

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

DEMİR KATKILI CUALNİ ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN
ÜRETİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU

Hazırlayan
Nihan ÜNLÜ
(131114103)

Fizik Anabilim Dalı
Yüksek Lisans Tezi

Danışman : Doç. Dr. Canan AKSU CANBAY

NİSAN- 2016

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

DEMİR KATKILI CUALNİ ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN
ÜRETİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Nihan ÜNLÜ
(131114103)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 13.04.2016

Tezin Savunulduğu Tarih : 28.04.2016

Tez Danışmanı : Doç. Dr. Canan Aksu CANBAY

Diğer Jüri Üyeleri : Prof. Dr. Fahrettin YAKUPHANOĞLU

Doç. Dr. Serdar ALTIN

NİSAN-2016

TEŞEKKÜR

Çalışmalarımın her aşamasında öneri ve yardımlarını eksik etmeyen kıymetli danışman hocam Doç. Dr. Canan Aksu Canbay ' a

Deneysel çalışmalarım için gerekli ortamı oluşturan Prof. Dr. Mehmet Şekerci 'ye ve gönülden desteği için arkadaşlarım Aylin Kaya ile Tercan Polat 'a

Ayrıca yaşamımın her anında yanımda olup desteklerini bir an bile eksik etmeyen babam,annem ve kardeşim Yavuz, Süheyla ve Kutluhan Ünlü 'ye

sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Bu tez Fırat Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi FÜBAP tarafından **FF14.28** nolu proje olarak desteklenmiştir.

Nihan ÜNLÜ

Elazığ - 2016

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	I
İÇİNDEKİLER.....	II
ÖZET.....	III
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	V
TABLolar LİSTESİ.....	VII
SEMBOLLER LİSTESİ.....	VIII
1. GİRİŞ.....	1
2. ŞEKİL HATIRLAMALI ALAŞIMLAR.....	4
2.1. Şekil Hatırlamalı Alaşımların Genel Karakteristikleri.....	5
2.2. Şekil Hatırlamalı Alaşımların Isıl Karakterizasyonu	8
3. ŞEKİL HATIRLAMA OLAYI	11
3.1. Cu Bazlı Şekil Hatırlamalı Alaşımlar ve Süper Örgüler	15
3.2. Cu Bazlı Alaşımlarda Faz Diyagramları	17
3.3. Martensit Öncesi Yapılar ve Elektron Konsantrasyonu	19
4. FAZ DÖNÜŞÜMLERİ.....	20
4.1. Martensitik Dönüşüm	22
4.1.1. Termoelastik Martensitik Dönüşüm.....	23
4.1.2. Deformasyon Nedenli Martensitik Dönüşüm.....	24
4.2. Martensitik Dönüşümlerin Genel Karakteristiği	26
4.3. Austenit – Martensit Faz Dönüşümlerinin Kristalografik Teorileri.....	29
4.4. Martensit Dönüşümün Kinetik Özellikleri	35
5. ENDÜSTRİYEL AMAÇLI ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR.....	41
5.1. Ni-Ti Şekil Hafızalı Alaşımlar.....	41
5.2. Bakır Esaslı Şekil Hafızalı Alaşımlar.....	44
6. MATERYAL VE METOT.....	48
6.1. Termal Analiz Teknikleri.....	50
6.1.1. Diferansiyel Tarama Kalorimetrisi (DSC).....	50
6.1.2. Termogravimetrik Analiz (TGA).....	52
6.2. Optik Mikroskop.....	53
6.3. X Işını Difraksiyonu.....	53
7. BULGULAR.....	54

7.1 .	X -Işınımı Kırınım (XRD) Analiz Sonuçları.....	54
7.1.1.	CANF-1 Alaşımına Ait X-Işını Kırınım (XRD) Analiz Sonuçları.....	54
7.1.2.	CANF-2 Alaşımına Ait X-Işını Kırınım (XRD) Analiz Sonuçları.....	55
7.1.3.	CANF-3 Alaşımına Ait X-Işını Kırınım (XRD) Analiz Sonuçları.....	56
7.1.4.	CANF-4 Alaşımına Ait X-Işını Kırınım (XRD) Analiz Sonuçları.....	58
7.2.	Metalografik Gözlemler	60
7.3.	Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Sonuçları.....	72
7.3.1.	CANF-1 Alaşımının Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Sonuçları.....	73
7.3.2	CANF-2 Alaşımının Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Sonuçları.....	79
7.3.3.	CANF-3 Alaşımının Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Sonuçları.....	86
7.3.4.	CANF-4 Alaşımının Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Sonuçları.....	92
7.4.	Diferansiyel Termal Analiz (TG/DTA) Sonuçları	94
8.	SONUÇ VE TARTIŞMA.....	100
	KAYNAKLAR.....	102
	ÖZGEÇMİŞ.....	108

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

DEMİR KATKILI CUALNİ ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARIN ÜRETİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU

Nihan ÜNLÜ

Fırat Üniversitesi

Fen bilimleri Enstitüsü

Fizik Anabilim Dalı

2016

Bu çalışmada Cu-(at.%) 13.15 Al-(at.%) 4.24 Ni-(at.%) 0.41Fe, Cu-(at.%)15.54 Al-(at.%)3.56Ni-(at.%)0.91Fe ,Cu-(at.%)17.2Al-2.81Ni-(at.%)1.74Fe ve Cu-(at.%) 13.66 Al-(at.%) 3.69Ni-(at.%) 1.65 Fe kompozisyonlu ergitme yöntemi ile elde edilen şekil hafızalı alaşımların yapısını ve termal davranışını inceledik.

Austenit ve martensit fazın karakteristik dönüşüm sıcaklıkları Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) kullanılarak belirlendi ve sonra Cu-Al-Ni-Fe şekil hafızalı alaşımların yapısal faz geçişleri TG/DTA ölçümleri ile araştırıldı. Alaşımlara ait örgü parametreleri, kristal yapı tayinleri ve yansıma veren düzlemler oda sıcaklığında X-ışını analizi yapılarak hesaplanmış ve de incelenmiştir. Yüzey mikrografları optiksel ölçümler ile belirlendi.

Anahtar Kelime : Cu -bazlı şekil hafızalı alaşımlar, martensit ,faz geçişleri, Cu-Al-Ni alaşımları.

SUMMARY

M. Sc. Thesis

PRODUCTION OF CuAlNi SHAPE MEMORY ALLOYS WITH IRON MIXED AND CHARACTERIZATION

Nihan ÜNLÜ

Fırat University

Institute of Science and Technology

Department of Physics

2016

In this work, we investigated the structural and thermal behaviour of Cu-13.15 Al-4.24 Ni-0.41Fe (at.%), Cu-15.54 Al-3.56Ni-0.91Fe (at.%), Cu-17.2Al-2.81Ni-1.74Fe (at.%) and Cu- 13.66 Al- 3.69Ni- 1.65 Fe (at.%) shape memory alloys that were fabricated by arc melting.

Characteristic transformation temperatures of austenite and martensite phase were determined using the Differential Scanning Calorimetry (DSC). And then the structural phase transitions of Cu-Al-Ni-Fe shape memory alloys were investigated by TG/DTA measurements. The lattice parameters crystal structures and diffraction patterns of the alloys were calculated by X-Ray analysis at room temperature. The surface mikrographs were analysed by optical measurement analysis.

Key Words: Cu -based shape memory alloys, martensite, phase transformations, Cu-Al-Ni alloys.

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1. Ni-Ti alaşımına ait bir termal analiz (DSC) sonucu	4
Şekil 2. 2. Bir Ti-Ni alaşımının martensitik ve austenit yapısı	5
Şekil 2. 3. Sabit yük altındaki bir numunede ısıtma ve soğutma durumunda tipik dönüşüm sıcaklık eğrisi. T: sıcaklık, T_h : dönüşüm histerezisi ; M_s : martensit başlangıcı, A_s : austenit başlangıcı, M_f : martensit bitişi, A_f : austenit bitişi.	6
Şekil 2.4. (a) Beta fazlı kristal. (b) Soğutma ve martensit dönüşüm sonrası kendiliğinden yerleşen A,B,C ve D ikizlenmiş üniteler. (c) A ünitesi uygulanan gerilme sonunda konfigürasyonda egemen olur ve ısıtma durumunda malzeme beta fazlı yapısına yani orijinal şekline yeniden döner	7
Şekil 2.5. Çeşitli şekil hafızalı alaşımlarda görülen yapı görüntüleri. (a) Bakır esaslı şekil hafızalı bir alaşımda martensitik yapı. (b) Ti-Al bir alaşımda TiAl ve Ti_3Al fazlara ait yapraklı yapı	7
Şekil 2.6. Farklı sıcaklıklarda dönüşüme ilişkin gerilme-gerinim eğrileri. (a) austenit, (b) martensit, (c) süperelastik davranışlar.....	8
Şekil 2.7. Nikel esaslı bir alaşımda ısıtma işlem öncesi (a) ve sonrası (b) yapı görünümü.	10
Şekil 3.1. Şekil hatırlama olayının şematik gösterimi	13
Şekil 3.2. Şekil hatırlama olayı, a) Tek yönlü, b) Çift yönlü	14
Şekil 3.3. Şekil hatırlama özeliğine sahip düzenli kristal yapı birim hücreleri. (a) CsCl yapı, (b) Fe_3Al yapı, (c) Cu_2MnAl tipi yapı.	17
Şekil 3.4. İkili CuAl ve üçlü CuAlNi alaşımları için faz diyagramları. (a) CuAl alaşımının faz diyagramı, (b) Ağırlıkça sabit % 14 Al katkılı CuAlNi alaşımının faz diyagramı.....	18
Şekil 4.1. İnce perlit (a) ve kaba perlit (b) gösterimi.....	21
Şekil 4.2. Üst beynit (a) ve alt beynit (b) gösterimi.....	22
Şekil 4.3. Termoelastik olan (AuCd) ve olmayan (FeNi) martensit dönüşümler için sıcaklık döngülerinin karşılaştırılması	24
Şekil 4.4. Gerilme nedenli martenzi yoluyla sözde elastik deformasyon	26
Şekil 4.5. Kristalografik yapının sıcaklığa bağlı olarak değişimi.	28
Şekil 4.6. Bain modeline göre fcc yapının bcc yapıya dönüşümü.(a) fcc birim hücresi, (b) bcc birim hücresi.	30

Şekil 4.7. Austenit ve martensit yapı arasındaki sınır şekil değişimi. (a) Martensit yüzey kabartısı, (b) Bozulma çizgisinin kırılması.....	34
Şekil 4.8. Martensit dönüşümün difüzyonsuz gerçekleşmesine bağlı olarak düzlem ve doğrultulardaki değişim.	35
Şekil 4.9. Martensit oluşum yüzdesinin sıcaklık ve zamana bağlı değişimi. a)Patlamalı atermal, b)Atermal, c)İzotermal	36
Şekil 4.10. Austenit martensit fazın kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklık ve martensitik dönüşümle olan ilişkisi.	37
Şekil 5.1. Ni-Ti alaşımının faz denge diyagramı.....	43
Şekil 5.2. CuZnAl alaşımlar için bileşim ve M_s sıcaklıkları arasındaki ilişki.....	46
Şekil 6.1. Shimadzu DSC-60A diferansiyel taramalı kalorimetre cihazı.....	49
Şekil 6.2. Nikon-MA 200 model optik mikrograf.....	50
Şekil 6.3. Diferansiyel tarama kalorimetrisi (DSC) 'nin şematik gösterimi.....	51
Şekil 7.1 . CANF-1 alaşımından elde edilen X-ışını kırınım deseni.....	54
Şekil 7.2 . CANF-2 alaşımından elde edilen X-ışını kırınım deseni	55
Şekil 7.3 . CANF-3 alaşımından elde edilen X-ışını kırınım deseni.....	57
Şekil 7.4 . CANF-4 alaşımından elde edilen X-ışını kırınım deseni.....	58
Şekil 7.5 . CANF-1 , CANF-2 ,CANF-3 ve CANF-4 alaşımlarının X-ışını kırınım desenleri.....	60
Şekil 7.6. CANF-1 alaşımına ait 100 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.....	61
Şekil 7.7. CANF-1 alaşımına ait 200 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.....	62
Şekil 7.8. CANF-1 alaşımına ait 500 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.....	63
Şekil 7.9. CANF-2 alaşımına ait 100 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.....	64
Şekil 7.10. CANF-2 alaşımına ait 200 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.....	65
Şekil 7.11. CANF-2 alaşımına ait 500 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.....	66
Şekil 7.12. CANF-3 alaşımına ait 100 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.....	67
Şekil 7.13. CANF-3 alaşımına ait 200 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.....	68
Şekil 7.14. CANF-3 alaşımına ait 500 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.....	69
Şekil 7.15. CANF-4 alaşımına ait 100 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.....	70
Şekil 7.16. CANF-4 alaşımına ait 200 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.....	71
Şekil 7.17. CANF-4 alaşımına ait 500 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.....	72
Şekil 7.18. CANF-1 numunesine ait 5 $^{\circ}\text{C} / \text{dk}$ ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	73

Şekil 7.19. CANF-1 numunesine ait 5 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	74
Şekil 7.20. CANF-1 numunesine ait 15 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	74
Şekil 7.21. CANF-1 numunesine ait 15 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	75
Şekil 7.22. CANF-1 numunesine ait 25 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	75
Şekil 7.23. CANF-1 numunesine ait 25 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	76
Şekil 7.24. CANF-1 numunesine ait 35 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	76
Şekil 7.25. CANF-1 numunesine ait 35 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	77
Şekil 7.26. CANF-1 numunesine ait 45 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	77
Şekil 7.27. CANF-1 numunesine ait 45 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	78
Şekil 7.28. CANF-1 numunesine ait 5, 15 , 25 , 35 ve 45 °C /dk ısıtma hızları ile elde edilen DSC eğrileri.....	78
Şekil 7.29. CANF-2 numunesine ait 5 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	80
Şekil 7.30. CANF-2 numunesine ait 5 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	80
Şekil 7.31. CANF-2 numunesine ait 15 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	81
Şekil 7.32. CANF-2 numunesine ait 15 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	81
Şekil 7.33. CANF-2 numunesine ait 25 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	82
Şekil 7.34. CANF-2 numunesine ait 25 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	82
Şekil 7.35. CANF-2 numunesine ait 35 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	83
Şekil 7.36. CANF-2 numunesine ait 35 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	83
Şekil 7.37. CANF-2 numunesine ait 45 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	84
Şekil 7.38. CANF-2 numunesine ait 45 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	84
Şekil 7.39. CANF-2 numunesine ait 5, 15 , 25 , 35 ve 45 °C /dk ısıtma hızları ile elde edilen DSC eğrileri.....	85
Şekil 7.40. CANF-3 numunesine ait 5 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	86
Şekil 7.41. CANF-3 numunesine ait 5 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	87
Şekil 7.42. CANF-3 numunesine ait 15 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	87
Şekil 7.43. CANF-3 numunesine ait 25 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	88
Şekil 7.44. CANF-3 numunesine ait 25 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	88
Şekil 7.45. CANF-3 numunesine ait 35 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	89
Şekil 7.46. CANF-3 numunesine ait 35 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	89
Şekil 7.47. CANF-3 numunesine ait 45 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	90

Şekil 7.48. CANF-3 numunesine ait 45 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	90
Şekil 7.49. CANF-3 numunesine ait 5, 15 , 25 , 35 ve 45 °C /dk ısıtma hızları ile elde edilen DSC eğrileri.....	91
Şekil 7.50. CANF-4 numunesine ait 45 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	92
Şekil 7.51. CANF-4 numunesine ait 45 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.....	93
Şekil 7.52. CANF-1 , CANF-2 , CANF-3 ve CANF-4 numunelerine ait 45 °C /dk ısıtma hızları ile elde edilmiş DSC eğrileri.....	93
Şekil 7.53. CANF-1 alaşımına ait DTA eğrisi.....	94
Şekil 7.54. CANF-2 alaşımına ait DTA eğrisi.....	95
Şekil 7.55. CANF-3 alaşımına ait DTA eğrisi.....	95
Şekil 7.56. CANF-4 alaşımına ait DTA eğrisi.....	96
Şekil 7.57. CANF-1 alaşımına ait TG/DTA eğrisi.....	97
Şekil 7.58. CANF-2 alaşımına ait TG/DTA eğrisi.....	97
Şekil 7.59. CANF-3 alaşımına ait TG/DTA eğrisi.....	98
Şekil 7.60 . CANF-4 alaşımına ait TG/DTA eğrisi.....	98
Şekil 7.61. CANF-1, CANF-2, CANF-3 ve CANF-4 alaşımına ait TG/DTA eğrileri.....	99

TABLÖLER LİSTESİ

Tablo 3.1. Şekil hatırlama olayı gösteren bazı alaşımlar.....	12
Tablo 4.1. Fazların düzenleri ve mekanik özellikleri.....	21
Tablo 4.2. Austenit-martensit faz dönüşümlerine ait bazı dönme bağıntıları.....	31
Tablo 5.1. İkili Ni-Ti şekil hafızalı alaşımların özellikleri	42
Tablo 5.2. Tahmini çevrim sayısı ile mücadele edilen maksimum gerilme ve gerilme arasındaki ilişki.....	44
Tablo 5.3. Bakır esaslı şekil hafızalı alaşımların özellikleri	45
Tablo 6.1. Cu-Al-Ni-Fe alaşımlarının kimyasal kompozisyonları.....	48
Tablo 7.1. CANF-1 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.....	55
Tablo 7.2. CANF-2 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.....	56
Tablo 7.3. CANF-3 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.....	57
Tablo 7.4. CANF-4 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.....	59
Tablo 7.5. CANF-1 numunesine ait elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.....	79
Tablo 7.6. CANF-2 numunesine ait elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.....	85
Tablo 7.7. CANF-3 numunesine ait elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.....	91

SEMBOLLER LİSTESİ

A_f : Martensit → austenit faz dönüşümünde austenit yapının tamamlandığı sıcaklık.

A_s : Martensit → austenit faz dönüşümünde austenit yapının başladığı sıcaklık.

bcc : Cisim merkezli kübik yapı.

bct : Cisim merkezli tetragonal yapı .

fcc : Yüzey merkezli kübik yapı.

fct : Yüzey merkezli tetragonal yapı.

hkl : Kristal yapı düzlemlerini belirleyen indis sistemi

M_f : Austenit → martensit faz dönüşümünde austenit yapının tamamlandığı sıcaklık.

M_s : Austenit → martensit faz dönüşümünde austenit yapının başladığı sıcaklık.

T : Sıcaklık.

T_C : Kritik sıcaklık.

T_0 : Austenit yapının termodinamik dengedeki sıcaklığı.

T_M : Maksimum pik sıcaklığı.

β_1 : DO3 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.

Δd : Kristal yapıda düzlemler arası mesafe farkı .

θ : Difraksiyon açısı .

$\Delta H_{M \rightarrow A}$: Martensit -austenit entalpi değişimi.

$\Delta H_{A \rightarrow M}$: Austenit -martensit entalpi değişimi.

$\Delta S_{M \rightarrow A}$: Martensit -austenit entropi değişimi.

$\Delta S_{A \rightarrow M}$: Austenit -martensit entropi değişimi.

1. GİRİŞ

Alaşım ve metallerin faz dönüşümü, çok sayıda olayın ve değişkenin kontrolünde olması nedeni ile son zamanlarda üzerinde en fazla çalışılan konulardan biri olmuştur. Faz dönüşümleri önemli endüstriyel sonuçları ortaya çıkarmasıyla birlikte bu olayı tam olarak açıklayabilecek kristalografik, termodinamik ve kinetik modellerin geliştirilmesi henüz daha tamamlanmadığından dolayı günümüzde de bu konuyla ilgili yapılan çeşitli araştırmalar devam etmektedir [1,2].

Metal ve alaşımlar değişik fiziksel etkiler altında farklı sonuçlar ortaya koyabilirler. Özellikle de sıcaklık, basınç, zor veya bunların farklı birleşimleri şeklindeki etkiler, bazı metal ve alaşımlarda mikro yapısal farklılıklar meydana getirir. Bahsi geçen etkiler sonucunda alaşım veya metal atomlarının komşulukları sabit kalarak yalnızca kristal yapının değiştiği dönüşümlere martensitik faz dönüşümleri denilmektedir. Bu faz dönüşümü ilk kez A. Martens tarafından Fe bazlı alaşımlarda gözlemlendiğinden dolayı bu bilim adamının adıyla anılmaktadır. Dönüşüm sonucunda oluşan makroskobik şekil farklılaşmalarını kontrol edebilme özelliğinden dolayı bu alaşımların hem ticari kullanımları hem de metalürjik araştırmaları bir şekilde devam etmektedir. Yapılan yoğun çalışmalar sonucunda Fe bazlı alaşımlar dışında metalik özellik taşımayan malzemelerin bir kısmında da martensitik dönüşümün gözlendiği bilinmektedir [3,4].

Martensitik dönüşümlerde belli bir kristal yapıya sahip malzeme fiziksel etkiler altında kaldığında düşük serbest enerjili düşük sıcaklık fazındaki yeni bir kristal yapıyı tercih eder. Bu dönüşümde yüksek sıcaklık fazına austenit faz, düşük sıcaklık fazına ise martensit faz denir [5].

Martensitik dönüşümlerin termoelastik olan ve termoelastik olmayan olmak üzere iki çeşidi vardır. Termoelastik dönüşümler yapan alaşımlar şekil hatırlamalı alaşımlardır. şekil hatırlamalı alaşımlar termal işlemlere duyarlı fonksiyonel numunelerdir. Bu alaşımların önemli özellikleri kritik dönüşüm sıcaklığının altında ve üstünde iki ayrı şekil ya da kristal yapısına sahip olmalarıdır. şekil hatırlama olayında atomların yer değiştirme miktarı çok da büyük değildir. Fakat atomların hacimsel olarak ortak doğrultuda gözlemlenebilir şekilde bir şekil değişimi söz konusu olur. Düşük sıcaklıklarda deforme edilebilen bu şekil hafızalı alaşımlar, daha büyük sıcaklıklarda deformasyon öncesi sahip oldukları şekillerine geri dönebilirler[6].

Uygulamada şekil hatırlama etkisine sahip olan pek çok sayıda alaşım olduğu bilinmektedir. Bu alaşımlar arasında en fazla NiTi ve Cu bazlı alaşımlar ilgi görür. Cu bazlı alaşımlar korozyona karşı hassas olmalarına rağmen, NiTi alaşımlarına oranla üretimi kolay ve maliyetinin de düşük olması nedeniyle Cu bazlı alaşımlar üzerindeki araştırmalar yoğunluk kazanmıştır.

Süperelastik ve şekil hafıza etkili numuneler günümüzde pratik ve ileri düzey birçok alanda tercih edilmektedirler. Bu malzemeler, makine-teçhizat ve yapı malzemeleri, medikal aletler , endüstriyel ve tıbbi uygulamalara ek olarak; elektronik aygıtlar, uzay araçları gibi ileri düzey uygulamalarda ve süperelastik gözlük çerçeveleri, telefon antenleri gibi günlük hayatı kolaylaştırılan birçok üründe karşımıza çıkmaktadırlar. Son zamanlarda robotik alanda yapılan uygulamalar da gün geçtikçe yaygınlaşmaktadır [7].

Nitinol, yüksek biyoyumluluk ve süperelastiklik etkisi göstermesi nedeniyle intravasküler bir tıbbi gereç olan kalp stentlerinde kullanılır [8]. Dönüşüm sıcaklığı genellikle 30°C olan bu stentler vücut içerisinde A_f sıcaklığının üstünde süperelastik davranış gösterirler [9]. Damar içindeki esnek davranışı ve operasyona sağladığı kolaylık sebebiyle tercih edilmektedirler. Bir diğer taraftan kataterler ve çeşitli operasyonlarda kullanılan yönlendirici kablolar için de bu numuneler çokça tercih edilenler arasındadır.

Makine-teçhizat ve yapı araçları özellikle şekil hatırlamalı alaşımların fazla tercih edildiği alanlardır. Sıcaklık etkisi ile mekanik davranış gösteren bu malzemeler ısıyı hissedip bu etkiye tepki veren sensörler olarak uygulama bulurlar [10]. Sıcak su ve soğuk su girişleri birbirlerine bir yay sistemi ile bağlanmış olan termal vanalarda, karışım suyu sıcaklığının artması durumunda, şekil hafıza etkili yay geriye doğru açılarak sıcak su girişini daraltır ve sıcaklığın ayarlanmasına yardım eder. Sıcaklığın azalması ve yayın martensitik geçiş sıcaklığına geçmesi durumunda yay yeniden daralarak eski formunu geri döner. Bu şekilde malzemenin geçiş sıcaklığına bağlı olarak termal kontrol sağlanmış olur [10].

Biyomedikal alanlarda kullanılan ve damarlar içindeki kan pıhtılarını yakalayan bir filtre şekil hatırlama davranışından faydalanılarak elde edilmiştir. Damar içine sokulmadan önce NiTi alaşımlı telden yapılan çapa biçimindeki filtre, düz tel haline getirilir. Bu tel daha sonra, vücut ısı ile harekete geçip filtre fonksiyonu sağlayarak orijinal şekline geri döner ve toplardamarın içinden geçen kan pıhtılarını tutar. Çapları, alaşım martensitik fazda iken genişletilir, montajı yapıldıktan sonra ısıtılıp austenit faza geri getirilir. Bu sebeple çap yeniden küçülüp eski boyutuna dönmeye çalışır ve sıkı bir şekilde metal tüpe

eklenir. Metal t p orijinal şekline dönmesini engel olur ve ortaya çıkarılan gerilme sebebiyle kaynak işlem ile elde edilen bir bağlantıya e de er üstün bir birleşme elde edilmiş olur.

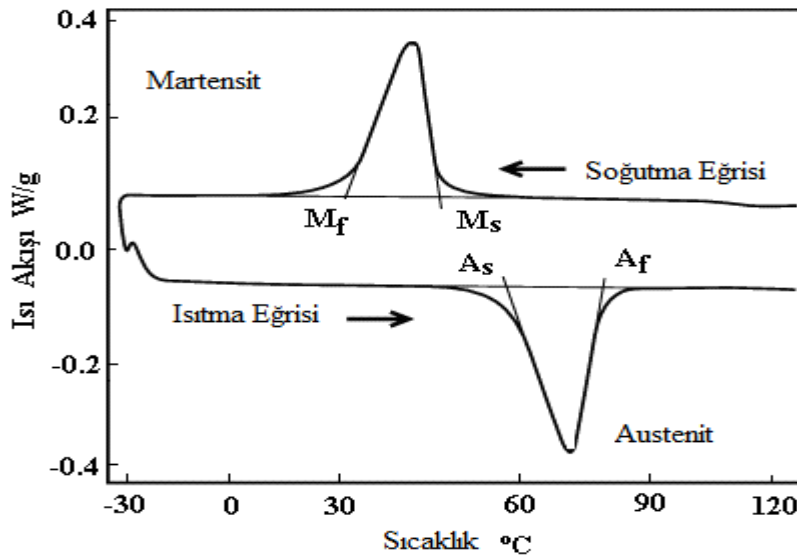
Kimi alanlarda  ekil hafızalı malzeme, istenilen hareket sınırları çerçevesinde g   üretmek amacıyla tasarlanır. Elektrik ile çalışan sistemde  ekil hatırlamalı malzeme bir yayı a abilmek için kuvvet üretmek maksadıyla kullanılır. Benzer prensibe dayanarak, CuAlZn alaşımlarının bu alanda birden çok uygulamaları vardır. Bu uygulamalardan biri, yangın durumunda yanıcı ve zehirli gazların çıkışını kapatacak şekilde tasarlanmış olan CuZnAl alaşımlarından meydana gelen yangın güvenlik valfleridir (akışkan içeren tesisatlarda ko ula bağlı olarak açılıp kapanabilen çıkış öğesi). Şekilsel geri kazanımın bazısı dönüşümün belirli bir sıcaklık aralığında oluşmasından ötürü seçilen geri kazanım ile mekanizma hareketi sağlamak için kullanılabilir. Bunun için gerekli olan şey, valfi beklenen ölçüde a mayı ya da kapatmayı sağlayan bir tertibattır.

Ayrıca havacılık alanında mevcut bulunan klasik sistemlerle ba  edilemeyen birçok sorunun geliştirilmekte olan akıllı malzemelerin maliyet ve ağırlık açısından uygun olmasıyla çözülebileceği tahmin edilmektedir. Akıllı malzemelerin ilk olarak kullanılması planlanan yer, kontrol yüzeyleridir. Var olan mente eli sistemin yerine  ekil hatırlamalı alaşımlar kullanılarak mente esiz, kanadın devamı olarak gelen kontrol yüzeyleri araştırılmaktadır. Bu sayede uçağın hava direnci azaltılarak performans artı ı elde edilecektir. Bir sonraki aşaması ise tamamen akıllı malzeme kullanılarak yapılan kanatlar olacaktır. Böylece uçağın uçuş şartlarına göre aerodinamik kayıpları en aza düşürülerek en verimli kanat profiliyle uçması mümkün olacaktır. Uçaklarda ve helikopterlerde rotor titreşimi, gürültü ve verim kaybı gibi sorunların önüne  ekil hafızalı malzemelerin kullanımı ile geçilebilir.

2. ŞEKİL HATIRLAMALI ALAŞIMLAR

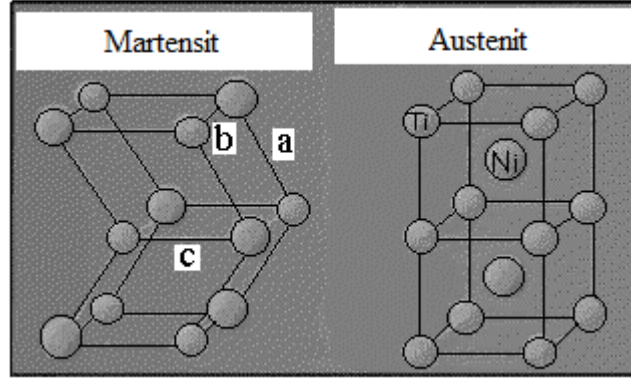
Şekil hafızalı alaşımlar ,malzeme biliminde uygun bir ısı prosedür ile gerçek şekline ve boyutuna dönebilme yeteneğine sahip malzemelerdir. Isıl değişimlere duyarlı fonksiyonel materyallere şekil hafızalı alaşımlar denir. Kritik dönüşüm sıcaklığının üzerinde ve altında iki ayrı şekil ya da kristal yapısına sahip olmaları temel özellikleridir. Yüksek sıcaklıklarda deformasyon öncesi şekillerine yeniden dönebilen bu malzemeler daha çok düşük sıcaklıklarda deforme edilebilen malzemelerdir . Bu alaşımlar yeniden soğutma halinde çift yönlü şekil hafızalı malzemeler olarak tanımlanırken, yalnızca ısıtma ile tek yönlü şekil hafızaya sahip malzemeler olarak adlandırılır [11].

Şekil hafızalı malzemeler, şekil hafıza etkisi ve süperelastiklik gibi martensitik dönüşüm ve tersine dönüşümün gerçekleştiği alaşımlardır. Şekil hafıza etkisi, austenit başlama sıcaklığı (A_s) altında uygulanan bir plastik gerilmenin austenit bitiş sıcaklığı (A_f) üzerine ısıtılma ile tersine çevrilebilir ters dönüşüm etkisi sayesinde de yeniden elde edildiği olaydır. Şekil hafızalı malzemelerde martensit ve austenit dönüşümün başlama ve bitiş sıcaklıkları oldukça önemlidir. Dönüşümün başlama ve bitiş sıcaklıklarını belli etmede en çok kullanılan teknik termal analizdir. Şekil 2.1 ' de NiTi alaşımına ait termal analiz sonucu verilmiştir[12].



Şekil 2.1. Ni-Ti alaşımına ait bir termal analiz (DSC) sonucu [12].

Şekil hafıza etkisini anlamak için bir şekil hafızalı alaşımın kristal yapısını idrak etmek gereklidir. Bütün şekil hafızalı alaşımlar, Şekil 2.2’de görüldüğü gibi iki farklı kristal yapıya ya da faza sahiptir. Düşük sıcaklıklarda martensit ve yüksek sıcaklıklarda austenit olarak bilinen bu fazlar, şekil hafızalı malzemeye uygulanan gerilmenin miktarı ve sıcaklığı ile ilgilidir.



Şekil 2.2. Bir Ti-Ni alaşımının martensit ve austenit yapısı [12].

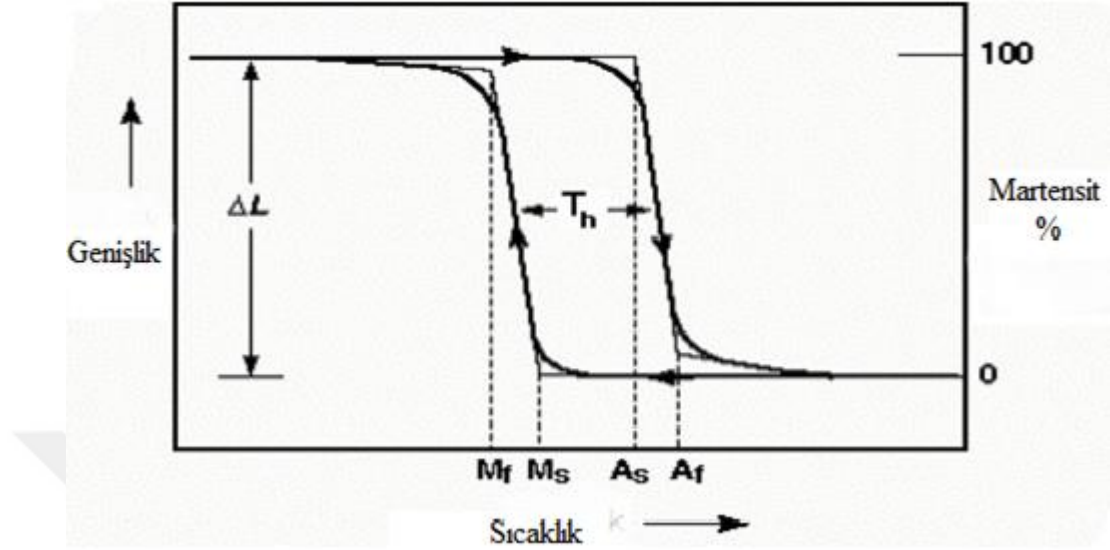
Süperelastiklik ise, A_f sıcaklığı üzerinde oluşan bir yapay elastikliklerdir ve yük altında gerilmeden dolayı oluşan bir martensitik dönüşüm ve sonrasında yük kaldırıldığında tersine bir dönüşümü ihtiva eder [10].

2.1. Şekil Hatırlamalı Alaşımların Genel Karakteristikleri

Yüksek sıcaklıktaki austenit fazın uzun süren dönüşümü sonucunda, şekil hafızalı alaşımlarda, termoelastik martensitin oluşması işlemi martensitik dönüşüm olarak adlandırılır. Atomların yer değiştirme miktarı fazla olmamasına rağmen, dönüşüm sonucunda makroskobik bir şekil hafıza etkisi ve süperelastiklik gibi üstün özellikler, hepsinin bir anda aynı doğrultuda taşınmasından dolayı, açığa çıkar [13].

Her bir alaşımın katılaşması için gerekli sıcaklık farklı olur. Bu yüzden matensitik dönüşüm, belli bir sıcaklık aralığında olmaktadır (Şekil 2.3). Martensitik dönüşümün başlangıç ve bitişi gerçekte geniş bir sıcaklık aralığını kapsamalarına rağmen çoğunlukla dar bir sıcaklık aralığında oluşmaktadır. Dönüşüm boyunca ısıtma ve soğutma sıcaklıkları

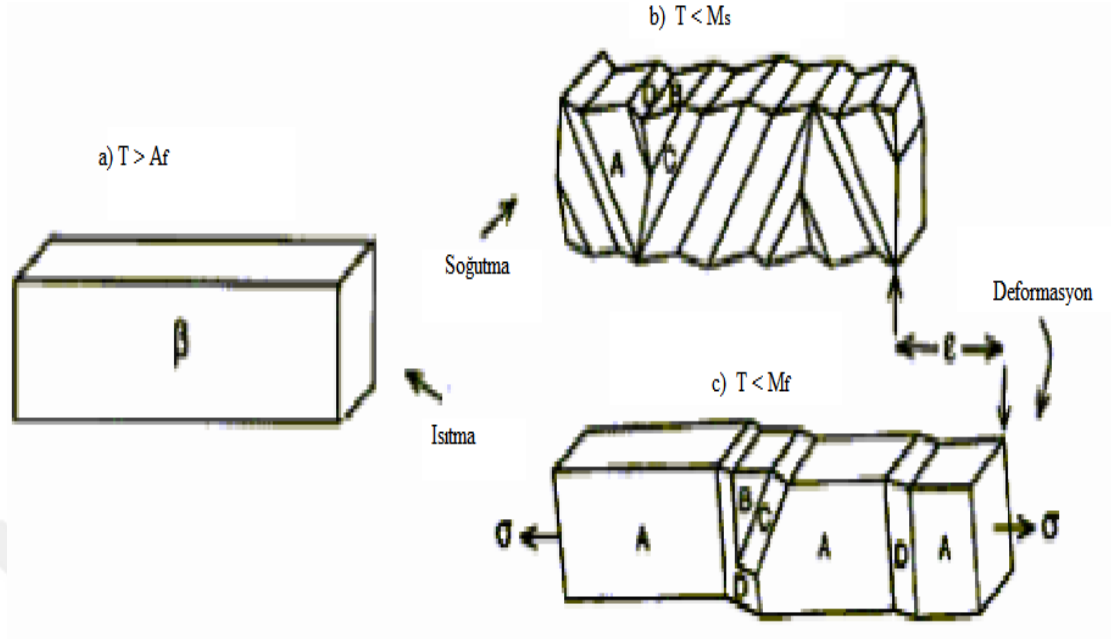
arasında oluşan fark histerezis olarak isimlendirilir ve alaşım sistemine bağlı olarak değişiklik gösterir.



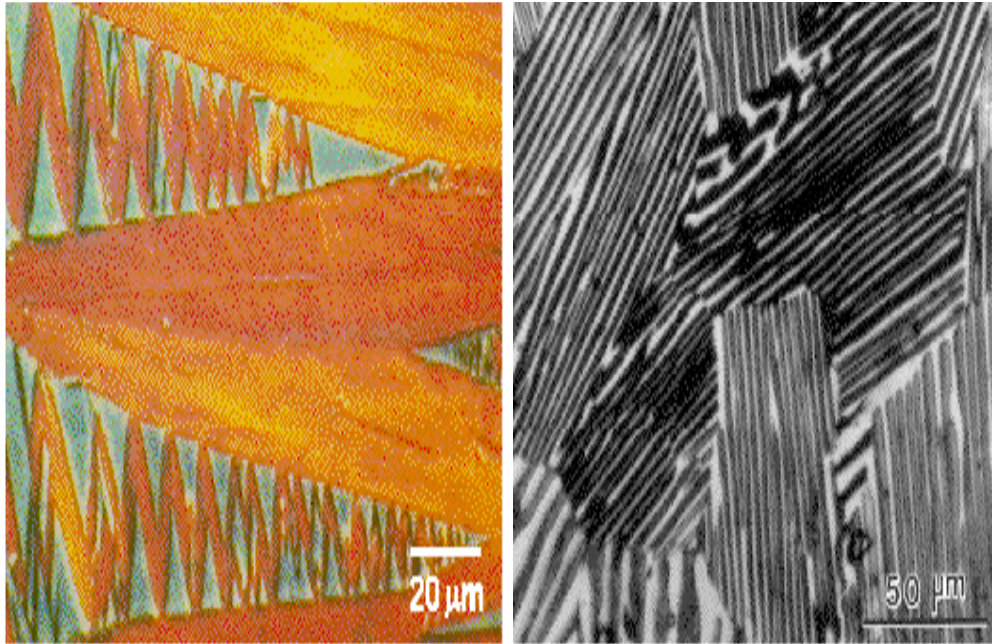
Şekil 2. 3. Sabit yük altındaki bir numunede ısıtma ve soğutma durumunda tipik dönüşüm-sıcaklık eğrisi. T: sıcaklık, T_h : dönüşüm histerezisi ; M_s : martensit başlangıcı, A_s : austenit başlangıcı, M_f : martensit bitişi, A_f : austenit bitişi [13].

Düşük sıcaklık veya gerilme değişimleriyle harekete geçebilen düşük enerjisine ve parlak ara yüzeyine göre termoelastik martensit, karakterize edilir. Dönüşüm esnasında termoelastik martensit, simetri kaybı sebebiyle sınırlandırılmış olarak tersinebilir. Beta fazlı kristalin gösterimi Şekil 2.4.a 'da gösterildiği gibidir. Kendi başına şekillenen ünitelerin etkileşimli kaymış hali Atermal martensitin balıksırtına benzer şekildeki yapısıdır (Şekil 2.4.b). Ünitelerin birbirini pasifleştirmesine sebep olan üniteler arasındaki şekil değişimi, küçük değerlerde makroskobik bir gerilim ortaya çıkarır. Bu üniteler ,gerilme kaynaklı martensit meydana gelişi durumunda veya gerilme ile kendiliğinden yerleşen bir yapı durumunda şeklini değiştirebilir. Şekil 2.4.c 'de görüleceği üzere birim ünite mevcut konfigürasyonda hakim olur. Bu süre sonucunda elde edilen makroskobik gerilim, tersine dönüşüm sayesinde kristal yapının austenite geri dönüşmesi neticesinde geri kazanılabilir [14].

Konunun daha iyi bir şekilde anlaşılabilmesi için Şekil 2.5 ' te nikel ve bakır bazlı alaşımlara ait optik mikroskop ile çekilen yapı fotoğrafları verilmiştir.



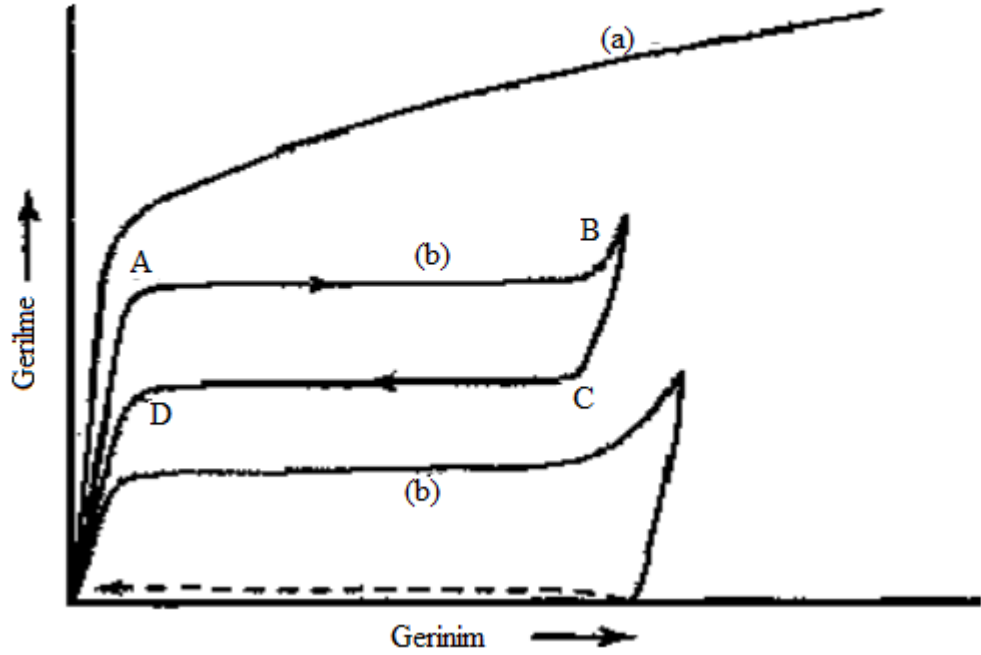
Şekil 2.4. (a) Beta fazlı kristal. (b) Soğutma ve martensit dönüşüm sonrası kendiliğinden yerleşen A,B,C ve D ikizlenmiş üniteler. (c) A ünitesi uygulanan gerilme sonunda konfigürasyonda egemen olur ve ısıtma durumunda malzeme beta fazlı yapısına yani orijinal şekline yeniden döner [14].



Şekil 2.5. Çeşitli şekil hafızalı alaşımlarda görülen yapı görüntüleri. [15].

2.2. Şekil Hatırlamalı Alaşımların Isıl Karakterizasyonu

Belli bir sıcaklık aralığında olan yapısal dönüşümlerine bağlı olarak şekil hafızalı alaşımların mekanik özellikleri, büyük oranda farklılaşır. Bu olay, nikel-titanyum alaşımına ait gerilme-gerinim eğrisinde daha basit bir şekilde anlaşılabilir (Şekil 2.6).



Şekil 2.6. Farklı sıcaklıklarda dönüşüme ilişkin gerilme-gerinim eğrileri. (a) austenit, (b) martensit , (c) süperelastik davranışlar [16].

Dönüşüm sıcaklığının altında ve üstünde NiTi alaşımlı numuneye çekme testi uygulanması neticesinde bu alaşıma ait dönüşüm sıcaklık aralığı oluşturulmuştur. Oldukça düşük bir gerilmede bile martensit yapılar, birçok yüzeyde gerinim üretecek şekilde kolayca deforme edilebilmektedir. Daha fazla akma dayanımına sahip olan yüksek sıcaklık fazı (austenit) kolaylıkla deforme edilemez. Martensit eğrisi üzerindeki kesikli çizgi, gerilmenin ortadan kalkmasından sonra ısıtma durumu Şekil 2.6 'da ifade edildiği gibidir. Numunenin malzeme yapısı austenit faza dönüştüğü zaman şekil değişimi olmadan önceki şeklini hatırlayıp orijinal şeklini korur. Austenit fazdayken ısıtma ve gerinme olması ,yapıda faz değişimi olmadığından , şekil geri kazanılmaz..

Şekil 2.6.a 'da austenit sıcaklığının üzerinde, Şekil 2.6.b 'de austenit sıcaklığında, Şekil 2.6.c 'de ise martensit sıcaklığında numune incelenmiştir. Bu sıcaklıkta martensit gerilme kaynaklı olabilmektedir. AB hattı boyunca sabit bir gerilme altında artan bir gerinim , hemen şekil değiştirmeye başlayarak sergilemektedir. Malzeme CD hattı boyunca görüldüğü gibi daha düşük bir gerilme seviyesinde austenit faza dönüşerek yüksüz durumda azalan gerilmeye rağmen şeklini alır. Şekil kazanımı gerilme azalmasından dolayıdır, ısı uygulanmasından dolayı değildir. Süperelastisite olarak tanımlanan bu etki malzemenin aşırı elastik olmasından kaynaklanır. Süper elastiklik lineer değildir. Alaşımın Young (elastisite) modülünün yani gerilmenin birim şekil değiştirmeye oranının belirlenmesi söz konusu sıcaklık aralığında hem gerilme hem de gerinime bağlı olmasından dolayı çok zordur.

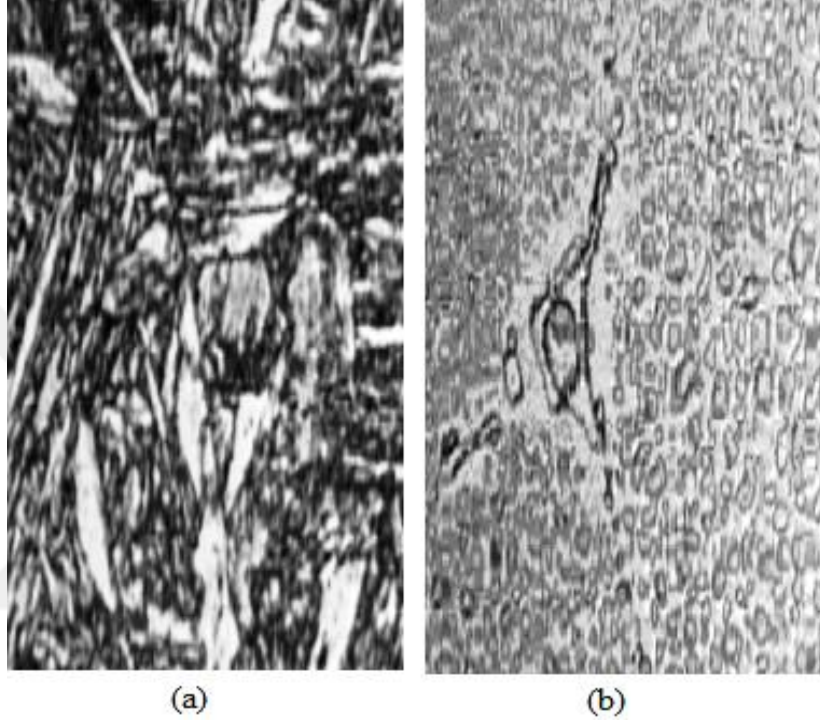
Hafıza etkisi çoğu durumlarda tek yönlüdür. Yani yapısal olarak martensit fazlı yapıya dönüşmesine rağmen soğutma durumunda şekil hafızalı alaşımda, herhangi bir şekil değişimi olayı olmaz. Martensit yapıdaki gerinim miktarı birkaç yüzde değerinde olur. Malzeme ısıtılınca kadar bünyede tutulup ısı uygulanınca şekil kazanımı gerçekleşir. eğer şekil kazanımı isteniliyorsa o zaman malzeme, yeniden soğutma durumunda şekil değişimi kendiliğinden olmayacağından dolayı harici olarak gerilmeye maruz bırakılır.

Çift yönlü şekil hafıza olayı görmek şekil hafızalı alaşımların bazılarında mümkündür. Hem ısıtma hem de soğutma durumunda şekil değişimi bu tip alaşımlarda olasıdır. Tek yönlü hafızalı alaşımlardan elde edilen büyüklüğe nispeten buradaki şekil değişiminin büyüklüğü daha azdır. Çok küçük gerilme kullanarak alaşım düşük sıcaklıktaki şekline geri dönmeye çalışır. Tek yönlü alaşımlara göre çok yüksek gerilmeler, ısıtma durumunda şekil değişimi olması için kullanılabilir.

İki yönlü şekil hafıza etkisine sahip alaşımlar üretmeye yönelik ,ısıl işlemler yapılır ve mekaniksel metotlar uygulanır. Tam ve net bir şekil değişimi elde etmeyi sağlayacak olan mikro yapısal gerilmeyi üretme amacı güdülür. Bunun için de soğuk haldeki malzeme şekillendirilip düzgün sıralı, yoğun martensit tabakalar meydana getirilmelidir.

Nikel esaslı şekil hafızalı bir alaşımda ısıl işlem uygulanmadan önce ve ısıl işlem uygulandıktan sonra elektron tarama mikroskopunda 1000X büyütme ile çekilmiş yapılar Şekil 7'de görülmektedir. Alaşımın kimyasal bileşimi, Ni 65.5% , Cr 9.2% ,Al 5.1% ,Co 9,1% , Ti 4.5% ,Mo 2.5% , Fe 0.06 % ,C 0.02% şeklindedir. Gaz türbinlerinin rotor kanatlarında en çok kullanılan alaşımı bu yüzdelik bileşimlerden oluşturulur [16].

Isıl işlemden önce iğnemsî bir yapıya sahip olan alaşım sisteminde, ısıl işlemden sonra küresel tanecikler ,Şekil 2.7 ‘ de görüleceği gibi, meydana gelmiştir. Bu yeni yapı büyük olasılıkla işlem koşulları ile birlikte düşük soğutma hızının bir sonucudur.



Şekil 2.7 . Nikel esaslı bir alaşımda ısıl işlem öncesi (a) ve sonrası (b) yapı görünümü [16].

3. ŞEKİL HATIRLAMA OLAYI

Şekil hatırlama olayı, martensit fazda deforme edilen alaşımların, ısıtıldığında deformasyon öncesi orijinal şeklini tekrar geri kazanması yeteneğidir. Şekil hatırlamalı alaşımların ortak özelliği termoelastik martensitik dönüşüm göstermeleridir [17]. Bu alaşımlar kritik bir dönüşüm altında ve üstünde iki ayrı şekil ve konfigürasyon gösterirler. M_f sıcaklığının altında martensit fazdaki bir numuneye dışarıdan bir zorun uygulanması ile malzemenin şekli değişir. Uygulanan zor ortadan kaldırıldığında zaman numune deforme edilmiş şeklini tekrar korur. Oluşan plastik deformasyonun ortadan kaldırılması için deforme edilmiş numunenin sıcaklığı A_f sıcaklığının üzerinde olacak şekilde artırılır. Numune uygulanan bu ısıtım işlem sonucunda austenit yapıya geçer ve austenit fazda sahip olduğu şeklini geri kazanır. Böyle bir dönüşüm mekanizması ile numunenin orijinal şeklini tekrar kazanması şekil hatırlama olayı olarak isimlendirilir.

Şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlarda aşağıdaki kristalografik özellikler görülür [18] ;

- Kristal yapı düzenlidir ve süper örgülüdür.
- Eğer düzenlilik dikkate alınmaz ise ana faz bcc, martensit faz hcp yapıya sahiptir.
- Martensit fazdaki sabit örgü zorlanmaları ikizlenmedir, dislokasyon değildir.
- Martensit dönüşüm, azalan sıcaklıkla belli bir değere kadar termoelastik olarak ilerler.

Şekil hatırlama özelliği gösteren bazı alaşımlar Tablo 3.1 'de gösterilmiştir [19].

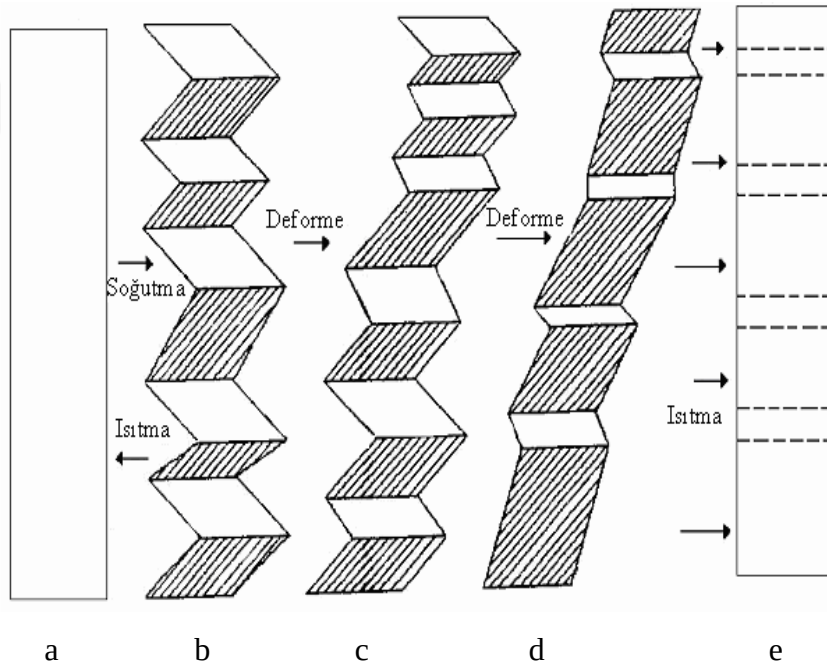
Tablo 3.1. Şekil hatırlama olayı gösteren bazı alaşımlar [19].

Şekil hatırlama olayı gösteren bazı alaşımlar	Kompozisyon (% atomik)	Yapı Değişimi	Sıcaklık histerezisi	Düzen
Ag-Cd	44 ~ 49 Cd	B2 – 2H	~15°	Düzenli
Au-Cd	46,5 ~ 50 Cd	B2 – 2H	~15°	Düzenli
Cu-Zn	38,5 ~ 41,5Zn	B2 - 9R Rombehebral M9R	~10°	Düzenli
Cu-Zn-X (X=Si,Sn,Al,Ga)	Birkaç % de	B2(DO3) - 9R, M9R (18R, M18R)	~10°	Düzenli
Cu-Al-Ni	28 ~29 Al 3 ~4,5 Ni	DO3 - 2H	~35°	Düzenli
Cu-Sn	~15 Sn	DO3 - 2H , 18R	---	Düzenli
Cu-Au-Zn	23 ~28 Au 45 ~47 Zn	Heusler - 18R	~6°	Düzenli
Ni-Al	36 ~38 Al	B2 – 3R	~10°	Düzenli
Ti-Ni	49 ~51 Ni	B2 – Monoklinik B2 – Rombehebral	20 ~100° 1 ~2°	Düzenli
In-Tl	18 ~23 Tl	FCC – FCT	~4°	Düzensiz
In-Cd	4 ~5 Cd	FCC – FCT	~3°	Düzensiz
Mn-Cu	5 ~35 Cu	FCC – FCT	---	Düzensiz
Fe-Pt	~25 Pt	LI1-düzenli BCT	Küçük	Düzenli
Fe-Pd	~30 Pd	FCC – FCT	Küçük	Düzensiz

Belirli bir kristal yapıya sahip olan şekil hatırlamalı alaşım, martensit haldeyken sıcaklık ve zora bağlı olarak şekil değişikliğine uğrayabilir. Şekil hatırlama özelliğine sahip alaşımdan yapılmış çubuk, martensit dönüşüm sağlandıktan sonra yonca yaprağı şeklinde eğilip daha sonra ısıtılırsa austenit halde tekrar çubuk haline geri döner. Buradan da anlaşılacağı gibi şekil hatırlama olayı gösteren alaşım için martensit faz dönüşümü esastır.

Şekil hatırlama olayı, mekanikteki elastik bir yayın davranışına benzetilebilir. L_0 boyundaki esnek bir yaya esneklik sınırları içerisinde bir kuvvet uygulanırsa yayın boyu L olur. Yay üzerindeki kuvvet kaldırıldığı zaman ise yay yine eski boyunu alır, yani L_0 olur.

Şekil hatırlama olayı da bu örneğe benzerdir. Martensit dönüşüm tamamlandıktan sonra ($T < M_f$) numune deforme edilirse ve daha sonra sıcaklık yükseltip austenit hale döndüğünde numune, austenit haldeki normal durumunu alıyorsa bu olaya şekil hatırlama olayı denir.



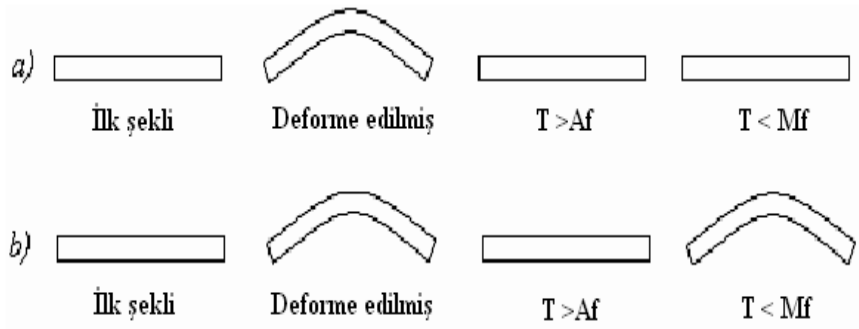
Şekil 3.1. Şekil hatırlama olayının şematik gösterimi [20].

Şekil 3.1.a 'da ana faz olarak tek bir kristal yapı ele alınmıştır. Numune M_s sıcaklığından düşük sıcaklıklara soğutulduğu zaman martensit fazda iki farklı durum elde edilebilir. İki farklı durum için kesme zorlanması veya şekil zorlanması hemen hemen eşittir ve zıt yöndedir. Bu durum Şekil 3.1.c ve Şekil 3.1.d 'de gösterildiği gibi olur. Numune A_f sıcaklığı üzerindeki sıcaklıklara ısıtıldığı zaman her farklı durum Şekil 3.1.e 'de görüldüğü gibi orijinal durumunu alarak austenit hale geri döner [20].

Şekil hatırlama olayı tek ve çift yönlü olmak üzere iki grupta incelenir. Çift yönlü şekil hatırlama olayı, maddenin yüksek ve düşük sıcaklık şekillerini dışarıdan bir etkiye

ihtiyaç duymaksızın sadece sıcaklık etkisiyle hatırlamasıdır [21]. M_f sıcaklığının altında dışarıdan uygulanan zor ile tamamen martensit fazdaki bir numuneye istenilen şekil verilebilir. Uygulanan zorun kaldırılmasına rağmen numune deforme edilmiş şeklini korur. Deforme olmuş numunenin sıcaklığı, A_f sıcaklığının üzerine çıkarıldığında plastik deformasyon ortadan kalkar ve numune deformasyon öncesi şekline ulaşır. Numunenin sıcaklığı tekrar M_f sıcaklığına düşürülürse daha önceki deforme edilmiş şeklini alır. Bu olaya çift yönlü şekil hatırlama olayı denilmektedir [22].

Tek yönlü şekil hatırlama olayında ise M_f sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta deforme edilen alaşım uygulanan zorun kaldırılması halinde orijinal şekline geri dönemez. Deforme edilmiş numune ancak ısıtılıp, kritik bir sıcaklığın üzerine çıkarılırsa orijinal şekline geri dönebilir. Sıcaklığın tekrar düşürülmesi, numuneyi deforme edilmiş şekline geri döndüremez. Isıtma-soğutma sonucunda deformasyon öncesi orijinal ana faz yöneliminin tekrar elde edilebilmesi, tek yönlü şekil hatırlama olayının temel mekanizmasıdır [23]. Şekil 3.2 'de tek yönlü ve çift yönlü şekil hatırlama olayının şematik gösterimi verilmiştir.



Şekil 3.2. Şekil hatırlama olayı, a) Tek yönlü, b) Çift yönlü [23].

Şekil hatırlama olayında martensit hacim oranındaki artışla şekil hatırlama etkisi azalır ve yaklaşık 10000 çevrim sonra etkisini kaybeder. CuZnAl alaşımlarında, çift yönlü şekil hatırlama özelliğindeki bu azalma hızı, NiTi gibi diğer şekil hatırlamalı alaşımlardan daha yüksektir [24].

3.1. Cu Bazlı Şekil Hatırlamalı Alaşımlar ve Süper Örgüler

Şekil hatırlamalı alaşımlardan imal edilen cihazlar ve malzemelerin yapımında çoğunlukla NiTi veya Cu bazlı alaşımlar kullanıldığını daha önce de ifade etmiştik. NiTi alaşımları büyük korozyon direnci sergiler; fakat üretimi yüksek maliyetlidir. Birçok uygulamada Cu bazlı alaşımları hazırlamak NiTi alaşımlarına alternatif olarak daha ekonomiktir ve tercih edilir. Gelişen teknolojiyle beraber Cu bazlı alaşımların mekaniksel özelliklerinin iyi bir hale getirilmiş olması, kolay şekil alabilme özellikleri ve düşük maliyetleri nedeniyle uygulamalarda Cu bazlı alaşımlar NiTi alaşımlarından daha kullanışlıdır [25-26].

Şekil hatırlama olayı gösteren pek çok materyal, yüksek sıcaklıkta düzensiz yapıda, daha düşük sıcaklıklarda ise düzenli yapıya geçerler. Kritik bir değerin üzerindeki sıcaklıklarda rastgelelik hakimdir fakat sıcaklık kritik değerin altına düşünce düzen kurulur ve sıcaklık düştükçe düzen derecesi artar. Düzenli yapılarda, atomlar bir düzen dahilinde yerleşirler [27]. Süper örgülü yapılar genellikle düşük sıcaklıklarda uzun periyotlu olabilir. AB ve AB₃ tipindeki alaşım kompozisyonları uzun periyotluluğa yatkındır.

Şekil hatırlama özelliğine sahip alaşımlarda süper örgülerin temeli, bcc örgülerdir. Bu örgüler aşağıdaki gibi sınıflandırılır.

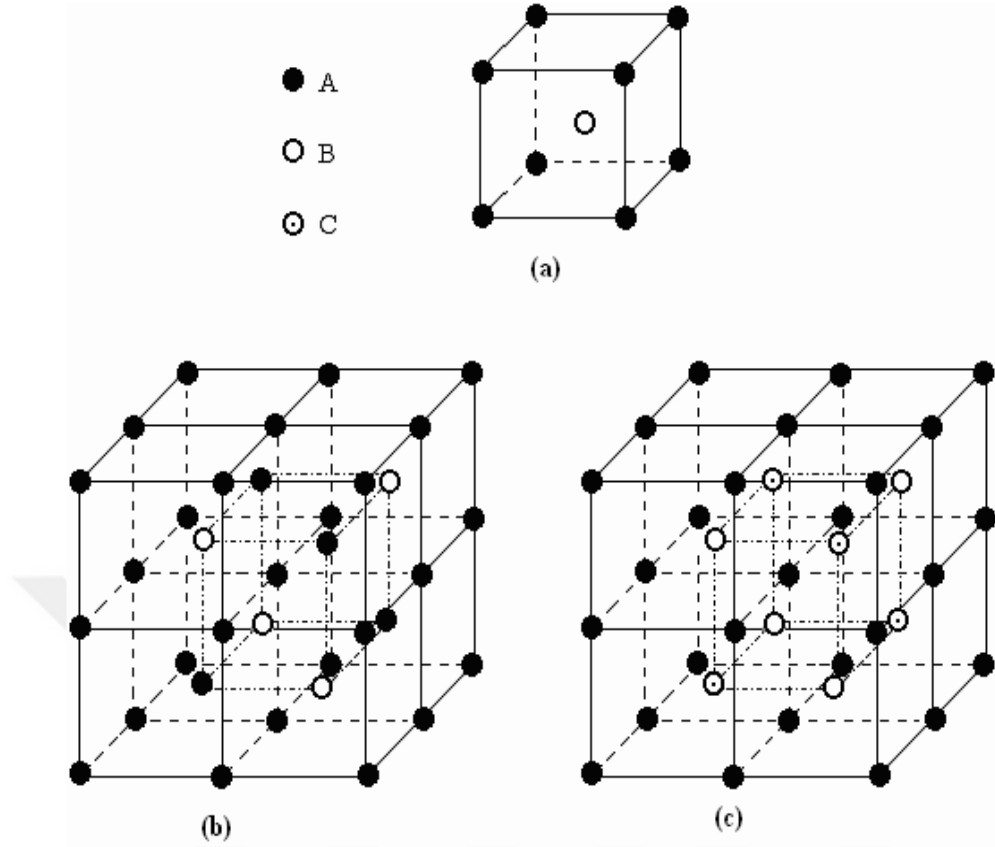
B2 beta (β) brass tipi süper örgüler: Bu yapı iç içe girmiş iki tane basit kübik yapı olarak görülebilir. Bir başka ifadeyle bu yapının bazı, iki atomludur. Bu süper örgüye CsCl yapı da denir. Şekil 3.3.a 'da görüldüğü gibi Cl atomları kübün köşelerine, Cs atomları kübün merkezine yerleşecek şekilde 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 [28].

Fe_3Al yapı ve DO_3 tipi süper örgüler: 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. DO_3 birim hücrelerini tanımlamak için bcc ve CsCl tipi dört hücreye ihtiyaç vardır. DO_3 tipi süper örgü 75: 25 kompozisyon oranına sahip β_1 fazı ile temsil edilirler. Bu örgünün birim hücresi Şekil 3.3.b 'de

görülmektedir. DO_3 tipi süper örgülerin en tanınan özelliği her bir atom maksimum sayıda benzemeyen atom tarafından çevrilmiş olmasıdır. Örnek olarak Cu_3Al , $BiLi_3$, Fe_3Si alaşımları verilebilir.

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. Bu hücre Şekil 3.3.c 'de görülmektedir. Cu_2NiAl , Zn_2CuAu , Cu_2MnSn gibi alaşımlar bu yapıya iyi birer örnektir.

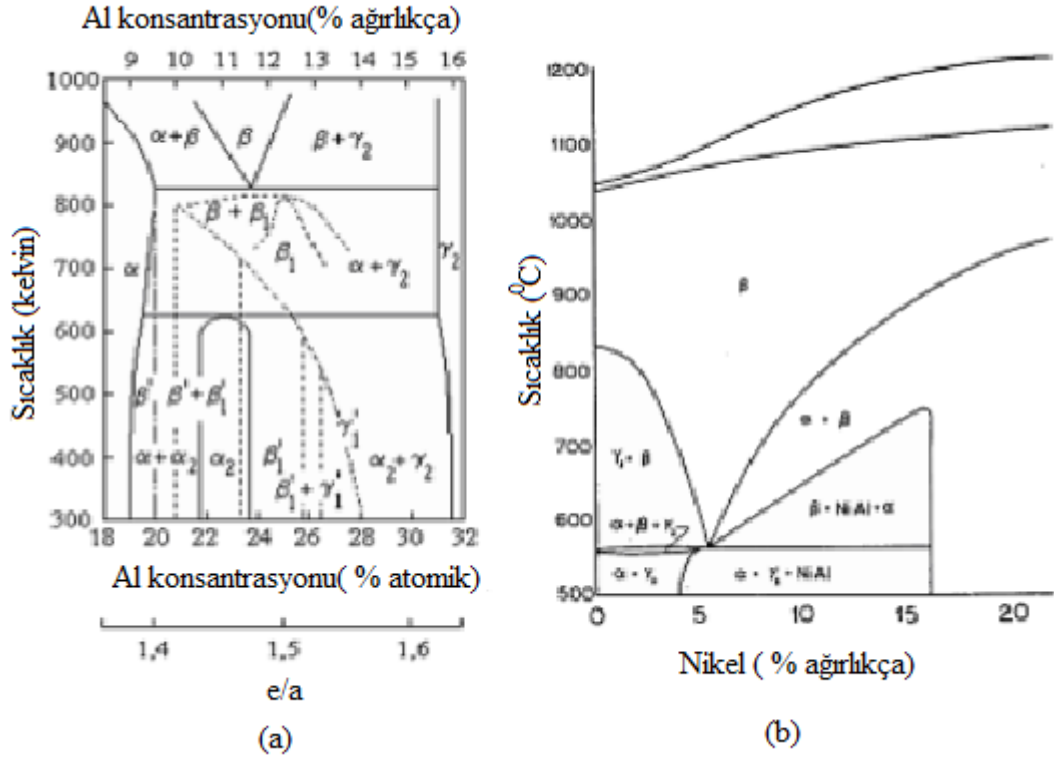
Cu bazlı şekil hatırlamalı alaşımlarda martensitik dönüşümler düzenli bcc β fazından meydana gelir. Yüksek sıcaklıkta düzensiz β -fazı soğutma ile kısa mesafeli düzenli bir dönüşüme uğrar ve B2 süper örgü yapı meydana gelir. Soğutma ile en yakın komşu düzeni oluşur ve yapı alaşım kompozisyonuna, soğutma hızına bağlı olarak DO_3 yapı ya da $L2_1$ süper örgü yapısı oluşur [26].



Şekil 3.3. Şekil hatırlama özeliğine sahip düzenli kristal yapı birim hücreleri. (a) CsCl yapı, (b) Fe₃Al yapı, (c) Cu₂MnAl tipi yapı [28].

3.2. Cu Bazlı Alaşımlarda Faz Diyagramları

Faz diyagramları, faz dönüşümleri sonrasında oluşturulur. Ergime, katılaşma, buharlaşma ve katı halde kristal yapının değişmesi (allotropik dönüşüm) gibi olaylara faz dönüşümü adı verilir [29]. Sıcaklığa ve malzemenin içindeki yabancı maddelere bağlı olarak numunede ortaya çıkan değişikliklerin gösterildiği şemalara faz diyagramları denir. Şekil 3.4 'te CuAl ve CuAlNi alaşımlarının faz diyagramları verilmiştir.



Şekil 3.4. İkili CuAl ve üçlü CuAlNi alaşımları için faz diyagramları. (a) CuAl alaşımının faz diyagramı, (b) Ağırlıkça sabit % 14 Al katkılı CuAlNi alaşımının faz diyagramı [29].

Bakır bazlı diğer alaşımlarda olduğu gibi CuAlNi alaşımlarında da şekil hatırlama olayı görülen kompozisyon aralığı, yüksek sıcaklıklardaki β faz bölgesidir. CuAlNi alaşımlarının faz diyagramları Şekil 3.4 'te verilen CuAl alaşımının faz diyagramıyla aslında aynıdır. Yüksek sıcaklık bölgelerinde ağırlıkça %12 Al kompozisyonu civarında bcc yapılı β faz bölgesi vardır. Bir denge durumunda; β faz, ötektik ayrışma ile 838 K'de γ_2 ve α faza (fcc) ayrılmış olur. Eğer numune β faz bölgesinden hızlı bir şekilde soğutulursa ötektik ayrışım engellenmiş olur ve M_s sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda martensit dönüşüm ortaya çıkar. Al konsantrasyonu %11 'den daha yüksek olduğu zaman, düzensiz β faz düzenli β_1 faza (DO_3 (Fe_3Al) tipi yapıya) dönüşür.

CuAl sisteminde Al oranı yüksek olunca β faz bölgesinden uzaklaşılır, termoelastik martensit dönüşüm ortaya çıkmaz ve α_2 fazının çökmesi hızlı soğutmayla da önüne geçilemeyebilir [27]. Ni ilavesi, Cu ve Al 'un difüzyonunun engellenmesi için etkin olduğundan β faz, CuAlNi sisteminde CuAl sistemine göre daha kararlı olur. Şekil 3.4.b

'de ağırlıkça %14 Al katkılı CuAlNi alaşımının faz diyagramı Şekil 3.4.a 'daki ikili CuAl alaşımının faz diyagramı ile karşılaştırılırsa, β ve $\beta + \alpha_2$ fazlar arasındaki sınırın, Ni ilavesiyle β fazın kararlılığı görülerek yüksek Al konsantrasyonuna doğru kaydığı söylenebilir [19-30].

3.3. Martensit Öncesi Yapılar ve Elektron Konsantrasyonu

Uzun periyotlu yığılma düzenine sahip martensiteler termoelastik davranış gösterir ve genellikle düzenli yapıdaki austenit fazdan dönüşürler. Faz alanları 1.40 ve 1.50 arasında bir elektron konsantrasyonunda merkezlendiğinden bu alaşımların martensit dönüşüm öncesindeki β fazları elektron fazı olarak da adlandırılır. Elektron konsantrasyonu e/a oranıdır. Yani alaşımda atom başına ortalama serbest (valans) elektron sayısıdır (elektron/atom oranı) ve aşağıdaki denklem ile hesaplanır.

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

Burada; i ; alaşımlardaki elementlerin toplamını gösterir. Örneğin; atomik %66,9Cu-%28,8Al-%4,2Ni için elektron konsantrasyonu (Cu→1, Al→3, Ni→2 değerlikli olduğundan) aşağıdaki gibidir.

$$e/a = (66,9 \times 1 + 28,8 \times 3 + 4,2 \times 2) / 100 = 1,62$$

Alaşımların faz durumlarında e/a oranı önemlidir. Bu oran elektron konsantrasyonuna göre yapılır, $e/a \leq 1,38$ 'de fcc(α) yapısı, $e/a \sim 1,5$ 'de bcc (β) yapısı, $e/a \sim 1,62$ 'de γ (kompleks) yapısı, $e/a > 1,65$ 'de (hcp) yapısı gözlenir.

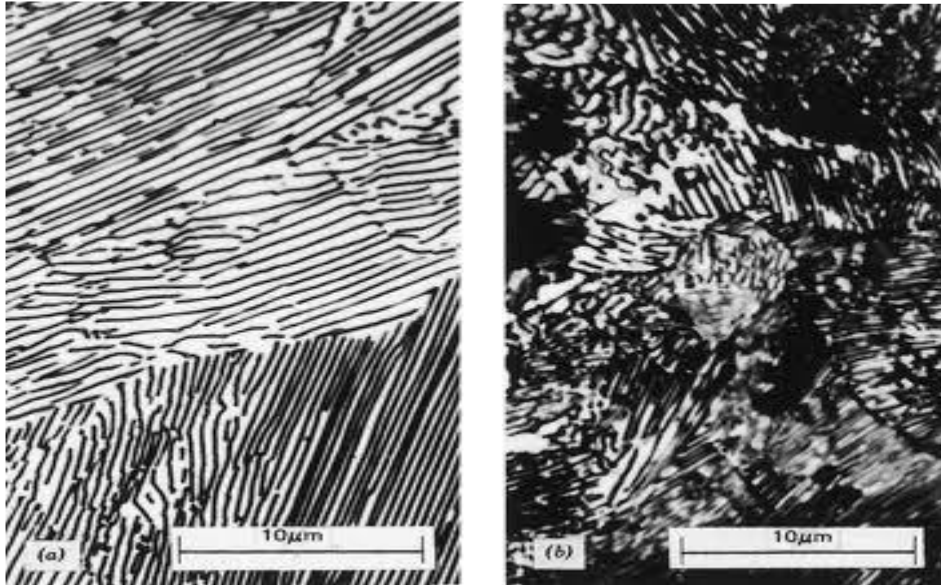
4. FAZ DÖNÜŞÜMLERİ

Malzemeler üzerinde homojen sınırlarla ayrılmış ve özellikleri birbirlerinden farklı olan bölgelere faz denir. Malzemedeki basınç, bileşim ve sıcaklıktaki herhangi bir değişim faz dönüşümüne sebep olabilmektedir. Faz dönüşümlerine sebep olan en önemli etken, malzeme içindeki sıcaklık değişimleridir. fcc yapının bcc yapıya dönüşmesi katı-katı faz dönüşümüne örnektir. Bir malzeme faz dönüşümüne maruz kaldığı zaman bununla beraber olarak bazı özellikleri de değişmektedir. Faz dönüşümlerinin ne olduğunu tanımlamak istersek, suyun buza dönüşümü olayını söyleyebiliriz. Örnek olarak sıvı fazdan gaz faza ya da gaz fazdan sıvı faza geçiş sıvı - gaz geçişine örnektir. Yine ferroelektrik - paraelektrik (elektriksel geçişler), ferromanyetik – paramanyetik (manyetik geçişler), austenit – martensit (yapısal geçişler), süperiletkenlik –normaliletkenlik (iletkenlik geçişleri), katı – sıvı ve sıvı – gaz geçişleri faz dönüşüm çeşitlerinden bazılarıdır. Homojen olarak dizilmiş atomlar belirli bir fazı oluştururlar. Fakat şartlar değişirse denge bozulur, atomların dizilişi değişir. Atomlar başka bir denge konumuna geçip değişik biçimde dizilerek yeni bir faz oluştururlar. Saf cisimler tek bileşenli ve en basit yapıli sistemlerdir. Sıcaklık ve basınca bağıli olarak katı, sıvı ve gaz halinden birisinde bulunurlar. Birden fazla atom içeren çok bileşenli sistemlerin dengesi oldukça karmaşıktır.

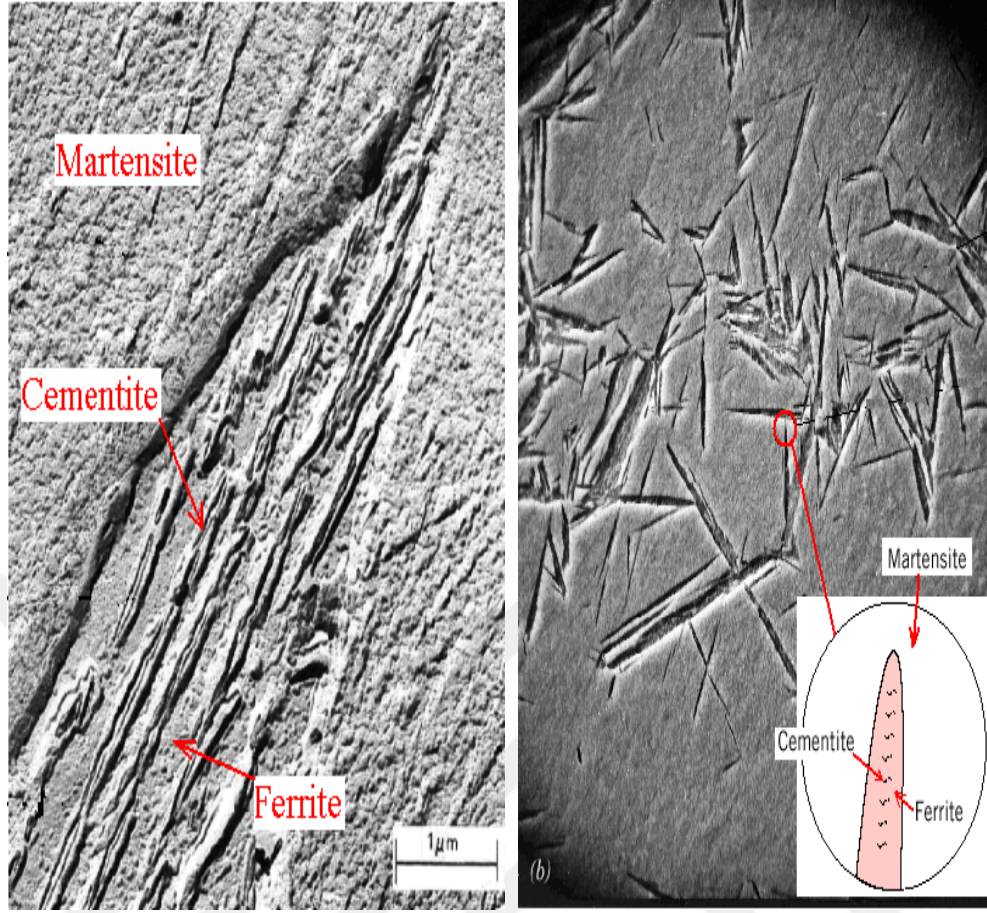
Sıcaklık ve basıncın yanında bileşim de iç yapı oluşumunu etkileyen faktörlerden biridir. Bunlar değiştiğı zaman değişik tür fazlar meydana gelebilir [31]. Faz dönüşümleri yayınmalı ve yayınmasız dönüşümler diye iki gruba ayrılır. Yayınmalı dönüşümler kendi içerisinde kaba perlit, ince perlit, üst beynit ve alt beynit olmak üzere dört alt başlıkta incelenir. Kaba perlit yüksek dönüşüm sıcaklıklarında oluşmaktadır. Dolayısıyla çekirdeklenmesi yavaş, büyümesi ise hızlı olarak gerçekleşir ve nispeten yumuşaktır (Şekil 4.1.b). İnce perlit kaba yapıya göre daha serttir ve düşük sıcaklıklarda dönüşüm sonucu meydana gelir (Şekil 4.1.a). Üst beynit düşük dönüşüm sıcaklıklarında oluştuğundan dolayı tabakalı yapı oluşturulamaz. Perlitle aynı kimyasal yapıya sahip olmakla beraber daha serttir (Şekil 4.2.a). Alt beynit ise ancak elektron mikroskobunda görülebilir ve çok daha serttir (Şekil 4.2.b). Bu mikro yapıların mevcut fazları, faz düzenleri ve göreceli mekanik özellikleri Tablo 2’de gösterilmiştir. Yayınmasız dönüşümlerden olan martensit dönüşüm ise daha detaylı olarak görülecektir.

Tablo 4.1. Fazların düzenleri ve mekanik özellikleri [31].

Mikroyapı	Mevcut fazlar	Fazların düzeni	Göreceli mekanik özellikler
Sferoid	α -ferrit+Fe ₃ C	α -Ferrit matris içerisinde nispeten küçük küresel Fe ₃ C partikülleri	Yumuşak ve sünek
Kaba perlit	α -ferrit+Fe ₃ C	Tekrarlanan nispeten kalın α -ferrit ve Fe ₃ C plakaları	Sferoid'den daha sert daha mukavemetli, fakat sferoid kadar sünektir.
İnce perlit	α -ferrit+Fe ₃ C	Tekrarlanan nispeten ince α -ferrit ve Fe ₃ C plakaları	Kaba perlitten daha sert daha mukavemetli, fakat kaba perlit kadar sünektir.
Beynit	α -ferrit+Fe ₃ C	α -ferrit matris içinde oldukça ince ve uzamış Fe ₃ C partikülleri	Sertlik ve mukavemet ince perlitten daha fazla, sertlik mukavemetten daha az, süneklik martenzitten daha az.
Temper martenzit	α -ferrit+Fe ₃ C	α -ferrit matris içinde oldukça ince ve uzamış Fe ₃ C partikülleri	Mukavemetli; martenzit kadar sert değil, fakat martenzitten çok daha sünek
Martenzit	HMT, tek faz	İğne-şekilli taneler	Çok sert, çok kırılgan



Şekil 4.1. İnce perlit (a) ve kaba perlit (b) gösterimi [31].



Şekil 4.2. Üst beynit (a), alt beynit (b) gösterimi [31].

4.1.Martensitik Dönüşüm

Martensitik ilk olarak su verilmiş çeliklerin iç yapısında gözlemlenmiştir. Çelik bir malzemeye yüksek sıcaklıkta yani austenit fazdan su verilirse martensit yapı meydana gelmektedir. Kübik yüzey merkezli austenit bölgeler, kübik hacim merkezli ya da tetragonal hacim merkezli kafeslere sahip mercek veya tabak şeklindeki bölgelere dönüşmektedir. Böyle dönüşümlerle ortaya çıkan kristaller martensit, atomik difüzyonsuz kafes dönüşümleri ise martensitik dönüşümler olarak isimlendirilir. Difüzyonsuz martensitik dönüşümler çelik dışında pek çok metal, alaşım ve bileşiklerde de gözlemlenmiştir. Bu sebepten dolayı günümüzde martensitik dönüşüm terimi yaygın olarak kullanılmaktadır.

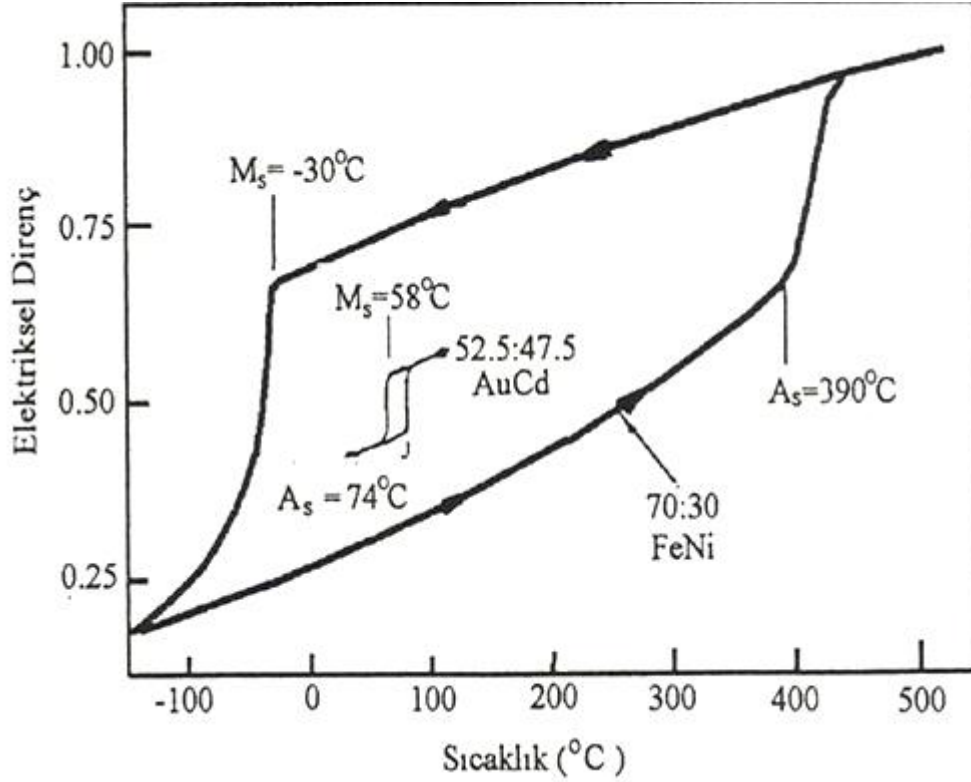
Yapısal faz dönüşümleri difüzyonlu ve difüzyonsuz olmak üzere iki ayrı grupta incelenir. Martensitik dönüşümler atomların zamandan bağımsız ani hareketi ile oluştuğundan dolayı difüzyonsuz dönüşümler (askeri dönüşümler) olarak adlandırılır.

Kural olarak, tüm metallerin soğutma ve ısıtma sıcaklığı yeteri kadar hızlı tutulursa difüzyonsuz dönüşüme uğrayabilirler. Birçok metalik ve metalik olmayan bileşikler ve minerallerde martensitik dönüşüm meydana gelebilir. Dönüşüm sonrasında belirli bir miktarda şekilsel değişim ya da yüzeysel gevşeme gözlemlenir. Martensit faz içerisinde çözünen atomların derişimi, ana fazda çözünen atomların derişimine eşittir. Ötektoid dönüşümlerde görülen uzun mesafeli difüzyon olayı görülmez [32]. Mikroskobik şekil değişimine neden olan bir kafes çarpılması söz konusudur .Ana faz ve martensit faz kafesleri arasında belirli bir yönelim ilişkisi ve habit düzlemleri vardır. Kafes hatalarının varlığı martensit kristallerinde olmazsa olmazlardandır[33].

4.1.1. Termoelastik Martensitik Dönüşüm

Atomik boyutta sıcaklığa bağlı austenit – martensit faz dönüşümü aynı zamanda termoelastik martensit faz dönüşümü olarak isimlendirilir. Termoelastik martensitik dönüşüm esnasında, sıcaklık düşürüldükçe martensit plakaları devamlı olarak oluşup büyürler. Aynı işlemin tersi olarak eğer sıcaklık yükseltirise plakalar kaybolmaya başlar. Burada dönüşümün gerçekleşebilmesi için ortamın sıcaklığının değiştirilmesi ya da dışarıdan bir yük uygulanması gereklidir [34].

Şekil 4.3 'te Fe-30 at.%Ni ve Au-47.5 at.%Cd için, alaşımların martensitik ve tersinir dönüşümleri hakkında bilgi veren elektrik direncindeki değişimin sıcaklık ile ilişkisi verilmektedir. FeNi alaşımında, dönüşüm sıcaklığının histerezisi yani austenit başlangıç sıcaklığı ile martensitin başlangıç sıcaklıkları arasındaki fark ($A_s - M_s$) aşırı büyüktür (yaklaşık 400°C). AuCd alaşımında ise bu değer çok küçüktür (yaklaşık 15°C). Bu durum da, itici kuvvet ve bu nedenle dönüşümün gereksindiği kimyasal olmayan serbest enerji FeNi alaşımında büyük, AuCd için ise oldukça küçük olduğunu göstermektedir. Bu durumun nedeni, AuCd alaşımında, ara yüzey enerjisinin ve plastik deformasyon için gereken enerjinin ihmal edilecek kadar küçük olması düşünülmektedir.



Şekil 4.3. Termoelastik olan (AuCd) ve olmayan (FeNi) martensit dönüşümleri için sıcaklık döngülerinin karşılaştırılması [32].

Termoelastik dönüşümün oluşması için hem ara yüzey enerjisi, hem de plastik deformasyon için duyulan enerji ihmal edilebilecek kadar küçük olması gerekmektedir. Bu durum dönüşüm esnasında yapısal değişikliklerin, dolayısıyla hacimsel değişimlerin küçük olmasıyla ve ayrıca austenit ana fazı ile martensit fazı kafesleri arasında iyi bir eşleşme olmasıyla mümkündür [32].

4.1.2. Deformasyon Nedenli Martensitik Dönüşüm

Deformasyon nedenli dönüşümün iki durumu vardır. M_s sıcaklığı üzerindeki bir sıcaklıkta deformasyon uygulanmasıyla martensit, akma gerilmesinden daha küçük değerde olan gerilmeler altında çekirdeklenmekte ve büyüebilmektedir. Bu şekilde oluşan martensit 'gerilme nedenli' martensit olarak adlandırılır. Burada olası bir plastik gerinim, dönüşümün esneklik yeteneğinden kaynaklıdır. Meydana gelen martensitin hacimsel oranı, var olan gerinim ile doğrusal olarak ilişkilidir. Martensitin oluşmaya başladığı gerilme

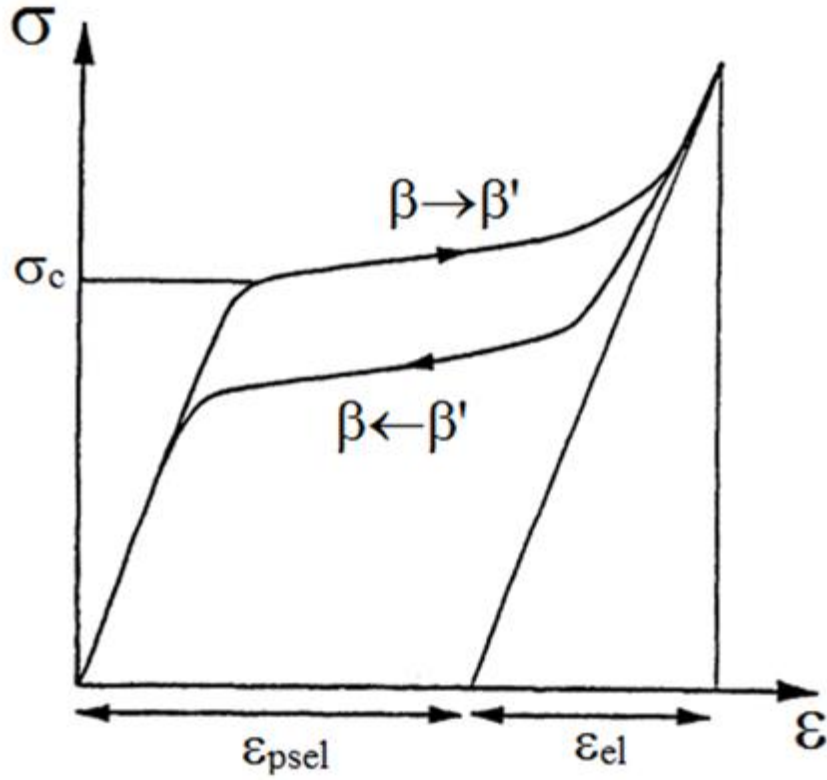
değeri ise sıcaklıkla beraber artmaktadır. Bu durum aşağıdaki Clausius-Clapeyron denklemi ile açıklanabilir.

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

Denklemden, σ^{p-m} martensitin oluşmaya başladığı gerilme değeri, ΔS entropideki değişim ve ε_{maks} ise plastik deformasyon olmadan martensitin kayma unsuru ile büyümesinden dolayı elde edilen maksimum gerinim miktarıdır. Eğer σ^{p-m} , σ_y akma gerilmesi değerine ulaşırsa, M_s^σ sıcaklığı en yüksek değerine ulaşır ve dönüşüm sadece elastik gerilmelerle bile başlayabilecek duruma gelir. M_s^σ sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda martensit oluşmadan önce plastik akış oluşur.

Gerinim uygulanması durumunda martensit büyümeye devam ederken, yeni yeni gerinim nedenli çekirdeklenen martensitik bölgeler oluşur. Gerinim nedenli martensitin meydana geldiği gerilme değeri, deformasyon nedenli martensitin oluşabildiği en yüksek sıcaklık değeri olan M_d değerine ulaşılan dek artan sıcaklıkla akma gerilmesi eğrisinden daha fazla sapma gösterir. Bu sıcaklığın üstünde, uygulanan deformasyon sonucunda martensit oluşumu gözlenmez [33].

Gerilme nedenli martensit oluşumu, termoelastik martensitik dönüşüm gösteren şekil hatırlamalı alaşımlarda görülen ‘sözde elastiklik’ davranışının orjiniidir. Gerilme nedenli martensit oluşumu olayında kalıcı deformasyon olmadığından ötürü, A_f sıcaklığının üstündeki bir sıcaklıkta ε_{maks} değerinde bir maksimum deformasyon tatbik edilirse eğer, hacimsel kesri %100 olan bir martensit elde edilmiş olur. Uygulanan yük kaldırıldığı zaman, yükün neden olduğu gerinim tamamen toparlanır ve yeniden ana faza doğru tersine dönüşüm gerçekleşir (Şekil 4.4).



Şekil 4.4. Gerilme nedenli martensit yoluyla sözde elastik deformasyon [33].

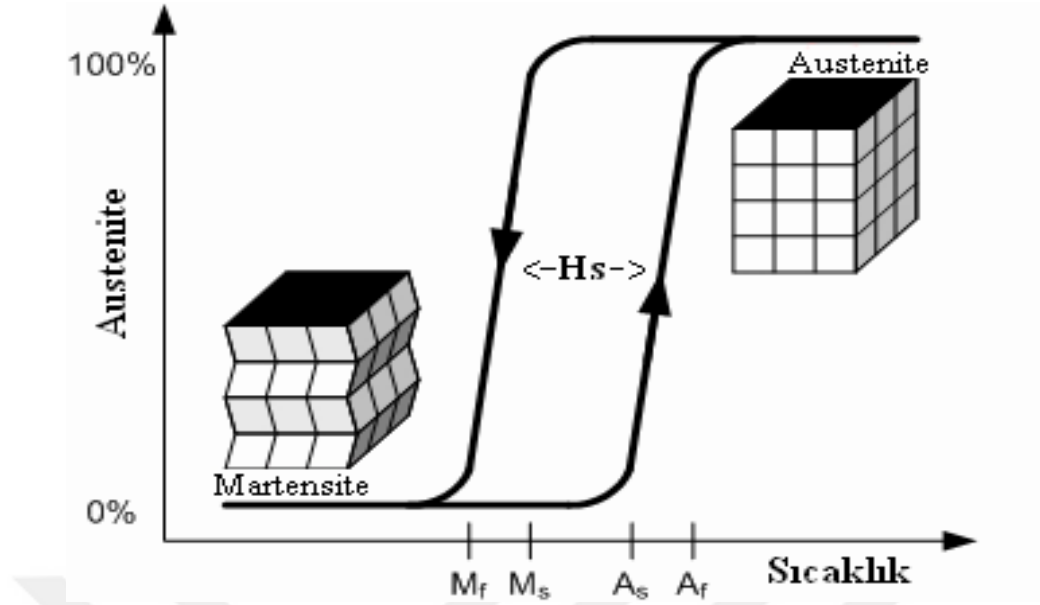
4.2. Martensitik Dönüşümlerin Genel Karakteristiği

Martensitik faz dönüşümü ile meydana gelen mikro yapının daha öncesinde tahmin edilebilirliği, malzeme birimindeki ana sorunlardan biridir. Martensite göre daha yüksek bir kristal simetrisine sahip olan austenit ana fazın dönüşümü sonucunda, benzersiz bir dizi, kafes etkileşimli martensitik varyantların oluşumu gözlenir. Ana fazdan martensit faza dönüşüm sırasında meydana gelen kafes deformasyonları, açığa çıkan gerinin en aza indirileceği bir yolda dönüşümü ilerlemeye zorlar. Oluşan martensitik varyantlar kendi yerleşimlerini düzenleyen bir yapısal hareketlenme ile söz konusu gerinim enerjisini azaltıcı bir rol üstlenmektedir. Malzemeye bir yük uygulandığında, maksimum miktarda toparlanabilir gerinim değerine ulaşılan dek martensitik varyantlar kendi yer düzenlerini düzenler. Uygulanmış olan yük kaldırıldığında bile var olan gerinim varlığını devam ettirir. Deformasyona uğrayan numunenin A_f sıcaklığı üstündeki bir sıcaklık değerine ısıtılması ile tersine martensitik dönüşüm gerçekleşerek orijinal şekil, tamamen yeniden kazanılmış olur[35].

Alaşımlar kristalografik ve termodinamik anlamda farklı özellikler taşıyarak farklı fazlarda bulunabilirler. Faz dönüşümü sıcaklığın aniden düşürülmesi veya yükseltilmesi sonucunda ya da dışarıdan uygulanacak mekaniksel zorun etkisi altında meydana gelir. Bu dönüşüm esnasında faza ait bölgelerin kristal yapıları değişir. Kristali oluşturan atomların birbirlerine göre konumları ya da komşulukları değişerek oluşan bu dönüşümlere difüzyonlu faz dönüşümleri, atomların birbirine göre konumları değişmeden meydana gelen faz dönüşümlerine ise difüzyonsuz faz dönüşümleri adı verilir. Martensitik dönüşümler atomların beraber hareketini kapsadığı için difüzyonsuz faz dönüşümleridir [37].

Yüksek sıcaklık fazında belirli bir kristal yapıda olan numuneye sıcaklık, basınç, zor veya bunların değişik kombinasyonlarının uygulanması durumunda kristal yapı değişebilir. Bu durumda, yüksek sıcaklık fazındaki numune daha küçük serbest enerjiye sahip düşük sıcaklık fazındaki farklı bir kristal yapıyı tercih eder. Bu dönüşümlerde yüksek sıcaklık fazına austenit (ana faz), düşük sıcaklık fazına da martensit (ürün faz) faz adı verilir.

Austenit kristal yapı, T_0 sıcaklığında termodinamik denge durumundadır. Kristal malzeme bu sıcaklıktan hızla soğutulursa kritik bir sıcaklıktan sonra, austenit kristal yapı içerisinde martensit yapı meydana gelmeye başlar. Bu sıcaklığa martensit başlama sıcaklığı (M_s) denir. M_s sıcaklığında başlayan dönüşüm belirli bir sıcaklık aralığında devam eder ve sonra durur. Dönüşümün bittiği bu sıcaklığa martensit bitiş sıcaklığı denir ve M_f ile gösterilir. Martensit fazdaki malzemenin ısıtılması sonucunda austenit başlama sıcaklığı (A_s) olarak adlandırılan kritik bir değerden sonra austenit yapı tekrar meydana gelmeye başlar. Numunenin tamamıyla austenit yapıya dönüştüğü sıcaklığa austenit bitiş sıcaklığı (A_f) denir. Bu dönüşüm sıcaklıkları farklı alaşımlar için farklı değerlere sahiptir. Sıcaklığa bağımlı olarak, kristal yapıdaki değişim ve dönüşüm sıcaklıkları Şekil 4.5 'de verilmiştir [38].



Şekil 4.5. Kristalografik yapının sıcaklığa bağlı olarak değişimi [38].

Tersinir özellik gösteren martensitik dönüşümlerde, ısıtma esnasında materyalin %50 gibi bir oranının austenite ve soğutma sırasında %50 'sinin matensite dönüşmesi arasındaki sıcaklık farkı histerezis olarak tanımlanır [39]. Bu fark 20-30⁰C olabildiği gibi bazı alaşımlarda daha yüksek değerlere çıkabilir .Bu farkın küçük olmasının anlamı dönüşüm için gerekli enerjinin az ve dönüşüm yüzdesinin de büyük olması anlamına gelir[40].

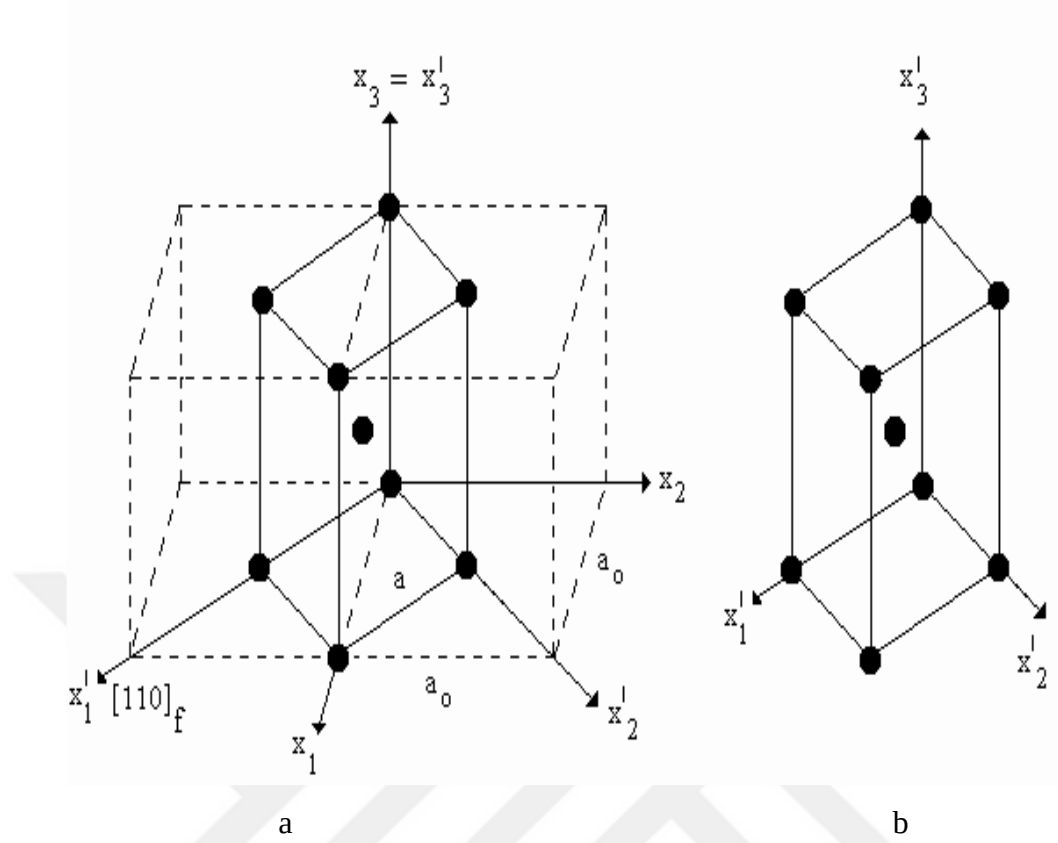
Martensitik dönüşümler termoelastik ve termoelastik olmayan dönüşümler olmak üzere iki ayrı grupta incelenir [41]. Bu iki dönüşüm arasındaki fark histerezisten dolayıdır. Termoelastik dönüşümlerde histerezis dar ve dönüşüm yüzdesi yüksek, termoelastik olmayan dönüşümlerde ise, histerezis geniş ve dönüşüm yüzdesi azdır. Termoelastik dönüşümlerde austenit faz soğutulurken, M_s sıcaklığında alaşım içinde kimyasal serbest enerjinin en az olduğu noktalarda martensitik plakaların oluşumu başlar. Sıcaklığın düşmesiyle birlikte oluşan plakalar büyür ve bu plakalara yenileri eklenerek bu işlem, kristal tamamen martensit faza geçinceye kadar devam eder. Son olarak M_f sıcaklığında dönüşüm tamamlanır. Bundan sonra numune sıcaklığı A_f sıcaklığının üzerine çıkarılırsa ters dönüşüm oluşur. En son oluşan martensit plakalardan başlamak kaydıyla numune tamamıyla austenit yapıya tekrar geri döner. Bu durumda termoelastik martensit faz

dönüşümünde yalnızca orijinal kristal yapı ve yönelimi hem önceki halini alır hem de mikro yapı önceki halini hatırlar [42].

Termoelastik yapıda olmayan dönüşümde ise; soğutma esnasında oluşan bir martensit yüzey belli bir büyüklüğe kadar gelir ancak soğutma devam etse bile plakalarda büyüme söz konusu olmaz. Sabitlenmiş ara plaka ısıtma esnasında geri hareket etmez. Bunun aksine ana faz, sabitlenmiş martensit plakalar arasında çekirdeklenir ve bir yüzeyin tamamı orijinal ana faz yönelimine geri dönüşü olmaz [43].

4.3. Austenit – Martensit Faz Dönüşümlerinin Kristalografik Teorileri

Martensitik dönüşüm çok hızlı bir şekilde meydana geldiğinden dolayı oluşum esnasında gözlenemez. Bu sebepten dolayı dönüşümün kristalografisi ancak iki faza ait kristalografik yapılar incelenerek ortaya konulabilir. Austenit-martensit faz dönüşümünün ilk kristalografik modeli 1924 'te Bain tarafından ortaya atılmıştır [44]. Bain, bu modelinde martensitik dönüşümde kristal örgünün belli bir deformasyona uğradığını iddia etmiştir. Bu modele göre, fcc kristal yapıya sahip atomlar komşuluklarını koruyarak, atomlar arası uzaklıkların değişmesi neticesinde bcc veya bct kristal yapılara geçebilir. Bain modeline göre Şekil 4.6 'da görülen fcc kristal yapıya sahip atomlar arasındaki mesafeler x_1' , x_2' eksenleri üzerinde belirli bir oranda yükselirken x_3' eksenleri üzerinde aynı oranda düşerek hacim merkezli (bcc) tetragonal yapıya geçiş sağlanabilir. Bu durumda birim hücrenin hacmi değişir.



Şekil 4.6. Bain modeline göre fcc yapının bcc yapıya dönüşümü.(a) fcc birim hücresi, (b) bcc birim hücresi [44].

Bain modeli uzun yıllar boyunca austenit-martensit dönüşümlerinin kristalografisini açıklamak için yeterli zannedildi. Fakat sonraki incelemeler, ana ve ürün yapı arasında kristalografik bir dönme bağıntısının olduğunu ve bu iki yapı arasında sınır özelliği taşıyacak olan dönmemiş bir yerleşim düzleminin (habit düzlem) varlığını göstermiştir [45]. Austenit-martensit faz dönüşümünde, atomların beraber hareketleri sonucunda yüzey kabartıları meydana gelir. Bu kabartılar Bain modeli ile açığa kavuşturulamamıştır. Dönüşmüş yapının varlığını gösteren şekil bozulmaları, ana ve ürün faza ait kristal yönelimlerinin farklı olduğunu gösterir. Yani martensit kristaldeki düzlem ve doğrultular ilk durumlarına göre bir miktar dönmeye uğramıştır. Bu sebepten dolayı ana ve ürün fazlar arasında bir dönme bağımlılığı vardır. Dönme bağıntıları austenit ve martensit yapıların düzlem ve doğrultuları arasındaki açısal bağıntıyı ortaya koyar [45-46].

Kurdjumov-Sachs (K-S), Wasserman, Nishiyama(N) ve Greninger Traiano(G-T) martensitik dönüşümünde, dönme bağıntılarını X- ışınları Laue metodu ile belirlemişlerdir [45]. Bu araştırmacılar tarafından açıklanan dönme bağıntıları Tablo 4.2 'de verilmiştir.

Dönme bağıntıları, alaşımın cinsine ve alaşımı oluşturan elementlerin konsantrasyonlarına bağlı olmasının yanında deformasyon etkisiyle oluşan martensitlerde deformasyon oranına da bağlıdır [3,4,45-48].

Tablo 4.2. Austenit-martensit faz dönüşümlerine ait bazı dönme bağıntıları [45].

Bağıntı	K-S	N	G-T
$(011)_a - (111)_m$	0°	0°	1°
$[112]_a - [011]_m$	5°	0°	2°
$[101]_a - [111]_m$	0°	$0,54^\circ$	2°
$[011]_a - [111]_m$	$3,5^\circ$	$0,5^\circ$	$6,5^\circ$

Greninger ve Troiano yaptıkları çalışmalarla yerleşim düzleminin, austenitin basit miller indisli düzlemlerinden birisi olduğunu saptamışlardır [49-50]. Fakat daha sonraki bulgular büyük indisli düzlemlerinde yerleşim düzlemi olabileceğini ispatlamıştır [51].

Bain modeliyle açıklanamayacağı anlaşılan dönüşümün, klasik veya bir bozulmalı teoriler şeklinde de açıklanan kristalografik martensit teorileri Wechsler-Lieberman-Read ile Bowles-Mackenzie tarafından geliştirilmiştir [52-53]. Bu teoriler, austenit-martensit faz dönüşümü bitirdikten sonra, iki kristal yapı arasında dönme ve bozulmaya uğramamış bir düzlemin bulunabileceğini kabul eder. Wechsler ve arkadaşlarının öne sürdüğü teoriden başka Bowles-Mackenzie teorisi, yerleşim düzlemi üzerindeki atomların, bu düzlem üzerinde kalırken kalıcı konumlarını küçük boyutlarda yer değiştirdiklerini öne sürer ve bu yer değiştirmeyi gösteren açılma parametresi ile ayrı bir serbestlik derecesi içerir. Yalnız, teorik olarak bu teoriler eşleniktir [54]. Ürün kristal yapı Bain modeline uygun bir şekil değişiminin ardından, kristal örgüyü değiştirmeyen bir şekil bozulmasına ve dönmeye uğrayarak dönme ve bozulmaya uğramamış bir ara düzlemin meydana gelmesini sağlayabilir. Kristal örgüyü bozmayan şekil değişimlerinin ikizlenme (twinning) veya kayma (slip) oluşabileceği de bu teorilerde beklenmektedir. Bahsi geçen dönme ise, daha önce bulunan austenit-martensit kristalografik dönmesidir [55-56]. Böylece klasik teorilerin önerdikleri yöntemde dönüşüm boyunca, Bain modeline uygun bir kristal yapı değişimi, kristal yapı örgüsünü değiştirmeyen bir şekil bozulması ve iki kristal yapı arasında bir dönme olduğu kabul görmektedir. Wechsler-Lieberman-Read ve Bowles-Mackenzie, bu şekilde belirlenen dönüşümü aşağıda verilen denklemdeki gibi tanımlanır.

Denklem 1 ‘ deki F; toplam şekil değişimine, B; Bain değişimine, S; şekil bozulmasına ve R; dönmeye karşılık gelmektedir ve F,B,S,R nicelikleri (3x3) lük bir matris ile belirtilmek üzere ;

$$F=B.S.R$$

[1]

şeklindedir.

Ana ve ürün fazdaki kristallerin ilk ve son durumlarını incelerken, bu esnada neler olduğunu açıklayamayan teorilerde, toplam şekil değişimini ortaya çıkaran üç bileşenin meydana geliş sırası belirsizdir. Daha sonra yapılan gözlemler pek çok martensit kristalinde ikizlenmenin varlığını ortaya çıkarmıştır [57-58]. Özellikle Fe bazlı alaşımlarda tespit edilen şekil değişimi ile bu teorilerin öne sürdüğü şekil değişimi arasında bir uyum bulunmuştur [51]. Ancak, yine Fe bazlı alaşımlarda, Bowles-Mackenzie teorisindeki açılma parametresiyle, kabul edilen konum değişikliğinin aksine yerleşim düzleminin atomları arasındaki uzaklığın sabit kaldığı deneylerle ispatlanmıştır [59]. Ayrıca, elektron mikroskop yardımıyla yapılan araştırmalar sonucunda, bazı martensit kristallerinde ikizlenme ve kayma şekli şekil bozulmaları miktarının bu teorilerde öngörülenin tersine, birden fazla olabileceği görülmüştür [60].

Klasik teoriler sonucu ortaya çıkan bu aksaklıkları açıklığa kavuşturabilmek amacıyla Ross-Crocker ile Acton-Bevis, birbirlerinden bağımsız olarak ikili bozulma teorileri olarak adlandırılan yeni farklı teoriler geliştirdiler [61-62]. Bu teorilerde, toplam şekil değişimini oluşturan bileşenler klasik teoriler ile aynı olmakla birlikte, kristal örgüyü değiştirmeyen şekil bozulmasının iki tane olabileceği düşünüldü. Böylelikle, klasik teorilerde S ile verilen bir tek şekil bozulması, yeni teorilerde S_1 ve S_2 gibi iki bozulmadan meydana geliyordu. Ross-Crocker ve Acton-Bevis, teorilerinde toplam şekil değişimini Denklem 2 ‘de tanımlamışlardır. Bu eşitlikte yine, B Bain değişimine, R ise dönmeye karşılık gelmektedir.

$$F=B. S_1. S_2 .R$$

[2]

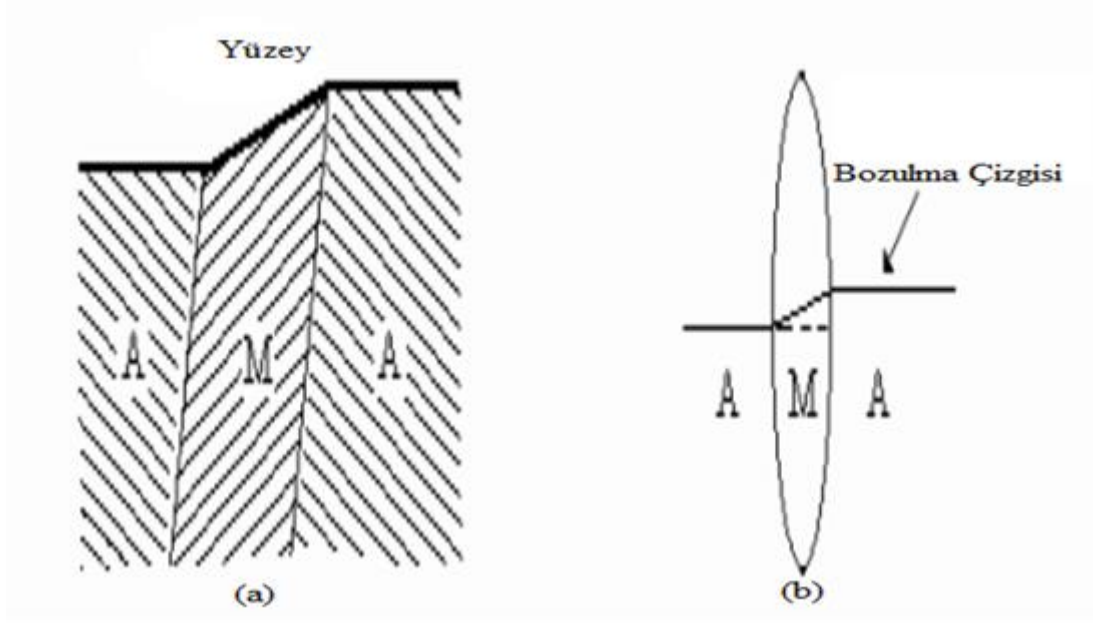
İki ikizlenme, iki kayma veya bir ikizlenmeyle bir kaymanın bir arada olabileceğini ileri süren yeni teoriler, birtakım gözlemlerle uyum sağlamış, ama yerleşim düzlemi {225} olan martensitlerin dönme bağıntılarını bulma konusunda başarılı olamamışlardır [63]. Bu

teorilerden farklı olarak, gösterilen birtakım model ise uygulama alanları sınırlı olduğu ve genelleştirilemediklerinden dolayı konuya açıklık getirememişlerdir [64].

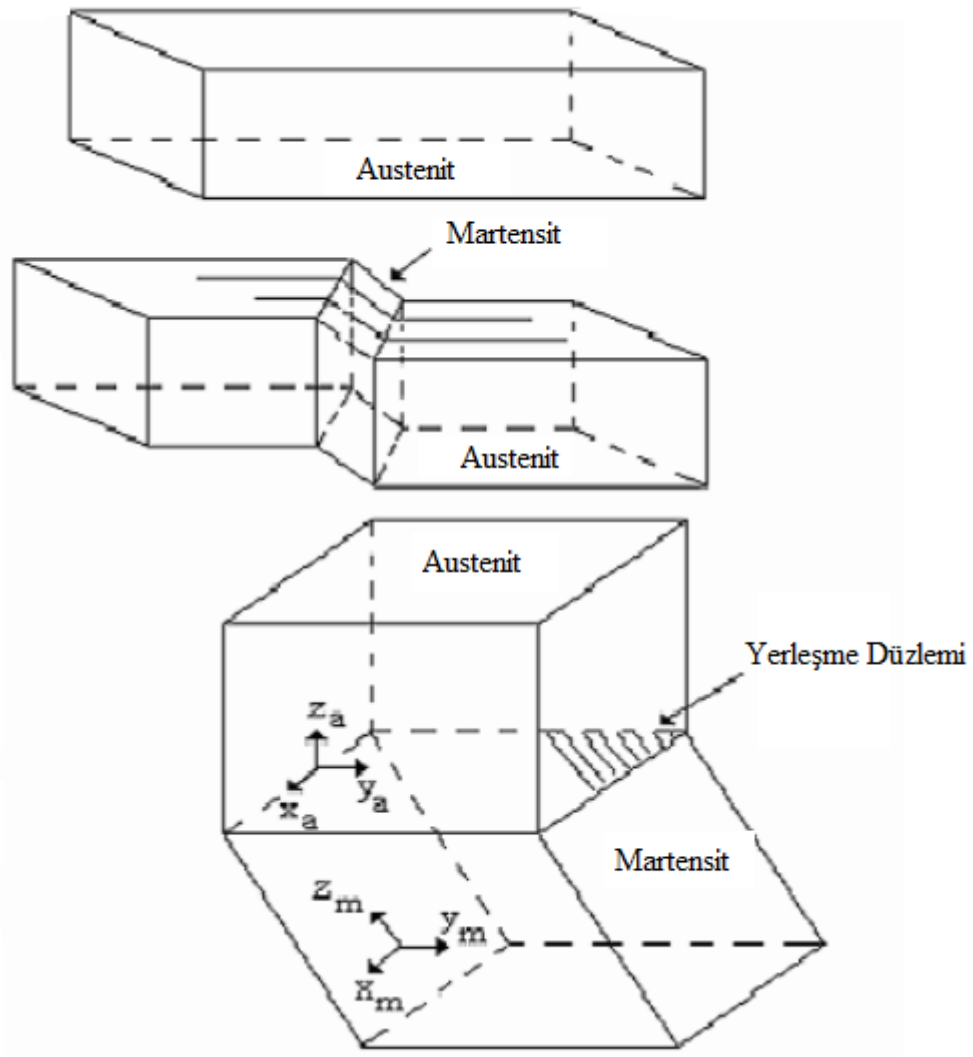
Tüm bu çalışmaların ışığında martensitik dönüşümün karakteristik özellikleri şu şekilde özetlenebilir [40-65];

- i. Martensitik faz, ara bir katı çözeltidir.
- ii. Kristal atomlarının dönüşüm öncesi ve sonrası komşulukları korunur. Bu nedenle dönüşüm difüzyonsuzdur.
- iii. Dönüşüm, sınırlı bir şekil değişikliği ile oluşur. Ana fazdaki numune yüzeyi düzeltilip parlatıldıktan sonra sıcaklığı azaltılırsa, yüzey üzerinde oluşan martensitik bölgeler kabartılar şeklinde gözlenir (Şekil 4.7.a). Austenit yapı ile martensit yapı arasında bir bozulma çizgisi oluşur (Şekil 4.7.b).
- iv. Martensitik dönüşümde, bozulmamış olarak kalan ve ana faz ile ürün fazı ayıran düzleme yerleşme düzlemi (habit plane) adı verilir. Yerleşme düzlemi değişmez düzlemdir . Ayrıca bu düzlem üzerindeki doğrultular bozulmaya uğramamıştır (Şekil 4.8).
- v. Austenit faz ile martensit fazın örgüleri arasında sınırlı bir dönme bağıntısı mevcuttur.
- vi. Dönüşümde kristal örgü kusurları da meydana gelir.

Kısaca martensitik dönüşümde, bir ara yüzeyin atomik hareketler ile düzenli ve hızlı ilerleyerek büyümesiyle ürün faz oluşur. Böyle bir ara yüzey hareketi, ürün yapının çabuk oluşmasına yardım eden dislokasyonları kapsar [28]. Ara yüzeyin büyümesiyle düz bir yüzeyde kabartı şeklinde değişimler gözlemlenir. Bu kabartı martensitin var olduğunu gösteren önemli bir özelliktir [66].



Şekil 4.7. Austenit ve martensit yapı arasındaki sınır şekil değişimi. (a) Martensit yüzey kabartması, (b) Bozulma çizgisinin kırılması [65].



Şekil 4.8. Martensit dönüşümünün difüzyonsuz gerçekleşmesine bağlı olarak düzlem ve doğrultulardaki değişim [65].

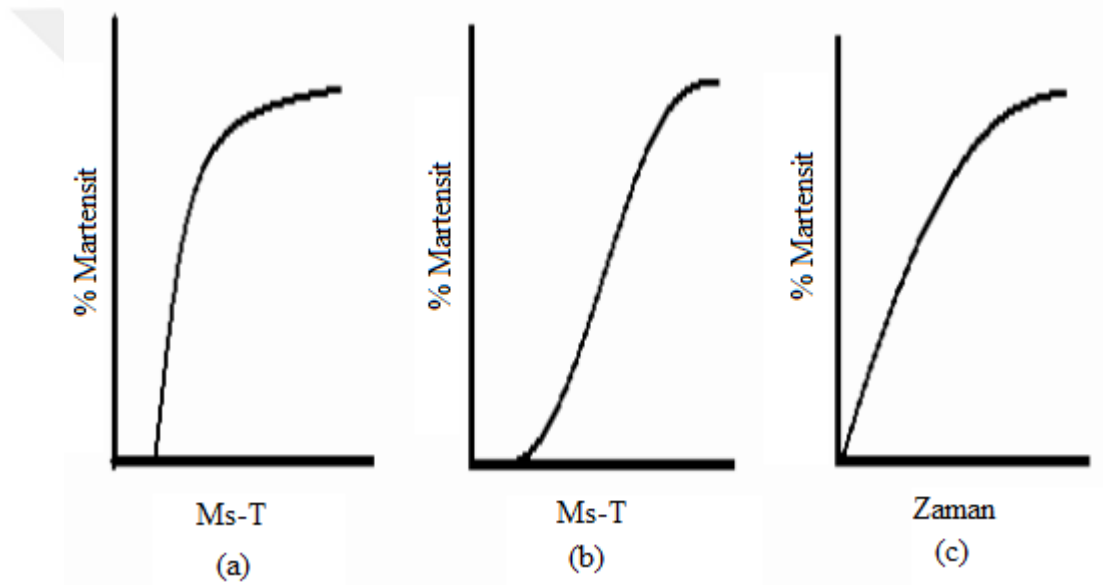
4.4. Martensit Dönüşümünün Kinetik Özellikleri

Difüzyonsuz faz dönüşümleri kinetik olarak incelendiğinde atermal ve izotermal özellikli iki değişik martensit oluşum görülür. Bu iki çeşit faz geçişinde dönüşüm sıcaklıkları ve dönüşüm sonrası ürünlerde değişiklikler gözlenir [45].

Atermal dönüşümde austenit durumdaki numune soğutulup M_s sıcaklığına getirildiğinde austenit yapı martensit faza dönüşmeye başlar. Numune soğutulmaya devam edilip M_f sıcaklığına geldiğinde dönüşecek oranın tamamı martensit faza dönüşmüş olur. Atermal dönüşüm iki farklı gruba ayrılarak incelenebilir. Şekil 4.9.a 'da gösterildiği gibi

dönüşüm çok büyük hızlarda patlama şeklinde tamamlanabilir ya da Şekil 4.9.b 'deki gibi martensit oluşum yüzdesi sıcaklığa üstel bir bağımlılık gösterebilir [67-69]. Sıcaklık değişimi ile oluşan martensit fazın meydana gelmeye başladığı sıcaklıktan daha düşük sıcaklıklarda yeni patlamalar oluşabilir fakat bir kez oluşan martensit düşük sıcaklıklarda büyüme gösteremez [70].

İzotermal martensit dönüşümlerde; M_s sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda yeni martensit kristalleri oluşacağı gibi daha öncesinde oluşanlar da hacim olarak büyüme gösterebilirler [71]. İzotermal özellikli martensitik faz dönüşümünde oluşan martensit yüzdesinin zamana bağımlı değişimi Şekil 4.9.c 'de gösterilmiştir.

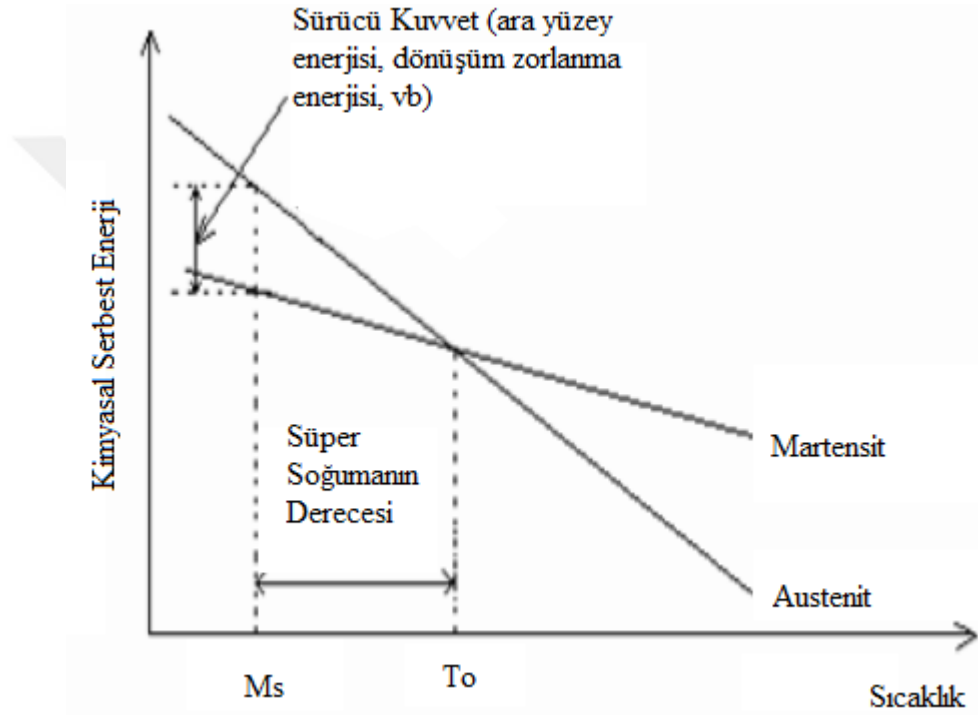


Şekil 4.9. Martensit oluşum yüzdesinin sıcaklık ve zamana bağlı değişimi. a)Patlamalı atermal, b)Atermal, c) İzotermal [71].

Termodinamik biliminde asgari enerji kuralına göre; sistem en düşük serbest enerjiye sahip olduğu durumu tercih eder. Austenit ve martensit halin kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklık ve martensitik dönüşümle olan ilişkisi Şekil 4.10 'da verilmektedir. Denge sıcaklığı olarak tanımlanan T_0 sıcaklığında iki fazın serbest enerjileri farkı sıfırdır. T_0 denge sıcaklığından düşük sıcaklıklarda martensit fazın serbest enerjisi daha küçük olduğundan dolayı minimum enerji kuralına göre martensit faz daha kararlı haldedir. T_0 sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda ise martensit fazın serbest enerjisi nispeten büyük

olduğundan austenit faz kararlı yapıdadır. Denge sıcaklığı ile martensit başlama sıcaklığı farkı, fazlar arasındaki kimyasal serbest enerjiyi, bu enerji de dönüşüm için gerekli olan sürücü kuvveti oluşturur [40].

Austenit → martensit dönüşümünde, martensit fazın kimyasal serbest enerjisi austenit fazın kimyasal serbest enerjisinden daha düşük olmalıdır. Eğer iki faz arasındaki kimyasal serbest enerji farkı, kimyasal olmayan serbest enerjiden (örneğin; dönüşüm zorlanma enerjisi ve ara yüzey enerjisi) küçük ise dönüşüm gerçekleşemez.



Şekil 4.10. Austenit martensit fazın kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklık ve martensitik dönüşümle olan ilişkisi [40].

Austenit – martensit faz dönüşümü sırasında, kristal yapının değişmesiyle beraber hacim değişikliği de gözlemlenir. Bu durumda termodinamik yasalar gereğince kapalı bir sistemin, sabit bir P basıncına karşı hacmi V_1 'den V_2 'ye geçişi söz konusu olduğunda; termodinamiğin birinci kanununa göre enerji E_1 'den E_2 'ye değişmiş olur ve böylece ΔE enerji değişimi;

$$\Delta Q = E_2 - E_1 = \Delta Q - P(V_2 - V_1) \quad [3]$$

bulunur. Bu değişim sırasında sistemin ΔQ ısı enerjisi değişimi, yukarıdaki ifadeden yola çıkılarak hesaplanır ise ;

$$\Delta Q = (E_2 + P V_2) - (E_1 + P V_1) \quad [4]$$

elde edilir. Sabit tutulan P basıncına karşı iş yaparak hacim değiştiren kapalı sistemde meydana gelen ΔQ ısı farkı, iki ifade farkına eşittir. (E+PV) toplamından ibaret olan bu ifadeye sistemin sahip olduğu ısıya ya da entalpisi denir. Böylece, sistemin ısı enerjisindeki değişim, ilk ve son termodinamik durumlardaki entalpilerinin farkına eşittir. Genel olarak entalpi H ile gösterilir ve buna göre ;

$$H = E + PV \quad [5]$$

$$\Delta Q = H_2 - H_1 \quad [6]$$

denklemleri yazılabilir [29].

Austenit ve martensit fazlar arasındaki öz ısı farkı ihmal edilirse; austenit-martensit dönüşümünde elde edilen ısı enerjisi, martensit-austenit dönüşümde buna karşılık gelen ısıdan mutlak değer olarak büyüktür. Buna rağmen malzemenin entropi değişimi, her iki dönüşüm için de aynıdır [65].

Ergime, buharlaşma gibi faz dönüşümlerinde basınç sabit kalmak koşuluyla, enerji değiştirdiği halde sistemin sahip olduğu sıcaklık değeri değişmez. Bu yüzden sabit sıcaklıkta entropi değişiminin hesaplanması oldukça önemlidir. Bu ifadeye göre sabit basınç altında entalpi ifadesinin türevi;

$$\Delta H = \Delta E + P \Delta V \quad [7]$$

şeklindedir. Buna göre, termodinamiğin birinci kanunundan yararlanarak,

$$\Delta E = \Delta Q - P \Delta V \quad [8]$$

Denklem 8, Denklem 7 ‘de yerine yazıldığında;

$$\Delta H = \Delta Q \quad [9]$$

bulunur. Buradan sabit basınç altında entropi değişimi;

$$\Delta S = \frac{\Delta Q}{T} = \frac{\Delta H}{T} \quad [10]$$

şeklinde verilir [29]. Prado ve arkadaşları, entalpi değişimini,

$$\Delta S_{M \rightarrow A} = \Delta H_{M \rightarrow A} / T_0 \quad [11]$$

formülüyle hesaplamışlardır. Burada M martensit, A austenit fazı, T_0 ise denge sıcaklığını ifade eder. T_0 denge sıcaklığının, dönüşüm sıcaklıklarına bağlı olarak hesaplanabilmesi için iki değişik yaklaşım geliştirilmiştir. Bunlardan biri Salzbrenner ve Cohen tarafından kabul edilmiş olan T_0 denge sıcaklığı,

$$T_0 = \frac{1}{2} (M_s + A_s) \quad [12]$$

şeklindedir. Denklem 12 ‘de M_s ; martensit başlama sıcaklığı, A_s ; austenit başlama sıcaklığıdır [72].

Tong ve Wayman’a göre T_0 denge sıcaklığı ise,

$$T_0 = \frac{1}{2} (M_s + A_f) \quad [13]$$

olarak kabul edilmiştir. Burada A_f ; austenit bitiş sıcaklığıdır [73].

Denklem 12 ve 13 ‘te verildiği gibi önemli bir kavram olan denge sıcaklığı üzerine farklı görüşler ortaya atılmıştır. Austenit kristal yapısı T_0 denge sıcaklığında termodinamik bakımdan denge durumundadır. Bu sıcaklıkta austenit ve martensit fazların serbest

enerjileri birbirlerine eşittir. Kristal yapı denge sıcaklığından hızlı bir şekilde soğutulursa kritik martensit başlangıç sıcaklığından sonra, austenit yapı içinde martensit yapı oluşmaya başlar. T_0 sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda iki faz arasındaki serbest enerji farkı sıfırdan fazladır. Martensit fazın serbest enerjisi daha az olmasından dolayı minimum enerji kuralına göre martensit faz daha karardır. Denge sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda ise austenit faz daha karardır yapıdadır.



5. ENDÜSTRİYEL AMAÇLI ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR

Endüstride kullanılan şekil hatırlamalı alaşımlar içerisinde en fazla NiTi alaşımları ve bakır bazlı alaşımlar görülür. Bu alaşımlar önemli bir ticari değere sahip şekil hafızalı alaşımlardır. Sahip oldukları özellikler birbirlerinden farklıdır. NiTi alaşımlarda şekil hafıza gerinimi yaklaşık olarak %8 iken, bakır esaslı alaşımlarda şekil hafıza gerinim değeri %4-5 'dir. Gerilmeli korozyona karşı hassas olan bakır bazlı alaşımlarla mukayese edildiğinde , NiTi alaşımları mükemmel bir korozyon direncine ve daha yüksek sürekliliğe sahiptir. Bakır bazlı alaşımlar daha ekonomiktir, bu alaşımların eritilmeleri daha kolay ve daha geniş dönüşüm sıcaklık aralığına sahiptirler. Kısacası bu iki alaşım sisteminin de kullanılacağı ortama göre dikkate alınması gereken avantaj ve dezavantajları olduğunu söylemek yanlış değildir. Aşağıda bu iki şekil hatırlamalı alaşımlar daha ayrıntılı bir şekilde ifade edilmiştir [11].

5.1. Nikel-Titanyum Şekil Hafızalı Alaşımlar

NiTi alaşımı ikili alaşım sistemine sahip, eş atomlu intermetalik bir bileşiktir. Kabul edilen sınırlar içerisinde fazladan nikel ya da titanyum çözebildiklerinden Metal - metal bileşikler olağanın üstüdür bileşiklerdir. Ayrıca diğer alaşımlarla kıyaslanabilir ölçüde sürekliliğe sahiptirler. Alaşım sisteminin hem dönüşüm özelliklerini hem de mekanik özelliklerini istenilen şekilde farklılaştırmak için aşırı çözebilme yeteneği sayesinde alaşıma diğer elementler ilave edilebilir. Nikel ilavesi(yaklaşık %1 oranında bile) alaşımın özelliklerini değiştirir. Dönüşüm sıcaklığını önemli ölçüde düşüren alaşımda bulunan fazla nikel, austenit durumda akma dayanımını artırır. Bakır ise histeresizi daraltmak ve martensitik durumda daha düşük deformasyon gerilmesi için , demir ve krom ise daha düşük dönüşüm sıcaklığı için kullanılır. Dönüşüm sıcaklığını değiştirdiği ve mekanik özellikleri düşürdüğü için oksijen ve karbon gibi elementler pek fazla tercih edilmezler .

CsCl ($a_0 = 0.301-0.302$ nm) yapısına NiTi alaşımın anafazı benzemektedir. Bu yapı kübik hacim merkezli B2-tipi kristal yapıya sahiptir. Martensit fazdaki kristal yapının tanımı hakkında çoğu bilim adamlarının yöntemleri farklıdır. Fakat hem seçili alan kırınım

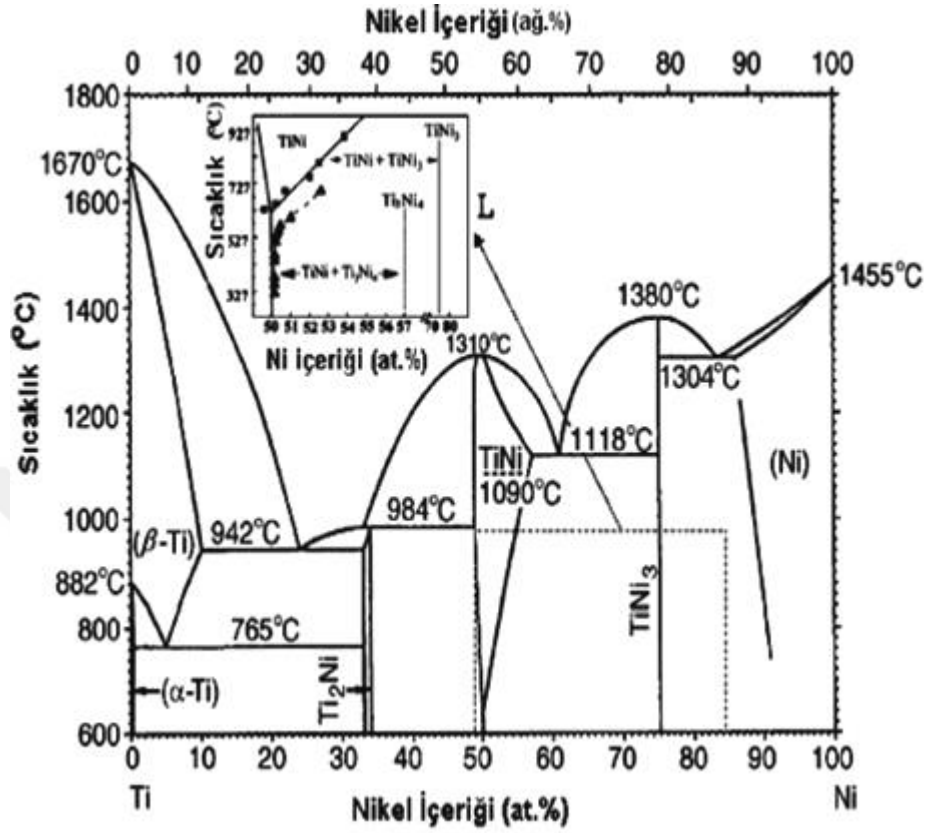
teknikleri hem de X ışınları kullanılarak yapılan araştırmaların hepsi benzer sonucu bize sunmaktadır.

Kafes sabitlerinin birbirlerinden farklı olmasına rağmen martensit fazın birim hücresi, monoklinik yapıdadır. Ti-49.75 Ni alaşımının kafes parametreleri $a= 0.2889 \text{ nm}$, $b= 0.412 \text{ nm}$, $c= 0.4622$ ve $\beta=96.80^\circ$ olan monoklinik kristal yapısına sahip olduğunu Otsuka ve arkadaşları tespit etmiş ve standart olarak kabul görmüşlerdir.

Tablo 5.1 'de , NiTi ikili alaşım sisteminin temel fiziksel özellikleri ve tavllanmış alaşımın mekanik özelliklerinin bir kısmı verilmiştir. Eş atomlu alaşımın austenit bitiş sıcaklığı (A_f) 100°C civarındadır. NiTi alaşımlarında faz diyagramıyla B2 ve Ti_3Ni_4 fazlar arası faz denge diyagramı Şekil 5.1 'de verildiği gibidir [13].

Tablo 5.1. İkili Ni-Ti şekil hafızalı alaşımların özellikleri [13].

Özellik	Değer
Erime Sıcaklığı ($^\circ\text{C}$)	1300
Yoğunluk (gr/cm^3)	6.45
Austenit	100
Martensit	70
Austenit	18
Martensit	8.5
Korozyon Direnci	300 serisi paslanmaz çeliklere veya titanyum alaşımlarına yakın
Young Modülü (GPa)	Yaklaşık
Austenit	83
Martensit	28~41
Austenit	195~690
Martensit	70~140
Maksimum Çekme Dayanımı (MPa)	895
Dönüşüm Sıcaklığı ($^\circ\text{C}$)	-200~110
Dönüşüm Sırasındaki Gizli Isı($\text{kJ}/\text{kg} \cdot \text{atom}$)	167
Şekil Hafıza Gerinimi (%)	Max 8.5



Şekil 5.1. Ni-Ti alaşımlarının faz denge diyagramı [13].

Martensit malzemenin deforme edilmesini kolaylaştırmak için seçilen malzemenin sertliğini azaltarak uygun ısıtma işlemleri yapılır. Böylece daha dirençli ve daha kararlı austenit fazda bir yapı ile hem soğutma hem de ısıtma durumunda tekrarlanan özelliklere sahip malzeme tipi oluşturulabilir. Malzemedan istenilen özellikleri yerine getirecek uygun işleme yöntemlerinin geliştirilmesi bu çeşit alaşımlarda temel problemdir [74].

Genellikle 500 °C -800 °C arasındaki sıcaklıklar termal işlem ile istenilen hatırlama şeklini vermek amacıyla tercih edilir. Bu sıcaklık değeri gerekli olan zamanın düzenlenmesiyle birlikte en az 300 °C -350 °C değerinde olmalıdır. Beklenen hafıza şeklinin sağlanması için şekil hafızalı alaşımların ısıtma işlemi esnasında kontrollü davranmak gerekir. Gerinim veya gerilme ile gerekli çevrim miktarına ,kazandırılacak olan maksimum hafıza etkisi bağlıdır (Tablo 5.2).

Tablo 5.2. Tahminin çevrim sayısı ile müsaade edilen maksimum gerinim ve gerilme arasındaki ilişki [77].

Çevrim Sayısı	Maksimum Gerinim (%)	Maksimum Gerilme (MPa)
1	8	500
100	4	275
10000	2	140
100000+	1	70

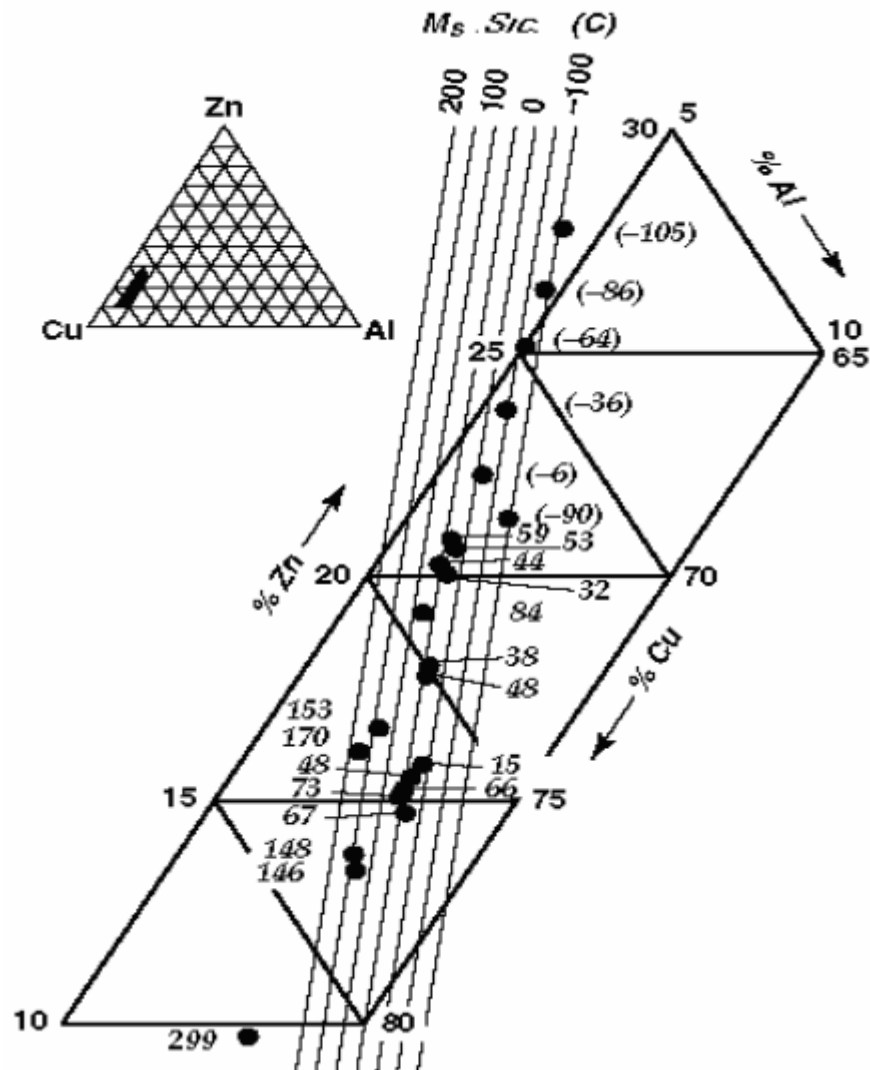
5.2. Bakır Esaslı Şekil Hafızalı Alaşımlar

Bakır bazlı alaşımlar, CuZnAl ve CuAlNi kompozisyonlu üçlü alaşım olabileceği gibi ek olarak manganez içeren dördü alaşım şeklinde de görmek olasıdır. Bor , kobalt, demir, seryum , titanyum, zirkonyum ve vanadyum gibi elementler ince taneli yapı elde etmek amacıyla alaşıma ilave edilir. Tablo 5.3'de bu çeşit alaşımların önemli birkaç özelliği gösterilmiştir.

Tablo 5.3 . Bakır esaslı şekil hafızalı alaşımların özellikleri [11].

	CuZnZl	CuAlNi
Erime Sıcaklığı (C^0)	950~1120	100~1050
Yoğunluk (g/cm^3)	7.64	7.12
Elektrik Direnci (mikro-ohm*cm)	8.5~9.7	11~13
Isıl İletkenlik (W/cm* C^0)	120	30~43
Isı Kapasitesi (J/kg* C^0)	400	373~574
Mekanik Özellikler		
Young Modülü (GPa)		
Beta Faz (a)	72	85
Martensit (a)	70	80
Akma Dayanımı (MPa)		
Beta Faz (a)	350	400
Martensit (a)	80	130
Maksimum Çekme Dayanımı (MPa)	600	500~800
Şekil Hafıza Özellikleri		
Dönüşüm Sıcaklıkları (0C)	<120	<200
Geri Kazanılır Gerinim (%)	4	4
Histeresiz, Delta (0C)	15~25	15~20

Martensit ve austenit dönüşüm sıcaklıkları arasında şekil hafızalı alaşımların Young modüllerini belirlemek oldukça zordur. Bu sıcaklıklarda alaşımlar lineer olarak bir esneklik gösterirler.



Şekil 5.2. CuZnAl alaşımlar için bileşim ve M_s sıcaklıkları arasındaki ilişki [32].

$$\text{CuZnAl: } M_s (^{\circ}\text{C}) = 2212 - 66.9(\% \text{ a. g. Zn}) - 90.65(\% \text{ a. g. Al}) \quad [14]$$

$$\text{CuAlNi: } M_{\zeta} (^{\circ}\text{C}) = 2020 - 134(\% \text{ağ. Al}) - 45 (\% \text{ağ. Ni}) \quad [15]$$

Diğer taraftan mangan hem CuAlNi hem de CuZnAl alaşımların dönüşüm sıcaklıklarını düşürür. Ayrıca ötektoid noktasını (yüksek alüminyum içerikli alaşımların) değiştirir. Daha güzel bir sonuç alınabilmesi için alüminyum elementinin yerine mangan kullanılır.

Bakır bazlı şekil hafızalı alaşımlar doğada kararlı halde olduğu için şekil hatırlama etkisini gösteren beta fazının korunması için bu fazda ısıtma işlemi ve sonrasında kontrollü soğutma yapılmalıdır. Uzun süre boyunca yapılan ısıtma işlemi, çinko buharlaşmasına ve tane büyümesine neden olduğundan bu işlemde kaçınılmalıdır. Sertleştirme işlemi için su kullanılır. Açık havada soğutma işlemi bazı yüksek miktarda alüminyum içeren CuZnAl ve CuAlNi alaşımları için yeterli olabilir. Sadece soğutulmuş parçalarda dönüşüm sıcaklıkları çoğunlukla kararsız yapıdadır. Bu sebeple dönüşüm sıcaklıklarını kararlı hale getirmek için A_f sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda soğutma sonrası yaşlandırma işlemi yapılması gerekir [75].

CuZnAl alaşımlarında soğutma hızı fazla olduğu zaman martensit faza direk dönüşüm olması, martensit numunenin kararlılığını daha hassas hale getirir. Bu durum tersinir dönüşümün daha yüksek sıcaklıklara çıkmasına sebep olur. Bu sebepten dönüşüm gecikir .Ayrıca şeklin geri kazanımı tam olarak sağlanamaz. M_s sıcaklığının üzerindeki ortam şartlarında yavaş soğutma veya beta fazlı halde iken basamaklı soğutma ara yaşlandırma şartı ile tercih edilmelidir [76].

Bakır esaslı bu alaşımların termal kararlılığı ayrışım kinetikleriyle sınırlıdır. Bu sebepten dolayı CuZnAl ve CuAlNi alaşımlarının sırasıyla 150~200⁰ C üzerindeki sıcaklıklara uzun süre maruz bırakılması önerilmez. Daha düşük sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işlemi, dönüşüm sıcaklıklarını değiştirir. Beta fazında yaşlandırma durumunda da yakın sonuçlar meydana gelir. Martensit fazda yaşlandırılmış alaşımlar yaşlanma kaynaklı martensit düzenli halde olma etkisi gösterir. CuAlNi alaşımları yüksek sıcaklıklarda CuZnAl alaşımlarından daha fazla kararlı haldedir. Bu yüzden ki dönüşüm sıcaklıklarını istenilen farklı sıcaklık uygulamalarında dikkate almak gerekir [77].

6. MATERYAL VE METOT

Bu çalışmada 4 adet farklı kompozisyonlara sahip Cu-Al-Ni-Fe dörtlü şekil hatırlamalı alaşımların numuneleri üzerinde ısıl işlem etkileri incelendi. Tezde kullanılan alaşımların atomik yüzdeleri tablo 6.1 'de gösterilmiştir.

Tablo. 6.1. Cu-Al-Ni-Fe alaşımlarının kimyasal kompozisyonları.

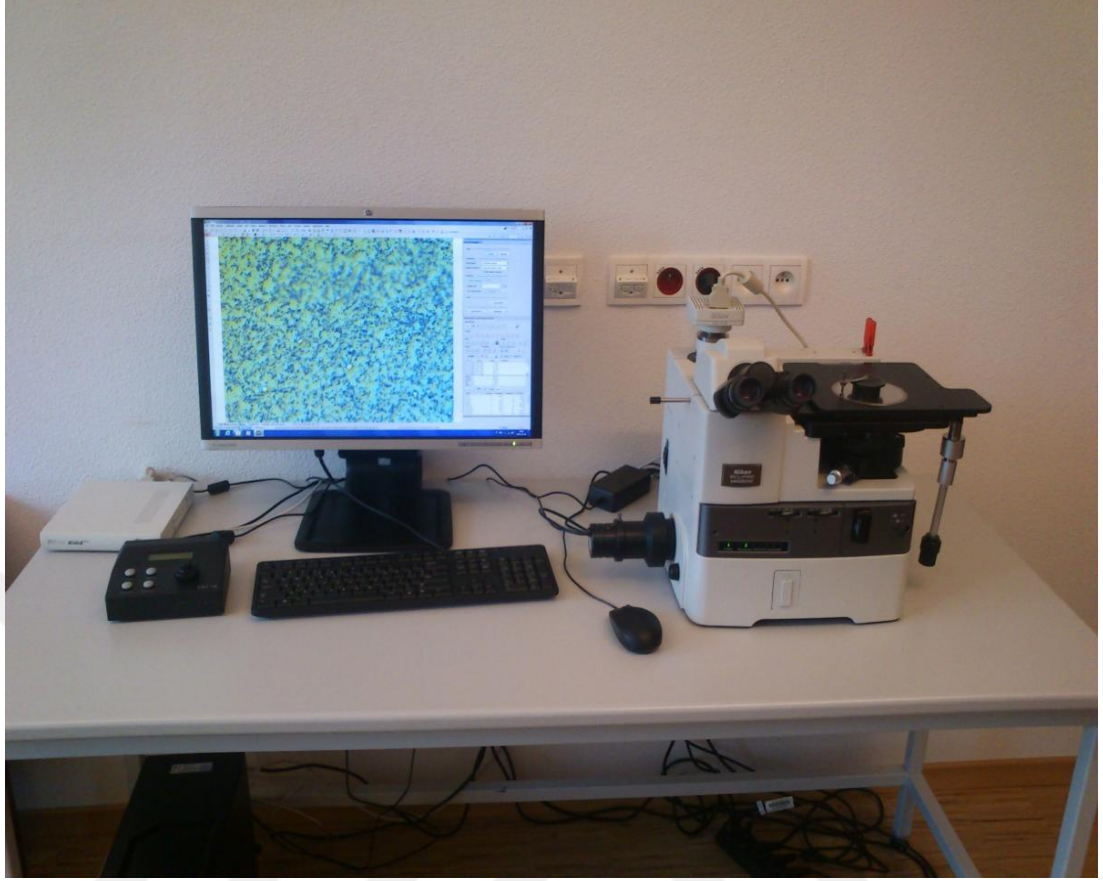
Alaşım Kodu	Kimyasal Kompozisyon (at %)			
	Cu	Al	Ni	Fe
CANF-1	81.18	13.15	4.24	0.41
CANF-2	79.33	15.54	3.56	0.91
CANF-3	78.25	17.2	2.81	1.74
CANF-4	80.99	13.66	3.69	1.65

Çeşitli işlemlerden geçen malzemeler küçük parçalar halinde kesilerek deneysel işlem için hazırlandı. Tersinir şekil hatırlama olayı gösteren alaşımlar ısıl işleme tabi tutularak yüksek sıcaklıkta homojenleştirildi.. Ardından tuz ilaveli buzlu suda soğutulup martensit yapıların oluşması sağlandı. Daha sonra martensit ve austenit faz üzerindeki etkilerin incelenmesi amacıyla bir takım ölçümler alındı. Bu ölçümlerden biri, aktivasyon enerjisi, dönüşüm sıcaklıkları, özgül ısı, dönüşümün entalpi ve entropi değişim değerlerinin belirlenmesi için Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) lmleridir. DSC lmleri için kullandığımız Shimadzu DSC-60 marka cihaz şekil 6.1 'de gösterilmiştir.



Şekil 6.1. Shimadzu DSC-60A diferansiyel taramalı kalorimetre cihazı.

Bu işlemler yapıldıktan sonra malzemenin yüzey morfolojisini incelemek amacıyla Şekil 6.2 'deki Olympus BX41M marka optik mikroskop ile metalografik gözlemler yapıldı.



Şekil 6.2. Nikon-MA 200 model optik mikrograf.

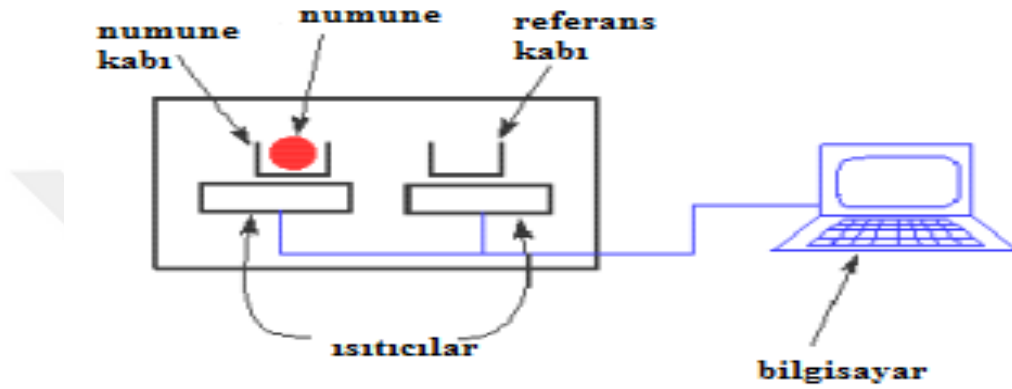
6.1. Termal Analiz Teknikleri

Termal analiz, sıcaklığa karşı maddenin kütle, entalpi, ısı kapasitesi gibi bazı özelliklerindeki değişimi ölçen teknik olarak tanımlanmaktadır. Bu yöntem, termal değişim gösteren metaller, polimer, cam, seramik, süper iletken, yarı iletken ve ilaçlar olmak üzere geniş bir kullanım alanına sahiptir. Termal analiz metotlarından en önemlileri ; Diferansiyel Termal Analiz (DTA), Diferansiyel Tarama Kalorimetrisi (DSC) ve Termogravimetrik Analiz (TGA) 'dir.

6.1.1. Diferansiyel Tarama Kalorimetrisi (DSC)

DSC yönteminde biri numune diğeri referans olmak üzere iki adet kap bulunmaktadır. Numune kabında analiz edilecek malzeme, referans kabı ise boş bırakılır (Şekil 6.3 'da şematik olarak gösterilmiştir). Kontrol programı iki kabın da sıcaklığını eşit

tutacak şekilde ısıtmaktadır. Numune kabında malzeme olduğundan diğer kap ile aynı sıcaklığa sahip olması için bu kaba çok daha fazla ısı enerjisi verilir. Kontrol programı , zamana bağlı olarak numune içeren kabın sıcaklığını ve fazladan verilen ısı enerjisini saklar. Eğer bir gaz dönüşümü gerçekleşir ise numune içeren kap çok fazla ısıya ihtiyaç duyacaktır. Numune içeren kaba fazladan verilen ısı sıcaklığa bağlı olarak çizilirse DSC eğrisi elde edilir.



Şekil 6.3. Diferansiyel tarama kalorimetrisi (DSC) 'nin şematik gösterimi.

Diferansiyel tarama kalorimetresinin çalışma prensibi, verilen sıcaklık aralıklarında örnek içinde oluşan enerji değişimini ,referans numunenin enerji değişimi ile karşılaştırıp, enerji farkının dış devrede pikler şeklinde gözlenmesi şeklindedir. DSC yönteminde numune ve referans maddeye aynı sıcaklık uygulanırken, numunede değişiklik olması halinde, numune veya referansa bir elektriksel devre yardımıyla dışarıdan ısı enerjisi eklenerek her ikisinin de aynı sıcaklıkta kalması sağlanır. Verilen ısının numune üzerinden akışı numunenin özgül ısısı ile doğrudan ilişkilidir. DSC eğrileri, eklenen ısının sıcaklığa karşı çizilen grafikleridir. Malzemedeki enerji değişimi endotermik veya ekzotermik reaksiyon durumunda olup, bu durum dış devrede pikler şeklinde görülür. Piklerin ısıtma hızlarına göre farklı yerlerde oluşması sonucunda aktivasyon enerjisi hesaplanır.

6.1.2 . Termogravimetrik Analiz (TGA)

Termogravimetrik analiz (TGA) metodunda, sıcaklık artışına karşılık numunenin kütlesindeki değişim ölçülür. Bu kütle-sıcaklık değişim eğrilerine termogram adı verilir. Kütle değişiminin olduğu herhangi bir olay TGA ile incelenebilir. Numunede sıcaklık etkisi ile oksitlenmeden doğan kütle artışı oluşabileceği gibi, madde içerisindeki su gibi uçucu bileşenlerin buharlaşması veya safsızlıkların ayrışması ile kütle kaybı da gözlemlenebilir.

Malzeme genel olarak sabit sıcaklıkta ısıtılır ya da sabit bir sıcaklıkta tutulur. TGA kontrollü örneklerle doğrusal olmayan sıcaklık programları da yerine kullanılabilir. Sıcaklık programını seçmek numune hakkında istenen bilgiye bağlıdır. Ayrıca TGA deneylerinde atmosfer, reaktif, inert ya da oksit olabilmesi ihtimalinden dolayı önemli bir işleve sahiptir.

Alternatif olarak, TGA eğrilerinin birinci türevi zamana veya sıcaklığa bağlı olarak kullanılabilir. Elde edilen bu değerler kütle değişimi hakkında bilgi verir. Bu eğriler DTG eğrileri olarak isimlendirilir. TGA ölçümünün sonucunda kütlenin ya da % kütlenin zamana - sıcaklığa bağlı grafiği TGA eğrileri olarak görüntülenebilir. Kütle değişikliği numunenin birden fazla farklı yoldan malzeme kaybıyla ya da onu saran ortamla reaksiyona girmesi sonucunda oluşur.

TGA eğrilerinde adımları oluşturan ve kütle kaybına sebep olan pek çok farklı sebep olabilir. Örneğin:

- Uçucu bileşenlerin buharlaşması , kuruması, gaz emilimi vb..
- Oksijen ya da hava ortamında metalin oksitlenmesi .
- İnert gaz (belirli şartlar altında kimyasal reaksiyona girmeyen gaz) bulunan ortamlarda termal bozunma ,organik bileşikler.
- Heterojen yapıda olan kimyasal reaksiyonlar .
- Ferromanyetik numuneler ,sıcaklık ile bazı malzemelerin manyetik özelliklerin değişimi.

6.2. Optik Mikroskop

Bu çalışmada, martensitik oluşumun numune yüzeyinde gözlenmesi amaçlanmıştır. Optik mikroskop için numune hazırlama aşamasında, alaşımdan elde edilen yaklaşık 3,5 mm² yüzey alanlı parça, bakalit içine sabitlenerek farklı büyüklükteki zımparalarla yüzey alanı temizlenip parlatıldı. Parlatılan bu numune (FeCl₃-6H₂O)- metanol (CH₆OH) ve HCl çözeltisi ile dağlandıktan sonra yüzeyde oluşan martensitik yapı Olympus BX41M model optik mikroskop kullanılarak gözlemlendi.

6.3. X Işını Difraksiyonu

Kristaller, belirli bir yerleşim düzeni içerisinde bir arada bulunan atomların oluşturduğu düzenin üç boyutlu uzayda tekrarlanması ile meydana gelirler. Bu nedenle gaz ve sıvılardan farklıdır. Çünkü gaz ve sıvılarda atomik düzenlenme periyodik değildir. Bununla beraber bütün katılar da kristal değildir, cam ve seramik gibi bazı katılar amorf dediğimiz yapılardır ve atomları rastgele dizilmişlerdir. Kristal katılarda malzemenin özelliklerini gösteren belirgin ve şiddetli pikler gözlenir. Difraksiyon desenindeki bu pikler indislenerek örgü parametreleri ve kristal yapılar bulunur.

X ışınları kırınım profillerinin yorumlanması elde edilen verilerin sayısına , numuneyi meydana getiren fazların karmaşıklığına ve miktarına bağlıdır. En basit yorumlama şekli , elde edilmiş verilerin önceden bilinen bir referans malzemeye ait verilerle kıyaslamak suretiyle yapılmış olanıdır. Ayrıca malzemeyi oluşturan her bir faza ait kırınımın Miller indislerinin hesaplanması ile fazlara dair yapısal özellikler hakkında da bilgiler elde edilebilir.

X ışınları kırınım metoduyla elde edilen profillerin yorumlanması ilkesine dayanan analizler sonucunda aşağıda verilen bilgilere ulaşılabilir.

- Numuneyi meydana getiren bilinmeyen kristal fazın gözlemsel mineralojisi.
- Karışım halindeki kristal fazların gözlemsel mineralojisi.
- Malzemenin kristalinite özellikleri (düzenli-düzensiz).
- Kristal birim hücre parametrelerinin tespit edilmesi.
- Kristallerin ısı genleşme katsayıları.

7. BULGULAR

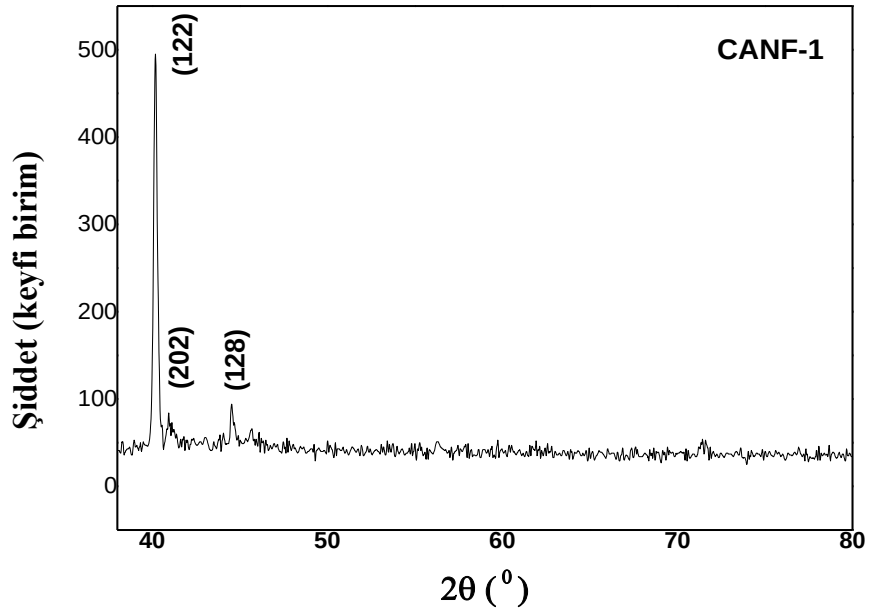
7.1 . X -Işınımı Kırınım (XRD) Analiz Sonuçları

Çalışmamızda külçe halinde kesilen alaşımların X- ışını analizleri $2\theta=30^0$ den 80^0 ye kadar alınmıştır. Oda sıcaklığında aldığımız ölçümlerdeki düzlemler belirlenip bu düzlemler X- ışınımı difraktogramı üzerinde belirtilmiştir.

7.1.1.CANF-1 Alaşımına Ait X-Işını Kırınım (XRD) Analiz Sonuçları

CANF-1 alaşımına ait x-ışını difraktogramı Şekil 7.1' de gösterildiği gibidir. CANF-1 alaşımına ait difraksiyon veren düzlemler sıra ile (122), (202) ve (128) düzlemleridir. bu düzlemlerin monoklinik kristal yapıya sahip olduğu belirlenmiştir. Difraksiyon veren düzlemlere ait 2θ değerleri Tablo 7.1' de verilmiştir.

Düzlemler arasından en şiddetli yansıma veren (122) düzlemidir ve yansıma açısı $2\theta=40,180^0$ dir.



Şekil 7.1 . CANF-1 alaşımından elde edilen X-ışını difraktogramı.

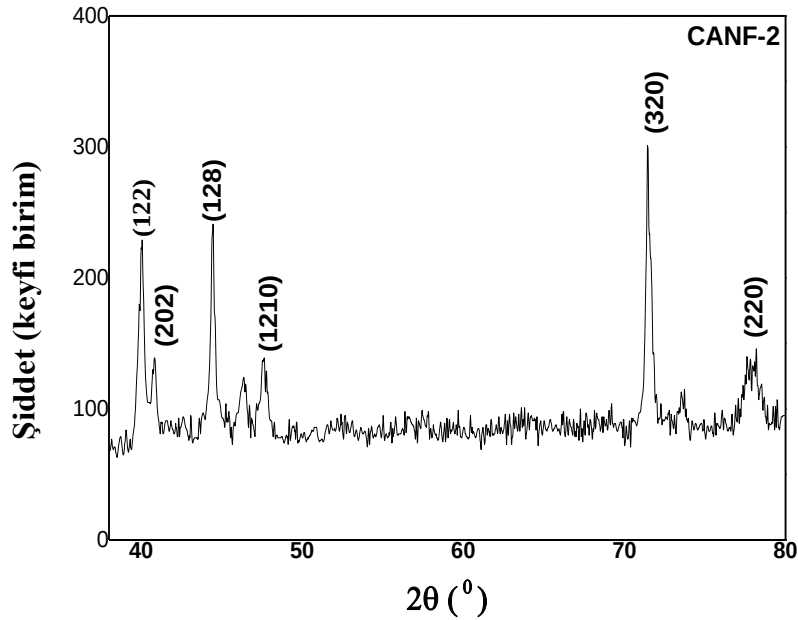
Tablo 7.1. CANF-1 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.

Kristal Yapı	$2\theta(^{\circ})$	$d (^{\circ}\text{\AA})$	(hkl)
Monoklinik	44.539	2.0326	(128)
	40.938	2.2027	(202)
	40.180	2.2425	(122)

7.1.2. CANF-2 Alaşımına Ait X-Işını Kırınım (XRD) Analiz Sonuçları

CANF-2 alaşımına ait x-ışını difraktogramı Şekil 7.2 'de gösterilmiştir. Bu alaşıma ait difraksiyon veren düzlemler sıra ile (122),(202),(128),(1210),(320) ve (220) dir. Bu düzlemlerin monoklinik kristal yapıya sahip oldukları belirlenmiştir. Difraksiyon veren düzlemlerle ait 2θ değerleri Tablo 7.2' da verilmiştir.

Düzlemler arasından en şiddetli yansıma veren (320) düzlemidir ve yansıma açısı $2\theta=71.441^{\circ}$ dir.



Şekil 7.2 . CANF-2 alaşımından elde edilen X-ışını kırınım deseni.

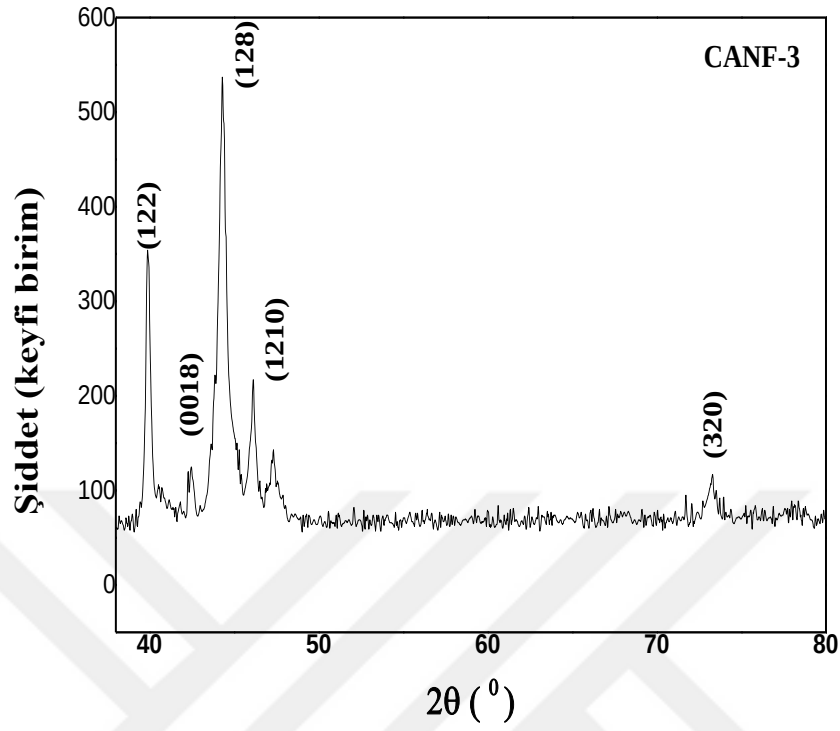
Tablo 7.2. CANF-2 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.

Kristal Yapı	$2\theta(^{\circ})$	$d(\text{\AA})$	(hkl)
Monoklinik	40.059	2.2490	(122)
	40.822	2.2087	(202)
	44.459	2.0361	(128)
	47.638	1.9073	(1210)
	71.441	1.3194	(320)
	77.802	1.2266	(220)

7.1.3. CANF-3 Alaşımına Ait X-Işını Kırınım (XRD) Analiz Sonuçları

CANF-3 alaşımına ait x-ışını difraktogramı şekil 7.3 'de gösterilmiştir. Bu alaşıma ait difraksiyon veren düzlemler sıra ile (122), (0018), (128), (1210) ve (320)' dir. Bu düzlemlerin monoklinik kristal yapıya sahip oldukları belirlenmiştir. Difraksiyon veren düzlemlere ait 2θ değerleri Tablo 7.3 ' de verilmiştir.

Düzlemler arasından en şiddetli yansıma veren düzlem (128) düzlemidir ve yansıma açısı $2\theta=44.300^{\circ}$ dir.



Şekil 7.3 . CANF-3 alaşımından elde edilen X-ışını kırınım deseni.

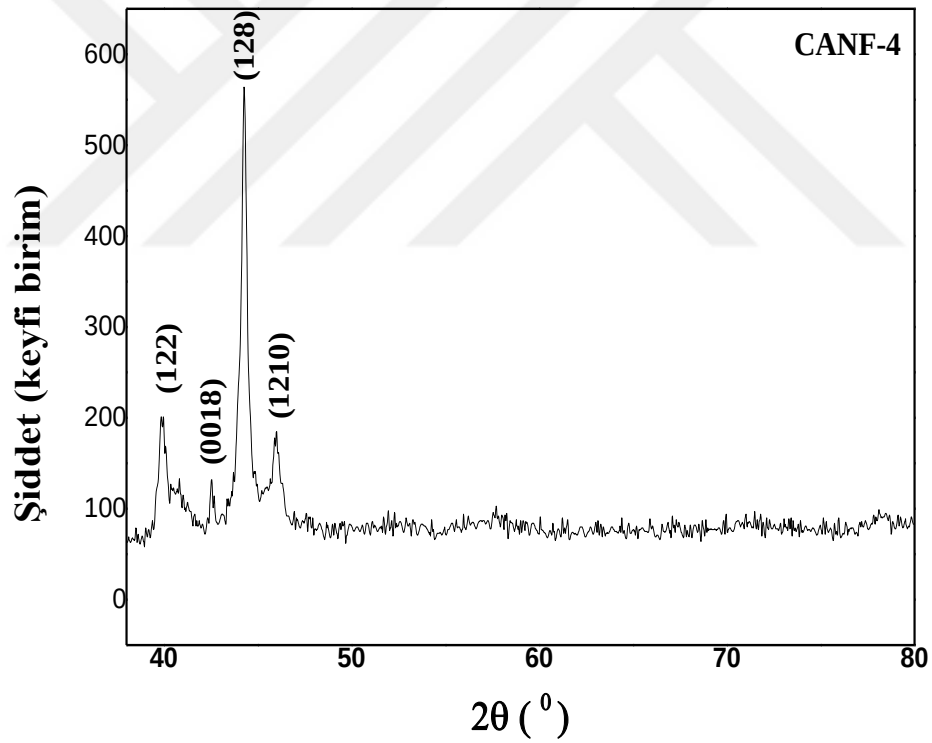
Tablo 7.3. CANF-3 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.

Kristal Yapı	$2\theta(^{\circ})$	$d (^{\circ} \text{Å})$	(hkl)
Monoklinik	39.880	2.2586	(122)
	42.460	2.1272	(0018)
	44.300	2.0430	(128)
	46.121	1.9665	(1210)
	73.298	1.2904	(320)

7.1.4. CANF-4 Alaşımına Ait X-Işını Kırınım (XRD) Analiz Sonuçları

CANF-4 alaşımına ait x-ışını difraktogramı şekil 7.4 'de gösterilmiştir. Bu alaşıma ait difraksiyon veren düzlemler sıra ile (122), (0018), (128) ve (1210)) dir. Bu düzlemlerin monoklinik kristal yapıya sahip oldukları belirlenmiştir. Difraksiyon veren düzlemlere ait 2θ değerleri Tablo 7.4 ' de verilmiştir.

Düzlemler arasından en şiddetli yansıma veren (128) düzlemidir ve yansıma açısı $2\theta=44.261^\circ$ dir.

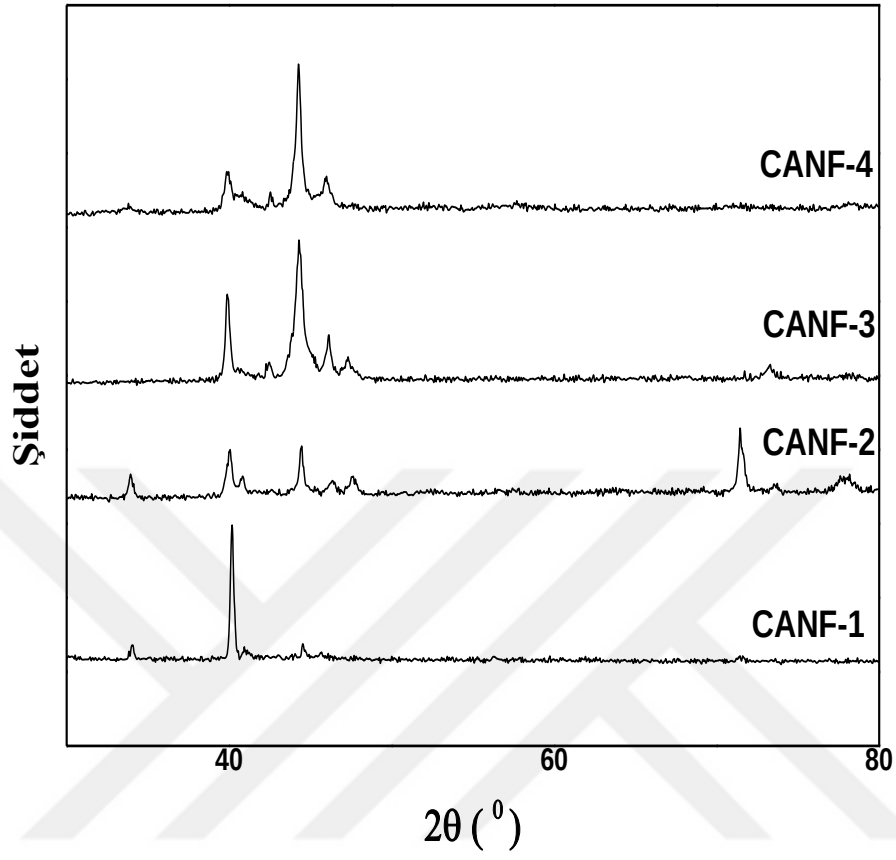


şekil 7.4 . CANF-4 alaşımından elde edilen X-ışını kırınım deseni.

Tablo 7.4. CANF-4 alaşımına ait yansıma veren düzlemler ve açılar.

Kristal Yapı	$2\theta(^{\circ})$	$d (^{\circ}\text{\AA})$	(hkl)
Monoklinik	39.960	2.2543	(122)
	42.554	2.1227	(0018)
	44.261	2.0447	(128)
	45.999	1.9714	(1210)

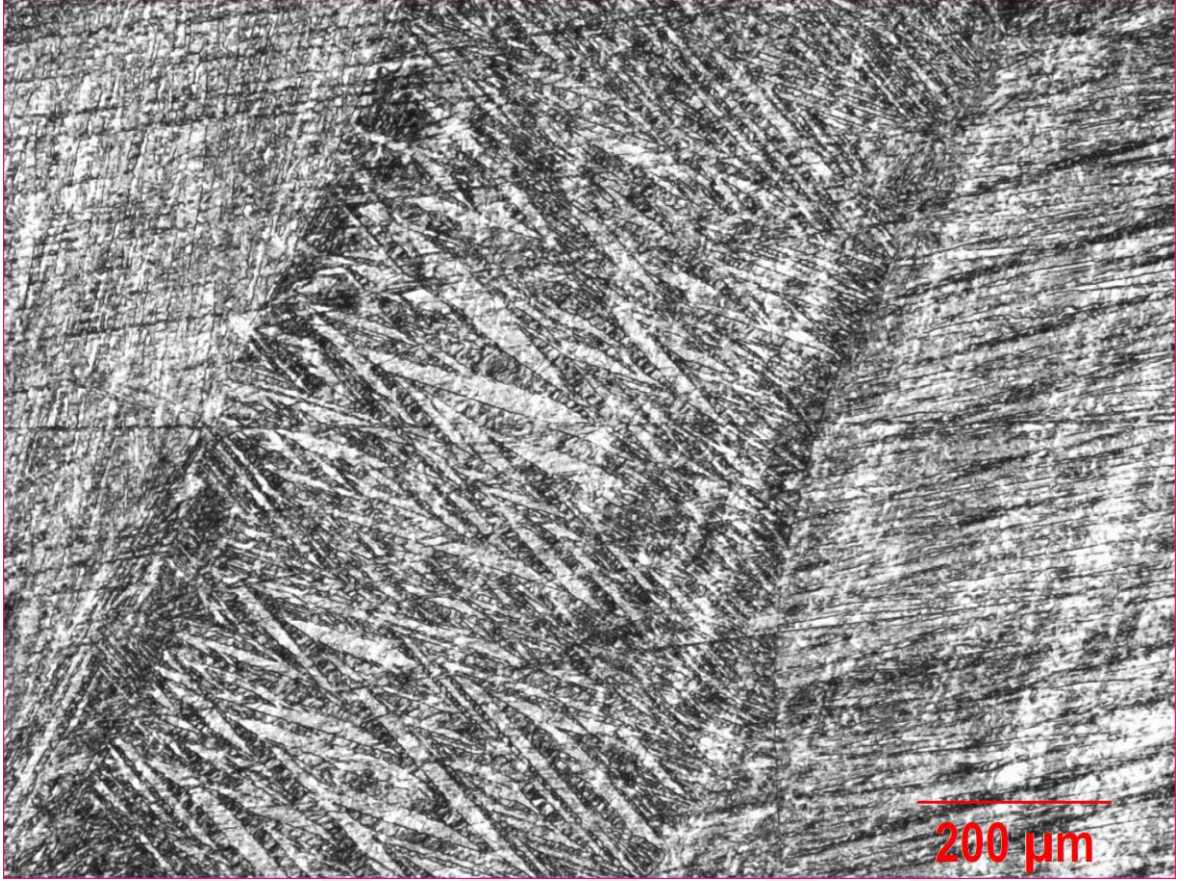
CANF-1 , CANF-2, CANF-3 ve CANF-4 alaşımlarının X-ışını difraktogramları Şekil 7.5 'de gösterilmiştir.



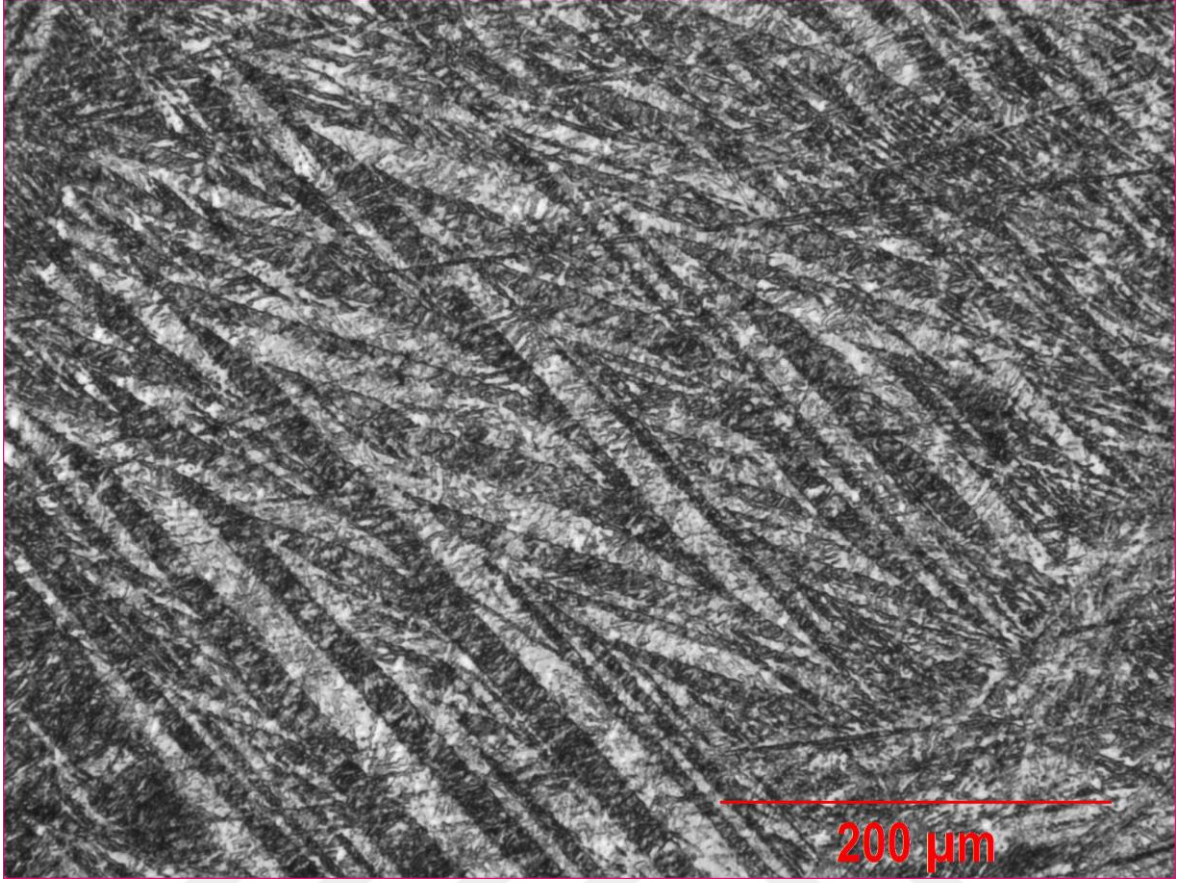
Şekil 7.5. CANF-1 , CANF-2 ,CANF-3 ve CANF-4 alaşımlarının X-ışını kırınım desenleri.

7.2. Metalografik Gözlemler

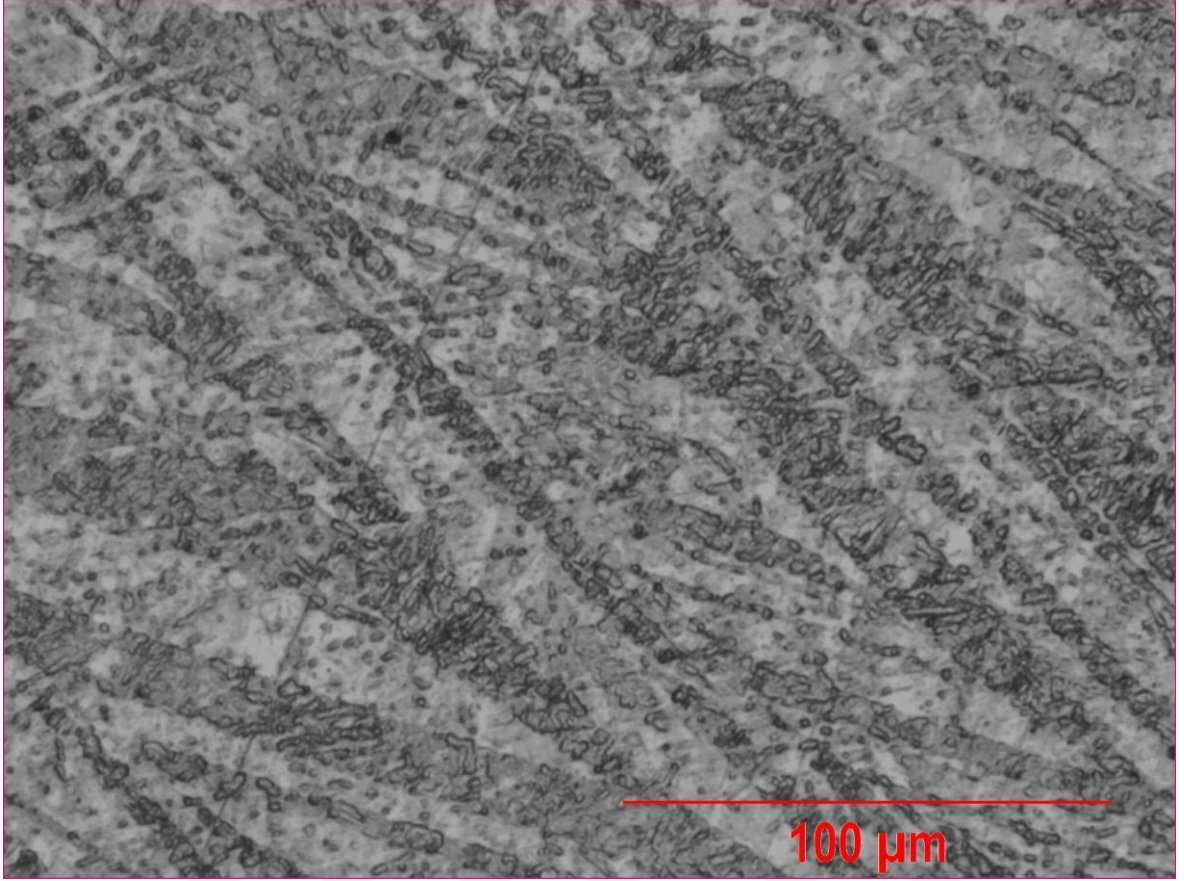
Şekil 7.6, Şekil 7.7 ve Şekil 7.8 'de CANF-1 alaşımına ait sırasıyla 100, 200 ve 500 büyütme ile çekilen optik mikroskop görüntüleri mevcuttur. Oda sıcaklığındaki yapılar martensit fazda olup bazıları V-tipi bazıları ise yaprağımsı martensit yapılarıdır. Ayrıca şekil hatırlama etkisini olumsuz etkileyen çökelti fazları da görülmektedir.



Şekil 7.6. CANF-1 alaşımına ait 100 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.

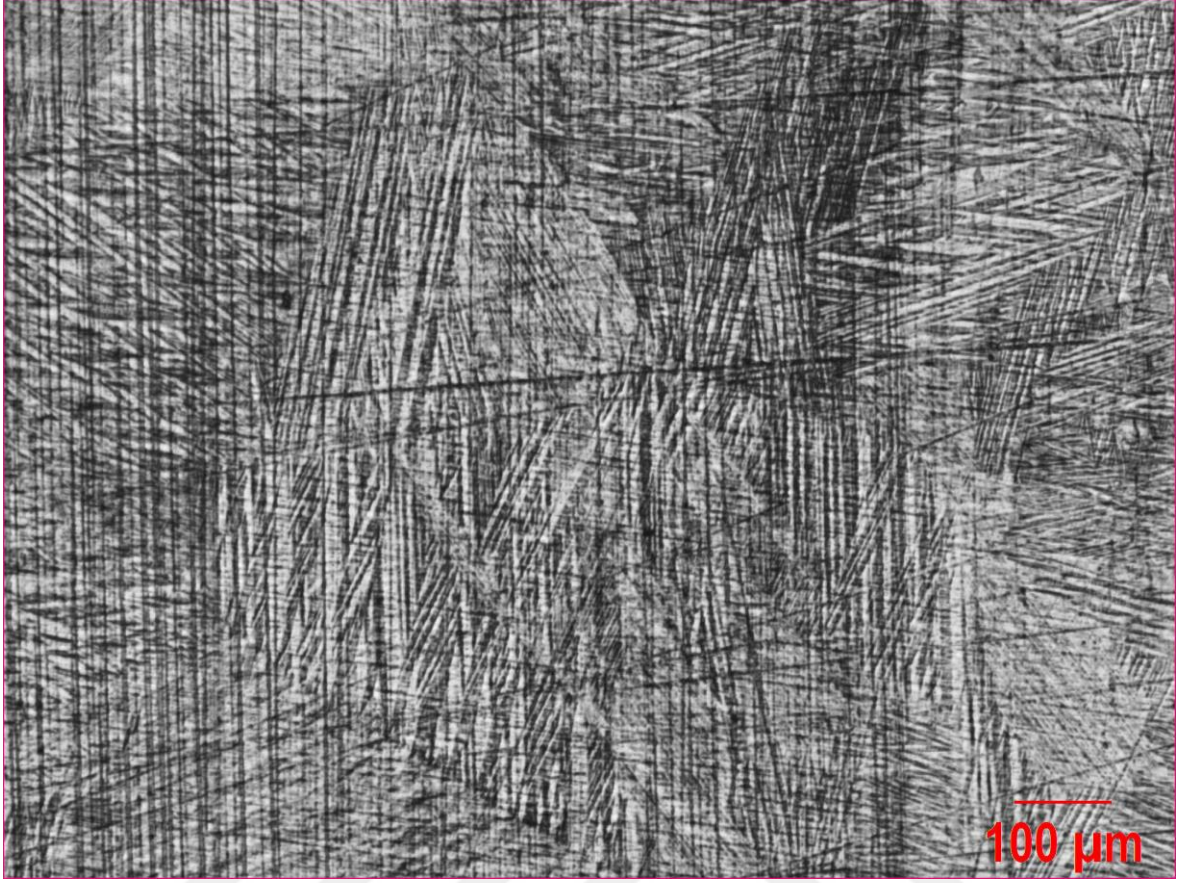


Şekil 7.7. CANF-1 alaşımına ait 200 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.

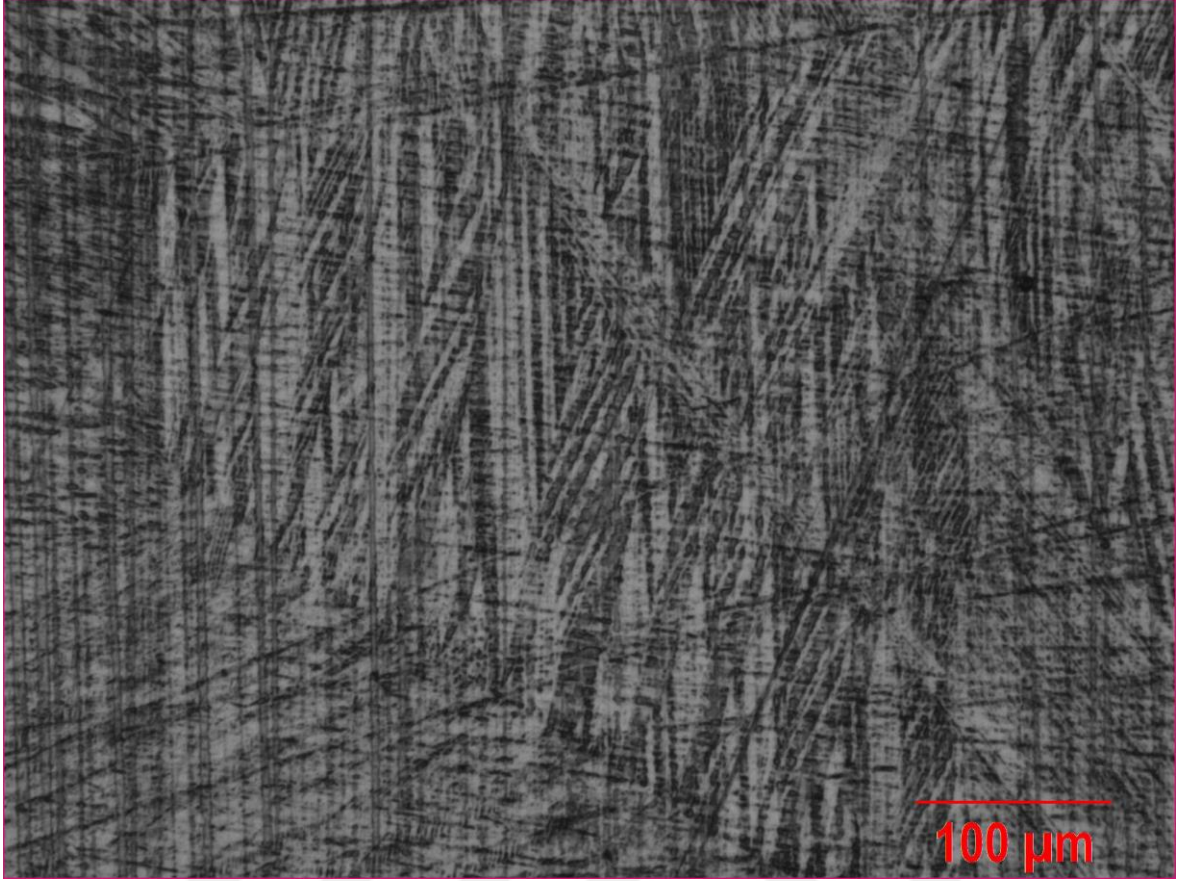


Şekil 7.8. CANF-1 alaşımına ait 500 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.

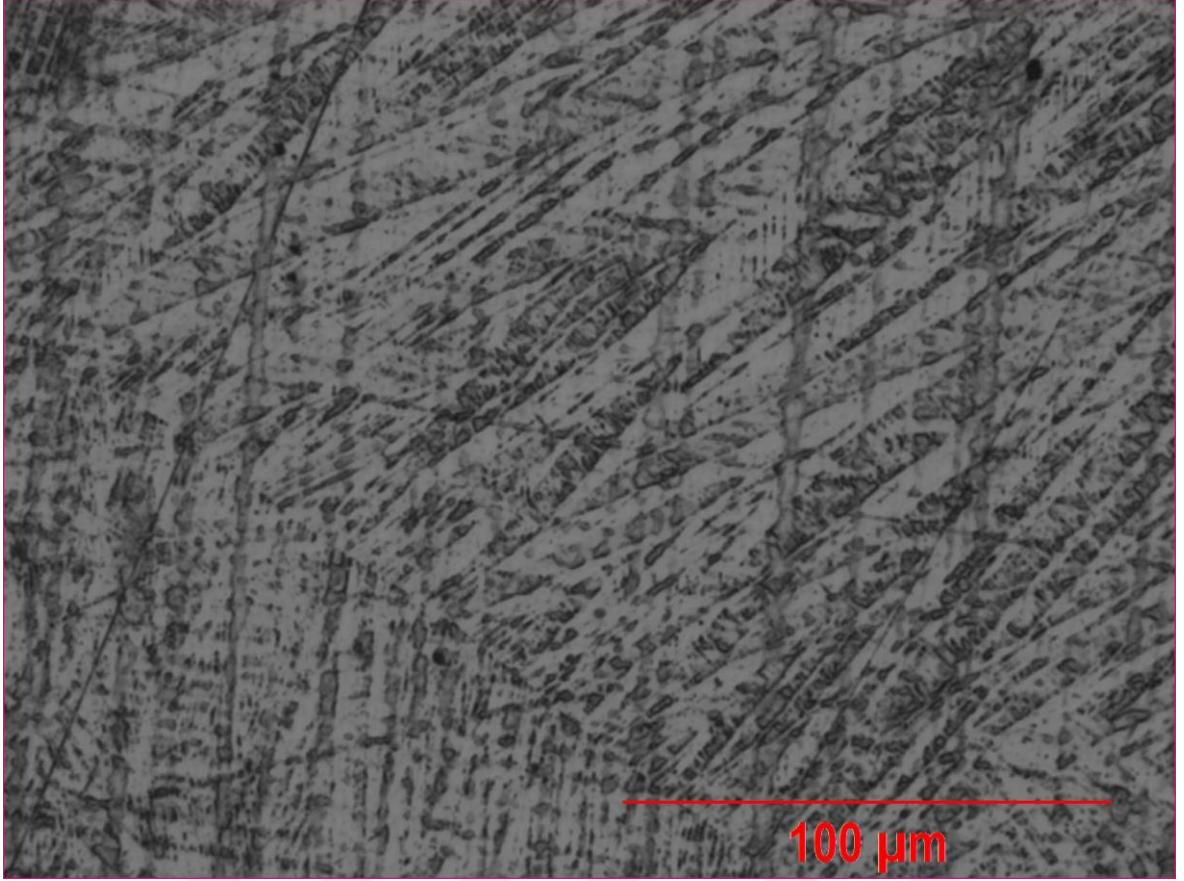
Şekil 7.9, Şekil 7.10 ve Şekil 7.11 'de CANF-2 alaşımına ait sırasıyla 100, 200 ve 500 büyütme ile çekilen optik mikrograf görüntüleri mevcuttur. Oda sıcaklığındaki yapılar martensit fazda olup bazıları V-tipi bazıları ise yaprağımsı martensitlerdir. Ayrıca yine şekil hatırlama etkisini olumsuz etkileyen çökelti fazları da görülmektedir.



Şekil 7.9. CANF-2 alaşımına ait 100 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.

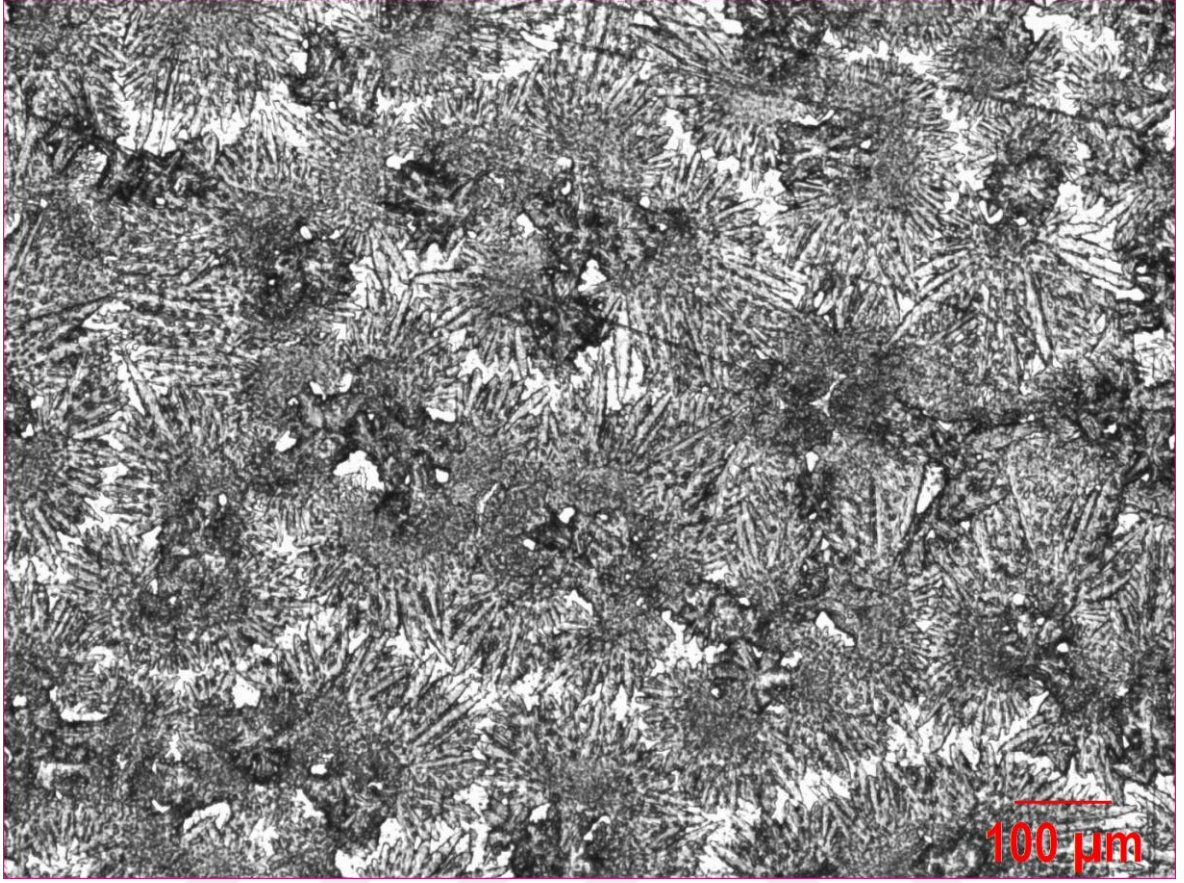


Şekil 7.10. CANF-2 alaşımına ait 200 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.

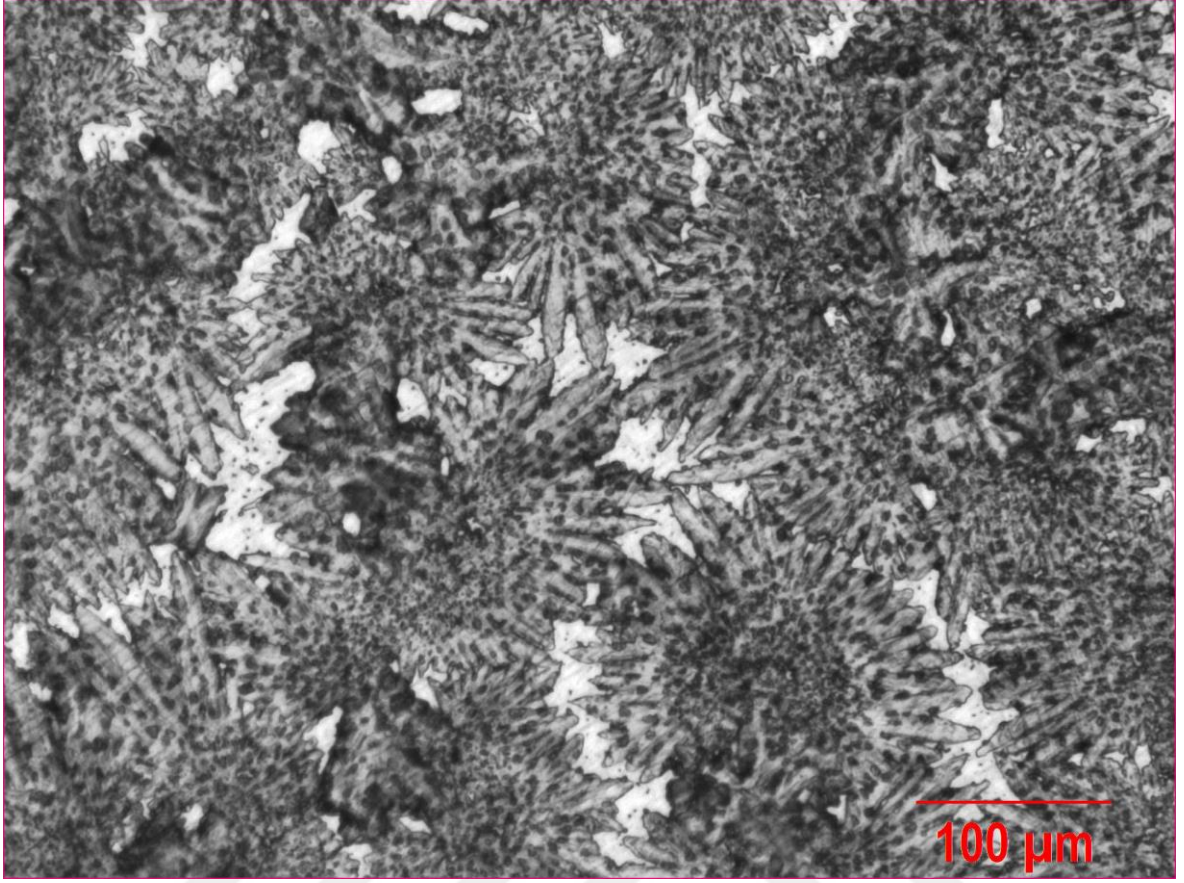


Şekil 7.11. CANF-2 alaşıma ait 500 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.

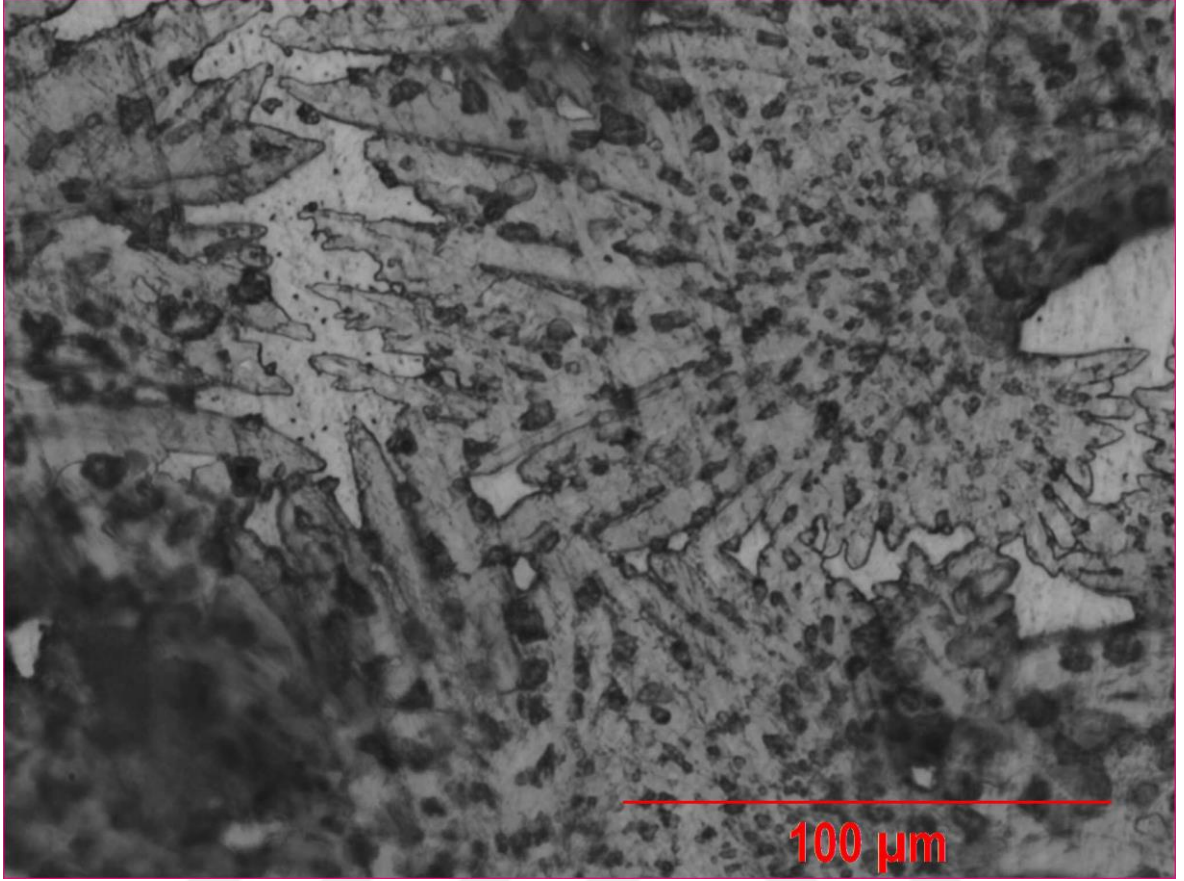
Şekil 7.12, Şekil 7.13 ve Şekil 7.14 'te CANF-3 alaşıma ait sırasıyla 100, 200 ve 500 büyütme ile çekilen optik mikrograf görüntüleri mevcuttur. Oda sıcaklığındaki yapılar martensit fazda olup bazıları V-tipi bazıları ise yaprağımsı martensit yapılarıdır. Şekil hatırlama etkisini olumsuz etkileyen çökelti fazları bu alaşımda da görülmektedir.



Şekil 7.12. CANF-3 alaşımına ait 100 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.

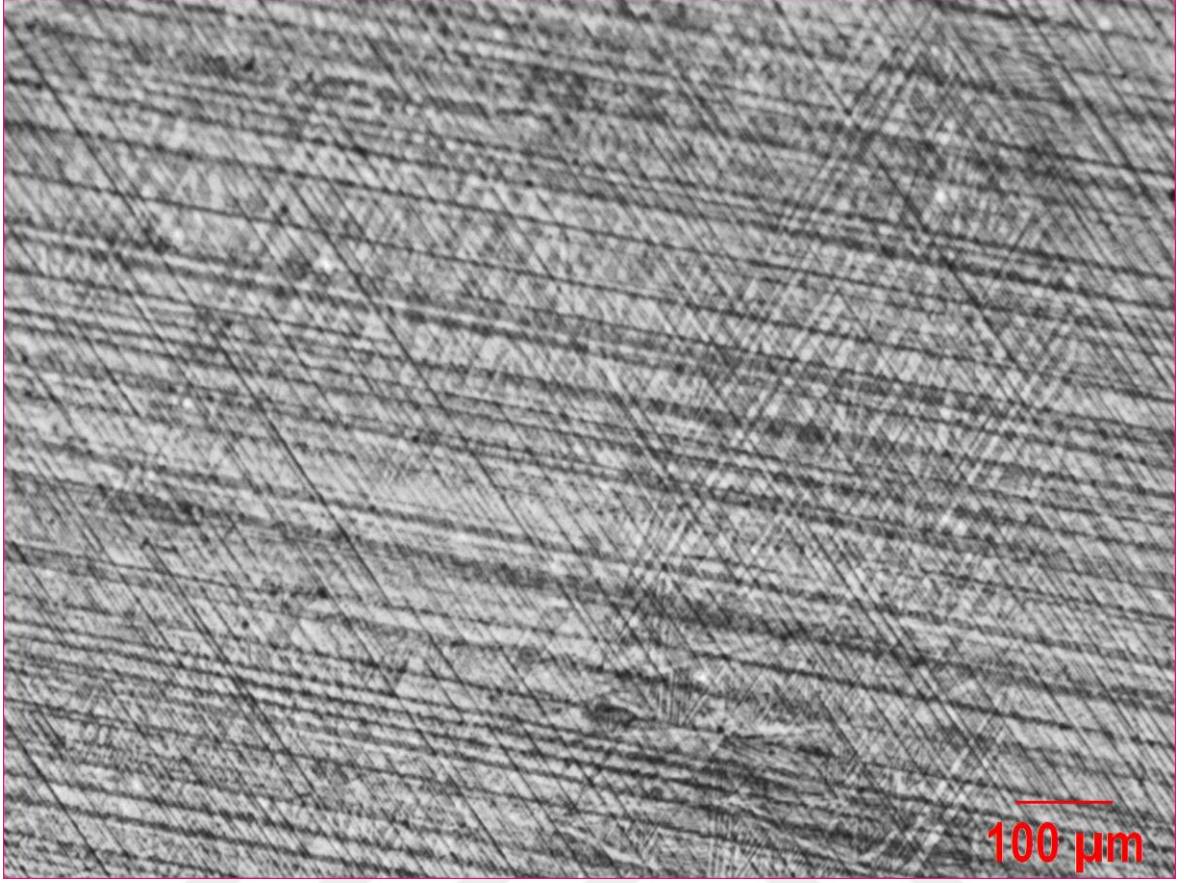


Şekil 7.13. CANF-3 alaşımına ait 200 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.

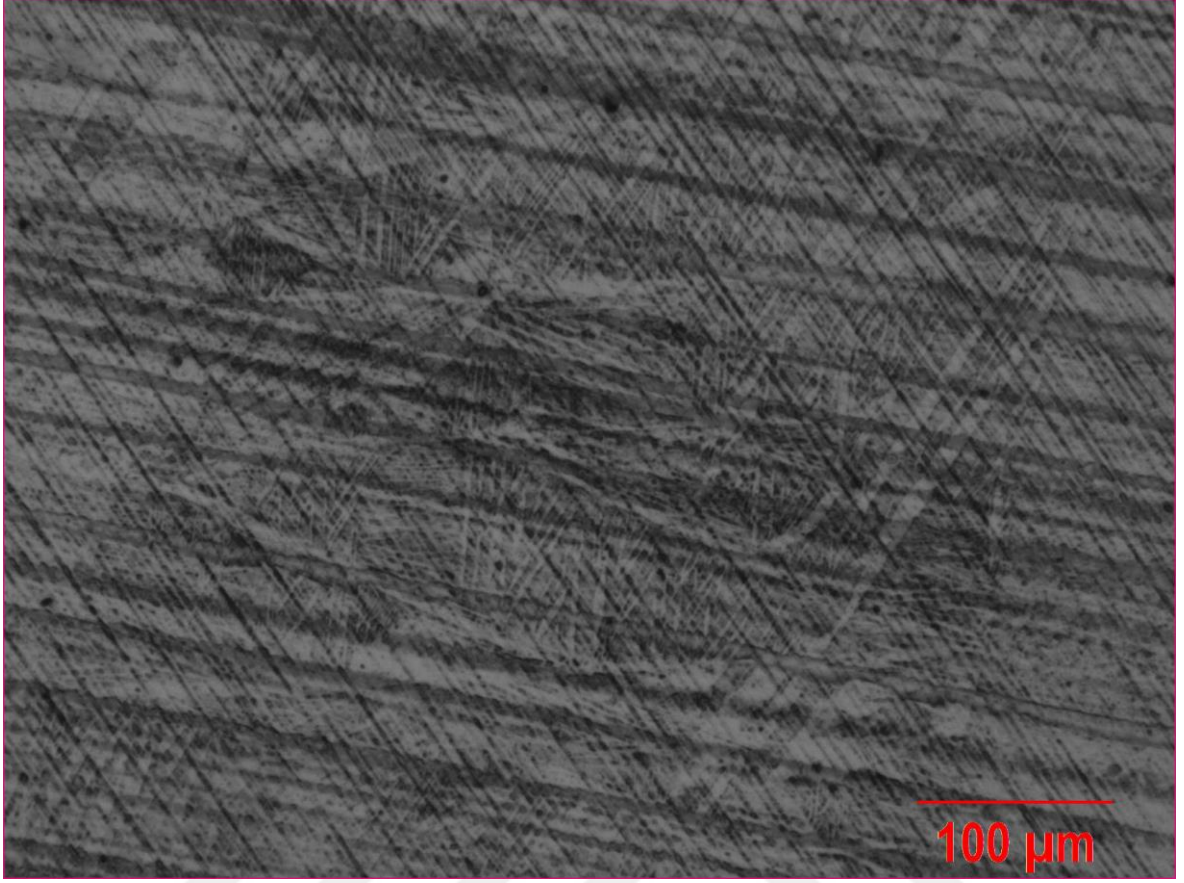


Şekil 7.14. CANF-3 alaşımına ait 500 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrofrafı.

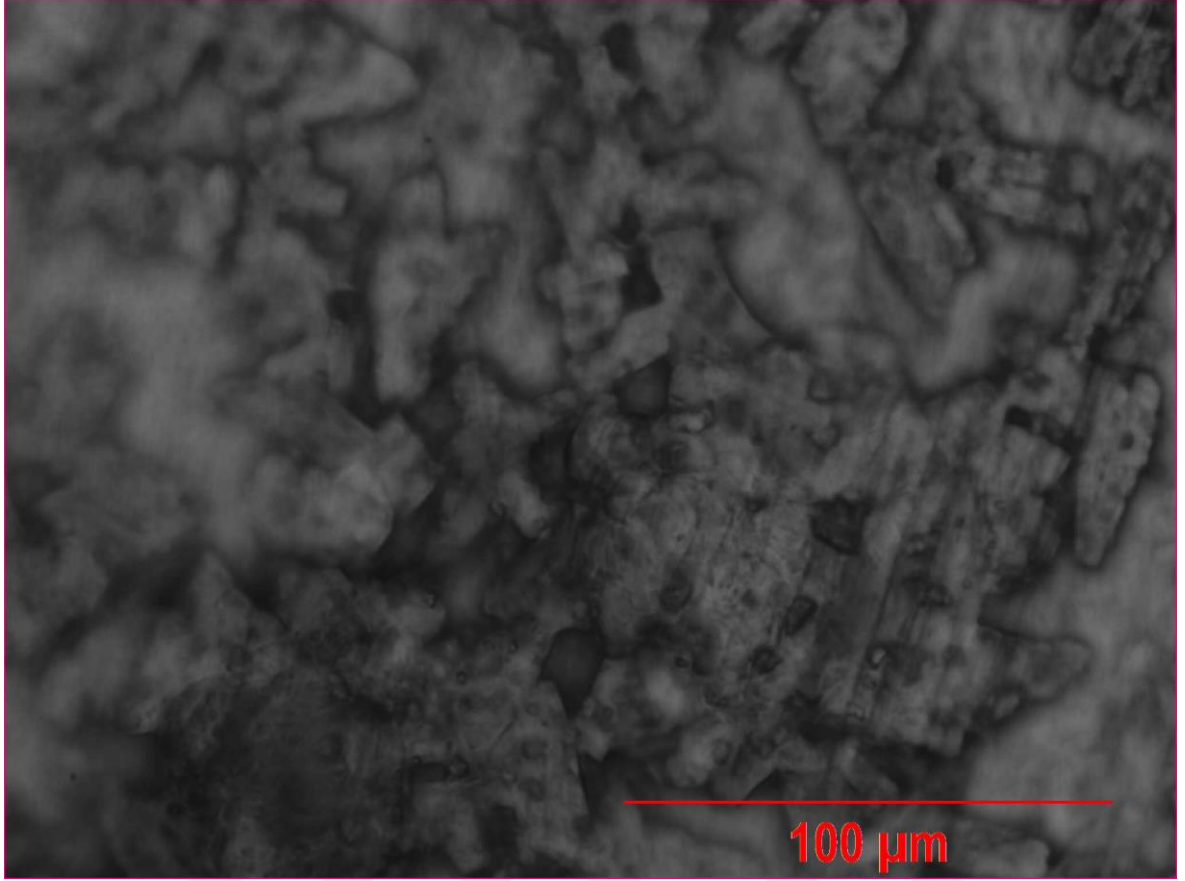
Şekil 7.15, Şekil 7.16 ve Şekil 7.17 'de CANF-4 alaşımına ait sırasıyla 100 ,200 ve 500 büyütme ile çekilen optik mikrofraf görüntüleri mevcuttur. Bu alaşıma ait net bir martensit faz dönüşümü görünmediğinden optik mikrofraf görüntüleri de bu duruma paralel olarak net değildir.



Şekil 7.15. CANF-4 alaşımına ait 100 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrofrafı.



Şekil 7.16. CANF-4 alaşıma ait 200 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.



Şekil 7.17. CANF-4 alaşımına ait 500 μm büyütme ile çekilen yüzey mikrografı.

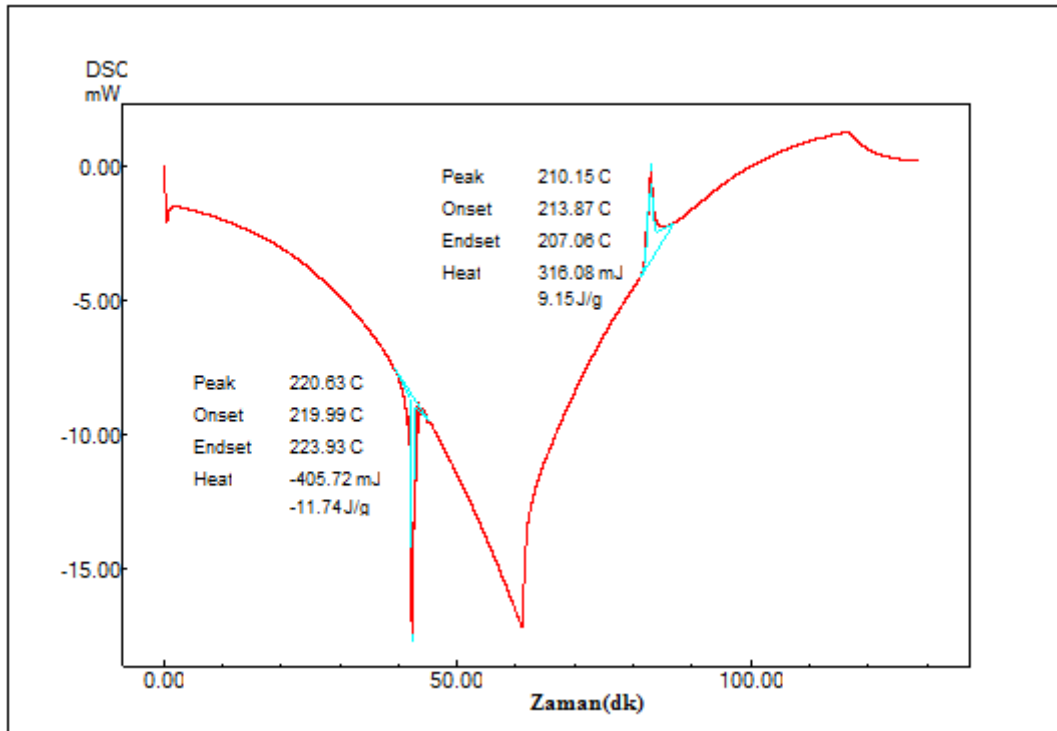
7.3. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Sonuçları

Külçe şeklinde ergitme yöntemi ile elde edilen numunelerin austenit martensit durumlarında dönüşüm sıcaklıklarını belirlemek için DSC cihazına uyacak şekilde, CANF-1 ,CANF-2, CANF-3 ve CANF-4 alaşımları küçük külçeler halinde kesildi. Kesilen bu külçeler zımparalama işlemine tabi tutuldu . Daha sonra Carbolite CWF-1200 kül fırınında homojenleştirildi. Homojenleştirilen külçelerin ayrı ayrı $5^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $15^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $25^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $35^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ ve $45^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ farklı ısıtma hızları ile DSC ölçümleri alındı. Her ısıtma hızına karşılık A_s, A_f, M_s, M_f dönüşüm sıcaklıkları , A_{max} değerleri, ΔH entalpi değerleri belirlendi.

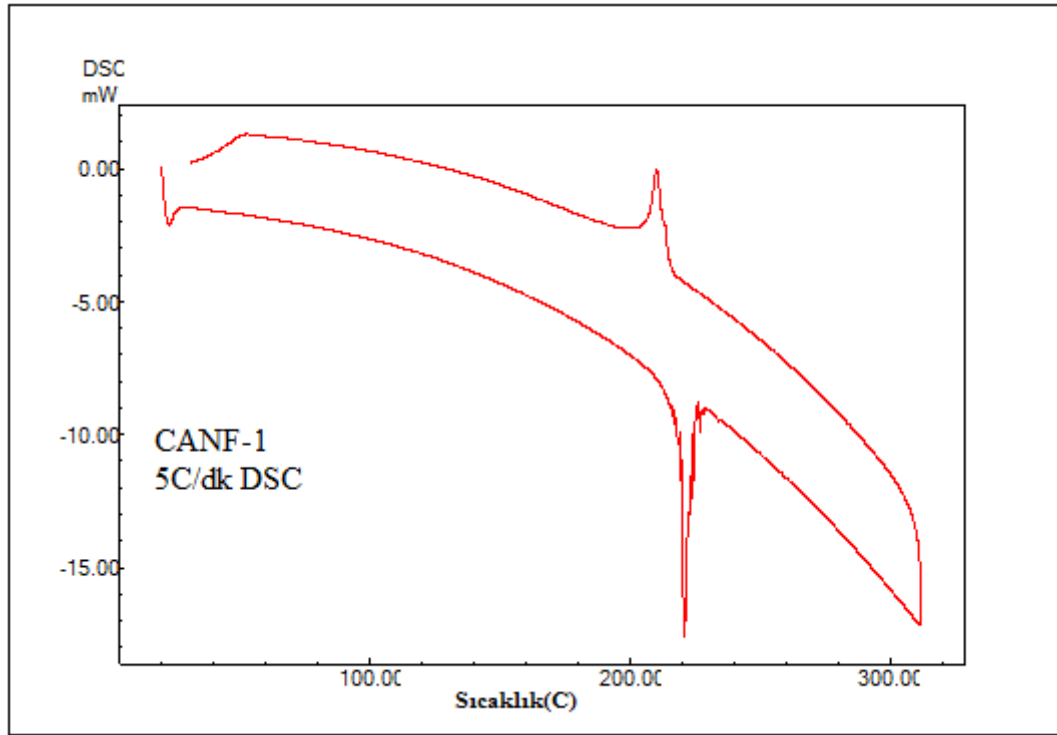
7.3.1. CANF-1 Alaşımının Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Sonuçları

CANF-1 numunesine ait farklı ısıtma hızları ile ($5^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $15^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $25^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $35^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ ve $45^{\circ}\text{C}/\text{dk}$) elde edilen DSC eğrileri Şekil 7.18-7.27 ile verilmiştir. Elde edilen bu eğrilerden dönüşüm sıcaklıkları, entalpi değerleri belirlenip denge sıcaklıkları Denklem 13, entropi değerleri ise Denklem 11 kullanılarak hesaplanmış ve Tablo 7.5 'de gösterilmiştir.

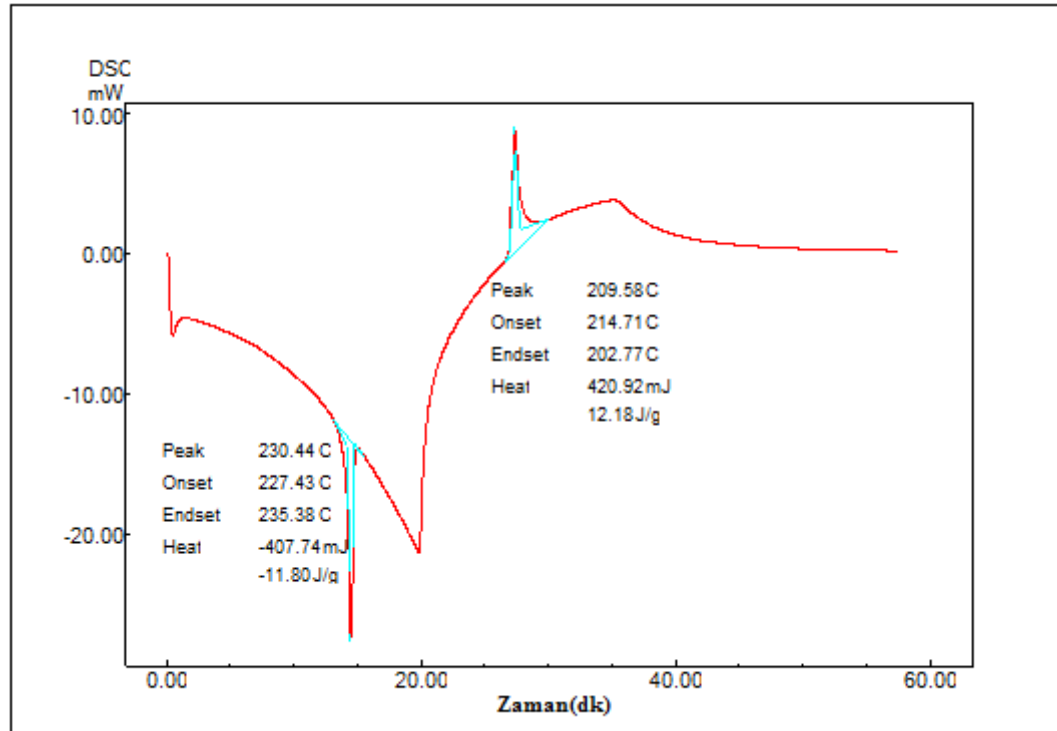
CANF-1 alaşımına ait $5^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $15^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $25^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $35^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ ve $45^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ ısıtma hızları ile elde edilen austenit başlama ve bitiş sıcaklıkları sırası ile 219.99 - 223.93°C , 227.43 - 235.38°C , 215.83 - 227.55°C , 214.32 - 227.86°C ve 211.84 - 232.27°C 'dir. Her bir ısıtma hızı için martensit başlama ve bitiş sıcaklıkları ise sırasıyla 213.87 - 207.06°C , 214.71 - 202.77°C , 207.73 - 191.43°C , 206.04 - 188.00°C ve 203.99 - 181.00°C olarak belirlenip Tablo 7.5 'de verilmiştir. DSC ölçümlerinde ısıtma hızı arttıkça dönüşüm sıcaklıklarında da değışmeler gözlenmiştir. Bu değışimler Şekil 7.28 'de ve Tablo 7.5 'de açıkça gösterilmiştir.



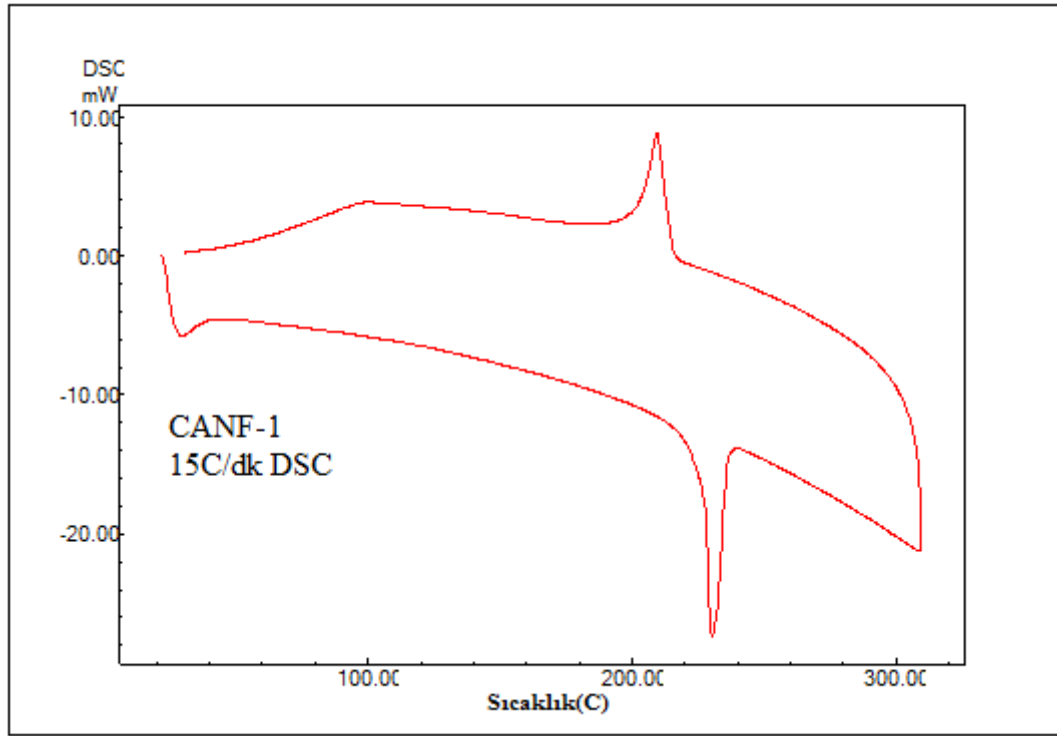
Şekil 7.18. CANF-1 numunesine ait $5^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



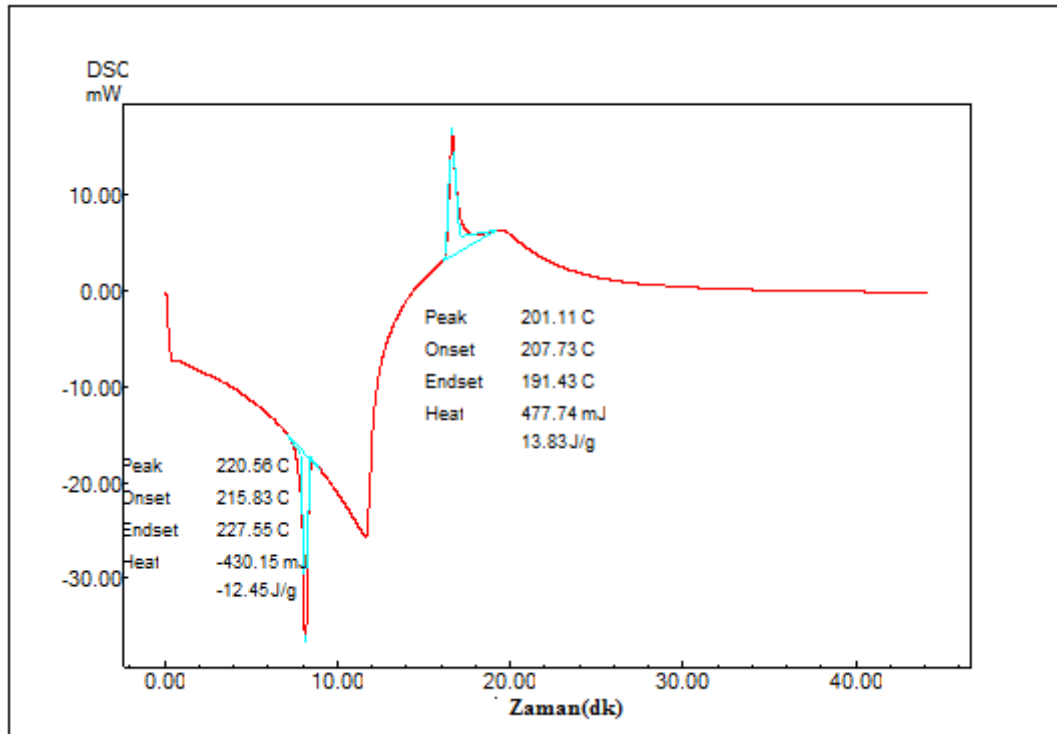
Şekil 7.19. CANF-1 numunesine ait 5⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



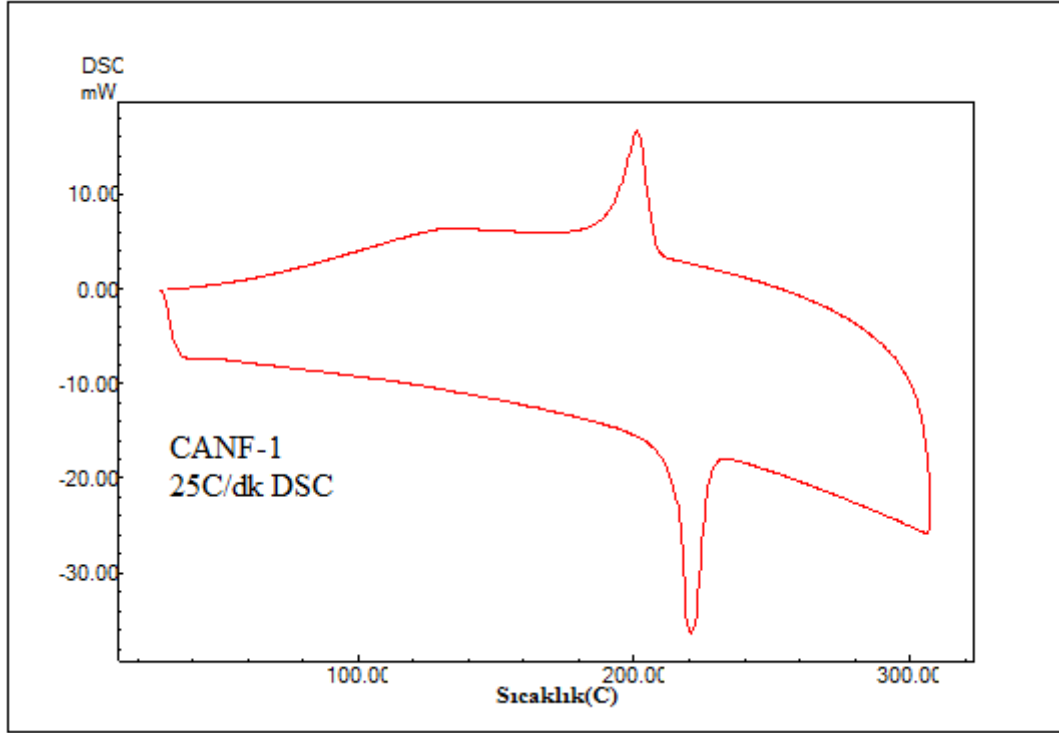
Şekil 7.20. CANF-1 numunesine ait 15⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



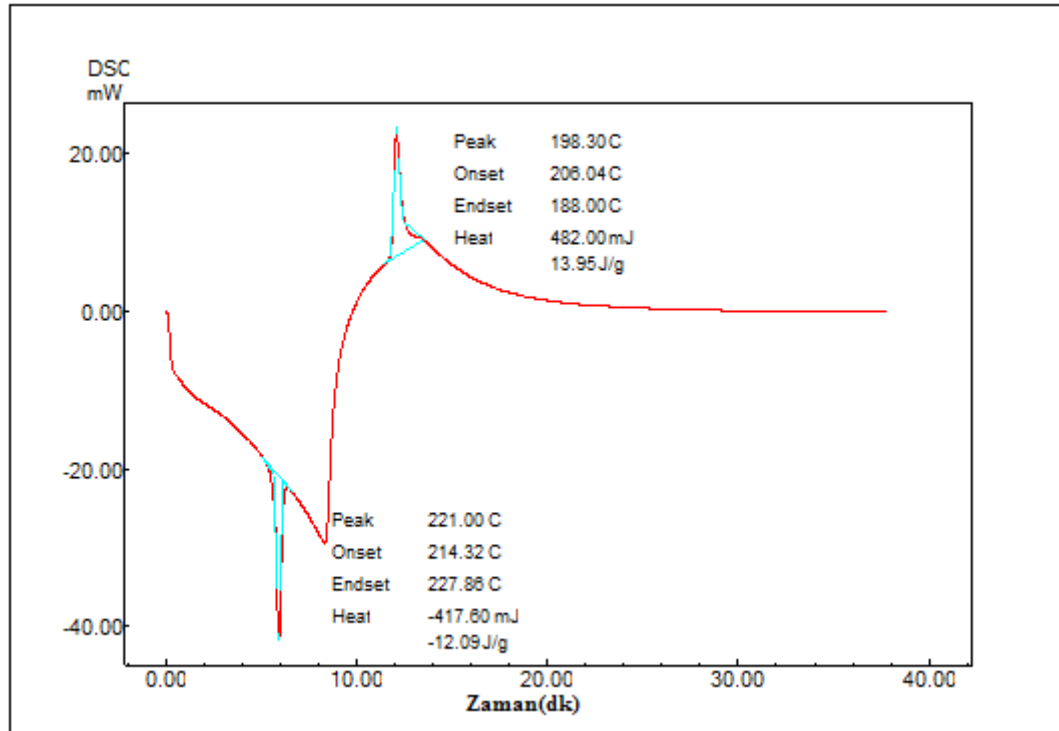
Şekil 7.21. CANF-1 numunesine ait 15⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



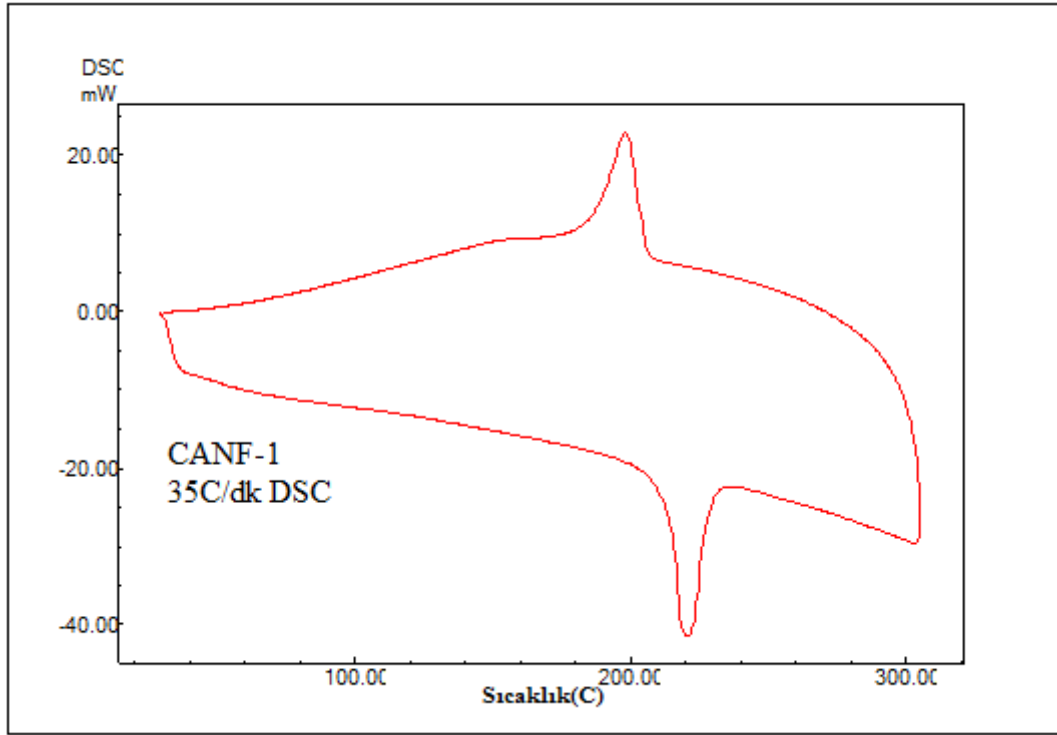
Şekil 7.22. CANF-1 numunesine ait 25⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



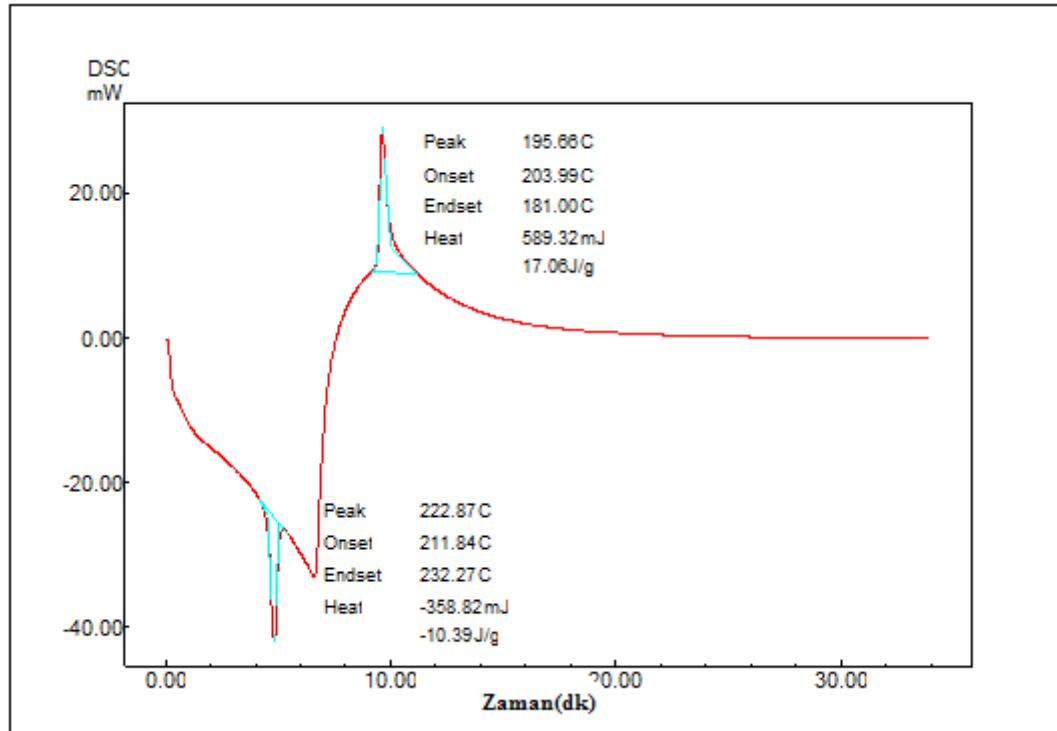
Şekil 7.23. CANF-1 numunesine ait 25⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



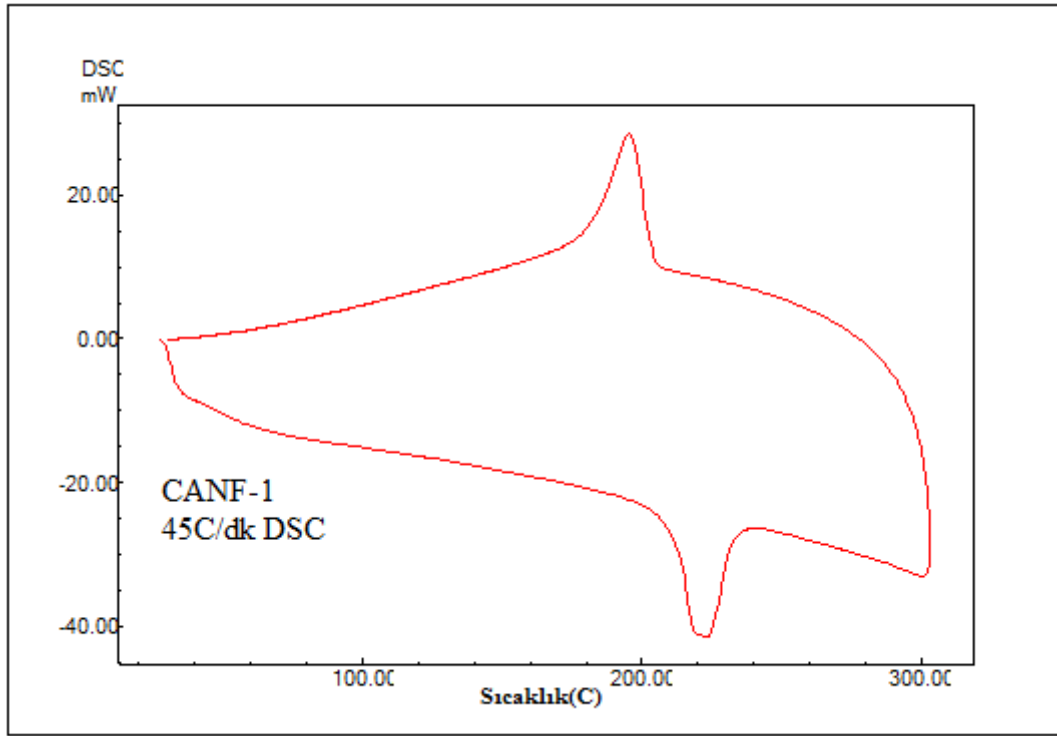
Şekil 7.24. CANF-1 numunesine ait 35⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



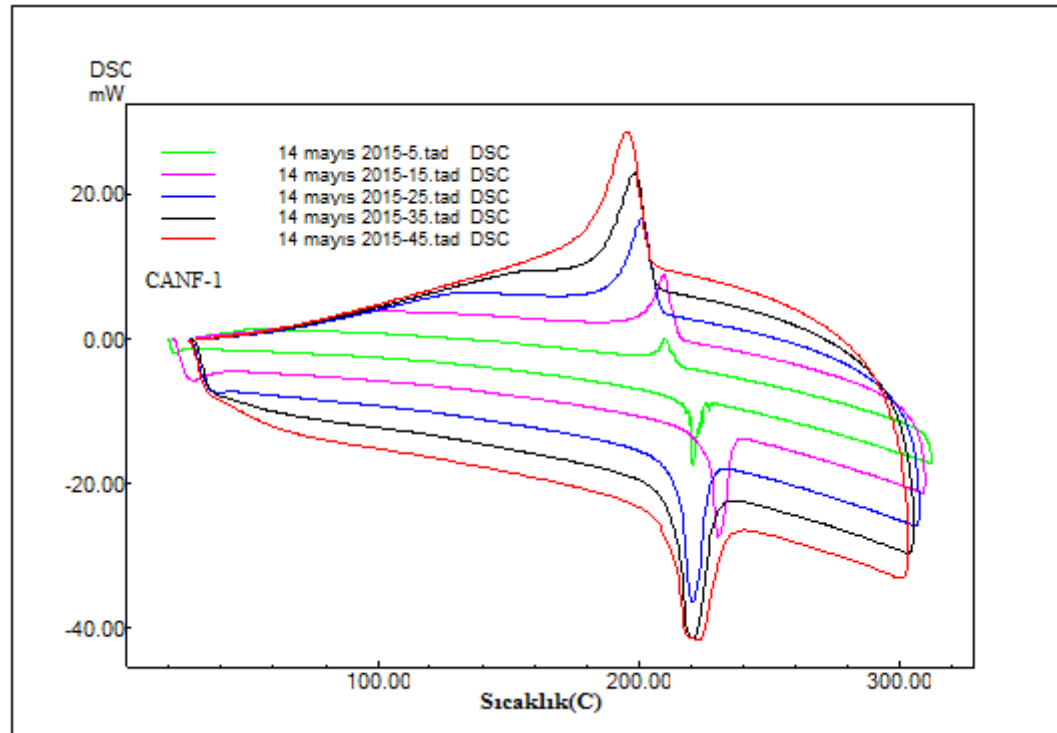
Şekil 7.25. CANF-1 numunesine ait 35⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 7.26. CANF-1 numunesine ait 45⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 7.27. CANF-1 numunesine ait 45 °C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 7.28. CANF-1 numunesine ait 5, 15, 25, 35 ve 45 °C/dk ısıtma hızları ile elde edilen DSC eğrileri.

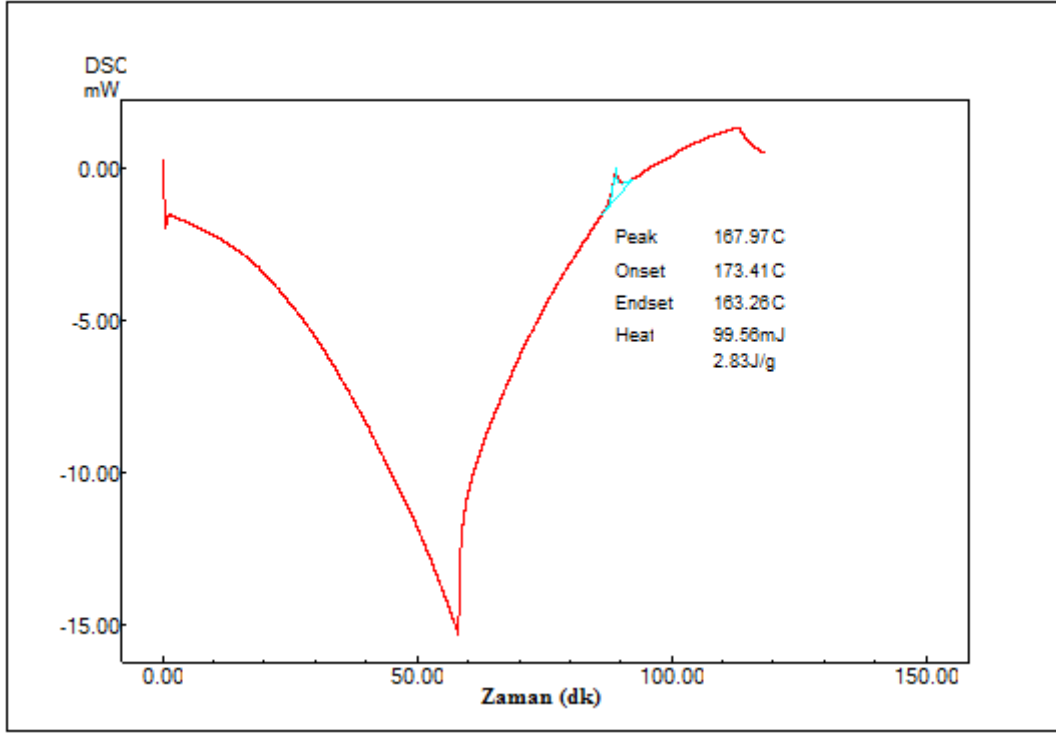
Tablo 7.5. CANF-1 numunesine ait elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.

Isıtma/ Soğutma Hızı ($^{\circ}\text{C}/\text{dk}$)	A_s ($^{\circ}\text{C}$)	A_f ($^{\circ}\text{C}$)	A_{max} ($^{\circ}\text{C}$)	T_0 ($^{\circ}\text{C}$)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)	$\Delta S_{M \rightarrow A}$ (J/g $^{\circ}\text{C}$)	M_s ($^{\circ}\text{C}$)	M_f ($^{\circ}\text{C}$)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta S_{A \rightarrow M}$ J/g $^{\circ}\text{C}$
5	219.99	223.93	220.63	218.90	11.74	0.053	213.87	207.06	-9.15	-0.041
15	227.43	235.38	230.44	225.04	11.80	0.052	214.71	202.77	-12.18	-0.054
25	215.83	227.55	220.56	217.64	12.45	0.057	207.73	191.43	-13.83	-0.063
35	214.32	227.86	221.00	216.95	12.09	0.055	206.04	188.00	-13.95	-0.064
45	211.84	232.27	222.87	218.13	10.39	0.047	203.99	181.00	-17.06	-0.078

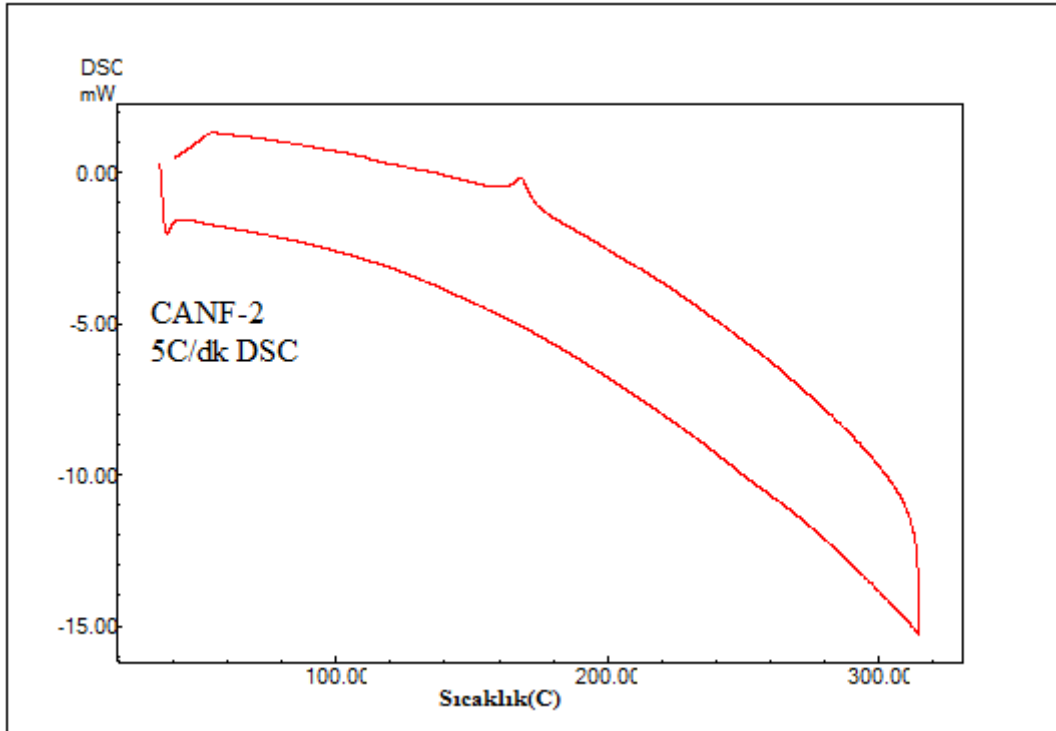
7.3.2 CANF-2 Alaşımının Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Sonuçları

CANF-2 numunesine ait farklı ısıtma hızları ile ($5^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $15^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $25^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $35^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ ve $45^{\circ}\text{C}/\text{dk}$) elde edilen DSC eğrileri Şekil 7.29-7.38 ile verilmiştir. Elde edilen bu eğrilerden dönüşüm sıcaklıkları , entalpi değerleri belirlenip denge sıcaklıkları Denklem 13, entropi değerleri ise Denklem 11 kullanılarak hesaplanmış ve Tablo 7.6 'da gösterilmiştir.

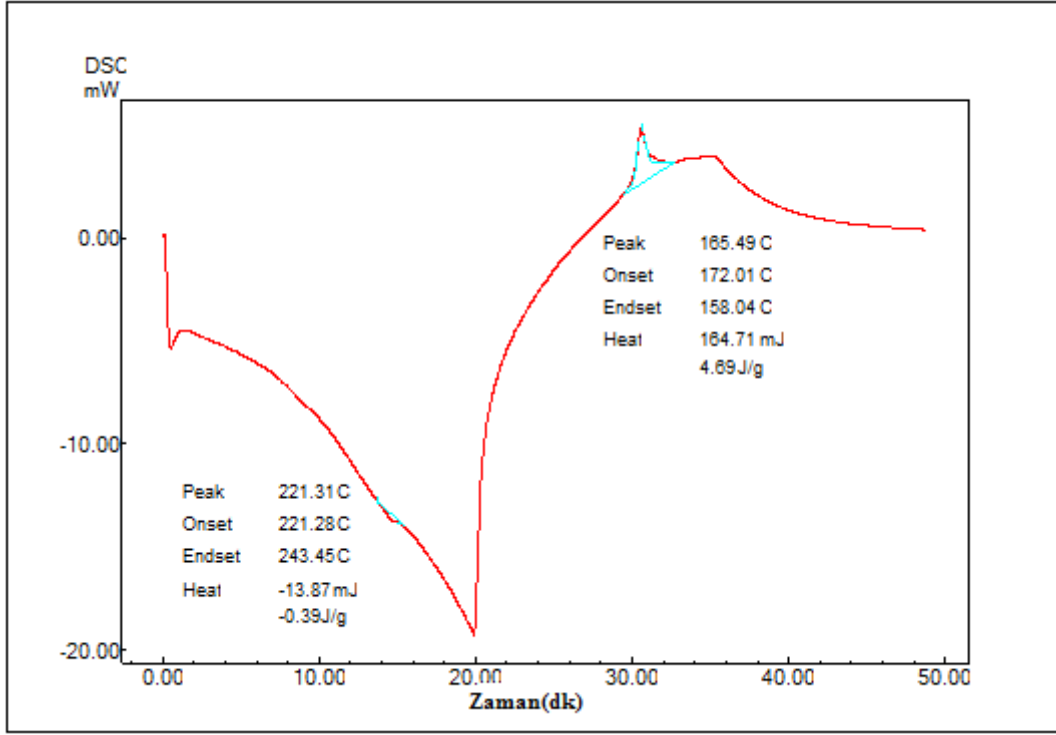
CANF-2 alaşımına ait $15^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $25^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $35^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ ve $45^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ ısıtma hızları ile elde edilen austenit başlama ve bitiş sıcaklıkları sırası ile $221.28-243.45^{\circ}\text{C}$, $210.83-237.49^{\circ}\text{C}$, $37.55-232.96^{\circ}\text{C}$ ve $197.33-232.18^{\circ}\text{C}$ 'dir. Fakat ısıtma hızı $5^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ olan grafikte austenit dönüşüm sırasında oluşan pik çok küçük olduğundan austenit başlama ve bitiş değerleri bu Tablo 7.6 'da bulunmamaktadır. Her bir ısıtma hızı için martensit başlama ve bitiş sıcaklıkları ise sırasıyla $173.41-163.26^{\circ}\text{C}$, $172.01-158.04^{\circ}\text{C}$, $170.54-141.23^{\circ}\text{C}$, $170.62-148.91^{\circ}\text{C}$ ve $169.01-148.41^{\circ}\text{C}$ olarak belirlenip Tablo 7.6 'da verilmiştir. DSC ölçümlerinde ısıtma hızı arttıkça dönüşüm sıcaklıklarında da değişimler gözlenmiştir. Bu değişimler Şekil 7.39 'da ve Tablo 7.6 'da açıkça gösterilmiştir.



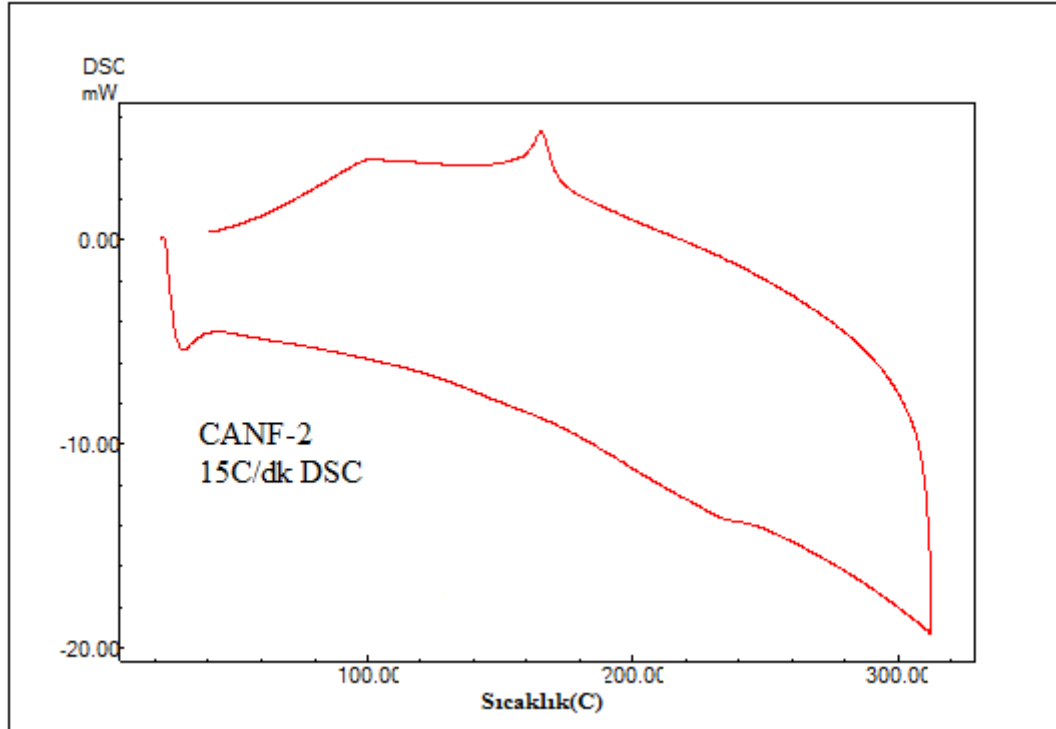
Şekil 7.29. CANF-2 numunesine ait 5⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



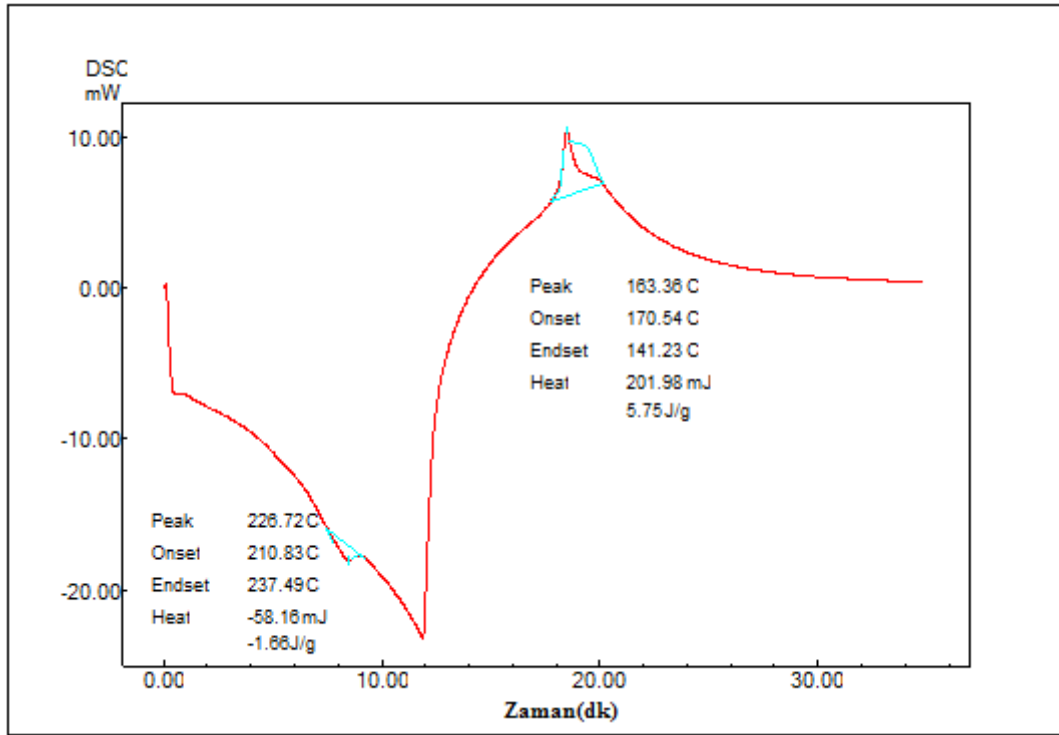
Şekil 7.30. CANF-2 numunesine ait 5⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



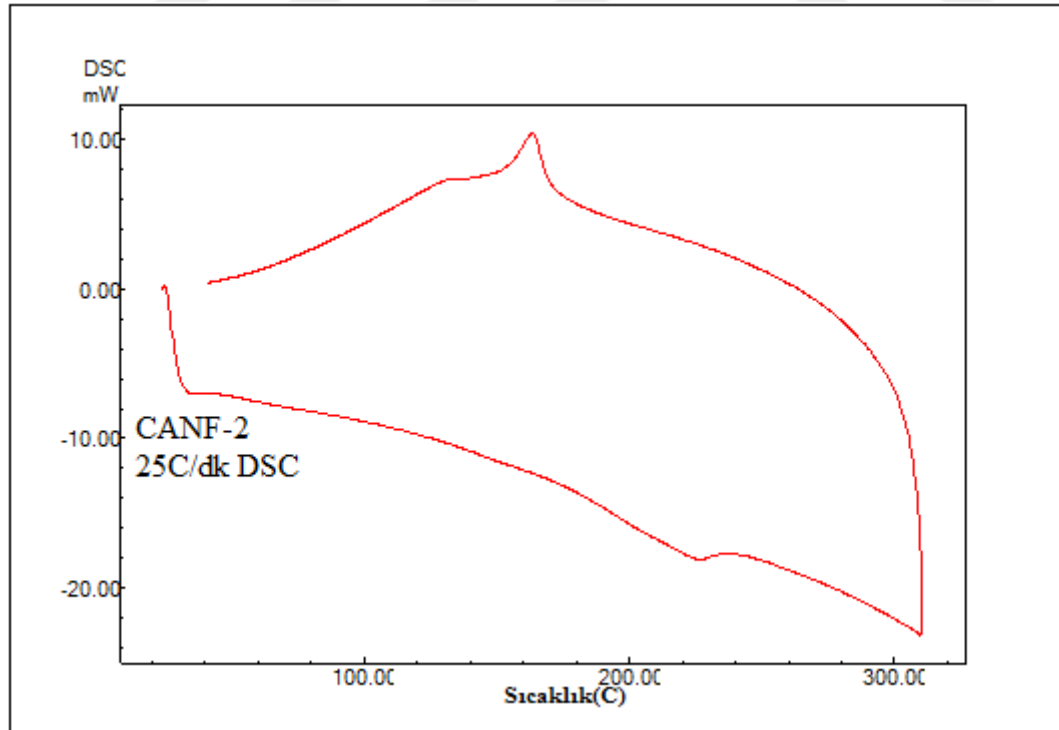
Şekil 7.31. CANF-2 numunesine ait 15⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



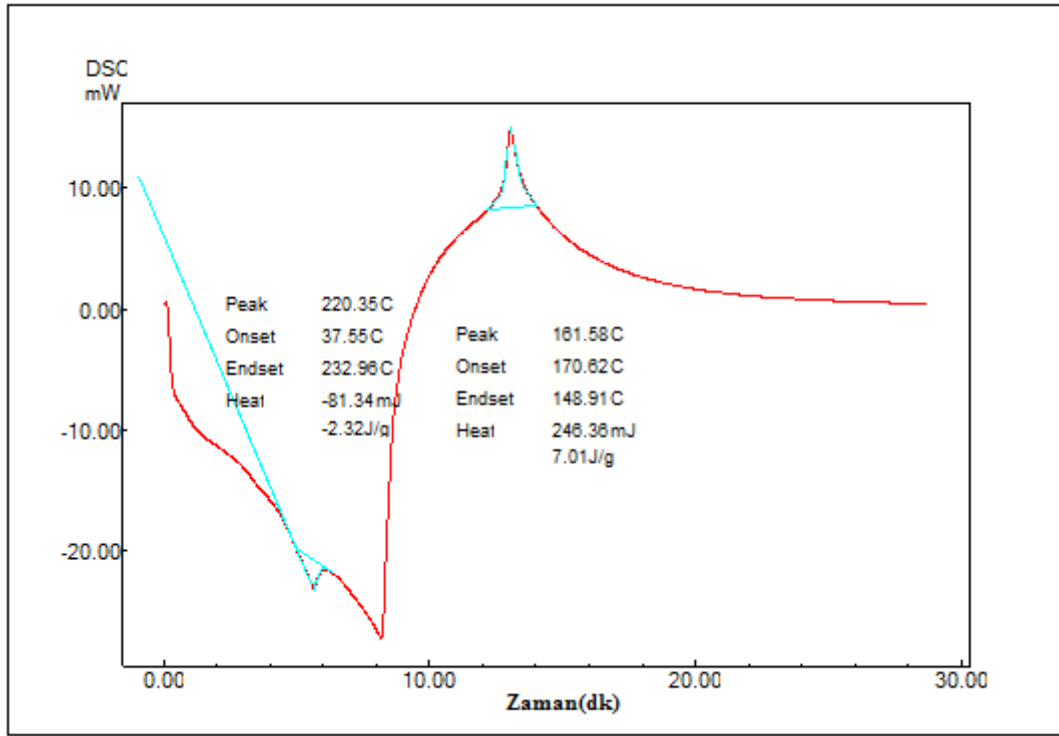
Şekil 7.32. CANF-2 numunesine ait 15⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



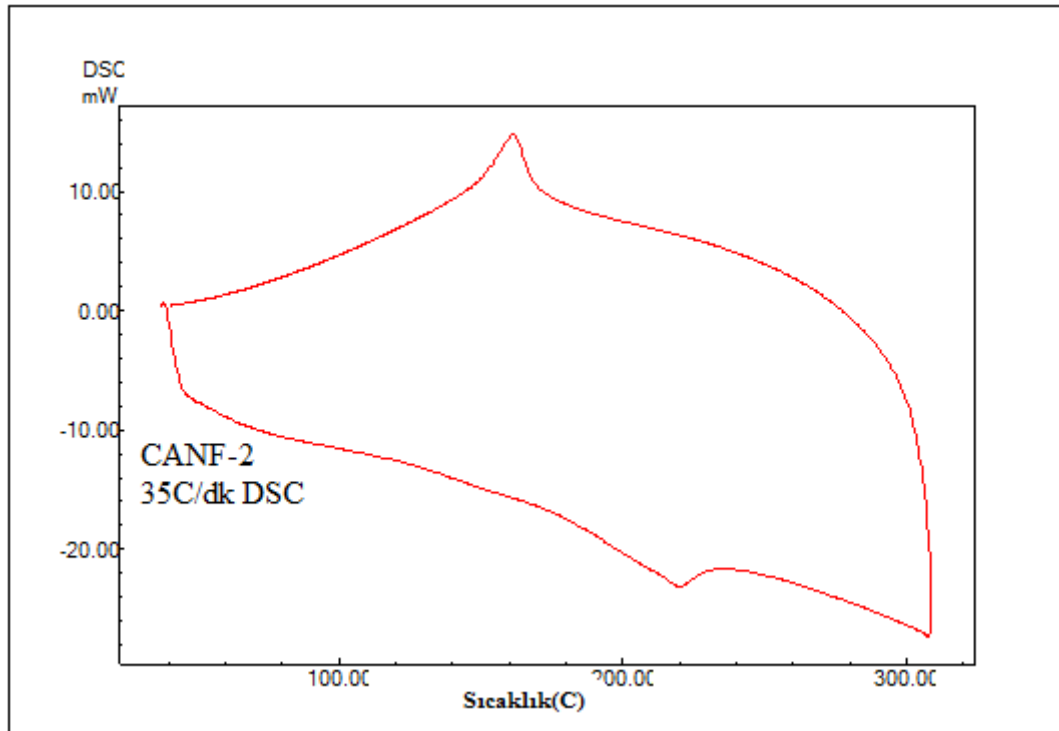
Şekil 7.33. CANF-2 numunesine ait 25 °C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



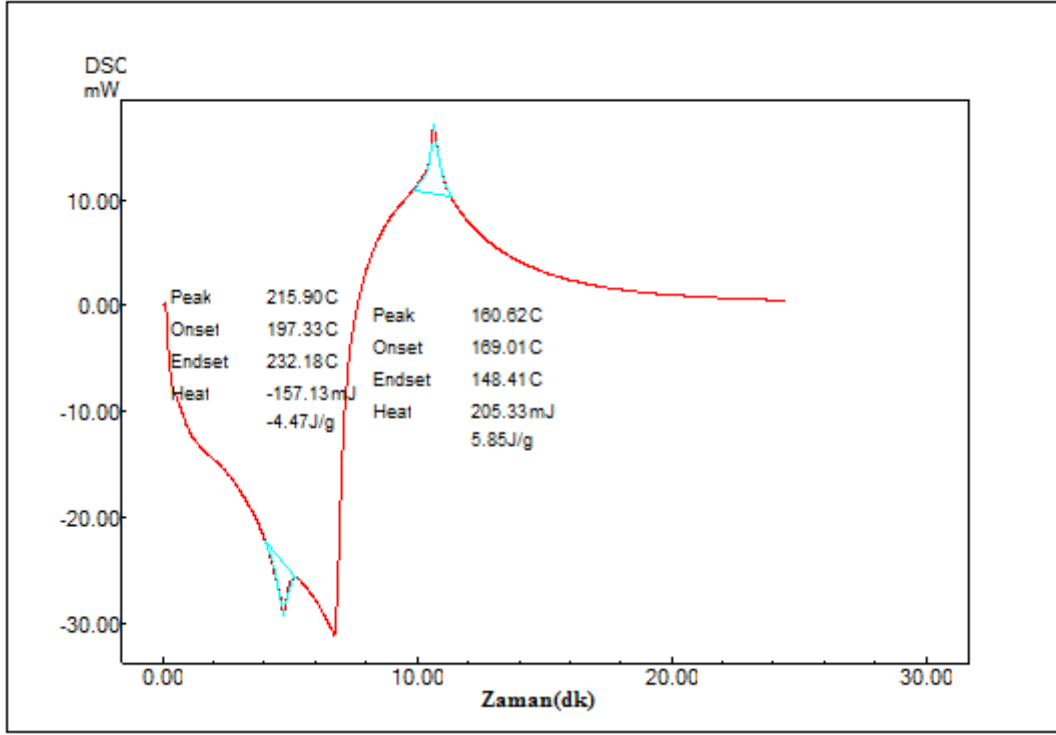
Şekil 7.34. CANF-2 numunesine ait 25 °C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



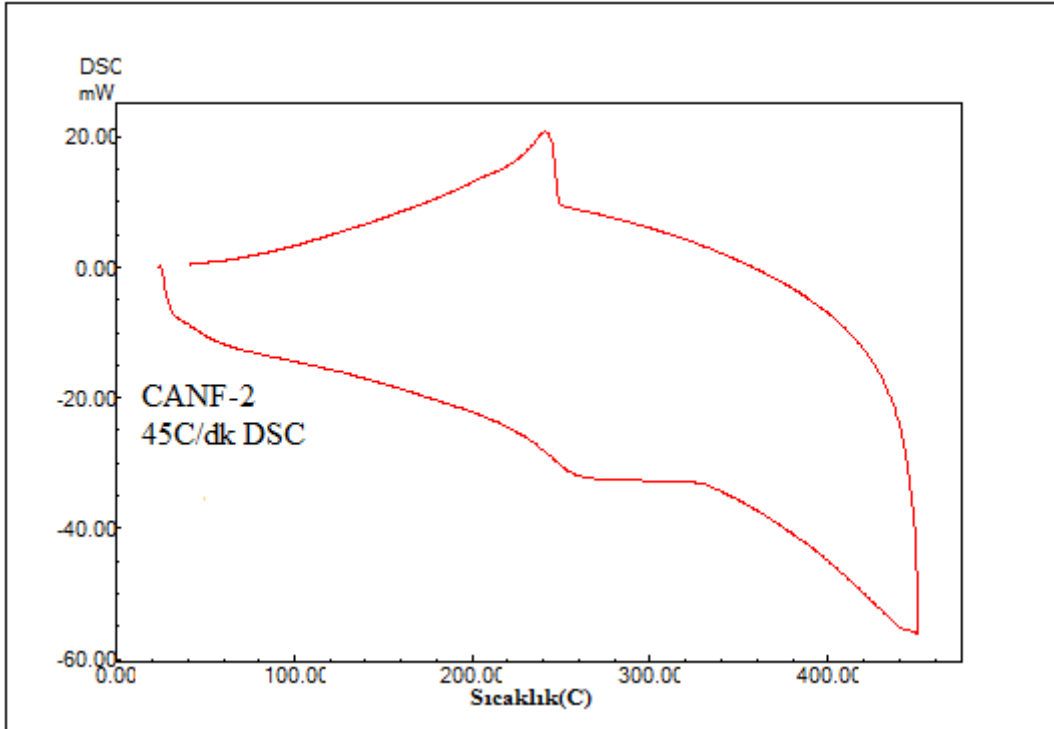
Şekil 7.35. CANF-2 numunesine ait 35⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



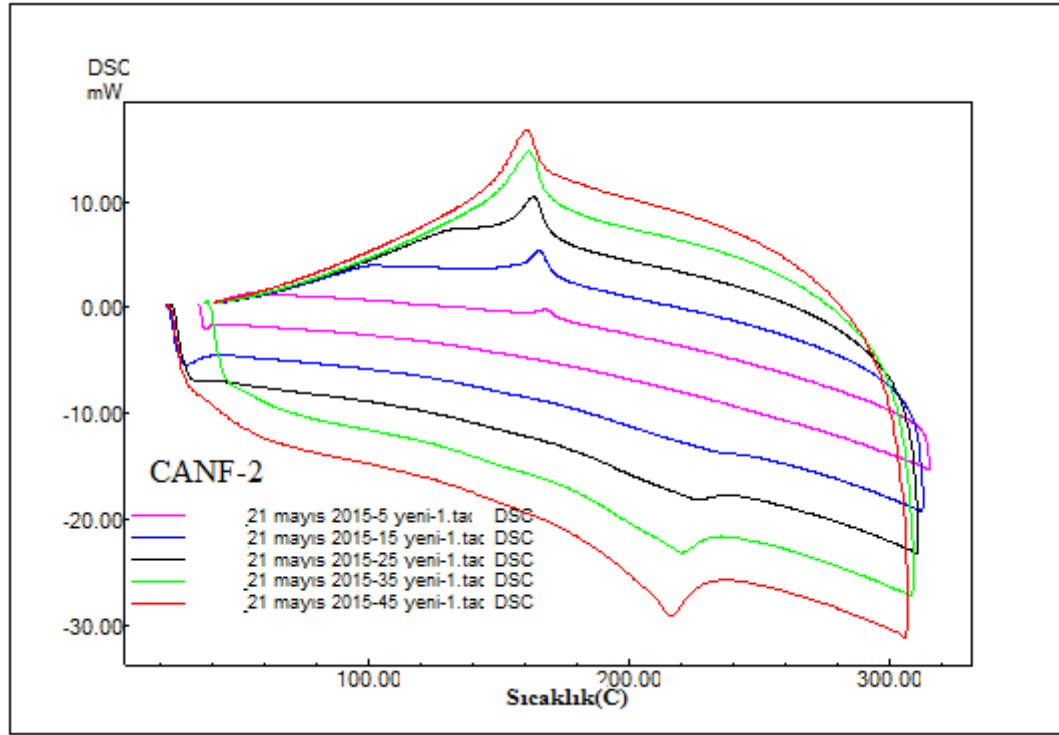
Şekil 7.36. CANF-2 numunesine ait 35⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 7.37. CANF-2 numunesine ait 45⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 7.38. CANF-2 numunesine ait 45⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 7.39. CANF-2 numunesine ait 5, 15 , 25 , 35 ve 45 °C/dk ısıtma hızları ile elde edilen DSC eğrileri.

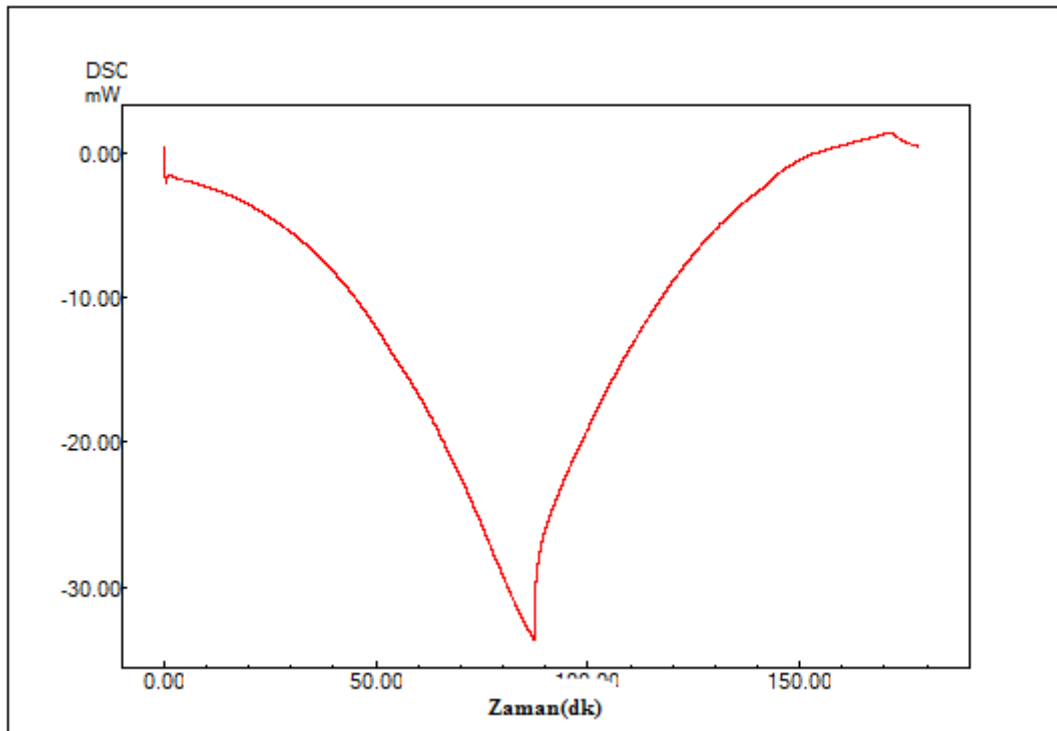
Tablo 7.6. CANF-2 numunesine ait elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.

Isıtma/ Soğutma Hızı (°C /dk)	A_s (°C)	A_f (°C)	A_{max} (°C)	T_0 (°C)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)	$\Delta S_{M \rightarrow A}$ (J/g °C)	M_s (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta S_{A \rightarrow M}$ J/g °C
5	-	-	-	-	-	-	173.41	163.26	-2.83	-
15	221.28	243.45	221.31	207.73	0.39	0.001	172.01	158.04	-4.69	-0.022
25	210.83	237.49	226.72	204.01	1.66	0.008	170.54	141.23	-5.75	-0.028
35	37.55	232.96	220.35	201.79	2.32	0.011	170.62	148.91	-7.01	-0.034
45	197.33	232.18	215.90	200.59	4.47	0.022	169.01	148.41	-5.85	-0.029

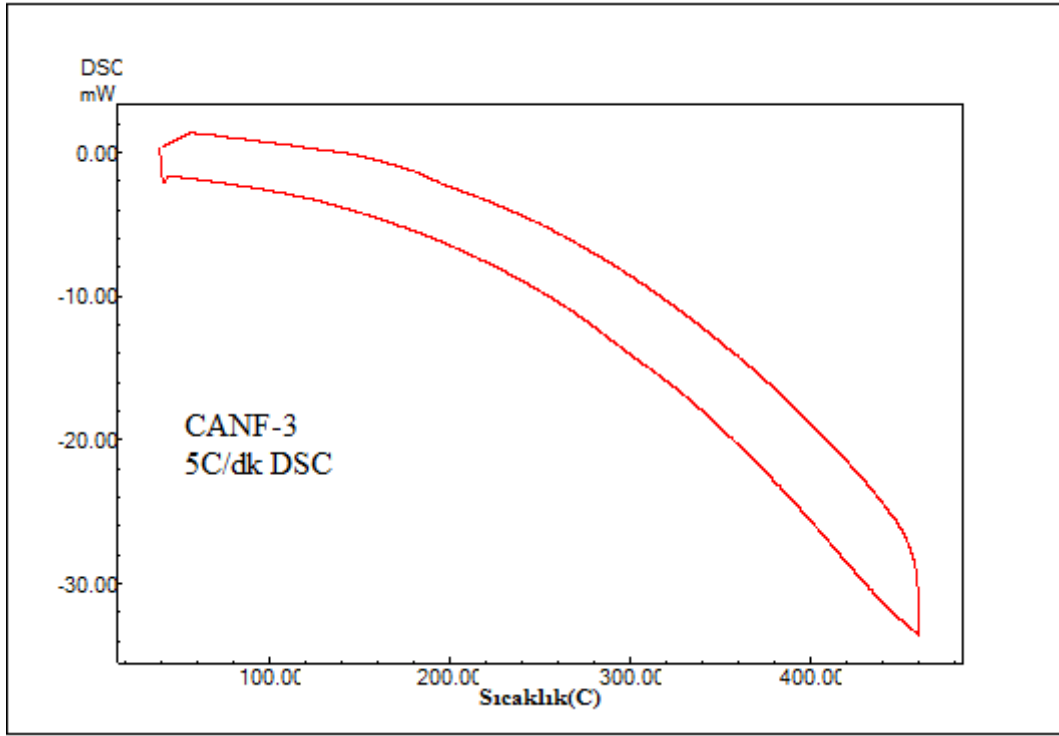
7.3.3. CANF-3 Alaşımının Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Sonuçları

CANF-3 numunesine ait farklı ısıtma hızları ile ($5^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $15^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $25^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $35^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ ve $45^{\circ}\text{C}/\text{dk}$) elde edilen DSC eğrileri Şekil 7.40-7.48 ile verilmiştir. Elde edilen bu eğrilerden dönüşüm sıcaklıkları , entalpi değerleri, belirlenip denge sıcaklıkları Denklem 13, entropi değerleri ise Denklem 11 kullanılarak hesaplanmış ve Tablo 7.7 'de gösterilmiştir.

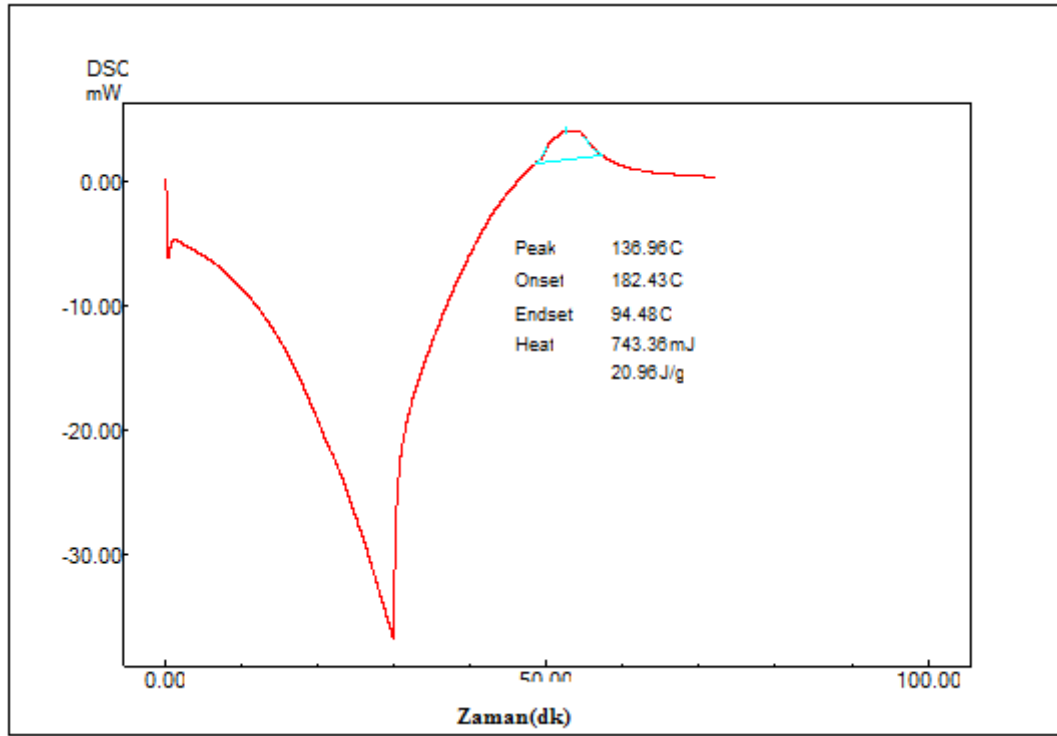
CANF-3 alaşımına ait $35^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ ve $45^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ ısıtma hızları ile elde edilen austenit başlama ve bitiş sıcaklıkları sırası ile $203.99-281.30^{\circ}\text{C}$ ve $208.47-270.96^{\circ}\text{C}$ 'dir. Fakat ısıtma hızı $5-15$ ve $25^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ olan grafiklerde austenit dönüşüm sırasında oluşan pik çok küçük olduğundan austenit başlama ve bitiş değerleri Tablo 7.7 'de bulunmamaktadır. Martensit başlama ve bitiş sıcaklıkları $15^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $25^{\circ}\text{C}/\text{dk}$, $35^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ ve $45^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ ısıtma hızları için sırasıyla $182.43-94.48^{\circ}\text{C}$, $180.69-116-97^{\circ}\text{C}$, $186.11-155.94^{\circ}\text{C}$ ve $170.43-160.64^{\circ}\text{C}$ olarak belirlenip Tablo 7.7 'de verilmiştir. DSC ölçümlerinde ısıtma hızı arttıkça dönüşüm sıcaklıklarında da değişmeler gözlenmiştir. Bu değişimler Şekil 7.49 'da açıkça gösterilmiştir.



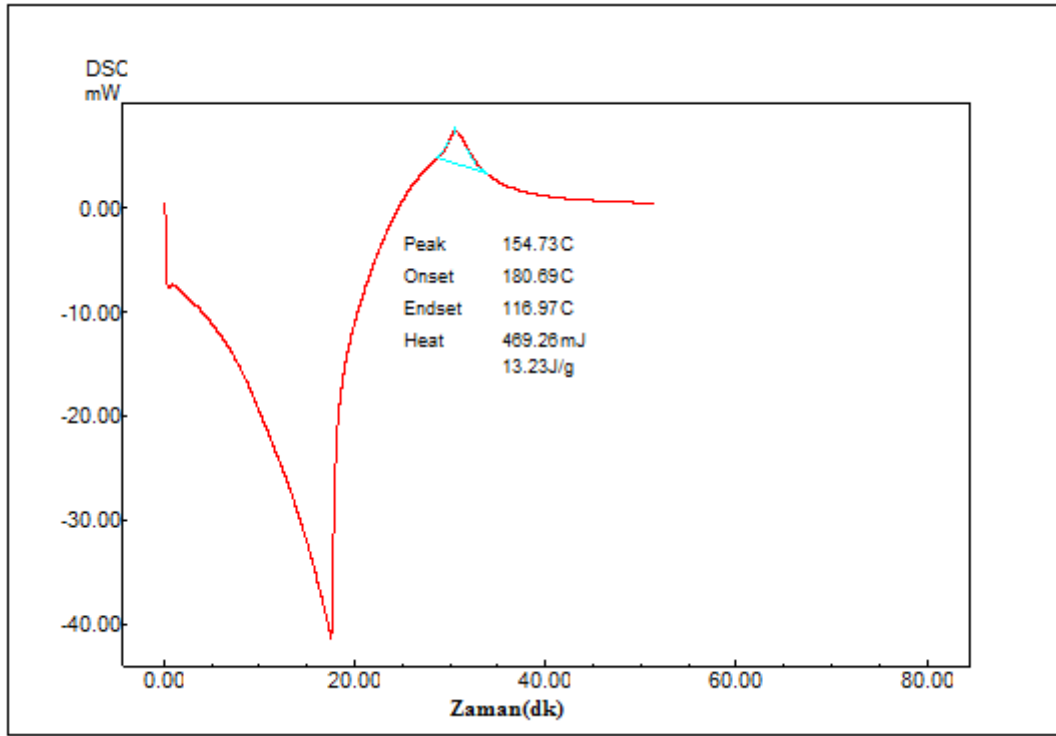
Şekil 7.40. CANF-3 numunesine ait $5^{\circ}\text{C}/\text{dk}$ ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



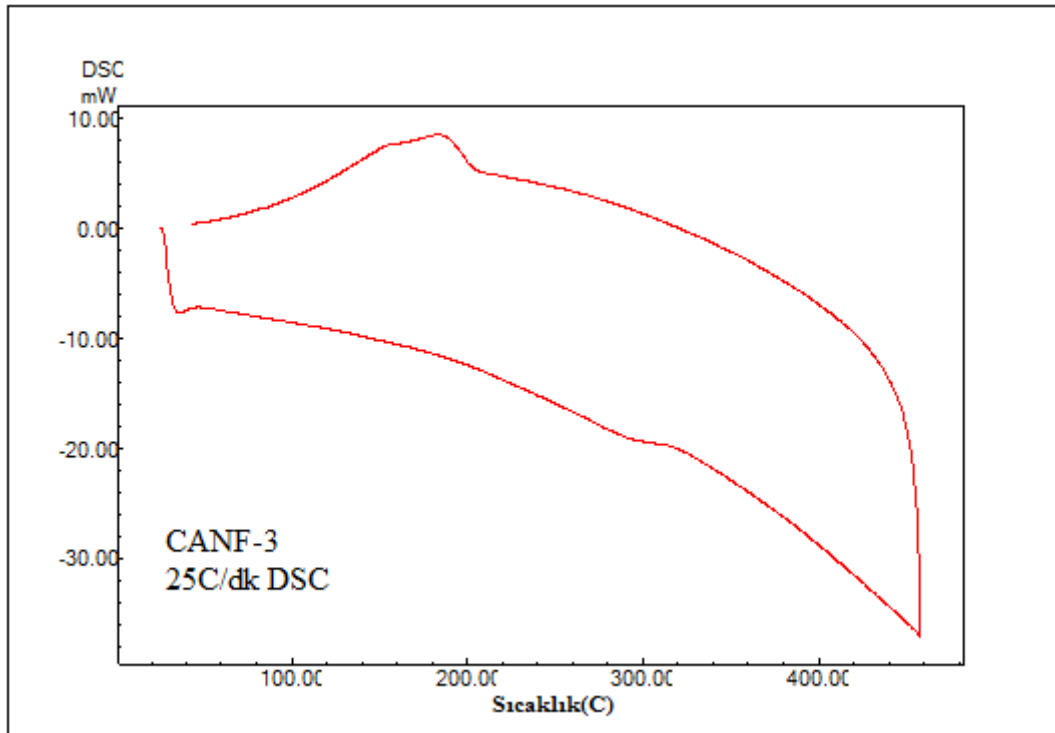
Şekil 7.41. CANF-3 numunesine ait 5 °C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



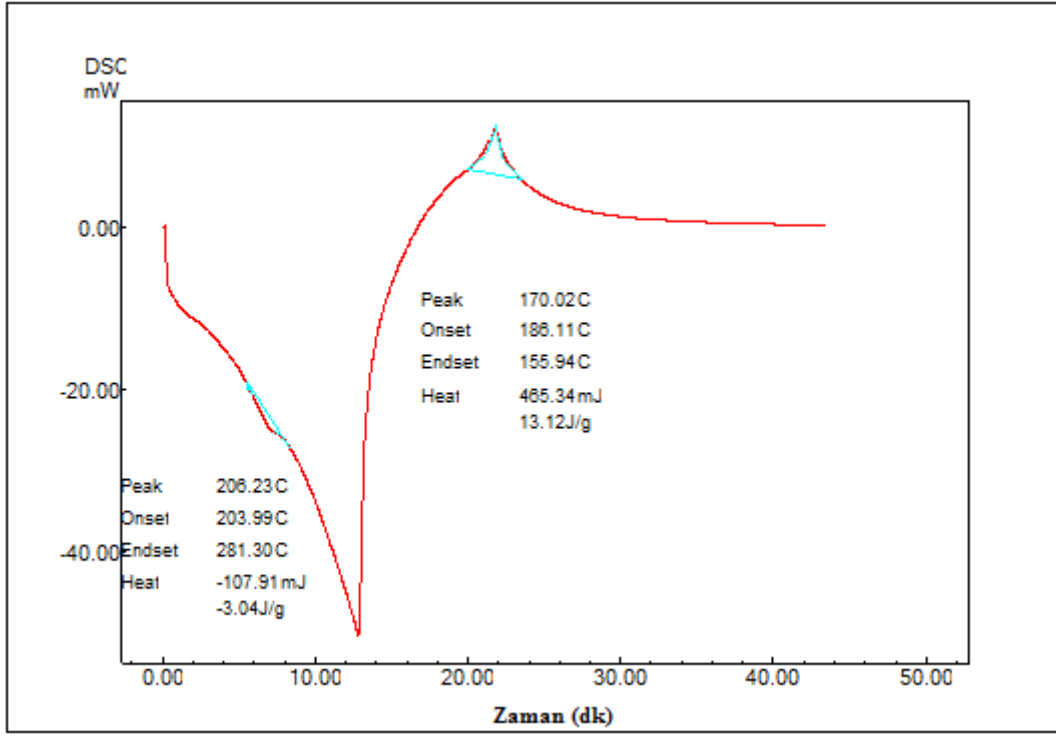
Şekil 7.42. CANF-3 numunesine ait 15 °C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



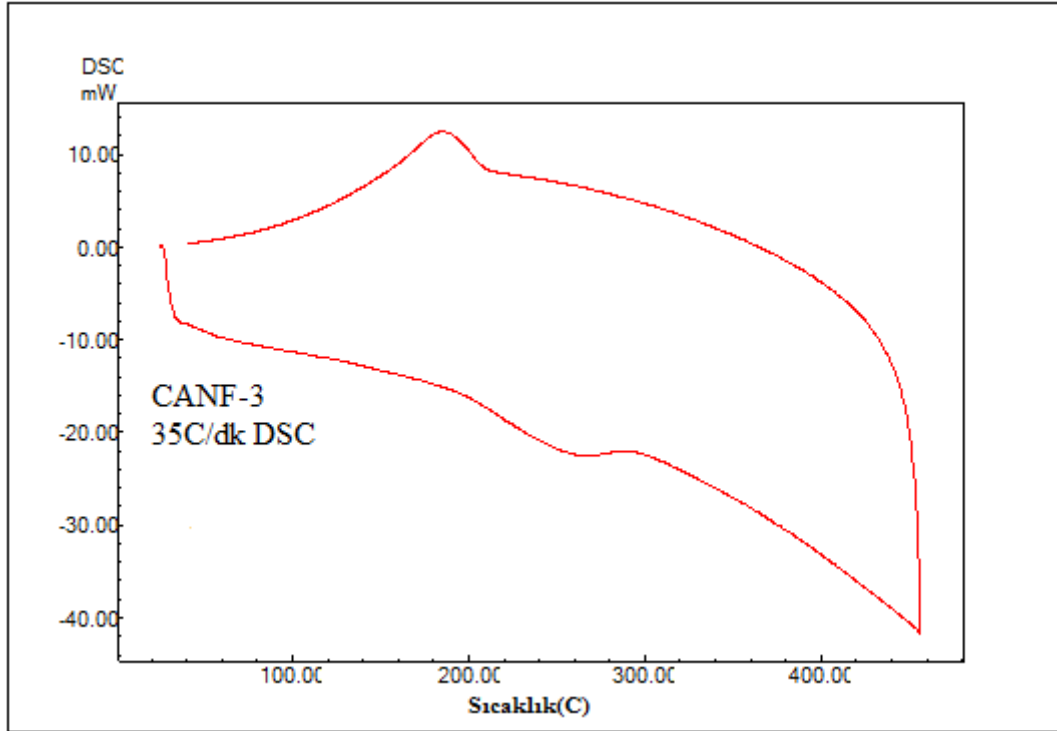
Şekil 7.43. CANF-3 numunesine ait 25⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



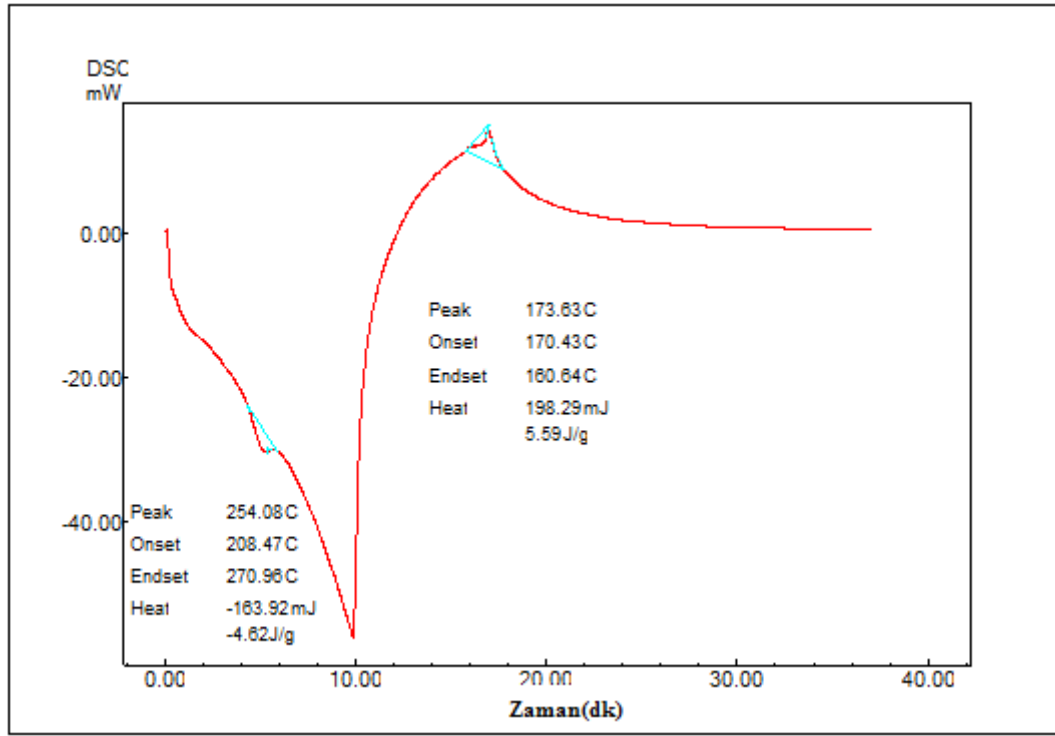
Şekil 7.44. CANF-3 numunesine ait 25⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



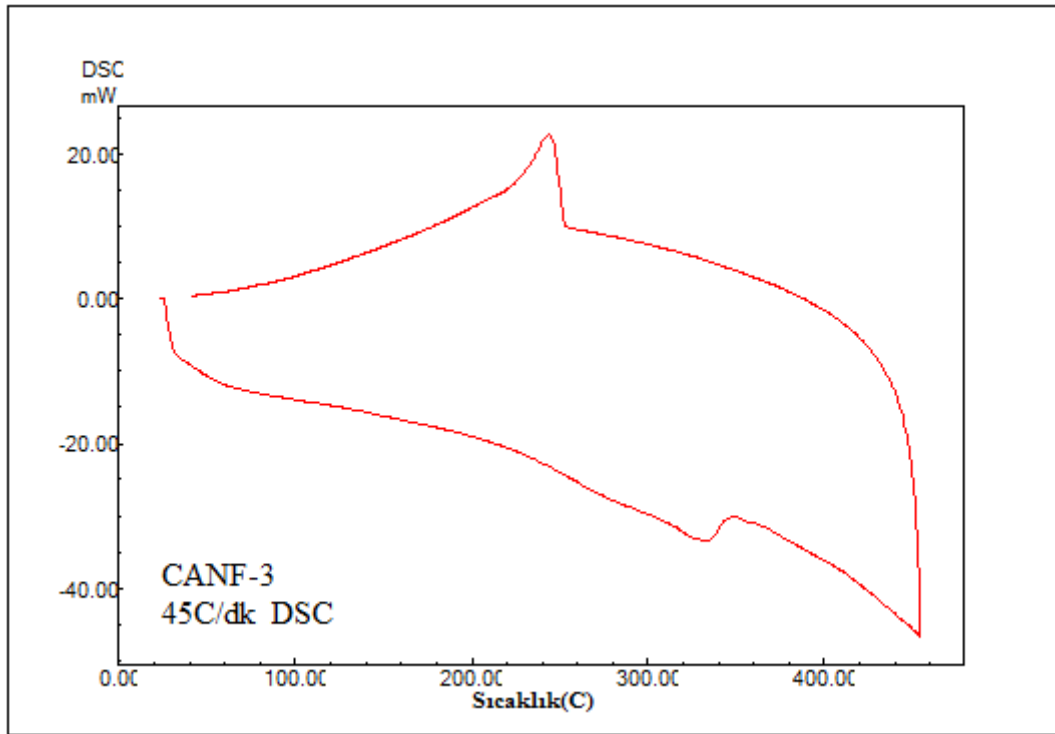
Şekil 7.45. CANF-3 numunesine ait 35⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



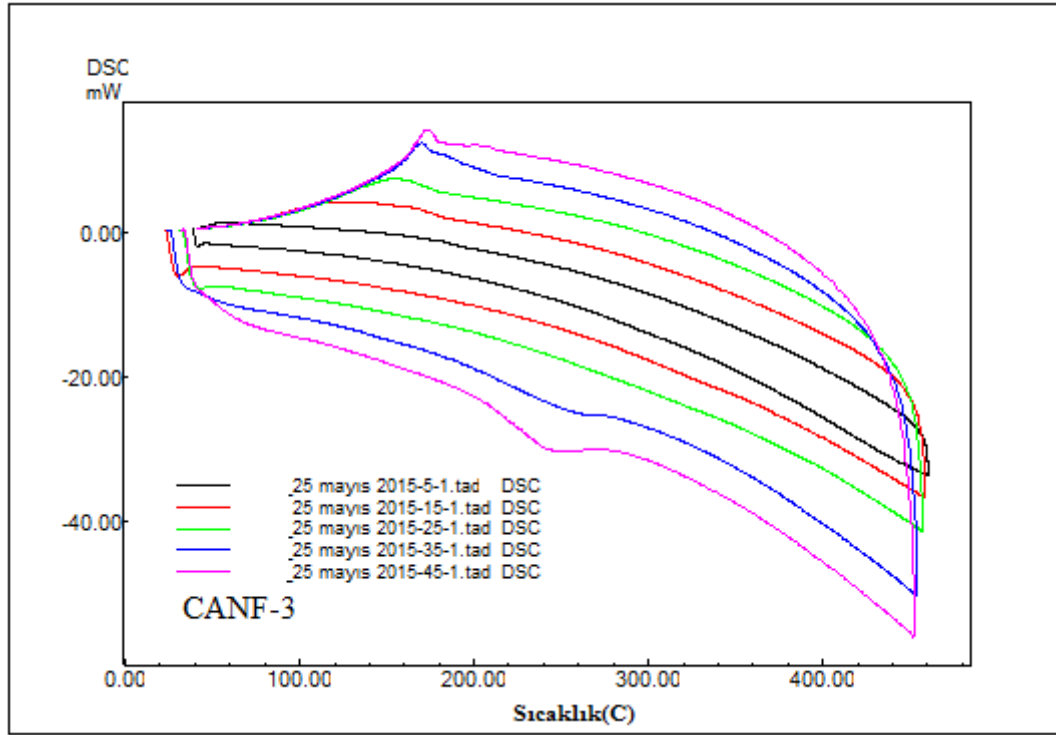
Şekil 7.46. CANF-3 numunesine ait 35⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 7.47. CANF-3 numunesine ait 45⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 7.48. CANF-3 numunesine ait 45⁰ C/dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 7.49. CANF-3 numunesine ait 5, 15 , 25 , 35 ve 45 °C/dk ısıtma hızları ile elde edilen DSC eğrileri.

Tablo 7.7. CANF-3 numunesine ait elde edilen dönüşüm sıcaklıkları.

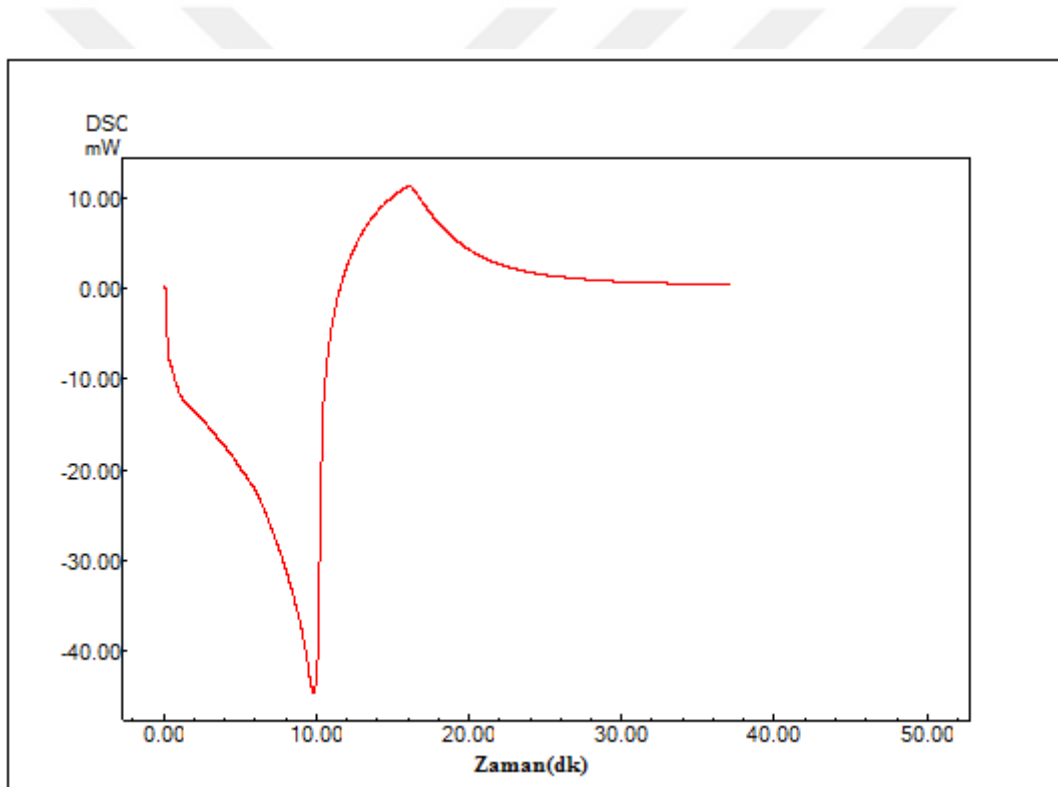
Isıtma/ Soğutma Hızı (°C /dk)	A_s (°C)	A_f (°C)	A_{max} (°C)	T_0 (°C)	$\Delta H_{M \rightarrow A}$ (J/g)	$\Delta S_{M \rightarrow A}$ (J/g °C)	M_s (°C)	M_f (°C)	$\Delta H_{A \rightarrow M}$ (J/g)	$\Delta S_{A \rightarrow M}$ J/g °C
5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
15	-	-	-	-	-	-	182.43	94.48	-20.96	-
25	-	-	-	-	-	-	180.69	116.97	-13.23	-
35	203.99	281.30	206.23	233.70	3.04	0.013	186.11	155.94	-13.12	-0.056
45	208.47	270.96	254.08	220.69	4.62	0.020	170.43	160.64	-5.59	-0.025

7.3.4. CANF-4 Alaşımının Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Sonuçları

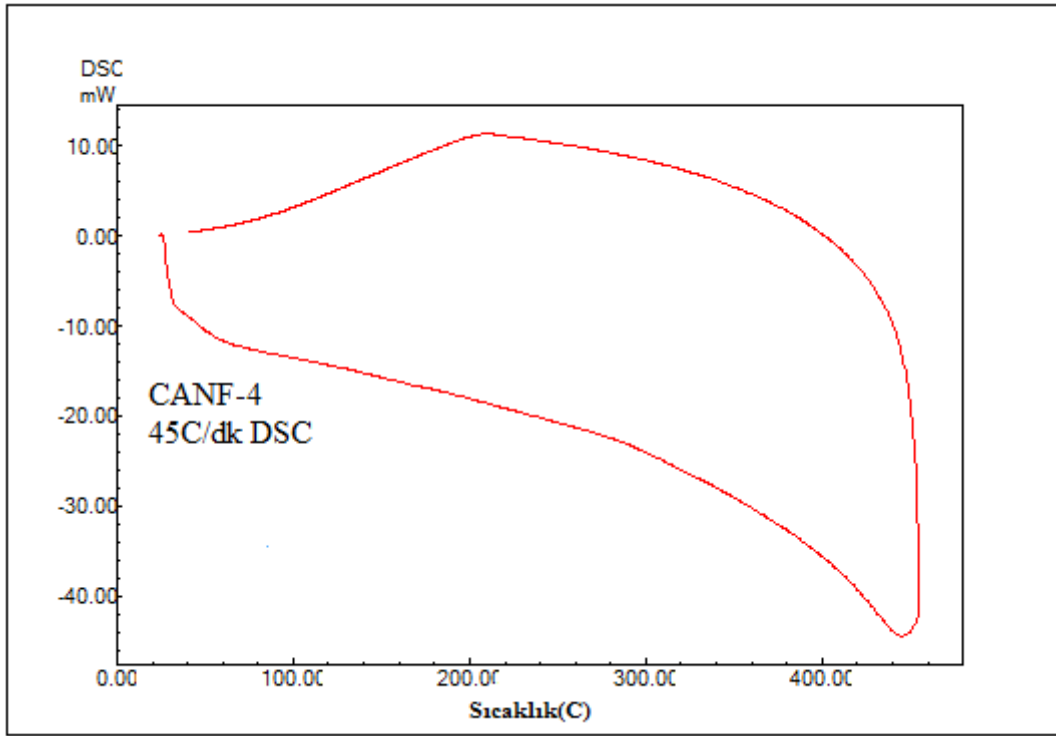
CANF-4 numunesi şekil hatırlama özelliği göstermediğinden bu alaşıma ait dönüşüm sıcaklıkları elde edilememiştir.

CANF-4 alaşımının 45 °C /dk ısıtma hızındaki DSC eğrisi şekil 7.50 ve 7.51 'de gösterilmiştir. Bu grafikte de görüldüğü üzere austenit ve martensit dönüşümün varlığına dair bir pik mevcut değildir.

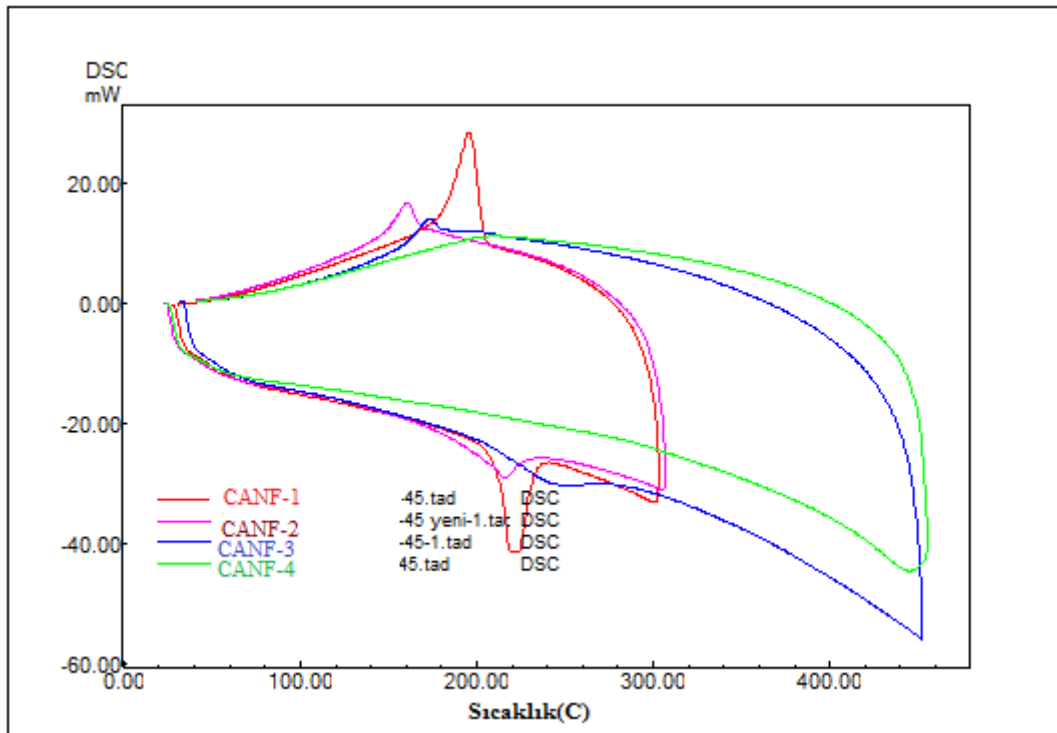
şekil 7.52 'de ise CANF-1 ,CANF-2 ,CANF-3 ve CANF-4 numunelerine ait 45 °C /dk ısıtma hızları ile elde edilmiş DSC eğrileri gösterilmiştir.



şekil 7.50. CANF-4 numunesine ait 45 °C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.



Şekil 7.51. CANF-4 numunesine ait 45⁰ C /dk ısıtma hızı ile elde edilen DSC eğrisi.

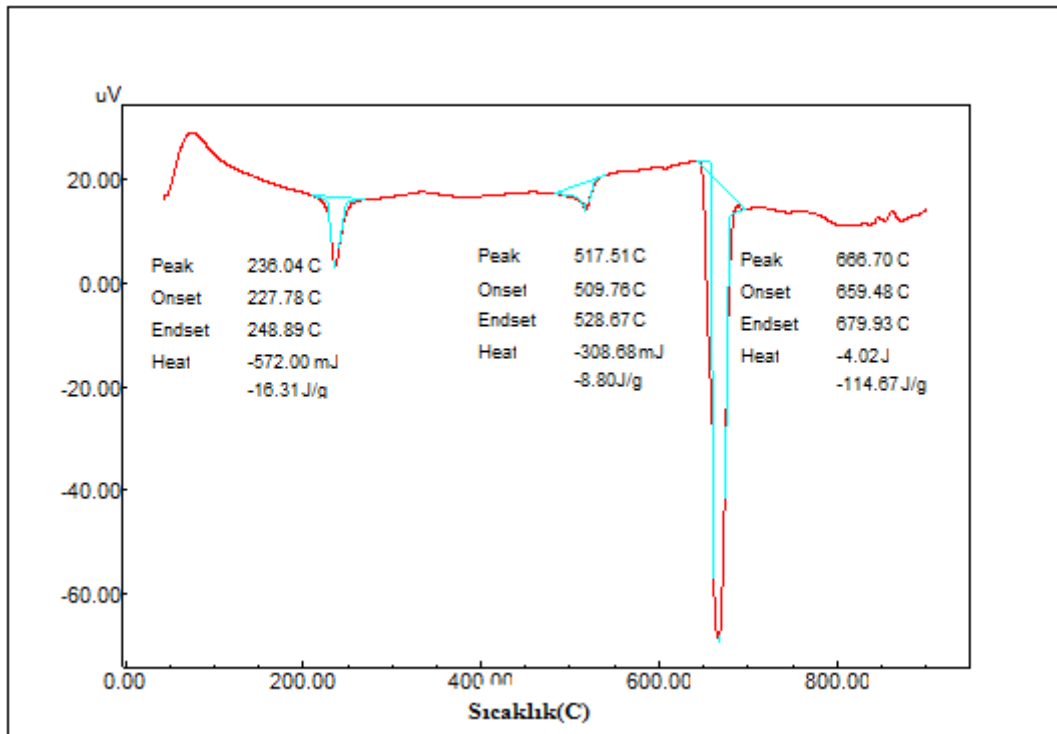


Şekil 7.52. CANF-1 , CANF-2 , CANF-3 ve CANF-4 numunelerine ait 45⁰ C/dk ısıtma hızları ile elde edilmiş DSC eğrileri.

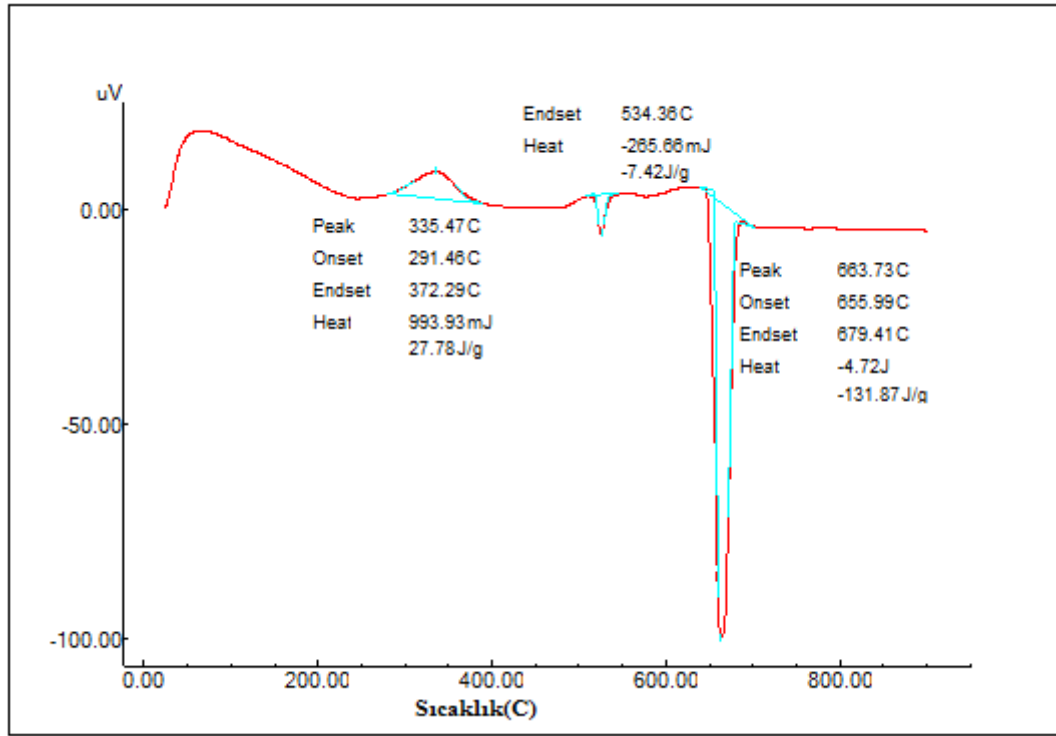
7.4. Diferansiyel Termal Analiz (TG/DTA) Sonuçları

Diferansiyel termal analiz ölçümlerinde; her bir alaşımda (CANF-1, CANF-2, CANF-3 ve CANF-4) sıcaklık etkisi ile meydana gelebilecek yapısal değişimler incelendi. Numuneler oda sıcaklığından 800 °C 'ye kadar ısıtıldı. Elde edilen DTA eğrilerinden alaşımların faz geçişleri belirlendi. Buradan alaşımların austenit dönüşüm aralıkları belirlenerek DSC ölçümleri daha hassas olarak yapıldı.

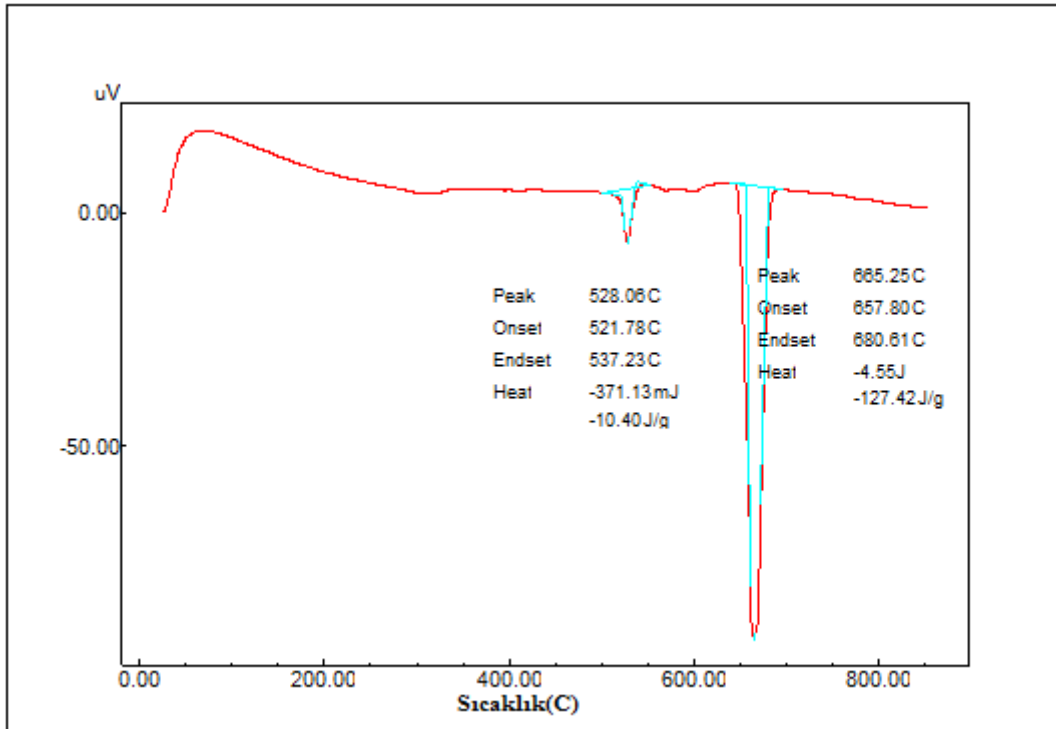
Austenit fazda CuAlNi alaışımının kristalografisi kübiktir. Alaışımın sıcaklığına, Al ve Mn miktarına bağlı olarak 3 farklı martensit, γ' (2H), β' (18R) ve α' (6R) farklı kompozisyonlarda alaşım içinde oluşur [27]. Şekil 7.53 ve Şekil 7.54'te CANF-1 ve CANF 2 alaşımlarının DTA eğrilerinden numunelerin 220-370 °C, 500-540 °C ve 650-680 °C sıcaklık aralıklarında 3 farklı dönüşüm, Şekil 7.55 ve Şekil 7.56'da CANF-3 ile CANF-4 alaşımlarının DTA eğrilerinden ise numunelerin 510-540 °C ve 650-680 °C sıcaklık aralıklarında 2 farklı dönüşüm sergiledikleri görüldü.



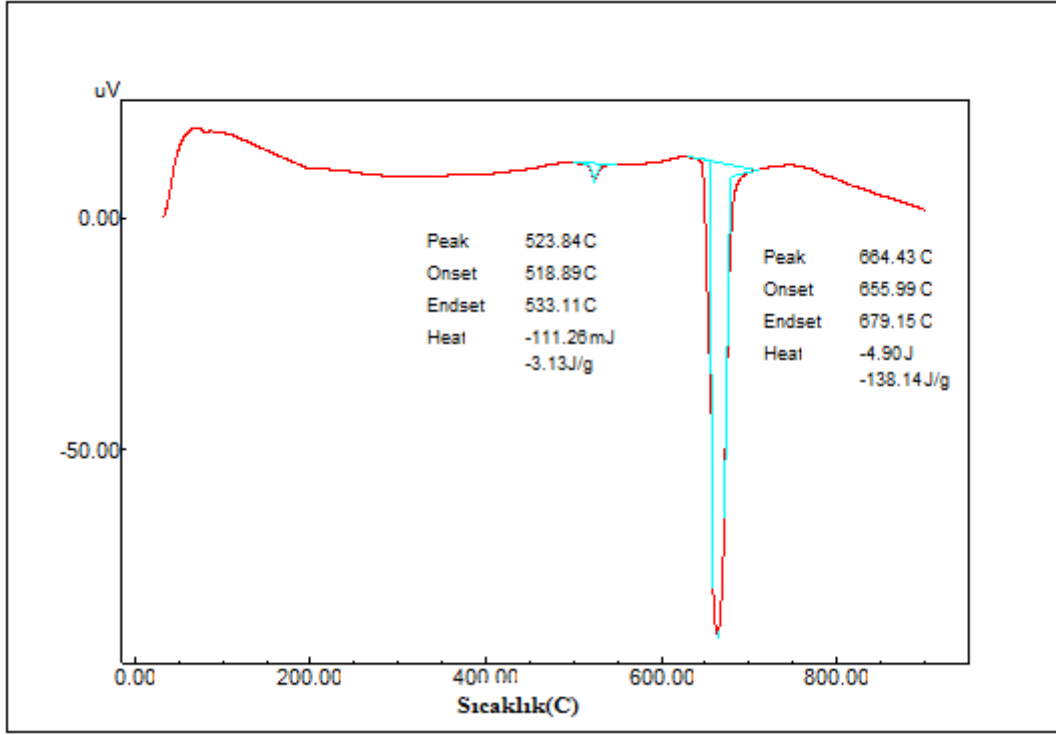
Şekil 7.53. CANF-1 alaışımına ait DTA eğrisi.



Şekil 7.54. CANF-2 alaşımına ait DTA eğrisi.



Şekil 7.55. CANF-3 alaşımına ait DTA eğrisi.



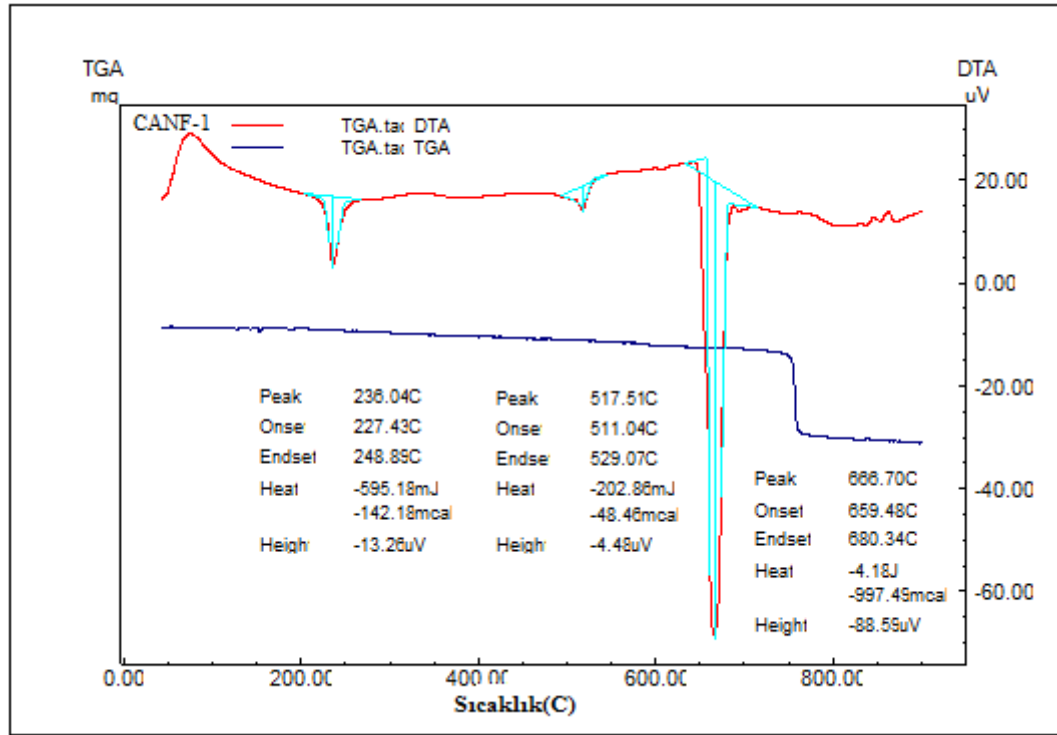
Şekil 7.56. CANF-4 alaşımına ait DTA eğrisi.

CANF-1 alaşımına ait TG/DTA eğrisi Şekil 7.57'de verilmiştir. Alaşımın $A2 \rightarrow B2 \rightarrow DO_3(L2_1)$ faz geçişleri sırasıyla $517^\circ C$ ve $236^\circ C$ civarında meydana gelmektedir. Alaşım $666^\circ C$ 'de bozulma göstermektedir.

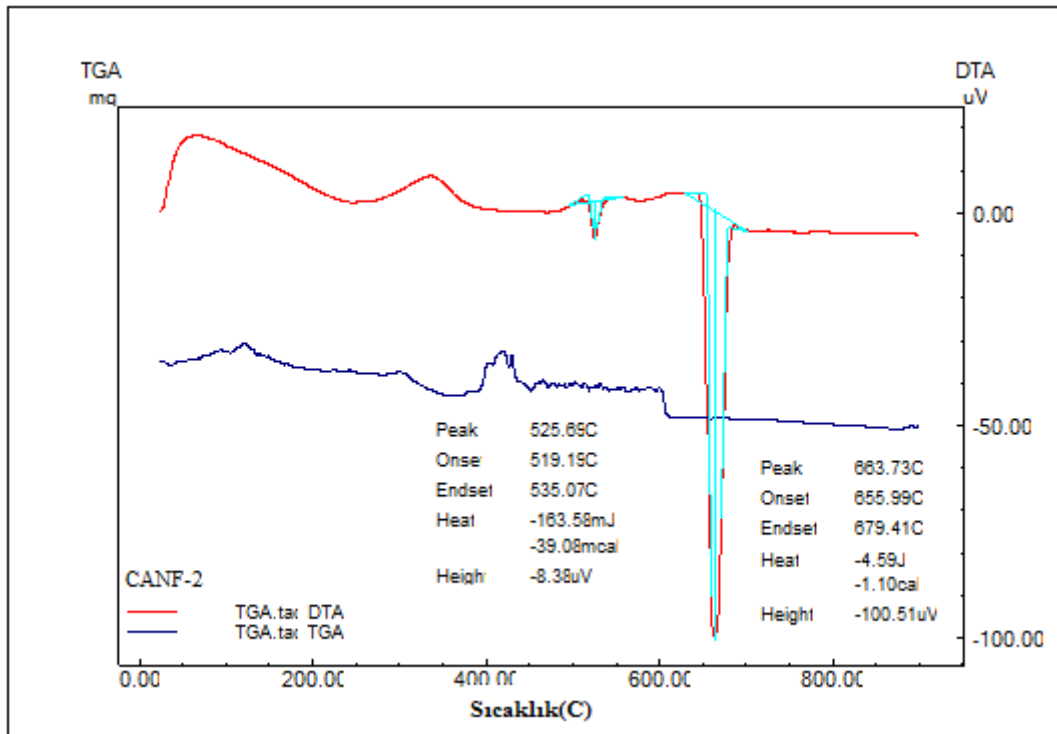
CANF-2 alaşımına ait TG/DTA eğrisi Şekil 7.58 'de gösterilmiştir. Alaşımın $A2 \rightarrow B2$ faz geçişi $525^\circ C$ civarında meydana gelmiştir. Bu alaşım $663^\circ C$ ' de bozulma göstermektedir.

Şekil 7.59 ' da CANF-3 alaşımına ait TG/DTA eğrisi bulunmaktadır. Bu eğriye göre $528^\circ C$ 'de $A2 \rightarrow B2$ faz geçişi meydana gelmiştir. Alaşım $665^\circ C$ 'de bozulma göstermektedir.

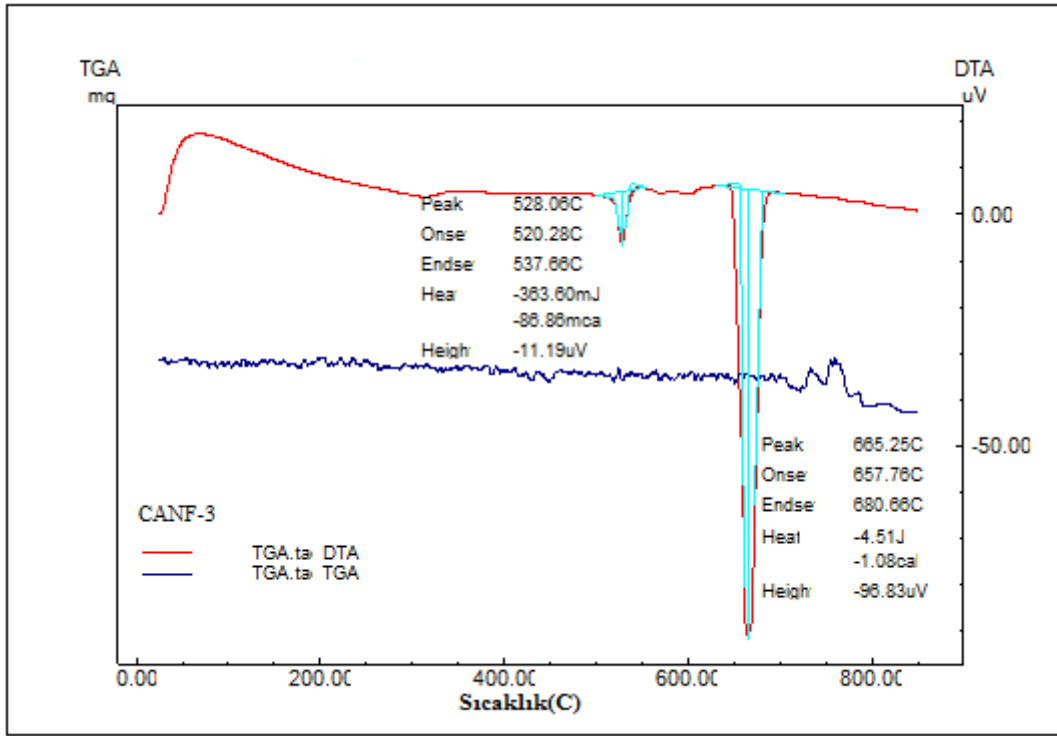
Son olarak CANF-4 alaşımına ait TG/DTA eğrisi Şekil 7.60 'da gösterilmiştir. Alaşımın $A2 \rightarrow B2$ faz geçişi $523^\circ C$ civarında meydana gelmiştir. Numune $664^\circ C$ 'de bozulma göstermektedir. Şekil 7.61 'de alaşımların (CANF-1, CANF-2, CANF-3 ve CANF-4) TG/DTA eğrilerini bir arada görmek mümkündür.



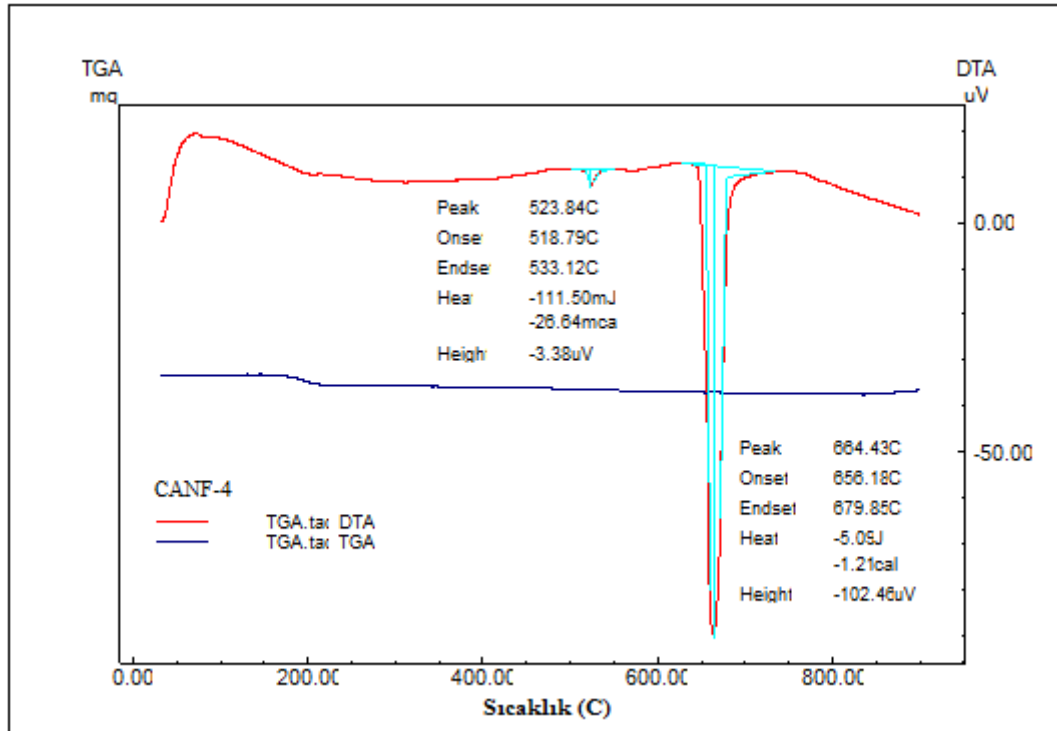
Şekil 7.57. CANF-1 alaşımına ait TG/DTA eğrisi.



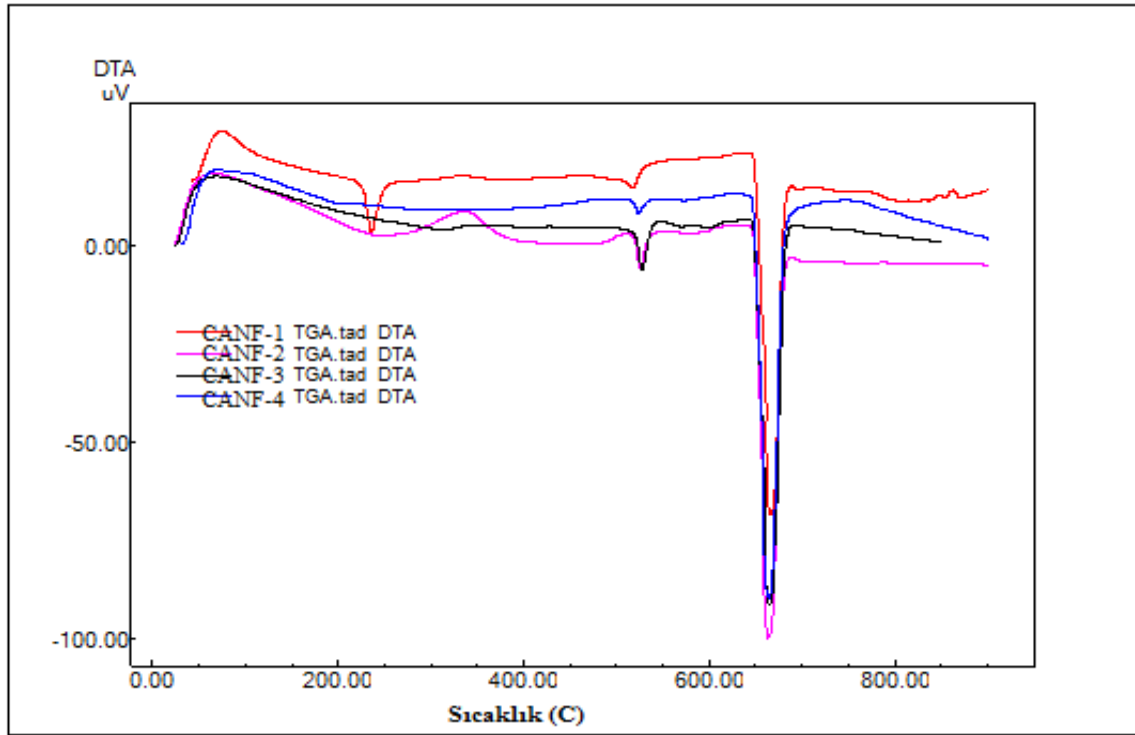
Şekil 7.58. CANF-2 alaşımına ait TG/DTA eğrisi.



Şekil 7.59. CANF-3 alaşımına ait TG/DTA eğrisi.



Şekil 7.60 . CANF-4 alaşımına ait TG/DTA eğrisi.



Şekil 7.61. CANF-1, CANF-2, CANF-3 ve CANF-4 alaşımına ait TG/DTA eğrileri.

8.SONUÇ VE TARTIŞMA

Bu çalışmada Cu-(at.%) 13.15 Al-(at.%) 4.24 Ni-(at.%) 0.41Fe, Cu-(at.%)15.54 Al-(at.%)3.56Ni-(at.%)0.91Fe ,Cu-(at.%)17.2Al-2.81Ni-(at.%)1.74Fe ve Cu-(at.%) 13.66 Al-(at.%) 3.69Ni-(at.%) 1.65 Fe kompozisyonlu şekil hafızalı alaşımlar ergitme yöntemi ile elde edildi. Alaşımda sıcaklığın dönüşüm sıcaklıkları (A_s, A_f, M_s, M_f) üzerine etkisi ve numunelerin fiziksel özellikleri incelendi. Bu çalışma sonunda şu sonuçlara varıldı.

8.1.X-Işını Difraksiyon Sonuçları

Yukarıda belirtilen oranlara sahip Cu-Al-Ni-Fe şekil hafızalı alaşımların X-ışını difraktogramlarında 2θ değerine karşılık gelen yansıma düzlemleri ve şiddetleri belirlendi.

Yapılan bu çalışmada X-ışını difraktogramlarından da anlaşılacağı üzere temel pikler (1210), (122) ve (202) düzlemleridir. Bu düzlemlerin monoklinik yapıya sahip oldukları belirlenmiştir.

X-ışını difraktometresinden elde edilen düzlemlere ait keskin piklerin temel fazlara ait düzlemler olduğu literatür araştırmaları ile doğrulanmıştır.

8.2. Metalografik Gözlem Sonuçları

CANF-1, CANF-2, CANF-3 ve CANF-4 alaşımların yüzeyleri parlatılıp dağlandıktan sonra optik mikroskop yardımı ile görüntüleri aynı büyütmede çekilip incelendi.

Çekilen bu optik görüntülerde de görüldüğü gibi oda sıcaklığında yapılar martensit fazdadır. Bunların bazıları V-tipi bazıları ise iğne tipi martensit yapılarıdır. Çekilen bu yüzey fotoğraflarında martensit yapılar farklı yönelimler de göstermektedir.

Alaşım içerisinde oluşan çökelti fazları numunenin dönüşüm sıcaklıkları ve kinetik parametrelerini de etkilemektedir. ökelti fazı ne kadar fazla ise şekil hatırlama etkisi de o kadar düşük, çökelti fazları az ise numunenin şekil hatırlama özelliği o kadar yüksek olur.

8.3. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Ölçüm Sonuçları

Bu çalışmadaki farklı kompozisyonlu Cu-Al-Ni alaşımında dönüşüm sıcaklıkları, entropi, entalpi değerlerini elde etmek için farklı ısıtma hızları ile DSC ölçümleri alındı. Her ısıtma hızına karşılık (5, 15, 25, 35 ve 45 °C/dakika) numunelerin A_s , A_f , M_s , M_f dönüşüm sıcaklıkları, A_{max} değerleri, ΔH entalpi değerleri belirlendi.

8.4. Diferansiyel Termal Analiz (DTA) Ölçüm Sonuçları

Cu-Al-Ni alaşımlarının 20 °C/dakika ısıtma hızı ile oda sıcaklığından 850 °C 'ye kadar ısıtılarak faz geçişleri belirlendi.

Cu-Al-Ni alaşımları β fazdan soğutulduğuunda katı halde iken birçok düzenli reaksiyon geçirir. Bunlar ; $\beta(A2) \rightarrow \beta_2(B2) \rightarrow \beta_1(DO_3)$ faz geçişleridir. Yapılan ölçümlerden CANF-1, CANF-2 , CANF-3 ve CANF-4 alaşımlarının $A2 \rightarrow B2 \rightarrow DO_3$ faz geçişleri sergiledikleri tespit edildi. Bu dönüşümlere ait sıcaklıklar tablo ve verilen şekillerde ayrıntılı olarak gösterilmiştir. Bu faz geçişleri yüksek sıcaklıktan düşük sıcaklığa doğru meydana gelen düzenli- düzensiz geçişlere karşılık gelmektedir.

KAYNAKLAR

1. **Sadrnezhaad, S.K., Arami, H., Keivan, H., Khalifezadeh, R.** (2006) ‘Powder metallurgical fabrication and characterization of nanostructured porous NiTi shape-memory alloy’ *Materials and Manufacturing Processes*, 21, 727-735.
2. **Liu, Q.S., Ma, X., Lin, C.X., Wu, Y.D.** (2006) ‘Effect of the heat treatment on the damping characteristics of the NiTi shape memory alloy’ *Materials Science and Engineering A* 438-440 (SPEC.ISS.) , pp. 563-566.
3. <http://www.stanford.edu/~richlin1/sma/sma.html> Shape Memory Alloys. (2005).
4. **Durlu, T.N.**, ‘Some Aspecets of The Martensitics Transformation in Fe-Ni-C Alloys’, Doktora Tezi, Oxford University (1974).
5. **Clapp, P.C.**, ‘How Would We Recognize a Martensitic Transformation if it Bumped into us on a Dark & Austty Night ? ‘ , *J. De Physique*, 5 (C8) : 11-19 (1995).
6. **Olson, G. B. And Cohen, M.**, ‘Thermoelastic Behaviour in Martensitic Transformations ‘ , *Scripta Metal.*, 9:1247-1254 (1975).
7. <http://www.nickel-titanium.com/publications.asp>
8. <http://www.nitinol.info/flash/index.php>
9. **Stoeckel D., Pelton A., Duerig T.**, Self –Expanding Nitinol Stents- Material and Design Considerations, *European Radiology* 2003, 12p.
10. **Otsuka K. and Ren X.**, Recent developments in research of shape memory alloys, *Intermetallics* 7, 1997, 511-528.
11. **Akdoğan, A. ve Nurveren, K.**, Akıllı Malzemeler ve Uygulamaları, *Machinery MakinaTek*, sayı 57, s. 35, 2002.
12. **Kurt, B., Orhan, N.**, “Şekil Hafızalı Alaşımların Kullanım Alanları Üzerine Son Gelişmeler” 9. Denizli Malzeme Sempozyumu PAÜ-Mühendislik Fakültesi Denizli, (2002), p 459-465.
13. **Otsuka, K. and Kakeshita, T.**, Science and Technology of Shape-Memory Alloys:New Developments, *MRS Bulletin*, February, 2002.
14. **Hodgson,D.E.**, Shape Memory Applications, Inc., Wu, M.H., Memory Technologies, and Biermann R.J., Harrison Alloys, Inc.,2002.

15. **Wert, J.A.**, Laboratory Manual Chapters, Ch-4, University of Virginia, Department of Materials Science and Engineering, , 1998.
16. **Suwardie, J.H.**, et al., Thermal Characterization of a Nickel-based superalloy, *Thermochimica Acta*, 392-393, p 295-298, 2002.
17. **Perkins, J. ve Sponholz, R.O.**, 1984. Stress-Induced Martensitic Transformation Cycling and Two- Way Shape Memory Training in Cu-Zn-Al Alloys. *Metall. Trans. A*, 15 A, 313-321.
18. **Otsuka, K. ve Shimizu, K.**, “Memory Effects and Thermoelastic Martensite Transformation in CuAlNi Alloy”, *Scripta Metal.*, 4: 469-472 (1970).
19. **Miyazaki, S. ve Otsuka, K.**, “Development of Shape Memory Alloys”, *ISIJ International*, 29(5): 353-377 (1989).
20. **Otsuka, K. and Shimizu, K.**, 1986. Pseudoelasticity and Shape Memory Effects in Alloys. *International Metals Reviews*, 31, 3, 93-114.
21. **Saranlı, G., Karabay, Y. Z., Tahrar, E. And Bor, Ş.**, “Cu-Zn-Al Şekil Bellekli Alaşımların Üretim Karakterizasyonu”, 9th International Metallurgy and Materials Congress, 11-15.06.1997, İstanbul, 1293-1298 (1997).
22. **Hornbogen, E.**, “Fatigue Of Copper-Base Shape Memory Alloys”, *Engineering Aspect Of Shape Memory Alloys*, Unpublished Study, Michigan State Univ. Kellog Center, 5-17 (1988).
23. **Friend, C. M.**, “The Effect of Applied Stress on the Reversible Strain in CuZnAl Shape Memory Alloys”, *Scripta Metal.*, 20: 995-1000 (1986).
24. **Langauer, S., Bochnak, I., Janak, G., Makroczy, P. and Longauerova, M.**, “Shape Memory Effect in CuZnAl Alloys Quenched from Alfa+Beta Zone”, *J. Phys. IV*, 5(C8): 847-852 (1995).
25. **Lee, E. S., and Kim, Y. G.**, “Precipitation Kinetics in some Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys”, *Scripta Metal.*, 24: 745-750 (1990).
26. **Wu, M. H.**, “Cu-Based Shape Memory alloys”, *An Engineering Aspects Of Shape Memory Alloys*, Ed. Duering, T. W., Melton, K. N., Stöckel, D. and Wayman, C. M. S., Butter Worth- Heineman Ltd, London, 69-89 (1990).
27. **Canan Aksu Canbay**, “Bakır Bazlı Şekil Hatırlamalı Alaşım Üretimi ve Alaşımların Yapısal, Termal ve Elektriksel Özelliklerinin İncelenmesi”, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enst. Elazığ (2010).

28. **Barrett, C. S. and Massalski, T. B.**, “Structure of Metal”, Pergamon Pres, 3rd edition, Oxford, 270-276 (1980).
29. **Serway, R. A., Beichner, R. J.**, “Fen ve mühendislik için fizik 1”, Çeviri editörü Kemal Çolakoğlu, Palme yayıncılık, Ankara, 615-689 (2002).
30. **Otsuka, K., Tokonami, M. and Shimizu, K.**, “Structure Analysis of Stres-Induced β_1 Martensite in a Cu-Al-Ni Alloy by Neutron Diffraction”, Acta Metall., 27: 965-972 (1978).
31. **Verhoeven, J.D.**, 1975. Fundamentals of Physical Metallurgy, Wiley & Sons, New York.
32. **Funakubo, H.**, Shape Memory Alloys, Gordon and Breach Science Publishers, (Translated from the Japanese., J.B.Kennedy), New York, 1984.
33. **Humbreeck, J.V.**, “Phase Transformations”, Mechanical Spectroscopy, 382-415, 2001.
34. **Eskil, M.**, “Şekil Hatırlamalı Cu-Zn-Al Alaşımlarında Soğutma Hızı Etkileri ve Çökelti Kinetikleri”, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Yüksek Lisans Tezi, (2000).
35. **Waitz, T.**, “The Self-Accommodated Morphology of Martensite in Nanocrystalline NiTi Shape Memory Alloys”, Acta Materialia, 53, 2273–228, 2005.
36. **Lai, B.K.**, “Characterization of TiNi Films for MEMS Applications”, PhD. Thesis, Case Western Reserve University, UMI Number: 3118138, 2004.
37. **James, R. D. and Hane, K. F.**, “Martensitic Transformations and Shape Memory Materials”, Acta Mater., 48:197-222 (2000).
38. İnternet: Heinz Nixdorf Institut Universitat Paderborn. <http://www.whni.uni-paderborn.de/mitarbeiter/mitarbeiter.php?id=1537&pro=ja> (2005)
39. İnternet: Oulu University. <http://herkules.oulu.fi/isbn9514252217/html/x317.html> (2005)
40. **Buehler, W. J. and Wang, F. E.**, “A summary of recent research on the Nitinol alloys and their potential application in ocean engineering”, Ocean Eng., 1: 105-120 (1967).
41. **Olson, G. B. and Cohen, M.**, “Thermoelastic Behaviour in Martensitic Transformations”, Scripta Metal., 9: 1247-1254 (1975).
42. **Hornbogen, E.**, “On Martensitic Transformation Cycles”, Z. Metalkunde, 86: 656-664 (1995).

43. **Olson, G. B. and Owen, W. S.**, “Martensite”, The Materials Information Society, 189 (1992).
44. **Bain, E. C.**, “Nature of Martensite”, Trans. A. I. M. E., 70: 25-37 (1924).
45. **Bhadeshia, H. K. D. H.**, “Martensite”, Worked examples in the Geometry of Crystals, Institute of Materials, London, 2nd ed., 25-57 (2001).
46. **Kajiwara, S.**, “Morphology and Crystallography of the Isothermal Martensite Transformation in Fe-Ni-Mn Alloy”, Philosophical Magazine A, 43:1483 (1981).
47. **Olson, G. B. and Cohen, M.**, “A General Mechanism of Martensitic Nucleation, Part III. Kinetics of Martensitic Nucleation”, Metallurgical Transactions A, 7: 1915 (1976).
48. **Chang, S.N. and Meyers, M. A.**, “Martensitic Transformation induced by a Tensile Stress Pulse in Fe-22.5%Ni-4%Mn Alloy”, Acta Metal., 36: 1085 (1988).
49. **Greninger, A. B. and Troiano, A. R.**, “Crystallography of austenite decomposition”, Trans. A. I. M. E., 140:307-336 (1940).
50. **Greninger, A. B. and Troiano, A. R.**, “The mechanism of martensite formation”, Trans. A. I. M. E., 185: 590 (1940).
51. **Wayman, C. M. and Johnson, K. A.**, “The crystallography of the austenite-martensite transformation in an Fe-Cr-C-alloy”, Acta Cryst., 480-485 (1963).
52. **Wechsler, M. S., Lieberman, D.S. and Read, T. A.**, “On the theory of the formations of martensite”, Trans. A. I. M. E., 197: 1503 (1953).
53. **Bowles, J. S. and Mackenzie, J. K.**, “The crystallography of the (225)_f transformation in steels”, Acta Met., 10: 625 (1962).
54. **Bilby, B. A., Bullough, R., Smith, E.**, “Continuous distributions of dislocations 3”, The Royal Society Of London Series A-Mathematical And Physical Sciences, 231(1207):481-505 (1956).
55. **Vyalikh, D. V., Shikin, A. M., Prudnikova G.V., Grigor’ev, A. Yu., Starodubov, A. G., Adamchuk, V. K.**, “Quantum-well states and resonances in thin single-crystal layers of noble metals on w(110) substrates”, Physics of The Solid State, 44: 164-170 (2002).
56. **Jaswon, M. A., Wheeler, J. A.**, “Atomic displacements in the austenite-martensite transformation”, Acta Cryst., 1: 216-224 (1948).

57. Internet: University of Cambridge. Martensitic transformation.
<http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2002/martensite.html> (2002)
58. **Patterson R. L. and Wayman C. M.**, “Internal twinning in ferrous martensites”, *Acta Met.*, 12: 1306 (1964).
59. **Krauklis, P. and Bowles, J. S.**, “The crystallography of the bcc to orthorhombic γ_1 martensite transformation in copper alloys”, *Acta Met.*, 17: 273 (1969).
60. **Bhadeshia, H. K. D. H., Dechamps, M. and Brown, L. M.**, “The structure of twins in Fe-Ni martensite”, *Acta Metallurgica*, 29: 1473-1474 (1981).
61. **Ross, N. H. D. and Crocker, A. G.**, “A generalized theory of martensite crystallography in its application to transformation in steels”, *Acta Met.*, 18: 405 (1970).
62. **Acton, A. F. and Bevis, M.**, “A Generalized Martensite Crystallography Theory”, *Material Science and Engineering*, 5:19-29 (1970).
63. **Dunne, D. P. and Wayman, C. M.**, “An Assessment of the Double Shear Theory as Applied to Ferrous Martensitic Transformations”, *Acta Metallurgica*, 19: 425-438 (1971).
64. **Bowles, J. S. and Dunne, D. P.**, “The Crystallographic Theory of Martensitic Transformations”, *Metal Science Journal*, 7:118-120 (1973).
65. **Ortin, J. and Planes, A.**, “Thermodynamics of Thermoelastic Martensitic Transformations”, *Acta Metal.*, 37(5) 1433-1441 (1989).
66. **Bilby, B. A. and Christian, J. W.**, “The Crystallography of Martensitic Transformations”, *J.Iron Steel Ins.*, 192: 122-131 (1961).
67. **Machlin, E. S. and Cohen, M.**, “Burst Phenomenon in the Martensitic Transformation”, *Journal of Metals*, 8: 746 (1951).
68. **Kaufman, L. and Cohen, M.**, “Thermodynamic and Kinetics of Martensitic Transformation”, *Progr.Met. Phy.*, 7: 165 (1958).
69. **Tomato, M., Strum, and Morris, J. W.**, “Tensile Deformation Behaviour of Mechanically Stabilized Fe-Mn Austenite”, *Metallurgical Transactions A*, 19: 1563 (1988).
70. **Durlu, T. N.**, “The Effect of Plastic Deformation Upon Martensite Burst Transformation in Fe-24%Ni-0.45%C Alloy Single Crystals”, *Scripta Metallurgical*, 2: 865 (1978).

71. **Young, D. Z. and Wayman, C. M.**, “Slow Growth of Isothermal Lat. Martensite in an Fe-21Ni-4Mn Alloy”, *Acta Metal.*, 32: 949 (1984).
72. **Salzbrenner, R. J. and Cohen, M.**, “On The Thermodynamics of Thermoelastic Martensitic Transformations”, *Acta Metallurgica*, 27: 739-748 (1978).
73. **Tong, H. C., Wayman, C. M.**, “Characreristic temperetures and other properties of thermoelastic martensites”, *Acta Metallurgica*, 22: 882-896 (1974).
74. **Yuan, M., Chung, C.Y., Zhu, M.**, (2004) “Microstructure and martensitic transformation behaviour of porous NiTi shape memory alloy prepared by isostatic pressing processing”, *Materia*
75. **Perkins, J., and Muesing, W. E.**, “Martensitic Transformation Cycling Effect in CuZnAl Shape Memory Alloys”, *Metal Trans. A*, 14(A): 33-36 (1983).
76. **Neslihan Gökdemir**, ‘ Şekil Hatırlamalı Cu-%14,70Al-%4,72Ni Alaşımında Martensit Dönüşümün Kristalografik ve Kinetik Özellikleri’ Yüksek Lisans Tezi. Gazi Üniversitesi.
77. **Humbeeck, J.V.**, Non -medical Applications of Shape Memory Alloys ,*Materials Science and Engineering* ,A273-275,134-148,1999.

ÖZGEÇMİŞ

Nihan ÜNLÜ

Kişisel Bilgiler

Doğum Yeri : Elazığ

Doğum Tarihi : 01.01.1986

Uyruğu : T.C.

Medeni Hali : Bekar

Eğitim

İlköğretim : Dumlupınar İlköğretim Okulu, Elazığ

Ortaöğretim : Mehmet Akif Ersoy (Yabancı Dil Ağırlıklı) Lisesi, Elazığ

Lisans : Ankara Üniversitesi, Fen Fakültesi, Fizik Bölümü, Ankara
Fırat Üniversitesi, Eğitim Fakültesi, Pedagojik Formasyon
Eğitimi, Elazığ