



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

**Al-Ni-Si ALAŞIMLARININ HIZLI KATILAŞTIRMA İLE ÜRETİLMESİ VE
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

MUSTAFA OKUMUŞ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**KAHRAMANMARAŞ
EYLÜL-2006**



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

**Al-Ni-Si ALAŞIMLARININ HIZLI KATILAŞTIRMA İLE ÜRETİLMESİ VE
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

MUSTAFA OKUMUŞ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**KAHRAMANMARAŞ
EYLÜL-2006**

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

**Al-Ni-Si ALAŞIMLARININ HIZLI KATILAŞTIRMA İLE ÜRETİLMESİ VE
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

MUSTAFA OKUMUŞ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Kod No:

**Bu tez 12/ 09 / 2006 Tarihinde Aşağıdaki Jüri Üyeleri Tarafından
Oy Birliği ile Kabul Edilmiştir.**

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

.....
Yrd. Doç. Dr.
Mükerrem KURTOĞLU
ÜYE

.....
Yrd. Doç. Dr.
Ümit ALVER
ÜYE

Yukarıdaki imzaların adı geçen öğretim üyelerine ait olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Özden GÖRÜCÜ
Enstitü Müdürü

Bu tez, K.S.Ü. Araştırma Projeleri Yönetim Birimi Başkanlığı tarafından desteklenmiştir.
Proje No: 2005/4–10

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

İÇİNDEKİLER**SAYFA**

İÇİNDEKİLER.....	I
ÖZET.....	III
ABSTRACT.....	IV
ÖNSÖZ.....	V
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	VI
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	VII
EK ŞEKİLLER DİZİNİ.....	IX
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	X
1. GİRİŞ.....	1
1.1 Giriş.....	1
1.2. Katılaştırma.....	1
1.2.1. Normal Katılaştırma.....	2
1.2.2. Hızlı Katılaştırma.....	3
1.3. Hızlı Katılaştırma Teknikleri.....	4
1.3.1. Sıvı Soğutma (Chill Block) Tekniği.....	4
1.3.2. Tabanca (The Gun) Tekniği.....	5
1.3.3. Püskürtme Tekniği.....	6
1.3.4. Diğer Hızlı Katılaştırma Teknikleri.....	7
1.3.4.a. İki Piston Tekniği.....	7
1.3.4.b. Yüzey Eritme Tekniği.....	7
1.3.4.c. Buhar ve Düzensiz Biriktirme Tekniği.....	8
1.4. Çekirdeklenme.....	8
1.4.1. Homojen Çekirdeklenme.....	8
1.4.2. Heterojen Çekirdeklenme.....	10
1.5. Kristal Yapı.....	12
1.6. Kristal Yapı Analizi.....	14
1.6.1. X-Işını Difraksiyon Metodu.....	17
1.7. Amorf Yapı.....	18
1.8. Amorf Maddelerin Özellikleri.....	19
1.8.1. Isısal Özellikleri.....	20

1.8.2. Mekanik Özellikleri.....	21
1.8.3. Kimyasal Özellikleri.....	21
1.8.4. Elektriksel Özellikleri.....	22
1.8.5. Manyetik Özellikleri.....	24
1.9. Faz Dönüşümleri.....	25
1.10. Amorf Alaşımları Üretme Teknikleri.....	26
1.11. Amorf Yapının Oluşması İçin Gerekli Kriterler.....	27
1.12. Kolayca Amorf Olarak Elde Edilebilecek Alaşım Grupları.....	29
1.13. Alüminyum ve Alaşımları.....	30
2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR.....	32
3. MATERYAL VE METOT.....	37
3.1. Giriş.....	37
3.2. Normal Katılaştırma Fırını.....	37
3.3. Hızlı Katılaştırma Sistemi.....	37
3.4. Numunelerin Hazırlanması.....	40
3.5. Hızlı Katılaştırmayla Şerit Üretimi.....	41
3.6. DSC (Diferansiyel Taramalı Kalorimetre) Analizleri.....	41
3.7. XRD (X-Işınları Difraksiyon) Çalışması.....	42
4. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	43
4.1. DSC Sonuçları.....	43
4.2. XRD Sonuçları.....	55
5. SONUÇ VE ÖNERİLER.....	60
KAYNAKLAR.....	62
EK ŞEKİLLER.....	67
ÖZGEÇMİŞ.....	69

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

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ÖZET

**Al-Ni-Si ALAŞIMLARININ HIZLI KATILAŞTIRMA İLE ÜRETİLMESİ
VE ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

MUSTAFA OKUMUŞ

Danışman: Doç. Dr. Musa GÖĞEBAKAN

Yıl: 2006, Sayfa: 69

Jüri : Doç. Dr. Musa GÖĞEBAKAN
: Yrd. Doç. Dr. Ümit ALVER
: Yrd. Doç. Dr. Mükerrerem KURTOĞLU

Bu çalışmada amorf $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ alaşımları eriyik döndürme tekniği ile hızlı katılaştırıldı. Hızlı katılaştırılan $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ alaşımında amorf ve nanokristal fazların termal ve yapısal özellikleri DSC (Diferansiyel Taramalı Kalorimetre) ve XRD (X-ışını Kırınımı) ile analiz edildi. DSC ile sürekli ısıtma esnasında üç ekzotermik kristallenme piki gözlemlendi. Aktivasyon enerjileri üç kristallenme piki için Kissenger ve Ozawa metotları kullanılarak hesaplandı. Birinci kristallenme pik sıcaklığından 5-15 K daha düşük sıcaklıklarda, sabit sıcaklıkta ısıtma esnasında $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ alaşımının DSC çalışması, Al_3Ni intermetalik fazın oluşması sırasında belli bir pik gösterdi. Kristalleşme kinetiği Johnson-Mehl-Avrami (JMA) analizi kullanılarak belirlendi ve Avrami grafiği elde edildi. Bu grafiklerden Avrami sabiti (n) ~2.4-2.8 bulundu. Hızlı katılaştırılan şeritlerin XRD spektrumları bir amorf yapıya uygun açık bir pik içerdi. Hızlı katılaştırma ile üretilen şeritlere döner disk hızının etkisini anlamak için deney farklı dönme hızlarında tekrarlandı. Bu çalışma hızlı katılaştırılan $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ amorf alaşımının termal ve yapısal özelliklerini anlatır.

Anahtar Kelimeler: Al-Ni-Si Amorf Alaşımları, Hızlı Katılaştırma, Kristal Yapı, DSC, XRD

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

MSc THESIS

ABSTRACT

**PRODUCTION OF Al-Ni-Si ALLOYS BY RAPID SOLIDIFICATION AND
INVESTIGATION OF THEIR PROPERTIES**

MUSTAFA OKUMUŞ

Supervisor: Assoc. Prof. Dr. Musa GÖĞEBAKAN

Year: 2006, Pages: 69

Jury : Assoc. Prof. Dr. Musa GÖĞEBAKAN
: Assist. Prof. Dr. Ümit ALVER
: Assist. Prof. Dr. Mükerrerem KURTOĞLU

In this study amorphous $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alloys were rapidly solidified by melt-spinning technique. Thermal and structural properties of the amorphous and nanocrystalline phases in rapidly solidified $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alloy were investigated by a combination of differential scanning calorimetry (DSC) and X-ray diffractometry (XRD). During continuous heating by DSC, three exothermic crystallization peaks were observed. Activation energies for the three crystallization peaks were calculated by the Kissinger and Ozawa methods. DSC study of $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alloy during isothermal annealing at the temperatures about 5-15 K lower than the first crystallization peak showed a clear incubation period during the formation of Al_3Ni intermetallic phase. The kinetic of crystallization were determined by using Johnson-Mehl-Avrami (JMA) analysis and corresponding Avrami plots were obtained. From these plots an Avrami exponent (n) $\sim 2.4-2.8$ was obtained. The XRD spectrum of rapidly solidified ribbons consisted of a broad peak corresponding to an amorphous structure. In order to understand the effect of rotating disc speed on rapidly solidified ribbons the experiment was repeated for different rotating speed. This study describes the thermal and structural properties of rapidly solidified $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorphous alloy.

Key Words: Al-Ni-Si Amorphous Alloys, Rapid Solidification, Crystal Structure, DSC, XRD.

ÖNSÖZ

Hızlı gelişen teknoloji ile birlikte, sanayide kullanılan yüksek dayanıklı, servis şartları kolay, fiziksel ve kimyasal özellikleri daha üstün malzemelere ihtiyaç duyulmuştur.

Amorf alaşımların kırılmaksızın 180 derece bükülebilen plastiksi özellik göstermesi, atomları arasındaki bağ ilişkisinin zayıf olması, normal katılaştırma ile elde edilen alaşımlardan daha iyi elektrik ve magnetik özellik sergilemesi ve çok iyi mekaniksel özelliklere sahip olması bu alaşımlara ilginin artmasına sebep olmuştur. Ayrıca amorf alaşımın düşük sıcaklıklarda kontrollü kristalleşmesi nanokristal yapının oluşumuna neden olduğu ve nanokristal metallerin özelliklerinin amorf metallere nazaran daha iyi olduğu gözlenilmiştir. Bu nedenlerden dolayı amorf ve nanokristal yapıya sahip alaşımların araştırılması son derece önemlidir.

Amorf alaşımların bu özelliklerinden dolayı çok geniş bir uygulama alanına sahiptirler. Sanayinin bütün dallarında, savunma, elektronik, tıp, otomotiv, havacılık vb. alanlarda yüksek performanslı amorf alaşımlara gelişen teknolojiye paralel olarak çok büyük ölçüde ihtiyaç duyulmaktadır. Bu nedenlerden dolayı, bu konuda yapılan çalışmalar hızla artmaktadır.

Bu çalışmada Al-Ni-Si üçlü alaşımı, hızlı katılaştırma (rapid solidification) tekniklerinden “eriyik-döndürme” (melt-spinning) metoduyla amorf şeritler halinde elde edildi. Hızlı katılaştırma ile elde edilen şeritlerin termal özellikleri ve yapısı DSC ve XRD ile incelendi.

Bu çalışmalar boyunca bana her konuda yol gösteren, yakın ilgisini eksik etmeyen ve her türlü konuda yardımcı olan sayın hocam Doç. Dr. Musa GÖĞEBAKAN’ a en içten teşekkürlerimi sunarım.

Ayrıca çalışmalarım süresince bana yardımcı olan Alaaddin GÜNDEŞ, Barış AVAR ve A. Kemal SOĞUKSU’ya teşekkür ederim.

Çalışmalarımıza yardımcı olan K.S.Ü. Fizik Bölüm Başkanı Prof. Dr. Ali DOĞAN’a da teşekkür ederim. Ayrıca çalışmamda bana yardımcı olan değerli eşime de teşekkür ederim.

Eylül 2006
KAHRAMANMARAŞ

Mustafa OKUMUŞ

ÇİZELGELER DİZİNİ

SAYFA

Çizelge 1.1. Üç boyutta 14 örgü tipi.....	14
Çizelge 1.2. X-Işını tüplerinde kullanılan hedef ve filtreleri.....	14
Çizelge 1.3. Kristal yapının incelenmesinde kullanılan kırınım metotları.....	15
Çizelge 4.1. 25 m/s hızında üretilen $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ amorf alaşımının ısıtma oranı (β), kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3).....	44
Çizelge 4.2. 25 m/s hızında üretilen $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ amorf alaşımında kristallenme için Aktivasyon Enerjileri.....	46
Çizelge 4.3. 30 m/s hızında üretilen $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ amorf alaşımının ısıtma oranı (β), kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3).....	47
Çizelge 4.4. 30 m/s hızında üretilen $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ amorf alaşımında kristallenme için Aktivasyon Enerjileri.....	49
Çizelge 4.5. 40 m/s hızında üretilen $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ amorf alaşımının ısıtma oranı (β), kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3).....	50
Çizelge 4.6. 40 m/s hızında üretilen $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ amorf alaşımında kristallenme için Aktivasyon Enerjileri	52
Çizelge 4.7. 475 K'de ısıtılan $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ alaşımın XRD sonuçları.....	57
Çizelge 4.8. 523 K'de ısıtılan $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ alaşımın XRD sonuçları.....	58
Çizelge 4.9. 575 K'de ısıtılan $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ alaşımın XRD sonuçları.....	59

ŞEKİLLER DİZİNİ

SAYFA

Şekil 1.1. Soğutucu blokta eriyik döndürme tekniği.....	5
Şekil 1.2. Tabanca tekniği.....	6
Şekil 1.3. Püskürtme tekniği.....	7
Şekil 1.4. Homojen Çekirdeklenme.....	8
Şekil 1.5. Serbest enerji değişiminin r yarıçaplı kürenin homojen çekirdeklenme- siyle birlikte oluşumu.....	10
Şekil 1.6. Düz kalıp duvarı üzerinde küresel bölge şeklinde heterojen çekirdeklenme.....	10
Şekil 1.7. Homojen ve heterojen çekirdeklenme için katı kümelerin fazla serbest enerjileri.....	12
Şekil 1.8. Üç boyutta bir uzay örgünün birim hücresi.....	13
Şekil 1.9. Üç boyutta 14 Bravais örgüleri	16
Şekil 1.10. Bragg Kanunu.....	17
Şekil 1.11. X-ışını difraktometresi.....	18
Şekil 1.12. a) Amorf maddenin yapısı b) Kristal yapı.....	19
Şekil 1.13. Kristal, sıvı ve amorf haller arasındaki hacim-sıcaklık bağıntısının grafığı.....	19
Şekil 1.14. $Pd_{80}Si_{20}$ metalik camın kristal ve sıvı alaşımlarla elektrik direncin sıcaklığa bağılılığı gösterilmiştir.....	23
Şekil 1.15. Al-Y-Ni alaşımlarının ρ -T grafığı.....	23
Şekil 1.16. M-H eğrisi ve temel manyetik özellikler.....	24
Şekil 1.17. Bir sistemin yarı kararlı denge durumundan kararlı denge durumuna geçiş i	25
Şekil 1.18. Au-20%Si Amorf alaşımının faz diyagramı.....	28
Şekil 1.19. Camsı yapı oluşturmak için kullanılan T-T-T diyagramı.....	29
Şekil 3.1. Normal katılaştırma fırını.....	38
Şekil 3.2. Grafit pota.....	39
Şekil 3.3. Hızlı katılaştırma sistemi.....	40
Şekil 3.4. Eriyik döndürme tekniği ile şerit üretimi.....	41
Şekil 3.5. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC).....	42
Şekil 4.1. 25 m/s hızında hızlı katılaştırılan $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ amorf alaşım şeritlerinin 5-30 K/dak ısıtma oranlarında sürekli ısıtma ile elde edilen DSC sonuçları.....	44
Şekil 4.2. 25 m/s hızında üretilen şeritlerin Kissenger grafikleri.....	45
Şekil 4.3. 25 m/s hızında üretilen şeritlerin Ozawa grafikleri.....	45

Şekil 4.4. 30 m/s hızında hızlı katılaştırılan $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ amorf alaşım şeritlerinin 5-30 K/dak ısıtma oranlarında sürekli ısıtma ile elde edilen DSC sonuçları.....	47
Şekil 4.5. 30 m/s hızında üretilen şeritlerin Kissenger grafikleri	48
Şekil 4.6. 30 m/s hızında üretilen şeritlerin Ozawa grafikleri.....	48
Şekil 4.7. 40 m/s hızında hızlı katılaştırılan $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ amorf alaşım şeritlerinin 5-30 K/dak ısıtma oranlarında sürekli ısıtma ile elde edilen DSC sonuçları.....	50
Şekil 4.8. 40 m/s hızında üretilen şeritlerin Kissenger grafikleri.....	51
Şekil 4.9. 40 m/s hızında üretilen şeritlerin Ozawa grafikleri.....	51
Şekil 4.10. 30 m/s hızında hızlı katılaştırılan $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ amorf alaşımının 420-427K de izotermal esnasındaki DSC sonuçları.....	54
Şekil 4.11. 30 m/s hızla katılaştırılan şeritlerin izotermal esnasında kristallenme kinetiklerini gösteren Avrami grafikleri.....	54
Şekil 4.12. Hızlı katılaştırılmış amorf $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ alaşımının XRD grafiği.....	56
Şekil 4.13. Hızlı katılaştırılmış amorf $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ alaşımının 423 K de tavlamadan sonra gözlenen XRD grafiği.....	56
Şekil 4.14. Hızlı katılaştırılmış amorf $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ alaşımının 473 K de tavlamadan sonra gözlenen XRD grafiği.....	57
Şekil 4.15. Hızlı katılaştırılmış amorf $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ alaşımının 523 K de tavlamadan sonra gözlenen XRD grafiği.....	58

EK ŞEKİLLER DİZİNİ

	SAYFA
Ek Şekil 1. Al-Ni Faz Diyagramı.....	67
Ek Şekil 2. Al-Si Faz Diyagramı.....	68

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Al	:	Alüminyum
Ar	:	Argon
Au	:	Altın
B	:	Bor
C	:	Karbon
Co	:	Kobalt
Cr	:	Krom
Cu	:	Bakır
Fe	:	Demir
G	:	Gibbs Serbest Enerjisi
ΔH	:	Entalpi Değişimi
He	:	Helyum
mA	:	Miliamper
Mo	:	Molibden
Ni	:	Nikel
P	:	Fosfor
Pd	:	Paladyum
R	:	Gaz sabiti
ΔS	:	Entropi Değişimi
Si	:	Silisyum
Y	:	Yidriyum
Zr	:	Zirkonyum
La	:	Lantanyum
Lt	:	Litre
bcc	:	Cisim Merkezli Kübik Yapı
fcc	:	Yüzey Merkezli Kübik Yapı
d	:	Düzlemler Arası Uzaklık
E	:	İç Enerji
E_a	:	Aktivasyon Enerjisi
K	:	Kelvin
dak	:	Dakika
Sn	:	Saniye
θ	:	Kırılma Açısı
K_0	:	Arrhenius Kristallenme Sabiti
L_v	:	Hacim Başına Gizli Isı
n	:	Avrami Sabiti
r	:	Oluşan Tane Yarıçapı
r^x	:	Kritik yarıçap
T_P	:	Pik sıcaklığı
T_e	:	Erime (donma) sıcaklığı
ΔT	:	Sıcaklık gradyenti
ΔG_v	:	Hacim Serbest Enerjisi
H_c	:	Manyetik Koersivite
M_r	:	Yüksek Kalıcı Manyetizasyon

γ	: Ara Yüzey Serbest Enerjisi
λ	: Dalga Boyu
CBMS	: Soğuk Bloklı Eriyik Döndürme
CJMS	: Eşeksenli Püskürtmeli Eriyik Döndürme
DSC	: Diferansiyel Taramalı Kalorimetre
E_Y	: Young Elastiklik Modülü
Kv	: Kilovolt
MS	: Melt-Spining (Eriyik Döndürme)
OM	: Optik Mikroskopu
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskopu
TEM	: Geçirimli Elektron Mikroskopu
XRD	: X-Işını Kırınımı
T_c	: Kritik Sıcaklık
T_g	: Camı Geçiş Sıcaklığı
T_s	: Sıcaklık
T_x	: Kristallenme Sıcaklığı
Å	: Angström ($1\text{Å} = 10^{-1}\text{ nm} = 10^{-10}\text{ m}$)
cm	: Santimetre
mm	: Mili metre
nm	: Nano metre
μm	: Mikro metre ($1\text{ mm} = 10^3\text{ }\mu\text{m}$)
$\mu\Omega$	: Mikroohm
V	: Hacim
β	: Isıtma oranı
ΔG	: Gibbs serbest enerji değişimi
σ_F	: Kopma gerilimi

1. GİRİŞ

1.1. Giriş

Teknolojinin gelişimiyle birlikte günümüzün temel araştırma konularından biride, daha iyi özelliklere sahip ve daha ekonomik malzemelerin üretilmesidir. Bu konuda birçok çalışma yapılmış ve özellikleri normal kristallerden oldukça farklı yeni alaşımlar elde edilmiştir. Amorf, nanokristal ve kuazikristal alaşımlar bu yeni alaşımlara örnektir. Bu alaşımlar sanayinin birçok alanında kullanılmaktadır. Katı halde bulunan elementler veya elementlerin değişik oranda birleşmesi ile oluşan alaşımlar genellikle kristal yapıdadır. Yani alaşımı oluşturan elementin atomları periyodik bir dağılım gösterir. Ancak amorf yapıya sahip alaşımlarda bu periyodikliğe rastlanmaz. Amorf yapılı malzemedeki atomlar rasgele bir dağılım gösterir. Bunun bir sonucu olarak da amorf alaşımların birçok özelliği kristal yapıdaki alaşımlardan oldukça farklıdır. Mükemmel özellikleriyle tamamen yeni bir malzeme sınıfı olan amorf metaller son yıllarda ilginç bir inceleme konusu olmuştur. Esasen bu malzemeler yüksek mekanik özellikleri, korozyona karşı dirençleri, işlenebilirlikleri, iletkenlikleri ve manyetik özellikleri bakımından günümüzde çok önemli bir yer tutmaktadır. Amorf alaşımlar genellikle hızlı katılaştırma ile elde edilir. Hızlı katılaştırma ile ilk defa amorf alaşımların üretilmesi 1960'lı yıllara dayanır. Üretilen amorf yapılı alaşımların özelliklerinin, kristal yapılı alaşımlardan daha üstün çıkmasından dolayı bu konu üzerine bilimsel çalışmalar hız kazanmıştır. Böylelikle hızlı katılaştırmanın birçok tekniği geliştirilmiştir. Geliştirilen bu tekniklerle birçok ikili, üçlü ve çoklu alaşımlar amorf yapıda üretilmiştir.

Hızlı katılaştırma teknikleri kullanılarak, uygun oranlarda seçilen elementlerle kırılgenliği az, hafif ve taşınması kolay, enerji tasarrufu sağlayan ve ekonomik özelliklere sahip malzemelerin üretilmesi gündeme geldi. Bu özelliklere sahip tek bir element olmadığından elementlerden bileşik veya alaşımlar yaparak daha iyi özelliklerde ve daha ekonomik malzemeler üretme yoluna gidildi. Doğada en çok bulunan dolayısıyla da ekonomik olan, hafif, yumuşak ve enerji tasarrufu sağlayan elementlerden biri alüminyumdur. Bunun yanı sıra alüminyum yumuşak olduğundan dayanıklı (sert) malzeme üretilmesinde yeterli değildir. Bu nedenle, alüminyumdan daha sert; örneğin silisyum, nikel ve demir gibi elementlerle alaşımlar yapılarak çok daha iyi özelliklere sahip alaşım üretmek mümkündür. Bu yolla birçok Al-esaslı alaşım üretilmekte ve sanayinin birçok kesiminde başarı ile kullanıldığından bu alaşımlar sanayide vazgeçilmez bir malzeme olmuştur ve olmaya da devam etmektedir.

Bu çalışmada hızlı katılaştırma tekniklerinden, eriyik döndürme (melt-spinning) metodu kullanarak hızlı katılaştırma ile üretilen bu amorf şeritlerin T_x , E_a ve T_p gibi termal özellikleri DSC (Diferansiyel Taramalı Kalorimetre) ile mikro yapıları ise X-ışınları ile incelendi. Bu çalışmada amorf yapıda üretilen şeritlerin termal özellikleri DSC ile Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fizik Bölümündeki katıhal laboratuvarında, kristal yapıları ise, X-ışını ile Erciyes Üniversitesi laboratuvarlarında yapıldı.

1.2. Katılaştırma

Katılaştırma, sıvıdan katıya bir faz dönüşümüdür. Bir başka deyişle katılaşma ve erime, metal veya alaşımların kristal yapı (katı) ile kristal olmayan yapı (sıvı) arasındaki

dönüşümdür. Genellikle, kristal yapıda olan katılar erime sıcaklığının üstünde bir sıcaklıkta ısıtılırsa, kristal olmayan yapı olan sıvıya dönüşürler. Aynı şekilde bir sıvı katılaşma sıcaklığının altında soğutulursa katılaşma meydana gelir. Yani sıvı kristal yapıya dönüşür. Katılaştırma olayında katılaştırılan malzemenin bileşimi, sıcaklık gradyenti (ΔT) ve katılaştırma hızı kontrol edilebilmektedir. Katılaştırmanın bu temel parametreleri arasında çeşitli düzenlemeler yapılarak malzemelerin mikro yapısı kristal yapısı ve fiziksel özellikleri değiştirilebilmektedir.

Katılaştırma genellikle metal döküm yöntemleri ile yapılır ve metal döküm yöntemlerinin hemen hemen tümünde, katılaştırılacak malzeme önce eritilir. Yani bu yöntemde eriyikten katılaştırma esas basamaktadır. Bu teknik basitten; külçe dökme, sürekli dökme, yarı iletkenlerde tek kristal büyütme, doğrudan katılaştırılmış bileşik alaşımlar ve çok hızlı katılaştırılmış amorf, nanokristal ve kuazikristal alaşımlar gibi teknolojik tekniklere kadar sıralayabiliriz. Bu durumda katılaşma mekanizmasının anlaşılmasında sıcaklık, soğutma hızı ve alaşımı oluşturan elementlerin mikro yapısı oluşuma etkisinin bilinmesi elde edilen alaşımın özelliklerinin anlaşılmasında önemlidir.

Eğer bir sıvı denge erime sıcaklığının (T_e) altında soğutulursa, katılaşmada, sistemin Gibbs serbest enerjideki değişme ($\Delta G = G_s - G_k$) sürücü kuvvet olur ve sıvı fazın kendiliğinden katılaşmaya geçmesi beklenilir. Bununla birlikte bu durum her zaman gözlenmez. Örneğin, uygun koşullarda sıvı nikeli erime sıcaklığının ($T_e = 1453^\circ\text{C}$) altında 250 K'ne kadar herhangi bir katılaşma olmaksızın soğutulabilir. Bunun nedeni katılaşmanın, önce çok küçük katı parçacık veya çekirdeklerin oluşması ile başlamasıdır. Normalde 250 K kadar büyük derecede aşırı soğutmalar gözlenilmez. Pratikte sıvının içinde bulunduğu kabın duvarları ve sıvının içindeki yabancı katı parçacıklar, sadece yaklaşık ~ 1 K alt soğutmada katının çekirdeklenmesi için uygun ortam oluşturur. Bu heterojen çekirdeklenme olarak bilinir. Yukarıda bahsedilen büyük aşırı soğutmada sadece heterojen çekirdeklenmenin oluşması için gerekli koşulların sağlanmadığı durumda gözlenir ve tür çekirdeklenmeye homojen çekirdeklenme denir. Homojen çekirdeklenme ancak deneysel koşullarda gözlenir (Pater ve Easterling, 1980).

1.2.1. Normal Katılaştırma

Genellikle düşük erime sıcaklığına sahip metaller için kullanılan normal katılaştırma yöntemi kristalin yatay duran bir pota içinde katılaşacak malzeme önce yüksek sıcaklıkta eritilir ve homojen hale gelen bu sıvı alaşım serbest bırakılarak katılaşması sağlanır. Bu tür katılaştırmaya normal katılaştırma denir. Bu yöntemlerde, soğuma hızı 10 K/s civarlarındadır. Bu katılaştırmada kristale dönüştürülecek madde, eritildikten sonra katılaşması için pota içinde üstü açık olarak sıvının miktarına bağlı olarak bir gün veya daha fazla bekletilir. Alaşıma verilen ısı, pota vasıtasıyla kaybedilecek ve alaşım kristal yapıya dönüşecektir. Normal katılaştırmada alaşımların çoğu belli bir T_e erime sıcaklığı yerine belli bir sıcaklık aralığında katılaşır. Sıvı - katı ara yüzey direnci ve aşırı ısınım olmaması durumunda hemen tam bir kabuk meydana gelir (Fleming, 1974). Alaşım katılaşınca atomlar en düşük enerji seviyesine gelecektir. Çünkü kristaller, katıların en düşük serbest enerji durumundaki halidir (Jones, 1982; Başaran, 1976). Normal katılaştırma ile elde edilen malzeme genellikle külçe halindedir ve kristal yapıya sahiptir.

1.2.2. Hızlı Katılaştırma

Hızlı katılaştırmanın temel prensibi, malzeme eriyik haline geldikten sonra, ani olarak soğuk bir alt yüzeye düşürülerek katılma süresinin mümkün oldukça az olmasını sağlamaktır. Hızlı katılaştırma yönteminin çok farklı teknikleri vardır ve bu tekniklerin hepsinde temel amaç; eriyik halindeki alaşımın iyi termal iletkenliğe sahip bir alt yüzeye düşürülerek, eriyikten hızlıca ısı transfer edilmesi esasına dayanır. Eriyikten ısı transfer etme hızı 10^6 K/s civarında olursa eriyik aniden sıvı halden katı hale geçer. Bu yüksek soğuma hızları daha düzgün ve boyutu arttırılmış mikro yapılar, dengede olmayan kristal fazlar ve metalik camları içeren yeni malzeme sınıfları gibi faydalı etkiler ortaya çıkarır. Modern anlamdaki ilk hızlı katılaştırma çalışmaları 1960 yıllarında Duwez ve arkadaşları (Duwez ve ark., 1963) tarafından yapılmıştır. Duwez ve arkadaşları, Au-Si ikili alaşımını hızlı katılaştırma ile amorf yapıda elde etmişlerdir. Duwez ve arkadaşlarının hızlı katılaştırma çalışmalarında, sıcaklığın tam olarak tespit edilememesi ve sistemde gizli erime ısısının bulunamaması sebebiyle çok zor olmuştur. Hızlı katılaştırmada dentritik katılan alaşımların mikro yapısı, soğuma hızının bir fonksiyonudur. Hızlı katılaştırma çalışmalarında genellikle ısı akışının hesaplanması temel olarak incelenmiştir (Jones, 1982).

Hızlı katılaştırma ile üretilen alaşımlar incelendiği zaman, kristal olmayan bir fazın varlığı görülmüştür. Deneysel çalışmaların çoğunda kristal olmayan fazın özellikleri araştırılmıştır. Böylece bugün çok iyi bilinen ve sanayinin birçok kesiminde kullanılan amorf alaşımların varlığından haberdar olundu (Klement ve ark., 1960; Cahn, 1980). Amorf alaşımlar, sıvı haldeki alaşımların 10^6 K/s kadar hızla aniden soğutulmasıyla elde edilir. Amorf kelimesi şekilsiz anlamına gelmektedir ve amorf alaşımlar aynı zamanda kristal olmayan alaşımlar, camsı metaller olarak da bilinir.

Hızlı katılaştırma süresinde, katılaştırılacak malzeme aşırı soğumaya maruz bırakılır. Aşırı soğuma, kararlı ve yarı kararlı fazların oluşmasını belirlediğinden, aşırı soğuma kinetiklerinin kontrol edilmesi gerekir. Çünkü soğuma hızı, yapının yerleşim düzenini bozmaktadır. Yani, alaşım gerekli yerleşimini sağlamadan katılma sağlandığı için kararlı yapıya ulaşamamaktadır. Örneğin hızlı katılaştırma tekniklerinden olan gaz atomizasyon tekniğinde soğutma hızı $10-10^5$ K/s iken, splat (çarpma) tekniğinde 10^5-10^8 K/s civarındadır (Bozbıyık ve Eruslu, 1988; Beck ve Guntherodt, 1981).

Alüminyum esaslı alaşımların hızlı katılaştırılması ile mekanik özelliklerine olumlu etki yapan tane boyutunda küçülme, genişlemiş eriyen element çözünürlüğü, metaller arası parçacık boyutunda küçülme ve kimyasal homojenlikte artış sağlanmıştır (Fleming, 1974).

Hızlı katılaştırma sadece hızlı soğutma teknikleri ile sınırlandırılmaz. Eğer bir eriyik, dengeli durumdaki katılma sıcaklığının altına aşırı soğutulursa, onun aşırı soğuması ile orantılı olarak Gibbs serbest enerji farkından dolayı kristalizasyon için büyük bir sürücü kuvvet oluşur. Bu durumda, bir eriyik yavaş soğutulsa bile hızlı katılaştırılmış gibi düşünülür. Yüksek aşırı soğuma ile elde edilmiş katılma hızları, hızlı soğutma durumunda elde edilmiş katılma hızları civarında ya da ondan daha büyüktür (Herlach, 1994).

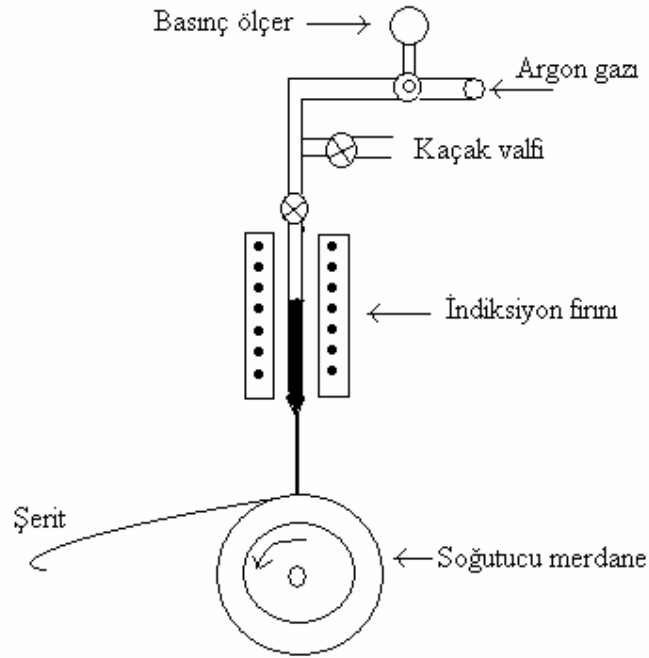
1.3. Hızlı Katılaştırma Teknikleri

Hızlı katılaştırma tekniklerinin geliştirilmesindeki temel amaç elde edilen ürünlerin özelliğinden kaynaklanmaktadır. Hızlı katılaştırma tekniklerinin hepsinin temel mantığı aynıdır. Sıvı haldeki eriyiği aniden soğutma işlemidir. Hızlı katılaştırma teknikleri ile alaşım üretmek üç ana kısımdan oluşmaktadır. İlk kısmı maddeyi eriyik haline getirmektir. İkinci kısmında oluşan eriyiği soğutma işlemidir. Üçüncüsü elde edilen ürünlerin teknolojiye uygulanmasıdır. Elde edilen ürünlerin geometrik yapısı, üretim tekniği ve üretim şartlarına bağlı olarak; küresel, sürekli veya süreksiz silindirik tel şerit ya da tabaka olabilir. Hızlı katılaştırma teknikleri sırasıyla aşağıda temel özellikleri ile açıklanmıştır.

1.3.1. Sıvı Soğutma (Chill Block) Tekniği

Bu tekniğin temel prensibi, basit olarak eriyik hale getirilmiş alaşım damlacıklarının ani olarak soğutulması esasına dayanır. Bunun için damlacık ya soğuk bir yüzeyle temas ettirilir veya püskürtme, hızla döndürme ve çarpma yolu ile soğutularak katılaşması sağlanır. Hızlı katılaştırmayla elde edilen metalik şerit üretiminde en çok kullanılan teknik “Soğutucu Bloкта Eriyik Döndürme Yöntemi” (Chill Block Melt Spinning, CBMS)’dir. Bu teknikte, üretim makinesi esas olarak rezistans ısıtmalı grafit pota ve silindirik soğutucu alt yüzeyden meydana gelmektedir. Grafit pota içindeki maddeyi, potanın etrafına sarılı indüksiyon bobiniyle eritilerek bir soy gaz basıncı ile potanın altındaki delikten hızla dönen disk yüzeyine püskürtülür. Döner disk yüzeyi ile temas eden eriyik aniden katılaşarak şerit halinde oluşur. Bu oluşan şeritler, katılaştırma parametrelerine bağlı olarak farklı uzunlukta, farklı genişlikte ve farklı kalınlıklarda elde edilir. Şeritlerin farklı şekillerde oluşmasını sağlayan faktörler üç tanedir. İlki uygulanan basınç ikincisi de döner diskin hızıdır. Üçüncü olarak da hızla dönen diskin yüzeyine, eriyiğin düşme açısıyla pota ağzının genişliği de şeritlerin, kalınlık, uzunluk ve genişliğini etkilemektedir (Gillen, 1985).

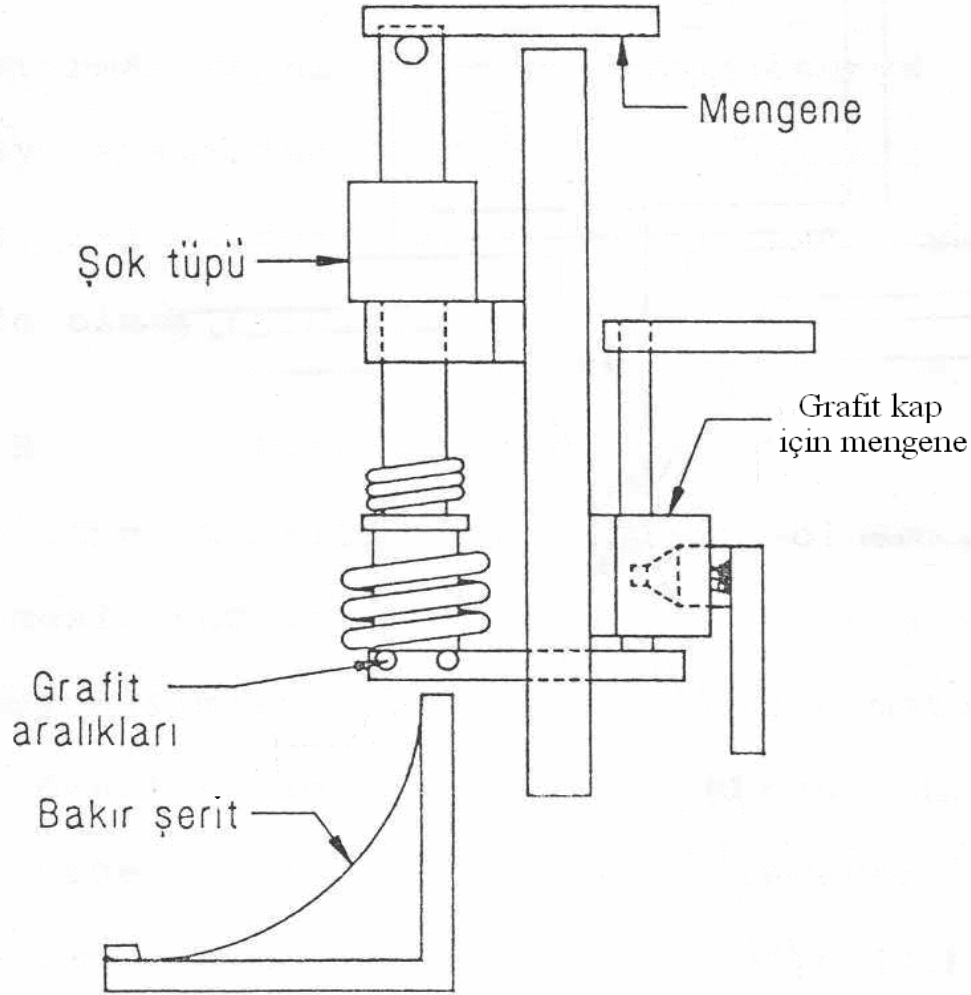
CBMS yönteminin bir farklı türü de “Eşeksenli Püskürtmeli Eriyik Döndürme Tekniği” (Coaxial Jet Melt-Spinning, CJMS) dir (Libermann, 1981). Bu tekniğin diğer teknikten farkı, ikinci bir soy gaz verme sisteminin olmasıdır. Yatak gazı olarak bu soy gaz, döner disk yüzeyine çarpan eriyiğin üzerine verilir. Bu verilen soygazlar (yatak gaz) şeridin oksitlenmesi önlenir, hem de şeridin geometrik yapısını etkiler. Bu teknikte önemli olan dikkat edileceği gibi grafit potanın altındaki deliğin döner diskle arasındaki mesafenin çok yakın olmasıdır. Yani yaklaşık < 5 mm olması gerekir. Böylece yatak gazı akışı deliğin dışında yüksek basınç bölgesi oluşturur. Şekil 1.1’de soğutucu blokta eriyik döndürme tekniği şematik olarak görülmektedir (Yaman ve Aydınbeyli, 1990). Eriyik döndürme tekniğinin iki türünde de ortak olarak kullanılan döner diskler, bakır, çelik ve pirinçten olabilir. Bu yöntemle 100–500 μm çapında tel üretmek mümkündür. Daha önceki çalışmalarda 30 μm ’ye kadar düşen çaplarda tel üretilmiştir (Pond ve ark., 1976).



Şekil 1.1. Soğutucu blokta eriyik döndürme tekniği.

1.3.2. Tabanca (The Gun) Tekniği

Bu teknik ilk defa Duwez ve arkadaşları tarafından 1965 yıllarında kullanılmıştır. Bu teknik Şekil 1.2’de görüldüğü gibi tabanca mekanizmasına benzediği için tabanca tekniği adı verilmiştir (Duwez, 1991). Bu tekniğin farkı, diğer tekniklerde soğutma yüzeyinde döner disk kullanılırken; bu teknikte sabit olan ve daire şeklinde bir bakır hedef kullanılmaktadır. Bu teknikte yine alaşımlar fırın içinde eritilir ve eriyik haldeki alaşıma şok basınç uygulanır. Uygulanan bu şok basınç eriyiği yaklaşık 1 μm çapında çok küçük damlacıklara ayırır. Bu şekilde hedefe çarptırılan damlacıklar, hedeften biraz öteye fırlatılır ve ani soğumayla katı hale geçerler.

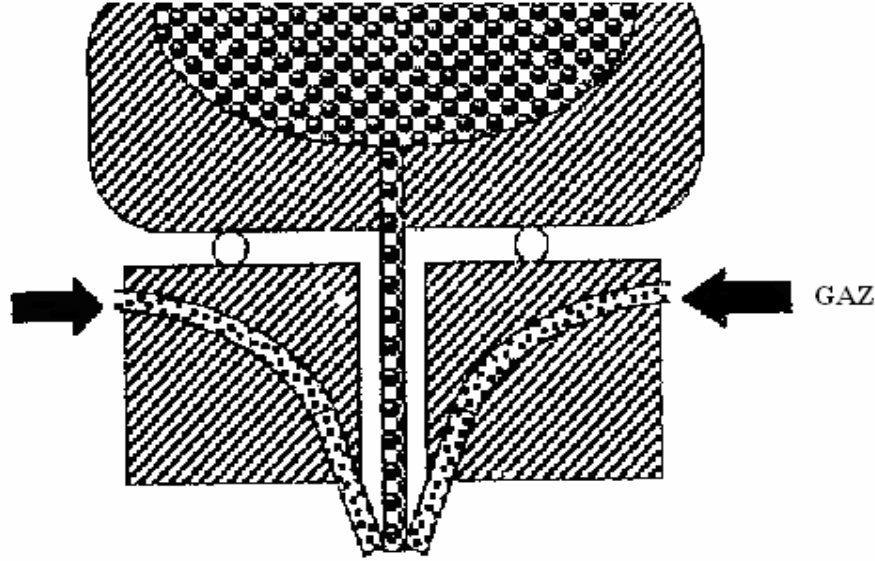


Şekil 1.2. Tabanca tekniği

1.3.3. Püskürtme Tekniği

Bu teknikte hızlı katılaştırılmış alaşım eriyiğinin parçalanması, direk döndürmeyle veya basınçlı gaz, buhar, su ya da başka bir akışkanın püskürtülmesiyle alt yüzeydeki dümdüz olan bakır levhaya çarptırılmasıyla meydana gelmektedir. Bu yöntemde boşalma ağızlığında veya daha öncesinde eriyik ve sıvı çarpıştırılır Şekil 1.3.'de de görüldüğü gibi, eriyik halindeki alaşıma, alt yüzey deliğinden düşme esnasında basınç uygulanarak, eriyiğin damlacıklar halinde alt yüzeye çarpıp, küçük parçacıklar halinde aniden katılaştığı görünmüştür. Ama bu metot kullanışlı değildir. Çünkü eriyiğin ağızlıktan boşalırken hızlı katılaşması sonucu ağız tıkanmaktadır (Jones, 1982; Başaran, 1976; Duwez, 1991; Cahn,

1986; Gillen, 1985). Ağızdaki katılaşmayı engellemek için, düz veya yuvarlak olarak yerleştirilen püskürtmeleri eriyik akışının serbest düşmeye başladığı noktadan biraz uzakta V şeklinde veya konik olarak çarpıştırılması ile sağlanmıştır.



Şekil 1.3. Püskürtme tekniği

1.3.4. Diğer Hızlı Katılaştırma Teknikleri

1.3.4.a. İki Piston Tekniği

Hızlı katılaştırmak için kullanılan metotlardan biride iki piston metodudur. Bu teknik ilk defa 1969 yıllarında kullanılmıştır Bu metotta alaşım indükleme bobininin içine yerleştirilip, eriyik haline getirilir. Sonra da hareketli bir pistonla sabit piston arasında eriyik damlacıklar halinde çarptırılır ve aniden katılaşma meydana gelir (Gillen, 1985). Bu yüzden bu tekniğe iki piston tekniği denmiştir. Bu tekniğin en belirgin özelliği, eriyiğin akış kararlılığının korunmasıdır. Bu tekniğin dezavantajı iki piston arasına sıkışan katı parçacıkların çokluğudur.

1.3.4.b. Yüzey Eritme Tekniği

Bu teknikte ise bir metal yüzeyinin üzerinden, elektron veya lazer ışınının hızla geçirilmesine dayanır. Önce malzeme eritilir, sonrada lazer ışık katılaşma hızıyla hareket ettirilir. Katı eriyik çevresindeki metal birbirine temas ettirildiğinden etkileşme mükemmeldir (Duwez, 1991 ; Gillen, 1985). Bu sistemin teknolojik açıdan pahalı olması ve belirli alaşım sistemleri için uygulanabilir olması nedeniyle çok yaygın kullanım alanı yoktur.

1.3.4.c. Buhar ve Düzensiz Biriktirme Tekniği

Bu tekniğin esasını atom-atom etkileşmesi oluşturmaktadır. Bu teknikte yapılan çalışmalarda 10^8 K/s üzerinde soğutma oranı kaydedilmiştir. Ancak yapılan incelemelerde bunun her zaman doğru olmadığı ortaya çıkmıştır. Diğer tekniklerde katılaştırma hızı 10^6 K/s'lık soğutma oranında olması, bu tekniğin diğer tekniklerden en belirgin farkını oluşturmaktadır. Bu sayede diğer metotlarla elde edilemeyen bazı alaşımlar, bu metotla amorf olarak elde edilir (Jones, 1982; Başaran, 1976; Duwez, 1991).

1.4.Çekirdeklenme

Çekirdeklenme olayı katılaşma sürecinde önemli bir yere sahiptir. Homojen ve Heterojen çekirdeklenme olmak üzere iki çeşit çekirdeklenme vardır.

1.4.1. Homojen Çekirdeklenme

Çekirdek oluşumu için gerekli Gibbs serbest enerjisi, bütün örgü konumlarında aynı büyüklükte ise örgüdeki bu bölgelerde çekirdeklenme yapısı aynıdır. Bu şekilde oluşan çekirdeklenmeye homojen çekirdeklenme denir. Homojen çekirdeklenme eriyik içinde herhangi bir yabancı madde olmaksızın gerçekleşir ve bu durum gerçekte çok nadir görülür.

Şekil 1.4.(a)'da görüldüğü gibi erime sıcaklığı T_e 'nin altındaki bir ΔT sıcaklığında, G_1 serbest enerjisine sahip bir sıvı hacmi göz önüne alalım. Eğer sıvıdaki bazı atomlar, küçük küresel katı oluşturmak için toplanırlarsa, sistemin serbest enerjisi G_1 'den G_2 'ye Şekil 1.6.(b)'deki gibi değişecektir.



Şekil 1.4. Homojen Çekirdeklenme

Bu durumda;

$$G_2 = V_k G_{kv} + V_s G_{sv} + A_{ks} \gamma_{ks} \quad (1.1)$$

şeklinde olacaktır. Burada V_k küresel katının hacmi, V_s sıvının hacmi, A_{ks} katı-sıvının ara yüzeyel alanı, G_{kv} ve G_{sv} ise birim hacim başına sırasına göre katı ve sıvının serbest enerjilerini ve γ_{ks} katı-sıvı ara yüzeyel serbest enerjisidir. Eğer sistemde herhangi bir katı yoksa sistemin serbest enerjisi:

$$G_1 = (V_k + V_s) G_{sv} \quad (1.2)$$

olacaktır. Buradan açıkça görüleceği gibi, sıvıdan katının oluşması sistemin serbest enerjisinin değişiminin bir sonucudur. Bu değişim;

$$\Delta G = G_2 - G_1 \quad (1.3)$$

şeklinde ve burada G_1 ve G_2 yerine konur ve $\Delta G_v = G_{sv} - G_{kv}$ alınır;

$$\Delta G = -V_k \Delta G_v + A_{ks} \gamma_{ks} \quad (1.4)$$

elde edilir. ΔT kadarlık bir alt soğumada ΔG_v 'nin değeri;

$$\Delta G_v = L_v \Delta T / T_e \quad (1.5)$$

ile verilir. Burada L_v bir hacim başına gizli ısıyı temsil etmektedir. T_e erime sıcaklığı ve sıvının sıcaklığı T olduğunda $\Delta T = T_e - T$ değerine alt soğuma denir.

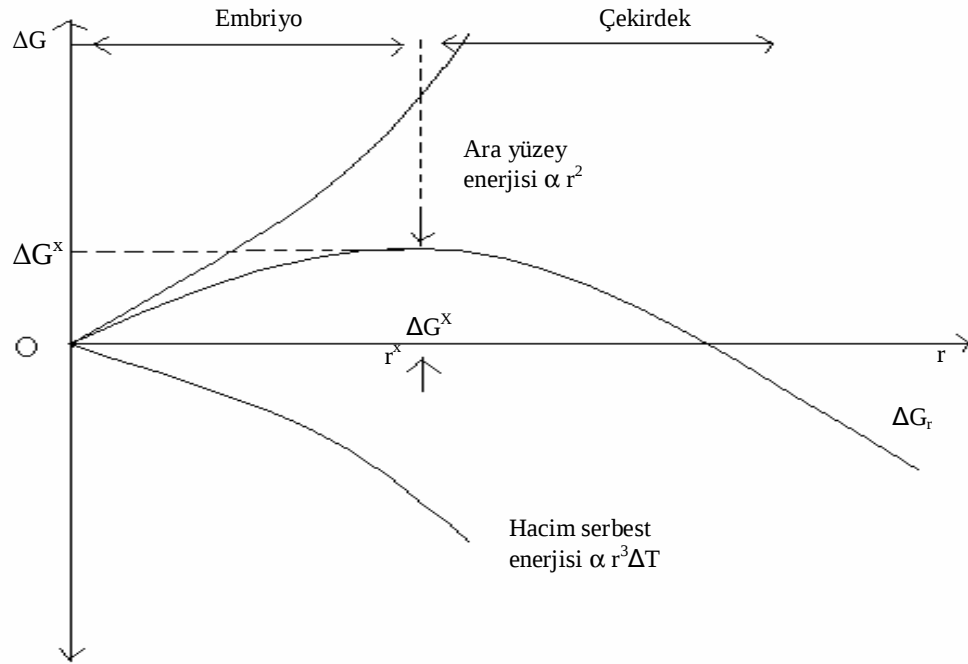
T_e altındaki sıcaklıkta ΔG_v pozitifdir. Bu nedenle küçük hacimli katının oluşumuyla birlikte hacim serbest enerji değişimi negatiftir. Katı-sıvı ara yüzey oluşması pozitif etki eder. Çünkü kalıp katının daha düşük serbest enerjisi vardır. Katı parçacıkla birlikte oluşan fazla serbest enerji, parçacık şeklinin küresel seçilmesiyle en aza indirilebilir. Bu durumda kürenin yarıçapını r alırsak, Denklem 1.4 aşağıdaki gibi değişir:

$$\Delta G_r = -4/3 \pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma_{ks} \quad (1.6)$$

Burada ΔG_r , sistemde oluşan küçük hacimli küreden meydana gelen sistemin serbest enerjisindeki değişimini, $4/3 \pi r^3$ terimi oluşan küçük katı kürenin hacmini, $4\pi r^2$ terimi ise oluşan küçük katı küre ile sıvı ara yüzeyini vermektedir. Bu durum Şekil 1.7'de verildi.

Şekil 1.5'de görüldüğü gibi; herhangi bir sıvı denge donma sıcaklığının altında aşırı soğutulursa, kritik yarıçaptan daha büyük yarıçapa sahip bir çekirdek oluşur. Bunun yanı sıra, yüksek aşırı soğutmalarda sıvı ve katı durum arasındaki hacim Gibbs serbest enerji farkının artması, kritik yarıçapı düşürür. Bu durumda homojen çekirdeklenmenin oluşması gözlenir. Çünkü homojen çekirdeklenme, kritik yarıçaptan daha büyük yarıçaplı bir çekirdeğin oluşumuna neden olabilen aşırı soğumalarda gerçekleşir. Şekil 1.5'de gösterilen kritik yarıçap (r^x), maksimum fazla serbest enerjiyle birlikte oluşmaktadır.

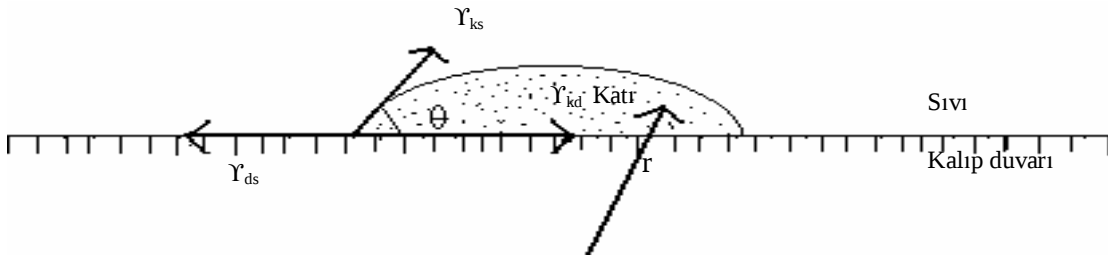
$r = r^x$ iken $dG = 0$ olduğunda, kritik çekirdek, çevredeki sıvı ile birlikte kararsız halde olur. $r < r^x$ olursa, katı erir ve çekirdeklenme gerçekleşmez. $r > r^x$ durumunda ise katı büyür ve sistemin serbest enerjisi azalır. Bu şekilde katılaşma başlamış olur. Homojen çekirdeklenme deneysel koşullar altında, eriyik içindeki herhangi bir yabancı madde olmadığı ve de aşırı soğutmaların olduğu durumlarda gerçekleşir (Pater ve Easterling, 1980)



Şekil 1.5. Serbest enerji değişiminin r yarıçaplı kürenin homojen çekirdeklenmesiyle birlikte oluşumu.

1.4.2. Heterojen Çekirdeklenme

Homojen çekirdeklenmede kritik çekirdeklenme oluşması için gerekli enerji; γ_{ks} ara yüzey enerjisi ile ΔG Gibbs serbest enerjisi farkına bağlıdır. Buda büyük aşırı soğutmalarda olur. Çekirdeklenmenin küçük aşırı soğutmalarda oluşmasını istersek, mecburen γ_{ks} ara yüzey enerji terimini azaltmamız gerekir. Buda heterojen çekirdeklenmede gerçekleşir. Çünkü çekirdek oluşumları kalıp duvarları ile ilişki kurar. Bunu Şekil 1,6'daki gibi, katı embriyo ile tam düz kalıp duvarı ile temasını düşünelim:



Şekil 1.6. Düz kalıp duvarı üzerinde küresel bölge şeklinde heterojen çekirdeklenme.

Şekil 1,6'da görüldüğü gibi heterojen çekirdeklenmeyle oluşan katı küresel bölge kabul edilir. Burada γ_{ks} katı-sıvı, γ_{kd} katı-kalıp duvarı, γ_{ds} kalıp duvarı-sıvı ara yüzeylerinin serbest enerjileri olmaktadır. Bu enerjilerin birbiri arasındaki ilişkiler:

$$\Upsilon_{ds} = \Upsilon_{kd} + \Upsilon_{ks}\cos\theta \text{ ya da } \cos\theta = (\Upsilon_{ds} - \Upsilon_{kd}) / \Upsilon_{ks} \quad (1.7)$$

şeklinde. Burada katı-sıvı ara yüzeyinin serbest enerjisinin (Υ_{ks}) düşey bileşeni dengesiz arta kaldığına dikkat edilmelidir. Katı-sıvı ara yüzey enerjisinin düşey bileşeni, kalıp yüzeyini yukarı çeker. Bu çekme, yüzey gerilim kuvvetleri (Υ_{kd} , Υ_{ds} ve Υ_{ks} 'nin yatay bileşeni) dengelenene kadar devam eder. Bu tür bir embriyonun oluşumu, fazla serbest enerji ile birlikte ele alınır. Embriyonun küresel bölge şeklinde olması, kalıp duvarlarının düzlemsel kalmasına bağlıdır. Oluşan katıyı küresel kabul etmekle heterojen çekirdeklenmedeki Gibbs serbest enerjideki değişimi, Denklem 1,4'dekine benzetebiliriz;

$$\Delta G_{het} = -V_k \Delta G_v + A_{ks} \Upsilon_{ks} + A_{kd} \Upsilon_{kd} - A_{ds} \Upsilon_{ds} \quad (1.8)$$

Burada V_k küresel bölgenin hacmidir. Denklem 1,8'deki üç ara yüzeysel enerjiler, çekirdeklenme sırasında oluşan ara yüzeylerin oluşumundan ortaya çıkar. Katı-sıvı ve katı-kalıp duvarı enerjileri pozitifdir. Üçüncüsü olan kalıp duvarı-sıvı enerjisi, küresel bölge altında kalıp duvarı-sıvı ara yüzeyinin yıkımına neden olur ve negatif enerji katkısında bulunur. Denklem 1.8'e oluşan katının yarıçapı ve ıslanma açısı (θ) bakımından ele alınırsa:

$$\Delta G_{het} = \{-4/3\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \Upsilon_{ks}\} S(\theta) \quad (1.9)$$

Burada ;

$$S(\theta) = (2 + \cos\theta)(1 - \cos\theta)^2 / 4 \quad (1.10)$$

Denklem 1.10'deki tanım, $S(\theta)$ faktörü hariç homojen çekirdeklenme için elde edilen denkleme benzer. $S(\theta)$ 'nin sayısal değeri ≤ 1 olur ve değeri θ açısına bağlıdır. Çünkü θ açısı oluşan çekirdeğin seçilen şekline bağlıdır. Sonuçta heterojen çekirdeklenme, homojen çekirdeklenmeden daha az enerjiyle gerçekleştirilir. Bu durumu karşılaştırmak için Şekil 1.7 verildi. Denklem 1.9'un türevi alınırsa;

$$r^x = 2\Upsilon_{ks} / \Delta G_v \quad (1.11)$$

bulunur. Bu da bize kritik yarıçapın kalıp duvarına bağlı olmadığını, sadece aşırı soğutmaya bağlı olduğunu gösterir. Aynı şekilde Denklem 1.9'un diferansiyelinden:

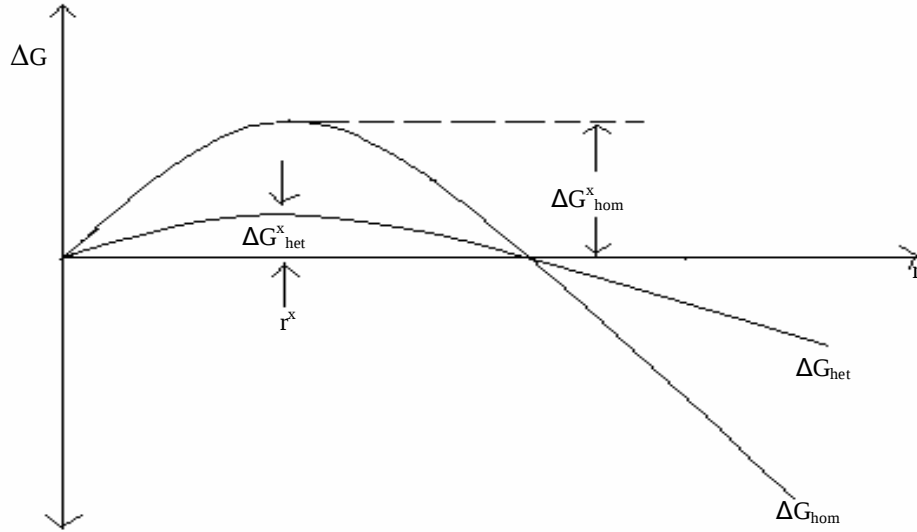
$$\Delta G^x = (16\pi \Upsilon_{ks}^3 / 3\Delta G_v^2) S(\theta) \quad (1.12)$$

şeklindeki kritik çekirdeklenme serbest enerji denklemi elde edilir. Bu denklemde bize heterojen çekirdeklenmenin, homojen çekirdeklenmeden daha az bir aktivasyon enerjisiyle oluşmasının nedeninin $S(\theta)$ faktörü olduğunu gösterir. Sonuçta homojen ve heterojen çekirdeklenme arasında bir ilişki kurmak istersek;

$$\Delta G_{het}^x = S(\theta) \Delta G_{hom}^x \quad (1.13)$$

elde edilir. Burada $S(\theta)$ faktörü yani θ açısı kabul ettiğimiz küresel kasket modeli için geçerlidir. Bu nedenle bazı durumlarda kabul ettiğimiz model geçerli olmaz. Örneğin $\theta =$

0° açısında bozular. Çünkü heterojen çekirdeklenme olması için küçük aşırı soğutmalar yeterlidir. Homojen çekirdeklenmesinde ise büyük aşırı soğutmalar ihtiyacı vardır. Heterojen çekirdeklenmede yabancı parçacıklar bir nevi reaksiyonu hızlandırıcı etki gösterirler (Pater ve Easterling, 1980).



Şekil 1.7. Homojen ve heterojen çekirdeklenme için katı kümelerin fazla serbest enerjileri.

1.5. Kristal Yapı

Atomların diziliş düzenine göre katı maddelerde kristal ve amorf olmak üzere iki tip yapı vardır. Seramikler ve polimerlerin bazıları ile camlar amorf yapıya sahipken bunların dışında kalan ve günlük yaşantımızda karşılaştığımız metallerin çoğu kristal yapılıdır.

İdeal bir kristal, özdeş yapı birimlerinin uzayda sonsuz tekrarlanmasıyla oluşur. Al, Cu, Fe, Si vb. gibi kristallerde yapı birimi tek bir atomdur. Ancak birçok durumda da (örneğin inorganik kristallerde) yapı birimi birden fazla atomdan oluşabilir. Yapısı ne olursa olsun her kristal bir örgüyle tarif edilebilir. Örgü, atomları olduğu gibi kaldırıp onların yerine birer geometrik nokta (kütle merkezi) konularak elde edilen geometrik yapıdır. Örgünün her noktasına bir atom grubu bağlanırsa bu atom grubuna temel denir. Uzayda, temelin tekrarlanmasından kristal yapı oluşur. Yani;

$$\text{Kristal yapı} = \text{örgü} + \text{temel} \quad (1.14)$$

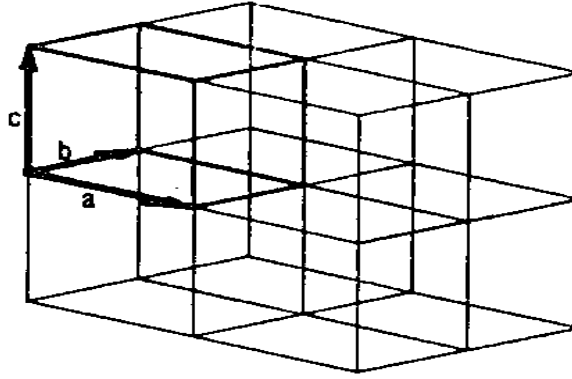
şeklinde tanımlanabilir. Kristal yapıda hemen dikkati çeken özellik simetridir. Bir kristalin hem dış görünüşünde hem de atomların iç yerleşiminde çok açık bir simetri özelliği vardır. Gazların kesinlikle kristal özelliği yoktur. Çünkü bulunduğu kabın şekline göre şekil alan gazlar, içerisindeki atom ve moleküllerin geliş güzel dağılım gösterir. Aynı şekilde sıvılarda gazlar gibi bulundukları kabın şekline göre şekil alırlar. Örneğin su, bulunduğu kabın şeklini alır. Bu tür maddelerde atomlar periyodik özelliği göstermez. Katı maddelerin de bazılarında sıvılar ve gazlardaki gibi atomları periyodiklik özelliği göstermeyebilir. Atomların periyodiklik özellik göstermediği katı maddelere amorf

maddeler denir. Kristallerde gözlenen simetriklik amorf maddelerde gözlenmez (Christman, 1988).

Bir kristalin eksenleri **a**, **b**, **c** vektörleriyle tanımlanır. Şekil 1.8’de **a**, **b**, **c** eksenleriyle tanımlanan hücreye birim hücre denir. Birim hücre de kristalin en küçük yapı birimidir. Kristalde birim hücre başına bir örgü noktası düşer. Bir birim hücrenin hacmi;

$$V_c = |a \times b \cdot c| \quad (1.15)$$

şeklindedir.



Şekil 1.8. Üç boyutta bir uzay örgünün birim hücresi

Şekil 1.10’da görüldüğü gibi, kristalin eksenlerini oluşturan **a**, **b**, **c** vektörleri birbirlerine dik olabilecekleri gibi aralarında farklı açılarda bulunabilir. Bu vektörlerin uzunlukları ile aralarındaki açılar belirli bir kristalin özelliklerini ortaya koyar. Vektörlerin uzunlukları ile daha doğrusu birbirlerine eşit olup olmama durumları ile aralarındaki açılarının durumları, birbirinden farklı 14 değişik örgü çeşidi ortaya koyar. Şekil 1.9’da bu 14 Bravais örgüsü gösterilmiştir. Kristallerdeki örgü kavramını belirleyen ilk gösterim Bravais tarafından ortaya çıkarıldığı için bu 14 değişik örgü çeşidine Bravais örgüleri adı verilmiştir (Durlu, 1992). En simetrik kristal **a**, **b**, **c**, uzunlukları birbirine eşit ve aralarındaki açılarda 90° olan kübik sistemdeki kristaldir.

Tabiattaki kristaller eksenleri arasındaki uzaklıklara ve açılara göre sınıflandırılacak olursa toplam olarak 7 tane kristal sistemi olduğu görülür. Bu kristal sistemi Çizelge 1.1’de verilmiştir (Froes ve Carbonara, 1988).

Çizelge 1.1. Üç boyutta 14 örgü tipi.

Sistem	Örgü Sayısı	Örgü Sembolü	Eksenler	Açılar	Örnekler
Triklirik	1	P	$a \neq b \neq c$	$\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$	K_2CrO_7
Monoklinik	2	P ,C	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^\circ \neq \gamma$	$CaSO_4$
Ortorombik	4	P , C , I , F	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	Ga
Tetragonal	2	P , I	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	TiO_2
Kübik	3	P veya sc I veya bcc F veya fcc	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	Fe ,Cu NaCl Au
Hegzagonal	1	P	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^\circ$ $\gamma = 120^\circ$	Zn , Cd
Trigonal	1	R	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$	As , Bi

1.6. Kristal Yapı Analizi

Bir kristalin yapısı ve özellikleri X-ışınları, nötronlar ve çok seyrek olarak da elektronlarla araştırılır. İlk defa Alman Fizikçi Von Laue 1912 yılında, kristal içerisindeki atomların düzenlerini incelemek için X-ışınlarını deneylerinde kullanmıştır. Kristalde X-ışınlarının kırınımına uğramasını bulmasıyla kristal yapının özelliklerini inceleme ortamı çıkmıştır. X-ışınları, çekirdek etrafındaki elektronlar tarafından belli oranlarda saçılmaya uğratılırlar. Çok elektronlu ağır atomların tespitinde oldukça etkili olmalarına rağmen, hafif atomların tespitinde pek etkili sayılmazlar.

X-ışınları kısa dalga boyulu elektromagnetik dalgalardır. Yüksek enerjili elektronların hızını aniden yavaşlaması sonucu ortaya çıkar. Bir X-ışınları tüpüne 30–40 kV (~ 50 mA) uygulanarak hızlandırılan elektronlar, Cu veya Mo hedeflere çarptırılarak X-ışını çıkarılırlar. Hedeften çıkan ışınlar farklı dalga boylarında oluşur. X-ışınları tek renkli değildirler, bunları tek renkli hale getirmek için ince metal film filtreleri kullanılır. Bazı X-ışınları tüpündeki hedefler ve uygun filtreleri Çizelge 1.2’de gösterilmiştir.

Çizelge 1.2. X-ışını tüplerinde kullanılan hedef ve filtreleri

Hedef	Dalga Boyu (λ)	Filtre
Cr	2,29	V
Cu	1,54	Ni
Mo	0,71	Zr
Ni	1,66	Co

Elektronlar yüklü tanecikler olduklarından atomlardaki elektronlarla şiddetli bir şekilde etkileşirler. Bu nedenle kristalin içine pek giremezler. Bu yüzden elektronlarla bir kristalin yüzeyi veya ince filmler incelenebilir.

Nötronlar, yüksüz ve elektronlara göre çok ağır olduklarından çekirdeğin etrafındaki elektronlardan pek etkilenmezler. Daha çok atomun çekirdeği ile etkileşirler. Nötronların esnek olmayan saçılmaları, kristalin yapı ve termik örgü titreşimleri hakkında bilgi verir. Aynı zamanda nötronlar bir manyetik momente sahip olduklarından, bir kristalin manyetik yapısının incelenmesinde de kullanılır.

Bir kristal tarafından kırınıma uğratılan X-ışınları için, 1913 yılında İngiliz Fizikçi Bragg tarafından ilgili bağıntılar bulundu. Buna göre, kristal içerisinde birbirine paralel atom düzlemleri düşünüldü. Gelen ışınlar her düzlemden bir miktar yansıtılarak kırınıma uğrar, yansıyan bu ışınların birbirini yok etmemeleri için bazı şartlar gerekir. Şekil 1.10'daki 1 ve 2 ışınları arasındaki yol farkı $BC + CD$ dır. Bu yol farkı dalga boyunun tam katları ise saçılan ışınlar birbirini destekler (Eroğlu ve İşçi, 1988). Böylece Bragg kanunu:

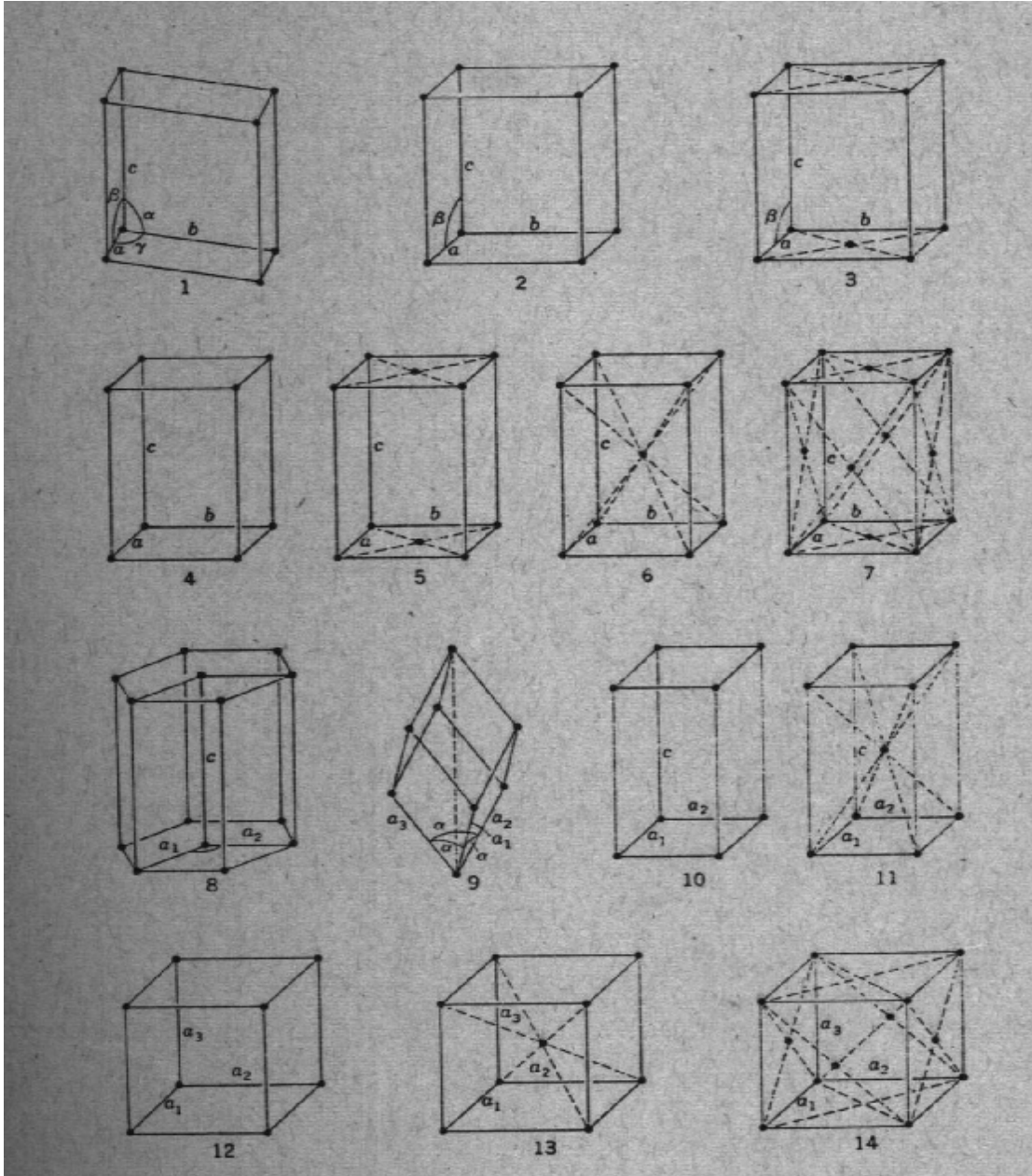
$$2d\sin\theta = n\lambda \quad (\text{Bragg Kanunu}) \quad (1.16)$$

şeklinde bulunur. Burada d düzlemler arası uzaklık, θ düzlemle yapılan açı ve n ise pozitif sabit sayılar olup (1, 2, ...) dalga boyunun tam katlarını ifade eder. Bragg kanunu $\lambda \leq 2d$ olması halinde gerçekleşir. Bragg kanunu kristal örgüde ortaya çıkan periyodikliğinin sonucudur (Kittel, 1976 ve Cullity, 1967).

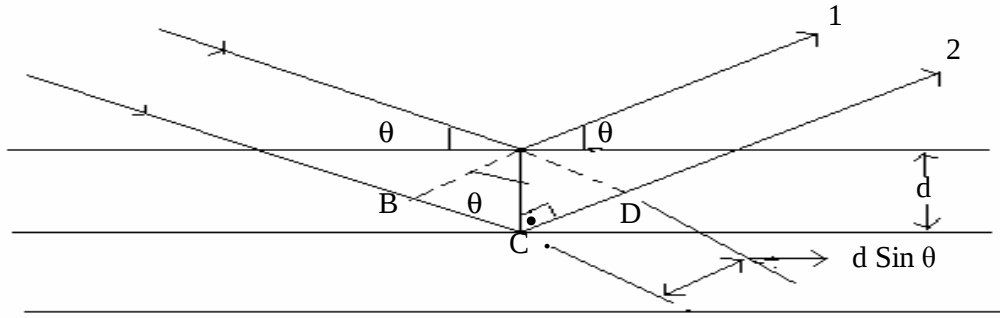
Bir kristal üzerine düşen her tek renkli bir ışın için Bragg kanunu gerçekleşmez. Bu şartın gerçekleşmesi için θ açısı ya da λ dalga boyu sürekli olarak değiştirilmelidir. Bu değişkenlerin belirli değerleri için Bragg kanunu sağlanır. Çizelge 1.3'de verildiği gibi θ ya da λ 'nın değiştirilme durumuna göre dört tane deneysel kırınım metodu vardır.

Çizelge 1.3. Kristal yapının incelemesinde kullanılan kırınım metotları

Kırınım metotları	λ	θ
Laue	Değişken	Sabit
Döner kristal	Sabit	Değişken
Debye-Scherrer toz	Sabit	Değişken
X-ışını difraksiyon	Sabit	Değişken



Şekil 1.9. Üç boyutta 14 Bravais örgüleri (Durlu, 1992).

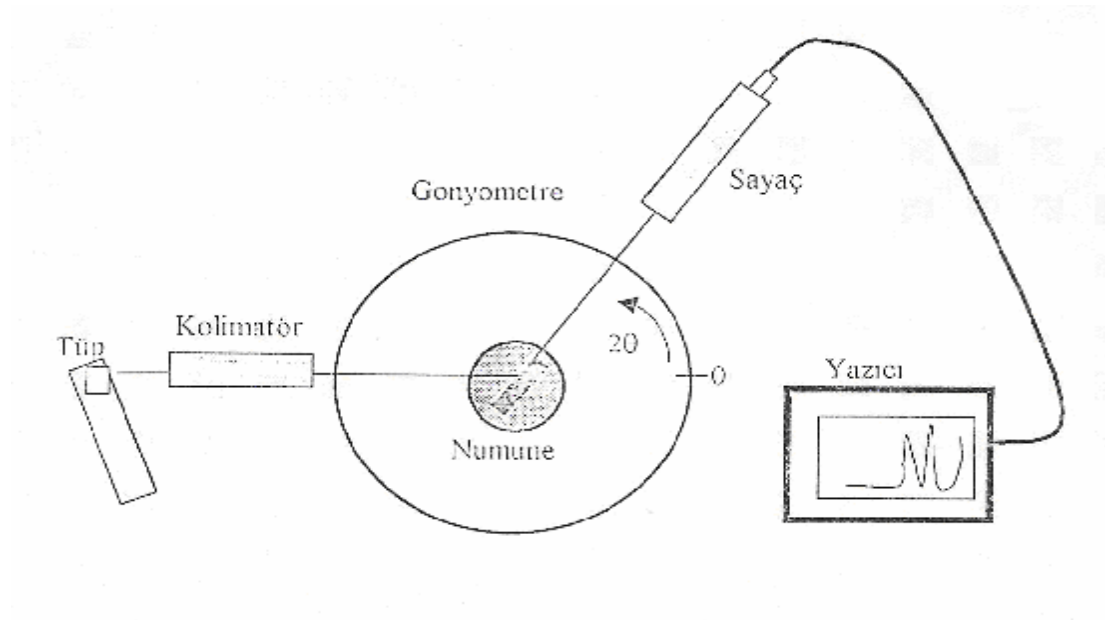


Şekil 1.10. Bragg Kanunu

1.6.1. X-Işını Difraksiyon Metodu

X-ışını difraksiyon metodu ile toz veya kristal yapı analizi yapılabilmektedir. Tek kristal uygulamalarında Bragg metodu olarak da bilinir. Bu teknikte Şekil 1.11’de görüldüğü gibi numune dönebilen bir tabla üzerine uygun bir şekilde yerleştirildikten sonra üzerine Ni filtre sayesinde monokromatik bir X- ışını gönderilir. Kristal düzlemlerinden yansıyan ışınlar bir sayaç veya detektörle kaydedilir. Dedektörün yansıyan ışınların tamamını kaydedebilmesi için döner tablanın iki katlı bir dönüş hızıyla dönmesi gerekir (Cullity, 1967 ve Sümer, 1996).

Günümüzde kullanılan modern X-ışını (XRD) cihazları bilgisayar kontrollü olup, sonuçlar çok hassas bir şekilde tespit edilebilmektedir. Bir XRD analizinde sonuçlar şiddet-açı (2θ) diyagramı şeklinde verilmektedir. Elde edilen sonuçlar, analiz edilen malzemenin mikro yapısı hakkında da ipuçları verir. Örneğin çok ince taneli bir malzemenin analizinde kırınım çizgilerinin genişliği artar. Yani tane boyutu küçüldükçe kırınım çizgileri kabalaşır. Bu kabalaşmanın ise kırınım çizgisinin yarı maksimum genişliği şeklinde ölçülmesi adet olmuştur (Cullity, 1978).

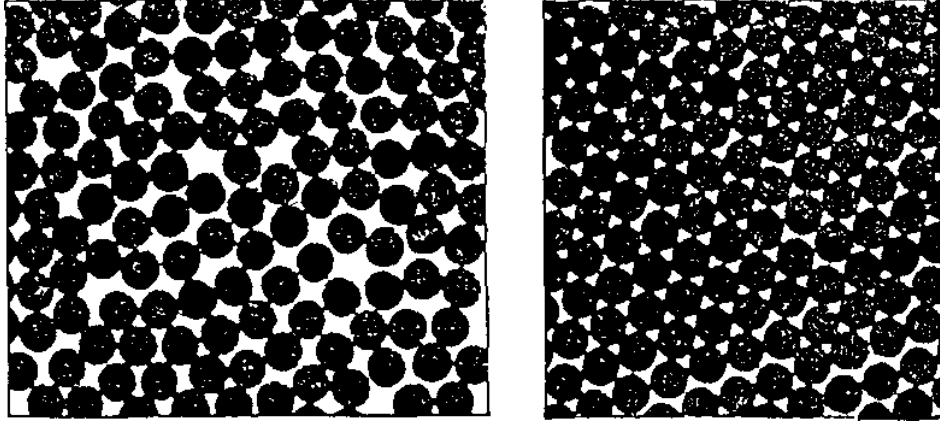


Şekil 1.11. X-ışını difraktometresi

1.7. AMORF YAPI

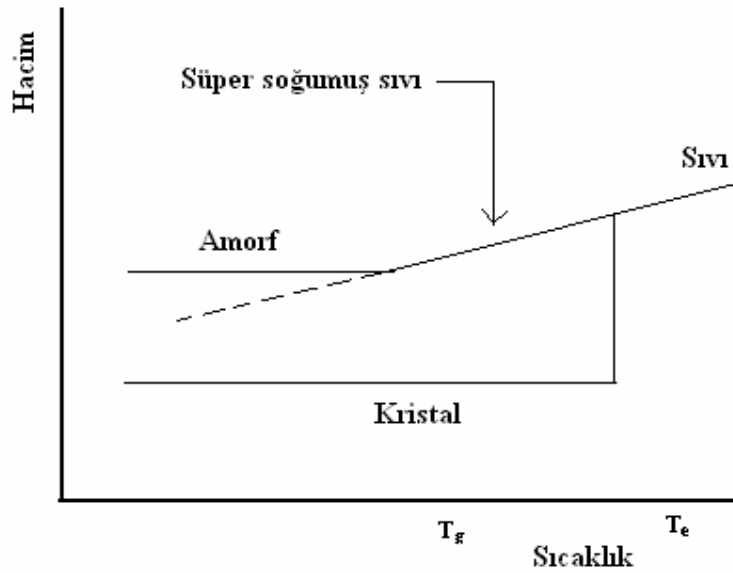
Amorf maddelerin yapıları, kristal yapılar kadar açık olarak tarif edilemez. Amorf alaşımların atomları, sıvısında donmuş karasız camı bir formdadır. Bundan dolayı amorf alaşımların yapıları bozulmuş ve bir kristal yapıda olduğu gibi belirli olmayabilir. Amorf maddelerde normal sıvılarda olduğu gibi atomik düzene sahip değildir. Şekil1.12 'de amorf bir madde ile kristal bir maddenin yapı olarak farklılığı gösterilmektedir.

Amorf yapı hakkında daha fazla istatistiksel bilgi X-ışını, nötron ve elektron difraksiyonu, elektron mikroskobu ile yapılan araştırmalardan çıkartılabilir. Amorf yapıda atomların düzenlenmesinin incelemesini, Jones'un (Jones, 1982) belirttiği gibi Finney ve Egami yapmışlardır. Yapılan çalışmalarda amorf alaşımların yapılarını tarif eden iki grup model sunulmuştur, modellerin ilk grubu sıkı kürelerin gelişi güzel paketlenmesi ile ilgilidir. Bu model çelik bilyeler kullanılarak deneysel olarak yapılmış ve bilgisayar yardımıyla yapılarak incelenmiştir. İkinci grup model ise bozulan sıranın yeniden görülmesi şeklinde karakterize edilebilir. Modellerin bu grubu difraksiyon deneylerinin sonuçlarına dayanmaktadır. Bu da gösterir ki kimyasal kısa sıra düzeni ve topolojikal kısa atomik düzeni belirli bir derecede birçok amorf alaşımların atomik yapılarında görülür (Jones, 1982).



Şekil-1.12. a) Amorf maddenin yapısı

b) Kristal yapı



Şekil 1.13. Kristal, sıvı ve amorf haller arasındaki hacim-sıcaklık bağıntısının grafiği

Şekil 1.13'den görüldüğü gibi T_g amorf hale geçiş sıcaklığı, T_e bilinen erime (donma) sıcaklığıdır. Amorf maddelerin yapıları incelendiğinde kristal yapıya göre çok karmaşık olduğu görülür, bundan dolayı amorf yapıyı tarif etmek kolay değildir. Amorf maddelerin atomik yapısı uzun mesafede periyodiklik göstermediğinden yapıyı tarif etmek için bütün atomik durumlarının bilinmesi gerekir.

1.8. AMORF MADDELERİN ÖZELLİKLERİ

Mükemmel özellikleriyle bilinen ve tamamen yeni bir malzeme sınıfı olan amorf maddeler son yıllarda ilginç bir inceleme konusu olmuştur. Esasen bu malzemeler yüksek

mekanik özellikleri, korozyona karşı dirençleri, işlenebilirlikleri, iletkenlikleri ve manyetik yumuşaklıkları bakımından günümüzde çok önemli bir yer tutmaktadır. Aynı derecede önemli bir özelliği de sıcaklık etkisine nazaran malzemenin kararlılığıdır (Jones, 1982). Amorf metallerin özelliklerini ısı kararlılığı, mekanik, kimyasal, elektriksel ve manyetik özellikler başlıkları altında inceleyebiliriz.

1.8.1. Isısal Özellikleri

Amorf alaşımlar yarı kararlı olduğundan dolayı ısısal işleme tabi tutulduklarında enerjilerini kaybederek yarı kararlı durumdan daha kararlı duruma geçiş özelliği gösterirler. Yüksek sıcaklıklarda ise daha kararlı durum olan kristal hale dönüşürler. Daha kararlı hale veya kristal hale dönüşen bu alaşımlar, amorf yapıda sahip oldukları birçok özelliklerini kaybeder. Bu nedenle amorf alaşımların termal özelliklerinin, faz kararlılıklarının bilinmesi önemlidir. Amorf alaşımların kristalleşme mekanizmasını anlayabilmek için Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) kullanılarak ısısal işleme tabi tutulurlar. Bu alaşımların kristalleşmesi süresinde bir dizi ekzotermik ve endotermik pikler gözlenir. Her bir pik bir faz dönüşümünü gösterir. Bu piklerin hangi faz dönüşümünü temsil ettiğini anlayabilmek için alaşımlar, X- ışını Difraksiyonu (XRD) ve Geçirimli Elektron Mikroskopunda (TEM) incelenir. Bir faz dönüşümü için gerekli sıcaklık ve gerekli zamanın bilinmesi, faz kararlılığını anlama bakımından önemlidir. Amorf alaşımların termal özelliklerini üç parametre belirler. Bunlar şu şekilde sıralanabilir,

- 1- Kristalleşme sıcaklığı T_x
- 2- Camsı geçiş sıcaklığı T_g
- 3- Aktivasyon enerjisi E_a

Kristalleşme sıcaklığı, amorf fazın ilk kristal faza dönüş sıcaklığı olarak bilinir. Termal veya faz kararlılığı yüksek olan alaşımların kristalleşme sıcaklıkları yüksektir. Camsı geçiş sıcaklığı her amorf alaşımda görülmemekle birlikte, amorf olma eğilimi ve faz kararlılığı fazla olan alaşımlarda gözlenir. Kristalleşme sıcaklığından önce endotermik bir etki (şiddeti az olan endotermik bir pik) olarak gözlenir. Kristalleşme sıcaklığı T_x ile camsı geçiş sıcaklığı T_g arasındaki bölge, $\Delta T_x = T_x - T_g$, aşırı soğutulmuş sıvı bölge olarak adlandırılır. 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 imkânı sağlamaktadır ki, bu teknoloji bakımından çok önemlidir. Çünkü bu yolla sanayinin ihtiyacı olan geometrik yapıda alaşım elde edilebilmektedir. Bir fazın aktivasyon enerjisi, o fazın sıcaklığa karşı duyarlılığının bir ölçüsüdür. Aktivasyon enerjisini hesaplamak için alaşım, DSC içinde farklı ısıtma oranlarında ısıtılır. Isıtma oranının, fazların başlama sıcaklığına etkisi belirlenir. Faz sıcaklıklarının ısıtma oranı ile değişiminden elde edilen verilerden her faz için aktivasyon enerjisi, Kissinger (Kissenger, 1957) veya Ozawa (Ozawa, 1970) denklemleri kullanılarak hesaplanır. Bu denklemler sırasıyla;

$$\ln(T^2 / \beta) = E_a / RT + A \quad (1.17)$$

$$\log(\beta) = -0,4567(E_a / RT) + B \quad (1.18)$$

şeklinde. Burada T sıcaklık, β ısıtma oranı, E_a aktivasyon enerjisi, R gaz sabiti ve A ve B ise sabitlerdir.

1.8.2. Mekanik Özellikleri

Amorf alaşımların mekanik özellikleri kullanılan malzemenin mükemmeliyeti ile sınırlıdır ve karakteristiktir. Amorf alaşımların yüzeylerinde bulunan süreksizler, malzemenin tel veya şerit olarak kullanımında kırılma tokluğu ve yorulma özelliklerini kötü yönde etki etmektedir. Bunlar teorik limite yaklaşan $\sigma_F \approx E_Y/50$ (E_Y : Young elastiklik modülü) kopma gerilmesine sahiptir (Jones, 1982). Ayrıca amorf alaşımlar yüksek yumuşaklığa, yüksek süper plastikliğe sahip bulunmaktadır. Bunların haricinde amorf alaşımların ilgi çekici özellikleri zorlamada bükülebilirlik, elektrik iletkenlikleri ve katılıklardır. Amorf alaşımların mekanik özellikleri Kimura, Speapen, Li, Taub ve Jones tarafından incelenmiştir. Yüksek korozyon dayanımı ve kırılma mukavemeti amorf alaşımların klasik kristalin malzemelere göre tercih edilmesini sağlamıştır. Manyetik özelliklerindeki üstünlük ile daha şimdiden klasik kristalin malzemelerin yerini almaya başlamıştır. Amorf malzemelerde bu mükemmel mukavemet özellikleri kristalleşme sıcaklıklarının altında meydana gelmektedir. Amorf malzemeler deformasyon ile sertleştirilmediklerinden kopma mukavemetleri akma mukavemetine eşit veya biraz daha düşük bir değerde olmalıdır. Akma ve kopma gerilmeleri tek tek belirtilmektedir. Yüksek akma gerilmesi metaloit miktarı azaldıkça daha artmaktadır. Amorf teller ve levhalarda görülen çekme hasarları yoğun plastik kesme gerilmeleri altında ortaya çıkmaktadır. Tokluk bakımından çeliklerle mukayese edildiğinde yüksek akmaya karşı düşük düzlemsel deformasyon kırılma tokluğu gösteren amorf alaşımlar, ticari çeliklerden daha üstün özellikler arz etmektedir. Yorulma dayanımı amorf alaşımlarda zamanda çok yüklem frekansına bağlı bulunmaktadır ve genelde çeliklere oranla daha yüksektir. Amorf alaşımlara çekme uygulandığında ince şerit halinde olanlar deformasyon sonucu yırtılma gösterirler. Akma mukavemeti ve sertlikleri de çok yüksektir. Bu sayede aşınmaya son derece dayanıklıdır.

1.8.3. Kimyasal Özellikleri

Amorf metaller sadece atomik yapılarından dolayı değil, kimyasal olarak incelendiğinde de yeni malzemeler olduğu görülür. Her ne kadar yapısal düzensizlikten dolayı yeterli yüksek reaktivite artışı olsaydı da doğal olarak genel kimyasal kararlılık azalmaktadır, buda kristal yapılardaki tane sınırları gibi kusurların olmayışından kaynaklanır. Bu da kayma ve yığılma kusurları gibi bölgesel bozulmalardan amorf alaşımları önlemek için idealdir. Cr, Mo ve metaloit elementler P ve Si gibi yüksek seviyelerde atomik olarak homojen çözelti içerirler. Demir, kobalt veya nikel esaslı amorf malzemelere krom ilavesi (özellikle ana metal ilavesi olarak fosfor içerenler için) kloritli çevrelerde yüksek korozyon direnci verdiği görülmüştür. Paslanmaz çeliklerle karşılaştırıldığında amorf malzemelerin korozyona karşı dirençlerinin fazla olduğu görülür.

Çalışmalar fosforlu aktif erimeyi hızlandırarak korozyon direncini arttırdığını ama Si, C ve B ile daha az etkili olduğunu göstermiştir. Metalik camların reaktivitesi sadece yüksek korozyon direnci başarmasına değil kimyasal reaksiyonların katalizlenmesine de uygulanabilir. Şerit veya ince uzun pulların birim kütlelerinde mevcut geniş yüzey o oranda ilave bir avantajdır. Hidrokarbon üretmek için CO hidrojenleşmesini kataliz etmede Fe-Ni-

P(-B) alaşım şeritlerinin etkinliği kristalleştiği zaman olduğundan ki durumdan amorf haldeyken bunun 100 katı olduğu bildirilmiştir.

1.8.4. Elektriksel Özellikleri

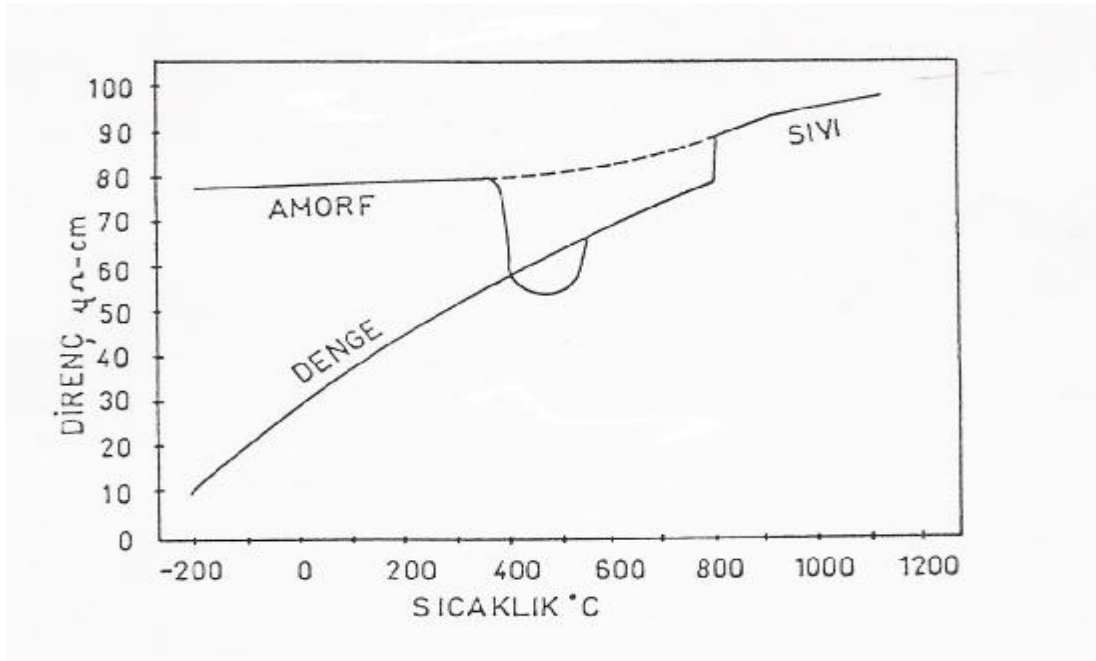
Amorf malzemelerdeki düzensiz yapıdan dolayı elektronların artan saçılması ve atomik türlerin karışık dağılımı yüksek elektrik dirençleri verir. Amorf alaşımların yapısal şekli elektriksel öz direncinin büyüklüğü, öz direncin sıcaklık katsayısı sıvı metaller ile benzerlik gösterir. Sıvı metallerin elektriksel dirençlerinin davranışlarında önemli gelişmeler yapılmıştır. Hatta sıvı geçiş metallerinin (Fe, Co, Ni, Pd ve bunların alaşımları) elektriksel öz dirençleri bile açıklanmıştır. Amorf alaşımların birçoğu geçiş metalleri içerdiğinden sıvı kristal teorisi amorf alaşımların elektriksel öz direncinin anlaşılmasını sağlamaktadır. Yani, genel olarak amorf alaşımların elektriksel dirençlerinin sıcaklığa bağlı değişimi katılardan çok sıvı metallerinkine benzemektedir. Amorf alaşımların iletkenliği kristal yapılu metal ve alaşımlara göre daha düşüktür.

Oda sıcaklığında amorf alaşımların elektrik dirençleri 100'den 300 $\mu\Omega\text{-cm}$ ' ye kadar belirgin biçimde kristal haldeki aynı kompozisyondakine göre 2–3 katıdır. Kristal metallerde olduğu gibi amorf metallerde de azalan sıcaklıkla direnç azalır, ama oldukça düşük sıcaklıkta dirençte farklı bir minimuma ulaşıncaya kadar nispeten düşük sıcaklık katsayısıyla düşer.

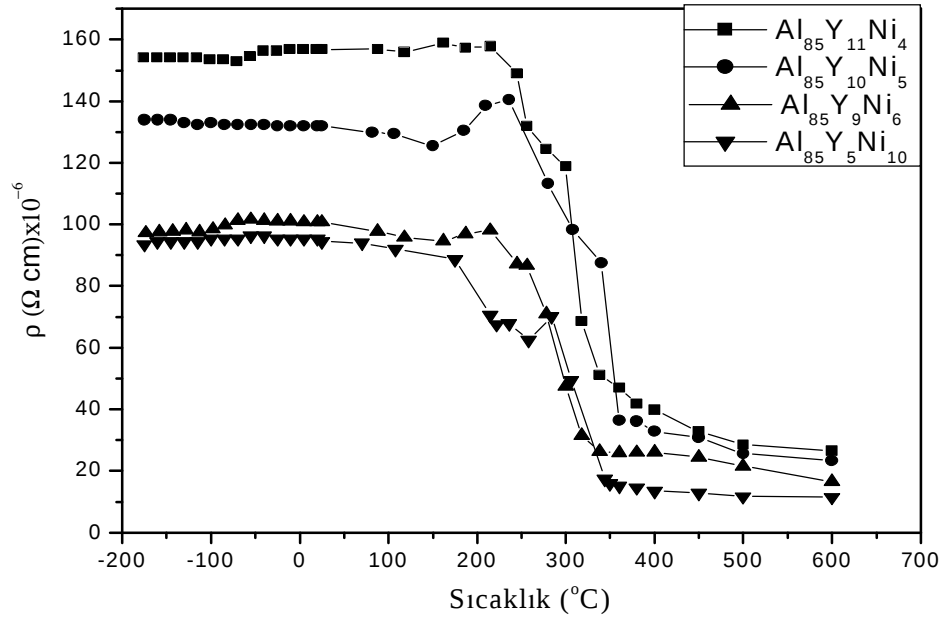
Şekil 1.14'de $\text{Pd}_{80}\text{Si}_{20}$ amorf alaşımın, kristal ve sıvı alaşımlarla elektrik direncinin sıcaklığa bağlılığının karşılaştırılması gösterilmektedir.

Çok sayıda amorf alaşımların 1,5 ile 9 K arasında kritik sıcaklık T_c 'nin altında süper iletkenlik gösterdiği görülür. Amorf alaşımlarda süperiletkenliğin gelişmesi radyasyon direnci geliştirmesi bakımından önemlidir (Jones, 1982).

Al-Y-Ni amorf alaşımlarında (Şekil 1.15), -175 °C ile 25 °C arasındaki sıcaklıklarda öz dirençlerde belirgin bir değişme gözlemlenmemiştir. Bu durumun, yarı kararlı olan amorf alaşımların kararlı duruma geçmeleri için aşmaları gereken enerji engelini aşamamalarından kaynaklandığı düşünülmüştür. Ayrıca 200–400 °C sıcaklık aralığında numunelerin öz direncinde büyük değerlerde bir azalma gözlemlenmiştir. Bu şekilde öz direnç düşmesinin sebebi, yarı kararlı olan amorf alaşımlarının kararlı (kristal) yapıya geçmeleri ile açıklanabilir (Kerli, 2006).



Şekil 1.14. $\text{Pd}_{80}\text{Si}_{20}$ amorf alaşımların, kristal ve sıvı alaşımlarla elektrik direncin sıcaklığa bağlılığı gösterilmiştir.

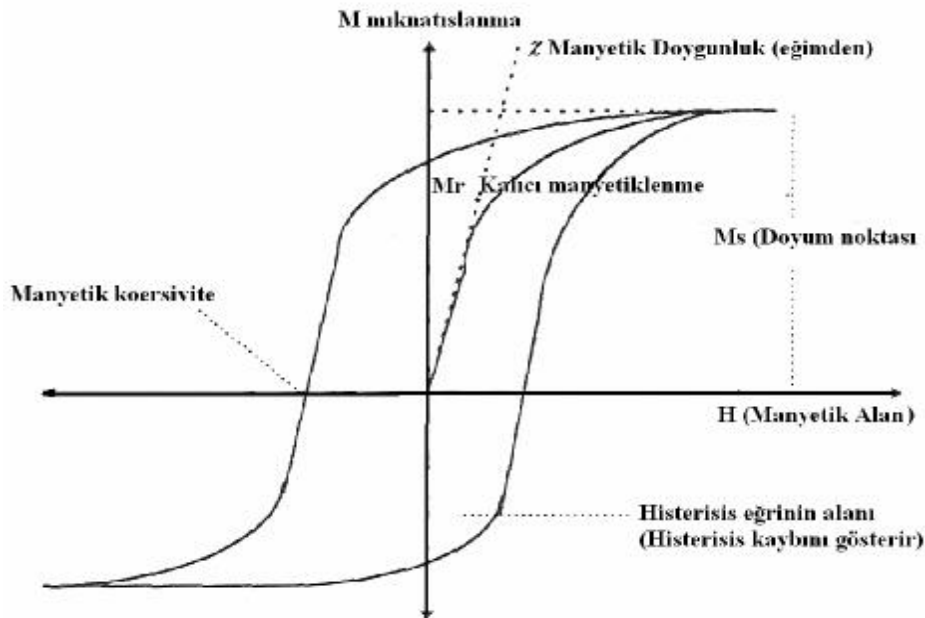


Şekil 1.15. Al-Y-Ni alaşımlarının ρ -T grafiği.

1.8.5. Manyetik Özellikleri

Amorf alaşımların manyetik özellikleri kristallerinkinden farklıdır. Bu elektronik band yapısının kısa mesafeli atomik düzenden etkilendiğinden dolayıdır. Amorf alaşımların atomik yapısındaki düzensizlikten dolayı ferromanyetizme sahip olamayacağına inanılmış fakat daha sonra bunun doğru olmadığı kanıtlanmıştır. Temelde ferromanyetizm, komşu atomlar arasında karşılıklı değişim etkileşmelerinin sebebidir ve bundan dolayı atomların dağılımında kuvvetli bir periyodiklik zaruri değildir buda ferromanyetizmin sadece kısa mesafeli düzenlenişe ihtiyacı olduğunu gösterir. Tipik yumuşak ferromanyetik davranış ilk defa Duwez ve Lin tarafından 1967’de $Fe_{75}P_{15}C_{10}$ amorf alaşımı için incelenmiştir. Bu alaşım büyük doymuş manyetizmalı ve düşük zorlama kuvvetli karakteristik eğriler göstermiştir. Sonraları geliştirilen ferromanyetik amorf alaşımlar mükemmel saf manyetik özelliklere sahiptir ve manyetik kayıpları en iyi kalite Fe-3.25 wt %Si çeliğinden 5 kez daha küçüktür. Amorf alaşımların temel manyetik özellikleri; manyetik moment gibi değişen etkileşimleri ve manyetik uyarmalarıdır. Amorf alaşımları teknolojiye önemli kılan özelliklerinden biride yumuşak ferromanyetik özellikleridir. İdeal yumuşak malzeme, düşük manyetik koersivite (H_c)’ ye yüksek kalıcı mıknatıslanma M_r ’ ye, düşük histerisis kayıplara fakat yüksek manyetik geçirgenlik (μ) değerlerine sahip olmalıdır. Manyetik bir madde için histerisis eğrisi Şekil 1.16’ da gösterilmiştir. Amorf alaşımın yukarıdaki avantajları homojen yapısından ileri gelmektedir. Bu yapıda tane sınırının ve diğer yapı kusurlarının olmaması, domen yapılarındaki bozuklukların azalmasını sağlar.

Herhangi bir işleminden geçmeyen metalik camdaki domain duvarlarının kalınlığı kristal yapıdakinden azdır (Schnider ve ark., 1985).



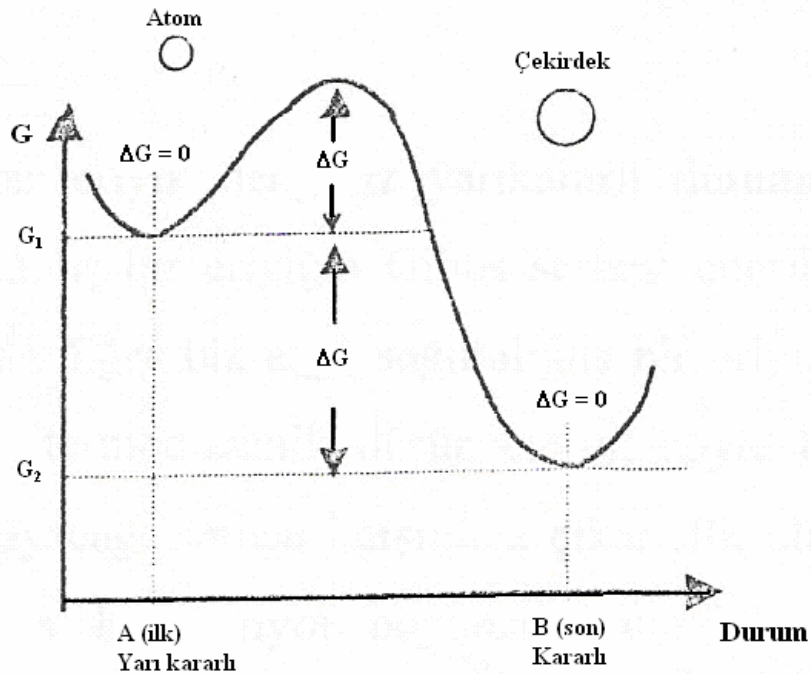
Şekil1.16. M-H eğrisi ve temel manyetik özellikler.

Ferromanyetik ve paramanyetiklik faz sınırı olarak bilinen Curie sıcaklığının (T_c) üstünde ferromanyetik malzemede termal titreşimlerin etkisi daha fazladır. Manyetizasyon esnasında enerji kayıplarının tersinir olması, elektrik santrallerinin çeşitli uygulamalarında metalik cam kullanılmasının esas sebeplerindendir.

1.9. Faz Dönüşümleri

Bir malzeme bağ kuvvetlerinin etkisinde denge halinde bulunan atomlar grubundan oluşur. Malzemeler üzerinde homojen sınırlarla ayrılmış ve özellikleri farklı olan bölgelere faz denir. Ancak şartlar değişirse denge bozulur ve atomlar başka bir denge konumuna geçerek dizilir ve sonuçta yeni bir faz oluşur. Malzemedeki basınç, bileşim ve sıcaklıktaki herhangi bir değişim faz dönüşümünün nedeni olabilmektedir (Abbaschian, 1992). Malzeme içindeki sıcaklık değişimleri, faz dönüşümünün en önemli nedenidir. Katı ve sıvı fazların dengede olduğu durumda, bu fazların Gibbs serbest enerjileri birbirine eşittir ($\Delta G = G_s - G_k = 0$).

Şekil 1.17'deki B durumu yani $\Delta G = 0$ olduğu durum, sistemin en düşük Gibbs serbest enerjisine sahip olma halini yani kararlı denge durumunu göstermektedir. A durumunda ise serbest enerji bölgesel olarak minimumken, sistemin Gibbs serbest enerjisi mümkün olabilecek minimum değere sahip değildir. Böyle durumlar yarı kararlı denge durumu olarak adlandırılır. $\Delta G \neq 0$ olduğu durumlara da kararsız durumlar denir.



Şekil 1.17. Bir sistemin yarı kararlı denge durumundan kararlı denge durumuna geçişi.

Bir sistemde faz dönüşümü meydana gelebilmesi için, sistemin başlangıç durumunun, son durumuna göre daha az kararlı olması gerekir. Yani sistemin son durumunun Gibbs serbest enerjisine G_2 dersek, başlangıç durumu Gibbs serbest enerjisine de G_2 dersek, G_2 'nin G_1 'den küçük olması gerekir. Isıtma ve soğutma süreçleri çok yavaş olarak gerçekleştirilirse, denge sıcaklığına yakın sıcaklıkta faz dönüşümü gerçekleştirilir. Sıvı-katı faz dönüşümünün başlaması ve devam etmesi için; $\Delta G = G_2 - G_1 < 0$ olmak zorundadır. Bunun anlamı şudur: Sıvı fazdan katı faza geçen atomların sayısı, katı fazdan sıvı faza geçen atomların sayısından büyüktür. Faz dönüşümünde dönüşümü etkileyen iki engel vardır. Bunlardan birincisi bileşim değişimlerinde ileri gelen atomların yeniden düzenlenmesinden, kristal yapı farklılıklarından veya her ikisinden ileri gelmektedir (Abbaschian, 1992). İkinci engel katı-sıvı faz dönüşümü üzerinde daha çok etkindir. Dönüşüm hızını etkileyen ikinci engel kritik yarıçapın değerinden daha küçük olan parçacıkların çekirdeklenme sürecindeki çarpışmalarıdır. Buna sebebiyet veren etken ise sıvı faza ait serbest enerjideki bölgesel artıştır (Pater ve Easterling, 1980).

Sıvı metalin kristal ya da camı yapılardan hangisini seçeceğini belirleyen aşama, sıvıdan katıya dönüşümün olduğu aşamadır. Kristalleşmenin önlenmesi için ısının, sıvıdan süratle alınması gerekir. Eğer eriyik çekirdekleşme olmaksızın cam geçiş sıcaklığına kadar aşırı soğutulabilirse amorf yapı elde edilir. Yarı kararlı kristal fazları ise eriyiğin cam geçiş sıcaklığına kadar aşırı soğutulamadığı durumlarda ortaya çıkar. Bu durumda oluşan yapı kristal olmasına rağmen yarı kararlıdır. Yarı kararlı kristal fazlar daha çok katı çözünürlüğünün artırılmasıyla eşleştirilir.

1.10. Amorf Alaşımları Üretim Teknikleri

Amorf alaşımları üretim yöntemleri birkaç istisna dışında tümü hızlı katılaştırma prensiplerine dayanır. Bunlar arasında en çok kullanılan metot, Eriyik Döndürme (Melt-spinning) metodudur. Bu metotla amorf alaşım elde etmek için, önce alaşım quartz bir tüp içinde erime sıcaklığının üstünde bir sıcaklığa kadar ısıtılır ve daha sonra sıvı hale gelen bu alaşım ısı iletim katsayısı yüksek olan bir alt yüzeye (döner disk) püskürtülür. Sıvıyı alt yüzeye püskürtmek için, Argon (Ar) veya Helyum (He) gazı kullanılır. Bu gazların kullanılma nedeni, asal (inert) oldukları için yüksek sıcaklıklarda diğer maddelerle reaksiyona girmemeleridir. Alt yüzey ise, ısı iletim katsayısı yüksek olan, bakırdan (Cu) yapılmış bir disklerdir. Bu şekilde alt yüzeye temas eden sıvı, ısıyı anı olarak kaybedecek ve katılaşacaktır. Eriyik Döndürme metoduyla 10^6 K/s lik soğutma ulaşabilmektedir. Bu metotla elde edilen amorf alaşımlar, genellikle uzun şeritler halindedir.

Melt Spinning esasına dayanan yöntemlerle üretilen hızlı katılaştırılmış şeritlerin geometrik ve mikro özelliklerini etkileyen parametreler şunlardır:

- 1- Sıcaklık.
- 2- Uygulanan gazın türü (He veya Ar) ve gaz basınç şiddeti.
- 3- Döner diskin yüzey hızı ve ısı iletim hızı.
- 4- Kullanılan potanın delik ağız şekli ve çapı.
- 5- Pota ile döner disk arasındaki mesafe.
- 6- Potanın düşeyle yaptığı açı.
- 7- Kullanılan elementlerin saflık oranı ve pota ile olan etkileşimleri

olarak sıralanabilir (Dwivedi ve ark., 1984; Akhtar ve ark., 1992).

Eriyik alaşımın katılaşması sürecinde birbirini izleyen üç aşamadan geçilir (Lavernia ve ark., 1992).

1. Katılaşma öncesi: Eriyik ergime noktasının üstündeki bir sıcaklıktan sıvı olarak kalamayacağı bir sıcaklığa kadar soğutulur.

2. Katılaşma: Aşırı soğumuş sıvı, dönüşüm ısını çevreye vererek ya da kendi bünyesinde kaybederek katı hale geçer.

3. Katılaşma sonrası: Katılaşan alaşım, içinde bulunduğu veya temas ettiği ortama ısını vererek soğumaya devam eder.

Eriyiğin kristal veya amorf yapılardan hangisini seçeceğini belirleyen aşama sıvıdan katıya dönüşümün gerçekleştiği ikinci aşamadır (Savage ve ark., 1984).

Kristalleşmenin önlenmesi için bu aşamada ısının sıvıdan süratle alınması gerekir. Bu ise ısı transfer mesafesini en aza indirerek ve/veya sıvı faz ile soğutma ortamı arasındaki ısı transfer katsayısını artırarak sağlanır. Pratikte bu şartlar sıvı metalin dar bir nozülünden ya akış kararlılığı korunarak ince bir film (şerit) halinde ya da bu kararlılık bozularak damlacık veya yassı parçacıklar halinde (Atomizasyon) ısı iletkenliği yüksek, soğutulmuş bir yüzey üzerinde katılaştırılmasıyla sağlanır (Atar, 1998).

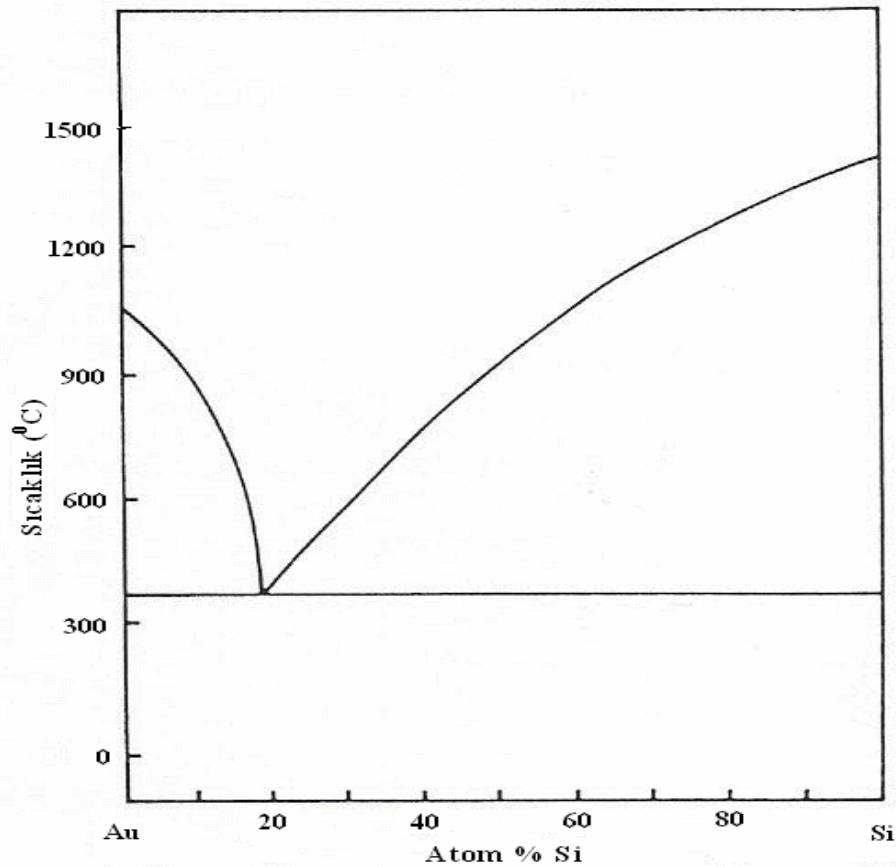
Bu yöntemler, soğutma kapasitelerinin yanı sıra ürün şekli (toz-tanecik, şerit, tel), ürün boyutu (1μ - 1000μ), ürün kapasitesi (gr-ton), süreç esnekliği ve kabiliyetleri yönünden ciddi farklılıklar gösterirler. Ancak metal alaşımlarını amorf yapıda üretmek için, birkaç istisna dışında, örneğin bazı Pd alaşımları havada soğuma şartlarında bile camsılaşabilmektedir, 10^5 K/sn ve üzerindeki soğuma hızları gerektiğinden bu yöntemlerin çoğu yetersiz kalmaktadır. Diğer yandan çok yüksek soğutma hızlarına karşın "Tabanca" (Duwez ve ark., 1963) ve "Piston Anvil" (Cohn ve ark., 1976) teknikleri, "Kıvılcım Erozyon" (Berkowitz ve ark., 1980) ve Elektrohıdrodinamik Atomizasyon gibi yöntemler saatte veya günde sadece birkaç gram mertebelerinde kalan düşük kapasiteleri ile laboratuvar dışına çıkmamıştır.

1.11. Amorf Yapının Oluşması İçin Gerekli Kriterler

Amorf alaşımların normal kristallerden daha iyi özelliklere sahip olmasından dolayı bütün alaşımları amorf olarak elde etmeye çalışılmıştır. Eğer soğutma oranı yeteri kadar yüksek ise ve katılaşma sürecinde kristalleşme önlenabilirse her alaşım amorf olarak elde edilebilir. Ancak yapılan deneysel çalışmalar her alaşımın amorf olarak elde edilmesinin mümkün olmadığını ve bir alaşımın amorf olarak elde edilebilmesi için bazı şartların sağlanması gerektiğini göstermiştir. Bunun için gerekli en önemli şart, katılaşma süresinde yeterli alt soğumanın sağlanabilmesi ve her alaşım grubu için gerekli olan soğuma oranına ulaşılabilmesidir. Amorf yapının oluşması için gerekli kritik soğutma oranı, bu alaşımı oluşturan elementlere ve bu elementlerin atomları arasında var olan bağın türüne bağlıdır. Bu oran, kovalent bağa sahip olan birçok organik polimerler için 10^{-2} K/s civarında ve güçlü metalik bağa sahip metaller için 10^{12} K/s civarında değişmektedir (Turnbull, 1974).

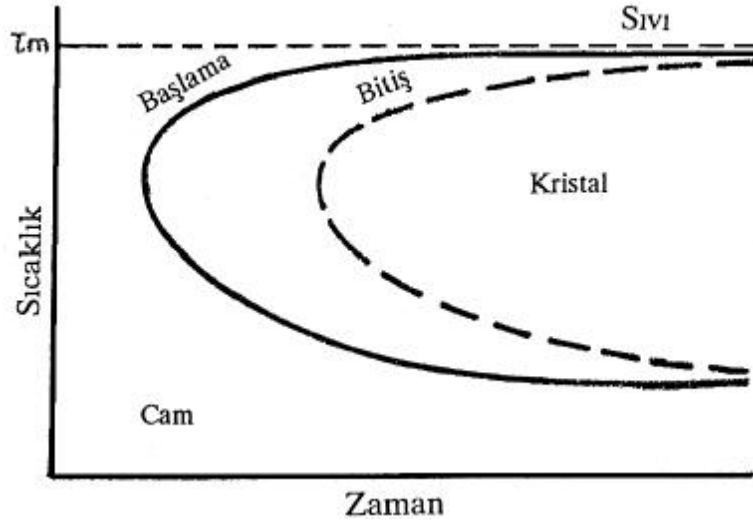
Bu konuda bugüne kadar yapılan çalışmaları dikkate alarak amorf yapının oluşması için gerekli kriterleri aşağıdaki gibi özetleyebiliriz.

1- Alaşımın, derin ötektik(deep eutectic) bölgedeki bileşeni amorf olarak elde edilebilir. İlk olarak Duwez tarafından Au-20%Si alaşımı amorf yapıda elde edilmiştir. Bu alaşımın Şekil 1.18'deki faz diyagramından açıkça görüldüğü gibi, derin ötektik bölgeye sahiptir (Duwez, 1981). Bu faz diyagramına dikkat edilirse, ötektik bölgedeki Au-20% at Si alaşımının erime sıcaklığı, saf Au, saf Si ile kıyaslandığında çok düşük olduğu görülür. Bunun anlamı, derin ötektik bölgedeki alaşımlarda amorf yapının oluşumu için gerekli alt soğumaya kolayca ulaşılabilir ve soğutma oranı yüksek olduğu için katılaşma sırasında kristalleşme önlenir. Yapılan birçok deneysel çalışma bunu doğrulamıştır.



Şekil 1.18. Au-20%Si Amorf alaşımının faz diyagramı

Amorf yapının oluşması olayı sıcaklık-zaman-dönüşüm (T-T-T) diyagramı ile anlaşılabilir. Şekil 1.19'da kristalleşme reaksiyonuna ait zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramı gösterilmektedir. Bu diyagrama göre cam oluşumu için malzeme sıvı halden oda sıcaklığına, kristalizasyon başlangıç eğrisini kesmeden soğutulmalıdır. Uzun sürede kristalleşen ve iyi bir camsı yapı gösteren malzemeler genelde ötektik alaşımlardır.



Şekil 1.19. Camsı yapı oluşturmak için kullanılan T-T-T diyagramı (Gilman, 1985)

2- Amorf yapıyı oluşturacak elementlerin atomik boyutları (atomik yarıçapları) birbirinden farklı olmalıdır. Alaşımın amorf olabilmesi için atomik boyutları (r_1/r_2) arasındaki fark 0.88'den küçük ya da 1.12'den büyük olmak zorundadır (Cahn, 1980) Yarıçapları farklı olan atomlar, kolayca sıkı paketli yapı oluştururlar ve kristalleşmesi için gerekli olan difüzyona engel olurlar. Amorf yapıda elde edilen birçok ikili, üçlü ve çoklu alaşım gruplarını oluşturan elementlerin atomik yarıçapları incelendiğinde birbirlerinden oldukça farklı olduğu görülmüştür. Örneğin amorf olarak elde edilen Al-Y-Ni alaşımını oluşturan elementlerin atomik boyutları sırasıyla; $r_{Al} = 1.86 \text{ \AA}$, $r_{Ni} = 1.62 \text{ \AA}$ ve $r_Y = 2.27 \text{ \AA}$ şeklindedir (Gögebakan, 1998).

3- Yakın geçmişte Inoue (Inoue, 1995) amorf yapının oluşması için gerekli şartları termodinamiksel olarak incelemiştir. Bu incelemeye göre amorf yapı, sıvının kristale dönüşümü için Gibbs serbest enerjisinin düşük (minimum) olması halinde oluşur. Gibbs serbest enerjisi ise $\Delta G = \Delta H - T\Delta S$ şeklindedir. Bu durumda, düşük Gibbs serbest enerjisi ΔG , ancak düşük ΔH ve yüksek ΔS durumunda elde edilebilir. Burada; ΔH ve ΔS terimleri sırasıyla, entalpiyi ve entropiyi temsil etmektedir. Yüksek ΔS değerine çoklu alaşımlarda ulaşmak mümkündür. Çünkü ΔS mikroskobik durumların sayısı ile orantılı olduğu için alaşımı oluşturan element sayısı arttığında ΔS de artacağı beklenir. Bu konuda yapılan deneysel çalışmalar; Ti-Zr(Cu,Ni)-Al-Be, Zr-Ti-(Cu,Ni)-Be, Zr-Al-(Co,Ni,Cu), Hf-Al-(Co,Ni,Cu) gibi çoklu alaşım gruplarının kolayca amorf olarak elde edilebileceğini göstermiştir. Ayrıca bu alaşım grupları çok düşük soğutma hızında bile (1-100 K/s) amorf olarak elde edilebilmektedir (Inoue, 1995).

1.12. Kolayca Amorf Olarak Elde Edilebilecek Alaşım Grupları

Bazı alaşım grupları özel bileşim oranlarında kolayca amorf olarak elde edilebilir. Bu alaşım gruplarını birkaç farklı kategoride inceleyebiliriz.

1- Geçiş Elementi-Metaloit alaşım grupları: Bu, grup VIIIB yani Fe, Co, Ni gibi geçiş elementleri ile B veya Si metaloitleri içerir. Bu alaşımlara örnek $Fe_{80} B_{20}$ (Polk ve Giessen, 1978) ile ilk olarak amorf yapıda elde edilen $Au-20Si$ (Klement ve ark., 1960) dır. Daha sonra yapılan çalışmalar bu ikili alaşımlara üçüncü bir geçiş elementinin veya metaloitin eklenmesi ile oluşturulacak alaşımların daha kolay olarak amorf yapı elde edilebileceğini göstermiştir.

2- Son Geçiş Metalleri- İlk Geçiş Metalleri olarak adlandırılan ve periyodik tabloda grup VIIB, VIIIB ve IB elementleri (Co, Ni, Pd, Cu vb) ile grup IVB, VB ve VIB elementlerinden (Ti, Zr, Nb, Ta vb) oluşan alaşım grupları: İlk geçiş elementlerinin erime sıcaklıkları yüksek olmasına rağmen, bir son geçiş elementi ile alaşım oluşturduğu zaman erime sıcaklıkları önemli ölçüde düşmekte ve ötektik bölgeler oluşmaktadır. Alaşımın bu bölgedeki bileşenleri hızlı katılaştırma ile amorf olarak elde edilebilmektedir.

3- Kolay olarak amorf yapıda elde edilebilen bir diğer grup, Al-esaslı alaşım grupları olup en ilginç özellikleri, mekaniksel özelliklerinin çok yüksek olması, plastiksi özellikler göstermesi ve hafif olmalarıdır (yoğunluklarının az olması). Bu alaşımlar yaklaşık olarak 80–90 at % Al, 5–10 at % Geçiş Metalleri (Ni, Co, Fe, Cu) ve 5–10 at % Lantanitler veya az bulunan metaller (Rare Earth Metal) olarak adlandırılan elementleri (Y, Ce ve La) içerirler. Bu konuda yapılan çalışmalar ve bu üçlü alaşımlara dördüncü bir geçiş elementinin eklenmesi amorf olma eğilimlerinin termal kararlılıklarını artıracığını göstermiştir.

4- Yukarıda bahsedilen alaşım gruplarının hepsinde amorf yapı elde edilebilmesi için alaşımların hızlı katılaştırılması zorunludur. Hızlı katılaştırma ile malzeme üretilirken hem üretilen malzemenin miktarı sınırlı ve hem de üretilen malzemenin geometrik yapısı sınırlıdır. Doğal olarak, üretilen malzeme sanayide kullanılacaksa, istenilen miktarda ve geometrik yapıda üretilebilmelidir. Bu nedenle daha düşük soğutma oranlarında ve istenilen geometrik yapıda amorf alaşımların üretilmesi bilimsel ve teknolojik olarak ihtiyaç duyulan bir konuydu. 1990 lı yıllarda, $Mg-Ln-(Ni, Cu)$ ($Ln =$ Lantanitler), $Ln-Al-(Co, Ni, Cu)$, $Zr-Al-(Co-Ni-Cu)$, $Hf-Al-(Co-Ni-Cu)$, $Ti-Zr-(Ni, Cu)-Al-Be$ ve $Zr-Ti-(Ni, Cu)-Be$ gibi çoklu amorf alaşımlar, çok düşük soğutma oranlarında (1-100 K/s) elde edildi. Bu alaşımların en ilginç özellikleri, hem mekaniksel özelliklerinin yüksek olması ve hem de düşük sıcaklıklarda ısıtılarak amorfliğini bozmadan istenilen geometrik yapıya dönüştürülebilir olmalarıdır. Bu özellikleri bu alaşım gruplarına geniş bir uygulama alanı sağlamıştır. Günümüzde bu konuda yapılan çalışmalar yoğunlaşarak devam etmektedir.

1.13. Alüminyum ve Alaşımları

Günümüzde daha ekonomik ve de daha iyi özelliklere sahip malzemelere olan talebin artışı, yeni alaşımların üretimini zorunlu hale getirmiştir. Çünkü bir tek madende bu özellikleri bulmak mümkün değildir. Doğada en çok bulunan maden olması, yüksek ısı ve elektriksel iletkenliği, kolay işlenebilirliği ve şekil verilebilirliği, yüksek korozyon direnci, yüksek yansıtıcı özelliği ile gümüşümsü bir yüzey görünümü ve yüksek elastiklik özellikleri ile alüminyum, sanayinin birçok sektöründe kullanılmaktadır. Ayrıca günümüz teknolojisinde adeta bir zorunluluk haline gelen minyatürleştirme, ağırlık azaltma talebinden dolayı düşük yoğunluğu $2.703 \times 10^3 \text{ Kg/m}^3$ ile hafif metaller sınıfına giren

alüminyuma olan ilgiyi daha da artırmaktadır. Alüminyum kullanıldıktan sonra tekrar kullanılma özelliği dolayısıyla da hem çevreci hem de enerji deposu olarak ta bilinir. Saf alüminyumun mukavemetinin düşük olmasından dolayı daha yüksek mukavemetli elementlerle alüminyum esaslı alaşımları daha çok kullanılır.

Günümüzde Al ve Al-esaslı alaşımlar başta otomotiv ve uçak sanayi olmak üzere, sanayinin birçok alanında yoğun olarak kullanılmaktadır.

2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR

Hızlı katılaştırma ile alaşım elde etme çalışmaları 1960 yılında Au-Si alaşımının amorf yapıda üretilmesi üzerine hızlı bir ivme kazanarak günümüze kadar devam etmiştir. 1871 yılında Lang tarafından hızlı katılaştırmanın ilk patentli aleti olan fırlatma lehim teli makinesi yapılmıştır.

1960 yılında Duwez ve arkadaşları, modern anlamda ilk defa hızlı katılaştırma metoduyla Au-Si alaşımını ürettiler. Üretilen alaşım kristal özellikler taşıması üzerine Au-Si alaşımının özelliklerini araştırarak amorf yapıyı keşfettiler. Yapılan çalışmalar amorf yapıdaki alaşımların özellikleri normal kristallerinden çok daha iyi olduğu bulundu. Böylece, bu konudaki çalışmalar amorf malzeme üretimi üzerine yoğunlaşmıştı. 1960 yılında Gubanov, (Gubanov, 1960) amorf maddelerin manyetik özelliğini incelemiş ve hızlı katılaştırmayla elde edilen amorfaların ferromanyetik özelliğe sahip olabileceğini bulmuştur. 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 tabanca tekniğini 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 çalışıldı. 1976 yılında Pond ve arkadaşları melt-spinning metodunda; ağızlık (orifis) çapı, gaz basıncı, disk hızı gibi parametrelerin şeritlere etkisini araştırmışlardır (Pond ve ark., 1976). 1978 yılında Honeycombe hızlı katılaştırma tekniklerinden biri olan püskürtme metodunu bulmuştur. Bu teknikte çok küçük tanecik ve minimum yüzey oksitlenmesi sağlanmıştır (Honeycombe, 1978).

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 (Libermann, 1984). 1980 ve 1984 yılları arasında Ohnaka ve arkadaşları eriyik-döndürme tekniğinin modifikasyonu üzerinde çalışmalar yaparak, erimiş metal jetinin havaya, bir pompayla döndürülen suya veya su soğutmalı döner iki diskin arasına püskürtülmesi ile elde edilen ürünlerin yapısını incelemiştir. 1984 yılında Whang tarafından MS (Melt-Spinning) tekniği daha da geliştirilmiştir. Bu cihazla radyoaktif metallerin hızlı katılaştırmayla alaşımları üretilmiştir (Bhatti, 1989). Yine 1984 yılında Shechtman ve arkadaşları, hızlı katılaştırılmış Al-Mn alaşımının geçirimli elektron mikroskobunda incelemeleri sırasında, alaşım içindeki bir metalik faza ait elektron kırınım deseninin tek kristal fazlarda olduğu gibi keskin noktalar kümesinden oluştuğunu gözlemişlerdir. Bununla beraber kristal durumun aksine bu noktaların bir uzun mesafe öteleme simetrisi göstermediği, ancak uzun mesafeli bir dönme simetrisi gösterdiğini buldular. Ayrıca bu dönme simetrisi, kristal yapılarıdaki gibi değildi. Bulunan bu yapı, beş katlı dönme simetrisine sahip idi. Bu yeni yapıya isim veremediler. Aynı yıl içinde Levine ve Steinhardt bu yapıya “kuazikristaller” adını verdiler (Levine ve Steinhardt, 1984). Böylece yeni bir metalik faz terimi bilimsel kaynaklara kazandırmış oldu.

Hızlı katılaştırma teknikleri ile ilgili yapılan çalışmalarla birlikte, çalışmalarda kullanılan element ve alaşımlar da bilimsel alanda önemli bir yer tutmaktadır. 1982 yılında Delhez ve arkadaşları, MS metodu ile ürettikleri %2.5, %12.6, ve %33.9 Si içeren Al-Si şeritlerinde, mikroyapı gelişimini incelemiştir. Şerit kesitlerinin optik mikroskobu ile yapılan analizlerinde, kesitin disk yüzeyine yakın bölümünde eriyiğin disk yüzeyine çok

iyi temas etmesinin bir sonucu olarak özelliiksiz beyaz bir bölgenin oluştuğunu bildirmişlerdir. Şeritlerin her iki yüzünün optik mikroskopla yapılan analizinde ise disk yüzünde dendritik bir yapı gözlenirken, hava yüzünde ince yuvarlak Si partiküllerinin gözlemlendiği bildirilmiştir. Ayrıca şeritlerin SEM incelemeleri sonucunda, %12.6 Si bileşimine kadar ötektikaltı katılma yapısı gözlenirken, %33.9 Si kompozisyonunda ise birincil silisyum fazının gözlemlendiği bildirilmiştir (Delhez ve ark., 1982).

1983 yılında Van der Hoeven ve arkadaşları, %1'den %5.23'e kadar değişen miktarlarda Si içeren hızlı soğutulmuş Al-Si şeritlerinin incelenmesinde, soğuma oranının yerel farklılıklarından kaynaklanan heterojen bir katılma yapısının gözlemlendiğini bildirmişlerdir. Ayrıca X-ışınları mikroskop analiz yöntemi ile de Si konsantrasyonunun merkezde en düşük, hava ile temas eden yüzeyde en yüksek, disk yüzeyinde ise ortalama bir değere sahip olduğu bildirilmiştir (Hoeven ve ark., 1983).

Kobayashi ve arkadaşları, atomik yüzde olarak %0'dan %30 Si'a kadar değişen bileşime sahip hızlı katılaştırılmış Al-Si alaşımlarında, %16 Si bileşimine kadar, artan Si kompozisyonu ile alüminyuma ait örgü parametresinin düştüğünü gözlemişlerdir. Al içindeki maksimum Si çözünürlüğünün ise %16 Si kompozisyonunda elde edildiğini bildirmişlerdir. Ayrıca alaşımların SEM incelemeleri sonucunda, %25 Si kompozisyonuna kadar ötektikaltı bir mikroyapı gözlemlendiği bildirilmiştir (Kobayashi ve ark., 1985).

Apaydın ve Smith, %9'dan %30'a kadar Si içeren değişik kompozisyonlardaki hızlı katılaştırılmış şeritlerin mikro yapı ve termal davranışlarını incelemişlerdir. Şeritlerin DSC analizlerinde, 470K civarında oluşan ve α -Al içinde çözünmüş silisyumun çökmesi olarak yorumlanan bir ekzotermik reaksiyon gözlemlendiğini bildirmişlerdir. Yine bu makalede, değişik hızlı katılaştırma teknikleri çok değişik bileşimlerde şimdiye kadar üretilen Al-Si alaşımlarının hiçbirisinde, ara bileşik veya amorf faz tespit edilemediği ifade edilmiştir. Sadece 1986 yılında San Diego'da düzenlenen bir konferansta Papon ve arkadaşları tarafından rapor edilen çalışmada, düzlemsel akış yöntemi ile elde edilen Al-%12Si alaşımının amorf olarak üretildiği bildirilmiştir. Al-Si alaşımlarında amorf faz elde edilmesine bir neden olarak da, eriyiğin dönen disk üzerine püskürtülmesi sırasında oksidize olduğu ve bu oksit tabakasının ile α -Al'un çekirdeklenmesini teşvik ettiği rapor edilmiştir (Apaydın ve Smith, 1988).

1992 yılında Gögebakan, normal ve hızlı katılaştırma ile Al-esaslı $Al_{93,5}-Ni_{6,5}$ alaşım ve şeritlerini üretmiştir. Bu çalışma, soğuma oranının şeritlere etkisini incelemek için yapılmıştır. Bu çalışmanın sonucunda, şeritlerin geometriksel yapısının soğuma hızına ters orantılı olarak bağlı olduğunu bulmuştur. Yüzey sertliği incelemesinde ise soğuma hızıyla arttığını bulmuştur. X-ışınları analizinde ise alaşım ve şeritlerin yapısını rombohedral olarak bulmuştur (Gögebakan, 1992).

Karaaslan, hızlı katılaştırılmış Al-%12Si alaşımının yapı mikrosertliklerini incelemiştir. Alaşımın optik mikroskopla yapılan yüzey incelemelerinde tanecik boyutunun büyük ölçüde küçüldüğünü, buna paralel olarak da mikrosertliğin arttığı gözlenmiştir. Silisyumun dendritik kollar şeklinde katılaştığını belirtmiştir. Ayrıca XRD ile yapılan kristal yapı analizlerinde ise Al fazının kristal yapısının yüzey merkezli kübik olduğu bulunmuştur (Karaaslan, 1992).

Haddad-S ve arkadaşları 1993 yılında yaptıkları çalışmada düzlemsel akışlı MS tekniği ile iki katlı amorf şeritlerin kalınlıklarını incelemişlerdir. İki katlı şeritlerin özelliği, yan yana yerleştirilen iki eriyik, sırasıyla dökülerek iki katlı şeritler üretilmiş. Böylece iki farklı alaşımanın oluşturduğu katmerli yapıya sahip şeritler meydana getirmişlerdir. Bu çalışmada hız artışı ile şeritlerin kalınlığının azaldığı gözlenmiştir (Haddad-S ve ark., 1993).

Shih ve arkadaşları, MS metodu ile ürettikleri Al-%22Si alaşımını, 1-100 saat süreyle, 673-808 K sıcaklıklarında ısıtılarak tabi tutularak, mikro yapı ve α -Al içinde çözünmüş silisyumun kabalaşma davranışını incelemişlerdir. Eriyik 0,083 MPa argon gazı basıncı altında 14 m/s hızlı dönen bakır disk üzerine püskürtülmesi sonucunda, elde edilen şeritlerin optik mikroskop altında yapılan görüntü analizlerinde, tane boyutunun ortalama 1.14 μ m civarında olduğu bildirilmiştir. Belirtilen sıcaklıklarda ilk 1 saatlik tavlama sonucunda ise tane boyutlarının sırasıyla 2 μ m, 2.3 μ m ve 2.6 μ m olduğu ifade edilmiştir. Ayrıca yapılan çalışmalar sonucunda, tane boyutu kabalaşma kinetiğinin $t^{1/3}$ (t:zaman) ile orantılı olduğunu bildirmişlerdir (Shih ve ark., 1993).

Latunch ve arkadaşları, MS metodunu kullanarak ürettikleri Al-Ni alaşımına Cu katarak mikro sertlikteki değişimi incelemişlerdir. Al-Ni alaşımı ingot haldeyken fcc yapıya sahipken hızlı katılaştırılmış şerit haline gelince alaşımanın amorf olduğunu gözlemişlerdir. Yaptıkları mikro sertlik testinde ise ikili Al-Ni alaşımına Cu ekleyip Al-Ni-Cu alaşımını üretmişler, her iki alaşımanın hızlı katılaştırılmış şerit hallerinin mikro sertliğini karşılaştırmışlar ve bu karşılaştırma sonucunda Cu eklenen Al-Ni-Cu alaşımının mikro sertliğinin daha da arttığını bulmuşlardır (Latunch ve ark., 1995).

Uzun, yaptığı çalışmada değişik soğutma hızlarında MS metoduyla katılaştırılmış Al-(%8-12-16)Si alaşımlarının fiziksel 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 relatif 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 Al_2O_3 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).

Karaaslan ve arkadaşları 1997 yılında yaptıkları çalışmada hızlı katılaştırılmış Al-%12Si alaşımlarının yapı ve mikro sertlik incelemelerini yapmışlardır. Yapılan çalışmada, alaşımanın tanecik boyutunun büyük ölçüde küçüldüğü ve hızlı katılaştırılmış şeritlerin diskin hızıyla mikro sertliklerinin arttığını bulmuşlardır. Ayrıca XRD ile yapılan kristal

yapı analizinde ise Al fazının kristal yapısının yüzey merkezli kübik olduğu bulunmuştur (Karaaslan, 1998).

McKay ve arkadaşları melt spinning tekniği kullanarak üretilen Al-Ni-Si alaşımında heterojen çekirdeklenmeyi incelemişlerdir. $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ alaşımının kristallenme davranışını DSC ve XRD kullanarak incelemişlerdir. Elde edilen sonuçlar çekirdeklenme için bu alaşım sisteminin uygun olduğunu belirtmişlerdir. Yapılan DSC çalışmasında, sürekli ısıtma esnasında üç ekzotermik pik gözlemlenmiştir. Ayrıca yapılan izotermal tavlama esnasında pikler gözlemlenmiş ve Avrami sabiti (n)'i 2.8–3.2 olarak bulmuşlardır. XRD analizinde ise üretilen alaşım şeritlerinin amorf yapıya sahip olduğu gözlemlenmiştir (McKay ve ark., 2001)

Gündeş, normal katılaştırma ile ürettiği $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımını XRD ile incelemiş ve Al, Al_3Ni ve Si fazlarını gözlemlenmiştir. Hızlı katılaştırma ile ürettiği $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerin XRD analizi sonucunda ise sadece Al fazı gözlemlenmiştir. Sadece 30 m/sn hızda üretilen şeritlerin XRD analizinde Al_3Ni fazı gözlemlenmiştir. Bu durum Al katı çözeltisi içinde Si ve Ni elementlerinin çözündüğü belirtmiştir. Hızlı katılaştırma ile üretilen şeritlerin XRD analizi sonucunda tespit edilen diğer bir faz ise Al_2O_3 fazıdır. Al_2O_3 fazı, normal katılaştırılmış alaşımın X-ışını çalışmasında gözlenmemiştir. Sadece 30 m/sn, 37 m/sn ve 40 m/sn döner disk hızlarında üretilen şeritlerin XRD analizlerinde gözlenmiştir. Bu Al_2O_3 fazı yüzeye paralel olarak yönelmesi ile oluşmuş çok ince bir oksit tabakasından meydana geldiğini belirtmiştir. Hızlı katılaştırılmış şeritlerin X-ışını çalışmalarının ayrıca, kristal kusurlarını azaldığını ve piklerin $K\alpha_1$ ve $K\alpha_2$ pikleri şeklinde birbirlerinden ayrıldığı gözlenmiştir. Bu durumla birlikte, oluşan tanelerin yarıçaplarındaki küçülme, kristallerin yapısında homojenliğin arttığını göstermiştir. Ayrıca hızlı katılaştırma ile elde edilen şeritlerin kalınlıkları ve genişlikleri incelendiğinde şeritlerin geometrik yapısının yoğunluk değerlerinin, döner disk hızına ters orantılı olarak azaldığını belirtmiştir (Gündeş, 2002).

Uzun ve arkadaşları MS yöntemi ile Al-%8Si, Al-%12Si, Al- %16Si alaşımlarını ingot tarzda üretmişler ve farklı soğuma hızlarında hızlı katılaştırılmış şeritler elde etmişlerdir. Bu şeritlerin mikro sertlik ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. OM, SEM, XRD analizleri sonucunda, hızlı katılaştırılmış şeritlerin tamamında α -Al fazını ve ötektik Si fazını görmüşlerdir. Yaptıkları Vicker mikro sertlik testine göre; hızlı katılaştırılmış şeritlerin mikro sertlik değerini ingot alaşımının mikro sertlik değerinin üç katı bulmuşlardır (Uzun ve ark., 2004).

Görüldüğü gibi 1960'lı yıllardan günümüze kadar, hızlı katılaştırmanın çeşitli teknikleri ile çok sayıda farklı kristal yapılı ve amorf yapılı alaşımlar elde edilmiştir. Hızlı katılaştırmanın çeşitli teknikleri ile üretilen bu alaşımlar malzeme biliminin de ilgi odağı olmuştur. Günümüzde, hızlı katılaştırma teknikleri ile elde edilen ürünleri birçok farklı alanda kullanılmaktadır. Bu ürünleri; kontrol kabloları, basınç kapları volanlar, mekanik transmisyon kayışları, moment transmisyon tüpleri, kesici takımlar, zırh delicileri, kuvvetlendirilmiş oto lastikleri, aşındırıcı tekerlekler, döküm kalıpları, kuvvetlendirilmiş plastikler, magnetik filtreler, saat mahfazası, uzun ömürlü jiletler, sert yüzü kaplamalar, paslanmaz çelikler, süper iletkenler, torpil tüpleri, kimyasal filtreler, reaksiyon kapları, elektrotlar, bisturiler, dikiş pensleri, bakır-esaslı alaşımlar, hassas direnç telleri, ısıtıcı elemanlar, özel lehim alaşımı, radyasyon direnç aygıtları, indüktans termometresi, elektron kaynakları, elektrik sigortaları, sıcaklık alarmları, piller, sensörler, zamanlama gereçleri,

geciktirici hatlar, flaş ampulleri, flüoresan lamba balastları diye adlandırabiliriz (Aytaç ve Erdem, 1988).

Yapılan çalışmaların birçoğu hızlı katılaştırma teknikleri ile üretilen Al-esaslı alaşımlar üzerine yapılmıştır. Çünkü bu alaşımlar korozyon direnci, kolay şekillenme, yeniden kullanım ve mekanik özellikler bakımından üstün özelliklere sahiptir. Buna rağmen yüksek performanslı malzemelere olan talebin artışı, ticari olarak kullanılan alaşımların mikro yapısal modifikasyonunu ve daha iyi özelliklere sahip yeni alaşımların üretimini zorunlu hale getirmiştir (Bhatti, 1989; Quist ve Lewis, 1986).

3. MATERİYAL VE METOT

3.1. Giriş

Bu çalışmada Al-Ni-Si alaşımı önce normal katılaştırma fırınında normal katılaştırma ile külçe halinde elde edildi. Daha sonra hızlı katılaştırma metodunun eriyik-döndürme (melt-spinning) tekniği kullanılarak şeritler halinde elde edildi. Aşağıda normal katılaştırma ve hızlı katılaşma ile numunelerin elde edilmesi ve incelenmesi hakkında bilgi verildi.

3.2. Normal Katılaştırma Fırını

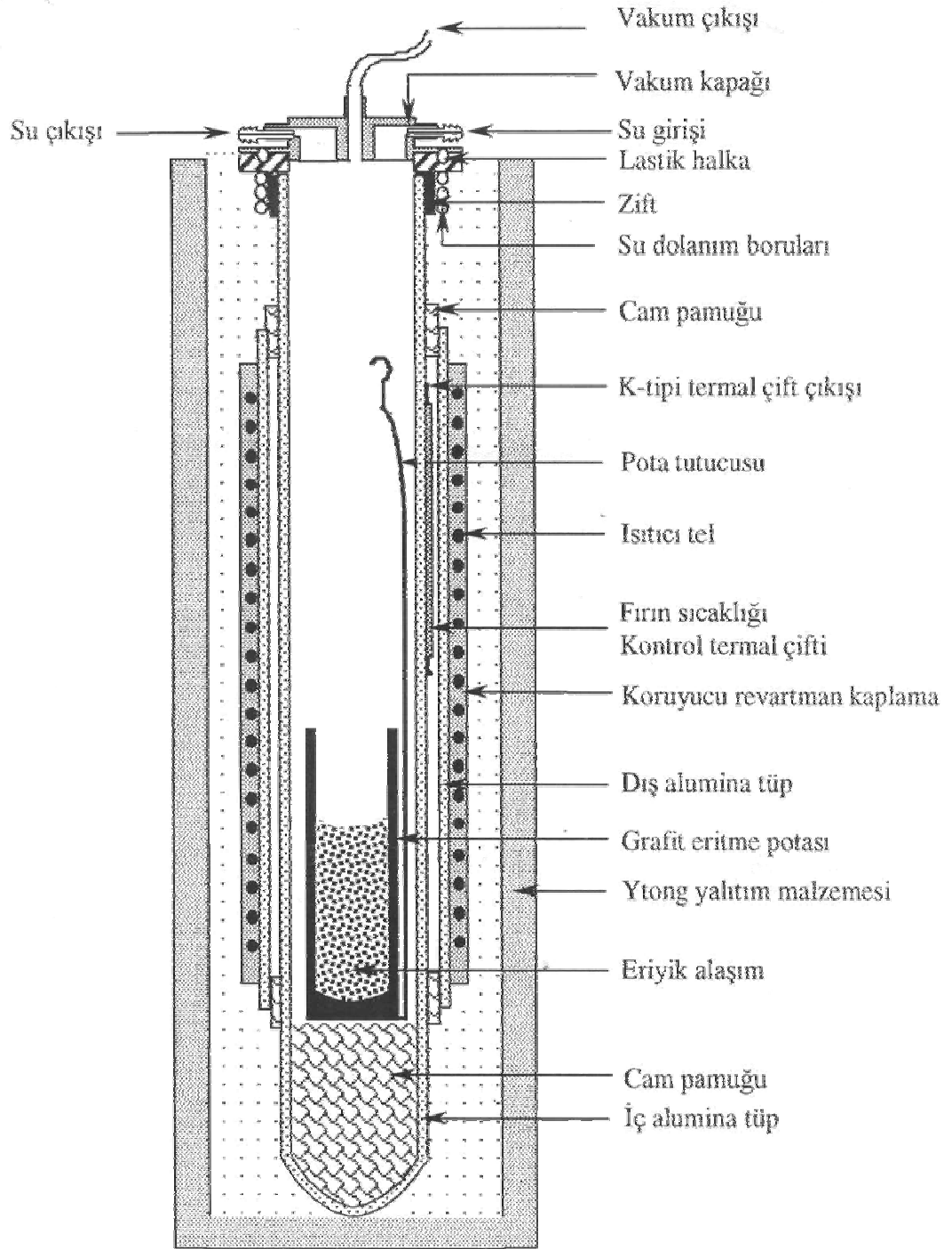
Yapılan çalışmada normal katılaştırma ile Al-Ni-Si alaşımı elde etmek için kullanılan fırının ısıtma sistemi, alümine tüp üzerine direnç telleriyle sarılmasıyla oluşturulmuştur. Fırının dışarı ile ısı alış verişini kesmek için, fırın ytuong tuğlaları ile kaplanmıştır. Fırın içindeki oksitlenmeyi önlemek için, fırın içindeki hava boşaltılmıştır. Fırının sıcaklığını termal çiftlerle kontrol edildi. Şekil 3,1’de bu fırın şematiksel olarak görülmektedir.

3.3. Hızlı Katılaştırma Sistemi

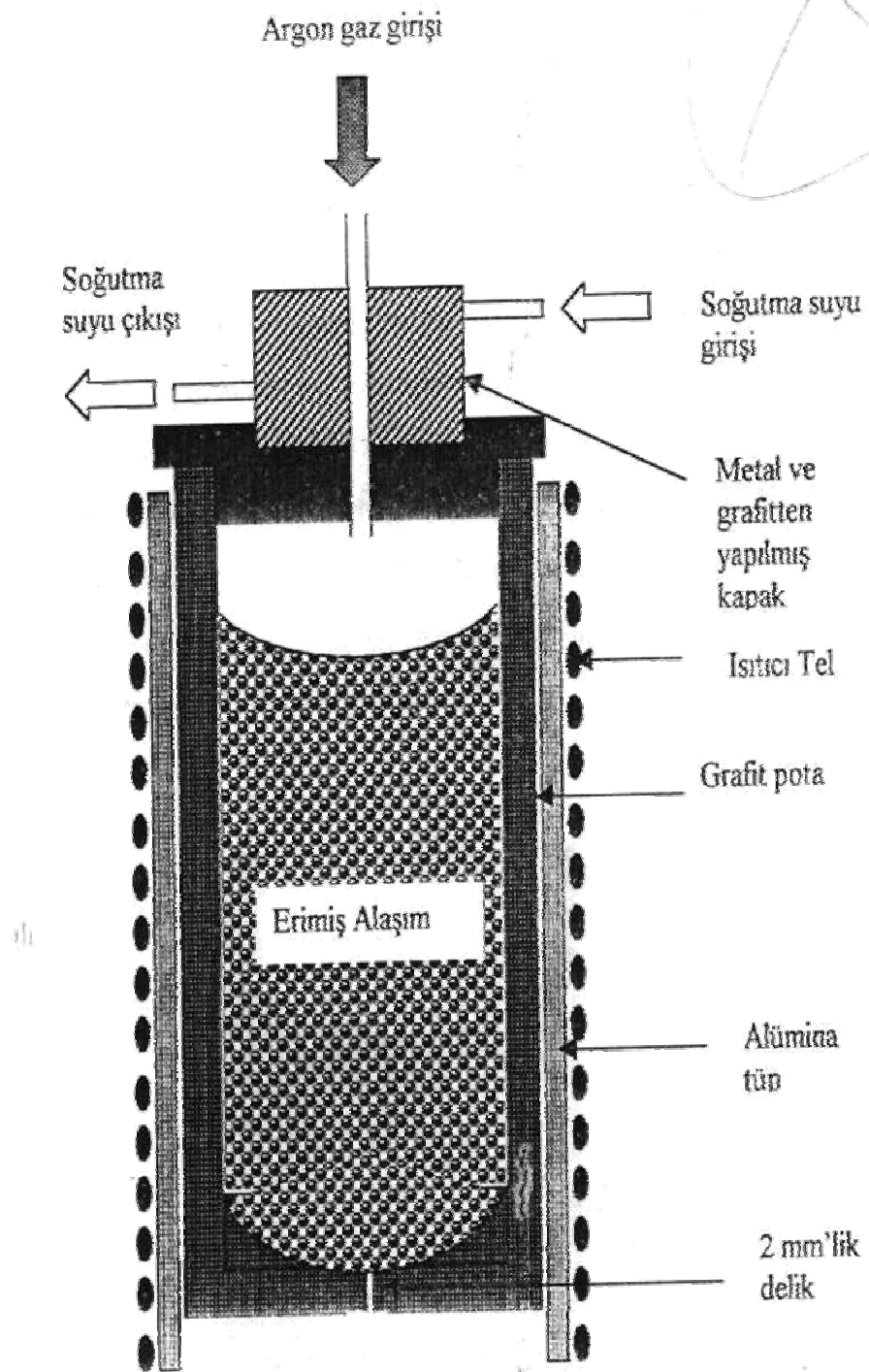
Al-Ni-Si alaşımını hızlı katılaştırmak için eriyik-döndürme tekniği kullanıldı. Sistem, numuneyi eritmek için kullanılan fırın, eriyiği soğutmak için kullanılan döner disk, eriyiğin döner disk üzerine düşmesini sağlamak için argon gazı, döner diskin hızını ayarlamak için kullanılan motor ve fırına verilen akımı ayarlamak için kullanılan varyakdan meydana gelmektedir.

Al-Ni-Si alaşımını eritmek için kullanılan fırın, seramik bir boru üzerine direnç tellerinin sarılmasıyla oluşturulmuştur. Bu düzeneğin içine grafit pota yerleştirilmiştir. Şekil 3,2’de hızlı katılaştırma sistemi görülmektedir. Fırının kapağına argon gazı verilecek şekilde hortum sistemi yerleştirildi. Grafit potanın alt kısmına eriyik damlacıklarının, döner diskin üzerine damlamasını sağlayan küçük bir delik açılmıştır. Grafit potaya bir açma – kapama vanası yerleştirilerek, deliğin açılıp kapanması sağlanmıştır. Dışarı ile ısı alış verişini kesmek için, fırının etrafı cam pamukla kaplanmıştır. Sistem dikdörtgen şeklinde saç kutuya yerleştirilmiştir.

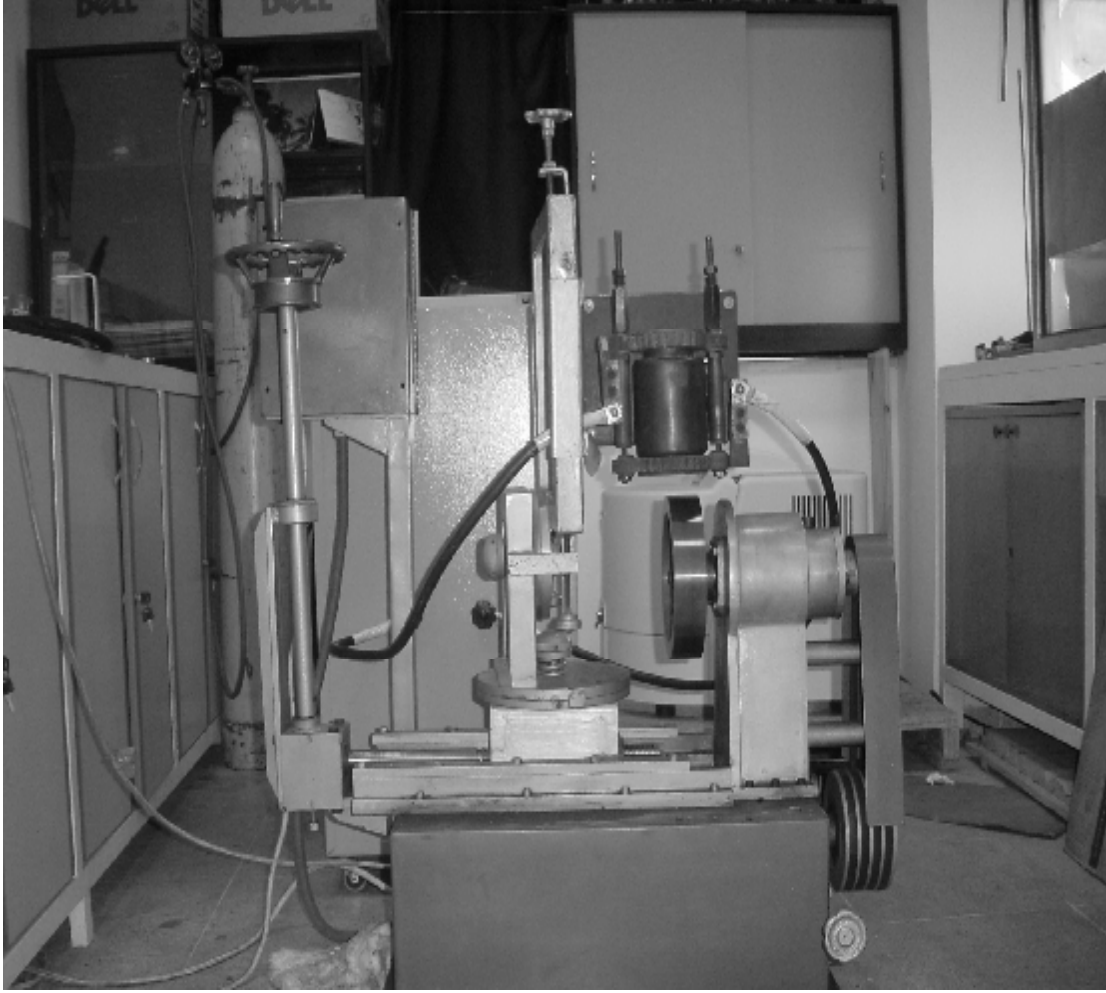
Potanın deliği döner disk üzerine tam gelecek şekilde ayarlanması için döner diskin ileri geri hareketleri sağlayacak bir şekilde sisteme yerleştirilmiştir. Bakır disk bir kablo ile motora bağlanarak hızının ayarlanması sağlanmıştır. Fırının sıcaklığının kontrolünü, grafit potanın içine yerleştirilen termal çiftlerle sağlanmıştır. Sistemin genel görünüşü Şekil 3,3’de verildi.



Şekil 3.1. Normal Katılaştırma Fırını.



Şekil 3.2. Grafir pota.



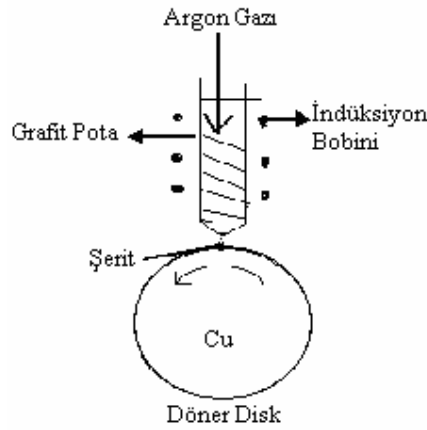
Şekil 3.3. Hızlı katılaştırma sistemi

3.4. Numunelerin Hazırlanması

Bu çalışmada kullanılan $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ (at %) üçlü alaşımını hazırlamak için, 18.886 gr %99.999 saf Al, 7.630 gr %99.96 saf Ni ve 4.771 gr %99.99 saf Si elementleri hassas terazide tartılarak ötektik noktadaki alaşım değeri elde edildi. Hazırlanan bu üç element grafit pota içerisine yerleştirilerek döküm fırın içerisine konuldu. Elementlerin erimesi için döküm fırını gerekli sıcaklıkta (900 °C) sabitledikten sonra ısıtmaya başlandı. Bu sırada oksitlenme olmaması için pota içerisine Argon gazı verildi. Fırının sıcaklığı 600 °C iken fırın kapağı açılarak pota içerisindeki eriyik grafit çubukla karıştırılarak fırın kapağı kapatıldı. Daha sonra tekrar Argon gazı verildi. Fırının sıcaklığı 800 °C iken tekrar kapak açılarak homojen bir karışım oluşması için eriyik karıştırıldı. En son olarak fırının sıcaklığı 900 °C iken kapak açılarak grafit çubukla düzenli bir şekilde karıştırılıp kapak kapatıldıktan sonra düşük bir basınçla argon gazı verildikten sonra alaşımın tamamen eriyip homojen hale gelmesi için 30 dakika beklenildi. Sonra sistem kapatılarak eriyik pota içerisinde soğumaya bırakıldı. Böylece normal katılaştırma ile $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ alaşımı elde edilmiştir.

3.5. Hızlı Katılaştırmayla Şerit Üretimi

Hızlı katılaştırma ile şerit üretmek için önce normal katılaştırma ile elde edilen numune dört parçaya ayrıldı. Ayrılan bu parçaların bir kısmı hızlı katılaştırma fırınına yerleştirildi. Pota içerisindeki numunenin oksitlenmesini önlemek için pota içerisine argon gazı verilip fırın kapakları iyice kapatıldı. Fırını ısıtmak için akım verildi. Fırının sıcaklığı sürekli kontrol edilerek, numune eriyinceye kadar artırıldı. Numunenin tamamı eriyince, motor çalıştırılarak döner diskin istenilen hıza getirilmesi sağlandı. Burada numunelerin hızlı katılaşmasını sağlayan döner disk, ısı iletim katsayısı yüksek olduğu için bakırdan yapılmıştır. Fırın ileri geri hareket ettirilerek pota deliğinin tam altına döner disk üzerine yerleştirildi. Alaşım tamamen eriyip sıvı hale geçince, grafit potanın deliğinin ağzı açılarak; üstende argon gazı verilerek eriyik döner diskin üzerine düşmesi sağlandı. Bu işlem 25, 30 ve 40 m/sn'lik hızlarda tekrarlandı. Bu işlemler sonucunda farklı boy ve farklı kalınlıklarda şeritler üretildi. Şekil 3,4'de eriyik döndürme sistemi şematik olarak görülmektedir.



Şekil 3.4. Eriyik döndürme sisteminin şematik görünümü

3.6. DSC (Diferansiyel Taramalı Kalorimetre) Analizleri

Diferansiyel Taramalı Kalorimetre, numune ısıtılırken, soğutulurken ya da sabit sıcaklıkta tutulurken alınan ya da verilen enerji miktarını ölçen bir cihazdır. Bu cihaz, referans ile numuneden gelen (ya da uzaklaşan) ısı farkını zamana veya sıcaklığa bağlı olarak gösterir. Numunenin sıcaklığa göre verdiği tepkiler o numunenin yapısı, kalitesi, saflığı ve dayanıklılığı gibi birçok özelliği hakkında bize bilgi verir. Ölçümler Şekil 3,5'te gösterilen ve Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Fizik Bölümü, katihal laboratuvarında bulunan Perkin Elmer Sapphire markalı DSC ile yapılmıştır. DSC ile kristallenme sıcaklığı, ekzotermik veya endotermik pik sıcaklıkları ve aktivasyon enerjileri analiz edildi



Şekil 3.5 Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC)

3.7. XRD (X-Işınları Difraksiyon) Çalışması

X-ışınları kısa dalga boylu elektromanyetik dalga olduklarından, katı bir maddeden kolayca geçebilmektedir. Bu nedenle X-ışını difraksiyon (XRD) tekniği malzemelerin mikro yapısını analiz etmek için kullanılan önemli bir metottur. Bu çalışmada hızlı katılaştırma ile elde edilen $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımlarının mikro yapısı XRD ile incelendi.

Hızlı katılaştırma ile 30 m/s disk hızında elde edilen $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşım şeritleri dört parçaya ayrıldı. Şeritlerin üç parçası sırayla 473 K, 523 K, 573 K sıcaklıklarına kadar ısıtıldı ve bu sıcaklıklarda 20 dakika bekletildikten sonra soğumaya bırakıldı. Sonra şeritlerin tamamı X-ışını difraksiyon işlemine tabi tutuldu. Numunelerin X-ışını yapı analizi Bruker AXS D8 difraktometresi kullanılarak yapıldı. Aletin jeneratör kısmı çalıştırılarak 40 kV ve 40 mA değerine ayarlandı, Ni filtre ile dalga boyu $1.5406 \text{ \AA}$ olan tekrenkli $\text{Cu}_{K\alpha}$ ışınımı kullanıldı. Dedektör minimum 10° den başlayarak 90° ye kadar ($10^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$), dakikada 1° arttırılarak ve 0.03° aralığı kullanılarak ölçümler yapıldı. Yapılan X-ışını difraksiyonu sonucunda elde edilen veriler daha sonra bilgisayarda değerlendirildi.

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

4.1. DSC Sonuçları

25 m/s, 30 m/s ve 40 m/s disk hızları ile hızlı katılaştırılarak üretilen amorf $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımlarının termal davranışlarını incelemek için, numunelerin Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) ile analizleri yapıldı. Bu amaçla, şeritler öncelikle makasla kesilerek küçük parçalara ayrıldı ve her bir şeritten yaklaşık 6 mg hazırlandı. Hazırlanan numuneler Cu numune kabına konularak DSC'nin numune haznesine konuldu. Bu işlem farklı disk hızlarında üretilen şeritler için, farklı ısıtma oranlarında numunelerin analizi için tekrarlandı. Isıtma oranları sırayla 5 K/dak, 10 K/dak, 20 K/dak ve 30 K/dak olarak ayarlandı. Ayrıca sıcaklıkla artacak olan oksitlenme etkisini azaltmak için, DSC haznesine 5,5 lt/dak'lık nitrojen gazı verilerek kontrollü atmosfer oluşturuldu.

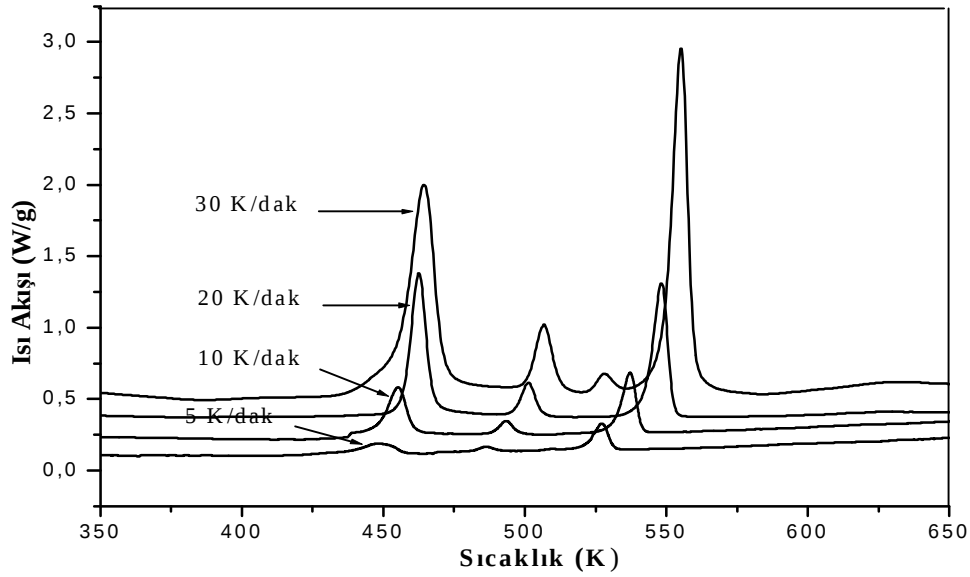
Şekil 4.1 25 m/s disk hızında üretilen $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf alaşım şeritlerinin 5–30 K/dakika ısıtma oranlarında elde edilen DSC sonuçlarını göstermektedir. Şekil 4.1'de görüldüğü gibi sürekli ısıtma esnasında üç ekzotermik pik gözlemlendi. Her ekzotermik pik bir faz dönüşümünü temsil etmektedir. Bu piklerden elde edilen kristallenme sıcaklıkları (T_X) ve üç kristallenme pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3) Çizelge 4.1'de listelenmiştir.

Şekil 4.1 ve Çizelge 4.1'de açıkça görüldüğü gibi ısıtma oranının artması ile kristallenme sıcaklığı T_X ve üç ekzotermik reaksiyonun pik sıcaklıkları artmıştır. Kristallenme sıcaklığı, 5 K/dakika'lık ısıtmada 438 K iken ısıtma oranı 30 K/dakika olunca 452 K'e çıkmaktadır. Benzer sonuçlar daha önce yapılan çalışmalarda da gözlemlenmiştir (Gögebakan ve ark. 1997). Isıtma oranının artması ile sıcaklıktaki bu artış tüm amorf alaşımlarda gözlenen karakteristik bir durumdur. Ayrıca Şekil 4.1'de ısıtma oranının artması ile pik şiddetlerinin arttığı ve piklerin nispeten genişlediği gözlemlenmiştir.

Isıtma oranına bağlı olarak ekzotermik pik sıcaklıklarının Çizelge 4.1'deki değerleri kullanılarak her pik için aktivasyon enerjileri hesaplandı. Bunun için hem Kissenger (Kissenger, 1957) hem de Ozawa (Ozawa, 1970) metotları kullanıldı. Önce Çizelge 4.1'deki değerler eşitlik 1.17 (Kissenger) ve 1.18 (Ozawa) de yerlerine yazılarak Kissenger ve Ozawa grafikleri elde edildi. Bu grafiklerin eğimleri alınarak aktivasyon enerjileri hesaplandı. Kissenger ve Ozawa grafikleri sırayla Şekil 4.2 ve Şekil 4.3'de görülmektedir. Şekil 4.2 ve Şekil 4.3'de görüldüğü gibi Kissenger ve Ozawa grafikleri lineerdir (doğrusaldüzenli). Bu da tüm ısıtma hızlarında aynı reaksiyonların farklı sıcaklıklarda oluştuğunu gösterir. Daha önce yapılan çalışmalarda benzer sonuçlar bulunmuştur (Gögebakan ve ark. 1997). Kissenger ve Ozawa metodu ile elde edilen aktivasyon enerjileri Çizelge 4.2'de verilmiştir. Çizelge 4.2'de görüldüğü gibi iki farklı metotla hesaplanan aktivasyon enerjileri yaklaşık aynıdır. Bu $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf alaşımının kristallenme sırasında ortaya çıkan reaksiyonun düzenli olduğunu gösterir. Birinci pik için aktivasyon enerjisi

Kissenger metodu ile 158 kJ/mol iken Ozawa için bu değer 156 kJ/mol şeklindedir.

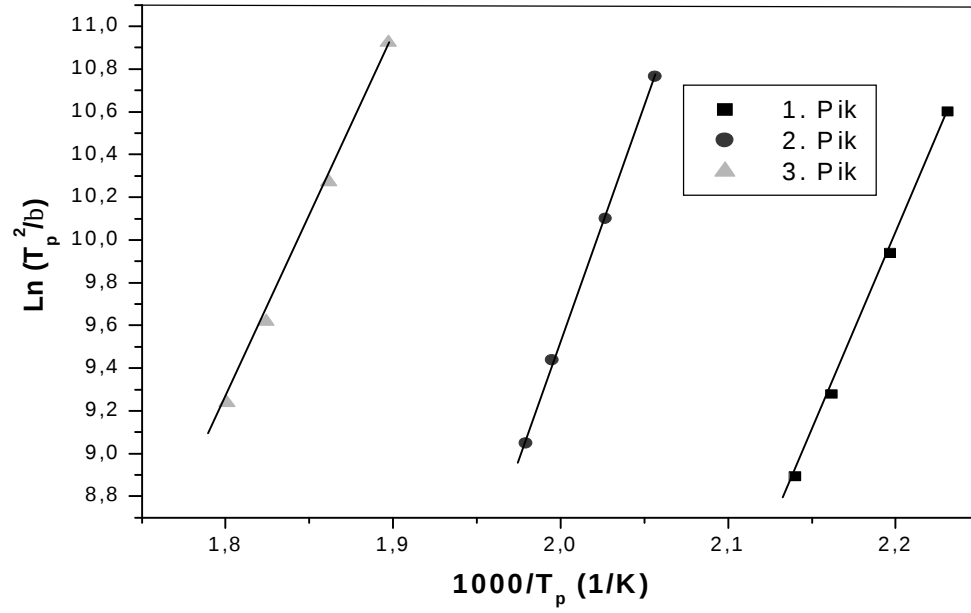
Amorf bir alaşım için aktivasyon enerjisi ısısal kararlılığın bir ölçümü olduğundan, aktivasyon enerjisinin büyük olması alaşımın daha kararlı olduğunu gösterir.



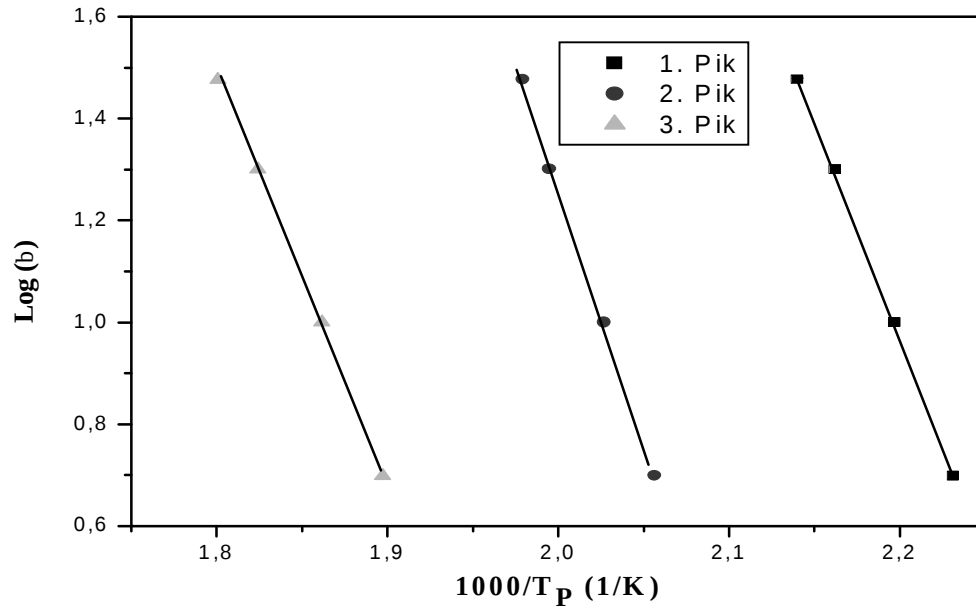
Şekil 4.1. 25 m/s hızında hızlı katılaştırılan $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf şeritlerinin 5–30 K/dak ısıtma oranlarında sürekli ısıtma ile elde edilen DSC sonuçları.

Çizelge 4.1. 25 m/s hızında üretilen $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf alaşımının ısıtma oranı (β), kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3).

β (K dak ⁻¹)	T_x (K)	T_1 (K)	T_2 (K)	T_3 (K)
5	438	448	486	527
10	449	455	493	537
20	451	463	501	548
30	452	467	505	555



Şekil 4.2. 25 m/s hızında üretilen şeritlerin Kissenger grafikleri.



Şekil 4.3. 25 m/s hızında üretilen şeritlerin Ozawa grafikleri.

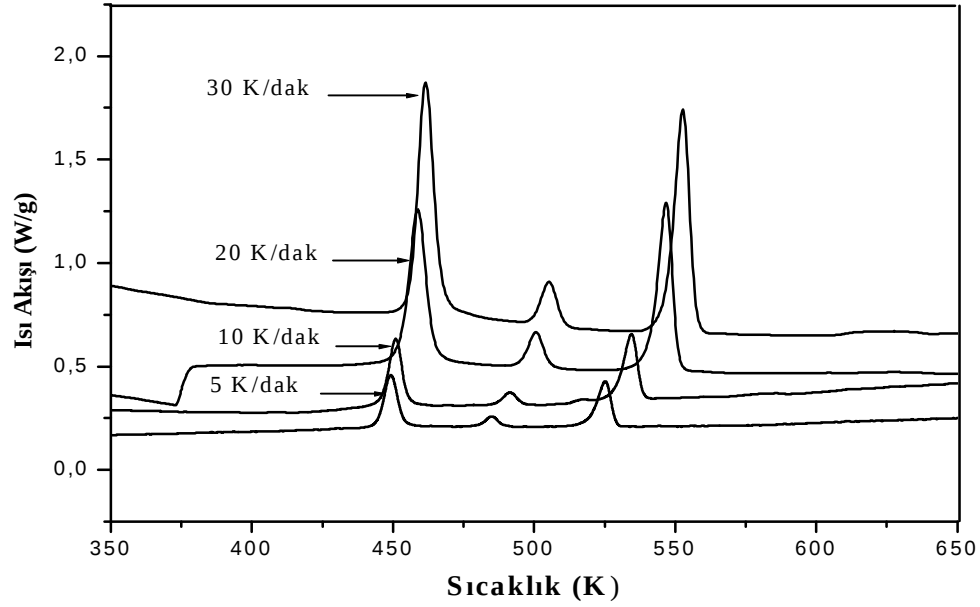
Çizelge 4.2. 25 m/s hızında üretilen $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf alaşımında kristallenme için Aktivasyon Enerjileri.

	T_1 (K)	T_2 (K)	T_3 (K)
Kissinger (kJ/mol)	158	177	149
Ozawa (kJ/mol)	156	183	147

Şekil 4.4 30 m/s disk hızında üretilen $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf şeritlerinin 5–30 K/dakika ısıtma oranlarında elde edilen DSC sonuçlarını göstermektedir. Şekil 4.4’de görüldüğü gibi sürekli ısıtma esnasında üç ekzotermik pik gözlemlendi. Her ekzotermik pik bir faz dönüşümünü temsil etmektedir. Bu piklerden elde edilen kristallenme sıcaklıkları (T_X) ve üç kristallenme pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3) Çizelge 4.3’de listelenmiştir.

Şekil 4.4 ve Çizelge 4.3’de açıkça görüldüğü gibi ısıtma oranının artması ile kristallenme sıcaklığı T_X ve üç ekzotermik reaksiyonun pik sıcaklıkları artmıştır. Kristallenme sıcaklığı, 5 K/dakika’lık ısıtmada 442 K iken ısıtma oranı 30 K/dak olunca 451 K’e çıkmaktadır. Ayrıca Şekil 4.4’de ısıtma oranının artması ile pik şiddetlerinin arttığı ve piklerin nispeten genişlediği gözlemlenmiştir.

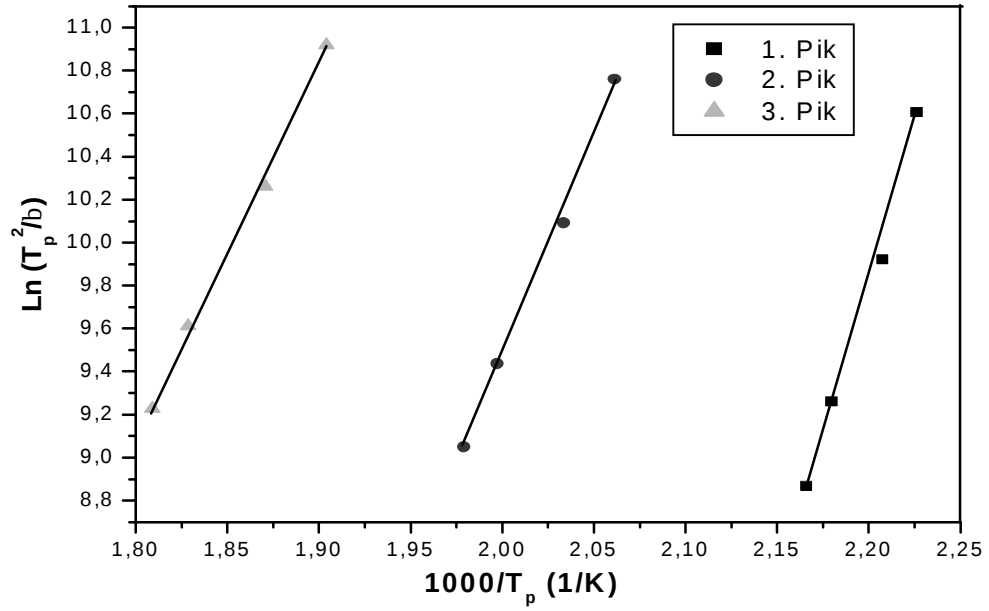
Isıtma oranına bağlı olarak ekzotermik pik sıcaklıklarının Çizelge 4.3’deki değerleri kullanılarak her pik için aktivasyon enerjileri hesaplandı. Bunun için hem Kissenger hem de Ozawa metotları kullanıldı. Önce Çizelge 4.3’deki değerler eşitlik 1.17 ve 1.18 de yerlerine yazılarak Kissenger ve Ozawa grafikleri elde edildi. Bu grafiklerin eğimleri alınarak aktivasyon enerjileri hesaplandı. Kissenger ve Ozawa grafikleri sırayla Şekil 4.5 ve Şekil 4.6’da görülmektedir. Şekil 4.5 ve Şekil 4.6’da görüldüğü gibi Kissenger ve Ozawa grafikleri doğrusaldır. Bu da tüm ısıtma hızlarında aynı reaksiyonların farklı sıcaklıklarda oluştuğunu gösterir. Kissenger ve Ozawa metodu ile elde edilen aktivasyon enerjileri Çizelge 4.4’de verilmiştir. Çizelge 4.4’de görüldüğü gibi iki farklı metotla hesaplanan aktivasyon enerjileri yaklaşık aynıdır. Bu $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf alaşımının kristallenme sırasında ortaya çıkan reaksiyonun düzenli olduğunu gösterir. Birinci pik için aktivasyon enerjisi Kissenger metodu ile 240 kJ/mol iken Ozawa için bu değer 235 kJ/mol şeklindedir.



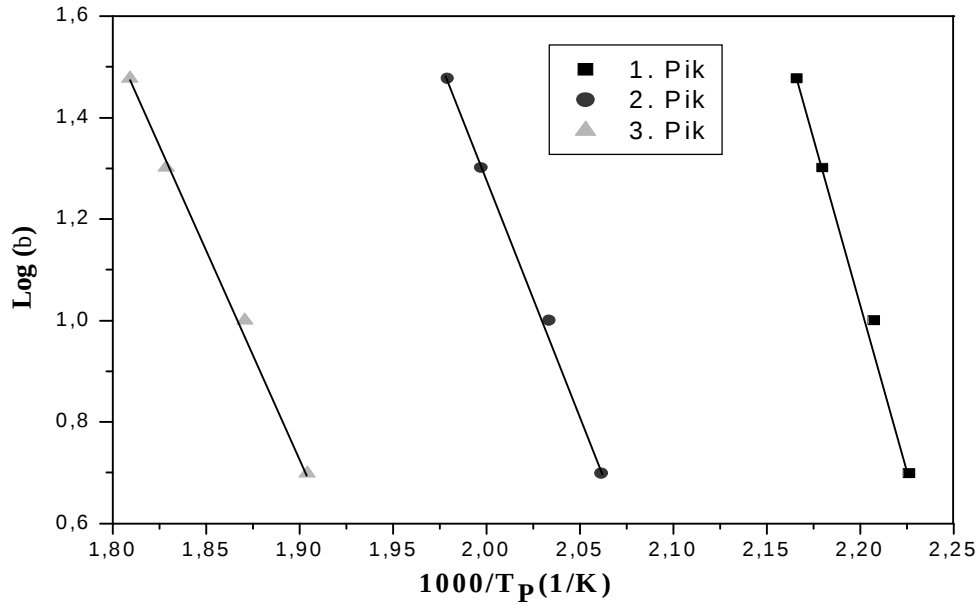
Şekil 4.4. 30 m/s hızında hızlı katılaştırılan $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf şeritlerinin 5-30 K/dak ısıtma oranlarında sürekli ısıtma ile elde edilen DSC sonuçları.

Çizelge 4.3. 30 m/s hızında üretilen $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf alaşımının ısıtma oranı (β), kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3).

β (K dak ⁻¹)	T_x (K)	T_1 (K)	T_2 (K)	T_3 (K)
5	442	449	485	525
10	445	451	491	535
20	447	459	501	547
30	451	462	505	553



Şekil 4.5. 30 m/s hızında üretilen şeritlerin Kissenger grafikleri.



Şekil 4.6. 30 m/s hızında üretilen şeritlerin Ozawa grafikleri.

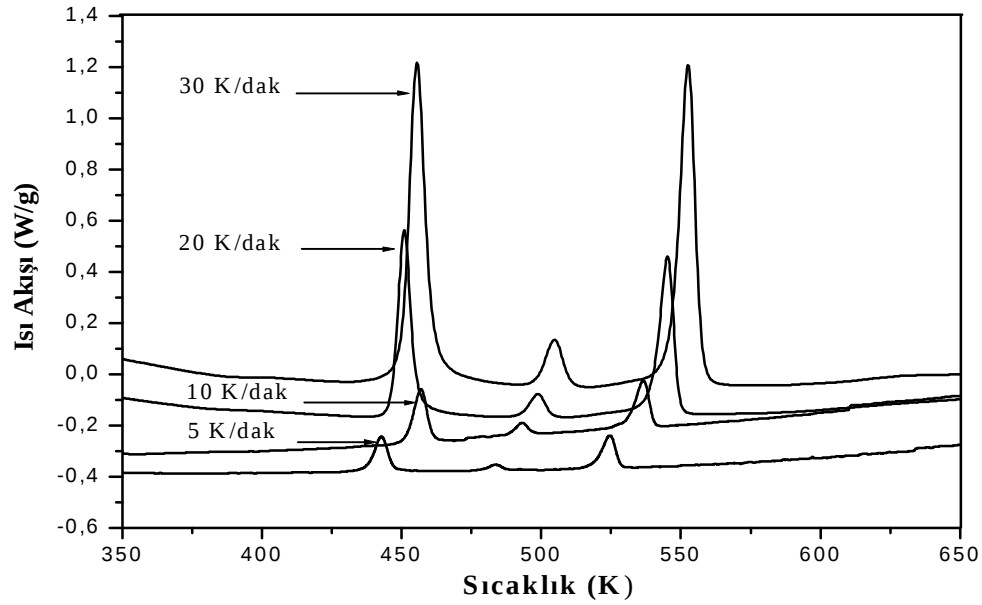
Çizelge 4.4. 30 m/s disk hızında üretilen $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf alaşımında kristallenme için Aktivasyon Enerjileri

	T_1 (K)	T_2 (K)	T_3 (K)
Kissinger (kJ/mol)	240	172	148
Ozawa (kJ/mol)	235	172	149

Şekil 4.7 40 m/s disk hızında üretilen $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf şeritlerinin 5–30 K/dakika ısıtma oranlarında elde edilen DSC sonuçlarını göstermektedir. Şekil 4.7’de görüldüğü gibi sürekli ısıtma esnasında üç ekzotermik pik gözlemlendi. Her ekzotermik pik bir faz dönüşümünü temsil etmektedir. Bu piklerden elde edilen kristallenme sıcaklıkları (T_x) ve üç kristallenme pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3) Çizelge 4.5’de listelenmiştir.

Şekil 4.7 ve Çizelge 4.5’de açıkça görüldüğü gibi ısıtma oranının artması ile kristallenme sıcaklığı T_x ve üç ekzotermik reaksiyonun pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3) artmıştır. Kristallenme sıcaklığı, 5 K/dakika’lık ısıtmada 436 K iken ısıtma oranı 30 K/dak olunca 443 K’e çıkmaktadır. Ayrıca Şekil 4.7’de ısıtma oranının artması ile pik şiddetlerinin arttığı ve piklerin nispeten genişlediği gözlemlenmiştir.

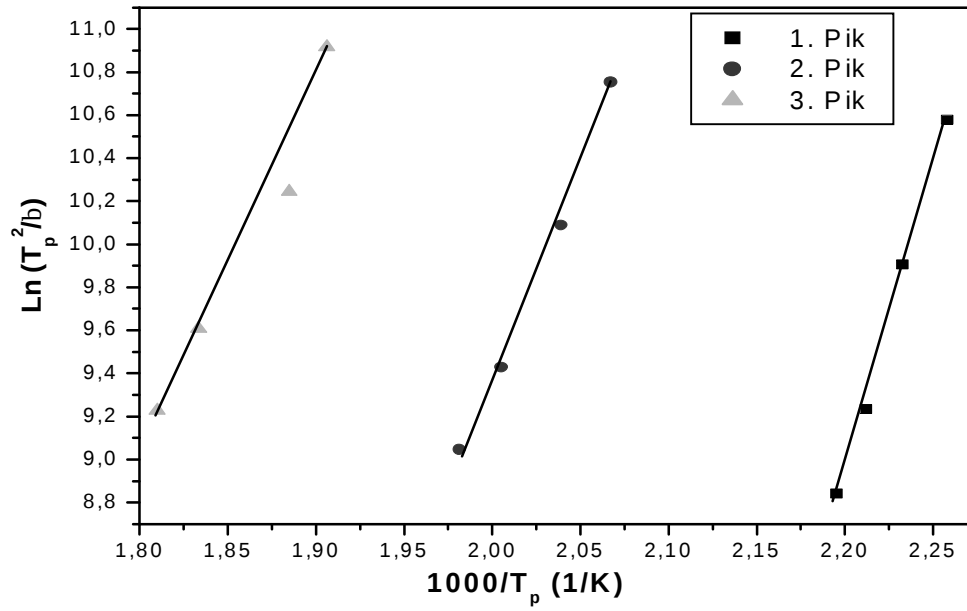
Isıtma oranına bağlı olarak ekzotermik pik sıcaklıklarının Çizelge 4.5’deki değerleri kullanılarak her pik için aktivasyon enerjileri hesaplandı. Bunun için hem Kissenger hem de Ozawa metotları kullanıldı. Önce Çizelge 4.5’deki değerler eşitlik 1.17 ve 1.18 de yerlerine yazılarak Kissenger ve Ozawa grafikleri elde edildi. Bu grafiklerin eğimleri alınarak aktivasyon enerjileri hesaplandı. Kissenger ve Ozawa grafikleri sırayla Şekil 4.8 ve Şekil 4.9’da görülmektedir. Şekil 4.8 ve Şekil 4.9’da görüldüğü gibi Kissenger ve Ozawa grafikleri lineerdir. Bu da tüm ısıtma hızlarında aynı reaksiyonların farklı sıcaklıklarda oluştuğunu gösterir. Kissenger ve Ozawa metodu ile elde edilen aktivasyon enerjileri Çizelge 4.6’de verilmiştir. Çizelge 4.6’da görüldüğü gibi iki farklı metotla hesaplanan aktivasyon enerjileri yaklaşık aynıdır. Bu $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf alaşımının kristallenme sırasında ortaya çıkan reaksiyonun düzenli olduğunu gösterir. Birinci pik için aktivasyon enerjisi Kissenger metodu ile 224 kJ/mol iken Ozawa için bu değer 225 kJ/mol şeklindedir. Benzer sonuçlar daha önce yapılan çalışmalarda da gözlemlenmiştir (McKay ve ark. 2001).



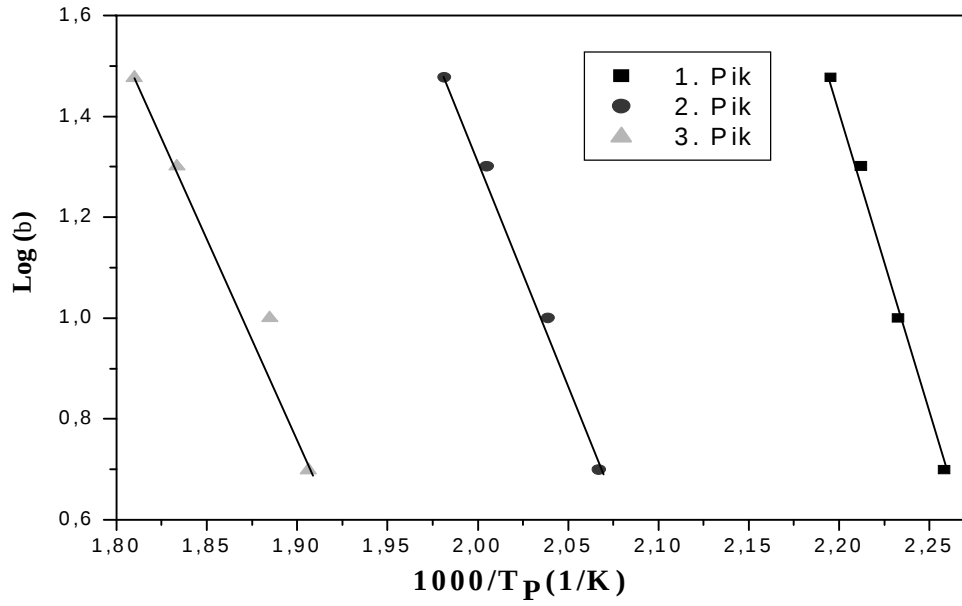
Şekil 4.7. 40 m/s hızında hızlı katılaştırılan $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf şeritlerinin 5–30 K/dak ısıtma oranlarında sürekli ısıtma ile elde edilen DSC sonuçları.

Çizelge 4.5. 40 m/s hızında üretilen $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf alaşımının ısıtma oranı (β), kristallenme sıcaklığı (T_x) ve pik sıcaklıkları (T_1 , T_2 , T_3)

β (K dak ⁻¹)	T_x (K)	T_1 (K)	T_2 (K)	T_3 (K)
5	436	443	484	525
10	453	449	490	531
20	442	452	499	545
30	443	456	505	553



Şekil 4.8. 40 m/s hızında üretilen şeritlerin Kissinger Grafikleri.



Şekil 4.9. 40 m/s hızında üretilen şeritlerin Ozawa Grafikleri.

Çizelge 4.6. 40 m/s hızında üretilen $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ amorf alaşımında kristallenme için Aktivasyon Enerjileri

	T_1 (K)	T_2 (K)	T_3 (K)
Kissinger (kJ/mol)	224	165	146
Ozawa (kJ/mol)	225	165	147

Yapılan DSC sonuçlarını özetlersek melt spinning metodu ile hızlı katılaştırılan $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ alaşımı amorf olarak üretilmiştir. DSC de sürekli ısıtma esnasında farklı sıcaklıklarda faz dönüşümleri gözlenmiştir. Kristallenmeye başlangıç sıcaklığı, döner disk hızına ve ısıtma oranına bağlı olarak değiştiği görülmüştür. Şekillerden de görüldüğü gibi ısıtma oranı arttıkça bütün ekzotermik pik sıcaklıklarında ve pik şiddetlerinde bir artış oluşu gözlenmektedir. Ayrıca ısıtma oranı arttıkça piklerde de nispeten genişlemeler olduğu gözlenmiştir. Bu ısıtma hızları ile reaksiyon mekanizmasında bir değişiklik olmamıştır. Ayrıca disk hızı arttıkça pik sıcaklıklarında ve şiddetlerinde düşüş olduğu görülmüştür. Şekil 4.1’de görüldüğü gibi yüksek ısıtma oranlarında fazladan ekzotermik bir pik görülebilmektedir. Kissenger ve Ozawa grafikleri küçük sapmalar içermekle beraber doğrusaldır. Kissenger ve Ozawa aktivasyon enerjileri, bu doğruların eğimleri bulunup gaz sabiti (R) ile çarpımlarından hesaplanmıştır. Aktivasyon enerjileri, döner disk hızı ile ters orantılı olarak düşmüştür. Yapılan DSC analizleri, Göğekakan ve arkadaşlarının $Al_{85}Y_{11}Ni_{14}$ alaşımı üzerinde yaptıkları çalışmalar ile McKay ve arkadaşlarının $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ alaşımı üzerinde yaptıkları çalışmalar ile iyi bir uygunluk göstermektedir (Göğebakan ve ark., 1997; McKay ve ark., 2001).

DSC çalışmasının diğer bir aşaması; Sürekli ısıtmada gözlenen piklerin kristallenme sıcaklıklarından 15-22K önceki bir sıcaklığa kadar ısıtma işlemi yapıp, bu sıcaklıkta belli bir süre bekleyerek kristallenme piklerinin sıcaklığa ve zamana bağlı olarak da analizini yapmaktır. Bu işlem izotermal ısıtma veya sabit sıcaklıkta ısıtma olarak bilinir ve kristallenme reaksiyonunun türü hakkında detaylı bilgi verir. Bunun için 30 m/s disk hızında üretilen amorf $Al_{70}Ni_{13}Si_{17}$ alaşımı ilk kristallenme sıcaklığından düşük sıcaklıklarda ısıtılarak, reaksiyonun oluşup oluşmadığı gözlemlendi. Bu şekilde elde edilen pikler Johnson-Mehl-Avrami (Christian, 1975)) denklemi ile analiz edildi. Bu denklem;

$$X = 1 - \exp(-Kt^n) \quad (4.1)$$

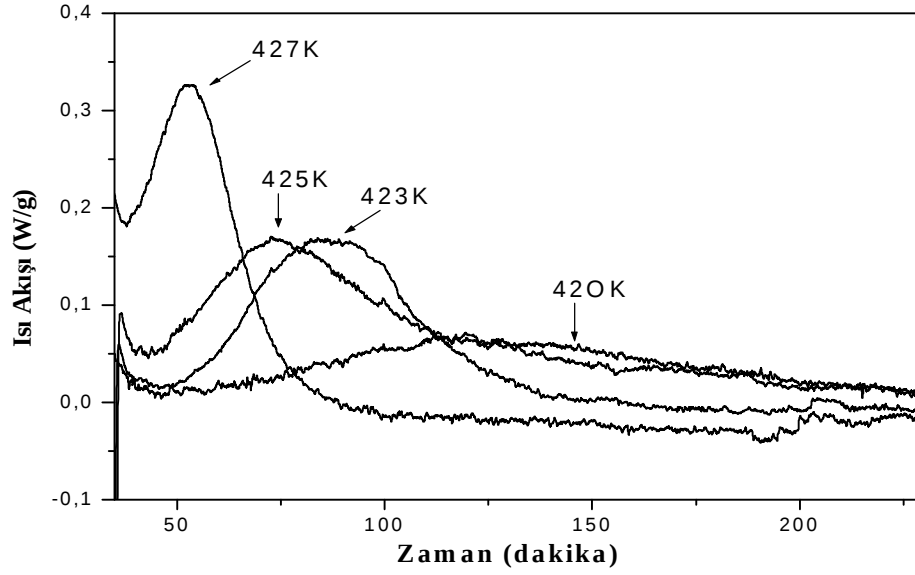
şeklindedir ve burada X sabit sıcaklıkta ısıtmaya başlandıktan sonraki oluşan piklerin kristallenme oranı, t zaman, K ise Arrhenius kristallenme sabitidir.

30 m/s disk hızında elde edilen amorf $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımının sürekli ısıtma ile incelemesinde kristallenme (T_x) sıcaklığının 442 K olduğu bulunmuştur. Bu alaşım T_x sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda ısıtılarak kristallenmesi incelendi. 30 m/s disk hızında elde edilen amorf $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımının sabit sıcaklıkta ısıtma ile elde edilen DSC sonuçları Şekil 4.10' da verilmiştir. Şekil 4.10'da görüldüğü gibi sabit sıcaklıkta ısıtma ile oluşan ekzotermik reaksiyonlar, ısıtma sıcaklığına ve zamana bağlıdır. 427 K'de ısıtılan numunede reaksiyon 15 dakikada başlayıp 80 dakikada sona ermektedir. Bu sıcaklıkta nispeten şiddetli bir pik gözlenmiştir. Sıcaklık 425 K düştüğünde pik şiddeti azalmakta ve reaksiyon başlama ve bitme süreleri artmaktadır. Yani ekzotermik pik yaklaşık 40 dakikada başlamakta ve 120 dakikada sona ermektedir. Sıcaklık 420 K'e düştüğünde ise pik şiddeti en düşük seviyeye inmektedir. Bu durumda pik 60 dakikada başlamakta ve 200 dakikada sona ermektedir.

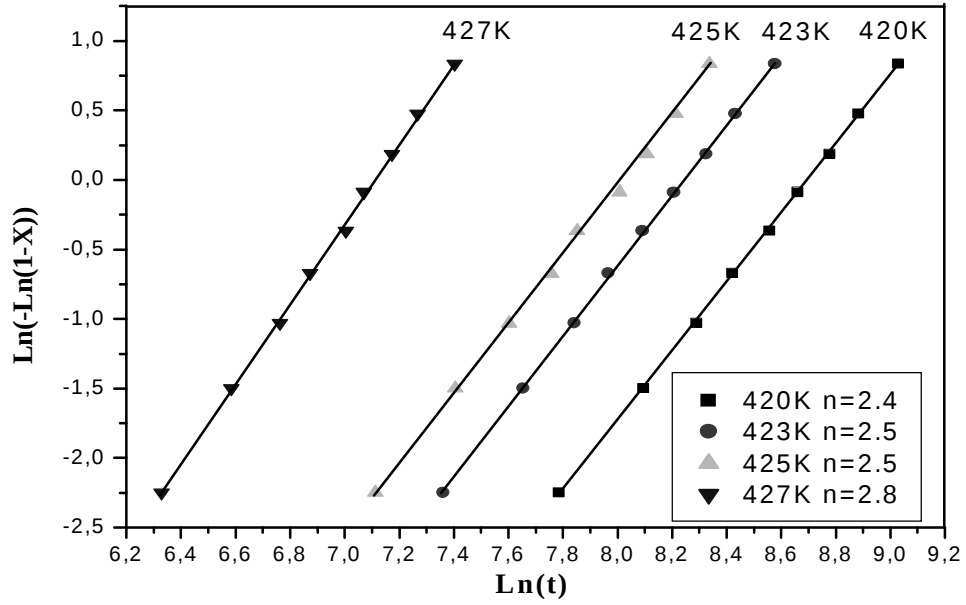
Görüldüğü gibi sabit sıcaklıkta ısıtmada reaksiyon tamamen sıcaklığa bağlıdır. Bunun anlamı; amorf yapıyı oluşturan atomlar, yüksek sıcaklıkta kolayca, yani kısa bir zamanda kristal yapıya geçebilmekte, ancak sıcaklık düştükçe amorf yapıdan kristal yapıya geçiş zorlanmakta ve reaksiyon uzun bir zaman zarfında tamamlanabilmektedir.

Şekil 4.10'da ayrıca amorf yapıdan kristal yapıya geçişin çekirdeklenme ve büyüme yoluyla olduğu anlaşılmaktadır. Şekil 4.10'da görüldüğü gibi ekzotermik piklerin sıcaklığa ve zamana bağlı olarak değişmesi çekirdeklenme için bir enerji bariyerinin olduğunu göstermektedir.

Sabit sıcaklıkta ısıtma ile elde edilen sonuçlar Johnson-Mehl-Avrami denklemi ile analiz edilerek Avrami grafiği çizilmiştir. Bu grafik Şekil 4.11'de görülmektedir. Grafiğin eğiminden n Avrami sabiti hesaplanmış ve $n \sim 2.5$ civarında bulunmuştur. Bu değer kristallenmenin çekirdeklenme ve büyüme yoluyla olduğunu gösterir. Bulunan bu sonuçlar aynı alaşım için yapılan sonuçlarla uyum içindedir (McKay ve ark., 2001).



Şekil 4.10. 30 m/s hızında hızlı katılaştırılan $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf alaşımının 420-427K de izotermal esnasındaki DSC sonuçları.



Şekil 4.11. 30 m/s hızla katılaştırılan şeritlerin izotermal esnasında kristallenme kinetiklerini gösteren Avrami grafikleri.

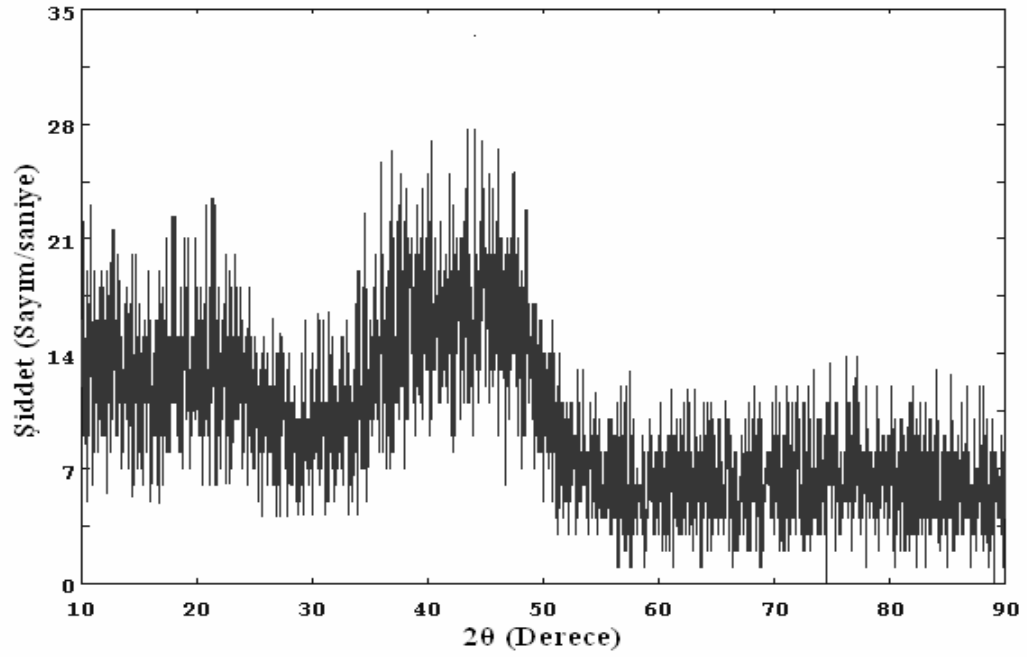
4.2. XRD Sonuçları

30 m/s disk hızında hızlı katılaştırma ile elde edilen $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımlarının amorf olup olmadığını X-ışını difraksiyonu (XRD) ile incelendi. Numuneler herhangi bir parlatma ve dağlama işlemine tabi tutulmadı. Böylece numune içindeki farklı fazların, parlatma ve dağlama işlemlerinden etkilenecek orijinal bileşimlerinin bozulma ihtimali engellenmiş oldu. Bu numuneler sırayla, üç kristallenme pik sıcaklıklarının sonu olan 475 K, 523 K ve 575 K sıcaklıklarına kadar ısıtılıp bu sıcaklıklarda 20 dakika sürekli ısıtma yapıldı. Numunelerin X-ışını analizlerinde, ölçüm aralığı $10^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$, tarama hızı $1^\circ/\text{dak}$. ve örnekleme aralığı $0,03^\circ$ olarak alındı. Şekil 4.12’de hızlı katılaştırma ile elde edilen $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımının XRD sonucu görülmektedir. Şekil 4.12’de görüldüğü gibi $2\theta = 44,05^\circ$ de geniş bir pik gözlenmiştir. Bu geniş pik hızlı katılaştırma ile üretilen alaşımın tamamen amorf yapıda olduğunu gösterir.

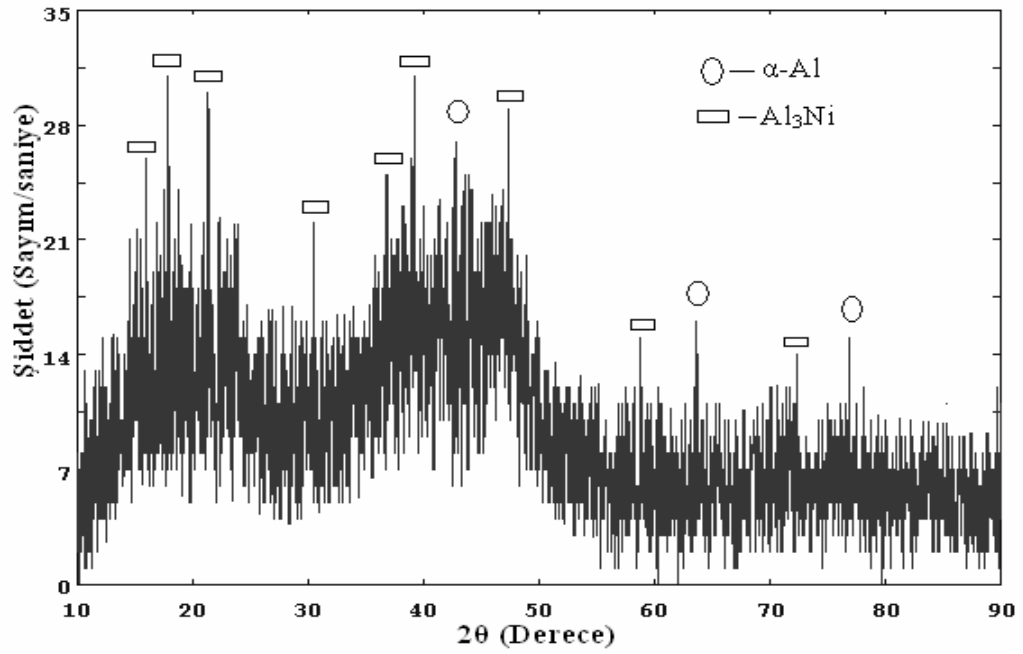
Amorf $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımlarının kristallenmesi sırasında meydana gelen faz dönüşümlerini belirleyebilmek için, sürekli ısıtma sırasında oluşan ekzotermik reaksiyonların bitiş sıcaklıklarında numuneler ısısal işleme tabi tutuldu ve bu şekilde ısıtılan numuneler XRD ile incelenerek kristallenme sonucu oluşan fazlar belirlendi. Şekil 4.13’de DSC’de sürekli ısıtma ile oluşan birinci ekzotermik pikin son sıcaklığı olan 475 K’de ısıtılan alaşımın XRD sonucu görülmektedir. Şekilde görüldüğü gibi bir dizi şiddetli pikler oluşmuştur. Bu piklere karşı gelen yansıma açıları ve oluşan fazlar Çizelge 4.7’de verilmiştir. Çizelge 4.7’de görüldüğü gibi, sürekli ısıtma ile oluşan birinci ekzotermik piki amorf fazın, α -Al faz ile Al_3Ni intermetalik faza dönüşümü sonucu oluşmuştur.

Benzer şekilde sürekli ısıtma ile DSC sonucunda ikinci ekzotermik reaksiyonun bitim sıcaklığı olan 523 K’de ısıtılan numunelerin XRD sonuçları şekil 4.14’de görülmektedir. Çizelge 4.8’de bu piklerin yansıma açısı ile oluşan fazlar görülmektedir. DSC sonucu oluşan ikinci ekzotermik pik α -Al ve Al_3Ni fazının fcc-Al ve hegzagonal Al_3Ni fazına dönüşümünü temsil etmektedir.

Son olarak DSC sonucu oluşan üçüncü ekzotermik reaksiyonun bitiş sıcaklığı olan 575 K’de ısıtılan numunelerin XRD sonuçları Şekil 4.15’de görülmektedir. Oluşan fazlar ve piklerin yansıma açıları Çizelge 4.9’da verilmiştir. Şekil 4.15 ve Çizelge 4.9’da görüldüğü gibi 575 K’de ısıtılan numune tamamen kristal yapıyı göstermektedir. DSC sonucu oluşan üçüncü ekzotermik pik, ikinci ekzotermik pikten sonra oluşan fazların fcc Al, fcc Si ve ortorombik Al_3Ni fazları ile bazı tanımlanamayan yarı kararlı ara fazlara dönüşümünü temsil etmektedir. Şekil 4.15’de dikkati çeken özellik, diğer alaşım şeritlerinin X-ışını analizi sonuçlarında gözlenmeyen Si piklerinin ortaya çıkmasıdır. Bu sonuç α -Al matrisi içinde çözünmüş Si’lerin çökmesinin bir sonucudur.



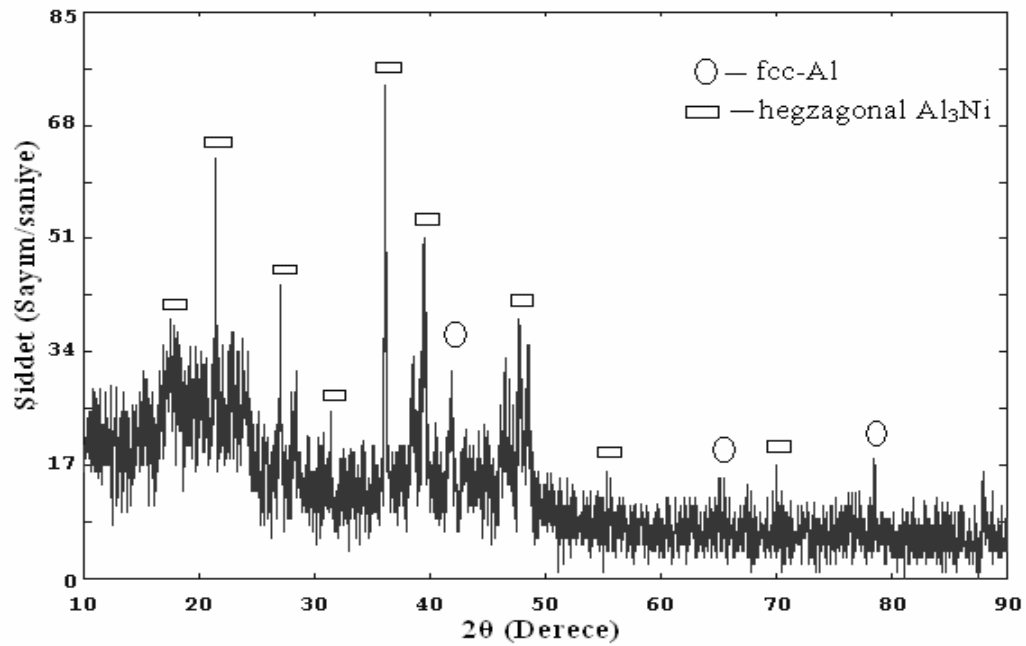
Şekil 4.12. Hızlı katılaştırılmış amorf $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımının XRD grafiği.



Şekil 4.13. Hızlı katılaştırılmış amorf $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımının 475 K de tavlamadan sonra gözlenen XRD grafiği.

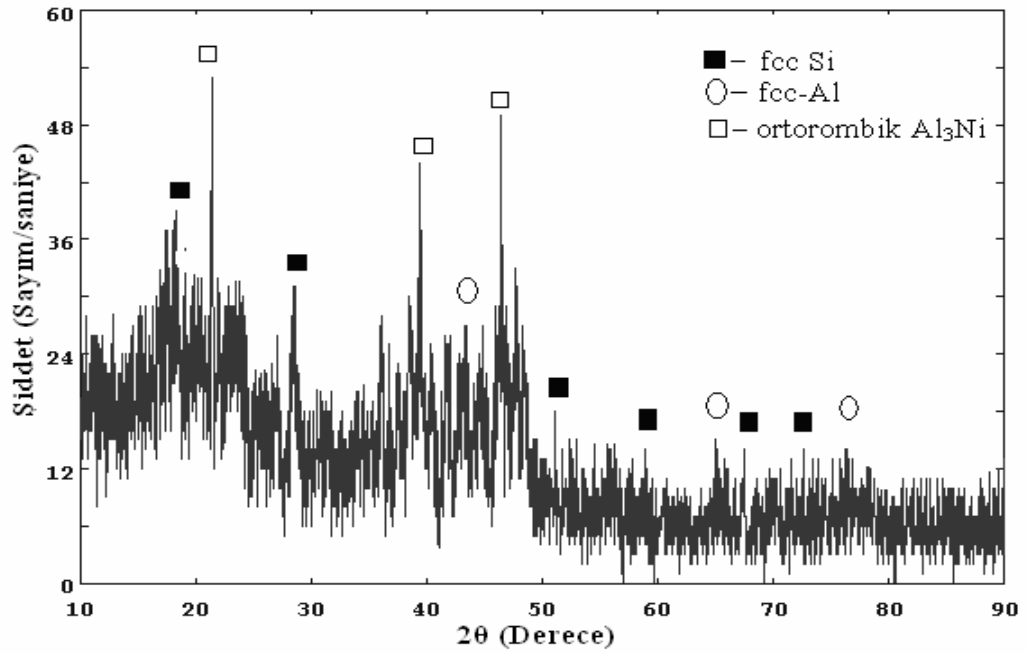
Çizelge 4.7. 475 K’de ısıtılan $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımının XRD sonuçları

2 θ (Yansıma Açısı)	d (Å)	Şiddet (Sayım/saniye)	Faz
16,000	5,53483	26,0	Al_3Ni
17,896	4,95260	31,6	Al_3Ni
21,220	4,18354	30,0	Al_3Ni
30,490	2,92944	22,0	Al_3Ni
36,759	2,44300	25,0	Al_3Ni
39,156	2,29876	31,2	Al_3Ni
42,761	2,11296	27,0	$\alpha\text{-Al}$
47,347	1,91845	29,2	Al_3Ni
58,778	1,56967	15,0	Al_3Ni
63,520	1,46344	16,0	$\alpha\text{-Al}$
72,249	1,30661	14,0	Al_3Ni
76,808	1,24001	15,0	$\alpha\text{-Al}$

Şekil 4.14. Hızlı katılaştırılmış amorf $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımının 523K de tavlama sonrasında gözlenen XRD grafiği.

Çizelge 4.8. 523 K’de ısıtılan $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımının XRD sonuçları

2 θ (Yansıma Açısı)	d (Å)	Şiddet (Sayım/saniye)	Faz
17,590	5,03794	39,0	Al_3Ni
21,452	4,13895	64,4	Al_3Ni
27,035	3,29550	44,4	Al_3Ni
36,098	2,48619	74,1	Al_3Ni
39,484	2,28045	51,4	Al_3Ni
41,827	2,15797	31,1	fcc-Al
43,123	2,09605	26,0	Al_3Ni
47,710	1,90468	39,0	Al_3Ni
55,329	1,65907	16,0	Al_3Ni
67,420	1,38795	14,0	fcc-Al
70,032	1,34244	17,0	Al_3Ni
78,428	1,21840	18,0	fcc-Al

Şekil 4.15. Hızlı katılaştırılmış amorf $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımının 575 K de tavlamadan sonra gözlenen XRD grafiği.

Çizelge 4.9. 575 K’de ısıtılan $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımın XRD sonuçları

2θ (Yansıma Açısı)	d (Å)	Şiddet (Sayım/saniye)	Faz
18,214	4,86684	39,2	fcc-Si
21,433	4,14245	53,1	Al_3Ni
28,479	3,13161	31,0	fcc-Si
39,398	2,28523	44,1	Al_3Ni
43,205	2,09227	27,3	fcc-Al
46,423	1,95445	49,2	Al_3Ni
51,121	1,78532	18,7	fcc-Si
58,828	1,56847	14,9	fcc-Si
65,023	1,43320	15,1	fcc-Al
67,420	1,38795	14,0	fcc-Si
72,636	1,30059	14,1	fcc-Si
76,247	1,24773	14,3	fcc-Al

5. SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışma, hızlı katılaştırma yöntemi ile üretilen amorf alaşımların, halen birçok sanayi dalında kullanılmakta olan ingot alaşımlara veya kristal yapıdaki diğer alaşımlara göre üstün özellikler göstermesi dolayısıyla Al-Ni-Si üçlü alaşımını amorf olarak üretilmesi konusunda yapıldı. Çalışmamızda $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımı hızlı katılaştırma yöntemi ile şeritler halinde üretilerek bunların termal ve yapısal özellikleri incelenerek karşılaştırıldı. Hızlı katılaştırma ile elde edilen alaşımların özelliklerini karşılaştırılmasının amacı daha iyi özelliklere sahip alaşımlar üretmektir. Ayrıca önceki çalışmalarda Al-esaslı ikili alaşımlar üzerinde çok araştırma yapılmasına rağmen, üçlü alaşımların özellikleri hakkında fazla araştırma yapılmamıştır. Bu nedenle bu çalışmada Al-Ni-Si üçlü alaşımı hızlı katılaştırma tekniği ile üretilen alaşımın termal ve yapısal özelliklerin katılma hızının etkisi incelendi. $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımı, hızlı katılaştırmanın eriyik-döndürme tekniği ile 25 m/sn, 30 m/sn ve 40 m/sn'lik hızlarda şeritler halinde üretildi. Bu çalışmada elde edilen sonuçları şu şekilde özetleyebiliriz;

1. $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf alaşımı hızlı katılaştırma tekniği ile şeritler halinde üretildi. XRD incelemesi, bu şeritlerin amorf yapıda olduğunu gösterdi.

2. $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf alaşımlarının farklı ısıtma oranları ile DSC'de sürekli ısıtılması esnasında üç ekzotermik pik gözlemlendi. Isınma oranı arttıkça bütün ekzotermik pik sıcaklıklarında ve pik şiddetlerinde bir artış oluştu gözlemlendi. Bu ısınma hızları ile reaksiyon mekanizmasında bir değişiklik olmadığı, ayrıca disk hızı arttıkça pik sıcaklıklarında ve şiddetlerinde düşüş olduğu görüldü.

3. Farklı disk hızlarında üretilen $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf alaşımında kristallenme için kinetik analizleri Kissenger ve Ozawa denklemleri kullanılarak aktivasyon enerjileri hesaplanmıştır. İki farklı metotla hesaplanan aktivasyon enerjileri yaklaşık birbirine eşit olduğu görüldü.

4. 30 m/s disk hızında hızlı katılaştırılan $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ amorf alaşımının kinetik analizini yapmak için, sürekli ısıtma esnasında gözlenen ilk ekzotermik pik için kristallenme başlangıç sıcaklığından 15-22K aşağısında sabit sıcaklıkta ısıtması yapıldı. Alaşımın kristallenme kinetikleri Johnson-Mehl-Avrami denkleminde Avrami sabiti (n)'in değerleri 2.4 – 2.8 arasında ölçülmüştür. Bu değer kristallenmenin çekirdeklenme ve büyüme ile olduğunu göstermiştir.

5. 475 K, 523 K ve 575 K sıcaklıklarına kadar ısıtıldıktan sonra 20 dakika tavlama yapılan amorf $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşım şeritlerinin X-ışını analizi sonucunda ise amorf yapının, faz dönüşümleri sonucunda kristal yapılara dönüştüğü gözlemlenmiştir. Bu fazlar sırayla birinci pikten sonraki sıcaklık olan 475 K'de α -Al ve Al_3Ni intermetalik fazlarıdır. İkinci pikten sonraki sıcaklık olan 523 K'de ise fcc-Al ve hegzagonal Al_3Ni fazlarıdır. Üçüncü pikten sonraki sıcaklık olan 575 K'de ise fcc-Si ve fcc-Al ile ortorombik Al_3Ni fazları gözlemlenmiştir.

6. Ayrıca tavlanan amorf şeritlerin XRD sonucunda tanımlanamayan pikler de gözlemlenmiş olup, bunların oksitlenmeden kaynaklandığı düşünülmektedir. Elde edilen bu sonuçlar önceki çalışmalara uygunluk göstermektedir.

$\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımının hızlı katılaştırma ile amorf elde edilip, termal ve yapısal özellikleri incelendikten sonra, bu konuda yapılacak çalışmalar için aşağıdaki önerilerde bulunabiliriz.

1. Bu çalışmada sadece $\text{Al}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Si}_{17}$ alaşımı incelenmiştir. AlNiSi alaşımının oranları değiştirilerek amorf yapıya sahip alaşım elde edilebilir. Bu yolla Al, Ni ve Si elementlerinin amorf yapıya etkisi detaylıca incelenmiş olur.

2. AlNiSi alaşımının mekanik, elektrik ve manyetik özellikleri araştırılmalıdır. Ve bu özelliklere hızlı katılaştırmanın etkisi belirlenmelidir.

3. AlNiSi üçlü alaşımına Cu, Fe, Co ve Mg eklenerek dördü alaşım üretilip Cu, Fe, Co ve Mg' un etkisi araştırılmalıdır.

4. Bu alaşımlar, amorf malzeme üretiminde önemli bir teknik olan Mekaniksel Öğütme tekniği ile üretilmeye çalışılmalıdır. Hızlı Katılaştırma ve Mekaniksel Öğütme teknikleriyle üretilen alaşımların sonuçları karşılaştırılmalıdır.

5. Amorf alaşımların sanayide kullanım alanları araştırılıp, bu alaşımlar daha da geliştirilerek kullanılabilir hale getirilmelidir.

KAYNAKLAR

- ABBASCHIAN, R. 1992. Physical Metallurgy Principles, PWS-Kent Publshing Comp., Boston, 300-307.
- AKHTAR, D., KOSTER, U. ve HAWIG, R., 1992. Effect of Melt-Spinning Parameters On The Texture of Nd-Fe-B a Scripta Met., 26, 953-956.
- APAYDIN, N. ve SMITH, R.W., 1988. Microstructural Characterization of Rapidly Solidified Al-Si Alloy, Mater. Sci. and Eng., 98, 149-152.
- ATAR, E. 1998. Yüksek lisans Tezi, Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü, Gebze, 62s.
- AYTAÇ, I. ve ERDEM, N. 1988. Fe₈₁ B_{13,5} Si_{3,5} C₂ Metalik Camının Elde Edilişi ve Manyetik Özelliklerinin Araştırılması Metalürji Kongresi ve Sergisi. İzmir 236-254.
- BAŞARAN, M. 1976. Döküm ve Katılaştırma Tekniği. İ.T.Ü. Gümüşsuyu Mat. İst. 1-25.
- BECK, H., ve GUNTHERODT, H. J. 1981. Topics in Applied Physics Glassy Metal 1, Springer-Verlag, New York, Vol 46,1-4.
- BERKOWITZ, A.E. and WALTER, J.L. 1980. Rapid Solidification Processing Principles and Technologies, Mehrabian, R., Kear, B.H. and Cohen, R(Ed.), Claitor Publishing Division, Baton Rouge, 294s.
- BHATTİ, A.R. 1989. Effect of Heat Treatment on Metallic Glasses, Ph.D. Thesis, Oxford. University, Oxford.
- BOZBIYIK, A. ve ERUSLU, M. N. 1988. M.S. Yöntemiyle Katılmış Al-Mn Şeritlerinin Üretimi. Metalürji Kongresi ve Sergisi, İzmir. 337-351.
- CAHN, R.W. 1986. Metallic Glasses Contemp Physic. 43-75.
- _____ 1980. Metallic Glasses, Contemp Physic., 21,1, 43-75.
- CHRISTIAN, J.W. 1975. Theory of Transformations in Metals and Alloys, Permagen Press, Oxford.
- CHRİSTMAN, J.R. 1988. Fundamental of Solid State Physics. Newyork. 32-37.
- COHN, R.W., KRİSHNANOND, K.D., LARİDJANİ, M., GREENHOLTZ, M. And HİLL, R. 1976. Mater. Sci. Engng., 23, 83s.

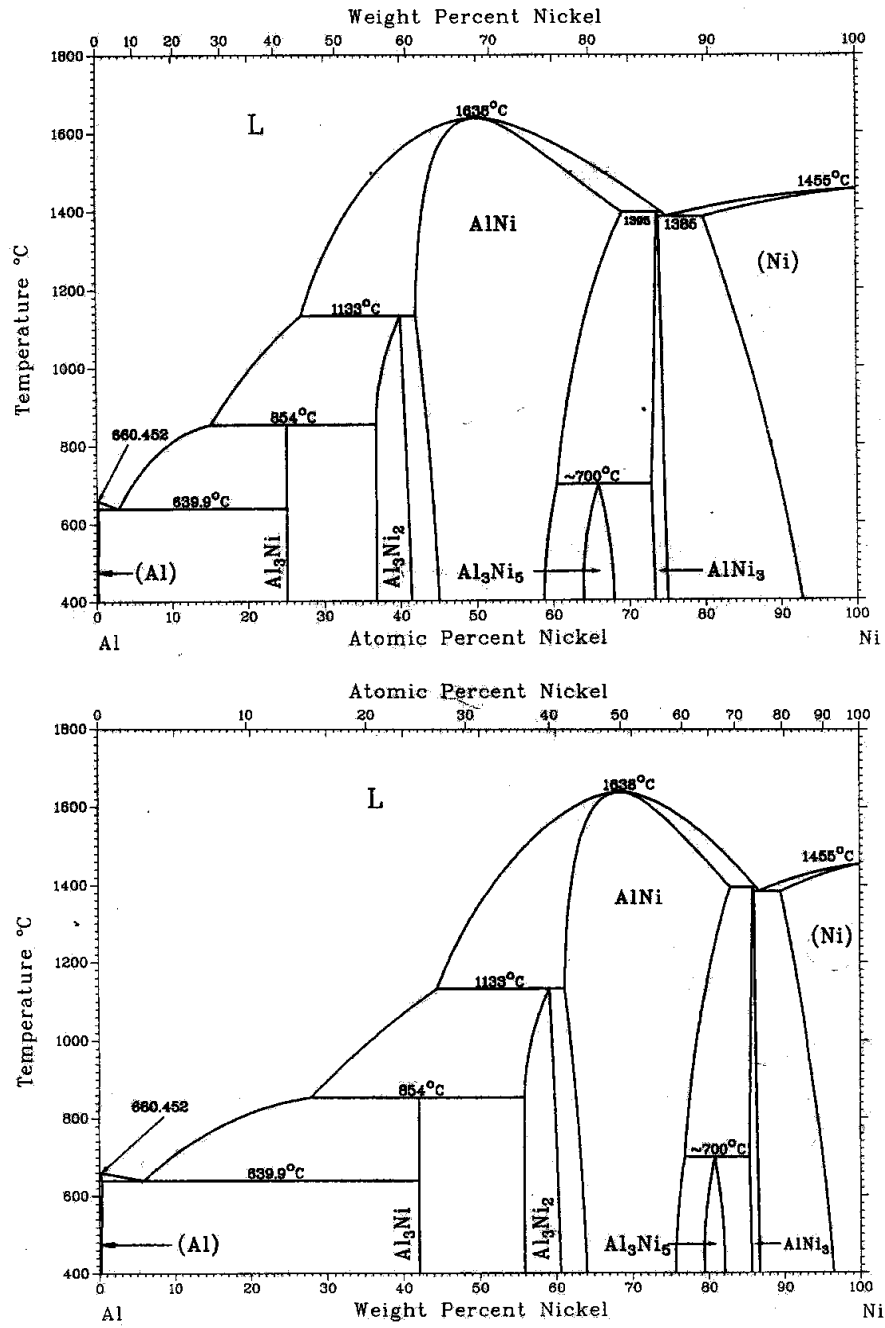
- CULLITY, B.D. 1967. Elements of X-Ray Diffraction, Addison-Wesley Publishing Comp. Inc., Reading, Massachusetts, Vol 2, 29-54.
- _____. 1978. Elements of X-Ray Diffraction, Addison-Wesley Publis. Comp. London, 287-310.
- DELHEZ, R., KEIJSER, TH. H., MITTEMIJER, E. J., VAN MOURIK, P., VAN DER PERS, N.M., KATGERMAN, L. ve ZAIM, W.E. 1982. Structural Inhomogenities of Al-Si Alloys Rapidly Quenched from the Melt, J. Mat. Sci., 17, 2887-2894.
- DURLU, T.N. 1992. Katıhal Fiziğine Giriş. Ankara Üniversitesi, Fen Fakültesi. 1-35.
- DUWEZ, P. ve VILLENS, R.H. 1963. Rapid Quenching of Liquid Alloys, 227, 262-365.
- DUWEZ, P. 1981. Metallic Glasses Historical-Background, Topics in Applied Glassy Metal, Springer-Verley, New York, 1, Vol 46, 19-23.
- DUWEZ, P. 1991. Metallic Glasses Historical-Background Topics in Applied Physics- (Editör: Gundherodt, H.J. ve Beck, H.) 19-21.
- DWİVEDİ, R. K., JOHAR, S., GİBBON, M. ve HOLİNGSHEAD, R. 1984. Effect of Process Parametres on The Properties of Rapidly Solidified Aluminium Alloy 2024 Prepared By Melt Spinning, Ferrous and Nonferrous Materials Proceedings of 1984.
- EROĞLU, A. ve İŞÇİ, C. 1988. Katıhal Fiziğinin Ders Notları. Ege Üniversitesi Fen Fakültesi. Bornova- İzmir. 1-50.
- FLEMING, M. C. 1974. Solidification Processing, Mc Graw-Hill Book Comp., New York, Vol 1, 21-24.
- FROES, F.H. ve CARBONARA, R. 1988. Applications of Rapid Solidification. Journal of Metals. Şubat. 45-52.
- 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. 20-28.
- GİLMAN, J.J. 1985. Metallic Glass Materials, Fontiers in Materials Technologies Elsevier, Materials Science Monograph, 26s.
- GÖĞEBAKAN, M. 1992. Al-Ni Alaşımlarının Melt- Spinning Metoduyla Hızlı Katılaştırılması, Fiziksel ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi. Erciyes Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi. Kayseri. 65s.
- _____. 1998. Amorphous and Nanocrystalline Al-based Alloys. Oxford Üniversitesi. Doktora tezi, 164s.

- GÖĞEBAKAN, M., WARREN, P.J. ve CANTOR, B. 1997. Crystallization Behaviour of Amorphous $Al_{85}Y_{11}Ni_4$ Alloy. Mater. Sci. Eng., A226-228, 168-172.
- GUBANOV, A.I. 1960. Soviet Physics Solid State, 2, 2477-2480.
- GÜNDEŞ, A. 2002. Al-Ni-Si Alaşımlarının Hızlı Katılaştırma ile Üretilmesi ve Fiziksel, Yapısal Özelliklerinin İncelenmesi. Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi. Kahramanmaraş, 60s.
- HADDAD-S, M., FREDRIKSSON, H. ve DUHAJ, P. 1993. On The Thickness of Amorphous Bilayer Ribbons in Planer Flow Melt Spinning Process, Int. J. Rapid Solidification, 7, 269-282.
- HARBUR, D.R., ANDERSON, J.W., ve MARAMAR, W.J. 1969. Rapid Quenching Drop Smasher, Trans. Met. Soc., 245, 1055-1061.
- HERLACH, D. M. 1994. Non-equilibrium Solidification of Undercooled Metallic Melts, Mat. Sci. Eng., R12,177-265.
- HOEVEN, V. D., MOURIK, J.A. ve MITTEMEIJER, E.J. 1983. Structural and Compositional Variations in Aluminum Alloys Rapidly Quenched from the Melt, J. Mat. Sci., 2, 158-160.
- HONEYCOMBE, R.W.K. (Editör CANTOR) 1978. Proc.3' Int. Conf. Rapidly Quenched Metals, Brighton, U.K.
- INOUE, A. 1995. Mater. Trans. JIM, 36, 866.
- JONES, H. 1982. Rapid Solidification of Metal and Alloys The Institution of Metallurgist. London. 337-351.
- KARASLAN, T. 1992. Hızlı Katılaştırılmış Al-Mg Alaşımlarının Fiziksel Mekaniksel Özelliklerinin İncelenmesi. Erciyes Üniv. Yüksek Lisans Tezi., Kayseri, 70s
- _____. 1998. Hızlı Katılaştırılmış Al-Mg Alaşımlarının Üretilmesi ve Üretilen Numunelerin Yı, Fiziksel, Elektriksel ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Erciyes Üniv., Doktora Tezi, Kayseri, 115s.
- KERLİ, S. 2006. Al-Y-Ni Amorf Alaşımlarının Elektriksel ve Manyetik Özelliklerinin İncelenmesi. Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi. Yüksek Lisans Tezi, Kahramanmaraş, 39s.
- KISSENGER, H.E. 1957. Reaction kinetics in differential thermal analysis, Anal. Chem., 29, 1702-1706.
- KİTTEL, C. 1976. Introduction to Solid State Physics. Newyork. 10-45.

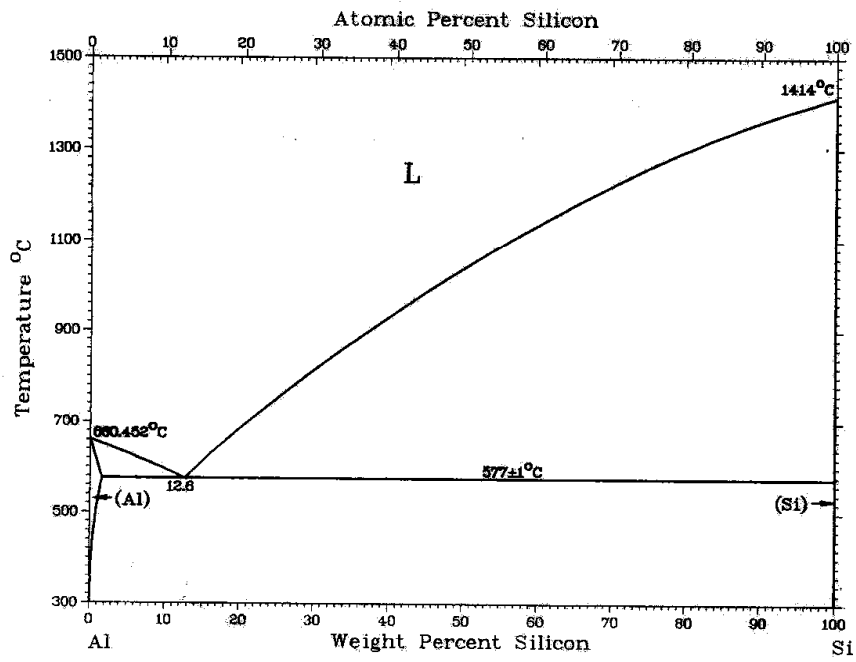
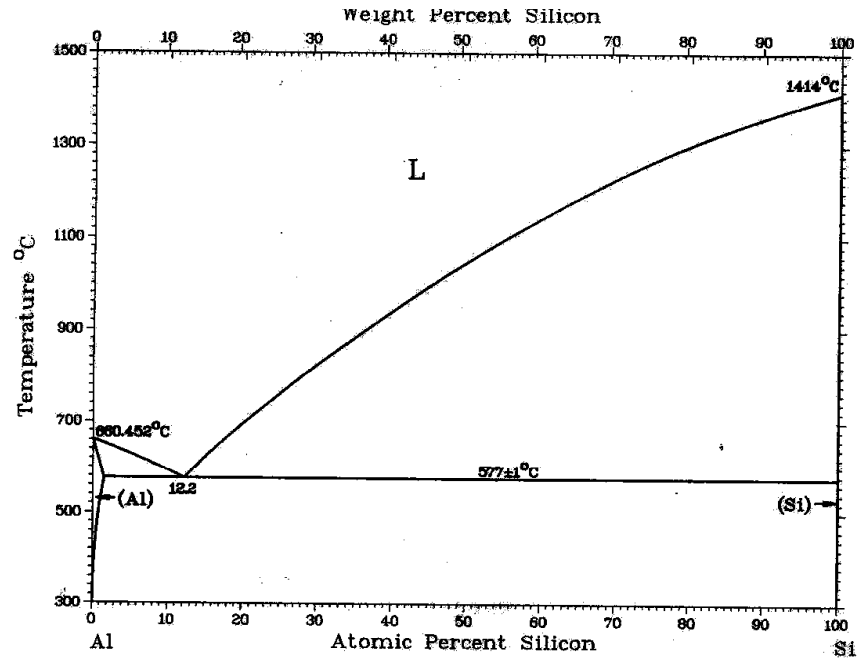
- KLEMENT, W., WILLENS, R.H., DUWEZ, P. 1960. Non- Crystalline Structure in Solidified Gold Silicon Alloy, *Nature*, 4740, 869-870.
- KOBAYASHI, K. E., KUMIKAWA, M. ve SHINGU, P.H. 1985. Rapid Solidification of Al-Si Alloys by the Single Roller Method, *J. Jap. Ins. Metals*, 49. (1) 59-63.
- LATUNCH, J., KOKOSZKISIWICZ, A., MATYJA, H. 1995. The Effect of Cu Addition on the Formation of fcc Al- phase Rapidly Quenched Al-Ni Alloys, *Mat. Sci. Eng.*, A226-228, 809-812.
- LAVERNIA, E.J., AYERS, J.D. and SRIVATSAN, T. 1992. *Int. Mater. Rev.*, 37, 1s.
- LEVINE, D., ve STEINHARDT, P.J. 1984. Microstructure of Quasicrystals in Rapidly Solidified Alloys, *Phys. Rev. Lett.*, 53, 2477-2484.
- LIBERMANN, H.H. 1984. “ Rapidlly Solidified Alloys Made By Chill Block Melt-Spinning Process” *Journal of Crystal Growth*. 497-506.
- _____ 1981. Coaxial Jet Spinning of Glassy Alloys Ribbons, *J. Materials Science*, 15,2771-2776.
- MCKAY, B.J., CIZEK, P., SCHUMACHER P., O'REILLY, K.A.Q. 2001. Heterogeneous nucleation in an Al-Ni-Si alloy studied using a metallic glass technique. *Mater. Sci. Eng.* A304-306, 240-244.
- OZAWA, T. 1970. Kinetic analysis of derivative curves in thermal analysis, *J. Therm. Anal.*,2, 301-324.
- PATER, D.A. ve EASTERLING, K.E. 1980. Phase Transformations in Metals and Alloys. 186-210s.POND, R.B. MARINGER, R.E. ve MOBLEY, C.E. 1976. *Amer. Soc. For. Metals. Cleveland*. 128-164.
- POLK, D.E. ve GIESSEN, B.C. 1978. *Metalic Glasses*, Eds. J.J. Gilman and H.J. Leamy (Metals Parks: American Society for Metals, Ohio.) 1s.
- POND, R.B. MARINGER, R.E. ve MOBLEY, C.E. 1976. *New Trends in Fabrication*, *Amer. Soc. For Metals*, 128-164.
- QUIST, W.E. ve LEWIS, R.E. 1986. The Need for Rapidly Solidified Powder Metaalurgy Aluminum Alloys for Aerospace Application, *American Society for Testing and Materials*, 7-38.
- SAVAGE, S.J. ve FROES, F.H. 1984. Production of Rapidly Solidified Metals and Alloys, *Journal of Metals*, 20s.

- SCHNİDER, J., SPRİNGMANN, B., ZAVETA, K. 1985. RQ5, S., Steeb, H., Warlimont, (Nortj-Hollnd, Amsterdam), 1295s.
- SHIH, J. H.,WU, J.Y. ve LAVERNIA, E. J. 1993. Coarsening Behavior of Primary Si in Melt-Spun Al-22%wtSi, Scripta Met.et Mat., 29,31-36.
- SÜMER, A. 1996. X-Işınları Difraksiyonu İ.T.Ü. 56-80.
- TURNBULL, D. 1974. Journal of Physique-Colloques, 35,C4-1.
- 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.
- UZUN, O., KARAASLAN, T., GOGEBAKAN, M., KESKİN, M. 2004. Hardness and Microstructural Characteristics of Rapidly Solidified Al-8,12,16wt.%Si Alloys, Jour. of Al. Comp., 376, 149-157.
- YAMAN, Y.M. ve AYDINBEYLİ, N. 1990. Mg70 Zn30 Metalik Cam Şeritlerinin Geometrisine Üretim Şartlarının Etkisi Jour. of Metarials Science Letters 9. 228-235.

EK ŞEKİLLER



Ek Şekil 1. Al-Ni Faz Diyagramı



Ek Şekil 2. Al-Si Faz Diyagramı

ÖZGEÇMİŞ

Mustafa OKUMUŞ 1976 yılında Kahramanmaraş'ın Kürtül Kasabası'nda doğdu. İlkokulu Kürtül İlkokulu'nda okudu. Ortaokulu Kavlaklı Ortaokulu'nda, liseyi ise Sivas Yıldızeli Pamukpınar Anadolu Öğretmen Lisesi'nde 94-95 döneminde bitirdi. 1995 yılında Balıkesir Üniversitesi Necatibey Eğitim Fakültesi Fizik Öğretmenliği'ne girdi. Bu bölümü 1999 yılında bitirdi. 2000 yılında Bitlis ilinin Hizan ilçesine sınıf öğretmeni olarak atandı. 2003 yılında Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü'nde yüksek lisansa başladı. Evli ve bir çocuk babasıdır. Halen Kahramanmaraş'ın Şerefoğlu Köyü'nde sınıf öğretmenliği yapmaktadır.