

50103

ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLAR VE UYGULAMA ALANLARI

Agah AYGARHOĞLU

Dumlupınar Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Lisansüstü Yönetmeliği Uyarınca  
Makina Mühendisliği Anabilim Dalında  
YÜKSEK LİSANS TEZİ  
Olarak Hazırlanmıştır

Danışman :  
Yrd.Doç.Dr. Fehim FINDIK

Őubat 1996

Agah AYGAHOĞLU'nun YÜKSEK LİSANS tezi olarak hazırladığı "Şekil Bellekli Alaşımlar ve Uygulama Alanları" başlıklı bu çalışma, jürimizce lisansüstü yönetmeliğinin ilgili maddeleri uyarınca değerlendirilerek kabul edilmiştir.

27.02.1996

Üye : Yrd.Doç.Dr. Fehim FINDIK (Sakarya Üniversitesi)  
(Danışman)

Üye : Doç.Dr. Ahmet OĞUR (Sakarya Üniversitesi)

Üye : Yrd.Doç.Dr. Ö.Kadir MORGÜL (Sakarya Üniversitesi)

Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun 01..03.1996  
gün ve .....-04-..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü  
Yrd.Doç.Dr. İlyas NUHOGLU

## ÖZET

Şekil bellekli bir malzeme deformasyona (eğme, kıvrırma v.b.) uğratıldıktan sonra ısıtma sonucu eski şeklini hatırlayarak deformasyondan önceki haline geri döner. Bunun sebebi şekil bellekli alaşımların martenzitik yapıya sahip olmasıdır; Martenzitik durumda deformasyona uğretılan şekil bellekli alaşım ısıtma sonucu yüksek sıcaklık fazı ostenite dönüşerek deformasyondan önceki haline geri döner.

Bunun yanısıra, şekil bellekli alaşımlar belli sıcaklık aralıklarında, yük uygulandığında deformasyona uğrarlar fakat yük kaldırıldığı zaman eski şekline geri döner. Buna şekil bellekli alaşımların pseudoelastik veya süperelastik özelliği denir.

Geniş çaplı olarak incelenen ve en çok uygulama alanına sahip şekil bellekli alaşım TiNi'dir. Fakat maliyetinin yüksek olması araştırmacıları başka şekil bellekli alaşımlara yönlendirmiştir. Günümüzde en çok kullanılan TiNi ve Cu esaslı ŞBA'lardır. TiNi'in pahalı olması nedeniyle bakır esaslı alaşımların uygulama alanı daha fazladır.

Anahtar Kelimeler : Şekil Bellek Etkisi, Şekil Bellekli Alaşımlar, Martenzit, Termoelastik Martenzit, Pseudoelastisite, Ti-Ni, Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni, Fe'li Şekil Bellekli Alaşımlar.

## SHAPE MEMORY ALLOYS AND THEIR APPLICATIONS

## ABSTRACT

All shape memory materials deformed (bending, shape change, etc.) return their original shapes by heating. Because shape memory alloys have martensitic structure; shape memory alloys deformed at martensitic condition recover their original shapes at the phase of high temperature (austenite) when heating.

Furthermore, shape memory alloys between certain temperatures are deformed by loading. If the load is taken off, they recover their original shapes. This is called as pseudoelasticity or superelasticity.

Shape memory alloy widely investigated and having a wide applying area is Ti-Ni shape memory alloy. Researchers turn other alloys (Cu-based shape memory alloys and the other), because Ti-Ni alloy is expensive.

:

Keywords : Shape Memory Effect, Shape Memory Alloys, Martensite, Thermoelastic Martensite, Pseudoelasticity, Ti-Ni, Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni, Fe-based Shape Memory Alloys.

## TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmamda bana fikir veren ve yardımlarını esirgemeyen sayın hocam Yrd.Doç.Dr. Fehim FINDIK'a teşekkürü bir borç bilirim.

Literatür araştırmamda yardımcı olan tüm arkadaşlarıma ve sayın Yrd.Doç.Dr. Nedret AYDINBEYLİ'ye teşekkür ederim.

Saygılarımla  
Ağah AYGHAOĞLU



## İÇİNDEKİLER

ÖZET .....	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR .....	vi
İÇİNDEKİLER .....	vii
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	x
TABLolar DİZİNİ .....	xiv
KISALTMALAR DİZİNİ .....	xv
1. GİRİŞ .....	1
2. MARTENZİTİK TRANSFORMASYONLAR .....	3
2.1. Martenzitik Dönüşümlerin Karakteristikleri .....	4
2.1.1. Bileşim ve Yeni Fazın Şekli .....	4
2.1.2. Zamana Bağımlılık .....	6
2.1.3. Sıcaklığa Bağımlılık .....	6
2.1.4. Dönüşümün Geri Çevrilebilirliği .....	9
2.1.5. Uygulanan Gerilmenin Etkisi .....	11
2.1.6. Oryantasyon (Yönlenme) İlişkisi .....	12
2.1.7. Stabilizasyon .....	12
2.1.8. Morfoloji .....	13
2.1.9. Elastisite Modülü .....	15
2.1.10. Elektron - Atom Oranı .....	16
2.2. Termoelastik Martenzitik Dönüşümler .....	20
3. ŞEKİL BELLEK OLAYI .....	23
3.1. Mikroyapısal Olarak Şekil Belleği .....	24
3.1.1. Şekil Bellekli Aşamalardaki Martenzitin Formasyonu	24
3.1.2. Mikroyapısal Olaylar .....	25
3.2. Şekil Bellek Davranışının Sıcaklık Kararlılığı .....	27
3.3. Şekil Bellek Davranışı İçin Gereken Koşullar .....	30
3.4. Şekil Bellek Etkisini Etkileyen Faktörler .....	30
3.4.1. Bileşim Faktörü .....	31
3.4.2. Isıl İşlem Faktörü .....	31

## İÇİNDEKİLER (Devam)

3.4.3. Plastik Deformasyon Faktörü .....	31
3.4.4. Termal Çevrim Sayısı .....	32
3.4.5. Şekil Değiştirme Miktarı .....	32
3.5. Bir Yönlü Şekil Bellek Etkisi .....	32
3.6. İki Yönlü Şekil Bellek Etkisi .....	34
3.7. Çok Yönlü Şekil Bellek Etkisi .....	38
3.8. Geri Dönüş Kuvveti ve Şekil Değişim Enerjisi .....	38
3.9. Şekil Bellek Etkisi Oranı .....	40
3.10. Pseudoelastisite (Yalancı Elastiklik - Süper Elastiklik).	40
3.11. Martenzitten Martenzite Dönüşüm .....	47
3.12. Histerezis .....	48
4. ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLAR .....	51
4.1. Şekil Bellekli Alaşımların Seçimi .....	53
4.2. Ti-Ni Şekil Bellekli Alaşımları .....	55
4.2.1. Isıtma ve Soğutma Sırasında Şekil Değişimleri .....	56
4.2.2. Ni Konsantrasyonunun Şekil Değişimi Üzerine Etkisi.	57
4.2.3. Ti-Ni Şekil Bellekli Alaşımların Diğer Özellikleri	59
4.3. Bakır Esaslı Şekil Bellekli Alaşımlar .....	61
4.3.1. Cu-Zn-Al Şekil Bellekli Alaşımı .....	63
4.3.1.1. Cu-Zn Denge Diyagramı .....	63
4.3.1.2. Cu-Zn-Al Alaşım Sistemi .....	64
4.3.1.3. Cu-Zn-Al Alaşımı İçin Bazı Kriterler .....	68
4.3.2. Cu-Al-Ni Şekil Bellekli Alaşımları .....	69
4.4. Demir Esaslı Şekil Bellekli Alaşımlar .....	74
4.4.1. Fe-Ni-C Şekil Bellekli Alaşımları .....	74
4.4.2. Fe-Ni-Co-Ti Şekil Bellekli Alaşımı .....	76
4.4.3. Fe-Mn Şekil Bellekli Alaşımları .....	77
4.4.4. Fe <sub>3</sub> Pt Şekil Bellekli Alaşımı .....	80
5. ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN UYGULAMA ALANLARI .....	84
5.1. ŞBA'ların Kontrol Elemanı Olarak Kullanımı .....	84
5.2. ŞBA'ların Bağlantı Elemanı Olarak Kullanımı .....	86
5.3. ŞBA'ların Tıp Alanında Uygulanması .....	87
5.4. Enerji Alanında ŞBA'lardan Faydalanma .....	88

## İÇİNDEKİLER (Devam)

5.5. ŞBA'ların Robotik Alanında Uygulanması .....	89
5.6. ŞBA'ların Titreşim Özelliğinden Faydalanılması .....	90
6. ÜRETİM YÖNTEMLERİ .....	99
6.1. Ergitme ve Isıl İşlem .....	99
6.2. Melt Spinning Yöntemi .....	99
6.3. Toz Metalurjisi .....	102
7. SONUÇ .....	104
8. KAYNAKLAR DİZİNİ .....	106





## ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Şekil</u>	<u>Sayfa</u>
2.1 YMK kafesin küçük şekil değişimleri ile HMK kafese dönüşebilmesi .....	4
2.2 Martenzit oluşumu sonucu kafesteki şekil değişimlerinin basit gösterilişi .....	5
2.3 Sıcaklığın bir fonksiyonu olarak kısmi martenzit miktarı	7
2.4 Soğutulmuş ve ısıtılmış, yük altındaki bir numune için transformasyon-sıcaklık eğrisi .....	8
2.5 Termoelastik Au-Cd ve termoelastik olmayan Fe-Ni alaşımlarının elektrik direnci-sıcaklık ilişkisi .....	10
2.6 Stabilizasyonun transformasyon eğrisi üzerine etkisi ....	13
2.7 Martenzit dönüşüm sonucu şekil değişiklikleri .....	13
2.8 Elastisite modülü ve maksimum şekil değişimi arasındaki ilişki .....	16
2.9 Sıcaklığın fonksiyonu olarak termoelastik martenzitin oluşumu ve geri dönüşümün şekilsel gösterimi .....	20
3.1 Şekil bellek etkisi .....	23
3.2 Şekil bellekli bir alışımda meydana gelen martenzitik transformasyon için sıcaklığa göre değişen özellikler ...	24
3.3 Şekil bellekli alaşımda statik davranışı .....	27
3.4 Sıcaklığa bağlı olarak elektrik direncinin ölçülmesi ....	28
3.5 Tek yönlü etki .....	28
3.6 Martenzitik transformasyon veya yeniden yönlendirme sayesinde ŞBE'nin gerilme-şekil değişimi eğrilerinin şematik gösterimi .....	33
3.7 Bir yönlü ve iki yönlü şekil bellekli çubuk numunelerin hareketi .....	35
3.8 Bir yönlü ve iki yönlü şekil bellekli yayların hareketi ..	36
3.9 (a) Geri dönüş kuvveti eğrisi ve sıcaklığa ısıtma hızının etkisi (b) Kirişten geri dönüş kuvvetinin hesaplanması ..	38
3.10 Geri alınabilir şekil değişimi enerjisi ve artık şekil değişimi enerjisinin maksimum şekil değişimine oranı ....	39
3.11 Transformasyona bağlı farklı sıcaklıklardaki tipik gerilme-şekil değişimi eğrileri .....	41

## ŞEKİLLER DİZİNİ (Devam)

<u>Şekil</u>		<u>Sayfa</u>
3.12	$A_f$ sıcaklığının üzerindeki sabit bir sıcaklıktaki gerilme- şekil değişimi eğrisi .....	42
3.13	Cu-39.8 Zn'daki SIM'in oluşması için gerekli gerilmenin sıcaklığa bağımlılığı .....	43
3.14	$M_s$ 'nin üzerindeki bir gerilmeye yüklenmiş Cu-Zn için gerilme-şekil değiştirme eğrileri .....	43
3.15	Sabit bir T sıcaklığındaki gerilme-şekil değişimi eğrileri .....	44
3.16	Brinnell sertlik ölçümünün şematik gösterimi .....	46
3.17	Cu-39.8 Zn alaşımındaki martenzitten martenzite transformasyonun sebep olduğu çift pseudoelastiklik .....	47
3.18	$T < M_f$ sıcaklığında ŞBAA'ların ikizlenme histerezisi .....	49
4.1	Çevrimden önceki ve sonraki yük sapma karakteristikleri .	52
4.2	Ti-Ni ikili faz diyagramı .....	55
4.3	3.6 ks için 773 K de zorlanmış yaşlandırma ile Ti-51 Ni alaşımı için şekil değişimine uygun gelen elektrik direnci-sıcaklık eğrileri .....	56
4.4	1073 K'den hızlı soğutulmuş Ti-Ni alaşımları için elektrik direnci-sıcaklık eğrileri üzerine Ni içeriğinin etkisi .....	58
4.5	Önce eriyik işleme tabi tutulan 3.6 ks için 773 K'de yaşlandırılmış Ti-Ni alaşımı için elektrik direnci- sıcaklık eğrileri .....	58
4.6	Zorlama altında 3.6 ks için 773 K'de yaşlandırılmış Ti-51 Ni alaşımı için şekil değişimine uygun gelen elektrik direnci-sıcaklık eğrileri .....	59
4.7	Şekil değişimi-sıcaklık eğrileri .....	60
4.8	Buzlu su içerisinde su verildikten sonra 1273 K'de çözeltiye alma işlemine tabi tutulmuş Ti-49.6 Ni alaşımı için termal çevrimlerin bir fonksiyonu olarak dönüşüm sıcaklıkları .....	61
4.9	Cu-Zn alaşımı denge diyagramı .....	63
4.10	Cu-Zn-Al üçlü alaşım sistemi .....	64
4.11	Bakır esaslı şekil bellekli alaşımların üçlü diyagramı ..	65
4.12	Farklı ısıl işlemlerin şematik gösterimi (Cu esaslı alaşımlar için.....)	66

## ŞEKİLLER DİZİNİ (Devam)

<u>Sekil</u>		<u>Sayfa</u>
4.13	Farklı hızlı soğutma işlemlerine maruz numunelerin ölçülen sürekli soğuma eğrileri .....	67
4.14	A ve B alaşımlarındaki $\alpha$ ve $\alpha_1$ tortularının T-T-T diyagramları .....	68
4.15	Ana fazdaki oda sıcaklığında yük-sapma eğrisi .....	70
4.16	Soğutma sonucu oluşturulan martenzitik fazın yük-sapma eğrisi .....	72
4.17	Fe-31Ni-0.4C için şekil bellek testi .....	75
4.18	Kimyasal bileşimi %49 Fe-%26 Ni-%21 Co-%4 Ti olan Fe-Ni-Co-Ti alaşımının sertlik değişimi .....	77
4.19	Şekil bellek derecesi üzerine deformasyon sıcaklığının etkisi .....	78
4.20	FeMnSiCr alaşımları için akma gerilmesi-sıcaklık grafikleri .....	79
4.21	FeMnSiCr alaşımları için gerilme-sıcaklık grafikleri ....	79
4.22	FeMnSiCr alaşımları için uzama-sıcaklık eğrileri .....	80
4.23	Fe-%24.9 at Pt alaşımının [110] ve [220] ostenit tepe noktalarının sıcaklık ile değişimi .....	82
4.24	Düzenli Fe-%24.9at Pt alaşımının [210] ostenit tepe noktasının sıcaklık ile değişimi .....	82
4.25	YMK-YMT termoelastik martenzitik transformasyon ile Fe-%24.9at Pt alaşımındaki şekil bellek etkisi .....	83
4.26	Farklı $M_s$ sıcaklıkları ile Fe-%24.9at Pt numunelerinin elektrik direnci-sıcaklık eğrileri .....	83
5.1	ŞBA kontrol elemanlarının basit tipleri .....	85
5.2	Tipik bir ŞBA için spesifik sönümlenmenin sıcaklık ile değişimi .....	91
5.3	Otomobiller için termostat radyatörü .....	93
5.4	ŞBA kullanılmış devre kesici anahtar .....	93
5.5	Otomatik kurutucunun işlevi .....	93
5.6	ŞBA boru kaplini .....	94
5.7	ŞBA bağlantı elemanı .....	94

## ŞEKİLLER DİZİNİ (Devam)

<u>Şekil</u>		<u>Sayfa</u>
5.8	ŞBA kelepce .....	94
5.9	ŞBA'dan yapılmış sızdırmazlık halkası .....	95
5.10	Şekil bellek konnektörü .....	95
5.11	ŞBE uygulanan kaldırma mekanizması .....	95
5.12	Johnson'un türbin motoru .....	96
5.13	Ağırlık motoru .....	96
5.14	Banks'ın ofset krank motoru .....	97
5.15	Elektron mikroskobu numunelerinin yerleşimi için cihaz ..	97
5.16	ŞBA kullanılan bir uydu anteni .....	98
5.17	ŞBA ile hareket edebilen bir mikrorobot montajı .....	98
6.1	MS yönteminin şematik gösterimi .....	100
6.2	MS deney setinin şematik gösterimi .....	101
6.3	30 dakika 1150 °C de, 1 saat 900 °C de 2-5 µm Ni ve 4-5 µm Ti tozları ile sinterlenmiş Ti <sub>49</sub> Ni <sub>51</sub> numunesinin termal analiz eğrisi .....	103
6.4	Sinterlenmiş Ti <sub>49</sub> Ni <sub>51</sub> alaşımının şekil bellek etkisi için gerilme testinde gerilme-şekil değişimi eğrileri .....	103

## TABLOLAR DİZİNİ

<u>Tablo</u>		<u>Sayfa</u>
2.1	Bazı alaşım sistemlerinin transformasyon sıcaklıkları ...	9
2.2	Kimyasal bileşimleri ve elektron atom oranları (Cu-Zn-Al alaşımları için) .....	17
2.3	Transformasyon sıcaklıkları ve histerezis değerleri (Cu-Zn-Al alaşımları için) .....	18
2.4	Transformasyon sıcaklıkları ve histerezis değerleri (Cu-Zn-Al alaşımları için) .....	19
3.1	Cu-Zn-Al için dönüşüm sıcaklıkları .....	31
4.1	Bellek etkisi gösteren alaşımlar .....	51
4.2	Alaşımların nominal bileşimleri ve dönüşüm sıcaklıkları (Ti-Ni için) .....	59
4.3	Şekil bellekli pirinçlerin tipik özellikleri .....	62
4.4	Ostenitin Vickers sertlik değerleri (Fe-Ni-C için) .....	76

## KISALTMALAR VE SEMBOLLER DİZİNİ

<u>Simgeler</u>	<u>Açıklama</u>
ŞBE	Şekil Bellek Etkisi
ŞBA	Şekil Bellekli Alaşımlar
SIM	(Stress Induced Martensite) Gerilim Esaslı Martenzit
TWSM	(Two-Way Shape Memory) İki Yollu Şekil Beleği
YMK	Yüzey Merkezli Kübik
YMT	Yüzey Merkezli Tetragonal
HMK	Hacim Merkezli Kübik
HMT	Hacim Merkezli Tetragonal
HSP	Hegzagonal Sıkı Paket
$M_s$	Martenzit başlangıç sıcaklığı
$M_d$	Gerilim esaslı martenzit başlangıç sıcaklığı
$M_f$	Martenzit bitiş sıcaklığı
$A_s$	Ostenit başlangıç sıcaklığı
$A_f$	Ostenit bitiş sıcaklığı
$M_s - M_f$	Martenzitik dönüşüm için sıcaklık aralığı
$A_f - A_s$	Ters dönüşüm için sıcaklık aralığı

## 1. GİRİŞ

Tunç devrinden beri insanlar, metalin, bükme, kalıplama, dövme ve ısıtma ile şeklinin değiştirilmesine olanak sağlayan üstün özelliklerinden yararlandılar. Şimdi metalurjistler, bir adım daha ileri giderek, bir simyacıyı kışkırtabilecek metalik alaşımlar elde ettiler. Bu alaşımlar, yalnızca sıcaklıktaki bir değişim sonucu birbirini izleyen tümüyle farklı ve kararlı iki şekil olarak biçimlerini değiştirmektedirler. Bununda ötesinde, bu alaşımların çoğu önceki şekillerini hatırlayabilmekte ve uygun bir ısıtma veya soğutma ile eski şekillerine dönebilmektedirler.

Şekil bellek etkisi ve bu özelliği taşıyan malzemeler araştırmacı ve kullanıcıların artan ilgisini uyandırmıştır. Şekil bellekli alaşımlar sabit bir çalışma alanında sıcaklık veya gerilme değişimi ile hem martenzitik hem de geri dönme transformasyonlarına matuz kalabilen alaşımlar grubudur. Sonuç olarak, alaşımlar şekil bellek etkisi veya pseudoelastisite gösterir. Soğutma üzerine, belirtilen sıra ile  $M_s$  ve  $M_f$  sıcaklıklarında martenzitik transformasyon başlar ve biter, ısıtma üzerine belirtilen sıra ile  $A_s$  ve  $A_f$  sıcaklıklarında ters transformasyon başlar ve biter. Şekil bellek özelliği taşıyan bir malzemede üretilen tele önce eğilerek şekil verilir ve sonra ısıtılırsa, tel tekrar ilk durumuna gelebilmektedir. İleri seviyede yapılan çalışmalar sonucunda ilave süreçler geliştirilmiştir. Örneğin, iki yönlü bellek etkisinde şekil değişimi hem ısıtma ile hem de soğutma ile sağlanabilmektedir. Şekil bellekli alaşımlardan TiNi ve Cu esaslı olanlar, bağlantı elemanı ve sıkıştırma elemanı olarak endüstriyel uygulamalarda kullanılmaktadır. TiNi alaşımları tıpta ve diş hekimliği alanlarında da uygulama bulmaktadır.

Şekil bellekli bir alaşım termoelastik martenzitik dönüşüm verir. Bu durumda alaşım, transformasyon sıcaklığı altında ikizlenme mekanizması tarafından deforme olmasına izin verilen alaşımın tipinde martenzitik transformasyona uğrar. Deformasyon, ikizlenmiş yapı ısıtma üzerine ana faza geri döndükten sonra ters çevrilir.

Şekil bellek olayı ilk kez 1938 de, bir bakır-çinko alaşımı olan adi pirinçte ortaya konuldu. Bu pirinç alaşımı  $-150^{\circ}\text{C}$  de şekil değiştirmekteydi ve bu özellik yıllar boyu teknik bir gariplik olarak benimsendi (Hansen, 1988). 1950'li yıllarda Au-Cd alaşımı bulundu (Fındık vd, 1995). Şekil bellek süreci ancak 1962 yılında bu etkinin TiNi sisteminde bulunmasıyla evrensel bir boyut kazandı. Bu alaşım W.J.Buehler ve arkadaşları tarafından A.B.D. de Deniz Savaş Araçları Laboratuvarında keşfedildi. Nitinol (Ni-Ti-Naval-Ordnance-Laboratory) olarak adlandırılan ve yaklaşık olarak eşit sayıda NiTi atomlarından oluşan bu alaşımlar, deformasyon ve sıcaklığa bağlı olarak olağanüstü mekanik bellek göstermiştir (Selimbeyoğlu, 1993). Daha sonraki yıllarda ise Ag-Cd, Ni-Al, Fe-Pt, In-Tl, In-Cd, Mn-Cu, Fe-Pd, Cu-Sn, Cu-Au-Zn, Cu-Al-Ni, Cu-Zn-Ga, Cu-Zn-Si, Cu-Sn-Zn ve Cu-Zn-Al alaşımlarında da aynı şekil bellek özelliği görülmüştür (Fındık vd, 1995).

10 yıl içinde ticari üretimlerin bir kaçı piyasaya çıkmıştır ve etkinin anlaşılması epeyce ilerlemiştir. Şekil bellekli alaşımlar üzerine çalışmalar bunlarda sonra artan ilerlemede devam etmiştir ve çoğu cihazlarda kullanılan bu malzemeler piyasada her yıl artan bir pazar bulmuşlardır (Hodgson, et al., 1987).



## 2. MARTENZİTİK TRANSFORMASYONLAR :

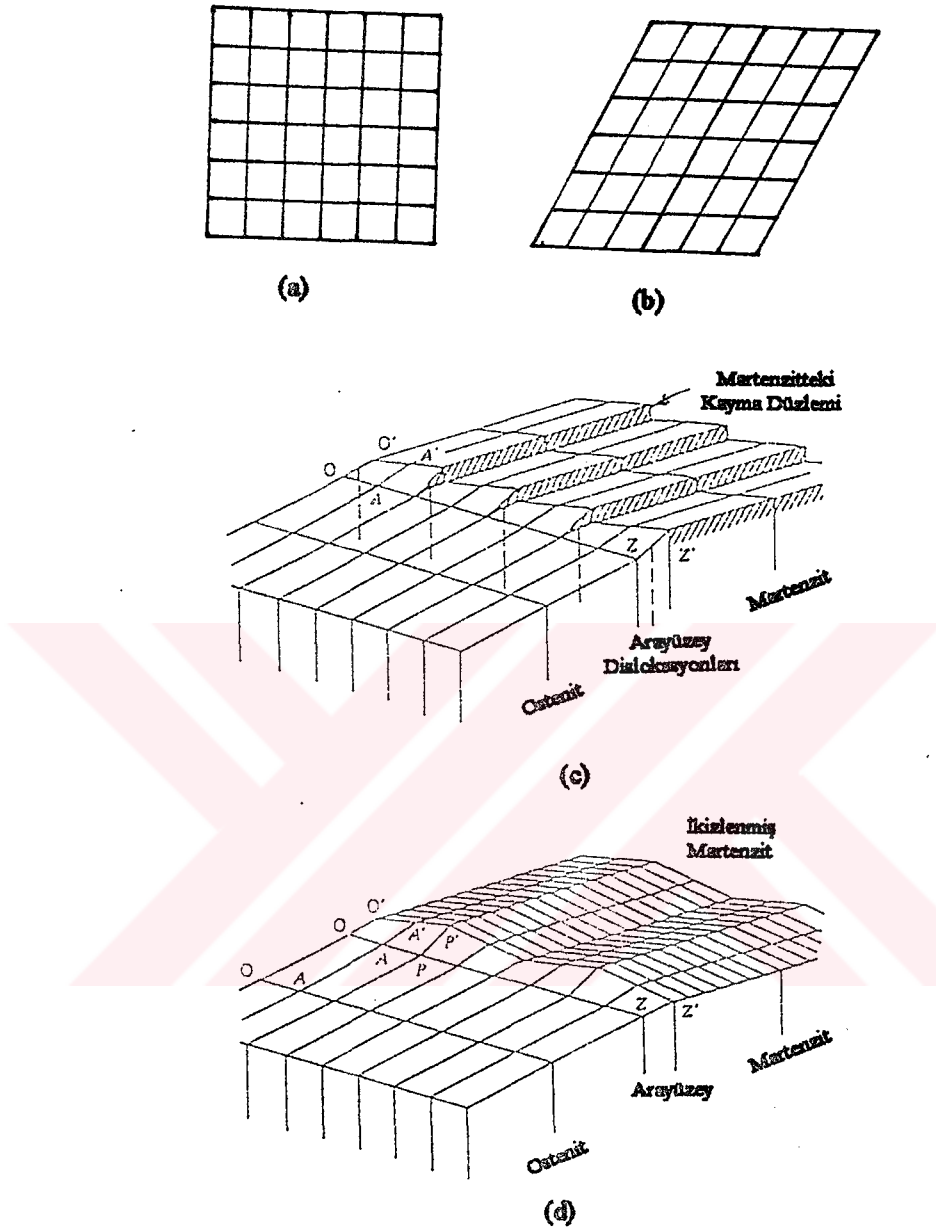
Çok iyi bilinir ki, bazen belirli metalik sistemler kristal yapılarındaki dönüşüme bağlı olarak sıvı faz dönüşümüne uğrarlar, fakat kimyasal bileşimlerinde bir değişiklik yoktur. Bunun gibi uzun süreli difüzyona bağlı olmayan faz değişiklikleri "difüzyonsuz dönüşümler" olarak bilinir. Ostenit fazdan soğutma sonucu çelikte oluşan dönüşümün bu çeşidi ünlü Alman metalurjist Adolf Martens'in adına istinaden "martenzit" olarak bilinir ve transformasyonun bu çeşiti genellikle "Martenzitik Transformasyon" olarak bilinir.

Martenzit önceleri sadece çeliklerin ani soğutulması neticesinde meydana gelen faza verilen ad olarak kullanılıyordu. Fakat bugün martenzitik dönüşümlerin demir olmayan metallerde de oluştuğu bilinmektedir. Martenzit, - çelikteki ostenit gibi - yüksek sıcaklıkta faz stabil olduğu zaman metastabil düşük sıcaklık fazıdır, difüzyonu kontrol altına alınmış fazları formasyonunu önlemesinden dolayı belirli bir hızda soğutulmuştur. Martenzitik yapının formasyonu, atomların kayma hareketinden dolayı kendiliğinden oluşur.

Bir alaşım sıvı fazdan düşük bir sıcaklığa hızlıca soğutulduğu zaman, tamamen bastırılmış düşük sıcaklık denge fazının formasyonu veya bazı metastabil düşük sıcaklık fazlarının oluşması mümkün olur. Eğer düşük bir sıcaklık fazında yapı martenzitik ise mümkün olan en yüksek soğutma oranında bile martenzitik düzenin bastırılması mümkün değildir.

Birçok alaşım sisteminde, martenzit bir denge fazıdır. Bu alaşımlardaki dönüşüm, çelikteki gibi hızlı soğutmaya ihtiyaç duymaksızın çok düşük soğutma oranlarında bile doğal şekilde martenzitiklik elde edilir. Yapı stabil fazdadır, çelikteki metastabil martenzit gibi denge durumunun üzerinde ısıtmak, yapıyı ayrıştırmayacaktır. Ostenit gibi yüksek sıcaklık fazı ve martenzit gibi düşük sıcaklık fazının oluşumu demirsiz martenzit de bile görülebilir (Selimbeyoğlu, 1992; Aksoy ve Önel, 1989; Noyan, 1990).





Şekil 2.2. Martenzit oluşumu sonucu kafesteki şekil değişimlerinin basit gösterilişi a. Anafaz, b. Dönüşüm nedeniyle oluşan kafes deformasyonu, c. Kayma, d. İkizlenme (Güleç ve Aran, 1993; Noyan, 1990).

Martenzitik dönüşümler kayma kökenli olduğundan kaçınılmaz olarak belirli bir şekil değişimine neden olurlar (Fındık vd, 1995). Hacim genellikle, her ne kadar değişmiyorsa da, küçüktür ve bazı

durumlarda deneysel hataların limitleri içinde sıfırdır (Selimbeyoğlu 1992; Noyan, 1990).

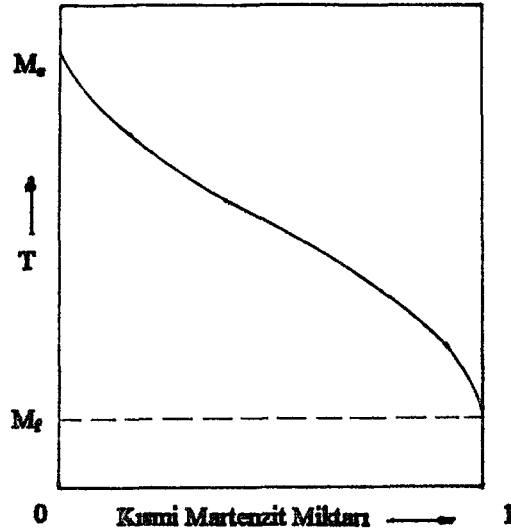
Yayınma esaslı dönüşümlerde olduğu gibi atomların rastgele hareketi nedeniyle dönüşüm sırasında ortaya çıkan şekil değişikliklerinin oluşturduğu gerilimler özel varyant dizilimleri ile dislokasyon veya ikizlenme gibi kristal oluşumlarıyla karşılanarak en aza indirilmeye çalışılır (Stoiber and Gotthardt,1993;Fındık vd 1995).

#### 2.1.2. Zamana Bağımlılık :

Ostenitten martenzite dönüşüm için soğuma, söz konusu atom türlerinin ısısal aktive ile yer değiştirmelerine fırsat vermeyecek kadar hızlı olmalıdır. Bu kritik soğuma hızı  $v_k$  (Çelik için yaklaşık  $10^4 - 10^5$  cm/sn) öncelikle malzemenin kimyasal bileşimine ve bir ölçüde de tane büyüklüğüne bağlıdır (Güleç ve Aran, 1993; Geçkinli,1992). Atomların hareketi, mekanik ikizlenmedeki atom hareketine benzerdir ve her atomun hareket mesafesi atomlar arası mesafeden azdır (Geçkinli, 1992). Martenzitin büyümesi gayet kolaydır, büyüme hızı ses hızına yaklaşır (Aksoy ve Önel, 1989). Kısacası martenzitik dönüşüm genel olarak sadece sıcaklığa ve bileşime bağlıdır, zamandan bağımsızdır (Selimbeyoğlu 1992; Kenneth and Thomas, 1976 ;Noyan, 1990).

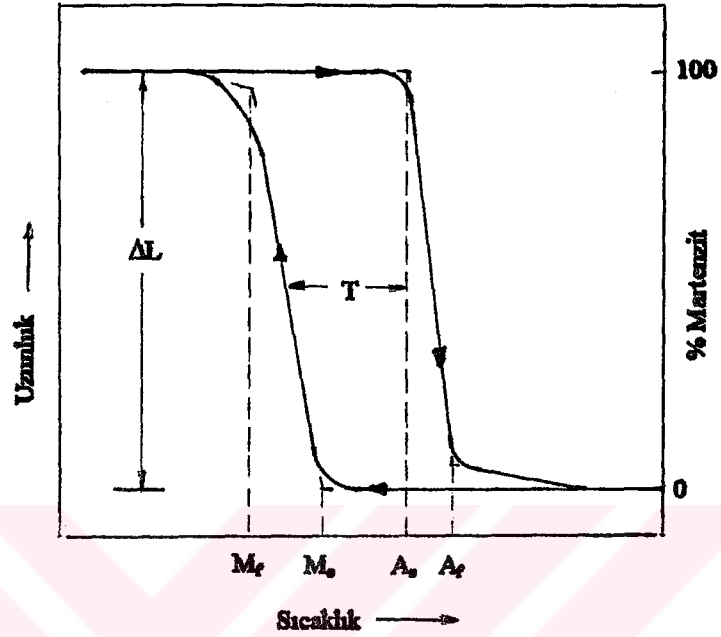
#### 2.1.3. Sıcaklığa Bağımlılık :

Martenzitik dönüşüm esnasında yer alan biçimsel değişiklik (nükleasyon yani çekirdeklenme) matriks de önemli ölçüde elastik deformasyona sebep olur. Bu deformasyon için gerekli enerji miktarı iki fazın serbest enerjileri arasındaki farktan kaynaklanır. Bu durumda, dönüşüm ancak önemli miktarda aşırı soğuma sağlandığında, yani serbest enerji miktarındaki değişim (veya itici güç) büyük olması halinde gerçekleşir (Geçkinli, 1992; Aksoy ve Önel, 1989).



Şekil 2.3. Sıcaklığın bir fonksiyonu olarak kısmi martenzit miktarı (Kenneth and Thomas, 1976).

Dönüşüm miktarı, tane sınırı gibi diğer değişkenlerin sabit tutulması şartıyla sıcaklığın karakteristiğidir (şekil 2.3 (Kenneth and Thomas, 1976)). Dönüşümün hızı muhtemelen sıcaklığa bağlıdır ve genellikle çok hızlıdır. Özel sıcaklık  $M_s$ 'nin üzerinde soğutulan ve alaşıma bağlı olan martenzit formu  $M_s$ 'nin altında bir sıcaklığa ( $M_f$ ) kadar soğutuldu.  $M_f$  sıcaklığı dönüşümün tamamlandığı noktadır (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990). Serbest gerilme durumunda martenzitik dönüşümün dört değişim sıcaklığına sahip olduğu düşünülebilir. Martenzit fazının ilk görünmeye başladığı sıcaklık  $M_s$ , ana fazın tamamen martenzite dönüştüğü sıcaklık  $M_f$  olarak adlandırılır. Aynı şekilde ısıtma sırasında martenzitin ana faza dönüşmeye başladığı sıcaklık  $A_s$ , tamamen ana faza dönüştüğü sıcaklık da  $A_f$  adı verilir (Fındık vd, 1995).  $M_f < M_s < A_s < A_f$ 'dir.  $A_f$  sıcaklığının üstünde malzeme tamamen ostenitik ve  $M_f$  sıcaklığının altında tamamen martenzitiktir.  $M_s < T < A_s$  arasındaki sıcaklık değişimi T faz değişimine sebep olmaz ve  $M_f < T < A_f$  arasındaki T sıcaklığında hem ostenit hem de martenzit bir arada var olabilir yani yapı heterojendir (Brinson and Lammering, 1993; Erhard and Erhard, 1993).



Şekil 2.4. Soğutulmuş ve ısıtılmış yük altındaki bir numune için transformasyon - sıcaklık eğrisi (Hodgson, et al., 1987).

Birçok alaşım sistemlerinde martenzit bir denge fazıdır. Bu alaşımlardaki dönüşüm, çelikteki gibi hızlı soğutmaya gerek duyulmaksızın çok yavaş soğutma oranları ile doğal olarak martenzitiklik meydana getirir. Stabil fazdadır. Bu yapı, çelikteki metastabil martenzit gibi, denge durumundaki yapının üzerindeki sıcaklıklarda bozulmayacaktır (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).

Bir alaşım sıvı durumunda iken düşük bir sıcaklığa hızlı bir şekilde soğutulduğu zaman düşük sıcaklık denge fazının formasyonunu veya herhangi metastabil düşük sıcaklık formasyonunu tamamen önlemesi mümkün olabilir. Eğer düşük sıcaklık formu martenzitik ise mümkün olan en yüksek soğutma oranlarında bile formasyonun önlenmesi mümkün olmaz (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).

Bazı sıcaklıklarda yeni fazın tek kristallerinin bir tanesi orjinal bir tanenin içinde oluşur. Bu kristallerin başka bir sıcaklığa soğutulmasında genellikle büyümeyiz, fakat yeni kristaller oluşturur. Bununla beraber uygun şartlarda orjinal fazın tek bir kristali, martenzit fazın tek bir kristaline sürekli olarak dönüştürülebilir (Selimbeyoğlu, 1992 ; Noyan, 1990).

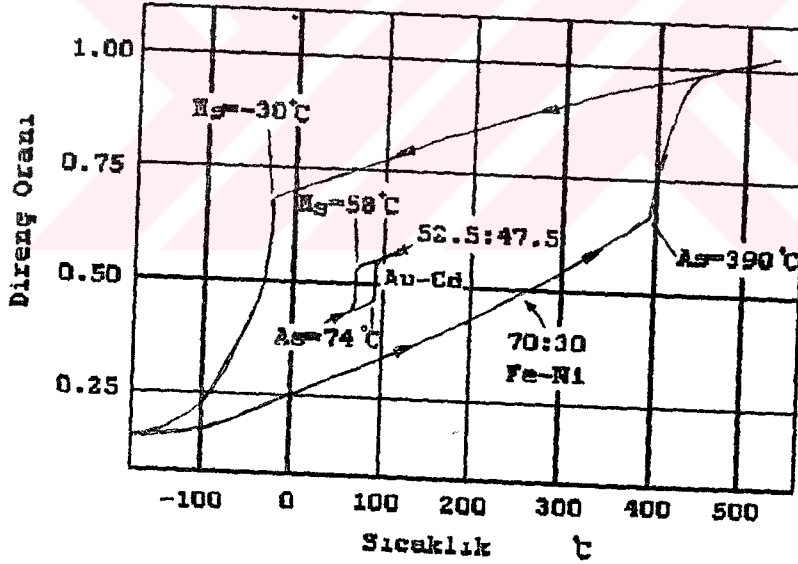
Tablo 2.1. Bazı Alaşım Sistemlerinin Transformasyon Sıcaklıkları (Hodgson, et al., 1987).

Alaşım	Bileşimi	Transformasyon- Sıcaklık Alanı (°C)	Transformasyon Histeresisi (°C)
Ag-Cd	44/49at%Cd	-190'den -50'ye	15
Au-Cd	46.5/50at%Cd	30'dan 100'e	15
Cu-Al-Ni	14/14.5wt%Al 3/4.5 wt%Ni	-140'dan 100'e	35
Cu-Sn	15at%Sn	-120'den 30'a	
Cu-Zn	38.5/41.5wt%Zn	-180'den -10'a	10
Cu-Zn-X (X=Si, Sn, Al)	çok az %wtX	-180'den 200'e	10
In-Ti	18/23at%Ti	60'den 100'e	4
Ni-Al	36/38at%Al	-180'den 100'e	10
Ni-Ti	49/51at%Ni	-50'den 110'a	30
Fe-Pt	25at%Pt	-130	4
Mn-Cu	5/35at%Cu	-250'den 180'e	25
Fe-Mn-Si	32wt%Mn, 6wt%Si	-200'den 150'ye	100

#### 2.1.4. Dönüşümün Geri Çevrilebilirliği :

Martenzitik reaksiyonlar, başlangıçtaki atomik şekilleri tekrar tekrar ortaya çıkabildiğinde bir düzen içinde tersine çevrilebilir (Selimbeyoğlu, 1992). Soğuma esnasında oluşan martenzitler ısıtma ile kristallografik olarak tersinir bir karakter gösterir. Bu durumda yeniden soğuma ile martenzit aynı düzlemde ve aynı biçimde yeniden oluşur (Geçkinli, 1992). Örneğin orjinal fazın tek bir kristali yeni fazın birçok kristali içinde soğutulularak dönüştürülebilir. Aksi olarak ısıtmada değişim, genellikle orjinal kristaldeki şekil ve çevre şartlarına uygunluk gibi aynı ölçütlerdeki tek bir kristalde sonuçlanacaktır, çökeltmenin olmasını engelleyen (bileşimdeki değişiminin olmadığı) reaksiyon düşük sıcaklık fazında meydana gelir.

Şekil 2.5'de Fe - 29 Ni alaşımının yüksek sıcaklıktaki ostenit bölgesinden alaşımın  $M_s$  sıcaklığı olan  $-30^\circ\text{C}$ 'ye soğutulması ve sonra ısıtılması üzerine direncin değişimi gösterilmiştir.  $390^\circ\text{C}$  de HMK martenzitin YMK ostenite geri dönüşümü başlar ( $A_s$  sıcaklığı). Şekil 2.5'de gösterildiği gibi bu alaşım için ostenit  $\rightleftharpoons$  martenzit dönüşümü yaklaşık  $170^\circ\text{C}$  altında soğutma veya üstüne ısıtma ile her iki yönde ilerlemektedir. Bu ifadedeki bu bileşimin YMK  $\gamma$  (ostenit) ve HMK  $\alpha$  (martenzit) sı yaklaşık  $170^\circ\text{C}$ 'de dengededir. Tersine çevrilebilme bir sıcaklık histeresisi ile benzetilebilir. Bundan başka, tekrarlanmış dönüşümlerde soğutularak elde edilen plaklar (tek kristaller) aynı boyuta ve aynı şekle sahiptir ve orjinal kristalin aynı bölgesi içinde meydana çıkarlar. Bu davranış belkide uygulamada bütün martenzitik reaksiyonların temelidir (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).



Şekil 2.5. Termoelektik Au-Cd ve termoelektik olmayan Fe-Ni alaşımının elektrik dirençleri - sıcaklık ilişkisi (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).



Serbest gerilme altında yüksek sıcaklıklarda malzeme ana faz (ostenit) şeklinde mevcuttur ve soğutulduğu zaman düşük sıcaklık fazına (martenzit) dönüşür (Brinson and Lammering, 1993) . İstisnalar; Tersine çevrilebilmenin olduğu yerlerde yoktur. Fakat her zaman zarar veren ikincil etkilerin olduğu yerlerde bu ilkenin bozulduğu durumlar vardır. Örneğin, Fe-C alaşımında martenzitik faz termodinamik olarak stabil değildir ve tersine dönüşümden önce stabil fazda başlayan ayrışma başlayabilir (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990). Bu yüzden çeliklerde martenzit ostenite dönüştürülmeden önce temperlenir (Geçkinli, 1992).

Martenzit fazdaki alaşım (CuZnAl) sürtünme ısısını absorbe edebilir ve martenzitten B fazına ters transformasyon için işletme kuvveti olarak kullanılır. Bu, aşırı yükselen yüzey sıcaklığını önleyebilir ve böylece adhezyon ve transferin meydana çıkması engellenir (Wang and Yang, 1991).

#### 2.1.5. Uygulanan Gerilmenin Etkisi :

Malzemenin kristal yapısı, atomların dağınık hareketi olmaksızın ana fazdan kolayca meydana gelmelidir. Ostenitin martenzite kristal transformasyonu geçirmesinde sıcaklığa bağlı olan kritik bir gerilme değeri vardır. Bu kritik gerilme, difüzyonu sınırlamış olmalıdır. Bu, düşük sıcaklıklarda oluşan metallerdeki allotropik dönüşümler veya metallerin yüksek sıcaklık allotropik dönüşümlerine sebep olması için gereklidir (Kenneth and Thomas, 1976 ; Brinson and Lammering, 1993).

Matriksin plastik deformasyonu martenzit oluşumuna etki eder. İç gerilmeler arttığı için martenzitin çekirdeklenmesi kolaylaşır. Bunun sonucu olarak plastik deformasyona uğrayan metalik sistemlerde  $M_s$  yükselir (Geçkinli, 1992).

Gerilme, uygulanan yöne bağlı olarak  $M_s$  sıcaklığını ya yükseltir veya düşürür (Geçkinli, 1992). Eğer orjinal faz, stabil olduğu yerde bir sıcaklık alanında soğuk çalıştırılırsa (örneğin  $M_s$  sıcaklığının kafi derece üstü), sonuç deformasyonu çoğunlukla transformasyona mani

olur. Deformasyonu sağlayan sıcaklık, izin verilen tavlama sıcaklığından yeterince yüksek değildir.  $M_s$  sıcaklığı azaltılmıştır ve herhangi bir sıcaklıkta bulunan transformasyon miktarı azaltılmıştır. (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).

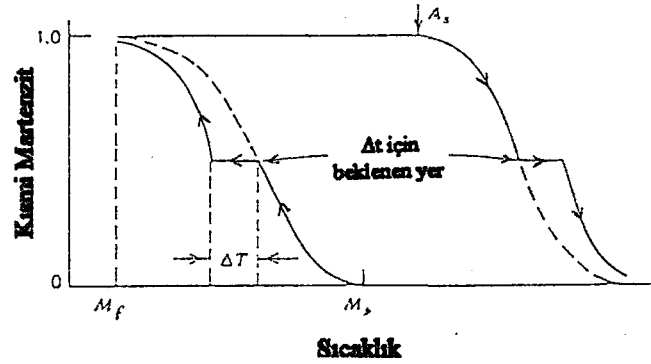
$M_s$ 'nin altındaki herhangi bir sıcaklıktaki plastik deformasyon martenzit miktarını ve sıcaklıkların üstündeki stabil olmayan fazın deformasyonu artmıştır, fakat  $M_s$ 'nin azalması çekirdekli ve büyüyen martenzite sebep olacaktır. Gerçekte bu limit sıcaklığı  $M_d$  olarak isimlendirilir. Martenzitin deformasyonu da  $A_s$ 'den daha düşük olan bir  $A_d$  sıcaklığında martenzit - ostenit reaksiyonunun başlamasına izin verir (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).

#### 2.1.6. Oryantasyon (Yönlenme) İlişkisi :

Martenzitik reaksiyon difüzyonsuz olduğundan, her zaman ana faz ile oluşan martenzit fazı arasında belirli bir kristallografik ilişki ve fazlar arasında da daima yarı-uyum mevcuttur (Yang and Kim, 1992; Geçkinli, 1992). Habit düzlemlerde olduğu gibi genel olarak uygun şartlar altında bağıntının değişkenliği bütün kristallografik eşitliklerin bulunmasını mümkün kılar. Tek bir martenzit plağı tek bir kristal olabilir veya iki adet ikiz oryantasyon içerebilir. İkiz oryantasyon içermesi durumunda ana faza bağlı ikizlerin oryantasyonu ister istemez eşit değildir (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).

#### 2.1.7. Stabilizasyon :

Eğer numune transformasyon alanında bir sıcaklığa soğutulursa ve bu sıcaklıkta bir süre tutulduktan sonra tekrar soğutulursa, sonraki transformasyon hemen başlamaz. Bütün sonraki sıcaklıklarda, transformasyonun miktarı sıcaklıkla alakalı olarak doğrudan soğutma ile meydana çıkandan daha azdır. Bu olay "Stabilizasyon" olarak bilinir. Stabilizasyonun derecesi tutulan bir sıcaklıkta harcanan zaman ile artar (Şekil 2.6) (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990). Bu yapı, çelikteki metastabil martenzit gibi, denge durumundaki yapının üzerindeki sıcaklıklarda bozulmayacaktır (Selimbeyoğlu, 1992).

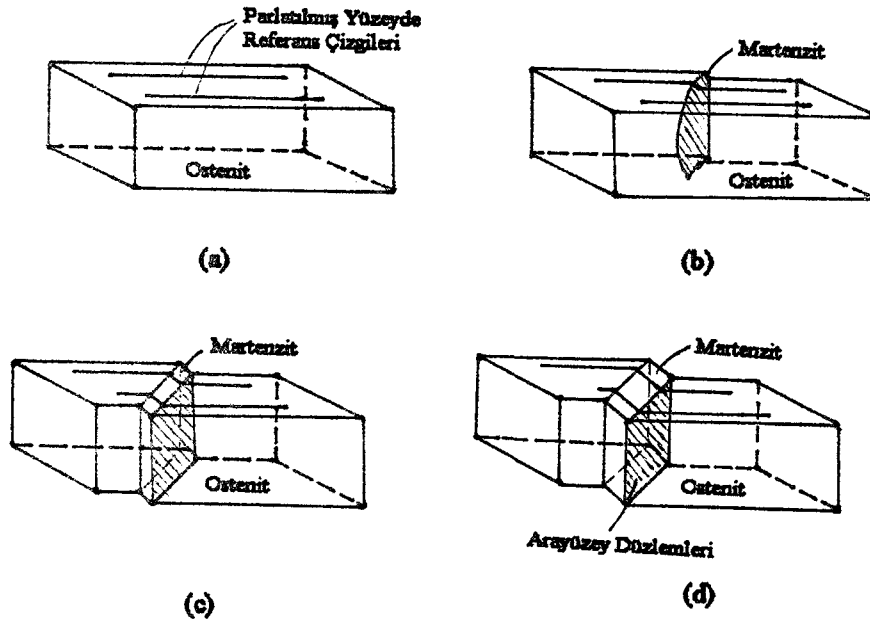


Şekil 2.6. Stabilizasyonun transformasyon eğrisi üzerine etkisi (Selimbeyoğlu, 1992).

Farklı martenzitik fazların bağıl stabiliteleri sıcaklığa, elektron-atom oranına ve dıştan uygulanan gerilmenin seviyesine bağlıdır (Gil and Guilemany, 1993).

#### 2.1.8. Morfoloji :

Demir esaslı alaşımlarda martenzit faz genel olarak iki farklı morfolojinin birini sergiler; ara yüzeyde dislokasyonlara sahip massiv (yekpare) martenzit ve arayüzeyde ikizlenmeye sahip iğneli martenzit.



Şekil 2.7. Martenzit dönüşüm sonucu şekil değişiklikleri (Geçkinli, 1992).

Massiv martenzit yüksek büyütme oranında (500-1000X) optik mikroskopta incelendiği zaman, sahip olduğu yapının ince ve belirsiz olduğu görülür (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990). Düzgün yüzeye sahip malzemelerde martenzitik dönüşüm sonucu şekil 2.7 de görüldüğü gibi çıkıntılar meydana gelir. Bu makroskopik biçim değişikliğini deformasyon enerjisi yaratır. Disk şeklindeki partiküllerde deformasyon enerjisi minimum olduğundan martenzit fazı genellikle ince mercek şeklinde oluşur. Böylece metallografik olarak martenzit karakteristik iğnesel morfolojide görülür, bu yapıyada iğneli martenzit denir (Geçkinli, 1992). Tek plaklar, diğerlerinin herbirine tamamen farklı açılarda genelleşir. En uzun plaklar en geniş olanıdır (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990). Martenzit mercekleri ostenit ana fazı içinde çekirdekleşir (tane sınırlarında olmaz) ve ana fazın belirli kristallografik düzlemleri boyunca yer alır ki, bu düzlem "Habit" düzlemi olarak tanımlanır. Habit düzlemi genellikle yüksek değerli Miller İndisine sahip bir düzlemdir. Örneğin; Yüksek karbonlu çeliklerde habit düzlemi [225] dir. Habit düzlemi genellikle sıcaklık ve bileşimle değişmektedir (Geçkinli, 1992). İğneli martenzitin asitle dağlandıktan sonraki yapısında, plakların merkezinden aşağı doğru akıntı gibi ince doğru bir hat gözlenmiştir. Bu özellik midrip (orta damar) olarak isimlendirilir. Midribin sebebi, farklı asitle yakma karakterlerinde meydana gelen midrip bölgesinde ikizlenmiş yapıdaki çok küçük farklılıklardır.

Birçok demirsiz malzemenin morfolojisi, demirli alaşımlardaki iğneli martenzit ile tamamen aynıdır. Bununla beraber, paralel bantlar halindeki martenzitin meydana geldiği bazı demirsiz alaşımlarda vardır. Bantlar, paralel ikizlenmiş bölgeler içeren yapıya sahiptir ve hem bantlar hemde ikizlerin optik mikroskopta yeteri kadar kararlı olduğu gözlenmiştir. Bant şeklindeki martenzitin kayma bileşeni genel olarak massiv iğneli martenzite az da olsa benzer. Bu yüzden küçük bir şekil değişimi, ikiz yığınının daha geniş aralıkları tarafından ara yüzeyde uygun hale getirilebilir (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).

### 2.1.9. Elastisite Modülü :

SIM transformasyon bölgesindeki maksimum şekil değişimi  $\varepsilon_m$  ve elastisite modülü arasındaki ilişki şekil 2.8'de gösterilmiştir. Şekil 2.8 de E, yükün kaldırılmaya başladığı noktada yükün kaldırıldığı eğrinin eğimini ifade eder.  $\varepsilon_m = \varepsilon_1$ 'de E'nin değeri ana fazın elastisite modülü  $E_A$ 'dır ve yükleme işlemindeki  $E_A$ 'nın değeri, yükün kaldırılması işlemine eşittir. Şekil 2.8'de görüldüğü gibi E artan  $\varepsilon_m$  ile azalır.  $\varepsilon_m$ 'e bağlı E'deki değişme miktarı SIM transformasyon bölgesindeki M fazı ve ana fazın mevcudiyetinden ve ana faz ve M fazı arasındaki elastisite modülündeki farklılıklara bağlı E değişimi tarafından etkilenir. Bu aşağıdaki gibi açıklanabilir. M fazının elastisite modülü  $E_M$  ile ifade edilir. Parçanın izin verilen uzunluğu L, SIM transformasyondan dolayı oluşan M faz kısmı X'dir, burada ana fazın kısmı (1-X)'dir. Eğer gerilme bu durumda  $\Delta\sigma$  kadar artarsa uzamadaki fazlalıklar M fazı XL için  $X.L.\Delta\sigma / E_M$  ve ana faz (1-X).L için  $(1-X).L.\Delta\sigma / E_A$ 'dır. Böylece numune için şekil değişim fazlalığı :

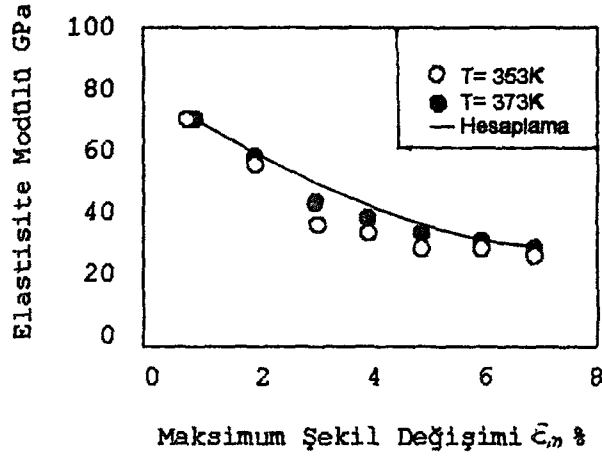
$$\Delta\varepsilon = \frac{X.\Delta\sigma}{E_M} + \frac{(1-X).\Delta\sigma}{E_A} \quad (2.1)$$

(2.1)Eşitliğinden elastisite modülü :

$$E = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} = \frac{E_A \cdot E_M}{X \cdot E_A + (1-X) \cdot E_M} \quad (2.2)$$

(2.2) eşitliğinde görüldüğü gibi X=0 için E= $E_A$  ve X=1 için E= $E_M$ 'dir. M fazının kısmı X, SIM transformasyon şekil değişimi alanı  $\Delta E = \varepsilon_{M_f} - \varepsilon_{M_s}$ 'de teşvik edilen şekil değişimine orantılı olduğu düşünülür. Böylece maksimum şekil değişimi  $\varepsilon_m$ 'de X :

$$X = \frac{\varepsilon_m - \varepsilon_{M_s}}{\varepsilon_{M_f} - \varepsilon_{M_s}} \quad (2.3)$$



Şekil 2.8. Elastisite modülü ve maksimum şekil değişimi arasındaki ilişki (Tobushi, et al., 1993).

Eşitlik (2.2) tarafından hesaplanan sonuçlar şekil 2.8'deki katı eğrisi tarafından gösterilir. Deneysel veriler ile karşılaştırıldığında hesaplanan veriler deneysel verilerden çok az daha büyüktür fakat deneysel sonuçlarla aynı yönelmeyi gösterir (Tobushi, et al., 1993).

#### 2.1.10. Elektron - Atom Oranı :

Elektron - atom oranına bağlı olarak meydana gelebilen martenzitin üç tipi :  $\alpha'$  tipi,  $\beta'$  tipi,  $\gamma'$  tipidir.  $\alpha'$  tipi ABC olarak sıralı bir şekilde yığılmıştır ve içten ikizlenmiştir.  $\beta'$  tipi martenzit sıralı yığın ABCBCACAB ile sıkı paketlenmiş yüzeylerin sıkı paketi tarafından karakterize edilmiştir. Eğer  $\beta$  fazının gösterdiği B2 sınıf martenzit  $\beta'$  olarak isimlendirilmişse aynı düzenli yığılmaya (Ortorombik yapı 9R) sahiptir. Eğer  $\beta$  fazı L2<sub>1</sub> sınıfı martenzitte  $\beta_1'$  olarak isimlendirilmişse yığılma sınıfı ABCBCACABABCBCACAB (ortorombik 18R) dir ve bu üç yapı tek ortorombik ünitelerden araştırılabilir.

$\gamma'$  hegzagonal tip martenzitin yapısı sıkı paket düzleminin AB yığılması tarafından karakterize edilir. Delaey ve Cornelis'e göre,

martenzitik yapıda  $\beta'$ ' nün  $\gamma'$  ye değişimi yaklaşık 1,49 elektron - atom oranı ile meydana getirilir (Gil and Guilemany, 1993).

Aşağıdaki tabloda elektron - atom oranı 1,360'dan 1,489'a olan alaşımların kimyasal bileşimleri verilmiştir.

Tablo 2.2. Kimyasal Bileşimleri ve Elektron - atom oranları

Alaşım	% Cu (Ağırlık)	% Zn (Ağırlık)	% Al (Ağırlık)	Elektron - Atom oranı
1	79.0	16.0	4.8	1.360
2	76.2	17.0	6.6	1.390
3	77.8	16.5	5.5	1.392
4	73.0	22.5	4.3	1.400
5	78.5	15.5	6.0	1.402
6	78.0	16.0	5.9	1.403
7	68.6	28.0	3.1	1.404
8	77.2	17.0	5.8	1.408
9	80.0	13.0	6.8	1.410
10	70.8	25.0	4.0	1.412
11	78.4	15.0	6.5	1.417
12	76.8	16.0	6.5	1.426
13	84.5	6.5	8.8	1.427
14	72.9	21.5	5.4	1.434
15	73.4	21.0	5.8	1.445
16	73.4	20.5	6.0	1.448
17	75.0	18.5	6.5	1.449
18	76.6	16.5	7.0	1.449
19	72.0	22.0	5.8	1.454
20	76.4	16.0	7.5	1.464
21	76.0	16.5	7.5	1.468
22	76.9	15.0	7.9	1.470
23	76.1	16.0	7.7	1.471
24	76.1	16.0	7.8	1.475
25	74.9	17.5	7.6	1.481
26	76.4	15.5	8.1	1.481
27	76.2	16.0	8.1	1.486
28	71.5	21.5	6.8	1.487
29	75.8	16.0	8.2	1.489

Metalografik incelemeler aracılığıyla görülebilir ki, 1.42 elektron - atom oranından daha düşük durumlarda hızlı soğutmadan elde edilen martenzitik yapı  $\alpha'$  tipindedir. Martenzitik plaklar çok büyüktür ve 1.412 elektron - atom oranına sahip 10 nolu alaşımdaki gibi ikizlenme tarafından bozulur.

Elektron - atom oranı 1.42 - 1.45 arasında olduğu zaman  $\alpha'$  ve  $\beta'$  martenzit aynı anda varolur ve daha büyük ikizlenme  $\alpha'$  martenzit plaklarda ve kusursuz ince plaklarda görülebilir. Martenzitin bu iki çeşidinin birarada var oluşu 1.434 elektron - atom oranı ile 14 nolu alaşıma tekabül etmektedir.

Transformasyon sıcaklıklarının belirlenmesinde kullanılan kalorimetre'ye göre, numunelerin  $\alpha'$  martenzit yapısı ne kalorimetrenin çalışma sıcaklığında (200 °C'ye kadar) ne de DTA ve DSC sistemlerinde (550 °C'ye kadar)  $\beta$  fazına geri dönmüştür. Bunun aracılığıyla, stabilize olmuş martenzitin bu tipleri termoelastik martenzitik transformasyon göstermez ve bu yüzden şekil bellekli alaşım olarak teknolojik uygulamaları olmayacaktır.

Elektron - atom oranı 1.45'in üstündeki yani  $\beta'$  martenzitik yapıdaki numuneler hem ısıtma ( $\alpha$  --->  $\beta$ ) hemde soğutma ( $\beta$  --->  $\alpha$ ) işlemlerinde kalorimetrik tepe noktaları gösterir. Transformasyon ve histeresis sıcaklıklarındaki sonuçlar Tablo 2.3 de gösterilmiştir. Yaklaşık 10 °C deki histeresis değerleri diğer termoelastik olmayan martenzitik transformasyonlar ile karşılaştırıldığında düşüktür.

Tablo 2.3. Transformasyon Sıcaklıkları ve Histeresis Değerleri (°C)

Alloy	$M_s$	$M_f$	$A_s$	$A_f$	Histeresis
17	25	14	29	33	8
18	140	102	132	151	11
19	26	4	28	35	9
20	61	37	42	56	5
21	31	26	28	35	4
22	40	21	27	51	11
23	24	10	18	34	10
24	0	-13	-7	5	5
25	60	3	15	50	10
26	72	42	89	109	37
27	10	-35	-8	2	8
28	68	30	42	77	9
29	16	-26	-13	17	1

Elektron - atom oranı 1.42'den 1.45'e kadar olan alaşımlar yani  $\alpha'$  ve  $\beta'$  martenziti bir arada içerenler çok küçük tepe noktaları



içerirler Birçok alaşımda transformasyon sıcaklığı kesin olarak belirlenemez, bunlar Tablo 2.3'de belirlenmiştir.

Yapılardaki martenzitin her tipi ile bu alaşımların  $M_s$  ve  $M_f$  sıcaklıkları yalnızca  $\beta'$  martenzit içeren alaşımlar ile karşılaştırıldığında çok yüksektir. Bu  $\alpha'$ - $\beta'$  martenzit arafazlarının martenzitik transformasyona yardımcı olan yüksek iç gerilmeleri harekete geçirmesinden dolayıdır. Histeresis değerleride martenzit stabilizasyonundan dolayı çok yüksektir.

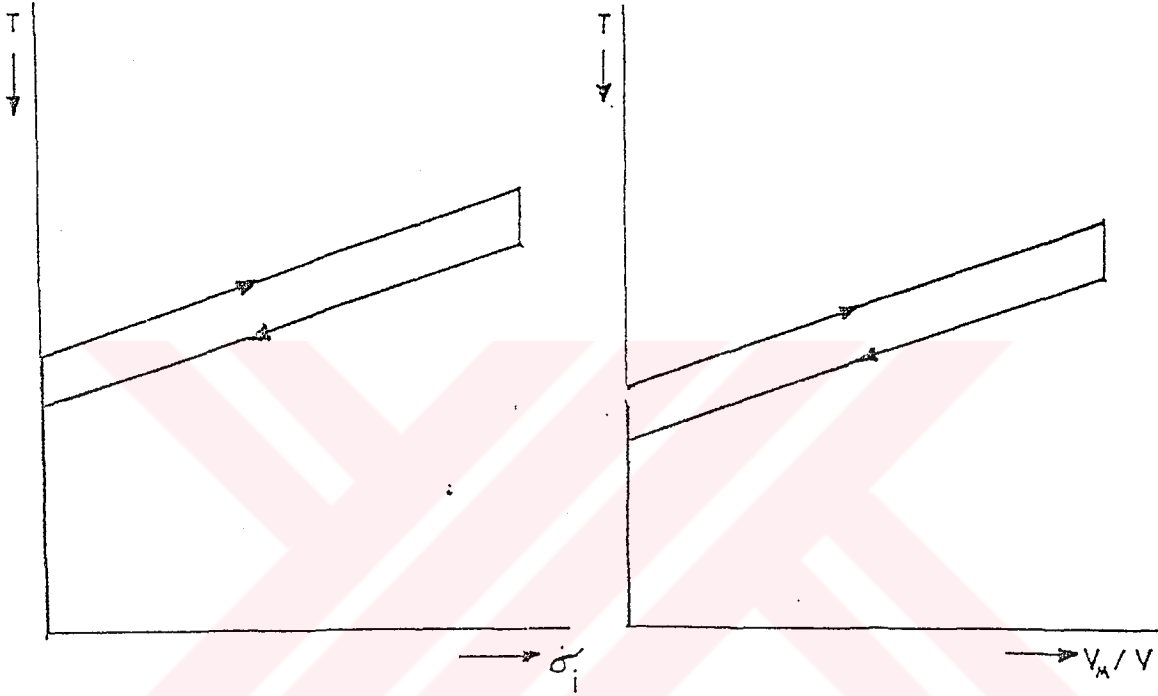
Plastik şekil değiştirme altında  $\alpha'$  martenzit ısıtma üzerine orjinal şekline geri dönmediğinden bu alaşımlar kısmi bellek etkisi gösterir ve bu yüzden şekil değişimi kalıcıdır. Aynı şey  $\beta'$  martenzit için söylenemez.  $\beta'$  martenzitin miktarı ne kadar büyük olursa şekil bellek etkiside o kadar büyük olacaktır. Bu yüzden şekil belleğinin kullanılacağı teknolojik uygulamalarda tamamen  $\beta'$  martenzit tercih edilir. İki yönlü bellek etkisi malzemenin ıslah edilmesi ve  $\beta$  fazındaki süperelastisite tarafından bulunur. Bu etkiler, elektron - atom oranı 1.45'den 1.49'a kadar olan alaşımlarda mevcuttur. 1.45'den daha düşük elektron - atom oranında  $\alpha'$  martenzit meydana çıkar ve termoelastik martenzitik transformasyon göstermez. 1.49'dan daha yüksek elektron - atom oranında  $\gamma'$  martenzit ortaya çıkar ve son derece gevrek olmasından dolayı teknolojik uygulamaları yoktur (Gil and Guilemany, 1992).

Tablo 2.4. Transformasyon sıcaklıkları ve Histeresis değerleri

Alaşım	$M_s$	$M_f$	$A_s$	$A_f$	Histeresis
12	126	112	121	199	73
13	139	118	120	169	30
14	65	35	46	94	29
15	52	49	63	95	43
16	61	45	46	80	19

## 2.2. Termoelastik Martenzitik Dönüşümler

Sıcaklık düşürüldüğünde martenzit oluşumu ve büyümesi devamlı ise ve sıcaklık yükseltildiğinde geri dönüşte takip edilen yol tarafından martenzitin fire vermesi ve kaybolması devamlı ise termoelastik martenzitik transformasyon gerçekleşir (Noyan, 1990).



Şekil 2.9. Sıcaklığın fonksiyonu olarak termoelastik martenzitin oluşumu ve geri dönüşümün şekilsel gösterimi;  $\sigma_i$  dönüşüm nedeniyle oluşan iç gerilmeler,  $V_m/V$  martenzitin kesirli hacmi,  $T$  ise sıcaklıktır (Selimbeyoğlu, 1992).

Şekil 2.9, iç gerilmelerdeki ve bu nedenle depolanmış elastik enerji gerilmesindeki ( $\sigma_i$ ) gösterilen artma ve transformasyonun ilerlemesinde ölçülen martenzit miktarındaki cüzi artma ve tersine dönmüş transformasyondan dolayı bu özelliklerin azalması tarafından şematik olarak gösterimini verir. Plakların büyük guruplarının (çatlaklarının) ani olarak meydana çıkması veya yok olması yoktur. Transformasyon esas itibarıyla transformasyonun kimyasal enerjisi ve direnç enerjisi (üstün olanı bileşimde bulunan depolanmış elastik enerjidir) arasındaki denge içinde ilerler. Bu nedenle eğer büyüme

işlemi esnasında kimyasal işlem enerjisi daima direnç enerjisi ile eşitlik içinde ise transformasyon elastik veya elastikliği bozulmuş olarak tarif edilir. Dejenere olmuş elastik transformasyon terimi martenzit plakların büyümesi esnasındaki küçük aralar veya atlamalar gösteren işlemle alakalıdır. Kimyasal işlem enerjisi sürekli büyütülen direnç enerjisini aştığı zamanlarda transformasyon kendiliğinden veya aniden olmuş demektir (Selimbeyoğlu, 1992).

Birçok demir alaşımı ve çelikte meydana çıktığı gibi termoelastik olmayan dönüşümler ile termoelastik martenzitik dönüşümlerin karşılaştırılması, karşılaştırmalı olarak küçük dönüşüm histeresisi tarafından karakterize edilir . Şunu da belirtmek gerekir ki,  $A_f$  ve  $M_s$  sıcaklıkları arasındaki fark tarafından verilen dönüşüm histeresisi Au-Cd alaşımındaki termoelastik dönüşüm için, Fe-Ni alaşımındaki termoelastik olmayan dönüşümle karşılaştırılır. Martenzitin termoelastik durumdaki formasyonu soğutmada martenzit plaklarının devamlı olarak büyümesi ve çekirdeklenmesi ile ilerler. Soğutma durdurulduğu zaman, büyüme sona erer fakat martenzit plakları birbirleri ile veya tane sınırları ile çarpışana kadar sonraki soğutmada eski halini alır. Isıtmada ters martenzit anafaz dönüşümü, martenzit - anafaz ortak yüzeyinin geriye hareketi tarafından meydana gelir; Martenzitin plakları basit olarak büzülür ve başlangıçtaki yönelmesindeki anafaza tamamen bir geri dönüş yapar. Aradaki farkı göstermek için karşılaştırmada, termoelastik olmayan bir dönüşümde, martenzit plakları soğutma esnasında kesin boyutlara büyür, sonraki soğutmada ilave bir büyüme olmayacaktır, arayüzey sabitlenmiş gibidir. Karşılık olarak martenzit ya temperlemedeki gibi ayrıştırılır yada anafaz plaklar ile çekirdeklendirilir. Bir bütündeki gibi verilen bir plak, orjinal anafazın yönelmesine geri dönmez (Selimbeyoğlu, 1992).

1970'de Otsuka ve Shimizu, Cu-Al-Ni alaşımındaki ŞBE ve termoelastik martenzitik dönüşüm arasındaki birebir uygunluğu ıspat etmişlerdir. Burada vardıkları sonuç; Şekil bellek etkili alaşımların sergilediği termoelastik martenzitik dönüşümlerin karakteristiğidir. Şekil bellek etkisi, termoelastik dönüşümün kristallografik olarak görüntüsünün tersine çevrilebilmesini ve yeniden kazanılan deformasyon

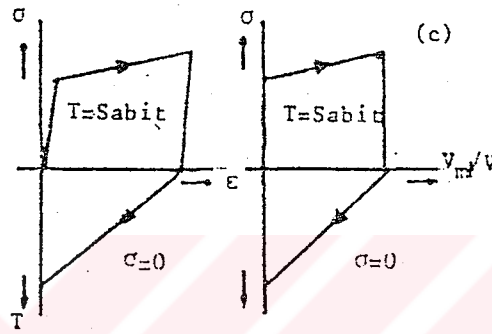
modunun görüntüsünü yani termoelastik alaşımlardaki ikizlenmenin başlangıcını verir (Tadaki, et al., 1988).

Termoelastik tersine çevrilebilir martenzitik dönüşümler genellikle düzenli alaşımlarda meydana çıkar. Gerçekte termoelastik dönüşümün oluşumu ve atomik sıralama arasındaki böyle kuvvetli bir karşılıklı ilişki Fe-Pt şekil bellekli alaşımında deneysel olarak ıspatlanmıştır. Bununla beraber, düzensiz In-Ti, Mn-Cu ve Fe-Pd alaşımlarında termoelastik dönüşüm sergiler. Böylece atomik düzenin gerekli olmadığı fakat termoelastik dönüşümlerin oluşumu için durumun elverişli olduğu görülmektedir. Düzensiz alaşımlarda kristallografik tersine çevrilebilirlik basit kafes uygunluğu ve aşırı derecede küçük Bain şekil değişiklikleri tarafından açıklanır (Tadaki, et al., 1988).



### 3. ŞEKİL BELLEK OLAYI

Şekil bellekli alaşımların davranışı, yüksek bir sıcaklıkta ostenit fazın düşük şekil değişikliği ve düşük bir sıcaklıkta martenzit fazın yüksek şekil değişikliği arasındaki difüzyonsuz faz transformasyonu (martenzitik transformasyon) tarafından idare edilir. Bu olaya şekil bellek etkisi (ŞBE) denir ve termoelastik martenzitik dönüşüm gösteren alaşımların çoğunda bu etki gözlenir (Leo, et al., 1993).



Şekil 3.1. Şekil bellek etkisi. Gerilme uygulanarak oluşturulan martenzit gerilme kaldırıldıktan sonra da dengede kalır, ana faza ancak ısıtıldığında geri döner (Selimbeyoğlu, 1993).

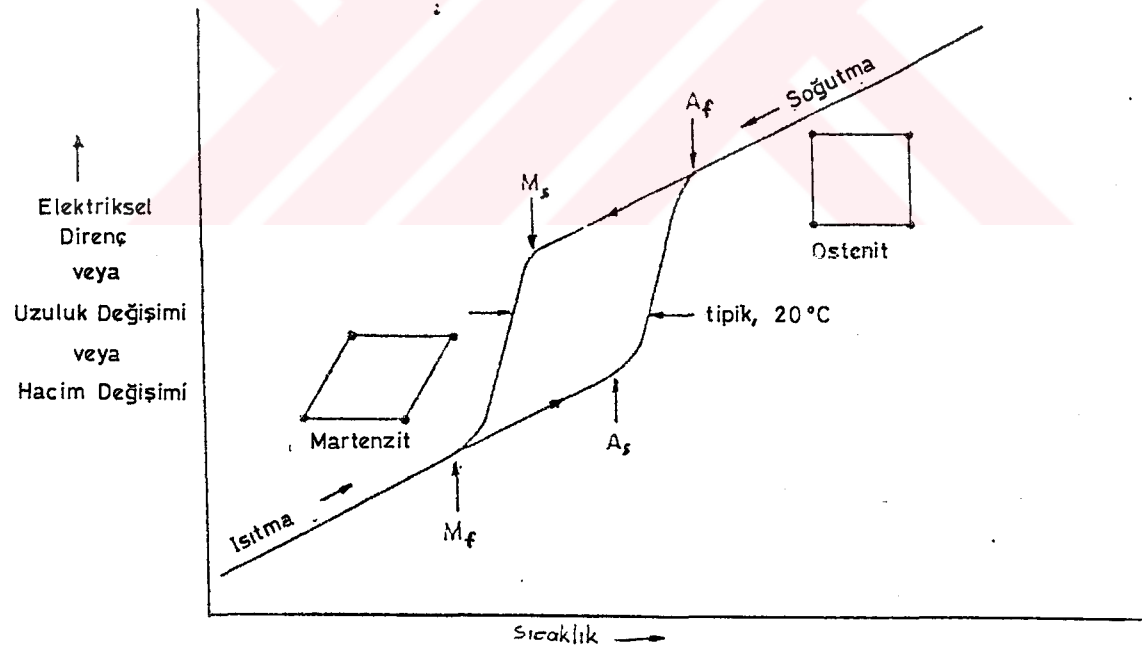
ŞBE düşük sıcaklıkta plastik deformasyona uğratılmış bir alaşım ısıtıldığında orjinal (yüksek sıcaklık) şeklini alması ile oluşur. Şekil 3.1'de solda, ŞBE gösteren bir malzemenin çekme deneyindeki davranışı verilmiştir. Şeklin üst yarısı sabit sıcaklıkta uygulanan gerilmenin artırılması veya azaltılmasına malzemenin tepkisini, alt yarı ise sonradan uygulanan sıcaklık artışının etkisini göstermektedir (Selimbeyoğlu, 1993).

### 3.1. Mikroyapısal Olarak Şekil Belleği :

#### 3.1.1. Şekil Bellekli Alaşımlardaki Martenzitin Formasyonu :

Bir şekil bellekli alaşım için sıcaklığa göre özelliği değişen iki tipik yapı şekil 3.2'de gösterilmiştir. Sembolik olarak ana faz iki boyutlu kare kafes gibi gösterilmiştir ve martenzit eşkenar dörtgendir. Bu görünüşler fazın kendiliğinden olan distorsiyonları sonucu çıkartılmıştır (Selimbeyoğlu, 1992).

Görüldüğü gibi martenzitin formasyonu gerçekte bir deformasyon işlemidir. Şekil bellekli alaşımlar içinde martenzitten ostenite dönüşüm (ısıtmadaki dönüşüm), ostenitten martenzite dönüşüm (soğutmadaki dönüşüm) aynı sıcaklıkta vuku bulmaz. Sıcaklık farklılığı histerezis olarak adlandırılır ve genellikle dönüşümün %50'sinin tamamlanmasından sonra ölçülür (Selimbeyoğlu, 1992).



Şekil 3.2. Şekil bellekli bir alaşımda meydana gelen martenzitik transformasyon için sıcaklığa göre değişen özellikler (Selimbeyoğlu, 1992).

Martenzitin plakları başlı başına karakteristik bir kristalografik habit alanını gösterir. Habit düzleminin farklı değişkenlere sahip plakları, dönüşüm bozuklukları, farklı yüzey eğikliği ve zigzag veya çubuk form gibi farklı özellikler sergilerler. Bu morfoloji birbirine uygun hale getirilir (Selimbeyoğlu, 1992).

### 3.1.2. Mikroyapısal Olaylar :

Termoelastik martenzitik dönüşüm gösteren tek kristalli bir malzemenin,  $M_f$  sıcaklığının altında bir sıcaklığa soğutulduğu farz edilmiştir. Malzeme içinde 24 farklı habit düzlem oluşmuştur, kendini oluşturan 6 plak gurubundan ibarettir. Bunun gibi bir malzeme dış kuvvetler tarafından gerilmeye maruz kaldığı zaman, uygun değişkenler arasında, her bir martenzit plak içinde birinci (eğer martenzit içten ikizlenmişse), her bir plak grubu içinde sonraki ve sonuç olarak plak grupları arasında değişme meydana gelir. Ara değişkenlerde değişme olmadığı, fakat martenzitteki bir çok ikizlenme sistemi tarafından ikizlendiği Saburi ve Nenno tarafından ispatlanmıştır. Böylece malzeme tek bir uygun değişkene kadar deforme olabilir, yani malzeme içinde martenzitin tek bir kristali, malzeme içinde maksimum uzama veya baskı şekil değişikliğine ulaşır. Şekil değişikliği yük kaldırıldığında da kalır, çünkü martenzit  $M_f$  sıcaklığının altında stabildir. Bununla beraber,  $A_f$  sıcaklığının üstünde bir sıcaklığa ısıtma yapılması üzerine uygun gelen tek kafesi izleyerek baki kalan değişken orjinal yönelme ile ana faza dönerek eski şekle geri dönülür. Bu, şekil bellek etkisidir. Bunun, ŞBE ile maksimum geri dönebilen şekil değişikliği, baki kalan uygun değişken için Bain şekil değişikliği ile belirlendiği ve şekil geri dönüşü için işleten kuvvet, ana faz ve martenzitik faz arasındaki serbest kimyasal enerji içinde ayırıcı özellik olduğu görülmüştür. Orjinal yönelme ile yalnızca ana faz, tersine çevrilen dönüşüm üzerine çekirdeklenir, çünkü dönüşüm kristalografik olarak tersine çevrilebilirdir ve bundan dolayı ŞBE tamamlanır (Tadaki, et al., 1988).

Transformasyon esnasında meydana gelen minimum elastik şekil değiştirme enerjisi için, şekil bellekli alaşımalar A, B, C ve D olarak isimlendirilen dört farklı martenzitik değişkenin guruplaşmasından

oluşur. Böyle bir gurubun herhangi iki değişkeni ikiz olarak belirtilir ve ara yüzeylerin üç farklı tipi tarafından birleştirilir, yani A/B- , A/C- ve A/D- tipi ara yüzeyler. Bütün bu ara yüzeyler, adi dislokasyonların hareketi için gereken gerilmeler ile karşılaştırılan bağıl düşük gerilmeler altında yer değiştirebilir. Ara değişken sınırlarının değişkenliği, bu alaşımlardaki geri alınabilir şekil bellek deformasyonlarının mevcudiyeti için esastır ve deformasyon ikizlenmesinin mekanizması tarafından açıklanmıştır (Stoiber and Gotthardt, 1993).

Ostenit martenzit ara yüzeyinin yarı statik hareketi Abeyaratne ve Knowles tarafından incelenmiştir. Sonuç olarak; üniform sıcaklık qve gerilme s'nın bir fonksiyonu olarak ara yüzey hızı V'yi veren  $V = V(q,s)$  ilişkisi vardır. Bununla beraber, V fonksiyonunun s'ya güçlü bir bağımlılığı olabilir, fakat gerçekte yavaş ara yüzey hareketleri neredeyse sabit gerilmelerde meydana gelir. Karşılaştırma sonucu, numunenin ara yüzey hareketinde yarı statik davranışını emniyete aldığı söylenebilir (Leo, et al., 1993).

Bununla beraber, doğru mikroyapısal mekanizma henüz bulunamamıştır. Ara değişken sınırlarının hareketindeki yığılma düzensizliklerinin rolü hala tartışmaya açıktır. Martenzitin tabi vaziyetindeki deformasyonu esnasında transmisyon elektron mikroskobu (TEM) tarafından ara yüzeylerin hareketinin doğrudan incelenmesi mümkün iki mekanizmayı göstermiştir. Birincisi, ara yüzeylerin kendi yığılma düzenlerini koruduğu gözlenmiştir. İkinci olarak, yığılan düzenlerin sık sık değişimi ara yüzey hareket ettiği zaman ilgili değişkenlerde meydana geldiği ortaya çıkmıştır (Stoiber and Gotthardt, 1993).

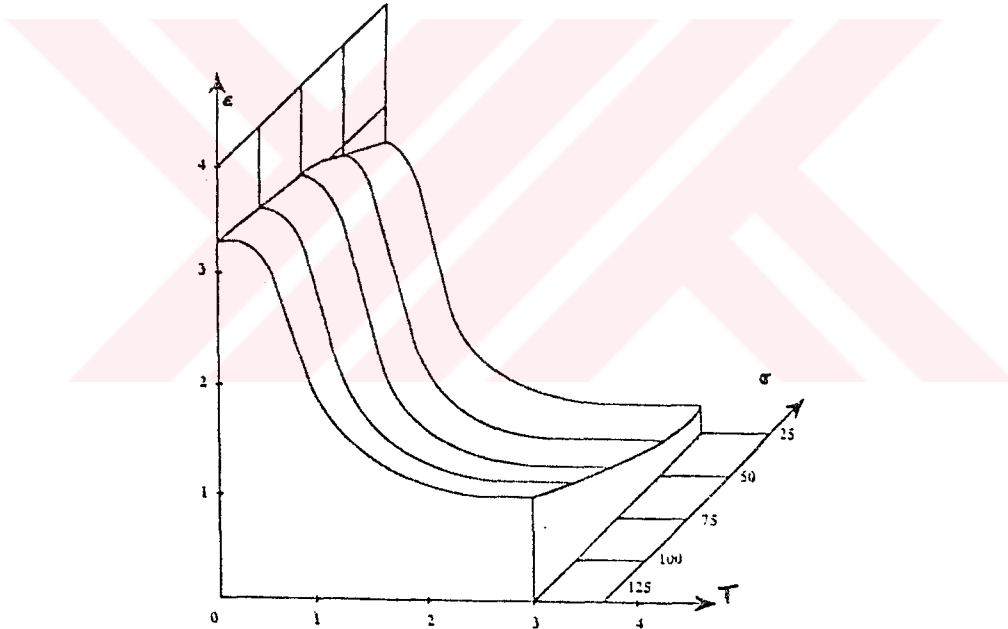


### 3.2. Şekil Bellek Davranışının Sıcaklık Kararlılığı :

İki değişken martenzit değişimine sebep olur; gerilme ve sıcaklık. Sıcaklık ve şekil değişimi arasındaki ilişki aşağıdaki gibidir.

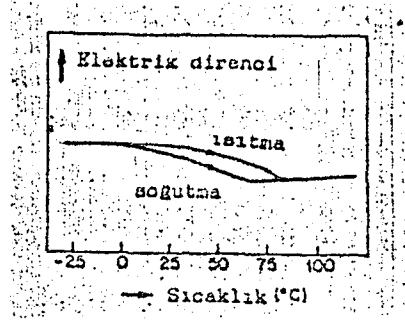
$$D_e = dD_s - mDT \quad (3.1)$$

Burada;  $D_e$  şekil değişme miktarı,  $DT$  sıcaklık değişme miktarı ve  $d$ ,  $m$  pozitif sabit katsayı. Bu ilişki şekil 3.3 de gösterildiği gibi doğrusal transformasyon fazındaki doğruluğu ispat eder (Pruski and Kihl, 1993).



Şekil 3.3. Şekil bellekli alaşımın statik davranışı (Pruski and Kihl, 1993).

Elektrik direnç ölçümleri kullanılarak, faz değişimi güvenli bir şekilde belirlenebilir. Şekil 3.4'de sıcaklığın bir fonksiyonu olarak ölçülen elektrik öz direnci görülmektedir (Zeren ve Zeren, 1991).



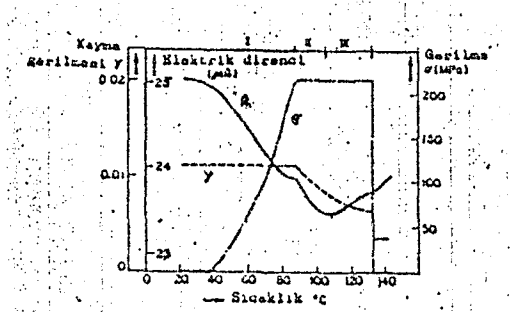
Şekil 3.4. Sıcaklığa bağlı olarak elektrik direncinin ölçülmesi  
(Zeren ve Zeren, 1991).

Martenzit ve ostenit öz direnci birbirinden farklıdır. Direnç değeri martenzitin (veya ostenitin) miktarını belirler ve bu, şekil değişiminin miktarını verir. Teorik bir çalışma göstermiştir ki, transformasyon fazının büyük bir bölümünde, öz direnç değişim miktarı martenzit miktarı ile orantılıdır. Öz direnç davranışı şu şekilde ifade edilir;

$$D_{r_m} = g \cdot D_s - b \cdot DT \quad (3.2)$$

Burada;  $s$  gerilme,  $T$  sıcaklık,  $p_m$  martenzit öz direnci ve  $g$ ,  $b$  pozitif katsayıdır (Pruski and Kihl, 1993).

Şekil 3.5, sıcaklığa bağlı olarak elektrik direnci ve maksimum yüzey kayma gerilmelerini göstermektedir.



Şekil 3.5. Tek yönlü etki (sıcaklığın Bir fonksiyonu olarak)  
(Zeren ve Zeren, 1991).

I. Bölge: Oda sıcaklığı üzerinde ısıtıldığında elektrik direnci değişir. Sonucunda bir gerilme doğar. Bununla beraber, dönüşüm oluşmaz. Sıcaklığın artması ile birlikte, gerilme sürekli olarak artar. Fakat direnç değişim hızı düşer. Bu faz dönüşümünü engelleyen karşıt bir gerilmenin varlığı ile mümkündür.

II. Bölge: Bu bölgede dönüşüm başlar. Birinci bölgeden ikinci bölgeye geçiş, geri dönüş gerilmesi, ağırlığı hareket ettirecek bir değere ulaştığında oluşur. Bu noktada dönüşüm başlar ve artan sıcaklıkla devam ederken, gerilme sabit kalır. Elektrik direnci daha fazla düşer, gerilme birinci bölgedekinden daha fazladır.

III. Bölge: Dönüşüm, sabit gerilmeye devam ederken, elektrik direnci artar. Bu, faz dönüşümünün tamamlandığını gösterir. Ölçülen direnç değişimi, ostenit fazı direncinin sıcaklığa bağımlılığının bir sonucudur (Zeren ve Zeren, 1991).

Martenzit dönüşüm sıcaklıkları numuneyi suya batırdıktan sonra ısıtma ve soğutma sırasında mikroyapının incelenmesi ile de tespit edilebilir (Selimbeyoğlu, 1993).

Şekil bellekli alaşımların mekanik özellikleri transformasyon sıcaklık alanının çokça üzerinde değişmektedir. Martenzit tamamen düşük bir gerilimde birçok  $\epsilon$  şekil bozukluğuna kolayca deforme olur fakat ostenit en yüksek şekil bozukluğu ve akma gerilmesi verir. Martenzit eğri üzerindeki kırılmış çizgi göstermiştir ki, gerilme kaldırıldıktan sonraki ısıtma üzerine, numune orjinal şeklini hatırlamıştır ve malzemenin ostenite dönüşümü olarak geri dönmüştür (Hodgson, et al., 1987).

Isıtma üzerine ters martenzitik transformasyon esnasında yok olmayan dislokasyonlar, stabilize olmuş gerilme esaslı martenzit ve çökelti gibi ana fazda ortaya çıkan geri alınamaz kusurların özelliklerine sahiptir. Numune ısıtma üzerine martenzit içinde transformasyona uğradığı zaman, martenzitin büyümesi değiştirilemez kusurların iç gerilme sahası tarafından kontrol edilecektir. Böylece, numunenin şekil değişimi düşük sıcaklıklarda da meydana gelir (Nishida and Honma, 1984).

Yüksek sıcaklıklarda şekil bellekli alaşımlar, uzun süre kullanılmamalı, aksi halde şekil bellek özelliği kaybolabilir. Yapının sürekli olarak yüksek sıcaklıklarda tutulması difüzyona sebep olarak yapının kararlılığını bozabilir (Fındık vd, 1995).

Martenzit <====> ana faz çevrim sayısı arttıkça; martenzitik transformasyonun başlama sıcaklığı  $M_s$  artar, aynı zamanda ŞBE özelliği düzeltilir. Bu, düzenleme (training) etkisi olarak isimlendirilir (2).

### 3.3. Şekil Bellek Davranışı İçin Gereken Koşullar :

Bütün metaller bellek etkisi göstermez, çünkü önceden gerekli olan şeyler yalnızca kararlı alaşım sistemlerinde mevcuttur. Şekil bellek davranışları için önceden gerekli olan şeyler birçok araştırmacı tarafından incelenmiştir. K.Otsuka'ya göre ŞBE için gerekli durumlar aşağıdaki gibidir:

- a- Martenzitik dönüşüm, termoelastiktir.
- b- Ana ve martenzitik fazlar düzenli yapıdadır.
- c- Martenzitik fazdaki uzamalar dislokasyonlar ile değil, ikiz oluşumları veya dizi kusurları ile ilgilidir.
- d- Eğer yapının düzenli olması göz önüne alınmazsa, ana faz HMK, martenzitik faz ise HSD (Hegzagonal sık düzenli) yapıya sahiptir (Selimbeyoğlu, 1992).

Şekil bellekli alaşımların şekil bellek davranışlarında yapı kararlı olmalıdır. Bazı şekil bellekli alaşımlarda üretim esnasında ana fazdan martenzite dönüşüm hızlı yapılmalıdır ki, ara fazların oluşumu önlenerek yapının kararlılığı sağlansın. ayrıca yapının kararlılığını bozacak çalışma alanlarından kaçınılmalıdır (Fındık vd, 1995).

### 3.4. Şekil Bellek Etkisini Etkileyen Faktörler :

ŞBE dört dönüşüm sıcaklığı aralığı içerir;  $A_s$ ,  $A_f$ ,  $M_s$ ,  $M_f$ . Dönüşüm sıcaklık aralığını, alaşımın elementlerinin miktarları doğrudan etkiler. Aynı zamanda, farklı gazların çökmesi gibi yaşlanma

etkileri ve soğuk işlemin oluşturduğu dislokasyonlar, tamamlanmamış dönüşümler ve dönüşümün termal çevrimi gibi kimyasal olmayan nedenlerde etkili olur (Zeren ve Zeren, 1991).

#### 3.4.1. Bileşim Faktörü :

Şekil bellekli alaşımların bileşimleri değiştikçe dönüşüm sıcaklıklarının da değiştiği görülmüştür. Bu değişim tablo 3.1'de görülmektedir.

Tablo 3.1. Cu-Zn-Al için Dönüşüm sıcaklıkları (Fındık vd, 1995)

Alaşım (%ağırlık)	$M_s$ (°C)	$M_f$ (°C)	$A_s$ (°C)	$A_f$ (°C)
Cu- 16Zn-6.5Al	126	112	121	199
Cu- 6.5Zn-8.8Al	139	118	120	169
Cu-21.5Zn-5.4Al	65	35	46	94
Cu- 21Zn-5.8Al	52	49	63	95
Cu-20.5Zn- 6 Al	61	45	46	80

#### 3.4.2. Isıl İşlem Faktörü :

Şekil bellekli alaşım, ısıl işlem sırasında sıcaklığın birçok kez  $M_f$  ile  $A_f$  arasında değişmesi ile malzemenin özelliklerinde de bazı değişimler olur. Mesela, Cu-21.3Zn-6Al alaşımında numuneler 1'er dakikalık sürelerde 25°C ve -45°C'lik ortamlarda bekletilmiş, neticede  $A_s$  ve  $M_f$  sıcaklığı düşmüş,  $A_f$  ve  $M_s$  sıcaklığı artmıştır (Fındık vd, 1995).

#### 3.4.3. Plastik Deformasyon Faktörü :

Numune  $M_s$  altına soğutulup, sonra  $M_s$  üzerine yeniden ısıtıldığında dislokasyonların düzenli sıraları martenzit deformasyon başlangıcı olmadığı anda gözlenmiştir. Dislokasyonlar, kayma düzlemlerine yerleşir. Dislokasyon yoğunluğundaki artış, çok çevrimli numuneler için direnç sıcaklık eğrilerindeki pikin gelişmesi ile uyumludur. Bu şekilde,  $M_s$  sıcaklığındaki termal çevrimi veya  $M_s$  altında

gerilme uygulanması kalıcı dislokasyon yapısının geliştiği soğuk işlem gibi hareket ettiğini gösterir ki, bu dislokasyonlar, martenzit plakalarının şekillenmesini engelleyerek, yüksek sıcaklık fazının yani ostenitin kararlılığını etkiler (Zeren ve Zeren, 1991).

#### 3.4.4. Termal Çevrim Sayısı :

Termal çevrim sayısı da dönüşüm sıcaklıklarını ve dolayısıyla da ŞBE'ni etkileyen bir faktördür.  $M_s$  artan termal çevrim sayısı ile artar. Yani  $M_s-M_f$  sıcaklık farkı, termal çevrim sayısının artması ile yükselir. Soğuk işlem sonrası dislokasyon yoğunluğu, termal çevrimin ihmal edilebilir etkisine çok fazla tesir eder. Dislokasyon yoğunluğundaki artış ile  $M_s$  azalmaktadır (Zeren ve Zeren, 1991).

#### 3.4.5. Şekil Değiştirme Miktarı :

Şekil bellekli alaşımlarda deformasyon şekil değiştirmesi belirli, bir sabit miktarı aşmadan önlenmelidir. Uygun şekil değişim miktarı; bileşim elemanları miktarı, şekil, ölçü, yük, tekrarlanan işlem sayısı ve ısıl işlem gibi faktörlere bağlıdır (Fındık vd, 1995).

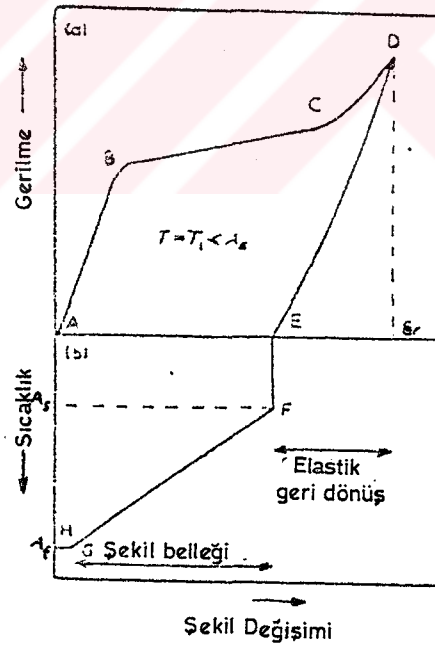
#### 3.5. Bir Yönlü Şekil Bellek Etkisi :

Birçok durumda bellek etkisi bir yönlüdür. Bu, şekil bellekli bir alaşımın soğutma üzerine, yapı martenzite değişmesine rağmen herhangi bir şekil değişimine uğramamasıdır. Martenzit şekil bozukluğuna uğradığında bu şekil bozukluğunu malzeme ısıtılana kadar muhafaza eder. Yeniden soğutma üzerine malzeme kendiliğinden şekil değişimine uğramaz fakat eğer şeklin geri dönüşü tekrar istendiğinde dış etkiler yardımıyla bilerek şekil bozukluğuna uğratılmalıdır (Hodgson, et al., 1987).

Metal belirli bir sıcaklığın altına düşürüldüğü zaman yüksek derecede soğutma martenzitik fazın ikizlenmesine neden olur. Eğer şekil bellekli bir alaşım deformasyona uğrarsa (kritik bir sıcaklığın altında iken ve eğer şekil bozukluğu belli bir %'yi geçmiyorsa),

yeniden ısıtıldığı zaman, parçanın orjinal şekli yeniden eski haline gelebilir. Şekil 3.6 işlemi şematik olarak tanımlamaktadır. Eğrinin D noktasına yükselmesi ya SIM'den ya da var olan termalliğin sebebi martenzitin yeniden yönlennesinden dolayıdır. Bu sıcaklıkta malzeme yükleme olmadan elastik olarak birinci duruma geri döner. İdeal durumda şekil değişiminin geri alınması tamamlanır (AE iken). Eğer malzemede şeklin geri alınması  $A_s$  sıcaklığında (F noktası) G'ye kadar devam ısıtmayı gerektiriyorsa  $A_f$  sıcaklığı uzatılmış olur. Şekil değişiminin geri alınması, SIM dönüşümü ile beraber,  $A_f$ 'ye ısıtmada tersine dönmeyen bazı plastik şekil bozukluğu meydana çıkacağından asla tamamlanmaz. Bu nedenle malzemenin toplam şekil bozukluğu (a) elastik olarak telafi edilebilir şekil değişimi, (b) geri alınabilir şekil değişimi ve (c) geri alınamayan şekil değişiminden (GH) ibarettir.

Bir yönlü ŞBE esasen birleştirme ve sızdırmazlık uygulamaları için kullanılır (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).



Şekil 3.6. Martenzitik transformasyon veya yeniden yönllenme sayesinde ŞBE nin gerilme-şekil değişimi eğrilerinin şematik gösterimi (a) Deformasyon durumu, (b) Numune ısıtılırken şeklin geri dönüşü (Selimbeyoğlu, 1992).

### 3.6. İki Yönlü Şekil Bellek Etkisi :

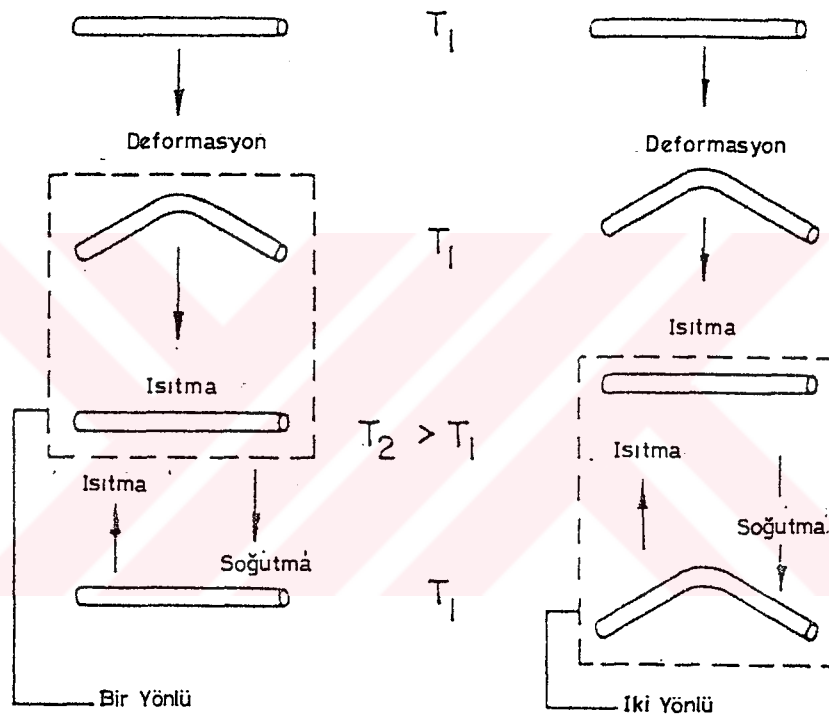
İki yönlü şekil bellek özelliği gösteren bazı şekil bellekli alaşımlar da mevcuttur. Bu, hem ısıtma hem de soğutma üzerine meydana gelen şekil değişimi demektir. Şekil değişiminin miktarı daima bir yönlü bellek ile olandan daha azdır ve çok küçük gerilme, farz edilen düşük sıcaklık şekline dönmeye çalışan malzeme olduğu gibi alaşım tarafından kullanılabilir (Hodgson, et al., 1987).

Önceki açıklamalarda görüldüğü gibi ŞBE tarafından hatırlanan şekil ana fazındır ve bu sezilen ŞBE genel olarak bir yönlü ŞBE olarak adlandırılır. Aynı zamanda tamamen martenzitik haldeki malzeme ŞBE tarafından geri çevrilemeyecek kadar deformasyona uğradığı zaman bazı daimi şekil bozukluğu  $A_f$  sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısıtılsa bile baki kalacaktır. Bununla beraber, sonraki soğutma üzerine martenzitik haldeki yalnızca kısmen yeniden oluşacaktır. Bu kendi kendine olan şekil değişimi ısıtma üzerine kaybolur. Sonra, malzeme hem soğutmanın hem de ısıtmanın tekrarlanması üzerine oluşan fazın şeklini alır. Bu nedenle böyle bir ŞBE iki yönlü ŞBE veya geri çevrilebilir ŞBE olarak isimlendirilir. İki yönlü ŞBE: martenzitik durumdaki aşırı deformasyon, martenzitik plaklardaki dislokasyonları ortaya çıkarır, ısıtma üzerine martenzitler kaybolur fakat dislokasyonlar kalır, sonraki soğutma üzerine martenzit plaklarının görünüşü dislokasyonlar tarafından oluşturulan gerilme zemini kendiliğinden olduğu için yeniden oluşur. Özel martenzit değişkenlerinin tercihli formasyonu malzemenin makroskopik şekil değişikliğine sebep olur ve böylece iki yönlü şekil bellek etkisi dislokasyonların daimi olması süresince tekrar meydana çıkar (Tadaki, et al., 1988).

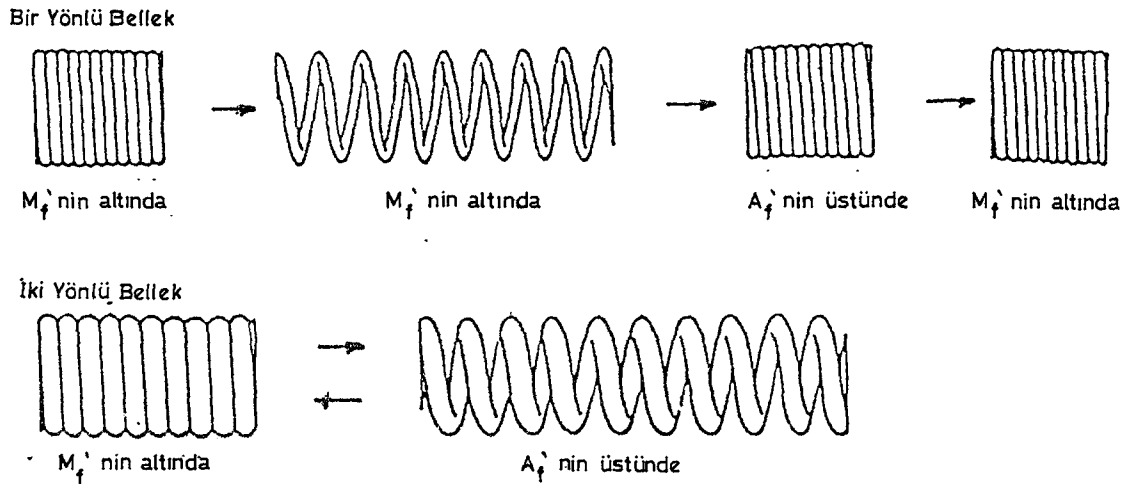
İki Yönlü şekil bellek etkisi, şekil 3.8'deki yay tipi numuneler yardımıyla açıklanabilir. Şeklin üst kısmındaki çökmüş şekil bellekli alaşım yayı  $M_f$  sıcaklığının altında uzatma ile deforme edilmiştir. Orjinal yay şekli (büzülmüş durum)  $A_f$  sıcaklığının üzerinde ısıtma ile eski haline geri döner. Büzülmüş şekil, numune tekrar  $M_f$ 'nin altında soğutulduğu zaman aynı kalır, değişmez. Bu, bir yönlü şekil bellek davranışıdır. Aradaki farktan dolayı karşılaştırma da, TWSM şeklin alt yarısında resmedildiği gibi  $M_f$  sıcaklığının altında sıkışmış yay,  $A_f$



sıcaklığının üzerinde ısıtıldığı zaman uzar. Fakat uzamış yay tekrar  $M_f$  sıcaklığının altına soğutulduğu zaman kendiliğinden büzülür. Yay,  $A_f$  sıcaklığının üstünde ısıtıldığında tekrar uzar ve  $M_f$  sıcaklığının altında soğutulduğu zaman tekrar büzülür. Bu davranış süresiz olarak devam eder. Şekil 3.7, çubuk şeklindeki numunelerin iki yönlü davranışını aynı şekilde tarif etmektedir (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).



Şekil 3.7. Bir yönlü ve iki yönlü şekil bellekli çubuk numunelerin hareketi (Selimbeyoğlu, 1992).



Şekil 3.8. Bir yönlü ve iki yönlü şekil bellekli yayların hareketi (Selimbeyoğlu, 1992).

İki yönlü şekil bellek özelliğinin kazandırılması genel olarak iki yönlü yapılabılır veya iki yönlü birleştirilerek yapılabılır. Bunlar aşağıda özetlenmiştir:

(i) Örnek numunenin martenzitik durumda şekli bozulabilir, sonra  $A_f$  sıcaklığının üzerine ısıtılır (böylece normal ŞBE teşhir edilir) ve sonradan  $M_f$  sıcaklığının altına soğutulur; Eğer başlangıçtaki deformasyon yeter derecede büyük ise ve/veya soğutma-ısıtma defalarca tekrarlanmışsa, soğutmada kendiliğinden başlangıçtaki düşük sıcaklıkta deforme olmuş şekline geri dönecek olan örnek numune iki yönlü şekil bellek özelliği gösterecektir. Bu ŞBE olarak isimlendirilir. Her zaman aynı şekilde deformasyona uğrayan martenzitik numune dikkatle incelenmelidir, eğer deformasyonun şekli eğme ise numune her zaman aynı eğrilik yarıçapında kıvrılacaktır. SIM üretim çevrimindeki gibi yığılmış gerilmeler soğuma sırasında uygun bir martenzitik dönüşüm sırasında ön gerilme olarak etkir ve net bir şekil değişimi oluşur.

(ii) Numune  $A_f$  sıcaklığının üzerinde tekrar tekrar şekil değiştirmiş olabilir, böylece pseudoelastiklik etkisi ile SIM'den tekrar intikal ettirilir ve meydana çıkar: TWSM,  $M_f$  sıcaklığının altında soğutulduktan sonra kendini gösterebilir. Hatta bu tersine

çevrilebilme kabiliyeti mevcut olduğu halde, bunun gibi bir işlemin sonucu olarak oluşan gerilmeler geç soğutma ile ön gerilmeye dönüşür. Böylece, martenzitin tipik tek bir değişkeni oluşturulur. Bu, martenzit formda soğutma esnasında kendiliğinden kıvrılmasına sebep olan bu tek değişkenin dönüşüm şekil değişimidir.

(iii) Kazandırılan iki özelliğin karıştırılmasında numune,  $A_f$  sıcaklığının üzerinde pseudoelastiklik olarak şekil bozukluğu olabilir ve sonra numunedeki şekil bozukluğu muhafaza edilirken  $M_f$  sıcaklığının altına soğutulur: Sonra numune üzerindeki yük kaldırılır ve  $A_f$ 'nin üstüne ısıtılır. Eğer bu işlemler defalarca tekrarlanırsa, iki yönlü şekil bellek davranışı gösterir (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).

Bir başka metod, bileşen numunenin başlangıcındaki şekline biçimlenmiş, sonra üretilen martenzit suda soğutulmuştur. Sonra numune ikinci şekline deforme edilmiş ve sonra defalarca  $M_f$  sıcaklığının altından  $A_f$  sıcaklığının üzerine çevrim devam etmiştir (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).

Düzenleme ile iki yönlü şekil belleğinin ıslah edilmesine yardımcı olan faktörlerin bazıları aşağıdadır.

**Plastik Deformasyon :** Hafif plastik deformasyon düzenleme işlemine yardım eder ve ıslah edilmiş iki yönlü şekil belleği oluşur. Şekil bellekli alaşımlardaki hafif plastik deformasyon iki yönlü şekil belleği için kullanışlıdır ve önceden gereklidir.

**Elde Bulundurulmuş Martenzit :** Düzenleme işleminde olduğu gibi şekil bellekli alaşımlar martenzitin bir kısmını elinde bulundurur. Düzenleme esnasında meydana çıkan dislokasyonlar martenzitin HTP'ye geri dönüşüne mani olur. Sonraki çevrimler esnasında alıkonulan martenzit gerilim veya sıcaklık tarafından teşvik edilmemelidir ve bu nedenle düzenleme işlemi daha kolay olur.

**Yapısal Sıfırlama :** Hafif plastik deformasyonun ve alıkonulan martenzitin bileşimi, çekirdeklenme, büyüme ve martenzitin tercihli değişkeni gibi hal ve hareket tarzındaki ana matrisin düzeltilmiş son durumundaki ince yapısal değişimlere rehberlik eder. Bu yapısal

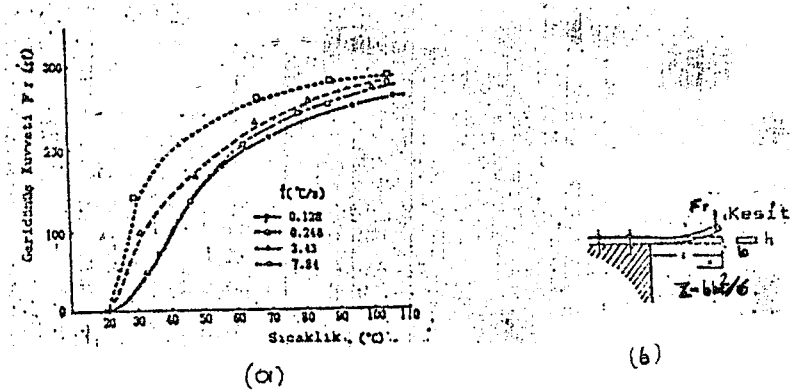
düzeltilme devamlıdır ve çevrimler ile saflaştırma olur (Noyan, 1990; Selimbeyoğlu, 1992).

### 3.7. Çok Yönlü Şekil Bellek Etkisi :

Nishida ve Honma, sınırların altında uygun bir şekilde yaşlandırıldığı zaman zengin Ni içerikli Ti-Ni alaşımı "çok yönlü şekil bellek etkisi" ismi verilen alışılmamış bir olay sergiler. Şerit şeklinde bir alaşım ısıtma işleminden sonra soğutulduğu zaman kendiliğinden düzelir, ileri seviyede soğutma ile zıt kenar eğrileşir fakat orjinal eğrilmiş şekil sonraki ısıtma ile eski halini alır. Yaşlanma esnasında bazı tortuların formasyonu ve birbirini izleyen iki dönüşüm sonucu biriken iç gerilme zeminlerinin birbirine tesir etmesi ile çok yönlü ŞBE'ne sebep olduğu ileri sürülmüştür. Bu durumda, çok yönlü ŞBE esas itibarı ile alışılmış ŞBE ile aynıdır (Tadaki, et al., 1988).

### 3.8. Geri Dönüş Kuvveti ve Şekil Değişim Enerjisi :

Isıtma hızı ile yaşlandırma işlemi periyodundan yararlanılarak, malzemelerdeki  $F_R$  geri dönüş kuvveti bulunabilir. Şekil 3.9'da  $Ni_{54}Ti$  alaşımının geri dönüş kuvvetinin ısıtma ısısına bağıllılığı gösterilmiştir.



Şekil 3.9. (a) Geri dönüş kuvveti eğrisi ve sıcaklığa ısıtma hızının etkisi, (b) Kirişten geri dönüş gerilmesinin hesaplanması (Zeren ve Zeren, 1991).

$F_R$  değerini etkileyen ana faktörler aşağıdadır:

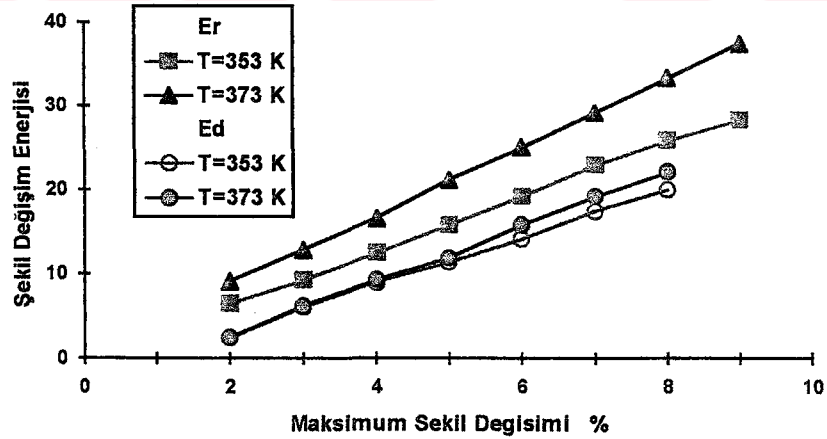
1. Numunenin boyut ve geometrisi (çap, genişlik, uzunluk, kalınlık)
2. Malzemenin cinsi ve kalitesi (iç yapı ve ısıl işlemler)
3. Isıtma hızı (T)

Geri dönüş eğilme gerilmesi ( $\sigma_R$ ), mukavemet modülü Z ve eğilme momenti  $M_e$  kullanılarak aşağıdaki eşitlik yardımıyla hesaplanır.

$$\sigma_R = M_e / 2Z = (F_R \times l) / 2Z$$

Burada;  $Z = b.h^2 / 6$  (b = genişlik, h = kalınlık) (Zeren ve Zeren, 1991)

Maksimum şekil değişimi  $\epsilon_m$  için harcanan şekil değişim enerjisi  $E_d$  ve geri alınabilir şekil değişim enerjisi  $E_r$  şekil 3.10'da gösterilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi, her bir T sıcaklığı için  $E_d$ , transformasyon şekil değişimi ( $\epsilon_m - \epsilon_{Ms}$ )'ye ve  $E_r$ 'de  $\epsilon_m$ 'e orantılı olarak artar.



Şekil 3.10. Geri alınabilir şekil değişimi enerjisi ve artık şekil değişimi enerjisinin maksimum şekil değişimine oranı (Tobushi, et al., 1993).

$T = 353$  K'de  $E_d$ 'nin değeri  $373$  K'deki ile hemen hemen aynıdır. Buna uygun olarak SIM transformasyon gerilmesi  $\sigma_M$  - ters transformasyon gerilmesi  $\sigma_A$  nın  $T$  sıcaklığına bağlılığı minimumdur.

$373$  K'de  $E_r$ 'nin değeri  $353$  K'dekinden daha büyüktür. Bunun olmasının sebebi  $E_r$ 'nin  $\sigma_A$ 'ya bağlılığıdır ve  $\sigma_A$ ,  $T$  sıcaklığına orantılı olarak artar. Diğer bir deyişle, normal metal için geri alınabilir deformasyon lineer plastiktir.  $E_r = E \cdot \epsilon_m^2 / 2$ ; burada  $E$  elastisite modülünü verir (Tobushi, et al., 1993).

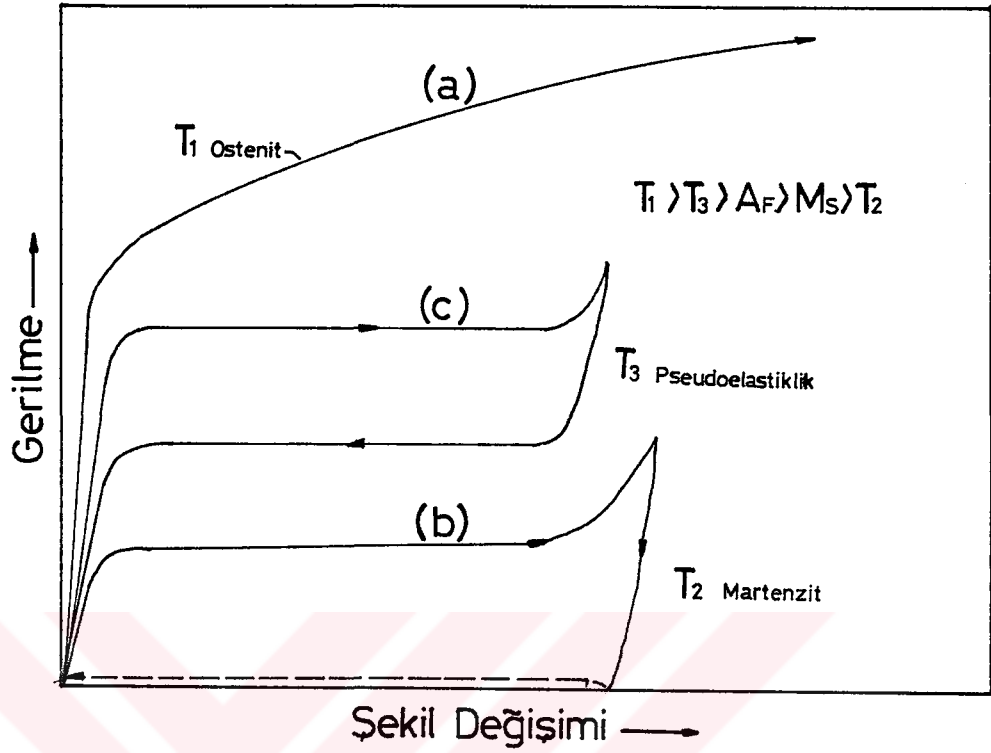
### 3.9. Şekil Bellek Etkisi Oranı :

Kendi kendine şekil değişiminin davranışı,  $r_H / r$  ve  $r_L / r$  eğrilik oranları tarafından belirlenir. Burada  $r_H$  ve  $r_L$  yüksek ve düşük sıcaklıkta ulaşılan eğriliklerdir. ve  $r$  her sıcaklıktaki eğriliktir. Numune hem soğutma hem de ısıtma üzerine kendi kendine düz bir hal aldığı zaman  $r$  sonsuz olur ve burada  $r_H / r$  ve  $r_L / r$  sıfır olur .

Transformasyon sıcaklık sınırlarına tam riayet edilmezse, şeklin geri alınması derecesi, tekrarlanarak artan deformasyonun sayısı kadar azalır (Nishida and Honma, 1984; Morris, 1992).

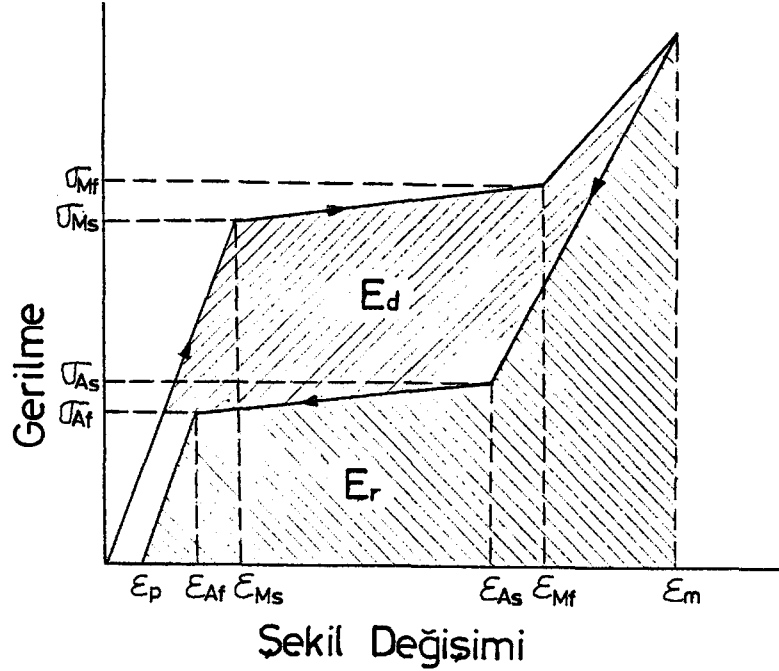
### 3.10. Pseudoelastisite (Yalancı Elastiklik)

$M_s$  sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklıkta bir gerilme uygulandığı zaman, mekanik olarak elastik martenzit termoelastik davranış gösteren alaşımlarda gerilmeye sebep olur. Oluşan gerilim esaslı martenzit (SIM -> Stress Induced Martenzit) deformasyon oluşmasına neden olur ve gerilmenin (yükün) kaldırılması üzerine ters transformasyondan dolayı deformasyon kaybolur. Bu olaya "pseudoelastisite" denir (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990)



Şekil 3.11. Transformasyona bağlı farklı sıcaklıklardaki tipik gerilme - şekil değişimi eğrileri; (a)Ostenit, (b)Martenzit, (c)Pseudoelastik davranış. (Graesser and Cozzarelli, 1991)

SIM transformasyonu plastikliğe benzer bir davranışta, belirli bir şekilde azalan modülde meydana gelir. Deformasyon işlemi gibi mikroyapı içinde martenzitin hacmi artar ve gerilme-şekil değişimi eğrisi gerilme eğrisini izler. Mikroyapının tamamen martenzitik olması gibi, ilave olunan şekil değişimi, elastik ostenit modülünden daha düşük fakat yükleme eğrisinin faz değişim kısmının modülünden çok daha büyük bir modülde elastik olarak yüklenmiş olan martenzite sebep olur. Martenzit, yalnızca uygulanan gerilmenin mevcudiyetinden dolayı stabil olduğundan ters transformasyon yükün kaldırılması üzerine oluşur. İdeal olarak tüm yükün kaldırılmasından sonra malzeme deforme olmamış orjinal geometrisine geri döner. Bu işlem, sıfır artık şekil değişimi ile histeritik bir etki meydana getirir (Graesser and Cozzarelli, 1991).

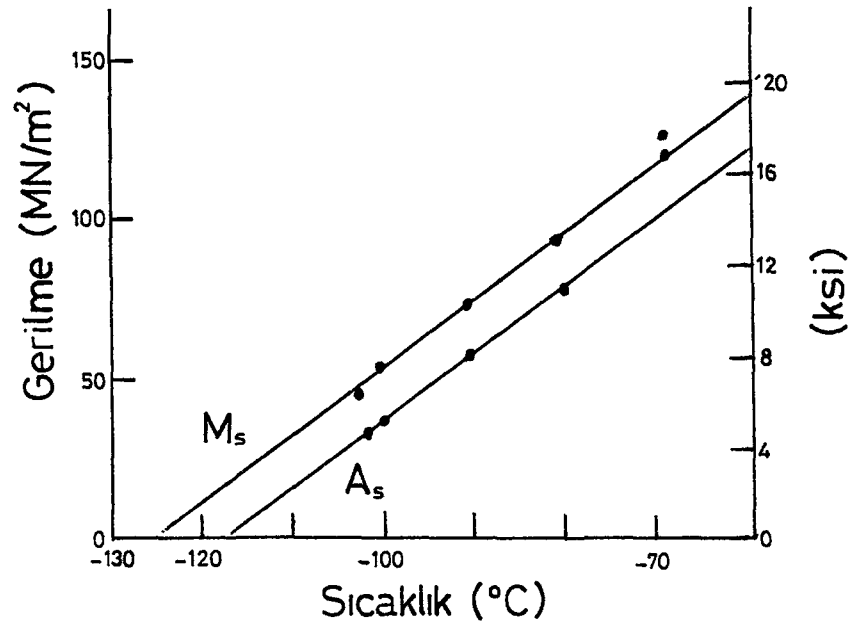


Şekil 3.12.  $A_f$  sıcaklığının üzerindeki sabit bir sıcaklıktaki gerilme - şekil değişimi eğrisi. (Tobushi, et al., 1993)

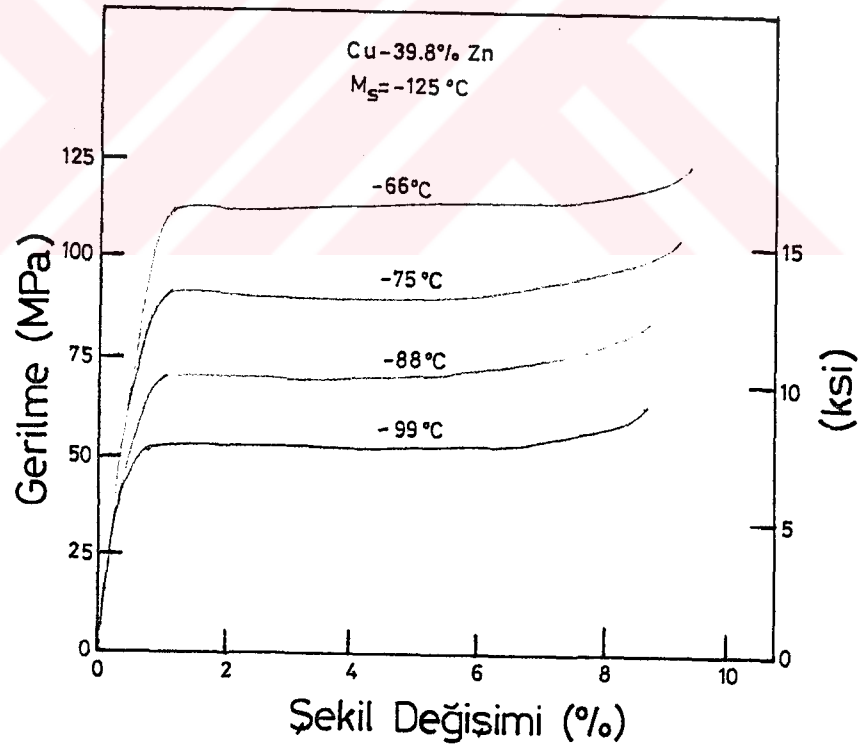
Şekil 3.12'de görüldüğü gibi gerilme-şekil değişimi eğrisinin histeresis düğümü yükleme ve yükün kaldırılması işlemleri esnasında meydana çıkar. Alan, histeresis bölgesi tarafından kuşatılır ve alttaki, yükün kaldırılması eğrisi belirttikleri sıra ile şekil değiştirme enerjisi  $E_d$  ve geri alınabilir şekil değiştirme enerjisi  $E_r$  arasındaki kaybı gösterir. Şekil bellekli alaşımın  $E_d$  ve  $E_r$  değerleri, geri alınabilir deformasyon bölgesinde normal metalinkilerden bir dereceye kadar daha büyüktür. Bu yüzden şekil bellekli alaşımın sönümlenme ve titreşim kontrolü ve enerji depolama karakteristikleri kusursuzdur.

Şekil 3.12'de gösterildiği gibi, yükleme işleminde SIM transformasyon  $\sigma_{Ms}$  gerilmesinde başlamış ve  $\sigma_{Mf}$  gerilmesinde bitmiştir. Yükün kaldırılmasında ters transformasyon  $\sigma_{As}$  gerilmesinde başlamış ve  $\sigma_{Af}$  gerilmesinde bitmiştir. SIM transformasyon ve ters transformasyonun başladığı ve bittiği noktalardaki şekil değişimleri belirttikleri sıra ile  $\epsilon_{Ms}$ ,  $\epsilon_{Mf}$ ,  $\epsilon_{As}$  ve  $\epsilon_{Af}$  tarafından ifade edilmiştir (Tobushi, et al., 1993).



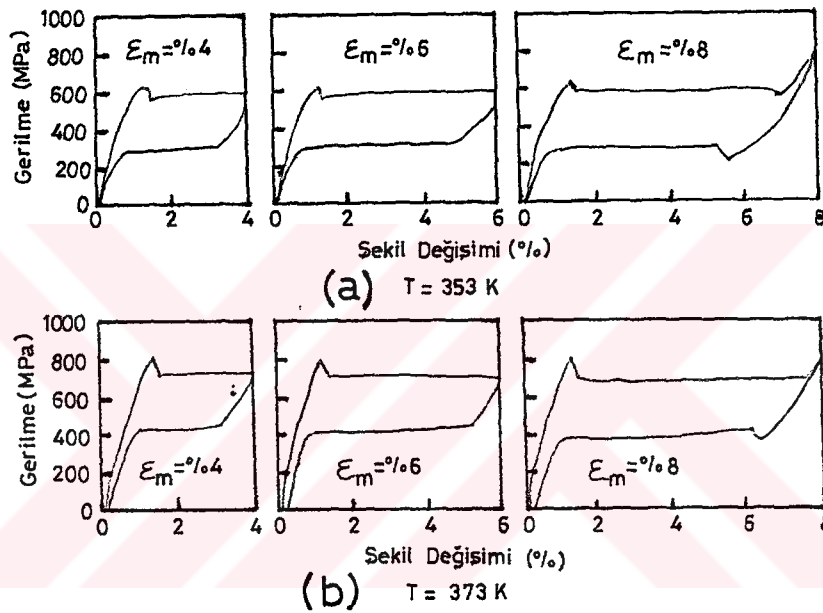


Şekil 3.13. Cu-39.8% Zn'daki SIM'in oluşması için gerekli gerilmenin sıcaklığa bağımlılığı. (Selimbeyoğlu, 1992)



Şekil 3.14. M<sub>s</sub>'nin üzerindeki bir gerilmeye yüklenmiş Cu-Zn için Gerilme - şekil değiştirme eğrileri. (Selimbeyoğlu, 1992)

Şekil 3.13, SIM üretiminde gerilmenin sıcaklığa bağımlılığını gösterir. SIM üretiminde gereken gerilme şekil 3.14'de gösterildiği gibi  $M_s$  sıcaklığının üstündeki artan sıcaklık ile artar (Selimbeyoğlu, 1992). Şekil 3.15'de de birçok deneyden elde edilen her bir T sıcaklığındaki maksimum şekil değişimi  $\epsilon_m$ 'in farklı değerleri ile gerilme - şekil değişimi eğrileri gösterilmiştir (Tobushi, et al., 1993).



Şekil 3.15. Sabit bir T sıcaklığındaki gerilme - şekil değişimi eğrileri. (Tobushi, et al., 1993)

Bu şekilde dikkate değer ana olaylar aşağıda özetlenmiştir;

1- Pseudoelastik histeresis, üzerine eklenmiş şekil değişikliği oranının artması kadar artar ve malzemeden ısı transferinin artması kadar azalır (Leo, et al., 1993).

2- Transformasyon pseudoelastisitesinin oluşumu; kristal yönlendirilmesi, alaşım bileşimi ve uygulanan gerilmenin duyarlılığı ile de tesir altında kalmıştır (Tadaki, et al., 1988).

3-  $M_d$  sıcaklığının üzerinde ana fazı deforme edecek gerilme,  $M_f$  sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta martenziti deforme etmek için ihtiyaç duyulan gerilmenin yaklaşık 10 katıdır (Selimbeyoğlu, 1992).

4- SIM transformasyon ve ters transformasyonun akma gerilmeleri  $T$  sıcaklığına orantılı olarak artar. Bu, herbir transformasyon hattının gerçeğine uygunluğu, gerilme-sıcaklık düzlemi üzerinde pozitif bir eğim ile doğru bir çizgi tarafından gösterilir. SIM transformasyon ve ters transformasyon arasındaki akma gerilmelerinin farkı  $(\sigma_M - \sigma_A)$   $T$  sıcaklığına bağlı değildir ve herbir  $T$  sıcaklığında hemen hemen aynı değerler alınır (Tobushi, et al., 1993).

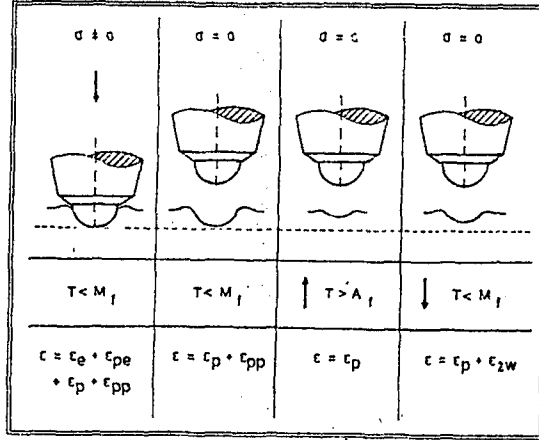
5- Eğer  $\epsilon_m$  SIM transformasyon bölgesinde ise, ters transformasyonun akma gerilmesi  $\sigma_A$ ,  $\epsilon_m$ 'e bağlı değildir ve herbir sıcaklıkta hemen hemen sabit bir değer alınır. Diğer bir deyişle, eğer  $\epsilon_m$ ,  $M$  fazının çalışma sertliği bölgesinde ise ters transformasyonun başlama noktası belirsizdir ve  $\epsilon_m$ 'deki artma ile  $\sigma_A$  azalır. Ayrıca, yükün kaldırılması işleminde sabit bir gerilme altında yükselmesinden önce gerilmenin aşırılığa kaçması ters transformasyonun başlama noktasında meydana gelir (Tobushi, et al., 1993).

6- Eğer  $\epsilon_m$ , SIM transformasyon bölgesinde ise yükün kaldırılma işleminde elastisite modülü  $\epsilon_m$ 'deki artma ile azalır (Tobushi, et al., 1993).

7- Yükün kaldırılmasından sonra  $\epsilon_p$  artan  $\epsilon_m$  ile artar (Tobushi, et al., 1993).

8- Pseudoelastisite lineer değildir (Hodgson, et al., 1987).

Pseudoelastisite, aşağıda şematik olarak gösterilen sertlik çentiği tarafından ıspat edilebilir (Erhard and Erhard, 1993).



Şekil 3.16. Brinnell sertlik ölçümünün şematik gösterimi (Erhard and Erhard, 1993).

Eğer çentik  $A_f$  sıcaklığının biraz altında yapılırsa, deformasyonun bütün tipleri mevcuttur. Yük kaldırıldığında iki elastik bileşen  $\epsilon_e + \epsilon_{pe}$  doğrudan doğruya geri döner. Bununla beraber plastik ve pseudoplastik bileşenler alıkonulur. Nicel olarak analizi yapılmış ayrı ayrı bileşenler ve pseudoelastik etki arasındaki farklılaşmanın belirlenmesi, çentik derinliğinin sürekli olarak ölçülmesi ile mümkündür (Erhard and Erhard, 1993).

Normal malzeme için :

$$\epsilon(\sigma, T) = \epsilon_e(\sigma) + \epsilon_p(\sigma) + \epsilon_T(T)$$

Şekil bellekli malzeme için :

$$\epsilon(\sigma, T) = \epsilon_e(\sigma) + \epsilon_{pe}(\sigma) + \epsilon_p(\sigma) + \epsilon_{pp}(\sigma) + \epsilon_T(T) + \epsilon_{2W}(T)$$

$\epsilon_e(\sigma)$  - elastik

$\epsilon_{pe}(\sigma)$  - pseudo elastistik

$\epsilon_p(\sigma)$  - plastik

$\epsilon_{pp}(\sigma, T)$  - pseudo plastik (tek yönlü etki)

$\epsilon_T(T)$  - termik uzama

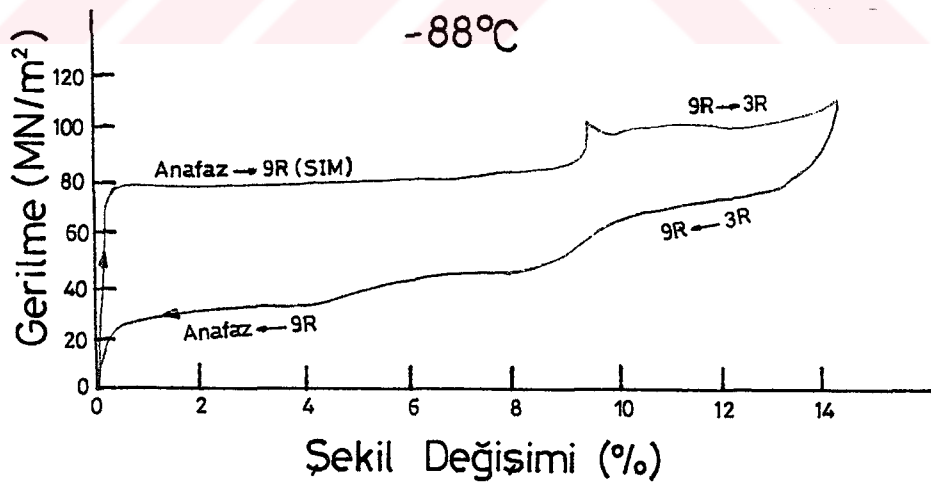
$\epsilon_{2W}(T)$  - çift yönlü etki

olarak bulunabilir (Erhard and Erhard, 1993).

Dönüşüm pseudoelastisitesi, esas itibarı ile  $A_f$  sıcaklığının üstündeki bir sıcaklığa malzemenin ısıtılmasının sebep olduğu ters dönüşüm hariç, ŞBE ile aynıdır. Gerçekte termoelastik martenzitik dönüşüm geçiren hemen hemen bütün alaşımlar ŞBE kadar dönüşüm pseudoelastisitesi gösterirler (Tadaki, et al., 1988).

### 3.11. Martenzitten Martenzite Dönüşüm

Şekil bellekli alaşımların çoğu, eğer yeter derecede şekil değişikliğine uğramışlarsa, martenzitten martenzite dönüşüme maruz kalır (Selimbeyoğlu, 1992). Ana fazdan martenzite birinci dönüşüm ve martenzitten diğer martenzite sonraki dönüşüm, transformasyon pseudoelastisitesine iki kademe meydana getirir. Martenzitten martenzite transformasyon pseudoelastisitesi, termal olarak sebep olan martenzitten diğerine SIM dönüşümü üzerinden meydana gelebilir ve eski haline döner. Martenzitten martenzite dönüşüm ile alakalı transformasyon pseudoelastisitesi, Cu-Al-Ni, Cu-Zn, Cu-Zn-Al, Au-Cd-, Au-Ag-Cd ve Ti-Ni gibi birçok ŞBA'larda bulunmuştur (Tadaki, et al., 1988).



Şekil 3.17. Cu-39.8% Zn alaşımındaki martenzitten martenzite transformasyonun sebep olduğu çift pseudoelastiklik (Selimbeyoğlu, 1992).

Şekil 3.17,  $M_s$  sıcaklığının yaklaşık  $35\text{ }^\circ\text{C}$  üstünde  $88\text{ }^\circ\text{C}$  de şekil bozukluğuna uğramış Cu-39.8wtZn alaşımının deformasyon davranışını gösterir. En üstteki birinci bekleme yeri SIM martenzitin formasyonuna tekabül eder. Bununla beraber, yaklaşık %9 şekil değişikliğinin başladığı ikinci bekleme noktası, birinci martenzitten gerilime sebep olan ikinci bir martenzitik dönüşüme tekabül eder. Bu olay Cu-Zn alaşımında %17'lik bir şekil bozukluğunun tekrar geri alınmasını sağlamıştır (Selimbeyoğlu, 1992).

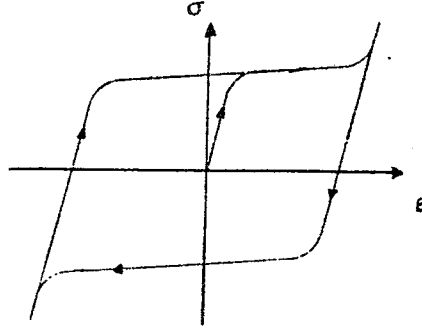
### 3.12. Histerezis :

Histerezis martenzitik transformasyonların gerilmeye veya sıcaklığa sebep olması neticesinde oluşur. Makroskopik elastikiyetsiz şekil değişikliği  $\epsilon$  veya martenzitin dönüşmüş hacim kısmı X gibi durum değişiklikleri daima dıştan uygulanmış  $\sigma$  gerilmesi ve T sıcaklığının kompleks bir fonksiyonudur. Bu yüzden, bütün şekil bellekli alaşımlar belirttikleri sıra ile martenzit kısmının ve elastikiyetsiz şekil değişikliğinin durum eşitliklerinin tanımlanan gerilme ve sıcaklığa bağlı olması ile bir sistem olarak düşünülecektir (Likhachev and Koval, 1992).

Şekil bellekli alaşımlar tek kristallerinde, gerilmedeki pseudoelastik davranışın kendine has özelliklerine sahiptir. Sabit sıcaklıkta yükleme veya yükün kaldırılması işleminde, ostenit-martenzit transformasyonundan dolayı görünen yük-uzama eğrileri büyük bir histerezis bölgesi içerir. İdeal plastisite farklılığında, faz değişiminin tamamlanmasında ve bitirilmesinde ikinci elastik bölüm vardır. Malzeme tekrar elastik olarak davranır. Bu martenzitik bölgeden yükün kaldırılmasında, gerilme-yük-deformasyon ilişkisi numunenin orjinal ostenitik elastik bölgeye geri dönen numunede ve histerezis bölgesi meydana gelmesinde pozitif geri dönüş limitine sahiptir (Wilmanski, 1993).

Şekil 3.18 şekil bellekli alaşımın çevre sıcaklığındaki ( $T < M_f$ ) davranışını gösterir. Çevrimsel yüklemekten sonuçlanan histerezis, dislokasyon kaymasından dolayı değildir. histerezis, şekil değişimi

esnasında martenzitin habit düzlem değişkenlerinin çekme payı, büyümesi ve rotasyonu tarafından meydana gelen martenzitin ikizlenme deformasyonundan dolayı oluşur (Graesser and Cozzarelli, 1991).



Şekil 3.18.  $T < M_f$  sıcaklığında ŞBA'ların ikizlenme histerezisi (Graesser and Cozzarelli, 1991).

Williams göstermiştir ki, ara yüzeylerin enerjisi, şekil bellekli alaşımların pseudoelastik davranışının tanımlanması için bir kriterdir. Bu incelemenin temelini oluşturan pseudoelastik davranışın en basit modeli Cohn ve Larche tarafından tasarlanmış ve Muller ve Xu tarafından geliştirilmiştir. Bu çalışmada, termodinamik potansiyele ara yüzeyel enerjinin yardımı, ostenit ve martenzit arasındaki ara yüzeylerin eşitliğine orantılıdır. Sonuç olarak model martenzitin hacim kısmını içerir. Böyle bir düzeltme gerilme-şekil değişimi histerezis bölgesinin gerçekten var olduğunu ve faz denge hattının kararsızlığını gösterir (Wilmanski, 1993).

Mikro minyatür kontrol elemanı olarak kullanılan şekil bellekli alaşımlarda kesin belirlenen şekil bozukluğundaki (yer değiştirme) ölçülen dirençteki histerezis davranışının çok iyi bilinmesi gereklidir. İşletici şekil bellekli eleman iki girdisi ve çıktısı ( $\sigma$  ve  $T$ ) ile ilgisi analiz edilerek histerezis davranışı belirlenmelidir. Eğer iki girdiden biri sabit ise arzu edilen çözüm, histerezisin kaldırılmasına izin verir. Fakat iki girdinin aynı anda değişmesi, şekil değişikliği kontrolünde histerezisin giderilmesine izin vermez. Bununla beraber, eğer sıcaklık kolayca artırılabilir veya kolayca azaltılabilir kısmi bir kontrole izin verilebilir. Ölçülen

değerlerin dengelenmesi için değişme miktarında geri itilime uygun olarak sabit bir değer eklemek veya çıkarmak mümkündür, bu histerezis büyüklüğü olarak bilinir. Eğer şekil bellekli alaşım, sabit girdi değişkeni tarafından kontrol ediliyorsa, bu durum meydana gelmez; bundan sonraki ölçme sapmaları kaçınılmazdır. Histerezis özellikle Cu-Zn-Al şekil bellekli alaşımlarında önemlidir, NiTi da oluşan histerezis çok düşüktür (Pruski and Kihl, 1993).

Şekil bellekli alaşımlarda malzemeye farklı ısıl işlemler uygulanması ve malzeme bileşenlerinin miktarlarının değiştirilmesi histeretik davranışın değişme miktarını belirler (Graesser and Cozzarelli, 1991).



#### 4. ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLAR :

Bütün metallerin ŞBE göstermesi söz konusu değildir ve ancak belirli koşulları sağlayan alaşımlar bu özelliğe sahiptir. Bellek etkisi gösteren alaşımların bir kısmı gösterdikleri bellek türüne göre Tablo 4.1'de verilmiştir.

Tablo 4.1. Bellek Etkisi Gösteren Alaşımlar (Selimbeyoğlu, 1992)

<u>Termoelastik</u>		<u>Şekil Bellek Etkisi</u>	
Fe-Pt		In-Cd	Au-Cd
Cu-Al-Ni		Ti-Nb	In-Tl
Cu-Zn		Ni-Al	Fe-Pt
Cu-Zn-X (X = Ni, Ag, Au, Cd, In, Ga, Si, Ge, Sn, Sb, )		304 Paslanmaz Çelik	Au-Cu-Zn
Ag-Cd		Cu-Zn	Cu-Zn-Si
Ti-Ni		Ag-Cd	Cu-Zn-Sn
Au-Cu-Zn		Fe-Ni	Cu-Sn
Ni-Al		Ni-Ti	Fe-Mn-C
		Cu-Al	Cu-Zn-Al
		Ti-Ni	Cu-Zn-Ga
		Cu-Al-Ni	Cu-Au-Zn
<u>Pseudoelastik (Süperelastik)</u>		<u>İki Yönlü Şekil Bellek Etkisi</u>	
Cu-Zn	Fe <sub>3</sub> Be	In-Tl	
Cu-Zn-X	Fe <sub>3</sub> Pt	Ti-Ni	
Cu-Al-Ni	In-Tl	Cu-Al	
Cu-Al-Mn	Ni-Ti	Fe-Mn-C	
Ag-Cd	Ti-Ni	Cu-Zn	
Au-Cd	Au-Cu-Zn	Ni-Al	
Cu-Au-Zn	Cu-Sn	Cu-Al-Ni	
		Cu-Zn-Al	

NiTi ve bakır esaslı alaşımlar gibi tipik şekil bellekli alaşımlar düzenli yapıya sahiptir ve termoelastik martenzitik transformasyona maruz kalırlar. Bazı ostenitik çeliklerde gerilme esaslı martenzitik transformasyon tarafından ŞBE gösterirler (Yang and Kim, 1992).

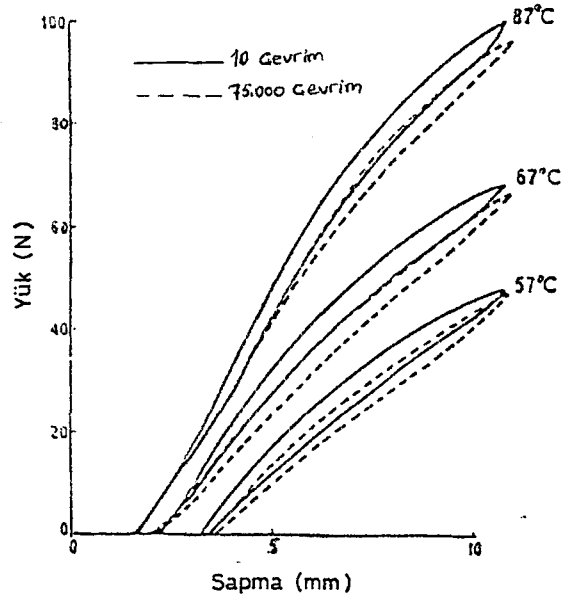
ŞBA'ların kendine has mekanik özellikleri malzemenin geçmişi, sıcaklık ve gerilmenin fonksiyonu olarak iç kristallerdeki transformasyona bağlıdır (Brinson and Lammering, 1993). Sınırlanan şekil bellek dönüşümü tarafından, şekil değişikliği ile birleştirilen

elverişli kuvvet, yapılan iş veya etkilenen diğer Şeyler için kullanışlı hale getirilir. Mekanik gerilmelerin üretilmesi yalnızca malzeme tarafından etkilenir. Bir parçanın deformasyonu, %100'lk Şekil dönüşümünü başarmada %2-9 arası bir i Şekil değişikliği olarak sınırlandırılır (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).

ŞBA'lar mükemmel yorulma özelliğine de sahiptirler. Örneğin; Şekil bellekli alaşımlar klasik alaşımlardan 10 kat daha fazla periyodik Şekil değişikliğine maruz kalabilir. Bununla beraber, eğer ölçü aleti gibi bir parça aşırı yüklenirse veya uzun periyotlar için alaşımın çalışma alanının dışındaki sıcaklıklara maruz kalırsa, metal termal veya mekanik yorulma tarafından hasara uğrayabilir veya Şekil bellek etkisi zayıflayabilir (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).

ŞBA'nın uzun dönem davranışı belirlendiği zaman bu, kullanılması dşnlen uygulama alanının belirlenmesinde yani şBA'nın seçiminde önemlidir. Şekil 4.1'deki 75000 çevrimden sonra, bir ölçü aletinin yk-sapma-sıcaklık spektrumu, 10 çevrimden sonraki ile mukayese edilmiştir. Uzun süreli davranışta bozulmayı artıran durumlar aşağıdaki gibidir:

(i) Yüksek sıcaklığa maruz kalan şBA'nın yapısında metalurjik değişimler meydana gelebilir.



Şekil 4.1. evrimden önceki ve sonraki yk sapma karakteristikleri (Selimbeyoğlu, 1992).

(ii) Kararsız rejim altındaki sıcaklıklarda ve yüksek gerilme seviyelerinde malzemenin yapısı bozulabilir (Selimbeyoğlu, 1992).

Bununla beraber, ŞBA belirlenen azami sıcaklık ve maksimum şekil değişimi sınırları altında uzun dönem emniyetli performansla görevini sürdürebilir (Noyan, 1990).

ŞBA'ların uygulamasında önemli bir problem, diğer malzemelerle kaynak ve lehim gibi metotlarla birleştirilmesinde çıkan hatalardır. Çünkü, ŞBA'lar %2-6 kadar büyüme ve küçülmeye sahip iken diğer düzenli yapıya sahip malzemeler en iyi %0.5 ile sınırlıdır. Bu yüzden, şekil bellekli alaşımlar diğer geleneksel metallere lehim ya da kaynak yapılsa bile, işlemler sonrası birleşme yüzeyinde kırılmalar olabilir (Fındık vd, 1995).

#### 4.1. Şekil Bellekli Alaşımların Seçimi :

Dizayna başlandığında dizayn edenin karşılaştığı sınırlamalar aşağıdaki gibi özetlenebilir:

1. Kuvvet ve/veya yerinden çıkarma gerekliliği (takma-sökme)
2. Cihaz içinde izin verilen toplam histeresis
3. Kontrol elemanını aşındırabilen dış sürtünme kuvveti
4. Malzemeye uygun olması gereken boyutlar
5. Malzemenin çalışması gereken sıcaklık aralığı
6. Kontrol elemanının tepki süresi
7. İmalatın kolaylığı
8. Maliyet (Noyan, 1990)

Şekil bellekli bir alaşımın dizaynı için, malzemenin gerilme-şekil değişimi-sıcaklık ilişkileri tespit edilmelidir. ŞBA'ın mekanik özellikleri; formuna, işlenmesine ve kullanımına bağlı olarak değişir (Tobushi, et al., 1993).

ŞBA'larda tanımlanan transformasyonun özelliklerini belirlemede başlıca dört metod ve nadiren kullanılan ve üzerinde durulmayacak pek çok sayıda ikincil metotlar vardır.

En doğru metod Diferansiyel Tarama Kalorimetre'si tarafından yapılan incelemedir. Bu teknik, transformasyon sıcaklık alanı

aracılığı ile ısıtılmış ve soğutulmuş olarak malzemenin küçük bir numunesi tarafından absorbe edilmiş veya çıkarılan ısıyı ölçer. Numune çok az (miligram ölçüsünde olabilir) ve numune gerilmesiz olduğu için bu ölçmede gerilme etken bir faktör değildir. Transformasyondan dolayı enerji çıkartan veya absorbe eden numunede olduğu gibi endoterm ve ekzoterm en üst noktaları, her bir yönde faz değişiminin başlama, en başarılı olduğu an ve sonu için kolaylıkla ölçülmüştür.

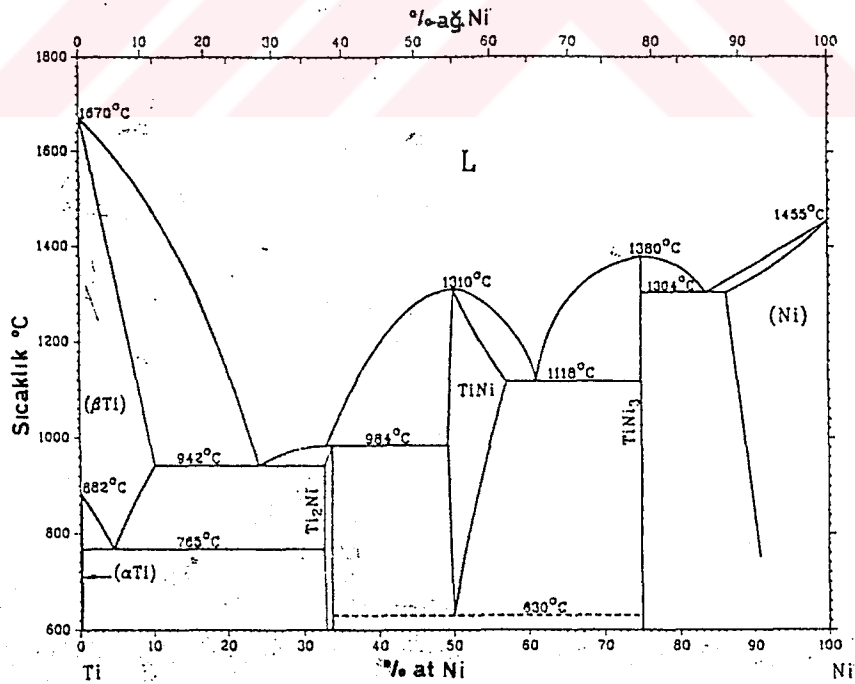
İkinci metod genel olarak ısıtılmış ve soğutulmuş durumdaki numunenin öz direncini ölçmede kullanılır. Aşırımlar transformasyon sıcaklık alanı üzerinde mukavemet kuvvetinde ilginç değişimler ve en başarılı zamanları sergiler.

Tanımlanan bir alaşımın mekanikliği için en doğru metod; uygun numune hazırlanır, sonra her yöndeki transformasyon esnasında şekil değişikliği meydana gelirken transformasyonda çevrim ve numuneden dolayı sabit bir gerilim uygulanır. Şekil 2.4'de gösterilen eğri bu testten bulunan sonuçlar yardımıyla çizilmiştir. Değerler  $M_s$  ve  $A_f$  gibi transformasyon noktaları için bulunmuştur, bu değerler bulunduktan sonra Diferansiyel Tarama Kalorimetre'sinden bulunan değerler ile de eşleştirilmiştir. Diferansiyel Tarama Kalorimetre testi gerilme uygulamadan meydana geldiği ve transformasyon gerilmeye sebep olmadığı için artan test gerilmesi artan transformasyon - sıcaklık sonuçlarına rehberlik eder. Bu test, bazı fonksiyonlarda kullanılan şekil bellekli bir alaşımın performansını tam olarak belirlemektir. Testin dezavantajı; numunelerin yapılması genellikle zordur ve sonuçlar testin uygun yapılmasına çok hassastır (Hodgson, et al., 1987).

Sonuç olarak, gerilme-şekil değişimi özellikleri, transformasyon sıcaklık alanı içinden geçen sıcaklıkların bir değerinde yapılan standart gerilme testinde ve ara değeri bulunabilen takribi transformasyon-sıcaklık değerlerinin özelliğindeki değişimlerden ölçülebilir. Çalışma sertliği veya farklı ısıl işlemlerden dolayı bu değerler tam ve kesin değildir ve her fazın özelliklerindeki değişimin ölçülmesi olarak çok daha iyi uygulanmıştır (Hodgson, et al., 1987).

#### 4.2. Ti-Ni Şekil bellekli alaşımları :

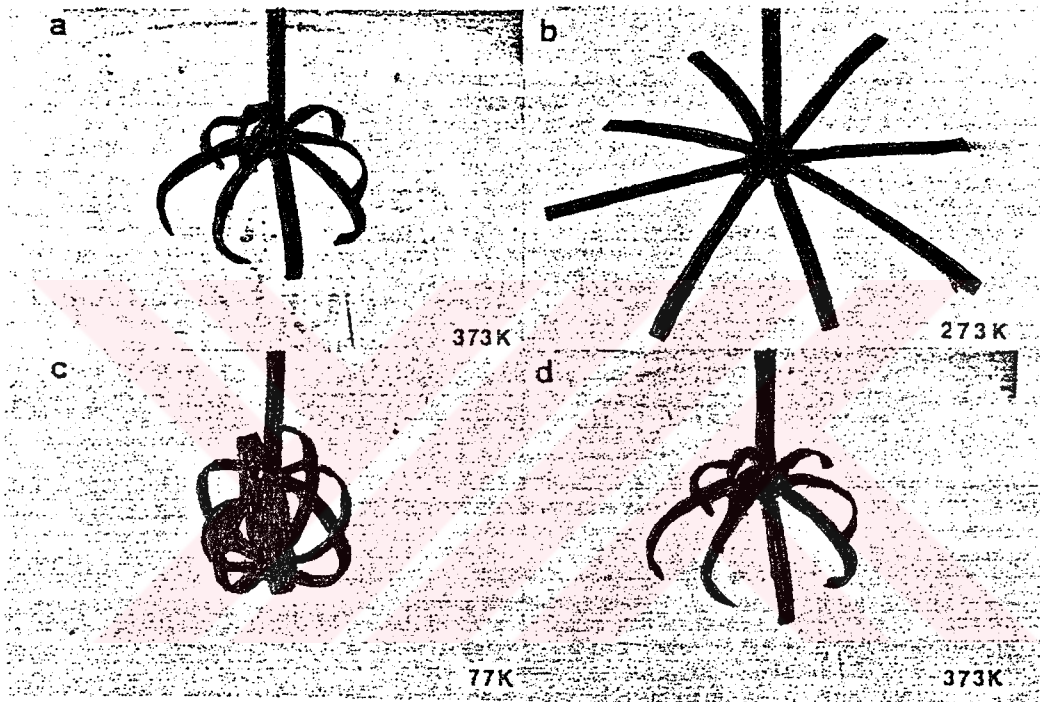
Birinci bellek esaslı NiTi alaşımı eşit atomik oranlı Ni ve Ti'dan oluşan Nitinol'dür. Bu alaşım 1962'de Maryland USA, Naval Surface Weapon merkezinde William J. Buehler tarafından keşfedilmiştir. Isı geri dönebilirliğinin miktarında (%8) ve geri dönebilirlik kuvvetinde (yaklaşık 100 ksi) klasik şekil bellekli alaşım olarak etki gösterir. Bellek etkisi ile alakalı faz değişiminde sıcaklık %55 Ni ve %45 Ti ağırlığının nikel ve titanyum etrafındaki eşatomlu oranının değişen miktarı tarafından ve diğer elementlerin eklenmesi ile -200 °C'den 100 °C'ye kadar ıslah edilebilir (Noyan, 1990). Örneğin, %50 Ni-%50 Ti alaşımı şekil değişimini alçak sıcaklık 112 °C ve yüksek sıcaklık 126 °C da gösterir. Nikel miktarındaki artış, bu iki dönüşüm sıcaklık noktalarını düşürecektir (Hansen, 1988). Küçük miktar bileşim değişimlerine hassasiyet transformasyon sıcaklığının kontrolünü aşırı derecede zorlaştırır. Bu hassaslık NiTi ikili alaşımına Cu eklenmesi ile azaltılır. NiTi alaşımlarının eritilmesi ve imalatı pahalı olmasına rağmen birçok kritik uygulama için performansları oldukça iyidir (Noyan, 1990).



Şekil 4.2. Ti-Ni ikili faz diyagramı (Zhang, et al., 1992).

NiTi alaşımlarının üretimi, uygun titanyum alaşımının üretimi işleminden hemen sonra yapılır. Çünkü kolayca oksitlenen, karbürlenen ve nitridlenen titanyumda vakum eritme işlemi esastır. Suda veya sıva sodyumda soğutulan NiTi, potada ark eritme kullanılarak elde edilir. Bileşimin kontrolü çok zordur (Noyan, 1990).

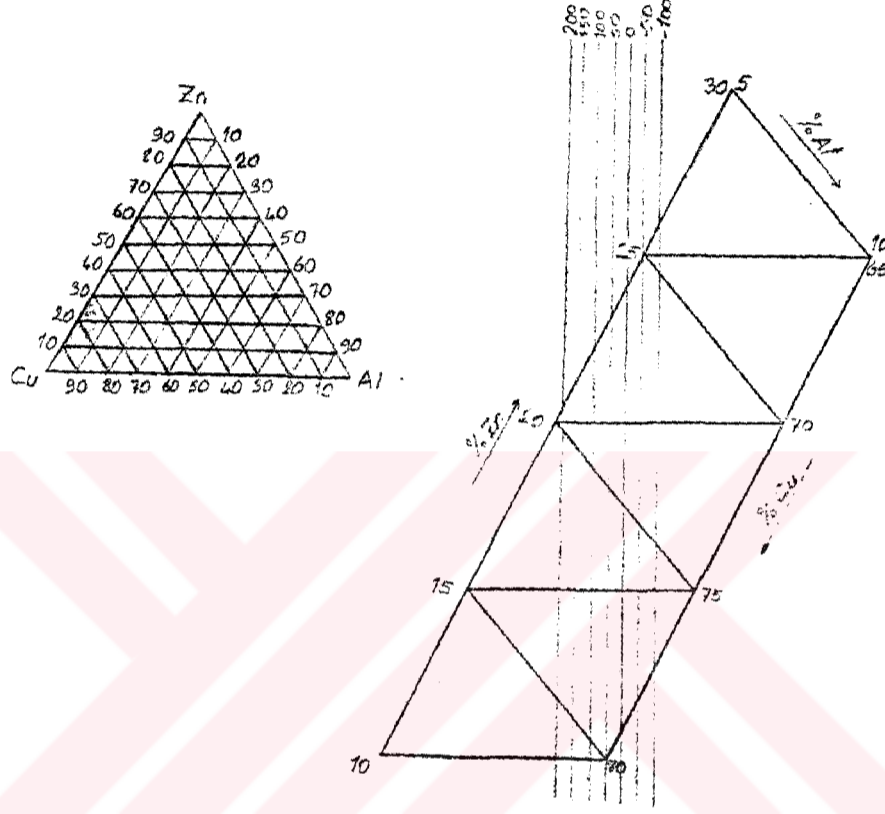
#### 4.2.1. Isıtma ve Soğutma Sırasında Şekil Değişimleri :



Şekil 4.3. 3.6 ks için 773 K de zorlanmış yaşlandırma ile Ti-51Ni alaşımındaki çok yönlü şekil bellek etkisi ile ilgili kendiliğinden olan şekil değişimleri (Nishida and Honma, 1984).

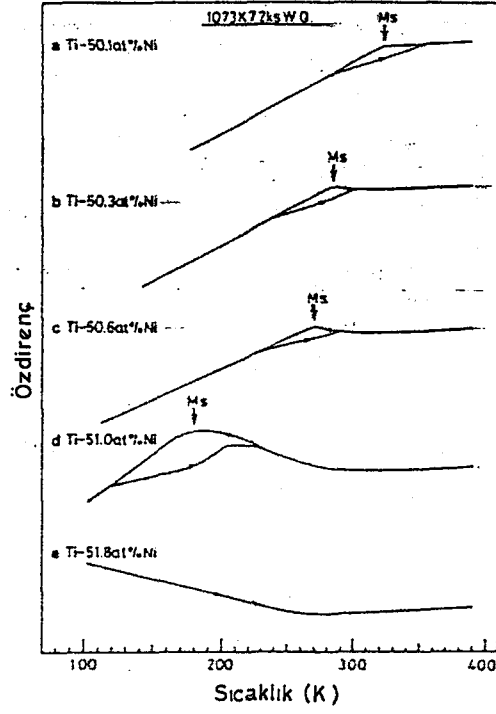
Şekil 4.3, sınırlamalar altında 3.6 ks için 773 K de yaşlandırılmış Ti-51 Ni için hem soğutma hem de ısıtma üzerine şekil değişimini gösteren optik fotoğrafların sıralanışını gösterir. Numune dört şerit şeklinde sarılmıştır. Herbir şerit Şekil 4.3(a)'da gösterildiği gibi ana fazda yaklaşık 373 K'de kaynar suda dairesel şekil alır. Sonradan 273 K'e soğutma üzerine numune aradaki bir alanda

Cu-Zn ikili alaşımında dönüşüm çok düşük sıcaklıklarda oluşur; birçok pratik uygulama için daha düşüktür. Dönüşüm sıcaklıkları üçüncü bir element eklenmesi ile yükseltilebilir (Selimbeyoğlu, 1992).

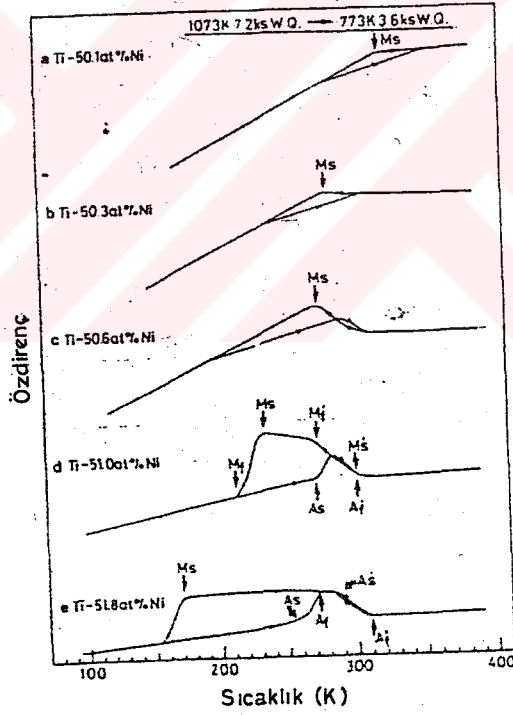


Şekil 4.11. Bakır esaslı şekil bellekli alaşımların üçlü diyagramı. Bileşimdeki küçük değişiklikler  $M_s$  sıcaklığında  $400\text{ }^\circ\text{C}$  üzerinde değişime sebep olabilir. Üçlü alaşımlar Cu'ı her durumda dengeleyen %10-28 Zn ve %4-10 Al içerir (Selimbeyoğlu, 1992).

Son zamanlarda birçok araştırmacı Cu-Zn-Al ŞBA'ların martenzit ve ana fazlarındaki düşük sıcaklık yaşlandırmasının etkilerini araştırmıştır. Termal yaşlanmanın değeri düşürücü etkileri, sıcaklık hareket bileşeni olarak malzemenin emniyetli olmasını sınırlandırabilir ve ölçü aleti ve termostat gibi kararlı cihazlarda bir denge yayının kusurlu işletilmesine neden olabilir (Leu and Hu, 1991).



Şekil 4.4. 1073 K'den hızlı soğutulmuş Ti-Ni alaşımları için elektrik direnci-sıcaklık eğrileri üzerine Ni içeriğinin etkisi (Nishida and Honma, 1984).

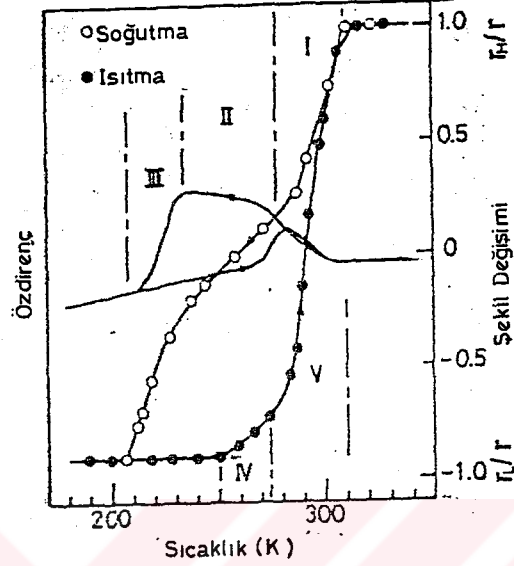


Şekil 4.5. Önce eriyik işleme tabi tutulan 3.6 ks için 773 K de yaşlandırılan Ti-Ni için elektrik direnci-sıcaklık eğrileri (Nishida and Honma, 1984).

Şekil 4.6, 3.6 ks için 773 K'de zorlanmış yaşlanmadan sonra Ti-51 Ni için bulunan uygun elektriksel dirence karşı sıcaklık eğrisini



ve kendi kendine olan şekil değişiminin davranışını gösterir (Nishida and Honma, 1984).



Şekil 4.6. Zorlama altında 3.6 ks için 773 K de yaşlandırılmış Ti-351 Ni alaşımı için şekil değişimine uygun gelen elektrik direnci-sıcaklık eğrileri (Nishida and Honma, 1984).

#### 4.2.3. Ti-Ni Şekil Bellekli Alaşımların Diğer Özellikleri :

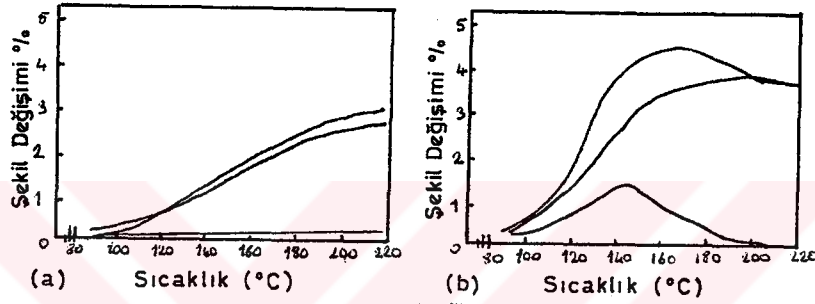
Tablo 4.2. Alaşımların nominal bileşimleri ve dönüşüm sıcaklıkları (Zeren ve Zeren, 1991)

Alaşım	Nominal Bileşim	$M_s$	$M_f$	$A_s$	$A_f$	Mpa
1	54.5 Ni-45.5 Ti	57	5	63	166	185
2	54.8 Ni-45.2 Ti	20	-20	39	77	115
3	55.5 Ni-44.5 Ti	-30	-53	-12	0	75
4	51.4 Ni-44.8 Ti-3.6 Cu	0	-50	-10	30	75
5	49.0 Ni-44.0 Ti-5.0 Cu-2.0 Fe-80	-106	-58	-31		75

Tablo 4.2 deki 2 ve 3 nolu alaşımlar için yapılan testler sonucu  $M_d$ 'nin hemen altındaki sıcaklıklarda kırılma enerjisinde ani bir azalma olduğunu göstermektedir. 5 nolu alaşım için yapılan deneyler sonucu,

$M_d$ 'nin altındaki sıcaklıklarda kırılma enerjisinin minimum olduğu görülmektedir (Zeren ve Zeren, 1991).

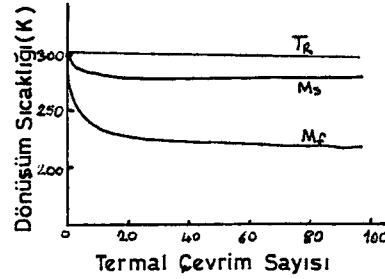
Ti-%50.2 Ni kompozisyonunda elektrik direnç yöntemiyle  $M_s=35^\circ\text{C}$ ,  $A_f=50^\circ\text{C}$  olarak belirlenen şekil bellekli bir alaşımda yaşlandırmanın etkileri incelenmiştir. Şekil 4.7 a ve b'deki numuneler  $400-500^\circ\text{C}$  de 1 saat yaşlandırma sonucu şekil değişimi-sıcaklık eğrileri verilmiştir. Şekil değişimi daha yüksek sıcaklıklarda yaşlandırılmış numunelerde daha büyüktür (Zeren ve Zeren, 1991).



Şekil 4.7. (a)  $400^\circ\text{C}$  de yaşlandırılmış (b)  $500^\circ\text{C}$  de yaşlandırılmış numunelerin şekil değişimi-sıcaklık eğrileri (Zeren ve Zeren, 1991).

Geri dönebilir şekil farkı  $\epsilon_R$ , şekil 4.7 a'da görüldüğü gibi  $400^\circ\text{C}$  de yaşlandırılmış numunelerde daha küçük olur. Bununla beraber,  $500^\circ\text{C}$  de yaşlandırılmış numuneler  $140^\circ\text{C}$  civarında %1.4 lük bir pik noktası gösterir. Bu pik noktasının nedeni; elde edilen tersinir şekil belleğinin çekme altında plastik deformasyon ile oluşan kalıntı gerilme alanı ile meydana gelmesidir. Bu gerilme alanı ısıtma ile artar. Bununla beraber,  $140^\circ\text{C}$ 'nin üzerinde gerilme gevşemesi oluşur ve gerilme alanında oluşan tersinir şekil belleği, ısıtma ile düşer. Geri dönebilir şekil farkı  $\epsilon_R$  yaşlanma sıcaklığına bağlıdır. Bunun nedeni, yüksek dislokasyon yoğunluğuna bağlanabilir. Gerilmeli ısıtma altında, kayma deformasyonu kolayca oluşur ve gerilme alanı ile oluşan tersinir şekil bellek etkisi artar (Zeren ve Zeren, 1991).

%49.8 Ni-Ti alaşımı için dönüşüm sıcaklıkları-çevrim sayısı şekil 4.8 de gösterilmiştir (Zeren ve Zeren, 1991).



Şekil 4.8. Buzlu su içerisinde su verildikten sonra 1273 K de çözeltiye alma işlemine tabi tutulmuş Ti-49.6 Ni alaşımı için termal çevrimlerin bir fonksiyonu olarak dönüşüm sıcaklıkları (Zeren ve Zeren, 1991).

Burada  $T_{\beta}$  premartenzit dönüşüm başlangıç sıcaklığını göstermektedir. Şekilde görüldüğü gibi  $T_{\beta}$  sabit kalırken,  $M_{\beta}$  artan termal çevrim sayısı ile düşmektedir (Zeren ve Zeren, 1991).

#### 4.3. Bakır Esaslı Şekil Bellekli Alaşımlar :

Saf bakır yumuşak, plastik işlenebilme özelliği yüksek ve korozyona dayanıklıdır. Yüksek ısı iletkenliği nedeni ile ısıtma ve soğutma sistemleri üretiminde, yüksek elektriksel iletkenliği nedeni ile de iletken tel üretiminde çok kullanılan bir malzemedir. Alaşımlandırma ile mukavemeti artırabilir. Cu alaşımları genel olarak ikiye ayrılır: Birincisi Zn ile yaptığı ve gerektiğinde bir üçüncü elementinde eklenebildiği pirinçler, ikincisi de genel olarak bakırın Sn ile veya herhangi bir element ile alaşım yaptığı bronzlardır (Onaran, 1993).

$\beta$  fazı bölgesinde yüksek bir sıcaklıktan soğutma üzerine bakır esaslı alaşımlarda şekillenen martenzit oda sıcaklığında tutulduğunda hızlı soğutma neticesi  $\alpha$  ve  $\gamma$  fazları ayrışmadığı için hızla kararlı olur. Martenzitin bu kararlılığı başarılı bir termal dönüşüm süresince veya sabit bir sıcaklıkta alaşımın yaşlanması sırasında oluşan çökeltme olayına da bağlıdır. Bu çökeltme olayı, aynı zamanda difüzyon hızına

bağlı aşırı su verme ile artan bir hızla oluşur. Böylece uygun alaşım elementlerinin eklenmesi ile elde edilen Cu esaslı alaşımlar şekil bellek özelliği sergiler (Zeren ve Zeren, 1991).

Şekil bellekli pirinçlerin bazı tipik özellikleri tablo 4.3'de verilmiştir (Selimbeyoğlu, 1992).

Tablo 4.3. Şekil bellekli pirinçlerin tipik özellikleri  
(Selimbeyoğlu, 1992).

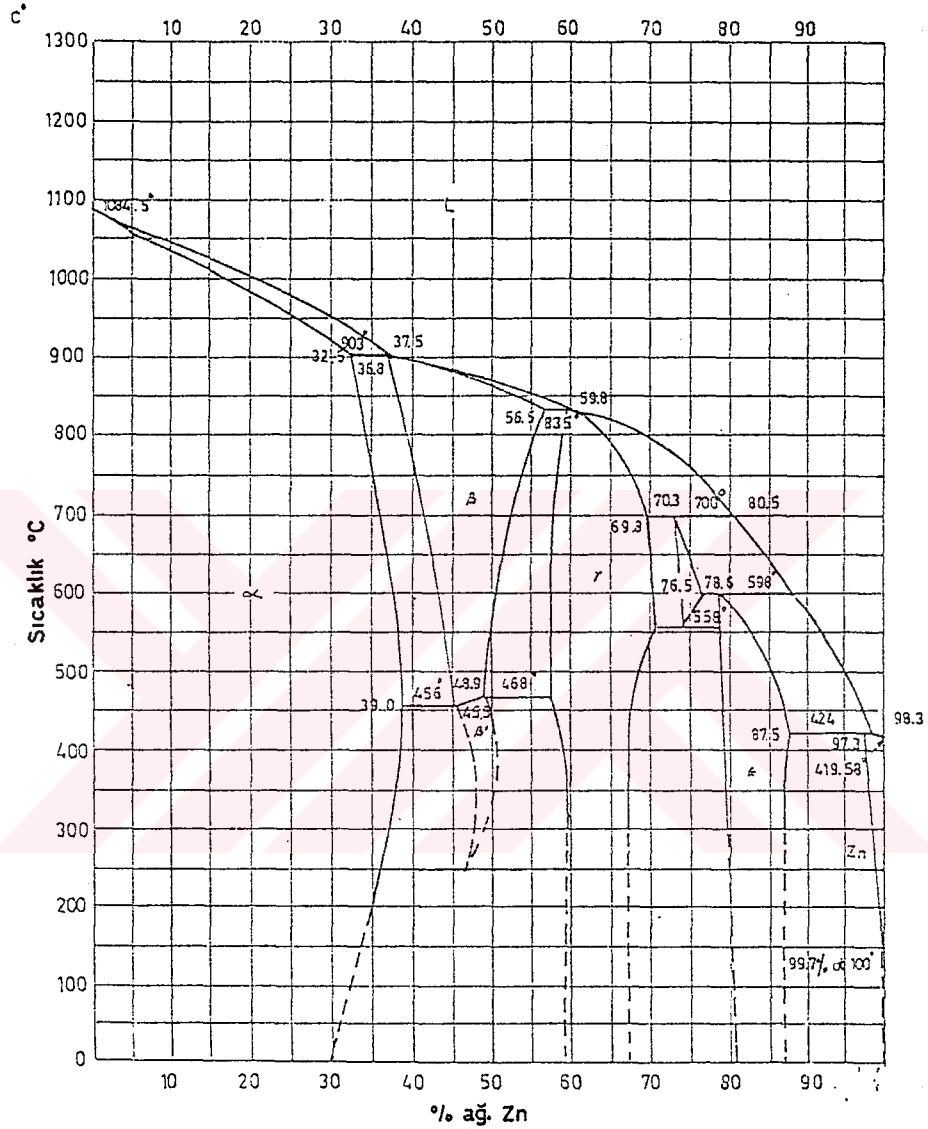
Maksimum sıcaklıkta sıfır şekil değişiminde kayma tanjant modülü	20.7 GN/m <sup>2</sup>
T sıcaklığında $\approx 2$ şekil değişiminde kaymanın tanjant modülü	0.4 GN/m <sup>2</sup>
20 °C'de özdirenç	8.7 * 10 <sup>-8</sup> Ohmm
Yoğunluk	8.0 * 10 <sup>3</sup> kg/m <sup>3</sup>
Termal iletkenlik	1.06 * 10 <sup>4</sup> W/m °C

Şekil bellekli alaşımlar yüksek sıcaklıklarda uzun süre kullanıldığı zaman şekil bellek özelliği kaybolabilir. Cu esaslı alaşımlarda böyle bir durumda  $\beta$  fazı  $\alpha$  veya  $\gamma$  fazlarına çökeler, şekil bellek özelliği gösterdiği kritik sıcaklıklar değişebilir veya şekil bellek özelliği tamamen yok olabilir (Fındık vd, 1995).

Son zamanlarda geliştirilen şekil bellek özelliğine sahip Cu alaşımları, Nitinolden daha ucuz, işlenmesi ve seri üretimi daha da kolaydır. Bu alaşımlar şimdiden geniş bir uygulama potansiyeline sahip bulunmaktadır (Hansen, 1988).

#### 4.3.1. Cu-Zn-Al Şekil Bellekli Alaşımı :

##### 4.3.1.1. Cu-Zn Denge Diyagramı :

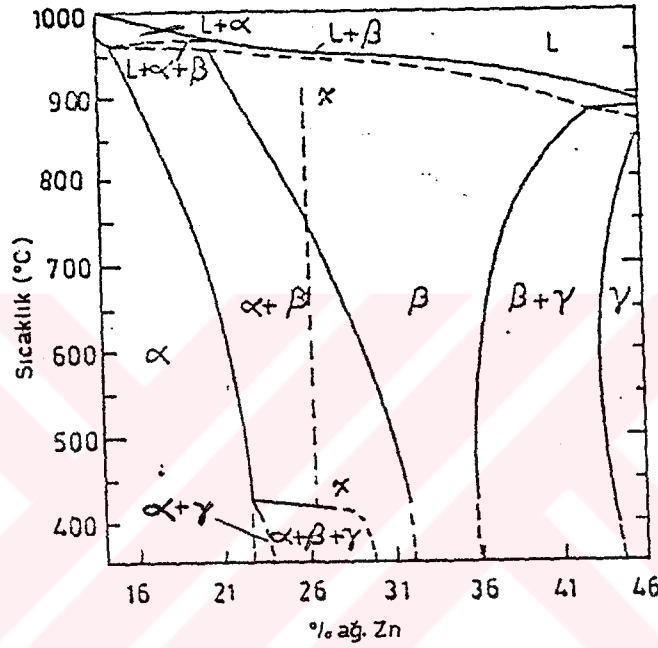


Şekil 4.9. Cu-Zn alaşımları denge diyagramı (Noyan, 1990).

Cu-Zn alaşım sisteminin denge diyagramı şekil 4.9'da gösterilmiştir.  $\alpha$  katı eriyik bölgesi çok geniştir (%38 Zn). Zn miktarının artırılması ile ikinci çözelti ( $\beta$ ) dikkate alınmalıdır. Bu katı çözeltinin iki formu kabul edilmektedir, yani yaklaşık 435 °C'de  $\beta$  var olur ve bu sıcaklığın altında  $\beta$  fazı tektir. Yaklaşık %38-45 Zn

içeren alaşımda, yavaş soğutmada sonra alışılmış sıcaklıklarda  $\alpha$  ve  $\beta$  fazı bir arada bulunur. %50'den daha fazla Zn içeriğinde yapı  $\gamma$  fazından meydana gelir (Selimbeyoğlu, 1992).

Şekil 4.10, %4 Al da Cu-Zn-Al üçlü alaşımının faz diyagramının dikey kesitini göstermektedir (Selimbeyoğlu, 1992).

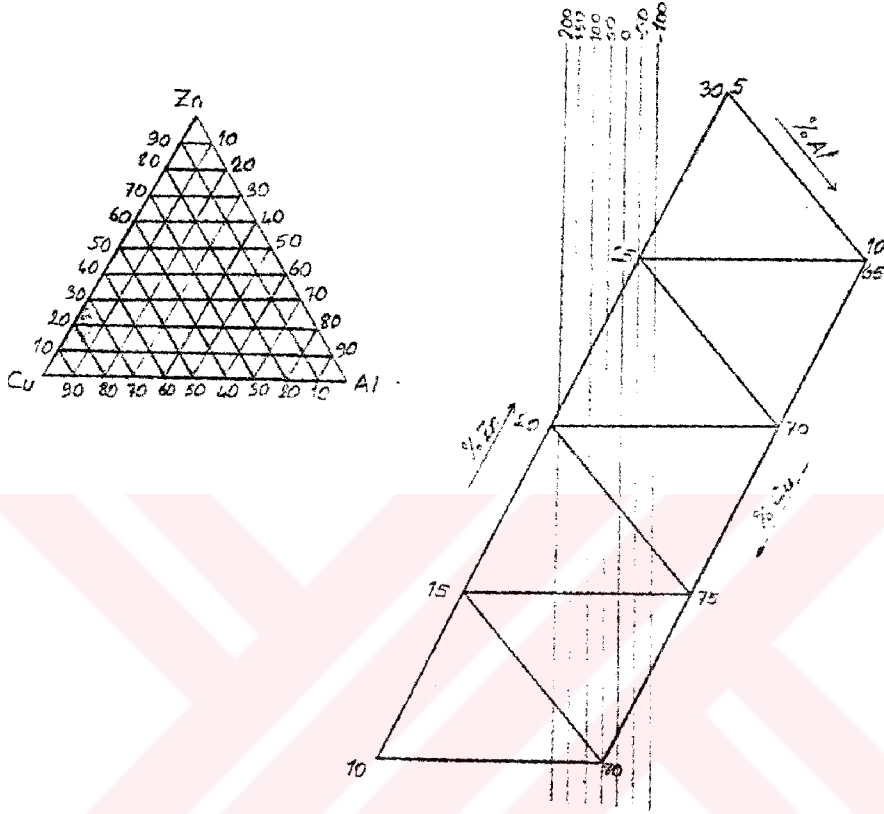


Şekil 4.10. Cu-Zn-Al üçlü alaşım sisteminin dikey kesiti. x-x noktası %26.3 Zn ve %4 Al içeren Cu esaslı ŞBA'1 gösterir (Selimbeyoğlu, 1992).

#### 4.3.1.2. Cu-Zn-Al Alaşım Sistemi :

Üçlü Cu-Zn-Al alaşımları %68-80 arası Cu, %20-32 arası Zn ve değişik oranlarda Al içerir. Bileşimdeki çok küçük değişiklikler, martenzit dönüşüm sıcaklığında 105° den 299 °C'ye kadar büyük değişikliklere yol açar. -100 °C'den +100 °C'ye dar bir alan genel olarak en kolay üretilebilirlik için kullanılır. Çünkü, martenzit yüksek sıcaklıklarda instabil olmaya meyillidir, işlem için kullanılan en üst sıcaklık yaklaşık 150 °C ile sınırlanmıştır. Verilen bir alaşım için şekil bellek etkisi yaklaşık 80 °C'nin üstünde bir alanda genişletilir (Selimbeyoğlu, 1992).

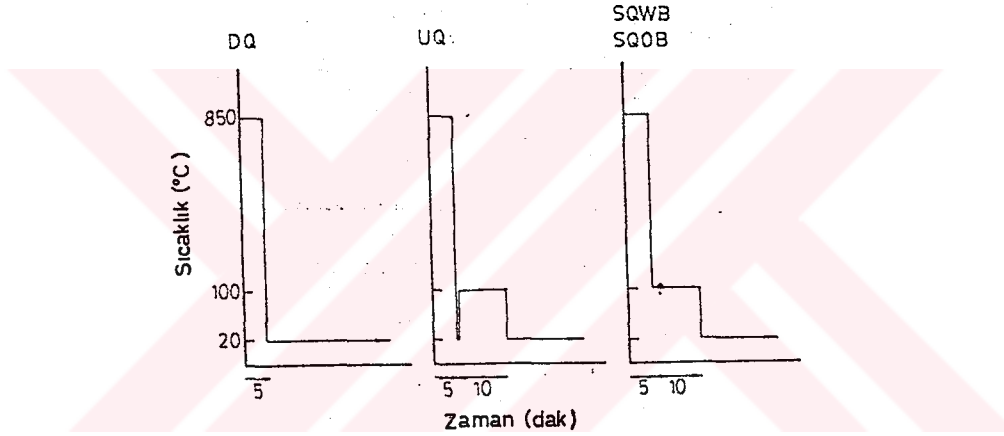
Cu-Zn ikili alaşımında dönüşüm çok düşük sıcaklıklarda oluşur; birçok pratik uygulama için daha düşüktür. Dönüşüm sıcaklıkları üçüncü bir element eklenmesi ile yükseltilebilir (Selimbeyoğlu, 1992).



Şekil 4.11. Bakır esaslı şekil bellekli alaşımların üçlü diyagramı. Bileşimdeki küçük değişiklikler  $M_s$  sıcaklığında  $400\text{ }^\circ\text{C}$  üzerinde değişime sebep olabilir. üçlü alaşımlar Cu'ı her durumda dengeleyen %10-28 Zn ve %4-10 Al içerir (Selimbeyoğlu, 1992).

Son zamanlarda birçok araştırmacı Cu-Zn-Al ŞBA'ların martenzit ve ana fazlarındaki düşük sıcaklık yaşlandırmasının etkilerini araştırmıştır. Termal yaşlanmanın değeri düşürücü etkileri, sıcaklık hareket bileşeni olarak malzemenin emniyetli olmasını sınırlayabilir ve ölçü aleti ve termostat gibi kararlı cihazlarda bir denge yayının kusurlu işletilmesine neden olabilir (Leu and Hu, 1991).

Scarsbrook ve arkadaşları, Segers ve arkadaşları, Van Humbeeck ve arkadaşları ve Qixuan ve arkadaşlarının bulduğuna göre Yaşlandırma işlemi Cu-Zn-Al martenzitin stabilizasyonunu termal olarak harekete geçirir ve bu stabilizasyon problemi kademeli soğutma (SQ) tarafından azaltılabilir. Van Humbeeck ve arkadaşlarının sonuçlarına göre de alaşım çökelti içermiyorsa, stabilize olmuş martenzitik faz artırılmış  $A_s$  ve  $A_f$  sıcaklıklarının üzerinde bir sıcaklığa ısıtılır ve numuneler başlangıç durumlarına dönüştürülür. Bundan dolayđ Schofield ve Miodownik evvelki SQ gibi Cu-Zn-Al martenzitin oda sıcaklığında yaşlanma problemine çözüm olarak yüksek hızlı soğutma (UQ) işlemini kullanmayı amaçlamışlardır (Leu and Hu, 1991).



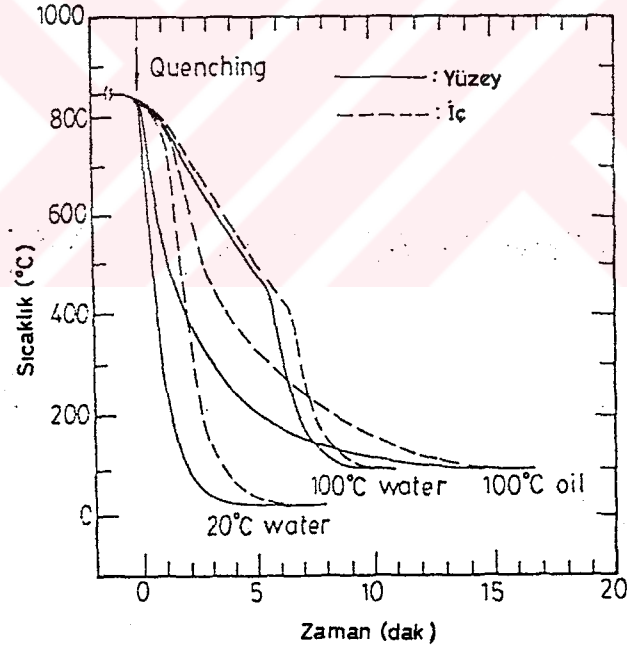
şekil 4.12. Farklı ısıl işlemlerin şematik gösterimi (Leu and Hu, 1991).

Yukarıda bahsedilen çalışmalarda, SQ işlemindeki yağ banyosu veya su banyosu arasındaki farklılıklar, SQ ve UQ işlemlerinin şekil bellek etkisi üzerine etkilerinin detayları ve yaşlandırma işlemi esnasında Cu-Zn-Al alaşımlarındaki Al'un düşük içeriğinin etkisi incelenmemiştir. Buna istinaden Cu-Zn-Al alaşımı üzerine çalışmalarını yapan S.S.Leu ve C.T.Hu deneylerinde farklı Al içerikli (3.8 wt pct'den daha az) iki CuZnAl alaşımının (Alaşım A--> Cu-27.4Zn-3.72Al, Alaşım B--> Cu-28.2Zn-3.14Al) 100 °C de yağ banyosunda (SQOB) ve 100 °C de su banyosunda (SQWB) doğrudan soğutma (DQ), UQ ve SQ'nun transformasyon sıcaklığı ve şekil bellek etkisi üzerine iyileştirici etkileri incelemişlerdir. Elde ettikleri sonuçlar :



1. SQWB > UQ > SQOB > DQ sırasına göre alaşım A numunelerinin pseudoelastik özelliklerinde çok az bir farklılık vardır. Bununla beraber alaşım B numunelerinin şekil bellek etkisi özellikleri çok değişkendir. Alaşım B numunelerin hem DQ hem de SQWB, belirttikleri sıra ile martenzitik stabilizasyon etkisi ve  $\alpha$  çökeltileri nedeniyle zayıf şeklin geri alınabilme kabiliyetine sahiptir. Kusursuz ve stabil şekil bellek etkisi davranışı şeklin geri alınabilme oranı  $\theta$ 'nın %95 lik değeri ile ya UQ ya da SQOB vasıtasıyla B alaşımında görülür (Leu and Hu, 1991).

2. SQWB işleminde çok yavaş soğutma oranı, numunelerin en büyük sıralı olan ölçüsüne ve en yüksek  $M_s$  sıcaklığına sebep olur. UQ işleminde 10 dakika için 100 °C de işleme DQ numuneleri ile karşılaştırıldığında numunelerin ölçülendirilmiş alanın ve  $M_s$  sıcaklığının az çok artmasını sağlar (Leu and Hu, 1991).

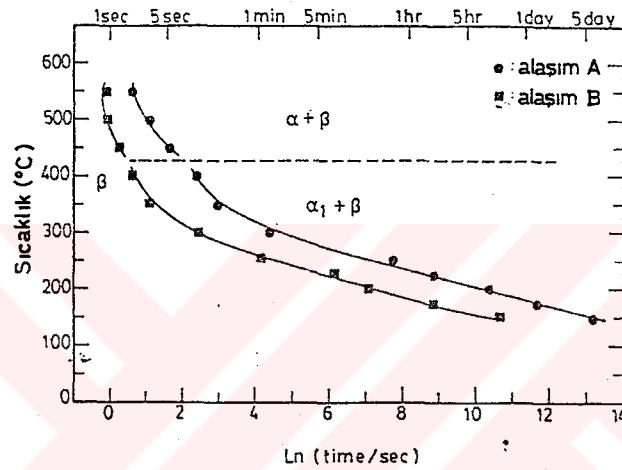


Şekil 4.13. Farklı hızlı soğutma işlemlerine maruz numunelerin ölçülen sürekli soğuma eğrileri (Leu and Hu, 1991).

3. Yaklaşık 450 °C nin üzerinde alüminyumun düşük içeriği ile CuZnAl şekil bellekli alaşımdaki düzensiz bloklanmış  $\alpha$  çökeltilerinin oluşumu hızlıdır.  $\alpha$  fazının oluşumunu engellemek için eriyik işlemeden sonraki hızlı soğutma işlemi iyi bir şekil bellek etkisi özelliği için

önemlidir. Bu yüzden UQ işlemi özellikle SQWB de SQ den daha iyidir (Leu and Hu, 1991).

4. CuZnAl şekil bellekli alaşımdaki Al içeriğinin azaltılması hem  $\alpha$  hem de  $\alpha_1$  fazlarının oluşumunu hızlandırır. Bu sebeple alüminyumun düşük içeriği ile CuZnAl şekil bellekli alaşımlar bağlı yüksek sıcaklıklar için ve çalışma durumunda uzun periyotlar için uygun değildir (Leu and Hu, 1991).



Şekil 4.14. A ve B alaşımlarındaki  $\alpha$  ve  $\alpha_1$  tortularının T-T-T diyagramları (Leu and Hu, 1991).

#### 4.3.1.3. Cu-Zn-Al Alaşımı İçin Bazı Kriterler :

Martenzit ve  $\beta$  fazındaki ve dövülmüş durumdaki CuZnAl alaşımları aşınması adhezyon ile plastik olarak kontrol altına alınabilir. Adhezyon transfer ile beraberdir (Selimbeyoğlu, 1992).

CuZnAl alaşımları farklı ısı işlemler ile farklı aşınma direncine sahip olurlar. Martenzit fazdaki alaşım aşınmaya çok dayanıklıdır, dövülmüş durumda çok azdır ve  $\beta$  fazında normal durumdadır (Wang and Yang, 1991).

Cu-24 Zn-3 Al alaşımında numunelerin  $T= 25$  °C de yapılan bir çekme testi 215 MPa maksimum gerilmeye ulaştı ve %3.4 uzamada numunenin kırıldığı gözlemlendi (Zeren ve Zeren, 1991).

Test edilen Cu-Zn-Al alaşımlarına Ti ve B eklenmesi, tane boyutunun yaklaşık 10 kez küçülmesine neden olur. Cu-Zn-Al alaşımına %1.2 Zr eklenerek tane boyutunun daha da düştüğü gözlenmiştir. Ti ve B eklenmiş Cu-Zn-Al alaşımının çekme mukavemeti 140 ve uzama %50 artmıştır (Zeren ve Zeren, 1991).

1 mm<sup>2</sup> kesitindeki numuneler için, sıcaklık M<sub>s</sub>'nin birkaç derece üzerinde olduğu zaman transformasyona sebep olan kuvvetler 10 N civarındadır. Clausius-Clapeyron eşitliği göstermiştir ki, 0.01 K kararlılığa sahip bir malzeme 1 mN kararlılık ile işlemeye eşit ve meydana çıkarılan martenzit plaklarının değişimi için 0.1 µm lik yer değişimine ihtiyaç vardır (Isalgue and Torra, 1993).

Cu-Zn-Al şekil bellekli alaşımlarında martenzit bölgesinde bekleme sırasında bu fazın kararlı olması lazımdır. Çünkü A<sub>s</sub> ve A<sub>f</sub> artar. Mesala oda sıcaklığında bir yıl beklenmesi A<sub>s</sub> ve A<sub>f</sub>'yi 2-4°C, 60°C'de bir yıl beklemesi ise bu sıcaklıkları yaklaşık 15°C yükseltir (Fındık vd, 1995).

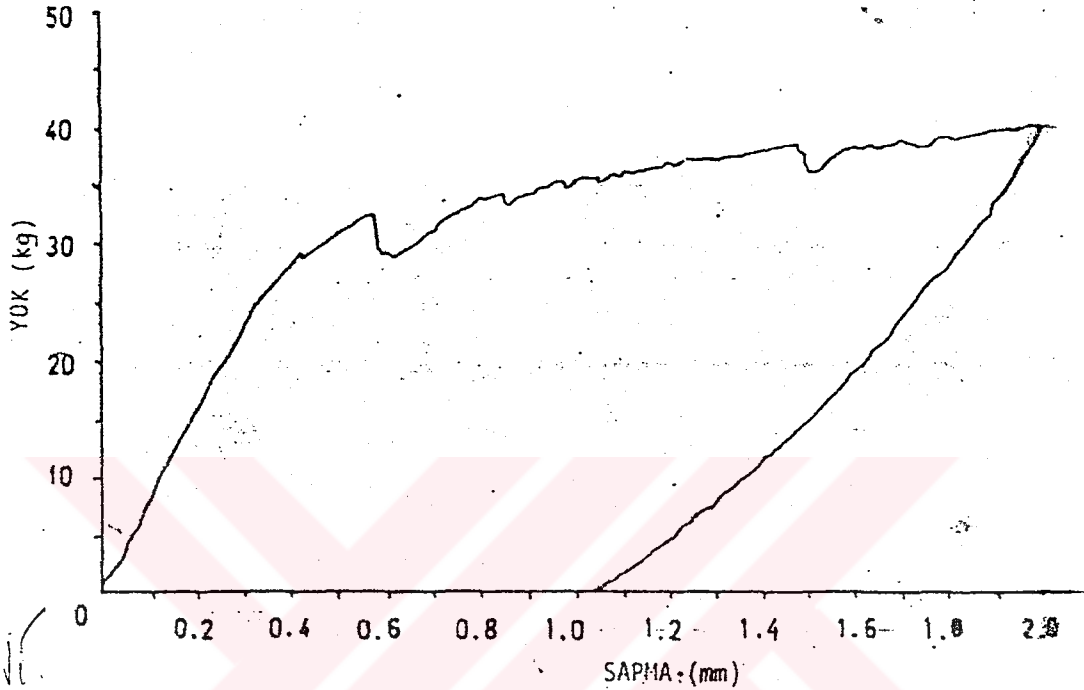
Cu-Zn-Al 90°C'nin üzerinde uzun süre kullanılırsa yük ne olursa olsun şekil bellek özelliğinde kötü etkiler görülebilir (Fındık vd, 1995).

#### 4.3.2. Cu-Al-Ni Şekil Bellekli Alaşımları :

Cu-Al-Ni miktarları, M<sub>s</sub> sıcaklığına ulaştıktan sonra hızlı soğutma esnasında martenzit fazın oluşması gibi yüksek sıcaklıklarda β fazının oluşmasına izin verecek alanda olmalıdır. Soğutma işlemi esnasında β fazının (HMK) düzensiz kafes yapısı β<sub>1</sub> süper kafesinde (DO<sub>3</sub> yapı) dönüşür. Bu bileşim alanında oluşan martenzit faz, ana fazdan kalan sıralamadan dolayı bir süper kafesin yapısında oluşur (Morris, 1992).

<u>Kimyasal Analiz (%)</u>			<u>Dönüşüm Sıcaklıkları (°C)</u>			
Cu	Al	Ni	M <sub>s</sub>	M <sub>f</sub>	A <sub>s</sub>	A <sub>f</sub>
82 ± 1	13.98	2.94	10	6	36	43

Kritik değerleri verilen Cu-Al-Ni Şekil bellekli alaşımı için yapılan deneysel sonuçlar aşağıdaki gibidir (Selimbeyoğlu, 1993).

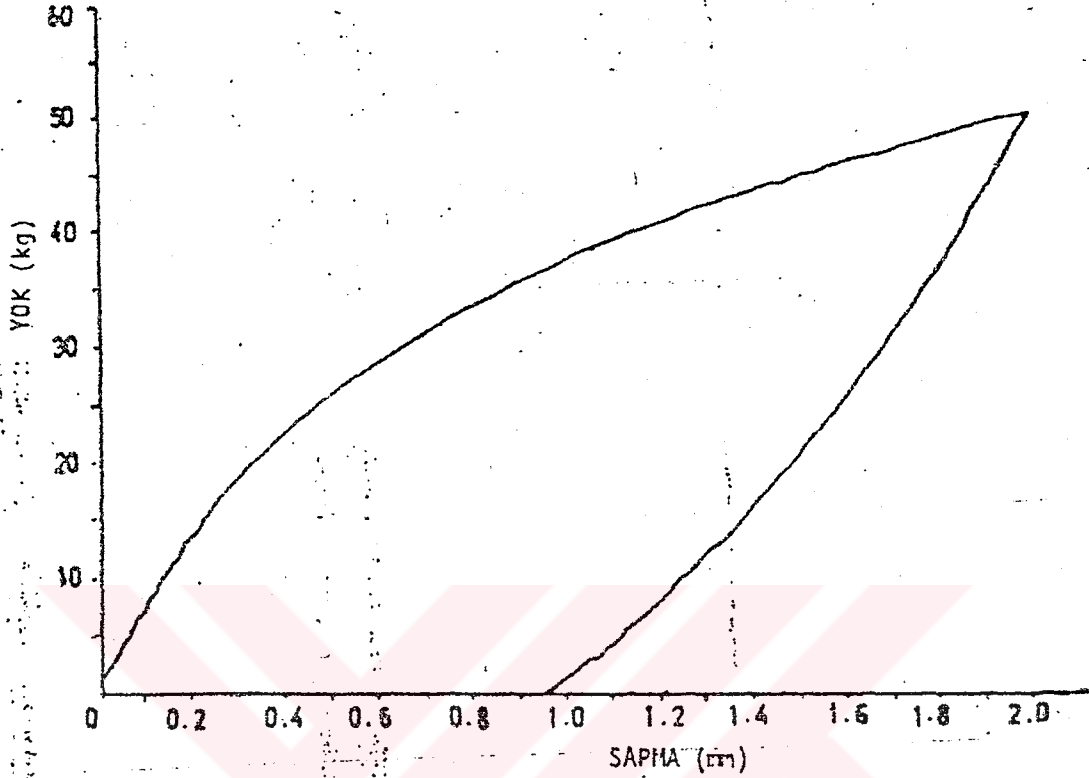


Şekil 4.15. Ana fazdaki oda sıcaklığında yük-sapma eğrisi.  
(Selimbeyoğlu, 1993)

Şekil 4.15 ana faza oda sıcaklığında toplam sapma 2 mm olacak Şekilde yük uygulaması sonucu elde edilen yük-sapma eğrisini vermektedir (Selimbeyoğlu, 1993).

Bu Şekilde görüldüğü üzere yükün artması ile sapma artmaktadır. Ancak yük boşaldığı halde malzemede belirli kalıcı bir sapma oluşmakta ve ısıtma sonucu malzeme eski haline dönmektedir. Yük uygulamadan önce herhangi bir martenzitik faz mevcut değildir. 2 mm sapma verilen numunede yük kaldırıldıktan sonra martenzitik yapı oluşur. 3 mm sapma sonucu martenzitik yapıda da artma görülmüştür. Her iki halde de numuneler  $A_2$  sıcaklığının üzerinde ısıtıldıklarında martenzitik yapılar kaybolmuş ve numune Şekil bellek etkisi göstererek orjinal ana faza dönmüştür. Yapılan optik mikroskop çalışmaları sonucu, oluşan martenzitlerin Otsuka ve arkadaşları tarafından belirlenen  $\gamma'$  fazıyla aynı olduğu gözlenmiştir (Selimbeyoğlu, 1993).

Uygulanan yükün artırılmasıyla belirli bir noktaya kadar morfolojik bir değişiklik görülmemiş ve yaklaşık  $25 \text{ kg/mm}^2$  den sonra ilk martenzitik tabakalar oluşmaya başlamıştır. Bu noktaya kadarki sapma  $\beta_1$  fazının elastik deformasyonudur. Martenzitik fazın oluşumu ile eğride testere dişi şeklinde değişiklikler görülmektedir. Yük-sapma eğrilerindeki yük azalışı arayüzeylerin hızlı hareketi ile ilgili olup, sapmanın artması yükte fazla bir değişikliğe neden olmamakta ve malzeme sanki plastik şekil değiştiriyormuş gibi uzamaktadır. Martenzit oluştuğu zaman yük kaldırılrsa da termodinamik olarak dengede kalmaktadır. Martenzitin  $\beta_1$  fazına dönmeye başlaması için en az  $A_s$  sıcaklığına ısıtılması gerekir.  $A_f$  sıcaklığının üzerinde bütün martenzitler  $\beta_1$  ana fazına dönüşür. Sapmanın artırılması sonucu hem mevcut martenzitler büyümekte ve hem de yenileri oluşmaktadır. Bu gözlem Oishi ve Brown tarafından bulunmuştur (Selimbeyoğlu, 1993).



Şekil 4.16. Soğutma sonucu oluşturulan martenzitik fazın yük-sapma eğrisi (Selimbeyoğlu, 1993).

İkinci tür çalışmada başlangıç yapı olarak martenzitik yapı oluşturulmuştur. Alaşım  $M_f$  sıcaklığının altına soğutulması sonucu  $\gamma_1^1$  martenzit yapı oluşmaktadır. Bu tür martenzit yapıya sahip numunenin yük-sapma eğrisi şekil 4.16 da verilmiştir. Yükün artırılması ile sapma da artmakta ve yük kaldırıldıktan sonra kalıcı bir sapma görülmektedir. Isıtılan numune tekrar orijinal halini almaktadır (Selimbeyoğlu, 1993).

Yüklemeden önceki ve 2 mm sapma sonucu yük kaldırıldıktan sonraki yapılarda mızrak şeklindeki  $\gamma_1^1$  martenzit görülmektedir. Soğuma sonucu oluşan martenzit yapıya uygulanan yük, martenzitik yapının yeniden yönleneceği sonucu sapma değerlerinde artmaya neden olmaktadır (Selimbeyoğlu, 1993).

Yükün kaldırılması sonucu, martenzitik yapı kararlılığını korumakta ve kalıcı bir sapma sağlamaktadır. Numune  $\beta_1$  fazı bölgesine ısıtıldığında yükmeden önce martenzitik halde sahip olduğu konuma tekrar dönmektedir (Selimbeyoğlu, 1992).

Çok kristalli alaşımlar daima taneler arası hatalar ihtiva eder. Bazı durumlarda bu hataların sebebi tane sınırlarında bulunan gevrek  $\gamma_2$  fazının varlığı olarak düşünülmüştür. Bununla beraber, tanelerin inceltilmesi sayesinde gevrekliğin azaltılabileceği düşünülmüştür (Morris, 1992).

Bundan yola çıkılarak Cu-Al-Ni alaşımına B ve Mn elementleri eklenmiştir. Bu alaşımların eklenmesi sonucu malzemenin özelliklerindeki değişimler aşağıdaki gibi özetlenebilir (Morris, 1992).

Malzemeye B eklenmesi ile alaşımın mekanik özellikleri ve mikroyapı stabilitesi önemli ölçüde iyileştirilmiştir. Oda sıcaklığında ( $T_d < M_f$ ) akma gerilmesi, çekme mukavemeti ve sünekliğinin değerleri daha yüksek bor konsantrasyonları ile alaşımlar için daha yüksektir. Bor'un çok yüksek içeriği ile alaşım, bütün sıcaklıklarda çok düşük esneklik ve çok yüksek şekil değişimi sertlik oranına sahip olur. 150-300°C arasındaki sıcaklıklarda en yüksek süneklikler, alaşıma %0.1 bor ve %1 ZrB<sub>2</sub> eklenmesi ile başarılmıştır (Morris, 1992).

Esneklikler ile birlikte transformasyon sıcaklıkları 20°C ve 250°C arası sıcaklıklarda olduğu için şekil bellek özelliği, yüksek sıcaklıklarda da kullanılabilir (Morris, 1992).

Cu-Al-Ni şekil bellekli alaşımları pratik kullanımlarda uygulama alanının durumuna göre 300°C'de 10-60 dakika, 200°C de ise 2-24 gün tutulabilir difüzyon kontrollü olduklarından daha fazla tutulmaları şekil bellek özelliğini bozabilir (Fındık vd, 1995).

#### 4.4. Demir Esaslı Şekil Bellekli Alaşımlar :

Çelikler su verme ile sertleştirildiği zaman martenzitik dönüşüme maruz kalır çeliklerde çoğunlukla şekil belleği yoktur, çünkü martenzit tersine çevrilemez fakat temperleme gibi tavlama sonucunu ve bazı alaşım elementlerinin eklenmesi ile % 0.8 oranında C içeren yüksek karbonlu çeliklerde bile, eğer ostenitteki plastik deformasyon, numunenin şekil değişimi işleminde engellenebiliyorsa ve  $\gamma/\alpha$  ara yüzeyi ısıtma üzerine hareketi geri verebiliyorsa iyi bir şekil bellek etkisi gösterebilir (Kajiwara, 1985; Selimbeyoğlu, 1992).

##### 4.4.1. Fe-Ni-C Şekil Bellekli Alaşımları :

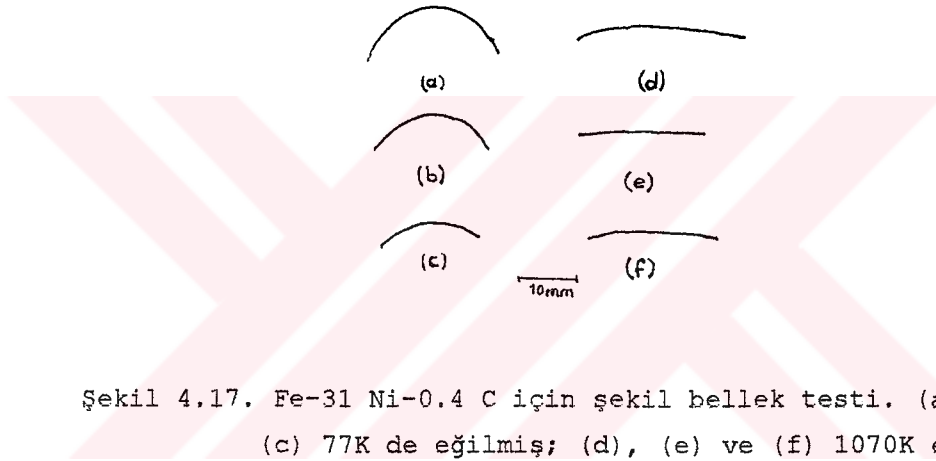
Fe-Ni-C gibi çok basit bir çelikte bile gerekli durumlar sağlanırsa karbona rağmen neredeyse kusursuz bir şekil bellek etkisi gösterebilir (Kajiwara, 1985).

Kajiwara ve Kikuchi'ye göre yüksek Nikelli çeliklerde ostenit ( $\gamma$ ) martenzit ( $\alpha$ ) arayüzeyi, karbit çökmesine rağmen  $\gamma \leftrightarrow \alpha$  transformasyonunda geri alınabilirlik olabilir ve buna uygun olarak martenzit plaklarının şekil değişimi tamamen geri alınabilir. Bu gerçek öne sürmektedir ki, eğer numunelerin şekil değişimi, ostenitteki bazı plastik deformasyonlar guruplaşmaksızın gerilme esaslı martenzitik transformasyon tarafından yapılıyorsa, ters martenzitik transformasyon sayesinde kusursuz bir şeklin geri alınması sağlanacaktır. Bununla beraber Fe-Ni-C alaşımları üzerine yapılan ilk eğme testi yalnızca noksan şekil bellek etkisi göstermiştir. Bu, muhtemelen numune deforme olduğu zaman ostenitteki kaçınılmaz plastik deformasyondan dolayıdır (Kajiwara, 1985).

Farklı C içerikli iki adet (Fe-31Ni-0.4C ve Fe-27Ni-0.8C) Fe-Ni-C alaşımı üzerine deneyler yapılmıştır. Her ikisi de sıvı nitrojen sıcaklığının altındaki bir  $M_s$  sıcaklığına ve gerilme esaslı martenzitin plak morfolojisine sahiptir. 0.6 - 0.9 mm kalınlığındaki numuneler boşaltılmış silis kapsüllerinde 3.6 ks için 1470 K de ostenitleştirilmiş ve tuzlu suda kapsüller kırılarak oda sıcaklığına soğutulmuştur. Numune kalınlığı, cilalama sonrası 0.1 mm düşer.



Böylece işlenen numuneler kalınlıkta % 25 veya % 50 azalma sağlanarak oda sıcaklığında haddelenir. Şekil bellek testi için 25x3x0.4 mm'deki numuneler sıvı nitrojen içinde 17 mm veya 26 mm dış çapındaki bakır halka boyunca kıvrılarak % 1-2 şekil değişimine uğratıldı. Eğilen numuneler, tuz banyosuna daldırılarak 770 - 1070 K'ne hızlı bir şekilde ısıtıldı. Daha büyük şekil değişimleri ile şekil bellek testi için 15x4x0.4 mm boyutundaki numuneler sıvı nitrojen içinde Instron tipi çekme makinası tarafından uzatıldı ve sonra eğme testi için aynı yolla ısıtıldı (Kajiwara, 1985).



Şekil 4.17. Fe-31 Ni-0.4 C için şekil bellek testi. (a), (b) ve (c) 77K de eğilmiş; (d), (e) ve (f) 1070K e ısıtılmış (Kajiwara, 1985).

Şekil 4.17 Fe-31Ni-0.4C için eğilme ile şekil bellek testinin sonuçları görülmektedir. (d), (e) ve (f) fotoğraflarında 1070 K'e ısıtıldıktan sonraki numunenin şekli gösterilirken, (a), (b) ve (c) de 77 K'de numunenin eğilmiş şekli görülmektedir. Özdeş bir numune (a)-(d), (b)-(e), (c)-(f) fotoğraflarının birbirine eş gösterilmiştir. (a), (b) ve (c) deki ostenitin durumu belirttikleri sıra ile; ostenitleştirilmiş, %25 ostenit durumunda ve %50 ostenit formundadır. Bu şekilde görüldüğü gibi, ostenit formundaki numuneler daha iyi bir şekli geri alma özelliği gösterir. 77 K'de eğme tarafından sebep olunan şekil değişimi  $\epsilon_1$  (a) için %1.7, (b) için %2.2 ve (c) için %1.4 dür ve  $\epsilon_1 = d / 2r_1$  eşitliği ile hesaplanır; burada d numunenin kalınlığı,  $r_1$  eğrilmiş numunenin yarıçapıdır.  $R = (\epsilon_1 - \epsilon_2) / \epsilon_1$  ( $\epsilon_2$  1070 K'e ısıtıldıktan sonra kalan şekil değişimidir) tarafından

ifade edilen şeklin geri alınabilirliği R, %0 ostenit formu numune için %75, %25 ostenit formu numune için %95 ve %50 ostenit formu numune için %82'dir. Şekil 4.17'de gösterilen numuneler 1070 K'e ısıtılırken, aynı sonuçlar 770 K'e ısıtmada da bulundu ve bundan dolayı ters martenzitik transformasyonun bitiş sıcaklığı  $A_f$  770 K'in altında seçildi. Benzer sonuçlar Fe-27Ni-0.8C içinde bulundu (Kajiwara, 1985).

Tablo 4.4, ostenit formunun miktarı ile artan oda sıcaklığındaki ostenitin Vickers sertliğini gösterir. Burada ostenitin artan sertliği, numune üzerinde değişen plastik deformasyonun bir noktaya doğru ilerleyişini etkili bir şekilde önler (Kajiwara, 1985).

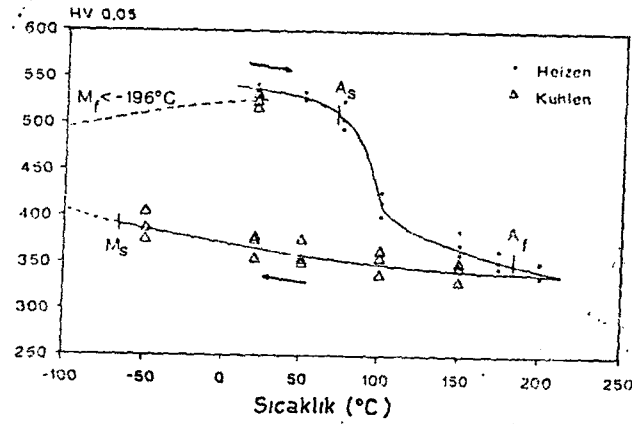
Tablo 4.4. Ostenitin Vickers sertlik değerleri

Alaşım	Ostenit Formun Miktarı %		
	0	25	50
Fe-31Ni-0.4C	187	316	384
Fe-27Ni-0.8C	324	378	470

Numuneler %7'nin üzerinde daha büyük miktarlarda uzatıldığı zaman uzunluk değişimi tarafından ifade edilen şeklin geri alınabilirliği R oldukça azalır fakat eğer numune ostenit formunda ise numuneler %5-7 oranlarında uzatılrsa bile şeklin geri alınabilirliği R yaklaşık %50 olur (Kajiwara, 1985).

#### 4.4.2. Fe-Ni-Co-Ti Şekil Bellekli Alaşımı :

Son zamanlarda geliştirilen Fe-Ni-Co-Ti şekil bellekli alaşımında ostenit düzensizdir. Fakat gerekli ısı işlemlerden sonra koherent ve ince  $\gamma'$  çökeltileri ile  $LI_2$  düzeni ostenit matrisi içinde düzenli olarak yayılır ve martenzitik dönüşüm geçirir ve ostenit matris ile eski haline döner. Burada, böyle düzenli tortuların varlığı, kristalografik tersine çevrilebilirliği sağlar (Tadaki, et al., 1988).



Şekil 4.18. Kimyasal bileşimi %49 Fe, %26 Ni, %21 Co, %4 Ti olan Fe-Ni-Co-Ti alaşımının sertlik değişimi (Erhard and Erhard, 1993).

Şekil 4.18 şekil bellekli Fe-Ni-Co-Ti çeliğinin transformasyon çevrimini gösterir. Martenzitin sertliği çok yüksektir. Ostenit oluşumunun başlaması ile sertlik düşer ve tamamen ostenit olduğunda saf ostenitin çok küçük bir değerine ulaşır. Sonraki soğutmada martenzit oluşumu başlayacak ve sertlik tekrar artacaktır. Nitrojen de soğutma ile martenzite tamamen dönüşüm ile çevrim tamamlanır ve orjinal yapı yeniden oluşur (Erhard and Erhard, 1993).

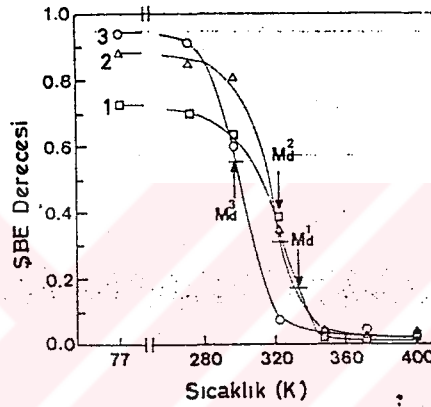
#### 4.4.3. Fe-Mn Şekil Bellekli Alaşımları :

Enami ve arkadaşlarının araştırmalarına göre, ikili Fe-18.5Mn alaşımı gerilme esaslı YMK ( $\gamma$ )  $\rightleftharpoons$  HSP ( $\epsilon$ ) martenzitik transformasyon tarafından şekil bellek etkisi gösterir (Yang and Kim, 1992).

Sato ve arkadaşları Fe-Mn alaşımına Si ekleyerek şekil bellek kabiliyetini oldukça düzeltmişlerdir. Si'un çok az eklenmesi, ostenitin ( $\gamma$ ) azalan stabilitesi ve mukavemeti artan matris tarafından gerilme esaslı YMK( $\gamma$ )  $\rightleftharpoons$  HSP( $\epsilon$ ) transformasyonu daha iyi olur. Alaşım düzensizdir ve YMK  $\rightleftharpoons$  HSP dönüşümleri termoelastik değildir. Fe-Mn-Si alaşımlarında gözlenen şekil bellek etkisi gerilme esaslı  $\gamma$ - $\epsilon$

transformasyonu ile çok alakalı olduğundan, gerilme özellikleri ve özellikle de akma gerilmesi şekil bellek etkisine doğrudan etkileyecektir (Watanabe, et al., 1993; Yang and Kim, 1992; Tadaki, et al., 1988).

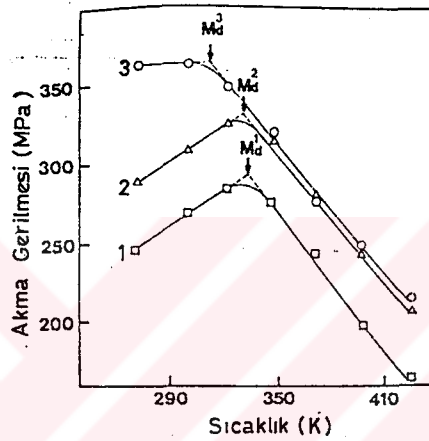
Fe-Mn-Si alaşımının şekil bellek etkisi oldukça iyidir. Örneğin %31 Mn ve %6.5 Si içeren alaşım 4.2 - 300 K arasındaki bir sıcaklıkta ve sonraki 500 K üzerinde ısıtmada % 99'dan daha büyük ŞBE gösterir (Watanabe, et al., 1993).



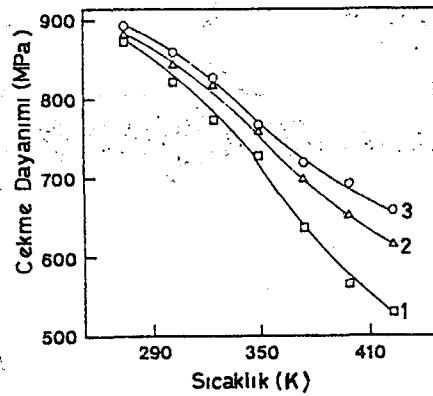
Şekil 4.19. Şekil bellek derecesi üzerine deformasyon sıcaklığının etkisi (Yang and Kim, 1992).

Fe-Mn-Si alaşımına Cr eklenmesi ile şekil bellek etkisi daha da düzeltilebilir. Fe-30Mn-5Si-Cr (Cr; %1.5 ağı.) alaşımının şekil bellek etkisi üzerine deformasyon sıcaklığının etkisi şekil 4.19'de gösterilmiştir. Şekil bellek etkisinin derecesi, başlangıçta 45° eğilmiş numunenin geri alınan açığı oranı olarak tanımlanır. Şekil 4.20'de bulunan her alaşımın  $M_d$  sıcaklığı şekil 4.19'de işaretlenmiştir ( $M_d$  sıcaklığı, gerilmeye sebep olabilen  $\gamma \rightarrow \epsilon$  transformasyonundaki maksimum sıcaklık olarak tanımlanır ve akma gerilmesinin sıcaklığa bağımlılığından bulunur).  $M_d$  sıcaklığının altında,  $\epsilon \rightarrow \gamma$  ters transformasyonu tarafından ısıtma ile geri alınabilen deformasyon, gerilme esaslı  $\gamma \rightarrow \epsilon$  martenzitik transformasyonu tarafından ilerletilir. Başka bir deyişle  $M_d$  sıcaklığının üzerinde deformasyon kayma ve ikizlenme tarafından meydana getirilir ve şekil bellek etkisinin derecesi ihmal edilir. Fe-Mn-Si şekil bellekli alaşımlardaki

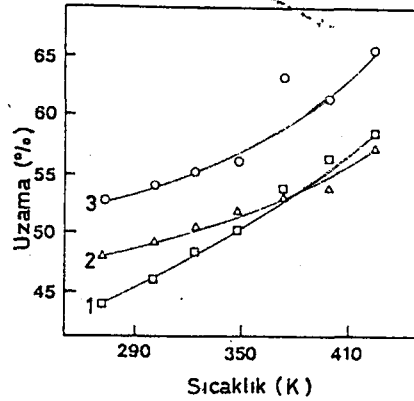
gibi deformasyonun geri alınamayan kısmı kayma ve ikizlenme gibi daimi deformasyonun başlamasından dolayıdır. Şekil 4.20'de gösterildiği gibi Fe-30Mn-5Si-Cr alaşımının akma gerilmesi artan Cr içeriği ile artar. Cr'un bu sertlik etkisi, kayma tarafından sebep olunan daimi deformasyonun miktarını tesirli olarak azaltır. Bu yüzden Fe-30Mn-5Si alaşımının şekil bellek kapasitesi Cr'un eklenmesi ile düzeltilebilir ve yüksek Cr içerikli alaşım (alaşım 3) en yüksek şekil bellek etkisi gösterir (Yang and Kim, 1992).



Şekil 4.20. FeMnSiCr alaşımları için akma gerilmesi-sıcaklık grafikleri (Yang and Kim, 1992).



Şekil 4.21. FeMnSiCr alaşımları için gerilme-sıcaklık grafikleri (Yang and Kim, 1992).



Şekil 4.22. FeMnSiCr alaşımları için uzama-sıcaklık grafikleri (Yang and Kim, 1992).

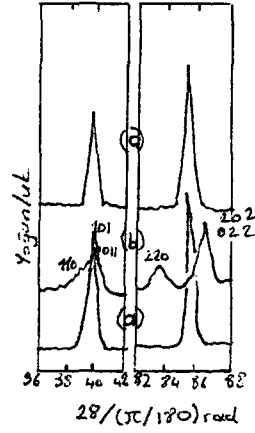
Sonuç olarak; yüksek gerilme ve uzama için TiNi şekil bellekli alaşımlar ile karşılaştırılabilir düşük maliyetli Fe-Mn-Si-Cr şekil bellekli alaşımın yüksek bir potansiyele sahip olduğu söylenebilir (Yang and Kim, 1992).

#### 4.4.4. Fe<sub>3</sub>Pt Şekil Bellekli Alaşımı :

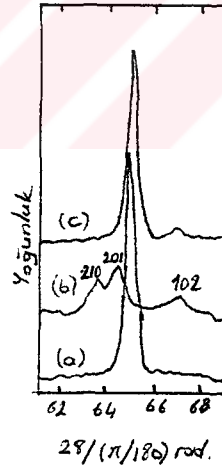
Fe<sub>3</sub>Pt alaşımının martenzit transformasyonunun modu, LI<sub>2</sub> tipi yapıya sahip ostenit fazının sıralamasının derecesine bağlıdır. Uzun olan sıralı parametre S'deki artma ile, termoelastik olmayan martenzitik transformasyondan HMK'e, termoelastik martenzitik transformasyondan da HMT'a değişir. Transformasyon sıcaklığı M<sub>s</sub> düzenleyici ısıl işlemler ile devamlı olarak artar ve martenzitin morfolojisi mercimek tipinde (lenticular) ince plaklara dönüşür. Düzenli bir yapıya sahip alaşımlarda termoelastik martenzitik transformasyon ile alakalı şekil bellek etkisi bulunur. Son yıllarda Foos ve arkadaşları araştırmaları sonucu; düzenli bir Fe<sub>3</sub>Pt alaşımının YMK osteniti, M<sub>s</sub> yönünde değişen sıcaklık ile tetragonal çarpıklığa uğradığını bulmuşlardır. Buna göre, YMT faz bağımsız değildir fakat HMT martenzite geçişte rehberlik eder. Fe-Pd alaşımında YMK'den YMT'a benzer transformasyon yaklaşık %30 Pd içerir fakat bu HMT'a martenzitik transformasyonun habercisi olarak düşünülemez. Termoelastik YMK-YMT martenzitik transformasyon içeren Fe-Pd alaşımında da şekil bellek etkisi bulunmuştur. Fe<sub>3</sub>Pt alaşımındaki şekil bellek etkisi, YMK-YMT faz geçişi ile alakalı fakat YMK-YMT termoelastik martenzitik transformasyon ile alakalı değildir. R.

Oshima ve arakadaşlarının yaptığı çalışmada; Fe-24.9 Pt alaşımı kullanılmıştır. Numunelerin transformasyon sıcaklıkları, elektriksel direnç sayesinde llmştır ve 77 K ila 310 K arasındadır. Şekil 4.23, 300 K ve 77 K arasında  $S=0.78$  ile sıralanmış numunenin [110] ve [220] ostenit üst noktalarındaki değişmeyi gösterir. 77 K de iki üst nokta ayrılır ve 300 K zerine ısıtma ile orjinal tepe noktasına geri döner. [210] tepesindeki değişimde Şekil 4.24'de gösterilmiştir. Tepe noktası 77 K'de üç bileşene ayrılır ve 300 K'e ısıtma ile oluşan tek bileşene geri döner. Bu sonuçlar göstermiştir ki, YMK ostenit 300 ve 77 K sıcaklıkları arasında YMT faza geçiş yapar fakat 77 K de HMT martenzite dönüşüm olmaz. Bu değişim Fe-Pd alaşımının YMK-YMT martenzit transformasyonuna çok benzer. Termoelastik davranış gösteren YMK-YMT geçişinden Şekil bellek etkisi incelenmiştir. Şekil 4.25'de gösterilen alaşımın Şekil bellek testinin sonucu; (b)'de görüldüğü gibi numune tel 77 K'de kıvrıldı, (d)'de görüldüğü gibi 300 K'e ısıtma sırasında orjinal Şekle geri döner. 77 K'de gerilme tarafından bu numunede sebep olunan HMT martenzit mümkün olduğu kadar engellendiği için Şekil belleğini yüksek verir. Şekil 4.26,  $M_s = 203$  K (a) ve  $M_s < 77$  K (b) ile numunelerin sıcaklıkları ile elektriksel dirençteki değişimi gösterir. Önceden gösterilen karakteristik elektriksel direnç değişiminin sebebi, evvelki çalışmalarda açıklandığı gibi YMK-HMT martenzitik transformasyonudur. Şekilde X ile gösterilen  $M_s$  sıcaklığından yaklaşık 20 K yükseklikteki bir sıcaklıkta gerilme uygulandığı zaman elektriksel direnç çok az düşer. Azalmanın sebebi gerilme esaslı martenzitin formasyonudur. Diğer bir deyişle,  $M_s < 77$  K ile numunenin bu durumunda, elektriksel direnç 77 K'de eğme gerilmesi uygulanması ile değişmez ve gerilme tarafından HMT martenzitin oluşması engellenir (Oshima, et al., 1985).

Sonuç olarak; YMK-HMT veya YMK-HMK transformasyondan bağımsız ve Şekil bellek etkisi olayı ile alakalı olan düzenli Fe-24.9 Pt alaşımı YMK-YMT termoelastik martenzitik transformasyon gösterir (Oshima, et al., 1985).

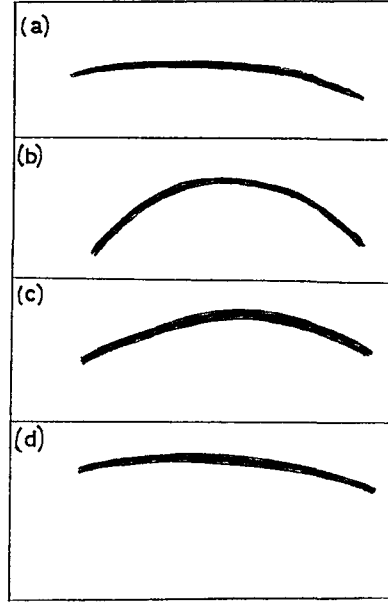


Şekil 4.23. Fe-%24.9 at Pt alaşımasının [110] ve [220] ostenit tepe noktalarının sıcaklık ile değişimi ( $S=0.78$ ). (a) 300 K de, (b) 77 K de, (c) önce 77 K e Soğutulmuş 300 K de (Oshima, et al., 1985).

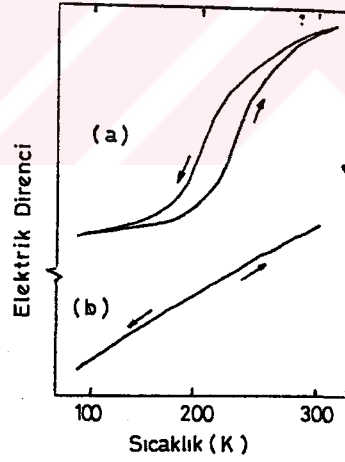


Şekil 4.24. Düzenli Fe-%24.9 at Pt alaşımasının [210] ostenit tepe noktasının sıcaklık ile değişimi ( $S=0.78$ ). (a) 300 K de, (b) 77 K de, (c) önce 77 K e soğutulmuş 300 K de (Oshima, et al., 1985).





Şekil 4.25. YMK-YMT termoelastik martenzitik transformasyon ile Fe-%24.9 at Pt alaşımındaki şekil bellek etkisi; (a) orjinal şekil, (b) 77 K de deformasyondan sonra, (c) ve (d) 300 K e ısıtma esnasında şeklin geri dönüşü (Oshima, et al., 1985).



Şekil 4.26. Farklı  $M_s$  sıcaklıkları ile Fe-%24.9 at Pt numunelerinin elektrik direnci-sıcaklık eğrileri. (a)  $M_s = 203$  K ( $S=0.68$ ). Kırık çizgiler, ısıtma tarafından ostenite ters transformasyon ve HMT yapıya gerilim esaslı martenzitik transformasyondan dolayı dirençteki azalmayı gösterir. (b)  $M_s < 77$  K. 77 K de deformasyondan önce ve sonra direnç değişimi gözlenmez (Oshima, et al., 1985)

## 5.ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN UYGULAMA ALANLARI

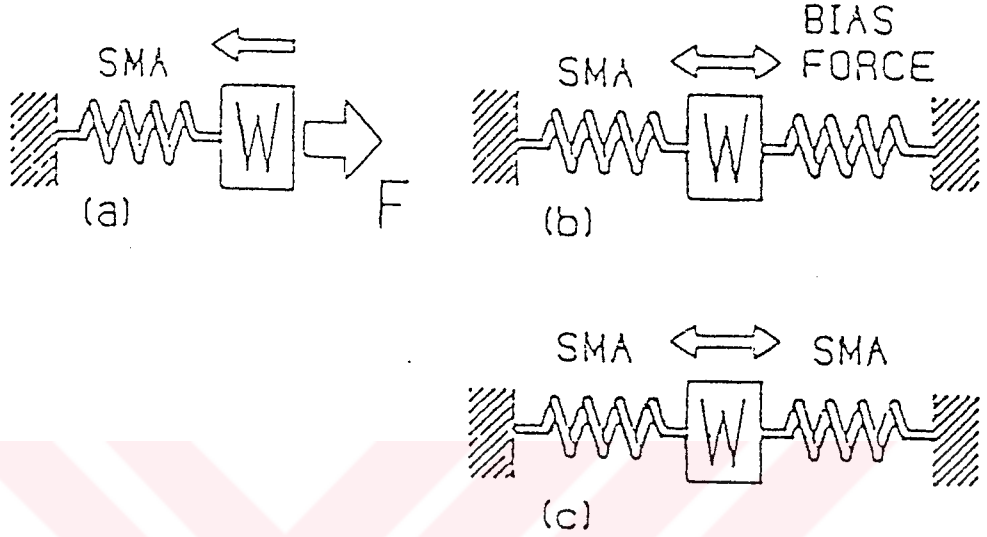
Şekil bellekli alaşımlar birçok uygulama alanına sahiptir. Bank motoru yani, güneş ısısını kullanarak Nitinol telin şeklini değiştirerek güç üreten cihaz belkide en ilginç uygulamadır. Bir kan pıhtısının gidişini önleyici süzgeçler ve kalp pompaları gibi hayat kurtarıcı cihazların dizaynı, bu alaşımların (Nitinol) biyotıptaki uygulamalarına örneklerdir. Endüstride benzer alaşımlar kaplin olarak birbirleriyle bağlantısı zor olan parçaların birleştirilmesinde kullanılmaktadır. İşçi tasarrufu sağlayan termostat şalterleri, pencere açıcılar ve otomotiv parçaları, tekrar eski yerine geçebilen selonoidler, pnömatik ve hidrolik silindirler, doğrusal hareketli mekanizmalar, elektrik motoru ve dişli kutusu, kısa stroklu cihazlar ve birçok günümüzde kullanılan elektronik ekipmanlar olabilir (Hansen, 1988; Noyan, 1990).

Pratikteki şekil bellekli alaşımların kullanımı iki kategoriye ayrılabilir: ters çevrilemez ve ters çevrilebilir kullanımlar. Ters çevrilemez kullanım; yalnızca geri dönen şeklin kullanımını, şekil geri dönüşünün kullanımı ve ters transformasyon gerilmesinin kullanımını kapsar. Şekil bellekli alaşımların termal kontrol elemanı olarak kullanımı ve termal enerjiden mekanik enerjiye enerji dönüşümü için kullanımlar ters çevrilebilir kullanımın örnekleridir (Tadaki, et al., 1988).

### 5.1. ŞBA'ların Kontrol Elemanı Olarak Kullanımı :

Şekil bellekli alaşım hareket ettirici elemanların üç temel tipi vardır (şekil 5.1). Şekil 5.1(a)'da gösterilen hareket ettirici, soğuğa dayanıklı boru bağlantılarında ve bir defa uygulamak için kullanılan diğer bağlayıcılarda olduğu gibi tek yönde hareket ettirme özelliğine sahiptir. Şekil 5.1(b)'de gösterilen hareket ettirici, bir yöne meyilli kuvveti hareket ettirici olarak isimlendirilir, geri getirici kuvvet için yay kullanılır. Şekil 5.1(c)'de tanımlanan hareket ettirici, başlangıçta depolanmış enerji ile deforme olmuş bir şekil bellekli alaşım ve aktif meyilli kuvvet meydana getirmekte kullanılan bir şekil bellekli alaşım ihtiva eder ve diferansiyel

hareket ettirici şekil bellekli alaşım olarak isimlendirilir (Selimbeyoğlu, 1992).



Şekil 5.1. ŞBA kontrol elemanlarının basit tipleri  
(Selimbeyoğlu, 1992)

İngiltere'de Delta, sıcaklık kontrol uygulamalarında kullanılmak üzere şekil bellekli pirinçlerden yay şeklinde teller üretmektedir. Bu yayların uygulaması, seralarda kullanılan bir donanımı içermektedir. Bu cihaz, hava sıcaklığına göre otomatik olarak sera pencerelerini açıp kapatabilmektedir. Diğer bir uygulaması, elektriksel anahtar sistemi kullanmadan, bağımsız sıcak su ısıtmalı radyatörlerin kontrolünü yapan termostatik valflerdir. Şekil bellekli alaşımların termal kontrol aleti olarak kullanımı için termal histeresinin mümkün olduğu kadar küçük olması arzulanır. Şekil bellekli yaylar klima, ısıtma, yangın uyarım, çay ve kahve otomatları gibi termik elemanlarda aynı zamanda araba motorlarının radyatörlerini soğutmak için ısıya duyarlı, kavramalı pervanelerin çalıştırılmasında da kullanılmaktadır. Bu durum, bir galon da 1,5 millik yakıtın tasarrufunu sağlayabilmektedir (Hansen, 1988; Zeren ve Zeren, 1991; Tadaki, et al., 1988).

Bazı uygulamalarda şekil bellek bileşeni, genellikle birçok çevrim için hareketin önemli alanları üzerinde kullanılan kuvvete göre dizayn edilir. Böyle bir uygulama Beta Phase Inc. tarafından konnektörler için imal edilmiştir. Bu elektriksel konnektör sisteminde, şekil bellekli alaşım bileşeni konnektör ısıtıldığı zaman yayı açan kuvvet olarak kullanılır. Bu izin verilen kuvvet serbestisi eklenir veya konnektördeki devreden geri alınır. Soğutma üzerine NiTi kontrol aleti daha dayanıksız olur ve yay oluşan bağlantılarda ve devrede sıkıca kapalı iken kontrol aleti kolaylıkla deforme olur (Hodgson, et al., 1987).

Transformasyon tek bir sıcaklıktan daha ziyade sıcaklıklar alanı üzerinde meydana geldiği için geri dönüşün yalnızca seçilmiş bir kısmının kullanılması ile orantısal kontrol mümkündür. Hidrolik bir valfte istenen mikltarda kapatmaya yeterli şekil bellekli alaşımın dikkatlice ısıtılması ile sıvı akış oranı kontrol edilebilir (Hodgson, et al., 1987).

## 5.2. ŞBA'ların Bağlantı Elemanı Olarak Kullanımı :

Şekil bellekli alaşımların en eski kullanım alanı, iki boru ucunun (çoğunlukla NiTi ile) birleştirilmesidir. Şekil bellekli alaşımlardan yapılmış bağlayıcı elemanlar, boruların normal sıcaklığının çok altında bulunan bir sıcaklıkta soğutulmaktadır. Alaşımın dönüşüm sıcaklığı olan bu düzeyde bağlayıcı eleman martenzit durumundadır ve genişlemektedir. Soğuk banyodan çıkarılan bağlayıcı eleman birkaç dakika içerisinde bağlanacak olan boru uçlarının ek yerine takılmaktadır. Değişim sıcaklığının üzerinde ısıtılan eleman eski şeklini hatırlayarak daralmakta ve böylece boruların ek yerlerini çok sıkı bir şekilde sarmaktadır (Zeren ve Zeren, 1991).

Bugün, uçakların hidrolik sistemleri gibi eklentilerde kullanılan şekil bellekli alaşımlar çok güvenlidir. İlk kullanım yerlerinden biri F-14 Jet uçaklarındaki yüksek basınç hidrolik boruları için özel bir kaplin idi. Bu borular, Bağlantı yapmak için standart kaynak tekniklerinin kullanımına izin vermeyecek şekilde, uçağın alüminyum gövdesine çok yakın bulunmaktaydılar. Kaynak yapmanın

güç ve zahmetli olduğu denizaltı çalışmalarında yine şekil bellekli malzemelerden yararlanılmaktadır. Kuzey denizinde gaz boruları bu teknikle onarılmaktadır (Zeren ve Zeren, 1991; Hansen, 1988).

Şekil bellekli alaşımlar ile bağlantının en başarılı örneği Raychem Co. tarafından yapılan hidrolik bağlamalardır. Bu bağlayıcılar, bağlantı olarak kullanılan metal tüplerden daha küçük silindirik gömlek olarak imal edilir. Çapları sonra martenzit iken büyütülür ve ostenite ısıtılması üzerine çaplarında küçülme olur ve tüpün ucunu sıkıca tutar. Tüpler üzerine yerleştirilen bağlamalar imal edildikleri andaki şekle tam olarak dönemeyeceğinden gerilmeli bir şekilde tüpün üzerine yerleşir ve çok iyi bir kaynak bağlantısı gibi bağlantıyı sağlar. Yine ABD'de Raychem'ın yaptığı, küçük boruları ve tüpleri birbirine bağlamak için şekil bellek özelliğine sahip pirinç manşonları yaptı. Bir propan alevi ısısı altında, bu manşonlar çekilerek bir boru kadar güçlü sızdırmaz bağlantılar oluşturmaktadır (Hansen, 1988; Hodgson, et al., 1987).

### 5.3. ŞBA'ların Tıp Alanında Uygulanması :

İstenen alaşımın doğru oranını bulmak, zaman harcıyıcı ve pahalı bir işlemdir. Alaşım, biotıp uygulamaları için yapıldığında özellikle güçlükler oluşmaktadır. Çünkü biyolojik yerleştirmede şekil değişimi için üst sıcaklık vücut sıcaklığı olmalı ve yerleştirme sırasında fiziksel bir rahatsızlığa veya zarara yol açacağına, alt sıcaklık değeri çok düşük olmalıdır (Hansen, 1988).

NiTi alaşımı özellikle biomedikal uygulamalarda kendini daha fazla gösterir. Malzeme aşırı derecede korozyon direnci olduğundan mükemmel bio uygunluk gösterir ve gerekli olan çok küçük boyutlarda üretilebilir (Hodgson, et al., 1987).

Boston Beth İsrail Hastanesi'nde ve Harvard Tıp Okulu'nda çalışan Morris Simon, sağlık hizmetinde Nitinol'un şekil bellek yeteneğinin başarı ile uygulanabileceğini göstermiştir. Kan dolaşım sisteminde hareket eden kan pıhtılarının, kalbe veya akciğere ulaştıklarında büyük rahatsızlıklara hatta ölüme yol açtığı, bilinen

bir durumdur. Bu pıhtılaşmaları önleyici ilaçlar bulunmakla birlikte, iç kanamaya maruz birçok hastada kullanılamamaktadır. Simon'un buluşu, ince Nitinol tellerden yapılmış bir süzgeci filtre olarak kalbe veya akciğerlere giden damar içerisine yerleştirilip, pıhtıların bu organlara gitmesini önlemektir. Aletin akan kan içerisine bir sonda vasıtasıyla yerleştirilmesi, Nitinol kullanımı için bir nedendir. Alaşım vücut sıcaklığına ulaştığı zaman tel ilk şeklini hatırlamakta ve damar içinde süzgeç şekline dönüşmektedir. Diğer tip damar süzgeç aygıtların yerleştirilmesi için cerrahi operasyon gerekmektedir fakat Nitinol'den yapılmış süzgeçlerin yerleştirilmeleri Simon'a göre kolay bir incelemeden sonraki veriler sonucu hemen uygulanabilir (Hansen, 1988).

Şekil bellekli alaşımların bünyesinde olan pseudoelastik özelliği piyasada kullanılmaktadır. Bu özelliğe göre yapılanlar; gözlük çerçeveleri, vücutta damarladaki sonda donanımı için kullanılan rehber NiTi teller ve dişleri düzeltmek için kullanılan NiTi kemer telleri. Nitinol diğer birçok biotıp uygulamalarında kullanılmaktadır. Bu alaşımdan yapılmış plakalar ve kaskaçlar takma kol ve bacak eklemelerinin birleştirilmesinde, kötü bir şekil de kırılmış kemiklerin takviyesinde ve çarpılmış omirilik düzeltimine yardımda kullanılabilir. Bu alaşımdan yapılmış alet soğuk iken yerleştirilmekte ve vücut ısısı ile yeterli derecede ısınıp şekil değiştirmektedir. New York State Üniversitesi'nde çalışan Philip Seuwyer, sol kalp karıncığının işlevini gören; büzülme kaslarında Nitinol kullanan bir yapay kalbin patentini almıştır (Hansen, 1988; Hodgson, et al., 1987).

#### 5.4. Enerji Alanında ŞBA'lardan Faydalanma :

Şekil bellek özelliği gösteren metallerin ısıdaki farklılıkları fiziksel kuvvete döndürebildiklerinden, aynı zamanda bir enerji kaynağı olarak kullanılabilirleri, bu yeteneğin iş yapabileceğininide ortaya koymaktadır. Mekanik enerjiye termal enerjinin dönüşümü için prensip şu şekildedir; Martenzitik şekil bellekli alaşımı deforme etmek için gerekli çalışma,  $A_f$  sıcaklığının üstünde ısıtma ile orjinal deforme olmamış hale geri dönen martenzitik şekil bellekli alaşım

deforme olduğu zaman meydana gelenden daha küçüktür. İlk şekil bellekli ısı motoru düşüncesi, 1968 yılında ABD'de Nitinol'ün bulucusu William Buehler ve Davit Goldstein tarafından patentlendi. Ridgeway Banks 1970'li yıllarda Lawrence Livermore Laboratuvarı'nda böyle bir motoru yaptı. Böyle bir motorun teorik verimliliği düşüktür. Katholieke Üniversitesi'nde bir araştırmacı, bunun sadece % 4-5 olduğunu hesaplamıştır. Fakat bu makinanın çekiciliği, sadece bir kaç derecelik sıcaklık farklılığı ile çalışabilmesidir. Bu cihazın, güç santralleri tarafından atık ısı olarak atılan, sıcak sulardaki ısı enerjisinin tekrar kazanılmasında kullanılması öne sürülmüştür. Tanaka ve arkadaşları tarafından yapılan bir türbin çok büyük elektrik gücü üretmektedir (665 W) (Hansen, 1988; Tadaki, et al., 1988).

#### 5.5. ŞBA'ların Robotik Alanında Uygulanması :

Şekil bellekli alaşımlar yaklaşık 10 yıldan beri robotik araştırmacılarının ilgisini çeken özelliklere sahiptir. Şekil bellekli alaşımların sahip olduğu enerji/ağırlık oranının çok küçük olması sayesinde çok küçük kontrol elemanları geliştirilmiştir. Kontrol alanında, bir sistem daima; anlama kabiliyeti, tereddüdsüzlük ve etki üçlüsü tarafından karakterize edilir. Bu görüş, anlama kabiliyeti olan alıcılar, etkilere tepki gösteren kontrol üniteleri ve cihazlarında şarttır. Genel olarak bu üç ünite büyük bir hacim kaplar. Şekil bellekli alaşımlar çok küçük alanlar için bir çözümdür, çünkü üç yerine iki karakteristik özellikle görevini yerine getirir; etki ve anlama kabiliyeti. İlk robotik uygulamada kullanılan şekil bellekli alaşım ısı gücü tarafından kontrol edilen kontrol elemanıdır. Bu cihazlara birinci tip kontrol cihazları adı verilir. Kullanılan ikinci tip şekil bellekli alaşım, bağımsız durum alıcısına benzetilen kontrol elemanıdır. Hoshimoto ve arkadaşları kontrol elemanlarının iki tipinde dizayn ettiler; birincisi şekil bellekli alaşımdan yapılmış bir yöne meyilli yaydır ve ikincisi, iki adet birbirine zıt şekil bellekli alaşım telin farklı özelliklerde düzenlenmesidir. Bu kontrol elemanı mekanik yapı üzerinde sabitlenmiştir ve robotun iki ayağının yapımında kullanılır. Geri itilim kontrolü potansiyometrik durum algılayıcı tarafından yapılır. Bergamasco ve arkadaşları, doğrudan işleyen bir kontrol elemanı için şekil bellekli alaşım uygulamasını

tanımlamışlardır. Üçüncü şekil bellekli alaşım kontrol elemanı tipi yapılan durum kontrolünde şekil bellekli alaşım içindeki direnci kullanır. Şekil bellekli alaşım direnci ısı gücü tarafından tahmini şekil değişimi yerine geçer. Gerçekten şekil bellekli alaşım öz direnci malzemenin dönüşümünün miktarı (ostenit --> martenzit veya martenzit -> ostenit) ile değişir. Honma ve arkadaşları, sabit durumda %2 anlama kabiliyetini geçmeksizin kontrol elemanında şekil bellekli alaşım direncini kullanmışlardır. Ikuta ve arkadaşları, elektrik direnci ile hareketi sağlayan şekil bellekli alaşımdan yapılmış hareketli endoskop yapmayı başardılar. Ikuta'nın yaptığı mikro minyatür kısıkaç için tanımlanan uygulama, iki karşıt şekil bellekli alaşım tel tarafından harekete geçirilmiştir. Takeda ve arkadaşları, düzenli bir şekilde yeniden yerini alan algılayıcıda şekil bellekli alaşım özelliğini analiz etmişlerdir. Böyle bir algılayıcı, ince taneli, hafif ve iyi bir doğrusallığa sahiptir. Deformasyon olduğu yerlerde bütün şekil bellekli alaşım uygulamalarında elektriksel direnç ile kontrol yapılır (Pruski and Kihl, 1993).

#### 5.6. ŞBA'ların Titreşim Özelliğinden Faydalanılması :

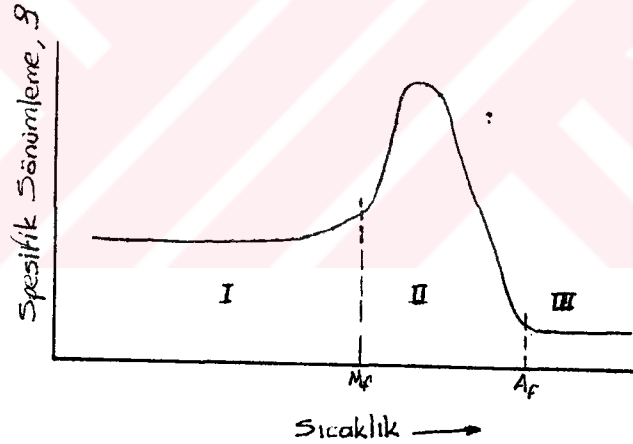
Genel olarak roket, denizaltı ve makinalarda olduğu gibi yapıların performansı titreşim ve gürültü tarafından şiddetle etki altında kalır. Hafifliği öncelik olan yeni dizayn, aşırı titreşimden dolayı hasara uğrayabilmektedir. Modern denizaltı yapılarında titreşim ve sesin kontrolü, gereklidir. Rotor kraftlarda, uçaklarda vb. titreşimin rahatsız edici seviyesi ve hasara sebep olması nedeniyle önlenmesi için gerekli çalışmalar yapılmalıdır (Srinivason, et al., 1991).

Şekil bellekli malzemeler, işlem esnasında enerjinin büyük bir miktarını absorbe etmesi gibi önemli deformasyonlar sonucu şekil bozukluğunu geri döndürmeleridir. United Technologies Research Center'da yapılan laboratuvar çalışmaları sonucu bu karakteristiğin darbeleri kuvvetler altında bile değişmediği gözlenmiştir. Bu sayede, enerji absorbe etme özelliği titreşim sönmülemde kullanılabilir. Şekil bellekli malzemeler klasik klasik metallerin sınırını bir hayli aşan doğal sönmüleme kabiliyetine sahiptir. Örneğin, birçok enerji



absorbe eden alaşımlardan biri olarak düşünölen gri dökme demir 10 pct bir alanda sönümlene kabiliyetine sahip iken şekil bellekli alaşımlar 40 pct'den fazla sönümlene kabiliyeti gösterebilir (Srinivason, et al., 1991).

Sönümlenenin çok yüksek seviyeleri, ana fazın kullanılan gerilim esaslı martenzitik transformasyonu tarafından bulunabilir. Şekil bellekli bir alaşımdaki yüksek sönümlene için bölge şekil 5.2'de gösterilmiştir ve bu alan faz değişim bölgesi II'dir, enerji absorpsiyonu I. bölgenin martenzitik durumundaki sönümleneden çok daha yüksektir. Gerçekte bu bölge için sıcaklık alanı uygulamasında limit olarak sınırlamaya bağlıdır. En yüksek sıcaklık alanı III'de, enerji absorpsiyonu, gerilme altındaki martenzitin geri alınabilir formasyonu tarafından başarılabilir (Srinivason, et al., 1991).

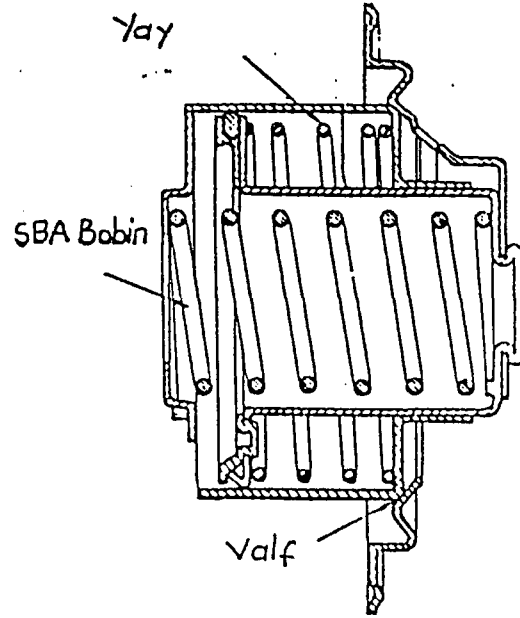


Şekil 5.2. Tipik bir ŞBA için spesifik sönümlenenin sıcaklık ile değişimi (Srinivason, et al., 1991).

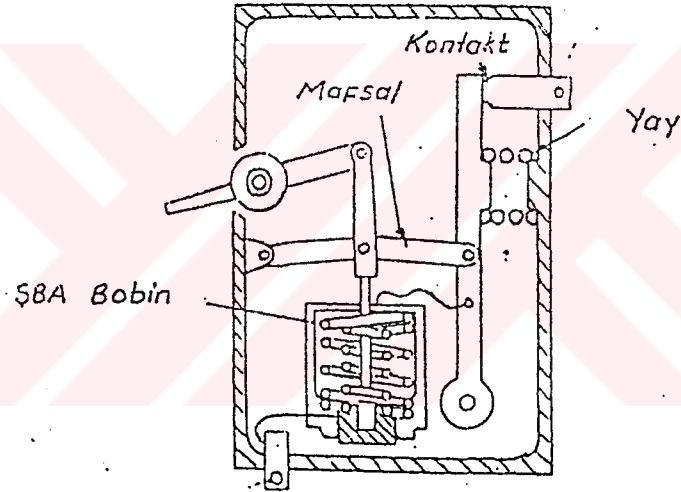
Sismik olarak titreşimlere maruz yapısal sistemler temel izolasyonlar gibi pasif kontrol ölçümleri kullanılması ve eklenen yapısal sönümleyiciler tarafından muhafaza edilebilir (Kelly, 1986; Lin and etal, 1988). Esnek maddeler üzerine başarılı çalışmalar yapıldı, plastik ve sürtünme esaslı temel izolasyon aletleri, yeryüzünün yerleşimlerinin farklılığından dolayı temel izolasyon teknolojisinin yürütülmesine rehberlik eder. Birçok durumda sarsıntıya karşı izole edilmiş yapılar, esnek maddeler ve kauçuk yataklar

kullanılarak dizayn edilmiş ve yapılmıştır. Dikey olarak kuvvet takviye edilmiş kauçuk yataklar, temel izolasyonunda kolaylıklar sağlayan etkili ve basit bir kullanımdır. Sismik hareket sırasında, bu yatakların esnekliği yatay yer hareketlerini sönümleyerek izole eder. Bu tekniklerde kullanılan çevrimsel deformasyon geçiren izolasyon aletleri elastik olmayan alanda kullanıldıkları için histeretik davranış gösterir (Graesser and Cozzarelli, 1991).

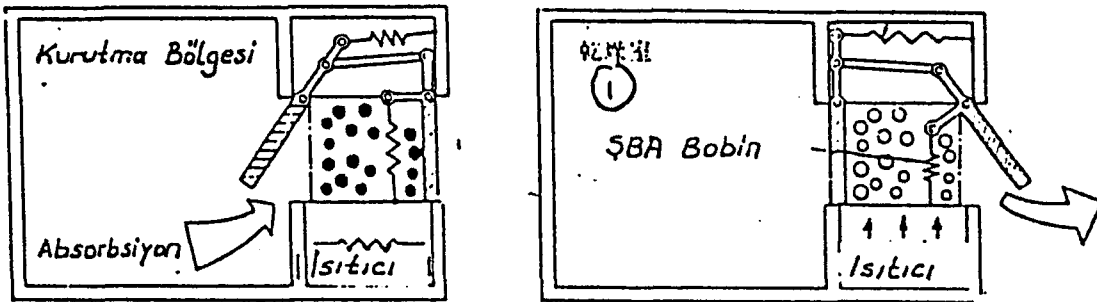
Bu alandaki çalışmalar çok yenidir. Sönümleme için kullanılacak malzemeler üzerine inceleme çok azdır. Arzu edilen malzeme davranışı, düşük şekil değişimlerinde sertlik bozulmaksızın ideal bir histeretik etki (veya enerji absorplanması) gösterir. Bundan başka, şekil değişiminin artırılmış seviyeleri için optimum olan cihazın sönümleme özellikleri ve güçlü deprem aktivitesi sırasında meydana gelen belli oranda şekil değişimi de arzu edilendir. Zeminin aşırı yer değişikliği neticesinde, şekil değişiminin çok büyük seviyelerinde sertliğin artması arzu edilir. Tüm bu genel özelliklerin hemen hemen hepsini bünyesinde bulunduran başta NiTi olmak üzere diğer bazı şekil bellekli alaşımlardır (Graesser and Cozzarelli, 1991).



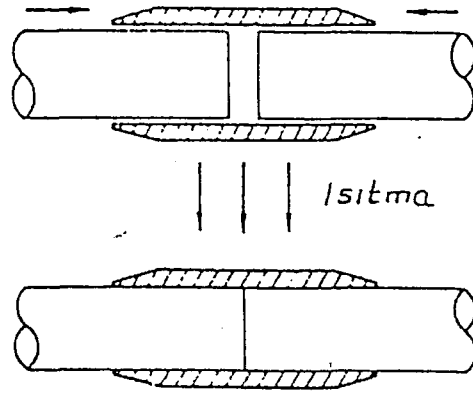
Şekil 5.3. Otomobiller için termostat radyatörü (Işıklı, 1993)



Şekil 5.4. ŞBA kullanılmış devre kesici anahtar (Işıklı, 1993)



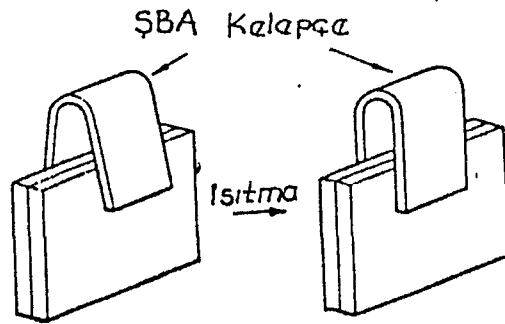
Şekil 5.5. Otomatik kurutucunun işlevi (Işıklı, 1993).



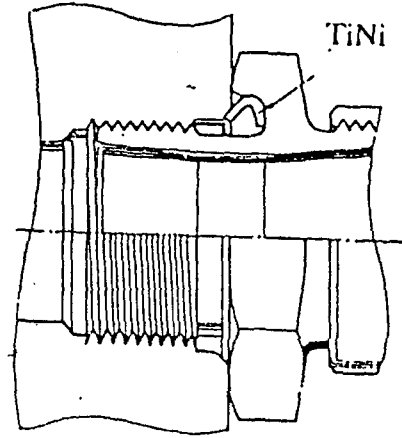
Şekil 5.6. ŞBA boru kaplini (Işıkçı, 1993).



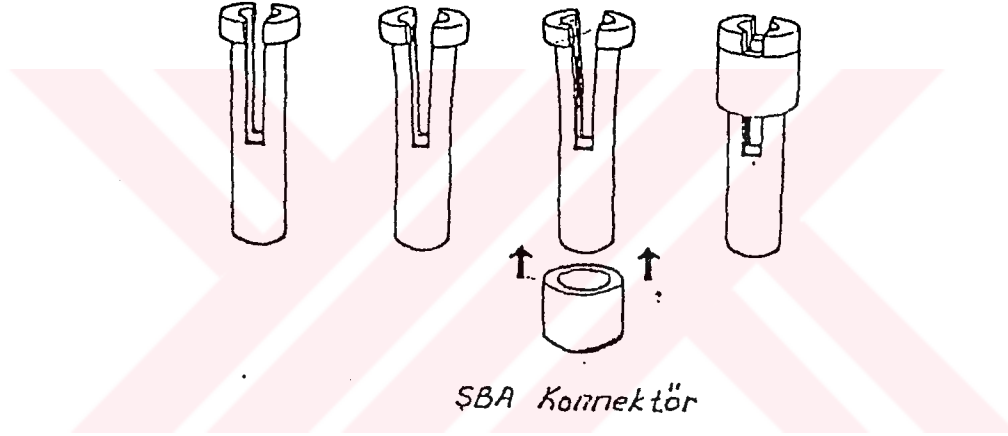
Şekil 5.7. ŞBA bağlantı elemanı (a) orjinal şekil, (b) uçların düzeltilmesi, (c) yerleştirme, (d) ısıtma ve birleştirme (Işıkçı, 1993).



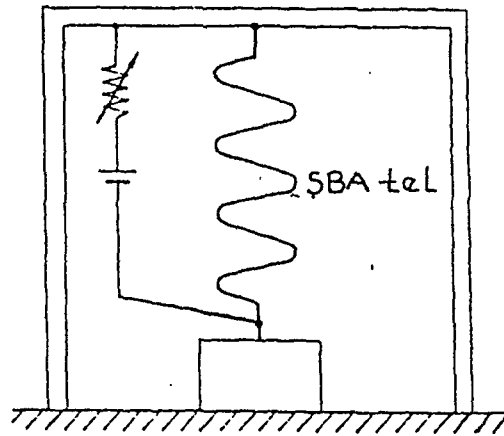
Şekil 5.8. ŞBA kelepçe (Işıkçı, 1993).



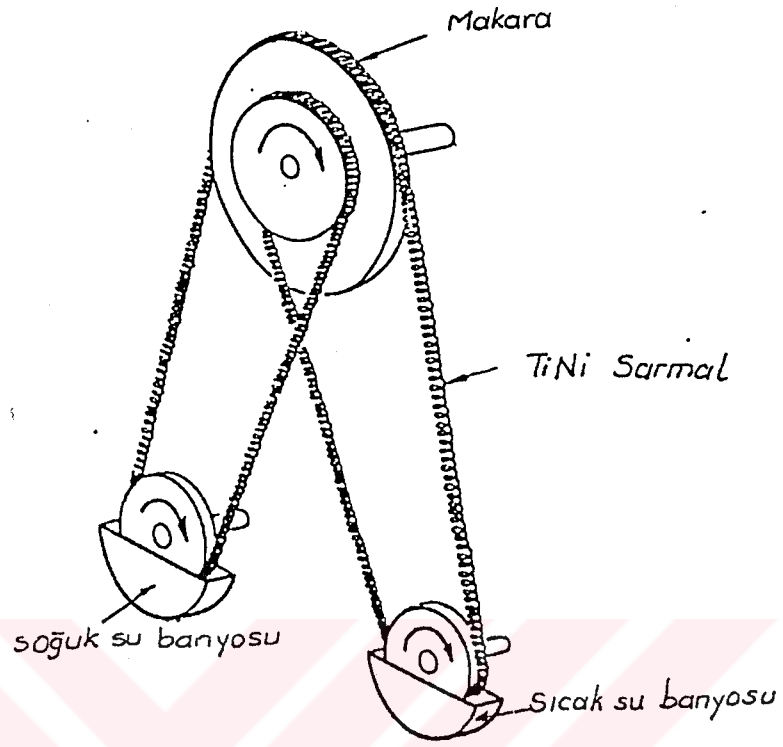
Şekil 5.9. ŞBA'dan yapılmış sızdırmazlık halkası (keçe)  
(Işıkçı, 1993)



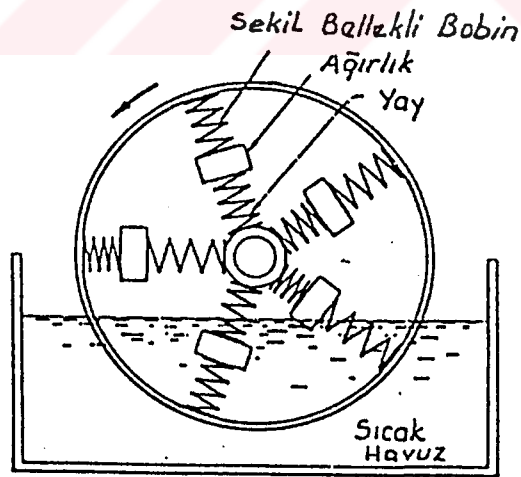
Şekil 5.10. Şekil bellek konnektörü (Işıkçı, 1993).



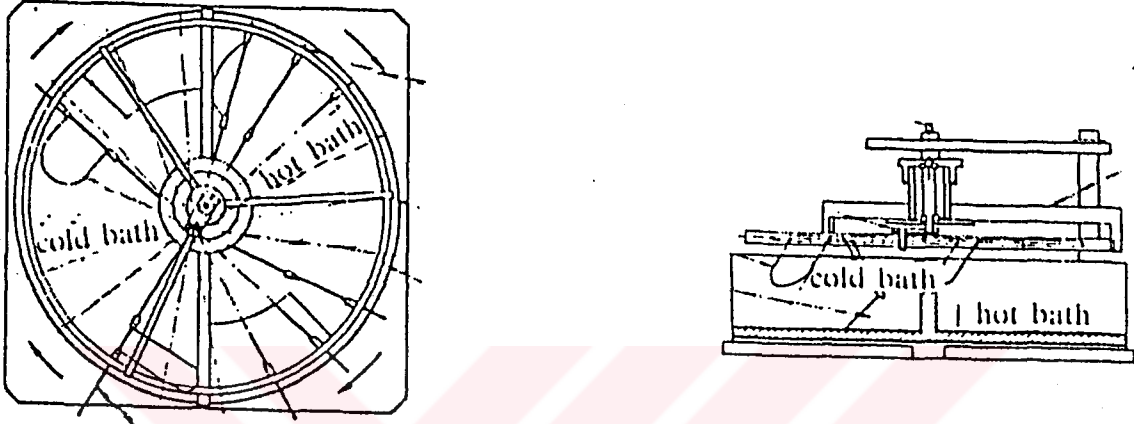
Şekil 5.11. ŞBE uygulanan kaldırma mekanizması (Işıkçı, 1993).



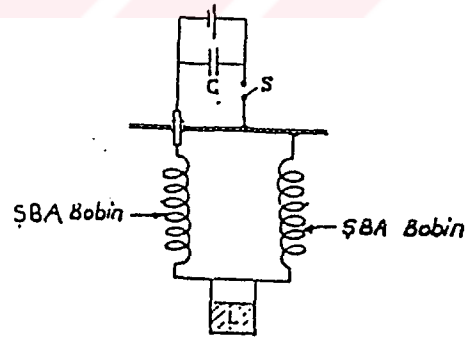
Şekil 5.12. Johnson'un türbin motoru (Işıkçı, 1993).



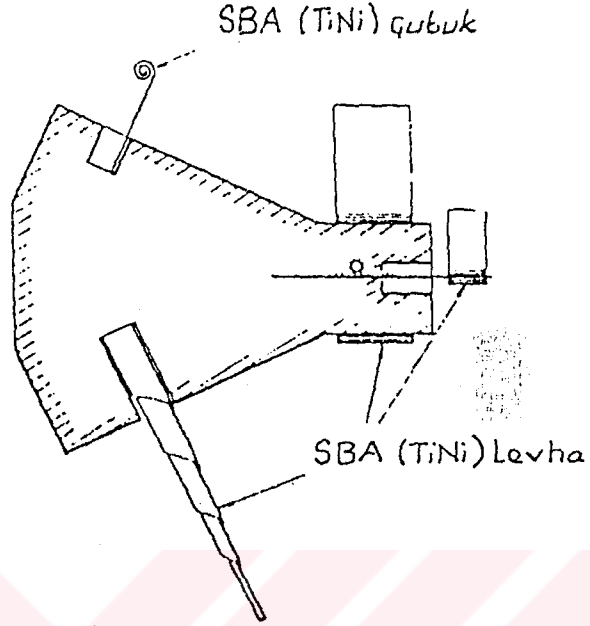
Şekil 5.13. Ağırlık motoru (Işıkçı, 1993).



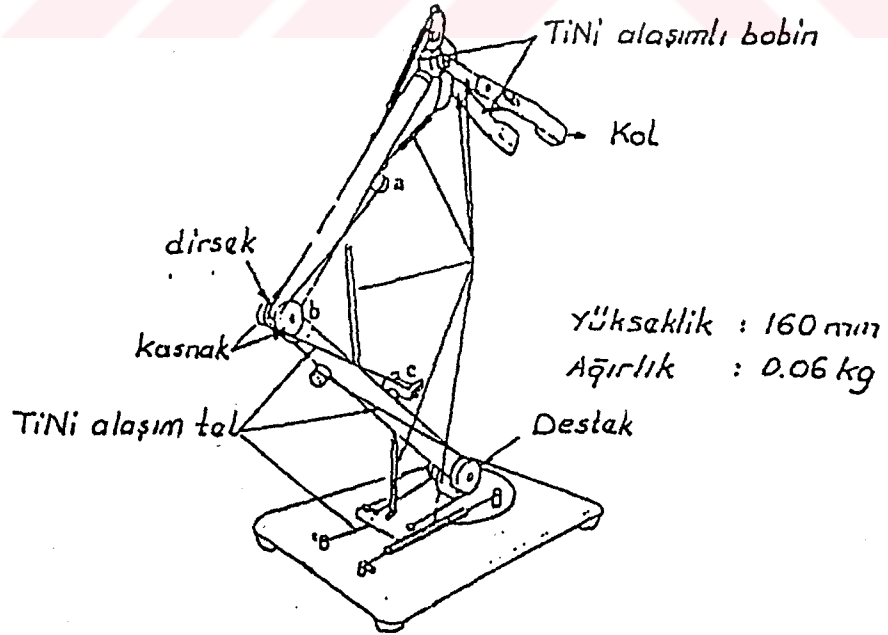
Şekil 5.14. Banks'ın ofset krank motoru (Işıkçı, 1993).



Şekil 5.15. Elektron mikroskobu numunelerinin yerleşimi için cihaz (Işıkçı, 1993).



Şekil 5.16. ŞBA kullanılan bir uydu anteni (Işıkçı, 1993)



Şekil 5.17. ŞBA ile hareket edebilen bir mikrorobot montajı  
(Işıkçı, 1993)



## 6. ÜRETİM YÖNTEMLERİ :

Üretim yöntemlerini genel olarak üç kısımda inceleyebiliriz:

1. Ergitme ve ısıl işlemler
2. Melt Spinning yöntemi
3. Toz metalurjisi

### 6.1. Ergitme ve Isıl İşlemler :

Cu-Al-Ni şekil bellekli alaşımının elde edilmesi kısaca aşağıda açıklandığı gibidir:

%99.9 saflıktaki Cu, Al ve Ni elemanları argon atmosferi altında orta frekanstaki indüksiyon fırınında ergitilerek ingot haline getirilir (sertlik 542 VSD). Oluşan ingot 1000 °C de 48 saat homojenizasyona tabii tutulduktan (sertlik 464 VSD) sonra 950 °C de haddelenerek kalınlığı düşürüldü (sertlik 514 VSD) (arzu edilen orjinal şekil verildi) (4mm). Haddelene işleminden sonra ingot tekrar 900 °C de 4 saat homojenizasyona tabii tutuldu ve  $\beta_1$  ana fazını oda sıcaklığında yakalamak için 17.5 °C deki suyun içine batırılarak şekil bellek özelliğine sahip Cu-14Al-3Ni elde edilir (sertlik 274 VSD) (Selimbeyoğlu, 1993).

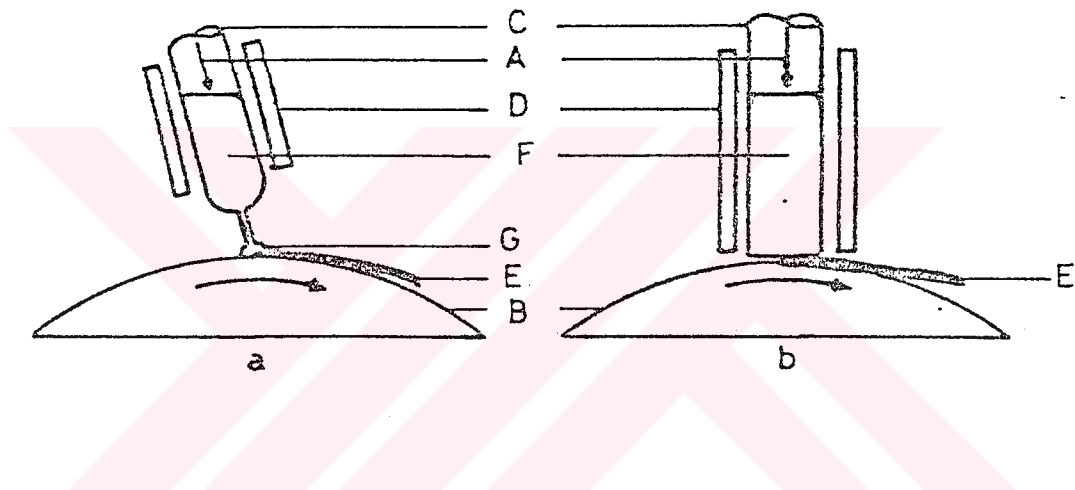
### 6.2. Melt Spinning (MS) Yöntemi:

Sıvı metalin hızlı katılaştırılarak şerit ve ince tellerin üretildiği yöntemlerden biridir. İlk çalışmalar, ekonomik olarak doğrudan şerit şeklinde malzeme üretimine dönüktü. Hızlı katılma teknolojisinde katı çözünürlüğün artışı, mikroyapısal küçülme ve yarı kararlı fazlar farkedilmesinden sonra ara malzeme üretimi için kullanılmaya başlandı.

MS yönteminin esası ergimiş alaşımın hızla hareket eden, metal bir yüzey ile temasına dayanır. Hareketli metal yüzeyinde, erimiş metal birikintisi ve sürekli çarpma oluşur. Metal yüzeyleri tekerlek veya tambur iç yüzeyi ile, tekerlek veya bandların dış yüzeyleridir.

İki tür MS yöntemi vardır; Serbest püskürtmeli MS ve düzlemsel akışlı MS.

Serbest püskürtmeli MS yönteminde sıvı metal, gaz basıncı altında bir nozuldan, dönen tekerlek üzerine püskürtülür. Düzlemsel akışlı MS yönteminde ise sıvı metal püskürtme potası, hareketli olan tekerlek üzerine çok yakındır. Nozul tekerlek yüzeyine değecek seviyededir. Bu ise sıvı metalin beslenebilme endişesini ve geometrik uniformluk sınırlamasını doğurmaktadır.

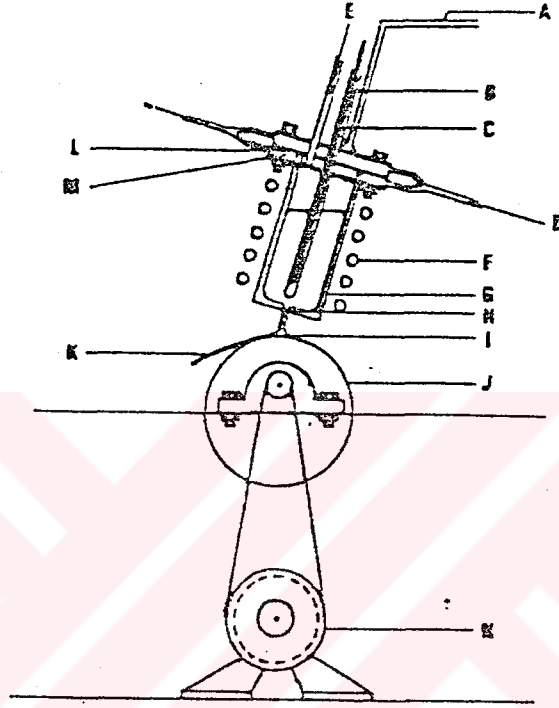


Şekil 6.1. M.S. yönteminin şematik gösterimi. (a) Serbest Püskürtmeli (b) Düzlemsel Akışlı M.S. yöntemi (Bozbiyık vd, 1990).

- |                      |                           |
|----------------------|---------------------------|
| A- Basıncılı Gaz     | E- Şerit                  |
| B- Soğutucu Tekerlek | F- Sıvı Metal             |
| C- Pota              | G- Sıvı Metal Birikintisi |
| D- Isıtma Sistemi    |                           |

Serbest püskürtmeli MS yönteminde son şerit geometrisi ve başlangıç soğuması tekerlek üzerindeki sıvı metal birikintisinin özelliklerine bağlıdır. Serbest püskürtmeli MS sırasında değişmeyen ve düz kalan bir birikinti düzgün kenarlı ve yüzeyli şeritlerin eldesini mümkün kılar. Her iki yöntemde de soğutucu tekerlekler çelik, bakır ve pirinç esaslı olabilir. Bu yöntemle 100-500 µm çapında tel üretmek

mümkündür. Ulaşılan soğuma hızları  $10^4$  -  $10^{10}$  K/sn arasında değişmektedir (Bozbiyık vd, 1990).



Şekil 6.2. M.S. Deney setinin şematik gösterimi (Bozbiyık vd, 1990)

A- Metal Askı	E- Argon Gazı Girişi	J- Bakır Tekerlek
B- Stoper	F- Bakır Sargı	K- Şerit
C- Termokupl	G- Grafit Pota	L- Amyant Conta
D- Su Girişi	H- Nozul	M- Soğutucu Başlık
I- Sıvı Metal Birikintisi	N- Motor	

Bakır esaslı şekil bellekli alaşımlar düşük teğetsel hız (5m/s) altında melt spinning olabilir ve onların homojen yapılarının sonucu olarak üretim sonrası bir yöne etki gösterebilirler. Düşük çevresel tekerlek hızlarında melt spinning sonucu, Fe-Mn-Si alaşımları dendritik mikroyapı gösterirler. Mikroyapı ve dönüşümden oluşan davranışların incelenmesi sonucu olarak bu yapı alaşımların şekil bellek etkisini engellemez. Fe-Mn esaslı alaşımlarla birlikte NiTi,

CuZnAl CuAlNi ve daha pek çok bakır esaslı şekil bellekli alaşım melt spinning yöntemiyle üretilebilir (Fındık vd, 1995).

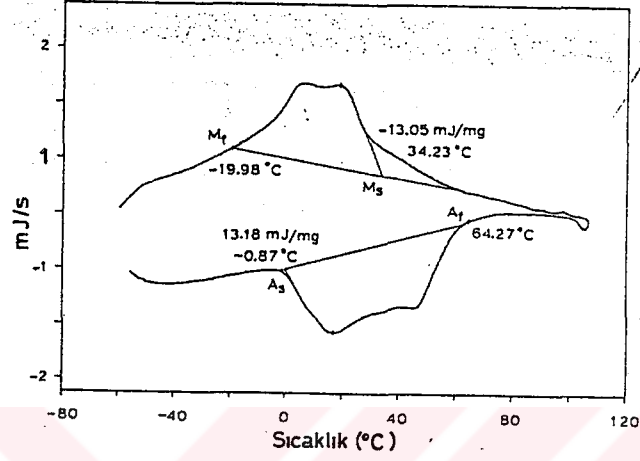
### 6.3. Toz Metalurjisi :

Toz metalurjisi, TiNi alaşımlarının üretilen kompleks formu için ideal bir yöntemdir. ŞBE'ne sahip eşatomlu TiNi tozlarının elementel karışımının sinterlenme ve homojenleştirme olayı Ning Zhang ve arkadaşları tarafından incelenmiştir. Ya konvensiyonel presleme ve sinterleme ya da yanma sinterlemesi olarak TiNi tozlarının sinterlemesinin iki farklı tipi vardır. Düzenleyici, ara yüzeyde ara metalik fazlar meydana getirebilen katı durum ara difüzyonu meydana getirir. Normal olarak sıvının formasyonu üzerinde meydana gelen böyle bileşimler sonraki zorla yapılan reaksiyonlara engel olur. Zıttı durumda, bileşik şeklinde imal edilmesinde bileşiği meydana getiren tozların şidetle reaksiyona girdiği yerlerde, başlangıçta karışım halindeki tozlar bir sıcaklığa ısıtılarak yanma işlemi ilerletilir. Tipik olarak böyle bir reaksiyon ötektik sıcaklıkta ve birleştirici parçacıklar arasındaki arayüzeyde meydana gelir. Kısa sinterleme çevrimlerindeki son söylenenler arzu edilen özellikler sağlamak için gereklidir. Bununla beraber boyutsal kontrollerin ıspatlanması zorunludur. Böyle problemlerden dolayı yanma sinterlemesinin uygulanması sınırlanmıştır.

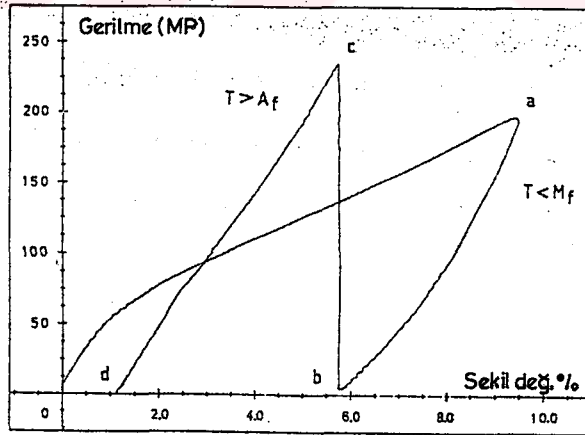
Titanyum ve nikel tozlarının elemental eşatomlu karışımlarının konvensiyonel sinterlenmesi, elde edilen yüksek yoğunluk ve homojenleştirmeye göre zordur.

Sinterleme işlemi esnasında katı durum difüzyonu ile homojenleştirme uzun bir zaman gerektirir. Sinterleme esnasında sıvı fazın başlangıçlı homojenleştirme işlemi uzatacaktır. Sıvının varlığı kütle geçişinin kinetiğini artıracığından neticede hızlı homojenleştirmeye neden olur. Sıvı faz TiNi tozlarının hızlı homojenleştirmesini sağlamasına rağmen, mevcudiyeti birçok poroziteyi oluşturur. Ayrıca sıvının fazlalığı boyutsal stabilitenin azalmasına neden olur. Burada, homojenleştirme ve yoğunlaştırma ikilemine göre var olan çelişki faktörleri, her iki safhanın kafi özellikler ile

TiNi'in başarılı alaşımına esas oluşturmasındandır (Zhang, et al., 1992).



Şekil 6.3. 30 dakika 1150 °C de, 1 saat 900 °C de 2-5 µm Ni ve 4-5 µm Ti tozları ile sinterlenmiş Ti<sub>49</sub>Ni<sub>51</sub> numunesinin termal analiz eğrisi (Zhang, et al., 1992).



Şekil 6.4. Sinterlenmiş Ti<sub>49</sub>Ni<sub>51</sub> alaşımının şekil bellek etkisi için gerilme testinde gerilme-şekil değişimi eğrileri (Zhang, et al., 1992)

## SONUÇ

Şekil bellekli alaşımlar kararlı ve düzenli martenzitik yapıya sahip alaşımlardır. Belli bir sıcaklığa ısıtıldığında yüksek sıcaklık fazına (ostenit) dönüşürler. İşte bu dönüşümler ve yapının düzenli olması ile malzeme şekil bellek özelliğine sahip olur. Yani, martenzitik durumda plastik şekillendirilen malzeme belli bir sıcaklığa ısıtıldığında yapı ostenit olur ve malzeme eski şeklini hatırlayarak orjinaline geri döner.

Şekil bellekli alaşımlarda ostenitik fazdan martenzitik faza geçiş, uygulanan bir gerilim ile veya kritik sıcaklık altında soğutma veya soğutma ve gerilmenin birlikte uygulanması ile gerçekleşir. Martenzitik fazdan ana faza geçiş ise ısıtma esnasında gerçekleşir.

Martenzit ve ana fazda plastik deformasyon yoktur. Martenzitik fazdaki şekil değişimleri dislokasyonlar ile değil, ikiz oluşumu veya istif hataları ile ilgilidir.

Şekil bellekli alaşımlara, şeklin geri alınabilmesini özelliğini sağlayan temel, martenzitin termoelastikliğidir.

Ostenit kristali, soğutmada pek çok kez martenzitik yönelme gösterebilir. İdeal halde, bir tek ana faz kristali  $M_s$  ve  $M_f$  sıcaklıkları arasında soğutma da 24 farklı martenzitik yönelme gösterebilir (6 Habit Düzlemi).

Başlangıç deformasyonu yeterince büyük ya da çevrim birkaç kez tekrarlanmış ise soğutma da iki yönlü şekil değişimi görülür. Yani, numune soğutmada anlık olarak düşük sıcaklıktaki deforme şekline doğru yönelecektir. Bu, şekil bellek eğitilebilirliğidir.

Belirli bir sıcaklıkta ( $M_d$ ) şekil bellekli alaşımda gerilim esaslı martenzit oluşur. Gerilim esaslı martenzit pseudoelastisitenin oluşmasını sağlar. Yani yük altında deforme olmuş şekil bellekli alaşım yük kaldırıldığı zaman eski şekline geri döner.

Şekil bellek etkisi gösteren bir çok alaşım vardır. Bunların en önemlileri olan Ti-Ni ve Cu esaslı şekil bellekli alaşımlar teknolojik olarak en büyük öneme sahip olanlardır. Fakat Ti-Ni'in üretiminin pahalı olması nedeniyle Cu esaslı şekil bellekli alaşımlar daha fazla uygulama alanına sahip olmuşlardır.

Karbon içeren, sert ve kırılğan olarak bilinen bazı demir alaşımları bile uygun ısı işlemler uygulandığı zaman mükemmel bir şekil bellek etkisi gösterebilir.

Şekil bellekli alaşımlar, kontrol elemanı (termostatlar, devre kesiciler, işleticiler, vb.), bağlantı elemanı (boru bağlantıları, perçin bağlantıları, kelepçeler, sızdırmazlık elemanları, konnektörler vb.), tıbbi cihazlar (dişçilik, gözlük çerçeveleri, takma kol, bacak eklemlerinin birleştirilmesi, omurilik düzeltimi, kan pıhtısını toplama süzgeci, vb.), enerji alanında (kaldırma mekanizmaları, türbin motoru, ağırlık motoru, krank motoru, vb.), robotik alanında, sönümlenme elemanı (titreşimin önemli olduğu hassas makinalarda yapı malzemesi olarak dahi kullanılabilir, deprem hareketlerinin sönümlenmesi vb.) olarak daha birçok alanda uygulanmaktadır.

Şekil bellekli alaşımlar genel olarak üç yöntemle elde edilir; Ergitme ve Isıl İşlem, Meltspinning Yöntemi (tel veya şerit olarak üretim) ve Toz Metalürjisi

## KAYNAKLAR DİZİNİ

- Stoiber J., Gotthardt R., 1993, "Changes in Stacking Fault Sequences During The Martensitic Phase Transformation in Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys", Materials Science and Engineering A: Structural Materials: Properties Microstructure and Processing, v. A164 (1-2), pp. 443-448.
- Watanabe Y., Mori Y., Sato A., 1993, "Training Effect in Fe-Ni-Si Shape Memory Alloys", Journal of Materials Science, v.28 (6), pp. 1509-1514.
- Yang J.P., Kim J.G., 1992, "Tensile Properties and Shape Memory Effect of Chromium-Varied Fe-30Mn-5Si-Cr Shape Memory Effect", Material Science and Engineering A: Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing, v. A154 (1), pp. L1-L3.
- Onaran K., 1993, "Malzeme Bilimi", Bilim Teknik Yayınevi.
- Zhang N., Babayan K.P., Lindenhovius J.H., Kolster B.H., 1992, "TiNi Shape Memory Alloys Prepared by Normal Sintering", Material Science and Engineering A: Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing, v. A150 (2), pp. 263-270.
- Ertiryaki İ., 1990, "Malzeme Bilgisi", İ.T.Ü. Sakarya Mühendislik Fakültesi.
- Kaya H., 1977, "Malzeme II", MEB.
- Bergel H.J., Schulze G. (Çev: Güleç Ş., Aran A.), 1993, "Malzeme Bilgisi", Cilt I, İ.T.Ü. Makina Fakültesi.
- Selimbeyoğlu E., Erdem N., Altıntaş S., 1993, "CuAlNi Alaşımında Şekil Bellek Etkisi",
- Hansen J., 1988, "Shape Memory Alloys", Material Science (Çev. Görgülü F., "Hatırlayan Metaller" Bilim Teknik Dergisi)
- Zeren A., Zeren M., 1991, "Biçim Bellekli Malzemeler", Uludağ Üniversitesi Balıkesir Mühendislik Fakültesi II. Balıkesir Mühendislik Sempozyumu.



## KAYNAKLAR DİZİNİ (Devam)

- Leu S.S., Hu C.T., 1991, "The Aging Effect on Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys with Low Contents Aluminum", Metallurgical Transactions A (Physical Metallurgy and Materials Science), v. 22A (1), pp. 25-33.
- Gil F.J., Guilemany J.M., 1992, "The Determination of The Electron to Atom Ratio Interval Corresponding to The Change in The Martensitic Structure From  $\alpha'$  to  $\beta'$  in Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys", Materials Research Bulletin, v. 27 (1), pp. 117-122.
- Wang H.W., Yang D.Z., 1991, "Friction and Wear of Unlubricated Copper-Based CuZnAl Shape Memory Alloys", Wear, v.148 (1), pp. 113-121.
- Oshima R., Sugimoto S., Sugiyama M., Hamada T., Fujita F.E., 1985, "Shape Memory Effect in Ordered Fe<sub>3</sub>Pt Alloy Associated With The FCC-FCT Thermoelastic Martensite Transformation", Transaction of The Japan Institute of Metals, v. 26 (7), pp. 523-524.
- Nishida M., Honma T., 1984, "All-Round Shape Memory Effect in Ni-Rich TiNi Alloys Generated by Constrained Aging", Scripta Metallurgica, v. 18, pp. 1293-1298.
- Tobushi H., Tanaka K., Hori T., Sawada T., Hattori T., 1993, "Pseudoelasticity of TiNi Shape Memory Alloys", JSME International Journal Series A: Mechanics and Material Engineering, v. 36 (3), pp. 314-318.
- Morris M.A., 1992 "High Temperature Properties of Ductile Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys with Boron Additions", Acta Metallurgica et Materialia, v. 40 (7), pp. 1573-1586.
- Kajiwara J., 1985, "Nearly Perfect Shape Memory Effect in Fe-Ni-C Alloys", Transaction of The Japan Institute of Metals, v. 26 (8), pp. 595-596.
- Bozbiyık A., Eruslu M.N., Altmıšođlu A., 1990, "Melt Spinning Yöntemi", TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası 6. Metalurji Kongresi ve Sergisi, sf. 339-342.

## KAYNAKLAR DİZİNİ (Devam)

- Madangopal K., Singh J.B., Banerjee S. , 1993, "The Nature of Self Accommodation in TiNi Shape Memory Alloys" , v 29 (6), pp. 725-728.
- Gil F.J., Guilemany J.M. , 1993, "Influence of The Electron-to-Atom Ratio on The Martensitic Transformation Enthalpy and Entropy Values in Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys" , Journal of Alloys and Compounds, v. 194 (1), pp. L9-L10.
- Fındık F., Oğur A., Karadeniz E., Genel K., Özgirgin M.C., 1995, "Hafızalı Malzemeler Ve Üretimi", 6. Denizli Malzeme Sempozyumu.
- Selimbeyoğlu E., 1992, "Design of Shape Memory Alloys Actuators" , Doctor of Philosophy Thesis, Middle East Technical University.
- Aksoy T., Önel K., 1991, "Malzeme Bilgisi I", Dokuz Eylül Üniversitesi
- Wefssbach W. (Çev: Anık S., Anık E.S.), 1977, "Malzeme Bilgisi ve Muayenesi.
- Liu Y., Pietikainen J., 1992, "Zig-Zag Martensite Formed at Low Temperatures" , Scripta Metallurgica et Materialia, v 27 (7), pp. 887-892.
- Kenneth M., Thomas H., 1976, "An Introduction to Materials Science And Engineering", pp. 361-364.
- Srinivason A.V., Cutts D.G., Schetky L.M., 1991, "Thermal and Mechanical Considerations in Using Shape Memory Alloys to Control Vibrations in Flexible Structures", Metallurgical Transactions A (Physical Metallurgy and Materials Science), v. 22A (3), pp. 623-627.
- Brinson L.C., Lammering R., 1993, "Finite Element Analysis of The Behavior of Shape Memory Alloys and Their Applications" , International Journal of Solids and Structures, v 30 (23), pp. 3261-3280.
- Graesser E.J., Cozzarelli F.A., 1991, "Shape Memory Alloys As New Materials For Aseismic Isolation", Journal of Engineering Mechanics, v 117 (11), pp 2590-2608.

## KAYNAKLAR DİZİNİ (Devam)

- Tadaki T., Otsuka K., Shimizu K., 1988 , "Shape Memory Alloys" ,  
Material Science, v 18, pp 25-45.
- Hodgson D.E., Wu M.H., Biermann R.J., 1987, "Shape Memory  
Alloys"
- Noyan E., 1990, "Shape Memory Alloy Design" , Doctor of  
Philosophy Thesis, Middle East Technical University.
- Wilmanski K., 1993, "Symmetric Model of Stress - Strain  
Hysteresis Loops in Shape Memory Alloys", International Journal  
Engineering Science, v 31 (8), pp 1121-1138.
- Pruski A., Kihl H., 1993, "Shape Memory Alloy Hysteresis",  
Sensors and Actuators A: Physical, v. 36 (1), pp. 29-35.
- Likhachev A.A., Koval Y.N., 1992, "On The Differential Equation  
Describing The Hysteretic Behavior of Shape Memory Alloys",  
Scripta Metallurgica et Materialia, v. 27 (2), pp. 223-227.
- Erhard E., Erhard K., 1993, "Characterization of Shape Memory  
Alloys by Hardness Indentations", Praktische Metallographie,  
v. 30 (10), pp. 507-518.
- Likhachev A.A., Koval Y.N., 1992, "Random Internal Stresses and  
Thermoelastic Equilibrium in Shape Memory Alloys", Scripta  
Metallurgica et Materialia, v.27 (11), pp. 1623-1626.
- Isalgue A., Torra V., 1993, "High-Resolution Equipment for  
Martensitic Transformation in Shape Memory Alloys: Local Studies  
in Stress-Strain-Temperature", Measurement Science and  
Technology, v.4 (4), pp. 456-461.
- Geçkinli A.E., 1992, "Martenzitik Dönüşümler", Faz Dönüşümleri  
(Ders Notu), İ.T.Ü. Kimya- Metalurji Fakültesi, Sf. 54 -59.
- Leo P.H., Shield T.W., Bruno O.P., 1993, "Transient Heat Transfer  
Effects on The Pseudoelastic Behavior of Shape Memory  
Wires", Acta Metallurgica et Materialia, v. 41 (8), pp. 2477-  
2485.

- Işıkcı G., 1993, "Şekil Bellekli Alaşımlar ve Üretimi", Anadolu Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yüksek Lisans Tezi.

