



**T.C.
KAHRAMANMARAŞ SÜTÇÜ İMAM ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
FİZİK ANABİLİM DALI**

**MAGNEZYUM ESASLI ALAŞIMLARDA FAZ DÖNÜŞÜMLERİNİN
İNCELENMESİ**

İbrahim KARTERİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**KAHRAMANMARAŞ
Ağustos-2010**

T.C.
KAHRAMANMARAŞ SÜTÇÜ İMAM ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
FİZİK ANABİLİM DALI

MAGNEZYUM ESASLI ALAŞIMLARDA FAZ DÖNÜŞÜMLERİNİN
İNCELENMESİ

İbrahim KARTERİ

YÜKSEK LİSANSTEZİ

Kod No :

Bu Tez 13/08/2010 Tarihinde Aşağıdaki Jüri Üyeleri Tarafından
Oy Birliği ile Kabul Edilmiştir.

.....
Doç. Dr.
Musa GÖĞEBAKAN
DANIŞMAN

.....
Doç. Dr.
Mehmet ASLANTAŞ
ÜYE

.....
Yrd. Doç. Dr.
Cafer AYDIN
ÜYE

Yukarıdaki imzaların adı geçen öğretim üyelerine ait olduğunu onaylarım.

.....
Prof. Dr. Süleyman TOLUN
Enstitü Müdürü

Bu çalışma K.S.Ü. Araştırma Projeleri Yönetim Birimi Başkanlığı tarafından desteklenmiştir.

Proje No: 2010/5-14YLS

Not: Bu tezde kullanılan özgün ve başka kaynaktan yapılan bildirişlerin, çizelge, şekil ve fotoğrafların kaynak gösterilmeden kullanımı, 5846 sayılı Fikir ve Sanat Eserleri Kanunundaki hükümlere tabidir.

İÇİNDEKİLER

	SAYFA
İÇİNDEKİLER.....	I
ÖZET.....	III
ABSTRACT.....	IV
ÖNSÖZ.....	V
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	VI
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	VII
EK ŞEKİLLER DİZİNİ.....	IX
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	X
1. GİRİŞ.....	1
1.1. Giriş.....	1
1.2. Faz Dönüşümleri ve Faz Diyagramları.....	1
1.2.1. Temel Faz Dönüşümleri.....	4
1.2.1.1. Sıvı-Katı Dönüşümleri.....	4
1.2.1.2. Katı Hal Dönüşümleri.....	5
1.3. Magnezyum ve Alaşımları.....	7
1.4. Kristal Yapılar.....	9
1.5. Alaşımlar.....	12
1.5.1. Amorf Alaşımlar.....	13
1.5.2. Nanokristal Alaşımlar.....	13
1.5.3. Kuazikristal Alaşımlar.....	14
1.6. Alaşımları Üretme Teknikleri.....	15
1.6.1. Mekaniksel Alaşımlama /Mekaniksel Öğütme (MA/MÖ).....	16
1.6.2. Normal Katılaştırma (Conventional Solidification).....	17
1.6.3. Hızlı Katılaştırma (Rapid Solidification).....	17
2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR.....	20
3. MATERYAL VE METOT.....	24
3.1. Giriş ve Amaç.....	24
3.1.1. Alaşımların Üretilmesi.....	24
3.1.1.1. Mekaniksel Alaşımlama Tekniği.....	25
3.1.1.2. Normal Katılaştırma Tekniği.....	27
3.1.1.3. Hızlı Katılaştırma Tekniği.....	28
3.1.1.4. Isısal İşlem.....	29
3.1.2. Alaşımların İncelenmesi.....	30
3.1.2.1. X-Işını Difraksiyonu (XRD) ile Yapı Analizi.....	30
3.1.2.1.1. Bragg Yasası.....	31
3.1.2.2. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Analizi.....	32
3.1.2.2.1. Aktivasyon Enerjisi.....	33
3.1.2.2.2. Kristallenme Kinetiği.....	34
3.1.2.2.3. SEM Analizi.....	34
4. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	36
4.1. Hızlı Katılaştırma Tekniği ile Üretilen Mg-esashı Alaşımların Sonuçları.....	36
4.1.1. XRD ile Mikroyapı Analizi.....	36
4.1.2. DSC ile Isısal Özelliklerin Analizi.....	37

4.1.2.1.	Aktivasyon Enerjisi.....	39
4.1.2.2.	Kristallenme Mekanizması.....	43
4.1.3.	Faz Dönüşümü ve Faz Tanımlaması.....	46
4.2.	Mekaniksel Alaşımlama Tekniği ile Üretilen Mg-esash	
	Alaşımların Sonuçları.....	47
4.2.1.	XRD Analizi.....	47
4.2.2.	DSC Analizi.....	49
4.2.3.	SEM Analizi.....	51
5.	SONUÇ VE ÖNERİLER.....	55
5.1.	Sonuçlar.....	55
5.2.	Öneriler.....	56
	KAYNAKLAR.....	57
	EK ŞEKİLLER.....	62
	ÖZGEŞMİŞ.....	66

KAHRAMANMARAŞ SÜTÇÜ İMAM ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
FİZİK ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ÖZET

MAGNEZYUM ESASLI ALAŞIMLARDA FAZ DÖDÜŞÜMLERİNİN
İNCELENMESİ

İbrahim KARTERİ

Danışman: Doç. Dr. Musa GÖĞEBAKAN

Yıl: 2010, Sayfa: 66

Jüri : Doç. Dr. Musa GÖĞEBAKAN
Doç. Dr. Mehmet ASLANTAŞ
Yrd. Doç. Dr. Cafer AYDIN

Bu çalışmada Mg-esaslı ikili ve üçlü alaşımlar mekaniksel alaşımlama ve hızlı katılaştırma teknikleri ile üretilmiştir. Üretilen alaşımların ısısal özellikleri, faz dönüşümleri, faz tanımlamaları ve morfolojik özellikleri XRD, DSC ve SEM ile incelendi. Hızlı katılaştırma tekniği ile 5-20 m/s döner disk hızı ile amorf $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ şeritler üretildi. DSC ölçümleri $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf şeritlerin kristallenmeden önce aşırı soğutulmuş sıvı bölge ve camı geçiş sıcaklığının olduğunu gösterdi. DSC ile sürekli ısıtma esnasında hızlı katılaştırılmış üç ekzotermik reaksiyon ve iki endotermik reaksiyon gözlemlendi. Bu üç ekzotermik kristallenme reaksiyon için aktivasyon enerjisi Kissinger metoduyla hesaplandı. T_g , T_x , ΔT_x ve Trg gibi ısısal parametreler sırasıyla yaklaşık 432-439, 478-485, 46-54 K and 0.55-0.562 olarak belirlendi. $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf şeritlerin kristallenme kinetiği Johnson-Mehl-Avrami (JMA) denklemi ile incelendi. Avrami sabiti 2.30-2.74 olarak bulundu. $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$, $Mg_{83}Ni_{17}$ ve $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ toz alaşımları mekaniksel alaşımlama tekniği ile üretildi. Mekaniksel alaşımlanan bu toz alaşımlar nanokristal yapıda olduğu gözlemlendi.

Anahtar Kelimeler: Mg-Esaslı Alaşımlar, Mekaniksel Alaşımlama, Hızlı Katılaştırma, XRD, DSC, SEM, Amorf, Nanokristal.

UNIVERSITY OF KAHRAMANMARAS SUTCU IMAM
INSTITUTE OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES
DEPARTMENT OF PHYSICS

MSc THESIS

ABSTRACT

INVESTIGATION OF PHASE TRANSFORMATION
IN MAGNESIUM BASED ALLOYS

İbrahim KARTERİ

Supervisor: Assoc. Prof. Dr. Musa GÖĞEBAKAN

Year: 2010, Pages: 66

Jury : Assoc. Prof. Dr. Musa GÖĞEBAKAN
Assoc. Prof. Dr. Mehmet ASLANTAŞ
Assist. Prof. Dr. Cafer AYDIN

In this study, Mg-based binary and ternary alloys were manufactured by mechanical alloying and rapid solidification techniques. Thermal properties, phase transformation, phase identification and morphology properties of produced alloys were investigated by XRD, DSC and SEM. Amorphous $\text{Mg}_{61}\text{Cu}_{24}\text{Y}_{15}$ ribbons were produced by rapid solidification technique at wheel speeds in the range 5-20 m/s. DSC measurements showed that the $\text{Mg}_{61}\text{Cu}_{24}\text{Y}_{15}$ amorphous ribbons exhibit distinct glass transition temperature and wide supercooled liquid region before crystallization. During continuous heating by DSC, three exothermic reaction and two endothermic reaction for rapidly solidified $\text{Mg}_{61}\text{Cu}_{24}\text{Y}_{15}$ amorphous ribbons were observed. Activation energies for the three exothermic reaction were calculated by the Kissinger methods. The characteristic thermodynamic parameters such as T_g , T_x , ΔT_x and Trg were determined as around 432-439, 478-485, 46-54 K and 0.55-0.56, respectively. The crystallization kinetics of $\text{Mg}_{61}\text{Cu}_{24}\text{Y}_{15}$ amorphous ribbons were investigated by Johnson-Mehl-Avrami (JMA) equation. Avrami exponent was found to be 2.30-2.74. $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{25}\text{Y}_{15}$, $\text{Mg}_{83}\text{Ni}_{17}$ and $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Nd}_{10}$ powder alloys were produced by mechanical alloying technique. Mechanical alloyed these powder alloys were resulted nanocrystal structures.

Key Words: Mg-Based Alloys, Mechanical Alloying, Rapid Solidification, XRD, DSC, SEM, Amorphous, Nanocrystal.

ÖNSÖZ

21. yüzyıl da bir çok alanda olduğu gibi malzeme biliminde de önemli gelişmeler olmuştur. Bunlardan biriside alaşımların üretilmesi, özelliklerin incelenmesi ve saniyede uygulanabilirliklerin araştırılmasıdır. Amorf, nanokristal ve kuazikristal gibi yarı kararlı alaşımların özelliklerinin oldukça iyi olması bu konuya ilginin artmasına neden olmuştur.

Bu çalışmada Mg-esaslı ikili ve üçlü alaşımlar mekaniksel alaşımlama ve hızlı katılaştırma teknikleriyle toz ve şeritler halinde üretildi. Üretilen alaşımların yapısal ve ısısal özellikleri incelendi.

Tez konunun belirlenmesi, yürütülmesi ve çalışmalarım sırasında bana rehberlik eden, ilgi ve yardımlarını esirgemeyen Sayın Hocam Doç. Dr. Musa GÖĞEBAKAN' a, bana göstermiş olduğu sabır ve ilgiden dolayı sonsuz minnetlerimi sunarım.

SEM analizlerinin yapılmasında yardımcı olan ve yurtdışında bana destek olan Adama Mickiewicz Üniversitesi Fizik Fakültesindeki Dr. Roman ZAWODNY ve Dr. Maciej KOZAK' a teşekkür ederim.

Araştırmalarımda fikirleri ve çabalarıyla bana her zaman sonsuz destek veren Arş.Gör. Barış AVAR ve Arş.Gör. Celal KURŞUN' a da teşekkür ederim.

Kardeşlerime ve özellikle de annem ve babama eğitim ve öğretim hayatım boyunca bana maddi, manevi her konuda destek oldukları ve her zaman güvendikleri için çok teşekkür ederim.

Ağustos-2010
KAHRAMANMARAŞ

İbrahim KARTERİ

ÇİZELGELER DİZİNİ

	SAYFA
Çizelge 1.1. Yedi kristal sistemi.....	11
Çizelge 3.1. $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ kompozisyonlu alaşımının atomik ve kütlece oranları.....	24
Çizelge 3.2. $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ kompozisyonlu alaşımının atomik ve kütlece oranları.....	24
Çizelge 3.3. $Mg_{83}Ni_{17}$ kompozisyonlu alaşımının atomik ve kütlece oranları.....	25
Çizelge 3.4. $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ kompozisyonlu alaşımının atomik ve kütlece oranları.....	25
Çizelge 4.1. HK tekniği ile farklı disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımının termal özellikleri.....	39
Çizelge 4.2. 10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımının termal özellikleri.....	41
Çizelge 4.3. Farklı disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf alaşımların aktivasyon enerjileri.....	42
Çizelge 4.4. 10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf alaşımın 453–463 K’de sabit sıcaklıkta ısıtma esnasında oluşan birinci ekzotermik pikin, Avrami doğrularının eğiminden bulunan Avrami sabiti değerleri.....	45

ŞEKİLLER DİZİNİ

	SAYFA
Şekil 1.1. Sıcaklık (T), Entalpi (H) grafiğinde Gibbs Serbest enerjinin sıcaklıkla değişimi.....	3
Şekil 1.2. Sıcaklık ve zamana bağlı soğuma eğrileri; (a) Saf metal (b) Katı eriyik	4
Şekil 1.3. Birbirlerini düşük sıcaklıkta sınırlı oranda eriten bir ikili sistemin faz diyagramı.....	7
Şekil 1.4. (a) Basit örgü ve (b) onun birim hücresi.....	9
Şekil 1.5. Ondört bravais örgüleri.....	10
Şekil 1.6. Wigner-Seitz ilkel hücresi.....	11
Şekil 1.7. (a) Basit, (b) taban merkezli, (c) hacim merkezli ve (d) yüzey merkezli örgüler.....	12
Şekil 1.8. (a) Kristal Yapı ve (b) Amorf Yapı.....	13
Şekil 1.9. Bir nanokristal bir malzemenin atomlarının şematik görünümü.....	14
Şekil 1.10 a) Al-Ni-Co kuazikristal alaşımın kırınım deseni b) Zn-Mg-Ho alaşımının kırınım deseni.....	15
Şekil 1.11. Mekanik alaşımlama /öğütme işleminin şematik görünümü...	16
Şekil 1.12. Eriyik döndürme cihazı.....	19
Şekil 1.13. Eriyik döndürme cihazının şematik görünümü.....	19
Şekil 3.1. Mekaniksel alaşımlama cihazının iç ve dış görünüşleri.....	25
Şekil 3.2. Alaşım üretmek için kullanılacak elementlerin miktarının ölçüldüğü el yapımı fanus.....	26
Şekil 3.3. Mekaniksel alaşımlama cihazının numune haznesi.....	27
Şekil 3.4. Normal katılaştırma için kullanılan fırın sistemi.....	28
Şekil 3.5. Eriyik döndürme (Melt-spinning) cihazı.....	29
Şekil 3.6. Hızlı katılaştırma ile üretilen şeritler.....	29
Şekil 3.7. Carbolite marka kutu tipli (box-furnance) bir fırın.....	30
Şekil 3.8. Philips X'Pert PRO marka X- ışını difraksiyonu cihazı.....	31
Şekil 3.9. Bragg yasası.....	32
Şekil 3.10. Perkin Emler - Sapphire DSC cihazı.....	33
Şekil 3.11. SU-70 UHR Schottky marka bir SEM cihazı.....	35
Şekil 3.12. Taramalı elektron mikroskobunun şematik görünüşü.....	35
Şekil 4.1. HK tekniği ile farklı soğutma hızlarında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımlarının XRD grafiği: (a) 5 m/s , (b) 10 m/s, (c) 20 m/s.....	36
Şekil 4.2. HK tekniği ile farklı disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf şeritlerin DSC grafiği : (a) 5 m/s , (b) 10 m/s, (c) 20 m/s	39
Şekil 4.3. 10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf şeritlerinin 5–40 K/dak ısıtma oranlarında sürekli ısıtma ile elde edilen DSC sonuçları.....	40
Şekil 4.4. 10 m/s disk hızında üretilen şeritlerin Kissinger grafiği.....	42

Şekil 4.5.	10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf alaşımının 453–463 K’de sabit sıcaklıkta ısıtma esnasındaki zamana bağlı DSC grafiği.....	44
Şekil 4.6.	10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf alaşımın 453–463 K’de sabit sıcaklıkta ısıtma esnasındaki kristallenme oranının zamana bağlı grafiği.....	44
Şekil 4.7.	10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf alaşımın 453–463 K’de sıcaklıkta ısıtma esnasında oluşan piklerin Avrami grafiği.....	45
Şekil 4.8.	HK ile 10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ şerit alaşımının 423-673 K sıcaklıklarında ısıtıldıktan sonraki XRD grafiği.....	46
Şekil 4.9.	MA tekniği ile üretilen $Mg_{83}Ni_{17}$ toz alaşımlarının XRD grafiği.....	47
Şekil 4.10.	MA tekniği ile üretilen $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ toz alaşımlarının XRD grafiği.....	48
Şekil 4.11.	MA tekniği ile üretilen $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ toz alaşımlarının XRD grafiği.....	49
Şekil 4.12.	MA tekniği ile üretilen $Mg_{83}Ni_{17}$ toz alaşımlarının DSC grafiği.....	50
Şekil 4.13.	MA tekniği ile üretilen $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ toz alaşımlarının DSC grafiği.....	50
Şekil 4.14.	MA tekniği ile üretilen $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ toz alaşımlarının DSC grafiği.....	51
Şekil 4.15.	$Mg_{83}Ni_{17}$ tozlarının; 0, 10, 20, 40, 70 ve 90 saatlik MA işleminden sonraki SEM fotoğrafları.....	52
Şekil 4.16.	$Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ tozlarının; 0, 5, 20, 50, 70 ve 100 saatlik MA işleminden sonraki Sem fotoğrafları.....	53
Şekil 4.17.	$Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ tozlarının; 0, 5, 30, 60, 80 ve 100 saatlik MA işleminden sonraki SEM fotoğrafları.....	54

EK ŞEKİLLER DİZİNİ

	SAYFA
Ek Şekil 1. Mg-Cu Faz Diyagramı.....	62
Ek Şekil 2. Mg-Nd Faz Diyagramı.....	63
Ek Şekil 3. Mg-Y Faz Diyagramı.....	64
Ek Şekil 4. Magnezyum (Mg), Bakır(Cu) ve İttriyum(Y) Elementlerinin Özellikleri.....	65

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Q	Isı enerji
H	Entalpi
S	Entropi
θ	Yansıma açısı
d	Düzlemler arası uzaklık
h k l	Miller indisleri
JMA	Johnson–Mehl–Avrami
nm	Nanometre
h	Saat
T_{rg}	İndirgenmiş camsı geçiş sıcaklığı
ΔT_x	Aşırı soğutumuş sıvı bölge
T_g	Camsı geçiş sıcaklığı
T_x	Kristallenme sıcaklığı
T_m	Denge erime sıcaklığı
T_p	Pik sıcaklığı
°C	Santigrat derece
K	Kelvin sıcaklığı
λ	Dalga boyu
E	İç enerji
T	Sıcaklık
dak	Dakika
Å	Angström
n	Avrami sabiti
mA	Mili Amper
kV	Kilo Volt
mg	Mili Gram
mbar	Mili Bar
β	Isıtma Oranı
t	Zaman
X	Kristallenme oranı
R	Gaz sabiti (8.3145 J/(mol K))
Mg	Magnezyum
Cu	Bakır

Nd	Neodiyum
Ni	Nikel
Y	İtriyum
Ar	Argon
Au	Altın
Si	Silisyum
Fe	Demir
Al	Alüminyum
Zn	Çinko
TEM	Geçirimli Taramalı Mikroskop
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
DSC	Diferansiyel Taramalı Kalorimetre
XRD	X-Işını Difraksiyonu
HK	Hızlı Katılaştırma
MA	Mekaniksel Alaşımlama
NK	Normal Katılaştırma
E_a	Aktivasyon enerjisi
G	Gibbs serbest enerjisi
m	Metre

1. GİRİŞ

1.1. Giriş

Bu çalışmada Magnezyum esaslı alaşımlarda faz dönüşümleri incelenmiştir. Magnezyum elementi, yoğunluğu ($1,7 \text{ gr/cm}^3$) düşük olan bir element olduğu için geniş bir kullanım alanı vardır. Bunun yanında magnezyum ve magnezyum esaslı alaşımların yüksek mukavemet/ağırlık oranı gibi iyi mekanik özelliklerine rağmen, korozyon dirençlerinin düşük olması nedeniyle kullanım alanları sınırlıdır. Magnezyum esaslı amorf alaşımlar ise korozyona karşı dirençlerinin iyi olması nedeniyle başta otomotiv sanayi olmak üzere birçok alanda yaygın olarak kullanılmaktadır. Ayrıca magnezyum esaslı alaşımlar hidrojen depolama yeteneğine sahiptir. Petrol, doğal gaz ve kömür gibi enerji kaynaklarının dünyadaki rezervinin sınırlı olduğu iyi bilinmektedir. Hidrojenin gelecek için potansiyel enerji kaynaklarından biri olabileceği ümit edilmektedir. Petrol, doğal gaz ve kömürün aksine, hidrojen yenilenebilir bir enerji kaynağı olarak kolayca üretilmektedir. Aynı zamanda çevreyi kirletmemekte ve yakıt olarak kullanımı neticesinde zararsız bir su ortaya çıkmaktadır. Hidrojenin malzemelerle kimyasal veya fiziksel olarak birleşmesi ile metal hidrürler, karmaşık hidrürler veya karbon malzemeler şeklinde katı olarak depolanmasının hidrojen depolanmak için kullanılan diğer metotlara göre potansiyel avantajları vardır. Hidrojen depolayan malzemeler, kendi öz yapılarını bozmaksızın hidrojeni tutma ve serbest bırakma yeteneğine sahiptir. Dolayısıyla, geçmiş yıllarda, yeni ve güvenli hidrojen depolama sistemi konusunda büyük bir çaba sarf edilmiştir ve hidrojenin nanoyapılı malzemelerde depo edilebileceği rapor edilmiştir. Bundan sonra birçok ilgi, yüksek oranda hidrojen depolayan nanoyapılı malzemelerin üretilmesine odaklanmıştır. Böylece, hidrojenin katı olarak depolanması, gelişen hidrojen teknolojisinde ve ekonomisinde önemli bir konu olmuştur. Bu nedenlerden dolayı magnezyum esaslı alaşımların üretilmesi, mikro yapısı ve özellikleri, bilinmesi önemlidir. Bu çalışmada Mg-esaslı alaşımlar Mekaniksel alaşımlama /öğütme (Mechanical Alloying/Milling), ve Hızlı katılaştırma (Rapid Solidification) ile amorf veya nano yapıda üretilmeye çalışılmıştır.

1.2. Faz Dönüşümleri ve Faz Diyagramları

Katı bir madde bağ kuvvetleri etkisinde denge halinde bulunan kararlı atomlar yada moleküler grubundan oluşur. Bu atomların homojen olarak dağılım gösterdikleri bölgelere faz denir. Fazlar arasında belli sınırlar vardır ve her faz normal şartlarda denge durumunu korur. Ancak koşullar değişirse denge bozulur, atomlar başka bir denge konumuna geçerek değişik biçimde dizilir ve sonuçta yeni bir faz oluşur. Fazların oluşumunda ve dönüşümünde üç etken vardır. Bunlar sıcaklık, basınç ve kimyasal bileşimdir (Abbaschian, 1992). Saf elementler tek bileşenli en basit yapıları sistemlerdir, sıcaklık ve basınca bağlı olarak katı, sıvı ve gaz halinde bulunurlar. Birden fazla tür atom içeren çok bileşenli sistemlerin dengesi oldukça karışıktır.

Katı bir malzeme içerisinde denge halinde bulunan fazlar ve bu fazlar içerisinde homojen olarak dağılmış olan atomlar bulundukları konumu zaman içinde korur. Ancak çevre koşulları değişirse mevcut denge bozulur, atomlar bulundukları konumdan başka bir konuma geçmeye zorlanırlar. Faz içerisinde bulunan atomların birlikte hareketi sonucu bu fazın iç yapısı değişir ve yeni bir denge yapısı elde edilir. Diğer bir ifadeyle bir faz başka

bir faza dönüşür. Katı bir malzemeden meydana gelen faz dönüşümleri o malzemenin özelliklerini de değiştirir. Fazların dengesine etkiyen değişkenler yardımı ile faz dönüşümlerini kontrol ederek istenilen özellikte fazlara sahip malzeme elde etmek mümkündür. Bu amaçla endüstride çeşitli işlemler uygulanmaktadır. Diğer taraftan bir malzemenin faz yapısı ve özellikleri, o malzemeyi üretim tekniğine ve üretim koşullarına bağlıdır. Dolayısıyla malzemeler için uygun üretim teknikleri seçilerek malzemenin faz yapısı ve özelliklerini değiştire bilmektedir.

Bir malzemenin iç yapısının oluşumunda en önemli etken enerjidir ve enerjisi azalan bir madde ise daha kararlı bir hale gelir. Sistemler daima sahip oldukları enerjiyi azaltan konumlara doğru yönelerek daha kararlı hale gelme eğilimi gösterirler. Malzemeye verilen ısı enerjisinin bir kısmı ısıl genleşmeye sarf edilir, dolayısıyla potansiyel enerji artar; diğer önemli bir kısmı ise ısıl titreşimleri arttırarak kinetik enerjiye dönüşür. Katı cisimler üzerindeki gözlemler genellikle sabit basınçta yapılır ve cisimdeki hacim değişimi ihmal edilir. Bu durumda bir cisme ısı enerjisi (ΔQ) verildiği zaman iç enerji değişimi (ΔE) entalpi değişimine (ΔH) eşit olur. Entalpiye yaklaşık olarak cismin ısı içeriği de denir ve basit olarak

$$\Delta E = \Delta H, \quad \Delta Q = m.c.\Delta T \quad (1.1)$$

şeklinde ifade edilir. Burada ΔQ , alınan veya verilen ısı enerjisini sembolize eder. ΔT sıcaklık değişimini, m cismin kütlesini ve c ise öz ısıyı temsil eder.

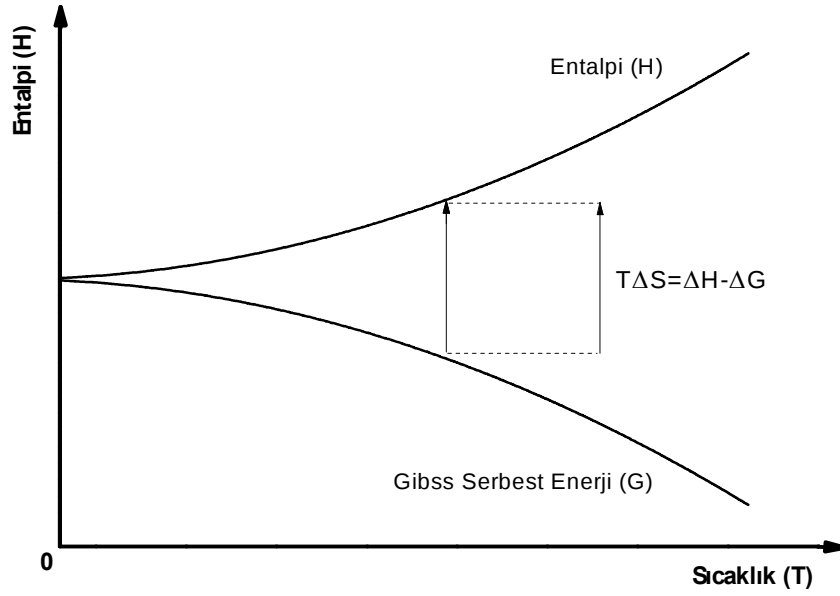
Entalpi iki kısımdan oluşur, biri Gibbs serbest enerjisi, diğeri de iç yapı düzensizlik derecesine bağlı karışım enerjisidir. Bir sistemin karışım oluşturma eğilimini belirleyen ΔS entropisi sıcaklıkla çarpılarak karışım enerjisine dönüştürülür. Buna göre entalpi, şu şekilde ifade edilir.

$$\Delta H = \Delta G + T\Delta S \quad (1.2)$$

Buradaki Gibbs serbest enerjisi (ΔG) cisimlerin denge yapılarını belirlemede kullanılır. Sıfır Kelvin sıcaklığında atomlar durgun haldedir ve entropi (ΔS) sıfırdır. Entalpisi (ΔH) ise minimumdur ve serbest enerjiye eşittir. Entalpi sıcaklıkla sürekli artar. Isıl düzensizlik sıcaklıkla arttığından ΔS entalpisi de yükselir. Gibbs serbest enerji, (1.2) denkleminde

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S \quad (1.3)$$

şeklinde yazılır. Gibbs serbest enerjisi (ΔG) faz dönüşümlerinde kararlı denge yapısının oluşmasında önemli rol oynar. Daima serbest enerjisi minimum olan yapılar kararlı olur. Bir reaksiyon sonucu oluşan fazın kararlı olması için serbest enerji değişiminin eksi olması gerekir. Örneğin su buharlaşıırken sıcaklık sabit kalır. Şekil 1.1' de görüldüğü gibi Gibbs serbest enerji sıcaklıkla sürekli azalır.



Şekil 1.1. Sıcaklık (T), Entalpi (H) grafiğinde Gibbs Serbest enerjinin sıcaklıkla değişimi

Gibbs tarafından geliştirilen faz kuralında belirli sistemdeki fazların denge halinde bulunması için gerekli koşullar belirtilmiştir. Daha öncede belirtildiği gibi bir fazın denge halini etkileyen faktörler; sıcaklık, basınç ve bileşendir. Normal şartlarda bu üç faktörden basınç sabit tutulduğu için sıcaklık ve kimyasal bileşen olmak üzere iki değişken kalır. Gibbs faz kuralı;

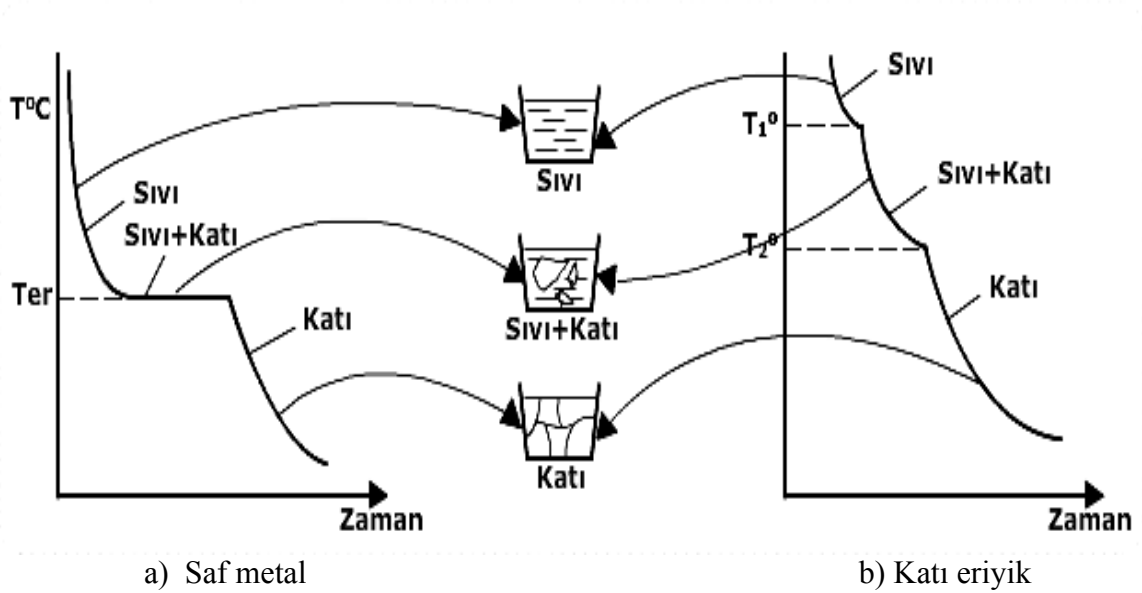
$$F + D = B + 1 \quad (1.4)$$

denklemleri ile ifade edilir. Bu denklemdeki F bir sistemin mevcut fazların sayısı, D fazların dengede kalması için bağımsız değişken sayısı ve B ise bir sistemin mevcut bileşenlerin sayısıdır.

Bağımsız değişkenlerden biri bileşim, diğeri de sıcaklıktır. Bu nedenle D en fazla iki olabilir. Saf metallerde bileşen sayısı B; bir olurken, iki bileşenli durumlarda ise B; iki olur. Bir malzeme sisteminde fazlar ve faz dönüşümleri bileşim ve sıcaklığa bağlı olarak değişir. Bu değişimler denge veya faz diyagramları ile gösterilir. Bu diyagramlar normal koşullarda zorlanmadan, diğer bir ifadeyle dengeli soğuma süresinde oluşan fazları ve faz dönüşüm sıcaklıklarını içerirler. Aşırı hızlı soğuma uygulanırsa dönüşmeler gecikebilir, hatta kısmen veya tamamen önlenemez. Bu durumda faz diyagramlardaki faz bölgeleri ve sınır eğrileri değişebilir. Dengesiz soğuma dışı oluşan fazlar yarı karardır. Bunlar ısıtılır ve yavaş dengeli soğuma uygulanırsa tekrar kararlı denge yapıları oluşur ve dönüşmeler faz diyagramında gösterilen bölgelerde meydana gelir.

Saf metallerin veya alaşımların faz diyagramlarını elde etmek için soğuma diyagramlarından yararlanılır. Bunun için değişik elementler içeren bir seri alaşım hazırlanarak eritilir, sonra alaşım soğutularak katılaşma süresinde sıcaklığın zamanla

değişimi ölçülür. Sıcaklık-zaman eksenleri, üzerine çizilen soğuma eğrileri Şekil 1.2' de gösterildiği gibi olur.



Şekil 1.2. Sıcaklık ve zamana bağlı soğuma eğrileri: (a) Saf metal, (b) Katı eriyik

1.2.1. Temel Faz Dönüşümleri

Bir malzeme sisteminin sıcaklığı değiştiği zaman atomların hareket yeteneği de değişir ve imkan tanındığı zaman genellikle daha düşük enerjili kararlı denge yapısı oluşturma eğilimi doğar. Belirli özelliklere sahip bir denge durumundan, daha farklı özelliklere sahip başka bir denge durumuna geçişe faz dönüşümü denir (Gögebakan ve ark, 2009). Bu dönüşümler genel olarak sıvı-katı dönüşümleri ve katı-katı hal dönüşümleri olmak üzere iki grupta incelenebilir. Örneğin; suyun donması sıvı-katı dönüşümüne, grafitin elmasa dönüşmesi de katı-katı dönüşümüne örneklerdir.

1.2.1.1. Sıvı-Katı Dönüşümleri

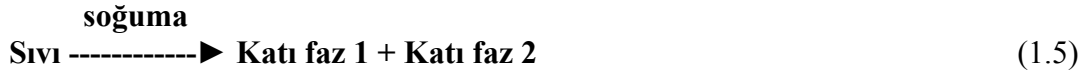
Bu tür faz dönüşümlerinde fazlardan biri sıvı olduğundan atomların hareket yeteneği yüksektir, bu nedenle dönüşüm süresi çok kısadır. Genel olarak soğuma hızı dönüşme sıcaklığını etkileyemez ve dönüşmeler daima aynı sıcaklıkta oluşur. Bu tür dönüşümler üç türe ayrılabilir. Bu dönüşümün temeli, sıvının soğutularak katılaşma olayıdır.

a) Katı eriyik oluşumu

Sıvı eriyikten katı eriyik oluşumu belirli bir sıcaklık aralığında tamamlanır ve sonuçta tek bir katı faz meydana gelir. Örneğin suyun buza dönüşmesi veya sıvı haldeki demirin soğutularak katı hale dönüşmesi bu duruma basit örneklerdir.

b) Ötektik reaksiyonu

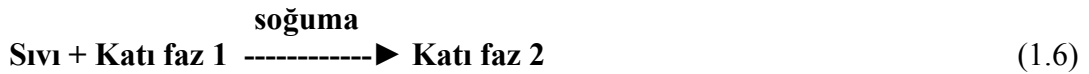
Birbirlerini sınırlı oranda eriten bazı sistemlerin belirli bileşimdeki alaşımları sabit sıcaklıkta katılaşır ve ötektik reaksiyonu sonucu sıvı faz aynı anda iki ayrı katı faza dönüşür. Bu ötektik reaksiyonu olarak bilinir ve aşağıdaki bağıntı ile tanımlanabilir.



Bu tür reaksiyona sahip sistemlere ötektik sistemler denir. Bu tür reaksiyonlarda sıvı aynı anda iki katı faza dönüşmesi ile çok ince ve oldukça sık yapı meydana gelir. Bu reaksiyon sonucu oluşan katının özellikleri oldukça iyidir. Özellikle mekaniksel özelliklerin çok iyi olması ve bu tür reaksiyon sonucu oluşan malzemelerin uygulama yönünden çok iyi özelliklere sahip olması nedeniyle ötektik yapılar çok önemlidir.

c) Peritektik reaksiyon

Sıvı-katı dönüşümlerinin diğer önemli bir türü peritektik reaksiyondur ve bu reaksiyonda bir arada bulunan bir sıvı fazla bir katı fazın sabit sıcaklıkta başka bir katı faza dönüşmesidir. Bu reaksiyon aşağıdaki bağıntı ile tanımlanabilir. Sonuçta oluşan fazın (katı faz2) özellikleri başlangıçtaki katı fazın (katıfaz1) özelliklerinden farklıdır.

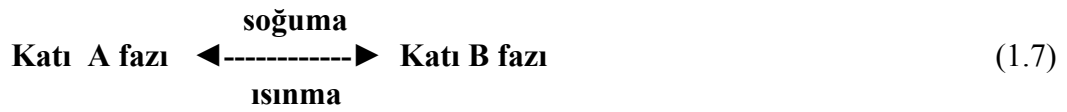


1.2.1.2. Katı Hal Dönüşümleri

Katı halde atomlar en düşük enerji seviyesinde olduğunda hareket yetenekleri çok kısıtlıdır, bu nedenle katı hal faz dönüşümlerin tamamlanması için belirli bir süreye gerek vardır. Bir dönüşme olayı atomsal hareket sonucu oluşur ve bu üç aşamada tamamlanır. Birinci aşamada sıcaklık yada basınç nedeni ile atomların çevresi ile bağları kopar, ikinci aşamada hareket ederek daha düşük enerjili konumlara gelirler ve son aşamada da kararlı hale gelerek yeni fazı oluştururlar. Özellikle yeni faza ait sınırların oluşması oldukça büyük enerjiyi gerektirir. Bütün bu olayların tamamlanması için gerekli süre t ise bunun tersi $R = 1/t$ dönüşüm reaksiyon hızı olur. Bu reaksiyon hızı dönüşümün olduğu sisteme ve sıcaklığa bağlıdır. Eğer soğuma hızı R dönüşüm hızından fazla ise dönüşüm kısmen veya tamamen önlenabilir, normal soğumadan beklenen kararlı denge yapısı yerine başka yarı kararlı denge yapısı oluşabilir. Elde edilen yeni yarı kararlı yapı üstün özelliklere sahip olabilir. Uygulamada bu olaydan geniş ölçüde yararlanılır. Katı hal dönüşümlerinin diğer bir özeliği de yeni oluşan fazların mevcut ana faza göre belirli konumlar alması yani ana fazda belirli sınırlarda ayrılması zorunluluğudur. Eğer sıcaklık yüksek, tane boyutu küçük ve süre yeterli ise tane sınırlarında çökmesi olanağı yüksek olur. Aksi halde mevcut fazın kafes yapısı içinde kalarak tane içi çökme meydana getirir. Katı hal dönüşümleri dört türdür. Bunlar Polimorfik Dönüşme, Ötektoid Reaksiyon, Peritektoid Reaksiyon ve Katı Eriyikten Çökme şeklindedir. Bu reaksiyonlar aşağıda özet olarak açıklanmıştır (Onaran, 2003).

a) Polimorfik Dönüşüm

Bu dönüşümün temeli bir katı fazın belli sıcaklıkta başka katı bir faza dönüşmesidir. Bazı saf metallerin kafes yapısı belli sıcaklıkta diğer bir tür kafes yapısına dönüşür. Buna en basit örnek demirde gözlenen faz dönüşümüdür. Saf demir 910°C ye kadar hacim merkezli kübik yapıda iken 910°C nin üstünde yüzey merkezli kübik yapıdadır. Aynı zamanda grafitten elmasa dönüşümde polimorfik dönüşümdür. Bu şekildeki dönüşüme polimorfik dönüşme denir ve aşağıda bağıntı ile de tanımlanabilir. Bu dönüşüm tersinirdir. Yani; katı A fazı soğutulduğunda katı B fazına dönüşüyorsa, katı B fazı ısıtıldığında katı A fazına dönüşür.



b) Ötektoid Dönüşüm

Bu dönüşüm ötektik reaksiyona benzer, ancak burada bir katı faz sabit sıcaklıkta aynı anda diğer iki ayrı katı faza dönüşür. Burada da aynı anda yan yana oluşan yeni fazlar çok sık ve ince bir yapı meydana getirirler. Bu şekilde oluşan ötektoid yapı genellikle ötektik yapı gibi üstün mekanik özelliklere sahip olur, Ötektoid reaksiyon aşağıdaki bağıntı ile de tanımlanabilir. Bu reaksiyon da tersinirdir.



c) Peritektoid Dönüşüm

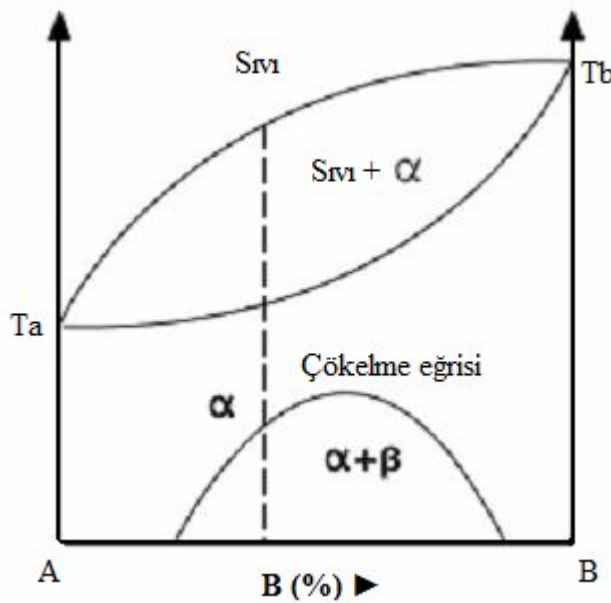
Bu dönüşüm de aşağıdaki bağıntıda görüldüğü gibi iki katı faz sabit sıcaklıkta diğer bir katı faza dönüşür. Sonuçta tek fazlı yapı oluşur. Bu reaksiyon da tersinirdir.



d) Katı Eriyikten Çökelme

Tek fazlı bir katı eriyik Şekil 1.3’de görüldüğü gibi soğurken belirli bir sıcaklık düzeyinde doymuş hale gelebilir. Bu doyma noktasında katı eriyikte bulunan yabancı atomların bir kısmı ayrılarak ikinci bir faz halinde çökeler. Burada bir sıvı, bir de katı olmak üzere iki faz vardır. Çökelen fazın miktarı sıcaklık düştükçe artar ve belli bir sıcaklıktan sonra sıvının tamamı katı hale geçerek tek bir katı faz olur.

Uygulamada bu çökelen fazın miktarı, çökelme yeri ve büyüklüğü kontrol edilerek oluşacak yeni katının mikro yapısı değiştirilebilir ve bunun doğal bir sonucu olarak da yeni malzeme özellikleri iyileştirilmiş olur. Bu şekilde daha yararlı yapılar oluşturulabilir.



Şekil 1.3. Birbirlerini düşük sıcaklıkta sınırlı oranda eriten bir ikili sistemin faz diyagramı (Ta, A metalinin erime sıcaklığı ve Tb, B metalinin erime sıcaklıklarıdır. α ve β ise oluşan katı fazları temsil etmektedir).

1.3. Magnezyum ve Alaşımları

Magnezyum, yerkabuğunda bulunuş oranı bakımından sekizinci sırayı alan bir elementtir. Magnezyum, yoğunluğu düşük, mekaniksel olarak yumuşak, görünüm olarak gümüşü-beyaz renkli bir elementtir. Magnezyum saf halde kullanılması çoğu diğer metallerde olduğu gibi, dayanıklılığının düşük olmasından dolayı mümkün değildir. Bu nedenle Mg elementi ile alaşımlar yapıp kullanabilmektedir. Magnezyum alaşımlarının mukavemeti düşük olduğu hâlde, mukâvemet/yoğunluk değerinin yüksek olması sebebiyle tercih edilmektedir. Gerçekte, magnezyum yalnız başına, mekanik özellikleri ve korozyona karşı dirençleri oldukça düşük bir elementtir. Ancak, bazı metallerle, özellikle alüminyum, çinko, nikel ve bakır gibi elementlerle alaşımları üretildiğinde mekanik özellikler belli ölçüde artmaktadır. Magnezyumla alaşıma giren alüminyum alaşımı mekanik özelliğini artırır, çinko alaşımı daha çok işlenebilir duruma getirir, nikel ve bakırla alaşımı

oluşturulduğunda ise hem mekaniksel özellikleri artmakta, hem de amorf, nanokristal gibi yarı kararlı alaşım oluşturulabilmektedir. Bu alaşımlar Hızlı katılaştırma (HK), normal katılaştırma (NK) ve mekaniksel öğütme (MA) tekniği ile kolayca elde edilebilir olması ve alaşımların özellikleri farklı olması Mg-esaslı alaşımların kullanım alanlarının da genişlemesine neden olmaktadır. Özel nedenlerle, kalsiyum, zirkonyum, kadmiyum, gümüş, silisyum, berilyum, lityum, toryum, kalay, nikel, bakır, itriyum ve neodyum ile magnezyum alaşımları yapılır. Olağandışı işlenebilme niteliği ve metal yoğunluğuna karşı direnç gerektiren durumlarda, magnezyum, özellikleri nedeniyle istenir olmaktadır. Mg esaslı amorf alaşımlar iyi mekaniksel özellikleri, korozyona karşı dirençlerinin iyi olması, manyetik özelliklerinin iyi olması gibi dikkate değer özelliklerinden dolayı büyük bir ilgi görmüştür. Mg esaslı amorf alaşımları bu özelliklerinden dolayı geniş uygulama alanlarına sahiptir (Luan ve ark, 2002). 20. yüzyılın ikinci yarısında, değişik tipte tüketim maddelerinde magnezyumun kullanılması, günden güne arttı. 21. yüzyıla gelindiğinde bu dönemin malzemeleri arasında yer alan magnezyum alaşımları düşük özkütlesi ile alüminyumdan %36, çelikten ise %78 daha hafif ve yapısal metaller arasında en hafif olanıdır (Cermak ve ark, 2008). Bu özelliklerinden dolayı magnezyum alaşımların geleceğin aday malzemeler arasında ilk sıralarda yer almasını sağlıyor. Ateşe dayanıklılık özelliği nedeniyle de magnezyum, günümüzde yanmayan döşemeliklerin, erimeyen astarların ve yanmaz kâğıtların yapımında kullanılmaya başlandı. Elektronik birimlerde de magnezyum bileşikleri geniş çapta kullanılır. Radar izleme tablolarında, antenlerde, güç devrelerinde, teyp bantlarının makaralarında, plaklarda, el telsizlerinde ve değişik tür şasilerde hep magnezyumdan yararlanılır. Magnezyum, bavulların, kameraların, çim kesme makinelerinin, elektrik süpürgelerinin ve öteki elektrikli eşyanın yapımında da kullanılmaktadır. Ayrıca günümüzde spor gereçlerinde ve büro eşyalarında da magnezyum ve Mg-esaslı alaşımlar kullanılmaya başlandı.

Son yıllarda çevre kirliliği tüm dünyada önemli bir sorun olması, temiz ve yenilenebilir enerji kaynağına olan talebi arttırmıştır. Bu amaçla yapılan çalışmaların büyük çoğunluğu hidrojeni esas almakta ve hidrojenin üretimi depolanması ve değişik amaçlar için kullanımı ana çalışma konularını oluşturmaktadır (Dantzer, 1997). Son yıllarda Mg-esaslı malzemeler, yüksek hidrojen depolama kapasitelerinden dolayı da yoğun olarak çalışılmıştır. Bugüne kadar birçok ikili, üçlü ve çoklu Mg esaslı alaşımlar, farklı alaşım sistemlerinde elde edilmiştir. Bu alaşımlar diğer alaşımlarla karşılaştırıldığında, özellikle de yüksek hidrojen depolama kapasiteleri, spesifik ağırlıklarının düşük olması ve fiyatlarının düşük olması gibi nedenlerden dolayı daha çok dikkat çekmiştir. Örneğin, magnezyum ile hidrojen MgH_2 şeklinde hidrürler oluşturur ki bu 7,6 wt% oranında hidrojen içerir. Bunun anlamı, magnezyum 1500 katında daha fazla hacimde hidrojen emer. Maalesef, saf MgH_2 fazı yüksek bir termodinamik kararlılıkla karakterize edilir ki bu düşük bir emme- salıverme kinetiğine yol açar. Diğer bir deyişle, magnezyum hidrürlerin ayrışması için çok yüksek bir sıcaklığa (~300 °C) ihtiyaç duyulur ki bunun pratiksel kullanımı sınırlıdır. Dolayısıyla bu problemin üstesinden gelmek için daha fazla araştırmaya ihtiyaç vardır. Bu nedenlerden dolayı magnezyum alaşımları üretilmesi ve özelliklerinin araştırılması önemlidir.

1.4. Kristal Yapılar

Atomların üç boyutlu uzayda periyodik bir düzene göre dizilmeleri sonucu oluşan katı yapıya kristal yapı denir. Kristal yapıdaki katı malzemeleri oluşturan atomların düzenli dizilimi uzayda tekrarlanabilen bir karaktere sahiptir. Herhangi bir doğrultu boyunca gidildiği zaman atomlar arası uzaklık ve atomların çevreleri birbirlerine özdeştir. Diğer taraftan atomları rasgele dağılımı belli bir periyodik düzene sahip olmayan katı malzemelerde vardır. Bu katı malzemelere amorf malzeme denir ve genellikle laboratuvar şartlarında elde edilebilir. Bu malzemelerin özellikleri, kristal yapıdaki malzemelerin özelliklerinden tamamen farklıdır ve uygulamada yoğun olarak kullanılır.

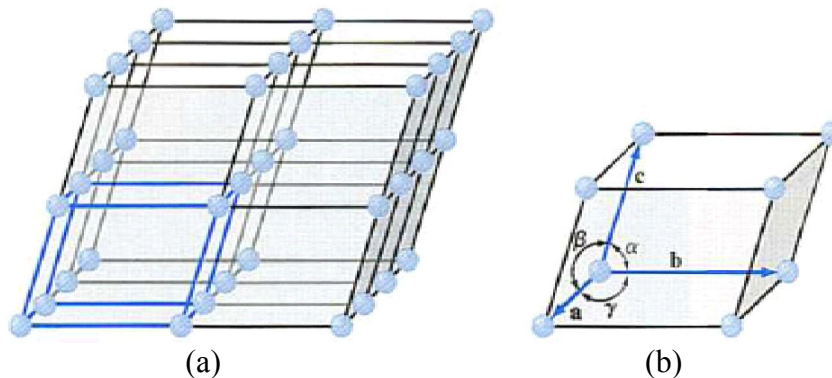
Genellikle kristalin yapısı bir örgüyle tarif edilir. Atomların ortaya çıkardığı düzeni bir nokta ile gösterecek olursak, üç boyutta oluşan kristal, noktalardan yapılmış bir kafes gibi düşünülebilir. İşte bu kafese örgü denir. Örgünün her noktasına bir atom grubu bağlanırsa bu atom grubuna baz denir. Uzayda, bazın tekrarlanmasından kristal yapı oluşur. Yani,

$$\text{Kristal yapı} = \text{örgü} + \text{baz} \quad (1.10)$$

şeklinde tanımlanabilir. Kristal örgüyü tanımlayan ve kristalin tüm özelliklerini taşıyan en küçük yapı taşına birim hücre denir. Bir birim hücrenin şekli ve büyüklüğü, orjin olarak alınan köşeden çizilen $\vec{a}$, $\vec{b}$ ve $\vec{c}$ vektörleri ile belirtilir. Bu vektörler hücreyi temsil eder ve hücrenin kristallografik eksenleri olarak adlandırılır. Kristalin düzenli iç yapısı, kristal örgüsü adı ile tanımlanır. Kristal örgüsü uzaysal ağ gibi gösterilir ve bu ağın düğümlerinde atomlar veya iyonlar yerleşmektedirler. Bu

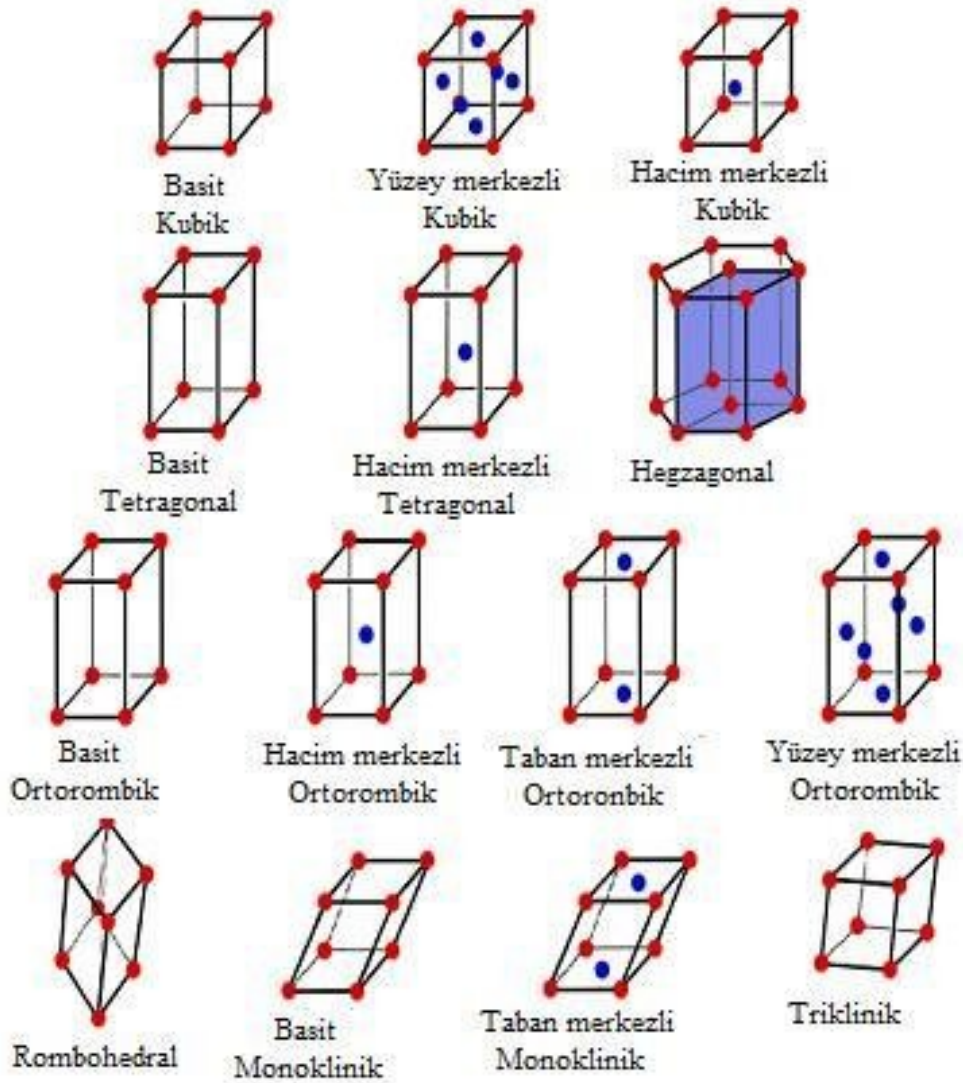
$$\vec{r} = m\vec{a} + n\vec{b} + p\vec{c} \quad (1.11)$$

vektörü ile belirlenir. Burada a, b, c temel yer değiştirme vektörleridir ve onların modülleri yer değiştirme periyotlarıdır ve m, n, p ise tam sayılardır. Herhangi bir düğümdeki atomun paralel yer değiştirme yöntemiyle oluşan örgüye yer değiştirme örgüsü veya Bravis örgüsü denir. $\vec{a}, \vec{b}, \vec{c}$ vektörlerinde kurulan en küçük paralel kenar prizma, kristal örgüsünün birim hücresi olarak tanımlanır. Bu vektörler ve bu vektörler arasındaki açılar (α, β, γ) birim hücre parametreleri olarak adlandırılır. Şekil 1.4'de basit örgü ve onun birim hücresi görülmektedir.



Şekil 1.4. (a) Basit örgü ve (b) onun birim hücresi

Birim hücre parametrelerinin alabileceği farklı değerlere bağlı olarak, doğada bulunan bütün kristalleri temsil edebilmek için birim hücrelerin yedi farklı şekil ve büyüklükte olduğu görülür. Bunlara yedi kristal sistemi denir. Çizelge 1.1’de bu yedi kristal sistemi ve Şekil 1.5’de bunların Bravais örgüleri görülmektedir. 1848’de Fransız bilim adamı Bravais, noktaların (atomların) birim hücrelerin köşelerinde bulunması ile oluşan yedi birim hücrenin değişik konumlarında (yüzeylerinde, hacim merkezlerinde) da başka noktaların bulunması ile en fazla ondört çeşit nokta örgü olabileceğini ispatlamıştır. Bu ondört çeşit nokta örgüye Bravais örgüsü denir (Cullity, 1996).

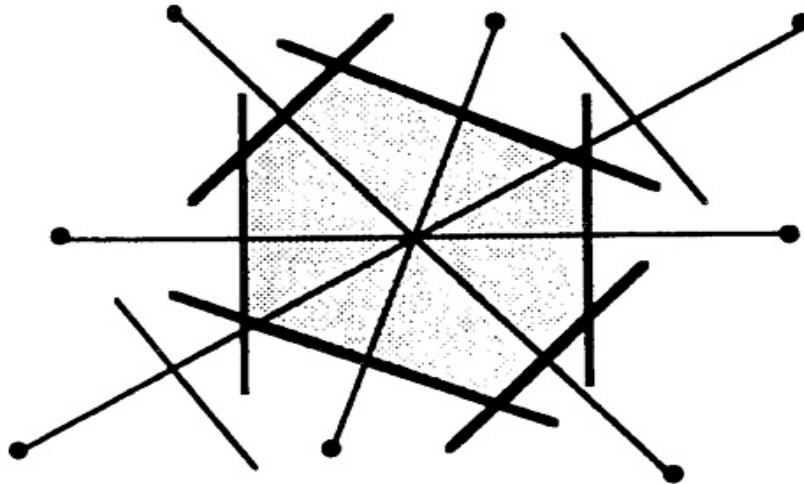


Şekil 1.5. Ondört bravais örgüleri (Cullity, 1996).

Çizelge 1.1. Yedi kristal sistemi

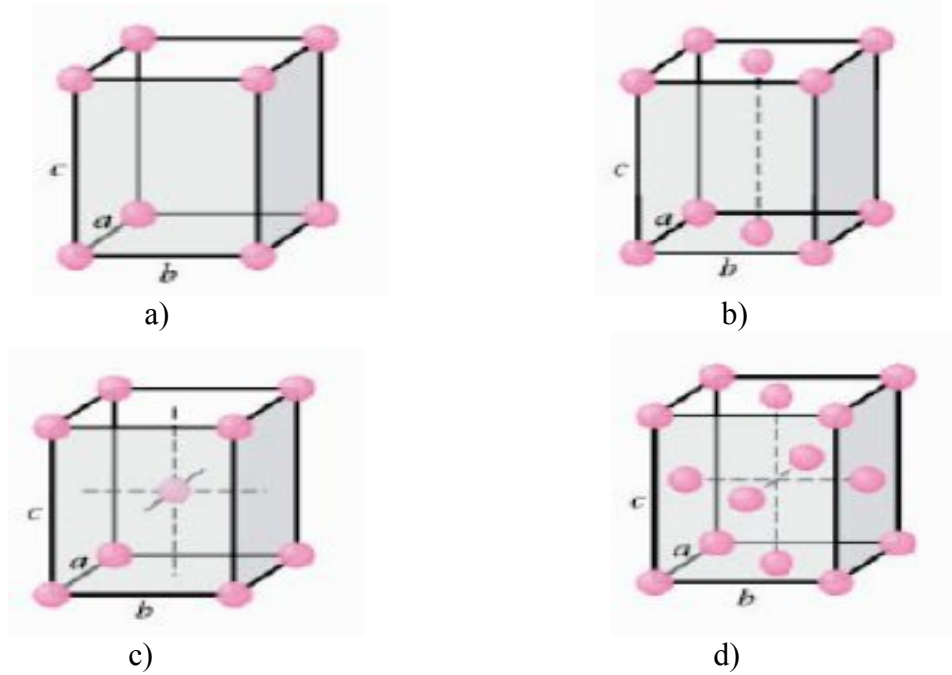
Sistem	Eksen Uzunlukları ve Açılar
Kübik	Birbirine dik üç eksen $a = b = c \quad \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Tetragonal	İkisi eşit olan birbirine dik üç eksen $a = b \neq c \quad \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Ortorombik	Birbirine dik eşit olmayan üç eksen $a \neq b \neq c \quad \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Rombohedral	Aralarındaki açılar birbirine eşit üç eşit eksen $a = b = c \quad \alpha = \beta \neq \gamma = 90^\circ$
Hekzagonal	Aralarındaki açı 120° olan iki eşit eksen ve üçüncü eksen ilk ikisinin düzlemine dik $a = b \neq c \quad \alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$
Monoklinik	Birbirine eşit olmayan üç eksen, eksenlerden ikisi birbirine dik değil $a \neq b \neq c \quad \alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$
Triklirik	Birbirine eşit olmayan üç eksen aralarındaki açılar farklı ve hiç biri diğerine dik değil $a \neq b \neq c \quad \alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$

Birim hücredeki atomların sayısına göre örgüler basit ve bileşik olabilir. Basit örgüde birim hücrede bir atom bulunur. Buna ilkel hücre denir. Bir ilkel hücresi şu yöntemle seçilebilir. İlk olarak verilen bir örgü noktasını en yakın komşularıyla birleştiren tüm doğru parçaları çizilir. İkinci olarak ise bu doğruların orta dikmeleri olan doğrular (veya, üç boyutta düzlemleri) çizilir. Böylece oluşan en küçük hacimli bölge Wigner-Seitz ilkel hücresi olur. Tüm uzay bu hücrelerle doldurabilir (Kittel,1996). Şekil 1.6'de Wigner-Seitz ilkel hücresi gösterilmektedir.



Şekil 1.6. Wigner-Seitz ilkel hücresi (Galperin, 2008)

Bileşik hücrede yani ilkel olmayan hücrede ise birden fazla atom bulunabilir. Basit örgüde atomlar sadece birim hücrenin düğümlerinde yerleşebilir. Bileşik örgülerde ise, birim hücrenin düğümlerinden başka, atomlar taban yüzeyinin merkezinde (taban merkezli örgü), uzay köşegenlerinin kesişmesinde (hacim merkezli örgü) ve tüm yüzeylerin merkezinde (yüzey merkezli örgü) yerleşebilir. Bunlar Şekil 1.7’de gösterilmiştir. Böylece, taban merkezli, hacim merkezli ve yüzey merkezli örgünün birim hücresinde sırasıyla iki, iki ve dört atom yerleşebilir.



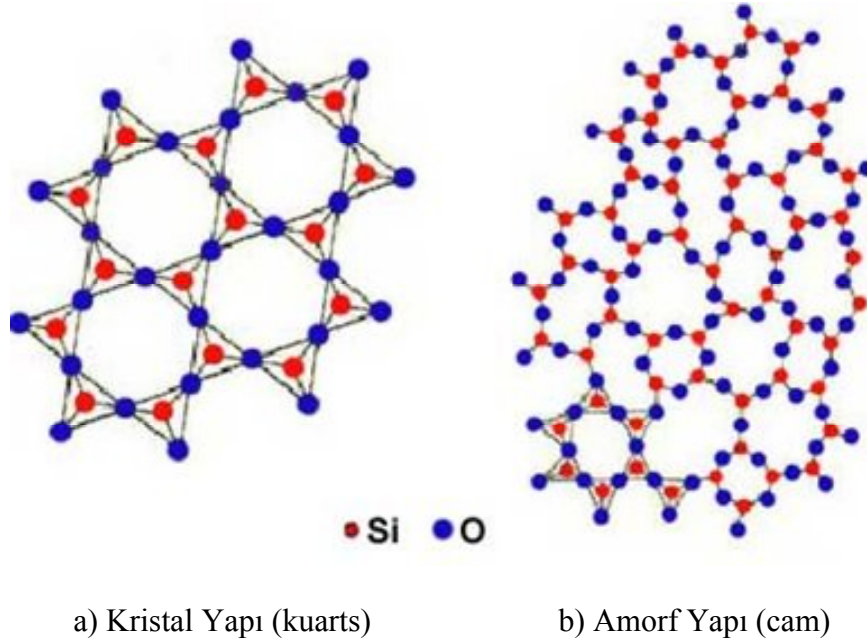
Şekil 1.7. (a) Basit, (b) taban merkezli, (c) hacim merkezli ve (d) yüzey merkezli örgüler

1.5. Alaşımlar

En az biri metal olmak şartıyla iki veya daha çok metalin bir araya getirilmesi sonucu elde edilen metalik karakterdeki yeni malzemelere alaşım denir. Alaşımlama ise farklı özelliklere sahip elementlerin bir araya getirilmesiyle, üstün özelliklerin optimum şekilde tek bir malzemede toplanması için uygulanan bir işlemdir. Örneğin; tunç (bakır-kalay), pirinç (bakır-çinko) ve lehim (kalay-kurşun) bilinen alaşımlardır. Alaşımlar saf metallerden daha iyi mekanik özelliklere sahiptirler. Uygulamada çoğunlukla mekanik özelliklerinin düşüklüğü nedeniyle saf metaller kullanılmaz. Bunun için özelliklerin iyileştirilmesi veya istenen özelliklerde malzeme elde etme amacıyla alaşımlar geliştirilmiştir. Günümüzde alaşımlar kristal, amorf, nanokristal ve kuazikristal olarak üretilmektedir. Amorf, nanokristal ve kuazikristal alaşımlar yarı-kararlı alaşımlar olarak bilinen yeni alaşımlardır.

1.5.1. Amorf Alaşımlar

Bir katı madde atomlarını belli bir düzende bir arada tutan bir yapıdadır. Fakat amorf katıların yapısında atomların yerleri uzun mesafede periyodik bir düzende değildir. Katı gibi görünen fakat kristal olmayan maddelere amorf madde adı verilir. Kristal katılarda atom, molekül veya iyonlar düzgün bir biçimde sıralanmasına rağmen amorf yapıda bu durum gözlenmez. Amorf maddeler aşırı soğumuş sıvılardır. Amorf maddeler yarı kararlı olduklarından dolayı dışardan bir etki olmaksızın yapılarını değiştirmezler.



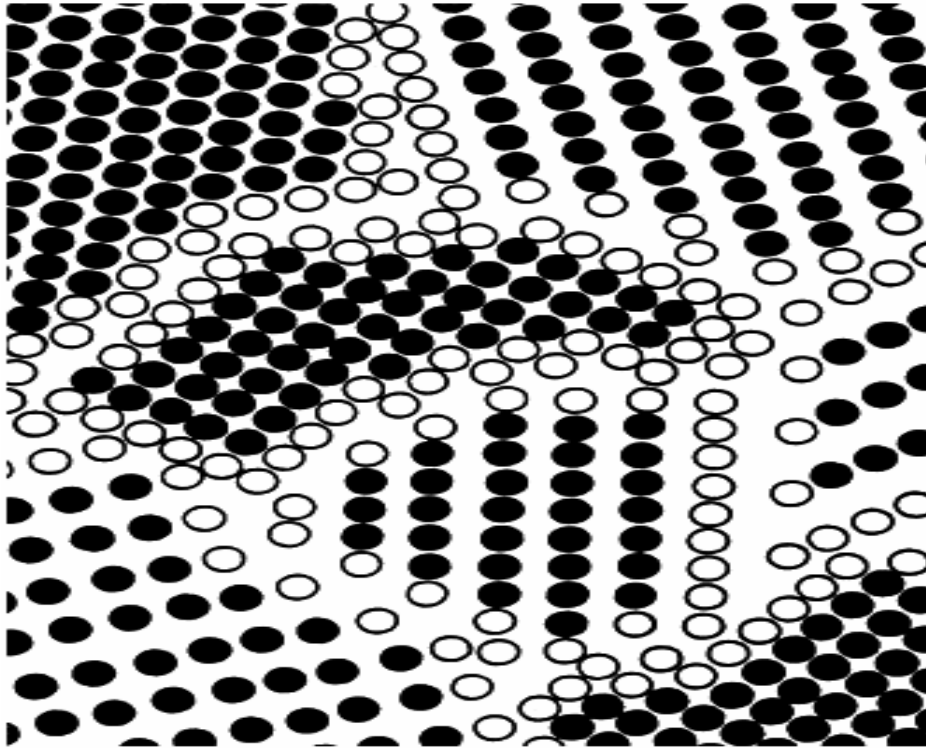
Şekil 1.8. (a) Kristal Yapı ve (b) Amorf Yapı (Anonim, 2010a)

Amorf malzemeler kararsız bir yapıya sahiptir ve sıcaklık, basınç gibi etkiler sonucu daha kararlı bir yapıya dönüşürler. Amorf yapılar bazen mükemmel yapılar olarak da tanımlanabilir. Bunun sebebi moleküllerinin tıpkı bazı sıvı yapılarıdaki gibi gelişmiş bir biçimde dizilmiş olmasıdır. Örnek olarak camı ele alırsak, camın kristal yapıya sahip olan kuarts kumu, ya da silisyum dioksitten (SiO_2) oluşan basit bir yapıya sahip olduğu bilinmektedir. Kum eritildiğinde, kristalleşmesini önlemek için çabucak soğutulur ve cam adı verilen amorf katı şeklini alır. Şekil 1.8.'de kristal ve amorf yapıdaki silisyum dioksit görülmektedir. Amorf katılar, katı halden sıvı hale geçerlerken belirli bir ergime noktasında keskin bir faz geçişi gösterirler. Bundan ziyade ısıtıldıklarında ise yavaş yavaş, yumuşak bir faz geçişi gösterirler. Amorf yapıların fiziksel özellikleri herhangi bir eksen boyunca bütün yönlerde aynıdır. Bu nedenle izotropik bir yapıya sahip oldukları söylenebilir (Yapıcı ve ark, 2008).

1.5.2. Nanokristal Alaşımlar

Nanokristal malzemeler tane boyutu 1-100 nm arasında olan malzemelerdir. Nanoyapılı malzemeler kristal ve amorf fazlar içerebilirler ve metal, seramik, polimer veya kompozit olabilirler. Eğer bir malzeme içindeki taneler kristallerden oluşmuş ise o malzeme nanokristal olarak adlandırılır. Nanokristal malzemelerin üretilmesi,

özelliklerinin incelenmesi ve uygulama alanlarının araştırılması uzun yıllardan beri çalışılmaktadır. Nano boyutlu parçacıkların malzeme boyunca homojen dağılması, malzemenin özelliklerini önemli ölçüde değiştirmektedir. Malzeme içinde homojen olarak dağılan nano boyutlu kristaller, bu malzemeye uygulanan zora karşı önemli bir direnç oluştururlar ve bundan dolayı bu malzemelerin mekaniksel özellikleri oldukça önemlidir. Örneğin Al-esaslı nanokristal malzemelerin mukavemetlerinin 1500 MPa'ı aştığı rapor edilmiştir. Bu değer Al-esaslı kristal yapıdaki alaşımların mukavemetlerinin yaklaşık 3 katı kadardır. Oldukça yüksek olan bu değer, nanokristal yapıli malzemelerin araştırmalarına olan ilginin daha da artmasına neden olmuştur. Bundan sonra birçok alaşım farklı tekniklerle nano yapıda üretilmiştir. Bu çalışmaların sonunda nanokristal malzemelerin korozyon dirençlerinin de oldukça yüksek olduğu bulunmuştur. Nanokristal alaşımların diğer önemli bir özelliği de hidrojen depolama kapasitesine sahip olmalarıdır. Bu malzemeler kendi öz yapılarını bozmaksızın hidrojeni tutma ve serbest bırakma yeteneğine sahiptir. Bu malzemeler hidrojeni katı olarak depolayıp belli bir sıcaklıkta tekrar serbest bırakmaktadır. Diğer taraftan nanokristal malzemelerde yüksek sertlik ve akma mukavement değerleri gözlenmiştir. şekil 1.9.'de bir nanokristal malzemenin atomları şematik olarak gösterilmiştir.



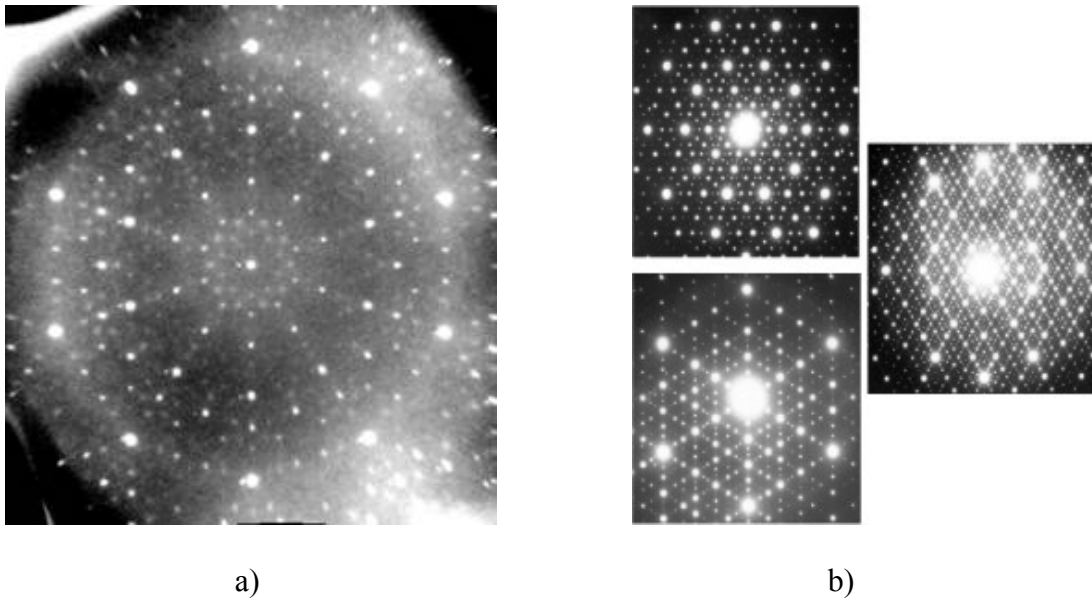
şekil 1.9. Bir nanokristal bir malzemenin atomlarının şematik görünümü (Suryanarayana, 2001). (İçi dolu siyah daireler atomları, beyaz daireler ise örgü sınırlarını göstermektedir).

1.5.3. Kuazikristal Alaşımlar

Kuazikristal kelimesi, ilk olarak Levine ve Steinhardt tarafından kullanıldı (Levine ve Steinhardt, 1984). Kuazikristaller aynı zamanda sanki kristaller olarak adlandırılmaktadır. Bu malzemeler, kendilerine özgü mükemmel uzun- mesafe düzenliliği (kuaziperiyodiklik) gösterirken, dönme (rotasyonel) simetrisi gibi normal kristallerde

görülen özellikleri göstermezler. Uzun- mesafe periyodikliğinin varlığı, bu maddelerin bir bakıma kristal özelliklere sahip olduğunu, diğer taraftan dönme simetrisinin olmayışı ise bir bakıma amorf özellikler gösterdiğini ifade eder. Bu nedenle, kuazikristallere kristal ve amorf maddelerin bir karışımı ya da iki yapı içinde de yer alan maddeler denilebilir. Böylece kuazikristaller, klasik kristaller (bilinen kristaller, normal kristaller) ve amorf malzemelerden sonra katı malzemelerin üçüncü grubu (türü) olarak bilinir.

Kuazikristaller, bilinen metallere göre olağanüstü özellikler göstermektedir. Bu özelliklerden bazıları; yüksek sertlik, düşük elektrik ve ısı iletkenliği, düşük yüzey enerjisi, düşük kırılma dayanıklılığı, düşük sürtünme katsayısı, iyi oksidasyon ve korozyon direnci, farklı optik özellikleri teknolojideki uygulamaları açısından çok önemlidir. (Avar, 2007). Örnek olması için dekağonal yapılu Al-Ni-Co kuazikristal alaşımının ve Zn-Mg-Ho kuazikristal alaşımının kırınım deseni Şekil 1.10.'da gösterilmektedir.



Şekil 1.10. (a) Al-Ni-Co kuazikristal alaşımının kırınım deseni, (b) Zn-Mg-Ho kuazikristal alaşımının kırınım deseni (Anonim, 2010b).

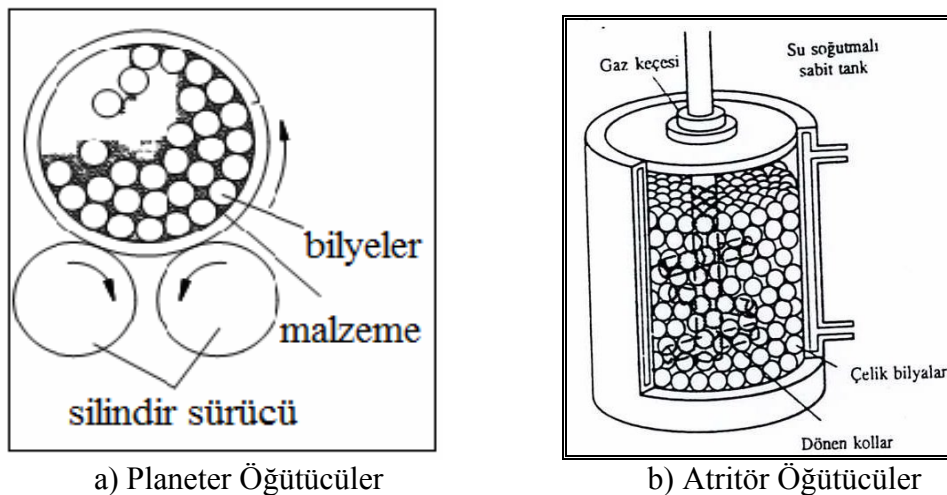
1.6. Alaşımları Üretme Teknikleri

Sanayinin ihtiyacı olan ve daha üstün fiziksel özelliklere sahip malzemeleri elde etmek için alaşımlar üretilir. Yüksek sıcaklıklar, aşınma, kimyasal etkiler vb. gibi her türlü etkilere saf metallerin yetersiz kaldığı durumlarda, gerekli olan özellikleri sağlayan niteliklerde alaşımlar üretilir ve bu alaşımları üretmek için farklı teknikler geliştirilmiştir. Alaşımların üretim teknikleri alaşımın özelliğine ve geometrik yapısına göre ve üretim kolaylığı açısından farklılık göstermektedir. Alaşımı üretmek için birçok farklı teknik vardır. Bu teknikler içerisinde en çok kullanılanı Mekaniksel alaşımlama/öğütme (Mechanical Alloying/Milling), Hızlı katılaştırma (Rapid Solidification) ve Normal Katılaştırma (Normal Solidification) teknikleridir.

1.6.1. Mekanik Alaşımlama /Mekaniksel Öğütme (MA/MÖ)

Mekanik alaşımlama /Mekaniksel Öğütme (MA/MÖ) bir alaşımı eritme işlemine tabi tutmaksızın tozlar halinde üretim metodu olup, genellikle yüksek enerjili değirmenler kullanılarak yapılır (Fleetwood ve ark, 1985). MA yöntemi, kuru ve katı haldeki tozların birbirlerine periyodik olarak kaynaklanmasını ve tekrar bu kaynakların kırılmasını sağlayarak daha ince ve homojen bir mikroyapıya sahip yüksek dayanımlı kompozit malzemelerin üretilmesinde kullanılır. MA/MÖ yönteminde tozlar kapalı bir kap içerisine konulur. Bu kabın içersindeki bilyeler yardımı ile tozlar deforme edilir ve bu tozlarda kırılma ve kaynaklaşmalar meydana gelir. Mekaniksel alaşımlama/öğütme işlemi için farklı özelliklere sahip, işlem sırasında yüksek enerji sağlayan öğütme cihazları mevcuttur. Bunlar; öğütme kapasiteleri, öğütme verimlilikleri ve soğutma- ısıtma gibi ek parçalarına göre birbirlerinden farklılık gösterirler. MA/MÖ cihazlarında genellikle biri kolay şekillenebilen (sünek) metal tozları ve diğerleri kırılğan, metal veya seramik tozlar konularak alaşımlama /öğütme işlemi yapılır.

Mekanik alaşımlama/öğütme (MA/MÖ) işleminin sağlamış olduğu avantajlardan dolayı son yıllarda kullanım alanı oldukça genişlemiştir. MA/MÖ genellikle homojen dağılımlı ısıt veya kimyasal işlemlere başvurmadan gerçekleştirilen, bir katı hal reaksiyonudur. Diğer metotlarla üretimi zor veya imkansız, çok karmaşık ve oksitlerle güçlendirilmiş alaşımlar MA/MÖ ile kolaylıkla üretilebilmektedir (Gilman ve ark, 1983). Bu işlemler sırasında karşılaşılan ergime problemleri, heterojenlik, işlemler sırasında meydana gelen istenmeyen reaksiyonlar böylece ortadan kaldırılmış olur. Aynı zamanda ekonomik ve uygulama alanının geniş olması büyük avantajlar sağlar. Bunların başında modern ve birbiri ile karışamaz elementlerin karıştırılabilmesi gelir. Bunu başka tekniklerle gerçekleştirmek mümkün değildir. MA/MÖ işlemi sırasında meydana gelen karışım katı-katı şeklinde bir karışım olduğu için denge diyagramlarının belirlediği şartların dışına çıkılabilir. MA/MÖ yönetimi ile ihtiyaç duyulan hafif, mukavemetli, korozyon direnci yüksek ve yüksek sıcaklık performansı artırılmış malzeme üretimi mümkündür. MA/MÖ tekniği ile kristal yapıya sahip alaşımlar, aşırı doymuş alaşımlar, amorf, nanokristal ve kuazikristal alaşımlar üretilebilmektedir. Şekil 1.11'de Mekanik alaşımlama /öğütme şekli şematik olarak görülmektedir.



Şekil 1.11. Mekanik alaşımlama /öğütme işleminin şematik görünümü

1.6.2. Normal Katılaştırma (Conventional Solidification)

Kristaller, düşük sıcaklıktaki katıların en düşük serbest enerji durumundaki halidir. O halde alaşımlar da kristal yapıya sahipken, en düşük serbest enerji halindedirler. Alaşımların eritilerek normal katılaştırılması işleminde, eritilen alaşım bir pota içerisinde katılaşmaya bırakılır. Normal katılaştırmada alaşımlar belli bir T_e erime sıcaklığı yerine bir sıcaklık aralığında katılaşır. Alaşımlarda katılaştırmanın tamamlanabilmesi için malzemenin büyüklüğüne bağlı olarak bir kaç dakikadan bir iki güne kadar süre gereklidir. Alaşım eritilirken, alaşıma verilmiş olan ısı, pota vasıtasıyla yavaş bir şekilde kaybedilecek ve alaşım kristal hale gelecektir. Diğer bir ifadeyle alaşımın atomları en düşük enerji seviyelerine gelecektir. Bu yöntemde soğuma hızı 10 K/s civarındadır (Das ve ark, 1987). Normal katılaştırma ile kristal yapıya sahip alaşım üretilmektedir. Son yıllarda yapılan çalışmalarda bu teknikde amorf yapıda alaşım üretilebileceği rapor edilmiştir. Diğer taraftan normal katılaştırma ile üretilen alaşımların belli sıcaklıklarda ısıtılması ile kuazikristal malzeme üretilmektedir. Örneğin Al-Cu-Fe alaşımı normal katılaştırma ile kuazikristal yapıda üretilmiştir (Avar, 2007).

1.6.3. Hızlı Katılaştırma (Rapid Solidification)

Hızlı katılaştırma geleneksel döküm yöntemleriyle elde edilemeyen faz ve mikroyapıları oluşturmak amacıyla sıvı metalin 10^2 K/s den daha büyük hızla soğutulması işlemi olarak tanımlanabilir (Hsu ve ark, 1978). Geleneksel katılaştırma yöntemleriyle hızlı katılaştırmayı birbirinden ayırtan kesin bir soğuma hızı olmamakla birlikte, genellikle 10^2 K/s' den büyük soğuma hızları hızlı katılaştırma olarak kabul edilmektedir. Özel şartlar altında 10^9 K/s gibi yüksek soğuma hızına ulaşılabildiği gibi, genellikle soğuma hızı 10^3 - 10^6 K/s arasındadır. Hızlı katılaştırmanın gerçekleştirilebilmesi için sıvı metalin ısısının hızla uzaklaştırılması gerekir. Bunun için katılaşılan parçacığın en az bir boyutunun çok küçük olması gerekir. Bu boyut bazen 10-50 mm kadar küçük olabileceği gibi, en az 100 K/s 'lik soğuma hızını sağlayacak şekilde birkaç yüz mikron mertebesinde de olabilir. Özet olarak, hızlı katılaştırmanın gerçekleştirilebilmesi için gerekli olan şartları şöyle sıralayabiliriz.

(a) Katılaşılan malzeme en az bir yönde küçük boyuta veya büyük bir yüzey/hacim oranına sahip olmalıdır.

(b) Dış ortamla olan ısı dengesi katılaşılan malzemeden ısıнын çok kısa bir sürede alınmasına imkan vermelidir.

Hızlı katılaştırma ile malzemenin iç yapısında meydana gelen değişiklikler şunlardır:

1. Katılaşma hızı arttıkça mikro ve makro segregasyon (düzensiz katılaşmanın oluşturduğu yapı) azalır.

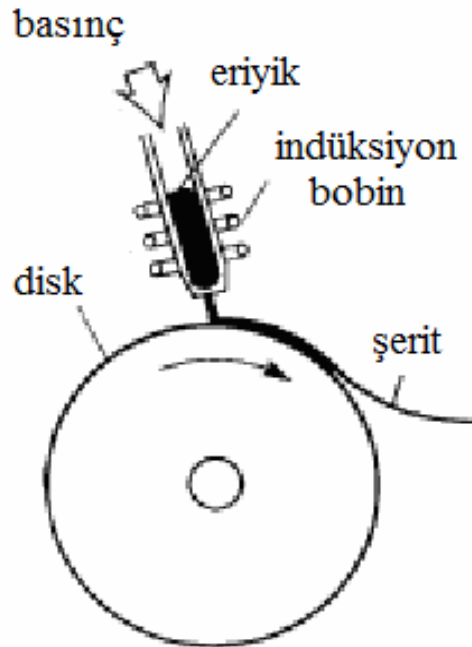
2. Katı haldeki çözünürlük miktarları veya sınırları genişler.

3. Alaşımın iç yapısında bulunan ikincil fazların büyüklüğü, şekli ve dağılımı değişir.
4. Normal soğuma hızlarında segregasyon sonucu oluşan fazlar ortadan kalkar.
5. İç yapıda yarı kararlı fazlar oluşur. Daha sonra uygulanan ısı işlemleri bu fazlar başka kararsız, yarı kararlı veya kararlı fazlara dönüşürler.
6. Amorf, nanokristal, kuazikristal gibi yarı kararlı alaşım üretilebilir.

Hızlı katılaştırma yöntemleriyle toz, şerit, elyaf, lamel, pul, tel vb. şekilli ürünler elde edilmektedir. Bu tekniğin önemli özelliği alaşımı oluşturacak elementlerin eritilmesi ve eriyik haline gelen karışımın ani olarak katılaştırılmasıdır. Bu yolla ısı eriyikten çok hızlı bir şekilde atılır. Soğuma hızı uygulanan yönteme ve ürünün boyutlarına göre değişiklik gösterir. Hızlı katılaştırma yöntemlerinin birçok teknikleri vardır. Atomizasyon yöntemi bunlardan biridir. Atomizasyon için değişik yöntemler kullanılabilir, bunların içinde önemli bir yer tutan yöntem olarak merkezkaç kuvvetinin etkisiyle toz metal üretimini sağlayan döner disk yöntemidir. Bu yöntemle sıvı metal veya alaşımın yüksek hızda dönmekte olan disk üzerine akıtılıp, bir kuvvet etkisiyle parçalanarak toz elde etme işlemidir. Hızlı katılma tekniklerinin bir diğeri ise soğuk bloklu sıvı soğutma yöntemidir. Sıvı metal damlacıklarını soğutulan bir katı yüzeye çarptırarak yapılan soğutmada katı-sıvı ara yüzeyinde kondüksiyon ısı transfer katsayısı yüksek olduğundan soğuma hızı da yüksek olur (Patterson, 1984). Bu teknik içerisinde en yaygın kullanılan Eriyik Döndürme (Melt-Spinning) Tekniğidir. Şekil 1.12’de Eriyik döndürme (Melt-spinning) tekniği görülmektedir. Öte yandan, pek çok hızlı katılaştırma yöntemi sıvı metali ısı iletim katsayısı yüksek olan metal bir yüzeye temas ettirerek soğutma esasına dayanır. Bu sebepten, hızlı katılaştırma işleminde ısı iletim katsayısı yüksek olan bakır gibi metaller kullanılır. Hızlı katılaştırmanın olabilmesi için sıvı-katı ara yüzeyindeki ısı transfer katsayısının yüksek ve soğuyan sıvı metal filminin kesitinin ince olması gerekir (Ray, 1984).



Şekil 1.12. Eriyik döndürme cihazı



Şekil 1.13. Eriyik döndürme cihazının şematik görünümü

2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR

İlk defa 1960 yılında Duwez ve arkadaşları, hızlı katılaştırma metoduyla Au-Si alaşımını ürettiler. Üretilen alaşım kristal özellikler taşınamaması üzerine Au-Si alaşımının özelliklerini araştırarak amorf yapıyı keşfettiler. Yapılan çalışmalar da amorf yapıdaki alaşımların özelliklerinin normal kristallerinden çok daha iyi olduğu bulundu. Böylece, birçok çalışma amorf malzeme üretimi üzerine yoğunlaşmıştı. 1960 yılında Gubanov, amorf maddelerin manyetik özelliğini incelemiş ve hızlı katılaştırmayla elde edilen amorf alaşımların ferromanyetik özelliğe sahip olabileceğini bulmuştur (Gubanov, 1960). Böylece hızlı katılaştırma ile elde edilen amorf malzemeler için yeni bir uygulama alanı bulunmuş ve buna paralel olarak hızlı katılaştırma teknikleri de geliştirilmiştir. Duwez ve arkadaşları 1965 yılında hızlı katılaştırma tekniklerinden tabanca metodunu geliştirmişlerdir (Duwez, 1991). 1969 yılında Harbur iki piston tekniğini geliştirdi (Harbur ve ark., 1969) Devam eden yıllarda yeni teknikler ve malzemeye etki eden faktörler üzerinde yoğun çalışmalar yapıldı. 1976 yılında Pond ve arkadaşları melt-spinning metodunda; ağızlık (orifis) çapı, gaz basıncı, disk hızı gibi parametrelerin şeritlere geometrik yapısına etkisini araştırmışlardır (Pond ve ark., 1976). 1981 ve 1983 yıllarında Libermann eriyik-döndürme (melt-spinning) tekniği üzerine yaptığı çalışmaların neticesinde Fe-Ni alaşımı için akış oranı ile genişliğin ampirik bağlantısını bulmuştur. 1980 ve 1984 yılları arasında Ohnaka ve arkadaşları eriyik-döndürme tekniğinin modifikasyonu üzerinde çalışmalar yaparak, erimiş metal jelinin havaya, bir pompayla döndürülen suya veya su soğutmalı döner iki diskin arasına püskürtülmesi ile elde edilen ürünlerin yapısını incelemişlerdir. 1984 yılında Whang tarafından hızlı katılaştırmanın melt-spinning (MS) metodu geliştirilmiştir. Bu teknik ile radyoaktif metallerin hızlı katılaştırmayla alaşımları üretilmiştir (Bhatti, 1989). Ayrıca 1984 yılında Shechtman ve arkadaşları, hızlı katılaştırılmış Al-Mn alaşımının geçirimli elektron mikroskopunda incelemeleri sırasında, alaşım içindeki bir metalik faza ait elektron kırınım deseninin tek kristal fazlarda olduğu gibi keskin noktalar kümesinden oluştuğunu gözlemişlerdir. 1982 yılında Delhez ve arkadaşları, Al-Si şeritlerinde, mikroyapı gelişimini incelemişlerdir (Delhez ve ark., 1982). 1985 yılında Strange ve Pim tarafından, hızlı katılaştırmanın tekniklerinden eriyik-döndürme tekniği geliştirildi ve bu teknikle metalik lifler ve şeritler üretildi (Gillen, 1985). 1992 yılında Gögebakan, hızlı katılaştırma tekniği ile Al-Ni şerit alaşımını üretmiştir. Bu alaşımların geometrik yapısının, hızlı katılaştırma parametrelerine bağlılığını araştırmış ve buna bağlı olarak soğutma hızını ölçmüştür. Soğutma oranının artması ile şerit kalınlıklarının azaldığını ve soğutma oranı amorf yapı oluşması için önemli bir parametre olduğunu göstermiştir (Gögebakan, 1992). Uzun, yaptığı çalışmada değişik soğutma hızlarında melt-spinning (MS) metoduyla katılaştırılmış Al-(%8-12-16)Si alaşımlarının yapısal özelliklerini incelemiştir. Üretilen ingot ve hızlı katılaştırılmış alaşımların XRD analizlerinde alaşımları bileşimine uygun olarak sadece Al ve Si fazları gözlenmiştir. Her bir bileşime ait, gittikçe artan soğuma hızlarındaki kırınım desenleri incelendiğinde soğuma hızı arttıkça Si fazına ait yansımaların şiddetlerinin küçüldüğü gözlenmiştir. Bu sonuç, önemli bir miktar silisyumun Al katı çözeltisi içinde çözünmesi şeklinde yorumlanmıştır. Hızlı katılaştırılmış şeritlerin XRD analizlerinde aynı bileşimli ingot alaşımlarında gözlenmeyen Al₂O₃ fazına ait bir kırınım deseni gözlenmiştir. Yapılan SEM ve TEM incelemelerinde bu fazın yüzeyde oluşmuş çok ince bir oksit tabakasından kaynaklandığı düşünülmüştür. DSC analiz sonuçlarına göre, belirli sıcaklıklarda her üç numunede de iki ekzotermik pik gözlenmiştir. Birinci pik Al içinde çözünmüş silisyumun çökmesi olarak yorumlanmıştır. Ancak ikincisinin nereden kaynaklandığı belirtilmemiştir. Katılma hızının artmasıyla disk ve yüzeylerinin daha homojen bir yapıya kavuştuğunu, bütün şeritlerin disk ve hava yüzeylerinin OM ve SEM incelemelerinde bütün

şeritlerin disk yüzeyinin hava yüzeyinden daha ince bir mikro yapıya sahip olduğunu, ingot ve hızlı katılaştırılmış alaşımların mikro sertlik testinde hızlı katılaştırılmış şeritlerin mikro sertliğinin ingot alaşıma kıyasla büyük ölçüde arttığını bulmuştur (Uzun, 1998). Yapılan bu çalışmalarla günümüze kadar, hızlı katılaştırmanın çeşitli teknikleri ile çok sayıda farklı kristal ve amorf yapıları alaşımlar elde edilmiştir. Daha sonraki yıllarda Al-Ni-Si üçlü alaşımı amorf olarak elde edilmiştir. Bu alaşımların kırılma olmaksızın 180 derece bükülebilen esnek özellik göstermesi, atomları arasındaki bağ ilişkisinin çok zayıf olması, yüksek elektrik öz direnç sergilemesi ve çok iyi mekaniksel özelliklere sahip olması bu alaşımlara ilginin artmasına sebep olmuştur. Ayrıca amorf alaşımların kontrollü kristalleşmesi nanokristal yapının oluşumuna neden olduğu ve nanokristal metallerin özelliklerinin amorf metallere nazaran daha iyi olduğu gözlenilmiştir. Amorf alaşımları bu özelliklerinden dolayı günümüzde çok geniş bir uygulama alanına sahiptirler.

Amorf, nanokristal ve kuazikristal gibi alaşımları üretmede önemli bir teknik olan Mekaniksel alaşımlama/öğütme tekniği (Mechanical Alloying) ilk olarak 1960 lı yıllarının sonlarında International Nickel Company (INCO) şirketinde çalışan Benjamin ve çalışma arkadaşları tarafından ileri teknoloji alanında, özellikle uzay sanayinin malzeme ihtiyaçlarını karşılamak amacıyla geliştirilmiştir (Benjamin, 1970; Suryanarayana, 2001). Mekaniksel alaşımlama sistemin ilk kullanılma amacı Paul D. Merico Araştırma Laboratuvarlarında gaz tribünlerinde kullanılan yüksek sıcaklıklarda oksitlenmeyen ve sağlamlığını yitirmeyen Ni esaslı bir alaşımı hazırlamaktır. 1980 yıllarında çalışmalar ticari olarak uygulama sahasına sahip olan Fe, Ni, Al esaslı alaşımlar üzerine yoğunlaşmış ve bilimsel araştırmalarda çok daha fazla yer bulmaya başlamıştır. 1990'lı yıllara gelindiğinde hem bilim dünyasındaki kullanımları daha da artmış hem de bu bilimsel araştırmalar sonucu bulunan malzemelerin, endüstriyel anlamda üretimlerinde de büyük ölçeklerde kullanılmaya başlanmıştır. Ayrıca bilimsel olarak bu yöntem 1990'lı yıllarda seramiklerin, polimerlerin ve kompozit malzemelerin alaşımlarının ve nanoparçacıklarının elde edilmesinde kullanılmışlardır. Mekaniksel alaşımlama/öğütme yöntemiyle oksitleyerek sertleştirilmiş ODS (Oxide Dispersion Strengthening) alaşımlar (Benjamin ve ark., 1977; Hendrich, 1988), amorf malzemeler (Koch ve ark., 1983; Koboyashi ve ark., 1993) ve intermetalik bileşiklerin (Fair ve Wood, 1993) geliştirilmesine yönelik çalışmalarda hızla artmaya devam etmektedir. Günümüzde alaşımlama/öğütme sistemleri çok farklı amaçlarda kullanılan ekipmanları, bunların yanında artık elektronik sistemlerle güçlendirilen kontrol mekanizmalarıyla alaşımların ve bileşiklerin nanoparçacıklarının elde edilmesi konusunda oldukça etkili ve güzel sonuçlar vermektedirler.

Magnezyum alaşımının ilk olarak bulunuşu 1808'de İngiliz kimyacı Sir Humphrey Davy tarafından gerçekleşti ve aynı yıllarda bir magnezyum-civa alaşımı elde etti. İlk olarak 1887'de Almanya ve daha sonra 1919'da Amerika'da kurulan magnezyum üreten fabrikalar magnezyum alaşımının gelişmesinde büyük bir rol oynadı. Üretilen magnezyum alaşımlarını arabalarda kullanmak için 1924 yılında Almanya'da Mg-Al ve Mg-Zn alaşımları üretildi. Daha sonra bu alaşımlar uçaklarda ve askeri araçlarda kullanılmaya başlandı. Krishnamurthy ve arkadaşları 1988 yılında hızlı katılaştırılmış Mg-Nd ve Mg-Y alaşımlarının fiziksel özelliklerini analiz etti (Krishnamurthy ve ark., 1988). Mg-esaslı amorf alaşımı ilk olarak 1989'da Calka ve Radlinski tarafından mekaniksel alaşımlama/öğütme tekniği ile $Mg_{70}Zn_{30}$ kompozisyonuna sahip alaşım olarak üretildi. Bu üretilen amorf alaşımın ısısal özellikleri DSC (Diferansiyel Taramalı Kalorimetre) ve X-ışını Difraksiyonu (XRD) ile analiz edildi (Calka ve Radlinski, 1989). 1990 yılında hızlı

katılaştırma tekniği ile Mg esaslı $Mg_{72,1}Al_{27,9}$ amorf alaşımı (Geçirimli Taramalı Mikroskop) TEM ve DSC ile analiz edilerek bu alaşımın faz dönüşümleri incelendi (Hermann, 1990). 1993'te Takeuchi ve arkadaşları mekaniksel alaşımlama/öğütme tekniği ile Mg-Zn-Al üçlü alaşımını üretti. Elde edilen alaşımının mikro yapıları incelenerek oluşan alaşımın kuazikristal yapıda olduğu bulundu. (Takeuchi ve ark., 1993). 1994 yılında Su, MS (Melt-Spinning) tekniği ile Mg-TM-X (TM=Cu ve Ni; X=Sn, Si, Ge, Zn, Sb, Bi ve In) alaşımları üzerinde çalıştı ve şerit olarak amorf alaşım üretmeyi başardı (Su, 1994). 1997'de Clark, ilk kez Mg_2X (X = Si, Ge, or Sn) intermetallik fazlarını mekaniksel alaşımlama/öğütme tekniği (MA) ile inceledi (Clark, 1997). 1998'de Tsushio, MA yöntemiyle Mg-Ni-M1 (M1=Cr, Fe, Co, Mn) alaşımlarını üretilerek bu alaşımların hidrojen depolama verimliliğini incelendi (Tsushio, 1998). 1998'de Zhang ve Couture üçlü Mg-Zn-Al alaşımlarının özelliklerini araştırdılar ve Mg-Al-Zn alaşımını hızlı katılaştırma yöntemi ile amorf yapıda üretilen mekaniksel özelliklerin sıcaklıkla değişimi incelendi. Bu incelemede Mg-Al-Zn amorf alaşımın 120 °C'nin üstündeki bir sıcaklıklarda ısıtıldığı zaman mekaniksel özelliklerinin azaldığı rapor edilmiştir (Zhang ve Couture, 1998). Yine 1998'de Hamana ve arkadaşları Al içerisinde ağırlıkça %12 oranında bulunan Mg alaşımlarında geçiş fazının çözümünü ve plastik deformasyonun etkilerini araştırmışlardır. Çalışmalarında hızlı katılaştırma tekniğini kullanmışlardır (Hamana ve ark., 1998). 1999'da Schlorke, üçlü Mg-Cu-Y alaşımları amorf olarak MA tekniği ile üretti (Schlorke, 1999). 1999'da Ohnuma ve arkadaşları hızlı katılaştırma tekniği kullanılarak üçlü Mg-Cu-Y alaşımını amorf olarak üretmiştir ve bu alaşımların faz geçişlerini incelemişlerdir. (Ohnuma, 1999). 2000 yılında Jiang ve Gasik, mekaniksel alaşımlama/öğütme tekniği (MA) ile Mg-Ni amorf alaşımını üreterek bu alaşımın özelliklerini XRD ve SEM ile incelenmiştir. Ayrıca bu alaşımın hidrojen depolama yeteneği ölçülmüştür (Jiang ve Gasik, 2000). 2002 yılında Men ve arkadaşları $Mg_{65}Cu_{25}Y_{10}$ alaşımını amorf olarak elde ettiler. Ürettikleri $Mg_{65}Cu_{25}Y_{10}$ içerisine Zn katarak $Mg_{65}Cu_{20}Zn_5Y_{10}$ alaşımı üretmiş ve bu alaşımın özellikleri araştırılmıştır (Men, 2002). 2004'de Pryds, Mg-Cu-Y amorf alaşımına Al ve Si elementlerini ekleyerek oluşan yapıyı incelemeyi amaçlamıştır ve alaşımları XRD ve DSC cihazı ile incelemiştir. Oluşan yapılarda ilk baştaki Mg-Cu-Y alaşımına göre kristalleşme sıcaklığı (T_x) ve camsı geçiş sıcaklığı (T_g) arasındaki farkın azaldığını görmüştür. Ayrıca bu yapıların atomik kuvvet mikroskopunda (AFM) fotoğraflarını çekerek ve izotermal analizini de yaparak oluşan yapıları incelemiştir (Pryds, 2004). 2006'da Gebert ve arkadaşları amorf-nanokristal $Mg_{50}Ni_{30}Y_{20}$ ve $Mg_{63}Ni_{30}Y_7$ alaşımlarını ve amorf $Mg_{65}Cu_{25}Y_{10}$ alaşımları eriyik-döndürme (melt-spinning) tekniği ile şeritler halinde ürettirler. Bu alaşımlar mikro yapıları ve termal davranışları XRD, TEM ve DSC ile incelendi. Ayrıca alaşımların hidrojen depolama verimliliği incelenerek, amorf $Mg_{65}Cu_{25}Y_{10}$ alaşımının verimliliğinin daha yüksek olduğu görüldü (Gebert ve ark., 2006). 2006 yılında Cheng ve arkadaşları farklı oranlarda Mg-Cu-Y amorf alaşımı üretmiş ve bu alaşıma B elementi ekleyerek oluşan Mg-Cu-Y-B dördümlü amorf alaşımı ile karşılaştırmışlardır. Bu alaşımların DSC analizi yapılarak oluşan pikler incelenmiş ve Kissenger metodu ile bu iki alaşımın aktivasyon enerjileri hesaplanmıştır (Cheng ve ark., 2006). 2006 yılında Lee ve arkadaşları, mekaniksel öğütme tekniğini (MA) kullanarak sonunda Mg-Cu-Y üçlü Mg-esaslı alaşımı amorf olarak üretmeyi başarmıştır. Bu amorf alaşımı XRD ve DSC cihazlarında inceleyerek yapıların faz geçişlerini incelemiştir (Lee ark., 2006). 2006 yılında Gun ve arkadaşları $Mg_{65}Cu_{25}Y_{10}$ amorf alaşımını üretti ve bu alaşımlar DSC, XRD ve TEM cihazları ile analiz etti. $Mg_{65}Cu_{25}Y_{10}$ amorf alaşımı 230 °C sıcaklığında tavlansak XRD sonucunda oluşan piklerin Mg, Mg_2Cu , Cu_2Y ve $Mg_{24}Y_5$ fazlarına ait olduğu belirlendi. $Mg_{65}Cu_{25}Y_{10}$ amorf alaşımının DSC analiz sonucunda iki

ekzotermik gözlemlendi ve bu iki pikin aktivasyon enerjileri Kissinger metodu ile birinci pik için 139 kJ/mol ve ikinci pik için 193 kJ/mol olarak hesaplandı (Gun, 2006). 2007’de Guan ve arkadaşları $Mg_{65}Cu_{25}Y_{10}$ amorf alaşımını hızlı katılaştırma tekniği ile üretmişler. Bu alaşımın yapılarını TEM, XRD ve AFM ile incelemiştir (Guan ve ark., 2007). 2008 yılında Huang ve arkadaşları hızlı katılaştırma tekniği kullanarak üçlü $Mg_{65}Cu_{25}Nd_{10}$ alaşımını amorf olarak üretmişlerdir. Üretilen alaşım DSC ve TEM cihazında incelendi ve bu amorf alaşım için Kissinger metodu ile aktivasyon enerjisi hesaplandı. Ayrıca XRD cihazı ile yapının faz geçişleri incelendi (Huang, 2008). 2009’da De Negri ve arkadaşları farklı tekniklerle üretilen Mg-Cu-Y alaşımlarını SEM, EDXS ve XRPD ile incelemiştir. Ayrıca bu üçlü Mg-Cu-Y alaşımlarının faz diyagramları ile ilgili çalışmalar yapılmış ve oluşabilecek fazlar tanımlanmıştır (De Negri ve ark., 2009). 2010 yılında Mear ve arkadaşları $Mg_{100-2x}Cu_xY_x$ ($x=1, 2, 3, 4$ ve 5) alaşımlarını ürettiler. Elde edilen alaşımlar XRD ve TEM ile incelendi. XRD sonucunda oluşan Mg-Cu-Y alaşımlarının kristal piklerin Mg ve Mg_2Cu fazına ait olduğu belirlendi. Ayrıca vickers sertlik ölçümleri yapıldı. $Mg_{92}Cu_4Y_4$ ve $Mg_{90}Cu_5Y_5$ alaşımlarının vickers sertlik sonucu diğer üretilen $Mg_{98}Cu_1Y_1$, $Mg_{96}Cu_2Y_2$ ve $Mg_{94}Cu_3Y_3$ alaşımlara göre daha iyi olduğu bulundu (Mear, 2010).

3. MATERYAL VE METOT

3.1. Giriş ve Amaç

Bu çalışmanın amacı Mg-esaslı alaşımların farklı tekniklerle üretilmesi ve üretilen alaşımların incelenmesidir. Bunun için Mg-Ni ikili alaşımı ve Mg-Cu-Y ile Mg-Cu-Nd üçlü alaşımları seçilmiştir. Bu bölümdeki çalışmalar, iki kısımdan oluşmaktadır. Bunlar; Mg esaslı ikili ve üçlü alaşımlarının üretilmesi, üretilen bu alaşımların incelenmesi şeklindedir.

3.1.1. Alaşımların Üretilmesi

Bu çalışmada incelenen Mg-esaslı alaşımlar, Mekaniksel Alaşımlama (Mechanical Alloying) ve Hızlı Katılaştırma (Rapid Solidification) teknikleri ile üretilmiştir. Bu üretim teknikleri ile ilgili bilgiler, tezin giriş kısmında detaylı olarak verilmiştir. Tez kapsamında üretilen ve incelenecek alaşımların atomik oranları ve kütlece oranları Çizelge 3.1, Çizelge 3.2, Çizelge 3.3 ve Çizelge 3.4’de verilmiştir.

Çizelge 3.1. $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ kompozisyonlu alaşımların atomik ve kütlece oranları

Element		Atomik Kütle	Atomik Oran (%at)	Kütlece Oran (%wt)
Sembol	İsim			
Mg	Magnezyum	24.305	61	34.1512
Cu	Bakır	63.546	24	35.1301
Y	İttriyum	88.905	15	30.7187

Çizelge 3.2. $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ kompozisyonlu alaşımların atomik ve kütlece oranları

Element		Atomik Kütle	Atomik Oran (%at)	Kütlece Oran (%wt)
Sembol	İsim			
Mg	Magnezyum	24.305	60	33.2904
Cu	Bakır	63.546	25	36.2661
Y	İttriyum	88.905	15	30.4435

Çizelge 3.3. Mg₈₃Ni₁₇ kompozisyonlu alaşımların atomik ve kütlece oranları

Element		Atomik Kütle	Atomik Oran (%at)	Kütlece Oran (%wt)
Sembol	İsim			
Mg	Magnezyum	24.305	83	66.9072
Ni	Nikel	58.693	17	33.0928

Çizelge 3.4. Mg₆₀Cu₃₀Nd₁₀ kompozisyonlu alaşımların atomik ve kütlece oranları

Element		Atomik Kütle	Atomik Oran (%at)	Kütlece Oran (%wt)
Sembol	İsim			
Mg	Magnezyum	24.305	60	30.3364
Cu	Bakır	63.546	30	39.6576
Nd	Neodimyum	144.242	10	30.0060

3.1.1.1. Mekaniksel Alaşımlama Tekniği

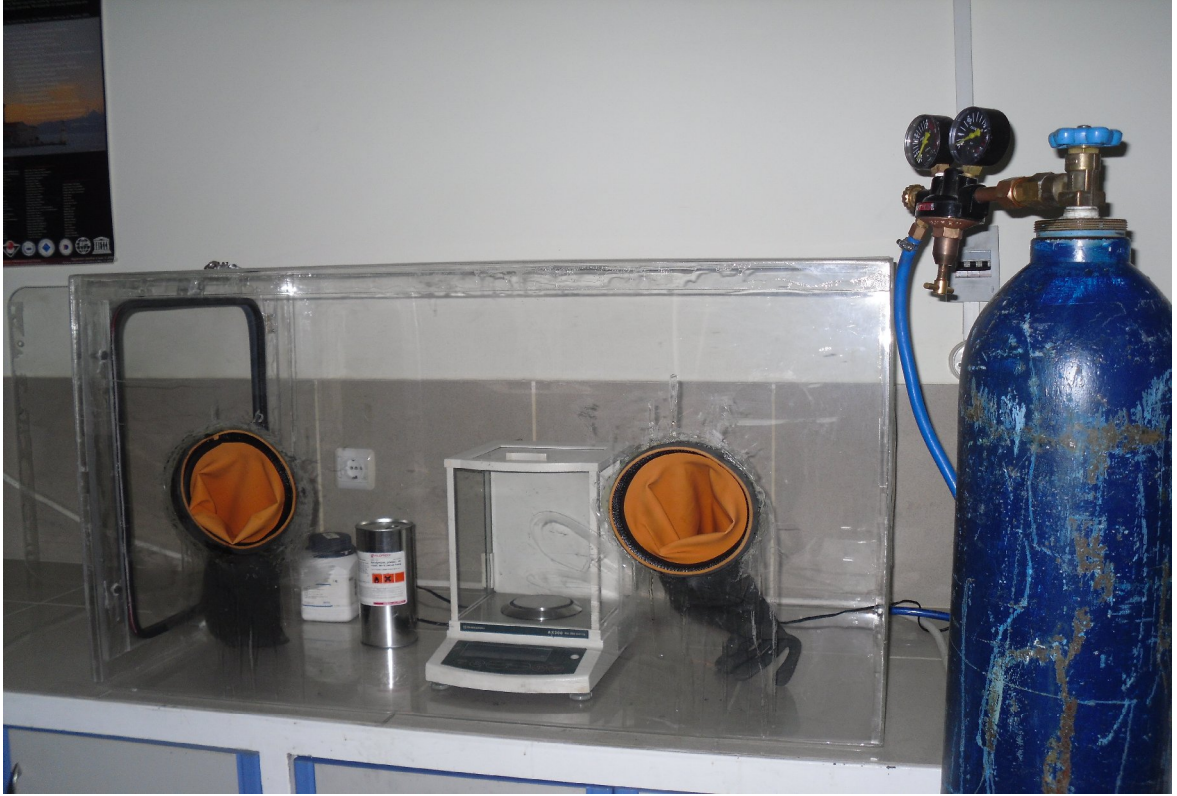
Tez kapsamında incelenecek olan Mg-esaslı ikili ve üçlü alaşımlar, önce mekaniksel alaşımlama tekniği ile Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Katihal Fiziki Araştırma Laboratuvarı'ndaki Fritsch Pulverisette-5 markalı mekaniksel alaşımlama cihazı ile tozlar halinde üretildi. Şekil 3.1' de bu cihaz görülmektedir.



Şekil 3.1. Mekaniksel alaşımlama cihazının iç ve dış görünüşleri

Mekaniksel alaşımlama tekniği ile üretilecek Mg-esaslı alaşımlar için Aldrich ve Merck firmalarından temin edilen, %99,9 saflıkta ve tozlar halinde olan Mg, Cu, Y, Nd ve Ni elemental tozlar kullanıldı. Alaşım için kullanılacak bu elemental tozlar, maliyeti arttırmamak için piyasaya arz edildikleri boyutları ile temin edildi ve kullanıldı. $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$, $Mg_{83}Ni_{17}$ ve $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ kompozisyonuna sahip alaşımlar mekaniksel öğütme işlemi ile tozlar halinde üretildi.

Üretilmesi ve incelenmesi düşünülen Mg-esaslı alaşımlarını oluşturan elemental tozlar açık havada kolayca oksitlenmektedir. Bu durum, alaşım oluşma süresince elementlerin birbirleriyle reaksiyona girmesini olumsuz olarak etkilemektedir. Bu durumun önlenmesi için bu alaşımları oluşturacak elemental tozlar Ar (argon) atmosferinde kapalı bir fanus içerisinde tartılarak hazırlandı. El yapımı olan bu fanus, Şekil 3.2’ de görülmektedir.



Şekil 3.2. Alaşım üretmek için kullanılacak elementlerin miktarının ölçüldüğü el yapımı fanus.

Şekil 3.2’de görülen el yapımı fanus içerisinde ölçümleri yapılan elemental tozlar, Şekil 3.3’deki öğütme haznesine yerleştirildi. Fanus içinde kapakları kapatılan numune hazneleri mekaniksel alaşımlama cihazına yerleştirildi. Bu öğütme haznesi 250ml hacminde sertleştirilmiş krom çelikten yapılmıştır. Elemental tozları öğütmek için kullandığımız bilyeler de hazneye uyumlu olarak paslanmaz çelikten üretilmiştir. Ayrıca, öğütme işlemi öncesinde hazne ve bilyeler metanol ile el değmeden temizlendi.



Şekil 3.3. Mekaniksel alaşımlama cihazının numune haznesi

Bu çalışmada bilye- toz oranı 10:1 olarak belirlendi ve bütün öğütme işlemlerinde bu sabit parametre kullanıldı. Mekaniksel öğütme işlemi süresince elemental tozlarla bilyenin ve haznenin yapışmasını önlemek için işlem kontrol elemanı olarak %1–2 oranında stearik asit kullanıldı. Bu işlem, cihazdan her numune alındıktan sonra devam etti. Mekaniksel alaşımlama cihazında öğütme işlemi, 300 devir/dakika (rpm) sabit dönme hızında gerçekleştirilmiştir. Mekaniksel öğütme işlemi esnasında öğütme haznesi içerisinde meydana gelebilecek sıcaklık artışını en aza indirebilmek amacıyla cihaz $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$, $Mg_{83}Ni_{17}$ ve $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ alaşımları için 20 dakika çalışıp 20 dakika duracak şekilde programlandı. Belirli öğütme süreleri sonrasında (örneğin 5, 10, 15, 20,...,50, 60 saat gibi) cihazdan numuneler alınarak incelendi.

3.1.1.2. Normal Katılaştırma Tekniği

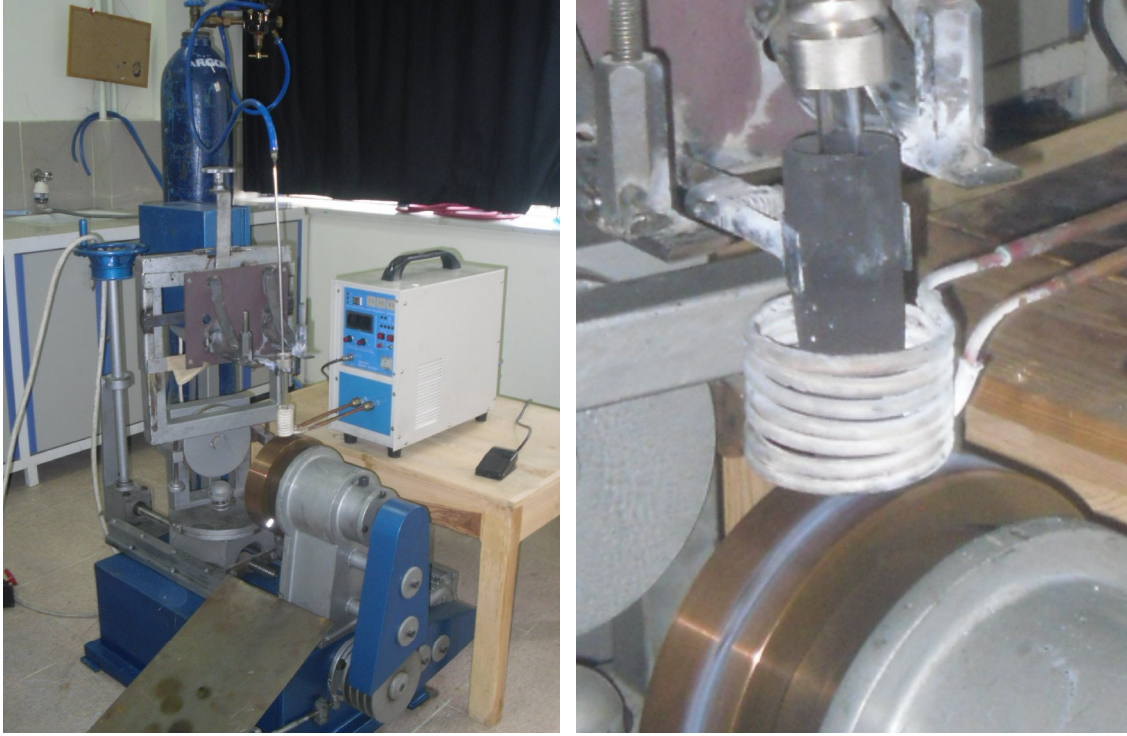
Alaşımları üretme tekniklerinden birisi de Normal Katılaştırma tekniğidir. Bu teknikte alaşımlar, külçeler (ingot) halinde üretilabilmektedir. Bu çalışmada incelenen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımları, Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Katıhal Fiziği Araştırma Laboratuvarı' nda MTI-SP-15A-Dest-Top marka indüksiyon fırını kullanılarak normal katılaştırma tekniği ile külçeler halinde üretilmiştir. Bu teknik için kullanılan normal katılaştırma düzeneği Şekil 3.4'de görülmektedir. Fırının çevre ile ısı alış verişini kesmek için, grafit potanın dış çevresi özel alçı kaplamalı bir kapla izole edildi. Fırın içerisindeki oksitlenmeyi önlemek için fırının içerisine sürekli düşük basınçta argon gazı veren bir sistem yerleştirildi. Böylece alaşımın oksitlenmesi en aza indirilmiş olundu. Ayrıca fırının sıcaklığı termal çiftlerle de kontrol edildi.



Şekil 3.4. Normal katılaştırma için kullanılan fırın sistemi

3.1.1.3. Hızlı Katılaştırma Tekniği

Normal katılaştırma ile külçe halinde üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımı hızlı katılaştırma tekniği ile şeritler, Şekil 3.5' de resmi görülen, Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Katıhal Fiziği Araştırma Laboratuvarı' ndaki Eriyik döndürme (Melt-spinning) cihazı kullanılarak üretildi. Hızlı katılaştırma tekniğinde, normal katılaştırma ile üretilen külçeler önce küçük parçalara bölündü ve sonra yüksek vakum altında indüksiyon fırınında eritilerek argon basıncı ile soğuk bakır yüzeye püskürtüldü. Bu işlemler sonucu oluşan şeritler Şekil 3.6'de görülmektedir.



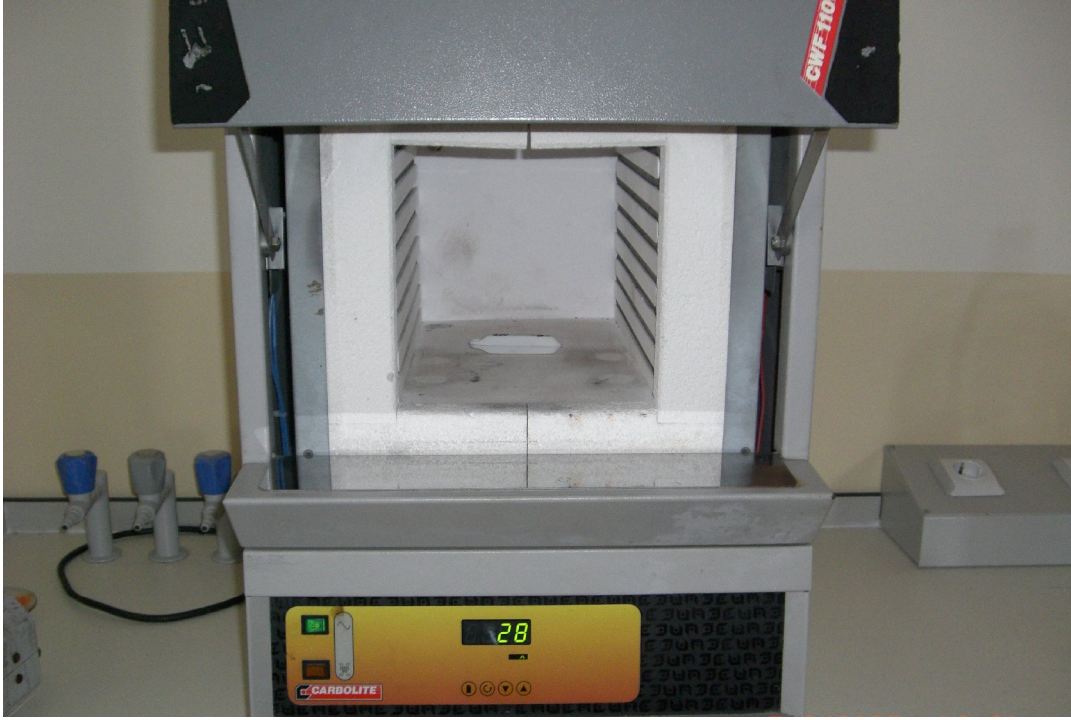
Şekil 3.5. Eriyik döndürme (Melt-spinning) cihazı.



Şekil 3.6. Hızlı katılaştırma ile üretilen şeritler

3.1.1.4. Isısal İşlem

Hızlı katılaştırma tekniği ile üretilen alaşımların mikroyapılarının sıcaklıkla nasıl değiştiğini inceleyebilmek için numuneler farklı sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutuldular. Bu işlem için Şekil 3.7’de resmi görülen KSÜ Kimya Bölümü Öğrenci Laboratuvarı’nda bulunan Carbolite marka kutu tipi bir fırın kullanıldı. Bu fırın, maksimum 1373 K’ e çıkabilmekte, istenilen sıcaklıkta sabitleme özelliğine sahiptir. Hızlı katılaşma tekniği ile elde edilen şerit halindeki $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımına 423-673 K aralığında ısısal işlem uygulanmıştır. Isısal işlem sonrası faz yapısı değişen bu alaşımların mikroyapısı XRD ile incelendi.



Şekil 3.7. Carbolite marka kutu tipli (box-furnance) bir fırın.

3.1.2. Alaşımların İncelenmesi

3.1.2.1. X-Işını Difraksiyonu (XRD) ile Yapı Analizi

X-ışınlarının dalga boyu, katılardaki atomlar arası mesafelerle kıyaslanabilir büyüklükte olup tipik olarak $1\text{\AA}$ 'dır. Bu durum X-ışınları için kristalin, üç-boyutlu kırınım ağı gibi davranacağı anlamına gelir. Optiksel bir kırınım deneyinde, kırınım ağı üzerindeki çizgilerin mesafesini kırınım maksimumlarının aralarındaki uzaklıkların ölçülmesinden elde etmek mümkündür. Farklı mertebelerdeki maksimumların bağıl şiddetini ölçerek de ağı üzerindeki çizgilerin yapısı hakkında bilgi elde edilebilir. Tümüyle benzer bir yolla, bir kristalden oluşan X ışını kırınım maksimumlarının aralarındaki uzaklıkların ölçülmesi, birim hücrenin büyüklüğünü belirlememize izin verir ve kırınım ugramış demetlerin şiddetlerinden de hücre içindeki atomların düzenlenmesiyle ilgili bilgi elde edilir (Hook ve Hall, 1999). Mekaniksel öğütme, Normal katılaştırma ve Hızlı katılaştırma teknikleriyle üretilen Mg-esaslı alaşımlarının yapı analizi X-ışını difraksiyonu (XRD) ile yapılmıştır. Ayrıca ısısal işleme tabi tutulan numunelerde oluşabilecek fazlarda XRD ile incelendi. Bunun için KSÜ Fizik Bölümü XRD Laboratuvarı'ndaki Philips X'Pert PRO marka XRD cihazı, 40kV ve 30mA olarak ayarlı, monokromotik $\text{CuK}\alpha$ radyasyonu ($\lambda=0.154056\text{ nm}$) altında kullanıldı. XRD analizleri tüm numuneler için; oda sıcaklığında, 20° ' den 100° ' ye kadar 0.2 C/sn hızında ölçümler alındı. Kullanılan X- ışını difraksiyonu cihazı Şekil 3.8' de görülmektedir.



Şekil 3.8. Philips X'Pert PRO marka X- ışını difraksiyonu cihazı.

3.1.2.1.1. Bragg Yasası

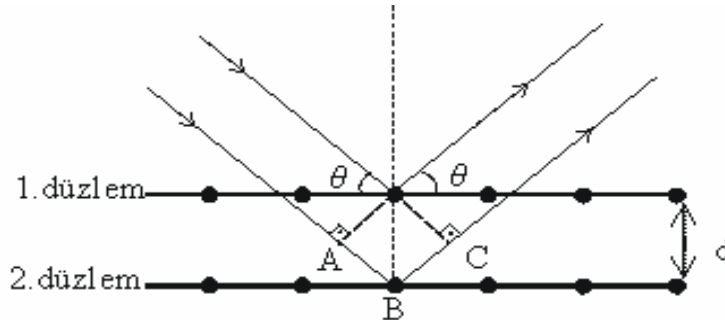
Bragg kanunu kristal örgüde ortaya çıkan periyodikliğin bir sonucudur. Üç boyutlu bir kristale gelişi güzel bir açıyla gelen λ dalga boylu tek renkli X-ışınları genel olarak yansıtılmayacaklardır. Bragg yasasını sağlamak için bir rastlantı gerekir ve bunu oluşturmak için ya dalgaboyu, ya da açı taranması gerekmektedir (Kittel, 1986). Elektron dalgalarının (elektronlar için de Broglie dalgaları) dalgaboylarını ölçmek için çeşitli yöntemler kullanılabilir. Bu yöntemlerden bir tanesi elektron dalgalarının Bragg yasası yardımıyla belirlenmesidir. Bu yöntem, Davisson ve Germer tarafından 1927 yılında, de Broglie varsayımını doğrulamak için kullanılmıştır.

Şekil 3.9'da kristal yapı üzerine gönderilen elektron dalgaları görülmektedir. Kristal katılarda moleküller, belirli geometrik şekillerde bir araya gelerek düzlem katmanlar halinde katıyı oluştururlar. Katıya gönderilen dalgalar, kristal yapıdaki farklı düzlemlerden saçılabilir. Bu ise saçılan dalgalar arasında bir yol farkı oluşmasına neden

olur. Komşu düzlemlerden saçılan dalgalar arasındaki yol farkı, (d , düzlemler arasındaki uzaklık olmak üzere) $2d\sin\theta$ kadardır. Burada θ yansıyan dalganın, katının yüzeyi ile yaptığı açıdır. Bu durumda Bragg yasası;

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (3.1)$$

($n=1,2,3,\dots$) şartını gerektirir. Bu formül Bragg yasası şartı olarak bilinir. Şekil 3.9'da $[AB] + [BC]$ uzunluğu optik yol farkıdır.



Şekil 3.9. Bragg yasası (Hook, 1999)

3.1.2.2. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Analizi

Bu çalışmada, üretilen Mg-esaslı ikili ve üçlü alaşımların ısısal analizleri, Şekil 3.10'de görülen KSÜ Fizik Bölümü Termal Analiz Laboratuvarı'ndaki Perkin Elmer Sapphire DSC (Diferansiyel Taramalı Kalorimetre) ile yapılmıştır. DSC, incelenen numuneye ait bir fiziksel özelliğin sıcaklığın fonksiyonu olarak ölçüldüğü veya bir tepkimede soğurulan ya da açığa çıkan ısının izlendiği yöntemleri içeren bir analiz tekniğidir. DSC yönteminde malzeme ve referans maddesine aynı sıcaklık programı uygulanırken malzemede bir değişiklik olması halinde, malzemeyi veya referansa bir elektrik devresi yardımı ile dışarıdan ısı eklenerek her ikisinin de aynı sıcaklıkta kalması sağlanır. DSC eğrileri, eklenen eğrilerin ısının sıcaklığa karşı çizilen grafikleridir. Bu grafikte görülen pikin altında kalan alan tepkimede emilen veya açığa çıkan ısı ile pik yükseklikleri ise tepkime hızı ile doğrudan orantılıdır. Piklerde oluşan entalpi değişimi (dH) pozitif ise (endotermik), malzeme ısıtıcısına ısı eklenir ve pozitif bir sinyal elde edilir. Entalpi değişimi (dH) negatif ise (ekzotermik), referans ısıtıcısına ısı eklenir ve bir negatif sinyal elde edilir. Ayrıca bu grafikler numunedeki faz değişimi sırasındaki ısı akışını belirler. Buradaki deneylerde numunelerdeki faz dönüşümlerini, kararlı ve yarı kararlı fazları belirlemek için DSC cihazı kullanıldı. DSC ölçümleri; yaklaşık 20-25 mg miktarlarında numuneler kullanılarak 313–943 K arasında 5, 20 ve 40 K/dak gibi farklı artış hızında sürekli devam eden nitrojen atmosferi altında yapıldı. Ayrıca, referans ve numune kabı olarak 6mm çapında bakır ve aliminyum kaplar kullanıldı.



Şekil 3.10. Perkin Emler - Sapphire DSC cihazı

3.1.2.2.1. Aktivasyon Enerjisi

Aktivasyon enerjisi, kimyasal bir tepkimenin gerçekleşebilmesi veya bir faz dönüşümünün oluşabilmesi için aşılması gereken enerji değeridir. Aktivasyon enerjisi terimi ilk kez 1889 yılında, Svante Arrhenius tarafından kullanılmıştır. Her kimyasal tepkimenin kendine özgü bir aktivasyon enerjisi vardır. Bir tepkimenin aktivasyon enerjisinin yüksek olması, o tepkimenin daha zor başlayacağı ve gerçekleşeceği anlamına gelir. Aktivasyon enerjisi verilmedikçe termodinamik olarak olası bir tepkime yürümez. Bu enerji, bağlarının zayıflatılması ya da koparılması, itme kuvvetlerini yenip moleküllerin birbirlerine yaklaştırılması gibi işlemler için harcanır. Aktivasyon enerjisi ne kadar büyük ise reaksiyon hızının sıcaklığa bağlılığı da o denli önemlidir. Küçük aktivasyon reaksiyonların hızları, artan sıcaklıkla hafif ölçüde artar. Büyük aktivasyon enerjili reaksiyonların hızları ise sıcaklığa çok fazla bağlılık gösterir. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) ölçümlerinden yararlanarak, aktivasyon enerjisi hesaplanabilir. Bunun için Kissinger veya Ozawa yöntemleri kullanılır. Bu çalışmada aktivasyon enerjisi hesaplamak için Kissinger metodu kullanılmıştır. Kissinger metodu ile aktivasyon enerjisi;

$$\ln\left(\frac{T^2}{\beta}\right) = \frac{E_a}{RT} + A \quad (3.2)$$

denklemini kullanılarak hesaplanır (Kissinger, 1956). Burada ; β ısıtma hızı, T endotermik veya ekzotermik reaksiyon pikinin maksimum değeri, E_a aktivasyon enerjisi, R gaz sabitidir ($R=8,314 \text{ J/mol.K}$).

3.1.2.2.2. Kristallenme Kinetiği

Bu çalışmada hızlı katılaştırma tekniği ile üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımın kristallenme kinetiği 453-463 K sıcaklık aralığında DSC ile incelenmiştir. Kristallenme kinetiği genel olarak Johnson-Mehl-Avrami eşitliği ile verilir. Bu eşitlik;

$$X = 1 - \exp\left(-[K(t)]^n\right) \quad (3.3)$$

şeklindedir (Christian, 1975). Burada X sabit sıcaklıkta ısıtmaya başlandıktan sonraki oluşan piklerin kristallenme oranı, t zaman, K Arrhenius kristallenme sabiti ve n ise Avrami sabitidir. Johnson-Mehl-Avrami denkleminde türetilmiş olan $\ln[-\ln(1-X)]$ ifadesinin $\ln(t)$ 'ye karşı grafiğinin eğimi:

$$n = \frac{\ln[-\ln(1-X)]}{\ln(t)} \quad (3.4)$$

değerini verir. Xie ve Gao'ya göre bulunan Avrami sabiti (n) değerleri şu şekilde yorumlanmaktadır: Yüzeyden iç kısımlara doğru,

n=0-1 ; yüzeysel çekirdeklenme ve tek boyutta büyümeye,

n=1-2 ; hacimsel çekirdeklenme ve tek boyutta büyümeye,

n=2-3 ; hacimsel çekirdeklenme ve iki boyutta büyümeye,

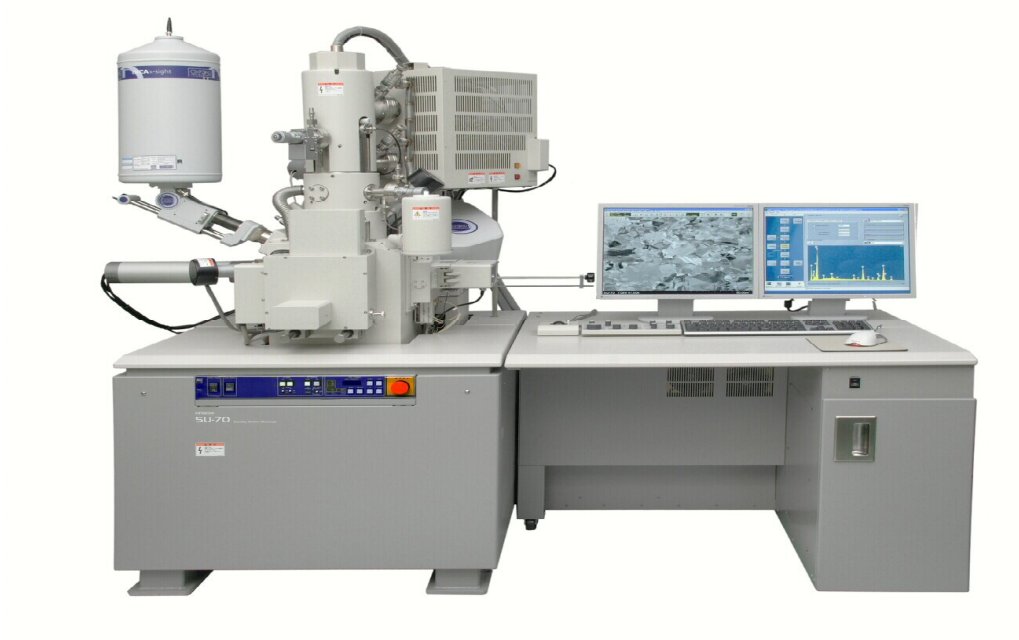
n=3-4 ; hacimsel çekirdeklenme ve üç boyutta büyümeye karşılık gelir (Xie ve Gao, 1998).

3.1.2.3. SEM Analizi

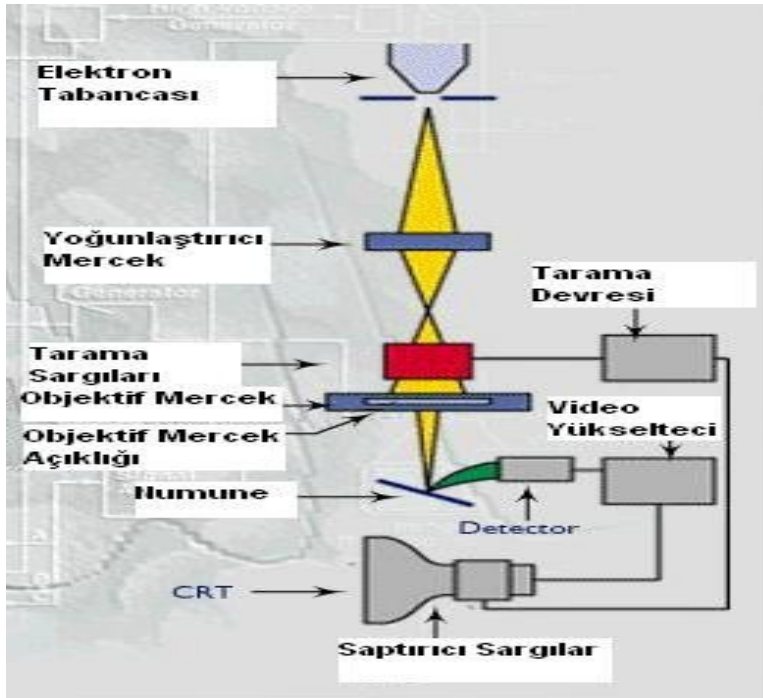
Bu çalışmada mekaniksel öğütme ile üretilen Mg-esaslı alaşımlarının morfolojik özellikleri Polonya'nın Poznan şehrindeki Adam Mickiewicz Üniversitesi, Fizik Fakültesi Laboratuvarı'ndaki Taramalı Elektron Mikroskobu (Scanning Electron Microscope-SEM) cihazı ile incelenmiştir. Taramalı Elektron Mikroskobunda görüntü, yüksek voltaj ile hızlandırılmış elektronların numune üzerine odaklanması, bu elektron demetinin numune yüzeyinde taratılması sırasında elektron ve numune atomları arasında oluşan çeşitli girişimler sonucunda meydana gelen etkilerin uygun algılayıcılarda toplanması ve sinyal güçlendiricilerinden geçirildikten sonra bir katot ısınları tüpünün ekranına aktarılmasıyla elde edilir. Modern sistemlerde bu algılayıcılardan gelen sinyaller dijital sinyallere çevrilip bilgisayar monitörüne verilmektedir.

Taramalı elektron mikroskobu optik kolon, numune hücresi ve görüntüleme sistemi olmak üzere üç temel kısımdan oluşmaktadır. Optik kolon kısmında; elektron demetinin kaynağı olan elektron tabancası, elektronları numuneye doğru hızlandırmak için yüksek gerilimin uygulandığı anot plakası, ince elektron demeti elde etmek için yoğunlaştırıcı mercekle, demeti numune üzerinde odaklamak için objektif merceği, bu merceğe bağlı çeşitli çapta apatürler ve elektron demetinin numune yüzeyini taraması için tarama bobinleri yer almaktadır. Şekil 3.11'da 20x-800 000x büyütme gücüne sahip SU-70 UHR

Schottky marka bir taramalı elektron mikroskobu cihazı ve Şekil 3.12’de ise görüntü oluşumun şematik görünüşü görülmektedir.



Şekil 3.11. SU-70 UHR Schottky marka bir SEM cihazı (Anonim, 2010c)



Şekil 3.12. Taramalı elektron mikroskobunun şematik görünüşü

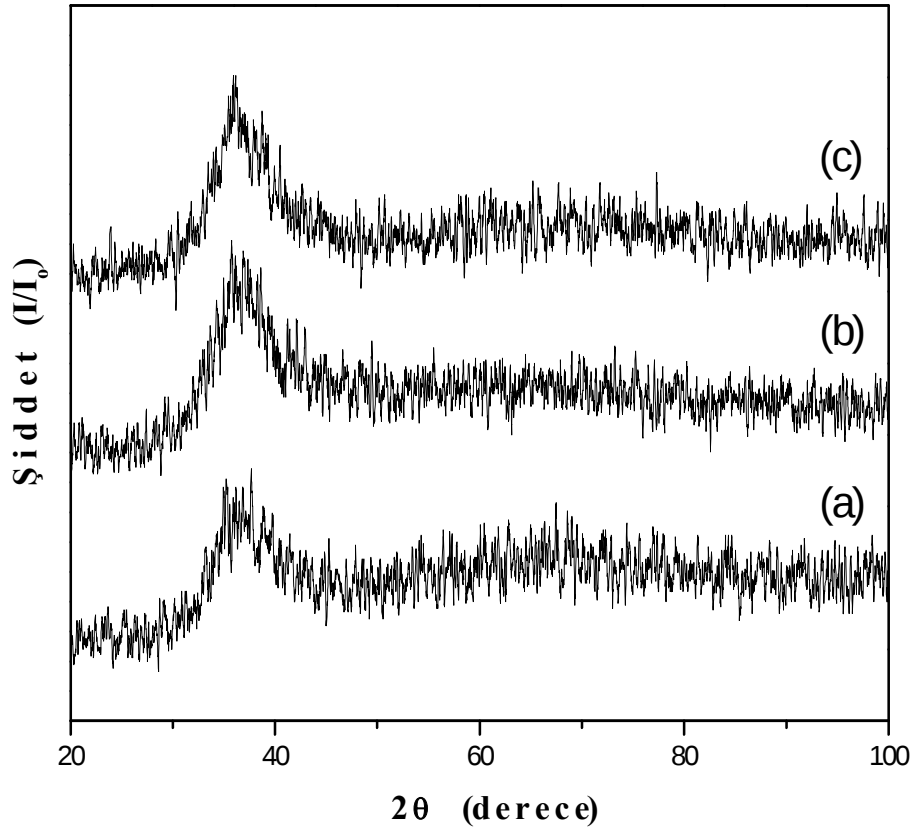
4. BULGULAR VE TARTIŞMA

4.1. Hızlı Katılaştırma Tekniği ile Üretilen Mg-esaslı Alaşımların Sonuçları

Normal Katılaştırma (NK) tekniği ile külçe halinde üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımları, küçük parçalara bölünerek Hızlı Katılaştırma (HK) tekniğinin Eriyik-Döndürme (Melt-Spinning) metodu ile şeritler halinde üretildi. $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımı HK tekniği ile üç farklı soğutma hızında üretildi. Bunun için HK sisteminin soğutma ünitesi olan döner diskin hızı 5, 10 ve 20 m/sn olarak ayarlandı ve bu şekilde hızlı katılaştırılmış şeritler üretildi. HK ile üretilen şeritlerin genişliklerinin ve kalınlıklarının döner diskin hızına bağlı olduğu gözlemlendi. Döner diskin hızının artması ile şeritlerin kalınlıklarının ve genişliklerinin azaldığı gözlemlendi. HK tekniği ile üretilen şeritlerin yapısal ve termal özellikleri X-ışını difraksiyonu (XRD) ve Diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) ile incelendi.

4.1.1. XRD ile Mikroyapı Analizi

HK ile üretilen şeritlerin amorf yapıda olup olmadığı XRD incelendi. Şekil 4.1’de HK ile farklı soğutma hızlarında üretilen şeritlerin XRD sonuçları görülmektedir.



Şekil 4. 1. HK tekniği ile farklı soğutma hızlarında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımlarının XRD grafiği: (a) 5 m/s , (b) 10 m/s, (c) 20 m/s.

Şekil 4.1’de görüldüğü gibi HK ile şeritler halinde üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımının XRD sonucunda $2\theta \approx 30-45^\circ$ yansıma açısında geniş bir pik gözlenmiştir. Bu geniş pik HK tekniği ile üretilen alaşımın tamamen amorf yapıda olduğunu göstermektedir. Bu sonuç $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımının hızlı katılaştırma ile amorf yapıda elde edilebileceğini göstermektedir. Bunun yanında, 5 m/sn gibi düşük soğuma hızlarında bile amorf yapının gözlenmesi, bu alaşımın kolayca amorf yapıda üretilebileceğini göstermektedir.

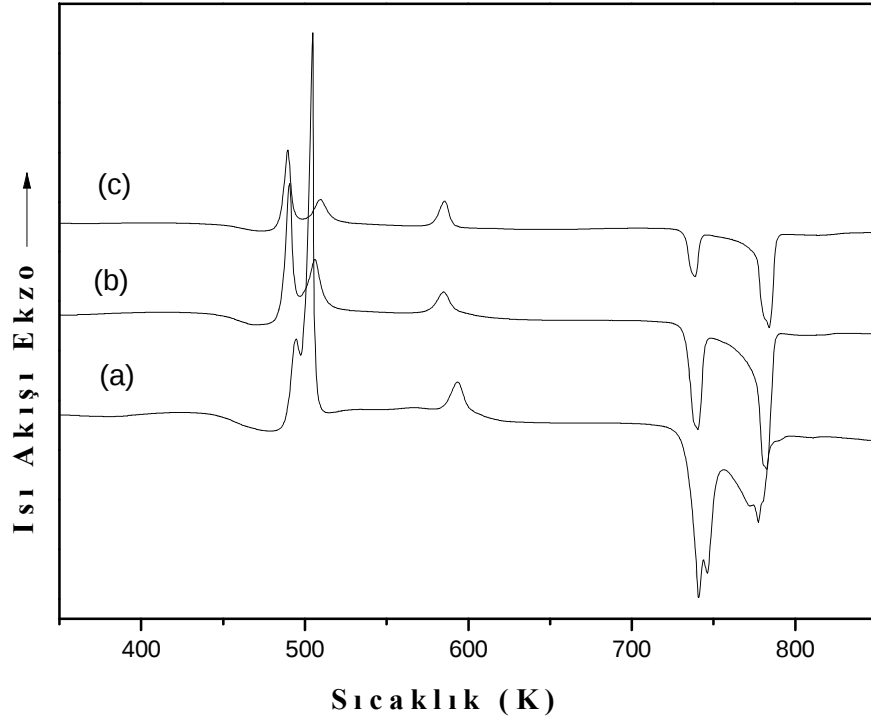
4.1.2. DSC ile Isısal Özelliklerin Analizi

HK tekniği ile 5 m/s, 10 m/s ve 20 m/s disk hızlarında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımlarının ısısal özellikleri DSC ile incelendi. Tüm alaşımlar 20 K/dak’lık ısıtma oranında ve 350–850 K aralığında incelendi. Şekil 4. 2’de bu alaşımların DSC analizlerinin sonuçları görünmektedir. Şekil 4. 2’de görüldüğü gibi, farklı döner disk hızında üretilen alaşımların DSC sonuçları birbirine benzemektedir. Bu sonuç, incelenen alaşımların aynı ısısal davranış gösterdiğini ifade etmektedir. Bu alaşımların hepsi, kristallenmeden önce bir endotermik pik göstermiştir. Kristallenmeden önce gözlenen bu endotermik pikin başlama sıcaklığı camsı geçiş sıcaklığı T_g (glass transition temperature) olarak bilinir ve bu amorf alaşımların karakteristik bir özelliğidir. Kristallenme sıcaklığı T_x ile camsı geçiş sıcaklığı T_g arasındaki sıcaklık farkı ΔT_x , ($\Delta T_x = T_x - T_g$) aşırı soğumuş sıvı bölge (supercooled liquid region) olarak adlandırılır. Aşırı soğumuş sıvı bölgenin, büyüklüğü sanayide kullanılacak olan bir alaşım için oldukça önemlidir. Aşırı soğutulmuş sıvı bölgeye sahip alaşımlar daha kolay olarak amorf yapıda elde edilebilmektedir. Ayrıca bu bölgenin genişliği, bu tür alaşımları düşük sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutarak değişik şekiller verilebilme imkanı sağlamaktadır ki, bu teknoloji bakımından çok önemlidir. Çünkü bu yolla sanayinin ihtiyacı olan geometrik yapıda alaşım elde edilebilmektedir.

Diğer taraftan HK ile üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımının DSC analizinde üç tane belirgin ekzotermik pik gözlenmiştir. Her bir ekzotermik pik bir faz dönüşümünü ifade ettiğinden bu sonuç $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımının kristallenmesinin üç aşamada gerçekleşeceğini göstermektedir. HK ile üretilen bu alaşımların DSC analizinde gözlenen ekzotermik piklerin hangi fazları temsil ettiği daha sonraki bölümlerde detaylı bir şekilde açıklanacaktır. $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımının Şekil 4.2 deki DSC grafiğinden elde edilen kristallenme sıcaklığı T_x , camsı geçiş sıcaklığı T_g , aşırı soğutulmuş sıvı bölge ΔT_x ve kristallenme pik sıcaklıkları T_{p1} , T_{p2} , T_{p3} Çizelge 4.1’de listelenmiştir. Çizelge 4.1’de görüldüğü gibi T_g , T_x ve ΔT_x ’in değer aralıkları sırasıyla yaklaşık 432–439, 478–485, ve 46–54 K’dır. Bununla birlikte, hızlı katılaştırmada disk hızı değeri arttığında T_g ve T_x değerlerinin azaldığı görülmektedir. Benzer sonuçlar Murty and Hono tarafından da rapor edilmiştir. (Murty and Hono, 2000).

Diğer taraftan Şekil 4. 2’de görüldüğü gibi HK tekniği ile farklı soğuma hızlarında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımının DSC analizinde iki tane belirgin endotermik pik gözlenmiştir. Yüksek sıcaklıklarda gözlenen bu endotermik pikler $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımının erime davranışını göstermektedir. Daha önce yapılan çalışmalarda Mg-Cu-Y amorf alaşımlarının erime davranışlarını gösteren tek bir endotermik pik gözlenmiş ve bu endotermik pikin erime aralığının oldukça dar olduğu rapor edilmiştir. Erimesi dar bir endotermik pikle ifade edilen alaşımların ötektik kompozisyona sahip olduğu belirtilmiştir.

Bu araştırmada ise hızlı katılaştırma tekniği ile amorf yapıda üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımının erime davranışı iki endotermik pikle karakterize edilmiştir. Bu alaşımlarda iki endotermik pikin gözlenmesi alaşımın ötektik-dışı bir kompozisyona sahip olduğunu ifade etmektedir. $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf alaşımının DSC analizinde gözlenen her endotermik reaksiyonu için erime sıcaklığının başlangıcı $T_m^{katı}$, bitiş erime sıcaklığı $T_m^{sıvı}$, erime sıcaklık aralığı ΔT_m ($\Delta T_m = T_m^{sıvı} - T_m^{katı}$) ve indirgenmiş camsı geçiş sıcaklığı T_{rg} ($T_{rg} = T_g / T_{m2}^{sıvı}$) Çizelge 4. 1 eklenmiştir. Çizelge 4.1’de görüldüğü gibi ilk endotermik reaksiyon için başlangıç erime sıcaklık ($T_{m1}^{katı}$) değeri 726–728 K, bitiş erime sıcaklık ($T_{m1}^{sıvı}$) değeri 743–753 K ve erime sıcaklık aralığı (ΔT_{m1}) yaklaşık 15–27 K olarak hesaplanmıştır. İkinci endotermik pik için ise $T_{m2}^{katı}$, $T_{m2}^{sıvı}$ ve ΔT_{m2} değerleri sırasıyla 748–757 K, 785–790 K ve 28–42 K olarak hesaplanmıştır. Amorf bir alaşım içi indirgenmiş camsı geçiş sıcaklığı T_{rg} , o alaşımın amorf yapıda oluşabilme yeteneğinin (glass forming ability) bir göstergesidir. Amorf yapıda üretilen alaşımlar için T_{rg} değeri en az 0.4 olarak bulunmuş ve bu değer 0.4-0.7 aralığında olduğu belirtilmiştir. (Lu ve ark., 2000). İndirgenmiş camsı geçiş sıcaklığı T_{rg} değeri ne kadar yüksek ise bu o alaşımın daha kolay amorf olarak elde edilebileceğini veya başka bir deyişle alaşımın amorf olma eğiliminde olduğunu gösterir. Bu çalışmada hızlı katılaştırma ile üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf alaşımlarının indirgenmiş camsı geçiş sıcaklığı T_{rg} , 0,55–0,56 aralığında hesaplandı. T_{rg} değerinin 0,4 den daha büyük olması bu alaşımın kolayca amorf yapıda elde edebileceğini gösterir ve bu sonuç XRD sonucu ile uyum içindedir. Bu çalışmada üretilen alaşımlar için hesaplanan T_{rg} değerleri $Mg_{65}Cu_{25}Y_{10}$ amorf alaşımı için hesaplanan değerlerle yaklaşık aynıdır (Lu ve ark., 2000).



Şekil 4. 2. HK tekniği ile farklı disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf şeritlerin DSC grafiği : (a) 5 m/s , (b) 10 m/s, (c) 20 m/s

Çizelge 4. 1. HK tekniği ile farklı disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımının termal özellikleri

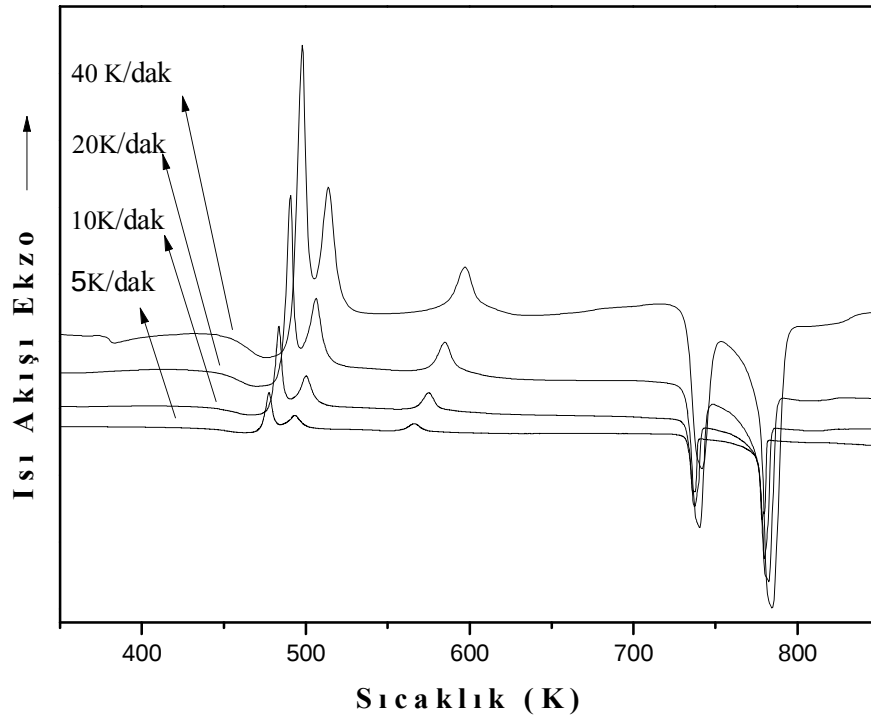
Disk hızı [m/s]	T_g K	T_x K	ΔT_x K	T_{p1} K	T_{p2} K	T_{p3} K	$T_{m1}^{katı}$ K	$T_{m1}^{sıvı}$ K	ΔT_{m1} K	$T_{m2}^{katı}$ K	$T_{m2}^{sıvı}$ K	ΔT_{m2} K	T_{rg}
5	439	485	46	494	504	593	726	753	27	757	785	28	0.56
10	435	482	47	490	506	584	727	747	20	751	789	38	0.55
20	432	478	54	489	509	585	728	743	15	748	790	42	0.55

4.1.2.1 Aktivasyon Enerjisi

Bu tez çalışmasında hızlı katılaştırma tekniği ile amorf şeritler halinde üretilen alaşımların ısısal duyarlılığını ve termal kararlılığını incelemek için alaşımların aktivasyon enerjileri hesaplandı. Amorf bir alaşım için aktivasyon enerjisi, o alaşımın faz kararlılığın ve bir fazın başka bir faza dönüşmesi için gerekli olan en az enerji miktarını verir. Aktivasyon enerjisinin hesaplamak için genel olarak Kissinger (Kissinger, 1956) veya

Ozawa (Ozawa, 1970) metotları kullanılmaktadır. Bu metotlar oldukça doğru ve tutarlı sonuçlar vermektedir ve birçok amorf alaşımın aktivasyon enerjisi hesabında kullanılmıştır. İki metotla elde edilen sonuçlar benzer olduğundan, bu çalışmadan sadece Kissinger metodu kullanılarak alaşımlar aktivasyon enerjileri hesaplandı.

Farklı soğutma hızları ile üretilen alaşımların aktivasyon enerjilerinin hesaplayabilmek için, numuneler 5 K/dak, 10 K/dak, 20 K/dak ve 40 K/dak gibi farklı ısıtma oranları ile DSC de incelendi. Şekil 4.3' de 10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf alaşım şeritlerinin 5–40 K/dak ısıtma oranlarında elde edilen DSC sonuçlarını görülmektedir. Şekil 4. 3'de görüldüğü gibi farklı ısıtma oranları ile sürekli ısıtma esnasında üç ekzotermik pik ve iki endotermik pik gözlemlendi. Bu piklerden elde edilen camsız geçiş sıcaklığı T_g , kristallenme sıcaklıkları T_x , ve her ekzotermik reaksiyonun pik sıcaklıkları T_{p1} , T_{p2} , T_{p3} Çizelge 4.2'de verilmiştir.



Şekil 4. 3. 10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf şeritlerinin 5–40 K/dak ısıtma oranlarında sürekli ısıtma ile elde edilen DSC sonuçları.

Çizelge 4.2. 10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımının termal özellikleri

β (K/dak)	T_g (K)	T_x (K)	ΔT_x (K)	T_{p1} (K)	T_{p2} (K)	T_{p3} (K)	T_{m1} (K)	T_{m2} (K)
5	425	471	46	477	493	566	736	778
10	427	476	49	483	500	575	737	780
20	435	482	47	490	506	584	739	782
40	443	487	44	497	513	597	741	784

Şekil 4. 3 ve Çizelge 4. 2’de açıkça görüldüğü gibi ısıtma oranının artması ile T_g , T_x , T_{p1} , T_{p2} ve T_{p3} sıcaklıkları artmıştır. Örneğin; T_g ve T_x değerleri 5 K/dak ısıtma oranında 425 ve 471K iken bu değerler 40 K/dak ısıtma oranında 443 ve 487 olarak gözlenmiştir. Bu fark amorf bir alaşımın termal duyarlılığını gösterir. Yani amorf bir alaşımın T_g , T_x ve kristallenme pik sıcaklıkları ısıtma oranına bağlıdır ve bu değerler artan ısıtma oranları ile artmaktadır. Benzer sonuçlar daha önce yapılan birçok çalışmada da gözlenmiştir (Gögebakan ve ark. 1997). Isıtma oranının artması ile sıcaklıktaki bu artış tüm amorf alaşımlarda gözlenen karakteristik bir durumdur.

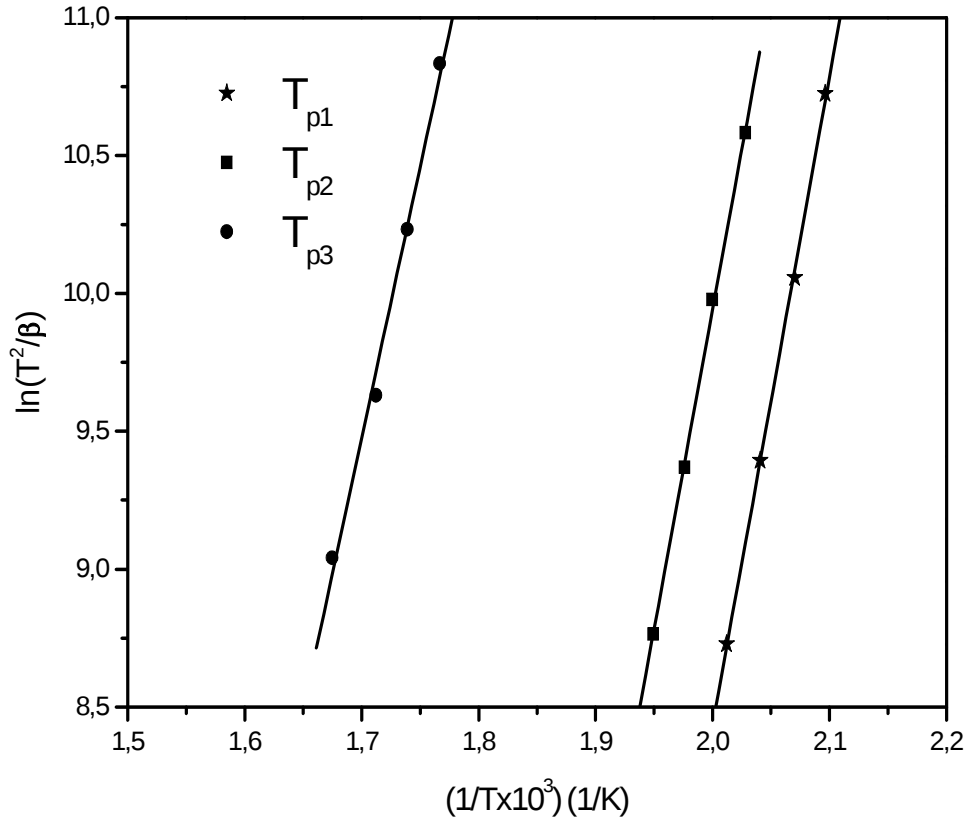
Kristallenme pik sıcaklıklarının ısıtma oranına bağlılığı Kissinger denkleminde uygulanarak her pik için aktivasyon enerjisi hesaplanmıştır. Kissinger denklem;

$$\ln\left(\frac{T^2}{\beta}\right) = \left(\frac{E_a}{RT}\right) + A$$

şeklindedir ve burada T aktivasyon enerjisi hesaplanacak olan ekzotermik reaksiyonun pik sıcaklığı, β ısıtma oranı, E_a aktivasyon enerjisi, R evrensel gaz sabiti (8.314 J/mol K), ve A bir sabittir. Bu denklem;

$$E_a = [\ln (T^2/\beta) / (1/T)] R$$

şeklinde yazılabilir ve $\ln (T^2/\beta)$ y-ekseni, $(1/T)$ x-eksenin olmak üzere Kissinger grafikleri çizilir. Her ekzotermik reaksiyonun pik sıcaklığı için çizilen bu grafik doğrusal çizgilerden oluşur ve doğruların eğimlerinin R ile çarpımı aktivasyon enerjisini verir. Şekil 4. 4’ de 10 m/s disk hızında üretilen şeritlerin Kissinger grafikleri görülmektedir. Şekil 4.4 de görülen Kissinger grafiğinin doğrusal çizgilerden oluşması her ısıtma oranında aynı reaksiyonun oluştuğunu göstermektedir. 5 m/s ve 20 m/s disk hızlarında üretilen alaşımlar içinde aynı denklem kullanılarak Kissinger grafikleri elde edilmiş ve aktivasyon enerjileri hesaplanmıştır. Hesaplanan aktivasyon enerjileri Çizelge 4. 3’ de listelenmiştir.



Şekil 4. 4. 10 m/s disk hızında üretilen şeritlerin Kissinger grafiği.

Çizelge 4. 3. Farklı disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf alaşımların aktivasyon enerjileri

Disk hızı [m/s]	1. pik [kJ/mol]	2. pik [kJ/mol]	3.pik [kJ/mol]
5	190	205	182
10	195	212	180
20	193	208	184

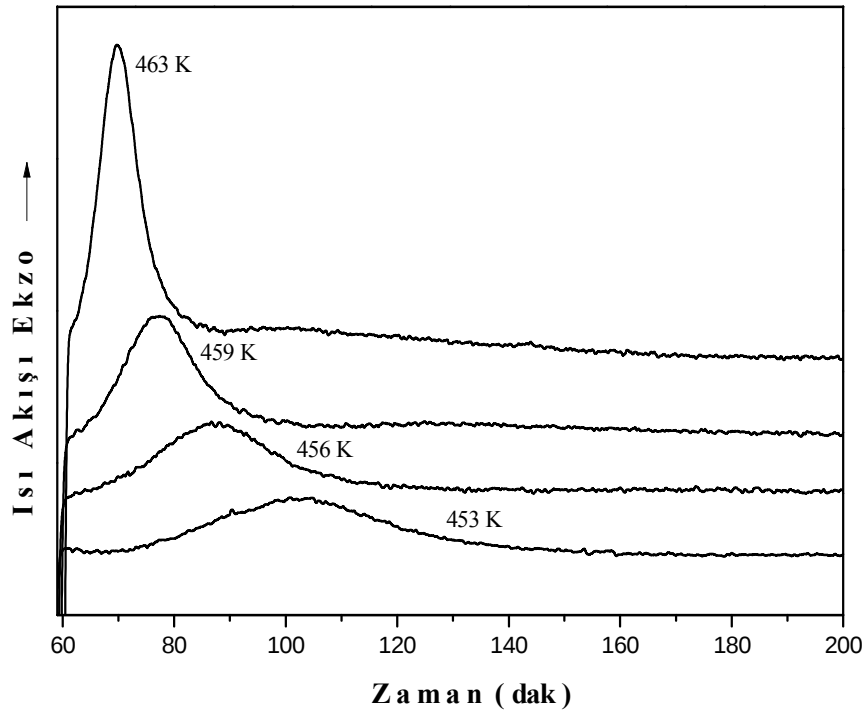
Çizelge 4.3’ de görüldüğü gibi HK ile üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımlarının DSC analizinde (Şekil 4.2) gözlenen birinci ekzotermik pik için hesaplanan aktivasyon enerjileri 190–195 kJ/mol aralığındadır. Bu değer Mg nin difyuzu için gerekli olan aktivasyon enerjisinden ($1.5 \text{ eV} = 150 \text{ kJ/mol}$) daha büyüktür. Bunun anlamı bu alaşımların DSC analizinde gözlenen ilk ekzotermik pikin Mg nin sıcaklık etkisi ile difyuzu sonucu oluşmadığı şeklindedir. Dolayısıyla Çizelge 4.2’ de gözlenen DSC analizinde birinci ekzotermik pik bir intermetalik fazın dönüşümü sonucu olmuştur. Bu durum bölüm 4.1’ de daha detaylı açıklanacaktır.

4.1.2.2. Kristallenme Mekanizması

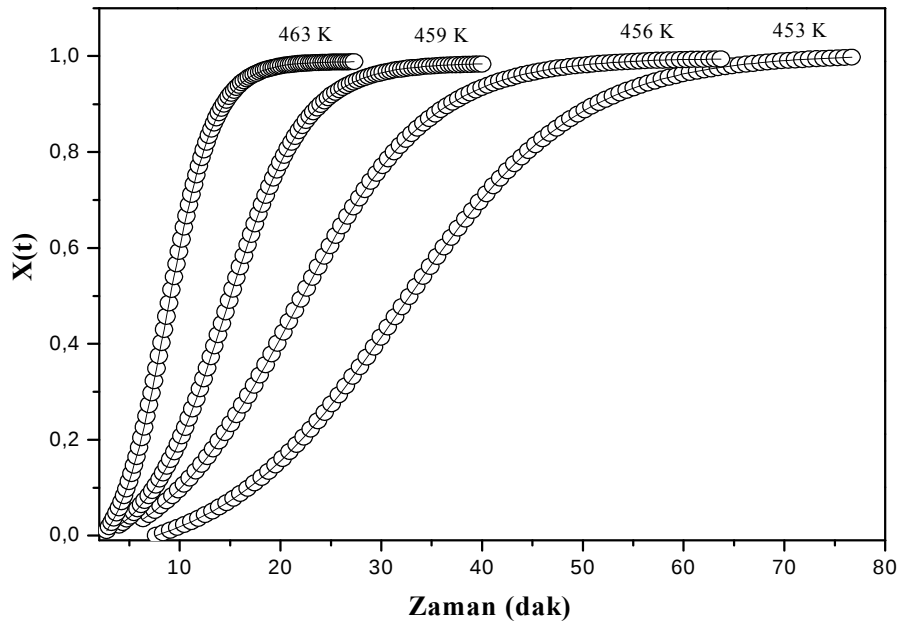
Amorf alaşımların kristallenme mekanizmasının anlaşılması önemli bir araştırma konusu olmuş ve amorf alaşımların kristallenme mekanizmasının analiz edilmesi için bazı metotlar geliştirilmiştir. Amorf bir alaşımda kristal yapı yoktur ve kristal yapı ancak sıcaklık ve basınç etkisi ile oluşur. Isısal işleme maruz kalan amorf alaşımlar, bu ısının büyüklüğüne ve etkisine bağlı olarak kristallenmeye başlar. Kristallenmenin olabilmesi için öncelikle, amorf yapı içerisinde rastgele dağılmış olan atom veya moleküllerin bir araya gelerek atomsal veya moleküller kümeler oluşturması gerekir. Belli bir yarıçapa ulaşan bu kararlı kümlere çekirdek denir. Dolayısıyla çekirdeklerin oluşması ve oluşan bu çekirdeklerin büyümesi ile amorf yapı kristallenmeye başlar. Çekirdeklenmenin ve büyümenin türüne bağlı olarak amorf bir alaşımın kristallenmesi, kristallenme mekanizması olarak adlandırılır.

Kristallenme mekanizmasının analizi için kullanılan ve tutarlı ve doğru sonuç veren bir metot DSC ile yapılmaktadır. Bunun için amorf alaşımın sürekli ısıtma ile elde edilen DSC sonuçları dikkate alınıp, sürekli ısıtmada gözlenen ekzotermik piklerin kristallenme sıcaklıklarından 5–15 K önceki bir sıcaklığa kadar ısıtma işlemi yapıp, bu sıcaklıkta belli bir süre beklenerek kristallenme piklerinin sıcaklığa ve zamana bağlılığı analiz edilmektedir. Bu işlem sabit sıcaklıkta ısıtma olarak bilinir ve bu şekilde elde DSC sonuçlarının analizi amorf alaşımların kristallenmesi sürecinde oluşan çekirdeklenme ve büyüme hakkında bilgi verir. Bu tezde HK tekniği ile üretilen amorf $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ şerit alaşımı ilk kristallenme sıcaklığından düşük sıcaklıklarda ısıtılarak, reaksiyonun oluşup oluşmadığı gözlemlendi. Amorf $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımın sabit sıcaklıkta ısıtma ile elde edilen DSC sonuçları Şekil 4.5’de görülmektedir. Şekil 4.5’de görüldüğü gibi sabit sıcaklıkta ısıtma ile oluşan ekzotermik reaksiyonlar, ısıtma sıcaklığına ve zamana bağlıdır. Bu şekilde elde edilen pikler JMA denklemi (Denklem 3.3) ile analiz edilmiştir. Bu alaşımın, T_x sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda ısıtılarak kristallenme incelenmiştir.

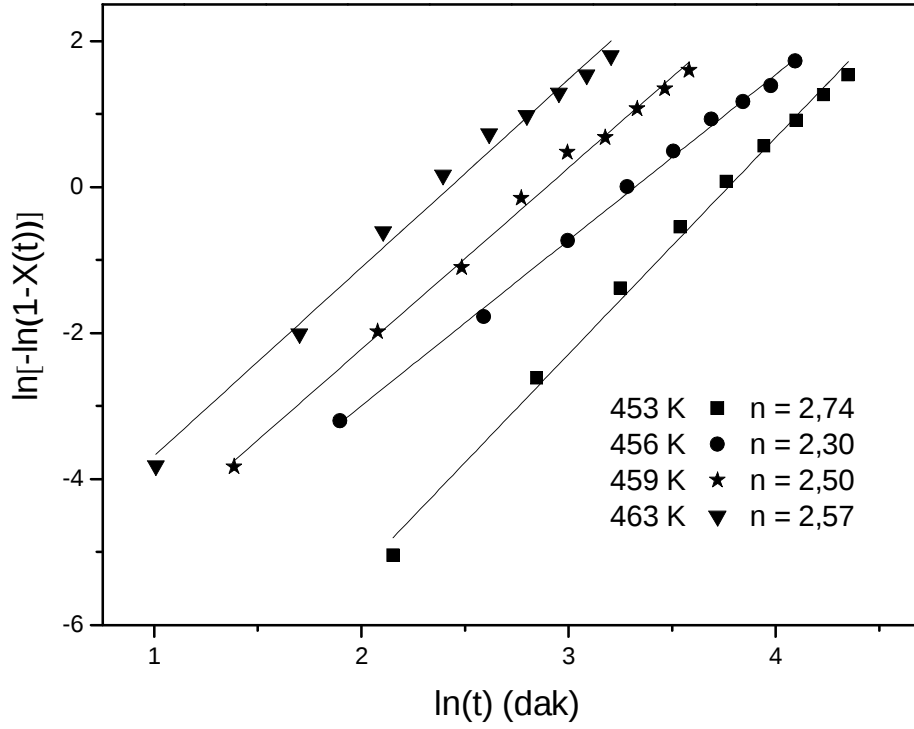
Şekil 4.5’ de açıkça görüldüğü gibi 463 K’ de ısıtılan alaşımda reaksiyon ilk dakikada başlayıp 27 dakikada sona ermektedir. Bu sıcaklıkta şiddetli bir pik gözlenmiştir. Sıcaklık 459 K’e düştüğünde pik şiddeti azalmakta ve reaksiyon bitme süresi 12 dakikaya artmaktadır. Sıcaklık 456 K’e düştüğünde ise pik şiddeti düşük seviyeye inmekte ve de pik genişlemektedir ve reaksiyon bitme süresi 66 dakika sürmektedir. Sıcaklığı 453 K’ e düştüğünde ise oluşan pik şiddeti en düşük seviyede ve de pik genişliği en geniş seviyededir. Yani reaksiyonun başlama ve bitiş zamanı bir başlangıçta 463 K’de gerçekleşen reaksiyon süresinden 60 dakika artmıştır. Sonuç olarak, sabit sıcaklıkta ısıtmada reaksiyon tamamen sıcaklığa bağlıdır. Yani amorf yapıyı oluşturan atomlar yüksek sıcaklıkta, kısa bir zamanda kristal yapıya geçebilmekte, ancak sıcaklık düştükçe amorf yapıdan kristal yapıya geçiş zorlanmakta ve reaksiyon uzun bir sürede tamamlanabilmektedir. Şekil 4.6’ da ise 10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf alaşımın 453–463 K’ de sabit sıcaklıkta ısıtma esnasındaki kristallenme oranının zamana bağlı grafiği görülmektedir.



Şekil 4.5. 10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf alaşımının 453–463 K’ de sabit sıcaklıkta ısıtma esnasındaki zamana bağlı DSC grafiği.



Şekil 4.6. 10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf alaşımının 453–463 K’ de sabit sıcaklıkta ısıtma esnasındaki kristallenme oranının zamana bağlı grafiği.



Şekil 4.7. 10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf alaşımanın 453–463 K’ de sıcaklıkta ısıtma esnasında oluşan piklerin Avrami grafiği.

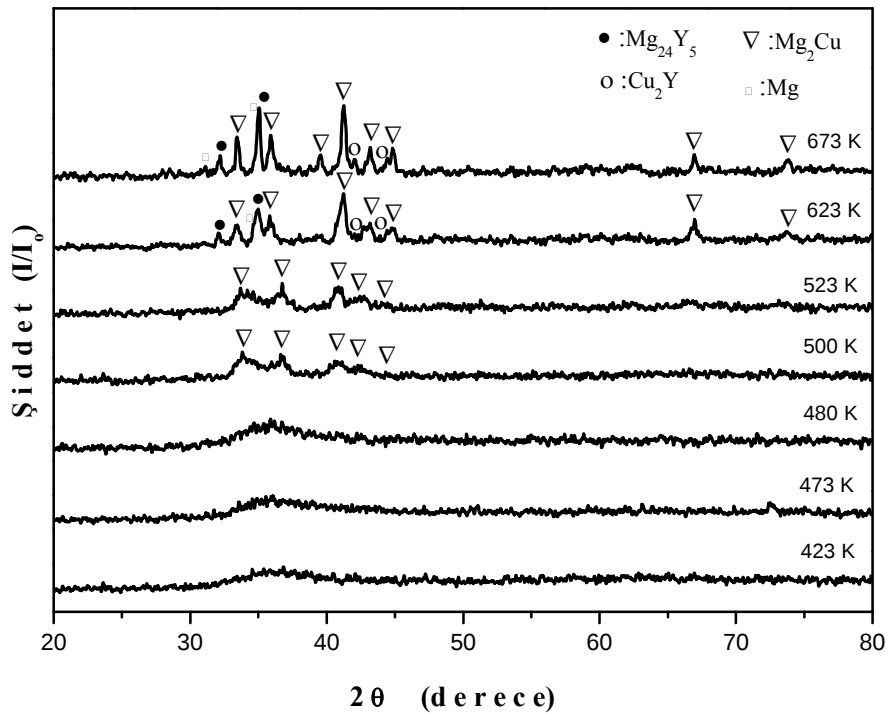
Sabit sıcaklıkta ısıtma ile elde edilen sonuçlar JMA denklemi ile analiz edilerek Avrami grafiği elde edilmiştir ve bu grafik Şekil 4.7’ de görülmektedir. Şekil 4.7’ deki Avrami doğrularının eğiminden Avrami sabitleri (n) hesaplanmış ve bu değerler Çizelge 4.4’te gösterilmektedir. Çizelge 4.4’ te görüldüğü gibi Avrami sabitini $n \sim 2,30-2,74$ civarında bulunmuştur. $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf alaşımı için bulunan bu değerler kristallenmenin çekirdeklenme ve iki boyutta büyüme yoluyla olduğunu göstermektedir.

Çizelge 4.4. 10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf alaşımanın 453–463 K’de sabit sıcaklıkta ısıtma esnasında oluşan birinci ekzotermik pikin, Avrami doğrularının eğiminden bulunan Avrami sabiti değerleri.

Avrami Sabiti (n)	Sıcaklık (K)
2,57	463
2,50	459
2,30	456
2,74	453

4.1.3. Faz Dönüşümü ve Faz Tanımlaması

HK tekniği ile farklı disk hızların üretilen alaşımların, Şekil 4. 2'deki DSC analizinde gözlenen ekzotermik piklerin hangi fazları temsil ettiğini ve ısıtma işleminden sonra oluşan faz dönüşümlerini belirleyebilmek için, bu alaşımlar belli sıcaklıklarda ısıtıldıktan sonra XRD ile incelendi. Alaşımların ısıtma sıcaklıkları 423-673K aralığında yapıldı. Şekil 4.8' de 10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımının ısısal işlem sonrası XRD sonuçları görülmektedir. Şekil 4.8' de görüldüğü gibi, 423 K sıcaklığından 480 K sıcaklığına kadar ısıtılan alaşımların XRD sonuçlarında hiçbir kristal pik gözlenmemiştir. Bu sıcaklık aralığı Şekil 4. 2 deki DSC analizinde gözlenen ilk ekzotermik pik sıcaklığından daha düşüktür. İlk kristal pikler 500 K sıcaklığında ısıtılan alaşımlarda gözlenmiştir. Bu sıcaklık (500K) Şekil 4. 2 deki DSC analizinde gözlenen ilk ekzotermik pik sıcaklığının üstündedir. 500 K sıcaklığında ısıtılan numunelerde gözlenen kristal piklerin ortorombik Mg_2Cu fazından yansıdığı belirlenmiştir. Dolayısıyla Şekil 4.2 deki DSC analizinde gözlenen ilk ekzotermik pik amorf fazın Mg_2Cu fazına dönüşümünü temsil etmektedir. 523 K de ısıtılan alaşımın XRD sonucunda herhangi bir yeni faz gözlenmezken mevcut fazların şiddetlerinde artış gözlenmiştir. 523 K sıcaklığı Şekil 4. 2 deki DSC analizinde gözlenen ikinci ekzotermik pik sıcaklığının üstündedir. Bu nedenle Şekil 4. 2 deki DSC analizinde gözlenen ikinci ekzotermik pik Mg_2Cu fazının büyümesini temsil etmektedir. Yani 500 K de oluşmaya başlayan Mg_2Cu fazları 523 K sıcaklık etkisiyle büyümeye başlamıştır. Aynı numunelerin 623 ve 673 K de ısıtılması ile alaşım tamamen kristal hale dönüşmüştür. Tamamen kristal hale dönüşen alaşımların XRD analizinde Mg_2Cu , Cu_2Y , $Mg_{24}Y_5$ ve Mg gibi kristal fazlar gözlenmiştir.



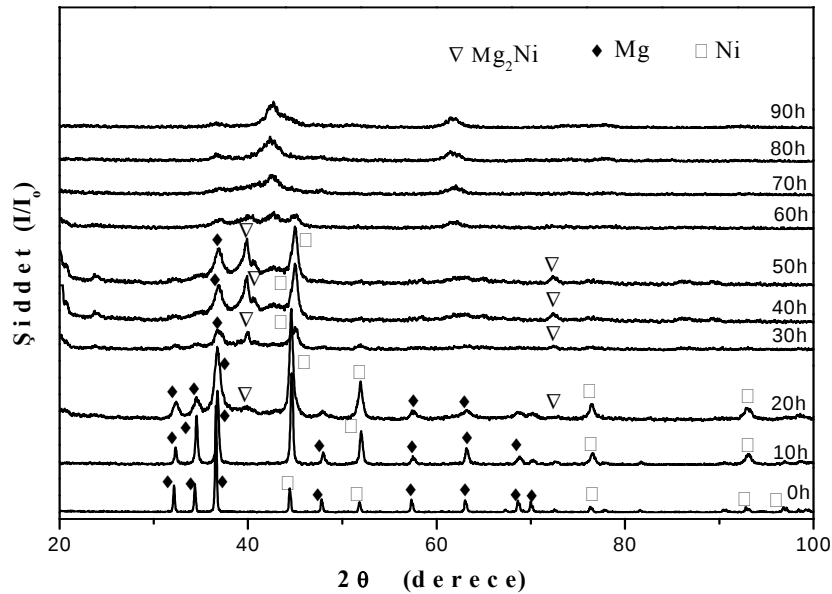
Şekil 4.8. HK ile 10 m/s disk hızında üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ şerit alaşımının 423-673 K sıcaklıklarında ısıtıldıktan sonraki XRD grafiği.

4.2. Mekaniksel Alaşımlama Tekniği ile Üretilen Mg-esashı Alaşımların Sonuçları

Mekaniksel Alaşımlama (MA) tekniği ile üretilen $Mg_{83}Ni_{17}$, $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ ve $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ toz alaşımları XRD, DSC ve SEM cihazı ile incelenmiştir.

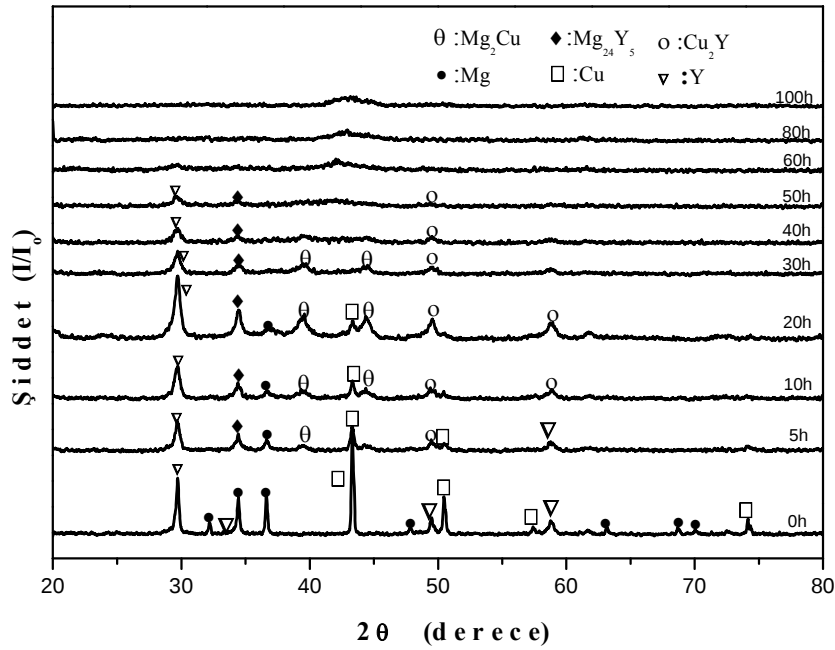
4.2.1. XRD Analizi

$Mg_{83}Ni_{17}$, $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ ve $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ toz alaşımlar MA tekniği ile üretilmiştir. Bunun için, mekaniksel öğütme cihazı 90 veya 100 saat kadar çalıştırılmış ve her 10 saatlik mekaniksel öğütme işleminden sonra cihazdan numuneler alınarak, bu süre içerisinde alaşımların yapısı XRD ile incelenmiştir. Böylece bu zaman aralıklarında hangi fazların oluştuğu ve oluşan fazların MA süresine bağlılığı incelendi. MA tekniği ile üretilen $Mg_{83}Ni_{17}$ alaışımının XRD sonuçları Şekil 4.9'da görülmektedir. Sonuçların karşılaştırılması ve oluşan fazların daha iyi anlaşılabilmesi için hiçbir alaşımlama işlemine tabi tutulmayan $Mg_{83}Ni_{17}$ tozların XRD sonucu da Şekil 4.9'a eklendi. Şekil 4.9'da görüldüğü gibi hiçbir alaşımlama işlemine tabi tutulmayan $Mg_{83}Ni_{17}$ tozların XRD sonucunda Mg ve Ni elementlerinden yansıyan pikler görülmektedir. 10 saatlik MA işlemi sonrasındaki XRD analizinde Mg ve Ni elementlerin pik şiddetlerinde değişimler görülmüştür. Daha uzun süreli MA işleminden sonra Mg ve Ni elementlerin pik şiddetlerinde MA süresine bağlı olarak belli bir azalma ve piklerde belli bir genişleme gözlenmiştir. 20 saatlik MA işlemi sonrasındaki XRD analizinde $2\theta = 39^\circ$ ve $2\theta = 72^\circ$ yansıma açısında yeni bir pik gözlenmiştir. Bu yeni piklerin Mg_2Ni fazlarından yansıdığı anlaşılmıştır. Bu sonuca göre, 20 saatlik MA işlemi sırasında Mg ve Ni elementleri birbirleriyle reaksiyona girerek Mg_2Ni fazını oluşturmuşlardır. 50 saatlik öğütme işlemine kadar belirgin olarak gözlenen Mg_2Ni fazların, 50 saatlik öğütme işlemlerinden sonra kaybolmuşlardır. 60–90 saatlik öğütme $2\theta = 40-45^\circ$ ve $2\theta = 65^\circ$ yansıma açılarında geniş pikler gözlenmiştir. Şiddetleri düşük olan bu geniş pikler alaışımın nanokristal yapıya dönüştüğünü göstermektedir.



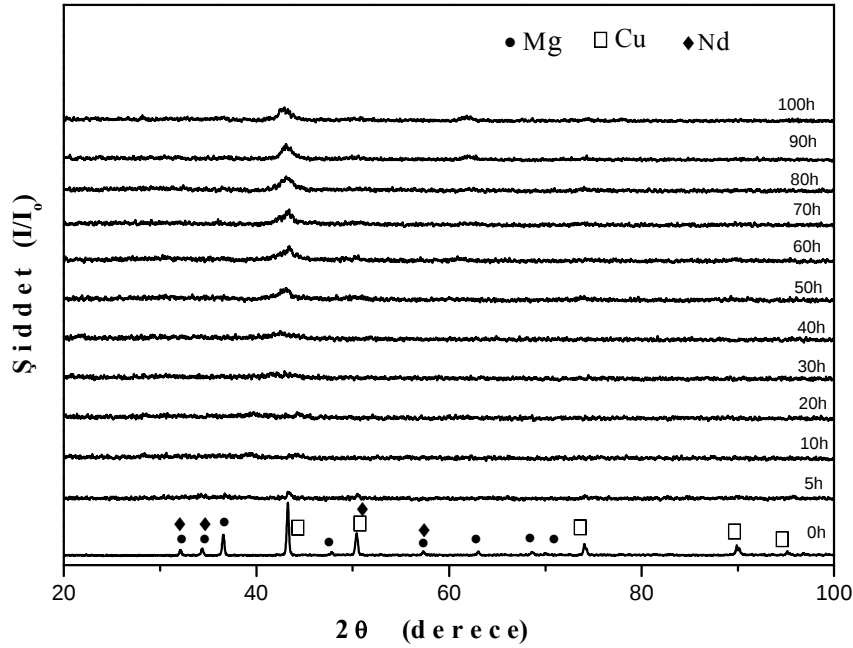
Şekil 4. 9. MA tekniği ile üretilen $Mg_{83}Ni_{17}$ toz alaşımlarının XRD grafiği

MA tekniği ile üretilen $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ toz alaşımının XRD sonuçları Şekil 4.10'de görülmektedir. Şekil 4.10'da görüldüğü gibi 5 saatlik MA işlemine maruz kalan alaşımların XRD sonuçlarında alaşımı oluşturan Mg, Cu ve Y elementlere ait pikler belirgin olarak görülmektedir. Bunun yanında 5 saatlik MA işlemi sırasında Mg_2Cu , $Mg_{24}Y_5$ ve Cu_2Y gibi intermetalik fazların da oluştuğu gözlenmiştir. 10 saatlik MA işlemi sonrası ise, alaşımı oluşturan bazı elementsel piklerin tamamen kaybolduğu ve Mg_2Cu , $Mg_{24}Y_5$ ve Cu_2Y fazlarından yansıyan piklerin daha belirgin hale geldiği gözlenmiştir. 20 saatlik öğütme süresinde Mg_2Cu , $Mg_{24}Y_5$ ve Cu_2Y fazlarından yansıyan piklerin şiddetlerinin daha da arttığı gözlenmiştir. 30 saatlik mekaniksel öğütme süresinde XRD sonucunda $2\theta = 58^\circ$ yansıma açısında gözlenen Cu_2Y fazına ait pikin kaybolduğu ve Mg_2Cu ve $Mg_{24}Y_5$ fazına ait pik şiddetlerinin azalmaya başladığı ve piklerin genişlediği görülmektedir. Bundan sonraki MA işlemi süresinde mevcut fazların şiddetlerinin sürekli azaldığı ve piklerin genişlediği tespit edilmiştir. 60–100 saatlik MA işleminden sonra ise $2\theta = 40-45^\circ$ yansıma açısında geniş bir pik gözlenmiştir.



Şekil 4.10. MA tekniği ile üretilen $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ toz alaşımlarının XRD grafiği

MA tekniği ile üretilen $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ toz alaşımının XRD grafiği Şekil 4.11'de görülmektedir. MA tekniği ile üretilen $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ alaşımının XRD sonuçların $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ ve $Mg_{83}Ni_{17}$ alaşımlarının XRD sonuçlarında oldukça farklı olduğu gözlemlendi. $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ toz alaşımının XRD grafiğinde 5 saat ile 100 saatlik MA işlemi sırasında hiçbir belirgin pik gözlenmemiştir. 100 saate kadar olan MA işlemi sırasında sadece $2\theta = 40-45^\circ$ yansıma açısında bir pik gözlenmiştir. Bu sonuca göre MA işlemi sırasında Nd elementinin tamamı, Cu elementinin belli bir kısmı Mg elementi içerisinde çözülmüştür. Mg elementi içinde çözülmeyen Cu elementi ise Mg ile reaksiyona girerek Mg_2Cu intermetalik fazını oluşturmuştur.

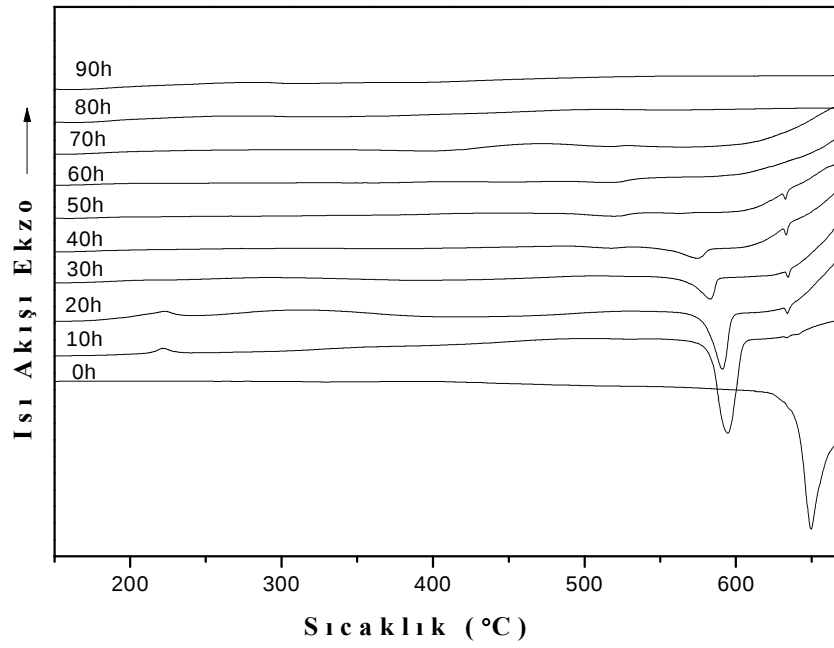


Şekil 4.11. MA tekniği ile üretilen $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ toz alaşımlarının XRD grafiği

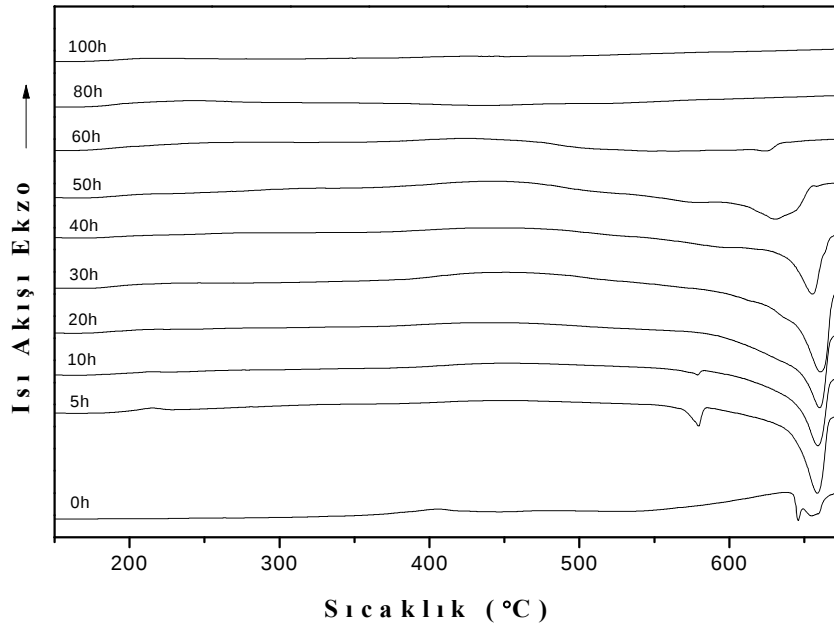
4.2.2. DSC Analizi

MA tekniği ile üretilen $Mg_{83}Ni_{17}$, $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ ve $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ toz alaşımların ısısal özellikleri DSC ile incelendi. Bu alaşımların DSC sonuçları grafikler halinde Şekil 4.12-4.14 'de görülmektedir. Bu grafiklere hiçbir alaşımlama işlemine tabi tutulmayan alaşımların DSC sonuçları da, sonuçları karşılaştırma amacı ile eklenmiştir. Bu alaşımların DSC sonuçları incelendiğinde, alaşımların ısısal davranışlarının benzer olduğu görülür. Hiçbir alaşımlama işlemine tabi tutulmayan $Mg_{83}Ni_{17}$, $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ ve $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ tozlarının DSC analizinde sadece yaklaşık $650^{\circ}C$ 'de endotermik bir pik gözlenmiştir. Bu endotermik pikin Mg elementinin erimesi sonucu olduğu anlaşılmıştır. Saf Mg elementinin erime sıcaklığı $650^{\circ}C$ dir. 10–40 saatlik MA işlemine tabi tutulan $Mg_{83}Ni_{17}$ alaşımının DSC grafiğinde yaklaşık $600^{\circ}C$ de bir endotermik pik gözlenmiş ve bu pikin şiddeti artan öğütme süresine ters orantılı olarak azalmış ve 50 saatlik MA işlemi sonucunda tamamen kaybolmuştur. Diğer taraftan 10 saatlik MA ile üretilen alaşımlarda yaklaşık $600^{\circ}C$ sıcaklığında bir endotermik pik gözlenmiştir. $600^{\circ}C$ gözlenen endotermik pikin MA işlemi süresince şiddetinin azaldığı ve 50 saatlik MA işleminden sonra bu endotermik pikin kaybolduğu gözlenmiştir. Diğer taraftan 10 ve 20 saatlik MA ile üretilen alaşımların DSC analizlerinde $200-250^{\circ}C$ de düşük şiddetli bir ekzotermik pik gözlenmiştir. Bu ekzotermik pikin alaşım oluşturan Mg ve Ni elementlerinin birbirleriyle reaksiyona girmesi sonucu olduğu tahmin edilmektedir. MA tekniği ile üretilen $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ ve $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ alaşımlarının DSC sonuçlarında da $650^{\circ}C$ 'de bir endotermik pik gözlenmiş ve bu pikin şiddeti artan MA süresine ters olarak azalmış ve belli bir süreden sonra tamamen kaybolmuştur. Mg elementinin erimesini temsil eden bu endotermik pikin kaybolması,

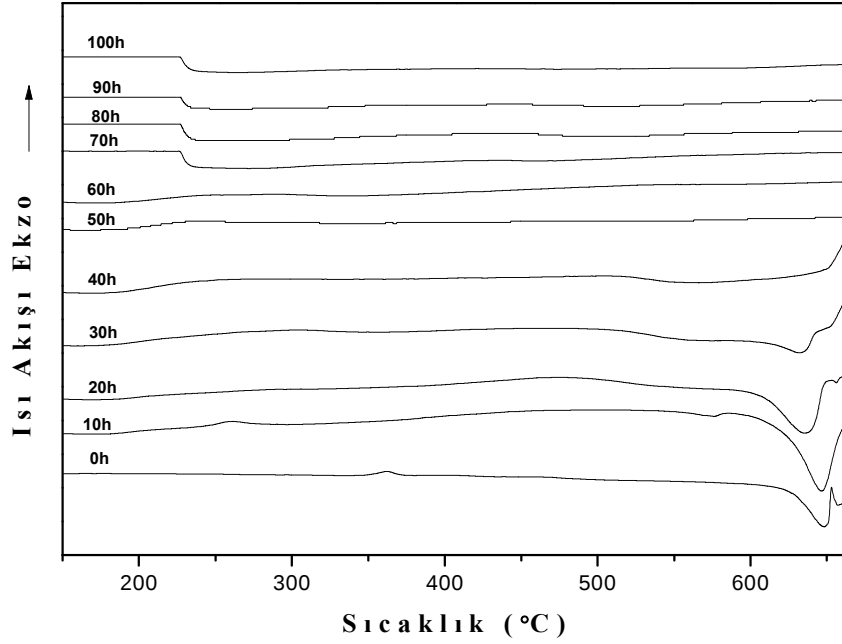
elementlerin alaşımı oluşturarak kendi özelliklerini kaybetmesi anlamına gelmektedir. Bu sonuçlar XRD sonuçları ile uyum içindedir.



Şekil 4.12. MA tekniği ile üretilen $Mg_{83}Ni_{17}$ toz alaşımlarının DSC grafiği



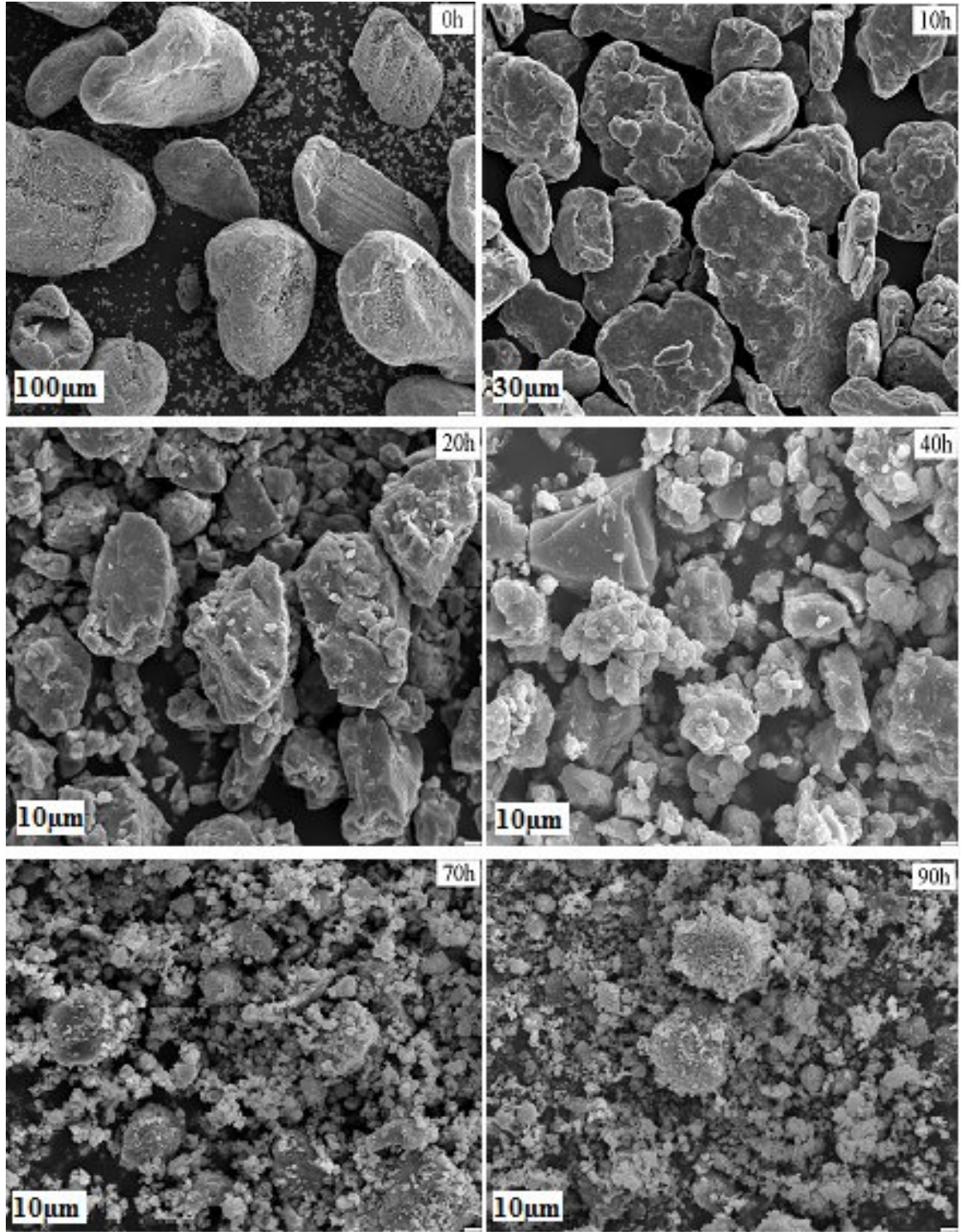
Şekil 4.13. MA tekniği ile üretilen $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ toz alaşımlarının DSC grafiği



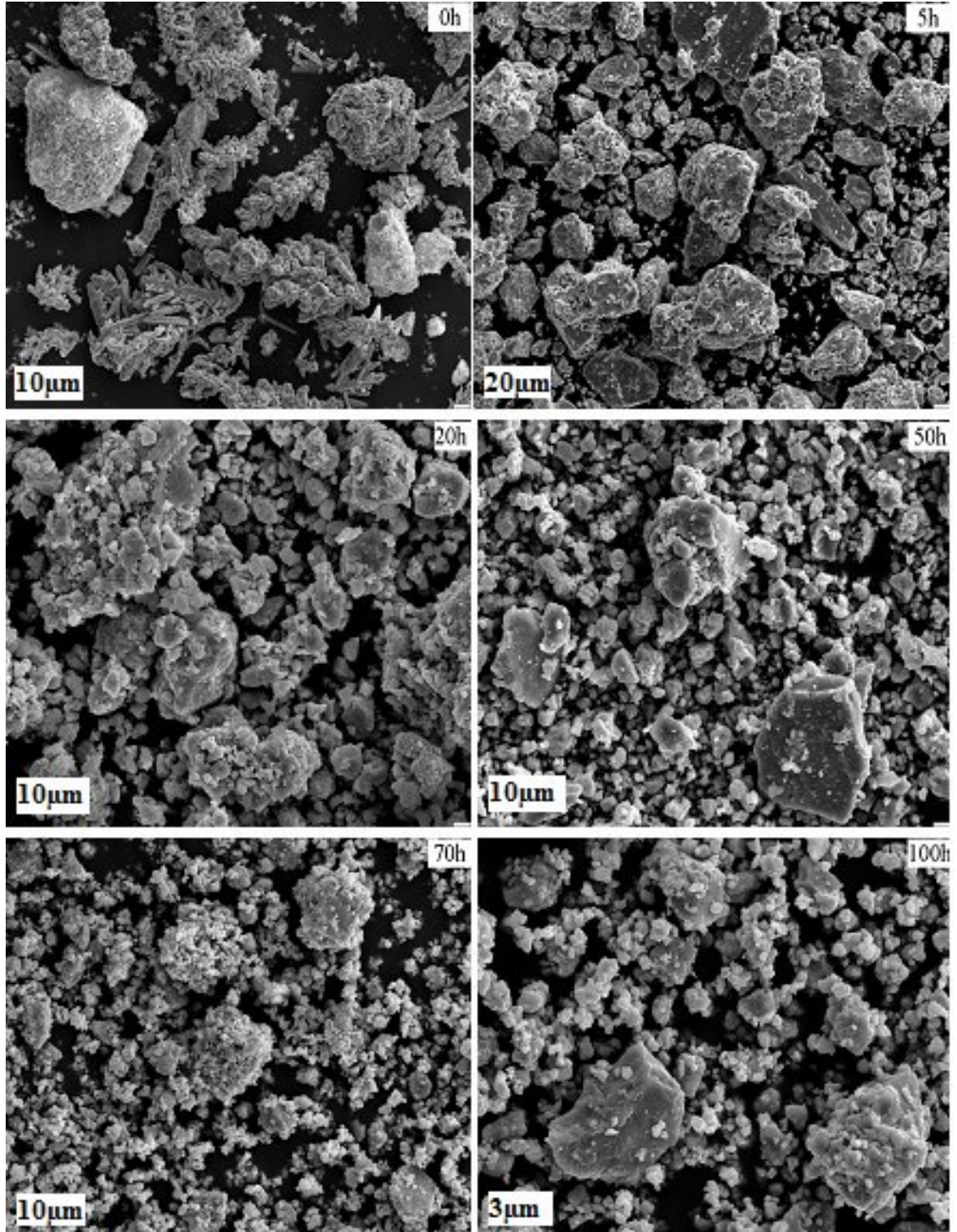
Şekil 4.14. MA tekniği ile üretilen $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ toz alaşımlarının DSC grafiği

4.2.3. SEM Analizi

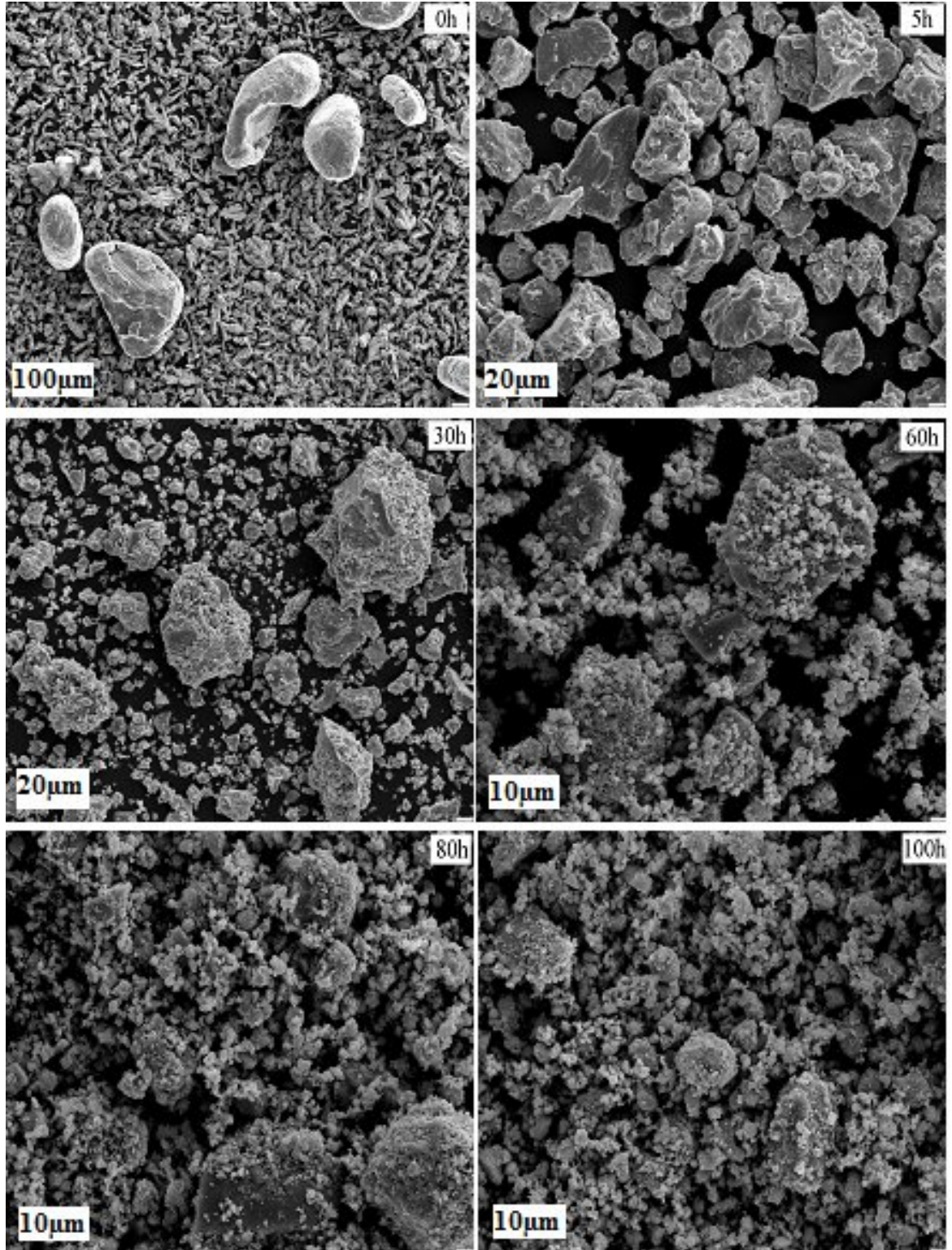
Mekaniksel alaşımlama işlemi ile üretilen $Mg_{83}Ni_{17}$, $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ ve $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ toz alaşımların, MA süresinde yapısında meydana gelen değişiklikler SEM cihazı ile incelendi. Bu alaşımların SEM fotoğrafları sırasıyla Şekil 4.15, Şekil 4.16 ve Şekil 4.17’te görülmektedir. Ayrıca MA işlemine tabi tutulmayan alaşım tozlarının SEM fotoğrafları da, sonuçları karşılaştırmak amacı ile bu fotoğraflara eklenmiştir. MA işlemine tabi tutulmayan alaşımların SEM fotoğrafında, alaşımları oluşturan Mg, Cu, Y, Nd ve Ni gibi elementsel tozlar taneler halinde görülmektedir. 10 saatlik MA işlemine tabi tutulan bu toz alaşımlarının SEM fotoğrafında alaşımları oluşturan elementsel tozların, MA işlemi sırasında deformasyona uğrayarak birbirleriyle reaksiyona girdiği gözlenmiştir. 20 saatlik MA işleminden sonraki SEM fotoğrafında, elementsel tozların boyutlarının küçüldüğü ve elementlerin daha fazla deformasyona maruz kalarak alaşım oluşturmaya başladığı gözlenmiştir. Daha uzun süreli MA işlemi neticesinde alaşımların küçük tane boyutuna ulaştığı ve katı-katı difüzyonunu tamamladığı ve nano-boyutlu alaşımların oluştuğu görülmektedir.



Şekil 4.15. $Mg_{83}Ni_{17}$ tozlarının; 0, 10, 20, 40, 70 ve 90 saatlik MA işleminden sonraki SEM fotoğrafları.



Şekil 4.16. $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ tozlarının; 0, 5, 20, 50, 70 ve 100 saatlik MA işleminden sonraki Sem fotoğrafları



Şekil 4.17. $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ tozlarının; 0, 5, 30, 60, 80 ve 100 saatlik MA işleminden sonraki SEM fotoğrafları.

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında elde edilen sonuçlar ve öneriler aşağıdaki gibi özetlenebilir.

5.1. Sonuçlar

1. $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımı şeritler halinde hızlı katılaştırma tekniği ile amorf olarak üretildi.
2. HK tekniği ile üretilen DSC analizinde üç tane belirgin ekzotermik pik gözlenmiştir. Ekzotermik pikler faz dönüşümünü bir temsil ettiği için amorf $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ şerit alaşımının kristallenmesinin üç aşamada gerçekleştiği belirlendi.
3. $Mg_{61}Cu_{24}Y_5$ alaşımı için DSC analizinde kristallenme sıcaklığı T_x , camsı geçiş sıcaklığı T_g ve aşırı soğutulmuş sıvı bölge ΔT_x 'in değer aralıkları sırasıyla yaklaşık 432–439 K, 478–485 K, ve 46–54 K olarak bulundu. İndirgenmiş camsı geçiş sıcaklığı (T_{rg}) 0,55–0,56 aralığında hesaplandı.
4. HK tekniği ile farklı soğuma hızlarında üretilen amorf $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ şerit alaşımının DSC analizinde iki tane belirgin endotermik pik gözlenmiştir. Bu endotermik piklerin $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımının erime davranışını göstermektedir.
5. HK tekniği ile farklı soğuma hızlarında üretilen amorf $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ şerit alaşımının aktivasyon enerjileri Kissinger denklemi kullanılarak hesaplandı.
6. HK tekniği ile üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ amorf alaşımının kristallenme kinetiği Johnson-Mehl-Avrami denklemi ile yapıldı. Avrami sabitleri $n \sim 2,30$ – $2,74$ civarında bulundu. Bulunan bu değerler kristallenmenin çekirdeklenme ve iki boyutta büyüme yoluyla olduğunu göstermektedir.
7. 423–673 K sıcaklıkları arasında tavlanan amorf $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ şerit alaşımı X-ışını analizi sonucunda amorf yapının, kristal yapıya dönüştüğü gözlenilmiştir. Bu fazlar Mg_2Cu , $Mg_{24}Y_5$, Cu_2Y , and Mg olarak belirlenmiştir.
9. MA tekniği ile üretilen $Mg_{83}Ni_{17}$, $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ ve $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ tozlarının farklı saatlerdeki öğütme işleminden sonraki XRD, DSC ve SEM sonuçları incelenmiştir. Toz alaşımların son öğütme işleminden sonraki yapısının nanokristal olduğu belirlenmiştir.

5.2. Öneriler

1. Bu çalışmada $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$, $Mg_{83}Ni_{17}$, $Mg_{60}Cu_{25}Y_{15}$ ve $Mg_{60}Cu_{30}Nd_{10}$ alaşımlar incelenmiştir. Bu alaşımların hidrojen depolama kapasiteleri ve hidrojeni emme-salıverme sıcaklıkları belirlenebilir ve oranları değiştirilerek amorf ve nanokristal yapıya sahip alaşım elde edilebilir.

2. HK ve MA teknikleri ile üretilen Mg-esaslı üçlü alaşımlara Al, Si ve B elementleri eklenerek, bu elementlerin alaşımın mikroyapısına ve hidrojen depolama kapasitesine etkisi araştırılabilir.

3. Günümüzde önemli bir yere sahip olan Mg-esaslı alaşımlarının, kullanım alanları araştırılarak ve üretme tekniklerinin sanayide kullanılması sağlanabilir.

4. HK tekniğiyle üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımının 5 m/sn gibi düşük soğuma hızlarında bile amorf yapının oluşabilmesi, kolayca amorf yapıda üretilebileceğinden dolayı uygulamalarda kullanılması daha kolay olmaktadır.

5. HK tekniğiyle üretilen $Mg_{61}Cu_{24}Y_{15}$ alaşımı için teknolojik bakımdan önemli bir değere sahip olan aşırı soğumuş sıvı bölgenin (ΔT_x) gözlenmesi, sanayide kullanılacak olan alaşım için kolay amorf elde edilebileceği ve düşük sıcaklıklarda ısısal işleme tabi tutularak alaşıma şekil verilebilme imkanı sağlanabilir.

KAYNAKLAR

- ANONİM, 2010a. <http://www.ndted.org/EducationResources/Materials/solidstate.htm>
- ANONİM, 2010b. <http://cmp.ameslab.gov/personnel/canfield/img/cbquasi2.jpg>
- ANONİM, 2010c. http://www.nanocenter.umd.edu/new_facilities/hitachi_su-70_sem.jpg
- AVAR, B. 2007. Al-Cu-Fe Kuazikristal Alaşımların Mekaniksel Öğütme, Normal Katılaştırma ve Hızlı Katılaştırma ile Üretilmesi ve Özelliklerin İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Kahramanmaraş, 93s.
- ABBASCHIAN, R. 1992. Physical Metallurgy Principles. PWS-Kent Publishing Comp., Boston, 300-307.
- BENJAMIN, J.S. 1970. Dispersion Strengthened Superalloys by Mechanical Alloying, Met. Transaction A, 1:2943-2951.
- _____ BOMFORD, M.J. 1977. Dispersion Strengthened Aluminum Made by MA. Met. Trans., Vol 8A, pp. 1301-1305.
- BHATTI, A.R. 1989. Effect of Heat Treatment on Metallic Glasses, Ph.D. Thesis, Oxford. University, Oxford.
- CALKA, A., RADLIŃSKI, A.P. 1989. Amorphization of Mg-Zn alloys by mechanical alloying. Materials Science and Engineering A, 118:131-135.
- CERMAK, J., KRAL, L. 2008 International journal of hydrogen energy 33:7464 –7470.
- CHENG, Y.T., HUNG, T.H., HUANG, J.C., JANG, J.S.C., TSAO, C.Y.A., LEE, P.Y. 2006. Effects of partial replacement of Cu and Y by B in Mg-Cu-Y amorphous alloys. Intermetallics, 14:866–870.
- CHRISTIAN, J.W. 1975. The Theory of Transformations in Metals and Alloys, Part I: Equilibrium and General Genetic Theory, İkinci Baskı, sayfa 543. Pergamon Press.
- CULLITY, B.D. 1996. X-Işınları Difraksiyonu, Çeviren A.Sümer, İ.T.Ü. İstanbul, p.30-35.
- DAS, S., YEGNESWARAN, A. H., ROHATGI, P. K., 1987. Characterization of Rapidly solidified Al-Si alloy. Journal of Materials Science, 22:3173-3177.
- DANTZER, P. 1997. Metal Hydride Technology. A Critical Review. Topics in Applied Physics, 73, pp. 273, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg.
- DELHEZ, R., KEIJSER, TH. H., MITTEMIJER, E. J., VAN MOURIK, P., VAN DERPERS, N.M., KATGERMAN, L., ZAIM, W.E. 1982. Structural

- Inhomogenities of Al-Si Alloys Rapidly Quenched from the Melt. *Journal of Materials Science*, 17:2887-2894.
- DE NEGRI, S., SOLOKHA, P., SACCONI, A., PAVLYUK, V. 2009. The Y-Cu-Mg system in the 0–66.7 at.% Cu concentration range: The isothermal section at 400 –C. *Intermetallics*, 17:614–621.
- DUWEZ, P. 1991. Metallic Glasses Historical-Background Topics in Applied Physics – (Editör: Gundherodt, H.J. ve Beck, H.) 19-21s.
- FAIR, G.H., WOOD, J.U. 1993. MA of Iron-Aluminum Intermetallics. *Powder Met.*, 36:123-128.
- FLEETWOOD, M.J. 1985. Proc. Conf. On Materials at Their Limits, 25 Sept. 37, Birmingham. UK.
- GALPERIN, Y.M. 2008. Introduction to Modern Solid State Physics p.4.
- GEBERT, A., KHORKOUNOV, B., WOLFF, U., MICKEL, C., UHLEMANN, M., SCHULTZ, L. 2006. Stability of rapidly quenched and hydrogenated Mg-Ni-Y and Mg-Cu-Y alloys in extreme alkaline medium *Journal of Alloys and Compounds* 419:319–327.
- GILLEN, A.G. 1985. Rapid Solidification of Nickel-Aluminium Alloys by The Melt-Spinning. Process Department of Metallurgy and Science of Materials. ‘Doktora Tezi’ Oxford. 20-28s.
- GILMAN, P.S., BENJAMIN, J. 1983. Nonmaterial: Synthesis, properties and applications. *Rev. Materials Science*, 13:279.
- GÖĞEBAKAN, M. 1992. Al-Ni Alaşımlarının Melt Spinning Metoduyla Hızlı Katılaştırılması, Fiziksel ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi. Erciyes Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi. Kayseri. 65s.
- _____, UZUN, O., AVAR, B., GÜNDEŞ, A., KARTERİ, İ., SOĞUKSU, A.K. 2009. Alüminyum Esaslı Kuazikristal Alaşımların Üretilmesi ve Mekaniksel Özelliklerinin İncelenmesi. TÜBİTAK Sonuç Raporu.
- GUN, B., LAWS, K.J., FERRY, M. 2006. Static and dynamic crystallization in Mg-Cu-Y bulk metallic glass. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 352:3887–3895.
- GUAN, L., YAN B., YANG, S. 2007. Micro and sub-micro morphology of Mg₆₅Cu₂₅Y₁₀ bulk amorphous alloy containing primary crystalline phases. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 17:1089-1093.
- GUBANOV, A.I. 1960. *Soviet Physics Solid State*, 2, 2477-2480.

- HAMANA, D., BOUCHEAR, M., DERAFA, A. 1998. Effect of Plastic Deformation on The orrmation and Dissolution of Transition Phases in Al-12 wt.% Mg Alloy. *Materials Chemistry nd Physics*, 57: 99-110.
- HARBUR, D.R., ANDERSON, J.W., MARAMAR, W.J. 1969. Rapid Quenching DropSmasher, *Trans. Met. Soc.*, 245:1055-1061.
- HEHMANN, F.1990. Metastable phase transformation of rapidly solified Mg-base Mg-Al alloys *Acta Metallurgica et Materialia*, Volume 38(6):979-992.
- HENDRICH, H. D. 1988. Properties and Aplications of Iron-Base-ODS Alloys. *New Materials by Mechanical Tecniques*, pp. 217-230.
- HSU, S.C., CHAKRAVOTRY, S., MEHRABIAN, R. 1978. Rapid Melting and Solidification of a Surface Layer. *Metallurgical Transaction B*, 9:221-229.
- HUANG, L.J., LI, L., LIANG, G.Y., GUO, Y.L., WU, D.C. 2008. Crystallization kinetics of Mg₆₅Cu₂₅Nd₁₀ amorphous alloy. *Journal of Non- Crystalline Solids*, 354: 1048–1053.
- HONEYCOMBE, R.W.K. 1978. (Editör CANTOR) *Proc.3 Int. Conf. Rapidly Quenched Metais*, Brighton, U.K.
- HOOK, J.R., HALL, H.E., 1999. *Katıhal Fiziği. Literatür Yayınları. İstanbul*, 463s.
- JIANG, J., GASİK, M. 2000. An electrochemical investigation of mechanical alloying of MgNi-based hydrogen storage alloys. *Journal of Power Sources*, 89:17–124.
- KISSINGER, H.E. 1956. Varition of Peak Temperature With Heating Rate in Differential Thermal Analysis. *J. Res. Nat. Bur. Stand.*, 57(4): 217-221.
- KITTEL, C. 1996. *Introduction to Solid State Physics*. Newyork. 5s.
- _____ 1986. *Introduction to Solid State Physics*. Library of Congress Cataloging in Publication in Canada, 646s.
- KRISHNAMURTHY, S., KHOBAIB, M., ROBERTSON, E., FROES F.H. 1988. Corrosion behavior of rapidly solidified Mg-Nd and Mg-Y alloys. *Materials Science and Engineering*, 99:507-511.
- KOBAYASHI, K.F., TACHIBANA, N., SHINGU, P.H. 1993. Formation of Amorphous Al-Cr Alloys by Mechanical Alloying. *J.of Met. Sci.*, 25:3149-3154.
- KOCH, C.C., CAVIN, O.B., Mc KAMEY, C.G., SCABROUGH, J.O. 1983. Preperation of Amorphous Ni₆₀Nb₄₀ by MA. *Appl. Phys. Lett.*, 43:1017-1019.
- LEE, P.Y., KAO, M.C., LIN, C.K., HUANG, J.C. 2006. Mg-Y-Cu bulk metallic glass prepared by mechanical alloying and vacuum hot-pressing. *Intermetallics*, 14:994-99.

- LEVINE, D., STEINHARDT, P.J. 1984. Quasicrystals: A New Class of Ordered Structures. *Physical Review Letters*, 53 (26): 2477-2480.
- LUAN, B., GRAY, J.E. 2002. *Journal of Alloys and Compounds*, 336:88–113.
- LU, Z. P., Lİ, Y., NG, S.C. 2000. *J. Non-Cryst. Solids* 270:103-114.
- MEAR, F.O., LOUZGUİNE-LUZGİN, D.V., INOUE, A. 2010 Structural investigations of rapidly solidified Mg–Cu–Y alloys *Journal of Alloys and Compounds* 496:149–154.
- MEN H., Hu Z. Q., Xu J. 2002. Bulk metallic glass formation in the Mg–Cu–Zn–Y system. *Scripta Materialia*, 46:699–703.
- MURTY, B. S., HONO, K. 2000. *Mater. Trans. JIM* 41:1538-1544.
- PATTERSON, R.J. 1984. Rotating Disc Atomization, *Metals Handbook*, 7(9):45 - 47.
- OZAWA, T. 1970. Kinetic analysis of derivative curves in thermal analysis, *J. Therm. Anal.*, 2, 301-324.
- PRYDS, N. H. 2004. Bulk amorphous Mg-based alloys. *Materials Science and Engineering A*, 375-377:86-193.
- POND, R.B. MARINGER, R.E. ve MOBLEY, C.E. 1976. *New Trends in Fabrication*, Amer. Soc. For Metals, 128-164.
- RAY, R. 1984. Ultra Rapid Solidification Process, *Metals Handbook*, 7(9):47 - 51.
- SCHLORKE, N., WEİSS, B., ECKERT, J., SCHULTZ, L. 1999. Properties of Mg-Y-Cu glasses with nanocrystalline particles. *Nanostructured Materials*, 12:127-130.
- SU, Y., HE, G.J. SHİFLET, S.J., POON, S.Y. 1994. Formation and properties of Mg-based metallic glasses in Mg-TM-X alloys. *Materials Science and Engineering A*, 185:115-121.
- SURYANARAYANA, C. 2001. Mechanical Alloying and Milling. *Progress in Materials Science*, 46:1-184.
- TAKEUCHİ, T., MURASAKİ, S., MATSUMURO, A., MİZUTANİ, U. 1993. Formation of quasicrystals and approximant crystals by mechanical alloying in Mg-Al-Zn alloy system. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 158:914-917.
- TSUSHIO, H., ENOKİ, E., AKİBA, Y. 1998. Hydrogenation properties of MgNi_{0.86}M_{10.03} (M1=Cr, Fe, Co, Mn) alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 281:301-305.
- UZUN, O. 1998. Değişik Soğutma Hızlarında Melt Spinning Metodu İle Üretilen Hızlı Katılaştırılmış Alüminyum-Silisyum Alaşımlarının Yapı ve Elektriksel Özelliklerinin İncelenmesi. Gazi Üniversitesi. Doktora Tezi, Ankara, 190s.

OHNUMA, M., PRYDS, N.H., LİNDEROTH, S., ELDRUP, M., PEDERSEN, A.S., PEDERSEN, J.S. 1999. Bulk amorphous $(\text{Mg}_{0.98}\text{Al}_{0.02})_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ Alloy. Scripta Materialia, 41(8):889-893.

ONARAN, K. 2003. Malzeme Bilimi. Bilim Teknik Yayınevi, İstanbul, 203s.

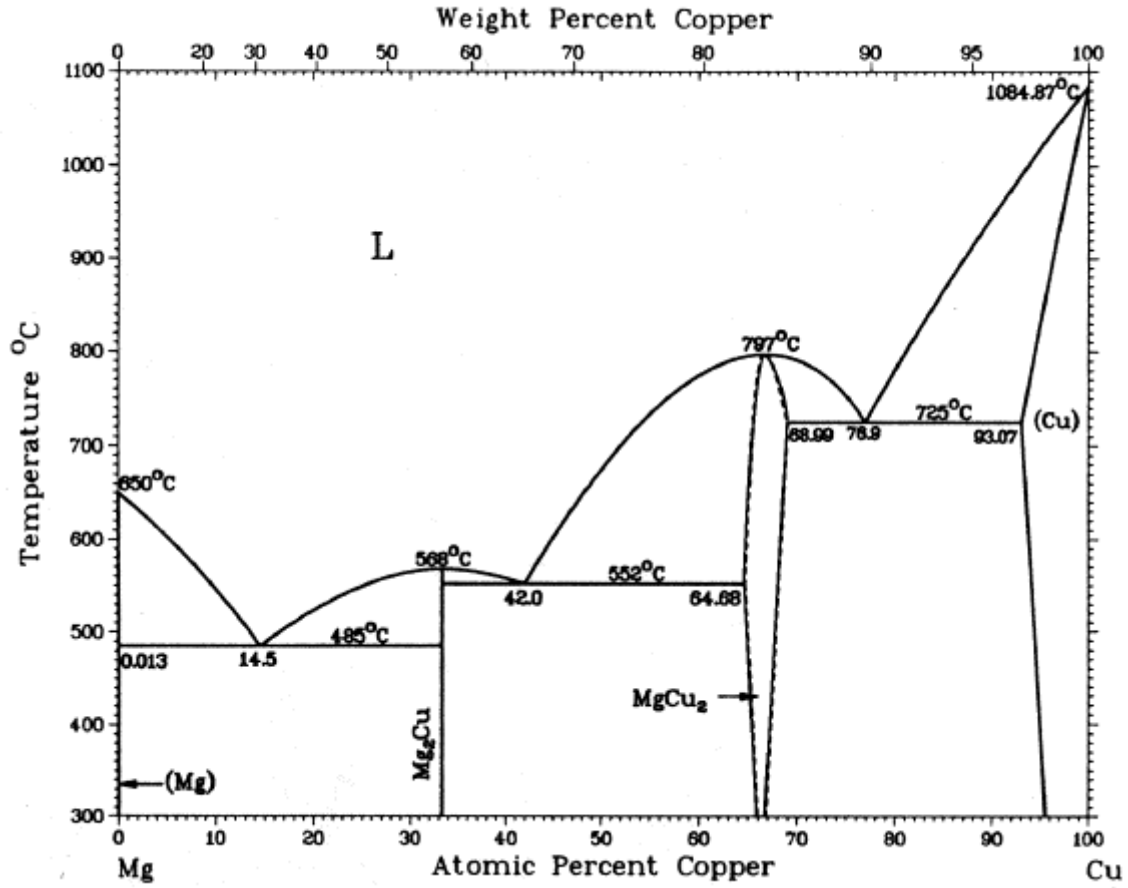
YAPICI, C., ASLANTAŞ, N. 2008. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ders Notu. Sakarya, İnternet.

ZHANG Z., COUTURE A. 1998 An Investigation of The Properties of Mg-Zn-Al Alloys. Scripta Materialia, 39(1):45–53.

XİE, X., GAO, H. 1998. Calorimetric studies on the crystallization of $\text{Li}_2\text{S-B}_2\text{O}_3$ glasses. J. Non-Cryst. Solids, 240:175.

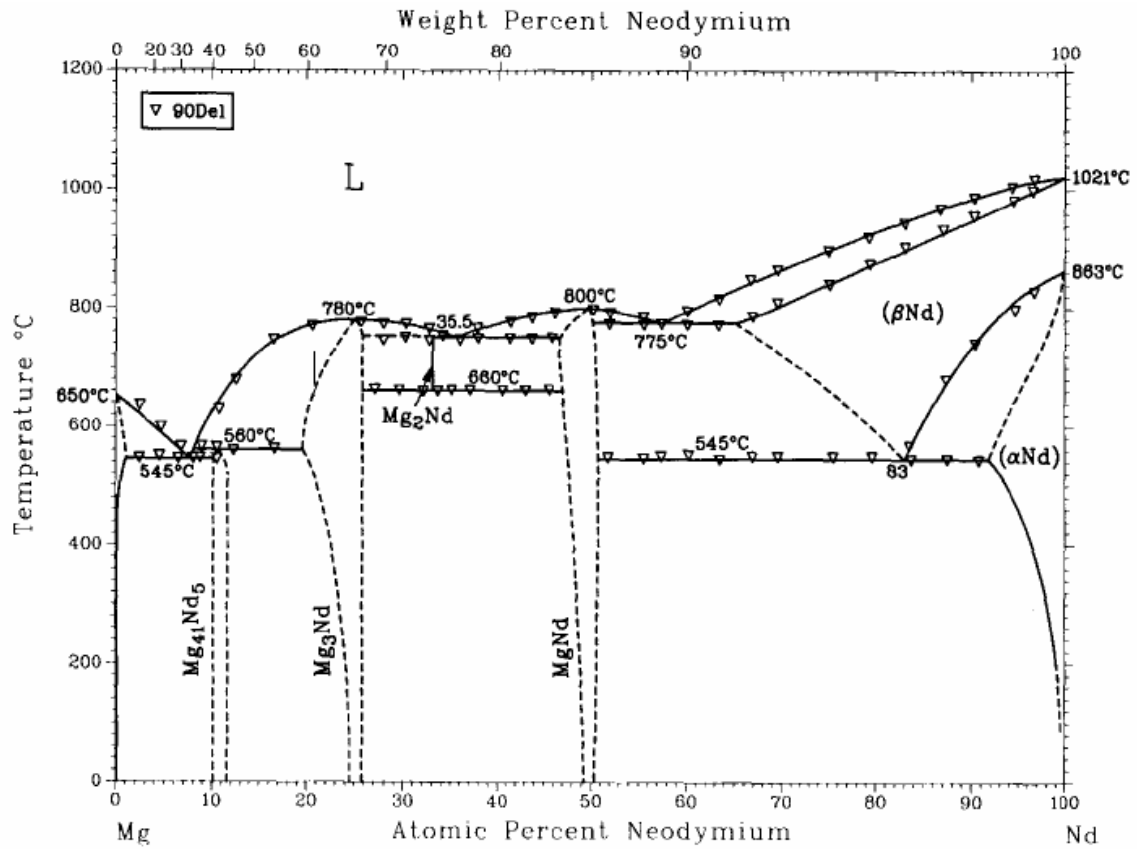
EK ŞEKİLLER

Ek Şekil 1. Mg-Cu Faz Diyagramı



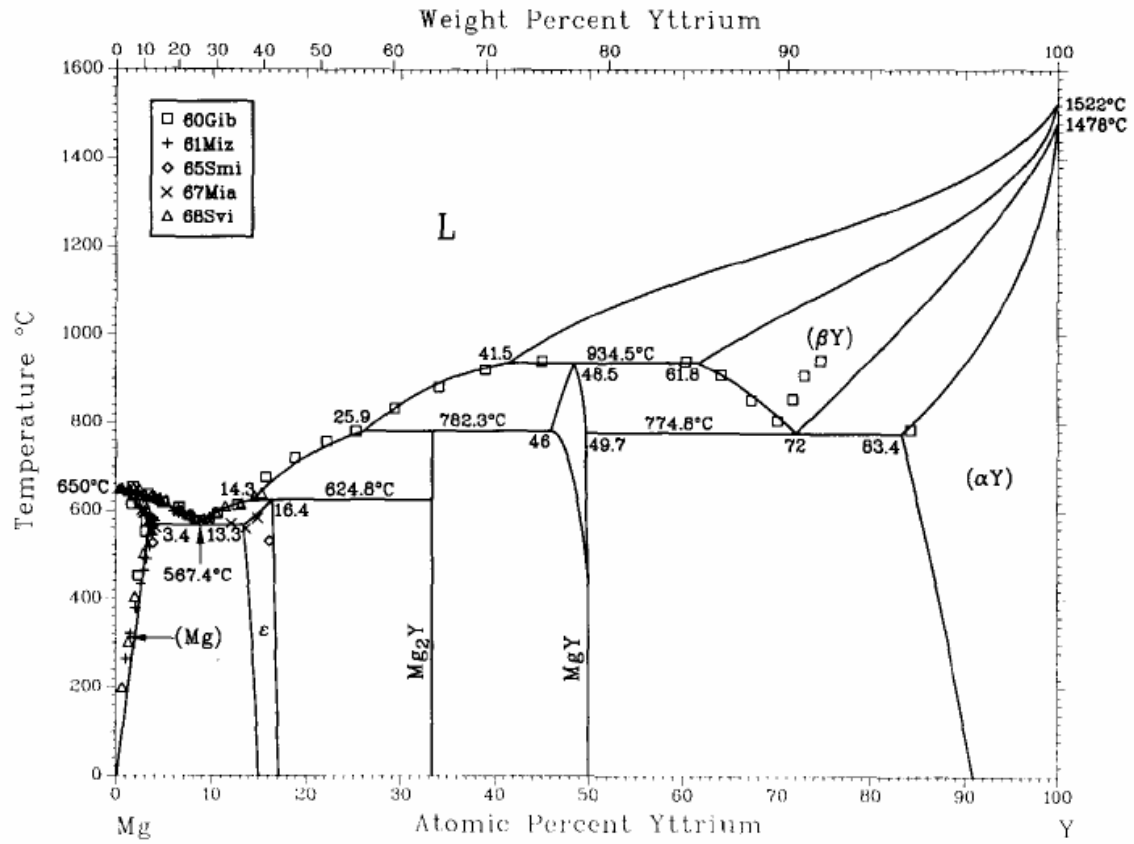
Temperature [°C]	Composition [at%Cu]	Reaction on cooling and type
650	0at%Cu (pure Mg)	L --> (Mg); (melting temperature of pure Mg)
485	14.5at%Cu	L --> (Mg) + Mg ₂ Cu; (Eutectic)
568	33at%Cu	L --> Mg ₂ Cu; (congruent melting of Mg ₂ Cu)
552	42at%Cu	L --> Mg ₂ Cu + MgCu ₂ ; (Eutectic)
797	66at%Cu	L --> MgCu ₂ ; (congruent melting of MgCu ₂)
725	76.9at%Cu	L --> MgCu ₂ + (Cu); (Eutectic)
1084	100at%Cu (pure Cu)	L --> (Cu); (melting temperature of pure Cu)

Ek Şekil 2. Mg- Nd Faz Diyagramı



Reaction	Composition of the respective phases, at. % Nd			Temperature, °C	Reaction type
$L \leftrightarrow Mg$	7.5	0		650	Melting
$L \leftrightarrow (Mg) + Mg_{41}Nd_5$	?	~0	~10.9	545	Eutectic
$L + Mg_3Nd \leftrightarrow Mg_{41}Nd_5$	?	~25	10.9	560	Peritectic
$L \leftrightarrow Mg_3Nd$		25		780	Congruent
$L + Mg_3Nd \leftrightarrow Mg_2Nd$		~25	33.3	>750	Peritectic
$Mg_2Nd \leftrightarrow Mg_3Nd + MgNd$	33.3	~25	~50	660	Eutectoid
$L \leftrightarrow Mg_2Nd + MgNd$	35.5	33.3	~50	750	Eutectic
$L \leftrightarrow MgNd$		50		800	Congruent
$L \leftrightarrow MgNd + (\beta Nd)$	57.5	~50	66	775	Eutectic
$(\beta Nd) \leftrightarrow MgNd + (\alpha Nd)$	83	~50	91.8	545	Eutectoid
$L \leftrightarrow \beta Nd$		100		1021	Melting
$\beta Nd \leftrightarrow \alpha Nd$		100		863	Allotropic

Ek Şekil 3. Mg- Y Faz Diyagramı



Reaction	Composition, at.% Y		Temperature, °C	Reaction type
L ↔ Mg	0		650	Melting
L ↔ (Mg) + ε	8.1	3.4 13.3	567.4	Eutectic
L + Mg ₂ Y ↔ ε	14.3	33.3 16.4	624.8	Peritectic
L + MgY ↔ Mg ₂ Y	46	25.9 33.3	782.3	Peritectic
L + (βY) ↔ MgY	61.8	41.5 48.5	934.5	Peritectic
(βY) ↔ MgY + (αY)	72	49.7 83.4	774.8	Eutectoid
L ↔ βY	100		1522	Melting
βY ↔ αY	100		1478	Allotropic

Ek Şekil 4. Magnezyum (Mg), Bakır(Cu) ve İtiryum(Y) Elementlerinin Özellikleri

	Mg -Magnezyum (Magnesium)	Cu - Bakır (Copper)	Y - İtiryum (Yttrium)
Kristal yapısı	Heksagonal  a ≠ c ©2000 KLBPProductions.com	Kübik yüzey merkezli  a = a ©2000 KLBPProductions.com	Heksagonal  a ≠ c ©2000 KLBPProductions.com
Atomik yarıçap	1.72Å	1.57Å	2.27Å
Atomik hacim	13.97cm ³ /mol	7.1cm ³ /mol	19.8cm ³ /mol
Elektron Negatiflik (Pauling)	1.31	1.9	1.22
Kovalent Yarıçap	1.36Å	1.17Å	1.62Å
Kesit Alanı	64barns ±2	3.8barns ±0.1	1.3barns ±0.1
İyonik Yarıçap	0.72Å	0.73Å	0.9Å
Kaynama Noktası	1090°C	2567°C	3338°C
Boyca Genleşme Katsayısı	0.0000271cm/cm/°C (0°C)	0.0000166cm/cm/°C (0°C)	0.0000108cm/cm/°C (0°C)
Elektrik İletkenlik	0.226 10 ⁶ /cm Ω	0.596 10 ⁶ /cm Ω	0.0166 10 ⁶ /cm Ω
Isı İletkenlik	1.56 W/cmK	4.01 W/cmK	0.172 W/cmK
Yoğunluk	1.738g/cc (300K)	8.96g/cc (300K)	4.47g/cc (300K)
Ergime noktası	649°C	1084.6°C	1526°C
Buhar Basıncı	-----	0.0505Pa (1084.6°C)	5.31Pa (1526°C)
Molar Hacmi	13.97 cm ³ /mole	7.11 cm ³ /mole	19.89 cm ³ /mole
Fiziki Hali (1 atm)	Katı	Katı	Katı
Isınma Isısı	1.02J/gK	0.38J/gK	0.3J/gK
Youngs Elastik katsayısı	45/GPa	130/GPa	64/GPa
Brinell Sertlik	260 MN m ⁻²	874 MN m ⁻²	-----

ÖZGEÇMİŞ

1985 yılında Osmaniye’de doğdu. İlkokulu Osmaniye Cumhuriyet ve ortaokulu Osmaniye Şehit Yasemin Tekin okulunda okudu. 2003 yılında Osmaniye Çukurova Lisesi’ni bitirdi. 2003 yılında Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fen-Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümünü kazandı. Bu bölümden 2007 yılında bölüm birincisi ve onur öğrencisi olarak mezun oldu. 2007 yılında Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü’nde yüksek lisansa başladı. 2007-2009 yılları arasında TUBİTAK’ın desteklediği bir projede iki yıl yardımcı araştırmacı olarak çalıştı. 2009 yılı bahar döneminde altı ay süreyle Polonya’nın Poznan şehrinde Adam Mickiewicz Üniversitesi, Fizik Fakültesinde Erasmus öğrencisi olarak öğrenim gördü. 4-9 Temmuz 2010 tarihleri arasında İsviçre’nin Zürich şehrinde ISMANAM 2010 isimli sempozyumda iki bildiri sundu.