

**T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**CuAlMn FERROMANYETİK ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIM ÜRETİMİ, TERMAL VE
MANYETİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Merivan ŞAŞMAZ

Anabilim Dalı: Fizik

Programı: Katıhal Fiziği

OCAK-2010

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**CuAlMn FERROMANYETİK ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIM ÜRETİMİ, TERMAL VE
MANYETİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Merivan ŞAŞMAZ

07214101

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 12 Ocak 2010

Tezin Savunulduğu Tarih : 25 Ocak 2010

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Yıldırım AYDOĞDU (Fırat Ü.)

Diğer Jüri Üyeleri : Prof. Dr. Ali BAYRİ (Adıyaman Ü.)

Doç. Dr. Soner ÖZGEN (Fırat Ü.)

OCAK-2010

ÖNSÖZ

Bu tez çalışmasında, son yıllarda alternatif malzemeler içerisinde geniş bir şekilde çalışılmakta olan ferromanyetik şekil hafızalı alaşımların termal ve manyetik özellikleri incelenmeye çalışılmıştır. Yeni bir aktif malzeme grubu olan ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlar üzerine yapmış olduğum bu tez çalışmasında benden yardım ve desteklerini esirgemeyen danışmanım Sayın Prof.Dr.Yıldırım AYDOĞDU'ya, Prof.Dr.Ayşe AYDOĞDU, Arş.Gör. Canan Aksu CANBAY ve Arş.Gör. Mediha KÖK'e,

Çalışmamın manyetik özelliklerinin belirlenmesinde sorularıma gösterdiği sabır ve içten desteklerinden dolayı Adıyaman Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Dekanı Sayın Prof. Dr. Ali BAYRİ hocama,

SEM, XRD ve VSM ölçümleri İnönü Üniversitesi Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Merkezinde (İBTAM) alınmıştır. Ölçümlerde desteklerini gördüğüm İBTAM Müdürü Prof.Dr.M. Eyyüphan YAKINCI, Müdür Yardımcısı Doç.Dr. Mehmet Ali AKSAN ve Uzman Murat ÖZABACI'ya, VSM ölçümleri için Prof.Dr.Selçuk ATALAY ve Yrd.Doç.Dr.V. Serkan KOLAT'a,

Hayatımın her aşamasında olduğu gibi tez çalışmam döneminde de bana güç veren ve desteklerini esirgemeyen AİLEME,

Sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Bu tez Fırat Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi FÜBAP tarafından FÜBAP-1803 nolu proje olarak desteklenmiştir.

Ayrıca TÜBİTAK 106T583 nolu proje kapsamında satın alınan cihazlar kullanılmış ve bu proje kapsamında desteklenmiştir.

Merivan ŞAŞMAZ

Elazığ, Ocak 2010

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ.....	I
İÇİNDEKİLER.....	II
ÖZET.....	IV
SUMMARY.....	V
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	VI
TABLolar LİSTESİ.....	IX
SEMBOLLER LİSTESİ.....	X
1. GİRİŞ.....	1
2. MANYETİZMA.....	3
2.1. Manyetizmanın Tarihçesi.....	3
2.2. Manyetik Moment.....	3
2.3. Mıknatıslanma Vektörü ve Manyetik Alan Şiddeti.....	5
2.4. Manyetik Alınganlık.....	6
2.5. Maddelerin Manyetik Sınıflandırılması.....	7
2.5.1. Diyamanyetizma.....	7
2.5.2. Paramanyetizma.....	8
2.5.3. Ferromanyetizma.....	9
2.5.3.1. Ferromanyetik bir maddenin histeresiz eğrisi.....	11
2.5.4. Antiferromanyetizma.....	13
2.5.5. Ferrimanyetizma.....	14
2.6. Doyma Mıknatıslanması.....	15
2.7. Manyetik Nicelikler ve Birimleri.....	16
3. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR.....	17
3.1. Şekil Hafızalı Alaşımların Tarihçesi.....	17
3.2. Şekil Hafızalı Alaşımların Genel Karakteristikleri.....	18
3.3. Şekil Hafıza Olayı.....	18
3.3.1. Tek yönlü şekil hafıza olayı.....	20
3.3.2. Çift yönlü şekil hafıza olayı.....	21
3.4. Şekil Hafızalı Alaşımların Isıl Karakterizasyonu.....	21

3.5. Şekil Hafızalı Alaşımlar.....	23
3.5.1. Nikel titanyum (Ni-Ti) şekil hafızalı alaşımlar.....	23
3.5.2. Bakır esaslı şekil hafızalı alaşımlar.....	24
3.6. Şekil Hafızalı Alaşımların Üretim Teknikleri.....	25
3.6.1. Döküm.....	25
3.6.2. Toz metalurjisi.....	25
3.6.3. Hızlı soğutma.....	25
3.7. Şekil Hafızalı Alaşımların Endüstriyel Uygulamaları.....	26
3.7.1. Mekanik uygulamaları.....	27
3.7.2. Tıp alanında kullanımı	27
4. FERROMANYETİK ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR	29
4.1. Ferromanyetik Şekil Hafızalı Alaşımların Tarihçesi.....	29
4.2. Ferromanyetik Şekil Hafızalı Alaşımların Genel Karakteristikleri.....	29
4.3. İlk FSMA: NiMnGa	33
4.4. Manyetik Alan İndüklü Zor	34
4.5. Aktüatör Olarak FSMA.....	36
5. MATERYAL VE YÖNTEM.....	38
6. ÖLÇÜM SONUÇLARI.....	40
6.1. Enerji Dağılımlı X-Işınlari Analizi (EDX)	40
6.2. X-Işınlari Kırınım (XRD) Ölçümleri	42
6.3. Termogravimetri ve Diferansiyel Termal Analiz (TG/DTA) Ölçümleri	44
6.4. Titreşimli Örnek Magnetometresi (VSM) Ölçümleri	47
6.5. Curie Sıcaklığı Ölçümleri	52
7. SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	53
7.1. Yapısal Özelliklere Ait Sonuçlar ve Tartışma.....	53
7.2. Termal Özelliklere Ait Sonuçlar ve Tartışma.....	55
7.3. Manyetik Özelliklere Ait Sonuçlar ve Tartışma.....	56
7.4. İleri Çalışmalar İçin Öneriler.....	58
KAYNAKLAR.....	59
ÖZGEÇMİŞ.....	64

ÖZET

Bu çalışmada farklı ağırlıkça yüzdeli Cu-Al-Mn alaşımları indüksiyon fırınında argon atmosferi altında metal tozları eritilerek ve hızlı katılaştırma uygulanarak üretildi. Ağırlıkça mangan (Mn) oranlarına bağlı olarak Cu-%15Al-%4Mn, Cu-%15Al-%10Mn, Cu-%15Al-%12Mn, Cu-%15Al-%14Mn ve Cu-%15Al-%16Mn alaşımları sırasıyla CAM-4, CAM-10, CAM-12, CAM-14 ve CAM-16 olarak adlandırıldı. Döküm sonrası alaşım yüzdeleri değişeceğinden en az üç farklı bölgeden alınan EDX sonuçları kullanılarak alaşım oranları belirlendi. Alaşımların kristal yapıları ve oluşan fazların birim hücre parametrelerinin tespiti için x-ışını kırınım yöntemi kullanıldı. Ölçüm sonuçlarından tüm alaşımlarda ana fazın γ_1 olduğu gözlemlendi. Ayrıca XRD ölçüm sonuçlarından numunelerde β_1 fazı ve safsızlık fazları belirlendi.

Alaşımların TG/DTA ölçümleri yapılarak dönüşüm sıcaklıkları belirlendi.

Alaşımların manyetik alana olan bağımlılıkları VSM ile karakterize edildi. Manyetizasyonun manyetik alanla değişimi (M-H) farklı sıcaklıklarda incelendi.

Alaşımların Curie sıcaklıkları farklı ısıtma hızlarına bağlı olarak ölçüldü. Bulunan sonuçlar literatürler ile karşılaştırıldı ve uyum içerisinde olduğu görüldü.

Anahtar kelimeler: Ferromanyetik şekil hafıza olayı, manyetizasyon, Curie sıcaklığı, CuAlMn

SUMMARY

The production of CuAlMn ferromagnetic shape memory alloy and the examination of its thermal and magnetic properties

In this study, Cu-Al-Mn alloys with different weight percent were fabricated by melting metal powders in induction furnace under argon atmosphere and then by applying rapid solidification. Cu-15%Al-4%Mn, Cu-15%Al-10%Mn, Cu-15%Al-12%Mn, Cu-15%Al-14%Mn, Cu-15%Al-16%Mn alloys were called as CAM-4, CAM-10, CAM-12, CAM-14, CAM-16, respectively. Due to the changes of the alloy percentages after casting processes, alloy rates were determined by using EDX results received from least three different zones. X-ray diffraction method was used for the determination of the crystal structures of the alloys and the unit cell parameters of the formed phases. It was observed that the main phase is γ_1' in all of the samples. It was also determined β_1 phase and impurity phases in the samples from XRD measurement results.

The transformation temperatures of the alloys were determined from TG/DTA measurements.

The dependence to magnetic field of the alloys was characterized with VSM. The variation of magnetization with magnetic field (M-H) was examined in different temperatures.

Curie temperatures of the alloys were measured depending on different heating rates. Obtained results were compared with literature and were seen in accord.

Key Words: Ferromagnetic shape memory event, magnetization, Curie temperature, CuAlMn

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 2.1. Dönen bir elektronun $\vec{l}$ açısal momentum ve $\vec{\mu}$ manyetik dipol momentinin gösterimi.....	4
Şekil 2.2. Diyamanyetik malzemenin dipol momentlerinin bir H manyetik alanında gösterimi [13]....	8
Şekil 2.3. Diyamanyetik malzemelerde M-H ve χ -T grafiği [13].....	8
Şekil 2.4. Paramanyetik bir maddede dipol momentlerin rastgele dizilişinin şematik gösterimi [13]....	9
Şekil 2.5. Paramanyetik malzemelerde M-H ve χ -T grafiği [13].....	9
Şekil 2.6. Ferromanyetik bir malzemede dipol momentlerin şematik gösterimi [13].....	10
Şekil 2.7. Ferromanyetik bir malzemenin M-H grafiği [13].....	10
Şekil 2.8. Ferromanyetik bir malzeme için χ ve $1/\chi$ nin sıcaklıkla değişimi	10
Şekil 2.9. Curie sıcaklığında malzemenin χ ye göre değişimi [13].....	11
Şekil 2.10. Ferromanyetik bir malzemenin histeresiz eğrisi [17].....	12
Şekil 2.11. Antiferromanyetik malzemede Neel Sıcaklığının altında manyetik momentlerinin yönelimi [13].....	13
Şekil 2.12. Antiferromanyetik bir malzemenin M-H grafiği [13].....	13
Şekil 2.13. Antiferromanyetik bir malzeme için χ ve $1/\chi$ 'nin sıcaklıkla değişimi [13].....	14
Şekil 2.14. Ferrimanyetik bir malzemede dipol momentlerin şematik gösterimi [13].....	15
Şekil 2.15. Ferrimanyetik bir malzemenin M-H grafiği [13].....	15
Şekil 2.16. Ferrimanyetik bir malzemenin $1/\chi$ ile T e göre grafiği [13].....	15
Şekil 2.17. Doyma mıknatıslanmasının sıcaklıkla değişimi [17]	16
Şekil 3.1. SMA' nın ısı ile ilişkisi [3].....	17
Şekil 3.2. Sabit yük altındaki bir numunede ısıtma ve soğutma durumunda tipik dönüşüm-sıcaklık eğrisi T: sıcaklık; T _h : dönüşüm histeresizi; M _s : martensit başlangıç sıcaklığı; M _f : martensit bitiş sıcaklığı; A _s : austenit başlangıç sıcaklığı, A _f : austenit bitiş sıcaklığı [3].....	18
Şekil 3.3. Şekil hafıza olayının şematik gösterimi [20].....	19

Şekil 3.4. Tek yönlü ve çift yönlü şekil hafıza olayının şematik gösterimi [20].....	20
Şekil 3.5. Farklı sıcaklıklarda dönüşüme ilişkin tipik zor-zorlanma eğrileri (a) austenit (b) martensit (c) sankielastik davranışlar [17].....	22
Şekil 4.1. Alaşım sistemleri için martensit, ferromanyetik ve süper örgü ilişkisi [6].....	31
Şekil 4.2. Manyetik alan uygulamasının martensit çift değişkenleri üzerine (a) Faz dönüşümü (b) Ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlarda etkisi [34].....	32
Şekil 4.3. Ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlardan elde edilen sıcaklık kontrollü sensörlerin çalışma mekanizması [35].....	32
Şekil 4.4. Mekanik zorlama ve dış alan ile NiMnGa alaşımının zor mekanizması (a-c) Mekaniksel yüklemesiz hareket (d-f) Mekaniksel yükleme altında hareket [43].....	35
Şekil 4.5. Harekete geçirici tek kristal elementinde manyetik kontrollü şekil hafıza etkisi [31].....	36
Şekil 4.6. Ni-Mn-Ga FSMA alaşımının geri çağırıcı yayla aktüatör yapısı [43].....	37
Şekil 5.1. Dökümde kullanılan indüksiyon fırını (RETERM- RTEF5 modeli).....	39
Şekil 6.1. CAM-4 alaşımına ait EDX analizi.....	40
Şekil 6.2. CAM-10 alaşımına ait EDX analizi.....	40
Şekil 6.3. CAM-12 alaşımına ait EDX analizi.....	41
Şekil 6.4. CAM-14 alaşımına ait EDX analizi.....	41
Şekil 6.5. CAM-16 alaşımına ait EDX analizi.....	41
Şekil 6.6. CAM-4 alaşımına ait XRD grafiği.....	42
Şekil 6.7. CAM-10 alaşımına ait XRD grafiği.....	42
Şekil 6.8. CAM-12 alaşımına ait XRD grafiği.....	43
Şekil 6.9. CAM-14 alaşımına ait XRD grafiği.....	43
Şekil 6.10. CAM-16 alaşımına ait XRD grafiği.....	44
Şekil 6.11. CAM-4 alaşımına ait TG/DTA eğrileri.....	44
Şekil 6.12. CAM-10 alaşımına ait TG/DTA eğrileri.....	45
Şekil 6.13. CAM-12 alaşımına ait TG/DTA eğrileri.....	45
Şekil 6.14. CAM-14 alaşımına ait TG/DTA eğrileri.....	46
Şekil 6.15. CAM-16 alaşımına ait TG/DTA eğrileri.....	46
Şekil 6.16. CAM-4 alaşımına ait M-H eğrisi.....	47

Şekil 6.17. CAM-10 alaşımına ait M-H eğrisi.....	48
Şekil 6.18. CAM-12 alaşımına ait M-H eğrisi.....	48
Şekil 6.19. CAM-14 alaşımın ait M-H eğrisi.....	49
Şekil 6.20. CAM-16 alaşımına ait M-H eğrisi.....	49
Şekil 6.21. 150 K sıcaklık değerinde tüm alaşımlara ait M-H eğrileri.....	50
Şekil 6.22. 200 K sıcaklık değerinde tüm alaşımlara ait M-H eğrileri.....	50
Şekil 6.23. 250 K sıcaklık değerinde tüm alaşımlara ait M-H eğrileri.....	51
Şekil 6.24. 295 K sıcaklık değerinde tüm alaşımlara ait M-H eğrileri.....	51
Şekil 7.1. Cu-Al faz diyagramı ve kristal yapıları [48]	55
Şekil 7.2. DO ₃ ve L2 ₁ fazları arasındaki denge durumu [48]	56
Şekil 7.3. Manyetizasyon–ağırlıkça % Mn konsantrasyonu.....	58
Şekil 7.4. Curie sıcaklığı–ağırlıkça % Mn konsantrasyonu.....	58

TABLÖLAR LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 2.1. Manyetik nicelikler ve birimleri [13].....	16
Tablo 5.1. Üretilen malzemelerin ağırlıkça ve atomikçe yüzde oranları (döküm öncesi hazırlanan oranlar).....	39
Tablo 6.1. Curie sıcaklıkları.....	52
Tablo 7.1. EDX ölçümlerinden bulunan ağırlıkça yüzde alaşım oranları	53
Tablo 7.2. EDX ölçümlerinden bulunan atomikçe yüzde alaşım oranları	53
Tablo 7.3. Alaşımlarda gözlenen farklı fazlara ait kristal hücre parametreleri	54
Tablo 7.4. DTA sıcaklıklarına karşılık gelen fazlar.....	56

SEMBOLLER LİSTESİ

$\vec{\mu}$	: Magnetik Moment
μ_{β}	: Bohr Magnetonu
M	: Manyetizasyon Vektörü
B	: Toplam Manyetik Alan
H	: Manyetik Alan Şiddeti
χ	: Manyetik Alınganlık
C	: Curie Sabiti
T_c	: Curie Sıcaklığı
T_N	: Neel Sıcaklığı
M_s	: Martensit Başlangıç Sıcaklığı
M_f	: Martensit Bitiş Sıcaklığı
A_s	: Austenit Başlangıç Sıcaklığı
A_f	: Austenit Bitiş Sıcaklığı

1. GİRİŞ

Manyetizmayı kullanarak günlük yaşamda yenilikler yapma olayı, 11. yüzyıla kadar dayanmaktadır. Manyetik dipol momentini manyetizmanın kaynağını oluşturur ve maddelerin manyetik davranışlarını anlayabilmek için son derece önemlidir. Manyetik alana tepkilerine göre maddeler sınıflandırıldığında diyamanyetik, paramanyetik, ferromanyetik, antiferromanyetik ve ferrimanyetik olarak sınıflandırılırlar [1].

Şekil hafızalı alaşımlar (SMA), dış etkenlerden dolayı bozulan orijinal geometrilerine, uygun bir sıcaklık uygulanması durumunda geri dönebilen malzemeler olarak bilinirler. Bu malzemeler kristal yapılarında meydana gelen martensit ve austenit faz dönüşümleri sonucunda şekil değişimi yapabilmektedirler. Düşük sıcaklıklarda deforme edilebilen bu malzemeler, daha yüksek sıcaklıklarda deformasyon öncesi şekillerine dönebilmektedirler [2, 3]. Bu malzemeler sadece ısıtma halinde tek yönlü şekil hafızaya sahip malzemeler olarak tanımlanırken, yeniden soğutma halinde ise çift yönlü şekil hafızaya sahip malzemeler olarak tanımlanırlar [4].

Ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlar (FSMA) şekil hafıza davranışı ve ferromanyetik özelliklerin birleştiği aktif malzemeler içerisinde yeni bir sınıf olup mühendislikte ve teknolojide geniş kullanım alanına sahiptir [5, 6]. Özellikle bu malzemelerin austenit ve martensit dönüşümü ferromanyetik faz geçişiyle birlikte ortaya çıkmaktadır. Yüksek manyetik indüklü ferromanyetik şekil hafıza etkisinden dolayı son 10 yıldır ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlar sensör ve manyetik alan indüklü zor göstermesi potansiyelinden dolayı yeni aktüatör malzeme olarak geniş bir şekilde çalışılmaktadır [5, 7, 8].

Ferromanyetik şekil hafızalı alaşımların en iyi bilinen örneği Ni-Mn-Ga alaşımı olup ilk olarak 1996'da Ulakko tarafından üretilmiştir [9]. Bu buluş ferromanyetik martensit malzeme olarak birçok bilim dalı içerisinde araştırma patlamasına neden olmuştur [10]. Maziarz; Co-Ni-Al ferromanyetik şekil hafızalı alaşımları değişik konsantrasyonlarda karakterize ederek değişik fiziksel özelliklerine bakmıştır [11]. Malzemeleri 1200 °C'de 32 saat homojenleştirmiştir. Bu malzemeler 900 °C' de sıcak haddeleme (hot rolling) tekniği ile karakterize etmiştir. Homojenleştirilmiş ve sıcak haddeleme yapılmış dökümlerin yapısının incelenmesi bir Leica DM IRM mikroskobunda gerçekleştirilmiştir. Farklı termomekaniksel davranışlarında sonra fazlarının belirlenmesi için X ışını ölçümleri yapılmış ve hem β hem de γ fazı göstermesi bakımından ilgi çekici olduğu görülmüştür [11]. Başka bir çalışma,

Valiullin ve arkadaşları tarafından yapılmıştır [12]. Bu tez çalışmasında ferromanyetik Co-Ni-Al alaışımının farklı konsantrasyonlarda Helyum atmosferinde saf metaller kullanarak eritmişlerdir. Eritilmiş numuneler çubuk haline getirilerek manyetik özelliklerine bakılıp Curie sıcaklıkları belirlenmiştir ve bunların yapısal olarak sadece β fazında olduğunun altı çizilmiştir.

Bu tez çalışmasında alüminyum oranı sabit tutulmaya çalışılarak farklı mangan oranlarına sahip alaşımlar laboratuvarımızda elde edildi. Elde edilen farklı mangan yüzdeli CuAlMn ferromanyetik şekil hafızalı alaşımların EDX ile döküm sonrası alaşım oranları belirlendi. XRD ile yapısal özellikleri incelendi. DTA/TG ile termal özellikleri araştırılarak alaşımlarda sıcaklık değişimine karşı oluşan fazlar belirlendi.

VSM ile manyetik özellikleri incelendi ve Mn oranındaki değişimin, bu malzemelerde manyetik açıdan nasıl sonuçlar ortaya çıkardığı araştırıldı. Ayrıca manyetik özellik sergileyen döküm yaptığımız alaşımların Curie sıcaklıkları belirlendi. Bulunan sonuçlar değerlendirildiğinde Mn oranı artışına bağlı olarak manyetizasyonun arttığı gözlemlendi.

2. MANYETİZMA

2.1. Manyetizmanın Tarihçesi

Manyetizma kelime olarak eski yunanca Magnesia (Manisa) kelimesinden gelmektedir. İlk magnetler Magnesia' da Spylum diye adlandırılan bir şehir yakınlarındaki Spil dağında bulunmuştur. Manyetit ve manyetizma kelimelerinin kaynağı bu şehirdir [1].

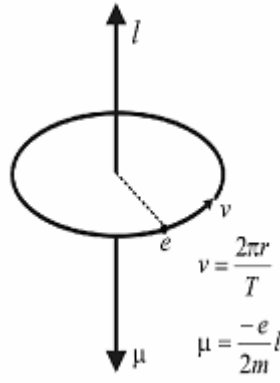
Manyetizmayı kullanarak günlük yaşamda yenilikler yapma işi 11. yüzyıla kadar dayanmaktadır. Nedeni bilinmese de kullanılmaya başlanması oldukça eskidir. Olaya bilimsel yaklaşımlar 19. yüzyılın ilk yarısında Oersted, Faraday ve Maxwell' in devrim niteliğindeki deneysel bulgularıyla başlamıştır. 1820 yılında Danimarkalı fizikçi Hans Christian Oersted (1775-1851) pusula iğnesinin yakınındaki bir telden akım geçtiğinde pusula iğnesinin saptığını gördü. Oersted, bir telin içinden akım geçirildiğinde telin çevresinde manyetik alan oluştuğu ve elektrik akımının manyetik alan doğurduğunu buldu. 1821 yılında İngiliz kimyacı ve fizikçi Michael Faraday (1791-1867) mıknatısların elektrik akımı yarattığını ve değişen manyetik alanın elektrik alanı doğurduğunu ileri sürdü. 1864 yılında İskoç fizikçi James Clerk Maxwell yarım yüzyıl süren ve bugünkü manyetizmanın temelleri olan elektrik-manyetizma denklemlerini ortaya attı [1].

2.2. Manyetik Moment

Manyetik sistemlerle, manyetik dipol moment arasında çok önemli bir ilişki vardır. Manyetik dipol moment manyetizmanın kaynağını oluşturur ve maddelerin manyetik davranışlarını anlayabilmek için son derece önemlidir.

Atomik teoriye göre atomik manyetik dipol moment μ , üç kaynaktan oluşur;

- a. Elektronların kendi eksenini etrafında dönmesinden kaynaklanan "s, spin açısal momentumu"
- b. Atomun en dışındaki yörüngede bulunan elektronların çekirdek etrafında dönmesinden kaynaklanan "l, yörüngesel açısal momentumu "
- c. Uygulanan manyetik alandan kaynaklanan yörüngesel açısal momentumdaki değişimler.



Şekil 2.1. Dönen bir elektronun $\vec{l}$ açısal momentum ve $\vec{\mu}$ manyetik dipol momentinin gösterimi

Şekil 2.1’ de gösterildiği gibi çekirdek etrafında r yarıçaplı dairesel yörüngede sabit $\vec{v}$ hızı ve $T=2\pi r/\vec{v}$ periyodu ile dolanan m_e kütleli bir elektron ele alalım. Dönen elektron bir $\vec{l}$ açısal momentum ve bir $\vec{\mu}_L$ manyetik dipol momentine sahiptir. Negatif yük sebebiyle $\vec{l}$ ve $\vec{\mu}_L$ farklı yönlerde sahiptirler. Parçacığın bu hareketi (Gauss birim sisteminde),

$$I = \frac{q}{cT} = \frac{q\vec{V}}{2\pi rc} \quad (2.1)$$

kadarlık akım taşıyan bir kapalı akım ilmeği gibidir. İlmeğin alanı πr^2 olduğundan bu sistemin manyetik dipol momentini,

$$\vec{\mu} = I \vec{A} \quad (2.2)$$

$$\vec{\mu} = \frac{qv}{2\pi rc} \pi r^2 = \frac{q}{2m_e c} \vec{L} \quad (2.3)$$

olarak bulunur. Burada $\vec{L} = mvr$, hareket düzlemine dik $\vec{L}$ yörüngesel açısal momentumun büyüklüğüdür. e temel yük olmak üzere $q=-e$ olan elektron için bu vektörel olarak,

$$\vec{\mu}_L = -\mu_B \cdot \frac{\vec{L}}{\hbar} \quad (2.4)$$

şeklinde yazılabilir. Burada,

$$\mu_B = \frac{e\hbar}{2m_e c} \quad (2.5)$$

niceliğine elektronun Bohr magnetonu denir ve değeri $9.27 \cdot 10^{-24} \text{ A m}^2$ 'dir. $\vec{\mu}_L$ 'ye de elektronun yörüngesel manyetik dipol moment denir. Elektron gibi, eksi yüklü parçacıklar için $\vec{\mu}_L$ ile $\vec{L}$ antipareldir. Spin için böyle bir model söz konusu değildir. Çünkü spin parçacığın yükü ve kütlesi gibi kendi iç özelliği olup bir açıklaması mümkün değildir. Ama bir atomun toplam manyetik momenti spin ve yörüngesel manyetik momentlerinin vektörel toplamıdır. Yani;

$$\vec{\mu} = \vec{\mu}_L + \vec{\mu}_s \quad (2.6)$$

şeklindedir.

Bir atom çekirdeğinin de proton ve nötronlarından kaynaklanan manyetik momenti vardır. Ancak bir protonun veya nötronun manyetik momenti elektronun ki ile kıyaslandığında ihmal edilecek kadar küçük kalır. Çünkü elektronun kütlesine göre proton ve nötronun kütlesi çok büyüktür.

2.3. Mıknatıslanma Vektörü ve Manyetik Alan Şiddeti

Bir maddenin manyetik durumu mıknatıslanma vektörü ($\vec{M}$) denen bir nicelikle belirlenir. Mıknatıslanma vektörünün büyüklüğü maddenin birim hacminin net manyetik momentine eşittir. Bir maddedeki toplam manyetik alan ($\vec{B}$), hem uygulanan dış alana ($\vec{B}_0$) hem de maddenin mıknatıslanmasına bağlıdır.

Akım taşıyan bir iletkenin oluşturduğu bir $\vec{B}_0$ manyetik alanının bulunduğu bir bölge manyetik madde ile doldurulursa bölgedeki toplam manyetik alan,

$$\vec{B} = \vec{B}_0 + \vec{B}_m \quad (2.7)$$

olacaktır. Burada $\vec{B}_m$ manyetik maddenin oluşturduğu alandır. Bu alan mıknatıslanma vektörü cinsinden,

$$\vec{B}_m = \mu_0 \vec{M} \quad (2.8)$$

şeklinde ifade edilir. Böylece bölgedeki toplam alan,

$$\vec{B} = \vec{B}_0 + \mu_0 \vec{M} \quad (2.9)$$

olur. Burada μ_0 havanın manyetik geçirgenlik katsayısıdır. Mıknatıslanmadan kaynaklanan manyetik alanları analiz ederken maddenin içinde manyetik alan şiddeti ($\vec{H}$) denen başka bir alan niceliği tanımlamak kolaylık sağlamaktadır. Manyetik alan şiddeti, tellerdeki iletim akımlarının maddeye etkisini temsil eder. $\vec{H}$ ile $\vec{B}$ alanı arasındaki farkı vurgulamak için, $\vec{B}$ 'ye çoğu kez manyetik akı yoğunluğu veya manyetik indüksiyon denir. Manyetik alan şiddeti $\vec{H}$,

$$\vec{H} = \frac{\vec{B}_0}{\mu_0} \quad (2.10)$$

ifadesi ile verilir. Manyetik akı yoğunluğu ise

$$\vec{B} = \mu_0 (\vec{H} + \vec{M}) \quad (2.11)$$

şeklinde yazılır. $\vec{H}$ ve $\vec{M}$ niceliklerinin birimleri aynıdır. SI birimlerinde mıknatıslanma birim hacimdeki manyetik moment olduğuna göre birimi $A \cdot m^2 / m^3$ veya A/m olur [1].

2.4. Manyetik Alınganlık

Bir madde bir manyetik alan içerisine konduğu zaman manyetik alandan etkilenme parametresine manyetik alınganlık denir ve χ ile gösterilir. Bu da,

$$\chi = \frac{|\vec{M}|}{|\vec{H}|} = \frac{\mu_0 |\vec{M}|}{|\vec{B}_0|} \quad (2.12)$$

şeklinde tanımlanır. Bu denklem bir dış manyetik alan içerisine yerleştirilen paramanyetik ve diyamanyetik maddeler için geçerli olup ferromanyetik maddeler için geçerli değildir.

$$\vec{B} = \mu_0 (\vec{H} + \vec{M}) = \mu_0 (\vec{H} + \chi \vec{H}) = \mu_0 (1 + \chi) \vec{H} \quad (2.13)$$

$$\vec{B} = \mu_m \vec{H} \quad (2.14)$$

elde edilir. Buradaki μ_m sabitine maddenin manyetik geçirgenliği denir ve alınganlığa

$$\mu_m = \mu_0 (1 + \chi) \quad (2.15)$$

bağıntısı ile bağlıdır. Paramanyetik maddelerde $\vec{M}$ ile $\vec{H}$ aynı yönlü olduğundan χ pozitif olur ve böylece $\mu_m > \mu_0$ elde edilir. Diyamanyetik maddelerde ise $\vec{M}$ ile $\vec{H}$ zıt yönlü olduğundan χ negatif olur ve böylece $\mu_m < \mu_0$ elde edilir. Ferromanyetik maddelerde ise $\vec{M}$ ile $\vec{H}$ arasında lineer bir bağıntı olmadığı için alınganlık bağıntısı geçerli değildir.

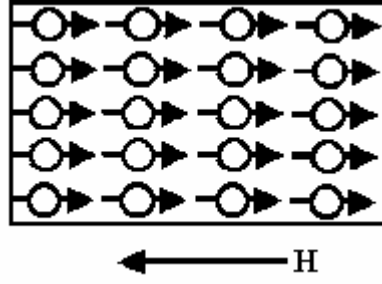
2.5. Maddelerin Manyetik Sınıflandırılması

Manyetik alana tepkilerine göre maddeler diyamanyetik, paramanyetik, ferromanyetik, antiferromanyetik ve ferrimanyetik olarak sınıflandırılırlar.

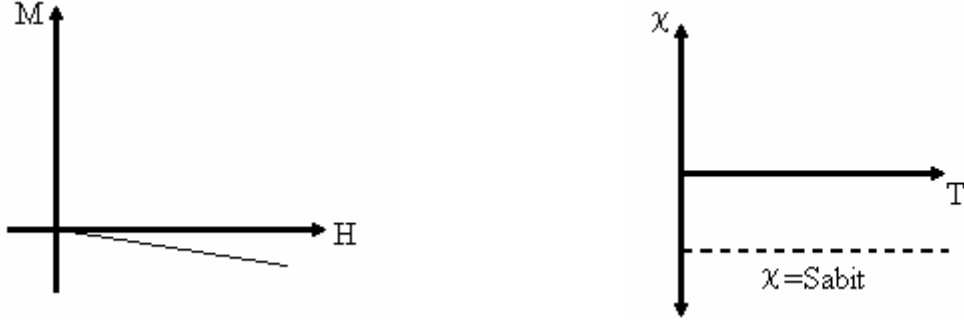
2.5.1. Diyamanyetizma

Herhangi bir malzemeye uygulanan manyetik alanın sıfırdan başlayarak artırılması malzeme içinde elektronları ivmelendiren bir elektromotor kuvvet (e.m.k) doğmasına neden olur. Lenz yasasına göre, ortaya çıkan elektrik akımı, uygulanan alanı azaltacak yöndedir. Uygulanan alan sabit bir değerde tutulduğunda akım devam eder ve bundan dolayı malzeme, alana zıt doğrultuda bir mıknatıslanma kazanır. Bu olaya diyamanyetizma denir. Bu özelliği gösteren malzemelere de diyamanyetik malzemeler denir [13].

Diyamanyetik malzemeler genel olarak homojen olmayan bir manyetik alan içerisine konulduğunda manyetik alan şiddetinin en düşük olduğu bölgeye gitme eğiliminde olurlar. Atomik boyutta bakıldığında bu maddelerin temel bireyleri üzerindeki elektronlar tamamen çiftleştiklerinden yörünge ve spinler toplamı sıfır net manyetik moment vermektedir. Ama bu malzemeler manyetik alana konulduğunda azda olsa manyetik alana zıt yönde bir manyetik momente sahiptirler. Bu durum şekil 2.2' de gösterilmiştir. Bi, Cu, Ag, Au, Pb, Si gibi elementler ile elmas, plastik gibi malzemeler diyamanyetik malzemelere örnek olarak verilebilir. Süperiletken malzemeler mükemmel diyamanyetik özellik gösterirler. Bu tür malzemelerin manyetizasyonu manyetik alan şiddetine göre ölçüldüğünde şekil 2.3' deki gibi bir manyetizasyon gözlenir [1, 13]. Bu grafikte de görüldüğü gibi manyetik alan şiddeti arttıkça zıt yönde oluşan manyetizasyon artmaktadır.



Şekil 2.2. Diyamanyetik malzemenin dipol momentlerinin bir H manyetik alanında gösterimi [13].



Şekil 2.3. Diyamanyetik malzemelerde M-H ve χ -T grafiği [13].

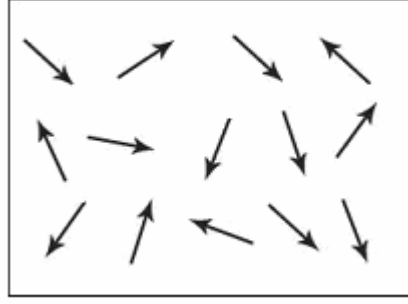
2.5.2. Paramanyetizma

Paramanyetik maddeler manyetik momente sahip atomlardan oluşur. Bu manyetik momentler birbirleri ile çok zayıf etkileşimde bulunurlar ve bir dış manyetik alan içerisinde bulunmadıkları zaman gelişigüzel yönelirler. Madde bir dış manyetik alan içine konduğu zaman atomik momentler manyetik alan yönünde yönelmeye zorlanırlar [13]. Bir paramanyetik malzemede manyetik momentler faz geçişi sıcaklığının üzerinde rastgele yönelirler (şekil 2.4).

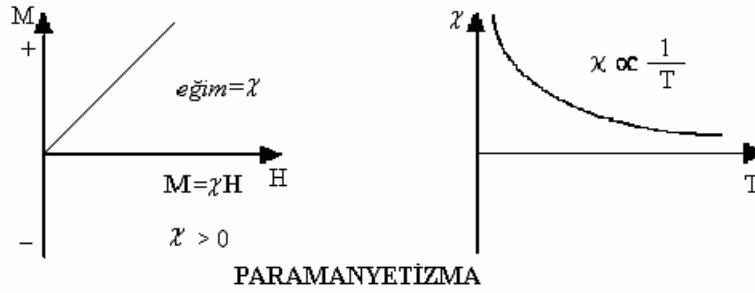
Pierre Curie (1859-1906) deneysel olarak bazı şartlar altında, paramanyetik bir katının mıknatıslanmasının;

$$\overline{M} = C \frac{\overline{H}}{T} \text{ veya } \chi = \frac{C}{T} \quad (2.16)$$

ifadesi ile verildiği gibi manyetik alanla doğru, mutlak sıcaklıkla ters orantılı olduğunu buldu. Bu ifade Curie Yasası olarak adlandırılmaktadır. Buradaki C değeri Curie sabitidir [1, 13]. $\overline{H}=0$ olduğunda mıknatıslanma sıfır olur ve manyetik momentler rastgele dizilirler. Curie yasası mıknatıslanmanın artan alanla ve azalan sıcaklıkla arttığını ifade eder. Çok yüksek alanlarda veya çok düşük sıcaklıklarda mıknatıslanma maksimum veya doyum değerine yaklaşır. Bu durumda tüm manyetik momentler uygulanan alan yönünde dizilirler.



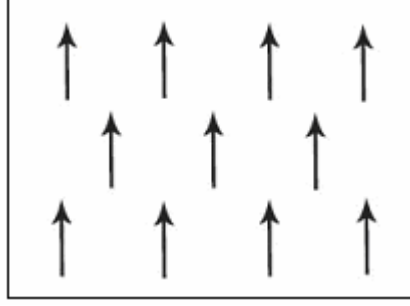
Şekil 2.4. Paramanyetik bir maddede dipol momentlerin rastgele dizilişinin şematik gösterimi [13].



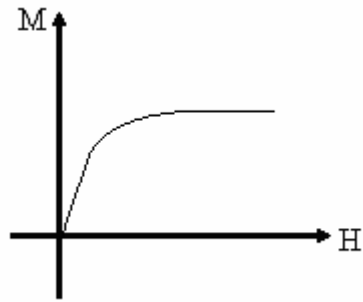
Şekil 2.5. Paramanyetik malzemelerde M-H ve χ -T grafiği [13].

2.5.3. Ferromanyetizma

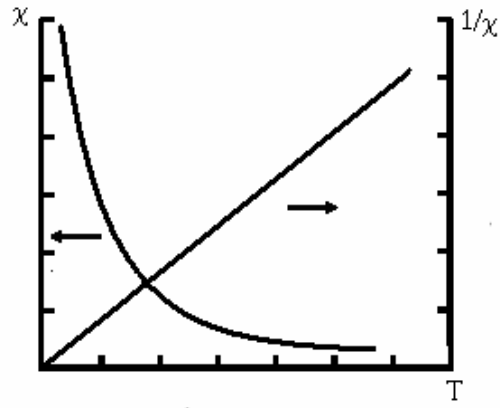
Ferromanyetik malzemeler, zayıf bir manyetik alan içinde bile birbirlerine paralel olarak yönelmeye çalışan atomik manyetik dipollere sahiptirler. Bu manyetik dipoller bir kere paralel hale getirildikten sonra dış alan ortamdaki kaldırılabilir madde mıknatıslanmış olarak kalır. Bu sürekli yönelme komşu manyetik momentler arasındaki kuvvetli etkileşimden kaynaklanır. Dolayısıyla bir ferromanyetik malzemede dipol momentler Şekil 2.6' da görüldüğü gibi yöneleceklerdir. Bu malzemeler manyetik alan içerisine konulduğunda genellikle hemen manyetize olup manyetik alan kaldırılabilir dahi Şekil 2.7' de gösterildiği gibi bir süre sanki mıknatıslanmış gibi davranırlar. Malzemenin sıcaklığı düşürüldükçe bu maddelerin sanki mıknatıslık süreleri artar. Sıcaklık biraz daha düşürülünce bu malzemeler manyetik alan olmasa bile sürekli mıknatıslık özellikleri göstermeye başlarlar. Sıcaklık düştükçe daha çok spin manyetik alana yönleneceğinden χ artacaktır. χ ve $1/\chi$ sıcaklıkla değişimi Şekil 2.8' de verilmiştir [1, 13]. Ferromanyetik malzemelere örnek demir (Fe), nikel (Ni), kobalt (Co), gadolinyum (Gd) verilebilir [1, 14].



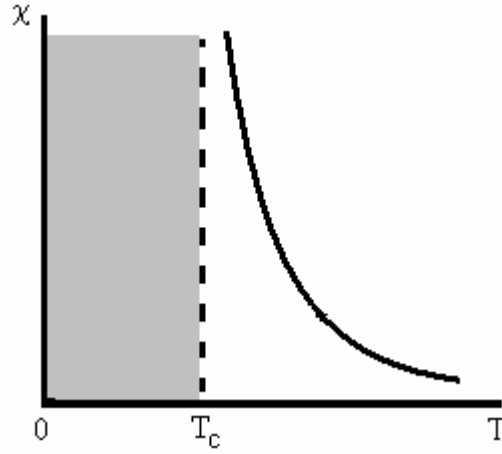
Şekil 2.6. Ferromanyetik bir malzemede dipol momentlerin şematik gösterimi [13].



Şekil 2.7. Ferromanyetik bir malzemenin M-H grafiği [13].



Şekil 2.8. Ferromanyetik bir malzeme için χ ve $1/\chi$ nin sıcaklıkla değişimi

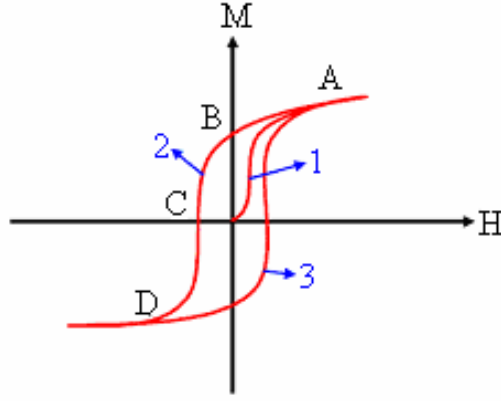


Şekil 2.9. Curie sıcaklığında malzemenin χ ye göre değişimi [13].

Ferromanyetik bir maddenin sıcaklığı Curie sıcaklığı (T_c) denen bir sıcaklığa ulaşınca bu maddenin mıknatıslığı kaybolur ve madde paramanyetik duruma geçer. Curie sıcaklığının altında manyetik momentler paralel dizildiklerinden madde ferromanyetiktir. Curie sıcaklığının üstünde ise manyetik momentler gelişigüzel yönelmekte ve madde paramanyetik olmaktadır. Ferromanyetik bir maddenin mıknatıslanmasının mutlak sıcaklıkla değişimi Şekil 2.9’ daki gibidir. Şekilde görüldüğü gibi Curie sıcaklığının altında manyetik momentler birbirlerine göre paralel olarak dizilir, bu bölgede madde ferromanyetik olur. Buna karşın T_c sıcaklığının üstünde ise madde paramanyetiktir [13, 15].

2.5.3.1. Ferromanyetik bir maddenin histeresiz eğrisi

Uygulamalar için ferromanyetik malzemelerin uygunluğu o malzemenin histeresiz eğrisiyle belirlenir. Manyetik histeresiz eğrisinin genişliğine ve darlığına göre ferromanyetik katılar iki türe ayrılır. Histeresiz eğrisi geniş olan malzemeler sert ferromanyetik malzemeler olarak adlandırılırlar. Sert ferromanyetik malzemeler zor manyetikleşirler fakat manyetikliklerini kolay kaybetmezler. Histeresiz eğrisi dar olan malzemeler ise yumuşak ferromanyetik malzemeler olarak adlandırılırlar. Yumuşak ferromanyetik malzemeler kolay manyetikleşirler ve manyetikliklerini çabuk kaybederler. Demir yumuşak ferromanyetik malzemelere örnek olarak verilebilir [13,16].



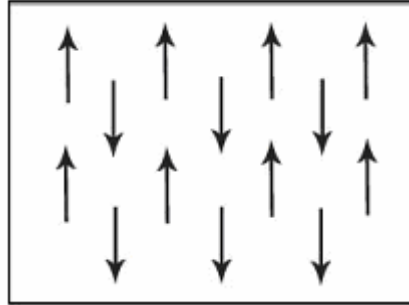
Şekil 2.10. Ferromanyetik bir malzemenin histeresiz eğrisi [17].

Şekil 2.10’ da ferromanyetik bir malzemenin histeresiz eğrisi görülmektedir. Histeresiz eğrisinin içerisinde kalan alanın darlığı malzemenin kolay mıknatıslanabileceğini ve düşük artık mıknatıslığa sahip olacağını, geniş olması ise malzemenin zor mıknatıslanabileceğini ve daha kuvvetli bir artık mıknatıslığa sahip olabileceğini gösterir, maddeyi histeresiz dönüşünden geçirmek için gerekli işi verir. Bu şekilde, ilk olarak 1 numaralı eğride sıfırdan başlayarak malzemeye dışardan bir manyetik alan uygulandığında, malzeme içerisindeki manyetik bölgeler hemen düzenlenir ve malzeme “A” noktasında doyma mıknatıslanması değerine ulaşır. Daha sonra dış manyetik alan sıfıra doğru azaltılmaya başlandığında, (2 numaralı eğri) manyetik bölgeler kolay eksenleri doğrultusunda düzenlenmeye başlar. Fakat uygulanan alan sıfır olduğunda bazı manyetik bölgeler kolay eksenlerine düzenlenmeden kalırlar, işte bu manyetik bölgelerde “B” noktasında ki kalıcı mıknatıslanma değerini oluştururlar. Dış alan ters yönde uygulanmaya devam edilirse “C” noktasında ki uygulanan alan değerinde malzemedan hiçbir mıknatıslanma değeri elde edilemez, yani dışarıdan bir etkiyle malzemenin mıknatıslanması “sıfır” yapılmış olur. Bu değere zorlayıcı alan denir ve bu değer bize bir malzemenin mıknatıslanmasının ne kadar kolay ya da zor kaldırılabilceği konusunda bilgi verir. Manyetik alan ters yönde arttırılmaya devam ettirildiğinde malzeme içindeki manyetik bölgeler ters yönde yönelip “D” noktasında eksi olarak doyuma ulaşacaklardır. Bu doyumdan sonra ters uygulanan alan azaltılıp daha sonra ilk yönelimle yeniden uygulandığında da (3 numaralı eğri) üstteki eğrinin simetriği bir eğri elde edilmiş olacaktır. Bu çevrime “manyetik histeresiz” denir [13, 16, 17].

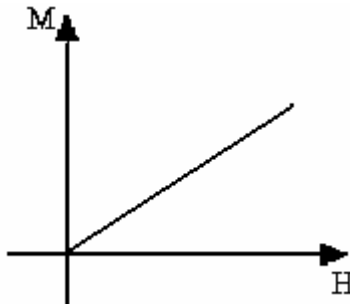
2.5.4. Antiferromanyetizma

Antiferromanyetik malzemeler manyetik momentleri eşit fakat zıt yönlü olan malzemelerdir. Genelde iki farklı malzemenin bir araya gelmesi sonucu oluşur. Bu malzemeler manyetik alanın olmadığı durumlarda, manyetik momentleri zıt ve eşit olduğundan net bir manyetik momenti olmayacaktır. Bu nedenle $B=0$ iken mıknatıslanma olmayacaktır. Manyetik momentlerinin yönelimi Şekil 2.11’ deki gibidir [13, 17, 18]. Manyetizasyonun manyetik alana karşı grafiği Şekil 2.12’ de gösterilmiştir.

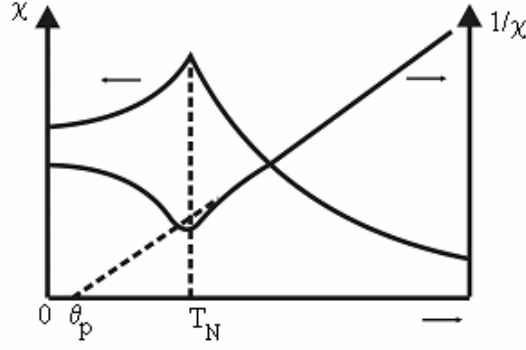
Antiferromanyetizmanın kuramı ilk kez Neel tarafından verilmiştir. Bu malzemeler bir manyetik alan içerisine kondukları zaman manyetik alanın yönüne zıt olanların manyetik momentleri küçülecektir. Böylece net bir manyetik moment oluşacak ve antiferromanyetik malzemeler mıknatıslanacaktır. Antiferromanyetik malzemeler belli bir sıcaklığın üzerinde bu özelliklerini kaybederler ve paramanyetik özellik göstermeye başlarlar. İşte bu sıcaklığa Neel sıcaklığı denir. Şekil 2.13’ de antiferromanyetik malzemelerde alınganlığın sıcaklığa bağlı grafiği gösterilmiştir. Bu malzemelerde Neel sıcaklığı altında spinler antiparalel olur. Manyetik alınganlık maksimum değerine T_N sıcaklığında ulaşır ve χ (T) eğrisinde bir pik oluşur [13, 17].



Şekil 2.11. Antiferromanyetik malzemedeki Neel sıcaklığının altında manyetik momentlerinin yönelimi [13].



Şekil 2.12. Antiferromanyetik bir malzemenin M-H grafiği [13].

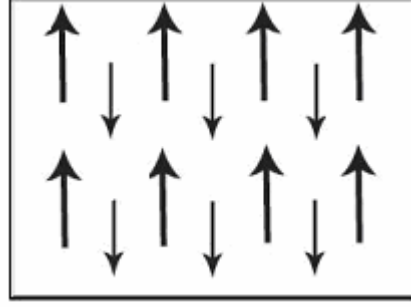


Şekil 2.13. Antiferromanyetik bir malzeme için χ ve $1/\chi$ 'nin sıcaklıkla değişimi [13].

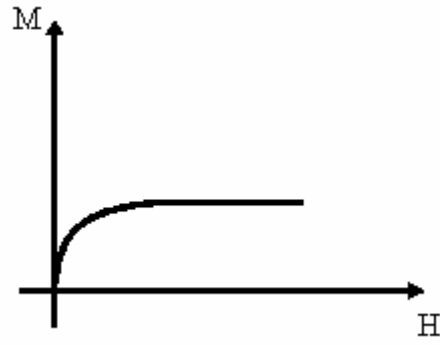
2.5.5. Ferrimanyetizma

Manyetik malzemeler çoğunlukla metal türü olmakla beraber seramik türü olanlarda vardır ve bunlar bazı üstün kullanım özellikleri nedeniyle geniş uygulama alanına sahiptirler. Uygulamada bunlara ferritler denir. Ferrimanyetik malzemelerin manyetik momentleri Şekil 2.14' de gösterildiği gibi birbirine paralel olarak, zıt yönlü ve eşit olmayacak şekilde dizilmişlerdir. Bileşke manyetik moment zıt yöndeki manyetik momentlerin farkına eşittir. Manyetik moment dizilimleri yapısal olarak antiferromanyetiklere benzer davranış gösterirler. Ancak manyetik geçirgenlikleri biraz küçüktür. Ferrimanyetik malzemeler Curie sıcaklığının üzerinde paramanyetik özellik gösterirler. Ferrimanyetik malzemelerin büyük bir çoğunluğu manyetit (Fe_3O_4) ile mangan (Mn), çinko (Zn) ve nikel (Ni) karışımından oluşur [13, 17].

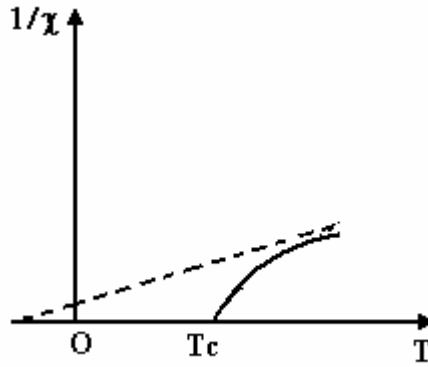
Ferrimanyetik bir malzemenin üzerine dışarıdan bir manyetik alan uygulandığında şekil 2.15' de görüldüğü gibi tepki verir. Bu tepki ferromanyetik bir malzemenin verdiği tepkiye oldukça benzemektedir. Fakat bu malzemelerin doyma mıknatıslanması değerleri ferromanyetik malzemelere göre daha düşüktür. Aşağıdaki grafikten de görüldüğü gibi dış manyetik alan (H) uygulanmaya başladığında malzeme içerisindeki atomlar düzenlenir ve aynı yöne yönelirler. Sonuçta malzemenin toplam mıknatıslanması artar. Dış alan daha da arttığında ise, malzeme artık düzenlenecek atom kalmadığından, toplam mıknatıslanma doyum değerine ulaşır [13, 16, 17]. Ferrimanyetik bir malzemedeki $1/\chi$ 'nin sıcaklığa karşı grafiği Şekil 2.16' da gösterilmiştir.



Şekil 2.14. Ferrimanyetik bir malzemede dipol momentlerin şematik gösterimi [13].



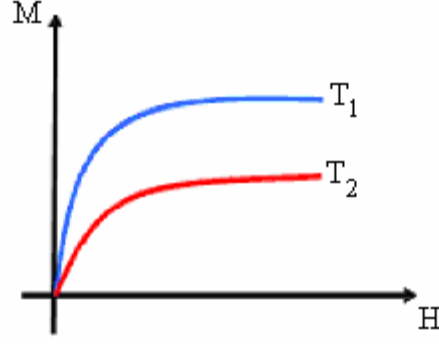
Şekil 2.15. Ferrimanyetik bir malzemenin M-H grafiği [13].



Şekil 2.16. Ferrimanyetik bir malzemenin $\frac{1}{\chi}$ ile T e göre grafiği [13].

2.6. Doyma Mıknatıslanması

Doyma mıknatıslanması bir manyetik malzemeden elde edilebilecek en büyük mıknatıslanma değeridir. En büyük mıknatıslanma değeri malzeme içerisindeki manyetik bölgelerin hepsinin paralel olması ve aynı yöne yönelmesiyle elde edilir. Mıknatıslanma daha fazla artamaz, çünkü atomik manyetik momentler birbirine paralel yönelmiştir.



Şekil 2.17. Doyma mıknatıslanmasının sıcaklıkla değişimi [17].

Doyma mıknatıslanması sıcaklıktan etkilenen bir özelliktir, sıcaklık arttığı zaman doyma mıknatıslanması değeri düşerken, sıcaklık azaldığı zaman artar. Bunun nedeni ısısal titreşimlerden dolayı atomların manyetik momentlerinin yönelimlerinin değişmesi ve toplam mıknatıslanmanın azalmasıdır. Doyma mıknatıslanması kavramı sadece ferromanyetik ve ferrimanyetik malzemelerde görülmektedir. Diğer manyetik malzemelerde ise bu doyum halinin olmamasının nedeni ısısal titreşimler veya değiş- tokuş etkileşimleri gibi etkilere bağlıdır. Çünkü bu tip etkileşimler örgü içerisindeki atomların manyetik momentlerinin aynı yönde olmalarını izin vermemektedirler. Şekil 2.17’de ferromanyetik bir malzemenin iki farklı sıcaklıktaki M-H eğrileri verilmiştir. Bu şekilde T_2 sıcaklığı T_1 sıcaklığından yüksektir ve bu yüzden T_2 sıcaklığına ait doyma mıknatıslanması daha düşük bir değerdedir [17].

2.7. Manyetik Nicelikler ve Birimleri

Manyetik Nicelikler ve Birimleri: CGS birim sisteminde manyetik nicelikler arasındaki ilişki tablo 2.1’ de verildiği gibidir [13].

Tablo 2.1. Manyetik nicelikler ve birimleri [13]

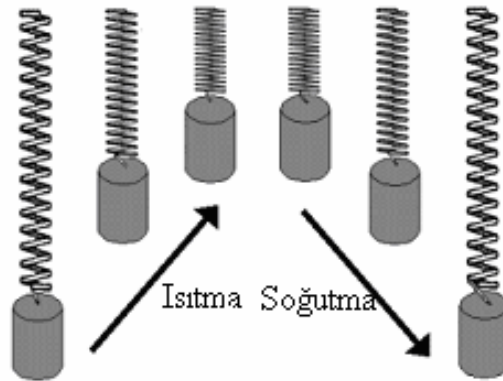
Nicelik	Gösterimi	SI Birimi	CGS Birimi (Gaussian)
Manyetik Alan	$\vec{H}$	A/m	Oersted
Akı Yoğunluğu (Manyetik İndüksiyon)	$\vec{B}$	Tesla	Gauss
Manyetik Duygunluk (Kütle)	χ	m ³ /kg	cm ³ /g, emu/g
Manyetizasyon	$\vec{M}$	A/m	emu/cm ³

3. ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR

3.1. Şekil Hafızalı Alaşımların Tarihçesi

Şekil hafızalı alaşımlar (SMA), dış etkenlerden dolayı bozulan orijinal geometrilerine, şekil 3.1’ de görüldüğü gibi uygun bir sıcaklık uygulanması durumunda geri dönebilen malzemeler olarak bilinirler. Bu malzemeler kristal yapılarında meydana gelen martensit ve austenit faz dönüşümleri sonucunda şekil değişimi yapabilmektedirler. Düşük sıcaklıkta martensit yapıya sahipken kolay deformasyona uğrayan malzeme, uygun sıcaklıkta ısıtıldığında yüksek sıcaklık fazı olan austenit faza geçerek deformasyon öncesi orijinal şekillerine tekrar dönebilmektedir [2, 3].

Şekil hafızalı dönüşüm ilk kez AuCd alaşımlarında 1932 yılında Chang ve Read tarafından bulunmuş, 1938’ de ise söz konusu yapısal dönüşümün pirinç malzemede de meydana geldiği görülmüştür. 1962 yılında ise Buehler ve arkadaşları tarafından eş-atomlu nikel titanyum alaşımlarında şekil hafıza etkisi belirlenmiştir. Bunun sonunda şekil hafızalı alaşımların hem ticari kullanımlarına hem de metalurjik araştırmalarına hız verilmiştir. Günümüzde ise şekil hafızalı alaşımlar, havacılık sektöründen sağlık sektörüne kadar çeşitli alanlarda kullanılmaktadır. Ayrıca eş zamanlı algılayıcılar ve aktüatörler olarak da kullanıldıklarından büyük ilgi çekmektedir [3].



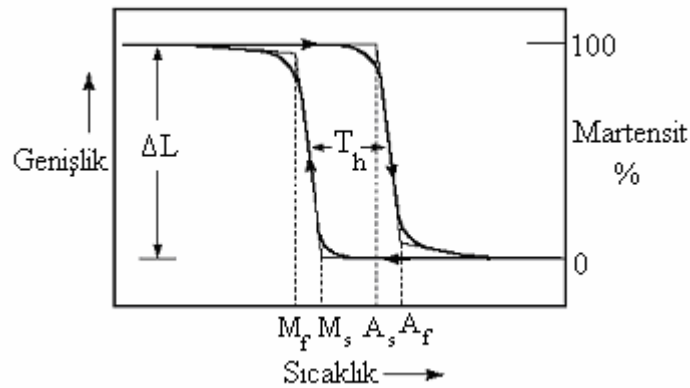
Şekil 3.1. SMA’ nın ısı ile ilişkisi [3].

3.2. Şekil Hafızalı Alaşımların Genel Karakteristikleri

Şekil hafızalı alaşımlarda, yüksek sıcaklıktaki austenitik fazın uzun süren dönüşümü sonucunda termoelastik martensitin meydana gelmesi işlemi martensitik dönüşüm olarak bilinir. Atomların yer değiştirme miktarı çok büyük olmamasına rağmen, hepsinin birden hacimsel yönde aynı doğrultuda taşınmasından dolayı, dönüşüm sonucunda makroskopik bir şekil değişimi gerçekleşir. Sonuç olarak normal metal ve alaşımlardan farklı niteliklere sahip olan şekil hafıza etkisi eşsiz ve üstün özelliklere sahip malzeme üretilebilmesinin yolunu açar. Her alaşımların katılaşma sıcaklığı farklı olduğundan martensitik dönüşüm, Şekil 3.2’ de verildiği gibi belirli bir sıcaklık aralığında tamamlanmaktadır. Dönüşümün başlangıcı ve bitişi gerçekte geniş bir sıcaklık aralığını kapsamasına rağmen çoğu zaman dar bir sıcaklık aralığında meydana gelmektedir. Dönüşüm sürecinde ısıtma ve soğutma sıcaklıkları arasında oluşan fark histeresiz olarak isimlendirilir ve alaşım sistemine bağlı olarak değişir [19].

3.3. Şekil Hafıza Olayı

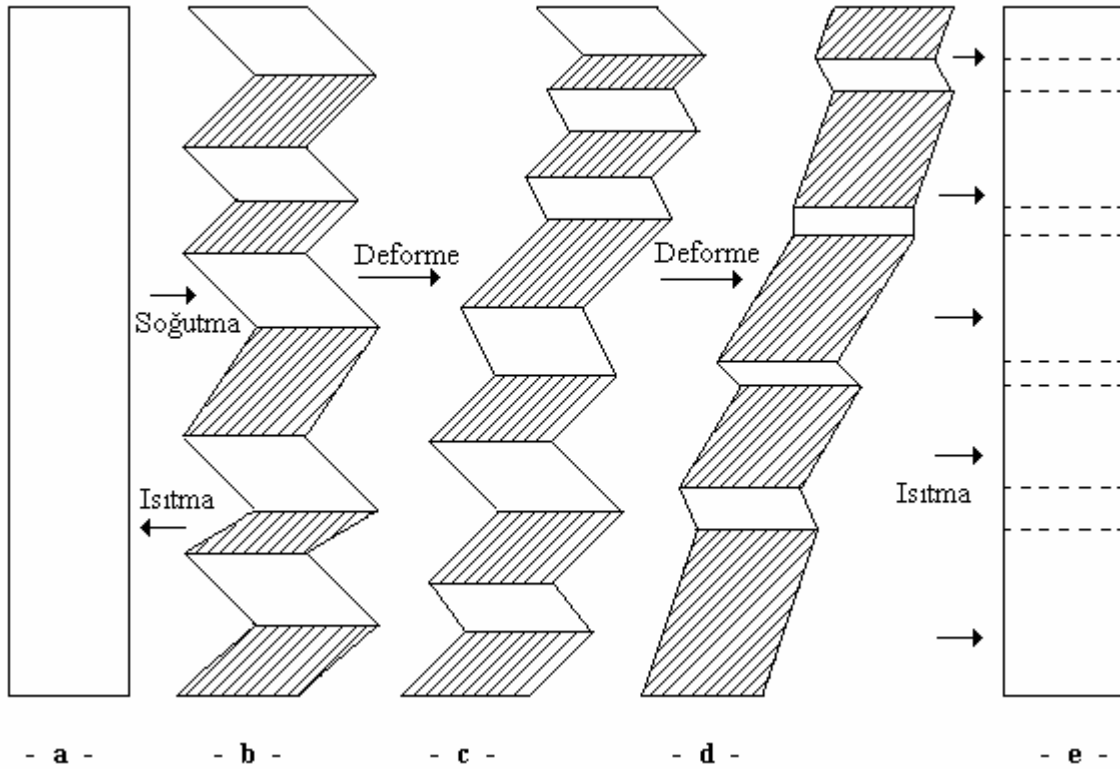
Şekil hafıza olayı gösteren bir alaşım belirli bir kristal yapıya sahiptir ve martensit haldeyken sıcaklık ve zora bağlı olarak şekil değişikliğine uğrayabilir. Şekil hafıza özelliğine sahip alaşımdan yapılmış bir çubuk, martensit dönüşüm sağlandıktan sonra yonca yaprağı şeklinde eğilirse ve daha sonra ısıtılırsa austenit halde tekrar çubuk haline geri döner. Bu örnekten de anlaşılabilirdiği gibi şekil hafıza olayı gösteren alaşım için martensit faz dönüşümü esastır [4].



Şekil 3.2. Sabit yük altındaki bir numunede ısıtma ve soğutma durumunda tipik dönüşüm-sıcaklık eğrisi T: sıcaklık; T_h : dönüşüm histeresizi; M_s : martensit başlangıç sıcaklığı; M_f : martensit bitiş sıcaklığı; A_s : austenit başlangıç sıcaklığı, A_f : austenit bitiş sıcaklığı [3].

Şekil hafıza olayı, mekanikteki elastik bir yayın davranışına benzetilebilir. L_0 boyundaki esnek bir yaya esneklik sınırları içerisinde bir kuvvet uygulanırsa yayın boyu L olur. Yay üzerindeki kuvvet kaldırılınca yay yine eski boyunu alır, yani L_0 olur. Şekil hafıza olayı da buna benzerdir. Martensit dönüşüm tamamlandıktan sonra ($T < M_f$) numune deforme edilirse ve daha sonra sıcaklık yükseltilip austenit hale döndüğünde numune, austenit haldeki normal durumunu alıyorsa bu olaya şekil hafıza olayı denir [4].

Şekil 3.3' te şekil hafıza olayının şematik gösterimi vardır. Şekil 3.3 (a) da ana faz olarak tek bir kristal yapı ele alınmıştır. Numune M_s den düşük sıcaklıklara soğutulduğu zaman martensit fazda iki farklı durum elde edilebilir. İki farklı durum için kesme zorlanması veya şekil zorlanması neredeyse eşit olup zıt yöndedir ve Şekil 3.3 (c) ve (d) de gösterildiği gibi olur. Numune A_f üzerindeki sıcaklıklara ısıtıldığı zaman her farklı durum Şekil 3.3 (e) de görüldüğü gibi orijinal durumunu alarak austenit hale geri döner [20].

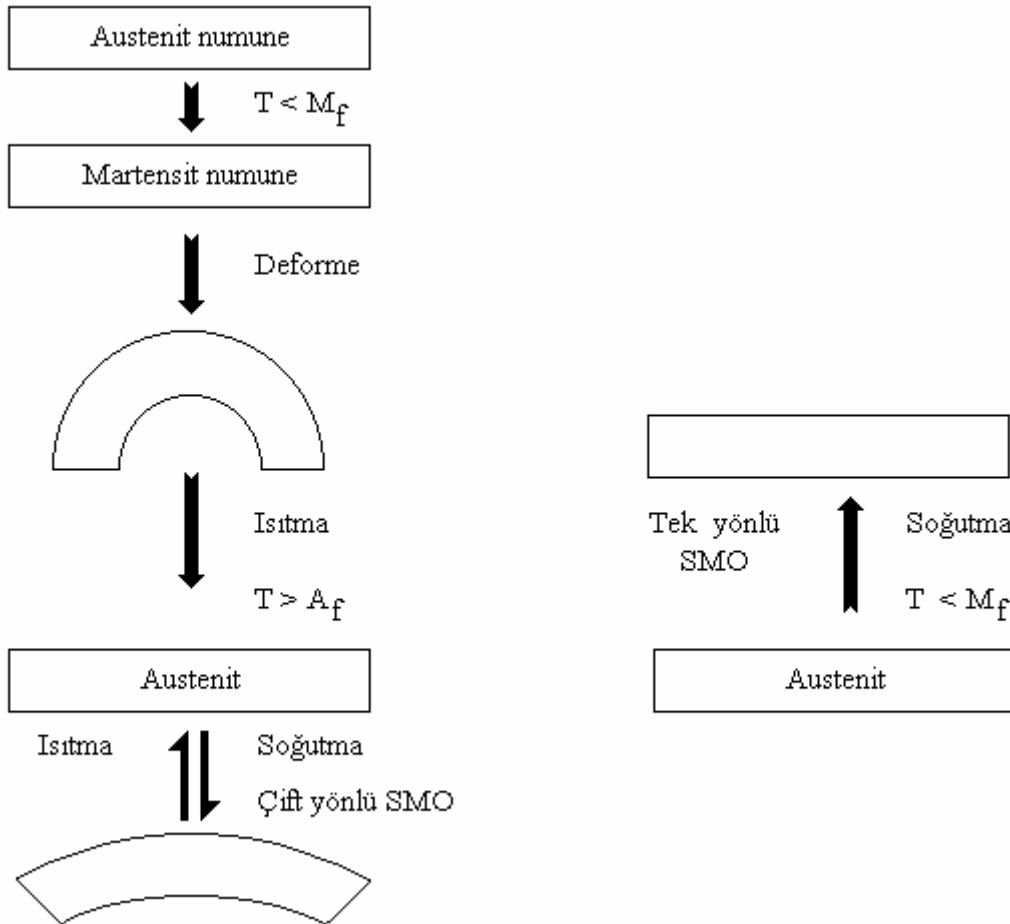


Şekil 3.3. Şekil hafıza olayının şematik gösterimi [20].

3.3.1. Tek yönlü şekil hafıza olayı

Alaşım martensit bitiş sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta ($T < M_f$) deforme edilince uygulanan zorun kaldırılması durumunda numune kendi orijinal durumuna geri dönemez. Isıtma sonucunda, numunedeki artık zor, sıcaklık kritik bir sıcaklığın üzerine çıkarken kademeli olarak geri döner. Sıcaklığın tekrar düşürülmesi üzerine, numune deforme edilmiş şeklini kazanamaz. Martensit dönüşümü ve yeniden yönelimle artık zorlanma oluşturma özelliği ve ısıtma sonucunda deformasyon öncesi orijinal β -faz yöneliminin tekrar elde edilebilmesi, tek yönlü şekil hafıza olayının temel mekanizmasıdır.

Tek yönlü şekil hafıza olayı NiTi, TiNb, NiAl, FePt, CuZnSi, CuZnSn, FeMnC gibi birçok alaşım sistemlerinde gözlenmiştir. Bu şekil hafıza türünün zorlanma limiti, kendiliğinden martensit dönüşümün biçim zorlanmasına bağlıdır. Bu limit, deformasyon etkili bir martensit tek kristalinin sadece terslenmesiyle ortaya çıkar. Pratikte bu seviyeye sadece β -faz tek kristallerinde ulaşılır.



Şekil 3.4. Tek yönlü ve çift yönlü şekil hafıza olayının şematik gösterimi [20].

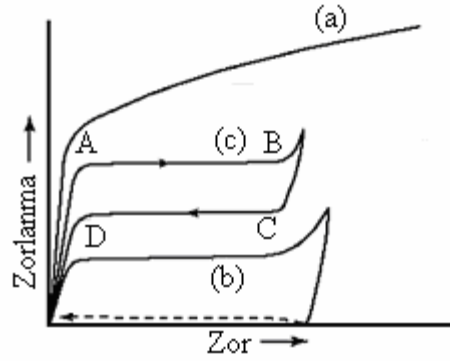
Tek yönlü şekil hafıza olayına tersinmez şekil hafıza olayı da denir. Örnek olarak, austenit haldeki bir çubuk sıcaklık düşürülerek martensit hale döndürüldüğünde şeklini değiştirmez. Fakat martensit haldeki bu çubuğa bir deformasyon uygulanırsa şekli bozulur. Bu şekil bozukluğunun Şekil 3.4’ deki gibi kavisli şekilde olduğu kabul edilirse, numune ısıtıldığında tekrar çubuk şeklini alarak austenit fazdaki orjinal şeklini alır [20].

3.3.2. Çift yönlü şekil hafıza olayı

Şekil hafızalı alaşımlarda gözlenen martensit dönüşümleri uygulanan zor ve sıcaklık etkisine bağlı olarak çift yönlülük (tersinirlik) gösterirler. Tersinirlik nedeniyle bu alaşımlar diğer alaşım sistemlerinden farklı mekaniksel davranış sergilerler. Tersinir şekil hafıza olayının mekanizması Şekil 3.4’ te şematik olarak gösterildiği gibidir. $T < M_f$ sıcaklığında tamamen martensit fazdaki bir numuneye dışarıdan zor uygulanmakla istenilen uygun bir şekil verilebilir. Yapılan bu plastik deformasyon sonucunda, uygulanan zorun kaldırılmasıyla numune deforme edilmiş şeklini korur. Deforme edilmiş numunenin sıcaklığı $T > A_f$ ye yükseltince plastik deformasyon ortadan kalkar ve deformasyon öncesi şekle ulaşılır. Numunenin sıcaklığı tekrar $T < M_f$ sıcaklığına düşürülürse daha önceki deforme edilmiş şeklini alır. Bu da tersinir şekil hafıza olayının bir sonucudur [20].

3.4. Şekil Hafızalı Alaşımların Isıl Karakterizasyonu

Şekil hafızalı alaşımların mekanik özellikleri, belirli bir sıcaklık aralığında gerçekleşen yapısal dönüşümlerine bağlı olarak büyük ölçüde değişir. Bu durum, Şekil 3.5’ de Nikel-Titanyum alaşımına ait zor zorlanma eğrisinde kolayca görülebilir. Bu şekil alaşıma ait dönüşüm sıcaklık aralığında, dönüşüm sıcaklığının altında ve üzerinde NiTi alaşımlı numuneye çekme testi uygulanması sonucunda oluşturulmuştur. Bilindiği gibi martensit, oldukça düşük bir zor değerinde dahi birkaç yüzde zorlanma üretecek şekilde kolaylıkla deforme edilebilmektedir. Oysa yüksek sıcaklık fazı olan austenit daha fazla akma dayanımına sahip olduğundan kolaylıkla deforme edilemez özellik gösterir.



Şekil 3.5. Farklı sıcaklıklarda dönüşüme ilişkin tipik zor-zorlanma eğrileri **(a)** austenit **(b)** martensit **(c)** sankielastik davranışlar [17].

Şekilde martensit eğrisi üzerindeki kesikli çizgi zorun ortadan kalkmasından sonra ısıtma durumunu işaret etmektedir. Numunenin malzeme yapısı austenite dönüştüğünde şekil değişimi olmadan önceki şeklini hatırlaması ile orijinal boyutları korunur. Austenit fazda iken ısıtma veya zorlanma olması geri kazanılabilir bir şekil tutumu sağlamaz. Çünkü yapıda faz değişimi meydana gelmemektedir [3, 21].

Şekil 3.5 (a)' da malzeme austenit sıcaklığının üzerinde, şekil 3.5 (b)' de austenit sıcaklığında incelenmiştir. Şekil 3.5 (c)' de ise martensit sıcaklığında incelenmiştir. Bu sıcaklıkta, martensit zor kaynaklı olabilmekte ve hemen şekil değiştirmeye başlayarak, AB hattı boyunca sabit bir zor altında artan bir zorlanma sergilemektedir. Yüksüz durumda azalan zorlanmaya rağmen malzeme CD hattı boyunca görüleceği üzere daha düşük bir zor seviyesinde austenite dönüşerek şeklini alır. Şekil kazanımı ısı uygulanmasından değil zor azalmasından dolayıdır. Bu etki malzemenin aşırı elastik olmasının bir sonucudur ve süperelastisite olarak bilinir [4, 19].

Çoğu durumlarda hafıza etkisi tek yönlüdür. Yani soğutma durumunda şekil hafızalı alaşım, yapısal olarak martensit fazlı yapıya dönüşmesine rağmen herhangi bir şekil değişimi sergilemez. Martensit yapıdaki zorlanma miktarı birkaç yüzde değerinde olup malzeme ısıtılınca kadar bünyede tutulur ve ısı uygulanınca şekil kazanımı gerçekleşir. Yeniden soğutma durumunda şekil değişimi kendiliğinden olamayacağından eğer şekil kazanımı isteniliyorsa o zaman malzeme, harici olarak zorlanmaya maruz bırakılır.

Şekil hafızalı alaşımların bazılarında iki yönlü şekil hafızayı görmek mümkündür. Bu tip alaşımlarda hem ısıtma hem soğutma durumunda şekil değişimi söz konusudur.

Burada şekil değişiminin büyüklüğü daima tek yönlü hafızalı alaşımlardan elde edilene nispeten oldukça azdır. Alaşım çok küçük zor kullanarak düşük sıcaklıktaki şekline dönmeye çalışır. Isıtma durumunda şekil değişimi için tek yönlü alaşımlara göre çok yüksek zorlar harcanabilir. Yapılan ısıl işlemlerin ve uygulanan mekaniksel metotların çoğu iki yönlü şekil hafıza etkisine sahip alaşımlar üretmeye yöneliktir. Amaç tam ve net bir şekil değişimi elde etmeyi sağlayacak olan mikro yapısal zorlar üretmektir. Bunun içinde soğuk halde malzeme şekillendirilerek yapıda düzgün sıralı, yoğun martensit tabakaları oluşturulmalıdır [4, 19].

3.5. Şekil Hafızalı Alaşımlar

3.5.1. Nikel-titanyum (Ni-Ti) şekil hafızalı alaşımlar

Nikel-Titanyum alaşımı eşit atomik oranlı nikel ve titanyumdan oluşan Nitinol' dür. Bu alaşım 1962' de Maryland USA, Naval Surface Weapon merkezinde William J.Beuhler tarafından keşfedilmiştir [22]. Ticari ismiyle Nitinol (Ni-Ti Naval Ordnance Laboratory) olarak adlandırılan bu alaşım, deformasyon ve sıcaklığa bağlı olarak çok güçlü mekanik hafıza göstermektedir [23]. NiTi alaşımları ikili alaşım sistemidir ve eşatomlu intermetalik bir bileşiktir. İntermetalik bir bileşik sıra dışıdır. Çünkü bu tür bir bileşik, kabul edilir sınırlar içerisinde fazladan nikel veya titanyum çözebilir ve alışlagelmiş alaşımlarla karşılaştırılabilir derecede sünekliliğe sahiptir. Bu aşırı çözebilme yeteneği sayesinde alaşım sisteminin hem dönüşüm özelliklerini hem de mekanik özelliklerini istenilen tarzda değiştirmek için diğer elementler katılabilir. Yaklaşık %1 oranında nikel ilavesi bile alaşım sisteminin özelliklerini etkiler. Bünyedeki fazla nikel, dönüşüm sıcaklığını önemli ölçüde düşürür ve austenitik durumda akma dayanımını artırır. Sıkça kullanılan diğer alaşımlandırma elementlerinden demir ve krom daha düşük dönüşüm sıcaklığı için bakır ise histeresizi azaltmak ve martensitik durumda daha düşük deformasyon zoru için daha sık kullanılır. Oksijen ve karbon gibi safsızlıkların, dönüşüm sıcaklığını değiştirdiği ve mekanik özellikleri zayıflattığı için bünyede bulunması istenmez [3, 22].

NiTi alaşımın anafazı, CsCl ($a_0=0.301- 0.302$ nm) yapısına benzer, kübik hacim merkezli B2-tipi kristal yapıya sahiptir. Martensit fazdaki kristal yapısının ne olduğu görüşünde araştırmacıların çoğunun modelleri farklıdır. Fakat hem x-ışınları, hem de seçili alan kırınım teknikleri kullanılarak yapılan incelemelerin hepsi aynı sonucu vermektedir.

Martensit fazın birim hücresi, örgü sabitlerinin birbirinden farklı olmasına rağmen monokliniktir. Yakın zamanda, Otsuka ve arkadaşları tarafından Ti-49.75Ni alaşımasının örgü parametreleri $a = 0.2889$ nm, $b = 0.412$ nm, $c = 0.4622$ ve $\beta = 96.80^\circ$ olan monoklinik kristal yapısına sahip olduğu tespit edilmiş ve standart olarak kabul görmüştür [4, 21].

3.5.2. Bakır esaslı şekil hafızalı alaşımlar

Saf bakır yumuşak, plastik işlenebilme özelliği yüksek ve korozyona dayanıklıdır. Yüksek ısı iletkenliği nedeniyle ısıtma ve soğutma sistemleri üretiminde, yüksek elektriksel iletkenliği nedeni ile de iletken tel üretiminde çok kullanılan bir malzemedir. Cu alaşımları genel olarak ikiye ayrılır; Birincisi çinko (Zn) ile yaptığı ve gerektiğinde bir üçüncü elementinde eklenebildiği pirinçler, ikincisi de genel olarak bakırın kalay (Sn) ile veya herhangi bir element ile alaşım yaptığı bronzlardır [24]. CuZnAl ve CuAlNi alaşımlar şeklinde üçlü alaşımlar olabileceği gibi ayrıca manganez (Mn) içeren dördümlü modifikasyonları da mümkündür. Bor(B), kobalt (Co), demir (Fe), titanyum (Ti), vanadyum (V), zirkonyum (Zr) gibi elementler ince tanecikli yapı elde etmek için bünyeye katılır [4].

Bakır esaslı şekil hafızalı alaşımlar doğada yarı kararlı halde olduğundan şekil hafıza etkisini sağlayan beta fazının korunması için bu fazda ısı işlem ve ardından da kontrollü soğutma yapılmalıdır. Uzun süreli ısıtma çinko buharlaşmasına ve tane büyümesine neden olduğundan kaçınılmalıdır. Su verme sertleştirme işlemi olarak kullanılır. Açık havada soğutma işlemi bazı yüksek alüminyum içerikli CuZnAl ve CuAlNi alaşımları için yeterli olabilir. Sadece soğutulmuş parçalarda dönüşüm sıcaklıkları genellikle kararsız olduğundan dönüşüm sıcaklıklarını kararlı hale getirmek için austenit bitiş (A_f) sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda soğutma sonrası yaşlandırma yapılmalıdır [4].

Son zamanlarda geliştirilen şekil hafıza özelliğine sahip Cu alaşımları, Nitinol' den daha ucuz, işlenmesi ve seri üretimi daha da kolaydır [22]. Her ne kadar şekil hafızalı CuAlNi alaşımları üzerindeki çalışmalar yetersiz kalsa da bu alaşımların özelliklerinin bazı durumlarda CuZnAl alaşımlarından daha üstün olduğu bulunmuştur [20].

3.6. Şekil Hafızalı Alaşımların Üretim Teknikleri

Şekil hafızalı alaşımların üretim teknikleri alaşımın tipine göre ve üretim kolaylığı açısından farklılık göstermektedir. Başlıca üretim teknikleri şöyle sınıflanabilir: döküm ve tel çekme, toz metalurjisi, hızlı soğutma tekniği.

3.6.1. Döküm

Alaşımın tipine göre döküm işlemi ve döküm sonrası işlemler farklılık göstermektedir. 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 cürufleştirici kullanarak dökümü mümkündür. Fakat Cu alaşımında ise Zn' nun buharlaşması veya Al' un yoğunluk farkı nedeniyle yüzeyde birikmesi söz konusu olmaktadır. Bu alaşımların eritme işlemi cürufleştirici ilavesi ve karıştırmanın daha etkin olabilmesi için çekirdeksiz tip indüksiyon ocaklarında gerçekleştirilir [25, 26].

3.6.2. Toz metalurjisi

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 şekil hafızalı alaşım parça üretimi mümkündür [25, 26].

3.6.3. Hızlı soğutma

Bu işlem indüksiyon akımları veya rezistans teli yardımıyla ergitilmiş metal veya alaşımın, itici bir gaz vasıtasıyla küçük bir deliği (0,5- 1,5 mm çapında) olan kuartz tüp içinden hızla dönen bakır yüzeyli bir tambur üzerine düşürülerek metal şerit elde edilmesi

esasına dayanır. Soğuma hızını daha da artırabilmek için dönen tambur karbon dioksit veya sıvı azot gibi, çeşitli ortamlar kullanarak soğutulabilir. Böylece çok büyük soğuma hızı elde edilebilir. Bu soğuma hızı 10^4 - 10^{10} K/s mertebelerindedir. Bu teknikle üretilen malzemelerin taneleri küçüktür ve yarı kararlı fazlar bünyede bulunmaktadır. Şekil hafızalı alaşımlarda önemli olan bilindiği gibi kararlı austenit fazından yarı kararlı martensit fazına geçiştir. Bu yöntemle malzemenin austenit fazına çıkartılması doğrudan erimiş metal ile sağlanmakta, yarı kararlı martensit fazına geçiş ise herhangi ilave bir ısıtma işlemi gerek kalmaksızın tek bir işlem kademesiyle, hızlı soğutma tekniği ile sağlanabilmektedir. Bu üretim tekniği ile bütün Ti, Fe ve Cu esaslı şekil hafızalı alaşımlar başarıyla üretilmektedir. Hızlı soğutma işleminin diğer bir faydası da termomekanik işlem, mekanik alaşımlama, toz metalurjisi gibi ilave bir işleme gerek kalmaksızın tane inceltme işleminin yapılabilmesidir. Bu yöntemin bir diğer avantajı da şekil hafızalı alaşımların en büyük problemi olan yorulma ve bunun sonucu kırılma problemine karşılık olarak mikroyapının iyileştirilmesinin sağlanmasıdır. Çünkü tanelerin bu yöntemle küçültülmesi ile kırılma ve yorulma ömrü belirgin bir ölçüde iyileşmektedir [25, 26].

3.7. Şekil Hafızalı Alaşımların Endüstriyel Uygulamaları

Akıllı metaller uzay araştırmalarında, tıpta, otomotiv endüstrisinde, mikro elektromekanik gibi muhtelif alanlarda çeşitli uygulamalarda kullanılmak üzere başladı. Böyle malzemelerin seçiminde en önemli faktörlerden birisi ise malzemenin ortamla olan uyumluluğun iyi sonuçlar vermesidir. Şekil hafızalı alaşımlar (SMA), geniş iş yoğunluğu kapasitesi ve büyük birim şekil değiştirme özelliklerine sahip olmasından dolayı bu kategoriye girmektedir [27].

Şekil hafızalı alaşımlar (SMA) içerisinde endüstride ticari değere sahip iki tür alaşım bulunmaktadır. Bunlar şekil hafızalı NiTi alaşımları ve bakır esaslı alaşımlar olmaktadır. Bu alaşımların sahip oldukları özellikleri bakımından birbirinden oldukça farklıdır. Bakır esaslı alaşımlarda % 4–5 olan şekil hafıza şekil değiştirme değeri, NiTi alaşımlarda yaklaşık %8'dir. Daha fazla ısıtma kararlılığına sahip olan NiTi alaşımlar, zorlu korozyona karşı hassas olan bakır esaslı alaşımlarla karşılaştırıldığında mükemmel bir korozyon direncine ve çok daha yüksek sünekliliğe sahiptir. Diğer taraftan bakır esaslı alaşımlar daha ucuzdur, eritmeleri kolaydır, daha geniş potansiyel düşük sıcaklık aralığına sahiptirler. Bu bilgiler ışığında NiTi alaşımları

ve bakır esaslı alaşımların kullanılacağı yere göre göz önünde bulundurulması gereken avantaj ve dezavantajları ortaya çıkmaktadır [3, 4, 27].

3.7.1. Mekanik uygulamaları

Şekil hafızalı alaşımların en eski kullanım alanı, iki boru ucunun (çoğunlukla NiTi ile) birleştirilmesidir. Şekil hafızalı alaşımlardan yapılmış bağlayıcı elemanlar, boruların normal sıcaklığının çok altında bulunan bir sıcaklıkta soğutulmaktadır. Alaşımın dönüşüm sıcaklığı olan bu düzeyde bağlayıcı eleman martensit durumdadır ve genişlemektedir. Soğuk banyodan çıkarılan bağlayıcı eleman birkaç dakika içerisinde bağlanacak olan boru uçlarının ek yerine takılmaktadır. Değişim sıcaklığının üzerinde ısıtılan eleman eski şeklini hatırlayarak daralmakta ve böylece boruların ek yerlerini çok sıkıca sarmaktadır. Bugün uçakların hidrolik sistemlerinde, kaynak yapmanın zor olduğu denizaltı çalışmalarında şekil hafızalı malzemelerden yararlanılmaktadır. Kuzey denizinde gaz boruları bu teknikle onarılmaktadır [22].

SMA' lar Shinkansen hızlı trenlerinde otomatik yağ seviye ayarlayıcısı olarak kullanılmaktadır. Tren yüksek hızlara çıktığı zaman dişli kutusundaki yağın sıcaklığının artmasıyla SMA' dan yapılan valfin açma-kapama yapması sonucunda yağın sıcaklık değeriyle sistemin kontrolü sağlanmaktadır. Düşük sıcaklıklarda iki oda arasındaki yağ akışı açıkken, sıcaklığın artması durumunda ise yağın iki oda arasındaki bağlantısı sınırlandırma yoluna gidilerek akışkan basıncı ayarı yapılmaktadır [27].

3.7.2. Tıp alanında kullanımı

Genelde şekil hafızalı alaşım elemanı, martensitik durumdayken deforme edildiğinde serbest enerjiye sahip olur ve ısıtıldığı zaman bünyesinde bulundurduğu bu serbest enerjiyi kullanarak minimum iş yaptığı önceki şekline geri döner. Bu davranıştan yararlanılarak kan pıhtılarını yakalayan bir filtre geliştirilmiştir. NiTi alaşımlı telden yapılmış çapa şeklindeki filtre damar içine sokulmadan önce düz bir tel haline getirilir. Damar içine yerleştirildikten sonra tel vücut ısısı ile harekete geçerek filtre fonksiyonu sağlayacak orjinal şekline döner ve toplardamarın içinden geçen pıhtıları tutar [2, 3]. NiTi alaşımı özellikle biyomedikal uygulamalarda kendini daha fazla gösterir. Malzeme aşırı derecede korozyon direnci olduğundan mükemmel biyo uygunluk gösterir ve gerekli olan çok küçük boyutlarda

üretilebilir [22]. Bu alaşımlar dişçilikte ortodontik diş telleri, damar tıkanıklığında tıkanıklığı açan stentler ve ortopedide implantlar gibi birçok alanda diğer sistemlere tercih edilir hale gelmiştir [23]. Şekil hafızalı alaşımların sahip oldukları elastik ya da süperelastik özelliklerinden faydalanılarak tasarlanmış ve piyasaya sürülmüş birçok ürün vardır. Çok büyük deformasyonları dahi absorbe ederek zarar görmeyen süperelastik NiTi alaşımdan imal edilmiş gözlük çerçeveleri de üretilmektedir [27].

4. FERROMANYETİK ŞEKİL HAFIZALI ALAŞIMLAR

4.1. Ferromanyetik Şekil Hafızalı Alaşımların Tarihçesi

Ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlar (FSMA) şekil hafıza davranışı ve ferromanyetik özelliklerin birleştiği aktif malzemeler içerisinde yeni bir sınıf olup mühendislikte ve teknolojide geniş kullanım alanına sahiptir [5, 6]. Bu alaşımlar yüksek harekete geçirme frekansı, enerji yoğunluğu ve manyetik alan uygulanması sonucunda boyca uzama özelliklerine sahip olduklarından akıllı sistemlerde, algılayıcı ve transdüserlerde kullanılmaktadırlar [28]. Bu alaşımlar uygulanan manyetik alan, zor ve sıcaklığa karşı tepki verirler [29].

Ferromanyetik şekil hafızalı alaşımların en iyi bilinen örneği Ni-Mn-Ga alaşımı olup ilk olarak 1996'da Ulakko tarafından üretilmiştir [9]. Bu buluş ferromanyetik martensit malzeme olarak birçok bilim dalı içerisinde araştırma patlamasına neden olmuştur. Bu buluştan sonra malzemelerde manyetokalorik etki, zorla indüklü manyetik alan vektörünün değişimi, spin polarizasyonu Ni-Mn-Ga alaşımının birçok fonksiyonlarından birkaçıdır. Bunlara ek olarak çok skalalı yapısal ve manyetik serbest dereceli ve tek formda olmayan manyetik moment dizilişlerin termoelastik ferromagnetlerin değişik özellikleri hala temel çalışmalar için anlaşılamamış bir fenomendir [10]. Geçmiş birkaç yıl içinde sayısız FePd, FePt, Ni₂MnGa, Ni₂MnAl, Ni₂FeGa, CoNi, CoNiGa, CoNiAl ve NiMnIn içeren ferromanyetik şekil hafızalı alaşım sistemleri keşfedilmiştir [7]. Oikawa ve arkadaşları da cisim merkezli kübik sistem şeklinde düzenlenen alaşımlar olarak CoNiAl, CoNiGa, NiFeGa, NiFeAl, NiMnAl ve CuMnGa martensitik ve manyetik geçişlere ek olarak ferromanyetik austenit halde termoelastik martensitik geçişin bileşen bölgelerini buldular [30]. CoNiAl, CoNiGa, ve NiFeGa alaşımları FSMA' da yeni tip alaşımlardır [31].

4.2. Ferromanyetik Şekil Hafızalı Alaşımların Genel Karakteristikleri

FSMA termoelastik martensitik dönüşüm ve şekil hafızalı alaşımların tersine zor ve sıcaklığa ek olarak manyetik alan uygulanmasıyla martensitik değişkenlerin yeniden düzenlenişini gösteren eşsiz bir imkana sahiptir. Bu alaşımlar büyük manyetik indüklü zorlar (Magnetic Induced Strain, MIS) gösterirler. Dönüşümde genellikle çift fazda ferromanyetik

olarak dizilmiştir. Yani Curie sıcaklığı (T_C), Martensit sıcaklığından (T_M) büyüktür ($T_C > T_M$). Bazı durumlarda hem para hem de ferro ve martensitik dönüşüm eş zamanlı ilerler. Bu yüzden paramanyetik çift faz bir ferromanyetik martensite dönüşür. Ancak bu malzemeler için ana sebep manyetik alana eğilimli değişken yapı, ferromanyetik oluş ve termoelastik martensitik dönüşüm geçirmedir. Şu da söylenmelidir ki, martensit değişkenlerin yeniden düzenlenişini manyetik alan altında şekil değişimi üretebilen sadece mekanizma değildir. Manyetik alan uygulaması martensit dönüşümü austenite indükleyebilir. Gerçektende austenitin anizotropi enerjisi düşüğe manyetizasyon alan yönüne doğru olacaktır ve sıradan manyetik büzülümüne eşlik edecektir. Bu yüzden martensitin doyum manyetizasyonu austenitten daha yüksektir. Yapısal değişimi indükleyen sürücü kuvvet vardır ki bu yüzden yeteri kadar yüksek alanlar martensit sıcaklığını indükleyecektir. Ancak büyük alanlar çok düşük martensit sıcaklıklarında (T_M) sadece martensit dönüşümü (MT) indükler. Yani dönüşüm sıcaklığındaki değişime manyetik alan sebep olur. Örneğin NiMnGa alaşımında 12 T uygulanmış alan altında yaklaşık 6 K değerinde bir değişim gözlenmiştir.

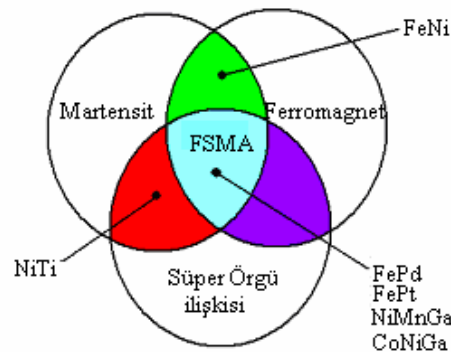
Şekil değişimi üreten ikinci bir mekanizma, hareketli bir manyetik alan altında kristal örgüye uyan doğal manyetizasyonun yönüyle ilgilidir. Bu mekanizma manyetik büzülümlü malzemeleri harekete geçirir. FSMA için büyük manyetik anizotropi değişen kolay eksen boyunca doğal manyetizasyon istenen zorladır. Diğer bir değişle örgüye bağlı manyetizasyon yönünün her bir değişiminde ve alanla birlikte kolay eksenini hizalayana dek örgüyü döndürme gücüdür. Bu zorlama değişkenlerin yeniden düzenlenmesi için sürücü kuvvetlerin gelişiminin gerekli bir şartıdır. Bu şart altında çok büyük MIS, değişkenler arası çift arayüzeylerin yüksek hareketliliğini sağlamada yer alacaktır. Bu alaşımlarda büyük zorlar gösterilir. Martensitik değişkenlerin yeniden düzenleniş için kritik zor genellikle 5 MPa' dan küçük veya eşittir (≤ 5 MPa). Bu yüzden hem büyük manyetik büzülümlü malzemeler hem de martensitik FSMA' nın zor ve manyetizasyonla değişimleri daima birleştirilmelidir. Malzemelerin her iki tipinde de (FSMA ve sıradan manyetik büzülümlü malzemeler) doğalarına ters olmasına rağmen büyük MIS' lar elde etmek için manyetik anizotropi gereklidir. Özellikle manyetik anizotropi, yüksek kristal anizotropisi tarafından kristal yapının anizotropisiyle ilişkisi olabilirliğinden, anizotropik sıralama ve iyi ölçekli çok tabakalılarından tercih edilir. Düşük simetri martensit değişimleri de ayrıca yararlıdır. Manyetik anizotropi enerjisi ve kolay eksen özellikle martensite bağlıdır. Bu yüzden FSMA' nın birçok karakteristik özellikleri yüksek manyetik anizotropiyle tanınmıştır [32].

Ferromanyetik şekil hafızalı alaşımların kristal yapısı hem manyetik anizotropi hem de mekaniksel özelliklerini etkileyen önemli bir faktördür. Üstelik örgü parametreleri austenit ve martensit için maximum manyetik şekil hafıza etkisini belirler [33]. Şekil 4.1’ de martensit, ferromanyetik ve süper örgü ilişkisi gösterilmiştir [6].

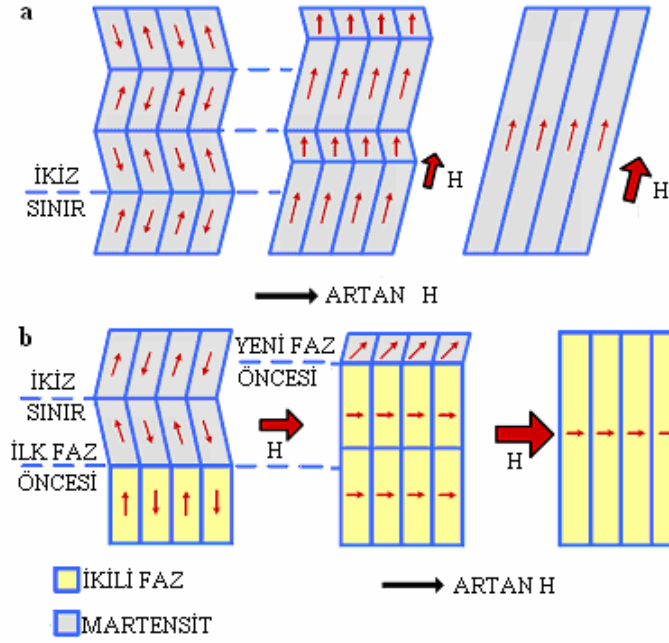
Ferromanyetik malzemeler atomik düzeyde uzun mesafeli manyetik düzen olayı sergilerler. Bu olay, bir alanda elektron spinlerinin birbirleri ile paralel olarak sıralanmasına neden olur. Manyetik alan martensit ikizlenmiş arayüzeylerin hareketini tetikler. Dış manyetik alana bağlı ikizlenmeler manyetizasyonun kolay eksenine yönelirler. Bu durum Şekil 4.2’ de gösterilmiştir. Şekil 4.2 a’ da manyetik alan uygulanmasının faz dönüşümlerine ve Şekil 4.2 b’ de ise ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlar üzerine etkisi gösterilmiştir [34].

Şekil 4.3’ de ise ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlardan elde edilen sıcaklık kontrollü sensörlerin çalışma mekanizması gösterilmektedir [35].

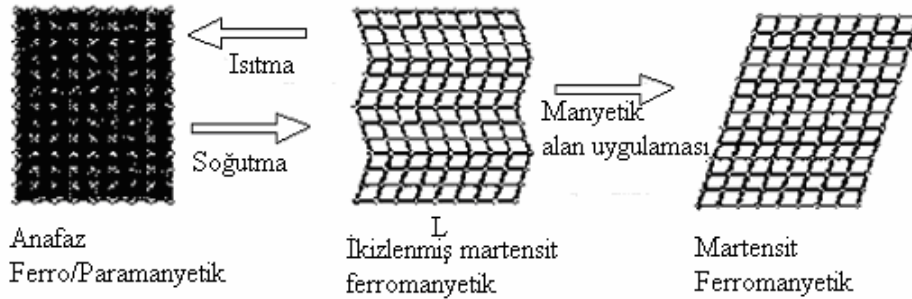
Özellikle bu malzemelerin austenit ve martensit dönüşümü ferromanyetik faz geçişiyle birlikte ortaya çıkmaktadır. Manyetik alan ya da mekanik zor ile martensit dönüşümler mümkündür. Bu malzemeler tekrarlanabilir martensitik dönüşümlerle alakalı şekil hafıza etkisi gösteren ferromanyetiklik özelliğine sahiptir. Bu yüzden şekil hafızalı alaşımın manyetik kontrollülüğü, termal kontrollü aktüatörlerden çok daha hızlı cevap verebilir [5, 7, 8].



Şekil 4.1. Alaşım sistemleri için martensit, ferromanyetik ve süper örgü ilişkisi [6].



Şekil 4.2. Manyetik alan uygulamasının martensit çift değişkenleri üzerine **(a)** Faz dönüşümü **(b)** Ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlarda etkisi [34].



Şekil 4.3. Ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlardan elde edilen sıcaklık kontrollü sensörlerin çalışma mekanizması [35].

FSMA' da ferromanyetik Weiss domainler martensit yapı üzerine yerleşmiş ve manyeto elastik olarak birleştirilmiştir. Bu birleşim yüzünden manyetik domainlerin geometrik şekli manyetik alan uygulamasıyla değişir. Ayrıca martensit ikizlerin hacimsel kesitlerinde bir değişikliğe yol açar. Bu etkiden şekil değişimi sağlanır. Pratik uygulamalar düşük alan değişikliklerinde büyük zorlar gerektirir. Değişen alanın büyüklüğü, alan uygulanmasının etkilediği ya yapısal dönüşüme sebep olan ya da martensit ikizlenmelerin hacimsel kesitini değiştiren manyeto-elastik birleşime bağlıdır.

FSMA' daki yapısal dönüşüm martensitiktir. Bir katıda hızlı yaklaşan elastik dalgaların geçişi difüzyonsuzdur, martensit öncesi durumda elastik sabitlerin yumuşaması ve uygun sönümle değişir. FSMA' daki martensitik dönüşüm mikromanyetik yapının yeniden düzenlenişidir. Bu yüzden her iki değişimin aynı anda olmasını sağlayan uygun bir metot gerekir. Ayrıca bu malzemelerin mikroyapılarının kontrol edilmesi çok önemlidir. Çünkü belirli bir yapıda olan veya anizotropik manyetik malzemeler, genellikle teknik uygulamalarda daha iyi performans gösterir. Optik mikroskobu kullanılarak martensitik dönüşüm gözlenebiliyor iken manyetik güç mikroskobu kullanılarak eş zamanlı manyetik dönüşüm izlenebilir [36, 37].

4.3. İlk FSMA: NiMnGa

Geçen on yıldan beri insanlar manyetik alan altında şekil hafıza davranışıyla ilgilenmişlerdir. İlk uygulama 1996' da Ulakko tarafından Ni-Mn-Ga alaşımlarında rapor edildiği için şimdiye kadar en çok çalışılan malzeme Ni-Mn-Ga alaşımlarıdır. Büyük manyetik alan etkisiyle indüklü zorlar Ni_2MnGa tek kristali için rapor edilmiştir. Ayrıca bu alaşımlar büyük bir manyeto-kalorik etki gösterirler. Yani manyetik alan izotermal uygulandığı zaman büyük bir entropi değişimi meydana gelir. Bileşim ve manyetik alana bağlı olarak entropi ya pozitif ya da negatif olarak değişebilir. Örneğin element ölçüsü belli olmayan Ni-Mn-Ga alaşımı için manyetik alan etkisiyle entropi değişimi negatiftir. Sitokiyometrik (element ölçüsü belli) olan Ni_2MnGa ve Ni-Mn- (X=Al, Sn, In, Sb) alaşım sistemleri manyetik alan uygulanması ile pozitif entropi değişimi gösterirler. Bu yüzden manyetizma ve yapının birleşimi eşsiz bir davranış gösterir. Ferromanyetik dönüşümle martensitik dönüşüm kesiştiği zaman en büyük entropi değişimi meydana gelir. Paramanyetik ve ferromanyetik malzemelere manyetik alan uygulanmasıyla sistemin entropi değişiminin azalması olağan bir durumdur [38, 39].

Son zamanlarda Ni-Mn-Ga alaşımından dolayı FSMA araştırmaları büyük önem kazanmıştır. Bu alaşımı Co-Ni-Al, Co-Ni-Ga, Ni-Fe-Ga ve Ni-Mn-(X=Al, Sn, In, Sb) alaşım sistemleri takip etmiştir. Ni-Mn-X ailesinde Mn atomlarında manyetik momentler lokalizedir ve bu atomların salınımlı hareketlerinin nedeni elektronların iletimidir. Bu yüzden manyetik davranışlar bu tip alaşımlarda Mn atomları arasındaki mesafeye aşırı duyarlıdır. Ayrıca bu alaşımlarda manyetik davranışların büyük değişiklikleri kübik fazda, yüksek sıcaklıktaki farklı X atomları için karşılaştırılabilir [38].

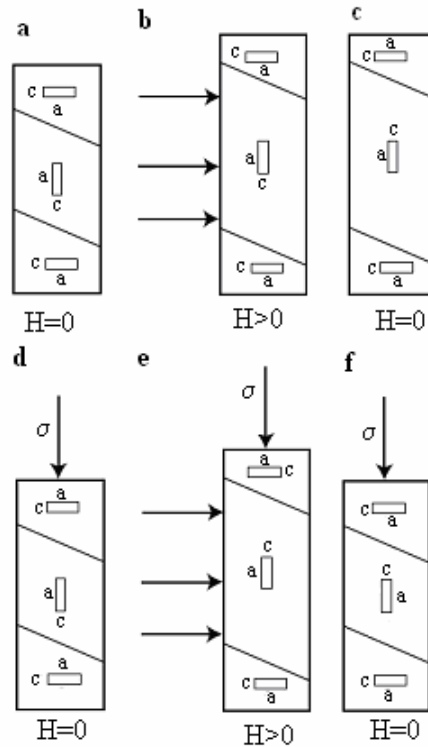
1996' da rapor edilen Ulakko' nun Ni-Mn-Ga ferromanyetik şekil hafızalı alaşımı çift sınırın süperelastik hareketiyle indüklenen % 0.2' lik zorla keşfedilmiştir. 2002'de uygulanan manyetik alan altında NiMnGa kristallerinde % 10' a kadar yüksek bir zor ölçüldü. NiMnGa tek kristalinde % 10' luk dev manyetik alan indüklü zor rapor edilmesine rağmen NiMnGa alaşımındaki iç yüksek kırılmalardan dolayı pratik uygulamalar için bu sistem pek uygun görünmemektedir. Bu nedenle mükemmel mekaniksel özellik içeren FSMA' a güçlü ihtiyaç duyulmaktadır. Önemli bir problemde bu malzemelerdeki yüksek kırılmalardır. Son zamanlarda NiMnGa alaşımının kırılmalığını geliştirmesinden dolayı bu sistem içine demir eklemek cazip hale gelmiştir. Demirin eklenmesinin, manyetik ve termal özellikleri değişmeden sistemin plastikliğinin artmasına sebep olduğu rapor edilmiştir. Fe katkısı martensitik dönüşüm sıcaklığını(T_M) azaltırken, Curie sıcaklığı (T_c) ve dönüşüm histeresizini artırmaktadır [40, 41]. Ferromanyetik şekil hafızalı alaşımlar genellikle ferromanyetik martensitik durumda çalıştığı için yüksek martensitik dönüşüm sıcaklığı ve Curie sıcaklığı çok önemlidir. Gelişmiş FSMA yüksek Curie sıcaklığı gerektirir. NiMnGa alaşımının şekil hafıza etkisi ve diğer özellikleriyle ilgili çalışmalar göstermiştir ki bu sisteme demirin eklenmesiyle sistemin manyetik özellikleri olumlu yönde artmaktadır. Bu sisteme demir atomlarının eklenmesi ferromanyetizma açısından değiş tokuş etkileşmelerini artırmakta ve dolayısıyla Curie sıcaklığının yükselmesine neden olmaktadır. Demir(Fe) katkısıyla tek kristal NiMnGa alaşımında % 1.15 manyetik alan indüklü zor rapor edilmiştir. Uygulamalar bakımından bu malzeme martensitik fazda olması bakımından önemlidir. Buna ek olarak Ni-Mn-Fe-Ga tek kristalinin hazırlanması eritme metoduyla hazırlanan polikristalini hazırlamaktan daha zordur [41, 42]. Kobalt (Co) katkısı da demire(Fe) benzer özellik gösterip, bu katkılar Curie sıcaklığını artırırken, dönüşüm sıcaklığını azaltmaktadır [40].

4.4. Manyetik Alan İndüklü Zor

Manyetik alan indüklü zor (Magnetic Field Induced Strain) MFIS için iki farklı mekanizmanın olduğu önerilmektedir. Bunlardan biri faz sınırlarının hareketliliğiyle ilgili olan ve martensitik dönüşüme neden olan deformasyon olayı, diğeri ise çift sınır hareketine neden olan martensitik değişkenlerin tekrar düzenlenmesinden kaynaklanmaktadır [40, 41]. Piezoelektrik ve manyetostriktif (manyetik büzölümlü) gibi akıllı malzemeler aktüatör uygulamalarında başarılı olmuştur. Akıllı malzemelerin yüksek enerji yoğunluğu ve yüksek harekete geçirme frekansı gibi önemli özellikleri uygulamalarda bu malzemeleri çok çekici

kılmaktadır. FSMA’ da piezoelektrik ve manyetostriktif malzemeler karşılaştırıldığında dış manyetik alan 400 kA/m’ den daha düşük uygulandığında Ni-Mn-Ga alaşımı gibi % 9.5’ ten daha büyük zorlar gösterirler. Bu zor, termal olarak uygulanmış şekil hafıza alaşımının aynısıdır. Ancak FSMA’ ın zoru manyetik alan uygulamasına karşılık martensit çift sınır hareketinin alan etkili sonucudur [43].

Şekil 4.4 de iki boyutlu Ni-Mn-Ga malzemesinin şematik gösterimi verilmiştir. Manyetik alanın sıfır olduğu zaman düşük sıcaklıklarda, panelde gösterildiği gibi ikiz sınırlarla ayrılmış iki martensitik değişkenin içerdiği malzemeyi farz edelim. Şekil 4.4 (a) için; martensit değişkenlerin pek çok çeşidi vardır. Ölçüm yönü boyunca zor iki değişkenle belirlenebilir. Her değişken bir kolay manyetizasyon (c' ye paralel) ve zor manyetizasyon yönüne (a' ya paralel) sahiptir. Bu martensitik değişkenler iki tipte sınıflandırılabilir. Eğer değişkenin kolay manyetizasyon yönü alana paralel ise, bu değişken eksensel değişkendir. Aksi halde enine değişkendir. Bu alan gerilimi artırdığından, enine alan ikiz sınır hareketlerinden yüzünden enine değişkenlerin genişliğinde eksensel değişkenlerin hacim artışına sebep olacaktır.



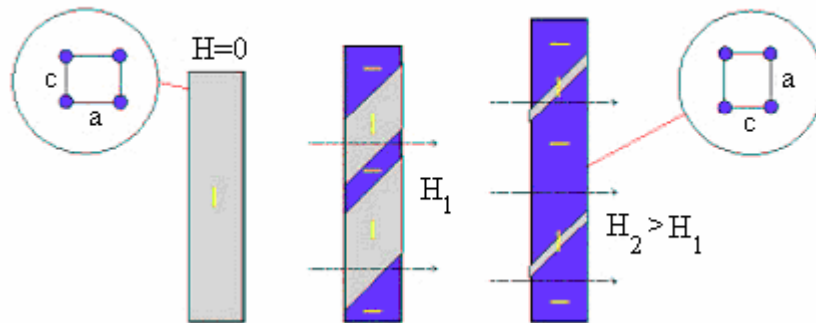
Şekil 4.4. Mekanik zorlama ve dış alan ile NiMnGa alaşımının zor mekanizması **(a-c)** Mekaniksel yüklenmesiz hareket **(d-f)** Mekaniksel yükleme altında hareket [43].

(b) Alan artışıyla malzeme doyuma ulaşana kadar Ni-Mn-Ga örneğinin toplam dikey uzunluğu artar. Manyetik alan değişkenleri döndürecek kadar güçlü olduğunda bu durum doyum durumu olarak adlandırılır. Bu durum panelde gösterilmiştir [43]. (c) Manyetik alan kaldırıldığı zaman zor değişmez. Ayrıca d ve f panellerinde gösterildiği gibi manyetik alan, dış mekanik güç ikiz sınır hareketini azaltır. F panelinde eksensel değişkenlerin yönü mekaniksel zordan etkilenir. Bu durumda tersine yönelime yol açar [43].

4.5. Aktüatör Olarak FSMA

FSMA sıcaklığın küçük şekil değişimi sürecinden daha önemli olarak manyetik alan uygulanarak harekete geçirmeye sebep olmaları (aktüatör) yeteneği sunarlar [36]. Manyetik olarak harekete geçiriciliği tek kristaller üzerinde oldukça gözlenmiştir [44]. Bu yüzden manyetik kontrollü şekil hafızalı malzeme güç ve hareketlilik sağlamak için yeni bir yoldur. Manyetik kontrollü şekil hafızalı malzeme iç bölgelerinde çift değişkenleri içerir. Bu değişkenler farklı manyetik ve kristalografik yönelimlere sahiptir [45].

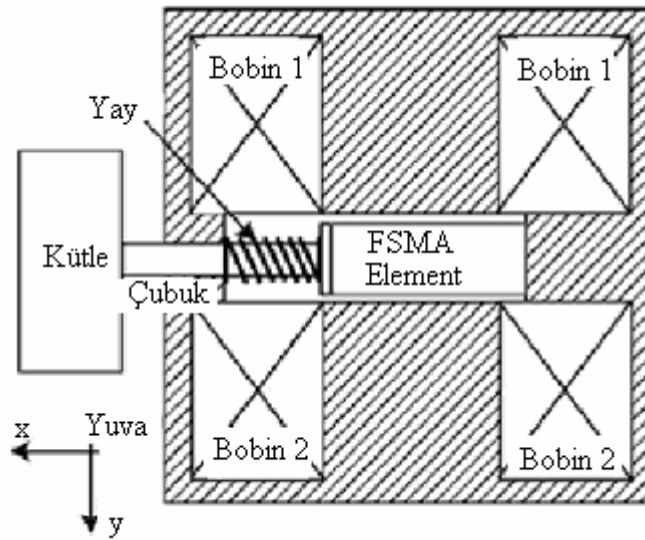
Şekil 4.5' de Ni-Mn-Ga alaşımında manyetik kontrollü şekil hafıza etkisinin şematik gösterimi vardır. Tek değişken malzemesine $\vec{H}$ manyetik alan uygulaması diğer çift değişkenlerin büyüme ve belirmesine sebep olur. Manyetik alanın büyüklüğü arttırıldığında ikizler arası sınırlar hareket eder ve bu hareketlilik büyüme yönündedir [45]. Ni-Mn-Ga gibi ikili değişkenlerin manyetik alan etkisiyle yeniden düzenleniş gösterdiği bulunduğu berili FSMA, yüksek performanslı manyetik kontrollü aktüatör malzemelerden dolayı büyük bir ilgi çekmektedir [31].



Şekil 4.5. Harekete geçirici tek kristal elementinde manyetik kontrollü şekil hafıza etkisi [31].

Şekil 4.6' da FSMA kullanılmış aktüatörün yapısıyla ilgili bir çalışma vardır. Kontrol voltajı Helmholtz bobinlerine uygulandığı zaman, bobinler y yönünde manyetik alan üretirler. Alan indüklü zor yüzünden Ni-Mn-Ga malzemesi x yönünde deforme edilir. Çubuk FSMA' ın en üstüne bağlanır. Yuvanın üst arasındaki yay ve çubuk yeniden yüklü zoru sağlar. Bu yeniden yüklü zor mekanizması güçlü çarpma yapabilir ve bu yüzden enerji yoğunluğu artar. Burada fark edilmesi gereken farklı yeniden yüklü zor etkisi zor gerçekleştirebilir. Bu da FSMA temelli güç çeviricileri için önemli bir özelliktir [43].

Ni-Mn-Ga FSMA kullanıldığı aktüatör özelliklerine bakıldığında şu sonuçlara ulaşılmıştır: Manyetik şekil hafızalı aktüatörlerin harekete geçiriciliği oldukça hızlıdır. Artış zamanı 0.2 ms' den daha azdır. Üretilen akı ve harekete geçiricilik kütlesi manyetik şekil hafıza mekanizmasından ziyade artan zamanla sınırlıdır. Bu durumda aktüatörü yüksek frekanslar ve büyük zorlarda çalıştırmaya uygun kılar [45].



Şekil 4.6. Ni-Mn-Ga FSMA alaşımının geri çağırıcı yayla aktüatör yapısı [43].

5. MATERYAL VE YÖNTEM

CuAlMn alaşımları, %99 Cu, %99 Al, %99.95 Mn saflıklarına sahip -325 mesh toz halindeki elementler kullanılarak üretildi. Alaşımları oluşturan elementlerin miktarları Tablo 5.1’ de verildiği gibidir. Ağırlıkça yüzdeleri belirlenen beş farklı yüzdeli alaşım dökümü için 100 mg ağırlığında toz örnekler hazırlandı. Hazırlanan bu toz numuneler uzun süre karıştırılarak homojen bir karışım olması sağlandı. Daha sonra hazırlanan örnekler kuartz tüpe doldurularak yüksek frekanslı indüksiyon fırınında (Şekil 5.1) yaklaşık 30 dk zaman diliminde argon atmosferinde grafit pota içerisinde yaklaşık 1500 °C sıcaklığı civarında eritildi. Fırında eritilmiş numune buz içine yerleştirilmiş tunç bloğa dökülerek hızlı katılaştırma yapıldı. Dökümden sonra aynı numune aynı şartlarda tekrar eritilerek homojenleştirildi ve tekrar hızlı katılaştırıldı.

Ağırlıkça mangan (Mn) oranlarına bağlı olarak Cu-%15Al-%4Mn, Cu-%15Al-%10Mn, Cu-%15Al-%12Mn, Cu-%15Al-%14Mn ve Cu-%15Al-%16Mn alaşımları sırasıyla CAM-4, CAM-10, CAM-12, CAM-14 ve CAM-16 olarak adlandırıldı.

Alaşım oranları belirlenerek döküme hazırlanan örneklerde döküm sonucunda kütle kaybı oluşmakta ve alaşım oranları değişmektedir. Bu nedenle alaşım oranlarını belirlemek için yüksek çözünürlüğe sahip Leo Evo- 40xVP model taramalı elektron mikroskobu (SEM-EDX) kullanıldı. En az üç farklı bölgeden alınan EDX sonuçları kullanılarak döküm sonrası alaşım oranları belirlendi.

Alaşımların kristal yapı analizleri için bilgisayar kontrollü $\lambda = 1.5405 \text{ \AA}$ dalga boylu CuK_α ışınımı kullanan Rigaku RadB-DMAX II XRD cihazı kullanıldı. Tüm alaşımların X ışını kırınım ölçümleri, $2\theta = 2-80^\circ$ aralığında ve $2^\circ/\text{dk}$ sabit tarama hızıyla alındı.

Alaşımların termal özellikleri Perkin Elmer Pyris Dimond Marka TG/DTA (Thermogravimetric/Differential Thermal Analyzer) kullanılarak belirlendi.

Manyetizasyonun manyetik alanla değişimi M-H eğrileri ölçümleri Cryogenic Marka Q-3398 model 2-300 K sıcaklık aralığında $\pm 7 \text{ T}$ ’lık manyetik alan uygulayabilen titreşimli örnek magnetometresi (Vibrating Sample Magnetometer, VSM) kullanılarak yapıldı.

Alaşımların Curie sıcaklıkları $10^\circ\text{C}/\text{dak}$ ve $20^\circ\text{C}/\text{dak}$ ısıtma hızlarında ölçüldü.

Tablo 5.1. Üretilen malzemelerin ağırlıkça ve atomikçe yüzde oranları (döküm öncesi hazırlanan oranlar)

Malzemenin adı	Ağırlıkça %			Atomikçe %			e/a
	Cu	Al	Mn	Cu	Al	Mn	
CAM-4	81	15	4	66.97	29.20	3.83	1.62
CAM-10	75	15	10	61.52	28.98	9.48	1.67
CAM-12	73	15	12	59.74	28.90	11.35	1.69
CAM-14	71	15	14	57.95	28.83	13.22	1.70
CAM-16	69	15	16	56.17	28.76	15.06	1.73

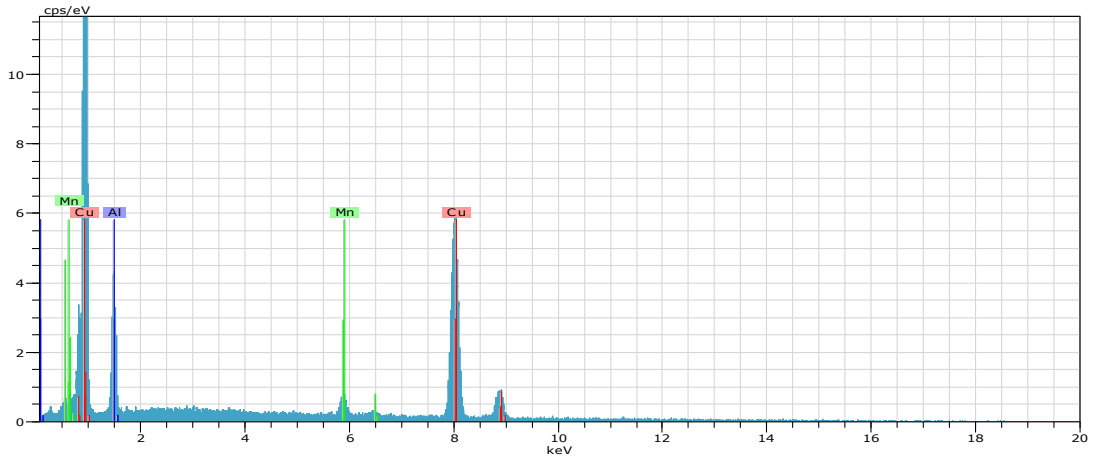


Şekil 5.1. Dökümde kullanılan indüksiyon fırını (RETERM-RTEF5 modeli)

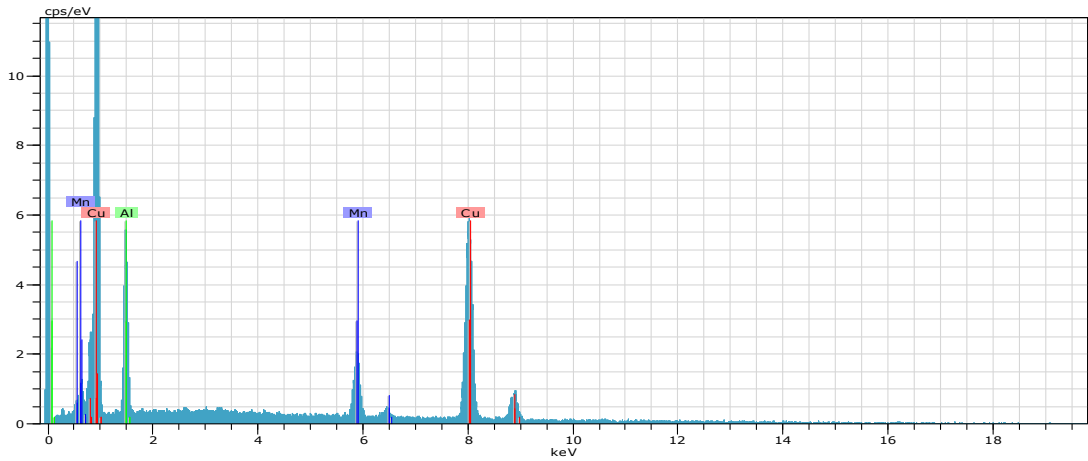
6. ÖLÇÜM SONUÇLARI

6.1. Enerji Dağılımlı X-Işınlari Analizi (EDX)

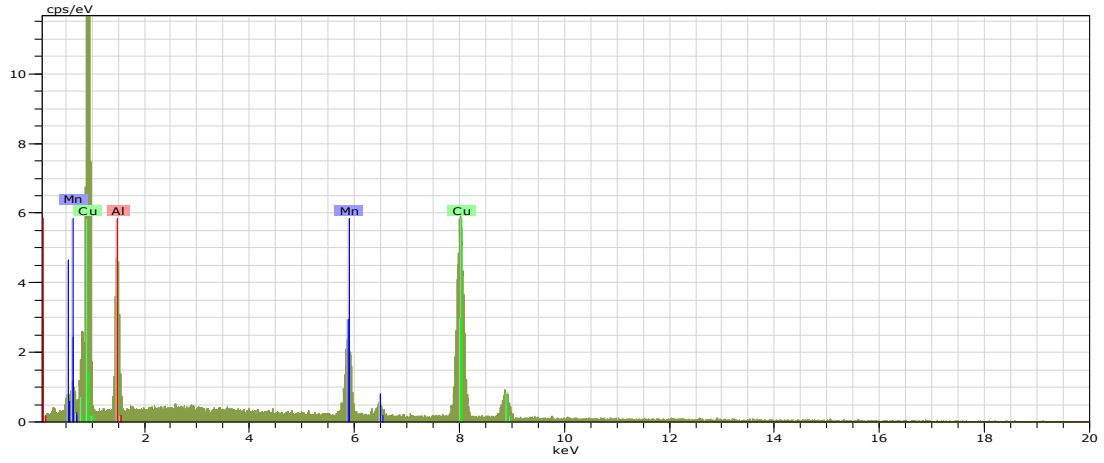
CAM-4, CAM-10, CAM-12, CAM-14 ve CAM-16 alaşımlarına ait Enerji Dağılımlı X-Işınlari Analizleri (EDX) sırasıyla Şekil 6.1-5 de verilmiştir. Tüm alaşımların döküm sonrası alaşım oranları EDX ölçümlerinden belirlendi



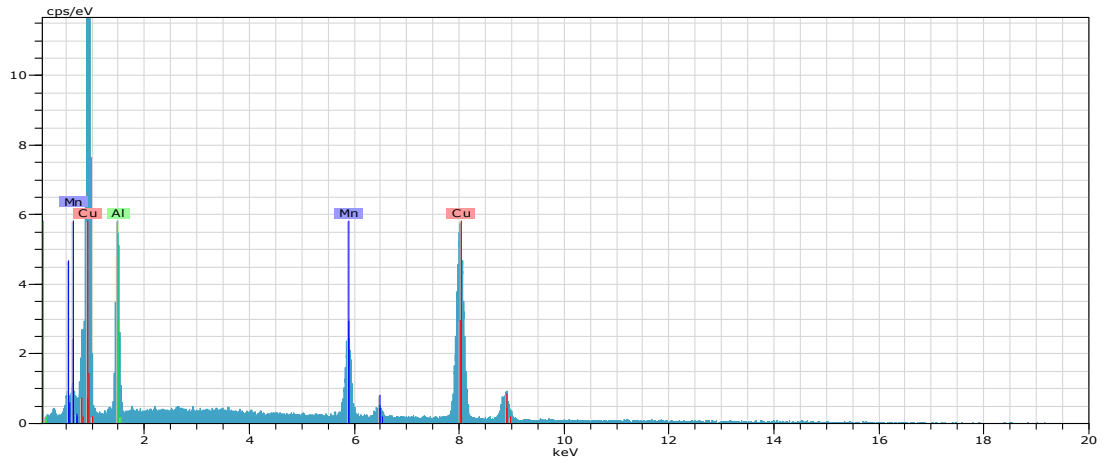
Şekil 6.1. CAM-4 alaşımına ait EDX analizi



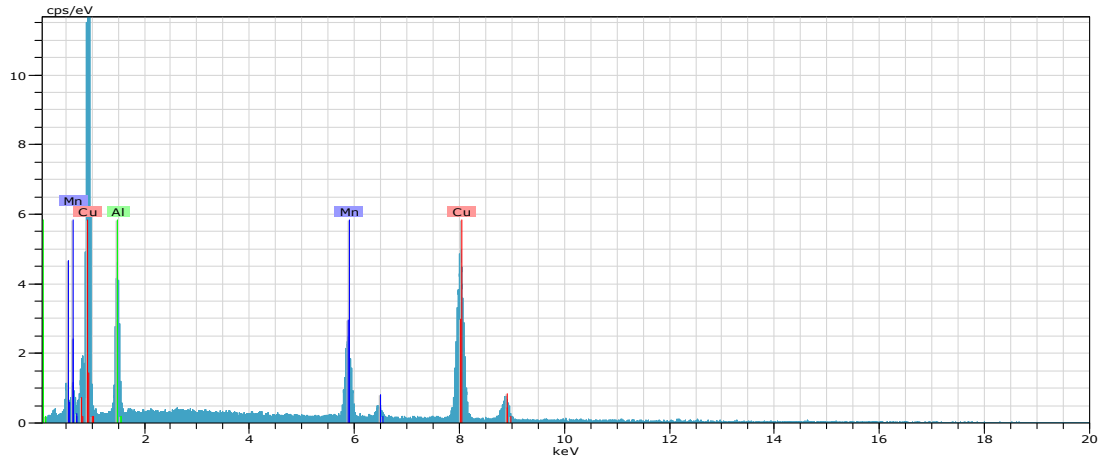
Şekil 6.2. CAM-10 alaşımına ait EDX analizi



Şekil 6.3. CAM-12 alaşımına ait EDX analizi



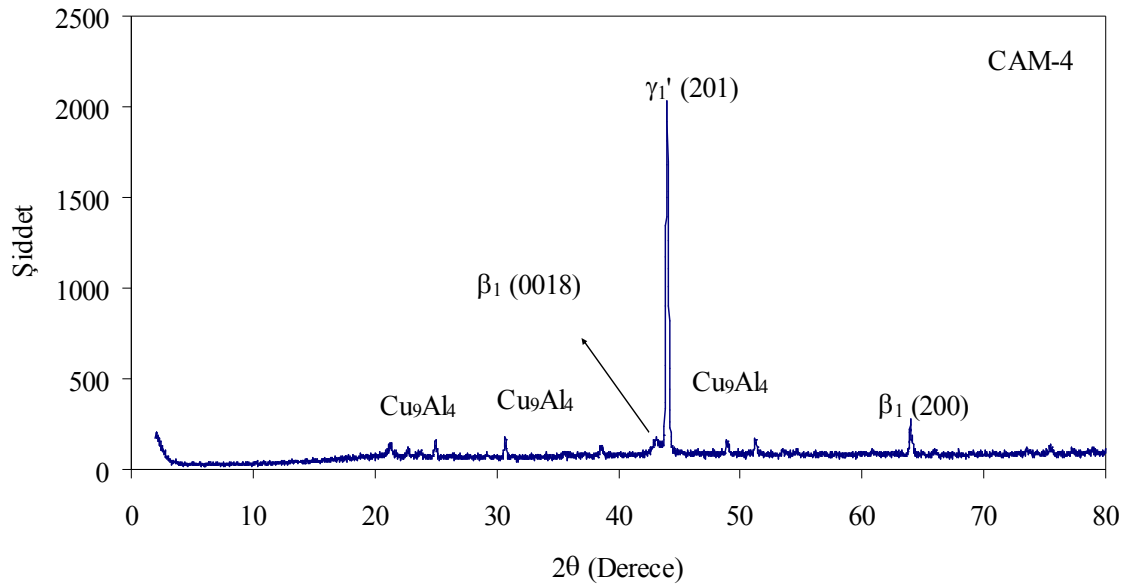
Şekil 6.4. CAM-14 alaşımına ait EDX analizi



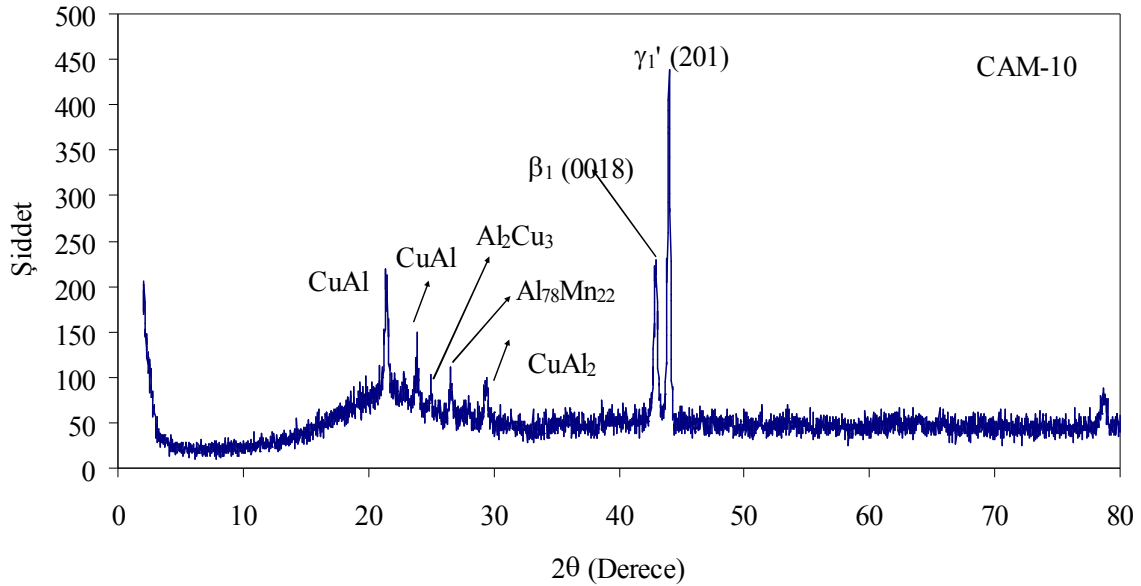
Şekil 6.5. CAM-16 alaşımına ait EDX analizi

6.2. X-Işınlari Kırınım (XRD) Ölçümleri

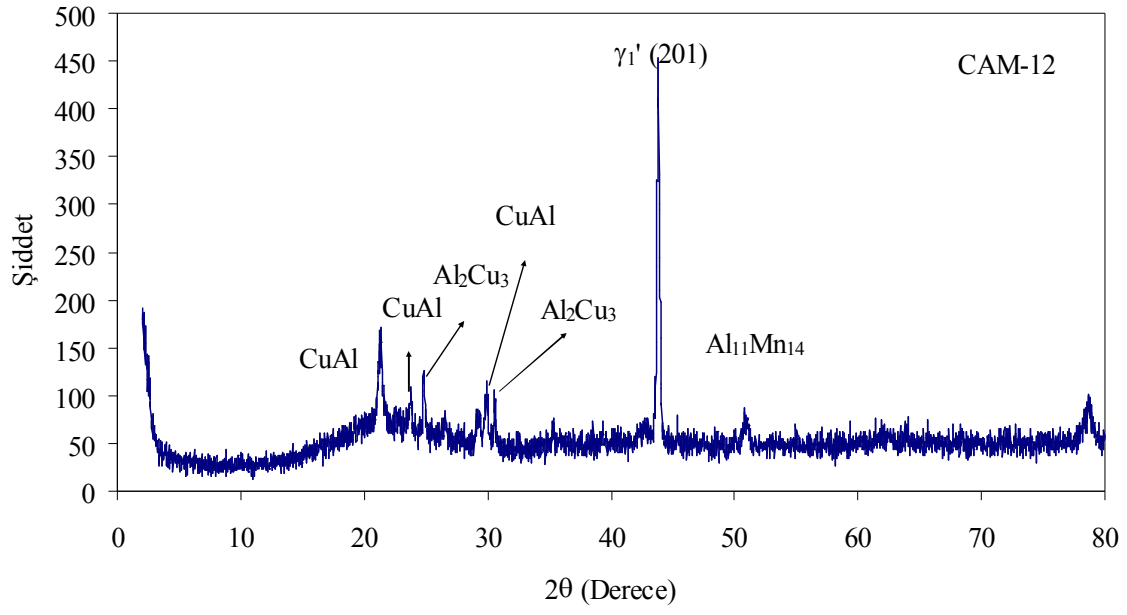
Alaşımların kristal yapıları ve oluşan fazların birim hücre parametrelerinin tespiti için x-ışını kırınım yöntemi kullanıldı. CAM-4, CAM-10, CAM-12, CAM-14, CAM-16 alaşımlarına ait x-ışını kırınım desenleri sırasıyla Şekil 6.6-10 da verildi.



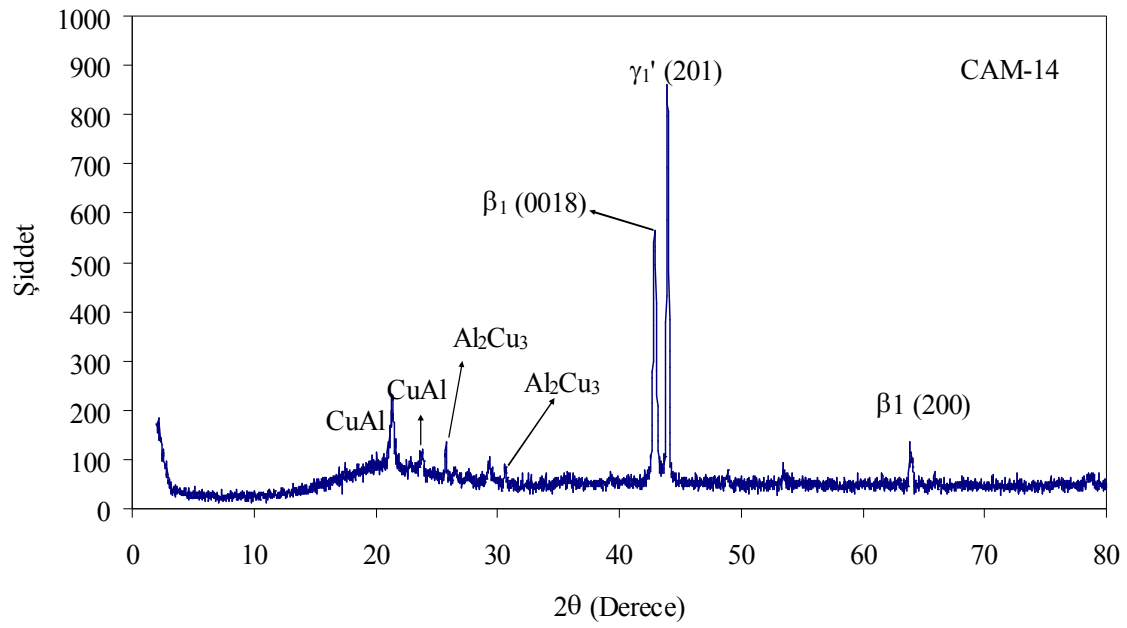
Şekil 6.6. CAM-4 alaşımına ait XRD grafiği



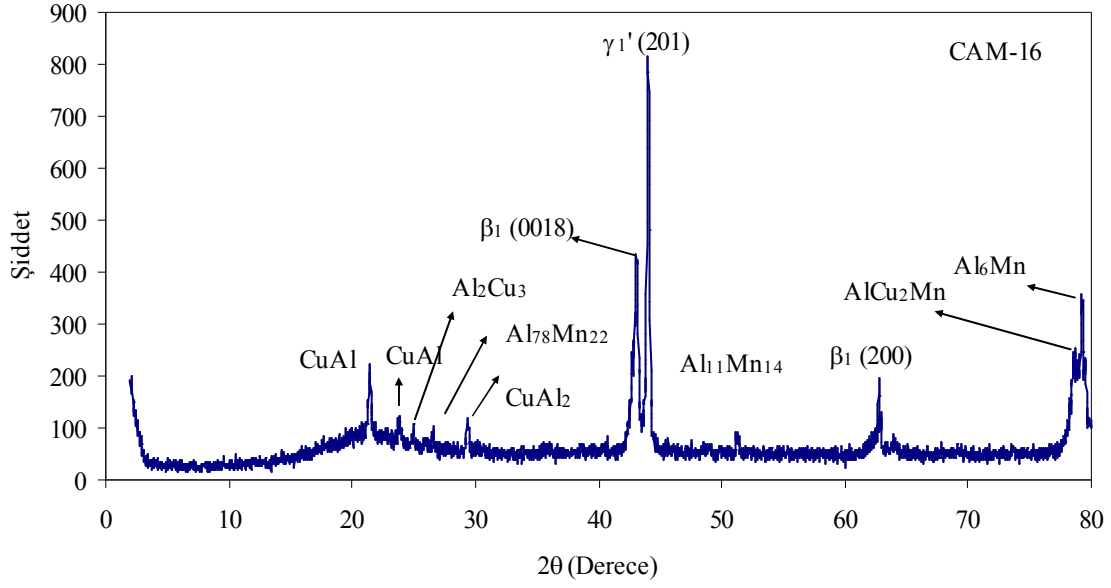
Şekil 6.7. CAM-10 alaşımına ait XRD grafiği



Şekil 6.8. CAM-12 alaşımına ait XRD grafiği



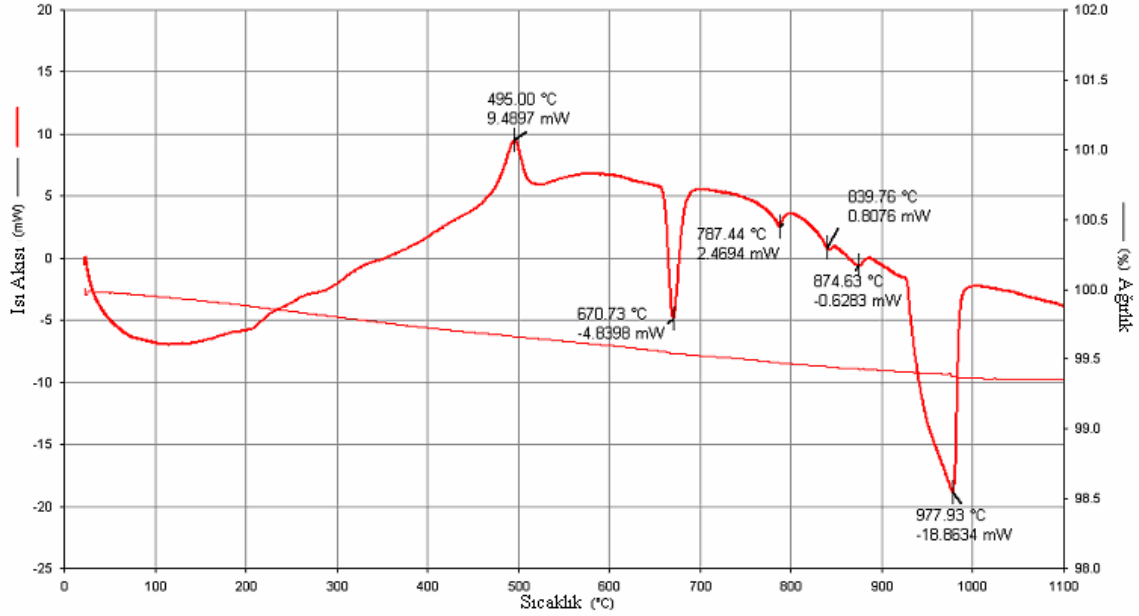
Şekil 6.9. CAM-14 alaşımına ait XRD grafiği



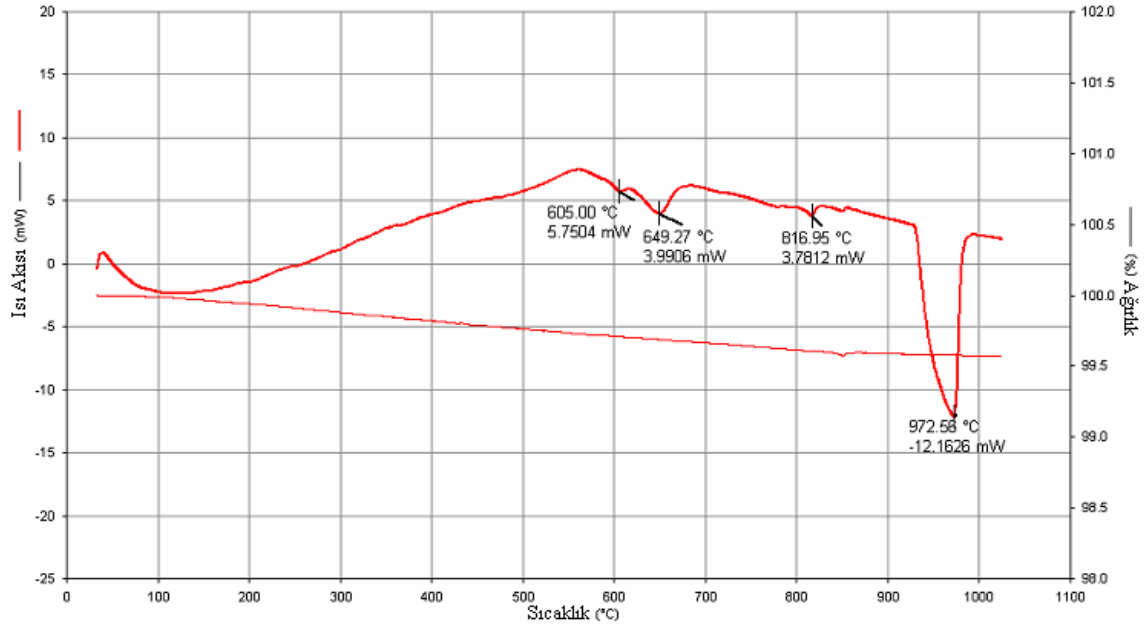
Şekil 6.10. CAM-16 alaşımına ait XRD grafiği

6.3. Termogravimetri ve Diferansiyel Termal Analiz (TG/DTA) Ölçümleri

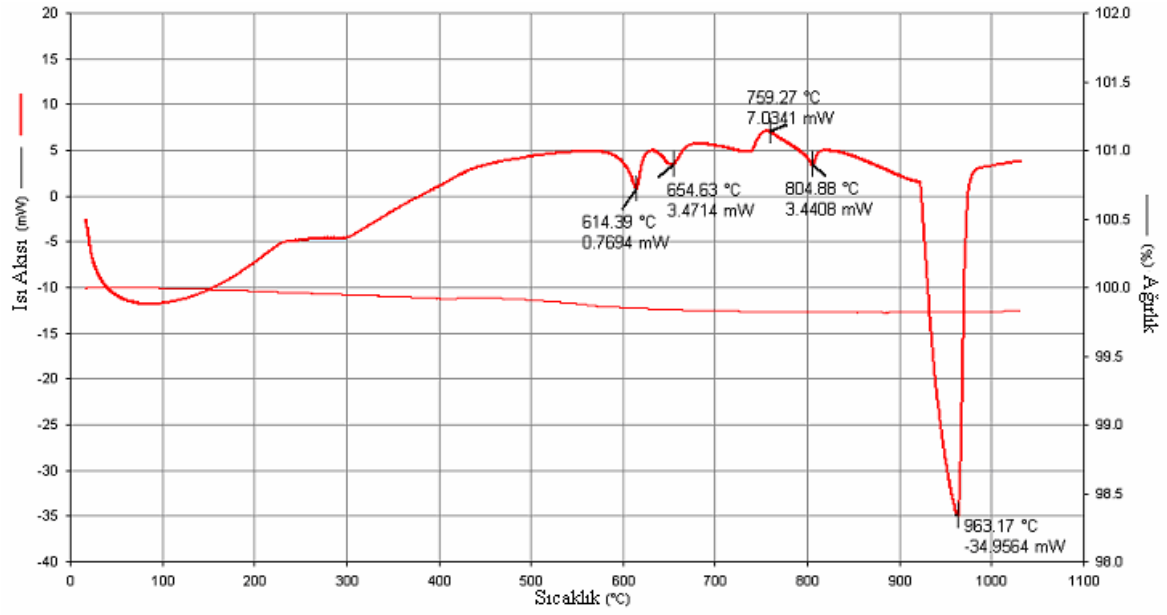
Alaşımlarda sıcaklığa karşı oluşacak faz dönüşümlerini ve kütle kayıplarını belirleyebilmek için TG/DTA sisteminde analizleri yapıldı ve ölçüm eğrileri Şekil 6.11-15 de verildi.



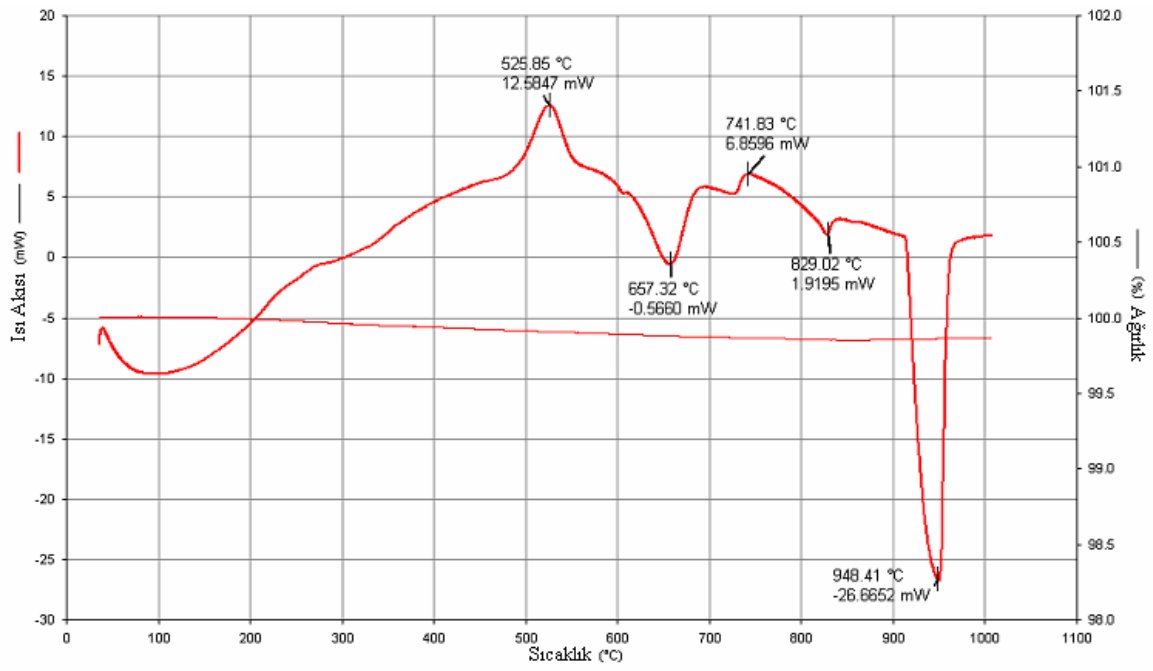
Şekil 6.11. CAM-4 alaşımına ait TG/DTA eğrileri



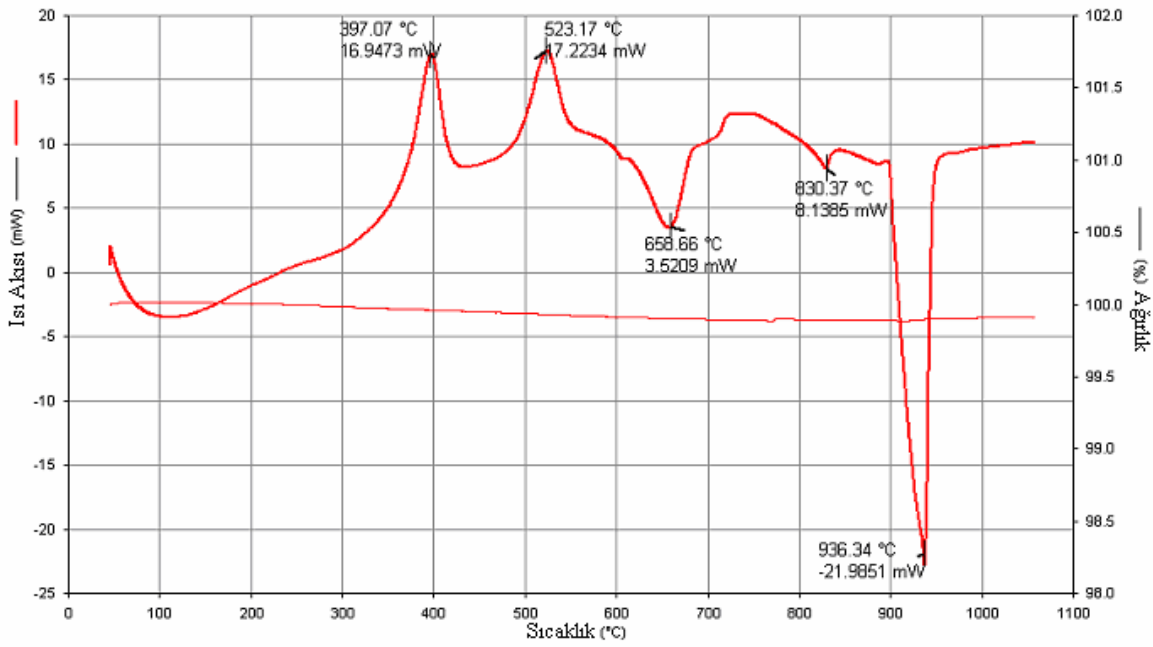
Şekil 6.12. CAM-10 alaşımına ait TG/DTA eğrileri



Şekil 6.13. CAM-12 alaşımına ait TG/DTA eğrileri



Şekil 6.14. CAM-14 alaşımına ait TG/DTA eğrileri



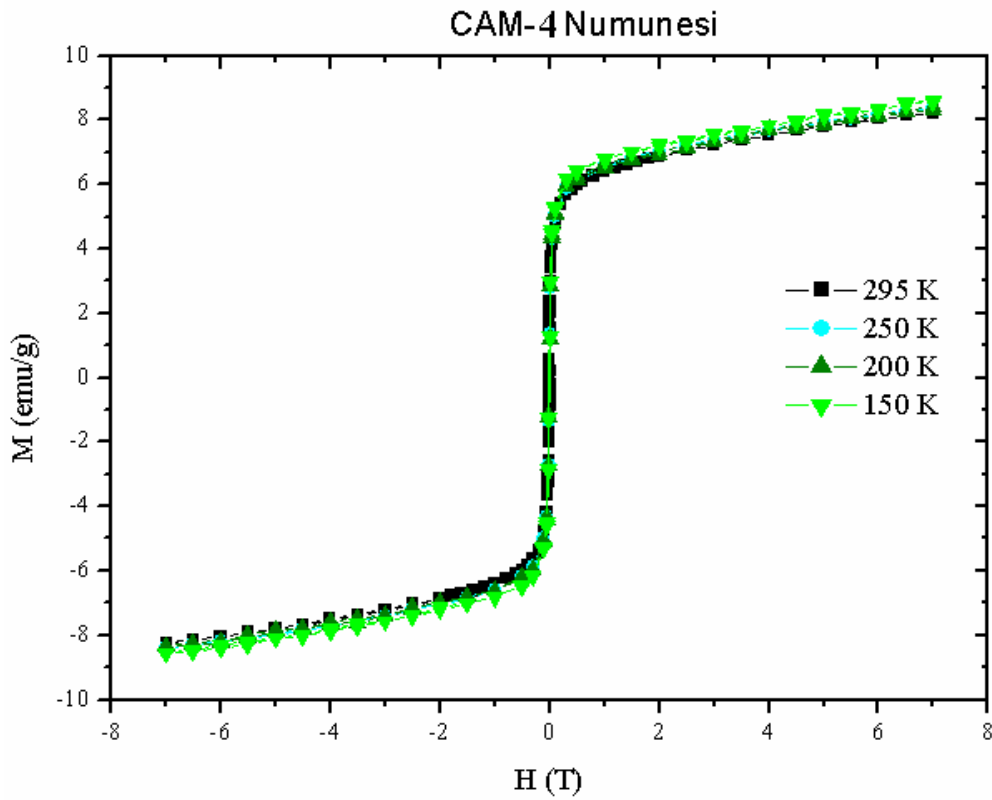
Şekil 6.15. CAM-16 alaşımına ait TG/DTA eğrileri

6.4. Titreşimli Örnek Magnetometresi (VSM) Ölçümleri

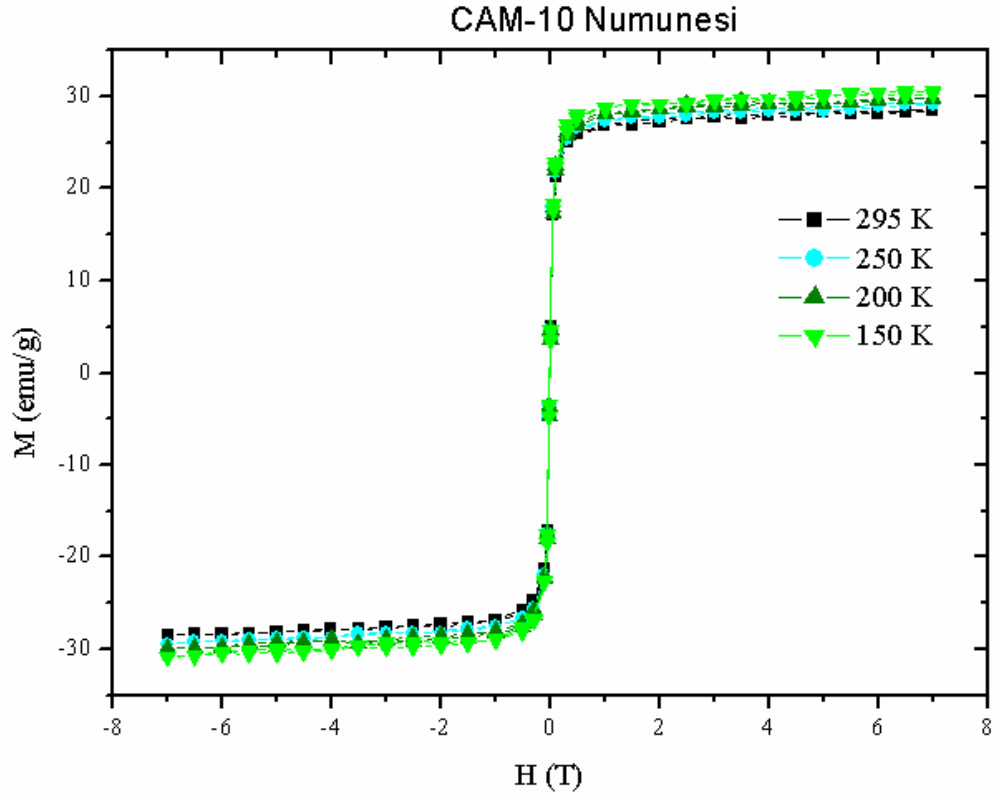
Alaşımların M-H ölçümleri -7 ile +7 Tesla manyetik alan değerleri arasında 150, 200, 250, 295K değerlerindeki dört farklı sabit sıcaklıkta yapıldı.

CAM-4, CAM-10, CAM-12, CAM-14 ve CAM-16 alaşımlarının farklı sıcaklıklarda alınan M-H eğrileri her alaşım için ayrı ayrı şekil 6.16-20 de verildi.

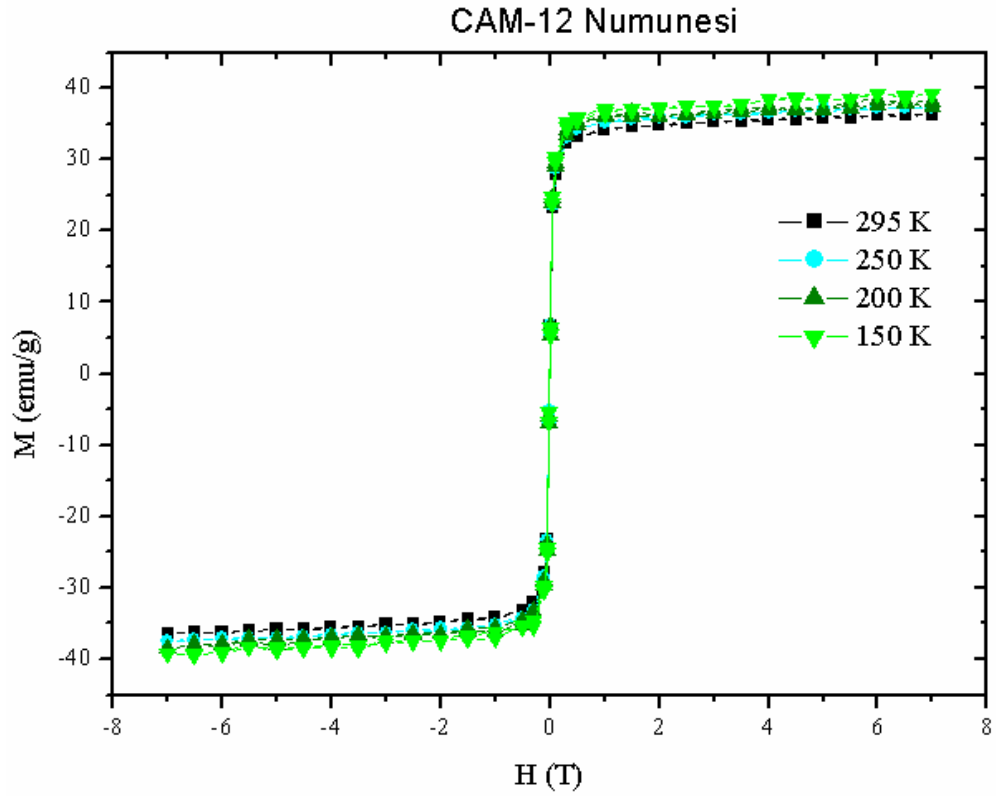
CAM-4, CAM-10, CAM-12, CAM-14 ve CAM-16 alaşımlarına ait M-H eğrileri 150, 200, 250, 295 K sıcaklıklarında toplu olarak yeniden çizildi ve bu M-H eğrileri de şekil 6.21-24 de verildi.



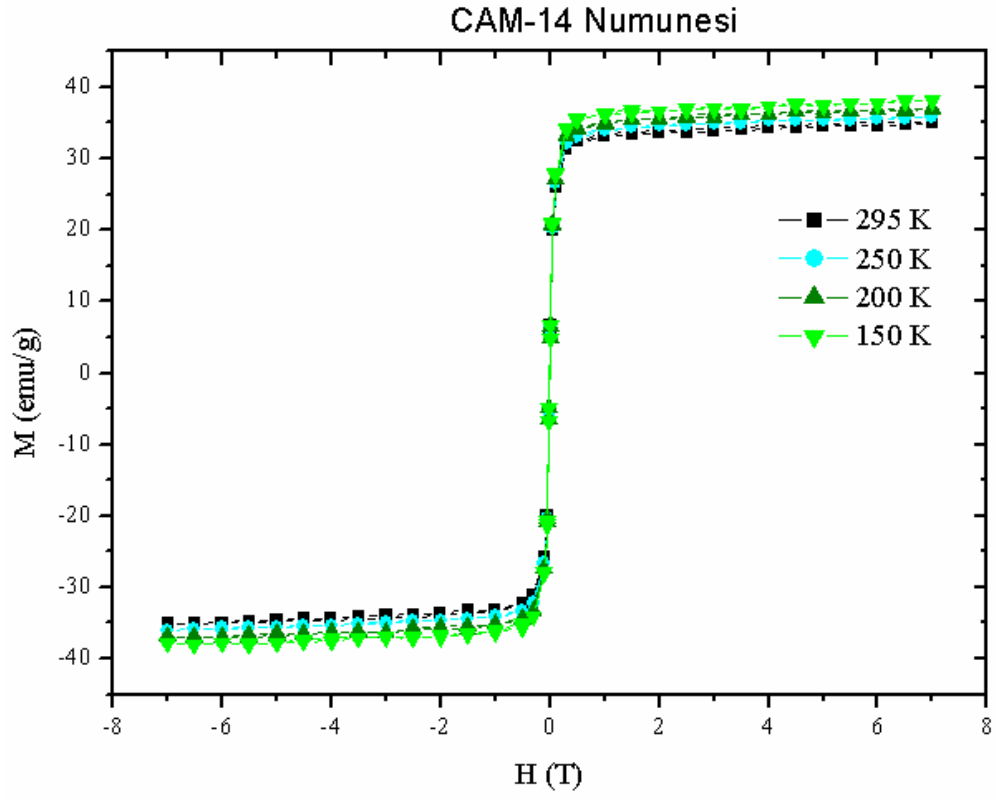
Şekil 6.16. CAM-4 alaşımına ait M-H eğrisi



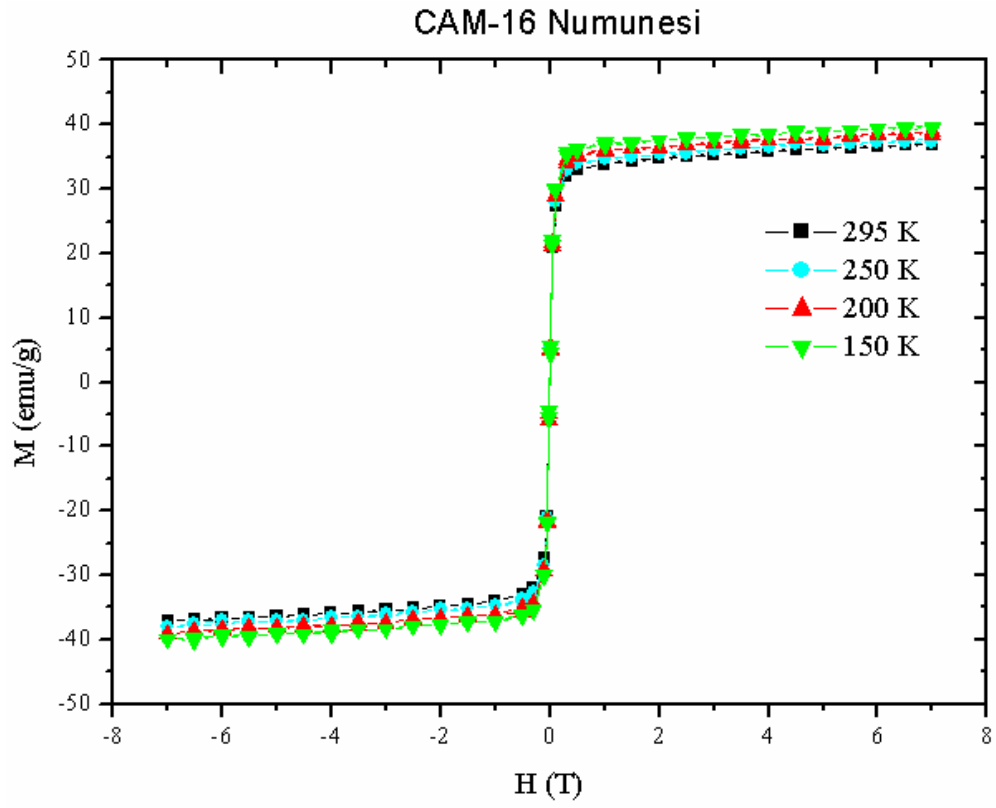
Şekil 6.17. CAM-10 alaşımına ait M-H eğrisi



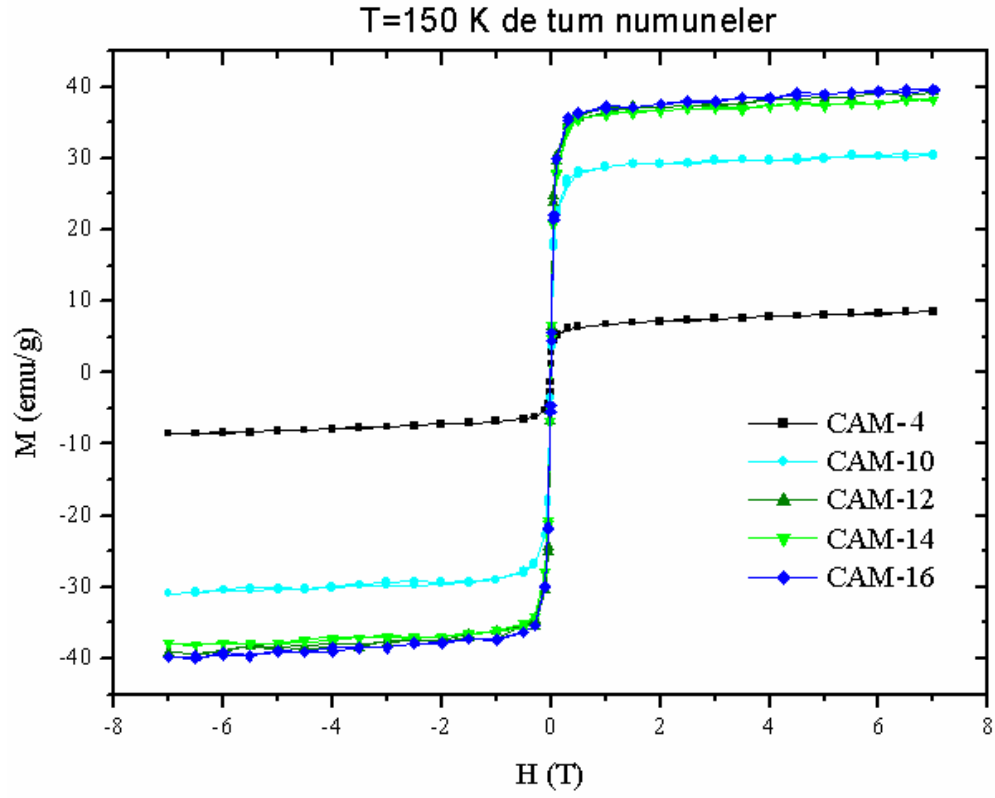
Şekil 6.18. CAM-12 alaşımına ait M-H eğrisi



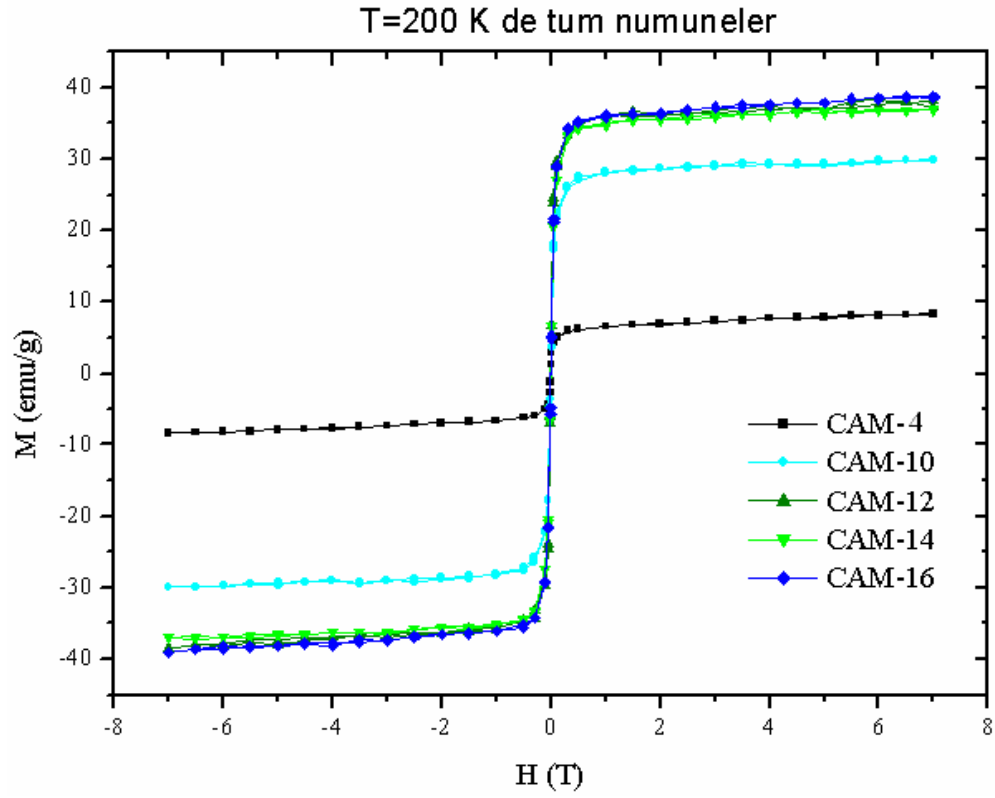
Şekil 6.19. CAM-14 alaşımların ait M-H eğrisi



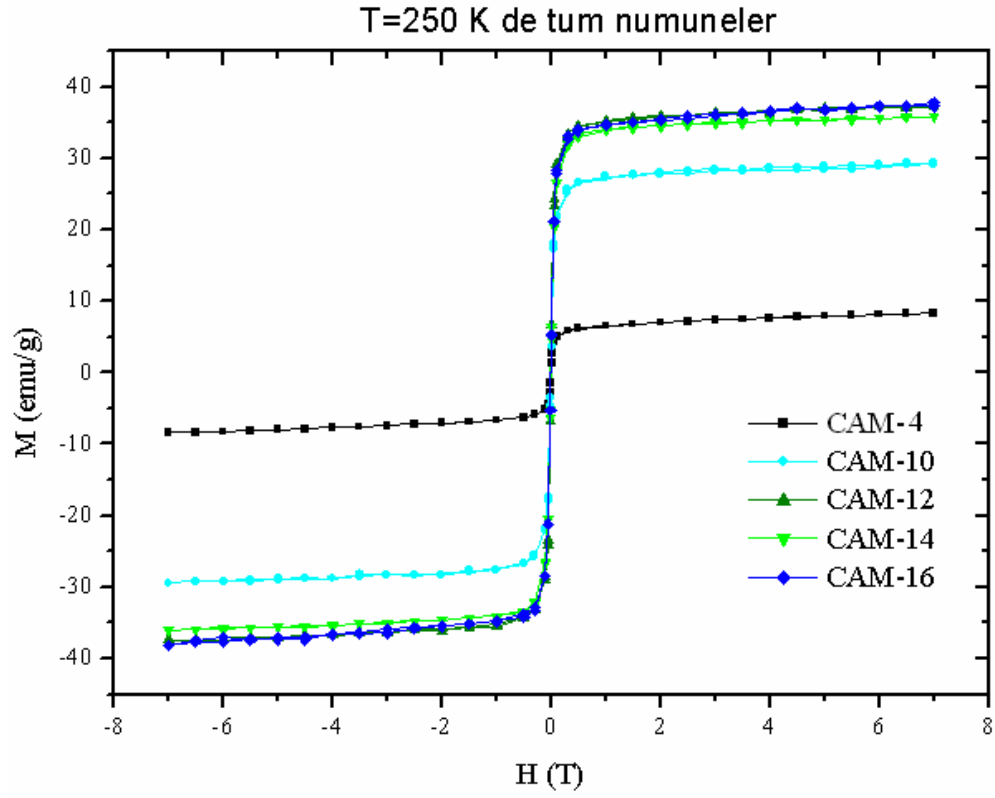
Şekil 6.20. CAM-16 alaşımlarına ait M-H eğrisi



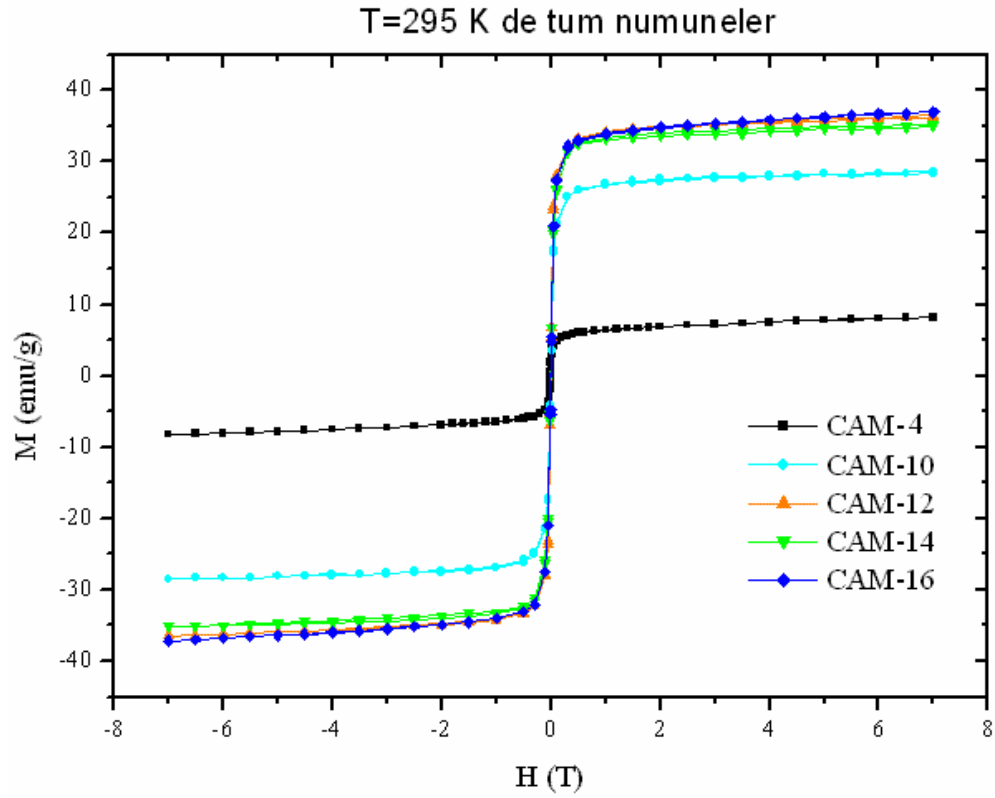
Şekil 6.21. 150 K sıcaklık değerinde tüm alaşımlara ait M-H eğrileri



Şekil 6.22. 200 K sıcaklık değerinde tüm alaşımlara ait M-H eğrileri



Şekil 6.23. 250 K sıcaklık değerinde tüm alaşımlara ait M-H eğrileri



Şekil 6.24. 295 K sıcaklık değerinde tüm alaşımlara ait M-H eğrileri

6.5. Curie Sıcaklığı Ölçümleri

Ferromanyetik malzemelerin manyetik özelliklerini kaybettiği sıcaklık Curie sıcaklığı olarak bilinmektedir. Sıcaklık atomların rastgele hareketlerinin bir göstergesi olduğu için sıcaklık artışıyla atomların serbest enerjileri artar ve dipol moment yönelimleri değişmeye başlar. Curie sıcaklığına gelindiğinde manyetiklik kaybolur. Bu temeller ışığında alaşımların Curie sıcaklıkları 10 °C /dak ve 20 °C/dak ısıtma hızlarına bağlı olarak ayrı ayrı ölçüldü. Ölçüm sonuçları Tablo 6.1 de verildi.

Tablo 6.1. Curie sıcaklıkları

Malzeme adı	Cu (ağırlıkça %)	Al (ağırlıkça %)	Mn (ağırlıkça %)	10 °C/dakika Curie sıcaklığı (°C)	20 °C/dakika Curie sıcaklığı (°C)
CAM-4	84.33	11.96	3.21	312.00	304.55
CAM-10	76.52	14.09	10.78	339.42	341.45
CAM-12	75.15	13.73	13.12	340.06	342.08
CAM-14	73.88	13.44	12.68	342.69	344.02
CAM-16	72.19	12.14	15.67	340.18	341.01

7. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

7.1. Yapısal Özelliklere Ait Sonuçlar ve Tartışma

Her alaşım için en az üç farklı bölgeden alınan EDX sonuçları kullanılarak döküm sonrası alaşım oranları belirlendi ve ağırlıkça yüzde olarak Tablo 7.1’ de ve atomik yüzde olarak Tablo 7.2’ de belirlenen alaşım oranları verildi. EDX sonuçlarından ağırlıkça Mn oranlarına göre alaşımları CAM-4< CAM-10< CAM-14< CAM-12< CAM-16 şeklinde sıralayabiliriz. Bu sıralama Mn konsantrasyonunun, Manyetizasyon – Ağırlıkça % Mn konsantrasyonu grafiğiyle uyum içinde olduğu görüldü.

Bölüm 6.2’ de verilen CAM-4 alaşımına ait x-ışınları grafiği incelendiğinde 2 θ açısının 40 ve 45° civarında geniş bir pik verdiğini ve ana fazın γ_1^1 olduğunu görmekteyiz. γ_1^1 fazının hemen yanında düşük pik şiddetli β_1 fazı gözlenmektedir. Bu tür faz oluşumu bu tip alaşımların genel karakteristiklerindendir. Ayrıca CAM-4 alaşımında şiddetli bir γ_1^1 fazı gözlenmesinin yanında Cu₉Al₄ safsızlık fazına da rastlanmaktadır. Bu faza ait pik şiddetleri oldukça düşüktür. Bu fazlara ait kristal yapı parametreleri Tablo 7.3’ de verilmiştir.

Tablo 7.1. EDX ölçümlerinden bulunan ağırlıkça yüzde alaşım oranları

Malzemenin Adı	Cu (ağırlıkça %)	Al (ağırlıkça %)	Mn (ağırlıkça %)
CAM-4	84.83	11.96	3.21
CAM-10	75.13	14.09	10.78
CAM-12	73.15	13.73	13.12
CAM-14	73.88	13.44	12.68
CAM-16	72.19	12.14	15.67

Tablo 7.2. EDX ölçümlerinden bulunan atomikçe yüzde alaşım oranları

Malzemenin Adı	Cu (atomik %)	Al (atomik %)	Mn (atomik %)
CAM-4	72.69	24.13	3.18
CAM-10	62.22	27.46	10.32
CAM-12	60.63	26.79	12.57
CAM-14	61.46	26.34	12.21
CAM-16	60.73	24.04	15.24

CAM-10 alaşımına ait x-ışınları grafiği incelendiğinde yine γ_1' fazının ana faz olduğu ve hemen yanında β_1 fazının olduğu ve bu fazların yanında CuAl, Al_2Cu_3 , $\text{Al}_{78}\text{Mn}_{22}$, CuAl_2 fazları görülmektedir.

CAM-12 alaşımında γ_1' fazının ana faz olduğu ve ana fazın yanında CuAl, Al_2Cu_3 , $\text{Al}_{11}\text{Mn}_{14}$ fazları görülmektedir.

CAM-14 alaşımında 40-45  civarında γ_1' fazının olduğu görülmektedir. Bu fazın hemen yanında geniş bir pike sahip olan β_1 fazı da görülmektedir. Bu fazlara ek olarak CuAl ve Al_2Cu fazları da tespit edilmiştir.

CAM-16 alaşımında da γ_1' fazının olduğu ve bu fazın hemen yanında β_1 fazı ve birçok safsızlık fazları görülmektedir.

Sonuc olarak γ_1' ve β_1 fazlarının oluşması döküm yaptığımız alaşımların genel karakteristiğidir. Bu tip alaşımlarda β faz dönüşümleri (A_2 , B_2 , DO_3 , $L2_1$) ya 18R yapıya ya da 2H yapıya dönüşür. γ_1' fazı 2H, β_1 fazı ise DO_3 yapısına sahiptir. Bu sonuçlar literatürle uyum içerisindedir [46, 47]. Bu tip alaşımların genel karakteristiklerinden olduğu için bu fazların görülmesi olağandır. Ayrıca ana faz γ_1' olmasına rağmen çok sayıda rastlanan safsızlık fazları yapının homojen oluşamadığı sonucunu doğurur.

Tablo 7.3. Alaşımlarda gözlenen farklı fazlara ait kristal hücre parametreleri

Faz	Simetri	Birim hücre parametreleri
γ_1' (2H)	Hegzagonal	a= 4.146 � b= 4.140 � c=5.063 �
β_1	bcc (kübik)	a= 5.949 �
Cu_9Al_4	Kübik	a= 8.704 �
Al_6Mn	Ortorombik	a= 7.555 � b= 6.499 � c=8.872 �
$\text{Al}_{11}\text{Mn}_{14}$	Triklinik	a= 5.052 � b= 8.873 � c=5.034 �
Al_4Cu_9	Kübik	a= 8.704 �
Al_2Cu_3	Hegzagonal	a= 4.146 � b= 4.146 � c=5.063 �
AlCu	Ortorombik	a= 6.950 � b= 4.160 � c= 10.040 �
CuAl_2	Tetragonal	a= 6.065 � b= 6.065 � c= 4.873 �

7.2. Termal Özelliklere Ait Sonuçlar ve Tartışma

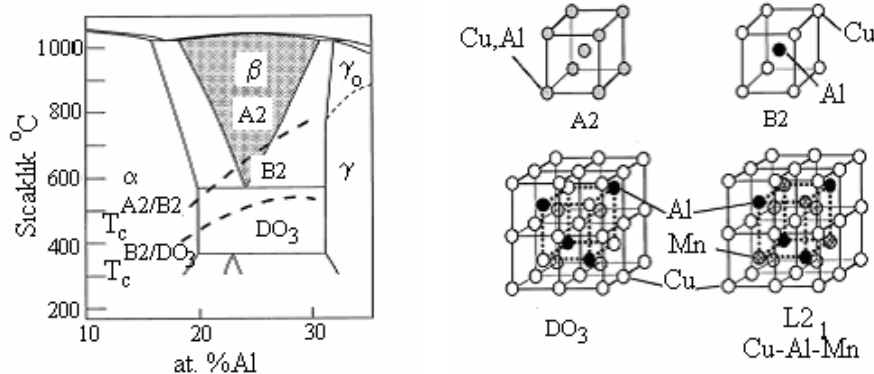
Bakır temelli şekil hafızalı üçlü alaşımlarda faz uyumu Cu-Al ikili sisteminde yoğun bir şekilde çalışılmaktadır. Şekil 7.1' de Cu-Al sisteminin faz diyagramı ve Cu-Al-Mn için yapılar verilmiştir. Bu sistemde β fazı Şekil 7.1' de gösterildiği gibi bcc A2 yapısı (düzensiz bcc Cu), B2 (CuAl) ve DO₃ (Cu₃Al) tipi düzenli ve düzensiz geçişlere uğrar [48].

Birçok araştırmacının rapor ettiğine göre Cu-Al ikili alaşımına Mn katkısı bcc fazı kararlaştırır ve tek faz bölgesini genişletir. Cu-Al-Mn sisteminin β alaşımları faz kararlılığı ve manyetik özelliklerinden dolayı çok ilgilenilmiştir. β fazın kompozisyonlarında iki aşama düzenli-düzensiz A2-B2-L2₁ geçiş meydana gelir. Mn atomlarının düzenli atomik dizilişi L2₁ fazının ferromanyetik oluşuna yol açar [48].

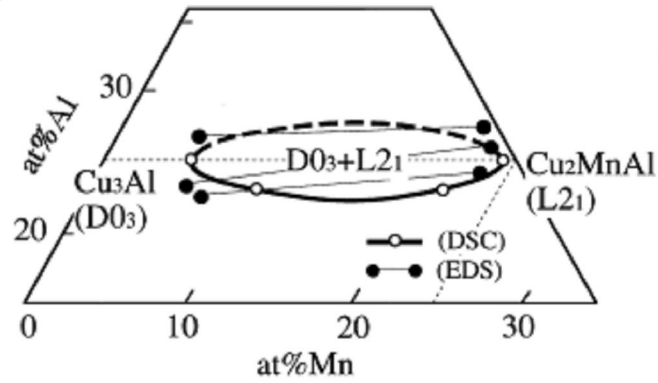
Malzemelerimizin DTA/TG sonuçlarından elde edilen sıcaklık değerlerine karşılık Cu-Al ikili faz diyagramından okuduğumuz fazlar Tablo 7.4' te verildi. Bu değerlere bakıldığında A2-B2 ve B2-L2₁ etkileşimlerinin sıcaklığa göre düzenli olarak uyuşması Mn ve Al içeriğine güçlü bir şekilde bağlı olduğu sonucuna ulaşabiliriz. Ayrıca Mn oranının atomikçe yaklaşık % 5 civarında yapının DO₃, % 7 ile 10 arasında DO₃-L2₁ yapı iç içe geçmiştir. Bu duruma ait diyagram Şekil 7.2' de verilmiştir. DO₃ düzenli Cu₃Al tipi, L2₁ düzenli Cu₂MnAl tipidir [46, 48].

Sonuç olarak literatüre baktığımızda Cu-Al ikili alaşımlarına Mn eklenmesi β fazı kararlı hale getirdiği ve β faz bölgesini genişlettiği görülmektedir. Tablo 7.4' deki sonuçlarımızın literatür sonuçlarıyla uyum halinde olduğunu görmekteyiz.

Ancak alınan DTA grafiklerinden görüldüğü gibi 400 °C den düşük sıcaklıklarda dönüşüm gözlenmemektedir. Yapılan DSC ölçümlerinde de benzer sonuçlar gözlemlendiği için DSC ölçüm sonuçları verilmedi. Bu nedenle sıcaklığa karşı mekanik şekil hafıza etkisi çok zayıf olmasına rağmen manyetik hafıza etkisi yüksektir ve kalıcı olduğu gözlemlendi.



Şekil 7.1. Cu-Al faz diyagramı ve kristal yapıları [48].



Şekil 7.2. DO₃ ve L₂₁ fazları arasındaki denge durumu [48].

Tablo 7.4. DTA sıcaklıklarına karşılık gelen fazlar

β Fazı	CAM-4 Sıcaklık (°C)	CAM-10 Sıcaklık (°C)	CAM-12 Sıcaklık (°C)	CAM-14 Sıcaklık (°C)	CAM-16 Sıcaklık (°C)
A2 Yapı	979,27	972,56	963,07	947,07	937,31
B2 Yapı	669,84	649,27 606,34	653,29 613,05	654,63	655,22
L ₂₁ Yapı	496,27 (DO ₃ yapıda)			525,85	523,88

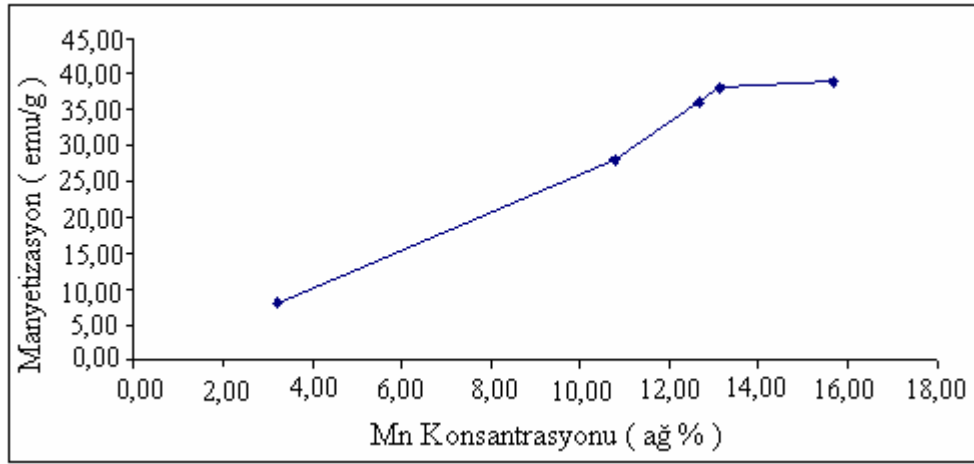
7.3. Manyetik Özelliklere Ait Sonuçlar ve Tartışma

CAM-4-16 alaşımlarının manyetik alana olan bağımlılıkları VSM ile karakterize edildi. Deneysel verilere bakıldığında çok açık bir şekilde Mn konsantrasyonu arttıkça saturation (doyum) manyetizasyonu artmaktadır. Bunun nedenlerini tartışmadan önce en küçük Mn konsantrasyona sahip CAM-4 alaşımından başlayarak ölçüm sonuçlarını biraz daha detaylı inceleyelim. Bölüm 6.4.' deki ölçüm sonuçları kısmında CAM-4 malzemesine ait dört farklı sıcaklıkta M-H değişimi verilmiştir. Değişim dikkatle incelendiğinde kolayca anlaşılabileceği gibi sıcaklığın, M-H değişimine herhangi bir katkısının olmadığı görülmektedir. Bu da bu malzemenin bu sıcaklıklarda ferromanyetik fazda olduğunun bir

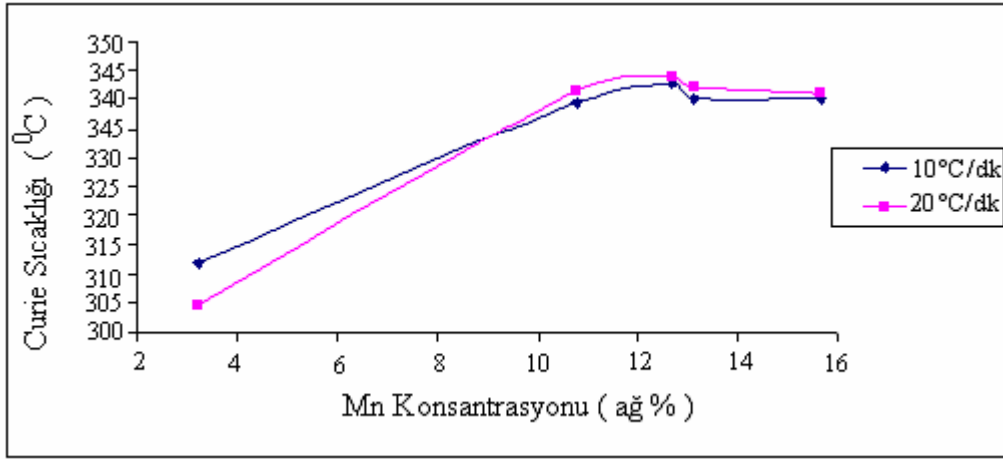
göstergesidir. Yani bu malzemenin Curie sıcaklığının oda sıcaklığından çok daha yukarılarda bir değerde olduğu bu ölçümlerden anlaşılabilir. Bu değişimde çıkarılabilecek bir başka önemli sonuç da saturasyon manyetizasyonudur. Ölçümlerden görüldüğü gibi bu değer CAM-4 alaşımı için gram başına yaklaşık 8 emu değerindedir. Bu saturasyon değerini daha iyi analiz etmek için diğer farklı Mn konsantrasyonlu alaşımların ölçümlerini de incelemek durumundayız. Bunun için öncelikle CAM-10 alaşımı için iki önemli sonuç vardır. Bunlardan ilki tıpkı CAM-4 alaşımında olduğu gibi sıcaklıkla manyetizasyonun neredeyse hiç değişmemesidir. Bu durum yukarıda da bahsettiğimiz gibi bu malzeme içinde Curie sıcaklığının oda sıcaklığından çok daha yukarılarda bir değerde olduğu anlamına gelmektedir. Diğer önemli sonuç da, CAM-4 ile karşılaştırıldığında karşımıza çıkan saturasyon değeridir. CAM-10 alaşımına ait grafikte görüldüğü gibi Mn konsantrasyonu arttığında saturasyon manyetizasyonu değeri de bir hayli artmaktadır ve CAM-10 alaşımı için bu değer 28 emu/g'dır. Bu da açıkça bu malzemede manyetik merkezlerin Mn kaynaklı olduğunun bir göstergesidir. Konsantrasyonu biraz daha yüksek olan CAM-12 alaşımına ait grafik incelendiğinde sıcaklıkla manyetizasyonun değişmediği görülmektedir. Dört farklı sıcaklıkta da saturasyon manyetizasyonu aynı kalmaktadır. Mn oranı arttığı için CAM-12 alaşımına ait saturasyon manyetizasyonu artmıştır. Saturasyon manyetizasyonu CAM-12 için 36 emu/g değerindedir. CAM-14 ve CAM-16 alaşımları içinde benzer durumlar görülmektedir. Ancak alaşımda Mn oranı yükseldikçe saturasyon manyetizasyonu belli bir değere kadar arttığı gözlemlendi ve daha sonra hemen hemen artmadığı gözlemlendi. Tüm alaşımlar için Mn oranına karşılık manyetizasyon grafiğini çizdiğimizde Mn oranının artışıyla manyetizasyonun arttığı görülmektedir (Şekil 7.3).

Manyetizasyon açısından bir başka önemli çalışmada konsantrasyona bağlı olarak Curie sıcaklığının nasıl değiştiğinin araştırılmasıdır. Yapılan ölçümlerde Mn konsantrasyonunun artması ile manyetizasyon değerinin arttığı görüldü. Benzer durum ölçülen Curie sıcaklıkları içinde gözlemlendi. Şekil 7.4' te görüldüğü gibi Mn oranına bağlı olarak alaşımların Curie sıcaklığı artmaktadır. Ayrıca sıcaklığın artış hızı Curie sıcaklığını etkilediği görüldü. Şekil 7.4' te 10 ve 20 °C/dak. ısıtma hızlarında hesaplanan Curie sıcaklıklarına ait eğriler verilmiştir. Isıtma hızı 20 °C/dak. olması durumunda alaşımların Curie sıcaklığında bir miktar artış gözlemlendi.

CAM-4-16 alaşımları, Curie sıcaklığının üzerinde ısıtıldığında manyetik özellikleri yok olmakta, tekrar soğutulduğunda ise manyetik özelliklerini geri kazanmaktadırlar. Bu alaşımları manyetik hafızalı alaşım olarak değerlendirebiliriz.



Şekil 7.3. Manyetizasyon-ağırlıkça % Mn konsantrasyonu



Şekil 7.4. Curie sıcaklığı-ağırlıkça % Mn konsantrasyonu

7.4. İleri Çalışmalar İçin Öneriler

Bu alaşımlar sıcaklığa bağlı olarak manyetik özelliklerini kaybedip tekrar geri kazandıkları için sanayide akıllı malzemeler olarak kullanılabilir.

Alaşım oranları değiştirilerek veya farklı ısıtma işlemlere tabi tutularak bu tür malzemelerin şekil hafıza özelliği sağlanabilir.

Farklı ısıtma işlemleri uygulanarak Curie sıcaklıkları değiştirilebilir.

Mekaniksel olarak zor-zorlanma davranışları incelenebilir.

KAYNAKLAR

- [1] **Lacheisserie, E.T., Gignoux, D., Schlenker, M.**, Magnetism Fundamentals, Springer, Printed in USA, 2005.
- [2] **Akdoğan, A.**, 2004, Akıllı Malzemeler, Makine Tek, Sayı 85, Sayfa 60-64, İstanbul.
- [3] **Baykara, T.**, Malzeme Teknolojisi Stratejisi Vizyon 2023 Projesi Malzeme Teknolojileri Strateji Grubu, 2004, Tübitak, Ankara.
- [4] **Akdoğan, A. Ve Nurveren K.**, 2002, Akıllı Malzemeler ve Uygulamaları, Makina Tek, Sayı 57, Sayfa 44-47.
- [5] **Ma, Y.F., Li, J.Y.**, 2007, A Constrained Theory on Actuation Strain in Ferromagnetic Shape Memory Alloys Induced by Domain Switching, Acta Materialia, 55, 3261-3269.
- [6] **Wutting, M., Li, J., Craciunescu, C.**, A New Ferromagnetic Shape Memory Alloy System, 2001, Scripta Materialia, 44, 2393-2397.
- [7] **Liu, Z., Yu, S., Yang, H., Wu, G., Liu, Y.**, 2008, Phase Separation and Magnetic Properties of Co-Ni-Al Ferromagnetic Shape Memory Alloys, ScienceDirect, 16, 447-452.
- [8] **Liu, Z.H., Wang, H.Y., Yu, S.Y., Dai, X.F., Chen, J.L., Wu, G.H., Liu, Y.**, 2006, Phase Equilibrium of Ferromagnetic Shape Memory Alloy $\text{Co}_{39}\text{Ni}_{33}\text{Al}_{28}$, Scripta Materialia, 54, 1299-1304.
- [9] **Marioni, M.A., O'Handley, R.C., Allen, S.M., Hall, S.R., Paul, D.I., Richard, M.L., Feuchtwanger, J., Peterson B.W., Chambers J.M., Techapiesanchaoenkij, R.**, 2004, The Ferromagnetic Shape Memory Effect in Ni-Mn-Ga, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 290-291, 35-41.
- [10] **Chernenko, V.A., Besseghini, S.**, 2007, Ferromagnetic Shape Memory Alloys: Scientific and Applied Aspects, Sensors and Actuators A Physical, 142, 542-548.

- [11] **Maziarz, W.**, 2006, Structure Changes of Co-Ni-Al Ferromagnetic Shape Memory Alloys After Vacuum Annealing and Hot Rolling, Journal of Alloys and Compounds, 448, 223-226.
- [12] **Valiullin, A.I., Kositsin, S.V., Kositsina, I.I., Kataeva, N.V., Zavalishin, V.A.**, 2006, Study of Ferromagnetic Co-Ni-Al Alloys with Thermoelastic L1₀ Martensite, Materials Science and Engineering, 438-440, 1041-1044.
- [13] **Hook, J.R., Hall, H.E.**, Katıhal Fiziği, Literatür Yayıncılık, İstanbul, 1999.
- [14] **Kittel, C.**, Katıhal Fiziğine Giriş, Güven Kitap, 1996.
- [15] **Smith, W.F.**, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği, Literatür Yayıncılık, 2001.
- [16] **Serway**, Fen ve Mühendislik İçin Fizik 2, Palme Yayıncılık, 1996.
- [17] **Tekerek, A.Ş.**, LaMn₂Si₂ Alaşımının Nanoparçacıklarının Manyetik ve Yapısal Özellikleri Yüksek Lisans Tezi, Ankara Üniversitesi, 2007.
- [18] **Martin, D.H.**, Magnetism in Solids, MIT Press, 1967.
- [19] **Akdoğan, A., Nurveren, K.**, 2003, Şekil Hafızalı Alaşımlar, Mühendis Makina Dergisi, Ankara, 521, 35-45.
- [20] **Aydoğdu, A.**, Şekil Hatırlamalı CuAlNi Alaşımlarındaki Martensitik Dönüşümler Üzerinde Termal Yaşlandırma Etkileri, Doktora Tezi, 1995, Elazığ.
- [21] **Otsuka, K. and Miyazaki, S.**, Development of Shape Memory Alloys, ISIJ International, 1989, Japan Vol 29, 353-377.
- [22] **Aygahoğlu, A.**, Şekil Bellekli Alaşımlar ve Uygulama Alanları, Yüksek Lisans Tezi, 1996, Dumlupınar Üniversitesi.
- [23] **Dilibal, S., Sönmez, N., Dilibal, H.**, 2003, Ni-Ti Şekil Bellekli Alaşımlar (ŞBA) ve Teknolojik Kullanım Alanları, 3.Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu, Gazi Üniversitesi.
- [24] **Onaran, K.**, 1993, Malzeme Bilimi, Bilim Teknik Yayınevi, İstanbul.
- [25] **Suzuki, Y.**, 1999, Fabrication of Shape Memory Alloys, Shape Memory Materials, Cambridge University Press.

- [26] **Baksan, B., Gürler, R.**, 2006, Bakır Esaslı Şekil Bellekli Alaşımların Üretimi ve Çekme Deneyi ile Karakterizasyonu, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, Cilt 10, Sayı 1, 28-36.
- [27] **Toptaş, E., Akkuş, N.**, Şekil Hafızalı Alaşımlar ve Endüstriyel Uygulamaları, 2007, İstanbul, Cilt 4, Sayı 4, 15-22.
- [28] **Pirge, G.**, 2005, Characterization of NiMnGa Magnetic Shape Memory Alloys, PhD. Thesis, Boğaziçi University.
- [29] **Planes, A., Porta, M., Castan, T., Saxena, A.**, 2006, Magnetostructural Tweed in Ferromagnetic Heusler Shape Memory Alloys, Materials Science and Engineering, 438-440, 916-918.
- [30] **Oikawa, K., Ota, T., Imano, Y., Omori, T., Kainuma, R., Ishida, K.**, 2005, Phase Equilibria and Phase Transformation of Co-Ni-Ga Ferromagnetic Shape Memory Alloy System, Basic and Applied Research: Section I, 75-82.
- [31] **Koeda, N., Sutou, Y., Omori, T., Oikawa, K., Kainuma, R., Ishida, K.**, 2005, Martensitic Transformation of Cu- 10 at. % Al- 9 at. % Ga- 11 at. % Mn Ferromagnetic β Alloy, Scripta Materialia, 52, 1153-1156.
- [32] **Cesari, E., Pons, J., Santamarta, R., Segui, C., Chernenko, V.A.**, 2004, Ferromagnetic Shape Memory Alloys : An Overview, Archives of Metallurgy and Materials. 49, 779-789.
- [33] **Cong, D.Y., Wang, S., Wang, Y.D., Ren, Y., Zuo, L., Esling, C.**, 2007, Martensitic and Magnetic Transformation in Ni-Mn-Ga-Co Ferromagnetic Shape Memory Alloys, Materials Science and Engineering, 473, 213-218.
- [34] **Karaca, H.E., Karaman, I., Basaran, B., Lagoudas, D.C., Chumlyakov, Y.I., Maier, H.J.**, 2007, On The Stress-Assisted Magnetic-Field-Induced Phase Transformation in Ni₂MnGa Ferromagnetic Shape Memory Alloys, Acta Materialia, 55, 4253-4269.
- [35] www.shape-memory-alloys.com 20 Haziran 2009.
- [36] **Sullivan, M.R., Shah, A.A., Chopra, H.D.**, 2003, Pathways of Structural and Magnetic Transition in Ferromagnetic Shape Memory Alloys, Physical Review B, 70,1-8.

- [37] **Li, D.S., Garmestani, H., Yan, S., Elkawni, M., Bacaltchuk, M.B., Schneider-Muntau, H.J., Liu, J.P., Saha, S., Barnard, J.A.**, 2004, Effects of High Magnetic Field Annealing on Texture and Magnetic Properties of FePd, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 281, 272-275.
- [38] **Manosa, Ll., Moya, X., Planes, A., Krenke, T., Acet, M., Wassermann, E.F.**, 2007, Ni-Mn- Based Magnetic Shape Memory Alloys: Magnetic Properties and Martensitic Transition, *Materials Science and Engineering* 481-482, 49-56.
- [39] **Liu, G.D., Liu, Z.H., Dai, X.F., Yu, S.Y., Chen, J.L., Wu, G.H.**, 2005, Investigation on Ferromagnetic Shape Memory Alloys, *Science and Technology of Advanced Materials*, 6, 772-777.
- [40] **Pons, J., Cesari, E., Segul, C., Masdeu, F., Santamarta, R.**, 2007, Ferromagnetic Shape Memory Alloys: Alternatives to Ni-Mn-Ga, *Materials Science and Engineering*, 481-482, 57-65.
- [41] **Wang, H.B., Sui, J.H., Liu, C., Cai, W.**, 2007, Martensitic Transformation and Shape Memory Effect in $\text{Ni}_{54.75}\text{Mn}_{13.25}\text{Fe}_7\text{Ga}_{25}$ Ferromagnetic Shape Memory Alloy, *Materials Science and Engineering*, 480, 472-476.
- [42] **Cong, D.Y., Wang, S., Wang, Y.D., Ren, Y., Zuo, L., Esling, C.**, 2007, Martensitic and Magnetic Transformation in Ni-Mn-Ga-Co Ferromagnetic Shape Memory Alloys, *Materials Science and Engineering*.
- [43] **Tan, H., Elahinia, M.H.**, 2007, A Nonlinear Model For Ferromagnetic Shape Memory Alloy Actuators, *Communications in Nonlinear Science and Numerical Simulation*, 13, 1917-1928.
- [44] **Craciunescu, C.M., Ercuta, A., Valeanu, M., Teodorescu, V.S., Lupu, N. and Chiriac, H.**, 2008, Rapidly Solidified Ferromagnetic Shape Memory Alloys, *The European Physical Journal Special Topics*, 158, 161-165.
- [45] **Tellinen, J., Suorsa, I., Jaaskelainen, A., Aaltio, I. and Ulakko, K.**, 2002, Basic Properties of Magnetic Shape Memory Actuators, Published in 8th International Conference Actuator, Bremen, Germany.
- [46] **Prado, M.O., Lovey, F.C., Civalé, L.**, 1998, Magnetic Properties of Cu-Mn-Al Alloys with Shape Memory Effect, *Acta Materialia*, 46, 137-147.

- [47] **Zhang, X.Y., Brinson, L.C., Sun, Q.P.**, 2000, The Variant Selection Criteria in Single-Crystal CuAlNi Shape Memory Alloys, *Smart Materials & Structures*, 9, 571-581.
- [48] **Kainuma, R., Satoh, N., Liu, X.J., Ohnuma, I., Ishida, K.**, 1997, Phase Equilibria and Heusler Phase Stability in The Cu-Rich Portion of The Cu-Al-Mn System, *Journal of Alloys and Compounds*, 266, 191-200.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler:

- Adı Soyadı : Merivan ŞAŞMAZ
- Doğum Yeri : Malatya
- Doğum Yılı : 1985
- Uyruğu : T.C.
- Medeni Durumu : Bekar
- Yabancı Dili : İngilizce

Eğitim Durumu:

- Lise : Fatih Lisesi (Malatya), 2002
- Lisans : İnönü Üniversitesi (Malatya), 2007
- Yüksek Lisans : Fırat Üniversitesi (Elazığ), 2010

İş Durumu:

Adıyaman Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü Araştırma Görevlisi, 2008