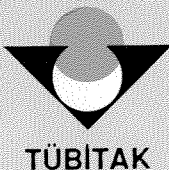


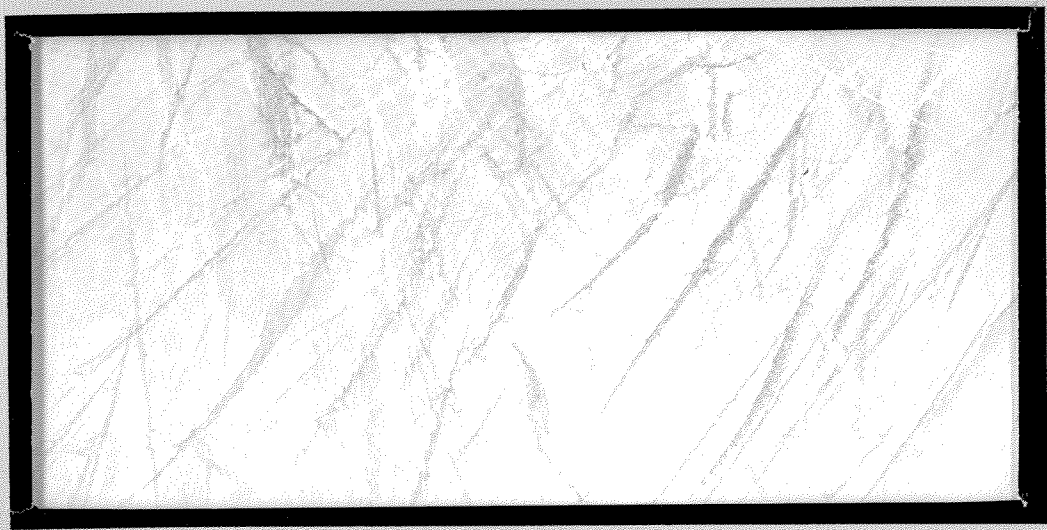
DUP

1997-1405



TÜRKİYE BİLİMSEL VE
TEKNİK ARAŞTIRMA KURUMU

THE SCIENTIFIC AND TECHNICAL
RESEARCH COUNCIL OF TURKEY



**Makina, Kimyasal Teknolojiler, Malzeme ve İmalat Sistemleri
Araştırma Grubu**

**Mechanical Engineering, Chemical Technologies, Material
Sciences and Manufacturing Systems Research Grant
Committee**

**ŞEKİL BELLEKLİ CuZnAl ALAŞIMLARININ
ÜRETİM VE KARAKTERİZASYONU**

PROJE NO : MİSAG-72

**PROF.DR. ŞAKİR BOR
DOĐ.DR. ALİ KALKANLI
ELİF TARHAN
GAMZE SARANLI
YUSUF ZİYA KARABAY
ALTAY ÖZAYGEN**

**ŐUBAT 1998
ANKARA**

İÇİNDEKİLER

ÖZ	i
ABSTRACT	ii
Şekil Listesi	iii
Çizelge Listesi	vii
1. GİRİŞ	1
1.1. Konu ve Amaç	1
1.2. İncelenen Parametreler	2
1.3. Projenin Değerlendirilmesi	3
2. GELİŞME	5
2.1. TEORİK ESASLAR	5
2.1.1. Martensitik Dönüşümler	5
2.1.2. Şekil Bellek Etkisi	9
2.1.3. Süperelastik Davranış	18
2.1.4. Çift Yönlü Şekil Bellek Etkisi	22
2.1.5. CuZnAl Şekil Bellekli Alaşımlar	25
2.1.6. Şekil Bellek Davranışının Mekaniği	30
a. Kısıtsız Şekil Bellek Davranışı	30
b. Gerilim Üretimi	31
c. İş Üretimi	33
2.1.7. Uygulamalar	35
2.2. YÖNTEM	38
2.2.1. CuZnAl Şekil Bellekli Alaşımların Üretim Yöntemi	38
2.2.2. Şekillendirme Çalışmaları	40
a. Sıcak Dövme	40
b. Tel Çekme	40
2.2.3. Burma Test Cihazı	42
2.2.4. CuZnAl Alaşımlarının Karakterizasyonu	50
a. Şekil Bellek Davranışının Karakterizasyonu	50
b. Yapısal Karakterizasyon	55
2.3. BULGULAR	58
2.3.1. Üretim Yöntemi ve Üretilen Alaşımlar	58
2.3.2. Tane İnceltme Çalışmaları	58
2.3.3. Yapısal Çalışmalar	65
a. Isıl İşlem Çalışmaları ve Faz Eğrilerinin Belirlenmesi ..	65
b. Geçirimli Elektron Mikroskop (TEM) Sonuçları	69
2.3.3. Şekil Bellek Deneyleri	73
a. Serbest Geri Dönüşüm	73
b. Kısıtlanmış Geri Dönüşüm	87
c. Süperelastisite	95
3. SONUÇ ve ÖNERİLER	98
REFERANSLAR	101
BİBLİYOGRAFİK BİLGİ FORMU	

ÖNSÖZ

TÜBİTAK MİSAG-72 projesi çerçevesinde ODTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde gerçekleştirilen “Şekil bellekli CuZnAl Alaşımlarının Üretimi ve Karakterizasyonu” konulu çalışmaya sağladıkları destekten dolayı TÜBİTAK’a ve ODTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü’ne teşekkür ederiz.

Şekil Listesi

Şekil	Sayfa
2.1.1. Bain tarafından önerilen demir esaslı alaşımlarda görülen FCC→BCC (BCT) martensit dönüşümü için kafes ilişkisi ve çarpılması (Cohen ve Wayman, 1981).	5
2.1.2. Şematik olarak a) kafes çarpıtıcı ve b) düzenlenme yer değiştirmeleri. (Cohen, Olson ve Clapp, 1979)	6
2.1.3. Martensit dönüşümünde (a) ikizlenme ve (b) dislokasyon kayması sonucunda oluşan inhomojen kafes değiştirmeyen kaymanın şematik gösterimi.	7
2.1.4. Termoelastik olan (AuCd) ve olmayan (FeNi) martensit dönüşümleri için sıcaklık döngülerinin karşılaştırması (Kaufman ve Cohen, 1958).	8
2.1.5. Şekil bellekli bir alaşımda martensit dönüşümü sürecinde özelliklerin sıcaklıkla değişiminin şematik gösterimi (Perkins, 1981)	10
2.1.6. Şematik olarak dört martensit plakasından oluşan bir grubun kendini rahatlatıcı sistemle oluşumu. Oklar kayma yönlerini gösterir, indisler ise BCC kafesine aittir (Warlimont ve Delaey, 1974).	11
2.1.7. (01-1) β_1 plaka grubunda dört martensit varyantı arasındaki kristalografik ilişkiler (a) 18R (9R) ve (b) 2H. Kalın çizgiler varyantlar arasındaki sınırları, ince çizgilerse taban düzlemlerini göstermektedir (Saburi ve Wayman, 1979).	12
2.1.8. bellekli bir alaşımda deformasyon mekanizması ve varyant oluşumu.	13
2.1.9. Bir TiNi alaşımının deformasyon ve bellek davranışını gösteren üç boyutlu Gerilim-Gerinim-Sıcaklık şeması (Wayman ve Duerig, 1990)	14
2.1.10. β_2 tipinde (B2) ana fazdan üretilen katmanlı martensit yapısındaki sıkı paket düzlemlerinin üç tipi (Shimizu ve Tadaki, 1984).	15
2.1.11. β_1 tipinde (DO ₃) ana fazdan üretilen katmanlı martensit yapısındaki sıkı paket düzlemlerinin altı tipi (Shimizu ve Tadaki, 1984).	16
2.1.12. Çeşitli katmanlanma sıralamalarına sahip uzun katmanlı düzenli martensit yapıları. (Tarhan, 1996)	17
2.1.13. bellek ve süperelastik davranışın görülebildiği bölgelerin gerilim gerinim eğrisi üzerinde şematik gösterimi (Shimizu ve Tadaki, 1984)	18
2.1.14. Süperelastik davranışın şematik gerilim - gerinim eğrisi (Delaey, Krishnan ve Tas, 1974).	20
2.1.15. Çift yönlü bellek özelliğinin elde edilmesinde kullanılan eğitim yöntemlerinin şematik gösterimi (Perkins, 1981).	24
2.1.16. Cu-Zn ikili sistemi (Shimizu ve Tadaki, 1984).	26
2.1.17. Cu-Zn-Al üçlü sisteminin faz eğrisinin %6 Al kesiti (Shimizu ve Tadaki, 1984).	26
2.1.18. Cu-Zn-Al alaşımlarında kompozisyon ve dönüşüm sıcaklıkları arasındaki ilişki (Shimizu ve Tadaki, 1984).	27

2.1.19.	DO ₃ yapısından 18R martensit yapısına olan yapısal değişimin şematik modeli: (a) (101) _{DO3} düzlemlerinin dönüşüm öncesi sıralanmaları, (b) (001) düzlemleri ve [-100] _{DO3} yönü boyunca olan tekbiçimli kafes kayması, 18R yapısının her üç tabakada bir (001) düzlemi ve [-100] _{DO3} yönü boyunca 3R yapısının kayması sonucu oluşumu, (d) Tekbiçimli kaydırılmış yapı ile 18R yapısına yakınsama, (e) Ortorombik eksene göre 18R katmanlanma sıralanması (Kajiwara, 1976).	29
2.1.20.	Serbest geri dönüşüm davranışının gerilim-gerinim ve gerinim-sıcaklık eğrileri (Proft ve Duerig, 1990).	30
2.2.21.	Kısıtlı geri dönüşüm davranışının şematik gerilim-gerinim-sıcaklık eğrileri (Proft ve Duerig, 1990).	32
2.2.22.	Ağırlık asılı bir yayın ısıtılması sonucu ağırlığın kaldırılması ve iş üretimi.	33
2.2.24.	Tipik bir uyarıcı mekanizmanın büyük yüke (σ_H) karşı toparlaması ve düşük yükte (σ_L) soğuma esnasında yeniden kurulması; sonuçta oluşan net iş çıktısı (taralı alan) görülmektedir.	35
2.2.1.	SMA6 alaşımının CuZnAl faz diagramındaki yeri ve ısıl işlem sıcaklığı.	41
2.2.2.	İmal edilen burma test cihazının yandan görünüşü.	43
2.2.3.	İmal edilen burma test cihazının üstten görünüşü.	44
2.2.4.	İmal edilen burma test cihazının numune tutucularının ayrıntısı.	45
2.2.5.	Yük ölçer kalibrasyon eğrisi.	46
2.2.6.	Burulma miktarı ölçüm sisteminin şematik gösterimi.	47
2.2.7.	Voltaj bölücü devre.	47
2.2.8.	Burulma miktarı kalibrasyon eğrisi.	48
2.2.9.	Sıcaklık kalibrasyon eğrisi.	49
2.2.10.	Martensitik alaşımlarda ($T_d = RT < M_f$) uygulanan, 1. ve 2. tip deneylerin şematik gösterimi.	52
2.2.11.	Martensitik alaşımlarda ($M_f < T_d < M_s$) uygulanan 1. ve 2. tip deneylerin şematik gösterimi.	53
2.2.12.	Uygulanan kısıtlı bellek davranışı deneyinin şematik gösterimi.	54
2.3.1.	Dağlanmamış AlTiB ₂ numunesinin Tarama Elektron Mikroskop fotoğrafı.	60
2.3.2.	Toz numune üzerinde yapılan X-ışını çalışması.	60
2.3.3.	Titanyum miktarına bağlı olarak tane büyüklüğünün değişimi.	61
2.3.4.	Tane boyutunun sıcak dövme işlemi pasolarına göre değişimi.	62
2.3.5.	Karşılaştırmalı olarak farklı alaşımlarda ortalama tane boyutunun sıcak dövme işlemi pasolarına göre değişimi.	63
2.3.6.	Birinci paso atlanarak ve atlanmayarak yapılmış sıcak dövme işleminde tane boyutunun değişimi.	64
2.3.7.	CuZnAl üçlü faz diyagramınının 3% Al kesiti ve örnek mikroyapılar.	66

2.3.8.	CuZnAl üçlü faz diyagramının 4.5% Al kesiti ve örnek mikroyapılar.	67
2.3.9.	CuZnAl üçlü faz diyagramının 5% Al kesiti ve örnek mikroyapılar.	68
2.3.10.	Ana yapıda düzenli bölge sınırları. (a) $R = \frac{1}{4}\langle 111 \rangle$ $g=(111)$, Karanlık Alan, X68000, (b) $R = \frac{1}{2}\langle 100 \rangle$, $g=(222)$, Karanlık Alan, X68000.	71
2.3.11.	Ana yapıda yönlenmiş kumlu mikroyapı, KA, X68000.	71
2.3.12.	Martensit fazında düzenli bölge sınırları, KA, X 18000.	71
2.3.13.	Su verilerek oluşturulan mızrak ucu şeklinde martensit, AA, X 20000.	72
2.3.14.	Martensitlerin iç yapısı. (a) Düzlemsel düzenli bölge sınırları, KA, X 34000, (b) Düzenli bölge sınırları, KA, X 34000, ve (c) İkizler, KA, X 340000.	72
2.3.15.	Gerilim altında oluşturulmuş martensit fazı. (a) Martensit bantları, KA, X 27000, (b) Dizilim hataları, KA, X 10000.	72
2.3.16.	A. Oda sıcaklığında martensit fazında olan V7 alaşımının bellek davranışının döngüsel yükleme ile ile değişimini gösteren Gerilim-Gerinim eğrileri.	74
	B. Oda sıcaklığında martensit fazında olan V7 alaşımının bellek davranışının döngüsel yükleme ile değişimini gösteren Gerilim-Sıcaklık eğrileri.	75
	C. Oda sıcaklığında martensit fazında olan V7 alaşımının bellek davranışının döngüsel yükleme ile değişimini gösteren Gerilim-Gerinim-Sıcaklık eğrileri	76
2.3.17.	A. Oda sıcaklığında martensit ve beta fazında olan TB15 alaşımının bellek davranışının döngüsel yükleme ile ile değişimini gösteren Gerilim-Gerinim-Sıcaklık eğrileri.	77
	B. Oda sıcaklığında martensit ve beta fazında olan TB15 alaşımının bellek davranışının döngüsel yükleme ile ile değişimini gösteren Gerilim-Gerinim eğrileri.	78
	C. Oda sıcaklığında martensit ve beta fazında olan TB15 alaşımının bellek davranışının döngüsel yükleme ile ile değişimini gösteren Gerilim-Sıcaklık eğrileri	79
2.3.18.	Oda sıcaklığında martensit olan alaşımın (V7) 1.51% (*), 2%(+) sabit gerinim(1.tür) deneylerinde, (a) Toplam gerinim , (b) Çift yönlü bellek gerinimi, (c)Af üzerine ısıtılarak geri kazanılan gerinim (d) Geri kazanılamayan gerinimin döngüsel yükleme ile değişimi.	80
2.3.19.	Oda sıcaklığında martensit olan alaşımın (V7) 1.5% (*), 2%(+) sabit gerinim(2.tür) deneylerinde, (a) Toplam gerinim , (b) Çift yönlü bellek gerinimi, (c)Af üzerine ısıtılarak geri kazanılan gerinim (d) Geri kazanılamayan gerinimin döngüsel yükleme ile değişimi.	81
2.3.20.	Oda sıcaklığında martensit olan alaşımın (V7) 200 MPa(*), 250 MPa(+), 300 MPa(o) sabit gerilim (3.tür) deneylerinde, (a) Toplam gerinim, (b) Çift yönlü bellek gerinimi, (c)Af üzerine ısıtılarak geri kazanılan gerinim (d) Geri kazanılamayan gerinimin döngüsel yükleme ile değişimi.	82
2.3.21.	Oda sıcaklığında beta + martensit (TB15) olan alaşımın 1.08% (*), 1.51% (+), 2% (o) sabit toplam gerinim deneylerinde (1.tür), (a) Toplam gerinim (b) Yük boşaltma sırasında superelastik gerinim, (c) Af üzerine ısıtılarak geri kazanılan	83

- gerinim (d) Geri kazanılamayan gerinimin döngüsel yüklemeye ile değişimi.
- 2.3.22.** Oda sıcaklığında beta + martensit (TB15) olan alaşımın 1.08% (*), 1.51% (+), 2% (o) sabit toplam gerinim deneylerinde (2.tür), (a) Toplam gerinim (b) Yük boşaltma sırasında superelastik gerinim, (c) Af üzerine ısıtılarak geri kazanılan gerinim (d) Geri kazanılamayan gerinimin döngüsel yüklemeye ile değişimi. **84**
- 2.3.23.** Oda sıcaklığında beta + martensit (TB15) olan alaşımın 200MPa (*), 250MPa (+), 300MPa (o) sabit toplam gerinim deneylerinde (3.tür) (a) Toplam gerinim (b) Yük boşaltma sırasında superelastik gerinim, (c) Af üzerine ısıtılarak geri kazanılan gerinim (d) Geri kazanılamayan gerinimin döngüsel yüklemeye ile değişimi. **85**
- 2.3.24.** Martensit fazında iken 308 MPa gerilim ile deforme edilen alaşımın ısıtma sırasında (b) 42, (c) 83, (d) 125, (e) 167, (f) 208, (g) 250 Mpa yüklere karşı geri dönüşüm miktarlarının birinci, altıncı ve onikinci döngü sırasında değişimini gösteren gerilim-gerinim-sıcaklık eğrileri. İlk grafik (a) sabit gerilime, son grafik (h) ise sabit gerinime deformasyon sonrasında yüksüz olarak geri dönüşüm davranışını göstermektedir. **88**
- 2.3.25.** A. Yüksüz olarak geri dönüşüm davranışına ilişkin ilk, orta ve son döngülerdeki gerilim-gerinim ve gerinim-sıcaklık izdüşüm grafikleri. **90**
- B. 20 kg yük altında geri dönüşüm davranışına ilişkin ilk, orta ve son döngülerdeki gerilim-gerinim ve gerinim-sıcaklık izdüşüm grafikleri. **91**
- 2.3.26.** Çeşitli karşı yükler altında geri kazanılan geriniminin döngü sayısı ile değişimi. **92**
- 2.3.27.** Çift yönlü bellek özelliğinin karşı yük ve döngü sayısı ile değişimi. **93**
- 2.3.28.** Yük altında ısıtma sonucu geri dönüşüm sırasında İş üretiminin karşı yük ve döngü sayısı ile değişimi. **94**
- 2.3.29.** Karşı yük altında kazanılan gerinimin sıcaklıkla değişimi. **94**
- 2.3.30.** Superelastik GM5 alaşımının 45 C sıcaklıkta (a) birinci, (b) beşinci, (c) onuncu, ve (d) onbeşinci döngü sırasındaki gerilim-gerinim eğrileri. **95**
- 2.3.31.** 45 °C'de 15 döngü sonucu eğitilmiş olan GM5 alaşımının dört değişik sabit gerilim altında ısıtıldığında geri kazanılan gerinimin sıcaklıkla değişimi. **96**
- 2.3.32.** 45 °C'de 15 döngü sonucu eğitilmiş olan GM5 alaşımının dört değişik sabit gerinim durumunda ısıtıldığında oluşan gerilimin sıcaklıkla değişimi. **97**

Çizelge Listesi

Çizelge	Sayfa
2.2.1. Üretilen alaşımların kompozisyonları ve oda sıcaklığı fazları.	3
2.2.2. Sıcak dövme işleminde uygulanan kademeler arası alan daralma miktarları.	4
2.2.3. Serbest geri dönüşüm özelliklerini belirlemede kullanılan alaşımlar.	5
2.2.4. Şekil 2.2.10 ve 2.2.11'de şematik olarak gösterilen mekanik deney parametrelerinin tarifleri.	5
2.2.5. Süperelastik özelliğin belirlenmesinde kullanılan alaşımlar.	5
2.2.6. Süperelastik malzemelerin 15 eğitim döngüsüne tabii tutuldukları sıcaklıklar.	5
2.2.7. Mikroyapı karakterizasyonu ve faz diagramı çalışmalarında kullanılan alaşımlar.	5
2.3.1. Üretilen alaşımlar, kompozisyonları ve oda sıcaklığı fazları.	5
2.3.2. Kullanılan alaşımlara ait ısıtım sıcaklıkları ve denk gelen mikroyapılar.	6
2.3.3. CuZnAl alaşımları ve DO ₃ yapısına ait kafes parametreleri.	7

ÖZ

Şekil bellekli CuZnAl alaşımları, ticari saflıktaki malzemelerden ve tane inceltici TiB₂ katkısı ile atmosfere açık indüksiyon ocağında üretilmiştir. Üretilen alaşımlar 22 mm başlangıç çapından 4.75 mm çapa sıcak dövülerek şekillendirilmişlerdir. CuZnAl üçlü faz diagramının % 3, 4.5, 5 Al için ikili kesitleri oluşturulmuştur. Alaşımların içyapıları geçirimli elektron mikroskopunda incelenmiş ve ana fazın düzenli DO₃ yapısında olduğu belirlenmiştir. Düzenli ana fazın, Ms sıcaklığının altına soğutulduğunda veya gerilim uygulandığında 18R1 martensit yapısına dönüştüğü gözlenmiştir. Alaşımların şekil bellek davranışı değişen gerilim, gerinim ve sıcaklık parametreleri olarak özel olarak tasarlanmış ve üretilmiş bir burma test cihazında belirlenmiştir. Döngüsel yüklemenin şekil bellek davranışına etkisi serbest geri dönüşüm, kısıtlı geri dönüşüm ve süperelastiklik deneyleri ile çalışılmıştır. Döngü sonucunda, geri kazanılamayan ve şekil bellek davranışının verimini belirleyen kalıcı gerinimin hızla azalarak sifıra ulaştığı, çift yönlü şekil bellek özelliğinin oluştuğu, süperelastik davranışın kararlılaştığı ve iyileştiği gözlenmiştir. Şekil bellek ve süperelastiklik uygulama tasarımlarında kullanılabilen kısıtlanmış geri dönüşüm verileri sunulmaktadır.

Anahtar kelimeler: CuZnAl şekil bellekli alaşımları, tane inceltme, düzenlenme, martensit, TEM, şekil bellek davranışı, döngüsel yükleme, burma deneyi, çift yönlü şekil bellek etkisi, iş üretimi.

ABSTRACT

CuZnAl shape memory alloys have been produced from commercially pure elements in an induction furnace with TiB_2 addition as grain refiner and then hot swaged from diameter of 22 mm to 4.75 mm. Pseudo-binary sections of CuZnAl ternary phase diagram for 3, 4.5, 5 %Al were constructed metallographically and microstructure of the produced CuZnAl alloys were characterized by Transmission Electron Microscopy. Electron diffraction studies revealed that in all the investigated CuZnAl shape memory alloys parent phase have ordered DO_3 structure that transforms into $18R_1$ Long Period Stacking Order Martensite structure either after quenching below M_s to form Thermally Induced Martensite, or under external stresses to form Stress Induced Martensite. Shape memory behaviour of these alloys was determined in a specially designed and constructed torsion testing machine for parameters of varying stress, strain and temperature. The effect of cyclic deformation on shape memory behaviour was studied through the experiments of free recovery, constrained recovery and pseudoelasticity. Cyclic deformation was observed to decrease the strain remaining after shape recovery by heating, which represents the efficiency of shape memory behaviour, rapidly to zero, to constitute an effective training schedule for the development of two-way shape memory behaviour and to stabilize and improve the superelastic behaviour. Constrained recovery data that may be employed in the design of shape memory and pseudoelastic applications as actuators and work production devices are also presented.

Keywords: CuZnAl Shape Memory Alloys, Grain Refinement, Ordering, Martensite, TEM, Shape Memory Behaviour, Cyclic Deformation, Torsion Testing, Two-way Shape Memory Effect, Work Production.

GİRİŞ

1.1. KONU, AMAÇ ve KAPSAM:

TÜBİTAK MİSAG-72 çerçevesinde gerçekleştirilen projenin konusu şekil bellekli Cu-Zn-Al alaşımlarının üretimi ve karakterizasyonudur.

Yüksek teknoloji malzemeleri olarak kabul edilen şekil bellekli alaşımlar robotik uygulamaları, hassas boru bağlantı elemanları, termomekanik uyarıcılar gibi endüstriyel uygulamaları, tıp ve dişçilik uygulamaları ve son olarak da oyuncak sanayiindeki kullanımlarıyla geniş bir ticari uygulama yelpazesine sahiptirler. Ne yazık ki ülkemizde bu alaşımların üretimi bir yana kullanımı bile yok denecek kadar azdır. Bunun nedenleri kanımızca know-how maliyetlerinin yüksek olması ve ülke içinde yeterli bilgi birikiminin olmamasıdır. Yapılan ön çalışmalar bu alaşımların orta ölçekli sanayi tesislerinde önemli yatırımlar gerektirmeden üretilebileceğini ancak üretim parametrelerinin belirlenmesi gerektiğini gösterdiğinden bu proje çerçevesinde çalışmalara başlanmıştır. Alaşımların uygulamaya sokulabilmesi için ise davranışlarının karakterize edilmesi gerekmektedir. Bu alaşımların ilk etapta termomekanik uyarıcı, hassas boru bağlantı elemanları ve oyuncak sanayiinde kullanılması, daha sonraki aşamada ise savunma sanayii, robotik ve akıllı yapı elemanları olarak uygulama alanı bulabileceği düşünülmüştür. Özetle, projenin amacı şekil bellekli Cu-Zn-Al alaşımlarına ilişkin özellikle üretime ve kullanıma yönelik bilgi birikimini sağlamak üzere deneysel çalışmalar yapmak, alaşımların üretim parametrelerini optimize etmek ve karakterizasyon yöntemlerini belirlemektir.

Proje kapsamında, öncelikle çeşitli kompozisyonlarda CuZnAl şekil bellekli alaşımların döküm yöntemlerini geliştirme üzerine çalışmalar yapılmış, alaşımların klasik yöntemlerle atmosfere açık endüksiyon ocağında dökülebileceği ancak alaşım temizliğinin şekil bellek etkisi ve süperelastik davranış üzerinde önemli etkileri olduğu görülmüştür. En önemli parametrelerden biri olan tane boyutu için tane inceltme yöntemleri belirlenmiştir. Üretilen alaşımların iç yapı ve şekil bellek özellikleri göz önüne alınarak homojenizasyon ve şekillendirme parametreleri belirlenmiş ve şekillendirme işlemi swaging ve tel çekme çalışmaları şeklinde sürdürülmüştür. Alaşımların karakterizasyonu ve üretim yöntemlerinin uygunluğunu belirlemede kimyasal analiz (spektral analiz), ısıl farklılık analizi (DTA), X-

ışınları kırınımı, optik ve elektron mikroskopi yöntemleri kullanılmıştır. Alaşımların şekil bellek ve süperelastik davranışlarının karakterize edilebilmesi için bir burma test cihazı geliştirilmiş ve çeşitli deneylerle malzeme davranışı karakterize edilmeye başlanmıştır.

Ülkemizde şekil bellekli alaşımlar üzerinde yürütülen kapsamlı bir deneysel çalışma mevcut değildir. Yurt dışında ise belirli merkezlerde şekil bellekli alaşımlar üzerinde çalışmalar sürmektedir. Bunlar arasında Osaka University (Japan), Tsukuba University (Japan), Kansai University (Japan), University of Illinois (USA), Stanford University (USA), Katholieke Universiteit Leuven (Belgium), Raychem Corp., CA (USA) ve Memory Metals, Connecticut (USA) sayılabilir.

1.2. İNCELENEN PARAMETRELER:

Bakır esaslı şekil bellekli alaşımların üretim ve karakterizasyonunu konu alan ve saf metallere başlayarak mühendislik kullanımına hazır ileri malzemeler grubunda kabul edilen bir ürün amaçlayan böylesine kapsamlı bir çalışmada dikkate alınan ve incelenen parametreleri bir liste halinde vermek pek kolay olmasa da aşağıda böyle bir girişimde bulunmaktadır:

1. Üretim parametreleri
 - a. Ergitme ve döküm parametreleri (döküm sıcaklığı, kalıp sıcaklığı, ergitme hız ve süresi, cüruf yapıcı örtüler, gaz giderici katkılar, katkı miktarları, süreleri sıraları, filtreler, girdilerin hazırlanması...)
 - b. Tane boyutunun kritikliği açısından tane inceltici katkılar, miktarları uygulama yöntemleri...)
 - c. Alaşımın kimyasal bileşim ve dönüşüm sıcaklıklarını kontrol yöntemleri
2. Şekillendirme parametreleri
 - a. Swaging sıcaklığı
 - b. Pasolar arası deformasyon ve bu deformasyon miktarının tane boyutuna etkisi
 - c. Swaging esnasındaki burulmanın giderilmesi için yöntem geliştirme
 - d. Tel çekme sıcaklığı
 - e. Malzemenin iç yapısı ve fazları.
3. Şekil Bellek Davranışın parametreleri
 - a. Sıcaklık

- b. Gerilim
- c. Gerinim
- d. Döngü sayısı
- e. Isıtma, soğutma, yükleme hızları.
- f. İç yapının etkisi

4. Yapısal parametreler

- a. Isıl işlem sıcaklıkları
- b. Alüminyum miktarlarının faz eğrilerine etkisi
- c. İç yapısal parametreler (10-100000 büyütme aralığında)

1.3. PROJENİN DEĞERLENDİRİLMESİ:

Yürütülen proje çerçevesinde alaşım hazırlama ve şekillendirme çalışmaları belli bir standarda oturtulmuş, optimum ergitme, döküm ve şekillendirme yöntemleri belirlenmiştir. Tel çekme işleminin ancak iki fazlı bölgede mümkün olduğu ve tel çekme için optimum şartlar belirlenmiş ancak tel çekmenin 12 ayrı paso kullanma, her pasoda kalıp değiştirme, kalıba girebilmesi için tel ucunun asitle inceltilmesi ve ara tavlar gerektirdiği düşünülürse laboratuvar şartlarında tel çekmenin pratik yapılabilirliği olamadığına karar verilmiştir; Aynı zamanda tasarlanan hadde aletinin alımı finansal yetersizlik ve üretici firmadan kaynaklanan sebeplerden dolayı gerçekleştirilememiştir. Bu sebeplere bağlı olarak üretilen alaşımların karakterizasyonunun öngörüldüğü şekilde teller üzerinde değil de swage edilmiş çubuklar üzerinde yürütülmesine karar verilmiştir. Bu yüzden tel çekme çalışmalarına ara verilmiştir. Bir burma test cihazı tasarlanmış ve ODTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü bünyesinde imal edilmiştir. Alaşımların Şekil Bellek ve Süperelastik davranışları kullanılan parametrelerin çeşitli deney grupları çerçevesinde düzenlenmeleriyle karakterize edilmiştir. Mekanik deneylere Projenin zaman takvimine göre altı aylık bir gecikme ile başlanmış ancak final raporuna değin bu gecikme telafi edilerek mekanik karakterizasyon çalışmaları tamamlanmıştır. Bu gecikmede, yaz aylarında bölüm teknisyenlerinin yıllık izinlerini kullanmaları ve proje personelindeki değişimler etken olmakla birlikte temel neden kalıcı olmasına karar verilen burma test cihazının olabildiğince pratik, kolay ve çabuk kullanımlı olması için harcanan fazladan çaba ve zamandır. Yapısal karakterizasyon çalışmalarına 12. ayda başlanması planlanmış olmasına rağmen şekillendirme ve tel çekme aşamalarında karşılaşılan sorunlar ve bunlara çözüm arayış çabaları sebebiyle bu arada zamanı

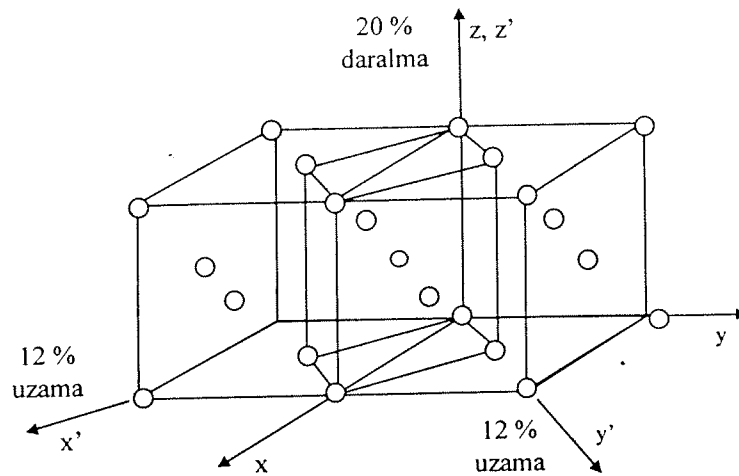
değerlendirme düşüncesiyle yapısal incelemelere erken başlanma gereği doğmuştur. Üretilen alaşımların optik ve elektron mikroskoplarda ve X-ışınları kırınımı ile incelenmeleri ve karakterize edilmeleri sonuçlandırılmıştır. TUBİTAK MAM ve ODTÜ Kimya Mühendisliği Bölümünde yürütülmesi tasarlanan Isıl Analiz (DTA, DSC) çalışmalarından ise tahmin edilebilecek nedenlerle beklenen verim elde edilememiş ve bu projenin en önemli eksikliğini oluşturmuştur. TEM'de yaşlanma olgusunun incelenme çalışmalarına başlanmış ancak konunun çok kapsamlı olması ve proje süresinin kısıtlılığı nedeniyle bir başka projenin konusu olarak çalışılması uygun görülmüştür.

2. GELİŞME

2.1. TEORİK ESASLAR

2.1.1. MARTENSİTİK DÖNÜŞÜMLER:

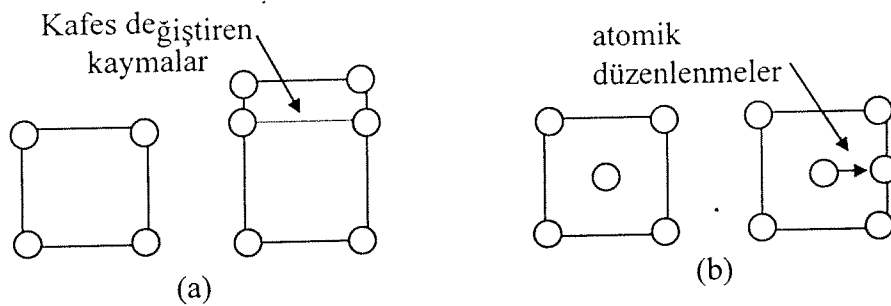
Martensitik dönüşümler birinci derece reaksiyon davranışı gösteren katı hal yapısal değişimleridir. Uzun erimli atomik yayılım içermeyen, kayma benzeri atomik yer değiştirmelerle oluşan ve yer değiştirici (displacive) dönüşümler olarak adlandırılan, kinetik ve morfolojileri kayma kaynaklı gerinim enerjilerince belirlenen değişimlerdir. Yer değiştirici yapısal değişimlerde atomlar koordineli bir şekilde yer değiştirirler. Bir başka deyişle, atomlar organize olarak komşu atomlara göreceli olarak hareket ederler ve bu hareket düzeni dolayısıyla askeri dönüşümler olarak da bilinirler. Genellikle bu yer değiştirmeler homojen kafes deformasyonu, atom düzenlenmeleri (shuffles), inhomojen deformasyon ve kafes rotasyonu işlemlerinin kombinasyonu olarak tariflenebilir. Kafes deformasyonunda, atomların koordineli yer değiştirmeleri homojen olarak bir Bravais kafesi diğerine dönüştürür. Kristal yapı değişimini sağlayan kafes deformasyonu saf deformasyondur ve Bain çarpılması olarak adlandırılır. Ana faz ve üretilen fazlar arasındaki kafes uygunluğu Bain çarpılması ile canlandırılabilir. Şekil 2.1.1 Bain (Bain, 1924) tarafından önerilen kafes çarpılmasını demir esaslı alaşımlarda görülen FCC→BCC (BCT) martensit dönüşümü için vermektedir. Ana fazın içinde daha koyu çizgilerle belirtilen kafes hücresi homojen kafes deformasyonu sonrası martensit fazının birim hücresi haline gelir. Ana çarpılmalar x' , y' , ve z' yönlerinde gösterilmiştir. Diğer taraftan, Şekil 2.1.2'de şematik olarak gösterilen atom düzenlenmeleri atomların birim kafes içindeki koordineli yer değiştirmeleridir ve kafes yapısını



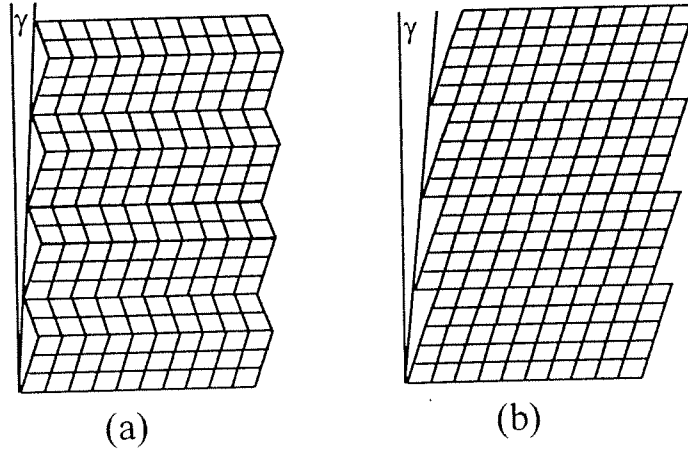
Şekil 2.1.1. Bain tarafından önerilen demir esaslı alaşımlarda görülen FCC→BCC (BCT) martensit dönüşümü için kafes ilişkisi ve çarpılması (Cohen ve Wayman, 1981).

değiştirebilirler fakat homojen kafes çarpıltıcı gerinim yaratmazlar. Martensitik reaksiyonların kafes çarpıltıcı doğalarından, yaratılan gerinim enerjilerinin, bekleneceği şekilde, önemli sonuçları vardır.

Martensit oluşumunda, martensit ile ana faz arasında hiç bir değişime uğramayan bir ara-düzlem olmalı ki şekil değişimi, değişmeyen düzlem gerinimi (invariant plane strain) olsun. Matematiksel olarak, değişmeyen düzlem gerinimi, herhangi bir noktanın yer değiştirmesinin tek bir yönde ve değişmeyen düzlemden uzaklığı ile orantılı olduğu homojen bir çarpılmadır ve martensitik dönüşümlerin kristalografik teorisinin temelini oluşturur. Eğer şekil deformasyonu değişmeyen düzlem deformasyonu ise ve habit düzlemi değişmeyen düzlem olursa, gerinim enerjisi minimum değerine azaltılmış olur. Martensit kafesini oluşturan Bain gerinimi, değişmeyen düzlem gerinimi olmadığı için dönüşüm sırasında saf Bain gerinimine ek olarak, dönüşüme eşlik edecek fakat martensit kafesinde ilave çarpılmalar yaratmayacak ve sonlanan tüm bu gerinimlerin değişmeyen düzlem gerinimi olmasını sağlayacak mekanizmalar gereklidir. Bu, dislokasyon kayması ya da ikizlenme gibi kafes değiştirmeyen deformasyon (homojen olmayan kayma) ile gerçekleşir. Söz konusu ek deformasyonun kafes değiştirmeyen özellikte olması gerekli kafes değişimin Bain çarpılması ile tamamlanmış olması nedeniyledir. Şekil 2.1.3'de şematik olarak sırasıyla martensit plakalarındaki iç ikizlenme ve iç kayma ile olan homojen olmayan kafes değiştirmeyen kayma gösterilmektedir. Kafes değiştirmeyen kaymadan sonraki rahatlamaya rağmen, genellikle belirli bir şekil deformasyonu, γ , mevcuttur ve bu bir şekilde etrafını çevreleyen ana fazla etkileşme sonucunda rahatlatılır. Eğer bu rahatlatma (accomodation) elastik deformasyon ile sağlanırsa, martensitik dönüşüm termoelastik olur. Ancak çoğu tipik durumda rahatlatma ana fazın plastik deformasyonu ile olur ve geri dönülebilirlik kaybedilir.



Şekil 2.1.2. Şematik olarak a) kafes çarpıltıcı ve b) düzenlenme yer değiştirmeleri. (Cohen, Olson ve Clapp, 1979)



Şekil 2.1.3. Martensit dönüşümünde (a) ikizlenme ve (b) dislokasyon kayması sonucunda oluşan inhomojen kafes değişirmeyen kaymanın şematik gösterimi.

Martensitik dönüşümlerin yayınmasız olmaları atomların hareketlerinin rastgele olmadığı ve yapısal dönüşüm sırasında atomların ara yüzeyden rastgele zıplamalar yapmadıkları anlamına gelir. Sonuç olarak, ana fazda görülen bileşim, atomik düzen ve kafes hataları aynen üretilen martensit fazına aktarılır (Cohen ve Wayman, 1981).

Martensit plakaları arasındaki ara-yüzey uyumlu (coherent) ya da yarı-uyumlu özel yüzeylerdir. Bunların yüzey enerjileri küçüktür, yüksek hareketliğe sahiptirler ve genellikle hareketleri için ısı etkinleşme gerektirmezler (Roitburd ve Kurdjumov, 1979).

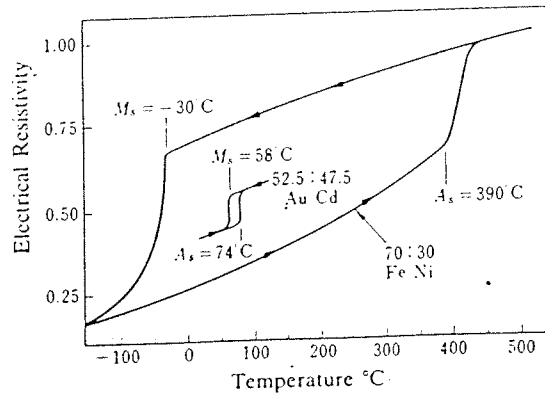
Genellikle, martensitik dönüşümlerin zamandan bağımsız ve ısıl olmadıkları (athermal), yani dönüşen martensit miktarının sadece dönüşüm sıcaklığının bir fonksiyonu olduğu söylenir. Ancak bazı alaşımlarda dönüşüm bir kuluçka süresinden sonra başlar ve martensit miktarı zamanla artar. Avrami kinetiğine uyan bu tür martensit dönüşümleri eşışıl dönüşümler olarak bilinir. Her iki tür dönüşümde de martensit kristalleri çekirdeklenmeden sonra çok yüksek bir hızla son boyutlarına ulaşır; farklılığı yaratan ise çekirdeklenme mekanizması ve kinetiğidir.

Martensit dönüşümlerinin şekil bellek etkisi açısından son derece önemli bir diğer özelliği de termoelastik davranıştır. Pek çok demir-dışı alaşım ve tüm demir dışı şekil bellekli alaşımlar termoelastik martensit dönüşümü gösterirler. Termoelastik martensit dönüşümlerinde dönüşüm-sıcaklık döngüsü termoelastik olmayanlara nazaran çok küçüktür. Bir başka deyişle, martensit ile ana faz arasındaki dönüşümün dönüşüm miktarı-sıcaklık eğrisi ısıtma ve soğutma sürecinde neredeyse aynı yolu takip eder; dönüşüm için gerekli olan, denge sıcaklığının altına soğutma veya üstüne ısıtma miktarları azdır. Bu da dönüşümü başlatmak

için gerekli Gibbs serbest enerjisinin az olduğunu, yani martensitleri oluşturmak için gerekli şekil geriniminin ve kayma miktarının az olması sonucunda dönüşüm sırasında aşılması gereken gerinim enerjisi artışının küçük olduğunu gösterir. Termoelastik martensitlerde azalan sıcaklıkla martensitler büyür ve ana faza geri dönüşü sağlayan ısıtma sırasında ise bu martensitler büzüşüp A_f sıcaklığına ulaşıldığında tamamen kaybolurlar. Termoelastik martensitlerin en belirgin karakteristiklerinden biri yukarıda belirtildiği gibi şekil gerinimlerinin (shape strains) son derece ufak olmasıdır. Bu sayede ana fazın elastik limiti aşılmaz, kalıcı plastik deformasyonlar yaratılmaz. Bunların aksine termoelastik olmayan martensitlerin sıcaklık döngüleri büyüktür, aşırı soğutma veya ısıtma gereksinimi ve kayma miktarları fazladır, şekil gerinimleri büyük olduğundan ana fazın elastik limiti aşılır ve kalıcı plastik deformasyonlar yaratılır ve bunun sonucunda ana faz-martensit sınırlarının hareketinde geri dönebilirlik özelliği gözlenmez.

Termoelastik olmayan alaşımlarda, dönüşüm sıcaklığı döngüsü (M_s - A_f) 400°C gibi oldukça büyük değerlerde iken, termoelastik alaşımlarda 15°C gibi çok küçük değerlerdedir. Şekil 2.1.4'de termoelastik olmayan (FeNi) ve termoelastik olan (AuCd) martensitik dönüşümler için sıcaklık döngüsünün karşılaştırması verilmiştir. Buradan engelleyici serbest enerjii aşp dönüşümü başlatmak için gerekli itme gücünün termoelastik alaşımlar için küçük değerleri için ise büyük olduğu anlaşılır.

Tüm martensitik dönüşümlerde ara yüzey enerjisi ihmal edilebilecek kadar küçük olduğundan ve termoelastik martensitlerde plastik defomasyon da ihmal edilebilir olduğundan dönüşüm sürecindeki toplam enerji değişimi itici gücü oluşturan Gibbs serbest enerjisi ve engelleyici elastik gerinim enerjisi terimleri ile karakterize edilebilir. Bu tür martensitlerde M_s altındaki sıcaklıklarda numune soğutuldukça martensit kristalleri büyür. Ancak kristaller belirli bir



Şekil 2.1.4. Termoelastik olan (AuCd) ve olmayan (FeNi) martensit dönüşümleri için sıcaklık döngülerinin karşılaştırması (Kaufman ve Cohen, 1958).

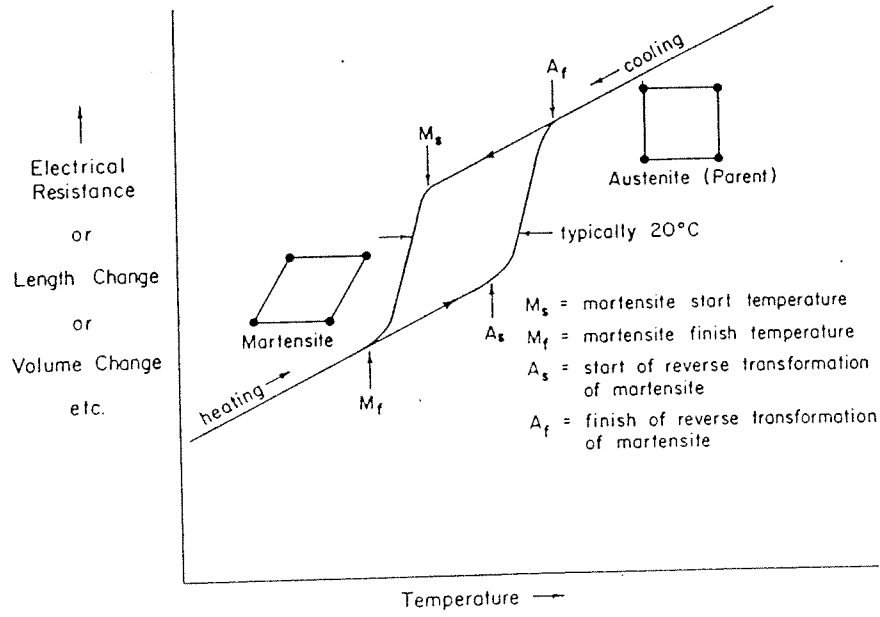
büyükliğe ulaşıncaya sıcaklığa bağlı Gibbs serbest enerjisindeki düşme, kristal boyutlarıyla orantılı olan elastik gerinim enerjisindeki artışı karşılayamaz olduğunda büyüme durur. Isıl ve elastik etkiler arasındaki bu denge ısilelastiklik (thermoelasticity) terimi ile ifade edilmiştir. Bir kez bu ısıl dengeye varıldığında, eğer numune ısıtılır veya soğutulursa ya da dışarıdan bir güç uygulanırsa bu ısıl denge bozulur ve martensit kristalleri bir kez daha ya büyümeye ya da büzülüp kaybolmaya başlar. Öte yandan, Termoelastik olmayan martensitlerde martensit kristalleri neredeyse anında son büyüklüklerine ulaşacak şekilde büyürler ve sıcaklık düştükçe daha fazla büyümeyebilirler. Bu tür martensit kristalleri ısıtılarak geri dönüşüme zorlandıklarında ana faza geri dönerler ancak martensit kristallerinin ana faz içinde çekirdeklenip büyümesine benzer şekilde geri dönüşümde de ana faz kristalleri martensit fazı içinde çekirdeklenip büyürler. Termoelastik dönüşümlerde ise martensit kristalleri çekirdeklendikten sonra, sıcaklık değişimlerine bağlı olarak ya büyürler ya büzülürler. Bu sebeple bunların termodinamik davranışları termoelastik olmayan dönüşümlerden çok farklıdır (Shimizu ve Tadaki, 1984).

Termoelastik martensitlerin geri dönüşümlilik özelliğinin temel sebebi kristal yapı değişimi ile ilişkilendirilen elastik gerinimlerin düşük olmasıdır. Böylelikle ana fazın elastik limiti aşılmaz ve kalıcı plastik deformasyonlar yaratılmaz. Bunun ötesinde martensit plakaları büyürken yaratılan gerinimler gruplar şeklinde yerleşen plaka oluşumları ile etkin bir biçimde giderilirler. Ayrıca, her plaka dönüşüm gerinimlerini rahatlatmak için kendi içinde ikizlenir ya da iç hatalar oluşturur (Perkins, 1981).

2.1.2. ŞEKİL BELLEK ETKİSİ:

Şekil bellek etkisi bazı malzemelerin ciddi deformasyonlar sonrasında bile ısıtıldıklarında ilk şekillerini hatırlama yeteneğidir. Düşük bir sıcaklıkta malzeme martensit fazında iken deforme edildiğinde, ısıtılana kadar bu malzemeler deforme edilmiş şekillerini korurlar. Isıtma ile birlikte deformasyon öncesi orjinal şekillerine geri dönerler. Şekil bellek etkisinin esası martensit fazına ve martensit fazından geriye olan dönüşümün mekanizması ve kolaylığıdır (Wayman ve Duerig, 1990). Şekil 2.1.5'de şekil bellekli bir alaşımda martensitik dönüşümü sırasında sıcaklıkla özellik değişiminin şematik çizimi verilmiştir.

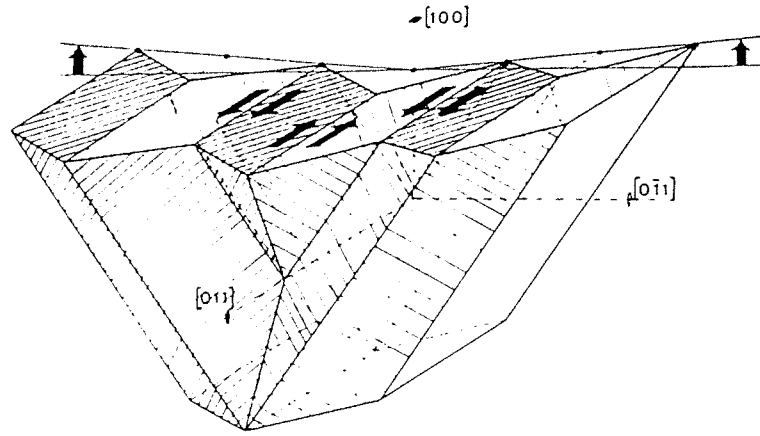
Şekil bellek etkisi 1950'li yılların başında ilk defa AuCd ve sonra InTl alaşımlarında görülmüştür. 1963 yılında ise TiNi alaşımında bulunmuştur. 1970 yılında şekil bellek etkisi CuAlNi alaşımında da gözlenmiş ve bu davranışın termoelastik martensitik dönüşümler gösteren alaşımlarda yaygın olduğu kesinleşmiştir. Bu etki daha sonra diğer bakır esaslı



Şekil 2.1.5. Şekil bellekli bir alaşımda martensit dönüşümü sürecinde özelliklerin sıcaklıkla değişiminin şematik gösterimi (Perkins, 1981)

düzlem indislerine sahip bu martensitler varyantlar olarak adlandırılırlar. Çok katmanlı düzenli martensit yapıların taban düzlemleri DO_3 ya da B2 ana fazlarından birinin $\{110\}$ düzlemlerinden birisidir ve dönüşüm sırasındaki kayma taban düzlemine paralel düzlemlerde $\langle 110 \rangle$ yönünde olur. Düzenli ana fazda 6 tane $\{110\}$ düzlemi ve her bir düzleme ait 2 tane mümkün olan kayma yönü vardır. Yani katmanlı düzlemlerin ve kayma yönlerinin mümkün olan 12 bileşimi ve her bileşim için iki tane mümkün kristalografik olarak denk, döndürülmemiş ve çarpıtılmamış habit düzlemi vardır. Sonuç olarak tek kristal ana fazdan 24 tane farklı martensit varyantı elde edilebilir (Saburi ve Wayman, 1979). M_s sıcaklığının altına soğutma sırasında ana faz toplam şekil değişimini azaltmak için kendini rahatlatıcı (self-accomodating) bir şekilde dönüşür. Aslında ana fazdan, her biri dört varyant içeren altı grup oluşur ve bir grupta yer alan dört varyantın habit düzlem normaleri ana fazın altı tane olan $\{110\}$ düzlem kutuplarından biri etrafında kümelenirler. Şekil 2.1.6.'da şematik olarak dört martensit plakasından oluşan bir grubun kendini rahatlatıcı sistemle oluşumu görülmektedir.

Yanyana dizilerek yaratılan ve iki boyutta baklava dilimi morfolojisinde olan bu martensit varyantları $18R_1$ ve $2H$ katmanlı düzenli martensit yapıları için Şekil 2.1.7.'de verilmiştir. Dört varyant arasında özel ikiz ilişkileri vardır (Schroeder ve Wayman, 1977, Takezawa, Shindo ve Sato, 1976). Ana fazın tamamının numune M_f sıcaklığının altına soğutuldukça martensit fazına dönüşmesine ve 24 varyanttan her birinin şekil değişimine maruz kalmasına



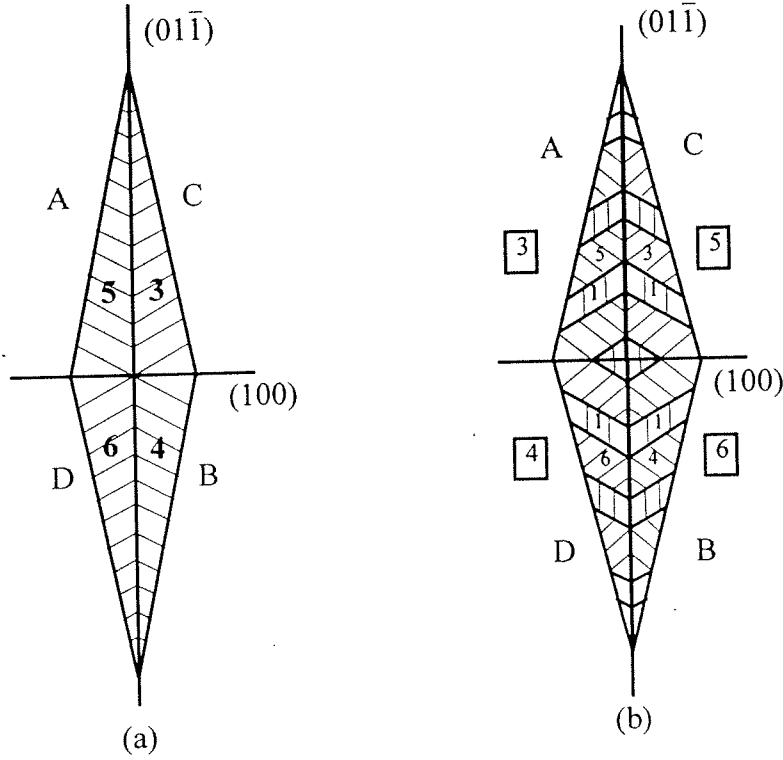
Şekil 2.1.6. Şematik olarak dört martensit plakasından oluşan bir grubun kendini rahatlatıcı sistemle oluşumu. Oklar kayma yönlerini gösterir, indisler ise BCC kafesine aittir (Warlimont ve Delaey, 1974).

rağmen her ne olursa olsun numunenin tamamında şekil değişimi olmaz. Çünkü martensit kristalleri (varyantları) oluşurken kendilerini rahatlatıcı (gerilimleri giderici) bir sistemde yerleşirler.

M_s veya M_f sıcaklığına soğutulurken dönüşümün temel itici gücü ana faz ve martensit fazı arasındaki Gibbs serbest enerji farkı olmasına rağmen, yeni oluşan martensit plakalarının çekirdeklenme ve büyümeleri varolan martensit plakalarının gerilim alanları ile kontrol edilir. Bu işlem şu şekilde olur. İlk oluşan martensit varyantı sonraki çekirdeklenmeleri kontrol eden belirli bir gerilim alanına sebep olur. Sonraki varyantlar ilk oluşan varyantın gerilim alanını en etkili biçimde giderecek şekilde olurlar. Sonraki plakalar ilk gerilim alanını iptal etmek için gerekli olandan daha fazla büyüdüklerinde, bir sonraki adımı kontrol eden gerilim alanları ortaya çıkar. Bu gerçeğe göre grup içindeki dört varyantın şekil deformasyonları etkili biçimde birbirini yokeder, herhangi bir varyantın biraz fazla büyümesi aynı grup içindeki diğer üç varyantın çekirdeklenme ve büyümelerinden yana olacak gerilim alanına sebep olur. Dönüşüm sırasında dönüşmeyen alanın gerilim alanı değişmesine rağmen, bu her zaman için aynı grup içindeki varyantların çekirdeklenmelerinden yana olacak biçimde olur (Saburi ve Wayman, 1979).

Tam bir şekil bellek etkisi için gerekli şartlar (Delaey, Krishnan, Tas ve Warlimont, 1974):

1. Martensitik dönüşümün kristalografik geri dönebilirliği olmalıdır, yani martensit doğasında termoelastik olmalıdır,



Şekil 2.1.7. $(01\bar{1})$ β_1 plaka grubunda dört martensit varyantı arasındaki kristalografik ilişkiler (a) 18R (9R) ve (b) 2H. Kalın çizgiler varyantlar arasındaki sınırları, ince çizgilerse taban düzlemlerini göstermektedir (Saburi ve Wayman, 1979).

2. Kafes değişmeyen deformasyon dislokasyon hareketi yerine ikizlenme ile olmalıdır,
3. Martensit düzenli yapıda bir ana fazdan oluşmalıdır.

Kristalografik geri dönülebilirlik sadece kristal yapının değil, ana fazın dönüşüm öncesinde mevcut yönelmenin aynısının da yeniden oluşturulabilmesi anlamındadır. Tam bir şekil geri kazanımı ancak numune soğutma ve deformasyondan önce mevcut olan ana faza geri döndüğünde mümkün olur. Ayrıca tam bir şekil bellek etkisi gösteren alaşımlar kristalografik geri dönülebilirlik sağlayan termoelastik martensit dönüşümü gösterenlerle sınırlandırılırlar. Kristalografik geri dönülebilirlik ana yapının düzenli olmasıyla da yakından ilişkilidir çünkü yapının düzenli olması dislokasyon hareketlerini zorlaştırır. İkinci şart doğaldır çünkü bir kez kristalde dislokasyon kayması olduğunda, verilen deformasyon kalıcı olacak ve A_f sıcaklığı üstüne ısıtıldığında bile kaybolmayacaktır.

Beta fazı esaslı martensit alaşımlarında kafes değişmeyen gerinim ya katmanlanma (stacking) ya da ikizlenme hataları içerir. Birincisi için habit düzlem varyantları ana faz ile özel kafes uygunlukları gösteren tek kristal martensit bölgelerinden oluşur. Diğer taraftan ikinci durumda her habit düzlem varyantı birbiri ile ikiz ilişkisinde olan iki martensitten oluşur ve

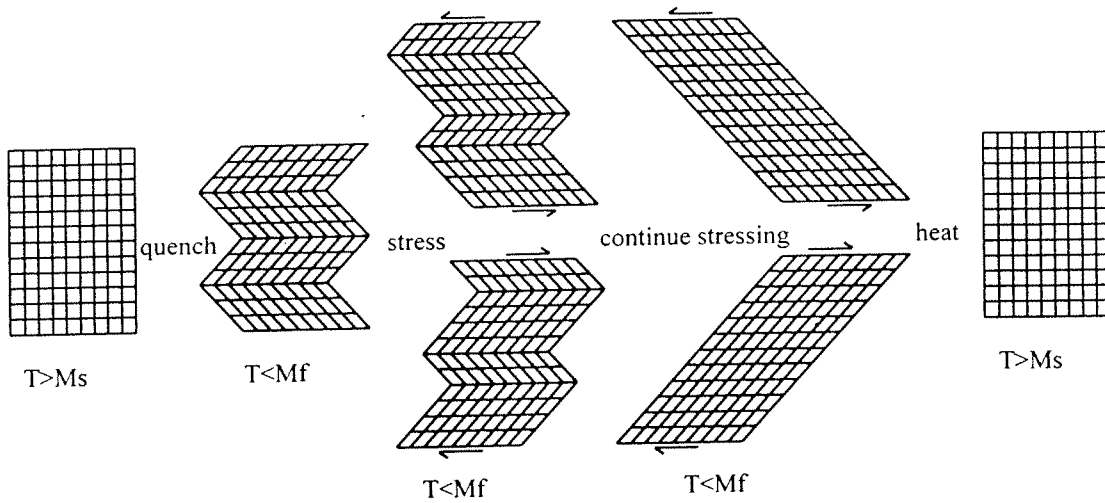
yine ana faz ile özel ve kristalografik olarak denk kafes uygunluğuna sahiptirler (Shimizu ve Tadaki, 1984).

M_f sıcaklığının altındaki bir numunede deformasyon mekanizması martensitteki kafes değişmeyen gerininim ikiz veya katmanlanma hatası içermesine bağlı olarak değişebilir. Önceleri, martensitte mevcut kristal hataları ikiz hataları olduğunda deformasyonun ikizlenme ile, katmanlanma hataları olduğunda ise varyantlar arası ara yüzey hareketleri ile olduğu biliniyordu. Fakat daha sonraki çalışmalar sonucunda varyantlar arası arayüzey hareketlerinin de martensitin ikizlenme deformasyonu olarak tariflenebileceği kesinleşmiştir. Buna göre, martensitin ne çeşit iç hata içerdiğine bakmaksızın tam bir şekil bellek etkisi için ana deformasyon mekanizmasının ikizlenme olduğu söylenebilir (Shimizu ve Tadaki, 1984).

Şekil bellekli bir alaşımda deformasyon mekanizması ve varyant oluşumu şematik olarak Şekil 2.1.8.'de gösterilmiştir. Bu adımlar şu şekilde sıralanabilir:

1. Ana Beta fazı
2. M_f sıcaklığının altına soğutulurken martensitin komşu tanelerden gelen zorlama dolayısıyla ilk şekline yaklaşacak şekilde iki kendini rahatlatıcı varyant olarak oluşumu
3. Uygulanan kuvvet altında ikizlenmede olduğu gibi varyant ara yüzey hareketi ile martensit deformasyonunun başlaması
4. Deformasyonun tek bir varyanta dönüşülmesi ile tamamlanması
5. A_f sıcaklığının üzerine ısıtıldığında her iki varyantın da ana fazın ilk şekline dönüşmeleri.

Şekil bellek etkisinin temeli şu gerçeğe dayanır: M_f sıcaklığının altında deforme edilen martensit fazındaki şekil bellekli alaşım A_f sıcaklığının üzerine ısıtıldığında, mevcut varyantlardan, orjinal ana faz ile her varyant arasındaki kafes ilişkisi sağlanacak şekilde,

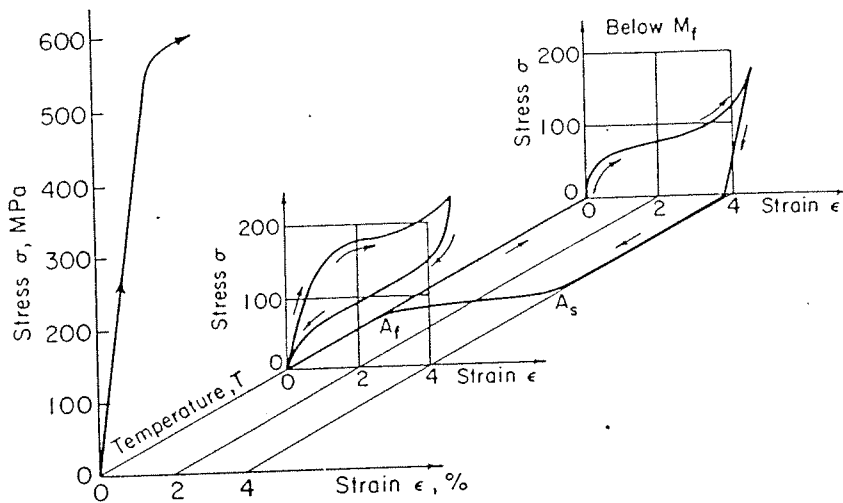


Şekil 2.1.8. Şekil bellekli bir alaşımda deformasyon mekanizması ve varyant oluşumu.

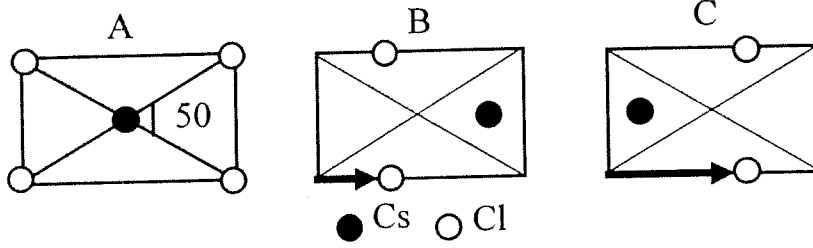
deformasyon öncesi ile aynı yönlendirilme olan bir ana faz yaratılır. Bu olay numunenin deformasyon öncesi orjinal şekline tamamen dönmesini sağlar. Genellikle martensit ana faza kıyasla düşük simetrik olan fazdır. Bu, martensitin ana fazdan çok çeşitli yollardan oluşabileceğini ancak ana faza dönüş için sadece tek bir yol takip etmek zorunda olduğunu ifade eder. Daha önce de belirtildiği gibi kristalografik geri dönülebilirlik termoelastik martensitlerin bir özelliğidir. Çoğu termoelastik dönüşümün düzenli yapılarda görülme sebebi dönüşümü karakterize eden kristalografik geri dönülebilirliğin üstkafes yapılarda otomatik olarak garanti edilmesidir. Şekil bellek etkisinde hatırlanan şekil numunenin ana fazdaki şeklindedir. Fakat, numune martensit fazında iken yoğun olarak deforme edilirse ya da martensit fazında deforme edildikten sonra baskı altında ısıtılırsa martensit fazının şekli de parçalı olarak ezberlenebilir. Bu olay iki yönlü şekil bellek etkisidir ve hem ana faz hem de martensit fazının şekillerin her ikisinin de hatırlanabileceğini vurgulamaktadır (Shimizu ve Tadaki, 1984). Bölüm 2.1.4.'de bu olay daha detaylı olarak anlatılacaktır.

Genel kullanımda şekil bellek terimi plastik gerinimlerin geri dönüşümünün mümkün olduğu çeşitli termoelastik davranımlar için kullanılır. Bu gerinim geri kazanımının ısıtılarak sağlanmasına şekil bellek etkisi, yük boşaltımını takiben olmasına ise süperelastik davranış denir (Perkins, 1981).

Süperelastik davranış termoelastik dönüşümlerin mekanik karşılığıdır. Bu durumda dönüşüm uygulanan gerilim arttıkça sürekli olarak devam eder ve gerilim azaltıldığında sürekli biçimde geriye döner (Delaey, Krishnan, Tas ve Warlimont, 1974), Şekil 2.1.9. Bir TiNi alaşımının



Şekil 2.1.9. Bir TiNi alaşımının deformasyon ve şekil bellek davranışını gösteren üç boyutlu Gerilim-Gerinim-Sıcaklık şeması (Wayman ve Duerig, 1990).

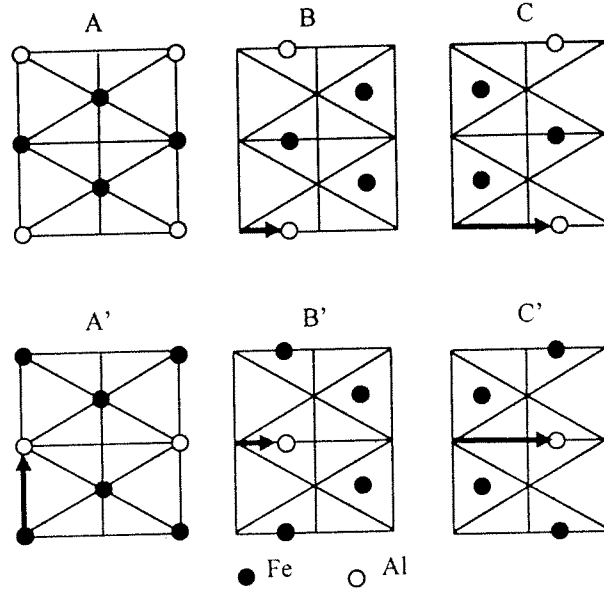


Şekil 2.1.10. β_2 tipinde (B2) ana fazdan üretilen katmanlı martensit yapısındaki sıkı paket düzlemlerinin üç tipi (Shimizu ve Tadaki, 1984).

deformasyon ve şekil bellek davranışını gösteren üç boyutlu Gerilim-Gerinim-Sıcaklık şemasını vermektedir (Wayman ve Duerig, 1990). Süperelastik davranışın detayları ise bölüm 2.1.3'de anlatılacaktır.

Bir kaç alaşım haricinde, termoelastik martensitik dönüşümlerin olduğu tüm şekil bellekli alaşımların ana fazı BCC yapısında üstkafeslere sahiptirler ve β fazlı alaşımlar olarak sınıflandırılırlar. Alaşım türüne bakmaksızın, 50:50 kompozisyon oranına sahip ve CsCl (B2 üstkafesi) gibi düzenlenmiş β fazlı alaşımlar β_2 olarak gösterilirler. 75:25 kompozisyon oranına sahip ve Fe_3Al (DO_3 üstkafesi) gibi düzenlenmiş β fazlı alaşımlar ise β_1 olarak gösterilirler (Shimizu ve Tadaki, 1984). β_1 ve β_2 'den elde edilen martensit fazları kristal yapılarına bağlı olarak sırasıyla β_1' , γ_1' veya α_1' ve β_2' , γ_2' veya α_2' olarak gösterilirler. β fazlı alaşımlarda görülen martensitik dönüşümlerin temelde (110) düzlemlerinin [-110] yönünde kaymaları sebebiyle oldukları düşünülür. Buna bağlı olarak, elde edilen martensit yapıları β_2 'de üç tip (A, B, C), β_1 'de ise altı tip (A, B, C, A', B', C') sıkı paket atom düzlemi içerirler. Bahsedilen sıkı paket atom düzlemleri sırasıyla Şekil 2.1.10 ve Şekil 2.1.11'de gösterilmişlerdir.

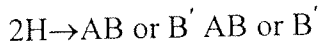
Tüm yapı bu parçaların çeşitli düzenlerde düzenli dizilimleriyle inşa edilir ve bu tür kristaller uzun katmanlı düzenli yapılar olarak adlandırılırlar ve Ramsdell ya da Zhdanov gösterim sistemlerinden biri ile gösterilirler. Ramsdell gösterim sistemine göre H ve R taban düzlemine dik olan yöndeki simetriyi gösterir. Bunlar sırasıyla altıgen ve rombik simetrilere işaret ederler. Harfler önündeki numaralar ise sıkı paket düzlemlerin sayısını verir. Katmanlanma ana fazdaki düzenlenmeye bağlıdır. Sıkı paket düzlemlerin üç çeşidini A, B, C içeren 3R veya 9R martensit yapıları β_2 tipinde ana faza sahip alaşımlarda görülür. Sıkı paket düzlemlerin altı çeşidini A, B, C, A', B', C' içeren 6R veya 18R martensit yapıları β_1 tipinde ana faza sahip alaşımlarda görülür. Fakat 2H martensit yapısı her iki tip ana fazdan gelen alaşımlarda görülebilir. Daha önce tariflenen α_1' , β_1' ve γ_1' martensitler sırasıyla 6R, 18R ve 2H katmanlı



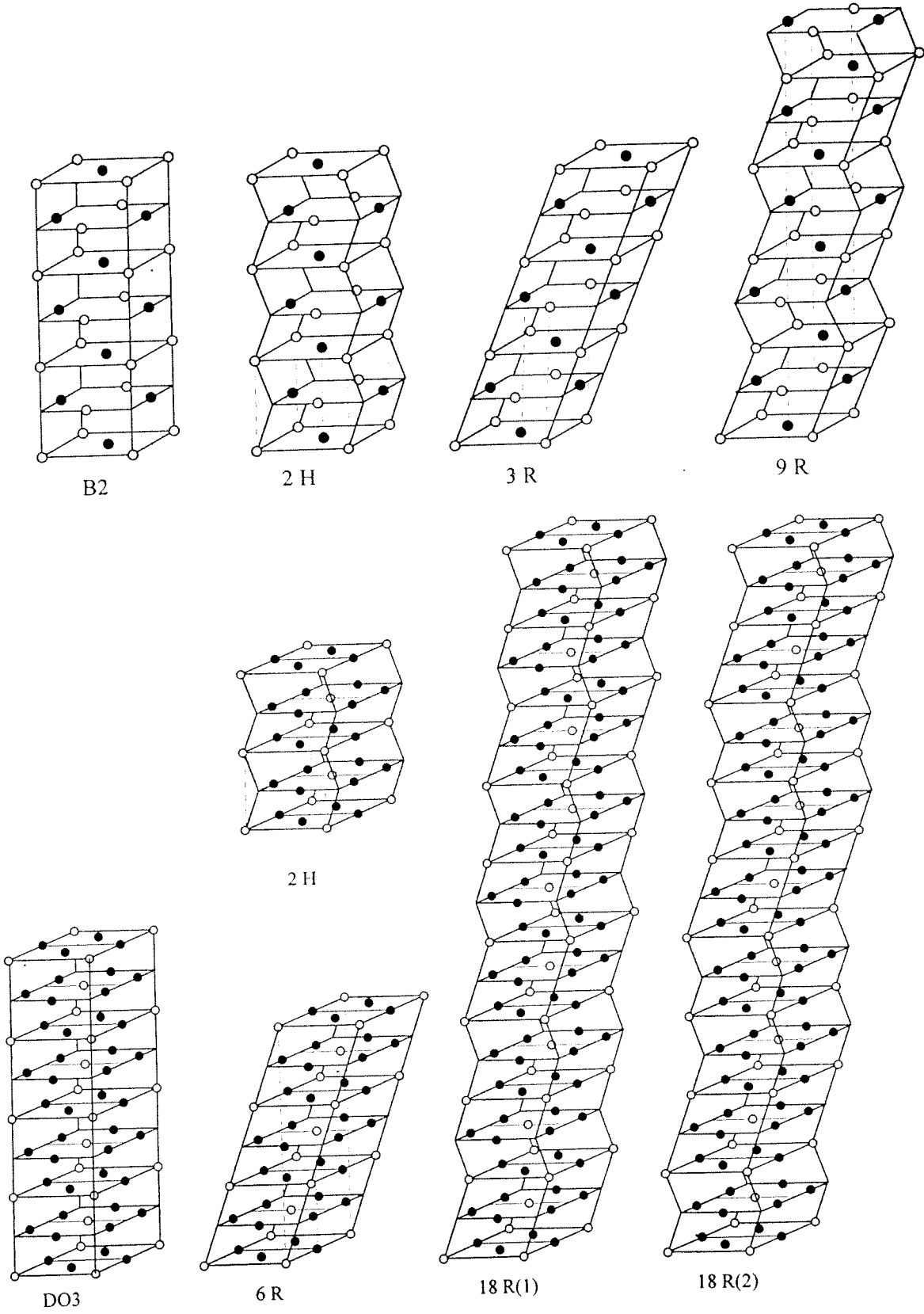
Şekil 2.1.11. β_1 tipinde (DO_3) ana fazdan üretilen katmanlı martensit yapısındaki sıkı paket düzlemlerinin altı tipi (Shimizu ve Tadaki, 1984).

martensit yapılarıdır. α_2' , β_2' ve γ_2' martensitleri ise sırasıyla 3R, 9R ve 2H katmanlı martensit yapılarına denk gelirler. Çeşitli katmanlı düzenli martensit yapıları Şekil 2.1.12'de verilmiştir.

Bu yapılar ait katmanlanma sıralaması aşağıdaki şekildedir:



Sıkı paket düzlemlerdeki atomlar bir altıgen içinde düzenlendiklerinde, birinci ve ikinci seviyelerin katmanlanma pozisyonları ana fazın $[-110]$ yönü boyunca yer alan, sıfırıncı seviyeye kıyasla sırasıyla $1/3$ ve $2/3$ 'dedir. Sonuç olarak, birim kafesin uzunluğu c eksenini boyunca değişik uzun katmanlı düzenli yapılardaki sıkı paket düzlemlerinin sayısından belirlenebilir. Üstelik c eksenini sıfırıncı seviyeye kıyasla dik açı yaptığından uzun katmanlı düzenli yapılar genellikle ortorombik kafesler olarak tariflenirler. Fakat bir üstkafes oluşturan iki çeşit atomun çapları genellikle eşit olmadığından, uzun katmanlı düzenli martensit yapıların sıkı paket düzlemleri hafifçe deforme olmuş bir sıkı paket yapısı oluştururlar. Kesin olmak gerekirse, sıkı paket düzlemlerdeki atomlar altıgenler içinde düzenlenmezler. Birinci



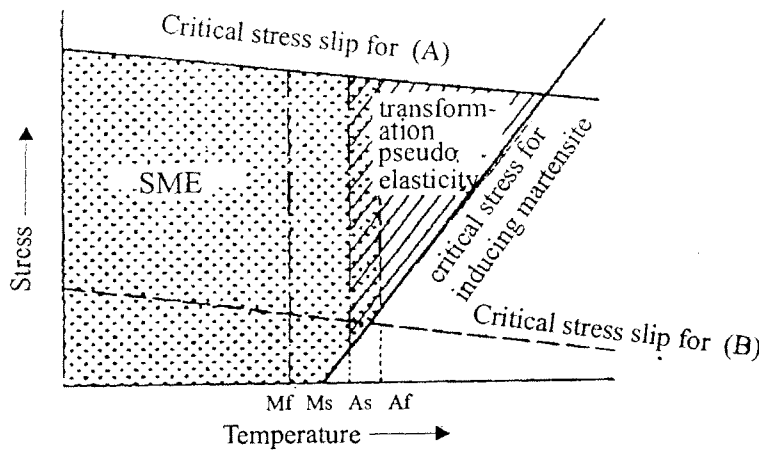
Şekil 2.1.12. Çeşitli katmanlanma sıralamalarına sahip uzun katmanlı düzenli martensit yapıları. (Tarhan, 1996)

ve ikinci seviyeler sıfıncı seviyeye kıyasla 1/3 ve 2/3 pozisyonlarında biraz kaymış olarak katmanlanırlar. Sonuç olarak, c eksenini sıfıncı seviyeye kıyasla dik açıyı sağlayamaz ve biraz eğilmiş monoklinik kafesle sonuçlanılır. Yani, Beta fazlı alaşımlarda görülen uzun katmanlı düzenli martensit yapılarının çoğu ortorombik değil monoklinik yapıdadırlar (Shimizu ve Tadaki, 1984).

2.1.3. SÜPERELASTİK DAVRANIŞ:

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

Bu özellik şekil bellek özelliğini andırmakla birlikte bu sefer martensitin oluşmasında ve kuybolmasında etkili olan itici kuvvet dışardan uygulanan mekanik kuvvettir. Gerilim uygulanmadan önce kararlı faz durumundaki ana faz, kritik bir gerilim değerinden sonra kararlı kalmaz ve yapı martensite dönüşmeye başlar. Martensit fazının kararlılığının tek sebebi uygulanan gerilim olduğundan, yük boşaltma sırasında ana faz tekrar kararlı hale geçerek malzemenin yükleme öncesi şekline geri dönmesini sağlar. Süperelastik ve çift yönlü şekil bellek davranışlarını birbirinden ayıran en önemli özellik şekil geri kazanım mekanizmalarıdır. Birincisinde şekil geri kazanımı yükün kaldırılmasıyla oluşurken, diğerinde malzemenin A_f sıcaklığı üzerine ısıtılması gerekmektedir. Gerçekte iki özellik için de şekil geri kazanımının tek sebebi dönüşümün kristallografik olarak tersine çevrilebilir olmasıdır (Shimizu ve Tadaki, 1984).



Şekil 2.1.13. Şekil bellek ve süperelastik davranışın görülebildiği bölgelerin gerilim gerilim eğrisi üzerinde şematik gösterimi (Shimizu ve Tadaki, 1984)

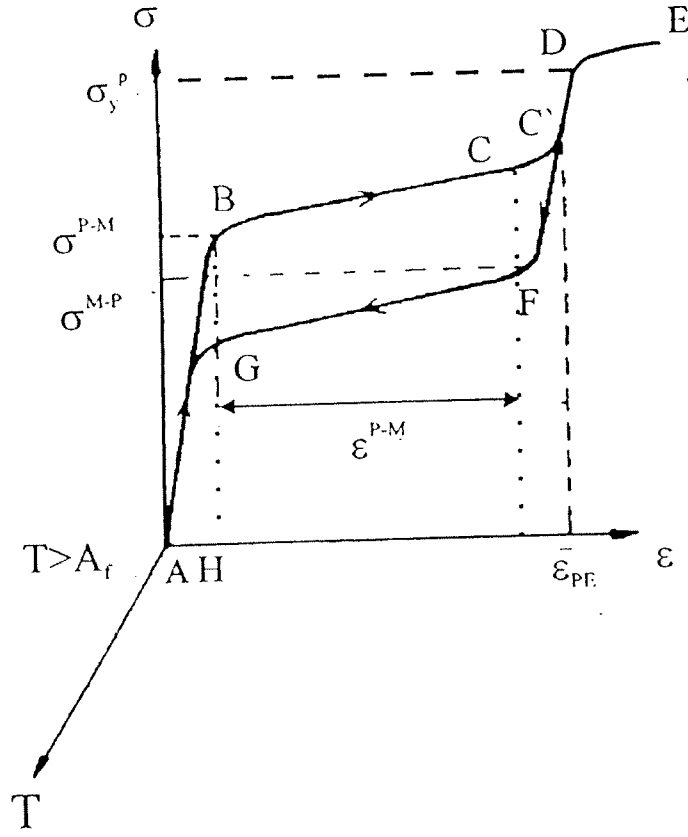
Martensitik dönüşüm kayma işlemleri ile gerçekleştiğinden, dönüşümün dışarıdan uygulanan kuvvetten etkilenmesi doğaldır. Dönüşümün oluşması için gerekli kritik gerilim $\sigma_{T1}^{P \rightarrow M}$ deformasyon sıcaklığına doğrusal bir ilişki ile bağlıdır.

$$\frac{d\sigma}{dT} = - \frac{\Delta H^{P-M}}{T_0 \varepsilon^{P-M}}$$

Bu ilişki Clausius-Clapeyron denkleminin yeniden düzenlenmiş şekli olup, gerilim etkisi ile martensit oluşturmak için malzemeye uygulanması gereken gerilimin miktarının sıcaklıkla doğru orantılı olarak arttığını göstermektedir. Fakat gerilim etkisi ile martensit elde edilebilecek sıcaklığın bir üst limiti bulunmaktadır ki bu da M_d sıcaklığıdır. Bu sıcaklığın üzerinde malzeme deforme edildiğinde, martensit oluşturmak için uygulanması gereken gerilim dislokasyonları harekete geçirmek için gerekenden çok daha fazla olacağından artık martensit oluşmaz. Bu da gerilim etkisi ile martensit oluşturulabilmesi için deformasyon sıcaklığının M_s ve M_d sıcaklıkları arasında olması şartını getirir (Warlimont, Delaey, Krishnan ve Tas, 1974, Shimizu ve Tadaki, 1984).

Şekil 2.1.13'de süperelastik ve şekil bellek özelliklerinin görülebildiği bölgelerin sıcaklık ve gerilim sınırları ve dislokasyon hareketi başlangıcı için gerekli kritik gerilim değeri gösterilmektedir. Bu eğriden süperelastik davranışın M_d sıcaklığının altında ve A_s sıcaklığının üzerinde görülebildiği anlaşılmaktadır. Eğer ana fazın, kalıcı şekilde deforme olması için gerekli kritik gerilim değeri A çizgisi ile belirtilen kadar yüksek ise süperelastik davranışı görmek mümkündür. Fakat kritik gerilim B kadar düşükse bu malzeme hiçbir zaman süperelastik özellik göstermez. Bunu yanında, deformasyon sıcaklığının A_s değerinden küçük olduğu zamanlarda ise gerilim etkisi ile oluşan martensit yük kaldırıldığında da kararlı faz olmaya devam eder (Duering ve Zadno, 1990).

Süperelastik özellik gösteren bir malzeme için gerilim-gerinim eğrisi şematik olarak Şekil 2.1.14'de verilmiştir. Bu eğrinin B noktasına kadar olan kısmı ana fazdaki malzemenin elastik deformasyonuna karşılık gelmektedir. Kritik bir gerilim $\sigma_{T1}^{P \rightarrow M}$ değerine karşılık gelen B noktasında ise ana fazdan ilk martensitler oluşmaya başlar ve dönüşüm C noktasına ulaşıldığında tamamlanmış olur. Eğrinin BC arasında kalan bölgesinin eğimi dönüşümün zorluk derecesini belirler. Malzeme deforme edilmeye devam edilirse, gerilim etkisi ile oluşan martensit fazı plastik akma (D) noktasına kadar elastik olarak deforme olur. Bu noktadan sonra kırılma noktasına kadar martensit plastik olarak deforme olmaya devam eder. Eğer malzemeye uygulanan gerilim D noktasına ulaşmadan kaldırılırsa, gerilim F noktasındaki değere $\sigma_{T1}^{M \rightarrow P}$ ulaştığında martensit miktarı azalmaya başlar ve G noktasına ulaşıldığında



Şekil 2.1.14. Süperelastik davranışın şematik gerilim - gerinim eğrisi (Delaey, Krishnan ve Tas, 1974).

malzeme tamamıyla ana faza dönüşür. GH ile belirtilen bölge ise ana fazın elastik geri dönüşüne karşılık gelmektedir. Fakat eğer yükleme sırasında malzeme kalıcı plastik deformasyona maruz kalırsa, malzeme üzerindeki gerilim sıfıra indiği zaman geri kazanım tamamlanmamış olabilir. $\sigma_{TI}^{P \rightarrow M}$ ve $\sigma_{TI}^{M \rightarrow P}$ arasındaki fark gerilim döngüsüne karşılık gelir ve yükleme ve boşaltma eğrileri arasında kalan alan kaybolan enerji miktarını belirler (Delaey, Krishnan ve Tas, 1974).

Daha önce bahsedildiği gibi, eğer tek kristalli bir numunenin ana fazı M, sıcaklığı altına soğutulursa, tek bir ana faz kristalinden 24 değişik habit düzlemlili martensit oluşur. Bu varyantların birbirlerinin oluşturduğu gerinimleri en aza indirgeyen şekilde dizilmeleri sonucunda malzeme, bütününde şekil değişimi göstermez. Fakat, eğer dönüşüm gerilim etkisi ile meydana gelirse 24 varyant arasından bazıları diğerlerine tercihen oluşarak şekil değişimini sağlarlar.

Numuneye uygulanan gerilim sıfırdan başlayarak kademeli olarak arttırılacak olursa, en yüksek Schmid faktörüne sahip varyant üzerinde oluşan kayma gerilimi (shear stress) kritik bir değere ulaştığında ana fazdan martensit fazı oluşmaya başlar. Bu sayede, 24 varyant

arasından en yüksek Schmid faktörüne sahip varyant diğerlerine tercihen oluşur (Shimizu ve Tadaki, 1984).

Tek kristalli ve çok kristalli numunelerin süperelastik davranışında bazı farklılıklar görülür. Bunlardan bir kısmı aşağıda verilmektedir.

1) Ana fazdan martensit oluşturmak için gerekli gerilim miktarı, $\sigma_{T1}^{P \rightarrow M}$, genellikle çok kristalli malzemelerde tek kristallilere göre daha azdır. Çünkü dönüşümü başlatmak için gerekli olan gerilim miktarı tek kristalli numunelerde oryantasyona bağlıyken, çok kristalli yapılarda martensit oluşturmak için uygulanan gerilime göre en uygun şekilde yönlendirilmiş tane her zaman bulunmaktadır.

2) Tek kristalli yapılarda belirli miktarda gerilim uygulandığında elde edilebilecek gerinim çok kristalli yapılara göre daha fazladır. Çünkü, çok kristalli yapılarda tane sınırları martensite plakalarının büyümelerine engel teşkil ederken tek kristalli numunelerde böyle bir sınırlama yoktur.

3) Yükün kaldırılması sonucunda geri kazanılamayan gerinim miktarı tane sınırlarında oluşan plastik deformasyondan dolayı çok kristalli yapılarda daha fazladır (Delaey, Krishnan ve Tas, 1974).

4) Çok kristalli numunelerin gerilim gerinim eğrilerinde, ana fazın martensit fazına dönüşümüne karşılık gelen kısmının eğimi tek kristalli numunelerde sıfıra yakinken, çok kristalli numunelerde belli bir değere karşılık gelmektedir. Çok kristalli numunelerde gerilim etkisi ile ilk oluşmaya başlayan martensit varyantı tane sınırları tarafından engellenerek durdurulur. Bunun üzerine daha az tercihli yönlendirilmiş diğer varyantı oluşturmak için malzemeye daha fazla gerilim uygulanması gerekir. Bu da gerilim-gerinim eğrisinin eğiminde artışa neden olur. Buna karşılık tek kristalli numunelerde ilk oluşan varyant hiçbir engellemeye maruz kalmadan büyüyeceğinden dönüşüm, uygulanan gerilimde bir artışa ihtiyaç duymaksızın tamamlanır (Perkins, 1975).

Süperelastik özellik gösteren alaşımların mekanik özellikleri tane boyutu/numune kalınlığı (TB/NK) oranıyla ayarlanabilir (Dvorak ve Hawbolt, 1975, Brown, 1982). M_s dönüşüm sıcaklığının, tane sınırlarının martensitik dönüşümü zorlaştırması sebebiyle TB/NK oranıyla doğrusal olarak değiştiği gözlemlenmiştir. Belli bir miktar gerinim elde edilebilmesi için gerekli olan gerilim miktarı ile geri kazanılan gerinim değerinin TB/NK oranıyla ters orantılı olarak değiştiği gösterilmiştir. Martensit plakalarının oluşum sürecinde tane sınırları tarafından engellenmesi ve bunun plastik deformasyona yol açması yukarıda belirtilen ilişkinin sebepleri arasındadır (Eisenwasser ve Brown, 1972).

2.1.4 ÇİFT YÖNLÜ ŞEKİL BELLEK ÖZELLİĞİ (ÇYŞBÖ):

Çift yönlü şekil bellek özelliği malzemenin yüksek ve düşük sıcaklık şekillerini dışarıdan hiçbir etkiye ihtiyaç duymaksızın hatırlamasıdır. Bu özellik, ısıtma sırasında orjinal yüksek sıcaklık şeklinin geri kazanıldığı fakat soğutma sonrasında düşük sıcaklık şeklinin hatırlanmadığı Tek Yönlü Şekil Bellek Özelliğinden farklıdır. Çift yönlü şekil bellek davranışı ancak bir dizi özel eğitim işlemi sonrasında görülebilmektedir.

a) Çift Yönlü Şekil Bellek Mekanizmaları

Bu özelliğin görülebilmesi için malzeme içinde aşağıdaki olgulardan en az birinin bulunması gerekmektedir.

1. İç gerilimler
2. Dislokasyon altyapıları
3. Ana faz içerisinde kalıntı martensit fazı
4. Ana faz içerisinde bulunan ikinci faz çökeltileri

Çift Yönlü Şekil Bellek Özelliği (ÇYŞBÖ) soğuma sırasında bazı martensit varyantlarının diğerlerine tercihen oluşmasının bir sonucudur. Tane sınırlarında yoğunlaşan plastik deformasyon sonucu oluşan dislokasyon yumakları bu tercihli oluşumun sebebi olarak görülmektedir. Alaşım düşük sıcaklık altında deforme edildiğinde oluşan dislokasyonlar, ısıtma sürecinde malzeme ana faza dönmesine rağmen yapı içerisinde kalırlar. Bunun sonucunda, alaşım düşük sıcaklıkta ya da gerilim altındayken martensit plakalarının bulunduğu yerlerin sınırları, malzeme ana faza dönüştüğünde dislokasyon yumakları ve kalıntı gerilimler tarafından korunurlar. Bu altyapılar sayesinde martensit plakaları soğutma sırasında yeniden aynı dizilimde oluşmayı tercih ederler.

Dislokasyon altyapıları bir dizi eğitim döngüsü sonucunda elde edilirler. Çok miktarda döngüsel yüklemeye tabii tutulmuş çok kristalli CuAlNi alaşımlarının içyapılarında martensit plakaları boyunca ve plakalara paralel uzanan izler olduğu gözlenmiştir (Ritter, Yang, Pope ve Laird, 1979). Bu kristal hata izleri martensit plakalarının büyümesi ve kaybolması sırasında fiziksel yönlendiriciler işlevini görürler. Bu nedenle, soğutma sırasında yapıda belirli varyantlar daha kolay oluşurlar ve bu da malzemenin çift yönlü şekil bellek davranışı göstermesine yol açar. Süperelastik olarak döngüsel yüklemeye tabii tutulmuş numunelerde tekli dislokasyonların $\langle 111 \rangle_{\beta}$ yönünde oldukları ve birçok yerde bu dislokasyonların $\{110\}_{\beta}$ düzlemleri üzerinde sıkıca paketlenmiş bantlar oluşturduğu belirlenmiştir. Ayrıca, bu dislokasyon bantlarının ancak uzun süreli eğitim döngüleri sonucunda oluştuğu, bantlar arasında kalan bölgelerin ise neredeyse hiç dislokasyon içermediği ve bu dislokasyon

bantlarının eğitilmiş olan varyantın çekirdeklenmesi için gerekli olan bölgeleri oluşturduğu gözlenmiştir.

Çift yönlü şekil bellek özelliği için düşünülen mekanizmalardan bir diğeri ise gerilim etkisi ile oluşturulmuş martensite varyantlarının bölgesel olarak sabitlenmesi sonucunda A_f sıcaklığının üzerinde bile yapı içerisinde kalması prensibine dayanmaktadır. Bu kalıntı martensitlerin sıcaklık etkisi ile oluşan martensitler için çekirdek oluşum bölgeleri olarak kullanıldığı düşünülmektedir.

Ana yapı içerisinde bulunan ikinci faz çökeltilerinin çift yönlü şekil bellek özelliğini geliştirdiği ve eğitim için gereken döngü sayısını azalttığı bilinmektedir. Çökeltiler çevresinde oluşan gerilim bölgelerinin bazı varyantların diğerlerine tercihen oluşmasını sağladığı tahmin edilen sebepler arasındadır (Amengual, Cesari ve Pons, 1995).

b) Çift Yönlü Şekil Bellek Eğitimi

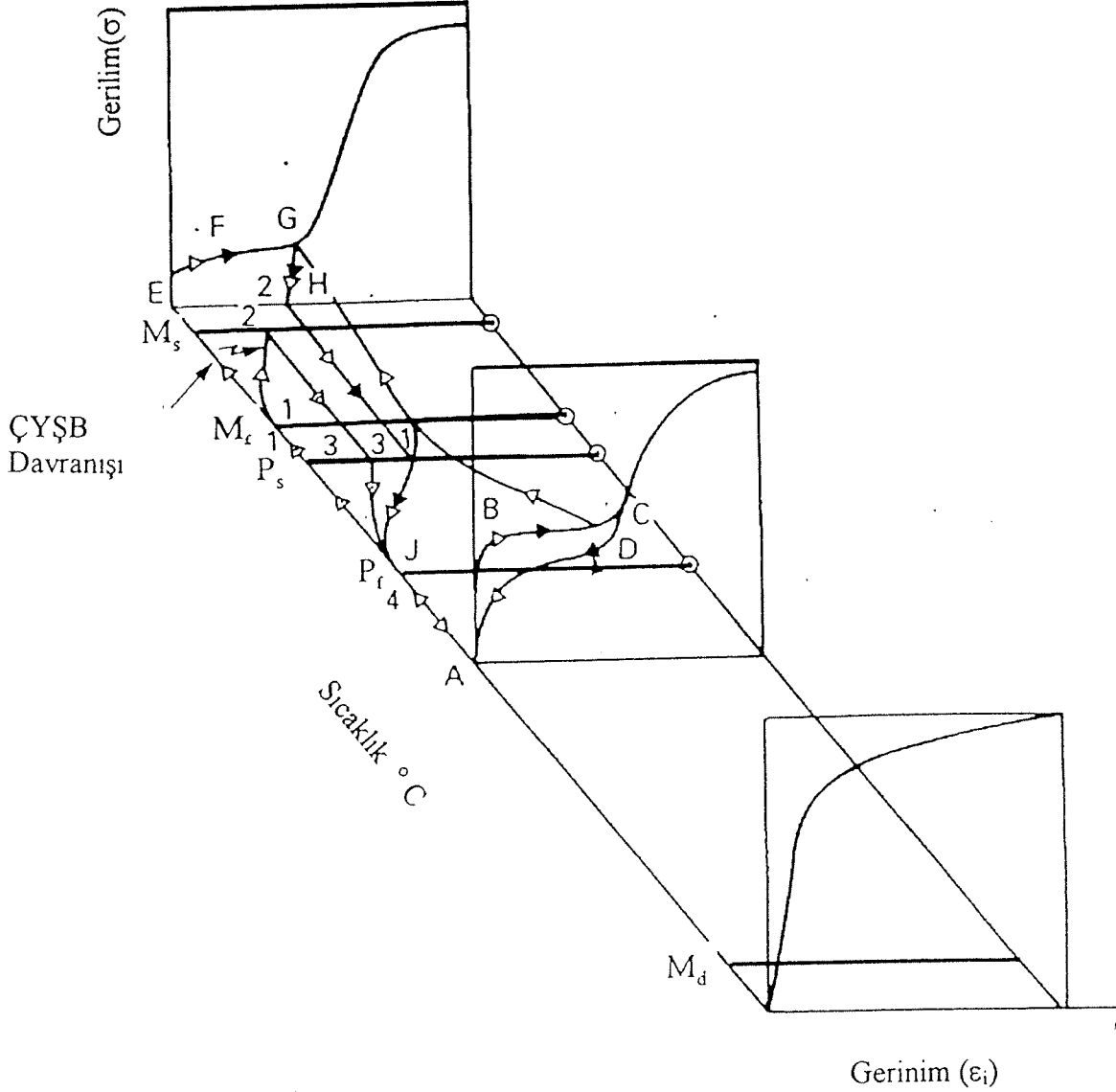
Çift yönlü Şekil Bellek Özelliği eğitim olarak adlandırılabilir bir dizi termomekanik işlem sonucunda elde edilmektedir. Değişik eğitim metodları aşağıda verilmiştir.

1) Aşırı Deformasyon Yöntemi ile Eğitim

Malzeme M_f sıcaklığı altına soğutulduktan sonra tamamıyla geri dönüşüm gösterebildiği gerilim değerinin üzerine deforme edilir ve yüksek miktardaki gerilim yüzünden ana faz bölgesine tekrar ısıtıldığında alaşım orjinal şekline tamamen geri dönemez. Fakat, alaşım martensit fazı elde edilecek şekilde tekrar soğutulduğunda, numunenin aşırı deformasyon yönünde hareket ettiği gözlenir. Bu tip eğitim tekniği Şekil 2.1.15 E-F-G yolu ile tanımlanmaktadır.

2) Şekil Bellek Özelliğinin Tekrarı ile Eğitim

Bu yöntemde tek yönlü şekil bellek döngüleri, çift yönlü davranış gözleninceye kadar tekrarlanır. Her bir şekil bellek döngüsü M_f sıcaklığı altına indikten sonra istenilen miktara kadar deformasyon, gerilimin kaldırılması, dönüşüm sıcaklığı üzerine ısıtma ve M_f altına tekrar soğutma işlemlerinden oluşur. Eğitimin başlangıcında yapıda birbirlerinin şekil değişimini en aza indirgeyerek oluşmuş varyant grupları bulunurken birkaç döngü sonucunda sadece tercihli oluşan varyantlar kalır. Bunun sonucu olarak malzeme soğuma sürecinde daha önce deforme edildiği şekli geri kazanacak şekilde hareket etmeye başlar. Fakat bu eğitim sonucunda elde edilen çift yönlü şekil bellek özelliğinin eğitim sürecinde kullanılan deformasyon miktarına göre ciddi bir şekilde az olduğu bilinmektedir. Bu tip eğitim Şekil 2.1.16'da gösterilen A-E-F-G-H-I-J-A yolunun tekrarı ile elde edilmektedir.



Şekil 2.1.15. Çift yönlü şekil bellek özelliğinin elde edilmesinde kullanılan eğitim yöntemlerinin şematik gösterimi (Perkins, 1981).

3) Süperelastik Özelliğin Tekrarı ile Eğitim

Bu yöntemde numune ana faz yapısındayken ardarda yükleme ve boşaltma işlemlerine tabii tutularak eğitilir. Bu eğitim sürecinde uygulanan gerilime en uygun şekilde yönlendirilmiş martensit varyantı gerilim etkisi ile oluşur. Bunu takiben yapılan soğutma sonucunda, eğitim sırasında gerilim etkisi ile oluşmuş martensit ile aynı habit düzlemine sahip varyant bu sefer sıcaklık etkisi ile oluşur. M_s sıcaklığı üzerinde gerçekleştirilen süperelastik eğitimde, döngü sayısı arttırıldıkça eğitim sonrasında elde edilen çift yönlü şekil bellek özelliği miktarında artar (Picornell, Sade ve Cesari, 1994). Şekil 2.1.15'de A-B-C-D-A yolu bu eğitim yöntemini şematik olarak göstermektedir.

4) Şekil Bellek/ Süperelastik Özelliklerinin Tekrarı ile Eğitim :

Bu yöntem 2. ve 3. metodların bileşiminden oluşmaktadır ve Şekil 2.1.15'de A-B-C-G-H-I-J-A yolu ile gösterilmektedir. Bu eğitimde A_f dönüşüm sıcaklığı üzerinde deforme edilen numune, uygulanan gerilim sabit tutularak M_f sıcaklığı altına soğutulur. Bunu takiben numune üzerindeki yük boşaltılarak A_f sıcaklığı üzerine tekrar ısıtılır.

5) Kontrollü Geri Dönüşüm Yöntemi ile Eğitim:

Bu yöntemde ise M_f sıcaklığı altında deforme edilen numune, üzerindeki gerilim sabit tutularak A_f sıcaklığı üzerine ısıtılır. Numune bu şekilde pekçok kere M_f ve A_f sıcaklıkları arasında döngüsel yüklemeye tabii tutularak eğitilir.

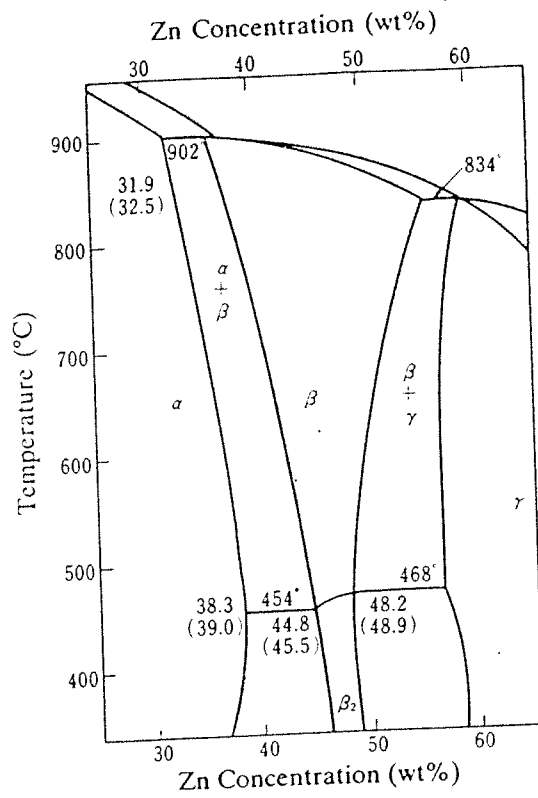
CuZn tek kristal numuneler üzerinde gerçekleştirilen deneyler, süperelastik davranışın tekrarı ile eğitilen numunelerin, şekil bellek özelliğinin tekrarı ile eğitilenlere oranla daha çok miktarda ÇYŞBÖ gösterdiğini ortaya çıkarmıştır (Schroeder ve Wayman, 1977). Bunun sebebinin, süperelastik özelliğin tekrarı sırasında tek bir martensit varyantı oluşurken diğerinde birden fazla varyantın oluşması olduğu düşünülmektedir.

Bir dizi eğitim döngüsü içeren termomekanik işlemlerin birtakım istenilmeyen sonuçlara da neden olduğu bulunmuştur. Bunlardan biri döngüsel yükleme ile dönüşüm sıcaklığında görülen artıştır. Gerçekte termoleastik martensitik dönüşümler, elastik ve Gibbs serbest enerjisi olarak bilinen kimyasal kuvvetler arasındaki dengeye bağlı olduğundan eğitim sürecinde dislokasyon yoğunluğundaki değişimler elastik olarak depolanmış enerjinin değişmesine sebep olurken Gibbs serbest enerjisi olan kimyasal dengeyi de değiştirirler. Bu da dönüşüm sıcaklıklarındaki değişime sebep olur (Chen ve Li, 1997).

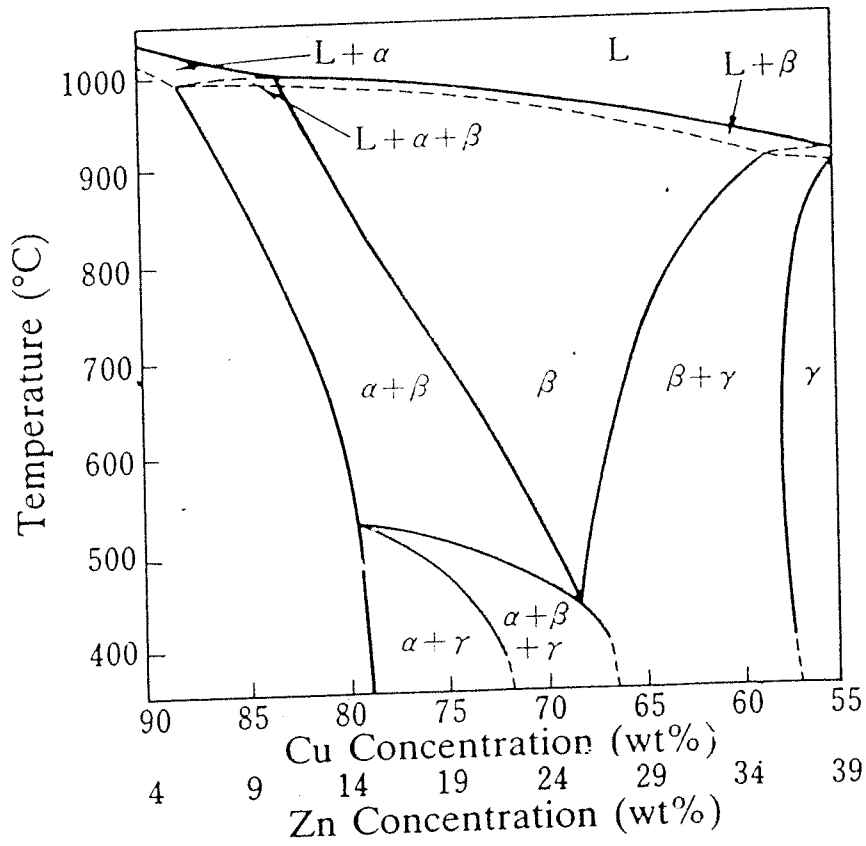
2.1.5. CuZnAl ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLAR:

CuZn esaslı üçlü sistemler diğer bakır esaslı alaşımlara kıyasla daha sünek ve tane sınırlarından kırılmaya daha dayanıklı olduklarından, bakır esaslı şekil bellekli alaşımlar arasında pratik uygulaması olan tek alaşımdır. Genellikle Al, Ge, Si, Sn veya Be katkılı üçlü sistemler şekil bellekli alaşımlar olarak kullanılırlar. Şekil 2.1.16'da gösterilen CuZn ikili sisteminde yüksek sıcaklık beta fazından termoelastik martensit dönüşümüne uğrayan kimyasal bileşimlerdeki alaşımlar çok düşük dönüşüm sıcaklıklarına sahiptirler. Bu sebeple, sisteme üçüncü bir elementin eklenmesiyle dönüşüm sıcaklıklarının ayarlanması gerekmektedir.

Cu-Zn-Al üçlü sisteminin faz eğrisinin ağırlıkça %6 Al için sabitlenmiş kesiti Şekil 2.1.17'de verilmektedir. Bu eğriden görüleceği üzere eklenen alüminyum, beta faz bölgesini daha düşük



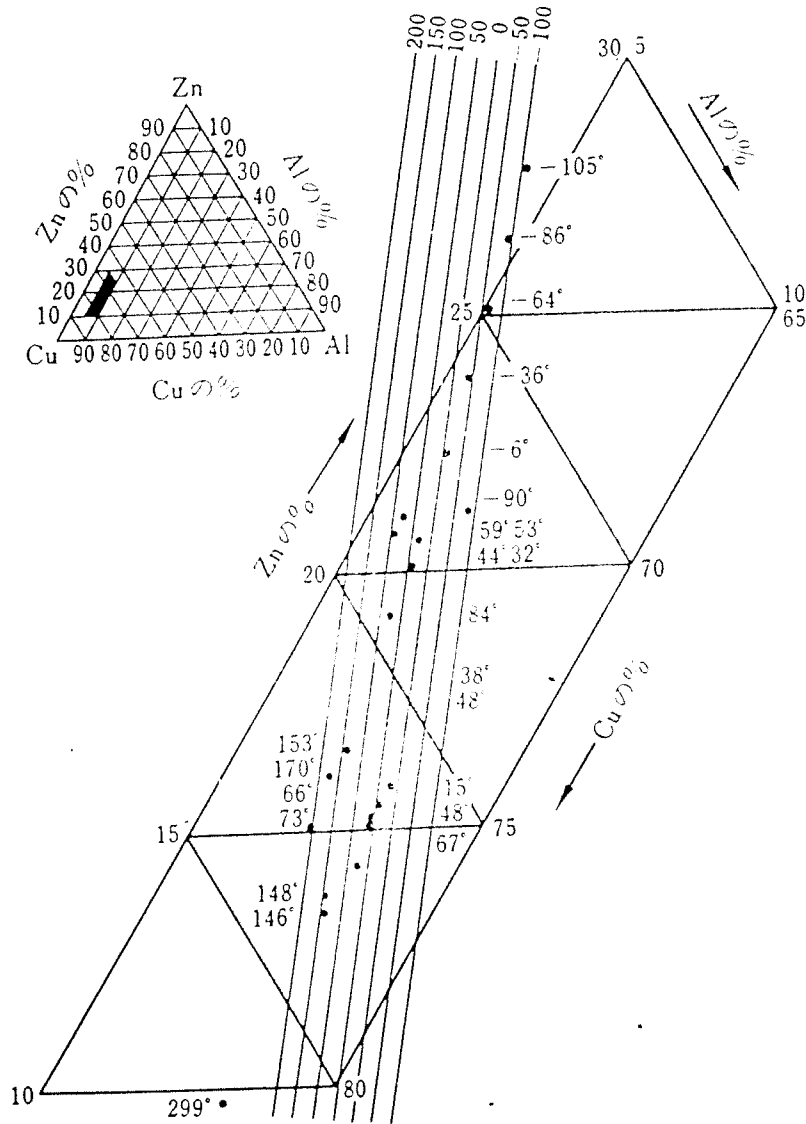
Şekil 2.1.16. Cu-Zn ikili sistemi (Shimizu ve Tadaki, 1984).



Şekil 2.1.17. Cu-Zn-Al üçlü sisteminin faz eğrisinin %6 Al kesiti (Shimizu ve Tadaki, 1984).

çinko konsantrasyonlarına doğru çekmektedir. Artan Al konsantrasyonları faz ayrımının olduğu sıcaklık bölgesinin daha yüksek sıcaklık alanlarına genişlemesi ile sonuçlanır. Cu-Zn-Al alaşımlarında düzensiz yapıdaki yüksek sıcaklık Beta fazına faz ayrımını engellemek için suverilir. Ara bir sıcaklıkta düzen-düzensizlik dönüşümü gerçekleşir ve β_2 üstkafes yapısı oluşur. Alaşımın kimyasal bileşimine bağlı olarak, nispeten yüksek sıcaklık bölgelerinde $B2 \rightarrow DO_3$ düzenlenme dönüşümü de ortaya çıkabilir. Bu dönüşüm oldukça yavaştır ve oda sıcaklığında DO_3 yapısı bazen görülür bazen de görülmez. Cu-Zn-Al alaşımları için kompozisyon ve dönüşüm sıcaklıkları arasındaki ilişki Şekil 2.1.18'de gösterilmektedir. Sol

Martensitic Transformation Start Temperature (°C)



Şekil 2.1.18. Cu-Zn-Al alaşımlarında kompozisyon ve dönüşüm sıcaklıkları arasındaki ilişki (Shimizu ve Tadaki, 1984).

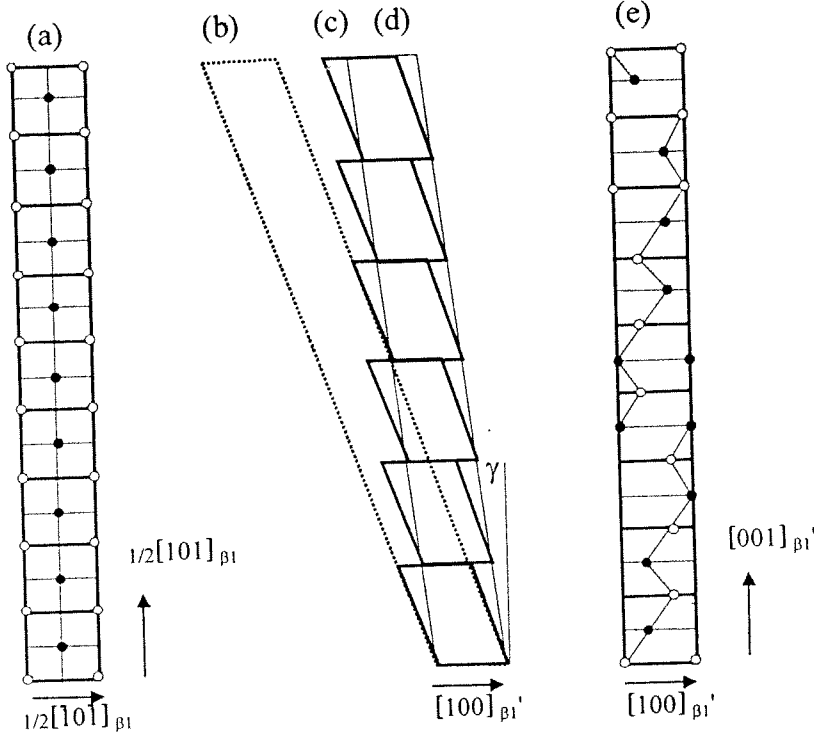
tarafında görülen üçgen üçlü sistemdeki bileşim alanını gösterir, karartılmış alan ise dönüşüm sıcaklıklarının ölçüldüğü bölgeye denk gelmektedir. Bu şekilden, çok küçük bir kompozisyon alanında dönüşüm sıcaklıklarının ne kadar çok kayabileceğini görülmektedir.

CuZnAl alaşımlarında oluşan uzun katmanlı düzenli martensit yapıları dönüşüm öncesi varolan ana fazın kristal yapısının bir fonksiyonudur. Düzenlenmemiş BCC ana fazı B2 düzenlenme dönüşümüne uğrar ve sonra daha düşük sıcaklıklarda DO₃ dönüşümü olabilir. DO₃ yapısında atomların dağılımı, β₁ ana fazının kristalografik olarak Heusler tipinde olduğuna işaret etmektedir. Ancak pratik olarak DO₃ yapısı olarak bakılır çünkü CuAlNi ve CuZnAl alaşımlarında Ni ve Al miktarları azdır (Otsuka, Sakamoto ve Shimizu, 1979).

Cu-Zn sisteminde BCC→B2 dönüşümü ikinci dereceden bir dönüşümdür ve hızlı suverme ile bastırılmaz (Chipman ve Warren, 1950). Fakat BCC→DO₃ dönüşümü yeterince hızlı suverildiğinde bastırılabilir. CuZnAl alaşımlarında DO₃ düzenlenmesi düzensiz Beta yapısından gelişmez, daha önce oluşmuş B2 düzenli yapısından oluşur. Inden metodu kullanarak yapılan çalışmalarda Cu-18at.%Zn-13at.%Al alaşımı için B2→DO₃ dönüşüm sıcaklığı 337°C olarak bulunmuştur (Dunne ve Kennon, 1982). DO₃ dönüşümünün birinci dereceden olduğu ve dönüşüm sıcaklığının nispeten düşük olduğu düşünüldüğünde DO₃ dönüşümünün hızlı suverilerek bastırılabilirliği anlaşılmaktadır.

CuZnAl alaşımlarında termoelastik martensitik dönüşüm DO₃ ana fazından 18R martensit yapısına olur. Bu uzun katmanlı düzenli martensit yapısı normal (Normal) ve değiştirilmiş (Modified) durumlarda bulunurlar. Normal yapı (N18R) ortorombik, değiştirilmiş olanı ise (M18R) monokliniktir. M18R yapısında iki sıkı paket düzlem arasındaki göreceli kayma ideal pozisyonlarından (1/3)a veya (2/3)a kadarlık sapmadır (Roh, Lee ve Kim, 1992). DO₃ yapısından 18R martensit yapısına olan yapısal değişimin şematik modeli [010]_{DO3} yönünden bakılacak biçimde Şekil 2.1.19'da verilmiştir.

Monoklinik çarpılmanın ölçüsünün uzun erimli düzenlenmenin tipine ve derecesine veya alaşımın bileşimine bağlı olabileceği önerilmiştir (Inden, 1974, Kajiwara, 1976, Delaey, Chandrasekaran, Andrade ve Humbeek, 1982). Örneğin, bu çarpılmanın artan DO₃ düzenlenmesi veya azalan B2 düzenlenmesi ile azaldığı ileri sürülmüştür (Delaey, Chandrasekaran, Andrade ve Humbeek, 1982). 18R yapısında on sekiz tabakalı martensit yapısı martensit taban düzleminde [100]_{18R} yönünde düzenli aralıklarla olan kaymalar sonucunda olur. Bu kaymaları etkilemek için Burgers vektörleri 1/3[100]_{18R} olan parçalı dislokasyonlar martensit-ana faz ara yüzeyinde her üç (001)_{18R} düzleminde bir beklenir. Bazı



Şekil 2.1.19. DO₃ yapısından 18R martensit yapısına olan yapısal değişimin şematik modeli: (a) (101)_{DO3} düzlemlerinin dönüşüm öncesi sıralanmaları, (b) (001) düzlemleri ve [-100]_{DO3} yönü boyunca olan tekbiçimli kafes kayması, 18R yapısının her üç tabakada bir (001) düzlemi ve [-100]_{DO3} yönü boyunca 3R yapısının kayması sonucu oluşumu, (d) Tekbiçimli kaydırılmış yapı ile 18R yapısına yakınsama, (e) Ortorombik eksene göre 18R katmanlanma sıralanması (Kajiwara, 1976).

durumlarda bu kaymalar tam bir değişmeyen düzlem yaratmazlar ve ek gelişigüzel dağılmış dislokasyonlara kristalografik teorinin homojen olmayan kayma parçası olarak ihtiyaç duyulur.

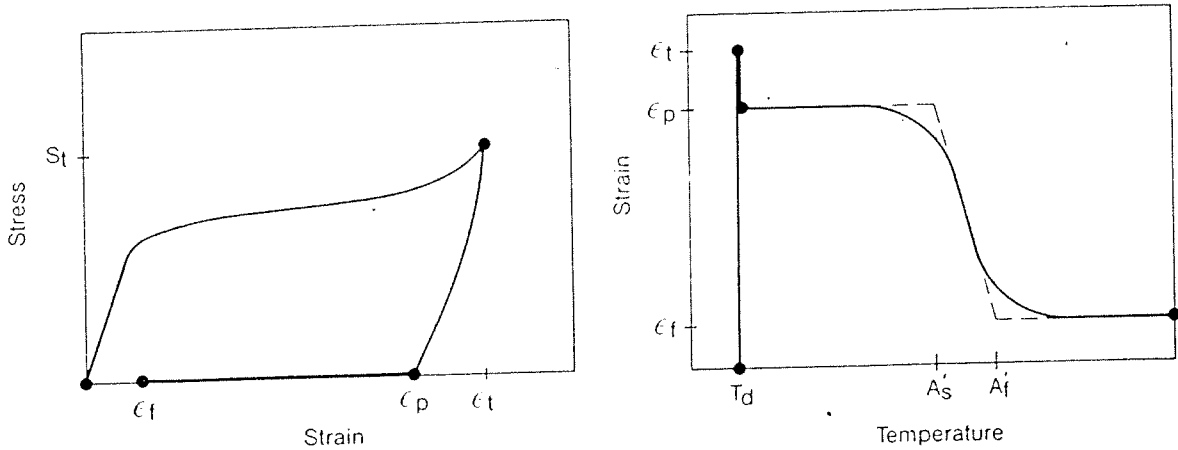
Ticari CuZnAl alaşımları için tane inceltmesi gereklidir ve B, Ti ve Zr elementleri bu alaşımlarda tane yapısını etkili bir biçimde inceltirler. CuZnAl alaşımlarına 0.3-1.3%Zr eklenerek döküm sonrası 50 µm altında tane büyüklükleri elde edilebilir. Tane incelticilerin kullanımı yüksek sıcaklık Beta fazında yapılan ısı işlemler sırasında tane büyümesini etkili bir şekilde bastırmaktadır (Lee ve Wayman, 1986). Kaba taneli alaşımlar tane sınırlarında yoğunlaşan deformasyon sebebiyle gevrek ve kırılındırlar. Şekil bellek performanslarındaki hızlı gerileme dolayısıyla ısıl-mekanik döngü ömürleri daha kısadır.

Bakır esaslı alaşımlar arasında CuAlNi ve CuZnAl alaşımları üç yaygın olumsuz özelliğe sahiptirler: tane boyutlarının bir kaç milimetre olması, oldukça büyük elastik eşyönsüzlük faktörüne sahip olmaları ve son olarak gerilim konsantrasyonlarının tane sınırlarında kolaylıkla artmasıdır. Buna rağmen CuZnAl alaşımı daha sünektir ve kırılmalar sıklıkla taneler arası olur. İki kristal yapı arasındaki farklılık bunun temel sebebidir. CuAlNi alaşımları DO₃ yapısında iken CuZnAl alaşımlarında yapı B2 tipindedir. DO₃ yapısına ait kafes parametreleri B2 olanlardan iki kat daha fazla olduğundan, DO₃ yapısında hareket eden üstkafes dislokasyonlarının Burgers vektör boyutları da diğerinin iki katıdır. Bu DO₃ yapısında dislokasyonların neden daha güçlükle hareket ettiklerini açıklar. Örneğin, CuAlNi alaşımlarında çekme gerilimi olarak 600 MPa gerekirken, CuZnAl için 200 MPa yeterlidir. Sonuç olarak CuZnAl içinde kolaylıkla hareket eden dislokasyonlar tane sınırlarındaki gerilim konsantrasyonlarını çabucak kaldırır ve daha yüksek sünekleme sonuçlanırlar (Miyazaki ve Otsuka, 1984).

2.1.6. ŞEKİL BELLEK DAVRANIŞININ MEKANİĞİ:

a) Serbest geri dönüşüm

Serbest geri dönüşüm şekil bellekli alaşımların martensit fazında deformasyona uğradıktan sonra yüksüz ortamda dönüşüm sıcaklığının üzerine ısıtıldıklarında ilk şekillerine geri dönmesidir. Bu davranış Şekil 2.1.20'de verilen gerilim-gerinim ve gerinim-sıcaklık eğrilerinden açıkça görülmektedir. Deney sıcaklığı olan T_d 'de malzeme ϵ_t kadar gerinim



Şekil 2.1.20. Serbest geri dönüşüm davranışının gerilim-gerinim ve gerinim-sıcaklık eğrileri (Proft ve Duerig, 1990).

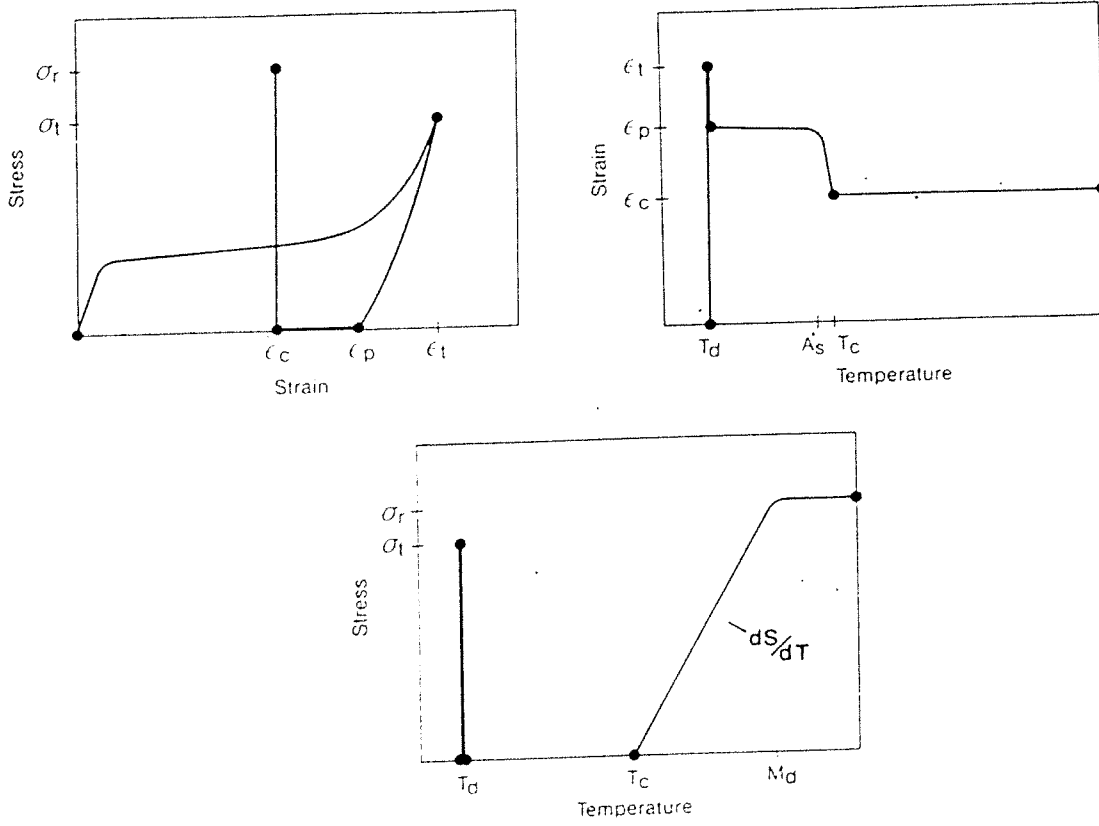
oluşturmak üzere S_t gerilim değerine kadar yüklendikten sonra yük boşaltıldığında gerinim ϵ_p değerine düşer. Bu malzemenin sıcaklığı artırıldığında, A_s sıcaklığında şekil geri kazanımı başlar ve A_f sıcaklığına ulaşıldığında gerinim ϵ_f değerine kadar geri dönmüş olur. Malzemenin martensit durumunda iken plastik deformasyonu uğramış olması nedeniyle kritik A_s ve A_f sıcaklıkları deforme edilmemiş malzemeninkinden farklı olacaktır. Bu kritik sıcaklıklar deformasyon miktarı ile hemen hemen doğrusal bir şekilde artar. Deforme edilmiş malzemenin ısıtma öncesi ve sonrası gerinimlerinin farkı olarak tariflenebilecek olan Geri Kazanılan Gerinim, ϵ_f değerinde uygulanan deformasyon miktarına bağlıdır. Belirli bir gerinim miktarına kadar uygulanan şekil değişimi tümüyle geri kazanılabilirken, bu değerden sonra hemen hemen sabit kalır, hatta bir miktar azalır. Yani, unutkanlık olarak adlandırabileceğimiz bu geri kazanılmayan gerinim, ϵ_f , belirli bir uygulanan gerinim değerinden sonra gerinimle hızla artar (Proft ve Duerig, 1990).

b) Kısıtlı geri dönüşüm

Kısıtlanmış geri dönüşüm şekil bellekli bir malzemeden yapılmış bir halka örneği ile açıklanabilir; Martensitik halde iken genişletilen halka bu haliyle bir çubuğun üzerine geçirilir ve ısıtılmaya başlanırsa silindire temas sağlayana kadar serbest geri dönüşüm yapar ancak temastan sonra silindirin yüzeyini sıkarak gerilime yol açar. Silindirik malzemenin mekanik özelliklerine ve üstünde oluşan gerilime bağlı olarak silindirik malzeme elastik veya plastik şekil değişimine uğrar. Bu örnekten anlaşılacağı gibi, şekli değiştirilmiş şekil bellekli malzemenin ısıtılmasına rağmen eski haline dönmesinin engellenmesi olarak tariflenebilecek kısıtlı geri dönüşüm davranışı yüksek geri dönüşüm kuvvetleri yaratarak bu aşımına geniş bir kullanım alanı sağlar. Mühendislik alanında pek bir uygulaması olmayan serbest geri dönüşüme karşın kısıtlı geri dönüşümün birçok uygulama alanı vardır.

Kısıtlı geri dönüşümün anlaşılması için gerilim-gerinim ve gerinim-sıcaklık eğrilerine ek olarak gerilim-sıcaklık eğrisinin de incelenmesi gerekir, Şekil 2.2.21, (Proft ve Duerig, 1990). Bu eğriler incelendiğinde dört yeni parametre ortaya çıkmaktadır bunlar; temas gerinimi (ϵ_c), temas sıcaklığı (T_c), geri dönüşüm gerilimi (σ_r) ve gerilim değişiminin sıcaklık değişimine olan oranı ($d\sigma/dT$)'dir.

Halka ısıtılırken temas geriniminde silindire temas eder. Bu noktaya kadar işlem serbest geri dönüşümdür. T_c temasın başladığı sıcaklıktır. Gerilim-sıcaklık eğrisinde T_c sıcaklığından itibaren gerinim artmaktadır bu artış malzemenin M_d sıcaklığına kadar devam eder ve en



Şekil 2.2.21. Kısıtlı geri dönüşüm davranışının şematik gerilim-gerinim-sıcaklık eğrileri (Proft ve Duerig, 1990).

yüksek gerilim değerine (σ_r) ulaşır. Gerilimin sıcaklık artışına bağlı olarak $d\sigma/dT$ oranı gerilim-sıcaklık eğrisinden belirlenebilir ve bakır esaslı alaşımlarda 2-5 MPa/C aralığındadır. Bu değer teorik olarak Clausius-Clapeyron eşitliğinden de elde edilebilir.

Tahmin edilebileceği gibi, temas gerinimi azaldıkça (halkanın geçirildiği silindirin çapı küçüldükçe) serbest dönüşüm miktarının artması nedeniyle temas gerilimi de azalır. Ancak belirli bir temas geriniminin üzerinde iken bu değişim ihmal edilebilir düzeyde iken düşük temas gerinimlerinde temas geriliminin temas gerinimi ile azalması son derece önemli düzeylere ulaşır. Bakır esaslı alaşımlarda ulaşılacak en yüksek temas gerinimi 500-600 MPa mertebelerindedir.

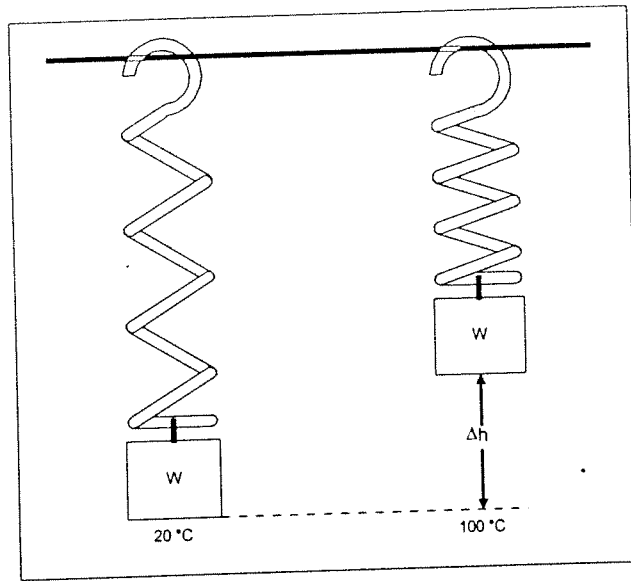
Temas gerinimi toplam gerinime oranla sabit tutulduğunda, serbest dönüşüm için olduğu gibi kısıtlı dönüşümde de temas geriniminin toplam gerinim ile önce arttığı belirli bir toplam gerinimden sonra ise azaldığı görülür. Halka örneğinde, sabit halka ve silindirik çubuk çapları için, halkayı daha fazla genişletmek bir noktaya kadar halkanın sıkma gücünü artırır da halkayı bir noktadan daha fazla genişletmek tam ters bir etkiye yol açar. Silindirin elastik

özelliklerine bağlı olarak temas gerilimi belirli bir elastik deformasyon yaratarak iş yapılmasına neden olur ve elastik olarak sert bir silindirdekine oranla temas geriliminin daha düşük olmasına yol açar.

c) İş Üretimi

Şekil bellekli alaşımlarda, serbest geri dönüşüm ve sınırlandırılmış geri dönüşümün yanısıra iş üretimi de mümkündür. Isıtmayla birlikte, serbest geri dönüşümde sadece gerinim (ϵ) geri-kazanımı, sınırlandırılmış geri dönüşümde sadece gerilim (σ) geri-kazanımı vardır. Bunlardan farklı olarak iş üretiminde, ısıtmayla, belirli bir gerilime karşı gerinim kazanımı sağlanmaktadır. İş, matematiksel olarak $\int \sigma \cdot d\epsilon$ şeklinde ifade edilir. Bu sebeple, iş yapılması gerilim altında gerinim sonucu olduğundan, yukarıda bahsedilen iş üretiminden farklı geri dönüşümlerde iş üretimi oluşmamaktadır. Şekil 2.2.22' de görüldüğü gibi, şekil bellekli alaşımdan yapılmış olan bir helezon yayın alt ucuna düşük sıcaklıkta gerilim (σ_0) uygulandığında ve yay bu gerilim altında ısıtıldığında, eğer uygulanan gerilim miktarı yayın maximum gerilim toparlamasından küçükse, yük Δh kadar yukarı kaldırılır $\sigma_0 \cdot \Delta h$ miktarında bir iş yapılmış olur.

Burada yapılan iş üretimi, yalnızca ısıtma esnasındadır. Eğer uygulanan gerilim miktarı malzemenin martensitik akma mukavemetinden (σ_y^m) büyükse, M_s sıcaklığının altına soğutma esnasında yayı tekrar gerekcek ve plastik deformasyon yaratacaktır. Bu ise sonuçta



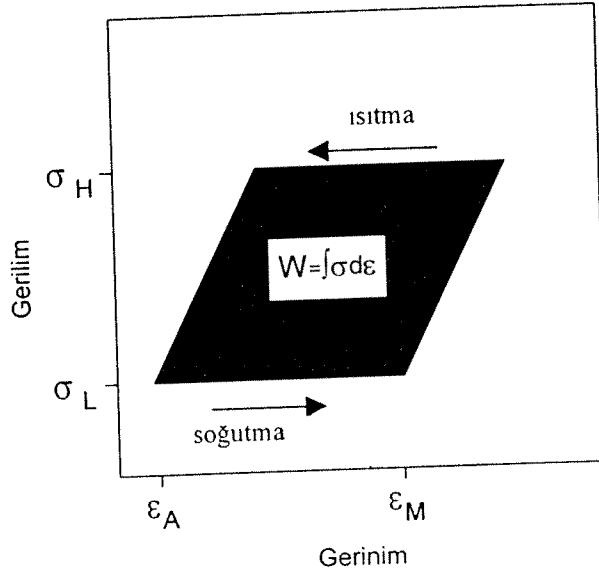
Şekil 2.2.22. Ağırlık asılı bir yayın ısıtılması sonucu ağırlığın kaldırılması ve iş üretimi (Duerig, Stockel ve Keeley, 1990).

ısıtma ve soğutma ile tekrarlanabilir iki yönlü harekete sebep olacaktır. Bu prensiple çalışan tek yönlü şekil bellek özelliği gösteren alaşımlardan yapılmış uyarıcılarda hareketlerin tekrarlanabilir olması için bir "karşı-gerilim" sistemi gerekmektedir, ki yukardaki örnekte asılı olan ağırlık bu işlevi yerine getirmektedir.

İş üretimi olayını şematik olarak tanımlayabilmek için üçlü gerilim-gerinim-sıcaklık (σ - ϵ - T) diagramına veya bundan elde edilecek ikili izdüşüm diagramları gerekmektedir. Şekil 2.2.23 (a) ve (b) aynı olguya ait farklı parametrelere göre çizilmiş grafikler yani iki ayrı izdüşümüdür. Bunlar gerilim-gerinim (σ - ϵ) (Şekil 2.2.23.a) ve gerinim-sıcaklık (ϵ - T) (Şekil 2.2.23.b) eğrileridir. Şekil 2.2.23. 'de hafızalı alaşım serbest dönüşümde olduğu gibi düşük sıcaklıkta plastik deformasyona (σ_p) maruz bırakılmış, fakat farklı olarak ısıtma aşamasında belirli bir sabit gerilim (σ_0) uygulanmıştır. Alaşım ısıtıldığında ϵ_a gerinimine toparlanmakta, soğutulduğunda ϵ_m gerinimine tekrar deforme olmaktadır. Bu örnekte olduğu gibi σ_0 üzerine bir gerilime çıkmaya prensip olarak gerek olmamakla birlikte, alaşımın davranışının kararlı hale gelmesi ve daha büyük geri dönüşüm gerinimleri elde edilebilmesi için bu sıkça yapılan bir uygulamadır.

Yukarıdaki grafiklerden çıkan önemli bir sonuç, ısıtma ile birlikte uygulanan gerilime karşı yapılan iş miktarının, soğutma esnasındaki yük altında deformasyon sonucunda yapılan iş miktarına eşit olmasıdır. Bu sonuç, böyle bir tekrarlanan hareket sisteminde net iş çıktısının matematiksel olarak sıfır olacağını gösterir. Birçok uygulamada (ısıtma uyarıcıları) sadece ısıtma sırasında bir iş yapılması gerekmektedir ve soğutulurken ne olduğu pek önemli değildir, ancak bir çok diğer uygulamada ise net bir iş çıktısı beklenir, yani ısıtma sırasında uygulanan yükün soğutma sırasındakinden büyük olması gereklidir.

Bu tür uyarıcılarda soğutma ile birlikte geri dönüşümü sağlamak (gerinimi ϵ_m 'ye taşımak) için bir "karşı gerilim" uygulanır. İş çıktısını artırmak için soğutma sırasındaki deformasyonu gerçekleştiren bu karşı gerilimin en aza indirilmesi gerekir, ki bunun için de martensit akma dayancının küçük olması gereklidir. Isıtma ve soğutma sırasındaki gerilimlerin farklılaştırılması ile iş üretimi Şekil 2.2.24'de şematik olarak gösterilmektedir. Burada σ_H değeri ısıtma esnasındaki uygulanan gerilimdir ve σ_L değeri ise soğutma sırasında uygulanan karşı gerilimdir. Şekil 2.2.23 'deki σ_0 değeri bu σ_H ve σ_L değerlerine birlikte eşittir. Bu sebeple Şekil 2.2.23 'de gösterilen işlemin toplam iş çıktısı sıfır olmaktadır.



Şekil 2.2.24. Tipik bir uyarıcı mekanizmanın büyük yüke (σ_H) karşı toparlaması ve düşük yükle (σ_L) soğutma esnasında yeniden kurulması; sonuçta oluşan net iş çıktısı (taralı alan) görülmektedir (Duerig, Stockel ve Keeley, 1990).

Bu uygulamalarda ilginç olan bir husus σ_L 'nin σ_y^m 'den küçük olduğu durumlarda bile yük soğutma sonrasında değil de soğutma sırasında uygulanıyor olursa beklenenin aksine gerekli karşı deformasyonu sağlayabilmesidir. Bu beklenmedik davranışın kökeni bilinmemektedir. Bu şartlar altında, soğutma sırasındaki karşı gerilim, σ_L , yaklaşık olarak martensitin akma dayancı tarafından belirlendiği ve küçük bir değer olduğu için iş çıktısının boyutunu belirleyen temel iki parametre geri dönüşüm gerinimi, ϵ_r , ve ısıtma sırasındaki gerilim, σ_H , olmaktadır. Ancak belirli bir gerilim değerinin üzerine çıkıldığında unutmaya eğiliminin ortaya çıkması ile dönüşüm gerinimi azaldığından iş çıktısı gerilim ile önce artıp sonra azalarak bir tepe oluşturmakta ve iş çıktısı belirli bir gerilimde maksimum değerine ulaşmaktadır.

2.1.7. UYGULAMALAR:

Şekil bellek etkisi gösteren 10'un üstünde alaşım çeşidi bulunmaktadır. Eğer diğer element katkılarıyla oluşan kombinasyonlar göz önüne alınırsa bu sayı 100'ün üstüne çıkar. Şekil bellekli alaşımların tarihçesine ve çeşitlerine gelişme bölümünde yer alan Şekil Bellek Etkisi başlığı altında değinilmişti. Fakat ne yazık ki bu çok sayıda şekil bellekli alaşım arasında sadece TiNi ve CuZnAl alaşım sistemleri pratik uygulamalarda kullanılabilir. Diğer alaşımlar ya kullanılan elementlerin pahalı olmalarından dolayı ya da tek kristal olmadıkları

sürece kullanımlarının mümkün olmaması sebepleriyle endüstriyel üretim için uygun değildirler.

Kullanılan elementlerin farklılığından da anlaşılacağı üzere TiNi ve CuZnAl alaşımları farklı özelliklere sahip oldukları gibi üretim ve işleme teknikleri de farklıdır. TiNi alaşımları şekil bellek davranışında yüksek bir performans sergilerken, CuZnAl alaşımları ucuzlukları ile ön plana çıkmaktadırlar. Sonuç olarak, elektrik devre kesiciler gibi sürekli tekrarlanan işlemlere yönelik ve yüksek güvenilirlik gerektiren şekil bellek uygulamalarında TiNi alaşımları neredeyse rakipsizdir. Buna karşın, bu kadar yüksek performans gerektirmeyen ya da düşük maliyetin öncelikli olduğu durumlarda CuZnAl alaşımları ön plana çıkar. Bu alaşımlar yangın alarmı gibi tek kullanıma yönelik uygulamalarında yaygın olarak kullanılırlar. Pratik olarak her iki alaşım seçiminde de uygulama alanı, çevre, maliyet gibi etkiler göz önünde bulundurularak karar verilir.

TiNi alaşımlarında geri dönebilen gerinim maksimum % 8 iken, CuZnAl alaşımları için maksimum % 4'dür. Geri dönebilen gerilim cinsinden bu miktarlar sırasıyla maksimum 400MPa ve 200MPa'dır. TiNi alaşımlarında malzeme ömrü 10^5 döngü, CuZnAl alaşımlarında ise sadece 10^2 döngüdür. Korozyon dayanımı açısından TiNi alaşımları oldukça iyidir ve bu sebeple tıbbi uygulamalarda rahatlıkla kullanılmaktadırlar. CuZnAl alaşımları bu konuda halen problemlidirler, özellikle de gerilimli korozyon kırılması konusunda. Uygulamalarda tatmin edici şekil geri kazanımları için deformasyon gerinimleri TiNi alaşımları için %6'ın, CuZnAl alaşımlarında ise %2'in altında tutulmalıdırlar ki kalıcı plastik deformasyon yaratılmasın. Aynı sebeple fazla ısıtmadan da kaçınılmalıdır. TiNi alaşımları 250°C üzerinde, CuZnAl alaşımları ise 90°C üzerinde uzun sürelerle tutulurlarsa, uygulanan yükten bağımsız olarak olumsuz etkiler görülebilir, alaşımda hafıza kaybı olabilir (Suzuki ve Sekiguchi, 1984). Şekil bellek etkisi denildiğinde tek yönlü bir olay akla gelir. Malzemenin düşük sıcaklık şeklini de hatırlayabilmesi iki yönlü şekil bellek etkisidir. Ve iki metodla bu etki yaratılabilir:

1. Malzeme özel işlemlerden geçirilip eğitilerek iki yönlü şekli bellek karakteri kazandırılır.
2. Tek yönlü şekil bellek etkisi olan bir alaşım yay, ağırlık gibi karşı kuvvet yaratan bir başka parçayla birleştirilerek oluşturulan ikilide iki yön karakteri elde edilir.

Malzemeyi eğiterek iki yönlü şekil bellek kazanımı gelişme bölümünde detayları ile verilmişti. İki yönlü parçalarda iki yön karakteri iki şekilde olmaktadır:

1. Bias tipi iki yönlü parçalar
2. Farklı iki yönlü parçalar

Bias tipi dediğimiz iki yönlü parçalarda düşük sıcaklıklarda alaşımın deformasyonu bias kuvveti dediğimiz bir kuvvete karşı olur. Parçalardan biri şekil bellekli alaşımdan yapılırken, bias kuvvetini yaratan parça yay veya ağırlıktır ve şekil bellek etkisi göstermeyen bir malzemedir yapılmıştır. Farklı iki yönlü parçalarda ise parçaların ikisi de şekil bellekli alaşımdır. Farklı parçalar düşük sıcaklıktaki alaşımın deformasyonu için yüksek sıcaklıktaki şekil geri kazanım kuvvetini kullanırlar ve iki kuvvet arasındaki farka eşit olan bir kuvvet yaratırlar (Suzuki ve Sekiguchi, 1984).

Uygulamalar endüstriyel, ticari ve tıbbi olma üzere üç grupta toplanabilirler. Endüstriyel uygulamalar arasında boru bağlantıları, perçin ve civata gibi bağlantılar, elektriksel bağlantılar, mengene (clamps), actuators, sensörler, kontrol sistemleri, robot uygulamaları, çeşitli ısı motorları vardır. Kışın ısıtıcı yazın ise soğutucu olarak kullanılan klimalar, elektrik fırınları, otomatik kurutucular, arabalar için soğutma sistemleri, yazıcılar, sıcaklık düğmeleri ve sigortalar, oyuncaklar ise ticari uygulama örnekleri arasındadır. Tıbbi uygulamalarda yaygın olarak kullanılan şekil bellekli alaşımlar, ortopedi de olduğu gibi vücut içine yerleştirilme ve vücut dokularıyla direk temas halinde olan, dişçilikte olduğu gibi sadece belli yüzeylere temas ya da tıbbi araçlarda olduğu gibi vücut dokularıyla direk bağlantısı olmayan uygulamalar olarak üç grupta düşünülebilir. Örnekler arasında suni eklemler, suni kalp, kırılan kemikler için kemik plakaları ve diş telleri sayılabilir (Suzuki ve Sekiguchi, 1984; Humbeeck, 1991).

2.2 YÖNTEM

2.2.1. Cu-Zn-Al ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN ÜRETİM YÖNTEMİ

CuZnAl şekil bellekli alaşımları elektrolitik bakır, elektrolitik alüminyum, ticari saflıkta çinkodan ve tane inceltici TiB_2 katkısı ile atmosfere açık şekilde indüksiyon ocağında üretilmiştir. Ergitme sürecinde çinko kaybını ve gaz kapmayı engellemek amacıyla master alaşımlarının üretiminde cam+borax karışımı örtü malzemesi olarak kullanılırken, ana malzeme dökümlerinde Cuprex44 ve Albral3 kimyasalları daha olumlu sonuçlar vermiştir. Ergitme sonrasında gaz almak için kavaklama yapılmış ve kavaklamadan kaynaklanabilecek hidrojenin giderilmesi amacıyla Logas-50 tabletleri kullanılmıştır. Döküm metodunun geliştirilmesi amacı ile yapılan ilk çalışmalarda oksijen gidermek için Lityum tüpleri de denenmiş fakat bu alaşımlarda beklenin üzerinde kirliliğe rastlanmıştır. Bunun nedeni, büyük bir olasılıkla, çok reaktif olan Lityum elementinin, gaz giderici olarak işlev göremeden oksitlenmiş olmasıdır. CuZnAl şekil bellekli alaşımları için belirlenen üretim yöntemi aşağıda verilmektedir.

1. Aşama - Cu-Zn, Cu-Al, Cu-Zn-Al master alaşımlarının hazırlanması

- İstenilen kompozisyona uygun şekilde hazırlanan elektrolitik bakır ve alüminyumun ergitilmesi.
- Örtü malzemesi olarak kullanılan cam ve boraks karışımının eklenmesi
- Çinko ilavesi
- Cuprex-44 'ün eklenmesi
- Oksijenin giderilmesi amacıyla kavaklama yapılması
- Curufun temizlenmesi
- Master alaşımın kalıba dökümü

2. Aşama - Ana malzemenin hazırlanması

- İstenilen kompozisyona ulaşmak için gereken miktarda master alaşımının ergitilmesi
- Örtü malzemesi toplam şarjın %1 'i kadar Albral-3 ilavesi
- Gerekli miktarda saf bakır ve alüminyum ilavesi
- Curuf alımı
- Albral-3 ilavesi
- Oksijen gidermek için kavaklama yapılması
- Curuf alımı
- $AlTiB_2$ tane inceltici olarak ilavesi

- Tane inceltici $AlTiB_2$ katkılı alaşımının 22 mm çap ve 200 mm uzunluğundaki dökme demir kalıplara dökümü

Döküm sıcaklığı 1050 -1100°C olup, kalıplar döküm öncesi 250-300°C sıcaklığa ısıtılmıştır. Döküm sırasında Cadex seramik filtreler curuf tutucu olarak kullanılmıştır. Filtreler kalıpların üzerine yerleştirilmiş ve döküm anına kadar 300°C sıcaklıkta tutulmuşlardır.

Ergitme, döküm ve şekillendirme parametrelerinin optimizasyonundan sonra, karakterizasyon çalışmalarında kullanılmak üzere üretilen, kimyasal bileşimleri spektral analiz yöntemi ile KOSGEB de belirlenen, alaşımlar Tablo 2.2.1. de verilmiştir.

Tablo 2.2.1. Üretilen alaşımların kompozisyonları ve oda sıcaklığı fazları.

Alaşım	Kompozisyon	Oda sıcaklığı Fazı
SMA 1	Cu-22.92 %Zn-5.96%Al	β
SMA 2	Cu-18.52 %Zn-6.38 %Al	M
SMA 3	Cu-25.35 %Zn-3.05%Al	$\alpha+\beta$
SMA 4	Cu-29.48 %Zn-2.98%Al	M
SMA 5	Cu-28.42 %Zn-4.86%Al	β
SMA 6	Cu-23.82 %Zn-4.49 %Al	M
SMA 7	Cu-25.33 %Zn-5.35%Al	β
SMA 8	Cu-21.56 %Zn-5.41%Al	M
TM 1	Cu-19.82 %Zn-7.05%Al-0.1% TiB_2	β
TM 2	Cu-26.88 %Zn-3.12 %Al-0.1% TiB_2	β
TM 3	Cu-27.97 %Zn-3.06%Al-0.1% TiB_2	$\alpha+\beta$
TM 4	Cu-25.53 %Zn-4.48%Al-0.1% TiB_2	$\alpha+\beta$
TM 5	Cu-22.65 %Zn-5.08%Al-0.1% TiB_2	$\alpha+\beta$
TM 6	Cu-20.48 %Zn-6.61 %Al-0.1% TiB_2	M
TM 7	Cu-17.50 %Zn-7.56%Al-0.1% TiB_2	M
XM 51	Cu-24.90 %Zn-4.86%Al-0.01% TiB_2	M
XM 52	Cu-24.90 %Zn-4.86%Al-0.05% TiB_2	M
XM 53	Cu-24.90 %Zn-4.86 %Al-0.1% TiB_2	M
AR1-7	Cu-18.54 %Zn-7.56%Al-0.1% TiB_2	M
TB15	Cu-22.88 %Zn-5.78 %Al-0.1% TiB_2	M+ β
V7	Cu - 19.5 % Zn - 6.99 % Al-0.1 TiB_2	M

2.2.2 ŞEKİLLENDİRME ÇALIŞMALARI

a) Sıcak Dövme İşlemi

22 mm çapında kalıplara dökülen alaşımlar 750 °C sıcaklıkta tavlansarak sıcak dövme işlemi ile şekillendirilmiş ve homogenize edilmiştir. Ön çalışmalarda bu işlem, numuneler 22 mm çaptan 4.75 mm çapa 6 adımda ve adımlar arasında 750°C sıcaklıkta tavlansarak gerçekleştirilmiştir. Fakat bunun sonucunda, hem tane incelticili hemde tane incelticisiz alaşımlarda tane boyutunda beklenmedik irileşmeler gözlenmiştir. Çeşitli araştırma ve denemeler, gözlenen tane irileşmesinin ilk pasoda verilen % 24' lük deformasyonun küçüklüğünden kaynaklanmakta olduğunu göstermiştir. Bunu engellemek amacıyla numuneler döküm sonrasında 19.5 mm çapa indirilinceye kadar tornalanmış ve sıcak dövme işlemi 2. pasodan başlayacak şekilde gerçekleştirilmiştir. Tablo 2.2.2'de sıcak dövme ara kademeleri ve bunlara karşılık gelen deformasyon miktarları verilmiştir.

Sıcak dövme işleminin tane boyutuna etkisinin anlaşılabilmesi amacıyla Tablo 2.2.1'de verilen alaşımlardan 7 tanesi (SMA2, SMA4, SMA5, TM3 - TM7) üzerinde çalışmalar yapılmıştır. Bu alaşımlardan 3 tanesi tane inceltici içermeyen, 4 tanesi ise % 0.1 TiB₂ içeren alaşımlardan seçilmiştir. Bu çalışmada sıcak hadde işleminin her adımında alaşımlardan tane boyutları incelenmek üzere numuneler alınmış ve 850°C sıcaklıkta 10 dakika ısıl işleme tabi tutulup oda sıcaklığına su verilerek metallografik olarak hazırlanmıştır. 15 gr FeCl₃+10 ml HCl + 120 ml alkol ile dağlanan numunelerin tane boyutu ölçüm çalışmaları doğrusal kesişim yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, tane boyutu değişimlerinin sertliğe olan etkisinin anlaşılabilmesi amacıyla Tukon Mikrosertlik Ölçüm cihazında sertlik ölçümleri yapılmıştır.

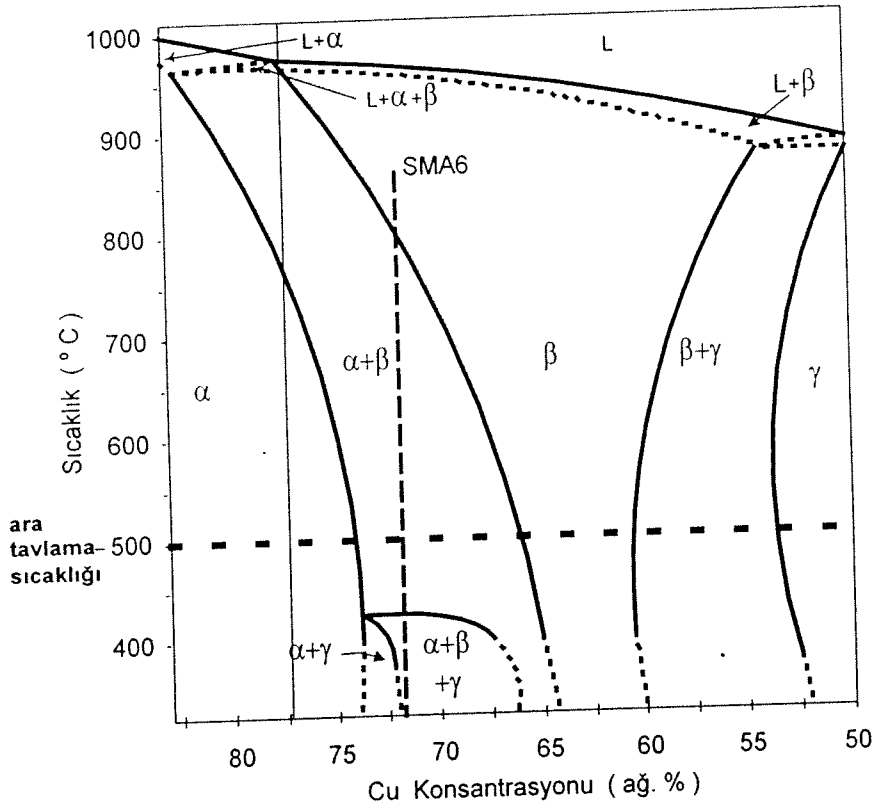
b) Tel Çekme Çalışmaları :

Daha önce bölümümüzde tasarlanmış ve üretilmiş bir tel çekme cihazı kullanılarak şekil bellekli alaşımlar üzerinde tel çekme çalışmaları yürütülmüştür. Tablo 2.2.1 de verilen alaşımlar üzerinde, her biri yaklaşık % 20 alan daralması sağlayabilen 5-1 mm arası çaplarda

Tablo 2.2.2. Sıcak dövme işleminde uygulanan kademeler arası alan daralma miktarları.

	Döküm	1. paso	2.paso	3.paso	4.paso	5.paso	6.paso
φ- mm	22	19.17	15	11	8.8	6	4.75
% Alan Daralması	-	24	38.8	46.3	36	53.5	39
Toplam % Alan Daralması	-	24	53.5	75	84	92.5	95.4

çekme kalıpları ile yapılan ön çalışmalarda, tamamıyla martensit ya da tamamıyla beta fazında olan numunelerin % 20 mertebesinde deformasyonlar verilerek oda sıcaklığında tel çekilemeyeceği sonucuna varılmıştır. Bu çalışmalarda çeşitli bileşimlerde alaşımlar çok çeşitli yağlama ve çekme hızlarında denenmiştir. Daha sonra, geliştirilen bir ön ısıtma fırını kullanılarak denemeleri yapılan sıcak tel çekme çalışmaları da bir sonuç vermemiştir. Sürdürülen çalışmalar sonucunda içinde α fazı bulunan alaşımların aynı cihaz ile oda sıcaklığında rahatlıkla şekillendirilebildikleri gözlenmiştir. Bu nedenle, tel çekme çalışmalarında kullanılacak alaşımlar α/β çift faz bölgesinde ısıtma tabii tutulmuş ve oda sıcaklığında su verilerek bu yapılar korunmuştur. Bu bulgular ışığında, tel çekme deneyleri, SMA6 olarak isimlendirilen Cu-23.8%Zn-4.5%Al kompozisyonundaki alaşım üzerinde sürdürülmüştür. Şekil 2.2.1'de CuZnAl üçlü faz diagramının %4 Al ikili kesiti görülmektedir. Bu diagram üzerinde SMA6 alaşımı ve bu alaşımanın ısıtma tabii tutulduğu sıcaklık değeri de gösterilmiştir. Bu sıcaklıkta %70-80 α fazı içeren alaşım % 96 toplam deformasyona tabii tutularak 5 mm den 1 mm inceltilebilmiştir. Numune tel çekme sürecinde her kalıp arasında 500°C sıcaklıkta 3 dakika ara tava tabii tutulmuş ve oda sıcaklığına su verilerek soğutulmuştur.



Şekil 2.2.1. SMA6 alaşımının CuZnAl faz diagramındaki yeri ve ısıtma sıcaklığı.

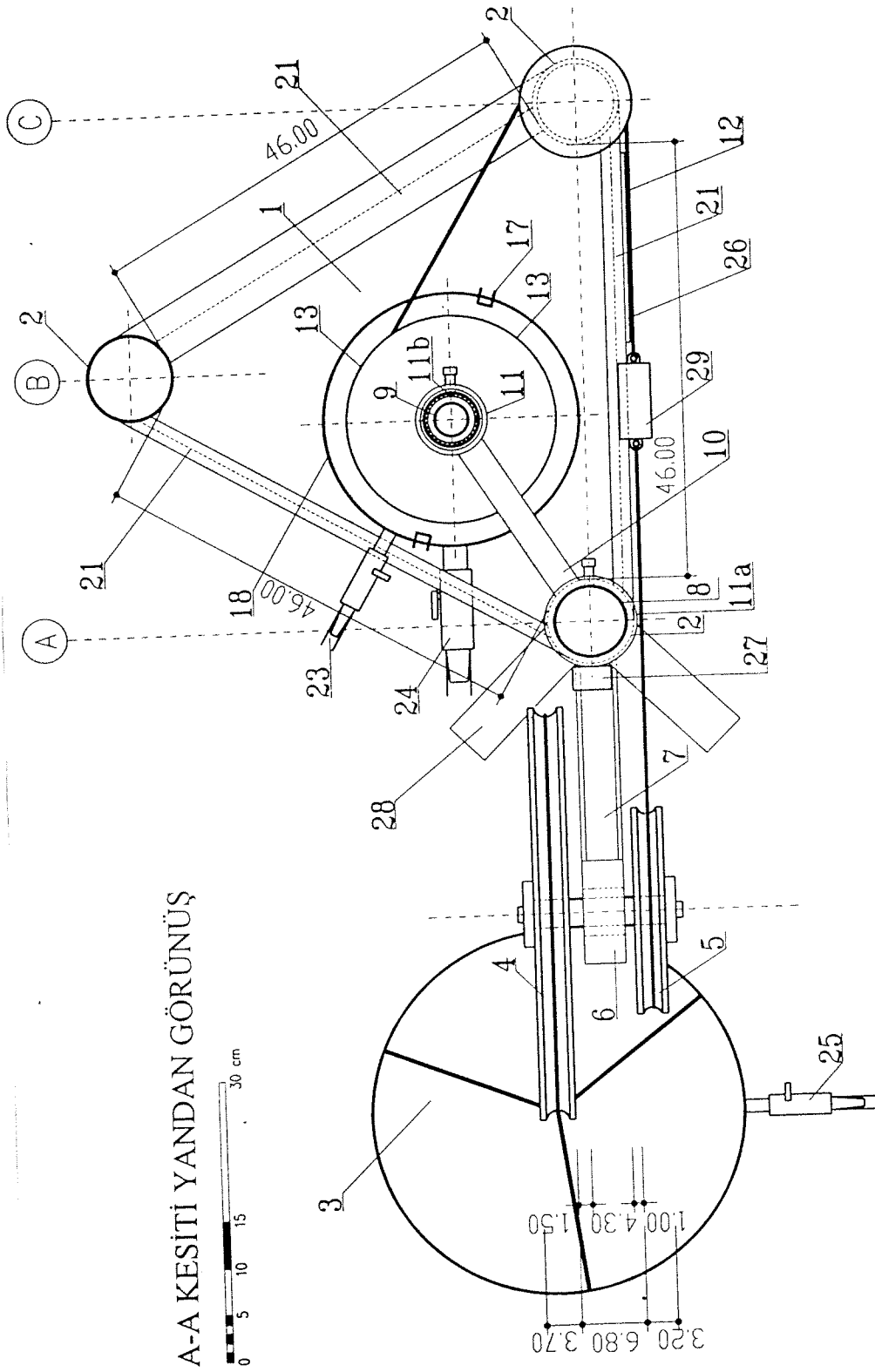
2.2.3. BURMA TEST CİHAZI:

CuZnAl şekil bellekli alaşımlarının mekanik karakterizasyonunun yapılabilmesi amacıyla özel olarak bir burma test cihazı tasarlanmış ve üretilmiştir. Bu cihaz Şekil 2.2.2 ve Şekil 2.2.3.'de görüleceği gibi yükleme, burma, ısıtma bölümlerinden oluşmaktadır. Bu sistem ayrıca sıcaklık, gerilim ve gerinimin aynı anda ölçülmesine ve alınan verilerin A/D çevrim kartı yardımıyla bilgisayarda sayısal olarak toplanmasına olanak sağlayan bir düzenek de içermektedir. Cihazın ana gövdesi 90 mm çaplı ve 700 mm yüksekliğindeki silindirik çelik borular (2) üzerinde oturmaktadır. Numunenin ısıtılması ve soğutulması için kullanılan tank ve burma ünitesi bu borular üzerine yerleştirilmiş bir kalın çelik plaka (1) üzerine monte edilmiştir.

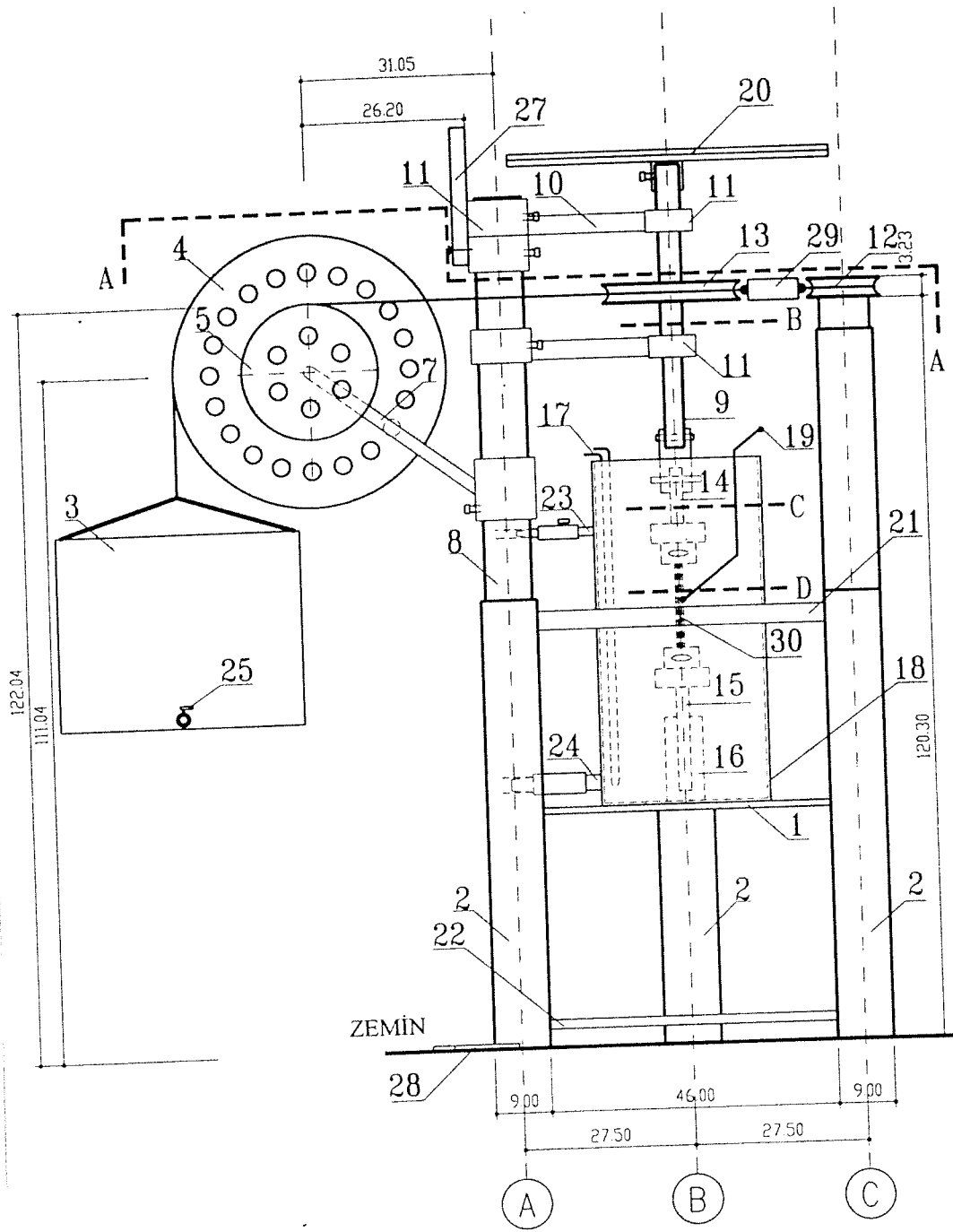
Cihazda sabit yükleme hızı yükleme tankına sabit hızla su doldurularak elde edilmiştir. 220 mm ve 440 mm çaplı iki makaranın birbirlerine eşmerkezli olarak bağlanması ile oluşturulan çıkırcık sistemi sayesinde uygulanan kuvvet iki katına çıkartılmıştır. Çıkırcık sistemini sabit şafta (8) bağlayan kol (7) ve burma işleminin gerçekleştirildiği döner şaftın bağlantı kolları (10) yükseklik ayarlarının kolaylıkla yapılabilmesi için sabit şaft üzerine geçirilmiş bileziklere kaynaklanmıştır. Döner şaft üzerinde oluşabilecek bükme momentini engellemek ve sürtünme etkisini en aza indirgeyebilmek amacıyla bu şaft rulmanlar ile yataklanmıştır. İkili makara sistemi ile güçlendirilen doğrusal kuvvet çelik tel (12) vasıtasıyla döner şaft üzerindeki yatay kasağa (13) iletilmiştir. Üst numune tutucusu (14) bu şafta bir pim vasıtasıyla tutturulmuş ve bu sayede cihaza kolaylıkla takılıp çıkarılması sağlanmıştır. Test numunesi önce cihazın dışında alt ve üst numune tutuculara takılmakta. Bunu takiben alt numune tutucusu(15) ısıtma tankının tabanına kaynaklanmış sabit yuvaya (16) geçirilmekte, üst tutucu ise oynar şafta takılmaktadır. Böylece çelik tel vasıtasıyla yatay kasağa iletilen doğrusal kuvvet, döner şaft ve sabit alt tutucu arasında kalan numuneyi burmaktadır.

Şekil 2.3.4'de gösterilen numune tutucuların özel tasarımı silindirik test numunelerinin ek bir işleme tabii tutulmadan kullanılabilmesini sağlamıştır. Bu tutucu parçalar uygulanan yük sonucunda numunenin kendi kendine tutunma, sıkışma ve hizalanmasını sağladığından deneylerin hızını, kolaylığını ve hassasiyetini arttırmıştır.

Deformasyon sırasında sıcaklığı kontrol edebilmek ve deformasyon sonrasında şekil geri dönüşümü elde edebilmek amacıyla numunelerin A_f sıcaklığı üzerine ısıtılmalarını sağlayabilmek amacıyla toplam 12 kW gücündeki elektrikli ısıtıcıların yerleştirildiği ısı yalıtkan malzemelerle kaplanmış ısıtma tankı kullanılmıştır. Isıtma sonrasında malzemeyi tekrar oda sıcaklığına soğutma işlemi ise ısıtma tankındaki sıcak suyun hızla boşaltılıp yerine



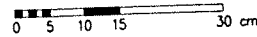
Şekil 2.2.2. İmal edilen burma test cihazının yandan görünüşü.



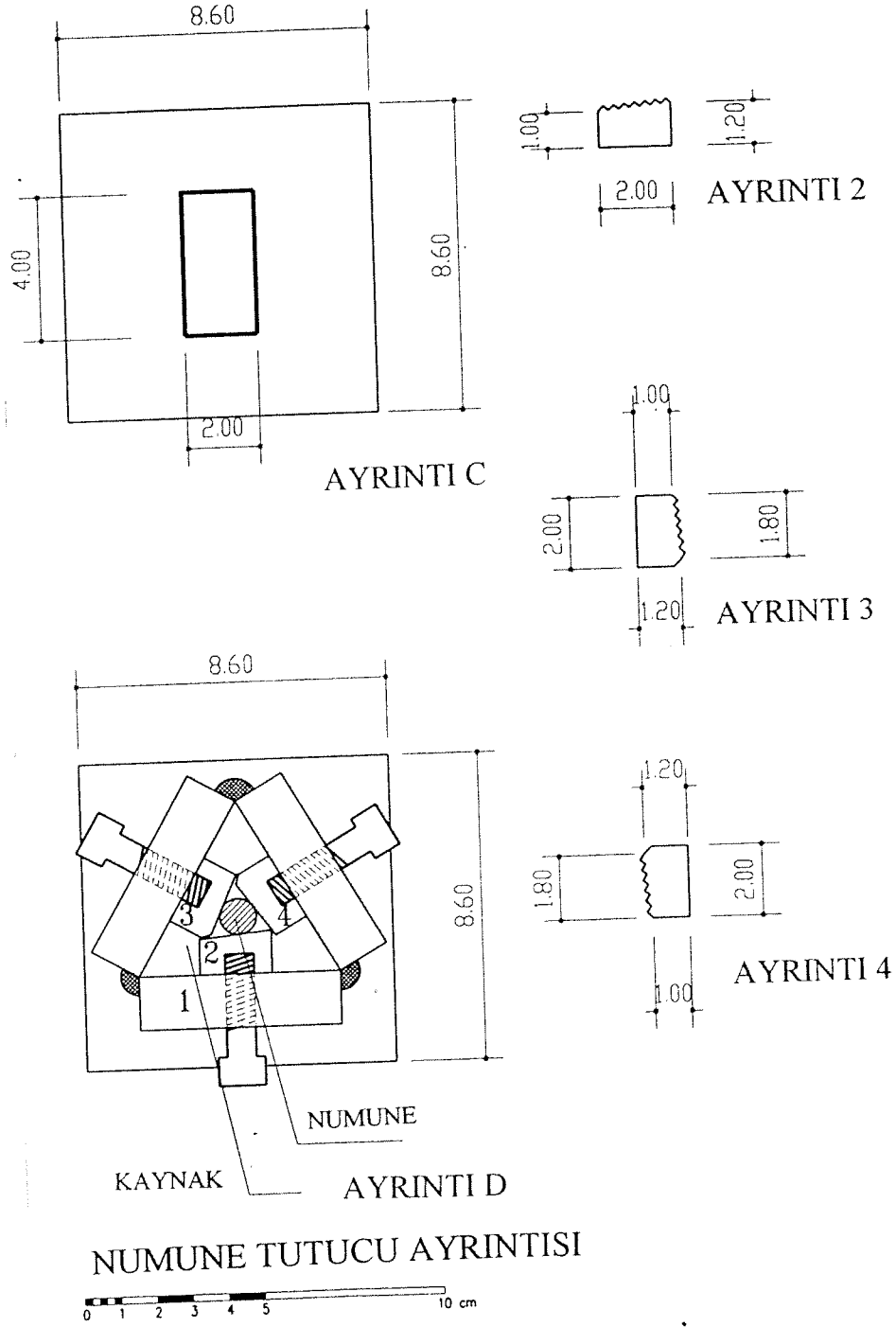
BURMA TEST CİHAZI

ÜSTTEN GÖRÜNÜŞ

ÖLÇÜLER



Şekil 2.2.3. İmal edilen burma test cihazının üstten görünüşü.

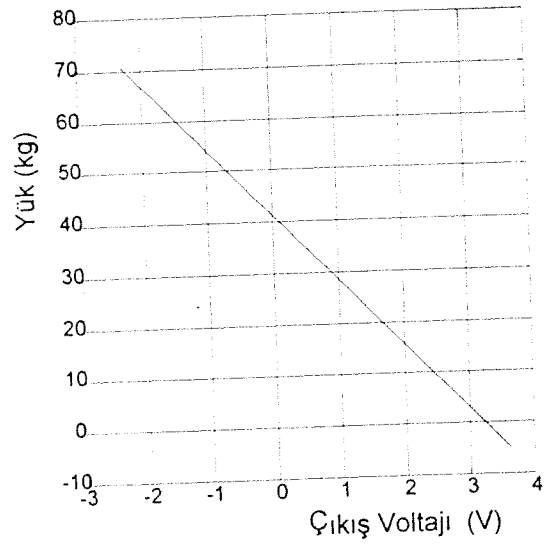


Şekil 2.2.4. İmal edilen burma test cihazının numune tutucularının ayrıntısı.

soğuk su doldurulmasıyla elde edilmiştir. Numunenin sıcaklığı numune yüzeyine temas eden bir Fe-constantant ısıl-çift yardımıyla ölçülmüştür. Deneyler öncesi çok sayıda ısıl-çift kullanılarak tankın değişik bölgelerinden yapılan sıcaklık ölçümleri uygulanan ısıtma ve soğutma hızlarında sıcaklık dağılımının sabit (± 1 °C) kaldığını göstermiştir.

a) Gerilim Ölçüm Sistemi:

Gerilimlerin ölçülmesi için ikili makara sistemi ve döner şaft arasında bulunan çelik tel üzerine yerleştirilen bir yük ölçer (load cell) kullanılmıştır. Bu yük ölçer aliminyum bir boru üzerine yapıştırılmış dört gerinim ölçerden (strain gage) imal edilmiştir. Bu yük ölçer bir sabit voltaj kaynağı yardımıyla sabit 6.13 volt ile beslenmiştir. Kalibrasyonu yükleme tankına belirli miktarlarda su doldurularak ve yük ölçerin ürettiği voltaj çıktıları bilgisayar yardımıyla toplanarak gerçekleştirilmiştir. Kalibrasyon öncesinde yükleme tankının darası



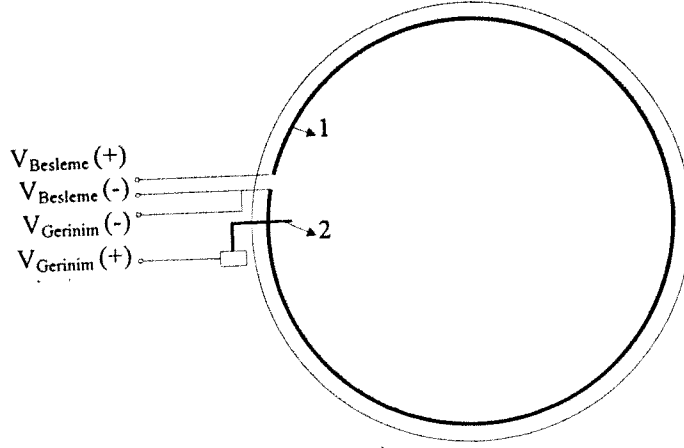
Şekil 2.2.5. Yük ölçer kalibrasyon eğrisi.

ölçülmüş ve kalibrasyon sırasında bu veriler ve çıkırık sistemindeki yük arttırımı hesaba katılmıştır. Kalibrasyon eğrisinin mümkün olduğu kadar çok gerçeği yansıtabilmesi için beş ayrı bağımsız deney yapılmış ve Şekil 2.2.5'da görülen eğri elde edilmiştir. Buradan elde edilen $Yük = -12.8 * V + 41$ doğrusal ilişkisi kullanılarak deney sırasında elde edilen voltaj çıktıları anında kilogram cinsinden yük değerine çevrilmiştir

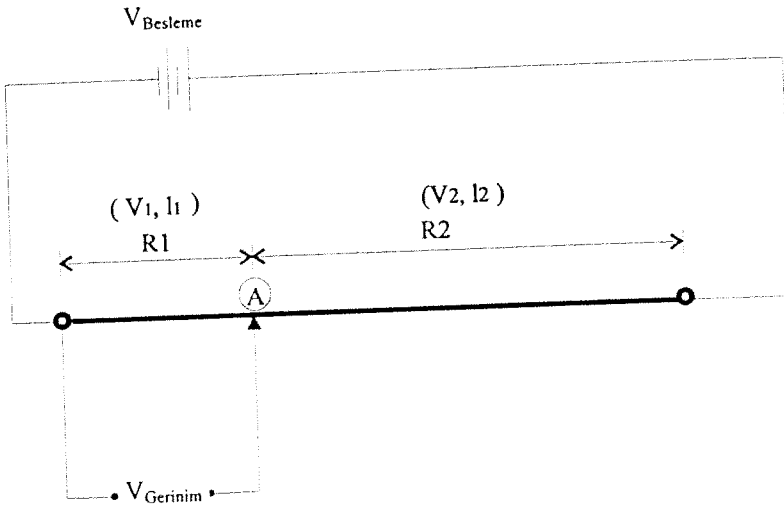
b) Burulma Miktarı Ölçüm Sistemi:

Burulma açısının ölçümü için özel olarak tasarlanmış bir sistem kurulmuştur. Bu sistem döner şaft üzerine monte edilmiş yuvarlak bir disk çevresine döşenmiş direnç telinden oluşmaktadır, Şekil 2.2.6. Burulma miktarının ölçümü için geliştirilen bu düzeneğin ana prensibi Şekil 2.2.7'de gösterilen voltaj bölücü devre sistemine dayanmaktadır. Ohm kanununa göre Şekil 2.2.7'de verilen devreye $V_{besleme}$ kadar potansiyel farkı uygulandığında resistance teli, $R_{toplaml}$ üzerinde oluşacak akım,

$$I = V_{besleme} / R_{toplaml}$$



Şekil 2.2.6. Burulma miktarı ölçüm sisteminin şematik gösterimi.



Şekil 2.2.7. Voltaj bölücü devre.

kadar olur. Numune döner şaft yardımıyla burulduğunda, $V_{gerinim}$ ölçüm ünitesinin A ucu R_{toplam} boyunca hareket eder. Bu nedenle A kontak noktası toplam resistansı, l_1 ve l_2 uzunluklarına karşılık gelecek şekilde R_1 ve R_2 olmak üzere iki parçaya böler ve bu iki bölümde voltaj değerleri sırasıyla

$$V_1 = R_1 * I \quad \text{ve} \quad V_2 = R_2 * I$$

olur. $V_{besleme} = V_1 + V_2$ ilişkisinden Kirchoff kuralı yardımıyla aşağıdaki ilişki kurulabilir.

$$\frac{V_1}{V_1 + V_2} = \frac{V_{gerinim}}{V_{besleme}} = \frac{R_1 I}{(R_1 + R_2) I} = \frac{R_1}{R_1 + R_2}$$

Ölçümler sırasında voltaj kaynağında oluşabilecek oynamaları etkisiz hale getirebilmek amacıyla mutlak voltaj değerleri yerine voltaj oranları kullanılmıştır. Öz direnç denkleminde

$$R = \rho \frac{\ell}{A}$$

yararlanılarak resistance teli uzunlukları, resistance değerleri ve ölçülen voltaj değerleri arasında aşağıda verilen ilişki kurulmuştur.

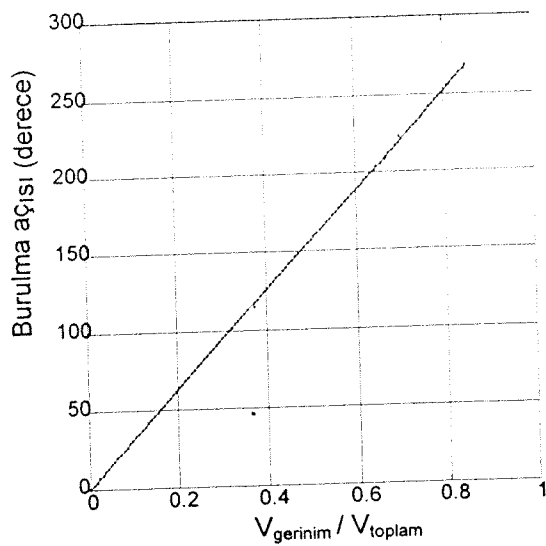
$$\frac{V_{\text{gerinim}}}{V_{\text{besleme}}} = \frac{\rho \frac{\ell_1}{A}}{\rho \frac{\ell_1}{A} + \rho \frac{\ell_2}{A}} = \frac{\ell_1}{\ell_1 + \ell_2} = \frac{\ell_{\text{gerinim}}}{\ell_{\text{toplam}}}$$

Son olarak, $\ell_{\text{gerinim}} = r \theta$ geometrik ilişkisi kullanılarak burulma açısı hesaplanmıştır. Burada θ burulma açısını, ℓ_{gerinim} bu açığa karşılık gelen yayın uzunluğunu, r ise diskin yarıçapını vermektedir.

Burulma açısı ölçüm sisteminin kalibrasyonu belli açılara karşılık gelen voltaj oranları bilgisayar aracılığı ile ölçülerek yapılmıştır. Bu amaçla ℓ_{gerinim} değerleri diskin çevresine döşenmiş milimetrik kağıt yardımı ile hasas bir şekilde ölçülmüş ve bu değerlere karşılık gelen voltaj oranı değerleri bilgisayar yardımı ile toplanmıştır. Toplanan veriler yardımı ile Şekil 2.2.8'de verilen kalibrasyon eğrisi elde edilmiştir. Burulma açısı ve voltaj oranları arasında bulunan doğrusal ilişki ise aşağıdaki gibidir.

$$\theta_{\text{burulma}} = 3.14 \frac{V_{\text{gerinim}}}{V_{\text{toplam}}}$$

Bu ilişki deney sırasında, bilgisayar tarafından toplanan verilerin anında burulma açısına çevrilmesinde kullanılmıştır. Şekil 2.2.6 da gösterilen ölçüm kontak noktasının her deney için farklı olması nedeniyle, ölçülen voltaj değerleri ilk değere göre normalize edilmişlerdir. Normalizasyon işlemi, deney başlangıcında alınan ilk değer bilgisayarda saklanarak ardından gelen bütün verilerden çıkartılarak gerçekleştirilmiştir.

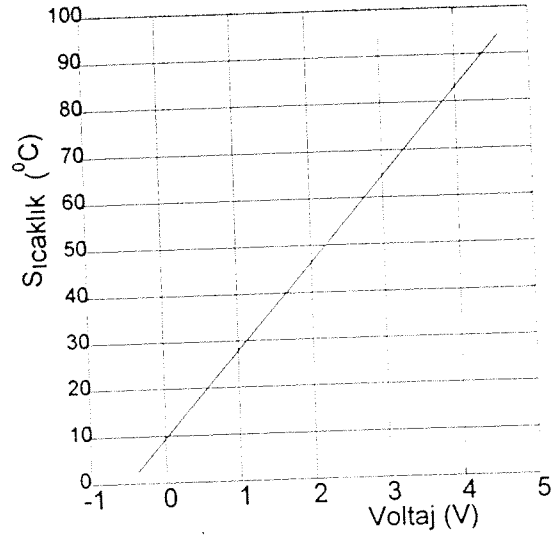


Şekil 2.2.8. Burulma miktarı kalibrasyon eğrisi.

c) Sıcaklık Ölçüm Sistemi

Numunenin sıcaklığı ısıtma-soğutma tankı içine daldırılmış Fe-constantan ısı-çifti ile ölçülmüştür. Isıl-çiftin sıcak bağlantı noktası numune yüzeyine değerken, soğuk ucu buzlu su içinde tutularak ölçümler yapılmıştır. Bir yükseltici devre yardımı ile ısı-çiftin mV mertebesindeki çıktısı 5 V değerlerine yükseltilmiş ve bilgisayar yardımı ile toplanmıştır. Isıl-çift kalibrasyon eğrisi Şekil 2.2.9'da verilmiştir. Belirlenen doğrusal voltaj-sıcaklık ilişkisi aşağıdaki gibidir.

$$T = 18V + 9.35$$



Şekil 2.2.9. Sıcaklık kalibrasyon eğrisi.

d) Veri Toplama Sistemi:

Veri toplama sistemi 12 bit 'lik A/D çevirim kartı ve bunun bağlı olduğu bir PC bilgisayardan oluşmuştur. A/D kartı $\pm 5V$ değerleri arasında ölçüm yapabilmekte ve 8 analog giriş kanalından oluşmaktadır. Gerilim, burulma miktarı ve sıcaklık ölçüm sistemlerinden gelen voltaj verileri, A/D kartı yardımıyla ve özel olarak Q-Basic dilinde yazılmış bir program yardımıyla toplanmıştır.

Deney başlangıcında program, hangi kanallardan veri toplanacağını belirledikten sonra birinci kanaldan başlamak üzere, ölçüm sistemlerinden alınan voltaj çıktıları A/D çevrimi yapılarak, daha önce belirlenmiş dosyaya kayıt edilmeye başlanır. Sırayla bütün kanallar teker teker tarandıktan sonra sistem bir süre bekleyerek tekrar birinci kanaldan başlayarak veri toplama işlemini deney süresince tekrar eder. Bu şekilde gerilim, burulma miktarı ve sıcaklık değerleri aynı anda belirli aralıklarla ölçülmüş olur. Yük ve sıcaklık ölçüm sistemlerinden elde edilen çıktılar mV değerinde olduğundan, bir yükseltici devre yardımı ile veriler volt değerine çıkarılarak ölçüm sistemlerinin hassiyeti artırılmıştır.

2.2.4. CuZnAl ALAŞIMLARININ KARAKTERİZASYONU:

a) Şekil Bellek Davranışının Karakterizasyonu

Üretilen alaşımların şekil bellek davranışlarını karakterizasyon çalışmaları üç değişik yöntem kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

- A) Serbest Geri Dönüşüm
- B) Sınırlandırılmış Geri Dönüşüm
- C) Süperelastik Davranış

A) Serbest Geri Dönüşüm Davranışı:

Serbest geri dönüşüm özelliğinin karakterizasyon çalışmaları Tablo 2.2.3 de verilen iki değişik alaşım üzerinde yürütülmüştür. Bu alaşımların kompozisyonları spectral analiz yöntemi ile KOSGEB laboratuvarlarında belirlenmiştir. Kritik dönüşüm sıcaklıkları ise numune özel düzenekli bir mikroskop altında ısıtılıp soğutularak belirlenmiştir.

Burma deney numuneleri, 11 mm çapına sıcak dövme (swaging) işlemi ile indirildikten sonra 9.5 mm çapında ve toplam uzunluğu 180 mm, ölçüm uzunluğu ise 120 mm olacak şekilde tornalanarak hazırlanmışlardır. Test öncesi numuneler 850°C sıcaklıkta 30 dakika tutulduktan sonra su verilmiş ve ince zımpara ile parlatılmıştır. Şekil 2.2.10 de martensitik numunenin burma deneyi sırasında davranışı gerilim-gerinim-sıcaklık eğrisi üzerinde şematik olarak gösterilirken Şekil 2.2.11 de aynı eğri bu kez beta ve martensit fazlarını birarada bulunduran numune için verilmektedir. Bu şekillerde kullanılan değişkenlerin tanımları Tablo 2.2.4 de açıklanmıştır. Her iki alaşım için de ayrıntıları aşağıda verilen üç değişik tip deney uygulanmıştır. Her tip deney 20 yükleme-boşaltma-ısıtma-soğutma döngüsünden oluşmaktadır. Her döngü ise istenilen gerilim veya gerinime kadar deformasyon, martensit+beta fazındaki numunelerin süperelastik geri kazanımı veya martensitik numunelerin elastik geri kazanımı için yükün boşaltılması, A_f sıcaklığı üzerine ısıtma ve tekrar oda sıcaklığına soğutma adımlarından oluşmaktadır. Test tipleri sadece deformasyon

Tablo 2.2.3. Serbest geri dönüşüm özelliklerini belirlemede kullanılan alaşımlar.

Alaşım	Kimyasal bileşim	M _s (°C)	M _f (°C)	A _s (°C)	A _f (°C)	Oda sıcaklığında içyapı
TB15	Cu-22.88 %Zn-5.78 %Al-0.1 %TiB ₂	8	-4	20	34	Beta+Martensite
V7	Cu-19.5 %Zn -6.99 %Al-0.1 %TiB ₂	60	40	65	80	Martensite

adımlarında farklılıklar göstermektedir. Sözü edilen deney türleri aşağıda açıklanmaktadır.

- 1. Tip Deney : İlk döngüde, numune daha önceden belirlenmiş gerinim miktarına kadar deforme edilir. Isıtma ve soğutma işlemlerinden sonra, ikinci döngüde numune aynı miktar deformasyona tabii tutulur; bu da malzeme üzerindeki toplam gerinim miktarının gittikçe artmasına neden olur. Şekil 2.2.11.a ve 2.2.12.a göz önünde bulundurularak her döngüde uygulanan toplam gerinim aşağıdaki gibi ifade edilebilir.

$$(\varepsilon_t) = (\varepsilon_t)_{n-1} + \Delta\varepsilon \quad \Delta\varepsilon = \% 1 \text{ veya } 1.5 \text{ veya } 2$$

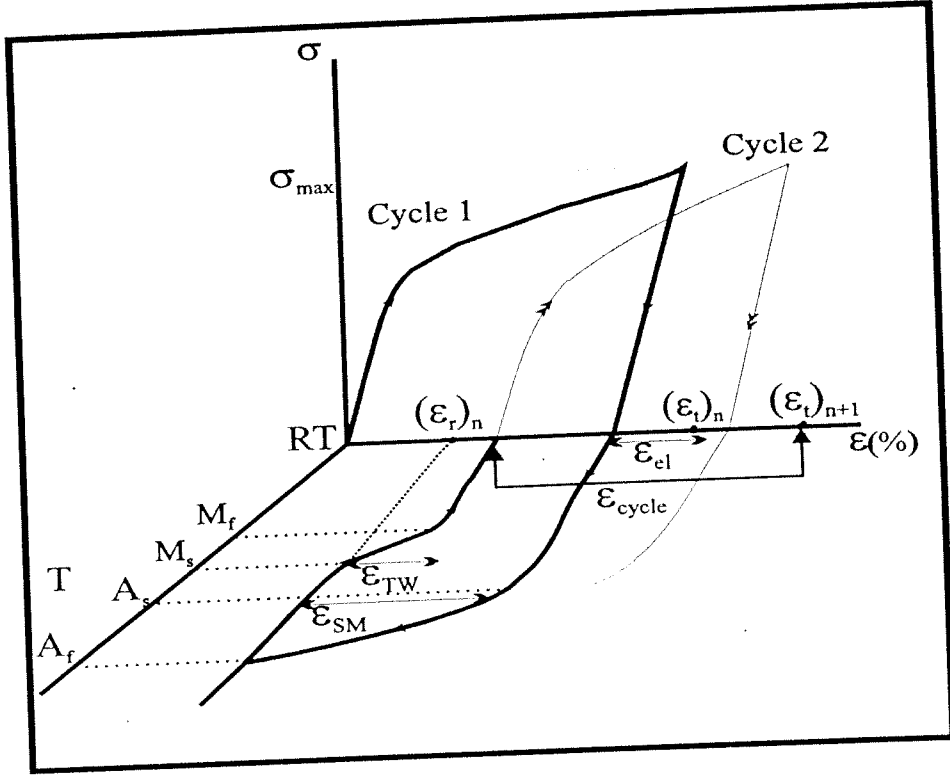
- 2. Tip Deney : İlk döngüde, numune daha önceden belirlenmiş gerinim miktarına kadar deforme edilir. Isıtma ve soğutma işlemlerinden sonra numune her döngüde ilk döngüde ulaşılan toplam gerinim değerine kadar deforme edilir; bu da döngü başına düşen gerinimin azalmasına neden olur. Şekil 2.2.11.b ve 1.1.12.b göz önünde bulundurularak her döngüde uygulanan toplam gerinim aşağıdaki gibi ifade edilebilir.

$$(\varepsilon_t)_1 = (\varepsilon_t)_2 = \dots = (\varepsilon_t)_n = \Delta\varepsilon \quad \Delta\varepsilon = \% 1 \text{ veya } 1.5 \text{ veya } 2$$

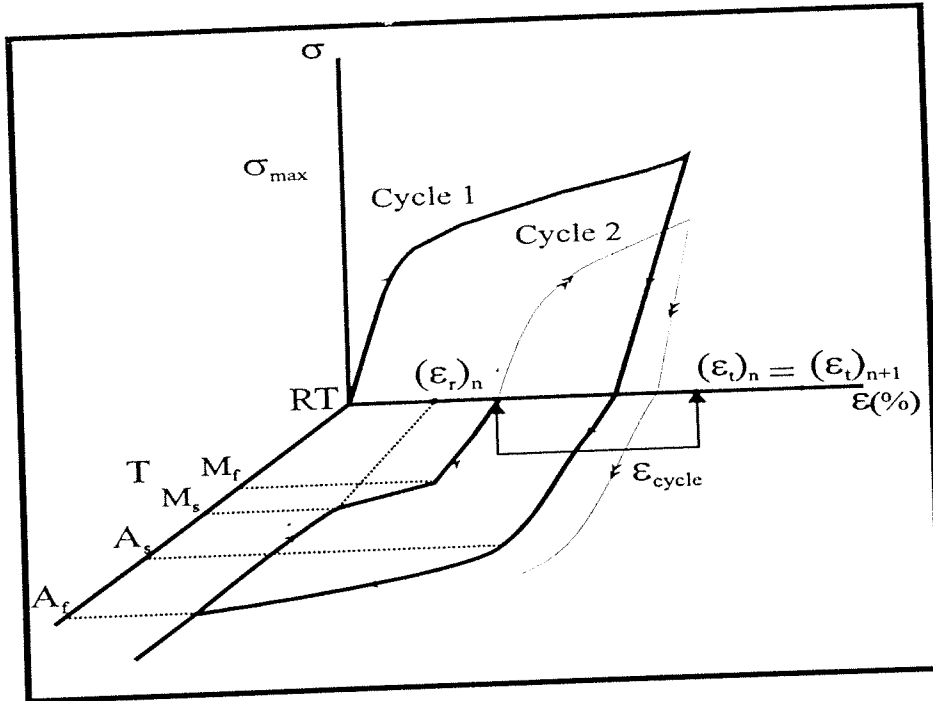
- 3. Tip Deney: Numuneler her döngüde daha önceden belirlenmiş gerilim değerlerine, $\sigma_{\max} = 200, 250 \text{ veya } 300 \text{ MPa}$ değerine, ulaşıncaya kadar deforme edilirler.

Tablo 2.2.4. Şekil 2.2.10 ve 2.2.11'de şematik olarak gösterilen mekanik deney parametrelerinin tarifleri.

ε_t	İlk numune boyutlarına göre toplam gerinim
$\varepsilon_{\text{cycle}}$	Döngü başına düşen maksimum gerinim
ε_{el}	Döngü başına düşen elastik gerinim
$\varepsilon_{\text{Recov}}$	Döngü başına düşen geri kazanım miktarı
ε_{PE}	Yük boşaltıldığında döngü başına düşen geri kazanım miktarı
ε_{SM}	Isıtma sonucunda döngü başına düşen geri kazanım miktarı
ε_r	Döngü başına düşen geri kazanılmayan(kalan) gerinim miktarı
ε_{tw}	Döngü başına düşen çift yönlü gerinim
$\sigma_{\text{P} \rightarrow \text{M}}$	Ana fazdan martensite dönüşüm gerilimi
$\sigma_{\text{M} \rightarrow \text{P}}$	Martensitten ana faza dönüşüm gerilimi
σ_{max}	En yüksek gerilim

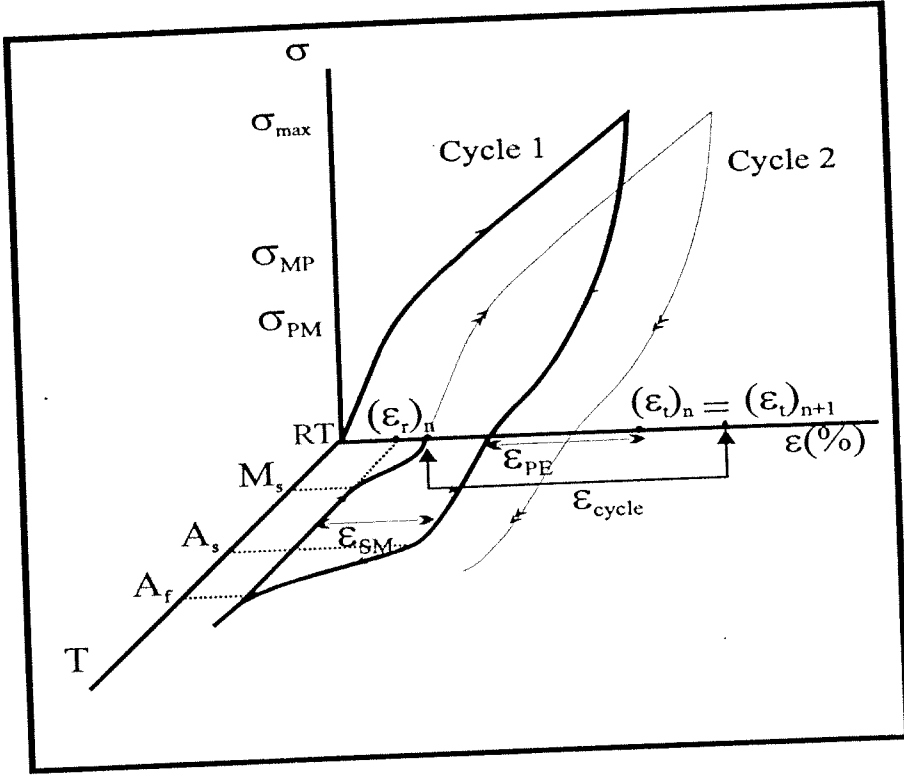


(a) 1. Tip deney

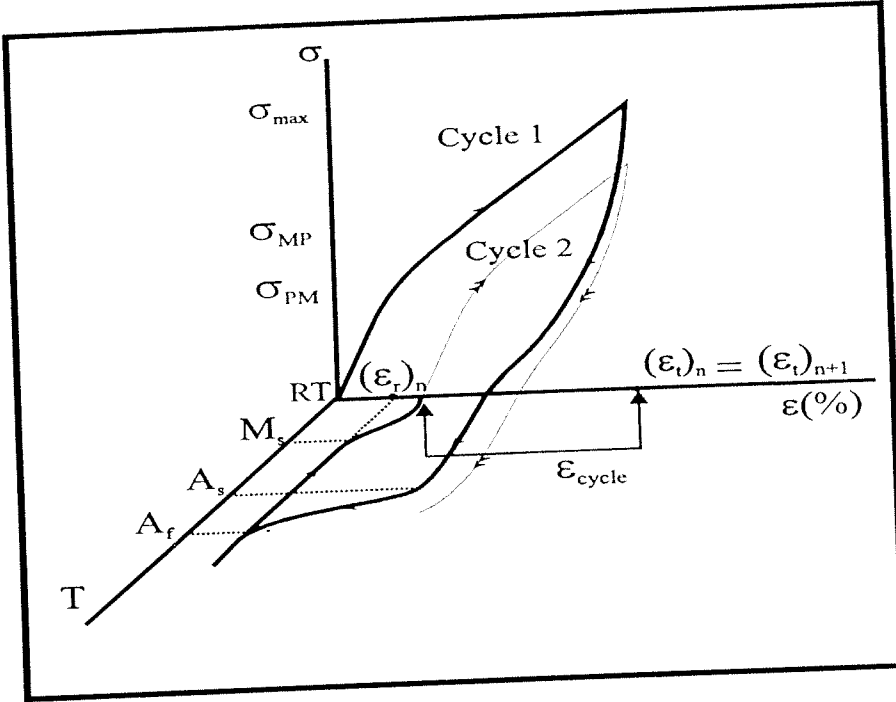


(b) 2. Tip deney

Şekil 2.2.10. Martensitik alışımlarda ($T_d = RT < M_f$) uygulanan, 1. ve 2. tip deneylerin şematik gösterimi.



(a) 1. Tip deney



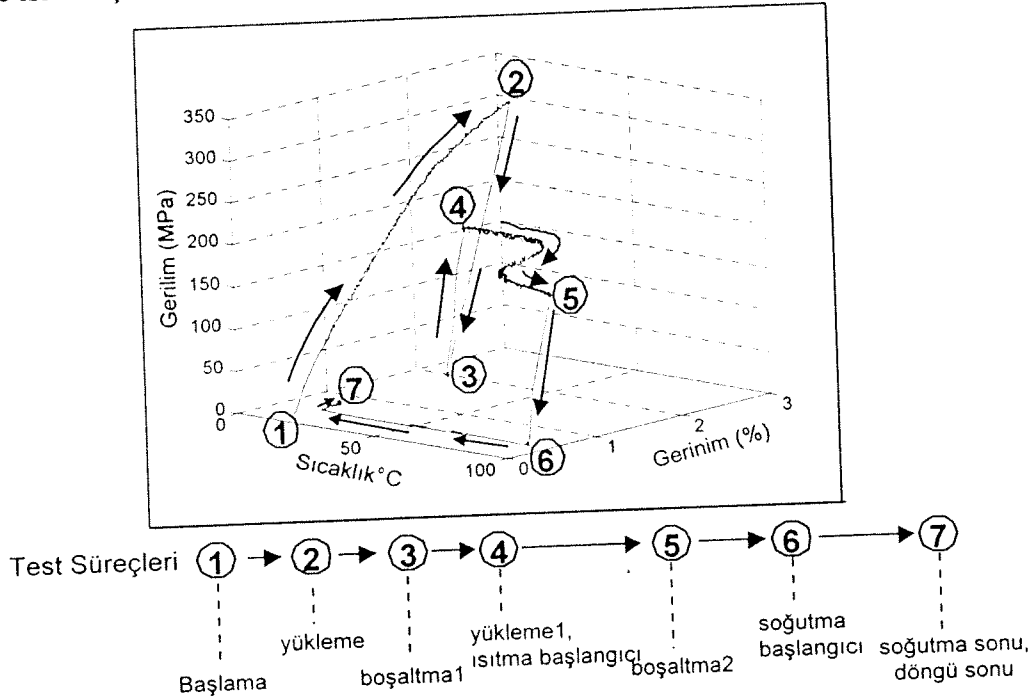
(b) 2. Tip deney

Şekil 2.2.11. Martensitik alaşımlarda ($M_f < T_d < M_s$) uygulanan 1. ve 2. tip deneylerin şematik gösterimi.

B) Kısıtlı Geri Dönüşüm Davranışı:

Melzemelerin engellenmiş geri dönüşüm şartlarında şekil bellek mekanizması ile güç üretimi özelliklerinin belirlenebilmesi amacıyla Cu-18.5%Zn-7.5%Al-0.1% TiB₂ kompozisyonundaki alaşım ayrıntıları aşağıda açıklanan serbest dönüşüm ve kısıtlı dönüşüm deneylerine tabii tutulmuştur. Tüm bu deneylerde 10'un üstünde döngü uygulanmıştır.

Kısıtlı geri dönüşüm deneylerinde numuneler belirli bir gerilim değerine (308 MPa) deforme edilip yük boşaltıldıktan sonra çeşitli yükler altında (42, 83, 125, 167, 208, 250 MPa) A_f sıcaklığının üzerine ısıtılmış, daha sonra, üzerindeki yük kaldırılarak tekrar M_f sıcaklığı altına soğutulmuştur, Şekil 2.2.12. Ayrıca, aynı alaşımın serbest geri dönüşüm davranışını belirlemek üzere numuneler belirli bir gerilim değerine (308 MPa) veya gerilim değerine (%3) kadar deforme edildikten sonra, üzerindeki gerilim kaldırılarak A_f dönüşüm sıcaklığı üzerine ısıtılmış ve tekrar oda sıcaklığına soğutulmuştur.



Şekil 2.2.12. Uygulanan kısıtlı şekil bellek davranışı deneyinin şematik gösterimi (Karabay, 1998).

C) Superelastik Davranış

CuZnAl şekil bellekli alaşımların süperelastik özelliklerinin belirlenmesi için Tablo 2.2.5 'de belirtilen alaşımlar kullanılmıştır. Süperelastik malzemenin belirli sabit gerilim ve gerilimde ısı artışı karşısında gösterdiği davranışları belirlemek üzere numuneler kısıtlanmış gerilim ve gerilim deneylerine tabii tutulmadan önce Tablo 2.2.6'da belirtilen sıcaklıklarda 15 eğitim

Tablo 2.2.5. Süperelastik özelliğın belirlenmesinde kullanılan alaşımlar.

	Kompozisyon (%)	M _s (°C)
G7	Cu-17.12%Zn-7.88%Al-0.1%Ti	-5
GM5	Cu-22.88%Zn-5.42%Al-0.1%Ti	18

Tablo 2.2.6. Süperelastik malzemelerin 15 eğitim döngüsüne tabii tutuldukları sıcaklıklar.

Numune	G7-1	G7-2	G7-3	GM5-1	GM5-2	GM5-3	GM5-4	GM5-5
Deney sıcaklığı (°C)	20	25	30	20	35	45	55	60

döngüsünde 280 MPa gerilim değerine kadar yüklenip boşaltılmıştır. Böylece, çeşitli sıcaklıklarda ve döngülerde süperelastik davranışları belirlenmiş olan ve 15 döngü sonrasında kararlılık kazanmış olan her bir numune üstünde iki ayrı deney gerçekleştirilmiştir.

- 1. Tip Deney : 4 ayrı sabit gerilimde malzemenin eğitildiği sıcaklıktan 90° C'ye kadar ısıtılması ile gerçekleşen malzemenin kısıtlı gerilim davranışını belirleme çalışmaları. Bu deneyler sonrasında sabit gerilimde 4 ayrı gerilim-sıcaklık eğrisi elde edilmiştir.
- 2. Tip Deney: 4 ayrı sabit gerilimde malzemenin eğitildiği sıcaklıktan 90° C'ye kadar ısıtılması ile gerçekleşen malzemenin kısıtlı gerilim davranışını belirleme çalışmaları. Bu deneyler sonrasında sabit gerilimde 4 ayrı gerilim-sıcaklık eğrisi elde edilmiştir

b) Yapısal Karakterizasyon:

A) Metalografi:

Çeşitli kompozisyonlara sahip olan alaşımlardan kesilen numuneler 850°C sıcaklıkta 10 dakika süre ile betalaştırılarak oda sıcaklığına suverilmiştir. Boyutları 0.5-2 cm arasında değişen numuneler polyestere gömüldükten sonra zımparalanmış, 1 µm ve 0.1 µm alümina kullanarak iki aşamada parlatılmış ve son olarak 15 gr. FeCl₃+10 ml. HCl+120 ml. Alkol karışımını kullanarak dağlanmışlardır. Bu numuneler Vickers Optik mikroskopta ve Jeol 6400 SEM'de incelenmişlerdir.

Alaşımların kompozisyonları KOSGEB'de yapılan Spektral Analiz ile tayin edilmiştir. Alaşımların dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesinde ısıtma-soğutma düzeneği eklenmiş bir optik mikroskop kullanılmıştır. M_s ve M_f sıcaklıklarını ölçmek için soğutma birimine yerleştirilen numuneye bir ısı-çift bağlanmış ve sıvı azot ile sıcaklık düşürülürken martensit

Tablo 2.2.7. Mikroyapı karakterizasyonu ve faz diagramı çalışmalarında kullanılan alaşımlar.

Alaşım	Kimyasal bileşim	Oda sıcaklığında içyapı
B3	Cu - 25.35 % Zn - 3.05 % Al	Beta
M3	Cu - 29.48 % Zn - 2.98 % Al	Martensite
M4	Cu - 23.82 % Zn - 4.49 % Al	Martensite
TM4	Cu - 25.53 % Zn - 4.48 % Al	Martensite
B5	Cu - 25.33 % Zn - 5.35 % Al	Beta
M5	Cu - 21.56 % Zn - 5.41 % Al	Martensite

plakalarının oluşumu gözlemlenmiştir. Bazı alaşımların A_s ve A_f sıcaklıklarının ölçümleri ODTÜ Kimya Mühendisliği Bölümünde mevcut olan General V4.1C Dupont 2000 Differential Scanning Calorimeter (DSC) cihazında gerçekleştirilmiştir.

Yapılan çeşitli dökümler içinden seçilen altı değişik alaşım mikroyapısal karakterizasyon ve CuZnAl üçlü sisteminin değişik Al yüzdelere denk gelen ikili faz eğrisi kesitlerini belirlemek için kullanılmışlardır. Bu alaşımların kompozisyonları ve oda sıcaklığındaki mikroyapıları Tablo 2.2.7'de verilmiştir. Altı değişik alaşım grubundan alınan çeşitli numuneler 400 - 850°C sıcaklıkları arasında 50°C sıcaklık aralıklarında ısıtılma tabii tutulmuşlar, sonrasında oda sıcaklığına soğutulmuşlar ve metalografik hazırlamadan sonra incelenmişlerdir.

B) Geçirimli Elektron Mikroskobu (TEM):

TEM çalışmaları 100 kV altında çalışan, $\pm 30^\circ$ eğme kapasitesine sahip çift yönlü numune tutucu kullanılarak Jeol JEM 100 CX-II Geçirimli Elektron Mikroskobunda gerçekleştirilmiştir.

Kristalografik ve morfolojik çalışmaların yapılacağı numuneler incelenecek faza bağlı olarak aşağıdaki yöntemlerden biri ile hazırlanmıştır:

1. Ana Beta Fazı:

11 mm çapındaki diskler 150-200 μm kalınlığa düşene değin zımparalanmışlar ve ardından 850°C sıcaklıkta betaleştirilmişlerdir. 3 mm disklerin zımba ile çıkarılması sırasında gerilim etkisiyle martensitlerin (SIM) oluşumu bu yöntemin kullanımını engellediğinden numuneler

oda sıcaklığında kimyasal olarak 3 mm çapında 100 µm kalınlığında diskler çıkarılana değin parlatılmışlardır. Daha sonra bu 3 mm disk şeklinde folyolar delik açılması için yine oda sıcaklığında elektroparlatma yöntemi ile hazırlanmışlardır.

2. Gerilim Etkisiyle Oluşan Martensitler (SIM):

M_s sıcaklıkları oda sıcaklığının altında olan, 4.75 mm çapa sıcak dövülmüş numuneler betalaştırılmış, 1-2 mm kalınlıkta ince diskler halinde kesilmiş ve hem zımba öncesinde hem de zımba sonrasında zımparalanmıştır. Zımpalama ve zımbalama işlemleri SIM oluşturmak için yeterli gerilimi sağlamıştır. Daha sonra bu diskler oda sıcaklığında elektroparlatma ile hazırlanmışlardır.

3. Sıcaklık Etkisiyle Oluşan Martensitler (TIM):

M_s sıcaklıkları oda sıcaklığının altında olan numuneler ya sıvı nitrojen içine suverilip, zımbalandıktan sonra oda sıcaklığında elektroparlatma yapılarak ya da oda sıcaklığında kimyasal olarak parlatma sonrası kullanılan elektrolitin içine sıvı azot eklenmesiyle -30°C , -40°C sıcaklıklarda elektroparlatma yapılarak hazırlanmışlardır.

Oda sıcaklığındaki elektroparlatma işlemleri 300cc HNO_3 + 500cc CH_3COOH + 100cc H_3PO_4 karışımı kullanılarak, sıfırlı sıcaklıklarda yapılan elektroparlatmalar ise 35% HNO_3 + 65% Metanol karışımında yapılmıştır. Bütün elektroparlatmalar 0.8 amper akım, 8 volt voltaj altında Struers Tenupol Elektroparlatıcısında gerçekleştirilmiştir. Delinen ince folyolar metanolde yıkandıktan sonra mikroskopta incelenmişlerdir.

Numunelerin hassas kafes parametre ölçümleri X-Işınları Kırınım tekniğinde açısız ayırımın TEM'e oranla daha yüksek olması sebebiyle Phillips Diffractometer PW 1352/20 (Model 1967) cihazında Co-K_{α} ışınması kullanılarak yapılmıştır.

2.3. BULGULAR

2.3.1 ÜRETİM YÖNTEMİ VE ÜRETİLEN ALAŞIMLAR

Bölüm 2.2.1 de ayrıntılı şekilde verilmiş olan üretim yöntemine ek olarak, martensit dönüşüm sıcaklığı kontrolünün kritik olduğu durumlarda aşağıda verilen yöntem geliştirilmiş ve uygulanmıştır.

- İstenen martensit dönüşüm sıcaklığını sağlayacak kompozisyonun hesaplanması ve geliştirilmiş olan yöntem ile ergitme işleminin yapılması,
- TiB_2 ilavesinin hemen ardından vakum pompası yardımıyla eriyikten pyreks tüpe numune çekilmesi,
- Çekilen numunenin dövülerek pyreks tüpten ayrılması ve su verilmesi,
- Numunenin bükülerek istenilen A_f sıcaklığındaki suya daldırılması,
- Malzemenin şekil bellek özelliği göstermemesi halinde eriyiğe kompozisyon düzeltmesi yapılacak şekilde bakır ilave edilmesi,
- İstenilen değere ulaşıncaya kadar aynı işlemlerin tekrar edilmesi ve dökümün gerçekleştirilmesi.

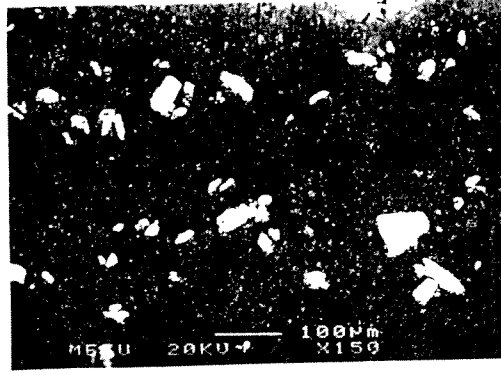
Her iki yöntem aracılığı ile üretilen ve karakterizasyon çalışmalarında kullanılan alaşımlar Tablo 2.3.1 de verilmiştir.

2.3.2 TANE İNCELTME ÇALIŞMALARI

Tane inceltici olarak kullanılan TiB_2 ' in tane inceltme işlevini ortaya çıkartmak amacıyla $AlTiB_2$ çubukları Tarama Elektron Mikroskopu ve X-ışınları kırınımı ile incelenmiştir. Bunun yanında, Ti içeren fazlar ana fazdan %20 HCl- %20 H_2SO_4 -%60 H_2O çözeltisi kullanılarak ayrılmış ve filtre yardımı ile süzölmüş parçalar $100^\circ C$ sıcaklıkta kurularak incelemeye tabii tutulmuştur. $AlTiB_2$ çubuklarından kesilerek metallografik olarak hazırlanmış fakat dağlanmamış numunenin tarama elektron mikroskobunda alınan bir fotoğrafı Şekil 2.3.1 de verilmiştir. Burada görülen dikdörtgen şeklinde ve yaklaşık $50 \mu m$ büyüklüğündeki parçalar Al_3Ti , $1-2 \mu m$ boyutundaki daha ufak ve biraraya toplanmış parçalar ise TiB_2 olarak tanımlanmıştır. Tarama Elektron Mikroskopu ile elde edilen sonuçlar, $AlTiB_2$ çubuklarından ayrılmış Ti içeren parçalar üzerinde yapılan X-ışını çalışmaları ile desteklenmiştir, Şekil 2.3.2. Bu çalışmalar $AlTiB_2$ çubuklarının Al matrix içine dağılmış TiB_2 ve Al_3Ti parçacıklarından oluştuğunu göstermiştir.

Tablo 2.3.1. Üretilen alaşımlar, kompozisyonları ve oda sıcaklığı fazları.

Alaşım	Kompozisyon	Oda sıcaklığı Fazı
SMA 1	Cu-22.92 %Zn-5.96%Al	β
SMA 2	Cu-18.52 %Zn-6.38 %Al	M
SMA 3	Cu-25.35 %Zn-3.05%Al	$\alpha+\beta$
SMA 4	Cu-29.48 %Zn-2.98%Al	M
SMA 5	Cu-28.42 %Zn-4.86%Al	β
SMA 6	Cu-23.82 %Zn-4.49 %Al	M
SMA 7	Cu-25.33 %Zn-5.35%Al	β
SMA 8	Cu-21.56 %Zn-5.41%Al	M
TM 1	Cu-19.82 %Zn-7.05%Al-0.1% TiB2	β
TM 2	Cu-26.88 %Zn-3.12 %Al-0.1% TiB2	β
TM 3	Cu-27.97 %Zn-3.06%Al-0.1% TiB2	$\alpha+\beta$
TM 4	Cu-25.53 %Zn-4.48%Al-0.1% TiB2	$\alpha+\beta$
TM 5	Cu-22.65 %Zn-5.08%Al-0.1% TiB2	$\alpha+\beta$
TM 6	Cu-20.48 %Zn-6.61 %Al-0.1% TiB2	M
TM 7	Cu-17.50 %Zn-7.56%Al-0.1% TiB2	M
XM 51	Cu-24.90 %Zn-4.86%Al-0.01% TiB2	M
XM 52	Cu-24.90 %Zn-4.86%Al-0.05% TiB2	M
XM 53	Cu-24.90 %Zn-4.86 %Al-0.1% TiB2	M
ARI-7	Cu-18.54 %Zn-7.56%Al-0.1% TiB2	M
TB15	Cu -22.88 %Zn-5.78 %Al-0.1TiB2	M+ β
V7	Cu- 19.5 % Zn - 6.99 % Al-0.1TiB2	M
G7	Cu -17.12%Zn-7.88%Al-0.1%Ti	β
GM5	Cu-22.88%Zn-5.42%Al-0.1%Ti	β +M

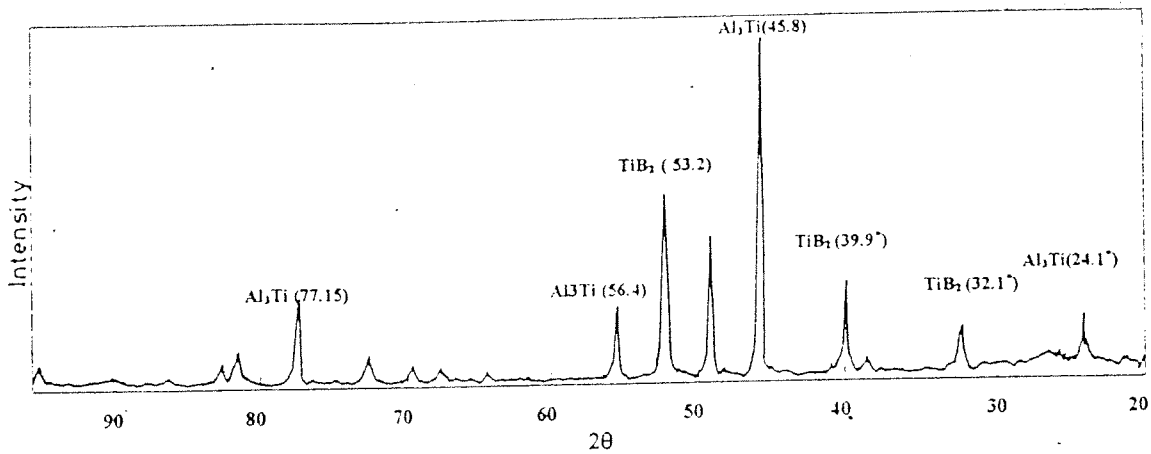


Şekil 2.3.1. Dağlanmamış AlTiB₂ numunesinin Tarama Elektron Mikroskop fotoğrafı.

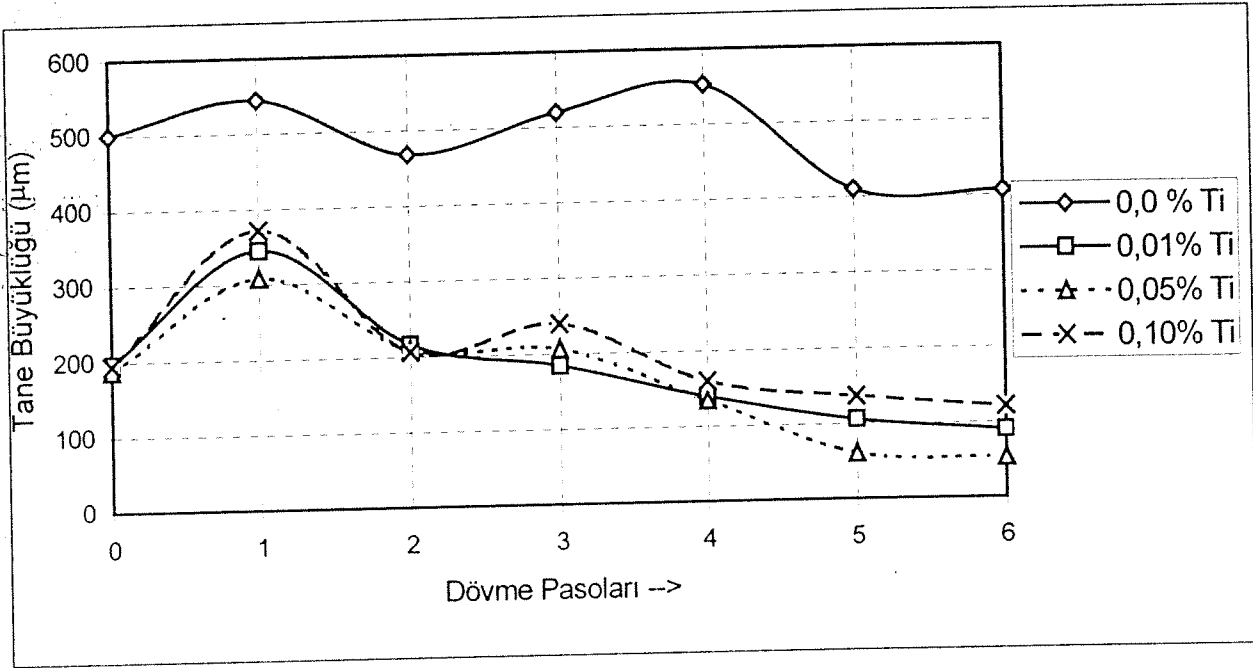
Aynı ana yapıyı çözündürerek parçacıkları toplama işlemi tane inceltici içeren şekil bellekli alaşımlar için de uygulanmış fakat başarılı olunamamıştır. Bunun sebebinin, alaşım içinde Ti içeren parçacıkların sınırlı miktarda bulunması olduğu düşünülmüştür.

Tane inceltme çalışmalarında, tane inceltici katkısız ve farklı miktarlarda katkılı olarak üretilen alaşımların tane boyutları karşılaştırılmıştır. Çalışmalar TiB₂ katkısının tane inceltici etkisinin alaşım kompozisyonundan ve %0.01 üzerinde olduğu sürece TiB₂ miktarından bağımsız olduğunu göstermiştir, Şekil 2.3.3.

Sıcak dövme işleminin tane inceltmeye etkisi ile ilgili araştırma ve denemeler, ilk pasoda gözlenen tane irileşmesinin ilk pasoda verilen % 24'lük deformasyonun küçüklüğünden



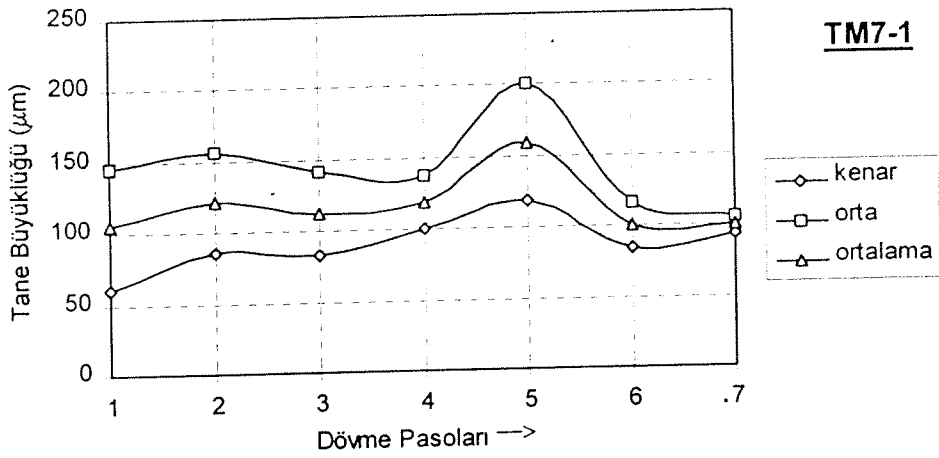
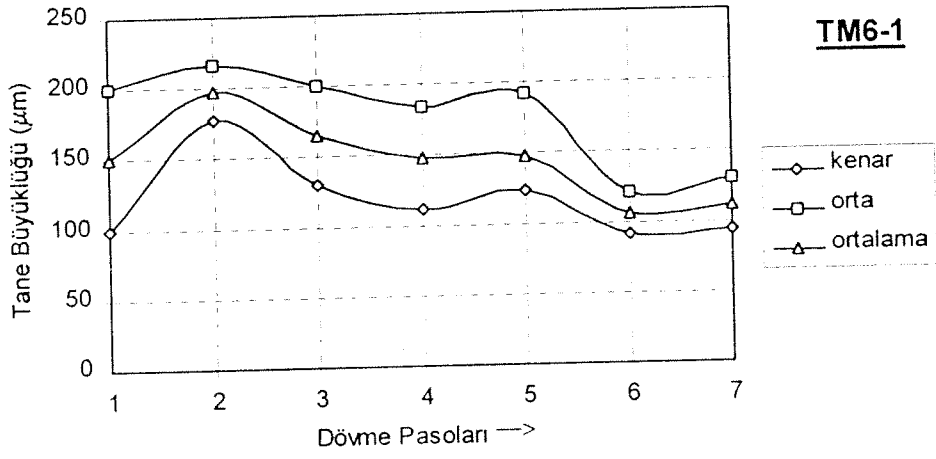
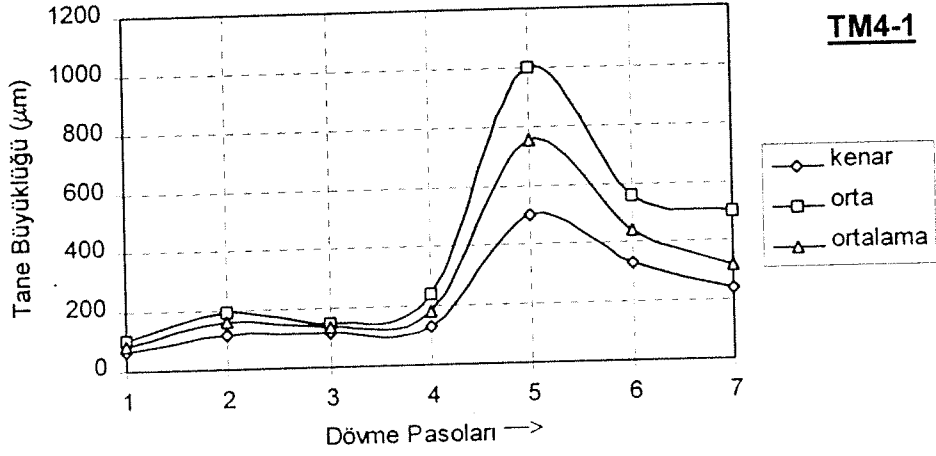
Şekil 2.3.2. Toz numune üzerinde yapılan X-ışını çalışması.



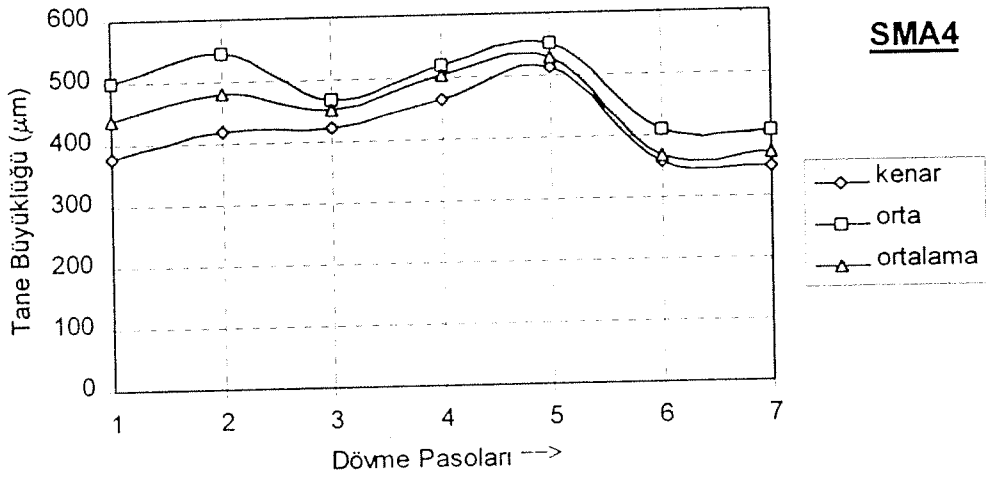
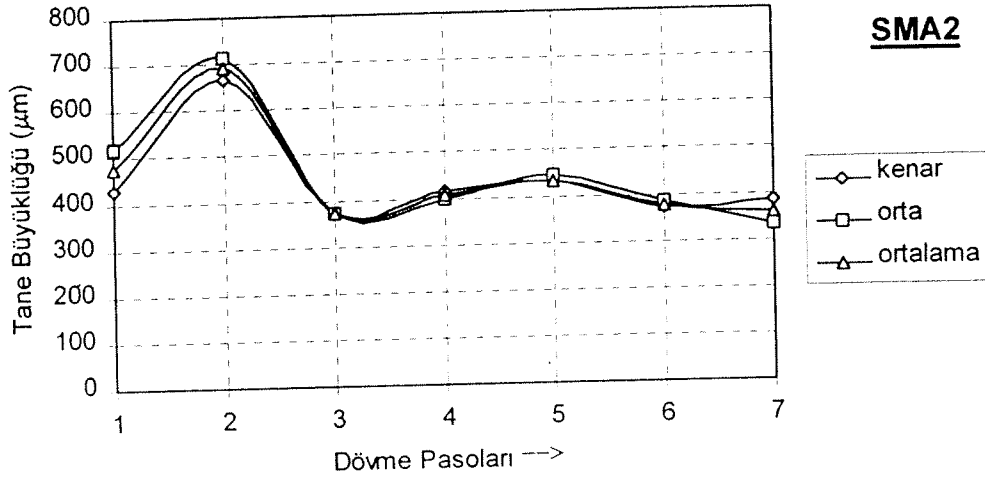
Şekil 2.3.3. Titanyum miktarına bağlı olarak tane büyüklüğünün değişimi.

kaynaklanmakta olduğunu göstermiştir. Bunu engellemek amacıyla numuneler döküm sonrasında 19.5 mm çapa indirilinceye kadar tornalanmış ve sıcak dövme işlemi 2. pasodan başlayacak şekilde gerçekleştirilmiştir. Şekil 2.3.4 ve 2.3.5 çeşitli kompozisyondaki alaşımlar için tane boyutunun sıcak dövme kademeleri ile değişimini vermektedir. Şekil 2.3.4 de, numunenin kesiti boyunca tane boyutundaki değişimler de gösterilmektedir. Tane boyutunun numune yüzeyinde biraz daha küçük olması burada dövme deformasyonunun daha yüksek olmasından ve daha hızlı soğuma nedeniyle deformasyonun daha etkin olmasından (toparlanmanın yavaşlığı nedeniyle) kaynaklanmaktadır. Şekil 2.3.6 (a) – (c) de görüldüğü gibi ilk paso sonrası tane boyutunda gözlenen bu beklenmedik artış ilk paso deformasyonu %30 üzerine çıkartıldığında kaybolmuştur. Yeniden kristalleşme olgusunun belirli bir kritik deformasyon miktarı altında çekirdeklenme itici gücünün yetersizliği nedeniyle, hiç oluşamaması, düşük deformasyon miktarlarında ise çekirdeklenme hızının düşüklüğü nedeniyle iri tane yapısına yol açtığı bilinmektedir.

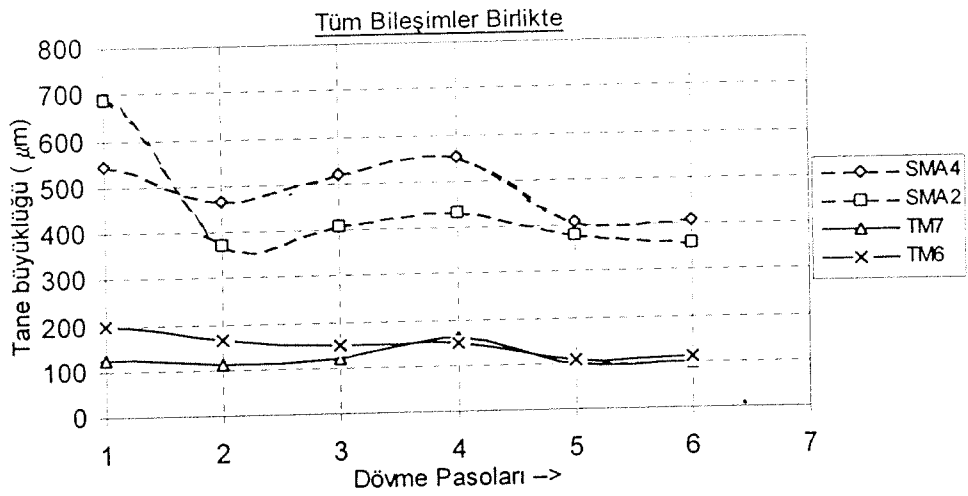
Sıcak dövme işlemi sırasında ara tavlama sıcaklığı çeşitli denemeler sonucunda 730 °C olarak belirlenmiştir. Bu sıcaklığın altında yapılan işlemler sonrasında numuneler metalografik olarak incelenmiş ve malzeme içinde çatlaklara rastlanmıştır. Bunun nedeni, CuZnAl alaşımlarının 550°C civarında düzensiz yapıdan düzenli yapıya geçişi sonucunda bunun altında sıcaklıklarda kırılgan olmalarıdır. Numuneler fırından çıkarılıp dövüldüklerinde soğuk kalıpla temas etmeleri



Şekil 2.3.4. Tane boyutunun sıcak dövme işlemi pasolarına göre değişimi.

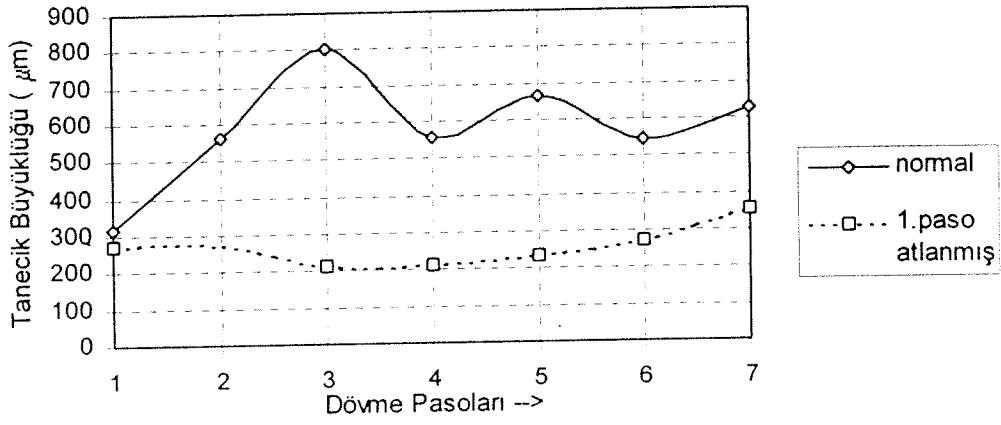


Şekil 2.3.4. (devam) Tane boyutunun sıcak dövme işlemi pasolarına göre değişimi.

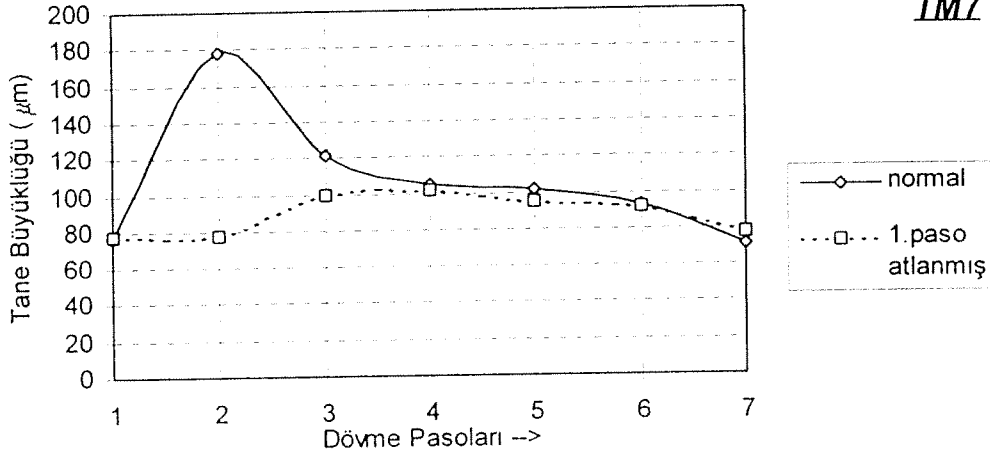


Şekil 2.3.5. farklı alaşımlarda ortalama tane boyutunun sıcak dövme pasolarına göre değişimi.

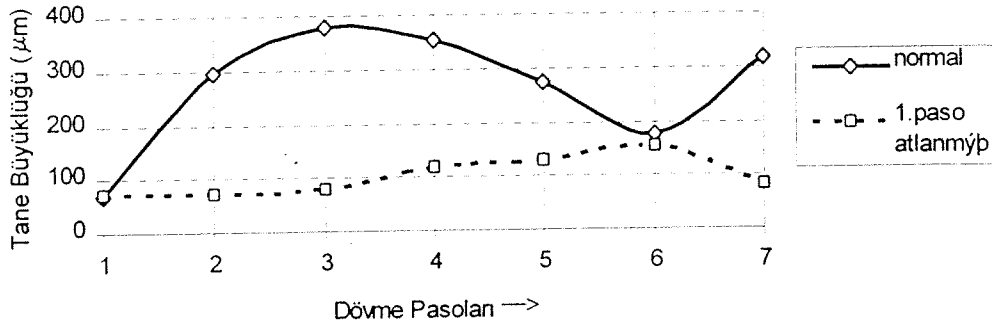
SMA4



TM7



TM4



Şekil 2.3.6. Birinci paso atlanarak ve atlanmayarak yapılmış sıcak dövme işleminde tane boyutunun değişimi.

nedeniyle sıcaklıklarının hızla yaklaşık 150-200°C azalarak 550°C altına düştüğünden, 730°C altında tavlama sonrasında uygulanan sıcak dövme işlemi çatlaklara neden olmaktadır. Son pasolarda (küçük kesitlerde) soğuma hızı arttığından tavlama sıcaklıklarının 10-20 °C artırılması gerekmektedir. Tavlama sıcaklığının yüksek tutulması ise tane irileşmesinin hızlanması ve aşırı yumuşama nedeniyle numunelerin burulma eğiliminin artması gibi olumsuz sonuçlar yaratmaktadır.

Şekillendirme sonrasında numuneler 850°C sıcaklıkta atmosfere açık tüp veya kutu fırınlarda tavlanaarak betalaştırıldıktan sonra su verilmişlerdir. Çeşitli ortamlarda tavlanan numune kesitleri üzerinde yapılan sertlik ve metalografi incelemeleri sonucunda, vakum altında ısıtım işlemi uygulanan numunelerde çinko kaybının açık havadaki işleme oranla çok daha fazla olduğu, hava, azot ve argon atmosferlerinin ise bu açıdan gözlenir bir farklılık yaratmadığı saptanmıştır.

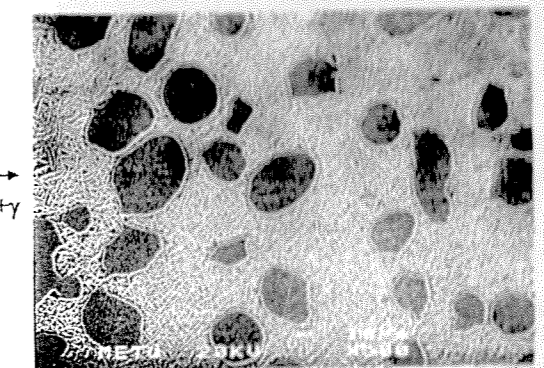
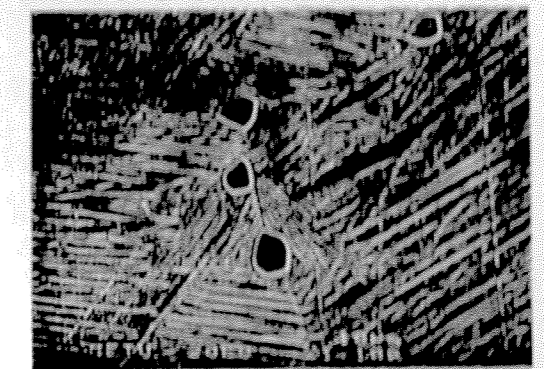
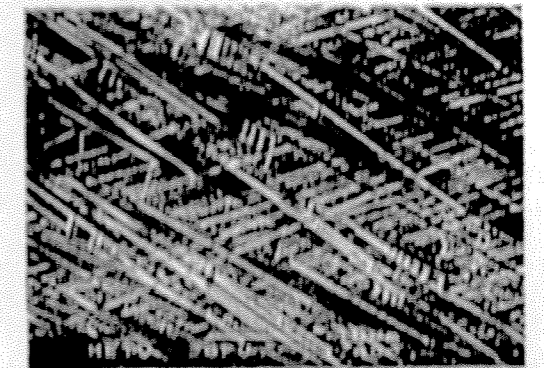
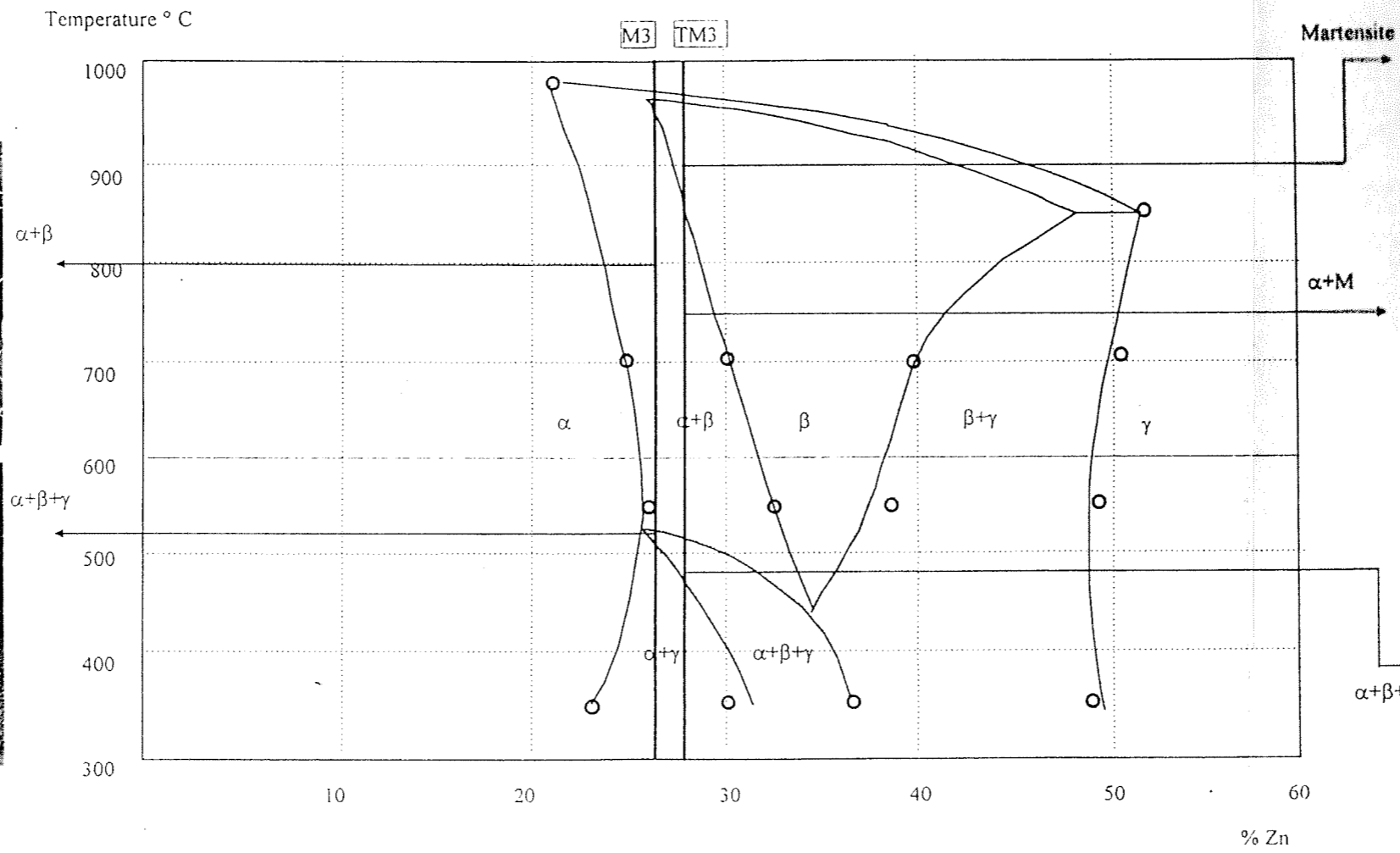
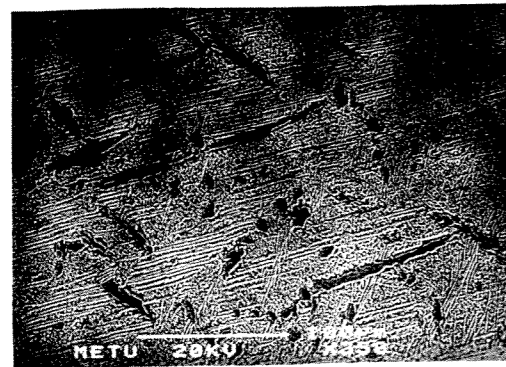
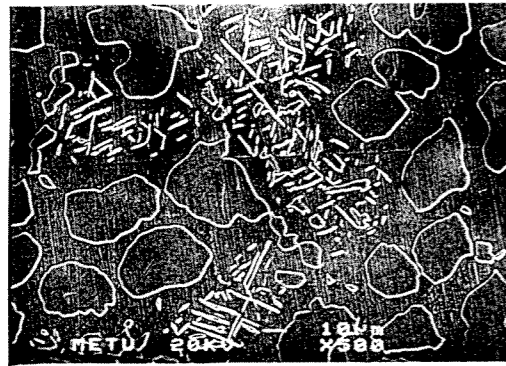
2.3.3. YAPISAL ÇALIŞMALAR:

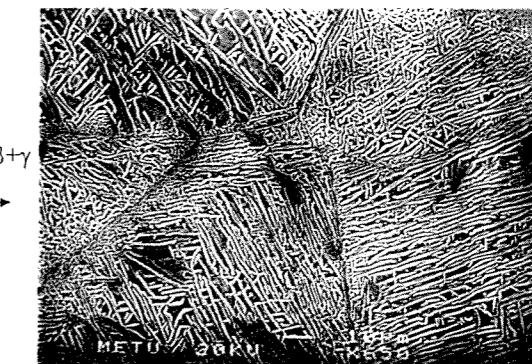
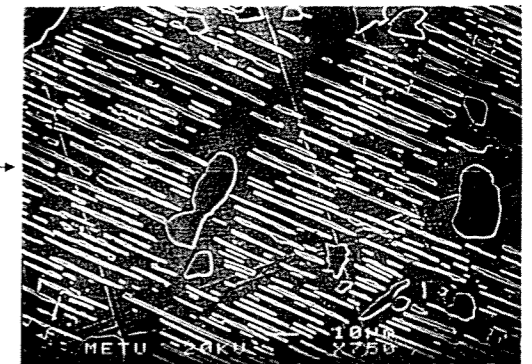
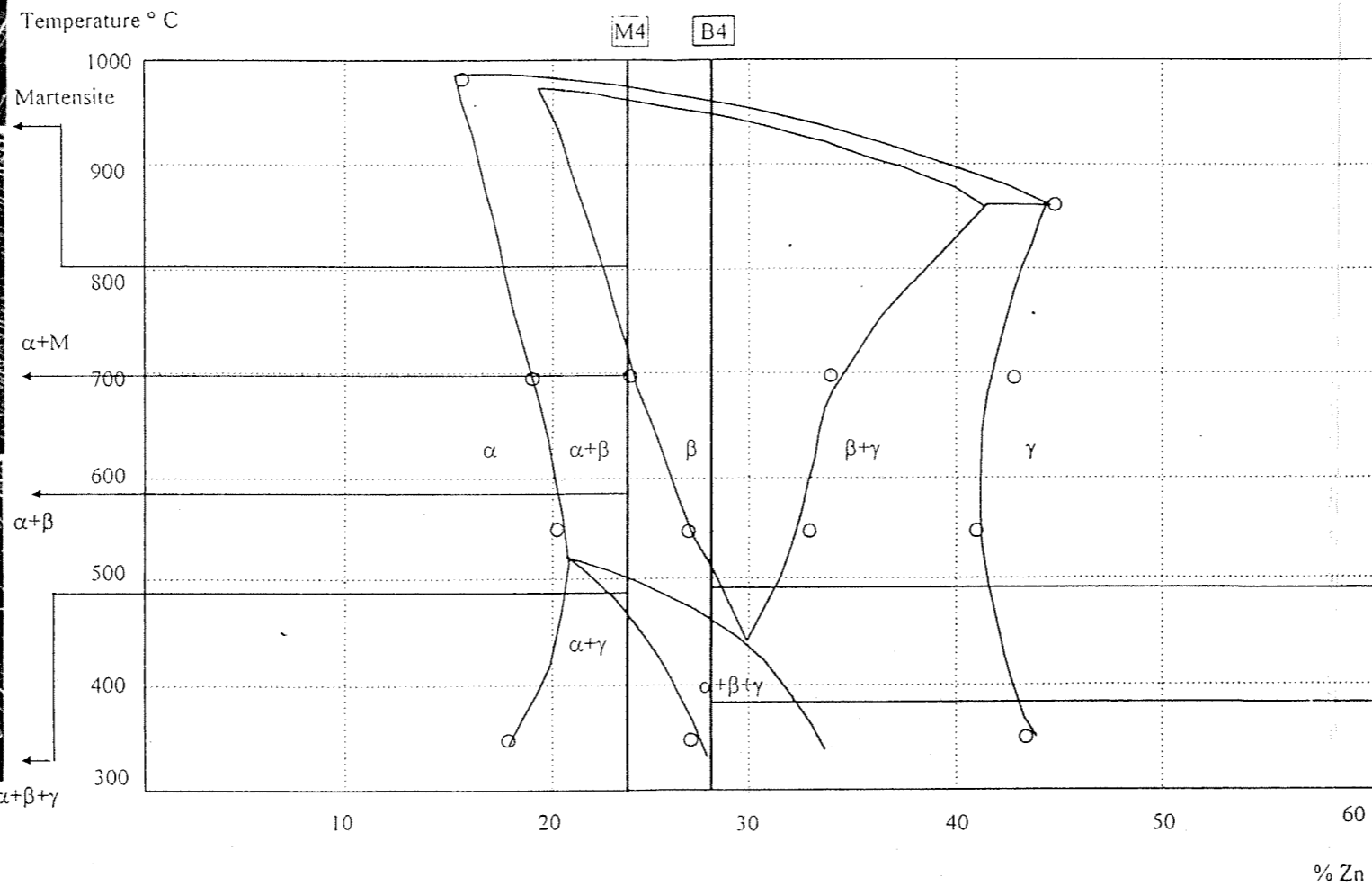
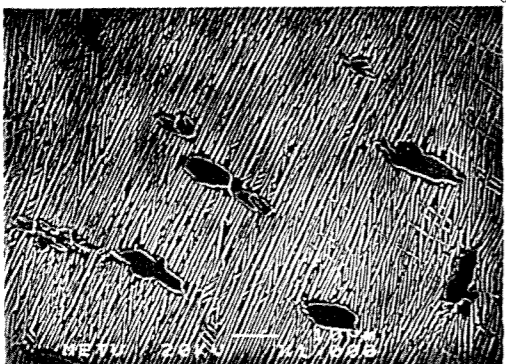
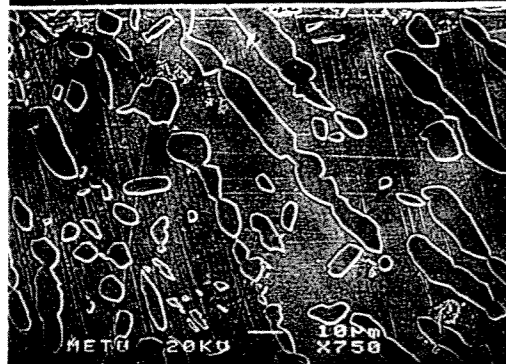
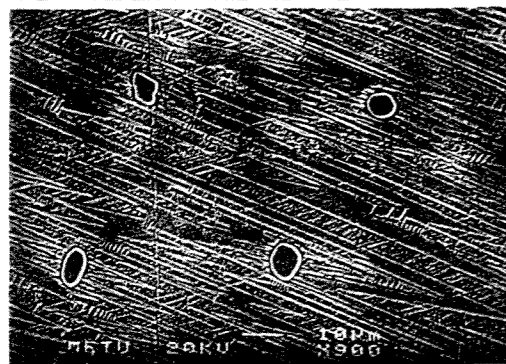
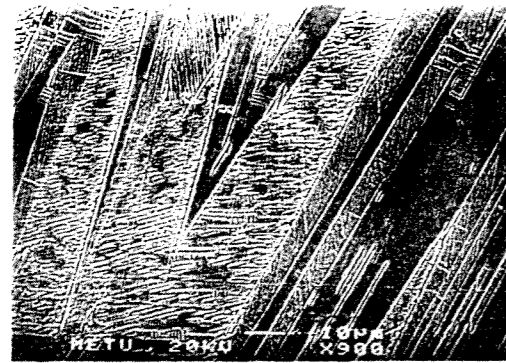
a) Isıl İşlem Çalışmaları ve Faz Eğrilerinin Belirlenmesi

CuZnAl sistemini karakterize edebilmek için altı değişik alaşım üzerinde bir seri ısıtım işlemi ve metalografi çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Literatürde CuZnAl sisteminin 6% Al için ikili kesiti mevcuttur. 3, 4.5 ve 5% Al'a denk gelen ikili kesitler, literatürde bulunabilen CuZnAl üçlü sisteminin kısıtlı sayıda eşit kesitlerinden interpolasyon yoluyla hesaplanmıştır. Oluşturulan bu faz eğrileri daha sonra çeşitli sıcaklıklarda tavlama ve su verme yoluyla gerçekleştirilen ısıtım işlemi serileri sonucu belirlenen mikroyapılar ve bunların metalografik olarak saptanan faz yüzdeleri ile karşılaştırılarak düzeltilmiş ve onaylanmıştır. Şekil 2.3.7'den Şekil 2.3.9'a kadar CuZnAl sisteminin 3, 4.5 ve 5% Al'a denk gelen ikili kesitleri verilmiştir. Bu şekillerde faz eğrilerini doğrulamak için kullanılan alaşımlar ve bunlara ait değişik sıcaklıklardaki mikroyapılardan bazı örnekler de gösterilmektedir. Kullanılan alaşımlara ait ısıtım sıcaklıkları ve denk gelen mikroyapılar Tablo 2.3.2'de listelenmiştir.

Metalografi çalışmalarında eşeksenli ikinci faz α parçalarının hem tane sınırlarında hem de mızrak ucu benzeri morfolojiye sahip martensit plakalarının içinde yer almakta oldukları gözlenmiştir. Çift faz bölgesinde sıcaklık ile her iki fazın da kompozisyonları değişir. Beklenildiği üzere M_s sıcaklığı Beta fazının kompozisyonuna son derece bağlı olduğundan, Beta bölgesinden oda sıcaklığına su verildiğinde martensit fazına dönüşen numuneler çift fazlı

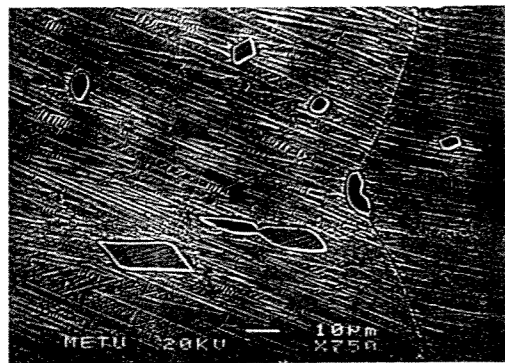
Şekil 2.3.7. CuZnAl üçlü faz diyagramının 3% Al kesiti ve örnek mikroyapılar.



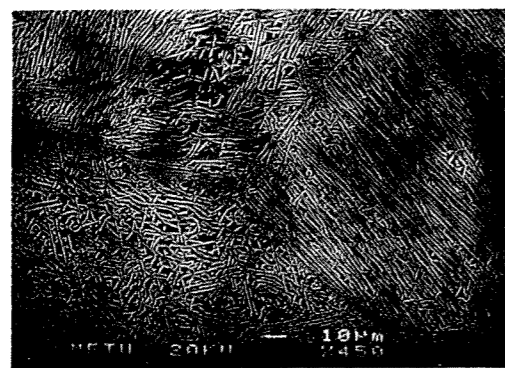




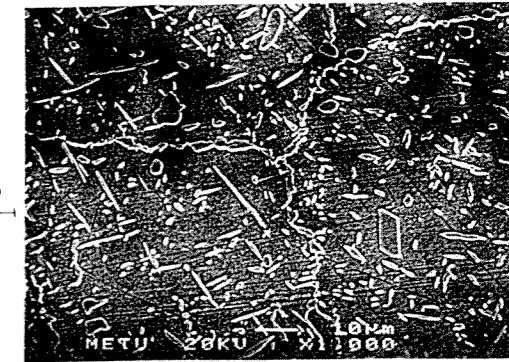
Martensite



α+M



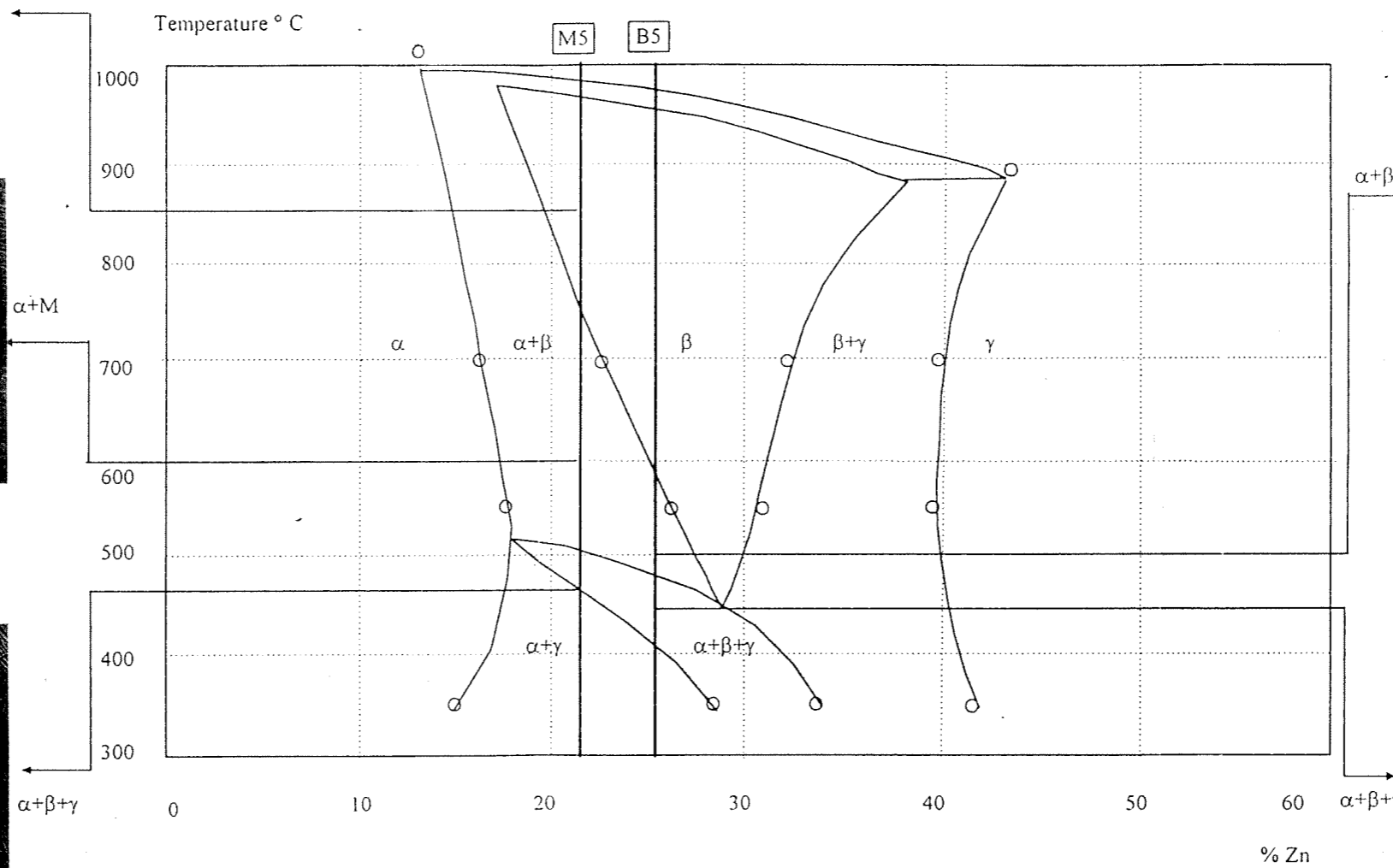
α+β+γ



α+β



α+β+γ



Şekil 2.3.9. CuZnAl üçlü faz diyagramının 5% Al kesiti ve örnek mikroyapılar.

Tablo 2.3.2. Kullanılan alaşımlara ait ısıtım sıcaklıkları ve denk gelen mikroyapılar.

Alaşım	M3	TM3	B4	M4	B5	M5	
Bileşim	26.55 %Zn	27.97 %Zn	28.42 %Zn	23.82 %Zn	25.33 %Zn	21.56 %Zn	
(Cu +)	3.03 %Al	3.06 %Al	4.86 %Al	4.49 %Al	5.35 %Al	5.41% Al	
Isıtım sıcaklığı	850 °C	$\alpha+\beta$	M	β	M	β	M
	800 °C	$\alpha+\beta$	$\alpha+\mathbf{M}$	β	M	β	M
	750 °C	$\alpha+\beta$	$\alpha+\mathbf{M}$	β	M	β	M
	700 °C	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	β	$\alpha+\beta$	β	M
	650 °C	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	β	$\alpha+\beta$	β	M
	600 °C	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	β	$\alpha+\beta$	β	$\alpha+\mathbf{M}$
	550 °C	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	β	$\alpha+\beta$	β	$\alpha+\beta$
	500 °C	$\alpha+\beta+\gamma$	$\alpha+\beta+\gamma$	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta+\gamma$	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$
	450 °C	$\alpha+\beta+\gamma$	$\alpha+\beta+\gamma$	$\alpha+\beta+\gamma$	$\alpha+\beta+\gamma$	$\alpha+\beta+\gamma$	$\alpha+\beta+\gamma$

bölgeden su verildiğinde bu alaşımlarda martensit fazının oluşmadığı, Beta fazının korunduğu bulunmuştur. Ötektoid sıcaklığın tam altındaki ısıtım sıcaklıklarında, bu kalan Beta fazının α ve γ fazları karışımına dönüştüğü görülmüştür. Birincil oluşan α ile Betadan dönüşen α ve γ fazlarından oluşan ötektoid karışım genellikle çubuksu morfolojide olup kafesli bir yapı oluşturmaktadır.

b) Geçirimli Elektron Mikroskop (TEM) Sonuçları

CuZnAl şekil bellekli alaşımlarda kristal yapı ve morfoloji belirleme çalışmaları Tablo 2.3.2’de verilen iki alaşım üzerinde gerçekleştirilmiştir. TEM çalışmalarında Seçilmiş Alan Kırınım, Aydınlık Alan ve Karanlık Alan Görüntü teknikleri kullanılmıştır. Sonuçlar iki ana grupta toparlanabilir:

1. Düzenli yapıdaki Beta ana fazın karakterizasyonu.
2. CuZnAl alaşımlarının kristal yapı ve morfolojilerinin belirlenmesi.

Tablo 2.3.3. CuZnAl alaşımları ve DO₃ yapısına ait kafes parametreleri.

Kompozisyon (% ağırlık)	Kafes Parametresi (Å)
Cu-17.4%Zn-7.3%Al-1.0%TiB ₂	5.852 ± 0.003
Cu-15.2%Zn-8.3%Al-1.0%TiB ₂	5.891 ± 0.08

Elektron kırınım örge çalışmaları ana fazın düzenli DO₃ yapısında olduğunu göstermiştir. Kullanılan alaşımlarda X-ışınları kırınımı ile belirlenmiş, DO₃ yapısına ait kafes parametreleri Tablo 2.3.3'de verilmiştir.

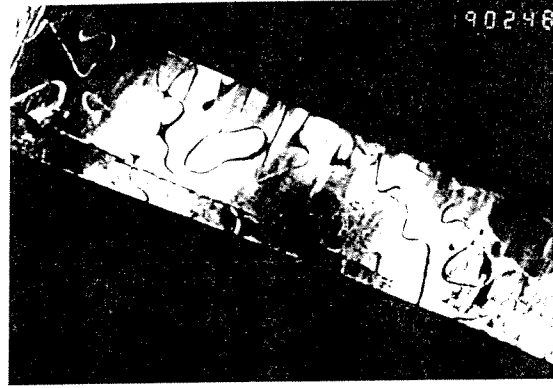
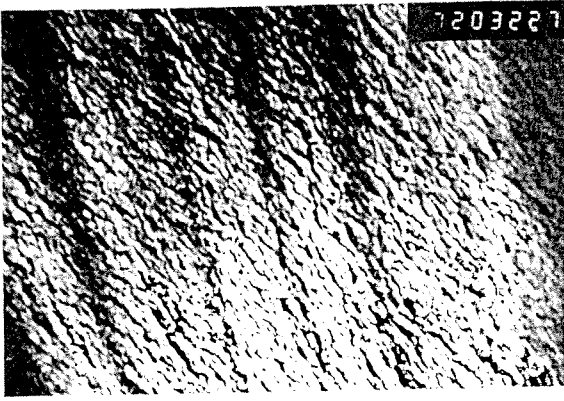
CuZnAl şekil bellekli alaşımlarda $1/2\langle 100 \rangle$ ve $1/4\langle 111 \rangle$ hata vektörleri kadar kaymış düzenli bölge sınırlarının ana fazın karakteristik ögesi olduğu belirlenmiştir. Şekil 2.3.10 (a) ve (b) sırasıyla $R=1/4\langle 111 \rangle$ ve $R=1/2\langle 100 \rangle$ tipi düzenli bölge sınırlarının g(111) ve g(222) kırınım noktalarından elde edilmiş karanlık alan görüntülerini vermektedir.

Martensit öncesi oluşumlarla ilişkilendirilen omega yapısına ait olduğu belirlenen beklenmedik kırınım noktalarından elde edilen karanlık alan görüntüleri yönlenmiş kumlu bir mikroyapı göstermektedir. Yönlenmiş kumlu mikroyapının karakteristik ögeleri olan dalgalanmalar Şekil 2.3.11'de gösterilmiştir.

CuZnAl alaşımlarında, martensit, ya suverilerek ya da gerilim altında oluşturulmuş ve oluşan martensit fazının kristal yapısının $18R_1$ katmanlı düzenli martensit olduğu kırınım örge incelemelerinden ortaya çıkarılmıştır. Ana fazda görülen düzenli bölge sınırlarının martensit fazına aktarılmışlığı Şekil 2.3.12'de görülmektedir. Su verilerek oluşturulan martensitlerin mızrak ucu şeklinde ve (121) ikiz ilişkili oldukları Şekil 2.3.13'de verilmiştir. Şekil 2.3.14 martensite içyapısında görülen (a) düzlemsel ve (b) kavisli düzenli bölge sınırlarını ve (c) ikizler içeren varyantları göstermektedir. Genellikle kavisli olarak beliren düzenli bölge sınırlarının yer yer düzlemsel oluşları düzenli bölge sınır enerjilerinin eşyönsüz olmalarıyla ilişkilendirilebilir. Gerilim altında oluşturulmuş martensitlerinse dizilim hataları içeren bantlar şeklinde oluştukları kaydedilmiştir. Şekil 2.3.15 (a) ve (b) sırasıyla martensit bantlarını ve dizilim hatalarını vermektedir.

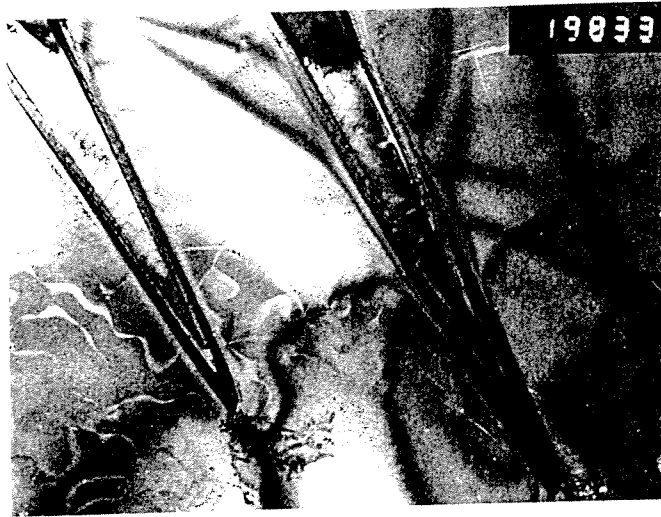


Şekil 2.3.10. Ana yapıda düzenli bölge sınırları. (a) $R = \frac{1}{4}\langle 111 \rangle$ $g=(111)$, Karanlık Alan, X68000, (b) $R = \frac{1}{2}\langle 100 \rangle$, $g=(222)$, Karanlık Alan, X68000.

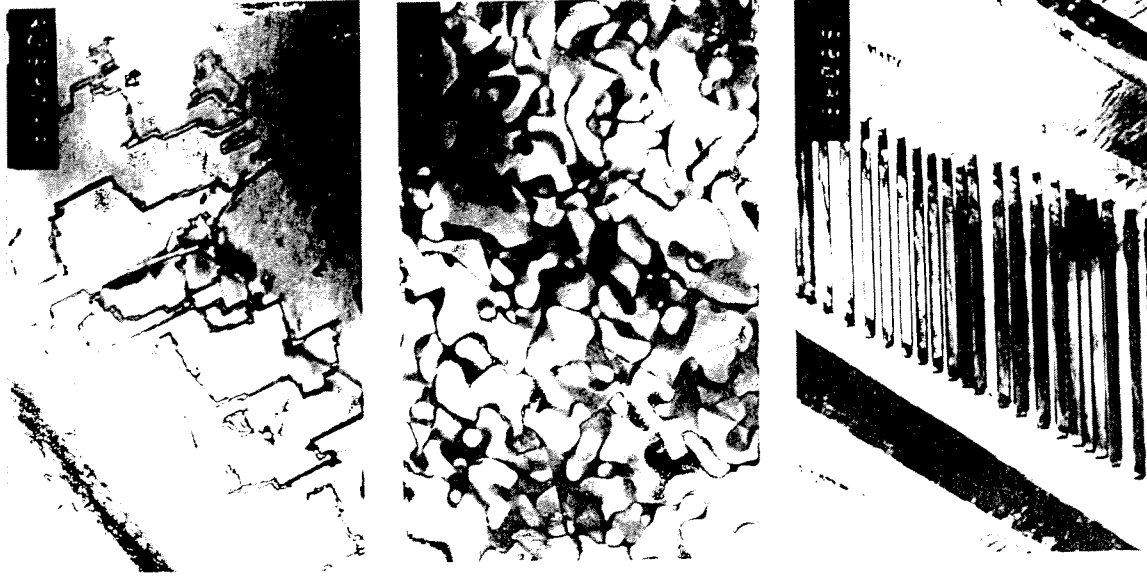


Şekil 2.3.11. Ana yapıda yönlenmiş kumlu mikroyapı, KA, X68000.

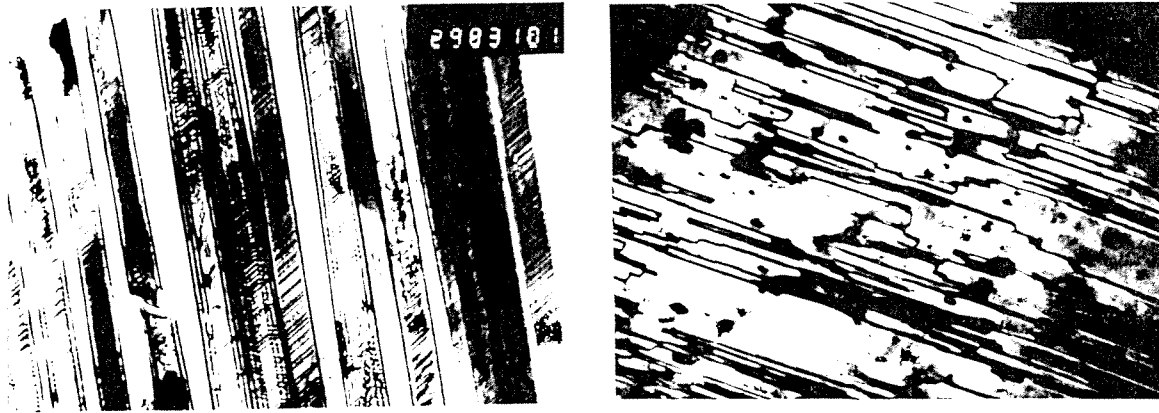
Şekil 2.3.12. Martensit fazında düzenli bölge sınırları, KA, X 18000.



Şekil 2.3.13. Su verilerek oluşturulan mızrak ucu şeklinde martensit, AA, X 20000.



Şekil 2.3.14. Martensitlerin iç yapısı. (a) Düzlemsel düzenli bölge sınırları, KA, X 34000, (b) Düzenli bölge sınırları, KA, X 34000, ve (c) İkizler, KA, X 340000.



Şekil 2.3.15 Gerilim altında oluşturulmuş martensit fazı. (a) Martensit bantları, KA, X 27000, (b) Dizilim hataları, KA, X 10000.

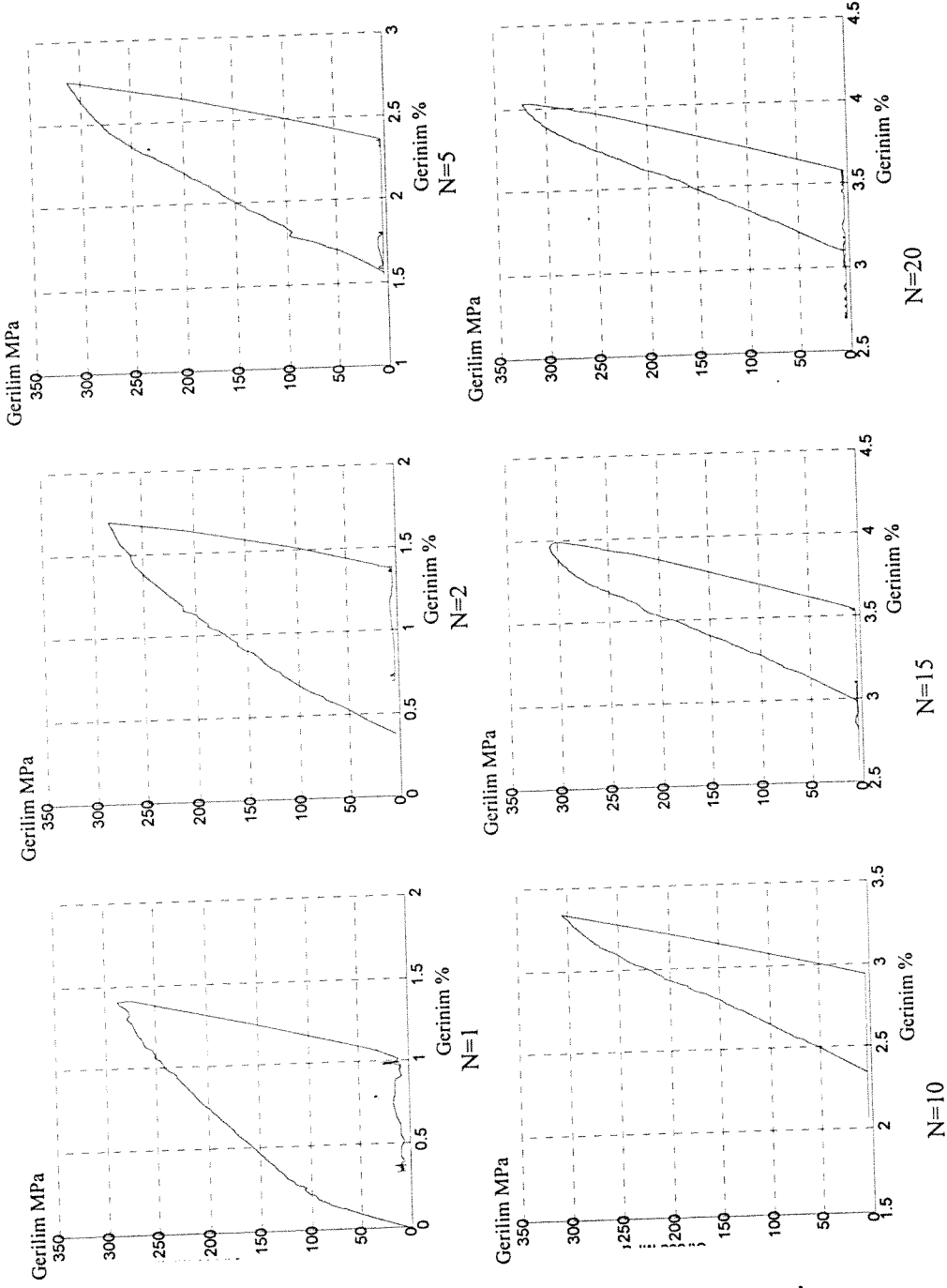
Üretilen alaşımlarda yaşlanma olgusuna bağlı olarak martensit fazının kararlılaşması ve A_s , A_f dönüşüm sıcaklıklarındaki artış dolayısıyla Beta fazına geri dönememe problemiyle karşılaşıldığından TEM çalışmalarına yaşlanma olgusu yönünde devam edilmiştir. Tane katkılı ve katkısız alaşımlar 850°C 'den oda sıcaklığına suverildikten hemen sonra 100°C 'de değişik süreler için yaşlandırılarak TEM'de incelenmişlerdir. Tane katkısız alaşımlarda her iki koşulda da ikinci faz parçacıkları görülmemişken tane katkılı alaşımlar tam tersi bir sonuç vermişlerdir. Su verilmiş durumda boyutları 4-20 nm arasında değişen ince küresel ikinci faz parçacıkları görülmüştür. Yaşlandırılan numunelerde ise bunlara ek olarak 20-40 nm boyutlarında daha kaba küresel ikinci faz parçacıkları görülmeye başlanmıştır. Parçacık yoğunluğunun arttığı ve kaba taneli parçaların yer yer martensit plaka sınırlarını tuttuğu diğer gözlemler arasındadır. Yaşlanma süresi arttırılan numunelerde parça morfolojilerinde küreselden çokgene doğru bir geçiş kaydedilmiştir. Oluşan ikinci faz parçacıklarının ne oldukları konusundaki TEM ve X-ışınları kırınımı çalışmaları bu parçaların boyutlarının çok küçük ve miktarlarının çok az olması nedeniyle sonuç vermemiş ve bu parçacıkların neler olduğu belirlenememiştir. Yaşlanma olgusu, nedenleri, yaşlanma sonucu ortaya çıkan fazlar ve yaşlanmanın şekil bellek davranışı üzerindeki etkileri konusundaki çalışmalara başka bir araştırma çerçevesinde daha ayrıntılı bir şekilde devam edilmesi planlanmaktadır.

2.3.4 ŞEKİL BELLEK DENEYLERİ

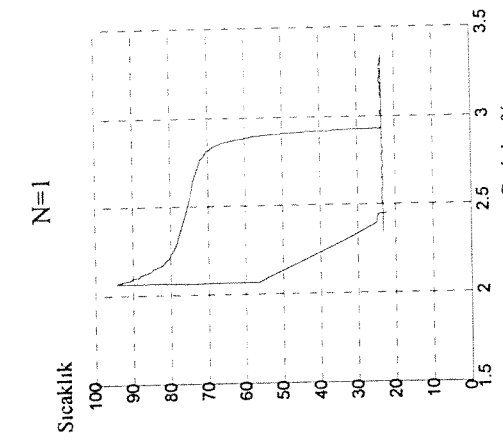
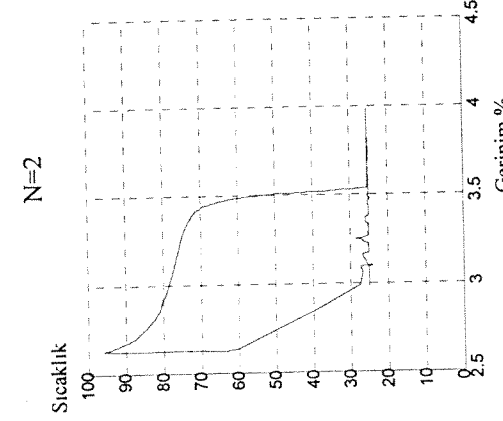
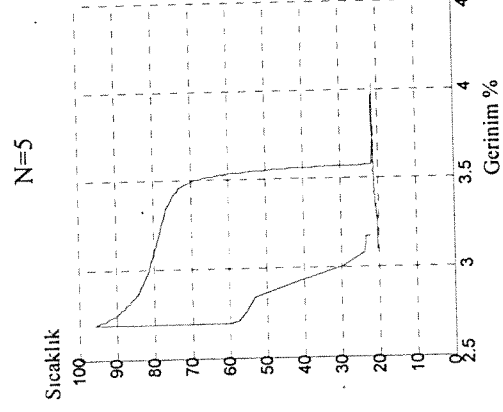
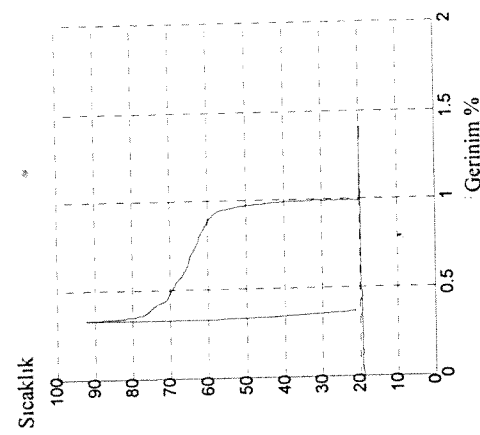
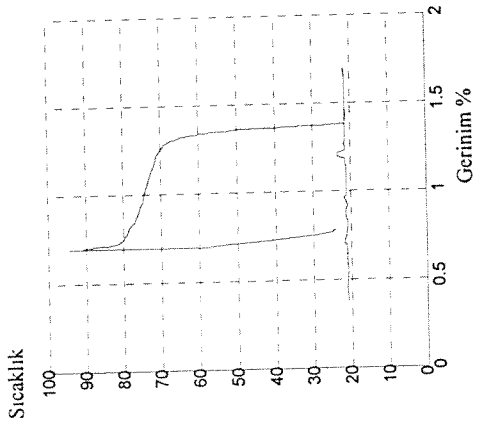
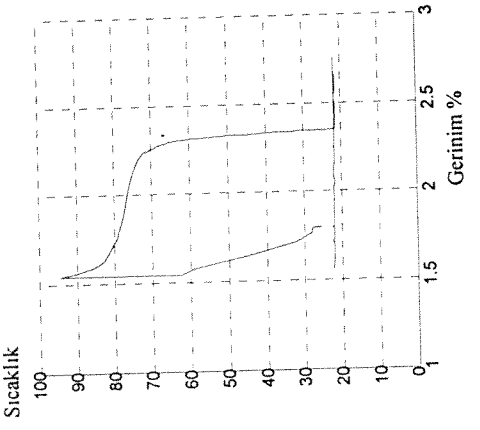
Şekil bellek davranışının karakterizasyonu amacıyla yürütülen çalışmalar üç ana başlık altında toplanabilir.

a) Serbest Geri Dönüşüm

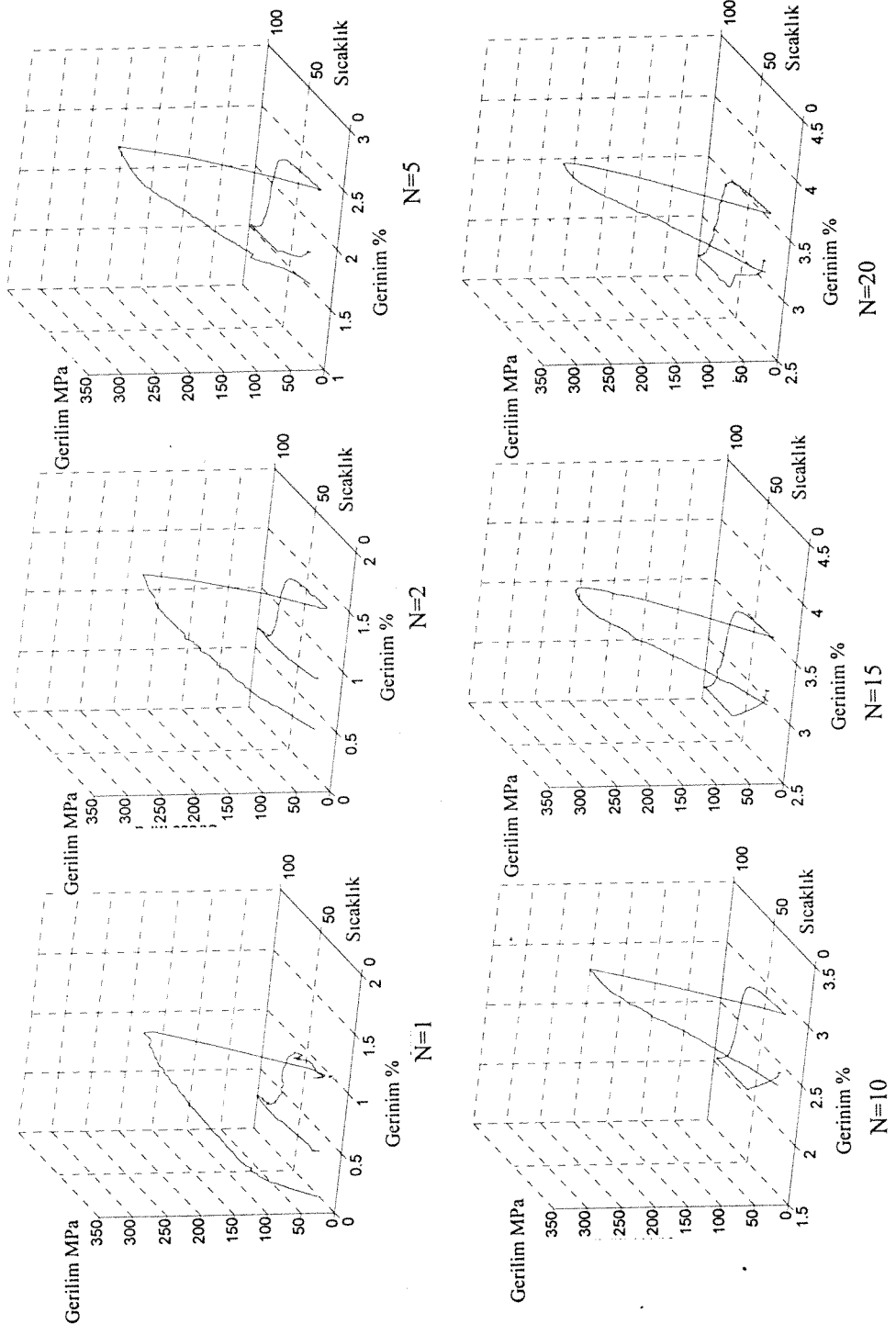
Çalışmalar, biri oda sıcaklığında martensit fazını diğeri ise martensit ve beta fazlarını birarada bulunduran iki farklı alaşım üzerinde yürütülmüştür. Her iki alaşım için yapılan toplam 17 deneyin sonuçlarından, birer örnek Şekil 2.3.16 ve 2.3.17 de verilmiştir. Bu alaşımların şekil bellek davranışı üç boyutlu Gerilim-Gerinim-Sıcaklık eğrilerinde görülmektedir, Şekil 2.3.16 (a) ve 2.3.17 (a). Bu eğrilerin anlaşılmasını kolaylaştırmak amacıyla her ikisi için de Gerilim-Gerinim ve Gerinim-Sıcaklık izdüşümleri verilmiştir. Gerilim-Gerinim eğrileri (b) başlıklı, Gerinim-Sıcaklık eğrileri ise (c) başlıklı şekillerde gösterilmiştir.



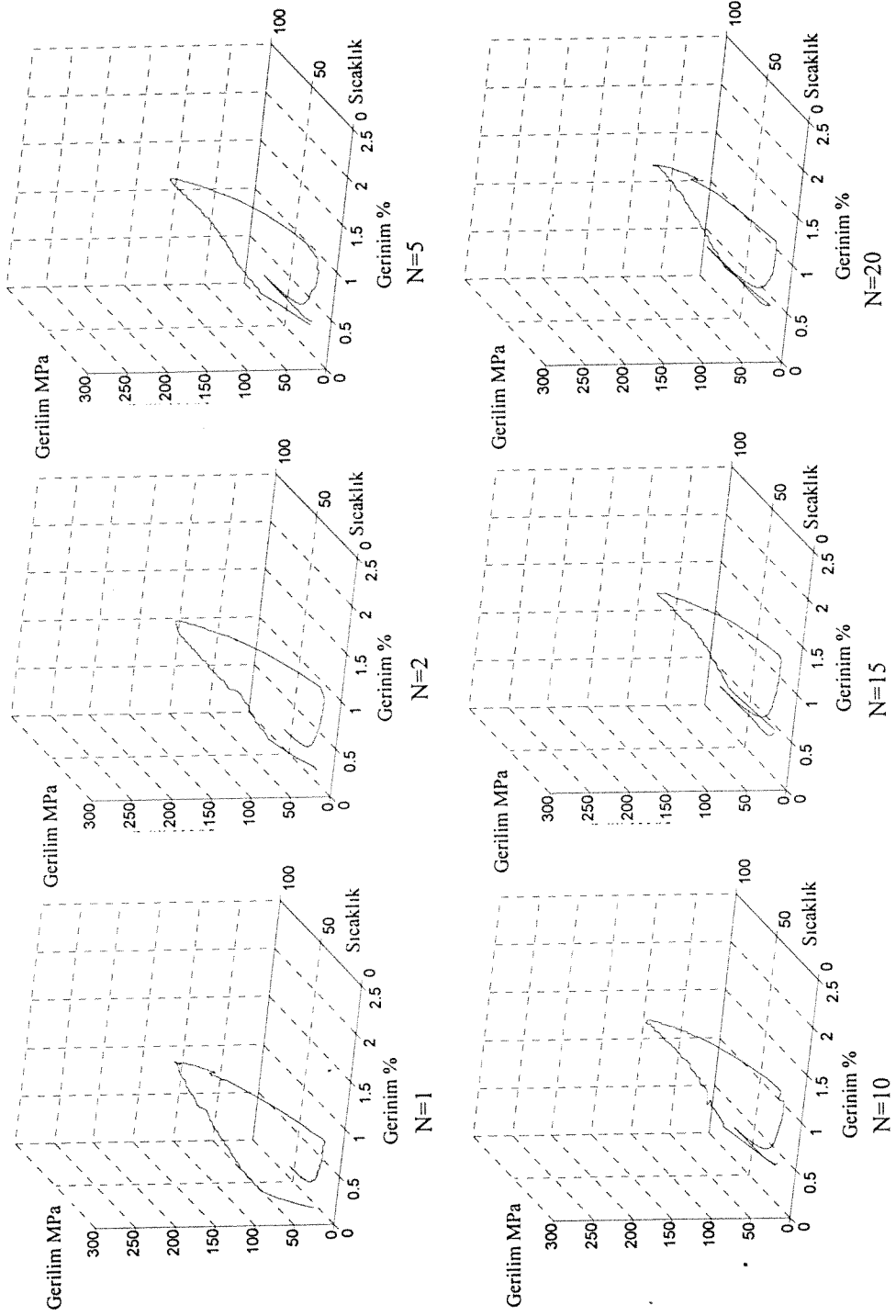
Şekil 2.3.16.A. Oda sıcaklığında martensit fazında olan V7 alaşımının şekil bellek davranışının döngüsel yüklemeye ile değişimini gösteren Gerilim-Gerinim eğrileri.



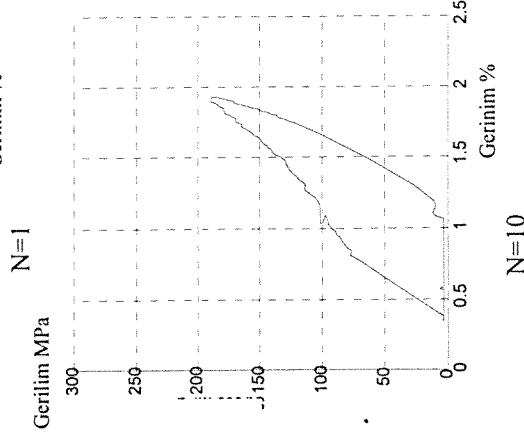
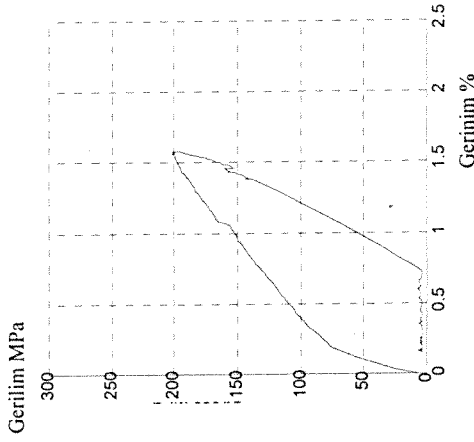
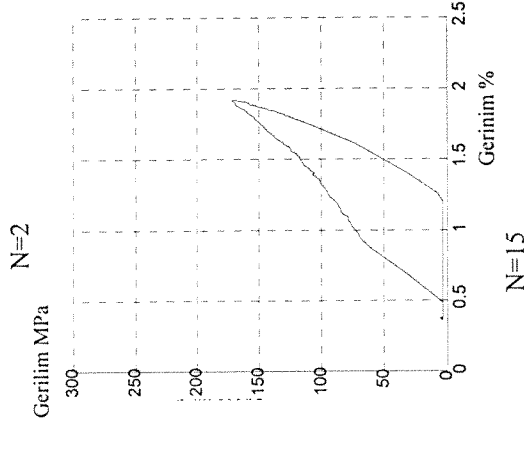
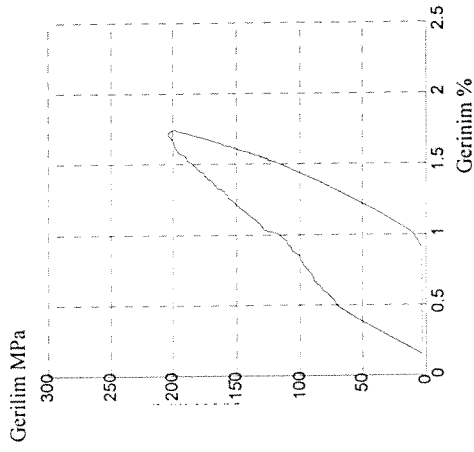
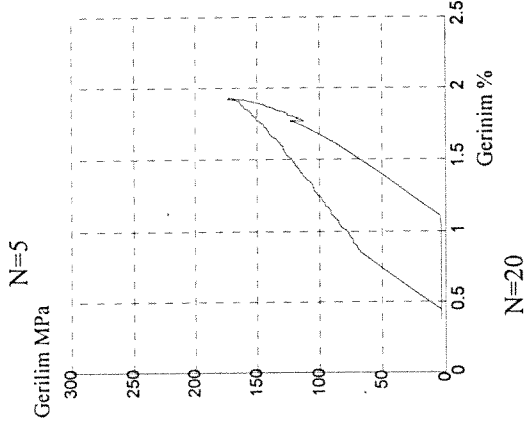
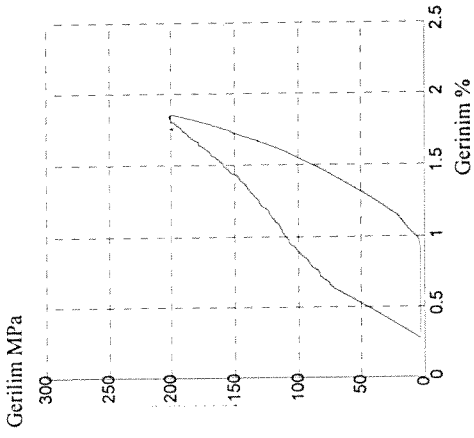
Şekil 2.3.16.B. Oda sıcaklığında martensit fazında olan V7 alaşımının şekil bellek davranışının dögüsel yüklemle ile değişimini gösteren Gerinim-Sıcaklık eğrileri.



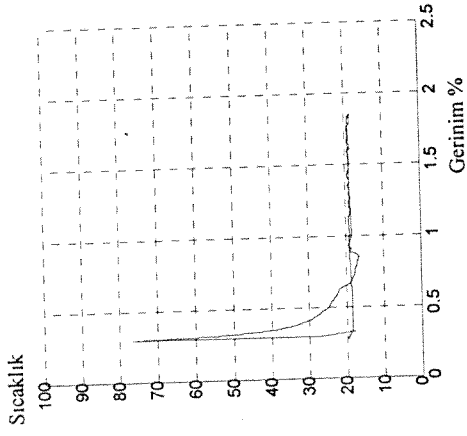
Şekil 2.3.16.C. Oda sıcaklığında martensit fazında olan V7 alaşımının tekil bellek davranışının dögüsel yüklemeye ile dedişimini gösteren Gerilim-Gerinim-Sıcaklık edrileri



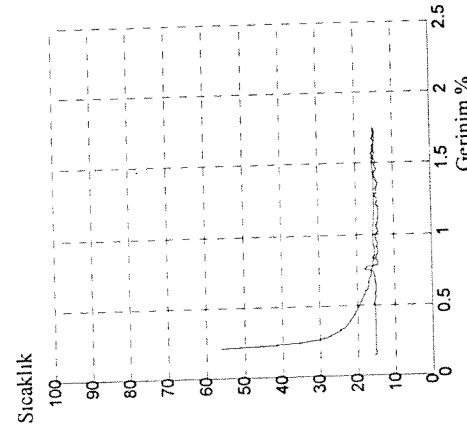
Şekil 2.3.17.A. Oda sıcaklığında martensit ve beta fazında olan TB15 alaşımının şekil bellek davranışının dögüsel yüklemeye ile ilgili değişimini gösteren Gerilim-Gerinim- Sıcaklık eğrileri.



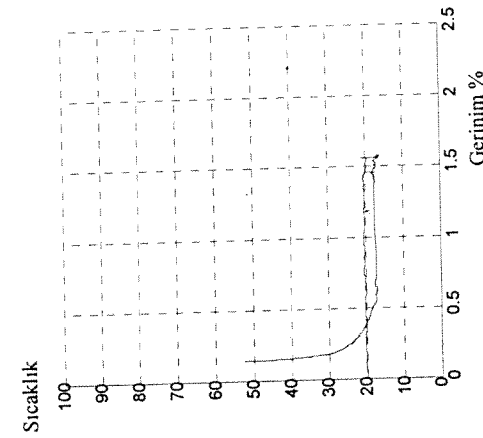
Şekil 2.3.17.B. Oda sıcaklığında martensit ve beta fazında olan TB15 alaşımının şekil bellek davranışının dögüsel yüklemeye ile ilgili değişimini gösteren Gerilim-Gerinim eğrileri.



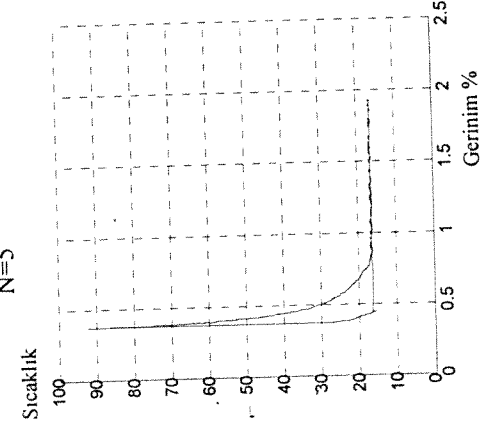
N=5



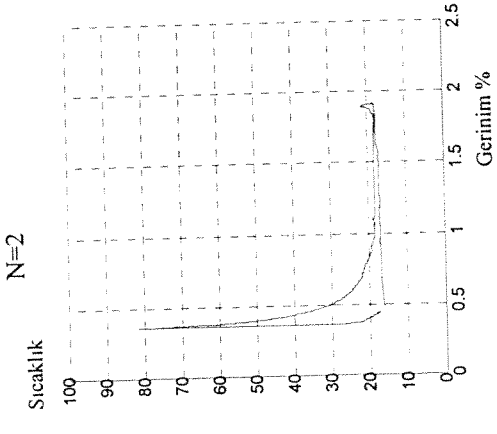
N=2



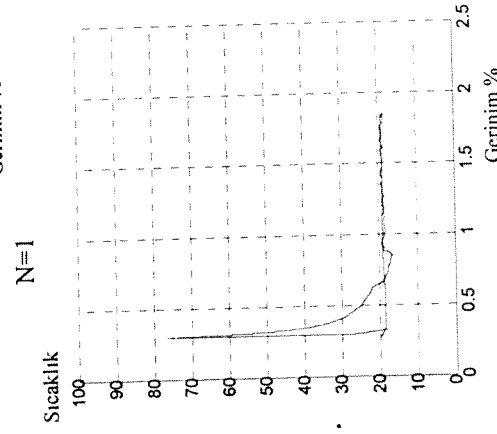
N=1



N=20

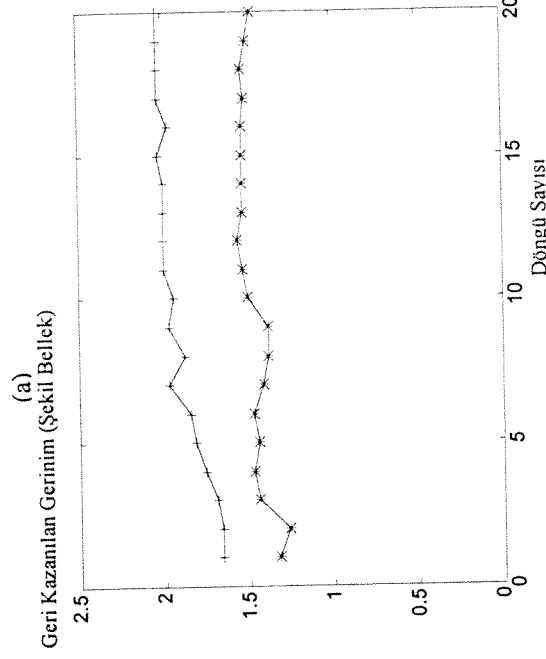
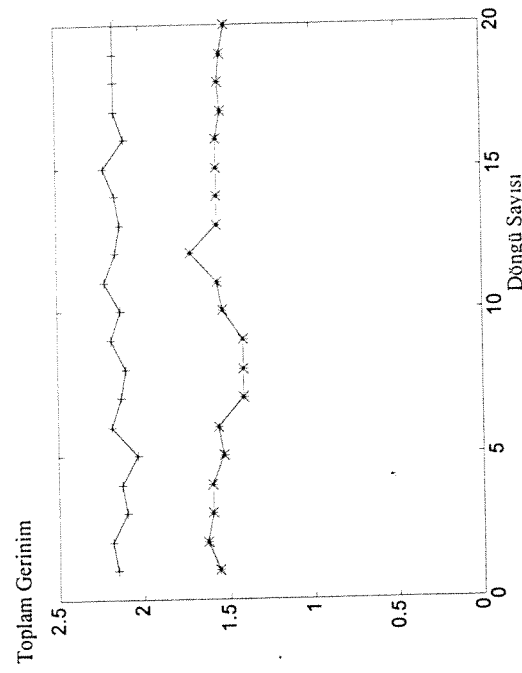
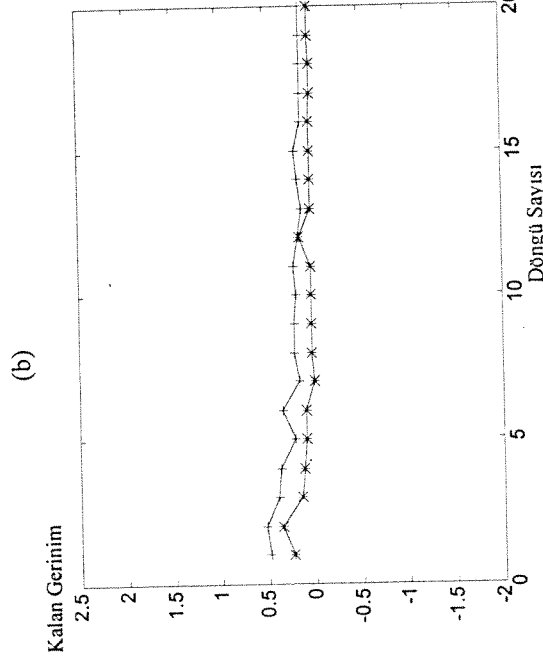
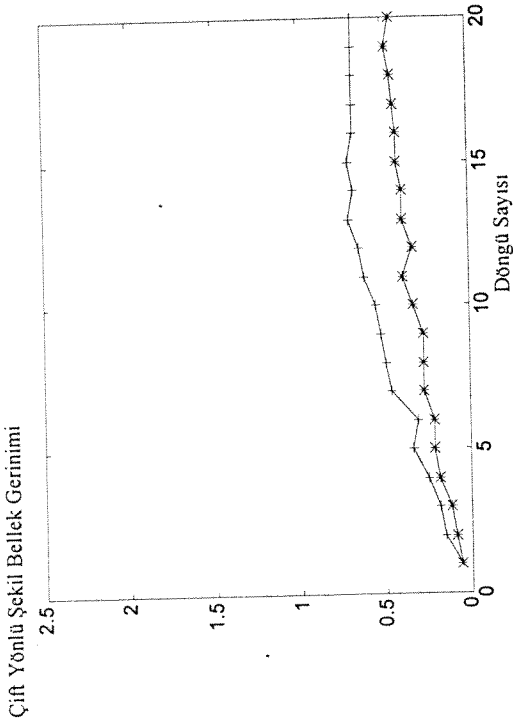


N=15

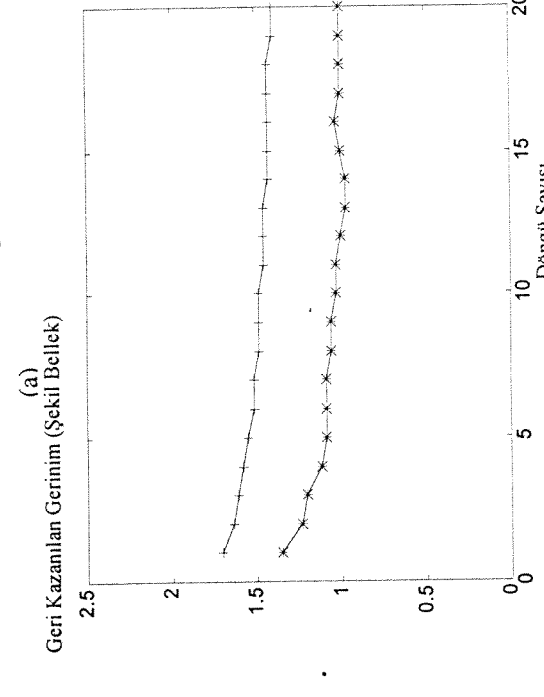
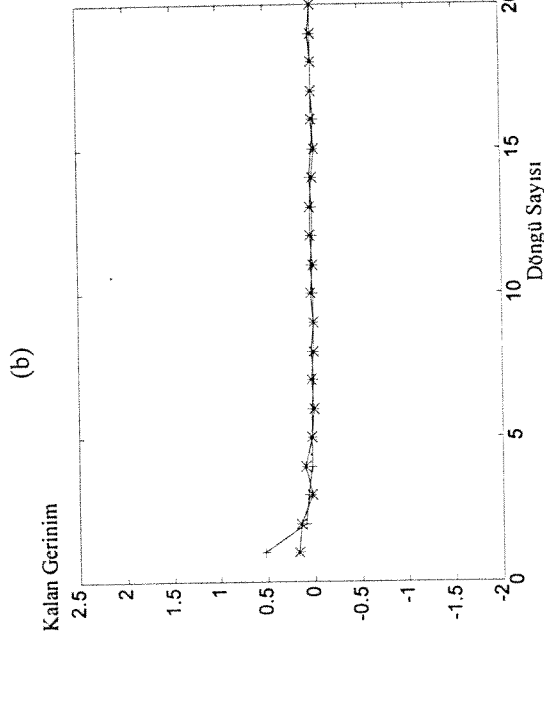
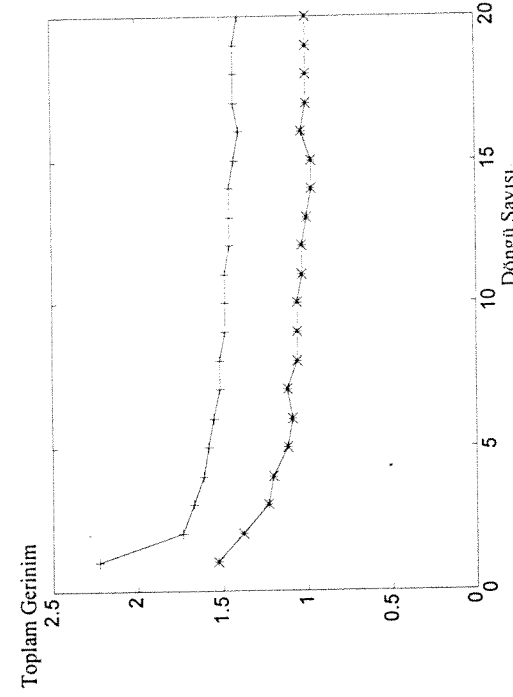
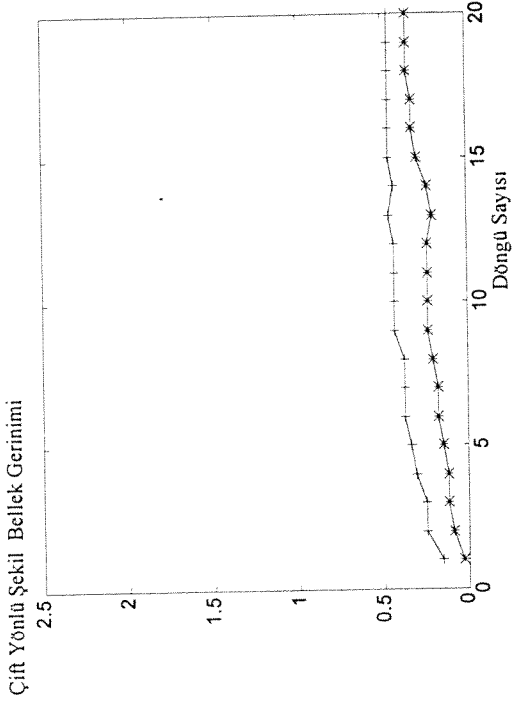


N=10

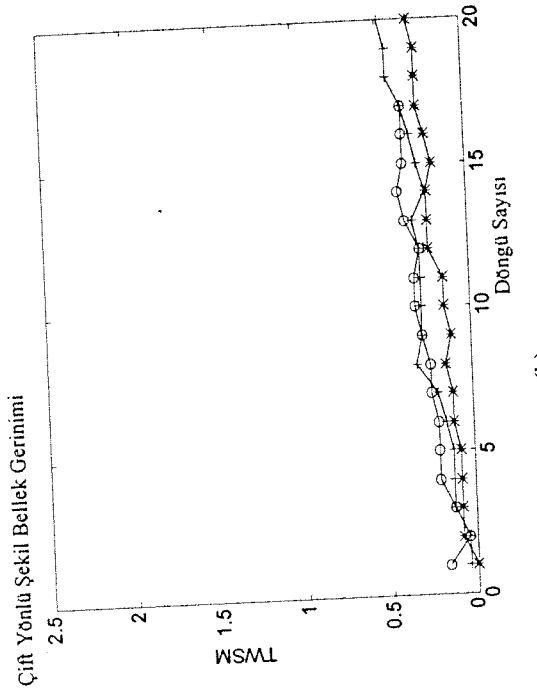
Şekil 2.3.17.C. Oda sıcaklığında martensit ve beta fazında olan TB15 alaşımının şekil bellek davranışının döngüsel yüklemeye ile değişimini gösteren Gerinim-Sıcaklık eğrileri



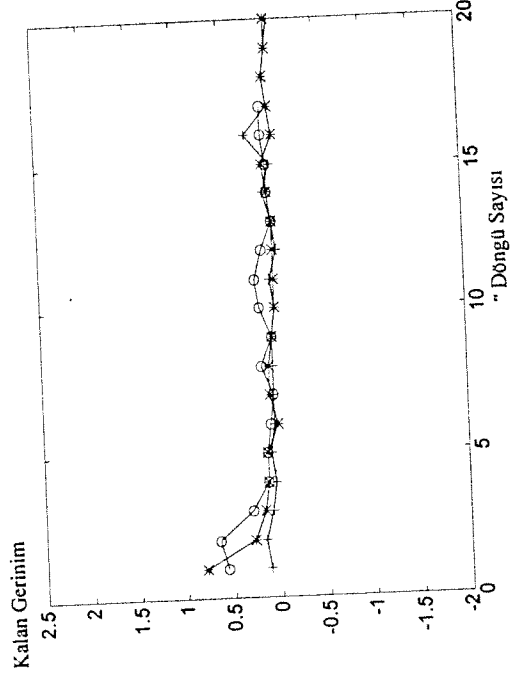
Şekil 2.3.18. Oda sıcaklığında martensit olan alaşımın (V7) 1.51% (*), 2%(+) sabit gerinim(1.tür) deneylerinde, (a) Toplam gerinim , (b) Çift yönlü şekil bellek gerinimi, (c)Af üzerine ısıtılarak geri kazanılan gerinim (d) Geri kazanılmayan gerinimin dögüsel yüklemle ile dediğimi.



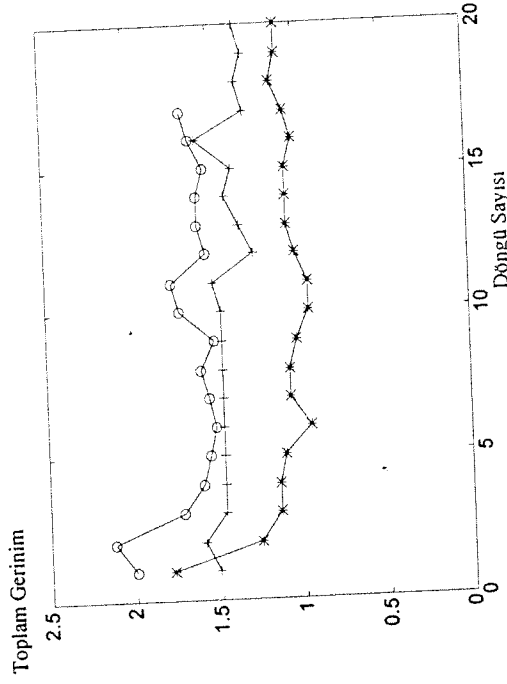
Şekil 2.3.19. Oda sıcaklığında martensit olan alaşımın (V7) 1.5% (*), 2%(+) sabit gerinim(2.tür) deneylerinde, (a) Toplam gerinim, (b) Çift yönlü şekil bellek gerinimi, (c) Af üzerine ısıtılarak geri kazanılan gerinim (d) Geri kazanılmayan gerinimin döngüsel yüklemeye ile değişimi.



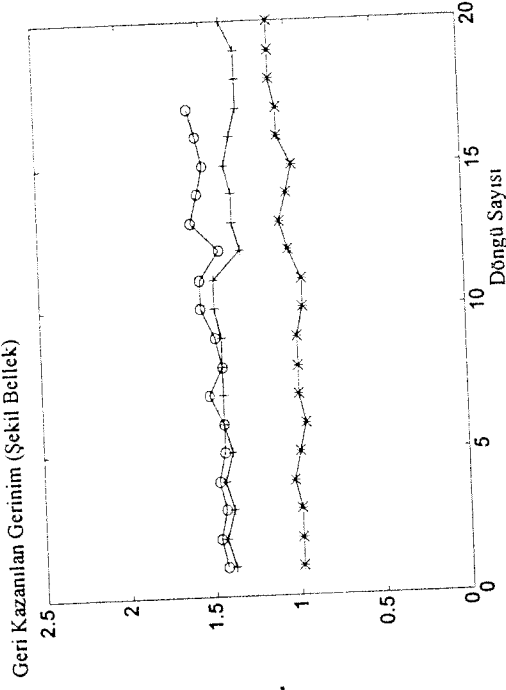
(b)



(d)

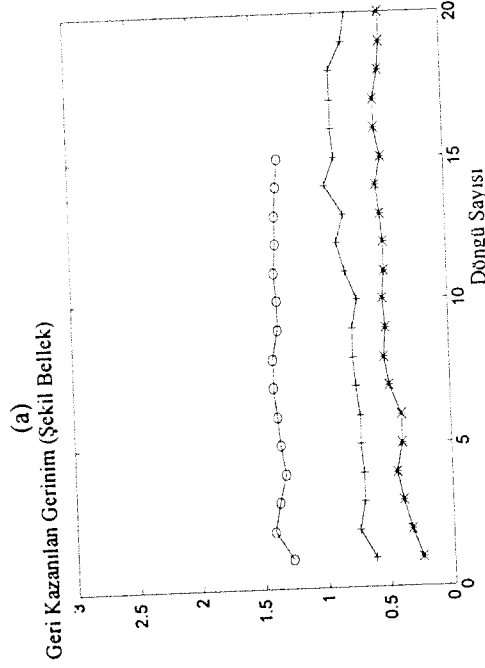
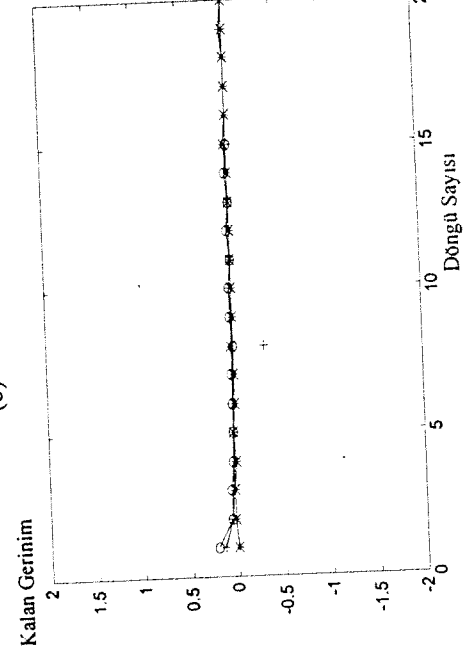
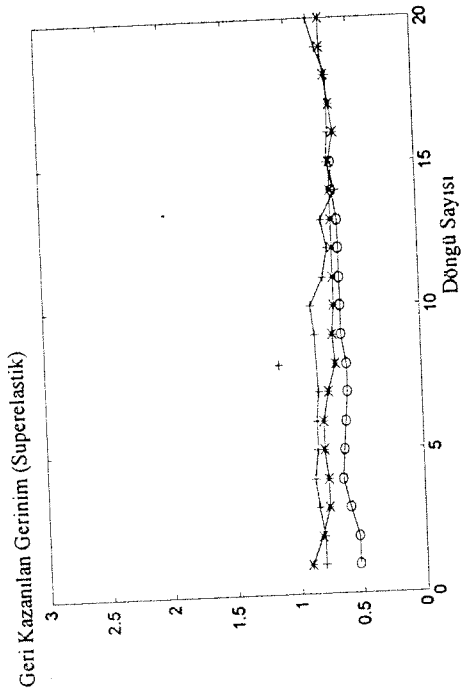


(a)



(c)

Şekil 2.3.20. Oda sıcaklığında martensit olan alaşımın (V7) 200 MPa(*), 250 MPa(+), 300 MPa(o) sabit gerilim (3.tür) deneylerinde, (a) Toplam gerinim, (b) Çift yönlü şekil bellek gerinimi, (c) Af üzerine ısıtarak geri kazanılan gerinim (d) Geri kazanılmayan gerinimin döngüsel yüklemeye ile değişimi.

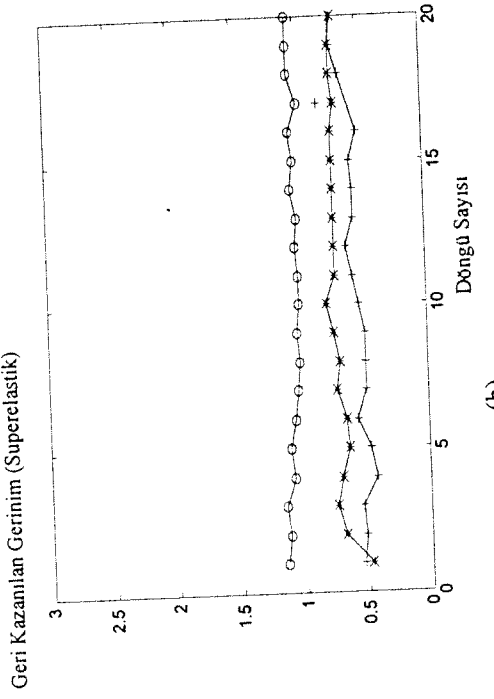


(a)

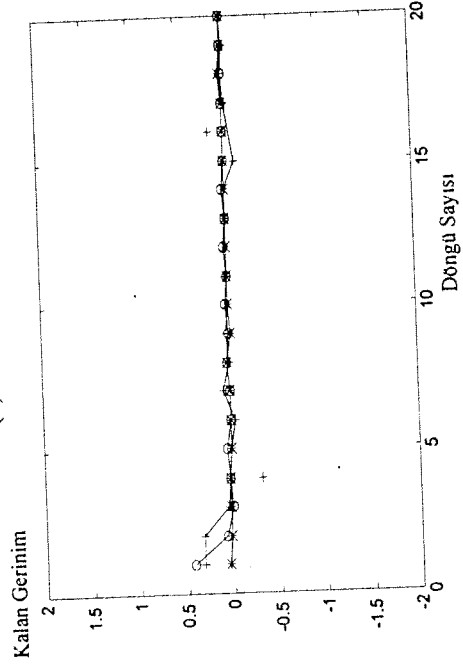
(b)

(c)

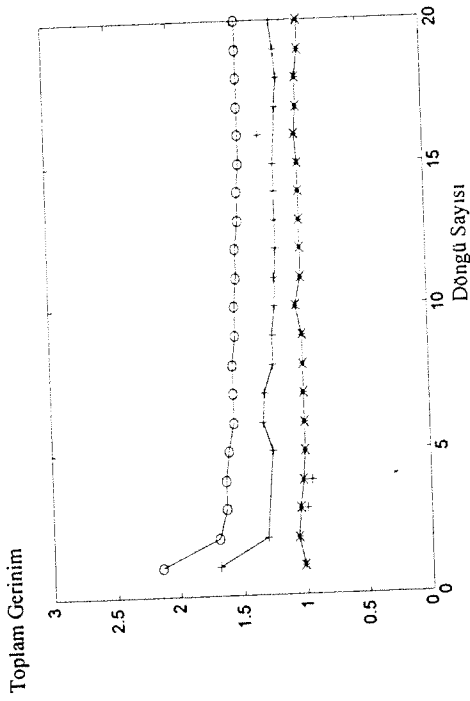
Şekil 2.3.21. Oda sıcaklığında beta + martensit (TB15) olan alaşımın 1.08% (*), 1.51% (+), 2% (o) sabit toplam gerinim deneylerinde (1.tür), (a) Toplam gerinim (b) Yük boşaltma sırasında superelastik gerinim, (c) Af üzerine ıysıtılarak geri kazanılan gerinim (d) Geri kazanılmayan gerinimin dögüsel yüklenme ile değişimi.



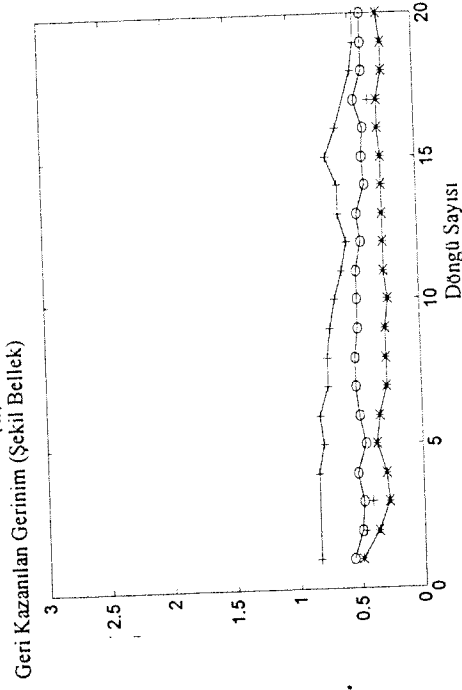
(b)



(d)

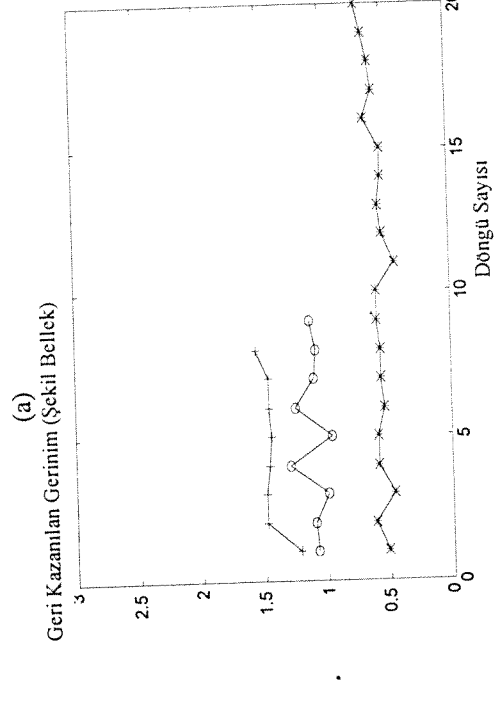
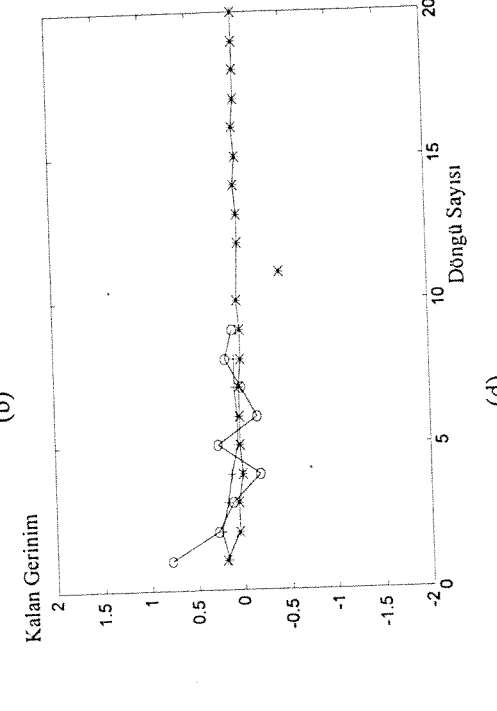
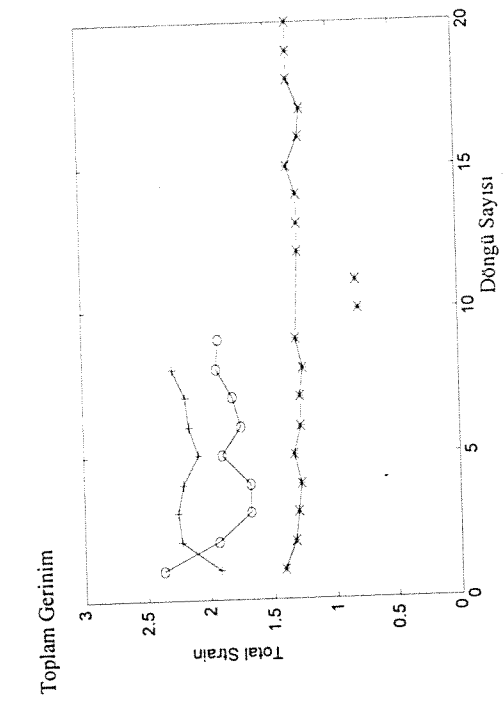
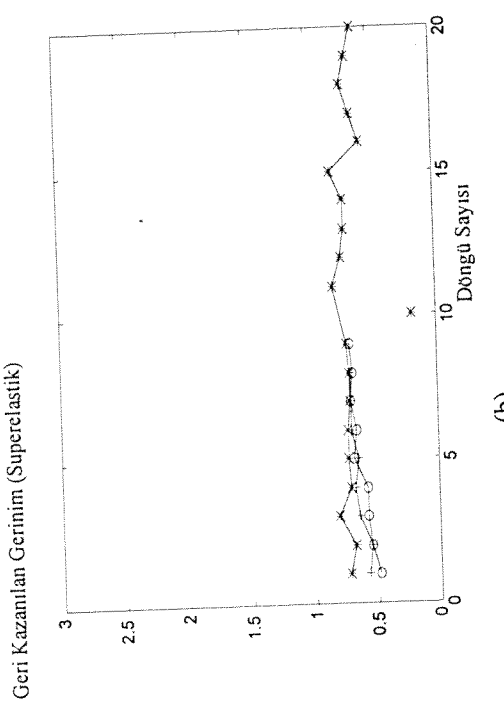


(a)



(c)

Şekil 2.3.22. Oda sıcaklığında beta + martensit (TB15) olan alaşımın 1.08% (*), 1.51% (+), 2% (o) sabit toplam gerinim deneylerinde (2.tür), (a) Toplam gerinim (b) Yük boşaltma sırasında superelastik gerinim, (c) Af üzerine ısıtılarak geri kazanılan gerinim (d) Geri kazanılmayan gerinimin dögüsel yüklenme ile değişimi.



Şekil 2.3.23. Oda sıcaklığında beta + martensit (TB15) olan alaşımın 200MPa (*), 250MPa (+), 300MPa (o) sabit toplam gerinim deneylerinde (3.tür) (a) Toplam gerinim (b) Yük boşaltma sırasında superelastik gerinim, (c) Af üzerine ısıtılarak geri kazanılan gerinim (d) Geri kazanılmayan gerinimin döngüsel yüklemeye ile değişimi.

Oda sıcaklığında martensit fazında olan ve V7 olarak adlandırılan alaşım üzerinde yapılan üç değişik tür deneyin sonuçları Şekil 2.3.18 – 2.3.20 'de özetlenmiştir. Burada (a) döngü başına düşen toplam gerinimin, (b) döngü başına A_f üzerine ısıtma sonrasında geri kazanılan gerinimin, (c) döngü başına geri kazanılamayan gerinimin, (d) döngü başına çift yönlü şekil bellek geriniminin döngü sayısı ile değişimi verilmektedir. Şekil 2.3.21 – 2.3.23 ise TB15 olarak adlandırılan numune için yukarıda bahsedilen davranışların döngü sayısı ile değişimini vermektedir.

Her iki alaşım üzerinde yapılan deneyler sonunda, ilk döngüde görülen elastik deformasyon bölgesinin döngüsel yükleme ile azaldığı ve martensit varyantlarının daha düşük gerilim değerlerinde tekrar düzenlenmeye başladıkları gözlenmiştir. Bunun sebepleri arasında döngüsel yükleme ile yeniden düzenlenmesi zor olan varyantların ve bölgelerin elenmesi ve kolay düzenlenebilen martensitlerin miktarındaki artış bulunmaktadır. İlk birkaç döngüde gözlenen geri kazanılamayan gerinimin döngü sayısındaki artışla azaldığı ve sonunda sifıra düştüğü gözlenmiştir. Çok kristalli yapılarda malzeme deforme edildiğinde, taneler arası elastik ve plastik uyumun sürekliliğini sağlamak ve tane sınırlarında oluşan gerilimleri rahatlatmak amacıyla dislokasyon hareketi olur. Bunun sonucu olarak, malzeme tekrar A_f üzerine ısıtıldığında dislokasyonların oluşturduğu iç gerilim sebebiyle sabitleşen martensitler bir daha beta fazına geri dönemezler ve ısıtma sonrasında gözlenen kalıcı deformasyona sebep olurlar. Fakat şekil bellek davranışının verimini belirleyen kalıcı gerinimin ilk döngülerde hızla azaldığı ve sifıra ulaştığı izlenmiştir. Ayrıca, döngüsel yükleme sonucunda gerilim-gerinim-sıcaklık eğrilerinin sabitleştiği ve şekil bellek davranışının kararlılaştığı gözlenmiştir.

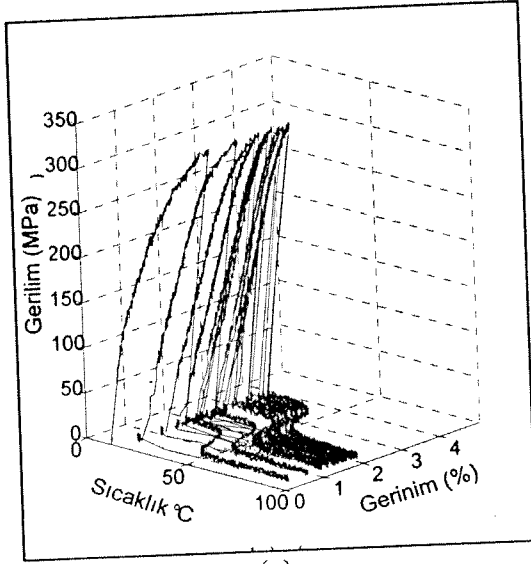
Çift yönlü şekil bellek davranışın döngü sayısı ile arttığı gözlenmiştir. Martensitlerin embriyo görevi yapan hatalar üzerinde çekirdeklendiği bilinmektedir. Çift yönlü şekil bellek özelliği de bu özellik ile doğrudan ilişkilidir. Yapı içerisinde döngüsel yükleme sürecinde oluşan dislokasyonlar ısıtma sırasında, yapı tamamıyla betaya dönmeye rağmen kaybolmazlar. Bunun sonucunda bazı martensit varyantları, bu yönlü hatalar üzerinde diğerlerine tercih edilirlenir. Başka bir deyişle bu hatalar, bir önceki döngü sırasında dışarıdan uygulanan gerilim yardımı ile oluşan varyantların aynısının oluşmasını sağlarlar. Soğuma sırasında tercihli oluşan varyantlar numunenin şeklinde gözlenebilir bir değişime neden olur. Çift yönlü şekil bellek özelliğinin numuneye uygulanan toplam gerilimin miktarı ile doğru orantılı olarak artması da bulgular arasındadır.

Gerilim-gerinim eğrisindeki, histeriz olarak bilinen gidiş ve geliş yollarının farklılığı, birkaç döngü sonrasında daralarak sabitlenmektedir. Deney sonucunda halen varolan histerize ise martensit arayüzeylerinin hareketi sırasında oluşan iç sürtünmelerin yolaçtığı düşünülmektedir. Metallografik incelemeler ve X-ışınları çalışmaları sonucunda TB15 olarak isimlendirilen alaşımda, oda sıcaklığında beta ve martensit fazlarını birarada bulunduğunu ortaya çıkmıştır. Bu nedenle, yükleme sırasında bir yandan gerilim etkisi ile martensit oluşurken, diğer yandan da sıcaklık etkisi ile oluşmuş martensitler yeniden düzenlenmektedirler. Bunu takiben yapılan yük boşaltma işlemi sırasında superelastik geri kazanım sonrasında numunenin tamamıyla şekil geri kazanımı ancak A_f sıcaklığı üzerine ısıtıldıktan sonra elde edilmiştir. İki özelliğin birarada görülebilmesinin nedeni deformasyon sıcaklığının alaşımın M_s - M_f dönüşüm sıcaklıkları arasında kalması olmuştur.

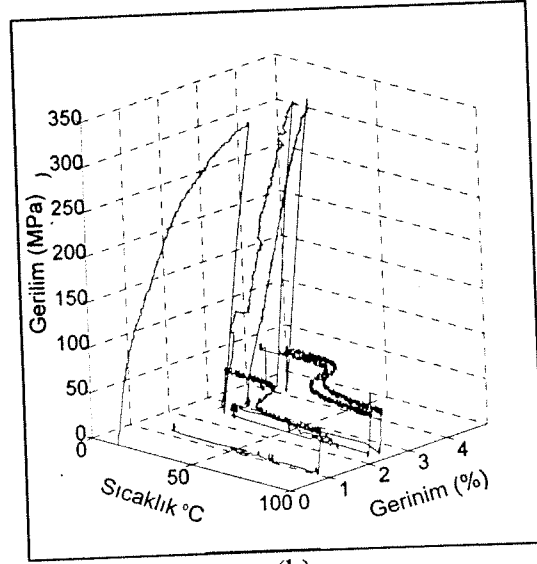
İlk döngüde, elastik deformasyon bölgesini izleyen daha düşük eğimli bölge martensitlerin gerilim etkisi oluşmaya, varolan martensitlerin ise tekrar düzenlenmeye başladığını göstermektedir. Birkaç döngü sonunda, bu bölgenin eğiminin tekrar artmaya başladığı gözlenmiştir. Bu davranış martensitik numunede gözlenmediğinden, superelastik özellikle ilgili olduğu düşünülmüştür. Bu davranışa süreelastik özellik gösteren alaşımlarda rastlanmış ve martensit plakalarının birbirinin hareketine engel olduğu düşünülmüştür. Ayrıca ana fazdan stress etkisi ile martensit oluşturmak için gerekli gerinim değerinin, döngü sayısı ile düştüğü gözlenen sonuçlar arasındadır. Deformasyon sırasında yapı içinde oluşturulan hataların yarattığı iç gerilimler martensitlerin çekirdeklenmesini kolaylaştırmakta bu da gerekli gerinimin düşmesine neden olmaktadır. Bu deneyler sonucunda da geri kazanılamayan gerinimin döngü sayısı ile azalarak sifıra düştüğü, gerilim-gerinim eğrisindeki histerizin zamanla daralarak sabitlendiği gözlenmiştir.

b) Kısıtlanmış Geri Dönüşüm

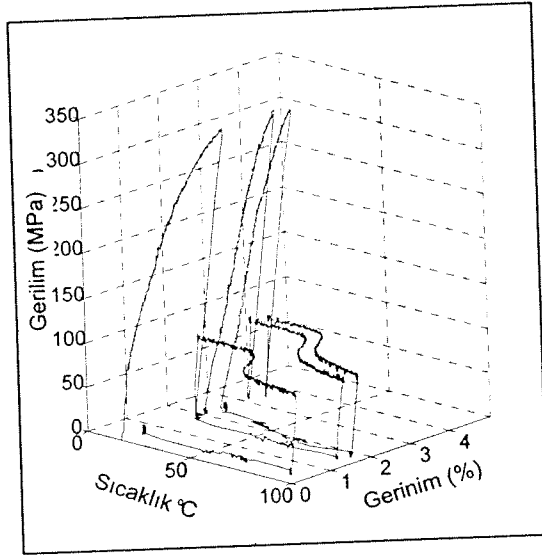
Bu özelliğin belirlenmesi amacıyla oda sıcaklığında martensit fazında olan alaşımın çeşitli yüklere karşı şekil geri dönüşüm miktarının döngü sayısı ile değişimi belirlenmiştir. Martensit fazında iken 308 MPa gerilim ile deforme edilen alaşımın ısıtma sırasında 42, 83, 125, 167, 208 ve 250 MPa yüklere karşı şekil geri dönüşüm davranışının döngü ile değişimini gösteren gerilim-gerinim-sıcaklık eğrileri ve yüksük geri dönüşüm davranışı Şekil 2.3.24 de verilmiştir. Grafiklerin okunabilirliği açısından sadece ilk, orta ve son döngüler gösterilmiştir. İncelemeler



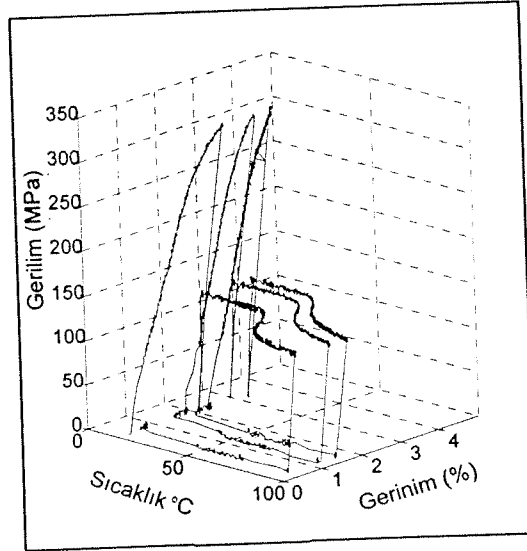
(a)



(b)

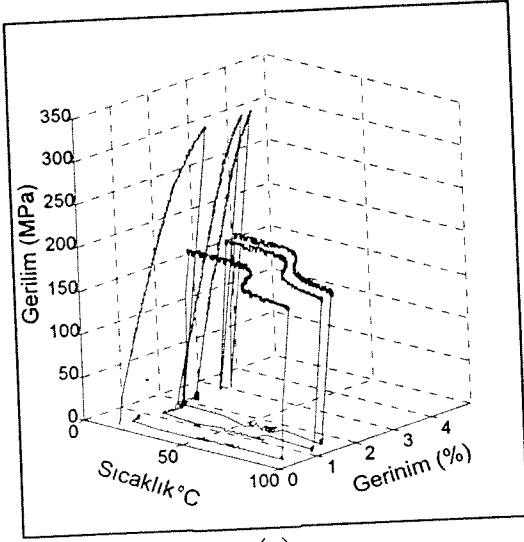


(b)

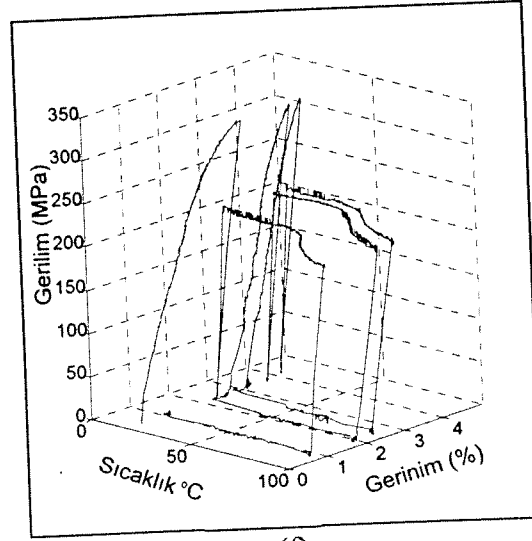


(d)

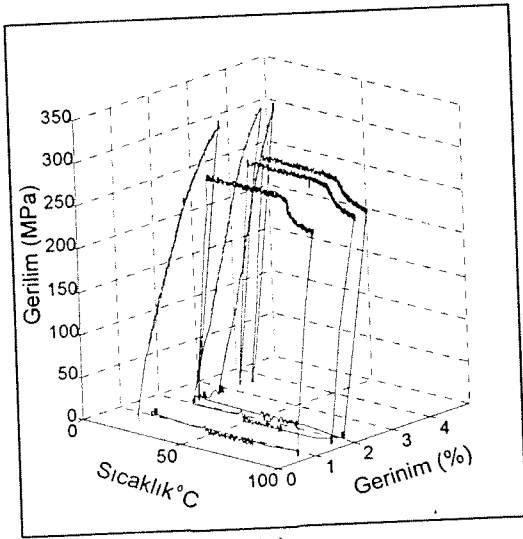
Şekil 2.3.24. Martensit fazında iken 308 MPa gerilim ile deforme edilen alaşımın ısıtma sırasında (b) 42, (c) 83, (d) 125, (e) 167, (f) 208, (g) 250 Mpa yüklere karşı şekil geri dönüşüm miktarlarının birinci, altıncı ve onikinci döngü sırasında değişimini gösteren gerilim-gerinim-sıcaklık eğrileri. İlk grafik (a) sabit gerilime, son grafik (h) ise sabit gerinime deformasyon sonrasında yüksüz olarak geri dönüşüm davranışını göstermektedir (Karabay, 1998).



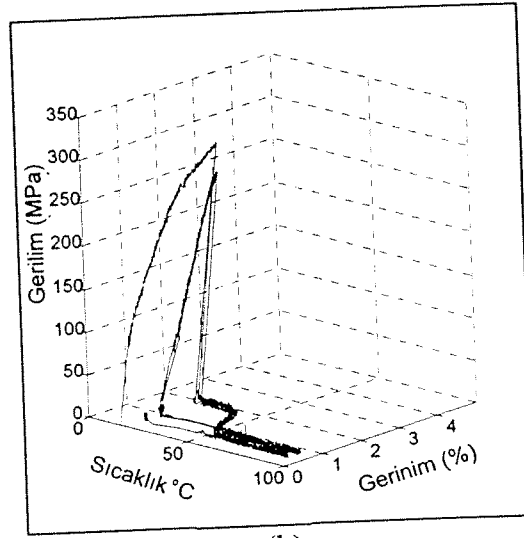
(e)



(f)

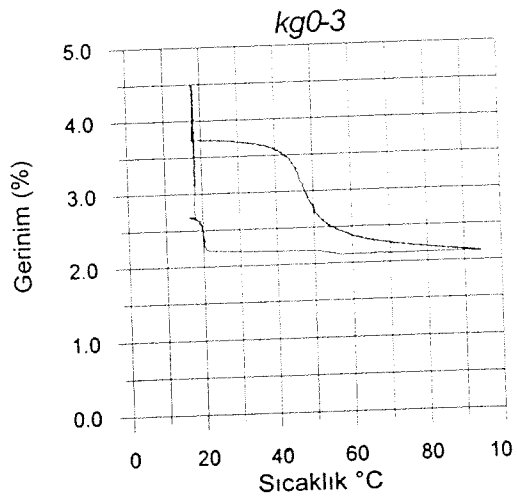
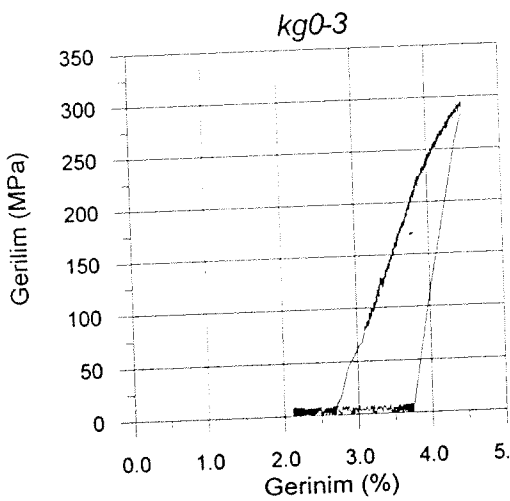
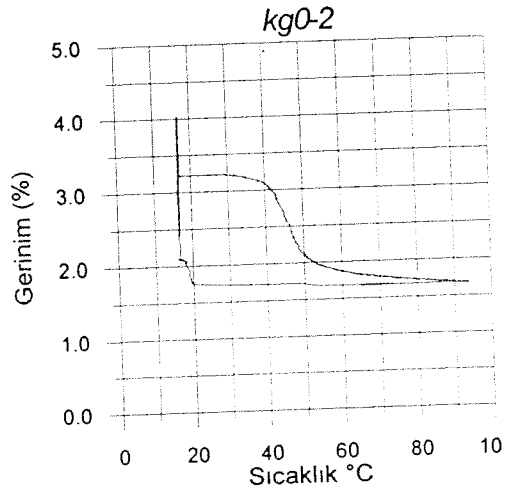
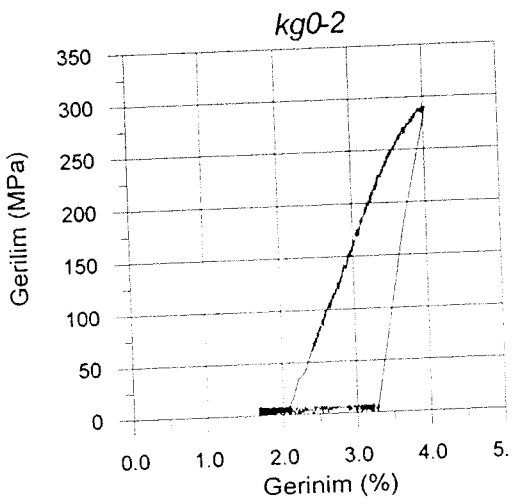
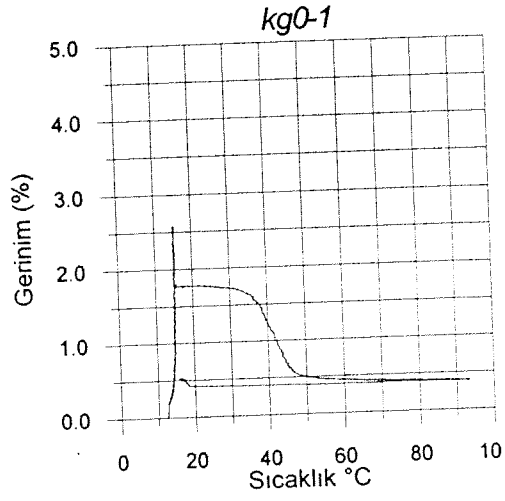
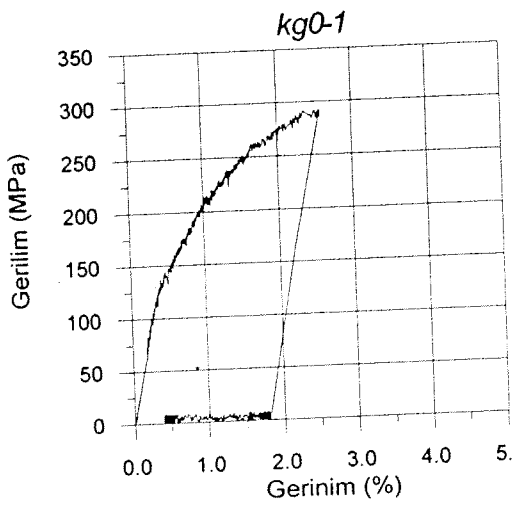


(g)

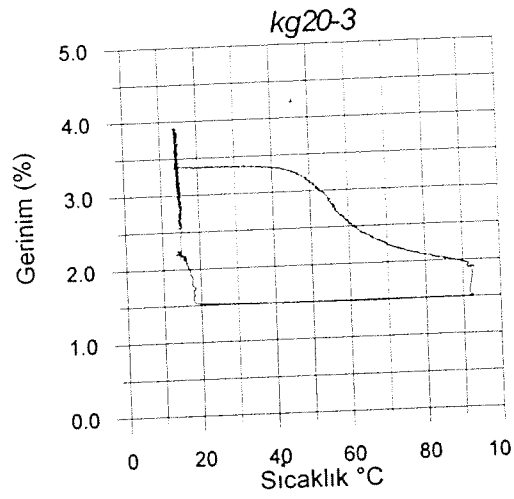
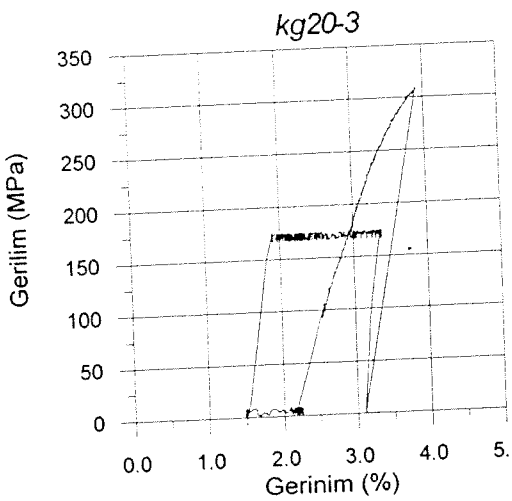
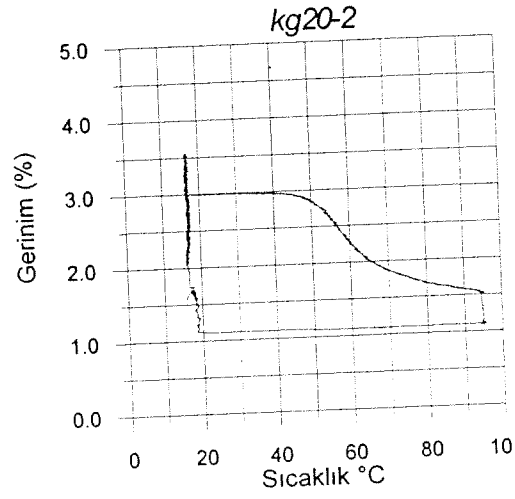
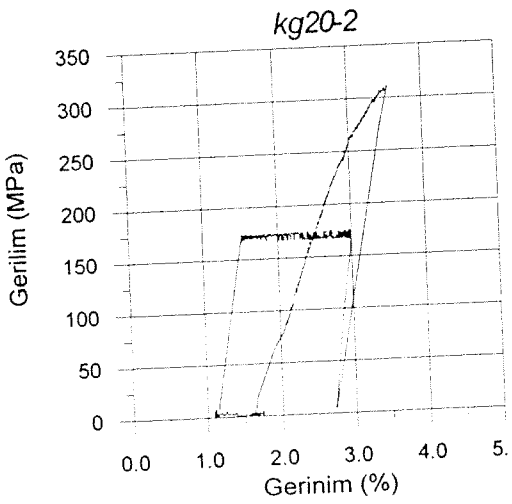
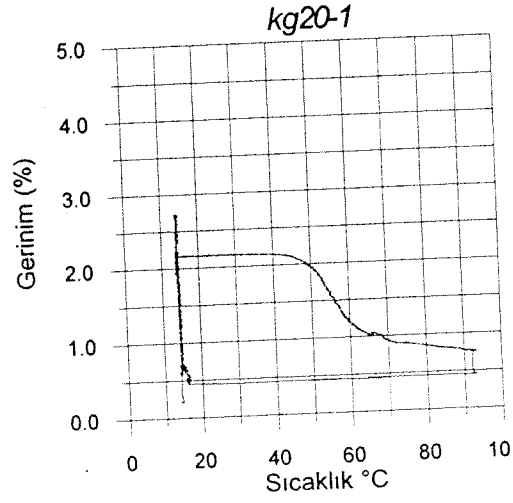
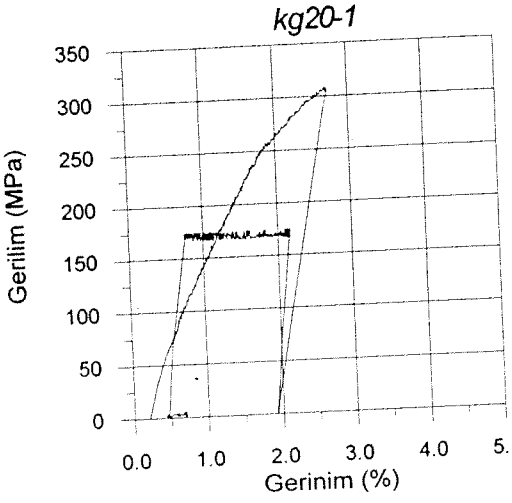


(h)

Şekil 2.3.24. (Devam)



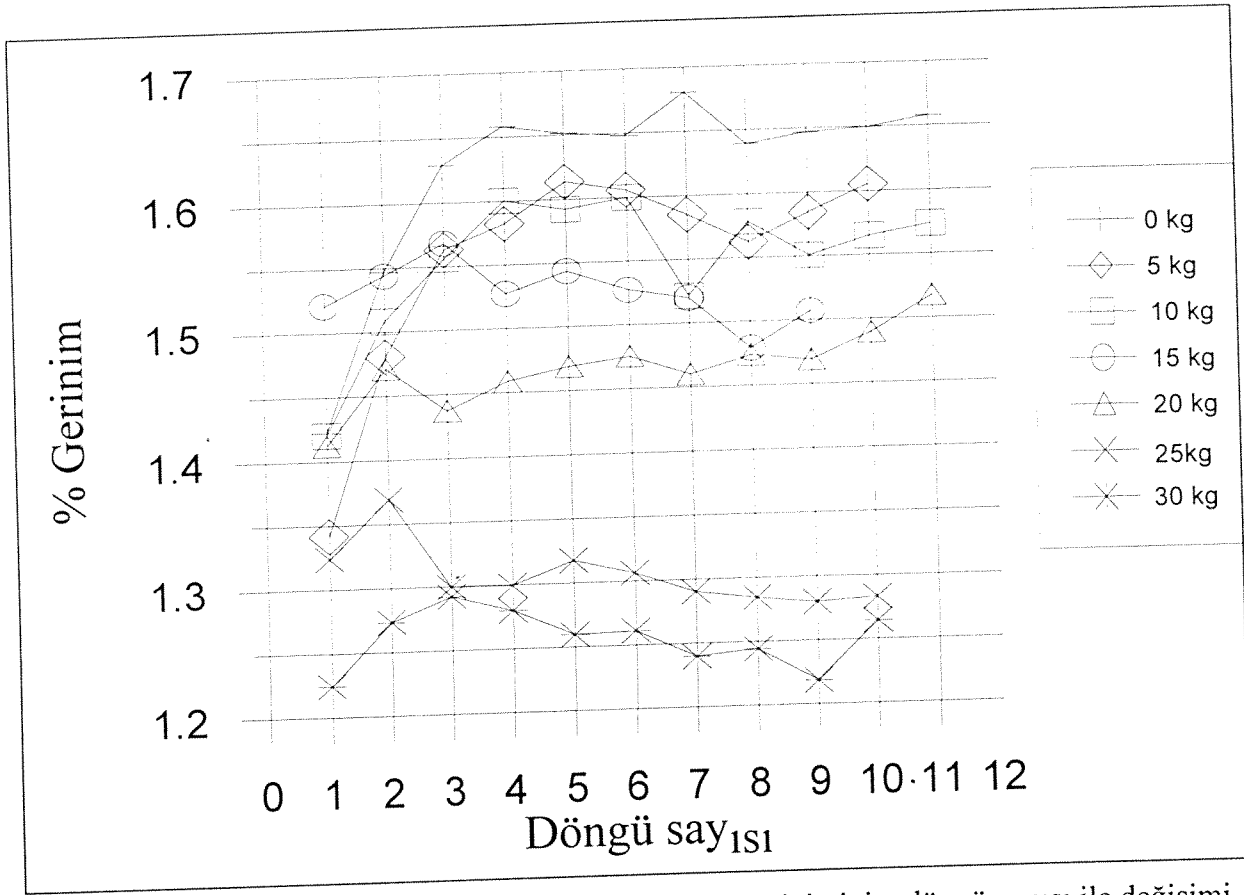
Şekil 2.3.25. Yüksüz olarak geri dönüşüm davranışına ilişkin ilk, orta ve son döngülerdeki gerilim-gerinim ve gerinim-sıcaklık izdüşüm grafikleri (Karabay,1998).



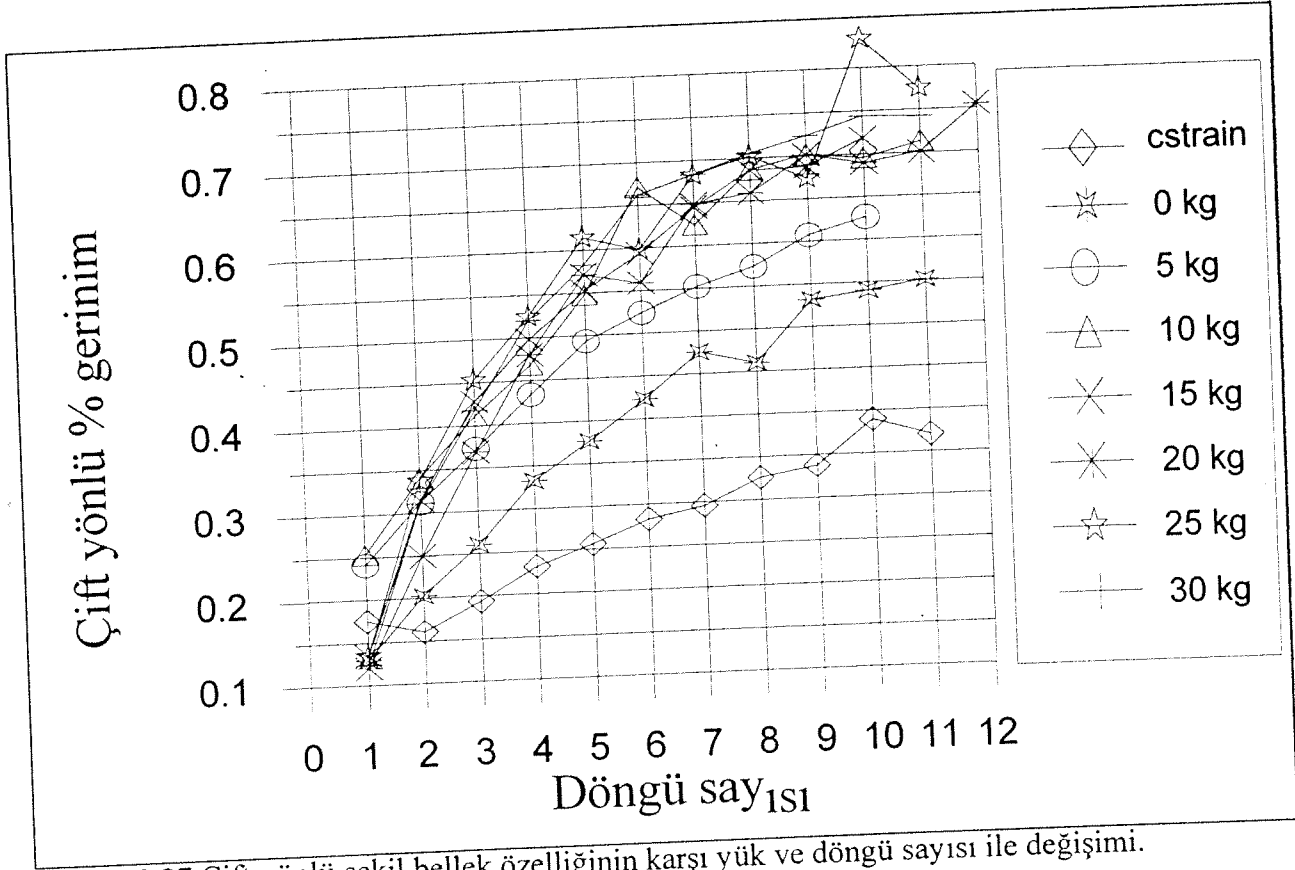
Şekil 2.3.25. (Devam) 20 kg yük altında geri dönüşüm davranışına ilişkin ilk, orta ve son döngülerdeki gerilim-gerinim ve gerinim-sıcaklık izdüşüm grafikleri.

sırasında sonuçların daha rahat incelenebilmesi amacıyla bu üç boyutlu eğrilerin gerilim-gerinim ve sıcaklık-gerinim izdüşümleri kullanılmıştır. Örnek olması amacıyla, yüksüz ve 20 kg yük altında geri dönüşüm deneyleri sonuçlarının üç döngüsüne ait izdüşüm grafikleri Şekil 2.3.25’ de gösterilmektedir. Serbest geri dönüşüm deneylerinde gözlenen bulgular kısıtlanmış geri dönüşüm deneyler için de geçerlidir.

Düşük sıcaklıkta 308 MPa gerilimle yüklenerek deforme edilmiş olan numunelerin çeşitli yükler altında ısıtıldıklarında geri kazanılabilen gerinimin döngü sayısı ile değişimi Şekil 2.3.26 ‘ da gösterilmiştir. Bu deneyler sonucunda alaşımının geri dönüşüm sırasında karşı koyduğu yük miktarı arttıkça geri kazanılan gerilimin de azaldığı gözlenmiştir. Bu deneyler sırasında malzeme A_f sıcaklığı üzerine ısıtıldıktan sonra sıcaklık korunarak üzerindeki yük boşaltılmış ve tekrar oda sıcaklığına soğutulmuştur. Bu işlem sonucunda malzemenin çift yönlü şekil bellek özelliği gösterdiği gözlenmiştir, Şekil 2.3.25. Çift yönlü şekil bellek özelliğinin karşı yük ve döngü sayısı ile değişimi Şekil 2.3.27’ de verilmektedir. Malzemenin üzerinde ısıtma sırasında bulunan yük

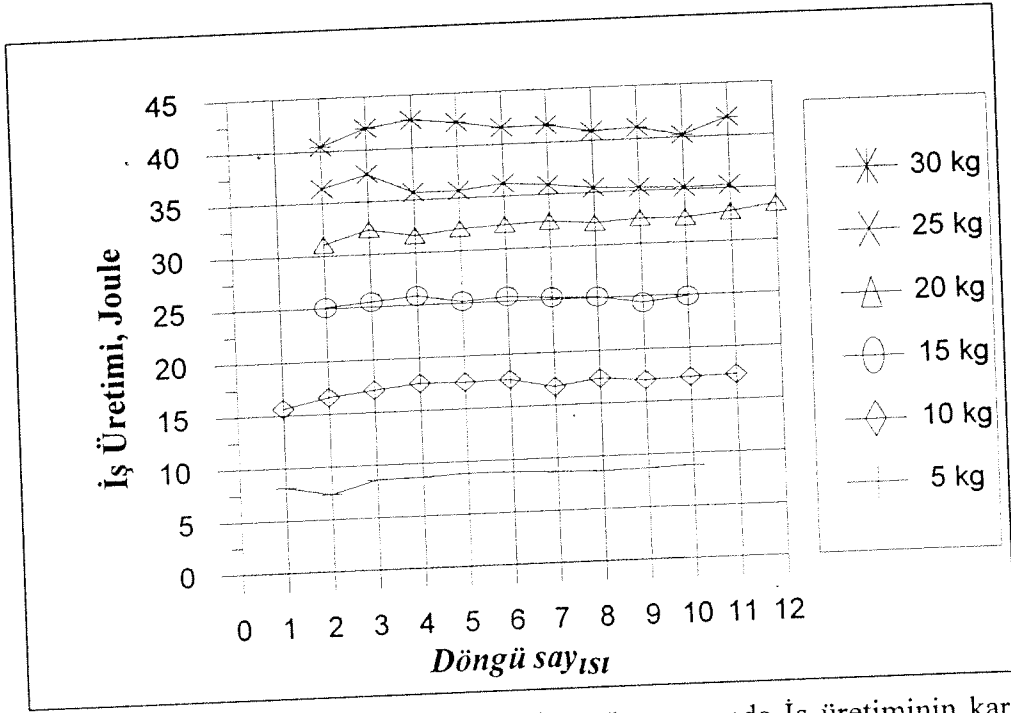


Şekil 2.3.26 Çeşitli karşı yükler altında geri kazanılan geriniminin döngü sayısı ile değişimi.

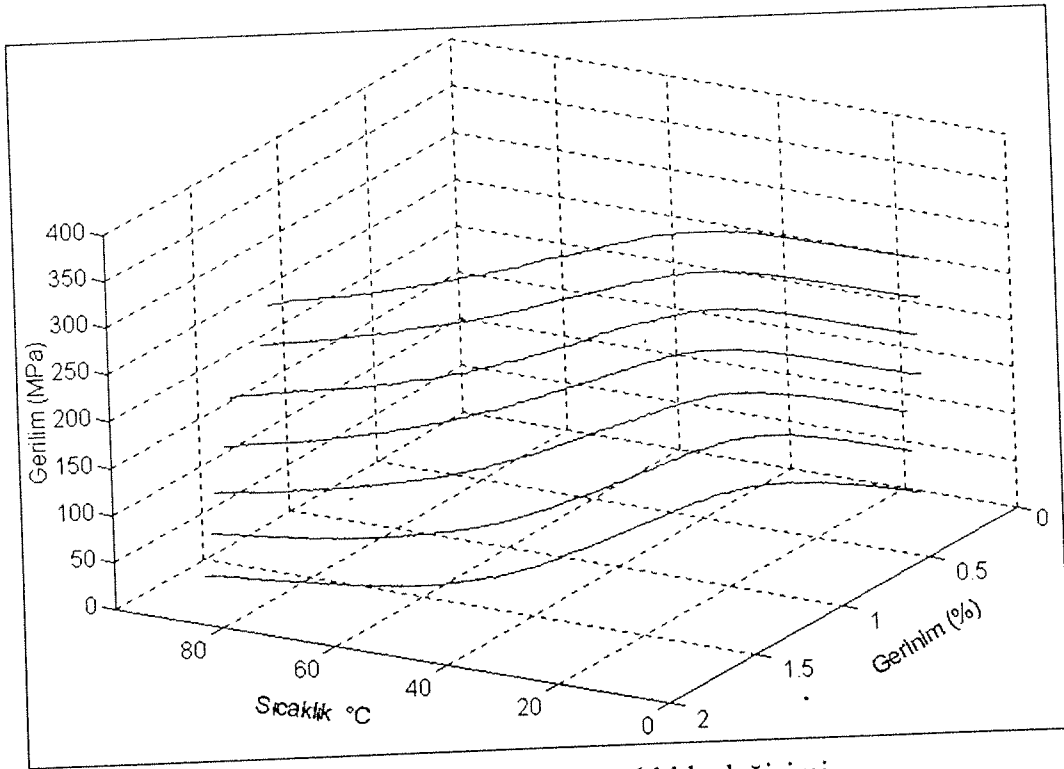


Şekil 2.3.27 Çift yönlü şekil bellek özelliğinin karşı yük ve döngü sayısı ile değişimi.

miktarı arttıkça, çift yönlü şekil bellek özelliğinin arttığı ve döngü sayısı arttıkça alaşımın eğitim sonucu daha etkin çift yönlü şekil bellek davranışı sergilediği gözlemlenmiştir. Bölüm 2.1.6'da açıklandığı gibi şekil bellekli alaşımların uyarıcı olarak kullanıldığı uygulamalarda bunların tek yönlü şekil geri kazanımı aşamasında, yani ısıtma sırasında, iş üretimi özellikle önem kazanmaktadır. Bu bölümde sözü edilen sabit yük altında şekil geri kazanım deneylerinin ana sonucu olan iş üretimi kapasitesinin karşı yük ve döngü sayısı ile değişimi Şekil 2.3.28' de verilmiştir. Buradan görülebileceği gibi karşı yük arttıkça geri kazanılan gerininin azalmasına (Şekil 2.3.26) karşın iş üretimi artmaktadır. Daha büyük karşı yüklerde iş üretiminin bir maksimum değere ulaştıktan sonra azalmaya başlaması gerekirse de bu çalışmada kullanılan yükler nisbeten küçük olduğu için bu noktaya gelinmemiştir. Yedi ayrı sabit karşı yük altında ısıtma işlemi sonucunda malzemenin geri kazandığı gerinin miktarları Şekil 2.3.29 da verilen gerilim-gerinin-sıcaklık diyagramında gösterilmektedir. Burada deneysel verilerin üzerine çizilmiş olan karşı yük - kazanılan gerinin - sıcaklık yüzeyi tüm temel tasarım girdilerini içermektedir.



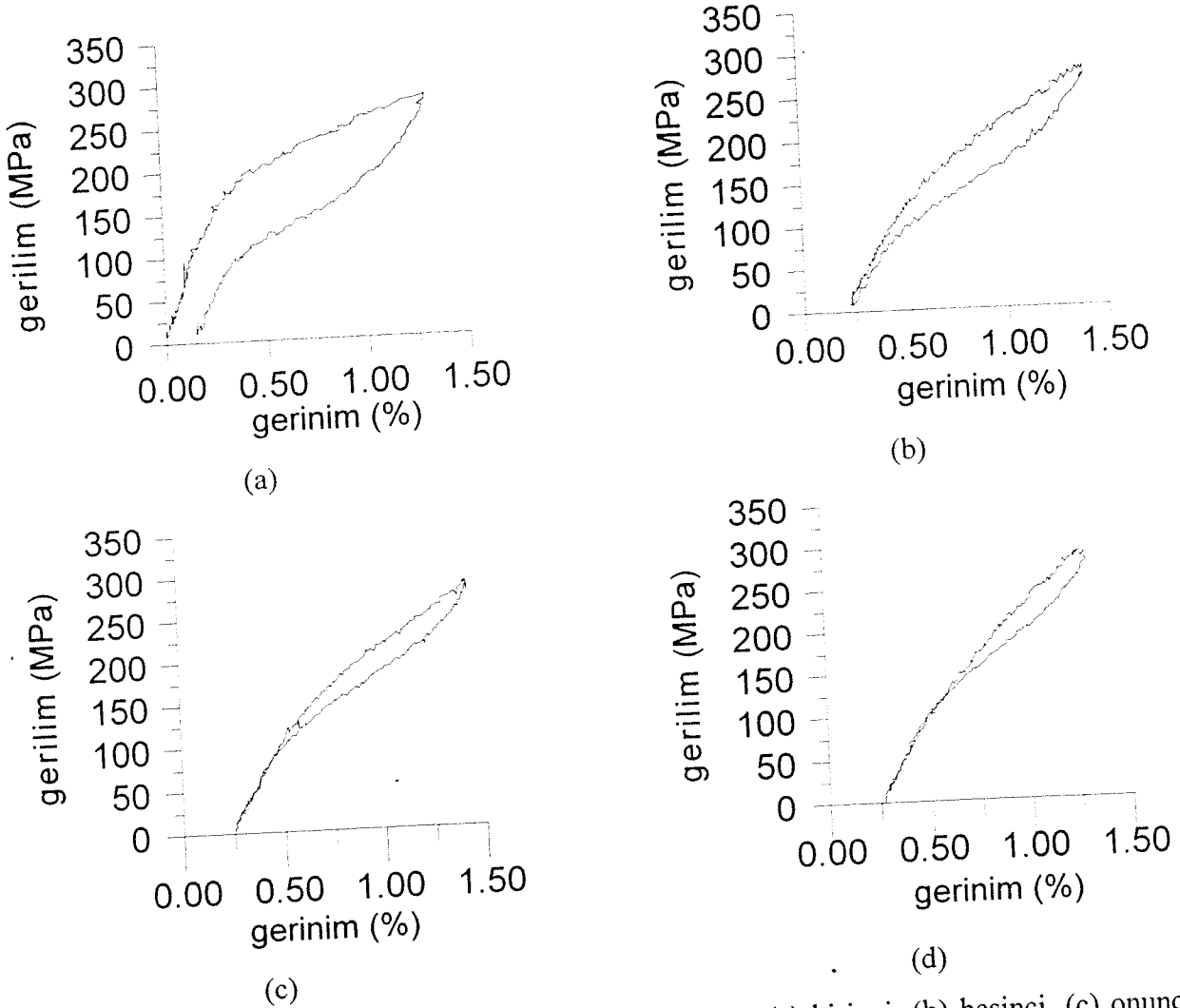
Şekil 2.3.28. Yük altında ısıtma sonucu geri dönüşüm sırasında İş üretiminin karşı yük ve döngü sayısı ile değişimi.



Şekil 2.3.29. Karşı yük altında kazanılan gerinimin sıcaklıkla değişimi.

c) Süperelastik Davranış

Üretilen CuZnAl şekil bellekli alaşımlardan iki tanesi şekil bellek özelliklerini karakterize etmek üzere deneylere tabii tutulmuştur. Martensit dönüşüm sıcaklığı 18 C olan GM5 numunesinin beta fazı bölgesinde olduğu 45 °C sıcaklıkta belirlenen gerilim - gerinim eğrileri dört ayrı döngü için Şekil 2.3.30' da verilmektedir. Alaşım ilk döngü sırasında alışıldık gerilim-gerinim davranışını sergilemektedir: gerinim sertleşmesi hızı gerinimle önemli bir şekilde düşmekte, yükleme ve boşaltma eğrileri önemli bir farklılık (histeriz) göstermektedir. Ancak döngü sayısı ile birlikte, elde edilebilen süperelastik gerinimdeki küçük bir azalmaya karşın, alaşım eğitilerek gerinim sertleşmesi hızı ve histeriz önemli oranda azalmaktadır. Bu davranış, oryantasyon olarak

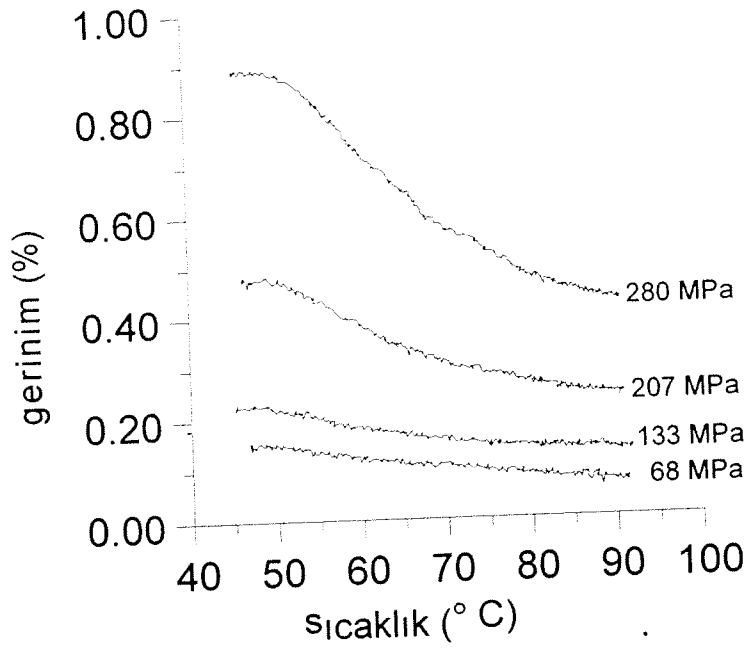


Şekil 2.3.30. Süperelastik GM5 alaşımının 45 C sıcaklıkta (a) birinci, (b) beşinci, (c) onuncu, ve (d) onbeşinci döngü sırasındaki gerilim-gerinim eğrileri.

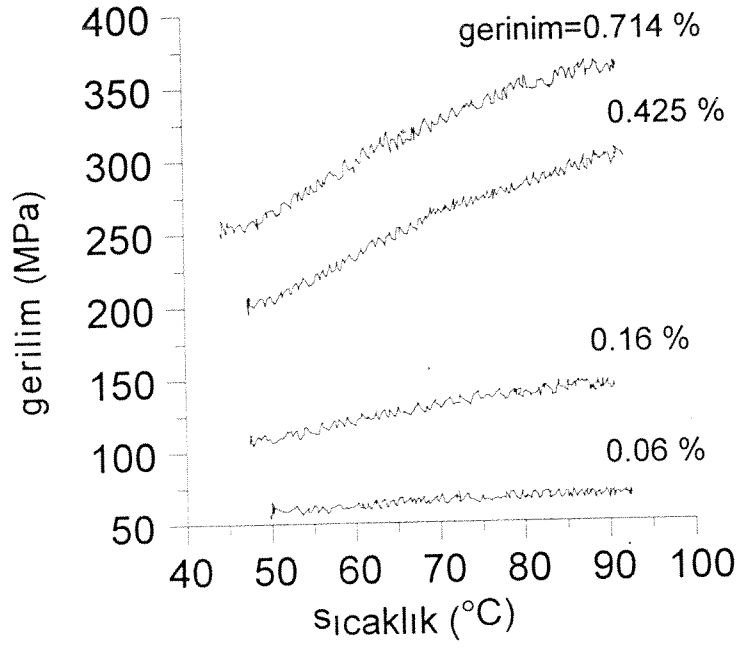
martensit oluşumu için olumsuz konumda olan bölgelerin dislokasyon hareketleri sonucunda devre dışı kalması ve çift yönlü şekil bellek etkisinde olduğu gibi bazı martensit varyantlarının oluşumunun ya mikroyapıda embriyo olarak düşünülebilecek hataların oluşması veya martensitlerin tamamen geriye dönmemesi nedeniyle kolaylaşması ile açıklanabilir.

Bir önceki bölümde sonuçları verilen, üretilen alaşımlara ait tasarım verileri üretmek üzere yük altında kısıtlanmış şartlarda Şekil bellek davranışını belirleme çalışmalarının bir benzeri süperelastik alaşımlar için yürütüldü. 45 °C sıcaklıkta 15 döngü boyunca eğitilmiş olan GM5 alaşımının dört ayrı sabit gerilimde eğitim sıcaklığından 90 °C'ye kadar ısıtma sırasında elde edilmiş olan gerinim-sıcaklık eğrisi Şekil 2.3.31'de verilmektedir. Benzer şekilde gerinim miktarı dört ayrı değerde sabit tutulan alaşımın ısıtılması sırasında oluşan gerilimin sıcaklıkla değişimi Şekil 2.3.32'de gösterilmiştir.

Kısıtlanmış durumda süperelastik davranışın kökeninde, martensit dönüşümlerinde ısı ve mekanik güdüm kuvvetlerinin eşdeğer olması yatmaktadır. Sıcaklık artıp ısı dengeden uzaklaştıkça dönüşüm için gerekli mekanik kuvvetin artması nedeniyle, sabit gerilim altında iken ısıtma martensit fazının azalması ve numunenin başlangıç beta fazı ikenki şekline geri



Şekil 2.3.31. 45 °C'de 15 döngü sonucu eğitilmiş olan GM5 alaşımının dört değişik sabit gerilim altında ısıtıldığında geri kazanılan gerinimin sıcaklıkla değişimi.



Şekil 2.3.32. 45°C’de 15 döngü sonucu eğitilmiş olan GM5 alaşımının dört değişik sabit gerinim durumunda ısıtıldığında oluşan gerilimin sıcaklıkla değişimi.

dönmeye çalışmasına, öte yandan sabit gerinim altında iken ısıtma ise o şekli korumak için daha yüksek mekanik kuvvet gereği nedeniyle gerilimin artmasına yol açmaktadır. Şekil 2.3.31 ve 2.3.32 ‘de verilen grafikler birleştirildiğinde elde edilecek gerilim-gerinim-sıcaklık yüzeyleri süperelastik alaşımların şekil bellekli alaşımlar kadar yaygın olmayan uygulamalarının tasarımı için gerekli mühendislik verilerini oluşturur.

SONUÇ ve ÖNERİLER

SONUÇLAR

- Şekil bellekli CuZnAl alaşımlarının ticari saflıktaki malzemelerden tane inceltici TiB₂ katkısı ile atmosfere açık indüksiyon ocağında üretim yöntemi saptanmıştır. Tane inceltici TiB₂ katkısının en az %0.01 olması gerektiği ancak daha fazlasının tane boyutunda bir iyileşme sağlamadığı belirlenmiştir.
- CuZnAl alaşımlarının 730-750°C aralığında sıcaklıklarda sıcak dövme işlemi şekillendirilebileceği ancak sıcak dövme işleminde verilen deformasyonun kritik bir değerin (%25) altında kalmasının tane büyümesine yol açtığı görülmüştür.
- Tel çekme işleminin (%15'i aşan deformasyonlarla) ancak en az %70 α fazı içeren çift fazlı alaşımlarda mümkün olabileceği ve bunu sağlamak üzere alaşım ve ısıtım işlem tasarımı yapmak gerektiği görülmüştür.
- CuZnAl alaşımlarının %3, %4.5 ve %5 Al için ikili faz diyagramı kesitleri oluşturulmuş ve çeşitli ısıtım şartlarında mikroyapıları belirlenmiştir.
- Şekil bellek etkisi gösteren CuZnAl alaşımlarında beta ana fazının düzenli DO₃ kristal yapısında olduğu belirlenmiş; ana fazda martensit öncesi oluşumlardan ve omega dönüşümünden kaynaklanan bulgular ve anafaz-B2-DO₃ dönüşümleri sonucu oluşan düzenli bölge sınırları karakterize edilmiştir.
- CuZnAl alaşımlarında gerilim altında veya su verilerek oluşturulan martensit fazlarının 18R₁ katmanlı düzenli martensit yapıda oldukları, ana fazda görülen hataların ve düzenli bölge sınırlarının martensit fazına aynen aktarıldığı ve oluşan martensitlerin morfolojileri, iç hata yapıları ve ana faz ile olan oryantasyon ilişkileri belirlenmiştir.
- Şekil bellek davranışını belirlemek üzere özel bir burma deney cihazı tasarlanmış, imal edilmiş ve kullanılmıştır.
- Serbest dönüşüm şartlarında, Beta ve martensit fazlarının birarada bulunduğu M_s-M_f sıcaklığı arasında deforme edilen alaşımlarda şekil bellek özelliğinin süperelastik davranışın ardından etkinleştiği görülmüştür.
- Serbest dönüşüm şartlarında, döngüsel yükleme ile eğitim sonucunda alaşımlarda çift yönlü şekil bellek davranışı olduğu, ısıtım sonrasında geri kazanılamayan gerilim ilk döngülerden başlayarak azalıp sifira ulaştığı, döngüsel yükleme

sonucunda deformasyon için gerekli olan gerilimin azaldığı ve gerilim-gerinim-sıcaklık eğrilerinin kararlılaştığı görülmüştür.

- Kısıtlanmamış süperelastik davranış deneylerinde artan sıcaklık ile sabit gerilimde toplam gerinimin azaldığı, sabit gerinimde ise gerilimin arttığı, döngü sayısı ile süperelastik histerizin önemli oranda azaldığı, kalıcı gerinimin tamamen ortadan kalktığı ve gerilim-gerinim eğrisinin doğrusallaştığı gözlenmiştir.
- Süperelastik olarak yüklenen numunelerin gerilim veya gerinim olarak kısıtlanmasından sonra ısıtılması sırasında gerinim veya gerilim oluşturma davranışı belirlenmiştir.
- Sabit yük altında kısıtlanmış şekil bellek deneylerinde, artan karşı yük ile birlikte geri kazanılabilir gerinimin azalmasına karşın iş üretiminin arttığı ve döngülerin çift yönlü şekil bellek davranışını oluşturmada çok etkin olduğu görülmüş ve şekil bellek uygulamalarının tasarımı için gerekli olan gerilim-gerinim-sıcaklık yüzeyleri belirlenmiştir.

DEĞERLENDİRME VE ÖNERİLER

Yürütülen çalışmaların ve elde edilen bulguların yukarıda başlıklar olarak sunulduğu bu proje, kanımızca öneri formunda belirtilen amaç ve kapsama uygun olarak sonuçlandırılmıştır.

Proje öneri formunda verildiği üzere şekil bellekli alaşımların, alınması öngörülen hadde ve bölümde mevcut olan tel çekme aleti kullanılarak tel şeklinde üretilmesi planlanmıştı. Ancak tel çekmenin 12 ayrı paso kullanma, her pasoda kalıp değiştirme, kalıba girebilmesi için tel ucunun asitle inceltilmesi ve ara tavlara gerektirdiği göz önüne alındığında laboratuvar şartlarında pratik yapılabilirliği olmadığı görülmüştür. Ne yazık ki hadde aletinin alımı da parasal kısıt ve üretici firmadan kaynaklanan sebeplerden dolayı gerçekleştirilememiştir. Bu sebeplere bağlı olarak, üretilen alaşımların karakterizasyonu teller üzerinde değil de sıcak dövülmüş (swage edilmiş) çubuklar üzerinde yürütülmüştür. Ancak bu değişiklik projenin gidiş ve sonuçlandırılmasında önemli bir soruna neden olmamıştır.

Projenin bizce aksayan tek önemli yönü dış birimlerde yürütülmesi planlanan Isıl Analiz (DTA, DSC) çalışmalarından elde olmayan nedenlerle beklenen verimin elde edilememesi ve bu çalışmaların arzulanan düzeyde yapılamamış olmasıdır.

Projenin bu raporda açıkça görülmeyen ama kanımızca son derece önemli bir getirisi de proje süresinde projenin sağladığı imkanlar ile ikisi tamamlanmış, ikisi tamamlanmak üzere olan dört yüksek lisans tezi ve sürmekte olan iki doktora çalışması çerçevesinde dört yüksek düzeyli araştırmacının yetişmiş olmasıdır.

Proje son derece yoğun çalışma temposuna karşın ancak üç aylık bir ek süre tanınması ile sonuçlandırılabilmiştir ve bu gecikmenin en önemli nedenlerinden birisi projede zaman zaman proje bütçesinin küçük bir oranında olan (ve geçmiş yıllarda telif ücretinden karşılanabilen) belgelenemeyen harcamalara (yol ücretleri, malzeme taşıma ücretleri, mesai saatleri dışında çalıştırılması gereken veya görevli olmadıkları halde geçici olarak ihtiyaç duyulan proje elemanı olmayan personel ödemeleri gibi) gerek duyulmuş ancak karşılanamamış olmasıdır.

Şekil bellekli alaşımların daha önce de belirtildiği gibi ilk etapta termo-mekanik uyarıcı, hassas boru bağlantı elemanları ve oyuncak sanayiinde kullanılması, daha sonra savunma sanayii, robotik ve akıllı yapı elemanları olarak uygulama alanı bulabileceği düşünülmektedir.

Proje sonunda şekil bellekli CuZnAl alaşımlarının üretim yöntemleri ve karakterizasyonlarına yönelik bu proje çerçevesinde amaçlanan bilgi birikimi oluşturulmuştur. Ancak bu alaşımlarda hala tane sınırlarının zayıflığı, dönüşüm sıcaklıklarının kararlı olmaması, yaşlanma gibi uygulamada problem yaratabilecek sorunlar mevcuttur. Bundan sonraki çalışmaların, oluşturulmuş bilgi birikimini, konuda uzmanlaşmış proje personelinin ve geliştirilmiş düzenek ve yöntemleri kullanarak bu problemlerin çözümlerine yönelik daha dar kapsamlı ancak ayrıntılı projeler çerçevesinde yürütülmesi planlanmaktadır.

REFERANSLAR

- Amengual A., Cesari E., Pons J., Proceeding of Int. Conf. On Martensitic Transformations, Lausanne, Switzerland, 1995, pp: C8-871.
- Bain E.C., *Trans. AIME*, **70**, pp.25, 1924.
- Brown L.C., *Metall. Trans.*, **13A**, pp: 25, 1982.
- Chen G., Li J., *J. Materials Science Letters*, **16**, pp: 283, 1997.
- Chipman D.ve Warren C., *J. Appl. Phys.*, **21**, pp.696, 1950.
- Cohen M. ve Wayman C.M., Metallurgical Treaties, AIME, N.Y., 1981, pp:445.
- Cohen M., Olson G.B. ve Clapp P.C., Proceedings of Int. Conf. on Martensitic Transformations, Cambridge, MA, 1979, pp:1.
- Delaey L. , Krishnan R.V., Tas H. ve Warlimont H., *J. Mat. Sci.*, **9**, pp:1521, 1974.
- Delaey L., Chandrasekaran M., Andrade M., ve Humbeeck J. Van, in Proceedings of Int. Conf. on Solid-Solid Phase Transformations, Ed: H.I.Aaronson, D.E.Laughlin, R.F.Sekerka and C.M.Wayman, TMS-AIME, Warrendale, PA, 1982, pp:1429.
- Delaey L., Krishnan R.V., Tas.H., *J. Mat. Sci.*, **9**, pp:1534-44, 1974.
- Duerig T.W., Zadno Z., Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, Ed: Duerig T.W., Courier Int. LTD, Tiptree, Essex, 1990, pp: 369.
- Duerig T.W., Stockel D. ve Keeley A., Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, Ed: Duerig T.W., Courier Int. LTD, Tiptree, Essex, 1990.
- Dunne D.P.ve Kennon N.F. , *Scripta Metall.*, **16**, pp:729, 1982.
- Dvorak I., Howbolt E.B., *Metall. Trans.*, **6A**, pp:95, 1975.
- Eisenwasser J.D., Bown L.C., *Metal. Trans.*, **3A**, pp:1359, 1972.
- Emren B., Transmission Elektron Microscopy of Cu-14Al-3Ni Shape Memory Alloy, M.Sc., ODTÜ Metalurji Mühendisliği Bölümü, Ankara, Eylül 1989.

- Escher K., Hornbogen E., Progress in Shape Memory Alloys, Ed: Eukon S., Informationgesellschaft Verlag, 1992, pp: 301.
- Guilamany J.M., Fernandez J., Scripta Metall..., **30**, pp: 319, 1994.
- Humbleek J.V., Shape Memory Materials and Phenomena Fundamental Aspects and Applications, Edited by Liu, C.T., Kunsman, H., Otsuka, K., Wutting, M., MRS Symposium Proceedings, Vol 246, 1991.
- Jeff P., Shape Memory Effect in Alloys, Edited by Jeff P., Plenum, N.Y., 1975, pp:1.
- Kajiwara S., Trans.Jap.Inst.Met., **17**, pp:447, 1976.
- Karabay Y.Z., Bakır Esaslı Şekil Bellekli Alaşımların Üretim Yöntemleri ve İş Gücü Karakterizasyonu, M.Sc. Tezi, ODTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Ankara, Sürmektedir.
- Kaufman L.ve M.Cohen M. , Progress in Metal Physics, 1958, **7**, pp.165.
- Koyuncu M., Effects of Stress Cycling on the Pseudoelastic Properties of CuZnAl Shape Memory Alloys , M.Sc., ODTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Ankara, Ocak 1996.
- Lee J.S.ve Wayman C.M, Metallography, **19**, pp:401, 1986.
- Miyazaki S.and Otsuka K., Shape Memory Alloys Ed: H.Funakubo, Gordon and Breach Science Publishers, 1984, pp.116.
- Nagasawa A., Enami K., Ishino Y., Abe Y, Nenno S. Scripta Metall., **8**, pp: 1055, 1974.
- Otsuka K., Sakamoto H. ve Shimizu K., Trans. JIM., **20**, pp.244, 1979.
- Özaygen A., Süperelastik CuZnAl Şekil Bellekli Alaşımlarının Mekanik Karakterizasyonu, M.Sc. Tezi, ODTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Ankara, Sürmektedir.
- Perkins J., Mat. Sci. and Eng., **51**, pp:181, 1981 .
- Picornell C., Sade M., Cesari E., Metall. Trans. **25A**, pp: 867, 1994.
- Proft J.L., Duerig T.W., Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, Ed: Duerig T.W., Courier Int. LTD, Tiptree, Essex, 1990, pp:115-29.

- 📖 Reyhani M.M., Mc Cormick, Proceeding of Int. Conf. On Martensitic Transformations, The Japan Institute of Metals, 1986, pp: C4-896.
- 📖 Ritter A., Yang N.Y.C., Pope D.P., Laird C., *Metall. Trans.*, **10A**, pp: 667, 1979.
- 📖 Roh W., Lee Eon-Sik ve Kim Young G., *Metall. Trans.*, **23A**, pp:2753, 1992.
- 📖 Roitburd A.L. ve Kurdjumov G.V., *Mat. Science and Eng.*, **39**, pp:141, 1979.
- 📖 Saburi T. ve Wayman C.M., *Acta Metall.*, **27**, pp:979, 1979.
- 📖 Saburi T., Nenno S., *Scripta Metall.*, **8**, pp: 1363, 1974.
- 📖 Saburi T., Inada Y., Nenno S., Hori N., Proceeding of Int. Conf. On Martensitic Transformations, Leuven, Belgium, 1982, pp: C4-633.
- 📖 Saranlı G., Effect of Cyclic Deformation on Shape Memory Behaviour of CuZnAl Alloys, M.Sc., ODTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Ankara, Ocak 1998.
- 📖 Schroeder T.A. ve Wayman C.M. , *Acta Metall.*, **25**, pp:1375, 1977.
- 📖 Shimizu K. ve Tadaki T., Shape Memory Alloys , Ed: H.Funakubo, Gordon and Breach Science Publishers, 1984, pp:1.
- 📖 Shimizu K., Tadaki T., Shape Memory Alloys, Ed: Funokubo H., Gordon and Breach Science Publishers, 1984, pp: 4-7.
- 📖 Shroeder T.A., Wayman C.M., *Scripta Metall.*, **11**, pp: 225, 1977.
- 📖 Stalmans S., Humbeek P., Delaey L., *J. De Physique*, pp: C4-345, 1991.
- 📖 Suzuki Y. ve Sekiguchi Y., Applications of Shape Memory Alloys, Shape Memory Alloys, Ed: H.Funakubo, Gordon and Breach Science Publishers, 1984, pp:176.
- 📖 Takezawa K., Shindo T. ve Sato S., *Scripta Metall.*, **10**, pp:13, 1976.
- 📖 Tarhan E., Transmission Elektron Microscopical Characterization of CuZnAl and CuAlNi Shape Memory Alloys , M.Sc., ODTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Ankara, Eylül 1996.
- 📖 Warlimont H. ve Delaey L. , Progress in Material Science, 1974, **18**, pp:1.

- 📖 Warlimont H., Delaey L., Krishnan R.V., Tas.H., Journal of Material Science, **9**, pp:1545-55, 1974.
- 📖 Wayman C.M. ve Duerig T.W., Engineering Aspects of Shape Memory Alloys Ed: T.W.Duerig, K.N.Melton, D.Stockel and C.M.Wayman, Butterworth-Heinemann Ltd., 1990, pp:3.

BİBLİYOGRAFİK BİLGİ FORMU

1- Proje No: MİSAG-72

2- Rapor Tarihi: 27.02.1998

3- Projenin Başlangıç ve Bitiş Tarihleri: 1.09.1995-31.12.1997

4- Projenin Adı:

Şekil Bellekli CuZnAl Alaşımlarının Üretimi ve Karakterizasyonu

5- Proje Yürütücüsü ve Yardımcı Araştırmacılar:

**Prof.Dr. Şakir Bor, Doç. Dr. Ali Kalkanlı, Araştırma Görevlileri Elif Tarhan,
Gamze Saranlı, Yusuf Ziya Karabay ve Yüksek Lisans Öğrencisi Altay Özyaygen**

6- Projenin Yürütüldüğü Kuruluş ve Adresi:

ODTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Ankara

7- Destekleyen Kuruluş(ların) Adı ve Adresi:

8- Öz (Abstract):

Şekil bellekli CuZnAl alaşımları, ticari saflıktaki malzemelerden ve tane inceltici TiB₂ katkısı ile atmosfere açık indüksiyon ocağında üretilmiştir. Üretilen alaşımlar 22 mm başlangıç çapından 4.75 mm çapa sıcak dövülerek şekillendirilmişlerdir. CuZnAl üçlü faz diagramının % 3, 4.5, 5 Al için ikili kesitleri oluşturulmuştur. Alaşımların içyapıları geçirimli elektron mikroskopunda incelenmiş ve ana fazın düzenli DO₃ yapısında olduğu belirlenmiştir. Düzenli ana fazın, Ms sıcaklığının altına soğutulduğunda veya gerilim uygulandığında 18R1 martensit yapısına dönüştüğü gözlenmiştir. Alaşımların şekil bellek davranışı değişen gerilim, gerinim ve sıcaklık parametreleri olarak özel olarak tasarlanmış ve üretilmiş bir burma test cihazında belirlenmiştir. Döngüsel yüklemenin şekil bellek davranışına etkisi serbest geri dönüşüm, kısıtlı geri dönüşüm ve süperelastiklik deneyleri ile çalışılmıştır. Döngü sonucunda, geri kazanılamayan ve şekil bellek davranışının verimini belirleyen kalıcı gerinimin hızla azalarak sıfıra ulaştığı, çift yönlü şekil bellek özelliğinin oluştuğu, süperelastik davranışın kararlılaştığı ve iyileştiği gözlenmiştir. Şekil bellek ve süperelastiklik uygulama tasarımlarında kullanılacak kısıtlanmış geri dönüşüm verileri sunulmaktadır.

Anahtar kelimeler: CuZnAl şekil bellekli alaşımları, tane inceltme, düzenlenme, martensit, TEM, şekil bellek davranışı, döngüsel yükleme, burma deneyi, çift yönlü şekil bellek etkisi, iş üretimi.

9- Proje ile ilgili Yayın/Tebliğlerle ilgili Bilgiler

4

10- Bilim Dalı:

Doçentlik B. Dalı Kodu: **Malzeme Mühendisliği** ISIC Kodu:
Uzmanlık Alanı Kodu:11- Dağıtım (*) : Sınırlı Sınırsız

12- Raporun Gizlilik Durumu :

 Gizli Gizli Değil

(*) Projenizin Sonuç Raporunun ulaştırılmasını istediğiniz kurum ve kuruluşları ayrıca belirtiniz

Proje ile İlgili Yayınlar

1. E.Tarhan ve Ş.Bor, “ Bakır Esaslı Şekil Bellekli Alaşımlarda Mikroyapı İncelemeleri”, 9.Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, İstanbul, Haziran 1997, Bildiriler Kitabı, s. 1359
2. G.Saranlı, Y.Karabay, E.Tarhan ve Ş.Bor, “ CuZnAl Şekil Bellekli Alaşımların Üretimi ve Karakterizasyonu”, 9.Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, İstanbul, Haziran 1997, Bildiriler Kitabı, s. 1359
3. E.Tarhan ve Ş.Bor, “ Crystallography of Cu-Based Shape Memory Alloys”, 13.Ulusal Elektron Mikroskopi Kongresi, Ankara, 1-4, Eylül 1997, Bildiriler Kitabı, s. 670
4. E.Tarhan ve Ş.Bor, “ Karmaşık Kristal Yapıların Geçirimli Elektron Mikroskobunda Bilgisayar Yardımı ile Çözümlemesi”, Metalurji Dergisi, TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası, 111, 1997, s.40.