

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**NİTİ ALAŞIMINDA
ŞEKİL HAFIZA ETKİSİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ**

Makine Yük. Müh. Kemal NURVEREN

**FBE Makine Mühendisliği Anabilim Dalı İmal Usulleri Programında
Hazırlanan**

DOKTORA TEZİ

Tez Savunma Tarihi : 21 Şubat 2008
Tez Danışmanı : Prof.Dr. Ayşegül AKDOĞAN EKER (YTÜ)
Jüri Üyeleri : Prof. Mehmet Emin YURCİ (YTÜ)
: Prof.Dr. Niyazi ERUSLU (İTÜ)
: Prof.Dr. Adnan DİKİCİOĞLU (İTÜ)
: Prof.Dr. Ahmet TOPUZ (YTÜ)

İSTANBUL, 2008

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**NİTi ALAŞIMINDA
ŞEKİL HAFIZA ETKİSİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ**

Makine Yük. Müh. Kemal NURVEREN

**FBE Makine Mühendisliği Anabilim Dalı İmal Usulleri Programında
Hazırlanan**

DOKTORA TEZİ

Tez Savunma Tarihi : 21 Şubat 2008
Tez Danışmanı : Prof.Dr. Ayşegül AKDOĞAN EKER (YTÜ)
Jüri Üyeleri : Prof. Mehmet Emin YURCI (YTÜ)
: Prof.Dr. Niyazi ERUSLU (İTÜ)
: Prof.Dr. Adnan DİKİCİOĞLU (İTÜ)
: Prof.Dr. Ahmet TOPUZ (YTÜ)

İSTANBUL, 2008

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ	iv
KISALTMA LİSTESİ	v
ŞEKİL LİSTESİ	vi
ÇİZELGE LİSTESİ	xii
ÖNSÖZ	xiv
ÖZET	xv
ABSTRACT	xvi
1. GİRİŞ	1
1.1 Genel Bakış	1
1.2 Literatür Özeti	2
1.2.1 İçyapı analizine ilişkin çalışmalar	2
1.2.2 Isıl işlemlerin etkileri üzerine yapılan çalışmalar	3
1.2.3 Mekanik işlemlerin etkileri üzerine yapılan çalışmalar	8
1.2.4 Isıl-mekanik işlemlerin etkileri üzerine yapılan çalışmalar	14
1.2.5 Şekil hafıza etkisi üzerine yapılan çalışmalar	19
1.3 Tezin Amacı	25
1.4 Tezin Literatüre Katkısı	26
1.5 Tezin İzlenesi	27
1.6 Martenzitik Dönüşümler	28
1.6.1 Genel Karakteristikler	28
1.6.2 Dönüşüm Termodinamiği	32
1.6.3 Termoelastik martenzitik dönüşüm	34
1.6.3.1 Genel karakteristikler	34
1.6.3.2 Termodinamik karakteristikler	36
1.6.3.3 Kristalografik karakteristikler	38
1.6.3.4 Martenzitik varyantlar ve kendini rahatlatma olgusu	42
1.6.4 Deformasyon Nedenli Martenzitik Dönüşüm	44
1.6.5 Martenzitik Dönüşümün Basit Modeli	46
2. ŞEKİL HAFIZA ETKİSİNİN MEKANİZMASI	47
2.1 Şekil Hafıza Etkisi	47
2.2 Hafıza Mekanizması	49
2.3 Şekil Hafıza Etkisinin Orijini	50
2.4 NiTi Şekil Hafızalı Alaşımlar	52
2.4.1 Mekanik Özellikler	55

2.5	NiTi Alaşımların Üretimi	58
2.5.1	Eritme ve dökme prosesleri	58
2.5.2	Sıcak ve soğuk-işleme prosesleri.....	61
2.5.3	Bitirme işlemleri ve testler	63
2.6	Şekil Hafıza Eğitimi	64
3.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	67
3.1	Isıl ve Mekanik Olarak Uygulanan İşlemlerin Etkileri	67
3.1.1	Malzeme ve metot	67
3.1.2	Isıl işlemler	67
3.1.3	Mekanik işlemler	67
3.2	Farklı Isıtma/Soğutma Hızı ile Dönüşüm Karakteristiklerinin İncelenmesi	67
3.2.1	Malzeme ve metot	67
3.3	İki Yönlü Şekil Hafıza Etkisi ve DSC Analizleri	69
3.3.1	Malzeme ve metot	69
3.3.2	DSC analizi.....	72
4.	DENEYSEL SONUÇLAR	74
4.1	Isıl-mekanik İşlemler	74
4.2	Farklı Isıtma/Soğutma Hızlarının Etkisi	77
4.2.1	Tavlamanın etkisi	77
4.2.2	Mikroyapı	79
4.2.3	Dönüşüm sıcaklıkları	81
4.2.4	Emilen/Salınan ısı	83
4.2.5	Elastik ve tersinmez enerjiler	84
4.3	Şekil Hafıza Eğitimi ve Eğitim Sonrası DSC Analizleri	85
4.3.1	İki yönlü şekil hafıza etkisi	85
4.3.2	İYŞH eğitimi sonrası DSC Analizi	114
5.	SONUÇLAR ve DEĞERLENDİRME	132
	TEŞEKKÜR	134
	KAYNAKLAR	135
	ÖZGEÇMİŞ	141

SİMGE LİSTESİ

M	Martenzit
A, P	Ostenit
R	Rombohedral
$B2$	Ostenit fazın kristal yapısı
$B19'$	Martenzit fazın kristal yapısı
M_p	Martenzite dönüşüm pik noktası
A_p	Ostenite dönüşüm pik noktası
R_p	R-faza dönüşüm pik noktası
σ	Gerilme
ε	Gerinim
T	Sıcaklık
T_0	Denge sıcaklığı
$\dot{T}$	Isıtma/soğutma hızı
r	Tel yarıçapı
d	Kalıp çapı
ε_d	Deformasyon gerinimi
N	Çevrim sayısı
IF	İç sürtünme
E	Elastiklik modülü

KISALTMA LİSTESİ

ŞHA	Şekil hafızalı alaşım
ŞHE	Şekil hafıza etkisi
SE	Sözde elastiklik
TYŞHE	Tek yönlü şekil hafıza etkisi
İYŞHE	İki yönlü şekil hafıza etkisi
GYİYŞHE	Gerilme yardımcı iki yönlü şekil hafıza etkisi
CVP	Eşlenik varyant çifti
ağ.	Ağırlıkça
at.	Atomca
dak.	Dakika
işl. gör.	İşlem görmemiş
KYM	Kübik yüzey merkezli
TYM	Tetragonal yüzey merkezli
THM	Tetragonal hacim merkezli
DSC	Diferansiyel taramalı kalorimetre
TEM	Transmisyon elektron mikroskobu
TMA	Isıl-mekanik tahlil cihazı
ppm	Milyon başına düşen partikül sayısı

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 1.1 Yüzey rahatlamasının oluşumu ve martenzit dönüşüm sonucu yüzeye önceden çizilmiş olan bir çizginin eğilmesi.	30
Şekil 1.2 İnvaryant düzlem gerinimlerinin şematik gösterimi: a) basit uzama, b) basit kesme, c) genel durum: basit uzama+basit kesme	31
Şekil 1.3 Kafes deformasyonu ile tamamlayıcı kesme ve ikizlenme kesmesi (kesikli çizgiler) gerçek şekil değişimini görmektedir.....	32
Şekil 1.4 Ostenit ve martenzit fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklığa göre değişimi. (T_0 = martenzit ve ostenitin kimyasal serbest enerjilerinin eşit olduğu denge sıcaklığı).....	33
Şekil 1.5 Isılelastik olan (AuCd) ve olmayan (FeNi) martenzit dönüşümler için sıcaklık döngülerinin karşılaştırılması.....	35
Şekil 1.6 Isılelastik martenzitik dönüşümler için iki tip direnç-sıcaklık eğrileri.....	38
Şekil 1.7 CsCl-tip B2 süperkafesin (β_2 ana faz) kristal yapısı. (A_2 ve B_2 (110) düzlemleri sıra ile dizilmiştir.).....	39
Şekil 1.8 Fe ₃ Al-tip DO ₃ süper kafesin (β_1 ana faz) kristal yapısı. (A_1 ve B_1 (110) düzlemleri sıra ile dizilmiştir.)	40
Şekil 1.9 CsCl-tip β_2 ana fazdan üretilmiş periyodik diziliimli bir yapıya sahip martenzitte üç çeşit sıkı paket diziliimli düzlem. (Koyu oklar, A referans noktası olarak alındığında katmanlardaki yer değiştirme vektörlerini göstermektedir.).....	40
Şekil 1.10 Fe ₃ Al-tip β_1 ana fazdan üretilmiş periyodik diziliimli bir yapıya sahip martenzitte altı çeşit sıkı paket diziliimli düzlem.	41
Şekil 1.11 Değişik dizilim sıralarına sahip periyodik diziliimli yapılar. (Ana faz Fe ₃ Al-tip süper kafese sahip olduğunda (') ile işaretli düzlemler ortaya çıkmaktadır.) ...	42
Şekil 1.12 Bir tek martenzit plakanın oluşumu ile ilişkili şekil deformasyonu.....	43
Şekil 1.13 Gerilme nedenli martenzit yoluyla sözde elastik deformasyonun şematik çizimi. .	45
Şekil 1.14 Martenzitik dönüşümün resimlemesi.	46
Şekil 2.1 Cu-34.7 Zn-3.0 Sn (%ağ.) tek kristalli şekil hafızalı alaşımda gerilme-gerinim eğrileri ($M_s = -52$ °C, $M_f = -65$ °C, $A_s = -50$ °C, $A_f = -38$ °C).....	47
Şekil 2.2 (a) B2→B19 dönüşümün tersine dönüşümünde muhtemel üç kafes eşleniği, (b) A kafes eşleniğinden sonuçlanan ana faz kristal yapısı: dönüşüm öncesi yapıdaki ile aynı süper kafes, (c) B kafes eşleniğinden sonuçlanan ana faz kristal yapısı: B2 yapıdan tamamen farklı.....	51

Şekil 2.3 Ti-Ni alaşımının denge diyagramı.....	54
Şekil 2.4 Yuvarlanmış levhadan enlemesine ve boylamasına alınan numunelerin martenzitik gerilme-gerinim eğrileri.	56
Şekil 2.5 Ti-50at%Ni alaşım telin gerilme-gerinim eğrisi.	57
Şekil 2.6 NiTi şekil hafızalı alaşımlar için kullanılan bir in-situ bileşim kontrol fırının donanımı.	59
Şekil 2.7 İn-situ bileşim kontrol fırının çalışma sistemi.....	60
Şekil 2.8 Plazma ergitme metodu ile hazırlanmış bir TiNi alaşıma ait silindirik ingot.	61
Şekil 2.9 Yüksek sıcaklıkta at%50.0Ti-Ni alaşımın çekme dayanımı ve uzama eğrisi.	62
Şekil 2.10 Bir DSC grafiğinden dönüşüm sıcaklığının bulunması.....	63
Şekil 3.1 İki yönlü şekil hafıza etkisi kazandırılan NiTi tel numunelerin sıcak ve soğuk durumda aldığı şekiller. (a: soğuk şekil, b: soğuk halde deformasyon, c: sıcak şekil, d: soğuk şekil) (Duerig, 1990).....	70
Şekil 3.2 Numune şekillerinin şematik görünümü. AB: orijinal şekil; CD: İYŞHE eğitimi esnasında yapılan ısıl-mekanik işlemler esnasında uygulanan deformasyon; EF: ısıl-mekanik işlem sonrası numunenin A_f üzerinde aldığı şekli (sıcak şekil); GH: ısıl-mekanik işlem sonrası numunenin M_f altında aldığı şekli (soğuk şekil).71	
Şekil 4.1 Farklı sıcaklıklarda ve değişik sürelerde tavlama işlemi sonucu elde edilen DSC eğrileri. a) 10 dak. tavlama, b) 30 dak. tavlama, c) 60 dak. tavlama, d) farklı % uzama miktarları.	74
Şekil 4.2 Farklı sıcaklıklarda ve değişik sürelerde tavlama işlemine göre dönüşüm sıcaklıkları değişimi. a) 10 dak. tavlama, b) 30 dak. tavlama, c) 60 dak. tavlama, d) farklı % uzama miktarları.	76
Şekil 4.3 $\dot{T} = 10$ °C/dak.'da DSC eğrilerinden ölçülen dönüşüm sıcaklıkları.	78
Şekil 4.4 $\dot{T} = 10$ °C/dak.'da elde edilmiş faz dönüşümüne ilişkin ısıl çevrimler.....	79
Şekil 4.5 İşlem görmemiş NiTi alaşımın ana katı çözelti matriksini gösteren mikroyapı.....	80
Şekil 4.6 Isıtma/soğutma proseslerinden sonra çekilen A1 numunesine ait optik mikrograflar. a) $\dot{T} = 10$ °C/dak. ve (450 °C/30 dak. tavllanmış) daha büyük Ni_4Ti_3 çökeltiler. b) $\dot{T} = 20$ °C/dak. ve (450 °C/30 dak. tavllanmış) küçük çökeltiler.	80
Şekil 4.7 Farklı ısıtma/soğutma hızlarında elde edilen A1 numunesine ait DSC eğrileri.	81
Şekil 4.8 Farklı ısıtma/soğutma hızlarında elde edilen B1 numunesine ait DSC eğrileri.	82
Şekil 4.9 A1(sol) ve B1 (sağ) numunelerinde faz dönüşüm sıcaklıklarının ısıtma/soğutma hızı ile değişimi.....	83
Şekil 4.10 Isıtma/soğutma hızının fonksiyonu olarak emilen/salınan ısı.	84

Şekil 4.11 Isıtma/soğutma hızının fonksiyonu olarak enerji harcanımı.	85
Şekil 4.12 Farklı deformasyon gerinimi uygulanmış NiTi numunede ısıtma sıcaklığına göre İYŞHE'nin değişimi Bekletme süresi; 30 dak. Deformasyon gerinimi; (a)% 4.9, (b) % 3.9, (c) % 3, (d) % 2.4.....	92
Şekil 4.13 % 2.4 deformasyon gerinimi uygulanmış NiTi numunede ısıtma sıcaklığına göre İYŞHE'nin değişimi. Bekletme süreleri; (a) 10 dak., (b) 30 dak., (c) 60 dak. .	93
Şekil 4.14 % 3 deformasyon gerinimi uygulanmış NiTi numunede ısıtma sıcaklığına göre İYŞHE'nin değişimi. Bekletme süreleri; (a) 10 dak., (b) 30 dak., (c) 60 dak. .	94
Şekil 4.15 % 3.9 deformasyon gerinimi uygulanmış NiTi numunede ısıtma sıcaklığına göre İYŞHE'nin değişimi. Bekletme süreleri; (a) 10 dak., (b) 30 dak., (c) 60 dak. .	95
Şekil 4.16 % 4.9 deformasyon gerinimi uygulanmış NiTi numunede ısıtma sıcaklığına göre İYŞHE'nin değişimi. Bekletme süreleri; (a) 10 dak., (b) 30 dak., (c) 60 dak. .	96
Şekil 4.17(a) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin çevrim sayısına bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $T = 160$ °C).	97
Şekil 4.17 (b) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin çevrim sayısına bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $T = 180$ °C).	97
Şekil 4.17 (c) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin çevrim sayısına bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $T = 200$ °C).	98
Şekil 4.17 (d) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin çevrim sayısına bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $T = 220$ °C).	98
Şekil 4.17 (e) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin çevrim sayısına bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $T = 240$ °C).	99
Şekil 4.18 (a) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 1$).	100
Şekil 4.18 (b) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 2$).	100
Şekil 4.18 (c) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 3$).	101
Şekil 4.18 (d) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 4$).	101
Şekil 4.18 (e) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 5$).	102
Şekil 4.18 (f) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 6$).	102

Şekil 4.18 (g) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 7$).....	103
Şekil 4.18 (h) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 8$).....	103
Şekil 4.18 (i) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 9$).....	104
Şekil 4.18 (j) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 10$).....	104
Şekil 4.19 (a) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin zamana bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $T = 160$ °C).....	105
Şekil 4.19 (b) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin zamana bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $T = 180$ °C).....	106
Şekil 4.19 (c) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin zamana bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $T = 200$ °C).....	106
Şekil 4.19 (d) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin zamana bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $T = 220$ °C).....	107
Şekil 4.19 (e) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin zamana bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $T = 240$ °C).....	107
Şekil 4.20 (a) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 1$).....	108
Şekil 4.20 (b) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 2$).....	109
Şekil 4.20 (c) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 3$).....	109
Şekil 4.20 (d) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 4$).....	110
Şekil 4.20 (e) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 5$).....	110
Şekil 4.20 (f) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 6$).....	111
Şekil 4.20 (g) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 7$).....	111
Şekil 4.20 (h) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 8$).....	112

Şekil 4.20 (i) Farklı sürelerde şekil hafıza etijimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değışimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 9$).....	112
Şekil 4.20 (j) Farklı sürelerde şekil hafıza etijimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değışimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 10$).....	113
Şekil 4.21 İki yönlü şekil hafıza eğitimi öncesi NiTi alaşımın DSC eğrisi.....	114
Şekil 4.22 (a) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 160 °C'de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	115
Şekil 4.22 (b) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 160 °C'de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	115
Şekil 4.22 (c) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 160 °C'de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	116
Şekil 4.22 (d) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 180 °C'de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	116
Şekil 4.22 (e) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 180 °C'de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	117
Şekil 4.22 (f) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 180 °C'de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	117
Şekil 4.22 (g) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 200 °C'de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	118
Şekil 4.22 (h) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 200 °C'de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	118
Şekil 4.22 (i) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 200 °C'de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	119
Şekil 4.22 (j) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 220 °C'de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	119
Şekil 4.22 (k) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 220 °C'de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	120
Şekil 4.22 (l) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 220 °C'de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	120
Şekil 4.22 (m) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 240 °C'de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	121
Şekil 4.22 (n) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 240 °C'de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	121
Şekil 4.22 (o) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 240 °C'de 60 dak. süre ile eğitim	

görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	122
Şekil 4.23 (a) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 160 °C’de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	123
Şekil 4.23 (b) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 160 °C’de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	124
Şekil 4.23 (c) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 160 °C’de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	124
Şekil 4.23 (d) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 180 °C’de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	125
Şekil 4.23 (e) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 180 °C’de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	125
Şekil 4.23 (f) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 180 °C’de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	126
Şekil 4.23 (g) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 200 °C’de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	126
Şekil 4.23 (h) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 200 °C’de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	127
Şekil 4.23 (i) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 200 °C’de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	127
Şekil 4.23 (j) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 220 °C’de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	128
Şekil 4.23 (k) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 220 °C’de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	128
Şekil 4.23 (l) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 220 °C’de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	129
Şekil 4.23 (m) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 240 °C’de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	129
Şekil 4.23 (n) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 240 °C’de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	130
Şekil 4.23 (o) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 240 °C’de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.....	130

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 1.1 Şekil hafıza etkisi gösteren alaşımlar ile ilgili veriler.	36
Çizelge 2.1 İkili Ni-Ti şekil hafızalı alaşımların özellikleri.	53
Çizelge 2.2. Tahmini çevrim sayısı ile müsaade edilen maksimum gerinim ve gerilme arasındaki ilişki.	55
Çizelge 3.1 Etiketleme ve numunelere uygulanan ısı işlemler.	68
Çizelge 3.2 Deneylerde kullanılan numune grupları ve İYŞHE kazandırma eğitimi esnasında uygulanan deformasyon gerinimi.	69
Çizelge 3.3 Şekil hafıza eğitiminde seçilen deney parametreleri.	72
Çizelge 4.1(a) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 4.9$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 10 dak.)	86
Çizelge 4.1(b) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 4.9$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 30 dak.)	86
Çizelge 4.1(c) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 4.9$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 60 dak.)	87
Çizelge 4.2(a) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 3.9$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 10 dak.)	87
Çizelge 4.2(b) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 3.9$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 30 dak.)	88
Çizelge 4.2(c) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 3.9$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 60 dak.)	88
Çizelge 4.3(a) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 3.0$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 10 dak.)	89
Çizelge 4.3(b) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 3.0$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 30 dak.)	89
Çizelge 4.3(c) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 3.0$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 60 dak.)	90
Çizelge 4.4(a) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 2.4$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 10 dak.)	90
Çizelge 4.4(b) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 2.4$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 30 dak.)	91
Çizelge 4.4(c) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 2.4$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu	

ölçülen değerler. ($t = 60$ dak.).....	91
Çizelge 4.5 Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 4.9$ olduğu, farklı sıcaklık ve sürelerde yapılan iki yönlü şekil hafıza eğitimi sonrasında DSC ile tespit edilen dönüşüm sıcaklıkları.....	122
Çizelge 4.6 Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 2.4$ olduğu, farklı sıcaklık ve sürelerde yapılan iki yönlü şekil hafıza eğitimi sonrasında DSC ile tespit edilen dönüşüm sıcaklıklarının toplu halde gösterimi.....	131

ÖNSÖZ

Bu çalışma ile son yüzyılda tüm dünyada kullanım oranı ve üzerinde yapılan çalışmalar bakımından her geçen gün ilerlemeler gösteren şekil hafızalı alaşımlardan en gözde olan NiTi şekil hafızalı alaşımlarda ısıl-mekanik etkilerin alaşımda görülen ve şekil hafıza etkisinin dayanağı olan termoelastik martenzitik dönüşüm üzerindeki etkileri incelenmeye çalışılmıştır. Ayrıca farklı sıcaklıklarda ısıl işlem görmüş olan NiTi numuneler ile çalışılan farklı ısıtma/soğutma hızlarının alaşımın dönüşüm karakteristiklerindeki gelişimi üzerine etkileri incelenmiştir. Son olarak, NiTi alaşımdan hazırlanan numunelere iki yönlü şekil hafıza etkisi kazandırılmış ve iki yönlü şekil hafıza etkisinin optimum olduğu zaman-sıcaklık ve çevrim ilişkisi tespit edilmeye çalışılmıştır.

NiTi şekil hafızalı alaşımlar, ısı enerjisini mekanik enerjiye dönüştürebilme özelliğinden ve büyük deformasyon derecelerinde dahi süperelastik davranışından dolayı ticari ilginin en fazla olduğu şekil hafızalı alaşımlardır. Yeni bir akıllı malzeme olan NiTi şekil hafızalı alaşımlar üzerine yapmış olduğum bu çalışmada bana yol gösteren ve çok değerli katkılarını gördüğüm, her konuda bana yardımcı olan danışman hocam, Prof. Dr. Ayşegül AKDOĞAN EKER'e, çalışmalarım boyunca bana yardımcı olan tüm çevreme ve beni her konuda destekleyen maddi ve manevi olarak her zaman yanımda olan değerli aileme en içten duygularıyla teşekkür ediyorum.

NiTi ALAŞIMINDA ŞEKİL HAFIZA ETKİSİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ

ÖZET

Şekil hafıza etkisinin (ŞHE) ve sözde elastikliğin (SE) veya diğer bir deyişle psödo elastikliğin doğrudan ilişkili olduğu termoelastik martenzitik dönüşümlere ve dönüşüm karakteristiklerine; sıcaklık, yük, ön gerilme, üçüncü element katkısı gibi ısı- mekanik değişkenlerin etki ettiği bilinmektedir. Bununla birlikte, NiTi şekil hafızalı alaşımlarda (ŞHA) görülen termoelastik martenzitik dönüşümün davranışı, morfolojisi ve geçiş sıcaklıkları, uygulanan ısı- mekanik işlemlerden oldukça etkilenebilmektedir.

Çalışmalarda kullanılan eş atomlu NiTi ŞHA'a farklı ısı- mekanik işlemler uygulanarak alaşımın dönüşüm sıcaklıklarında meydana gelen değişimler incelenmiştir. NiTi ŞHA'ın dönüşüm karakteristiklerine farklı değerlerde ısıtma/soğutma işlemlerinin etkileri araştırmak amacı ile deneysel çalışmalar yapılmıştır. Tek yönlü şekil hafıza etkisine sahip NiTi alaşımında yeni bir ısı- mekanik eğitim metodu kullanılarak iki yönlü şekil hafıza etkisi kazandırılmıştır. İki yönlü şekil hafıza etkisinin optimum olduğu zaman- sıcaklık- çevrim ilişkisi için deneyler yapılmış ve sonuçlar sistematik olarak sunulmuştur.

Uygulanan ısı- mekanik işlemler sonucu NiTi ŞHA'ında görülen dönüşümlere özgü sıcaklıkların değiştiği, yapılan diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) testleri ile anlaşılmıştır. Isıtma/soğutma hızlarındaki değişim ile dönüşüm sıcaklıkları, dönüşümler esnasında emilen ve salınan ısı miktarları, elastik ve tersinmez enerji miktarları gibi dönüşümlere özgü karakteristiklerin önemli ölçüde değiştiği görülmüştür. İki yönlü şekil hafıza etkisinin büyüklüğünün uygulanan sıcaklık, ön deformasyon, bekleme süresi ve işlem sayısı ile değiştiği saptanmıştır.

Ayrıca doktora çalışmasının yanısıra yürütülen diğer araştırma projeleri kapsamında NiTi ŞHA üretimi gerçekleştirilmiş, üretilen NiTi alaşımdan hazırlanan numunelere benzer deneysel çalışmalar uygulanmıştır.

Anahtar kelimeler: NiTi, şekil hafızalı alaşım, şekil hafıza etkisi, termoelastik martenzitik dönüşüm.

OPTIMIZATION OF SHAPE MEMORY EFFECT IN NiTi ALLOY

ABSTRACT

They are known for their applications that thermomechanical variants such as heat, load, pre strain, and 3rd element addition etc. strongly affect on the thermoelastic martensitic transformations and transformation characteristics which are based on shape memory effect (SME) and pseudoelasticity (PE). Furthermore, the martensitic transformation behavior, morphology and transition temperatures in NiTi-based shape memory alloys (SMAs) are strongly influenced by thermo-mechanical treatments.

The alterations in transformation temperatures of equal atomic NiTi SMA have been investigated using different thermo-mechanical processes. Experimental studies carried out in order to research the effects of different heating/cooling rates on transformation temperatures of NiTi SMA. Two way shape memory effect has been brought in NiTi alloy that has one way shape memory effect using novel thermo-mechanical training method. Experiments have been conducted for time-temperature-cycle relationship where two-way shape memory effect was optimum and results have been presented in a systematical order.

It has been understood with differential scanning calorimeter (DSC) tests that upon thermo-mechanical treatment, specific transformation temperatures in NiTi SMA have changed. It has been observed that transformation specific characteristics like alterations in heating/cooling rates and transformation temperatures, absorbed and released heat amount during transformations, elastic and irreversible energy quantities have changed extensively. It has been noted that the magnitude of two-way shape memory effect varied with annealing temperature, annealing time, pre deformation and number of training cycles.

Within the scope of other research projects besides doctoral study, manufacturing of NiTi SMA has been accomplished and similar experimental studies have been conducted with the samples prepared from manufactured NiTi alloy.

Keywords: NiTi, shape memory alloy, shape memory effect, thermoelastic martensitic transformation.

1. GİRİŞ

1.1 Genel Bakış

Şekil hafızalı alaşımlar (SHA) hem ısı hem de mekanik bağlamda şekilsel hafızaya sahip alaşımlardır. Şekil hafıza etkisi ilk kez 1932 yılında AuCd alaşımında gözlemlenmiştir. Daha sonraları CuZn, CuZnAl, CuZnGa, CuZnSn, FePt ve NiTi gibi birçok alaşım sistemlerinde de şekil hafıza etkisinin olduğu saptanmıştır. NiTi alaşımlar, şekil hafızalı alaşımlar içinde ortak özellikler açısından oldukça üstün kapasitelere sahip olup günümüzde en yoğun ilgiyi çekmektedir.

Şekil hafızalı metal alaşım, sıcaklığa bağlı olan iki farklı kristalografik yapıdaki faza sahiptir. Bu fazlar, düşük sıcaklık fazı olan martenzit (M) ve yüksek sıcaklık fazı veya ana faz olarak ta isimlendirilen ostenittir (A veya P). Her iki fazda alaşımın özellikleri birbirinden oldukça farklıdır. Martenzitik yapıdaki alaşım ısıtılırsa yapı belirli bir sıcaklık değerinde ostenite dönüşmeye başlamaktadır. Ostenitik yapıdaki alaşım ise soğutulduğunda martenzik (ileri dönüşüm) dönüşüm gerçekleşerek, yapı yeniden ostenitten martenzite dönüşmektedir. Şekil hafıza etkisinin temelinde söz konusu olan bu termoelastik iç dönüşümlerin olduğu düşünülmektedir. Ayrıca bazı özel durumlarda görülen ve rombohedral kristal yapıya sahip bir ara faz olan R fazı dönüşümü de mevcuttur (Uchil, 2002a).

Şekil hafıza etkisi olgusunun doğrudan ilişkili olduğu içyapı dönüşümlerine ve bu dönüşümlerin davranışına; sıcaklık, yük, ön gerilme, element katkısı gibi değişkenlerin nasıl bir etki yaptığını araştırmak amacıyla pek çok deneysel araştırma yapılmış olup günümüzde de yapılmaktadır. Tüm bunlara karşın, bilinen birçok olgunun esas nedeni ve aralarındaki ilişki halen tam olarak ve net bir şekilde anlaşılamamıştır.

Tez çalışması ile uygulanan her türlü ısı-mekanik işlemin alaşımın dönüşüm davranışını ve dönüşümlere özgü geçiş sıcaklıklarını etkileyebildiği saptanmış ve elde edilen sonuçların literatürde yapılan çalışma sonuçları ile uyum içinde olduğu görülmüştür. Ayrıca diğer çalışmalarla ilgili literatür incelemesinde, NiTi şekil hafızalı alaşımlarına uygulanan farklı hızlarda ısıtmanın ve soğutmanın dönüşüm karakteristiklerini nasıl etkilediği üzerine bir araştırma yapılmadığı belirlenmiştir. Bunun için NiTi alaşımlarda farklı ısıtma/soğutma hızlarının dönüşüm karakteristiklerine olan etkisi araştırılarak elde edilen veriler ile literatüre katkıda bulunulmuştur.

Ayrıca bugüne kadar yapılan araştırmalarda, NiTi alaşımında iki yönlü şekil hafıza etkisinin

(İYŞHE) büyüklüğünün; uygulanan sıcaklık, deformasyon gerinimi, tavlama süresi ve çevrim sayısı ile nasıl değiştiğini içeren kapsamlı bir çalışmaya rastlanmadığından, bu amaçla deneysel içerikli yeni bir araştırma yapılmıştır. Sistematiik olarak deneysel çalışmalar yapılarak iki yönlü şekil hafıza etkisinin optimum olduğu ısıl-mekanik işlem koşulları tespit edilmiştir. İYŞHE büyüklüğünün, şekil hafıza eğitimi sırasında seçilen sıcaklık, tavlama süresi ile uygulanan deformasyon gerinimi ve çevrim sayısı ile değiştiğı ortaya konulmuştur.

Yürütölen diğeri proje çalışmaları ile NiTi ŞHA üretimi gerçekleştirilmiş, üretilen NiTi alaşımdan hazırlanan numunelere benzer deneysel çalışmalar uygulanarak elde edilen sonuçlar karşılaştırılmış ve sonuçların uyum içinde olduğı görölmüştür.

1.2 Literatür Özeti

Literatür çalışmaları iç yapı analizleri, ısıl işlemler, mekanik işlemler, ısıl-mekanik işlemler ve şekil hafıza etkisi üzerine yapılan çalışmalar olarak sınıflandırılabilir.

1.2.1 İçyapı analizine ilişkin çalışmalar

Yüksek sıcaklık fazına (ostenit) ve düşük sıcaklık fazına (martenzit) ait kristal kafes parametreleri şekil hafızalı alaşımların temel karakteristikleridir. Çünkü ostenit-martenzit dönüşümü esnasında üretilen dönüşüm kafes gerinimi, maksimum toparlanabilir gerinimin büyüklüğünü göstermektedir. İkili NiTi bir alaşımda, ister doğrudan $B2$ -ostenitten, isterse rombohedral R ara fazı aracılığıyla olsun oluşan martenzitin kristal kafesi $B19'$ -tip monoklinik kafestir. Prokoshkin vd. (2004) fazların kafes parametreleri üzerine yaptıkları çalışmalarında farklı oranlardaki ikili NiTi şekil hafızalı alaşımlarda X-ışını difraktometre analizleri gerçekleştirmişlerdir. Farklı kimyasal bileşimlere sahip alaşımlarda $B19'$ martenzit faza ait kafes parametrelerinin konsantrasyona olan bağımlılığını gözlemlemişlerdir. Yine belirli miktarda Ni içeren alaşımda martenzit kafes parametrelerinin eşit olduğunu tespit etmişlerdir. Ayrıca martenzit kafes parameterelerinin sıcaklığa olan bağımlılığını gözlemlemişlerdir. Eş-atomlu alaşımlarda martenzite dönüşüm esnasında R ara fazının oluşumunun martenzit fazın kafes parametrelerine bir etkisinin olmadığını kanıtlamışlardır.

Şekil hafızalı alaşımlarla ilgili uygulamaların pekçoğunda martenzitin deformasyonu söz konusu olmaktadır. Bu nedenle de; şekil hafıza etkisi üzerine yapılan temel araştırma konularından birisi de martenzitin deformasyonu olmuştur. Liu vd. (1999) şekil hafızalı alaşımlarda ikizlenmiş alanların yeniden düzenlenmesine ilişkin deformasyon üzerine yaptıkları çalışmada; martenzit ikizlerin deformasyon prosesini, deformasyon gerinim

genliğinin fonksiyonu olarak tanımlanmışlardır.

NiTi şekil hafızalı alaşımlar sıcaklık veya gerilme nedenli olan ostenit-martenzit faz dönüşümü sayesinde şekil hafıza ve süper elastiklik gibi eşsiz özellikler sergilemektedir. Bu dönüşümün karakteristikleri ve davranışı $B2$ ostenit matrisinde bulunabilen Ni_4Ti_3 çökeltilerin varlığı ile kuvvetli ölçüde etkilenmektedir. Bu lens şeklindeki çökeltilerin atomik yapısı ve morfolojisi oldukça araştırılmıştır. Yang vd. (2005) NiTi şekil hafızalı alaşımda Ni_4Ti_3 çökeltilerini kuşatan konstantrasyon gradyanları üzerine yaptıkları analitik TEM incelemeleri sonucu, matriks-çökelti arayüzeyinden belirli bir mesafe uzaklıkta matrisin etrafında nikelce fakir bir bölgenin bulunduğu farkına varmışlardır. Söz konusu bölgenin boyutundaki ve konstanstrasyonundaki değişimin çökeltideki aşırı nikel ile telafi edildiğini tespit etmişlerdir.

İkizlenme (twinning) ve ikiz bozulumu (detwinning); şekil hafızalı alaşımlarda görülen ve şekil hafıza etkisi üzerinde kısmen etkili olan önemli birer mikroyapısal süreçtir. NiTi ŞHA'larda sıklıkla gözlenen üç tip ikizlenme vardır: $\langle 011 \rangle$ tip II ikizlenme, (111) tip I ikizlenme ve (001) veya (100) bileşik ikizlenmeleri sıklıkla görülmektedir. Bunlar arasında $\langle 011 \rangle$ tip II ikizlenme, temel kafes ikizlenmesi olup pek çok inelastik deformasyon süreçlerinden sorumludur. Tip I ve bileşik ikizlenmelerden farklı olarak, $\langle 011 \rangle$ tip II ikizlenme sınırının doğası halen net olarak anlaşılamamıştır. Liu ve Xie (2003) yaptıkları çalışmada deformasyon öncesi ve sonrasında $\langle 011 \rangle$ tip II ikizlenme sınırını incelemişlerdir. İkiz bozulum prosesinde $\langle 011 \rangle$ tip II ikizlenme düzlemini ve rolünü açıklayan mükemmel bir model öne sürmüşlerdir.

Huang (1998), NiTi şekil hafızalı alaşımlarda faz dönüşümüne martenzitik değişkenlerin ve iç gerilmelerin etkilerini incelemiştir. Alaşımın içyapısındaki mevcut iç gerilmelerin, hem ileri dönüşümde hem de tersinir dönüşüm üzerinde önemli bir rol oynadığını saptamıştır.

1.2.2 Isıl işlemlerin etkileri üzerine yapılan çalışmalar

Eş atomlu NiTi şekil hafızalı alaşımlarda üç farklı faz görülmektedir. Bunlar CsCl yapıya sahip olan $B2$ fazı, monoklinik olan $B19'$ fazı ve romboheral R fazıdır. $B2$ fazı sıklıkla ostenit (A) olarak, $B19'$ fazı ise martenzit (M) olarak adlandırılır. Bu fazlar arasında; $B2 \leftrightarrow M$ dönüşümü, $B2 \leftrightarrow R$ dönüşümü ve $R \leftrightarrow M$ dönüşümü olmak üzere üç çeşit dönüşüm mümkün olmaktadır. Söz konusu dönüşümler metalurjik ve mekanik koşullara oldukça duyarlıdır. Kim vd. (2004) tarafından yapılan çalışmada bir TiNi alaışımında düşük

sıcaklıklarda yaşlandırma işleminin etkileri araştırılmıştır. Yaklaşık 200 °C ile 300 °C arasında yaptıkları yaşlandırma işlemi sonucunda iki adımlı *R* -faza dönüşüm ve ardından tek adımlı martenzite dönüşüm meydana gelmektedir. Çok aşamalı *R* faza dönüşümün nedeni olarak kimyasal bileşim ve iç gerilme alanlarını kapsayan, matriksteki çökelti nedenli homojensizlikler olarak fikri ortaya atılmıştır. Wang vd. (2004a) TiNi ŞHA'ların dönüşüm karakteristiklerine tavlamanın etkisini diferansiyel taramalı kalorimetre ile araştırmışlar, mikroyapıdaki gelişimi ise pozitron imha teknolojisi ve transmisyon elektron mikroskobu yardımıyla çalışmışlardır. Elde ettikleri sonuçlar, dönüşüm karakteristiklerinin tavlama sıcaklığına bağlı olduğunu göstermektedir. Düşük tavlama sıcaklıkları *R* fazının ortaya çıkmasına neden olmaktadır. 550 °C'nin üzerindeki tavlama işlemlerinin ardından *R* fazı tamamen kaybolmakta ve ostenit doğrudan martenzite dönüşmektedir. Artan tavlama sıcaklığı ile pozitron yaşam ömrüne ilişkin boşluk kümesi ve dislokasyon azalmaktadır. Dönüşüm karakteristiklerindeki değişiklikler, TiNi numunenin mikroyapısındaki gelişimle açıklanmıştır.

Chrobak vd. (2003) bir NiTi alaşımda çok adımlı martenzitik dönüşüm konusunu diferansiyel taramalı kalorimetre ve elektron mikroskobu metotlarıyla çalışmışlardır. Alaşım öncelikle çözeltiye alma ısıtma işleminin ardından % 10 deformasyona maruz bırakılmış, daha sonra farklı sürelerde 400 °C'de tavlansmıştır. Çok adımlı dönüşümün zamanla gelişimi karmaşık olan alaşımın yapısı ve matriksteki homojen olmayan çökelti dağılımı açısından açıklanmaya çalışılmıştır.

Şekil hafızalı alaşımlar içinde nitinol (NiTi) yaygın olarak kullanılmasına karşın, spesifik ihtiyaçlar için gereken açığı doldurmak için NiTi esaslı üçlü alaşımların geliştirilmesine çalışılmaktadır. Uchil vd. (2001a) faz dönüşümlerine ısıtma işlem sıcaklığı ve ısıtma çevrimlerin etkilerini incelemek amacıyla % 45 oranında soğuk şekillendirilmiş Ni-Ti-Cr üçlü alaşımında dönüşüm davranışını elektrik direnç problemleri yardımıyla çalışmışlardır. *R*-fazının oldukça geniş bir sıcaklık aralığını kapsadığı görülmüştür. İşlem görmemiş ve 400 °C'de tavlanan numunelerde sadece $A \leftrightarrow R$ dönüşümünün gerçekleştiği görülmüştür. Ara ısıtma işlem sıcaklıkları olan 400~600 °C arasında yapılan tavlamalardan sonra $A \rightarrow R \rightarrow M$ faz dönüşümleri meydana gelmiştir. Daha yüksek ısıtma işlem sıcaklıklarında, *R* fazı ortadan kaybolmuş olup sadece $M \leftrightarrow A$ dönüşümü gözlemlenmiştir. 800 °C'ye kadar ısıtma işlem gören numunelerde, tüm dönüşüm sıcaklıklarının oda sıcaklığının altında olduğu görülmüştür.

Allafi vd. (2002), Ni zengin NiTi şekil hafızalı alaşımlarda çok adımlı martenzitik dönüşümlerin mekanizmasını araştırmışlardır. Yaşlandırılmış Ni zengin NiTi alaşımlarda

genellikle soğutma durumunda; önce $B2 \rightarrow R$ ve daha sonra $R \rightarrow B19'$ dönüşümü olmak üzere iki adımda martenzite dönüşüm gerçekleşmektedir. Fakat bazı yaşlandırma koşullarından sonra söz konusu dönüşümün üç hatta bazen daha fazla adımda gerçekleştiği görülmektedir. Allafi vd. (2002) tarafından yapılan bu çalışmada alaşımdaki dönüşüm davranışının gelişiminin yaşlandırma sıcaklığı ve zamanı ile değişimi DSC cihazı yardımıyla sistematik olarak araştırılmıştır. Kısa süreli yaşlandırma sonrasında DSC eğrilerinde iki pik, orta süreli yaşlandırılmış numunelerin DSC eğrilerinde üç pik ve uzun süreli tavlanmış olanların DSC eğrilerinde iki pik olduğu görülmüştür. Buna aynı zamanda 2-3-2 dönüşüm davranışı denilmektedir ve bu davranışın nedeni için; (1) Ni_4Ti_3 çökeltilerin meydana geldiği yaşlandırma esnasında ortaya çıkan bileşim homojensizliği, (2) R ve $B19'$ fazlarının çekirdeklenme bariyerleri arasında fark olması şeklinde iki temel dayanak öne sürülmüştür.

Yaklaşık eş-atomlu NiTi şekil hafızalı alaşımlarda uygulanan yaşlandırma işleminin karmaşık bir dönüşüm davranışına neden olduğu iyi bilinmektedir. Liu vd. (2003) bir TiNi alaşımda dönüşüm davranışına yaşlandırmanın etkilerini DSC cihazı yardımı ile araştırmışlardır. Yaklaşık 400 °C'de yapılan yaşlandırma işleminin R fazı ve ardından çok adımlı martenzitik dönüşümleri kapsayan oldukça karmaşık bir dönüşüm davranışına neden olduğu görülmüştür. Martenzitik dönüşümler, kısmi dönüşüm çevrimleri ile detaylı olarak analiz edilmiştir. R fazından martenzite olan dönüşümün geniş bir sıcaklık aralığında yavaş yavaş ve kararlı bir şekilde meydana geldiğine dair kanıtlar vardır. Bu kanıtlar, eş atomlu NiTi şekil hafızalı alaşımlarda çok adımlı martenzitik dönüşümlerin yorumunda kullanılan çökelti nedenli homojensizlik varsayımını kuvvetlendirmekte ve patlamaya benzer bir tarzla martenzitin hızlı bir şekilde oluştuğuna dair öne sürülen varsayımı çürütmektedir.

NiTi gibi ŞHA'lar, tersinir termoelastik faz dönüşümleri sayesinde uygulanan deformasyondan sonra başlangıçtaki şekillerini geri kazanabilmek gibi eşsiz bir niteliğe sahiptirler. NiTi alaşım sıcaklık düştükçe veya gerilme uygulandıkça $B2$ ostenit fazdan $B19'$ martenzit faza dönüşerek kendisini yeniden yapılandırabilmektedir. Bu dönüşüm bir kat hal faz dönüşümü olup NiTi alaşımın uygulanan büyük miktarda gerinimleri toparlayabilmesini sağlamaktadır. Mevcut gerinimlerin toparlanması, birden (sözde elastiklik) veya sıcaklığın artmasıyla (şekil hafıza etkisi) olabilmektedir. Bu özellikleri ile NiTi ŞHA'lar pek çok uygulama alanı bulmuştur. NiTi alaşımlara ısı işlemlerin uygulanması, mevcut uygulamaları ile ilgili mekanik özelliklerini optimize etmek için sıklıkla uygulanmaktadır. Frick vd. (2005) sıcak haddelenmiş ve soğuk çekilmiş durumda olan çok kristalli NiTi ŞHA'lara uygulanan ısı işlemlerin etkilerini incelemişlerdir. Bu amaçla özellikle mikroyapı ve dönüşüm

sıcaklıklarının incelenmesinin yanısıra, tek eksenli monotonik testler ve modüle edilmiş Vickers mikro çentik testleri de yapmışlardır. Böylelikle ısı/gerilme nedenli martenzite ısıl işlemlerin etkisi ve plastik akmaya karşı NiTi alaşımın direncini anlamaya yönelik bilgiler sağlamışlardır.

Eş atomlu NiTi şekil hafızalı alaşımda ostenit-martenzit faz dönüşümünün yanısıra R fazı olarak bilinen bir başka ara reaksiyon vardır. Sıcaklık düştükçe, kübik yüzey merkezli ostenitik yapı yavaş yavaş rombohedral kafes yapısına doğru distorsiyona uğrayarak R ara fazını oluşturur. R ara fazı ısıl işlem sıcaklığının, ısıl ve mekanik çevrimlerin bir fonksiyonudur. Belirli bir ısıl işlem sıcaklığı aralığında R fazının oldukça kararlı olduğu ve başlangıç sıcaklığı olan R_s değerinin hemen hemen sabit olduğu yapılan çalışmalardan bilinmektedir (Uchil vd. 1998). R fazının kararlılığı üzerine ısıl çevrimlerin etkisinin belirlenmesine yönelik yapılmış pekçok çalışma bulunmaktadır. Ancak R fazının ortaya çıkması için kritik bir ısıl çevrim sayısının mevcut olduğu ve bu sayının uygulanan ısıl işlem sıcaklığının bir fonksiyonu olduğunu belirlemeye yönelik bir çalışma Uchil vd. (2002b) tarafından yapılmıştır. Bu amaçla % 40 oranında soğuk şekillendirilmiş yaklaşık eş atomlu NiTi tel numunelerde, uygulanan ısıl çevrimlerin R fazının kararlılığına olan etkisi, elektrik direnci ölçme yönteminden yararlanılarak araştırılmıştır. Isıl işlemden sonra sadece $M \leftrightarrow A$ dönüşümlerinin görüldüğü NiTi numunelerde ardışık olarak yapılan ısıl çevrimler, R ara fazının ortaya çıkmasına ve kararlı hale geçmesine izin verdiğini göstermiştir. Başlangıç çevrimlerinde, M_s sıcaklığı düşük değerlere gerileyerek R fazının gelişimini kolaylaştırmaktadır. R fazı tamamen oluştuğunda, R_s , R_f , M_s , M_f gibi dönüşüm parametreleri ve dönüşüm profilinin pik direnci ısıl çevrimlerle etkilenmemektedir. R fazının tamamen ortaya çıkması için kritik bir ısıl çevrim sayısının mevcut olduğu ve bu sayının uygulanan ısıl işlem sıcaklığının bir fonksiyonu olduğu belirtilmiştir.

NiTi ŞHA'da dönüşüm parametreleri son derece önemli olup alaşımın kullanıldığı uygulama şartlarında değişmeden korunması önem arz etmektedir. Burdan hareketle dönüşümün gerçekleşme hızına bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarındaki etkilenmenin iyi bilinmesi gerekmektedir. Bu amaçla Wang vd. (2005a) üçlü TiNiCu şekil hafızalı alaşımlarda dönüşüm sıcaklıklarına ısıtma ve soğutma şeklindeki DSC cihazında tarama hızlarının etkilerini araştırmışlardır. M_s ve A_s değerlerinin tarama hızına karşı duyarsız olduğu, dönüşüme ait diğer parametrik sıcaklıkların değerlerinin değiştiği görülmüştür. Nurveren vd. (2008) tarafından yapılan çalışmada ise, hazırlanan NiTi numuneler öncelikle farklı sıcaklıklarda ve farklı sürelerde tavlanmış, ardından numunelere DSC cihazında farklı hızlarda ısıtma ve

soğutma uygulanmıştır. Farklı hızlarda ısıtma ve soğutma sonucunda alaşımın mikroyapısal gelişimi, dönüşüm sıcaklıkları ve davranışındaki değişim gibi dönüşümlere ilişkin karakteristikler incelenmiştir. Farklı hızlarda ısıtma ve soğutma süreçleri sonucunda alaşımın iç yapısının, dönüşüm sıcaklıklarının ve dönüşümün eğiliminin değiştiği görülmüştür. Ayrıca, alaşım tarafından emilen ve salınan enerji ile elastik ve tersinmez enerjiler irdelenmiş, elde edilen sonuçlar analiz edilerek yorumlanmıştır.

Paula vd. (2004) ve Matsumoto (2003) NiTi şekil hafızalı alaşımlarda uygulanan ısı çevrimlerin alaşımın dönüşüm davranışına olan etkilerini incelemişlerdir. Uygulanan ısı çevrimler sonrasında yapılan diferansiyel taramalı kalorimetre analizlerinde alaşımlarda görülen dönüşümlerin davranışında ve bu dönüşümlere özgü sıcaklıklarda değişim olduğu tespit edilmiştir. Wang vd. (2005a) TiNi şekil hafızalı alaşımlarda tamamlanmamış dönüşümler üzerine araştırma yapmıştır. Elde ettikleri sonuçlara göre ısıtma durumunda tamamlanmamış dönüşüm; R fazı gösterebilir ya da göstermesin bir TiNi alaşımında çok adımlı dönüşümlere neden olurken, soğutma durumundaki tamamlanmamış dönüşüm R fazı gösteren TiNi alaşımında çok adımlı dönüşümlere neden olmaktadır.

Huang ve Liu (2001) NiTi şekil hafızalı alaşımlarda dönüşüm davranışı üzerine uygulanan ısı işlemlerin etkilerini araştırdıkları çalışmalarında, tavlama sıcaklığının artması sonucu R_s ve R_f sıcaklık değerlerinin belirli bir sıcaklıkta uygulanan tavlama sonrasına kadar arttığını, 350 °C'deki tavlama sonrası en yüksek değere ulaştığını, daha yüksek sıcaklıklarda tavlama sonrası ise düştüğünü gözlemlemişlerdir. Tavlama sıcaklığının 650 °C'nin üzerinde olduğu durumlarda ise R -fazına dönüşümün kaybolduğuna ve ostenitten martenzite dönüşümün tek adımda gerçekleştiğine işaret etmişlerdir.

Teknolojik uygulamalar için şekil hafızalı alaşımların en önemli özelliklerinden birisi ısı çevrimler karşısında kararlılıklarını korumalarıdır. Bu özelliği test etmek için son birkaç yıl içinde NiTi alaşım sistemlerinde bazı araştırmalar yapılmıştır. Alaşım kompozisyonuna, gerilme yükü koşullarına ve malzemenin ısıl-mekanik geçmişine bağlı olarak uygulanan ısı çevrimlerin sayısı arttıkça martenzitik geçişin davranışında az çok dikkate değer değişiklikler görülmüştür. Çözeltiye alma ısı işlemi yapılmış (yaklaşık 1000 °C'de tavlama sonrası su verme) alaşımlarda yüksek sıcaklık $B2$ fazında tekrarlanan dönüşüm çevrimleriyle birlikte yüksek yoğunluklu dislokasyonların ve dislokasyon yığınlarının olduğu görülmektedir. Martenzitik geçişe ilişkin karakteristik sıcaklıklardaki gözlenen değişimlerin fiziksel kaynağı olarak bu dislokasyonların neden olduğu düşünülmektedir. Coluzzi vd. (2000) solüsyon işlemi görmüş nikelce zengin bir NiTi alaşımında iç sürtünme (internal friction-IF) ve Young modülü

(E) üzerine ısıt işlemler sonucu ortaya çıkan dislokasyonların etkisini araştırmışlardır. İç sürtünme ve Young modülünün uygulanan ısıt çevrimlerden etkilendiği bulunmuştur.

1.2.3 Mekanik işlemlerin etkileri üzerine yapılan çalışmalar

Soğuk deformasyonun, şekil hafızalı alaşımlarda termoelastik martenziti kararlı hale getirici bir etkisinin olduğu iyi bilinmektedir. Kararlılık etkisi, deforme edilmiş martenzitte, tersine dönüşüme ait kritik sıcaklıkta yükselme olarak kendini göstermektedir. Bu etki “tek sefer” etkisi olarak adlandırılmakta olup deforme edilmiş martenzitin ısıtma durumunda ostenite geri dönmesiyle ortadan kaybolmaktadır. Liu ve Favier (2000) çok kristalli NiTi alaşımında kayma deformasyonundan dolayı varyantların yeniden düzenlenmesiyle martenzitin kararlı hale geçmesi durumunu araştırmışlardır. DSC ile yaptıkları ölçümler ile deforme edilmiş olan martenzitte ilk tersine dönüşümün kritik sıcaklığının ve endotermik ısısının deforme edilmemiş olan martenzite göre arttığı daha yüksek olduğunu göstermişlerdir. Bu durum, martenzitin yeniden düzenlenerek kararlı hale geçtiğini belirten tek sefer olgusudur. Shield vd. (1996) sabit yük altındaki şekil hafızalı tellerde sanki-statik (quasi-static) uzama üzerine çalışma yapmışlardır. Bu amaçla, NiTi telin ucuna bir kütle asılmış ve uzama ölçümleri yapılmıştır. Uzamadaki artış ile kütlelerin ağırlığı arasındaki deneysel ilişki literatürdeki teoriksel model ile karşılaştırılmıştır. Yük kontrollü çalışmalarda teorik ve deneysel sonuçlar arasında çok iyi bir uyum olduğu saptanmıştır.

Bir TiNiHf yüksek sıcaklık şekil hafızalı alaşımda gerilme nedenli martenzitik dönüşüm davranışı ve gerilme nedenli martenzitin mikro yapısı Meng vd. (2002) tarafından çekme testleri ve TEM gözlemleri ile çalışılmıştır. TiNi ŞHA ile karşılaştırıldığında deforme edilmiş ostenitik durumdaki TiNiHf alaşımın gerilme-gerinim eğrisinde gerilme platosu meydana gelmektedir. Ayrıca 250 °C’de % 8 gerinim uygulanarak deforme edilmiş TiNiHf alaşımda martenzit varyantların tercihen yönlendirilmiş morfolojiler gösterdiği saptanmıştır. Gerilme nedenli martenzitin ve deforme edilmiş gerilme nedenli martenzitin alt yapısı (001) bileşik ikizlenme tipidir. Martenzitik varyantlar (011) tip I ikizlenme şekline ilişkindir. Deformasyon sıcaklığı ve deformasyon miktarı arttıkça tercihen yönlendirilmiş olan gerilme nedenli varyantlar, tedricen varyant kırığı/varyant kesişimi morfolojilerine sahip martenzit varyantlara dönüşmektedir. TiNiHf alaşımda gerilme-gerinim eğrisinde gerilme platosunun olmayışına, gerilme nedenli martenzitik dönüşüm esnasında meydana gelen dislokasyon kaymasının sebep olduğu savunulmuştur.

Şekil hafızalı alaşımların yorulma özellikleri aktüatör ve bazı biyomedikal uygulamalarda

önemli rol oynamaktadır. Ortalama gerilme kritik bir gerilme değerine yaklaştığı zaman, küçük bir çevrimsel gerilme bile martenzitik dönüşümü tetikleyebildiğinden ortalama gerilmenin etkisini anlamak önem arz etmektedir. Tabanlı vd. (1999) sistematik deneylerle bir NiTi ŞHA'nın yorulma özelliklerine ortalama gerilmenin etkilerini incelemişlerdir. Elde ettikleri sonuçlar, çevrimsel kırılmanın monoton olmayan bir bağımlılıkta olduğunu göstermektedir. Şekil hafızalı alaşımlar eşsiz deformasyon mekanizmaları sayesinde; şekil hafıza etkisi, süper elastiklik ve yüksek sönüm kapasitesi gibi üç temel özelliğe sahiptirler. İlk iki özellik uygulama açısından çok geniş bir yer bulmuş olup üçüncü özellik yıllardır pek fazla ilgi çekici olmamıştır. Ancak günümüzde, yüksek sönüm kapasiteleri, yüksek dayanım, sünellik ve çok iyi korozyon direnci sayesinde inşaat mühendisliğine yönelik uygulama alanlarında bu malzemeler yer bulmaya başlamıştır. Yapılan önceki çalışmalar düşük gerinim artışlarında şekil hafızalı alaşımların dönüşüm davranışını inceleme üzerine olmuştur. Darbeye maruz bırakılan ostenitik ŞHA'da gerilme nedenli martenzit oluşumu üzerine yeni yeni çalışmalar yapılmaktadır. Ancak, martenzitik durumdaki ŞHA'ların yüksek gerinim artışlarındaki deformasyon davranışı ilk defa Liu vd. (1998) tarafından ele alınmıştır. Yapılan çalışmada, çok yüksek basma artışı altındaki martenzitik NiTi ŞHA'nın mekanik davranışı incelenmiş ve düşük hızlardaki deformasyon davranışı ile karşılaşma yapılmıştır.

TiNi ve TiNiCu alaşımların yorulma ömrü bir dönel eğme yorulma testi cihazıyla Miyazaki vd. (1999) tarafından ölçülmüştür. Çalışmada uygulanan bütün yorulma testleri sabit uzama genliği altında farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilmiş ve iki tip uzama genliğine karşı yorulma eğrileri elde edilmiştir. Eğrilerden biri bir dönme noktasına sahip iki düz çizgiden, diğeri ise iki dönme noktalı üç düz çizgiden oluşmaktadır. Genel olarak yorulma ömrünün artan test sıcaklığı ile azaldığı saptanmıştır. Ancak daha yüksek ve daha düşük sıcaklık bölgelerinde test sıcaklığına daha az duyarlı olmaktadır. Yorulma testleri esnasında uygulanan deformasyon modu ve uygulanan gerilme, malzemenin yorulma ömrünü etkileyen önemli faktörler olmaktadır. Eğer yorulma ömrü, test sıcaklığı ile M_s arasındaki sıcaklık farkının bir fonksiyonu olarak çizilecek olursa, TiNi alaşımının yorulma ömrünün TiNiCu alaşıma göre daha uzun olduğu görülmektedir.

NiTi şekil hafızalı alaşımların yüksek sönüm kapasitelerinden yararlanmak amacı ile günümüzde yapılan çalışmalara ağırlık verilmiştir. Olası depremlerde binaları ve diğer sivil yapıları korumak için bu malzemelerin kullanılabilirliği üzerinde araştırmalar yapılmaktadır. Şimdiye kadar, martenzitik haldeki (ferroelastik) ŞHA'ların mekanik çevrimli davranışına yönelik birkaç deneysel sonuç sunulmuştur. Liu vd. (1999) yaptıkları çalışmada, çekme-

basma şeklindeki çevrimsel deformasyon altında martenzitik NiTi ŞHA'ların mekanik davranışına yönelik deneysel veriler sunmuşlardır. Sönümleme kapasitesi, karakteristik gerilmeler ve uzamalar uygulanan deformasyon çevrimlerinin fonksiyonu olarak irdelenmiştir. Martenzitin sönümleme kapasitesine uzama artışı, uzamanın genliği ve tavlamanın etkileri incelenmiştir. Çevrimsel sertleşme ve çevrimsel yumuşama olgularına ilişkin TEM gözlemlerine dayalı açıklamalar yapılmıştır. Şehitoğlu vd. (2001) tarafından yapılan tek kristalli NiTi alaşımın çevrimsel deformasyonu konulu çalışmada, malzemenin M_s sıcaklığı üzerinde olan oda sıcaklığında, NiTi numuneler çevrimsel yüklere maruz bırakılmışlardır. Tek kristalli malzemeler, sıfırın altındaki basma gerinimi kontrollü deneylerde dikkate değer çevrimsel sertleşme sergilemektedirler. Gerinim kontrolü altında gerilme aralığı, basmada üç kat daha fazla artış göstermektedir. Bu artışın nedeninin artan gerinim sertliği modülü olduğu saptanmıştır. Çekme durumunda, döngünün şeklinde değişiklikler görülmüş ancak gerilme aralığında pek artış görülmemiştir. Yorulma çevrimi için % 3 gerinim aralığı seçilmiş olup bu değer teoriksel olarak hesaplanan dönüşüm gerinim seviyelerinin (% 6) oldukça altındadır. Deneylerde ulaşılan maksimum gerilme seviyeleri martenzit kaymasına neden olan gerilme seviyesinin altındadır. Bu nedenle gerilme-gerinim davranışı, ostenitten martenzit faza dönüşüm ve ostenitik bölgelerdeki dislokasyon gelişimi ile kontrol edilmektedir. İki tek kristal doğrultusu, tek ve çift CVP (eşlenik varyant çifti - correspondent variant pair) oluşumları ile ilgili deneyler esnasında incelenmiştir. Gerilme-gerinim davranışına etki eden koherent çökelti, ostenitten martenzite dönüşüm gerilmesini düşürmekte ve aynı zamanda yorulmada daha yüksek doyma gerilmelerine neden olan ostenit ve martenzit bölgelerin akma gerilmesini artırmaktadır. Çalışmada mikro yapıda koherent ve inkoherent çökelti üretmek amacı ile iki farklı ısıtma işlemi uygulanarak inceleme yapılmıştır.

NiTi ŞHA'ların dönüşüm davranışına çevrimsel olarak uygulanan yüklemelerin etkilerini anlamak ve ön görmek son derece önem arz etmektedir. Gall ve Maier (2002) yaptıkları çalışmada değişik boyutlarda Ti_3Ni_4 çökelti içeren tek kristalli NiTi alaşımda çevrimsel deformasyonun etkilerini incelemişlerdir. Yaptıkları mekanik çevrimli deneyler sonrası NiTi alaşımın çevrimsel deformasyona karşı direncinin içyapıdaki kristalografik yönelmeye kuvvetle bağlı olduğunu tespit etmişlerdir. Küçük boyutlardaki koherent Ti_3Ni_4 çökelti üretmek için yapılan yaşlandırma işlemi, diğer ısıtma işlemlere (çözeltiye alma ve aşırı yaşlandırma) nazaran tüm yönlerde NiTi alaşımdaki yorulma direncini iyileştirmektedir. Büyük boyutlarda inkoherent Ti_3Ni_4 çökelti içeren numunelerde kararlı martenzit kolonilerin yanı sıra mekanik çevrimden dolayı önemli ölçüde dislokasyon hareketlenmesi görülmüştür. İlk çevrimin gerilme-gerinim histerezisinin malzemenin yorulma direnci ile ilişkili olduğu

tespit edilmiştir. Geniş inherent histerezis gösteren numuneler zayıf yorulma dayanımı sergilemişlerdir.

NiTi esaslı alaşımlar çoğu durumda yaşlandırılmış olarak kullanılmaktadır. Yaşlandırma işlemi martenzite dönüşümün başlangıç sıcaklığını (M_s) artırmakta ayrıca, ostenitten martenzite dönüşüm için gereken kritik gerilmeyi düşürürken, ostenit ve martenzit fazların kayma direncini yükseltmektedir. İçyapıda bulunan çökeltilerin rolünü iyice anlamak amacı ile Şehitoğlu vd. (2000) tarafından tek kristalli NiTi alaşımın basma davranışı araştırılmıştır. Bu amaçla, seçilen kristal yönleri ve iki farklı boyuttaki Ti_3Ni_4 çökeltiler için basma yükü altında tek kristalli NiTi ŞHA'nın deformasyonunu konu almışlardır. Elde edilen sonuçların ışığı altında, malzeme performansını optimize etmek için kristal yönlenmelerinin seçimine ve uygulanan ısıtma işlemle ilişkili çökelti boyutuna önem verilmesi gerektiğini ortaya koymuşlardır. Liu vd. (1998) tarafından yapılan çalışmada çevrimli yükler altındaki NiTi alaşımların davranışı incelenmiştir. Çok kristalli martenzitik NiTi ŞHA'ların gerilme-gerinim eğrileri, çekme ve basma yüklemeleri için sıklıkla farklılık göstermektedir. Çekme yükü altında düz bir gerilme platosu meydana gelirken, basma yükü altında malzeme hızla pekleşmekte ve düz bir gerilme platosu sergilememektedir. Asimetrik gerilme-gerinim eğrilerinin elde edildiği çekme-basma şeklindeki çevrimli yüklemeler, basma altında malzemeyi deforme etmenin, çekme yükü uygulanarak deforme etmeye nazaran oldukça zor olduğunu göstermektedir. TEM (transmisyon elektron mikroskobu) gözlemleri, % 4 gerinim değerine kadar çekme yükü altında, martenzitik varyantların kısmi olarak yönlendiğini göstermektedir. Bu yönlenmeler, dislokasyon ağlarının oluşumu ile varyant arayüzlerinin bir yerden başka bir yere taşınımı ile meydana gelmektedir. Ayrıca martenzit ikiz bandlarının içinde herhangi bir plastik deformasyon gözlemlenmemiştir. % 4 değerinde basma gerinimi altında hem martenzit ikiz bandlar hem de varyant rahatlatma alanlarında yüksek yoğunluklu dislokasyonlar üretilmiş olup, varyant arayüz taşınımı sonucu önemli ölçüde martenzit yönlenmesinin gerçekleşmediği görülmüştür. Bu göstermektedir ki, çekme altındaki çok kristalli martenzitik NiTi ŞHA'ların deformasyon mekanizması, basma altındakinden farklıdır.

TiNi esaslı şekil hafızalı alaşımlarda gerek ısıtma gerekse gerilme nedenli meydana gelen ikizlenme yönlenim ilişkileri martenzitlerin öne çıkan özelliklerinden birisidir. Farklı ikiz arayüzlerinin bu kayma şeklindeki hareketliliği, deformasyon öncesi mikro yapının geri kazanımına ve ısıtma ya da yükün kaldırılması durumunda makroskopik bir şekil değişimine izin verir. Bu nedenle de soğuk deformasyon gerinimi ve ona ilişkin ikiz arayüz yapısı ile

ilişkili mikro yapısal gelişimi anlamak önem arz etmektedir. Zhao vd. (2005) tarafından yapılan çalışmada soğuk deforme edilmiş TiNi esaslı alaşımların deformasyon mekanizması ve mikro yapısal gelişim hem martenzit hem de ana faz koşulları için ele alınmıştır. Martenzit varyantların gelişimi ve ayarlanması gibi atomik taşınma sayesinde meydana gelen mikro yapı değişimi üzerinde durulmuştur. Deformasyondan sonra önceden mevcut ikiz sınırlarındaki atomik yapılandırma anlatılmış ve ilişkili deformasyon mikro mekanizmaları tartışılmıştır.

İster mekanik (sözde elastik) isterse ısıl şekil hafıza (tek veya iki yönlü) özelliğinden faydalanılıyor olsun NiTi ŞHA'ların mevcut potansiyel uygulamalarının pek çoğunun genel karakteristik özelliklerinden birisi çevrimsel olarak uygulanan yüklemelerdir. Çevrimsel yükleme, şekil hafızalı elemanların kullanım ömrünü sınırlayan yapısal ve fonksiyonel yorulma ile ilişkilidir. Yapısal yorulma ile çevrimli yüklemeler esnasında biriken ve sonuçta yorulma kopmasına neden olan mikro yapısal hasar kastedilmektedir. İyi bir yorulma eldesi sağlamak için mikro yapının nasıl optimize edileceği iyi bilinmelidir. Fonksiyonel yorulma ise tek yönlü şekil hafızalı bir aktüatördeki çalışma yer değiştirmesi gibi şekil hafıza etkisindeki veya sözde elastik sönümleme uygulamasının bir yüklem-boşaltma çevriminde harcanan enerjinin artan çevrim sayısı ile azalmasına işaret etmektedir. Bu azalma aynı zamanda mikro yapısal değişimle ilişkilidir. Her iki durumda da yorulma çevriminin şekil hafıza özelliklerini nasıl etkilediğini bilmek önemlidir. Eggeler vd. (2004) yaptıkları çalışma NiTi şekil hafızalı alaşımların yapısal ve fonksiyonel yorulma davranışını; (1) sözde elastik NiTi tellerin düşük çevrimli çekme-çekme yorulmasındaki gerilme-gerinim histerezisinin gelişimi, (2) sözde elastik NiTi tellerin eğme-rotasyon yorulma kırılması, (3) gerilme nedenli martenzit oluşumu esnasında gerinim lokalizasyonu, (4) NiTi şekil hafızalı aktüatör yaylarda fonksiyonel yorulmanın genel özellikleri olmak üzere dört değişik durum için ele almışlardır. Yaptıkları çalışmada ayrıca sıcaklığın yorulma üzerine etkilerini incelemişler ve mikro yapının önemini vurgulamışlardır.

Eğer bir ŞHA martenzitik haldeyken deforme edilirse gerinimin tamamı ısıtma sonucu toparlanabilir. Deforme edilmiş martenzitik bir NiTi ŞHA'ın serbest toparlanmasında yaygın gerinim-sıcaklık perspektifi, belirli bir sıcaklık aralığında artan sıcaklıkla toparlanma gerinimindeki monoton bir azalma ile karakterize edilir. Bununla birlikte, eğer bir NiTi alaşım fibere öngerinim uygulanırsa ve bu halde ostenite dönüşüme başlama sıcaklığının üzerine ısıtılıp martenzite dönüşümün bitiş sıcaklığının altına soğutulursa iki adımlı bir gerinim-sıcaklık eğrisi saptanacaktır. Cui vd. (2001) tarafından yapılan çalışmada bu olgu sunulmuş ve açıklanmıştır.

Ostenit-martenzit faz dönüşümünün termoelastik doğasından dolayı çok kristalli NiTi bir numunenin mekanik tepkisi, deneysel teçhizatın ısı sınır şartlarına kuvvetle bağlıdır. Tek eksenli çekme testlerinde dönüşüm homojen değildir ve hareket eden dönüşüm frontlarına sahip bantlarda yerleşmiştir. Dönüşümün gizli ısı, hareket eden frontun yakınında sıcaklıkta yerel bir artışa neden olmaktadır. Meesner ve Werner (2003) yaptıkları çalışmada ŞHA çekme testi numunelerinde yerel martenzitik dönüşümden dolayı sıcaklık dağılımını incelemişlerdir. Bu çalışmada, hareket eden arayüzde gizli ısının salınımı nedeni ile sıcaklık dağılımı için analitik sonuçlar çıkarılmış olup adyabatik ve adyabatik olmayan sınır şartları ele alınmıştır.

Bir malzemenin şekil hafıza etkisine sahip olabilmesi için majör gereksinimler, martenzitik dönüşüm durumunda gerinme ile kaldırılabilen kafes ikizlenmelerinin oluşumunun ve orijinal kristal yapıya geri dönebilen bir tersine faz dönüşümünün gerçekleşiyor olması gerekmektedir. Kafes ikizlenmelerinin varlığı, önemli dislokasyon proseslerini kapsayan ikiz bozulumu prosesi ile martenzitin deforme olmasını sağlar. NiTi esaslı ŞHA'lardaki büyük şekilsel toparlanma gerinimi ve yüksek toparlanma gerilmesi bu malzemelerin değişik aktüasyon uygulamalarında kullanımına izin vermektedir. Günümüzdeki uygulamalarından biriside NiTi ŞHA ince filmler olup elektrik akımı ile yüksek kinetik verim elde etmek için ısıtılmaktadırlar. Çok ince ŞHA numunelerde şekilsel toparlanma sürecini ve onu kontrol eden faktörleri anlamak hem teoriksel hem de pratik açıdan büyük önem arz etmektedir. Liu ve Xie (2003) tarafından yapılan çalışmada in situ ısıtma ve soğutma sırasında TEM kullanılarak farklı ön gerinimler uygulanmış NiTi ŞHA'ın mikro yapısı incelenmiştir. TEM numunelerinde hem ileri hem de tersine faz dönüşümleri yer almasına karşın, deforme edilmiş numunelerin mikro yapısal özelliklerinin hem martenzit hem de ostenitte eşit olduğu belirlenmiştir. Alt yapının tersine faz dönüşümü durumunda toparlanmadığı gerçeği, TEM numunelerinin gözlemlenen bölgelerinde önemli ölçüde şekil toparlanmasının meydana gelmediğine işaret etmektedir.

Gdaj vd. (2002) tarafından yapılan çalışmada farklı gerinim hızlarında ve farklı sıcaklıklarda yük uygulanmış olan TiNi ŞHA'ların çekme testi ve basit kesme testi esnasındaki sıcaklık değişimleri sunulmuştur. Sıcaklık değişimleri, numunenin yüzeyi tarafından emilen kızıl ötesi radyasyonun kaydı tutularak ölçülmüştür. Martenzitik dönüşümün sıcaklıkta bir artışla, tersine dönüşümün ise sıcaklıkta bir azalma ile ilişkili olduğu belirlenmiştir.

Alaşımında gerçekleşen şekil hafıza etkisi ve süper elastiklik gibi özellikler, başlangıç fazı ile ilgili martenzitik yeniden yapılanma, martenzitik bölgelerin yeniden yönlenmesi, tersinmez

plastik deformasyon prosesleri gibi pek çok mekanizmanın gerçekleştiği gerinim elemanlarını bir araya toplamaktadır. Bir taraftan başlangıçtaki ve yeni oluşan kafeslerin geometrik uyumsuzluğundan kaynaklanan tersinmez plastik-gerinim elemanlar, diğer taraftan da uygulanan yükün neden olduğu büyük yerel iç gerilmeler toplanmaktadır. Tersinir ve tersinmez gerinim elemanlarının nicelik oranı uygulanan gerilmeye ve martenzitik dönüşüm parametrelerine (dönüşüm sıcaklık bölgeleri, kafes parametreleri, dönüşüm silsilesi ve tamlığı) bağlıdır. Bu parametrelerin neden olduğu gerinim katkılarını ayırt etmek oldukça önemlidir. TiNi alaşımlarda, alaşımlama elementinin miktarına ve çeşidine bağlı olarak gözlemlenen pek çok martenzitik dönüşüm sıralımı söz konusu olduğundan önem arz etmektedir. Meisner ve Sivokha (2004) tarafından yapılan çalışmada farklı TiNi esaslı alaşımların şekil hafıza davranışı ve plastik deformasyonun gelişimi çalışılmıştır. Şekil hafıza etkisi ve plastik davranışın gerinim ve sıcaklık parametreleri incelenmiştir.

1.2.4 Isıl-mekanik işlemlerin etkileri üzerine yapılan çalışmalar

Miyazaki vd. (1986) ile Tang ve Sandstrom (1993) yaptıkları çalışmalarda ön deformasyon uygulanmış, düşük sıcaklıklarda tavllanmış ve yaşlandırılmış farklı Ni oranları içeren numunelerde, ısı çevrimlerinin etkisine bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarının değişimini sistematik olarak analiz etmişlerdir. Isıl çevrimler sonucu dönüşüm sıcaklıklarının değişmesinin başlıca nedeni olarak, dislokasyonların oluşumu olduğu sonucuna varılmıştır.

Kristalin malzemelerin plastik deformasyonu özellikle metallerin, genellikle mikro yapısal ölçekte; (1) kafes hatalarının özellikle dislokasyonların üretimi ve taşınımı, (2) faz dönüşümlerini içermeyen kafes ikizlerinin oluşumu olmak üzere iki mekanizma ile gerçekleşmektedir. Malzemelerde ikizler ya mekanik olarak (deformasyon ikizleri veya gerilme nedeniyle faz dönüşümleri) ya da ısı olarak (soğuma durumunda faz dönüşümleri) şekillenebilmektedir. Gerilmesiz koşullar altında ısı olarak şekillenmiş ikizlenmiş bölgelerden oluşan malzemelerin deformasyonu üzerine çalışılmıştır. Bunun bir örneği şekil hafızalı alaşımların deformasyonudur.

Çekme altında ikizlenmiş martenzitik bir NiTi ŞHA'nın deformasyonu; 1) deformasyonun başlangıcında yaklaşık % 1.2 gerinim değerine kadar artan gerinim genliği ile gerilmede monotonik bir artış, 2) gerilmede hafif bir düşüşün ardından % 6 gerinime kadar görülen gerilme platosu, 3) artan deformasyonla gerilmede artış, 4) kopmayla neticelenen plastik deformasyon oluşumu olmak üzere makroskopik pek çok adımdan oluşmaktadır. Gerilme düşüşünden önceki deformasyon, ikiz bandların elastik olarak rahatlaması ile açıklanmıştır.

Gerilme platosunun şimdiye kadar martenzitin yeniden yönlenme prosesine ilişkin olduğu söylenmektedir. Gerilme platosunun bitişinden başlayan deformasyon olarak, tamamen yeniden yönlenmiş durumda olan martenzitin elastik deformasyonu ve ilerleyen plastik deformasyonu fikri öne sürülmüştür.

Ancak, ikizlenmiş kafesin deformasyon mekanizması; 1) ikna edici deneysel sonuçların eksikliği, 2) kullanılan terimlerin karmaşıklığı, 3) mikro yapılar ve mekanik davranış arasındaki yeterince açık olmayan korelasyon, 4) atomik ölçekte deformasyon yönlerini anlama zorluğu gibi bazı eksikliklerden dolayı henüz yeterince anlaşılamamıştır. Liu vd. (1999) yaptıkları çalışmada söz konusu her bir adımdaki deformasyondan sonra martenzitik NiTi ŞHA'nın mikro yapısı incelenerek makroskopik deformasyon davranışı hakkında bilgi sağlanmıştır.

Orgéas ve Favier (1998) tarafından yapılan çalışmada eş atomlu bir NiTi alaşımda gerilme nedenli martenzitik dönüşümün ısıl-mekanik davranışı, M_s sıcaklığının üzerindeki farklı sıcaklıklarda plaka şeklindeki numunelerin çekme, basma ve kesmeyi kapsayan farklı deformasyon modlarına göre araştırılmıştır. Elde ettikleri sonuçlar, yükleme koşullarının alaşımda deformasyon davranışında önemli etkilerinin olduğunu göstermiştir. Özellikle çekme ve basma yükü altında asimetric bir deformasyon davranışı gözlemlenmiştir. Bu tip bir asimetrinin fiziksel orijini keşfedilmiştir. Çekme, basma ve kesme testlerinden elde edilen sonuçlar arasında yapılan karşılaştırmaya göre bu alaşımda martenzitik dönüşümün üç boyutlu davranışının modellenmesinde klasik von Mises eşitliğinin kullanımının yanlışlığını ortaya koymaktadır. Bu analize dayanarak, üçüncü gerilme invariantını içeren bir akma kriteri önerilmiştir.

Uchil vd. (2002c) tarafından yapılan çalışmada sabit gerilmeler altında ısıl çevrim durumunda NiTi şekil hafızalı alaşımda R fazının kararlılığını incelemeye yönelik elektrik direnci ve gerinim toparlanması ölçümlerinin sonuçlarını kapsayan veriler sunulmuştur. Oda sıcaklığında sadece martenzit faza sahip olan numuneler ile yine oda sıcaklığında R fazı ile artık ostenitinde olduğu martenzit faza sahip olan numuneler üzerinde incelemeler yapılmıştır. Her iki tip numunelerde de, gerilme uygulanması ısıl çevrimin ısıtma kısmında $R \rightarrow A$ dönüşümünü tetiklerken, gerilme uygulanmaması durumunda ısıl çevrimin sadece soğutma kısmında R fazı görülmüştür. Artan gerilme ile R fazının daha egemen olduğu belirtilmiştir.

Wang vd. (2003a) tarafından yapılan çalışmada TiNi ve TiNiCu alaşımdan yapılmış olan yayların iki yönlü şekil hafızası kazanımında uygulanan ısıl-mekanik eğitim sıcaklığının etkisi

araştırılmıştır. Elde edilen sonuçlar göstermiştir ki, yayların sırf martenzit durumda ısıl-mekanik eğitim gördüklerinde toparlanma oranında belirli bir değerde doyuma ulaşana dek artış olduğu görülmüştür. Maksimum toparlanma oranı TiNi için % 45, TiNiCu alaşımı için % 55 olarak belirlenmiştir. Sırf ostenit ve ostenit+martenzit durumundaki yaylarda ısıl-mekanik eğitim sonrası ölçülen toparlanma oranı belirli bir maksimum değere kadar artmakta, daha sonra devam eden eğitim ile azalmaktadır. Elde edilen maksimum iki yönlü şekil hafıza etkisi (İYŞHE) toparlanma oranı sırf martenzit durumda eğitim gören yayinkinden daha düşüktür. Martenzitin yeniden yönlenmesiyle üretilen dislokasyonlar İYŞHE'nin gelişiminde etkili olmaktadır. Gerilme nedenli martenzitik varyantların miktarı ısıl nedenli martenzitik varyantlardan daha az olması nedeniyle, farklı eğitim sıcaklığında ısıl-mekanik eğitim çevrimlerinin artması ile toparlanma oranı farklı bir tarz sergilemektedir.

Şekil hafıza özellikleri ve sözde elastiklik özellikleri sayesinde ŞHA'lar, akıllı malzeme sistemlerinde ve yapılarında aktüatör olarak kullanılabilir. ŞHA'lar akıllı malzeme sistemlerinde kullanıldığında sıklıkla metal ya da reçine matriks içine gömülmektedirler. Bu koşullarda, ŞHA'ların gerilme ve gerinim durumunu ölçmek oldukça zor olmaktadır. Eğer matrikse gömülmüş ŞHA'ların elektrik direnci, gerilme veya gerinimin basit bir fonksiyonu ise elektrik direncindeki değişimler ölçülerek ŞHA'ların gerilme ve gerinimi ölçülebilir. Wu vd. (2000) bu amaçla yaptıkları çalışmada, ısıl-mekanik yüklemeler esnasında NiTi ŞHA tellerin elektrik direncindeki değişimler üzerine çalışılmıştır. Elde edilen deneysel sonuçlara dayanarak NiTi telin gerilme veya gerinim sensörü olarak kullanılabilirliği belirlenmiştir. Sonuçlar göstermektedir ki, NiTi teller gerinim sensörü olarak kullanılabilir, ancak gerilme sensörü olarak kullanılmaları oldukça zor görünmektedir.

Genellikle bir malzemeye plastik deformasyon uygulanırsa malzemenin ısıl-mekanik ve elektriksel özellikleri bundan etkilenmektedir. Özellikle, malzeme şekil hafızalı alaşım olduğunda söz konusu uygulanan gerinimin önemli bir rol oynayacağı muhakkaktır. Uygulanan gerinimin etkisinden dolayı ikizlenme ve kayma oluşumları ile dislokasyonlar gibi kafes hatalarının meydana gelişi şekil hafıza özelliklerini ve faz dönüşüm mekanizmasını değiştirmektedir. Şekil hafızalı alaşımlar termoelastiklik gibi eşsiz bir özelliğe sahiptirler. Bu özellik sayesinde, sıcaklığın fonksiyonu olarak oldukça geniş bir plastik bölge aralığındaki gerinimleri toparlayabilmektedirler. Bu yüzden bu alaşımlardaki şekil hafıza özelliklerine gerinimin etkisini anlamak ısıl aktüatörler gibi uygulamalar için önem arz etmektedir. Uchil vd. (2001b) yaptıkları çalışmada Nitinol alaşımında faz dönüşümlerine, dönüşüm sıcaklıklarına ve dönüşümün enerjisine uygulanan gerinimlerin etkileri araştırılmıştır. Uygulanan doğrusal

gerinimin toparlanması ile DSC cihazındaki piklerin şekli arasındaki korelasyon ele alınmıştır. Ayrıca DSC sonuçları, gerilme-gerinim eğrilerinden elde edilen gözlemlerle karşılaştırılmıştır. Miller vd. (2001) tarafından yapılan çalışmada, şekil hafıza etkisine soğuk şekillendirme ve ısıtma işlem sıcaklığının etkisi ile plastik gerinim gelişimi, sabit gerilme altındaki NiTi ŞHA'ların ısıtma nedeniyle faz dönüşümü için araştırılmıştır. Eşit kimyasal bileşimli tamamen tavlama ŞHA tel numuneler, ilk çaplarının farklı yüzde oranları kadar soğuk şekillendirilip ardından farklı sıcaklıklarda belirli süre tavlama işlemi uygulanmıştır. Tek yönlü şekil hafızalı alaşım numunelerinde dönüşümün ve plastik gerinimin gelişimi üzerine soğuk şekillendirme oranı ve tavlama sıcaklığının etkisini belirlemek için 500 MPa'a kadar değişen sabit olarak uygulanan gerilmeler altında ısıtma nedeniyle faz dönüşümleri gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar, maksimum dönüşüm geriniminin, soğuk şekillendirme oranı ve tavlama sıcaklığından bağımsız olduğunu göstermektedir. Aynı sıcaklıkta tavlama işlemi uygulanan numunelerde, soğuk şekillendirme oranı arttıkça plastik gerinim başlaması için gereken gerilme seviyesi artmakta ve artık plastik gerinim gelişimi azalmaktadır. Aynı soğuk şekillendirme oranı uygulanmış olan numunelerde ise tavlama sıcaklığı azaldıkça plastik gerinimin başlaması için gereken gerilme seviyesi artmakta ve artık plastik gerinim gelişimi azalmaktadır. Tek yönlü şekil hafızalı alaşımların yanı sıra aynı ısıtma işlemi uygulanan numunelerde 300 MPa değerinde sabit bir gerilme altında iki yönlü şekil hafıza eğitimi uygulanmıştır. Soğuk şekillendirme oranı arttıkça iki yönlü hafıza eğitimi esnasında plastik gerinim birikimi azalmakla birlikte, ŞHA numunelerde gelişen iki yönlü gerinim miktarı da azalmaktadır. Aynı soğuk şekillendirme oranı ve aynı sıcaklıkta tavlama uygulanan eğitim görmüş ve görmemiş numuneler arasında yapılan karşılaştırma sonucu maksimum dönüşüm geriniminin azaldığı görülmüştür.

Martenzitik dönüşüm sıcaklıkları esas olarak termodinamik denge (T_0) ile dolayısıyla da dönüşen fazın (ostenit, β) kimyasal bileşimi ile kontrol edilir. Ayrıca, dönüşüm frontunun nükleasyonu ve/veya yayılmasına olan etkilerinden dolayı yapısal hatalar dönüşüm davranışını (sıcaklık, histerezis, fazların doğası) değiştirebilmektedir. Sadece dislokasyonları kapsayan hatalar değil, antifaz bölge sınırları ve ayrıca ikinci faz olarak dağılmış küçük partiküllerin hepsi de dönüşümün gidişatını etkilemektedir. Ayrıca dislokasyonlar, iki adımlı reaksiyon oluşturarak premartenzitik faz oluşumunun lehine reaksiyonun doğasını değiştirebilmektedir. Dislokasyonlar veya gerilme alanları, nihai martenzitik dönüşümden daha küçük kayma açısına sahip R fazının oluşumuna yardım etmektedir. Hornbogen vd. (2001) yaptığı çalışmada ikili NiTi alaşımların mikro yapısı ile çekme özellikleri arasındaki ilişkileri incelemiştir. Khalil-Allafi vd. (2002) nikelce zengin NiTi şekil hafızalı alaşımın mikro

yapısını ve mikro yapının, martenzitik dönüşümlerin ısı karakteristیکlerine etkisini çalışmışlardır. Çözeltiyе alma ısı işleminden sonra malzeme, belirli bir sıcaklıkta değişik izotermal yaşlandırma işlemlerine maruz bırakılmıştır. Böyle bir işlem transmisyon elektron mikroskopu (TEM) ile niceliksel olarak karakterize edilen mercek biçiminde koherent Ni_4Ti_3 çökeltilerinin çekirdeklenmesi ve büyümesi ile sonuçlanmaktadır. Belirli bir süre boyunca gerilmesiz durumda yapılan yaşlandırma işlemi sonucunda tane içlerinde çökeltilsiz bölgeler ve tane sınırları yakınında çökeltilerin olduğu heterojen bir mikro yapı meydana gelmektedir. Bu mikro yapı, DSC cihazında üç adımlı (çok adımlı) bir dönüşüm davranışı göstermektedir. Bu durum ne koherent gerilme esasına ne de büyüyen çökeltiler arasında değişen Ni konsantrasyonlarına dayalı olarak yorumlanabilmektedir. Gerilmesiz ve gerilmeli yaşlandırma işlemleri esnasında mikro yapıların gelişimini hesaba katan, gelişmiş DSC grafik özellikleri ile ilgili yeni bir yorum ortaya atılmıştır. 2 MPa gibi çok küçük bir gerilmenin dahi çökelme sürecini etkilediği tespit edilmiştir.

NTi esaslı ŞHA'lar aktüatörler, ortodontik kavisli teller, stentler gibi pek çok mühendislik ve biyomedikal uygulamalarda kullanılmaktadır. İkili NiTi ve üçlü NiTiCu alaşımlarının dönüşüm davranışı, mekanik özellikleri ve hücre zehirlenmesi üzerine Es-Souni vd. (2001) tarafından araştırma yapılmıştır. Dönüşüm sıcaklıkları DSC, mekanik özellikler ise belirli sıcaklık aralığında yapılan 3-noktadan eğme testleri ile incelenmiştir. Üçlü alaşım çok daha dar histerezis ve daha üstün mekanik özellikler göstermesine karşın, hücre zehirlenmesi durumunun ikili alaşıma nazaran daha yüksek olduğu görülmüştür. Bunun neden olarak da ortama bakır iyonlarının salınımı neden olduğu şeklinde açıklanmıştır.

Nikelce zengin NiTi şekil hafızalı alaşımlara uygulanan ısılmekanik işlemler sonrasında koherent Ni_4Ti_3 partiküller şekillenmektedir. Bu partiküller, rombohedral yapıya sahip olup mercek disk biçimindedir. Bojda vd. (2005) yaptıkları çalışmada, gerilmeli yaşlandırma esnasında tane sınırlarına yakın ve uzak şekillenen farklı Ni_4Ti_3 çökelti varyantları gösteren tamamen kantitatif TEM analizleri sunulmuştur. Ayrıca bu tip bir heterojenliğin çok adımlı martenzitik dönüşüme nasıl sebep olduğu ele alınmıştır. NiTi şekil hafızalı alaşımlar, martenzitik olarak B2 kübik ostenitten monoklinik B19' martenzite ya doğrudan ya da rombohedral R fazı aracılığı ile dönüşmektedir. Ardışık $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ dönüşüm elde etmek için; (i) soğuk şekillendirme, (ii) nikelce zengin alaşımlarda yaşlandırma, (iii) Fe gibi üçüncü bir element katkısı olmak üzere üç temel yol vardır. $B2 \leftrightarrow R$ ara dönüşümü 1970'li yılların başından beri malzeme bilimcilerin ve fizikçilerin yoğun ilgisini çekmiştir. $B2 \leftrightarrow R$ dönüşümü sayesinde σ - ϵ -T eğrileri dar bir histerezis göstermekte ve dönüşüm aralığında yapılan

çevrimlerle çok fazla değişmemektedir. $B2 \leftrightarrow R$ dönüşümüne ilişkin mükemmel fonksiyonel yorulma özelliklerinin bu ara faz dönüşümünün düşük dönüşüm gerinimine ($\sim\% 1$) sahip olmasına bağlanmıştır. Bu nedenlerden dolayı aktüatör uygulamaları için cazip olmaktadır. Šittner vd. (2006) tarafından yapılan çalışmada in situ nötron difraksiyon ve ultrasonik deneysel tekniklerden yararlanılarak $B2 \leftrightarrow R$ dönüşümü incelenmiştir. Ayrıca NiTi ŞHA'lara uygulanan ısı, mekanik ve ısı-mekanik yüklemeler esnasında ortaya çıkan R fazının yeniden yönelme prosesi araştırılmıştır. Çok kristalli NiTi alaşımların makroskopik ısı-mekanik σ - ϵ -T davranışına R fazının elastikliğinin ve yapısal kararsızlığının etkileri tartışılmıştır.

Chrobak ve Stróz (2005), DSC, elektron mikroskobu ve elektriksel direnç ölçümleri ile bir NiTi alaşımların martenzitik dönüşüm davranışına soğuk şekillendirmenin ardından yapılan tavlama işlemlerinin etkilerini çalışmışlardır. Uygulanan işlemde sonra hem $B2 \rightarrow R$ fazı hem de $R \rightarrow B19'$ martenzitik dönüşümlerin iki adımda gerçekleştiği görülmüştür.

Uchil (2002a) yaptığı çalışmada NiTi alaşımlarında belirli sıcaklıklarda uygulanan farklı ön gerinimlerin malzemenin dönüşüm davranışına etkilerini görmek amacıyla ısı analiz yapmıştır. Yaptığı çalışmalar sonucunda, uygulanan bir gerinimin toparlanabilmesi için ŞHA'nın $M \rightarrow A$ dönüşümünün (tersine dönüşüm) ısı genliğinin küçük, dönüşüm enerjisinin düşük ve hemen hemen simetrik bir pike olması gerektiğini öne sürmüştür.

NiTi esaslı şekil hafızalı alaşımlarda dönüşümlere özgü geçiş sıcaklıkları, dönüşümün morfolojisi ve görülen martenzitik dönüşümün davranışı, uygulanan ısı-mekanik işlemlerle önemli oranda etkilenmektedir. Nurveren ve Akdoğan (2006), NiTi şekil hafızalı alaşıma uygulanan ısı-mekanik işlemlerin alaşımların dönüşüm karakteristiklerine etkilerini inceledikleri deneysel çalışmada, malzemedeki dönüşüme özgü sıcaklık değerlerinde değişim meydana geldiğini göstermişlerdir.

1.2.5 Şekil hafıza etkisi üzerine yapılan çalışmalar

Isıtma durumunda gerçekleşen tek yönlü şekil hafıza etkisinin yanı sıra, bazı şekil hafızalı alaşımlarda soğutma durumunda da bir şekilsel toparlanma gözlemlenmektedir. Söz konusu toparlanma, iki yönlü şekil hafıza etkisi olarak nitelendirilmektedir. Bu özellik alaşımların hali hazırda sahip olduğu bir özellik değildir. İki yönlü şekil hafıza etkisi gözlemlenmek için alaşımların eğitim görmesi gerekmektedir. Bu eğitimi etkileyen farklı ısı-mekanik prosedürler vardır. Bunların arasında, soğuma durumunda biçimlenen özel martenzit varyant oluşumu söz konusudur. Tek yönlü şekil hafıza etkisi, martenzitik haldeyken deforme edilmiş bir

numunede ostenitik dönüşüm ile gerçekleşir. Bu davranış, şekil hafızalı alaşımlarda gözlemlenen termoelastik martenzitik dönüşümün kalıcı bir karakteristiğidir. Diğer taraftan iki yönlü şekil hafıza etkisi, herhangi bir gerilme uygulaması olmaksızın soğuma durumunda şekil değişimi anlamına gelmektedir. Bu konu ile ilgili yapılan çalışmalara göre, tercihe3n yönelmiş olan martenzit varyantların oluşumu temel olarak iki mekanizma ile açıklanmaktadır: yüksek sıcaklık fazının mikro yapısında martenzitin alıkonulması veya bu fazla bir dizi dislokasyonların oluşumu. Her iki durumda da, eğitim esnasında tercihli martenzit varyantlar oluşur ve soğuma durumunda makroskopik bir şekil değişimine neden olan diğer kristalografik eşlenik varyantların oluşumuna ilişkin termodinamik açıdan lehinde olmaya başlar.

İki yönlü şekil hafıza etkisinin yanı sıra, eğitim süreci dönüşüm sıcaklıklarında değişim gibi durumlara neden olabilmektedir. Da Silva (1999a) tarafından yapılan çalışmada, tek yönlü ve iki yönlü şekil hafızaya sahip NiTi bir alaşım üzerinde kalorimetrik bir araştırma yapılmıştır. Isı akışı diferansiyel taramalı kalorimetre ile ölçülmüştür. Tek yönlü ve iki yönlü hafızalı numunelere ait dönüşümlerin entalpisi ve sıcaklıkları sunulmuş, bunlar karşılaştırılmış ve elde edilen sonuçlar tartışılmıştır. Dönüşümün ısını ve sıcaklıklarını öngören matematiksel bir ifade çıkarılmıştır.

Kim (2004) tarafından yapılan çalışmada yeni bir ısıl-mekanik çevrim metodu ile CuZnAl alaşımlarda iki-yönlü şekil hafıza etkisi incelenmiştir. Bu yöntemde alaşım şeritler bir silindir kalıp etrafında eğilmekte ve bu halde sabitleştirilerek ısıtma ve soğutma yapılmaktadır. İYŞHE dayanımının çevrim sayısı ve ısıtma sıcaklığı ile etkilendiği görülmüştür. Ayrıca β fazının varlığının İYŞHE üretiminde önemli bir faktör olduğu belirlenmiştir. Isıl-mekanik çevrimli eğitim sonrasında, CuZnAl alaşımlarda var olan martenzitin yanı sıra yeni bir martenzit daha gözlemlenmiştir.

Wang vd. (2003b) tarafından yapılan çalışmada bir şekil hafızalı alaşım yaylarda ısıl-mekanik eğitim ile iki yönlü şekil hafıza etkisinin gelişimi ve çalışma çevrimlerinden dolayı bozulumu üzerine araştırma yapılmıştır. Sabit halde tavlama ve ısıl-mekanik eğitim yolu ile ısıtma durumunda uzayan, soğutma durumunda kısalan bir İYŞHE'li bir yay meydana getirilmiştir. Kararlı bir İYŞHE toparlanma oranı, 200 çevrimli eğitim sırasında % 60-70 olarak elde edilmiştir. Yapılan inceleme göstermiştir ki, sabit halde yapılan tavlama işleminin sıcaklığı ve ısıl-mekanik eğitimin yöntemi İYŞHE üzerinde büyük etkiye sahiptir. Dönüşüm karakterleri üzerine ısıl-mekanik eğitimin etkisi ayrıca DSC ile incelenmiştir. TiNi şekil hafızalı alaşımlarda üretilen dislokasyonlardan dolayı artan ısıl-mekanik eğitim çevrimleri ile tersine

martenzitik dönüşüm sıcaklıklarının arttığı, martenzitik dönüşüm sıcaklıklarının ise azaldığı saptanmıştır. Wang vd. (2002a) tarafından yapılan bir diğer çalışmada tavlama şeklinde uygulanan ısıl işlemin ve ısıl-mekanik işlemlerin iki yönlü şekil hafızalı alaşım yaylar üzerine etkileri sunulmuştur. Yay 350 °C’de 1 saat tavlendiğinde, şekil hafıza toparlanma oranı sadece % 5’tir. Ayrıca, şekil hafıza toparlanma oranı artan tavlama sıcaklığı ile artmaktadır. 450 °C’de tavlama yapıldığında elde edilen toparlanma oranı yaklaşık % 25 olmuştur. 375, 400 ve 450 °C’de tavllanmış olan yayın toparlanma oranı, artan eğitim çevrimi ile ilk önce artmış, daha sonra azalmıştır. Optimum eğitim çevrimi sayısı 20 olarak belirlenmiştir. Uygulanan ısıl işlem ve eğitim çevrimleri esnasında elde edilen veriler ışığı altında optimum tavlama sıcaklığı ve süresi 450 °C’de 1 saat, çevrim sayısı ise 20 olarak tespit edilmiştir. Wang vd. (2004b) tarafından yapılan çalışmada, ısıtma durumunda uzayan, soğuma durumunda kısalan iki yönlü şekil hafıza etkisine sahip TiNi yayların elektroısl hareket karakteristikleri alternatif ve direkt akım ile araştırılmıştır. Tepki süresi diğer bir deyişle yaydaki değişimin başlangıcı ile bitişi arasında geçen süre ve maksimum uzamanın büyük ölçüde uygulanan elektrik akımının büyüklüğüne bağlı olduğu bulunmuştur. Ayrıca İYŞHE’ndeki bozulma tekrarlı uygulamalarla araştırılmıştır. Birinci elektroısl çevrim esnasında nispeten güçlü bir bozulma olduğu, daha sonraki çevrimlerde daha az bir bozulma olduğu gözlemlenmiştir.

Gerilme yardımcı iki yönlü şekil hafıza etkisinin (GYİYŞHE) varlığı sabit yük altında gerilme yardımcı martenzitik dönüşüm ve tersine dönüşüm ile karakterize edilmektedir. Bu ısıl-mekanik çevrim süreci eğitim olarak adlandırılır ve şekil hafızalı bir alaşım tekrarlayan eğitim çevrimleri ile düşük sıcaklıktaki şeklini hafızaya alır. İki yönlü şekil hafıza etkisi ile karşılaştırıldığında, GYİYŞHE’nin gelişiminde yer alan mikroskobik mekanizmalar; dislokasyonların, iç gerilmelerin ve tercihen yönlenmiş olan martenzitik varyantların üretimidir. NiTi, NiTiCu ve CuAlNi alaşımlarda GYİYŞHE’nin büyüklüğüne uygulanan farklı sabit yüklerin etkisi çalışılmış olmasına karşın, farklı martenzit ön deformasyonların ve sabit yüklerin kombine etkisi için çok az çalışma yapılmıştır. Wada ve Liu (2005) tarafından yapılan çalışmada bu toplu etkinin GYİYŞHE üzerine etkileri çalışılmıştır. Sabit gerilme altında yapılan ısıl çevrim esnasında iç gerilmelerin üretimine önem gösterilmiştir. Elde edilen sonuç, maksimum GYİYŞHE’nin tek başına gelişen maksimum iç gerilme ile tanımlanamayacağına işaret etmektedir. İYŞHE şekil hafızalı alaşımların özünde olan, doğal (intrinsic) bir davranış olmadığından, bu etkiyi gözlemlmek için uygun bir ısıl-mekanik işlem yapılması gerekmektedir. Bununla birlikte, doğal İYŞHE nispeten zayıf bir etki olarak düşünülmüştür ve devam eden çevrimlerle ortadan kaybolmaktadır. Scherngell ve Kneissl (1999) tarafından yapılan çalışmada eş atomlu NiTi şekil hafızalı alaşımlarda ısıl-mekanik

işlemler ile üretilen İYŞHE'nin kararlılığına mikro yapının etkisi ele alınmıştır. Söz konusu etki spesifik mikro yapısal özelliklere dayandığından, İYŞHE'nin büyüklüğü ve kararlılığına dislokasyonların ve çökeltilerin bir etkisinin olacağı tahmin edilmiştir. Doğal İYŞHE'nin gelişimi, başlangıçta ısıtıl işlem görmüş numunelerden alınan farklı mikro yapı görüntüleri ile analiz edilmiş ve tartışılmıştır. Soğuk şekillendirilmiş numunelerin eğitimi daha küçük bir İYŞHE büyüklüğü sağlarken, çevrim sayısı ile kararlılık açısından tavllanmış olan numunelerle karşılaştırıldığında etkinin çok daha fazla kararlı olduğu görülmüştür. Çökelti alaşımının eğitilebilirliği üzerine büyük ölçüde negatif bir etkiye sahiptir. Toparlanabilir gerinin gelişimini engellediklerinden, elde edilebilir iki yönlü gerinin büyüklüğünü sınırlandırmaktadırlar.

1990'dan beri TiNi ve TiNiX ($X = \text{Cu, Pd, Hf}$) ince filmler püskürtme yöntemi ile üretilmektedir. Pek çok aktüatör malzemesi arasında hareketlenme kuvveti ve yer değiştirmesi en büyük olan şekil hafızalı alaşımlardır. Bu sayede mikro makineleri hareket ettiren güçlü mikro aktüatörlerin gelişimi için püskürtme ile çökertilmiş TiNi ŞHA ince filmlere gereksinim artmaktadır. Bulk alaşımlardakine eş değerde kararlı şekil hafıza etkisi ve süper elastiklik, püskürtülerek çökertilmiş TiNi ince filmlerde de sağlanabilmektedir. Ayrıca dar dönüşüm sıcaklık histerezi ve yüksek dönüşüm sıcaklıkları da TiNiCu ve TiNi(Pd veya Hf) elde edilmiştir. Miyazaki ve Ishida (1999) tarafından yapılan çalışmada püskürtmeyle çökertilmiş TiNi esaslı şekil hafızalı alaşımların gelişimi ve günümüzdeki durumu hakkında inceleme yapılmıştır.

Da Silva (1999b) tarafından yapılan çalışmada tek yönlü ve iki yönlü şekil hafızaya sahip ticari eş atomlu NiTi alaşım üzerine kalorimetrik bir inceleme gerçekleştirilmiştir. İki yönlü şekil hafıza etkisi elde etmek için kullanılan farklı eğitim prosesleri alaşımın dönüşüm sıcaklıklarında bir değişime neden olmaktadır. Dönüşümün entalpisi ve dönüşüme özgü sıcaklıklar tek yönlü ve iki yönlü hafızaya sahip numuneler için sunulmuş, karşılaştırılmış ve tartışılmıştır. Eğitim görmüş numunenin serbest enerjisi ve enerji seviyesindeki değişimlerin bu değişikliklere neden olduğu fikri öne sürülmüştür.

Son 20 yıldan bu yana şekil hafızalı alaşımların, sıradan metallerin yapamadığı büyük şekil değişimlerine maruz kalabilme yeteneği oldukça iyi bilinmektedir. Bu alaşımlar içerisinde diğer ŞHA'lar ile karşılaştırıldığında en yüksek verime sahip olan NiTi alaşım özel bir ilgi çekmektedir. NiTi günümüzde endüstriyel uygulamalarda yer bulmasına karşın, alaşımın işleme tekniklerine aşırı duyarlılığı kullanımını zorlaştırmaktadır. Alaşımın kimyasal bileşimi, tavlama yöntemleri ve farklı yükleme koşulları gibi bazı parametreler şekil hafıza etkisini

iyileştirebildiği gibi tamamen yok olmasına da neden olabilmektedir. Bu değişkenler üzerinde pek çok çalışma yapılmaktadır. Erbstoeszer vd. (2000) tarafından yapılan çalışmada tek yönlü şekil hafıza etkisi incelenmiştir. Artan çevrim sayılarına rağmen kararlı tek yönlü şekil hafıza etkisini sağlayacak bir işlem tekniği bulmak en çok arzu edilen konu olmuştur. NiTi alaşımdaki şekil hafıza etkisini kararlı hale getirmek için optimal bir süreç bulma umudu ile söz konusu parametreler araştırılmıştır.

TiNi ile karşılaştırıldığında, üçlü TiNiCu şekil hafızalı alaşım daha küçük bir dönüşüm histerezisine sahiptir. Bu küçük histerezis, dönüşüm esnasında arayüz hareketinin kolay olması ile yakından ilişkilidir. Alaşıma ilave edilen Cu aynı zamanda yaşlanma etkisinden sakınmak için etkili olup Ti_3Ni_4 çökelti oluşumunu da engellemektedir. Bu yüzden sensörler ve aktüatörler gibi pek çok uygulama için en iyi aday malzemedir. Wang vd. (2002b) tarafından yapılan çalışmada sabit bir halde tavlamadan sonra uygulanan ısıl-mekanik eğitim ile dar histerezisli TiNiCu ŞHA yaya iki yönlü şekil hafıza etkisi kazandırılmıştır. 500 °C’de 1 saat süren sabit halde tavlama işleminin ardından yapılan 225 çevrim sonrası İYŞHE toparlanma oranının % 58’e kadar çıkabildiği elde edilen sonuçlardan görülmektedir. Isıl olarak yapılan 1100 çevrimin sonrasında dahi İYŞHE toparlanma oranı % 42 olmaktadır. Aynı zamanda, yayın İYŞHE’ne farklı ısı işlem koşullarının etkisi araştırılmıştır. Eğitim dönüşümü esnasında dönüşüm sıcaklıkları ve histerezisi DSC ile çalışılmıştır.

Lexcellent vd. (2000) tarafından yapılan çalışmada iki yönlü şekil hafıza etkisinin simülasyonu için makroskobik bir tanım ortaya konulmuştur. Tersinmez proseslerin termodinamik çerçevesinde bir model kurulmuştur. İki iç değişken dikkate alınmıştır: kendini rahatlatmanın (sırf ısı etki) hacimsel kesri ve yönelmiş (gerilme nedenli) ürün fazı. Eğitim görmüş olan ŞHA’nı modellenmesine dair bir terim, eğitim görmemiş ŞHA için türetilen özgül serbest enerjiye eklenmiştir. Bu terim numuneye uygulanan eğitimin ısıl-mekanik prosedürüne bağlıdır. Kurulan modelin parametreleri CuZnAl bir ŞHA için tanımlanmıştır ve simülasyon sonuçlarının deneysel sonuçlarla oldukça bir uyum içerisinden olduğu görülmüştür. Wang vd. (2003c) tarafından yapılan çalışmada, İYŞHE’ne ısı işlemler ile ısıl-mekanik eğitimin etkisi ve dönüşüm sıcaklıklarına eğitimin etkisi uzama-sıcaklık ilişkisi, elektrik direnç ölçümleri ve DSC ile çalışılmıştır. NiTi yayın İYŞHE toparlanma oranı, artan eğitim çevrimi ile artmakta ve bir doyum noktasına ulaşmaktadır. Tersine martenzitik ve martenzitik sıcaklıklarının ısıl-mekanik eğitim çevrimleri ile azaldığı belirlenmiştir.

Data vd. (2001) yaptığı çalışmada, CuZnAl alaşımda iki yönlü şekil hafıza kaybı ele alınmıştır. Belirli bir dönüşüm çevriminden sonra alaşımdaki İYŞHE tamamen yok

olmaktadır. Yapılan çalışmada bu bozulunun nedenleri araştırılmış ve bu kaybın nedeni olarak martenzit plaka sınırlarında intermetaliklerin çökelmeleri fikri ortaya atılmıştır. Liu vd. (1999) tarafından yapılan çalışmada çok kristalli eş atomlu bir NiTi alaşımın dönüşüm davranışına martenzitik durumdaki çekme deformasyonunun etkisi DSC ve ısıl-mekanik analizlerle çalışılmıştır. Elde edilen deneysel sonuçlar işaret etmektedir ki, martenzitin yeniden yönlenme prosesi bir gerilme platosu üzerinde Lüders tarzında ilerlemekte ve artan gerilme ile bir sonraki aşamada üniform bir deformasyon ile ilerlemektedir. Çekme deformasyonu esnasında, martenzitin yeniden yönlenme sürecinin yerel bir tarzdan üniform bir tarza geçişi henüz açıklanabilmiştir. Ayrıca sonuçlar göstermektedir ki, yeniden yönlenme deformasyonu İYŞHE'nin gelişiminde önemli bir yer tutmaktadır. Gelişen maksimum İYŞHE, benzer alaşımlarda geleneksel eğitim prosesleri ile geliştirilen büyüklüktedir. Deformasyon aynı zamanda, deforme edilmiş martenzitte ısıl kararlılığa neden olmaktadır. Söz konusu kararlılık etkisi tek-sefer etkisi olup deforme edilmiş martenzitin ısıtma ile ostenite dönüşümü sonrası ortadan kaybolmaktadır. Wang vd. (2005) yaptıkları çalışmada soğuk şekillendirilmiş TiNi ve TiNiFe alaşımların İYŞHE'ni ve martenzitik dönüşüm sıcaklıklarını bir dilatometre ile incelemişlerdir. Martenzitik dönüşüm sıcaklıklarının karakteristik özellikleri TiNi alaşımlar üzerine yapılmış önceki sonuçlarla uyum içinde olmasına karşın, TiNiFe numunelerin İYŞHE doğrultularının TiNi alaşımlarının tersi olduğu bulunmuştur.

Meng vd. (2004) tarafından yapılan çalışmada, bir TiNiHf yüksek sıcaklık ŞHA'da İYŞHE, eğme testleri ile sistematik olarak çalışılmıştır. TiNiHf alaşımında, martenzitin deformasyonu, küçük bir gerinim ile dahi İYŞHE elde etmek için etkili bir metottur. Bir TiNiHf alaşım tamamen martenzitik durumdayken deforme edildiğinde deformasyon mekanizması dislokasyon kaymasının eşlik ettiği martenzitin yönlenimidir. Eğme deformasyonu ile oluşan iç gerilme alanının, eğme deformasyonu esnasında oluşan tercihen yönlenmiş martenzitik varyantların doğrultusunda olduğu deneysel sonuçlardan anlaşılmıştır. Soğuma durumunda tercihen yönlenmiş olan martenzit varyantları böyle yönlenmiş olan bir iç gerilme alanı altında oluşur ki, bu durum iki yönlü şekil hafıza etkisinin üretiminden sorumludur. Uygun eğitim prosesi ve yaşlandırma işlemi, iki yönlü şekil hafıza etkisinin gelişimine neden olacak şekilde yönlenmiş gerilme alanlarının oluşumuna yardımcı olmaktadır. TiNiHf alaşımında, eğitim gerinimi % 7.1 ve eğitim sıcaklığı oda sıcaklığı olarak seçildiğinde elde edilen iki yönlü şekil hafıza gerinimi % 0.88 olarak elde edilmektedir. Bu değer TiNi esaslı yüksek sıcaklık ŞHa'lar içinde şimdiye kadar elde edilen maksimum iki yönlü şekil hafıza gerinimidir. TiNi alaşımla karşılaştırıldığında, TiNiHf yüksek sıcaklık ŞHA, daha düşük martenziti

dayanımından nispeten zayıf kararlılığa sahip bir iki yönlü şekil hafıza etkisi göstermektedir.

Lahoz ve Puértolas (2004) tarafından yapılan çalışmada, eş atomlu bir TiNi alaşımında İYŞHE çalışılmıştır. Ana faz $\leftrightarrow$ martenzit dönüşüm sıcaklık aralığında uygulanan sabit bir yük altında eğitim prosedürü gerçekleştirilmiştir. Metodun verimliliği, farklı eğitim gerilmesi ve çevrim sayısında TMA (ısıl-mekanik tahlil cihazı – thermomechanical analyser) ile yapılan deformasyon - sıcaklık ölçümlerinden tespit edilmiştir. Maksimum iki yönlü hafıza gerinimi, çevrim sayısından bağımsız olarak 115 MPa eğitim gerilmesi ile elde edilmiştir. İYŞHE ve eğitim esnasında üretilen kalıcı gerinim arasında bir korelasyon kurulmuştur. Artan eğitim gerilmesi ile A_s ve A_f geçişleri pozitif bir değişim, M_s ve M_f ise negatif bir değişim sergilemektedir. Tüm dönüşüm sıcaklıkları eğitim çevrimi ile azalmaktadır. Eğitim görmüş olan malzemede, $P \rightarrow M$ ve $M \rightarrow P$ sıcaklıkları ve dönüşümlerin gizli ısıları artan eğitim gerilmesi ile hızla azalmaktadır. Eğitim parametrelerinin bir fonksiyonu olarak bu ısı parametrelerdeki değişim termodinamik bir çerçevede ele alınmıştır.

1.3 Tezin Amacı

Yapılan çalışmanın amacı, yaklaşık eş atomlu NiTi şekil hafızalı alaşımda uygulanan ısı ve mekanik işlemlerin alaşımın dönüşüm karakteristiklerine etkilerini araştırmaktır. Tek yönlü şekil hafıza etkisine sahip dairesel kesitli, düz tel şeklindeki NiTi şekil hafızalı alaşımın temini Almanya’da bulunan Memory-Metalle firması tarafından sağlanmıştır. Hazırlanan NiTi şekil hafızalı alaşımdan ibaret numunelere uygulanan farklı sıcaklıklarda ve zamanlarda tavlama şeklindeki ısı işlemler ile farklı değerlerdeki ön gerinimlerden sonra, her bir numunenin DSC cihazında ısı analizi yapılarak malzemedeki içyapısal dönüşümlere özgül sıcaklık değerleri tespit edilmiştir. Elde edilen sonuçlar literatürde yapılan çalışmalardan da faydalanılarak açıklanmaya çalışılmıştır.

Ayrıca, tek yönlü şekil hafızaya sahip NiTi numunelerin dönüşüm karakteristiklerine DSC cihazında farklı değerlerde ısıtma/soğutma işlemlerinin etkileri araştırılmıştır. Malzemeye uygulanan tavlamanın etkisi ve mikroyapının durumu incelenmiş, dönüşüm sıcaklıkları, dönüşümler esnasında emilen ve salınan ısı miktarları ile elastik ve tersinmez enerjiler hesaplanmıştır.

Tek yönlü şekil hafızaya sahip olan NiTi tellere, iki yönlü şekil hafıza etkisi kazandırılmıştır. Bunun için bir dizi ısıl-mekanik işlemlerden ibaret bir eğitim yöntemi olan iki yönlü şekil hafıza eğitimi uygulanarak, eğitimde optimum sonuçlar veren işlem parametreleri

belirlenmiştir.

1.4 Tezin Literatüre Katkısı

Şekil hafızalı alaşımlar, farklı ısı-mekanik koşullarda şekillerini hatırlayabilen metal alaşım sınıflarıdır. Belirli bir karakteristik sıcaklıkta martenzitik faz dönüşümü gösterirler ve düşük sıcaklıkta martenzit faza, yüksek sıcaklıkta ostenit faza sahiptirler. Eğer martenzitik faz belirli bir elastik limitin üzerinde deforme edilirse, uygulanan deformasyon belirli bir karakteristik dönüşüm sıcaklığının üzerine ısıtma durumunda ortadan kaybolup toparlanabilir. Söz konusu olgu “şekil hafıza etkisi” olarak isimlendirilmektedir. 20. yüzyılın ortalarında Amerika Birleşik Devletleri’nde bulunan askeri ordu laboratuvarlarında, Buehler ve arkadaşları tarafından NiTi şekil hafızalı alaşımın keşfinden bu yana (Li, 2004) gerek NiTi ŞHA’lar gerekse diğer şekil hafızalı alaşım sınıfları için görülen termoelastik olan ve olmayan martenzitik dönüşümler ve mikroyapı üzerine önemli sayıda pek çok bilimsel araştırma yapılmıştır ve halen yapılmaktadır.

Yapılan bu çalışmada NiTi şekil hafızalı alaşımdan yapılmış olan teller ile çalışılmıştır. Uygulanan farklı sıcaklık ve zamanlardaki ısı işlemlerin ve farklı öngerinimler şeklinde uygulanan mekanik işlemlerin alaşımın dönüşüm sıcaklıklarında nasıl bir değişime yol açtığı belirlenmeye çalışılmıştır. Çünkü alaşım belirli bir karakteristik sıcaklığın üzerine haerekete geçmekte ve ısı enerjisi mekanik enerjiye dönüşerek bir aktivatör görevi görmektedir. Bu nedenlerden dolayı şekil hafızalı alaşımın pratikte kullanımı açısından dönüşüm sıcaklıklarının bilinmesi önem arz etmektedir.

Yine NiTi alaşımı ısıtma ve soğutma durumunda sıcaklık/zaman faktörü de bir diğer önem arz eden faktör olarak karşımıza çıkmaktadır. Sıcaklık/zaman faktörünün etkisini görmek amacı ile hazırlanan NiTi numunler, öncelikle farklı sıcaklıklarda belirli süreler boyunca tavllanmış ve DSC cihazında farklı sıcaklık/zaman hızlarında ısıtılıp soğutularak alaşımdaki dönüşümlere özgü karakteristik özellikler irdelenmiştir. Aynı sıcaklıkta fakat farklı sürelerde tavlanan numunelerdeki dönüşüm karakteristiklerinin ve trendinin pek belirgin bir farklılık göstermediği gözlemlenmiştir. Tüm numunelerde farklı sıcaklık/zaman şeklinde uygulanan tarama hızlarında alaşımın dönüşüm karakteristiklerinde farklılıklar gösterdiği görülmüştür. Yapılan literatür taramasında, sıcaklık/zaman faktörünün alaşımın dönüşüm sıcaklıklarına etkisine ait bir çalışma olmadığı görülmüştür. Bu nedenle de tez çalışmasında yaklaşık eş atomlu NiTi alaşıma uygulanan DSC analizleri sonucunda elde edilen verilerle hazırlanan makalenin literatüre katkılarının olacağı düşünülmektedir.

İki yönlü şekil hafıza kazandırımı için, tek yönlü şekil hafıza etkisine sahip NiTi alaşım telden hazırlanan farklı boylardaki numuneler, farklı deformasyonlar uygulanarak farklı sıcaklık ve sürelerde kalıp içinde sabitlenerek fırında bekletilmiş, soğutulmuş ve serbest bırakılmışlardır. Yaklaşık eş atomlu NiTi alaşıma en iyi iki yönlü şekil hafıza etkisi kazandırımı için optimum deformasyon - sıcaklık - zaman - çevrim ilişkisinin araştırılması için yapılan çalışmalar, literatürde konu ile ilgili eksikliklerin giderilmesi için sunulmuştur.

1.5 Tezin İzlenesi

Şekil hafızalı alaşımlarda görülen şekil hafıza etkisinin temelinde yatan esas faktörün termoelastik martenzitik dönüşümler olduğu tahmin edilmektedir. Bu bağlamda birinci bölümde martenzitik dönüşümler hakkında bilgi verilmiştir. Dönüşümün termodinamiği, termodinamik karakterisitkleri, termoelastik martenzitik dönüşüm ve deformasyon nedenli martenzitik dönüşüm kavramları ele alınmış, özetle anlatılmıştır.

İkinci bölümde şekil hafıza etkisinin mekanizmasının ne olduğuna yer verilmiştir. Şekil hafıza etkisi ve hafıza mekanizması anlatılmış, şekil hafıza etkisinin orijinininden bahsedilmiştir. NiTi ŞHA'ların mekanik özellikleri verilmiş ve bu alaşımların üretimi, ergütme ve döküm süreçleri, sıcak ve soğuk halde şekil verme prosesleri, bitirme işlemleri ve uygulanan testler açıklanmıştır. Ayrıca şekil hafıza eğitiminin nasıl yapıldığı ve yöntem çeşitleri ayrıntılı olarak verilmiştir.

Üçüncü bölümde bu çalışmada yapılan deneysel çalışmalar ortaya konmuştur. NiTi alaşım malzemenin dönüşüm sıcaklıklarına etkilerini incelemek amacı ile uygulanan ısıl-mekanik işlemler anlatılmıştır. Yine alaşımın dönüşüm karakteristiklerine etkilerini incelemek amacı ile yapılan farklı ısıtma/soğutma hızlarındaki taramaların uygulanişından bahsedilmiştir. Kazandırılan iki yönlü şekil hafıza etkisi ve iki yönlü hafızanın optimum olduğu zaman-sıcaklık-çevrim ilişkisinin araştırılması üzerine yorumlar yapılmıştır.

Dördüncü bölümde deneysel çalışmalar kısmında anlatılan işlemlerin etkileri ve sonuçları ele alınmış, ayrıntılı olarak açıklanmaya çalışılmıştır. Uygulanan ısıl-mekanik işlemlerin ve farklı ısıtma/soğutma hızlarının sonuçları ve kazandırılan iki yönlü şekil hafıza etkisini optimize eden ısıl-mekanik yöntem parametreleri verilmiştir.

Beşinci bölümde yukarıda anlatılan bütün bu işlemler sonucunda alaşımın dönüşüm karakteristikleri DSC cihazında ısıl olarak analiz edilmiş, sonuçlar verilmiştir. Elde edilen sonuçlar literatürden de yararlanılarak açıklanmaya çalışılmıştır.

1.6 Martenzitik Dönüşümler

1.6.1 Genel Karakteristikler

Martenzit ilk olarak su verilmiş çeliklerin içyapısında gözlemlenmiştir. Çelik bir malzemeye yüksek sıcaklıkta ostenitik fazdan su verilirse martenzit meydana gelmekte ve malzeme sertleşmektedir. Parlatma ve dağlama işlemleri sonrasında mikroskop altında yapılan iç yapı incelemelerinde, oldukça ince taneli ve sert bir içyapı görülmektedir. Martenzit ismi, onu ilk gözlemleyen Alman metalürjist Adolf Martens'den sonra kendisine izafeten verilmiştir.

Daha sonraları yapılan deneysel araştırmalarda martenzit yapısının, atomik difüzyon olmaksızın gerçekleşen bir kafes dönüşümü sonucu meydana geldiği anlaşılmıştır. Kübik yüzey merkezli ostenit bölgeler, kübik hacim merkezli ya da tetragonal hacim merkezli kafeslere sahip mercek veya tabak şeklindeki bölgelere dönüşmektedir. Böyle dönüşümlerle ortaya çıkan kristaller “martenzit”, atomik difüzyonsuz kafes dönüşümleri ise “martenzitik dönüşümler” olarak isimlendirilmektedir.

Difüzyonsuz martenzitik dönüşümler çelik dışında pek çok metal, alaşım ve bileşiklerde de gözlemlendiğinden dolayı günümüzde “martenzitik dönüşüm” terimi yaygın olarak kullanılmakta ve katılarda görülen faz geçişlerinin bir türünü ifade etmektedir.

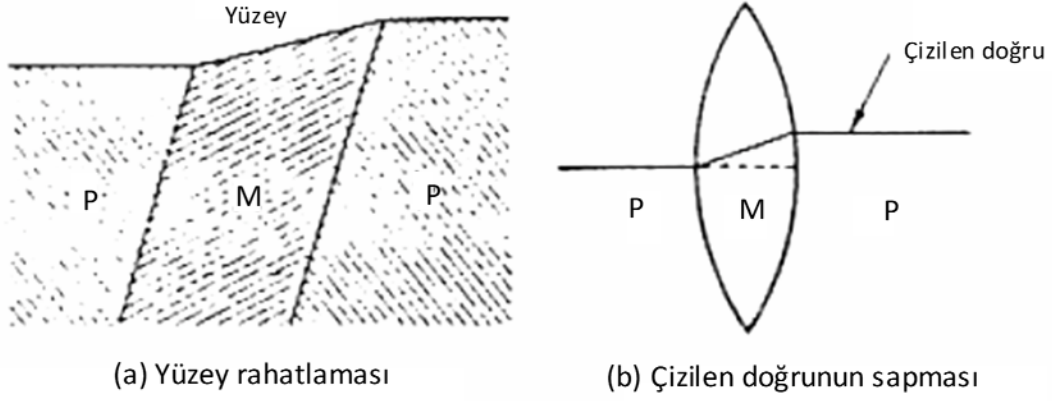
“Martenzitik dönüşüm” en basit ve özet hali ile kesme deformasyonu sonucunda atomların toplu halde hareket etmesi ile oluşan bir kafes dönüşümü olarak tanımlanabilir. Ana faz içindeki mercek veya tabak şeklindeki bölgelerde bulunan atomlar birbirinden bağımsız hareket etmezler. Ana faz tamamen martenzite dönüşene kadar tıpkı domino taşlarının yıkılması olayında olduğu gibi bir hareket tarzı ile kesme deformasyonuna uğrarlar. Atomların böyle bir işbirliği içerisinde hareketlenmesi ile ana faz ve martenzit faz içindeki kafes noktaları arasında “kafes etkileşimi” olarak isimlendirilen birebir etkileşim meydana gelir. Ana fazın süper kafes yapısına sahip olması, bahsedilen kafes noktaları etkileşimini gerçekleştirebilen dönüşümlerin meydana gelmesini sağlar. Bu sayede, ortaya çıkan martenzit faz, özel bir süper kafese sahip olur (Funakubo, 1987).

Genel olarak, difüzyonsuz bir dönüşüm esnasında meydana gelen atomsal hareketlenmeler; kafes çarpılmasına neden olan biçimde hareketlenmeler ve kafes içinde yer değiştirme biçimindeki hareketlenmeler olmak üzere iki kategoriye ayrılabilir. Birinci kategoride yapısal değişim, birim hücredeki boyutsal ve şekilsel değişim ile gözlemlenirken, ikinci kategoride sadece birim hücre içindeki atomların dağılımı değişmiştir. Örneğin Bain çarpılmasında

görüldüğü gibi kafes çarpıtan hareketlenmeler, homojen bir kafes deformasyonuna neden olur ve gerinim enerjisini etkiler. Simetride bir değişime neden olabilen kafes içi yer değiştirme biçimindeki atomsal hareketlenmeler de sadece ara yüzey enerjisini etkilenmektedir. Martenzitin karakteristik morfolojilerine bakıldığında gerinim enerjisi ile yakından ilişkili olup, martenzitik dönüşümde kafes çarpıtan hareketlenmeler, kafes içi hareketlenmelere göre çok daha önemli bir rol oynamaktadır (Humbeeck, 2001).

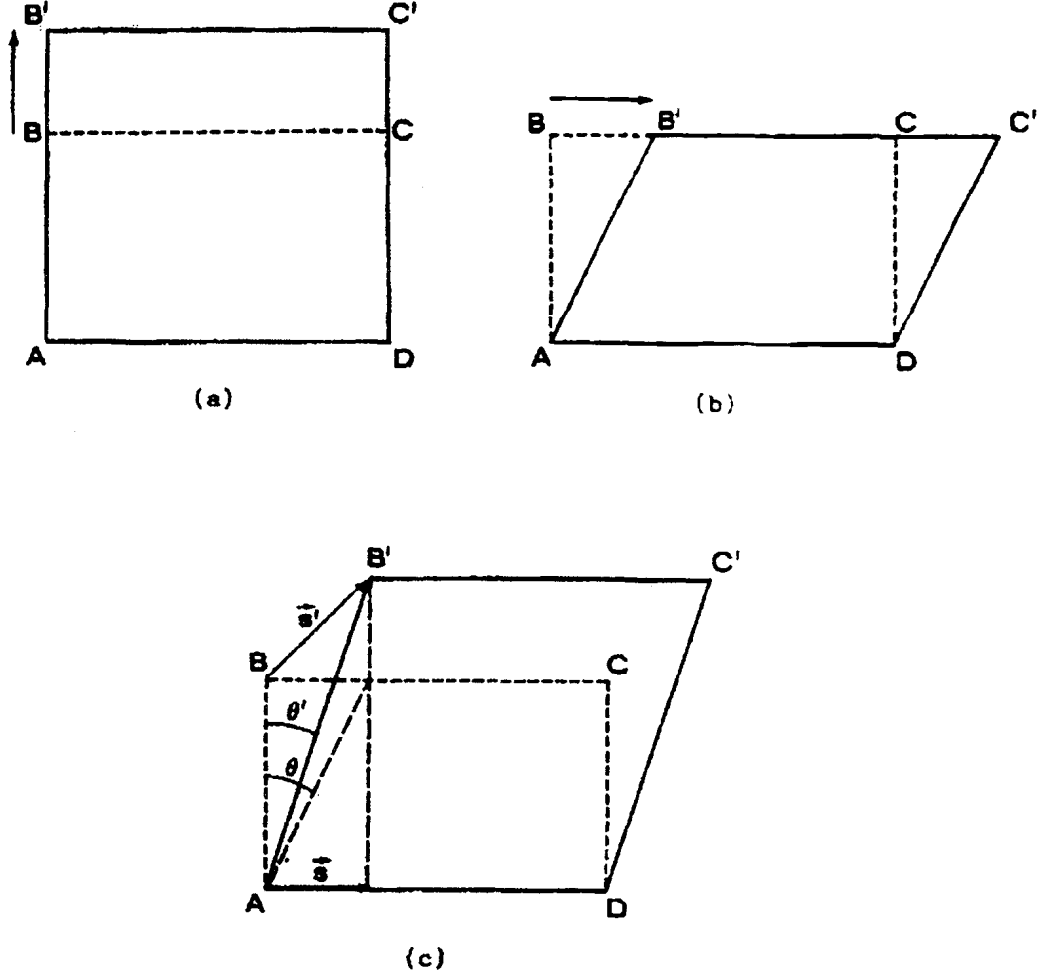
Martenzit dönüşümlerin karakteristikleri şu şekilde listelenebilir:

- Martenzit faz, bir arayer veya yeralan atomsal oluşumların görüldüğü bir katı çözeltilidir.
- Dönüşüm difüzyonsuzdur. Martenzit faz içerisinde çözünen atomların derişimi, ana fazda çözünen atomların derişimine eşittir. Ötektoid dönüşümlerde görülen uzun mesafeli difüzyon olayı görülmez.
- Dönüşüm sonrasında belirli bir miktarda şekilsel değişim veya yüzeysel gevşeme gözlemlenir. Oda sıcaklığının altında dönüşüme uğrayan parlak ve düz yüzeyli bir numune, dönüşümün başlaması için oda sıcaklığının bir miktar altına soğutulduğunda yüzeyde martenzit fazın görüldüğü bazı bölgelerde Şekil 1.1(a)'da görüldüğü gibi bir yüzeysel gevşeme etkisi gösterecektir. Ana fazda iken numunenin yüzeyine düz bir çizgi çizilirse, (b)'de görüldüğü gibi P ana fazı ile M martenzit fazları arasındaki sınırlarda çizilen çizgide eğim meydana geldiği görülür. Gevşeyen yüzeyin eğilimi ve çizilen çizginin eğimi ana fazın kristal yönelimine bağlı olarak değişecektir. Buradan dönüşüme eşlik eden şekilsel değişimin belli bir değerde olduğu ve vuku bulan dönüşüm mekanizmasının kayma deformasyonu olduğu sonucu ortaya çıkmaktadır. Martenzitik dönüşüme eşlik eden şekil değişimleri daha sonra detaylı olarak anlatılacak olan şekil hafıza etkisindeki deformasyon mekanizmasında önemli bir rol oynamaktadır (Funakubo, 1987).



Şekil 1.1 Yüzey rahatlamasının oluşumu ve martenzit dönüşüm sonucu yüzeye önceden çizilmiş olan bir çizginin eğilmesi.

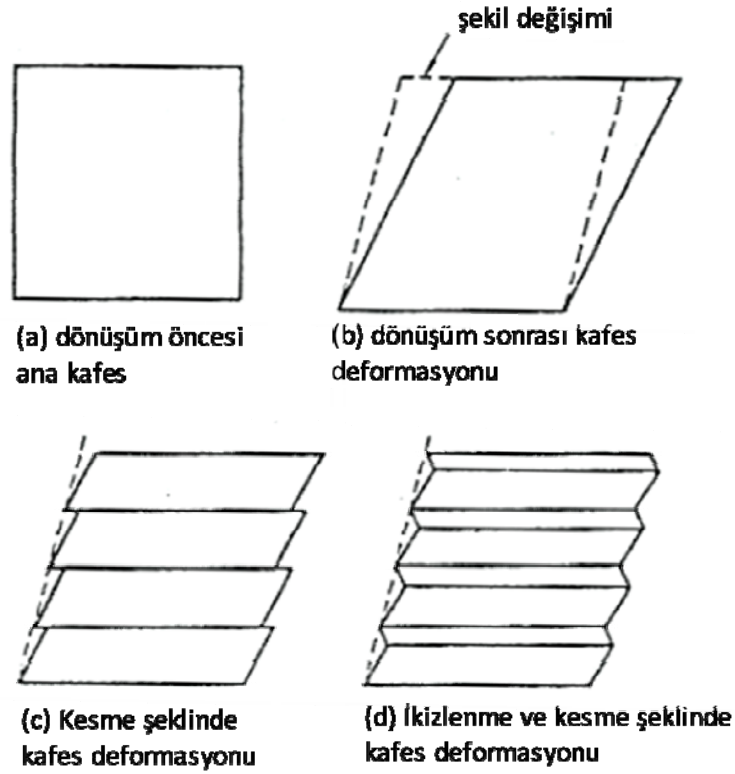
- Makroskopik şekil değişimlerine neden olan bir kafes çarpılması söz konusudur. Söz konusu kafes çarpılması esas itibari ile deviyatrik bir elemandan ibaret olup genişletici eleman devre dışı kalır (Şekil 1.2). Dönüşümün kinetiği ve morfolojisi gerinim enerjisi ile sağlanır. Kafes çarpılmasına neden olan atomsal hareketlenmelerin deviyatrik elemanı genişletici elemana göre daha büyük olmalıdır. Bu sayede dönüşüm esnasındaki kinetik ve morfolojide hacimsel değişimden çok şekilsel değişim egemen olur (Humbeeck, 2001).



Şekil 1.2 İnvaryant düzlem gerinimlerinin şematik gösterimi: a) basit uzama, b) basit kesme, c) genel durum: basit uzama+basit kesme

- P ve M faz kafesleri arasında belirli bir yönelim ilişkisi ve habit düzlemleri vardır. Bir martenzit kristali özel bir “habit düzleme” sahip olup, bu düzlem Şekil 1.1(a)’da görülen P ve M fazları arasındaki ara yüzeydir. Dönüşüm esnasında kaymanın meydana geldiği düzlemdir. Habit düzlem her iki faza da ait olduğundan dolayı, invaryant düzlem olarak adlandırılır.
- Kafes hatalarının varlığı M kristallerinde kaçınılmazdır. Ana faz kafesindeki habit düzlem boyunca, ölçülen şekilsel değişime eşit bir kesme deformasyonu uygulanmış olsa dahi tam bir martenzit faz kafesi elde edilemez. Bu çelişki aşağıdaki varsayımlarla çözümlenebilir. Şekil 1.3’de görüldüğü üzere, ana faz kafesini M fazı kafesine dönüştürecek kadar (b)’deki gibi bir kesme deformasyonu uygulandığında,

(c)'deki gibi bir tamamlayıcı kesme veya (d)'deki gibi bir tamamlayıcı ikizlenme deformasyonları meydana gelir.



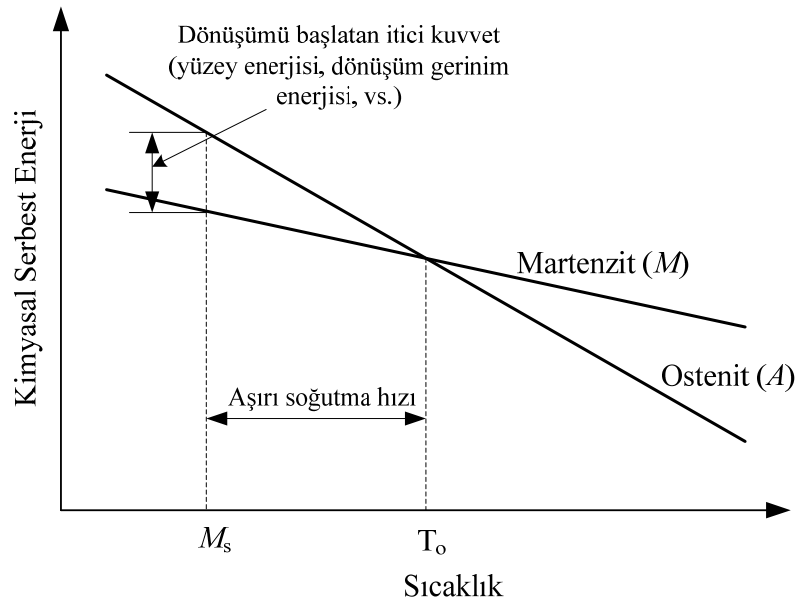
Şekil 1.3 Kafes deformasyonu ile tamamlayıcı kesme ve ikizlenme kesmesi (kesikli çizgiler) gerçek şekil değişimini göstermektedir.

Söz konusu tamamlayıcı deformasyonlar “kafes invaryant gerinimi” olarak adlandırılıp, dislokasyon ve yığılma ya da ikizlenme hataları gibi yapısal izleri, elektron mikroskoplarında gözlemlenebilmektedir (Funakubo, 1987). İnvaryant olarak adlandırılmasının nedeni bu proseslerin martenzitin yapısında herhangi bir değişime neden olmamasından dolayıdır. Ne tür bir kayma veya ikizlenme deformasyonunun ortaya çıkacağı alaşıma bağlı olarak değişmekte olup, şekil hafızalı alaşımlarda kafes invaryant gerinimleri olarak en çok ikizlenme prosesleri görülmektedir. İki ikiz kristal bir ayna düzlemine veya bir dönme eksenine göre bir simetri oluşumu gösterecek tarzda ilişkilidir. Deformasyon ikizlenmesinde, uygun bir kayma hareketi ile bir ikiz oluşturulur ve oluşan ikizler gerilme altındaki bir deformasyon tarzında davranırlar. Bu bağlamda, ikizler şekil hafıza etkisi ile yakından ilişkilidir ve şekil hafıza etkisinin sergilenmesinde önemli rol oynamaktadır (Otsuka, 1998).

1.6.2 Dönüşüm Termodinamiği

İtici kuvvet. $P \rightarrow M$ dönüşümünün başlaması için M fazın kimyasal serbest enerjisinin P

fazından küçük olması gerekir. Ayrıca, dönüşüm başlaması için kimyasal olmayan serbest enerjinin (dönüşüm gerinim enerjisi ve ara yüzey enerjisi gibi) aşılması gerektiğinden dolayı, her iki fazın arasındaki kimyasal serbest enerji farkı, kimyasal olmayan serbest enerjiden büyük değilse dönüşüm başlayamayacaktır (Şekil 1.4). Bir başka deyişle, itici bir kuvvete ihtiyaç vardır. Eğer numune, T_0 denge sıcaklığı (M ve P fazların kimyasal serbest enerjisinin eşit olduğu sıcaklık noktası) altındaki M_s sıcaklık noktasına kadar süper soğutulduğunda dönüşüm başlayacaktır. Söz konusu itici kuvvet, aynı zamanda tersine dönüşüm içinde gereklidir, bunun için numune T_0 denge sıcaklığının üstündeki A_s sıcaklığına kadar süper ısıtılmalıdır.



Şekil 1.4 Ostenit ve martenzit fazların kimyasal serbest enerjilerinin sıcaklığa göre değişimi. (T_0 = martenzit ve ostenitin kimyasal serbest enerjilerinin eşit olduğu denge sıcaklığı)

Dönüşüm kinetiği. Martenzitik dönüşümler genellikle sıcaklık M_s altına düştüğünde gerçekleşmeye başlar. Başka bir deyişle, “atermal dönüşüm” söz konusudur. Demir esaslı alaşımlarda meydana gelen bu tip bir dönüşümde M kristalleri, oluşum sonrası büyümeye devam etmeyip, kalan P fazından yeni M kristallerinin oluşumu ile dönüşüm ilerlemesini devam ettirirler. M kristalleri tek tek çekirdeklemeye başlar ve elastik dalgaların katı içinde ilerleme hızının yaklaşık 1/3’ü değerindeki hızlarla büyürler. Bundan başka, değişik dönüşüm davranışları da görülmektedir. Örneğin, M_s sıcaklığı üstündeki sıcaklık değerlerinde durulduğunda veya numune M_s altındaki bir sıcaklık noktasına hızla soğutulduğunda ya da kısmi bir atermal dönüşüm sonrası sabit bir sıcaklıkta bekleme yapıldığı durumlarda,

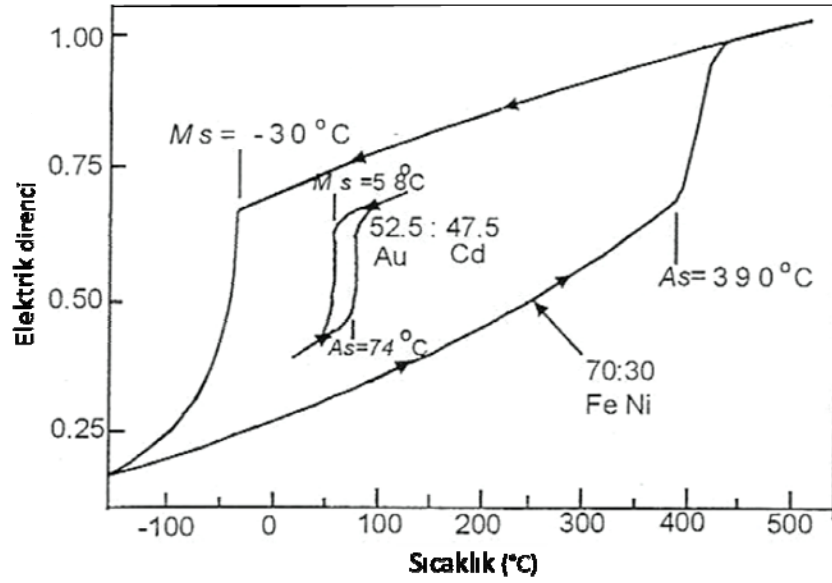
dönüşüm malzemeye özgü bir kuluçka süresinden sonra başlamakta ve geçen süre ile dönüşüm miktarı artmaktadır. Böyle bir dönüşüm davranışı, “izotermal dönüşüm” olarak adlandırılır. Yeni M kristallerinin çekirdeklenmesi, oluşumu ve çok yüksek hızlarda büyümesi ile dönüşüm devam eder.

Dönüşüm davranışı ister atermal isterse izotermal olsun, bireysel M kristalleri ortaya çıkar ve bu kristaller son boyutuna ulaşana dek hızla büyümeye devam eder. Bundan sonra geçen süre veya sıcaklığın daha aşağı değerlere düşürülmesi, kristallerin daha da büyümesine neden olmayacaktır. M kristallerinin çekirdeklenmesini ve büyümesini esas alarak konuşulursa, söz konusu dönüşüm “termoelastik olmayan” bir dönüşüm olarak adlandırılır. Aksine, “termoelastik” dönüşümlerde ise, M kristalleri çekirdekler çekirdekleşmez, düşen sıcaklıkla birlikte soğuma hızına bağlı olarak hızla büyümeye devam eder, ısı uygulandığında benzer şekilde M kristalleri küçülerek kaybolur. Termoelastik dönüşümler, şekil hafıza etkisinin gerçekleşmesinde önemli rol oynamaktadır.

1.6.3 Termoelastik martenzitik dönüşüm

1.6.3.1 Genel karakteristikler

Şekil 1.5’de Fe-30at.%Ni ve Au-47.5at.%Cd için, alaşımların martenzitik ve tersinir dönüşümleri hakkında bilgi veren elektrik direncindeki değişimin sıcaklığa bağlı değişimi görülmektedir. FeNi alaşımında, dönüşüm sıcaklığının histerezisi ($A_s - M_s$) aşırı büyük olup (yaklaşık 400 °C), AuCd alaşımında ise bu değer çok küçüktür (sadece 15 °C). Bu da göstermektedir ki, itici kuvvet ve bu nedenle dönüşümün gereksindiği kimyasal olmayan serbest enerji FeNi alaşımında büyük, AuCd için ise oldukça küçüktür. AuCd alaşımında, ara yüzey enerjisinin ve plastik deformasyon için gereken enerjinin ihmal edilecek kadar küçük olması bunu bir nedeni olarak düşünülmektedir.



Şekil 1.5 Isıelastik olan (AuCd) ve olmayan (FeNi) martenzit dönüşümler için sıcaklık döngülerinin karşılaştırılması.

Numune M_s sıcaklığının altındaki sıcaklık değerlerine soğudukça M kristalleri büyümeye devam eder. Belirli bir boyuta ulaştıktan sonra, ısı kimyasal serbest enerjideki azalış ve elastik kimyasal olmayan serbest enerjideki artış minimum bir değere ulaştığı anda büyüme durur. Isıl ve elastik etkiler arasındaki bu denge olayı “termoelastiklik” olarak ifade edilir. Isıl denge sağlandıktan sonra, eğer numune ısıtılır veya soğutulursa ya da numuneye harici bir yük uygulanırsa söz konusu ısı denge bozulur ve kararlı haldeki M kristalleri yeniden büyümeye veya küçülmeye başlar. Böyle bir martenzitik dönüşüm “termoelastik” olarak adlandırılır.

Termoelastik dönüşümün meydana gelmesi için hem ara yüzey enerjisi, hem de plastik deformasyon için duyulan enerji ihmal edilebilecek kadar küçük olmalıdır. Bu durum dönüşüm esnasında yapısal değişikliklerin ve dolayısı ile hacimsel değişimlerin küçük olmasıyla ve ayrıca P ana fazı ile M martenzit fazı kafesleri arasında iyi bir eşleşme olmasıyla mümkündür.

Termoelastik martenzitik dönüşümlerin, dolayısıyla şekil hafıza etkisinin görüldüğü alaşımların Çizelge 1.1’de kimyasal bileşimleri, M_s sıcaklık değerleri, dönüşüm histerezisleri, kristal yapılarındaki değişim, düzenli yapıya sahip olup olmadıkları ve hacim değişimleri listelenmiştir. Birkaç alaşım dışında hemen hemen hepsi yukarıda bahsedilen koşulları yerine getirmektedir. Hariç tutulan bu birkaç alaşım ise düzensiz yapıya sahiptir. Ancak, dönüşüm esnasında görülen kafes etkileşimleri, onları düzenli yapılara sahip diğer alaşımlar ile birlikte

ele aldırmaktadır.

Çizelge 1.1 Şekil hafıza etkisi gösteren alaşımlar ile ilgili veriler.

Alaşım	Bileşim	M_s (°C)	Dönüşüm sıcaklık histerezisi (°C)	Dönüşümün tipi	Düzenli /düzensiz	Hacim değişimi
AgCd	44~49at.%Cd	-190~-50	~15	B2→M2H	düzenli	-0.16
AuCd	46.5~50at.%Cd	30~100	~15	B2→M2H	düzenli	-0.41
CuAlNi	14~14.5ağ.%Al 3~4.5ağ.%Ni	-140~100	~35	DO ₃ →2H	düzenli	-0.30
CuAuZn	23~28at.%Au 45~47at.%Zn	-190~40	~6	L21→M18R	düzenli	-0.25
CuSn	~15at.%Sn	-120~30		DO ₃ →2H veya 18R	düzenli	
CuZn	38.5~41.5ağ.%Zn	-180~-10	~10	B2→9R veya M9R	düzenli	-0.5
CuZnX (X=Si, Sn, Al, Ga)	birkaç %ağ. X	~180-100	~10	B2→9R veya M9R DO ₃ →18R veya M18R	düzenli	
InTl	18~23at.%Tl	60~100	~4	KYM→TYM	düzensiz	-0.2
NiAl	36~38at.%Al	-180~100	~10	B2→M3R	düzenli	-0.42
TiNi	49~51at.%Ni	-50~100	~30	B2→B19	düzenli	-0.34
FePt	~25at.%Pt	~130	~4	L1 ₂ →düzenli BCT	düzenli	0.8~-0.5
FePd	~30at.%Pd	~100		KYM→TYM→THM	düzensiz	
MnCu	5~35at.%Cu	-250~180	~25	KYM→TYM	düzensiz	

1.6.3.2 Termodinamik karakteristikler

FeNi ve diğer bazı alaşımlarda meydana gelen termoelastik olmayan martenzitik dönüşümlerde, her bir M kristali son boyutuna ulaşana dek aniden büyür ve sıcaklığı düşmeye devam ettikçe boyutsal değişim artık görülmez. Bu tip M kristalleri, tersine dönüşüme maruz kaldıklarında küçülmezler ve P fazına geri dönmezler. Tıpkı P fazı içinde M kristallerinin çekirdekleşip büyüdüğü gibi, tersine dönüşümde de M fazı içinde P fazı kristalleri çekirdeklenip büyümeye başlar. Bunda dolayı ileri dönüşümdeki itici kuvvet $\Delta G^{P \rightarrow M}$ ve

tersine dönüşümün itici kuvveti $\Delta G^{M \rightarrow P}$ hemen hemen birbirine eşittir. Her iki kuvvetin sıfır olduğu sıcaklık değeri olarak varsayılan T_0 noktasında, süpersoğutma derecesi ($T_0 - M_s$) ve süperısıtma derecesi ($A_s - T_0$) eşit olacaktır. Buradan,

$$T_0 = \frac{1}{2}(A_s + M_s) \quad [1.1]$$

Ancak termoelastik dönüşümlerde; M kristalleri çekirdeklendikten sonra ısı değişimi ile büyüdüğünden veya küçüldüğünden, termoelastik martenzitik dönüşümlerin termodinamiği, termoelastik olmayan martenzitik dönüşümlerin termodinamiğinden farklıdır. Dikkat edilirse, eğer 1.1 denklemi termoelastik martenzitik dönüşümler için uygulandığında, T_0 değeri M_s 'den küçük olacağından bu durum termodinamik açıdan anlamsız olacaktır. Bu nedenle termoelastik martenzitik dönüşümler, 1.1 denklemi kullanılarak termodinamiksel açıdan incelenemezler.

Yapılan deneyler sonucu, termoelastik martenzitik dönüşümlerde, M_s sıcaklığında ilk şekillenen M kristallerin, A_f sıcaklığında en son tersine dönüşüm geçiren kristaller olduğu görülmüştür. Dönüşümün toplam serbest enerjisindeki değişim; fazların kimyasal serbest enerjisindeki değişimin, fazlardaki kimyasal olmayan serbest enerjideki artışın ve M kristallerinin büyüüp küçülmesine ya da oluşup kaybolmasına direnç gösteren kuvvetlerin sahip olduğu enerjilerin toplamına eşittir.

Termoelastik martenzitik dönüşümlerde, bir başka T_0' denge sıcaklığı daha vardır. Dönüşüm başlamadan evvel sistemin enerjisindeki değişim, sadece kimyasal serbest enerjideki değişim olup, $T = T_0'$ 'da sıfırdır. Ancak dönüşüm ilerledikçe, kimyasal olmayan serbest enerjideki değişim artmaya başlar ve M_f sıcaklığında doyuma ulaşır. Tersine dönüşüm içinde aynı şekilde kimyasal serbest enerjideki değişime ilaveten kimyasal olmayan serbest enerjideki değişimde dikkate alınmalıdır. T_0' denge sıcaklığında, dönüşümün toplam serbest enerjisindeki değişim sıfır olup, kimyasal ve kimyasal olmayan serbest enerjilerdeki değişimlerin toplamına eşittir.

Eğer ($A_f - M_s$) farkı küçük ve süpersoğutma ile süperısıtma dereceleri yaklaşık eşitse,

$$T_0 = \frac{1}{2}(M_s + A_f) \quad [1.2]$$

olacaktır.

$M_f < T_0' < A_s$ olması durumunda ise,

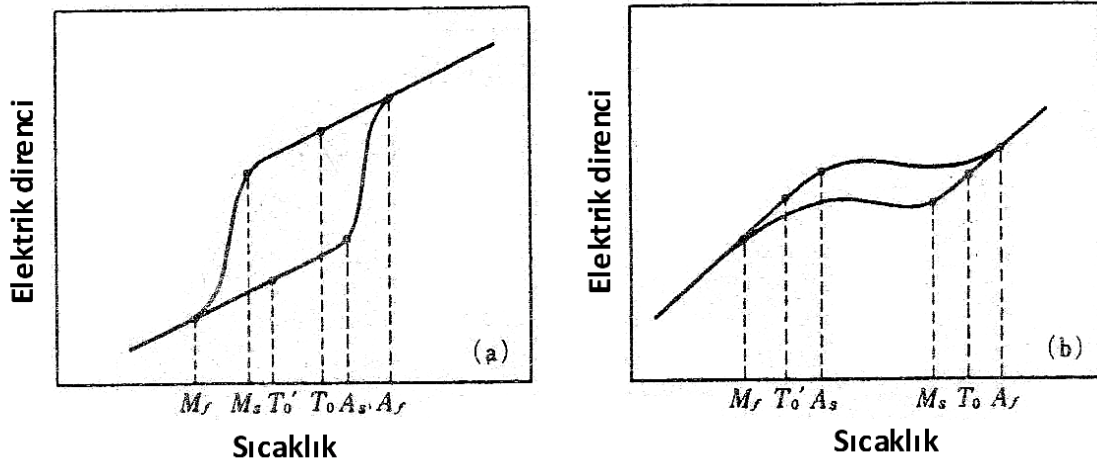
$$T_0' = \frac{1}{2}(A_s + M_f) \quad [1.3]$$

olur.

T_0 ve T_0' ile M_s , M_f , A_s ve A_f sıcaklıkları arasındaki ilişkiler Şekil 1.5(b)'de grafiksel olarak görülmektedir. Bu ilişkiden,

$A_f > T_0 > M_s > A_s > T_0' > M_f$ şeklinde bir ilişkinin olduğu görülmekte olup böyle bir ilişkinin olduğu dönüşümler, tip II termoelastik martenzitik dönüşüm olarak adlandırılır. Şekil 1.6(a)'da görülen sıcaklık noktaları arasındaki ilişki,

$A_f > A_s > T_0 > T_0' > M_s > M_f$ şeklindedir.



Şekil 1.6 Isıelastik martenzitik dönüşümler için iki tip direnç-sıcaklık eğrileri.

Böyle bir ilişkinin söz konusu olduğu dönüşüm ise tip I termoelastik martenzitik dönüşümdür. AuCd, CuAlNi ve eşatomlu NiTi alaşımları tip I dönüşümlere, Fe₃Pt, InTl, CuZn, AgCd, AuZn ve NiAl alaşımlar ise tip II dönüşümlere sahiptirler.

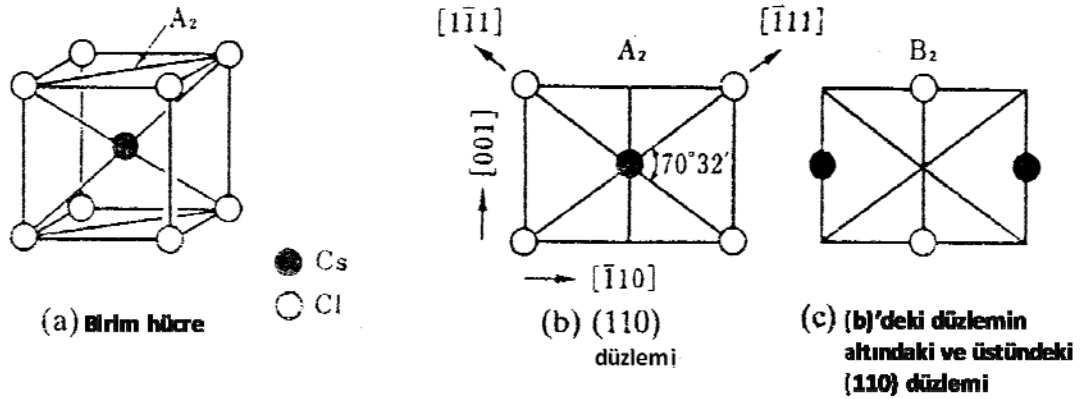
1.6.3.3 Kristalografik karakteristikler

Termoelastik martenzitik dönüşüm gösteren alaşımların pek çoğu süperkafese sahip olup hemen hemen hepsinin ana fazının yapısı hacim merkezli kübiktir. Düzensiz kafeslere sahip olan alaşımlarda (InTl, FePd ve MnCu), ana fazlar yüzey merkezli kübik yapıdadır.

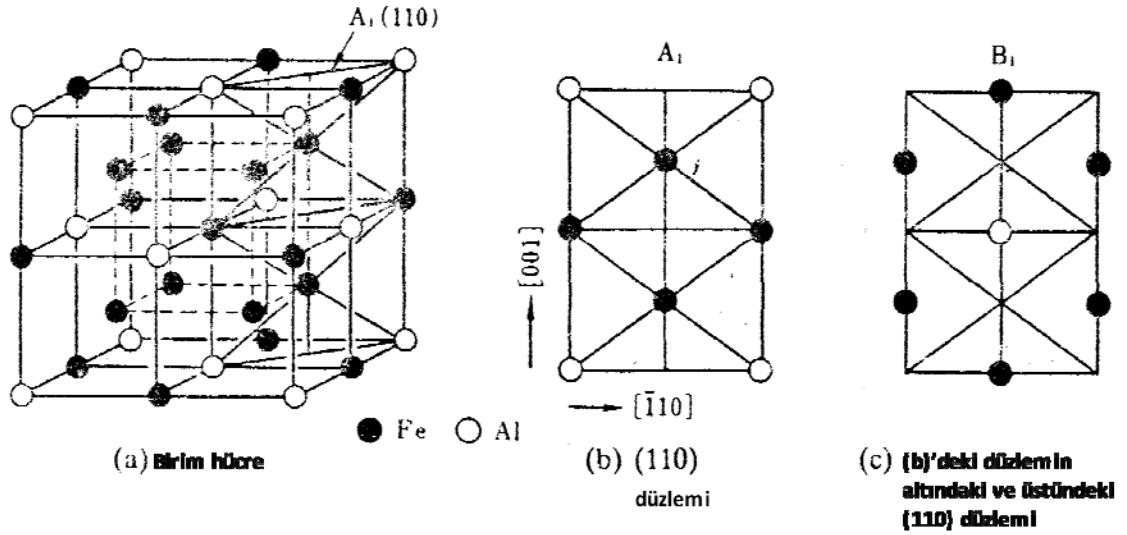
Süperkafese sahip olmasına rağmen Fe_3Pt alaşımı da KYM ana faza sahiptir. Bu dört alaşım dışarıda tutulursa, termoelastik martenzitik dönüşümlerin görüldüğü tüm şekil hafızalı alaşımların ana fazları HMK yapıda süperkafese sahiptir ve bu alaşımlar β fazlı alaşımlar olarak adlandırılır.

Belli başlı β fazlı alaşımlarda meydana gelen ana ve martenzitik fazların kristal yapılarının karakteristikleri şöyledir. Alaşımın tipine bakılmaksızın, yaklaşık 50:50 bileşim oranına sahip olan β fazlı ve CsCl gibi düzenli yapıda olan alaşımlar β_2 ile gösterilir. Yaklaşık 75:25 bileşim oranına sahip β fazlı ve Fe_3Al gibi düzenli yapıda olan alaşımlar ise β_1 ile gösterilmektedir. β_2 ve β_1 ana fazlardan elde edilen martenzitik fazlar sırasıyla β'_2 ve β'_1 ile gösterilir. Ayrıca martenzitik fazların kristal yapısına göre, γ'_2 veya α'_2 ya da γ'_1 veya α'_1 şeklinde gösterimlerde vardır.

Şekil 1.7 ve 1.8'de sırasıyla CsCl (B2) β_2 ana fazın ve Fe_3Al (DO₃) β_1 ana fazın kristal yapıları görülmektedir. Her iki diyagramda da, (a)'da üç boyutlu yapı, (b)'de (110) düzlemindeki atomların dizilimi, (c)'de ise (b)'deki düzlemin altında ve üstündeki (110) düzlemindeki atomsal dizilim görülmektedir. (a)'daki kübik yapı, (b) ve (c)'de resmedilen düzlemlerin üst üste dizilimi sonucunda ortaya çıkmaktadır.

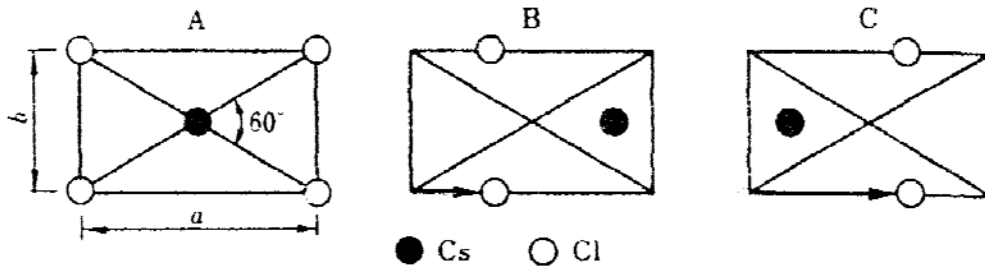


Şekil 1.7 CsCl-tip B2 süperkafesin (β_2 ana faz) kristal yapısı. (A_2 ve B_2 (110) düzlemleri sıra ile dizilmiştir.)

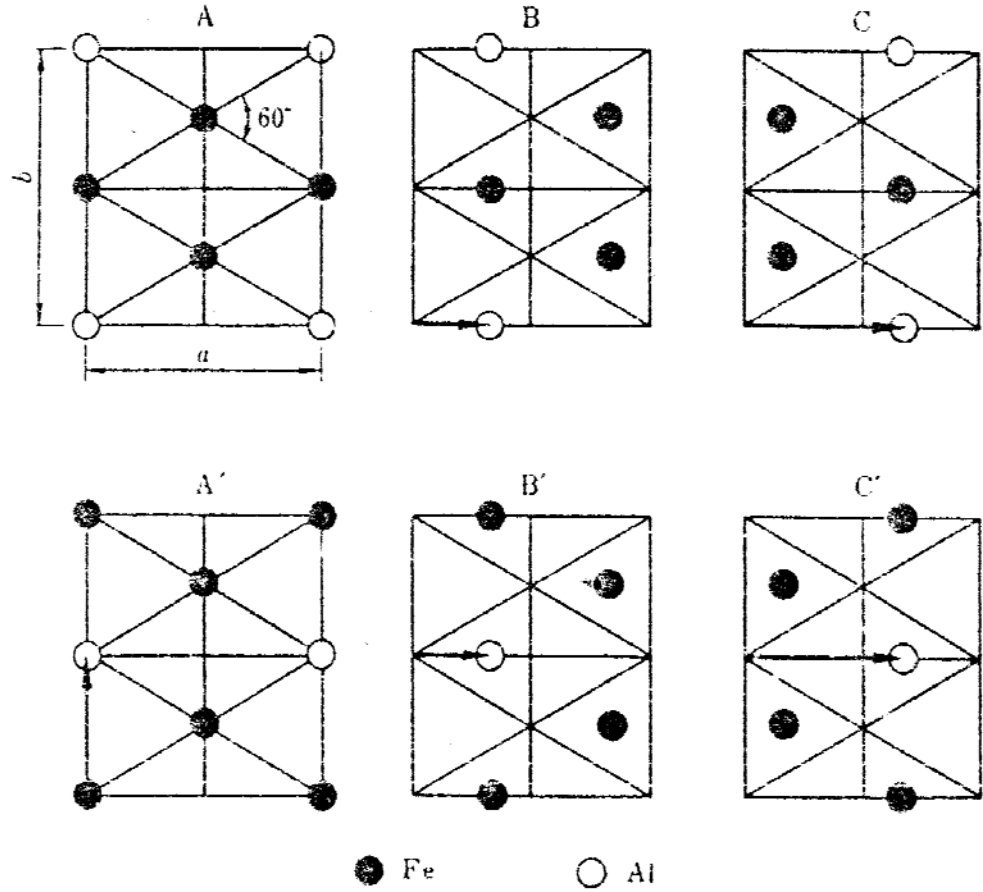


Şekil 1.8 Fe_3Al -tip DO_3 süper kafesin (β_1 ana faz) kristal yapısı. (A_1 ve B_1 (110) düzlemleri sıra ile dizilmiştir.)

β fazlı alaşımlarda meydana gelen martenzitik dönüşümlerin, (110) düzlemlerinin bir hekzagon oluşturacak tarzda deformasyonu ve (110) düzlemi boyunca $[\bar{1}10]$ doğrultusunda meydana gelen, bazen kafes içi atomsal yer değiştirmelerinde olduğu bir kayma hareketi sonucu olduğu düşünülmektedir. Bu yüzden, açığa çıkan martenzitik kristal yapılar, Şekil 1.9'da görüldüğü gibi 3 çeşit (A, B, C şeklinde) ve Şekil 1.10'da görüldüğü gibi 6 çeşit (A, B, C, A' , B' , C' şeklinde) sıkı paket atomik düzlemlerden oluşabilmektedir.



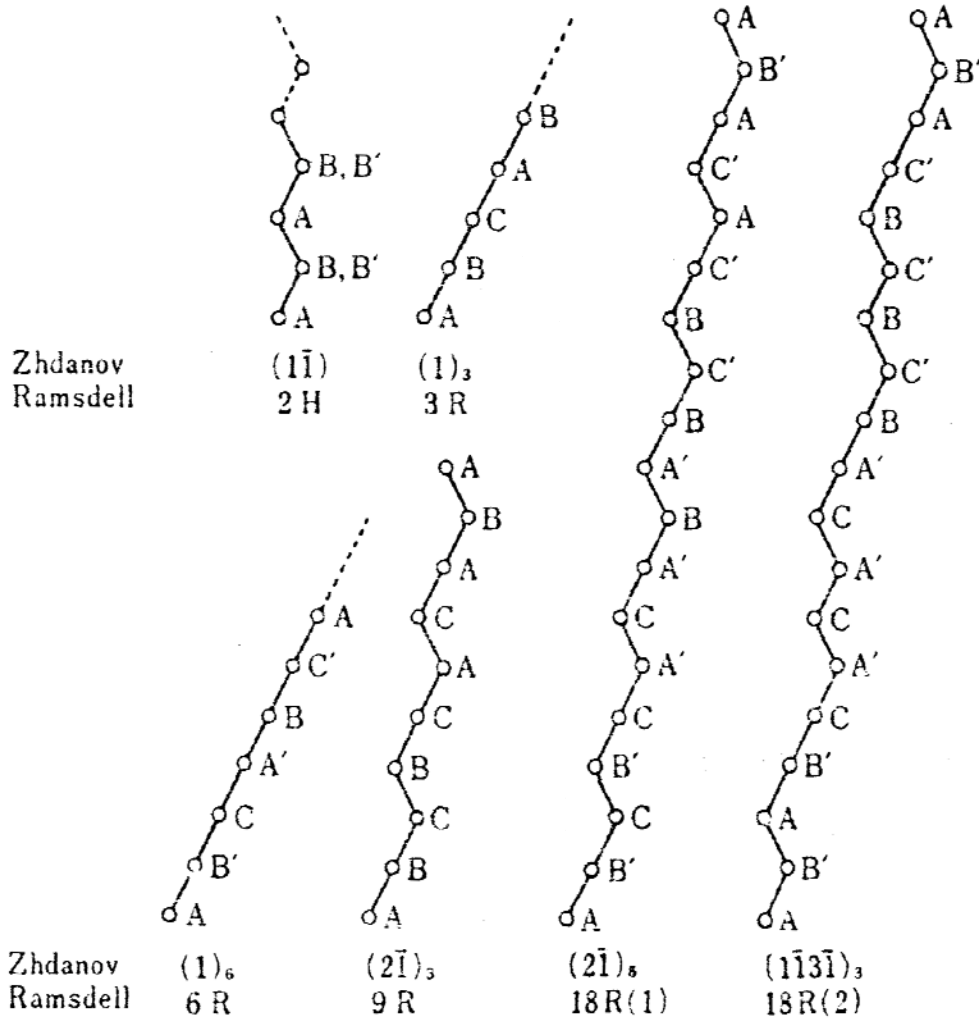
Şekil 1.9 CsCl-tip β_2 ana fazdan üretilmiş periyodik dizilişli bir yapıya sahip martenzitte üç çeşit sıkı paket dizilişli düzlem. (Koyu oklar, A referans noktası olarak alındığında katmanlardaki yer değiştirme vektörlerini göstermektedir.)



Şekil 1.10 Fe₃Al-tip β_1 ana fazdan üretilmiş periyodik diziliimli bir yapıya sahip martenzitte altı çeşit sıkı paket diziliimli düzlem.

Tüm yapı Şekil 1.11'den görüleceği üzere değişik düzenlerdeki bu elemanların sıralı olarak dizilimi ile inşa edilir. Böyle kristaller “periyodik diziliimli düzenli yapılar” olarak adlandırılır. Bir β fazlı alaşımda oluşan martenzit Şekil 1.11'de görülen periyodik diziliimli yapılardan birine sahiptir. Şekil 1.11'deki $(1\bar{1})$ ve $(1)_3$ gibi yapıların altında gösterilen semboller Zhdanov notasyonu, 2H ve 3R gibi semboller ise Ramsdel notasyonlarıdır.

Bu notasyonlar periyodik diziliimli düzenli yapıları göstermekte kullanılan yaygın bir tekniktir. Ramsdel sisteminde, H ve R asal düzleme dik doğrultudaki simetriği ifade eder. Sırasıyla “hekzagonal simetri” ve “rombohedral simetri” terimlerinin kısaltılmışıdır. Ancak, bu semboller bazen tek başlarına, diziliimli bir düzenli yapıyı tanımlayamamaktadır. Örneğin, Şekil 1.11'de görüldüğü gibi 18R'nin iki değişik durumu vardır. Bundan dolayı, Zhdanov notasyonları diziliimli düzenli yapılardaki farklılıkları daha iyi tanımlayabilmektedir.



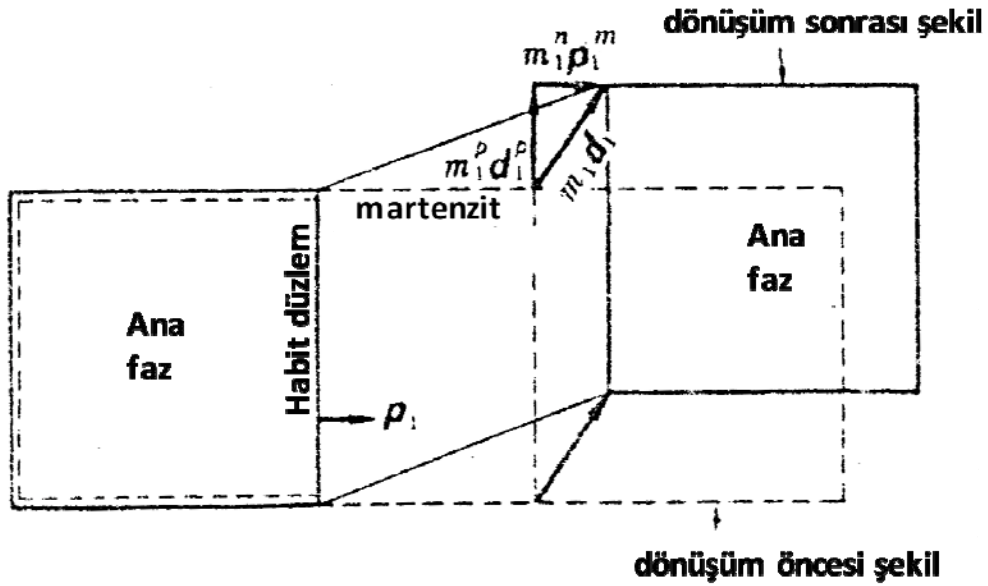
Şekil 1.11 Değişik dizilim sıralarına sahip periyodik dizilimli yapılar. (Ana faz Fe₃Al-tip süper kafese sahip olduğunda (') ile işaretli düzlemler ortaya çıkmaktadır.)

A, B ve C sıkı paket düzlemlerden oluşan 3R ve 9R yapıları martenzitler, CsCl türü β_2 ana faza sahip alaşımlarda ortaya çıkmaktadır. A, B, C, A', B', C' şeklindeki sıkı paket düzlemlerden oluşan 6R ve 18R yapıları martenzitler, Fe₃Al türü ana faza sahip alaşımlarda ortaya çıkmaktadır. Bununla birlikte, 2H yapıları martenzitler her iki ana faza sahip alaşımlarda da görülebilmektedir. Daha önce bahsedilen α'_1 , β'_1 ve γ'_1 martenzitler sırasıyla 6R, 18R ve 2H yapılarına sahip olup α'_2 , β'_2 ve γ'_2 martenzitler ise sırasıyla 3R, 9R ve 2H yapılarına sahiptirler.

1.6.3.4 Martenzitik varyantlar ve kendini rahatlatma olgusu

Şekil 1.11 ana fazın tek bir kristali içinde bir martenzit plaka şekillendiğinde ortaya çıkan şekil deformasyonunu göstermektedir. Martenzitik dönüşüme eşlik eden şekil deformasyonu,

ana fazın dış şeklinin değişmesi ile doğrudan etkilenmektedir. Ana faz tek bir kristalden oluşsa dahi, ara yüzey dönüşümleri soğutma veya diğer işlemler ile başlamadığı sürece farklı habit düzlem indislerine sahip (fakat hepside kristalografik açıdan eşit) çok sayıda martenzit, numune içerisinde dağılmış olarak açığa çıkacaktır. Farklı habit düzlem indislerine sahip bu martenzitler, “varyantlar” olarak adlandırılır. Bundan dolayı gerçekte Şekil 1.12’de görüldüğü gibi deformasyonlar meydana gelmez. Ana fazda olan numunenin çok kristalli olması durumunda, tek bir martenzit geçici olarak kristal tanelerinin birisinin içinde oluşsa bile, Şekil 1.12’de görülen ana fazdaki şekil değişimi, etrafı saran tanelerden dolayı ortaya çıkan sınırlayıcı etkiler yüzünden muhtemelen gerçekleşmeyecektir. Tabi ki bu durumda da, martenzitik değişkenler her bir kristal tanesi içinde değişik yerlerde ortaya çıkmaktadır (Funakubo, 1987).



Şekil 1.12 Bir tek martenzit plakanın oluşumu ile ilişkili şekil deformasyonu.

Şekil hafızalı alaşımlarda görülen uzun dizilimli düzenli martenzit yapıların taban düzlemleri DO_3 ya da $B2$ ana faz düzlemlerinden birisidir ve dönüşüm sırasındaki kayma, taban düzlemine paralel düzlemler $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ yönünde olur. Düzenli ana fazda 6 tane $\{110\}$ düzlemi ve her bir düzleme ait 2 tane mümkün olan kayma yönü vardır. Yani düzlemlerin ve kayma yönlerinin mümkün olan 12 bileşimi ve her bileşim için iki tane mümkün kristalografik olarak denk, döndürülmemiş ve çarpıtılmamış habit düzlemi vardır. Sonuç olarak, tek kristal ana fazdan 24 tane farklı martenzit varyantı elde edilebilir. Aslında ana fazdan, dört varyant içeren altı grup oluşur ve bir grupta yer alan dört varyantın habit düzlem normalleri ana fazın altı

tane olan {110} düzlem kutuplarından biri etrafında kümelenirler (Bor vd. 2002).

Sonuç itibari ile dört habit düzlemi olan, elmasa benzeyen bir geometrik şekle sahip martenzit varyantlar yan yana oluşumunu sürdürür. Martenzit varyantların bu yolla yan yana oluşması sayesinde bu esnada yaratılan dönüşüm gerinimi varyantlar arasında karşılıklı olarak azaltılmış olur. Görülen bu etki “kendini rahatlatma” olarak adlandırılmaktadır. Numune M_f altına soğutulduğunda ana fazın tamamı martenzite dönüşse ve 24 martenzit varyantın her biri Şekil 1.12’deki gibi bir şekil deformasyonuna maruz kalsa bile, martenzit değişkenlerin kendini rahatlatma eyleminden dolayı numunede şekil değişimi görülmeyecektir.

Numuneye bu durumda iken eğer harici bir kuvvet uygulanırsa, 24 martenzit varyant birleşecek ve belirli bir yönelimde tek bir martenzit varyant oluşacağından dolayı, uygulanan dış kuvvetin etkisi altında numunenin şekli değişecektir. Numune daha sonra A_f üzerine ısıtılırsa tersine dönüşüm tetiklenecek ve numune ana fazda iken sahip olduğu orijinal şekline geri dönecektir (Funakubo, 1987).

1.6.4 Deformasyon Nedenli Martenzitik Dönüşüm

Deformasyon nedenli dönüşümün iki durumu söz konusudur. M_s üzerindeki bir sıcaklıkta deformasyon uygulanması durumunda martenzit, akma gerilmesinden daha küçük değerde olan gerilmeler altında çekirdeklenmekte ve büyüebilmektedir. Bu yolla oluşan martenzit “gerilme nedenli” martenzit olarak adlandırılır. Burada olası bir plastik gerinim, dönüşümün plastisitesinden dolayıdır. Oluşan martenzitin hacimsel oranı, var olan gerinim ile doğrusal olarak ilişkilidir. Martenzitin oluşmaya başladığı gerilme değeri ise sıcaklıkla birlikte artmaktadır. Bu durum aşağıdaki Clausius-Clapeyron denklemi ile açıklanabilir.

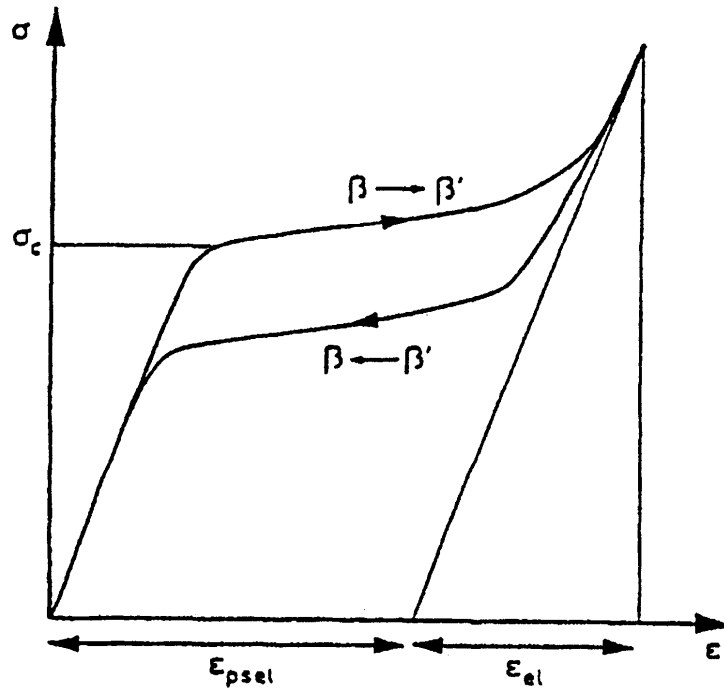
$$\frac{d\sigma^{P-M}}{dT} = \frac{\Delta S}{\varepsilon_{maks}} \quad [1.4]$$

Denklemden, σ^{P-M} martenzitin oluşmaya başladığı gerilme değeri, ΔS entropideki değişim ve ε_{maks} ise plastik deformasyon olmaksızın martenzitin 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 gerilmeler ile bile başlayabilecek duruma gelir. M_s^σ sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda martenzit oluşmadan evvel plastik akış meydana gelir.

Gerinim uygulanması durumunda martenzit büyümeye devam ederken, yeni yeni gerinim

nedenli çekirdekleşen martenzitik bölgeler meydana gelir. Gerinim nedenli martenzitin meydana geldiği gerilme değeri, deformasyon nedenli martenzitin oluşabildiği en yüksek sıcaklık değeri olan M_d değerine ulaşılan dek artan sıcaklıkla akma gerilmesi eğrisinden daha çok sapma gösterir. Bu sıcaklığın üstünde, uygulanan deformasyon sonucu martenzit oluşumu gözlenmez.

Gerilme nedenli martenzit oluşumu, termoelastik martenzitik dönüşüm gösteren şekil hafızalı alaşımlarda görülen “sözde elastiklik” davranışının orijini. Gerilme nedenli martenzit oluşumu olayında kalıcı deformasyon olmadığından dolayı, A_f sıcaklığının üstündeki bir sıcaklıkta ε_{maks} değerinde bir maksimum deformasyon tatbik edilirse, hacimsel kesri % 100 olan bir martenzit elde edilmiş olur. Uygulanan yükün kaldırılması durumunda, yükün neden olduğu gerinim tamamen toparlanır ve yeniden ana faza doğru tersine dönüşüm gerçekleşir (Şekil 1.13). Bu sözde elastik davranış, ileriki bölümlerde daha detaylı anlatılacak olan NiTi gibi şekil hafızalı alaşımların en başarılı fonksiyonel özelliklerinden birisidir. Çok kristalli bir NiTi alaşımında, % 8 gibi oldukça büyük değerlerde toparlanabilir gerinimlerin olduğu görülmüştür (Humbeeck, 2001).

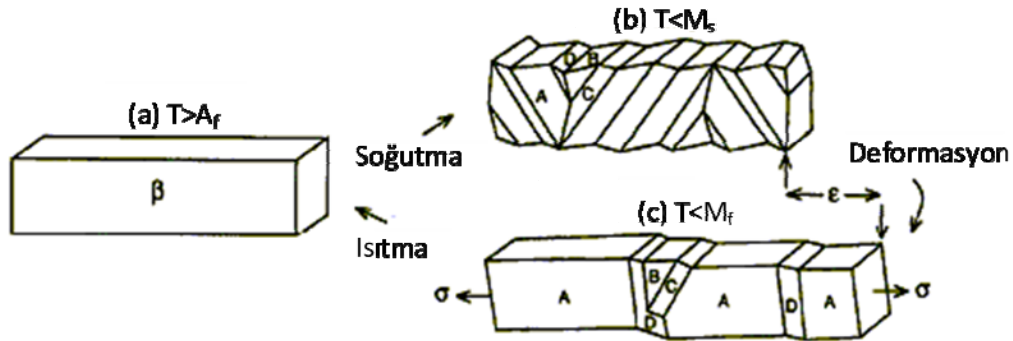


Şekil 1.13 Gerilme nedenli martenzit yoluyla sözde elastik deformasyonun şematik çizimi.

1.6.5 Martenzitik Dönüşümün Basit Modeli

Martenzitik faz dönüşümü ile ortaya çıkan mikro yapının önceden tahmin edilebilirliği, malzeme bilimindeki temel problemlerden biridir. Martenzite göre daha yüksek bir kristal simetrisine sahip olan ostenitik ana fazın dönüşümü sonucunda, emsalsiz bir dizi, kafes etkileşimli martenzitik varyantların oluşumu gözlenir. Ana fazdan martenzite dönüşüm esnasında meydana gelen kafes deformasyonları, açığa çıkan gerinin en aza düşürüleceği bir yolda dönüşümü ilerlemeye zorlar (Waitz, 2005). Oluşan martenzitik varyantlar kendi yerleşimlerini düzenleyen bir yapısal hareketlenme ile söz konusu gerinim enerjisini azaltıcı bir rol oynamaktadır. Numuneye bir yük uygulandığında, maksimum miktarda toparlanabilir gerinim değerine ulaşılan dek martenzitik varyantlar kendi yer düzenlerini ayarlarlar. Uygulanmış olan yük kaldırıldığında dahi var olan gerinim mevcudiyetini korur. Deformasyona uğramış olan numunenin A_f üstündeki bir sıcaklık değerine ısıtılması ile tersine martenzitik dönüşüm gerçekleşerek orijinal şekil, tamamen geri kazanılmış olur.

Şekil 1.14’de martenzitik dönüşümün basitleştirilmiş bir modeli şematik olarak çizilmiştir. Sıcaklık M_s noktasının altına düştüğünde, kesme tarzındaki bir mekanizma ile martenzitik dönüşüm tekrar başlar. A ve B bölgelerindeki martenzit aynı yapıya sahiptir ancak yönelimleri birbirinden farklıdır. Her biri etkileşimli martenzitik varyant olarak adlandırılır. Martenzit daha düşük bir kristal simetrisine sahip olduğundan dolayı aynı ana fazdan pek çok martenzitik varyant oluşabilir. Sıcaklık yükseldiğinde ise martenzit kararsız hale gelir ve tersine martenzitik dönüşüm başlar. Eğer kristalografik açıdan tersinebilirlik söz konusu ise martenzit, orijinal yönde ana faza geri döner. Atomik yer değiştirmeler çok küçük olmasına karşın, tersine martenzitik dönüşüm esnasındaki yapısal değişimlerden dolayı makroskopik bir şekil değişimi gözlemlenir (Lai, 2004).



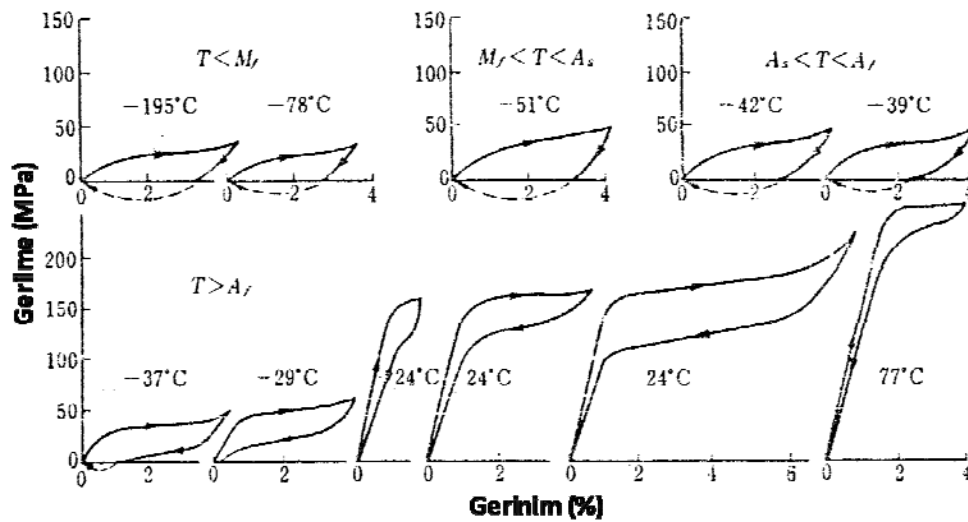
Şekil 1.14 Martenzitik dönüşümün resimlemesi.

2. ŞEKİL HAFIZA ETKİSİNİN MEKANİZMASI

2.1 Şekil Hafıza Etkisi

Martenzitik dönüşümler, makroskopik olarak bir nevi kayma deformasyonudur ve bu yüzden gerilme altındaki sıradan metaller ve alaşımlarda meydana gelen kayma veya ikizlenme mekanizmalarına benzer bir deformasyon modu gibi çalışır. Ancak, martenzitik dönüşüm normal kayma veya ikizlenme deformasyonunda olmayan tersine olmayan bir dönüşüm karakteristiğini içerdiğinden, martenzitik dönüşüme maruz kalan alaşımlardaki deformasyon davranışı, sıradan metal ve alaşımlarinkine göre oldukça farklıdır.

Termoelastik martenzitik dönüşüm sergileyen tek kristalli Cu-34.7Zn-3.0Sn (%ağ.) alaşımında, farklı sıcaklıklarda yapılan çekme testlerinden elde edilen gerilme-gerinim eğrileri Şekil 2.1’de görülmektedir. Numuneye özgü karakteristik dönüşüm sıcaklıkları (M_s , M_f , A_s ve A_f) ile test sıcaklığı olan T arasındaki ilişkiye bağlı olarak, elde edilen eğriler çok belirgin değişiklik göstermektedir. $T \geq A_f$ olması durumunda, ana fazdaki numunede elastik bir deformasyonun ardından belirgin bir plastik deformasyon meydana gelmektedir. Bununla birlikte, gerilme kaldırıldığında söz konusu deformasyon tamamen gözden kaybolmaktadır. Yaklaşık % 7 gibi oldukça büyük plastik deformasyonlara kadar toparlanabilirliğin sağlandığı böylesi bir lineer olmayan elastiklik, nedenine bakılmaksızın “sözde elastiklik” olarak adlandırılmaktadır. Aşağıda açıklanan nedenlerden dolayı da aynı zamanda “dönüşüm sözde elastikliği” olarak da adlandırılır.



Şekil 2.1 Cu-34.7 Zn-3.0 Sn (%ağ.) tek kristalli şekil hafızalı alaşımda gerilme-gerinim eğrileri ($M_s = -52^\circ\text{C}$, $M_f = -65^\circ\text{C}$, $A_s = -50^\circ\text{C}$, $A_f = -38^\circ\text{C}$)

$T < A_f$ olması durumunda, gerilme kaldırıldıktan sonra dahi numunedeki gerinim tamamen toparlanamamaktadır. Mevcut artık gerinim, numunenin A_f üstündeki sıcaklıklara ısıtılması ile tamamen ortadan kalkmaktadır. Bahsedilen gerinimin toparlanması Şekil 2.1’de kesikli çizgiler ile belirtilmiş olup bu görüngü, şekil hafıza etkisinden başka bir şey değildir.

1950’lerin başlarında bu görüngü ilk defa AuCd ve daha sonra InTl alaşımlarında gözlemlendi. 1963 yılında aynı görüngü, NiTi alaşımında da görüldü. 1970’li yıllara kadar sadece bu üç alaşıma ait bir davranış şekli olduğuna inanılmaktaydı. Daha sonraları yapılan araştırmalar sonrasında, CuAlNi alaşımında da gözlemlendi ve bu davranışın, termoelastik martenzitik dönüşümlere maruz kalan alaşımlara özgü olduğu açıklığa kavuşturuldu. Takip eden çalışmalarla, Çizelge 1.1’de sergilenmiş olan pek çok alaşımın şekil hafıza etkisi gösterdiği keşfedildi. Değişik nedenlerden dolayı, bu alaşımlar içinde sadece NiTi ve bakır esaslı alaşımlar yeni fonksiyonel malzemeler olarak pratikte kullanılmaktadır.

Şekil hafıza etkisinden dolayı meydana gelen şekil toparlanması, numunenin A_f üzerine ısıtılması ile tamamlanmaktadır. Tersine dönüşüm esnasında ana ve martenzitik fazlar arasındaki kimyasal serbest enerji farkı dönüşümü harekete geçiren itici kuvvet olmaktadır. Bununla birlikte tersine dönüşüm sonrasında numunenin şekli her zaman toparlanamayabilir. Şekil toparlanmasının tamamlanması için (i) martenzitik dönüşüm kristalografik olarak tersinebilir olmalıdır, (ii) deformasyon prosesinde kayma mekanizması söz konusu olmamalıdır. Bundan hareketle, “kristalografik tersinebilirlik” sadece kristal yapının değil aynı zamanda yönelimin, ana fazın dönüşüm öncesindeki orijinal yönelimine eşdeğer olmasıdır. Kısacası numune, soğumadan evvelkine eşdeğer ana fazına geri döner ve uygulanmış olan deformasyon vuku bulan şekil toparlanması ile ortadan kaldırılmış olur.

Birinci koşul, alaşımın muhakkak suretle termoelastik martenzitik dönüşümlere maruz kalmasıdır. Martenzitik dönüşümlere maruz kalan alaşımlar arasında, tamamen SHE’ne sahip olan alaşımlar termoelastik martenzitik dönüşümlerin görüldüğü alaşımlardır. Çizelge 1.1’de görüldüğü gibi, $KYM \leftrightarrow TYM$ dönüşümlerin görüldüğü birkaç alaşım dışında, diğer alaşımların hepsi süperkafes yapısına sahiptir. Düzenli alaşımlarda ortaya çıkan termoelastik martenzitik dönüşümlerin nedeni, dönüşümün kristalografik tersinebilirliğinin düzenli olan kafes yapısı ile yakından ilişkili olmasıdır.

İkinci koşul ilse kayma ile meydana gelen deformasyonun tersinmez olduğu gerçeğidir. Özetle, bir kristal içinde kayma deformasyonu meydana gelirse, numune ısıtıldığında bile var olan artık gerinimler giderilemeyecektir. Ne çeşit bir deformasyon mekanizması toparlanabilir

gerinimlerin ortaya çıkmasını sağlayabilir? – bu sorunun cevabı, ŞHE’ni anlamada önemli bir noktadır. Eğer test sıcaklığı T , M_f ’den daha yüksek olursa, ana faz bir miktar direnç gösterecektir. Bu halde numuneye gerilme uygulanırsa, direnç gösteren ana fazda, gerilme nedenli martenzitik dönüşüm başlayacak ve bu durum, numunenin şekil değiştirmesine yardım edecektir.

2.2 Hafıza Mekanizması

Ana fazdaki tek bir kristal M_f altına soğutulursa, toplam 24 adet, kristalografik açıdan birbirine denk habit düzlemlere sahip martenzit varyantlar meydana gelmektedir. Bu çeşit varyantlar “habit düzlem varyantları” olarak adlandırılır.

β fazlı alaşımların martenzitindeki kafes invaryant gerinimi genellikle yığılma ya da ikizlenme türü hataları içermektedir. Birinci türde habit düzlem varyantlar, ana faz kafesi ile eşlenik olan spesifik kafese sahip tek kristalli bölgelerden oluşan bir martenzitten ibarettir. İkinci türde ise, her bir habit düzlem varyantı birbiri ile ikiz ilişkili iki martenzitten ibaret olup bunların ikisi de, ana fazın kafesi ile eşlenik olan kristalografik açıdan eşdeğer bir spesifik kafese sahiptir.

$DO_3 \rightarrow 18R$ dönüşümünde toplam 12 eşdeğer kafes eşleniği olup, böyle kafes eşlenikli martenzitlerin her birisi “eşlenik varyantlar” olarak adlandırılır.

Tamamen martenzite dönüşmüş olan M_f altındaki bir numunede deformasyon mekanizması, martenzitteki kafes invaryant gerinimin yığılma ya da ikizlenme hatalarından hangisi ile oluştuğuna göre farklılık gösterebilir. Yakın zamana kadar, var olan iç hataların ikiz hataları olması halinde deformasyonun ikizlenme yoluyla olduğu düşünülmekteydi. Öte yandan, iç hataların yığılma hataları olması durumunda, deformasyonun varyantlar arasındaki ara yüzeylerin hareketi ile ilerlediği fikri yaygındı. Ancak daha sonraları, varyantlar arasındaki hareketlenmelerin bile martenzitin ikizlenme türünde olan deformasyon mekanizması ile ilişkili olduğu açığa kavuşturulmuştur.

Bundan dolayı tamamen martenzitik durumda olan bir ŞHA’da deformasyonun modu, ne çeşit iç hataların olduğu önemsenmeksizin esas olarak bir ikizlenme deformasyonu olduğu söylenebilir. Diğer bir deyişle ŞHE’ndeki toparlanabilir gerinimler, eşlenik varyantlar arası dönüşme ile ilişkin olan gerinimlerdir.

M_f sıcaklığı altında, birkaç grup kendini rahatlatan habit düzlemlerden ibaret olan bir

numuneye gerilme uygulanırsa, dönüşmeler ilk önce her bir grup içindeki farklı eşlenik varyantlar arasında meydana gelir. Daha sonra, benzer dönüşmeler gruplar arasında vukubulur ve bu deformasyon prosesi sonuçta tüm numunede tek bir varyant oluşana dek devam eder.

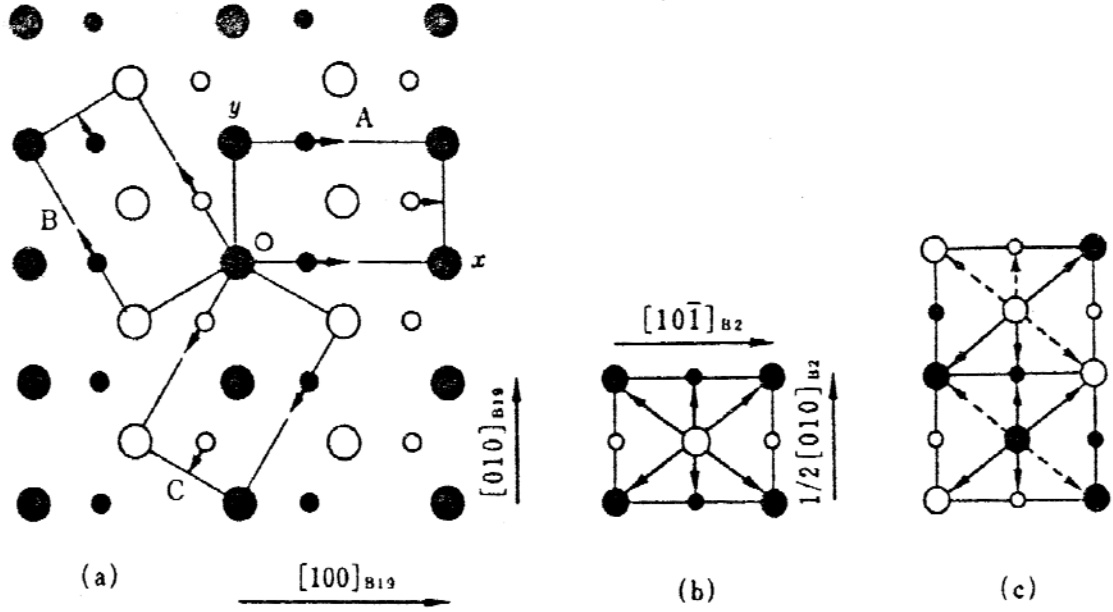
2.3 Şekil Hafıza Etkisinin Orijini

Önceki bölümlerde açıklandığı üzere, 24 habit düzlem varyantından ibaret bir numuneye gerilme uygulanırsa o zaman eşlenik varyantlar arasında bir birleşme (örneğin bir ikizlenme deformasyonu) başlayacaktır. Uygulanan gerilmeye tepki olarak en büyük gerinim üreten tek bir eşlenik varyanttan oluşana dek numune deforme olmaya devam edecektir. Eğer deformasyon yarıda durdurulacak olursa numune hala birkaç farklı eşlenik varyant içeriyor durumda olacaktır. Böyle bir durumdayken numune A_f üzerine ısıtılırsa, deformasyon öncesine eşdeğer yönelimde bir ana faz, orijinal ana faz ile her bir varyant arasındaki kafes eşleşmelerine uygun olarak eşlenik varyantlardan yaratılır. Bu görüngü, numunenin deformasyon öncesi şekline tamamen geri dönmesine neden olur.

Tek bir kristal ana fazdan 24 habit düzlem oluştuğu gibi, tek kristal martenzitten de çok sayıda, farklı yönelimli ana faz varyantları oluşabilir. Bu durum termoelastik martenzitik dönüşüme maruz kalan şekil hafızalı alaşımlar için geçerlidir.

Daha önceden de ifade edildiği gibi termoelastik dönüşümlerin karakteristiği, kristalografik açıdan tersinebilir olmalarıdır. Çizelge 1.1'den görüleceği üzere bu dönüşümlerin çoğunluğu düzenli alaşımlarda ortaya çıkmaktadır. Bir başka dikkat edilmesi gereken nokta şudur ki, Fe_3Pt alaşımında ortaya çıkan martenzitik dönüşüm düzensiz bir halde termoelastik olmayan bir dönüşüm olmasına karşın, yeterince düzenli bir halde olan alaşımlardaki dönüşüm termoelastiktir. Sonuç olarak, düzenli alaşımlarda ortaya çıkan martenzitik dönüşümlerin bir diğer karakteristiğinin termoelastik olmaları olduğu söylenebilir. Düzenli alaşımlarda görülen pek çok termoelastik martenzitik dönüşümün nedeni dönüşümü karakterize eden kristalografik tersinirliğin, süper kafes yapılarında otomatik olarak sağlanabiliyor olmasıdır.

Şekil 2.2'de bir B2 ana fazdan (β_2) B19 martenzite (γ'_2) örnek bir dönüşüm kullanılarak bu durum grafiksel olarak resmedilmiştir. B19 kristal yapı, periyodik katmanlı düzenli yapısına göre 2H sembolü ile gösterilmektedir. Şekil 1.16(a) γ'_2 martenzitin kristal yapısının asal düzlemine göre izdüşümüdür. Eğer atomların düzenli hizalanmış olmalarını görmezden gelirse söz konusu yapı hekzagonal sıkı pakettir.



Şekil 2.2 (a) B2→B19 dönüşümün tersine dönüşümünde muhtemel üç kafes eşleniği, (b) A kafes eşleniğinden sonuçlanan ana faz kristal yapısı: dönüşüm öncesi yapıdaki ile aynı süper kafes, (c) B kafes eşleniğinden sonuçlanan ana faz kristal yapısı: B2 yapıdan tamamen farklı.

Genel olarak, martenzitin kristal yapısı ana fazınkine göre nispeten daha düşük simetriğe sahiptir. Bu nedenden dolayı, tersine dönüşümde yer alan fazlar arasındaki kafes eşlenikleri sınırlandırılır. Şekil 2.2'deki örneği ele alırsak ve atomların düzenli dizilimini yok sayarsak, üç eşdeğer kafes eşleniği vardır ve bunlar Şekil 2.2(a)'da A, B ve C ile belirtilen dikdörtgenlerle gösterilmiştir. Şekildeki A yolu boyunca bir tersine dönüşüm meydana gelirse, ana fazın kristal yapısı (b)'de görüldüğü gibi olacaktır ve oluşan bu B2 süper kafes yapısı hem ileri hem de tersine dönüşümlerde korunacaktır. Bununla birlikte, eğer tersine dönüşüm B veya C yolu boyunca meydana gelirse, oluşan ana fazın kristal yapısı (c)'deki gibi ve orijinal B2 yapıdan oldukça farklı olacaktır. Bunun nedeni, B2 yapısında en yakın komşu atomik bağların farklı atom tipleri arasında olurken, (c)'de bu bağların yarısının aynı tipteki atomların arasında olmasındandır.

(c)'deki gibi bir kristal yapıdaki değişim, serbest enerjinin artmasına neden olabileceğinden B veya C yolu boyunca tersine dönüşümlerin olması imkânsızdır. Bu yüzden, ana faz kristalin yönelimi düzenli olan yapıdan dolayı otomatik olarak korunmuş olur. InTi ve diğer bazı alaşımlar düzensiz yapılara sahip olmasına rağmen, görülen KYM↔TYM dönüşümü kristalografik olarak tersinirdir. Bunun nedeni, iki faz arasındaki kafes eşleniklerinin basit olması, ileri dönüşümdeki kafes gerinimin aşırı küçük olması ve tersine dönüşüm esnasında

ana faz varyantların oluşumunun emsalsiz olarak seçilmesidir. O halde, ana fazın orijinal yönelimi dönüşüm esnasında muhakkak olarak seçildiğinden dolayı termoelastik dönüşümlere maruz kalan alaşımlar tamamen şekil hafıza etkisini gerçekleştirebilirler.

Şekil hafıza etkisinde hafızaya alınan şekil, numunenin ana fazdaki şeklidir ve bu durum “tek yönlü şekil hafıza etkisi” olarak isimlendirilir. Bununla birlikte, martenzitik durumda numuneyi yeterince deforme ederek ya da martenzit halde deforme etme sonrasında malzemeyi baskı altında tutarak ısıtmak sureti ile martenzitik fazın şekli hafızaya alandırılabilir. Bu görüngü, hem ana faz hem de martenzit fazdaki şekillerin hafızaya alındığını vurgulamak için “iki yönlü şekil hafıza etkisi” olarak isimlendirilmektedir (Funakubo, 1987).

2.4 NiTi Şekil Hafızalı Alaşımlar

Nikel ve titanyum asıllı ŞHA’lar, birçok ticari uygulamalar için malzeme özellikleri açısından en iyi birleşim sağlamıştır. NOL’da (Naval Ordnance Laboratory) çalışan Buehler, 1962 yılında ilk defa Ni-Ti sistemde şekil hafıza etkisini keşfetti ve sistem, NiTi asıllı alaşımlara izafeten yaygın olarak kullanılan Nitinol veya NiTi-NOL olarak isimlendirilmiştir. Bu keşif şekil hafıza fenomeninde ilginin hızlı bir şekilde artmasına yol açmıştır. Tel formunda Ni-Ti asıllı alaşımların özellikleri ile ilgili çok sayıda araştırma yapılmıştır ve tasarımcılar için çok faydalı bilgiler elde edilmiştir. Daha sonraları, özellikle mekanik ve şekil hafıza davranışına ısı işlem ve yöntemlerinin etkileri ile ilgili alaşımı anlamak için önemli ilerleme kaydedilmiştir (Fuentes vd., 2002).

NiTi alaşımları ikili alaşım sistemidir ve eşit atomlu intermetalik bir bileşiktir. İntermetalik bir bileşik sıra dışıdır. Çünkü bu tür bir bileşik, kabul edilir sınırlar içerisinde fazladan nikel veya titanyum çözebilir ve alışlagelmiş alaşımlarla mukayese edilebilir derecede sünekliğe sahiptir. Bu aşırı çözebilme yeteneği sayesinde alaşım sisteminin hem dönüşüm özelliklerini hem de mekanik özelliklerini istenilen tarzda değiştirmek için diğer elementler katılabilir. Yaklaşık % 1 oranında nikel ilavesi bile alaşım sisteminin özelliklerini etkiler. Bünyedeki fazla nikel, dönüşüm sıcaklığını önemli ölçüde düşürür ve ostenitik durumda akma dayanımını artırır. Sıkça kullanılan diğer alaşımlandırma elementlerinden demir ve krom daha düşük dönüşüm sıcaklığı için, bakır ise histerezisi azaltmak ve martenzitik durumda daha düşük deformasyon gerilmesi için kullanılır. Oksijen ve karbon gibi safsızlıkların, dönüşüm sıcaklığını değiştirdiği ve mekanik özellikleri zayıflattığı için bünyede bulunması istenmez.

NiTi alaşımanın ana fazı, CsCl ($a_0 = 0.301 - 0.302$ nm) yapısına benzer, kübik hacim merkezli B2-tipi kristal yapıya sahiptir. Martenzit fazdaki kristal yapısının ne olduğu görüşünde araştırmacıların çoğunun modelleri farklıdır. Fakat hem X ışınları, hem de seçili alan kırınım teknikleri kullanılarak yapılan incelemelerin hepsi aynı sonucu vermektedir. Martenzit fazın birim hücresi, kafes sabitlerinin birbirinden farklı olmasına rağmen monokliniktir. Yakın zamanda, Otsuka (1998) ve arkadaşları tarafından Ti-49.75Ni alaışımının kafes parametreleri $a = 0.2889$ nm, $b = 0.412$ nm, $c = 0.4622$ ve $\beta = 96.80^\circ$ olan monoklinik kristal yapısına sahip olduğu tespit edilmiş ve standart olarak kabul görmüştür.

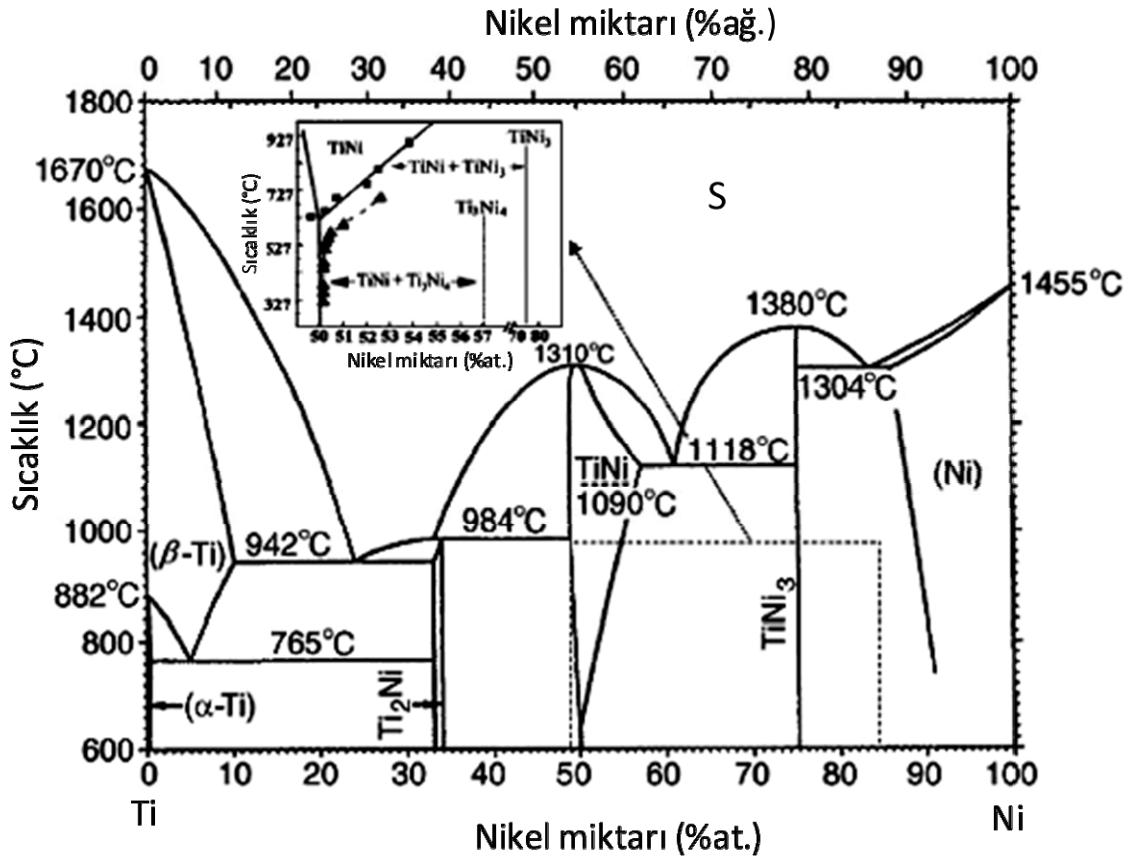
NiTi ikili alaşım sisteminin temel fiziksel özellikleri ve tavllanmış alaşımanın mekanik özelliklerinin bazıları Çizelge 2.1'de gösterilmiştir. Eşatomlu alaşımanın ostenit bitiş sıcaklığı olan A_f değeri 100°C civarındadır. Şekil 2.3'de ise Ni-Ti alaşımlarda faz diyagramı ile B2 ve Ti_3Ni_4 fazlar arası faz denge diyagramı da gösterilmiştir.

Çizelge 2.1 İkili Ni-Ti şekil hafızalı alaşımların özellikleri.

Özellik	Değer
Ergime sıcaklığı ($^\circ\text{C}$)	1300
Yoğunluk (g/cm^3)	6.45
Elektrik direnci (mikro-ohm.cm)	Yaklaşık
-Ostenit	100
-Martenzit	70
Isıl iletkenlik ($\text{W}/\text{cm}.\text{^\circ C}$)	
Ostenit	18
Martenzit	8.5
Korozyon direnci	300 serisi paslanmaz çeliklere veya titanyum alaşımlarına yakın
Young modülü (GPa)	Yaklaşık
-Ostenit	83
-Martenzit	28~41
Akma dayanımı (MPa)	
-Ostenit	195~690
-Martenzit	70~140

Maksimum çekme dayanımı (MPa)	895
Dönüşüm sıcaklığı (°C)	-200~110
Dönüşüm sırasındaki gizli ısı (kJ/kg.atom)	167
Şekil hafıza gerinimi (%)	Maksimum % 8.5

Seçilen malzemenin sertliğini düşürerek martenzitin deforme edilebilmesini kolaylaştırmak amacıyla uygun ısıl işlemler yapılır ve böylece daha dayanıklı ve kararlı ostenitik bir yapı ile hem ısıtma hem de soğutma durumunda yinelenen özelliklere sahip malzeme tipi yaratılabilir. Bu tip alaşımlarda başlıca sorun malzemeden istenilen özellikleri yerine getirecek uygun işleme metotlarının geliştirilmesidir.



Şekil 2.3 Ti-Ni alaşımın denge diyagramı.

Isıl işlem ile istenilen hafıza şeklini vermek için sık sık 500-800 °C arasında sıcaklıklar tercih edilir ve bu sıcaklık değeri yeterli zamanın ayarlanmasıyla birlikte en az 300-350 °C olmalıdır. Şekil hafızalı alaşımın ısıl işlemi sırasında arzulanan hafıza şeklinin sağlanması için

kontrollü davranmak gerekir. Aksi takdirde hafıza etkisi kazandırılmaz. Kazandırılan maksimum hafıza etkisi, gerinim ve/veya gerilme ile gerekli çevrim miktarına bağlı olarak sınırlıdır (Çizelge 2.2) (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

Çizelge 2.2. Tahmini çevrim sayısı ile müsaade edilen maksimum gerinim ve gerilme arasındaki ilişki.

Çevrim sayısı	Maksimum gerinim (%)	Maksimum gerilme (MPa)
1	8	500
100	4	275
10 000	2	140
100 000 +	1	70

Şu an mevcut ŞHA uygulamalarının % 90'ından fazlası NiTi esaslı veya üçlü NiTi-Cu ve NiTi-Nb alaşımlardır. Cu-Al-Ni, Fe-Mn-Si gibi diğer ŞHA'lar piyasa ürünleri olmaya yakındırlar. Ancak bunların bir kısmı ilginç potansiyellere sahip olmasına rağmen gevrek olmalarından dolayı veya üretimlerinin zor olmasından dolayı geliştirme aşamasındadır. NiTi ŞHA'lar çok yüksek çalışma gerilmelerine ve gerinimlerine izin verdiklerinden dolayı Cu esaslı ŞHA'lara göre işlenmesi çok zor olmasına ve çok pahalı olmalarına rağmen daha çok talep görmektedirler. Çevrimsel uygulamalarda genellikle daha yüksek bir kararlılık gösteriler. Elektriksel hareketlenmeyi daha çok kolaylaştıran yüksek bir elektrik direncine sahiptir (Humbrecht, 2001).

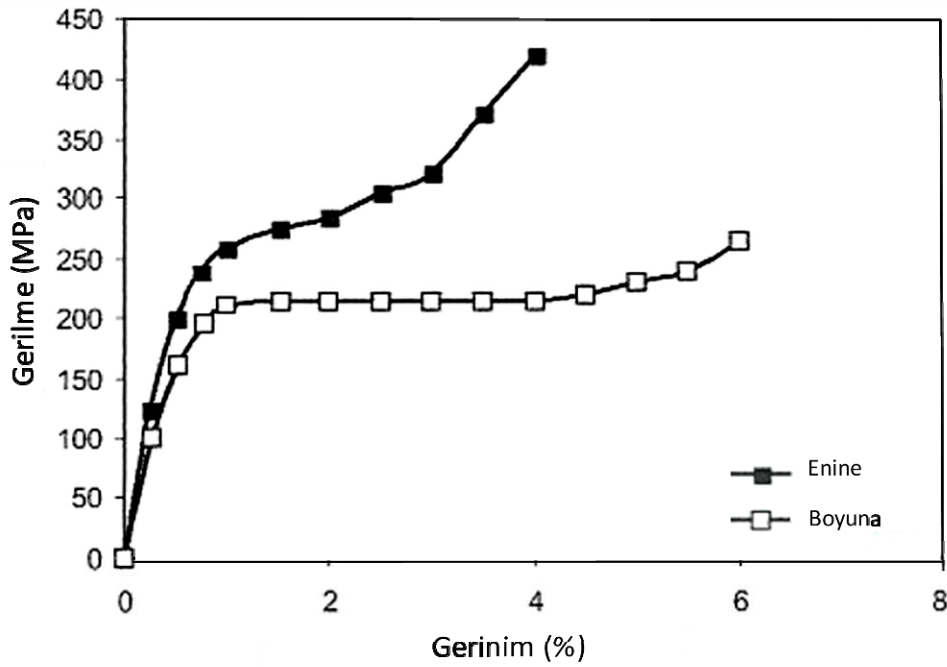
2.4.1 Mekanik Özellikler

Çoğu şekil hafızalı alaşımlar gibi, Ni-Ti asıllı alaşımlarda ostenitik ya da martenzitik fazda test edilip edilmediğine bağımlı olarak mekanik davranışların da belirgin farklılıklar göstermektedir. Martenzitin gerilme-gerinim eğrisi kolay tanımlanabilir. Üç bölgeye bölünebilir. Başlangıç olarak düşük bir plato, bir martenzit yöneliminin gerilme nedenli gelişimin sonucudur. Bu proses ikizlenmeye uygun olmayan yönlenmiş komşular ile meydana gelir. Daha yüksek gerilmelerde, tam elastik olmamasına rağmen, genellikle lineer olan ikinci bir bölge vardır. Bu safhadaki deformasyon mekanizmasının hâlihazırda var olan kesişen yeni martenzit yönelimlerinin oluşumu ile birlikte ikizlenmiş martenzitin elastik

deformasyonunun bir karışımı olduğuna inanılmaktadır ve ısı ile toparlanabilir ilave gerinim yaratır.

Üçüncü bölgeye geçiş, tüm geleneksel metallerin akma durumunda olduğu gibi tersinmez plastik deformasyonun başlamasının bir sonucudur. Böylece, maksimum hafıza veya ısıl toparlanabilir gerinim miktarı, ikinci aşamanın sonuna kadar deforme ederek elde edilebilir. Eğer daha geniş deformasyon gerinimleri kullanılırsa aşağıda görüleceği gibi tersinebilir martenzitik deformasyon prosesleri ve plastik akıştan dolayı oluşan dislokasyonlar harekete geçer ve hafıza gerinimi azalır.

Alaşımın doğasına ve özellikle geçirdiği ısıl-mekanik geçmişine bağımlı olarak, martenzitik plato, bükümlü bir sürekli eğriden keskin büküm noktalı yatay bir platoya dönüşür ve yukarı döner. Şekil 2.4’de verilmiş olan haddelenmiş bir sac metale ait gerilme-gerinim eğrisi incelendiğinde, uzunlamasına doğrultuda yapılan testte belirgin bir plato görünürken çaprazlamasına doğrultuda yapılan testte belirgin olmayıp gerilme seviyeleri çok daha yüksek olduğu görülmektedir.



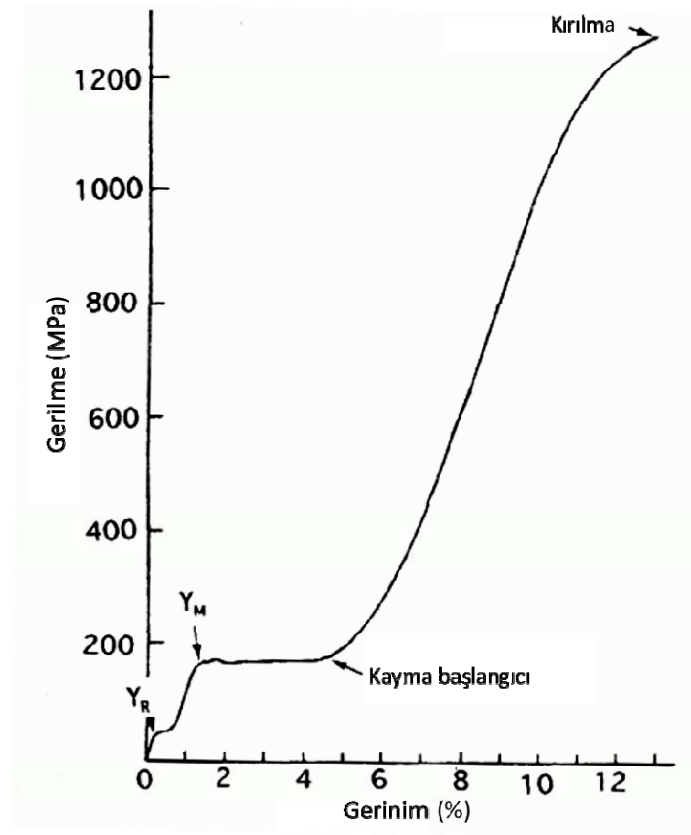
Şekil 2.4 Yuvarlanmış levhadan enlemesine ve boylamasına alınan numunelerin martenzitik gerilme-gerinim eğrileri.

Martenzit platonun uzunluğu aynı zamanda gerileme-gerinim eğrisinin üçüncü bölgesine geçişin meydana geldiği ve bu nedenle hafıza gerinim miktarının % 8’e kadar bir değere sahip olabileceği ifade edilse de gerçek miktarı; alaşımına, alaşımın ısıl-mekanik işleniş durumuna,

test doğrultusuna ve deformasyon moduna göre değişir. Çoğu durumlarda, güvenli bir tasarım için % 8'den daha düşük gerinim kullanılır.

Kompozisyon ve ısıl-mekanik işleme bağımlı olarak $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'den $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar dönüşüm sıcaklığına sahip Ni-Ti esaslı alaşımlar günümüzde $30\text{--}50\text{ }^{\circ}\text{C}$ arası histerezise sahip olarak ticari uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Dönüşüm sıcaklıkları genellikle doğrusal bir biçimde artan bir yük ile artar. Bu eğilim, termodinamik önemin yanı sıra özel bir uygulama için seçilen bir alaşım olduğu zamanda önem arz eder. Uygulanan yük/dönüşüm sıcaklığı ilişkisi ile ilgili olarak NiTi asıllı alaşımların gerilme aralığı $2.5\text{ MPa}/^{\circ}\text{C}$ 'den $15\text{ MPa}/^{\circ}\text{C}$ 'nin üzerine kadar değişen bir aralıkta alaşımdan alaşıma önemli ölçüde değişmektedir (Fuentes vd., 2002).

Yaklaşık-eşatomlu Ti-Ni alaşımların gerilme-gerinim eğrileri, $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $121\text{ }^{\circ}\text{C}$ arasındaki sıcaklıklarda test edildiğinde, süreksiz akma sınırı ve büyük Lüders gerinimleri ile karakterize edilirler. $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ nin üzerindeki sıcaklıklarda Lüders gerinimi meydana gelmez ve kırılmadan önce % 15 den fazla uzama gözlemlenmektedir (Otsuka ve Wayman, 1998).



Şekil 2.5 Ti-50at%Ni alaşım telin gerilme-gerinim eğrisi.

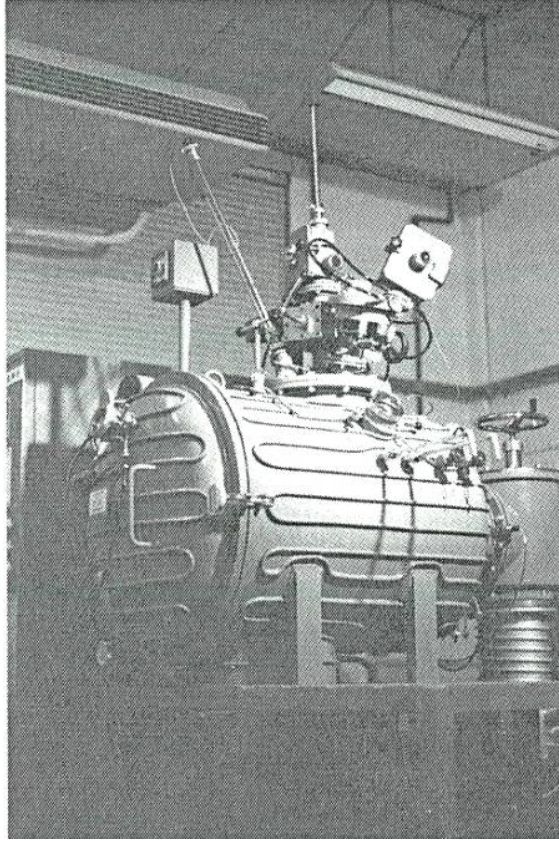
Şekil 2.5 Ti-50at%Ni alaşımdan (0.8 mm çapında) tel numunenin çekme gerilme-gerinim eğrisidir. Numune soğuk-çekildikten sonra 673 K'de 3.6 ks süresince tavllanmış ve R_f (316 K)'nin altına, M_s (246 K)'nin üzerine tekabül eden 303 K sıcaklıkta test edilmiştir. Yani test esnasında alaşımın içyapısı tamamen R -fazı durumundadır. Gerilme durumunda, ilk akma noktasının olduğu Y_R de R -fazı değişkelerinin yeniden düzenlenmesinden dolayı deformasyonun başladığı noktadır. Bu ilk adım % 0.8 civarından bir uzamada iç yapısal değişkenlerin yeniden düzenlenmesinden artmasından dolayıdır. İkinci akma noktasının meydana geldiği Y_M de R -fazından $B19'$ martenzitin gerilme-indüklemesinden dolayı deformasyonun başlama noktasıdır. Bu ikinci adım, R -fazının kapsadığı % 5 civarından uzamasına karşı gerilme-indüklenmiş $B19'$ martenzitin artmasından dolayıdır. Bundan sonra, gerilme artmasının hızı daha büyük olmaya başlar ve kayma deformasyonu başlar. Sonunda, % 15 civarındaki uzamada kırılma meydana gelir. Eğer test sıcaklığı M_f altında ise, ilk adım meydana gelmez, çünkü R -fazı bulunmamaktadır. Bu durumda, sadece bir büyük adım ki bu $B19'$ martenzitin meydana gelmesinin içyapısal değişkenlerin yeniden düzenlenmesinden dolayıdır. Eğer test sıcaklığı R_s nin üzerinde ise, sadece tek bir adım kayma deformasyonun başlamasında meydana çıkan gerilme-nedenli $B19'$ 'dan dolayıdır (Otsuka ve Wayman, 1998).

2.5 NiTi Alaşımların Üretimi

2.5.1 Eritme ve dökme prosesleri

Ergimiş Ti, oksijene karşı çok duyarlı olduğundan dolayı Ti-Ni alaşımlar yüksek vakum ortamında veya asal gaz atmosferinde eritilir. Yüksek frekanslı indüksiyon ergitme metodu yaygın olarak kullanılmaktadır. Elektron ışın demeti ile ergitme, argon ark ergitme ve plazma ark ergitme metotları da aynı zamanda kullanılmaktadır. İndüksiyon ergitmesinin birinci avantajı ingot içerisindeki kimyasal bileşimin homojen olmasıdır, çünkü alternatif akımlı indüksiyon sayesinde ergimiş alaşım üzerinde karışım etkisi sağlanmaktadır. Tavsiye edilen pota malzemesi grafit veya kalsiyum oksittir. Alüminyum oksit veya magnezyum oksit uygun değildirler, çünkü potada bulunan oksijen erimiş alaşıma bulaşmaktadır. Grafit pota kullanılması durumunda, oksijen kirlenmesi ihmal edilebilir, fakat bu seferde karbon dikkate alınmalıdır. Erimiş Ni-Ti alaşımında yer alacak karbon içeriği büyük ölçüde alaşımın ergime sıcaklığına bağlıdır. Eğer erime sıcaklığı 1723 K'i geçerse grafit potanın kullanılması uygun değildir. Uygun bir işlem altında hazırlanan ingotlar, 200 ve 500 ppm arasında karbon içerir. Böyle az miktardaki karbon miktarı alaşımın şekil hafıza karakteristiklerini etkilememektedir.

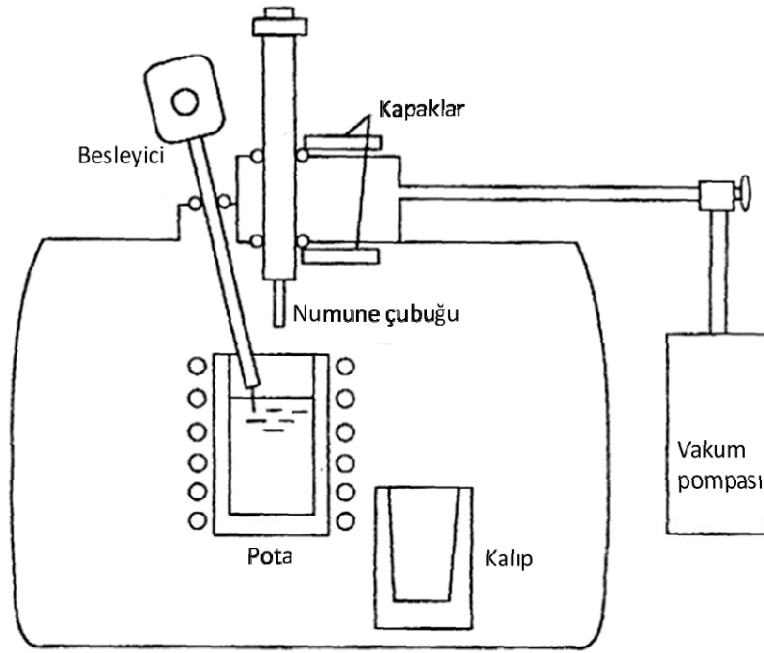
İndüksiyon eritme metodunun bir başka avantajı da kimyasal bileşimin kontrol edilebilirliğidir. Eğer işlem dikkatli bir şekilde devam ettirilebilirse, ingotun M_s sıcaklığı ± 5 K' de kontrol altında tutulabilir. Böyle bir oldukça iyi hassasiyet sağlamak için in-situ bileşim kontrollü bir fırın geliştirilmiştir. Şekil 2.6 ve 2.7'de sırasıyla fırın ile çalışma prensibinin şematik diyagramı görülmektedir. Vakum altında ergimiş alaşımdan bir miktar alınır ve hızlı bir şekilde A_f noktası ölçülür. Gerekirse A_f noktasını tutturana dek alaşımlama elementi ilave edilir.



Şekil 2.6 NiTi şekil hafızalı alaşımlar için kullanılan bir in-situ bileşim kontrol fırının donanımı.

Elektron ışın demeti ile ergitmede ısı kaynağı olarak yüksek voltajlı elektron ışınından yararlanılır. Ham metaller elektron ışın demedi ışınlaması ile ergitilir ve su ile soğutulan bir bakır kalıp içine damla damla olarak boşaltılırlar. Alaşım alt kısmından itibaren katılaşmaya başlar ve kalıbın altından çekilir. Yüksek vakum ve yüksek ısıtma sıcaklığı ile çalışmanın saflaştırıcı bir etkisi olduğundan bu metotta en düşük katışkı içeren alaşımlar elde edilir. Bunun aksine ingottaki bileşim homojenliği alaşımın alttan tek doğrultuda katılaşmasından dolayı yetersizdir. Yüksek ısıtma sıcaklığından dolayı metalin buharlaşması bileşim kontrolünü zorlaştırır. Bu tür kusurlara rağmen, bu alaşım elde etme yöntemi dönüşüm

sıcaklıklarının hassas kontrolünü gerektirmeyen NiTi ŞHA'ların elde edilmesinde kullanılır.

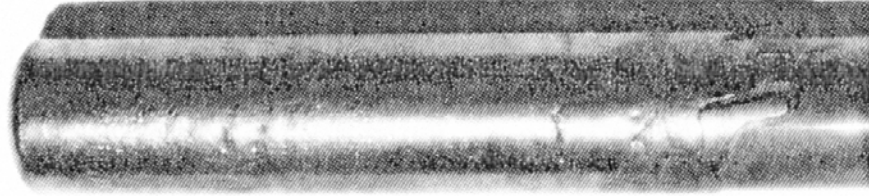


Şekil 2.7 İn-situ bileşim kontrol fırının çalışma sistemi.

Argon ark ergitme yöntemi ısıtma sistemine göre kendi içinde iki farklı yöntem ayrılır. Birinci yöntemde tükenmeyen bir elektrot kullanılır. İkinci yöntemde ise eriyen malzemeden oluşan tükenen bir elektrot kullanılır. Birinci yöntem birçok alaşımın elde edilmesine uygun olduğundan laboratuarlarda kullanılan en yaygın yöntemdir. Bu yöntemde ham metaller bakır kalıp içine yerleştirilir ve tungsten çubuktan yapılmış bir elektrottan argon arkı ile ısıtmaya maruz bırakılır. Alaşım ergimeye başladığında oluşan şekil yüzey gerilme etkisinden dolayı bir düğmeye benzemektedir. İngot olarak kullanılan katılaşmış bu düğme ters döndürülür ve bileşimin homojenliğini iyileştirmek için tekrar tekrar ergitilir. İkinci yöntemde ise ham metallerden oluşan tükenen elektrot fırın içerisine yerleştirilir. Burada elektrotun, ısıtma kaynağı ve malzeme kaynağı olmak üzere iki görevi vardır. Elektrot argon ark ile ısınır ve ergimiş olan alaşım kalıp içerisine damlamaya başlar ve silindirik ingot biçimini alır. İkinci yöntemin üretim hızı birincisinden daha yüksektir.

Plazma ergitme metodunda ise oyuk bir plazma katottan neşredilen düşük hızlı elektron ışın demetinden yararlanılır. Yüksek voltajlı bir elektron ışın demetinden veya bir argon arkından neşredilen zor ısıtmaya rağmen bir plazma katodundan elektron ısıtılması daha kolaydır. Bu sayede daha düşük element kaybı olur. İngottaki bileşim dağılımı su ile soğutulan bir kalıp kullanılmasına rağmen üniformdur. Şekil 2.8 plazma ergitme metodu ile elde edilmiş bir

silindirik ingot görülmektedir (Otsuka ve Wayman, 1998).



Şekil 2.8 Plazma ergitme metodu ile hazırlanmış bir TiNi alaşıma ait silindirik ingot.

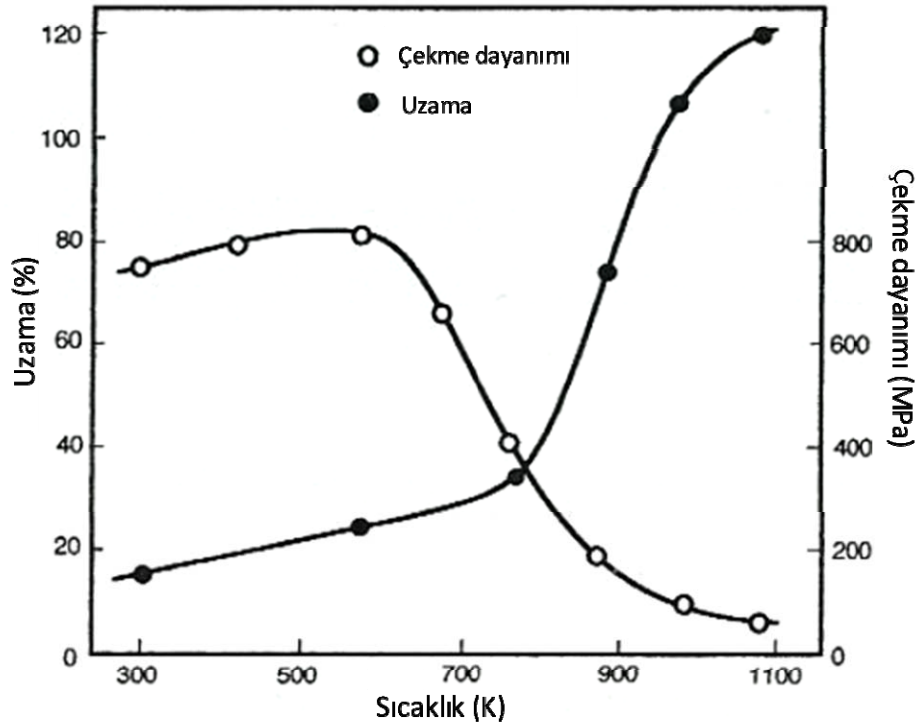
NiTi malzemenin dönüşüm sıcaklıkları, nikel veya titanyum içeriğindeki en küçük değişimlere dahi duyarlıdır. Bu duyarlılık nikel miktarı ile artmaktadır. Ağırlıkça % 55.0'dan daha fazla miktarda Ni içeren alaşımlarda, Ni (veya Ti)'deki ağırlıkça %1 oranında bir değişim, alaşımın dönüşüm sıcaklıklarında yaklaşık 100 °C'lik farka neden olmaktadır. Kimyasal bileşimdeki değişime karşı olan bu yüksek duyarlılık, gereken toleranslarda dönüşüm sıcaklıkları elde etmek için Ni ve Ti oranlarının son derece dikkat ile kontrol altında tutulmasını gerektirmektedir (Nurveren ve Akdoğan, 2005).

2.5.2 Sıcak ve soğuk-işleme prosesleri

Yüzeydeki tabaka kaldırıldıktan sonra ingot dövülür ve uygun boyutlardaki levha veya çubuk şekline haddelenir. Çubuk veya tel formundaki ürünler çift oluklu haddelere sahip olan bir haddeleyici kullanılarak haddelenir. Şekil 2.9'da bir Ni-Ti alaşıma ait çekme dayanımı ve uzama grafiği görülmektedir. Çekme dayanımı 600 K de azalmaya başlamakta ve 650 K üzerinde düşme hızlanmaktadır. 800 K de uzama artmakta ve 900 K de % 100'ü aşmaktadır. Böylece eğer bir alaşım 800 K üzerine ısıtılırsa kolay bir şekilde şekillendirilebilir. Ni-Ti alaşımın işlenebilirliği yüksek sıcaklıklarda kolay olmasına rağmen alaşım yüzeyi oksitlenmeden dolayı daha fazla pürüzlü olmaktadır. Sıcak şekillendirme için en uygun çalışma sıcaklığı 1073 K civarındadır.

Sıcak şekillendirme ile karşılaştırıldığında Ni-Ti alaşımın soğuk şekillendirmesi çok daha zordur. Çünkü, işlenebilirlik alaşımın bileşimine büyük ölçüde bağlıdır, Ni içeriğinin artması ile sertleşme artacağından dolayı çok daha zor hale gelir. Özellikle Ni içeriği atomca

% 51'in üzerinde olduğunda işlenebilirlik çok zorlaşır. Zor şekillendirilmenin nedeni büyük oranda pekleşme olmasıdır. Tavlanmış Ni-Ti alaşımın akma dayanımı 100 MPa'dan düşük olup tavlanmış bakır ya da alüminyum kadar yumuşaktır. Tavlanmış bir Ni-Ti alaşım tel deforme edildiğinde çekme gerilmesi yaklaşık % 10 gerinimde artmaya başlar ve % 40 gerinim değerinde 1000 MPa'a ulaşır. Soğuk çekme yapılması durumunda çekme dayanımı 1500 MPa'ın üzerine çıkar.



Şekil 2.9 Yüksek sıcaklıkta at%50.0Ti-Ni alaşımının çekme dayanımı ve uzama eğrisi.

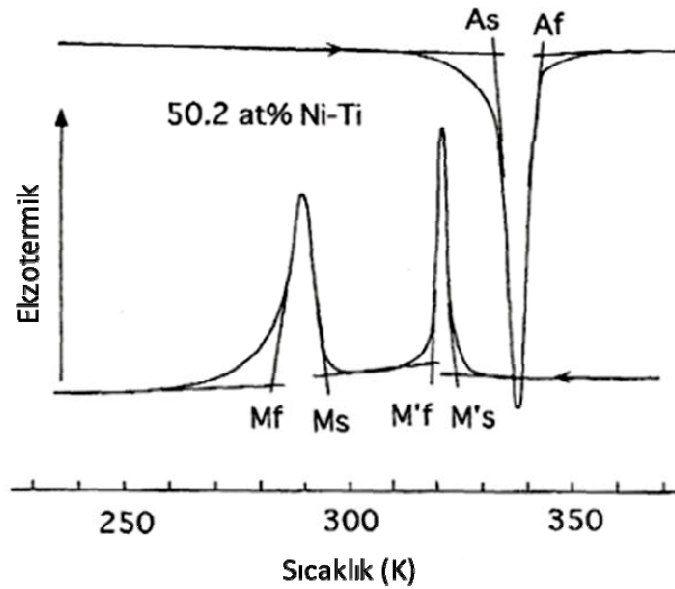
Rahat bir çalışma sağlamak için çekme ve tavlama proseslerini kapsayan optimal bir ayarlama yapılmalıdır. Telin takımlara yapışması çok sık görülen bir olaydır bu nedenle takımın ve yağlayıcıların seçimi de önemlidir. Telin yüzeyindeki oksit tabakası takıma karşı bir yağlayıcı görevi görür. Ancak bu tabakanın çok kalın olması şekil toparlanma karakteristiklerini kötüleştirir.

Ni-Ti alaşımının işlenmesi zordur. Delme işlemi özellikle zordur ve alışılmış takımlar kullanılarak delme işleminin yapılması imkânsızdır. Tungsten karbür takımlar yüksek takım ömürlerinden dolayı genellikle tercih edilir. Uzun takım ömrü sağlayan optimum bir işleme hızı olduğundan işleme koşulları üretilecek ticari ürünün lehine deneylerle belirlenmelidir. Ni-Ti'nin taşlanması zor değildir fakat taşlama takımlarındaki aşınma kayıpları oldukça fazladır. GC (yeşil zımpara) takım malzemesi olarak tavsiye edilmektedir (Otsuka ve Wayman, 1998).

2.5.3 Bitirme işlemleri ve testler

NiTi alaşımının korozyon direnci mükemmeldir ve korozyon koruması için yüzey işlemine ihtiyacı duyulmaz. Öte yandan yüzey görünümü güzelleştirmek için değerli metallerle kaplama işlemleri süs eşyası ürünleri sektöründe popülerdir. Kaplanan tabaka şekil hafıza etkisine sahip olmadığından dolayı kalın olması şekil toparlanma özelliğine zarar verir. Optimum kalınlık yaklaşık 10 μm 'dir. Gözlük çerçeveleri üzerine altın tabaka kaplama işleminde elektro-kaplama ve iyon-kaplama yönteminin her ikisi de kullanılır. Diğer yüzey kaplamaları malzemelerin matlaşmasına karşın kayganlık ve düzgünlüğü sağlamak için yapılır.

NiTi alaşımının dönüşüm sıcaklıkları diferansiyel taramalı kalorimetre ile tespit edilir. Şekil 2.10'da bir DSC grafiği görülmektedir. Üstteki çizgi ısıtma durumunda numunedeki ısı değişimini, alttaki çizgi ise soğutma durumundaki ısı değişimini göstermektedir. Dönüşüm sıcaklıkları, lamda şeklindeki eğrinin maksimum gradyan çizgisi ile alttaki düz çizginin kesiştiği yer esas alınarak saptanır. Önceki bölümlerde belirtildiği gibi, M_s , M_f , A_s ve A_f noktaları sırasıyla soğutma ve ısıtma durumunda martenzitik dönüşümün başlama ve bitiş sıcaklıklarını ifade etmektedir. M'_s ve M'_f ise R -faz dönüşümünün başladığı ve bittiği noktalar. (Otsuka ve Wayman, 1998).



Şekil 2.10 Bir DSC grafiğinden dönüşüm sıcaklığının bulunması.

2.6 Şekil Hafıza Eğitimi

Özellikle iki yönlü şekil hafıza toparlanması elde etmek için birtakım eğitim süreçlerinin ŞHA'lara uygulanması gerekmektedir. Şekil hafızalı alaşımları eğitme, alaşımın yüksek ve düşük sıcaklıktaki şekillerinin her ikisini de hatırlamasını sağlamak amacıyla yapılan bir ısıl-mekanik işlem olarak tanımlanır. Normal koşullar altında, bir ŞHA yüksek sıcaklıktaki şeklini hatırlar ve ısı uygulanarak ostenitik şeklini geri kazanması sağlanır. Fakat alaşım düşük sıcaklıkta ki şeklini hatırlamaz. Ancak, alaşımın düşük sıcaklıktaki (deforme edilmiş) şeklini hatırlaması için eğitilebilir. Bu durum ise yüksek sıcaklık fazında olduğu gibi deforme edilmiş düşük sıcaklıktaki alaşıma bazı hafıza kazandırıcı işlemler uygulanarak sağlanmıştır. Genel olarak, bu yöntemler dönüşüm bölgesi boyunca bir ısıl-mekanik çevrimin tekrarlanması esasına dayanır ve bu nedenle de eğitme olarak adlandırılır. Yaygın olarak kabul gören iki yönlü hafıza etkisinin mekanizması, dönüşüm aralığı boyunca karmaşık dislokasyon düzenleri üreten malzeme çevrimi esasına dayanır. Buna göre, İYHE (iki yönlü hafıza etkisi) oluşan dislokasyon düzenlerine eşlik eden mikroskobik gerilme alanlarına atfedilmiştir. Artık gerilme alanları, tercihli değişkenlerin oluşumunu ve merkezleşmesini kolaylaştırır. Sonuç olarak, soğutma durumunda, herhangi bir içerden veya dışardan yardım olmaksızın tercihli değişkenler oluşur ve böylece İYHE ortaya çıkar. İYHE eğitimi için birçok yaygın yöntem bulunmaktadır.

1. *Martenzitik fazda yapılan aşırı deformasyon ile İYHE eğitimi:* Alaşım M_f değerinin altında soğutulur ve martenzitik durumdayken tamamen toparlanabilir. Şekil hafıza için gerinimin çok ötesinde eğilir. Ostenit aralığına ısıtıldığında martenzit haldeyken aşırı deforme edildiği için orijinal şekline tamamen geri dönemeyecektir. Şekil hafıza limiti aşıldıkça kısmi bir hafıza kaybı ortaya çıkacaktır. Bununla beraber, malzeme martenzit aralığına tekrar soğutulduğunda aşırı deforme edilmiş şekline doğru geri hemen hareket edecektir.
2. *Şekil hafıza çevrimiyle eğitim:* Bu yöntem, iki yönlü hafıza görünene kadar devam eden tekrarlı şekil hafıza çevrimlerinden ibarettir. Şekil hafıza eğitim çevrimi, M_s altında soğutma, şekil hafıza gerinim limitinin altındaki bir seviyeye kadar deforme etme ve daha sonra orijinal yüksek sıcaklıktaki şeklini geri alması için ısıtma işlemlerinden oluşur. 5 ile 10 arası yapılan bu şekil hafıza çevriminden sonra (gerinim doğrultusu her bir eğitim çevrimi esnasında aynı olmalıdır) eğitim sırasında devamlı olarak deforme edildiği doğrultuda hareket ederek malzeme soğutma durumunda

kendiliğinden şekil değiştirmeye başlayacaktır. Bu değişimin miktarı, şekil hafıza deformasyon aşamasındaki üretilenden önemli ölçüde azdır. Genellikle kendiliğinden gerçekleşen şekil değişimi, eğitim geriniminin $1/5$ ile $1/4$ 'ü dolayındadır. Örneğin, eğitim esnasında ortaya çıkan gerinim % 6 ise kendiliğinden İYŞH gerinimi % 1 veya % 2'den fazla değildir.

3. *Sözde elastik çevrimli eğitim:* Sözde elastik davranışın görüldüğü M_d sıcaklığının altında ve A_f sıcaklığının üstündeki ostenitik durumda yükü kaldırarak, yük uygulayarak ise gerilme-nedenli martenzit üreterek tekrar eden işlemlerden oluşur. Bu yöntem için uygulanan eğitim çevriminin sayısı 5 ile 10 arasında olup müteakip soğutmada ve ısıtma durumundaki kendiliğinden şekil değişimi eğitim geriniminin bir parçasıdır.
4. *ŞHE/SE çevrimli eğitimlerin kombine edilmesiyle yapılan İYHE eğitimi:* (2) ve (3) no.lu metotların bazı özelliklerinin birleştirilmesi ile İYŞHE için oldukça faydalı bir yöntem bulunmuştur. Malzeme, öncelikle ostenitik durumdayken deforme edilir, daha sonra elastik gerinimi kapsayan indüklenmiş gerinim mevcutken M_f' in altına soğutulur ve en sonunda orijinal şeklini geri alana kadar ısıtılır. Eğer bu işlemler birkaç kere tekrarlanırsa, İYHE müteakip soğutma ve ısıtma durumunda elde edilecektir. Oldukça etkili olmasına karşın bu metot, diğer metotlara göre biraz fazla karmaşıktır.
5. *Deforme edilmiş martenzitik fazdaki malzemenin uygun sıcaklıklarda çevrimi ile yapılan İYHE eğitimi:* Bu metot diğerlerine göre değişiktir. Sıcaklık kontrolünün kolay olmasından ötürü en çok tercih edilen eğitim metodudur. Malzeme M_f altında deforme edilir ve böylece düzensiz gerilmelere sahip martenzitik bir mikro yapı ortaya çıkar. Daha sonra deforme edilmiş durumda tutulur ve A_f' in üzerine ısıtılır. Malzeme genellikle M_f altından A_f üzerine, eğitim tamamlana kadar orijinal deforme edilmiş şeklinde tutularak, uygulanan çevrim birkaç defa tekrarlanır. Bu eğitim metodunun oldukça etkili olduğu kanıtlanmıştır ve uygulanması nispeten kolaydır (Fuentes vd., 2002).

Perkins'e göre Eğer şekil hafızalı bir alaşıma birçok kez çevrim uygulanırsa numunede kısmi bir "iki yönlü şekil hafıza" geliştirilebilir. Yani hem yüksek hem de düşük sıcaklık şekillerini hatırlayacak tarzda ısıtıldığında bir doğrultuda, soğutulduğunda ise zıt doğrultuda eğilebilir. İki yönlü hafıza etkisinin her bir soğutma çevriminde mikro yapıda dönüşüm-nedenli birtakım

kalıntıların bazı martenzit değişkenlerin çekirdeklenmesine neden olduğu bir mikro yapısal eğitim etkisi ile ilişkili olduğu düşünülmüştür. İki yönlü şekil hafıza davranışına dair “eğitim” birkaç yöntemle gerçekleştirilmektedir.

Numune martenzitik durumda gerindirilir, daha sonra A_f üzerine ısıtılır (böylece normal bir şekil hafıza etkisi gösterir) ve ardından M_f altına soğutulur; eğer başlangıç deformasyonu yeterince büyükse ve/veya yapılan eylem birkaç kez tekrarlanmışsa soğutma durumunda iki yönlü şekil hafıza sergilenebilecektir. Örneğin, soğutma durumunda numune kendiliğinden başlangıçta düşük sıcaklıkta deforme edilmiş şekline doğru hareket edecektir. Bu olay “şekil hafıza etkisi eğitimi” olarak nitelendirilir.

Numuneye A_f üzerinde defalarca gerinim uygulanır ve böylece sözde elastik etki yoluyla gerilme-nedenli martenzit yaratılır; iki yönlü şekil hafıza daha sonra M_f altına soğutularak sergilenebilir. Bu olay “gerilme nedenli martenzit eğitimi” olarak nitelendirilir.

Yukarıdaki iki eğitimin birleştirilmesiyle “birleşik eğitim” en iyi sonuçlar elde edilir. Numuneye ilk önce A_f üzerinde sözde elastik olarak gerinim uygulanır ve daha sonra uygulanan gerinim devam ederken M_f altına numune soğutulur; daha sonra numuneye uygulanan yük kaldırılır ve A_f üzerine ısıtılır; eğer bu işlem birkaç kez tekrarlanırsa iki yönlü şekil hafıza davranışı sergilenir (Perkins, 1981).

3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1 Isıl ve Mekanik Olarak Uygulanan İşlemlerin Etkileri

3.1.1 Malzeme ve metot

Yaklaşık eş atomlu (~Ni at.%50) tek yönlü şekil hafıza etkisine sahip, 0.998mm çapdaki NiTi tel kullanılmıştır. Malzeme, Alman Memory-Metalle GmbH firmasından temin edilmiştir. Bu çalışmada, eş atomlu NiTi alaşımında, farklı tavlama sıcaklıklarında ve sürelerinde bekletme ile uygulanan mekanik zorlamaların alaşımın dönüşüm davranışına etkileri incelenmiştir.

3.1.2 Isıl işlemler

NiTi telden 10 mm uzunluğunda 24 adet numune kesilmiştir. Hazırlanan numuneler elektrik fırını içerisinde 10 dak., 30 dak. ve 60 dak. sürelerle 250 °C, 300 °C, 350 °C, 400 °C, 450 °C, 500 °C, 550 °C ve 600 °C sıcaklıklarda tavlanylup, ardından açık havada soğutulmuşlardır. Yapılan ısıl işlemlerin ardından tüm numunelerin dönüşüm sıcaklıklarının tespit edilmesi amacıyla -20 °C ile 100 °C arasında tarama hızı 10 °C/dak. olacak şekilde ayarlanarak, Perkin Elmer-Pyris 6 DSC cihazında ısıl analiz işlemleri yapılmıştır. DSC testleri, ortalama 20 mbar basınçtaki azot gazı altında gerçekleştirilmiştir. Cihazın kalibrasyonunda saf indiyum ve çinko metalleri kullanılmıştır. Dönüşümlerin başlangıç ve bitiş sıcaklıkları DSC eğrileri üzerindeki piklerin tanjantı ile taban çizgisinin kesiştirilmesi ile hesaplanmıştır.

3.1.3 Mekanik işlemler

NiTi telden 50 mm uzunluğunda 10 adet numune kesilmiştir. Hazırlanan numuneler, 20 kN yük kapasiteli çekme cihazında sırasıyla % 1, % 2, % 3, % 4, % 5, % 6, % 7, % 8, % 9 ve % 10 değerlerinde olmak üzere oda sıcaklığında uzama şeklinde mekanik zorlanmaya maruz bırakılmıştır. Uygulanan mekanik işlemlerin ardından, DSC cihazında 10 °C/dak. ısıtma/soğutma hızı (tarama hızı) ile -20 °C ile 100 °C arasında ısıl analiz işlemleri yapılmıştır.

3.2 Farklı Isıtma/Soğutma Hızı ile Dönüşüm Karakteristiklerinin İncelenmesi

3.2.1 Malzeme ve metot

Yaklaşık eş atomlu (~Ni at.%50) tek yönlü şekil hafıza etkisine sahip, 0.998 mm çapdaki

NiTi tel kullanılmıştır. NiTi malzeme, Alman Memory-Metalle GmbH firmasından temin edilmiştir. Farklı koşullarda ısıtma işlem görmüş olan dört adet NiTi ŞHA numunelerin dönüşüm karakteristiklerinin ısıtma/soğutma hızı ile ilişkisinin belirlenmesi için kalorimetrik bir metotla dönüşüm davranışı incelenmiştir. Kalorimetrik ölçümler için, su soğutmalı disk ile kesme cihazı yardımıyla NiTi telden numuneler kesilerek hazırlanmıştır. Kesilen numuneler daha sonra fırın içerisinde farklı koşullarda tavllanmış ve havada soğumaya bırakılmıştır. Numunelerin etiketleri ve ısıtma işlem koşulları Çizelge 3.1’de özetlenmiştir.

Ölçümler Perkin-Elmer Pyris-6 DSC cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Öncelikle, DSC cihazının kalibrasyonunda kullanılan yüksek saflıktaki standard indium ve çinko metallerinin ergime ve katılma sıcaklıklarına seçilecek olan farklı ısıtma/soğutma hızlarının ($\dot{T}$) etkisini belirlemek için bütün tarama hızlarında testler yapılmıştır. Böylelikle, DSC cihazının sıcaklık ve enerji kalibrasyonları farklı ısıtma/soğutma hızları için ayrı ayrı gerçekleştirilmiştir. Numuneler, hassas tartıda tartılmış ve standard Al numune panlarının içine yerleştirilmiştir. İçi boş olan bir diğer eş Al pan ise referans olarak kullanılmıştır. Yaklaşık 15 mg ağırlığında olan NiTi numuneler sabit nitrojen akışı altında alüminyum potalar kullanılarak ısıtma muamele görmüşlerdir. Bütün DSC çevrimleri izotermal değildir ve aynı ısıtma/soğutma hızı ile tam bir ısıtma çevrim (ısıtma ve soğutma) işlemlerini kapsamaktadır. Tüm ısıtma/soğutma çevrimleri için aynı numune kullanılmıştır. Seçilen ısıtma/soğutma hızının değerleri 1 °C/dak. ile 20 °C/dak. arasında değişmektedir.

Çizelge 3.1 Etiketleme ve numunelere uygulanan ısıtma işlemleri.

Numune	Isıtma işlem sıcaklığı (°C)	Isıtma işlem süresi (dak.)
A1	450	30
A2	450	180
B1	600	30
B2	600	180

Elde edilen DSC eğrilerinden, temel çizgi ile meydana gelen pikin tanjantının kesişimi ile dönüşümün başlangıç ve bitiş sıcaklıkları hesaplanmıştır. Dönüşüm süreci esnasında emilen ve salınan ısı, dönüşümün başlangıç ve bitiş sıcaklıkları arasındaki eğrinin altında kalan olarak hesaplanmıştır. DSC cihazında tam bir ısıtma çevrim sonrasında toplam enerji harcaması ise alanlar arasındaki fark bulunarak ele alınmıştır.

3.3 İki Yönlü Şekil Hafıza Etkisi ve DSC Analizleri

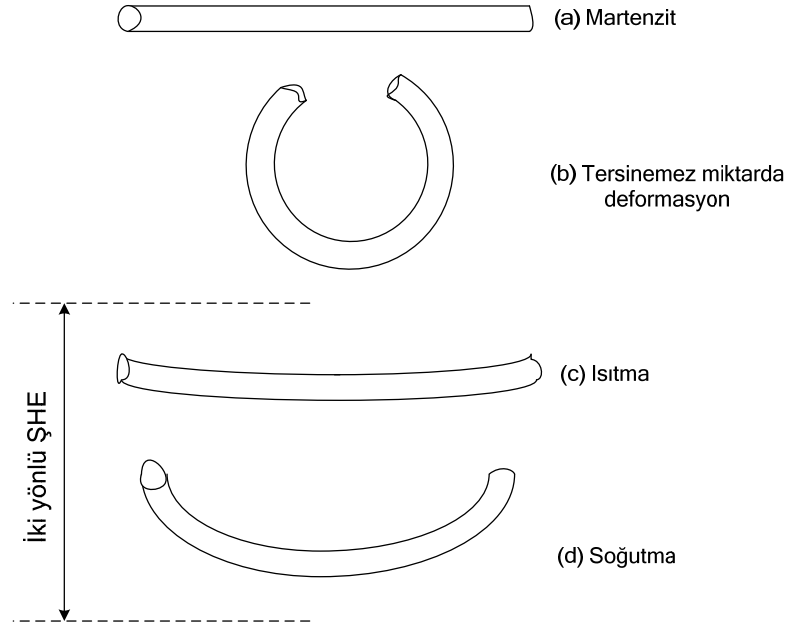
3.3.1 Malzeme ve metot

NiTi alaşıma iki yönlü şekil hafıza kazandırılması için optimum ısıl-mekanik şartların sağlanması araştırılmıştır. Alman, Memory-Metalle GmbH firmasından alınan, 0.998 mm çapta, boylamasına tavllanmış tek yönlü şekil hafıza etkisine sahip NiTi alaşım telden 52 mm, 68 mm, 85 mm ve 113 mm uzunluğunda numuneler kesilerek 4 adet farklı numune grubu oluşturulmuştur. Çizelge 3.2’de numune gruplarının isimlendirilmesi, numunelerin boyu, silindirik kalıpların çapı ve her bir numune grubuna uygulanan deformasyon miktarı toplu olarak verilmiştir. Numunelerin hepsi Beuhler marka abrasiv aşındırıcıda SiC kesici disk kullanılarak düşük hızda ve bor yağı ile sıvı soğutma altında kesilmiştir.

Çizelge 3.2 Deneylerde kullanılan numune grupları ve İYŞHE kazandırma eğitimi esnasında uygulanan deformasyon gerinimi.

Numune grubu	Tel boyu (mm)	Silindirik kalıbın çapı (mm)	Deformasyon
A	52	13.8	4.9
B	68	25	3.9
C	85	30.2	3
D	113	39.3	2.4

Uygulanan ısıl-mekanik işlem sonucu kazandırılan iki yönlü şekil hafıza etkisi sonucu NiTi tel numunelerin sıcak ve soğuk durumda aldığı şekil geometrisi Şekil 3.1’de görüldüğü gibidir.



Şekil 3.1 İki yönlü şekil hafıza etkisi kazandırılan NiTi tel numunelerin sıcak ve soğuk durumda aldığı şekiller. (a: soğuk şekil, b: soğuk halde deformasyon, c: sıcak şekil, d: soğuk şekil) (Duerig, 1990)

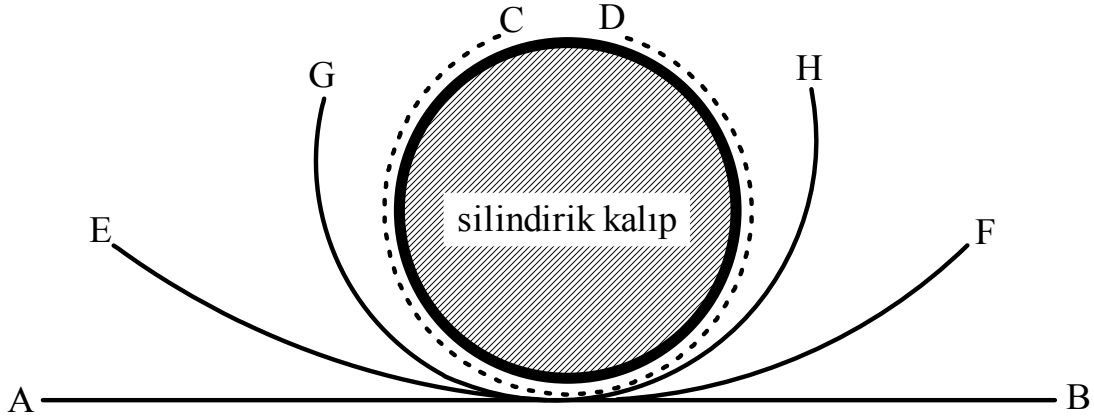
İki yönlü hafıza etkisi kazandırmak için bir takım ısı ve mekanik işlemler uygulanmıştır. Bu işlemler, NiTi tel numuneyi istenilen şekle getirme, sabitleme ve ısıtıp-soğutma şeklindedir. Farklı uzunlukta ve oda sıcaklığında martenzitik durumda olan dairesel kesitli düz tel geometrisine sahip NiTi numuneler, belirli miktarlarda deformasyon uygulamak sureti ile farklı çaplarda olan silindirik kalıplara yerleştirilmiştir. Silindirik kalıpların çevre uzunluğu ilgili numunelerin boyu ile yaklaşık aynıdır. NiTi tel üzerinde eğilme sonucu oluşan deformasyona bağlı gerinim değeri,

$$\varepsilon_d = r / (r+d) \text{ eşitliği ile hesaplanmıştır.} \quad [3.1]$$

Eşitlikte; r , tel çapı veya kalınlığı ve d , telin sarıldığı silindirik kalıbın çapıdır. Buna göre oluşan deformasyon gerinimleri Çizelge 3.2’de verilmiştir. Kalıplar içerisinde sabitlenerek yerleştirilmiş olan NiTi numuneler, 100 °C ile 300 °C arasındaki 20 °C aralıklarla değişen tüm sıcaklıklarda 10, 30 ve 60 dak. olarak seçilen farklı sürelerde fırın içerisinde bekletilmiştir. İlgili zaman aralığı tamamlandığında, kalıp içinde yerleşik durumda bulunan NiTi tel numune, kalıp ile birlikte soğuk su içerisine bırakılmıştır. Elde edilen deneysel sonuçlar ışığında 160 °C ile 240 °C sıcaklıklar arasında 20 °C’lik artışlarla yapılan ve uygulanan deformasyon gerinimin, $\varepsilon_d = 4.9$ ve $\varepsilon_d = 2.4$ olduğu A ve D kodlu numunelerde iki yönlü şekil hafıza

etkisinin en iyi değerlere sahip olduğu tespit edilmiştir. Bu yüzden A ve D kodlu numunelere, söz konusu sıcaklık aralığında farklı süreler boyunca uygulanan ısıl-mekanik işlemler çevrimi devam ettirilerek, çevrim sayısının şekil hafıza eğitimindeki etkisi araştırılmıştır. Seçilen deformasyon gerinimlerinde toplamda 10 adet ısıl-mekanik çevrim uygulanarak şekil hafıza eğitimi gerçekleştirilmiştir.

İki yönlü şekil hafıza etkisinin tespiti, numuneleri “ A_f üzerine ısıtma - M_f altına soğutma” şeklindeki ısıl çevrim ile gerçekleştirilmiştir. İYŞHE ölçümü için yapılan ölçümlerde esas alınan ölçü değerleri Şekil 3.2’de şematik olarak gösterilmiştir. Şekilde AB, CD, EF ve GH, telin iki ucu arasındaki mesafelerdir. AB numunenin orijinal şeklini temsil etmekte, CD ise İYŞHE eğitimi esnasında uygulanan deformasyon sonrası kalıp üzerine sabitlendirilmiş halini göstermektedir. GH, ısıl işlem sonrası M_f altına soğutulan numunenin soğuk şekli, EF ise A_f üzerine ısıtma sonucu numunenin aldığı sıcak şeklidir.



Şekil 3.2 Numune şekillerinin şematik görünümü. AB: orijinal şekil; CD: İYŞHE eğitimi esnasında yapılan ısıl-mekanik işlemler esnasında uygulanan deformasyon; EF: ısıl-mekanik işlem sonrası numunenin A_f üzerinde aldığı şekli (sıcak şekil); GH: ısıl-mekanik işlem sonrası numunenin M_f altında aldığı şekli (soğuk şekil).

İki yönlü şekil hafıza etkisinin tespitinde,

$$İYŞHE = \frac{EF - GH}{AB} \text{ eşitliği kullanılmıştır.} \quad [3.2]$$

Çizelge 3.3’de deneylerde uygulanan ısıl-mekanik işlemler özetlenmiştir. Herbir çevrimin sonrasında şekil hafızalı alaşım numuneler üzerinde, -20 °C ve 100 °C sıcaklıklarda ölçüm yapılarak, elde edilen verilerle şekil hafıza etkisinin yüzdesel değeri hesaplanmıştır.

Çizelge 3.3 Şekil hafıza eğitiminde seçilen deney parametreleri

Numune grubu	Sıcaklık, T (°C)	Zaman, t (dak.)	Çevrim, N
A-D	160	10	10
A-D	160	30	10
A-D	160	60	10
A-D	180	10	10
A-D	180	30	10
A-D	180	60	10
A-D	200	10	10
A-D	200	30	10
A-D	200	60	10
A-D	220	10	10
A-D	220	30	10
A-D	220	60	10
A-D	240	10	10
A-D	240	30	10
A-D	240	60	10

3.3.2 DSC analizi

NiTi elemanların kullanım yerlerinde malzeme seçimine etki eden en önemli faktörlerden birisi de alaşıma özgü dönüşümlerin başlangıç ve bitiş sıcaklık değerleridir. NiTi şekil hafızalı alaşımlarda ısıtma durumunda ostenitik dönüşüm, soğutma durumunda ise martenzitik dönüşüm meydana gelmektedir (M_s : martenzit dönüşümün başlangıç sıcaklığı, M_f : martenzit dönüşümün bitiş sıcaklığı, R_s : R fazına dönüşümün başlangıç sıcaklığı, R_f : R fazına dönüşümün bitiş sıcaklığı, A_s : ostenit faza dönüşümün başlangıç sıcaklığı, A_f : ostenite dönüşümün bitiş sıcaklığı). Söz konusu şekil hafıza etkisinin temelinde yatan esas olgu, bu termoelastik dönüşümlerdir. İlgili dönüşüm sıcaklığına ulaşıldığında, NiTi eleman hafızasında bulunan geometrik şekli alana dek hareketlenmektedir. NiTi şekil hafızalı elemanın kullanılacağı uygulama yerine göre tek veya iki yönde gerçekleşen bu hareketlenme işlemi için, bahsedildiği üzere önceden uygulanan bir takım ısıl-mekanik eğitimler yapılmaktadır. Alaşımın dönüşüm sıcaklığına etki eden başlıca etmenler olarak; ısıl işlem, uygulanan deformasyon, ön gerinim, kimyasal bileşim, ısıtma ve soğutma hızı, çevrim sayısı, yaşlandırma ve katkı element ilavesi gibi değişkenler sıralanabilir. İki yönlü şekil hafıza kazandırımı esnasında hem deformasyon, hem ısıl işlem ve hem de çevrim sayısı gibi etkenler

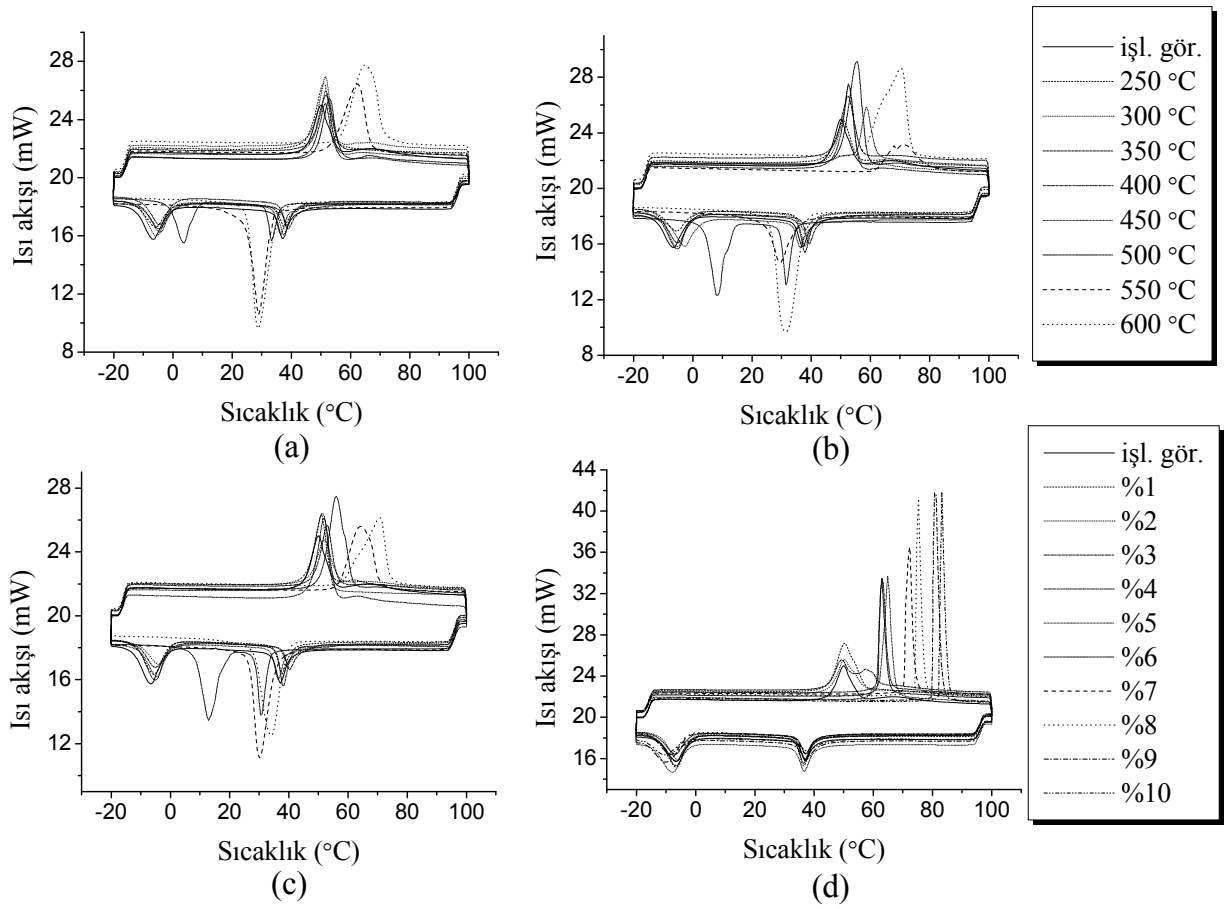
yer almaktadır. Bu nedenlerden dolayı, hafıza eğitimi öncesi belirli değerlerde olan dönüşüm sıcaklıklarının eğitim sonrasında değişim göstermesi olasıdır. Bu ise pratikte istenemeyen bir durumdur.

A ve D grubu NiTi numunelere ait dönüşüm sıcaklıklarının, deneylerle tespit edilmiş olan optimum şekil hafıza eğitim süreci içinde olası değişimini belirlemek amacı ile DSC (diferansiyel taramalı kalorimetre) cihazında ısı analizler yapılmıştır. Dönüşüm sıcaklıklarındaki olası değişimin, eğitimin diğer parametreleri ile olan ilişkisi araştırılmıştır. DSC analizi için A ve D kodlu numunelerden yaklaşık 15 mg ağırlığında küçük numuneler kesilerek, -20 ile 120 °C sıcaklıklar aralığında, 10 °C/dak. ısıtma ve soğutma hızları ile dönüşümlere özgü sıcaklık değerleri tespit edilmiştir.

4. DENEYSEL SONUÇLAR

4.1 Isıl-mekanik İşlemler

Şekil 4.1(a), (b) ve (c)'de sırasıyla 10, 30 ve 60 dak. boyunca farklı sıcaklıklarda fırın içerisinde bekletilmiş olan numunelere ait DSC eğrileri gösterilmiştir. Farklı % miktarlarında uzama uygulanan numunelere ait DSC eğrileri ise Şekil 4.1(d)'de verilmiştir.



Şekil 4.1 Farklı sıcaklıklarda ve değişik sürelerde tavlama işlemi sonucu elde edilen DSC eğrileri. a) 10 dak. tavlama, b) 30 dak. tavlama, c) 60 dak. tavlama, d) farklı % uzama miktarları.

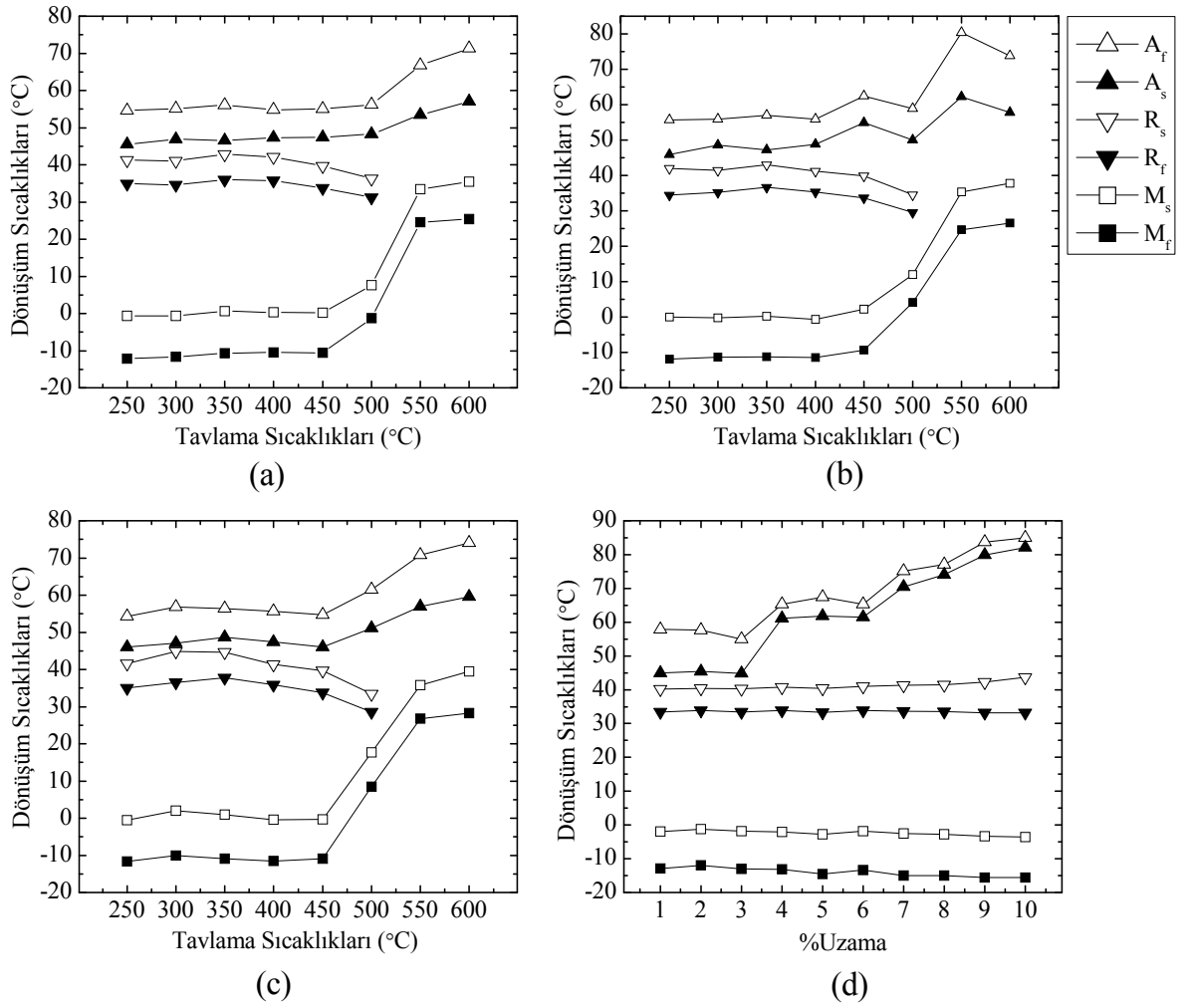
Yapılan testler sonucunda elde edilen DSC eğrilerinden, numunelerin ısıtılması durumunda ostenite dönüşümü ifade eden tek bir endotermik pik ortaya çıkmıştır. Soğutma durumunda bazı numunelerde martenzite dönüşümü ifade eden tek ekzotermik pik görülürken, bazı numunelerde ise önce *R* fazına dönüşümü ardından martenzite dönüşümü ifade eden iki farklı ekzotermik pik oluşumu gözlenmiştir. Herhangi bir işlem görmemiş olan eş atomlu NiTi

alaşım, oda sıcaklığında martenzitik faza sahip olup alaşıma özgü dönüşüm sıcaklıklarının başlangıç ve bitiş değerleri $A_s = 45.27\text{ }^{\circ}\text{C}$, $A_f = 54.81\text{ }^{\circ}\text{C}$, $R_s = 41.33\text{ }^{\circ}\text{C}$, $R_f = 34.08\text{ }^{\circ}\text{C}$, $M_s = -1.49\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $M_f = -12.61\text{ }^{\circ}\text{C}$ olarak bulunmuştur.

Farklı sıcaklık ve sürelerle tavlanan numunelerin farklı dönüşüm davranışı gösterdiği saptanmıştır. R fazı, $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar tavlanan tüm numunelerde görülürken, daha yüksek sıcaklıklarda tavlanan numunelerde kaybolmakta ve ostenit doğrudan martenzite dönüşmektedir. Tüm numunelerin DSC eğrilerinden, dönüşüm aralığının gittikçe genişlediği ve sonuç olarak da alaşım içerisinde depolanan elastik enerjinin arttığı anlaşılmaktadır.

Şekil 4.1(d)'de uygulanan % uzama işlemleri sonucunda ise tüm numunelerde soğuma durumunda iki adımlı dönüşüm ($A \leftrightarrow R \leftrightarrow M$) olduğu görülmektedir. Ayrıca ısıtma durumunda ortaya çıkan piklerin, % uzama miktarının artması ile daraldığı ve sivrildiği, yani ostenitik dönüşüm aralığının gittikçe daraldığı görülmektedir.

Numunelere ait dönüşüm sıcaklıklarının başlangıç ve bitiş değerlerinin özeti Şekil 4.2'de grafiksel olarak verilmiştir. Isıl işlem uygulanmış olan tüm numunelerde, tüm dönüşümlerin değişim seyri benzerlik göstermektedir. Ostenite ve martenzite dönüşümün başlangıç ve bitiş sıcaklıklarında, tavlama süresinden bağımsız olarak tüm numunelerde $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve üzerindeki tavlama sıcaklıklarından sonra dikkat çekici bir artış olmaktadır. R fazı dönüşüm sıcaklıklarındaki değişim $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar yapılan tavlamalara kadar monoton seyredip daha yüksek sıcaklıklarda ise tedricen azalmaktadır. Isıl işlem uygulanmış olan tüm numunelerde R fazına ait dönüşüm sıcaklıklarındaki değişimin, alaşıma özgü diğer dönüşüm sıcaklıklarındaki değişime göre daha az olması, R fazının kararlı bir faz olduğuna işaret etmektedir.



Şekil 4.2 Farklı sıcaklıklarda ve değişik sürelerde tavlama işlemine göre dönüşüm sıcaklıkları değişimi. a) 10 dak. tavlama, b) 30 dak. tavlama, c) 60 dak. tavlama, d) farklı % uzama miktarları.

Deneysel çalışmalarda kullanılan yaklaşık eş atomlu NiTi alaşımın, yeniden kristalleşme sıcaklığı 500 °C ile 600 °C sıcaklıklar arasındadır. Bu sıcaklık aralığında yapılan bir tavlama işlemi, alaşımın içyapısındaki taneleri küçülmekte ve soğuk şekillendirme sonrası bünyede bulunan yüksek dislokasyon yoğunluğunu düşürmektedir (Otsuka ve Wayman, 1998). Sonuç olarak da kimyasal olmayan serbest enerji azalmaktadır. Martenzite dönüşümün başlaması için martenzit fazın kimyasal serbest enerjisinin ana fazın kimyasal serbest enerjisinden düşük olması ve iki faz arasındaki kimyasal serbest enerji farkının da kimyasal olmayan serbest enerjiden büyük olması gerekir. Aynı termodinamik kurallar, martenzitten ostenite olan tersine dönüşüm için de geçerlidir (Şekil 1.4) (Funakubo, 1987). 500 °C ve üzerinde

uygulanan tavlama işlemleri sonucu kimyasal olmayan serbest enerjideki azalma nedeni ile martenzite dönüşüm daha erken başlamaktadır. Ostenite dönüşümde görülen gecikme, ostenitin kimyasal serbest enerjisinde artış olduğunu göstermektedir.

Mekanik işlemler uygulanan numunelerde % 3'lük uzamanın üzerindeki değerlerde, ostenite dönüşüm sıcaklıkları, artan uzama miktarı değerleri ile birlikte artış göstermektedir. Ayrıca, R fazı ve martenzite dönüşüme ait sıcaklık değerlerinde ise çok belirgin bir değişimin olmadığı görülmektedir. Uygulanan mekanik zorlama işlemi ile içyapıdaki ikizlenmelerin değişmesi sonucu yönelmiş martenzit oluşumu meydana gelmektedir. Martenzitte depolanan elastik gerinim enerjisi artmakta, tersine dönüşüm esnasında ise serbest kalmakta ve dolayısıyla ostenitin dönüşüm sıcaklıkları etkilenmektedir. Martenzite özgü dönüşüm sıcaklıklarında, uygulanan % uzama değerindeki artışa rağmen pek dikkate değer bir değişim olmadığı DSC sonuçlarından anlaşılmaktadır. Buna neden olarak, uygulanan mekanik yükleme sonucunda ostenitin kimyasal serbest enerjisinde azalma meydana geldiği düşünülmektedir (Cui vd., 2001).

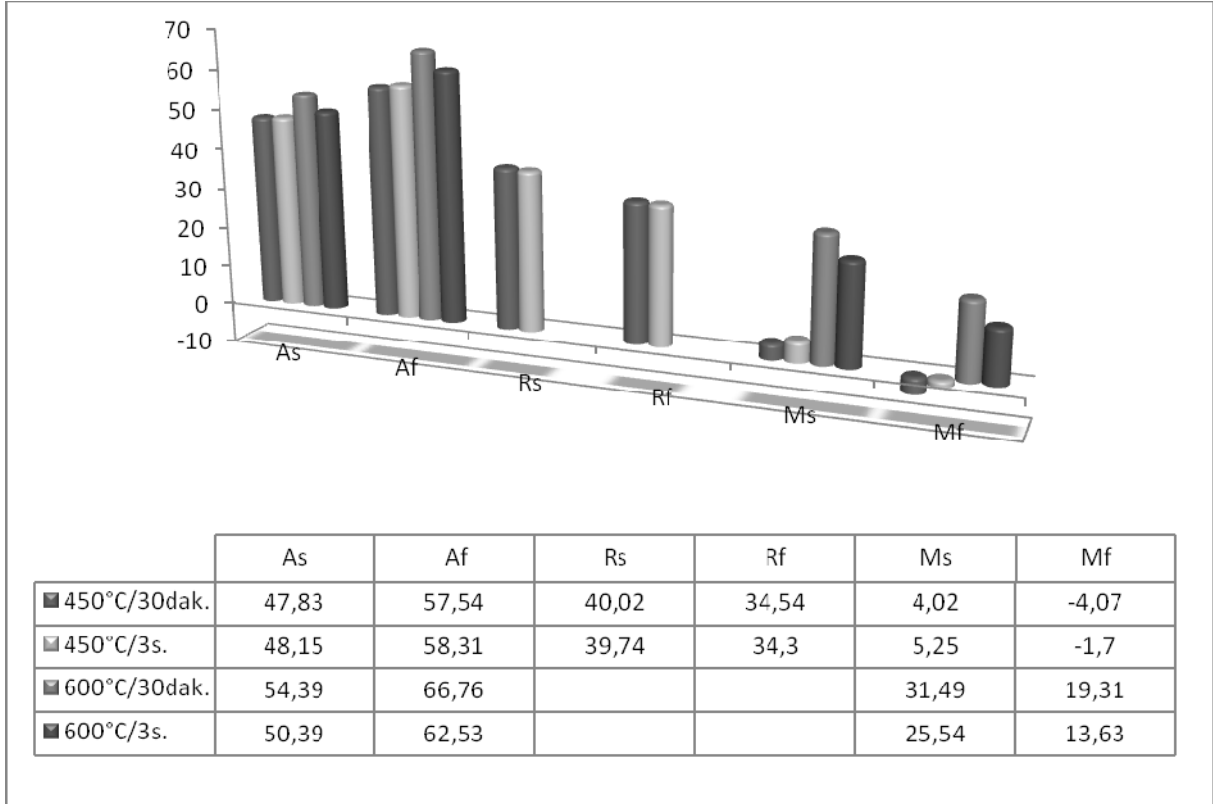
4.2 Farklı Isıtma/Soğutma Hızlarının Etkisi

4.2.1 Tavlamanın etkisi

Eş atomlu NiTi şekil hafızalı alaşımların dönüşüm davranışına tavlamanın etkileri yaygın olarak çalışılmıştır ve oldukça iyi karakterize edilmiştir (Wang vd., 2004, Gall ve Maier, 2002, Huang ve Liu, 2001, Li vd., 2005, Somsen vd., 1999, Kurita vd., 2004, Lahoz ve Puertolas, 2004, Frick, 2005, Nurveren ve Akdoğan, 2006). Elde edilen sonuçlar daha önce yapılan çalışmalarla uyum içerisindedir. Şekil 4.3'te $\dot{T} = 10 \text{ }^{\circ}\text{C/dak.}$ 'da DSC eğrilerinden ölçülen dönüşümlerin kritik sıcaklıkları ile uygulanan tavlama işlemleri arasındaki ilişki görülmektedir. $450 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de tavllanmış olan numunelerde, DSC'de yapısal testlerde ısıtma durumunda tek adımlı dönüşüm ($M \rightarrow P$), soğutma durumunda ise iki adımlı bir dönüşüm ($P \rightarrow R \rightarrow M$) olduğu gözlemlenmiştir. Tavlama sıcaklığı $600 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 'ye çıkarıldığında, soğutma durumunda ostenitten martenzite tek adımda gerçekleşen dönüşüm ($P \rightarrow M$), ısıtma durumunda martenzitten ostenite ($M \rightarrow P$) geri dönmektedir. Farklı tavlama sürelerinin dönüşümün eğilimine önemli bir etkisinin olmadığı görülmüştür.

A ve B olarak etiketlendirilen numune grupları farklı sürelerde tavllanmış olmasına karşın, artan ısıtma/soğutma hızı ile pratik olarak eş değerde dönüşüm eğilimi göstermektedir. Bundan dolayı, sadece A1 ve B1 numuneleri dikkate alınmıştır. NiTi numuneler için $\dot{T} = 10$

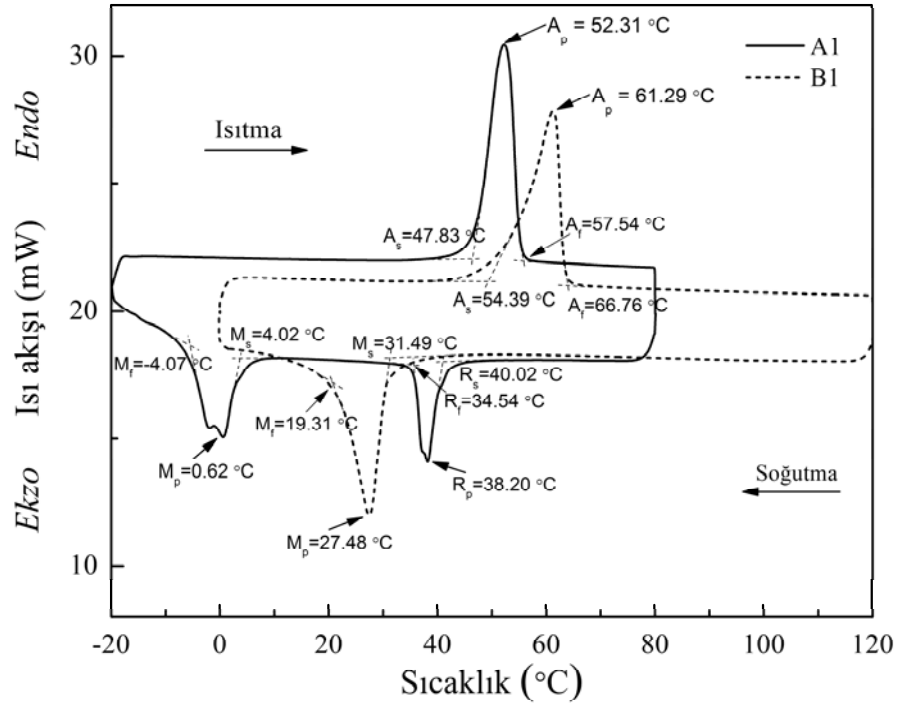
°C/dak.'da elde edilen faz dönüşümleri Şekil 4.4'te verilmiştir.



Şekil 4.3 $\dot{T} = 10$ °C/dak.'da DSC eğrilerinden ölçülen dönüşüm sıcaklıkları.

Çalışmada kullanılan NiTi ŞHA tel, sırası ile sıcak şekillendirme, soğuk şekillendirme ve düz tavlama işlemlerini içeren bir dizi üretim proseslerinden geçmiştir. Soğuk şekillendirme sonrası düşük sıcaklıkta tavlama gibi işlemlerden sonra malzemede martenzitik dönüşüm öncesi *R*-fazı dönüşümü ortaya çıktığı iyi bilinmektedir. Düşük tavlama sıcaklıklarında, iç gerilmelerin yoğun olduğu bölgelerde tercihen çekirdeklenen ara *R*-fazından dolayı M_s ve M_f da sıcaklığının altında olmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda tavlanan numunelerde, ısıtma işlem sıcaklığı arttıkça bu iç gerilmeler kaybolmakta ve ara *R*-fazının meydana gelme olasılığı azalarak M_s değerinin daha yüksek değerlere çekip martenzitik dönüşümün oluşumunu kolaylaştırmaktadır (Uchil vd., 1998). NiTi ŞHA'nın dönüşüm karakteristiklerinin değişim gösterdiği 550-600 °C dolaylarındaki sıcaklıkların kritik tavlama sıcaklık aralığı olduğu yapılan pek çok çalışma ile ortaya konmuştur (Liu vd., 1990, Liu vd., 1997). Bu sebepten dolayı, numuneler için uygulanan tavlama sıcaklıkları, kritik tavlama sıcaklığının altında ve üstünde olacak şekilde sırası ile 450 °C ve 600 °C olarak seçilmiştir. Tavlama sıcaklığının kritik sıcaklığın altında ve üstünde olmasına bağlı olarak iki farklı tip mikroyapı

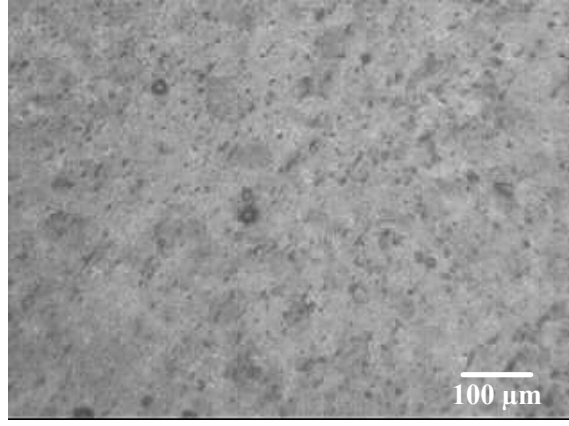
şekillenmektedir. Her iki mekanizma da, martenzit ara yüzlerinin hareketliliğini etkileyen kafes hataları ve iç gerilme/gerinim gibi yaygın faktörlere bağlıdır. Bu durum kritik tavlama sıcaklığının altında, NiTi ŞHA'ın üretimindeki deformasyon prosesleri esnasında yaratılan artık iç gerilme/gerinim kafes hatalarıyla ilişkilidir. Ancak rekristalizasyon sıcaklığının üzerinde tavlanan numuneler için tane büyümesi, çökeltme prosesleri, tekstür gibi pek çok proses yer almaktadır (Liu vd., 1997).



Şekil 4.4 $\dot{T} = 10$ °C/dak.'da elde edilmiş faz dönüşümüne ilişkin ısı çevrimler.

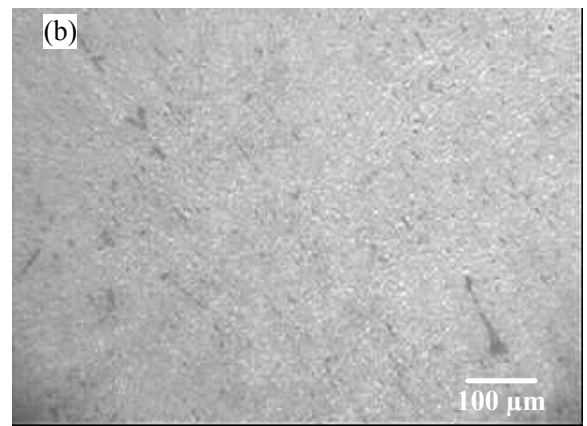
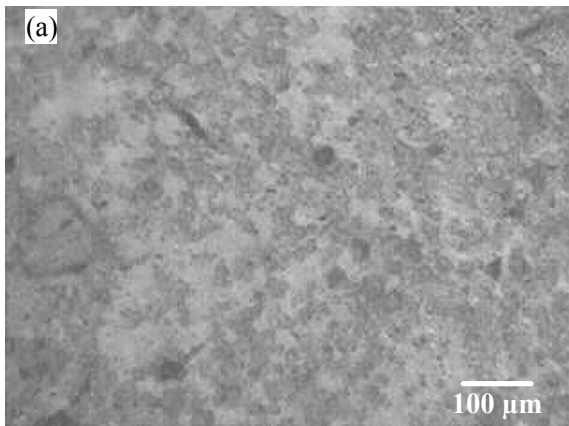
4.2.2 Mikroyapı

Kimyasal bileşimin yanısıra pek çok mikroyapısal kavramlar NiTi alaşımların dönüşüm davranışını etkilemektedir (Hornbogen vd., 2001). İşlem görmemiş NiTi alaşımın mikroyapısı Şekil 4.5'te görülmektedir. Görüleceği üzere mikroyapı homojen katı çözelti matriksidir ve matrikste dağılmış çok sayıda küçük Ni_4Ti_3 ikinci faz partikülleri bulunmaktadır.



Şekil 4.5 İşlem görmemiş NiTi alaşımın ana katı çözelti matriksini gösteren mikroyapı.

10 °C/dak. ve 20 °C/dak. ısıtma/soğutma hızlarında test edilmiş olan A1 numunesinde mikroyapıların değişimini belirlemek amacı ile optik gözlemler yapılmıştır ve elde edilen mikroyapılar Şekil 4.6'da verilmiştir. Açıkça görüleceği üzere, Şekil 4.6(a)'da görülen çökeltiler Şekil 4.6(b)'de görülenlerden daha kabadır. Farklı boyutlardaki çökeltilerin olma durumu, NiTi alaşımın martenzitik dönüşümüne veya dislokasyon hareketinin direncine kuvvetle bağlıdır (Khalil-Allafi vd., 2002). Bu yüzden ısıtma/soğutma hızı arttıkça M_f azalmaktadır. Küçük çökeltilerin olma durumunda dönüşüm sıcaklıklarında artış görülmesine gerekçe olarak Gall ve Maier tarafından koherent Ni_4Ti_3 çökeltilerin yakınlarındaki kafes uyumsuzluğuna bağlı gerilme alanlarının artan etkisinin olabileceği fikri öne sürülmüştür (Gall ve Maier, 2002). Bu yüzden, artan ısıtma/soğutma hızı ile A_f artmaktadır.

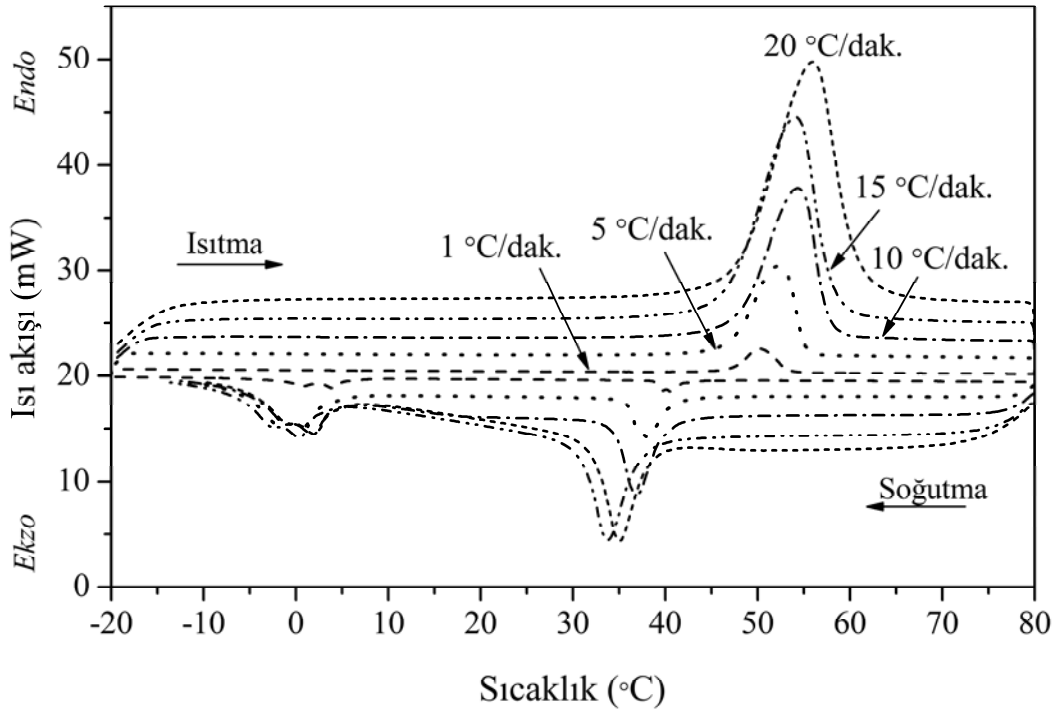


Şekil 4.6 Isıtma/soğutma proseslerinden sonra çekilen A1 numunesine ait optik mikrograflar.

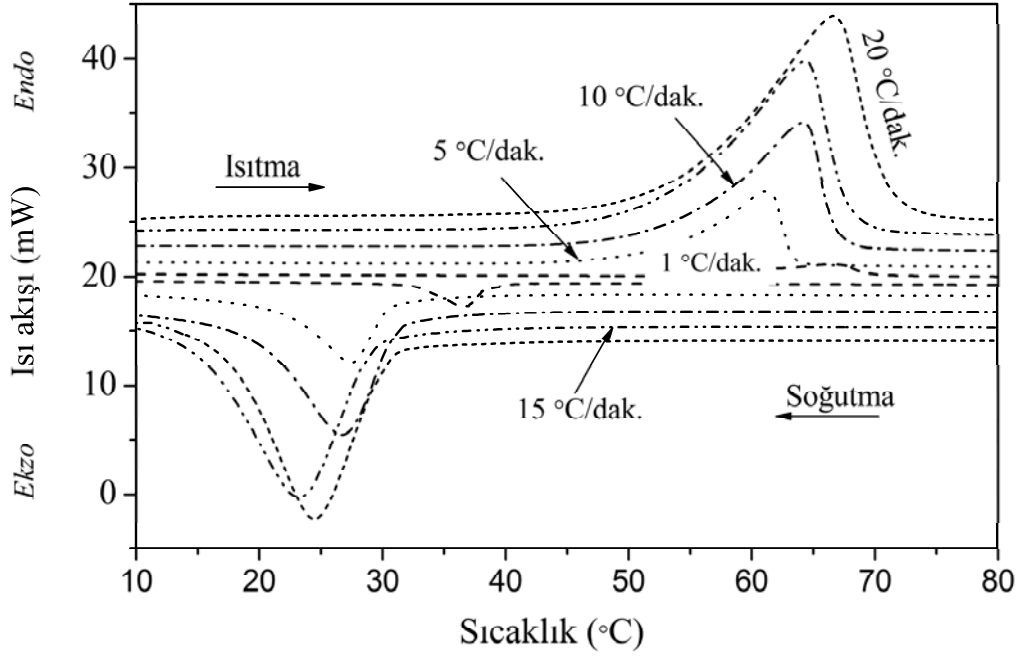
- a) $\dot{T} = 10$ °C/dak. ve (450 °C/30 dak. tavlınmış) daha büyük Ni_4Ti_3 çökeltiler. b) $\dot{T} = 20$ °C/dak. ve (450 °C/30 dak. tavlınmış) küçük çökeltiler.

4.2.3 Dönüşüm sıcaklıkları

Şekil 4.7’de A1 numunesi için farklı ısıtma/soğutma hızlarında elde edilmiş olan DSC eğrileri görülmektedir ($\dot{T} = 1, 5, 10, 15$ ve 20 °C/dak.). Isıtma numunede tek bir endotermik tepeye neden olurken, soğutma durumunda $P \rightarrow R \rightarrow M$ dönüşümüne işaret eden iki ekzotermik pik açığa çıkmaktadır. Şekil 4.8’de farklı ısıtma/soğutma hızlarında elde edilen B1 numunesine ait DSC eğrileri görülmektedir. Eğrilerden görüleceği üzere, ısıtma numunede endotermik pik üretirken, soğutma ise $P \rightarrow M$ dönüşümüne işaret eden tek bir ekzotermik pik meydana getirmektedir. Geçişlerin başlangıç ve bitiş noktaları temel bir çizgi ile her pikin tanjantları arasındaki kesişme ile belirlenmiştir.

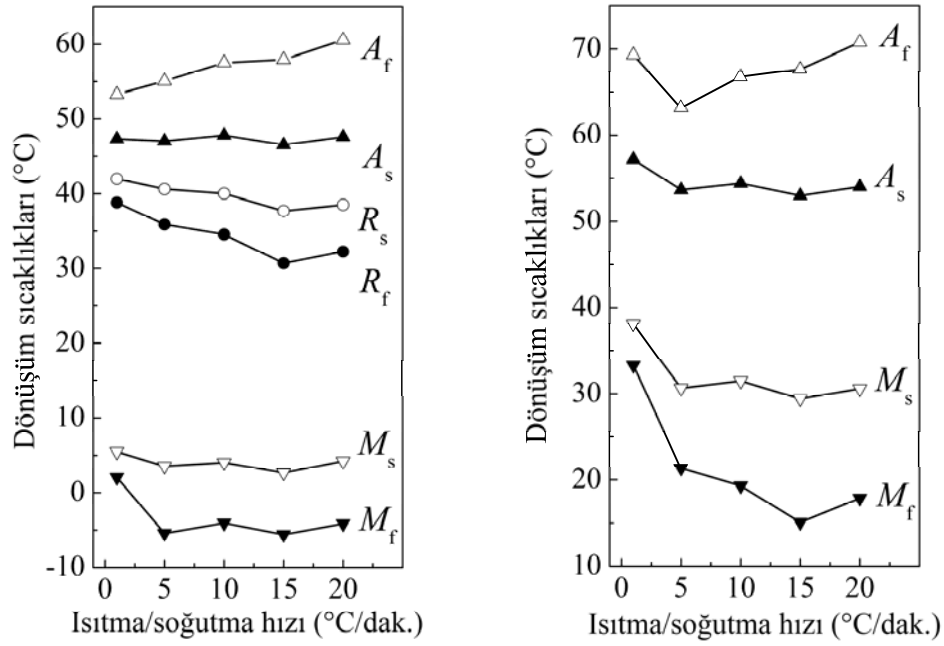


Şekil 4.7 Farklı ısıtma/soğutma hızlarında elde edilen A1 numunesine ait DSC eğrileri.



Şekil 4.8 Farklı ısıtma/soğutma hızlarında elde edilen B1 numunesine ait DSC eğrileri.

Şekil hafızalı alaşımlar için, M_s , M_f , A_s , A_f dönüşüm sıcaklıkları ve $M_s - M_f$, $A_f - A_s$ sıcaklık farkları şekil hafıza davranışını karakterize eden önemli faktörlerdir (Patoor vd., 2006). A1 ve B1 numunelerinin DSC eğrilerinden elde edilen dönüşüm sıcaklıkları Şekil 4.9'da özetlenmiştir. Gözlemleneceği üzere, dönüşüm sıcaklıklarına ısıtma/soğutma hızının etkileri numuneler arasında belirgin şekilde farklı olmaktadır. A1 numunesinde (450 °C'de ısıtma işlemi geçirmiş), M_s ve A_s tüm ısıtma/soğutma hızlarında hemen hemen sabit seyrederken, artan ısıtma/soğutma hızı ile A_f artmakta, M_f ise azalmaktadır. Elde edilen bu sonuçların, R fazına sahip olmayan bir TiNiCu ŞHA üzerine Wang ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmanın sonuçları ile uyum içerisinde olduğu görülmüştür (Wang vd., 2005a). Bununla birlikte kritik bir ısıtma/soğutma hızına ulaşıldığında, M_f oldukça sabit olarak devam etmektedir. R -fazının başlangıç ve bitiş sıcaklıkları artan soğutma hızı ile hafifçe azalmaktadır. Ancak, R -fazının görülmediği B1 numunesinde (600 °C'de ısıtma işlemi görmüş) tüm dönüşüm sıcaklıkları hızla azalmakta ve $\dot{T} = 10$ °C/dak. Üzerinde oldukça sabit değerlerde devam etmektedir. Artan ısıtma/soğutma hızı ile A_s ve A_f ile M_s ve M_f arasındaki farkın sabit seyrettiği görülmüştür. Bu durum tavlama ile ilişkili rekristalizasyon ve toparlanma süreçlerinden dolayı matriste dislokasyon yapısındaki üniormluğa işaret etmektedir.



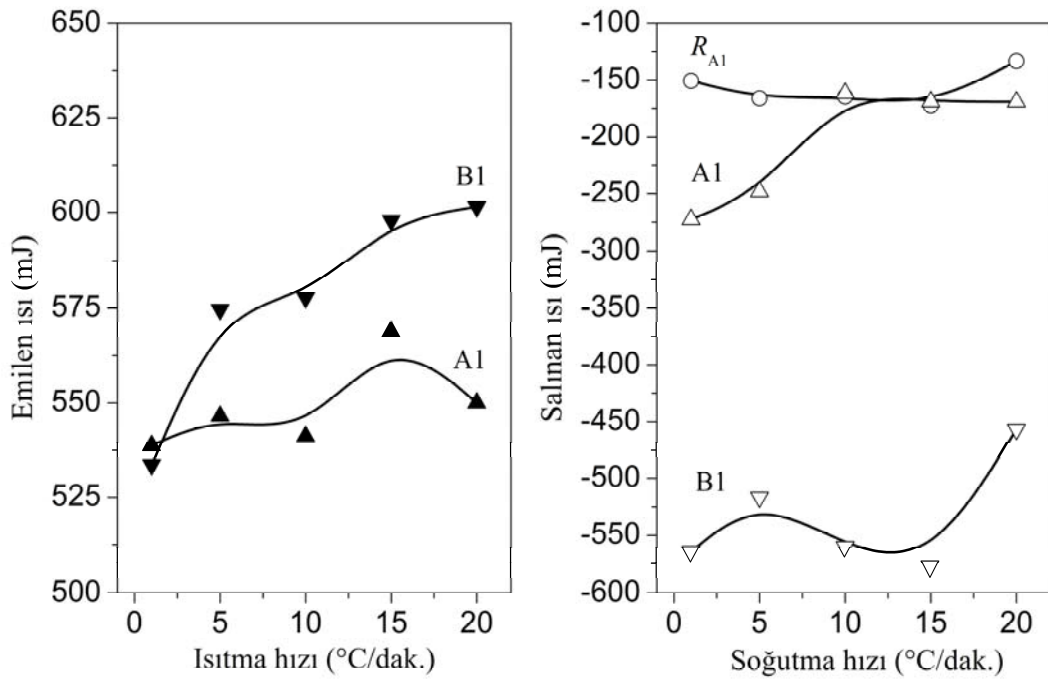
Şekil 4.9 A1(sol) ve B1 (sağ) numunelerinde faz dönüşüm sıcaklıklarının ısıtma/soğutma hızı ile değişimi.

Alaşımın matriksi içinde dağılmış bulunan Ni_4Ti_3 çökeltilerin varlığı dislokasyonların hareketini durdurarak faz sertleşmesine neden olmaktadır. Termoelastik martenzitik dönüşüm gösteren bir alaşımda görülen faz sertleşmesi, dönüşüm sıcaklıkları aralığında bir değişime sebebiyet vermektedir. Eğer ısıtma işlem sıcaklığı artarsa, faz sertleşmesi eğilimi azalmaktadır (Uchil vd., 2002b). Bu yüzden dolayı, daha düşük sıcaklıkta ısıtma işlem uygulanmış olan A1 numunesinde ısıtma/soğutma hızının etkisi daha çok etkili olmaktadır. Ayrıca, Şekil 4.7'den görüleceği üzere, $A_f - M_f$ sıcaklık aralığı artan ısıtma/soğutma hızı ile artış göstermektedir. Bunun nedeni ise muhtemelen dislokasyon yoğunluğunun artışından dolayı olduğu düşünülmektedir. Allafı vd. martenzitin çekirdeklenir çekirdeklenmez patlama gibi bir tarzla şekillendiğini, R-fazının ise çökeltilerin neden olduğu bileşim dağılımını da dikkate alarak normal bir termoelastik tarzda şekillendiğini ileri sürmüştür (Khalil-Allafı, 2002). Bu bağlamda, Şekil 4.7'de görüldüğü gibi hem R_s hem de R_f sıcaklıklarının soğutma hızı ile niçin etkilendiği yorumlanmıştır.

4.2.4 Emilen/Salınan ısı

Martenzitik dönüşüm söz konusu olduğunda, pek çok fiziksel özelliğin değiştiği görülmektedir. Dönüşüm esnasında, dönüşümle ilişkili bir gizli ısı dönüşüm doğrultusuna

bağımlı olarak emilir ya da salınır. Ostenitten martenzite olan ileri dönüşüm, dönüşüm entalpisindeki bir değişime göre salınan ısı ile ilişkilidir (ekzotermik faz dönüşümü). Tersine olan martenzitten ostenite dönüşüm ısı enerjisinin emildiği bir endotermik faz dönüşümüdür. Verilen bir sıcaklık için, ısı miktarı dönüşen malzemenin hacimsel kesri ile orantılıdır (Patoor vd., 2006). Emilen/salınan ısı, diferansiyel taramalı kalorimetre ile elde edilen termogramlardan ölçülen başlangıç ve bitiş geçiş sıcaklıkları arasındaki ısı akışı altındaki alandan hesaplanmıştır. Şekil 4.10'da tüm numunelerde ısıtma/soğutma hızının bir fonksiyonu olarak dönüşüm prosesi esnasında emilen/salınan ısı karşılaştırılmıştır. Yüksek hızlardaki ısıtma/soğutma ile ilişkin meydana gelen dislokasyonlar, dönüşümleri kısıtlayan bir iç gerilme durumuna neden olmaktadır. Bu yüzden, ostenitik dönüşüm esnasında emilen ısı ile martenzitik dönüşüm esnasında salınan ısı tüm numunelerde artan ısıtma/soğutma hızları ile artış göstermektedir. *R*-fazına dönüşüm esnasında salınan ısı soğutma hızı ile pek duyarlı değildir.

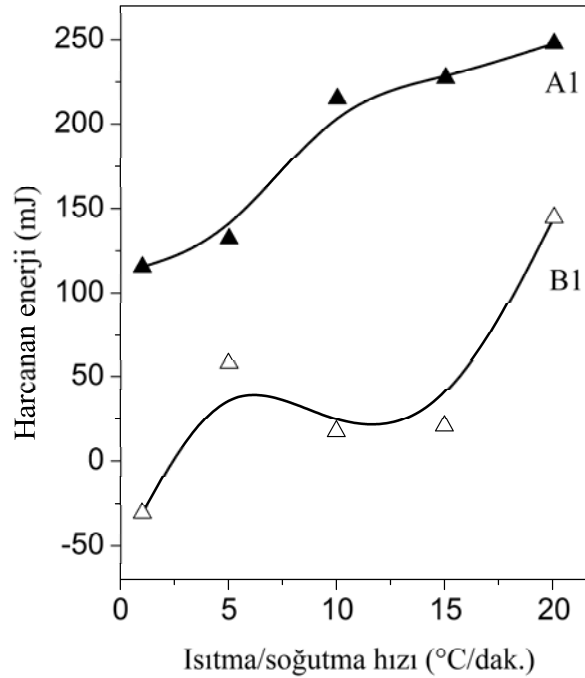


Şekil 4.10 Isıtma/soğutma hızının fonksiyonu olarak emilen/salınan ısı.

4.2.5 Elastik ve tersinmez enerjiler

Elastik enerji, çoğunlukla kafes distorsiyonunun bir sonucu olarak martenzitik varyantların oluşumu veya eski hallerine geri dönmeleri ile depolanan veya serbest kalan elastik gerilim enerjilerini kapsamaktadır. Tersinmez terimi; dönüşüm sınırlarının kesme hareketine sürtünme direnci, yapısal kusurların oluşumu ve akustik dalgaların emisyonu gibi olguların

neden olduğu ısı harcanımını kapsayan çoklu katılımları içermektedir (Liu, 2004). Sıcaklığın fonksiyonu olarak ısı akışı eğrilerinin altında kalan toplam alanlar arasındaki fark dönüşüm boyunca harcanan enerji miktarını göstermektedir. Farklı ısıtma ve soğutma hızlarında tüm numuneler için test edilen DSC analizleri sonucundaki enerji harcanımı Şekil 4.11’de verilmiştir. Isılastik martenzitik dönüşüm, martenzit plakaların soğuma ile sürekli büyümesi ve ısıtma ile küçülmesi yoluyla meydana geldikçe, tersinmez sürtünme işindeki artış dönüşüm sırasında harcanan enerjinin artmasına neden olmaktadır (Wang vd., 2003b). Tersinmez iş temelde hareket eden arayüzlerde harcandığından, A1 ve B1 numunelerinde enerji harcanımı artan ısıtma/soğutma hızı ile artmaktadır.



Şekil 4.11 Isıtma/soğutma hızının fonksiyonu olarak enerji harcanımı.

4.3 Şekil Hafıza Eğitimi ve Eğitim Sonrası DSC Analizleri

4.3.1 İki yönlü şekil hafıza etkisi

Uygulanan ısıl-mekanik işlemler ile İYŞHE kazandırma deneylerinde tek eğitim çevrimi ($N = 1$) sonucu elde edilen değerler Çizelge 4.1, 4.2, 4.3 ve 4.4’de verilmiştir. Elde edilen değerlere göre çizilen grafiklerde, farklı deformasyon gerinimlerinin uygulandığı numunelerde, şekil hafıza eğitiminin yapıldığı sıcaklık değerine karşılık eğitim sonucu elde edilen iki yönlü şekil

hafıza etkisinin ilişkisi gösterilmiştir.

Çizelge 4.1(a) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 4.9$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 10 dak.)

Uzunluk (mm)	Süre (dakika)	Sıcaklık (°C)	Sıcak şekil (mm)	Soğuk şekil (mm)	İYŞHE
52	10	100	42.6	40.6	0.038462
52	10	120	52	49.75	0.043269
52	10	140	52	49.1	0.055769
52	10	160	51	50.55	0.008654
52	10	180	43.25	37.65	0.107692
52	10	200	40.8	42.05	0.02404
52	10	220	46.6	47.7	0.02115
52	10	240	40.05	41.6	0.02981
52	10	260	34.5	35.7	0.02308
52	10	280	33.15	34.9	0.03365
52	10	300	30.75	30.6	0.002885

Çizelge 4.1(b) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 4.9$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 30 dak.)

Uzunluk (mm)	Süre (dakika)	Sıcaklık (°C)	Sıcak şekil (mm)	Soğuk şekil (mm)	İYŞHE
52	30	100	52.6	50.75	0.035577
52	30	120	52	49.5	0.048077
52	30	140	46.8	45.9	0.017308
52	30	160	40.5	37.4	0.059615
52	30	180	36.3	27.55	0.168269
52	30	200	29.4	29	0.007692
52	30	220	29.2	31.3	0.04038
52	30	240	28.8	30.55	0.03365
52	30	260	24.8	28.3	0.06731
52	30	280	25.1	27.95	0.05481
52	30	300	23,17	22.45	0.013846

Çizelge 4.1(c) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 4.9$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 60 dak.)

Uzunluk (mm)	Süre (dakika)	Sıcaklık (°C)	Sıcak şekil (mm)	Soğuk şekil (mm)	İYŞHE
52	60	100	52.2	49.8	0.046154
52	60	120	51.75	50.2	0.029808
52	60	140	44.4	43.55	0.016346
52	60	160	40.2	41.2	0.01923
52	60	180	36.4	29.35	0.135577
52	60	200	30.5	29.5	0.019231
52	60	220	28.1	29.9	0.03462
52	60	240	20.95	28.3	0.14135
52	60	260	23.95	28.35	0.08462
52	60	280	21.7	26.25	0.0875
52	60	300	20.92	27.9	0.13423

Çizelge 4.2(a) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 3.9$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 10 dak.)

Uzunluk (mm)	Süre (dakika)	Sıcaklık (°C)	Sıcak şekil (mm)	Soğuk şekil (mm)	İYŞHE
68	10	100	61.6	61.5	0.001471
68	10	120	68.05	64.35	0.054412
68	10	140	67.95	64.35	0.052941
68	10	160	67.4	67.15	0.003676
68	10	180	58	59.9	0.02794
68	10	200	63.4	63.9	0.00735
68	10	220	67.05	66.075	0.014338
68	10	240	60.95	61.3	0.00515
68	10	260	53.95	55.2	0.01838
68	10	280	53.95	53.3	0.009559
68	10	300	48.8	47.1	0.025

Çizelge 4.2(b) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 3.9$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 30 dak.)

Uzunluk (mm)	Süre (dakika)	Sıcaklık (°C)	Sıcak şekil (mm)	Soğuk şekil (mm)	İYŞHE
68	30	100	62.1	64.4	0.03382
68	30	120	68.1	66.25	0.027206
68	30	140	62	59.55	0.036029
68	30	160	53.95	51.15	0.041176
68	30	180	49.1	46	0.045588
68	30	200	45.5	41.9	0.052941
68	30	220	44.8	45.55	0.01103
68	30	240	43.7	44.45	0.01103
68	30	260	38.9	40.3	0.02059
68	30	280	38.9	41.4	0.03676
68	30	300	30.75	38.45	0.11324

Çizelge 4.2(c) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 3.9$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 60 dak.)

Uzunluk (mm)	Süre (dakika)	Sıcaklık (°C)	Sıcak şekil (mm)	Soğuk şekil (mm)	İYŞHE
68	60	100	68.7	63.2	0.080882
68	60	120	68.43	65.2	0.0475
68	60	140	58.15	57.55	0.008824
68	60	160	67.75	65.95	0.026471
68	60	180	50.5	43.9	0.097059
68	60	200	43.8	43	0.011765
68	60	220	43.3	42.95	0.005147
68	60	240	33.5	40.5	0.10294
68	60	260	38.05	41.75	0.05441
68	60	280	33.7	37.05	0.04926
68	60	300	33.4	38	0.06765

Çizelge 4.3(a) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 3.0$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 10 dak.)

Uzunluk (mm)	Süre (dakika)	Sıcaklık (°C)	Sıcak şekil (mm)	Soğuk şekil (mm)	İYŞHE
85	10	100	82.7	82.95	0.00294
85	10	120	85.75	82.9	0.033529
85	10	140	85	82.5	0.029412
85	10	160	85	84.95	0.000588
85	10	180	74.9	73.35	0.018235
85	10	200	77.3	73.2	0.048235
85	10	220	83.1	82.3	0.009412
85	10	240	78.6	78.8	0.00235
85	10	260	72.5	73	0.00588
85	10	280	68.7	69.1	0.00471
85	10	300	68.25	67.6	0.007647

Çizelge 4.3(b) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 3.0$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 30 dak.)

Uzunluk (mm)	Süre (dakika)	Sıcaklık (°C)	Sıcak şekil (mm)	Soğuk şekil (mm)	İYŞHE
85	30	100	85.15	83.5	0.019412
85	30	120	84.4	80.9	0.041176
85	30	140	77.35	75.85	0.017647
85	30	160	73.1	68.35	0.055882
85	30	180	67.3	55.95	0.133529
85	30	200	63.4	54.15	0.108824
85	30	220	62.5	59.25	0.038235
85	30	240	60.75	61.3	0.00647
85	30	260	57.8	54.15	0.042941
85	30	280	57.2	56.9	0.003529
85	30	300	52.15	50.45	0.02

Çizelge 4.3(c) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 3.0$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 60 dak.)

Uzunluk (mm)	Süre (dakika)	Sıcaklık (°C)	Sıcak şekil (mm)	Soğuk şekil (mm)	İYŞHE
85	60	100	85.5	81.15	0.00294
85	60	120	84.65	81.7	0.033529
85	60	140	73.3	73.8	0.029412
85	60	160	85	84.45	0.000588
85	60	180	67.45	57	0.018235
85	60	200	62.2	56.4	0.048235
85	60	220	60.25	55.5	0.055882
85	60	240	57.6	51.85	0.067647
85	60	260	55.6	55	0.007059
85	60	280	51.15	51.45	0.00353
85	60	300	48.5	46.6	0.022353

Çizelge 4.4(a) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 2.4$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 10 dak.)

Uzunluk (mm)	Süre (dakika)	Sıcaklık (°C)	Sıcak şekil (mm)	Soğuk şekil (mm)	İYŞHE
113	10	100	112.45	100.75	0.10354
113	10	120	113.35	111.55	0.015929
113	10	140	113	110.15	0.025221
113	10	160	112.5	111.95	0.004867
113	10	180	101.3	84.5	0.148673
113	10	200	103.3	94.05	0.081858
113	10	220	111.2	110.4	0.00708
113	10	240	106.1	103.05	0.026991
113	10	260	101.1	98.35	0.024336
113	10	280	99.45	98.1	0.011947
113	10	300	96.6	93.8	0.024779

Çizelge 4.4(b) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 2.4$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 30 dak.)

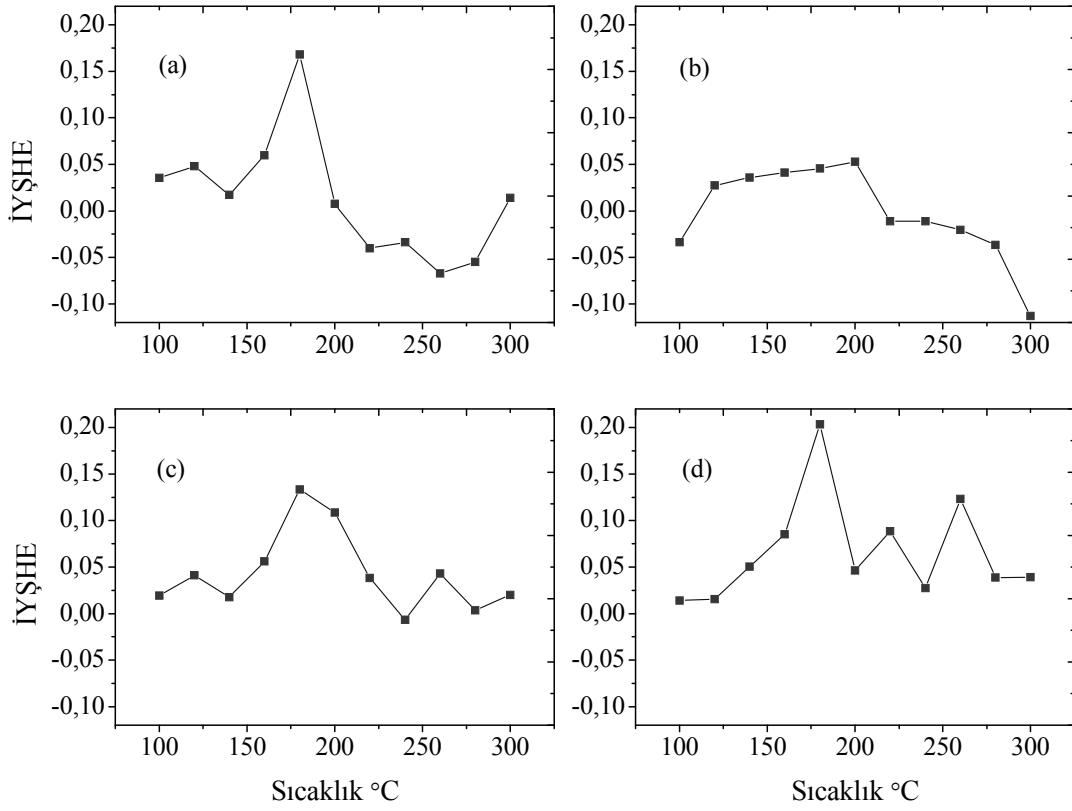
Uzunluk (mm)	Süre (dakika)	Sıcaklık (°C)	Sıcak şekil (mm)	Soğuk şekil (mm)	İYŞHE
113	30	100	113.3	111.7	0.014159
113	30	120	111.55	109.8	0.015487
113	30	140	103.5	97.8	0.050442
113	30	160	99.45	89.8	0.085398
113	30	180	94.35	71.35	0.20354
113	30	200	92.2	86.95	0.04646
113	30	220	91.4	81.4	0.088496
113	30	240	89.55	86.47	0.027257
113	30	260	87.45	73.5	0.123451
113	30	280	87.3	82.95	0.038496
113	30	300	82.25	77.85	0.038938

Çizelge 4.4(c) Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 2.4$ olduğu numunelerde İYŞHE eğitimi sonucu ölçülen değerler. (t = 60 dak.)

Uzunluk (mm)	Süre (dakika)	Sıcaklık (°C)	Sıcak şekil (mm)	Soğuk şekil (mm)	İYŞHE
113	60	100	111.75	104.15	0.067257
113	60	120	112.6	109.75	0.025221
113	60	140	102.5	102.4	0.000885
113	60	160	112.35	111	0.011947
113	60	180	95.1	79.35	0.139381
113	60	200	91.1	76.65	0.127876
113	60	220	89.35	71.9	0.154425
113	60	240	87.45	76.05	0.100885
113	60	260	84.65	66.5	0.160619
113	60	280	79.4	70	0.083186
113	60	300	77.15	66.6	0.093363

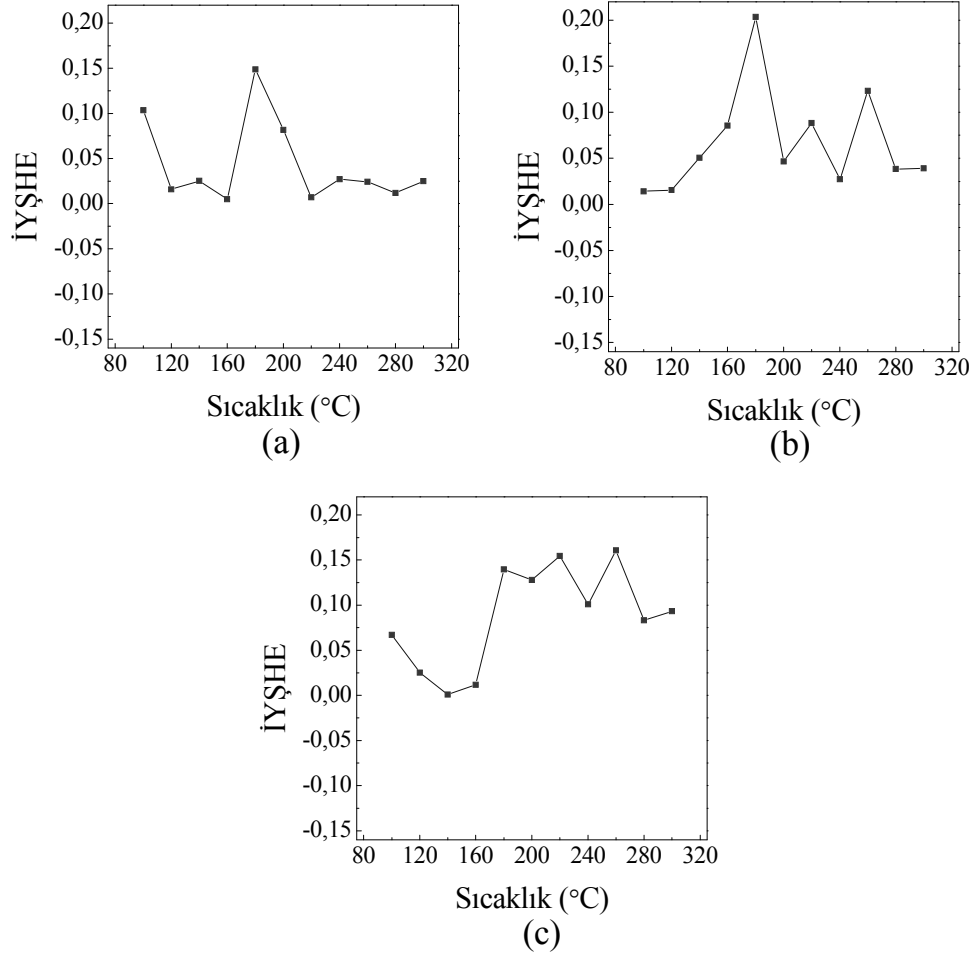
Şekil 4.12’de aynı süreler boyunca ısıtma yapılmış ancak farklı deformasyon gerinimleri uygulanan numunelerde ölçülen İYŞHE karşılaştırılmıştır. Uygulanan deformasyon

geriniminin de İYŞHE üzerinde etkiye sahip olduğu da grafiklerden açıkça görülmektedir.

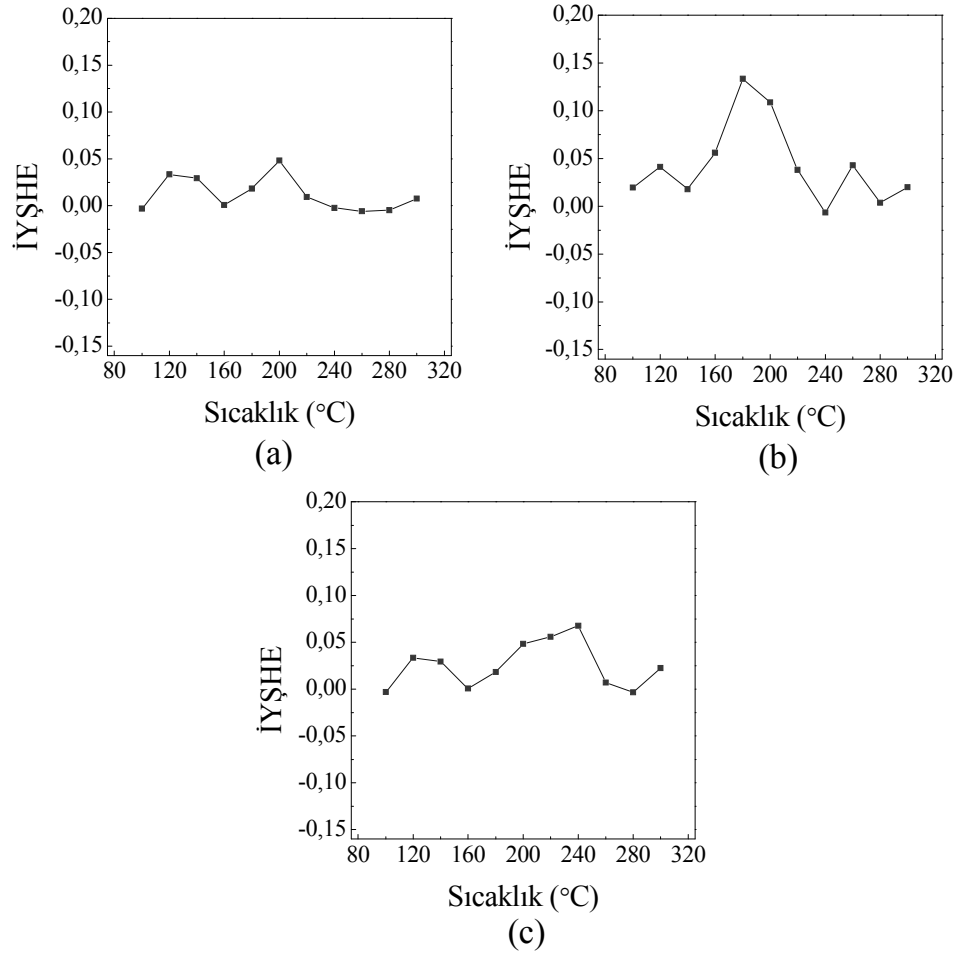


Şekil 4.12 Farklı deformasyon gerinimi uygulanmış NiTi numunede ısıtma sıcaklığına göre İYŞHE'nin değişimi Bekletme süresi; 30 dak. Deformasyon gerinimi; (a)% 4.9, (b) % 3.9, (c) % 3, (d) % 2.4

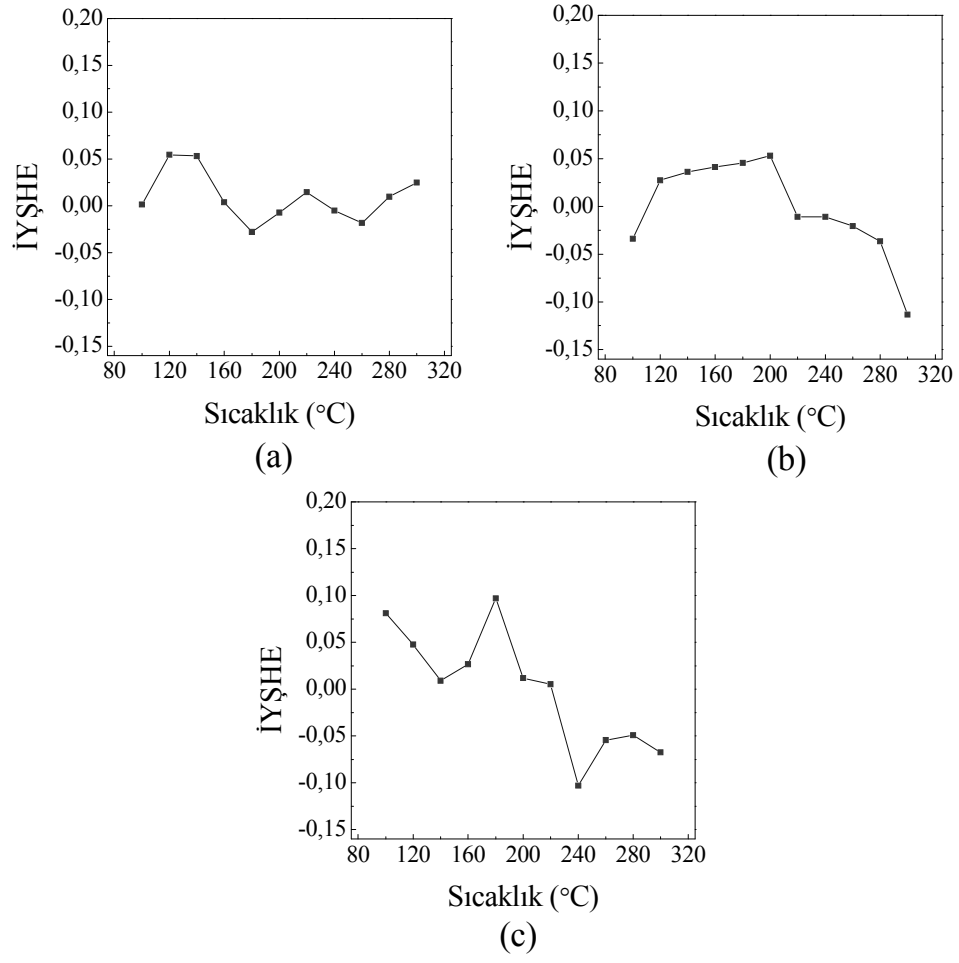
Şekil 4.13, Şekil 4.14, Şekil 4.15 ve Şekil 4.16'daki grafiklerden görüleceği üzere iki yönlü şekil hafıza etkisinin büyüklüğü, eğitimde uygulanan sıcaklığa oldukça bağlıdır. % 2.4 ile % 4.9 deformasyon gerinimi uygulanan A ve D grubu numunelerdeki İYŞHE değerinin daha büyük olduğu tespit edilmiştir. Söz konusu numune gruplarında özellikle uygulanan sıcaklık değerinin 180 °C olduğu eğitimde, elde edilen İYŞHE değerlerinin oldukça yüksek olduğu görülmektedir.



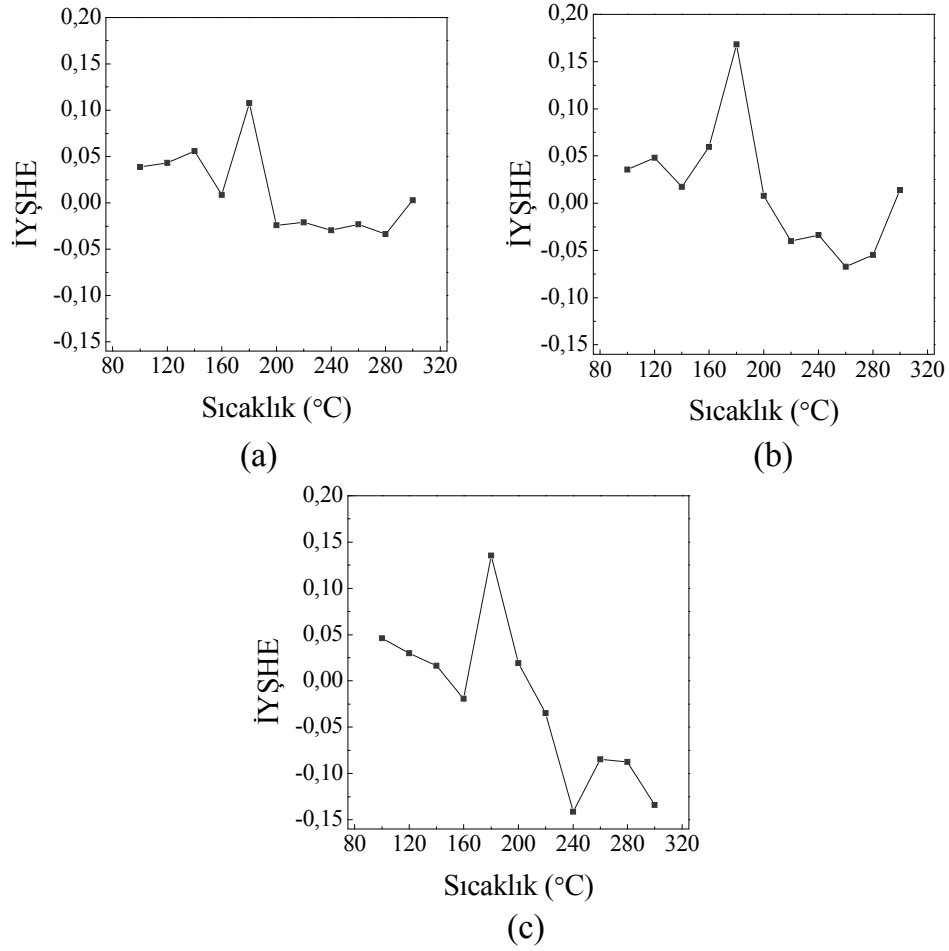
Şekil 4.13 % 2.4 deformasyon gerinimi uygulanmış NiTi numunede ısıtma sıcaklığına göre İYŞHE'nin değişimi. Bekletme süreleri; (a) 10 dak., (b) 30 dak., (c) 60 dak.



Şekil 4.14 % 3 deformasyon gerinimi uygulanmış NiTi numunede ısıtma sıcaklığına göre İYŞHE'nin değişimi. Bekletme süreleri; (a) 10 dak., (b) 30 dak., (c) 60 dak.

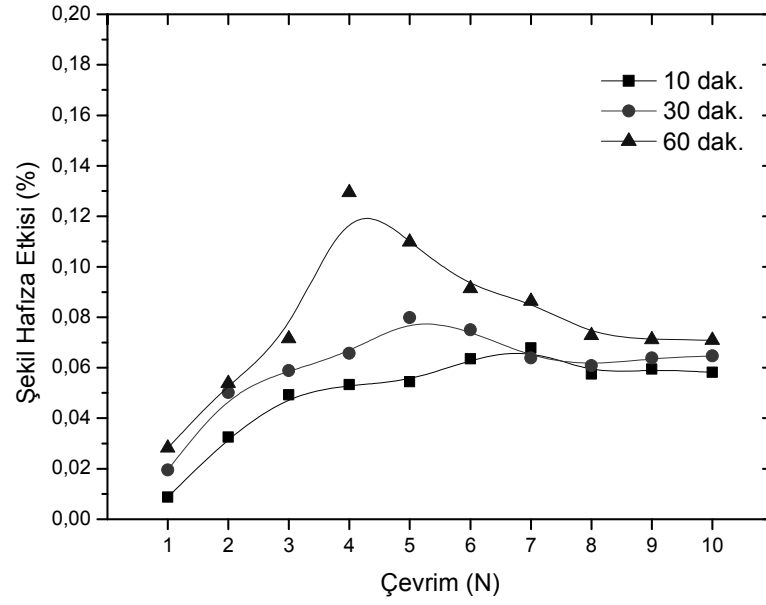


Şekil 4.15 % 3.9 deformasyon gerinimi uygulanmış NiTi numunede ısıtma sıcaklığına göre İYŞHE'nin değişimi. Bekletme süreleri; (a) 10 dak., (b) 30 dak., (c) 60 dak.

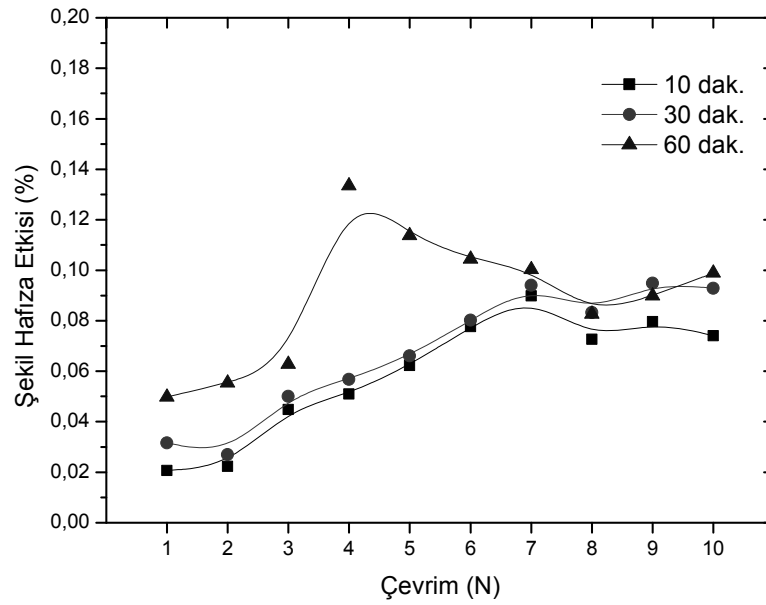


Şekil 4.16 % 4.9 deformasyon gerinimi uygulanmış NiTi numunede ısıtma sıcaklığına göre İYŞHE'nin değişimi. Bekletme süreleri; (a) 10 dak., (b) 30 dak., (c) 60 dak.

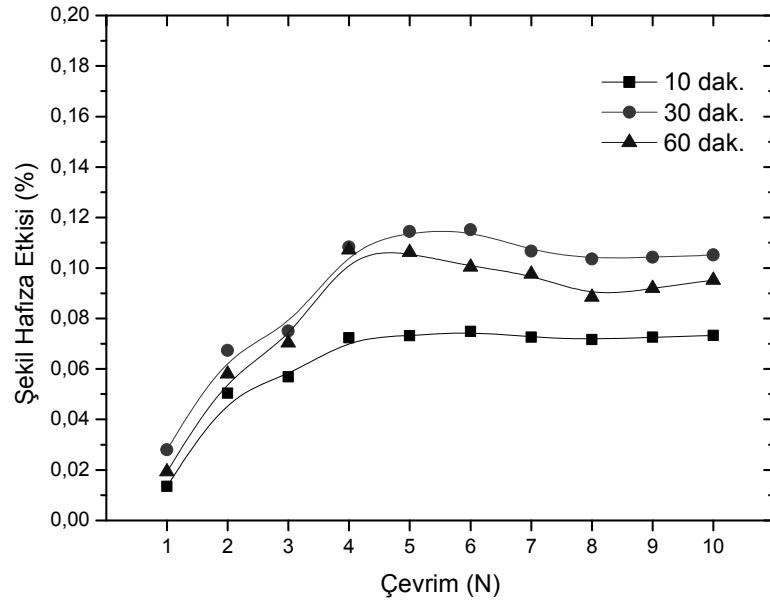
Şekil 4.17(a-e)'de A kodlu numunelerde farklı eğitim sürelerinde ve sıcaklıklarda, şekil hafıza etkisinin çevrim sayısına göre değişimi görülmektedir. İlk 4 çevrim için tüm grafiklerden şekil hafıza etkisinde artış olduğu görülmektedir. Daha ileriki çevrim sayılarında şekil hafıza etkisinde bir miktar azalma görüldükten sonra değerler durağan olarak devam etmektedir. Düşük sıcaklıklarda yapılan eğitimlerde 60 dak. sürelerde en iyi şekil hafıza etkisi görülürken, daha yüksek sıcaklıklarda yapılan eğitimlerde 30 dak. eğitim süresinin optimum sonuçlar verdiği gözlemlenmiştir.



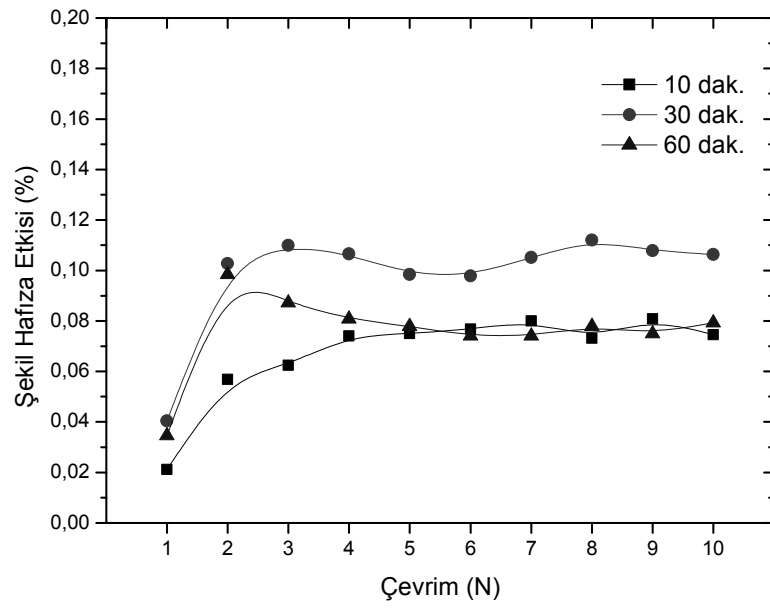
Şekil 4.17(a) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin çevrim sayısına bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $T = 160$ °C).



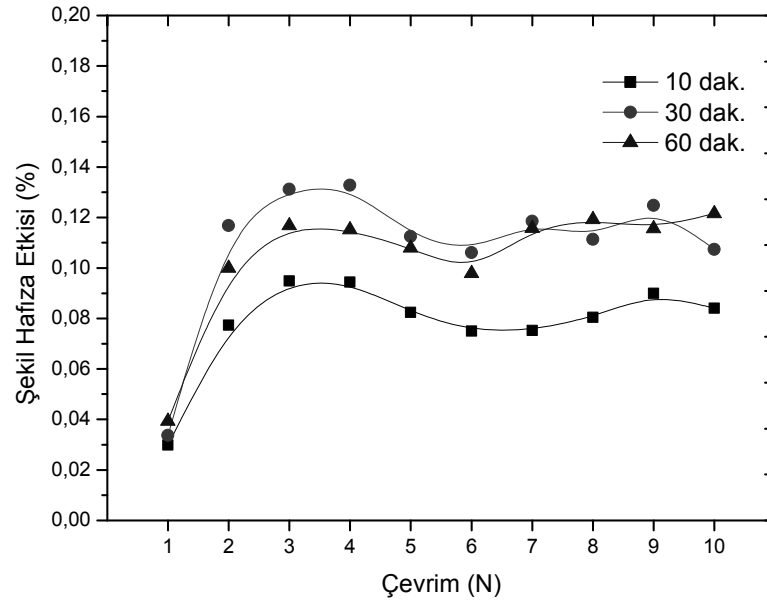
Şekil 4.17 (b) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin çevrim sayısına bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $T = 180$ °C).



Şekil 4.17 (c) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin çevrim sayısına bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $T = 200$ °C).

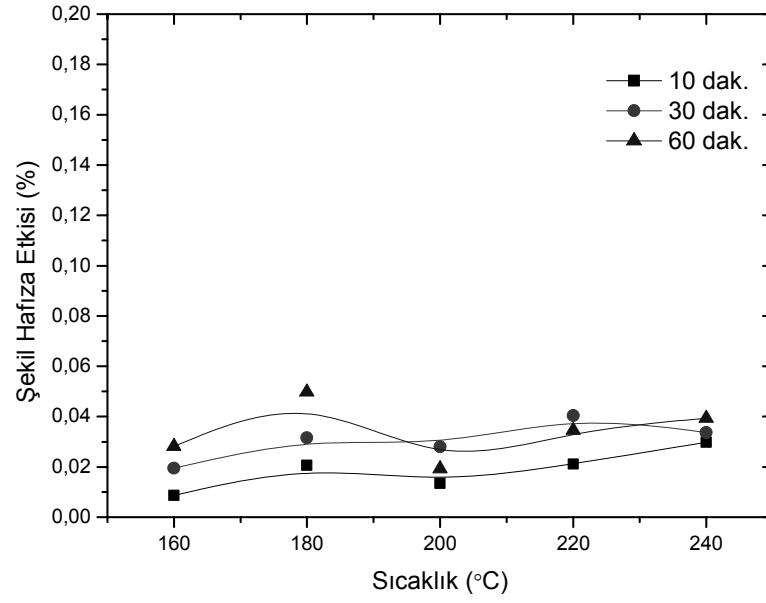


Şekil 4.17 (d) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin çevrim sayısına bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $T = 220$ °C).

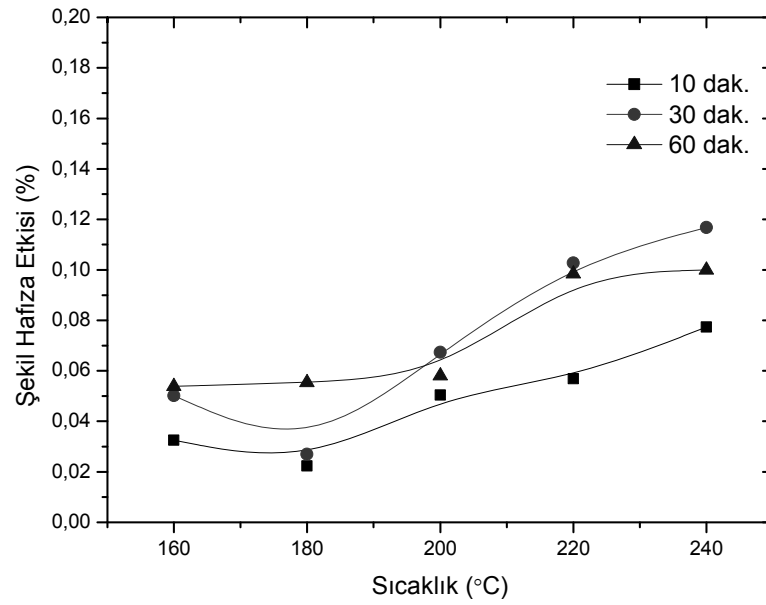


Şekil 4.17 (e) Farklı sürelerde, şekil hafıza etigimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin çevrim sayısına bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $T = 240\text{ }^{\circ}\text{C}$).

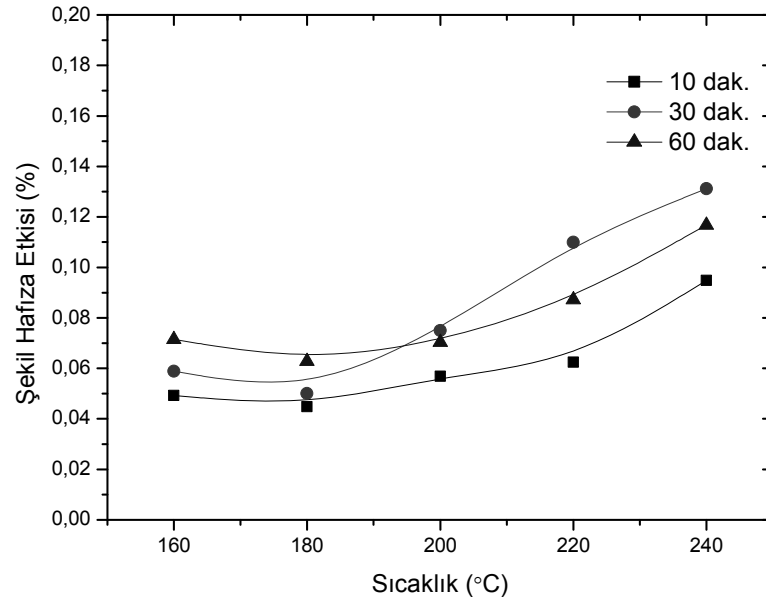
Şekil 4.18(a-j)'de A kodlu numunelerde, şekil hafıza etkisinin tüm çevrimler için sıcaklığa göre değişimi görülmektedir. Artan ısıtım sıcaklığı ile şekil hafıza etkisinin 4. çevrime kadar artma eğiliminde olduğunu gözlemlenmektedir. Isıtım sıcaklığı olarak $240\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de elde edilen test sonuçlarının oldukça verimli olduğu görülmektedir.



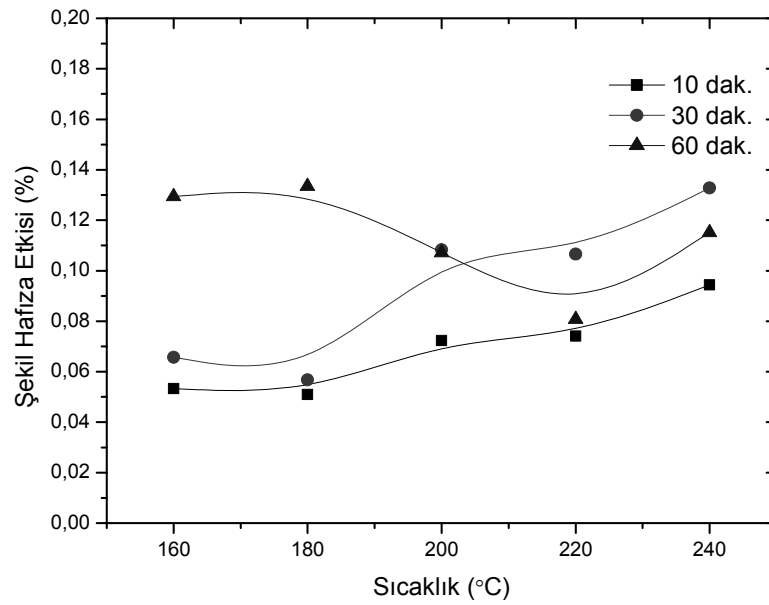
Şekil 4.18 (a) Farklı sürelerde şekil hafıza etigimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 1$).



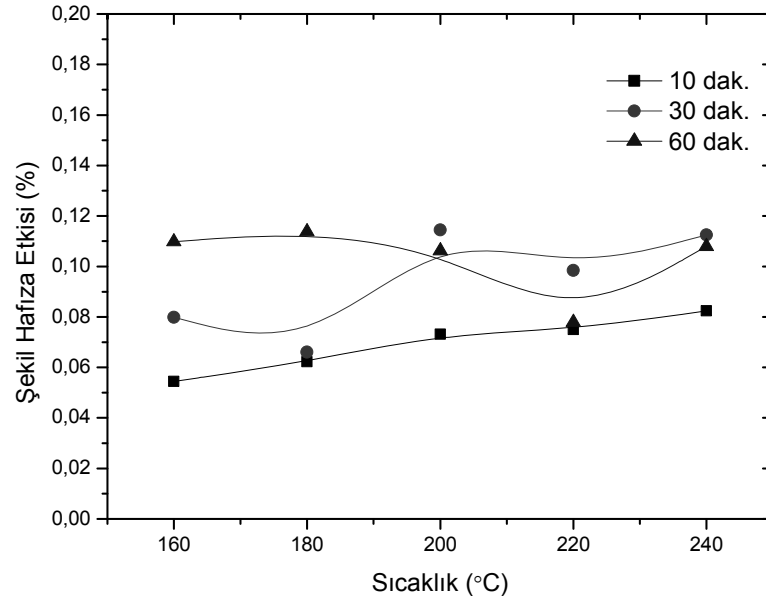
Şekil 4.18 (b) Farklı sürelerde şekil hafıza etigimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 2$).



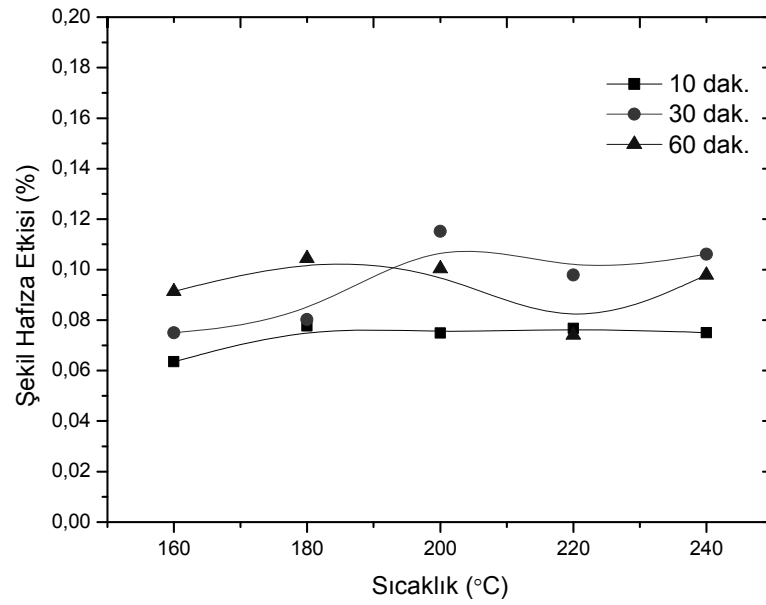
Şekil 4.18 (c) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 3$).



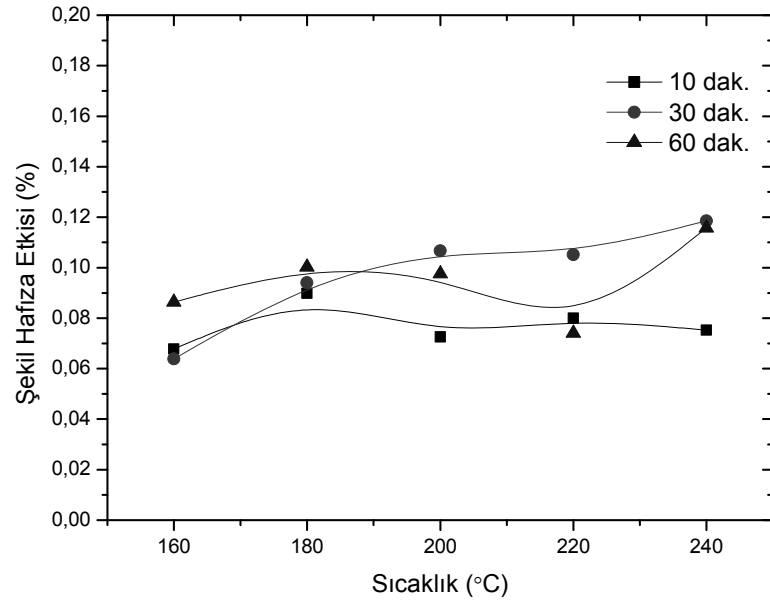
Şekil 4.18 (d) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 4$).



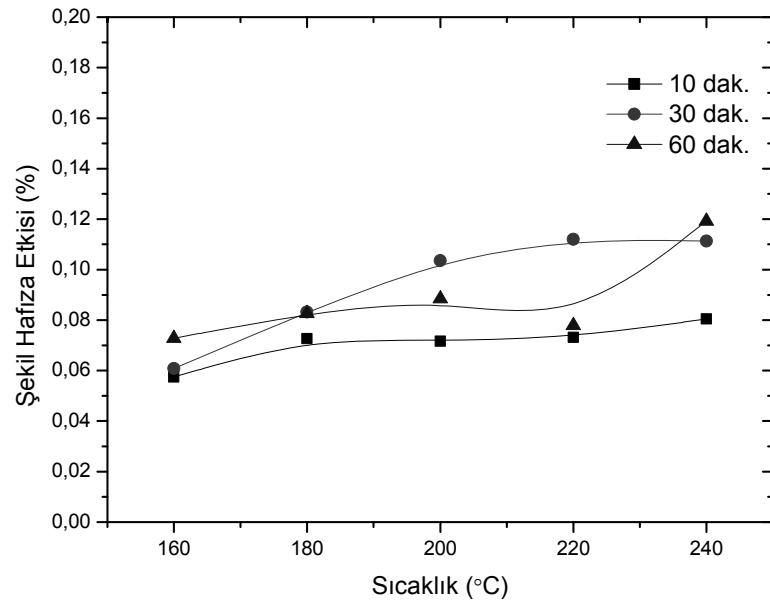
Şekil 4.18 (e) Farklı sürelerde şekil hafıza etigimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 5$).



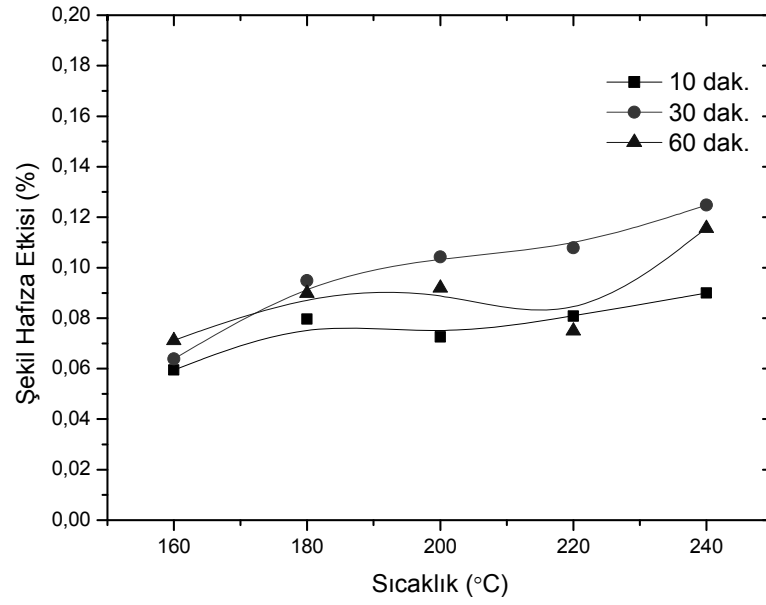
Şekil 4.18 (f) Farklı sürelerde şekil hafıza etigimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 6$).



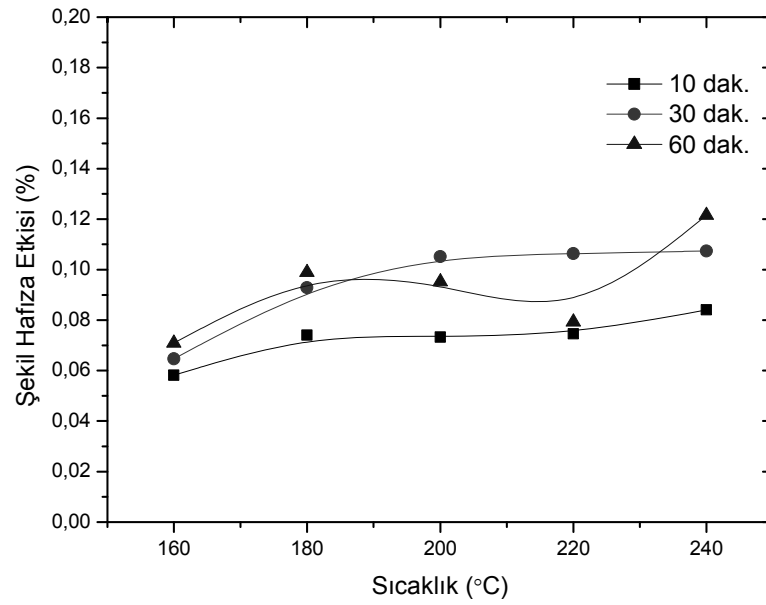
Şekil 4.18 (g) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 7$).



Şekil 4.18 (h) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 8$).



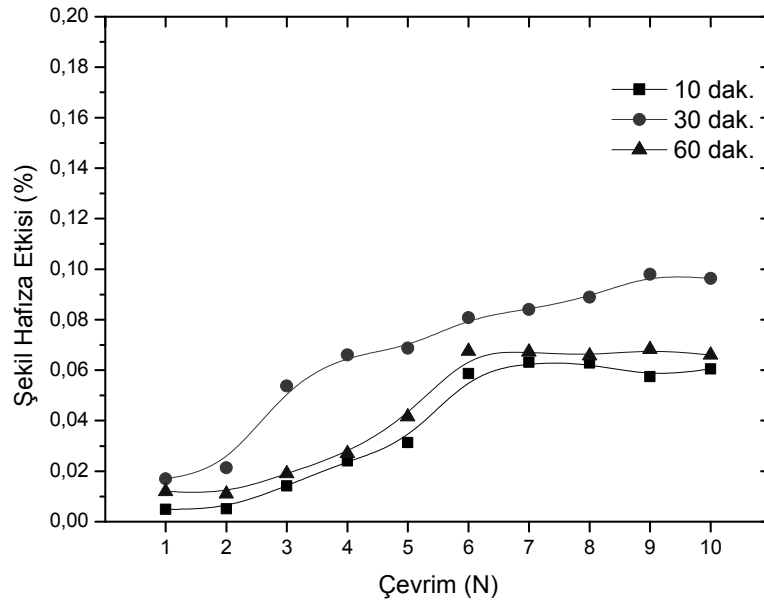
Şekil 4.18 (i) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 9$).



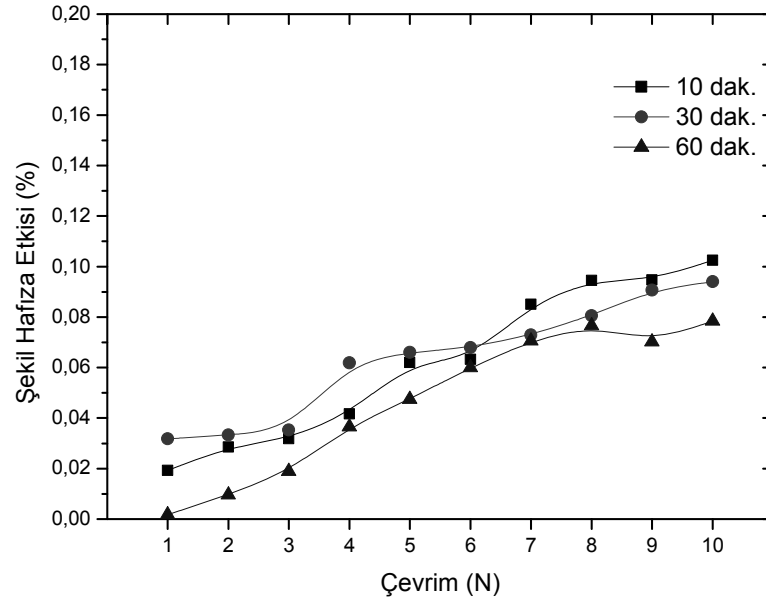
Şekil 4.18 (j) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 10$).

Deformasyon geriniminin $\epsilon_d = 4.9$ olduğu A kodlu numunelerde yapılan şekil hafıza eğitimi deneylerinden elde edilen sonuçların ışığı altında, kazandırılan şekil hafıza etkisi değerinin 240 °C’de 30 dak. boyunca 4 çevrim sonrasında elde edilebileceği Şekil 4.17 ve Şekil 4.18’deki grafiklerin irdelenmesi ile tespit edilmiştir.

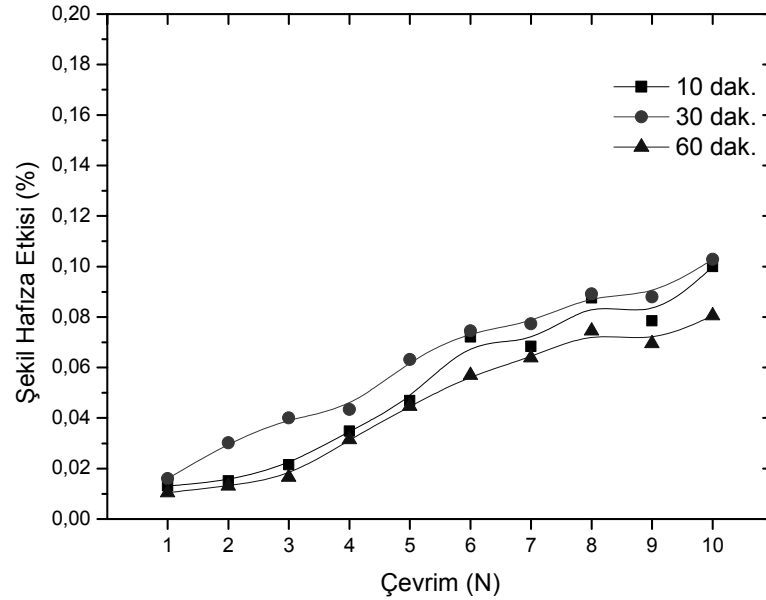
Şekil 4.19(a-e)’de D kodlu numunelerde farklı eğitim sürelerinde ve sıcaklıklarda, şekil hafıza etkisinin çevrim sayısına göre değişimi görülmektedir. İlk 7 çevrim için şekil hafıza etkisinde sürekli bir artış olduğu görülmektedir. Daha ileriki çevrim sayılarında şekil hafıza etkisi, bir miktar azalma gösterdikten sonra durağan olarak devam etmektedir. Düşük sıcaklıklarda yapılan eğitimlerde 30 dak. sürelerde en iyi şekil hafıza etkisi görülürken, daha yüksek sıcaklıklarda yapılan eğitimlerde 10 dak. eğitim süresinin optimum sonuçlar verdiği gözlemlenmiştir.



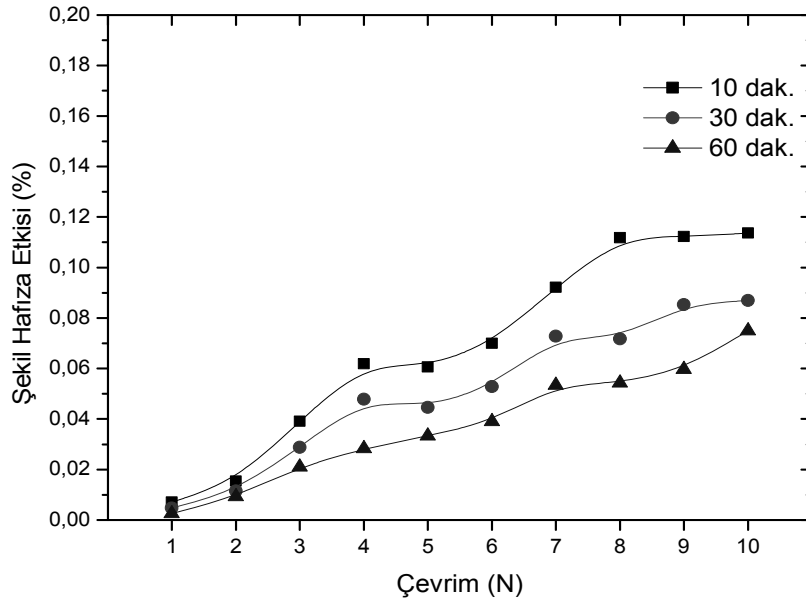
Şekil 4.19 (a) Farklı sürelerde, şekil hafıza eğitimi verilmiş numunelerde ŞHE’nin zamana bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $T = 160$ °C).



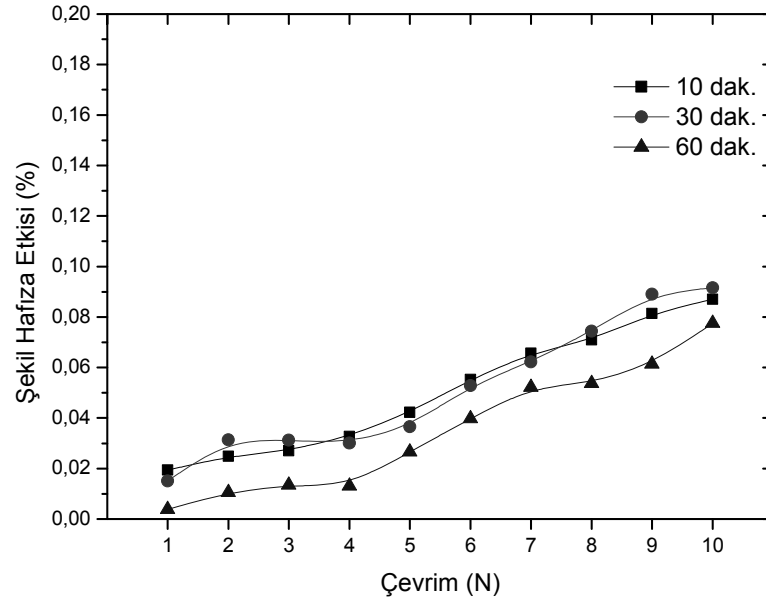
Şekil 4.19 (b) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin zamana bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $T = 180$ °C).



Şekil 4.19 (c) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin zamana bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $T = 200$ °C).

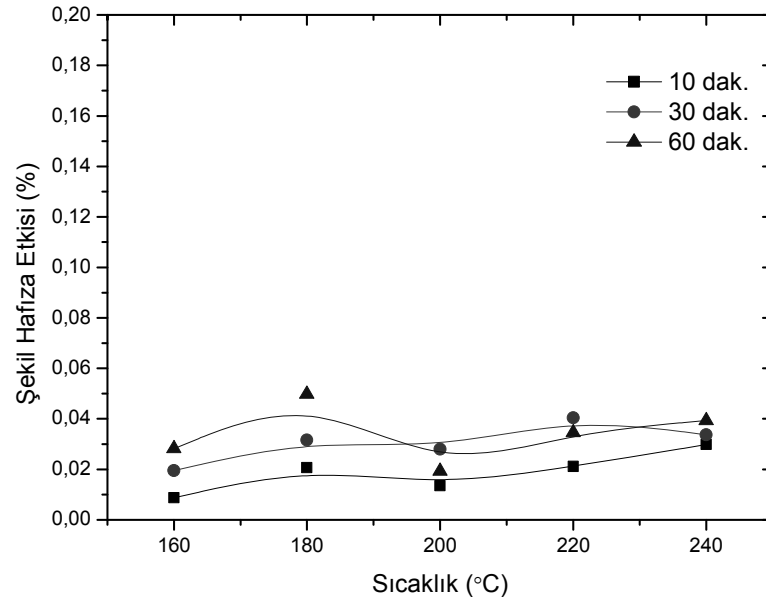


Şekil 4.19 (d) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin zamana bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $T = 220$ °C).

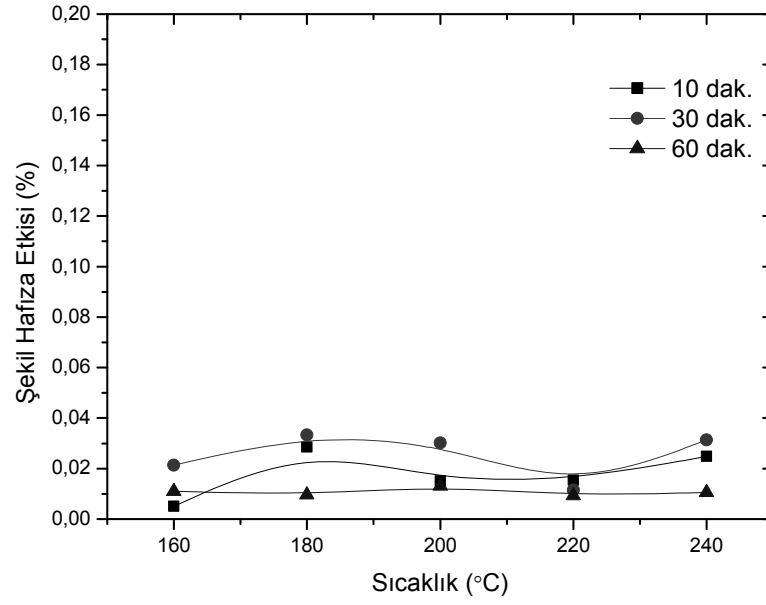


Şekil 4.19 (e) Farklı sürelerde, şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin zamana bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $T = 240$ °C).

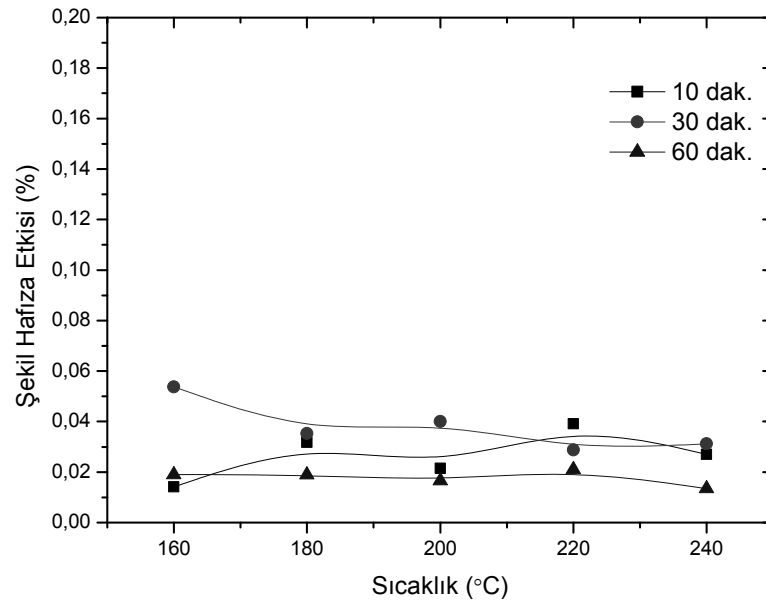
Şekil 4.20(a-j)'de D kodlu numunelerde, şekil hafıza etkisinin tüm çevrimler için sıcaklığa göre değişimi görülmektedir. Artan ısı işlem sıcaklığı ile şekil hafıza etkisinin ilk 7 çevrime kadar artma eğiliminde olduğunu gözlemlenmektedir. Daha yüksek çevrim sayılarında ise aynı değerlerde seyir ettiği gözlemlenmiştir. 200 °C'de 30 dak. boyunca yapılan testlerden elde edilen sonuçların optimum olduğu görülmektedir.



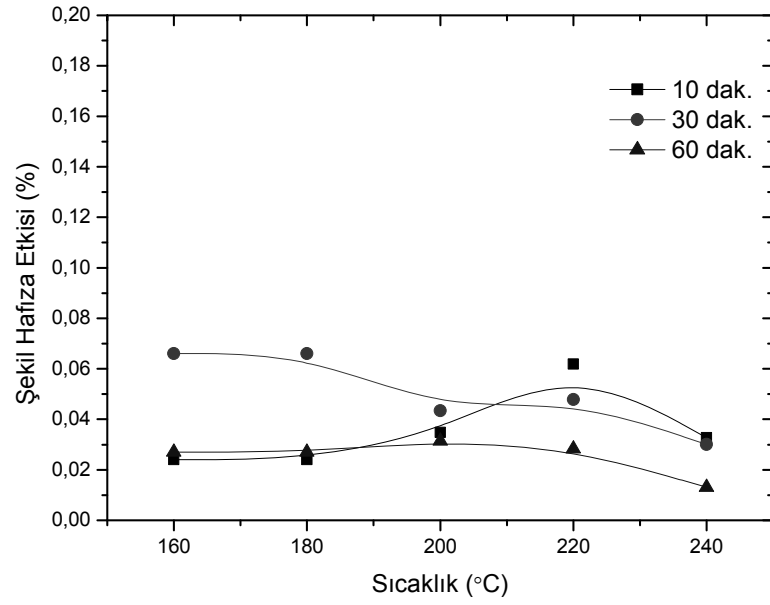
Şekil 4.20 (a) Farklı sürelerde şekil hafıza etişimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 1$).



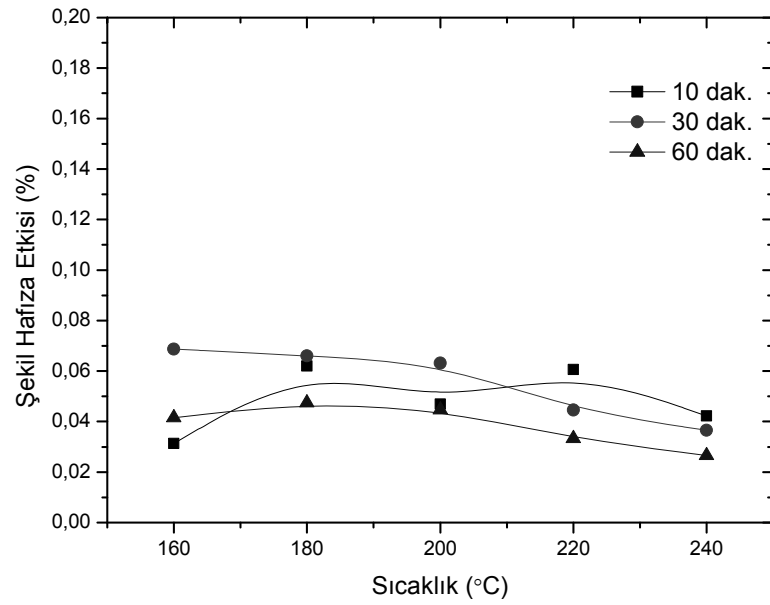
Şekil 4.20 (b) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 2$).



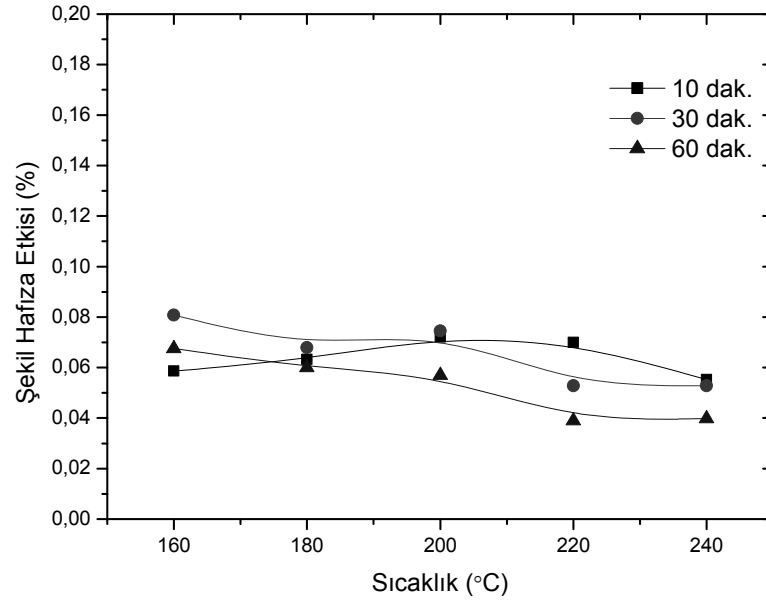
Şekil 4.20 (c) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 3$).



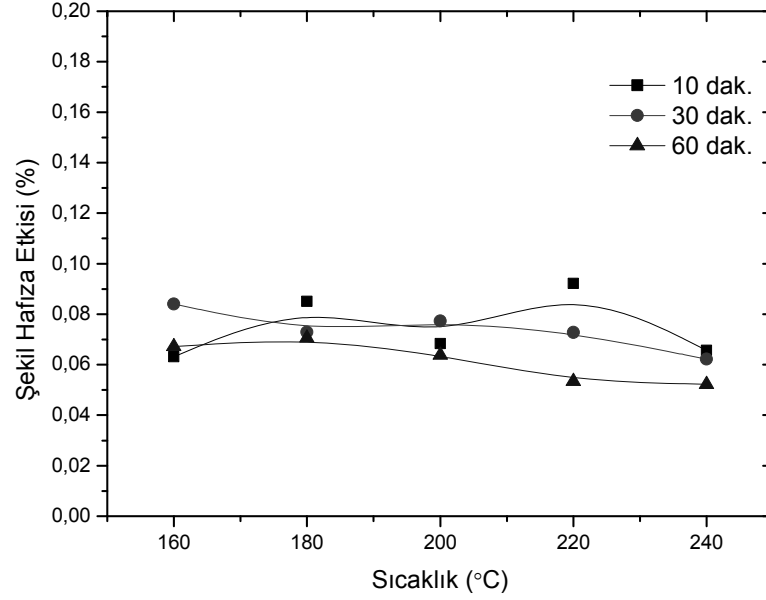
Şekil 4.20 (d) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 4$).



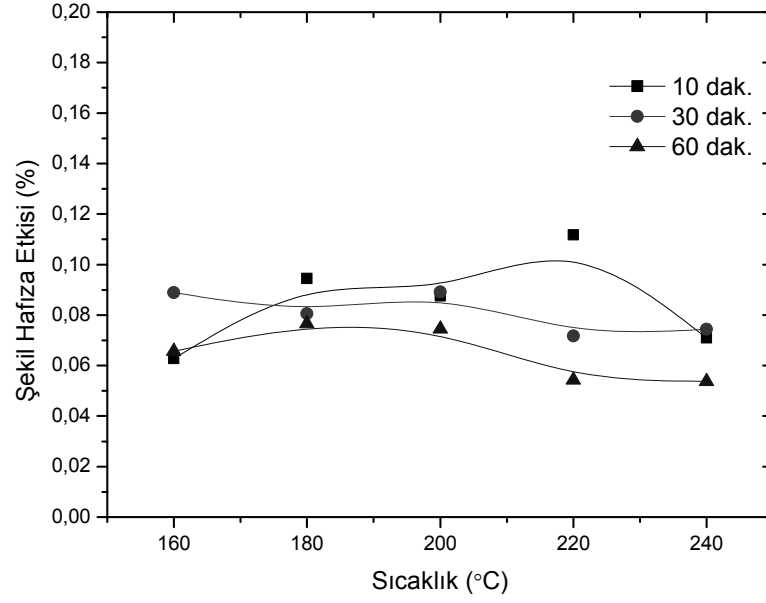
Şekil 4.20 (e) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 5$).



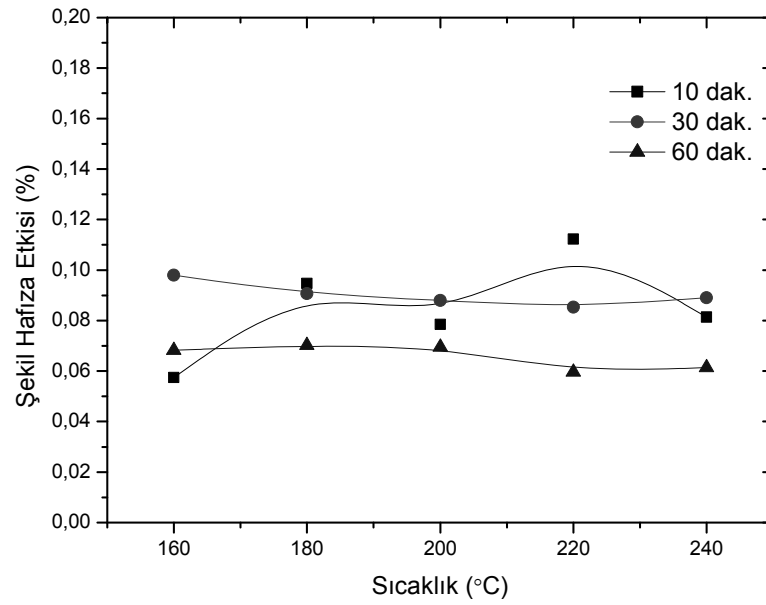
Şekil 4.20 (f) Farklı sürelerde şekil hafıza etigimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 6$).



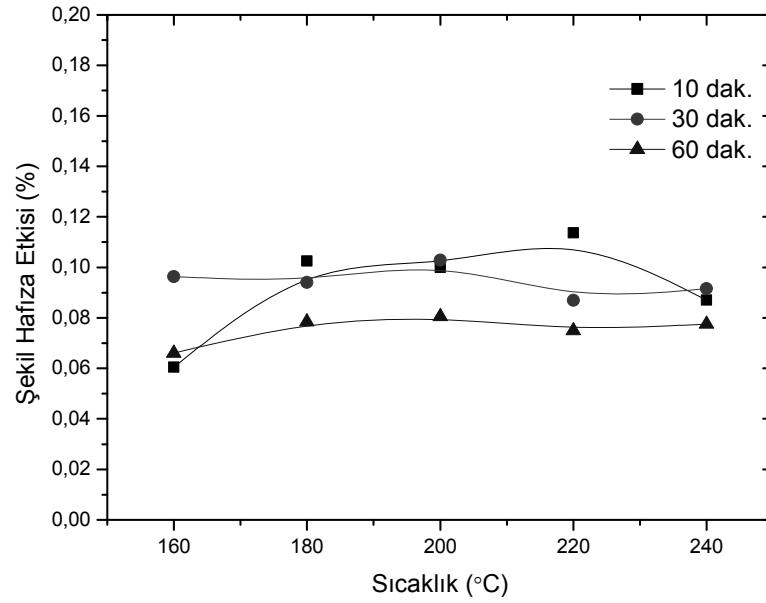
Şekil 4.20 (g) Farklı sürelerde şekil hafıza etigimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 7$).



Şekil 4.20 (h) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 8$).



Şekil 4.20 (i) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 4.9$, $N = 9$).



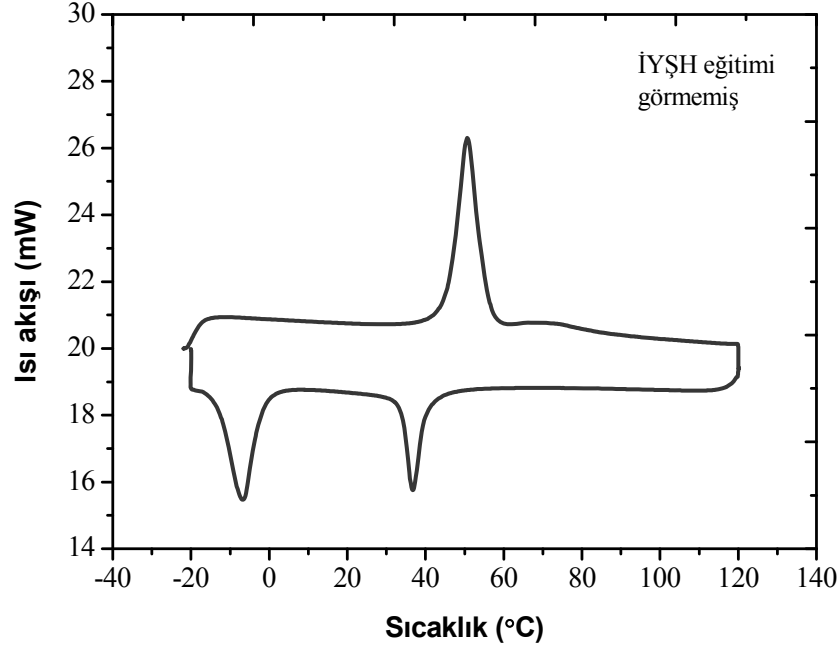
Şekil 4.20 (j) Farklı sürelerde şekil hafıza etiğimi verilmiş numunelerde ŞHE'nin sıcaklığa bağlı değişimi ($\epsilon_d = 2.4$, $N = 10$).

Deformasyon geriniminin $\epsilon_d = 2.4$ olduğu D kodlu numunelerde yapılan şekil hafıza eğitimi deneylerinden elde edilen sonuçların ışığı altında, kazandırılan şekil hafıza etkisi değerinin 200 °C'de 30 dak. boyunca 7 çevrim sonrasında elde edilebileceği Şekil 4.19 ve Şekil 4.20'deki grafiklerin irdelenmesi ile tespit edilmiştir.

Şekil hafıza eğitim testlerinin yapıldığı A ve D kodlu numuneler kendi aralarında karşılaştırıldığında, deformasyon gerinimin daha yüksek olduğu A kodlu numunelerde elde edilen şekil hafıza etkisi değerlerinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Uygulanan deformasyon gerinimin önemli bir parametre olduğu açıkça görülmektedir. Ayrıca numune boyu, deformasyon gerinimi ile ilişkili olarak şekil hafıza etkisi değerlerinde etken bir faktör olarak karşımıza çıkmaktadır. Zira B ve C kodlu numunelerde uygulanan deformasyon gerinimi D kodlu numunelere nazaran daha yüksek olmasına karşın, elde edilen ŞHE değerleri daha düşüktür. Deformasyon gerinimi ve numune boyu birbiri ile ilişkili olarak doğrudan ŞHE üzerinde önem arz etmekte olduğu, elde edilen deneysel sonuçlara dayanarak söylenebilmektedir.

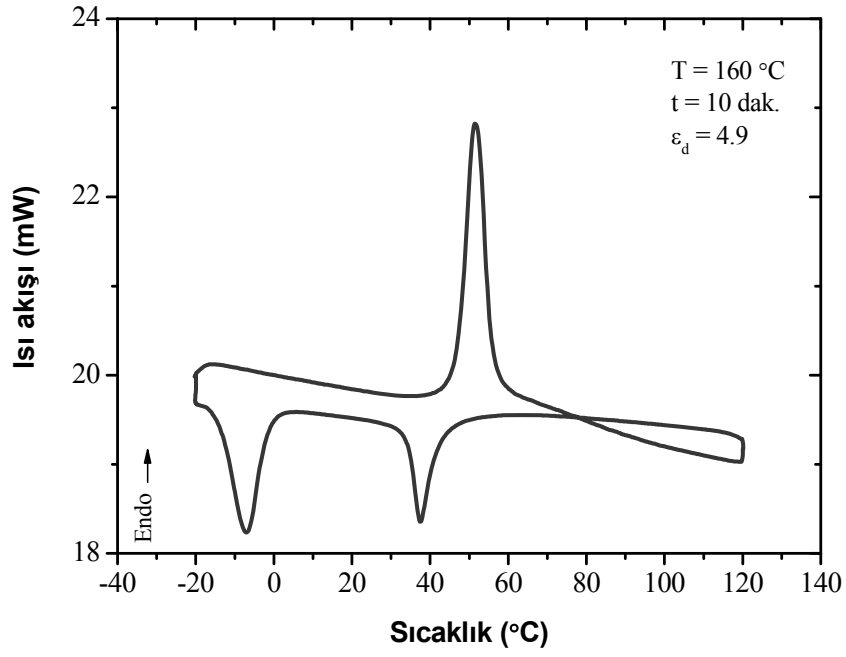
4.3.2 İYŞH eğitimi sonrası DSC Analizi

Şekil 4.21’de iki yönlü şekil hafıza eğitimi yapılmadan önce belirlenen NiTi alaşıma ait DSC eğrisi görülmektedir. Alaşımın dönüşüm sıcaklıkları, $A_f = 55.61$ °C, $A_s = 45.64$ °C, $R_f = 33.73$ °C, $R_s = 40.30$ °C, $M_f = -13.12$ °C ve $M_s = -2.09$ °C olarak tespit edilmiştir.

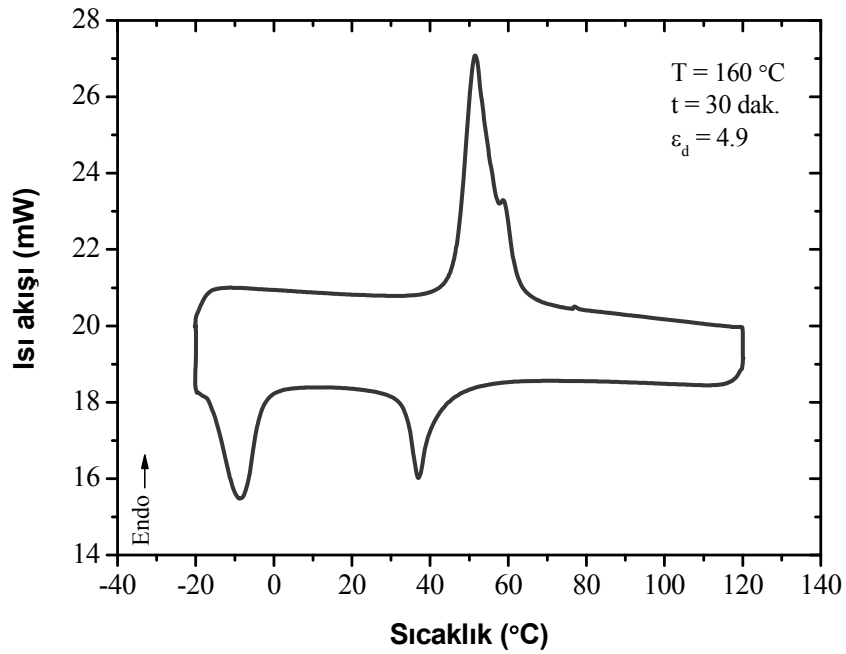


Şekil 4.21 İki yönlü şekil hafıza eğitimi öncesi NiTi alaşımın DSC eğrisi.

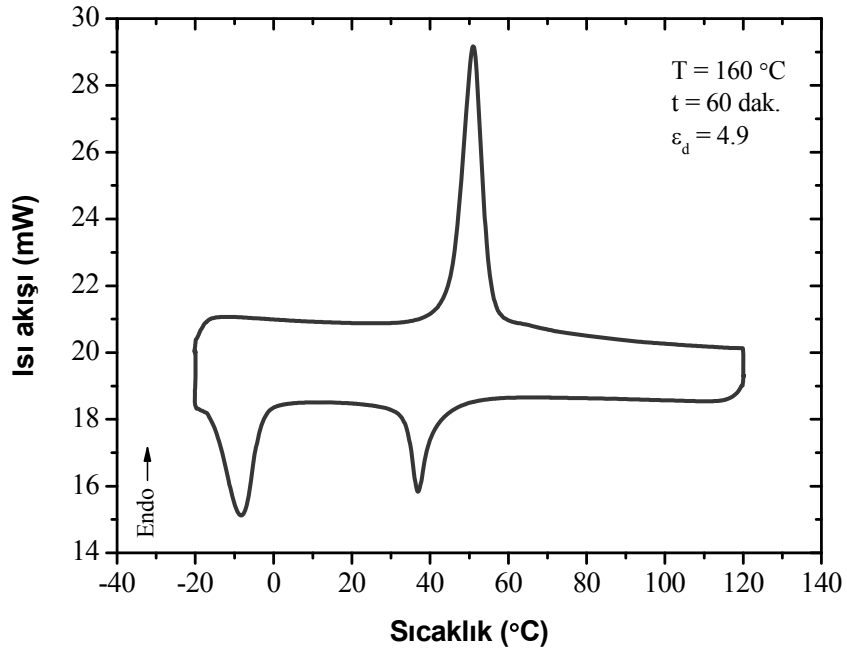
Şekil 4.22’de farklı sıcaklık ve sürelerde şekil hafıza eğitimi görmüş olan A kodlu numunelere ait DSC eğrileri görülmekte olup dönüşüme özgü sıcaklık değerleri Çizelge 4.5’te toplu halde sunulmuştur.



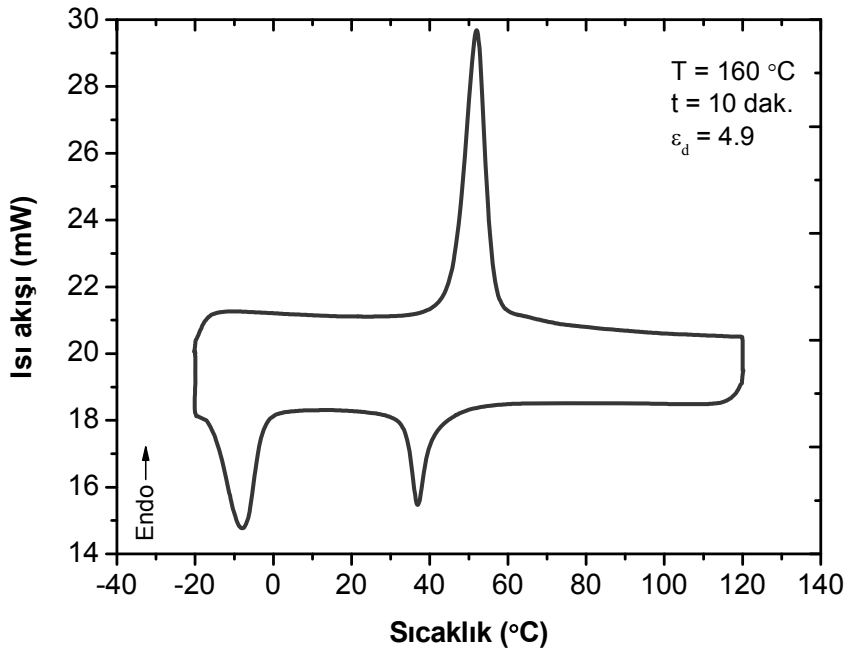
Şekil 4.22 (a) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 4.9$ uygulanan, $160\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



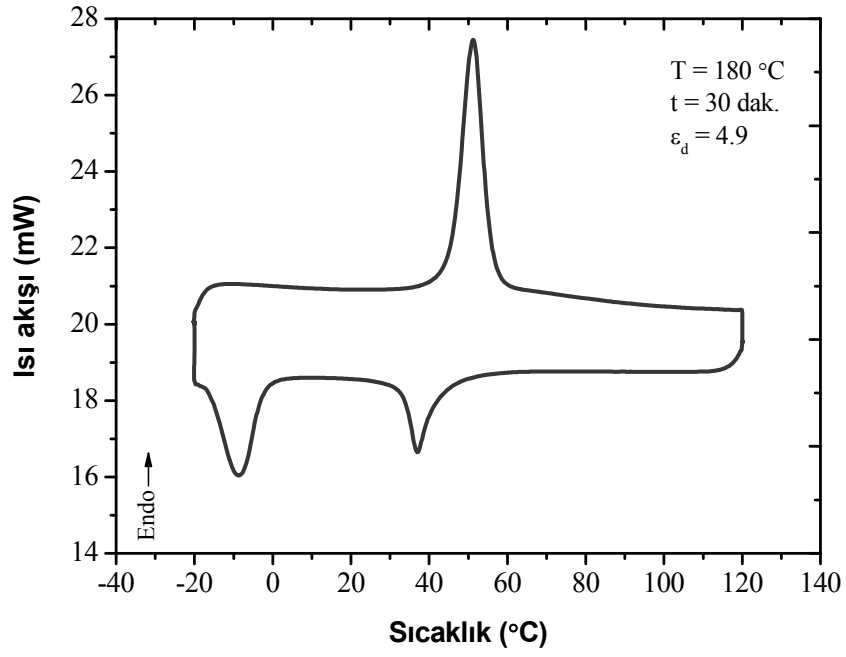
Şekil 4.22 (b) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 4.9$ uygulanan, $160\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



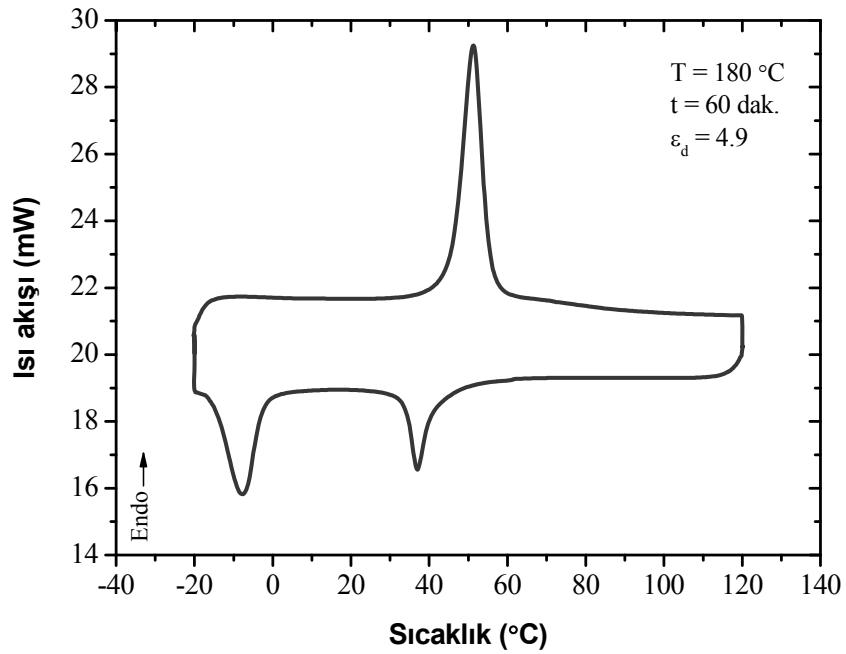
Şekil 4.22 (c) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 4.9$ uygulanan, $160\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



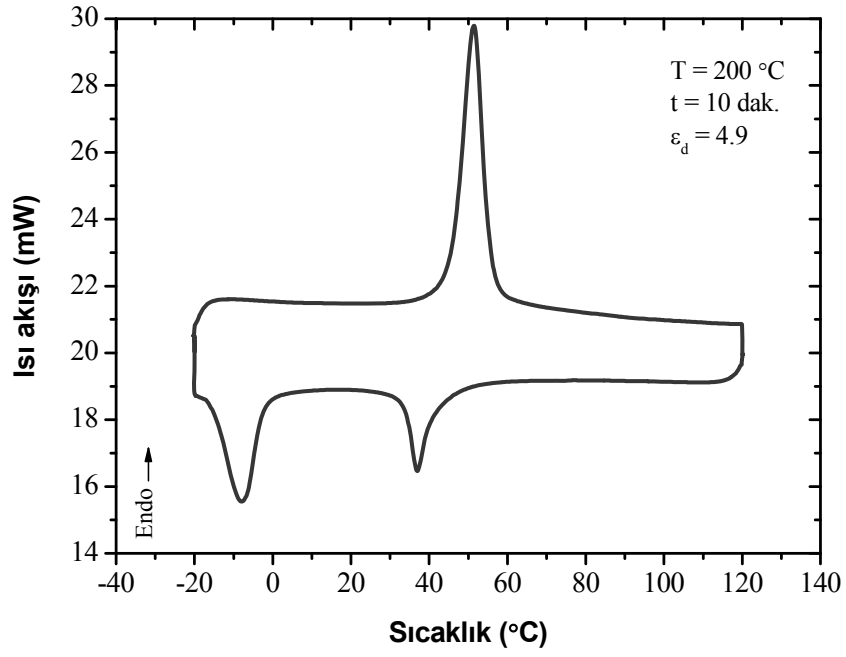
Şekil 4.22 (d) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 4.9$ uygulanan, $180\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



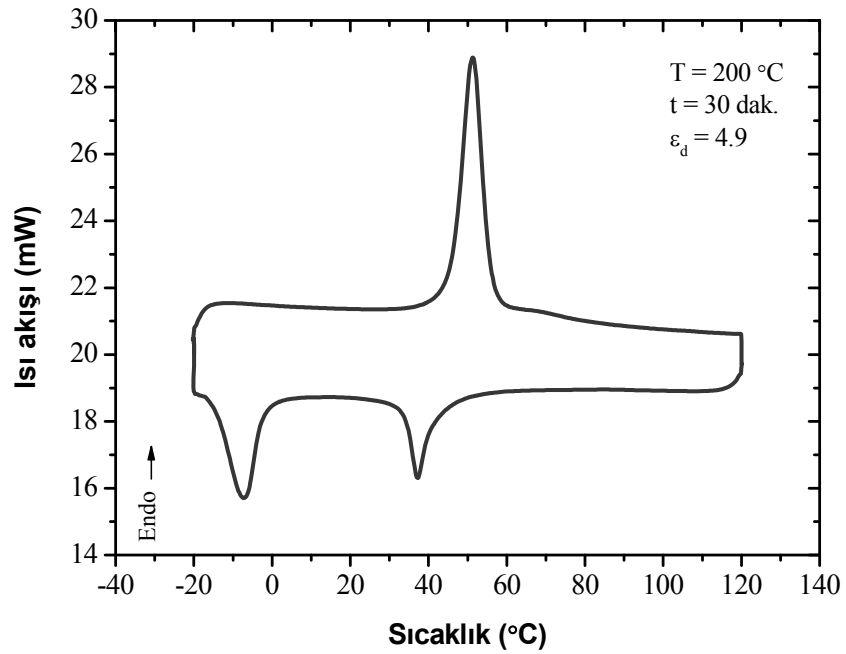
Şekil 4.22 (e) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 4.9$ uygulanan, $180\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



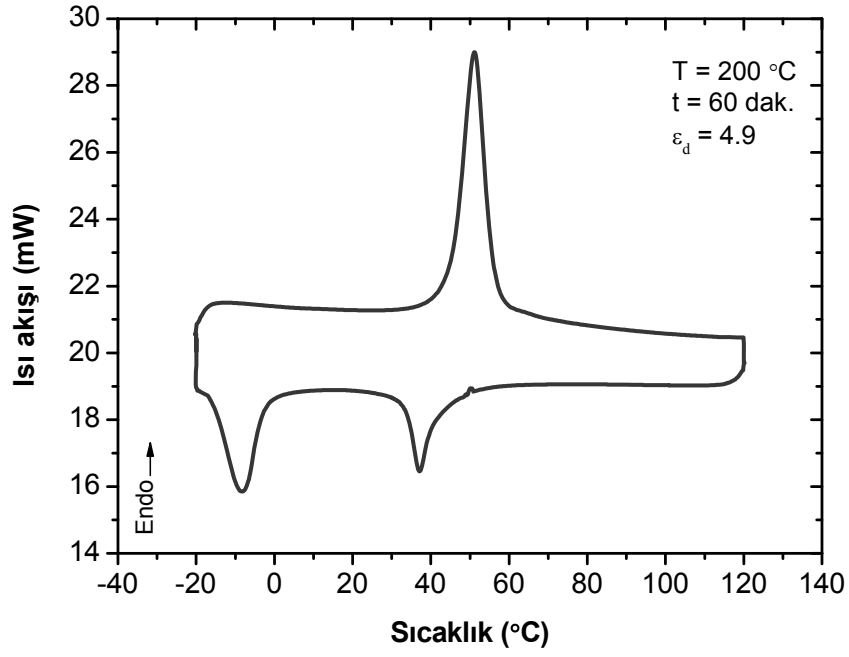
Şekil 4.22 (f) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 4.9$ uygulanan, $180\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



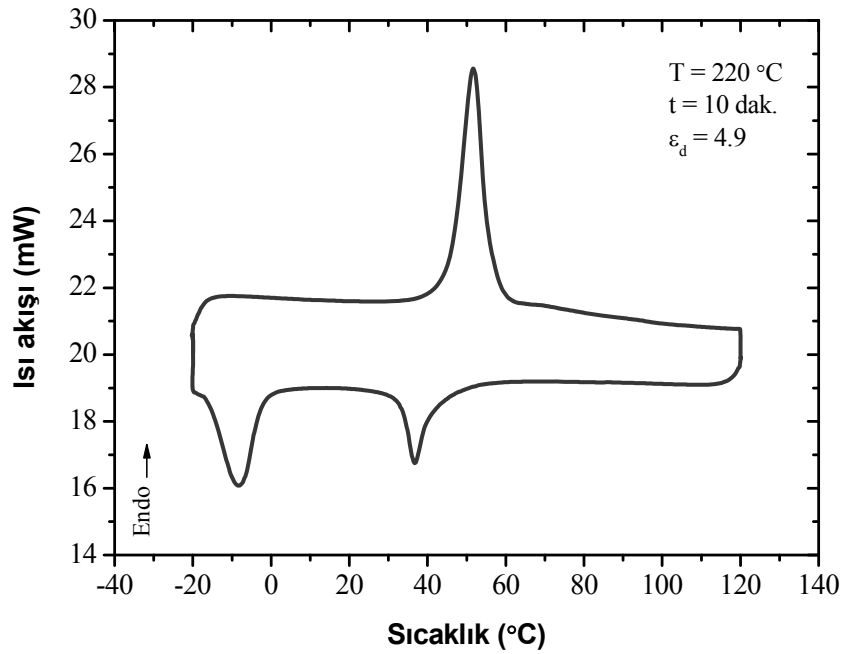
Şekil 4.22 (g) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



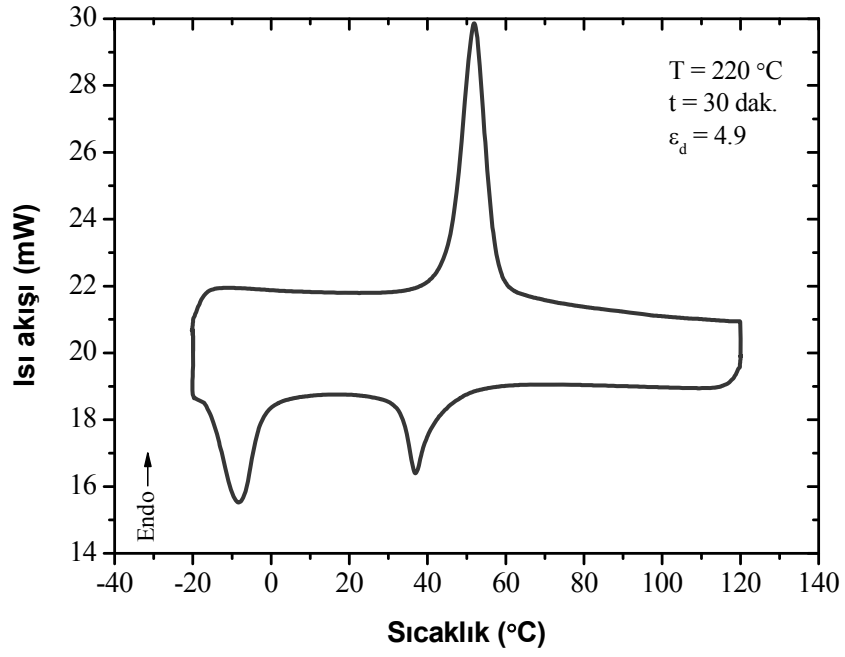
Şekil 4.22 (h) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



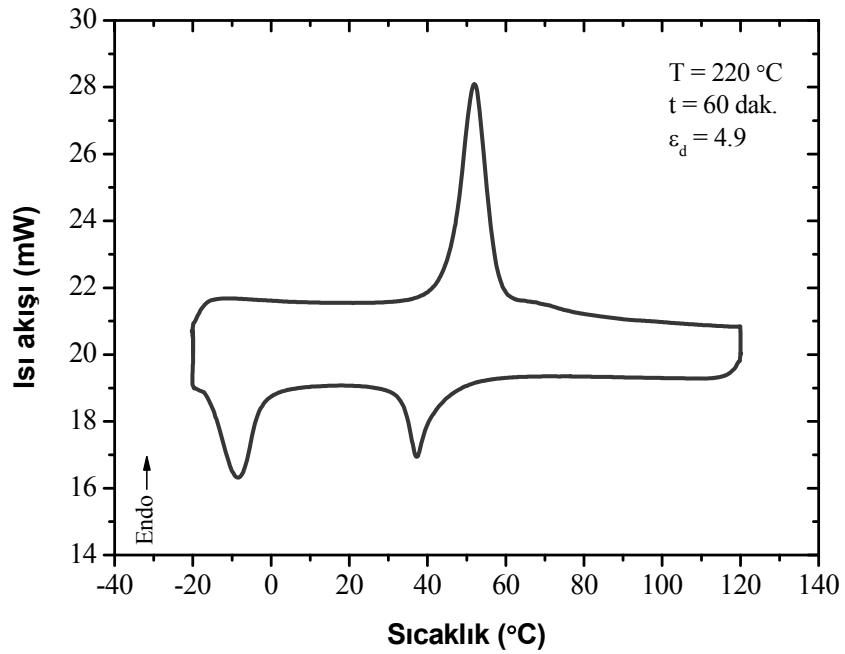
Şekil 4.22 (i) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 4.9$ uygulanan, $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



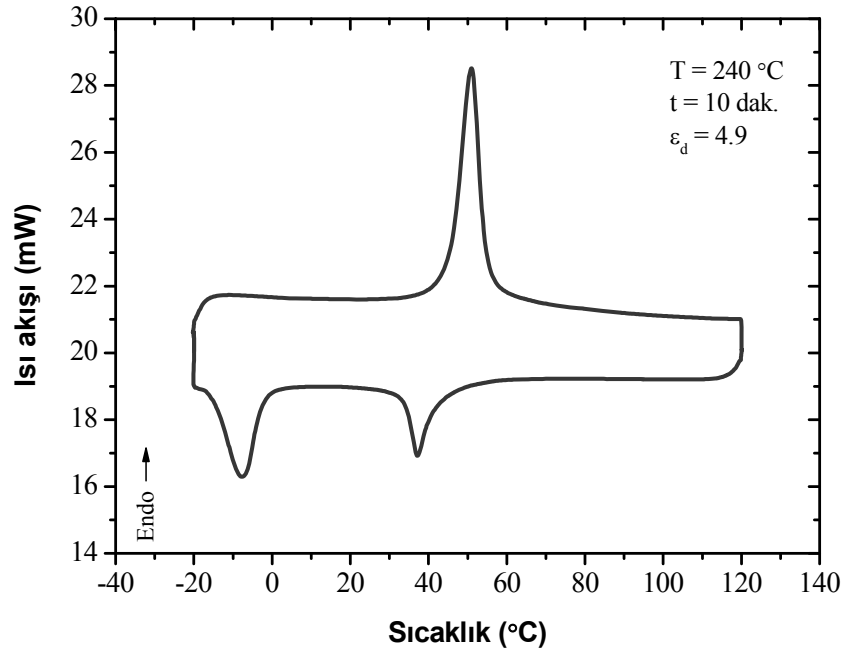
Şekil 4.22 (j) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 4.9$ uygulanan, $220\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



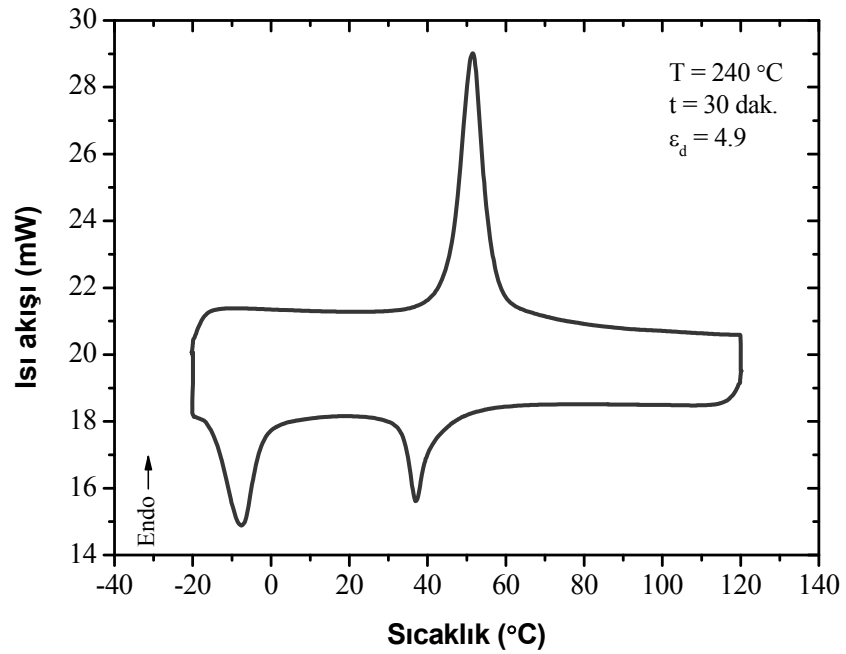
Şekil 4.22 (k) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 220 °C 'de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



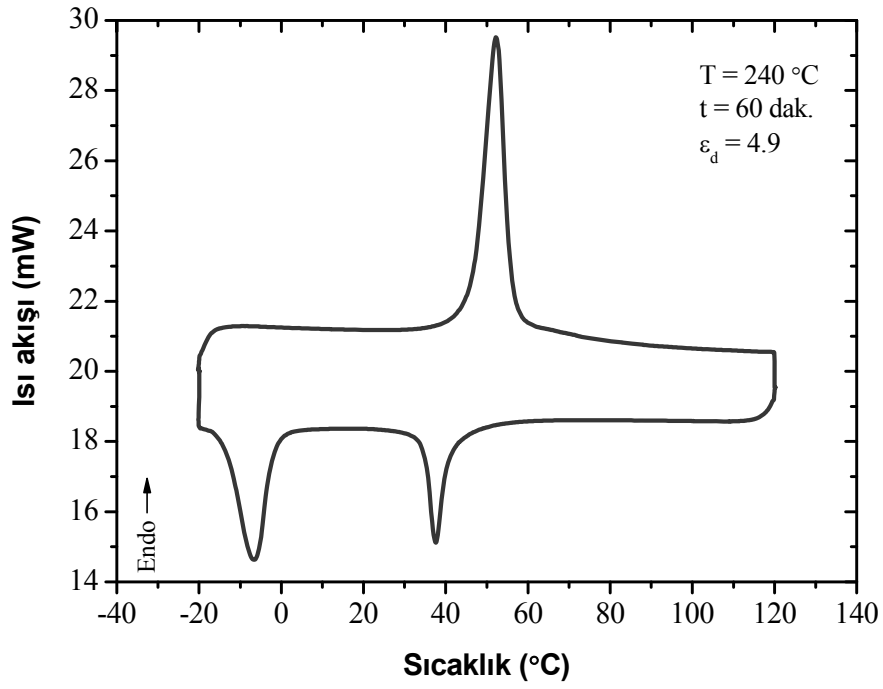
Şekil 4.22 (l) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 4.9$ uygulanan, 220 °C 'de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



Şekil 4.22 (m) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 4.9$ uygulanan, $240\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



Şekil 4.22 (n) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 4.9$ uygulanan, $240\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



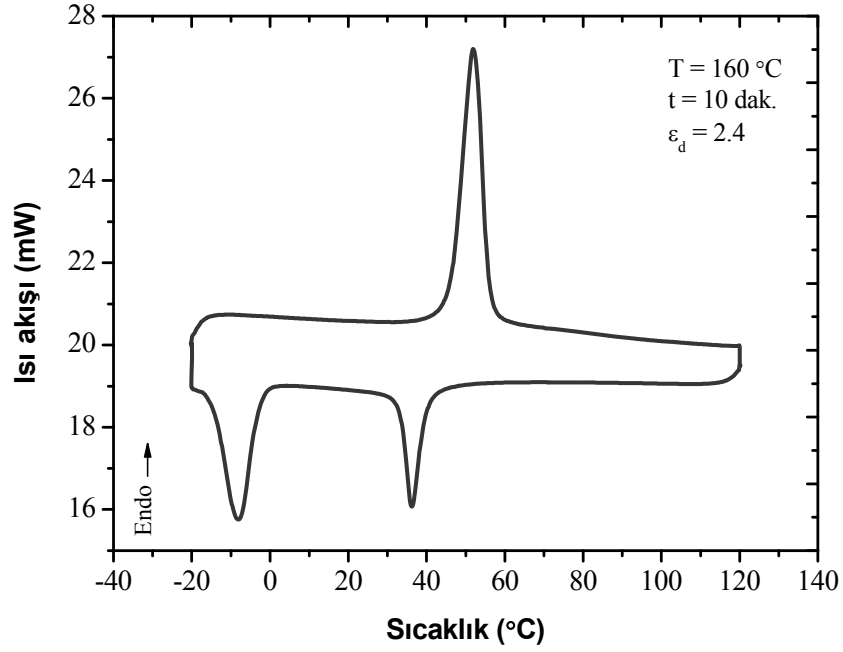
Şekil 4.22 (o) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 4.9$ uygulanan, $240\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.

Çizelge 4.5 Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 4.9$ olduğu, farklı sıcaklık ve sürelerde yapılan iki yönlü şekil hafıza eğitimi sonrasında DSC ile tespit edilen dönüşüm sıcaklıkları.

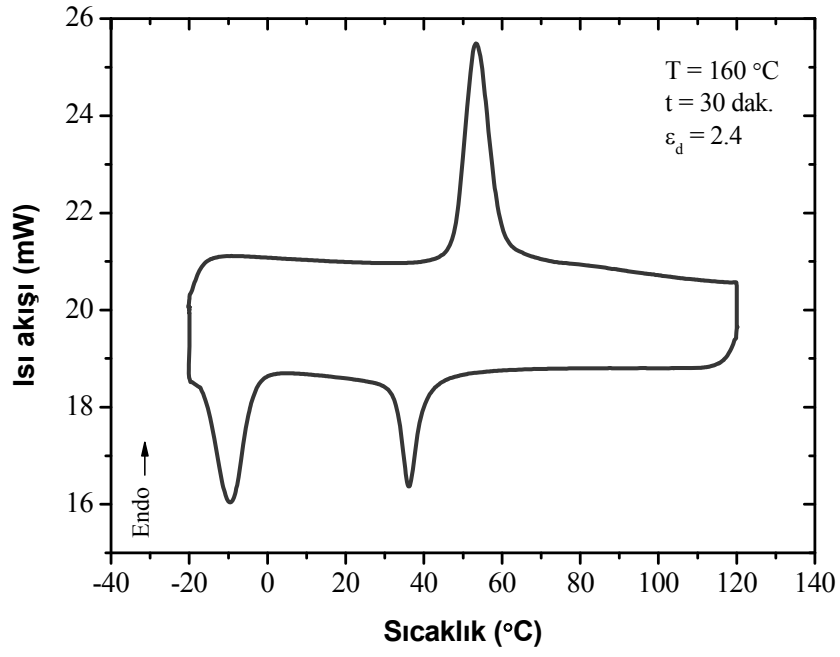
T ($^{\circ}\text{C}$) / t (dak.)	A _f ($^{\circ}\text{C}$)	A _s ($^{\circ}\text{C}$)	R _f ($^{\circ}\text{C}$)	R _s ($^{\circ}\text{C}$)	M _f ($^{\circ}\text{C}$)	M _s ($^{\circ}\text{C}$)
160/10	55.90	46.99	34.09	42.35	-13.82	-1.57
160/30	58.92	46.32	33.37	41.51	-15.91	-3.17
160/60	55.25	45.30	33.59	41.11	-15.38	-3.14
180/10	56.10	45.83	33.70	40.94	-15.34	-2.71
180/30	56.07	45.45	33.17	42.02	-15.83	-2.56
180/60	55.52	45.51	33.71	41.15	-14.79	-2.52
200/10	55.72	45.69	33.57	41.33	-14.96	-2.53
200/30	55.97	45.77	33.78	41.41	-14.50	-2.36
200/60	56.11	45.02	33.31	41.74	-15.57	-2.83
220/10	56.13	45.62	33.06	41.22	-15.70	-2.51
220/30	57.54	45.36	32.88	42.47	-15.63	-2.14
220/60	57.79	45.49	33.26	42.43	-15.83	-2.50
240/10	54.78	45.34	33.74	41.91	-14.90	-2.39
240/30	56.58	45.37	33.49	41.33	-14.79	-2.17
240/60	55.99	46.32	34.69	40.95	-13.53	-1.93

Çizelge 4.5'ten görüleceği üzere farklı sıcaklık ve sürelerde yapılan 10 adet ısıl-mekanik çevrimi kapsayan iki yönlü şekil hafıza eğitimi sonrasında alaşıma özgü dönüşüm sıcaklıklarında belirgin bir değişim olmadığı gözlemlenmiştir.

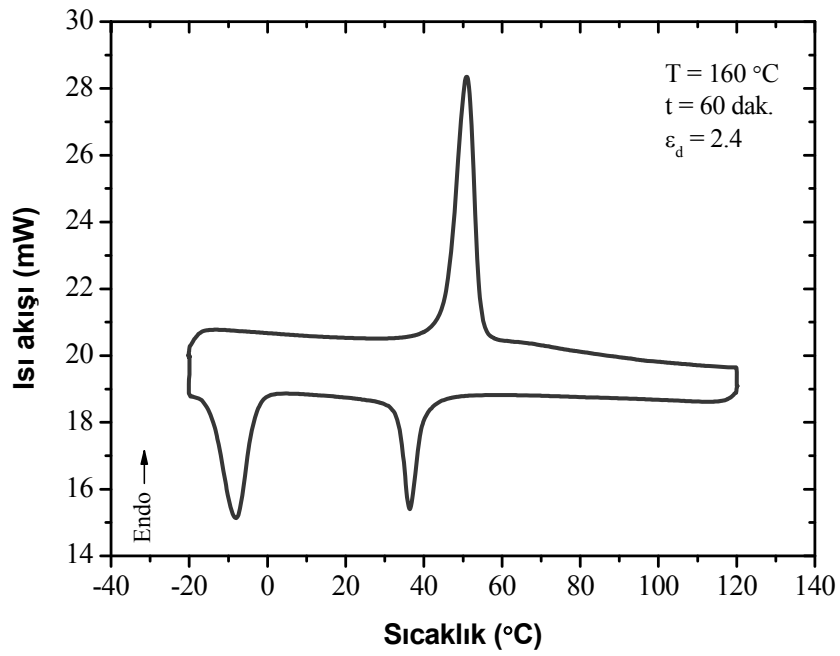
Şekil 4.23'de farklı sıcaklık ve sürelerde şekil hafıza eğitimi görmüş olan D kodlu numunelere ait DSC eğrileri görülmekte olup dönüşüme özgü sıcaklık değerleri Çizelge 4.6'da toplu halde sunulmuştur.



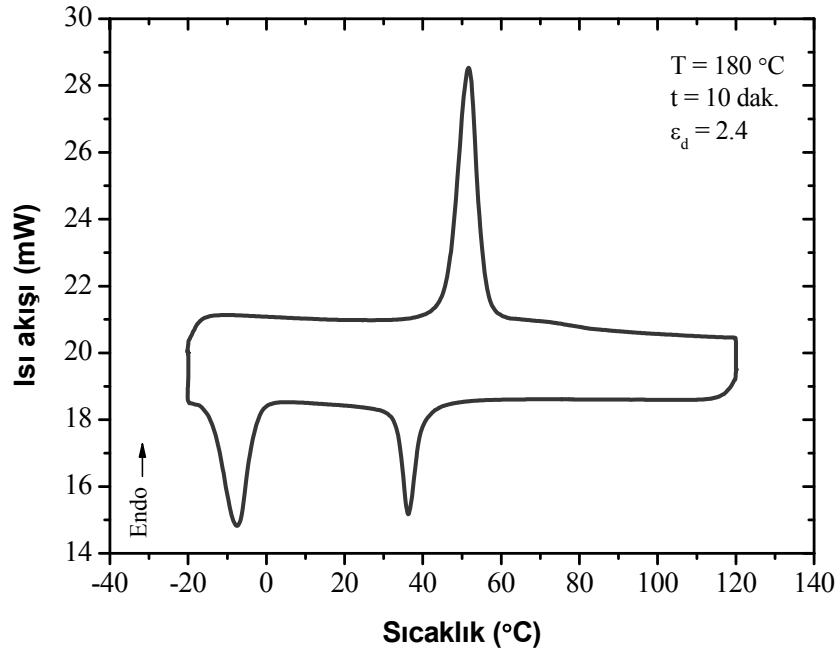
Şekil 4.23 (a) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, $160\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



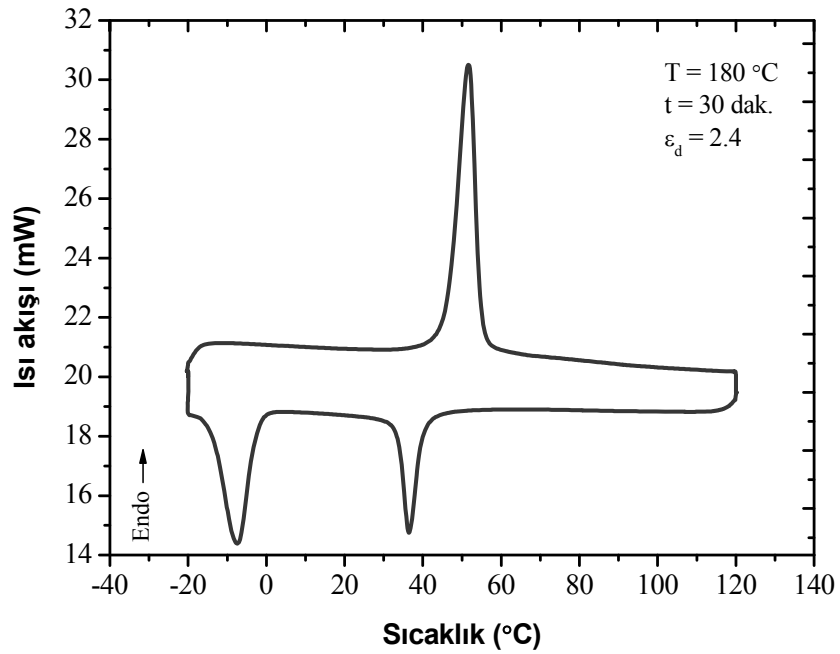
Şekil 4.23 (b) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, $160\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



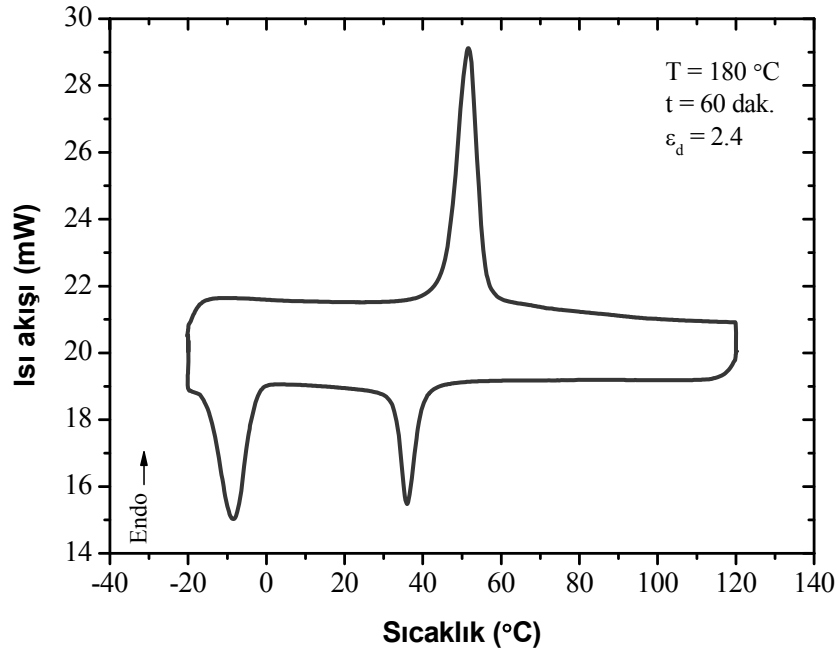
Şekil 4.23 (c) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, $160\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



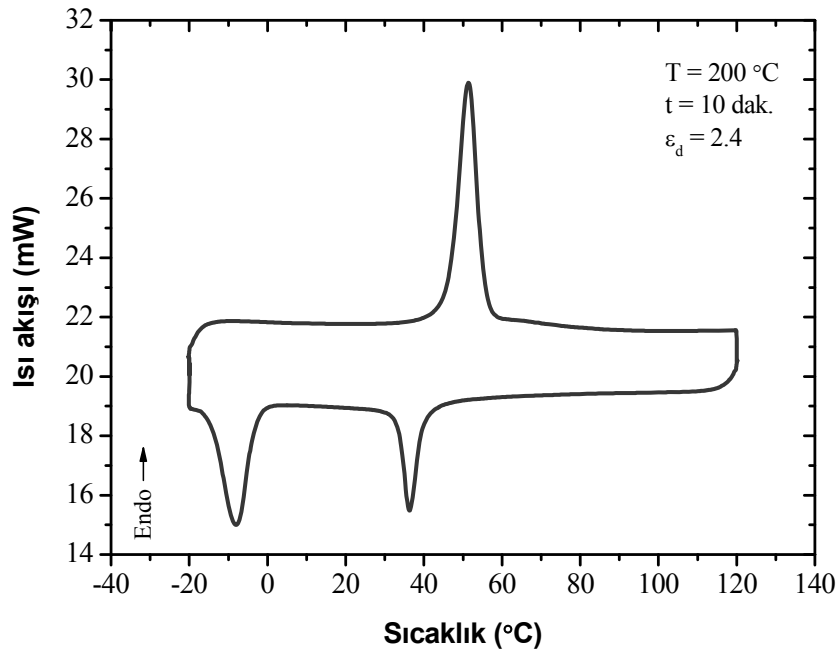
Şekil 4.23 (d) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, $180\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



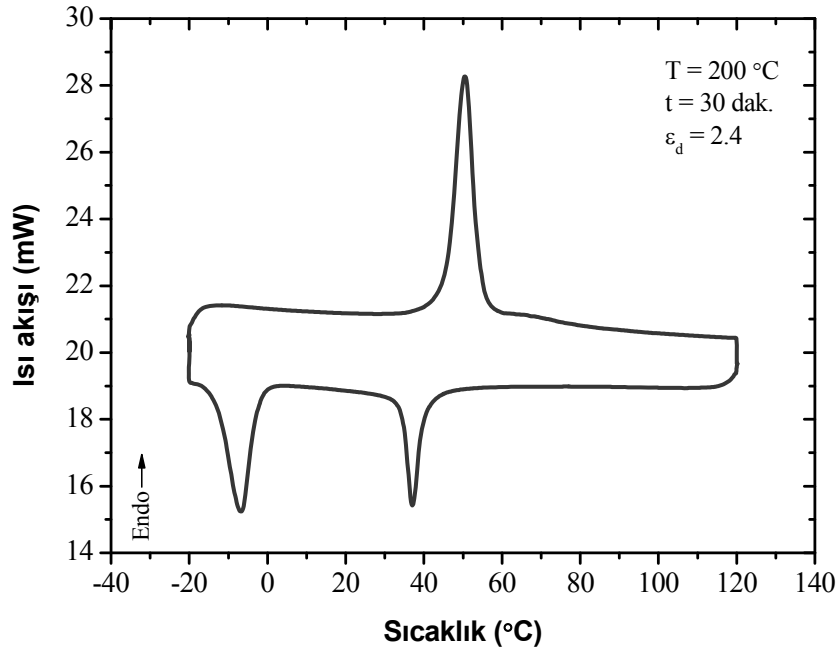
Şekil 4.23 (e) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, $180\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



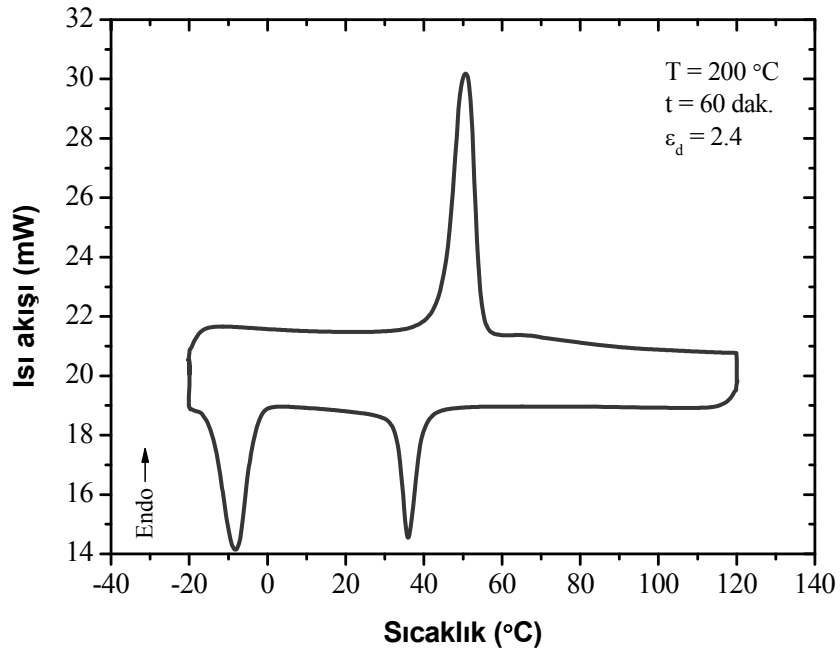
Şekil 4.23 (f) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 2.4$ uygulanan, 180 °C’de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



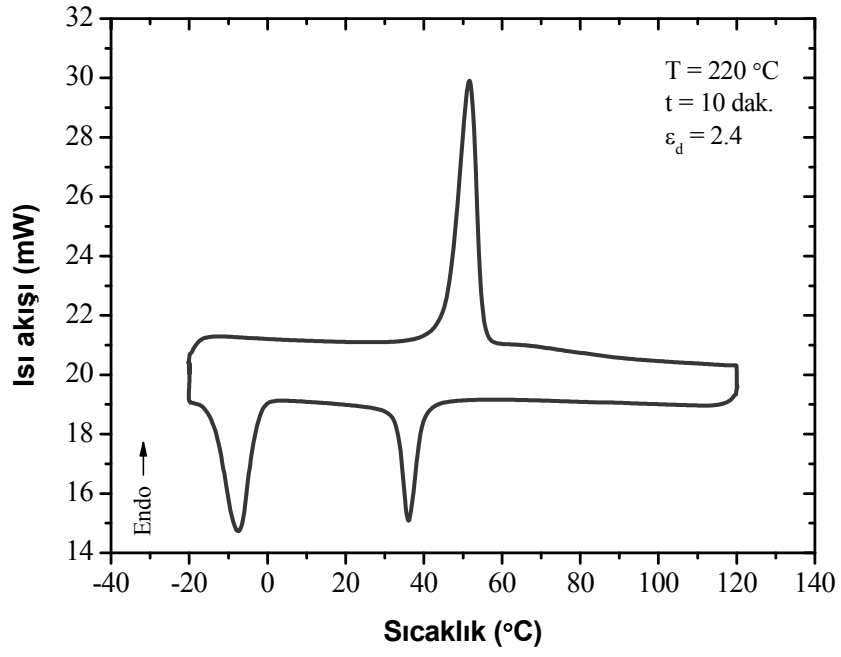
Şekil 4.23 (g) Deformasyon gerinimi $\epsilon_d = 2.4$ uygulanan, 200 °C’de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



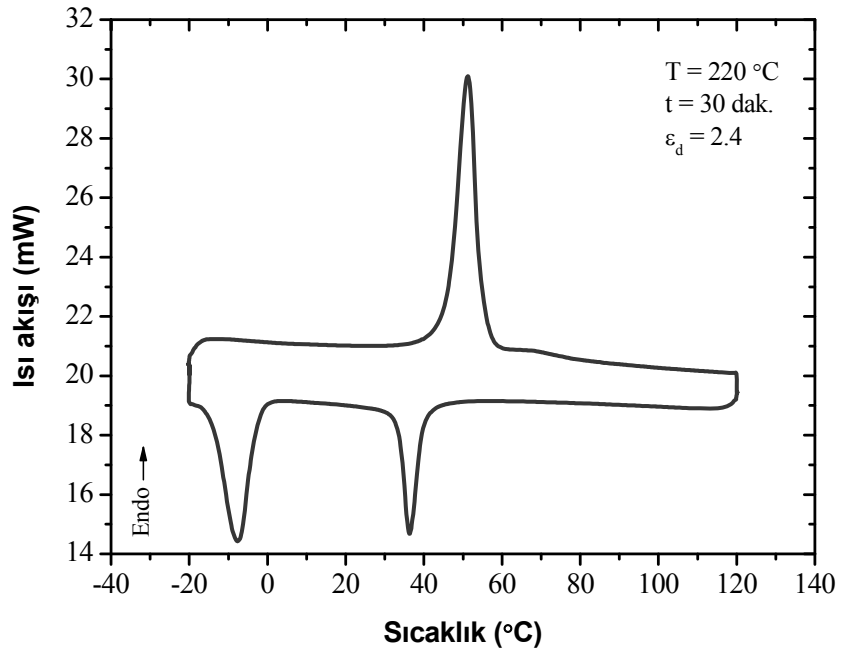
Şekil 4.23 (h) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



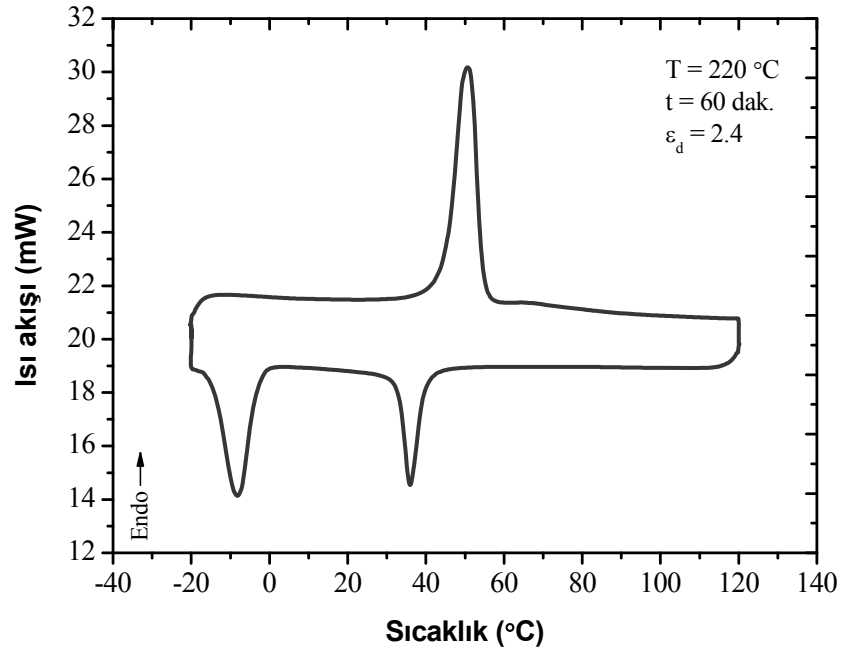
Şekil 4.23 (i) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



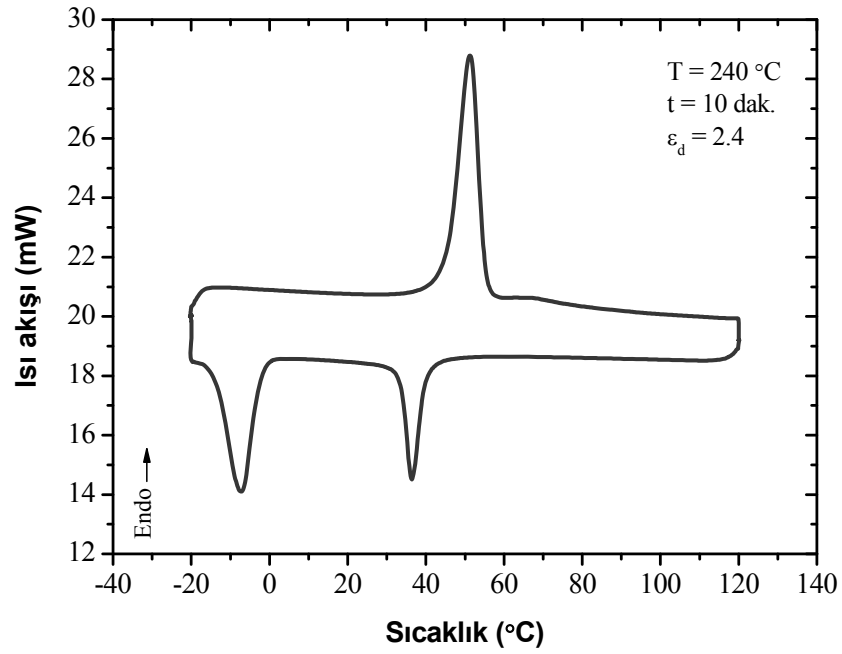
Şekil 4.23 (j) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 220 °C 'de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



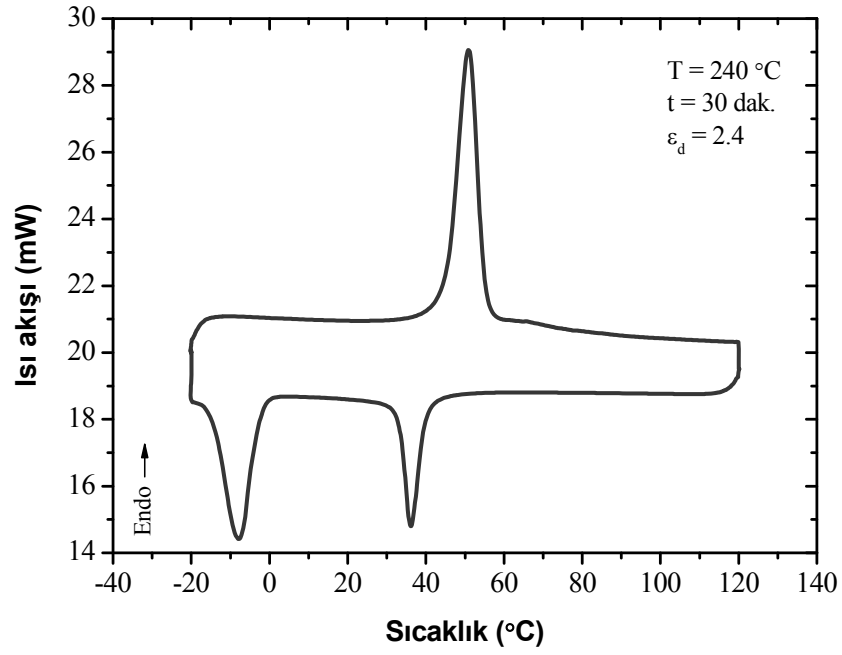
Şekil 4.23 (k) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, 220 °C 'de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



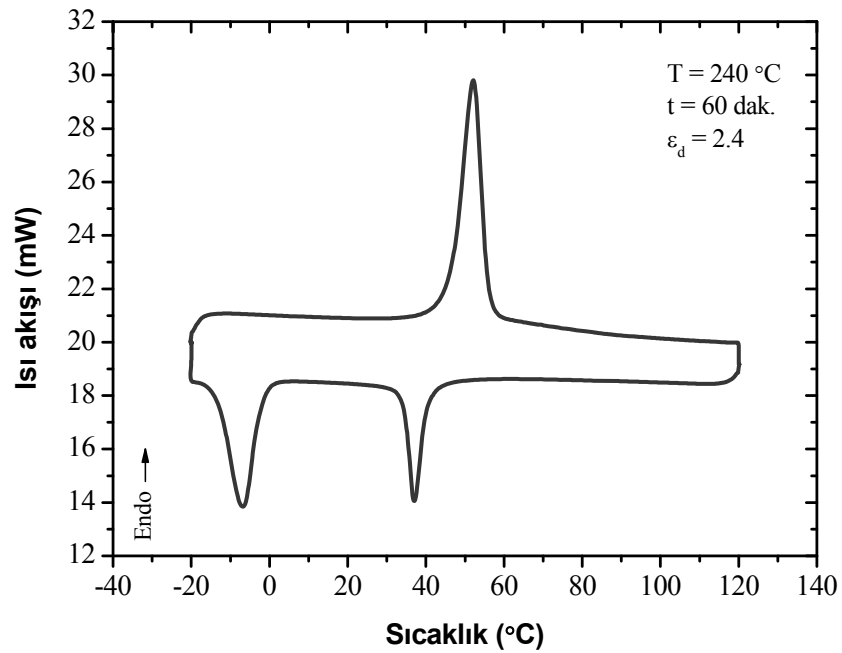
Şekil 4.23 (l) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, $220\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



Şekil 4.23 (m) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, $240\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 10 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



Şekil 4.23 (n) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, $240\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 30 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.



Şekil 4.23 (o) Deformasyon gerinimi $\varepsilon_d = 2.4$ uygulanan, $240\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 60 dak. süre ile eğitim görmüş NiTi numuneye ait DSC eğrisi.

Çizelge 4.6 Deformasyon geriniminin $\varepsilon_d = 2.4$ olduğu, farklı sıcaklık ve sürelerde yapılan iki yönlü şekil hafıza eğitimi sonrasında DSC ile tespit edilen dönüşüm sıcaklıklarının toplu halde gösterimi.

T (°C) / t (dak.)	A_f (°C)	A_s (°C)	R_f (°C)	R_s (°C)	M_f (°C)	M_s (°C)
160/10	55.97	46.05	33.15	40.05	-14.50	-2.90
160/30	59.84	47.62	32.46	40.38	-15.86	-3.77
160/60	54.37	45.72	33.34	39.96	-14.33	-3.22
180/10	55.69	46.15	33.24	39.85	-14.00	-2.74
180/30	54.79	46.03	33.62	40.03	-13.91	-2.67
180/60	55.89	45.78	32.86	39.85	-14.77	-3.17
200/10	55.38	46.29	33.32	39.91	-14.33	-3.19
200/30	54.31	45.69	34.30	40.23	-13.06	-2.60
200/60	54.52	44.91	32.92	39.82	-14.34	-3.19
220/10	54.87	45.87	33.06	39.80	-13.92	-2.62
220/30	54.86	45.90	33.44	39.98	-14.07	-2.72
220/60	54.52	44.92	32.92	39.82	-14.34	-3.19
240/10	55.15	45.31	33.51	39.98	-13.68	-2.56
240/30	55.11	45.20	33.05	40.00	-14.44	-2.79
240/60	56.03	46.26	34.18	37.09	-13.24	-2.13

Çizelge 4.6'dan görüleceği üzere farklı sıcaklık ve sürelerde yapılan 10 adet ısıl-mekanik çevrimi kapsayan iki yönlü şekil hafıza eğitimi sonrasında alaşıma özgü dönüşüm sıcaklıklarında belirgin bir değişim olmadığı gözlemlenmiştir.

5. SONUÇLAR ve DEĞERLENDİRME

Tek yönlü şekil hafıza etkisine sahip yaklaşık eş atomlu NiTi alaşımdan hazırlanmış olan numunelere farklı koşullarda ısı ve mekanik işlemler uygulanmış, bunun sonucunda dönüşüm sıcaklıklarında meydana gelen olası değişimler yapılan DSC analizleri ile irdelenmiştir. *R*-ara fazının ortadan kaybolduğu kritik bir sıcaklığın altında ve üstünde tavlama işlemi yapılmış olan numunelere, değişen ısıtma/soğutma hızlarında yapılan ısı taramalarının etkileri DSC cihazında analiz edilmiştir. Tek yönlü şekil hafıza etkisine sahip eş atomlu NiTi alaşım telden farklı numune grupları oluşturulmuştur. Tüm numunelere her çevrimde belirli ısı-mekanik işlemlerle iki yönlü şekil hafıza eğitimi verilerek, iki yönlü şekil hafıza etkisi kazandırılmıştır. Her numuneye 10'ar çevrim uygulanarak iki yönlü şekil hafıza eğitimi süreci tamamlanmıştır.

Yürütülen diğer proje çalışmaları ile NiTi ŞHA'nın üretimi gerçekleştirilmiş, üretilen NiTi alaşımdan hazırlanan numunelere benzer deneysel çalışmalar uygulanmıştır.

Yapılan deneysel çalışmalardan elde edilen genel sonuçlar aşağıda maddeler halinde verilmiştir.

1. Tavlama yapılarak ısı işleme maruz bırakılan numunelerde, martenzite ve ostenite dönüşümün başlangıç ve bitiş sıcaklıkları artmaktadır. *R*-ara fazı dönüşümüne özgü sıcaklık değerlerinde, 350 °C tavlama sıcaklığına kadar değişme olmadığı görülmüştür.
2. Mekanik işlemlere maruz bırakılan numunelerde ise ostenite dönüşüme ait sıcaklık değerleri artarken, martenzit ve *R*-ara fazı dönüşümlerinin başlangıç ve bitiş sıcaklıkları değişmemiştir.
3. Farklı sıcaklıklarda yapılan tavlama işlemlerinin, NiTi ŞHA'nın dönüşüm davranışını ve alaşımda meydana gelen dönüşümlerin sıralamasını değiştirdiği açıkça görülmüştür.
4. Ostenite ve martenzite dönüşümün başlangıç sıcaklıkları olan A_s ve M_s , değişen ısıtma/soğutma hızı ile değişim göstermiştir.
5. Tüm numunelerde, ostenitik dönüşüm esnasında emilen ısı miktarı ile martenzite dönüşüm esnasında salınan ısı miktarı, ısıtma/soğutma hızı arttıkça buna paralel olarak yükselmiştir.
6. Farklı sıcaklıklarda tavllanmış olan NiTi numunelerin hepsinde artan ısıtma/soğutma

hızı ile harcanan enerji miktarının arttığı görülmüştür.

7. İki yönlü şekil hafıza eğitiminin birinci çevriminden elde edilen deneysel sonuçlar ışığında, belirli sıcaklıklar arasında iki yönlü şekil hafıza geriniminin en iyi değerlere sahip olduğu tespit edilmiştir.
8. Söz konusu sıcaklık aralığında farklı süreler boyunca uygulanan ısıl-mekanik işlemler çevrimi devam ettirilerek, çevrim sayısının şekil hafıza eğitimideki etkisi araştırılmıştır.
9. İki yönlü şekil hafıza etkisinin (İYŞHE) büyüklüğünün, şekil hafıza eğitimi sırasında seçilen sıcaklık, tavlama süresi ile uygulanan deformasyon gerinimi ve çevrim sayısı ile değiştiği ortaya konulmuştur.
10. İki yönlü şekil hafıza etkisinin yüksek olduğu NiTi numunelerde, dönüşüm sıcaklıklarının, şekil hafıza eğitimi süreci içinde olası değişimini tespit etmek amacı ile DSC cihazında ısı analizler yapılmıştır. Farklı sıcaklık ve sürelerde yapılan 10 adet ısıl-mekanik çevrimi kapsayan iki yönlü şekil hafıza eğitimi sonrasında, alaşıma özgü dönüşüm sıcaklıklarında belirgin bir değişim olmadığı DSC analizlerinden elde edilen sonuçların ışığı altında gözlemlenmiştir.

TEŞEKKÜR

Tez çalışmasının deneysel kısımlarına, 24-06-01-02 numaralı proje ile maddi destek sağlayan Y.T.Ü Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinatörlüğü'ne ve 25-DPT-06-01-02 numaralı proje ile maddi destek sağlayan Devlet Planlama Teşkilatı'na teşekkürlerimi arz ederim.

KAYNAKLAR

- Akdoğan, A. ve Nurveren, K., (2003), “Şekil Hafızalı Alaşımlar”, Mühendis ve Makine, Haziran, pp. 34-39.
- Bojda, O., Eggeler, G., Dlouhý, A., (2005), “Precipitation of Ni_4Ti_3 -variants in a polycrystalline Ni-rich NiTi shape memory alloy”, Scripta Materialia, vol. 53, pp. 99-104.
- Bor, Ş., Bilçen, B., Tarhan, E., Saranlı, G. ve Dayı, N., (2002), “CuZnAlMnTiB Şekil Bellekli Alaşımların Üretimi ve Karakterizasyonu”, Tübitak Proje Raporu, MİSAG-122, Ankara.
- Chrobak, D., Stróż, D., Morawiec, H., (2003), “Effect of early stages of precipitation and recovery on the multi-step transformation in deformed and annealed near equiatomic NiTi alloy”, Scripta Materialia, vol. 48, pp. 571-576.
- Coluzzi, B., Biscarini, A., Campanella, R., Mazzolai, G., Trotta, L., Mazzolai, F.M., (2000), “Effect of thermal cycling through the martensitic transition on the internal friction and Young’s modulus of a $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}_{49.2}$ alloy”, Journal of Alloys and Compounds, vol. 310, pp. 300-305.
- Cui, L., Li, Y., Zheng, Y., Yang, D., (2001), “Two-stage recovery strain of prestrained TiNi shape memory alloy after phase transformations under constraint”, Materials Letters, vol. 47, pp. 286-289.
- Da Silva, (1999a), “Calorimetric observations on an NiTi alloy exhibiting two-way memory effect”, Materials Letters, vol. 38, pp. 341-343.
- Da Silva, E.P., (1999b), “Calorimetric analysis of the two way memory effect in NiTi alloy-experiments and calculations”, Scripta Materialia, vol. 40, pp. 1123-1129.
- Datta, S., Bhunya, A., Banerjee, M.K., (2001), “Two way shape memory loss in Cu-Zn-Al alloy”, Materials Science and Engineering A, vol. 300, pp. 291-298.
- Duerig, T. W., Melton, K.N., Stockel, D., Wayman, C.M., (1990), “Engineering Aspects of ShapeMemory Alloys”, Butterworth-Heinemann, London.
- Eggeler, G., Hornbogen, E., Yawny, A., Heckmaan, A., Wagner, M., (2004), “Structural and functional fatigu of NiTi shape memory alloys”, Materials Science and Engineering A, vol. 378, pp. 24-33.
- Erbstoesser, B., Armstrong, B., Taya, M., Inoue, K., (2000), “Stabilization of the shape memory effect in NiTi: An experimental investigation”, Scripta Materialia, vol. 42, pp. 1145-1150.
- Es-Souni, M., Es-souni, M., Brandies, H.F., (2001), “On the transformation behaviour mechanical properties and biocompatibility of two NiTi-based shape memory alloys: NiTi_{42} and $\text{NiTi}_{42}\text{Cu}_7$ ”, Biomaterials, vol. 22, 2153-2161.
- Frick, P.C., Ortega, A.M., Tyber, J., Maksound, A.El.M., Maier, H.J., Liu, Y., Gall, K., (2005), “Thermal processing of polycrystalline NiTi shape memory alloys”, vol. 405, pp. 34-39.
- Fuentes, J.M.G., Gümpel, P. ve Strittmatter, J., (2002), “Phase Change Behavior of Nitinol Shape Memory Alloys”, Advanced Engineering Materials, vol. 4(7), pp. 437-451.

- Funakubo, H., (1984), *Shape Memory Alloys*, Gordon and Breach Science Publishers, (Translated from the Japanese., J.B.Kennedy) New York.
- Gadaj, S.P., Nowacki, W.K., Pieczyska, E.A., (2002), “Temperature evolution in deformed shape memory alloy”, *Infrared Physics & Technology*, vol. 43, pp. 151-155.
- Gall, K., Maier H.J., (2002), “Cyclic deformation mechanisms in precipitated NiTi shape memory alloys”, *Acta Materialia*, vol. 50, pp. 4643-4657.
- Hornbogen, E., Mertinger, V., Wurzel, D., (2001), “Microstructure and tensile properties of two binary NiTi-alloys”, *Scripta Materialia*, vol. 44, pp. 171-178.
- Hornbogen, E., Mertinger, V., Wurzel, D., (2001), Microstructure and tensile properties of two binary NiTi-alloys, *Scripta Materialia*, vol. 44, pp. 171–178.
- Huang, X., Liu, Y., (2001), “Effect of annealing on the transformation behavior and superelasticity of NiTi shape memory alloy”, *Scripta Materialia*, vol. 45, 153-160.
- Huang, W., (1998), “Effects of Internal Stress and Martensite Variants on Phase Transformation of NiTi Shape Memory Alloy”, *Journal of Materials Science Letters*, vol. 17, pp. 1843-1844.
- Humbeeck, J.V., (2001), “Phase Transformations”, *Mechanical Spectroscopy*, pp. 382-415.
- Humbeeck, J.V., (2001), “Shape Memory Alloys: A Material and a Technology”, *Advanced Engineering Materials*, vol. 3(11), pp. 837-850.
- Khalil-Allafi, J., Dlouhy, A., Eggeler, G., (2002), “Ni₄Ti₃-precipitation during aging of NiTi shape memory alloys and its influence on martensitic phase transformations”, *Acta Materialia*, vol. 50, pp. 4255-4274.
- Khalil-Allafi, J., Ren, X., Eggeler, G., (2002), “The mechanism of multistage martensitic transformations in aged Ni-rich NiTi shape memory alloys”, *Acta Materialia*, vol. 50, pp. 793-803.
- Kim, H.W., (2004), “A study of the two-way shape memory effect in Cu-Zn-Al alloys by the thermomechanical cycling method”, *Journals of Materials Processing Technology*, vol. 146, pp. 326-329.
- Kim, J.J., Liu, Y., Miyazaki, S., (2004), “Ageing-induced two-stage R-phase transformation in Ti-50.9at.Ni”, *Acta Materialia*, vol. 52, pp. 487-499.
- Kurita, T., Matsumoto, H., Abe, H., (2004), “Transformation behavior in rolled NiTi”, *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 381, pp. 158-161.
- Lahoz, R., Puértolas, J.A., (2004), “Training and two-way shape memory in NiTi alloys: influence on thermal parameters”, *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 381, pp. 130–136.
- Lai, B.K., (2004), “Characterization of TiNi films for MEMS applications”, PhD. Thesis, Case Western Reserve University, UMI Number: 3118138.
- Lexcellent, C., Leclercq, S., Gabry, B., Bourbon, G., (2000), “Two way shape memory effect of shape memory alloys: an experimental study and a phenomenological model”, *International Journal of Plasticity*, vol. 16, pp. 1155-1168.
- Li, Q., (2004), “Structural behaviour of Nitinol microflaps”, PhD. Thesis, University of Illinois, UMI number: 3153361.

- Li, Z., Cheng, X., ShangGuan, Q., (2005), "Effects of heat treatment and ECAE process on transformation behaviors of TiNi shape memory alloy", *Materials Letters*, vol. 59, pp.705-709.
- Lishan C., Yan L., Yanjun Z., Dazhi Y., (2001), "Two-stage recovery strain of prestrained TiNi shape memory alloy after phase transformations under constraint", *Materials Letters*, vol. 47, pp. 286–289.
- Liu, X. ve Xie, Z.L., (2003), "Twinning and detwinning of $\langle 0\ 1\ 1 \rangle$ type II twin in shape memory alloy", *Acta Materialia*, vol. 51, pp. 5529-5543.
- Liu, Y. ve Favier, D., (2000), "Stabilisation of martensite due to shear deformation via variant reorientation in polycrystalline NiTi", *Acta Materialia*, vol. 48, pp. 3489-3499.
- Liu, Y., (2004), Thermodynamic analysis of thermoelastic martensitic transformations, *Materials Science Forum*, pp.449-452.
- Liu, Y., Humbeeck, J.V., Stalmans, R., Delaey, L., (1997), Some aspects of the properties of NiTi shape memory alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, vol.247. pp.115-121.
- Liu, Y., Li, Y., Ramesh, K.T., Humbeeck, J.V., (1999), "High strain rate deformation of martensitic NiTi shape memory alloy", *Scripta Materialia*, vol. 41, pp. 89-95.
- Liu, Y., Liu, Y., Humbeeck, V., (1999), "Two-way shape memory effect developed by martensite deformation in NiTi", *Acta Materialia*, vol. 47, pp. 1999-209.
- Liu, Y., McCormick, P.G., (1990), Factors influencing the development of two-way shape memory in NiTi, *Acta. Metall. Mater.*, vol. 38, no. 7, pp. 1321-1326.
- Liu, Y., Xie, Z., (2003), "TEM in situ study of the pre-strained NiTi shape memory alloy-driving force for shape recovery?", *Materials Science and Engineering A*, vol. 361, pp. 185-190.
- Liu, Y., Xie, Z., Humbeeck J. Van, Delaey, L., (1998), "Asymmetry of stress-strain curves under tension and compression for NiTi shape memory alloys", *Acta Materialia*, vol. 46, pp. 4325-4338.
- Liu, Y., Xie, Z., Humbeeck, J.V., Delaey, L., (1999), "Some results on the detwinning process in NiTi shape memory alloys", *Scripta Materialia*, vol. 41, pp. 1273-1281.
- Liu, Y., Yang, H., Voigt, A., (2003), "Thermal analysis of the effect of aging on the transformation behaviour of Ti-50.9at%Ni", *Materials Science and Engineering A*, vol. 360, pp. 350-355.
- Liu, Y., Zeliang, X., Humbeeck, J.V., Delaey, L., (1999), "Deformation of shape memory alloys associated with twinned domain re-configurations", *Materials Science and Engineering A*, vol. 273-275, pp. 679-684.
- Liu, Y., Zeliang, Xie, Humbeeck, J.V., (1999), "Cyclic deformation of NiTi shape memory alloys", *Materials Science and Engineering A*, vol. 273-275, pp. 673-678.
- Matsumoto, H., (2003), "Transformation behaviour with thermal cycling in NiTi alloys", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 350, pp. 213-217.
- Meisner L.L., Sivokha, V.P., (2004), "The effect of applied stress on the shape memory behavior of TiNi-based alloys with different consequences of martensitic transformations",

Physica B, vol. 344, pp. 93-98.

Meng, X.L., Cai, W., Zheng, Y.F., Tong, Y.X., Zhao, L.C., Zhou, L.M., (2002), Stress-induced martensitic transformation behavior of a Ti-Ni-Hf high temperature shape memory alloy", Materials Letters, vol. 55, pp. 111-115.

Meng, X.L., Zheng, Y.F., Cai, W., Zhao, L.C., (2004), "Two-way memory effect of a TiNiHf high temperature shape memory alloy", Journal of Alloys and Compounds, vol. 372, pp. 180-186.

Miller, D.A., Lagoudas, D.C., (2001), "Influence of cold work and heat treatment on the shape memory effect and plastic strain development of NiTi", Materials Science and Engineering A, vol. 308, pp. 161-175.

Miyazaki, S., Igo, Y. ve Otsuka, K., (1986), "Effect of thermal cycling on the transformation temperatures of Ti-Ni Alloys", Acta Metallurgica, vol. 34(10), pp. 2045-2051.

Miyazaki, S., Ishida, A., (1999), "Martensitic transformation and shape memory behavior in sputter-deposited TiNi-base thin films", Materials Science and Engineering A, vol. 273-275, pp. 106-133.

Miyazaki, S., Mizukoshi, K., Ueki, T., Sakuma, T., Liu, Y., (1999) "Fatigue life of Ti-50at.%Ni and Ti-40Ni-10Cu(at%) shape memory alloy wires", Materials Science and Engineering A, vol. 273-275, pp. 658-663.

Nurveren K. ve Akdoğan, A., (2005), NiTi Şekil Hafızalı Alaşım Üretimi, MakinaTek Dergisi, Sayı 98.

Orgéas, L., Favier, D., (1998), Stress-induced martensitic transformation of a NiTi alloy in isothermal shear, tension, and compression", Acta Materialia, vol. 46, pp. 5579-5591.

Otsuka, K., ve Wayman, C.M., (1998), Shape Memory Materials, Cambridge University Press, Cambridge.

Patoor, E., Lagoudas, D.C., Entchev, P.B., Brinson, L.C., Gao, X., (2006), Shape memory alloys, Part I: General properties and modeling of single crystals, Mechanics of Materials, vol. 38, pp. 391-429.

Paula, A.S., Canejo, J.P.H.G., Martins, R.M.S., Braz Fernandes, F.M., (2004), "Effect of thermal cycling on the transformation temperature ranges of a Ni-Ti shape memory alloy", Materials Science and Engineering A, vol. 378, pp. 92-96.

Perkins, J., (1981), "Shape Memory Behavior and Thermoelastic Martensitic Transformations", Materials Science and Engineering, vol. 51, pp. 181-192.

Prokoshkin, S.D., (2004), Korotitskiy, A.V., Brailovski, V., Turenne, S., Khmelevskaya, I.Yu., Trubitsyna, I.B., "On the lattice parameters of phases in binary Ti-Ni shape memory alloys", Acta Materialia, vol. 52, pp. 4479-4492.

Scherngell, H., Kneissl, A.C., (1999), "Influence of the microstructure on the stability of the intrinsic two-way shape memory effect", Materials Science and Engineering A, vol. 273-275, 400-403.

Sehitoglu, H., Anderson, R., Karaman, I., Gall, K., Chumlyakov, Y., (2001), "Cyclic deformation behavior of single crystal NiTi", Materials Science and Engineering A, vol. 314, pp. 67-74.

- Sehitoglu, H., Karaman, I., Anderson, R., Zhang, X., Gall, K., Maier, H.J., Chumlyakov, Y., (2000) "Compressive response of NiTi single crystals", *Acta Materialia*, vol. 48, pp. 3311-3326.
- Shield, T.W., Leo, P.H., Grebner, W.C.C., (1997), "Quasi-static extension of shape memory wires under constant load", *Acta Materialia*, vol. 45, pp. 67-74.
- Šittner, P., Landa, M., Lukáš, Novák, V., (2006), "R-phase transformation phenomena in thermomechanically loaded NiTi polycrystals", vol. 38, pp. 475-492.
- Somsen, C., Zähres, H., Kästner, J., Wassermann, E.F., Kakeshita, T., Saburi, T., (1999), "Influence of thermal annealing on the martensitic transitions in Ni-Ti shape memory alloys", *Materials Science and Engineering A*, vol. 273-275, pp. 310-314.
- Tabanlı, R.M., Simha, N.K., Berg, B.T. (1999), "Mean stress effects on fatigue of NiTi", *Materials Science and Engineering A*, vol. 273-275, pp. 644-648.
- Tang, W., ve Sandstrom, R., (1993), "Analysis of the influence of cycling on Ti-Ni shape memory alloy properties", *Materials and Design*, vol. 14(2), pp. 103-113.
- Uchil J., Ganesh Kumara, K., Mahesh, K.K., (2001a), "Effects of heat treatment temperature and thermal cycling on phase transformations in Ni-Ti-Cr alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 325, pp. 210-214.
- Uchil, J., (2002a), "Shape Memory Alloys-Characterization Techniques", *Indian Academy of Sciences*, vol. 58(5&6), pp. 1131-1139.
- Uchil, J., Kumara, K.G., Mahesh, K.K., (2002b), "Effect of thermal cycling on R-phase stability in a NiTi dhape memory alloy", *Materials Science and Engineering A*, vol. 332, pp. 25-28.
- Uchil, J., Mahesh, K.K., Kumara, K.G., (2001b), "Calorimetric study of the effect of linear strain on the shape memory properties of NiTiInol", *Pysica B*, vol. 305, pp. 1-9.
- Uchil, J., Mahesh, K.K., Kumara, K.G., (2002c), "Electrical resistivity and strain recovery studies on the effect of thermal cycling under constant stress on R-phase in NiTi shape memory alloy", *Physica B*, vol. 324, pp. 419-428.
- Uchil, J., Mohanchandra, K.P., Mahesh, K.K., Kumara, K.G., (1998), Thermal and electrical characterization of R-phase dependence on heat-treat temperature in Nitinol, *Physica B*, vol. 253, pp. 83-89.
- Wada, K., Liu, Y., (2005), "Factors affecting the generation of stress-assisted two-way memory effect in NiTi shape memory alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 400, pp. 163-170.
- Waitz, T., (2005), "The self-accommodated morphology of martensite in nanocrystalline NiTi shape memory alloys", *Acta Materialia*, vol. 53, pp. 2273-228.
- Wang, J.J., Omori, T., Sutou, Y., Kainuma, R., Ishida, K., (2005), "Two-way shape memory effect induced by cold-rolling in Ti-Ni and ti-Ni-Fe alloys", *Scripta Materialia*, vol.52, pp. 311-316.
- Wang, Z.G., Zu, X.T., (2005b), "Incomplete transformation induced multiple-step transformation in TiNi shape memory alloys", *Scripta Materialia*, vol. 53, pp. 335-339.
- Wang, Z.G., Zu, X.T., Dai, J.Y., Fu, P., Feng, X.D., (2003a), "Effect of thermomechanical

training temperature on the two-way shape memory effect of TiNi and TiNiCu shape memory alloys springs”, *Materials Letters*, vol. 57, pp. 1501-1507.

Wang, Z.G., Zu, X.T., Feng X.D., Zhu, S., Dai, J.Y., Lin, L.B., Wang, L.M., (2002b), “Study of two-way shape memory extension spring of narrow hysteresis TiNiCu shape memory alloys”, *Materials Letters*, vol. 56, pp. 284-288.

Wang, Z.G., Zu, X.T., Feng, X.D., Zhu, S., Bao, J.W., Wang, L.M., (2004b), “Characteristics of two-way shape memory TiNi springs driven by electrical current”, *Materials and Design*, vol. 25, pp. 699-703.

Wang, Z.G., Zu, X.T., Feng, X.D., Zhu, S., Zhou, J.M., Wang, L.M., (2004a), “Annealing-induced evolution of transformation characteristics in TiNi shape memory alloys”, *Physica B*, vol. 353, pp. 9-14.

Wang, Z.G., Zu, X.T., Fu, P., Dai, J.Y., Zhu, S., Wang, L.M., (2003c), “Two-way shape memory effect of TiNi alloy coil extension springs”, *Materials and Engineering A*, vol. 360, pp. 126-131.

Wang, Z.G., Zu, X.T., Huo, Y., (2005a), “Effect of heating/cooling rate on the transformation temperatures in TiNiCu shape memory alloys”, *Thermochimica Acta*, vol. 436, pp. 153-155.

Wang, Z.G., Zu, X.T., Feng, X.D., Lin, L.B., Zhu, S., You, L.P., Wang, L.M., (2003b), “Design of TiNi alloy two-way shape memory coil extension spring”, *Materials Science and Engineering A*, vol. 345, pp. 249-254.

Wang Z., Zu, X., Feng, X., Dai, J., (2002a), “Effect of thermomechanical treatment on the two-way shape memory effect of NiTi alloys spring”, *Materials Letters*, vol. 54, pp. 55-61.

Wu, X.D., Fan, Y.Z., Wu, J.S., (2000), “A study on the variations of the electrical resistance for NiTi shape memory alloys wires during thermo-mechanical loading”, *Materials and Design*, vol. 21, pp. 511-515.

Yang, Z., Tirry, W., Schryvers, D., (2005), “Analytical TEM investigations on concentration gradients surrounding Ni_4Ti_3 precipitates in NiTi shape memory material”, *Scripta Materialia*, vol. 52, pp. 1129-1134.

Zhao, L.C., Zheng, Y.F., Cai, W., (2005), “Study of deformation micromechanism in cold-deformed TiNi based alloys”, *Intermetallics*, vol. 13, pp. 281-288.

Tez Çalışmalarından Üretilen Yayınlar

Nurveren, K. ve Akdoğan, A., (2006), The Effect of the Thermo-Mechanical Treatments on the Transformation Behavior in NiTi Shape Memory Alloy, *Materials 2006*, 11th International Materials Symposium, Denizli, Turkey.

Nurveren, K., Akdoğan, A., Huang, W.M., (2008), “Evolution of transformation characteristics with heating/cooling rate in NiTi shape memory alloys”, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 196, issues 1-3, pp. 129-134.

ÖZGEÇMİŞ

Doğum tarihi 05.05.1976

Doğum yeri Kayseri

Lise 1990-1993 Kayseri Lisesi

Lisans 1994-1998 Erciyes Üniversitesi Mühendislik Fak.
Makine Mühendisliği Bölümü

Yüksek Lisans 1999-2001 Niğde Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Müh. Anabilim Dalı, Enerji Programı

Doktora 2002-2008 Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Müh. Anabilim Dalı, İmal Usulleri Programı

Çalıştığı kurumlar

1999–2002 Niğde Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü
Araştırma Görevlisi

2002-2008 YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Araştırma Görevlisi