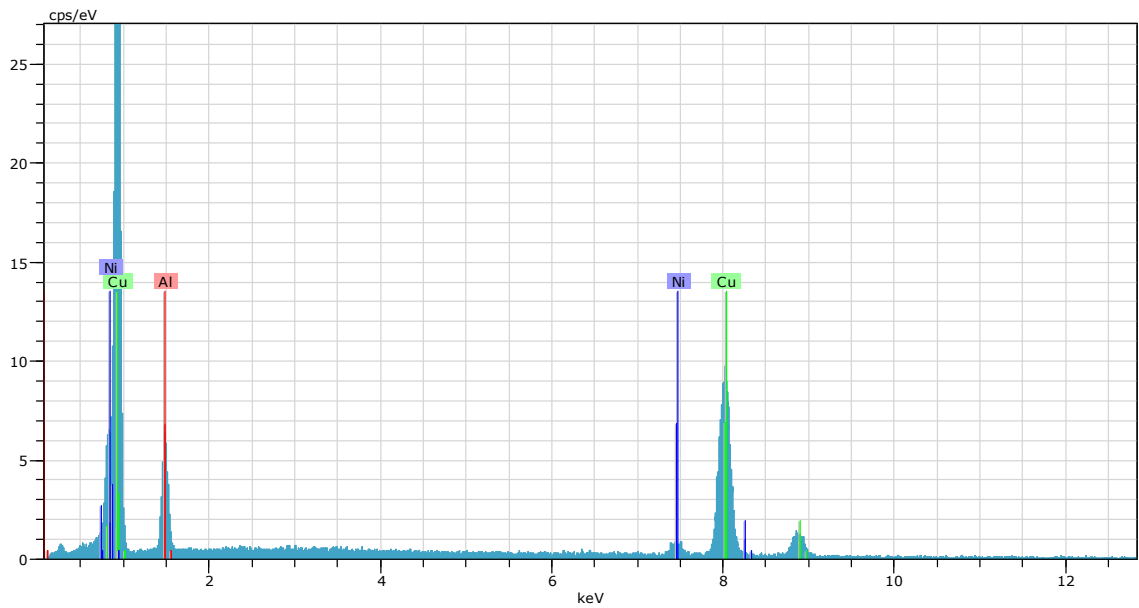
object 19 Date:09/10/2009 16:29:26 HV:20.0kV Puls th.:10.32kcps **OBJECT 19**

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	8.26	8.79	18.38	0.5
Mn	25	K-series	4.42	4.71	4.84	0.2
Cu	29	K-series	81.24	86.50	76.79	2.3
Total:			93.92	100.00	100.00	



**T7 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 20**

608_SE
Date:09/10/2009 16:31:50
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



object 20

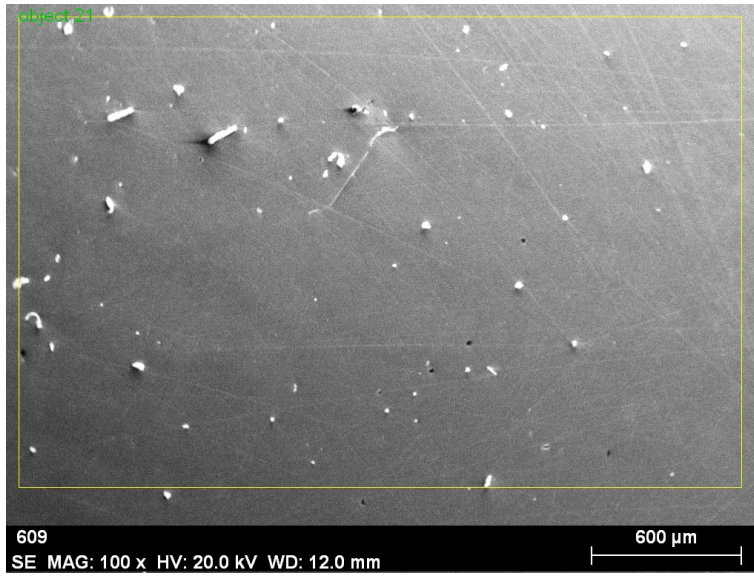
Date:09/10/2009 16:32:04

HV:20.0kV

Puls th.:10.48kcps

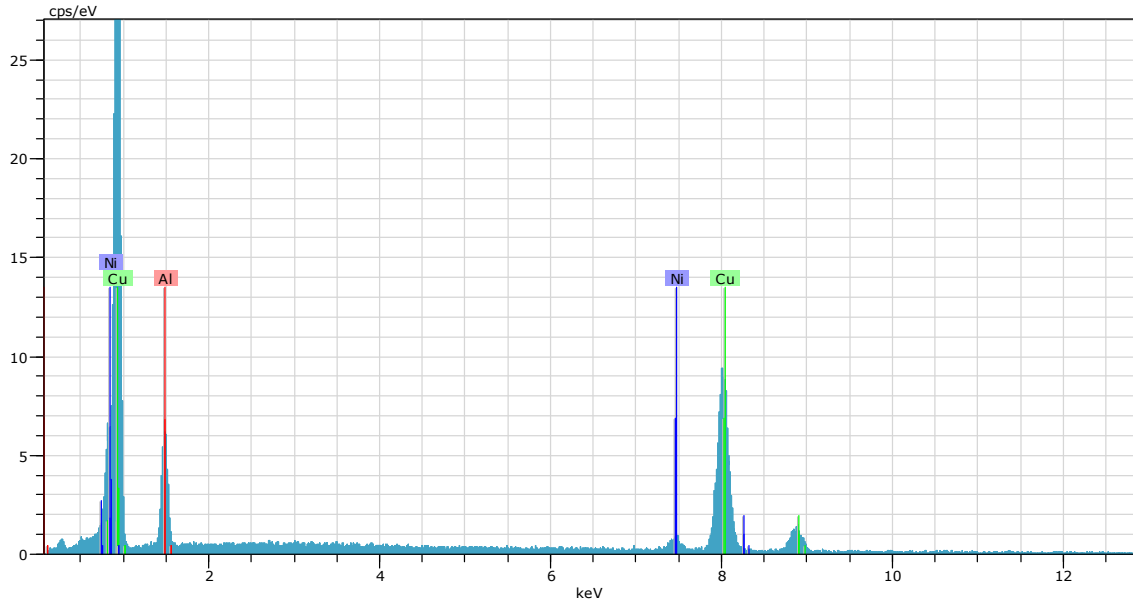
OBJECT 20

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	10.27	11.24	22.90	0.6
Ni	28	K-series	4.05	4.43	4.15	0.2
Cu	29	K-series	77.03	84.33	72.95	2.2
Total:			91.34	100.00	100.00	



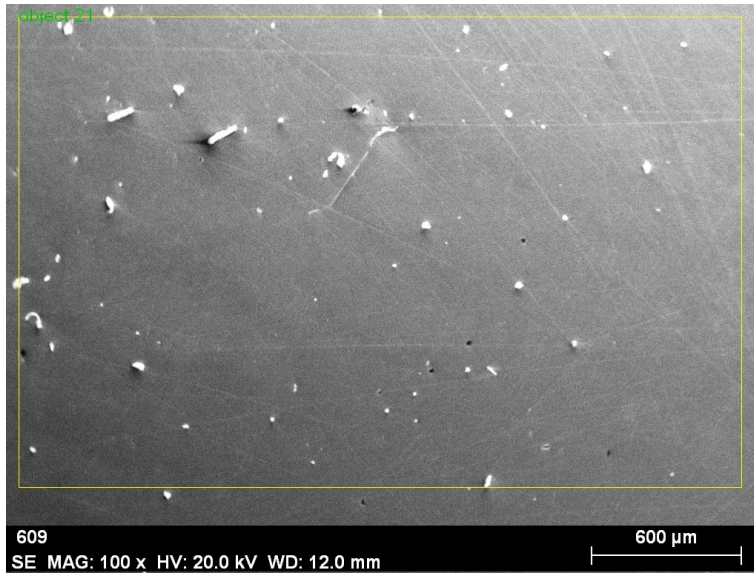
**T7 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 21**

609_SE
Date:09/10/2009 16:32:43
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



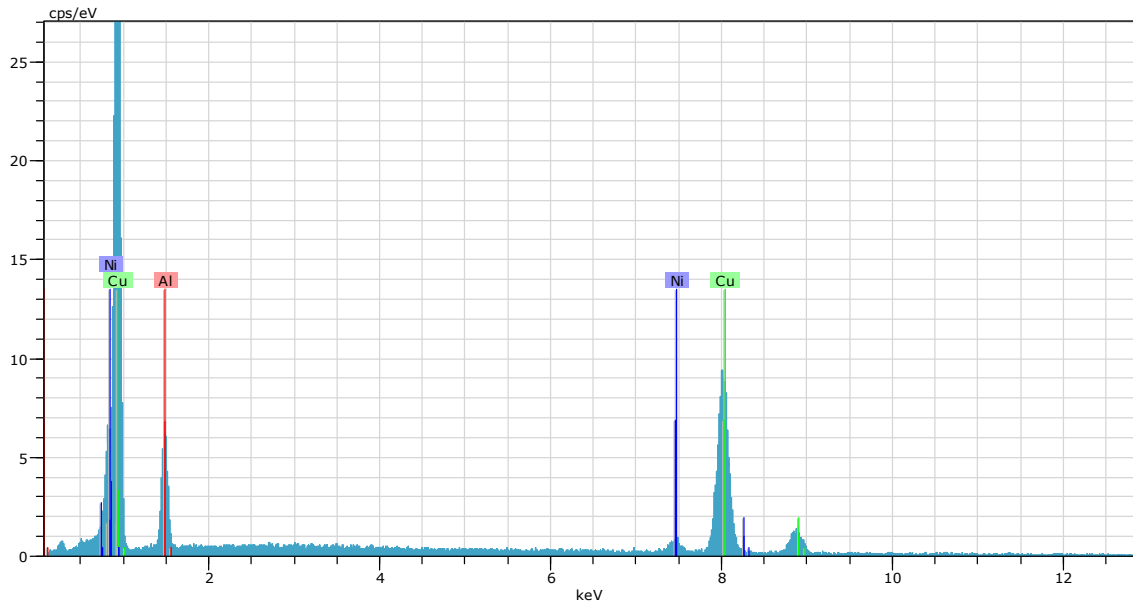
object 21 Date:09/10/2009 16:32:57 HV:20.0kV Puls th.:10.46kcps **OBJECT 21**

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	10.60	10.86	22.22	0.6
Ni	28	K-series	4.33	4.43	4.17	0.2
Cu	29	K-series	82.75	84.71	73.61	2.3
Total:			97.68	100.00	100.00	



**T7 ALAŞIMINA AİT EDX
ANALİZ SONUÇLARI
OBJECT 21**

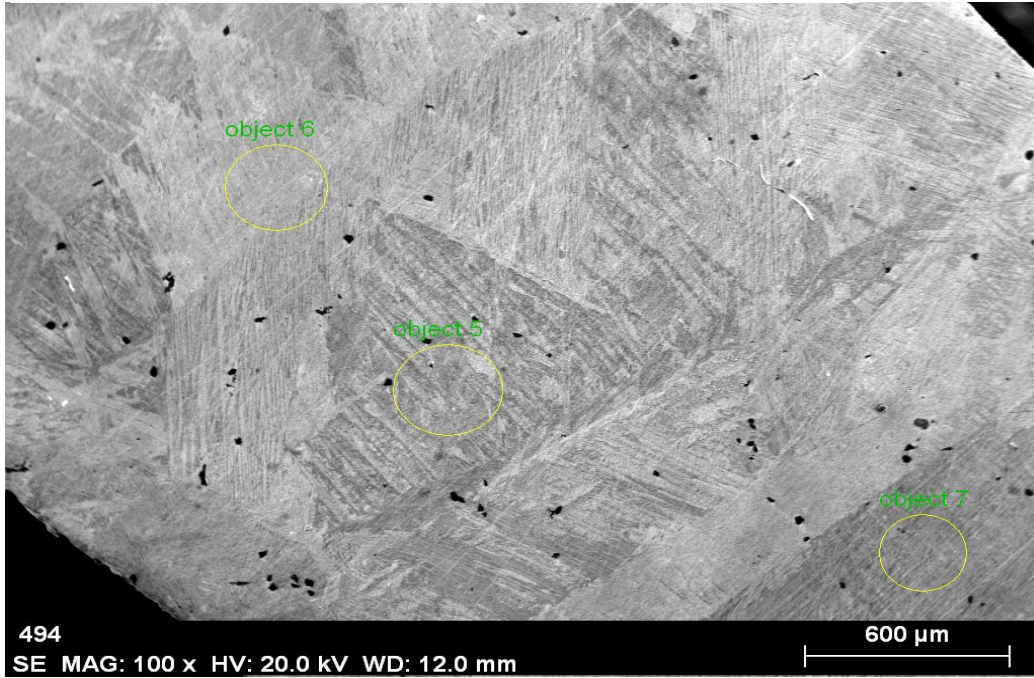
609_SE
Date:09/10/2009 16:32:43
Image size:1024 x 768
Mag:100x
HV:20.0kV



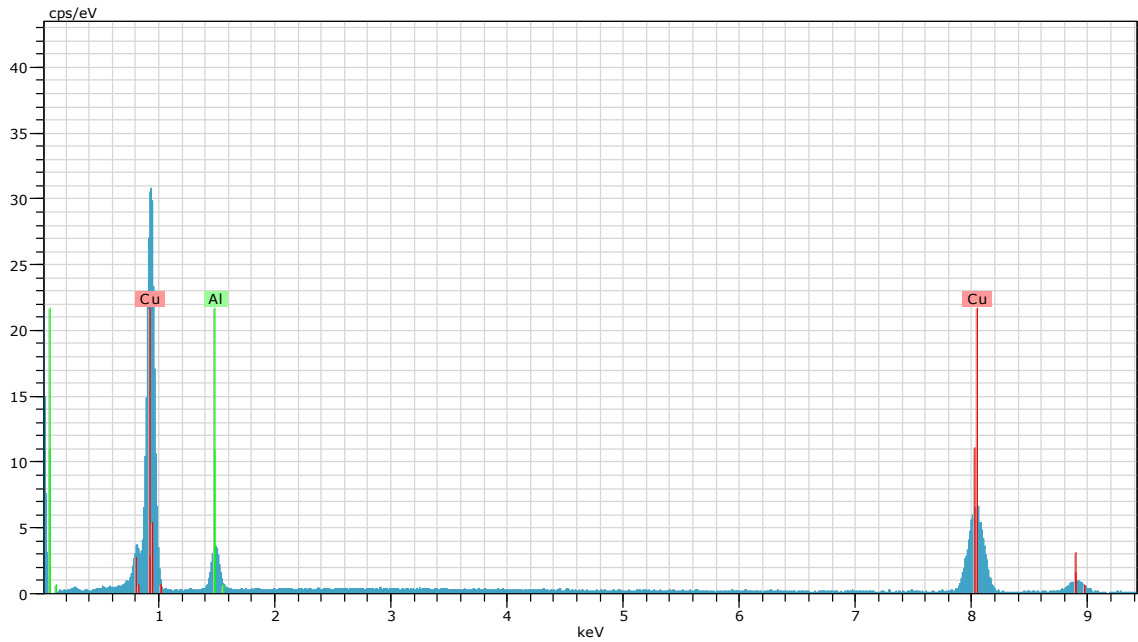
object 21 Date:09/10/2009 16:32:57 HV:20.0kV Puls th.:10.46kcps **OBJECT 21**

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	10.60	10.86	22.22	0.6
Ni	28	K-series	4.33	4.43	4.17	0.2
Cu	29	K-series	82.75	84.71	73.61	2.3
Total:			97.68	100.00	100.00	

B1 ALAŞIMINA AİT EDX ANALİZ SONUÇLARI



494
SE MAG: 100 x HV: 20.0 kV WD: 12.0 mm
494_SE
Date: 27/07/2009 18:11:50
Image size: 1024 x 768
Mag: 100x



object 5

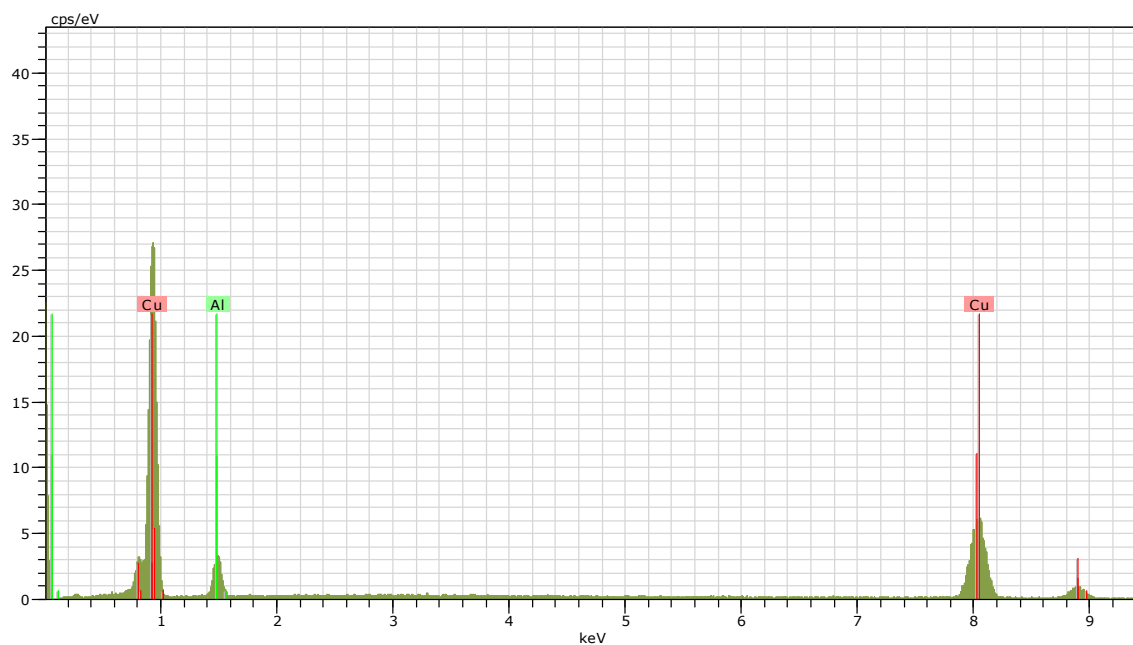
Date: 27/07/2009 18:12:37

HV: 20.0 kV

Puls th.: 7.24 kcps

OBJECT 5

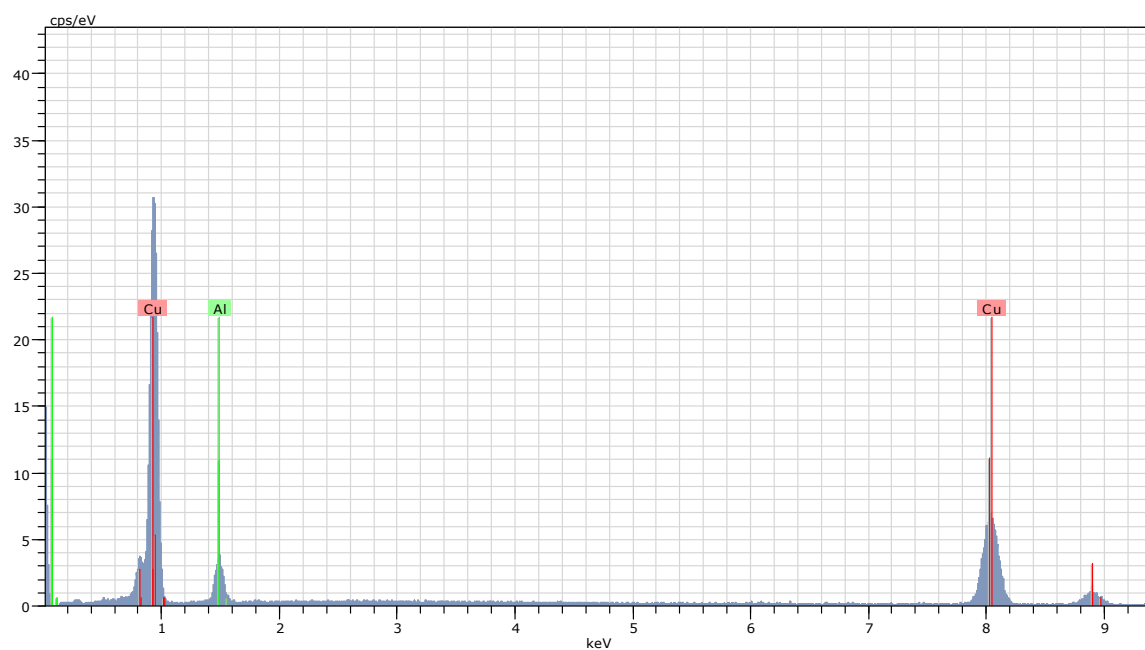
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	10.12	10.73	22.05	0.6
Cu	29	K-series	84.19	89.27	77.95	2.4
Total:			94.31	100.00	100.00	



object 6 Date:27/07/2009 18:12:54 HV:20.0kV Puls th.:6.69kcps

OBJECT 6

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	9.61	10.06	20.86	0.5
Cu	29	K-series	85.84	89.94	79.14	2.4
Total:			95.44	100.00	100.00	



object 7 Date:27/07/2009 18:13:13 HV:20.0kV Puls th.:7.38kcps

OBJECT 7

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al	13	K-series	9.17	10.34	21.36	0.5
Cu	29	K-series	79.51	89.66	78.64	2.2
Total:			88.68	100.00	100.00	

ÖZGEÇMİŞ

Arş. Gör. Canan AKSU CANBAY

Kişisel Bilgiler:

Doğum Tarihi : 1979
Doğum Yeri : Elazığ
Uyruğu : T.C.
Medeni Hali : Evli

Eğitim:

İlköğretim:

Yozgat, Akdağmadeni Namık Kemal İlkokulu

Ortaöğretim:

Yozgat Anadolu Lisesi

Lise:

Yozgat Anadolu Lisesi

Lisans: (1998-2002)

Fırat Üniversitesi, Fen-Edebiyat Fakültesi, Fizik Bölümü(Elazığ)

Yüksek Lisans: (2002-2005)

Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü(Elazığ)

Tez Konusu: **Kompozit Yarıiletkenlerin Termal, Elektrik ve Optik Özelliklerinin
İncelenmesi**

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Ayşe Aydoğdu (Fırat Üniversitesi)