

Mn – Cu ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN
HIZLI SOĞUTMA TEKNİĞİ İLE ÜRETİMİ
VE
ŞEKİL BELLEK ÖZELLİKLERİNİN BELİRLENMESİ

Agah AYGHAHOĞLU

DOKTORA TEZİ

Makina Mühendisliği Anabilim Dalı

Ocak 2007

Mn-Cu SHAPE MEMORY ALLOYS
PRODUCED BY RAPID SOLIDIFICATION AND
DETERMINE OF SHAPE MEMORY PROPERTIES

Agah AYGARHOĞLU

Ph.D.Thesis

Department of Mechanical Engineering

January 2007

Mn – Cu ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN
HIZLI SOĞUTMA TEKNİĞİ İLE ÜRETİMİ
VE
ŞEKİL BELLEK ÖZELLİKLERİNİN BELİRLENMESİ

Agah AYGHAHOĞLU

Osmangazi Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Lisansüstü Yönetmeliği Uyarınca
Makina Mühendisliği Anabilim Dalında

Doktora Tezi
Olarak hazırlanmıştır

Danışman: Prof.Dr. REMZİ GÜRLER

Eskişehir 2007

Agah AYGHAHOĞLU'nun DOKTORA tezi olarak hazırladığı “Mn-Cu Şekil Bellekli Alaşımların Hızlı Soğutma Yöntemi ile Üretilmesi ve Şekil Bellek Özelliklerinin Belirlenmesi” başlıklı bu çalışma, jürimizce lisansüstü yönetmeliğinin ilgili maddeleri uyarınca değerlendirilerek kabul edilmiştir.

Üye : Prof.Dr. Remzi GÜRLER
(Danışman)

Üye : Doç.Dr. Mustafa ANIK

Üye : Yrd.Doç.Dr. Nedret AYDINBEYLİ

Üye : Yrd.Doç.Dr. Rahmi ÜNAL

Üye : Yrd.Doç.Dr. Osman TORUN

Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun tarih ve sayılı kararıyla onaylanmıştır.

Prof. Dr. Abdurrahman KARAMANCIOĞLU

Enstitü Müdürü

ÖZET

Şekil bellekli alaşımlar, uygun ısı ve mekanik işlemlere maruz kaldığında önceki şekil veya boyutuna geri dönebilen metalik malzeme gruplarıdır.

%60'dan fazla Mn içeren Mn-Cu alaşımlarında iki yönlü şekil bellek özelliğine rastlanmaktadır. Mn-Cu esaslı alaşımlardaki bu şekil bellek etkisi ve dönüşüm sıcaklıkları Mn oranı arttıkça artmaktadır, su verme işleminden sonra yaklaşık 400° – 450°C'de belirli sürelerde yapılacak yaşlandırma işlemi sonunda, Mn-Cu alaşımları Mn'ca zengin γ_1 ve Cu'ca zengin γ_2 bölgelerine ve α -Mn'a dönüşmektedir. Bu ayrışma (γ_1 ve γ_2) dönüşüm sıcaklıklarının yükselmesine, tavlama sonrası su verme ile oluşan YMT fazın kristal yapısının tetragonallık derecesinin artmasına, tetragonallık derecesindeki artma da alaşımların şekil bellek etkisi özelliklerinin artmasına yol açar.

Bu çalışmanın amacı; Mn-%40Cu, Mn-%30Cu ve Mn-%20Cu bileşimindeki ŞBA'ları hızlı katılaştırma ile elde edip, 450°C'de değişik sürelerde yaşlandırıp şekil bellek özelliklerini incelemektir. Yardımcı olması ve karşılaştırma amacıyla aynı bileşime sahip alaşımlar döküm+haddeme yöntemleri ile üretilip yine aynı şekilde incelenmiştir.

Deneysel çalışmalarda; her iki yöntemle üretilen alaşımların dönüşüm sıcaklıklarını belirlemek amacıyla yapılan DSC ölçümleri sonucu hızlı katılaştırma ile elde edilen alaşımların daha yüksek dönüşüm sıcaklıklarına sahip olduğu; mikroyapı özelliklerini belirlemek amacıyla yapılan SEM çalışmaları ve EDS analizleri sonucu alaşımların Mn'ca zengin ve fakir bölgelere ayrıştığı, yapıdaki fazların ve tetragonallık derecelerinin belirlenmesi amacıyla yapılan XRD ölçümleri sonucu hızlı katılaştırma ile üretilen alaşımların daha yüksek tetragonallık derecesine sahip olduğu ve mekanik özellikleri belirlemek amacıyla yapılan çekme deneyleri sonucu ise hızlı katılaştırma ile üretilen alaşımların mukavemet ve % uzama değerlerinin şeritlerin kenarlarının düzgün olmamasının çentik etkisi oluşturması nedeniyle daha düşük olduğu bulunmuştur.

Anahtar Kelimeler: Mn-Cu, Şekil Bellekli Alaşımlar, Hızlı Katılaştırma, Yarı-Kararlı fazlar

SUMMARY

Shape memory alloys are the metallic materials which can recover their original shapes or dimensions when heat treated or mechanically processed.

Two-way shape memory properties are observed in Mn-Cu alloys which contain more than 60wt.%Mn. This shape memory effect and transformation temperatures are increased with the increasing amount of Mn. Mn-Cu alloys are transformed in to Mn-rich γ_1 and Cu-rich γ_2 regions and as well to α -Mn phase as a result of aging at 400-450°C. This decomposition (γ_1 and γ_2) results in increasing of transformation temperature and tetragonality degrees of crystal structure of FCT formed as a result of quenching after aging. The increase in tetragonality degree results in increasing of shape memory effect properties of these alloys.

The aim of this study is to produce shape memory alloys with compositions of Mn- 40 wt.%Cu, Mn-30 wt.%Cu and Mn-20 wt.%Cu by rapid solidification (melt – spinning) technique and to investigate the shape memory properties of these alloys after aging at 450°C for different times. The alloys with same compositions are produced with casting + rolling methods and investigated in the same manner for comparison reasons.

In the experimental studies; DSC measurements were performed to determine the transformation temperatures of the phases in the alloys produced with two methods and rapidly solidified alloys were found to have higher transformation temperatures. SEM and EDS analysis were carried out to determine the microstructural properties of alloys and the analysis revealed that alloys were decomposed in to Mn-rich and Mn-poor regions. XRD analysis were taken to determine the phases and tetragonality degree and showed that the tetragonality degree of alloys produced with rapid solidification were higher. As a result of tensile tests conducted to determine the mechanical properties, strength and % elongation values of rapidly solidified alloys were measured lower due to the imperfections of the edges of the ribbons which cause the notch effect

Key Words : Mn-Cu, Shape Memory Alloys, Rapid Solidification, Meta-Stable Phases

TEŞEKKÜR

Bana her zaman yanımda olduklarını hissettiren ve her türlü maddi ve manevi desteklerini hiç bir zaman esirgememiş olan başta annem, babam, eşim ve çocuklarım olmak üzere tüm aileme,

Bu çalışmanın ortaya çıkmasında bana fikir veren ve beni devamlı teşvik eden, sayın hocam Prof. Dr.Remzi GÜRLER'e,

Ve çalışmalarımda bana yardımcı olan arkadaşlarım Dr. Bedri BAKSAN ve İbrahim ÇELİKYÜREK'e teşekkürlerimi bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER.....	vii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	x
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	xvii
SEMBOLLER DİZİNİ.....	xviii
1. GİRİŞ.....	1
2. MARTENZİTİK DÖNÜŞÜM.....	3
2.1. MARTENZİTİK DÖNÜŞÜMLERİN KARAKTERİSTİKLERİ.....	5
2.1.1. Bileşim ve Yeni Fazın Şekli.....	5
2.1.2. Zaman ve Sıcaklığa Bağlılık	8
2.1.3. Morfoloji.....	10
3.1.3.1. İkizlenme	15
2.1.4. Dönüşümün Geri Çevrilebilirliği.....	20
2.1.5. Uygulanan Gerilmenin Etkisi.....	21
2.1.6. Stabilizasyon (Kararlılık).....	23
2.2. TERMOELASTİK MARTENZİTİK DÖNÜŞÜM.....	24
3. ŞEKİL BELLEK OLAYI.....	27
3.1. ŞEKİL BELLEK DAVRANIŞI İÇİN GEREKEN KOŞULLAR.....	29
3.2. ŞEKİL BELLEK ETKİSİNİ ETKİLEYEN FAKTÖRLER.....	30
3.2.1. Bileşim Faktörü	30
3.2.2. Isıl İşlem Faktörü	30
3.2.3. Plastik Deformasyon Faktörü	31
3.2.4. Termal Çevrim Sayısı	31
3.2.5. Şekil Değiştirme Miktarı.....	31
3.3. TEK YÖNLÜ ŞEKİL BELLEK ETKİSİ.....	32
3.4. İKİ YÖNLÜ ŞEKİL BELLEK ETKİSİ.....	33

İÇİNDEKİLER (Devam)

	<u>Sayfa</u>
3.5. ÇOK YÖNLÜ ŞEKİL BELLEK ETKİSİ	35
3.6. PSEUDOELASTİSİTE (Yalancı Elastiklik)	35
3.7. MARTENZİTTEN MARTENZİTE DÖNÜŞÜM.....	39
4. ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLAR.....	41
4.1. Ni – Ti ESASLI ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLAR.....	42
4.2. Cu ESASLI ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLAR	43
4.3. DEMİR ESASLI ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLAR.....	43
4.4. Mn-Cu ALAŞIMLARINDA ŞEKİL BELLEK ETKİSİ.....	43
4.4.1. Mn-Cu Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler.....	45
4.4.2. Mn-Cu Alaşımlarının Mekanik Özellikleri.....	53
4.4.3. Mn-Cu Alaşımlarının Sönümleme Özellikleri	54
5. ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN ÜRETİM TEKNİKLERİ.....	56
5.1. DÖKÜM.....	56
5.2. TOZ METALURJİSİ.....	57
5.3. HIZLI KATILAŞTIRMA.....	57
6.ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN KARAKTERİZASYONU.....	60
7. ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN KULLANIM YERLERİ.....	63
7.1. BİYOMEDİKAL UYGULAMALAR.....	63
7.2. HAVACILIK VE UZAY SANAYİİ UYGULAMALARI.....	64
7.3. OTOMOTİV SANAYİİ UYGULAMALARI.....	66
7.4. ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN GİYİM SEKTÖRÜNDE UYGULANMASI.....	67
7.5. DİĞER ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIM UYGULAMALARI.....	67
7.6. ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN DİĞER MALZEMELER İLE KARŞILAŞTIRILMASI.....	69
8. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	72
8.1. ALAŞIMLARIN HAZIRLANMASI.....	72
8.2. ALAŞIMLARIN DÖKÜMÜ, HIZLI KATILAŞTIRMA İŞLEMİ VE HADDELEME İŞLEMİ İLE ELDESİ.....	73

İÇİNDEKİLER (Devam)

	<u>Sayfa</u>
8.2.1. Alaşımın Ergitilmesi ve Dökümü.....	73
8.2.2. Alaşımın Haddeme İşleminde Sonra Su Verme Yöntemi ile Elde Edilmesi.....	75
8.2.3. Alaşımın Hızlı Katılaştırma Yöntemi ile Elde Edilmesi.....	76
8.2.4. Alaşımlara Uygulanan Isıl İşlemler	78
8.3 ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN KARAKTERİZASYONU.....	78
8.3.1 X-Işını Difraksiyon Çalışmaları.....	78
8.3.2 DSC Çalışmaları.....	78
8.3.3 Çekme Deneyleri.....	80
9. SONUÇLAR.....	82
9.1. ŞEKİL BELLEK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ.....	82
9.2 DSC ÇALIŞMALARI.....	92
9.3. ÇEKME DENEYLERİ	99
9.4. X-IŞINI DİFRAKSİYONU ÇALIŞMALARI.....	106
10. SONUÇLARIN TARTIŞILMASI.....	114
11. ÖNERİLER.....	118
12. KAYNAKLAR DİZİNİ.....	119

ŞEKİLLER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Şekil 2.1. Bain yaklaşımını gösteren birim kafes yapısı.....	5
Şekil 2.2. Bain distorsiyonu.....	5
Şekil 2.3. Kafes invaryant kesmeleri.....	7
Şekil 2.4. (a) Sıcaklığın fonksiyonu olarak martenzit oluşumu, (b) İki farklı çelikte M_s sıcaklığının değişimi	9
Şekil 2.5. Martenzit oluşumunun zamana bağımlılığı	10
Şekil 2.6. Martenzit Yapılar	12
Şekil 2.7. Martenzit-ostenit ara yüzeylerinin	13
Şekil 2.8. İkizlenmiş taneler: (a) ve (b) YMK tavlama ikizlemeleri; (c) HSP deformasyon ikizlenmesi	16
Şekil 2.9. YMK kafesde ikizlenme bandı	16
Şekil 2.10. HSP kafesde ikizlenme bandı	19
Şekil 2.11. Termoelastik Au-Cd ve termoelastik olmayan Fe-Ni alaşımlarının elektrik dirençleri - sıcaklık ilişkisi.....	20
Şekil 2.12. Bazı Fe-Ni alaşımlarının M_s , M_d , A_s ve A_d sıcaklıkları	23
Şekil 2.13. Dönüşüm eğrisi üzerinde kararlılık etkisinin gösterilmesi.....	23
Şekil 2.14. W1 tipi takım çeliğinin stabilizasyon eğrisi	24
Şekil 2.15. A Tipi ve B Tipi martenzitlerin histerisiz eğrileri	25
Şekil 3.1. Şekil bellek etkisi	27
Şekil 3.2. Martenzitik dönüşüm ve superelastisite	28
Şekil 3.3. Termomekanik çevrim ve tek yönlü şekil bellek etkisi	32
Şekil 3.4. Tek yönlü şekil bellek etkisi verme işlemi	33
Şekil 3.5. İki yönlü şekil bellek etkisi elde etmek için ısıl işlem	34
Şekil 3.6. İki yönlü şekil bellek etkisi (dışarıdan yük uygulanmadığı durumda)	35
Şekil 3.7. Transformasyona bağlı farklı sıcaklıklardaki tipik gerilme – şekil değişimi eğrileri	36
Şekil 3.8. A_f sıcaklığının üzerindeki sabit bir sıcaklıktaki gerilme - şekil değişimi eğrisi	36

ŞEKİLLER DİZİNİ (Devam)

Sayfa

Şekil 3.9. Cu-39.8% Zn'daki SIM'in oluşması için gerekli gerilmenin sıcaklığa bağımlılığı.....	37
Şekil 3.10. M_s 'nin üzerindeki bir gerilmeye yüklenmiş Cu-Zn için Gerilme – Şekil Değiştirme eğrileri	38
Şekil 3.11. Cu-39.8% Zn alaşımındaki martenzitten martenzite dönüşümün sebep olduğu çift pseudoelastiklik	40
Şekil 4.1. Mn-Cu Alaşım Sisteminin Denge Diyagramı	44
Şekil 4.2. $c/a < 1$ (tetragonallik derecesi) ile γ – Mn alaşımlarının antiferromanyetik yapı modeli	45
Şekil 4.3. Mn-Cu alaşım diyagramı.....	45
Şekil 4.4. 850°C'de homojenleştirilip suda soğutulan atomca Mn-%15Cu alaşımındaki ikizlenmiş yapılar.....	46
Şekil 4.5. Atomca Mn-%30Cu alaşımının ayrıışmış mikroyapıların TEM görüntüsü.....	47
Şekil 4.6. Atomca Mn-%30Cu alaşımındaki Mn'ca zengin ve Cu'ca zengin bölgelerdeki Mn konsantrasyonunun yaşlandırma süresi ile değişimi....	47
Şekil 4.7. Su da soğutulmuş Mn-%25Cu alaşımının farklı sürelerde 400°C'de yaşlandırılmış mikroyapıları.....	48
Şekil 4.8. Suda soğutulmuş ve 450°C'de tavllanmış Mn-Cu alaşımlarının YMT fazının tavlama süresi ile tetragonallik derecesi değişimi.....	49
Şekil 4.9. Su da soğutulmuş Mn-%14 at.Cu alaşımının ve onun 690 K (417°C) de $3,75 \times 10^4$ ve 10^5 sn tavllanmış yapılarının elektriksel direnç eğrileri.....	50
Şekil 4.10. Mn-%14 at.Cu alaşımının (a) farklı yaşlandırma sıcaklıkları sonucu dönüşüm sıcaklığının değişimi, (b) farklı yaşlandırma sıcaklıkları sonucu sıvı nitrojen sıcaklığında ölçülen artık dirençlerdeki değişim....	51
Şekil 4.11. Mn-%20 at.Cu alaşımının DSC eğrileri.....	51
Şekil 4.12. 690 K (417°C) da tavllanmış Mn-%20 at.Cu alaşımındaki Vickers sertlik değerlerinin değişimi.....	52

ŞEKİLLER DİZİNİ (Devam)

	<u>Sayfa</u>
Şekil 4.13. Geri dönebilir şekil bellek etkili su da soğutulmuş Mn-%16 Cu alaşımındaki (1-2) ve Bir termobimetalin termo deformasyonu(3).....	53
Şekil 4.14. 450°C’de tavlanmış Mn-%18 at Cu alaşımında temperleme süresinin etkisi.....	54
Şekil 4.15. Titreşimin logaritmik kararlılığının konsantrasyona bağlılığı.....	55
Şekil 5.1. Ti-Ni ve Cu-Zn-Al alaşımlarının üretim prosesleri.....	57
Şekil 5.2. Hızlı Katılaştırma Cihazı.....	58
Şekil 6.1. ŞBA larda görülen karakteristik DSC taraması.....	60
Şekil.6.2. Ti-at %50 Ni alaşımlı telin gerilme-uzama diyagramı.....	62
Şekil 7.1. Ortodontik Gerdirme Telleri.....	63
Şekil 7.2. Kırıklarda kullanılan klipsler.....	63
Şekil 7.3. Şekil Bellekli alaşımdan imal edilmiş Stent.....	64
Şekil 7.4. Bağlantı elemanının kullanılma şekli.....	65
Şekil 7.5. Şekil Bellekli Alaşım Cıvata Koparma Sistemi.....	65
Şekil 7.6. Elektrik ile hareket alan ŞBA uygulamaları.....	66
Şekil 7.7. Termik hareket alan ŞBA uygulamaları.....	66
Şekil 7.8. Gaz devreleri için ŞBA valf.....	68
Şekil 7.9. Termik işaretleyici.....	68
Şekil 8.1. Mn-Cu Faz Diyagramı	72
Şekil 8.2. Elektrik Ark Ergitme Ocağı	73
Şekil 8.3. Alaşımların kesilme yönünün şematik gösterilmesi.....	75
Şekil 8.4. Alaşımların inceltildiği küçük hadde tezgahı.....	75
Şekil 8.5. Hızlı Katılaştırma Cihazı.....	76
Şekil 8.6. Bruker D8 Advance marka XRD cihazı.....	79
Şekil 8.7. Perkin Elmer marka DSC cihazı ve ekipmanları	80
Şekil 8.8. Çekme deneyi için hazırlanan numunelerin şematik gösterimi.....	80
Şekil 8.9. Shimadzu IS marka Çekme Deneyi Cihazı	81

ŞEKİLLER DİZİNİ (Devam)

	<u>Sayfa</u>
Şekil 9.1. Haddeleme yöntemiyle elde edilmiş ve 450°C’de 5 saat tavllanmış Mn-%20Cu alaşımının iki yönlü şekil bellek etkisi.....	83
Şekil 9.2. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş ve 450°C’de 5 saat tavllanmış Mn-%20Cu alaşımının iki yönlü şekil bellek etkisi.....	84
Şekil 9.3. 850°C’de 100 saat homojenleştirildikten sonra -20°C’lik aseton içinde soğutulmuş Mn-%40Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü.....	85
Şekil 9.4. 850°C’de 100 saat homojenleştirildikten sonra -20°C’lik aseton içinde soğutulmuş, 450°C’de 5 saat tavllanmış Mn-%40Cu alaşımının optik mikroskop görüntüsü.....	85
Şekil 9.5. 850°C’de 100 saat homojenleştirildikten sonra -20°C’lik aseton içinde soğutulmuş Mn-%30Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü.....	86
Şekil 9.6. 850°C’de 100 saat homojenleştirildikten sonra -20°C’lik aseton içinde soğutulmuş, 450°C’de 5 saat tavllanmış Mn-%30Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü	86
Şekil 9.7. 850°C’de 100 saat homojenleştirildikten sonra -20°C’lik aseton içinde soğutulmuş Mn-%20Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü.....	87
Şekil 9.8. 850°C’de 100 saat homojenleştirildikten sonra -20°C’lik aseton içinde soğutulmuş, 450°C’de 5 saat tavllanmış Mn-%20Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü.....	87
Şekil 9.9. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş Mn-%40Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü.....	88
Şekil 9.10. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş, 450°C’de 5 saat tavllanmış Mn-%40Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü.....	88
Şekil 9.11. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş Mn-%30Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü.....	89
Şekil 9.12. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş, 450°C’de 5 saat tavllanmış Mn-%30Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü.....	89
Şekil 9.13. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş Mn-%20Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü.....	90

ŞEKİLLER DİZİNİ (Devam)

	<u>Sayfa</u>
Şekil 9.14. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş, 450°C’de 5 saat tavllanmış Mn-%20Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü.....	90
Şekil 9.15. Haddelemeyle elde edilmiş Mn-%30Cu alaşımına ait DSC taraması.....	93
Şekil 9.16. Haddelemeyle elde edilmiş ve 450°C’de 5 saat tavllanmış Mn-%30Cu alaşımına ait DSC taraması.....	93
Şekil 9.17. Haddeleme yöntemiyle elde edilmiş Mn-%20Cu alaşımına ait DSC taraması.....	94
Şekil 9.18. Haddelemeyle elde edilmiş ve 450°C’de 5 saat tavllanmış Mn-%20Cu alaşımına ait DSC taraması.....	94
Şekil 9.19. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş Mn-%40Cu alaşımına ait DSC taraması.....	95
Şekil 9.20. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş ve 450°C’de 5 saat tavllanmış Mn-%40Cu alaşımına ait DSC taraması.....	95
Şekil 9.21. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş Mn-%30Cu alaşımına ait DSC taraması.....	96
Şekil 9.22. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş ve 450°C’de 5 saat tavllanmış Mn-%30Cu alaşımına ait DSC taraması.....	96
Şekil 9.23. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş Mn-%20Cu alaşımına ait DSC taraması.....	97
Şekil 9.24. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş ve 450°C’de 5 saat tavllanmış Mn-%20Cu alaşımına ait DSC taraması.....	97
Şekil 9.25. 850°C’de homojenleştirilmiş ve buzlu suda soğutulmuş Mn-%15Cu alaşımının Gerilme – % Uzama eğrisi.....	99
Şekil 9.26. Mn-%40Cu içeren su verme yöntemiyle elde edilmiş şeridin çekme deneyi eğrisi.....	100
Şekil 9.27. Mn-%40Cu içeren su verme yöntemiyle elde edilmiş 450°C’de 5 saat tavllanmış şeridin çekme deneyi eğrisi.....	100

ŞEKİLLER DİZİNİ (Devam)

	<u>Sayfa</u>
Şekil 9.28. Mn-%30Cu içeren su verme yöntemiyle elde edilmiş şeridin çekme deneyi eğrisi.....	101
Şekil 9.29. Mn-%30Cu içeren su verme yöntemiyle elde edilmiş 450°C’de 5 saat tavllanmış şeridin çekme deneyi eğrisi.....	101
Şekil 9.30. Mn-%20Cu içeren su verme yöntemiyle elde edilmiş şeridin çekme deneyi eğrisi.....	102
Şekil 9.31. Mn-%20Cu içeren su verme yöntemiyle elde edilmiş 450°C’de 5 saat tavllanmış şeridin çekme deneyi eğrisi.....	102
Şekil 9.32. Mn-%40Cu içeren hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş şeridin çekme deneyi eğrisi.....	103
Şekil 9.33. Mn-%40Cu içeren hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş 450°C’de 5 saat tavllanmış şeridin çekme deneyi eğrisi.....	103
Şekil 9.34. Mn-%30Cu içeren hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş şeridin çekme deneyi eğrisi.....	104
Şekil 9.35. Mn-%30Cu içeren hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş 450°C’de 5 saat tavllanmış şeridin çekme deneyi eğrisi.....	104
Şekil 9.36. Mn-%20Cu içeren hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş şeridin çekme deneyi eğrisi.....	105
Şekil 9.37. Mn-%20Cu içeren hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş 450°C’de 5 saat tavllanmış şeridin çekme deneyi eğrisi.....	105
Şekil 9.38. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen şerit	106
Şekil 9.39. Haddeleme yöntemiyle üretilmiş ve 450°C’de 1, 3 ve 5 saat tavllanmış Mn-%40Cu alaşımının X-ışını difraksiyon paterni	108
Şekil 9.40. Hızlı katılaştırma yöntemiyle üretilmiş ve 450°C’de 1, 3 ve 5 saat tavllanmış Mn-%40Cu alaşımının X-ışını difraksiyon paterni.....	108
Şekil 9.41. Haddeleme yöntemiyle üretilmiş ve 450°C’de 1, 3 ve 5 saat tavllanmış Mn-%30Cu alaşımının X-ışını difraksiyon paterni	109

ŞEKİLLER DİZİNİ (Devam)

	<u>Sayfa</u>
Şekil 9.42. Hızlı katılaştırma yöntemiyle üretilmiş ve 450°C’de 1, 3 ve 5 saat tavllanmış Mn-%30Cu alaşımının X-ışını difraksiyon paterni	109
Şekil 9.43. Haddelme yöntemiyle üretilmiş ve 450°C’de 1, 3 ve 5 saat tavllanmış Mn-%20Cu alaşımının X-ışını difraksiyon paterni	110
Şekil 9.44. Hızlı katılaştırma yöntemiyle üretilmiş ve 450°C’de 1, 3 ve 5 saat tavllanmış Mn-%20Cu alaşımının X-ışını difraksiyon paterni.....	110
Şekil 9.45. (a) haddelme, (b) hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş alaşımlarda tetragonallık derecesi ($I-c/a$)’nın tavlama süresine göre değişimi.....	113
Şekil 10.1. Mn-Cu ikili faz diyagramı.....	116

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 2.1. Martenzitik dönüşüm gösteren alaşımlar.....	4
Çizelge 2.2. Bazı alaşım sistemlerinin dönüşüm sıcaklıkları	10
Çizelge 2.3. Demir esaslı martenzitlerin diğer isimleri.....	11
Çizelge 2.4. Bazı demir esaslı martenzitlerin yapıları.....	11
Çizelge 3.1. Cu-Zn-Al için dönüşüm sıcaklıkları	30
Çizelge 4.1. Bellek etkisi gösteren alaşımlar	41
Çizelge 4.2. Bazı Ni-Ti esaslı şekil bellekli alaşımlara ait dönüşüm sıcaklıkları.....	42
Çizelge 7.1. ŞBA ların diğer malzemeler ile karşılaştırılması.....	71
Çizelge 8.1. Hazırlanan Mn-Cu alaşımlarının bileşimleri	74
Çizelge 9.1. Haddeleme yöntemiyle elde edilen ve 450°C’de 5 saat tavllanmış yapılarına ait EDS sonuçları.....	91
Çizelge 9.2. Haddeleme ve hızlı katılaştırma yöntemleri ile elde edilen numunelerin ortalama tane boyutları	92
Çizelge 9.3. Haddeleme ve hızlı katılaştırma yöntemleri ile elde edilen alaşımlara ait dönüşüm sıcaklıkları	98
Çizelge 9.4. 450°C’de 5 saat tavlama sonucu dönüşüm sıcaklıklarındaki artış miktarı (M_s sıcaklığı baz alınarak).....	98
Çizelge 9.5. Haddeleme yöntemiyle ve hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen alaşımlar arasındaki sıcaklık değişimi (M_s sıcaklığı baz alınarak).....	99
Çizelge 9.6. Haddeleme yöntemiyle üretilen ve 450°C’de 1, 3 ve 5 saat tavlanan Mn-Cu alaşımlarının XRD cihazı ile ölçülen d değerleri.....	107
Çizelge 9.7. Hızlı Katılaştırma yöntemiyle üretilen ve 450°C’de 1, 3 ve 5 saat tavlanan Mn-Cu alaşımlarının XRD cihazı ile ölçülen d değerleri.....	107
Çizelge 9.8. Haddeleme ve hızlı katılaştırma yöntemleri ile elde edilen alaşımlara ait prezisyonlu kafes parametre ölçüleri ve tetragonallık dereceleri.....	112

SEMBOLLER DİZİNİ

ŞBA	Şekil Bellekli Alaşım
ŞBE	Şekil Bellek Etkisi
SE	Super elastisite
YMK	Yüzey Merkezli Kübik
HMK	Hacim Merkezli Kübik
YMT	Yüzey Merkezli Tetragonal
HMT	Hacim Merkezli Tetragonal
HSP	Hegzagonal Sıkı Paket
A_s	Ostenit Başlangıç Sıcaklığı
A_f	Ostenit Bitiş Sıcaklığı
M_s	Martenzit Başlangıç Sıcaklığı
M_f	Martenzit Bitiş Sıcaklığı
ZSD	Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm
$\Delta G_{\gamma \rightarrow M}$	Martenzit oluşumu için gerekli serbest enerji değişimi
ΔS_f	Ostenitten martenzite dönüşüm entropisi
$M_D (M_d)$	M_s sıcaklığının üzerindeki plastik deformasyon sonucu martenzit oluşmasını sağlayan en yüksek sıcaklık
$A_D (A_d)$	Plastik deformasyon sonucu ostenit oluşum sıcaklığı
σ	Gerilim (N/mm ²)
T_N	Mn-Cu alaşım sisteminde manyetik geçiş sıcaklığı (Neel sıcaklığı)
T	Sıcaklık
ε	% uzama miktarı
E_d	Şekil değiştirme enerjisi
E_r	Geri alınabilir şekil değiştirme enerjisi
HIP	Sıcak izostatik presleme
CIP	Soğuk izostatik presleme
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
XRD	X-Işını Yayınımı
DSC	Diferansiyel Taramalı Kalorimetre

SEMBOLLER DİZİNİ (Devam)

SIM	Gerilme esaslı martenzit
ρ_0	Su verilmiş numunenin elektrik direnci
$\rho(t)$	Belirli bir sıcaklıkta t saniye için yaşlandırılmış numunenin elektrik direncidir
α Mn	%99,5 Mn içeren Mn-Cu alaşımı fazı
γ	YMK ostenit faz
γ^1	YMT martenzit faz
γ_1	Mn'ca zengin bölge
γ_2	Cu'ca zengin bölge
a, c	Kafes parametreleri
$(I-c/a)$	Tetragonallik derecesi
N X	N → Haddeleme sonrası 850 °C'de 100 saat homojenleştirildikten sonra -20 °C'lik aseton içinde soğutulmuş Mn-Cu alaşımı, X → Alaşım içindeki ağırlıkça Mn yüzdesi (Örn: N70, N80)
N X Y	N → Haddeleme sonrası 850 °C'de 100 saat homojenleştirildikten sonra -20 °C'lik aseton içinde soğutulmuş Mn-Cu alaşımı, X → Alaşım içindeki ağırlıkça Mn yüzdesi Y → 450 °C de tavlanan alaşımın tavlama süresi (Örn: N705, N805)
MS X	MS → Hızlı Katılaştırma (Melt Spin) yöntemiyle elde edilmiş alaşım X → Alaşım içindeki ağırlıkça Mn yüzdesi (Örn: MS60, MS80)
MS X Y	MS → Hızlı Katılaştırma (Melt Spin) yöntemiyle elde edilmiş alaşım X → Alaşım içindeki ağırlıkça Mn yüzdesi (Örn: MS60, MS80) Y → 450 °C de tavlanan alaşımın tavlama süresi (Örn: MS605, MS805)

1. GİRİŞ

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

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

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

Şekil bellek olayı ilk kez 1938 de, bir bakır-çinko alaşımı olan adi pirinçte ortaya konuldu. Bu pirinç alaşımı -150°C 'de şekil değiştirmekteydi ve bu özellik yıllar boyu teknik bir gariplik olarak benimsendi (Hansen, 1988). 1950'li yıllarda Au-Cd alaşımı bulundu (Fındık vd, 1995). Şekil bellek süreci ancak 1962 yılında bu etkinin

TiNi sisteminde bulunmasıyla evrensel bir boyut kazandı. Bu alaşım W.J.Buehler ve arkadaşları tarafından A.B.D. de Deniz Savaş Araçları Laboratuvarında keşfedildi. Nitinol (Ni-Ti-Naval-Ordinance-Laboratory) olarak adlandırılan ve yaklaşık olarak eşit sayıda NiTi atomlarından oluşan bu alaşımlar, deformasyon ve sıcaklığa bağlı olarak olağanüstü mekanik bellek göstermiştir (Selimbeyoğlu, 1993). Daha sonraki yıllarda ise Ag-Cd, Ni-Al, Fe-Pt, In-Tl, In-Cd, Mn-Cu, Fe-Pd, Cu-Sn, Cu-Au-Zn, Cu-Al-Ni, Cu-Zn-Ga, Cu-Zn-Si, Cu-Sn-Zn ve Cu-Zn-Al alaşımlarında da aynı şekil bellek özelliği görülmüştür (Fındık vd, 1995).

Şekil bellekli alaşımlar büyük bir yer değiştirme ve yüksek güç verimi göstermesi sebebiyle ŞBA'lar ölçü cihazları için güçlü bir adaydır. Çoğu ŞBA Ti – Ni, Cu – Zn, Cu – Al ve Ni – Al'da olduğu gibi mikroyapıda uzun alanlara sıralanmış (LRO → Long Range Ordered) metallerearası bileşiklerdir. Bu alaşımlardaki martenzitik dönüşüm, büyük bir dönüşüm histerezisi ile güçlü bir şekilde ilk sırayla birlikte olur. Bu arada bazı düzensiz katı eriyikler de (In – Tl, Mn – Cu) şekil bellek davranışı gösterir. Bu düzensiz alaşımlardaki martenzitik dönüşüm küçük histerezise sahip zayıf ilk sıra faz dönüşümünün karakteristiklerine sahiptir. Bu nedenle bu alaşımlar, tam kontrollü ölçü aletleri (actuators) üretimine elverişlidir. Bu düzensiz ŞBA'ların soğuk çalışılabilirlikleri diğer LRO alaşımlardan daha yüksektir.

Bu çalışma, şekil bellek özelliği gösteren Mn-Cu alaşımları üzerine yapılmıştır. İlk bölüm giriş olup ikinci bölümde martenzitik dönüşümler ayrıntılı olarak açıklanmıştır. Takip eden bölümde ise şekil bellek olayı ve esasları verilmiş ve dördüncü bölümde şekil bellek özelliği gösteren alaşımlar tanıtılmıştır; Mn-Cu alaşımları üzerinde ayrıntılı açıklamalar verilmiştir. Beşinci bölümde şekil bellekli alaşımlar için üretim yöntemleri, altıncı bölümde bunların karakterizasyon yöntemleri ve yedinci bölümde ise kullanım alanları belirtilmiştir. Sekizinci, dokuzuncu ve onuncu bölümler ise sırası ile deneysel çalışmaları, sonuçları ve sonuçların tartışılmasını kapsamaktadır.

2. MARTENZİTİK DÖNÜŞÜM

Eğer çelik γ bölgesine ısıtılır ve yeteri kadar hızlı soğutulursa martenzitik dönüşüm meydana gelir. % 0,6 dan fazla karbon içeren sade karbonlu çeliklerde YMK yapısındaki ostenit kararsız HMT faza dönüşür. Bu fazın dönüşüm sırasında soğuma hızı saniyenin 0,0001 inden küçük tutulursa, plakalar şeklinde tanelerin oluşmasına neden olur. Çeliklerdeki bu HMT yapı ilk defa Alman metalograf Adolf Martens'in adına izafeten, Floris Osmond tarafından 1895 yılından itibaren martenzit olarak anılmaya başlanmıştır. Oldukça yüksek soğutma hızlarında elde edilen bu yapı daha sonraları diğer alaşımlarda da incelenmeye başlanmıştır (Çizelge 2.1). Sade karbonlu çeliklerde bu dönüşüm, kararlı yüksek sıcaklık fazından (YMK-ostenit) metastabil düşük sıcaklık fazına (HMT-martenzit) dönüşüm şeklinde gerçekleşmektedir. Düşük sıcaklıkta tavlama HMT yapısındaki martenzitin dengeli bir yapı olan ferrit ve sementite dönüşmesine neden olur. Alaşımlardaki martenzitik dönüşümlerde düşük sıcaklık fazları, dengeli faz şeklindedir. Bu durumlarda faz dönüşümü oldukça düşük soğutma hızlarında hızlı martenzit oluşumu şeklinde gerçekleşir. Bu sistemlerde martenzitik dönüşüm doğal olarak meydana gelir, çeliklerde olduğu gibi martenzit oluşması için çok yüksek soğutma hızlarına gerek yoktur. Yapı stabil fazdadır, çelikteki metastabil martenzit gibi denge durumunun üzerinde ısıtmak, yapıyı ayrıştırmayacaktır. Demirdışı metallerde de çelikte olduğu gibi, yüksek sıcaklık fazını ostenit, düşük sıcaklık fazını martenzit olarak isimlendirilir (Roytburd, 1999; Verhoeven, 1975; Selimbeyoğlu, 1992; Aksoy ve Önel, 1989).

Martenzitik dönüşümler, termo-elastik ve termo-elastik olmayan olmak üzere başlıca iki grupta toplanır. Termo-elastik dönüşümler küçük bir sıcaklık histerisizi ile (derecenin birkaç onda biri mertebesinde), hareketli ikiz arayüzey ve kristallografik olarak tersinir dönüşüm olarak tanımlanır bu özellikler termo-elastik olmayan dönüşümlerde ise tam tersidir. Daha sonraki bölümlerde açıklanacak şekil belleği ve superelastisite, termoelastik dönüşümün karakteristik özellikleridir. Martenzitik dönüşümün karakteristik sıcaklıkları, elektrik direnci gibi bazı özelliklerin sıcaklığa karşı değişiminin ölçülmesiyle tespit edilebilir.

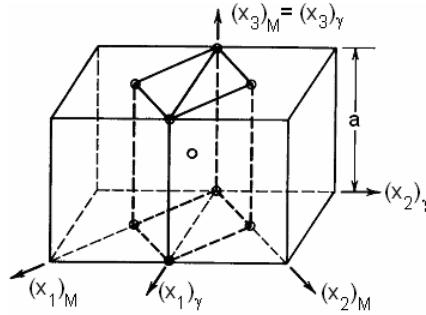
Çizelge 2.1. Martenzitik dönüşüm gösteren alaşımlar (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004)

Malzeme ve Bileşim	Dönüşüm Şekli	Habit Düzlemi
Saf Ti	hmk → hsp	{8811} veya {8912}
Ti-% 11 Mo	hmk → hsp	{334} ve {344}
Ti-% 5 Mn	hmk → hsp	{334} {344}
Saf Zr	hmk → hsp	
Zr- % 2,5 Nb	hmk → hsp	
Zr- % 0,75 Cr	hmk → hsp	
Saf Li	hmk → hsp (hatalı)	{144}
	hmk → YMK (gerilme yüklemeli)	
Saf Na	hmk → hsp (hatalı)	
Cu-% 40 Zn	hmk → ymt (hatalı)	~{155}
Cu-% 11-13,1 Al	hmk → ymk (hatalı)	~{133}
Cu-% 12,9-14,9 Al	hmk → ortorombik	~{122}
Cu-Sn	hmk → ymk (hatalı) ve hmk → ortorombik	~{1kk}
Cu-Ga	hmk → ymk (hatalı) ve hmk → ortorombik	~{1kk}
Au-% 47,5 Cd	hmk → ortorombik	{133}
Au-at. % 50 Mn	hmk → ortorombik	
Saf Co	ymk → hsp	{111}
In-% 18-20 Tl	ymk → ymt	{011}
Mn- % 0-25 Cu	ymk → ymt	{011}
Au-at.% 50 Cu	ymk → kompleks ortorombik (düzenli → düzensiz)	
U- at. % 0,4 Cr	komples tetragonal →	(144) ve (123)
U- at. % 1,4 Cr	komples ortorombik	arasında
Saf Hg	Rombohedral → hmt	

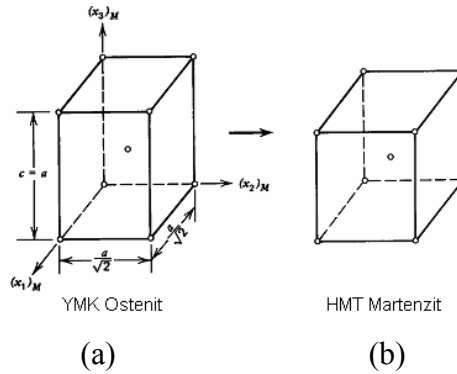
2.1. MARTENZİTİK DÖNÜŞÜMLERİN KAREKTERİSTİKLERİ

2.1.1. Bileşim ve Yeni Fazın Şekli

Martenzit yapısını açıklamak için örnek gösterebileceğimiz malzeme yüksek karbonlu Fe-C'deki martenzittir. Bu malzemede dönüşüm sırasında YMK yapısındaki ostenit HMT yapıya dönüşür. Şekil 2.1. (010) ortak yüzeyinde birbirine temas eden iki YMK yapısındaki birim hücreyi göstermektedir. (010) yüzeyinin ortasındaki atom aynı zamanda tetragonal birim hücrenin merkezinde yer almaktadır. Bu yeni yapı Şekil 2.2 (a)'da tekrar çizilmiştir, burada c/a oranı $1/\sqrt{2}$ dir. Eğer birim hücre, $(x_3)_M$ yönünde % 18 oranında küçülürse ve $(x_1)_M$ ve $(x_2)_M$ yönlerinde %12 kadar büyürse, Fe-C alaşımlarının HMT yapısındaki martenzit elde edilir. Bu, birlikte küçülme ve büyüme hareketi *Bain distorsiyonu* olarak anılır. Şekil 2.1. ve 2.2.deki düzlemler Bain yaklaşımının bu dönüşüm olayını tam açıklamadığını göstermektedir. $(112)_M \rightarrow (101)_\gamma$



Şekil 2.1. Bain Yaklaşımını gösteren birim kafes yapısı (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004)



Şekil 2.2. Bain Distorsiyonu (a) YMK yapısındaki ostentit, (b) HMT martenzite dönüşümü(Verhoeven, 1975; Baksan, 2004)

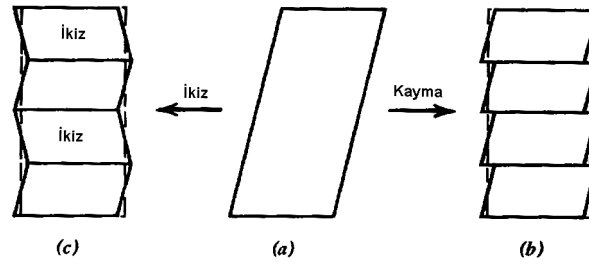
Bilby ve Christian isimli araştırmacılar, homojen bir deformasyonla elde edilen distorsiyona uğramamış bir düzlem varsa, ana yer değiştirmelerden birinin sıfıra eşit olması gerektiğini, diğerinin 1 birimden büyük diğerinin ise 1 birimden küçük olması gerektiğini söylemişlerdir, halbuki Bain yaklaşımında ana yer değiştirmeler 1,12 ve 0,82 çıkmaktadır. Sonuç olarak ana yer değiştirmeler için bu yaklaşım tatminkar değildir denebilir (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004).

Martenzitik dönüşümlerde kullanılan diğer yaklaşımlar 1953'de Wechsler, Lieberman ve Reed (WLR) ve 1954'te Bowles ve Mackenzie (BM) tarafından ileri sürülen fenomenolojik yaklaşımlardır (Otsuka and Ren, 1999). Bu teoriler birbirine benzemektedirler, fakat atomların dönüşüme nasıl etki ettiğine dair iyi bir açıklama getirmemektedir. Sadece dönüşümlerin başlangıcı ve sonundaki kristalografik durumları ele almaktadır. Bu durum termodinamiğe çok benzemektedir, çünkü atomların A pozisyonundan B pozisyonuna nasıl geldiğini açıklamamakta, fakat sadece A dan B'ye gitmek için potansiyel olup olmadığını göstermektedir. Teorinin matematik kademeleri üç ana kısma ayrılabilir (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004).

1. Yeni bir kafes oluşturmak için kafes (Bain) distorsiyonu olmalıdır
2. Kafes-invaryant kesme hareketi distorsiyona neden olmamalıdır.
3. Martenzit matrisini öyle bir döndürmeli ki, böylece 0 distorsiyon düzlemi orijinal konumunda kalabilmelidir.

İlk adımda, martenzit fazının kafes yapısı oluşur. İkinci adım, "0"deformasyon düzlemi elde edebilmek için bir deformasyonun sıfır olması şartını gösterir. Burada bahsedilen ilave kesme hareketi 1. adımda oluştuğu bahsedilen yeni kafes yapısını etkilememelidir. Bundan dolayı bu kesme kafes-invaryant kesmesi olması gerekir. Kafes-invaryant kesmesi Şekil 2.3(a) da görüldüğü gibi açıklanabilir. Bu şekildeki eşkenar dörtgen yapısını düzeltebilmek için, kristal yapısını değiştirmeden kesme hareketi uygulanabilir. Kesme hareketi uygulandığında Şekil 2.3(b) paralel düzlemler üzerinde kayma gerçekteşir ve bunun sonucunda da Şekil 2.3(c) deki ikizler oluşur. Teoriye göre, martenzitin alt yapısı içinde ikiz çitalarının olması veya paralel düzlemler üzerinde kaymaları gerekir.

Teoride gerekli olan veriler, (a) ana faz ve martenzit fazının yapısı ve kafes parametreleri, (b) kafes uygunluğu ve (c) kafes-invaryant kesmesidir. Bu verilerin elde



Şekil 2.3. Kafes invariant kesmeleri (a) orijinal yapı, (b) kayma sonucu oluşan yapı, (c) ikizlenme sonucu oluşan yapı (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004)

edilmesinden sonra (a) habit düzlemi, (b) şekil deformasyonu ve (c) ana faz ve martenzit fazı arasındaki kristallografik yönelme ilişkisi bulunabilir. Sonuç olarak, kristallografik teoriler, martenzitik dönüşümleri yeterince açıklamakta ve bize iki temel bilgiyi vermektedirler, bunlar; iç yapı ve martenzitlerin oluşturduğu düzgün olmayan habit düzlemleridir (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004).

Martenzitik deformasyonların en önemli özelliklerinden biri, atomların birlikte hareket etmelerinden dolayı oluşan yapı değişimidir. Deformasyon ikizlenmesinde olduğu gibi, her atom kendine komşu olan atomla aynı vektörde hareket eder. Dönüşüm sırasında her atomun yolu ve gideceği konum belirlidir. Bu sebepten yüksek sıcaklık fazı (ana faz) düzenli ise martenzit fazı da düzenli olmak zorundadır. (Fındık vd, 1995; Erhard and Erhard, 1993).

Martenzitik dönüşümlerin diğer bir ayırt edici özelliği arayüzeyin hareket hızıdır. Martenzit plakları, dönüşümden sonra 0,0001 saniyede normal boyutuna gelmektedir. Doğrusal büyüme hızı Fe-Ni-C martenzitleri için -20°C ve 200°C sıcaklıkları arasında bütün sıcaklıklar için 10^5 cm/s (ses hızının yaklaşık 1/3'ü) olarak ölçülmüştür.

Yukarıdaki iki özellik olan, birlikte atom hareketi ve çok hızlı büyüme hızına ilave olarak üçüncü bir özellik olan yayınmasız (difüzyonsuz) dönüşüm, martenzitik dönüşümlerin karakteristik özelliğidir. Kristallografik yapısından dolayı martenzitik bir dönüşüm yalnızca katı durumda yayınmasız olarak meydana gelir. Martenzitik bir reaksiyonda her bir kristal aynı kimyasal bileşimde yeni bir kristale dönüşür Martenzit fazının bileşimi ana fazın bileşimi ile aynıdır. (Verhoeven, 1975; Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).

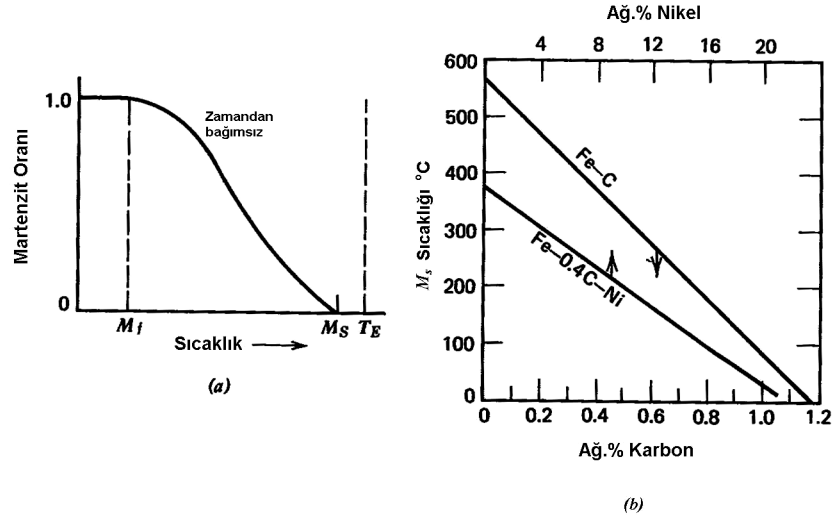
Martenzitik dönüşümler kayma kökenli olduğundan kaçınılmaz olarak belirli bir şekil değişimine neden olurlar (Fındık vd, 1995). Hacim genellikle, her ne kadar değişmiyorsa da, küçüktür ve bazı durumlarda deneysel hataların limitleri içinde sıfırdır (Selimbeyoğlu 1992; Noyan, 1990).

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

2.1.2. Zamana ve Sıcaklığa Bağlılık

Ostenit fazının soğutulması ile martenzit oluşumunun başladığı sıcaklık, genellikle iyi bir şekilde belirlenebilir. Bu sıcaklık, martenzit başlangıç sıcaklığı olarak tanımlanır ve M_s ile gösterilir. Sade karbonlu ve düşük alaşımli çeliklerde oluşan martenzit miktarı malzemenin M_s sıcaklığının ne kadar altına soğutulduğuna bağlıdır (Şekil 2.4(a)). Sonuçta öyle bir sıcaklığa gelinir ki, bütün ostenitler martenzite dönüşür veya dönüşüm durur, buna martenzit bitiş sıcaklığı M_f denir.

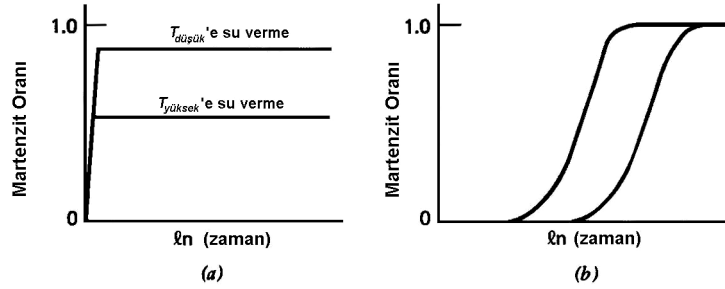
Serbest gerilme durumunda martenzitik dönüşümün dört değişim sıcaklığına sahip olduğu düşünülebilir. Martenzit fazının ilk görünmeye başladığı sıcaklık M_s , ana fazın tamamen martenzite dönüştüğü sıcaklık M_f olarak adlandırılır. Aynı şekilde ısıtma sırasında martenzitin ana faza dönüşmeye başladığı sıcaklık A_s , tamamen ana faza dönüştüğü sıcaklık da A_f adı verilir (Fındık vd, 1995). $M_f < M_s < A_s < A_f$ 'dir. A_f sıcaklığının üstünde malzeme tamamen ostenitik ve M_f sıcaklığının altında tamamen martenzitiktir. $M_s < T < A_s$ arasındaki sıcaklık değişimi T faz değişimine sebep olmaz ve $M_f < T < A_f$ arasındaki T sıcaklığında hem ostenit hem de martenzit bir arada var olabilir yani yapı heterojendir (Brinson and Lammering, 1993; Erhard and Erhard, 1993).



Şekil 2.4. (a) Sıcaklığın fonksiyonu olarak martenzit oluşumu, (b) İki farklı çelikte M_s sıcaklığının değişimi (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004)

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

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



Şekil 2.5. Martenzit oluşumunun zamana bağlılığı (a) atermal, (b) izotermal martenzitler (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004)

Çizelge 2.2. Bazı alaşım sistemlerinin dönüşüm sıcaklıkları (Hodgson, et al., 1987).

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

2.1.3. Morfoloji

Demir esaslı alaşımlarda martenzit fazı genellikle bir ya da iki farklı morfoloji gösterir. Bunlar ise çıta (lata) ve plaka martenzit olarak isimlendirilir. Bilinen bu iki morfoloji yıllar boyu değişik isimlerle anılmıştır, bunlar Çizelge 2.3.de gösterilmiştir.

Çizelge 2.4.de gösterildiği gibi Fe-C alaşımlarında % 0,6 dan az C varsa çıta şeklinde, % 0,6-1 C içeriyorsa plaka şeklinde martenzit oluşmaktadır. Çıta şeklindeki yapı optik mikroskopta 500-1000X büyütmede bakıldığında, ince taneli ve bulanık gibi görünür, bu durumda optik mikroskobun çözünürlüğü yetersiz gibi zannedilebilir, fakat bu durum martenzitin görünümünden kaynaklanmaktadır (Şekil 2.6(a)). Bu şekilde en küçük tanımlanabilen yapısal birimler, paket, disk veya blok olarak isimlendirilebilir,

Çizelge 2.3. Demir esaslı martenzitlerin diğer isimleri (Verhoeven,1975;Baksan, 2004)

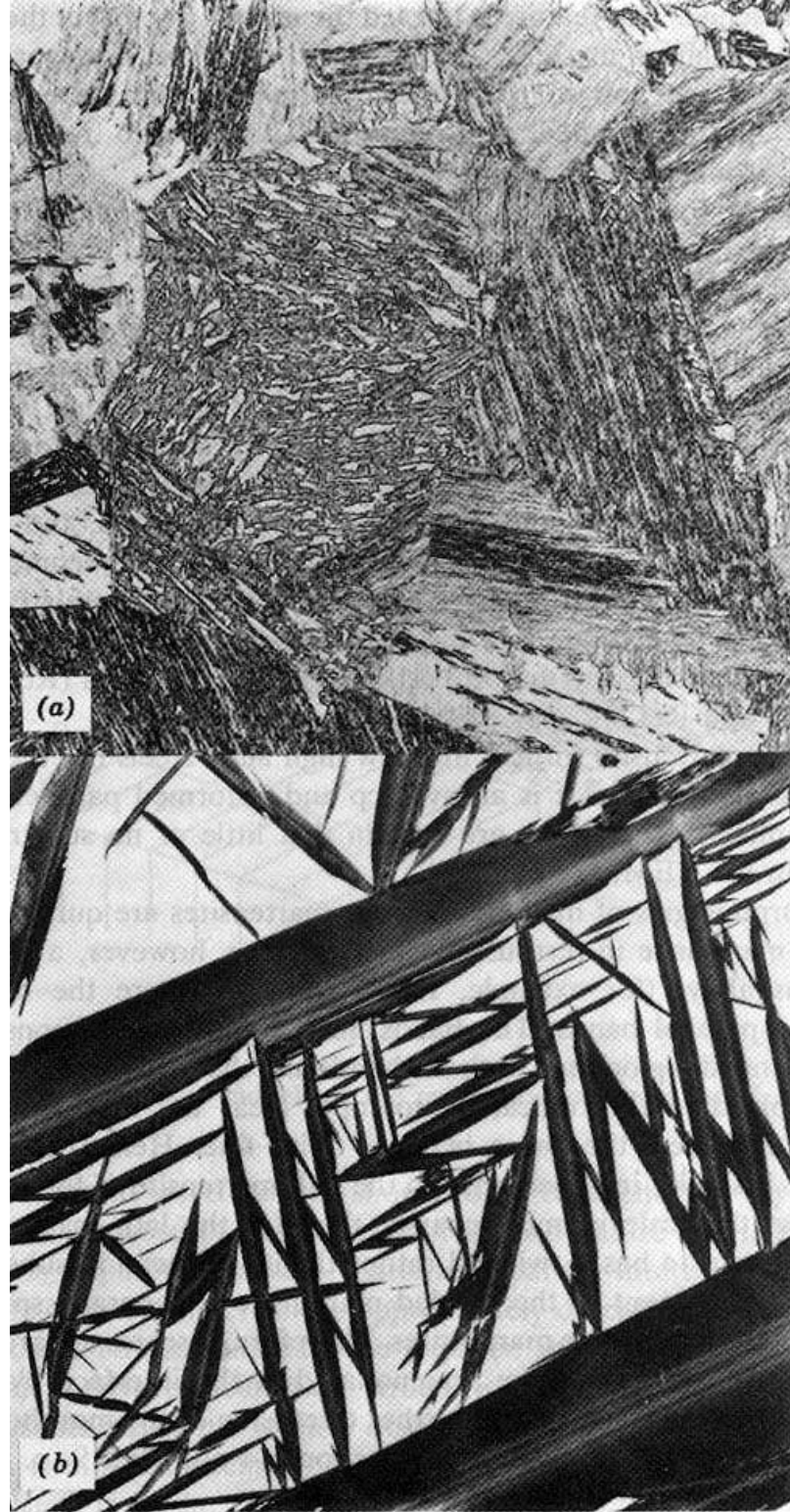
Çıta Martenzit	Plaka Martenzit
Masif (Kütle)	İğnemsisi
Dislokasyon	İkizlenmiş
Kafes	Lenticular (merceğimsi)
Paket	

fakat bunlar genellikle mikroyapı fotoğraflarında görüldüğü gibi bloklar halindedir. Bu paketlerin boyutları $2 \times 10 \mu\text{m}$ dan $50\text{-}200 \mu\text{m}$ a kadar değişmektedir (Şekil 2.6.). Her paketin paralel plaka gibi birbirine nazaran yönler az bir farkla yönlenmiş alt taneleri vardır. Bu paralel paket halinde yapı, çıta görünümünü oluşturduğu için bu yapıya çıta martenzit denir. Bu çıtaların kalınlığı $0,1 \mu\text{m}$ dan birkaç mikrona kadar değişmektedir. Küçük çıtalar optik mikroskobun çözünürlüğünün az olmasından dolayı çok detaylı olarak görüntülenemez. Her bir çitanın içindeki dislokasyon yoğunluğu oldukça fazladır, dislokasyonların sayısı $0,5 \times 10^{12}$ dislokasyon/ cm^2 mertebelerindedir. Bazı durumlarda çıtalar çok küçük ikizlenmiş martenzit yapısında olabilir.

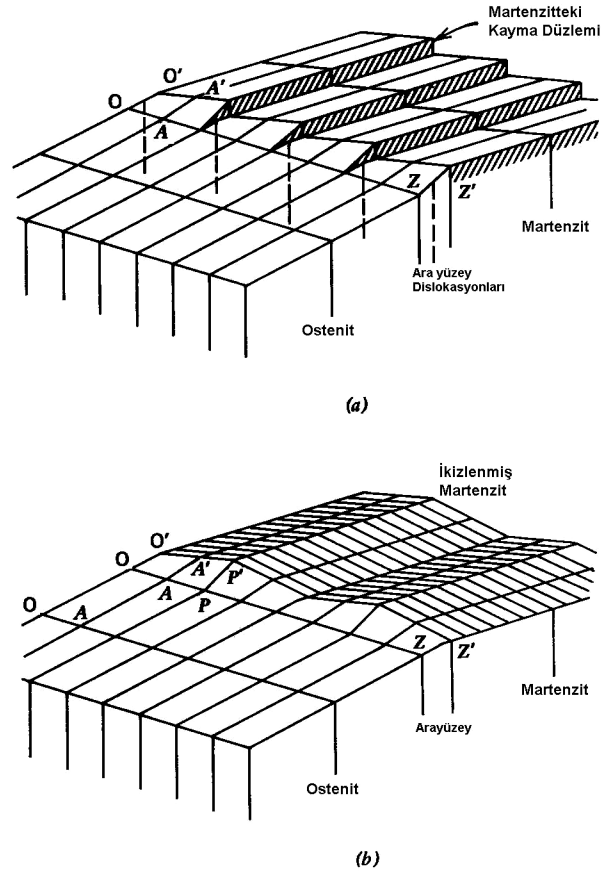
Sade karbonlu çeliklerde çıta martenzitler, plaka martenzitlerden iki yönden farklılık gösterirler. Bunlardan ilki, çıta martenzitin habit düzlemi $\{111\}$ e çok yakındır, plakanın habit düzlemi $\{225\}$ veya $\{259\}$ olabilmektedir. İkinci olarak, çıta martenzitin kristal yapısı HMK iken plaka martenzit HMT yapısındadır.

Çizelge 2.4. Bazı demir esaslı martenzitlerin yapıları (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004)

Alaşım	Martenzitin Yapısı	Bileşim (ağ.%)
Fe-C	Genel olarak dağılmış çıta	$C < 0,6$
Fe-C	Genellikle ikiz plakalar	$C > 0,6$
Fe-Ni	Çıtalar halinde	$Ni < 25$
Fe-Ni	Damarın yakınında ikizlenmiş plakalar	$Ni > 29$
Fe-Cr	Çıtalar şeklinde	$Cr < 10$
Fe-Cr-C	Plaka büyüklüğüne bağlı olarak ikizlenme miktarı artar	$Cr \%8 - C \% 1$



Şekil 2.6. Martenzit yapılar; (a) Fe-0,09 C çelikteki çita martenzit, dağlanmış, 500x, (b) Fe-22,5Ni-0,4C alaşımındaki plaka martenzit, 150x (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004)



Şekil 2.7. Martenzit-ostenit ara yüzlerinin (a) kayma durumunda, (b) ikizlenme durumundaki yapıları (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004)

Plaka martenzitin morfolojisi genellikle çok farklıdır (Şekil 2.6(b)). Yukarıda bahsedildiği gibi çıta martenzitin tersine her bir plaka paralel şekilde diziliş göstermemektedir, birbiri ile çok farklı açılar yaparlar. Uzun plakalar ise daha geniştir.

Bu iki tip martenzitin oluşum mekanizması birbirinden çok farklıdır. Çıta martenzitlerin oluşumu, birbirine bitişik paralel çıtaların büyümesi ile ayırt edilir. Martenzit çıtalarının grup halinde büyümesi belli bir düzen içinde gerçekleşir, bazen de ilk oluşan çıtaların büyümesi ile kendini gösterir. Plaka martenzitlerde ilk oluşan plakalar ostenit taneleri üzerinde büyürler. Diğer plakalar, kalan ostenit içinde ilk oluşan plakalar ve tane sınırları arasında büyüme ile oluşur. Ostenit taneleri, martenzit plakaları ile işgal edildikçe ostenit miktarı azalır, bu nedenle daha sonraki plakalar oldukça küçüktür. Plaka martenzitlerde birbirine paralel olmayan plakalar vardır ve boyutları

oldukça farklıdır, çita tipinde ise genellikle çita oluşum yönüne paralel, çita martenzitler vardır, genellikle eş büyüklükte dirler.

Demirdışı martenzitlerin morfolojisi demir esaslı olanlara çok benzemektedir. Bazı demirdışı alaşımlarda örneğin In-Tl, Mn-Cu gibi, martenzit paralel bantlar şeklinde görünmektedir. Bu bantlar paralel ikizlenmiş bölgelerden oluşur, bant görünümü ve ikizlenme optik mikroskop altında rahatlıkla ayırt edilebilir. Martenzit-ana faz arayüzeyinde ikizler çok küçülmektedir. *Bant martenzit*, görünüm olarak demir esaslı alaşımlardaki çita martenzitlere çok benzerlik gösterir, aradaki fark, dislokasyon yapısından ziyade ikizlenmiş yapı görülmesidir. Bant martenzitin kesme bileşenleri çita ve plaka martenzitlere göre genellikle daha küçüktür. Bundan dolayı ara yüzeyde ikizlerin az miktarda yer değiştireceği açıktır (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004).

Deformasyon ikizlenmesinde, ikiz sınırı ara yüzeyi, ana faz ve ikiz kristalleri arasında tamamen birleşmenin olduğu bir düzlemdir. Martenzit-ana faz ara yüzeyinin sadece makroskopik boyutta birleşik olduğu kabul edilmektedir. Martenzit plakalarının ikizlenmiş ve kaymış yapısından dolayı, martenzit-ana faz arayüzeyi tamamen bitişik değildir bu nedenle kısmen bitişik yapı olarak ele alınabilir. Arayüzeydeki kesme hareketini ifade edebilmek için arayüzey dislokasyon yapısı üzerine bir mantık geliştirilmiştir, Şekil 2.7(b). ise alternatif ikizlenme ile meydana geldiği öne sürülmektedir. Şekil 2.7(a). daki kafes invaryant kesmesi, paralel vida dislokasyonları ile meydana gelmektedir. Şekil 2.7(a). daki arayüzey, paralel arayüzey dislokasyonları kümesi ile açıklanan düzlem üzerinde yer alır. İki şekilde de OZ ve $O'Z'$ çizgileri arayüzeyin iki tarafında yer alan makroskopik boyuttaki vektörlerdir. OA ve $O'A'$ vektörleri arayüzeyin iki tarafındaki kafes vektörleridir ve arayüzeyde olması gereken kafes invaryant kesmesini ifade eder. Ara yüzeyin yapısı ne kadar küçük taneli olursa olsun, olaylar oldukça yüksek bir hızda meydana gelir. Arayüzey dislokasyon dizilişi, prensip olarak bunu kolaylaştırır ve genellikle martenzit şeklini arayüzey dislokasyonlarının dizilişi belirler (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004).

Şu durumda ikizlenme ile ilgili biraz daha detaylı açıklama bazı yapısal hareketleri daha iyi anlamamıza yardımcı olacaktır.

2.1.3.1. İkizlenme

Bazı kristallerin birinin diğeri ile simetrik bağıntısı olan iki kısmı vardır. Bunlara ikizlenmiş kristaller denir ve hem minerallerde hem de metal ve alaşımlarda bunlara rastlanmaktadır.

İkizlenmiş bir kristalin iki kısmı arasındaki bağıntı bir simetri ile tarif edilir ve bu simetri kristalin bir kısmını diğeri ile yahut diğeri kısmın uzantısı ile çakıştırır. Simetri operasyonunun (a) İkizlenme eksenini denilen bir eksen etrafında 180° dönme, veya (b) ikizlenme düzlemi denilen bir düzlemde yansıma olmasına göre iki mühim ikizlenme vardır. İkizlenmiş bir kristalin iki kısmının birbiri ile birleştiği düzlem kompozisyon düzlemi denir. İkizlenmenin yansıma ikizlenmesi olması halinde kompozisyon düzlemi, ikizlenme düzlemi ile çakışabilir veya çakışmayabilir.

YMK, HMK ve HSP kristal kafeslerinde iki çeşit ikizlenme vardır:

- (1) Tavlama ikizlenmeleri: yeniden kristalleşme meydana getirmek için soğuk çalışılan ve tavlanan YMK metaller ve alaşımlarda (Cu, Ni, α -pirinç, Al, vs.) olur.
- (2) Deformasyon ikizlenmeleri: HSP metaller (Zn, Mg, Be, vs.) ve HMK metaller (α -Fe, W, vs.) de olur (Cullity, 1996).

Tavlama İkizleri: YMK metallerde rotasyon ikizlenmeleridir, yani iki kısım $\langle 111 \rangle$ şeklindeki bir ikizlenme eksenini etrafında 180° 'lik bir rotasyonla birbirine bağlıdır. Kübik kafesin yüksek bir simetriye sahip olması sebebiyle bu yön bağıntısı ikizlenme eksenini etrafındaki 60° 'lik bir rotasyonla veya ikizlenme eksenine dik olan $\{111\}$ düzlemindeki yansıma ile de verilmiştir. Başka bir deyişle YMK tavlama ikizlenmeleri yansıma ikizlenmeleri olarak da tarif edilebilir. İkizlenme düzlemi aynı zamanda kompozisyon düzlemdir.

Bazen tavlama ikizlenmeleri mikroskop altında şekil 2.8 (a)'daki gibi görünür, tanelerin bir kısmı (B), diğeri kısmı (A) ya göre ikizlenmiştir. İki kısım (111) kompozisyon düzlemi ile temastadır ve parlatılmış düzlem üzerinde bir doğru - çizgi iz yapar. Fakat şekil 2.8(b)'deki hale daha çok rastlanır. Görülen tane üç kısımdan ibarettir: iki kısım (A_1 , ve A_2) aynı yönlüdür ve A_1 , ve A_2 'ye nazaran ikizlenmiş olan üçüncü kısım (B) ile ayrılmıştır. B ye ikizlenme bandı denir.

Şekil 2.9 YMK bir ikiz bandının yapısını gösterir. Şeklin çizildiği düzlem (110) dur, ve (111) ikizlenme düzlemi bu düzleme diktir ve [111] ikizlenme ekseni bu düzlem içindedir. Açık daireler şekil düzlemindeki atomları ve dolu daireler bir aşağı ve bir yukarı tabakalardaki atomları göstermektedir. İkizlenme düzlemine göre yansıma simetrisi bir kaç atom çiftini birleştiren kesik çizgilerle gösterilmiştir (Cullity, 1996).

Bir rotasyon ikizlenmesinde bir kısım ile esas kristal arasında ikizlenme eksenine göre 180° lik bir rotasyon bağıntısı bulunduğuna ait ifade ikizlenmiş bir kristalin bir kısmının diğer kısmına nazaran fiziksel olarak dönmek suretiyle meydana geldiğini ifade etmez. Gerçekte YMK tavlama ikizleri normal büyüme mekanizmasında meydana gelen bir değişme ile olur. Yenden kristalleşmeyi takip eden normal tane büyümesi esnasında bir tane sınırının (111) yüzüne kabaca paralel ve takriben bu sınıra dik yani [111] doğrultusunda ilerlediğini farz edelim. Sınırın ilerlediğini söylemek atomların harcanan taneyi terk ettiğini ve büyüyen taneye eklendiğini söylemektir. Bu sebeple tane (111) e paralel atom tabakalarının ilâvesiyle büyümektedir, ve daha önceden biliyoruz ki bir YMK kristalde bu tabakalar A B C A B C ... dizisine göre sıralanmaktadır. Fakat eğer bir yanlışlık olur ve bu diziye göre sıralanma C B A C B A ... şekline değişirse bu şekilde meydana gelen kristal yine YMK fakat ilk kristalin bir ikizlemesi olur. Eğer daha sonra benzer bir yanlışlık olursa ilk kristalle aynı yönde bir kristal büyümeye başlar ve bir ikizlenme bandı teşekkül eder. Bu sembolizm ile bir ikizlenme bandını aşağıdaki şekilde ifade edebiliriz (Cullity, 1996).



Bu rotasyonda harflerin kendileri ikizlenme düzlemi C nin içinde tekrarlanmaktadır. Şekil 2.9'un solunda muhtelif (111) düzlemlerine, ikizlenme bandının sınırlarında sıralanmadaki değişimi göstermek için A, B, C harfleri konulmuştur. Şunu da belirtmek gerekir ki, optik mikroskop altında görülen ikizlenme bandı bu çizimde gösterilmiş olandan binlerce defa daha kalındır.

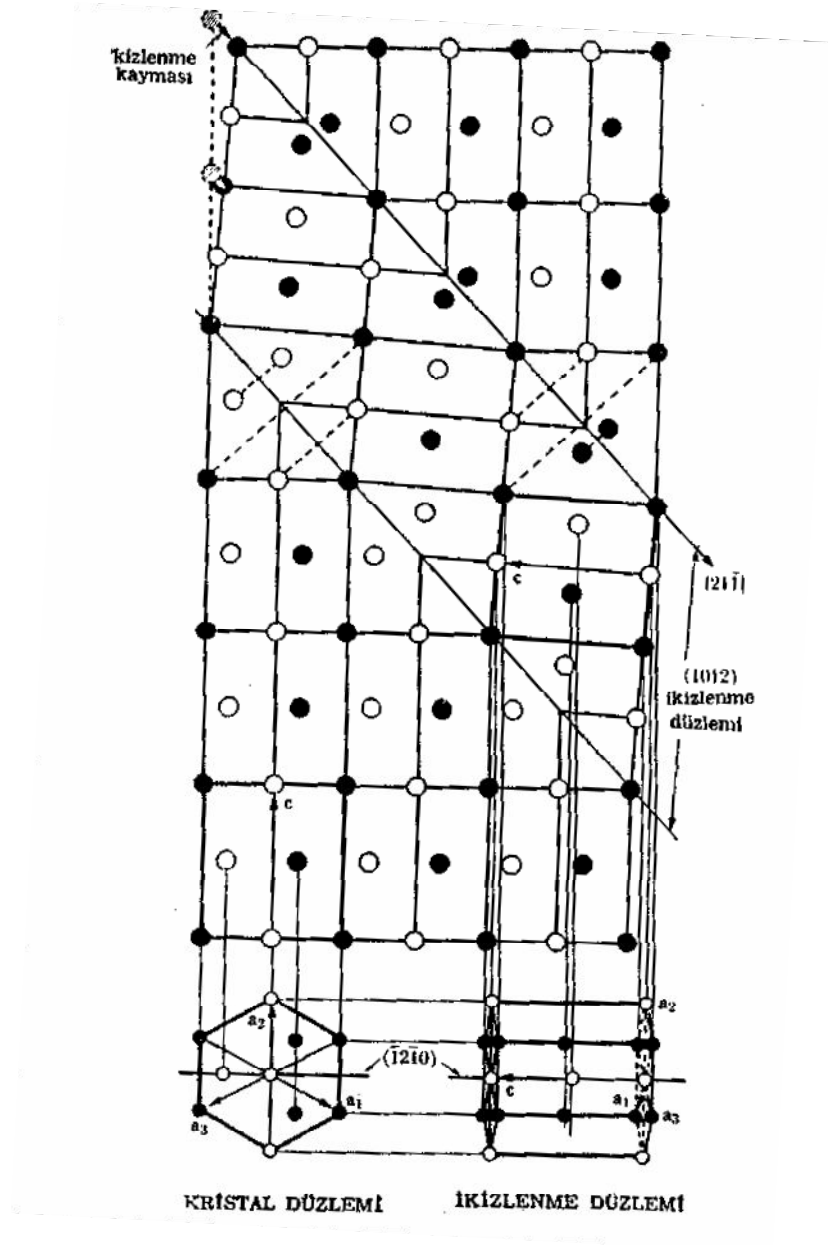
Bir YMK kristal ile ikizlenmesi arasındaki yön bağıntısını tasvir etmek için bir başka yol daha vardır: ikizlenmenin (111) tabakaları, [112] doğrultusundaki homojen kaymanın neticesinde her tabaka ikizlenme düzlemine olan uzaklığı ile orantılı olarak hareket etmek suretiyle varılacak durumlardadırlar. Şekil 2.9’da bu kayma ilk D, E, F durumlarında başlayıp ikizlenme içindeki son durumlara giden oklarla gösterilmiştir. Her ne kadar sık sık böyle ikizlenmelerin deformasyonla meydana geldiği ima edilmiş ise de bu görüşü destekleyen inandırıcı bir ispat verilememiş ve genel olarak, tavlama ikizlenmelerinin yukarıda anlatılan büyüme işleminin bir neticesi olduğu görüşü muhafaza edilmiştir. Bununla beraber bu varsayılan kayma, bir kristal ile ikizlenmesi arasındaki yön bağıntısını ifade etmek için faydalı bir yoldur (Cullity, 1996).

Deformasyon İkizleri: Hem HMK hem de HSP kristalde rastlanır ve her iki halde de ikizlenmenin sebebi deformasyon olduğundan deformasyon ikizleri olarak adlandırılır. Her bir halde esas kristal ile ikizlenmesi arasındaki yön bağıntısı bir düzlemde yansımadır.

HMK kafeslerde ikizlenme düzlemi (112)’dir ve ikizlenme kayması [111] doğrultusundadır. Böyle ikizlenmelere ait bilinen yegâne misâl, darbe ile deforme edilmiş α -demir (ferrit)’dir, ve Neumann bandı denilen son derece dar bir band halinde teşekkül eder. Şu husus belirtilmelidir ki kübik kafeslerde {112} ve {111} yansıma ikizlenmeleri aynı yön bağıntısını meydana getirir; fakat bunlarda hasıl olan atomik mesafeler farklıdır ve bir YMK kafes {111} yansıması vasıtasıyla {112}’deki yansımadakinden daha az bozularak ikizlenebilir, halbuki HMK kafesler için {112} aynı sebeple tercih edilen düzlemdir (Cullity, 1996).

HSP metallerde ikizlenme düzlemi normal olarak (1012)’dir. İkizlenme kayması iyi anlaşılmış değildir; c/a oranı V 3 den küçük olan metallerde (Be, Ti, Mg) [211] doğrultusunda ve c/a oranı V 3 den büyük olan metallerde (Zn, Cd) aksi yön olan [211] doğrultusunda meydana gelir, fakat atomların her birinin kayma esnasındaki hareketlerinin yönü kesin olarak bilinmemektedir. Şekil 2.8 (c) HSP metallerdeki ikizlenme bandının mutlak şeklini gösteriyor, ve görülüyor ki kompozisyon düzlemi her ne kadar muhtemelen ikizlenme düzlemine paralel veya hemen hemen paralel ise de tamamen düz olmayıp genellikle bir miktar eğrilik arz eder. Şekil 2.10 kadmiyumdaki (c/a = 1,886) bir ikizlenme bandının yapısını gösteriyor. İkizlenme düzlemi şekil

düzlemine (1210) diktir, ve kayma doğrultusu bu düzlem içindedir. Açık ve dolu daireler bu düzlemin içinde ve hemen altında ve üstündeki atomları gösterirler.



Şekil 2.10. HSP kafes de ikizlenme bandı. Esas çizimin düzlemi (1210) (Cullity, 1996).

Kaymanın mevcudiyeti çok büyük olmamakla beraber (kadmiyum için 0,17) kafesin esaslı şekilde yeniden yönlenmesini sağlar, ikizlenmenin c eksenine esas kristalin c eksenine hemen hemen diktir. Bu arada işte bu sebeple HSP metallerde ikizlenme ile kaymanın meydana geldiğini belirtelim; eğer bir kristal taban düzlemlerinde kaymaya

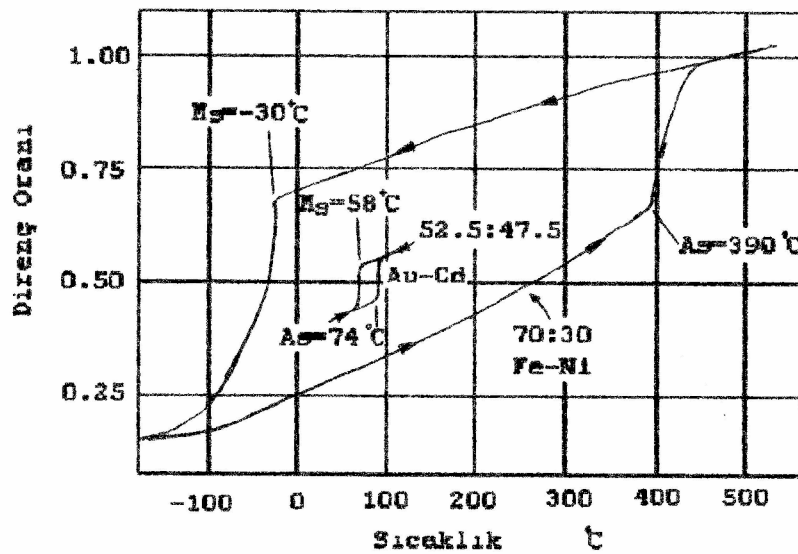
uygun gelmeyen bir tarzda yönelmiş ise, bu takdirde ikizlenmenin vuku bulması ikizlenmiş kısımdaki taban düzlemlerinde kaymaya uygun bir yönelme arz eder.

Genel olarak ikizlenmeler bir kristal içinde farklı düzlemlerde teşekkül edebilir. Meselâ, bir YMK kristalde ikizlenmenin meydana gelebileceği farklı yönlerde dört tane $\{111\}$ düzlemi vardır. Bu sebeple meselâ yeniden kristalleşmiş bakır mikro kafesinde aynı tane içinde birden daha fazla doğrultuda ikizlenme bantları görülür.

Bir kristal keza bir kaç defa ikizlenebilir ve bir kaç yeni yön oluşturur. Eğer A kristali B yi teşkil etmek için ikizlenirse ve B de C'yi teşkil etmek üzere ikizlenmişse, bu takdirde B, C'ye A kristalinin birinci, ikinci,... vs. mertebeden ikizlenmesidir denir. Dikkat edelim ki bütün bu yönler yenidirler. Meselâ şekil 2.8 (b)'de B'ye A_1 'in birinci mertebeden ikizi, ve A_2 ye B'nin birinci mertebeden ikizi gözü ile bakılabilir. A_2 buna göre A_1 'in ikinci mertebeden ikizidir, fakat A_1 ile aynı yöndedir (Cullity, 1996).

2.1.4. Dönüşümün Geri Çevrilebilirliği

Soğuma esnasında oluşan martenzitler ısıtma ile kristallografik olarak tersinir bir karakter gösterir. Bu durumda yeniden soğuma ile martenzit aynı düzlemde ve aynı biçimde yeniden oluşur (Geçkinli, 1992).



Şekil 2.11. Termoelastik Au-Cd ve termoelastik olmayan Fe-Ni alaşımlarının elektrik dirençleri - sıcaklık ilişkisi (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).

Şekil 2.11’de Fe - %29 Ni alaşımının yüksek sıcaklıktaki ostenit bölgesinden alaşımın M_s sıcaklığı olan -30°C ’ye soğutulması ve sonra ısıtılması üzerine direncin değişimi gösterilmiştir. 390°C de HMK martenzitin YMK ostenite geri dönüşümü başlar (A_s sıcaklığı). Şekil 2.11’de gösterildiği gibi bu alaşım için ostenit \rightleftharpoons martenzit dönüşümü yaklaşık 170°C altında soğutma veya üstüne ısıtma ile her iki yönde ilerlemektedir. Bu ifadedeki bu bileşimin YMK γ (ostenit) ve HMK α (martenzit) sı yaklaşık 170°C ’de dengededir. Tersine çevrilebilme bir sıcaklık histeresisi ile benzetilebilir. Bundan başka, tekrarlanmış dönüşümlerde soğutularak elde edilen plaklar (tek kristaller) aynı boyuta ve aynı şekle sahiptir ve orjinal kristalin aynı bölgesi içinde meydana çıkarlar. Bu davranış belkide uygulamada bütün martenzitik reaksiyonların temelidir (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).

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

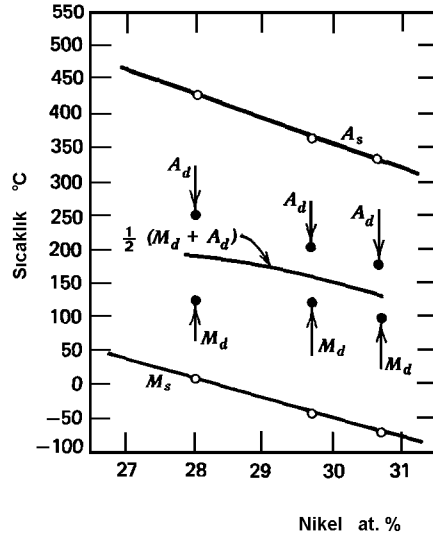
2.1.5. Uygulanan Gerilmenin Etkisi

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

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

Plastik deformasyonun, sıcaklığa bağlı olarak oluşan martenzit miktarını önemli ölçüde etkilediği şekil 2.12’de görülmektedir. Bu konu ile ilgili olarak yapılan deneysel çalışmalara ait sonuçlar aşağıdaki gibi özetlenebilir.

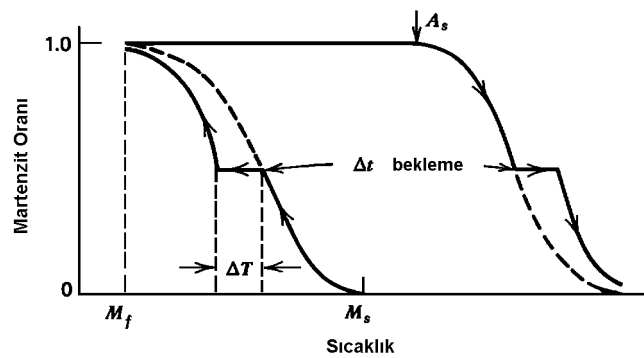
1. Eğer ostenit, M_s ve M_f sıcaklıkları arasında bir sıcaklığa soğutulursa ve bu sıcaklıkta plastik deformasyon uygulanırsa, deformasyon sonucu oluşan martenzit miktarı artar.
2. Eğer ostenit, M_s sıcaklığının altına M_d sıcaklığı denilen sıcaklığa kadar soğutulursa, plastik deformasyon martenzit oluşmasına neden olur. M_d , M_s sıcaklığının üzerindeki plastik deformasyon sonucu martenzit oluşmasını sağlayan en yüksek sıcaklıktır. Martenzitten ostenite ters dönüşüm gösteren alaşımlar, tersine hareket benzer şekilde plastik deformasyondan etkilenir. A_d sıcaklığı A_s sıcaklığının altındaki en düşük sıcaklık olarak tanımlanır, bu sıcaklıkta, plastik deformasyon sonucu ostenit oluşur. M_d ve A_d sıcaklıkları ile M_s ve A_s sıcaklıkları arasındaki ilişki Fe-Ni alaşımları için Şekil 2.16’da gösterilmiştir. Bu şekilde gösterildiği üzere, denge sıcaklığı $\frac{1}{2}(M_d + A_d)$ olarak bulunmuştur. Küçük kesme martenzitlerinde (B tipi) M_d ve A_d birbirine yaklaşık olarak eşit bulunmuştur.
3. Eğer plastik deformasyon M_d sıcaklığının üzerinde gerçekleştirildiyse, hemen soğutmayı takiben M_s üzerinde bir etki yapar. Eğer uygulanan deformasyon küçük ise, muhtemelen dönüşümü hızlandıran hatalardan dolayı M_s yükselir. M_d sıcaklığının üzerinde ciddi bir deformasyon, genellikle M_s yi düşürür, bu etkiye *mekanik kararlılık* denir. Bu etkinin deformasyon sertleşmesine bağlı olarak plakaların ostenit fazına ilerlemesindeki güçlüğü artmasından kaynaklandığı sanılmaktadır (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004).



Şekil 2.12. Bazı Fe-Ni alaşımlarının M_s , M_d , A_s ve A_d sıcaklıkları (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004)

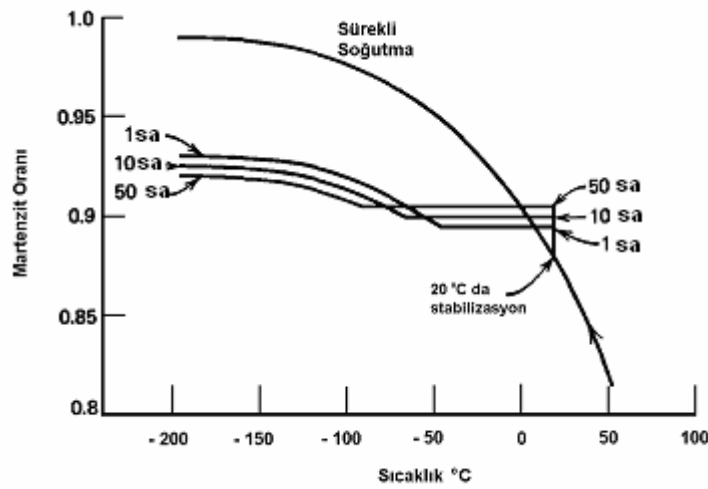
2.1.6. Stabilizasyon (Kararlılık)

Numunenin M_s sıcaklığının altına fakat M_f sıcaklığının üzerine soğutulduğunu ve bu sıcaklıkta Δt kadar bir süre tutulduğunu düşünelim (şekil 2.13). Genellikle malzemenin sıcaklığı ΔT kadar düşürülmedikçe daha fazla martenzit oluşmaz, aynı şekilde daha düşük sıcaklıklarda oluşmuş martenzit miktarı sürenin artırılması ile artmaz. Bu şekilde ostenit oluşturacak ters reaksiyon oluşturan olaya *kararlılık* denir (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).



Şekil 2.13. Dönüşüm eğrisi üzerinde kararlılık etkisinin gösterilmesi (Selimbeyoğlu, 1992)

Kararlılık etkisi önceden bahsedilen tersinirlik özelliğinden ortaya çıkmıştır. Bu özellik çeliklerde görülmektedir. Çeliklerde, temperlemeden önce kalıntı ostenit miktarını azaltabilmek için, M_f sıcaklığı oda sıcaklığından düşük olduğu için, oda sıcaklığına su verme işleminden sonra çeliği soğutmak gerekir. Böyle durumlarda su verme ve soğutma arasında geçen zamanın uzatılması kararlılığı sağlayabilir, bu işlem, soğutma ile giderilebilecek kalıntı ostenit miktarı ile sınırlı kalır, bu özellik belli başlı takım çelikleri için önemli bir durumdur, bunu şekil 2.14’de görmekteyiz.



Şekil 2.14. W1 tipi takım çeliğinin stabilizasyon eğrisi (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004)

2.2. TERMOELASTİK MARTENZİTİK DÖNÜŞÜM

Termoelastik davranış gösteren bir çok demirdışı martenzit vardır, bunları anlayabilmek için martenzitlerin büyüme mekanizmasına genel olarak bakmak gerekir. Bunun için martenzitler *A* ve *B* olmak üzere kesme bileşenlerinin büyüklüğüne göre iki ana gruba ayırarak ele alınacaktır.

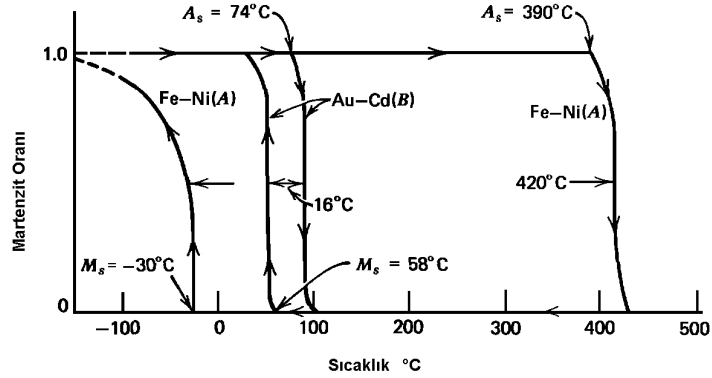
A: Büyük kesme bileşenlerine sahip, örnek Fe-C ($\gamma = 0,19$), Fe-30Ni ($\gamma = 0,20$)

B: Küçük kesme bileşenlerine sahip, örnek Au-Cd ($\gamma = 0,05$), In-Tl ($\gamma = 0,02$)

Martenzitler tekrar dönüşüme uğratıldığında, hızla büyüyen martenzit tipinde bir dönüşüm mekanizması ile ostenite dönüşür. Bu şekilde dönüşüme uğrayan Fe-30Ni (*A* tipi) ve Au-Cd (*B* tipi) martenzitlerin dönüşüm eğrileri şekil 2.15’de verilmiştir. Tersine martenzitik dönüşüm, ısıtma etkisi ile yüksek sıcaklık fazına doğru, ostenit başlangıç sıcaklığı denilen A_s sıcaklığında başlar. A_s sıcaklığı, M_s sıcaklığının oldukça üstünde bir

sıcaklıktır ve dönüşüm eğrileri şekil 2.15'deki gibi bir histeresiz oluşturur. Görüldüğü gibi *A* tipi martenzitlerde histeresiz daha büyüktür, histeresizin genişliği Fe-Ni için yaklaşık 420°C olarak tesbit edilmiştir, bu değer Au-Cd için 16°C civarındadır. Ostenit oluşum reaksiyonu martenzit oluşum reaksiyonunun tersidir ve denge sıcaklığının M_s ve A_s arasında kaldığı kabul edilir, bu histeresiz eğrilerinden T_E tayin edilebilir. Buradan martenzit reaksiyonunun $\Delta G_{\gamma \rightarrow M}(\text{başlangıç}) = \Delta S_f[\Delta T(\text{çevrim})]/2$, eşitliğine uygun bir şekilde başlaması için gerekli serbest enerji kolaylıkla hesap edilebilir, burada ΔT (*çevrim*) histeresizin sıcaklık aralığıdır. *A* tipi martenzitlerin başlaması için daha büyük serbest enerji gereklidir, bunun nedeni bu tip martenzitlerin oluşabilmesi için daha büyük kesme kuvvetlerine gerek olmasıdır.

A ve *B* tipi martenzitlerin oluşumunda belirgin bir fark vardır. Her iki tip martenzit için, sıcaklık M_s sıcaklığının altına düşürülürse, plakalar oluşur ve belli bir büyüklüğe kadar hızla büyür.



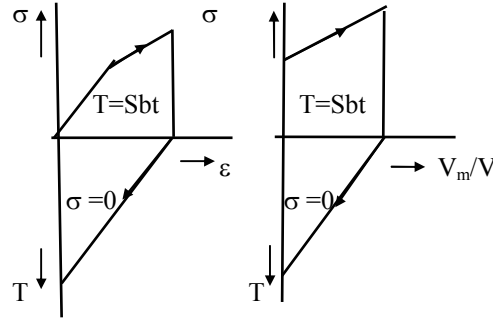
Şekil 2.15. A Tipi ve B Tipi martenzitlerin histeresiz eğrileri (Verhoeven, 1975; Baksan, 2004)

Sıcaklığın daha da aşağı düşürülmesi ile, yeni plakaların oluşumu ve önceden oluşmuş *B* tipindeki martenzitlerin büyümesi ile daha fazla dönüşüm gerçekleşir. Halbuki *A* tipi martenzitlerde daha fazla martenzit sadece yeni plakaların oluşması ile gerçekleşir. Önceden oluşmuş olan plakalar düşük sıcaklıklarda daha fazla büyümeyebilir. *B* tipindeki martenzitlerde önceden oluşmuş plakaların büyümesi ani hareketlerle devam eder. Bu şekildeki plakaların büyüme hızı martenzitik dönüşümlerde olduğu gibi çok yüksek değerlerdedir, fakat büyüme kısa mesafelerde sıcaklığın düşürülmesi ile açığa çıkan serbest enerji sonucu gelişir.

Yeteri kadar plastik hareket olursa, hızlı büyümeye neden olan ostenit ve martenzit arasındaki arayüzey parçalanır ve büyüme durur. Daha fazla büyüme oldukça güçtür ve sistemde eski plakaların büyümesinden daha çok yeni plakaların çekirdeklenmesi daha kolaylaşır. *A* tipi martenzitlerde kesme hareketi ve aşırı soğutma $T_E - M_s$ büyüktür, bu nedenle kalıcı büyümenin durma mekanizmasının devreye girdiği düşünülür. Halbuki *B* tipi martenzitlerde daha küçük kesme hareketi ve daha küçük aşırı soğutma vardır. Plastik hareket oluşmadığı durumda ve elastik deformasyon enerjisi ile serbest enerji arasında bir dengeye ulaşıldığında, martenzit fazının düşük serbest enerji durumuna gelmesi sağlanmış olur. Oluşan bu martenzite, *termoelastik* martenzit denir, *B* tipi martenzitler genellikle termoelastik özelliktedir. Sıcaklık düşürüldükçe, serbest enerji miktarı artar ve martenzit oluşma eğilimi artar. Plakalar, yeteri kadar deformasyon enerjisi yeni bir denge oluşturana kadar büyür. Kütle ara yüzeyinin hızı sıcaklığın azaltılması ile artar. Bunun yanı sıra arayüzey kendi kendine kısa atlamalar şeklinde çok yüksek hızda büyür, bu nedenle ara yüzeyde bir hareket gözlenir.

3. ŞEKİL BELLEK OLAYI

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

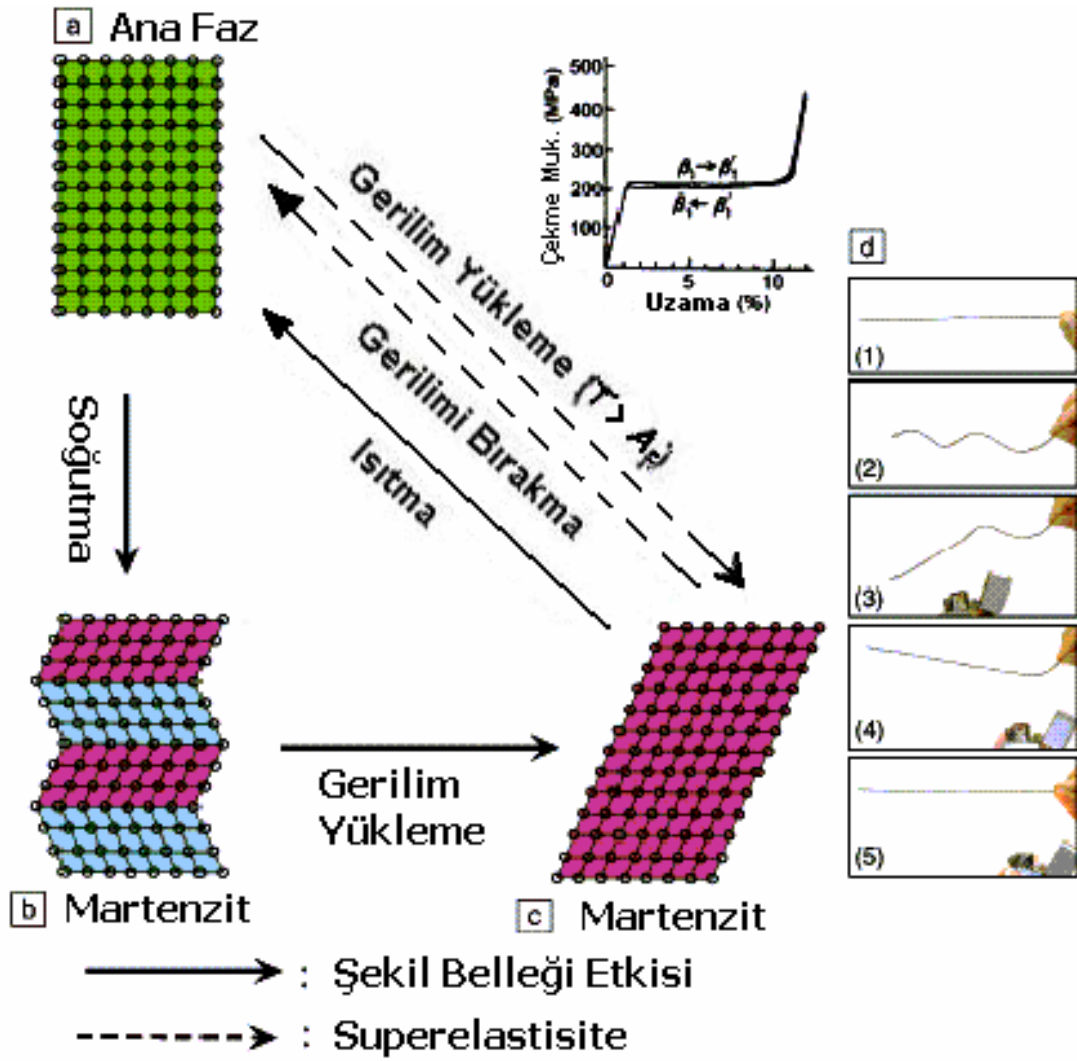


Şekil 3.1. Şekil bellek etkisi. Gerilme uygulanarak oluşturulan martenzit gerilme kaldırıldıktan sonra da dengede kalır, ana faza ancak ısıtıldığında geri döner (Selimbeyoğlu, 1993).

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

Şekil bellek etkisi (ŞBE) Şekil 3.2(d)’de tipik ve yaygın olarak kullanılan Ti-Ni tel için açıkça gösterilmektedir. 1 numaralı resimde tel martenzitik yapıdadır, malzemenin şekli ana fazın şekli ile aynıdır, eğer malzeme oda sıcaklığında deforme edilirse, 3-5 numaralı fotoğraflarda görüldüğü üzere malzeme A_f sıcaklığının üzerine ısıtıldığında tersinir dönüşümden dolayı malzeme tekrar eski haline geri döner. Bu ilginç olay Şekil 3.2(a)-3.2(c)’de basitleştirilmiş bir şekilde gösterilmektedir. Şekil 3.2(a)’daki ana faz M_f sıcaklığının altına soğutulduğunda martenzit oluşumları şekil 3.2(b)’de gösterildiği ve daha önce bahsedildiği gibi kendiliğinden yan yana oluşurlar. Eğer malzemeye bir gerilme uygulanırsa, deformasyon ikiz sınırlarından hareket ederek

ilerler (Şekil 3.2(b)-3.2(c)). Malzeme A_f sıcaklığının üzerine ısıtılırsa martenzit oluşumları ana fazdaki yönlendirmelerine uygun bir biçimde tekrar yönlendirirler, bu dönüşüm termoelastik olursa mümkündür, çünkü termoelastik martenzitik dönüşümler kristallografik olarak tersinirdir.



Şekil 3.2. Martenzitik dönüşüm ve süperelastisite (Otsuka and Kakeshita, 2002)

Eğer malzeme A_f sıcaklığının üzerinde deforme edilirse, şekil 3.2’de Cu-Al-Ni tek kristali için elde edilen sonuçlara benzer sonuçlar elde ederiz, burada giderilebilecek

gerilme miktarı % 10'u geçer. Buna süperelastisite denir, şekil 3.2(a) ve 3.2(c)'deki şekiller kullanılarak bu durum açıklanabilir. Martenzitik dönüşüm kesmeye benzer bir mekanizma olmasına rağmen, eğer gerilme uygulanırsa, M_s 'in üzerinde görülmesi mümkündür.

Buna gerilme altında oluşan martenzitik dönüşüm denir. Uygulanan gerilmeye rağmen kayma olmaksızın A_f sıcaklığının üzerinde gerilme ile ilerleyen dönüşüm görülmesi mümkündür. Herhangi bir gerilme yokken A_f sıcaklığının üzerinde martenzit tamamen kararsız yapıdadır. Bundan dolayı malzeme üzerinden yük kaldırıldığı anda tersinir dönüşüm mutlaka görülür, eğer bu işlemde kayma yoksa deformasyon termo-elastik dönüşümden dolayı tamamen giderilir. Buradan kayma için yüksek oranda kritik gerilmenin, süperelastisite için oldukça önemli olduğu görülür, kayma için kritik gerilme miktarı uygun termo-mekanik işlemlerle artırılabilir. Şekil bellek etkisi ve süperelastisite ŞBA'larda uygulanan sıcaklığa bağlı olarak görülür (Otsuka and Kakeshita, 2002).

3.1. ŞEKİL BELLEK DAVRANIŞI İÇİN GEREKEN KOŞULLAR

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

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

Şekil bellekli alaşımların şekil bellek davranışlarında yapı kararlı olmalıdır. Bazı şekil bellekli alaşımlarda üretim esnasında ana fazdan martenzite dönüşüm hızlı

yapılmalıdır ki, ara fazların oluşumu önlenerek yapının kararlılığı sağlansın. ayrıca yapının kararlılığını bozacak çalışma alanlarından kaçınılmalıdır (Fındık vd, 1995).

3.2. ŞEKİL BELLEK ETKİSİNİ ETKİLEYEN FAKTÖRLER

ŞBE dört dönüşüm sıcaklığı aralığı içerir; A_s , A_f , M_s , M_f . Dönüşüm sıcaklık aralığını, alaşımın elementlerinin miktarları doğrudan etkiler. Aynı zamanda, farklı gazların çökmesi gibi yaşlanma etkileri ve soğuk işlemin oluşturduğu dislokasyonlar, tamamlanmamış dönüşümler ve dönüşümün termal çevrimi gibi kimyasal olmayan nedenlerde etkili olur (Zeren ve Zeren, 1991).

3.2.1 Bileşim Faktörü :

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

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

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

3.2.2 Isıl İşlem Faktörü :

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

3.2.3 Plastik Deformasyon Faktörü :

Numune M_s altına soğutulup, sonra M_s üzerine yeniden ısıtıldığında dislokasyonların düzenli sıraları martenzit deformasyon başlangıcı olmadığı anda gözlenmiştir. Dislokasyonlar, kayma düzlemlerine yerleşir. Dislokasyon yoğunluğundaki artış, çok çevrimli numuneler için direnç sıcaklık eğrilerindeki pikin gelişmesi ile uyumludur. Bu şekilde, M_s sıcaklığındaki termal çevrimi veya M_d altında gerilme uygulanması kalıcı dislokasyon yapısının geliştiği soğuk işlem gibi hareket ettiğini gösterir ki, bu dislokasyonlar, martenzit plakalarının şekillenmesini engelleyerek, yüksek sıcaklık fazının yani ostenitin kararlılığını etkiler (Zeren ve Zeren, 1991).

3.2.4 Termal Çevrim Sayısı :

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

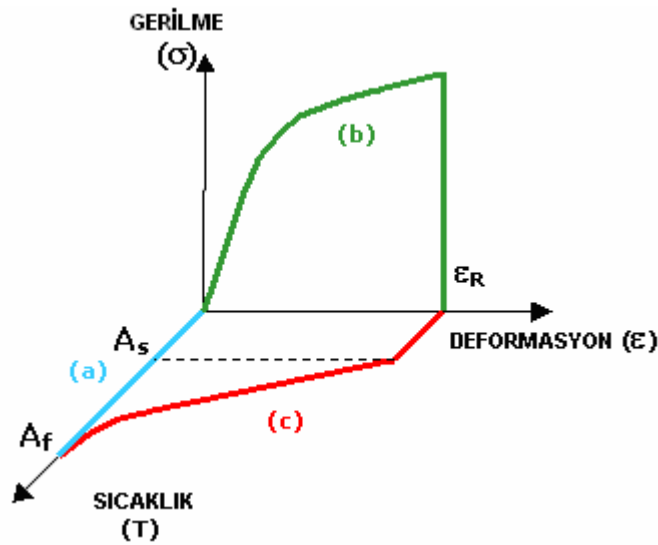
3.2.5 Şekil Değiştirme Miktarı :

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

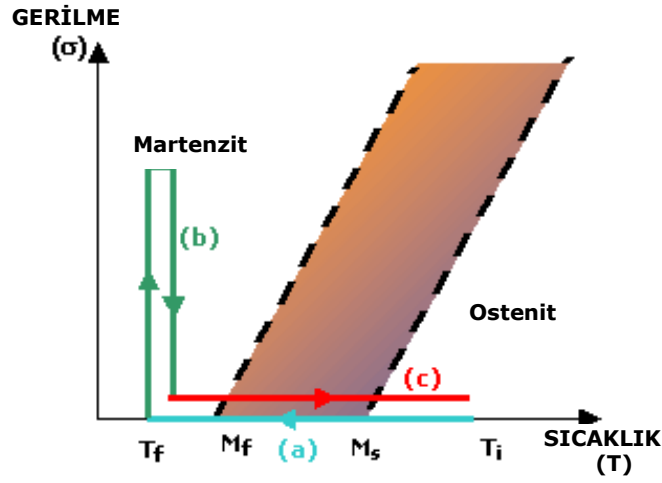
3.3. TEK YÖNLÜ ŞEKİL BELLEK ETKİSİ

Tek yönlü bellek etkisi termo-mekanik etki ile oluşmaktadır. Bu şekil 3.3'de açıklanmaktadır. Bu arada gelişen olaylar ise şekil 3.4'te gösterilmektedir. Tek yönlü bellek etkisinin temel prensipleri aşağıdaki gibidir;

- Durumunda, M_s sıcaklığının üzerinde T_i sıcaklığından herhangi bir zorlama olmaksızın soğutma yapılır, bu soğutma M_f 'in altındaki T_f sıcaklığına kadar sürer. Bu esnada bir miktar martenzit oluşur, fakat dönüşümden dolayı eğilme görülmez.
- Durumunda belli bir sıcaklıkta deformasyon uygulanır, bu durumda herhangi bir dönüşüm olmaz, malzeme martenzit yapısındadır, soğutma sırasında martenzit arayüzeylerinin yeniden yönlenmeleri söz konusudur.
- Durumunda T_i sıcaklığına kadar ısıtma vardır, bu arada bir malzeme üzerinde (b) durumundaki deformasyondan dolayı bir miktar deformasyona uğramış yapı vardır. Bu işlemler sonucu alaşım geri döndüğünde alacağı şekli kazanır (A2IM, 2000; Otsuka and Wayman, 1999)



Şekil 3.3. Termomekanik çevrim ve tek yönlü şekil bellek etkisi (A2IM, 2000)



Şekil 3.4. Tek yönlü şekil bellek etkisi verme işlemi (A2IM, 2000)

3.4. İKİ YÖNLÜ ŞEKİL BELLEK ETKİSİ :

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

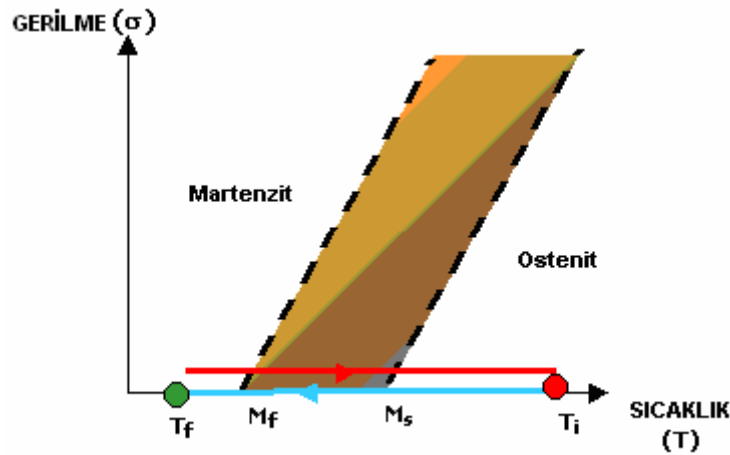
Isı düzenleyicilerin ısı hassasiyet ve ısı hareket ettirici elemanlarının üretimi için, geri çevrilebilir şekil bellek etkisine sahip (iki yönlü ŞBE) alaşımların kullanımı çok pratik olmaktadır. Bu alaşımlar şekilleri değiştiğinde tamamen eski hallerine dönebildikleri için ısı kontrollerinde hem ısı detektörü hem de kontrol cihazı olarak kullanılabilirler. Böyle alaşımlarda sıcaklık hassasiyetinin oluşumu martenzitin plastik deformasyonunun sonucudur. Deforme edilmiş numunenin şeklindeki değişiklik, ısıtmada ters martenzitik dönüşüm işlemi, soğutmada ise doğrudan martenzitik dönüşüm nedeniyle meydana gelir. Saptanmıştır ki, bu alaşımlardaki iki yönlü termo deformasyon, şeklin geri dönüş işlemindeki ters martenzitik dönüşümde gözlenen yönlü iç gerilmelerin bir sonucudur. Bu gerilmeler şeklin geri dönüşümünün neden olduğu üniform olmayan deformasyondan dolayı görülür. Bazı ŞBA'lar doğaları itibarıyla iki yönlü şekil belleği gösterir.

İki yönlü şekil belleği olmayan şekil bellekli bazı alaşımların iki yönlü şekil bellek etkisi gösterebilmesi için aşağıdaki işlem adımlarından oluşan karmaşık bir şekil bellek eğitimi (training) yaptırılır (şekil 3.5-3.6) (Otsuka and Wayman, 1999).

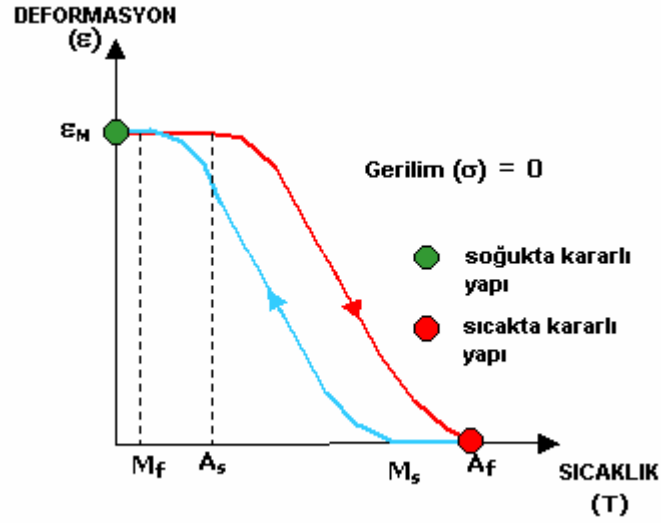
- Martenzitik durumda aşırı deformasyon
- Şekil bellek çevrimi (Soğutma>Deformasyon>Isıtma>Tekrarlama)
- Pseudo-elastik çevrim (Yükleme>Yükü Boşaltma>Tekrarlama)
- Birleştirilmiş şekil belleği ve pseudo-elastik çevrim
- Deforme edilmiş martenzitin zorlama ve sıcaklık etkisi altında çevrime sokulması
- Uzun zaman dönemleri içinde sınırlanmış yaşlanma (tamamen şekil bellek etkisine neden olur, iki yönlü şekil bellek etkisinden çok az farklıdır).

İki yönlü şekil belleği eldesinde dikkat edilmesi gereken bazı sınırlamalar vardır, bunlar;

- Tekrar geri döndürülebilir deformasyon genellikle % 2 civarında kalır, bu oran tek yönlü şekil belleğinde (% 6) görülenlerden daha azdır.
- Soğutma sırasındaki dönüşüm kuvvetleri oldukça küçüktür.
- Şekil belleği çok az aşırı ısıtma ile kaybedilebilir (250°C'dan az)
- Uzun dönem kırılma ve kararlılık özellikleri çok iyi bilinmemektedir.
- Isıtma ve soğutma dönüşümleri sırasında kalıcı bir sıcaklık histeresizi vardır.



Şekil 3.5. İki yönlü şekil bellek etkisi elde etmek için ısıl işlem (A2IM, 2000)



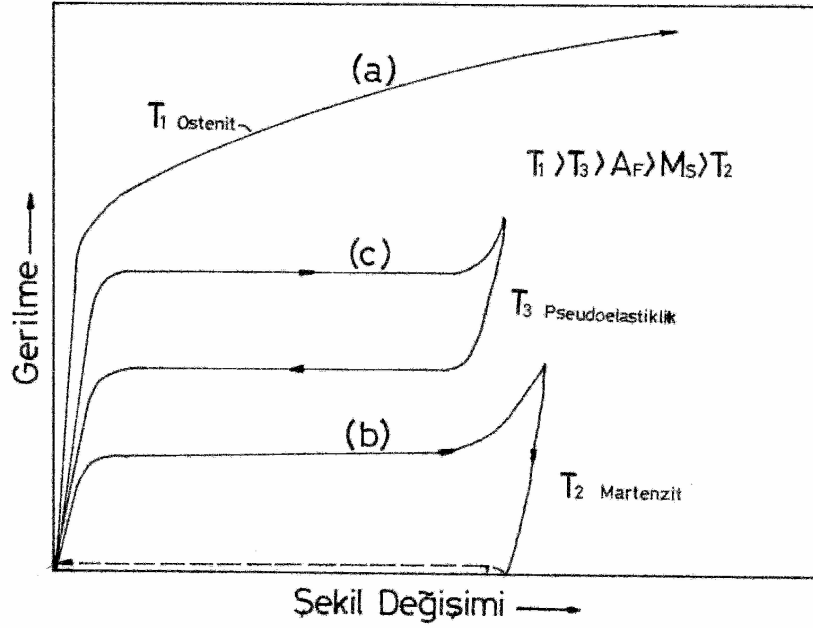
Şekil 3.6. İki yönlü şekil bellek etkisi (dışarıdan yük uygulanmadığı durumda) (A2IM, 2000)

3.5. ÇOK YÖNLÜ ŞEKİL BELLEK ETKİSİ :

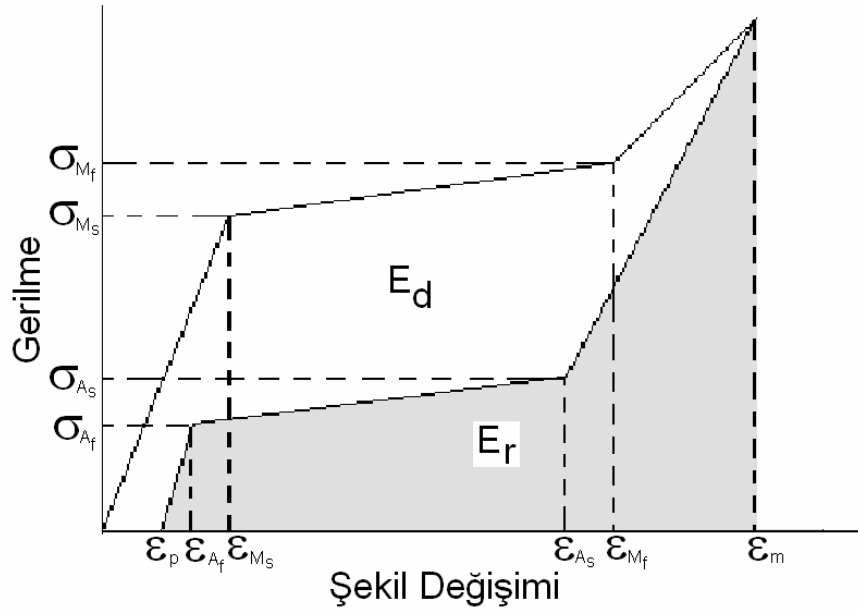
Nishida ve Honma, sınırların altında uygun bir şekilde yaşlandırıldığı zaman zengin Ni içerikli Ti-Ni alaşımı “çok yönlü şekil bellek etkisi” ismi verilen alışılmamış bir olay sergiler. Şerit şeklinde bir alaşım ısıl işlemde sonra soğutulduğu zaman kendiliğinden düzelir, ileri seviyede soğutma ile zıt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

3.6. PSEUDOELASTİSİTE (YALANCI ELASTİKLİK)

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



Şekil 3.7. Transformasyona bağlı farklı sıcaklıklardaki tipik gerilme - şekil değişimi eğrileri; (a)Ostenit, (b)Martenzit, (c)Pseudoelastik davranış.(Graesser and Cozzarelli, 1991)

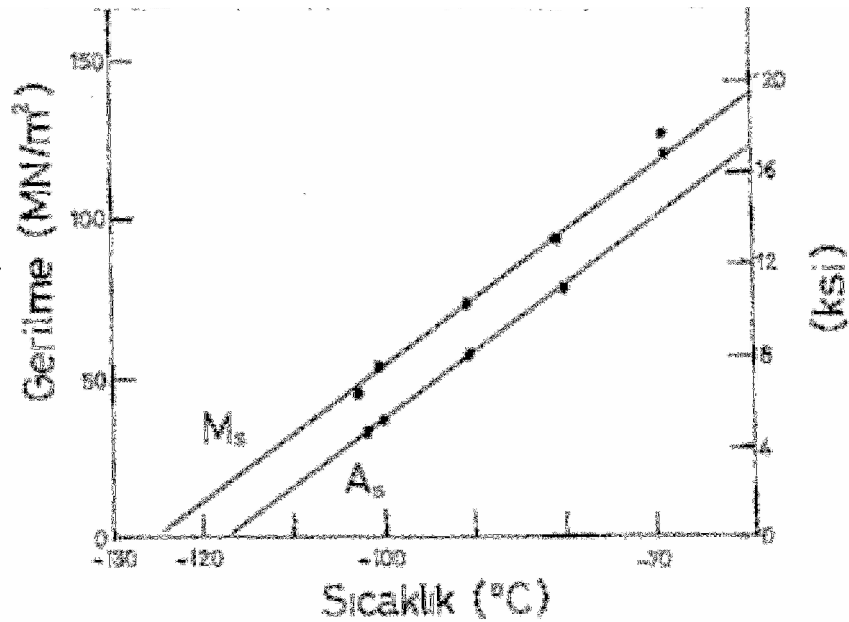


Şekil 3.8. A_f sıcaklığının üzerindeki sabit bir sıcaklıktaki gerilme - şekil değişimi eğrisi (Tobushi, et al., 1993)

Şekil 3.8'de görüldüğü gibi gerilme-şekil değişimi eğrisinin histerezis düğümü yüklenme ve yükün kaldırılması işlemleri esnasında meydana çıkar. Alan, histerezis

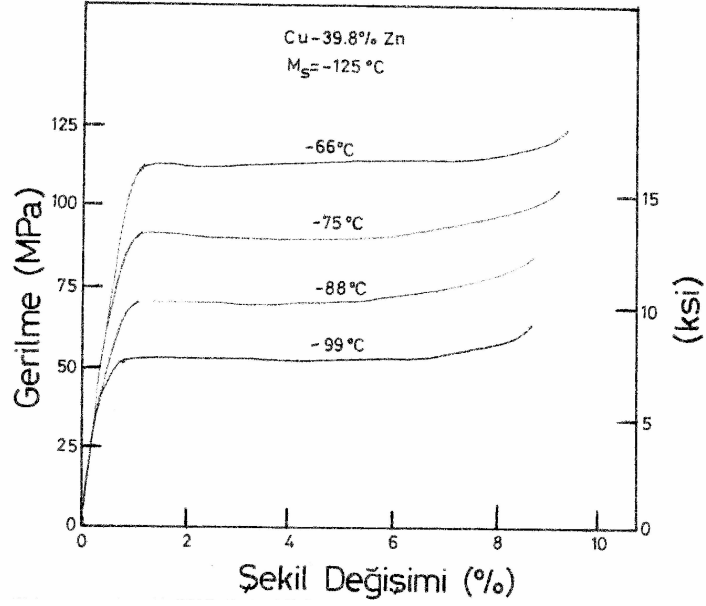
bölgesi tarafından kuşatılır ve alttaki, yükün kaldırılması eğrisi belirttikleri sıra ile şekil değiştirme enerjisi E_d ve geri alınabilir şekil değiştirme enerjisi E_r arasındaki kaybı gösterir. Şekil bellekli alaşımın E_d ve E_r değerleri, geri alınabilir deformasyon bölgesinde normal metalinkilerden bir dereceye kadar daha büyüktür. Bu yüzden şekil bellekli alaşımın sönümlenme ve titreşim kontrolü ve enerji depolama karakteristikleri kusursuzdur.

Şekil 3.8’de gösterildiği gibi, yükleme işleminde SIM transformasyon σ_{Ms} gerilmesinde başlamış ve σ_{Mf} gerilmesinde bitmiştir. Yükün kaldırılmasında ters transformasyon σ_{As} gerilmesinde başlamış ve σ_{Af} gerilmesinde bitmiştir. SIM transformasyon ve ters transformasyonun başladığı ve bittiği noktadaki şekil değişimleri belirttikleri sıra ile ϵ_{Ms} , ϵ_{Mf} , ϵ_{As} ve ϵ_{Af} tarafından ifade edilmiştir (Tobushi, et al., 1993).



Şekil 3.9. Cu-39.8% Zn'deki SIM'in oluşması için gerekli gerilmenin sıcaklığa bağımlılığı. (Selimbeyoğlu, 1992)

Şekil 3.9, SIM üretiminde gerilmenin sıcaklığa bağımlılığını gösterir. SIM üretiminde gereken gerilme şekil 3.10'da gösterildiği gibi Ms sıcaklığının üstündeki artan sıcaklık ile artar (Selimbeyoğlu, 1992).



Şekil 3.10. M_s'nin üzerindeki bir gerilmeye yüklenmiş Cu-Zn için gerilme – şekil değiştirme eğrileri. (Selimbeyoğlu, 1992)

Bu şekilde dikkate değer ana olaylar aşağıda özetlenmiştir;

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

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

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

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

5- Eğer ϵ_m SIM transformasyon bölgesinde ise, ters transformasyonun akma gerilmesi σ_A , ϵ_m 'e bağlı değildir ve her bir sıcaklıkta hemen hemen sabit bir değer

alınır. Diğer bir deyişle, eğer ϵ_m , M fazının çalışma sertliği bölgesinde ise ters transformasyonun başlama noktası belirsizdir ve ϵ_m 'deki artma ile σ_A azalır. Ayrıca, yükün kaldırılması işleminde sabit bir gerilme altında yükselmesinden önce gerilmenin aşırılığa kaçması ters transformasyonun başlama noktasında meydana gelir (Tobushi, et al., 1993).

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

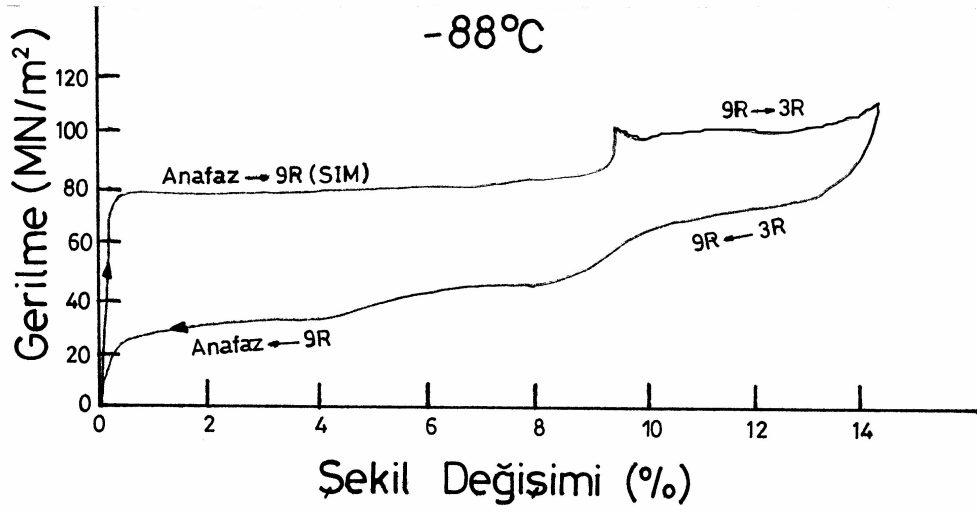
7- Yükün kaldırılmasından sonra ϵ_p artan ϵ_m ile artar (Tobushi, et al., 1993).

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

3.7. MARTENZİTTEN MARTENZİTE DÖNÜŞÜM

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

Şekil 3.11, M_s sıcaklığının yaklaşık 35°C üstünde 88°C 'de şekil bozukluğuna uğramış Cu-%39.8ağ.Zn alaşımının deformasyon davranışını gösterir. En üstteki birinci bekleme yeri SIM martenzitin formasyonuna tekabül eder. Bununla beraber, yaklaşık %9 şekil değişikliğinin başladığı ikinci bekleme noktası, birinci martenzitten gerilime sebep olan ikinci bir martenzitik dönüşüme tekabül eder. Bu olay Cu-Zn alaşımında %17'lik bir şekil bozukluğunun tekrar geri alınmasını sağlamıştır (Selimbeyoğlu, 1992).



Şekil 3.11. Cu-39.8% Zn alaşımındaki martenzitten martenzite dönüşümün sebep olduğu çift pseudoelastiklik (Selimbeyoğlu, 1992).

4. ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLAR

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

Çizelge 4.1. Şekil bellek etkisi gösteren alaşımlar (Selimbeyoğlu, 1992)

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

NiTi ve bakır esaslı alaşımlar gibi tipik şekil bellekli alaşımlar düzenli yapıya sahiptir ve termoelastik martenzitik transformasyonu gösterirler. Bazı ostenitik çeliklerde ise gerilme esaslı martenzitik transformasyona bağlı ŞBE vardır (Yang and Kim, 1992).

ŞBA’ların kendine has mekanik özellikleri malzemenin geçmişi, sıcaklık ve gerilmenin fonksiyonu olarak iç yapıdaki transformasyona bağlıdır (Brinson and Lammering, 1993). Şekil belleğinin sınırlanması ile şekil bellekli malzemenin şekil

değişikliği başka bir nesneyi sıkıca tutar veya bir kuvvet ortaya çıkar. Elde edilen bu mekanik gerilmenin büyüklüğü malzemenin özelliklerine bağlıdır. Bu mekanik gerilme, malzemenin geri dönen %100'lük şekil değişiminin yalnızca %2 ile % 9'unun gerçekleşmesi ile ortaya çıkar (ŞBA'ların bağlama elemanı olarak kullanılması) (Selimbeyoğlu, 1992; Noyan, 1990).

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

4.1. Ni – Ti ESASLI ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLAR

Ni-Ti esaslı şekil bellekli alaşımları eşit sayıda atoma sahip metaller arası Ni-Ti bileşiklerinden oluşur. Bu metaller arası bileşikler olağanüstüdür, zira birçok metalik alaşımda olduğu gibi aşırı nikel veya titanyum için geniş bir çözünebilirlik alanına sahiptir ve birçok sıradan alaşıma göre daha iyi plastik şekillendirilebilme özelliği gösterirler (Hodgson, et al). Bazı Ni-Ti esaslı ŞBA'ların dönüşüm sıcaklıkları çizelge 4.1'de gösterilmiştir Tek yönlü ŞBE'nin yanı sıra super-elastisite bu alaşımın en iyi bilinen özellikleridir. Korozyon direnci açısından ve biyolojik olarak insan bünyesine uyumlu olması, biyomedikal uygulamalarda kullanılmasına imkan sağlamıştır.

Bu alaşımın bazı özelliklerini daha da iyileştirebilmek amacıyla çok küçük miktarlarda üçüncü alaşım elementi ilave edilebilir.

Çizelge 4.2. Bazı Ni-Ti esaslı şekil bellekli alaşımlara ait dönüşüm sıcaklıkları (Zeren ve Zeren, 1991).

Nominal Bileşim	M _S	M _f	A _s	A _f
54.5 Ni-45.5 Ti	57	5	63	166
54.8 Ni-45.2 Ti	20	-20	39	77
55.5 Ni-44.5 Ti	-30	-53	-12	0
51.4 Ni-44.8 Ti-3.6 Cu	0	-50	-10	30
49.0 Ni-44.0 Ti-5.0 Cu-2.0 Fe-80	-106	-58	-31	75

4.2. Cu ESASLI ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLAR

Son zamanlarda geliştirilen şekil bellek özelliğine sahip Cu alaşımları, Nitinolden daha ucuz, daha yüksek elektrik ve ısı iletkenliği, daha küçük histerisiz, daha iyi işlenebilirlik ve seri üretimlerinin daha da kolay olması nedeniyle geniş bir uygulama potansiyeline sahiptirler (Hansen, 1988; Tadaki, 1999).

Bazı bakır esaslı ŞBA örnek olarak Cu-Zn, Cu-Sn, Cu-Al, Cu-Al-Ni, Cu-Al-Mn, Cu-Zn-X (X = Ni,Ag,Au,Cd,In,Ga,Si,Sn,Sb,) ve Cu-Au-Zn alaşımı.

4.3. DEMİR ESASLI ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLAR

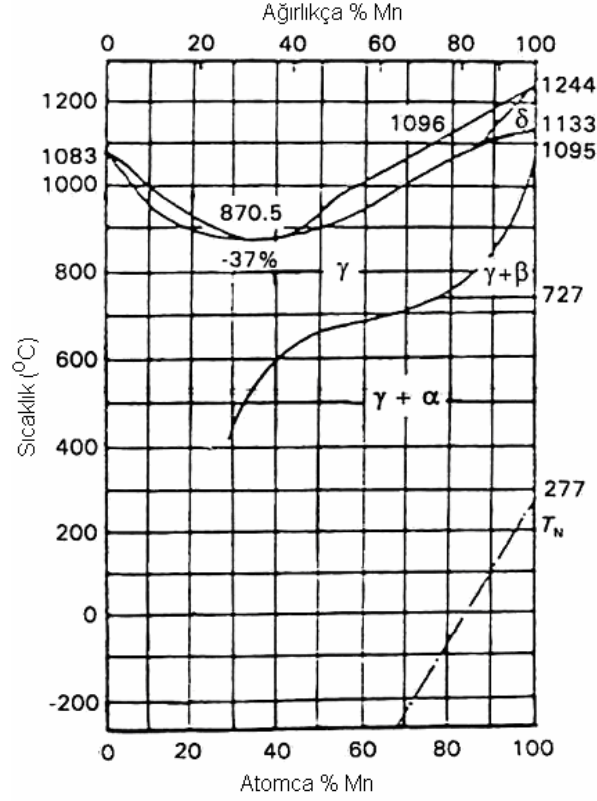
Çelikler su verme ile sertleştirildiği zaman martenzitik dönüşüme maruz kalır ve çoğunlukla şekil belleği yoktur çünkü martenzit tersine çevrilemez. Fakat temperleme gibi tavlama sonucunda ve bazı alaşım elementlerinin eklenmesi ile % 0.8 oranında C içeren yüksek karbonlu çeliklerde bile, eğer ostenitteki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

Fe esaslı ŞBA'lar Fe-Ni-C, Fe-Ni-Co-Ti, Fe-Cr-Ni-Mn-Si, Fe₃Pt, FePd, Fe₃Be ve Fe-Mn olarak sınıflandırılabilir.

4.4. Mn-Cu ESASLI ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLAR

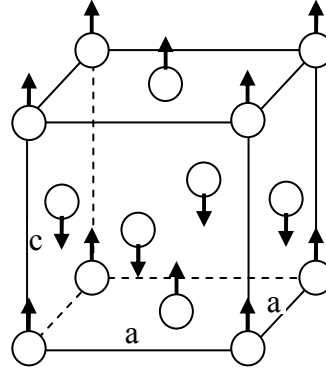
Yüksek sıcaklıklarda, Mn – Cu alaşımları geniş bir bileşim aralığında YMK (γ) katı eriyiktir. %25 – 30 ağırlık Mn içeren Mn-Cu alaşımları 650 – 660°C sıcaklığın altında YMK γ katı eriyiğine ve α – Mn denge fazlarına ayrışır. Ağırlıkça % 37 – 92Mn içerikli Mn-Cu alaşımlarında ise γ fazı hızlı soğutma ile ortam sıcaklığında dönüşmeden kalabilir. γ fazının martenzitik dönüşüm sonucu YMT (γ') faza dönüşümü ise daha hızlı soğutma ile elde edilir. Bu dönüşümün Mn atomlarının antiferromanyetik geçişiyle yakından ilişkili olduğu bilinen bir gerçektir (Tsuchiya et al., 1999). Gerçekte manyetik geçiş sıcaklığı (Neel Temperature) T_N 'den, yapısal dönüşüm sıcaklığı M_s 'i ayırt etmek

zordur. Mn – Cu alaşımlarındaki γ' fazı martenzitik dönüşüm esnasında ortaya çıkan yüksek yoğunlukta ikizler içerir. Bu ikizler alaşıma yüksek sönümleme kapasitesi özelliği sağlar (Tsuchiya et al., 1999; Bashchenko et al., 1994).



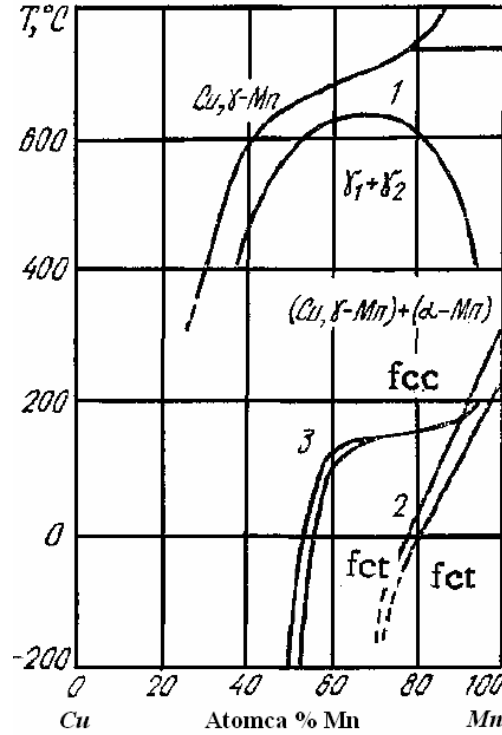
Şekil 4.1. Mn-Cu alaşım sisteminin denge diyagramı (Cunyi, et al., 1994)

γ – Mn tetragonal alaşımlarının manyetik yapıları Mn-Cu alaşımlarının nötron saçılma çalışması ile doğrulanabilir. Yapının bir modeli Şekil 4.2’de gösterilmiştir, burada (001) düzlemindeki Mn atomları manyetik hareketleri her birinin ferro manyetikliği ile alakalıdır ve c eksenı boyunca zıt momentlere sahip bitişik düzlemlerdeki atomlar hareket halindedir. Manyetik dönüşüm neticesinde $YMK \rightarrow YMT$ geçişin sonucu $c/a < 1$ olan alaşımlar ve $c/a > 1$ olan alaşımlar, olmak üzere γ Mn alaşımlarında iki tip bozulma olabilir. Birinci tip alaşımlar ($c/a < 1$) manyetik ve martenzitik dönüşüm sıcaklıklarının birbirine uygunluğu ile karakterize edilir. Bu uygunluğun anlamı, $c/a < 1$ oranına sahip YMT yapı ve (001) düzlemleri arasındaki antiferromanyetik etkileşim daima gerçekleşecektir (Vintaikin et al, 1985).



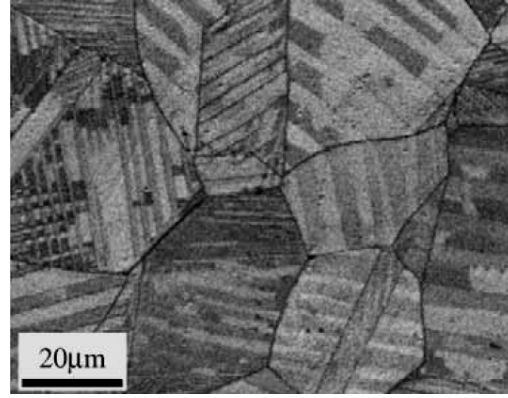
Şekil 4.2. $c/a < 1$ (tetragonallık derecesi) ile γ – Mn alaşımlarının antiferromanyetik yapı modeli (Vintaikin et al, 1985).

4.4.1. Mn-Cu Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler



Şekil 4.3. Mn-Cu alaşım diyagramı, 1) metastabil ayrılma bölgesi, 2) suda soğutulmuş alaşımlarda $YMK \rightarrow YMT$ martenzit dönüşüm sıcaklığı, 3) 450°C'de tavllanmış alaşımın martenzit dönüşüm sıcaklığı (Vintaikin, et al.,1985).

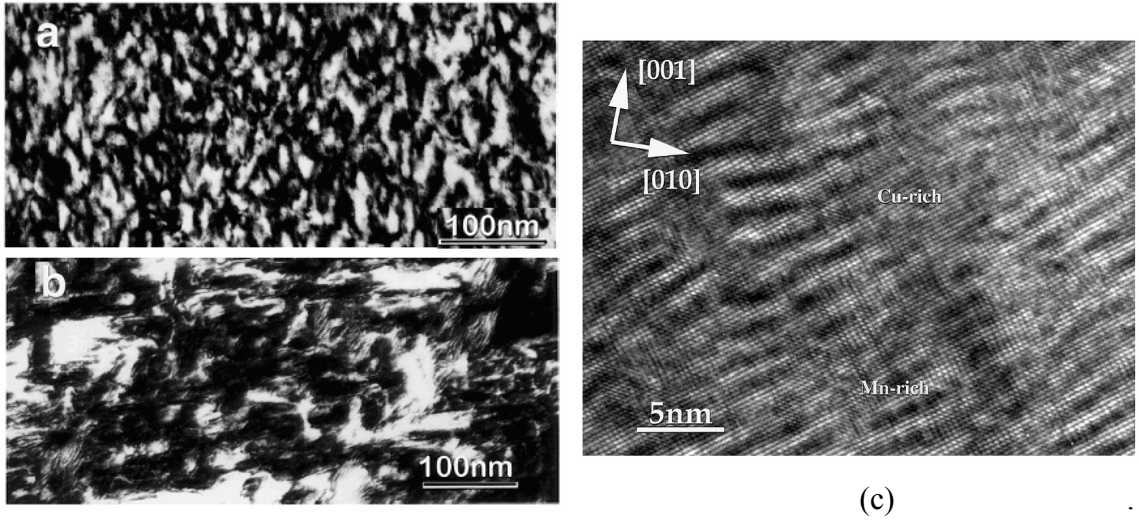
Alaşımların ısı işlemleri genellikle γ alanından hızlı soğutma ve faz diyagramına bağlı olarak belirli bir sıcaklıkta temperleme işlemlerinden ibarettir. Sonuçta yapılan birbirine bağlı iki işlemde ibaret olup, birinci işlemde γ fazının soğutulması sonucu YMK – YMT faz dönüşümünün sağlanmasıdır. Martenzitik dönüşümün sonucu olarak, alaşımın yapısında ince ve kaba olmak üzere 1 ve 10 μm boyutunda iki tip ikizlenmiş yapı oluşur (şekil 4.4). İkinci işlem ile de γ fazı Mn'ca zengin γ_1 ve Cu'ca zengin γ_2 fazlarına ve aşırı doymuş Mn'ca zengin bölgelerde α -Mn'a dönüşür. Yaşlandırma işlemi sonrası suda soğutma sonucunda yapıda YMT γ_1^1 ve γ_2^1 oluşur. (Vintaikin et al., 1997; Vintaikin and Nosova, 2000).



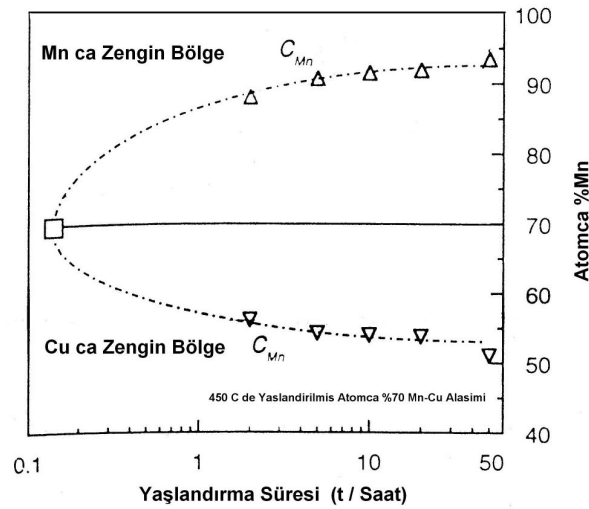
Şekil 4.4. 850°C'de homojenleştirilip suda soğutulan atomca Mn-%15Cu alaşımındaki ikizlenmiş yapılar (Qingchao, et al., 2006)

Şekil 4.5, atomca Mn-%30Cu alaşımının 2 ve 20 saat yaşlandırılması sonucu ayrılmış mikroyapıları göstermektedir. 2 saat yaşlandırılmış Mn-%30Cu alaşımının mikroyapısı kümeler halinde gözükmektedir. 2 saat yaşlandırma sonrası bu kümeler yaklaşık 20 nm boyutundadır, 20 saat yaşlandırma sonrası ise kümelerin boyutları artmış ve yaklaşık 80 nm boyutuna ulaşmıştır. Mikroyapılarda gözlenen en önemli özellik, çok iyi iki tezat görüntünün tane sınırları alanlarında saçaklarının olmasıdır. Uzun yaşlandırma sürelerinde bu saçaklar artmaktadır. Şekil 4.5 (c)'de ise, 2 saat yaşlandırılmış Mn-%30Cu alaşımının daha yüksek büyütme oranlarındaki TEM görüntüsü verilmiştir. Süreksiz saçaklı bölgeler ile karakterize edilen iki fazlı mikroyapıdaki bu bölgelerin kalınlıkları yaklaşık 1,5 nm ($1,5 \times 10^{-3} \mu\text{m}$) dir ve 5-10 nm ($5-10 \times 10^{-3} \mu\text{m}$)'lik alanlarda uzamaktadır. Şekil 4.5 (c)'de gösterilen saçaklı bölgeler sınırlı boyutlara ve iki fazlı mikroyapıya sahiptir. Tam olarak açıklanamayan saçaklı ve

saçaksız iki bölgenin tane sınırları yüksek çözünürlüklü TEM ile incelenmiş ve iki fazlı mikroyapının birbirine bağlılığı ortaya çıkarılmıştır. Mn-Cu alaşımındaki faz ayrışmasında, her bir ayrılmış alanın bileşimi aynı değildir yani bir heterojenlik vardır. Yapılan ölçümler sonucu bu bölgelerin Mn'ca zengin ve Cu'ca zengin bölgeler olduğu tespit edilmiştir ve tavlama süresi arttıkça bu bölgelerinde Mn konsantrasyonlarının değiştiği görülmüştür (şekil 4.6) (Yin, et al., 1999).



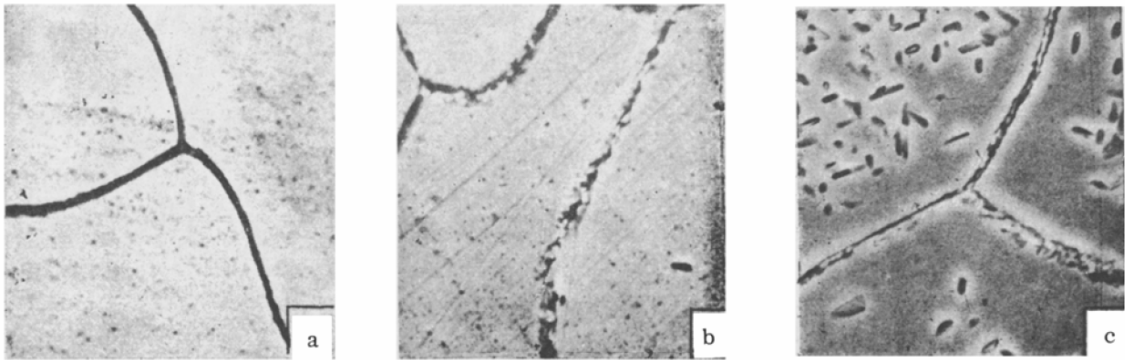
Şekil 4.5. Atomca Mn-%30Cu alaşımının ayrılmış mikroyapıların TEM görüntüsü, a) 450°C'de 2 saat yaşlandırılmış yapı, b) 450°C'de 20 saat yaşlandırılmış yapı c) 450°C'de 2 saat yaşlandırılmış alaşımının yüksek çözünürlüklü TEM görüntüsü (Yin, et al., 1999).



Şekil 4.6. Atomca Mn-%30Cu alaşımındaki Mn'ca zengin ve Cu'ca zengin bölgelerdeki Mn konsantrasyonunun yaşlandırma süresi ile değişimi (Yin, et al., 1999).

Mn ve Cu'ca zengin bölgelerin 2 saat yaşlandırılmış numunede de olduğu görülmüştür ve daha uzun yaşlandırma süresi ile Mn'ca zengin bölgelerin hacimsel oranları bir parça azalır (Yin, et al., 1999). Artan tavlama süresi, YMK kafes ile hemen hemen saf Mn bölgelerinin oluşmasına rehberlik eden Mn'ca daha zengin ve daha büyük ayrışmalara sebep olur. Bu bölgeler kritik bir boyuta ulaştığı zaman $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümü meydana gelir ve α Mn çökeler. Çok uzun süreli tavlama sonucu ise yapıdaki tüm Mn'ca zengin bölgeler tamamıyla α Mn'a dönüşür (Kochetkova and Favstov, 1976; Rakhshtadt, et al., 1973).

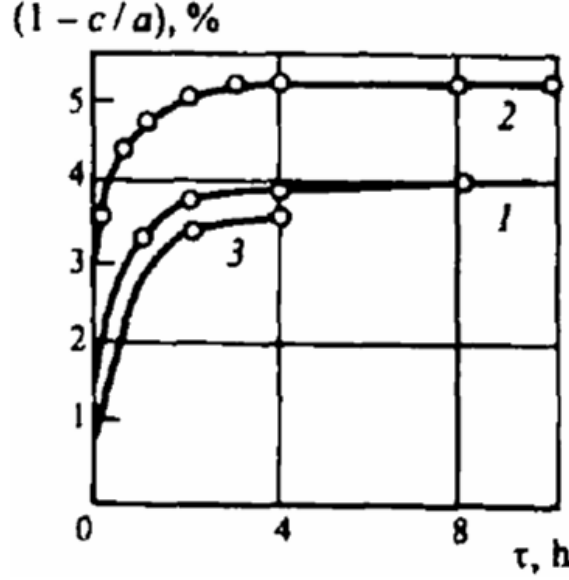
Şekil 4.7, 400°C de yaşlandırılmış Mn-%25Cu alaşımının mikroyapısındaki değişimleri göstermektedir. Suda soğutmanın hemen arkasından yapı, tane sınırları belli belirsiz görülen tek fazlı bir yapıdır. Kısa bir yaşlandırma (0,5 saat) tane sınırlarının önemli bir şekilde zenginleşmesini sağlar (şekil 4.8a). α Mn'in ilk çökeltileri seyrek mercimek şeklinde gözlenmiştir, daha fazla yaşlandırma, çökeltilerin boyutlarında önemli bir değişme olmadan, α Mn çökeltilerinin miktarlarında bir artma sağlar (şekil 4.8c). Çökeltilerin boyutlarında artma ancak 450°C'de 30 saat tavlama gözlenmiştir (Kochetkova and Favstov, 1976). Yaşlandırma işlemi sırasındaki yapısal değişimler, sıcaklık arttıkça daha kısa yaşlandırma sürelerinde olmaktadır.



Şekil 4.7. Su da soğutulmuş Mn-%25Cu alaşımının farklı sürelerde 400°C'de yaşlandırılmış mikroyapıları (2500X); a) 0,5 saat, b) 10 saat, c) 30 saat (Kochetkova and Favstov, 1976)

Yaşlandırma ve yaşlandırma süresinin bir diğer etkisi ise YMT yapının tetragonallik derecesinin artan yaşlandırma süresi ile artmasıdır (şekil 4.8). Mn-Cu alaşımları için tetragonallik derecesinin alabileceği maksimum değer yaklaşık 0,05'dir.

Mn-Cu alaşımlarında tetragonallik derecesi arttıkça şekil bellek etkisi de o derece artar (Vintaikin and Nosova, 1996).



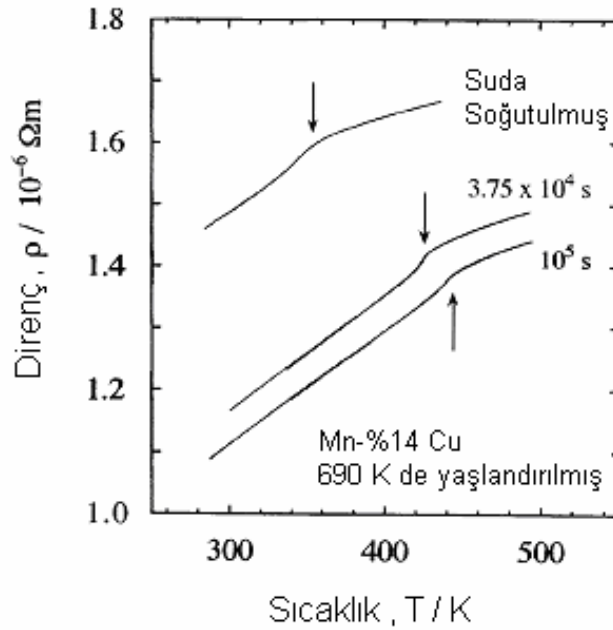
Şekil 4.8. Suda soğutulmuş ve 450°C’de tavllanmış Mn-Cu alaşımlarının YMT fazının tavlama süresi ile tetragonallik derecesi değişimi; 1) Mn-%20Cu, 2) Mn-%17Cu-%3Cr, 3) Mn-%15Cu-%5Ni (Vintaikin and Nosova, 1996).

Su verilmiş Mn-Cu alaşımları 350 – 500°C arasında tavlandığı zaman dönüşüm sıcaklıkları artar ve martenzitik dönüşüme uğrayan alaşımın varlığı konsantrasyon aralığına bağlı olarak genişler. Temperlenmiş alaşımlardaki martenzitik dönüşüm de su verilmiş malzemelerdeki ile aynıdır. Dönüşümün karakteristiği, Brillouin kanunu (antiferromanyetik alt kafeslerin manyetikliğinin sıcaklığa bağlı olması) tetragonalite sıcaklığına bağlı olmasıdır. Su verilmiş Mn-Cu alaşımlarında dönüşüm sıcaklık aralığı (M_s ile M_f veya A_s ile A_f arası) ortalama 40°C iken temperlenmiş alaşımlarda bu aralık ortalama 5°C’ye düşer (Vintaikin et al., 1985)..

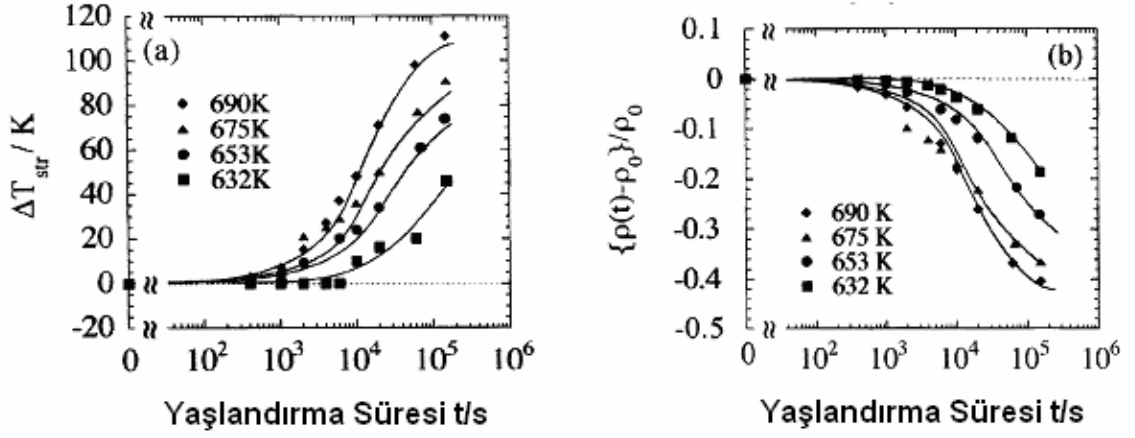
Şekil 4.9’da da görüldüğü gibi (yaşlandırma); M_s , öz direncin tam değeri azalırken daha yüksek değerlere yükselmektedir. Dönüşüm sıcaklığındaki değişme (Şekil.4.10. (a)) ve sıvı azot sıcaklığında ölçülen dirençteki değişimler (Şekil 4.10.(b)), Mn - %14 at Cu için farklı yaşlandırma sıcaklıkları için zamanın bir fonksiyonu olarak çizilmiştir. Şekil 4.10.(b)’de, elektriksel direnç, $(p(t) - p_0) / p_0$ formunda yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak çizilmiştir. Burada p_0 ; su verilmiş numunenin direnci,

$\rho(t)$; belirli bir sıcaklıkta t saniye için yaşlandırılmış numunenin direncidir. M_s ve dirençteki değişiklikler benzer zaman bağılılığı gösterir (Tsuchiya et al., 1999).

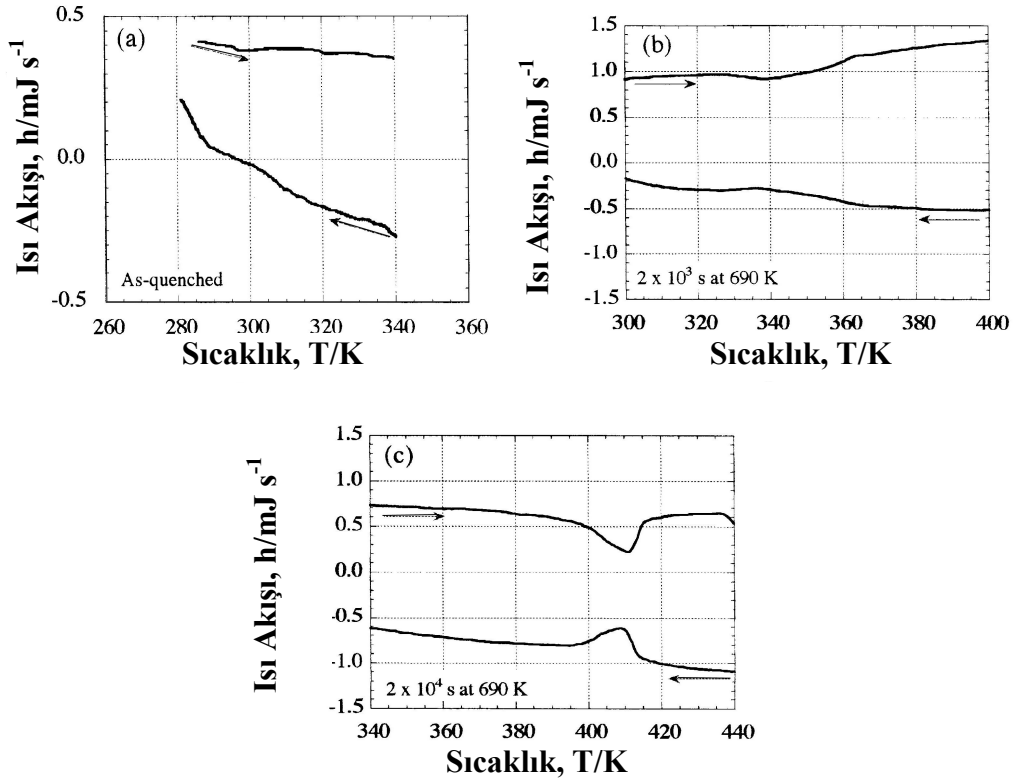
Şekil 4.11, su verilmiş (Şekil 4.11.(a)) ve 690K'de yaşlandırmadan sonraki (Şekil 4.11.(b, c)) Mn - %20 at. Cu alaşımının DSC eğrilerini göstermektedir. Su verilmiş numunedeki dönüşüm pikleri çok küçük ve geniştir. Yaşlandırma işleminden sonraki pikler çok nettir ve dönüşüm sıcaklıkları daha yüksek sıcaklıklara kaymıştır. Şekil 4.12'de yaşlandırma süresine bağlı olarak ölçülen Vickers sertliklerine göre bir diyagram çizilmiş ve görüldüğü gibi 690 K'de 10^6 sn yaşlandırma işlemine tabi tutulan numunenin sertliği su verilmiş numunenin yaklaşık iki katı olmuştur. Bu zamana bağılılık, dönüşüm sıcaklığının ve dönüşüm ısısındaki değişikliklerin zamana bağılılığı eşdeğerdir (Tsuchiya et al., 1999).



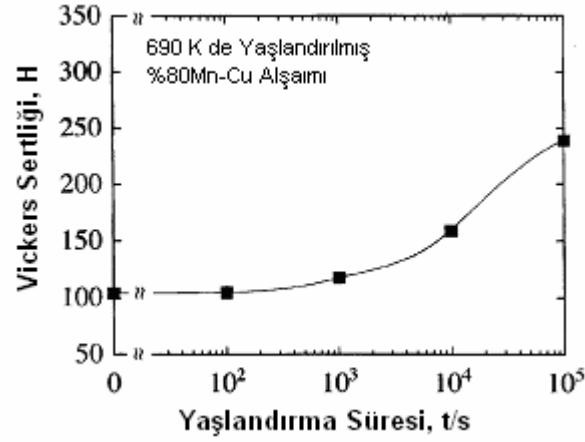
Şekil 4.9. Su da soğutulmuş Mn-%14 at.Cu alaşımının ve onun 690 K (417°C) de $3,75 \times 10^4$ ve 10^5 sn tavllanmış yapılarının elektriksel direnç eğrileri (Tsuchiya et al., 1999).



Şekil 4.10. Mn-%14 at.Cu alaşımının (a) farklı yaşlandırma sıcaklıkları sonucu dönüşüm sıcaklığının değişimi, (b) farklı yaşlandırma sıcaklıkları sonucu sıvı azot sıcaklığında ölçülen artık dirençlerdeki değişim (Tsuchiya et al., 1999).



Şekil 4.11. Mn-%20 at.Cu alaşımının DSC eğrileri; (a) Suda soğutulmuş, (b) 690 K (417°C) da 2×10^3 sn tavllanmış, (c) 690 K (417°C) da 2×10^4 sn tavllanmış (Tsuchiya et al., 1999).

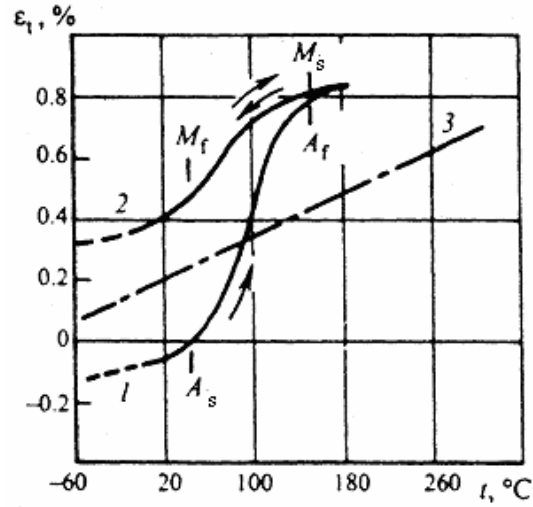


Şekil 4.12. 690 K (417°C) da tavlanmış Mn-%20 at.Cu alaşımındaki Vickers sertlik değerlerinin değişimi (Tsuchiya et al., 1999).

Sıcaklıktaki değişim ile Mn – Cu alaşımlarındaki geri çevrilebilir termo deformasyonun meydana gelişi Şekil 4.13.'de (1 ve 2 eğrileri) gösterilmiştir. Burada Mn - %16Cu alaşımı YMT fazında iken oda sıcaklığında eğme ile $\epsilon = \%1,5$ 'lik bir ön deformasyona uğratılmıştır (Vintaikin and Nosova, 1996).

Isıtıldığı zaman numune önceki deformasyonunun (1 numaralı eğri) tersi bir yönde eğilmeye başlar. İşlem 140°C de tamamlandı: bu nokta incelenen alaşımda YMT→YMK ters dönüşümünün son bulunduğu noktadır (A_f). Numune önceki plastik deformasyonun yaklaşık % 50'sini geri çevirmiştir. Sonraki soğutmada, YMK → YMT dönüşümünün başladığı sıcaklık (M_f) sayesinde şerit oda sıcaklığındaki şekline kendiliğinden geri dönmektedir (Şekil 4.13., eğri 2). Ters deformasyon, ilk deformasyonun yaklaşık % 25'i kadardır. Tekrarlanan ısıtma – soğutma numunenin şeklini tersine çevrilebilirliğini değiştirir (Şekil 4.13., eğri 2) (Vintaikin and Nosova, 1996; Vintaikin et al., 1997).

Numunelerin soğutma sonrası da termal deformasyon parametreleri, aslında yönlendirilmiş iç gerilmeler tarafından idare edilir. Böyle gerilme bölgeleri ters martenzitik dönüşüm üzerine görülür, zira farklı deformasyon mekanizmaları (kayma veya ikizlenme) tarafından karakterize edilen mikro hacimler, ön deformasyondan önce martenzitte görülür. Tersine çevrilebilir termal deformasyonun değeri, alaşımdaki azalan yönlü iç gerilmeler ile azalır (Vintaikin et al., 1997).



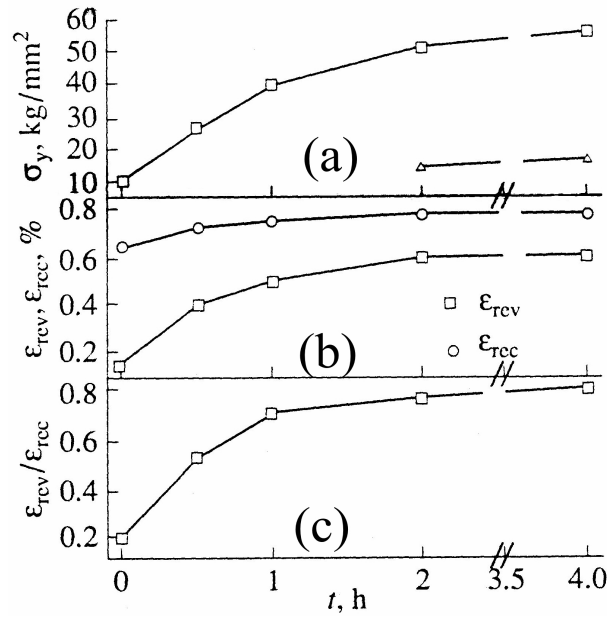
Şekil 4.13. Geri dönebilir şekil bellek etkili su da soğutulmuş Mn-%16 Cu alaşımının (1-2) ve bir termobimetalin termo deformasyonu(3) 1)Ön deformasyon verilmiş alaşımın A_f sıcaklığına ısıtılması, 2) M_s 'den soğutma ve $A_f M_s$ arası ısıtma soğutma çevrimi (Vintaikin and Nosova, 1996).

Kayma ile oluşturulmuş mikro hacimler de, yönlü gerilme bölgeleri gözlendiği için; bunların seviyesi, alaşımın mikro hacimlerdeki akma gerilmesi ile belirlenir. Bundan dolayı, bu alaşımların akma gerilmesi ile termo deformasyon karakteristikleri arasındaki ilişki (hem teorisi hem de pratiği ilgilendirdiği için) ve bu verilerin kökeni olan termal deformasyon özelliklerinin oluşum mekanizmalarının saptanabilmesi için bunların kontrol metotlarının incelenmesi gerekir (Vintaikin et al., 1997).

4.4.2. Mn-Cu Alaşımlarının Mekanik Özellikleri

Mn-%18at.Cu alaşımının akma gerilmesi 450°C 'deki tavlama süresinin bir fonksiyonu olarak Şekil 4.14.(a)'da gösterilmiştir. Numune 200°C 'de yani martenzitik bölgenin üstünde test edildiğinde benzer yapıdaki numuneler, akma gerilmesinin çok düşük değerlerini gösterir. Şekil 4.14.(a)'da gösterilen verilerin karşılaştırılmasında görülmektedir ki, aynı temperlemeden sonra martenzitik ve ostenitik durumdaki alaşımın gerilme değerleri farklılık göstermektedir. (Vintaikin et al., 1997).

Termal deformasyon miktarının tavlama süresine bağılılığı (Şekil 4.14.(b)-(c)) göstermiştir ki, tersine çevrilebilir (iki yönlü) termal deformasyon ϵ_{rev} 'in mutlak ve bağıl değerleri akma gerilmesi davranışı ile benzer olarak, tavlama süresi ile artmaktadır. Kısa temperlemeden sonraki ters şekil değişimi ϵ_{rec} 'deki artma daha küçüktür ki bunun YMT fazın tetragonallik derecesinden olduğu sanılmaktadır. Bu bastırılmış şekil değişiminin geri alınmasında ortaya çıkan yönlü gerilmeler ile uygunluk gösterir. Ters bir durum tersine dönebilir termal deformasyondan ortaya çıkar. Güçlendirilmiş alaşımlardaki yönlü iç gerilmeler daha yüksek değerlere ulaşır, benzer şekilde, ön martenzitik transformasyon üzerine martenzit kristallerinin daha etkili yönelmesine sebep olur (Vintaikin et al., 1997).



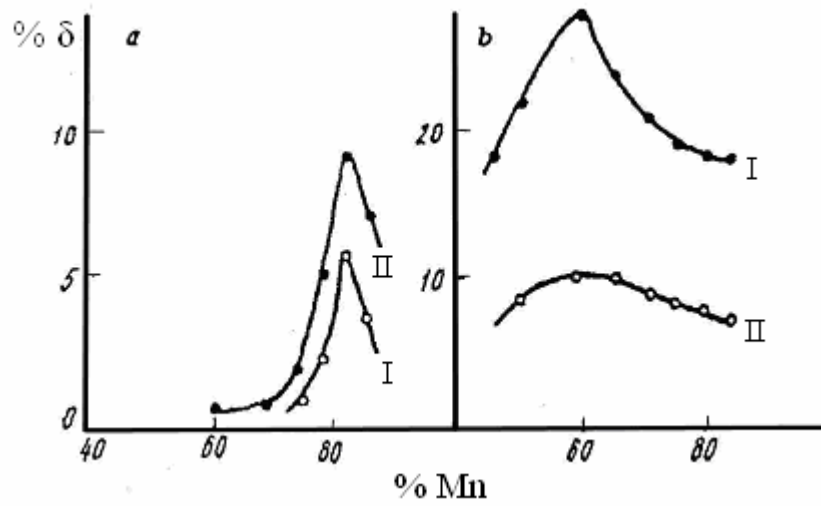
Şekil 4.14. 450°C’de tavllanmış Mn-%18 at Cu alaşımında temperleme süresinin etkisi (a) akma gerilmesi üzerine (b) şekil geri dönüşü ϵ_{rec} ve onun ters değişimi ϵ_{rev} üzerine (c) şekil değişim oranları üzerine (Vintaikin et al., 1997).

4.4.3. Mn-Cu Alaşımlarının Sönümlenme Özellikleri

Mn-Cu alaşımlarının en önemli özelliği, hızlı soğutma ve ısıl işlemler sonucu elde edilen yarı kararlı YMT fazdaki elastik ikizlerden dolayı oluşan yüksek sönümlenme

kapasitesidir. Dinamik yük altında çalışan yapılarda ve makine parçalarında ses ve titreşim sönümleyici yapısal malzemeler olarak tavsiye edilebilir (Rakhshtadt et al, 1973).

Haddelenmiş ve 750-850°C'de homojenleştirildikten sonra suda soğutulmuş ve sonrasında 400°C'de 20 saat tavllanmış %50, 60, 65, 70, 75, 80, 82 ve 85 Mn içeren alaşımların titreşim logaritmik kararlılığı ölçülmüş ve sonuçta şekil 4.15'deki diyagram elde edilmiştir. Diyagramda da görüldüğü gibi %80-82 Mn içeren Mn-Cu alaşımlarında maksimum sönümleme özelliği tespit edilmiştir (Udevenko et al., 1990).



Şekil 4.15. Titreşimin logaritmik kararlılığının konsantrasyona bağlılığı (a) Su verilmiş Mn-Cu (I), 400°C'de 20 saat tavllanmış Mn-Cu alaşımları (II), (b) değişken deformasyonun genliği $\varepsilon = 2 \times 10^{-3}$ (I), $\varepsilon = 0,5 \times 10^{-3}$ (Udevenko et al., 1990).

5. ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN ÜRETİM TEKNİKLERİ

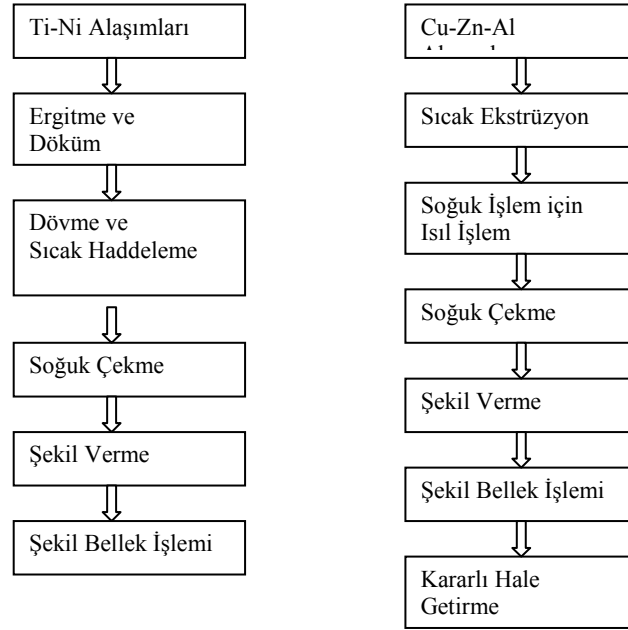
Şekil bellekli alaşımların üretim teknikleri alaşımın tipine göre ve üretim kolaylığı açısından farklılık göstermektedir. Başlıca üretim teknikleri aşağıdaki gibi sınıflanabilir (Suzuki, 1999)

- Döküm ve tel çekme
- Toz Metalurjisi
- Hızlı Katılaştırma (Melt Spinning, Rapid Quenching) tekniği

5.1. DÖKÜM

Alaşımın tipine göre döküm işlemi ve döküm sonrası işlemler farklılık göstermektedir. Şekil 5.1'de Ti-Ni ve Cu-Zn-Al alaşımları için döküm ve sonrasında uygulanan işlem aşamaları gösterilmektedir. Bu iki malzeme arasındaki üretim farklılığı malzemelerin döküm ve imalat sırasındaki göstermiş oldukları davranışlardan kaynaklanır, örneğin Ti alaşımlarının dökümü, oksijene karşı büyük ilgisinden dolayı kesinlikle oksijen olmayan asal gaz atmosferinde veya vakumda gerçekleştirilirken, Cu-Zn-Al alaşımlarının bir curuflaştırıcı kullanarak dökümü mümkündür, fakat Cu alaşımında ise Zn'nun buharlaşması veya Al'un yoğunluk farkı nedeniyle yüzeyde birikmesi söz konusu olmaktadır, bu alaşımların ergitme işlemi curuflaştırıcı ilavesi ve karıştırmanın daha etkin olabilmesi için çekirdeksiz tip indüksiyon ocaklarında gerçekleştirilir. Diğer işlem kademelerinin gerekçeleri bilindiği üzere sıcak işlem ile malzemeye büyük oranda şekil değişimi yaptırabilmek mümkündür. Sıcak işlem ile büyüyen tanelerin küçültülebilmesi için en uygun yollardan biri soğuk deformasyondur. Bu nedenle sıcak işlemi (haddeleme, dövme gibi) takiben soğuk işlem yapılır.

Cu-Zn-Al alaşımları gerilmeli korozyona karşı çok hassas olduğu için Ti-Ni alaşımlarından farklı olarak yüzeyin korunması için ince bir kalay tabakası ile kaplama işlemi yapılır (Suzuki, 1999).



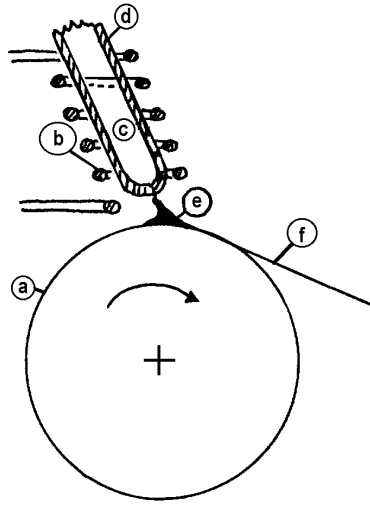
Şekil 5.1. Ti-Ni ve Cu-Zn-Al alaşımlarının üretim prosesleri

5.2. TOZ METALURJİSİ

Toz metalurjisi ile üretimde malzemelerin tozlarından faydalanılmaktadır. Bu yöntemde de malzemelerin özelliklerinden dolayı sınırlamalar vardır örneğin Cu-Zn-Al alaşımlarının tozları su atomizasyonu ile üretilebilirken, Ti-Ni alaşımları sadece gaz atomizasyonu veya döner elektrod yöntemi ile üretilebilmektedir. Bundan sonraki işlem kademeleri bilinen HIP (sıcak izostatik presleme), CIP (soğuk izostatik presleme), sinterleme gibi diğer toz metalurjisi üretim işlem kademelerinden oluşmaktadır. Bu üretim tekniği ile istenilen son ölçülerde ŞBA parça üretimi mümkündür (Suzuki, 1999).

5.3. HIZLI KATILAŞTIRMA

Bu işlemde hızla dönen bakır yüzeyli bir tambur üzerine indüksiyon akımları veya rezistans teli kullanarak ergitilmiş metal veya alaşımın, itici bir gaz vasıtasıyla küçük bir deliği (0,5-1,5 mm çapında) olan kuartz tüp içinden, tambur üzerine düşürülerek metal şerit elde edilmesi esasına dayanır. Soğuma hızını daha da



Şekil 5.2. Hızlı katılaştırma cihazı , (a) Bakır Tekerlek, (b) Yüksek Frekans İndüksiyon Bobini veya Rezistans Teli, (c) Ergimiş Metal, (d) Kuartz Cam Ergitme Kabı, (e) Ergimiş Metal Birikintisi, (f) Katılaşmış Şerit (Bozbıyık vd, 1990).

artırabilmek için dönen tambur çeşitli ortamlar kullanarak soğutulabilir, örneğin karbon dioksit veya sıvı azot gibi, böylece çok büyük soğuma hızı elde edilebilir. Bu soğuma hızı 10^4 - 10^{10} K/s mertebelerindedir. Şekil 5.2’de hızlı katılaştırma düzeneği şematik olarak gösterilmektedir. Bu teknikle üretilen malzemelerin taneleri küçüktür ve yarı kararlı fazlar bünyede bulunmaktadır. ŞBA larda önemli olan bilindiği üzere kararlı ostenit fazından, yarı kararlı martenzit fazına geçiştir. Bu yöntemle malzemenin ostenit fazına çıkartılması doğrudan ergimiş metal ile sağlanmakta, yarı kararlı martenzit fazına geçiş ise herhangi ilave bir ısıl işleme gerek kalmaksızın tek bir işlem kademesiyle, hızlı katılaştırma tekniği ile sağlanabilmektedir. Bu teknikle üretimin diğer bir avantajı bilinen haddeme teknikleri ile haddelenmesinde problem olan gevrek malzemelerin çok ince şeritler halinde üretiminin kolaylıkla yapılabilmesidir, örneğin Ti-Ni-Cu alaşımında bakır miktarı % 10’dan fazla olursa, sıcak haddeme yapılamayacak kadar gevrek olur. Bu üretim tekniği ile üretilen şeritlerin ŞBA’ların bir özelliği olan tersinirliğe karşı alışlagelmiş tekniklerle üretilmiş malzemelere göre daha iyi cevap vermesi, önemli bir

özelliktir. Bunun da nedeni malzeme yapısı ve hızlı katılaştırma sırasında oluşan yaklaşık 10^{12} dislokasyon/cm² gibi çok fazla dislokasyon yoğunluğudur (Saburi, 1999). Soğuma hızının çok yüksek olmasından dolayı katının kimyasal bileşimi, sıvı fazdaki

bileşim ile aynı kalır, başka bir deyişle homojen mikroyapı sıvı fazdan doğrudan elde edilmiş olur.

Bakır esaslı ŞBA lar 5 m/s çevresel hızda, hızlı katılaştırma yapılabilmektedir. Bu üretim tekniği ile bütün Ti, Fe ve Bakır esaslı ŞBA lar başarıyla üretilebilmektedir (Saburi, 1999).

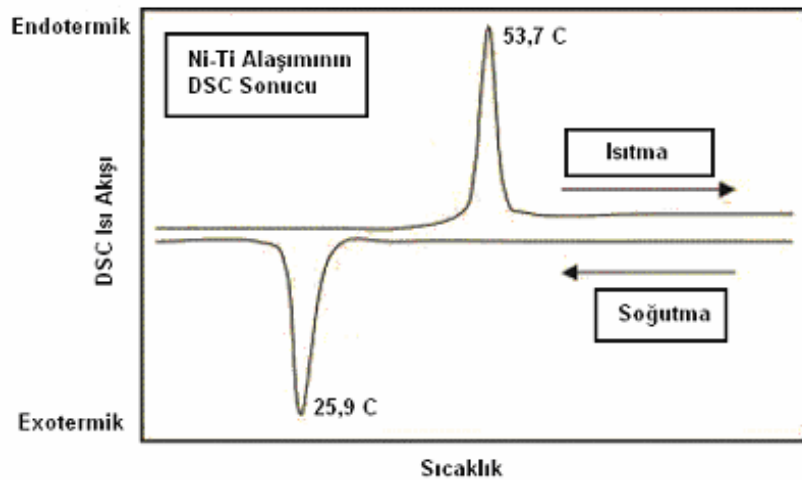
Hızlı katılaştırma işleminin diğer bir faydası da termomekanik işlem, mekanik alaşımlama toz metalurjisi gibi ilave bir işleme gerek kalmaksızın tane inceltme işleminin gerçekleştirilebilmesidir. Bu yöntemin bir diğer avantajı da ŞBA ların en büyük problemi olan yorulma ve bunun sonucu kırılma problemine karşı mikroyapının iyileştirilmesinin sağlanmasıdır. Çünkü tanelerin bu yöntemle küçültülmesi ile kırılma ve yorulma ömrü belirgin bir ölçüde iyileşmektedir (Tadaki, 1999).

6. ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN KARAKTERİZASYONU

ŞBA ların karakterizasyonunda kullanılan 4 temel metot ve çok sayıda özel durumlar için kullanılan karakterizasyon metodu vardır Bu metodlar;

En çok kullanılan ve en önemlisi olan metot diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC)'dir. Bu teknikle malzemelerden alınan çok küçük numunelerin ısıtılması ve soğutulması yolu ile absorbe ettiği veya verdiği ısının ölçülmesi ile dönüşüm sıcaklık alanları bulunur. Kullanılan numuneler miligram bazında çok küçük miktarlarda kullanılır ve numuneler herhangi bir gerilme altında olmadığından ölçüm sonuçları malzemenin gerilmesiz durumdaki dönüşüm sıcaklıklarını verecektir. Dönüşüm nedeniyle numunenin absorbe ettiği veya verdiği enerjiler endotermik ve ekzotermik pikler olarak hem soğutma hem de ısıtma esnasında ölçülebilir. Piklerin başlangıç ve bitiş noktaları numunenin faz dönüşüm sıcaklıklarını verecektir (Hodgson, et al.).

Şekil 6.1'de örnek bir ölçülmüş DSC eğrisi görülmektedir. Numunede termik olaylar numunenin referans malzemesine bağlı olarak daha düşük veya daha yüksek enerji gösterip göstermemesine bağlı olan ya bir endothermic veya exothermic yönünde DSC sınır çizgisinden sapmalar olarak gözükür. DSC de endotermik karşılık genellikle pozitif oluşum olarak gösterilir yani sınır çizgisinin üstündedir (Brown, 2001).



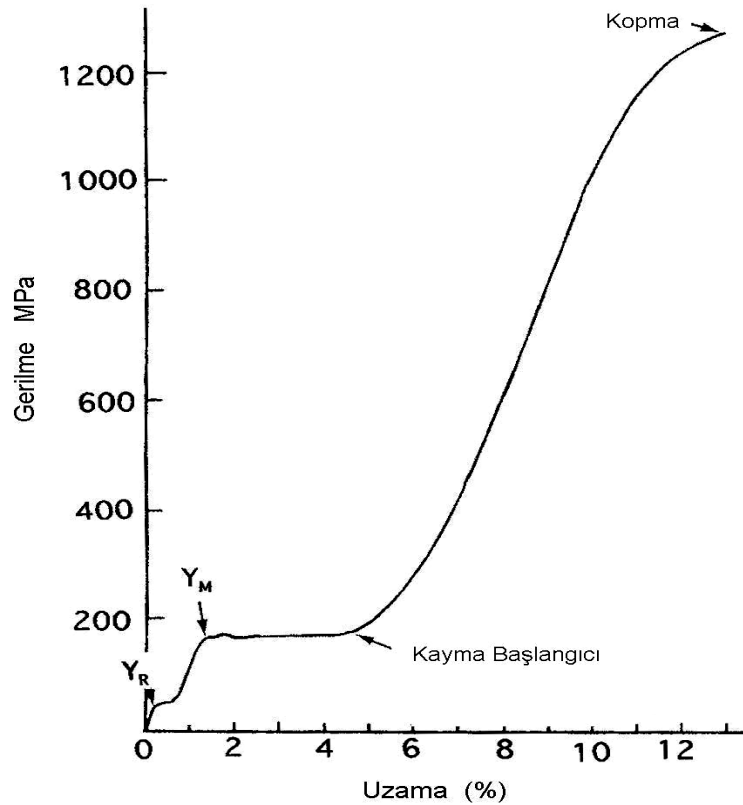
Şekil 6.1. ŞBA larda görülen karakteristik DSC taraması (NiTi ŞBA) (Brown, 2001; Sichina)

İkinci metot ise, numunenin ısıtılıp soğutulma sırasında elektrik direncinin ölçümü esasına dayanır. Alaşımın dönüşüm sıcaklık alanında elektrik direncinin değişimi ile pikler gösterir. Bununla birlikte ölçülen faz değişiklikleri veya mekanik özellikler ile elektriksel dirençteki değişimler her zaman tutarlı olmamaktadır. Eğer malzeme dönüşüm sıcaklıkları arasında tekrarlı bir şekilde ısıtılıp soğutulursa elektrik direnç eğrilerinde büyük değişimler görülmektedir (Hodgson, et al.).

En çok kullanılan malzemenin mekanik karakterizasyon metotlarında biride malzemeye sabit bir yük altında dönüşüm sıcaklıklarını kapsayacak bir alanda ısıtmak ve soğutmak ile malzemedeki her iki yönde oluşan gerilmelerin kaydedilmesidir. Bu deneyde elde edilen M_s ve A_f gibi noktalara bakıldığında, bu değerlerin DSC taraması ile elde edilen değerlerden biraz daha yüksek olduğu görülür. Bunun nedeni, DSC taraması, gerilme uygulanmamış numunelerle yapılır, böylece gerilme altında martenzit oluşmamış olur, bilindiği üzere gerilme uygulanması ile dönüşüm sıcaklığı artmaktadır. Bu deney, şekil belleği kullanarak mekanik çalışan cihaz yapımında tasarım aşamasında faydalı olabilecek kriterlerin belirlenmesini sağlar. Bu deneyin dezavantajı ise numunelerin yapımı zordur ve sonuçlar deney şartlarına oldukça duyarlıdır (Hodgson, et al.).

En son genel kullanılan karakterizasyon yöntemi ise, malzemeye çekme deneyi uygulamak suretiyle gerilme-uzama özelliklerinin belirlenmesidir. Saburi T. tarafından Ti-Ni alaşımlarında yapılan çalışmaya göre, eş atomlu Ti-Ni alaşımlarının çekme deneyi süresiz akma ve büyük Lüders uzamaları ile karakterize edilmektedir. Şekil 6.2 Ti-at. % 50 Ni içeren alaşımın gerilme-uzama eğrisini göstermektedir. İncelenen numune, 303 K de soğuk deformasyon işlemini takiben 673 K sıcaklıkta 3,6 ks süreyle tavlannmıştır. Bu sıcaklık R_f (316 K) sıcaklığının altında M_s (246 K) sıcaklığının da üzerinde bir sıcaklıktır, bu nedenle yapı deneyler sırasında tamamen R-fazındadır. Malzemeye gerilme uygulandığında ilk akma, R fazı varyantlarının düzenlenmesi için gerekli deformasyonun başlangıcı olan Y_R noktasında görülür. Y_R noktasına kadar martenzitin tamamı ikizlerden oluşmaktadır. Varyantların düzenlenmesinin sağlandığı bu ilk adımda % 0,8'lik bir uzama görülür. Bu akma noktasından itibaren ikizlenme bozulmaya başlar, son yıllarda yapılan çalışmalara göre ikizlenmenin bozulması iki farklı isimle tanımlanmaktadır (Liu, 2001). Bunlar domino ve tetiklenmiş ikizlenme bozulmasıdır. Domino tipinde sabit yük altında ikizlenme bozulması kendi kendine

oluşur. Tetiklenmiş ikizlenme bozulmasında dışarıdan yük uygulanması ile ikizlenmede bozulma meydana gelir. İkinci akma ise, Y_M noktasında görülür, bu noktada R-fazından gerilmeye bağlı olarak B19' martenziti oluşmaya başlar. Bu aşamada malzemedeki uzama miktarı % 5'i bulmaktadır. Bundan sonra yük artırıldığında gerilme hızla artar ve kayma deformasyonu oluşur. Kayma ile ikizlenmedeki bozulma miktarı artmaya başlar, bozulma tamamen gerçekleştikten sonraki adımda dislokasyonlar oluşur. Son adımda malzeme yaklaşık % 15'lik uzamaya eriştiğinde kopma meydana gelir. Eğer, deney sıcaklığı M_f sıcaklığının altında ise ilk adımdaki akma görülmez, çünkü sistemde R-fazı yoktur. Bu durumda B19' martenzitleri varyantlarının düzenlenmesine bağlı olarak büyük bir adım görülür. Eğer deney sıcaklığı R_s 'nin üzerinde ise kayma başlamadan önce gerilmeye bağlı olarak B19' martenzitleri görülür (Baksan, 2004)

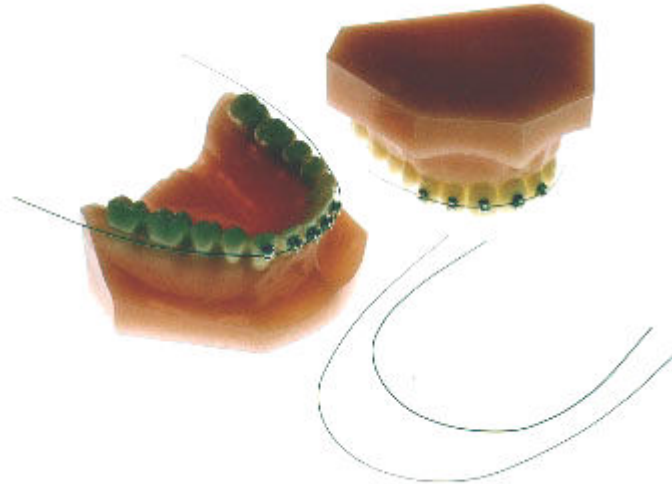


Şekil.6.2. Ti-at %50 Ni alaşımlı telin gerilme-uzama diyagramı (Saburi, 1999)

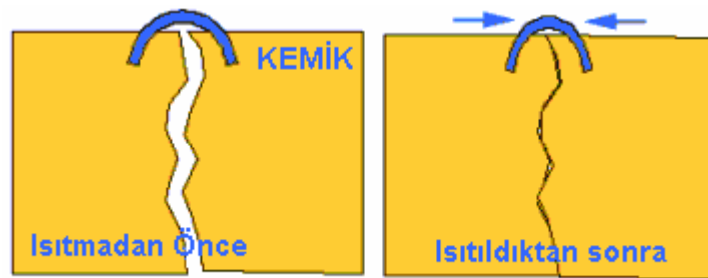
7. ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN KULLANIM ALANLARI

7.1 BİYOMEDİKAL UYGULAMALAR

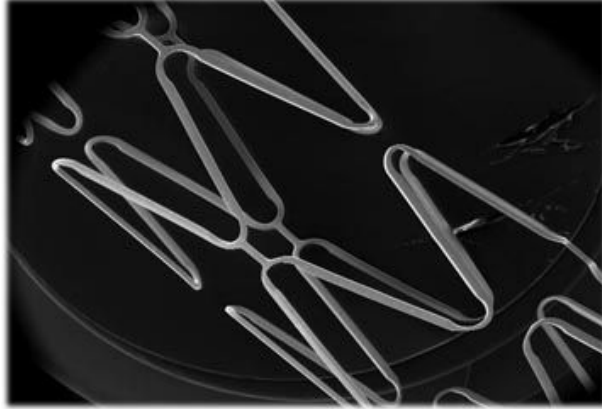
- **Diş gerdirme telleri:** Şekil 7.1.de görülen gergi telleri biyolojik uyum sorunu olmamasından dolayı Ni-Ti alaşımından yapılırlar. Burada alaşımın süper-elastiklik özelliğinden faydalanılır. Bu sayede gerdirilmiş teller hastanın dişlerini çok iyi kavrar ve böylece hastanın çok sık diş hekimine gitmesine gerek kalmaz.
- **Klips:** Kemik kırıklarını birleştirmekte kullanılır, bunlar da Ni-Ti dan yapılırlar. Burada tek yönlü ŞBE den faydalanılır. Kullanılan klipsler insan



Şekil 7.1. Ortodontik Gerdirme Telleri



Şekil 7.2. Kırıklarda kullanılan klipsler



Şekil 7.3. Şekil Bellekli alaşımdan imal edilmiş Stent

vücut sıcaklığında şeklini koruyacak şekilde imal edilir, böylece kemiklerin daha kısa sürede birbirine kaynaması sağlanır (Şekil 7.2).

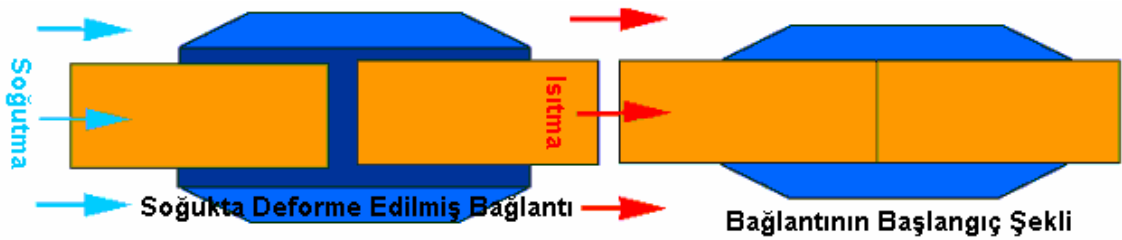
- **Stentler:** Ni-Ti alaşımlarında imal edilen diğer bir biyomedikal uygulamadır. Burada da yine tek yönlü ŞBE özelliğinden faydalanılır. Stentler insan vücuduna girdiğinde nihai şeklini alırlar. Böylece damar hastalıkları olan kişilerin kan dolaşım sorunları giderilmiş olur (Şekil 7.3).
- **Ameliyat Gereçleri:** Genellikle Ni-Ti alaşımlarında imal edilir, endoskopların ucunda kılavuz olarak kullanılır (Miyazaki, 1999; Baksan, 2004).

7.2 HAVACILIK VE UZAY SANAYİİ UYGULAMALARI

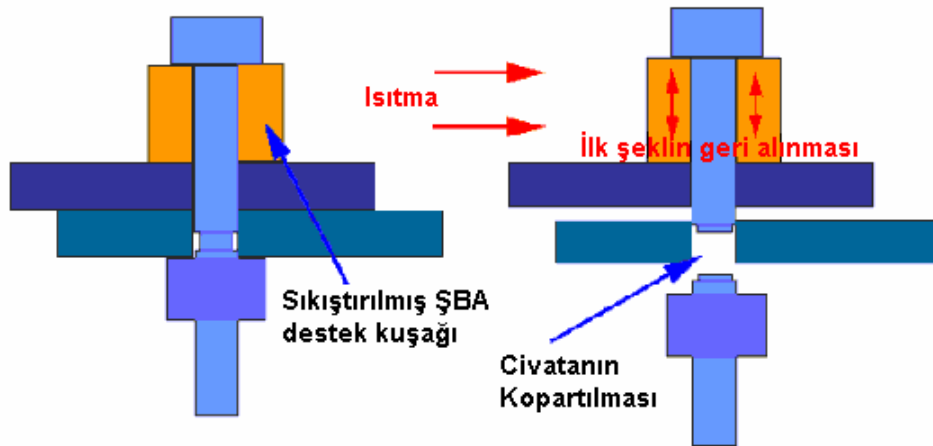
- **Birleştirme Elemanları:** ŞBA ların ilk uygulamalarından biridir. Havacılık sanayiinde kullanılan titanyum boruların birleştirilmesi temel sorunlardan biri idi, Ni-Ti, ŞBA dan yapılmış bağlantı elemanlarının geliştirilmesi ile birleştirme problemi ortadan kalkmıştır. Yapılan işlem, öncelikle ŞBA soğutulur, bu arada düşük sıcaklık şeklini alması sağlanır, bu formda iken bağlantı elemanının boruları sıkacak kısmın çapı büyür, borular bir araya getirilir ve bağlantı elemanı araya alınır, tekrar ortam sıcaklığına geldiğinde ŞBA bağlantı elemanının çapı küçülür ve

boruları çok sıkı bir şekilde kavrar. Bu sayede sızdırmazlık sağlanmış olur (Şekil 7.4.)

- **Cıvata koparma aparatı:** Bu sistem ısıtma ile civatayı çıkarma imkanı olmayan yerlerde kullanılan bir yöntemdir. ŞBA ilk şekline gelecek sıcaklığa kadar ısıtılır, bu civata üzerinde bir basınç oluşturarak kırılmasına neden olur (Şekil 7.5) .
- **Güneş Enerjisi Panelleri:** Bazı uyduların güneş enerjisi panelleri tek yönlü ŞBA'lardan yapılır. Uzay sıcaklığına gelindiğinde panel açılarak büyür.
- **Mars Gezgininin kapak menteşesi:** Mars'a gönderilen ilk robotta, güneş enerjisi panelini açabilmek için kullanılan menteşe sisteminde iki yönlü elektrik enerjisi ile hareket ettirilebilen Nitinol'den imal edilmiş menteşe kullanılmıştır (Ohkata I. and Suzuki, 1999; Melton, 1999).



Şekil 7.4 Bağlantı elemanının kullanılma şekli (Melton, 1999)



Şekil 7.5 Şekil Bellekli Alaşım Cıvata Koparma Aparatı (Melton, 1999)

7.3 OTOMOTİV SANAYİİ UYGULAMALARI

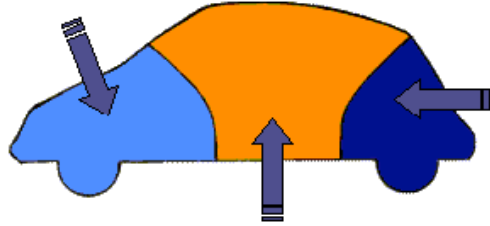
Otomobillerde ŞBA kullanımının bazı avantajları şunlardır;

- Daha az karışıklık
- Bileşenler arasında daha iyi bir uyum
- Sessiz çalışma
- Belli bir sistem için daha az parça kullanma imkanı

ŞBA'lar bundan dolayı elektrik (Şekil 7.6) veya termik (Şekil 7.7) hareket vericiler olarak kullanılabilirler. Şekil 7.6. ve 7.7.de otomobil üzerinde ŞBA kullanımına uygun yerler gösterilmektedir.

Ön Taraf

- Kaputun Kilit Mekanizması
- Dönüş Lambaları
- Klima Ayar Mekanizmaları
- Cam sileceği baskı sensörleri
- Dikiz aynası ayar mekanizması



Arka Taraf

- Ayarlanabilir Amortisörler
- Yakıt Tankı Kapağı
- Arka Kaputun Kilit Mekanizması

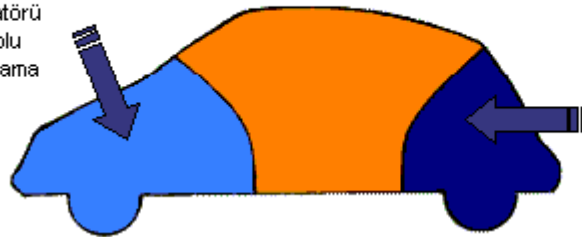
Yolcu Bölümü

- Merkezi Kilit Mekanizması
- Koltuk Ayar Mekanizmaları

Şekil 7.6. Elektrik ile hareket alan ŞBA uygulamaları (Melton, 1999)

Ön Taraf

- Radyatör Açma Kapama
- Ventilator Kavrama
- Klima Regülatörü
- Motor Kontrolü
- Sessiz Kavrama



Arka Taraf

- Ayarlanabilir Amortisörler

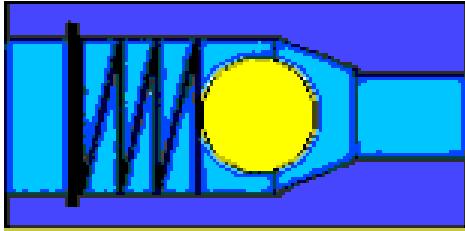
Şekil 7.7. Termik hareket alan ŞBA uygulamaları (Melton, 1999)

7.4 ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN GİYİM SEKTÖRÜNDE UYGULANMASI

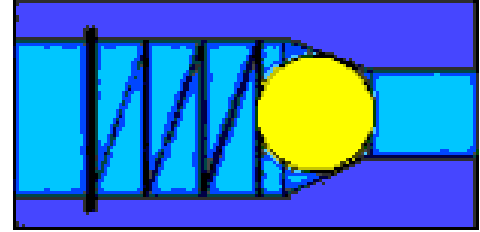
- **Giyim eşyalarında:** ŞBA ların süper elastisite özelliği giyim eşyalarının kullanımında rahatlık sağlar, yıkama esnasında katlanmasına engel olur.
- **Şapkalarda:** Super elastik alaşımların kullanılması şapkaların katlanmasına engel olur ve kolaylıkla eski haline gelmesini sağlar.
- **Ayakkabılarda:** SE malzemeler ayakkabıların topuk kısımlarında katlanmayı önlemek için kullanılır.
- **Gözlük Çerçeveleri:** ŞBA ların gözlük sektöründe kullanımı çok büyük başarıdır. Burada ŞBA'ın super elastisitesinden faydalanılır. Çerçevelerde Ni-Ti veya Cu alaşımı kullanılabilir, bakır esaslılar daha sıklıkla kullanılır, çünkü esneklikleri çok fazladır (Melton, 1999; Ohkata and Suzuki, 1999; Baksan, 2004).

7.5 DİĞER ŞBA UYGULAMALARI

- **Mimari ve inşaat:** ŞBA ların en yaygın uygulaması darbe sönümleme özelliğinden dolayı depreme karşı dayanıklı binalardadır. Tarihi eserlerin tamirinde hasar görmüş bölgeyi her hangi bir riske sokmadan tamir etme imkanı vardır.
- **Güvenlik:** Aşağıda belirtilen güvenlik uygulamalarında ŞBA lar başarılı olarak kullanılmaktadır, Bunlar;
 - **Duman boşaltma kapak menteşeleri:** Bazı bina ve fabrikalarda iki yönlü ŞBA kullanılarak yangın sırasında kritik sıcaklık aşıldığında menteşenin açılarak gerekli müdahalenin yapılması sağlanır.
 - **Yangın Söndürme Fıskiyeleri:** Kritik sıcaklık aşıldığında ŞBA'dan yapılmış yay hareket ederek suyun geçmesi sağlanır.

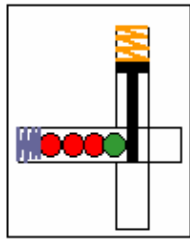


Açık Pozisyon



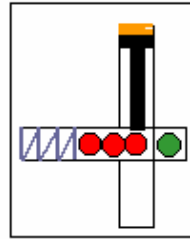
**Sıcaklık Artışı ile
Kapalı Pozisyon**

Şekil 7.8. Gaz devreleri için ŞBA vana



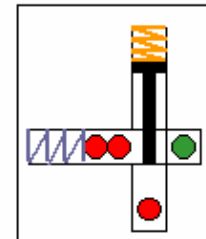
1.Kademe

"Termik İşaretleyici"
başlangıç pozisyonunda



2.Kademe

Soğuk etkisiyle ŞBA yay büzülür ve yatay pozisyonundaki yay bilyayı ileri iter böylece termik işaretleyici ilk çalışmasına başlar



3.Kademe

Eğer sistemde bir ısınma varsa termik işaretleyici ilk pozisyonuna döner ve sıcaklık etkisi altına girmiş olduğu aşağı inen bilya ile tesbit edilmiş olur

Şekil 7.9. Termik işaretleyici

- **Gaz Devreleri için Vanalar:** Yine yangın sırasında kritik sıcaklık aşıldığında gaz geçişini kapatan vanalarda ŞBA kullanılır, böylece yangının büyümesi ve patlama tehlikesi azalır (Şekil 7.8).
- **Gıda ve Tıp Uygulamaları:** Soğutma şartlarından etkilenen termo işaretleyiciler kullanılır. Burada iki yönlü ŞBE'nden faydalanılır, eğer soğutma şartlarında bozulma veya ısıda artış olmuş ise ŞBA dan yapılmış yay hareket ederek uyarı mekanizmasını hareket ettirir, bunun prensibi Şekil 7.9.da gösterilmiştir (Melton K.N., Ohkata I ve Suzuki Y.)

- **Robotik Alanında:** Şekil bellekli alaşımların sahip olduğu Enerji/Ağırlık oranının çok küçük olmasından dolayı robotlarda kontrol elemanı olarak kullanılmaktadır (Pruski and Kihl, 1993).
- **Enerji alanında:** Şekil bellek özelliği gösteren metallerin ısıdaki farklılıkları fiziksel kuvvete döndürebildiklerinden, aynı zamanda bir enerji kaynağı olarak kullanılabilmesi, bu yeteneğin iş yapabileceğini de ortaya koymaktadır. Mekanik enerjiye termal enerjinin dönüşümü için prensip şu şekildedir; Martenzitik şekil bellekli alaşımı deforme etmek için gerekli çalışma, A_f sıcaklığının üstünde ısıtma ile orjinal deforme olmamış hale geri dönen martenzitik şekil bellekli alaşım deforme olduğu zaman meydana gelenden daha küçüktür. İlk şekil bellekli ısı motoru düşüncesi, 1968 yılında ABD’de Nitinol’ün bulucusu William Buehler ve Davit Goldstein tarafından patentlendi. Ridgeway Banks 1970’li yıllarda Lawrence Livermore Laboratuvarı’nda böyle bir motoru yaptı. Böyle bir motorun teorik verimliliği düşüktür. Katholieke Üniversitesi’nde bir araştırmacı, bunun sadece % 4-5 olduğunu hesaplamıştır (Hansen, 1988; Tadaki, et al., 1988).

7.6 ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN DİĞER MALZEMELER İLE KARŞILAŞTIRILMASI

Akıllı malzemelerin ilginç özellikleri vardır, bu özellikleri bir hissedici veya hareket verici gibi kullanılmalarına imkan sağlar. Anında ortama tabii veya uyarılmış (sıcaklık değişimi, elektrik veya manyetik alanda değişme gibi) durumlara uyum göstererek fiziksel özelliklerini değiştirebilirler (şekil, renk, iletkenlik veya visko elastisite gibi). Bu özellikler kullanılarak durumlara uyum gösteren ve bu durumlara göre düzeltici hareketleri yapan malzemelere akıllı malzemeler denir. Bu malzemeler başlıca üç grupta toplanabilir.

- **Piezo-elektrik Malzemeler:** Dış zorlamalar karşısında elektrik enerjisi üreten veya bunun tam tersi elektrik enerjisi verildiğinde fiziksel bir boyut değişimi gösteren malzemelerdir. Genlik ve frekans, doğrudan mekanik zorlamalar ile ilişkilidir. En iyi bilinen piezoelektrik malzeme quartz kristalidir, bilindiği üzere

saat yapımında kullanılır. Diğer piezoelektrik malzemeler ise piezoelektrik seramikler (akustik veya ultrasonik amaçlı veya darbe sönümlenme amacıyla kullanılır, piezoelektrik polimerler (bunlar da tıbbi amaçlı olmak üzere ultrasonik sesleri almakta kullanılır) dir.

- **Magnetostriktif Malzemeler:** Bu malzemeler manyetik bir alan içinde eğilme gösterirler. Sensor veya hareket verici olarak kullanılabilirler. Magnetostriktif etki kullanım açısından genel olarak piezoelektrik etkiden daha az önemli sayılabilir.
 - **Şekil Bellekli Alaşımlar:** Bu alaşımlar sıcaklığa bağlı olarak bir faz dönüşümü sonucu kristal yapı değişimi ile karakterize edilir. Bu malzemelerde bir yüksek sıcaklık ve bir de düşük sıcaklık fazı vardır. Kullanım yerleri ise sensor veya hareket vericilerdir. İlk yaygın kullanılan alaşım grubu nikel-titanyumdur. Bazı özelliklerin geliştirilmesi için Cu, Fe, Cr, Mn, Al, Au, Pd gibi alaşım elementleri ilave edilir. Daha sonraları geliştirilen alaşım grubu ise bakır esaslı alaşımlardır, bunlar genellikle CuZnAl, CuAlNi ve son olarak CuAlBe alaşımlarıdır. Ni-Ti alaşımları ile karşılaştırıldığında bakır esaslılar daha ucuzdur.
- Bunların dışında en çok çalışılan üç grup malzeme ise;
- **Elektro-reolojik sıvılar:** Bir elektrik alan içine girdiğinde çok kararlı davranış gösterirler, bunun nedeni sıvı içindeki manyetik alandan etkilenen askıdaki katı parçacıkların yönlendirmeleridir.
 - **İletken polimerler,**
 - **Değişken saydamlık gösteren polimerler:** Sıcaklığa bağlı olarak bazı polimerlerin saydamlığında değişim gözlenir.

Bu kısa bilgilerden sonra özet olarak bu özelliklerin karşılaştırılması Çizelge 7.1 de verilmiştir.

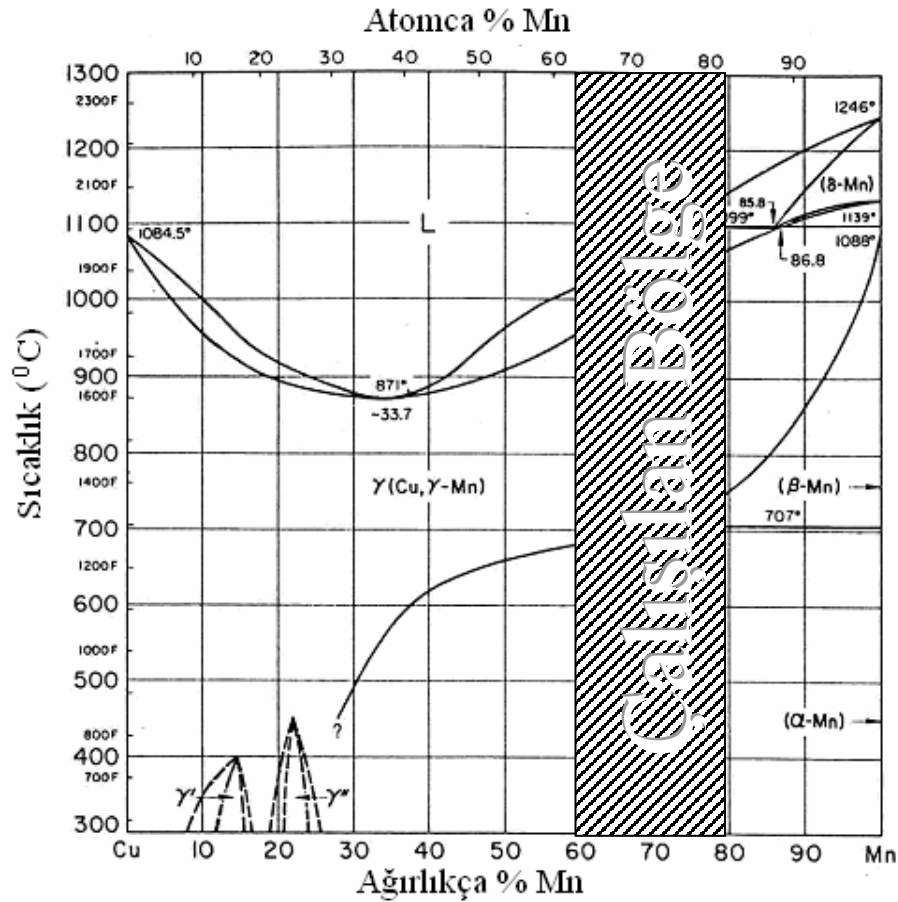
Çizelge 7.1. ŞBA ların diğer malzemeler ile karşılaştırılması

	ŞBA 'lar	Manyetik Malzemeler	Piezoelektrik Malzemeler
İtici Güç	Isıl Alan	Manyetik Alan	Elektrik Alanı
Malzemeler	TiNi, CuAlBe	TbFe, (TbDy)Fe, SmFe	PZT, Quartz
Avantajları	Büyük Kuvvet	Temas etmeksizin manyetik alanla kontrol	Yüksek band genişliği
	Büyük Enerji Yoğunluğu	Yüksek frekanslar	Yüksek frekanslar
	Yüksek Malzeme mukavemeti	Yüksek sıcaklık sınırı	Düşük güçle hareket verebilme
Sınırlamalar	Düşük band genişliği	Sınırlı deformasyon	Sınırlı deformasyon
	Düşük frekanslar	Manyetik alan oluşturan cihazlara ihtiyaç olması	İlave ekipman ihtiyacı
	Sınırlı sıcaklık aralığı	Düşük malzeme mukavemeti	Düşük malzeme çekme mukavemeti
	Yüksek Histeresiz	Malzemelerin gevrek olması	Malzemelerin gevrek olması

8. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

8.1 ALAŞIMLARIN HAZIRLANMASI

Literatür çalışmalarında, Mn-Cu alaşımlarında %60 – 95 Mn oranlarında ŞB etkisi olduğu gözlenmiştir. Literatür araştırmalarına göre homojenleştirme sonrası su verme yöntemiyle üretilen %80 Mn içeren alaşımda yaklaşık oda sıcaklığında ŞB etkisi görülmektedir. %80 den daha az Mn içeren alaşımlarda ise eksi sıcaklıklarda bu etki belirlenmiştir. Bu sebeple alaşımların seçiminde hızlı katılaştırmanın dönüşüm sıcaklığını yükselteceği düşünülerek ve bu etkinin ne kadar olduğunu belirlemek amacıyla %60 – 80 Mn içeren alaşımlardan 3 tanesi belirlenmiş ve çalışmalar bu yönde planlanmıştır. Çalışılan alaşımlar Mn-%40Cu, Mn-%30Cu ve Mn-%20Cu olarak seçilmiştir (şekil 8.1)



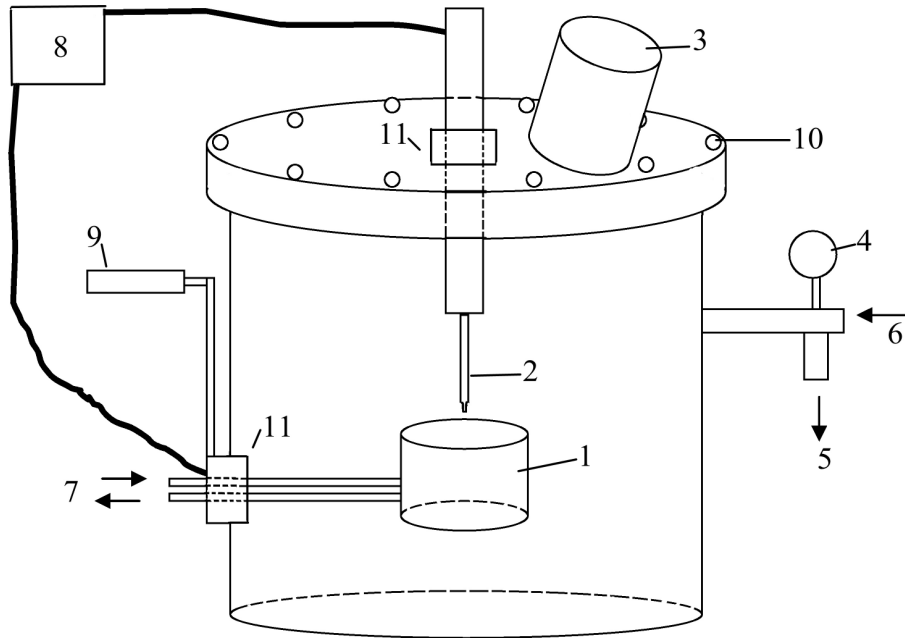
Şekil 8.1. Mn-Cu faz diyagramı (Metals Handbook)

8.2 ALAŞIMLARIN DÖKÜMÜ, HIZLI KATILAŞTIRMA VE HADDELEME YÖNTEMİ İLE ELDESİ

8.2.1 Alaşımın Ergitilmesi Ve Dökümü

Deneysel çalışmalarda elektrolitik saflıkta mangan ve bakır kullanılmıştır. Alaşımın 60 gram ağırlığı geçmeyecek şekilde 0,0001 gram hassaslıktaki terazide ayarlanmış, Çizelge 8.1’de belirtilen şekilde alaşımın ergitmeden önce tartımları yapılarak bileşimleri belirlenmiş daha sonrada EDS ölçümleri yapılmıştır.

Alaşımın ergitme işlemleri, Miller Gold Star 602 marka ve model güç kaynağı kullanılarak tarafımızca tasarlanan ve üretilen elektrik ark ergitme ocağında yapılmıştır. Ocak, düşük argon gazı basıncında ve su soğutmalı bakır pota içinde ergitme yapmakta olup şematik resmi şekil 8.2’de gösterilmiştir.



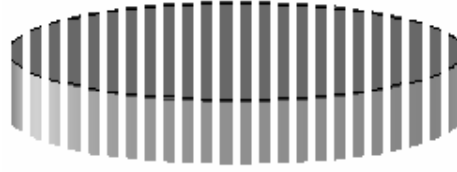
Şekil 8.2. Elektrik ark ergitme ocağı; 1. Su soğutmalı bakır pota, 2. Tungsten elektrot, 3. Gözetleme deliği, 4. Manometre, 5. Vakum çıkışı 6. Argon girişi, 7. Soğutma suyu girişi çıkışı, 8. Güç kaynağı, 9. Pota çevirme kolu, 10. Fırın kapağı sıkma cıvataları, 11. Sızdırmaz, hareketli yataklamar

Çizelge 8.1. Hazırlanan Mn-Cu alaşımlarının bileşimleri

Mn (gr)	Cu (gr)	Şarj Ağırlığı (gr)	Şarjdaki % Mn	EDS Sonucu %Mn
43,413	10,8462	54,2592	80	80,29
37,9812	16,2791	54,2603	70	69,93
34,653	23,102	57,755	60	60,04

Hazırlanan alaşım şarjı ergitme potasına yerleştirildikten sonra ocağın dış atmosfer ile temasını kesen üst kapakları kapatılarak sistem vakuma alınmıştır. Kaba vakum uygulandıktan sonra ocak atmosferinin koruyucu gaz altına alınması işlemi vakum pompaları durdurularak, içeriye tamamen argon gazı verilmiştir. Bu işlem iki sefer tekrar edilerek ocak içindeki atmosferin tamamen argon ile temizlenmesi sağlanmıştır. Fırın atmosferinin temizlenmesinden sonra, gözetleme deliğinden bakılarak tungsten elektrot ile pota içindeki malzeme arasında elektrik arkı oluşturularak malzemelerin tamamen ergimesi ve elektrot sağa sola çevrilerek tam bir karışım olması sağlanmıştır. Ergitme işleminin tamamlanmasından sonra alaşımın oksitlenmeden katılaşması ve soğuması için ocağın kapağı açılmadan ve soğutma sistemi kapatılmadan yaklaşık 15 dakika beklenmiştir. Pota soğuduktan sonra vakum sona erdirilerek kapağın açılması ve alaşımın dışarı alınması sağlanmıştır. Daha sonra alaşımında tam bir karışım olmasını sağlamak amacıyla potadan çıkartılan malzeme ters çevrilerek tekrar ocağa yerleştirilmiş ve aynı işlemler bir kez daha yapılmıştır. Alaşımların boyutları potanın iç ölçülerine uygun olarak 40 mm çapında ve yaklaşık 10 – 14 mm kalınlığında silindirik şekildedir.

Elde edilen alaşımlar, haddeleme işlemi sırasında olası çatlakları minimuma indirmek için, döküm işlemi esnasında yapıda oluşabilecek iç gerilmelerin yok edilmesi amacıyla argon gazı atmosferi altında 850°C’de 50 saat tavllanmış ve yavaşça oda sıcaklığına soğutulmuştur. Daha sonra her bir alaşım şekil 8.3’de görüldüğü gibi Buehler Abrasimet 2 marka kesme cihazında 1 mm kalınlıkta olacak şekilde eksen doğrultusunda kesilmiştir.



Şekil 8.3. Alaşımın kesilme yönünün şematik gösterilmesi.

8.2.2 Alaşımın Haddeme İşleminden Sonra Su Verme Yöntemi ile Elde Edilmesi

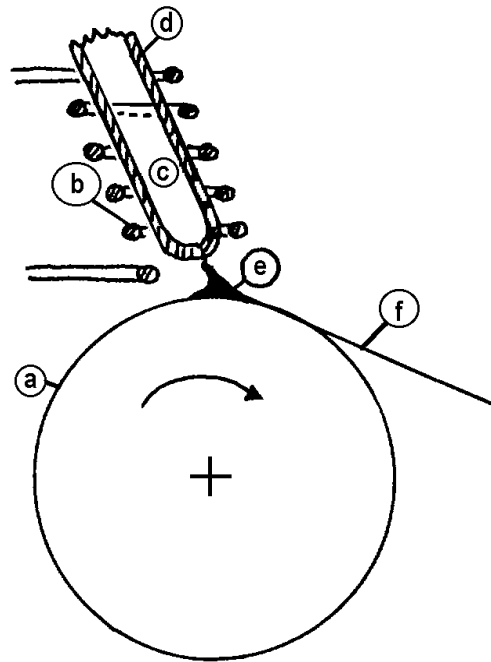
Yaklaşık 1 mm kalınlıkta kesilen numuneler, tüm yüzeyleri temizlendikten sonra laboratuvar şartlarında imal ettiğimiz, hadde topları sertleştirilmiş ve taşlanmış hadde (şekil 8.4) ile ortalama 0,3 mm kalınlığa gelecek şekilde kademeli olarak inceltildi. Kalınlığı düşürülen ve boyları uzayan numuneler kesilerek uygun boyutlara getirildi. Homojenleştirme işlemine tabii tutulacak tüm numuneler oksitlenmelerinin önlenmesi amacıyla argon atmosferi altında kuartz cam tüplere yerleştirildi ve bu kuartz cam tüpler oksijen alevi yardımıyla hava almayacak şekilde çift taraflı kapatıldı. Daha sonra bütün alaşımlar 850°C deki fırında 100 saatlik homojenleştirme tavlamasına tabii tutuldu ve fırından çıkartılır çıkartılmaz CO₂ (kuru buz) yardımıyla -20°C'ye kadar soğutulmuş aseton içine atılarak hızlı soğumaları sağlandı. Soğuyan malzemeler kuartz camlar kırılarak plastik poşetler içine yerleştirildi.



Şekil 8.4. Alaşımın inceltildiği küçük hadde tezgahı

8.2.3 Alaşımın Hızlı Katılaştırma Yöntemi ile Elde Edilmesi

Dökülen alaşımlara hızlı katılaştırma işlemi uygulanmadan önce alaşımların yüzeyleri önce zımparalanmış ve arkasından da alkol ile temizlik işlemi gerçekleştirilmiştir. Hızlı katılaştırma teçhizatı Şekil 8.5’de şematik olarak gösterilmektedir. Bu teknikle doğrudan sıvı fazdan hızlı katılaştırma ile ara fazların oluşması önlenerek yapının katı fazda da aynı bileşimde olması sağlanabilmektedir.



Şekil 8.5. Hızlı Katılaştırma Cihazı , (a) Bakır Disk, (b) Yüksek Frekans İndüksiyon Bobini veya Rezistans Teli, (c) Ergimiş Metal, (d) Kuartz Cam Ergitme Kabı, (e) Ergimiş Metal Birikintisi, (f) Katılaşmış Şerit

Hızlı katılaştırma işleminde kullanılan cihaz, ESOGÜ Metalurji Enstitüsü’nce imal edilmiş bir cihazdır. Hızlı katılaştırma diski elektrolitik bakırdan yapılmış olup üç fazlı bir elektrik motoru ve kayış kasnak mekanizmaları kullanılarak hareket ettirilmektedir. Hızlı katılaştırma diskinin çevresel hızını kontrol edebilmek ve istenilen hızda sabit tutabilmek için elektrik motoru bir frekans değiştirici ile kontrol edilmektedir. Ergitme işlemi için, ergitmenin yapılacağı kuartz tüp üzerine sarılmış elektrik direnç teli kullanılmıştır. Elektrik kaynağı ise maksimum çıkış voltajı 110 V olan kademesiz ayarlanabilir bir alternatif akım trafosudur. Direnç tellerine istenilen

miktarda gücün iletilebilmesi için bir potansiyometre kullanılmıştır. Ergimiş metalin disk üzerine püskürtülebilmesi ve koruyucu atmosfer oluşturabilmek için asal gaz (argon gazı) tertibatı sisteme entegre edilmiştir.

Hızlı katılaştırma işlemine başlamadan önce kullanılacak soğutucu diskin üzeri zımpara ile, oluşan tozlar ise temiz bir bez ile temizlendi. Diskin devir sayısı potansiyometre yardımı ile 1000 d/dak. (15,7 m/s) çevresel hızı sağlayacak şekilde ayarlanmıştır. Üretilen şeritlerin kalınlık ve genişliğini kontrol etmek için bir sentil yardımı ile disk ve tüpün nozülü arasındaki mesafe yaklaşık 1mm'ye ayarlanarak tüpün konumu sabitleştirilmiştir. Ergitmenin efektif olabilmesi ve ısı kayıplarını önlemek için direnç teli ile sarılmış olan kuartz cam tüpün üzeri alumina karakterli izolasyon malzemesi ile sarıldı. Dökülmüş ve temizlenmiş olan alaşım ergitmenin yapılacağı kuartz tüp içine yerleştirildikten sonra gazın tüp içinden geçmesi için tüp üzerindeki gaz bağlantıları yapılmıştır. Bu durumda iken tüp içine gaz verilerek gaz akışı kontrol edildi. Gazın geçtiği anlaşıldıktan sonra gaz basıncı 2 bar olacak şekilde ayarlandı ve daha önceden hızı ayarlanmış olan disk hareket ettirildi. Direnç tellerine elektrik verilerek ısınmanın başlaması sağlandı. Ergimiş metal, gaz basıncı ile tüpten dönen disk üzerine püskürtülerek şerit şeklinde üretim yapılmıştır.

Üretilen şeritler, plastik torbalara el değmeden bir cımbız ile tutularak yerleştirildi ve torbaların ağzı kapatıldı. Bu işlem üç farklı alaşım (Mn-%40Cu, Mn-%30Cu ve Mn-%20Cu) için de aynı şekilde tekrarlandı. Bu şekilde, ortalama 0,05 mm kalınlık ve 3 mm genişlikte şeritler elde edilmiştir. Hızlı katılaştırma işleminden hemen sonra mikroyapı incelemesi için şeritlerden numune alınmış ve bakalit kalıplama malzemesi ile kalıplanarak, standart metalografik numune hazırlama işlemleri olan zımparalama ve parlatma işlemleri yapılmıştır. Zımparalama işlemi, 800 numaradan başladı ve 1200 de bitirildi. Parlatma aşamasında ise 1 µm lik elmas pasta kullanıldı. Fazların ayırt edilebilmesi için metalografik hazırlama sonrası numuneler 20 ml nitrik asit, 15 gr CrO₃ ve 50 ml saf sudan oluşan dağlama çözeltisi kullanılarak dağlanmıştır.

8.2.4 Alaşımlara Uygulanan Isıl İşlemler

Hem hızlı katılaştırma yöntemiyle hem de su verme yöntemiyle elde edilen bütün alaşımlar yine oksitlenmelerinin önlenmesi amacıyla argon atmosferi altında kuartz cam tüplere yerleştirildi ve cam tüpler iki taraflı kapatıldıktan sonra 450°C'de 1, 3 ve 5 saatlik tavlamalara tabii tutuldu. Bu tavlamalar sonunda malzemeler -20°C'deki aseton içinde soğutuldu. Tavllanmış numuneleri hepsi kuartz camlar içinden çıkartılarak üretim yöntemi ve tavlama sürelerine bağlı olarak kodlandı ve plastik torbalara yerleştirildi. Hızlı katılaştırma ile üretilmiş alaşımların başına MS (Örn.; MS60, MS70), haddeleme ve arkasından homojenleştirilerek hızlı soğutulmuş alaşımlar için N (Örn.; N60, N80) kodları kullanıldı. Kullanılan kodlardan sonra gelen rakamlar alaşımın ağırlıkça %Mn değerleridir. Tavlama sürelerinin kodlaması ise Mn oranını gösteren sayısal değerden sonra tavlama süresi yazılarak belirtildi (5 saat tavlama için MS605, MS705, N705).

8.3 ŞEKİL BELLEKLİ ALAŞIMLARIN KARAKTERİZASYONU

8.3.1 X-Işını Difraksiyon Çalışmaları

Alaşımların hızlı soğutulması ile elde edilen şeritlerdeki fazların belirlenmesi amacıyla x-ışını difraksiyon patern çekimleri yapılmıştır. Bu amaçla kullanılan difraktometre Cu tüplü ve Ni filtreli Bruker D8 Advance marka XRD cihazıdır (Şekil 8.6).

8.3.2 DSC Çalışmaları

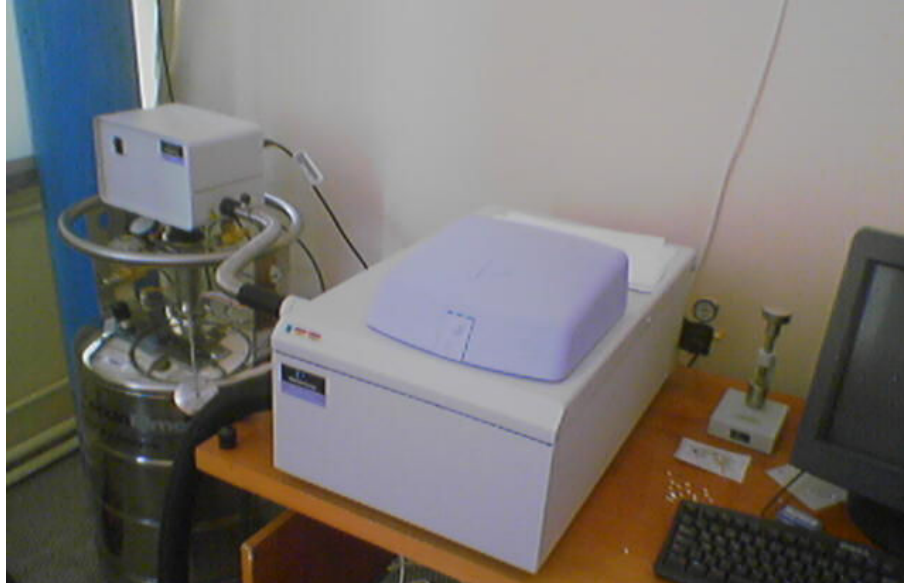
DSC ölçme prensibi, numune ile referans arasındaki ısı akı farkının ölçümü esasına dayanır. Çok küçük ısı farklarının algılanabilmesi için bu işlem dış ortama karşı iyi izole olmuş bir hücre içinde yapılır. Sıcaklık değiştikçe ısı akısında değişim görülür. Bunun için deneylerde kullanılan numune miktarları çok küçüktür, böylece ısı akı değişimleri kolaylıkla tespit edilebilmektedir. DSC cihazı ile malzemelerin faz dönüşüm sıcaklıkları belirlenebilmektedir.



Şekil 8.6. Bruker D8 Advance marka XRD cihazı

Bu deneylerde, Perkin Elmer marka DSC cihazı (Şekil 8.7) kullanılmıştır, bu cihaz (-180°C) – (+600°C) aralıklarında çalışabilen bir cihazdır. Isıtma ve soğutma hızı bu deneyler için 15°C/dakika ve 2°C/dakikadır. Soğutma sırasında sıvı azot kullanarak -180°C gibi düşük sıcaklıklara inebilme imkanı vardır. Ayrıca oksitlenmeyi önlemek için asal gaz atmosferi oluşturarak ısıtma hücresinden gaz geçişine imkan veren ve gaz akış hızının kontrol edilebildiği donanıma sahiptir.

DSC deneylerinde kullanılan numune miktarları ortalama olarak 5-7 mg civarında ayarlanmıştır. Ölçümlerin başlangıç sıcaklığı -180°C olduğu için sıvı azot ile soğutma işlemi yapılmıştır. Isıtma için 350°C'ye çıkılmıştır. İstenilen sıcaklığa inildikten sonra, DSC programı çalıştırılarak, elde edilen ölçümler bir bilgisayara otomatik olarak kaydedilmiştir.

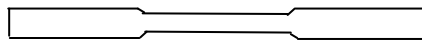


Şekil 8.7. Perkin Elmer marka DSC cihazı ve ekipmanları

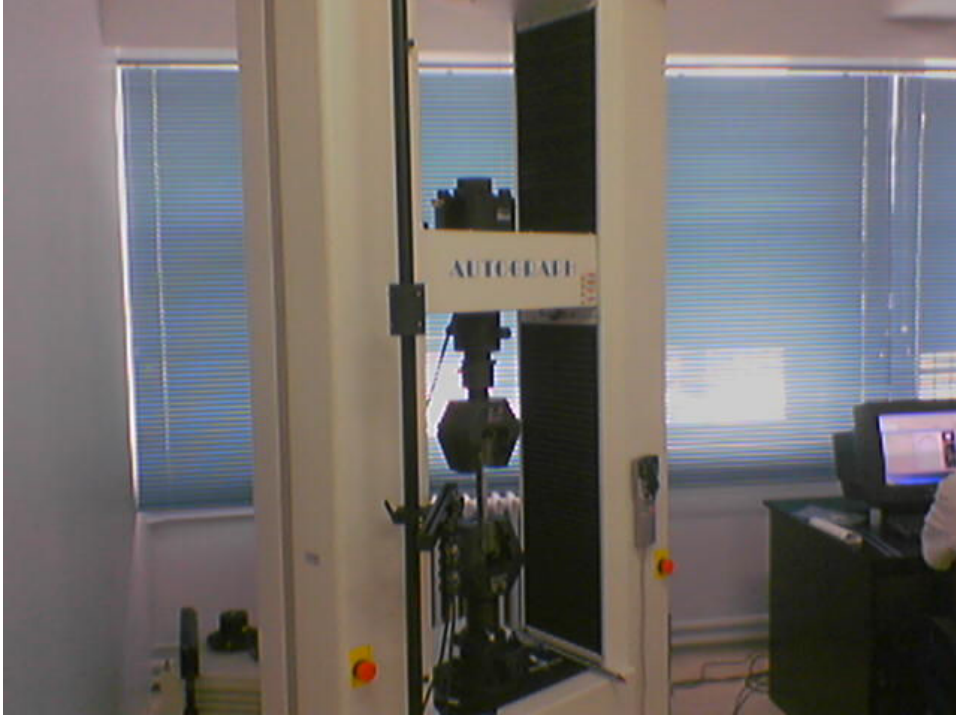
8.3.3 Çekme Deneyleri

Hem hızlı katılaştırma hem de su verme yöntemiyle üretilen şeritlerin çekme deneyleri için şekil 8.9’da gösterilen, bir bilgisayar yardımı ile elektromekanik olarak hareket ettirilen 250 kN’luk Shimadzu IS marka çekme cihazı kullanılmış ve 1 kN’luk yük hücresi (loadcell) ile ölçüm yapılmıştır. Çekme deneyinden önce şeritlerin, istediğimiz yerden kopmasını sağlamak için kesit daraltma işlemi yapılmıştır (şekil 8.8). Kesit daraltma işlemiyle çekme deneyi numuneleri boyutları hassas dijital kumpas yardımıyla ölçülmüştür ve su verme yöntemiyle üretilenler için ortalama boyutlar 0,3x1,25x9,25 mm, hızlı katılaştırma yöntemiyle üretilenler için ortalama boyutlar 0,05x0,7x8,25 mm’dir. Çekme deneyleri 0,3 mm/dk çekme hızında yapılmıştır.

Her bir alaşım ve bu alaşımların 5 saat tavllanmış halleri için en az üç adet çekme deneyi uygulanmıştır. Elde edilen sonuçların her bir alaşım için ortalaması alınarak gerilme - %uzama diyagramları çizilmiştir.



Şekil 8.8. Çekme deneyi için hazırlanan numunelerin şematik gösterimi



Şekil 8.9. Shimadzu IS marka Çekme Deneyi Cihazı

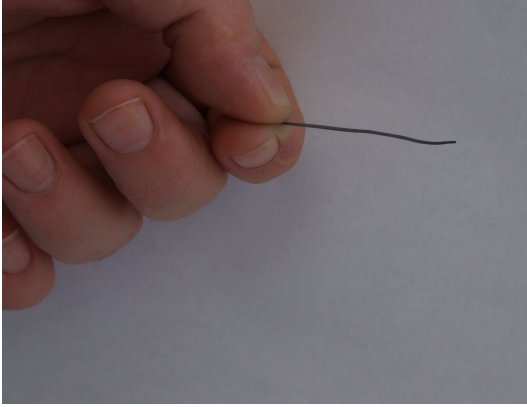
9. SONUÇLAR

9.1. ŞEKİL BELLEK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

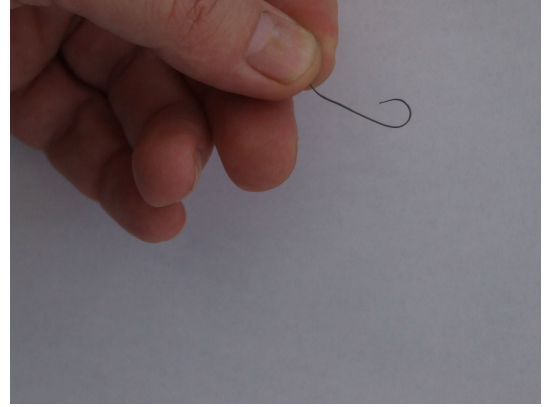
Hızlı katılaştırma ile elde edilen alaşımlardan, Mn-%20Cu alaşımında, hemen şerit üretiminin arkasından çakmak ile yapılan testlerde oldukça belirgin iki yönlü şekil belleği gözlenirken, Mn-%30Cu ve Mn-%40Cu alaşımlarında ise şekil bellek özelliğine rastlanmamıştır. Haddeleme yöntemiyle inceltelen Mn-%20Cu, Mn-%30Cu ve Mn-%40Cu ısıtma işlem görmemiş alaşımlarda ise hiç şekil belleği gözlenmemiştir.

Tavlama sonrası değişik sürelerde (1, 3 ve 5 saat) 450°C'de yaşlandırılan haddeleme ile şekillendirilmiş numunelerden 5 saat yaşlandırılmış olan Mn-%20Cu alaşımında şekil bellek özelliği kısmen gözlenmiştir (şekil 9.1). Ancak aynı alaşımın hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen ile kıyaslandığında şekil bellek özelliğinin oldukça az olduğu görülmüştür (şekil 9.2). Haddeleme ile inceltelen diğer alaşım bileşimlerinde ise yaşlandırma sonrası belli belirsiz bir şekil belleğinin mevcut olduğu tespit edilmiştir. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen aynı bileşimdeki şeritlerde ise yaşlandırma sonrası az da olsa gözle görülecek kadar şekil bellek etkisi ortaya çıkmıştır.

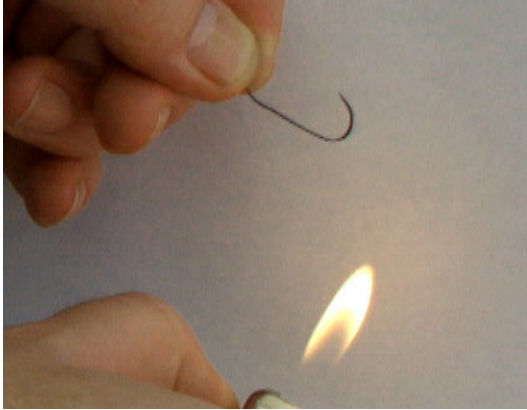
Şekil 9.1 ve 9.2'den de görüldüğü gibi alaşımlardaki şekil bellek özelliği iki yönlüydü; yani deforme edilen numunenin ısıtıldığında ilk haline doğru geri döndüğü, ısıtma sona erdikten sonra soğuyan numunenin tekrar deforme edilme yönünde şekil değiştirdiği gözlenmiştir. Ancak ısıtma ile eski haline dönmeye çalışan numunede tam bir geri dönüş olmadığı, aynı şekilde ısıtmadan sonra soğuyan alaşımda deforme edildiği yöne doğru hareketinin tam deformasyona uğratıldığı şekle kadar gitmediği açıkça görülebilmektedir.



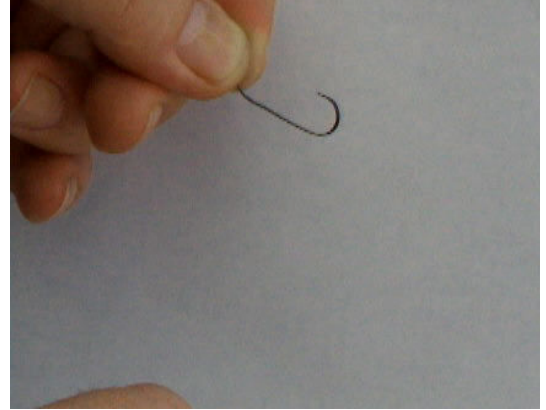
(a)



(b)

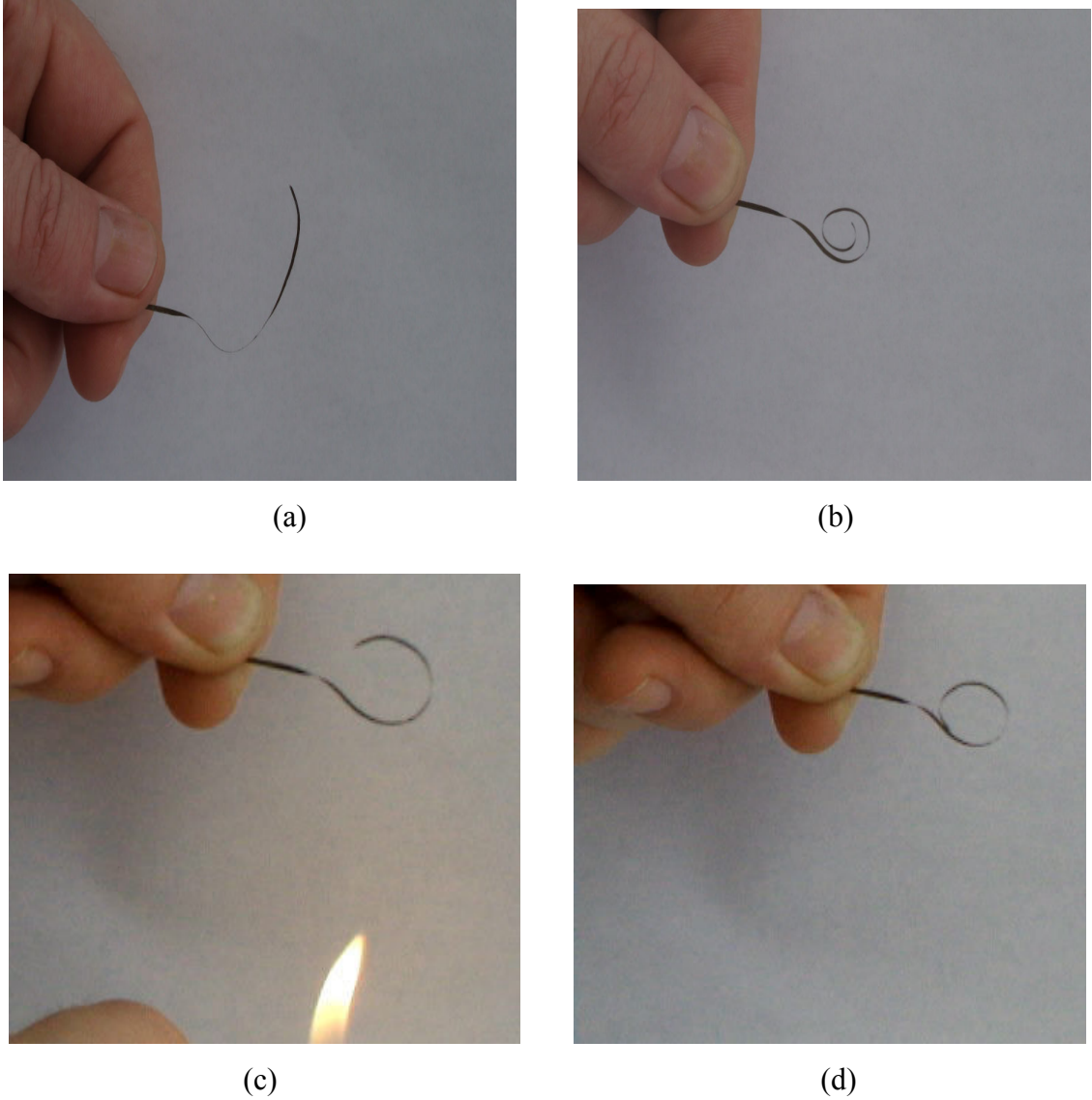


(c)



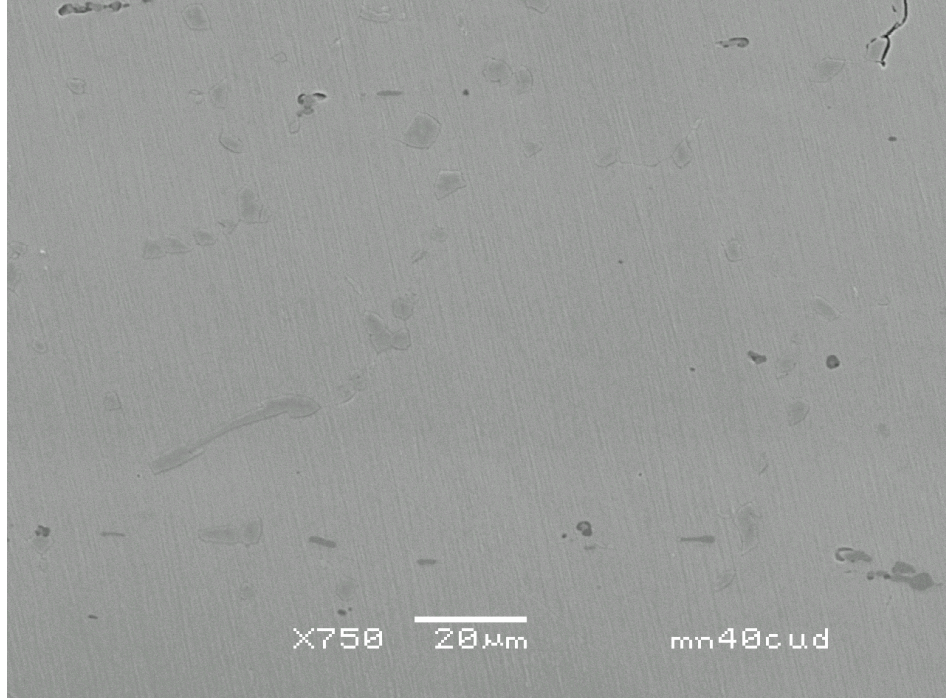
(d)

Şekil 9.1. Haddeme yöntemiyle elde edilmiş ve 450°C 'de 5 saat tavllanmış Mn-%20Cu alaşımının iki yönlü şekil bellek etkisi, (a) düz şekil verilerek ısıl işlem yapılmış şerit, (b) şerite verilen ilk şekil, (c) ısıtma sonrası şeklin ilk haline dönmesi, (d) soğuma sonrası şeridin yine deforme edilmiş şekline dönmesi

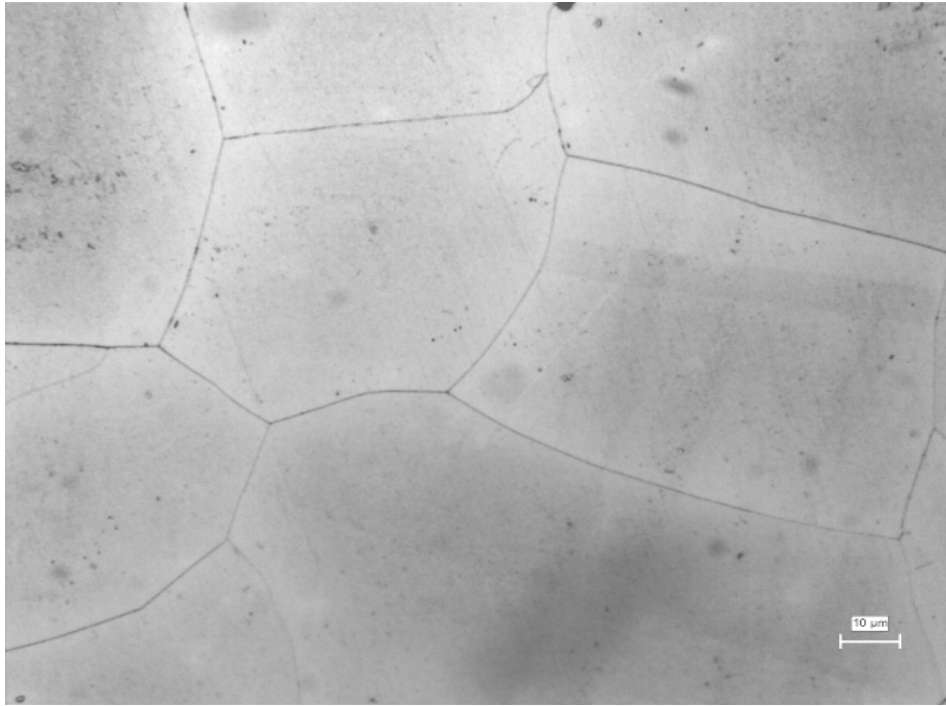


Şekil 9.2. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş ve 450°C 'de 5 saat tavllanmış Mn-%20Cu alaşımının iki yönlü şekil bellek etkisi, (a) düz şekil verilerek ısıtılmış şerit, (b) şerite verilen ilk şekil, (c) ısıtma sonrası şeklin ilk haline dönmesi, (d) soğuma sonrası şeklin yine deforme edilmiş şekline dönmesi

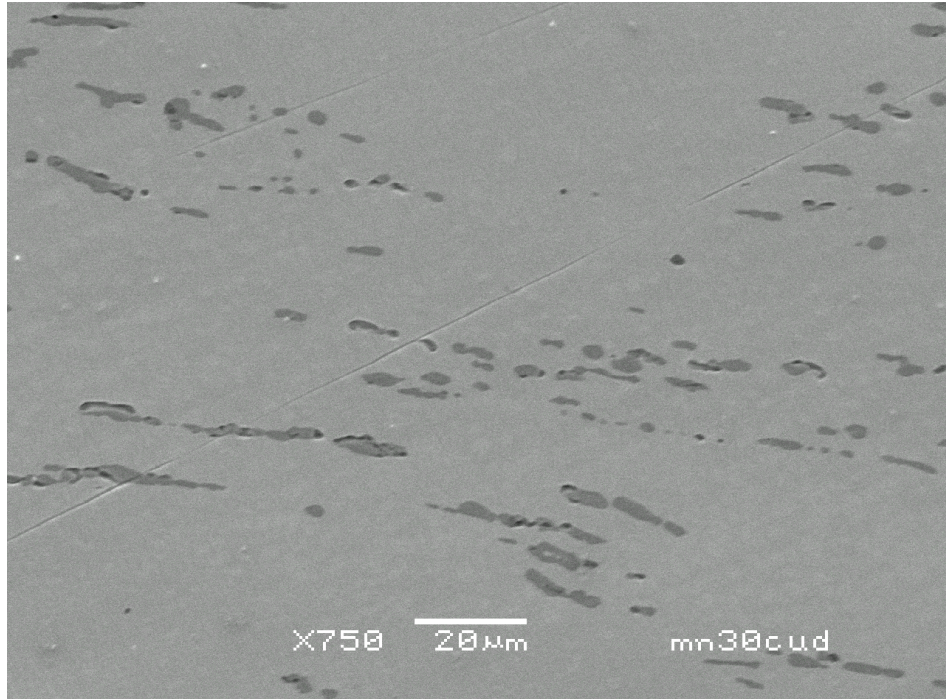
Şeritler ve haddeme ile elde edilen ve 450°C 'de 5 saat tavlama sonrası en iyi şekil bellek özelliği gösteren bütün numuneler optik mikroskop ve elektron mikroskop yardımıyla uygun büyütmelede incelenmiştir. Haddelenmiş alaşımlara ait mikroyapı resimleri şekil 9.3 – 9.8 arasında, hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen alaşımlara ait mikroyapıların resimleri ise şekil 9.9 – 9.14 arasında gösterilmiştir.



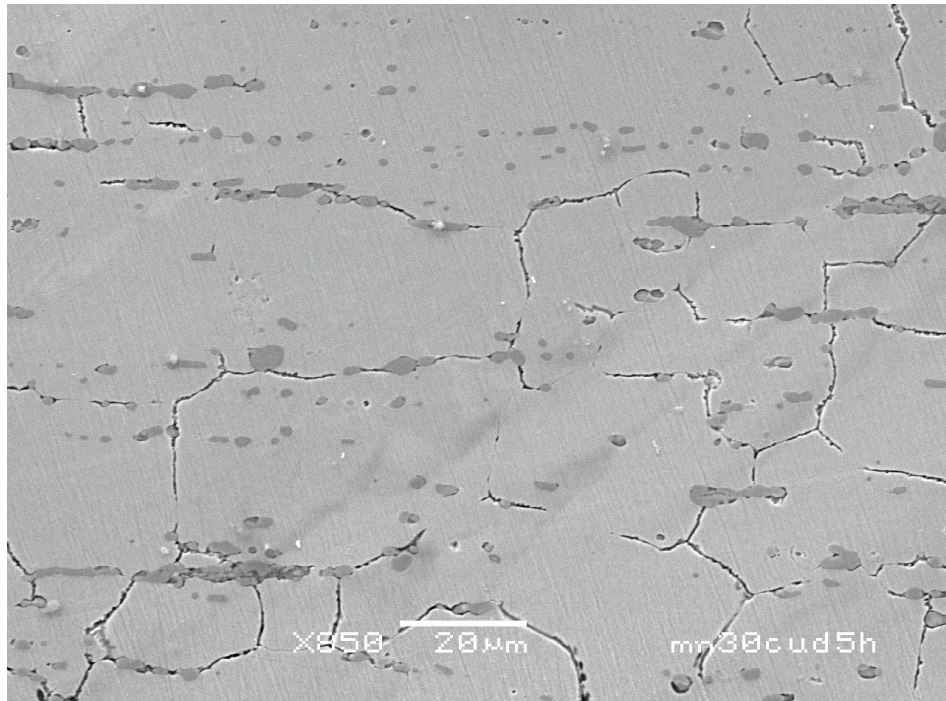
Şekil 9.3. 850°C'de 100 saat homojenleştirildikten sonra -20°C'lik aseton içinde soğutulmuş Mn-%40Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü



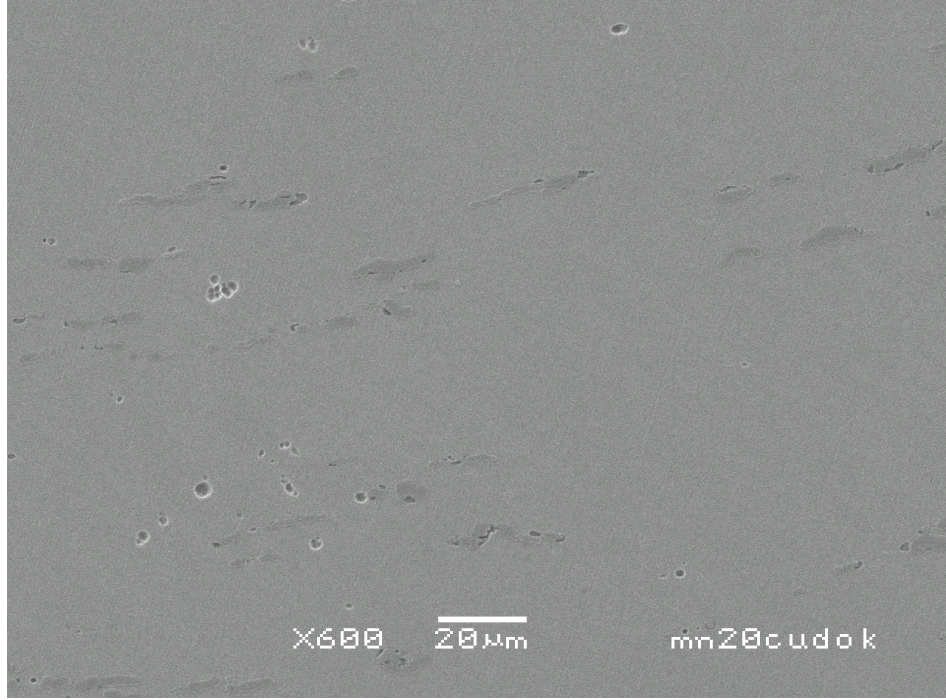
Şekil 9.4. 850°C'de 100 saat homojenleştirildikten sonra -20°C'lik aseton içinde soğutulmuş, 450°C'de 5 saat yaşlandırılmış Mn-%40Cu alaşımının optik mikroskop görüntüsü



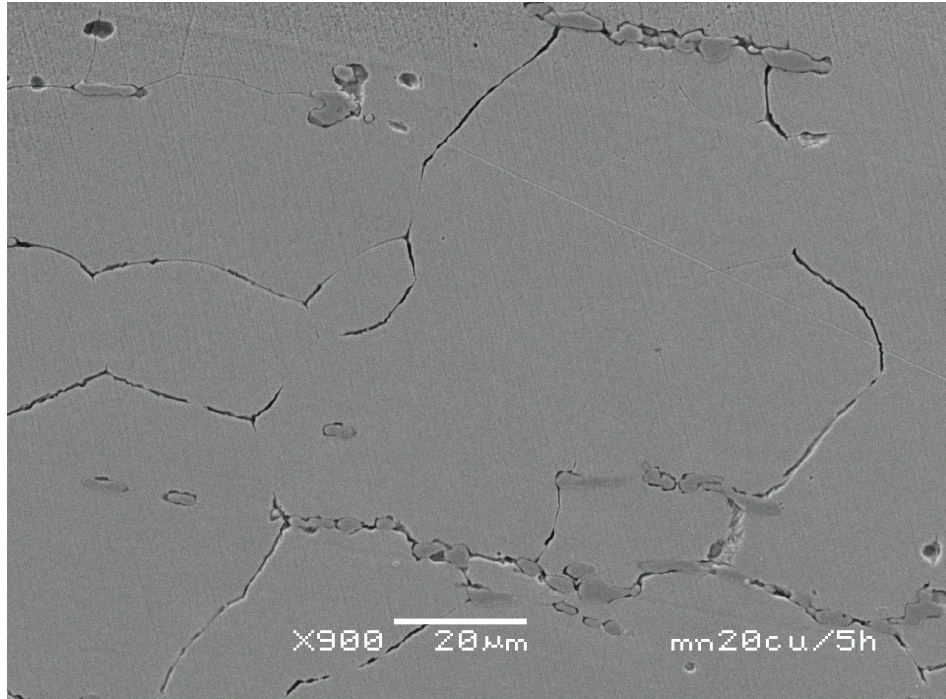
Şekil 9.5. 850°C’de 100 saat homojenleştirildikten sonra -20°C’lik aseton içinde soğutulmuş Mn-%30Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü



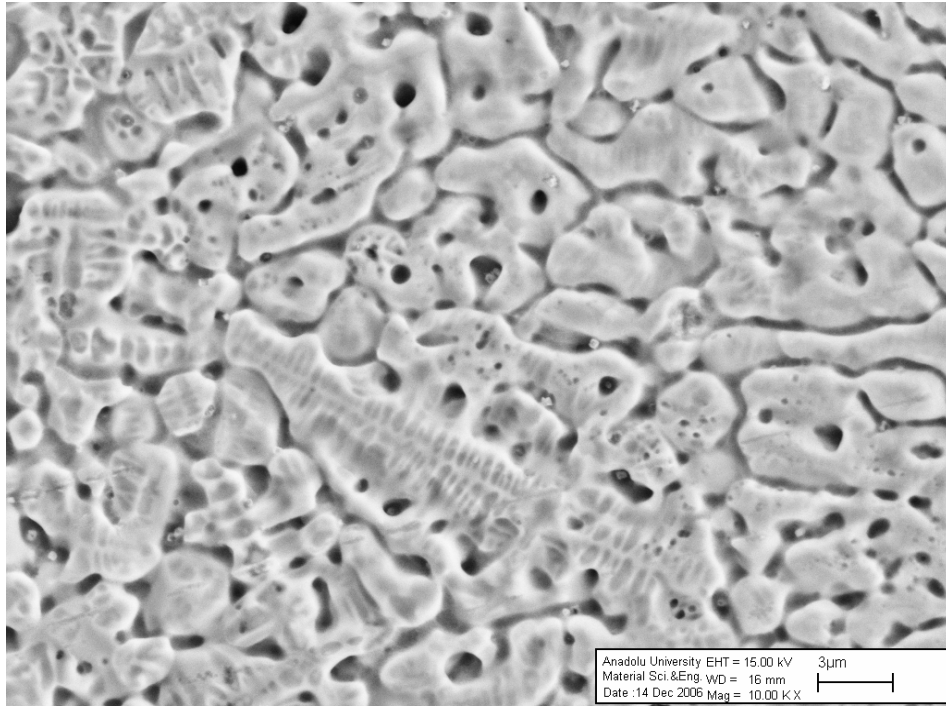
Şekil 9.6. 850°C’de 100 saat homojenleştirildikten sonra -20°C’lik aseton içinde soğutulmuş, 450°C’de 5 saat yaşlandırılmış Mn-%30Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü



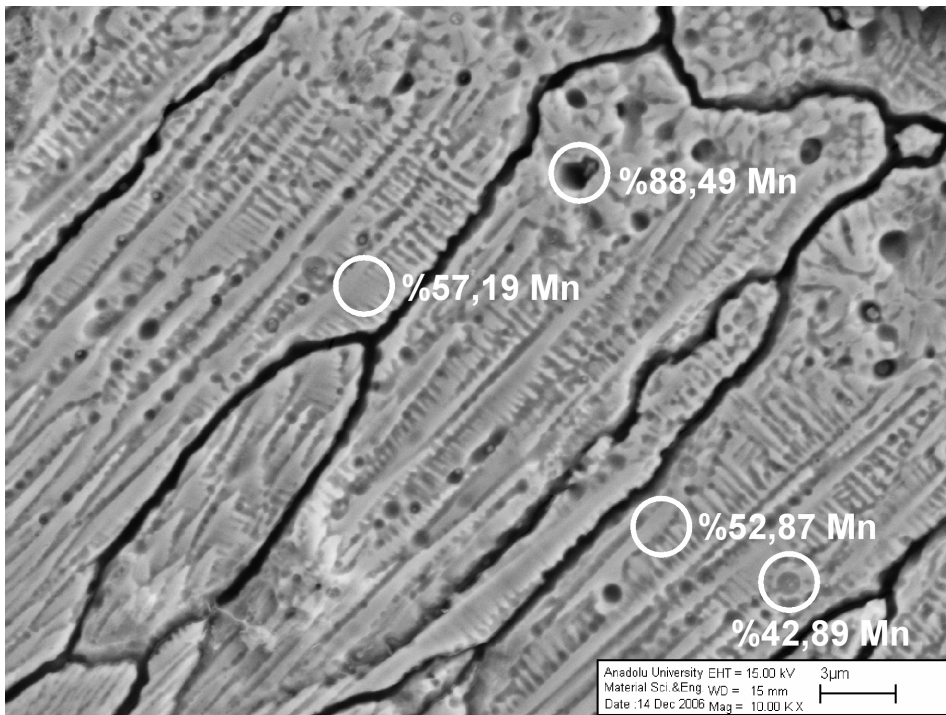
Şekil 9.7. 850°C’de 100 saat homojenleştirildikten sonra -20°C’lik aseton içinde soğutulmuş Mn-%20Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü



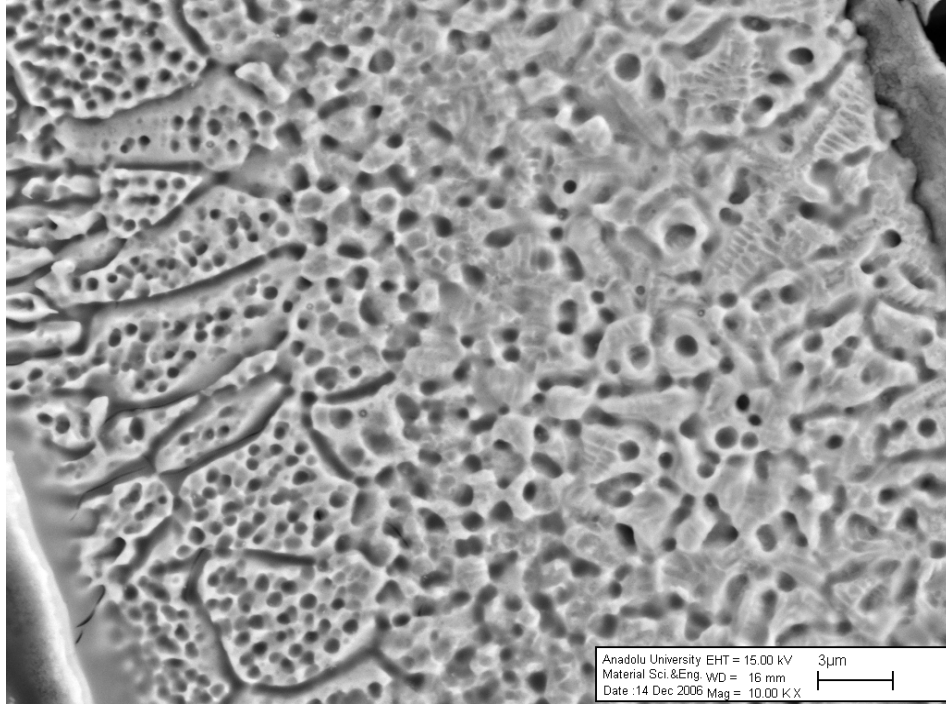
Şekil 9.8. 850°C’de 100 saat homojenleştirildikten sonra -20°C’lik aseton içinde soğutulmuş, 450°C’de 5 saat yaşlandırılmış Mn-%20Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü



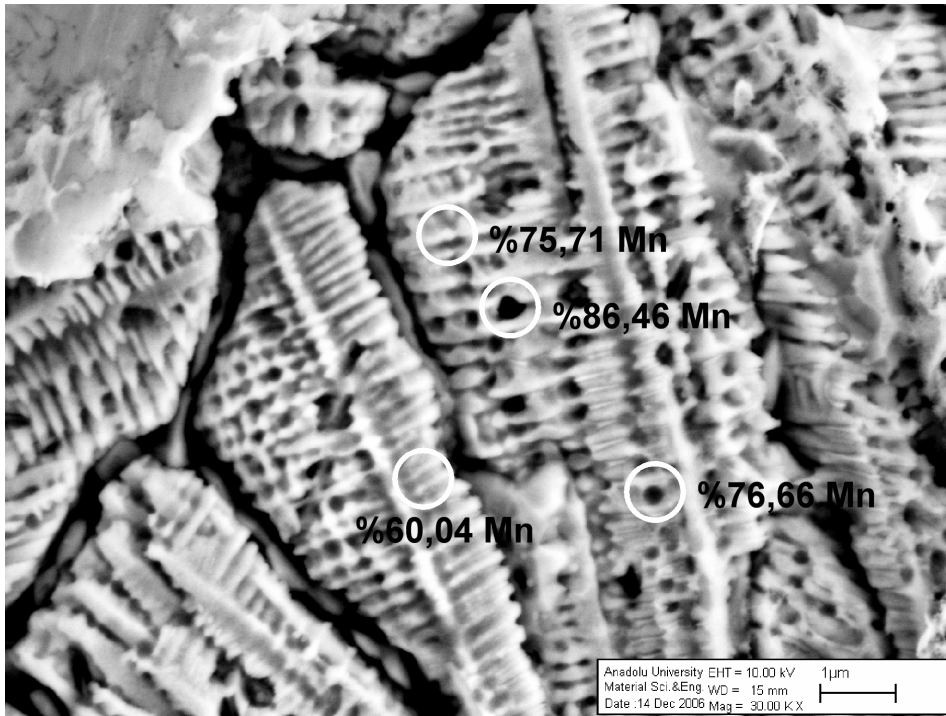
Şekil 9.9. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş Mn-%40Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü



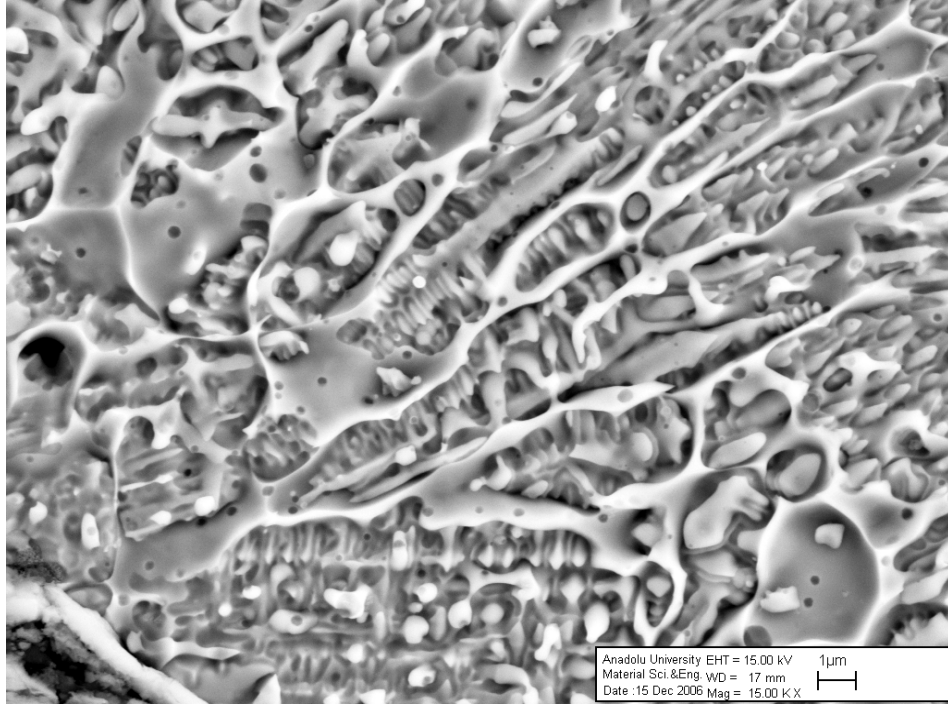
Şekil 9.10. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş, 450°C’de 5 saat yaşlandırılmış Mn-%40Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü



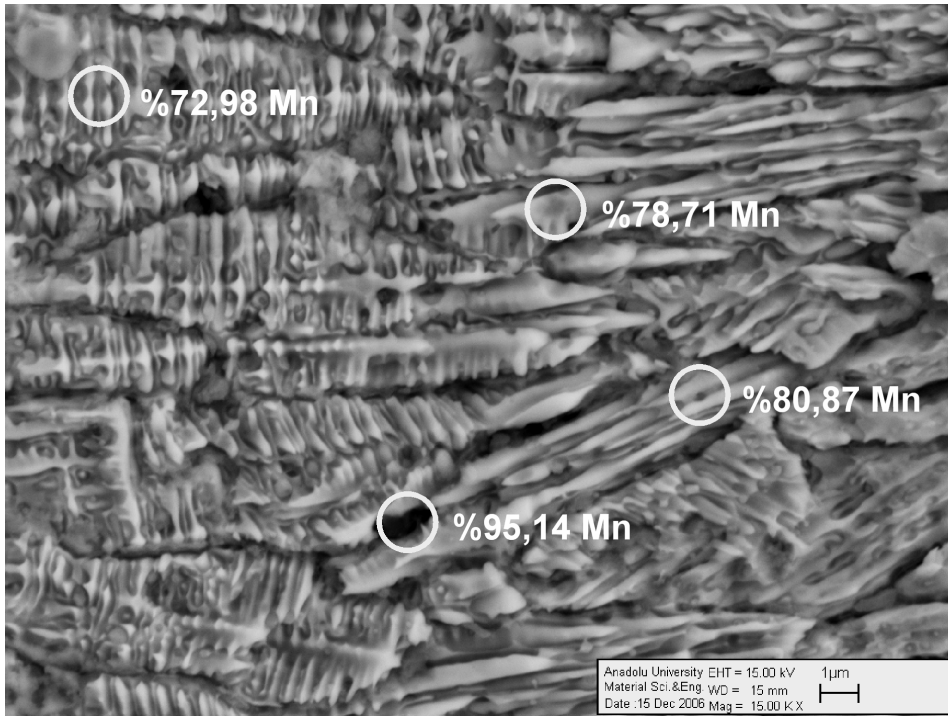
Şekil 9.11. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş Mn-%30Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü



Şekil 9.12. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş, 450°C’de 5 saat yaşlandırılmış Mn-%30Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü



Şekil 9.13. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş Mn-%20Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü



Şekil 9.14. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş, 450°C’de 5 saat yaşlandırılmış Mn-%20Cu alaşımının ikincil elektron görüntüsü

Haddelenmiş alaşımlarda, Kochetkova ve Favstov'un Mn-Cu esaslı şekil bellekli alaşımlar üzerine yaptıkları çalışmada da belirttiği gibi tavlınmamış yapılarda belirgin bir tane sınırı görülmezken, 450°C'de yaşlandırma sonrası bütün yapılarda tane sınırları belirginleşmiştir. Mikroyapı resimlerinde koyu renkte görünen ve EDS analizleri yapılan α -Mn çökeltilerine ait EDS sonuçları çizelge 9.1'de verilmiştir.

Çizelge 9.1. Haddelenme yöntemiyle elde edilen ve 450°C'de 5 saat tavlınmış yapılara ait EDS sonuçları

Malzeme	EDS Analizi Yapılan Bölge (% ağırlık)	
	Matriks	Koyu Bölgeler
N 605	%60,04 Mn, %39,98 Cu	%90,29 Mn, %9,71 Cu
N 705	%69,93 Mn, %30,07 Cu	%98,30 Mn, %1,70 Cu
N 805	%80,29 Mn, %19,71 Cu	%99,48 Mn, %0,52 Cu

Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen alaşımların mikroyapılarında da haddelenme yöntemiyle elde edilenlere benzer olarak tavlama öncesi belirgin olmayan tane sınırlarının tavlama sonrası belirginleştiği gözlenmiştir. SEM yardımıyla daha yüksek büyütme oranlarında mikroyapı resimleri çekilen hızlı katılaştırma yöntemiyle üretilen ve 450°C'de 5 saat yaşlandırılmış Mn-Cu alaşımlarının tavlınmamış yapılarında seyrek ama Mn oranı arttıkça artan dentrite benzer oluşumlar gözlenmiştir. Bu yapıların katılma esnasında oluşan dentritik yapılar olduğu ve 450°C yaşlandırma sonrası ortadan kalkması gereken bu yapıların Mn'ca zengin ve fakir bölgelere ayrıştığı anlaşılmıştır. SEM yardımıyla daha yüksek büyütme oranlarında mikroyapı resimleri çekilen bu alaşımların EDS sonuçları şekil 9.10, 9.12 ve 9.14 üzerinde verilmiştir.

Şekil 9.10, 9.12 ve 9.14'de görüldüğü gibi her bir alaşım için mikroyapının farklı bölgelerinden alınan EDS analizleri sonucu farklı farklı Mn içerikleri tespit edilmiştir. Bu da, Mn-Cu esaslı şekil bellekli alaşımlar üzerine çalışan birçok araştırmacının tespit ettiği ve yaptığımız XRD çalışmaları sonucu da belirlenen, yapının

yaşlandırma işlemi sonucunda Mn'ca zengin (γ_1) ve Cu'ca zengin (γ_2) bölgelerine ayrıştığı ve koyu renkte görülen α Mn çökeltilerinden oluştuğunu göstermektedir.

Optik mikroskop yardımıyla mikroyapılar incelendiğinde; hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen alaşımların tane boyutlarının haddeleme yöntemiyle elde edilen alaşımlarinkine nazaran daha küçük olduğu gözlenmiştir. Çizelge 9.2'de tavlama sonucu tane sınırlarının belirginleşmesi nedeniyle 450°C'de 5 saat tavllanmış numunelerin ortalama tane boyutları verilmiştir. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen Mn-%30Cu alaşımı elde ettiğimiz en ince şeritler idi.

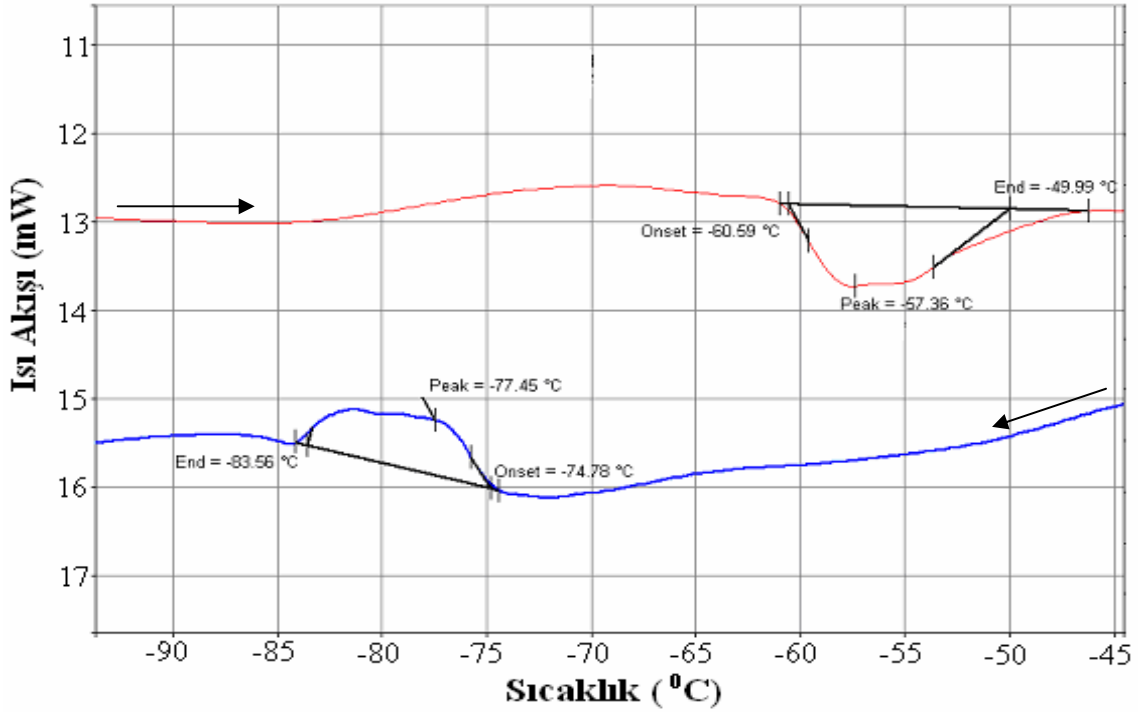
Çizelge 9.2. Haddeleme ve hızlı katılaştırma yöntemleri ile elde edilen numunelerin ortalama tane boyutları

Malzeme	Ortalama Tane Boyutu (μm)		Malzeme	Ortalama Tane Boyutu (μm)
N 605	18,96		MS 605	9,37
N 705	14,08		MS 705	2,91
N 805	15,23		MS 805	4,71

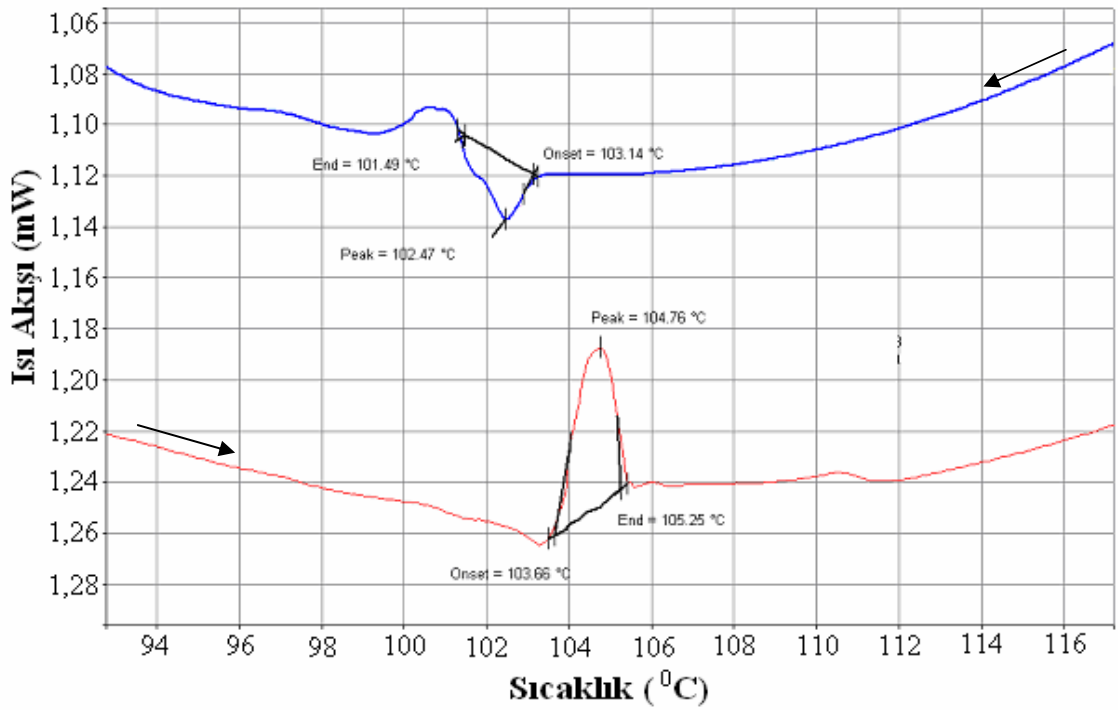
9.2. DSC ÇALIŞMALARI

Haddeleme ve hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen alaşımların ve bunların 450°C'de 5 saat yaşlandırılan hallerinden alınan numunelerin DSC ölçümleri şekil 9.15 ve 9.24 arasında verilmiştir. Ancak DSC ile yapılan ölçümler sonucu çalışılan sıcaklık aralığında (-180° – 350°C), haddeleme yöntemiyle elde edilen Mn-%40 alaşımında bir faz dönüşümüne rastlanmamıştır.

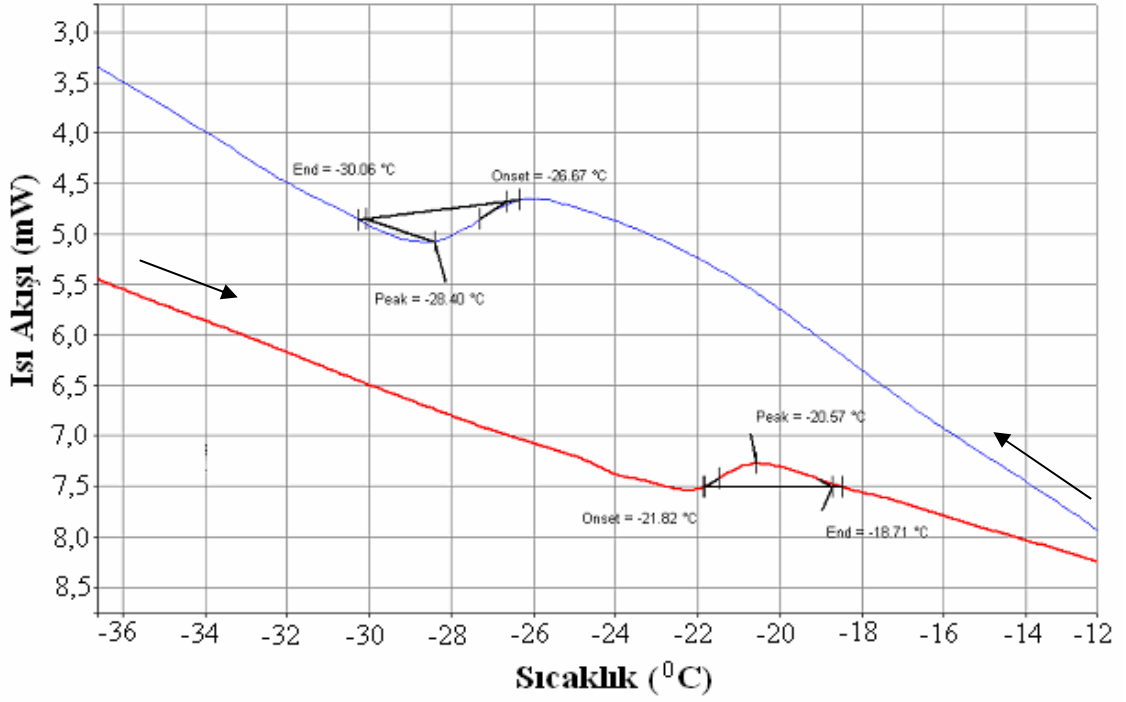
Her iki yöntem ile elde edilen alaşımlara ait yaptığımız DSC çalışmaları sonucu elde edilen dönüşüm sıcaklıkları çizelge 9.3'de verilmiştir.



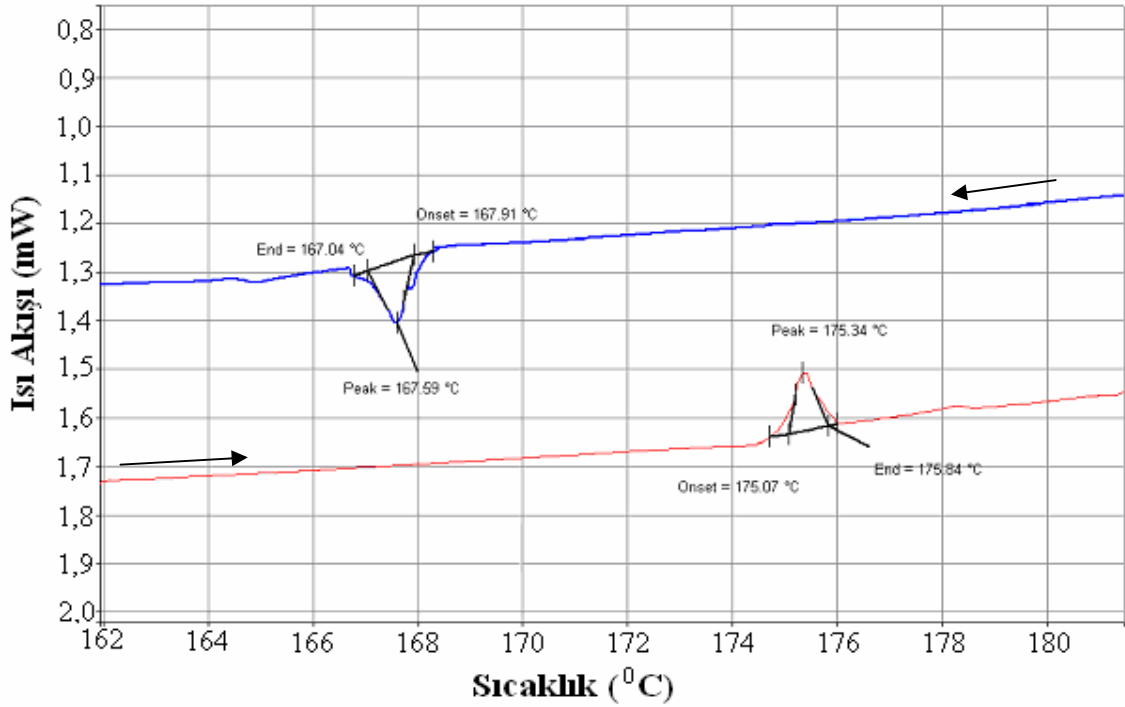
Şekil 9.15. Haddelemeye elde edilmiş Mn-%30Cu alaşımına ait DSC taraması.



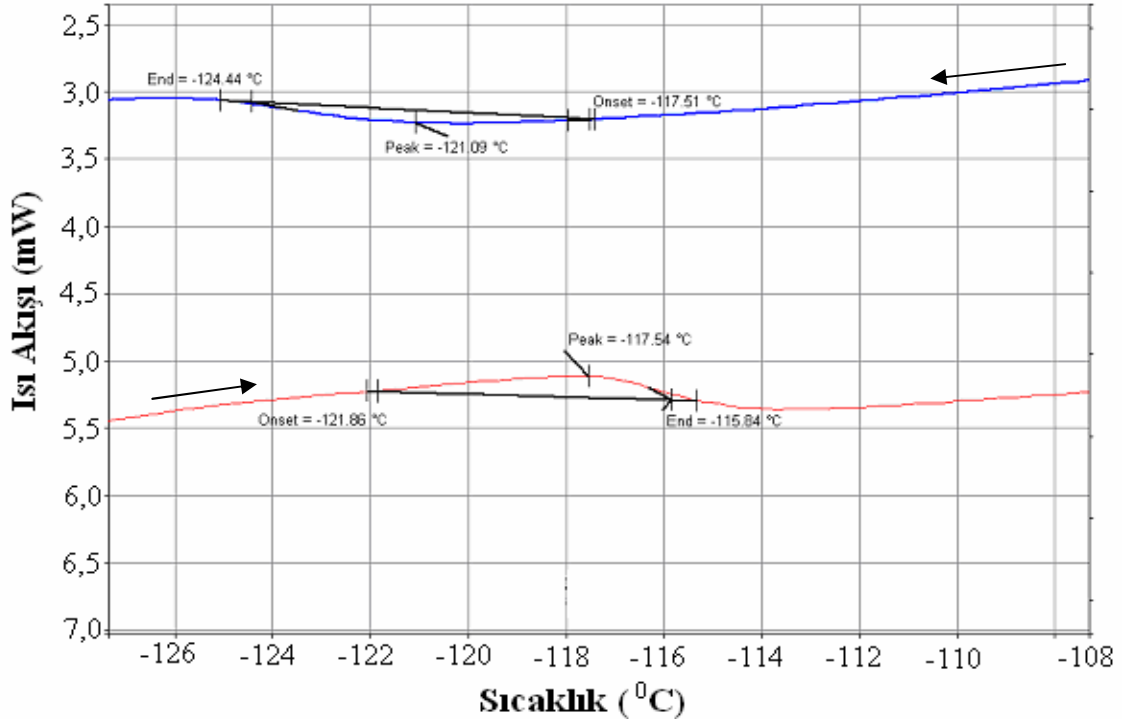
Şekil 9.16. Haddelemeye elde edilmiş ve 450°C'de 5 saat yaşlandırılan Mn-%30Cu alaşımına ait DSC taraması.



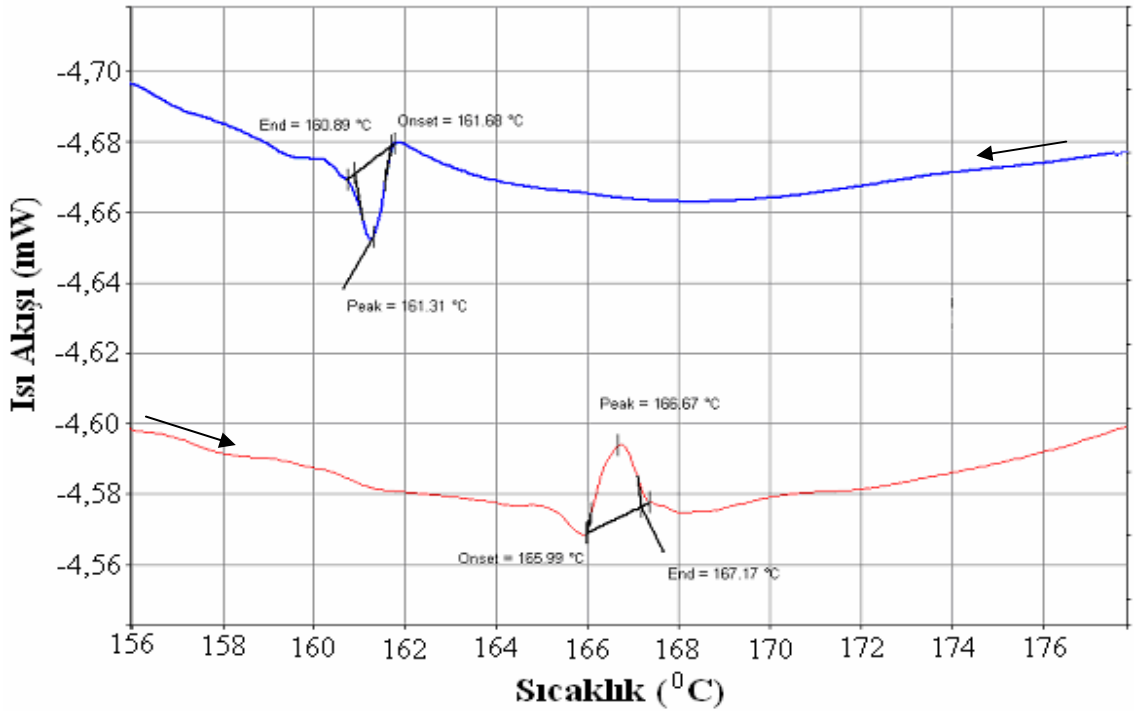
Şekil 9.17. Haddelene yöntemiyle elde edilmiş Mn-%20Cu alaşımına ait DSC taraması.



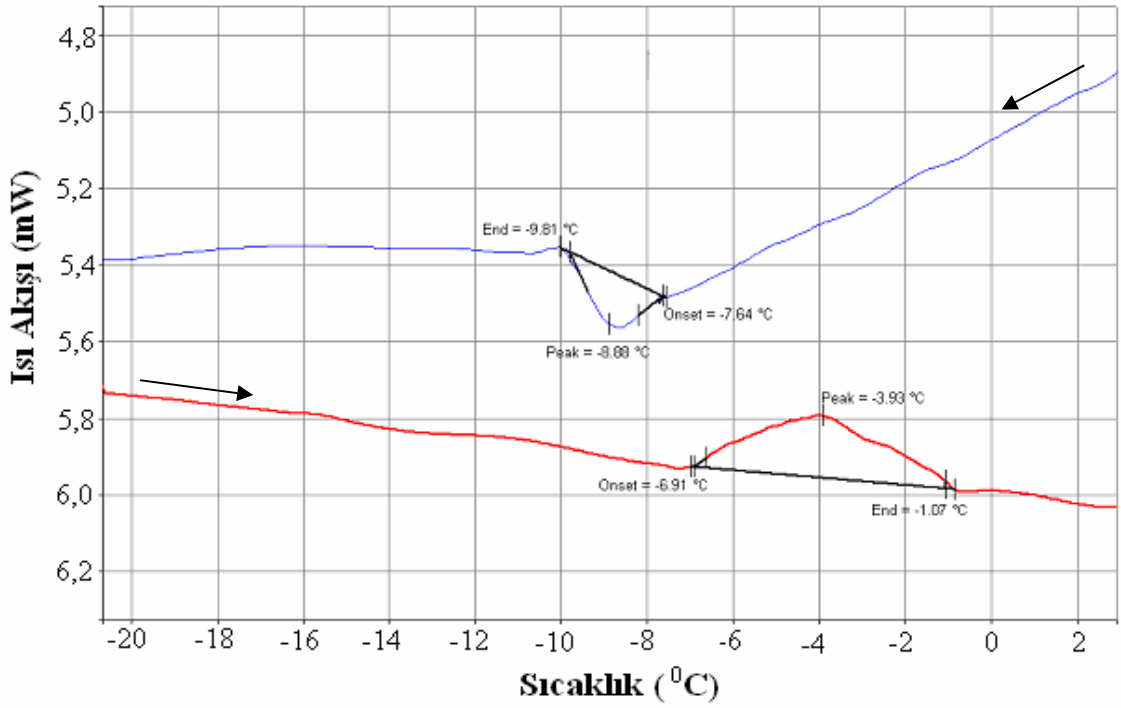
Şekil 9.18. Haddeleneyle elde edilmiş ve 450°C'de 5 saat yaşlandırılan Mn-%20Cu alaşımına ait DSC taraması.



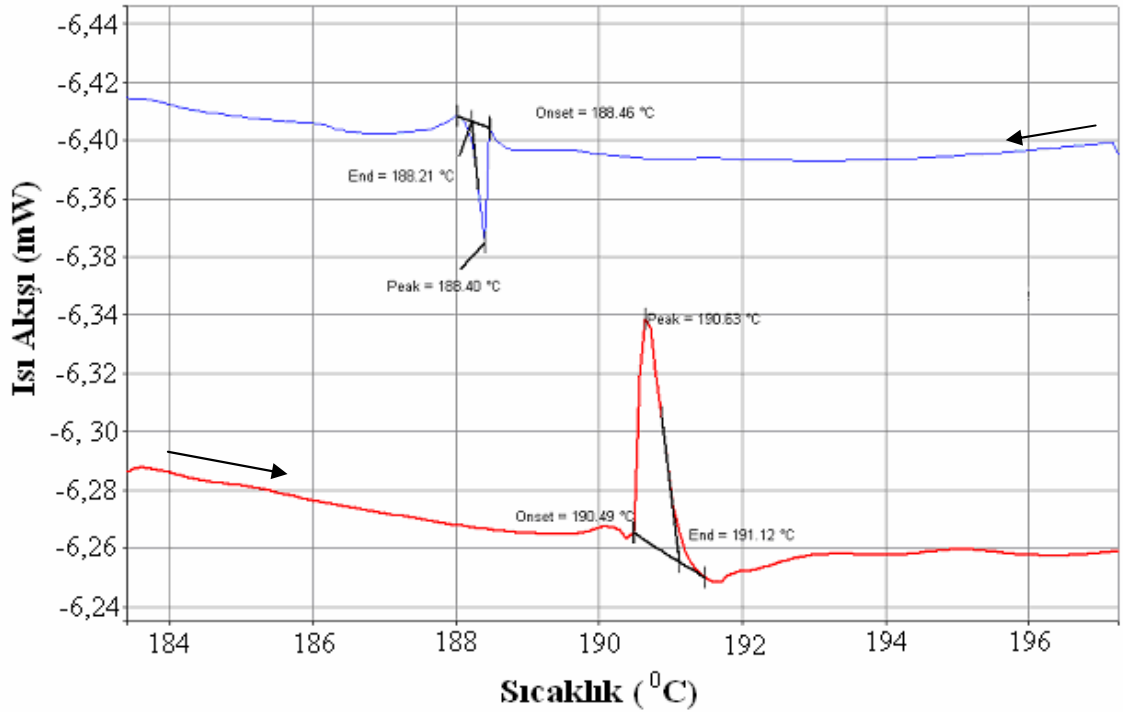
Şekil 9.19. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş Mn-%40Cu alaşımına ait DSC taraması.



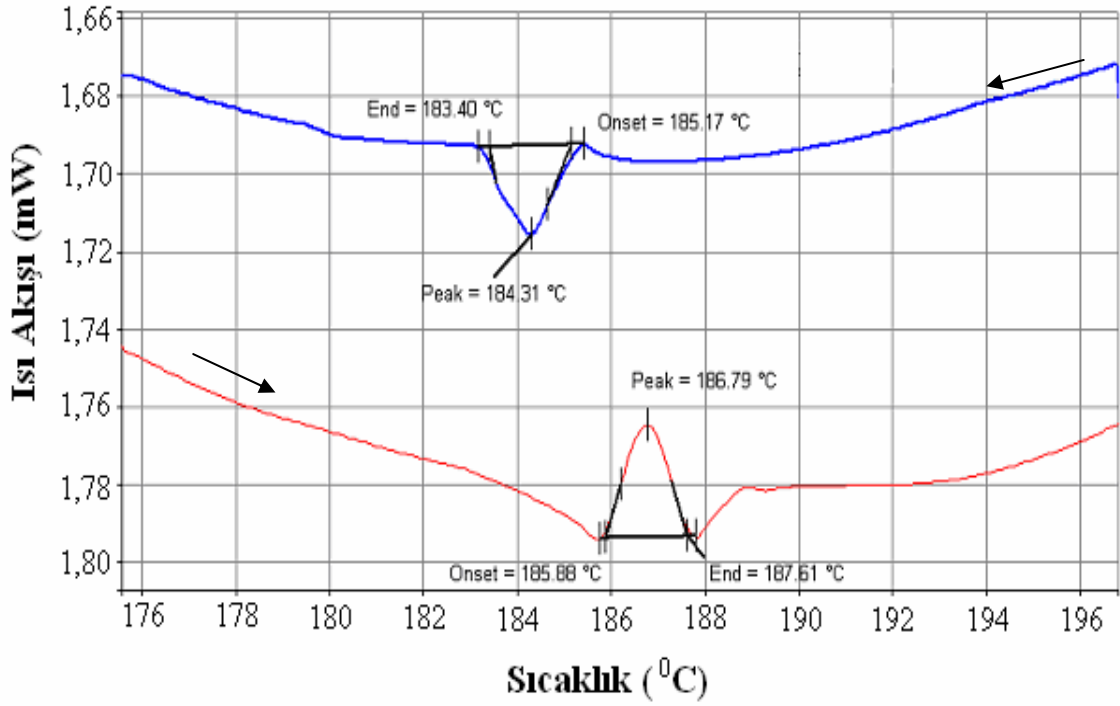
Şekil 9.20. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş ve 450°C'de 5 saat yaşlandırılan Mn-%40Cu alaşımına ait DSC taraması.



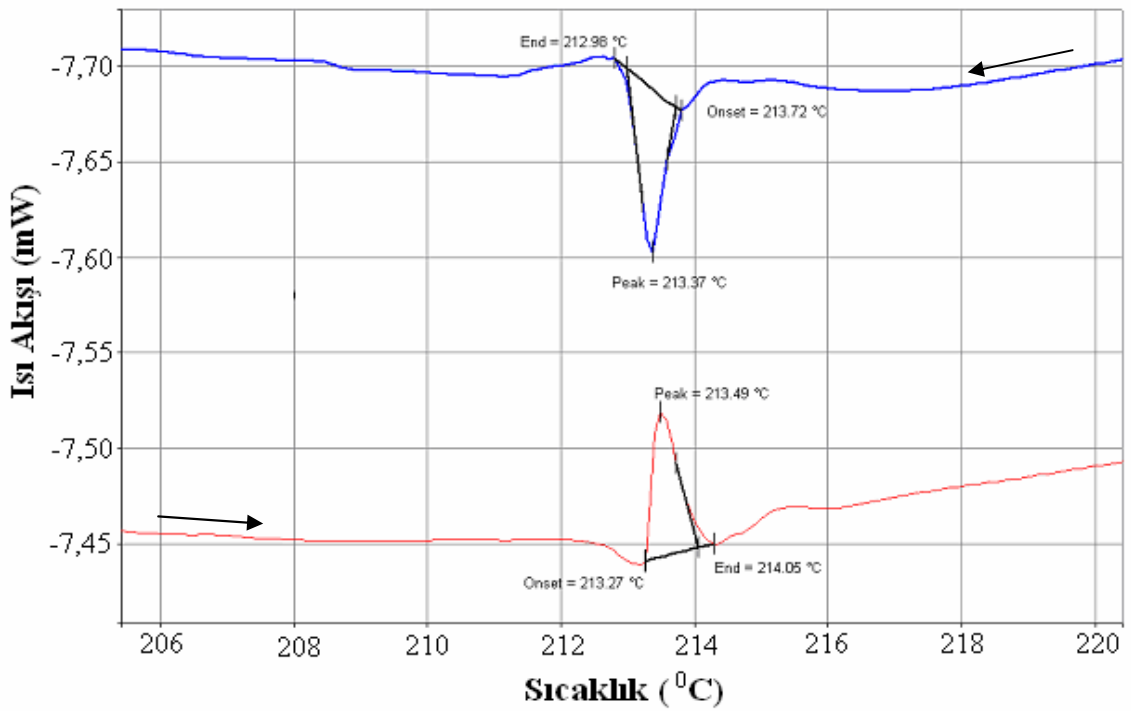
Şekil 9.21. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş Mn-%30Cu alaşımına ait DSC taraması.



Şekil 9.22. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş ve 450°C'de 5 saat yaşlandırılan Mn-%30Cu alaşımına ait DSC taraması.



Şekil 9.23. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş Mn-20Cu alaşımına ait DSC taraması.



Şekil 9.24. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş ve 450°C'de 5 saat yaşlandırılan Mn-20Cu alaşımına ait DSC taraması.

DSC çalışmaları sonucu da görüldüğü gibi alaşımın Mn oranı arttıkça ve tavlama yapıldıktan sonra faz dönüşüm sıcaklıkları artmakta, histeresiz kayıpları ise azalmaktadır. Tavlama sonrası dönüşüm sıcaklıklarındaki bu artış çizelge 9.4'de gösterilmiştir.

Hızlı katılaştırma yöntemiyle üretilen alaşımların dönüşüm sıcaklıklarının haddelenmeye üretilen alaşımlara göre daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Bununla sebebi çizelge 9.2'de gösterildiği gibi tane boyutunun daha düşük olmasıdır (Tadaki T., Morris M.A., Sugimoto K.). Dönüşüm sıcaklıklarındaki bu değişim çizelge 9.5'de verilmiştir.

Çizelge 9.3. Haddelenme ve hızlı katılaştırma yöntemleri ile elde edilen alaşımlara ait dönüşüm sıcaklıkları

Malzeme	A _s Sıcaklığı (°C)	A _f Sıcaklığı (°C)	M _s Sıcaklığı (°C)	M _f Sıcaklığı (°C)
N 70	-60,59	-49,99	-74,78	-83,56
N 705	103,66	105,25	103,14	101,49
N 80	-21,82	-18,71	-26,67	-30,06
N 805	175,07	175,84	167,91	167,04
MS 60	-121,86	-115,84	-117,51	-124,44
MS 605	165,99	167,17	161,68	160,89
MS 70	-6,91	-1,07	-7,64	-9,81
MS 705	190,49	191,12	188,46	188,21
MS 80	185,88	187,61	185,17	183,40
MS 805	213,27	214,05	213,72	212,98

Çizelge 9.4. 450°C'de 5 saat tavlama sonucu dönüşüm sıcaklıklarındaki artış miktarı (M_s sıcaklığı baz alınarak)

Malzeme	Sıcaklık Artışı (°C)
N70	177,92
N80	194,58
MS60	279,19
MS70	196,10
MS80	28,55

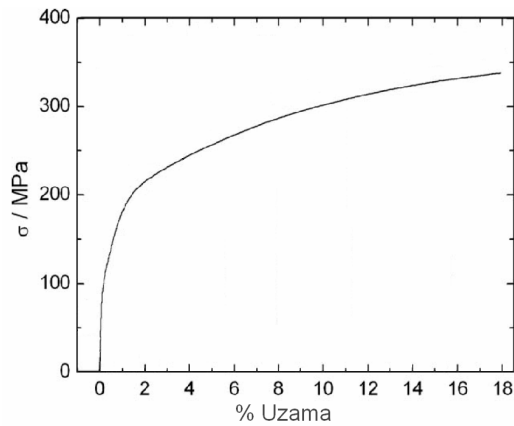
Çizelge 9.5. Haddelenme yöntemiyle ve hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen alaşımlar arasındaki sıcaklık değişimi (M_s sıcaklığı baz alınarak).

Malzeme	Haddelenme M_s (°C)	Hızlı katılaştırma M_s (°C)	Artış (°C)	Haddelenme + Tavlama M_s (°C)	Hızlı katılaştırma + Tavlama M_s (°C)	Artış (°C)
Mn-%30Cu	-74,78	-7,64	67,14	103,14	188,46	85,32
Mn-%20Cu	-26,67	185,17	211,84	167,91	213,72	45,81

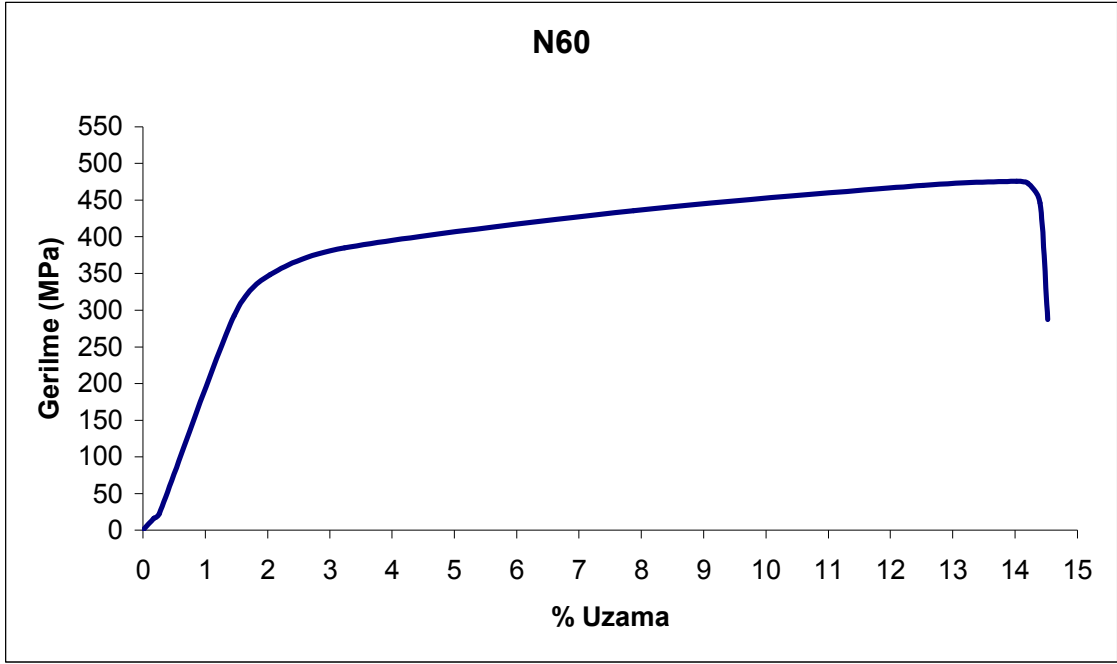
9.3. ÇEKME DENEYLERİ

Haddelenme ve hızlı katılaştırma yöntemleri ile elde edilen alaşımların ve bu alaşımların 450°C'de 5 saat yaşlandırılmış olanlarının çekme deneylerine ait Gerilme - % Uzama diyagramları şekil 9.26 – 9.37 arasında verilmiştir.

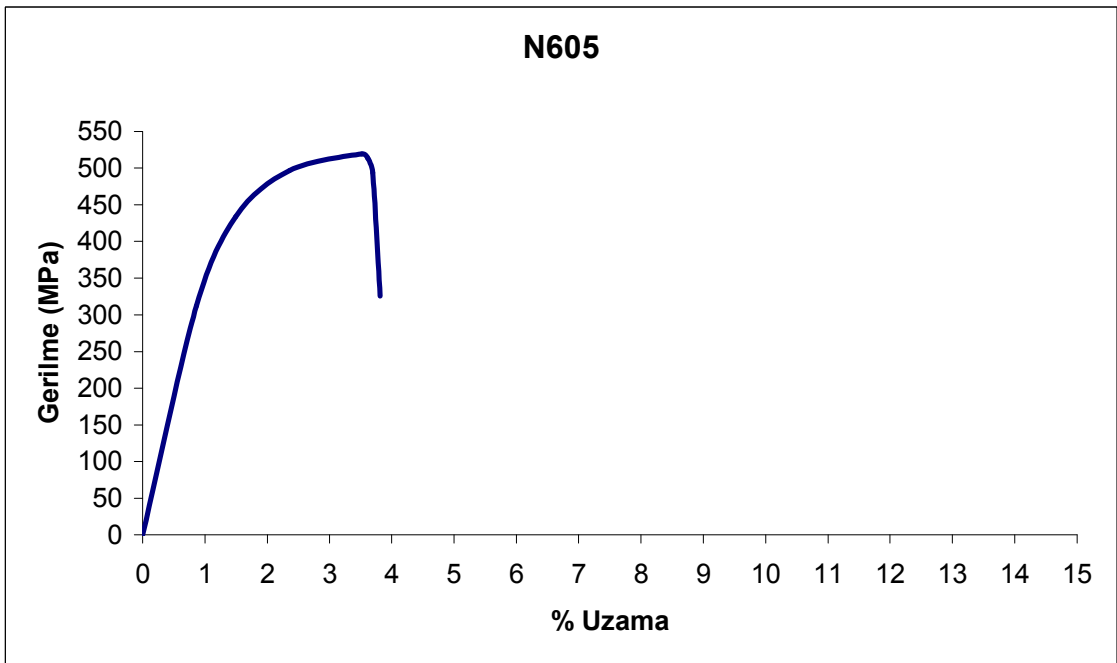
Yapılan çekme deneyleri sonucu haddelenme yöntemiyle elde edilen alaşımların Gerilme - % Uzama diyagramlarının şekli Qingchao ve arkadaşlarının bu alanda yaptıkları çalışmalarla uygunluk göstermektedir (şekil 9.25). Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen numunelerin gerilme - % uzama diyagramları, bu yöntem ile Mn-Cu esaslı şekil bellekli alaşımlar üzerine yapılmış bir çalışma olmadığı için karşılaştırma imkanı bulunamamıştır.



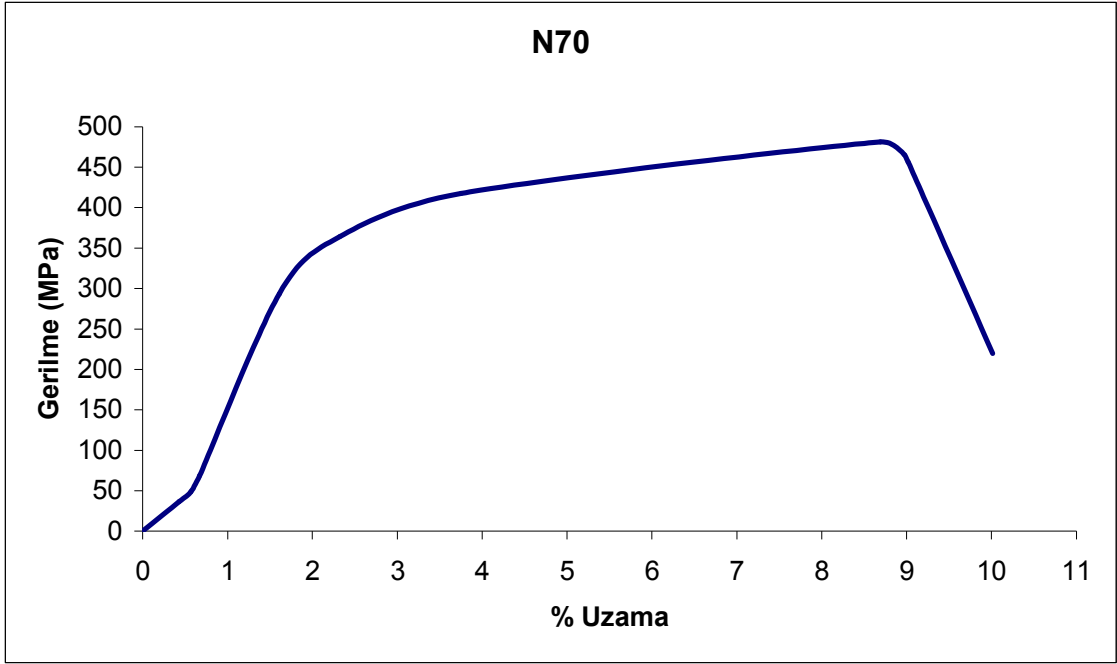
Şekil 9.25. 850°C'de homojenleştirilmiş ve buzlu suda soğutulmuş Mn-%15Cu alaşımının Gerilme – % Uzama eğrisi (Qingchao et al, 2006)



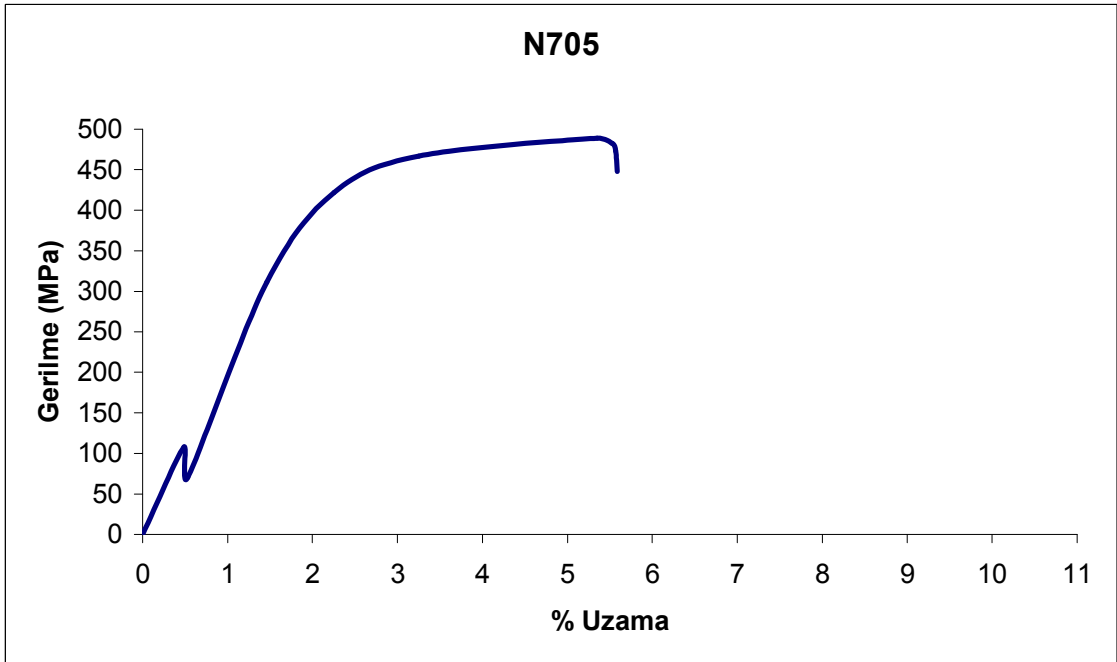
Şekil 9.26. Mn-%40Cu içeren haddeleme yöntemiyle elde edilmiş şeritin çekme deneyi eğrisi



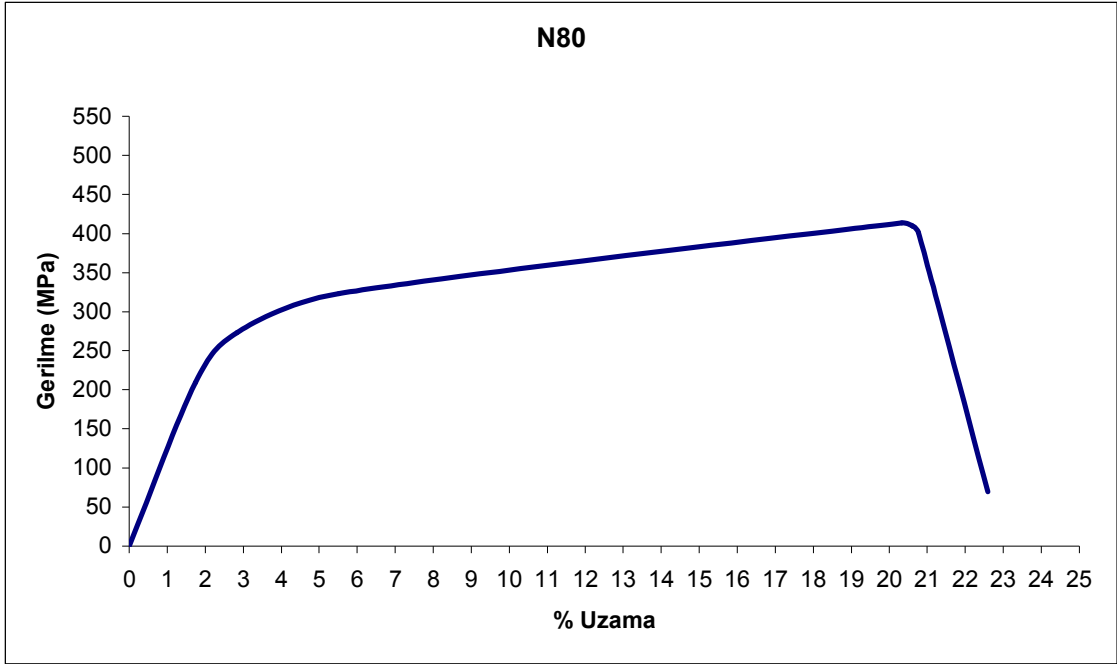
Şekil 9.27. Mn-%40Cu içeren haddeleme yöntemiyle elde edilmiş 450°C'de 5 saat yaşlandırılan şeritin çekme deneyi eğrisi



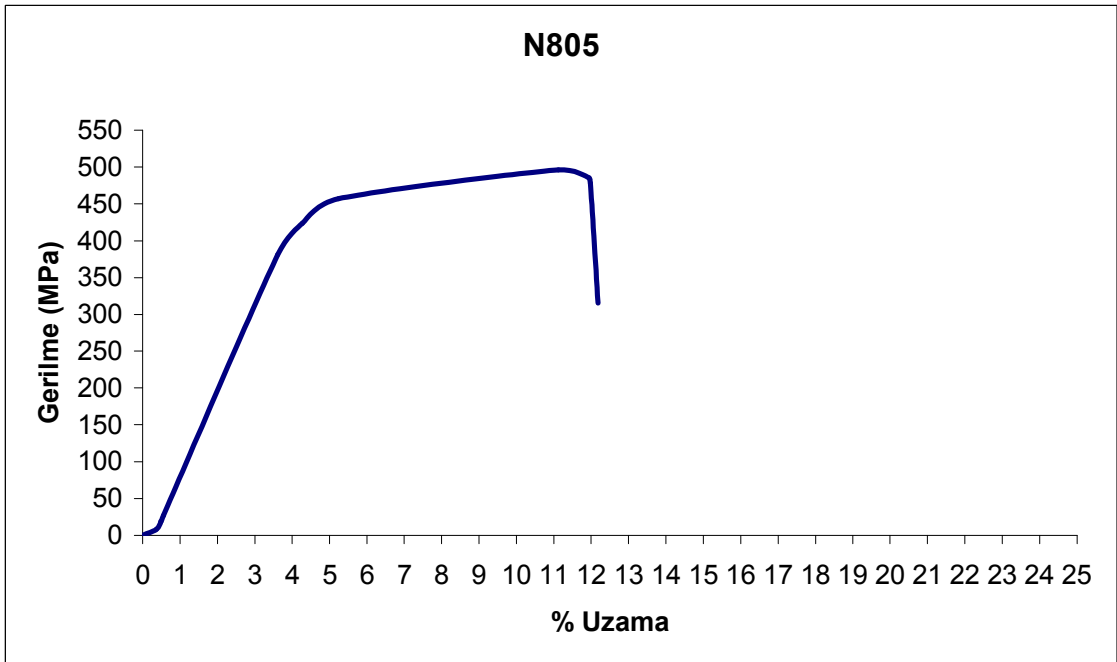
Şekil 9.28. Mn-%30Cu içeren haddeleme yöntemiyle elde edilmiş şeritin çekme deneyi eğrisi



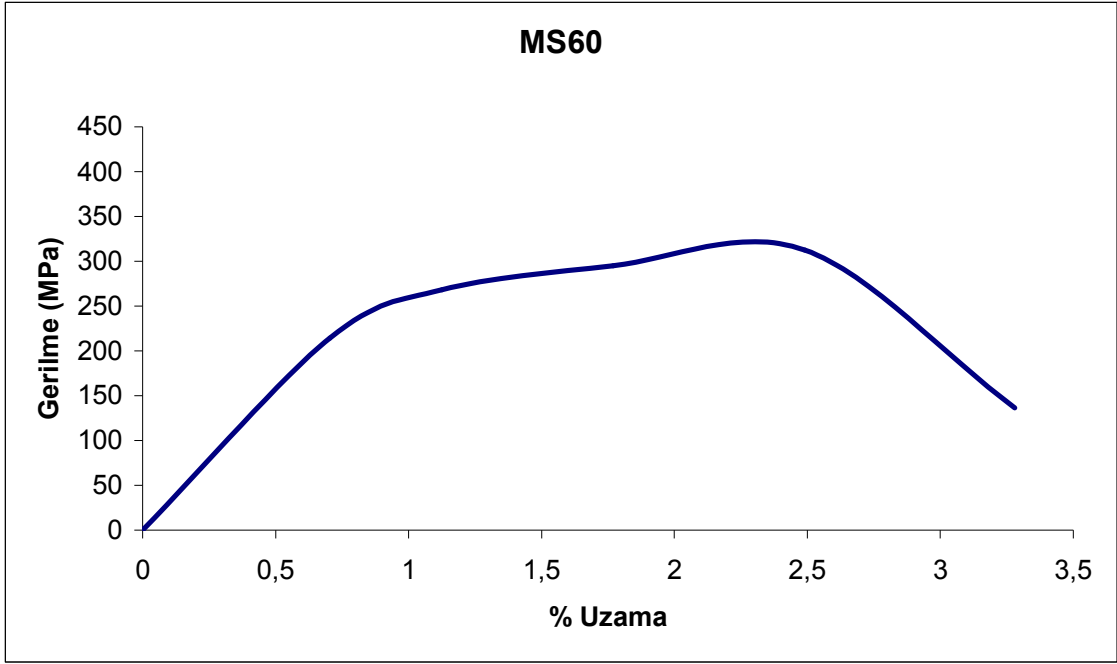
Şekil 9.29. Mn-%30Cu içeren haddeleme yöntemiyle elde edilmiş 450°C'de 5 saat yaşlandırılan şeritin çekme deneyi eğrisi



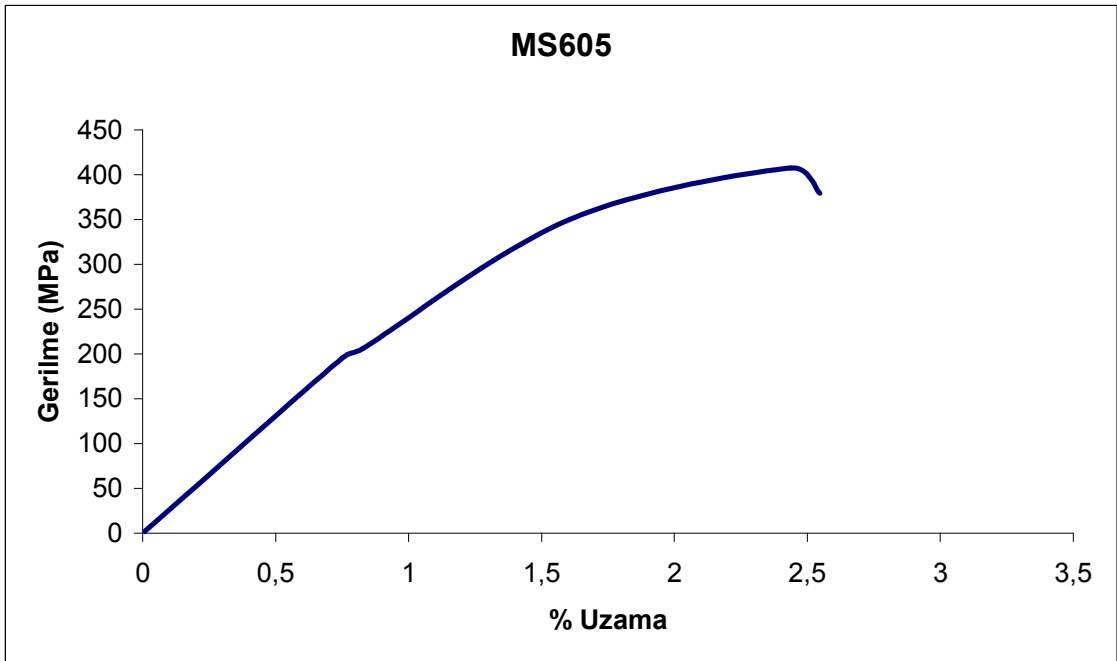
Şekil 9.30. Mn-%20Cu içeren haddeleme yöntemiyle elde edilmiş şeritin çekme deneyi eğrisi



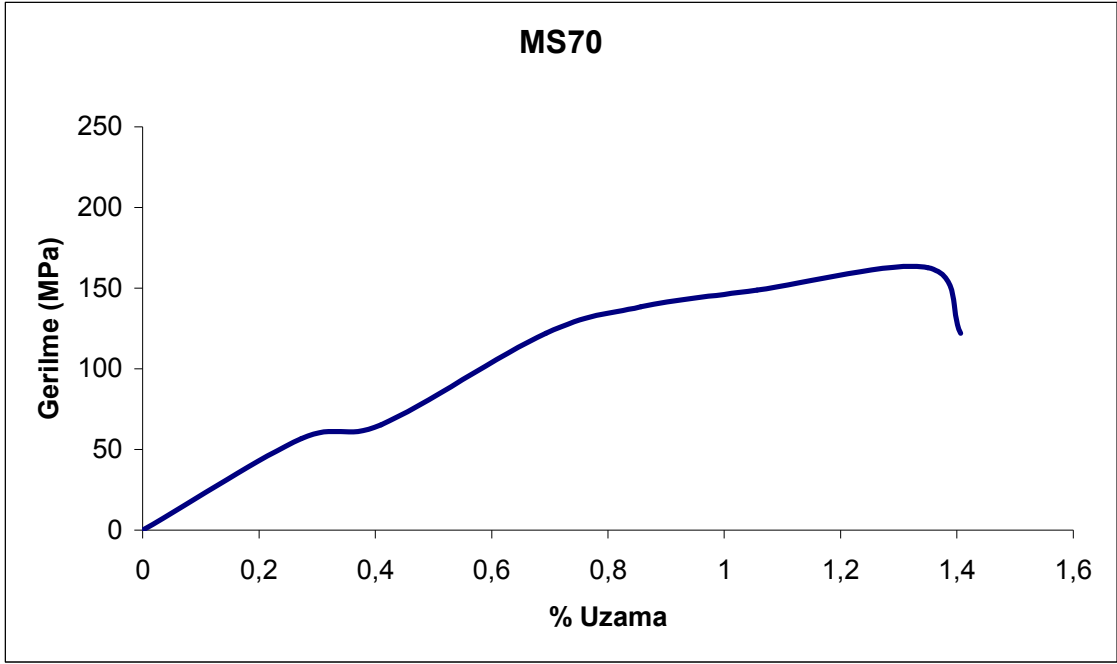
Şekil 9.31. Mn-%20Cu içeren haddeleme yöntemiyle elde edilmiş 450°C'de 5 saat yaşlandırılan şeritin çekme deneyi eğrisi



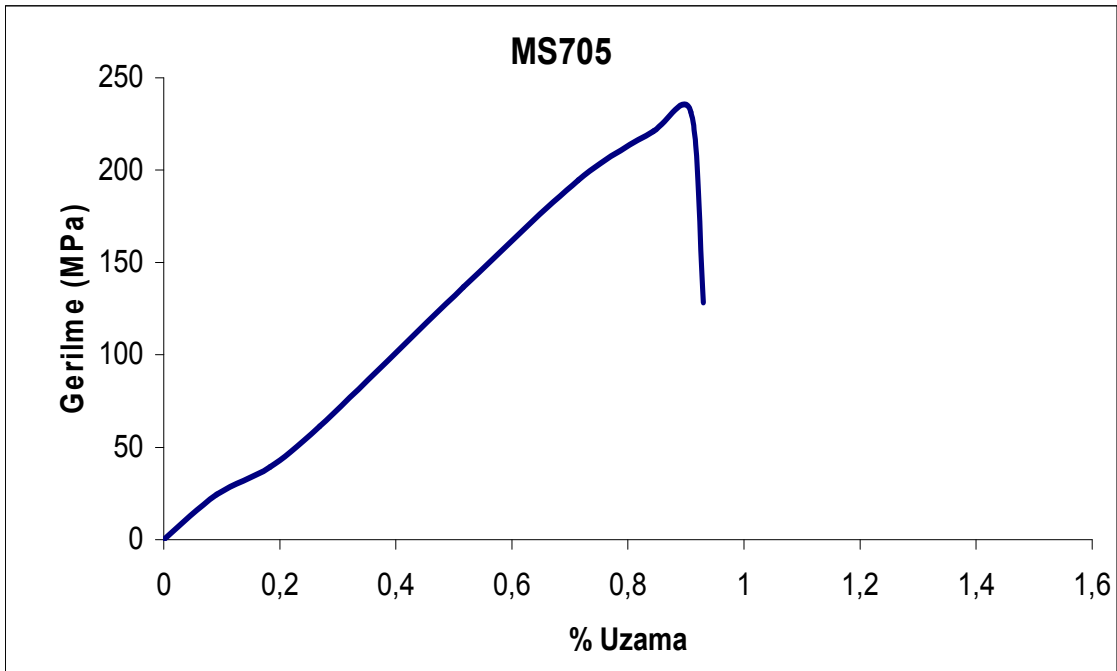
Şekil 9.32. Mn-%40Cu içeren hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş şeritin çekme deneyi eğrisi



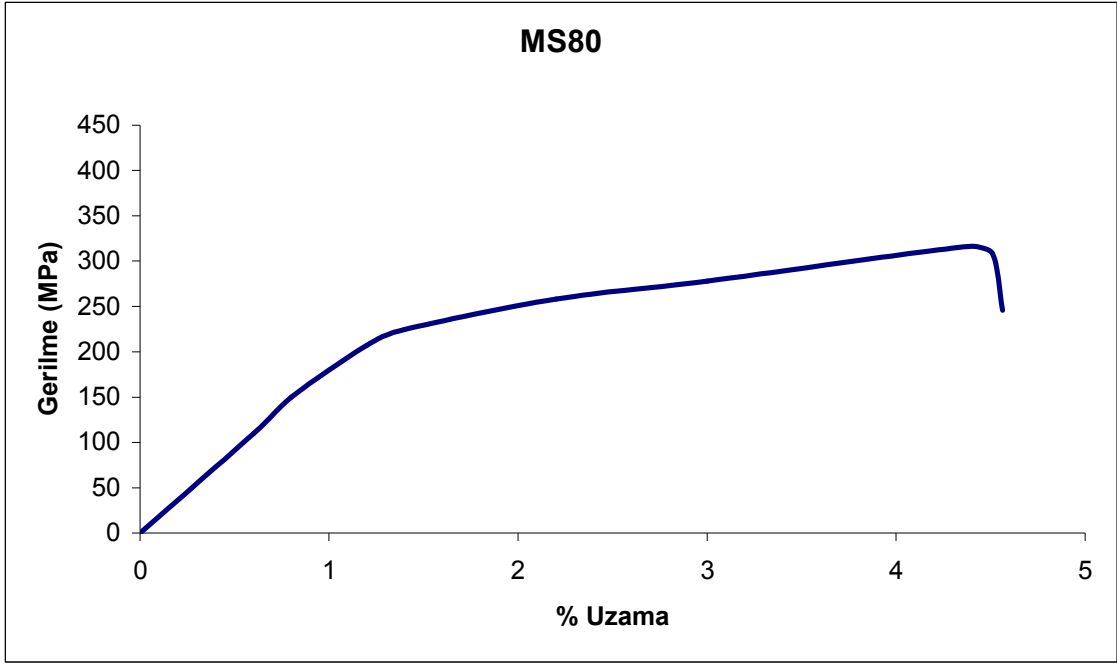
Şekil 9.33. Mn-%40Cu içeren hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş 450°C'de 5 saat yaşlandırılan şeritin çekme deneyi eğrisi



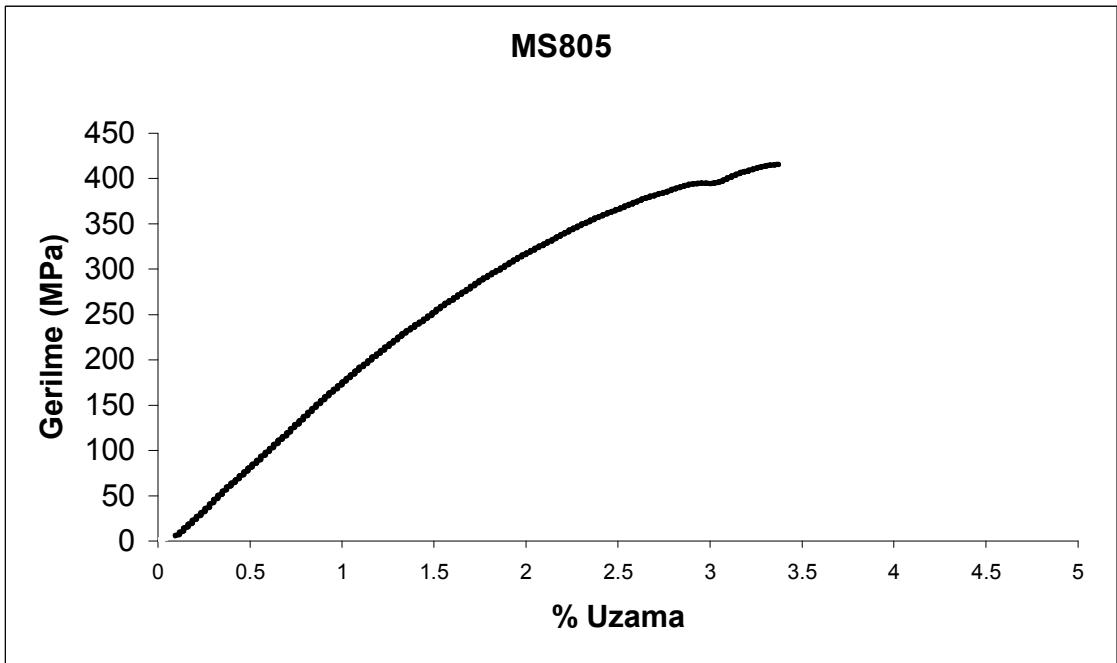
Şekil 9.34. Mn-%30Cu içeren hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş şeritin çekme deneyi eğrisi



Şekil 9.35. Mn-%30Cu içeren hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş 450°C'de 5 saat yaşlandırılan şeritin çekme deneyi eğrisi



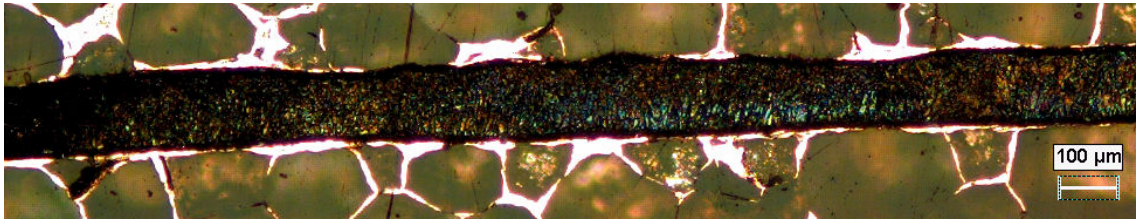
Şekil 9.36. Mn-%20Cu içeren hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş şeritin çekme deneyi eğrisi



Şekil 9.37. Mn-%20Cu içeren hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş 450°C'de 5 saat yaşlandırılan şeritin çekme deneyi eğrisi

Çekme deneyleri sonucu elde edilen maksimum gerilme ve % uzama değerlerinden yola çıkarak gerek haddeleme yöntemiyle elde edilmiş olsun gerekse hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş olsun bütün alaşımlarda 450°C’de yaşlandırma süresi arttıkça mukavemet değerlerinde tavsız duruma göre artma, % uzama değerlerinde ise azalma tespit edilmiştir.

Haddeleme yöntemiyle elde edilen alaşımların mukavemet değerleri hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen alaşımlardan daha yüksek, % uzama değerlerinin ise oldukça belirgin bir şekilde fazla olduğu gözlenmiştir. Bunun sebebi, şekil 9.38’de de gösterildiği gibi hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen alaşımların diske çarpan yüzeyleri düz ve pürüzsüz iken üst tarafta kalan yüzeyin daha pürüzlü olması ve bunun da çekme deneyi sırasında yapıda aşırı bir çentik etkisi yaratmasıdır.



Şekil 9.38. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen şerit (alt taraf diske çarpan yüzey).

9.4. X-IŞINI DİFRAKSİYONU ÇALIŞMALARI

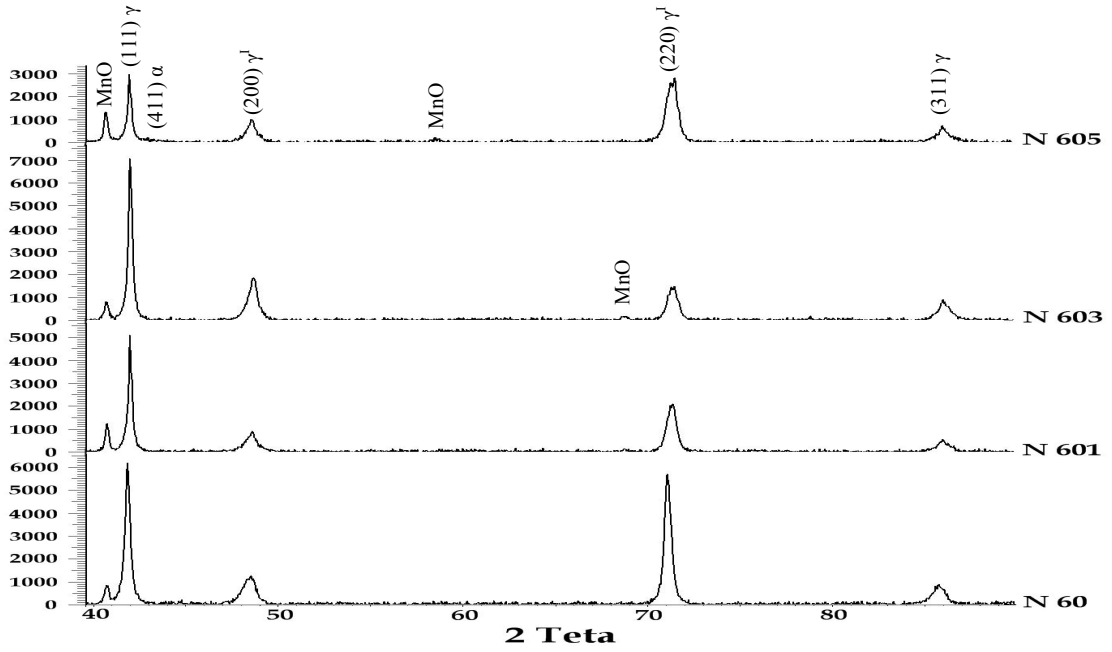
Üretilen alaşımların hangi fazlara sahip olduğunun belirlenmesi ve yaşlandırmanın yapıdaki etkisini belirlemek amacıyla 450°C’de 1, 3 ve 5 saat ısıl işlem yapılmış Mn-Cu alaşımlarının X-ışını difraksiyon paternleri alınmıştır. Üretilen alaşımlara ait X-ışını difraksiyon paternleri şekil 9.39 – 9.44’de, elde edilen d değerleri de çizelge 9.6 ve 9.7’de verilmiştir.

Çizelge 9.6. Haddelenme yöntemiyle üretilen ve 450°C’de 1, 3 ve 5 saat tavlanan Mn-Cu alaşımlarının XRD cihazı ile ölçülen d değerleri

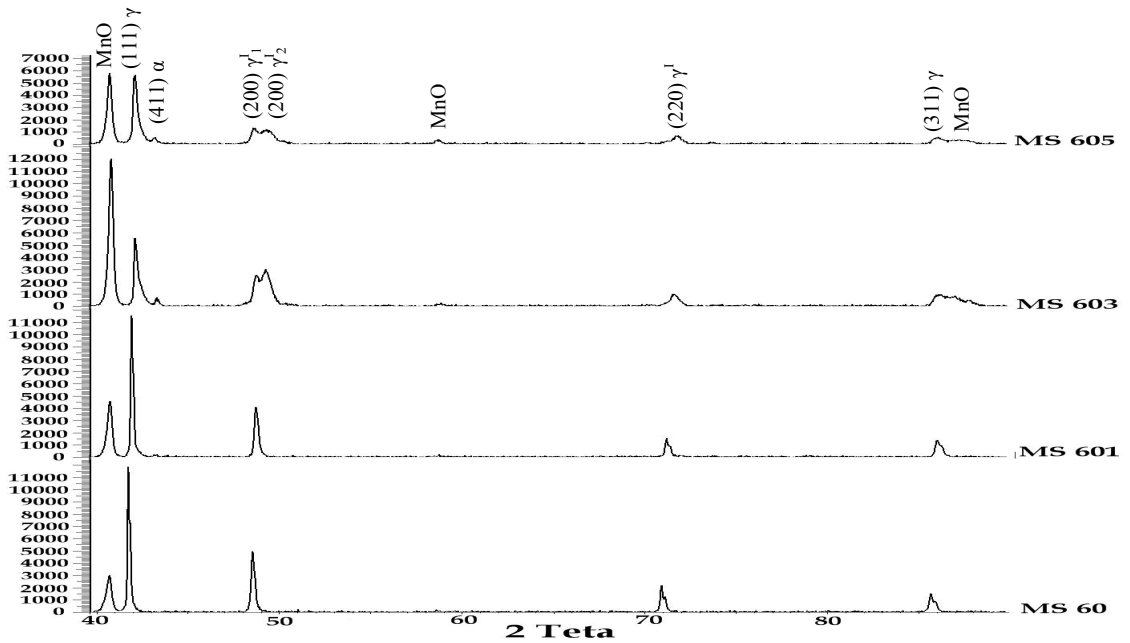
N 60	N 601	N 603	N 605	N 70	N 701	N 703	N 705	N 80	N 801	N 803	N 805
2,2161	2,2166	2,2169	2,2188	2,2118	2,2166	2,2160	2,2150	2,2109	2,2116	2,2132	2,2155
2,1578	2,1516	2,1517	2,1534	2,1586	2,1534	2,1524	2,1541	2,1576	2,1544	2,1517	2,1516
1,8766	1,8746	2,0496	2,0994	1,8825	1,8796	2,0856	2,0971	1,8805	1,8797	2,0925	2,0971
1,3243	1,3637	1,8706	1,8652	1,3238	1,3254	1,8790	1,8778	1,3238	1,3285	1,8807	1,8793
1,1311	1,3208	1,3634	1,5738	1,1325	1,3174	1,3253	1,3250	1,1335	1,3143	1,3285	1,8336
	1,1284	1,3198	1,3202		1,1306	1,3168	1,3180		1,1309	1,3132	1,5701
		1,1283	1,1283			1,1300	1,1307			1,1315	1,3279
						1,1173	1,1162				1,3123
											1,1322

Çizelge 9.7. Hızlı Katılaştırma yöntemiyle üretilen ve 450°C’de 1, 3 ve 5 saat tavlanan Mn-Cu alaşımlarının XRD cihazı ile ölçülen d değerleri

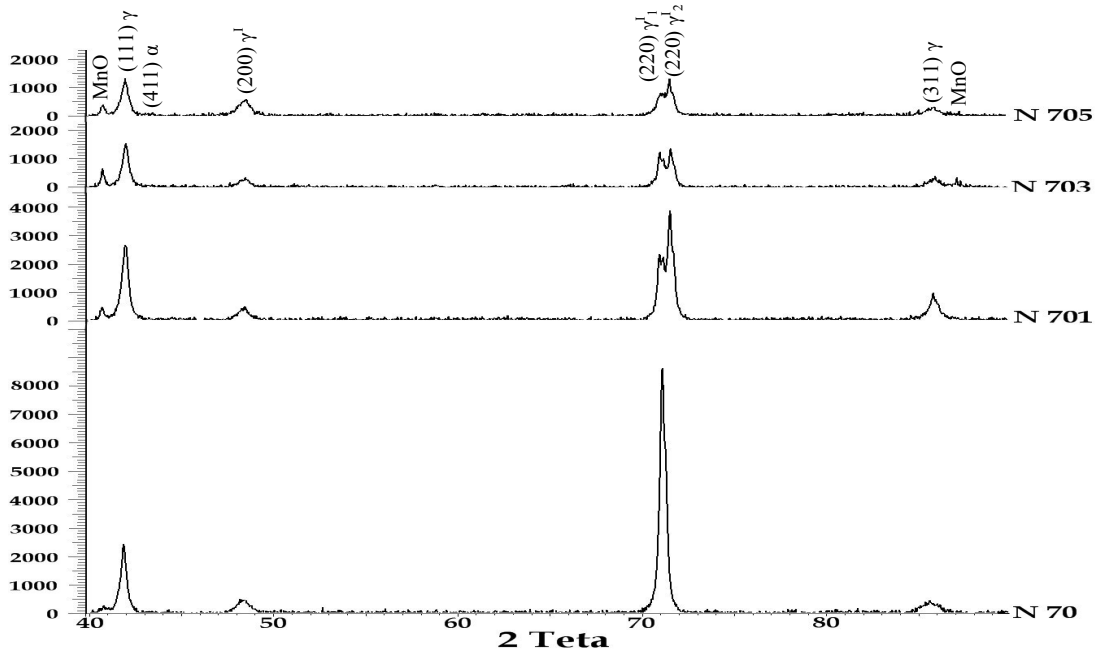
MS 60	MS 601	MS 603	MS 605	MS 70	MS 701	MS 703	MS 705	MS 80	MS 801	MS 803	MS 805
2,2186	2,2163	2,2143	2,2191	2,2116	2,2129	2,2150	2,2125	2,1589	2,2187	2,2129	2,2207
2,1629	2,1542	2,1463	2,1450	2,1588	2,1469	2,1471	2,1429	1,8694	2,1412	2,1356	2,1458
1,8737	2,0932	2,0918	2,0071	1,8693	2,0889	2,0921	2,0905	1,5621	2,0943	2,0884	2,0956
1,3263	1,8669	1,8677	1,8711	1,5691	1,8693	1,8721	1,8695	1,3218	1,8712	1,8658	1,8793
1,1314	1,3215	1,8501	1,8475	1,3243	1,8462	1,8424	1,8397	1,1277	1,8088	1,8109	1,8132
	1,1278	1,5674	1,5708	1,1298	1,3156	1,5671	1,5682		1,5728	1,5705	1,7487
		1,3161	1,3130		1,1283	1,3141	1,3363		1,3237	1,3214	1,5690
		1,1271	1,1282		1,1169	1,2830	1,3120		1,3091	1,3060	1,3284
		1,1172	1,1164			1,1294	1,2822		1,2826	1,2843	1,3065
						1,1146	1,1285		1,1275	1,1255	1,2138
							1,1108		1,1077	1,1053	1,1319



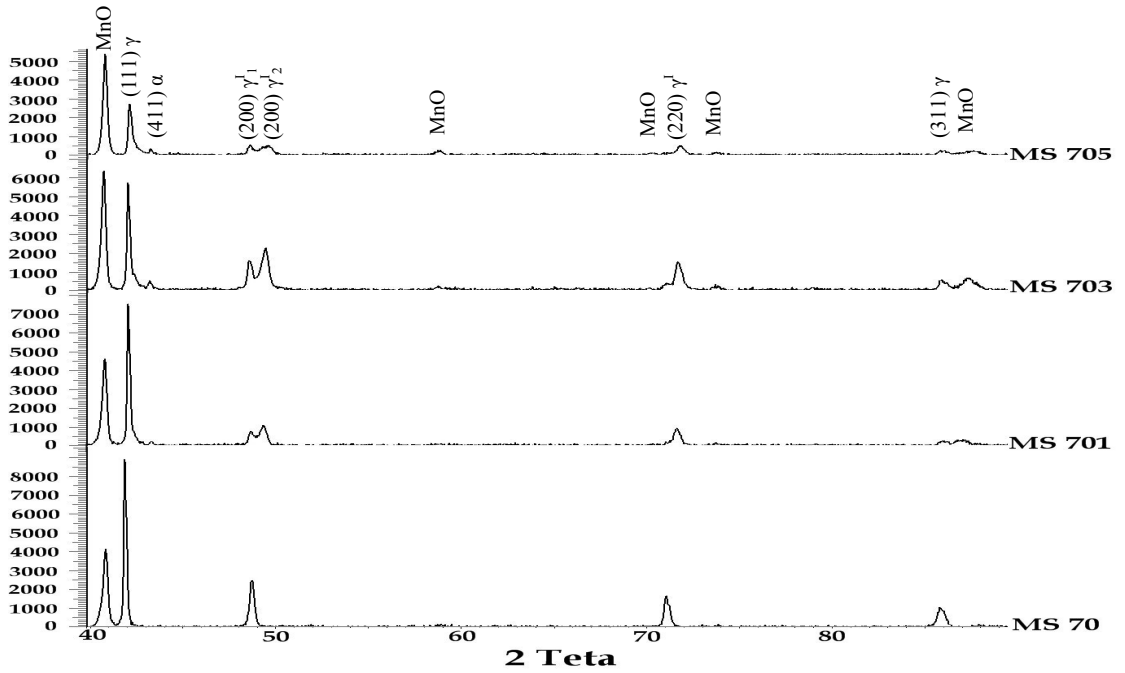
Şekil 9.39. Haddemeleme yöntemiyle üretilmiş ve 450°C'de 1, 3 ve 5 saat yaşlandırılan Mn-%40Cu alaşımının X-ışını difraksiyon paternleri.



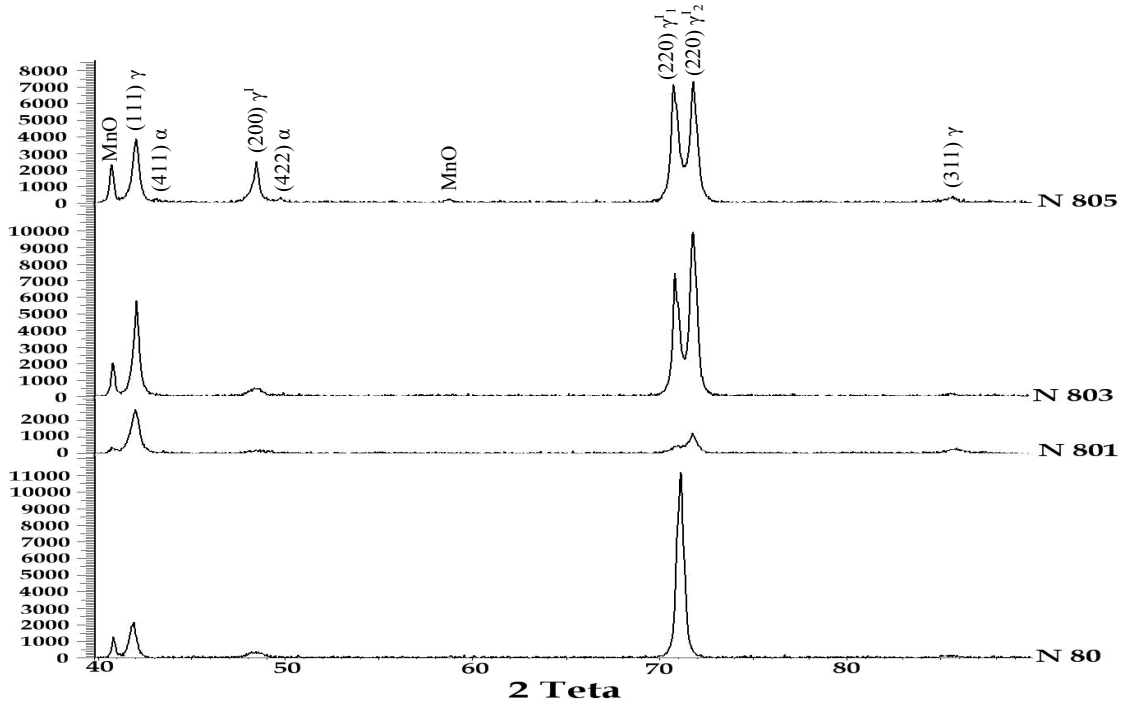
Şekil 9.40. Hızlı katılaştırma yöntemiyle üretilmiş ve 450°C'de 1, 3 ve 5 saat yaşlandırılan Mn-%40Cu alaşımının X-ışını difraksiyon paternleri.



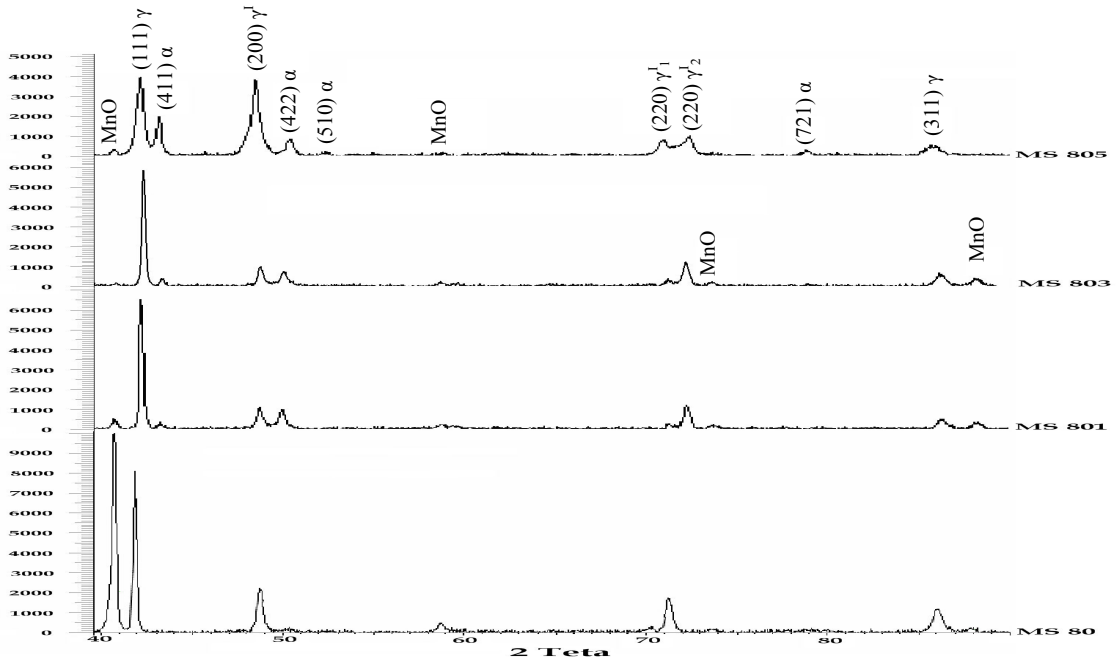
Şekil 9.41. Haddemeleme yöntemiyle üretilmiş ve 450°C'de 1, 3 ve 5 saat yaşlandırılan Mn-%30Cu alaşımının X-ışını difraksiyon paternleri.



Şekil 9.42. Hızlı katılaştırma yöntemiyle üretilmiş ve 450°C'de 1, 3 ve 5 saat yaşlandırılan Mn-%30Cu alaşımının X-ışını difraksiyon paternleri.



Şekil 9.43. Haddemeleme yöntemiyle üretilmiş ve 450°C'de 1, 3 ve 5 saat yaşlandırılan Mn-%20Cu alaşımının X-ışını difraksiyon paternleri.



Şekil 9.44. Hızlı katılaştırma yöntemiyle üretilmiş ve 450°C'de 1, 3 ve 5 saat yaşlandırılan Mn-%20Cu alaşımının X-ışını difraksiyon paternleri.

İncelemeler sonucu elde edilen bütün alaşımların tavlınmamış hallerinin tek fazlı yapıda olduğu görülmüştür (Mn-%20Cu hariç). Genel olarak her alaşımda tavlama sonrası α Mn fazının çökeldiği ve tavlama süresi arttıkça özellikle (411) düzlem pikinin şiddetinde görülen artış ile α Mn miktarının arttığı, (200) ve (220) düzlemlerindeki γ^1 fazının Mn'ca zengin γ^1_1 ve Cu'ca zengin γ^1_2 bölgelerine ayrıştığı gözlenmiştir.

Gerek haddeleme gerekse hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen alaşımlarda Mn oranı arttıkça α Mn fazının daha fazla çökeldiği, γ^1_1 ve γ^1_2 fazlarının daha fazla ayrıştığı görülmektedir.

Haddeleme yöntemiyle elde edilen Mn-%40Cu alaşımında ancak 5 saat yaşlandırma işleminden sonra çok az α Mn çökelmiş, γ^1_1 ve γ^1_2 ayrışması da yeni yeni başlamıştır. Mn-%20Cu alaşımında ise 1 saatlik tavlama bile γ^1_1 ve γ^1_2 ayrışması 3 saatlik tavlama sonrası α Mn fazının çökeldiği gözlenmiştir.

Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen Mn-%40Cu alaşımında ise γ^1_1 ve γ^1_2 ayrışması ve α Mn çökmesi 3 saatlik tavlama süresinde başlamış ve 5 saatlik tavlama sonunda artarak ilerlediği gözlenmiştir. Mn-%20Cu alaşımı ise 1 saatlik tavlama süresinde bile hem α Mn çökelmeye başlamış hem de γ^1_1 ve γ^1_2 ayrışması olmuştur.

$\cos^2\theta$ 'ya göre extrapolasyonu alınarak hesaplanan prezisyonlu a_0 değerleri, (200) ve (220) düzlemlerindeki tetragonal yapıya ait c değerleri ve tetragonallik dereceleri ($I - c/a$) çizelge 9.8'de verilmiştir.

Haddeleme ve hızlı katılaştırma yöntemleri ile elde edilen alaşımlar için hesaplanan tetragonallik derecelerinin ($I-c/a$) tavlama süresine göre değişimini görmek amacıyla şekil 9.45'de verilen diyagram çizilmiştir.

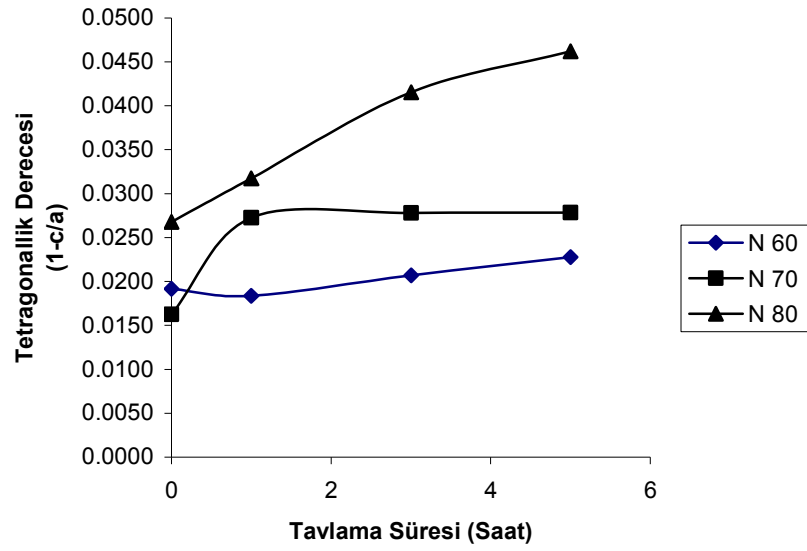
Vintaikin ve Nosava'nın ayrıca Yin ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmalarla uygunluk gösteren tavlama süresinin tetragonallik derecesine etkisini gösteren şekil 9.46'daki diyagramları incelediğimizde, her iki yöntemle de elde edilen alaşımlarda Mn oranı ve tavlama süresi arttıkça tetragonallik derecesinin de arttığı görülmüştür. Ayrıca hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen alaşımların tetragonallik dereceleri ($I-c/a$) haddeleme yöntemi ile üretilenlere nazaran daha yüksektir. Literatür araştırmalarında belirlenen "Mn-Cu alaşımlarındaki tetragonallik derecesinin artmasıyla alaşımın şekil bellek özelliği de artmaktadır" sonucuna göre hızlı katılaştırma ile üretilmiş alaşımlardaki şekil bellek özelliğinin haddeleme ile üretilenlerden daha iyi olmasının

ve hızlı katılaştırma ile elde edilen şeritlerdeki dönüşüm sıcaklıklarının daha yüksek olmasının sebebi açıklanmış olur.

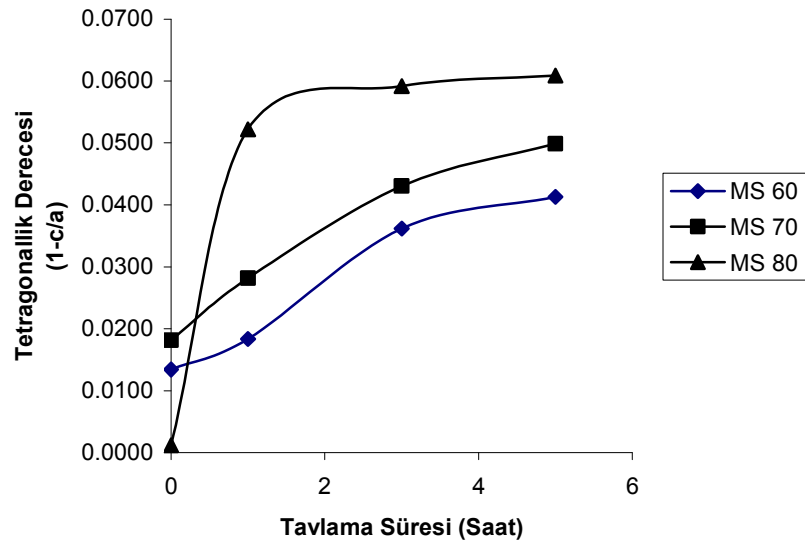
Çizelge 9.8. Haddelene ve hızlı katılaştırma yöntemleri ile elde edilen alaşımlara ait prezisyonlu kafes parametre ölçüleri ve tetragonallık dereceleri

Malzeme	Mn'ca Zengin a (Å)	Mn'ca Zengin c (Å)	1-c/a	Cu'ca Zengin a (Å)	Malzeme	Mn'ca Zengin a (Å)	Mn'ca Zengin c (Å)	1-c/a	Cu'ca Zengin a (Å)
N 60	3,7619	3,6899	0,0192	3,7619	MS 60	3,7632	3,7128	0,0134	3,7632
N 601	3,7500	3,6811	0,0184	3,7500	MS 601	3,7546	3,6858	0,0183	3,7546
N 603	3,7532	3,6756	0,0207	3,7532	MS 603	3,7646	3,6284	0,0362	3,7552
N 605	3,7590	3,6733	0,0228	3,7429	MS 605	3,7694	3,6136	0,0413	3,7282
N 70	3,7595	3,6984	0,0162	3,7595	MS 70	3,7623	3,6942	0,0181	3,7623
N 701	3,7650	3,6624	0,0272	3,6842	MS 701	3,7547	3,6490	0,0282	3,7536
N 703	3,7640	3,6593	0,0278	3,6818	MS 703	3,7797	3,6055	0,0461	3,7412
N 705	3,7666	3,6616	0,0279	3,6928	MS 705	3,7777	3,5894	0,0498	3,7377
N 80	3,7717	3,6706	0,0268	3,7717	MS 80	3,7408	3,7364	0,0012	3,7408
N 801	3,7728	3,6529	0,0318	3,6437	MS 801	3,7779	3,5807	0,0522	3,6496
N 803	3,7814	3,6243	0,0415	3,6387	MS 803	3,7781	3,5546	0,0592	3,6456
N 805	3,7878	3,6128	0,0462	3,6317	MS 805	3,7986	3,5673	0,0609	3,5850

XRD çalışmaları için malzemelerin öncelikle yüzeylerinin temizlenmesi gerekiyordu. Ancak özellikle hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen numunelerin çok ince olması nedeniyle bu temizleme işlemi tam olarak yapılamamış ve azda olsa yüzeyde mevcut olan MnO'e ait piklere rastlanmıştır.



(a)



(b)

Şekil 9.45. (a) haddeleme, (b) hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş alaşımlarda tetragonallık derecesi $(1-c/a)$ 'nın tavlama süresine göre değişimi.

10. SONUÇLARIN TARTIŞILMASI

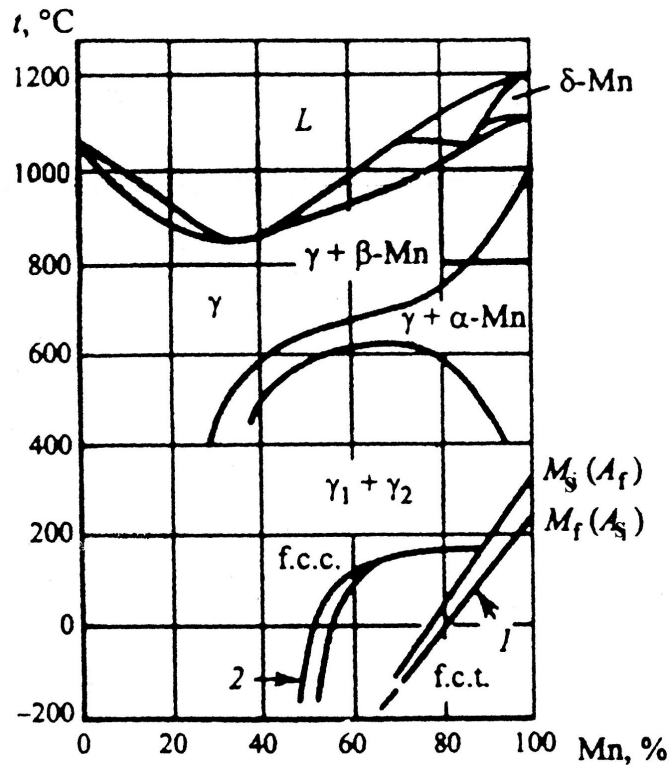
Mn-Cu esaslı şekil bellekli alaşımlar ile ilgili yapılan literatür araştırmaları sonucu haddelemeyle üretilen ve homojenleştirme işleminden sonra suda soğutulmuş alaşımların ve bunların farklı sıcaklıklarda farklı süreler için yaşlandırılmış yapılarının incelenmiş olduğu görüldü. Fakat hızlı katılaştırma (Melt Spin) yöntemiyle üretilmiş Mn-Cu esaslı şekil bellekli alaşımlara ait çalışmaya rastlanmadı. Bu çalışmanın temel amacı, Mn-Cu esaslı şekil bellekli alaşımların hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmesi ve 450°C’de değişik sürelerde yaşlandırılmasıyla en iyi şekil bellek özelliği gösteren alaşımın bileşiminin belirlenmesiydi. Bu arada haddeleme ile inceltilecek üretilen aynı bileşimdeki alaşımların şekil bellek özelliklerinin kıyaslanması da gerçekleştirilmiştir. Ancak Mn-Cu esaslı alaşımlarda ergime sıcaklığının artan Mn oranı ile artması nedeniyle; hızlı katılaştırma işlemini yaparken kullandığımız kuartz cam tüplerin ve rezistans tellerinin yüksek sıcaklık dayanımları göz önüne alınarak en fazla ağırlıkça %80 Mn içeren Mn-Cu alaşımı üretilebilmiştir. Bu yüzden literatür araştırmaları sonucu elde edilen bilgiler ışığında alaşımların bileşim aralığının %60-80 Mn içeren Mn-Cu alaşımları olmasına karar verilmiştir.

ŞBA’larda alaşımın ne kadar iyi ŞB özelliği gösterdiğinin ölçütleri; o alaşımın elastik deformasyon (Otsuka K. ve Shimizu K.) olarak isimlendirilen, martenzit fazında ne oranda deforme edilebildiği ve bu deformasyondan sonra ilk haline geri dönüş oranıdır (Otsuka K. and Wayman C., Sugimoto K., Ghosh ve ark., Perkins J.). Yapılan araştırmalar sonucu Mn-Cu esaslı şekil bellekli alaşımlarda ön deformasyondan sonraki ısıtma sonucu şeklin geri dönüşü ön deformasyonun ancak yarısı kadardır, takip eden soğutmada ise alaşım iki yönlü şekil belleğine sahip olduğu için deforme edildiği yöne doğru deformasyonun ancak çeyreği kadar hareket etmektedir (şekil 4.13) (Vintaikin and Nosova, 1996). Bu çalışmada haddeleme ve hızlı katılaştırma yöntemleri ile elde edilen ısıtma işlemi görmemiş alaşımlar, ilk inceleme olarak oda sıcaklığında kıvrılmış, çakmak alevi yardımıyla ısıtılarak şekil bellek özelliği gösterip göstermedikleri kontrol edilmiştir. Bunların içinde sadece Mn-%20Cu içeren şeritlerde şekil bellek özelliğine rastlanmıştır. Her iki yöntemle elde edilen alaşımların 450°C’de 5 saat yaşlandırma sonucu dönüşüm sıcaklıkları yükselmiş ve oda sıcaklığında bütün alaşımların şekil bellek özelliği gösterdikleri belirlenmiştir. Şekil 9.1’de görüldüğü gibi haddeleme

yöntemiyle elde edilmiş ve 450°C’de 5 saat tavllanmış Mn-%20Cu alaşımının şekil bellek özelliği literatürle iyi uyumluluk göstermektedir. Ancak, şekil 9.2’de gösterilen hızlı katılaştırılmış ve 450°C’de 5 saat tavllanmış Mn-%20Cu alaşımına ait şekil bellek özelliği haddelemeyle üretilmiş olan alaşımdan çok daha iyidir. Şekil 9.1 ve 9.2’de sadece %80 Mn içeren Mn-Cu alaşımı verilmiştir. Daha düşük oranlarda Mn içeren alaşımlarda şekil bellek etkisinin oranı daha da düşüktür. Bu da yine literatürde belirtilen Mn oranı arttıkça şekil bellek özelliğinin arttığını söyleyen araştırma sonuçları ile uyumludur. Ayrıca farklı üretim yöntemiyle elde edilen ancak aynı şartlar altında tavlanan alaşımlara ait yapılan XRD çalışmaları sonucu elde edilen tetragonallik dereceleri (çizelge 9.8) incelendiğinde şekil bellek özelliği iyi olan alaşımların tetragonallik derecelerinin daha yüksek olduğu gözlenmiştir. Burada da en yüksek tetragonallik derecesini hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilmiş ve 450°C’de 5 saat tavllanmış Mn-%20Cu alaşımı göstermiştir. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen bütün alaşımların tetragonallik derecelerinin de haddelemeyle elde edilen alaşımlarınkinden daha yüksek olduğu belirlenmiştir.

Alaşımların ısıtma ve soğutma sırasındaki faz dönüşümlerinin incelemesi DSC ile yapılmıştır. Haddeleme ve hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen tüm Mn-Cu alaşımlarının ve bunların 450°C’de 5 saat tavllanmış hallerinin dönüşüm sıcaklıkları Çizelge 9.3’de verilmiştir. Çizelge 9.3’deki haddeleme yöntemiyle elde edilen alaşımların dönüşüm sıcaklıkları, Mn esaslı şekil bellekli alaşımlar ile ilgili en geniş kapsamlı çalışmaları yapan ve bu konuda otorite sayılabilecek E.Z. Vintaikin ve arkadaşlarının elde ettiği sonuçlar ile uyumluluk göstermektedir (şekil 10.1). DSC çalışmalarında görüldüğü gibi dönüşüm sıcaklıkları, hızlı katılaştırma ile elde edilmiş şeritlerde haddeleme yöntemiyle elde edilmiş numunelerinkinden çok daha yüksek bulunmuştur. Bunun sebebi hızlı soğutulmuş alaşımların daha yüksek tetragonallik derecesine (çizelge 9.8. ve şekil 9.45) ve çok daha küçük tane boyutuna (çizelge 9.2) sahip olmasıdır. Bilindiği üzere tane boyutu martenzitik dönüşüm sıcaklığını yakından etkilemektedir; tane boyutu küçüldükçe martenzitik dönüşüm sıcaklığı da artmaktadır (Tadaki T., Morris M.A., Sugimoto K.). Ayrıca literatür de homojenleştirme sonrası su verme yöntemiyle üretilmiş Mn-Cu alaşımlarının martenzitten ostenite veya ostenitten martenzite dönüşüm sıcaklıkları (A_f ve M_f) arasında 10° – 40°C fark olduğu ve bu alaşımların tavllanmış hallerinin martenzitten ostenite veya ostenitten martenzite

dönüşüm sıcaklıkları arasında ise 5°C 'den daha az bir fark olduğu belirtilmiştir (Vintaikin, 1985). Çizelge 9.3'deki dönüşüm sıcaklıkları incelendiğinde martenzitten ostenite veya ostenitten martenzite dönüşüm sıcaklığı farkının haddelemeyle üretilen ve tavlınmamış Mn-%30Cu alaşımı için yaklaşık 30°C , Mn-%20Cu alaşımı için ise yaklaşık 12°C ve bu alaşımların 5 saat tavlınmış halleri için Mn-%30Cu alaşımının dönüşüm sıcaklığı farkı yaklaşık 4°C ve Mn-%20Cu alaşımının dönüşüm sıcaklığı farkının yaklaşık 8°C olduğu görülmüştür. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen aynı bileşime sahip alaşımlardaki dönüşüm sıcaklıkları farkının ise çok daha düşük olduğu görülmüştür; hızlı katılaştırmayla üretilen ve tavlınmamış Mn-%30Cu alaşımı için yaklaşık $8,5^{\circ}\text{C}$, Mn-%20Cu alaşımı için ise yaklaşık 4°C ve bu alaşımların 5 saat tavlınmış halleri için Mn-%30Cu alaşımının dönüşüm sıcaklığı farkı yaklaşık 3°C ve Mn-%20Cu alaşımının dönüşüm sıcaklığı farkının ise yaklaşık 1°C gibi çok daha dar bir sıcaklık aralığında olduğu belirlenmiştir.



Şekil 10.1. Mn-Cu ikili faz diyagramı; 1) γ bölgesinden su verilmiş alaşımların $\text{YMK} \rightarrow \text{YMT}$ dönüşümünün $M_s (A_f)$ ve $M_f (A_s)$ sıcaklıkları, 2) 450°C 'de tavlınmış alaşımlardaki $\text{YMK} \rightarrow \text{YMT}$ dönüşüm sıcaklıkları (Vintaikin ve Nosova, 1996; Vintaikin et al, 1985)

Çekme deneyi sonuçları şekil 9.26 – 9.37 arasında gösterilmiştir. Haddeleme yöntemiyle elde edilen alaşımların şekli ve elde edilen maksimum uzama ve gerilme değerleri Qingchao ve arkadaşlarının su verilmiş Mn-%15Cu alaşımı için elde ettikleri çekme diyagramı (şekil 9.25) ile uygunluk göstermektedir. Haddeleme yöntemiyle elde edilen alaşımlara ait çekme diyagramlarında belirgin bir akma noktası yoktur. Tavlama sonucu bütün alaşımlarda % uzama değerlerinde bir düşüş maksimum gerilme değerlerinde ise bir artma olduğu belirlenmiştir. Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen alaşımlara ait mekanik özellikler incelendiğinde; bazı alaşımlarda belirgin akma noktaları tespit edilmiştir. Haddeleme yöntemiyle elde edilen alaşımlara ait maksimum gerilme ve % uzama değerlerinin hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen alaşımlardan daha yüksek olduğu görülmüştür. Bunun da nedeni hızlı katılaştırma işleminde kullanılan soğutma diskinin dönme hızının düşük olması nedeniyle diske çarpan yüzeyin düz ve pürüzsüz olmasına rağmen üst tarafta kalan yüzeyin pürüzlü olması (şekil 9.38) ve çekme deneyi sırasında bu pürüzlü yüzeyin çentik etkisi yaparak mukavemeti ve % uzama oranını düşürmesidir.

11. ÖNERİLER

Bu çalışmada, hem haddeme hem de hızlı katılaştırma yöntemleri ile elde edilen alaşımlar mevcut halleri ile kullanılabilir durumdadır. Özellikle alaşımların yüksek dönüşüm sıcaklıklarına sahip olması ve dönüşüm sıcaklıkları arasındaki farkın az olması nedeniyle hassas ve yüksek sıcaklık uygulamaları için idealdir. Ancak uygulama alanlarında çok önemli bir kriter olan çevrim sayısının belirlenmesi gerekmektedir.

Bu çalışmada hızlı katılaştırma yöntemiyle üretilen Mn-Cu alaşımlarının haddeme yöntemine göre üretimi daha kolaydır. Ancak çok daha uygun bir düzenek kurularak %80'den fazla Mn içeren ve çekme gerilmesinde çentik etkisi yaratan yüzey pürüzlülüğünü en aza indirmek amacıyla daha yüksek disk dönme hızlarında Mn-Cu alaşımlarının da üretilmesi gerekmektedir.

Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen ve SEM ile incelenen alaşımların mikroyapıları daha detaylı olarak TEM incelemesi ile araştırılmalıdır.

Üretilen alaşımlara düşük miktarlarda üçüncü veya daha fazla sayıda alaşım elementleri ilave edilerek şekil belleği ve mekanik özellikler üzerine etkileri incelenebilir.

Hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen Mn-Cu şeritler uygun bir matris ile kompozit yapılarak farklı kullanım alanları bulunabilir.

Literatür araştırmalarında, su verme yöntemiyle üretilen şekil bellekli Mn-Cu esaslı alaşımların aynı zamanda yüksek sönümlenme özelliğine sahip oldukları belirlendi. Aynı şekilde hızlı katılaştırma yöntemiyle elde edilen alaşımlarında sönümlenme özellikleri incelenebilir.

12. KAYNAKLAR DİZİNİ

A2IM, Le Portal des Alliages a Mēmoire de Forme web sitesi www.a2im.com, Nimesis Technopole, Metz 2000, 14 Rue Felix Savart, 57078 Metz Cedex, France

Aksoy T., Önel K., 1991, “Malzeme Bilgisi I”, Dokuz Eylül Üniversitesi

Baksan Bedri, 2004, “Bakır Alüminyum Alaşımlarından Hızlı Soğutma Yöntemi ile Şekil Bellekli Malzeme Üretimi”, Doktora Tezi, Osmangazi Üniversitesi, Eskişehir

Bashchenko G.A., Vintaikin E.Z., Nosova G.I., v.d., “Effect of chromium and nickel on microstructure and properties of shape memory Mn-Cu alloys”, The Physics of metals and Metallography, Vol.77, No.5, 1994, pp.522-526 (Translate: 1994 Fizika Metallov i Metallovedenie)

Bozbiyık A., Eruslu M.N., Altımoşoğlu A., 1990, “Melt Spinning Yöntemi”, TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası 6. Metalurji Kongresi ve Sergisi, sf. 339-342.

Brinson L.C., Lammering R., 1993, “Finite Element Analysis of The Behavior of Shape Memory Alloys and Their Applications” , International Journal of Solids and Structures, v 30 (23), pp. 3261-3280.

Cullity B.D., (Çeviren: Sümer Ali), “X-Işınlarının Difraksiyonu”, İTÜ Yayınları, 1966

Erhard E., Erhard K., 1993, “Characterization of Shape Memory Alloys by Hardness Indentations”, Praktische Metallographie, v. 30 (10), pp. 507-518.

Fındık F., Oğur A., Karadeniz E., Genel K., Özgirgin M.C., 1995, “Hafızalı Malzemeler Ve Üretimi”, 6. Denizli Malzeme Sempozyumu.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

Geçkinli A.E., 1992, “Martenzitik Dönüşümler”, Faz Dönüşümleri (Ders Notu), İ.T.Ü. Kimya- Metalurji Fakültesi, Sf. 54 -59.

Graesser E.J., Cozzarelli F.A., 1991, “Shape Memory Alloys As New Materials For Aseismic Isolation”, Journal of Engineering Mechanics, v 117 (11), pp 2590-2608.

Hansen J., 1988, “Shape Memory Alloys”, Material Science (Çev. Görgülü F., “Hatırlayan Metaller” Bilim Teknik Dergisi)

Hodgson D.E., Wu M.H. ve Biermann R.J., Metals Handbook, Vol.2., 10th Edition

Hodgson D.E., Wu M.H., Biermann R.J., 1987, “Shape Memory Alloys”

Kenneth M., Thomas H., 1976, “An Introduction to Materials Science And Engineering”, pp. 361-364.

Leo P.H., Shield T.W., Bruno O.P., 1993, “Transient Heat Transfer Effects on The Pseudoelastic Behavior of Shape Memory Wires”, Acta Metallurgica et Materialia, v. 41 (8), pp. 2477-2485.

Liu Yong, “Detwinning process and its anisotropy in shape memory alloys”, Smart Materials, Proceedings of SPIE, Vol. 4234, pp 82-93, 2001

Maki T. “Ferrous Shape Memory Alloys”, Shape Memory Materials, Cambridge University Pres, 1999, Ch.5, pp 117-132

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Melton K.N. “General Applications of SMA’s and Smart Materials”, Shape Memory Materials, Cambridge University Pres, 1999, Ch.10, pp 220-239
- Miyazaki S. “Medical and Dental Applications of Shape Memory Alloys”, Shape Memory Materials, Cambridge University Pres, 1999, Ch.12, pp 267-281
- Noyan E., 1990, “Shape Memory Alloy Design” , Doctor Of Philosophy Thesis, Middle East Technical University.
- Ohkata I. Ve Suzuki Y. “The Design of Shape Memory Alloy Actuators and Their Applications”, Shape Memory Materials, Cambridge University Pres, 1999, Ch.11, pp 240-266
- Otsuka K. Ren X. “Martensitic transformations in nonferrous shape memory alloys” Materials Science and Engineering, A273-275 (1999) 89-105
- Otsuka K. Ve Kakeshita T. “Science and Technology of Shape Memory Alloys: New Developments”, MRS Bulletin Feb.2002, Vol.27, No.2, pp 91-98
- Otsuka K. Ve Wayman C.M. “Mechanism of Shape Memory Effect and Superelasticity” Shape Memory Materials, Cambridge University Pres, 1999, Ch.2, pp 27-48
- Pruski A., Kihl H., 1993, “Shape Memory Alloy Hysteresis”, Sensors and Actuators A: Physical, v. 36 (1), pp. 29-35.
- QingchaoT., Fuxing Y., Takuya S., Kotobu N., 2006, “Reverse Transformation Behavior of a Prestrained MnCu Alloy”, Acta Materialia, 54 (2006), 1805-1813.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

Rakhshadt A.G., Favstov Yu.K. and Kochetkova L.P., “Structural Transformations in Mn-Cu Alloys with High Damping Capacity”, *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, No.2, pp.19-23, February, 1973.

Roytburd A.L. “Kurdjumov and his school in martensite of the 20th century” *Materials Science and Engineering*, A273-275 (1999) 1-10

Saburi T. “Ti-Ni Shape Memory Alloys” *Shape Memory Materials*, Cambridge University Press, 1999, Ch.3, pp 49-96

Sichina, W.J., “DSC Characterization of Shape Memory Metal Alloys”, *Perkin Elmer Instruments*

Selimbeyoğlu E., 1992, “Design of Shape Memory Alloys Actuators”, Doctor of Philosophy Thesis, Middle East Technical University.

Srinivasan A.V., McFarland D.M., *Smart Structures “Analysis and Design”*, Cambridge University Press, 2001, Ch 3, pp 26-34

Stoiber J., Gotthardt R., 1993, “Changes in Stacking Fault Sequences During The Martensitic Phase Transformation in Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys”, *Materials Science and Engineering A: Structural Materials: Properties Microstructure and Processing*, v. A164 (1-2), pp. 443-448.

Suzuki Y. “Fabrication of Shape Memory Alloys”, *Shape Memory Materials*, Cambridge University Press, 1999, Ch.6, pp 133-148

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

Tadaki T. “Cu-based Shape Memory Alloys” Shape Memory Materials, Cambridge University Pres, 1999, Ch.4, pp 97-116

Tadaki T., Otsuka K., Shimizu K., 1988 , “Shape Memory Alloys” , Material Science, v 18, pp 25-45.

Tobushi H., Tanaka K., Hori T., Sawada T., Hattori T., 1993, “Pseudoelasticity of TiNi Shape Memory Alloys” , JSME International Journal Series A: Mechanics and Material Engineering, v. 36 (3), pp. 314-318.

Tsuchiya K., Sato H., Edo S., v.d., “Correlation between fcc-fct transformation behavior and spinodal decomposition in γ - MnCu alloys”, Materials Science and Engineering, AA273-275, (1999), 181-185

Tusunoda Y., Oishi N. and Kunitomi N., “Bulk Modulus and Martensitic Transformation in Mn-Cu Alloys”, Physica 119B, 1983, 51-55.

Udovenko V.A., Vintaykin Ye.Z., v.d., “The Mechanism of Formation of The Damping Properties of γ - Mn-Cu Alloys With FCT Structure”, Phys.Met.Metall., Vol.70, No.5, pp.125-132, 1990. (Fiz.Metal.Metalloved., No.11, 128-134, 1990.)

Verhoeven, John D., Fundamentals of Physical Metallurgy, John Wiley & Sons, 1975, Ch.13 pp 457-512

Vintaikin E.Z., Udovenko V.A., Litvin D.F., Makushev S.Yu., Dmitriev V.B., “Shape Memory Effect in Antiferromagnetik γ – Manganese Alloys”, Fizika, No.5, pp.104-117, May, 1985.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Vintaikin E.Z. and Nosova G.I., “Plastic Deformation of Structurally Inhomogeneous Martensite in γ -Manganese Alloys after FCC–FCT Transformation”, Doklady Physics, Vol.45, No.2, 2000, pp. 58-61, (Translate : Doklady Akademii Nauk, Vol. 370, No.4, 2000, pp. 469-472.)
- Vintaikin E.Z. and Nosova G.I., “Reversible shape memory effect in alloys of the Mn-Cu system”, Metal Science and Heat Treatment, Vol.38, Nos. 9-10, 1996. (Translate : Metallovedenie Termicheskaya Obrabotka Metallov, No.9, pp. 34-37, September 1996.)
- Vintaikin E.Z., Nosova G.I., v.d., “Effect of strength on the thermodeformational characteristics of the Mn-Cu alloys having reversible shape memory”, The Physics of metals and Metallography, Vol. 84, No.3, 1997, pp.316-319, (Translate: 1997 Fizika Metallov i Metallovedenie).
- Yang J.P., Kim J.G., 1992, “Tensile Properties and Shape Memory Effect of Chromium-Varied Fe-30Mn-5Si-Cr Shape Memory Effect”, Material Science and Engineering A: Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing, v. A154 (1),pp. L1- L3.
- Yin, F., Ohsawa, Y., Sato, A., Kawahara, K., 2000, “Phase Decomposition of The γ Phase in a Mn-30 at.% Cu Alloy During Aging”, Acta Materilia, v.48, pp.1273-1282.
- Zeren A., Zeren M., 1991, “Biçim Bellekli Malzemeler”, Uludağ Üniversitesi Balıkesir Mühendislik Fakültesi II. Balıkesir Muhendislik Sempozyumu.

