

KAHRAMANMARAŞ SÜTÇÜ İMAM ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
FİZİK ANA BİLİM DALI

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

120 263

Alaaddin GÜNDEŞ

120263

YÜKSEK LİSANS TEZİ

KAHRAMANMARAŞ
EYLÜL – 2002

KSÜ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
FİZİK ANABİLİM DALI

AI-Ni-Si ALAŞIMLARININ HIZLI KATILAŞTIRMA
İLE ÜRETİLMESİ VE FİZİKSEL, YAPISAL
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Alaaddin GÜNDEŞ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Kod No:

Bu Tez 01/10/2002 Tarihinde Jüri Üyeleri Tarafından
Oy Birliği/Oy Çokluğu İle Kabul Edilmiştir.

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

.....
Prof. Dr. Ali
DOĞAN
ÜYE

.....
Yrd. Doç. Dr. Mükerrerem
KURTOĞLU
ÜYE

Yukarıdaki imzaların adı geçen öğretim üyelerine ait olduğunu onaylarım.

.....
Prof. Dr. Cafer MART
Enstitü Müdürü

Bu çalışma tarafından desteklenmiştir.

Proje No:

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

İÇİNDEKİLER

	SAYFA
İÇİNDEKİLER.....	I
ÖZET.....	III
ABSTRACT.....	IV
ÖNSÖZ.....	V
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	VI
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	VII
EK ÇİZELGELER DİZİNİ.....	IX
EK ŞEKİLLER DİZİNİ.....	X
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	XI
1. GİRİŞ.....	1
1.1. Giriş.....	1
1.2. Kristal Yapı.....	1
1.3. Kristal Yapı Hataları.....	5
1.3.1. Nokta Hatası.....	5
1.3.2. Nokta Hatası Termodinamiği.....	6
1.3.3. Çizgi Hataları (Dislokasyon).....	7
1.3.4. Dislokasyon Yoğunluğu.....	7
1.4. Katılaşma.....	7
1.4.1. Normal Katılaştırma.....	8
1.4.2. Hızlı Katılaştırma.....	8
1.4.3. Homojen Çekirdeklenme.....	9
1.4.4. Heterojen Çekirdeklenme.....	11
1.5. Hızlı Katılaştırma Teknikleri.....	13
1.5.1. Sıvı Soğutma Tekniği.....	13
1.5.2. Tabanca Tekniği.....	14
1.5.3. Püskürtme Tekniği.....	15
1.5.4. Diğer Hızlı Katılaştırma Teknikleri.....	16
1.5.4.a. İki Piston Tekniği.....	16
1.5.4.b. Yüzey Eritme Tekniği.....	16
1.5.4.c. Buhar ve Düzensiz Biriktirme Tekniği.....	16

1.6. Faz Dönüşümü.....	16
1.7. Alüminyum ve Alaşımları	17
1.8. Kristal Yapı Analizi	18
1.8.1. X-Işınları.....	18
1.8.2. Nötronlar ve Elektronlar	19
1.8.3. Bragg Kanunu	19
1.9. X-Işını Deneysel Metotları	20
1.9.1. Laue Metodu.....	20
1.9.2. Döner Kristal Metodu	21
1.9.3. Debye-Scherrer Toz Metodu.....	21
1.10. X-Işını Difraksiyon Metodu	22
1.11. Metalografi	22
1.12. Mekanik Testler	23
2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR.....	24
3. MATERYAL VE METOT	27
3.1. Giriş	27
3.2. Vakumlu Döküm fırını.....	27
3.3. Hızlı Katılaştırma Sistemi.....	27
3.4. Numunelerin Hazırlanması.....	30
3.5. Hızlı Katılaştırmayla Şerit Üretimi	30
3.6. X-Işınları Difraksiyon Çalışması	31
4. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	33
4.1. Hızlı Katılaştırma İle Elde Edilen Şeritlerin Geometrik Yapılarının Ölçülmesi..	33
4.2. X-ışınları İle Faz Analizi	36
4.3. Örgü Sabitinin ve Tane Yarıçapının Hesaplanması	43
4.4. Yoğunlukların Hesaplanması	48
5. SONUÇ VE ÖNERİLER	51
KAYNAKLAR.....	53
EKLER.....	55
ÖZGEÇMİŞ	59

KAHRAMANMARAŞ SÜTÇÜ İMAM ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
FİZİK ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ÖZET

Al-Ni-Si ALAŞIMLARININ HIZLI KATILAŞTIRMA İLE ÜRETİLMESİ
VE FİZİKSEL, YAPISAL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Alaaddin GÜNDEŞ

Danışman: Yrd. Doç. Dr. Musa GÖĞEBAKAN

Yıl: 2002, Sayfa: 59

Jüri : Yrd. Doç. Dr. Musa GÖĞEBAKAN
: Prof. Dr. Ali DOĞAN
: Yrd. Doç. Dr. Mükerrerem KURTOĞLU

Bu çalışmada Al-Ni-Si üçlü alaşımları hızlı katılaştırıldı ve hızlı katılaştırılan şeritlerin fiziksel, yapısal ve mekaniksel özellikleri incelendi. Hızlı katılaştırma ile şeritler üretmek için kullanılan eriyik döndürme tekniği, alaşımı eritmek için kullanılan fırın ve eriyiği soğutmak için kullanılan döner disk olmak üzere 2 ana kısımdan oluşmaktadır. Hızlı katılaştırma ile üretilen şeritlere döner disk hızının etkisini anlamak için deney farklı dönme hızlarında tekrarlandı. Şeritlerin geometrisi ile döner disk hızı arasında iyi bir ilişki bulundu. Şeritlerin kalınlık ve genişlikleri döner disk hızı ile ters orantılı olarak azaldı. Normal ve hızlı katılaştırma ile üretilen alaşımların yapısı X-ışını difraksiyonu (XRD) ile analiz edildi. Normal katılaştırma ile üretilen alaşımların XRD analizinde Al, Al₃Ni ve Si fazlarına ait yansımalar gözlemlendi. Hızlı katılaştırma ile üretilen şeritlerin XRD analizinde ise Al fazlarına ait yansımalar gözlemlendi. Ayrıca XRD araştırması, hızlı katılaştırma ile üretilen alaşımların kristal yapısını fcc (yüzey merkezli kübik) ve örgü parametresini (a) 0.40446 nm olarak ortaya çıkardı. Hızlı katılaştırma ile üretilen alaşımların örgü parametrelerinin değeri normal katılaştırma ile üretilen alaşımın örgü parametresi değerinden daha az çıkmaktadır. Bu sonuç hızlı katılaştırma ile üretilen fcc yapıdaki Al faz içerisindeki Ni ve Si çözümlerinin denge çözünürlük limitlerinin aşılmasıyla süper doyumluğa ulaşıldığını gösterdi. Hızlı katılaştırma ile üretilen şeritlerin yoğunluğu hesaplandı ve hızlı katılaştırma ile üretilen şeritlerin yoğunluğu, normal katılaştırma ile üretilen alaşımın yoğunluğundan daha az bulundu. Normal ve hızlı katılaştırma ile üretilen alaşımların arasındaki yoğunluk farkı, kristal yapılarındaki atomik mesafe ve atomik düzenleri arasındaki farktan kaynaklanmaktadır. Normal ve hızlı katılaştırma ile üretilen alaşımların tane yarıçapları hesaplandı ve tane yarıçaplarının döner disk hızına ters orantılı olarak azaldığı bulundu. Bu sonuç hızlı katılaştırma ile üretilen alaşımlarda homojenliğin arttığını ortaya çıkardı.

Anahtar Kelimeler: Al-Ni-Si, Alaşım, Hızlı Katılaştırma, Eriyik Döndürme, Kristal Yapı, Yoğunluk, X-ışını, Örgü Sabiti.

UNIVERSITY OF KAHRAMANMARAŞ SÜTÇÜ İMAM
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 PHYSICAL, STRUCTURAL PROPERTIES**

Alaaddin GÜNDEŞ

Supervisor: Assist. Prof. Dr. Musa GÖĞEBAKAN

Year: 2002, Pages: 60

Jury : Assist. Prof. Dr. Musa GÖĞEBAKAN
: Prof. Dr. Ali DOĞAN
: Assist. Prof. Dr. Mükerrerem KURTOĞLU

In this study ternary Al-Ni-Si alloys were rapidly solidified by melt-spinning technique and physical, structural and mechanical properties of the rapidly solidified ribbons were examined. The melt-spinning technique which was used for produce of rapidly solidified ribbons consist of two main parts; the furnace is used for alloy to melt and the rotating disc is used for the melting to cool. In order to understand the effect of rotating disc speed on rapidly solidified ribbons geometry the experiment was repeated for different rotating speed. It was found that there is good relationship between ribbons geometry and rotating disc speed. The ribbons thickness and width decreased inversely with the rotating disc speed. The structure of rapidly and normally solidified alloys were characterized by X-ray diffractometry (XRD). In the XRD analysis of normally solidified alloys, the possible reflections of Al, Al₃Ni and Si phases were observed. In the XRD analysis of rapidly solidified ribbons, the possible reflections of the Al phase was observed. Furthermore, XRD investigation revealed that the crystal structure of rapidly solidified alloys have fcc (face center cubic) structure with a lattice parameter (a) of 0.40446 nm. The value of lattice parameter is lesser than that of normally solidified alloy. This result indicated that the rapidly solidified fcc-Al phase is a supersaturated solution containing Ni and Si contents which are more than the equilibrium solubility limit. Density of rapidly solidified ribbons determined and it was found that rapidly solidified ribbons have more lower density than that of normally solidified alloy. The difference in density between alloys and normally solidified alloy are probably due to the difference in atomic spacing and atomic arrangements in their crystal structures. Crystallite size of normally and rapidly solidified alloys determined and it was found that crystallite size of the alloys decrease inversely with the rotating disc speed. This result revealed that the homogeneity of rapidly solidified alloys increase.

Key Words: Al-Ni-Si, Alloys, Rapid Solidification, Melt-Spinning, Crystal Structure, Density, X-Ray, Lattice Parameter

ÖNSÖZ

Son yıllarda katıhal fiziğinde yapılan çalışmalar malzemeleri üretme yönteminin, malzemenin mikro yapısı ve dolayısıyla özelliklerini önemli ölçüde etkileyebileceğini göstermiştir. Daha iyi özelliklere sahip malzeme üretmek için bir çok farklı yöntemler geliştirilmiştir. Bu yöntemlerden biri olan hızlı katılaştırma yönteminin bulunması ve geliştirilmesi ve bu yöntemle elde edilen malzemelerin özelliklerinin normal katılaştırma ile elde edilen malzemelerden çok daha iyi olması, bu konuda yapılan çalışmaların hızla artmasına neden olmuştur.

Bugüne kadar hızlı katılaştırma ile Al-esash ikili alaşımlar üzerinde bir çok çalışma yapılmasına rağmen Al-esash üçlü alaşımlar üzerinde fazla çalışma yapılmamıştır.

Bu çalışmada Al-Ni-Si üçlü alaşımını, hızlı katılaştırma (rapid solidification) metodlarından “eriyik-döndürme” (melt-spinning) metoduyla şeritler halinde elde edildi. Elde edilen şeritlerin yapısı, mekaniksel ve fiziksel özellikleri incelendi ve bu sonuçlar normal katılaştırma ile elde edilen alaşımlarla karşılaştırıldı. Ayrıca hızlı katılaştırma parametrelerinin şeritlerin geometrik yapısına olan etkisi detaylıca incelendi.

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

Hızlı katılaştırma ile şeritlerin üretilmesine yardımcı olan Dr. Tuncay KARAASLAN'a teşekkür ederim. Ayrıca Erciyes Üniversitesi Fizik Bölümü laboratuvarlarını kullanma imkanı veren Prof. Dr. Mustafa KESKİN' e ve Prof. Dr. Mehmet GÜNDÜZ' e teşekkür ederim.

Çalışmalarımıza yardımcı olan K.S.Ü. Fizik Bölüm Başkanı Prof. Dr. Ali DOĞAN'a da teşekkür ederim. Ayrıca çalışmamda bana yardımcı olan aileme ve arkadaşlarıma da teşekkür ederim.

EYLÜL 2002
KAHRAMAN MARAŞ

ALAADDİN GÜNDEŞ

ÇİZELGELER DİZİNİ

SAYFA

Çizelge 1.1. Üç boyutta 14 örgü tipi.....	5
Çizelge 1.2. Kristal yapının incelemesinde kullanılan kırınım metotları.....	20
Çizelge 4.1. Hızlı katılaştırılmış $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ şeritlerinin katılaştırma hızlarına göre genişlikleri ve kalınlıklarının ortalama değerleri.....	33
Çizelge 4.2. Hızlı katılaştırılmış $Al_{94}Ni_5Si_1$ şeritlerin katılaştırma hızlarına göre, kalınlıkları ve genişliklerinin ortalama değerleri	33
Çizelge 4.3. Normal katılaştırılmış $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon sonuçları.....	37
Çizelge 4.4. 30 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon sonuçları	38
Çizelge 4.5. 32 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon sonuçları	39
Çizelge 4.6. 35 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon sonuçları	40
Çizelge 4.7. 37 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon sonuçları	41
Çizelge 4.8. 40 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon sonuçları	42
Çizelge 4.9. Normal katılaştırma ile elde edilen $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ alaşımının örgü sabitleri (a) ve tane yarıçaplarının (t) değerleri.....	43
Çizelge 4.10. Hızlı katılaştırma (30 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ şeritlerinin örgü sabitleri (a) ve tane yarıçaplarının (t) değerleri.	44
Çizelge 4.11. Hızlı katılaştırma (32 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ şeritlerinin örgü sabitleri (a) ve tane yarıçaplarının (t) değerleri.	44
Çizelge 4.12. Hızlı katılaştırma (35 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ şeritlerinin örgü sabitleri (a) ve tane yarıçaplarının (t) değerleri	44
Çizelge 4.13. Hızlı katılaştırma (37 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ şeritlerinin örgü sabitleri (a) ve tane yarıçaplarının (t) değerleri.	44
Çizelge 4.14. Hızlı katılaştırma (40 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ şeritlerinin örgü sabitleri (a) ve tane yarıçaplarının (t) değerleri.	45
Çizelge 4.15. Normal ve hızlı katılaştırma ile üretilen $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ alaşımların yoğunluk değerleri	48
Çizelge 4.16. Normal ve hızlı katılaştırma ile üretilen $Al_{94}Ni_5Si_1$ alaşımların yoğunluk değerleri.....	49

ŞEKİLLER DİZİNİ

SAYFA

Şekil 1.1. Kristallerin dış biçiminin yalnız yapı blokları biçimine bağlılığı. Bu yapı blokları (a) ve (b) de özdeştir, ama farklı kristal yüzleri gelişmiştir (Kittel, 1996).	2
Şekil 1.2. Üç boyutta bir uzay örgünün birim hücresi.....	3
Şekil 1.3. Üç boyutta 14 Bravais örgüleri (Durlu, 1992).....	4
Şekil 1.4. Kristalde (a) Boşluk hatası, (b) Ara yüzey hatası.	6
Şekil 1.5. Frenkel hatası.....	6
Şekil 1.6. Homojen Çekirdeklenme	9
Şekil 1.7. Serbest enerji değişiminin r yarıçaplı kürenin homojen çekirdeklenmesiyle birlikte oluşumu	10
Şekil 1.8. Düz kalıp duvarı üzerinde küresel bölge şeklinde heterojen çekirdeklenme.....	11
Şekil 1.9. Homojen ve heterojen çekirdeklenme için katı kümelerin fazla serbest enerjileri.....	12
Şekil 1.10. Hızlı katılaştırmanın teknikleri ve ürünleri (Jones, 1982).....	14
Şekil 1.11. Soğutucu blokta eriyik döndürme tekniği	15
Şekil 1.12. Eşeksenli püskürtmeli eriyik döndürme tekniği	15
Şekil 1.13. Tabanca tekniği	15
Şekil 1.14. Püskürtme tekniği.....	16
Şekil 1.15. Bragg Kanunu	20
Şekil 1.16. Laue metodu.....	21
Şekil 1.17. Döner Kristal Metodu	21
Şekil 1.18. Debye-Scherrer toz metodu.	22
Şekil 3.1. Vakumlu döküm fırını.	28
Şekil 3.2. Grafit pota.	29
Şekil 3.3. Hızlı katılma sisteminin genel şeması.....	29
Şekil 3.4. Eriyik döndürme tekniği ile şerit üretimi	31
Şekil 3.5. Pikin yarı şiddetindeki B açısı genişliğini	32
Şekil 4.1. $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ alaşımının katılma hızlarına göre şeritlerin kalınlıklarının değişimi.....	34
Şekil 4.2. $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ alaşımının katılma hızlarına göre şeritlerin genişliklerinin değişimi.....	34
Şekil 4.3. $Al_{94}Ni_5Si_1$ alaşımının katılma hızlarına göre şeritlerin kalınlıklarının değişimi.....	35
Şekil 4.4. $Al_{94}Ni_5Si_1$ alaşımının katılma hızlarına göre şeritlerin genişliklerinin değişimi.....	35
Şekil 4.5. Normal katılaştırılmış $Al_{94.5}Ni_5Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon pikleri	36

Şekil 4.6. 30 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon pikleri	38
Şekil 4.7. 32 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon pikleri	39
Şekil 4.8. 35 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon pikleri	40
Şekil 4.9. 37 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon pikleri	41
Şekil 4.10. 40 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon pikleri	42
Şekil 4.11. Oluşan tane yarıçaplarının katılaştırma hızlarına göre değişimi.....	45
Şekil 4.12. (220) Al fazına ait örgü sabitinin katılaştırma hızlarına göre değişimi.....	45
Şekil 4.13. Normal katılaştırma ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon piklerindeki (220) Al fazının piki	46
Şekil 4.14. Hızlı katılaştırma (30 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin X-ışını difraksiyon piklerindeki (220) Al fazının piki.....	46
Şekil 4.15. Hızlı katılaştırma (32 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin X-ışını difraksiyon piklerindeki (220) Al fazının piki.....	46
Şekil 4.16. Hızlı katılaştırma (35 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin X-ışını difraksiyon piklerindeki (220) Al fazının piki.....	47
Şekil 4.17. Hızlı katılaştırma (37 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin X-ışını difraksiyon piklerindeki (220) Al fazının piki.....	47
Şekil 4.18. Hızlı katılaştırma (40 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin X-ışını difraksiyon piklerindeki (220) Al fazının piki.....	47
Şekil 4.19. Normal ve hızlı katılaştırma ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımların yoğunluğunun katılaştırma hızına göre değişimi	49
Şekil 4.20. Normal ve hızlı katılaştırma ile elde edilen $Al_{94}-Ni_5-Si_1$ alaşımların yoğunluğunun katılaştırma hızına göre değişimi	49

EK ÇİZELGELER DİZİNİ

	SAYFA
Ek Çizelge 1. Al-Ni Sisteminin Özel Noktaları	55
Ek Çizelge 2. Al-Si Sisteminin Özel Noktaları	57



EK ŞEKİLLER DİZİNİ

	SAYFA
Ek Şekil 1. Al-Ni faz diyagramı.....	56
Ek Şekil 2. Al-Si faz diyagramı.....	58



SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

I_0	: Gelen ışın şiddeti
I	: Yansıyan ışın şiddeti
I/I_0	: Yansıma oranı (ışın yoğunluğu)
θ_B	: Yansıma açısı
d	: Düzlemler arası uzaklık
$h, k l$: Miller indisleri
a	: Örgü sabiti
T	: Örgü öteleme vektörü
B	: Pikin yarısındaki açı genişliği ($B = \theta_2 - \theta_1$)
θ_1	: Pikin başlangıç açısı
θ_2	: Pikin bitiş açısı
t	: Oluşan tane yarıçapı
FCC (fcc)	: Yüzey merkezli kübik yapı
BCC (bcc)	: Cisim merkezli kübik yapı
H	: Planck Sabiti ($6,62 \times 10^{-27}$ erg.sn)
G	: Gibbs serbest enerjisi
Al	: Alüminyum
Ni	: Nikel
Si	: Silisyum
Cu	: Bakır
γ	: Ara yüzey serbest enerjisi
λ	: X – ışını Dalga boyu
V	: Hacim
E	: İç enerji
S	: Entropi
T_s	: Sıcaklık
T_m	: Denge erime sıcaklığı
Å	: Angström ($1 \text{ Å} = 10^{-1} \text{ nm} = 10^{-10} \text{ m}$)
nm	: Nano metre
μm	: Mikro metre ($1 \text{ mm} = 10^3 \mu\text{m}$)
mm	: Mili metre
cm	: Santimetre

1. GİRİŞ

1.1. Giriş

Çağımızın temel araştırma konularından biri, daha iyi özelliklere sahip ve daha ekonomik malzemelerin üretilmesidir. Malzemelerin tamamı katılardan oluşur ve bu katıları oluşturan element 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 alaşımlar bir çok özelliği kristal yapıdaki alaşımlardan oldukça farklıdır. 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 üstün çıkması üzerine bilimsel çalışmalar hızlı katılaştırma üzerine yoğunlaştı. Sonuç olarak hızlı katılaştırmanın bir çok tekniği geliştirildi.

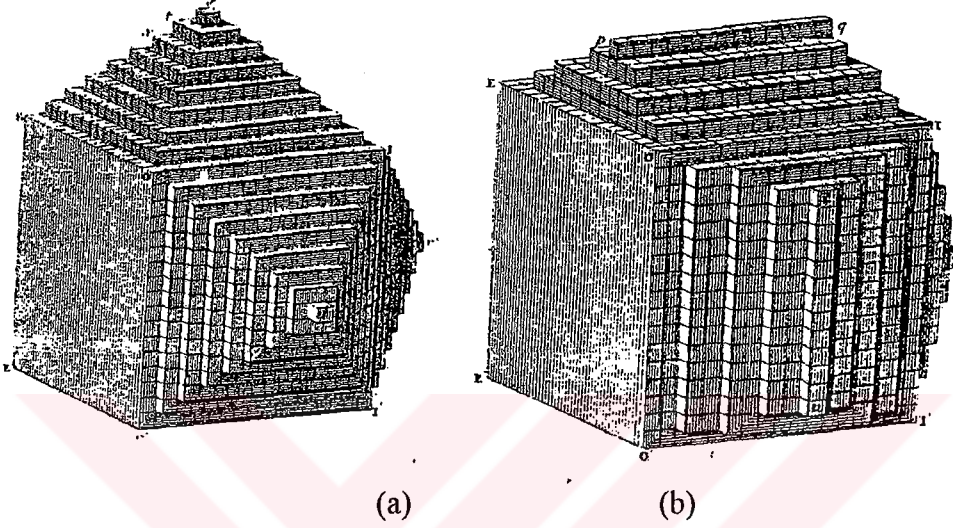
Geliştirilen hızlı katılaştırma teknikleri ile birlikte seçilebilecek uygun elementlerle dayanıklı, hafif, enerji tasarrufu sağlayan ve ekonomik özelliklere sahip malzemelerin üretilmesi gündeme geldi. Doğada bütün bu özelliklere sahip tek bir elemente rastlamak mümkün değildir. Dolayısıyla elementlerden 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 bir çok Al-esaslı alaşım üretilmekte ve sanayiinin bir çok kesiminde başarı ile kullanılmaktadır. Böylece Al-esaslı alaşımlar sanayide vazgeçilmez bir malzeme olmuştur.

Bu çalışmada normal katılaştırma ile üretilen Al-Ni-Si alaşımı ile, Al-Ni-Si alaşımının hızlı katılaştırmanın eriyik döndürme tekniği ile farklı hızlarda üretilen şeritlerinin fiziksel, yapısal ve mekaniksel özellikleri karşılaştırılarak incelendi. Normal ve hızlı katılaştırma ile üretilen alaşımların geometrik yapısı (kalınlık ve genişlik) mikrometre ile, mikro yapılarını ise X-ışınları ile incelendi. Bu çalışmada incelenen alaşımlar Erciyes Üniversitesi Fizik Bölümündeki laboratuvarlarında hazırlandı. X-ışınları incelemesini Birmingham Üniversitesi'nde (İngiltere) incelendi.

1.2. Kristal Yapı

Katıların kristal yapısı maddeyi oluşturan atom, atom grupları ve moleküllerin katıya özgü, belirli bir düzende sıralanarak bir araya gelmesiyle oluşur. Bu sıralanma yerleşim düzeninin üç boyutta tekrarlanmasıyla kristal oluşur. Dışarıdan bakıldığında sürekli görünen bir çok katı madde atomik seviyede düzenli ve kesikli yapıya sahiptir. Şekil 1.1'de kristallerin özdeş yapı bloklarından oluştuğu temsili olarak gösterilmiştir (Kittel, 1996). Bu yapı blokları atomlardan ya da atom gruplarından oluşmuştur. Yani bir kristal üç boyutta atomların periyodik bir sırasındır.

Gerçekte, kristal yapıya sahip bir katı, tümüyle tek tip bir sıralanmadan ibaret değildir. Bir katıda atomik sıralanmaların bulunduğu küçük bölgeler vardır. Bu bölgelere kristal bölgecikleri (grain) denir. Bu kristal bölgeciklerin büyüklükleri 0.001 mm'den birkaç cm'ye kadar olabilir (Eroğlu ve İşçi, 1988). Örneğin, küçük bir bakır telde bu bölgeciklerden milyonlarcası vardır. Bu tip bölgeciklerden oluşan kristallere polikristal denir.



Şekil 1.1. Kristallerin dış biçiminin yalnız yapı blokları biçimine bağlılığı. Bu yapı blokları (a) ve (b) de özdeş, ama farklı kristal yüzleri gelişmiştir (Kittel, 1996).

Eğer katı cisim tümü ile aynı dizinime sahip veya tek bölgecikten oluşuyorsa, bu tip katıya tek-kristal denir. Tek kristal dendiğinde aklımıza tümüyle mükemmel bir şekilde dizilmiş atom veya atom grupları gelmemelidir. Genellikle kristallerin içinde, boşluk, çizgi, yanlış yerleşme gibi bir takım kristal kusurları vardır. Bu kusurları tamamen yok etmek veya tamamıyla kusursuz bir kristale rastlamak mümkün değildir. Tümü ile kusursuz bir kristal elde etme termodinamik kanunlarına aykırıdır. Bir kristalin yapısı hakkında bilgiyi çeşitli yöntemlerle elde edebiliriz. Bu yöntemlerden biri de X-ışını difraksiyon tekniğidir. X-ışınları kısa dalga boylu olduğu için malzeme içinden kolayca geçebilmekte ve atomlardan yansımalar yoluyla o malzemeyi oluşturan atomların dizinimi hakkında bilgi elde edilebilmektedir.

Tarihte katıların kristal yapısının anlaşılabilmesi için pek çok çalışma yapılmıştır. Ancak bu, 1912'de Max Von Laue'nın X-ışınlarının kristal tarafından kırınımına uğradığını bulmasından sonra mümkün olmuştur. Daha sonra Sir Laurence Bragg ilk kez X-ışınlarından yararlanarak kaya tuzu kristalinin yapısını analiz etmiş ve kristalin atomik yapısı ile ilgili önemli bir adım atmıştır. Böylece araştırmacılar kristali oluşturan en küçük birimi olan "birim hücre" yi ve bunun uzayda yayılarak ne şekilde kristali oluşturduğunu anlamak imkanını bulmuşlardır. İlk başlarda X-ışınları ile başlatılan bu çalışmalar daha sonra nötron ve elektronların kırınımı çalışmaları ile devam ettirilmiş ve bu şekilde minerallerin, metallerin, besin maddelerinin, ilaçların, fiber ve plastik türü maddelerin ve burada sayılmakla başa çıkılmayacak kadar çok organik ve inorganik maddelerin atomik yapısının ortaya çıkarılması sağlanmıştır. Kristal yapı gösteren katıları metaller ve metal

olmayanlar diye ikiye ayırabiliriz. Metaller yüksek elektriksel iletkenliğe sahiptir ve serbest elektronları vardır. Metal olmayan katılar yalıtkan özellik gösterir ve serbest elektronu yoktur.

İdeal bir kristal, özdeş yapı birimlerinin uzayda sonsuz tekrarlanmasıyla kurulur. Bakır, gümüş, demir, alüminyum ve alkali metaller gibi en yalın kristallerde yapı birimi tek bir atomdur. Çoğu kez yapı birimi bir çok atomdan yada molekülden oluşur. 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 oluşur. Kristal yapı, her bir örgü noktasına özdeş olarak atomlar temelinin yerleştirilmesiyle oluşur. Yani ;

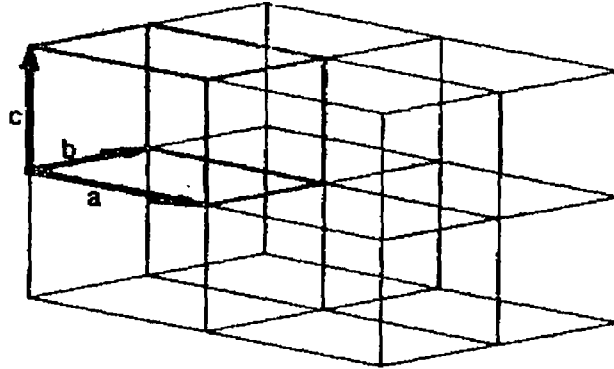
$$\text{Kristal yapı} = \text{örgü} + \text{temel} \quad (1.1)$$

şeklindedir. Kristal yapıda hemen dikkati çeken özellik simetri dir. Bir kristalin hem dış görünüşünde hemde 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 gelişi güzel dağılım gösterir. Aynı şekilde sıvılarda gazlar gibi buldukları 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 1.2'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 ;

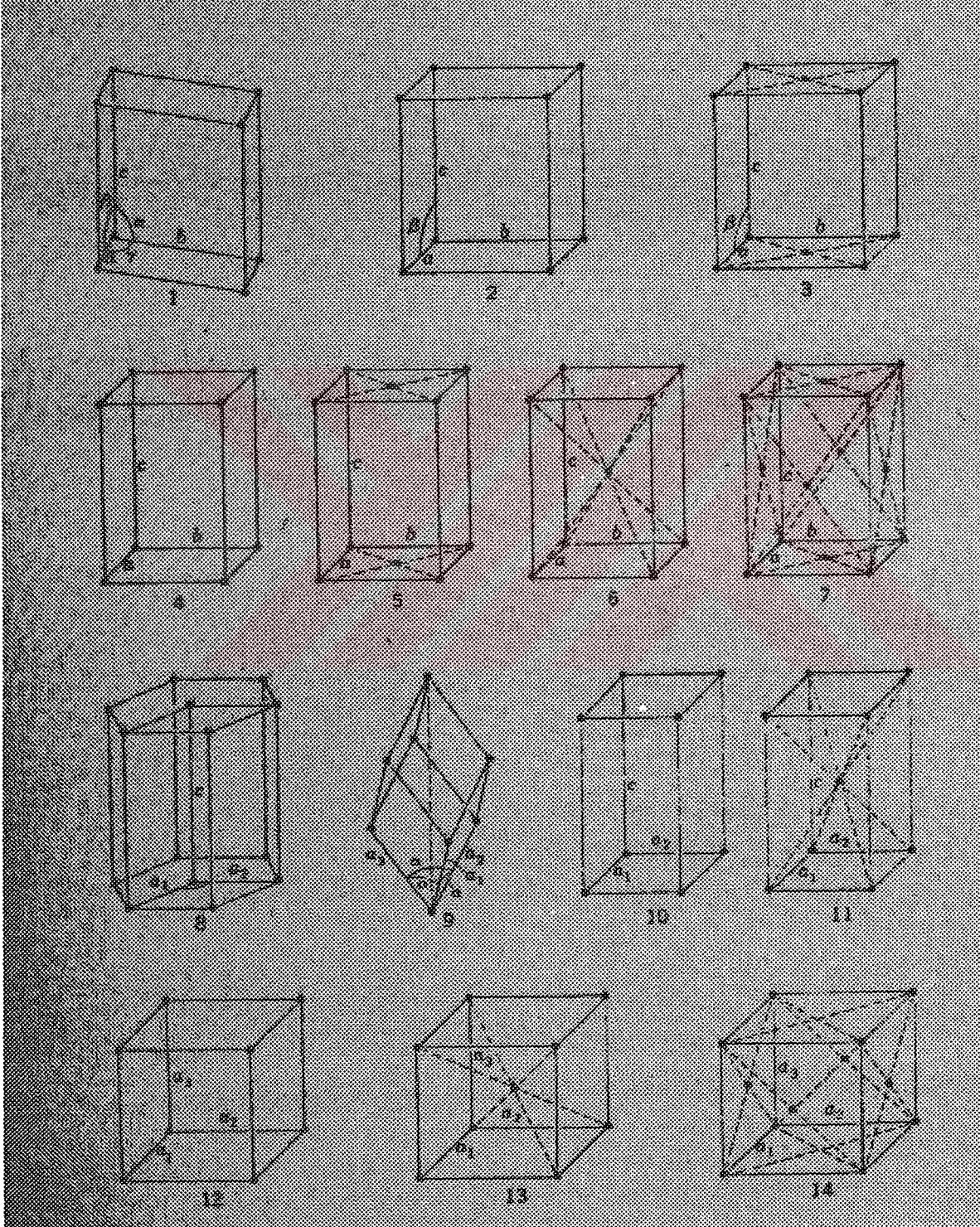
$$V_c = |a \times b \cdot c| \quad (1.2)$$

şeklindedir.



Şekil 1.2. Üç boyutta bir uzay örgünün birim hücresi

Şekil 1.2'de 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 açıların durumları, birbirinden farklı 14 değişik örgü çeşidi ortaya koyar. Şekil 1.3'de bu 14 Bravais örgüsü gösterildi. Kristallerdeki örgü kavramını belirleyen ilk gösterim Bravais



Şekil 1.3. Üç boyutta 14 Bravais örgüleri (Durlu, 1992).

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
Triklinik	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

1.3. Kristal Yapı Hataları

Kristallerin özellikleri incelenirken, matematik kolaylıklar sağlamak için kristal atomlarının düzenli ve periyodik sıralandıkları kabul edilir. Ancak gerçek kristaller mükemmel olmayıp atomların dizilişinde, bölgesel olarak bazı düzensizlikler vardır. Bu düzensizliklere kristal kusurları veya hataları denir. Bu hatalar kristalin temel düzenini değiştirmez. Bir katının bir çok özellikleri kristal hatalarından oldukça etkilenirler. Bu nedenle bir katıda bulunan hataların bilinmesi ve bu hataların o katının özelliklerine etkisinin bilinmesi önemlidir. Yapısal kristal hataları başlıca nokta ve çizgi hatası olmak üzere iki gruba ayrılır.

1.3.1. Nokta Hatası

Nokta hataları kristal içindeki bazı kendi atomları ve yabancı atomların hatalı konumlarında bulunmalarından kaynaklanır. Bu hata başlıca boşluk, ara yüzey ve yabancı atom hatası olmak üzere üç durumda ortaya çıkar. Şekil 1.4.(a)'da görüldüğü gibi içerdeki atomlardan bazıları örgü noktasından ayrılıp kristal yüzeyine yerleşmiş olabilir. Buna boşluk hatası denir. Bu hatanın oluşması için enerji gerekir. Bir çok kristalde boşluk hatası oluşması için bu enerji değeri yaklaşık 1 ev/boşluk civarındadır.

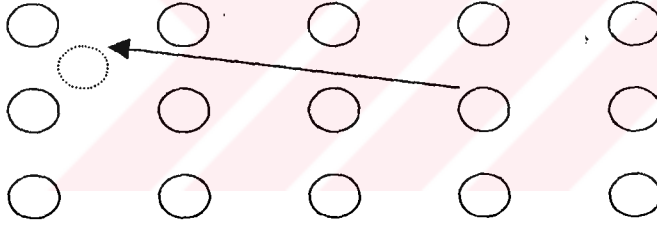
Eğer bir katıdaki hata Şekil 1.4.(b)'deki gibi oluşmuş ise buna ara yüzey hata denir. Bu oluşumda kristale dışardan bir atom gelmiş ve bu atom örgü noktasına değil de ara yere yerleşmiştir. Kristale dışardan gelen atom yabancı ise bu tür hataya da yabancı atom hatası denir. Bu hatanın oluşumu ile kristalin enerjisi artar.



Şekil 1.4. Kristalde (a) Boşluk hatası,

(b) Ara yüzey hatası.

Diğer bir kristal hatasında bir atom, diğer atomların arasına kaymış olabilir. Bu tür hataya Frenkel hatası denir. Bu hata nükleer radyasyona tutulan katılarda daha çok görülür. Frenkel hatasında aynı sayıda boşluk ve ara yüzey hatası vardır. Bu nedenle kristalin hacmi ve kütlesi değişmez. Şekil 1.5'te Frenkel hatası şematik olarak gösterilmiştir (Eroğlu ve İşçi, 1988).



Şekil 1.5. Frenkel hatası

1.3.2. Nokta Hatası Termodinamiği

Bir kristalde, termodinamik denge halinde, belirli bir miktarda boşluk hatası vardır. Bir kristalin serbest enerjisi ;

$$G = E - T_s S \quad (1.3)$$

ile verilir. Burada E iç enerji S entropi ve T_s sıcaklıktır. Bu eşitliğe göre entropi arttıkça serbest enerji azalır. Ancak entropinin bu artışı sıcaklıkla (T_s) dengelenir. Entropi sistemin düzensizliğinin bir ölçüsüdür. Bu nedenle hata arttıkça entropi artar ve buna bağlı olarak G küçülür. Bu nedenle pratikte hatasız kristal elde etmek mümkün değildir.

1.3.3. Çizgi Hataları (Dislokasyon)

Kristal içinde, herhangi bir çizgi üzerinde bulunan atomların yanlış yerleşmeleri sonucu çizgisel hatalar ortaya çıkar. Bunların en çok karşılaşılanı, vida veya kenar dislokasyonlarıdır.

1.3.4. Dislokasyon Yoğunluğu

Dislokasyon çizgilerinin kristal yüzeyini kestiği yerlerde bir takım düzensizlikler vardır. Uygun bir asit içinde, belirli bir süre tutulan kristalin yüzeyinde, bazı noktalar veya küçük geometrik şekiller mikroskop altında gözlenir. Asitler, enerji yönünden zayıf olan bu hatalı yerleri tahrip ederler. Yüzeyde bulunan bu hatalı yerlerin şekillerine “etch pit (yanık çukuru)”leri denir. Birim yüzeyde bulunan etch pit (yanık çukuru) sayısı dislokasyon yoğunluğunu verir. Kristallerin bu geometrik şekilleri, yüzeyin kristalografik doğrultusuna bağlıdır. Kübik kristallerde [1 1 1] doğrultusu üç katlı dönme simetrisine sahiptir. Bu nedenle [1 1 1] düzlemleri üzerinde üçgen şeklinde etch pit'lere (yanık çukurları) rastlanır.

Dislokasyon yoğunluğu bir kristalin özelliği hakkında bilgi verir. Dislokasyon sayısı küçük olan kristallerin özellikleri daha iyidir. Dislokasyon yoğunluğu hakkında bilgi, elektron mikroskobu veya X ışınları ile elde edilir (Eroğlu ve İşçi, 1988).

1.4. Katılaşma

Katılaşma ve erime, metal ve ya alaşımların kristal yapı ile kristal olmayan yapı 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. Bu teknik dönüşümleri basitten; külçe dökme, sürekli dökme, yarı iletkenlerde tek kristal büyütme, doğrudan katılaştırılmış bileşik alaşımlar ve çok hızlı katılaştırılmış alaşımlar ve camlar 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_m) altında soğutulursa, katılaşmada sistemin serbest enerjideki düşmesi ($\Delta G = G_s - G_k$) sürücü kuvvet olur ve sıvı fazın kendiliğinden katılaşmaya geçmesi beklenilir. Bununla birlikte bu durum her zaman gözlenmez. Örneğin, uygun koşullarda sıvı nikeli erime sıcaklığının altında 250^0 K'ne kadar herhangi bir katılaşma olmaksızın T_m (1453^0 C) soğutulabilir. Bunun nedeni katılaşmanın, önce çok küçük katı parçacık veya çekirdeklerin oluşması ile başlamasıdır. Normalde 250^0 K kadar büyük derecede aşırı soğutmalar gözlenilmez. Pratikte sıvının içinde bulunduğu kabın duvarları ve sıvının içindeki yabancı katı parçacıklar, sadece yaklaşık $\sim 1^0$ 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).

1.4.1. Normal Katılaştırma

Alaşımın elde etmek için önce yüksek sıcaklıkta eritilmesi ve homojen hale gelen bu sıvı alaşımın katılaşması gerekir. Bu tür katılaşmaya normal katılaştırma denir. Bu katılaştırmada kristale dönüştürülecek madde, eritildikten sonra bir pota içinde üstü açık olarak soğumaya bırakılır. Alaşımın tamamen katılaşması için katılaşacak sıvının miktarına bağlı olarak bir gün veya daha fazlası gerekir. Alaşıma verilen ısı, pota vasıtasıyla kaybedilecek ve alaşım kristale dönüşecektir. Normal katılaştırmada sıvı - katı ara yüzey direnci ve aşırı ısınım olmaması durumunda hemen tam bir kabuk meydana gelir. Alaşım katılaşınca atomlar en düşük enerji seviyesine gelecektir. Çünkü kristaller, katıların en düşük serbest enerji durumundaki halidir (Jones, 1982 ; Başaran, 1976).

1.4.2. Hızlı Katılaştırma

Alaşımın hızlı katılaştırılmasında pek çok teknikler olmasına rağmen çalışma prensipleri; eriyik halindeki alaşımın iyi termal iletkenliğe sahip soğutulmuş bir 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. Modern anlamdaki ilk hızlı katılaştırma çalışmaları 1960 yıllarında Duwez ve arkadaşları (Duwez ve ark., 1991) 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 katılaşan alaşımın mikro yapısı, soğuma hızının bir fonksiyonudur. Hızlı katılaştırma çalışmalarında genellikle ısı akışının hesaplanması temel olarak incelenmiştir (Jones, 1982).

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 katılaşma sağlandığı için kararlı yapıya ulaşamamaktadır. Örneğin gaz atomizasyonunda soğutma hızı $10-10^5$ K/s iken, splat (çarpma) tekniğinde 10^5-10^8 K/s civarındadır (Bozbıyık ve Eruslu, 1988;) (Beck ve Gantherodt, 1981; Karaaslan, 1998'den). Alüminyum alaşımında ise 10^2-10^6 K/s'lik katılaştırma hızları elde edilir (Jones, 1982).

Alüminyum alaşımın hızlı katılaştırılması ile mekanik özelliklerine iyi derecede etki eden tane boyutunda küçülme, genişlemiş eriyen element çözünürlüğü, metallar arası parçacık boyutunda küçülme ve kimyasal homojenlikte artış sağlanmıştır (Fleming, 1974; Karaaslan, 1998'den).

1.4.3. Homojen Çekirdeklenme

Şekil 1.6.(a)'da görüldüğü gibi erime sıcaklığı T_m '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 1.6. Homojen Çekirdeklenme

Bu durumda ;

$$G_2 = V_k G_{kv} + V_s G_{sv} + A_{ks} \gamma_{ks} \quad (1.4)$$

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 :

$$G_1 = (V_k + V_s) G_{sv} \quad (1.5)$$

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

$$\Delta G = G_2 - G_1 \quad (1.6)$$

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

$$\Delta G = -V_k \Delta G_v + A_{ks} \gamma_{ks} \quad (1.7)$$

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

$$\Delta G_v = L_v \Delta T / T_m \quad (1.8)$$

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

T_m altındaki sıcaklıkta ΔG_v pozitiftir. 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

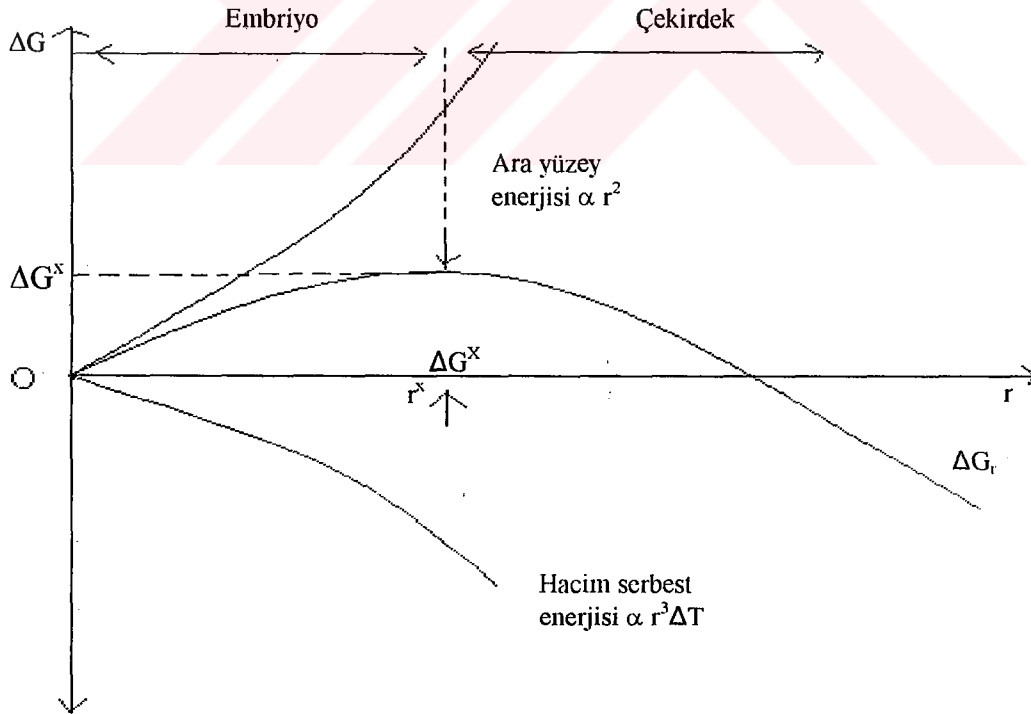
fazla serbest enerji, parçacık şeklinin küresel seçilmesiyle en aza indirilebilir. Bu durumda kürenin yarıçapını r alırsak, Denklem-1.7 aşağıdaki gibi değişir:

$$\Delta G_r = -4/3 \pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma_{ks} \quad (1.9)$$

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 1.7'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 1.7'de gösterilen kritik yarıçap (r^x), maksimum fazla serbest enerjiyle birlikte oluşmaktadır.

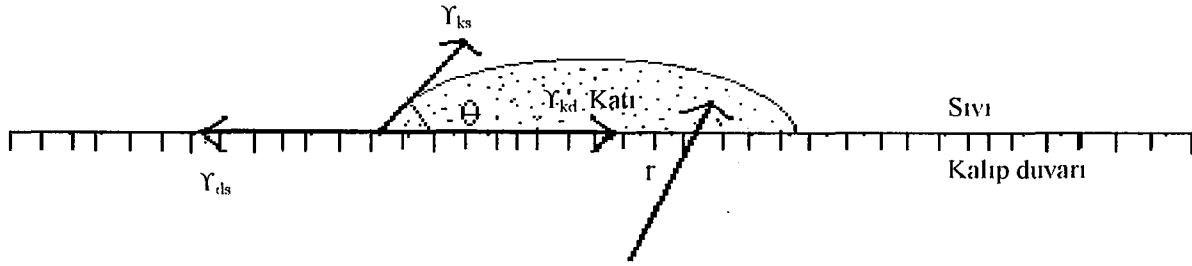
$r = r^x$ iken $dG = 0$ olduğunda, kritik çekirdek, çevredeki sıvı ile birlikte kararsız halde olur. $r < r^x$ olursa, katı erir ve çekirdeklenme gerçekleşmez. $r > r^x$ durumunda ise katı büyür ve sistemin serbest enerjisi azalır. Bu şekilde katılaşma başlamış olur. Homojen çekirdeklenme deneysel koşullar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



Şekil 1.7. Serbest enerji değişiminin r yarıçaplı kürenin homojen çekirdeklenmesiyle birlikte oluşumu

1.4.4. 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 1.8'deki gibi, katı embriyo ile tam düz kalıp duvarı ile temasını düşünelim:



Şekil 1.8. Düz kalıp duvarı üzerinde küresel bölge şeklinde heterojen çekirdeklenme

Şekil 1.8'de 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:

$$\gamma_{ds} = \gamma_{kd} + \gamma_{ks} \cos \theta \quad \text{ya da} \quad \cos \theta = (\gamma_{ds} - \gamma_{kd}) / \gamma_{ks} \quad (1.10)$$

şeklindedir. Burada katı-sıvı ara yüzeyinin serbest enerjisinin (γ_{ks}) düşey bileşeni dengesiz arta kaldığına dikkat edilmelidir. Katı-sıvı ara yüzey enerjisinin düşey bileşeni, kalıp yüzeyini yukarı çeker. Bu çekme, yüzey gerilim kuvvetleri (γ_{kd} , γ_{ds} ve γ_{ks} 'nin yatay bileşeni) dengelene 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 1.7'dekine benzetebiliriz ;

$$\Delta G_{het} = -V_k \Delta G_v + A_{ks} \gamma_{ks} + A_{kd} \gamma_{kd} - A_{ds} \gamma_{ds} \quad (1.11)$$

Burada V_k küresel bölgenin hacmidir. Denklem 1.11'deki üç ara yüzeyel 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 1.11'e oluşan katının yarıçapı ve ıslanma açısı (θ) bakımından ele alınırsa:

$$\Delta G_{het} = \left\{ -4/3 \pi r^3 \Delta G_v + 4 \pi r^2 \gamma_{ks} \right\} S(\theta) \quad (1.12)$$

Burada ;

$$S(\theta) = (2 + \cos\theta)(1 - \cos\theta)^2 / 4 \quad (1.13)$$

Denklem 1.13'deki tanım, $S(\theta)$ faktörü hariç homojen çekirdeklenme için elde edilen denkleme benzer. $S(\theta)$ 'nın 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 1.9 verildi. Denklem 1.12'in diferansiyelini alınırsa ;

$$r^x = 2\Upsilon_{ks} / \Delta G_v \quad (1.14)$$

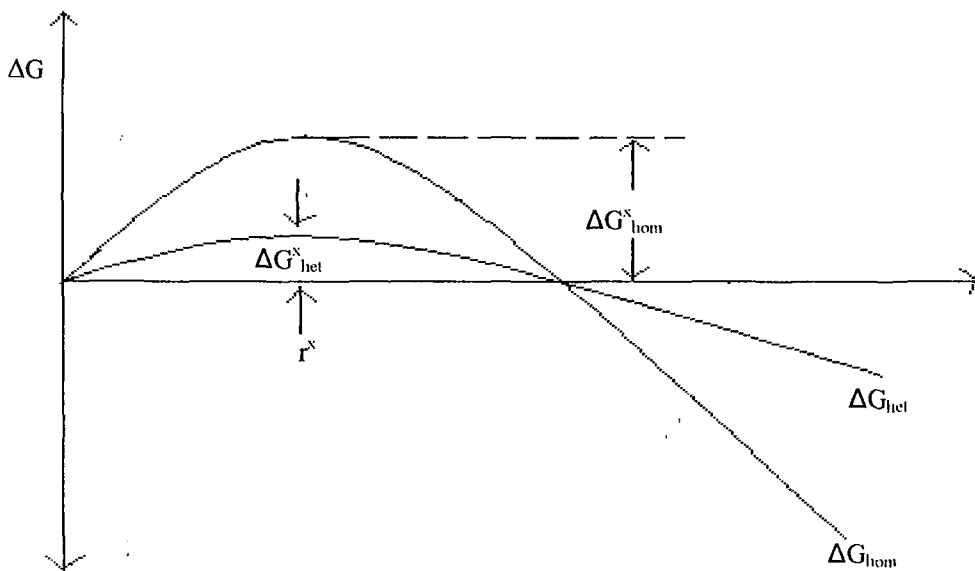
bulunur. Bu da bize kritik yarıçapın kalıp duvarına bağlı olmadığını, sadece aşırı soğutmaya bağlı olduğunu gösterir. Aynı şekilde Denklem 1.12'in diferansiyelinden:

$$\Delta G^x = (16\pi\Upsilon_{ks}^3 / 3\Delta G_v^2) S(\theta) \quad (1.15)$$

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 ;

$$\Delta G_{het}^x = S(\theta)\Delta G_{hom}^x \quad (1.16)$$

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 $\theta = 0^\circ$ açısında bozulur. 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 1.9. Homojen ve heterojen çekirdeklenme için katı kümelerin fazla serbest enerjileri

1.5. Hızlı Katılaştırma Teknikleri

Hızlı katılaştırmanın birçok tekniği vardır. Bu tekniklerin geliştirilmesindeki amaç elde edilen ürünün özelliğinden kaynaklanmaktadır. Hızlı katılaştırmanın tekniklerinin hepsinin temel mantığı aynıdır. Sıvı haldeki eriyiği aniden soğutma işlemidir. Hızlı katılaştırma teknikleri 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. Alaşımların hızlı katılaştırılmasında takip edilen teknikler ve bu ürünleri Şekil 1.10'de gösterilmiştir. Hızlı katılaştırma teknikleri sırasıyla aşağıda temel özellikleri ile açıklanmıştır.

1.5.1. Sıvı Soğutma Tekniği

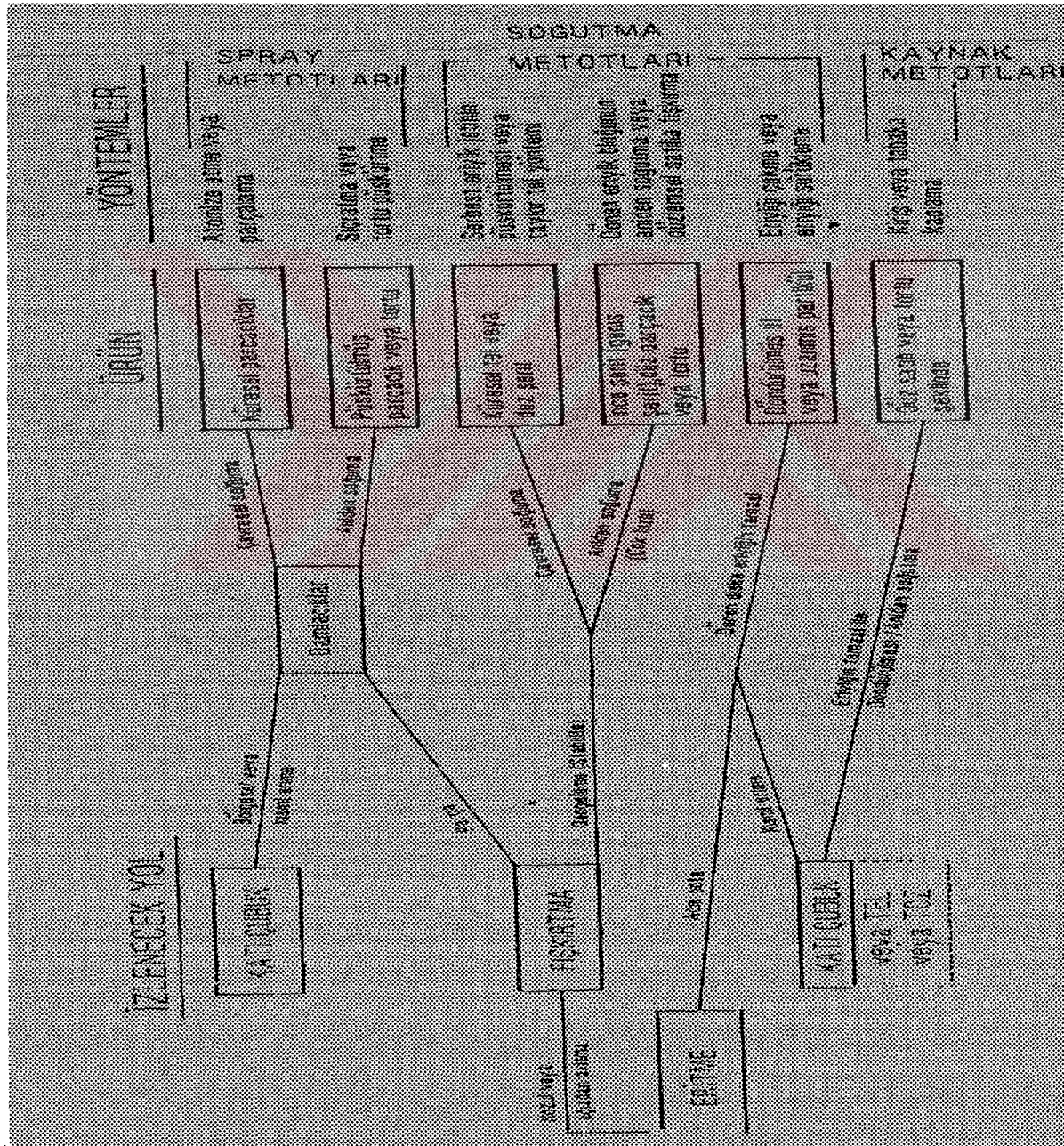
Hızlı katılaştırma tekniklerinden biride sıvı soğutma tekniğidir. Bu teknik, basit olarak eriyik haldeki maddenin damlacık olarak döner diske düşürülüp, ani soğutma olayıdır. Hızlı katılaştırmayla elde edilen metalik şeritler üretiminde en çok kullanılan teknik "Soğutucu Bloкта Eriyik Döndürme Yöntemi" (Chill Block Melt Spinning, CBMS)'dir. Bu teknikte, üretim makinası 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 döner 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 ta hızla döner diskin yüzeyine, eriyiğin düşme açısıyla pota ağzının genişliği de şeritlerin, kalınlık, uzunluk ve genişliğini etkilemektedir (Gillen, 1985).

Ticari açıdan bu teknikle ilgili çalışmalar ilk başta şerit üretimine yöneliktir. Daha sonra hızlı bir katının, diğer bir katı içerisindeki çözünürlüğü artışının fark edilmesi ve mikro yapısal küçülme ile homojenliğin artışı ve de yarı kararlı hallerin fark edilmesiyle ara malzeme üretimi içinde kullanıldı.

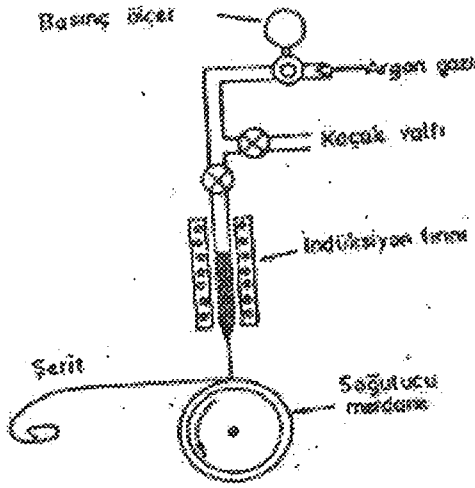
CBMS yönteminin bir farklı türü de "Eşeksenli Püskürtmeli Eriyik Döndürme Tekniği" dir. (Coaxial Jet Melt-Spinning, CJMS). Bu tekniğin diğer teknikten farkı ,ikinci bir soy gaz verme sisteminin olmasıdır. Yatak gazı olarak bu soy gaz , döner disk yüzeyine çarpan eriyiğin üzerine verilir. Bu verilen soygazlar (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 1.11-12'de eriyik-döndürme tekniğinin iki şeklide gösterildi (Yaman ve Aydınbeyli, 1990). Eriyik döndürme tekniğinin iki türünde de ortak olarak kullanılan döner diskler, bakır, çelik ve pirinçten olabilir.

1.5.2. Tabanca Tekniği

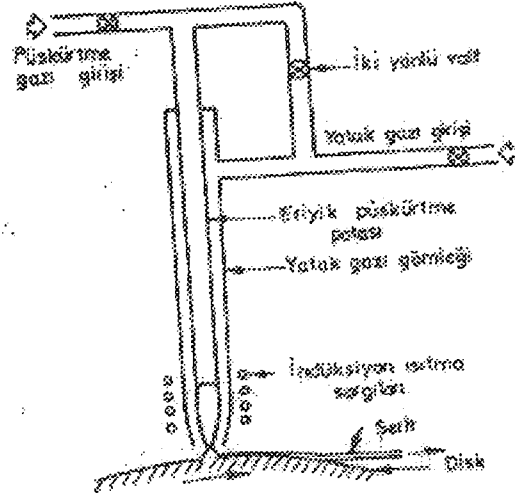
Bu teknik Duwez ve arkadaşları tarafından 1960-1965 yılları arasında geliştirildi. Bu tekniğe tabanca mekanizmasına benzediği için tabanca tekniği adı verildi (Duwez, 1991). Bu tekniğin farkı, diğer tekniklerde soğutma yüzeyinde döner disk kullanılırken ; bu teknikte sabit olan ve daire şeklindeki bir bakır soğutma yüzeyi olmaktadır. Bu teknikte yine alaşımlar fırın içinde eritilir, ve eriyik haldeki alaşıma şok basınç uygulanır. Uygulanan bu şok basınç, eriyiği küçük damlacıklar halinde, daire şeklindeki bakıra fırlatılmasını sağlamaktadır.



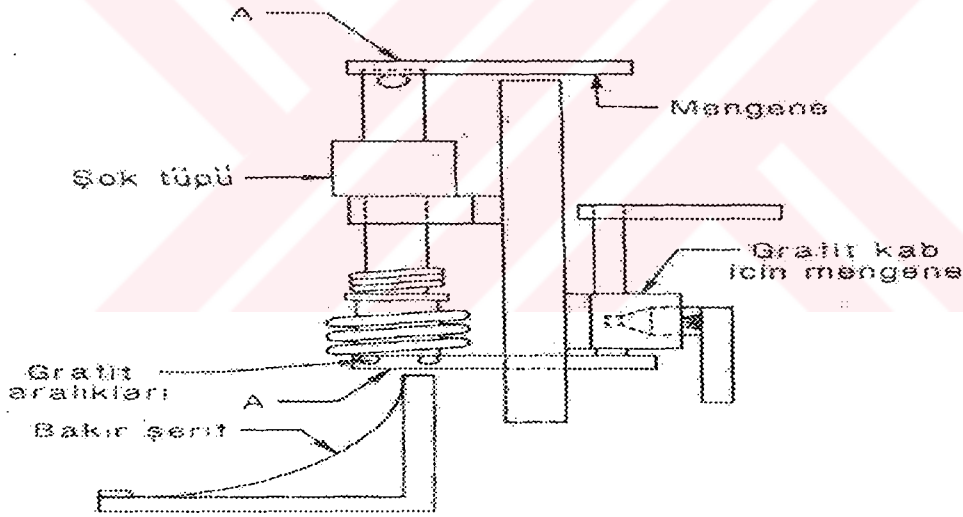
Şekil 1.10. Hızlı katılaştırmanın teknikleri ve ürünleri (Jones, 1982)



Şekil 1.11. Soğutucu blokta eriyik döndürme tekniği



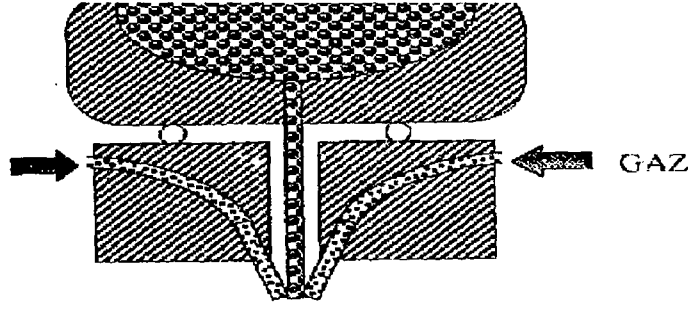
Şekil 1.12. Eşksenli püskürtmeli eriyik döndürme tekniği



Şekil 1.13. Tabanca tekniği

1.5.3. Püskürtme Tekniği

Bu teknikte de alaşım eriyik hale getirilip, yüksek basınçla alt yüzeydeki dümdüz olan bakır levhaya püskürtülmesinden meydana gelmektedir. Yüksek basınç olarak ; gaz, su veya buhar basıncı kullanılmaktadır. Şekil 1.14.'da da 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 ağzı tıkanmaktadır (Jones, 1982 ; Başaran, 1976 ; Duwez, 1991 ; Cahn, 1986 ; Pond, 1976 ; Gillen, 1985).



Şekil 1.14. Püskürtme tekniği

1.5.4. Diğer Hızlı Katılaştırma Teknikleri

1.5.4.a. İki Piston Tekniği

Hızlı katılaştırmak için kullanılan metotlardan biride iki piston metodudur. 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.

1.5.4.b. Yüzey Eritme Tekniği

Bu metodun esası bir metal yüzeyinin üzerinden, elektron veya lazer ışınının hızla geçirilmesine dayanır. Önce malzeme eritilir, sonrada lazer ışık katılaştırıcısı hızla 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 (Uzun, 1998).

1.5.4.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. 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).

1.6. Faz Dönüşümü

Malzemeler üzerinde homojen sınırlarla ayrılmış ve özellikleri farklı olan bölgelere faz denir. Malzemedeki basınç, bileşim ve sıcaklıktaki herhangi bir değişim faz dönüşümünün nedeni olabilmektedir. Malzeme içindeki sıcaklık değişimleri, faz dönüşümünün en önemli nedenidir. Katı ve sıvı fazların dengede olduğu durumda, bu fazların Gibbs serbest enerjileri birbirine eşittir.

$$\Delta G = G_s - G_k = 0 \quad (1.17)$$

$\Delta G = 0$ olduğu duruma yani sistemin en düşük serbest enerjiye sahip olma durumuna kararlı denge durumu denir. Serbest enerjinin en düşük seviyeye yakın durumlarına da yarı-kararlı denge durumu denir. $\Delta G \neq 0$ olduğu durumlara da kararsız durumlar denir.

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 G_1 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 ;

$$\Delta G = G_2 - G_1 < 0 \quad (1.18)$$

olmak zorundadır. Bu olayı şu şekilde de açıklayabiliriz: sıvı fazdan katı faza geçen atomların sayısı, katı fazdan sıvı faza geçen atomların sayısından büyüktür. Faz dönüşümünü etkileyen engellerden ilki, bileşim değişimi, ikincisi ise kritik yarıçaptır (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 soğutulmadığı durumlarda ortaya çıkar. Bu durumda oluşan yapı kristal olmasına rağmen yarı kararlıdır. Yarı kararlı kristal fazlar daha çok katı çözünürlüğünün artırılmasıyla eşleştirilir.

1.7. 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, sanayiinin bir çok 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.

1.8. Kristal Yapı Analizi

Kristal yapı, atomlar ve atom gruplarının belli bir hacimde belli bir düzene sahip olmalarından oluşur. 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, çalışmalarında bir kristaldeki atomların dizinimleri ve bunların mükemmel olup olmadığı anlaşıldı. Tabii bu çalışmalarda atomların kendilerini görmek mümkün değildir. Fakat atomların oluşturdukları düzlemlere karşı gelen bir takım noktalar veya daireler rastlanır. Bugün bir kristalin yapısını X-ışınları, nötronlarla ve çok seyrek olarak ta elektronlarla araştırılabilir.

1.8.1. X-ışınları

X-ışınları kısa dalga boylu elektro magnetik ışınımlardır. Yüksek enerjili elektronların hızını aniden yavaşlaması sonucu ortaya çıkar. Bir X-ışınlar tüpüne 30-40 Kv (~ 50 mA) uygulanarak hızlandırılan elektronlar, Cu veya Mo hedeflere çarptırılarak X-ışını çıkarılırlar. X-ışınları maksimumlara sahip olmakla birlikte tek renkli değildirler. Bunları mono kromatik hale getirmek için metal filtreleri kullanılır. X-ışınları, çekirdek etrafındaki elektronlar tarafından belirli bir saçılmaya uğratılırlar. Yani kristale yöneltilen X-ışınları, kristal içindeki atomlar tarafından yansıtılır. X-ışınlarının enerjisini :

$$E = h \cdot \nu = e \cdot V \quad (1.19)$$

denklemi verir. Burada ;

- E : X-ışınının enerjisi,
- h : Planck sabiti, 6.62×10^{-27} erg.sn.
- e : Elektronun yükü, 1.6×10^{-19} gr.
- V : Uygulanan hızlandırma gerilimi
- ν : Işınının frekansı
- 1eV : 1.6×10^{12} erg

Bu denkleme X-ışını dalga boyunu eklemek için :

$$\nu = c / \lambda \quad (1.20)$$

bağıntısından yararlanılır. Burada c ışık hızı olup, değeri 3×10^{10} cm /sn' dir. Böylece X-ışını dalga boyunu :

$$\lambda = h \cdot c / E \quad (1.21)$$

cinsinden buluruz. Denklem 1.21'deki terimlerin değerleri yerine yazılırsa, X-ışını dalga boyu:

$$\lambda (\text{Å}) = 12,4 / E (\text{keV}) \quad (1.22)$$

olarak bulunur.

1.8.2. Nötronlar ve Elektronlar

Nötronlar, yüksüz ve elektronlara göre ağır parçacıklar olduğu için çekirdeğin etrafındaki elektronlardan etkilenmezler. Daha çok atom çekirdeği ile etkileşirler. Nötron ışınımında karakteristik pikler oluşmaz. Nötronların esnek olmayan saçılmalarından, kristalin yapı ve termik örgü titreşimleri hakkında bilgi verir. Nötronlar aynı zamanda magnetik momente sahip olduklarından kristalin magnetik yapısı hakkında bilgi verir. Nötronların enerjisi :

$$E = P^2 / 2m_n \quad (1.23)$$

burada P magnetik moment, m_n nötronun kütlesi olup, değeri 1.675×10^{-24} gr' dir. Denklem 1.23'e dalga boyu eklemek için :

$$\lambda = h / P \quad (1.24)$$

yararlanırsınız. Denklem 1.23'e Denklem 1.24'ü ekler ve değerlerini yazarsak, nötron saçılmasının dalga boyunu :

$$\lambda = 0,28 / | E (eV) |^{1/2} \quad (1.25)$$

şeklinde bulunur. Elektronlar, yüklü tanecikler olduklarından kristaldeki atomların elektronları ile şiddetli bir şekilde etkileşirler. Bu nedenle kristalin pek içine giremezler. Bundan dolayı da, elektronlarla bir kristalin yüzeyi incelenir. Elektronun enerjisini :

$$E = P^2 / 2m \quad (1.26)$$

ile gösterilir. Burada m elektronun kütlesi olup, değeri 0.911×10^{-27} gr' dir. Elektronun dalga boyunu eklemek için :

$$\lambda = h / P \quad (1.27)$$

bağıntısından yararlanarak elektronun dalga boyu ;

$$\lambda (A^\circ) = 12 / | E(eV) |^{1/2} \quad (1.28)$$

olarak bulunur.

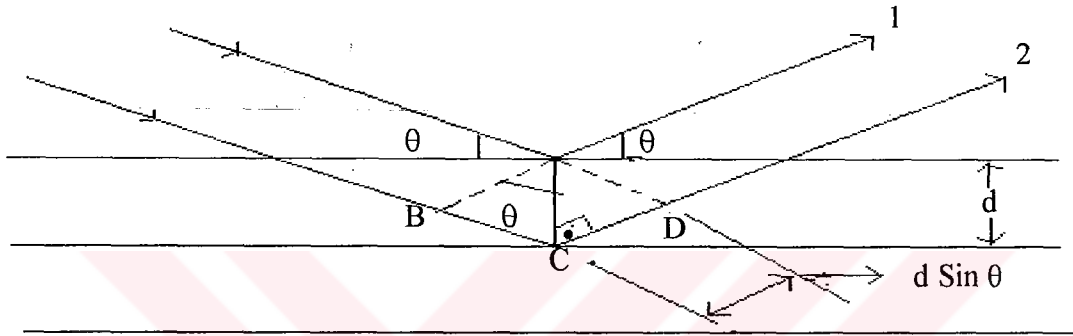
1.8.3. Bragg Kanunu

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 1.15'deki 1 ve 2 ışınları arasındaki yol farkı BC + CD dir. Bu yol farkı dalga

boyunun tam katları ise saçılan ışınlar birbirini destekler (Eroğlu ve İşçi, 1988). Böylece Bragg kanunu:

$$2d\sin\theta = n\lambda \quad (\text{Bragg Kanunu}) \quad (1.29)$$

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.



Şekil 1.15. Bragg Kanunu

1.9. X-ışını Deneysel Metotları

X-ışını çalışmalarında Bragg kanunu sağlamayan mono kromatik ışınlar da olabilir. Bu yüzden Bragg kanununun sağlanması için θ açısı yada λ dalga boyu değiştirilmelidir. Buna göre kristal yapının incelenmesinde kullanılan başlıca üç kırınım metodu geliştirildi. Bunlar Çizelge 1.2'de verildi.

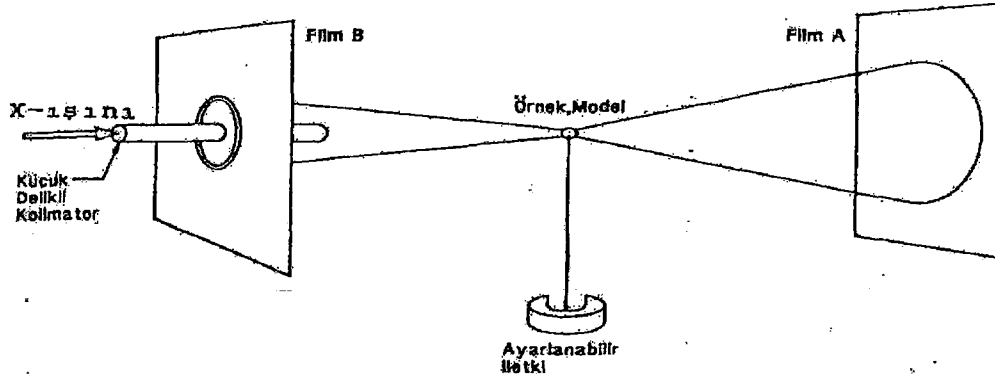
Çizelge 1.2. Kristal yapının incelenmesinde kullanılan kırınım metotları

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

1.9.1. Laue Metodu

Bu yöntemle bir X-ışını tüpünden elde edilen sürekli tayf, bir kristal üzerine düşürülür. Bu durumda kristaldeki her atom düzlemi takımı için θ açısı sabit olup, her takım belirli bir d değeri için Bragg kanunu gerçekleştiren özel bir dalga boyu ile kırınım oluşturur. Bu nedenle kırınım demeti farklı dalga boyuna sahiptir. Tek-kristal numune, gonyometre denilen ve üç boyutlu uzayda kristalin konumunu değiştirebilen bir aletin üstüne monte edilir. Gonyometrenin mikro metrik konum ayarlama sistemi vardır. X-

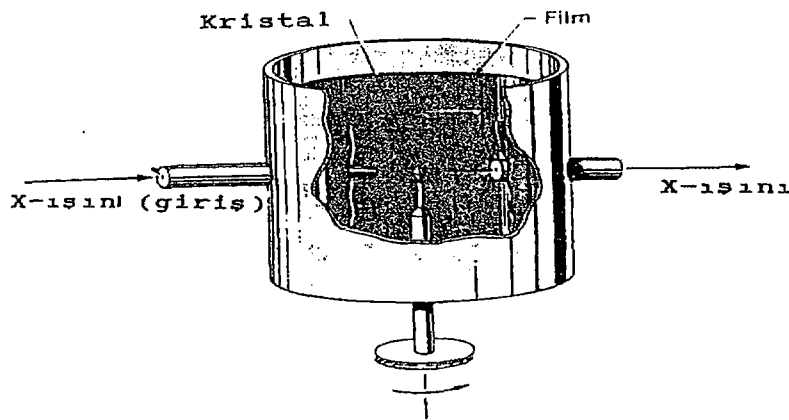
ışınları numuneden saçılarak filmi etkiler. Bu filmlerde siyah nokta veya lekeler bulunur. Bu noktalar bazı doğru ve eğriler üzerinde olur. Eğriler genellikle hiperboller şeklindedir. Gonyometre vasıtasıyla kristal döndürülerek farklı yönlerden filmler çekilir. Yüksek simetriden dolayı çekilen filmler o simetriyi içerir (Eroğlu ve İşçi, 1988). Şekil 1.16'da Laue metodunun şematiksel görünümü verildi. Laue metodu ile kristal yapı tayin edilemez, ancak kristaldeki belirli yönler tespit edilir.



Şekil 1.16. Laue metodu

1.9.2. Döner Kristal Metodu

Bir tek kristal, bir eksenini veya önemli bir kristalografik doğrultusunu X-ışınlarına dik olarak tespit edilir. Silindirik bir film kristalin eksenine konur ve kristali seçilen bir eksen etrafında döndürülür. Filmin eksenini ile kristalin eksenini çakışır. Filtreden geçirilmiş mono kromatik X-ışınları kullanılır. Kristal dönerken bir an için özel örgü düzlemleri takımı, gelen demetin yansıması için gerekli şartı sağlar. Şekil 1.17'de döner kristal yöntemi şematiksel olarak gösterildi. Bu metod herhangi bir özel yansımanın ayırt edilebilmesi ve şiddetinin ölçülmesi için en kullanışlı olanıdır.



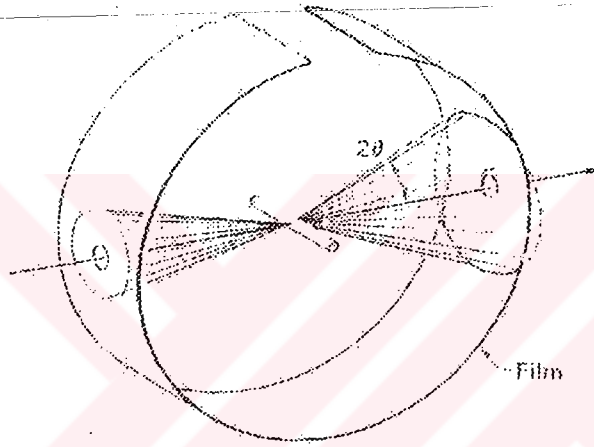
Şekil 1.17. Döner Kristal Metodu

1.9.3. Debye-Scherrer Toz Metodu

Bu metotta incelenecek numune çok ince toz haline getirilir ve ince çeperli cam tüp içerisine konur. Bu tüp özel olarak bu iş için hazırlanmış aletin eksenine yerleştirilir ve

ufak bir motor yardımı ile döndürülür. Tamamen tesadüfi olarak taneciklerden bazıları belirli doğrultuda yönelmiş olup bununla ilgili Bragg şartını gerçekleştirir ve kırınım oluşur. Tozların hepsi birden, gerçekte mümkün olan bütün eksenleri etrafında döndürülen bir tek kristale denktir. Kırınıma uğrayan X-ışınları numuneyi aynı eksenli konilerin yüzeyleri üzerinde terk eder. Bu konilerin eksenine gelen ışın demetinin eksenine ile çıkarılır (Eroğlu ve İşçi, 1988).

Numune içindeki bir düzlemlerle θ açısı yapan X-ışınları orijinal gelme doğrultusundan 2θ açısını yaparak kırınıma uğrayacaktır. Bu metotla kristal yapı hakkında bilgi edinmek amacı ile en yaygın kullanılanıdır. Bu metodun en önemli özelliği tek kristal kullanmadan kırınım desenlerini bulur. Şekil 1.18' de Debye-Scherrer toz metodu şematik olarak gösterildi.



Şekil 1.18. Debye-Scherrer toz metodu

1.10. X-ışını Difraksiyon Metodu

X-ışını difraksiyon metodu ile toz veya kristal yapı analizi yapılabilmektedir. Bu teknikte numune uygun bir şekilde yerleştirildikten sonra üzerine Ni filtre sayesinde mono kromatik bir X-ışını gönderilir. Kristal düzlemlerinden yansıyan ışınlar bir sayaç veya detektörle kaydedilir (Sümer, 1966).

1.11. Metalografi

Metal malzemelerin mikro yapısını incelemek için kullanılan tekniklere de metalografi denir. Dislokasyon yoğunluğunun da bahsettiğimiz gibi alaşımların mikro yapısı ve dağılımı malzemenin özelliklerini etkiler. Metalografi deneylerinde, malzemenin yüzeyi ışığı yansıtacak şekilde parlatıldıktan sonra kimyasal bir aşındırıcı asitle dağlanır. Asitler, enerji yönünden zayıf olan bu hatalı yerleri tahrip eder. Böylece elektron mikroskopunda numunenin yüzeyleri incelenerek fotoğrafları çekilir (Eroğlu ve İşçi, 1988; Güleç, 1980; Sümer, 1966).

1.12. Mekanik Testler

Mekanik testler malzemenin mekanik özellikleri hakkında bize bilgi verir. Bir alaşımın mekaniksel özellikleri bir takım testler yapıldıktan sonra anlaşılır. Bu mekanik testlerden biride sertlik testidir.

Çekme testi yavaşça uygulanmış gerilime karşı malzemenin direncini belirler. Malzemeye kuvvet uygulandığında, ölçü işaretleri arasında, numunenin uzayan miktarı gerininin ölçer ile ölçülür. Sonuçlar malzemenin akma dayanımını, sünenliğini ve malzemenin sağlamlığını gösterir. Yorulma testi tekrarlı gerilimi (basma-çekme, değişken yük) uygulandığında bir malzemenin nasıl çalıştığının anlaşılmasını sağlar. Darbe testi malzemenin ani darbelere karşı direncini gösterir. Sürünme testi yüksek sıcaklıkta malzemenin yük taşıma yeteneği hakkında bilgi verir.

Malzemenin yüzeyine uygulanan bir kuvvete karşı, o malzemenin verdiği dirence malzemenin sertliği denir. Sertlik testi, malzemenin aşınma direncini ölçmenin yanında, diğer mekanik özelliklerini de belirler. Sertlik aşınma direnci ile de ilgilidir. Maden öğütme veya kırmada kullanılan malzeme aşınmayı önlemek için çok sert olmalıdır (Askeland, 1998). Çeşitli sertlik testleri tasarlanmakla beraber en çok kullanılanlar Brinell, Rockwell, Vickers ve Knoop testleridir. Vickers ve Knoop testleri mikro sertlik testleridir. Bu testlerde çok küçük izler oluşturulur. Bu izleri ölçmek için mikroskoba ihtiyaç vardır.

Brinell Sertliği: Sertleştirilmiş 10 mm çapında sert çelik bir küre malzeme yüzeyine bastırılır. Yüzeyde bırakılan izin çapı ölçülür ve Brinell Sertlik Numarası (BSN) aşağıdaki eşitlikten hesaplanır.

$$BS = F / Y = 2F / D(D - (D^2 - d^2)^{1/2}) \text{ Kg f / mm}^2 \quad (1.30)$$

Burada ; F:Kuvvet, D:Bilye Çapı, Y:İz Yüzeyi, d:İz Çapı

Rockwell Sertliği: Rockwell testlerinde yumuşak malzemeler için küçük çaplı çelik küreler sert malzemeler için ise 1200 tepe açılı elmas koni kullanılır. İzleyicinin iz derinliği doğrudan cihaz tarafından ölçülür ve Rockwell sertlik sayısına çevrilir.

Viskers Sertliği: Tepe açısı 136° olan kare elmas pramit bir F yükü ile sertliği ölçülecek malzemeye uygulanır.

$$VS = F / Y = 1,8544 F / d^2 \text{ Kgf / mm}^2 \quad (1.31)$$

şeklinde hesaplanırlar. Viskers sertliği uygulanan kuvvete bağlı değildir. Bu metot çok küçük bölge veya çok ince tabakaların sertliğinin tespit edilmesinde büyük üstünlüğe sahiptir. Knoop sertliği de Viskers sertliği benzeridir (Askeland, 1992). Sertlik ölçümlerinde dikkat edilmesi gereken kurallar :

1. Sertliği ölçülecek parçanın yüzeyinin yabancı maddelerden temizlenmiş olması.
2. Numunenin pürüzsüz ve düzgün olması
3. Eğri yüzeyler için standart düzeltme faktörünün kullanılması
4. Bir numune için birden fazla ölçüm yapılması
5. Her ölçüm için sabit kuvvet kullanılmalı

2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR

Hızlı katılaştırma ile alaşım elde etme çalışmaları 1700'li yıllara dayanmaktadır. Ancak bu konuda olan çalışmalar 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 makinası yapılmıştır. Filtreleme yöntemi üzerinde kapsamlı olarak ilk çalışmayı Ingersoll ve Mandenhall tarafından 1908 yılında yapılmış ve bu çalışmalarında çok küçük çaplı (50-100µm) küresel altın, platin ve radyum elementlerini elde etmişlerdir (Jacobson ve Mckittrick, 1994; Uzun, 1998' den).

1900'lü yılların başında Strange ve Pim tarafından, hızlı katılaştırmanın tekniklerinden eriyik-döndürme tekniği geliştirilerek metalik lifler ve şeritler üretildi (Gillen, 1985). Alman Fizikçi Von Laue 1912 yılında, X-ışınlarını kristal içerisindeki atomların düzenlerini incelemek için kullandı ve bu yolla bir çok alaşım grubunun kristal yapısı hakkında yeterli bilgi elde edilebildi. 1913 yılında İngiliz Fizikçi Bragg tarafından kırınım bağıntıları bulundu (Eroğlu ve İşçi, 1988). X-ışınları ve Bragg kanununun bulunmasıyla birlikte katıların atomik düzenleri ile ilgili çalışmalar yeni boyutta ve daha kapsamlı incelenmeye başlandı. Böylece katıların kristal özellikleri (atomik düzenleri) hakkında detaylı bilgiler elde edildi.

1960 yılında Duwez ve arkadaşları, modern anlamda ilk defa hızlı katılaştırma metoduyla Au-Si alaşımını ürettiler. Üretilen alaşımın kristal özelliklerini taşınamaması 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; Uzun, 1998'den) amorf maddelerin manyetik özelliğini incelemiş ve hızlı katılaştırmayla elde edilen amorfaların ferro manyetik özelliğe sahip olabileceğini bulmuştur. Böylece hızlı katılaştırma ile 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; Uzun, 1998'den). 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; Uzun, 1998'den).

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 incelemişlerdir. 1984 yılında Whang tarafından MS adlı bir cihaz geliştirilmiştir. Bu cihazla radyoaktif metallerin hızlı katılaştırmayla alaşımları üretilmiştir (Bhatti, 1989; Uzun, 1998'den). 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 “yarı kristaller” adını verdiler. Böylece yeni bir metalik faz terimi bilimsel kaynaklara kazandırmış oldu (Uzun, 1998).

Hızlı katılaştırma teknikleri ile ilgili yapılan çalışmalarla birlikte, çalışmalarda kullanılan element ve alaşımlar da bilimsel alanda önemli bir yer tutmaktadır. 1986 yılında Tan ve Sheppard, hızlı katılaştırılmış Al-esaslı Al-Mg alaşımlarının (Alaşım içerisindeki oranları 0.001 ile 0.007 arasında değişen miktarlarda Si-Fe-Cr-Mn da bulunmaktadır.) mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Sonuç olarak Al-Mg alaşımlarında, Mg oranının artmasıyla birlikte bükülme ve gerilme mukavemetlerinin arttığını bulmuşlardır (Tan ve Sheppard, 1986; Karaaslan, 1998'den). 1987 yılında Kojira ve arkadaşları, hızlı katılaştırılmış Al-esaslı Al-Mg şeritleri üreterek incelemişlerdir. Şeritlerin yapı analizlerinde, şerit yapılarında yarı kararlı faz durumu tespit etmişlerdir (Kojira ve ark., 1987; Karaaslan, 1998'den). 1989 yılında Myers ve Koch, hızlı katılaştırılmış Fe-Ni-Al-C alaşımının yapısı, soğuma oranı ve bileşen etkilerini incelemişlerdir. Bu araştırmacılar Fe-20Ni-8Al-2C alaşımının düzenli γ yapısında 75 μm kalınlığına sahip olduğunu, fcc yapısında ise 35 μm kalınlığa sahip olduğunu bulmuşlardır. Bununla birlikte, alaşıma Si katıldığında ise (Fe-20Ni-8Al-2C-2Si) kalınlığın hem düzenli γ (30 μm) hem de fcc yapıda (40 μm) daha ince olduğunu tespit etmişlerdir (Myers ve Koch, 1989; Karaaslan, 1998'den).

1992 yılında Göğebakan, normal ve hızlı katılaştırma ile Al-esaslı $\text{Al}_{93.5}\text{-Ni}_{6.5}$ 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 (Göğebakan, 1992). Karaaslan 1992 yılında yapmış olduğu çalışmada, hızlı katılaştırılmış Al- %5 Mg alaşımlarını çeşitli hızlarda şeritler halinde elde etmiş ve bunların yapılarını ve mikrosertliklerini incelemiştir. Şeritlerin yapılarını rombohedral yapıda bulmuştur. Şeritlerin mikrosertliklerini de normal katılaştırma ile elde edilen alaşıma göre arttığını gözlemiştir (Karaaslan, 1992). Zhang ve Athens 1992 ve 1994 yıllarında yaptıkları teorik çalışma ile hızlı katılaştırma için termokinematik bir model geliştirmiştir. Bu modeli kullanarak, daha önce deneysel olarak elde edilmiş sonuçları doğrulamışlardır. Yine benzer bir teorik çalışmayı, eriyik döndürme sistemindeki hızlı katılaştırma karakteristiklerinin bulunması için yapmışlardır. Kristal büyütme hızı için aşırı soğumaya bağlı bir ifade bulmuşlardır (Zhang ve Athens, 1992, 1994; Karaaslan, 1998'den). 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 alaşımın oluşturduğu katmerli yapıya sahip şeritler meydana getirmişlerdir. Bu çalışmada hız artışı ile şeritlerin kalınlığının azaldığı gözlenmiştir (Haddad-S ve ark., 1993; Karaaslan, 1998'den). Ceylan ve arkadaşları 1994 yılında yaptıkları çalışmalarda hızlı katılaştırılmış Al-Mg ve Al-Cu alaşımlarını yapı ve metalografik yönden

incelemişlerdir. Yapı incelemesinde, hızlı katılaştırılmış Al-Mg alaşımı için belli bölgelerde amorfluğa rastlandığı halde kristal yapının korunduğunu, metalografik yüzey incelemesinde ise homojen yapı gözlemlenmiştir (Ceylan ve ark., 1994; Karaaslan, 1998'den). Lu ve arkadaşları 1996 yılında yaptıkları çalışmada buhardan soğutma tekniği kullanarak hızlı katılaştırılmış Ti-%9 Al alaşımını elde etmişlerdir. Deney 10^{-3} s^{-1} zorlama oranı ile vakumda, 10^{-4} s^{-1} zorlama oranıyla da hava ortamında yapılmıştır (Lu ve ark., 1996; Karaaslan, 1998'den). Karaaslan ve arkadaşları 1997 yılında yaptıkları çalışmada hızlı katılaştırılmış Al-%12Si alaşımının yapı ve mikrosertlik incelemelerini yapmışlardır. Yapılan çalışmada, alaşımın rombohedral yapıda olduğunu ve hızlı katılaştırılmış şeritlerin diskin hızıyla mikrosertliklerinin arttığını bulmuşlardır (Karaaslan ve ark., 1997; Karaaslan, 1998'den).

Görüldüğü gibi 1960'lı yıllardan günümüze kadar, hızlı katılaştırmanı çeşitli teknikleri ile çok sayıda farklı kristal yapı ve amorf yapı 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 bir çok 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 bir çoğu 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). Sonuçta hızlı katılaştırma teknikleri ile üretilen alaşımların özelliklerini aşağıdaki gibi sıralayabiliriz :

1. Atomik tane boyutunun küçülmesi,
2. Kimyasal homojenliğin artışı,
3. Katı çözünürlük limitlerinin artışı,
4. Yarı kararlı fazların oluşumu,
5. Metalik camların oluşumu.

Yukarıda belirtilen özelliklerin ilk dördü hızlı katılaştırma teknikleri ile elde edilen alaşımların hepsinde gözlenirken, beşinci özellik hızlı katılaştırmanın belirli tekniklerinde gözlenir.

3. MATERYAL VE METOT

3.1. Giriş

Bu çalışmada Al-Ni-Si alaşımı önce vakumlu döküm fırınında normal katılaştırma ile elde edildi. Daha sonra hızlı katılaştırma metodunun eriyik-döndürme tekniği kullanılarak şeritler halinde elde edildi. Aşağıda normal katılaştırma ve hızlı katılama ile numunelerin elde edilmesi ve incelenmesi hakkında bilgi verildi.

3.2. Vakumlu Döküm Fırını

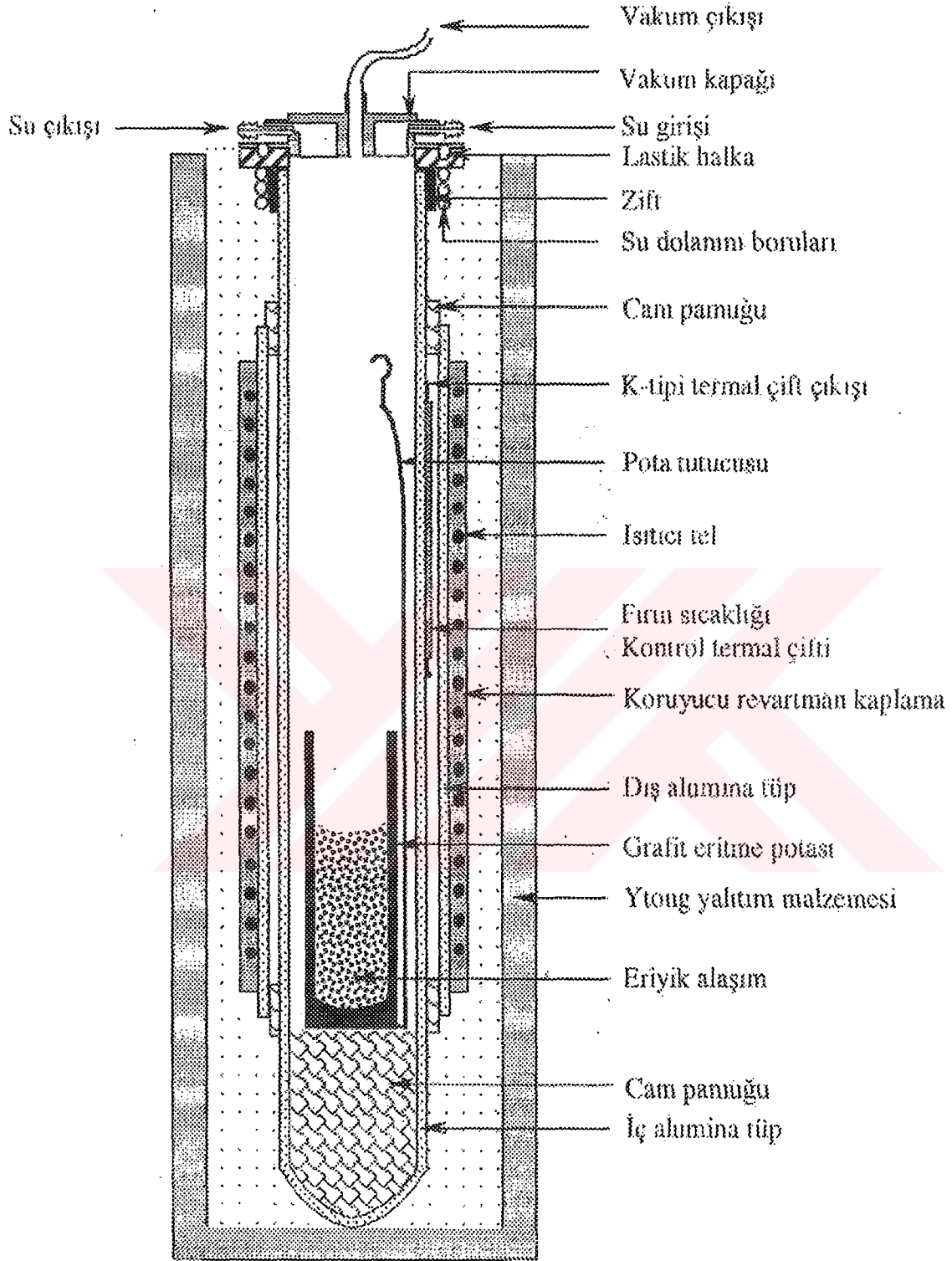
Yapılan çalışmada normal katılaştırma ile Al-Ni-Si alaşımı elde etmek için kullanılan fırının ısıtma sistemi, alümine tüp üzerine direnç telleriyle sarılmasıyla oluşturulmuştur. Fırının dışarı ile ısı alış verişini kesmek için, fırın ytuong tuğlaları ile kaplanmıştır. Fırın içindeki oksitlenmeyi önlemek için, fırın içindeki hava boşaltılmıştır. Böylece vakumlu bir ortam sağlanmıştır. Fırının sıcaklığını termal çiftlerle kontrol edildi. Şekil 3.1’de bu fırın şematiksel olarak gösterildi.

3.3. Hızlı Katılaştırma Sistemi

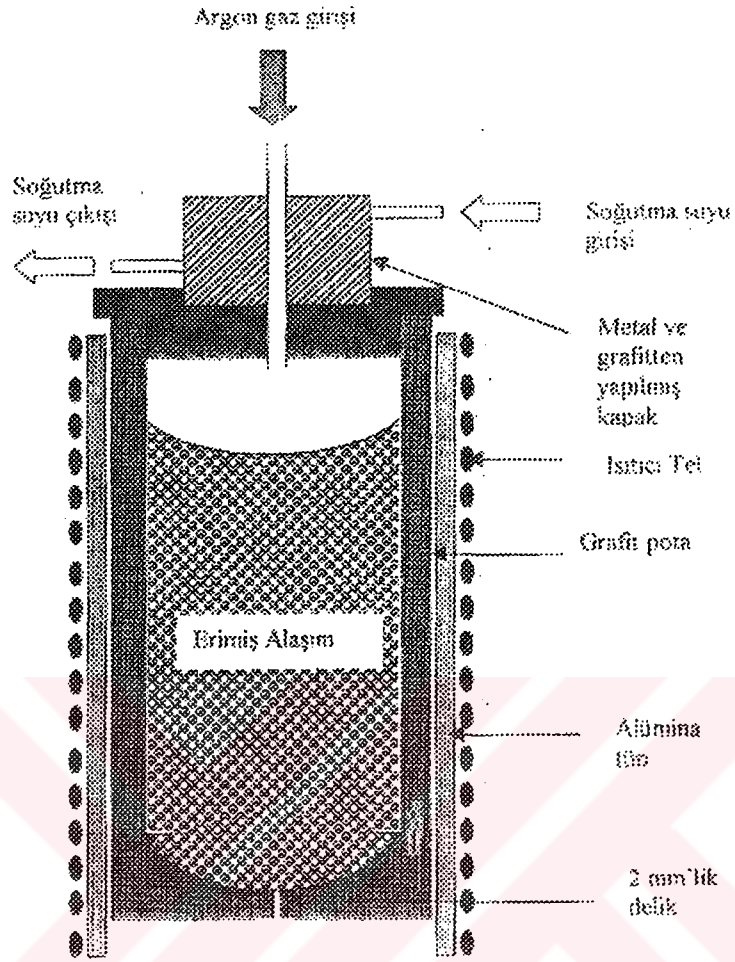
Al-Ni-Si alaşımını hızlı katılaştırmak için eriyik-döndürme tekniği kullanıldı. Sistem, numuneyi eritmek için kullanılan fırın, eriyiği soğutmak için kullanılan döner disk, eriyiğin döner disk üzerine düşmesini sağlamak için argon gazı, döner diskin hızını ayarlamak için kullanılan motor ve fırına verilen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

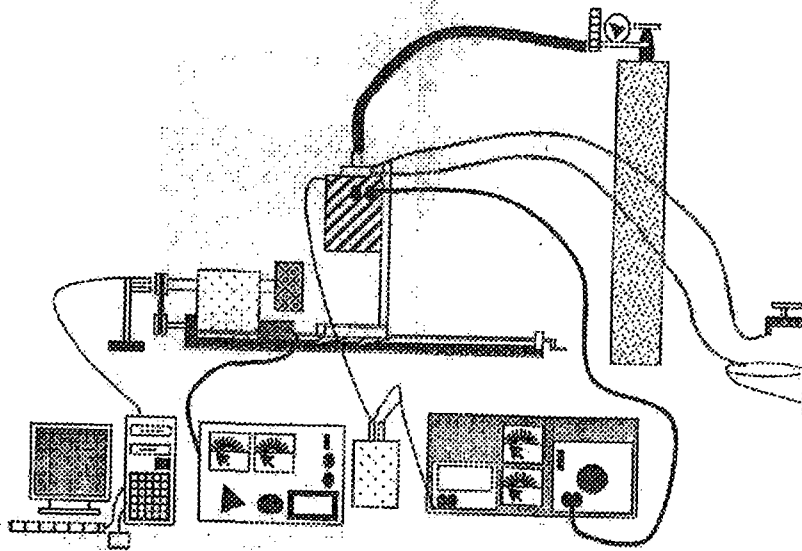
Potanın deliği döner disk üzerine tam gelecek şekilde ayarlanması için döner diskin ileri geri hareketleri sağlayacak bir şekilde sisteme yerleştirilmiştir. Bakır disk bir kablo ile motora bağlanarak hızının ayarlanması sağlanmıştır. Fırının sıcaklığının kontrolünü, grafit potanın içine yerleştirilen termal çiftlerle sağlanmıştır. Sistemin genel görünüşü Şekil 3.3’de verildi.



Şekil 3.1. Vakumlu döküm fırını.



Şekil 3.2. Grafit pota.



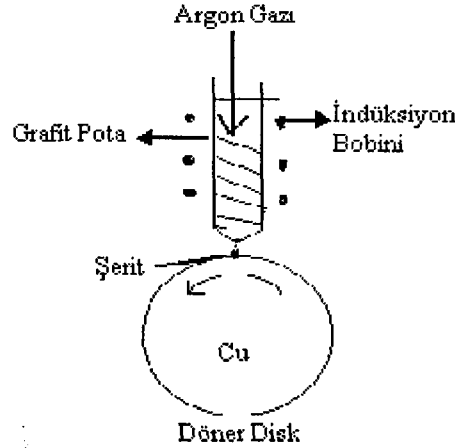
Şekil 3.3. Hızlı katılaştırma sisteminin genel şeması.

3.4. Numunelerin Hazırlanması

Bu çalışmada kullanılan $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ ve $Al_{94}-Ni_5-Si_1$ üçlü alaşımlarını hazırlamak için, 94 ve 94.5 gr Al, 5'er gr Ni ve 0.5 ve 1 gr Si alınarak ötektik noktadaki alaşım değeri elde edildi. Kullanılan bu üç elementinde erimesi için döküm fırını gerekli sıcaklıkta (850 °C) sabitledikten sonra ısıtılmaya başlandı. Fırının sıcaklığı 500 °C iken grafit pota içerisine Al konularak fırına yerleştirildi. Vakum sistemi çalıştırılarak vakumlu ortam sağlandı. Sıcaklık istenilen seviyeye ulaşıncaya kadar fırın kapağı açılarak pota içerisindeki Al eriyiği grafit çubukla karıştırıldı. Daha sonra Ni konularak fırın kapağı kapatıldı. 30 dakika aralıklar ile fırın kapağı açılıp homojen bir karışım oluşması için eriyik karıştırıldı. En son olarak Si potanın içindeki eriyik haldeki Al, Ni'le eklendi. Grafit çubukla periyodik olarak düzenli bir şekilde karıştırıldı. Al erime sıcaklığı Ni ve Si'dan düşük olması ve de alaşımda çözücü madde olarak kullanıldığı için fırına ilk önce Al konuldu. Ni ikinci olarak fırına konulmasının nedeni ise alaşımdaki ikinci büyük çözücü konumunda olması ve fırının içindeki eriyiğin homojen olmasını sağlamaktır. Al, Ni ve Si iyice karışınca eriyik haldeki karışım fırından çıkartılarak pota içerisinde soğumaya bırakıldı. Bu işlem $Al_{94}-Ni_5-Si_1$ alaşımını da elde etmek için tekrarlandı. Böylece oluşan alaşımlar Al-% wt 5 Ni- % wt 0.5 Si ve Al-% wt 5 Ni-% wt 1 Si oranlarında hazırlanmış oldu. Bu normal katılaştırma ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının tozlarını X-ışını çalışmasında kullanıldı.

3.5. Hızlı Katılaştırmayla Şerit Üretimi

Hızlı katılaştırma ile şerit üretmek için önce normal katılaştırma ile elde edilen numuneler küçük parçalara ayrıldı. Ayrılan bu parçaların bir kısmı hızlı katılaştırma fırınına yerleştirildi. Fırını ısıtmak için akım verildi. Fırının sıcaklığı sürekli kontrol edilerek, numunenin eriyinceye kadar ısıtıldı. 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. Döner disk fırının altındaki pota deliğinin tam altına yerleştirildi. Alaşım tamamen eriyip sıvı hale geçince, grafit potanın deliğinin ağzı açılarak; üstünde argon gazı verilerek eriyik döner diskin üzerine düşmesi sağlandı. Bu işlem 30; 32; 35; 37; 40 m/sn'lik hızlarda tekrarlandı. Bu işlemler sonucunda farklı boy ve farklı kalınlıklarda şeritler üretildi. Elde edilen şeritlerin boyları, genişlikleri ve kalınlıkları ölçüldü. Döner diskin hızının, elde edilen şeritlerin geometrik yapısına, mikro yapısına ve mekaniksel özelliklerine etkisi detaylıca incelendi. Şekil 3.4'de eriyik döndürme tekniği ile şerit üretimi şematik olarak gösterildi.



Şekil 3.4. Eriyik döndürme tekniği ile şerit üretimi

3.6. X- Işınları Difraksiyon Çalışması

Normal katılaştırma ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımı toz haline getirildikten sonra, deneyde elde edilen şeritler olduğu gibi X- ışını difraksiyon işlemine tabi tutuldu. X-ışını difraksiyon çalışmalarında kullanılan makine Philips XRD olup 4 parçadan oluşmaktadır. Bunlar jeneratör, gonyometre, detektör ve veri üretme ünitesi. Kullanılan ışığın dalga boyu 1.5406 \AA da olacak şekilde mono kromatizyon işlemine tabi tutulmuştur. Bunun için, biri tüp penceresinin arkasına, diğeri detektör penceresinin önüne takılan iki Cu filtre kullanılmıştır. Çalışmada kullanılan gonyometre, ayırma gücünü artırmak ve zemin ışınmasını azaltmak için gelen ve yansıyan ışınlar bir silitten (yarık) geçirilerek ışın demetinin paralellığı sağlanmıştır. Gonyometre nin dönüş hareketi otomatik olarak bilgisayar ile kontrol edilmektedir. Detektör sayıcı olarak numuneden yansıyan ışınları elektrik sinyaline çevirmektedir. Yükseltici üniteleri sayıcıdan gelen elektrik sinyallerini işlemek, yabancı sinyalleri süzmek ve esas sinyalleri yükseltmek için kullanılır.

X-ışınları tamamını 0.02° artışla $10^\circ - 100^\circ$ arasında yapılmıştır. Yükselticiden gelen elektrik sinyallerini sayısal hale dönüştürme işlemi veri üretme ünitesinde yapıldı. Ölçüm sonuçlarını değerlendirme ve dökümanını elde edildi. Bu elde edilen ölçümlerden X-ışını difraksiyon grafikleri çizildi. Şekil 4.5-10'da bu grafikler gösterildi. Elde edilen grafiklerdeki piklerin tepe açıları bulunarak Bragg kanununda kullanıldı.

$$2d\sin\theta_B = n\lambda \quad (\text{Bragg yasası}), (n=1) \quad (3.1)$$

Burada d düzlemler arası uzaklık, θ_B tepe yansıma açısı ve λ ise X-ışını dalga boyu olup, değeri 1.54 \AA tur. Bu denklemden düzlemler arası uzaklığı (d) bulundu. Bulunan d değerleri yardımıyla, daha önceki çalışmalardan fazların miller indisleri bulundu. Öteleme vektörünün (T) büyüklüğü şeritlerin yapısı hakkında bilgi verir. Her yapının öteleme vektörünün büyüklükleri farklıdır. Dolayısıyla öteleme vektörü sayesinde kristallerin yapıları belirlenir.

$$T=h^2+k^2+l^2 \quad (3.2)$$

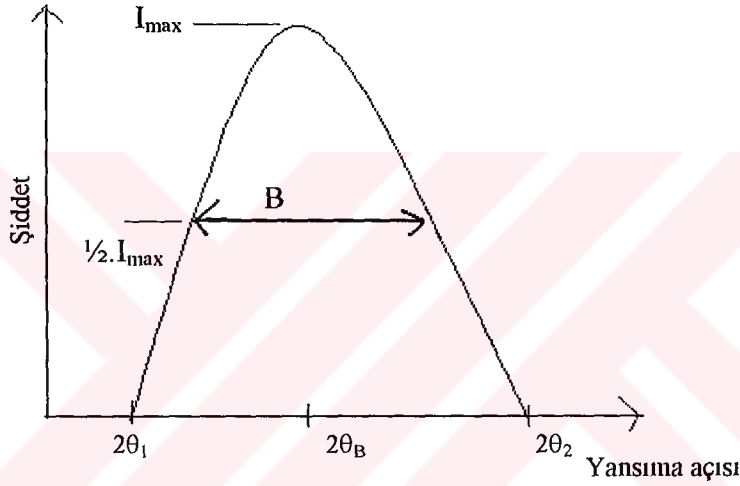
Denklem 3.2’de h , k ve l miller indislerini, T ise örgü öteleme vektörü büyüklüğünü gösterir. Kübik yapılar için örgü sabitini ;

$$d^2 = a^2 / (h^2 + k^2 + l^2) \quad (3.3)$$

ile bulunur. Burada a örgü sabiti olup, her faza ait katı çözeltisi içindeki çözünme hakkında bize bilgi verir. Oluşan tane yarıçaplarını ölçmek için :

$$t = 0.9 \lambda / B \cos\theta_B \quad (3.4)$$

denkleminde yararlanıldı. Buradaki t oluşan tane yarıçapını, B pikin yarı şiddetindeki açı genişliği olup, $B = \theta_2 - \theta_1$ formülüyle elde edilir. θ_1 pikin başlangıç açısı, θ_2 pikin bitiş açısı olmaktadır. Şekil 3.5’te Denklem 3.4’teki B değerinin elde edilmesini gösterildi.



Şekil 3.5. Pikin yarı şiddetindeki B açı genişliğini

Şekil 3.5’ de görüldüğü gibi B açı genişliğini;

$$B = \frac{1}{2} (2\theta_1 - 2\theta_2) = \theta_1 - \theta_2 \quad (3.5)$$

elde edilir.

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

4.1. Hızlı Katılaştırma İle Elde Edilen Şeritlerin Geometrik Yapılarının Ölçülmesi

Hızlı katılaştırma ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ ve $Al_{94}-Ni_5-Si_1$ şeritlerinin genişlik ve kalınlıkları mikrometre ile ölçüldü. Her şerit için beş ölçüm yapılarak elde edilen değerlerin ortalaması alındı. Bu sonuçlar Çizelge 4.1-2'de gösterilmiştir.

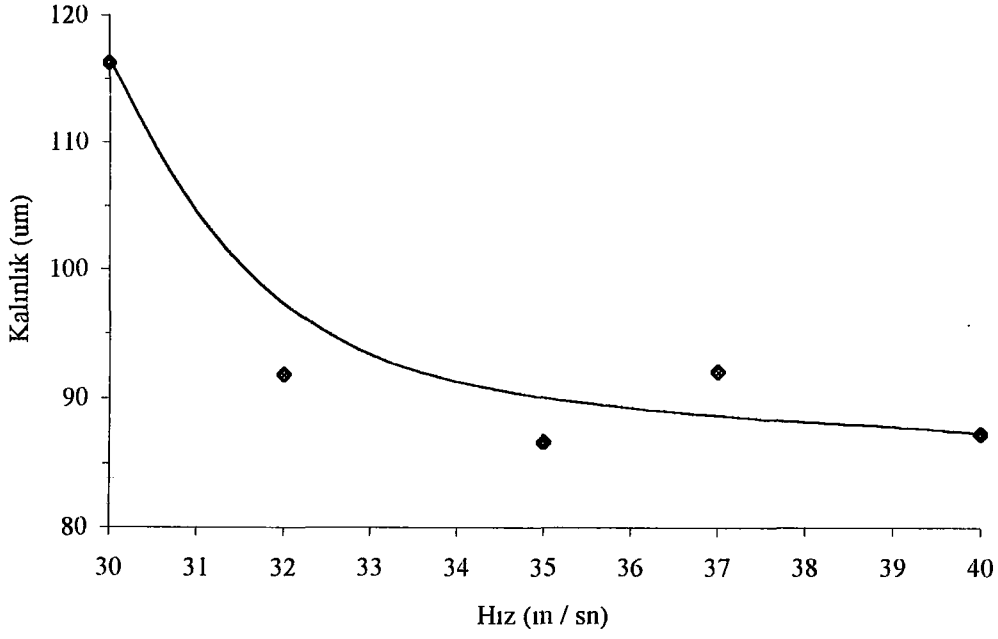
Çizelge 4.1. Hızlı katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin katılaştırma hızlarına göre genişlikleri ve kalınlıklarının ortalama değerleri

Katılaştırma Hızları	Kalınlık (μm)	Genişlik (mm)
30 (m/sn)	116.2 ± 14	5.733 ± 0.5
32 (m/sn)	91.8 ± 5	3.942 ± 0.58
35 (m/sn)	86.6 ± 5	4.342 ± 0.4
37 (m/sn)	92 ± 1	4.364 ± 0.2
40 (m/sn)	87.2 ± 10	4.42 ± 0.2

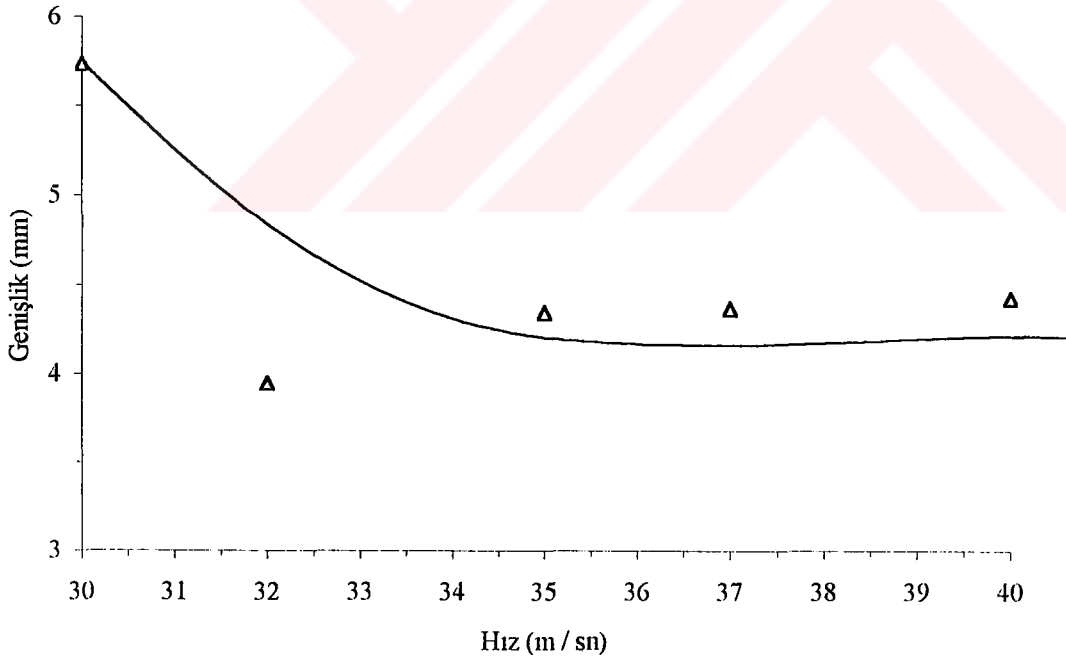
Çizelge 4.2. Hızlı katılaştırılmış $Al_{94}-Ni_5-Si_1$ şeritlerin katılaştırma hızlarına göre, kalınlıkları ve genişliklerinin ortalama değerleri

Katılaştırma Hızları	Kalınlık (μm)	Genişlik (mm)
30 (m / sn)	145.8 ± 15	5.22 ± 0.3
32 (m / sn)	123 ± 13	4.38 ± 0.5
35 (m / sn)	78.2 ± 6	3.46 ± 0.4
37 (m / sn)	74.6 ± 7	3.206 ± 0.3
40 (m / sn)	79.6 ± 7	2.62 ± 0.39

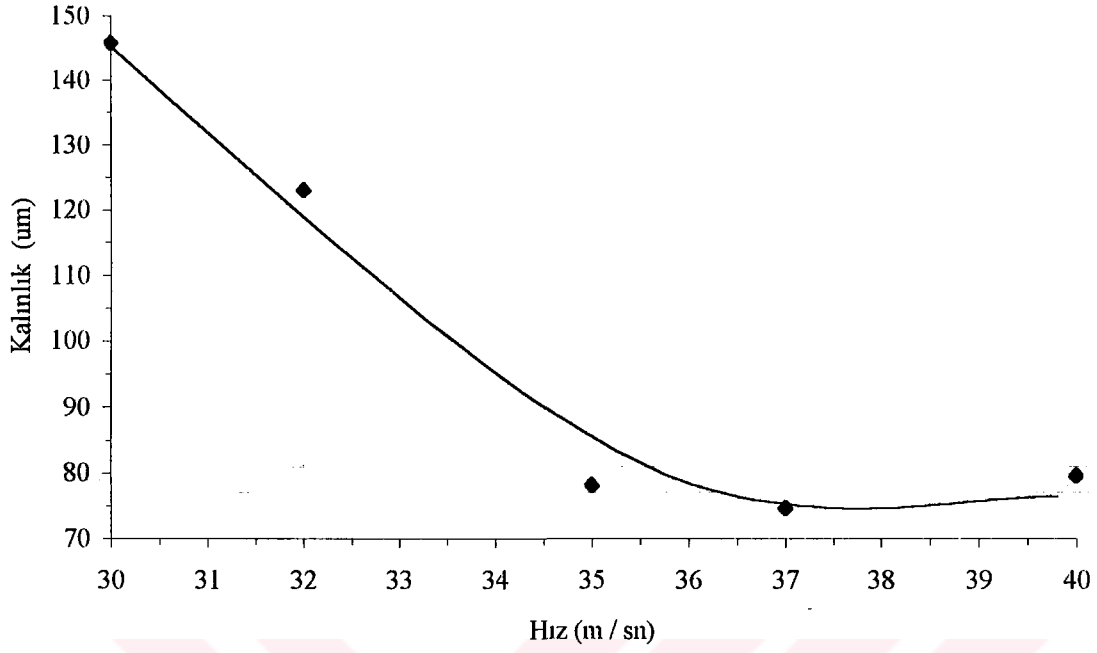
Ayrıca katılaştırma hızının şerit kalınlığı ve genişliğine etkisini daha iyi anlayabilmek için Çizelge 4.1-2'deki ortalama kalınlık ve genişlik değerlerini katılaştırma hızlarına göre değişimini Şekil 4.1-4'de gösterilmiştir.



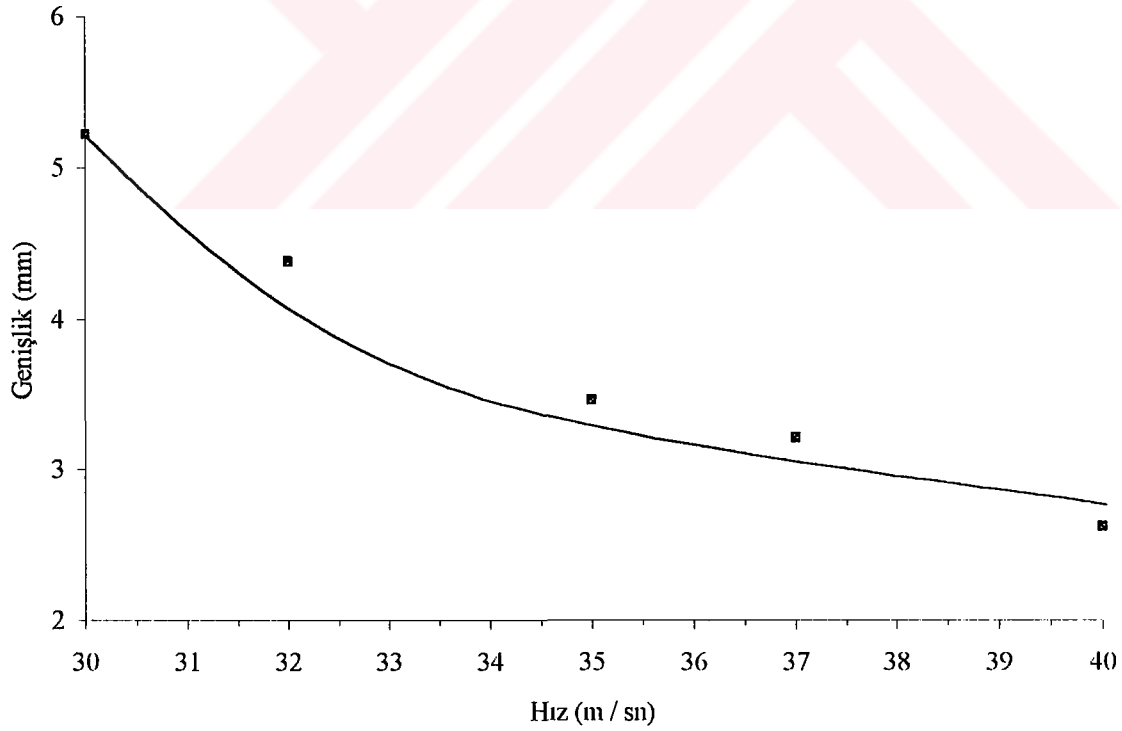
Şekil 4.1. $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının katılaştırma hızlarına göre şeritlerin kalınlıklarının değişimi



Şekil 4.2. $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının katılaştırma hızlarına göre şeritlerin genişliklerinin değişimi



Şekil 4.3. Al₉₄-Ni₅-Si₁ alaşımının katılaştırma hızlarına göre şeritlerin kalınlıklarının değişimi

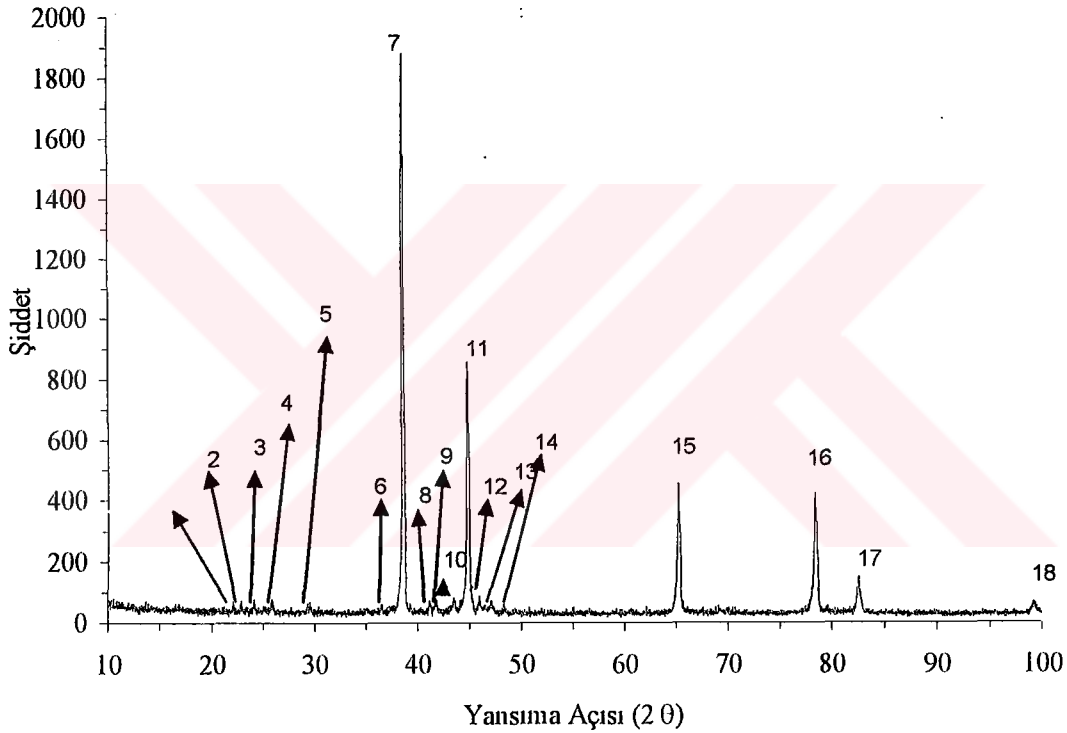


Şekil 4.4. Al₉₄-Ni₅-Si₁ alaşımının katılaştırma hızlarına göre şeritlerin genişliklerinin değişimi

Çizelge 4.1-2 ve Şekil 4.1-4'te açıkça görüldüğü gibi şeritlerin genişlik ve kalınlıklarının döner disk hızının artmasıyla azaldığı görüldü. Bu beklenen bir sonuçtur. Çünkü döner disk hızının artması ile birim yüzeye düşen eriyik miktarı azalmakta ve buna bağlı olarak katılma hızı artmaktadır. Bu konuda daha önce yapılan çalışmalarda da benzer sonuçlar elde edildi (Gögebakan, 1992; Uzun, 1998).

4.2. X-ışınları İle Faz Analizi

Hızlı katılaştırma ve normal katılaştırma ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımlarının yapısı X-ışınları ile incelendi. Şekil 4.5'de normal katılaştırma ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon grafiği görülmektedir. Bu pikleri tanımlamada yardımcı olması için, her bir pik farklı numara ile gösterildi.



Şekil 4.5. Normal katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon pikleri

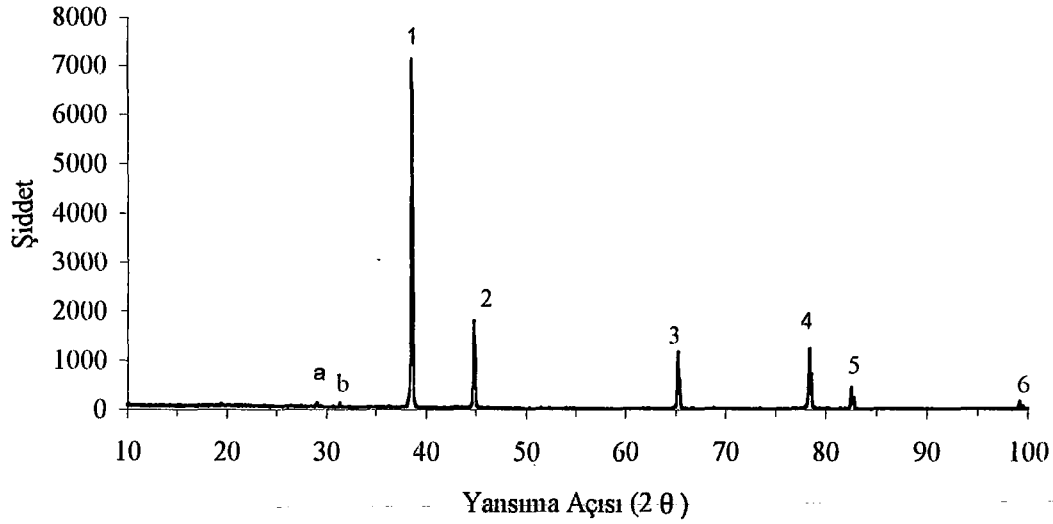
Normal katılaştırma ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışınları difraksiyon piklerinin tepe açıları (θ) bulunarak Bragg kanunundan düzlemler arası uzaklıklar (d) ve her pikin hangi faza ait olduğunu düzlemler arası mesafe sayesinde bulundu. Bulunan fazların hangi yapıda olduklarını kesin doğrulamak için öteleme vektör büyüklüklerini (T) miller indisleri (hkl) yardımıyla hesaplandı. Elde edilen bu değerler Çizelge 4.3'de verilmiştir.

Çizelge 4.3. Normal katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon sonuçları

Pik no	I/I_0	θ_B	d (Å°)	h k l Fazlar	T
1	3.66	11.04	4.02	0 1 1 (Al_3Ni)	2
2	3.72	11.43	3.89	1 2 0 (Si)	2
3	3.35	12.09	3.68	0 2 0 (Al_3Ni)	4
4	3.88	12.92	3.44	1 0 1 (Si)	2
5	3.45	14.79	3.016	2 1 0 (Al_3Ni)	5
6	3.13	18.27	2.46	2 2 0 (Al_3Ni)	8
7	100	19.26	2.33	1 1 1 (Al)	3
8	3.77	20.54	2.19	0 3 1 (Al_3Ni)	10
9	4.25	20.86	2.16	1 1 2 (Al_3Ni)	6
10	4.41	21.73	2.079	3 2 0 (Si)	13
11	45.62	22.38	2.02	2 0 0 (Al)	4
12	4.67	22.97	1.97	2 3 0 (Al_3Ni)	13
13	3.88	23.55	1.927	2 2 0 (Si)	8
14	3.24	24.15	1.88	2 1 2 (Al_3Ni)	9
15	24.06	32.56	1.43	2 2 0 (Al)	8
16	22.73	39.14	1.219	3 1 1 (Al)	11
17	7.97	41.25	1.168	2 2 2 (Al)	12
18	3.51	49.62	1.01	4 0 0 (Al)	16

Çizelge 4.3'de açıkça görüldüğü gibi normal katılaştırma ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının Al, Si ve Al_3Ni fazlarına ait yansımalar gözlenmiştir. Al-Ni ve Al-Si alaşımlarının faz diyagramları incelendiği zaman bulunan bu fazların $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımına karşılık gelen fazlar olduğu görülür. (Ek-1-2'de Al-Ni ve Al-Si faz diyagramları verildi.)

Şekil 4.6-10'da hızlı katılaştırılmış (30, 32, 35, 37 ve 40 m/sn) $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin X-ışınları difraksiyon pikleri verilmiştir. Bu piklerin tepe açıları (θ), düzlemler arası uzaklık (d) değerleri, miller indisleri (hkl), fazları ve fazları ispatlayan öteme vektör büyüklük (T) değerleri Çizelge 4.4-8'de verilmiştir.

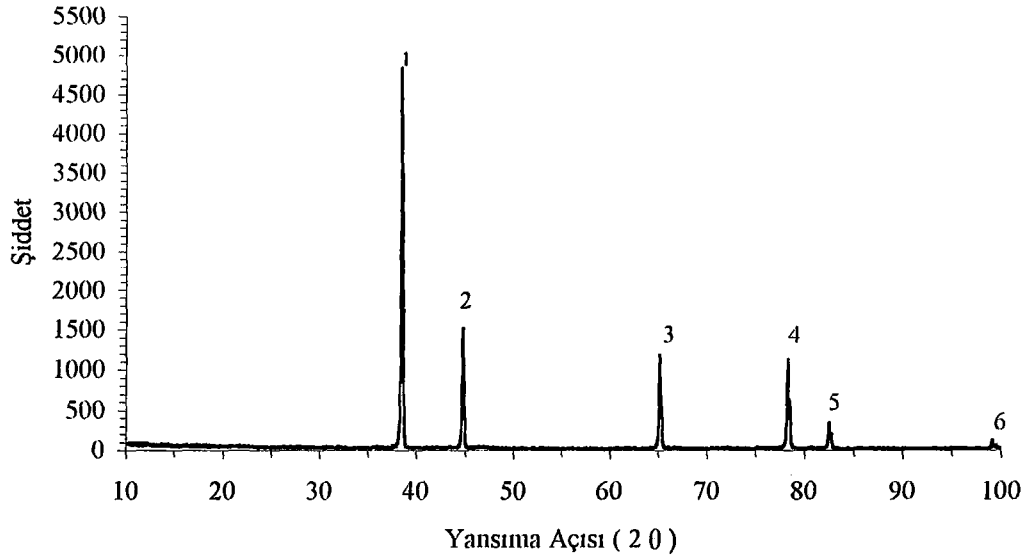


Şekil 4.6 30 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon pikleri

Çizelge 4.4. 30 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon sonuçları

Pik no	I/I_0	θ_B	d (Å)	h k l Fazlar	T
a	1.74	14.51	3.07	--- (Al_2O_3)	
b	1.67	15.67	2.85	2 0 1 (Al_3Ni)	
1	100	19.28	2.33	1 1 1 (Al)	3
2.	25.49	22.4	2.02	2 0 0 (Al)	4
3	16.36	32.6	1.43	2 2 0 (Al)	8
4	17.41	39.17	1.22	3 1 1 (Al)	11
5	6.35	41.27	1.17	2 2 2 (Al)	12
6	2.31	49.6	1.01	4 0 0 (Al)	16

Çizelge 4.4'de görüldüğü gibi, normal katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımın X-ışınları analizinde görülen Al fazlarının tamamı, Al_3Ni fazların ise bir tanesi gözlemlendi. Ayrıca şerit üretimi sırasında oksitlenme olduğu bulundu. Çünkü X-ışını analizinde Al_2O_3 fazı gözlemlendi.

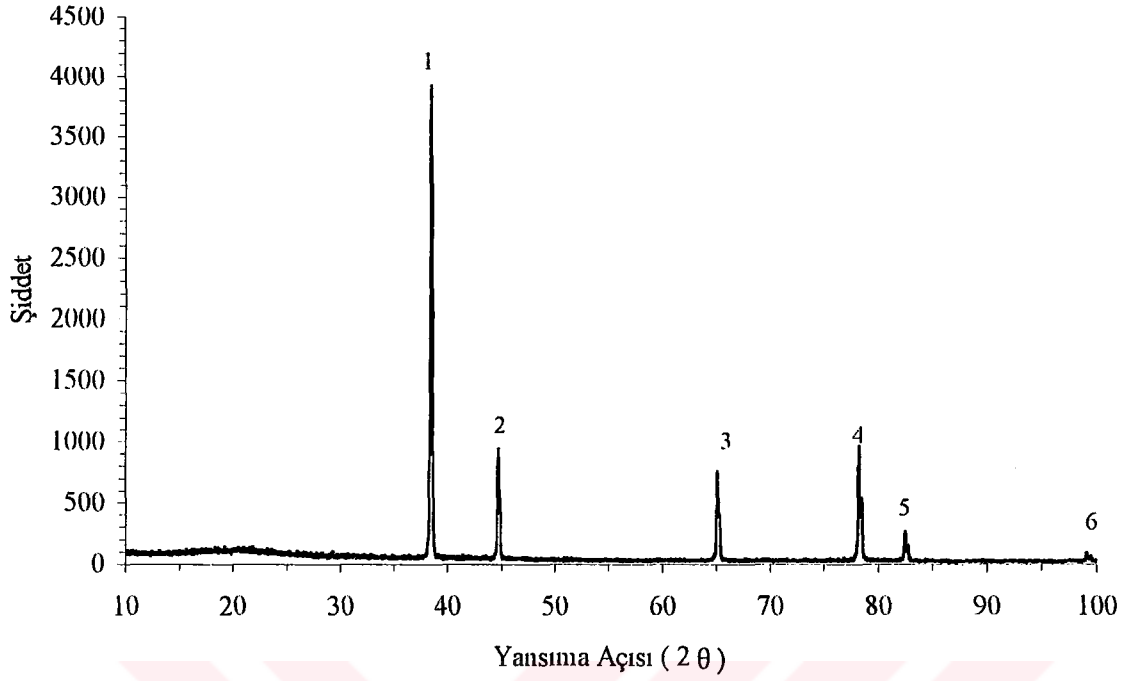


Şekil 4.7. 32 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon pikleri

Çizelge 4.5. 32 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon sonuçları

Pik no	I/I_0	θ_B	d (Å ^o)	h k l Fazlar	T
1	100	19.23	2.34	1 1 1 (Al)	3
2	31.49	22.36	2.02	2 0 0 (Al)	4
3	24.43	32.56	1.43	2 2 0 (Al)	8
4	23.29	39.13	1.22	3 1 1 (Al)	11
5	7.02	41.24	1.17	2 2 2 (Al)	12
6	2.44	49.57	1.01	4 0 0 (Al)	16

Çizelge 4.5 ve Şekil 4.7'de açıkça görüldüğü gibi Si ve Ni fazlarına ait pikler kaybolmuştur. Sadece Al fazlarına ait pikler vardır.

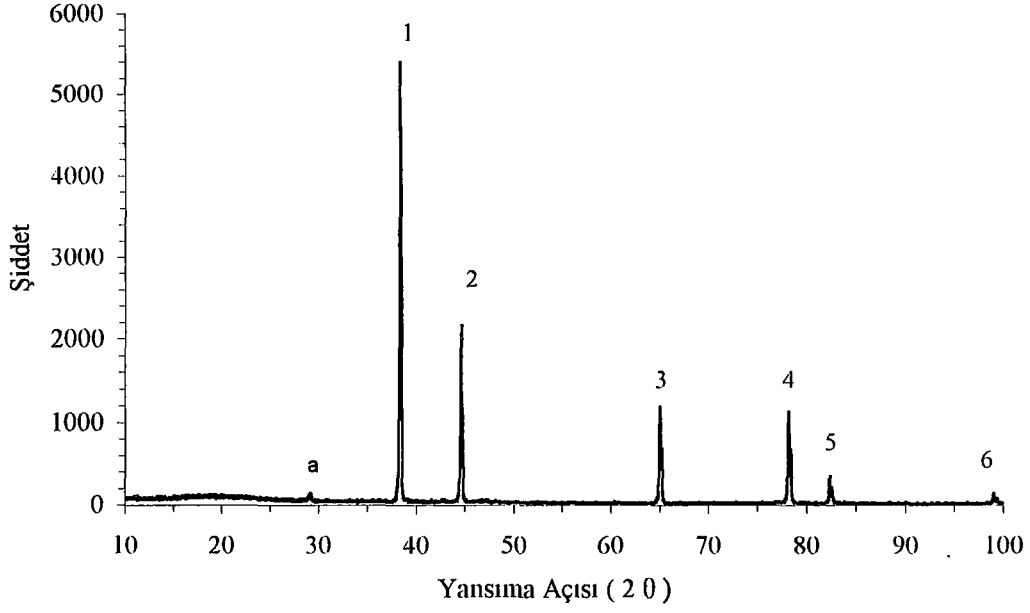


Şekil 4.8. 35 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon pikleri

Çizelge 4.6. 35 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon sonuçları

Pik no	I/I_0	θ_B	d (Å°)	h k l Fazlar	T
1	100	19.24	2.34	1 1 1 (Al)	3
2	23.9	22.35	2.024	2 0 0 (Al)	4
3	19.19	32.55	1.43	2 2 0 (Al)	8
4	24.44	39.12	1.22	3 1 1 (Al)	11
5	6.6	41.23	1.17	2 2 2 (Al)	12
6	2.24	49.56	1.01	4 0 0 (Al)	16

Çizelge 4.6'da görüldüğü gibi hızlı katılaştırma ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerin X-ışını analizinde sadece Al ait fazlar gözlenmektedir. Bu sonuçta bizi, 35 m/sn'lik hızda katılaştırılan Al katı çözeltisi içindeki Si ve Ni çözeltilerinin tamamen çözüldüğü sonucuna götürdü.

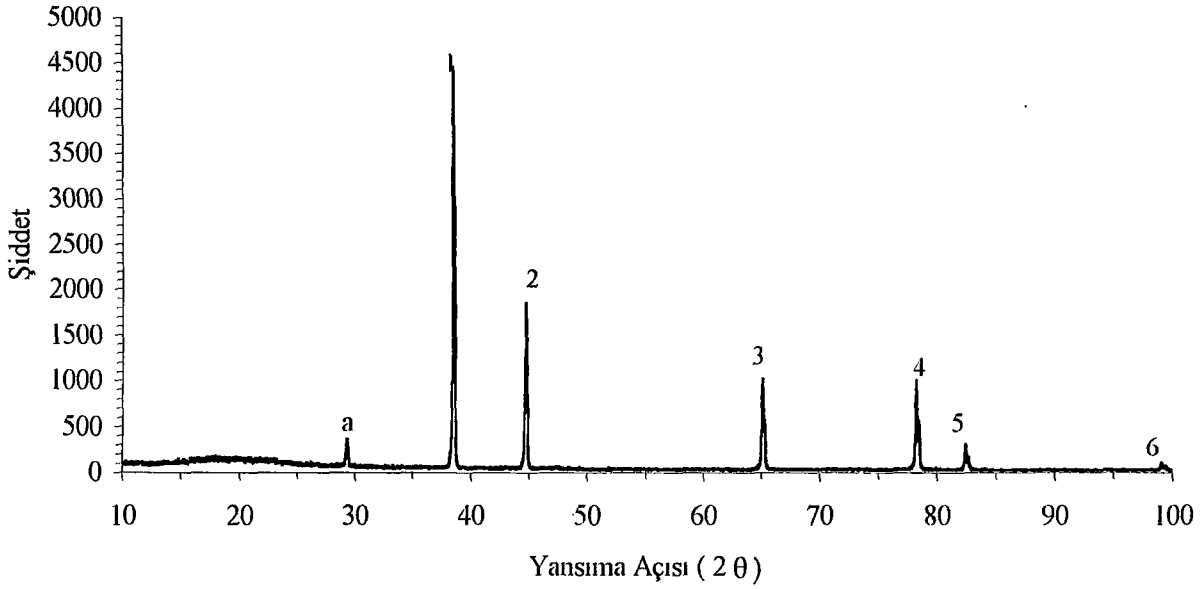


Şekil 4.9. 37 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon pikleri

Çizelge 4.7. 37 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon sonuçları

Pik no	I/I_0	θ_B	d (Å)	h k l Fazlar	T
a	2.68	14.59	3.057	--- (Al_2O_3)	
1	100	19.19	2.34	1 1 1 (Al)	3
2	40.11	22.31	2.028	2 0 0 (Al)	4
3	22.04	32.51	1.43	2 2 0 (Al)	8
4	20.98	39.09	1.22	3 1 1 (Al)	11
5	6.55	41.19	1.17	2 2 2 (Al)	12
6	2.57	49.53	1.01	4 0 0 (Al)	16

37 m/sn'lik hızda katılaştırmayla elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerin X-ışını analizinde Al fazlarına ait pikler gözlemlendi. Sadece bir tane Al_2O_3 fazı gözlemlendi. Bu hızdaki şerit üretimi sırasında oksitlenme olduğu sonucuna götürdü.



Şekil 4.10. 40 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon pikleri

Çizelge 4.8. 40 m/sn hızla katılaştırılmış $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon sonuçları

Pik no	I/I ₀	θ_B	d (Å ^o)	h k l Fazlar	T
a	8.06	14.66	3.04	--- (Al_2O_3)	
1	100	19.24	2.34	1 1 1 (Al)	3
2	41.45	22.36	2.024	2 0 0 (Al)	4
3	22.65	32.55	1.43	2 2 0 (Al)	8
4	22.25	39.12	1.22	3 1 1 (Al)	11
5	6.71	41.22	1.17	2 2 2 (Al)	12
6	2.42	49.56	1.01	4 0 0 (Al)	16

Çizelge 4.6'da görüldüğü gibi, Al fazları ile bir tane Al_2O_3 fazı gözlemlendi.

X-ışınları analizi sonucunda normal katılaştırma ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının yapısında, Çizelge 4.3 ve Şekil 4.5'te belirtildiği üzere Al, Si ve Al_3Ni fazları gözlenmektedir. Normal katılaştırma ile üretilen alaşımında Al, Si ve Al_3Ni fazlarının gözlenmesi, alaşımı oluşturan Al, Si ve Ni elementlerinin birleşme oranlarına göre uygun bir sonuç olmaktadır. Çizelge 4.4-8 ve Şekil 4.6-10'da görüldüğü gibi hızlı katılaştırmayla üretilen şeritlerde Al fazları gözlenmektedir. Sadece 30 m/sn'lik hızda üretilen şeritlerde Al_3Ni fazına rastlandı. Bu durum bize artan katılaştırma hızına ters orantılı olarak Si ve Al_3Ni fazının yansıma şiddetinin azalarak gözden kaybolduğu gösterdi. Buradan Al katı çözültisi içinde Si ve Ni'in tamamen çözüldüğü sonucu çıkarılabilir.

Normal ve hızlı katılaştırma ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışınları analizlerinde tespit edilen bir diğer husus da Al_2O_3 fazıdır. Bu faz normal katılaştırmayla elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını analizinde gözlenmez iken, hızlı katılaştırmayla elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerin X-ışını analizinde gözlenmektedir. Al_2O_3 fazının normal katılaştırmayla elde edilen alaşımının X-ışını analizinde gözlenmemesinin nedeni, bu fazın yüzeye paralel olarak yönelmesiyle oluşmuş çok ince

bir oksit tabakasından kaynaklanmıştır. Alüminyumun çok çabuk oksitlendiği de göz önüne alındığında, bu beklenen bir durumdur. Diğer taraftan Al_2O_3 fazının 30 m/sn, 37 m/sn ve 40 m/sn hızlarında katılaştırmayla elde edilen şeritlerde gözlenmesine rağmen diğer hızlarda üretilen şeritlerinin X-ışını analizinde gözlenmemesinin sebebi ise, bu hızlarda şeritlerin oksitlenmeden daha çabuk katılmasıdır. Al_2O_3 fazının şiddetinin katılma hızıyla birlikte artması da yönelme etkisini doğrulamaktadır. Bu sonuç, daha önceki çalışmalarla uyum gösterir (Uzun, 1998).

4.3. Örgü Sabitinin ve Tane Yarıçapının Hesaplanması

X-ışınları analizi sonucunda elde edilen fazların düzlemler arası uzaklık (d) değerleri ile miller indisleri (hkl) (Denklem 3.3'te yerine konularak) fazların örgü sabitleri (a) bulundu. Katılma sırasında oluşan tane yarıçaplarını ise Denklem 3.4 yardımıyla bulundu. Bu yolla elde edilen örgü sabitleri (a) ve tane yarıçapları (t) değerlerini Çizelge 4.9-14'te verildi.

Çizelge 4.9. Normal katılma ile elde edilen $Al_{94,5}-Ni_5-Si_{0,5}$ alaşımının örgü sabitleri (a) ve tane yarıçaplarının (t) değerleri

Pik no	h k l Fazlar	a(A°)	t(A°)
1	0 1 1 (Al_3Ni)	5.685	
2	1 2 0 (Si)	8.698	
3	0 2 0 (Al_3Ni)	7.36	
4	1 0 1 (Si)	4.865	
5	2 1 0 (Al_3Ni)	6.744	
6	2 2 0 (Al_3Ni)	6.958	
7	1 1 1 (Al)	4.036	4.318
8	0 3 1 (Al_3Ni)	6.925	
9	1 1 2 (Al_3Ni)	5.291	
10	3 2 0 (Si)	7.496	
11	2 0 0 (Al)	4.04	3.747
12	2 3 0 (Al_3Ni)	7.103	
13	2 2 0 (Si)	5.450	
14	2 1 2 (Al_3Ni)	5.64	
15	2 2 0 (Al)	4.045	5.139
16	3 1 1 (Al)	4.043	4.255
17	2 2 2 (Al)	4.046	5.761
18	4 0 0 (Al)	4.04	

Çizelge 4.9'daki belirli fazlara ait tane yarıçaplarının (t) ortalama değeri 4.644 A° olarak hesaplandı. Bu tane yarıçaplarının ortalama değerini, diğer X-ışını difraksiyon grafiklerinde hesaplanan tane yarıçaplarının ortalama değerleri ile karşılaştırmada kullanıldı.

Çizelge 4.10. Hızlı katılaştırma (30 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin örgü sabitleri (a) ve tane yarıçaplarının (t) değerleri

Pik no	h k l Fazlar	a (Å°)	t (Å°)
a	- - - (Al_2O_3)		
b	2 0 1 (Al_3Ni)		
1	1 1 1 (Al)	4.0356	3.192
2	2 0 0 (Al)	4.04	3.123
3	2 2 0 (Al)	4.0446	4.839
4	3 1 1 (Al)	4.0463	5.258
5	2 2 2 (Al)	4.0529	4.391
6	4 0 0 (Al)	4.04	

Çizelge 4.11. Hızlı katılaştırma (32 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin örgü sabitleri (a) ve tane yarıçaplarının (t) değerleri

Pik no	h k l Fazlar	a (Å°)	t (Å°)
1	1 1 1 (Al)	4.0529	3.336
2	2 0 0 (Al)	4.04	3.747
3	2 2 0 (Al)	4.0446	4.111
4	3 1 1 (Al)	4.0463	4.702
5	2 2 2 (Al)	4.0529	4.851
6	4 0 0 (Al)	4.04	

Çizelge 4.12. Hızlı katılaştırma (35 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin örgü sabitleri (a) ve tane yarıçaplarının (t) değerleri

Pik no	h k l Fazlar	a (Å°)	t (Å°)
1	1 1 1 (Al)	4.0529	3.67
2	2 0 0 (Al)	4.048	3.568
3	2 2 0 (Al)	4.0446	4.836
4	3 1 1 (Al)	4.0463	4.060
5	2 2 2 (Al)	4.0529	4.388
6	4 0 0 (Al)	4.04	

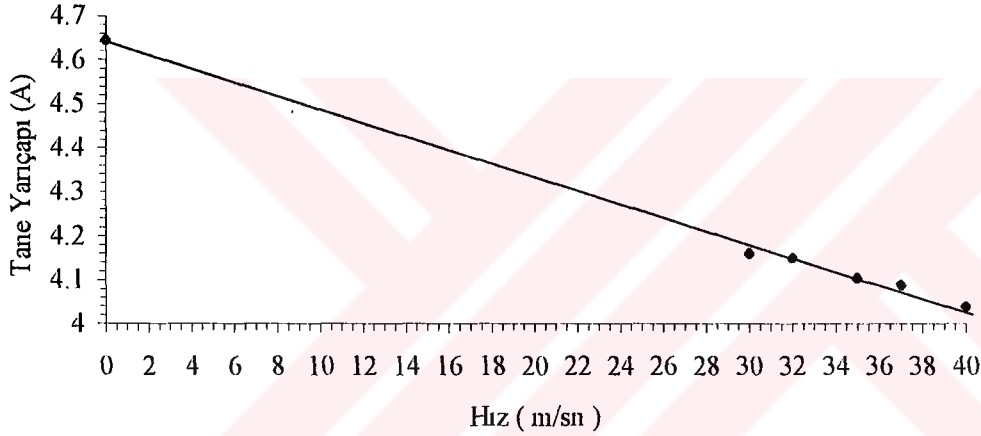
Çizelge 4.13. Hızlı katılaştırma (37 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin örgü sabitleri (a) ve tane yarıçaplarının (t) değerleri

Pik no	h k l Fazlar	a (Å°)	t (Å°)
a	- - - (Al_2O_3)		
1	1 1 1 (Al)	4.0529	3.862
2	2 0 0 (Al)	4.056	3.567
3	2 2 0 (Al)	4.0446	3.913
4	3 1 1 (Al)	4.0463	4.252
5	2 2 2 (Al)	4.0529	4.847
6	4 0 0 (Al)	4.04	

Çizelge 4.14. Hızlı katılaştırma (40 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin örgü sabitleri (a) ve tane yarıçaplarının (t) değerleri

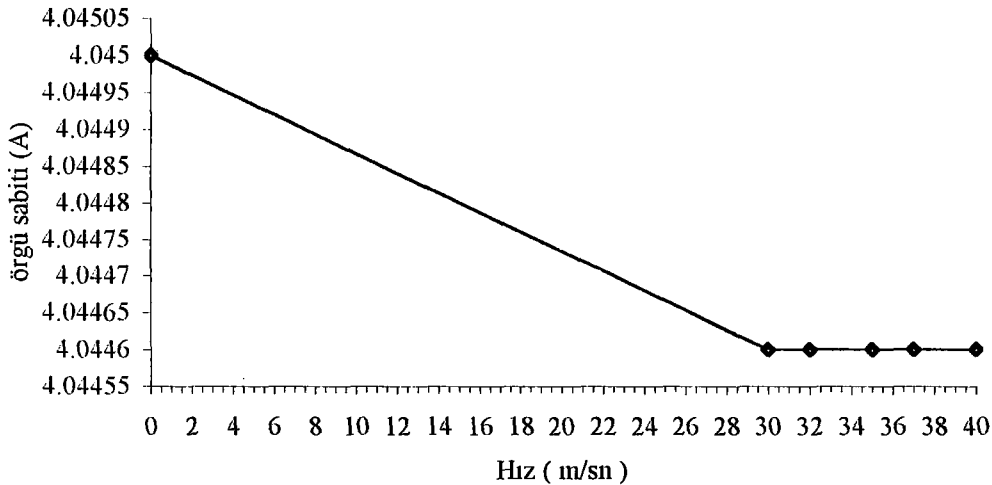
Pik no	h k l Fazlar	a (Å)	t (Å)
a	--- (Al_2O_3)		
1	1 1 1 (Al)	4.0529	3.863
2	2 0 0 (Al)	4.048	3.568
3	2 2 0 (Al)	4.0446	4.111
4	3 1 1 (Al)	4.0463	4.466
5	2 2 2 (Al)	4.0529	4.188
6	4 0 0 (Al)	4.04	

Çizelge 4.9-14'te verilen tane yarıçaplarının ortalama değerlerini, katılaştırma hızlarına göre değişimini gösteren grafik Şekil 4.11'de verildi.



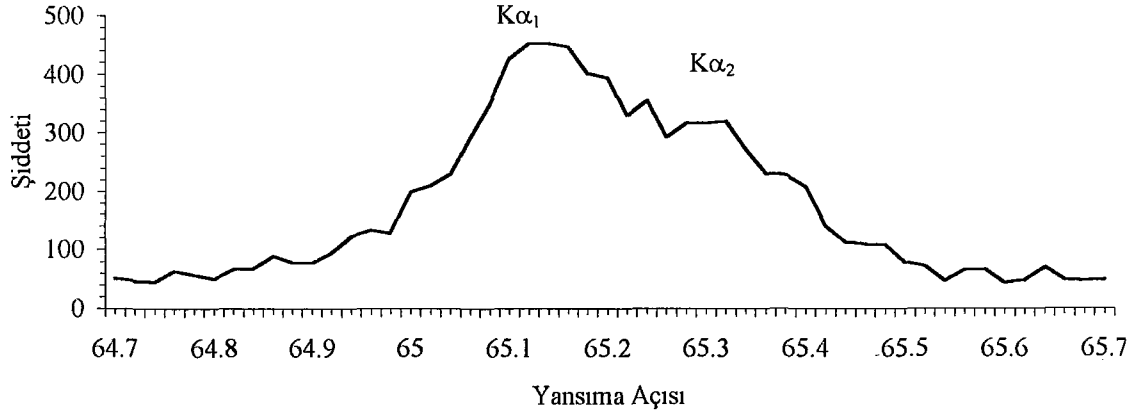
Şekil 4.11. Oluşan tane yarıçaplarının katılaştırma hızlarına göre değişimi

Çizelge 4.9-14'te gösterilen (220) Al fazına ait örgü sabitinin katılaştırma hızlarına göre değişimi Şekil 4.12'de verildi.

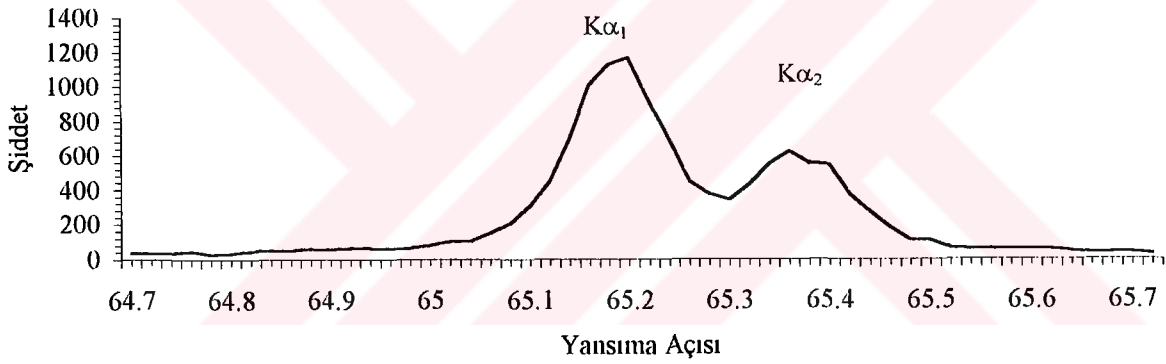


Şekil 4.12. (220) Al fazına ait örgü sabitinin katılaştırma hızlarına göre değişimi

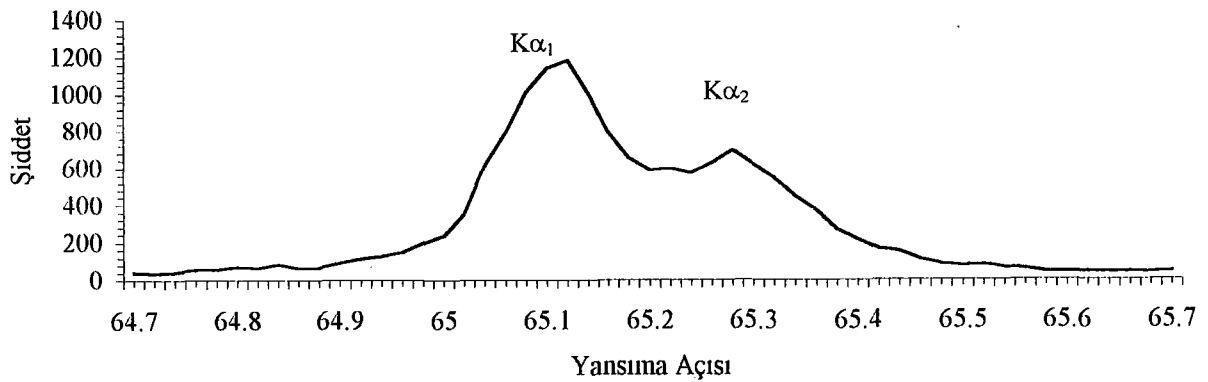
Tane yarıçaplarını hesapladığımız (220) Al fazına ait X-ışını difraksiyon piklerinin değişimini Şekil 4.13-18'de gösterildi.



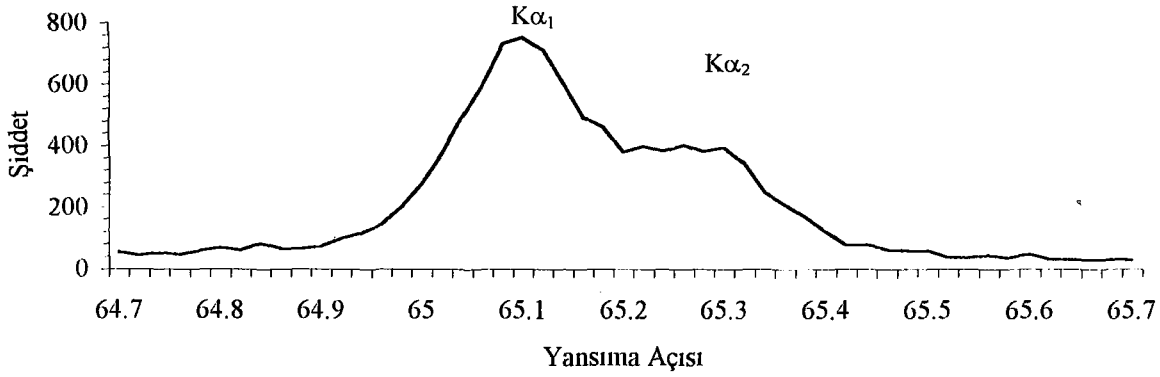
Şekil 4.13. Normal katılaştırma ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışını difraksiyon piklerindeki (220) Al fazının piki



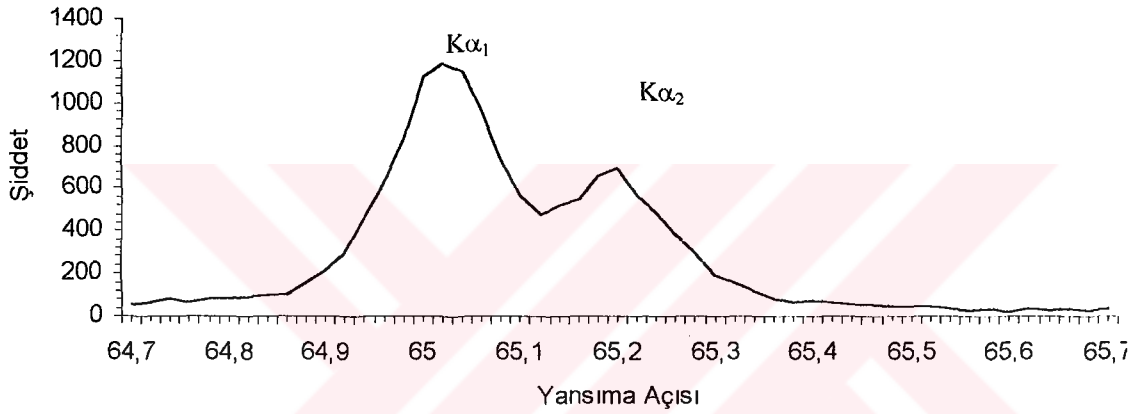
Şekil 4.14. Hızlı katılaştırma (30 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin X-ışını difraksiyon piklerindeki (220) Al fazının piki



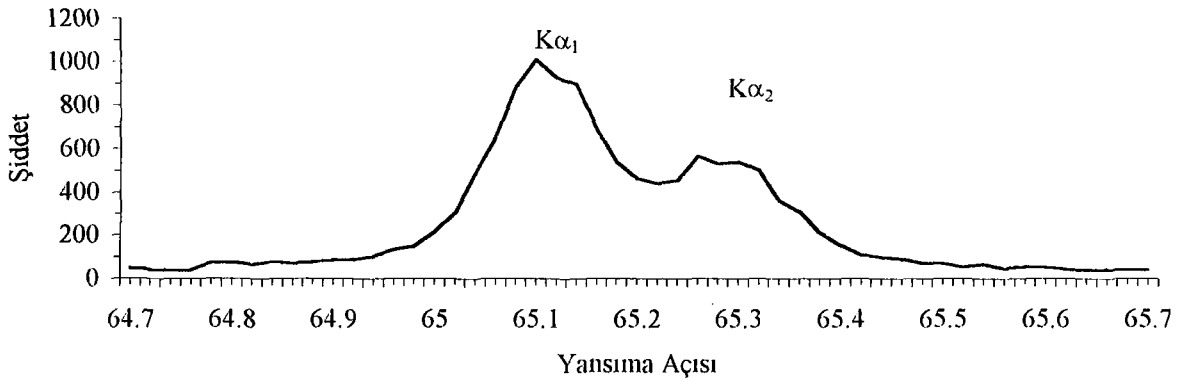
Şekil 4.15. Hızlı katılaştırma (32 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin X-ışını difraksiyon piklerindeki (220) Al fazının piki



Şekil 4.16. Hızlı katılaştırma (35 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin X-ışını difraksiyon piklerindeki (220) Al fazının piki



Şekil 4.17. Hızlı katılaştırma (37 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin X-ışını difraksiyon piklerindeki (220) Al fazının piki



Şekil 4.18. Hızlı katılaştırma (40 m/sn) ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin X-ışını difraksiyon piklerindeki (220) Al fazının piki

Silisyum ve nikelin, alüminyum katı çözeltisi içinde çözülmesini ispat eden diğer bir sonuç ise, bulunan (220) Al fazına ait örgü sabitinin azalarak sabitleştiğini gösteren Şekil 4.12'deki grafiklerdir. Vergard kanununa göre, özellikle iki bileşenli alaşımlarda katı çözelti içindeki çözünür konsantrasyonundaki değişiklik, çözücü bileşenin örgü sabitinde değişiklik meydana getirir. Ancak X-ışınları analizinde karşılaşılan en önemli güçlüklerden biride, analiz edilen cismin örgü sabitlerinin en hassas şekilde

hesaplanmasıdır. Bu yüzden ölçülerin hesaplanmasında kullanılan Bragg kanuna göre, d mesafesi θ açısına değil $\sin\theta$ 'ya bağlıdır. Buna bağlı olarak θ a örgü sabitinin hassas ölçülmesi içinde $\sin\theta$ 'nın dolayısıyla d mesafesinin hassas ölçülmesi gerekir. Dolayısıyla deneysel hatalar ve hesaplamalardaki yuvarlatmaların da etkili olacağı düşünüldüğünde, bu hesaplamaların doğru sonuç vermeyeceği açıktır. Bunun yerine alaşımlardaki fazların belirlenmesi amacıyla yapılan X-ışınları analizindeki Si ve Ni fazlarından kaynaklanan şiddetlerindeki azalma oranlarına göre bir tahminde bulunmanın daha doğru olacağı düşünülmektedir. Buna göre, normal katılaştırma ile elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışınları difraksiyon grafiğinde gözlenen (120), (101), (320), (220) düzlemlerindeki Si fazları, hızlı katılaştırmayla elde edilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerin X-ışınları analizinde gözlenmemektedir. Alaşımımızdaki %0.5 Si tamamen alüminyum katı çözeltilisi içinde çözüldüğü söyleyebiliriz. Aynı şekilde Al_3Ni fazları da hızlı katılaştırma sonucu elde edilen şeritlerin X-ışınları analizinde gözlenmedi. Dolayısıyla nikelin alüminyum katı çözeltilisi içinde çözüldüğünü söyleyebiliriz. Hızlı katılaştırmayla elde edilen polikristal numunelerde kristal kusurların azaldığı, $K\alpha_1$ ve $K\alpha_2$ piklerinin belirgin bir şekilde birbirinden ayrıldığı gözlemlendi. Şekil 4.13-18'de grafiklerde bu durum açıkça gözlemlendi. Bu sonuç geçmişte yapılan teoriksel çalışmalarla örtüşmektedir (Uzun, 1998).

Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımın X-ışınları analizi sonucunda görülen fazların çeşitliliği ve piklerinin sayısı, eriyik döndürme (melt-spinning) tekniği ile üretilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerinin X-ışınları analizi sonucunda görülen faz çeşitliliğinden ve piklerinin sayısından çok fazladır. Bu nedenle homojenliğin arttığı sonucuna varabiliriz. Hızlı katılaştırma sonucunda piklerin yayvanlaşması (yarı maksimumdaki genişliklerin büyümesi) dolayısıyla oluşan tanelerin yarıçaplarındaki küçülme ile örtüşmektedir. Oysa, yarıçapın azalması oluşan kristallerin daha düzgün dağıldığı sonucuna götürdü. Bu da homojenliğinin artması demektir.

4.4. Yoğunlukların Hesaplanması

Doğadaki elementlerin kendilerine ait temel özellikleri vardır. Bunlardan biride, birim hacimdeki kütle miktarı diye tanımlanan yoğunluktur. Dolayısıyla üretilen alaşım ve şeritlerin kendilerine ait yoğunluk değerleri vardır. Bu çalışmada genişlik ve kalınlıklarının ölçtüğümüz normal ve hızlı katılaştırma ile üretilen alaşımların kütle değerlerini hassas terazi ile ölçerek yoğunluk değerlerini hesapladık. Bu hesaplanan değerler Çizelge 4.15-16'da verildi.

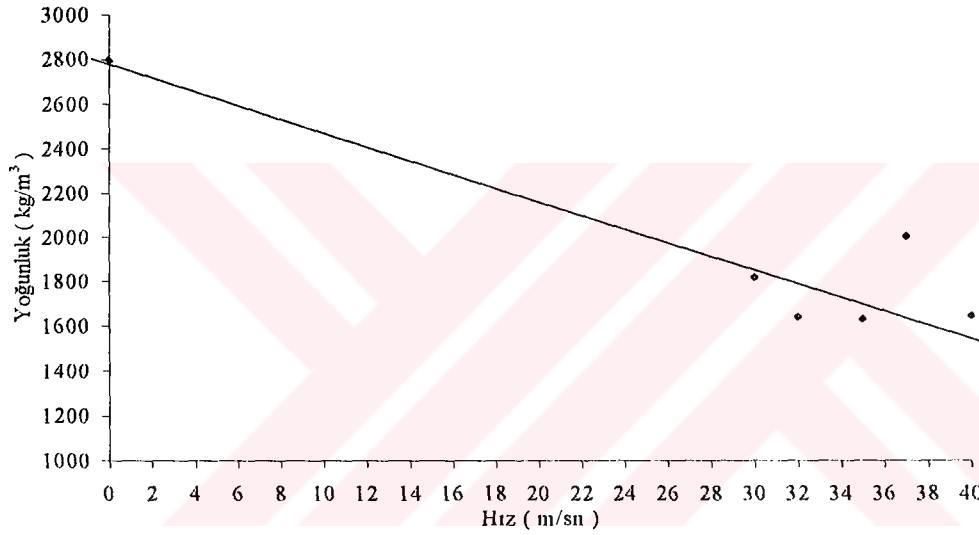
Çizelge 4.15. Normal ve hızlı katılaştırma ile üretilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımların yoğunluk değerleri

Katılaştırma Hızları (m/sn)	Yoğunluk (kg/m ³)
Normal katılaştırma 0 m/sn	2.7982×10^3
Hızlı katılaştırma 30 m/sn	1.818×10^3
Hızlı katılaştırma 32 m/sn	1.640×10^3
Hızlı katılaştırma 35 m/sn	1.631×10^3
Hızlı katılaştırma 37 m/sn	2.006×10^3
Hızlı katılaştırma 40 m/sn	1.646×10^3

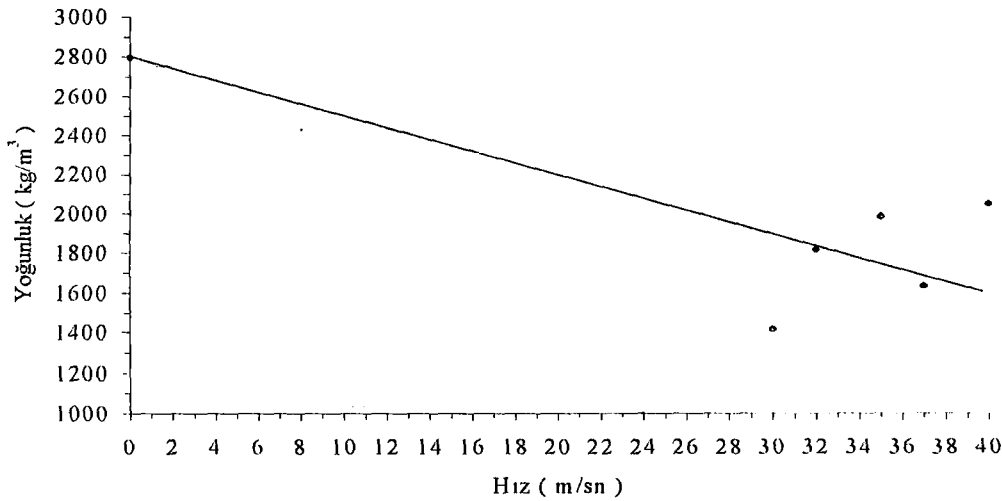
Çizelge 4.16. Normal ve hızlı katılaştırma ile üretilen $Al_{94}-Ni_5-Si_1$ alaşımların yoğunluk değerleri

Katılaştırma Hızları (m/sn)	Yoğunluk (kg/m ³)
Normal katılaştırma 0 m/sn	2.7959×10^3
Hızlı katılaştırma 30 m/sn	1.414×10^3
Hızlı katılaştırma 32 m/sn	1.819×10^3
Hızlı katılaştırma 35 m/sn	1.985×10^3
Hızlı katılaştırma 37 m/sn	1.634×10^3
Hızlı katılaştırma 40 m/sn	2.05×10^3

Çizelge 4.15-16'da gösterilen yoğunluk değerlerinin katılaştırma hızlarına göre değişimi Şekil 4.19-20'de gösterildi.



Şekil 4.19. Normal ve hızlı katılaştırma ile elde edilen $Al_{94,5}-Ni_5-Si_{0,5}$ alaşımların yoğunluğunun katılaştırma hızına göre değişimi



Şekil 4.20. Normal ve hızlı katılaştırma ile elde edilen $Al_{94}-Ni_5-Si_1$ alaşımların yoğunluğunun katılaştırma hızına göre değişimi

Çizelge 4.15-16'da ve Şekil 4.19-20'de görüldüğü gibi katılaştırma hızına ters orantılı bir şekilde üretilen şeritlerin yoğunlukları azalmaktadır. Halbuki alaşımı oluşturan elementlerin yoğunlukları; Al: $2.703 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$, Ni: $8.902 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$, Si : $2.329 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ 'tür. Üretilen alaşımların yoğunluk değerleri, elementlerin yoğunluk değerleri arasında olmalıdır. Bu beklenen yoğunluk değeri normal katılaştırma ile üretilen alaşımda elde edildi. Ancak normal katılaştırma ile üretilen alaşımdan hızlı katılaştırma ile farklı hızlarda üretilen şeritlerin yoğunluk değerleri ise farklı çıktı. Bunun nedeni ise üretilen şeritlerin kristal yapılarındaki atomik mesafe ve diziliş farklılığıdır. Yani doğada bulunan elementlerin yoğunlukları arasındaki farkta, kısmen atom ağırlıkları arasındaki farktan kaynaklanmaktadır. Ancak elementlerin atom ağırlıklarının oranı ile yoğunluklarının oranına eşit değildir. Bu tutarsızlığın nedeni ise, bu elementlerin kristal yapılarındaki atomik mesafe ve diziliş farklılığıdır. Aynı durum üretilen şeritlerin yoğunluk değerlerinde de gözlemlendi. Çünkü katılaştırma hızının artmasıyla, atomik mesafe sıklaşmakta ve atomların dizilişleri düzelmektedir. Bu durumda bizi, üretilen şeritler de homojenliğin artması sonucuna götürdü. Bu durum endüstri açısından çok önemlidir. Çünkü üretilen malzeme ne kadar hafif olursa o kadar kolay taşınır.



5. SONUÇ VE ÖNERİLER

Giriş bölümünde de belirtildiği gibi bu çalışmada, normal katılaştırma ile üretilen Al-Ni-Si alaşımları ile hızlı katılaştırma ile üretilen Al-Ni-Si şeritlerin fiziksel, yapısal ve mekaniksel özellikleri incelenerek karşılaştırıldı. Normal ve hızlı katılaştırma ile elde edilen alaşımların özelliklerini karşılaştırmamızın amacı ise daha iyi özelliklere sahip alaşımlar üretmektir. Ayrıca önceki çalışmalarda Al-esaslı ikili alaşımlar üzerinde çok araştırma yapılmasına rağmen, üçlü alaşımların özellikleri hakkında fazla araştırma yapılmadı. Bu nedenle bu çalışmada Al-Ni-Si üçlü alaşımlarına katılaştırma hızının etkisi incelendi. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ ve $Al_{94}-Ni_5-Si_1$ alaşımlarından hızlı katılaştırmanın eriyik-döndürme tekniği ile 30 m/sn, 32 m/sn, 35 m/sn, 37 m/sn ve 40 m/sn'lık hızlarda şeritler üretildi. Normal ve hızlı katılaştırma ile üretilen alaşımların fiziksel, yapısal ve mekaniksel özelliklerinin incelenmesi ile elde edilen sonuçlar aşağıda özetlendi.

1. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ alaşımının X-ışınları difraksiyon çalışmasında, Al, Al_3Ni ve Si fazları belirlendi. Bu fazların gözlenmesi, normal katılaştırma ile üretilen alaşımın elementlerinin karışım oranlarına göre normal bir sonuçtu. Ayrıca Al-Ni ve Al-Si faz diyagramlarında bulunan fazların doğrulukları kontrol edildi. Bu sonuçlar daha önceki çalışmalar ile uyum göstermektedir (Uzun, 1998; Göğebakan, 1992).

2. Hızlı katılaştırma ile üretilen $Al_{94.5}-Ni_5-Si_{0.5}$ şeritlerin X-ışını analizi sonucunda sadece Al fazları gözlemlendi. Sadece 30 m/sn hızda üretilen şeritlerin X-ışını analizinde Al_3Ni fazı gözlemlendi. Bu durum Al katı çözeltisi içinde Si ve Ni elementlerinin çözündüğü sonucuna götürdü.

3. X-ışınları çalışması sonucunda, normal katılaştırma ile üretilen alaşımın yapısı yüzey merkezli kübik (fcc) bulundu. Şeritlerin yapısı da fcc bulundu. Bu da bize alaşımın özelliklerinin değişmesine rağmen üretilen şerit alaşımının yapısının değişmediği sonucunu verdi.

4. Hızlı katılaştırma ile üretilen şeritlerin X-ışını analizi sonucunda tespit edilen diğer bir faz ise Al_2O_3 fazıdır. Al_2O_3 fazı, normal katılaştırılmış alaşımın X-ışını çalışmasında gözlenmedi. Sadece 30 m/sn, 37 m/sn ve 40 m/sn döner disk hızlarında üretilen şeritlerin X-ışını analizlerinde gözlemlendi. Bu bulgular bizi iki sonuca götürdü. Birincisi, Al_2O_3 fazı yüzeye paralel olarak yönelmesi ile oluşmuş çok ince bir oksit tabakasından meydana gelmektedir. Bu sonuç normal katılaştırma ile üretilen alaşımın X-ışını analizinde gözlenmemesini açıklamaktadır. İkincisi ise, alüminyumun çok çabuk oksitlendiği ve bunun için vakumlu ortamın gerektiği sonucuna götürdü. Ayrıca Al_2O_3 fazının şiddetinin katılaştırma hızına paralel artması da yönelme etkisini doğrulamaktadır.

5. Şekil 4.12'deki (220) Al fazına ait örgü sabitinin hıza göre değişim grafiği, Al katı çözeltisi içinde Si ve Ni çözümlendiği sonucunu verdi. Hızlı katılaştırılmış şeritlerin X-ışını çalışmaları bize ayrıca, kristal kusurların azaldığını ve piklerin $K\alpha_1$ ve $K\alpha_2$ pikleri şeklinde birbirlerinden ayrıldığını gösterdi. Bu durumla birlikte Şekil 4.11'de görüldüğü gibi, oluşan tanelerin yarıçaplarındaki küçülme, kristallerin yapısında homojenliğin arttığını gösterdi.

6. Hızlı katılaştırma ile elde edilen şeritlerin kalınlıkları ve genişlikleri incelendiğinde şeritlerin geometrik yapısının, döner disk hızına ters orantılı olarak azaldığı gözlemlendi.

7. Normal ve hızlı katılaştırma ile üretilen alaşım ve şeritlerin yoğunluk değerleri katılaştırma hızına ters orantılı olarak azaldığı gözlemlendi. Bu sonuçta bize üretilen şeritlerin kristal yapılarındaki atomik mesafenin kısaldığı ve atomların dizilişlerinin düzeldiği sonucuna götürdü. Dolayısıyla üretilen şeritlerde homojenliğin arttığını kabul edebiliriz. Bu sonuç endüstri açısından önemlidir.

Bütün bu incelemelerin sonucunda, hızlı katılaştırmanın eriyik döndürme tekniğinde üretilen şeritlerin özellikleri, normal katılaştırma ile üretilen alaşımın özelliklerinden daha iyi sonuç verdi. Alaşımın mikro yapısının katılaştırma hızıyla değiştiği sonucuna varıldı. Şeritlerin üretimi sırasında oksitlenmenin olmaması için vakum sistemine ihtiyaç vardır.



KAYNAKLAR

- ASKELAND, D.R. 1992. Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri .University of Missouri- Rolla. Çeviri :Dr. Mehmet Erdoğan. 364s
- 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 236-254s
- BAŞARAN, M. 1976. Döküm ve Katılaştırma Tekniği. İ.T.Ü. Gümüşsuyu Mat. İst. 1-25s.
- BOZBIYIK, A. ve ERUSLU, M. N. 1988. M.S. Yöntemiyle Katılaşmış Al-Mn Şeritlerinin Üretimi. Metalürji Kongresi ve Sergisi, İzmir. 337-351s.
- CAHN, R.W. 1986. Metallic Glasses Contemp Physic. 43-75s
- CHRİSTMAN, J.R. 1988. Fundamental of Solid State Physics. Newyork. 32-37s.
- DURLU, T.N. 1992. Katıhal Fiziğine Giriş. Ankara Üniversitesi, Fen Fakültesi. 1-35s.
- DUWEZ, P. 1991. Metalic Glasses Historical-Background Topics in Applied Physics – (Editör:Gundherodt, H.J. ve Beck, H.) 19-21s.
- EROĞLU, A.ve İŞÇİ, C. 1988. Katıhal Fiziğinin Ders Notları. Ege Üniversitesi Fen Fakültesi. Bornova- İzmir. 1-50s.
- GILLEN, A.G. 1985. Rapid Solidification of Nicel-Aluminium Alloys by The Melt-Spinning. Process Department of Metallurgy and Science of Materials. 'Doktora Tezi' Oxford. 20-28s.
- GÖĞEBAKAN, M. 1992. Al-Ni Alaşımlarının Melt- Spinning Metoduyla Hızlı Katılaştırılması, Fiziksel ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi. Erciyes Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi. Kayseri. 65s.
- GÜLEÇ, B. 1980. Malzeme Ders Notları. İ.T.Ü. Makine Fak. Ofset Atölyesi. (20-26s)
- GÜNDOĞDU, A. YERBAKAN, M. YÜKLER, İ. 1985. Amorf Şeritlerin Artarda Kaynaklanması ile Metalik Cam Boruların Üretilmesi. M.Ü. Fen Bilimleri Dergisi Sayı-2, 240-257s.
- FROES, F.H. ve CARBONARA, R. 1988. Applications of Rapid Solidification. Journal of Metals. Şubat. 45-52s.
- JONES, H. 1982. Rapid Solidification of Metal and Alloys The Institution of Metallurgist. London. 337-351s.
- KARASLAN, T. 1992. Hızlı Katılaştırılmış Al-Mg Alaşımlarının Fiziksel Mekaniksel Özelliklerinin İncelenmesi. Erciyes Üniv. Master Tezi., Kayseri. 70s

- _____ 1998. Hızlı Katılaştırılmış Al-Mg Alaşımlarının Üretilmesi ve Üretilen Numunelerin Yapı, Fiziksel, Elektriksel ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Erciyes Üniv., Doktora Tezi, 115s.
- KİM, D.H. 1989. Microstructural Characteristics of Quasicrystal in Rapid Solidified Al-based Alloys Department of Metallurgy and Science "Doktora Tezi" Oxford. 22-34s.
- KITTEL, C. 1996. Introduction to Solid State Physics. Newyork. 10-45s.
- LİBERMANN, H.H. 1984. " Rapidly Solidified Alloys Made By Chill Block Melt-Spinning Process" Journal of Crystal Growth. 497-506s.
- PATER, D.A. ve EASTERLING, K.E. 1980. Phase Transformations in Metals and Alloys. 186-210s.
- POND, R.B. MARİNGER, R.E. ve MOBLEY, C.E. 1976. Amer. Soc. For. Metals. Cleveland. 128-164s.
- SÜMER, A. 1996. X-Işımları Difraksiyonu İ.T.Ü. 56-80s.
- YAMAN, Y.M. ve AYDINBEYLİ, N. 1990. Mg70 Zn30 Metalik Cam Şeritlerinin Geometrisine Üretim Şartlarının Etkisi Jour. of Metarials Science Letters 9. 228-235s.
- 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.

EKLER

Al-Ni (Aluminum-Nikel)

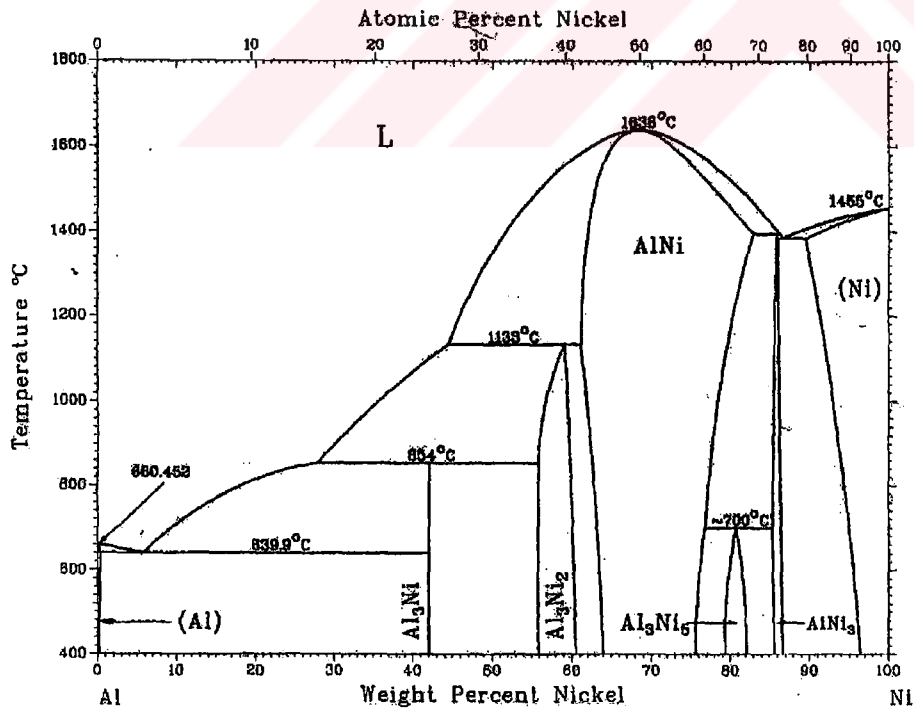
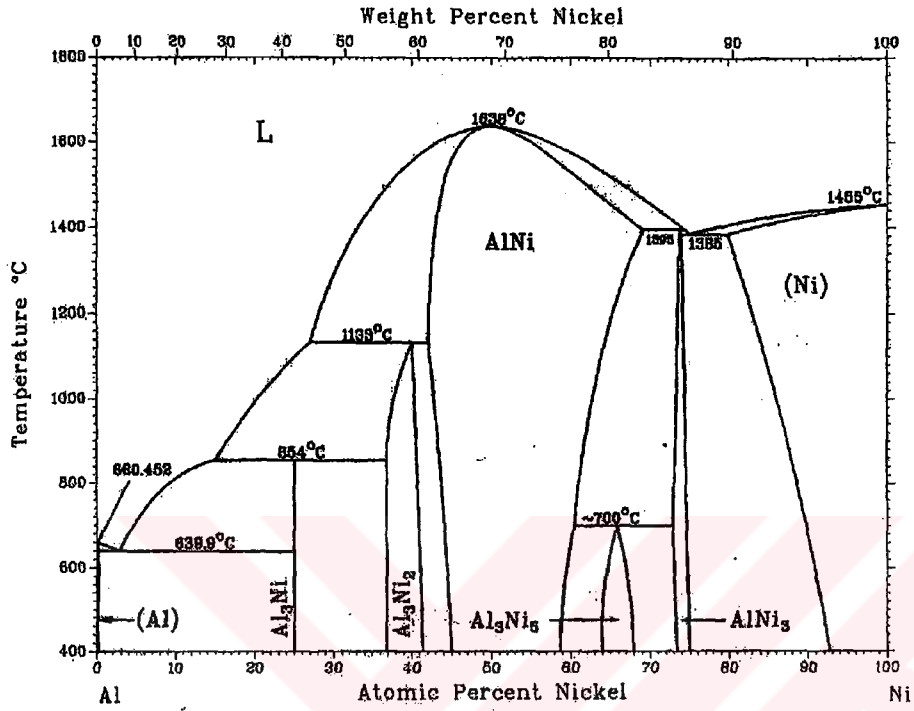
M.F.Singleton, J.L.Murray, and P.Nash

Değerlendirilen Al-Ni faz diyagramı, iki fcc yapıdaki katı çözeltileri, Al ve Ni ve $AlNi_3$, $AlNi$, Al_3Ni_2 , Al_3Ni ve Al_3Ni_5 arametalik fazları içermektedir. Bu diyagram (Hansen) çalışmasına, temel değişikliklerle birlikte çok benzemektedir. Ayrıca bu diyagram uygun deneysel verilerin yeniden incelenmesinde temel oluşturmaktadır. Saf metallerin kaynama noktaları (Melt)'ten alındı. Termodinamik hesaplamalar, deneysel veriler faz diyagramı ile birlikte uygunluk göstermektedir. Hesaplamalar da, stoichiometrenin Ni'ce zengin tarafındaki Al-Ni'in katal ve sıvısal çoğalmaları olanaklı değildir. Hesaplanmış faz diyagramının, Ni'ce zengin tarafındaki Al-Ni'in homojenlik ayrımı, elde edilen deney sonuçlarından daha az bulundu. Ni'nin katı çözünürlüğü Al içinde çok sınırlıdır. Ama ötektik sıcaklıktaki Ni'nin % 0.11'den 500 C⁰ de % 0.01'e düştüğü belirtilmiştir. Ötektik sıcaklığı 1385 C⁰ 'deki Ni çoğunluğundaki Al'ın katı çözünürlüğü maksimum % 21.2'dir. Süper doyurulmuş Ni çözeltilde, $L_{12}AlNi_3$ (γ') ilk çökelmeleri kolayca anlaşılabilir fcc matris yapıda oluşturuldu. Al çoğunluğundaki Ni alaşım eriyiğinin hızlı katılaştırılmasında (10^5 - 10^8 C/s), Al içindeki Ni'nin katı çözünürlük limiti %0.1'den en fazla %7.7 Ni'ye erişmektedir. Süper doyurulmuş katı çözünürlüğünün sonucunun zorluğu birleşime bağlı bulunarak (Ni içeriğinin artması ile) ve 150 C⁰'deki normal katılaştırmada çok az başladı. Buhar katılaştırma, Al içindeki Ni katı çözünürlüğünü %0.9 arttırdı. Sabit olmayan (getter-sputtered) Al-Ni süper doymuş katı çözeltilinin (Al) + Al_3Ni yapı birleşimi ile, 300-400 C⁰ sıcaklıklar üzerinde belirtildi. (%64 Ni) Ni'ce zengin katılaştırmada NiAl, (1200 C⁰) yüksek sıcaklıklarda oluşumun etkisi ikili martensit ile yönlendirilir. AlNi'deki martensit dönüşüm keskin davranışları ile kesin çökelmelere uygundur: (1) dönüşümler termo elastiktir. (2) Ailesel ve martensit fazlar düzenli ve (3) martensit ikili ara yüzeydir.

Ek Çizelge 1. Al-Ni Sisteminin Özel Noktaları

Reaksiyon % Ni	C ⁰	Birleşim			Sıcaklık	Reaksiyon tipi
$L \leftrightarrow Al_3Ni + (Al)$	2.7	25	0.01	639.9	ötektik	
$L + Al_3Ni_2 \leftrightarrow Al_3Ni$	15	36.8	25	854	peritektik	
$L + AlNi \leftrightarrow Al_3Ni_2$	26.9	42	40	1133	peritektik	
$AlNi + AlNi_3 \leftrightarrow Al_3Ni_5$	60.5	73	66	700	peritektik	
$L + AlNi \leftrightarrow AlNi$	74.5	69.2	73.75	1395	peritektik	
$L \leftrightarrow (Ni) + AlNi_3$	75	79.8	74	1385	ötektik	

Ek Şekil 1. Al-Ni Faz Diyagramı



Al-Si (Alüminyum- Silisyum)
J.L. Murray and A.J. McAlister

Fcc yapıdaki Al ve elmas, kübik yapıdaki Si katı çözelti fazları ile Al-Si basit bir ötektik bir sistem olmaktadır. Değerlendirilen faz diyagramı değerleri diğer çalışmalarında ana temelini oluşturdu ve sınır faz verisi ve termokimyasal ile birlikte Gibbs serbest enerjisine uygun olarak hesaplandı. Al-Si alaşımlar tercihimlik alaşımlar arasında en önemlisi ve aynı zamanda Na'nın % 0.01 küçük eklentilerini içermektedir. Bu alaşımlar, mikro yapısal ve mekaniksel özellikleri bakımından ikili alaşımlara göre çok daha iyi özellikler ve değişiklikler gösterdi. Cu yada Mg' da sertlik için eklenebilir.

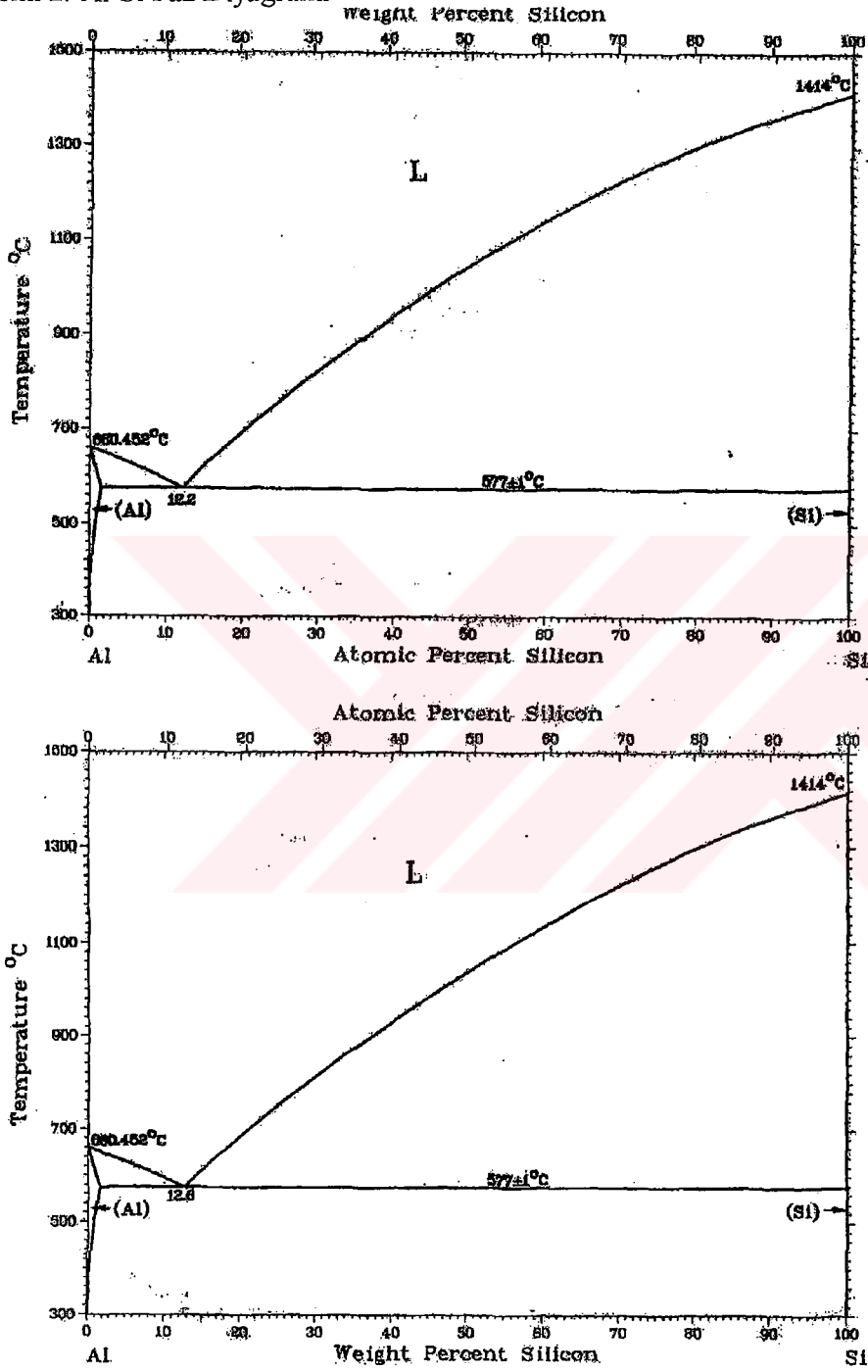
Ötektik sıcaklıktaki, Al içindeki Si'un maksimum çözünürlüğü % 1.5 ± 0.1 dir ve 300 C^0 de % 0.05'lik azalır. Si içerisinde Al'in maksimum çözünürlüğü 1190 C^0 de % 0.016 ± 0.003 ve bu sınır Si katının geriye dönüş noktasıdır.

Al içindeki Si'mum çözünürlüğü, sıvının sıçratma soğutma metodu tarafından çok büyük genişletilmektedir. Katı çözünürlüğünün maksimum büyüklüğü % 11 ± 1 Si kapsa; kullanılan TEM için en ince parçalar alınarak hızlı katılaştırma ile soğutuldu. Al-Si alaşımına benzemeyen Al-Ge alaşımlar, Al-Si alaşımları gibi camsı alaşımlar ya da metastable ara metalik birleşikler oluşturduğu bildirilmemiştir. Denge sınırlarının metastable büyümeleri ve Gibbs enerjilerinin To dönemeci, hızlı katılaştırma deneylerinin sonuçlarının ilginç açıklamaları olmaktadır. Al-Si alaşımlar için ilgili nitelikler, yayılan sıvının (Si) ve (Al)-Lto dönemecin kesişme noktası olarak görülür; extrapolation 75 C^0 den küçük olmaktadır ve güvenliğini yapmaktadır.

Ek Çizelge 2. Al-Si sisteminin özel noktaları

Reaksiyon	Birleşim, %Si	Sıcaklık C^0	Reaksiyon Tipi
$L \leftrightarrow Al$	0	660.452	Eriyik
$L \leftrightarrow (Al)+(Si)$	12.2±0.1 1.5±0.1 100	577±1	Ötektik
$L \leftrightarrow Si$	100	1414	Eriyik

Ek Şekil 2. Al-Si Faz Diyagramı



ÖZGEÇMİŞ

Alaaddin GÜNDEŞ 1975 yılında Kahramanmaraş'ta doğdu. İlkokulu Kahramanmaraş İstiklal İlkokulu'nda okudu. Ortaokul ve liseyi Kahramanmaraş Çukurova Elektrik Anadolu Lisesi'nde 94-95 döneminde bitirdi. 1995 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi Fatih Eğitim Fakültesi Fizik Öğretmenliği'ne girdi. Bu bölümü 1999 yılında bitirdi. Aynı yıl Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü'nde yüksek lisansa başladı. Evli olan Alaaddin GÜNDEŞ halen Kahramanmaraş Türkoğlu İlçesi'nin Akçalı Köyü'nde sınıf öğretmeni olarak çalışmaktadır.