

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

168510

**NİTİ ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLARDA MEKANİK  
ÖZELLİKLERİN MARTENZİTİK DÖNÜŞÜM ÜZERİNE  
ETKİLERİ**

**Makine Müh. Ertuğrul CAN**

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

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Tez Danışmanı: Prof. Dr. Aysegül AKDOĞAN (YTÜ)**

*Aysegül Akdoğan*  
Prof. Dr. Aysegül Akdoğan

*Ahmet Elkerim*  
Prof. Dr. Ahmet Elkerim

**İSTANBUL, 2005**

*Uğur Güven*  
Prof. Dr. Uğur Güven

# İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ.....	iv
KISALTMA LİSTESİ.....	v
ŞEKİL LİSTESİ.....	vi
ÇİZELGE LİSTESİ.....	ix
ÖNSÖZ.....	x
ÖZET.....	xi
ABSTRACT.....	xii
1. GİRİŞ.....	1
2. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR.....	3
2.1 Sınıflandırılması.....	16
2.2 Şekil hafıza etkisi.....	22
2.3 Süperelastiklik ve sankielastiklik.....	28
2.4 Uygulamalar ve kullanım alanları.....	32
3. MARTENZİTİK DÖNÜŞÜMLER.....	48
3.1 Genel Özellikler.....	48
3.2 NiTi alaşımlarda martenzitik dönüşümler.....	56
3.2.1 Termoelastik martenzitik dönüşüm.....	60
3.2.2 Gerilme esaslı martenzitik dönüşüm.....	62
3.2.3 Şekil hafızalı davranışa ilişkin mikro yapısal kavramlar.....	64
4. NiTi ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR.....	66
4.1 Mekanik özellikler.....	69
4.2 NiTi alaşımların üretimi.....	72
4.2.1 Eritme ve Dökme İşlemleri.....	72
4.2.2 Sıcak ve Soğuk-İşleme.....	75
4.2.3 Şekil Verme ve Şekil Hafıza Eğitimi.....	76
4.2.4 Bitirme ve Testler.....	79
4.3 NiTi alaşımlarda şekil hafıza eğitim yöntemleri.....	81
4.4 NiTi sisteme ilave alaşım elementlerinin etkileri.....	84
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	117
5.1 Malzeme.....	117
5.2 Yapılan Deneyler.....	117

5.2.1	Çekme dayanım deneyi.....	117
5.2.2	Sertlik Ölçüm deneyi .....	119
5.2.1	Isıl işlemler ve DSC analizi.....	121
5.2.1	Ön yük uygulama ve DSC analizi .....	126
6.	TARTIŞMA.....	129
	KAYNAKLAR.....	131
	İNTERNET KAYNAKLARI.....	133
	ÖZGEÇMİŞ.....	133



## SİMGE LİSTESİ

A	Temas yüzeyi alanı ( $m^2$ )
$A_f$	Isıtma durumunda ostenit bitiş sıcaklığı
$A_p$	Ostenit dönüşüm piki
$A_s$	Isıtma durumunda ostenit başlangıç sıcaklığı
c.v.	Eş değişkenler
H	Isı transfer katsayısı ( $W/m^2K$ )
h.p.v.	Habit düzlem değişkenleri
$M_d$	Gerilme etkisi ile martenzit elde edilebilecek sıcaklığın bir üst sınır değeri
$M_f$	Soğutma durumunda martenzit bitiş sıcaklığı
$M_f'$	Tersinir dönüşümde martenzitik dönüşüm bitiş sıcaklığı
$M_s$	Soğutma durumunda martenzit başlangıç sıcaklığı
$M_s'$	Tersinir dönüşümde martenzitik dönüşüm başlangıç sıcaklığı
ppm	Bir maddenin bir milyon birimde içindeki birim sayısı
P	İletilen güç (W)
$R_f$	R-fazı dönüşüm bitiş sıcaklığı
$R_f'$	Tersinir dönüşümde R fazı dönüşüm bitiş sıcaklığı
$R_s$	R-fazı dönüşüm başlangıç sıcaklığı
$R_s'$	Tersinir dönüşümde R fazı dönüşüm başlangıç sıcaklığı
SDC	Spesifik sönüm kapasitesi
$T_0$	Denge sıcaklığı
$Y_M$	İkinci akma sınırının meydana geldiği nokta
$Y_R$	İlk akma sınırının olduğu nokta
$\sigma_H$	Malzemenin yüksek sıcaklık fazındaki çekme dayanımı
$\sigma_L$	Malzemenin düşük sıcaklık fazındaki çekme dayanımı
$\Delta H$	Dönüşümün entalpisi
$\Delta V$	Dönüşümün neden olduğu hacim değişimi
$\varepsilon_0$	Uygulanan gerilmeden dolayı oluşan tek eksenli dönüşüm gerinimi



## **KISALTIMA LİSTESİ**

<b>A</b>	<b>Ostenit</b>
<b>Ap</b>	<b>Kayma durumunda plastik daralma alanı</b>
<b>DM</b>	<b>Yarı toparlanmış martenzit</b>
<b>DSC</b>	<b>Differential scanning calorimeter-diferansiyel taramalı kalorimetre</b>
<b>EDS</b>	<b>Enerji dispersiyon spektroskopik</b>
<b>EPMA</b>	<b>Elektron prob mikro-analizör</b>
<b>GNM</b>	<b>Gerilme nedenli martenzitik dönüşüm</b>
<b>İYHE</b>	<b>İki yönlü hafıza etkisi</b>
<b>M</b>	<b>Martenzit</b>
<b>NOL</b>	<b>Naval Ordnance Laboratory</b>
<b>R</b>	<b>Rombik</b>
<b>RT</b>	<b>Tersinir dönüşüm</b>
<b>SE</b>	<b>Sanki elastik</b>
<b>ŞHA</b>	<b>Şekil hafızalı alaşım</b>
<b>ŞHE</b>	<b>Şekil hafıza etkisi</b>
<b>TM</b>	<b>İkizlenmiş martenzit</b>
<b>TYHE</b>	<b>Tek yönlü hafıza etkisi</b>

## ŞEKİL LİSTESİ

	Sayfa
Şekil 2.1 Şekil hafıza etkisinin mekanizması .....	4
Şekil 2.2 Şekil hafızalı alaşımlara ait faz yapıları .....	4
Şekil 2.3 Şekil hafızalı alaşımların farklı faz yapılarının gösterilmesi .....	5
Şekil 2.4 Mekaniksel yüklenme olmaksızın Şekil Hafızalı Alaşımların Sıcaklık-nedenli faz dönüşümü .....	6
Şekil 2.5 Yük uygulanarak Sıcaklık-nedenli faz dönüşümü .....	6
Şekil 2.6 Tek-yönlü şekil hafıza etkisi .....	8
Şekil 2.7 İki-yönlü şekil hafıza etkisi .....	8
Şekil 2.8 Şekil toparlanma gerilmelerinin meydana gelmesi .....	9
Şekil 2.9 İş üretimi .....	10
Şekil 2.10 Süperelastik etki .....	10
Şekil 2.11 Gerilme nedenli dönüşümden dolayı sabit sıcaklıkta süperelastik davranış .....	11
Şekil 2.12 Her iki serideki numunelerin öngerinim-dönüşüm sıcaklık eğrileri .....	14
Şekil 2.13 İkinci serideki numunelerin öngerinim-dönüşüm sıcaklık eğrileri .....	15
Şekil 2.14 Strukturberihnt kristal kafes yapıları; (a) B2 tip kafes yapısı, (b) B19 tip kafes yapısı 17	17
Şekil 2.15 $Ti_{50}Ni_{50-x}Pd_x$ alaşım için Pd içeriği ile $M^*$ ve $A^*$ sıcaklıkları arasındaki ilişki ...	19
Şekil 2.16 Zr içeriğinin bir fonksiyonu olarak $Ti_{51.5-x}Ni_{48.5}Zr_x$ alaşımın dönüşüm sıcaklığı ...	19
Şekil 2.17 Cu-Zn-Al üçlü alaşımlarına ait faz diyagramı .....	20
Şekil 2.18 Cu-Al-Ni üçlü alaşımlarına ait faz diyagramı .....	21
Şekil 2.19 Cu-Al-Ni üçlü alaşımlarda, Al içeriği ile $M_s$ sıcaklığı arasındaki ilişki görülmektedir 22	22
Şekil 2.20 Şekil hafızalı alaşımların şekil hafıza etkisi .....	23
Şekil 2.21 $M_s = 221K$ , $M_f = 208K$ , $A_s = 223K$ ve $A_f = 235K$ için, Cu-34.7kütle%Zn-3.0 kütle %Sn tek kristalli alaşım için sıcaklığın fonksiyonları olarak çekme gerilme-gerinim eğrileri .....	24
Şekil 2.22 Ti-50at%Ni alaşımında şekil hafıza etkisi (a-c) ve iki-yönlü şekil hafıza etkisinin gösterimi .....	25
Şekil 2.23 Şekil hafıza etkisinin mekanizması .....	26
Şekil 2.24 Cu-Al-Ni tek değişik biçim martenzitte ikiz sınır hareketiyle [ <111>m tip II ikiz kristal oluşumu] deformasyonun gösterilmesi .....	26
Şekil 2.25 Cu-Zn-Ga tek kristalde farklı birleşimin optik mikroskop gözlemi .....	27
Şekil 2.26 (a) Beta faz kristali. (b) Soğutma ve martenzite dönüşümden sonra, kendiliğinden-yerleşen ikiz-ilişkili değişkenler .....	28
Şekil 2.27 (a)-(c) Şekil hafıza etkisinin mekanizması ve süperelastisitenin şematik gösterimi .....	30
Şekil 2.28 Şekil hafızalı alaşıma ait gerilme-gerinim ilişkisi .....	31
Şekil 2.29 Şekil hafızalı alaşımlarda gerilme-gerinim-sıcaklık eğrileri .....	31
Şekil 2.30 Şekil Hafızalı Alaşım Yay ve Öngerilmiş Yay Kullanılarak Geliştirilmiş Karıştırma Valfi .....	34
Şekil 2.31 Medikal Uygulamalarda Kullanılan Kateterler İçin Süperelastik Kılavuz Te .....	34
Şekil 3.1. Sabit Yük Altındaki Bir Numunede Isıtma ve Soğutma Durumunda Tipik Dönüşüm-Sıcaklık Eğrisi .....	48
Şekil 3.2 Yüzey rahatlamasının oluşumu ve martenzit dönüşümü gösteren çizilen bir çizginin eğilmesi .....	50
Şekil 3.3 Kafes deformasyonu ile tamamlayıcı kayma kesmesi ve ikizlenme kesmesi .....	51
Şekil 3.4 Martenzit dönüşümünde (a) ikizlenme ve (b) dislokasyon kayması sonucunda oluşan homojen olmayan kafes değiştirmeyen kaymanın şematik gösterimi .....	53
Şekil 3.5 Termoelastik olan (AuCd) ve olmayan (FeNi) martenzit dönüşümleri için sıcaklık döngülerinin karşılaştırılması .....	55

Şekil 3.6 Isıl-mekaniksel işlem görmüş 49.8Ti-50.2Ni (at%) bir alaşımın elektriksel direnç-sıcaklık eğrisi .....	57
Şekil 3.7 Tek dislokasyonlardan R-fazı çekirdeklenmesini gösteren elektron mikrografları ..	58
Şekil 3.8 Ti-48Ni-2Al (at%) alaşımında ana fazın ve R-fazının elektron difraksiyon paternleri..	59
Şekil 3.9. T:Sıcaklık; (a) Beta fazlı kristal; (b) Soğutma ve martenzite dönüşüm sonrası kendiliğinden yerleşen A,B,C ve D ikizlenmiş üniteler .....	60
Şekil 3.10. Çeşitli Şekil Hafızalı Alaşımlarda Görülen Yapı Görüntüleri.....	61
Şekil 3.11 martenzit dönüşüme maruz kalan malzemeler için gerilme ve sıcaklık faz diyagramı .....	63
Şekil 4.1 Ti-Ni Alaşımın Faz Denge Diyagramı .....	68
Şekil 4.2 Yuvarlanmış levhadan enlemesine ve boylamasına alınan numunelerin martenzitik gerilme-gerinim eğrileri.....	70
Şekil 4.3 Bir Ti-50at%Ni alaşım telin gerilme-gerinim eğrisi .....	71
Şekil 4.4 TiNi şekil hafızalı alaşımlar için kullanılan bir in-situ bileşim kontrol fırının donanımı .....	73
Şekil 4.5 İn-situ bileşim kontrol fırının çalışma sistemi .....	74
Şekil 4.6 Plazma ergitme metodu ile hazırlanmış bir TiNi alaşıma ait silindirik ingot.....	75
Şekil 4.7 Yüksek sıcaklıkta at%50.0Ti-Ni alaşımın çekme dayanımı ve uzama eğrisi.....	76
Şekil 4.8 Bir otomatik bobin sarma makinesinin önden görünümü .....	77
Şekil 4.9 Bobin sarma makinesinin sarma prensibi .....	78
Şekil 4.10 Bir DSC grafiğinden dönüşüm sıcaklığının bulunması.....	81
Şekil 4.12 Elektrik Direnci – Sıcaklık Eğrisi .....	86
Şekil 4.13 Değişik fazlarda, TiNi bölgelerde Fe ikamesinin etkileri.....	86
Şekil 4.14 Elektrik Direnci-Sıcaklık Eğrisi .....	87
Şekil 4.15 3d geçiş metal katkıların $M_s$ 'e etkileri.....	88
Şekil 4.16 $M_s$ ve değerlik elektron yoğunlaşmaları(e/a) arasındaki ilişki.....	88
Şekil 4.17 Elektrik Direnci-Sıcaklık Eğrileri .....	89
Şekil 4.18 TiNi <sub>1-x</sub> Cu <sub>x</sub> için DSC eğrileri .....	90
Şekil 4.19 TiNi alaşımlarda $M_s$ (siyah noktalar) ve $A_s$ (beyaz noktalar) değerlerine Cu katkısının etkileri.....	91
Şekil 4.20 TiNi alaşımında (Af-Mf) farkına Cu kamesinin etkileri .....	92
Şekil 4.21 Ana faz ve martenzit fazlara ait $\Delta\sigma$ ve $\epsilon$ arasındaki ilişki .....	93
Şekil 4.22 Ark ergitmeli TiNi alaşımında Ni yoğunlaşması ve dönüşüm sıcaklığı arasındaki ilişki .....	96
Şekil 4.23 Ark ergitmeli TiNi alaşımında Ni yoğunlaşması ile $M_s$ sıcaklığı arasındaki ilişki ..	97
Şekil 4.24 TiC çökeltiiler nedeniyle iyileştirilmiş TiNiC de Ni yoğunlaşması ve $M_s$ arasındaki ilişki .....	98
Şekil 4.25 Ana faz ve martenzit fazlar için Gerilme-Gerinim Eğrileri.....	99
Şekil 4.26 TiNi alaşımın mekanik karakteristikleri (19°C'de).....	99
Şekil 4.27 TiNiC alaşımın mekanik karakteristikleri (145°C'de) .....	100
Şekil 4.28 Ark ergitmeli TiNiC'in mikroyapısı.....	101
Şekil 4.29 TiNi de yapıda bulunan oksijenin etkileri .....	103
Şekil 4.30 TiNi alaşımlarda $M_s$ (oklar) ve $M_s'$ değerlerine hidrojen katkıların etkileri.....	104
Şekil 4.31 Ti-Pd-Ni ve Ti-Pt-Ni alaşımlarda bileşimin fonksiyonu olarak $M_s$ sıcaklıklarının eğrisi .....	105
Şekil 4.32 Ti-30at.-%Ni-20at.-%Pd alaşımında çevrim sayısına (a) ve eğitim geriniminden dolayı oluşan doyma değerine (b) göre iki yönlü hafıza etkisinin değişimi... ..	106
Şekil 4.33 Ni49Ti36Hf15 alaşımında $\sigma_{0.2}$ gerilme ve uzamanın sıcaklıkla değişimi .....	108
Şekil 4.34 Ni-Ti-Nb alaşımın toparlanma gerinimine ve toparlanma sıcaklığına ( $A_s$ ) aşırı deformasyonun etkisi .....	110

Şekil 4.35 Ni-Ti alaşımlarda histerezis genişliğine (Af-Mf) bakırın etkisi.....	112
Şekil 4.36 $M_s$ sıcaklığı, üçlü (%Cu) alaşımda, ikili alaşıma göre dönüşüm çevrimi sayısına daha az duyarlıdır .....	114
Şekil 4.37 Toparlanabilir gerinim, üçlü (%10Cu) alaşımda ikili alaşıma göre dönüşüm çevrim sayısından dolayı daha az yorulma gösterir .....	114
Şekil 4.38 Ti-Ni-Cu esaslı alaşımlarda iki yönlü şekil hafıza geriniminin büyüklüğüne plastik gerinimin etkisi .....	115
Şekil 4.39 iki-yönlü hafıza geriniminin büyüklüğüne Cu içeriğinin etkisi .....	116
Şekil 5.1 Testometric Marka, 30 kN'luk test cihazı. ....	118
Şekil 5.2 Eş atomlu NiTi alaşıma ait yük-uzama grafiği. ....	119
Şekil 5.3 Matsuzawa marka MHT-2 sertlik ölçme cihazı. ....	120
Şekil 5.4 Eş atomlu NiTi alaşıma ait Vickers sertlik dağılımı. ....	120
Şekil 5.5 Perkin Elmer-Pyris marka diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC). ....	121
Şekil 5.6 İşlem görmemiş numuneye ait DSC eğrisi. ....	122
Şekil 5.7 500 °C de 15 dakika tavllanmış numuneye ait DSC eğrisi. ....	122
Şekil 5.8 550 °C de 15 dakika tavllanmış numuneye ait DSC eğrisi. ....	123
Şekil 5.9 600 °C de 15 dakika tavllanmış numuneye ait DSC eğrisi. ....	123
Şekil 5.11 700 °C de 15 dakika tavllanmış numuneye ait DSC eğrisi. ....	124
Şekil 5.12 750 °C de 15 dakika tavllanmış numuneye ait DSC eğrisi. ....	125
Şekil 5.13 $A_s$ -Sıcaklık değişimi .....	125
Şekil 5.15 5950N değerinde ön yük uygulanmış olan numuneye ait DSC eğrisi .....	127
Şekil 5.16 5975N değerinde ön yük uygulanmış olan numuneye ait DSC eğrisi .....	127
Şekil 5.17 6025N değerinde ön yük uygulanmış olan numuneye ait DSC eğrisi .....	128
Şekil 5.18 $A_s$ -Öngerinim değişimi .....	128
Şekil 6.1 $A_s$ sıcaklığının ısıtılma işlemi ile değişimi .....	129
Şekil 6.2 $A_s$ sıcaklığının öngerinim ile değişimi .....	129

## ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1 Cu, Ni ve Fe esaslı şekil hafızalı alaşımlara ait [A→M] dönüşüm şekilleri ve dönüşüm sıcaklık aralıkları .....	18
Çizelge 2.2 Şekil hafızalı alaşımlara ait bazı özellikler .....	25
Çizelge 2.3 NiTi ve Cu-esaslı şekil hafızalı alaşımların özellikleri .....	35
Çizelge 2.4 Farklı yüklenme durumlarının verimliliğinin karşılaştırılması .....	39
Çizelge 2.5 Tahmini çevrim sayısı ile maksimum izin verilen gerinim ve gerilme arasındaki ilişki .....	40
Çizelge 4.1. İkili Ni-Ti Şekil Hafızalı Alaşımların Özellikleri .....	67
Çizelge 4.2. Tahmini Çevrim Sayısı ile Müsaade Edilen Maksimum Gerinim ve Gerilme Arasındaki İlişki .....	68
Çizelge 4.3. TiNiO numuneler için Kimyasal Analizler .....	102
Çizelge 4.4 Ni-Ti-Pd alaşımlarda DSC ile ölçülen dönüşüm sıcaklıkları .....	105
Çizelge 4.5 Farklı $\epsilon_p$ gerinimleri için R şekil toparlanma oranı .....	108
Çizelge 4.6 İkili Ni-Ti-%10Cu alaşımın akma dayanımları .....	112
Çizelge 6.1 Çekme deneyinde kullanılan numune ölçüleri ve deney sonuçları .....	118

## ÖNSÖZ

Bu çalışma ile son yüzyılda tüm dünyada kullanım oranı ve üzerinde yapılan çalışmalar bakımından büyük ilerleme gösteren şekil hafızalı alaşımlardan NiTi şekil hafızalı alaşımlarda mekanik özelliklerin martenzitik dönüşüm üzerine etkileri incelenmeye çalışılmıştır. NiTi şekil hafızalı alaşımlar büyük deformasyonlarda bile süperelastik olarak toparlanabilir olduğundan dolayı ticari ilginin en fazla olduğu alaşımlardır. Yeni bir malzeme grubu olan NiTi şekil hafızalı alaşımlar üzerine yapmış olduğum bu çalışmada bana yol gösteren ve çok değerli katkılarını esirgemeyen, her konuda bana yardımcı olan danışman hocam, Prof. Dr. Ayşegül Akdoğan'a, çalışmalarım boyunca bana yardımcı olan ve bilgilerini benimle paylaşan Arş. Gör. Kemal Nurveren'e ve beni her konuda destekleyen maddi ve manevi olarak her zaman yanımda olan değerli aileme en içten duygularıyla teşekkür ediyorum.

## ÖZET

Yaklaşık eş atomlu NiTi şekil hafızalı alaşımda farklı sıcaklıklarda uygulanan tavlama işlemlerinin ve alaşımın en büyük çekme yükü dayanıma yakın değerlerde uygulanan ön yüklerin, alaşımın dönüşüm davranışına etkileri araştırılmıştır.

NiTi alaşım telden hazırlanan numunelere yapılan tavlama ve uygulanan ön yüklerden sonra her bir numunenin DSC cihazında endotermik ısı analizi yapılmıştır. Ayrıca numunelerin ışık mikroskobu altında içyapı fotoğrafları çekilmiştir.

Hem tavlama hem de ön yük işlemleri sonucunda alaşımın dönüşüm sıcaklıklarını etkilemektedir. Tavlama işlemi yapılmış olan numunelerde tavlama sıcaklığı arttıkça dönüşüm enerjisi de artmaktadır. Ön yükleme yapılmış numunelerde ise yük arttıkça dönüşüm enerjisi düşmektedir.

**Anahtar Kelimeler:** NiTi, şekil hafızalı alaşım, martenzitik dönüşüm, DSC analizi.



## **ABSTRACT**

In the near equi-atomic NiTi shape memory alloy, the effect on the transformation behavior of the heat treatments at the different temperatures and various applied preloads near to the ultimate tensile strength is investigated.

Thermal analysis of the prepared specimens is studied by using a Perkin Elmer DSC apparatus. Microstructures of the specimens are studied using an optical microscope.

It has been observed that both of the heat-treatments and the applied preloads affect the transformation temperatures of the alloy. The transformation enthalpy of the samples tends to increasing with the increasing temperatures, but it decreases with the increasing preloads gradually.

**Keywords:** NiTi, shape memory alloy, martensitic transformation, DSC analysis.





## 1. GİRİŞ

Şekil hafızalı alaşımlar(ŞHA) hem ısı hem de mekaniksel hafızaya sahip alaşım sınıflarıdır. Şekil hafıza etkisi ilk defa 1932 yılında altın-kadmiyum alaşımında gözlemlenmiştir. Daha sonraları Cu-Zn, Cu-Zn-Al, Cu-Zn-Ga, Cu-Zn-Sn, FePt, NiTi gibi birçok alaşım sistemlerinde de şekil hafıza etkisi keşfedilmiştir. Günümüzde ŞHA'lar içerisinde en yoğun ilgiyi NiTi alaşımlar toplamıştır. Çünkü NiTi alaşımlar diğer ŞHA sistemleri ile karşılaştırıldığında ortak özelliklerde oldukça üstün kapasitelere sahiptir.

Şekil hafıza etkisine dolayısı ile bu etki ile doğrudan ilişkili olan içyapısal dönüşümlere sıcaklık, yük, ön gerilme, element katkısı gibi değişkenlerin nasıl bir etki yaptığını araştırmak amacıyla birçok çalışma yapılmış, halen de yapılmaktadır. Huang (1998), NiTi şekil hafızalı alaşımlarda faz dönüşümüne martenzitik değişkenlerin ve iç gerilmelerin etkilerini incelemiştir. İç gerilmeler hem ileri dönüşümde hem de tersinir dönüşümde önemli bir rol oynamaktadır. Ayrıca dönüşüm süreci uygulanan ön gerilme ile değişmektedir(Huang, 1998). Huang ve Liu (2001) NiTi şekil hafızalı alaşımlarda dönüşüm davranışı üzerine tavlamanın etkilerini araştırdıkları çalışmada tavlama sıcaklığının artması sonucu  $R_s$  ve  $R_f$  sıcaklıklarının ilk önce arttığını, daha sonra düştüğünü ve  $350^\circ\text{C}$  dolaylarında en yüksek değere ulaşmaktadır. Ayrıca tavlama sıcaklığı  $650^\circ\text{C}$ 'nin üzerinde kaybolup, dönüşümün tek adımlı olarak gerçekleşmektedir (Huang ve Liu, 2001).

Huang ve Wong (1999) NiTi ŞHA' da dönüşüm sıcaklıklarına uygulanan ön geriminin etkilerini incelemiştir. Ostenit bitiş sıcaklığı- $A_f$  tedricen azalan bir hızda artmakta iken, ostenit başlangıç sıcaklığı- $A_s$  hemen hemen sabit olarak seyretmektedir (Huang ve Wong, 1999). Uchil (2002) yaptığı çalışmada NiTi alaşımında belirli sıcaklıklarda uygulanan farklı ön gerinimlerin etkilerini incelemek amacıyla DSC analizi yapmıştır. Uygulanan bir gerininin toparlanabilmesi için ŞHA'nın  $M \rightarrow A$  (tersinir dönüşüm) dönüşümünün ısı genliğinin küçük, dönüşüm enerjisinin düşük ve hemen hemen simetrik bir pike sahip olması gerektiğini öne sürmüştür (Uchil, 2002). Hu vd., (2002) Titanyumca zengin bir TiNi alaşımında dönüşüm davranışının çevrimsel olarak uygulanan gerilmeler ve gerinimler altında davranışını incelemiştir. DSC cihazında ısıtma süreci esnasında tersinir dönüşüme ait sıcaklık noktaları olan  $A_s$  ve  $A_f$  kolaylıkla görülmüş olup soğutma esnasında ise R dönüşümünün gerçekleşmediği tespit edilmiştir (Hu vd., 2002). Miyazaki vd., (1986) ve Tang and Sandstrom, (1993) ön deformasyon yapılmış, düşük sıcaklıklarda tavllanmış, yaşlandırılmış farklı Ni içerikli numunelerde ısı çevrimlerinin etkisine bağlı olarak dönüşüm sıcaklıklarının değişimini sistematik olarak analiz etmişlerdir. Dislokasyonların oluşumu, ısı çevrim ile

dönüşüm sıcaklıklarının değişmesinin başlıca nedeni olduğu sonucuna varmışlardır (Miyazaki vd., 1986; Tang and Sandstrom, 1993).

Liu vd., (1998) martenzitik durumdaki NiTi ŞHA'nın uygulanan yüksek hızlardaki deformasyon sonucu dönüşüm davranışını araştırmışlardır. Yüksek hızda yapılan deformasyonlarda martenzitten ostenite doğru olan tersinir dönüşüm gerçekleşmemektedir. Ayrıca uygun tavlama işleminden sonra soğuk deforme edilen malzemelerde iki adımlı bir dönüşüm gerçekleştiği gözlemlenmiştir (Liu vd., 1998).

DSC (differential scanning calorimeter-diferansiyel taramalı kalorimetre), şekil hafızalı alaşımlarda yapısal dönüşümlerin enerjisini bulmak ve dönüşüm sıcaklıklarını saptamak için kullanılan en yaygın tekniktir. Alaşımda görülen fazlar uygulanan ısı işlem sıcaklıklarına bağımlı olduğundan dolayı ısı işlemlerin yapılması şekil hafızalı alaşımlarda faydalanılan genel bir yaklaşımdır. Yapılan bu çalışmanın amacı yaklaşık eş atomlu NiTi ŞHA'da farklı sıcaklıklarda uygulanan tavlama işlemlerinin ve alaşımın en büyük çekme yükü dayanıma yakın değerlerde uygulanan ön yüklerin, alaşımın dönüşüm davranışına etkilerinin araştırılmasını amaçlamaktadır. NiTi alaşım tel numunelere yapılan tavlama ve uygulanan ön yüklerden sonra her bir numunenin DSC cihazında endotermik ısı analizi yapılmıştır. Ayrıca numunelerin ışık mikroskobu altında içyapı fotoğrafları çekilmiştir.

## 2. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR

Uygun bir ısı işlem ile gerçek şekline veya boyutuna geri dönebilme yeteneğine sahip metalik malzemeler şekil hafızalı alaşımlar (ŞHA) olarak isimlendirilir. ŞHA'lar ısı değişimlere duyarlı malzemeler olup temel özellikleri, kritik dönüşüm sıcaklığının üzerinde ve altında iki farklı şekle veya kristal yapıya sahip olmalarıdır. Nispeten düşük sıcaklıklarda deforme edilebilen bu malzemeler, daha yüksek sıcaklıklarda deformasyon öncesi şekillerine dönebilmektedirler. Sadece ısıtma halinde şekil hafıza etkisi gösteren alaşımlar tek yönlü şekil hafızaya sahip malzemeler, aynı zamanda yeniden soğutma halinde de şekil değişimi gösteren alaşımlar ise iki yönlü şekil hafızalı alaşımlar olarak tanımlanmaktadır (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

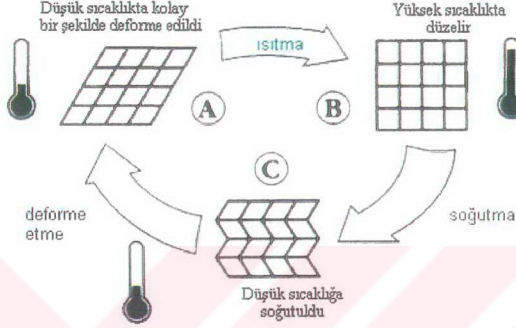
Şekil hafıza etkisi göstermeyen sıradan bir metale, akma noktasının ötesinde gerinme uygulandığında kalıcı deformasyonlar meydana gelir. Çoğu metaller için akma noktası yüzde gerinimin bir kesrine karşılık gelir; bunun ötesinde kalan herhangi bir gerinim plastik deformasyon olarak tanımlanır ve kalıcı olması beklenir. Birbirine dolaşmış durumdaki bir metal telin ısıtılınca kendiliğinde düzelmesi çok şaşırtıcı olurdu. Bu şu an için bazı alaşımların yapabildiği bir olgudur. Bu alaşımlar şekil hafızalı alaşım olarak isimlendirilmektedirler (Perkins, 1981). Şekil 2.1'de şekil hafıza etkisinin mekanizması gösterilmektedir. Şekilde görülen ızgaralar tipik bir şekil hafızalı alaşımda kristal yapıyı göstermektedir, her bir kare alaşımın bileşen metallerinin eşdeğer karışımına sahiptir. Metal geçiş sıcaklığının altında iken kolay bir şekilde deforme olur (A) ve kristal sınırları kayar fakat kalıcı deformasyon oluşmaz. Alaşım geçiş sıcaklığının üzerine ısıtıldığında kristaller faz değişimine uğrar ve tekrar orijinal şekline geri döner (B); geçiş sıcaklığının altına tekrar soğutulduğunda faz değişimi tersine döner (C) ve metal bir kez daha kolay bir şekilde deforme edilebilir (Chiodo vd., 2002).

Bir şekil hafızalı metal alaşım, sıcaklığa bağlı iki farklı kristal yapıya sahiptir (Şekil 2.2 ve Şekil 2.3). Bu fazlar, düşük sıcaklık fazı olan martenzit [M] ve yüksek sıcaklık fazı veya ana faz olarak ta isimlendirilen ostenittir [A]. Bu iki fazda alaşımın özellikleri birbirinden oldukça farklıdır. Martenzitik yapıdaki alaşım ısıtılırsa yapı belirli bir sıcaklık değerinde ostenite dönüşmeye başlar. Ostenitik yapıdaki alaşım soğutulduğunda martenzitik (ileri dönüşüm) dönüşüm gerçekleşerek, yapı yeniden ostenitten martenzite dönüşür. Bu dönüşüm olaylarının gerçekleştiği sıcaklıklar aşağıdaki simgelerle gösterilmektedir:

- $M_s$  : soğutma durumunda martenzit başlangıç sıcaklığı;
- $M_f$  : soğutma durumunda martenzit bitiş sıcaklığı;
- $A_s$  : ısıtma durumunda ostenit başlangıç sıcaklığı;

- A<sub>F</sub>: ısıtma durumunda ostenit bitiş sıcaklığı (Nurveren ve Akdoğan, 2003).

Ayrıca bazı özel durumlarda görülen ve rombohedral kristal yapıya sahip bir arafaz olan R-fazı mevcuttur. M $\leftrightarrow$ A dönüşümü yaklaşık %6.5~8 değerinde bir toparlanabilir gerinim ile ilişkilidir. R $\leftrightarrow$ A dönüşümü ise yaklaşık %1 toparlanabilir gerinim ile ilişkilidir (Uchil, 2002).

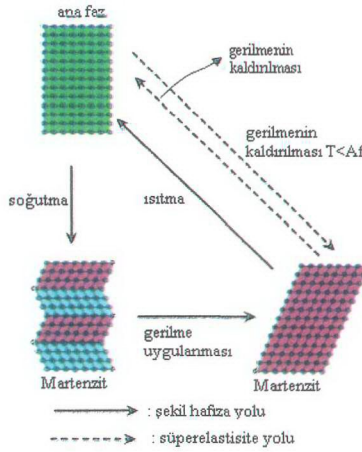


Şekil 2.1 Şekil hafıza etkisinin mekanizması (Chiodoet., 2002).



Şekil 2.2 Şekil hafızalı alaşımlara ait faz yapıları (Lagoudas, 2004).

Şekil hafızalı alaşımlara özgü en önemli nitelikler olan şekil hafıza etkisi ve diğer mekanik özellikleri nedeni ile günümüzde araştırmacıların büyük ilgisini çekmektedir. Hem algılama hem de tepki gösterebilme fonksiyonlarından dolayı da aynı zamanda akıllı malzemeler olarak ta isimlendirilmektedir.



Şekil 2.3 Şekil hafızalı alaşımların farklı faz yapılarının gösterilmesi (Otsuka ve Kakeshita 2002).

Şekil hafızalı alaşımlar içinde en üstün özellikler gösteren alaşımlar, Ti-Ni alaşımlar ve Cu esaslı alaşımlar olup bu tür alaşımların sahip oldukları eşsiz özellikler şunlardır:

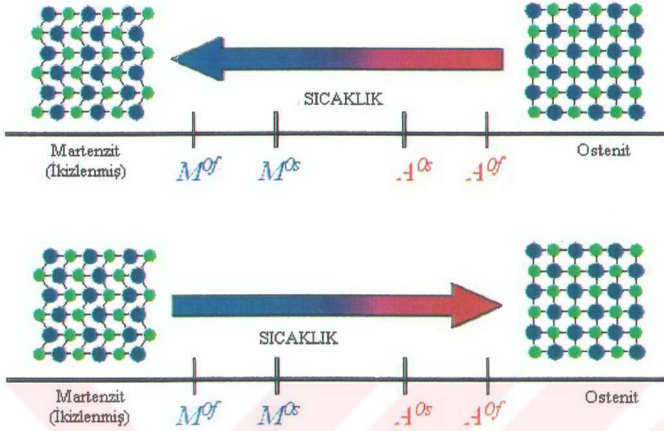
- Süperelastisite (mekanik şekil hafıza) : yüksek elastik deformasyon yeteneği gösterir,
- Isıl şekil hafıza: malzemenin ısıtılması ile orijinal şeklini yinelemesi sağlanır,
- Sankielastisite: malzemenin yorulma veya kırılmaya uğramaksızın yüksek şekillendirilebilme yeteneği,
- Yüksek biyolojik uyumluluk ve korozyon direnci,
- Yüksek sönüm kapasitesi.

Şekil hafızalı alaşımların bu üstün özelliklerinden yararlanılarak geliştirilen çeşitli ürünler endüstriyel ve medikal alanlarda yaygın bir şekilde kullanılmaktadır (Nurveren ve Akdoğan, 2003).

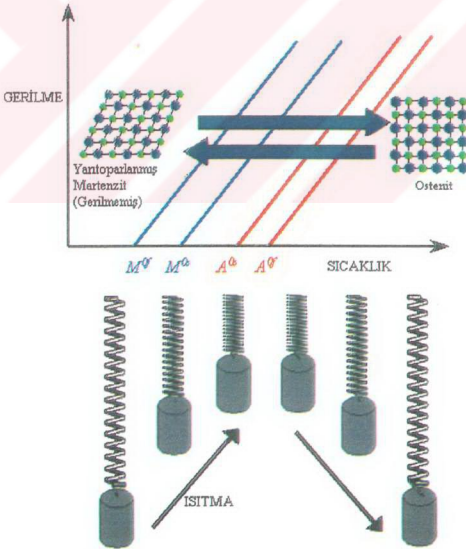
Şekil hafızalı alaşımlar; süperelastik davranış, belirli bir sıcaklık aralığında ısıtma veya soğutma durumunda birkaç yüzde değerinde toparlanabilir gerinim, yüksek toparlanma gerilmesi üretimi ve yüksek güç/ağırlık oranlı çalışma verimi gibi çekici imkânlar sunmaktadır. Sıcaklık nedenli dönüşüm, tek ve iki yönlü hafıza etkisinin temelidir. Gerilme nedenli dönüşüm ise süperelastik etkinin temelidir. Şekil hafızalı alaşımlarda mekanik bir yükleme olmaksızın sıcaklık-nedenli martenzitik faz dönüşümü ve yük uygulanarak



gerçekleşen sıcaklık-nedenli martenzitik faz dönüşümü Şekil 2.4 ve Şekil 2.5'de görülmektedir.



Şekil 2.4 Mekaniksel yüklemesiz Şekil Hafızalı Alaşımların Sıcaklık-nedenli faz dönüşümü (Lagoudas, 2004).



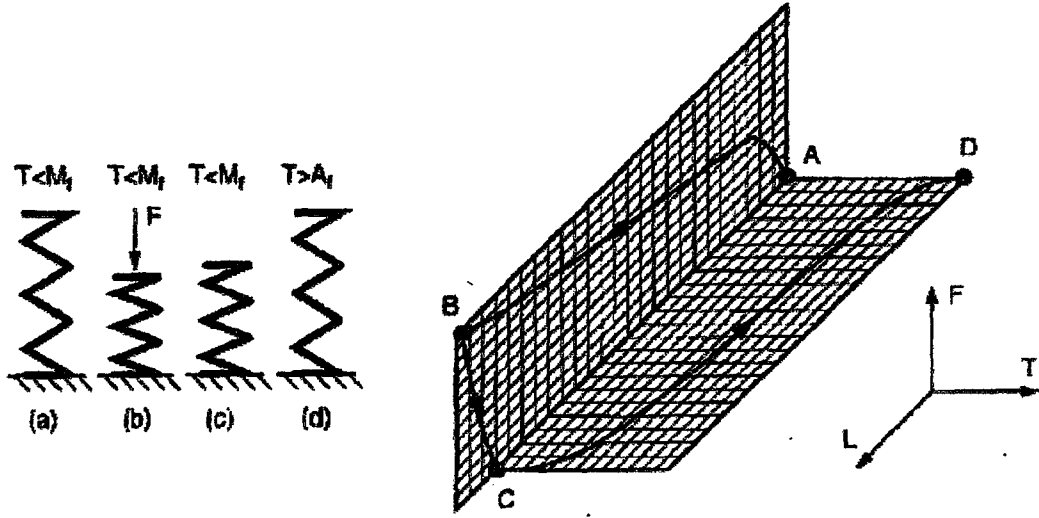
Şekil 2.5 Yük uygulanarak sıcaklık-nedenli faz dönüşümü (Lagoudas, 2004).

Şekil hafızalı dönüşüm ya da tersinir dönüşüm ilk kez AuCd alaşımlarında 1932 yılında Chang ve Read tarafından görülmüştür. 1938'de söz konusu yapısal dönüşüm pirinçte de görülmüştür. 1951'de ise AuCd alaşımlı bir çubukta şekil hafızası tespit edilmiştir. 1962'de Buehler ve arkadaşları tarafından eş-atomlu nikel titanyum alaşımlarda şekil hafıza etkisi belirlenmiş olup bu alaşımların hem potansiyel ticari kullanımları, hem de metalürjik araştırmaları hızla devam etmektedir. Günümüzde şekil hafızalı alaşımlar, eş zamanlı algılayıcılar ve eyleyiciler olarak kullanıldığından büyük ilgi çekmiştir (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

1932 yılında altın-kadmiyum alaşımında gözlemlendikten daha sonraları Cu-Zn, Cu-Zn-Al, Cu-Zn-Ga, Cu-Zn-Sn, Cu-Zn-Si, Fe-Pt, Ni-Ti vs. gibi birçok alaşım sistemlerinde gözlemlenmiştir. Yüksek sıcaklıkta ŞHA'lar sanki elastik (SE) bir davranış gösterirler. Yük uygulanması ve kaldırılması ile %8 gibi büyük miktarda oluşan gerinim toparlanabilir. Şekil hafıza etkisi gösteren farklı alaşımlar arasında sadece Ni-Ti ve bakır esaslı alaşımlar faydalı mühendislik özellikleri sayesinde ticari olarak olurluğunu kanıtlamıştır (Uchil, 2002).

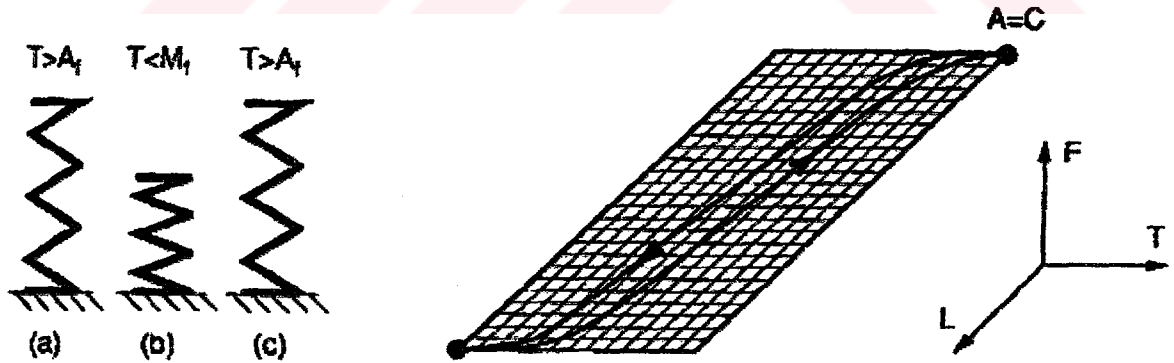
ŞHA'ların işlevsel özellikleri altı adettir ve bir şekil hafıza yayı ile Şekil 2.6'dan Şekil 2.10'a kadar örneklenmiştir.

- Martenzit haldeyken, şekil hafızalı elemana, herhangi bir "soğuk şekil" verildikten sonra ısıtıldığında elde edilecek "sıcak şekil" isimli bir belirli şekle kolayca deforme edilir (Şekil 2.6). Buradaki kısıtlama, deformasyonların belirli gerinim limitini (%8 civarı) aşmamasıdır. Bu plastik deformasyonlar "sıcak şekil" ile sonuçlanarak ısıtma durumunda tamamen toparlanabilir. Bu etki, eğer sadece sıcak şekil hafızada tutuluyorsa tek yönlü hafıza etkisi olarak adlandırılır. "sıcak şekil durumu" ve "soğuk şekil durumu" arasındaki geçiş sıcaklıkları alaşımlanma ve işleme parametreleri ile tayin edilir ve ŞHA üreticilerine göre değişebilir (Humbeeck, 2001).



Şekil 2.6 Tek-yönlü şekil hafıza etkisi. Numuneye yük uygulanmaktadır (A→B) ve  $M_f$  altında bir sıcaklıkta yük kaldırılmaktadır (B→C).  $A_f$  üzerindeki bir sıcaklığa ısıtıldığı anda görünen plastik deformasyon eski haline dönmektedir (C→D). Boy değişimi, yük ve sıcaklık sırasıyla L, F ve T ile gösterilmiştir (Stalmans ve Humbeek, 1995).

- Bir soğuk şekil kendiliğinden soğuma durumunda meydana gelir. Tek yönlü hafıza etkisinden farklı olarak, hafızaya alınmış soğuk şekli elde etmek için dış kuvvet gerekli değildir. Bir sonraki ısıtma durumunda orijinal sıcak şekil restore edilir. İki yönlü hafıza etkisi, eğitim olarak adlandırılan spesifik bir termomekaniksel işlemler ile elde edilebilir ve bu eğitim ŞHA üreticileri tarafından yapılır (Şekil 2.7) (Humbeek, 2001).



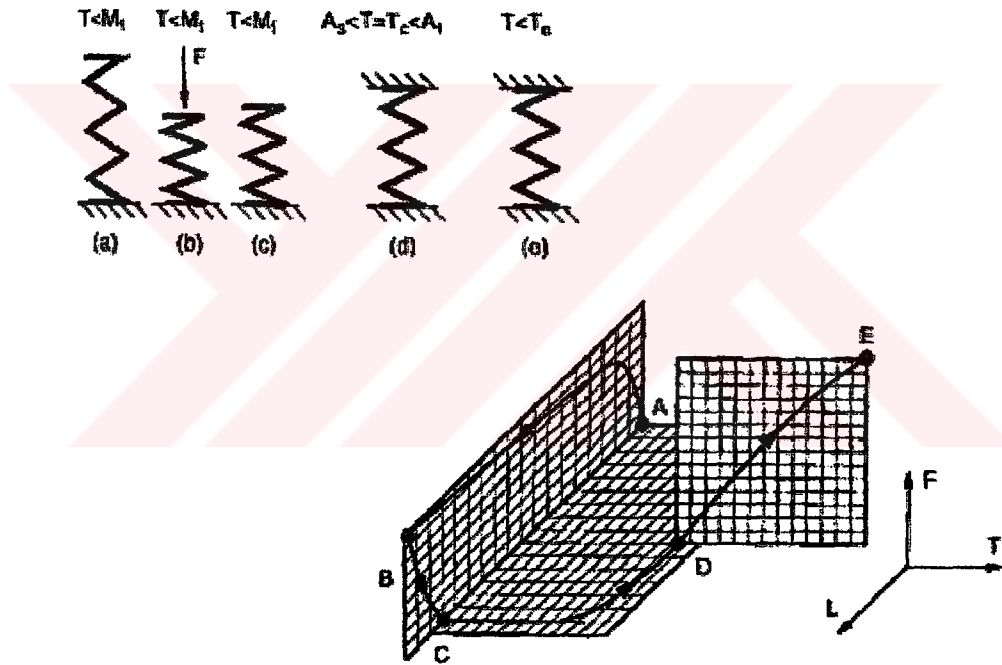
Şekil 2.7 İki-yönlü şekil hafıza etkisi.  $M_f$  altındaki sıcaklığa soğutulduğunda kendiliğinden şekil değişimi meydana gelmektedir (A→B). Bu şekil değişimi soğutulma işleminden sonra  $A_f$  üzerindeki bir sıcaklığa ısıtıldığında numune eski halinde dönmektedir (B→C) (Stalmans ve Humbeek, 1995).

- Soğuk şekilden sıcak şekle doğru bir şekil toparlanması engellendiğinde Şekil 2.8'de

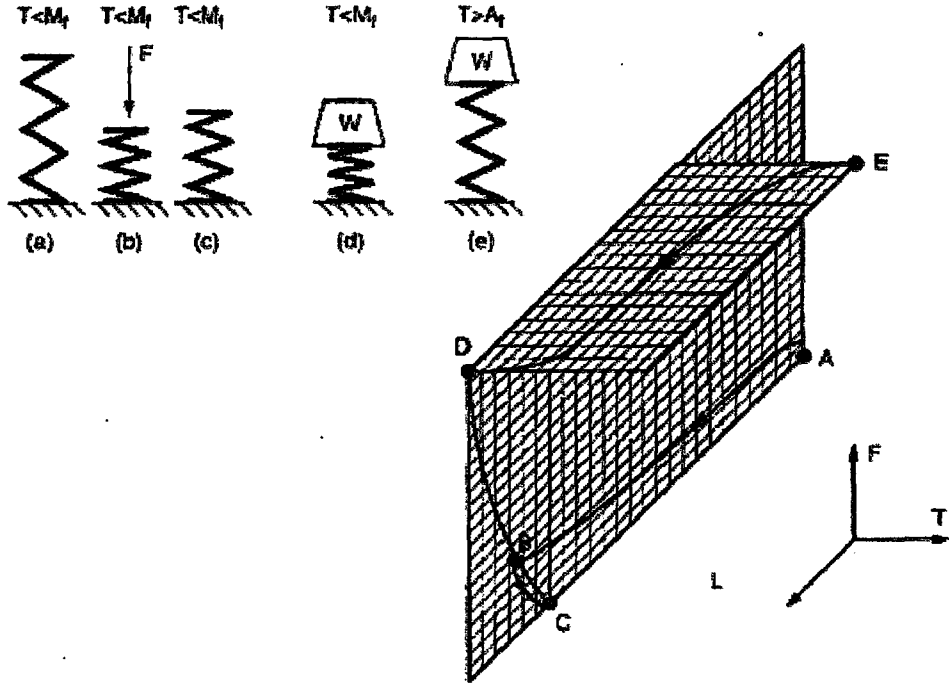


gösterildiği gibi ısıtma durumunda yüksek toparlanma gerilmeleri yavaş yavaş üretilir. Üretilen bu gerilmelerin değeri 800 MPa'a kadar çıkabilir.

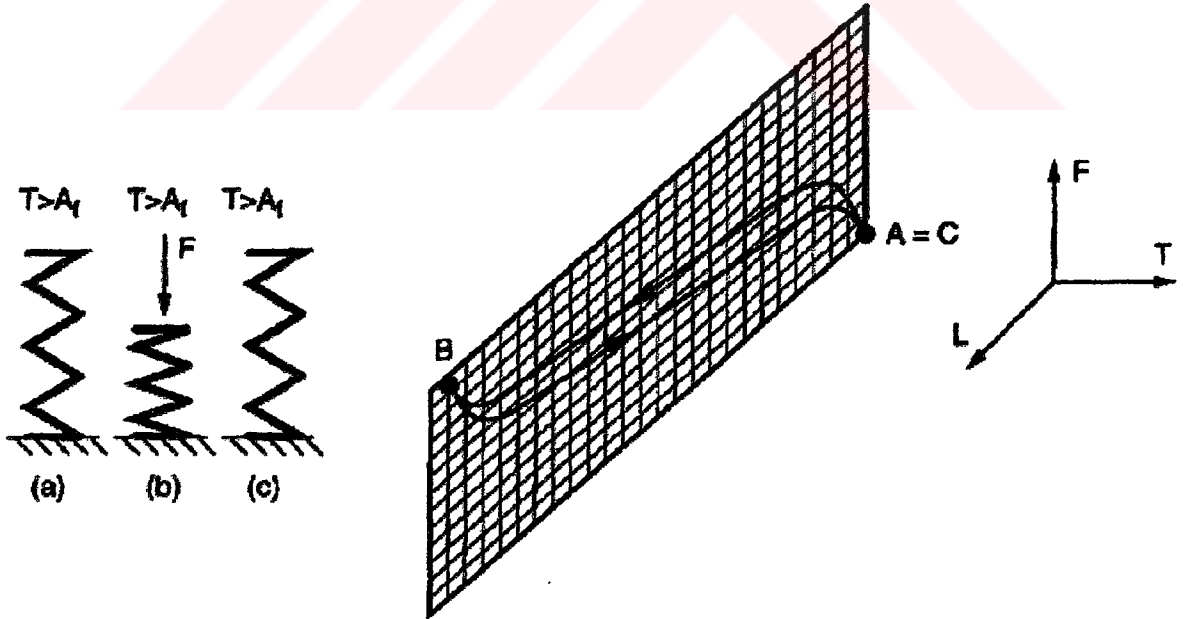
- Isıtma durumunda şekil toparlanması dış bir kuvvet ile etkilenebilir (Şekil 2.9). Etki eden bir ön kuvvet sonucu ortaya çıkan hareket 5J/g'a kadar olan bir iş üretimine karşılık gelir .
- Yukarıda tanımlanmış olan şekil hafıza etkileri sıcaklık değişimleri gerektirir. Tersi olarak süperelastik etkinin (Şekil 2.10) doğası izotermaldir ve potansiyel enerji depolanmasını kapsar. "Sıcak şekil durumu"nda şekil hafızalı eleman uygulanan izotermal yük, sabit gerilme seviyelerinde büyük miktarda toparlanabilen deformasyonlara izin verir (%8'e kadar) Deformasyonlar, yükün kaldırılması durumunda daha düşük bir gerilme seviyesinde tamamen toparlanabilir. Bu gerilme seviyesi alaşıma ve sıcaklığa bağlıdır. Genel olarak, gerilmenin seviyesi sıcaklıkla doğrusal (2-15 MPa/K) olarak artar (Humbeeck, 2001).



Şekil 2.8 Şekil toparlanma gerilmelerinin meydana gelmesi. Numune deforme edilmektedir (A→B) ve  $M_s$  den aşağı sıcaklıkta yük kaldırılmaktadır (B→C). Toparlanma gerilmeleri  $T_c$  kontak sıcaklığından (D) başlayarak ısıtma esnasında meydana gelmektedir (D→E),  $A_s$  ve  $A_f$  arasında bulunmaktadır (Stalmans ve Humbeeck, 1995).



Şekil 2.9 İş üretimi. Numune  $M_f$  altında bir sıcaklıkta deforme edilmektedir ( $A \rightarrow B$ ), bunu takiben yük kaldırılmaktadır ( $B \rightarrow C$ ) ve bir ön ağırlık  $W$  ile tekrar yükleme yapılmaktadır ( $C \rightarrow D$ ).  $A_f$  üzerindeki bir sıcaklıkta ısıtma esnasında kuvvet  $W$ 'e karşı olan bir şekil toparlanması meydana gelmekte ( $D \rightarrow E$ ), bundan dolayı da iş meydana gelmektedir (Stalmans ve Humbeek, 1995).

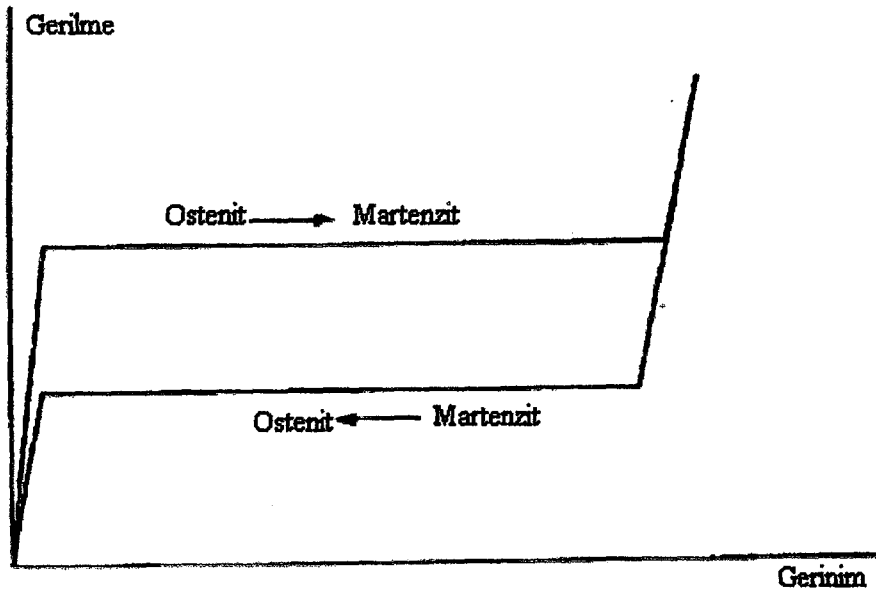


Şekil 2.10 Süperelastik etki. Numune  $A_f$  üzerindeki sıcaklıkta kuvvetlice deforme edilmektedir ( $A \rightarrow B$ ). Daha sonra yük kaldırıldığında eksiksiz şekil toparlanması meydana geldi ( $B \rightarrow C$ ). Bir süperelastik döngüde enerji dağılımının ölçümü yük uygulandığı ve yükün kaldırıldığı eğriler arasındaki alanı kapsamaktadır (Stalmans ve Humbeek, 1995).

- Şekil hafızalı alaşımlar aynı zamanda martenzitik halde ve iki fazlı durumdayken yüksek bir sönümlenme kapasitesine sahiptirler. Bu alaşımlar, soğuk şekil durumunda iç sürtünmeye bağımlı büyük bir genlik gösterirler. Çarpma şeklindeki yüklemelerde özgül sönümlenme kapasitesi %90 gibi oldukça yüksek olabilir. Sıcak şekil durumunda, varolan enerji süperelastik yükleme ve tahliye arasındaki gerilme histerezisinin bir sonucu olarak süperelastik çevrim ile harcanır (Şekil 2.11).

Bu özelliklerle ilişkili fonksiyonlar ve uygulamalar beş kategoriye bölünebilir.

- Tek ve iki yönlü hafıza etkisi serbest toparlanma uygulamaları için kullanılabilir. Bu ŞHA elemanın tek fonksiyonunun herhangi bir ön gerilme olmaksızın hareketlenmesinin sözü konusu olduğu uygulamalara ilişkindir.
- Toparlanma gerilmelerinin üretiminde, çok küçük çaplardan (<1mm) çok büyük çaplara (>1mm) kadar değişen bir aralıkta olan ŞHA kavramalar ve sabitleyicilerde yararlanır.
- Çeşitli hareket içerikli uygulamalar, ŞHA'ların iş üretimi kapasitesine dayanarak gelişmiştir.
- Sankielastisite, yüksek toparlanabilir gerinimlerin yüksek gerilme platoları ile birlikte olmasının gerektiği birçok biyomedikal ve diğer süperelastik uygulamalarda kullanılır.
- Sönümlenme uygulamaları, ŞHA'ların yüksek sönümlenme kapasitelerine dayalı olarak geliştirilmiştir. Martenzitik fazın yüksek sönümlenme kapasitesi pasif sönümlenme ile ilişkilidir. Süperelastik histerezis ise depremlerde sönümlenme ve yalıtım amaçlı olabilir (Humbeek, 2001).



Şekil 2.11 Gerilme nedenli dönüşümden dolayı sabit sıcaklıkta süperelastik davranış (Humbeek, 2001).

Birkaç yıldan beri ŞHA'lar endüstriyel uygulamaların birçok alanında özel yerler almıştır. Farklı ŞHA uygulamalarının sürekli artmasıyla günümüzde büyük miktarlarda üretilmiştir (Humbecck, 2001).

Üstün ve eşsiz özelliklerinden dolayı şekil hafızalı alaşımlar geleneksel metallerin yerini almakta ve birçok alanda kullanılmaktadır. Şekil hafızalı alaşımların ısıl mekaniksel davranışını tanımlamak için bazı yapısal modeller geliştirilmesine rağmen mühendislik uygulamaları için en kullanışlı yaklaşım halen olgusal modellerdir. Bunlar arasında Tanaka tarafından başlatılmış, Liang ve Rogers tarafından geliştirilmiş ve Brinson tarafından yeniden düzenlenmiş olan model, mühendisler tarafından kullanılan en yaygın modellerden biridir.

Bu modelde, faz dönüşüm sıcaklıklarının uygulanan dış gerilmenin lineer bir fonksiyonu olduğu varsayılmıştır. Yani yüksek dış gerilmeler, yüksek dönüşüm sıcaklıklarına neden olur. Bu modelde kabul edilen bir başka varsayım ise dönüşüm sürecinin belirli bir fonksiyonu (exponansiyel veya kosinüs) izlediğidir. Ancak, bu tür bir yaklaşımda martenzit değişkenler ve iç gerilmelerin etkileri dikkate alınmamaktadır. Birçok araştırmacının da ortaya çıkardığı gibi iç gerilmeler hem ileri hem de tersinir dönüşümlerde gerçekten çok önemli bir rol oynamaktadır. Brinson'un modelinde iki ayrı kesir ikizlenen ve ikizlenmeyen martenziti ayırt etmek için kullanılmasına rağmen martenzit değişkenlerin etkileri halen yeterince dikkate alınmamıştır (Huang, 1998).

Huang (1998) yaptığı çalışmada gerinme uygulanmış NiTi ŞHA'nın dönüşüm sıcaklıkları ön-gerinimsiz olandan önemli ölçüde farklı olduğunu gözlemlemiştir. Bu nedenle dönüşüm kesirlerinin ön-gerinim etkilerini dikkate almaksızın dış gerilme ve sıcaklığın bir fonksiyonu olarak kabul edildiği Tanaka (1986), Liang ve Rogers (1990), ve Brinson (1993) tarafından ileri sürülen olgusal modeller yeterince doğru değildir. Bu yüzden söz konusu etkilerle ilgili niceliksel bir çalışmanın gerekli olduğu ortaya çıkmaktadır. Huang ve Wong (1999) tarafından yapılan çalışmada ikizlenmiş martenzit faz şeklinde başlangıç fazına veya R-fazına sahip bir NiTi ŞHA oda sıcaklığında farklı seviyelerde ön-gerinime tabi tutulmuş ve daha sonra ısıl çevrim yapılarak (oda sıcaklığında 100°C'ye ve daha sonra -20°C'ye) ilgili dönüşüm sıcaklıkları DSC ile ölçülmüştür. Huang (1998) tarafından da rapor edildiği gibi ön-gerinimli veya ön-gerinimsiz olarak ostenite ısıtıldıktan sonra yapılan soğutma durumunda dönüşüm davranışları, ısıtma durumundaki dönüşümlerle hemen hemen aynıdır. Bu nedenle sadece ısıtma durumundaki ön gerinimin etkilerinin detayları incelenmiştir. Huang ve Wong (1999) tarafından yapılan çalışmada 20 mm'lik eşit uzunluklarda, 0.5 mm çapında birkaç NiTi tel kullanılmıştır. NiTi teller başlangıçta ısıl işlem görmüş halde olduğundan bu nedenle de

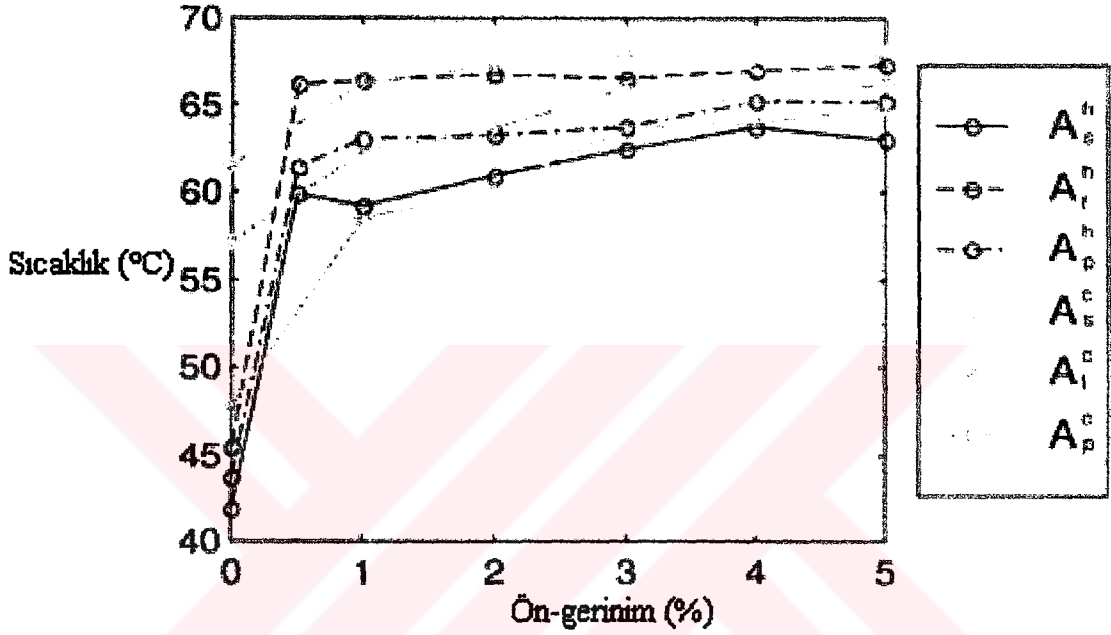
şekil hafızasına sahiptirler. Yapılan DSC testleri bu NiTi'de üç tip fazın olduğunu göstermektedir: Ostenit (A), Martenzit (M) ve R-fazı. Birinci serideki numuneler yaklaşık 69°C (R<sub>s</sub>)'de ki sıcaklıktan soğutularak ostenitin R-fazına dönüşümü başlatılmıştır. Yaklaşık 35°C (R<sub>f</sub>) iken malzeme tamamen R-fazındadır. İlerleyen soğutma durumunda ikizlenmiş martenzitin şekillenmesi 18°C'de (M<sub>s</sub>) başlamış yaklaşık -5°C'de (M<sub>f</sub>) sona ermiştir. İkizlenmiş martenzitten itibaren ısıtma durumunda yaklaşık 45°C'de (A<sub>s</sub>) ostenit oluşmaya başlamış ve yaklaşık 65°C'de (A<sub>f</sub>) son bulmuştur. Ancak eğer ısıtma oda sıcaklığında (≈24°C) R-fazından itibaren başlatılırsa A<sub>s</sub> yaklaşık 40°C ve A<sub>f</sub> ise yaklaşık 47°C olmaktadır. Bu yüzden, ikizlenmiş martenzitin oda sıcaklığına ısıtılması herhangi bir faz değişimine neden olmazken ostenitin oda sıcaklığına soğutulması osteniti R-fazına dönüştürmektedir.

İkinci serideki numuneler ise 200°C'ye ısıtılıp daha sonra oda sıcaklığına soğutulmuş ve numuneler üzerinde bir dizi testler yapılmıştır. Ardından, birinci serideki numuneler (başlangıçta ısıtılarak R-fazına getirilmiş olanlar) %0.5 den %5'e kadar olan bir aralıktaki farklı ön-gerinimlere maruz bırakılmıştır. Oda sıcaklığında bu numuneler bir Instron Üniversal Test Makinesinde 500 N'luk uygulanan bir yük ile 10<sup>-5</sup>/s'lik bir gerinim hızında gerilmiştir. Ardından her bir numunenin üç farklı kesitinden 2-5 mg ağırlığındaki üç küçük numune kesilmiştir ve daha sonra oda sıcaklığından 200°C'ye kadar olan aralıkta 10°C'lik tarama hızı ile DSC cihazında test edilmiştir. A<sub>s</sub> ve A<sub>f</sub> daha sonra taban çizgisine göre nispeten düz bir eğime sahip olan sıcaklık-ısı akışı eğrisinin ekstrapolasyonu ile tayin edilmiştir ve pik dönüşüm sıcaklığı (A<sub>p</sub>) doğrudan ölçülmüştür. Bu birinci serideki sıcaklıklar "h" üst indisi ile belirtilmiştir. Diğer serideki numuneler (yani soğutulmuş olanlar) oda sıcaklığına kadar getirilmeden önce sıvı nitrojen ile soğutulmuştur. Bu sebeple, bu serideki numunelerin başlangıç fazı, ikizlenmiş martenzittir (TM). Sonraki işlemler birinci seridekinde yapılanlarla aynıdır. İkinci serideki ilgili sıcaklıklar "c" üst indisi ile belirtilmiştir.

Her iki serideki numunelerin öngerinim – dönüşüm sıcaklık eğrileri Şekil 2.12'de çizilmiştir. Şekilden görüldüğü gibi %0.5 gibi küçük ön-gerinimlerden sonra A<sub>s</sub>, A<sub>f</sub> ve A<sub>p</sub> de dikkate değer artış olmaktadır. Bununla birlikte, dönüşüm sıcaklıklarının artış hızı ilerleyen ön gerinimle birlikte hızla azalmakta olup, bu azalma özellikle hemen hemen sabit bir tarzda A<sub>f</sub>'de görülmektedir. Isıtılan ikinci serideki ilk artış düşük ön-gerinim aralığındayken soğutulan serdekinden oldukça fazla olmasına karşın daha yüksek ön-gerinimde (%1'in üstünde) her iki seri içinde dönüşüm sıcaklıkları çok yakın olmaktadır. Soğutulan ikinci serinin dönüşüm sıcaklığı aralığı (A<sub>f</sub>-A<sub>s</sub>) yaklaşık %1 ön-gerinime kadar tekdüze azalırken, ısınan ikinci serideki numuneler tersine artmakta ve daha sonra hemen hemen aynı eğride

bütünleşmektedir (Şekil 2.13). Bu nedenle ısıtılan ikinci seride, %1 ön-gerinim değerinde bir pik oluşumu görülmektedir.

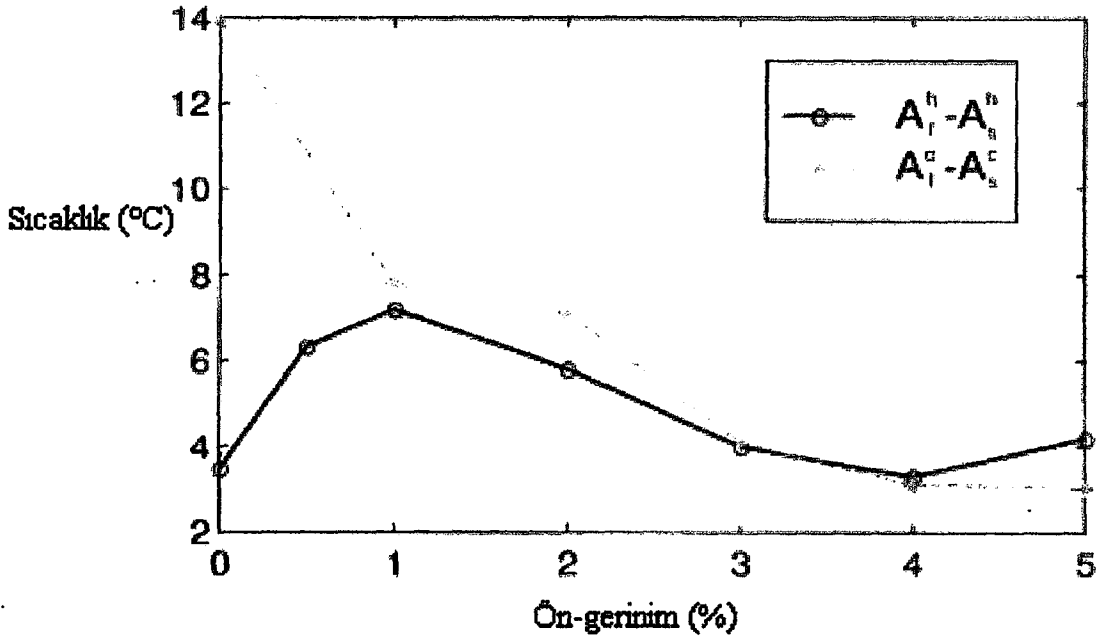
Her iki seride yükleme durumunda görülen dönüşümler, ön-gerinimden önceki faz farkından dolayı aynı değildir. Soğutulan birinci seride başlangıç fazı, R-fazıdır. Bu yüzden, yükleme durumunda dönüşüm, yarı toparlanmış martenzite doğru yol alan R-fazıdır ( $R \Rightarrow DM$ ). Öte yandan, ısıtılan ikinci seride, başlangıç fazı ikizlenmiş fazdır (TM) ve yükleme durumundaki dönüşüm, yeniden yönlenen martenzittir (veya yarı toparlanmış, örneğin  $TM \Rightarrow DM$ ).



Şekil 2.12 Her iki serideki numunelerin öngerinim-dönüşüm sıcaklık eğrileri (Huang ve Wong, 1999).

Isıtma durumunda ostenite dönüşüm için gereken itici kuvvet, üç terimden oluşur: kimyasal serbest enerji farkı, enerji harcamımı ve elastik enerjidir. Kimyasal serbest enerji farkının nedeni faz farkıdır. Enerji harcamımı terimi, ara-yüz (örn, martenzit değişkenlerin arası) ve ara-faz (örn, ostenit/martenzit) bölgelerinin hareketi için gereken enerjiyi ifade eder. Elastik enerji burada çift rol oynar.  $A \Rightarrow M$  dönüşümü esnasında depolanan elastik enerji, ısıtma durumunda dönüşüm tersinmesine yardım ederken; yarı toparlanmada üretilen elastik enerjinin bir kısmı, tersinme prosesi için daha yüksek itici kuvvet gerektiren birtakım kitlenmiş mikro yapı ve mikro sanki-plastik deformasyon vb. oluşumu şeklinde olduğu gibi dönüşümün tersinmesine direnç gösterebilmektedir.





Şekil 2.13 İkinci serideki numunelerin öngerinim-dönüşüm sıcaklık eğrileri (Huang ve Wong, 1999).

Eğer ön-gerinim yoksa her iki seride de DM ile sonuçlanmaz R-fazı, ostenit ve martenzit arasındaki bir arafaz olduğundan R-fazı ve ostenitin arasındaki kimyasal serbest enerji farkı ostenit ve ikizlenmiş martenzit arasındakinden daha düşüktür. Bu nedenle,  $R \Rightarrow A$  için gerekli itici kuvvet daha düşüktür. Öte yandan, dönüşümün R/A ara-fazının daha kolay hareketi yüzünden daha hızlı bir tarzda gerçekleşmesinden dolayı,  $R \Rightarrow A$ 'da dönüşüm rejimi daha geniştir. Bu sebeple,  $A_s^c$ ,  $A_p^c$  ve  $A_f^c$  sırasıyla  $A_s^h$ ,  $A_p^h$  ve  $A_f^h$ ' den daha yüksektir ve  $(A_f^c - A_s^c) > (A_f^h - A_s^h)$  dir.

Huang ve Wong (1999) tarafından yapılan bu çalışmada, bir NiTi ŞHA' da dönüşüm sıcaklıklarına ön-gerinimin etkileri sunulmuştur. Ön-gerinimden önceki başlangıç fazları olan R-fazı ve TM araştırılmıştır. Ön-gerinmiş durumlarda sıcaklık-ısı akışı ilişkisi tamamen ostenit durumdakinin aynısı olduğu yapılan testlerle doğrulandığından dolayı sadece ısıtma durumundaki dönüşüm sıcaklıklarından söz edilmiştir. Burada sunulmuş olan sonuçlar, (Huang ve Liu, 2001)'de rapor edilmiş olan Fe-Mn-Si-Cr-Ni-Co alaşımından oldukça farklı olup bu alaşımda  $A_f$  tedricen azalan bir hızda artarken,  $A_s$  hemen hemen sabit seyretmektedir (Huang ve Wong, 1999). Hu vd. (2002) tarafından yapılan çalışmada Ti-49.6Ni ŞHA'ın dönüşüm davranışının çevrimsel gerilme/gerinim altında durumu diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) metodu ve elektriksel direnç metodu ile incelenmiştir. Çözünmeden sonra martenzit dönüşümü esnasında R-T eğrisinde R dönüşümü meydana

gelmemiştir ve ayrıca tersinme dönüşüm sıcaklık noktaları  $A_s$  ile birlikte  $A_f$  ısıtma prosesinde açıkça fark edilebilmektedir. Aynı ısı işlem görmüş bir numunede çevrimsel gerilme veya gerinim uygulanmasından sonra R dönüşümü meydana gelmiştir ve aynı zamanda tersinme dönüşümü sıcaklık noktaları  $A_s$  ve  $A_f$ , tersinir martenzitik dönüşüm esnasında belirgin olmamıştır. Ti-49.6Ni ŞHA'nın direnç-sıcaklık eğrisi (R-T eğrisi) nin karakteristikleri belirgin ve düzenli olarak değişmiştir. Sonuçlar göstermiştir ki çevrimsel gerinimden sonra, dönüşüm sıcaklıkları  $M_s$  ve  $A_s$  kararlı olup uygulanan çevrimsel gerilmelerden sonra kararlı değildir (Hu vd., 2002).

Şekil hafızalı alaşımları çoğu termoelastik martenzitik yapı sergileyen malzemelerdir. Martenzitik yapıyla şekil hafızalı alaşım, dönüşüm sıcaklığının altında ikizlenme ve kayma mekanizmaları ile deforme edilebilir. Ana faza dönüşüm için ısıtma uygulandığı zaman ikizlenmiş olan yapı eski haline döner, dolayısıyla deformasyon yok edilir (Akdoğan ve Nurveren, 2003)

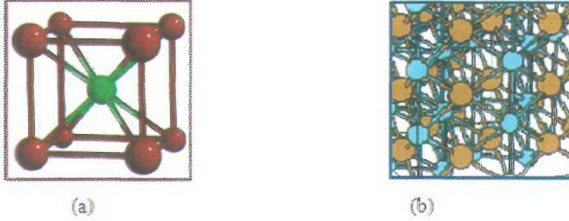
## 2.1 Sınıflandırılması

Şimdiye kadar şekil hafıza etkisi değişik malzemelerde keşfedilmiştir. Bu malzemeler, soy-metal esaslı, Cu-esaslı, Fe-esaslı, Ni-Ti esaslı alaşım sistemleri ve metal olmayan şekil hafızalı alaşımlar şeklinde genel olarak sınıflandırılabilir (Fuentes vd., 2002). Çizelge 2.1'de bazı Cu, Ni ve Fe esaslı alaşımların faz dönüşüm yapılarına ilişkin ve dönüşüm sıcaklık aralıkları ile ilgili liste verilmiştir. Bu malzemelerin hepsi kübik ostenit faza sahiptir, ancak kristal yapıları farklıdır. Ayrıca AuCd, InCd, InTh, Unb, vb., gibi diğer şekil hafızalı alaşımlarda vardır, ancak bunlar çok düşük dönüşüm sıcaklık aralığı, küçük toparlanabilir gerinim ve yüksek üretim maliyetlerinden dolayı bunlar pratik olarak itibar görmemişlerdir. Çizelge 2.1 de görüldüğü gibi bakır ve nikel esaslı alaşımlar B2 ve B19 tip ostenitik kristal yapıya sahiptirler ve bu yapılar Şekil 2.14 da görülmektedir. Dönüşüm sıcaklık aralıkları da Çizelge 2.1 de verilmiştir, ancak bu değerler ısı-mekaniksel proseslerle değiştirilebilir.

Genel olarak, Çizelge 2.1 de verilen malzemeler tek kristalli formda şekil hafıza etkisi sergilerler. Ancak, mühendislik uygulamalarından gözlemlenen nokta, ticari olarak kullanılan malzemeler genellikle çok kristalli formdadır. Çizelge 2.1 de listelenen şekil hafızalı alaşımlardan CuZnAl, CuAlNi ve NiTi gibi çok kristalli malzemelerin üretim yöntemine ve ısı geçişine bağlı olarak mükemmel süperelastik şekil hafıza davranışı göstermektedirler. Şimdilik sadece bu tip alaşımlar ticari ilginin olduğu şekil hafızalı alaşımları oluşturmaktadır. Her ne kadar bakır esaslı şekil hafızalı alaşımlar nikel esaslı olanlara göre karşılaştırıldığında tek kristalli olarak üretilmesi daha kolay olmasına karşın, çok kristalli formda oldukça



kırılgandır. Tersi olarak, NiTi çok kristaller kırılğan değildir ve büyük deformasyonlarda dahi süperelastik olarak toparlanabilir, buda onları ticari ilginin en fazla olduğu şekil hafızalı alaşım yapmaktadır (Tabanlı, 2000).



Şekil 2.14 Strukturberihit kristal kafes yapıları; (a) B2 tip kafes yapısı, (b) B19 tip kafes yapısı (Tabanlı, 2000).

Bakır esaslı alaşımlarda % 4-5 olan şekil hafıza gerinim değeri, NiTi alaşımlarda yaklaşık %8'dir. Daha fazla ısıl karalılığa sahip olan NiTi alaşımlar, gerilmeli korozyona karşı hassas olan bakır esaslı alaşımlarla karşılaştırıldığında mükemmel bir korozyon direncine ve çok daha yüksek süneklığe sahiptir. Diğer taraftan bakır esaslı alaşımlar daha ucuzdur, eritmeleri ve açık havada ekstrüde edilmeleri daha kolaydır, daha geniş dönüşüm sıcaklık aralığına sahiptirler. Anlaşılabacağı üzere, her iki alaşım sisteminin de kullanılacağı ortama göre göz önünde bulundurulması gereken avantaj ve dezavantajları vardır (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

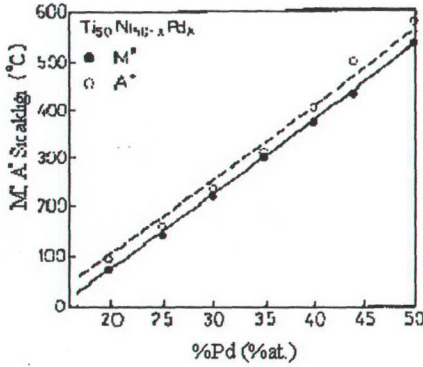
Ti-Ni ikili alaşımlar şekil hafızalı alaşım olarak tercih edilir olmasına karşın yaklaşık 100°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda kullanılmamaktadır. Bu yüzden, yüksek sıcaklıklarda dahi şekil hafıza etkisi gösterebilen alaşımlara ihtiyaç duyulmaktadır. Ti-Ni-X (X=Au, Pd, Zr) alaşımlar elde edilerek 150-610°C sıcaklıklar aralığında işlevini yerine getiren şekil hafızalı alaşımlar üretilmektedir. İlave edilen X elementinin miktarı değiştirilerek alaşımın dönüşüm sıcaklıkları basit bir şekilde ayarlanabilir. Şekil 2.15'de  $Ti_{50}Ni_{50-x}Pd_x$  alaşımlar ve Şekil 2.16'da  $Ti_{51.5-x}Ni_{48.5}Zr_x$  alaşımlarda x elementinin miktarındaki değişim ile alaşımın dönüşüm sıcaklıkları arasındaki ilişki görülmektedir.

Çizelge 2.1 Cu, Ni ve Fe esaslı şekil hafızalı alaşımlara ait [A→M] dönüşüm şekilleri ve dönüşüm sıcaklık aralıkları (Tabanlı, 2000).

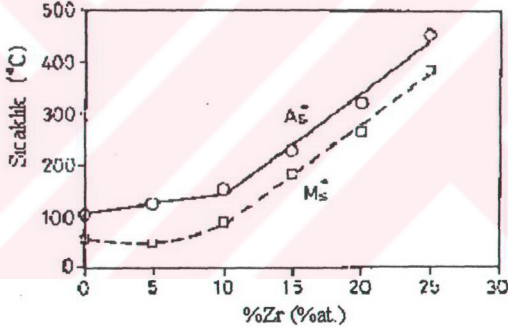
Alaşımlar	Ostenitten dönüşüm	martenzite	$M_s - A_s$ (K) dönüşüm sıcaklık aralığı
<b>Cu esaslı</b>			
Cu Al Ni (14-3.5)	DO3-2H		230-280
Cu Sn (15)	DO3-2H		
Cu Zn	B2-9R		300-330
Cu Zn Al (16-16)	DO3-18R		280-300
Cu Zn Si (birkaç at. %Si)	B2, (DO3)-18R		~10
Cu Zn Sn (birkaç at.%sn)	B2-9R		~10
<b>Ni esaslı</b>			
Ni Al	B2-3R		~10
Ni Ti	B2-(R)-B19'		220-340
Ni Ti Cu (15)	B2-B19', B2-		315-335
Ni Ti Pd (20)	B2-B19		300-500
Ni Ti Nb (44-9)	B2-B19'		175-225
<b>Fe esaslı</b>			
Fe Ni Co Ti (33-10-4)	FCC-BCT		Küçük, $M_s$ 200K altında
Fe Mn Si	FCC-HCP		Büyük, $M_s$ ~293K
Fe Cr Ni Mn Si Co	FCC-HCP		Büyük, $M_s$ ~173-323K

Cu-Al-Ni şekil alaşımlar, Cu esaslı alaşımlar arasında ısıl kararlılığı en iyi olan alaşımlardır. Ancak süneklikleri iyi olmadığından uygulamalarda fazla kullanıma sahip değildir. Bu nedenle yaklaşık 100°C gibi yüksek sıcaklıklarda kullanılabilen Cu-Al-Ni-Ti-Mn şekil hafızalı alaşımlar geliştirilmiştir. Ti katkısı ince yapılı taneler oluşumunu sağlar, Al katkısı ise dönüşüm sıcaklıklarını düşürür. Al yerine Mn katkısı dönüşüm sıcaklığını değiştirmeksizin alaşımın sünekliğini önemli ölçüde artırır. Ötektoid bileşimli Cu-Al-Ni-Mn-Ti şekil hafızalı

alaşım, şekil hafıza etkisi için en iyi ısıl dirence sahiptir.



Şekil 2.15 Ti<sub>50</sub>Ni<sub>45-x</sub>Pd<sub>x</sub> alaşım için Pd içeriği ile M<sub>s</sub> ve A<sub>s</sub> sıcaklıkları arasındaki ilişki (Nurveren ve Akdoğan, 2003).



Şekil 2.16 Zr içeriğinin bir fonksiyonu olarak Ti<sub>51.5-x</sub>Ni<sub>48.5</sub>Zr<sub>x</sub> alaşımının dönüşüm sıcaklığı (Nurveren ve Akdoğan, 2003).

Ti-Ni-X alaşımlarda hem ısıl, hem de mekanik nedenli martenzit kararlılığı gözlemlenmektedir. Bu duruma martenzitin yeniden düzenlenmesi ve martenzit ara yüzeylerinde hataların oluşmasının neden olduğu düşünülmektedir. Şekil hafızalı yüksek sıcaklık alaşımları genellikle tek-yönlü hafıza etkisine sahiptir. Bunun nedeni ise alaşıma çift-yönlü hafıza etkisi kazandırmak için yapılan eğitim süreçlerinde sıcaklığın, malzemenin A<sub>f</sub> değerinin üzerinde çıktığında gerilme yığılmalarının oluşumudur.

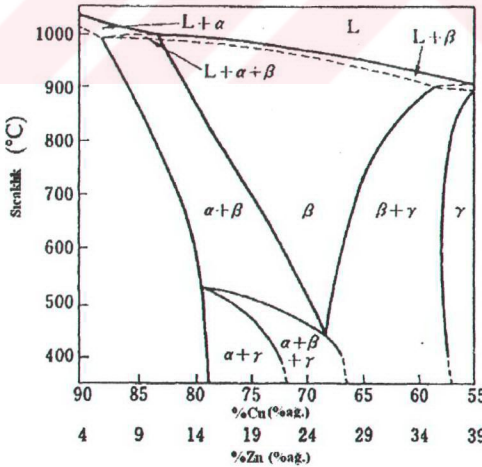
Bakır esaslı alaşımlar genel olarak Cu-Zn ve Cu-Al esaslı alaşımlar olup malzemenin

özelliklerini geliştirmek için üçlü, hatta dördümlü alaşım modifikasyonlar mümkündür. Üçlü alaşımlar içerisinde süneklik ve tane sınırı açısından en mükemmel olan üçlü alaşım Cu-Al-Zn'dir. Alüminyum, galyum, silisyum ve kalay gibi elementler alaşımın  $M_s$  değerini yükseltmek ve  $\beta$  fazını kararlı hale getirmek için; bor, seryum, kobalt, demir, titanyum, vanadyum ve zirkonyum gibi elementler ise ince taneli yapı elde etmek için bünyeye katılır.

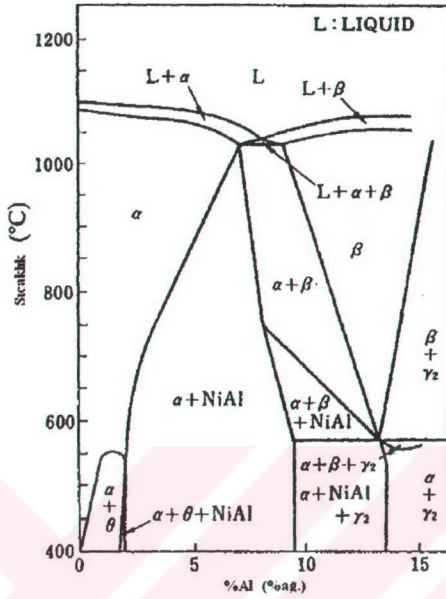
Cu esaslı şekil hafızalı alaşımlar, Ti-Ni esaslı şekil hafızalı alaşımlarla karşılaştırıldığında ekonomik olarak oldukça ucuzdur. Ti-Ni esaslı alaşımlara nazaran şekillendirilebilme, ısı ve elektriksel iletkenlik gibi yönlerden avantajları olan Cu esaslı alaşımlar geliştirilmiştir.

Cu-Al-Ni alaşımının bir şekil hafızalı alaşım olarak kullanılmasını sağlayan bileşim aralığı,  $\beta$  fazının tek başına yüksek sıcaklıklarda görülmesini mümkün kılan aralıktır ve bu aralık yaklaşık Cu-14 ve Al-4 Ni (%ağ.) bileşimi ile sınırlıdır. Bu bileşimdeki alaşım, yaklaşık olarak Cu-Al ve  $\text{Cu}_3\text{-Al}$  alaşımlarına eşdeğerdir. Cu-Al-Ni alaşımların martenzitik dönüşümleri ve faz diyagramları temel olarak Cu-Al alaşımlarına benzerdir. Şekil 2.17 ve Şekil 2.18'de sırayla Cu-Zn-Al ve Cu-Al-Ni üçlü alaşımlara ait faz diyagramları görülmektedir.

Şekil 2.17'de görülen yüksek sıcaklık  $\beta$  fazı düzensiz kübik hacim merkezli kristal yapıdadır. Al içeriği daha yüksek olduğunda yaklaşık  $430^\circ\text{C}$ 'de  $\beta$  fazı,  $\alpha$  (bakırın yüzey hacim merkezli ilk katı çözeltisi) ve  $\gamma$  (Kübik kristalli  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$  fazı) fazlarına ayrışır.



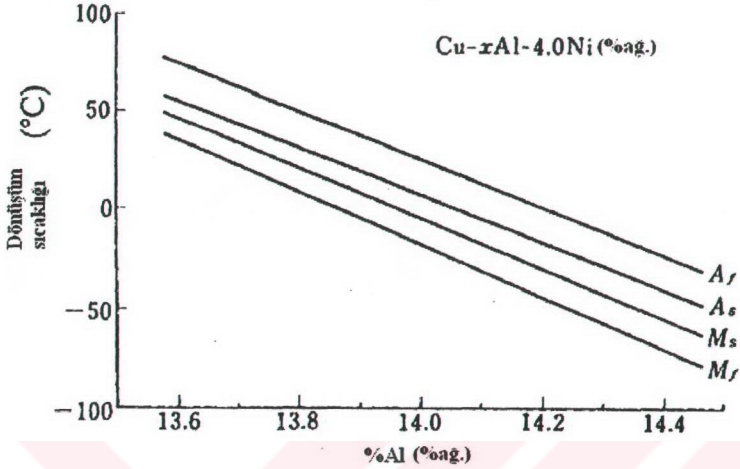
Şekil 2.17 Cu-Zn-Al üçlü alaşımlarına ait faz diyagramı (Nurveren ve Akdoğan, 2003).



Şekil 2.18 Cu-Al-Ni üçlü alaşımlarına ait faz diyagramı (Nurveren ve Akdoğan, 2003).

Şekil 2.18'de görülen NiAl,  $\beta$  fazın ayrışması sonucu oluşan B2 tipi denge fazıdır. Martenzitin şekillendirilmesi Al içeriğine bağlıdır. Şekil 2.19'da Cu-Al-Ni üçlü alaşımlarda, alüminyum içeriği ile  $M_s$  sıcaklığı arasındaki ilişki görülmektedir (Nurveren ve Akdoğan, 2003).

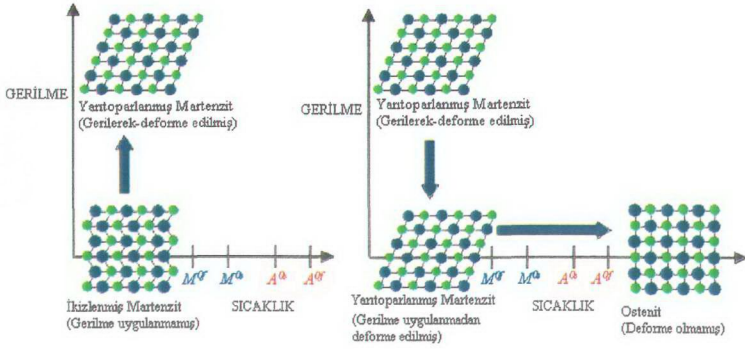




Şekil 2.19 Cu-Al-Ni üçlü alaşımlarda, Al içeriği ile  $M_s$  sıcaklığı arasındaki ilişki görülmektedir (Nurveren ve Akdoğan, 2003).

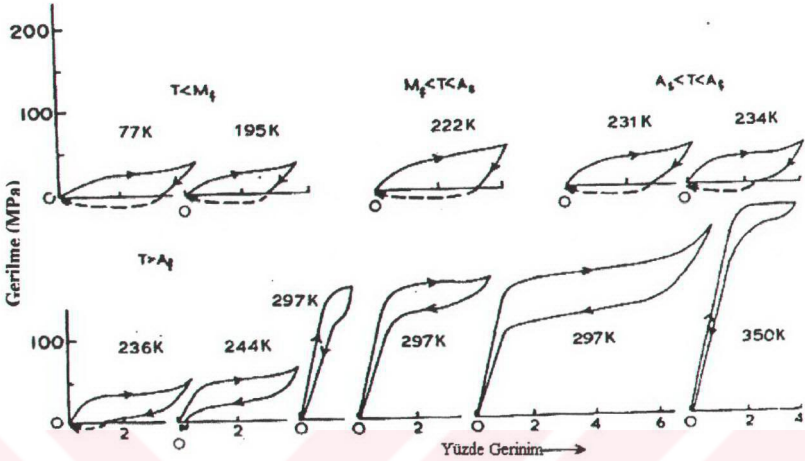
## 2.2 Şekil hafıza etkisi

$A_s$  sıcaklığının altında deforme edilen malzeme,  $A_f$  sıcaklığının üzerine ısıtılırsa meydana gelen tersinir dönüşüm sayesinde deformasyon öncesi şekline geri döner. Bu olay şekil hafıza etkisi (SHE) olarak tanımlanır. Şekil hafıza etkisinin mekanizması Şekil 2.20 de gösterilmiştir. Sadece ısıtma durumunda şekil hafıza etkisi gösteren alaşımlar tek yönlü şekil hafızaya sahip alaşımlar, yeniden soğutma halinde de şekil hafıza etkisi gösteren alaşımlar ise iki yönlü şekil hafızalı alaşımlar olarak isimlendirilmektedir (Nurveren ve Akdoğan, 2003). Uchil 2002 tarafından şekil hafıza etkisi, bir yüksek-sıcaklık fazdan bir düşük-sıcaklık faza termoelastik tersinebilir faz dönüşümünden oluşan bir olgu olarak tariflenmiştir. Nitinol, yüksek sıcaklık fazı kübik hacim merkezli kristal yapıya ve düşük sıcaklık fazı monoklinik faza sahiptir. Bu iki fazın yanı sıra, birde bazı özel durumlarda ortaya çıkan rombohedral kristal yapılı, R-fazı olarak bilinen bir arafaz daha vardır (Uchil, 2002). (Wu ve Wayman, 1987) tarafından bildirildiğine göre eş atomlu TiNi alaşımların şekil hafıza etkisi (SHE) şuan oldukça iyi bilinmektedir ve son yirmi yılda yaygın bir şekilde araştırılmaktadır. Termoelastik martenzitik dönüşüm sergileyen alaşımlarda SHE'nin görüldüğü bilinmekte olup SHE ya düşük sıcaklık fazı olan martenzitin deformasyonu yada martenzitin gerilme-nedenli olduğu bir sıcaklıkla ilişkilidir (Wu ve Wayman, 1987).



Şekil 2.20 Şekil hafızalı alaşımların şekil hafıza etkisi (Lagoudas, 2004).

Şekil 2.21'de görüldüğü gibi, Şekil hafıza etkisi ŞHA numunenin  $A_s$  altında deforme edildiğinde dahi  $A_f$  üzerindeki sıcaklığa ısıtıldığında ters dönüşümden dolayı orijinal şeklini yeniden kazanmasıdır. Bazı kritik değerlerin altında gerilim uygulanması şartıyla çekme, basma veya eğme gibi herhangi bir deformasyon çeşidi uygulanabilir (Örneğin Şekil 2.22(a-c)'de görüldüğü gibi). SHE'nin kaynağı, ısıtma durumunda meydana gelen tersinir dönüşümdür. Yukarıda bahsedildiği gibi, numuneler  $M_f$  altında veya  $M_f$  ve  $A_s$  arasındaki sıcaklıklarda deforme edildiğinde SHE meydana gelir, ki bu sıcaklık değerlerinin üzerinde martenzit kararsız durumdadır. Sıcaklık rejimlerine bağlı olarak, SHE'nin mekanizmaları da farklılık gösterir. Aşağıda, ilk tanımlanan ( $T \leq M_f$ ) durumu Şekil 2.23'de gösterildiği gibi tek kristalli ana fazın basitleştirilmiş modelini kullanarak tanımlanmıştır. Farz edelim ki,  $M_f$  altındaki bir sıcaklığa (a) tek kristalli ana faza soğutuldu. Daha sonra, martenzitler kendiliğinden yerleşir bir tarzda biçimlenirler. Mevcut durumda, saflık için sadece iki c.v. görülmektedir. Bu yöntemde, numunenin şekli değişmektedir, çünkü kendiliğinden yerleşir tarzda dönüşüm oluşmaktadır. Bu c.v.'ler ikiz ilişkili ve tamamen hareketlidir. Böylece, eğer bir dış gerilme uygulanırsa, (c) veya (d) de gösterildiği gibi, eğer gerilme yeterince büyük olursa, gerilme altında martenzitin tek varyantı oluşacaktır. Şekil 2.24'de bir  $\gamma'_1$  Cu-Al-Ni martenzit için ikiz sınırların böyle yüksek taşınırılıığı tipik olarak görülmektedir, kayma ile ikiz yönelimde martenzit değişikliklerin tek varyantıdır, geniş ikiz kristal oluşumu kayma gerilmesi oluşturuyor. Şimdi, Şekil 2.23 (d)'de numune  $A_f$  üzerindeki sıcaklığa ısıtıldığında, RT oluşur ve eğer RT kristalografisi tersinebilir ise (e)'deki gibi orijinal şeklini geri kazanır. Bu SHE'nin mekanizmasıdır.

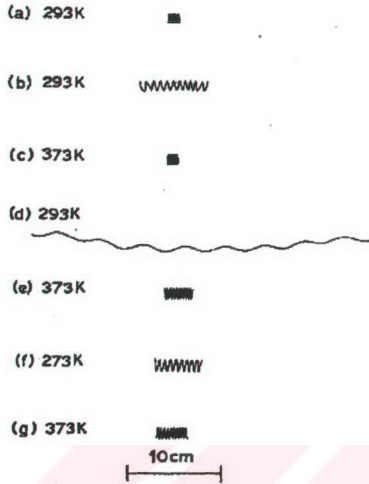


Şekil 2.21  $M_s=221K$ ,  $M_f=208K$ ,  $A_s=223K$  ve  $A_f=235K$  için, Cu-34.7kütle%Zn-3.0 kütle %Sn tek kristalli alaşım için sıcaklığın fonksiyonları olarak çekme gerilmesi-gerinim eğrileri (Otsuka ve Wayman, 1998).

Yukarıdaki açıklamada, varsayılmıştır ki yalnızca ikiz sınırların hareketiyle deformasyon ilerlemektedir ve dönüşüm kristalografiksel tersinirdir. Eğer bu şartlardan birisi bozulursa tam SHE elde edilemez. Gerçekte, Şekillenmiş martenzitler üç veya dört h.p.v. yoluyla kendiliğinden yerleşir ve her h.p.v. değişmez gerinim kafesi gibi ikizler (veya dislokasyonlar) içerir. Böylece, dislokasyonların durumundan başka, numunenin martenzitleri birbirlerine göre ikiz-ilişkiye bağlıdır. Böylece, karmaşık gerçek durum için benzer prensipler uygulanır. Yani, uygulanan gerilme altında özel c.v. tercih edilir (mesela, c.v. ki bu gerilme altında en geniş dönüşüm gerinimini verir). (Şekil 2.24'de görülebilir). Yani, eğer gerilme yeterli büyüklükte olursa, özel tek varyantlı numune oluşumuna kadar diğerlerine rağmen özel varyant gelişir. Şekil 2.25'de tek kristalli Cu-Zn-Ga için kendiliğinden yerleşen martenzitlerin böyle deformasyon süreçleri açıkça görülmektedir. Şekilde, (a)'da martenzitler kendiliğinden yerleşmiştir, fakat gerilmenin artması ile, c.v. uygulanan çekme gerilmesi altında uygun varyanttır, diğerlerine rağmen gelişir, ve sonunda (e)'de tek varyant numune meydana gelir.

Numune  $M_f < T < A_s$  sıcaklıklarında deforme edildiğinde, gerilme nedenli martenzitik dönüşüm (GNM) aynı zamanda deformasyona katkıda bulunmuş ilaveten yukarıda anlatılan süreçlerin varyant birleşimi üzerine etkisi vardır (Otsuka ve Wayman, 1998).



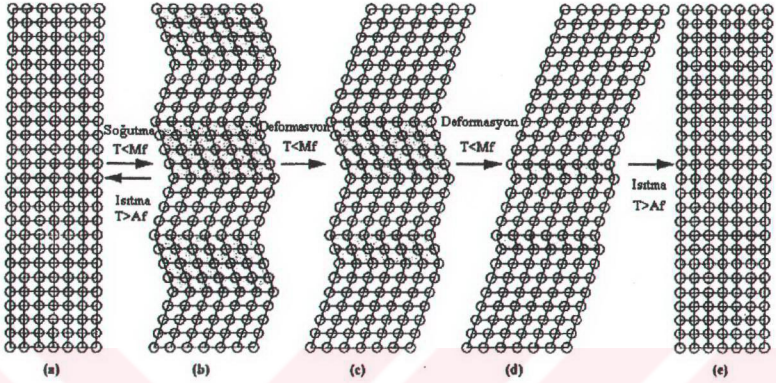


Şekil 2.22 Ti-50at%Ni alaşımında şekil hafıza etkisi (a-c) ve iki-yönlü şekil hafıza etkisinin gösterimi (Otsuka ve Wayman, 1998).

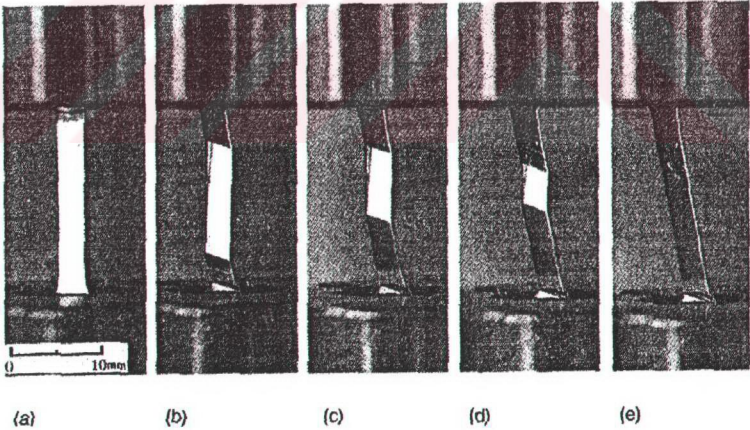
Şekil hafıza etkisinin daha iyi anlaşılır olması için şekil hafıza gösteren alaşım sistemlerinden bazılarına özgü metalik özellikler Çizelge 2.2'de verilmiştir. Bu alaşım sistemlerinden NiTi ve bakır esaslı birkaç alaşım üzerine araştırmalar yoğunlaşmıştır (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

Çizelge 2.2 Şekil hafızalı alaşımlara ait bazı özellikler (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

Alaşım	Kimyasal bileşim	Dönüşüm aralığı (°C)	sıcaklık	Yaklaşık dönüşüm histerezisi (°C)
Ag-Cd	44-49 %Cd	-190~-50		15
Au-Cd	46.5-50 %Cd	30~100		15
Cu-Al-Ni	14-14.5 %Al 3-4.5 %Ni	-140~100		35
Cu-Sn	Yaklaşık 15 %Sn	-120~30		
Cu-Zn	38.5-41.5 %Zn	-180~-10		10
Cu-Zn-X(X= Si, Sn, Al)	az %X	-180~200		10
In-Ti	18-23 %Ti	60~100		4
Ni-Al	36-38 %Al	-180~100		10
Ni-Ti	49-51 %Ni	-50~110		30
Fe-Pt	Yaklaşık 25 %Pt	yak.-130		4
Mn-Cu	5-35 %Cu	-250~180		25
Fe-Mn-Si	32 %Mn, 6 %Si	-200~150		100



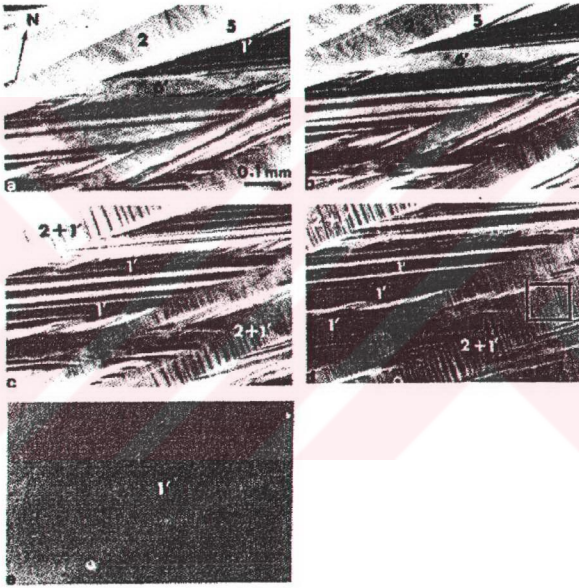
Şekil 2.23 Şekil hafıza etkisinin mekanizması; (a) orijinal ana tek kristal, (b) kendiliğinden yerleşmiş martenzit, (c-d) martenzitin deformasyonu ikizlenme veya yarı toparlanma gibi mekanizmalarla ilerlemektedir. Her bir değişken bir diğerini itmektedir. (e)  $A_f$  üzerindeki bir sıcaklığa ısıtma durumunda, ters dönüşümle her bir değişken orijinal dizilimi olan anafaza geri döner (Otsuka ve Wayman, 1998).



Şekil 2.24 Cu-Al-Ni tek değişik biçim martenzitte ikiz sınır hareketiyle [ $111$ ]m tip II ikiz kristal oluşumu] deformasyonun gösterilmesi (Otsuka ve Wayman, 1998).

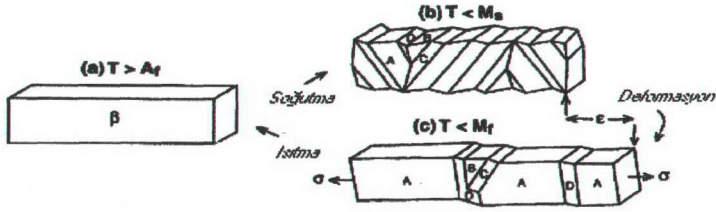
Şekil hafızalı alaşımlar, ısıtılınca önceden tanımlanmış bir şekle geri dönme yeteneğine sahip

olan bir malzemedir. Soğuma başlarken ya da dönüşüm sıcaklıklarının altında ya da martenzitik formlarında (Şekil 2.26 b), çok düşük bir akma dayanımına sahiptirler ve herhangi bir şekle oldukça kolay bir şekilde deforme edilebilir (Şekil 2.26 c). Alaşım, dönüşüm sıcaklığının üzerine ısıtılınca, kristal yapısında bir değişim meydana gelir, ostenite dönüşür ve önceki şekline toparlanır (Şekil 2.26 a). Eğer ŞHA, bu dönüşüm esnasında herhangi bir dirençle karşılaşarsa büyük miktarda kuvvet üretebilir (Tek yönlü hafıza etkisi) (Fuentes vd., 2002).



Şekil 2.25 Cu-Zn-Ga tek kristalde farklı birleşimin optik mikroskop gözlemi; (a) 2,5,6' ve 1' kendiliğinden yerleşmiş martenzit değişkenleri göstermektedir, (b-e) ikizlenme sınırının hareketi ile deformasyonun uygulanan gerilme altında oluşması istenilen 1' martenzit değişkenine dönüşümü (Otsuka ve Wayman, 1998).





Şekil 2.26 (a) Beta faz kristali. (b) Soğutma ve martenzite dönüşümden sonra, kendiliğinden-yerleşen ikiz-ilişkili değişkenler; A,B,C ve D. (c) Gerilme uygulandığında değişken egemen olmaya başlar. Isıtma ile malzeme beta fazına döner ve orijinal şeklini yeniden kazanır (Fuentes vd., 2002).

### 2.3 Süperelastiklik ve sankielastiklik

$M_s$  sıcaklığı üzerinde plastik olarak deforme edilen bir alaşım uygulanan yükün kaldırılmasıyla birlikte deformasyon öncesi şeklini tamamen hatırlıyorsa, bu tip doğrusal olmayan elastik davranışa süperelastik davranış adı verilir.

Bu özellik şekil hafıza özelliğini andırmakla birlikte burada martenzitin oluşmasında ve kaybolmasında etkili olan itici bir kuvvet, dışardan uygulanan mekanik bir kuvvettir. Gerilme uygulamadan önce kararlı faz durumundaki ana faz, kritik bir gerilim değerinden sonra kararsızlaşır ve yapı martenzite dönüşmeye başlar. Martenzit fazın kararlılığının tek sebebi uygulanan gerilim olduğundan, yük boşaltma sırasında ana faz tekrar kararlı hale geçerek malzemenin yüklemeye öncesi şekline geri dönmesini sağlar. Süper elastiklik ve çift yönlü şekil hafıza davranışlarını birbirinden ayıran en önemli özellik şekil geri kazanım mekanizmasıdır. Birincisinde şekil geri kazanımı yükün kaldırılmasıyla oluşurken, diğerinde malzemenin  $A_f$  sıcaklığı üzerine ısıtılması gerekmektedir. Gerçekte iki olguda da şekil geri kazanımının tek sebebi dönüşümün kristalografik olarak tersine çevrilebilir olmasıdır.

Martenzitik dönüşüm kayma mekanizmaları ile gerçekleştiğinden, dönüşümün dışarıdan uygulanan bir kuvvetten etkilenmesi doğaldır. Dönüşümün oluşması için gerekli kritik gerilim  $\sigma_{T1}^{P \rightarrow M}$  deformasyon sıcaklığına doğrusal bir ilişki ile bağlıdır.

$$\frac{d\sigma}{dT} = - \frac{\Delta H^{P \rightarrow M}}{T_0 \epsilon^{P \rightarrow M}} \quad (2.1)$$

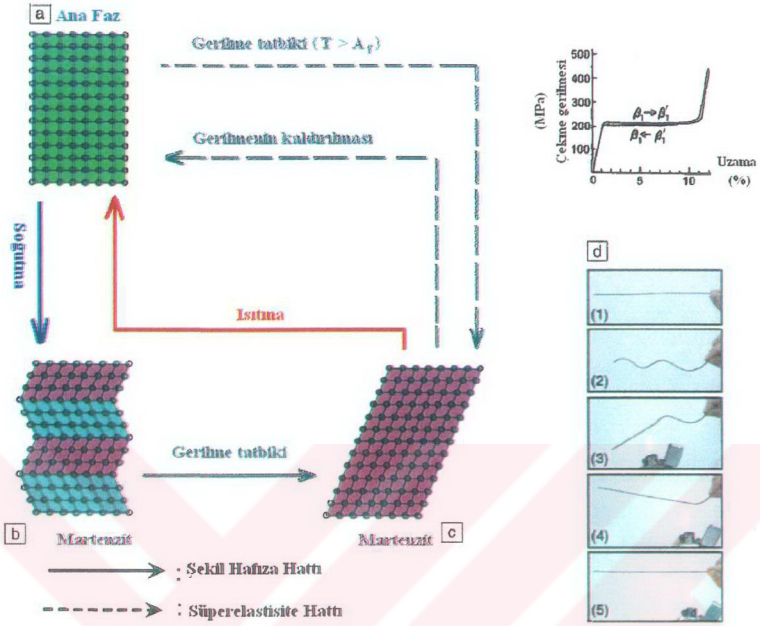
Bu ilişki Clausius-Clapeyron denkleminin yeniden düzenlenmiş şekli olup, gerilme etkisi ile martenzit oluşturmak için malzemeye uygulanması gereken gerilme miktarının sıcaklıkla doğru orantılı olarak arttığını göstermektedir. Fakat gerilme etkisi ile martenzit elde

edilebilecek sıcaklığın bir üst sınırı bulunmaktadır ki bu sıcaklık  $M_d$  sıcaklığıdır.  $M_d$  sıcaklığının üzerinde malzeme deforme edildiğinde, martenzit oluşturmak için uygulanması gereken gerilme dislokasyonları harekete geçirmek için gerekenden daha fazla olacaktır. Bu da gerilme etkisi ile martenzit oluşturulabilmesi için deformasyon sıcaklığının  $M_s$  ve  $M_d$  sıcaklıkları arasında olması şartını getirir (Bor vd., 2002).

Şekil hafıza etkisini içeren olgu, Ti-Ni bir tel kullanılarak Şekil 2.27 (d)'de gösterilmiştir. Ana fazdaki şekli ile aynı olan martenzitik yapıdaki tel (1) çevre sıcaklığında deforme edilmektedir (2). Eğer tel numune  $A_f$  sıcaklığının üzerine ısıtılacak olursa (3)-(5) görüleceği üzere tersinir dönüşüm yoluyla orijinal şekline döner. Bu etkileyici olgunun mekanizması Şekil 2.27(a-c) de basitleştirilmiş olarak açıklanmıştır. Şekil 2.27(a)'da ana faz  $M_f$  değerinin altına soğutulursa, Şekil 2.27(b)'de görüldüğü gibi martenzitik değişkenler kendiliğinden yerleşerek yan yana şekillenecektir. Eğer gerilme uygulanacak olursa deformasyon, ikizlenmiş sınırların hareketlenmesiyle ilerler (Şekil 2.27(b)→2.27(c)). Şayet numune  $A_f$  değerinin üzerine ısıtılacak olursa, gerilme altındaki yeniden hizalanmış martenzitik değişkenler ana fazda orijinal yöneline geri dönecektir.

Eğer numuneye  $A_f$  değerinin üzerindeki bir sıcaklıkta gerilim uygulanırsa, tek kristalli Cu-Al-Ni alaşım için gösterilen Şekil 2.27'e benzer bir sonuç elde edilecektir ve numune %10'un üzerinde bir yinelenebilir gerilim gösterecektir. Süperelastisite olarak adlandırılan bu durum Şekil 2.27(a) ve Şekil 2.27(c)'den yararlanılarak açıklanabilir. Numuneye  $M_s$  değerinin hemen üzerinde bir gerilim uygulanırsa kesme mekanizmasına benzer martenzitik dönüşüm meydana gelir. Bu dönüşüm gerilme nedenli dönüşüm olarak isimlendirilir. Aynı zamanda,  $A_f$  değerinin üzerinde uygulanan gerilme altında kayma durumu olmazsa gerilme nedenli dönüşüm gerçekleşebilir. Martenzit, gerilmenin olmadığı  $A_f$  değerinin üzerindeki bir sıcaklıkta tamamen kararsızdır. Uygulanan yük kaldırıldığında dönüşüm tersinecektir ve eğer kayma süreçleri söz konusu olmazsa oluşan gerilim, termoelastik dönüşüm boyunca tamamen geri alınacaktır. Bu ifadelerden anlaşılacağı üzere kaymanın başladığı kritik gerilme değeri süperelastisitenin gerçekleşmesinde son derece önem arz eder. Isıl-mekanik işlemler ile kaymayı başlatıcı kritik gerilme artırılabilir (Nurveren ve Akdoğan, 2003).

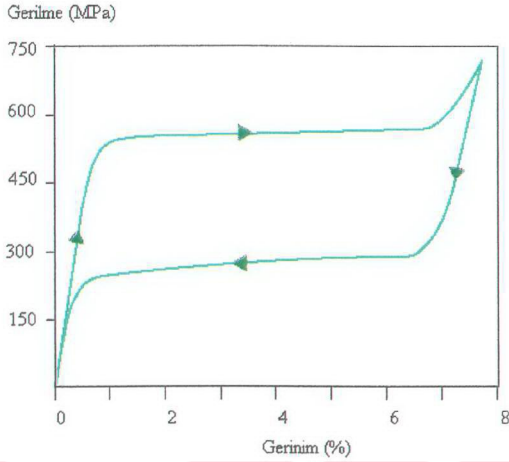




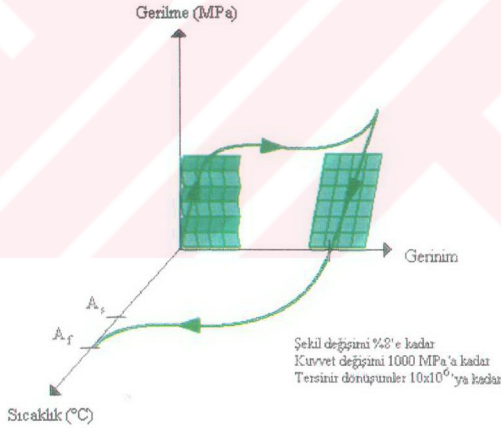
Şekil 2.27 (a)-(c) Şekil hafıza etkisinin mekanizması ve süperelastisitenin şematik gösterimi.

Şekil hafıza hattı sürekli çizgi ile süperelastisite hattı ise kesikli çizgi ile tariflenmiştir. (d) Şekil hafıza etkisinin gösterildiği fotoğraf serisi: (1) Ti-Ni alaşımly tel numune ana fazdadır; (2) tel martenzitik halde iken deforme ediliyor; (3)-(5) tel, tersinir dönüşümün bitiş sıcaklığı olan  $A_f$  değerinin üzerine ısıtıldığında orijinal şekline geri dönüyor. Gerilme-gerinim eğrisi,  $A_f$  değerinin üzerindeki sıcaklıkta tek kristalli Cu-Al-Ni üçlü alaşımında süperelastisiteyi göstermektedir.  $\beta_1$  düzenli fazı,  $\beta_1'$  martenzitik fazı belirtmektedir (Otsuka ve Kakeshita, 2002a).

Ti-Ni esaslı şekil hafızalı alaşımlara ait gerilme-gerinim ilişkisi Şekil 2.28'de görülmektedir. Şekil 2.29'da şekil hafıza etkisi, gerilme-gerinim-sıcaklık eğrileri ile gösterilmiştir.



Şekil 2.28 Şekil hafızalı alaşıma ait gerilme-gerinim ilişkisi (Nurveren ve Akdoğan, 2003).



Şekil 2.29 Şekil hafızalı alaşımlarda gerilme-gerinim-sıcaklık eğrileri (Nurveren ve Akdoğan, 2003).

Şekil hafızalı alaşımlara özgü hafıza etkisi ve süperelastik davranışta elbette ki sınırlamalar mevcuttur. Bu sınırlamalardan birkaçı şöyle özetlenebilir. Yükün kaldırılması ve ısıtma ile ancak %8~9 civarında gerinim yinelenir. Bu değer üzerinde bir gerinim, kalıcı plastik

deformasyon olarak bünyede mevcut kalır. Şekil hafızalı malzemelerin işletme sıcaklıkları malzemenin dönüşüm aralığının önemli ölçüde dışına çıkmamalıdır. Aksi takdirde şekil hafıza karakteristikleri değişecektir. Ti-Ni şekil hafızalı alaşım  $A_s$  değerinin altındaki sıcaklıklarda deforme etmek gerektirir. Ayrıca, özel tasarımlarla (keskin açılar, vb. gibi) belirlenmiş deformasyon limiti ve Ni-Ti malzemenin sahip olduğu gerinim toleransı ihmal edilmemelidir (Nurveren ve Akdoğan, 2003).

Tavlama sıcaklığı süperelastiklik ve dönüşüm davranışını etkileyen çok önemli bir faktördür. ( Ti'ca zengin ve Ni'ce zengin ince filmlerde ) tavlamanın şekil hafıza etkisi üzerine, sönümlenme kapasitesine ve martenzitin gerinim platosunun başlangıç gerilme değerine etkileri çok az araştırılmıştır. Huang ve Liu, 2001, bir süperelastik NiTi şekil hafızalı alaşımın dönüşüm karakteristikleri incelemişlerdir, süperelastikliğe tavlamanın etkilerini araştırmıştır (Huang ve Liu, 2001).

#### **2.4 Uygulamalar ve kullanım alanları**

Genelde bilindiği gibi şekil hafızalı alaşım elemanı, martenzitik durumdayken deforme edildiğinde serbest enerjiye sahip olur ve ısıtıldığı zaman bünyesinde bulundurduğu bu serbest enerjiyi kullanarak minimum iş yaptığı önceki şekline geri döner. Bu fonksiyonel davranıştan yararlanılarak biyomedikal uygulamalarda kullanılan damarlar içindeki kan pıhtılarını yakalayan bir filtre geliştirilmiştir. NiTi alaşımlı telden yapılmış çapa şeklindeki filtre damar içine sokulmadan önce düz bir tel haline getirilir. Damar içine yerleştirildikten sonra tel, vücut ısısı ile harekete geçerek filtre fonksiyonu sağlayacak orijinal şekline döner ve toplardamarın içinden geçmekte olan pıhtıları tutar.

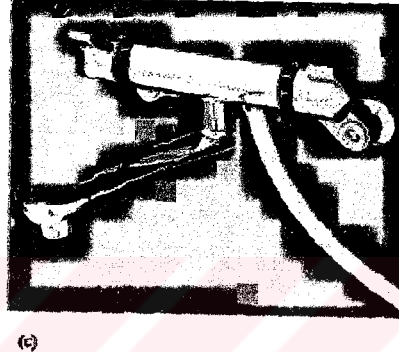
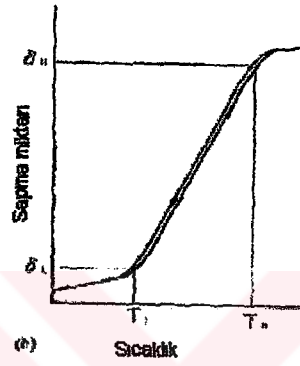
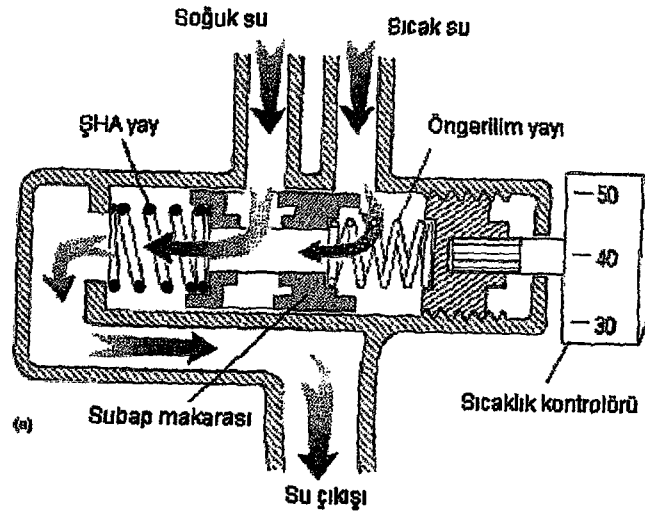
Zorlamalı enerji esaslı ürün tipinin en başarılı uygulaması ise Raychem Şirketi'nin yaptığı Cryofit hidrolik kaplinlerdir. Bu kaplinler birleştirilecekleri metal tüpten çok az küçük olacak şekilde tasarlanmış silindirik bileziklerdir. Çapları, malzeme martenzitik fazda iken genişletilir, montajı yapılır ve daha sonra ısıtılarak ostenit faza getirilir. Böylece çap yeniden daralır eski boyutuna dönmeye çalışır ve sıkı bir şekilde metal tüpe monte edilir. Metal tüp kaplinin orijinal çapına dönmesini engeller ve yaratılan gerilme sayesinde kaynak işlemi ile elde edilen bir bağlantıya eşdeğer üstün bir birleşme sağlanmış olur.

Cyofit kaplinlere benzer biçimde Betalloy kaplinleri CuZnAl alaşımıdır. Bakır ve alüminyum tüpler için Raychem Şirketi tarafından tasarlanmış ve piyasaya sürülmüştür. Bu uygulamada da yine aynı şekilde CuZnAl şekil hafızalı silindir ısınınca büzölmeye başlar ve tüp ile birleşme sağlayarak tüpün etrafında çizgisel basma yapar.

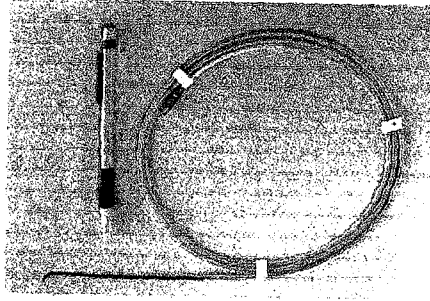
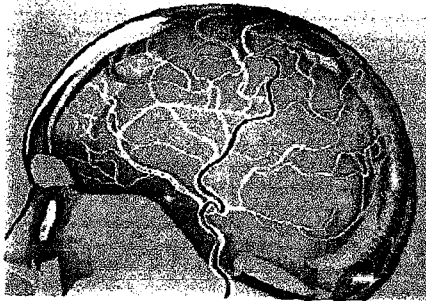
Bazı uygulamalarda şekil hafızalı eleman, düşünülen hareket sınırları çerçevesinde güç üretmek amacıyla tasarlanır. Örnek bir uygulama Beta Phase Inc. Tarafından geliştirilen devre kartlı konektörlerdir. Elektrikle çalışan rabitalı sistemde şekil hafızalı eyleyici, rabita ısındığında bir yayı açmak için kuvvet yaratmak amaçlı kullanılır. Bu kuvvet ile rabitadaki devre kartının geri çekilmesi sağlanır. Soğutma durumunda NiTi eyleyici zayıf kalır ve yay eyleyiciyi deforme ederken devre kartı rabıtaya sıkıca kapanır. Böylece bağlantı gerçekleşir.

Aynı prensibe dayanarak, CuAlZn şekil hafızalı alaşımların bu alanda birçok uygulamaları mevcuttur. Yine bunlardan biri, yangın durumunda yanıcı ve zehirli gazların çıkışını kapatacak şekilde tasarlanmış CuZnAl eyleyicilerden oluşan yangın güvenlik valfleridir. Dönüşümün belirli bir sıcaklık aralığında meydana gelmesinden yararlanarak seçilen belirli bir geri kazanım miktarıyla kesin bir mekanizma hareketi sağlamak için şekilsel geri kazanımın bir kısmı kullanılabilir. Bunu sağlayan düzenek, bir valfi istenilen miktarda kapatmayı veya açmayı sağlayan bir tertibattır. Şekil hafızalı alaşımdan yapılmış yay sıcaklığa duyarlı olduğundan boyutlarını değiştirerek çıkış akışkanının sıcaklığı ayarlar. Alaşımın duyarlı olması istenilen sıcaklık değeri manüel ayarlanır. Şekil 2.30.'de karıştırma valfi ve parçaları görülmektedir (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

Şekil hafızalı alaşımların sahip oldukları elastik ya da süperelastik özelliklerinden faydalanılarak tasarlanmış ve piyasaya sürülmüş birçok ürün vardır. Çok büyük deformasyonları dahi absorbe ederek zarar görmeyen süperelastik NiTi alaşımdan imal edilmiş gözlük çerçeveleri üretilmektedir. Canlının vücudundaki damarlara yerleştirilen, Şekil 2.31'de görüleceği üzere NiTi kılavuz tellerden ibaret kontrol edilebilir kateterler yapılmıştır. Ayrıca dişlere geniş bir hareket imkânı sağlayan ve yıllardır kullanılan ortodontik düzeltme işlevli kavisli teller şeklinde NiTi ürünler vardır (Akdoğan ve Nurveren, 2003).



**Şekil 2.30 Şekil Hafızalı Alaşım Yay ve Öngerilmiş Yay Kullanılarak Geliştirilmiş Karıştırma Valfi.** (a) İçyapı görülmektedir. Makaranın pozisyonu ve çıkış suyunun sıcaklığı sıcaklık kontrolörü döndürülerek ayarlanır. Kontrolörün dönüşü şekil hafızalı alaşımın boyutunu değiştirmektedir. (b) Karıştırma valfinde kullanılan şekil hafızalı elemanın sıcaklık ve sapma miktarı arasındaki ilişki şematik olarak görülmektedir. (c) Geliştirilmiş karıştırma valfinin dış görünümü (Akdoğan ve Nurveren, 2003).



**Şekil 2.31 Medikal Uygulamalarda Kullanılan Kateterler İçin Süperelastik Kılavuz Tel.** (a) Beyine Ait Bir Uygulama; (b) Kılavuz Telin Görünümü (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

NiTi alaşımlar, sahip oldukları üstün özellikler sayesinde özellikle biyomedikal uygulamalarda geniş bir kullanım alanı bulmuştur. Bu alaşımlar korozyona karşı son derece



dayanıklı olup mükemmel bir biyouyumluluk gösterir (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

ŞHA'lar ile yapılan tasarımlar geleneksel yapı malzemeleri ile yapılan tasarımlardan oldukça farklıdır. Öncelikle, mekaniksel ve fiziksel özellikler dönüşüm sırasında büyük miktarda değişir. Bu yüzden tek özellik değerleri kullanılamaz. İkinci olarak ŞHA'lar önceden bahsedilmiş olan 6 fonksiyonel özelliklerinden dolayı kullanılır. Bu fonksiyonel özellikler başlıca olarak alaşım kompozisyonu, ısıl-mekaniksel işlemler vs... ile değiştirilebilir. Üçüncü olarak ısıl-mekaniksel davranış doğrusal değildir ve histerezisli sıcaklığa bağlıdır. Bu yüzden şekil hafıza uygulamalarının tasarımı; i) şekil hafıza davranışı ile ilgili tam bir bilgi, ii) Şekil hafızalı alaşım üreticisi ile yakın işbirliği veya iii) Uzman sistemleri içine alan spesifik bilgisayar programlarının kullanımını gerektirir.

Çizelge 2.3'de ikili Nikel-Titanyum alaşımların en önemli özellik değerleri verilmiştir. Çizelgede verilmiş olan veriler literatürdeki sonuçların değerlendirmesine dayanmaktadır. Bu veriler, sadece bir yaklaşım verir ve mutlaka dikkatle ele alınmalıdır. Daha fazla detaylı ve düzenli güncel tablolar literatürde bulunabilir. Aşağıdaki paragraflarda uygulamaların bazı çok özel tipleri detaylı bir şekilde verilmiştir (Humbeek, 2001).

Çizelge 2.3 NiTi ve Cu-esaslı şekil hafızalı alaşımların özellikleri (Humbeek, 2001).

ÖZELLİK	BİRİMİ	NiTi	Cu-esaslı
<b>FİZİKSEL</b>			
Ergime noktası	°C	1300	1000
Yoğunluk	$10^3 \text{ kg m}^{-3}$	6.5	7.8
Isıl iletkenlik	$\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$		
Ostenitin		18	120
Martenzitin		8.6	-
Isıl genleşme katsayısı	$10^{-6} \text{ K}^{-1}$		
Ostenitin		11	-
Martenzitin		6.6	16
Özgül ısı	$\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$	500	400
Dönüşüm entalpisi	$\text{J kg}^{-1}$	20000	1000
Korozyon davranışı		300 serisi paslanmaz çeliklere eşdeğer	Zayıf
Aşınma direnci		İyi	-
<b>ELEKTROMAGNETİK</b>			
Direnç	$10^{-6} \Omega \text{ m}$		
Ostenitin		1.0	0.1
Martenzitin		0.8	0.1
Magnetik geçirgenlik		<1.002	-
Magnetik duyarlılık	$\text{emu g}^{-1}$	$3 \times 10^6$	-
<b>MEKANİKSEL</b>			
Youngs modülü (Ostenit)	GPa	80	80

G (Ostenit)	GPa	27	-
En büyük çekme dayanımı	MPa	700-1100 1300-2000 (tavlanmamış)	800 (tavlanmış)
Kopma uzaması	%	30-50	10-15
Yorulma dayanımı N= 10 <sup>6</sup>	MPa	350	270
<b>ŞEKİL HAFIZA</b>			
Dönüşüm sıcaklıkları	°C	-100 den 100 e kadar	-200 den 200 e kadar
Histeresis	°C	5-50	5-20
Tek yönlü hafıza gerinimi	%	3-8	4-6
Maksimum sıcaklık (kısa süreli)	°C	300	200
Sönüm kapasitesi	%SDC	15	80
Süperelastik gerinim	%	6-8	4
Süperelastik enerji depolama	J/g	6.5	1.8
Maksimum toparlanma gerilmesi	MPa	600-900	600
Gerilme artışı	MPa K <sup>-1</sup>	5-15	2-5
Çalışma verimi	j/g	4	1

### Kavramalar ve Bağlamalar

Isıl-toparlanabilir kavramalar, ısıl-büzülebilir bağlamalar, birleşme yeri olmayan bağlayıcılar gibi tüm bu uygulamalar zorlanmış toparlanma durumunda deforme edilmiş ŞHA eleman tarafından üretilen kuvveti kullanırlar. Zorlanmış toparlanma ile ilgili mekaniksel kavramların tanımını Proft ve arkadaşları tarafından verilmiştir.

Raychem tarafından geliştirilen, Grumman F-14 uçaklarında titanyum hidrolik tüpleri birleştirmek için kullanılan bir kavrama 1971 yılında yapılmış olan ŞHA ile ilgili ilk geniş ölçekli uygulamadır. Orijinal alaşım bir NiTiFe dir. Fe, -55°C'nin altındaki düşük bir dönüşüm sıcaklığı elde etmek için alaşımlandırılmıştır. Martenzitik elemanın gevşediği ve sızmaya neden olduğu daha düşük sıcaklıklarda içyapının martenzite dönüşmesini önlemek için bu yola başvurulmuştur.

Birleşme işlemi oldukça karmaşıktır. Sıvı nitrojen içerisinde bileziğin genişlemesi ve oda sıcaklığında birleşme gerçekleşinceye kadar sıvı nitrojen içerisinde tutulması gibi zorlukları vardır.

Bu, özel uygulamada kullanılan kavramanın temel avantajı girilmesi zor olan bölgelerde kolay bir birleştirmenin gerçekleştirilmesi ve tüplerin birbirine yakın olarak yerleştirilmesine izin vermesidir.

Sıvı nitrojenin depolanması ile ilgili problem daha sonra ısı (Cu-asıllı alaşımlarda) veya mekaniksel (NiTiNb alaşımlarda) “martenzitin kararlaştırılması” ile aşılmıştır. NiTiNb alaşımların geliştirilmesi kavrama sanayisi için asıl hamledir. Ancak, FeMnSi alaşımları daha düşük toparlanabilir gerinime sahip olmasında rağmen oldukça az kabul görmüşlerdir.

Başlangıçta Raychem şirketi tarafında geliştirilmiş ve daha sonraları Intrinsic Devices Inc. gibi diğer yeni şirketler tarafında çeşitli kavramalar geliştirilmiştir. Yapılan uygulamalar, Cryocon ve Cryofit (hidrolik kavramalar), Cryolive, Betaflex ve Crotact elektrikli bağlayıcılar, Tinel-lock ve Unilok bilezikler gibi özel isimlerle adlandırılmışlardır.

Tüm bu sistemlerin başlıca avantajları şunlardır:

- Hafiflik,
- Ulaşılması çok zor bölgelere bile kolay tesisat,
- Kanıtlanmış güvenlik,
- İyi darbe, titreşim ve sızdırmazlık..

Dezavantajları:

- Klasik alternatiflere nispeten yüksek maliyet,
- Sınırlı bir sıcaklık aralığında (-20°C~200°C) çalışma,
- Mümkün olabilen hafıza miktarı sınırlı.

SHA esaslı özel kavramalar veya bağlamalar, kritik bir sıcaklıkta ve kısa bir zamanda iki farklı parçayı kilitleyen veya çözen ısı duyarlı elemanlardır. Bu elemanlar, özellikle yangın koruma ve uzay teknolojisi gibi alanlarda uygulanmaktadır. Güvenirlilik ve ayarlanabilme gibi potansiyelleri başlıca avantajlarıdır.

Son olarak, sınırlı bir hareket ile sınırsız bir depolamayı bir araya getiren uygulama türü ise statik taş kırıcılarıdır. Kırıcı, sıkıştırma şeklinde ön-gerinmiş NiTi çubuklar kullanılır ve ısınma durumunda 950 MPa'a kadar yükselen toparlanabilir gerilmelere ulaşılabilir. Kırıcı, oyulacak yerin içine sokulur. Patlamalı veya mekanik kırıcılara göre önemli avantajlarından birkaçı gürültüsüz, titreşimsiz ve tozsuz olmasıdır. Havada, suda ve diğer sıvılar içinde kullanılabilir.

**Eyleyiciler**

**SHA-Eyleyicilerin Karakteristikleri**

Zorlanmış bir şekil hafızalı eleman üretilen toparlanma kuvvetlerinden dolayı toparlanabilir

şekil değişiminin doğrultusunda hareket eder ve bu kuvvet iş yapmak için kullanılır. Şekil hafızalı eleman ayrıca ısı eyleyici olarak ta kullanılabilir. Isıl enerjinin tamamı doğrudan mekanik enerjiye dönüştürülür. Hareketlenme elemanları için ŞHA seçiminden önce ŞHA eyleyicinin avantaj ve dezavantajları değerlendirilmelidir.

Eylenim mekanizması olarak ŞHA seçmek için önemli sebepler şunlardır.

- **Mekanizma basitliği:** Bir şekil hafıza eyleyicisi sadece alaşımın faz dönüşümünü kullanır. Gerinim yolu veya strokun tipi eylenen elemanın gerçekleştirdiği şekle bağımlıdır. Redüksiyon dişlilerin kullanımına gerek kalmaz. Bu durum geniş esnekliğe sahip tasarımlara izin verir. ŞHA eyleyiciler, başlıca yaylarda uygulandığı gibi çekme, basma, eğme, dönme veya bu deformasyon modlarının bir kombinesi altında çalışabilir. Gerçek eşdeğer gerinim birkaç yüzdesi (%1~6) ile sınırlı olduğu unutulmamalıdır.
- **Temiz, sessiz, kıvılcımsız ve sıfır yerçekimi çalışma koşulları:** şekil hafıza eyleyiciler, toz parçacıklarının üretilmesini önlemek için sürtünme mekanizmaları olmaksızın tasarlanabilir. Sürtünen veya titreşen parçalar olmadığından hareket oldukça sessizdir. Yüksek akım yoğunluğu olmayan elektrik anahtarları gereğinde şekil hafızalı eyleyiciler, tutuşabilir ortamlarda kıvılcımsız çalışmalara izin verir. Son olarak şekil hafızalı eyleyiciler, büyüklüğü sadece birkaç  $\mu\text{g}$ 'ı bulan ivmelenmelerle kontrol edilebilir. Ayrıca çok düzgün hareketlenmeleri, ivmelenmelerin istenmeyen hareketlere neden olduğu uzay uygulamalarında çok uygundur.
- **Yüksek Güç/Ağırlık (veya Güç/Hacim) Oranı:** Küçük doğru akım (DC) motorlarından gaz türbinlerine kadar tüm hareketlenme teknolojilerini karşılaştırılmıştır ve ŞHA'ların düşük ağırlıklarda (hacimlerde) (100g altında) en yüksek güç/ağırlık oranı sunduklarının sonucuna varılmıştır. Sonuç olarak ŞHA'lar mikro eyleyici teknolojisinde aşırı derecede cazibelidir. Mikroeylenme önemli ve hızla gelişen bir alan olduğundan, ŞHA-eyleyiciler bu gelişmede çok önemli bir tasarım aracı olmaktadır. Mikro eyleyiciler NiTi ince filmler ve ince tellerin geliştirilmesi ile yaygınlaşmaktadır. Özellikle eriyik-devinim ve ince film saçma teknikleri ile  $\mu\text{m}$  düzeyindeki kalınlıklara sahip levhalar üretmek kolaylaşmıştır.

Buraya kadar sayılan önemli avantajlara karşın ŞHA-eyleyicilerin kullanımındaki bazı dezavantajlar şöyledir:

- **Düşük enerji verimi:**  $A_f$  ve  $M_f$  arasında bir Carnot çevriminin maksimum teoriksel verimi, eyleyici nispeten düşük sıcaklıklarda, küçük sıcaklık farkları ile hareket eden bir ısı motoru olarak düşünüldüğünde yaklaşık %10 mertebesindedir. Gerçekte, ısının mekanik işe dönüşümü daha azdır ve teoriksel Carnot değerinden daha küçük mertebededir.

Bununla beraber, gerçek verim aynı zamanda tasarımla ve ŞHA-eyleyicinin şekli ile tayin edilir. Örneğin, bir yayın başlıca avantajı, nispeten küçük bir mikroskobik boyutta gerinime karşılık büyük bir makroskopik boyutta yer değiştirme üretmesidir. Ancak, yayın kesit boyunca dağılımı sabit değildir. Bunun anlamı, aynı kuvveti üretmek için daha büyük bir malzeme hacmine gereksinimdir. Bu durum, eyleyici esaslı bir yayın band genişliği ve verimi üzerinde olumsuz etki eder. Çünkü aynı çıkış verimi için daha büyük bir malzeme hacmi ısıtılmalı ve soğutulmalıdır. Aktif eleman olarak tellerin kullanımı, malzemenin en uygun kullanımına yönelik büyük bir avantajdır. Gereken miktarda iş şekil hafızalı malzemenin minimal kullanımıyla üretilir. Çekme gerilmelerine sahip düz tellerin kullanımının avantajları Çizelge 2.4'de gösterilmiştir. Görüleceği üzere, çekme yüklenmesi, diğer yüklenme durumlarından daha yüksek bir verime sahiptir (Humbeek, 2001).

Çizelge 2.4 Farklı yüklenme durumlarının verimliliğinin karşılaştırılması (Humbeek, 2001).

Yük durumu	Enerjik verimlilik [%]	Enerji yoğunluğu [J/kg]
(Carnot)	9.9	-
Gerilme	1.3	466
Burulma	0.23	82
Eğme	0.013	4.6

- Isıtma ve soğutma kısıtlamaları yüzünden sınırlı band genişliği: Şekil hafızalı eyleyiciler ışıyım veya iletim (ısı eyleyiciler) veya indüktif veya dirençli ısıtma (elektrikli eyleyiciler) şeklinde farklı yollarla ısıtılabilir. Hızlı ve homojen bir cevap için, dirençli ısıtma daha cazibeli bir çözümdür ve bu nedenle yaygın olarak kullanılır. Cevabın hızı öncelikle soğuma kapasitesi ile sınırlanmıştır. Genel olarak ısı transferi için üç yol vardır: Işıyım, taşınım ve iletim. 100°C'nin altında sıcaklık kullanıldığında, tüm ışıyım etkileri ihmal edilebilir. Etrafi saran akışkan (gaz) hareket etmiyorsa, iletim durumu söz konusudur. Taşınım, akışkan (gaz) hareket ettiğinde temel etken olur. Bir nesne ve bu nesneyi kuşatan ortam arasındaki ısı transferi  $P=h.A.\Delta T$  ile verilir. Burada P iletilen güç (W), h ısı transfer katsayısı (W/m<sup>2</sup>K) ve A temas yüzeyi alanı (m<sup>2</sup>) dir.  $\Delta T$  genellikle 100°C'den çok düşüktür. Temas yüzeyi, yuvarlak teller yerine dikdörtgen düz şeritler kullanılarak artırılabilir. Maksimum ısı transferi katsayısı ise hareket eden bir sıvı durumunda ulaşılır. Peltier elemanlar veya ısı pastaları da kullanılabilir ancak ŞHA-elemanın küçülme ve uzaması ile fiziksel bağlantılar kopabilir. Ayrıca soğuma durumunda martenzitik dönüşüm ekzotermik ( $\pm 20\text{J/g}$ ) olarak meydana geldiğinden uzaklaştırılması

gereken ısı miktarı artar.

- **Bozulma ve Yorulma** : Bir şekil hafızalı aygıtın güvenilirliği onun dünya çapında yaşam ömrü performansına bağlıdır. Zaman, sıcaklık gerilme, dönüşüm gerinimi ve dönüşüm çevrimlerinin miktarı en önemli kontrol eden dış parametrelerdir. Fiziksel ve mekaniksel özellikleri tayin eden önemli iç parametrelerden başlıca olanlar ise alaşım sistemi, alaşım bileşimi, dönüşüm türü ve kafes yapısında bulunan kusurlardır. Bu parametreler alaşımın ısılmeکانیکsel geçmişi tarafında belirlenir.

Sonuç olarak; maksimum etki, gerinim ve/veya gerilme, gerekli olan çevrimlerin sayısına sınırlı derecede bağlıdır. Çizelge 2.5'te Stöckel tarafında verilmiş olan NiTi alaşımlar için bir kılavuz görülmektedir.

Önemli avantajlara karşın söz konusu dezavantajlar şekil hafızalı eyleyici piyasasının büyümesinde önemli bir etkiye sahiptir (Humbecck, 2001).

Çizelge 2.5 Tahmini çevrim sayısı ile maksimum izin verilen gerinim ve gerilme arasındaki ilişki (Humbecck, 2001).

Çevrim	Maksimum gerinim	Maksimum gerilme
1	8 %	500 MPA
100	4 %	275 MPA
10000	2 %	140 MPA
100000+	1 %	70 MPA

### Eyleyici Uygulamaları

Çok sayıda alanda eyleyici kullanıldığından bir sınıflandırma yapmak zordur. Genel olarak ısı ayarlayıcıları, valfler, sabitleyiciler, pompalar, bırakma mekanizmaları vs... gibi başlıklar altında sınıflandırılabilir.

İlginç bir sınıflandırma Okhata ve Suzuki tarafından ŞHA eyleyici uygulamaları için iki kısımda yapılmıştır.

- ŞHA eyleyicinin algılayıcı ve eyleyici olarak kullanıldığı uygulamalar. Bu durumda ortam sıcaklığı hareketi sağlar
- ŞHA eyleyicinin tamamen kontrollü bir hareket sağlaması amaçlanan ısı etkenli uygulamalar. Isıtma ile hareket için elektrik akımı veya sıcak akışkan veya sıcak gaz(hava) akımı uygulanır. Çoğu durumda elektriksel ısıtma uygulanmaktadır.

Birinci tip uygulamalarda birçok güvenli kontrol aygıtları yapılmıştır. Isı etkisi ile çalışan şekil hafızalı eleman içeren su ısıtıcılar, kahve makineleri, musluk suyunun sıcaklığının ayarlandığı ısıl koruma aygıtları, buhar kapanları, termostatik karıştırma valfleri, aşırı sıcaklık



kapatma valfleri örnek verilebilir.

Diğer uygulamalar ise klimanın hava akış denetimi, havalandırıcılarda panjur mekanizması gibi çevresel sıcaklık kontrolüne ilişkindir.

İkinci tip uygulamalarda ise ŞHA-eleman, genellikle dönüşüm sıcaklıkları için daha az kritik ayar gerektiren uygulamalarda olarak ısıtılır.

ŞHA'ların kullanıldığı çok fonksiyonlu elektrik fırınları, arabalarda sis farını korumak için yapılan açma/kapama esasına dayalı şeklindeki uygulamalar ile robotik uygulamaları da bulunmaktadır.

Robotik uygulamalar için üç önemli tip vardır:

- Aktif hafıza elemanı için kullanılan deformasyonun tipi
- Eyleyicinin serbest konumlanmasını sağlayan konum geri besleme
- Aktif elemanı, ısıtma (soğutma) yolu (başlıca ısı dirençli, indüksiyon ısıtma, ısı tutma, radyo frekansı, RF enerjisi)

Uzay uygulamaları şekil hafızalı eyleyicilerin oldukça fazla yer bulduğu uygulamalardır.

Başlıca faydaları :

- Çoğu elektrik motorlarının aksine hemen hemen sıfır yerçekimi etkisi ( $\mu\text{g}$ 'lık ivmelenme)
- Yüksek güç/hacim (kütle) yoğunluğu ve basit mekanizma. Bu durum yüksek maliyeti telafi eder.
- Akışkan sızıntısı veya toz parçacıklarının açığa çıkması gibi sorunların olmaması

Uzay uygulamaları ile ilgili en çok ilgi bırakma mekanizmaları, mesnetleme ve solar paneller gibi tek hareketli aygıtlara yönelik olmuştur. Tekrarlayan hareketli eyleyiciler ile ilgili uygulamalar ise Mars Pathfinder gibi planet robotlar, uydular ve uzay istasyonlarıdır.

### **Akıllı Malzemeler**

Akıllı malzemeler tanımsal olarak üç işleve sahiptir: algılama, eyleme, denetim. Bu üç işlev genel olarak bir denetim birimi içeren farklı malzemelerden oluşan bütündür. Birkaç malzemenin bir araya getirilmesi, hibrid karma malzemeler olarak isimlendirilen yapısal malzemeleri oluşturur. Hibrid karma malzemeler, bir denetim birimi ile birlikte akıllı yapılar meydana getirir.

ŞHA'ların algılama işlevleri sınırlıdır. Uygun aralıktaki sıcaklık değişimleri doğrudan bir şekil değişimine veya toparlanma gerilmesine dönüşür. Her ikisi de bir araya geldiğinde çevresel sıcaklıklara göre şeklini ve işleyişini düzenlemesine izin verir.

Gelecek için en önemli teknolojilerden biride, ŞHA'ların spesifik rol aldığı hibrid karma malzemelerdir. Tasarlanmış olan birkaç uygulama aşağıda özetlenmiştir.

**Aktif Gerinim Enerjili Düzen:** Gerinmiş teller matriks içine gömülmüştür. Böyle bir karma malzeme rezonansta iken titreşirse, matriks ve tel ara yüzeyinde bir toparlanma gerilmesi üretecek şekilde teller ısınabilir. Bu durumda enerji dengesinde bir değişim görülür.

**Aktif Modal Modifikasyon:** Gerinimsiz teller matrikse gömülmüştür. Modal cevabı değiştirmek için tellerin ısıtılması, martenzitik dönüşüm sırasında tellerin elastik modülünün büyük miktarda artışına neden olur.

**Aktif Şekil Kontrolü :** Şekil hafıza etkisi karma malzemenin matriksinin şeklini değiştirmek için kullanılır.

**(Aktif) Yorulma Ömrü ve Darbe Direnci Artımı (Kendiliğinden onarım ya da kendiliğinden ısınma) :** Deforme edilmiş ve gömülü süperelastik teller, çatlak ilerlemesini durduran hatta ortadan kaldıran basma gerilmeleri yaratır. Gömülü gerinmiş martenzitik teller ayrıca ısıtılarak da uyarlanabilir.

**(Aktif) Gerilme-Rahatlaması:** Gerilme- ya da gerinim nedenli martenzit, özel yükleme ile, ısıl genişleme katsayıları veya ısıl şokların arasındaki farklardan dolayı gerilmelerin düzenlenmesi sonucu rahatlayabilir.

Uygulamanın tipine bağlı olarak, ŞHA'lar ince teller, fiberler, parçacıklar, ince filmler olarak gömülü olabilir. Matriks ise metalik bir malzeme, seramik, polimer ya da karma bir malzeme olabilir.

Şimdiye kadar akıllı uygulamalar ticarileşememiştir fakat aşağıdaki örnekler, geniş potansiyele sahip bu yeni teknoloji için sunulabilir.

**Gömülü ŞHA-Fiberler kullanılarak Bir Polimer Kirişin Titreşim Frekansının Kontrolü :** 300 µm çapındaki ön gerilmiş (%5) NiTi-fiberle gömülü epoksi matriksli kirişler üretilmiş ve karma malzemenin titreşiminin doğal frekansı, sıkıştırılmış bir kiriş konfigürasyonunda ölçülmüştür.

**TiNi Şekil Hafızalı Fiber/Al Matriksli Karma Malzemenin Geliştirilmiş Mekanik Özellikleri :** ŞHA fiberler, nominal  $A_f$  üzerinde ısıtılarak ısıl aktivasyon yüzünden bir basma kuvveti yarattığı sıcaklıklarda malzeme test edilerek aşağıdaki önemli iyileşmeler sağlanmıştır.

- İyileşmiş mekanik özellikler,
- Artmış Young modülü, akma gerilmesi ve şekil değiştirme sertleşme miktarı,

- Gelişmiş sönümleme davranışı,
- İyileşmiş sönümleme direnci.

### **Yüksek Pasif-Sönüm Kapasiteli ŞHA'lara Dayalı Uygulamalar**

Pasif sönüm, aktif sönümden farklıdır. Aktif sönüm, bazı aygıtların hareketini kapsar ve bir yapının kritik parametre seviyelerinde ekstra sönüm sağlar.

Pasif sönüm ise titreşimli veya darbe şeklinde yüklere maruz kalan malzemeler tarafından mekanik enerjinin ısı enerjisine doğrudan dönüştürülmesini kapsar. Özgül sönüm kapasitesi, dönüştürülmüş enerjinin uygulanmış enerjiye oranıdır.

SDC: Özgül sönüm kapasitesi

$$SDC = \frac{\Delta W}{W} = \frac{\oint \sigma d\epsilon}{\int_0^{\sigma_{\max}} \sigma d\epsilon} \quad (2.2)$$

Kayıp faktörü veya iç sürtünme gibi terimler bilimsel araştırmalarda çok yaygın olarak kullanılır. Niceliksel veriler söylenen ifadeye bağlı olabildiğinden bu durum karmaşıklığa neden olabilir.

Örneğin,  $\mu$  sembolü ile gösterilen kayıp faktörü şu şekilde ifade edilir.

$$\mu = \frac{1}{2\pi} \frac{\Delta W}{W} (= \frac{1}{2\pi} SDC) \quad (2.3)$$

Tüm durumlarda, sönüm veya iç sürtünme ölçümleri esnasında gerilme ve gerinim değerinin başlangıç değerlerine (genellikle sifira) geri döndüğü kabul edilir.

Araştırmaların çoğunda, iç sürtünme veya sönüm kapasitesi malzemelere elastik aralıkta uygulanan çevrimsel yüklerle araştırılmıştır. Gerinim genliklerinin  $10^{-3}$ 'ün oldukça altında olduğu durum malzemenin elastik aralıkta olduğuna işaret eder. Bu koşullarda, sönüm sadece kristal hatalarının histeretik hareketi ile meydana gelir. Hataların tipine bağlı olarak yüksek sönümlü metallerin farklı çeşitleri vardır.

### **Yüksek Sönüm Kapasitesi İle İlgili Uygulamalar**

Tenis racketleri, testere bıçakları, kurşungeçirmez malzemeler gibi çeşitli aletlerde martenzitik Cu-Zn-Al ve TiNi kullanımına yönelik birçok uygulama geçmişte yapılmıştır. Ancak bunlardan hiçbirisi de ticari başarı sağlayamamıştır.

Ana sebeplerden birisi ŞHA'ların halen yapısal malzemeler olarak kullanılmasının çok pahalıya mal olmasıdır. Ayrıca ŞHA'ların üretilmesi zordur ve kaynak edilebilmesi hemen hemen imkânsızdır. Sağlanan toplam gürültü azalımı, ŞHA-elemanı nakledilen mekaniksel titreşim enerjisi miktarının kısıtlı olmasından dolayı oldukça sınırlıdır. Buna örnek olarak tenis raketleri ve testere bıçakları verilebilir. Bununla birlikte son zamanlarda ŞHA'ların sönüm kapasitesine yönelik yeni bir ilgi ortaya çıkmıştır. İsviçreli bir kayak üreticisi olan Stöckli-Ski firması tabakalar şeklinde düzenlenmiş CuZnAl şeritler içeren karma malzemeden oluşan kayıklar üretmiştir. Bu şeritlerin martenzitik dönüşüm sıcaklıkları 0°C'nin biraz üzerindedir. Kar ile temas eder etmez, kayak soğumaya başlar ve CuZnAl lifler martenzite dönüşür. Bu yolla, oluşan titreşimler önemli miktarda sönümlenerek en iyi kayak performansı sağlanmaktadır.

Ayrıca, zırh malzemeleri ve diğer kurşungeçirmez malzemeler ile şok dalgalarını emmek için çok geniş askeri uygulamalar yapılmıştır. Yüksek gerinim genliği ile özel darbe birleşimi sayesinde yüksek sönüme sahip en uygun şartları sağlayan malzeme olarak ŞHA'ların kullanımını ön plana çıkarmaktadır. Martenzitin yeniden yönlenebilirliği ve süperelastisite, bu alanda yapılan uygulamalara hız vermektedir.

Benzer şekilde, ŞHA'ların inşaat mühendisliğine yönelik uygulamaları günümüzde yoğun bir ilgi çekmektedir ve özellikle inşaat yapılarının korunması için depremlere karşı alınan önlemlerde ŞHA'lardan yararlanılmaktadır.

Son zamanlarda, bir Avrupa Brite Konsorsiyumu ŞHA damperler içeren yapısal destekleyicilerin yanı sıra bir temel-yalıtım sistemi geliştirmiştir. Ölçeklendirilmiş yapılara masa sarsma testleri yapılmış ve çok yüksek depremlere dahi aşırı dayanımlı oldukları görülmüştür.

### **Biyomedikal Uygulamalar**

Son yıllarda ŞHA'ların en geniş çaplı ticari başarısı biyomedikal alanda olmuştur. Şekil hafıza etkisi ve süperelastisite gibi spesifik fonksiyonel özelliklerle birlikte süreklilik, iyi dayanım ve iyi biyouyumluluk sağlamaları medikal uygulamalar için eşsiz bir malzeme olmalarını sağlamıştır.

Özellikle ŞHA'ların süperelastik etkisi, yüksek dayanım, yüksek rijitlik ve yüksek esneklik özelliklerinin eşsiz bir kombinasyonudur. Bu kombinasyonu verebilen başka bir malzeme türü yoktur. Diğer uygulama alanlarında dezavantajı olan süperelastik etkinin sıcaklık bağımlılığı biyomedikal alanda çok önemli değildir. Çünkü insan vücudunun sıcaklığı sabittir. Uygun

yüzey işlemine tabii tutulmuş NiTi mükemmel bir biyouyumluluk gösterir. Ayrıca, yüksek elastik ve geniş bir gerilim alanı boyunca, yaklaşık sabit gerilme seviyelerine sahip bir metalik malzeme kavramı sıcaklık etkileşimi Şekil hafıza etkilerine ilişkin kavramlara göre tasarımcılar tarafından daha kolay üstesinden gelinebilen bir şeydir. Sonuç olarak; spesifik fonksiyonel özelliklere ilişkin ŞHA'ların en geniş ticari başarıları, süper elastikliğin kullanımıyla bağlantılıdır. Daha spesifik olarak NiTi ŞHA'lar ortodontikler, ortopedikler, tıbbi cihazlar, endovasküler uygulamalar (stentler) da başarılı bir şekilde kullanılmaktadır. Kemik mühendisliği, ilaç salım sistemleri, kan alma sistemleri gibi uygulamalardır. Paslanmaz çelik tellerin kullanılması durumunda dişlerin hareketi sırasında kuvvetler hızlı bir şekilde açığa çıkması ve bu hareketi geciktirirken süperelastik NiTi teller tedavi süresi boyunca hemen hemen sabit bir kuvvet altında dişlerin hareketine ve pratisyenlerin teli yeniden sıkıştırmasından önce dişlerin oldukça geniş yer değiştirmesine izin verir. Aynı maksimum gerilme için depolanan elastik enerji, süperelastik malzemede çeliğe göre daha büyüktür.

Tellerden başka, şekil hafıza etkisine dayanan implantlar geliştirilmiştir. Biyomedikal uygulamalarda, en çok birleşen alan stentlerdir. Stentler son on yılda önemli ölçüde kullanılmakta olan damar içi yapı sistemleridir. (Stent ismi Londralı bilim adamı Charles Stent'den alınmıştır). Kardiovasküler stentleme, bronşiyal biliyer, yemek borusu stentleme, aortik anevrizma için stentler ve karotis stenoz uygulamaları, hastalar için faydalı müdahalesiz cerrahi tekniklerini motive edici olmaktadır.

Paslanmaz çeliklerin yerine NiTi alaşımların kullanılmasının başlıca avantajı, bu durumda stentlerin süperelastik etki veya vücut sıcaklığına adaptasyon sırasında şekil hafıza etkisi sayesinde kendiliğinden genişleyebilir (Koherentlerden çıkarıldığında) olmasıdır. Bu durum balon genişleme gibi diğer uygulama tekniklerini geri planda bırakır.

Başlıca kemik ankorları, intromedallary sabitleyici nails, osteosentez kemik raptiyeleri olmak üzere ortopedik alanlarda kullanılan araçların kolay bir şekilde monte edilebilmektedir. Vücut sıcaklığına uyum sağlama esnasında toparlanma kuvvetinin eşlik ettiği şekil değişimi ile buldukları ortama kuvvetle bağlanırlar. İyi bilinen bir süperelastik uygulama, skoliosisin tedricen düzeltilmesi için kullanılan Harrington çubuğudur. Geleneksel sistemlerde aynı sonucu elde etmek için daha fazla kuvvete ve bu nedenle daha ağır çubuklara gerek duyulur.

Sonuç olarak, söz konusu spesifik fonksiyonel özellikler, endoskopik ve cerrahi araçlar (kesiciler, tutucular) gibi minimal müdahaleli cerrahi için tasarlanmış araçların (desteksiz cihazlar) daha basit ve esnek olmasına izin verir. Aletlerin minyatürleşmesi ve ince filmlerin



üretimi (birkaç  $\mu\text{m}$  kalınlığında) kontrol altında implant edilebilir. İlaç salım sistemleri gibi yeni imkânlar sunmaktadır.

ŞHA'lar öncelikle medikal alandaki faydaları sayesinde bugünkü başarıya ulaşmıştır. Bu teknoloji yenidir ve cerrahlar ile ŞHA'lar hakkında bilgili mühendislerin etkileşimli çalışması ile bu ve diğer alanlarda yeni gelişmeler ortaya çıkacaktır.

### **Diğer Uygulama Çeşitleri**

#### **Aşınma dirençli malzemeler olarak kullanılan ŞHA**

NiTi alaşımlar üzerine yapılan araştırmalar özellikle süperelastik davranışın en iyi aşınma direncine önemli ölçüde katkıda bulunduğunu göstermiştir.

Li'ye göre, sanki elastik davranış, kayma durumunda plastik daralma alanı (Ap) azalmaktadır. İki kayan kısım arasındaki toplam temas alanına (A) göre Ap düştükçe, Ap/A oranı düşer ve durum malzemenin aşınma dayanımını iyileştirir.

Ayrıca ince ve eşevreli  $\text{Ti}_{11}\text{Ni}_{14}$  çökeltilerin varlığı aşınma dayanımını artırır. Aşırı büyümüş parçacıklar ise bozucu bir etkiye sahiptir.

Aşınmanın özel bir tipi kavitasyon erozyonudur ve özellikle hidrolik makinelerde, gemi pervanelerinde, su türbinlerinde, hidrodinamik türbülansın olduğu yerlerde büyük bir problemdir. Farklı malzemelerle yapılan karşılaştırmalı çalışmalar sonucu NiTi alaşımların geleneksel alaşımlara göre çok daha iyi kavitasyon erozyonu direncine sahip olduğunu göstermiştir.

Elbette bu elemanların tamamen NiTi'dan yapılması hem pahalı hem de imalat açısından pratik değildir. Richman ve arkadaşlarına göre NiTi'nin pratik kullanımı için en iyi yöntem patlamalı kaynak metodu ile NiTi ile çeliği üst üste birleştirmektir. Bu yöntem sayesinde mükemmel bir ürün elde edilmiştir.

Aşınma direncinin daha çok artırılması için istenilen fonksiyonel özellikler ile minimal müdahale içinde olan yüzey işlemlerine dayalı araştırma yapılmaktadır. İyon implantasyonu, anlık dövme ve vakum karbürizasyon gibi teknikler aşınma dayanımını iyileştirmek için geliştirilmiştir.

#### **Şekil Hafıza Alaşımından Yapılmış Misinalar**

Literatürde Memory Co.ltd. (Japonya) tarafından "Harisu Memory" olarak isimlendirilmiş yeni bir misinadan bahsedilmiştir. NiTi'dan yapılmış olan bu misina naylon veya çelik teller ile rekabet edebilmesi için aşağıdaki avantajlara sahiptir.



- Naylon misinalar balığın keskin dişlerinden dolayı sık sık kopmakta, demir teller ise deniz suyunda korozyona uğramaktadır. “Harisu Memory” tellerin bu tür sorunları yoktur.
- Çekme dayanımı naylonunkinden (100 kg/mm<sup>2</sup>) daha büyük olduğundan aynı dayanıma sahip naylon misinaya göre daha ince kesitli misinaları mümkün kılar.
- Naylon misinalar beyazımsı ve saydam iken NiTi teller yarı parlak siyah renkte olduklarından balıklar tarafından görülmesi daha zor olmaktadır.
- NiTi misina kıvrımlansa bile ısıtılarak kolayca düzeltilebilir (Humbeeck, 2001).

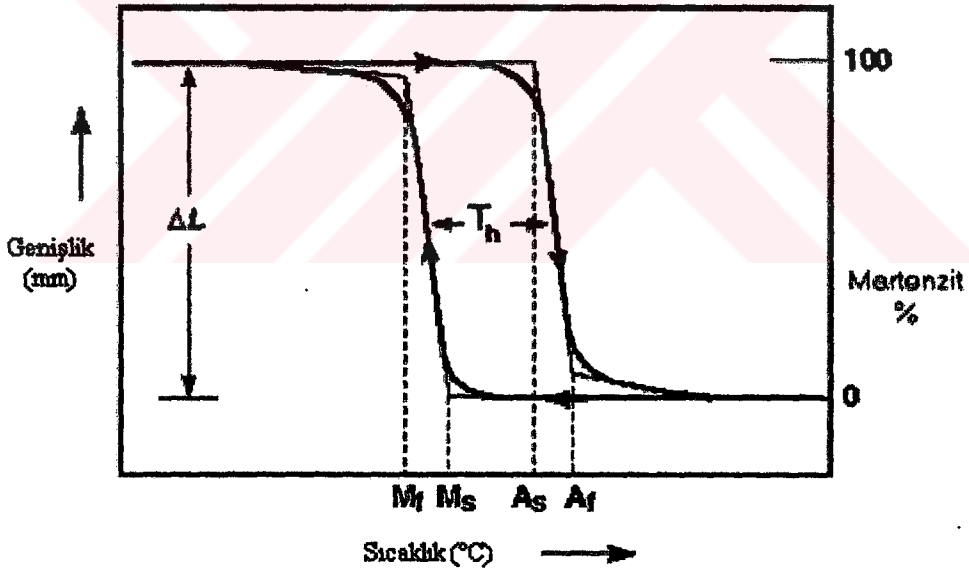


### 3. MARTENZİTİK DÖNÜŞÜMLER

#### 3.1 Genel Özellikler

Şekil hafızalı alaşımlarda, yüksek sıcaklıktaki ostenitik fazın uzun süren dönüşümü sonucunda termoelastik martenzitin meydana gelmesi işlemi martenzitik dönüşüm olarak isimlendirilir. Atomların yer değiştirme miktarı çok büyük olmamasına rağmen, hepsinin birden hacimsel yönde aynı doğrultuda taşınmasından dolayı, dönüşüm sonucunda makroskopik bir şekil değişimi gerçekleşir. Sonuç olarak normal metal ve alaşımlardan farklı niteliklere sahip olan şekil hafıza etkisi ve süperelastisite gibi eşsiz ve üstün özellikler açığa çıkar.

Alaşımdaki her metalin katılma sıcaklığı farklı olduğundan martenzitik dönüşüm, belirli bir sıcaklık aralığında tamamlanmaktadır (Şekil 3.1). Dönüşümün başlangıç ve bitişi gerçekte geniş bir sıcaklık aralığını kapsamasına rağmen çoğu zaman dar bir sıcaklık aralığında meydana gelmektedir. Dönüşüm sürecinde ısıtma ve soğutma sıcaklıkları arasında oluşan fark histerezis olarak isimlendirilir ve alaşım sistemine bağlı olarak değişir (Akdoğan ve Nurveren, 2003).



Şekil 3.1. Sabit Yük Altındaki Bir Numunede Isıtma ve Soğutma Durumunda Tipik Dönüşüm-Sıcaklık Eğrisi T: sıcaklık;  $T_h$ : dönüşüm histerezisi;  $M_s$ : martenzit başlangıcı;  $M_f$ : martenzit bitişi;  $A_s$ : ostenit başlangıcı;  $A_f$ : ostenit bitişi (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

Humbleek (2001), tarafından şekil hafızalı alaşımlarda martenzitik dönüşüm şu şekilde anlatılmıştır. Şekil hafızalı alaşımların ayırt edici özellikleri, bazı özel alaşımların yarı kararlı katı halinde meydana gelen bir katı $\leftrightarrow$ katı faz dönüşümü ile ilişkilidir. Bu dönüşüm difüzyon

olmadan meydana gelir ve bu nedenle martenzitik olarak isimlendirilmiştir. Soğutma durumunda elde edilen katı faz martenzittir. Dönüşümün olduğu ana faz beta( $\beta$ )-faz olarak isimlendirilir ve çoğu zaman çelikle benzerliğinden ötürü ostenitik fazda denilir. Dönüşümün gerçekleştiği sıcaklık  $-150$  ve  $200^{\circ}\text{C}$  arasındaki bir sıcaklıkta tercih edilir. Bu sıcaklık alaşımın bileşimine, içyapısal durumuna ve uğradığı ısı-mekaniksel işlemlere bağlıdır.

Sıcaklık nedenli dönüşüm dört farklı sıcaklık değeri ile tanımlanır: soğuma durumunda  $M_s$  ve  $M_f$ , ısıtma durumunda  $A_s$  ve  $A_f$  olmak üzere.  $M_s$  ve  $M_f$ , ana fazdan martenzite dönüşümün başladığı ve sona erdiği sıcaklıkları göstermektedir.

$A_s$  ve  $A_f$ , tersinir dönüşümün (martenzitten beta fazına) başladığı ve bittiği sıcaklıklardır. Dönüşümün tamamı  $10$  ila  $50^{\circ}\text{C}$ 'lik sıcaklık değerindeki bir histerezis ile tanımlanır.

Martenzitik dönüşüm  $A_f$  sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklıkta (bir kaç on  $^{\circ}\text{C}$  ile sınırlıdır) numuneye yük uygulanması ile de meydana gelebilir.  $A_f$  üzerindeki deformasyon tamamen tersinebilir. Ancak  $M_s$  üzerinde fakat  $A_f$  altındaki deforme durumunda içyapıda bir miktar gerinim nedenli martenzit kalacaktır ve tamamlanmamış bir şekil restorasyonuna neden olacaktır (Humbeeck, 2001).

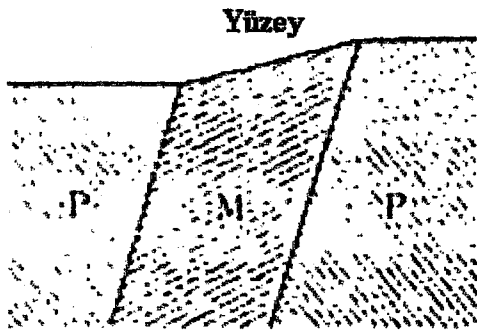
Bilindiği gibi eğer çelik bir malzemeye yüksek sıcaklıktaki ostenit fazdan itibaren su verilirse sertleşecektir. Parlatma ve dağlama sonrası mikroskop altında yapılan gözlemler ile oldukça ince taneli bir yapı görülecektir. Bu yapıyı ilk gözlemleyen bilim adamı olan ünlü Alman metalürjisti Adolf Martens'den sonra ona izafeten "martenzit" olarak isimlendirilmiştir. Daha sonraları bu yapının atomik yayınma olmaksızın gerçekleşen bir kafes dönüşümü sonucu oluştuğu anlaşılmıştır. Kübik yüzey merkezli olan ostenit, hacim merkezli kübik kafesli ya da hacim merkezli tetragonal kafesli olan lens-şekilli ya da plaka gibi alanlara dönüşür. Böyle bir dönüşüm sonrası oluşan kristaller "martenzit" olarak isimlendirilir. Atomik yayınma olmaksızın gerçekleşen kafes dönüşümleri ise "martenzitik dönüşümler" olarak isimlendirilirler. Yayınımsız martenzitik dönüşümler, çelikten başka birçok metal, alaşım ve bileşiklerde de gözlemlenmektedir. Günümüzde "martenzitik dönüşüm" ifadesi yaygınca kullanılan bir ifade olup katılarda görülen faz geçişlerinden birisidir.

"Martenzitik dönüşüm" basitçe ve kısaca şöyle tanımlanabilir: atomların topluca hareketlenmesi ile oluşan ve kayma mekanizması şeklinde bir deformasyonu kapsayan kafes dönüşümü. Ana fazdaki lens ya da plaka şekilli alanlardaki atomlar birbirinden bağımsız olarak yön değiştirmez, ancak ana kafes martenzite dönüşene kadar domino gibi bir koordinasyonla devam ederekten bir bütün olarak kayma deformasyonuna maruz kalır.

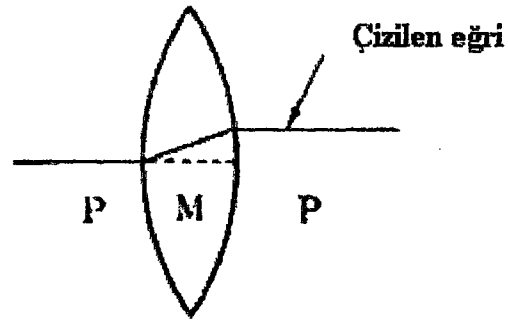
Atomların bu tip bir topluca hareketlenmesi ile bire bir eşleşme olur ve bu eşleşme “kafes eşleşmesi” olarak isimlendirilir. Kafes eşleşmesi ana fazdaki ve martenzitik fazdaki kafes noktaları arasında devam eder. Ana fazın süperelastik bir yapıya sahip olması, kafes eşleşmesi olarak devam eden dönüşümlerden elde edilen martenzitik fazın özgül bir süper kafese sahip olmasını sağlamaktadır.

Martenzitik dönüşümlerle ilişkili özellikler aşağıda maddelenmiştir.

- Martenzitik faz yer alan ya da arayer şeklinde bir katı çözeltidir.
- Dönüşüm yayınımsızdır. Martenzit fazda çözünmüş olan atomların konsantrasyonu ana fazdakine eşittir. Ötektoid dönüşümlerde görülen uzun mesafede yayınımlar yoktur.
- Söz konusu dönüşüm belirli bir büyüklükteki şekil değişimi veya yüzey rahatlamasını doğurur. Oda sıcaklığının altında dönüşüme uğramaya başlayan bir numunenin yüzeyi anafazda iken parlatılıp düzleştirilirse ve daha sonra numune, dönüşümün başlaması için oda sıcaklığının altına soğutulursa yüzey üzerinde martenzit fazın ortaya çıktığı bazı bölgeler Şekil 3.2 (a) da gösterildiği gibi bir rahatlama etkisi gösterecektir. Ana fazda iken yüzeyin üzerine çizilen bir çizgide (b) de gösterildiği gibi ana faz ve martenzit faz arasındaki sınırlarda eğilmeler ortaya çıkacaktır. Yüzey rahatlamasının eğimi ve çizilen çizgideki eğilmeler ana fazın kristal doğrusuna bağımlı olarak belirli değerlere sahip olacaktır. Bunun nedeni ise dönüşüme eşlik eden şekil değişimlerinin belirli bir değerde olmasından dolayıdır. Bu durum ise söz konusu dönüşüm mekanizmasının kesme deformasyonu ile ilişkili olduğuna bir kanıt olarak düşünülebilir. Martenzitik dönüşümlere eşlik eden şekil değişimleri şekil hafıza etkisinde gerçekleşen deformasyon mekanizmasında önemli bir rol oynar (Funakubo, 1984).



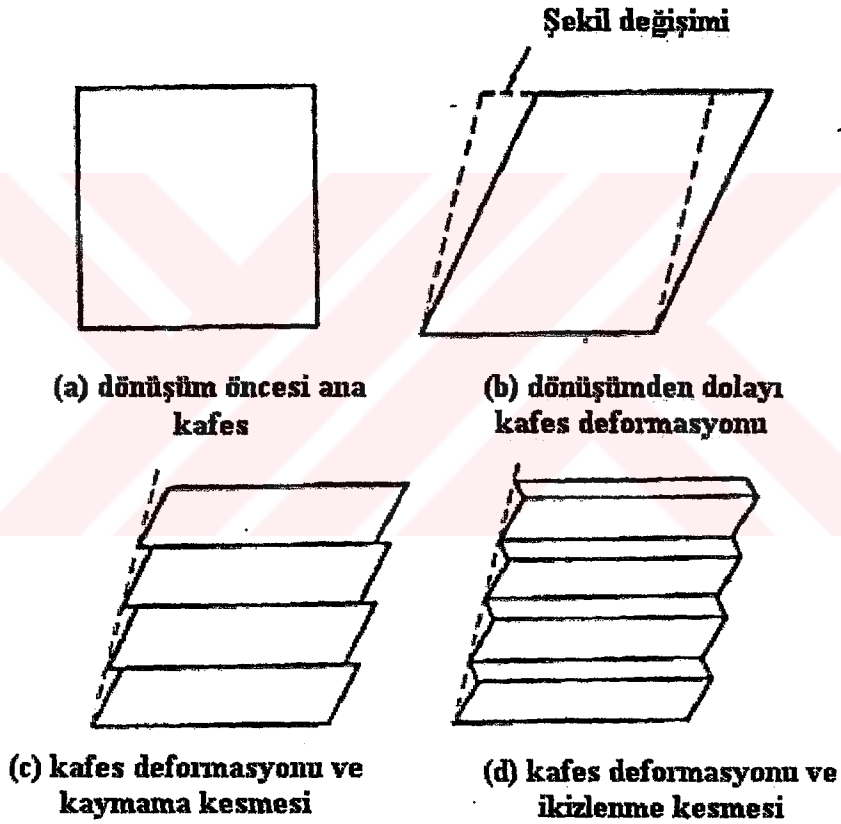
a) Yüzey rahatlaması



b) Çizilmiş çizginin eğilmesi

Şekil 3.2 Yüzey rahatlamasının oluşumu ve martenzit dönüşümü gösteren çizilen bir çizginin eğilmesi (Funakubo, 1984).

- Bir martenzit kristal özgül bir “habit düzleme” sahiptir. Bu düzlem Şekil 3.1 (a) daki ana faz ve martenzit fazlar arasındaki bir yüzeydir. Başka bir deyişle kesmenin dönüşüm sırasında ortaya çıktığı düzlemdir. Habit düzlemler ana fazdaki düzlemlerin indisleri ile belirtilir. İrrasyonel oldukları birçok durum vardır.
- Ana faz ve martenzit faz kafesleri arasında belirli bir yönlenme ilişkisi vardır.
- Martenzitik bir kristalde mutlaka kafes hataları bulunur. Ölçülen bir şekil değişimine eş değerde olan bir kesme deformasyonu ana faz kafesinde bulunan habit düzlem boyunca gerçekleşse bile tam bir martenzit faz elde edilemeyebilir. Şekil 3.3 de görüldüğü gibi ana faz kafesini martenzit faz kafesine dönüştüren (b) deki gibi bir kesme deformasyonu meydana geldiğinde tamamlayıcı kayma (c) ya da ikizlenme (d) deformasyonlarının ortaya çıkmasından dolayı bu çelişkiye varılmıştır (Funakubo, 1984).



Şekil 3.3 Kafes deformasyonu ile tamamlayıcı kayma kesmesi ve ikizlenme kesmesi ( kesikli çizgiler ) gerçek şekil değişimini göstermektedir (Funakubo, 1984).

Bu tip tamamlayıcı deformasyonlar “kafes sabit gerinimi” olarak isimlendirilir. Elektron mikroskobu ile gözlemlenen dislokasyon ve yığılma ya da ikizlenme kusurları gibi içyapısal hatalar bu tür kafes sabit gerinimlerinin bir sonucudur. İkizlenme kusurları, özellikle şekil hafıza etkisinde olmak üzere ikizlenme sankielastikliği ve eğilme sankielastikliği gibi yakın



ilişkili iki olgu üzerinde büyük role sahiptir (Funakubo, 1984).

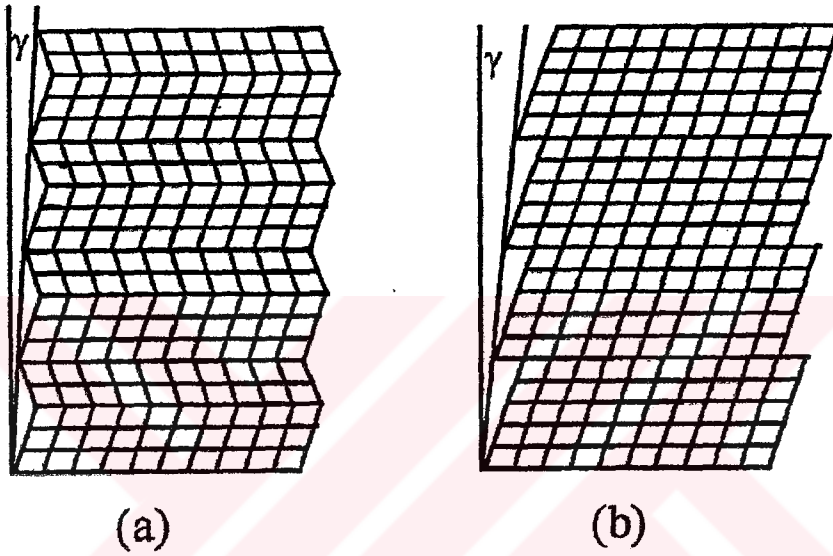
Şekil hafıza davranışının temelinde yatan olgu bu alaşımların çok değişkenli termoelastik martenzit yapısında olmalarıdır. Martenzitik dönüşümler birinci derece katı hal yapısal değişimlerdir. Uzun mesafeli atomik yayılım içermeyen, kayma benzeri atomik yer değiştirmelerle oluşan, kinetik ve morfolojileri kayma kaynaklı gerinim enerjilerince belirlenen değişimlerdir. Bu dönüşümlerde atomlar koordineli bir şekilde yer değiştirirler, bir başka deyişle, atomlar organize olarak komşu atomlara göreceli olarak hareket ederler. Genellikle bu yer değiştirmeler homojen kafes deformasyonu, atomların zıplaması (shuffles), homojen olmayan deformasyon ve kafes rotasyonu işlemlerinin bileşimi olarak tariflenebilir. Kafes deformasyonunda, atomların koordineli yer değiştirmeleri homojen olarak bir Bravais kafesi diğerine dönüştürür. Kristal yapı değişimini sağlayan kafes deformasyonu Bain çarpılması olarak adlandırılır. Ana faz ve üretilen fazlar arasındaki kafes uygunluğu Bain çarpılması ile sağlanabilir. Martenzitik reaksiyonların kafes çarpıtıcı doğalarından bekleneceği şekilde, yaratılan gerinim enerjilerinin önemli etkileri vardır.

Martenzit oluşumunda, martenzit ile ana faz arasında hiçbir değişime uğramayan bir ara düzlem olmalı ki şekil değişimi, değişmeyen bu düzlemin gerinimi (invariant plane strain) ile olsun. Matematiksel olarak, değişmeyen düzlem gerinimi, herhangi bir noktanın yer değiştirmesinin tek bir yönde ve değişmeyen düzlemden uzaklığı ile orantılı olduğu homojen bir çarpılmadır ve martenzitik dönüşümlerin kristalografik teorisinin temelini oluşturur. Eğer şekil deformasyonu değişmeyen düzlem deformasyonu ise ve habit düzlemi değişmeyen düzlem olursa, gerinim enerjisi minimum değerine azaltılmış olur. Martenzit kafesini oluşturan Bain gerinimi, değişmeyen düzlem gerinimi olmadığı için dönüşüm sırasında Bain gerinimine ek olarak, dönüşüme eşlik edecek fakat martenzit kafesinde ilave çarpılmalar yaratmayacak ve sonlanan tüm bu gerinimlerin değişmeyen düzlem gerinimi olmasını sağlayacak mekanizmalar gereklidir. Bu, dislokasyon kayması ya da ikizlenme gibi kafes değiştirmeyen deformasyon (homojen olmayan kayma) ile gerçekleşir. Söz konusu ek deformasyonun kafes değiştirmeyen özellikte olması gerekli kafes değişiminin Bain çarpılması ile tamamlanmış olması nedeniyledir. Şekil 3.4' de şematik olarak sırasıyla martenzit plakalarındaki ikizlenme ve kayma ile homojen olmayan kafes değiştirmeyen kayma gösterilmektedir. Kafes değiştirmeyen kaymadan sonraki yerleşmeye rağmen, genellikle belirli bir şekil deformasyonu ( $\gamma$ ), mevcuttur ve bu bir şekilde etrafını çevreleyen ana fazla etkileşme sonucunda yerleşir. Eğer bu yerleşme elastik deformasyon ile sağlınırsa, martenzitik dönüşüm termoelastik olur. Ancak çoğu tipik durumda yerleşme ana fazın plastik

deformasyonu ile olur ve toparlanma sağlanamaz.

Martenzitik dönüşümlerin yayınmasız olmaları atomların hareketlerinin rast gele olmadığı ve yapısal dönüşüm sırasında atomların ara yüzeyden rast gele zıplamalar yapmadıkları anlamına gelir. Sonuç olarak, ana fazda görülen bileşim, atomik düzen ve kafes hataları, aynen üretilen martenzit fazına aktarılır.

İstisnaları olmakla birlikte, genellikle, martenzitik dönüşümler zamandan bağımsız sayılabilecek kadar hızlı ve ısılmayan (athermal), yani dönüşen martenzit miktarının sadece dönüşüm sıcaklığının bir fonksiyonu olduğu dönüşümlerdir (Bor vd., 2002).



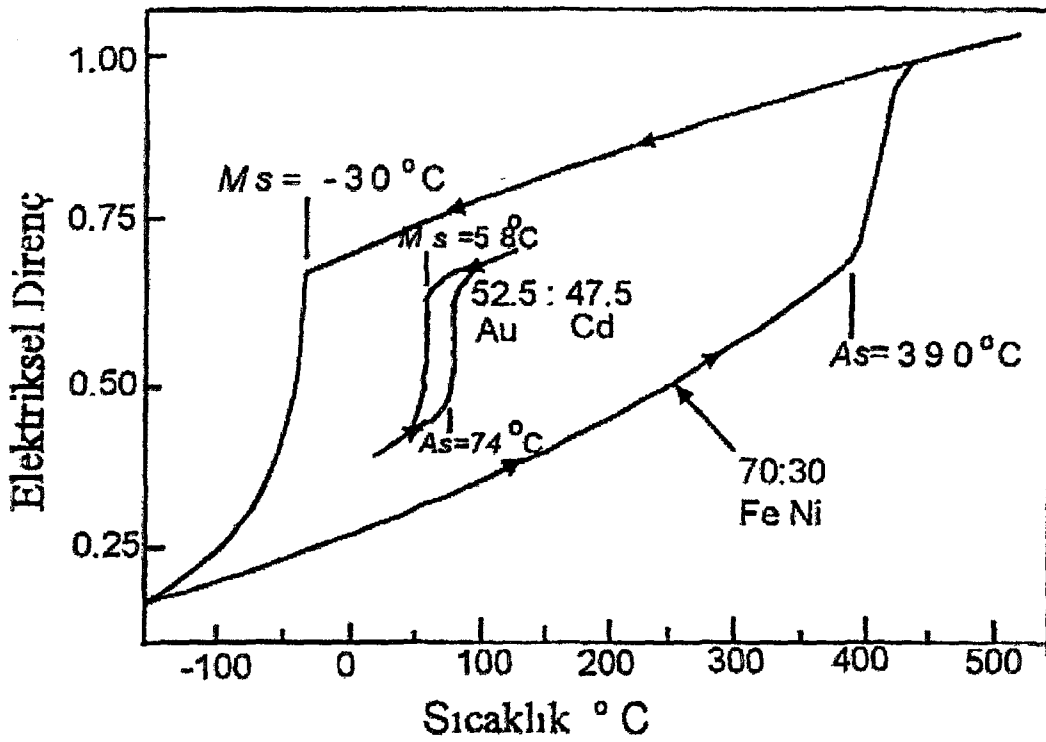
Şekil 3.4 Martenzit dönüşümünde (a) ikizlenme ve (b) dislokasyon kayması sonucunda oluşan homojen olmayan kafes değişirmeyen kaymanın şematik gösterimi (Bor vd., 2002).

Termoelastik martenzitlerde azalan sıcaklıkla martenzitler büyür ve ana faza geri dönüşü sağlayan ısıtma sırasında ise bu martenzitler büzülüp  $A_f$  sıcaklığına ulaştığında tamamen kaybolurlar. Termoelastik martenzitlerin en belirgin özelliklerinden biri yukarıda belirtildiği gibi şekil gerinimlerinin son derece ufak olmasıdır. Bu sayede ana fazın elastik limiti aşılmaz, kalıcı plastik deformasyonlar yaratılmaz. Bunların aksine termoelastik olmayan martenzitlerin sıcaklık döngüleri büyüktür, aşırı soğutma veya ısıtma gereksinimi ve kayma miktarları fazladır, şekil gerinimleri büyük olduğundan ana fazın elastik limiti aşılır ve kalıcı plastik deformasyonlar yaratılır ve bunun sonucunda ana faz-martenzit sınırlarının hareketinde geri dönülebilirlik özelliği gözlenmez.

Termoelastik olmayan alaşımlarda, dönüşüm sıcaklığı döngüsü ( $M_s-A_f$ )  $400^\circ\text{C}$  gibi oldukça büyük değerlerde iken, termoelastik alaşımlarda  $15^\circ\text{C}$  gibi çok küçük değerlerdir. Şekil 3.5'de

termoelastik olmayan (FeNi) ve termoelastik olan (AuCd) martenzitik dönüşümler için sıcaklık döngüsünün karşılaştırılması verilmiştir. Burandan da, engelleyici serbest enerjiyi aşırp dönüşümü başlatmak için gerekli itici gücün termoelastik alaşımlar için küçük, diğerleri için ise büyük olduğu anlaşılır.

Tüm martenzitik dönüşümlerde ara yüzey enerjisi ihmal edilebilecek kadar küçük olduğundan ve termoelastik martenzitlerde plastik deformasyon da ihmal edilebilir olduğundan dönüşüm sürecindeki toplam enerji değişimi itici gücü oluşturan Gibbs serbest enerjisi ve engelleyici elastik gerinim enerjisi terimleri ile karakterize edilebilir. Bu tür martenzitlerde  $M_s$  altındaki sıcaklıklarda numune soğutuldukça martenzit kristalleri büyür. Ancak kristaller belirli bir büyüklüğe ulaştınca sıcaklığa bağlı Gibbs serbest enerjisindeki düşme, kristal boyutlarıyla orantılı olan elastik gerinim enerjisindeki artışı karşılayamaz olduğunda büyüme durur. Isıl ve elastik etkiler arasındaki bu denge ısıl elastikiyet terimi ile ifade edilmiştir. Bir kez ısıl dengeye varıldığında, eğer numune ısıtılır veya soğutulursa ya da dışardan bir güç uygulanırsa bu ısıl denge bozulur ve martenzit kristalleri bir kez daha ya büyümeye ya da büzüşüp kaybolmaya başlar. Öte yandan, termoelastik olmayan martenzitlerde martenzit kristalleri neredeyse anında son büyüklüklerine ulaşacak şekilde büyürler ve sıcaklık düştükçe daha fazla büyümmezler. Bu tür martenzit kristalleri ısıtılarak geri dönüşüme zorlandıklarında ana faza geri dönerler ancak martenzit kristallerinin ana faz içinde çekirdeklenip büyümesine benzer şekilde geri dönüşümde de ana faz kristallerini martenzit fazı içinde çekirdeklenip büyürler. Termoelastik dönüşümlerde ise martenzit kristalleri çekirdeklendikten sonra, sıcaklık değişimlerine bağlı olarak ya büyürler ya büzüşürler. Bu sebeple bunların termodinamik davranışları termoelastik olmayan dönüşümlerden çok farklıdır (Bor vd., 2002).



Şekil 3.5 Termoelastik olan (AuCd) ve olmayan (FeNi) martenzit dönüşümleri için sıcaklık döngülerinin karşılaştırılması (Bor vd., 2002).

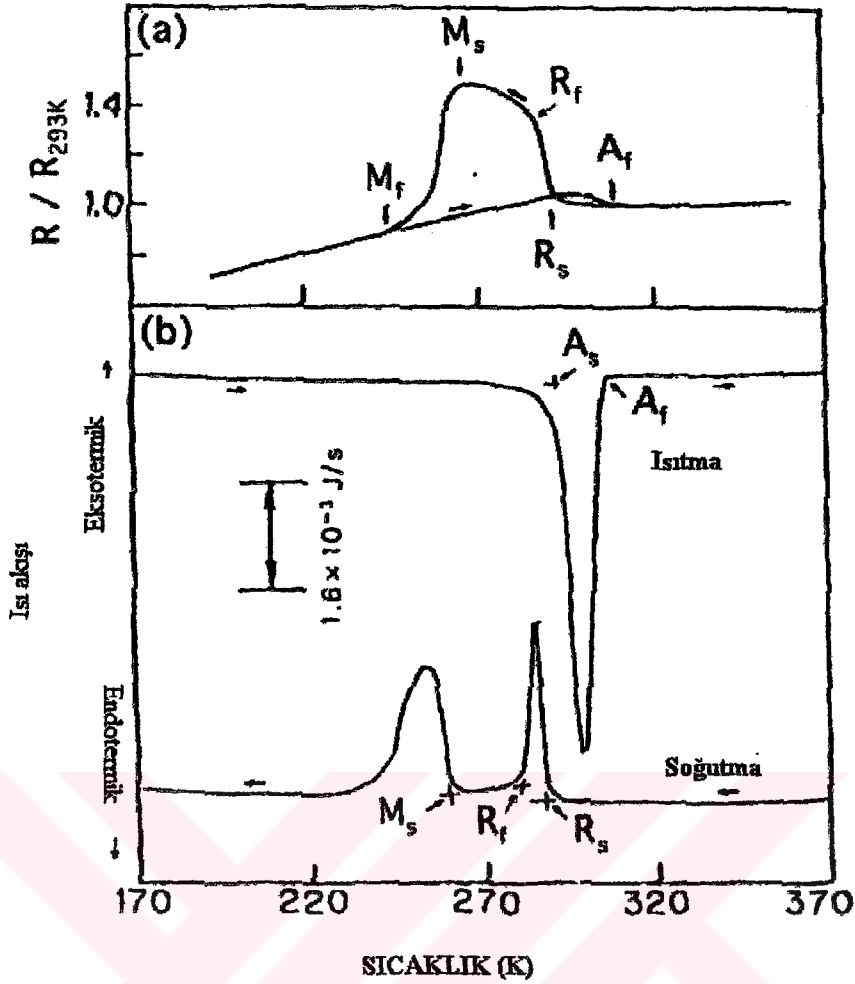
Termoelastik martenzitlerin toparlanabilirlik özelliğinin temel sebebi kristal yapı değişimi ile ilişkilendirilen elastik gerinimlerin düşük olmasıdır. Böylelikle ana fazın elastik sınırı aşılmaz ve kalıcı plastik deformasyonlar yaratılmaz. Bunun ötesinde martenzit plakaları büyürken yaratılan gerinimler gruplar şeklinde yerleşen plaka oluşumları ile etkin bir biçimde giderirler. Ayrıca, her plaka dönüşümünün gerinimlerini rahatlatmak için kendi içinde ikizlenir ya da iç hatalar oluşur.

Şekil hafızalı alaşımlarda görülen çok katmanlı düzenli martenzit yapıların taban düzlemleri  $DO_3$  ya da B2 ana faz düzlemlerinden birisidir ve dönüşüm sırasındaki kayma taban düzlemine paralel düzlemler  $\langle 110 \rangle$  yönünde olur. Düzenli ana fazda 6 tane  $\{110\}$  düzlemi ve her bir düzleme ait 2 tane mümkün olan kayma yönü vardır. Yani katmanlı 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 değişkeni elde edilebilir. Aslında ana fazdan, dört değişken içeren altı grup oluşur ve bir grupta yer alan dört değişkenin habit düzlem normaleri ana fazın altı tane olan  $\{110\}$  düzlem kutuplarından biri etrafında kümelenirler (Bor vd., 2002).

### 3.2 NiTi alaşımlarda martenzitik dönüşümler

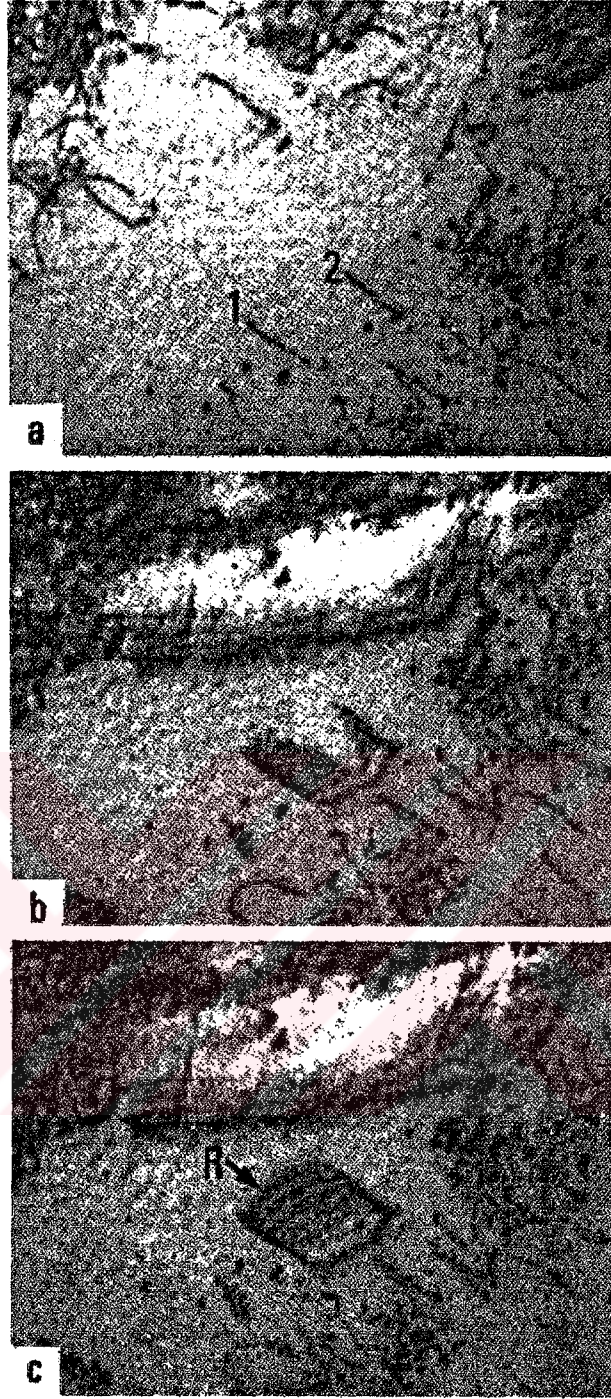
Tavlanmış eşatomlu NiTi alaşımlar B2 ana fazdan monoklinik B19' faza doğrudan dönüşürken, ısı çevrim veya ısıl-mekaniksel muamele uygulanmış yaklaşık eşatomlu NiTi alaşımlar ise önce B2 fazdan R-fazına, ardından da B19' faza dönüşüm şeklinde iki adımlı bir dönüşüm geçirirler. Isıl çevrim uygulandıktan sonra elektrik direnci-sıcaklık eğrisinde dirençte bir artışın görünmesi ile B19' faz yansımalarının görünmesinden önce eş kafeste 1/3 konumlarındaki X-ışını yansımalarının görünmesi önceleri martenzit öncesi bir olgu olarak düşünülmüş, fakat daha sonra B2→R faz dönüşümünden dolayı olduğu anlaşılmıştır. B2→R dönüşümü aynı zamanda martenzitiktir. İki adımlı dönüşüm ayrıca uygun bir sıcaklıkta yaşlandırılmış nikelce zengin NiTi alaşımlarda ve üçlü Ni-Ti-Fe ve Ni-Ti-Al alaşımlarda da ortaya çıkmaktadır. Şekil 3.6' da, ısıl-mekaniksel muamele edilmiş 50.2Ni-49.8Ti (at%) bir alaşımda meydana gelen dönüşümler görülmektedir. Numune 373K' den itibaren soğutulursa elektriksel direnç-sıcaklık eğrisi üzerinde  $R_s$ 'de elektrik direnci artmaya başlamaktadır (Şekil 3.6 (a)). Bu sıcaklık diferansiyel kalorimetre (DSC) eğrisindeki oluşan ilk tepe noktasının başladığı sıcaklık ile çakışmaktadır (Şekil 3.6(b)' de  $R_s$ ). Elektriksel dirençteki artışın başlaması ve DSC tepesi noktasının başlaması arasında 2K'lik bir farkla çakışmaktadır. Bu çakışma, elektrik direnci artışı ve ilk DSC tepe noktasının, birinci mertebeden dönüşüm olan R-fazı dönüşümünden dolayı olduğuna işaret etmektedir.  $R_s$  değeri R-fazı dönüşümünün başlama sıcaklığıdır. DSC eğrisinde görülen ikinci tepe noktası ise R-fazından B19' fazına dönüşümden dolayı ortaya çıkmaktadır. Elektriksel direncin azalmaya başladığı sıcaklık ise DSC eğrisindeki ikinci tepe noktasının başlama sıcaklığı ile çakışmaktadır. Bu  $M_s$  sıcaklığı olup, R→B19' dönüşümünün başladığı sıcaklıktır (Otsuka ve Wayman, 1998).





Şekil 3.6 Isıl-mekaniksel işlem görmüş 49.8Ti-50.2Ni (at%) bir alaşımın elektriksel direnç-sıcaklık eğrisi (a) ve DSC eğrisi (b) (Otsuka ve Wayman, 1998).

B2→R dönüşümü çekirdeklenme ve büyüme ile meydana gelir. Şekil 3.7, Ti-48Ni-2Al (at%) bir alaşımda R-fazının çekirdeklenmesi ve büyüme prosesini resmetmektedir. Şekil 3.7(a) ana fazın bir elektron mikrofografisidir (dislokasyonlar 1 ve 2 ile işaretlenmiştir). Soğuma durumunda, R-fazlı ince plakalar 1 ve 2 dislokasyonlarından çekirdeklenir, büyür ve birleşir (Şekil 3.7(c)). Soğumanın sürmesi ile, R-fazlı diğer plakalarda aynı şekilde oluşarak en sonunda tüm bölge R-fazına tamamen dönüşür. Isıtma durumunda ise R-fazlı plakalar, büzölmeye başlar ve ortadan kaybolurlar. Ortaya çıkma ve ortadan kaybolma tekrarlanan soğutma ve ısıtma durumlarında aynı tarzda tekrar eder. Elektriksel direncin artmaya başladığı sıcaklık önceleri yetersiz bir fazın başladığı ikinci mertebeden bir dönüşümün olduğu sıcaklık olarak yorumlanmıştır. Ancak daha sonraları anlaşılmıştır ki, yetersiz bir faz yoktur ve elektriksel dirençteki artışın nedeni R-fazı dönüşümünün başlamasıdır (Otsuka ve Wayman, 1998).

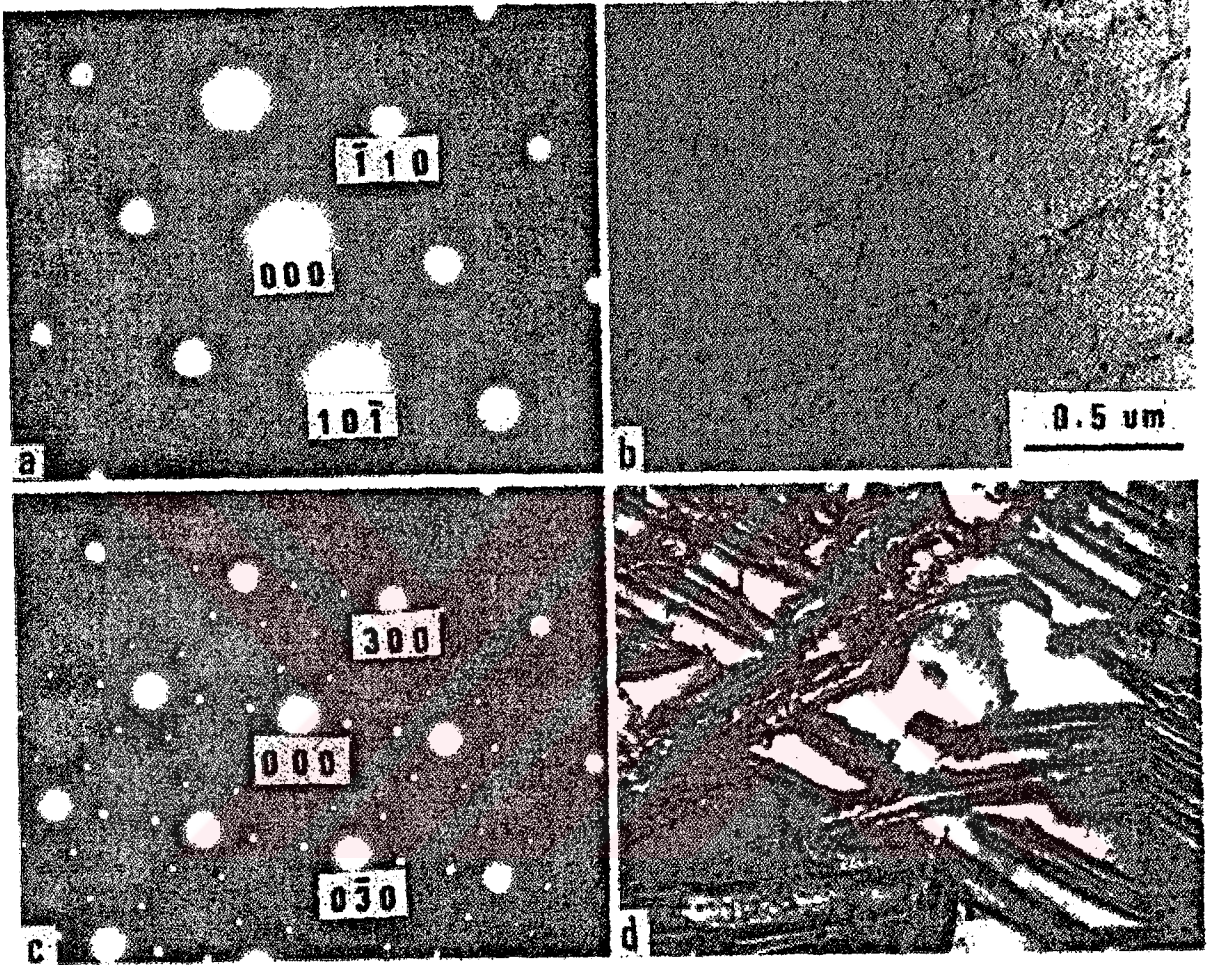


Şekil 3.7 Tek dislokasyonlardan R-fazı çekirdeklenmesini gösteren elektron mikrografları (Ti-48Ni-2Al(at%) alaşım) (Otsuka ve Wayman, 1998).

Şekil 3.8(a) bir Ti-48Ni-2Al (at%) alaşımın ana fazının ( $R_s$  üzeri) elektron difraksiyon paternidir. Şekil 3.8(b) ise buna karşılık gelen parlak alan görüntüsüdür. Belirgin B2 kafes noktalarının yanı sıra yayılım difraksiyon noktalarında varlığına dikkat etmek gerekir. Yayılım noktaları B2 eş kafesin  $\langle 110 \rangle$  boyunca yaklaşık  $1/3$  konum noktaları çok zayıftır ve bu noktaların koyu alan görüntüleri özel bir yapının olmadığını ifşa etmektedir. Yayılım  $1/3$



noktaları açığa çıkarmayan B2 fazından ayırt etmek için özdeş fazı, B2 fazı olarak isimlendirilirse;  $R_s$  altına soğutma durumunda, dönüşüm yayını  $1/3$  noktalarını ortaya çıkaran R-fazına doğrudur. Şekil 3.8(c),  $R_s$  altındaki bir sıcaklıkta Şekil 3.8 (a),(b)'dekinin aynısı olan bir alanın elektron difraksiyon paternidir. Şekil 3.8 (d) ise buna karşılık gelen parlak alan görüntüsüdür (Otsuka ve Wayman, 1998).

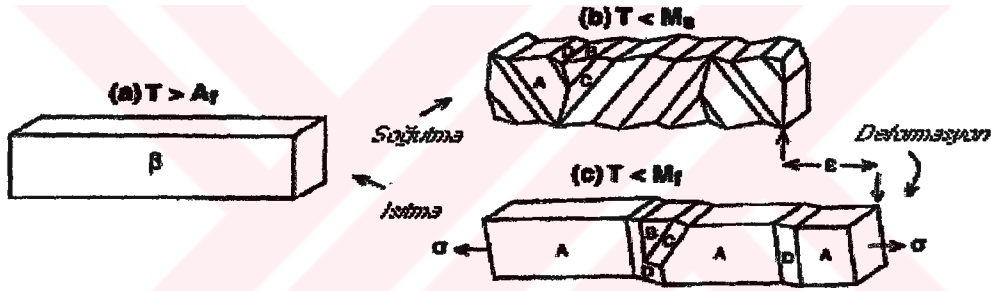


Şekil 3.8 Ti-48Ni-2Al (at%) alaşımında ana fazın ve R-fazının elektron difraksiyon paternleri (a,c) ile ana fazın ve R-fazının buna karşılık gelen parlak alan görüntüleri (b,d) (Otsuka ve Wayman, 1998).

Yayını yaklaşık  $1/3$  yansımaları  $R_s$  üzerinde nispeten geniş bir aralıktaki sıcaklıklarda gözlemlenmiştir. Yayını yaklaşık  $1/3$  yansımalarının kaynağının ne olduğu henüz yeterince anlayamamıştır.  $B2 \rightarrow B2'$  dönüşümü muhtemelen bir yumuşak tarzlı dönüşüm olabilir.  $B2' \rightarrow R$ -fazı dönüşümü, çekirdeklenme ve büyüme ile heterojen olarak yer bulan tipik birinci mertebeli dönüşümlerden biridir (Otsuka ve Wayman, 1998).

### 3.2.1 Termoelastik martenzitik dönüşüm

Bilindiği gibi termoelastik martenzitik dönüşüm, düşük sıcaklık ya da gerilme değişimleri ile harekete geçebilen düşük enerjisine ve parlak ara yüzeyine göre nitelendirilir. Termoelastik martenzit, dönüşüm esnasında simetri kaybı yüzünden sınırlandırılmış olarak tersinebilir. Atermal martenzitin balıksırtına benzer şekildeki yapısı esasen kendiliğinden şekillenen ünitelerin etkileşimli kaymış halidir (Şekil 3.9(b)). Üniteler arasındaki şekil değişimi, ünitelerin birbirini pasifleştirmesine neden olduğundan küçük değerlerde makroskopik bir gerinim açığa çıkar. Gerilme kaynaklı martenzit oluşumu durumunda veya gerilme ile kendiliğinden yerleşen bir yapı durumunda bu üniteler biçimini değiştirebilir ve uygulanan gerilme doğrultusunda meydana gelen en büyük şekil değişimi kararlı hale gelene dek değişim devam eder. Sonuç olarak Şekil 3.9(c)'de görüleceği üzere birim ünite mevcut yapılandırmada egemen olur. Bu süreç sonunda yaratılan makroskopik gerinim, tersine dönüşüm sayesinde kristal yapının ostenite geri dönüşmesi sonucu geri kazanılabilir (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

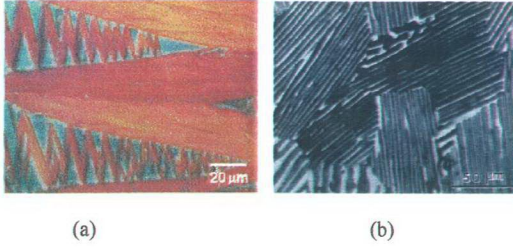


Şekil 3.9. T:Sıcaklık; (a) Beta fazlı kristal; (b) Soğutma ve martenzite dönüşüm sonrası kendiliğinden yerleşen A,B,C ve D ikizlenmiş üniteler; (c) A ünitesi uygulanan gerilme sonunda yapılandırmada egemen olur ve ısıtma durumunda malzeme beta fazlı yapısına dolayısıyla orijinal şekline yeniden döner (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

Şekil 3.10'da ise bakır esaslı ve nikel esaslı alaşımlara ait optik mikroskop altında çekilmiş yapı fotoğrafları verilmiştir.

Şekil hafızalı alaşımların sahip olduğu üstün özelliklerin temelinde sıcaklığa bağımlı ostenit-martenzit faz dönüşümü olan termoelastik martenzitik dönüşüm vardır. Şekil yinelenmesini sağlayan termoelastik martenzitik dönüşüm, malzemenin kristal yapısının ilgili sıcaklıkta minimum enerjili hale geçmesinin bir sonucudur.





Şekil 3.10. Çeşitli Şekil Hafızalı Alaşımlarda Görülen Yapı Görüntüleri (a) Bakır esaslı şekil hafızalı bir alaşımda martenzitik yapı. (b) Ti-Al bir alaşımda TiAl ve Ti<sub>3</sub>Al fazlarına ait yapraklı (lameler) yapı (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

Ti-Ni alaşımlarda iki faz arasında birbiri ile ilişkili simetrik yapılar, her bir atomun yerinin tam olarak tahmin edilebildiği ve neticede makroskopik seviyede şekil değişimine neden olan son derece düzenli dönüşüme yol açar. Martenzitin kristal yapısı ana faz olan ostenitin kristal yapısına nazaran daha az simetrikdir. Tek kristalli ana fazlı bünyedeki alaşım  $M_f$  değerinin altına soğutulursa toplam 24 adet martenzit değişkenli, kristalografik açıdan eşdeğer olan kenar düzlemleri meydana gelir. Malzemenin  $A_f$  değerinin üzerine ısıtılması durumunda, tüm martenzitik yapılandırmalar sadece ana faz yani ostenit yönlenmesinin mümkün olduğu yapıya geri dönüşür. Yalnız martenzit değişkenlerin deformasyonunu içeren mekanizma ikizlenme olarak isimlendirilir. Atomlar belirli bir ikizlenme çizgisi boyunca ayna simetrisi oluşturarak yerleşir. Çoğu malzemeler kayma veya dislokasyonlar yoluyla deforme edilirken Ti-Ni malzeme ikiz sınırların hareketi boyunca kristal yapısının yönelimini değiştirerek gerilmelere göre tepki gösterir. Ti-Ni alaşımlı numune sonuç olarak maksimum gerinim üreten uyumlu değişkenlerden oluşana dek deforme olacaktır. Fakat aşırı deformasyon kayma mekanizmasına neden olacak tersinir olmayan plastik deformasyonla sonuçlanır ve bundan dolayı da hafıza etkisi görülemez. Deformasyon yarıda kesilecek olursa numune birkaç farklı uyumlu değişkenlerden oluşur. Şayet böyle bir numune  $A_f$  değerinin üzerine ısıtılırsa, orijinal ana faz ve her bir değişken arasındaki kafes ilişkilerine uygun olarak ilgili değişkenlerden, deformasyon öncesi var olana benzer bir yönelime sahip ana faz yaratılır. Ostenitin kristal yapısı basit kübik, martenzitin kristal yapısı ise karmaşık rombiktir. Bu olgu numunenin deformasyon öncesi şekline tamamen geri dönmesini sağlar. Buraya kadar açıklanan görüngü şekil hafıza etkisi ve süperelastisitenin temelidir (Nurveren ve Akdoğan, 2003).

Şekil hafıza davranışının genel temelinin termoelastik martenzitik dönüşüm olduğu kabul edilmiştir. Makroskopik bir ölçekte gözlemlediğimiz şekil değişiklikleri, gerilme nedeni



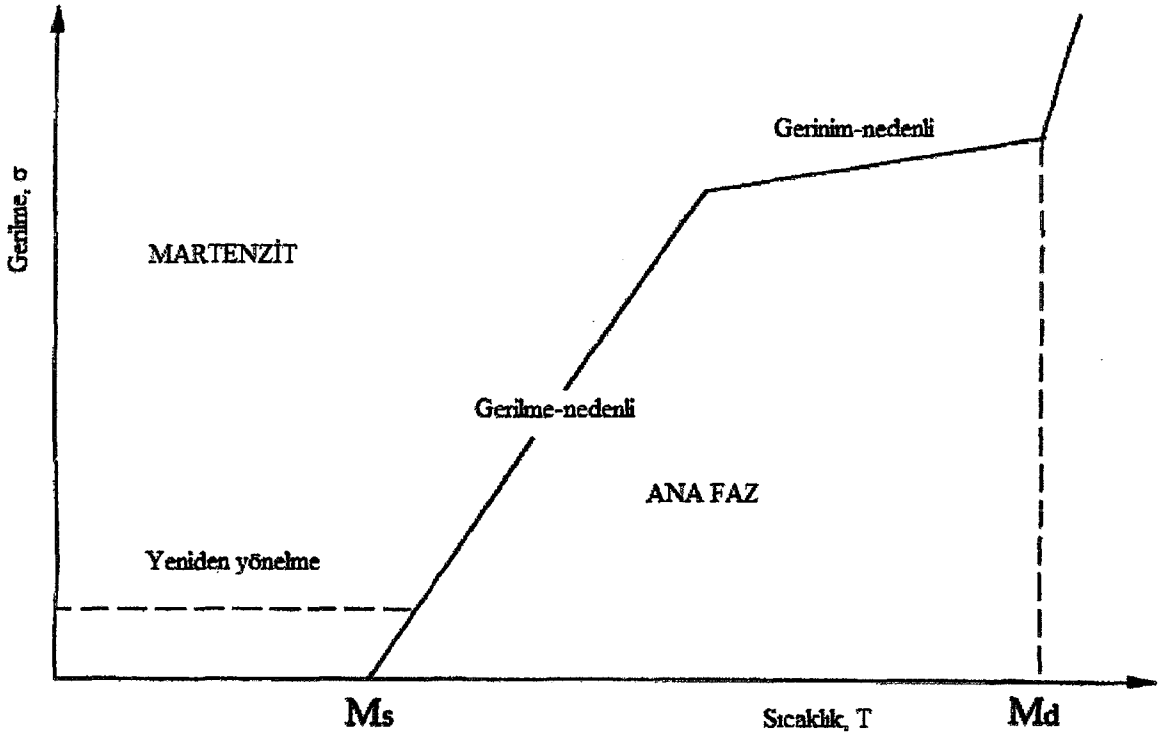
martenzit ve/veya deforme edilmiş martenzitin makroskopik bir ölçekte tersinmesi ile ilişkilidir. Termoelastik martenzitik dönüşüm plakaların olduğu, sıcaklık arttıkça ise tam bir tersinir yol ile ortadan kaybolduğu bir olaydır (Huang vd., 2002).

### 3.2.2 Gerilme esaslı martenzitik dönüşüm

Tek eksenli bir gerilme her zaman için martenzitik dönüşüme yardımcı olur. Bu nedenle şekil hafızalı alaşımların birçoğunda  $M_s$  üzerinde uygulanan bir gerilme sonucu martenzitik bir dönüşüm gerçekleşebilir. Gerilme-nedenli martenzitik dönüşüm şu üç sebepten dolayı termoelastik martenzitik dönüşüme göre üstünlük gösterir. Birincisi, daha kolay kontrol edilebilir. Dönüşümü belirleyen ilgili değişkenler tek kristalli olan alaşımlarla çalışıldığında daha kolay tespit edilebilir. Bu sayede de dönüşüm mekanizmalarını anlamak kolaylaşır. İkinci olarak, gerilme sıcaklıktan bağımsız bir termodinamik değişken olduğundan termoelastik dönüşümlerde gerçekleşmeyen yeni fazlar ya da yeni olgular (örn, martenzit→martenzit dönüşümü) gerilme altında gerçekleşebilir. Üçüncü olarak mekaniksel özellikler gerilme-nedenli dönüşüm ile ilişkilidir.

$M_s$  sıcaklığı üzerinde bir gerilme uygulandığında gerilme nedenli martenzitik bir dönüşüm gerçekleşebileceğini önceden belirtmiştik. Bu sıcaklık üzerinde, martenzit elastik olup uygulanmış olan gerilme sonucu termoelastik bir davranış sergiler. Bu davranış sankielastiklik olarak isimlendirilir ve şekil hafıza etkisinin mekaniksel bir tipi olarak tanımlanabilir. Yani gerilme kaldırıldığında, deforme olmuş numune orijinal şekline geri döner (Selimbeyoğlu ve Altıntaş, 1986).

Yaklaşık 75 yıldır bilinmektedir ki, bazı alaşımlarda martenzitik dönüşüm sıcaklık veya uygulanan gerilme durumunda meydana gelen bir değişim ile gerçekleşebilmektedir. NiTi ve CuZnAl gibi şekil hafızalı alaşımlar, bu tür davranışın görüldüğü alaşımlardan biridir. Termodinamik açıdan olaya bakıldığında, gerilme ve sıcaklık dönüşümü kontrol eden “hal değişkenleri”dir. Bunun nedeni, gerilme ya da sıcaklıktaki meydana gelen bir değişimin dönüşüm için gereken itici kuvveti değiştirmesidir. Dönüşüm için gereken itici kuvvet ise ana faz ile martenzitik faz arasındaki serbest enerji farkıdır. Martenzitik dönüşümle alakalı olan fazları gösteren bir gerilme ve sıcaklık faz diyagramı kurmak yaygın bir uygulamadır (Şekil 3.11) (Gall, K.A, 1995, 1996).



Şekil 3.11 martenzit dönüşüme maruz kalan malzemeler için gerilme ve sıcaklık faz diyagramı (Gall, K.A, 1995, 1996).

Genel olarak diyagramda üç bölge vardır. Martenzitin başlama sıcaklığı altındaki sıcaklıklarda, uygulanmış bir gerilme olmaması durumunda söz konusu malzeme martenzitik haldedir. Martenzitik halde olan bu malzemeye eğer gerilme uygulanırsa, martenzit plakalar yeniden hizalanacak ve uygulanan gerilmenin doğrultusunda birleşeceklerdir (Şekil 3.11 üzerindeki kesikli çizgi ile görülen yerlere dikkat ediniz). Çok yüksek sıcaklıklarda, uygulanan gerilme ana fazda aşırı bir plastisiteye neden olmadan önce dönüşümü tetikleyemeyecektir. Bu durumda, ana fazdaki dislokasyon yığılmaları ve plastik gerinim gradyanları, dönüşümü yerel olarak çekirdeklendirecektir. Genellikle bu tip dönüşümün “gerinim nedeni” olarak gerçekleştiği kabul edilmektedir (Şekil 3.11). Eğer sıcaklık yeterince yüksekse (deformasyon nedeni sıcaklık limiti olan  $M_d$ 'nin üzerinde ise) dönüşüm asla gerçekleşmeyecektir. Sıcaklık çok yüksek olduğundan, fazlar arasındaki serbest enerji farkı da çok olacaktır. Öyle ki yerel plastisite dahi dönüşümü tetikleyemeyecektir. Yüksek sıcaklık durumunda oldukça yerel plastisite, herhangi bir önemli derecede dönüşüm meydana gelmeden önce büyük bir ihtimalle numunenin kırılmasına neden olacaktır.

Orta derecedeki sıcaklıklarda, dönüşüm tamamen gerilme nedenlidir. Diğer bir deyişle, herhangi bir sıcaklıkta uygulanmış olan bir gerilme nedeni ile termoelastik martenzitin olduğu bölgede gerilme-nedenli dönüşüm gerçekleşecektir. Bu sıcaklık bölgesi “gerilme-

nedenli martenzit sıcaklık aralığı” olarak isimlendirilmektedir. Gerilme-nedenli martenzit sıcaklık aralığındaki gerilme-nedenli martenzit sıcaklık aralığındaki gerilme-nedenli dönüşüm faz sınırının eğimi Clausius-Clapeyron denkleminde yararlanılarak modellenilebilir.

$$\frac{d\sigma}{dT} \approx \frac{\Delta H}{T_0 \Delta V} \quad 3.1$$

$$\frac{d\sigma}{dT} \approx \frac{\Delta H}{T \varepsilon_0} \quad 3.2$$

Yukarıdaki denklemde,  $\varepsilon_0$  uygulanan gerilmeden dolayı oluşan tek eksenli dönüşüm gerinimi,  $\Delta V$  ise dönüşümün neden olduğu hacim değişimidir.  $\Delta H$  dönüşümün entalpisi,  $T_0$  denge sıcaklığıdır.  $T_0 = \frac{1}{2}(M_s + A_s)$ . Maalesef Otsuka'nın denkleminde T'nin manası biraz belirsizdir. Gerilme-sıcaklık aralığında düz bir çizgi olduğunu varsayarak bir denklem öne sürdüler, ancak var olan eğim T'ye olan bağımlılığa işaret etmektedir. Wollants'ın denkleminde  $\Delta V$  terimi ile ilgili bir çelişki görülmektedir. Dönüşüm durumundaki hacim değişimi uygulanan gerilmenin seviyesine dikkat etmeksizin daima pozitif veya negatiftir. Oysaki basma yükü altında, 3.1 denklemi ile tahmin edilen eğim negatif olmalıdır. Her ne durumda olursa olsun 3.1 ve 3.2 denklemleri niceliksel olarak, ana faz ve martenzit arasındaki faz sınırının gerilme-sıcaklık diyagramında düz bir çizgi olduğunu öngörmekte olup bu durum deneysel gözlemlerle tutarlıdır (Gall, K.A, 1995, 1996).

### 3.2.3 Şekil hafızalı davranışa ilişkin mikro yapısal kavramalar

Mikro yapısal ölçekte, bir şekil hafızalı alaşım deforme edilip daha sonra orijinal şekline toparlanması için yük kaldırıldığında ve/veya ısıtıldığında neler olup bittiğini anlamak gerekir. Alaşım yüksek sıcaklıktaki ana faz bölgesine tavlandığında orijinal (hafızada tutulan) şeklini almaya çalışır. (Şekil hafızalı alaşımların büyük çoğunluğunda bu ana faz kübik hacim merkezli bir kristal yapıya sahip olup B2 ya da DO<sub>3</sub> tip olarak içyapıda hizalanmıştır). Alaşım ardından daha düşük sıcaklıklara soğutulduğunda kendiliğinden martenzit faza dönüşme eğilimine geçer. Eğer soğutma yeterli olmazsa, bu sefer gerilme martenzite dönüşüm için uygun, meta stabil durumda olan yüksek sıcaklık fazı var olacaktır. Böylece, şekil hafızalı alaşımın gerinimi, var olan atermal martenzitin deformasyonuna veya kalmış yüksek sıcaklık fazından gerilme-nedenli martenzitin oluşumuna ya da bu mekanizmaların her ikisine karşılık gelecektir. Hangi durumda olursa olsun, ardından meydana gelen şekil toparlanmasının temelinde ortaya çıkan gerinimin tersinebilir olduğu gerçeği vardır. Yani, kalıcı bir deformasyon söz konusu gibi görünse de (toparlanabilir gerinim birkaç yüzde değerinde

olduğundan, normal elastik sınırların çok ötesindedir) gerçekte mikro yapısal ölçekte kalıcı hasar yoktur. Mikro yapı, dislokasyon hareketi gibi alışılmış tersinir olmayan plastik deformasyon mekanizmalarından oldukça farklı bir mekanizmayla deforme olmaktadır. Ayrıca, eğer alaşım yeterince ısıtılırsa yüksek sıcaklık faza geri dönüşmeye başlar. Deformasyonlar, gerçekleştiği yol boyunca yeniden hareketlenir ve böylece orijinal şekil toparlanır.

Termoelastik martenzitin tersinebilirliğinin ana nedenlerinden birisi kristal yapının değişimiyle ilişkili geçici düşük elastik gerinimlerin var olmasıdır. Bu sayede ana fazın matriksin elastiklik sınırı aşılmaz ve tersinmez plastik deformasyon olayları meydana gelmez. Ayrıca, martenzit tabakaların oluşumunu sağlayan gerinimler, karşılıklı kendiliğinden yerleşen tabaka gruplarının şekillenmesiyle etkili olarak yok edilir. Bazı durumlarda, bu gruplar tabaka istiflerinden ibarettir ve gerinim vektörleri birbirlerine komşu tabakalar arasında yok olmaya başlar. Çelikler ve birçok diğer martenzitik alaşımlarda şekil hafıza davranışının görünmemesinin nedeni basittir. Dönüşüm gerinimleri, bu yolla yerleşebilmek için çok büyüktür, bu nedenle dönüşüm esnasında tersinmez olaylar meydana gelir ve termoelastik davranış mümkün olmaz.

Şekil hafızalı alaşımlar deforme edildiğinde, ana faz bölgelerinin martenziti kesmesiyle, her bir martenzit tabakanın kaymasıyla (iç içe ikizlenen martenzitler için) ve gruplar halindeki birbirine komşu martenzit tabakaların gelişiminin tamamlanması ve/veya büzülmesiyle alaşım, şeklini değiştirir. Örneğin, yüksek sıcaklık fazdaki tek bir kristal soğutmayla tamamen martenzite dönüştürülür ve daha sonra gerilme uygulanırsa bu durum, belirli limitler dahilinde, uygulanan gerilme doğrultusunda en büyük uzama sağlayacak şekilde orijinal mikro yapı içinde tabaka değişimine ilişkin bir tek kristal ortaya çıkarır (Perkins, 1981).

#### 4. NİTi ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR

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 isimlendirildi. Bu keşif şekil hafıza fenomeninde ilginin hızlı bir şekilde artmasına yol açtı. Başlıca tel formunda olmak üzere Ni-Ti asıllı alaşımların özellikleri ile ilgili çok sayıda araştırma raporu belgelendi ve tasarımcılar için çok faydalı bilgiler sağlandı. Daha sonraları, özellikle mekaniksel ve şekil hafıza davranışına ısıl işlem ve yöntemlerinin etkileri ile ilgili alaşımı anlamak için önemli ilerleme kaydedilmiştir (Fuentes vd., 2002).

NiTi alaşımları ikili alaşım sistemidir ve eşatomlu intermetalik bir bileşiktir. İntermetalik bir bileşik sıra dışıdır. Çünkü bu tür bir bileşik, kabul edilir sınırlar içerisinde fazlardan nikel veya titanyum çözebilir ve alışlagelmiş alaşımlarla mukayese edilebilir derecede süneklığe 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 alaşımın 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 monoklinikdir. Yakın zamanda, Otsuka ve arkadaşları tarafından Ti-49,75Ni alaşımının kafes parametreleri  $a=0.2889$  nm,  $b=0.412$  nm,  $c=0.4622$  ve  $b=96.80^\circ$  olan monoklinik kristal yapısına sahip olduğu tespit edilmiş ve standart olarak kabul görmüştür.

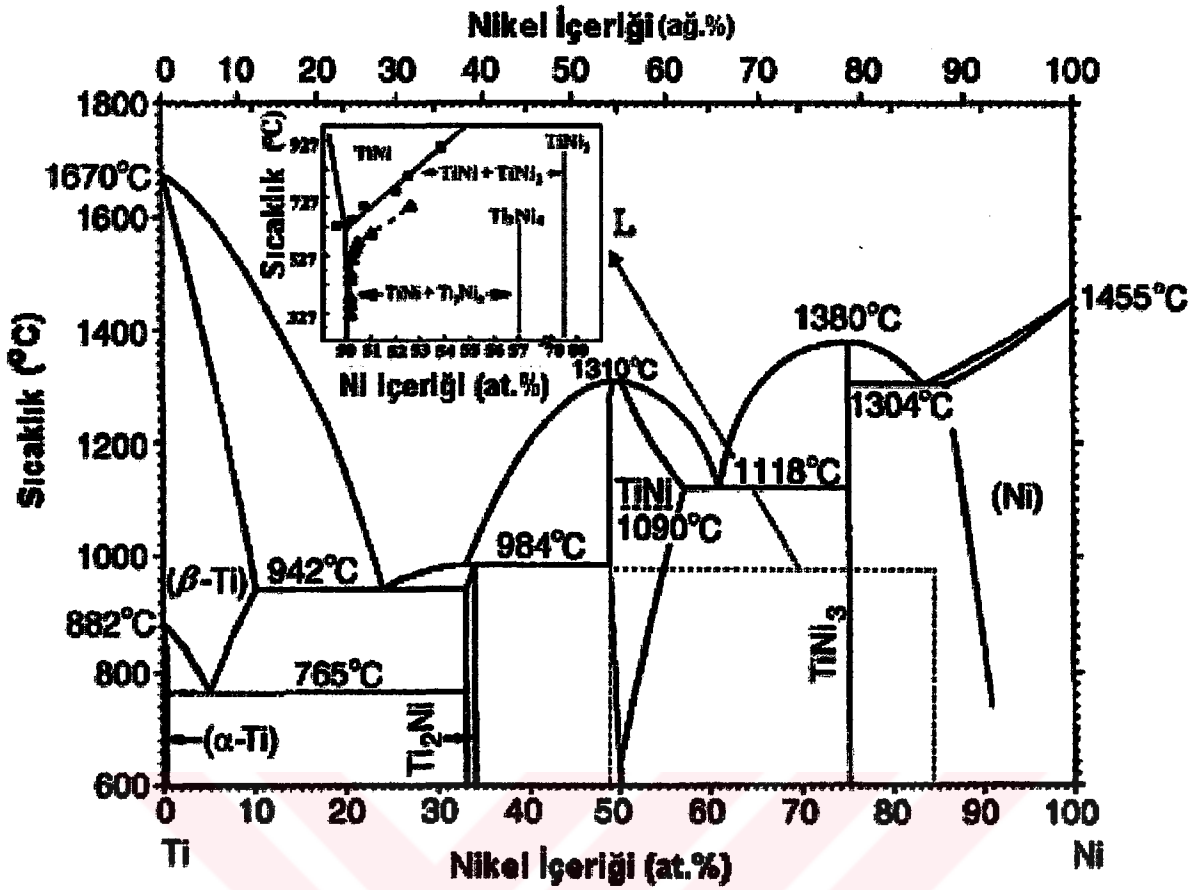
NiTi ikili alaşım sisteminin temel fiziksel özellikleri ve tavllanmış alaşımın mekanik özelliklerinin bazıları Çizelge 4.1'de gösterilmiştir. Eşatomlu alaşımın ostenit bitiş sıcaklığı olan  $A_f$  değeri  $100^\circ\text{C}$  civarındadır. Şekil 4.1'de ise Ni-Ti alaşımlarda faz diyagramı ile B2 ve  $Ti_3Ni_4$  fazlar arası faz denge diyagramı da gösterilmiştir (Akdoğan ve Nurveren, 2003).



Çizelge 4.1. İkili Ni-Ti Şekil Hafızalı Alaşımların Özellikleri (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

Özellik	Değer
Erime sıcaklığı (°C)	1300
Yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	6.45
Elektrik direnci (micro-ohm*cm)	Yaklaşık
Ostenit	100
Martenzit	70
Isıl iletkenlik (W/cm*°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 malzemedeki istenilen özellikleri yerine getirecek uygun işleme metotlarının geliştirilmesidir.



Şekil 4.1 Ti-Ni Alaşımın Faz Denge Diyagramı (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

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°C-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 4.2) (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

Çizelge 4.2. Tahmini Çevrim Sayısı ile Müsaade Edilen Maksimum Gerinim ve Gerilme Arasındaki İlişki (Akdoğan ve Nurveren, 2003).

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

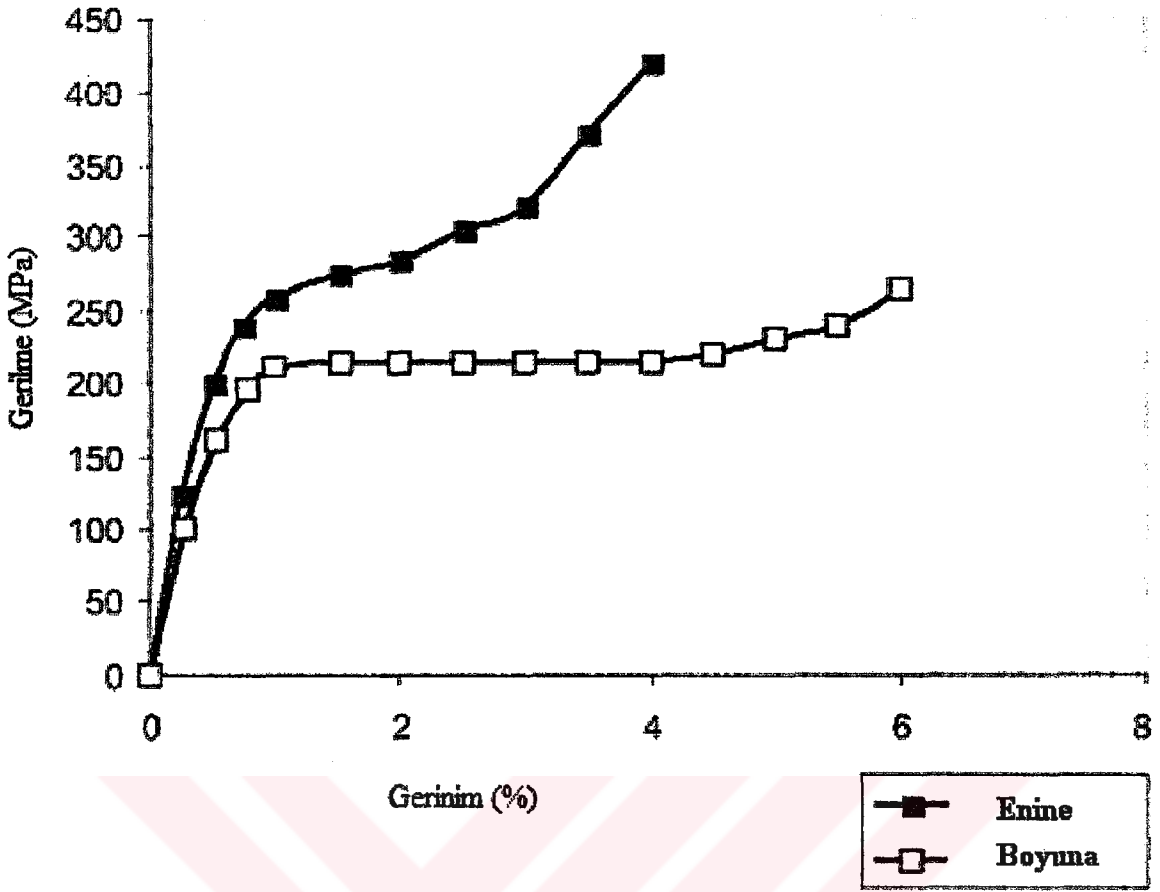
Şu an mevcut ŞHA uygulamalarının %90'ından fazlası NiTi esaslı veya üçlü NiTi-Cu ve NiTi-Nb alaşımlardır. Cu-Al-Ni, Fe-Mn-Si gibi diğer ŞHA'lar piyasa ürünleri olmaya yakındırlar. Ancak bunların bir kısmı ilginç potansiyellere sahip olmasına rağmen gevrek olmalarından dolayı veya üretimlerinin zor olmasından 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 (Humbeeck, 2001).

#### 4.1 Mekanik özellikler

Çoğu şekil hafızalı alaşımlar gibi, Ni-Ti asıllı alaşımlarda ostenitik ya da martenzitik fazda test edilip edilmediğine bağımlı olarak mekaniksel 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 yönlendirilmiş 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 yönelmelerinin 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 ısı toparlanabilir gerinim miktarı, ikinci aşamanın sonuna kadar deforme ederek elde edilebilir. Eğer daha geniş deformasyon gerinimleri kullanılırsa aşağıda görüleceği gibi tersinbilir martenzitik deformasyon prosesleri ve plastik akıştan dolayı oluşan dislokasyonlar harekete geçer ve hafıza gerinimi azalır.

Alaşımların doğasına ve özellikle geçirdiği ısıl-mekaniksel geçmişine bağımlı olarak, martenzitik plato, bükümlü bir sürekli eğriden keskin büküm noktalı yatay bir platoya dönüşür ve yukarı döner. Şekil 4.2'de haddelenmiş bir sac metale ait gerilme-gerinim eğrisi görülmekte olup, uzunlamasına doğrultuda yapılan testte belirgin bir plato görünürken çaprazlamasına doğrultuda yapılan testte belirgin olmayıp gerilme seviyeleri çok daha yüksektir (Fuentes vd., 2002).

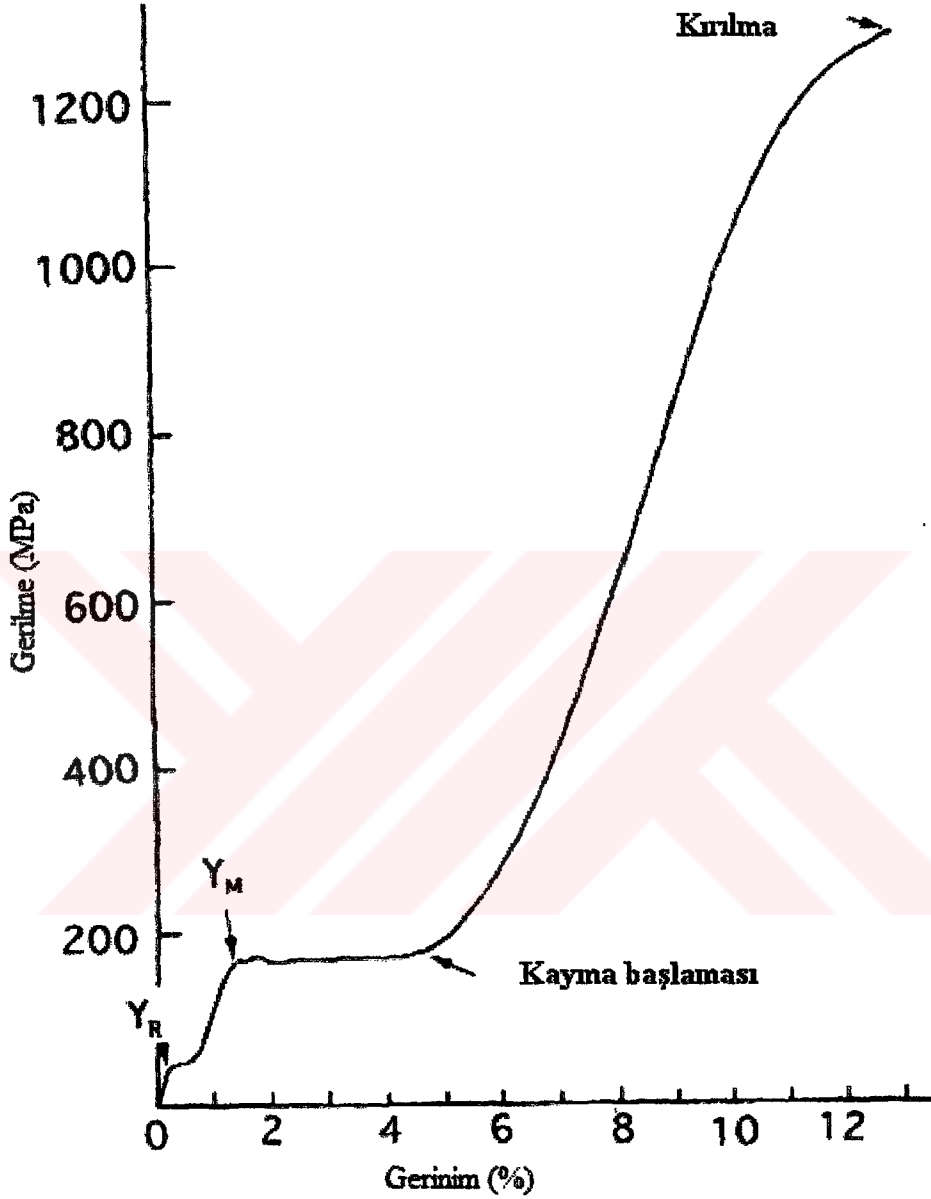


Şekil 4.2 Yuvarlanmış levhadan enlemesine ve boylamasına alınan numunelerin martenzitik gerilme-gerinim eğrileri (Fuentes vd., 2002).

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

Kompozisyon ve termo-mekaniksel işleme bağımlı olarak  $-100^{\circ}\text{C}$ 'den  $100^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar dönüşüm sıcaklığına sahip Ni-Ti asıllı alaşımlar günümüzde  $30-50^{\circ}\text{C}$  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-eşatomik Ti-Ni alaşımların gerilme-gerinim eğrileri,  $-196^{\circ}\text{C}$  ve  $121^{\circ}\text{C}$  arasındaki sıcaklıklarda test edildiğinde, süreksiz akma sınırı ve büyük Lüders gerinimleri ile karakterize edilirler.  $100^{\circ}\text{C}$  nin üzerindeki sıcaklıklarda Lüders gerinimi meydana gelmez ve kırılmadan önce %15 den fazla uzama gözlemlenmektedir (Otsuka ve Wayman, 1998).



Şekil 4.3 Bir Ti-50at%Ni alaşım telin gerilme-gerinim eğrisi (Otsuka ve Wayman, 1998).

Şekil 4.3 Ti-50at%Ni alaşımdan (0.8 mm çapında) tel numunenin çekme gerilme-gerinim eğrisidir. Numune soğuk-çekildikten sonra  $673\text{K}$ 'de 3.6ks süresince tavllanmış ve  $R_f$  ( $316\text{K}$ )'nin altına,  $M_s$  ( $246\text{K}$ )'nin üzerine tekabül eden  $303\text{K}$  sıcaklıkta test edilmiştir. Yani test esnasında alaşımın içyapısı tamamen R-fazı durumundadır. Gerilme durumunda, ilk akma noktasının oluştuğu  $Y_R$  de R-fazı değişkelerinin yeniden düzenlenmesinden dolayı



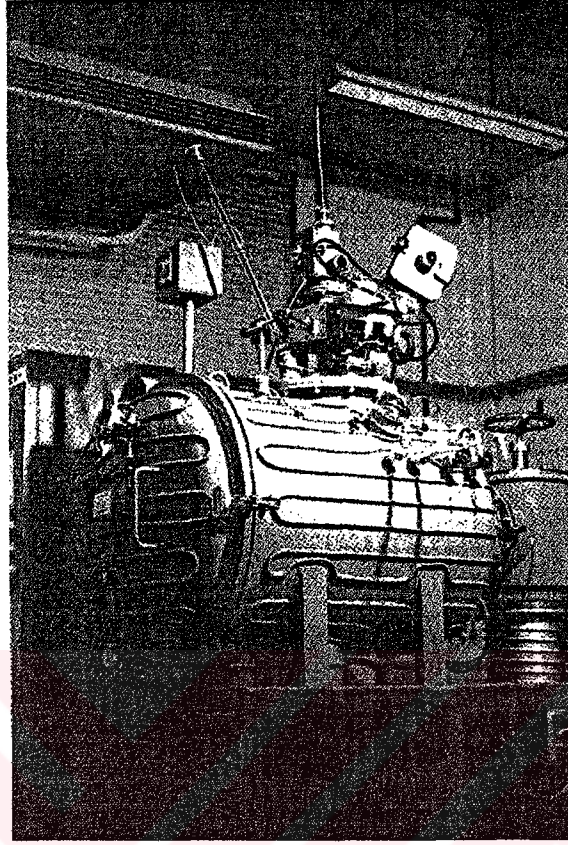
deformasyonun başladığı noktadır. Bu ilk adım %0.8 civarından bir uzamada içyapısal değişkenlerin yeniden düzenlenmesinden artmasından dolayıdır. İkinci akma noktasının meydana geldiği  $Y_M$  de R-fazından B19' martenzitin gerilme-indüklenmesinden dolayı deformasyonun başlama noktasıdır. Bu ikinci adım, 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 deformasyonunun başlamasında meydana çıkan gerilme-nedenli B19' dan dolayıdır (Otsuka ve Wayman, 1998).

## 4.2 NiTi alaşımların üretimi

### 4.2.1 Eritme ve Dökme İşlemleri

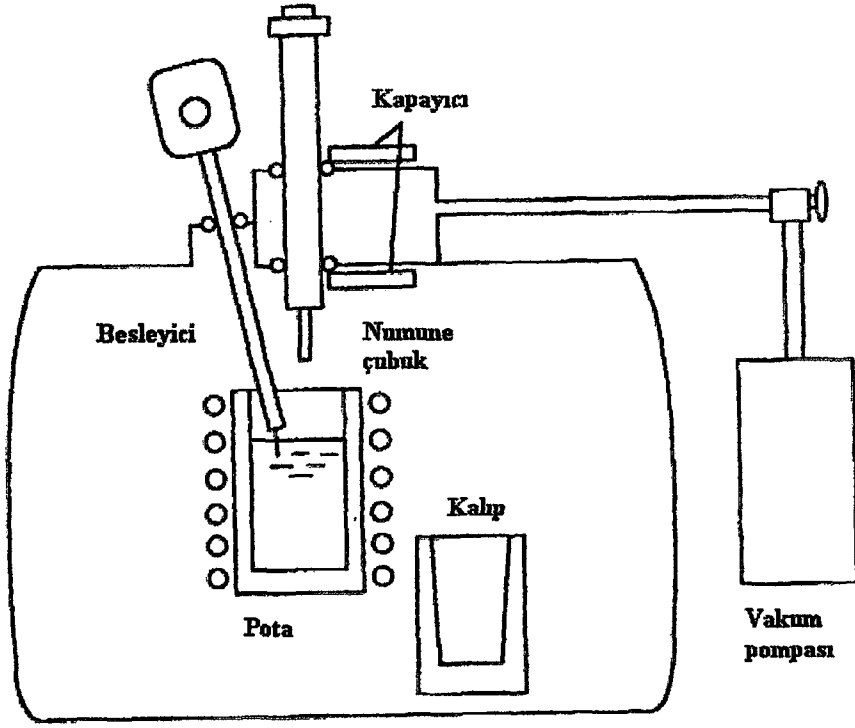
Ergimiş Ti, oksijene karşı çok duyarlı olduğundan dolayı Ti-Ni alaşımlar yüksek vakum ortamında veya asal gaz atmosferinde eritilir. Yüksek frekanslı indüksiyon ergitme metodu yaygın olarak kullanılmaktadır. Elektron ışın demeti ile ergitme, argon ark ergitme ve plazma ark ergitme metotları da aynı zamanda 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 Ti-Ni alaşımında yer alacak karbon içeriği büyük ölçüde alaşımın ergime sıcaklığına bağlıdır. Eğer erime sıcaklığı 1723 K' ni geçerse grafit potanın kullanılması uygun değildir. Neyse ki stokiometrik Ti-Ni alaşımının erime noktası 1510 K dolaylarında olup ergitme işlemi düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilmektedir. 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  $\pm 5$  K' de kontrol altında tutulabilir. Böyle bir oldukça iyi hassasiyet sağlamak için in-situ bileşim kontrollü bir fırın geliştirilmiştir. Şekil 4.4 ve 4.5 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 (Otsuka ve Wayman, 1998).



Şekil 4.4 TiNi şekil hafızalı alaşımlar için kullanılan bir in-situ bileşim kontrol fırının donanımı (Otsuka ve Wayman, 1998).

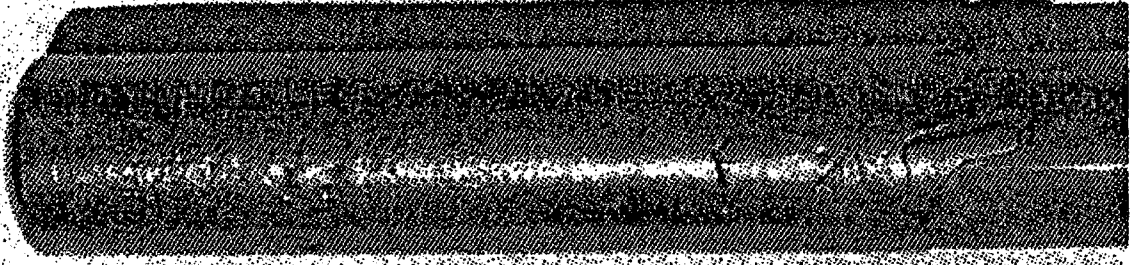
Elektron ışın demeti ile ergitmede ısı kaynağı olarak yüksek voltajlı elektron ışınından yararlanır. Ham metaller elektron ışın demedi ışınlaması ile ergitilir ve su ile soğutulan bir bakır kalıp içine damla damla olarak boşaltılırlar. Alaşım alt kısmından itibaren katılaşmaya başlar ve kalıbın altından çekilir. Yüksek vakum ve yüksek ısıtma sıcaklığı ile çalışmanın saflaştırıcı bir etkisi olduğundan bu metotta en düşük katışki 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 TiNi ŞHA'ların elde edilmesinde kullanılır.



Şekil 4.5 İn-situ bileşim kontrol fırının çalışma sistemi (Otsuka ve Wayman, 1998).

Argon ark ergitme yöntemi ısıtma sistemine göre iki türe ayrılır. Birinci türde tükenmeyen bir elektrot kullanılır. İkinci türde ise eriyen malzemedan oluşan tükenen bir elektrot kullanılır. Birinci tür birçok alaşımların elde edilmesinde uygun olduğundan laboratuarlarda kullanılan en yaygın yöntemdir. Bu yöntemde ham metaller bakır kalıp içine yerleştirilir ve tungsten çubuktan yapılmış bir elektrottan argon arkı ile ışınlamaya 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 iki görevi vardır: ısıtma kaynağı ve malzeme kaynağı. 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 yararlanır. Yüksek voltajlı bir elektron ışın demetinden veya bir argon arkından neşredilen zor ışınlamaya rağmen bir plazma katodundan elektron ışınlaması daha kolaydır. Bu sayede daha düşük element kaybı olur. İngottaki bileşim dağılımı su ile soğutulan bir kalıp kullanılmasına rağmen üniformdur. Şekil 4.6 plazma ergitme metodu ile elde edilmiş bir silindirik ingot görülmektedir (Otsuka ve Wayman, 1998).



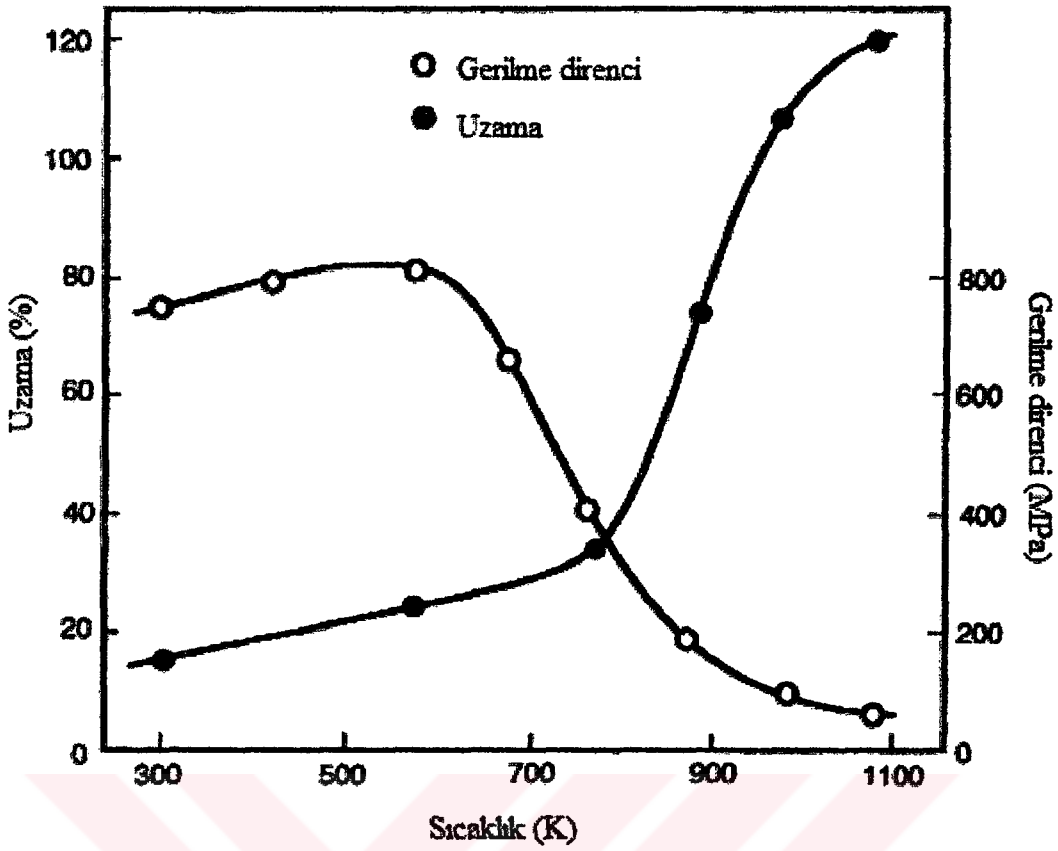
Şekil 4.6 Plazma ergitme metodu ile hazırlanmış bir TiNi alaşıma ait silindirik ingot (Otsuka ve Wayman, 1998).

#### 4.2.2 Sıcak ve Soğuk-İşleme

Yüzeydeki tabaka kaldırıldıktan sonra ingot dövülür ve uygun boyutlardaki levha veya çubuk şekline haddelenir. Rod veya tel ürünler çift oluklu haddelere sahip olan bir çubuk haddeleyici kullanılarak haddelenir. Şekil 4.7 de bir Ti-Ni alaşıma ait çekme dayanımı ve uzama grafiği görülmektedir. Çekme dayanımı 600K de azalmaya başlamakta ve 650K üzerinde düşme hızlanmaktadır. 800K de uzama artmakta ve 900K de %100'ü aşmaktadır. Böylece eğer bir alaşım 800K üzerine ısıtılırsa kolay bir şekilde şekillendirilebilir. Ti-Ni alaşımın işlenebilirliği yüksek sıcaklıklarda kolay olmasına rağmen alaşım yüzeyi oksitlenmeden dolayı daha fazla pürüzlü olmaktadır. Sıcak şekillendirme için en uygun çalışma sıcaklığı 1073K civarındadır.

Sıcak şekillendirme ile karşılaştırıldığında Ti-Ni alaşımın soğuk şekillendirmesi çok daha zordur. İşlenebilirlik 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 Ti-Ni alaşımın akma dayanımı 100 MPa'dan düşük olup tavlanmış bakır ya da alüminyum kadar yumuşaktır. Tavlanmış bir Ti-Ni 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 (Otsuka ve Wayman, 1998).





Şekil 4.7 Yüksek sıcaklıkta at%50.0Ti-Ni alaşımının çekme dayanımı ve uzama eğrisi (Otsuka ve Wayman, 1998).

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.

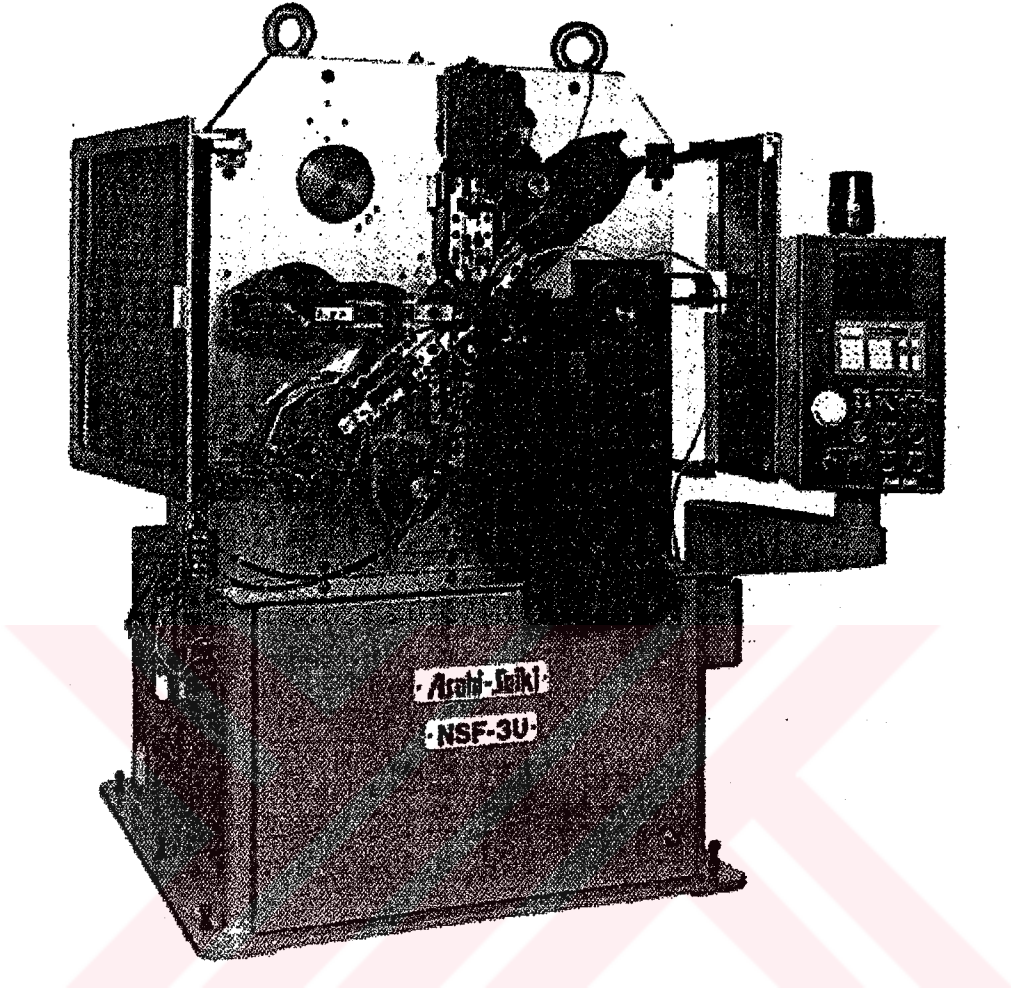
Ti-Ni alaşımının işlenmesi zordur. Delme işlemi özellikle zordur ve alışlagelmiş takımlar kullanılarak delme işleminin yapılması imkânsızdır. Tungsten karbür takımlar yüksek takım ömürlerinden dolayı genellikle tercih edilir. Uzun takım ömrü sağlayan optimum bir işleme hızı olduğundan işleme koşulları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

#### 4.2.3 Şekil Verme ve Şekil Hafıza Eğitimi

Soğuk çekilmiş olan Ti-Ni tele son şeklini vermek için şekillendirme işlemi yapılır. Bir takım yaylar Ti-Ni telin silindirik itenekli ayırıcı üzerine sarıldığı basit bir metot ile yapılır. Çoğu



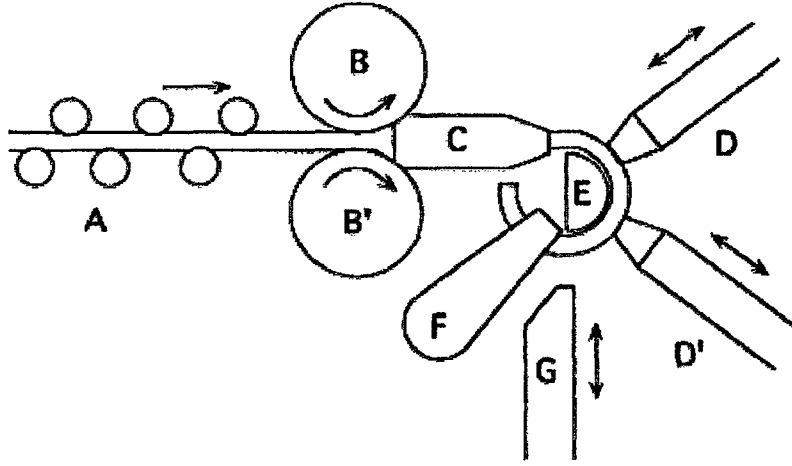
ticari üretimde, bobin yayları otomatik şekil verme makinesi kullanılarak şekillendirilir (Şekil 4.8) (Otsuka ve Wayman, 1998).



Şekil 4.8 Bir otomatik bobin sarma makinesinin önden görünümü (Otsuka ve Wayman, 1998).

Şekil 4.9.'da bir helisel bobinin şekillendirme prosesi şematik olarak görülmektedir (Otsuka ve Wayman, 1998).

Şekil hafızalı alaşım tel bir çift B,B' haddeleri ile çekilir ve C ile gösterilen kılavuz boyunca eğilmek üzere beslenir. Bu zaman esnasında tel D,D' ile gösterilen yay oluşturma pimleri ile E ile gösterilen mil arasında kayarak helisel yay şeklini alır. F ile gösterilen hatve oluşturuç, yay hatvelerini oluşturmak için yayın eksenini boyunca hareket eder. Yayın sarım sayısı istenilen değere ulaştığında G ile gösterilen kesici şekillendirilmiş olan bobine keser. Ti-Ni telden yapılmış bir yayın zıplama etkisi çelik bir telden yapılmış yaydan daha büyüktür bu nedenle uygun bir şekillendirme sağlamak için daha büyük bir şekil verme büyüklüğü seçilmelidir.



Şekil 4.9 Bobin sarma makinesinin sarma prensibi (Otsuka ve Wayman, 1998).

Ti-Ni şekil hafızalı alaşım üretiminin son prosesi şekil hafıza eğitimidir. Eğitim amaçlı en yaygın kullanılan yöntem “orta sıcaklık eğitimi” olarak bilinir. Bu eğitimin işlem prosedürü oldukça basittir. Şekillendirilmiş olan yay bir itenekli ayırıcı üzerine bağlanır ve şeklini hafızasına alması için 623-723K’ e ısıtılır. Bağlamanın nedeni, ısı eğitimi esnasında yayının şeklinin değişmemesi için gereklidir. Bu sıcaklıklarda bekleme süresi ürünün boyutlarına bağlı olarak 10 ile 100 dakika arasında değişebilir. Bu eğitim esnasında en önemli olan şey alaşım telin şekil verme işleminde sonra yeterince soğuk sertleşmiş olmasıdır. Telin çekme dayanımı eğer 1000 MPa’dan düşük ise, eğitimden sonra yeterli bir şekil hafıza etkisi görülemez. Bu nedenle soğuk çekilmiş olan telin çekme dayanımı şekil verme prosesinden önce kontrol edilmelidir.

Uygulanan ısı eğitimi sıcaklığı ürünün özelliklerine göre ayarlanmalıdır. Eğer iki yönlü çalışan öngerilimli eyleyiciler gibi uygulamalarda istenilen yüksek ve düşük sıcaklıklardaki akma gerilmeleri arasındaki farkın yüksek olması isteniyorsa eğitim sıcaklığı 673K’den daha yüksek seçilir. Öte yandan sadece  $A_f$  noktası üzerindeki toparlanma kuvvetini artırmak gerekiyorsa 673K’nin altındaki daha düşük eğitim sıcaklıkları tercih edilir. Eğitim sıcaklığı, dönüşümü sıcaklığı ve diğer şekil hafıza karakteristiklerini etkilediğinden dolayı fırın sıcaklığı hassas bir şekilde kontrol edilir ve fırın içerisindeki hava, sıcaklık dağılımını homojenleştirmek için uygun bir şekilde dolaşmalıdır. Hava dolaşımı ürünün ısınma hızındaki artış üzerinde de etkiye sahiptir. Isıtma tamamlandıktan sonra alaşım ürünler fırından çıkarılır ve soğumaya bırakılır.

R-fazı dönüşümünden dolayı şekil hafıza etkisi düşük termal histerezise sahip olup mükemmel yorulma özellikleri gösterir. R-fazı dönüşümünü açığa çıkaran iki adet yöntem

bilinmektedir. (1) demir gibi belirli bir alaşım elementinin eklenmesi; ve (2) yüksek pekleşmeden sonra orta sıcaklıkta ısıtma. İkinci metot orta sıcaklıkta eğitim ile aynıdır. Orta sıcaklıklarda eğitilmiş alaşımın farklı sıcaklıklarda hem R-fazı hem de martenzitik dönüşümleri sergilediği bilinmektedir.

Orta sıcaklık eğitime ilaveten, şekil hafıza eğitimlerinde kullanılan diğer birkaç çeşit yöntemde geliştirilmiştir. Düşük sıcaklık eğitiminde alaşım 1073-1273 K'de normalize edildiği ve oda sıcaklığında istenilen şeklinin verildiği ve daha sonra bir-iki saat boyunca 473-573 K'ne ısıtılıp beklenildiği bir yöntemdir. Bu eğitimden sonra şekil hafıza özellikleri orta sıcaklık eğitiminkine göre daha kötüdür. Bir başka yöntem ise sadece atomca %50,5 den daha fazla Ni içeren alaşımlara uygulanabilen bir çeşit yaşlandırma eğitimidir. Alaşım yüksek sıcaklıklarda çözelti işlemine tabi tutulur ve çökeltme sertleşmesi sağlamak için 1-5 saat süresince yaklaşık 673K'de yaşlandırılır. Yaşlandırılmış olan alaşım orta sıcaklık eğitimi görmüş alaşıma göre daha iyi şekil hafıza etkisi gösterir. Yaşlandırma eğitimi aynı zamanda tüm yönlü şekil hafıza etkisi ortaya çıkarmak için kullanılan bir yöntemdir. Ti-Ni alaşım sac 1073 K'de çözelti işlemi yapılarak bir yay şekline getirilir. Tüm yönlü şekil hafıza etkisi 673K'de 100 saat süren bir ısıtma işleminden sonra ortaya çıkar.

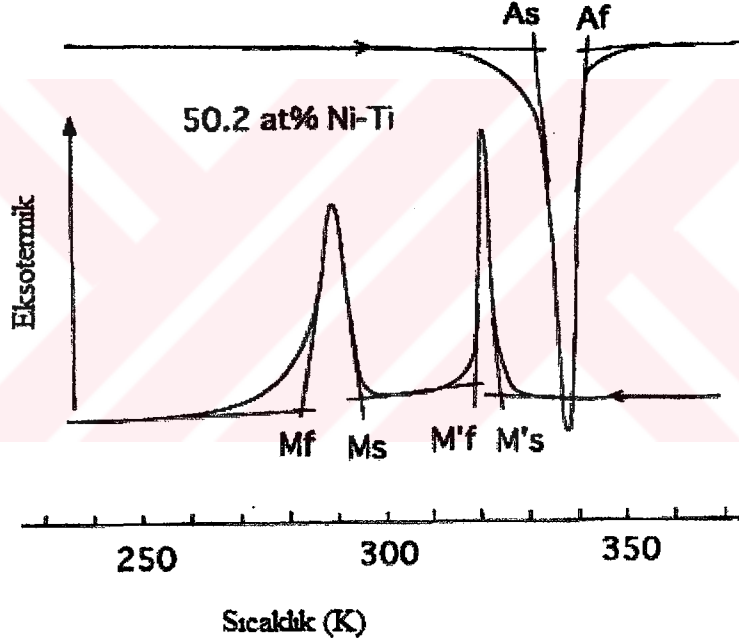
Süperelastik alaşımın ısıl eğitimi hemen hemen şekil hafızalı alaşımınki gibidir, çünkü şekil hafıza etkisi ve süperelastisite aynı alaşımda beraber ortaya çıkabilir ve aralarındaki fark sadece dönüşüm sıcaklıklarının farklı olmasıdır. Orta sıcaklık eğitimi süperelastisite ortaya çıkarmak için yaygın bir şekilde kullanılmakta olup yaşlandırma eğitimi ise bazen kullanılmaktadır.

#### 4.2.4 Bitirme ve Testler

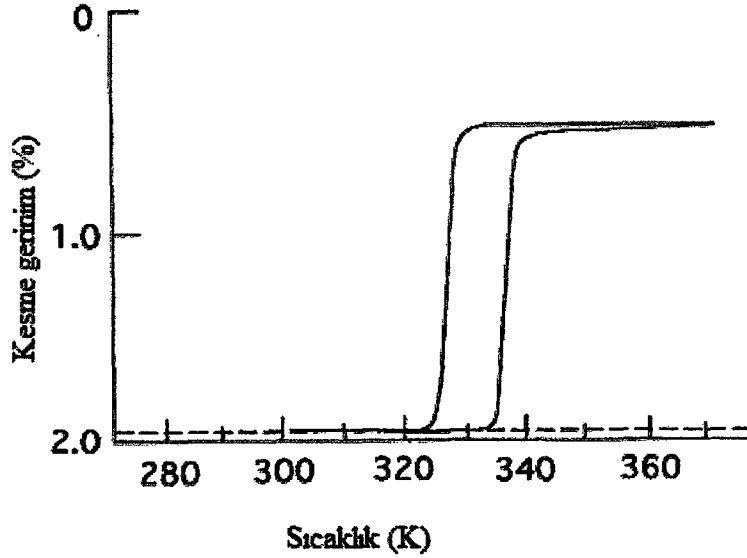
Ti-Ni alaşımın korozyon direnci mükemmeldir ve korozyon koruması için yüzey işlemine ihtiyacı duyulmaz. Öte yandan yüzey görünümü güzelleştirmek için değerli metallere kaplama işlemleri süs eşyası ürünleri sektöründe popülerdir. Kaplanan tabaka şekil hafıza etkisine sahip olmadığından dolayı kalın olması şekil toparlanma özelliğine zarar verir. Optimum kalınlık yaklaşık 10 $\mu$ m'dir. Gözlük çerçeveleri üzerine altın tabaka kaplama işleminde elektro-kaplama ve iyon-kaplama yönteminin her ikisi de kullanılır. Diğer yüzey kaplamaları malzemelerin matlaşmasına karşı kayganlık ve düzgünlüğu sağlamak için yapılır.

Ti-Ni alaşımın dönüşüm sıcaklıkları diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) ile tespit edilir. şekil 4.10 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 gradyant çizgisi ile alttaki düz çizginin kesiştiği yer esas alınarak saptanır.  $M_s$ ,  $M_f$ ,  $A_s$  ve  $A_f$  noktaları sırasıyla soğutma ve ısıtma durumunda martenzitik dönüşümün başlama ve bitiş sıcaklıklarını ifade eder.  $M'_s$  ve  $M'_f$  ise R-faz dönüşümünün başladığı ve bittiği noktalardır. Şekil toparlanma karakteristikleri ticari şekil hafızalı ürünleri için çok önemli test etme faktörleridir. Geleneksel çekme testi şekil hafızalı alaşım tellerin ve plakaların mekaniksel özelliklerini tespit etmek için kullanılır.  $A_f$  noktasının üzerindeki ve  $M_s$  noktasının altındaki sıcaklıklarda iki veya daha fazla gerilme-gerinim eğrisi çizilir. Alaşımın toparlanma gerilmesi,  $A_f$  noktası üzerindeki eğriden ve  $M_s$  noktası altındaki deformasyon gerilmesinden tahmin edilebilir. Şekil hafızalı alaşım yay için en yaygın kullanılan veriler sıcaklığa karşılık sapma eğrisidir. Eğri bir sıcaklık tarama metodu yoluyla çizilir. Bir şekil hafızalı yay sabit bir yük altında askıda tutulur ve yaydaki sapma sıcaklık taraması esnasında sürekli olarak kaydedilir (Otsuka ve Wayman, 1998).



Şekil 4.10 Bir DSC grafiğinden dönüşüm sıcaklığının bulunması (Otsuka ve Wayman, 1998).



Şekil 4.11 Sabit yük altındaki Ti-Ni-Cu alaşımdan yapılmış yayın sıcaklığa karşılık kesme gerinimi eğrisi (Otsuka ve Wayman, 1998).

Şekil 4.11'de sapmanın kesme gerinimi ile ölçeklendirildiği bir sıcaklık-sapma eğrisini göstermektedir. Sıcaklık-kuvvet eğrisi test yöntemlerinde ayrıca kullanılan bir eğridir. Bu testte, bir şekil hafızalı yay sabit bir gerinim altında saptırılır ve zorlanmış olan bu şekil hafızalı yayın toparlanma kuvvetindeki değişim kaydedilir. Japon standartlar enstitüsü şekil hafızalı alaşım ürünleri için kullanılan test yöntemleri için birçok standart yayınlamıştır (Otsuka ve Wayman, 1998).

### 4.3 NiTi alaşımlarda şekil hafıza eğitim yöntemleri

Özellikle iki yönlü şekil hafıza toparlanması elde etmek için birtakım eğitim proseslerinin ŞHA'lara uygulanması gerekmektedir. Şekil hafızalı alaşımları eğitime, alaşımın yüksek ve düşük sıcaklıktaki şekillerinin her ikisini de hatırlamasını sağlamak amacıyla yapılan bir ısıl-mekaniksel 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 prosedürler dönüşüm bölgesi boyunca bir ısıl-mekaniksel çevrimin tekrarlanması esasına dayanır ve bu nedenle de eğitime 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 vardır.

**1- Martenzitik durumdayken 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 prosedür, iki yönlü hafıza görünene kadar devan eden tekrarlı şekil hafıza çevrimlerinden ibarettir. Tek yönlü şekil hafıza eğitim çevrimi,  $M_s$  altında soğutma, ısıyla toparlanabilir. 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 YHE gerinimi %1 veya %2'den fazla değildir.

**3- Sankielastik çevrimli eğitim:** Sankielastik (veya süperelastik) davranışın görüldüğü  $M_d$  sıcaklığının altında ve  $A_f$  sıcaklığının üstündeki ostenitik durumda yükü kaldırarak, yük uygulayarak ise gerilme-nedenli martenzit üretmek 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- SHE/SE çevriminin kombine edilmesiyle yapılan İYHE eğitimi:** (2) ve (3) no.lu metotların bazı özelliklerinin birleştirilmesi ile İYHE 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 haldeki 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 (1981) 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. Mesela 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 sankielastik 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 sankielastik 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).

#### 4.4 NiTi sisteme ilave alaşım elementlerinin etkileri

İkili standart NiTi asıllı alaşımlar, -30 ile 80°C arasındaki dönüşüm sıcaklıkları ile oldukça elverişli özellikler vermektedir. Mükemmel bir biyouyumluluk ile birlikte süperelastisite ve/veya şekil hafıza davranışı sergiler. Bu nedenle de ortodontik aletler ve diğer medikal uygulamalarda başarılı bir şekilde kullanılmaktadır. Bunların yanı sıra, diğer uygulamalar ikili sisteminkinden daha öte dönüşüm sıcaklıkları (sensörler) ve daha geniş veya daha dar histerezis (eyleyiciler) gerektirir. Bu durum ikili alaşım sisteme üçüncü ve dördüncü element ekleyerek başarılabılır.

NiTi asıllı alaşımlara üçüncü veya dördüncü elementlerin eklenmesi özelliklerin kontrolü için bir araçtır. Bu sayede

- Dönüşüm sıcaklıklarını kontrol etmek
- $M_s$ ' in kararlılığını artırmak
- Histerezis genişliğini kontrol etmek
- Ostenitik dayanımı artırmak
- Martenzitik dayanımı azaltmak veya artırmak
- İki yönlü şekil hafıza etkisini geliştirmek

Yüksek sıcaklık dönüşümü son zamanlarda yapılan araştırmaların birçoğunun temelidir. Ni-Ti-Pd, Ni-Ti-Pt, Ni-Ti-Hf, Ni-Ti-Zr, Ni-Ti-Au ve Ni-Ti-Al gibi alaşım sistemlerinin imalatı faz kararlılığı, mekaniksel kararlılık ve maliyet gibi mühendislik değerlerini kapsayan özelliklerini keşfetmek için çalışılmaktadır (Fuentes vd., 2002).

TiNi alaşımlarda üçüncü bir element katkısı ya da üçüncü bir elementin alaşımda ikamesi, alaşımın faz dönüşümlerini büyük ölçüde değiştirir. Wang, TiNi alaşımlarda nikel atomlarının kısmen Co ve Fe ile ikamesinin alaşımın dönüşüm sıcaklıklarına etkilerini araştırmıştır. Numunenin elastik seslerinin değişimlerini gözlemleyerek dönüşüm sıcaklıklarını belirlemiştir. Elde ettiği sonuçlarda hatalar olmasına karşın, bazı önemli sonuçlar elde etmiştir. Bunlar,

- Fe ile ikame (Co ikamesinden daha fazla) dönüşüm sıcaklıklarını büyük ölçüde düşürmektedir.
- 3d4s elektron sayısı değerlik elektron sayısı olarak kabul edilerek her bir atom için değerlik elektronlarının sayısı yediden az olursa dönüşüm sıcaklıkları düşmektedir.
- Co ve Fe ikameleri, benzer dönüşüm sıcaklık eğrileri sergilemektedir. Sözü edilen değerlik

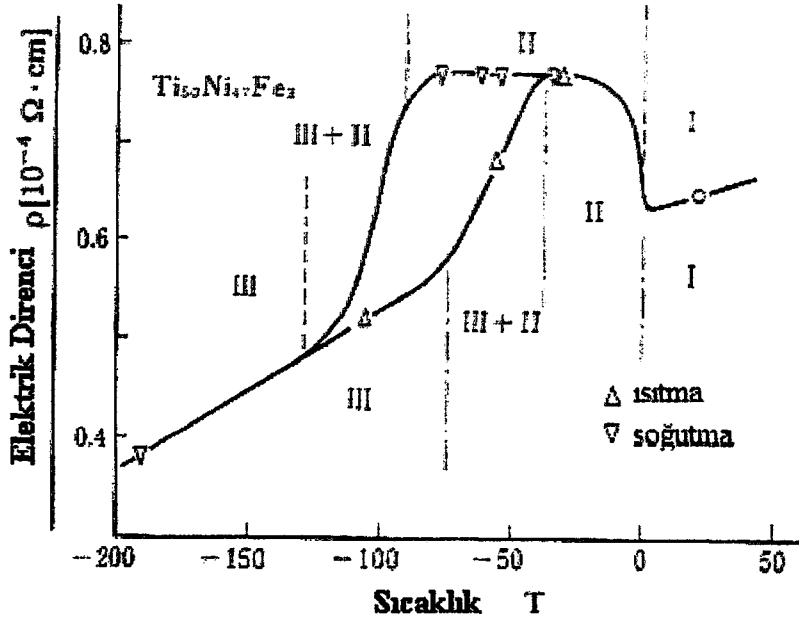
elektronların sayısı Ti için 4, Ni için ise 10'dur.

Dönüşüm sıcaklıklarının kesin değerleri, malzemenin elektrik direnci ve manyetik hassasiyetindeki ısı tabanlı değişimlerden faydalanılarak ölçülmüş ve dönüşümün iki aşamada gerçekleştiği anlaşılmıştır. Bu aşamalar, Fe ve Co ikamesi nedeniyle bir yüksek sıcaklık fazından arafaza ( $M'_s$ ) ve arafazdan düşük sıcaklık fazına ( $M_s$ ) geçme süreçleridir.

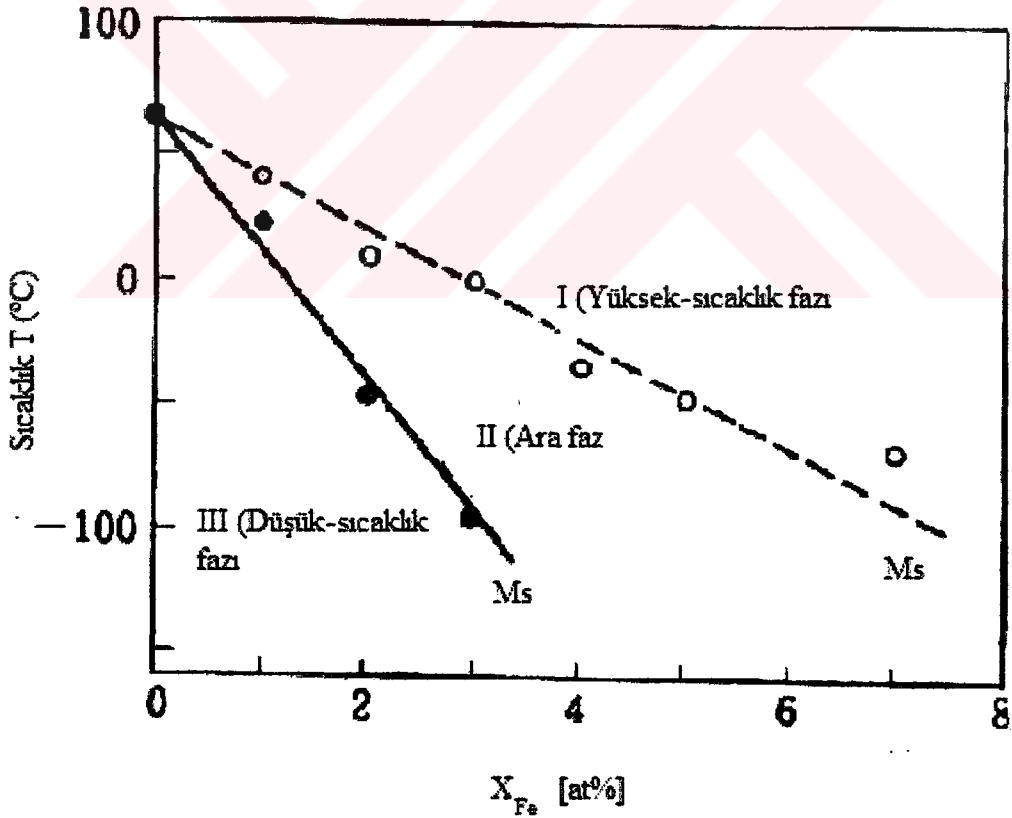
Fe ile ikame durumunda elde edilen sonuçlar Şekil 4.12'de görülmektedir.  $M'_s$  fazında elektrik direnci hızla artmakta,  $M_s$  fazında ise hızla azalmaktadır.

Fe ikamesi hem  $M'_s$ , hem de  $M_s$  değerlerini değiştirmekte ve daha aşağı değerlere indirmektedir.  $M_s$  değerindeki belirli bir düşüş,  $M'_s$  değerindeki düşmenin üç katıdır. Şekil 4.13'de Fe ikamesinin fazlar üzerine etkileri görülmektedir. Yüksek sıcaklık fazı I, arafaz II ve düşük sıcaklık fazı III ile belirtilmiştir. Fe ikamesi arafazın denge halinde olduğu sıcaklık aralığını genişletmektedir (Funakubo, 1984).

$M_s$  değeri, değerlilik elektronlarının sayısı yedinin altında düştüğünde tekdüze bir şekilde azalmaktadır. Bu yüzden değerlik elektron sayısının yedinin üzerinde olması durumunda  $M_s$  değerinin artması beklenir. Buna paralel olarak dört değerlik elektronuna sahip olan Ti atomu, beş değerlik elektronuna sahip V, altı değerlik elektron sayısına sahip Cr ve yedi değerlik elektrona sahip Mn atomları ile yer değiştirilerek deneysel çalışmalar yapılmıştır. Şekil 4.14'de, Ti atomlarının kısmen V atomları ile yer değiştirildiği bir numune için elektrik direncinin sıcaklığa bağlı değişimi görülmektedir. %2 Vanadyum ikamesi durumunda (b) eğrisinden görüleceği üzere  $A_s$  değeri belirginleşmekte ve iki fazlı bir dönüşüm gerçekleşmektedir.



Şekil 4.12 Elektrik Direnci – Sıcaklık Eğrisi,  $Ti_{50}Ni_{47}Fe_3$  için.  $\nabla$  ve  $\Delta$ , X-ray difraksiyonun yapıldığı sıcaklıkları göstermektedir. I yüksek sıcaklık fazı, II arafaz ve III ise düşük sıcaklık fazıdır (Funakubo, 1984).

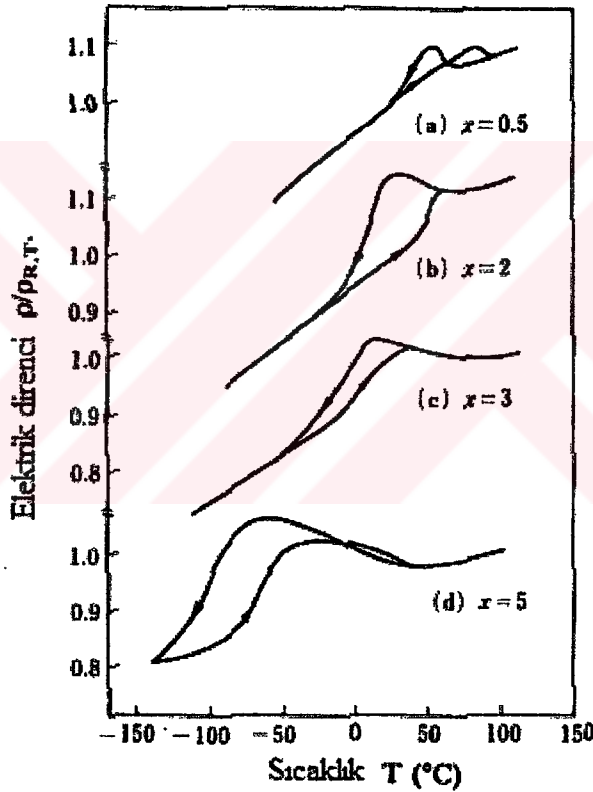


Şekil 4.13 Değişik fazlarda, TiNi bölgelerinde Fe ikamesinin etkileri (Funakubo, 1984).

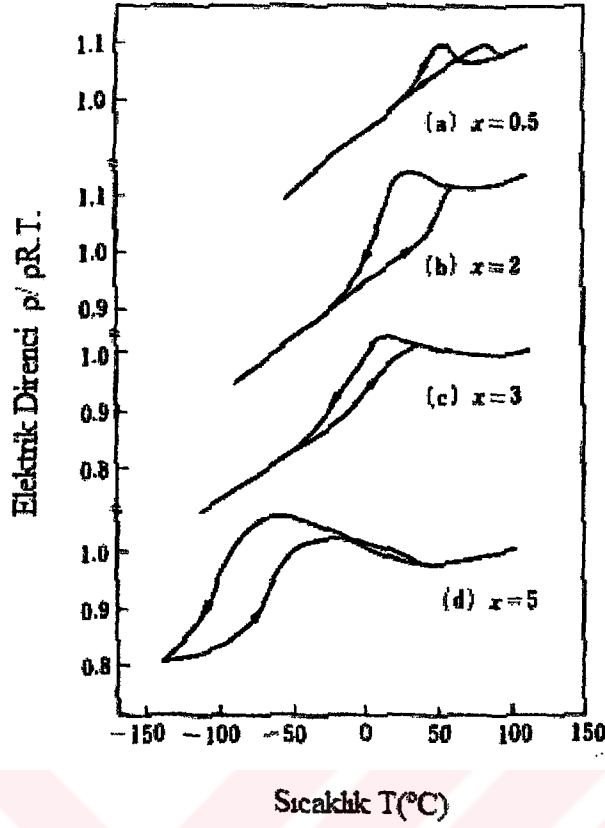


Direncin ani olarak düştüğü  $M_s$  sıcaklığı, artan V ikame miktarı ile düşmektedir. Değerlik elektron sayısı yediden daha fazla olsa bile  $M_s$  değeri artmamaktadır. TiNi alaşımlarda Ti yerine V, Cr ve Mn ile Ni yerine Fe ve Co ikame edildiğinde  $M_s$  değerindeki değişime ait grafik, Şekil 4.15 ve Şekil 4.16'de her bir element ile ilişkili olarak gösterilmiştir. Şekil 4.17'de bununla ilgili elde edilen sonuçlar ayrıca gösterilmiştir. Şekilde değerlik elektronlarının yoğunlaşması da küçük ölçek üzerinde belirtilmiştir. Konsantrasyon( $e/a$ ) yedinin ne kadar fazla üstündeyse  $M_s$  değerinin düşme miktarı da o derece fazla olur.

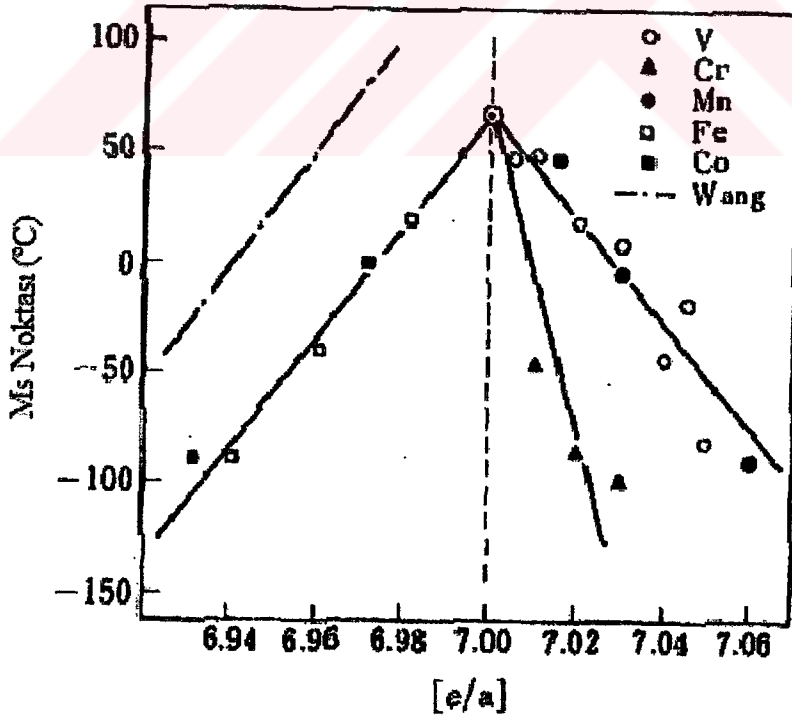
Cr ikamesi yapılmış alaşımda  $M_s$  değerinde aşırı düşüş görülmüş olup, Cr beş değerlik elektronuna sahip olduğu için ikamesi uygun olmayabilir. Bu durum 3d geçiş metalleri ile ikame edilmiş alaşımlarda,  $M_s$  değerinin düşmesi ile ilgili teoriksel araştırmalarda muhtemelen bir sorun yaratacaktır (Funakubo, 1984).



Şekil 4.14 Elektrik Direnci-Sıcaklık Eğrisi,  $Ti_{50-x}V_xNi_{50}$  için. Elektrik dirençleri oda sıcaklığında normal bir değerde normalize edilmiştir (Funakubo, 1984).



Şekil 4.15 3d geçiş metal katkıların  $M_s$ 'e etkileri (Funakubo, 1984).

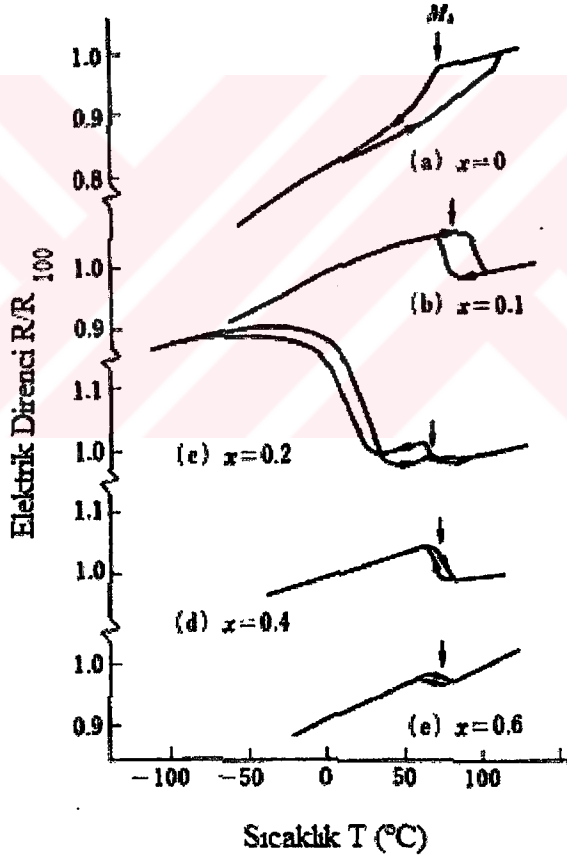


Şekil 4.16  $M_s$  ve değerlik elektron yoğunlaşmaları( $e/a$ ) arasındaki ilişki, ■ TiNi alaşımın  $M_s$  değeridir (Funakubo, 1984).

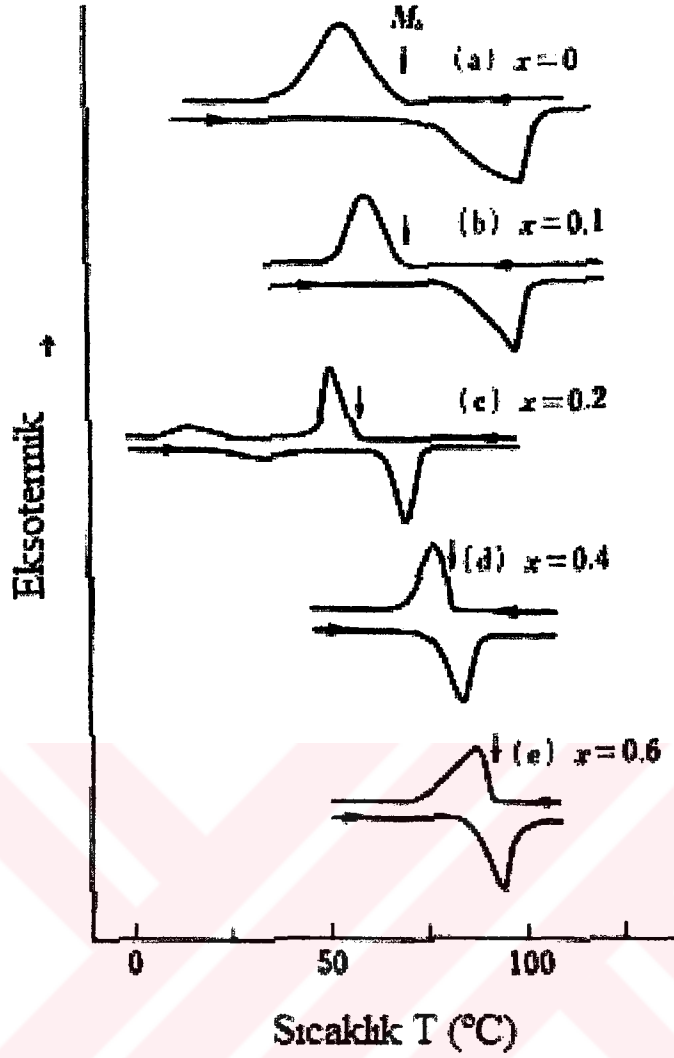
### Ni ile Cu ikamesinin etkileri

TiNiCu üçlü alaşım yapılandırmaları endüstriyel malzeme olarak daha çok cazibelidir. Melton ve arkadaşları yaptıkları çalışmada katı çözeltideki Cu miktarı %30'u geçse bile dönüşüm sıcaklıklarındaki değişimin çok durgun ve az olduğunu ve şekil hafıza etkisi halen mevcut olduğunu gözlemlemişlerdir. Fiyat açısından bakıldığında TiNiCu çok daha ekonomiktir.

TiNi<sub>1-x</sub>Cu<sub>x</sub> alaşımında x'in en büyük 0.6(=30%Cu) değeri için elektrik direncinin sıcaklığa göre değişimi Şekil 4.17'de gösterilmiştir. 0.1'den(=5%Cu) daha büyük x değerleri için normal TiNi alaşımalarında gözlemlenen aksine olan dönüşümler yüzünden direnç değişmektedir. Karakteristik açıdan M<sub>s</sub> artmakta ve A<sub>s</sub> azalmaktadır. Şekil 4.18'deki eğriler diferansiyel taramalı kalorimetre(DSC) ile elde edilmiştir. Görüleceği üzere soğutma durumunda ekzotermik bir pik, ısıtma durumunda ise endotermik bir pik meydana gelmiştir. Ok işareti ile gösterilen kısımlar M<sub>s</sub> değerleridir (Funakubo, 1984).

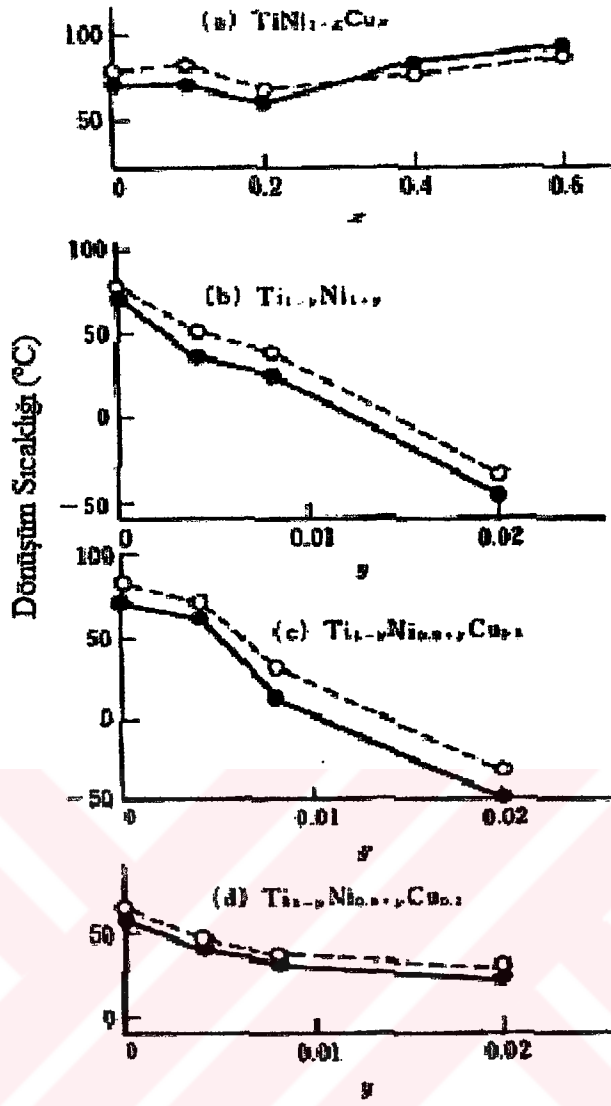


Şekil 4.17 Elektrik Direnci-Sıcaklık Eğrileri, TiNi<sub>1-x</sub>Cu<sub>x</sub> için. Elektrik dirençleri 100°C de belirli bir değere normalize edilmiştir (Funakubo, 1984).



Şekil 4.18 TiNi<sub>1-x</sub>Cu<sub>x</sub> için DSC eğrileri (Funakubo, 1984).

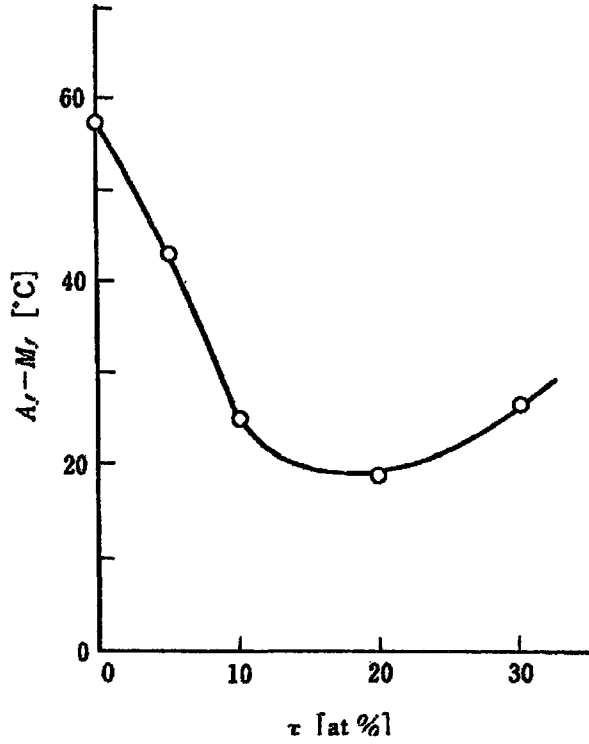
Şekil 4.19'de Cu ikamesi nedeni ile M<sub>s</sub> ve A<sub>s</sub> deki değişimler DSC ve direnç eğrilerinden alınan sonuçlara göre çizilmiştir. Şekil 4.19(a)'da kolaylıkla görüleceği üzere Cu ikamesi M<sub>s</sub> değerini çok fazla etkilememiştir. 0.2 değerindeki Cu ikamesinde M<sub>s</sub> de yaklaşık %10 civarı bir düşüş söz konusudur. Bunun üzerindeki yoğunlaşmalarda M<sub>s</sub> değeri artmaktadır. Ayrıca Cu ikamesinin azalması, (A<sub>F</sub>-M<sub>s</sub>) dönüşüm sıcaklıkları farkının artmasında neden olmaktadır. TiNi alaşımlarda (A<sub>F</sub>-M<sub>s</sub>) farkı 50°C'nin biraz üzerindedir fakat bu değer Cu ikamesi ile oldukça azaltılabilir (Funakubo, 1984).



Şekil 4.19 TiNi alaşımlarda  $M_s$ (siyah noktalar) ve  $A_s$ (beyaz noktalar) değerlerine Cu katkısının etkileri (Funakubo, 1984).

Cu ikamesi nedeniyle meydana gelen ( $A_F-M_s$ ) farkındaki değişimin grafiği Şekil 4.20'de gösterilmiştir. Buna göre %10-20 arasındaki atomsal Cu ikamesi ( $A_F-M_s$ ) farkını yaklaşık  $20^\circ\text{C}$  azaltabilmektedir. Isı motorları, şekil hafızalı alaşımlar ile ilgili bir uygulama olarak dikkat çekmiştir. Motor oldukça düşük sıcaklıklarda ılık su kullanılarak çalıştırılmaktadır. Avantajlı yönü, ( $A_F-M_s$ ) farkının oldukça düşük olmasıdır. TiNi alaşımları makine elemanı olarak kullanılarak ısı motorlarında dönme hareketini sağlar. Burada elemanın orijinal şeklini geri alması için gerekli olan kuvvetin büyüklüğü çok önemlidir. Bu kuvvet malzemenin ( $\sigma_H-\sigma_L$ ) farkı ile yaklaşık bağıntılıdır. Burada  $\sigma_H$ , malzemenin yüksek sıcaklık fazındaki çekme dayanımı,  $\sigma_L$  ise düşük sıcaklık fazındaki çekme dayanımıdır.

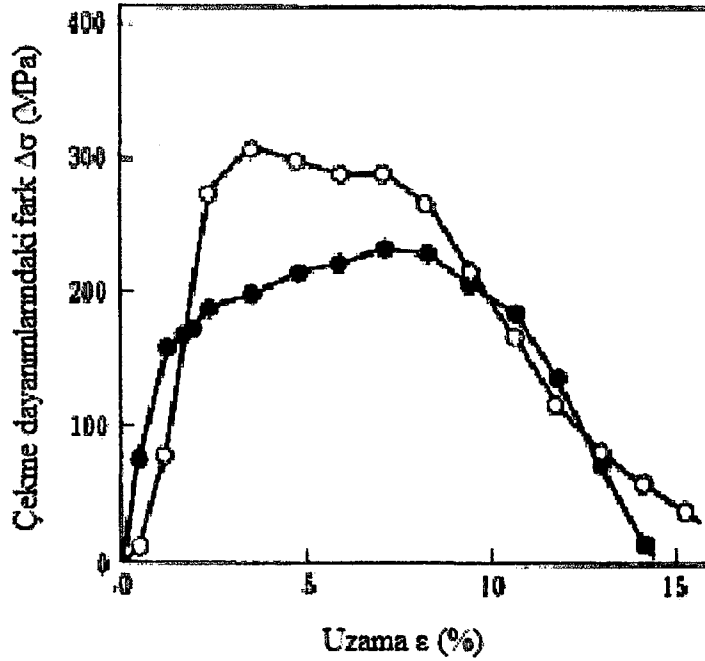




Şekil 4.20 TiNi alaşımında (A<sub>f</sub>-M<sub>f</sub>) farkına Cu kamesinin etkileri (Funakubo, 1984).

İki çekme dayanımı arasındaki ( $\Delta\sigma = \sigma_H - \sigma_L$ ) ilişki hususunda Cu ikamesinin etkileri ile ilgili yapılan araştırmalar,  $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$  alaşımının geleneksel olmayan bir üstün karakteristik sergilediğini göstermiştir. Şekil 4.21'de Ti-50.3at.%Ni ve  $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$  alaşımında 20 °C'de  $\sigma_L$  ve 85 °C'de  $\sigma_H$  arasındaki farklar karşılaştırılmıştır. Yatay eksen yüzde uzama miktarı olan  $\epsilon$ 'dur.  $\epsilon$ , %8'in altındaki bir gerinim aralığında olup (ısı motorlarında) ve  $\Delta\sigma$ , 100 Mpa gibi oldukça fazla olabilmektedir. Küçük deformasyonlar için  $\sigma_L$  değeri yaklaşık 50 Mpa'a kadar düşer ki bu miktar TiNi alaşımlarda görünenin yarısından daha az olup, bu durum ısı motorları için çok büyük avantaj arz eder.

TiNiCu üçlü alaşım sistemlerinde faz dönüşümleri anlaşılmış olmasına rağmen yine de birtakım küçük değişikliklerle karşılaşılabilir. %15 üzerinde Cu olması durumunda kübik kristaller ortorombik martenzit yerine monoklinik martenzite dönüşmektedir. %10 Cu durumunda ise kübik kristal  $\rightarrow$  ortorombik martenzit  $\rightarrow$  monoklinik martenzit şeklinde iki aşamalı dönüşüm görülmektedir (Funakubo, 1984).



Şekil 4.21 Ana faz ve martenzit fazlara ait  $\Delta\sigma$  ve  $\epsilon$  arasındaki ilişki. Ana faz için  $85^\circ\text{C}$  ve martenzit faz için  $20^\circ\text{C}$  de değerler ölçülmüştür. Siyah noktalar Ti-50.3at%Ni ve beyaz noktalar  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{40}\text{Cu}_{10}$  alaşımlarına aittir (Funakubo, 1984).

#### TiNi Alaşımlarda Faz Dönüşümlerine Safsızlıkların Etkileri

Problemlili safsızlıklar. TiNi alaşımlarında Cu gibi diğer üçüncü elementlerin katkısı sırasında malzemenin kafes yapısına yerleşen safsızlıklar bünyeye dahil olmaktadır. Bu safsızlıklar ise alaşımın karakteristiğini etkilemektedir. Örneğin, dönüşüm sıcaklıkları değişmekte ve dönüşümler iki safhada meydana gelmektedir: BCC→rombohedral→monoklinik. Bileşik formunda fazda veya kafes yapısında bulunan C,N,O ve H gibi safsızlıkların etkilerine ait yeterince kayıtlı bilgi yoktur. Fakat bunlar arasında C ve O ile ilgili çok önemli etkilerin olduğuna dair elde edilen deneysel sonuçlar mevcuttur.

**Karbonun etkileri.** TiNi alaşım imalatı yapan endüstrilerde grafit potalar kullanılarak yüksek frekanslı indüksiyon fırınlarında ergitme yapılmaktadır. Normal şartlarda ergitme esnasında C bulaşmasından sakınmak imkânsızdır ve TiNi alaşımlar %at.0.2-0.6 karbon içerir. Böylece karbon TiNi faz ile birlikte katı çözültide TiC karpit çökeltileri şeklinde bünyede yerleşir. Önceleri karbonun,  $M_s$  sıcaklığına etki ettiği bilinirken, sonraları özellikle tekrarlanan gerilmeler altında çeşitli mekanik özelliklere de etkilerinin olduğu görülmüştür.

Bu bölümde Ni ve C içeren TiNiC alaşımların ark fırını ve yüksek frekanslı indüksiyon fırınlarında üretimi üzerine ve şekil hafızalı alaşımların vazgeçilmez iki önemli özelliği olan

$M_s$  sıcaklık değeri ve statik-mekanik karakterlerine karbonun etkilerine dayalı bilgiler verilmektedir.

### (1)Deneysel Yöntem

Yapılan testlerde kullanılan numuneler malzeme yapısı açısından üç sınıfa ayrılır. (1) Çok az karbon içeren TiNi, (2) Elektrotlarda bulunan grafitin(bir alaşım elementi olarak) bünyeye girmesi ile oluşan TiNiC, (3) Grafit potanın kullanılmasından dolayı bünyeye geçen C içerikli TiNi alaşımlar.

Arzu edilen oranlarda gözenekli Ti ve elektrolitik Ni tartıldı ve argon atmosferinde ark fırınında ergitme yapılarak düğme formunda TiNi parçalar üretilmiştir. Bu parçalar yaklaşık 5 mm'lik kare boyutlarında kesildikten sonra 10 mm çapında yuvarlak çubuklar elde etmek için yeniden eritilmiştir. 1000°C'de 4 saat süren homojenleştirme tavlama yapıldıktan sonra sıcak haddeleme ile 3 mm çaplı yuvarlak çubuklar elde edilmiştir. Bu çubukların bir kısmı diferansiyel taramalı kalorimetre cihazında numune olarak kullanılmıştır. Diğer bir kısmı ise 1 mm çaplı toplu iğne şekline getirilerek gerilme testleri uygulanmıştır. Böyle bir teknik kullanılarak elde edilen TiNi alaşımın kimyasal analizi sonucunda karbon içeriğinin %0.03-0.04 olduğu görülmüştür. Numunelerin üretildiği bu tekniğe "ark ergitmeli TiNi" ismi verilmiştir.

TiNiC numuneler iki ayrı teknikle üretilmiştir. Birincisinde Ni-0.6~3.0 at.%C içerikli alaşım, eskisi gibi daha çok elektrolitik Ni ve elektrot grafit kullanılarak hazırlandı. Arzulanan oranlarda gözenekli Ti ve elektrolitik Ni tartıldı ve düğme formunda TiNiC parçalar, argon atmosferinde ark fırınında ergitilerek elde edildi. 1000°C de 4 saat süren homojenleştirme tavlamasından sonra malzemelere DSC, optik mikroskop ve elektron prob mikro-analizör(EPMA) cihazları ile gözlemlemeye uygun hale getirmek için kesilerek şekil verilmiştir. Numuneler 800°C'de iki saat tavlansu verilerek yapılacak ölçümler için hazır hale getirildi. Yapılan kimyasal analizlerde karbon yoğunlaşmasının %0.4~2 olduğu görülmüştür. Numunelerin üretildiği ergitme tekniği "ark ergitmeli TiNiC" olarak isimlendirilmiştir.

TiNiC üretmek için ikinci teknikte, arzu edilen oranlarda gözenekli Ti, elektrolitik Ni ve bir miktar önceden hazırlanmış TiNi (ergime noktası düşürmek için) tartılmıştır ve grafit pota içerisinde vakumlu yüksek indüksiyon fırınında ergitilmiştir. 5 mm çaplı yuvarlak çubuklar, sıcak dövme ve sıcak haddeleme işlemleri ile elde edilmiştir. Bunların bir kısmı 1 mm çaplı toplu iğneler şekline getirilmiştir. 1000°C de 4 saat süren homojenleştirme işleminin ardından

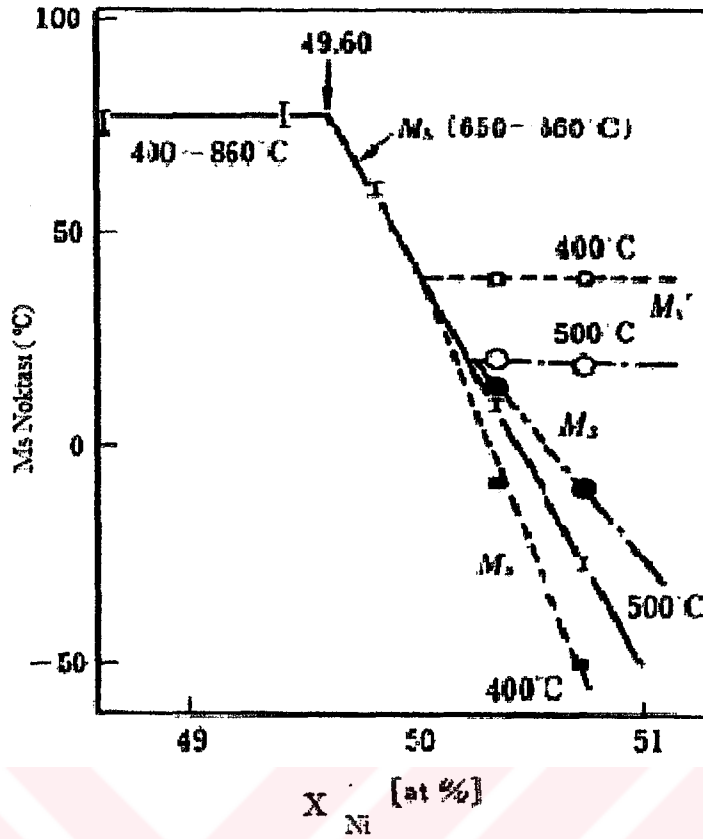
numuneler kesilerek ölçüm için uygun hale getirilmiştir. Daha sonra uygun bir sıcaklıkta tavlama ve ardı sıra su verilerek testler için hazırlanmıştır. Karbon yoğunlaşması sıcaklığa bağlı olduğundan numuneler ergitme işleminden sonra uzun bir süre uygun bir sıcaklıkta ısı verilerek bekletilmiştir. Yapılan kimyasal analizler sonucunda karbon yoğunlaşmasının 0.2~0.6 at% olduğu görülmüştür. Bu teknik ile elde edilmiş numuneler, “yüksek frekansta ergitilmiş TiNiC” alaşımlar olarak isimlendirilmiştir.

Tüm numunelerin  $M_s$  sıcaklıkları, düşük sıcaklıklarda DSC yardımı ile belirlenmiştir. Ölçümler, dakikada  $10^\circ\text{C}$  değişen ısıtma ve soğutma ile  $-153^\circ\text{C}$  ile  $277^\circ\text{C}$  arasında yapılmıştır. Numunelerin boyutları  $\text{Ø}3 \times 2 \text{ mm}^3$  veya  $3 \times 3 \times 2 \text{ mm}^3$ 'dür.  $M_s$  değeri, sıcaklıklar düştüğünde ortaya çıkan ekzotermik pik noktasından geçen maksimum eğim ile esas hattın kesiştirilmesi sonucu belirlenmiştir.  $\text{Ø}1 \times 50 \text{ mm}^3$  iğneler (ölçülen kısım 30 mm) Instron tipi çekme cihazında teste tabi tutuldu. Testler oda sıcaklığında ( $19^\circ\text{C}$ ) ve  $145^\circ\text{C}$ 'de dakikada 0.02 mm'lik gerinim artışı ile gerçekleştirildi.

EPMA cihazı katkıların ve matrisin yoğunlaşma analizleri için kullanıldı. Nicelik analizleri için enerji dispersiyon spektroskopik (EDS) metotlardan yararlanıldı. Düzeltmelerle ilgili yapılan hesaplarda atom sayısı, soğurum ve flüoresans düzeltmeleri içeren ZAF metodu esas alınmıştır. İvmelenme voltajı 20 kV'dur.

## (2) TiNi alaşımının $M_s$ sıcaklığına karbonun etkileri

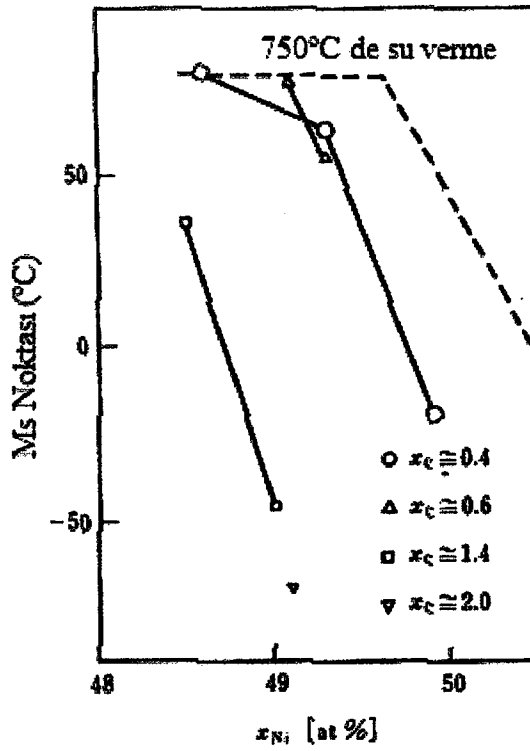
Karbon katkısının etkilerini açıklayabilmek için öncelikle yüksek saflıktaki TiNi dönüşüm sıcaklığı ile Ni yoğunlaşması arasındaki ilişkiyi belirlemek gerekir. Bu yüzden ark fırınında ergitilmiş 6 farklı kompozisyondaki TiNi numuneler ( $\text{Ni}$  yoğunlaşması= $X_{\text{Ni}}=48.62, 49.41, 49.81, 50.35$  ve  $50.74$  at%)  $400-800^\circ\text{C}$  arasında değişen sıcaklıklarda 2 saat tavlammıştır ve su verilmiştir. Daha sonra  $M_s$  sıcaklıkları DSC kullanılarak bulunmuştur.  $49.81$  at%'e eşit veya daha az Ni yoğunlaşmalı numunelerde,  $M_s$  değeri su verme sıcaklığı ile değişmeyen bir sabittir. Bununla birlikte yüksek Ni yoğunlaşmalı ( $50.35$  ve  $50.74$  at.%) numunelerde su verme sıcaklığı attıkça  $M_s$  değeri düşmektedir. Su verme sıcaklığı  $T_q=650^\circ\text{C}$ 'yi aştığında  $M_s$  değeri yaklaşık sabit bir değer almaktadır.  $50.35$  at% ve  $50.75$  at% Ni yoğunlaşmalı numunelere  $400-500^\circ\text{C}$  sıcaklıklardan itibaren su verilmiştir. DSC ile ölçülmüş azalan sıcaklık eğrilerinde iki ekzotermik pik ortaya çıkmıştır. Ana fazın  $40^\circ\text{C}$  civarında ve dönüşümün iki aşamalı olduğu görülmüştür.  $650^\circ\text{C}$  üzerinden su verilmiş numunelerde düşük sıcaklık martenzitik fazın oluştuğu  $M_s$  sıcaklığı Şekil 4.22'de koyu çizgi ile gösterilmiştir. Bu eğrilerden hareketle TiNi fazın içindeki çözünmüş tahmini Ti miktarı %49.6'dır.



Şekil 4.22 Ark ergitmeli TiNi alaşımında Ni yoğunlaşması ve dönüşüm sıcaklığı arasındaki ilişki. Siyah ve beyaz daireler 500°C'den su verilmiş numunelerdir; siyah ve beyaz kareler ise 400°C den su verilmiş numunelere aittir (Funakubo, 1984).

İki saat süre ile 750°C de tavllanmış ve suda soğutulmuş olan ark ergitmeli TiNiC<sub>x</sub> (C yoğunlaşması= $X_C=0.4\sim 2.0\text{at}\%$ ) numuneler için Şekil 4.23'deki üç koyu çizgi  $M_s$  sıcaklığını belirtmektedir. Şekildeki düz çizgiler sadece eşit karbon yoğunlaşmalı numunelerin verilerine aittir. TiNi alaşımın  $M_s$  değerine (noktalı çizgilerle belirtilmiştir) nazaran, düşük karbonlu tüm numunelerin  $M_s$  değeri karbon yoğunlaşmasının arttığı sürece  $M_s$  artışında azalma görülmektedir. Aşağıda bahsedilen iki etkenin bu fenomene neden olduğu düşünülmektedir.





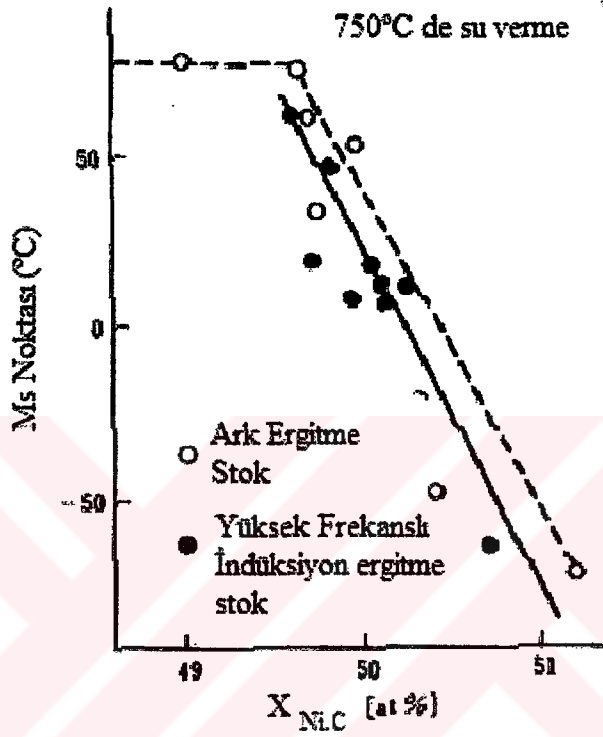
Şekil 4.23 Ark ergitmeli TiNi alaşımında Ni yoğunlaşması ile Ms sıcaklığı arasındaki ilişki (Funakubo, 1984).

Birincisi, TiNi fazlı matrikste katı çözelti halinde karbon bulaşmış olabilir ve bu yüzden  $M_s$  değeri düşmüştür. İkincisi ise bulaşan karbonun bir kısmı TiC karpit olarak çökelmiş olabilir. Bu nedenle ve ayrıca Ni yoğunlaşmasının da artması sonucu  $M_{y_s}$  değeri düşmektedir. Bu etkenlerden her biri veya her ikisi birden çeşitli sorunlara yol açmaktadır. TiNi fazda katı çözeltideki C miktarı veya TiC ve TiNi fazlar arasında C'nin dağılımı henüz yeterince bilinmemektedir. Bununla beraber bir optik mikroskopla ark ergitmeli TiNiC ile yapılan tetkikler, TiC çökeltilerin varlığını açıkça göstermiştir. Buna göre TiC çökeltiler ve TiNi faz arasındaki C'nin dağılımı önemsenmemiştir ve bünyedeki karbonun hepsinin stokiyometrik TiC şeklinde olduğu varsayılmıştır. Bu varsayımdan hareketle, TiNi fazlı matriks için düzeltilmiş Ni yoğunlaşması formülize edilmiştir.

$$x_{Ni,C} / at\% = 100 \cdot (x_{Ni} / at\%) / [100 - 1(x_c / at\%)] \quad (4.1)$$

Şekil 4.24'de, düzeltilmiş Ni yoğunlaşması yatay gösterge çizelgesi üzerinde gösterilmiştir. Ark ergitmeli TiNiC numunelerin  $M_s$  değerleri beyaz dairelerle işaretlenmiştir. Aynı ısı işleme ( $x_c=0.2\sim 0.6at\%$ ) tabii tutulmuş yüksek frekansta ergitilmiş TiNiC alaşımının  $M_s$  değerleri ise siyah dairelerle belirtilmiştir. Bu alaşımların  $M_s$  değerleri dağınık gibi görünse de

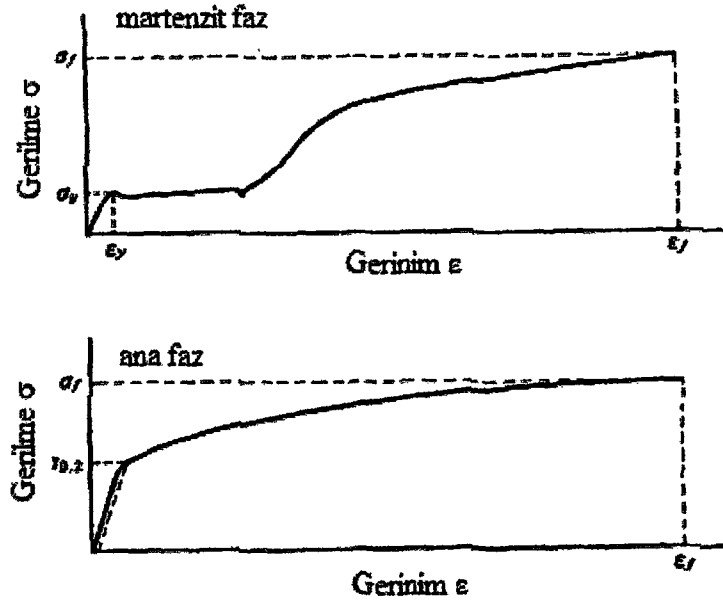
49.6at%  $\leq X_{Ni,C} \leq 51.2$ at% kompozisyon aralığında  $M_s$  sıcaklığı, düzeltilmiş Ni yoğunlaşması ile yaklaşık lineer düşmektedir. Düzeltilmiş Ni yoğunlaşmasına ilişkin  $M_s$  sıcaklıklarını belirlemek için en küçük kareler metodu kullanılmıştır ve ergitme tekniklerinin sonuçlarında farklılık görülmemiştir. Şekildeki çizgiler en küçük kareler metodu ile çizilmiş olup arkta ergitmeli ve yüksek frekansta ergitmeli TiNiC numunelere ait  $M_s$  değerlerini göstermektedir.



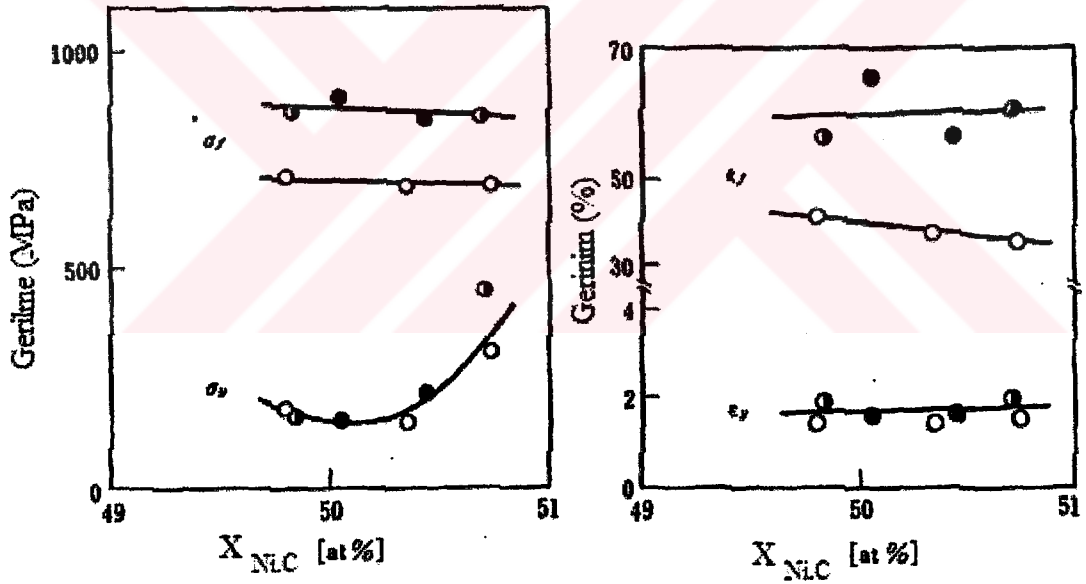
Şekil 4.24 TiC çökeltiler nedeniyle iyileştirilmiş TiNiC de Ni yoğunlaşması ve  $M_s$  arasındaki ilişki (Funakubo, 1984).

### (3) Karbonun çekme özelliklerine etkileri

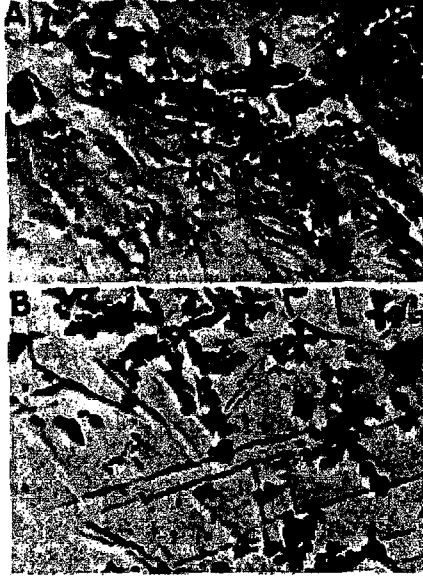
TiNi alaşımların mekaniksel özellikleri ana faz olan ostenitte ve diğer faz olan martenzitte birbirinden oldukça farklıdır. Ayrıca yüksek sıcaklık fazı ostenitin akma gerilmesi daha büyük olup dolayısıyla çelikteki durumun tersidir. Ana faz ve martenzit fazlara ilişkin gerilme-gerinim eğrileri Şekil 4.25'de şematik olarak çizilmiştir. Akma açık bir şekilde ana fazda gözlemlenemediğinden  $\sigma_{0.2}$  gerilmesi değeri %0.2 lik gerinim için kullanılmıştır. Arkta ergitmeli TiNi ve yüksek frekansta ergitmeli TiNiC, 700°C de iki saat tavlandıktan sonra suda soğutulmuştur. Akma gerilmesi  $\sigma_y$ , akma gerinimi  $\epsilon_y$ , kopma gerilmesi  $\sigma_f$  ve kopma gerinimi  $\epsilon_f$  değerleri 19°C ve 45°C sıcaklıklarda yapılan çekme testlerinden elde edilmiş ve sonuçlar Şekil 4.26'de ve Şekil 4.27'da gösterilmiştir.



Şekil 4.25 Ana faz ve martenzit fazlar için Gerilme-Gerinim Eğrileri (Funakubo, 1984).



Şekil 4.26 TiNi alaşımın mekanik karakteristikleri (19°C'de) (Funakubo, 1984).



Şekil 4.28 Ark eritmeli TiNiC'in mikroyapısı (su verme sıcaklığı 750°C) A: Ti<sub>51.01</sub>Ni<sub>48.59</sub>C<sub>0.40</sub>, M<sub>s</sub> = 81°C, B: Ti<sub>48.82</sub>Ni<sub>49.10</sub>C<sub>2.08</sub>, M<sub>s</sub> = -69°C (Funakubo, 1984).

Başka sonuçlar tablo ve fotoğraflardan faydalanılarak elde edilebilir. A ve B numunelerinde görülen küresel ve dendritik kalıntılar TiC'tir ve bu 1~2at%Ni içeriği ve 43~46at% C yoğunlaşmasına sahip stokiyometrik olmayan bir kompozisyondur. A numunesinin matriksinde görülen kabartı, M<sub>s</sub> sıcaklığı 81°C olduğundan martenzit fazdır ve bu kabartı numune ısıtılınca ortadan kaybolur. B numunesinde M<sub>s</sub> oda sıcaklığından oldukça düşüktür ve plaka şeklindeki çökeltilerin Ni yoğunlaşması %5 civarında olup matrikste bulunan Ni yoğunlaşmasından daha yüksektir. Bu yüzden B numunesindeki plaka tipi kalıntılar martenzit değildir. Wasilewski ve ark. 500°C~600°C civarında tavlama ile Ti<sub>42</sub>Ni<sub>58</sub> kalıntılar bulmuşlardır ve TiNi+TiNi<sub>3</sub>↔Ti<sub>42</sub>Ni<sub>58</sub> peritektoid reaksiyonu ilk defa gözlemlemişlerdir. Yeni yapılan deneylerde, kalıntılardaki yoğunlaşma analizleri sonucu Ni yoğunlaşması 57.38at% bulunmuştur ve sonuçlar Wasilewski'nin elde ettiği sonuçlara oldukça yakındır. Yapıda dendritik kalıntılar görülse de bu durum peritektoid reaksiyonun bir sonucu olduğu düşünülmemelidir.

Şimdiye kadar bulaşmış karbonun stokiyometrik TiC karpitleri yarattığı ve matrikste Ni yoğunlaşmasındaki iyileştirici etkiler yaptığı varsayılmıştır. Bu nedenle kalıntıları Ti<sub>54</sub>Ni<sub>2</sub>C<sub>44</sub> olarak kabul edebiliriz ve matriksin Ni yoğunlaşması için hesapları yeniden düzenlersek, Şekil 4.24'de çizilmiş M<sub>s</sub> sıcaklıkları sadece 1~2°C artacaktır. Matriksteki katı çözeltilinin içindeki malzeme miktarı çok küçük olduğundan kesinlikle M<sub>s</sub>'i sabitleyici bir etkisi yoktur fakat TiNiC alaşımların M<sub>s</sub> değeri TiNi alaşımın M<sub>s</sub> değerinden 15°C daha düşük olmasına

neden olduğu zannedilmektedir. Gerçekten de karbon matriks içerisindeki katı çözelti miktarını biraz artırır. Matriksteki erimiş karbon miktarının kafes gerilmelerine neden olduğu düşünülmektedir. Aynı şekilde geçiş metalleri Ni ile ikame edildiğinde ve dolayısıyla  $M_s$  sıcaklıkları daha düşük değerlere indiğinde kafeste gerilmeler olacaktır.

Özetleyecek olursak C safsızlıklarının hemen hemen hepsi önemsiz miktarda Ni içeren TiC karpitlere dönüşür. Matrikste bulunan katı çözelti şeklinde C izleri  $M_s$  sıcaklığı  $15^\circ\text{C}$ 'ye yakın düşürür. Karpitler yüzünden alaşımların mekaniksel özelliklerinde bozulmalar ayrıntılı olarak gözlemlenememiştir.

**Oksijenin etkileri.** TiNi alaşımlarında oksijen türü safsızlıkların bulunmasının nedeni ham malzeme olarak kullanılan gözenekli Ti'deki bünyedeki oksijen yüzünden ve ergitme ve diğer işletme prosesleri sırasında oksijenin bünyeye girmesi yüzündendir. Oksijen genellikle tipik TiNi stoklarda 600~800 ppm miktarındadır. Burada oksijen amaçlı olarak bünyeye katılmıştır. TiNi'den dönüşümler üzerine oksijen safsızlıkların etkisini açıklamak için  $M_s$  sıcaklık ölçümleri yapılmıştır.

Özel yoğunlaşmalı TiNiO yapmak için argon atmosferinde arkta ergitilmiş Ti ve  $\text{TiO}_2$  elde edilerek Ti-10at% oksijen alaşımını hazırlamak gerekir. Bu malzeme ve Ti-50at%Ni kullanılarak Ti-49.5at%Ni-1at%O üretilmiştir ve altı çeşit  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50-x}\text{O}_x$  oluşturulmuştur. Bu altı adet alaşıma ait kimyasal analiz sonuçları Çizelge 4.3'de listelenmiştir (Funakubo, 1984).

Çizelge 4.3. TiNiO numuneler için Kimyasal Analizler (Funakubo, 1984).

**TiNiO Numunelerin Kimyasal Analizleri**

Numune	$x_{\text{Ni}}$ [at%]	$x_{\text{O}}$ [at%]
A	49.59	0.134
B	49.44	0.318
C	49.34	0.605
D	49.22	0.807
E	49.12	1.059
F	48.90	1.260

0.32at%O'den daha az olan TiNiO alaşımlarda ki dönüşümler su verme sıcaklığından bağımsız olarak tek aşamalıdır(yüksek sıcaklık fazı→martenzit fazı). Bununla birlikte %at 0.61'den fazla O içeren alaşımlarda su verme sıcaklıkları yaklaşık  $650^\circ\text{C}$  altındayken iki aşamalı dönüşümler (arafaz boyunca) olmaktadır.

Martenzitin şekillenmeye başladığı  $M_s$  sıcaklığı aşağıdaki bağıntıya göre oksijen içeriği ile

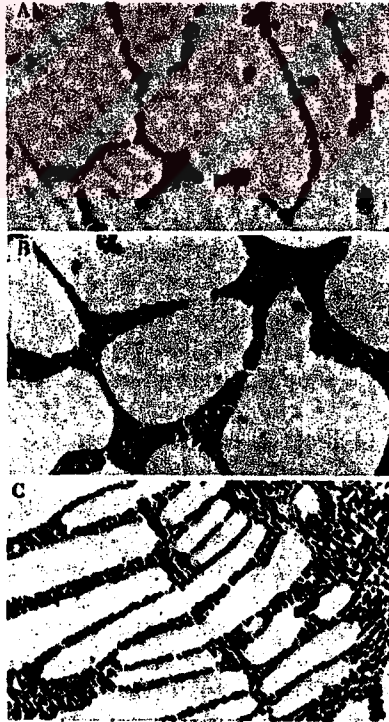


düşmektedir.

$$M_s = 78 - 92.63 * x_0(\text{at}\%) \quad (4.2)$$

Şekil 4.29'de üç adet TiNiO alaşımların dağıldıktan sonra optik mikroskopta çekilmiş fotoğrafları verilmiştir. A fotoğrafında gösterilen numune 0.13at%O'e sahiptir, B fotoğrafında 0.32at%O ve C fotoğrafında 0.61at%O vardır. A fotoğrafında gösterilen  $Ti_4Ni_2O$  alaşımında tane sınırları boyunca kalıntıların yerleştiği görülmektedir. Diğer alaşımlarda oksijen bileşikleri gözlemlenmemiştir.

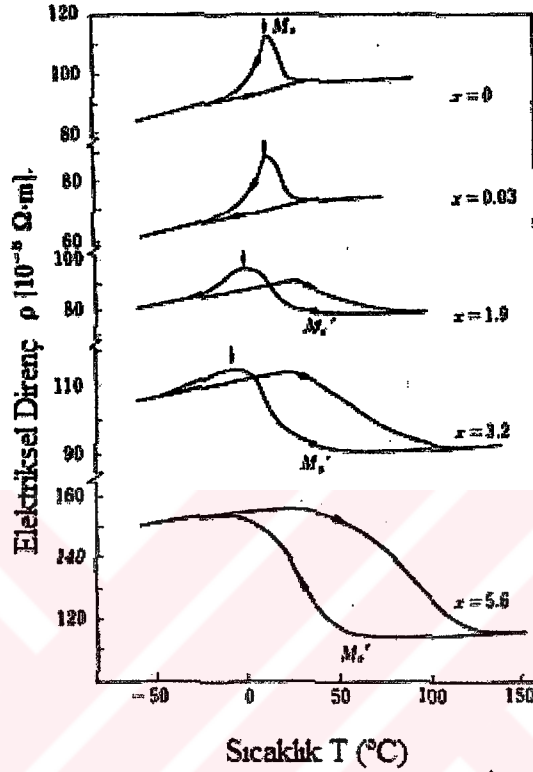
TiNi fazında katı çözeltili içinde oksijen miktarı, at% oksijen ve fotoğraftaki oksit fazın yüzey alanı arasındaki ilişkiden tahmin edilerek bulunabilir. Yapılan hesaplar son derece küçük miktarda olduğuna işaret etmektedir. Tahmini olarak 0.045at% değerinde oksijen bulunmaktadır. Aynı zamanda oksijenin hepsi  $Ti_4Ni_2O$  formundadır ve çökelmiştir. Ayrıca meydana gelen oksit faz yüzünden büyük miktarda Ti koparıldığından matriksteki Ni yoğunlaşması ilişkili olarak artmaktadır ve  $M_s$  sıcaklığı bu nedenle düşmüştür. Eğer bu durum iyi bilirse  $M_s$  sıcaklığı ve oksijen içeriği arasındaki bağıntı, Ni yoğunlaşmasındaki değişimlerden yararlanarak açıklanabilir. Oksijen kirlenmesi mekaniksel karakteristiklerin bozulmasına neden olur ve TiNi alaşımı daha fazla gevrek yapar (Funakubo, 1984).



Şekil 4.29 TiNi de yapıda bulunan oksijenin etkileri. A:0.134, B:0.318, C:0.605 (at%O) (Funakubo, 1984).

Son olarak hidrojenin etkilerini belirleyelim. Hidrojenin katkısı  $M_s$  sıcaklığını düşürmektedir.

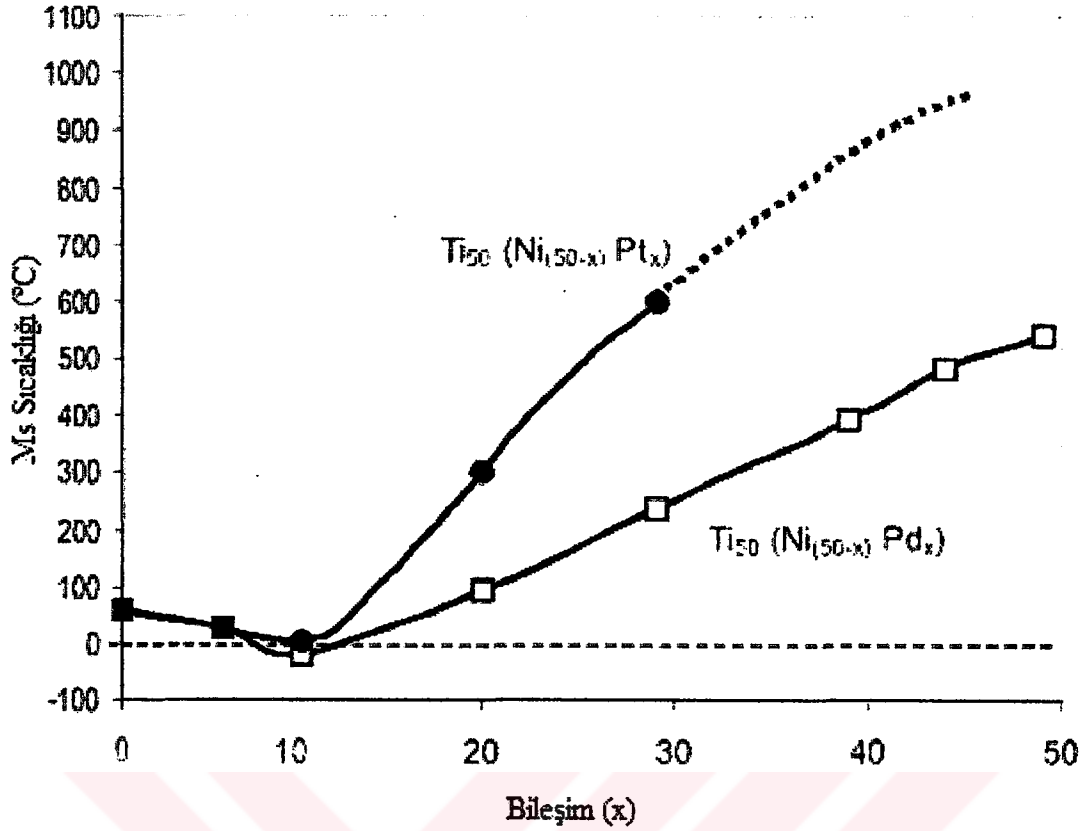
Fakat  $M_s$  sıcaklığı artmaya eğilim göstermektedir. Şekil 4.30'da Ti-50.5at%Ni numunelere ait elektrik direnci ile sıcaklık arasındaki ilişki gösterilmiştir. Söz konusu numuneler 400°C'de 1 saat süresince yaşlandırılmış ve 400°C'de hidrojen absorbe ettirilmiştir (Funakubo, 1984).



Şekil 4.30 TiNi alaşımlarda  $M_s$ (oklar) ve  $M_s'$  değerlerine hidrojen katkılarının etkileri (Funakubo, 1984).

### Nikel-Titanyum-Paladyum ve Nikel-Titanyum-Platin Alaşım Sistemleri

Bu iki alaşım sistemi, yüksek sıcaklık ŞHA'ları olarak bilinir. Çünkü Ni elementinin Pd veya Pt ile ikamesinin şekil hafıza özelliklerine etkisi birbirine benzerdir. Bu elementlerin az miktarda eklenmesi  $M_s$  sıcaklığını hafifçe düşürmektedir. Hatta  $0^{\circ}C$ 'in altına dahi düşürebilmektedir. Yüksek miktarda eklenmesi ise diğer elementlere göre daha yüksek dönüşüm sıcaklıklarına neden olduğu gözlemlenmiştir. Şekil 4.31'de görüldüğü gibi  $M_s$  sıcaklığı,  $-26^{\circ}C$ 'den (%10at.Pd)  $563^{\circ}C$ 'ye (%50at.Pd) ve  $-10^{\circ}C$ 'den (%10at.Pt)  $1040^{\circ}C$  (%50at.Pt) kadar olan aralıktadır. Çizelge 4.4'de, Ni'in Pd ile artan ikamesi sonucu dönüşüm sıcaklıklarının yükseldiği görülmektedir (Fuentes vd., 2002).



Şekil 4.31 Ti-Pd-Ni ve Ti-Pt-Ni alaşımlarda bileşimin fonksiyonu olarak  $M_s$  sıcaklıklarının eğrisi (Fuentes vd., 2002).

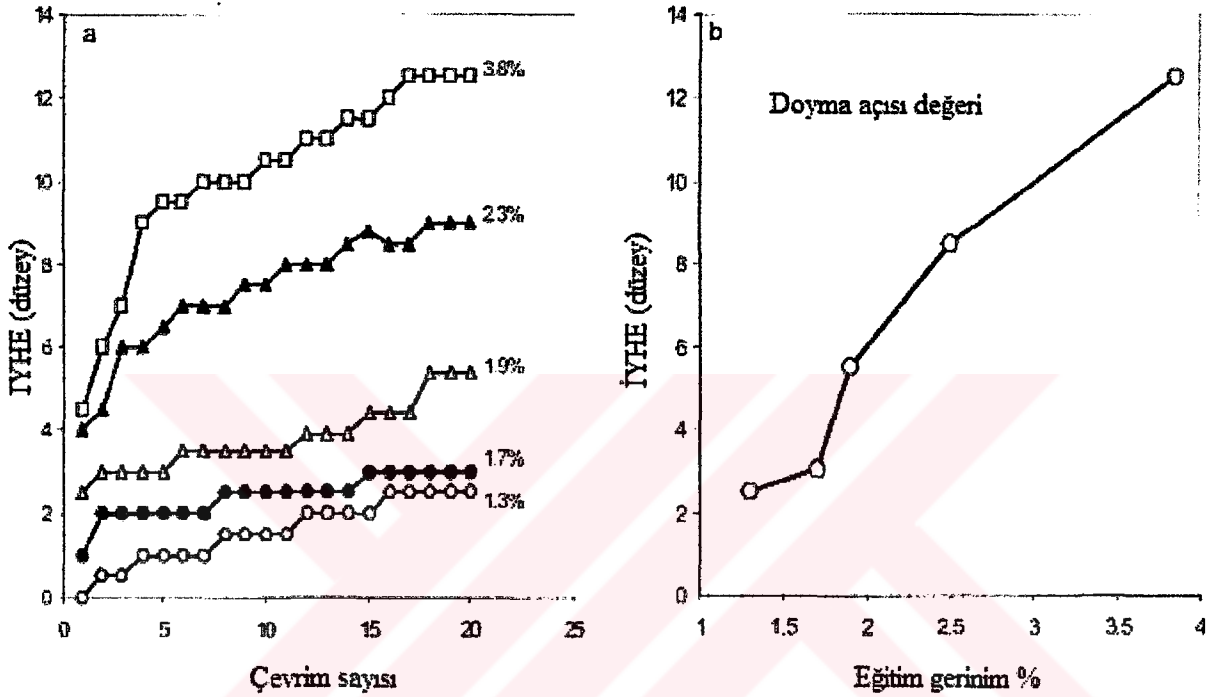
Çizelge 4.4 Ni-Ti-Pd alaşımlarda DSC ile ölçülen dönüşüm sıcaklıkları (Fuentes vd., 2002).

Numune	Bileşik	$M_s$ /°C	$M_f$ /°C	$A_s$ /°C	$A_f$ /°C
1	$Ti_{50}Pd_{50}$	459	427	497	533
2	$TiNi_{10}Pd_{40}$	321	587	327	366
3	$TiNi_{20}Pd_{30}$	108	80	109	153
4	$TiNi_{22}Pd_{28}$	-	-	132	180
5	$TiNi_{27}Pd_{23}$	50	25	45	85

İncelenen alaşım sistemlerinin hepsinde de, TYHE elde edilmiştir. Aynı zamanda, Ti-30at.-%Ni-20at.-%Pd alaşımı için İYHE'nin eğitimi sağlanabilmiştir. Bazı alaşımlar deformasyondan dolayı yaklaşık %100 toparlanmış ve tek yön şekil hafıza için %4 gerinime ulaşılmıştır. Diğerlerinde ise uygulanan gerinim düşük bir miktar toparlanmış bazıları ise sıcak haddede mikro çatlaklar yüzünden kırılmıştır.

Eğitim geriniminin verimi: Ni-Ti-Pd asıllı alaşımların İYHE eğitimi için eğme testleri yapılmıştır. Eğme testinde, numune oda sıcaklığında sabit bir gerinim altında silindirik bir çubuk ile deforme edilmiş, daha sonra uygulanan yük kaldırılmış, ardından numune 30°C olan  $A_f$  sıcaklığına ısıtılmış ve son olarak su verilmiştir. Yükün kaldırıldığında, ısıtmadan ve su

vermeden sonra açılar her bir çevrim sırasında İYHE, dönüşüm tersinir gerinimi ve kalıcı gerinim ile birlikte ölçülmüştür. Eğitim çevrimlerinin sayısı ile beraber toparlanma açılarının ve eğitim gerinimi arasındaki ilişki Şekil 4.32a'da görülmektedir. İlk birkaç çevrimde açı hızla yükselmektedir, daha sonra çevrim sayısı arttıkça çok yavaş değişmekte ve sonunda bir doyum değerine ulaşmaktadır. Şekil 4.32b'de İYHE'ne eğitim geriniminin etkisinin grafiği çizilmiştir. Görüldüğü üzere doyum değeri eğitim gerinimi arttıkça artmaktadır. Şekil 4.32, eğitim gerinimi ve çevrim sayısının İYHE'ni belirlediğini göstermektedir (Fuentes vd., 2002).



Şekil 4.32 Ti-30at.-%Ni-20at.-%Pd alaşımında çevrim sayısına (a) ve eğitim geriniminden dolayı oluşan doyma değerine (b) göre iki yönlü hafıza etkisinin değişimi (Fuentes vd., 2002).

Önceden bahsedildiği gibi, İYHE mekanizması dönüşüm bölgesi içinde malzemenin çevrimi sonucu üretilen karmaşık dislokasyon düzenlenmelerinden kaynaklanır. Çevrim sayısı arttıkça dislokasyonlar artar. Bu dislokasyonlar zamanla çok kararlı hale geçer. Bu yüzden, İYHE çevrim sayısı arttıkça iyileşir. Belirli bir çevrimden sonra dislokasyonlar artık doyuma ulaşır ve iki yönlü hafıza çevrim sayısı artsa bile değişmeyerek sabit kalır. Aynı sebepten ötürü, eğitim gerinimindeki artma da daha fazla dislokasyon düzenleri ortaya çıkar ve sonuç olarak aynı sayıda çevrim için daha büyük İYHE üretir.

#### Nikel-Titanyum-Hafniyum Sistem

Ni-Ti-Hf sistem düşük maliyet ve yüksek dönüşüm sıcaklığına sahip olduğundan özel bir ilgi uyandırmaktadır.  $A_p=622K(=349^\circ C)$  e kadar dönüşüm sıcaklıkları ve iyi şekil hafıza

özellikleri kaydedilmiştir.

Gerilme-Gerinim davranışı: ikili Ni-Ti asıllı alaşımların gerilme-gerinim davranışı çoğunlukla iyi bir akma, az şekil değiştirme sertleşmelerinin olduğu bir gerilme platosu ve yaklaşık %8 bir gerinim sergilemektedir. Aksine,  $Ni_{49}Ti_{36}Hf_{15}$  alaşımında gerilme platosu tamamen ortadan kaybolmakta ve yüksek şekil değiştirme sertleşmesi sürekli olarak gözlemlenmiştir. Yüksek şekil değiştirme sertleşmesi, gerilme-nedenli martenzitik dönüşüm veya martenzitik değişkenlerin yeniden yönleneceği sırasında tam olgunlaşmamış dislokasyon kaymasında neden olmakta, bu nedenle alaşımın şekil hafıza özellikleri kötüleşmektedir.

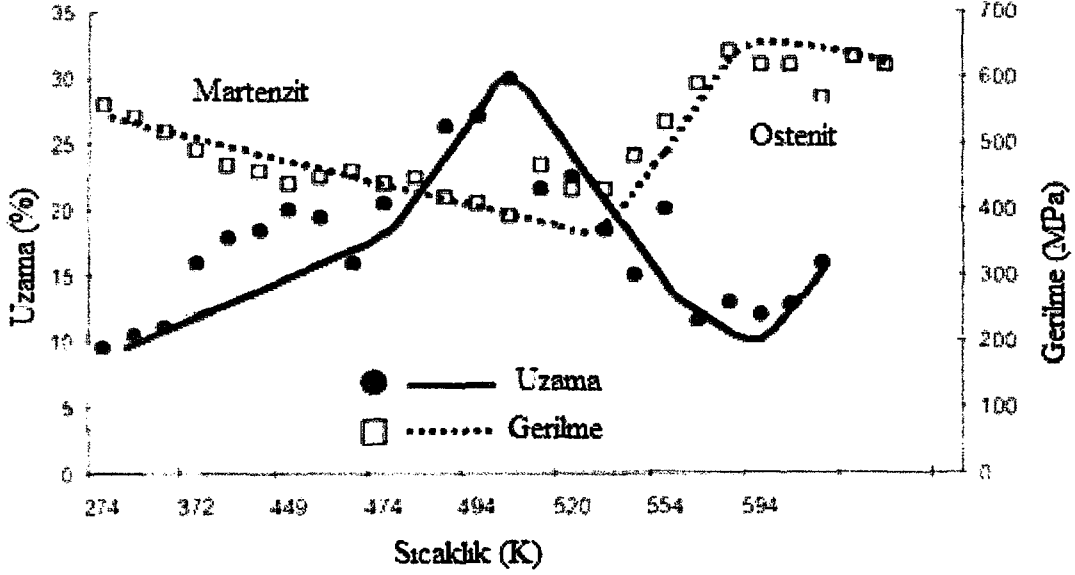
Çekme özellikleri: Şekil 4.33 çekme sıcaklığı ile  $\sigma_{0,2}$  gerilmenin değişimini göstermektedir. Görüleceği üzere, sıcaklık ile  $\sigma_{0,2}$  gerilmesinin eğrisi yaklaşık olarak S şeklindedir ve bu durum şekil hafızalı alaşımlarda gözlemlenen genel bir özelliktir.  $\sigma_{0,2}$  gerilmesinin negatif sıcaklığa bağımlılığı yaklaşık 510K(237°C) altındaki bir sıcaklık aralığında martenzit değişkenlerinin yeniden yönleneceği ve yaklaşık 590K(317°C) üzerindeki bir yüksek sıcaklık aralığında dislokasyon kaymaları ile ilişkilidir.  $\sigma_{0,2}$  gerilmesinin 510-590K(237°C-317°C) arasında pozitif sıcaklık bağımlılığı gerilme-nedenli martenzitik dönüşüme atfedilmektedir. Deneyde kullanılan alaşımın  $d\sigma/dT$  oranı NiTi asıllı alaşımlarinkinden daha düşük bulunmuştur. Diğer ŞHA'larla karşılaştırılırsa, mevcut deneysel alaşım, martenzit değişkenlerin yeniden yönleneceği bakımından nispeten yüksek bir kritik gerilme göstermektedir. Bu durum  $Ni_{49}Ti_{36}Hf_{15}$  alaşımın şekil hafıza özelliklerini olumsuz etkilediği düşünülmektedir.

Şekil 4.33'de ayrıca,  $Ni_{49}Ti_{36}Hf_{15}$  alaşım için çekme sıcaklığı ile uzamanın değişimi gözlemlenmiştir. Görüleceği üzere uzama miktarı, çekme testi sıcaklığına büyük ölçüde bağımlıdır. Oda sıcaklığı civarında uzama yaklaşık %10'dur. Çekme testi sıcaklığının artması ile, uzama tedricen artmakta ve  $A_f$  sıcaklığının hafifçe üzerinde, yaklaşık 510K(237°C)de bir pike ulaşmakta ve daha sonra hızla azalarak yaklaşık 560K(287°C)de bir minimuma düşmektedir. Maksimum uzama dönüşüm-nedenli plastisiteye yorumlanmaktadır.

Yeterli süneklik, mükemmel şekil hafıza karakteristikleri sunan ŞHA'lar için gereken şartlardan biridir. Bilindiği gibi, hafızaya yönelik gerinim veya toparlanabilir gerinim esasında martenzit şekil gerinimi ile tayin edilir. Eğer bir alaşım gevrekse, bu tür bir gerinim yararlı olmaz ve kullanılmaz. NiTi asıllı alaşımlar olağanüstü sünektir. Ancak Zr, Hf, Au, Pt ve Pd gibi elementlerle alaşımlandırıldığında gevrekleşir. Sonuç olarak, Ni-Ti-X sistemden oluşan yüksek sıcaklık şekil hafıza alaşımları tasarlanacağı zaman şöyle bir çözüme gidilmelidir: mümkün olduğunca yüksek  $M_s$  sıcaklığı ve aynı zamanda alaşımın gereken



sünekliğini korumasıdır. Bu açıdan bakarsak Ni-Ti-Hf asıllı alaşımlar çok daha fazla cazip görünmektedir (Fuentes vd., 2002).



Şekil 4.33 Ni<sub>49</sub>Ti<sub>36</sub>Hf<sub>15</sub> alaşımında  $\sigma_{0.2}$  gerilme ve uzamanın sıcaklıkla değişimi (Fuentes vd., 2002).

Şekil hafıza özellikleri: farklı çekme gerinimleri için şekil toparlanma oranı R Çizelge 4.5'de listelenmiştir. Çekme deformasyon sıcaklığı 80°C'dir.  $\epsilon_p$  geriniminin büyüklüğün şekil toparlanma oranı R' yi büyük ölçüde etkilediği görülmektedir. Tamamen şekil toparlanması yaklaşık %3 gerinimde gözlemlenmiştir. Gerinimin artmasıyla, şekil toparlanma oranı tedricen azalmaktadır. Deneysel alaşımın sankielastisite sergileyip sergilemediğini test etmek için numune  $A_f$  üzerinde hafifçe gerindirilmiştir. Deneysel çevrime tabi tutulan numunede sankielastiklik gözlemlenmiştir.

Çizelge 4.5 Farklı  $\epsilon_p$  gerinimleri için R şekil toparlanma oranı (Fuentes vd., 2002).

$\epsilon_p, \%$	2.01	2.93	3.51	4.03	4.97	6.01
R, %	100	100	97.8	95.5	87.2	83.1

### Nikel-Titanyum-Zirkonyum Sistem

Ni-Ti-Hf sistem gibi yüksek sıcaklık ŞHA'ları üretildiğinden beri ekonomik açıdan daha cazip yüksek sıcaklık ŞHA'ların geliştirilmesi büyük ilgi çekmiştir. Ni-Ti-Zr asıllı alaşımlar üzerine yapılan çalışmalar, faz dönüşüm sıcaklığının Zr eklenmesi ile çarpıcı bir şekilde geliştiğini göstermiştir. Faz dönüşüm sıcaklıkları ( $M_s$ ,  $A_s$ ,  $A_p$ ), %30 atoma Zr içeren sistemde eklenen Hf miktarı arttıkça 240°C'ye kadar çıkmaktadır. Ni-Ti-Zr asıllı alaşımların şekil

hafıza özellikleri, ısıl-mekaniksel davranışı ve mikroyapısı Ni-Ti-Hf asıllı alaşımlara çok benzemektedir.

### **Nikel-Titanyum-Demir Sistem**

Niyobyum katkısının tersine, ikili NiTi sisteme katılan demir dönüşüm sıcaklığında çarpıcı düşüşe ve histerezis genişliğinde dikkate değer bir azalmaya neden olmaktadır. Ayrıca Fe katkısı, martenzitik fazı bastırarak R-fazına geçişi kolaylaştırmakta ve artan süneklik çevrim kararlılığını artırmaktadır. Dönüşüm sıcaklığındaki azalma Ni ile Fe ikamesinin artmasıyla sağlanmıştır.

### **Nikel-Titanyum-Niyobyum Sistem**

Ni-Ti-Nb asıllı alaşımlar, geniş histerezislerinden dolayı başlıca boru-bağlama kavramaları için avantajlıdır. Yüksek sıcaklıklarda su taşıyan yapı elemanı olarak yeterli mekanik ve yorulma dayanımlarına sahip olduğundan kullanılmaktadır. Japonya'nın Hitachi şehrindeki Makine Mühendisliği Araştırma Laboratuvarında ağırlıkça %51Ni, %38Ti ve %11Nb içerikli Ni-Ti-Nb asıllı bir alaşım üzerine yapılan detaylı bir çalışmanın sonucunda aşağıdaki başlıca özellikler tespit edilmiştir.

%12 öngerinime karşılık gelen şekil toparlanma bitiş sıcaklığı 77°C'dir.

Young modülü 400°C kadar sıcaklıkla beraber artmıştır.

288°C'de havada ve suda yorulma dayanımı 20°C'de havadakinden hafifçe daha yüksek bulunmuştur. (yaklaşık 1,2 katı)

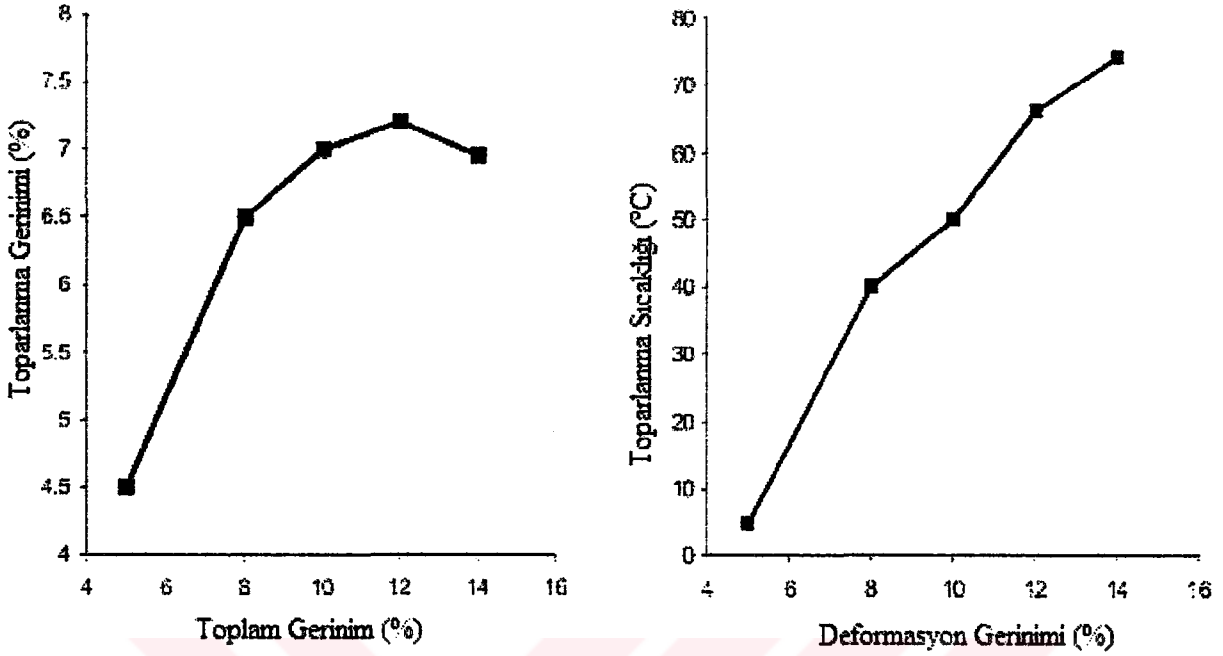
martenzitik ve ostenitik dönüşüm sıcaklıkları ( $M_s$ ,  $M_f$ ,  $A_s$ ,  $A_f$ ) şekil toparlanmasından önce ve sonrasında farklıdır. Şekil toparlanmasından önce ve sonrasında farklıdır. Şekil toparlanmasından sonra dönüşüm sıcaklıkları şu şekildedir.

$M_s$	$M_f$	$A_s$	$A_f$
-111°C	-158°C	-76°C	-33°C

Çekme dayanımı ve  $\sigma_{0,2}$  gerçek gerilme -60°C'den 20°C'ye kadar artmakta olup 20 ve 288°C arasında hemen hemen değişmemektedir. 288°C üzerinde ise artan sıcaklıkla azalmaktadır. Bu yüzden, bu Ni-Ti-Nb asıllı alaşımın mekaniksel dayanımları üç sıcaklık aralığı ile karakterize edilebilir: 20°C'nin altında, 20 ve 288°C arasında ve 288°C üzerinde.

Şekil 4.34'de Ni-Ti-Nb asıllı bir alaşımın aşırı deformasyonunun sonuçları görülmektedir. %8'i aşan bir toplam gerinim önemli ölçüde düşük bir toparlanma gerinimine neden olmuştur.

Ayrıca, toparlanma sıcaklığı, %14'e kadar olan deformasyon gerinimiyle yaklaşık sabit olarak yükselmektedir (Fuentes vd., 2002).



Şekil 4.34 Ni-Ti-Nb alaşımının toparlanma gerinimine ve toparlanma sıcaklığına (As) aşırı deformasyonun etkisi (Fuentes vd., 2002).

### Nikel-Titanyum-Alüminyum Sistem

Araştırılmış bir  $Ti_{52}Ni_{47}Al_1$  alaşımı, ikili  $Ti_{51}Ni_{49}$  alaşıma göre daha düşük dönüşüm sıcaklıklarına sahip olup Nikelce zengin içerikli Ti-Ni alaşımlara göre ise daha yüksek dönüşüm sıcaklıklarına sahiptir. Bu sıcaklık değerleri  $400^{\circ}C$ 'de hızlandırılmış yaşlanma ile daha da azalmaktadır. Bu alaşımda R-fazı dönüşümünün meydana gelmesine hem soğuk haddeleme hem de ısı çövrimleri yardımcı olmaktadır.  $Ti_{51}Ni_{49}$  alaşımı ile karşılaştırıldığında R-fazı dönüşümünün olması için  $N=100$  çevrimden daha fazla sayıda çevrim gerektiren bu alaşımlara göre R-fazı dönüşümü 10 çevrimde görülebilmektedir.  $Ti_{52}Ni_{47}Al_1$  alaşımı iyi şekil toparlanması sergiler, ki bu gerinim değeri  $A_f$  sıcaklığında %50'ye kadar çıkmakta ve  $300^{\circ}C$  yaşlandırma sıcaklığında yavaş yavaş %80'e kadar ilerlemektedir. Şekil toparlanma gerinimi  $130^{\circ}C$ 'nin altında  $Ti_{51}Ni_{49}$  alaşımından çok daha iyi olup  $200^{\circ}C$  üzerinde ise aynı davranış sergilerler. Bu alaşımın şekil toparlanması yaşlandırma sırasında artmaktadır.  $400^{\circ}C$ 'de 60 saatten daha fazla yaşlandırılmış numunelerde şekil toparlanması %90'a ulaşmaktadır.

### Ni-Ti-Cu Sistem

Ni-Ti asıllı alaşımlarda Ni, Cu ile ikame edilebilir. Bu üçlü alaşım sistemi özellikle ilginçtir. Bakır, periyodik tabloda Ni'in komşusu olduğundan atomca %30Cu konsantrasyonuna kadar

Ni-Ti-Cu esaslı alaşımın özellikleri kolayca değiştirir. Co Fe veya Cr gibi katkı elementlerinin ostenitik faz sıcaklığını düşürmelerine karşın Cu aynı ostenitik faz sıcaklığının aynı kalmasını sağlar. Cu'nun içeriğine göre yapılan modifikasyonla daha dar histerezis ve daha düşük martenzitik akma dayanımı elde edilir.

### **Ni-Ti-Cu Asıllı Alaşımların Kristal Yapısı**

Bir NiTi faz içerisinde Ni ya da Ti'un çözünebilirliği sınırlıdır. Cu-Ti ikili sistem, Ni-Ti sisteminki ile çok benzer bir faz diyagramına sahiptir. İkili sistem, Ni-Ti sisteminki ile çok benzer bir faz diyagramına sahiptir. Ancak NiTi'un ostenitik fazı B2 kübik yapıda iken CuTi bileşiminki tetragonaldır. Sonuç olarak, Cu içeriğinin atomca %30'dan daha fazla olması hem tetragonal hem de kübik fazların oluşmasında neden olacaktır. NiTi asıllı alaşımlarda Ni, Cu ile yer değiştirildiğinde toplam Ti konsantrasyonu atomca %50'ye yakın olmalıdır. Böylece şekil hafıza uygulamaları için arzu edilen bir tek-faz elde edilir.

Bu alaşım sisteminde, martenzit öncesi rombik R-fazının oluşumu yoktur. Yaklaşık histerezissiz bir R fazı oluşumu, kesinlikle ve çevrim kararlılığının istendiği durumlarda faydalıdır. Ama Ni-Ti-Cu sistemde R-fazının oluşumunun engellenmesi elektriksel olarak hareket ettirilen ŞHA teller açısından faydalı olduğu düşünülmektedir. Sabit yük altında ısıtılan bir eyleyici telin ohm-direncinin histerezisi R-faz geçişinin yok olmasıyla belirgin olarak azalmıştır.

Yaklaşık %7 atomca Cu içeren üçlü alaşımlar tek adımda dönüşüme uğrarlar, %8'den fazla Cu içeren alaşımlar iki adımda şekillenerek dönüşür.

Atomca %7Cu'nun altında : B2(kübik yapı) → B19'(monoklinik)

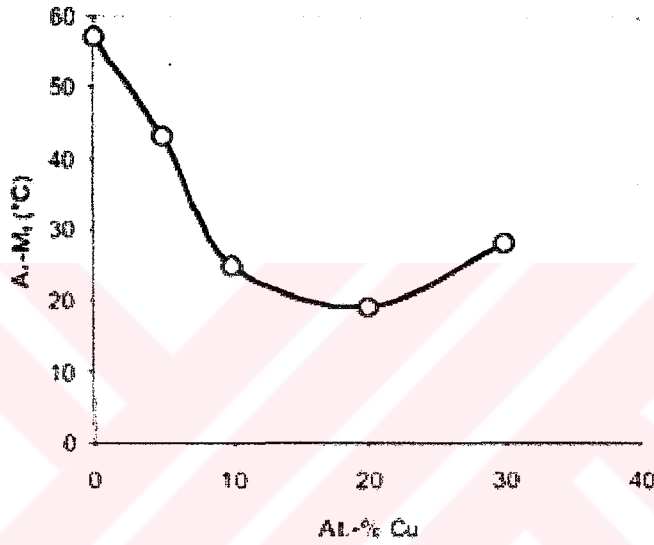
Atomca %8Cu'nun üzerinde : B2(kübik yapı) → B19(ortorombik) → B19'(monoklinik)

Martenzitik B2 → B19 fazı, eyleyici uygulamaları için faydalı olan güçlü bir dönüşüm piki ile görünür.

### **Dönüşüm Sıcaklıklarına ve Histerezise Cu'nun Etkisi**

İkili Ni-Ti sistem, stokiyometrik kompozisyondaki değişimlere çok duyarlıdır. Atomca %0,1'lik bir sapma, dönüşüm sıcaklığının 10°C değişmesine neden olabilir. Bu nedenle istenilen Ms sıcaklığına bağımlı olarak yüzde 1/10 hatta 1/100 kadar hassas kompozisyon kontrolü gereklidir. Ayrıca dönüşüm sıcaklıklarının duyarlılığı Ni-Ti-C sistemde önemli ölçüde azalmıştır. İkili sistemlerle karşılaştırıldığında, alaşım kompozisyonunun kontrolü daha az dikkat gerektirir. Bu artıları, eyleyici kullanımı için kontrol altına alınmış bir Ms sıcaklığına sahip olan ticari malzemelerin daha kolay üretimine izin verir.

Ni-Ti asıllı alaşımlara birçok üçüncü elementin çok küçük konsantrasyonda katkısı ile  $M_s$  sıcaklığında büyük bir değişime neden olur. Aksine, Cu'ın büyük konsantrasyonlarında bile ikamesi,  $M_s$  sıcaklığını önemli ölçüde değiştirmez. Bakırın katılması ile, farklı alaşımların hepsinde de aynı veya çok az artmış  $M_s$  sıcaklığına ve A-sıcaklıklarının azalmasına neden olur. Böylece dönüşüm histerezisi daha fazla daralır. Şekil 4.35'de görüleceği üzere atomca %3 Cu katkısında 48°C iken, atomca %10 Cu katkısında yaklaşık 25°C'dir. Eyleyici uygulamalarında, Ni'in yaklaşık ağırlıkça %10 Cu ikamesi yapılır. Muhtemel dönüşüm sıcaklıklarının aralığı 20-25°C'lik bir histerezise sahip olarak -100°C ve +100°C arasındadır (Fuentes vd., 2002).



Şekil 4.35 Ni-Ti alaşımlarda histerezis genişliğine (Af-Mf) bakırın etkisi (Fuentes vd., 2002).

### Faz Geçiş Özelliklerine Cu'ın Etkisi

**Akma dayanımı:** Bakır katkılarıyla etkilenen bir diğer özellik martenzitin akma dayanımıdır. (örneğin, ikizlenmelerin yeniden yönlendiği gerilme seviyesi). İkili NiTi asıllı alaşımların ve bir Ni-Ti-%10Cu alaşımın akma dayanımları hem martenzitik hem de ostenitik fazlarda test edilmiştir (Çizelge 4.6) (Fuentes vd., 2002).

Çizelge 4.6 İkili Ni-Ti-%10Cu alaşımın akma dayanımları (Fuentes vd., 2002).

	Ni-Ti- esaslı alaşım	Ni-Ti-10%Cu
Martenzit (25°C' de test edildi).	208 MPa	106 MPa
Ostenit (200°C' de test edildi).	1053 MPa	1177 MPa

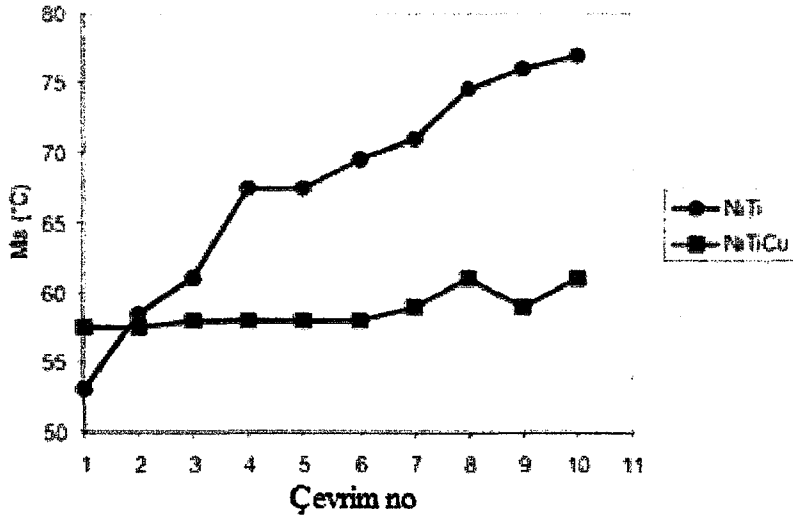
Benzer ostenitik akma dayanımları görünmüş olmasına karşın, Cu içeren alaşımın martenzitik



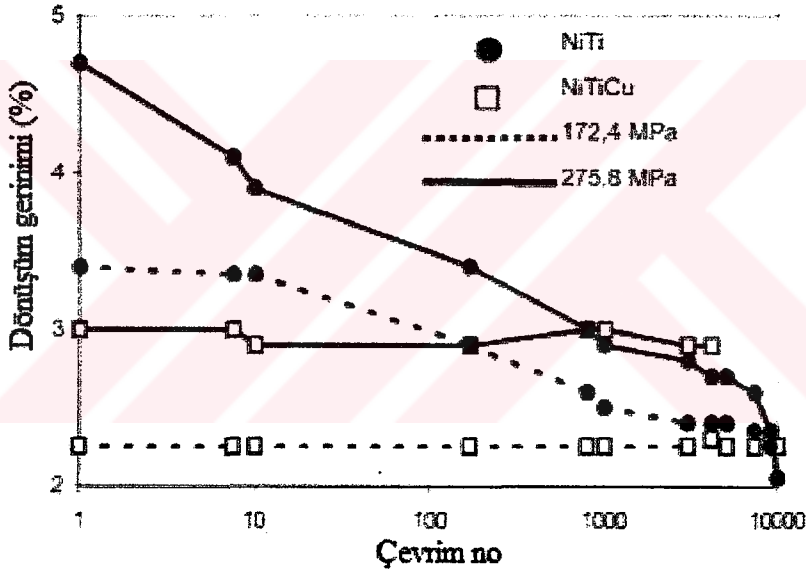
dayanımı ikili alaşımının hemen hemen yarısıdır. Bu durum, çevrimsel hareketin olduğu uygulamalarda önem arz eder. Bir aleti yeniden deforme etmenin yolu, alet soğutulup martenzit faza geri döndüğünde, bir ayarlama yayı kullanmaktır. Isıtma durumunda, ŞHA faydalı bir iş yapabilir ancak kullanılabilir enerjinin bir kısmı bu ayarlama yayında depolanmış olmalıdır. ŞHA'nın müteakip soğutulması, martenzite dönuştüğünde yumuşamamasına neden olacaktır ve eğer ayarlama yayı doğru bir şekilde tasarlanmışsa aletin orijinal düşük sıcaklık pozisyonuna geri dönmesi için yeterli kuvveti uygulayacaktır. Üçlü alaşımların daha yumuşak olan martenzitleri, daha düşük bir kuvvet gerektirir ve böylece çevrim başına harcanan iş azalır. Ostenit ve martenzit fazlar arasındaki dayanım farkı büyüdükçe, toparlanma esnasında ŞHA tarafından yapılan iş büyür.

**Çevrimsel kararlılık ve yorulma:** Çevrim esnasında ŞHA'ların özelliklerinin kararlılığı çok önemlidir. Güvenilir bir bileşik çevriden bağımsız olarak sabit bir  $M_s$  sergilemelidir. İkinci olarak, tam olarak toparlanmış şekil değişiminin miktarı (veya gerinim miktarı) çevrim sayısından bağımsız olmalıdır. Bu sabit özellikleri alıkoyan, bir şekil hafıza bileşimin herhangi bir uyumsuzluğu "yorulma" olarak tarif edilir.

Tavlanmış ikili ve üçlü (%10Cu) alaşımların  $M_s$  sıcaklıklarının çevrim sayısı ile değişimi Şekil 4.36'da gösterilmiştir. Dikkat edilirse, ikili alaşımın  $M_s$  sıcaklığı ilk 10 ısıl çevrim esnasında yaklaşık 20°C artmıştır. Sonraki çevrimde  $M_s$  sıcaklığı önemli ölçüde değişmemiştir. Buna karşılık üçlü alaşım çevrimine göre nispeten değişmeyen bir  $M_s$  sıcaklığı sergiler. Uygulanan bir yük nedeniyle dönüşüm esnasında elde edilen ikili ve üçlü alaşımların toparlanabilir gerinimlerinin çevrim sayısına göre değişimi Şekil 4.37'de gösterilmiştir. Datalar iki gerilme seviyesi için gösterilmiş olup gerinim ikili alaşımda çevrim sayısı ile hızla azalmaktadır. Ni-Ti-Cu esaslı alaşım için ise nispeten sabit kalmaktadır. Çevrimsel davranıştaki bu farklılıkların nedeni belli değildir. Olası nedenlerden biri tamamlanmamış bir çevrim ile ilişkilendirilmiştir. Isıtma işlemi ikili alaşımın  $A_f$  sıcaklığının altında olan 100°C'de sonlandırılmıştır. Böylece sadece ikili alaşımın  $M_s$  sıcaklığı  $M_s$  sıcaklığın altında olduğundan oda sıcaklığında soğutma işlemi, üçlü alaşımda martenzit dönüşümü tamamlanmıştır. Başlangıç çevrimi gerinimin düşük olmasının nedeni için bu bir sebeptir (Fuentes vd., 2002).



Şekil 4.36  $M_s$  sıcaklığı, üçlü (%Cu) alaşımda, ikili alaşıma göre dönüşüm çevrimi sayısına daha az duyarlıdır (Fuentes vd., 2002).

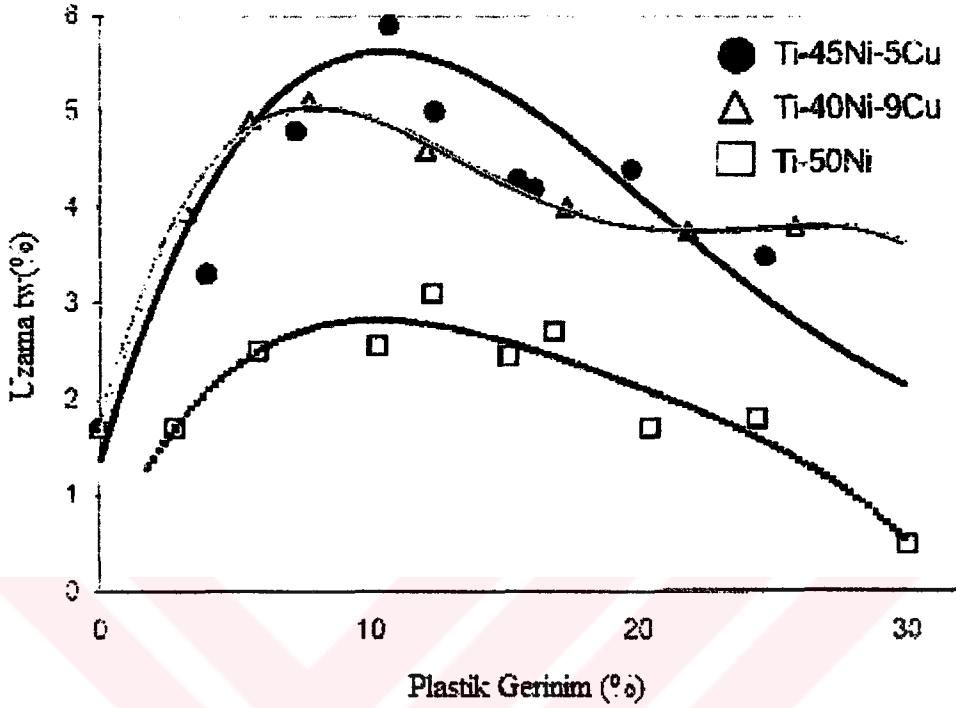


Şekil 4.37 Toparlanabilir gerinim, üçlü (%10Cu) alaşımda ikili alaşıma göre dönüşüm çevrim sayısından dolayı daha az yorulma gösterir (Fuentes vd., 2002).

### Ni-Ti Asıllı Alaşımlarda İki Yönlü Şekil Hafıza Etkisine Cu Eklenmesinin Etkisi

İYHE, NiTi asıllı alaşımlarda üçüncü bir element olarak bakırın eklenmesiyle etkilenmektedir. Bu etkiyi açıklamak için Japonya'da Tsukuba Üniversitesi, Malzemeler Bilimi Enstitüsünde bir araştırma yapılmıştır. İki yönlü şekil hafıza gerinimi plastik öngerinime bağlı olduğu ortadadır. İYHE( $\epsilon_{tw}$ ), üç farklı alaşım için Şekil 4.38'de plastik gerinimin bir fonksiyonu olarak çizilmiştir. Atomca %Ni içeren bir NiTi alaşımda, örneğin İYHE,  $\epsilon_p$ 'nin %12'ye ulaşana kadar artmasıyla artmakta, bunun üzerindeki plastik gerinim değerlerinde

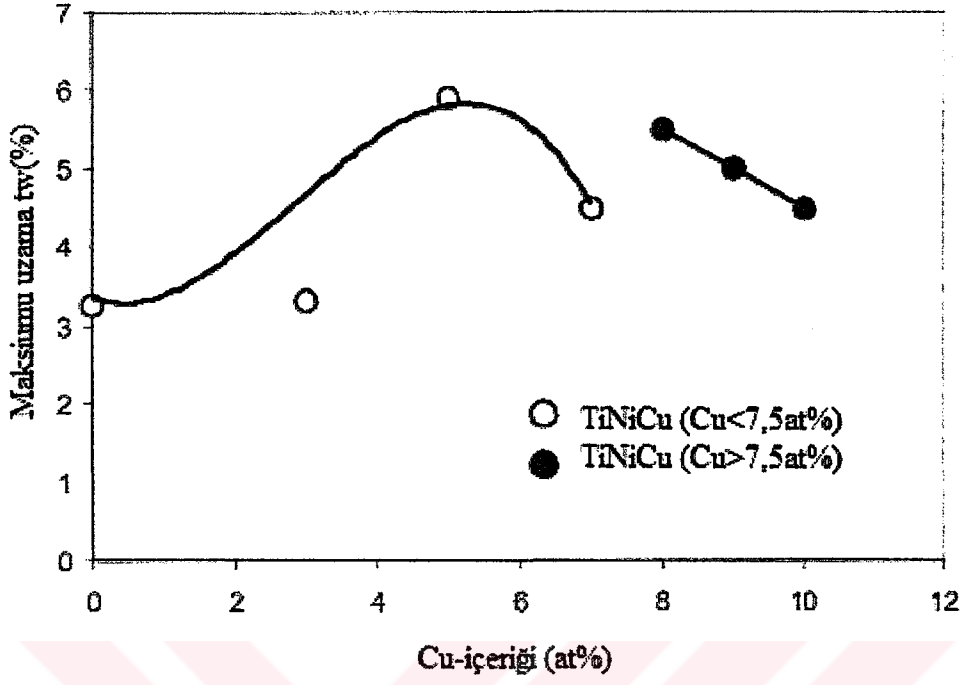
azalmaktadır.  $\epsilon_{tw}$  gerinimi, Ti-45at.-%Ni-5at.-%Cu'da %10 plastik gerinimde %6 değerinde bir maksimum, Ti-40at.-%Ni-9at.-%Cu'da %7 plastik gerinimde %5'lik bir maksimum göstermektedir (Fuentes vd., 2002).



Şekil 4.38 Ti-Ni-Cu esaslı alaşımlarda iki yönlü şekil hafıza geriniminin büyüklüğüne plastik gerinimin etkisi (Fuentes vd., 2002).

Ni-Ti-Cu asıllı alaşımların İYHE, öngerinim büyüklüğüne bağımlı olmasının yanı sıra alaşımın kompozisyonuna da bağımlıdır. %0'dan %10'a kadar Cu içeren Ni-Ti-Cu asıllı alaşımlarda gözlemlenmiş maksimum İYHE, Şekil 4.39'da görülmektedir. Bu araştırmada Ti-Ni-Cu asıllı alaşımların  $\epsilon_{tw}$  gerinimi Ti-Ni alaşımlarının yaklaşık iki katıdır. Bu veri, Cu katkısının İYHE gerinimin artmasında etkili olduğu anlamına gelebilir. Kritik bir açıdan bakılırsa, herhangi bir uygulama için önemli olan çevrim kararlılığından bu araştırmada bahsedilmemiştir. Ters olarak, Stöckel Cu katkısı ile ulaşılabilir maksimum İYHE'nin düştüğüne işaret etmiştir. Ni-Ti-10%Cu alaşımında 10 çevrimden sonra %1'den daha düşük bir İYHE ölçülmüştür. NiTi asıllı alaşımlarda Cu'nun Ni ile ikamesi küçük yapısal değişimlere ve şekil hafıza özelliklerinin modifikasyonuna neden olmaktadır. Bununla birlikte, temel ŞHE,%30 civarında Cu içeren alaşımlarda gözlemlenmiştir. Cu katkısının avantajlarından bazıları daha dar histerezis ve daha fazla sabit  $M_s$  sıcaklığıdır. Ayrıca yorulma dayanımı ve yoğunlaşma değişimlerine bağımlılığı azaltır. Cu içeren üçlü alaşım aynı zamanda daha düşük akma dayanımına sahip bir martenzit faza sahiptir. Bu sayede bazı çevrimsel uygulamalar için

daha düşük bir ayarlama kuvveti gerekir. Yaklaşık %10 Cu içeren alaşımlar eyleyici uygulamalarında tercih edilen bir standart teşkil etmektedir (Fuentes vd., 2002).



Şekil 4.39 iki-yönlü hafıza geriniminin büyüklüğüne Cu içeriğinin etkisi (Fuentes vd., 2002).

## 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

### 5.1 Malzeme

Deneysel çalışmada kullanılan numunelerin malzemesi orta seviyeli sıcaklıklarda hareketlenme kapasitesine sahip M tipi eş atomlu NiTi alaşımıdır. 2.2 mm çaplı tel formundaki NiTi alaşım Almanya'da bulunan Memory-Metalle GmbH isimli firmadan soğuk şekillendirilmiş halde, yüzeyi parlak ve asitle temizlenmiş halde satın alınmıştır.

M tipi eş atomlu NiTi şekil hafızalı alaşımın başlıca özellikleri Çizelge 5.1 de toplu olarak verilmektedir.

Çizelge 5.1. M tipi eş atomlu NiTi Şekil Hafızalı Alaşımların Özellikleri

Özellik	Değer
Ergime sıcaklığı (°C)	1300
Yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	6.45
Elektrik direnci (micro-ohm*cm)	≈ 70~100
Isıl iletkenlik (W/cm*°C)	≈ 8.5~18
Korozyon direnci	300 serisi paslanmaz çeliklere veya titanyum alaşımlarına yakın
Akma dayanımı (MPa)	
Ostenit	195~690
Martenzit	70~140
Maksimum çekme dayanımı (MPa)	591
Dönüşüm sıcaklığı (°C)	-200~110
Şekil hafıza gerinimi (%)	Maksimum 8.5%

### 5.2 Yapılan Deneyler

#### 5.2.1 Çekme dayanım deneyi

Çekme deneyi için test numunesi; malzeme çapının 5 katı olacak şekilde 11 cm uzunluğunda abrasif kesici ile soğutma suyu altında kesilmiştir. 11 cm uzunluğundaki numuneye 17 mm/dak test hızında çekme testi uygulanmıştır.

Alaşımların yük-uzama ilişkisini araştırmak için Şekil 5.1'de görülen KOSGEB laboratuvarındaki Testometric Marka, 30 kN'luk test cihazı kullanılmıştır ve TS 138 EN 10002-1/1996 standardına göre çekme deneyi yapılmıştır.





Şekil 5.1 Testometric Marka, 30 kN' luk test cihazı.

Hazırlanan numunenin deney öncesi ve deney sonrası ölçüleri Çizelge 5.1 de verilmiştir.

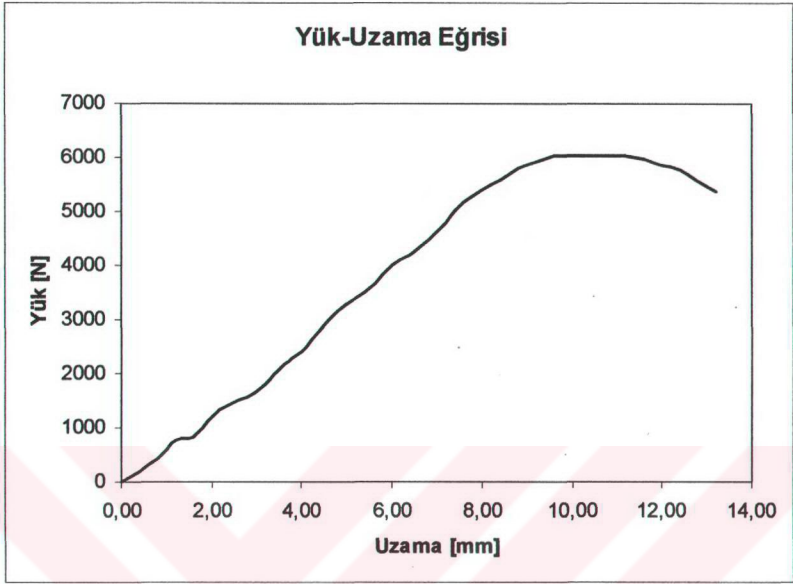
Çizelge 5.1 Çekme deneyinde kullanılan numune ölçüleri

Numune Ölçüleri	
İlk çap	2.2 mm
İlk kesit alanı	3.8 mm <sup>2</sup>
İlk ölçü uzunluğu	11.0 mm
Son ölçü uzunluğu	12.7 mm
Son çap	1.6 mm

11 cm uzunluğundaki numune 17 mm/dak test hızında çekilmiş ve elde edilen deney sonuçları Çizelge 5.2 de gösterilmiştir. Elde edilen deney sonucuna göre çizilen yük-uzama eğrisi Şekil 5.2 de görülmektedir.

Çizelge 5.2 Çekme dayanım deneyi sonucu elde edilen deney sonuçları

Deney sonuçları	
En büyük yük	6041.0 N
Çekme gerilimi	1589.2 N/mm <sup>2</sup>
Akma dayanımı	1368.4 N/mm <sup>2</sup>
Kopma uzaması	%15.45
Kesit daralması	%47.1



Şekil 5.2 Eş atomlu NiTi alaşıma ait yük-uzama grafiği.

Grafikten görüleceği üzere 6041 N yük değeri ölçülen en büyük yük olup buna karşılık gelen en büyük uzama miktarı ise 10.21 mm'dir. Bu değerlerin gerilme ve gerinim karşılığı değerleri ise sırasıyla  $1589.2 \text{ N/mm}^2$  ve %10.21 dir. Alaşım numunenin ölçülen kopma gerilmesi ise  $1487.9 \text{ N/mm}^2$ 'dir.

### 5.2.2 Sertlik ölçüm deneyi

Numunenin sertliğini belirlemek için Şekil 5.3'de görülen KOSGEB laboratuvarındaki Matsuzawa marka MHT-2 model deney cihazı kullanılmıştır ve ASTM E 384-89 standardına göre yapılmıştır.

Numunenin sertliğini belirlemek için 2.2 mm çapındaki NiTi alaşım telden kesilen numunenin Vickers sertlik dağılımı 4 istasyonda ölçülmüştür. Ölçüm şartları; büyütme oranı 400x, uygulanan yük 500 gr, uygulama süresi ise 5 sn olarak seçilmiştir.



Şekil 5.3 Matsuzawa marka MHT-2 sertlik ölçme cihazı.

Şekil 5.4'de NiTi alaşım numunenin 4 istasyonda ölçülmüş olan Vickers sertlik dağılımı görülmektedir. Ölçüm şartları büyütme oranı 400x, uygulanan yük 500gr, uygulama süresi ise 5sn olarak seçilmiştir.



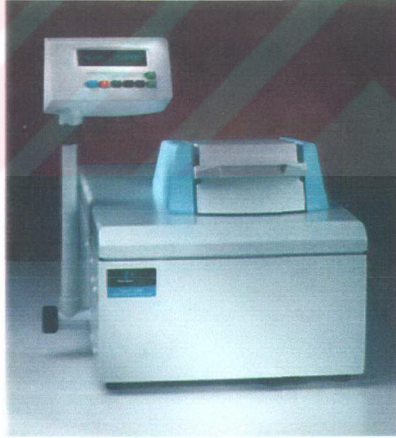
Şekil 5.4 Eş atomlu NiTi alaşıma ait Vickers sertlik dağılımı.

Alaşımın Vickers sertlik değeri ortalama olarak 385 HV olup tablo karşılığı 39 HRC olarak ölçülmüştür.

### 5.2.3 Isıl işlemler ve DSC analizi

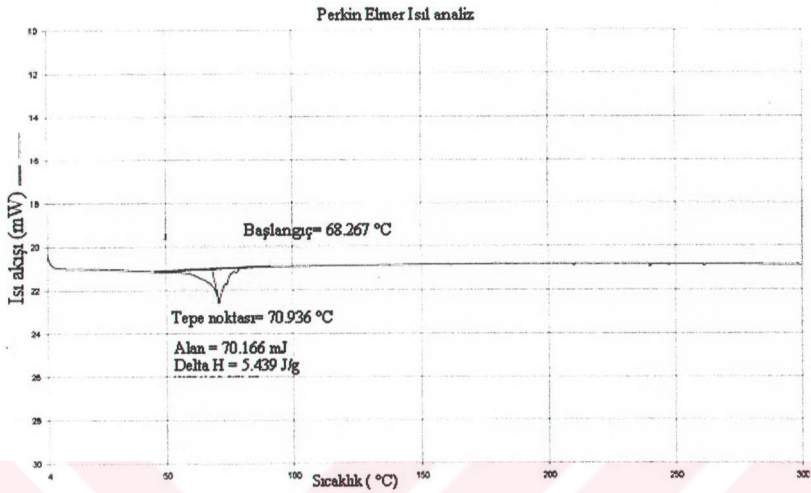
Alaşımın dönüşüm davranışına, sıcaklığın etkilerini incelemek amacıyla bir dizi deneyler yapılmıştır. Abrasif kesici aracılığı ile soğutma suyu altında tel alaşımdan 5 cm uzunluğunda numuneler kesilmiştir. Daha sonra numunelerin her biri sırasıyla 500, 550, 600, 650, 700, 750 °C sıcaklıklarda 15 dakika süre boyunca tavlandıktan sonra oda sıcaklığındaki su içerisine daldırılmıştır. Suda soğutulan ısıl işlem uygulanmış numunelerin DSC analizlerinin yapılabilmesi için her bir numuneden yine abrasif kesici aracılığı ile soğutma suyu altında yaklaşık 10 ile 35 mg ağırlığında numuneler kesilmiştir. Daha sonra farklı sıcaklıklarda tavlama işlemlerinin alaşımın dönüşüm davranışına etkisini görmek için Perkin Elmer-Pyris 1 marka diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) cihazı kullanılarak numunelerin ısıl analizi yapılmıştır. DSC analizlerinde soğutucu olarak nitrojen kullanılan cihazda sıcaklık aralığı olarak 0-300°C, sıcaklık artışı ise 10°/dakika olarak seçilmiştir.

Hazırlanan numunelerin ısıl analizi; TÜBİTAK laboratuvarındaki Şekil 5.5'de görülen Perkin Elmer-Pyris marka diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) cihazı kullanılarak yapılmıştır.

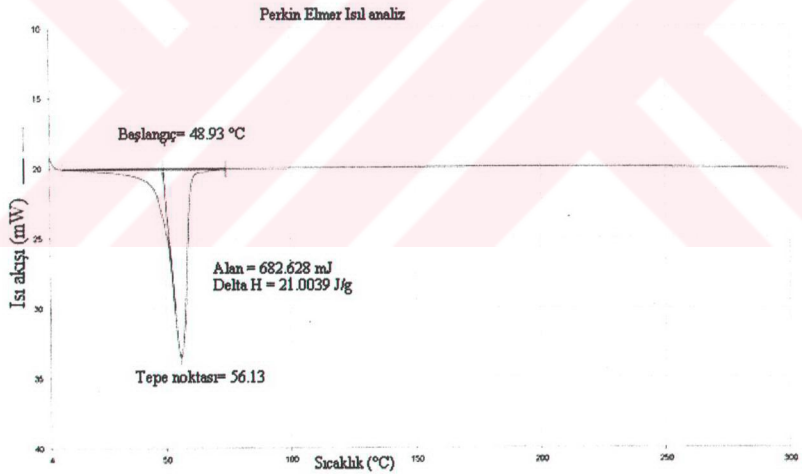


Şekil 5.5 Perkin Elmer-Pyris marka diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC).

Isıl işlem uygulanmamış numunede dâhil olmak üzere ısıl işlem uygulanmış tüm numunelere ait DSC sonuçları sırasıyla Şekil 5.(6-7-8-9-10-11-12) de görülmektedir.



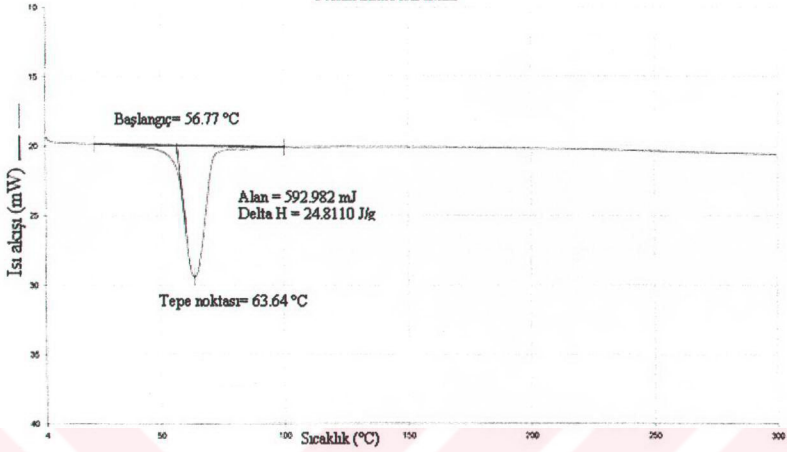
Şekil 5.6 İşlem görmemiş numuneye ait DSC eğrisi.



Şekil 5.7 500 °C de 15 dakika tavllanmış numuneye ait DSC eğrisi.

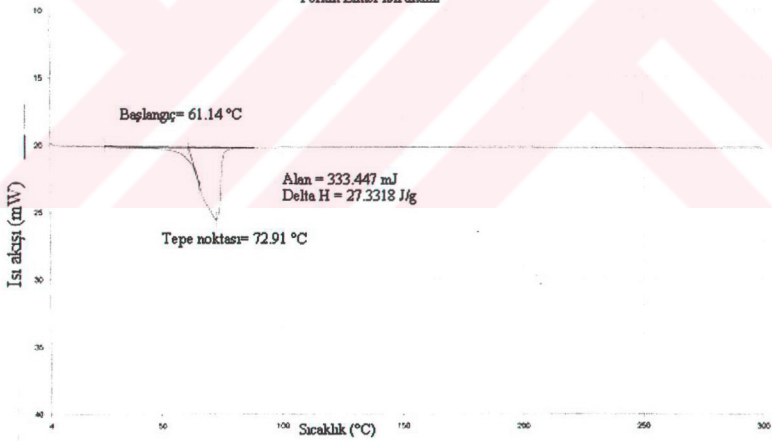


## Perkin Elmer Isıl analiz



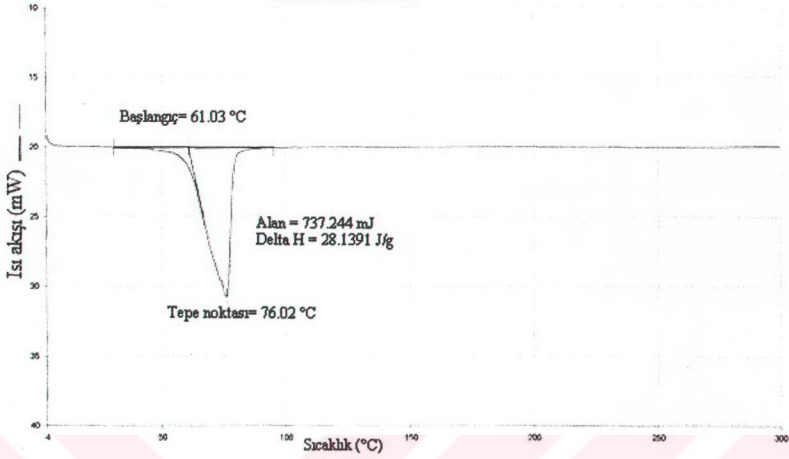
Şekil 5.8 550 °C de 15 dakika tavllanmış numuneye ait DSC eğrisi.

## Perkin Elmer Isıl analiz



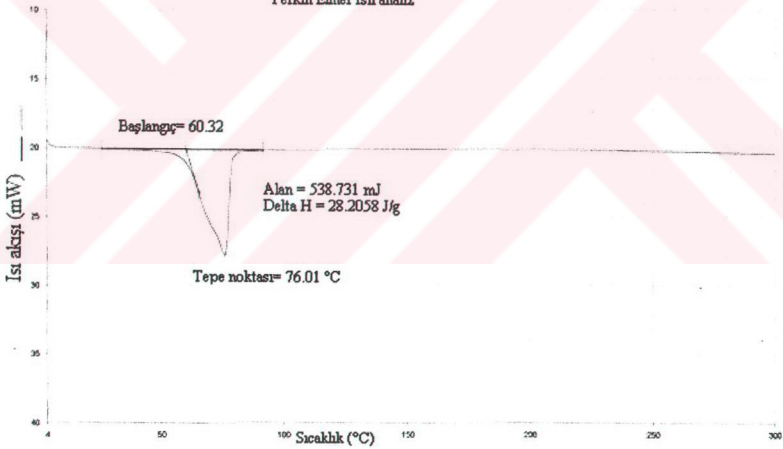
Şekil 5.9 600 °C de 15 dakika tavllanmış numuneye ait DSC eğrisi.

## Perkin Elmer Isıl analiz

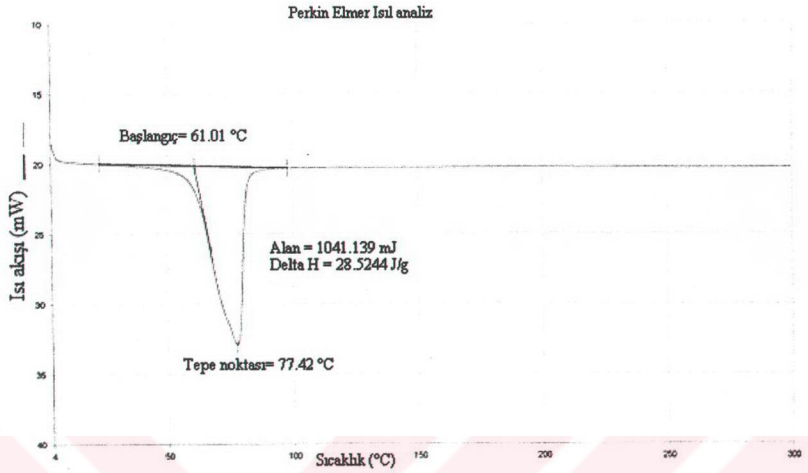


Şekil 5.10 650 °C de 15 dakika tavllanmış numuneye ait DSC eğrisi.

## Perkin Elmer Isıl analiz

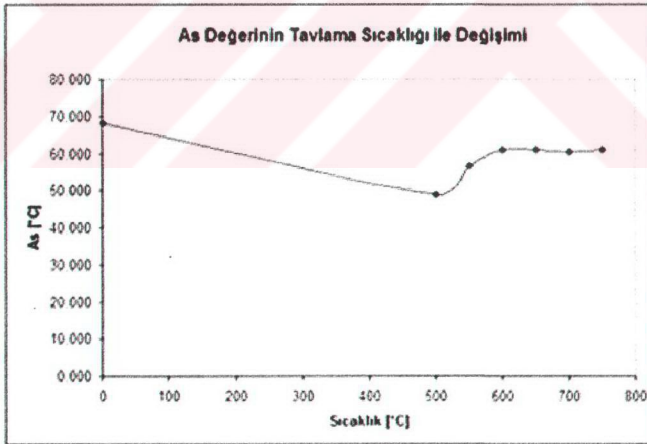


Şekil 5.11 700 °C de 15 dakika tavllanmış numuneye ait DSC eğrisi.



Şekil 5.12 750 °C de 15 dakika tavllanmış numuneye ait DSC eğrisi.

Tavlama sıcaklıklarına göre  $A_s$  değerini gösteren grafik Şekil 5.13 de çizilmiştir.

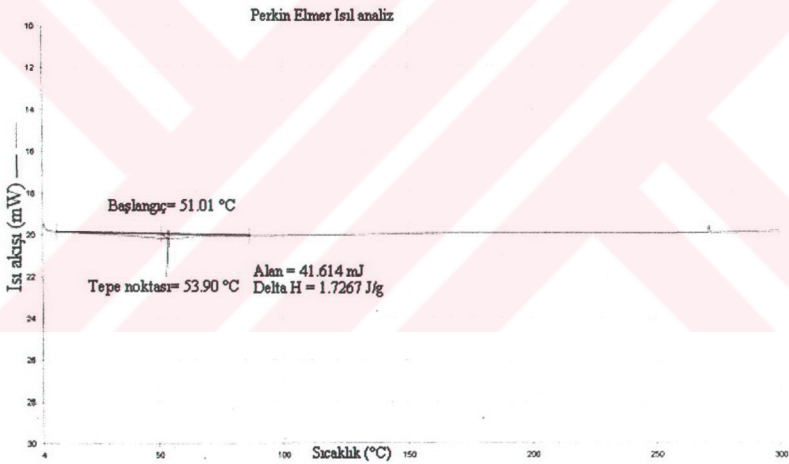


Şekil 5.13  $A_s$ -Sıcaklık değişimi

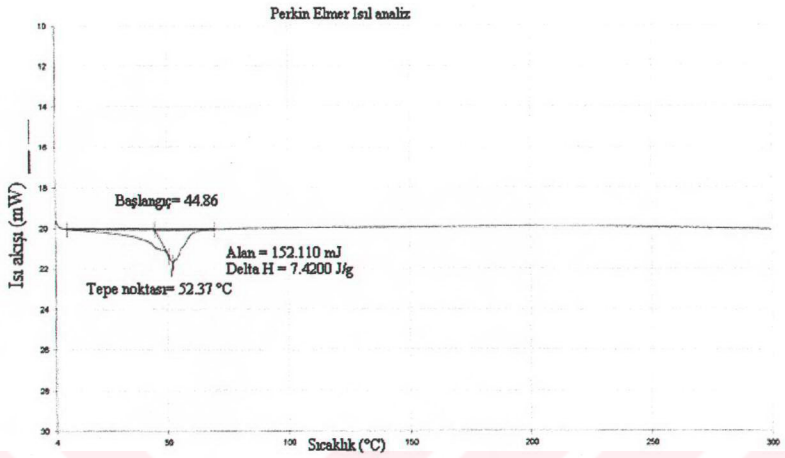
#### 5.2.4 Ön yük uygulama ve DSC analizi

Alaşımın dönüşüm davranışının uygulanan deformasyon ile ilişkisini incelemek için hazırlanan numunelere Testometric Marka, 30 kN'luk test cihazında, alaşımın en büyük çekme dayanımına yakın büyüklüklerde bir dizi ön yük uygulanmıştır. Uygulanan yük değerleri 5875, 5950, 5975, 6025 N olarak seçilmiştir. DSC analizlerinin yapılması için bu her bir numuneden abrasif kesici aracılığı ile soğutma suyu altında yaklaşık 10 ile 35 mg ağırlığında numuneler kesilmiştir ve uygulanan deformasyonun alaşımın dönüşüm davranışlarına etkilerini belirlemek için Perkin Elmer-Pyris 1 marka diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) cihazı kullanılarak numunelerin ısı analizi yapılmıştır. DSC analizlerinde soğutucu olarak nitrojen kullanılan cihazda sıcaklık aralığı olarak 0-300°C, sıcaklık artışı ise 10°/dakika olarak seçilmiştir.

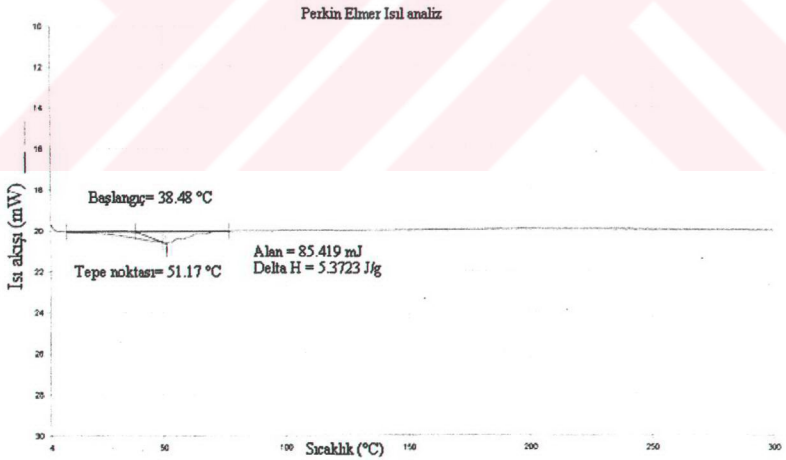
Ön yük uygulanmış olan numunelere ait DSC eğrileri sırasıyla Şekil 5.(14-15-16-17) da görülmektedir.



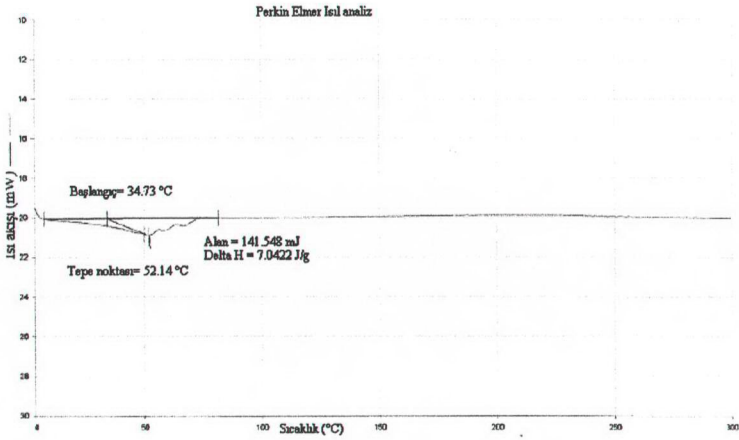
Şekil 5.14 5875N değerinde ön yük uygulanmış olan numuneye ait DSC eğrisi



Şekil 5.15 5950N değerinde ön yük uygulanmış olan numuneye ait DSC eğrisi

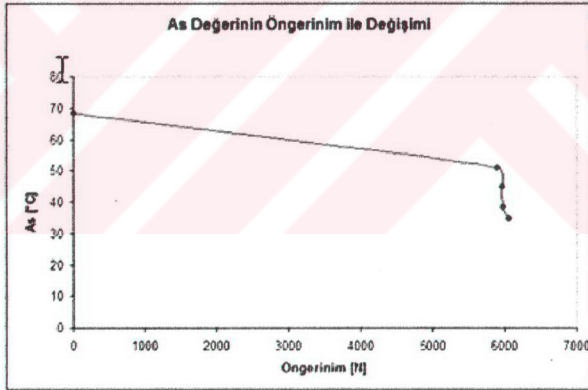


Şekil 5.16 5975N değerinde ön yük uygulanmış olan numuneye ait DSC eğrisi



Şekil 5.17 6025N değerinde ön yük uygulanmış olan numuneye ait DSC eğrisi

Uygulanan öngerinimlere ile  $A_s$  değişimini gösteren grafik Şekil 5.18’de çizilmiştir.



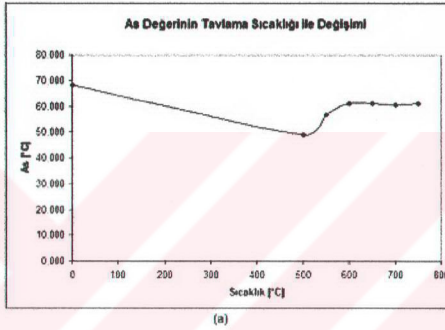
Şekil 5.18  $A_s$ -Öngerinim değişimi



## 6. TARTIŞMA

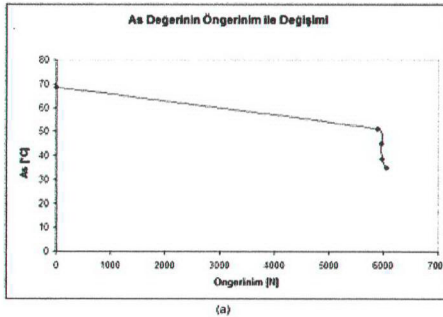
Eşatomlu NiTi şekil hafızalı alaşımlarda meydana gelen dönüşümler ile bu dönüşümlerin davranışına, uygulanan ısı ve mekaniksel işlemlerin etkileri incelemiştir.

Yapılan ısı işlemlerin alaşımın dönüşüm sıcaklıklarını ve dönüşüm entalpisini etkilediği Şekil 7.1'de görüldüğü gibi yapılan DSC analizleri sonucunda açıkça görülmektedir. Numunelere uygulanan ısı işlemlerde sıcaklığın artması ile dönüşüm sıcaklıklarının arttığı gözlemlenmiştir. Elde edilen bu sonuçların literatürde yapılan çalışmalarda elde edilen sonuçlarla uyumlu olduğu görülmüştür.



Şekil 6.1 A<sub>s</sub> sıcaklığının ısı işlem ile değişimi

Yapılan mekaniksel işlemlerin alaşımın dönüşüm sıcaklığını ve dönüşüm entalpisini etkilediği Şekil 7.2'de açık bir şekilde görülmektedir. Şekilde de görüldüğü üzere uygulanan yükün değeri arttıkça dönüşüm sıcaklıkları düşme eğilimindedir.



Şekil 6.2 A<sub>s</sub> sıcaklığının öngerinim ile değişimi

Literatürde şekil hafıza etkisine dolayısıyla da içyapısal dönüşümlere, sıcaklık, yük, ön gerilme, element katkısı gibi değişkenlerin nasıl bir etki yaptığını araştırmak amacıyla birçok çalışma yapılmıştır. Literatürdeki çalışmalarda NiTi şekil hafızalı alaşımlarda dönüşüm davranışı üzerine tavlamanın etkilerinin araştırıldığı çalışmalarda tavlama sıcaklığının artması ile dönüşüm sıcaklıklarının arttığı sonucuna varılmıştır.

Isıl işlem sıcaklığı yükseldikçe alaşımın içyapısında oluşan dislokasyonların sayısı artmakta, dolayısı ile de bu dislokasyonlar dönüşümün başlamasını engelleyici bir rol oynamaktadır. Grafiklerden de görüleceği üzere dönüşüm sıcaklıkları daha üst noktalara kaymakta yani dönüşümün başlaması için gereken itici kuvvet artmaktadır. Yaklaşık 600°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda dislokasyon yoğunluğu doyuma ulaştığından dönüşüm sıcaklıkları birbirine yakın değerlerde seyir etmektedir.

Uygulanan ön yük değerinin daha yüksek seviyelere ulaştıkça dönüşüm sıcaklıklarının düşmesi, martenzitin ikizlenmesi veya yarı toparlanması sonucu dönüşümün başlaması için gereken itici kuvvetin düştüğünü göstermektedir.

Uygulanan ısıl işlemler sonucu numunelerin iç yapı dönüşüm sıcaklıklarının değişimi literatürde yapılmış buna benzer DSC analiz sonuçları ile uyum içerisinde olduğu görülmüştür. Ancak mekaniksel yük uygulamaları yapılmış numunelerde yapılan DSC analiz sonuçları ile elde edilen dönüşüm sıcaklıklarının değişimi literatürde yapılmış benzer DSC analiz sonuçları ile karşılaştırıldığında uyumsuzluk görülmüştür. Bunun nedenini açıklayabilmek için daha ileriki çalışmalara ve daha fazla testlere ihtiyaç duyulmaktadır.

**KAYNAKLAR**

- Akdoğan,A. ve Nurveren,K., (2003), “Şekil Hafızalı Alaşımlar”, Mühendis ve Makine, Haziran,34-39.
- Arın,T., (2002), Bakır Esaslı Hafızalı Alaşımların Üretim Tekniğinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü (yayımlanmış).
- 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.
- Chiodo,J.D., Jones,N., Billett,E.H. ve Harrison,D.J., (2002), “Shape Memory Alloy Actuators for Active Disassembly Using ‘smart’ Materials of Consumer Electronic Products”, *Materials and Design*, 23(2002):471-478.
- Fuentes,J.M.G., Gümpel,P. ve Strittmatter,J., (2002), “Phase Change Behavior of Nitinol Shape Memory Alloys”, *Advanced Engineering Materials*, 4(7):437-451.
- Funakubo,H., (1984), *Shape Memory Alloys*, Gordon and Breach Science Publishers, (Translated from the Japanese., J.B.Kennedy) New York.
- Gall,K.A., (1995,1996), “The Effects of Stres State and Precipitation on Stres-Induced Martensitic Transformations in Polycrystalline and Single Crystal Shape Memory Alloys: Experiments and Micro-Mechanical Modeling”, Thesis, Urbana-1998,Illinois.
- Hu,Q., Jin,W., Liu,X.P. ve Cao,M.Z., Li,S.X., (2002), “The Transformation Behavior and the Shape Memory Effect due to Cyclic Stres/Strain For Ti-49.6Ni Alloy”, *Materials Letters*, 54(2002):114-119.
- Huang,W., (1998), “Effects of Internal Stres and Martensite Variants on Phase Transformation of NiTi Shape Memory Alloy”, *Journal of Materials Science Letters*, 17(1998):1843-1844.
- Huang,W., ve Wong,Y.L., (1999), “Effects of Pre-strain on Transformation Temperatures of NiTi Shape Memory Alloy” , *Journal of Materials Science Letters*, 18(1999):1797-1798.
- Huang,W.M., Goh,H.B., Li,C., (2002), “Effects of Reheat Treatment Conditions on Two-way Shape Memory” , *Journal of Materials Science Letters*, 21(2002):991-993.
- Huang,X. ve Liu,Y., (2001), “Effect of Annealing on the Transformation Behavior and Superelasticity of NiTi Shape Memory Alloy” *Scripta Materialia*, 45(2001):153-160.
- Humbeek,J.V., (2001), “Shape Memory Alloys: A Material and a Technology”, *Advanced Engineering Materials*, 3(11):837-850.
- Liu,Y. ve Tan,G.S., (2000), “Effect of Deformation by Stres-Induced Martensitic Transformation on the Transformation Behaviour of NiTi”, *Intermetallics*, 8(2000):67-75.
- Liu,Y., Li,Y., Ramesh,K.T. ve Humbeek,J.V., (1999), “High Strain Rate Deformation of Martensitic NiTi Shape Memory Alloy”, *Scripta Materialia*, 41(1):89-95.
- Miyazaki,S., Igo,Y. and Otsuka,K., (1986), “Effect of Thermal Cycling on the Transformation Temperatures of Ti-Ni Alloys”, *Acta Metallurgica*, 34(10):2045-2051.
- Nurveren,K. ve Akdoğan,A., (2003), “Şekil Hafızalı Alaşımlar ve Temel Özellikleri”, *Machinery Makine Tek Aylık İmalat ve Teknoloji Kültür Dergisi*, 64:52-58.
- Otsuka,K. ve Kakeshita,T., (2002), “Elastic-Constant Behavior in Ti-Ni Based Alloys”, *Science and Technology of Shape-Memory Alloys: New Developments*, 27(2002):91-100.

Otsuka,K., ve Wayman,C.M., (1998), Shape Memory Materials, Cambridge Universty Pres, Cambridge.

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

Selimbeyoğlu,E. ve Altıntaş,S., (1986), Principles and Applications of Shape Memory Alloys, Araştırma Raporu, FBE/MM 86-03, İstanbul.

Tabanlı,R.M., (2000), "Fatigue and Fracture of Nickel-Titanium", A Dissertation Submitted to the Universty of Miami in Partial Fulfillment of the Requirements fort he Degree of Doctor of Philosophy, Coral Gables,Florida.

Tang,W., and Sandstrom,R., (1993), "Analysis of the Influence of Cycling on Ti-Ni Shape Memory Alloy Properties", Materials and Design, 14(2):103-113.

Tian,Q. ve Wu,J., (2002), "Tensile Behavior of  $Ti_{50.6}Pd_{30}Ni_{19.4}$  Alloy Under Different Tensile Conditions", Materials Science and Engineering, A325(2002):249-254.

Uchil,J., (2002), "Shape Memory Alloys-Characterization Techniques", Indian Academy of Sciences, 58(5&6):1131-1139.

Wu,S.K. ve Wayman,M., (1987), "Martensitic Transformations and the Shape Memory Effect in  $Ti_{50}Ni_{10}Au_{40}$  and  $Ti_{50}Au_{50}$  Alloys", Metallograpy, 20(1987):359-376.

**INTERNET KAYNAKLARI**

- [1] <http://smart.tamu.edu/overview/smaintro/simple/definition.html>.
- [2] <http://smart.tamu.edu/overview/smaintro/simple/thermallyinduced.html>.
- [3] <http://www.mrs.org/publications/bulletin>
- [4] <http://www.mtm.kuleuven.ac.be/Research/ADAPT/publicat/ShapeMemory/smatext.htm>.



**ÖZGEÇMİŞ**

Doğum tarihi	15.04.1980	
Doğum yeri	Kayseri	
Lise	1993-1996	Kocasinan Lisesi - İstanbul
Lisans	1985-1989	Erciyes Üniversitesi Mühendislik Fak. Makine Mühendisliği Bölümü
Yüksek Lisans	1989-1991	Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Müh. Anabilim Dalı, İmal usulleri Programı

**Çalıştığı kurum(lar)**

2001-2004	Ortadoğu Mühendislik Ltd Şti.
2004-Devam ediyor	Kayseri'de Kendi Mühendislik Şirketini Kurdu. Doğalgaz Taahhüt işi yapıyor