

**T.C.
ERCIYES ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
FİZİK ANABİLİM DALI**

**DEMİR, NİKEL VE KOBALT KATKILANMIŞ ALÜMİNYUM-
SİLİSYUM ALAŞIMININ MİKROYAPI, MEKANİK VE
ELEKTRİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**Hazırlayan
Ayşe YAVUZ**

**Danışman
Doç. Dr. Uğur BÜYÜK**

Yüksek Lisans Tezi

**Eylül 2014
KAYSERİ**

**T.C.
ERCIYES ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
FİZİK ANABİLİM DALI**

**DEMİR, NİKEL VE KOBALT KATKILANMIŞ ALÜMİNYUM-
SİLİSYUM ALAŞIMININ MİKROYAPI, MEKANİK VE
ELEKTRİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ
(Yüksek Lisans Tezi)**

**Hazırlayan
Ayşe YAVUZ**

**Danışman
Doç. Dr. Uğur BÜYÜK**

**Bu çalışma; Erciyes Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi tarafından
FBY-12-4143 kodlu proje ile desteklenmiştir**

**Eylül 2014
KAYSERİ**

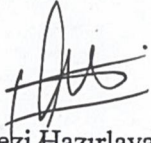
Bu çalışmadaki tüm bilgilerin, akademik ve etik kurallara uygun bir şekilde elde edildiğini beyan ederim. Aynı zamanda bu kural ve davranışların gerektirdiği gibi, bu çalışmanın özünde olmayan tüm materyal ve sonuçları tam olarak aktardığımı ve referans gösterdiğimi belirtirim.

Ayşe YAVUZ

İmza :

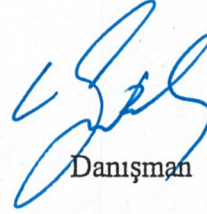


Demir, Nikel ve Kobalt Katkılanmış Alüminyum-Silisyum Alaşımının Mikroyapı, Mekanik ve Elektriksel Özelliklerinin İncelenmesi adlı Yüksek Lisans tezi, Erciyes Üniversitesi Lisansüstü Tez Önerisi ve Tez Yazma Yönergesi'ne uygun olarak hazırlanmıştır.



Tezi Hazırlayan

Ayşe YAVUZ



Danışman

Doç. Dr. Uğur BÜYÜK



Fizik ABD Başkanı

Prof. Dr. Ayhan GÜLDESTE

Doç. Dr. Uğur BÜYÜK danışmanlığında **Ayşe YAVUZ** tarafından hazırlanan “**Demir, Nikel ve Kobalt Katkılanmış Alüminyum-Silisyum Alaşımının Mikroyapı, Mekanik ve Elektriksel Özelliklerinin İncelenmesi**” adlı bu çalışma, jürimiz tarafından Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalında **Yüksek Lisans** tezi olarak kabul edilmiştir.

15/ 09/ 2014

JÜRİ:

Danışman : Doç. Dr. Uğur BÜYÜK
Üye : Prof. Dr. Emin ÇADIRLI
Üye : Prof. Dr. Hasan KAYA

ONAY:

Bu tezin kabulü Enstitü Yönetim Kurulunun 30/09/2014 tarih ve 2014/45-08. sayılı kararı ile onaylanmıştır.

..... 30 / 09 / 2014

Prof. Dr. Kazım KEŞLİOĞLU
Enstitü Müdürü

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca farklı bakış açıları ve bilimsel katkılarıyla beni aydınlatan sayın hocam Doç. Dr. Uğur BÜYÜK’e teşekkürü bir borç bilirim.

Deneysel çalışmalarım sırasında karşılaştığım zorlukları aşmamda yardımlarından dolayı Yrd. Doç. Dr. Sevda ENGİN ve aynı laboratuvarı paylaştığımız çalışma arkadaşlarım Sahar JAAFAR, Yusuf KAYGISIZ, Aynur AKER’e ve her konuda desteklerini esirgemeyen Emine ACER ve Arş. Gör. Harun EROL ve Fatma EKİCİ’ye teşekkür ederim.

Bu tez çalışmasına maddi destek veren Erciyes Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi’ne (Proje No: FBY-12-4143) teşekkür ederim.

Ayrıca; çalışmalarım süresince sabır göstererek beni daima destekleyen aileme en içten teşekkürlerimi sunarım.

Ayşe YAVUZ

Eylül 2014, KAYSERİ

DEMİR, NİKEL VE KOBALT KATKILANMIŞ ALÜMİNYUM-SİLİSYUM ALAŞIMININ MİKROYAPI, MEKANİK VE ELEKTRİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Ayşe YAVUZ

Erciyes Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü
Yüksek Lisans Tezi, Eylül 2014
Tez Danışmanı: Doç. Dr. Uğur BÜYÜK

ÖZET

Bu çalışmada, ötektik kompozisyona yakın Al-Si esaslı alaşımının mikroyapı, mekaniksel ve elektriksel özelliklerine Fe, Ni ve Co'nun etkilerini araştırılmak için farklı oranlarda Fe, Ni ve Co, Al-Si alaşıma eklenmiştir. Bu amaçla, Al-Si-Xx [(X=Fe, Ni, Co); (x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ.))] alaşımları hazırlandı ve vakum altında grafit numune kalıplarına dolduruldu. Daha sonra, bu alaşımlar, Bridgman tipi kontrollü katılaştırma fırınında, sabit sıcaklık gradyenti altında aşağıdan yukarı doğru sabit katılaştırma hızında katılaştırıldı.

Optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) yardımıyla kontrollü olarak doğrusal katılaştırılan numunelerin mikroyapı fotoğrafları çekildi. Farklı kompozisyonlarda üretilen her bir numunenin mikrosertlik (HV), çekme-dayanım (σ_u) ve elektriksel özdirenç (ρ) değerleri de ölçüldü. Kompozisyon ile mikrosertlik, çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri arasındaki ilişkiler lineer regresyon analizi yöntemi kullanılarak belirlendi.

Bu sonuçlara göre, mikrosertlik, çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerlerinin artan kompozisyon oranına bağlı olarak arttığı tespit edildi. Elde edilen deneysel sonuçlar literatürde bulunan benzer deneysel çalışmalarla karşılaştırıldı.

Anahtar Kelimeler: Doğrusal katılaştırma, Metalik Alaşımlar, Kompozisyon, Mikroyapı, Mikrosertlik, Çekme-dayanım, Elektriksel özdirenç

**INVESTIGATION OF THE EFFECTS OF IRON, NICKEL AND COBALT
ADDITIONS ON THE MICROSTRUCTURE, MECHANICAL AND
ELECTRICAL PROPERTIES OF ALUMINUM–SILICON ALLOY**

Ayşe YAVUZ

Erciyes University, Graduate School of Natural and Applied Sciences

M. Sc. Thesis, September 2014

Thesis Supervisor: Doç. Dr. Uğur BÜYÜK

ABSTRACT

In this work, in order to investigate the effect of iron, nickel and cobalt content on the microstructure, mechanical and electrical properties of the Al-Si near eutectic alloy, various amounts of iron, nickel and cobalt were added to the base alloy. Al-Si-Xx [(X=Fe, Ni, Co); (x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (wt.))] alloys were prepared in a graphite crucible under vacuum atmosphere. Then, these alloys were directionally solidified upward at constant temperature gradient and growth rates by using a Bridgman type directional solidification furnace.

The microstructures of the controlled directionally solidified samples were photographed by using an optical light microscopy and the scanning electron microscopy (*SEM*). The microhardness (*HV*), ultimate tensile strength (σ_u) and electrical resistivity (ρ) of each samples which produced under the different composition has been measured. The correlations between the composition and the microhardness, tensile strength, electrical resistivity were determined by using linear regression analysis method.

According to these results, it has been found that the values of the microhardness, tensile strength and electrical resistivity increases with the increasing value of composition content. The experimental results obtained in this study have been compared with the previous similar experimental results in the literature.

Keywords: Directional solidification, Metallic alloys, Composition, Microstructure,

Microhardness, Tensile strength, Electrical resistivity

İÇİNDEKİLER

DEMİR, NİKEL VE KOBALT KATKILANMIŞ ALÜMİNYUM- SİLİSYUM ALAŞIMININ MİKROYAPI, MEKANİK VE ELEKTRİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

BİLİMSEL ETİĞE UYGUNLUK.....	i
YÖNERGEYE UYGUNLUK.....	ii
KABUL ONAY	iii
TEŞEKKÜR	iv
ÖZET	v
ABSTRACT	vi
İÇİNDEKİLER.....	vii
KISALTMALAR VE SİMGELER	xi
TABLolar LİSTESİ.....	xiv
ŞEKİLLER LİSTESİ	xv
 GİRİŞ	 .1

1. BÖLÜM

KATI-SIVI FAZ DÖNÜŞÜMLERİ İÇİN TEMEL KAVRAMLAR

1.1. Gibbs Serbest Enerjisi.....	4
1.2. Faz Dönüşümlerinde Denge	6
1.3. Katılaşmada Sürücü Kuvvet.....	7
1.4. Alt Soğumalar	8
1.4.1. Kinetik Alt Soğuması (ΔT_k).....	11
1.4.2. Çözünürlük Alt Soğuması (ΔT_s).....	11
1.4.3. Eğrilik Alt Soğuması (ΔT_r).....	12
1.5. Çekirdeklenme	13
1.5.1. Homojen Çekirdeklenme	13
1.5.2. Heterojen Çekirdeklenme	17

2. BÖLÜM

KATILAŞTIRMA ÇALIŞMALARI VE MİKROSERTLİK ÖLÇÜMLERİ

2.1. Alaşımın Katılaştırılması	20
2.1.1. Alaşımın Düzlemsel Cephede Katılaştırılması	22
2.1.2. Alaşımın Hücresel Katılaştırılması	23
2.1.3. Alaşımın Dendritik Katılaştırılması.....	25
2.1.4. Alaşımın Ötektik Katılaştırılması	26
2.2. Ötektik Yapılar ve Ötektik Yapıların Sınıflandırılması.....	30
2.2.1. Normal Ötektikler	32
2.2.2. Anormal Ötektikler.....	32
2.2.3. Üçlü Ötektikler.....	35
2.3. Ötektik Katılaştırma İçin Teorik Modeller.....	37
2.3.1. Jackson-Hunt (J-H) Modeli	37
2.3.2. Trivedi-Magnin-Kurz (TMK) Modeli	40
2.3.3. Wilde-Froyen-Witusiewicz-Hecht (WFWH) Modeli	41
2.4. Sertlik	42
2.4.1. Brinell Sertlik Ölçme Yöntemi	43
2.4.2. Rockwell Sertlik Ölçme Yöntemi.....	44
2.4.3. Knoop Sertlik Ölçme Yöntemi.....	44
2.4.4. Vickers Sertlik Ölçme Yöntemi	45
2.4.5. Mikroyapı Parametresi, Katılaştırma Hızı ve Sertlik Değerleri Arasındaki İlişki	46
2.5. Çekme-Dayanım.....	47
2.5.1. Mikroyapı Parametresi, Katılaştırma Hızı ve Çekme-Dayanım Değerleri Arasındaki İlişki	49
2.6. Elektriksel Özdirenç	50
2.7. Ötektik Katılaştırma Üzerine Yapılan Deneysel Çalışmalar.....	56
2.7.1. $\lambda_E^2 V = Sabit$ Tipindeki Bağıntılar.....	56
2.7.2. $\lambda = kV^{-n}$ ve $\lambda = kG^{-m}$ Tipindeki Bağıntılar	57
2.8. Sertlik Üzerine Yapılan Deneysel Çalışmalar	57
2.9. Çekme-Dayanımı Üzerine Yapılan Deneysel Çalışmalar	60
2.10. Elektriksel Özdirenç Üzerine Yapılan Deneysel Çalışmalar	61

3. BÖLÜM

DENEYSEL SİSTEM VE BİR DENEYİN YAPILIŞI

3.1. Deneysel Sistem	63
3.1.1. Vakumlu Eritme Fırını	63
3.1.2. Döküm Fırını	66
3.1.3. Kontrollü Katılaştırma Fırını	68
3.1.3.1. Isıtıcı Sistem.....	68
3.1.3.2. Soğutucu Sistem.....	69
3.1.3.3. Sürücü Sistem.....	69
3.2. Bir Deneyin Yapılışı	71
3.2.1. Numunenin Hazırlanması.....	71
3.2.1.1. Numune Kalıbının Yapılması	71
3.2.1.2. Numune Potasının Yapılması.....	73
3.2.1.3. Alaşımın Hazırlanması	75
3.2.1.4. Dökümünün Yapılması	76
3.2.1.5. Termal Çift Seçimi ve Sıcaklık Ölçümleri.....	78
3.2.2. Kontrollü Katılaştırma	80
3.2.2.1. Sıcaklık Gradyentinin Ölçülmesi	83
3.2.2.2. Katılaştırma Hızının Ölçülmesi	84
3.2.3. Metalografik İşlemler.....	85
3.2.3.1. Numunelerin Kesilmesi	86
3.2.3.2. Numunelerin Zımparalanması.....	87
3.2.3.3. Numunelerin Parlatılması	88
3.2.3.4. Numunelerin Dağlanması.....	91
3.2.4. Mikroyapıların Gözlenmesi	92
3.3. Mikrosertlik Değerlerinin Ölçülmesi	94
3.4. Çekme-Dayanım Değerlerinin Ölçülmesi.....	96
3.5. Elektriksel Öz direnç Değerlerinin Ölçülmesi	97

4. BÖLÜM

TARTIŞMA, SONUÇ VE ÖNERİLER

4.1. Gözlenen Mikroyapılar	98
4.2. Fazların Kimyasal Bileşimlerinin Belirlenmesi.....	117
4.3. Doğrusal Katılaştırılmış Alaşımların Mikrosertlik Değerlerinin Ölçülmesi..	122
4.4. Doğrusal Katılaştırılmış Alaşımların Çekme-Dayanım Değerlerinin Ölçülmesi.....	122
4.5. Doğrusal Katılaştırılmış Alaşımların Elektriksel Özdirenç Değerlerinin Ölçülmesi.....	123
4.6. Bileşen Değerine Bağlı Olarak Mikrosertlik, Çekme-Dayanım ve Elektriksel Özdirenç Değerlerinin İncelenmesi.....	123
4.7. Deneysel Sonuçların Karşılaştırılması.....	134
4.7.1. Mikrosertlik ve Çekme-Dayanım Ölçüm Sonuçlarının Karşılaştırılması	134
4.7.2. Elektriksel Özdirenç Ölçüm Sonuçlarının Karşılaştırılması.....	135
 KAYNAKLAR.....	138
EKLER.....	149
EK 1. Regrasyon Analizi	149
ÖZGEÇMİŞ	150

KISALTMALAR VE SİMGELER

<u>Sembol</u>	<u>Anlamı</u>	<u>Birimi</u>
C_o	Alaşımanın başlangıç bileşimi	(% ağı.)
C_s	Alaşımanın sıvı bileşimi	(% ağı.)
C_k	Alaşımanın katı bileşimi	(% ağı.)
G	Sıcaklık gradyenti	(K/m)
G_s	Sıvının sıcaklık gradyenti	(K/m)
G_k	Katının sıcaklık gradyenti	(K/m)
V	Katılaştırma hızı	(m/s ²)
λ	Lamelsel mesafe (enine kesit)	(m)
λ^*	Lamelsel mesafe (boyuna kesit)	(m)
λ_E	Lamelsel ötektik mesafe	(m)
λ_{ext}	Ekstremum ötektik mesafe	(m)
λ_m	Minimum ötektik mesafe	(m)
λ_M	Maksimum ötektik mesafe	(m)
λ_1	Birincil kollar arası mesafe	(m)
λ_2	İkincil kollar arası mesafe	(m)
R	Dendrit uç yarıçapı	(m)
d	Yumuşak bölge derinliği	(m)
Γ	Gibbs-Thomson katsayısı	(K.m)
$a_{\text{g.}}$	Ağırlık olarak	--
$a_{\text{t.}}$	Atomik olarak	--
T	Sıcaklık	(K)
T_O	Ötektik sıcaklık	(K)
G	Gibbs serbest enerjisi	(J)
ΔG	Gibbs serbest enerjisi değişimi	(J)
ΔG_D	Difüzyon için gerekli aktivasyon enerjisi	(J)
ΔG_v	Birim hacim başına düşen serbest enerji	(J)
g	Molar Gibbs serbest enerjisi	(J/mol)
G_s	Sıvının Gibbs-serbest enerjisi	(J)
G_k	Katının Gibbs-serbest enerjisi	(J)
E	Sistemin iç enerjisi	(J)

<u>Sembol</u>	<u>Anlamı</u>	<u>Birimi</u>
H	Entalpi	(J)
H_k	Katının entalpisi	(J)
H_s	Sıvının entalpisi	(J)
L	Erime gizli ısı	(J)
ΔT	Alt soğuma	(K)
ΔT_k	Kinetik alt soğuması	(K)
ΔT_s	Çözünürlük alt soğuması	(K)
ΔT_r	Eğrilik alt soğuması	(K)
k	Dağılım katsayısı	--
δ	Lamelsel yapı için boyutsuz parametre	--
m_s	Sıvılık eğrisinin eğimi	(K / % at)
m_α	Ötektik sıcaklıktaki α fazının sıvılık eğimi	(K / % at)
m_β	Ötektik sıcaklıktaki β fazının sıvılık eğimi	(K / % at)
N_L	Toplam lamel sayısı	--
X	Lamellerin toplam genişliği	(m)
P	Peclet sayısı	--
r	Korelasyon katsayıları	--
r	Eğrilik yarıçapı	(m)
r^*	Kritik yarıçap	(m)
σ_{ks}	Katı-sıvı arayüzey enerjisi	(J/m ²)
σ_{ka}	Katı-alt cisim arayüzey enerjisi	(J/m ²)
σ_{sa}	Alt cisim-sıvı arayüzey enerjisi	(J/m ²)
σ_U	Maksimum gerilme değeri	(N/mm ²)
A_{ks}	Katı-sıvı arayüzey alanı	(m ²)
n	Atom sayısı	--
N_a	Avagadro sayısı	(6.02×10 ²³ mol ⁻¹)
k	Boltzmann sabiti	(1.38×10 ⁻²³ J / K)
h	Planck sabiti	(6.63×10 ⁻³⁴ J.s)
R	Gaz sabiti	(8.31 J /mol K)
S	Entropi	(J/K)
ΔS	Birim hacim başına düşen entropi değişimi	(J/m ³ K)

<u>Sembol</u>	<u>Anlamı</u>	<u>Birimi</u>
D_s	Sıvı içindeki çözünenin dağılım katsayısı	--
f_α	α fazının hacim kesri	--
f_β	β fazının hacim kesri	--
K	Sistem parametresi	--
F	Kuvvet	(N)
P	Basınç	(N/m ²)
V	Hacim	(m ³)
V_k	Katının molar hacmi	(m ³)
V_s	Sıvının molar hacmi	(m ³)
V_F	Düzlemlı fazın hacim oranı	(m ³)
V_{NF}	Düzlemsiz fazın hacim oranı	(m ³)
γ	Yüzey gerilimi	(N/m)
θ	Temas açısı	(°)
λ	Hücre genişliği	(m)
α	A bileşenince zengin faz	--
β	B bileşenince zengin faz	--
ρ_k	Katının yoğunluğu	(kg/m ³)
ρ_s	Sıvının yoğunluğu	(kg/m ³)
ρ	Elektriksel özdirenc	(Ω m)
I_{hom}	Homojen çekirdeklenme hızı	(atom/s)
I_{het}	Heterojen çekirdeklenme hızı	(atom/s)
HB	Brinell sertliği	(kgf/mm ²)
HR	Rockwell sertliği	(kgf/mm ²)
HK	Knoop sertliği	(kgf/mm ²)
HV	Vickers sertliği	(kgf/mm ²)
D	Baskı küresinin yarıçapı	(m)
d	İzin çapı	(m)
L	İzin eksenel uzunluğu	(m)
C_p	Düzeltilme faktörü	--
g	Yer çekim ivmesi	(m/s ²)
H_o	Malzemenin ilk sertlik değeri	(kg/m ²)

TABLOLAR LİSTESİ

Tablo 2.1.	Elektriksel iletkenliğin sınıflandırılması.....	50
Tablo 2.2.	Malzemelerin elektriksel iletkenlik değer aralıkları.....	52
Tablo 2.3	Alaşımlarda kullanılan bazı malzemelerin oda sıcaklığında elektriksel iletkenlik değerleri.	53
Tablo 2.4.	Ötektik katılaşırma üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen bağıntılar.	58
Tablo 2.5.	Mikrosertlik üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen bağıntılar.	59
Tablo 2.6.	Çekme-dayanım üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen bağıntılar.	60
Tablo 2.7.	Elektriksel özdirenç ile ilgili yapılan çalışmalar.....	61
Tablo 3.1.	Parlatmada kullanılan çözelti ve kumaşlar.	91
Tablo 4.1.	Al-12Si-xFe, Al-12Si-xNi ve Al-12Si-xCo alaşım sistemleri için bileşen değişimini ifade eden kimyasal analiz sonuçları.....	120
Tablo 4.2.	Al-12Si-xFe alaşım sistemleri için elde edilen mikrosertlik, maksimum çekme- dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri.....	124
Tablo 4.3.	Al-12Si-xNi alaşım sistemleri için elde edilen mikrosertlik, maksimum çekme- dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri.....	128
Tablo 4.4.	Al-12Si-xCo alaşım sistemleri için elde edilen mikrosertlik, maksimum çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değeri.....	131

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 1.1	Katı ve sıvı fazların Gibbs serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi.....	5
Şekil 1.2.	Atomların dağılımına göre Gibbs serbest enerjisinin değişimi.....	7
Şekil 1.3.	Zamana bağlı sıcaklık değişimi ve alt soğuma	8
Şekil 1.4.	Alaşımın katılaştırılmasında yapısal alt soğuma (a) Katı-sıvı arayüzeyi, (b) Katı-sıvı arayüzey önündeki çözünence zengin bölge, (c) Yapısal olarak alt soğuma.....	10
Şekil 1.5.	Çözünürlük alt soğumasına neden olan faktörlerin şematik gösterimi	12
Şekil 1.6.	Homojen çekirdeklenmede embriyonun serbest enerjisinin embriyo yarıçapına bağlılığı.....	14
Şekil 1.7.	Heterojen çekirdeklenmenin şematik gösterimi.....	17
Şekil 1.8.	Aktivasyon enerjisinin ve çekirdeklenme hızının alt soğumaya göre değişimi.....	19
Şekil 2.1.	Değişik malzemelerde gözlenen mikroyapılar.....	21
Şekil 2.2.	Birbirini sınırlı oranda eriten ikili sistemlerde denge faz diyagramı.....	22
Şekil 2.3.	Düzlemsel cephede katılaşmanın şematik gösterimi.....	22
Şekil 2.4.	Düzlemsel katılaşmadan dendritik katılaşmaya geçiş	24
Şekil 2.5.	Hücrel katılaşmanın yapısı ve mikroyapı parametrelerinin şematik gösterimi	24
Şekil 2.6.	(a) Katı ve sıvı fazlar arasında malzemenin katılaşma morfolojisi ve yumuşak bölge derinliği, (b) Al-Cu alaşımında oluşan dendritlerin fotoğrafı	25
Şekil 2.7.	Dendritik katılaşmanın yapısı ve mikroyapı parametrelerinin şematik gösterimi	26
Şekil 2.8.	İki bileşenli ötektik sisteme ait faz diyagramı ve mikroyapı oluşumu.....	27
Şekil 2.9.	Üç bileşenli ötektik sisteme ait faz diyagramı ve mikroyapı oluşumu.....	28
Şekil 2.10.	Lamelsel ötektik büyümenin şematik gösterimi (a) Lamelsel büyümede katı-sıvı arayüzey şekli, (b) Katı-sıvı arayüzeyinde A ve B atomlarının bileşimi, (c) Lamelsel ötektiklerde mesafeler	29
Şekil 2.11.	Doğrusal katılaştırılmış ötektik alaşımlara ait farklı yapılar (a) Düzlemsiz/Düzlemsiz (Nf/Nf), düzlemsel arayüzey, (b) Düzlemsiz/	

	Düzlemsiz (Nf/Nf), eğrisel arayüzey, (c) Düzlemsiz/Düzlemli (Nf/F), düzlemsel arayüzey, (d) Düzlemsiz/Düzlemli (Nf/F), eğrisel arayüzey, (e) Düzlemli/Düzlemli (F/F), düzlemsel arayüzey, (f) Düzlemli/ Düzlemli (F/F), eğrisel arayüzey.....	33
Şekil 2.12.	Farklı ötektik yapıların şematik gösterimi (a) Lamelsel ötektik (Pb-Sn), (b) Çubuksal ötektik (Cu-Cr), (c) Küresel ötektik (Cu-CrO), (d) Karmaşık Düzenli ötektik (Al-Si).....	35
Şekil 2.13.	Doğrusal katılaştırılmış üçlü ötektiklerin sınıflandırılması (a-a*) Üçlü lamelsel büyüme, (b) Bir lifli, iki lamelsel büyüme, (c) İki lifli, bir lamelsel büyüme, (d) Bir ana faz, iki lifli büyüme, (e) Üçlü lifli büyüme	36
Şekil 2.14.	Temas açıları ve ötektik yapının şematik gösterimi.....	38
Şekil 2.15.	Jackson-Hunt modelinin öngördüğü alt soğuma ile lamelsel mesafeler arasındaki ilişkinin şematik gösterimi (a) Eğriliğin ve çözünürlüğün etkisi, (b) Farklı hızlarda alt soğumaya karşı lamelsel mesafelerin değişimi.	39
Şekil 2.16.	Sabit hızda ötektik mesafe ile ortalama arayüzey alt soğumasının ilişkisi ve kararlı-kararsız bölgeler.	40
Şekil 2.17.	Brinell sertlik ölçüm metodunun şematik gösterimi	43
Şekil 2.18.	(a) Vickers sertlik ölçüm metodunun şematik gösterimi, (b) Batıcı ucun numune yüzeyinde bıraktığı izin fotoğrafı.....	45
Şekil 2.19.	(a) Çekme-dayanım test cihazının fotoğrafı, (b) Numune tutucu çenelerin fotoğrafı.	47
Şekil 2.20.	Çekme-uzama diagramı.	48
Şekil 2.21.	İki nokta (d.c.) elektriksel iletkenlik ölçüm tekniği.	54
Şekil 2.22.	Dört nokta (d.c.) elektriksel iletkenlik ölçüm tekniği.....	56
Şekil 3.1.	Vakumlu eritme fırınının fotoğrafı.....	64
Şekil 3.2.	Vakumlu eritme fırınının şematik gösterimi.....	65
Şekil 3.3.	Döküm fırınının fotoğrafı	66
Şekil 3.4.	Döküm fırınının şematik gösterimi	67
Şekil 3.5.	Bridgman tipi kontrollü katılaştırma fırını.....	70
Şekil 3.6.	Grafit numune kalıbı (a) Üst enine kesiti, (b) Alt enine kesiti, (c) Yandan görünüşü.....	72
Şekil 3.7.	Grafitlerin işlenmesinde kullanılan, (a) Büyük torna, (b) Küçük torna ve (c) Yönlü matkap.....	72

Şekil 3.8.	Numune pota kalıbı, alt ve üst desteklerin şematik gösterimi	73
Şekil 3.9.	Deneylerde kullanılan grafit numune kalıpları ve potaları	74
Şekil 3.10.	(a) Grafit numune kalıplarının yapımında kullanılan pirinç destek ve değişik ebatlarda matkap uçları, (b) Üst destek ile numune kalıplarının silikon yapıştırıcı yardımıyla birleştirilmesi.	75
Şekil 3.11.	Alaşım metallerinin tartılmasında kullanılan hassas terazi	75
Şekil 3.12	Al-Si-xX (x=0.5, 1.0, 1.5, 2.0, 2.5 (ağ.)); X=Fe-Ni-Co) alaşımlarının yapımında kullanılan metaller	76
Şekil 3.13.	Grafitten yapılmış (a) Pota ve (b) Huninin şematik gösterimi.....	78
Şekil 3.14.	Numunelerin sıcaklıklarının ölçümünde kullanılan K-tipi termalçiftler	79
Şekil 3.15.	Sıcaklık değişimlerinin kaydedilmesinde kullanılan Pico TC-08 model sıcaklık kaydedicisi	80
Şekil 3.16.	Deney sisteminin şematik gösterimi.....	81
Şekil 3.17.	Deney sisteminin fotoğrafı.....	81
Şekil 3.18.	Bridgman tipi kontrollü katılaştırma fırınının içyapısı, (a) Fırının sıcak ve soğuk bölgeleri, (b) Numune kalıbı.....	83
Şekil 3.19.	Numunelerin farklı hızlarda katılaştırılmasını sağlayan senkronize hız motorları	85
Şekil 3.20.	Numune kalıbının oluşturulmasından epoksi-resin ile kalıplanması sürecine kadar ki her bir aşamanın gösterimi	87
Şekil 3.21.	Epoksi-resin ile kalıplanarak metalografik işlemlere tabi tutulan herbir alaşımın enine ve boyuna kesitleri (a) Al-Si-Fe, (b) Al-Si-Ni, (c) Al-Si-Co.....	87
Şekil 3.22.	Numuneleri zımparalamada kullanılan bazı zımpara kağıtları	88
Şekil 3.23.	Kesme robotu ile kesilmiş numunedeki yüzey durumu	88
Şekil 3.24.	Otomatik parlatma robotu.....	89
Şekil 3.25.	Numunelerin parlatılmasında kullanılan (a) Kumaşlar ve (b) Süspansiyonlar	90
Şekil 3.26.	Numunelerin dağlanmasında kullanılan bazı dağlama malzemeleri.....	92
Şekil 3.27.	Optik mikroskop ve CCD kameradan oluşan görüntü sistemi.....	93
Şekil 3.28.	Taramalı elektron mikroskopunun (SEM) fotoğrafı	94
Şekil 3.29.	(a) Mikrosertlik ölçüm cihazının şematik gösterimi, (b) Numune üzerinde cihazın bıraktığı izin detayları.....	95

Şekil 3.30.	Mikrosertlik ölçüm cihazının fotoğrafı.....	95
Şekil 3.31.	Çekme-dayanım ölçüm cihazının fotoğrafı.....	96
Şekil 3.32.	Elektriksel iletkenlik ölçümünde kullanılan düzenek fotoğrafı.	97
Şekil 4.1.	Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-0.5Fe alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.....	99
Şekil 4.2.	Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-1Fe alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit..	100
Şekil 4.3.	Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-1.5Fe alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit..	101
Şekil 4.4.	Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-2Fe alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.....	102
Şekil 4.5.	Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-2.5Fe alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit..	103

- Şekil 4.6. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xFe alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunelerin farklı bileşimlerde çekilen optik fotoğrafları, $x=0.5$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $x=1$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $x=1.5$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $x=2$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit, $x=2.5$ için (i) boyuna kesit, (j) enine kesit..... 104
- Şekil 4.7. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-0.5Ni alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit. 105
- Şekil 4.8. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-1Ni alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit. 106
- Şekil 4.9. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-1.5Ni alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit. 107
- Şekil 4.10. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-2Ni alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit. 108
- Şekil 4.11. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-2.5Ni alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için

- (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.. 109
- Şekil 4.12. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xNi alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunelerin farklı bileşimlerde çekilen optik fotoğrafları, $x=0.5$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $x=1$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $x=1.5$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $x=2$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit, $x=2.5$ için (i) boyuna kesit, (j) enine kesit. 110
- Şekil 4.13. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-0.5Co alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.. 111
- Şekil 4.14. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-1.0Co alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.. 112
- Şekil 4.15. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-1.5Co alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.. 113
- Şekil 4.16. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-2Co alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.. 114

- Şekil 4.17. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-2.5Co alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütme ölçeklerinde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.. 115
- Şekil 4.18. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xCo alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunelerin farklı bileşimlerde çekilen optik fotoğrafları, $x=0.5$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $x=1$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $x=1.5$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $x=2$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit, $x=2.5$ için (i) boyuna kesit, (j) enine kesit.. 117
- Şekil 4.19. Al-Si-xFe alaşımının kimyasal bileşim analizi (EDX), gri levhasal faz, beyaz levhasal faz ve ana faz.. 118
- Şekil 4.20. Al-Si-xNi alaşımının kimyasal bileşim analizi (EDX), gri levhasal faz, beyaz levhasal faz ve ana faz.. 120
- Şekil 4.21. Al-Si-xCo alaşımının kimyasal bileşim analizi (EDX), gri levhasal faz, beyaz levhasal faz ve ana faz.. 121
- Şekil 4.22. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-1Fe alaşımında enine kesit sertlik iz fotoğrafları.. 122
- Şekil 4.23. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xFe alaşım sistemleri için mikrosertlik değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.. 125
- Şekil 4.24. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xFe alaşım sistemleri için maksimum çekme-dayanım değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı..... 126
- Şekil 4.25. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xFe alaşım sistemleri için elektriksel özdirenç değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı..... 126
- Şekil 4.26. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xNi alaşım sistemleri için mikrosertlik değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.. 129
- Şekil 4.27. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xNi alaşım sistemleri için maksimum çekme-dayanım değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı..... 129

Şekil 4.28.	Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xNi alaşım sistemleri için elektriksel özdirenç değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.....	130
Şekil 4.29.	Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xCo alaşım sistemleri için mikrosertlik değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.. ...	132
Şekil 4.30.	Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xCo alaşım sistemleri için maksimum çekme-dayanım değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.....	133
Şekil 4.31.	Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xCo alaşım sistemleri için elektriksel özdirenç değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.....	133
Şekil 4.32.	Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xFe, Al-12Si-xNi ve Al-12Si-xCo alaşım sistemlerinin mikrosertlik değerlerinin kompozisyon ile değişimleri.....	134
Şekil 4.33.	Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xFe, Al-12Si-xNi ve Al-12Si-xCo alaşım sistemlerinin maksimum çekme-dayanım değerlerinin kompozisyon ile değişimleri.....	135
Şekil 4.34.	Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xFe, Al-12Si-xNi ve Al-12Si-xCo alaşım sistemlerinin elektriksel özdirenç değerlerinin kompozisyon ile değişimleri.....	136

GİRİŞ

Saf metal veya eriyik kristallerin çekirdeklenme ve büyümeleri üzerinde yürütülen çalışmalar, dökümlerle elde edilen malzemelerin yapı ve özelliklerinin anlaşılmasında yeni boyutlar kazandırmıştır. Sıvı fazdan katı faza geçiş ve yüzey yapısı üzerine son elli yıldır fizikçiler, malzeme bilimcileri ve özellikle son yıllarda uygulamalı matematikçiler yoğun bir şekilde çalışmaktadırlar. Çok fazlı alaşımlar üzerinde yapılan çalışmalar güncelliğini korumakta, yeni teori ve bulgularla çalışmalar sürdürülmektedir. Özellikle ötektik katılaştırma, ötektik yapı ile ana faz ilişkisi ve çok fazlı kompozit malzeme üretimi üzerine çalışmalar hızla devam etmektedir [1-38].

Alaşım sistemlerinin kontrollü olarak katılaştırılması, pratikte tek kristallerin büyütülmesinde, malzemelerin saflaştırılmasında (bölgesel arıtma) ve malzemedeki homojen bileşim elde edilmesinde kullanılmaktadır. Bu tür katılaştırmaların bazı ticari uygulamaları, yarı iletken kristallerin büyütülmesi, oksit lazer sistemleri, ısıya ve zora dayanıklı savunma sistemleri ve optik uygulamalar için kristallerin büyütülmesidir.

Katılaştırma olayında, katılaştırılan malzemenin bileşimi (C_o), sıcaklık gradyenti (G) ve katılaştırma hızı (V) birbirinden bağımsız olarak kontrol edilebilmektedir. C_o , G ve V parametreleri "*katılaştırma parametreleri*" olarak bilinir. Katılaştırma parametrelerine bağlı olarak, kontrollü katılaştırılan malzemelerin mekanik, elektriksel ve ısısal özellikleri değişmektedir.

Son yıllarda özellikle ticari önemi bulunan üçlü ve daha çok bileşenli alaşımların mekanik ve fiziksel özelliklerinin iyileştirilmesi amacıyla kontrollü katılaştırma araştırmaları yapılmaktadır. Özellikle uzay ve otomotiv endüstrisinde Al esaslı alaşımlar (Al-based alloys), elektronik ve kimya endüstrisinde kurşunsuz lehimleme alaşımları (lead-free solderings) üzerine çalışmalar yapılmıştır. Bu çalışmaların çoğunda

alaşımlar, Bridgman tipi katılaştırma yöntemi kullanılarak farklı bileşimlerde, sıcaklık gradyentleri ve katılaştırma hızlarında üretilmiştir [39-52]

Alüminyum ve alüminyum alaşımları, artırılabilen mukavemet özellikleri ve korozyon dirençleri, özgül ağırlığının düşük olması, elektriği ve ısıyı iyi iletmesi ve kolay biçimlendirilebilirlik gibi özelliklerinden dolayı günümüz endüstrisinde son yıllarda artan kullanım alanına sahip malzemeler konumuna gelmişlerdir. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının her geçen gün yeni kullanım alanları açılmakta olup bu kullanım alanları; ev eşyalarından uzay teknolojisine kadar geniş bir alana yayılmıştır.

Mühendislik uygulamalarında ve insan yaşamında yaygın kullanım alanı bulan alüminyumun en belirgin özelliği hafifliğidir. Buna ilaveten alüminyuma katılan alaşımlama elementleri de alüminyumun mukavemet ve sertlik özelliklerini daha da iyileştirerek diğer metallere göre üstün olmasını sağlarlar. Yapılan çalışmalara bakıldığında özellikle ötektik veya ötektiğe yakın kompozisyonlarda çalışmaların yoğunlaştığı görülmektedir. Çünkü ötektik kompozisyon, alaşımı yapılan elementlerin erime noktasından daha düşük erime noktasına sahip olup alüminyum alaşımlarının akıcılığını artırmasının yanında tek bir sıvı fazdan iki veya daha fazla ayrı katı fazlar elde edilmesi nedeniyle endüstriyel uygulama alanına sahiptir.

Silisyum ihtiva eden alüminyum alaşımları, yüksek akışkanlıkları sebebiyle, iyi döküm özelliklerine sahiptirler ve bu sebepten dolayı dizayn bakımından karışık olan parçaların dökümünde kullanılabilirler. Ayrıca bu alaşımların mukavemetleri atmosfer etkilerine, süneklik ve darbeye karşı daha yüksektir. % 10-13 nispetinde silisyum ihtiva eden alüminyum alaşımlarının içten yanmalı motorlarda, vites kutularında, silindir ve karterlerde kullanımı mevcuttur. Alüminyum alaşımlarında demir ise, sertleştirici bir özellik vermektedir. Demir aynı zamanda alüminyum alaşımlarının yüksek sıcaklıklara dayanımını da artırmaktadır. Yüksek basınçlı döküm alaşımlarında % 1 oranındaki demir Al-Si alaşımının çelik kalıp yüzeylerine yapışmasını önlemektedir. Nikel, alüminyum alaşımlarında çözünmeyen metaller arası bileşikler oluşturarak bu alaşımların yüksek sıcaklıklara dayanımını artırmaktadır. Kobalt ise takım çeliklerinde kullanılan bir alaşım elementidir. Takım çeliği genel olarak tüm metal, plastik, lastik, seramik ile kağıt ve ahşap malzemelerin şekillendirilmesinde kullanılmak üzere

tasarlanan malzemelerdir. Kobalt, takım çeliklerinin artan sıcakta sertliğini muhafaza etmelerini de sağlamaktadır.

Bu nedenle bu tez çalışmasında özellikle otomotiv endüstrisinde yaygın kullanılan, ötektik kompozisyona yakın Al-Si esaslı alaşımına farklı oranlarda Fe, Ni ve Co malzemelerini katkılayarak elde edilen Al-Si-Xx [(X=Fe, Ni, Co); (x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ.)))] alaşımları araştırma için tercih edilmiştir. Belirlenen alaşımlar, Bridgman tipi katılaştırma yöntemi kullanılarak sabit hızda ve gradyentte katılaştırılarak malzemelerin mikroyapı, mikrosertlik (HV), çekme-dayanım (σ_u) ve elektriksel özdirenç (ρ) özellikleri araştırılmıştır.

1. BÖLÜM

KATI-SIVI FAZ DÖNÜŞÜMLERİ İÇİN TEMEL KAVRAMLAR

Bu bölümde katılaştırma olayının daha iyi anlaşılabilmesi için katı-sıvı faz dönüşümleri ve bu dönüşümlere etki eden parametreler anlatılacaktır. Ayrıca Gibbs serbest enerjisi, faz dönüşümlerinde denge durumu, sürücü kuvvet ve alt soğumalar üzerinde kısaca durulacaktır.

1.1. Gibbs Serbest Enerjisi

Katı-sıvı faz dönüşümleri sabit sıcaklık ve sabit basınçta oluşan bir faz dönüşümü olup Gibbs serbest enerjisiyle izah edilir. Gibbs serbest enerjisi,

$$G = H - TS \quad (1.1)$$

olarak ifade edilir [1]. Burada T mutlak sıcaklık, S entropi (sistemin düzensizliğinin ölçüsü) ve H ise entalpi (sistemin ısı kapasitesinin ölçüsü)'dir. Entalpi,

$$H = E + PV \quad (1.2)$$

olarak ifade edilir. Burada E sistemin iç enerjisi, P basıncı ve V hacmidir. Sistemin iç enerjisi atomların kinetik ve potansiyel enerjilerinin toplamıdır. Kinetik enerji, katıdaki atomların titreşim enerjisinden ve sıvıdaki atomların titreşim, öteleme ve dönme enerjilerinden ileri gelir. Potansiyel enerji ise atomların bağ enerjilerinden ve birbirleri ile olan etkileşme enerjilerinden oluşur. Katı-sıvı faz dönüşümlerinde PV terimi E ile kıyaslandığında çok küçük olduğundan sistemin entalpisi yaklaşık olarak sistemin iç enerjisine eşittir. Yani $H \cong E$ olur.

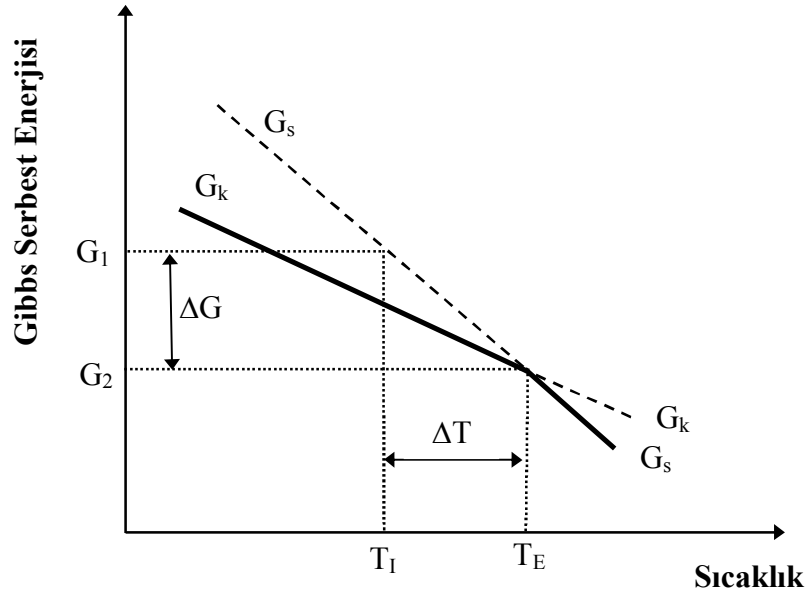
Sabit kütleli ve sabit bileşimli yani kapalı bir sistem için Gibbs serbest enerjisinin sıcaklıkla değişimi klasik termodinamiğe göre,

$$dG = -SdT + VdP \quad (1.3)$$

olarak elde edilir. Sabit basınçta $dP = 0$ olduğundan,

$$\left(\frac{\partial G}{\partial T} \right)_P = -S \quad (1.4)$$

olur. Bu ifadeden sıcaklığın artmasıyla Gibbs serbest enerjisinin azaldığı anlaşılmaktadır. Katı ve sıvı fazların Gibbs serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi grafiği Şekil 1.1’de gösterilmektedir.



Şekil 1.1. Katı ve sıvı fazların Gibbs serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi [1].

Eğer bir sıvı erime sıcaklığı, T_E 'nin altındaki bir T_I sıcaklığına kadar soğutulursa sıvının T_E sıcaklığında aniden katıya dönüşeceği beklenebilir. Oysa bu her zaman mümkün değildir. Örneğin, uygun şartlar altında saf metaller sıvı fazdan katı faza geçerken soğutma hızına bağlı olarak erime sıcaklığının birkaç derece altında katılaşabildikleri gibi yüksek aşırı soğuma nedeniyle erime sıcaklığının 300 °C altında bile katılaşabilirler [35-36]. Bunun sebebi, ilk katı oluşurken yeni bir katı-sıvı arayüzeyinin oluşumu için büyük miktarda bir enerjiye ihtiyaç duyulmasıdır. Sıvı fazdaki atomların katı faza geçmeleri için $\Delta T = T_E - T_I$ kadar bir sıcaklık değişimine ihtiyaç vardır. Bu sıcaklık düşmesi sırasında sıvıdaki atom veya moleküller katıya benzer bir yapıya sahip olan

atom gruplarını (embriyo) oluşturmak için bir araya gelirler. Şekil 1.1’de gösterildiği gibi sıvı-katı faz dönüşümünün olabilmesi için Gibbs serbest enerjisi azalmalıdır. Gibbs serbest enerjisindeki bu azalma katılşmada sürücü kuvveti meydana getirir. Bir sistemde faz dönüşümünün olabilmesi için son durumun Gibbs serbest enerjisi G_2 ’nin ilk durumun Gibbs serbest enerjisi G_1 ’den küçük olması gerekir. Yani $\Delta G = G_2 - G_1 < 0$ olmalıdır. Sistem kararlı denge durumuna ulaşabilmek için yüksek enerjili durumdan (G_1) düşük enerjili duruma (G_2) geçmek isteyecektir.

1.2. Faz Dönüşümlerinde Denge

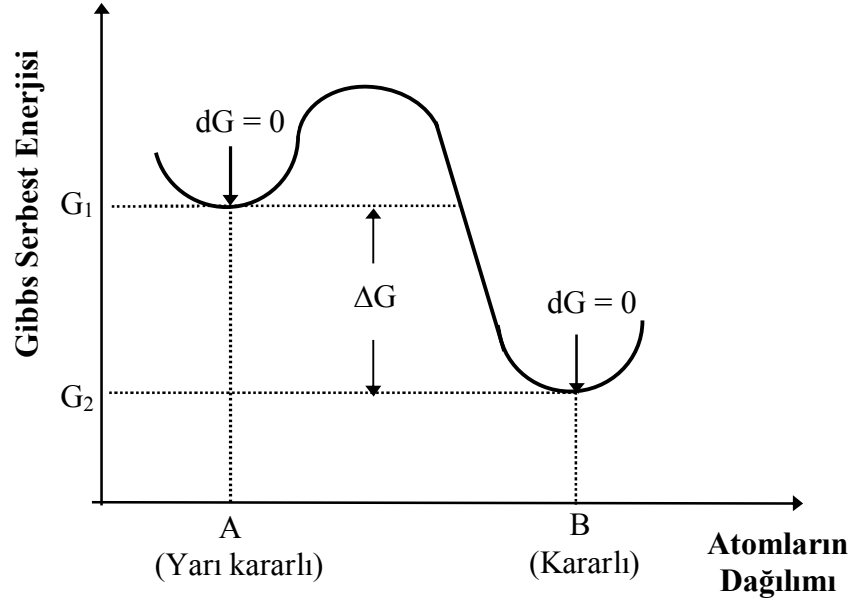
Bir sistemin dengede olması, mekanik, termal ve kimyasal olarak dengede olması demektir. Katı-sıvı arayüzeyi hareket etmediği zaman sistem mekanik olarak dengededir. Arayüzey sabit bir sıcaklıkta tutulduğu zaman ise termal dengededir. Kimyasal denge durumunda ise fazların kimyasal potansiyelleri eşittir, yani kütle akışı olmaz.

Sıvı fazın entropisinin büyük olmasından dolayı sıvının Gibbs serbest enerjisi katının Gibbs serbest enerjisinden daha hızlı azalmaktadır (Şekil 1.1). Erime sıcaklığından (T_E) küçük sıcaklıklarda katı fazın serbest enerjisi sıvı fazın serbest enerjisinden daha küçüktür. Bu yüzden katı faz kararlı denge durumundadır. T_E sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda ise sıvının serbest enerjisi katının serbest enerjisinden daha küçüktür. Dolayısıyla erime sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda sıvı faz kararlı denge durumundadır. T_E sıcaklığında ise her iki fazın Gibbs serbest enerjileri birbirlerine eşittir. Böylece erime sıcaklığında katı ve sıvı faz birlikte dengede bulunurlar.

Klasik termodinamiğe göre sabit basınç ve sıcaklıkta bulunan yalıtılmış bir sistemin Gibbs serbest enerjisi minimum değerinde ise bu sistemin dengede olduğu söylenir. Yani yalıtılmış bir sistemin denge durumu için Gibbs serbest enerjisi matematiksel olarak,

$$(dG)_{T,P} = 0 \quad (1.5)$$

şeklinde ifade edilir. Şekil 1.2’de atomların dağılımına göre Gibbs serbest enerjisi grafiği verilmektedir.



Şekil 1.2. Atomların dağılımına göre Gibbs serbest enerjisinin değişimi [1].

Şekil 1.2’de görüldüğü gibi (1.5) denklemini A (yarı kararlı) ve B (kararlı) durumları sağlamaktadır. B durumunda sistemin Gibbs serbest enerjisi mümkün olabilecek en küçük değere sahip olduğundan sistem *kararlı denge* durumundadır denir. A durumunda da Gibbs serbest enerjisindeki değişim sıfırdır fakat mümkün olabilecek minimum değerden büyüktür. Bu durumu kararlı denge durumundan ayırt etmek için A noktasına *yarı kararlı denge* durumu denir. Kararlı denge durumu ile yarı kararlı denge durumu arasındaki geçiş durumlarına ise *kararsız denge* durumları denir [1].

1.3. Katılaşmada Sürücü Kuvvet

Bir sıvı erime sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa kadar soğutulursa Gibbs serbest enerjisinde $\Delta G = G_l - G_s$ kadar değişme olacaktır (Şekil 1.1). Gibbs serbest enerjisindeki bu azalma katılaşma için gerekli olan sürücü kuvveti sağlar [1]. Katılaşma için gerekli olan serbest enerji değişim miktarı aşağıdaki şekilde elde edilebilir;

Sabit basınçta ΔT sıcaklık aralığında katı ve sıvı fazlar için Gibbs serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişiminin lineer olduğu kabul edilir. Böylece Gibbs serbest enerjileri,

$$G_k = H_k - T S_k \text{ ve } G_s = H_s - T S_s \quad (1.6)$$

olur. Bu durumda,

$$\Delta G = G_k - G_s = H_k - H_s - T(S_k - S_s) = \Delta H - T\Delta S \quad (1.7)$$

şeklinde elde edilir. Burada k ve s indisleri sırasıyla katı ve sıvı fazları göstermektedir. Saf bir maddenin faz dönüşüm sıcaklığında (yani T_E 'de), $G_k = G_s$ olacağından $\Delta G = 0$ olur. Buna göre denklem (1.7)'den,

$$\Delta S = \frac{\Delta H}{T_E} \quad (1.8)$$

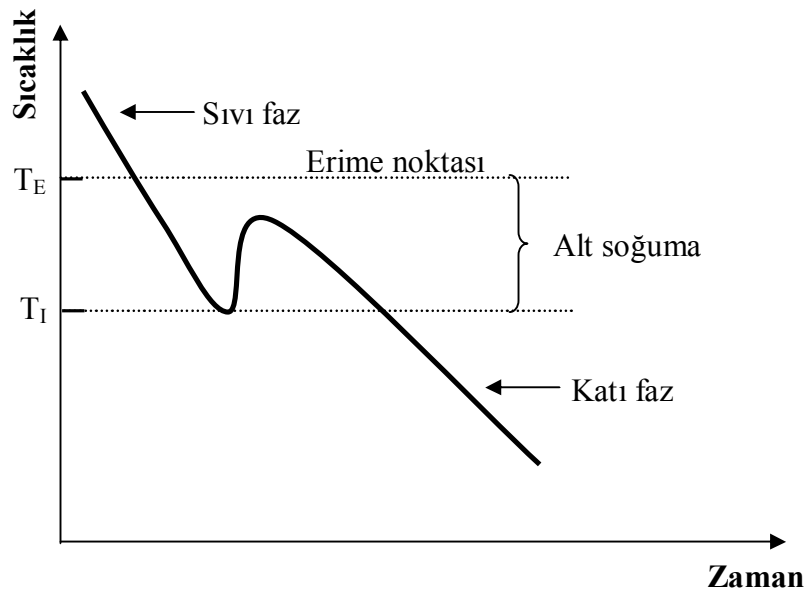
yazılabilir. Burada ΔS entropi değişimidir. Sonuç olarak herhangi bir T sıcaklığında Gibbs serbest enerjisindeki değişim (1.7) ve (1.8) denklemlerinden,

$$\Delta G \cong \Delta H - \frac{\Delta H T}{T_E} = \frac{\Delta H (T_E - T)}{T_E} = \frac{\Delta H \Delta T}{T_E} = \Delta T \Delta S \quad (1.9)$$

olarak elde edilir. Denklem (1.9)'a sıvı fazdan katı faza dönüşüm için hacimsel serbest enerji değişimi veya *sürücü kuvvet* denir [1]. Saf maddeler için erime sıcaklığındaki entalpi değişimi erime gizli ısısına eşittir, yani $\Delta H = L$ dir.

1.4. Alt Soğumalar

Herhangi bir maddenin katılaşması T_E erime sıcaklığında olmayıp erime sıcaklığının altındaki bir T_I sıcaklığında gerçekleşebilir. Maddelerin erime sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta katılaşmasının sebebi, çekirdeklenme olayının olması için büyük miktarda enerjiye ihtiyaç duyulmasındandır (Şekil 1.3).



Şekil 1.3. Zamana bağlı sıcaklık değişimi ve alt soğuma.

Bu enerji, ΔT sıcaklık farkından sağlanmakta olup bu farka *alt soğuma* denir [37]. Alt soğuma arayüzey eğriliğine, sıvının bileşimine ve atomların sıvıdan katıya geçmesi için gerekli olan enerji miktarına bağlıdır. Katılaşma için gerekli olan toplam alt soğuma,

$$\Delta T = T_E - T_I = \Delta T_k + \Delta T_s + \Delta T_r \quad (1.10)$$

olarak ifade edilir. Buradaki ΔT_k kinetik alt soğuması, ΔT_s çözünürlük alt soğuması ve ΔT_r ise eğrilik alt soğumasıdır.

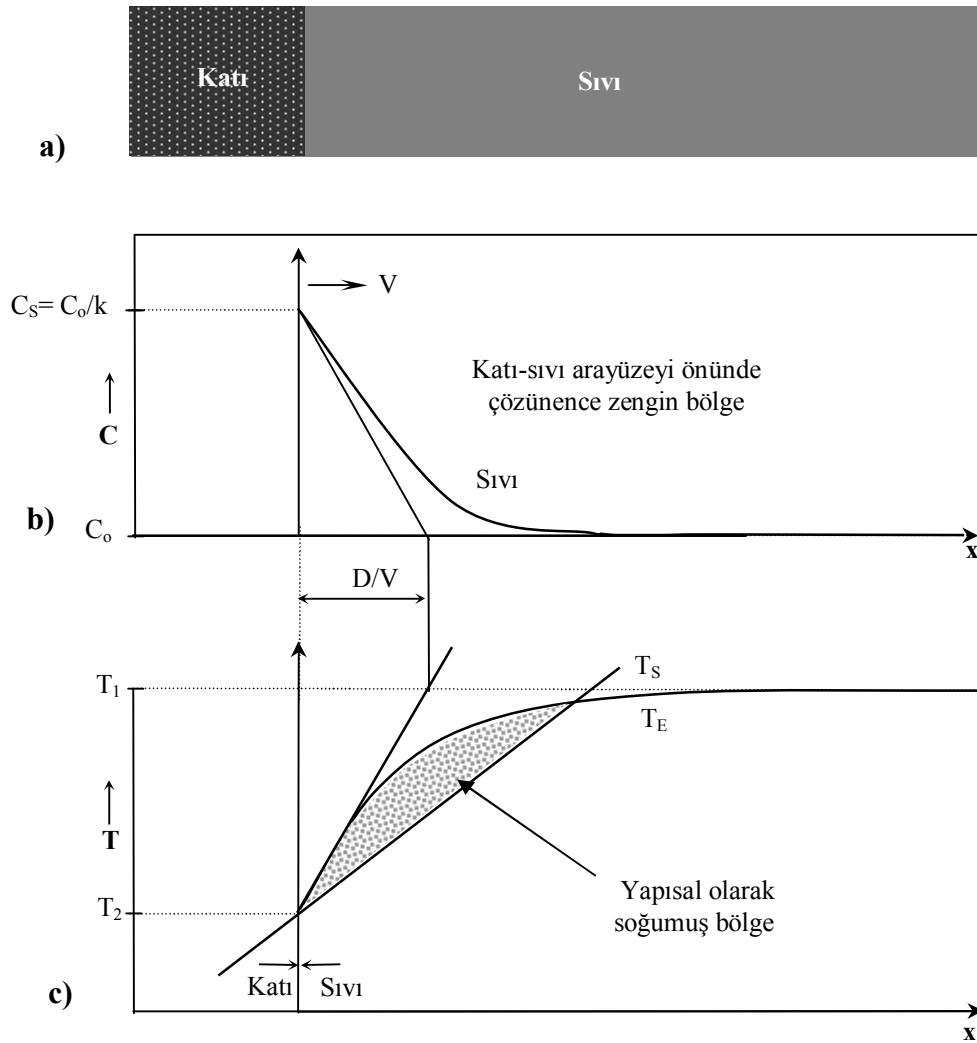
Arayüzeydeki düzlemsel cepheyi kararsız yapan sıcaklık değişiminin nasıl olduğu Şekil 1.4'te görülmektedir. Şekil 1.4.b'de gösterilen sıvı bileşimi C_s , arayüzeyde maksimum iken, arayüzeyden uzaklaştıkça azalır ve çözünence zengin bir sıvı tabakası oluşturur. Çözünen miktarı azaldıkça sıvı sıcaklığı artacağından, dengesel sıvılaşma (likudus) sıcaklığı arayüzeyden uzaklaştıkça artar. Şekil 1.4.c'de arayüzey sıcaklığı, dengesel sıvılaşma sıcaklığının üstündedir. Bu durum düzlemsel cephede kararlı bir katılaştırma için gerekli olan şartı göstermektedir.

Eğer bir kararsızlık başlangıçta, düz bir arayüzeyde, bir çıkıntı oluştursa bu çıkıntı aşırı ısıtılmış ortam içerisinde bulunacak ve tekrar eriyecektir. Şekil 1.4.c'de kararsız durum gösterilmektedir. Burada arayüzeyin hemen önündeki sıvının gerçek sıcaklığı, sıvılaşma sıcaklığının altındadır. Bu durumda arayüzeyde oluşan bir çıkıntı, aşırı soğumuş ortam içinde bulunacak ve katılaşma devam edecektir. Sıvılaşma sıcaklığının altında bulunan bu sıvı aşırı soğumuş durumdadır. Bu olaya, Rutter ve Chalmers [4] *yapısal alt soğuma* demişlerdir.

Yapısal ifadesi, bileşimdeki değişmeden kaynaklandığını göstermektedir. Yapısal alt soğuma teorisine göre, arayüzeyde oluşan bir çıkıntı, kendisini aşırı soğumuş bir sıvı içerisinde bularak düzlemsel cephede bir kararsızlık meydana getirecektir. Arayüzeyde sıvı içerisinde çözünen bileşim gradyenti,

$$\left(\frac{dC_s}{dx}\right)_{x=0} = -\frac{V}{D_s} C_s (1-k) \quad (1.11)$$

eşitliği ile verilir [3]. Burada V , katı-sıvı arayüzeyinin ilerleme hızıdır. D_s , sıvı maddenin difüzyon katsayısı, C_s sıvı maddenin bileşimi, k ise dağılım katsayısıdır.



Şekil 1.4. Alaşımların katılaştırılmasında yapısal alt soğuma [3] (a) Katı-sıvı arayüzeyi, (b) Katı-sıvı arayüzey önündeki çözünence zengin bölge, (c) Yapısal olarak alt soğuma.

Düzlemsel arayüzeyin denge olduğu kabul edilirse,

$$\left(\frac{dT_s}{dx}\right)_{x=0} = m_s \left(\frac{dC_s}{dx}\right)_{x=0} \quad (1.12)$$

eşitliği yazılabilir. Arayüzeydeki sıvı içerisinde sıcaklık gradyenti,

$$G \geq \left(\frac{dT_s}{dx}\right)_{x=0} \quad (1.13)$$

değerine eşit veya bu değerden daha büyük ise yapısal alt soğuma yoktur [3].

$C_k = kC_s$ durumunda,

$$\frac{G_s}{V} \geq - \frac{m_s C_k (1-k)}{k D_s} \quad (1.14)$$

yapısal alt soğuma ifadesi elde edilir. Burada m_s sıvılaşma eğimi, C_k katı fazın bileşimidir. Bu durumda düzlemsel cephe kararlıdır [3]. Alt soğuma olayında Gibbs serbest enerjisi, aşırı soğutulmuş bir sıvıda kararlı veya yarı kararlı fazlardan hangisinin oluşabileceğini belirler. Alt soğuma olayının anlaşılmasında, bir sıvının katılaşmasında başlangıç olan çekirdeklenme olayının da bilinmesi gerekmektedir.

1.4.1. Kinetik Alt Soğuması (ΔT_k)

Bütün maddelerde atomların katıdan sıvıya veya sıvıdan katıya geçişlerini engelleyen bir enerji engeli vardır. Eğer bir madde erime sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa kadar soğutulursa sıvıdan katıya geçen atomların sayısı katıdan sıvıya geçen atomların sayısından fazla olur. Bu durumda katı faz büyür, yani katılaştırma olur. Bu durumun aksine katıdan sıvıya geçen atomların sayısı sıvıdan katıya geçen atomların sayısından daha fazla olursa sıvı faz büyür, yani erime olur. Atomların geçişlerini sürdürmeleri için gerekli olan bu alt soğumaya *kinetik alt soğuma* denir.

Bir katı-sıvı arayüzeyinde katı fazdan sıvı faza geçen atomların sayısı, sıvı fazdan katı faza geçen atomların sayısına eşit ise katı-sıvı arayüzeyi dengededir. Dengedeki bir sistem ister saf olsun isterse çok bileşenli bir sistem olsun kinetik alt soğuma, $\Delta T_k = 0$ olur.

1.4.2. Çözünürlük Alt Soğuması (ΔT_s)

Çözünürlük alt soğuması, katı-sıvı arayüzeyindeki sıvının bileşimi ile sıvı içerisindeki herhangi bir noktanın bileşim farklılığından kaynaklanır. Çözünürlük alt soğuması (Şekil 1.5) [15];

$$\Delta T_s = T_E - T_I = m_s (C_o - C_s) = m_s C_o \left(\frac{k-1}{k} \right) \quad (1.15)$$

olarak verilir. Burada,

$$\Delta T_r = \Gamma \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right) \quad (1.17)$$

olarak verilir [37]. Burada Γ Gibbs-Thomson katsayısı, r_1 ve r_2 ise arayüzeyin eğrilik yarıçaplarıdır. Küresel bir katı-sıvı arayüzeyinin eğrilik yarıçapları $r_1=r_2=r$ olduğundan (1.17) denklemi,

$$\Delta T_r = \frac{2\Gamma}{r} \quad (1.18)$$

şeklini alır. Silindirik katı-sıvı arayüzeyi için $r_1=r$ ve $r_2=\infty$ olacağından (1.17) denklemi,

$$\Delta T_r = \frac{\Gamma}{r} \quad (1.19)$$

olur.

1.5. Çekirdeklenme

Katılaşmak üzere soğumaya bırakılan herhangi bir sıvı, erime sıcaklığına düşünce hemen katılaşmaz. Soğuma hızına bağlı olarak erime sıcaklığının altında bir sıcaklıkta katılaşır. Sıvı içerisinde, önce aynı moleküllerin bir araya gelerek oluşturduğu katıya benzer bir yapı oluşur. Bu yapıya *embriyo* (çekirdekçik) denir. Embriyonun etrafında büyüme meydana gelir ve katılaşma başlar. Bu olaya *çekirdeklenme* denir. İki çeşit çekirdeklenme vardır; homojen ve heterojen çekirdeklenme.

1.5.1. Homojen Çekirdeklenme

Homojen çekirdeklenme, içerisinde hiçbir yabancı madde katkısı olmaksızın uygun laboratuvar şartlarında çok yüksek aşırı soğumalarda nadiren gerçekleşen bir çekirdeklenmedir. Aşırı soğutulmuş sıvı ile katı arasındaki serbest enerji farkına *sürücü kuvvet* denir ve homojen çekirdeklenme için büyük bir sürücü kuvvete ihtiyaç duyulur [38]. Homojen çekirdeklenme için gerekli olan enerji yani sürücü kuvvet hacimsel serbest enerjideki azalma ve yüzey enerjisindeki artmanın toplamı olarak ifade edilir, yani,

$$\Delta G = -V_k \Delta G_V + A_{ks} \sigma_{ks} \quad (1.20)$$

şeklinde yazılır. Burada, V_k oluşan katının molar hacmi, ΔG_V katının birim hacim başına düşen hacimsel serbest enerjisindeki değişim, A_{ks} katı-sıvı arayüzey alanı ve σ_{ks} katı-sıvı arayüzey enerjisidir. Hacimsel serbest enerjideki değişim ise,

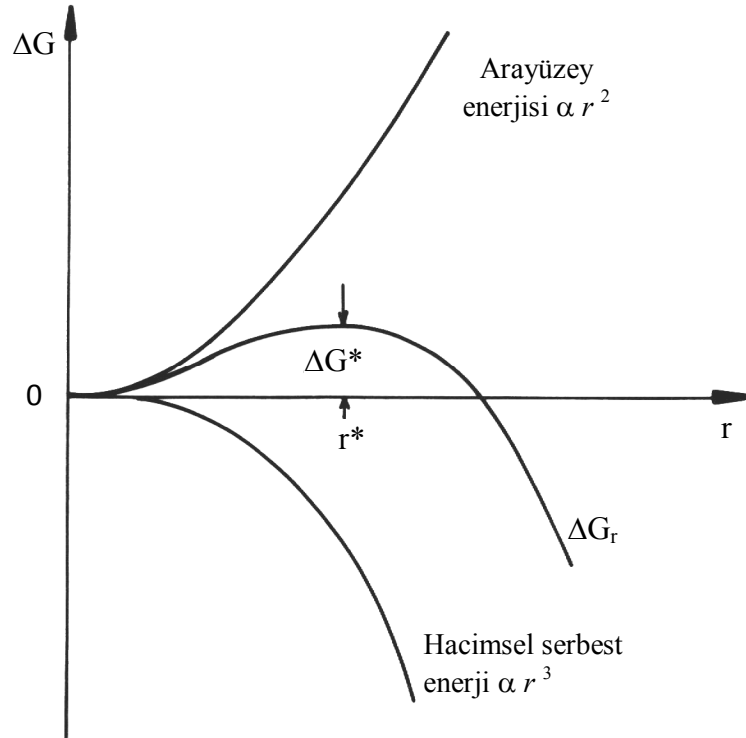
$$\Delta G_V = \frac{\Delta H \Delta T}{T_E} \quad (1.21)$$

şeklinde dir. Burada ΔH erime entalpisi, ΔT alt soğuma, T_E ise erime sıcaklığıdır.

Homojen çekirdeklenmede başlangıçta oluşan embriyonun r yarıçaplı bir küre olduğu kabul edilerek, embriyonun serbest enerjisindeki değişim (1.20) denkleminde,

$$\Delta G = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_V + 4\pi r^2 \sigma_{ks} \quad (1.22)$$

olarak ifade edilir. ΔG 'nin r 'ye göre değişimi Şekil 1.6'da verilmiştir [1].



Şekil 1.6. Homojen çekirdeklenmede embriyonun serbest enerjisinin embriyo yarıçapına bağlılığı [1].

r 'nin küçük değerlerinde ΔG kritik bir değere kadar artar ve kritik değerde maksimum olduktan sonra tekrar azalır. ΔG 'nin maksimum olduğu andaki r değerine kritik yarıçap denir ve r^* ile gösterilir. Kritik yarıçapa karşılık gelen serbest enerji ise ΔG^* ile gösterilir ve aktivasyon enerjisi olarak adlandırılır ve homojen çekirdeklenmenin oluşması için gerekli olan enerjidir. Çekirdeklenme kritik yarıçapta başladığı için embriyonun yarıçapı r^* olur. ΔG 'nin eğiminin kritik yarıçaptaki değeri sıfır olacağından, $\frac{d\Delta G}{dr} = 0$ şartı denklem (1.22)'de uygulandığında kritik yarıçap,

$$r^* = \frac{2\sigma_{ks}}{\Delta G_V} \quad (1.23.a)$$

şeklinde elde edilir. Denklem (1.21), denklem (1.23.a)'da yerine yazılarak embriyonun yarıçapı,

$$r^* = \frac{2\sigma_{ks} T_E}{L\Delta T} \quad (1.23.b)$$

olarak bulunur. Şekil 1.6'dan da görüldüğü gibi r 'nin küçük değerleri için ΔG artar fakat kritik bir yarıçap değerinden sonra azalma gösterir. Homojen çekirdeklenme için kritik yarıçapa karşılık gelen aktivasyon serbest enerjisi, denklem (1.23.b)'yi, denklem (1.22)'de yerine yazarak şu şekilde bulunur:

$$\Delta G_{\text{hom}}^* = \frac{16\pi\sigma_{ks}^3}{3(\Delta G_V)^2} = \frac{4}{3}\pi r^{*2} \sigma_{ks} \quad (1.24)$$

Denklem (1.23.b)'den σ_{ks} 'nin artmasıyla veya ΔT 'nin azalmasıyla kritik yarıçap değerinin artacağı anlaşılmaktadır.

Klasik çekirdeklenme teorisinin temelleri Volmer-Weber [53] ve Becker-Döring [54] tarafından atılmıştır. Bu araştırmacılar yoğunlaştırılmış buhar ile oluşturdukları sıvı damlacıklarının çekirdeklenme kinetiğini incelemişlerdir. Turnbull'da [55-58] yaptığı çalışmalarla çekirdeklenme teorisinin temellerinin oluşmasına önemli katkılar sağlamıştır.

Daha sonra Turnbull ve Fisher [59], Becker ve Döring yaklaşımını kullanarak bir sıvı içerisinde katının çekirdeklenme hızının belirlenmesi için yeni bir teori geliştirmişlerdir. Bu teori çekirdeklenme kinetiğini tasvir etmek için ve arayüzey enerjisini tahmin etmek için kullanılmıştır. Turnbull [55-59] homojen çekirdeklenme hızını (I_{hom}) alt soğumanın bir fonksiyonu olarak ölçmüştür.

Erime sıcaklığının altındaki herhangi bir T sıcaklığında, sıvının birim hacimdeki homojen çekirdeklenme hızı,

$$I_{\text{hom}} = N_v \frac{kT}{h} \exp\left(-\frac{\Delta G_D}{kT}\right) \exp\left(-\frac{16\pi\sigma_{ks}^3}{3(\Delta G_v)^2 kT}\right) \quad (1.25)$$

şeklinde verilmiştir. Burada N_v birim hacimdeki sıvı atom sayısı, k Boltzmann sabiti, h Planck sabiti, ΔG_D difüzyon için gerekli olan aktivasyon enerjisi ve ΔG_v ise hacimsel serbest enerji değişimini göstermektedir.

Çekirdeklenme sırasında çözünmeyen parçacıkları ortadan kaldırmak için sıvı damlacıkların çapları bir mikron ile yüz mikron arasında çok küçük damlacıklara ayrılır. Böylece bu damlacıklardan bazıları heterojen çekirdekçik oluşturamayacak ve gerçek homojen çekirdeklenme meydana gelecektir. İlk homojen çekirdeklenme deneylerinde çekirdeklenme hızı ve sıcaklığı, dilatometre ile ölçülmüştür [60-62]. Daha sonraki deneyler ise numunelerin katılaşma sıcaklığının değişimi mikroskop altında gözlemlenerek gerçekleştirilmiştir [63-64]. Homojen çekirdeklenme teorisinin eksiklikleri şunlardır:

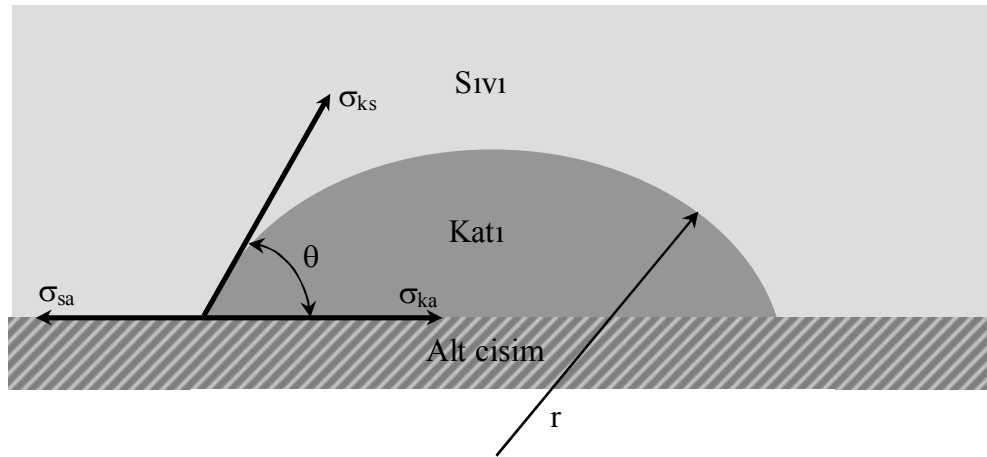
- Katı-sıvı arayüzey enerjisi erime sıcaklığının altında ($0.81T_E$) ölçülmektedir.
- Yüzey entropisinin bilinmesi gerektiği halde bu teoride arayüzey enerjisi tayin edilirken yüzey entropisi genellikle bilinmemektedir.
- Katı-sıvı arayüzey enerjisi çekirdek içerisindeki bütün yönelimlerin ortalaması alınarak hesaplanmaktadır.
- Homojen çekirdeklenme şartlarını sağlamak oldukça zordur.

- Sıvı damlacıklarının boyutları azaltıldığında yüksek miktarda alt soğuma gerekmektedir.

Sonuç olarak, homojen çekirdeklenme ancak yüksek alt soğuma ve vakum şartları sağlanarak yarı kararlı (metastable) durumda oluşturulabilmektedir [65].

1.5.2. Heterojen Çekirdeklenme

Sıvı içerisinde bulunan yabancı maddeler üzerinde, şapka şeklinde çekirdekçiklerin oluşmasıyla heterojen çekirdeklenme başlar. Heterojen çekirdeklenme, homojen çekirdeklenmeye göre çok daha sık rastlanılan ve çekirdeklenme hızının büyük olduğu bir çekirdeklenme türüdür. Şematik olarak Şekil 1.7’de görülen heterojen çekirdeklenmede, bir alt cisim üzerinde oluşan çekirdeğin küresel bir yapıda olduğu kabul edilir.



Şekil 1.7. Heterojen çekirdeklenmenin şematik gösterimi [1].

Heterojen çekirdeklenmede alt cisim, yeni oluşan katı çekirdek ve sıvı arasındaki arayüzey enerjilerinin mekanik denge şartı,

$$\sigma_{sa} = \sigma_{ka} + \sigma_{ks} \cos \theta \quad (1.26)$$

olarak yazılır. Burada σ_{sa} sıvı ile alt cisim arasında birim uzunluktaki arayüzey enerjisini, σ_{ka} katı çekirdek ile alt cisim arasında birim uzunluktaki arayüzey enerjisini, σ_{ks} katı çekirdek ile sıvı arasında birim uzunluktaki arayüzey enerjisini, θ açısı ise ıslatma (temas) açısını ifade etmektedir.

Heterojen çekirdeklenme teorisi için serbest enerji ifadesi,

$$\Delta G_{het} = \left(-\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_V + 4\pi r^2 \sigma_{ks} \right) \frac{1}{4} (2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta) \quad (1.27)$$

olarak verilir. Kritik yarıçapta $\frac{d\Delta G}{dr} = 0$ şartı denklem (1.27)'ye uygulanarak kritik yarıçap,

$$r_{het}^* = \frac{2\sigma_{ks}}{\Delta G_V} \quad (1.28)$$

olarak bulunur ve bu ifade denklem (1.27)'de yerine yazılırsa,

$$\Delta G_{het}^* = \frac{16\pi\sigma_{ks}^3}{3\Delta G_V^2} f(\theta) \quad (1.29)$$

elde edilir.

Burada $f(\theta) = \frac{1}{4}(2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta)$ olup, ıslatma (temas) açısı faktörü olarak adlandırılır. Denklem (1.24) ve (1.29) birbirine eşitlenirse,

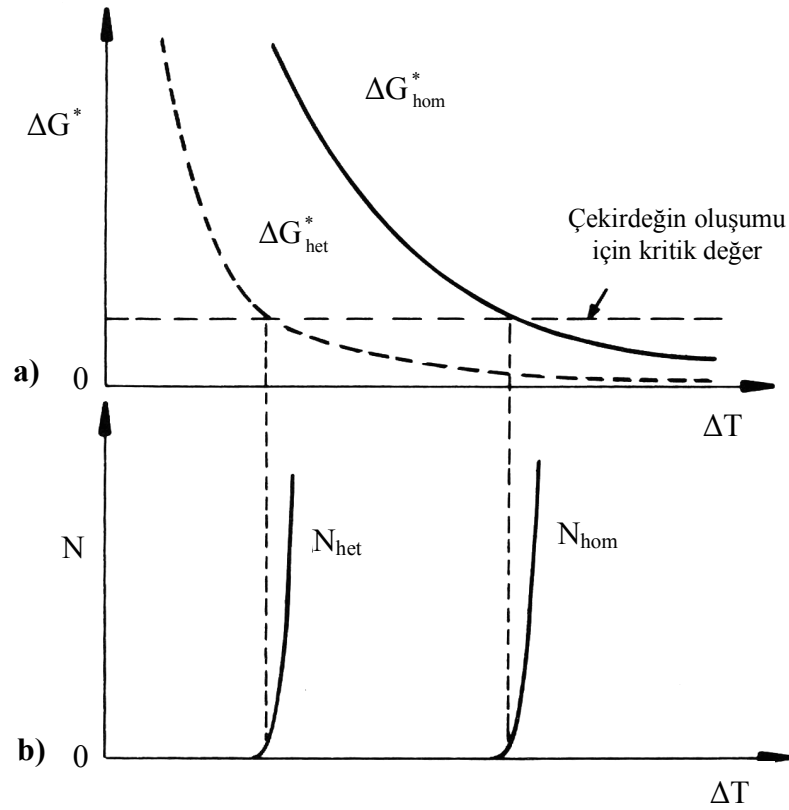
$$\Delta G_{het}^* = \Delta G_{hom}^* f(\theta) \quad (1.30)$$

elde edilir [1]. Buradan da anlaşılacağı gibi heterojen çekirdeklenmedeki aktivasyon enerji engeli homojen çekirdeklenmedeki enerji engelinden $f(\theta)$ faktörü kadar daha küçük olduğu görülmektedir.

Enerji engelini küçük olması, heterojen çekirdeklenmede çekirdeklenme hızının büyük olmasını sağlamaktadır. Islatma açısının küçük olması, heterojen çekirdeklenmedeki enerji engelini azaltmaktadır. $\theta = 0$ olduğunda $\Delta G_{het}^* = 0$ olur ki bu durumda çekirdeklenme yok demektir. $\theta = 180^\circ$ olduğunda $\Delta G_{het}^* = \Delta G_{hom}^*$ olur, bu durumda ise çekirdeklenme homojendir ve çekirdekçiğin alt cisimle hiçbir teması yoktur. Turnbull ve Fisher [59] heterojen çekirdeklenme hızını,

$$I_{het} = N_s \frac{kT}{h} \exp\left(-\frac{\Delta G_D}{kT}\right) \exp\left(-\frac{16\pi\sigma_{ks}^3}{3(\Delta G_V)^2 kT} f(\theta)\right) \quad (1.31)$$

olarak elde etmişlerdir. Burada N_s alt cisimle temas halinde bulunan birim yüzeydeki atom sayısı, ΔG_D katı-sıvı arayüzeyini geçmek için gerekli olan difüzyon enerjisi, ΔG_V ise birim hacimdeki enerji değişimidir. Şekil 1.8'de aktivasyon enerjisinin ve çekirdeklenme hızının alt soğumaya göre değişimi verilmektedir.



Şekil 1.8. Aktivasyon enerjisinin ve çekirdeklenme hızının alt soğumaya göre değişimi [1].

Bir sonraki bölümde bu bölümde verilen temel kavramlar ve nicelikler üzerine kurulmuş olan katılaştırma çalışmaları ve özellikle ötektik katılaştırma üzerinde durulacaktır. Ayrıca katılaştırma parametrelerinin mikroyapı ve mekanik özelliklerden mikrosertlik, çekme-dayanım ve elektriksel öz direnç üzerine etkisi izah edilecek ve literatürde bu konuyla ilgili mevcut bazı çalışmalar özetlenecektir.

2. BÖLÜM

KATILAŞTIRMA ÜZERİNE YAPILAN ÇALIŞMALAR

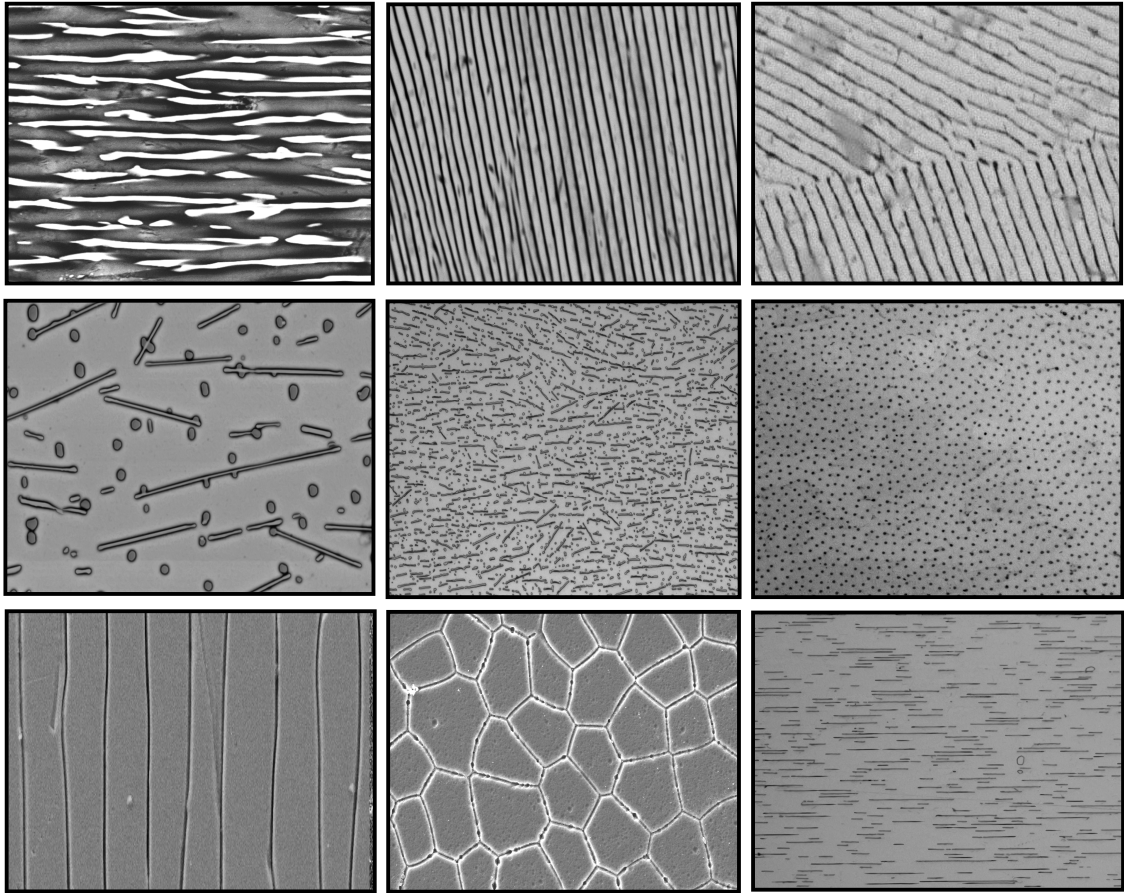
Bu bölümde katılaştırma türleri hakkında kısa bilgiler verildikten sonra ötektik katılaştırma üzerinde durulacak, literatürde yapılan ötektik katılaştırma çalışmaları özetlenecektir. Ayrıca mikrosertlik, çekme-dayanım, elektriksel özdirenç ölçümleri hakkında bilgiler verildikten sonra literatürde yer alan çalışmalar özetlenecektir.

2.1. Alaşımların Katılaştırılması

Malzemelerin mikroyapılarındaki değişiklikler (tanecik büyüklükleri) mekanik özelliklerini (mikrosertlik, stres gibi) ve diğer özelliklerini (elektriksel iletkenlik, ısısal özellikler, korozyon gibi) etkilediği bilinmektedir. Malzemelerde düzenli mikroyapıların oluşması ve tanecik boyutları (λ), bu malzemelerin katılaştırılması esnasındaki katılaştırma parametrelerine yani sıcaklık gradyenti G , katılaştırma hızı V ve alaşımın bileşimi C_o 'a bağlıdır. Yani, katılaştırma parametreleri G , V ve C_o birbirinden bağımsız kontrol edilerek malzemelerin tanecik boyutundaki mikroyapılarına, mekanik ve elektriksel özelliklerine etki etmek kontrollü (doğrusal) katılaştırma yöntemi ile mümkündür. Bu yöntem ile değişik malzemelerden elde edilen farklı mikroyapı şekilleri Şekil 2.1'de verilmiştir.

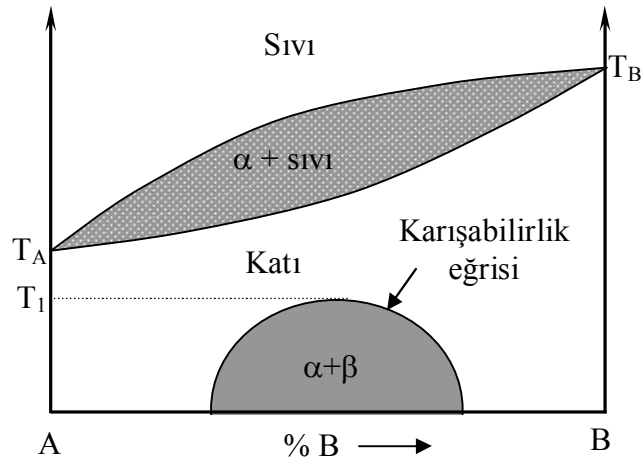
Bir alaşım sistemi, iki veya daha fazla elementin belirli bir sıcaklık, basınç ve bileşimde eritilmesiyle elde edilen yeni bir katı çözeltidir. Alaşımlar, alaşım tipine bağlı olarak kendisini oluşturan elementlerin özelliklerini taşıyabileceği gibi, bu elementlerin özelliklerinden başka yeni özellikler de taşıyabilirler. Örneğin saf bir metale alaşım elementi ilave edilerek, onun mekanik özellikleri büyük ölçüde geliştirilebilmektedir [9]. Alaşımlar, kendisini oluşturan elementlerin birbiri içerisindeki karışımına göre tek fazlı ve çok fazlı olmak üzere ikiye ayrılırlar. Homojen bir sistemin fiziksel sınırlarla

ayrılmış olan kısmına *faz* denir. Birbiri içerisinde her oranda homojen olarak karışabilen alaşımlar, tek fazlı alaşımlardır. Böyle bir alaşım sistemindeki, alaşım elementlerinin örgü sistemlerinde bir değişiklik olur ve alaşım elementinden birinin atomları diğerinin kristal örgüsüne yerleşir. Yeni örgüde farklı özelliklere sahip atomların bulunmasından dolayı farklılıklar oluşur ve yeni bir malzeme ortaya çıkar. Çok fazlı alaşımlarda, alaşımı oluşturan elementlerin baskın özellikleri görülür ve örgü yapılarında bir değişiklik olmaz [10,11].



Şekil 2.1. Değişik malzemelerde gözlenen mikroyapılar.

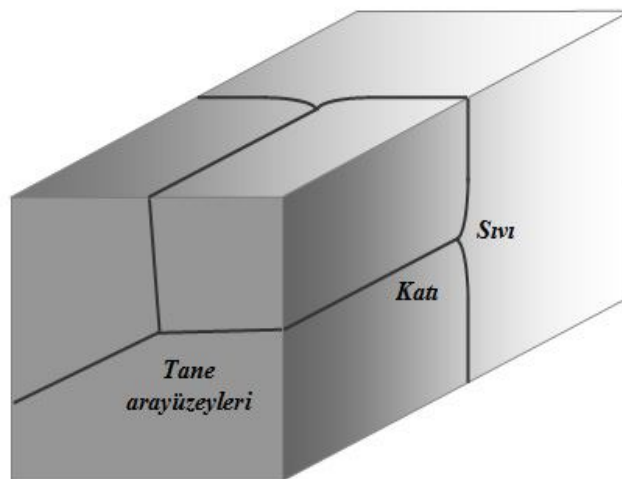
Endüstride kullanılan metalik sistemler, yüksek sıcaklıklarda birbirini her oranda eritebilmelerine rağmen, düşük sıcaklıklarda sınırlı oranda eritebilmektedirler. Şekil 2.2’de ikili bir alaşım sistemine ait faz diyagramı verilmektedir. Faz diyagramından da görüldüğü gibi alaşım sistemi, sıvı halden soğutulmaya başlatıldığında, önce katı çökelti oluşmasıyla α fazı meydana gelmektedir. Daha sonra sıcaklık T_1 ’e düşürüldüğünde α fazı B atomlarınca zenginleşmekte ve bu sıcaklığın altında B atomlarının fazlası β fazı şeklinde çökelerak, α ve β fazlarını oluşturmaktadır.



Şekil 2.2. Birbirini sınırlı oranda eriten ikili sistemlerde denge faz diyagramı [11].

2.1.1. Alaşımların Düzlemsel Cephede Katılaştırılması

Alaşımların düzlemsel cephede kontrollü olarak katılaştırılması pratikte tek kristallerin büyütülmesinde, malzemeleri saflaştırmada (örneğin bölgesel arıtma) ve kontrollü büyütülen malzemede homojen bileşim elde etmede kullanılır. Bu tür katılaştırmanın en önemli ticari uygulaması, yarıiletken kristallerin büyütülmesidir. Diğer önemli bir uygulama ise, oksit lazer sistemleri ve optik uygulamalar için büyütülmesidir. Örneğin alüminyum oksitler, tantal oksitler, niyobyum oksitler gibi. Şekil 2.3'te düzlemsel cephede katılaşma yapısının şematik gösterimi verilmiştir.



Şekil 2.3. Düzlemsel cephede katılaşmanın şematik gösterimi.

Metal-metal alaşımların düzlemsel cephede katılaştırılmış kristallerini inceleme, araştırmalarda çok geniş yer tutmaktadır. Birçok metalin ve metal olmayan

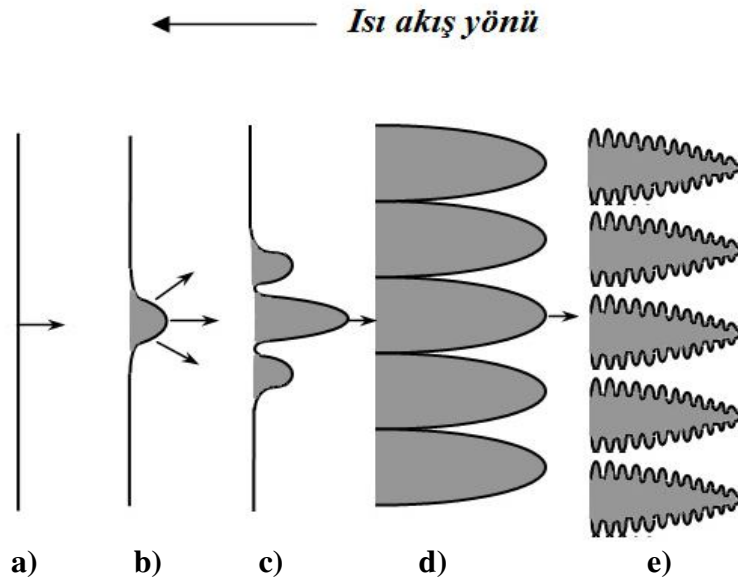
inorganiklerin eriyiklerinin katılaştırılması esnasında arayüzeyin dengede olduğunun kabul edilmesi iyi bir yaklaşıklıktır. Yani katılaştırma esnasında, katı-sıvı arayüzeyinin önünde büyük bileşim gradyentleri meydana gelebilir, fakat arayüzeyden geçişte atomların aktarılmasına karşı sadece ihmal edilebilir bir direnç mevcuttur. Yapısal aşırı soğuma teorisi, başlangıçta düzlemsel cephede, arayüzeyin önünde katı ve sıvının hangisinin termodinamik olarak kararlı olduğu sorusu ile ilgilenir. Kararlı olan sıvı ise arayüzeyin düzlemsel kaldığı, kararlı olan katı ise arayüzeyin bozulduğu kabul edilir.

2.1.2. Alaşımların Hücresel Katılaştırılması

Arayüzey yapısının bozularak hücresel biçime, daha sonra da dendritik biçime nasıl dönüştüğü Şekil 2.4'te gösterilmiştir. Düzlemsel cephede katılaştıran bir alaşım sisteminde ilk katılaştıran kısmın bileşimi, ortalama C_0 bileşiminin altında oluşur. Dolayısıyla bir kısım çözünen madde sıvı içine itilir. Katılaştırma ilerledikçe sıvı içine itilmiş çözünen madde miktarı arayüzeyde artar ve çözünence zenginleşen arayüzeyde sıcaklık azalır [66].

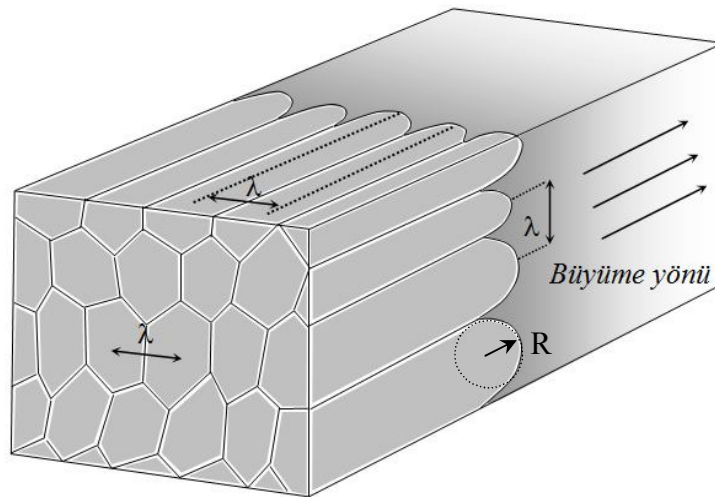
Eğer arayüzeyin önündeki sıcaklık gradyenti kritik sıcaklık gradyentinden daha büyük ise arayüzey sıcaklığı normal sıcaklığın üstünde olacak ve katılaştıran kısım tekrar erimeye başlayacaktır. Eğer düzlemsel arayüzeyin önündeki sıcaklık gradyenti yavaşça kritik sıcaklığın altına düşürülürse düzlemsel arayüzeydeki ilk çıkıntılar Şekil 2.4.b'deki gibi oluşur. Çıkıntılardan sıvı içerisine itilen çözünen madde, çıkıntının ön ve yanlarında toplanarak bu bölgeleri çözünence zenginleştirir ve arayüzey sıcaklığını sıvı denge sıcaklığının altına düşürür. Bu nedenle, katı-sıvı arayüzeyi kararsız hale gelir ve arayüzey sıcaklığının en düşük olduğu yerlerde yeni çıkıntılar oluşur.

Bu çıkıntılar tarafından itilen çözünen maddeler çıkıntılar arasında toplanırlar ve çözünen maddelerce zenginleşen bu bölgeler sıvı halde iken Şekil 2.4.d'de görüldüğü gibi, çıkıntılar sıvının içine doğru hücreler halinde ilerler ki böyle bir katılaştırma olayına *hücresel katılaştırma* denir. Hücrenin uçlarındaki sıcaklık, hücrenin gerisindeki sıcaklıktan daha yüksek olduğundan, hücrenin gerisi ön kısmına göre çözünen madde yönünden daha zengindir. Katılaştırma hızı yeterince yüksek değere ulaşınca Şekil 2.4.e'de görülen çam ağacına benzer bir yapı oluşur ki bu yapı dendritik yapı olarak bilinir.



Şekil 2.4. Düzlemsel katılaşmadan dendritik katılaşmaya geçiş [67].

Metalik alaşımlarda hücrel ve dendritik yapıları incelemek için en iyi yol, katılaştırmayı aniden soğutma (quench) ile durdurmaktır. Bu metot, ağırlıkça % 1'den daha fazla çözünen içeren alaşımlarda oldukça iyi sonuçlar vermektedir [68]. Şekil 2.5'te hücrel katılaşma yapısı ve mikroyapı parametrelerinin şematik gösterimi verilmiştir.



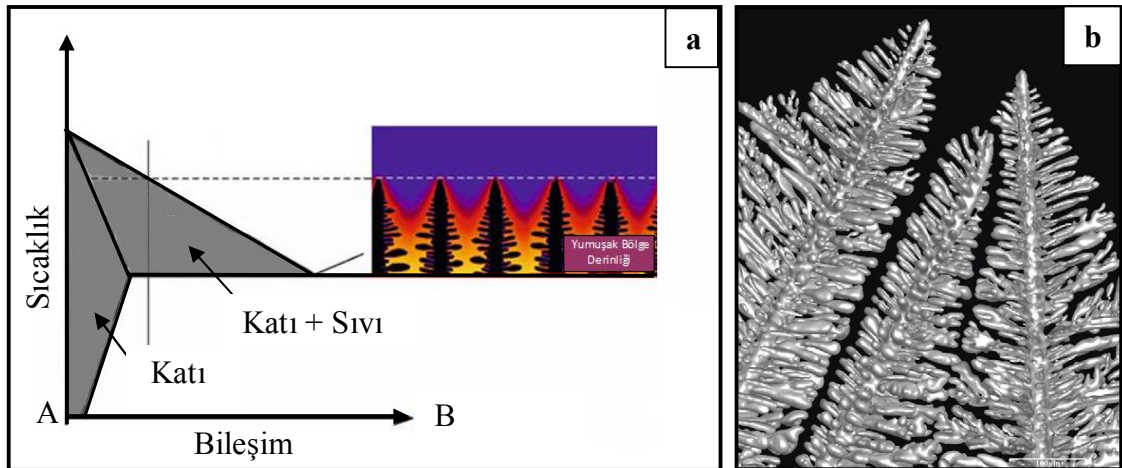
Şekil 2.5. Hücrel katılaşmanın yapısı ve mikroyapı parametrelerinin şematik gösterimi.

2.1.3. Alaşımların Dendritik Katılaştırılması

Alaşımların katılaştırılmasında dendritik büyüme çok yaygın görülmektedir. Dendritik katılaştırma, hücresel katılaştırmanın bir sonraki aşamasıdır. Çözelti içindeki bileşim gradyentleri yapısal aşırı soğumaya neden olur. Bu ise arayüzeyin bozularak hücresele hale geçmesine neden olur. Bu durum da çözünen miktarının yanlara doğru itilmesine sebep olduğu için yapısal aşırı soğumayı daha da artırır. Sonuçta birincil (ana) kollara dik ikincil kollar oluşur ve büyür. Bu çam ağacına benzer yapı “*dendritik katılaşma yapısı*” olarak bilinir.

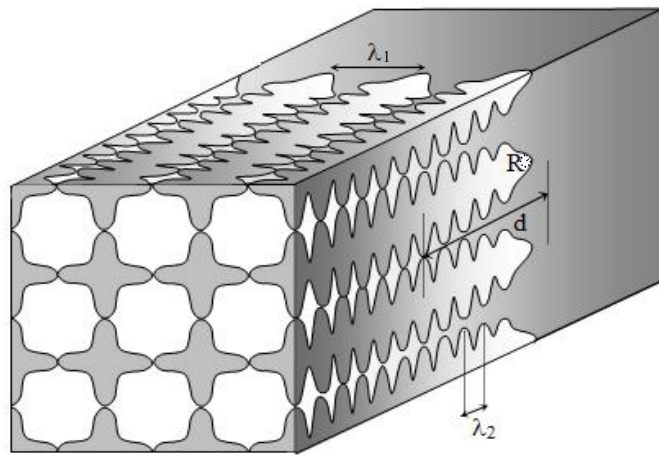
Dendritik katılaşma yapısında birincil kollardan çok daha fazla sayıda ikincil kollar mevcuttur (Şekil 2.6). Eğer katılaştırma tamamlanmışsa bütün dendritler bir çekirdekten tek bir tane biçiminde örülerek dendritik yapıyı oluşturur. Katılaşma yapısı bölgesel katılaştırma hızına ve sıcaklık gradyentine göre değişmektedir. Bunun anlamı şudur; eğer uygulanan katılaştırma hızı yeterince düşükse çözünen madde zamanla arayüzeyden sıvı içine itilir, bunun neticesinde arayüzey düzlemselleşeceği için katılaştırma düzlemsel olur.

Diğer taraftan yüksek katılaşma hızlarında çözünen madde arayüzeyde birikir. Bu ise yapısal aşırı soğuma için potansiyel oluşturur ki bu durumda yapısal aşırı soğuma şiddetine bağlı olarak oluşan yapı, hücresele veya dendritik biçimde olur. Eğer uygulanan katılaştırma hızı yüksek ise ince dendritik yapı elde edilir, tane yapısı küçülür. Bu nedenle malzemenin sertliği ve mukavemeti artar [69]. Dolayısıyla malzemelerin mekaniksel özellikleri ile dendrit kolları arası mesafe oldukça ilişkilidir [69].



Şekil 2.6. (a) Katı ve sıvı fazlar arasında malzemenin katılaşma morfolojisi ve yumuşak bölge derinliği, (b) Al-Cu alaşımında oluşan dendritlerin fotoğrafı [70].

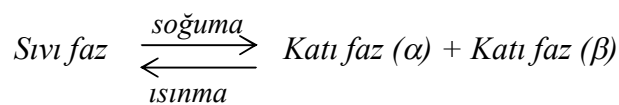
Doğrusal katılaştırmada dendritik yapı; birincil kollar arası mesafe λ_1 , ikincil kollar arası mesafe λ_2 , dendrit uç yarıçapı R ve yumuşak bölge derinliği d , alaşımın bileşimine, katılaştırma hızına ve sıcaklık gradyentine bağlı olarak değişmektedir. Bu özellik malzemeye yeni kullanım alanları kazandırmaktadır. Bu sebeplerden dolayı son yıllarda dendritik katılaştırma konusu önem kazanmış ve bu konuda pek çok çalışma yapılmıştır [71-94]. Şekil 2.7’de dendritik katılaştırmanın yapısı ve mikroyapı mesafeleri şematik olarak verilmiştir.



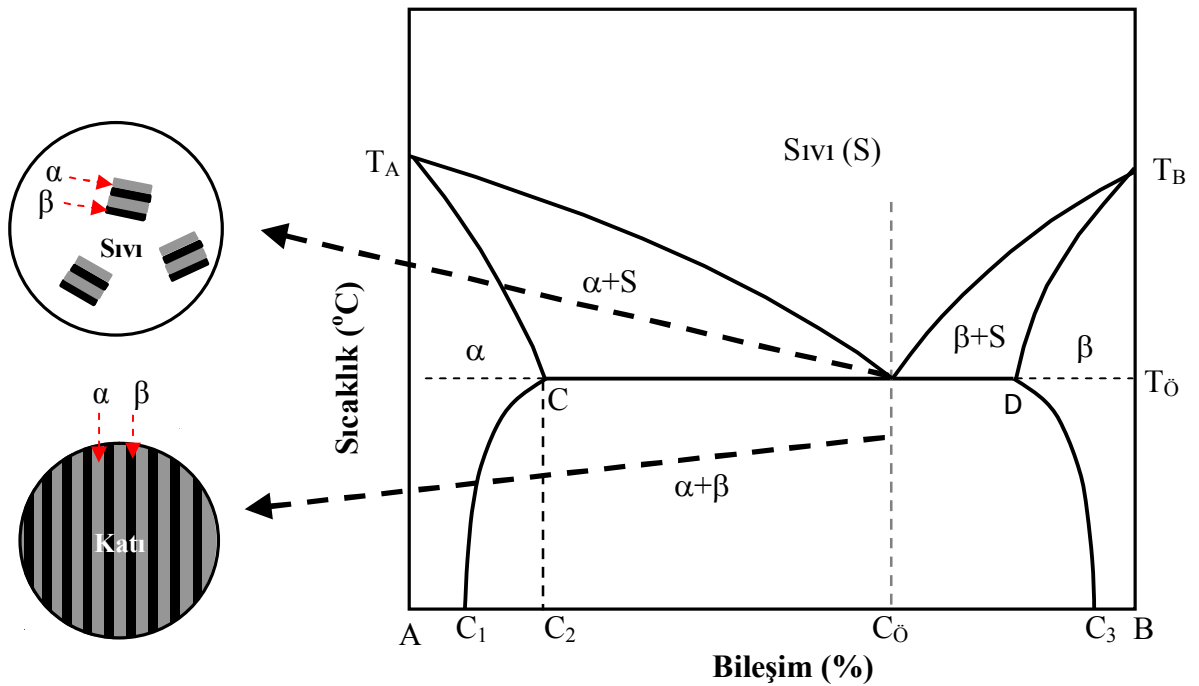
Şekil 2.7. Dendritik katılaştırmanın yapısı ve mikroyapı parametrelerinin şematik gösterimi.

2.1.4. Alaşımların Ötektik Katılaştırılması

“Ötektik” kelimesi, Yunancada kolay eriyen anlamına gelmektedir. Ötektik bölge, bir alaşım sisteminde α ve β gibi katı fazlar ile sıvı fazın dengede olduğu üçlü bölgedir. Bu noktadaki sıcaklığa *ötektik sıcaklık*, bileşime de *ötektik bileşim* denir. Ötektik alaşımı oluşturan iki bileşenli sistemlerde, bileşenler birbirinin erime sıcaklıklarını düşürür ve ötektik reaksiyon sonucu sıvı faz aynı anda iki farklı katı faza dönüşür. Dolayısıyla ötektik reaksiyon,



şeklinde ifade edilir [11]. Bu tür reaksiyona sahip sistemlerde *ötektik sistemler* denir. Bu reaksiyon esnasında iki katı faz yan yana gelerek ince tabakalar halinde şekillenir ve ötektik yapı oluşur [16]. Ötektik yapının oluşumu; katılaşma hızı, sıcaklık gradyenti ve alaşımanın bileşimine göre değişim gösterir. Şekil 2.8’de iki bileşenli bir ötektik sisteme ait faz diyagramı ve katılaşma yapısı verilmektedir.

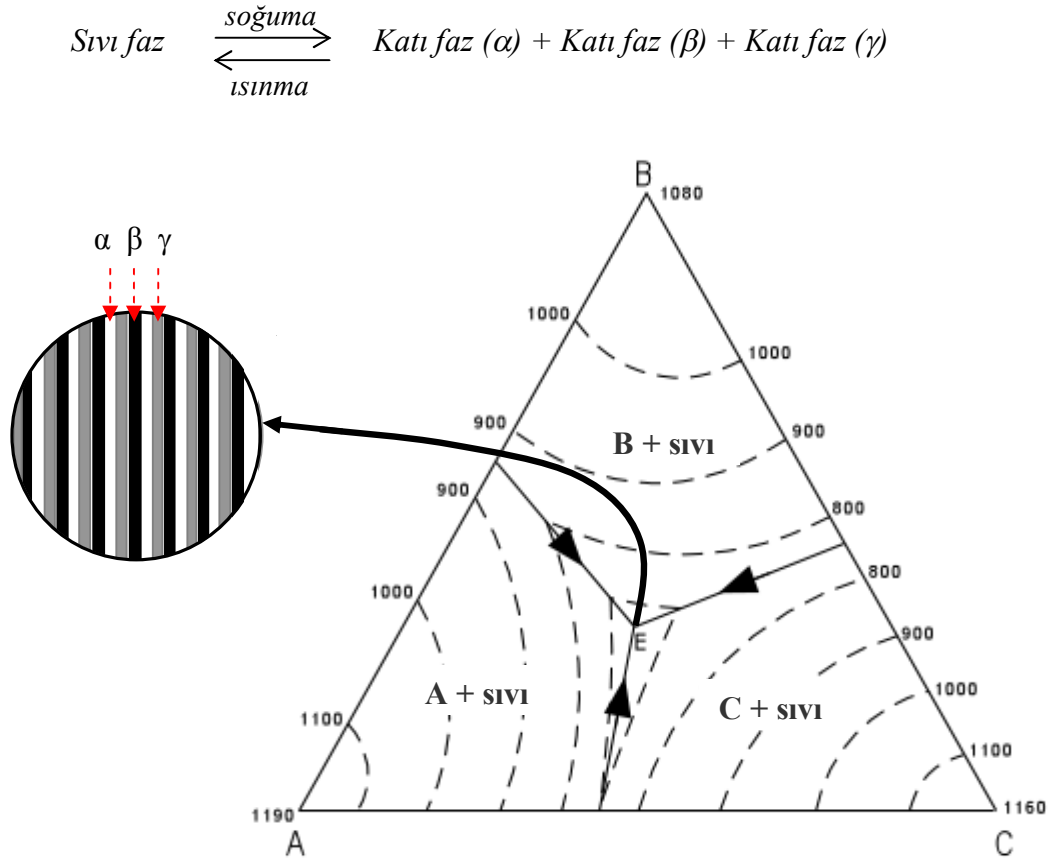


Şekil 2.8. İki bileşenli ötektik sisteme ait faz diyagramı ve mikroyapı oluşumu [16].

Şekil 2.8’de verilen faz diyagramındaki sembollerden $C_Ö$; ötektik bileşim, $T_Ö$; ötektik sıcaklık, T_A ve T_B ; A ve B bileşenlerin saf haldeki erime sıcaklıkları, C_1 ; oda sıcaklığında B metalinin α fazındaki çözünme sınırı, C_2 ; B metalinin α fazındaki en yüksek erime sınırı, C_3 ; A metalinin β fazındaki en yüksek erime sınırı anlamına gelmektedir.

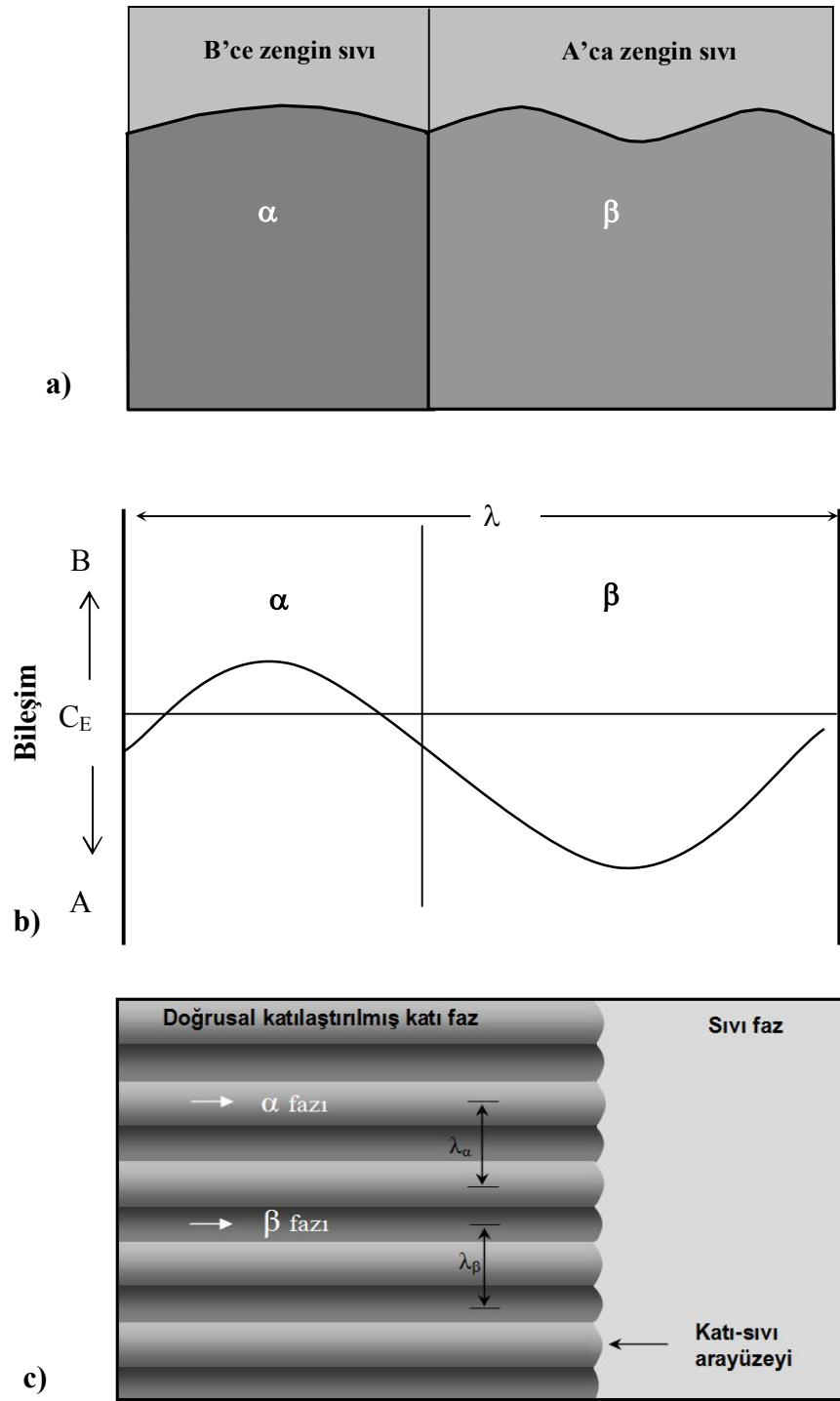
Faz diyagramında gösterilen $C_Ö$ ötektik bileşimindeki alaşım sistemi, sıvı halden soğuyarak, $T_Ö$ ötektik sıcaklığa geldiğinde, ötektik reaksiyon sonucu α ve β fazları oluşur. Bu dönüşüm sırasında α ve β kristalleri yan yana, sık ve ince tabakalar halinde büyür ve katılaştırma şartlarına bağlı olarak ötektik yapı oluşur [13].

Benzer şekilde Şekil 2.9'da üç bileşenli bir ötektik sisteme ait faz diyagramı ve mikroyapı oluşumu verilmiştir. Üç bileşenli sistemlerde ise, ötektik reaksiyon sonucu sıvı faz aynı anda üç farklı katı faza (veya iki-üç intermetalik faza) dönüşür.



Şekil 2.9. Üç bileşenli ötektik sisteme ait faz diyagramı ve mikroyapı oluşumu.

Şekil 2.10'da arayüzey çözünen konsantrasyonuna ve aşırı soğumaya bağlı olarak α ve β lamellerinin oluşumu görülmektedir. Şekil 2.10.a'da A bileşenince zengin olan α fazı katılaşırken, B atomları sıvı içerisine hareket ederek B bileşenince zengin olan β fazını oluşturmasının şematik gösterimi verilmiştir. Benzer şekilde β fazının önüne A atomları itilerek α fazı oluşur. Şekil 2.10.b'de ise B atomları α lamelleri önünde hafifçe artarken β lamellerinin önünde azalır. Katı-sıvı arayüzeyindeki A ve B atomlarının kısa mesafe difüzyonu ile α ve β katı fazlarının oluşturduğu lamelsel yapılar ise Şekil 2.10.c'de verilmektedir. Bu lamelsel ötektiklerin genişliği büyüme hızı ve difüzyon hızına (α fazı önündeki B atomlarının β fazına geçiş hızı ve β fazı önündeki A atomlarının α fazına



Şekil 2.10. Lamelsel ötektik büyümenin şematik gösterimi [17]

- (a) Lamelsel büyümede katı-sıvı arayüzey şekli,
- (b) Katı-sıvı arayüzeyinde A ve B atomlarının bileşimi,
- (c) Lamelsel ötektik mesafeler.

geçiş hızı) bağlıdır. Buna göre, katılaşma ne kadar hızlı gerçekleştirilirse, ötektik tane yapısı o oranda küçük olur [13].

$\alpha - \beta$ arayüzeyine ait yüzey geriliminin ($\gamma_{\alpha\beta}$) belirlenmesi ile de λ bulunabilir. Örneğin, bir mol sıvının katılaştırılmasıyla oluşan serbest enerji değişimi,

$$\Delta G(\lambda) = -\Delta G(\infty) + \frac{2\gamma_{\alpha\beta}V_m}{\lambda} \quad (2.1)$$

eşitliği ile verilir [13]. Burada $\Delta G(\lambda)$, ötektik mesafeye bağlı serbest enerji değişimi, $\Delta G(\infty)$, λ 'nın çok büyük değerleri için azalan serbest enerji değişimi ve V_m ötektik malzemenin molar hacmidir. $\Delta G(\lambda) > 0$ ise katılaşma olmaz. $\Delta G(\infty)$, arayüzey enerjisini dengelemek için yeterince büyük olmalıdır. Yani ötektik katı-sıvı arayüzeyi, ötektik denge sıcaklığı altında aşırı soğutulmalıdır. Eğer toplam alt soğuma ΔT_o ile tanımlanırsa, $\Delta G(\infty)$ yaklaşık olarak,

$$\Delta G(\infty) = \frac{\Delta H \Delta T_o}{T_E} \quad (2.2)$$

şeklinde ifade edilir. Burada ΔH , entalpi değişimidir. Lamelsel mesafenin alabileceği en küçük değer (λ^*) için, $\Delta G(\lambda^*) = 0$ olduğu göz önüne alınır,

$$\Delta G(\infty) = \frac{2\gamma_{\alpha\beta}V_m}{\lambda^*} \quad (2.3)$$

$$\lambda^* = \frac{2\gamma_{\alpha\beta}V_m}{\Delta G(\infty)} = \frac{2\gamma_{\alpha\beta}V_m T_E}{\Delta H \Delta T_o} \quad (2.4)$$

eşitliği bulunur [13].

2.2. Ötektik Yapılar ve Ötektik Yapıların Sınıflandırılması

Ötektik alaşımların kontrollü katılaştırılması ile oluşan mikroyapıların sınıflandırılması konusunda değişik görüşler ileri sürülmüştür [17-25]. Bu sınıflandırmalar çoğunlukla mikroyapıların morfolojik görünümüne bağlı olarak yapılmıştır.

Schiell [19] ötektik mikroyapıları normal ve anormal olmak üzere iki ana grupta incelemiştir. Bu sınıflandırmada, ötektik yapıdaki fazların dağılımında birbirlerine göre düzenlilik derecesi dikkate alınmıştır. Normal mikroyapılar sürekli bir ana faz (matrix) içerisine gömülmüş birbirine paralel lamelsel, çubuksal ve küresel kristallerden meydana gelmiştir. Anormal mikroyapılarda ise ötektik mikroyapıyı oluşturan fazların aynı hızda ve sıcaklıkta büyümediği ve fazların gelişigüzel yöneldiği yapılardan meydana gelmiştir.

Chadwick [20] ise ötektik yapıyı sürekli, süreksiz ve spiral olmak üzere üçe ayırmıştır. Sürekli yapılar, lamelsel ve çubuksal yapılardan meydana gelirken, süreksiz yapı bir ana faz içerisinde gelişigüzel dağılmış taneciklerden meydana gelmiştir. Spiral katılaşma şeklini gösteren ötektik yapılar ise aynı isimle anılmıştır. Bu sınıflandırma, optik mikroskopta incelenen numunelerin yüzeylerindeki yapıların şekilsel görünüşlerine göre yapılmıştır.

Hunt ve Jackson [17] tarafından geliştirilen ve ötektik mikroyapıyı oluşturan fazların erime entropilerine dayanan sınıflandırma, ikili ötektik alaşımların katılaşmasıyla ortaya çıkan mikroyapıları üç gruba ayırmıştır. Bu yapılan sınıflandırmaya ait mikroyapı oluşumları Şekil 2.11'de şematik olarak gösterilmektedir. Bunlar,

a) Düzlemsiz-Düzlemsiz (Nonefaceted-Nonefaceted) Ötektikler; Her iki elementin erime entropisi düşüktür ve sadece düzenli lamelsel (regular lamellar) veya fiber şeklinde mikroyapılar oluşur. Metal-metal ötektik alaşımlarda gözlenir (Sn-Pb, Al-Zn).

b) Düzlemsiz-Düzleml (Nonefaceted-Faceted) Ötektikler; Elementlerden birisi düşük diğeri ise yüksek erime entropisine sahiptir. Bu tür alaşımlarda düzensiz veya kompleks düzenli mikroyapılar görülür. Metal-ametal ötektik alaşımlarda gözlenir (Al-Si, Fe-C).

c) Düzleml-Düzleml (Faceted-Faceted) Ötektikler; Bu tür ötektiklerde hiçbir düzenli yapı oluşmaz. Bu tür mikroyapı, sadece organik ötektiklerde (Azobenzen-Benzil), bazı yarı metallerde (Bi, Si, Ge) veya erime entropisi yüksek intermetalik bileşiklerde görülür.

Crocker ve ark. [21,22], Hunt ve Jackson'un [17] ortaya attıkları modeli geliştirerek ötektik yapıları daha anlamlı bir şekilde sınıflandırmışlardır. Buna göre ötektik fazların

düzlemlili olup olmaması, ötektik sıcaklıktaki dönüşüm entropisine bağlıdır. Katı-sıvı dönüşüm entropisi $\Delta S_\alpha \geq 23 \text{ J.mol}^{-1}\text{K}^{-1}$ olduğu durumda, faz düzlemlidir ve normal ötektikle anormal ötektik birbirinden ayrılır. Normal ve özellikle anormal ötektiklerde yapılar, düzlemlili fazın hacim oranı V_F , katılama hızı, sıcaklık gradyenti ve bileşime bağlı olarak değişir. Croker ve ark. [21,22] ötektikleri aşağıda ayrıntıları verilen *normal* ve *anormal* olmak üzere iki ana grupta incelemişlerdir.

2.2.1. Normal Ötektikler

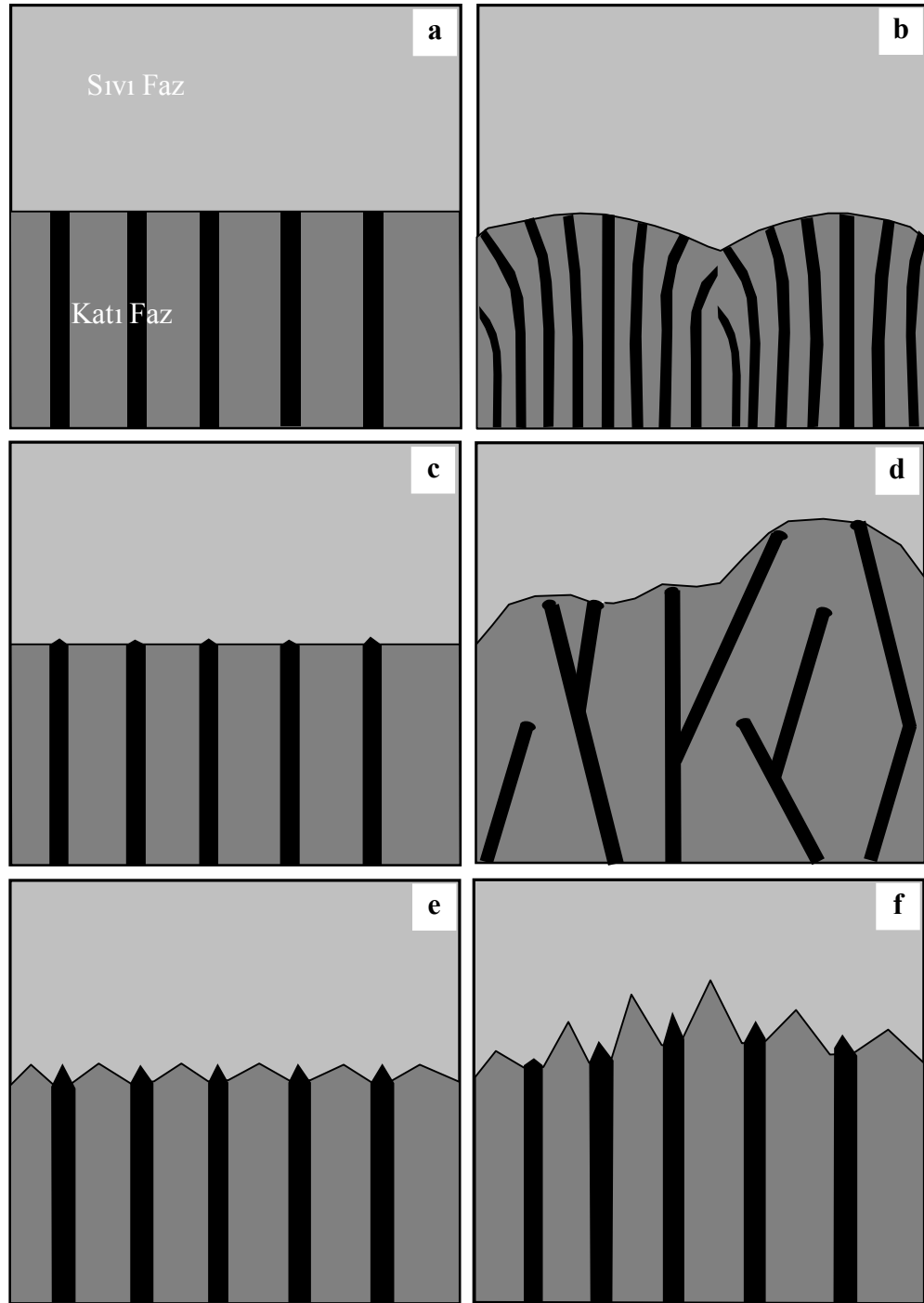
Normal ötektiklerde, her faz düşük bir dönüşüm entropisine sahip olup, çekirdeklenmeden sonra pürüzlü bir katı-sıvı arayüzeyi boyunca büyüme görülür. Çok az bir alt soğuma ile α ve β lamelleri veya ana faza çökelmiş çubuksal yapılar oluşur. Bu yapılar normal ötektiklerin en genel özelliğidir. Denge şartlarında, sıvıda bir bileşim gradyenti vardır. Bu bileşim gradyenti katı-sıvı arayüzeyinden yayılan A ve B atomlarınca oluşturulur. Bu yüzden lamelsel veya çubuksal kristaller arası mesafe (λ_E) korunur [23]. Normal ötektik mikroyapılar kendi içerisinde ikiye ayrılır [21,22]. Bunlar;

a) Lamelsel; Uzun mesafeler boyunca uzanan düzenli fakat kristal hatalarıyla kesilen birbirine paralel lameller şeklindeki kristallerden oluşan mikroyapıdır.

b) Çubuksal; Uzun mesafeler boyunca uzanan ve katılama yönü doğrultusunda birbirine paralel olarak yönelmiş düzenli fiber şeklindeki kristallerden oluşan levhasal mikroyapıdır. Yapı düzenlidir fakat ana faz içerisinde dik kesiti çok köşeli ve çubuksaldır.

2.2.2. Anormal Ötektikler

Anormal ötektik yapı, ticari bakımdan çok önemli olan Al-Si ve C-Fe-C alaşımlarında görülür. Fazlardan biri düzlemlili karaktere sahip olduğundan, normal ötektiğe göre çok farklı ve karmaşık mikroyapısal özellik gösterir. Düzlemlili fazlarda kinetik alt soğuma ΔT_k büyük olduğundan ötektik büyüme yavaş olur. Dolayısıyla sıcaklık dalgalanmaları dengelenemez. Kinetik engelin aşılmasındaki zorluklardan dolayı düzensiz ve farklı yapılar oluşur. Düzlemlili fazın büyümesi için katı-sıvı arayüzeyinde büyüme tabakalarının oluşması gerekir. Bu tabakalar ve iki boyutlu çekirdeklenme, yüzeyde



Şekil 2.11. Doğrusal katılaştırılmış ötektik alaşımlara ait farklı yapılar

- (a) Düzlemsiz/Düzlemsiz (Nf/Nf), düzlemsel arayüzey,
- (b) Düzlemsiz/Düzlemsiz (Nf/Nf), eğrisel arayüzey,
- (c) Düzlemsiz/Düzlemli (Nf/F), düzlemsel arayüzey,
- (d) Düzlemsiz/Düzlemli (Nf/F), eğrisel arayüzey,
- (e) Düzlemli/Düzlemli (F/F), düzlemsel arayüzey,
- (f) Düzlemli/Düzlemli (F/F), eğrisel arayüzey.

oluşan düzensizliklerden kaynaklanır. Bu düzensizliklerin oluşumu ise büyük ölçüde alt soğumaya bağlıdır. Düzlemli fazın farklı kristal büyüme özelliği, anizotropik karakteri, diğer faz ile eş-zamanlı büyümemesi, anormal ötektiklerin çok farklı yapılara sahip olmasına neden olur [23].

Eğer düzlemli-düzlemsiz ötektik bir sistemde, düzlemli fazın hacim oranı V_F , düzlemsiz fazın hacim oranı V_{NF} 'den küçük ise kesikli lamelsel (broken lamellar) yapılar oluşur. Bu oluşumun nedeni, düzlemli olmayan fazın, düzlemli olan fazın büyümesini nispeten veya tamamen engellemesinden kaynaklanır. Düzlemli fazın hacim oranı, biraz daha artırılırsa düzlemli olmayan faz, düzlemli fazı büyüme esnasında sık sık kuşatır ve sıvı ile temasını kısmen keser. Bu engellemeyi aşmak için düzlemli faz, dallanmalar ve farklı yönelimler gösterir. Eğer V_F artırılırsa, düzlemli faz atomları katı-sıvı arayüzeyinde birikim gösterir. Bu arayüzey birikimi, yapısal alt soğumaya sebep olur ve karmaşık düzenli yapı meydana gelir. V_F , matris yani ana faz oluşturacak kadar çoksa, mikroyapı düzlemli olmayan fazın yarı düzenli dağılımından oluşur. Katılaştırma hızı ve sıvı sıcaklık gradyenti bu oluşumda önemli rol oynar. Yüksek G/V şartlarında katılaştırma, düzlemli fazın çevrelenmesini önler ve izotermal katı-sıvı arayüzeyi oluşur. Eğer arayüzey büyüme hızı (V) artarsa (düşük G/V şartında) izotermal arayüzey bozulur, bu ise düzlemsel fazın diğer faz tarafından çevrelenmesine ve düzensiz yapı oluşumuna yol açar [23]. Anormal ötektik mikroyapılar kendi içerisinde altıya ayrılır [21,22]. Bunlar;

a) Fleyk (Flake) Yapı; Uzun mesafeler boyunca düzenli olmayan, dallanmış veya dallanmamış levhasallardan oluşan kuru yaprak veya ‘mısır gevreği’ şeklindeki kristallerden oluşan mikroyapılardır.

b) Kesikli Lamelsel (Broken Lamellar) Yapı; Kesikli levhaların oluşturduğu düzenli sayılabilecek mikroyapılardır.

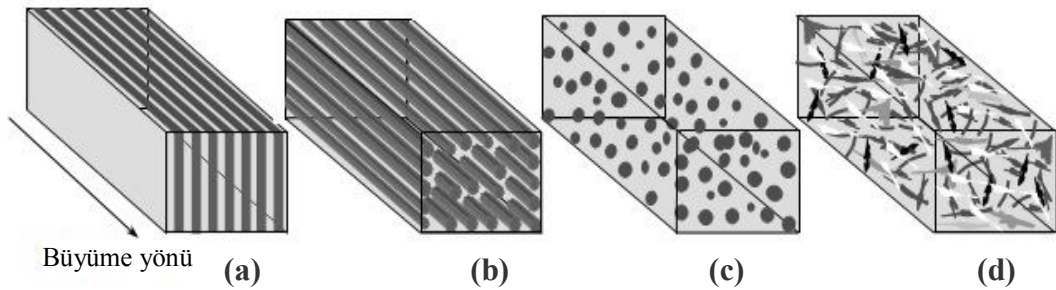
c) Lifli (Fibrous) Yapı; Uzun mesafeler boyunca düzensiz olarak uzanan ve birbiri ile bağlantılı çok ince fiberlerden oluşan mikroyapılardır.

d) Karmaşık Düzenli (Complex Regular) Yapı; Çok küçük bir hacim içerisinde ve genellikle spiral biçimli birbirine paralel düzenli levhalardan oluşan mikroyapılardır.

e) Çin Yazısı (Chinese Script) Yapı; Birbirinden ayrı, küçük ve ince bir şekilde dallanmış mikrodüzlemler levhalardan oluşan mikroyapılardır.

f) Yarı Düzenli (Quasi Regular) Yapı; Erime entropisi yüksek bir ana faz içindeki düzlemsiz fazın levha veya fiber şeklindeki kristallerinden oluşmuş mikroyapılardır. Bu yapı, üçüncü bileşen ilavesi ile veya özel katılaşırma şartlarında elde edilebilir.

Her ne kadar yorum ve tanımlarda bazı farklılıklar olsa da araştırmacılar tarafından ortak olarak benimsenen ötektik yapılar Şekil 2.12’de şematik olarak gösterildiği gibidir [28].



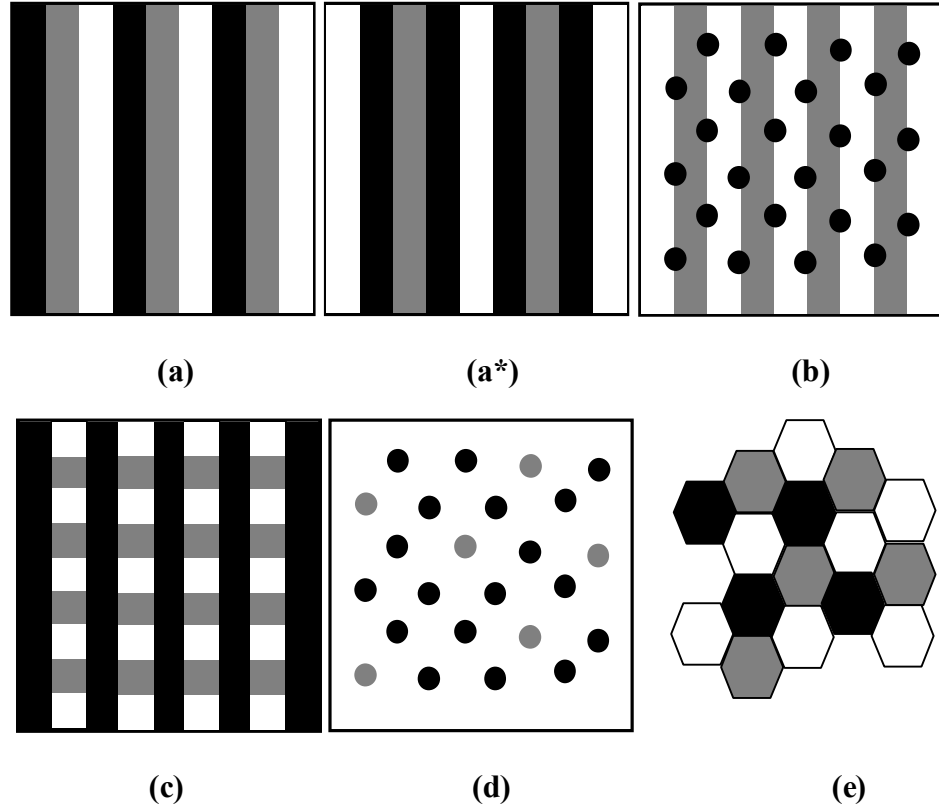
Şekil 2.12. Farklı ötektik yapıların şematik gösterimi

(a) Lamelsel ötektik (Pb-Sn), (b) Çubuksal ötektik (Cu-Cr),
(c) Küresel ötektik (Cu-CrO), (d) Karmaşık Düzenli ötektik (Al-Si).

2.2.3. Üçlü Ötektikler

Üçlü ötektik alaşımların sınıflandırılması ikili ötektik alaşımlara göre oldukça zor ve karmaşıktır. Üçlü ötektik alaşımların bileşen sayısının ikili sistemlere göre daha fazla olması katılaşırma neticesinden sayıca fazla yapıların oluşmasına neden olmaktadır. Üçlü ötektik alaşımların sınıflandırılması üzerine son yıllarda Ruggerio ve Rutter [95] bir yaklaşım geliştirmişlerdir. Ruggerio ve Rutter geliştirdikleri yaklaşımda üçlü ötektikler için mümkün durumları kabaca lamelsel ve lifli fazların farklı oluşumları şeklinde tanımlamışlardır. Ruggerio ve Rutter tarafından üçlü alaşımlar için oluşturulan sınıflandırma türleri Şekil 2.13’te verilmektedir. Bu ötektik şekillenim türleri üçlü alaşımı meydana getiren tüm bileşenlerin arayüzey enerjilerin eşit olduğu kabul edilerek oluşturulmuştur. Ayrıca araştırmacılar ikili sistemlere benzer olarak, üçlü ötektik alaşımlarda da ötektik yapıyı oluşturan her bir fazın arayüzey enerjisinin eşit ve hacim

kesirlerinin küçük olması durumunda çubuksal (rod-like) ötektik yapı oluşacağını ifade etmişlerdir.



Şekil 2.13. Doğrusal katılaştırılmış üçlü ötektiklerin sınıflandırılması [86]
 (a-a*) Üçlü lamelsel büyüme, (b) Bir lifli, iki lamelsel büyüme,
 (c) İki lifli, bir lamelsel büyüme, (d) Bir ana faz, iki lifli büyüme, (e) Üçlü lifli büyüme.

Ötektik alaşımların özelliklerinden en iyi şekilde yararlanabilmek için, alaşımlar sabit katılaştırma hızı farklı sıcaklık gradyentlerinde ve sabit sıcaklık gradyenti farklı katılaştırma hızlarında tek yönlü olarak katılaştırılırlar. Ötektik alaşımların tek yönlü katılaştırılması, mekanik ve elektronik özelliklere sahip mikron düzeyinde yapılar oluşmasına sebep olduğu için makina parçasından, elektronik elemanlara kadar teknolojinin birçok alanda uygulanmaktadır [24]. Kraft and Albright [24] tek yönlü katılaştırılmış ötektiklerin mikroyapısal özelliklerini incelemişler ve bazı ötektiklerin, iyi ısısal kararlılık sağladığını ifade etmişlerdir. Graham and Kraft [25] katılma boyunca gelişen lamelsel kusurları tespit etmişler ve bu kusurların mikroyapılar üzerinde kabalaşma, direncini azaltma gibi etkilerinin olduğunu göstermişlerdir.

Bu ve benzeri çalışmalarla kararlı durumdaki ötektik katılaştırmanın deneysel ve teorik incelemeleri hız kazanmıştır. Bu alanda yapılan çalışmalar ve araştırmalar sonucunda bileşim (C), sıcaklık gradyenti (G) ve katılaştırma hızının (V), yapısal kusursuzluk, faz kararlılığı ve lamelsel mesafeler üzerine oldukça önemli etkilerinin olduğu ortaya konulmuştur. Bu nedenle ötektik sistemler için (C_E sabit) G ve V katılaştırma parametreleri değiştirilerek λ_E 'nin değişimini incelemek önem kazanmıştır. Son yıllarda ötektik katılaştırma üzerine yapılan deneysel ve teorik çalışmalar üç veya daha çok bileşenli sistemler üzerinde yoğunlaşmaya başlamıştır.

2.3. Ötektik Katılaştırma İçin Teorik Modeller

İkili ötektik alaşımlarda mikroyapı parametresinin tespiti üzerine Jackson-Hunt (J-H) ve Trivedi-Magnin-Kurz (TMK) tarafından geliştirilmiş iki adet teorik model bulunmaktadır. Ayrıca son zamanlarda Wilde-Froyen-Witusiewicz-Hecht (WFWH) tarafından üçlü ötektik alaşımlardan iki faz büyümesi durumunda mikroyapı parametresinin tespiti üzerine bir teorik model geliştirilmiştir. Bu modeller aşağıda ayrıntılı olarak verilmektedir.

2.3.1. Jackson-Hunt (J-H) Modeli

Ötektik mesafelerin tespiti üzerine ilk kapsamlı model, Jackson-Hunt [30] tarafından, lamelsel ve çubuksal ötektikler için geliştirilmiştir. İleri sürülen bu modelde, lamelsel veya çubuk (rod) biçimindeki ötektiklerin kararlılığı için gerekli şartlar, alt soğuma (ΔT), katılaştırma hızı (V) ve ötektik mesafe (λ_E) arasındaki ilişkileri oldukça iyi açıklanmaktadır. Alt soğuma (ΔT) için bulunan bağıntı,

$$\Delta T = K_1 \lambda_E V + K_2 / \lambda_E \quad (2.5)$$

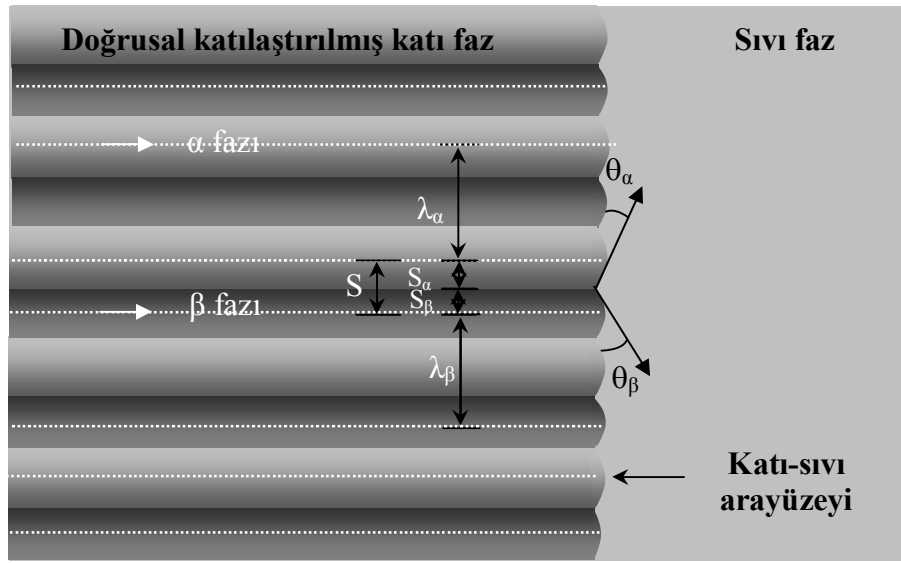
şeklindedir. Burada K_1 ve K_2 sistemin fiziksel parametreleridir ve

$$K_1 = m P C_o / f_\alpha f_\beta D \text{ ve } K_2 = 2m\delta \sum_i \Gamma_i \sin \theta_i / m_i f_i \quad i = \alpha, \beta \quad (2.6)$$

şeklinde ifade edilmektedir [31]. Burada $m = m_\alpha m_\beta / (m_\alpha + m_\beta)$ 'dır. m_α ve m_β sırasıyla, ötektik sıcaklıktaki α ve β sıvılaşma eğrilerinin eğimlerinin büyüklükleridir. C_o , α ve β fazlarının bileşim farkıdır. f_α ve f_β sırasıyla α ve β fazlarının hacim kesirleridir. Γ_i

Gibbs-Thomson katsayılarıdır. θ_i açıları ($i = \alpha, \beta$) ise Şekil 2.14'te gösterilmektedir. δ parametresi lamelsel büyütme için 1'e, çubuksal büyütme için $2\sqrt{f_\alpha}$ 'ya eşittir [31]. Denklem (2.6)'daki P ise, Peclet sayısı olarak bilir ve aşağıdaki gibi tanımlanır;

$$P = \begin{cases} 0,3383(f_\alpha f_\beta)^{1,661} & \text{Lamelsel ötektikler için} \\ 0,167 (f_\alpha f_\beta)^{1,25} & 0 \leq f_\alpha \leq 0,3 \text{ Çubuksal ötektikler için} \end{cases} \quad (2.7)$$

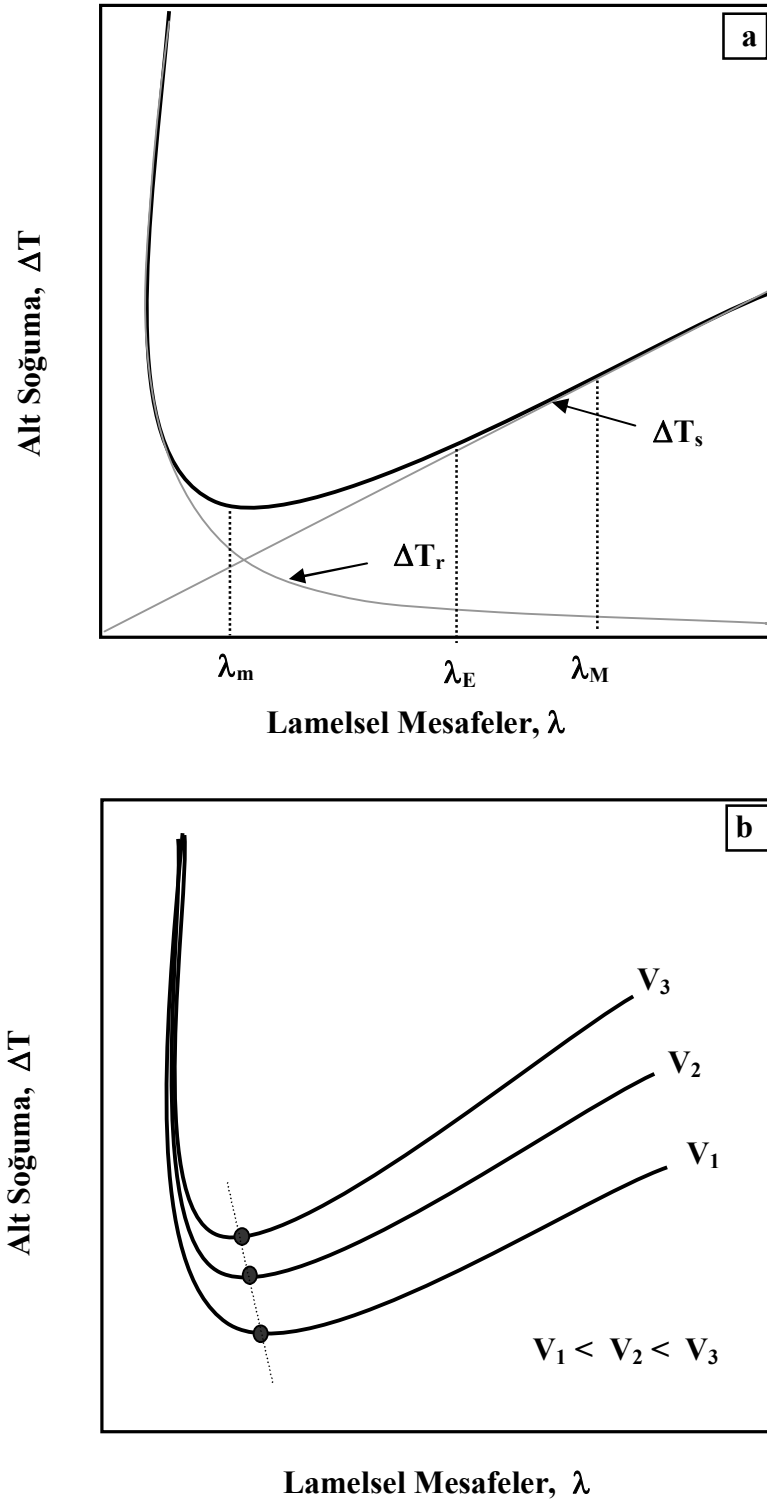


Şekil 2.14. Temas açıları ve ötektik yapının şematik gösterimi.

J-H ötektik mesafelerin hangi şartlarda kararlı olacağının analizini de yaparak, kararlı ötektik mesafe aralığının Şekil 2.15'te gösterildiği gibi, $\lambda_m < \lambda_E < \lambda_M$ şeklinde olduğunu ifade etmişlerdir. Burada λ_E ; ötektik mesafe, λ_m ; minimum ötektik mesafe, λ_M ise maksimum ötektik mesafedir. Jackson-Hunt λ_m ve λ_M 'un hız ile değişimlerini hesaplayarak minimum kararlı mesafe için aşağıdaki bağıntıları çıkarmışlardır.

$$V\lambda_m^2 = \frac{K_2}{K_1} \quad (2.8)$$

$$\Delta T = \left[2\sqrt{K_1 K_2} \right] V^{1/2} \quad (2.9)$$



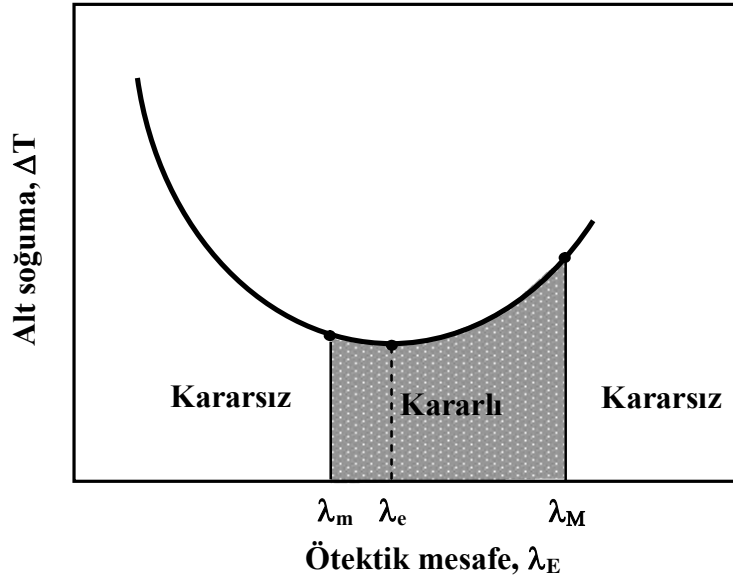
Şekil 2.15. Jackson-Hunt modelinin öngördüğü alt soğuma ile lamelsel mesafeler arasındaki ilişkinin şematik gösterimi (a) Eğriliğin ve çözünürlüğün etkisi, (b) Farklı hızlarda alt soğumaya karşı lamelsel mesafelerin değişimi.

Bu modelin iki önemli sonucu vardır. Bunlar,

- 1- Verilen bir hız için eğer ötektik mesafe λ_m ve λ_M ile gösterilen alt ve üst limitler arasında ise, bu ötektik mesafe karardır (Şekil 2.16).
- 2- Eğer ötektik mesafe karardır ise yani λ_m ile λ_M arasında ise aşağıdaki genel ifade yazılır.

$$V\lambda_{Ej}^2 = \text{sabit} \quad j = m \text{ veya } M \quad (2.10)$$

Birçok deneysel çalışmalar sonucunda elde edilen bağıntılar J-H modelinin öngördüğü temel bağıntıları desteklemektedir. Bu yüzden J-H modeli oldukça geniş kabul görmüş bir modeldir.



Şekil 2.16. Sabit hızda ötektik mesafe ile ortalama arayüzey alt soğumasının ilişkisi ve kararlı-kararsız bölgeler [30].

2.3.2. Trivedi-Magnin-Kurz (TMK) Modeli

Jackson-Hunt [30] tarafından ötektik katılaşırma geniş bir şekilde analiz edilip geliştirilmiştir. J-H modeli düşük hız bölgeleri için geliştirildiği için yüksek hız bölgeleri için deneysel sonuçlarla uyum sağlamamaktadır. Trivedi, Magnin ve Kurz (TMK) [32] yüksek hız bölgeleri için J-H modelini genişletmişlerdir. Bir çok ötektik sistem yüksek hızlarda (hızlı katılaşırma) büyütülebilmektedir. Bu nedenle dengesel olmayan etkenler, arayüzey üzerinde önemli etkiler oluşturmaktadır. TMK modeline göre hacimsel büyütme oranı;

$$\lambda_E^2 V = \phi^2 K_2 / K_1 \quad (2.11)$$

dır. Burada ϕ ; ötektik mesafenin, extremum mesafeye oranı olarak (λ_E/λ_{ext}) tanımlanmıştır ve;

$$\Delta T / \sqrt{V} = \left(\phi + \frac{I}{\phi} \right) \sqrt{K_1 K_2} \quad (2.12)$$

$$\lambda_E \Delta T = (\phi^2 + I) K_2 \quad (2.13)$$

olarak ifade edilmiştir. Burada K_1 ve K_2 sabitleri daha önce J-H modelinde tanımlanmıştır. Bu sabitlerin denklem (2.11)'de yerine yazılmasıyla elde edilen bağıntı,

$$\lambda_E = \phi \left[\frac{2D}{P \Delta C_o V} \sum_i \left(\frac{\Gamma_i \sin \theta_i}{m_i f_i} \right) \right]^{0.5} \quad i = \alpha, \beta \quad (2.14)$$

şeklinde verilir [32]. Burada ΔC_o arayüzeydeki α ve β fazları arasındaki bileşim farkıdır. Denklem (2.14) TMK modelinin öngördüğü lamelsel mesafelerin değerini vermektedir.

2.3.3. Wilde-Froyen-Witusiewicz-Hecht (WFWH) Modeli

Jackson-Hunt modeli ikili alaşım sistemlerinde ötektik büyütme durumunda mikroyapı parametresinin belirlenmesinde oldukça başarılı ve kabul görmüş bir modeldir. İkili ötektik alaşımlar için geliştirilen bu model Wilde-Froyen-Witusiewicz-Hecht (WFWH) tarafından üçlü alaşımlardan tek yönlü katılaştırma neticesinde iki ötektik fazın lamelsel ve düzenli büyümesi durumunda mikroyapı parametresinin belirlenmesi için genişletmiştir [96]. WFWH modeline göre üçlü alaşımdan iki faz büyümesi durumunda $\lambda_E^2 V$ değeri;

$$\lambda^2 V = \frac{I}{\sum_{i=1}^{\infty} \frac{\sin^2(i\pi f_{\alpha})}{i^3 \pi^3}} \left[\frac{\Gamma_{\alpha} \sin \theta_{\alpha}}{\frac{|m_B^{\alpha}|}{D_B} |C_B^{\alpha} + C_B^{\beta}| + \frac{|m_C^{\alpha}|}{D_C} |C_C^{\alpha} + C_C^{\beta}|} + \right. \\ \left. \frac{\Gamma_{\beta} \sin \theta_{\beta}}{|m_A^{\beta}| \left| \frac{C_B^{\alpha} + C_B^{\beta}}{D_B} + \frac{C_C^{\alpha} + C_C^{\beta}}{D_C} \right| + \frac{|m_C^{\beta}|}{D_C} |C_C^{\alpha} + C_C^{\beta}|} \right] \quad (2.15)$$

şeklinde ifade edilmektedir. Burada A, B, C alaşımı oluşturan farklı bileşenleri, α ve β ise katılaştırma neticesinde ortaya çıkan fazları temsil etmektedir. WFWH elde ettikleri bu değeri test etmek amacıyla Al-Cu-Ag alaşımını farklı hızlarda tek yönlü katılaştırarak $L \rightarrow \alpha(Al) + \theta(Al_2Cu)$ fazlarının ikili ötektik büyümesini elde ettiler. Bu deneysel çalışmadan elde ettikleri ötektik mesafe değerlerinin teorik olarak geliştirdikleri modelden hesaplanan ötektik mesafe değerlerine oldukça yakın olduğunu tespit ettiler [96]. Ayrıca bu araştırmacılar kararlı durum için J-H modelinin öngördüğü $\lambda_E^2 V = \text{sabit}$ eşitliğinin üçlü alaşımlardan iki faz büyümesi durumu için de başarılı sonuç verdiğini, bu eşitlikteki *sabit* değerinin sadece seçilen alaşımın fiziksel sabitlerine bağlı olduğunu tespit etmişlerdir [96].

2.4. Sertlik

Malzemelerin sertliğinin ölçülmesi endüstride büyük önem taşır. Sertlik, dayanım ve aşınma direncine bağlı bir özelliktir. Bir malzemenin yüzeyine batırılan bir cisme, malzemenin gösterdiği dirence o malzemenin *sertliği* veya *mikrosertliği* denir.

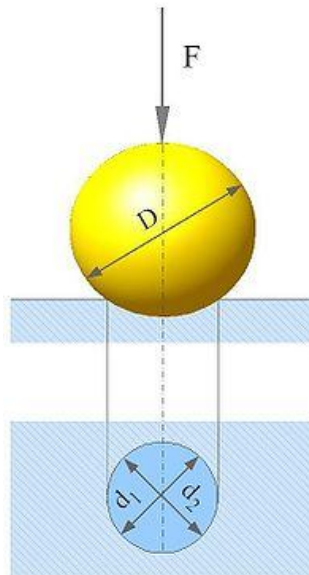
Bir malzeme ne kadar sert ise dayanımı o kadar yüksek ve aşınma direnci o kadar fazladır. Makine elemanlarında kullanılan malzemelerin ömrü, sertlikleriyle yakından ilişkilidir. Ayrıca, sert malzemelerin içyapıları düzensiz ve stresli olduğundan, elektriksel iletkenlikleri de düşüktür. Bu bakımdan malzemelerin sertlikleri ile elektriksel iletkenlikleri arasında yakın bir ilişki vardır. Günümüzde yaygın olarak kullanılan dört çeşit sertlik ölçme yöntemi vardır. Bunlar,

- a) Brinell sertlik ölçme yöntemi,
- b) Rockwell sertlik ölçme yöntemi,

- c) Knoop sertlik ölçme yöntemi,
- d) Vickers sertlik ölçme yöntemidir.

2.4.1. Brinell Sertlik Ölçme Yöntemi

Bu yöntemde batıcı uç olarak sertleştirilmiş çelik küre veya tungsten karbür kullanılmaktadır. Kullanılacak kürenin çapı numune kalınlığına ve malzemenin şekline göre seçilir. Yükün uygulanma süresi 10-15 saniyedir. Sertliği ölçülecek numune üzerine batırılan çelik küre, hacmi nedeni ile numune üzerine küresel iz bırakır. Şekil 2.17’te Brinell sertlik ölçüm metodunun şematik gösterimi verilmiştir.



Şekil 2.17. Brinell sertlik ölçüm metodunun şematik gösterimi.

Numune üzerindeki izin alanı hesaplanarak, Brinell sertlik (H_B) değeri;

$$H_B = \frac{\text{Uygulanan yük (kgf)}}{\text{İz yüzeyi (mm}^2\text{)}} \quad (2.16)$$

$$H_B = \frac{2F}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (\text{kgf} / \text{mm}^2) \quad (2.17)$$

bağıntısı ile bulunur [34]. Burada F ; numuneye uygulanan yük, D ; baskı küresinin çapı, d ; numune üzerinde oluşan izin çapıdır.

2.4.2. Rockwell Sertlik Ölçme Yöntemi

Rockwell sertlik ölçme yönteminde, *standart cihaz* ve *yüzeysel cihaz* olmak üzere iki tip sertlik ölçme cihazı kullanılmaktadır. Standart cihazda, 60, 100, 150 kg'lık kütleler kullanılır. Batıcı uç olarak, sert malzemeler için uç kısmında tepe açısı 120° olan, 0.2 mm çapında yuvarlaklaştırılmış elmas koni kullanılırken, yumuşak malzemeler içinde 1/16" (~1.59 mm) çapında sertleştirilmiş çelik bilye kullanılmaktadır. Yüzeysel cihazlar çok ince ve yumuşak malzemeler için kullanılmakla beraber, sertlik ölçümünde 15, 30, 45 g'lık kütleler kullanılır. Uç olarak standart cihazlarda kullanılan çelik bilyeler ve elmas koni yüzeysel cihazlarda da kullanılmaktadır. Rockwell yönteminde sertlik, numuneye batan ucun meydana getirdiği derinlik esas alınarak bulunmaktadır.

Sertlik ölçme cihazının hassasiyeti kontrol edildikten sonra sertliğini ölçmek istediğimiz malzemeye uygun ağırlık ve uç seçilir. Uç, malzemeye önce 10 kg'lık bir kütle ile yük uygulanır. Ön yükleme ile öncelikle malzemeye temas sağlanır. Böylelikle sertlik ölçümünde ön yükleme ile bir başlangıç noktası tespit edilmiş olur. 10 kg'lık yüklemeden sonra cihazın ibresi sıfıra ayarlanarak kalan ağırlıklar yüklenir. Bu durumda ucun, sertliği ölçülen numuneye batması beklenir. Bir süre sonra son yüklenen ağırlık kaldırılarak sertlik değeri göstergeden okunur. Sertlik ölçümünde uç, numuneye ne kadar derin batarsa numunenin o kadar yumuşak olduğu anlamına gelir [33,34].

2.4.3. Knoop Sertlik Ölçme Yöntemi

Mekaniksel sertlik ölçme yöntemlerinden biri olan Knoop sertlik ölçme yöntemi, özellikle çok ince ve kırılgan malzemelerin mikrosertlik değerlerinin ölçülmesinde kullanılır. Bu yöntemde amaç, sertliği ölçülecek numune üzerinde sadece küçük bir iz bırakılmasıdır. Bir piramit elmas uç, belirli bir kuvvet ve süre kadar uygulanır. Sonuçta numune üzerinde ancak mikroskopla okunabilecek bir iz oluşur. Knoop sertliği H_K veya KHN ile gösterilir ve aşağıdaki formülle ifade edilir;

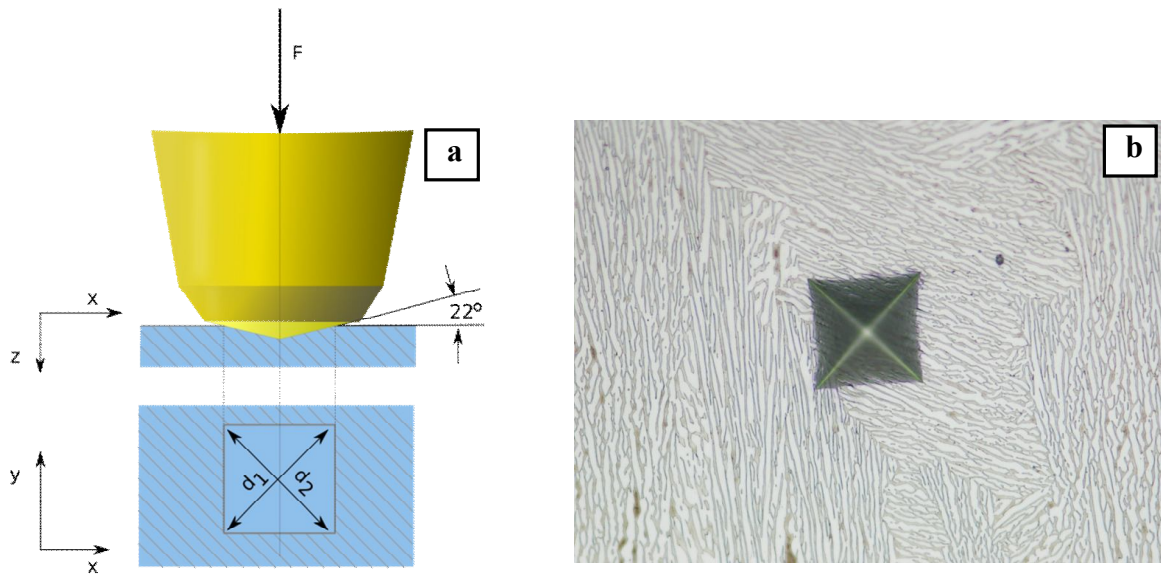
$$H_K = \frac{\text{Uygulanan Yük}}{\text{İz Alanı}} = \frac{P}{C_p L^2} \quad (kgf / mm^2) \quad (2.18)$$

Burada L ; numune üzerindeki izin eksenel uzunluğu, C_p ; düzeltme faktörü (izin şekline bağlıdır ve genellikle 0.070279 değeri kullanılır) ve P ; uygulanan yük miktarıdır.

H_K genellikle 100'den 1000'e kadar değişen sertlik değerlerini alır. Bu metotla çok küçük boyutlu malzemelerin bile mikrosertlik değerleri ölçülebilmektedir. Bununla beraber numune üzerinde oluşturulan izin boyutu ölçülürken mikroskobun kullanılmasının zor olması, numuneyi hazırlama ve iz uygulama işlemlerinin zaman alması bu metodun zorluklarındandır [97].

2.4.4. Vickers Sertlik Ölçme Yöntemi

Vickers sertlik ölçümünde kullanılan uç, yüzeyleri arasında 136° açı bulunan bir elmas piramittir. Darbelere karşı daha hassas olduğundan en sert malzemeler bile bu metotla ölçülebilir. Uygulanan yük 10 g ile 1000 g arasında değişmektedir. Uç, numuneye belli bir kuvveti 5-30 saniye kadar uygulayarak, numune üzerinde kare şeklinde iz oluşturur. İzin köşegen boyutları (d), cihaz mikroskobundan okunarak belirlenir. Şekil 2.18'de Vickers sertlik ölçüm metodunun şematik gösterimi ve batıcı ucun numune yüzeyinde bıraktığı izin fotoğrafı verilmiştir.



Şekil 2.18. (a) Vickers sertlik ölçüm metodunun şematik gösterimi, (b) Batıcı ucun numune yüzeyinde bıraktığı izin fotoğrafı.

Vickers sertliği (HV), Brinell sertliğine benzer şekilde, uygulanan kuvvetin iz alanına bölünmesi ile belirlenir.

$$HV = \frac{2F \sin(\theta / 2)}{g.d^2} \quad (kgf / mm^2) \quad (2.19)$$

Burada, F ; uygulanan yük, g ; yer çekim ivmesi, d ($d^2=d_1.d_2$); izin alanıdır. Vickers sertliği ile çok ince bölge veya tabakaların bile sertliği hassas bir şekilde ölçülebildiğinden, bu metotla ölçülen sertlik değerleri, mikrosertlik olarak da bilinir [16,33-34].

2.4.5. Mikroyapı Parametresi, Katılaştırma Hızı ve Sertlik Değerleri Arasındaki İlişki

1950'li yıllarda Hall ve Petch [98,99] tarafından yapılan tane büyüklüğü ile mikrosertlik ve çekme-dayanım değerleri arasında ilişki kuran birbirinden bağımsız fakat aynı sonuca ulaşılmış çalışmalar mevcuttur. Bu çalışmalarda;

$$HV = H_o + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (2.20)$$

$$\sigma_U = \sigma_o + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (2.21)$$

şeklinde bağıntılar elde edimiştir. Burada d (mm); taneler arası mesafe, k ; bileşime bağlı sabit, H_o (kg/mm²); malzemenin ilk sertlik değeri ve HV (kg/mm²); işlem gördükten sonra malzemenin sertlik değeri, σ_o (N/mm²); malzemenin ilk çekme-dayanım değeri ve σ_U (N/mm²); işlem gördükten sonra malzemenin çekme-dayanım değeridir.

Bazı araştırmacılar [100-104] ötektik sistemler üzerine yaptıkları çalışmalarda, Hall-Petch [98,99] tarafından elde edilen bu bağıntılardan faydalanarak d taneler arası mesafe yerine mikroyapı parametresi (λ_E) olan ötektik mesafeleri kullanarak malzemenin sertlik değerini (HV) incelemişlerdir. Ayrıca Hall-Petch [98,99] tarafından elde edilen bu bağıntılar yardımıyla katılaştırma hızının etkisini gözlemleyebilmek için Jackson-Hunt [30] modeli olarak bilinen $\lambda_E^2 V = Sabit$ bağıntısından katılaştırma hızını çekip ötektik mesafe (λ_E) değeri yerine koyarak;

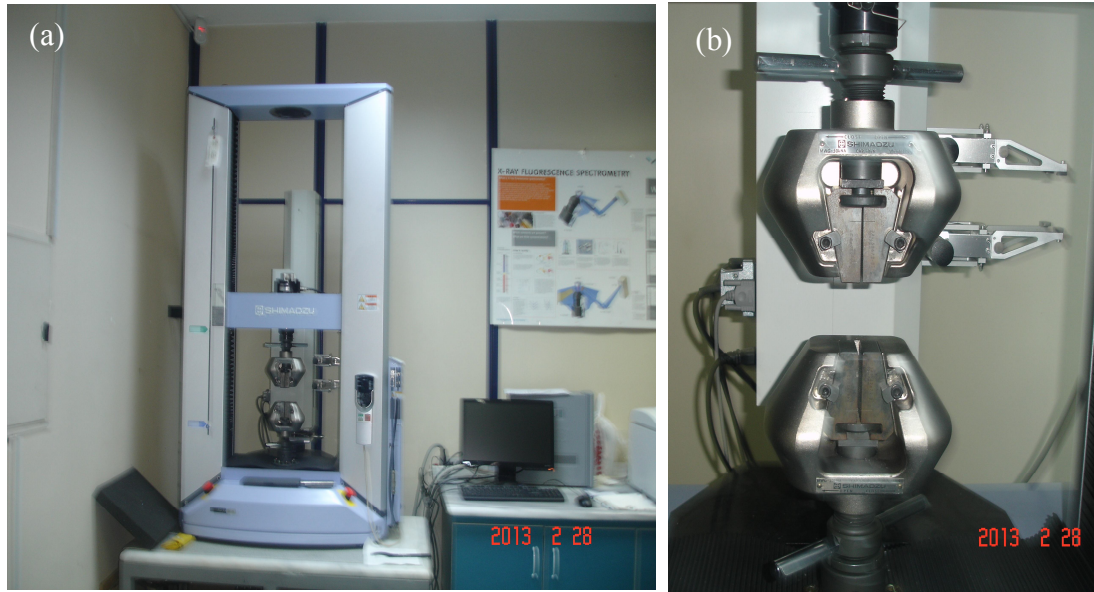
$$HV = H_o + k V^{0.25} \quad (2.22)$$

$$HV = H_o + k \lambda_E^{-0.50} \quad (2.23)$$

bağıntılarını elde etmişlerdir. Burada λ (mm); lameller arası mesafe, V (mm/s); katılma hızı, k ; bileşime bağlı sabit, H_o (kg/mm²); malzemenin ilk sertlik değeri ve HV (kg/mm²); kontrollü olarak katılaştırılan malzemenin sertlik değeridir. Böylece ötektik sistemler üzerine yapılan çalışmalarda mikrosertlik değerlerini hem ötektik mesafelere bağlı olarak hem de katılaştırma hızına bağlı olarak nasıl değiştiğini inceleyebilmişlerdir. Benzer bir durum çekme-dayanım değeri içinde yapılmıştır.

2.5. Çekme-Dayanım

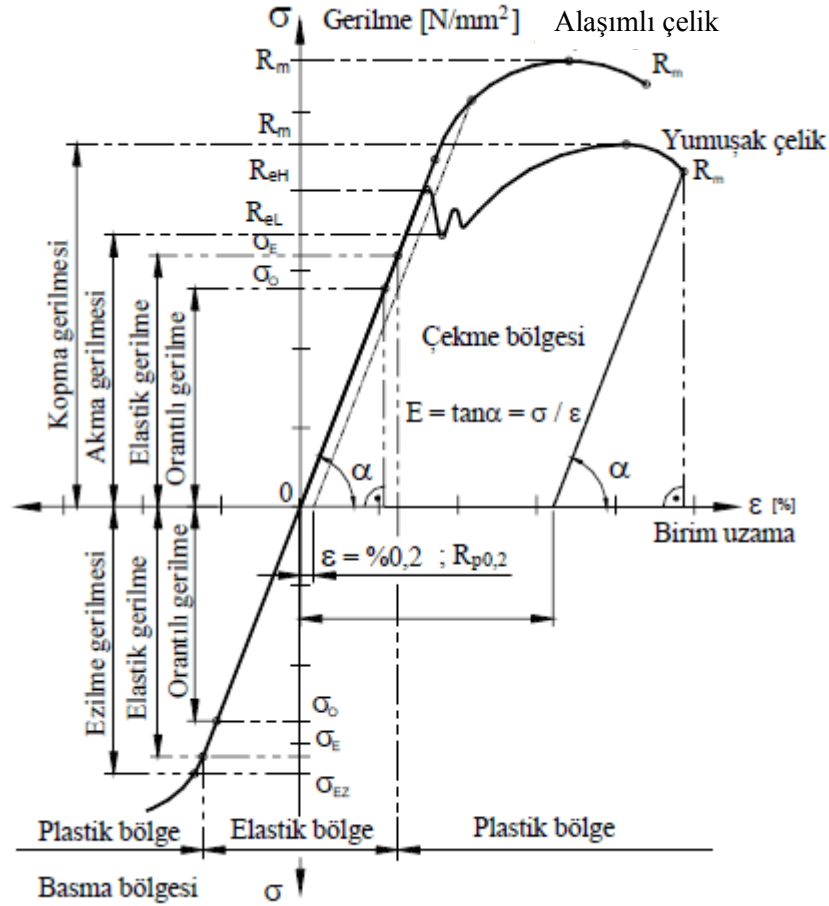
Dinamometre veya çekme-dayanım test cihazı olarak isimlendirilen alet vasıtasıyla malzemelerin mukavemet özellikleri elde edilir (Şekil 2.19). Çekme-dayanım, malzemeye iki ucundan çekme kuvveti uygulanması sonucu kopmadan önceki malzemenin ulaştığı maksimum gerilmeye denir. Bu gerilme malzemenin iç kuvvetlerinin büyüklüğü ile dış kuvvetlerin denge halinde olduğu durumda elde edilir.



Şekil 2.19. (a) Çekme-dayanım test cihazının fotoğrafı, (b) Numune tutucu çenelerin fotoğrafı.

Malzeme artan dış zorlanmalar altında şekil değiştirir, sonra dayanımını yitirerek kopar. Şekil 2.20’de görüldüğü gibi malzemenin dinamometreyle çekilmesinden sonra elde edilen grafik vasıtasıyla çekme-dayanım değeri belirlenir. Gerilme kuvvetiyle doğru orantılı olduğundan diyagramda genel tanımlamaların yapılabilmesi için kuvvet yerine

gerilme ifadesi kullanılır. Malzemede oluşan bütün değişikliklerin kendine özgü deyimleri vardır ve bunların bazıları şu şekilde sıralanır:



Şekil 2.20. Çekme-uzama diagramı.

Kopma mukavemeti; Devamlı ve lineer fazlaşan gerilme sonucu malzemenin koptuğu gerilme büyüklüğüne "kopma mukavemeti" adı verilir ve R_m ile gösterilir.

Akma mukavemeti; Kuvvetin sabit kalmasına rağmen kalıcı deformasyonun başladığı gerilmenin değerine "akma mukavemeti" adı verilir ve σ_{AK} veya τ_{AK} ile gösterilir.

% 0,2 Uzama mukavemeti; Kuvvetin sabit kalmasına rağmen kalıcı deformasyonun % 0,2 olduğu gerilmenin değerine "%0,2 uzama mukavemeti" adı verilir ve $R_{p0,2}$ ile gösterilir.

Orantılı mukavemet; Devamlı ve lineer olarak fazlaşan gerilme ile uzamanın birbirine oranının sabit kaldığı gerilme büyüklüğüne "orantılı mukavemet" adı verilir ve σ_0 veya τ_0 ile gösterilir.

Elastiklik modülü; Elastiklik modülü, orantılı mukavemette, gerilmenin uzamaya oranıdır.

Çekme-dayanımı σ_U ,

$$\sigma_U = \frac{F}{A} \quad (2.24)$$

eşitliği ile hesaplanır ve birimi N/mm^2 veya MPa dır. Burada, F çekme kuvveti, A ise malzemenin deformasyona uğramadan önceki kesit alanıdır. Deformasyon (uzama) miktarı ε ,

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L} \quad (2.25)$$

eşitliği ile hesaplanır. Burada, ΔL anlık alınan deformasyon miktarı, L_0 ise başlangıç uzunluğudur. Bir malzemenin çekme-dayanımı ne kadar yüksek ise o malzeme çekilirken o kadar az süner veya şekil değiştirir. Çekme-dayanım deneyi genellikle yuvarlak veya dikdörtgen kesitli çubuklar üzerinde yapılır.

2.5.1. Mikroyapı Parametresi, Katılaştırma Hızı ve Çekme-Dayanım Değerleri Arasındaki İlişki

Bazı araştırmacılar [105-110] sertlik üzerine yapılan araştırmaların bir benzeri şeklinde ötektik sistemler üzerine yaptıkları çalışmalarda, Hall-Petch [98,99] tarafından elde edilen (denklem 2.21) bağıntıdan faydalanarak d taneler arası mesafe yerine mikroyapı parametresi olan ötektik mesafeleri (λ_E) kullanarak malzemenin çekme-dayanım değerini (σ_U) incelemişlerdir. Ayrıca Hall-Petch [98,99] tarafından elde edilen bu bağıntılar yardımıyla katılaştırma hızının etkisini gözlemleyebilmek için Jackson-Hunt [30] modeli olarak bilinen $\lambda_E^2 V = \text{Sabit}$ bağıntısından katılaştırma hızını çekip ötektik mesafe (λ_E) değeri yerine koyarak;

$$\sigma_U = \sigma_o + k V^{0.25} \quad (2.26)$$

$$\sigma_U = \sigma_o + k \lambda_E^{-0.50} \quad (2.27)$$

bağıntılarını elde etmişlerdir. Burada λ_E (mm); lameller arası mesafe, V (mm/s); katılma hızı, k ; bileşime bağlı sabit, σ_o (N/mm²); malzemenin ilk çekme-dayanım değeri ve σ_U (N/mm²); kontrollü olarak katılaştırılan malzemenin çekme-dayanım değeridir.

2.6. Elektriksel Özdirenç

Elektriksel yüklerin herhangi bir etki ile bir yönde veya her iki yöndeki hareketi elektriksel iletkenlik olarak tanımlanır. Elektriksel iletkenlik hareketli taneciklere göre sınıflandırılır. Bu sınıflandırmada hareketli tanecikler elektronlar ise elektronik iletkenlik, iyonlar ise iyonik iletkenlik, her iki tanecik türününse hareketli olduğu iletkenlik türü karma iletkenlik olarak tanımlanmıştır. Bu durumda iletkenlik üçe ayrılır ve Tablo 2.1’de verilen şekilde gruplandırılır.

Bir malzemenin elektrik iletimi iyonik ya da elektronik mekanizmalardan biri ile olur [111]. İyonik ve elektronik iletkenliğe sahip malzemelerin iletkenlik aralıkları Tablo 2.2’de verilmiştir. Yarıiletkenlik, süperiletkenlik ve metalik iletkenliği içine alan elektronik iletkenliğin dışında diğer bir iletkenlik türü iyonların hareketine bağlı olan iyonik iletkenliktir. İyonik iletkenlik özellikle O²⁻, N³⁻, Cl⁻, B²⁻ gibi anyonlar veya H⁺, Na⁺, Li⁺ gibi katyonların hareketleri ile görülür [111].

Tablo 2.1. Elektriksel iletkenliğin sınıflandırılması.

Elektriksel İletkenlik		
Elektronik İletkenlik	İyonik İletkenlik	Karma İletkenlik
Metalik iletkenlik (Au, Cu gibi)	Katı Elektrolitler (Zirkonyum tabanlı katı elektrolit gibi)	(δ -Bi ₂ O ₃ Fazı)
Yarıiletkenlik (Si, Ge, Polimer gibi)	Süper İyonik İletkenlik (SrF ₂)	
Süper iletkenlik (Hg, Al, MgB ₂ gibi)	Hızlı İyon İletkenliği (Tl ₃ Cu ₂ Cl ₅)	

İyonların (katyon veya anyon) kristal örgüde hareket etmeleri (göç etmeleri) ile gerçekleşen iletkenliğe *iyonik iletkenlik*, bu tür iletkenliğe sahip katılarda ise *katı elektrolit* denir. Yalnızca yüksek sıcaklıkta atomların termal enerjilerinin yüksek olduğu ve örgü kusuru konsantrasyonunun çok yüksek sayılara ulaştığı yerlerde bu tür iletkenlik fark edilebilir. NaCl, MgO gibi çoğu kristal malzemeler düşük iyonik iletkenliğe sahiptir. Çünkü atomlar termal titreşimlerine rağmen örgü noktalarından ayrılamazlar. Bunun tersi olarak, çoğu katı elektrolit malzemeler yüksek iyonik iletkenliğinden dolayı hızlı iyonik elektrolit ya da süper iyonik elektrolit olarak sınıflandırılırlar.

Sıfır sıcaklıkta sistemin serbest enerjisi potansiyel enerji tarafından baskılanır. Sıcaklık artırıldıkça sistemin düzensizliğinin derecesi olan entropinin artmasından dolayı sistemin serbest enerji dağılımı oldukça belirginleşir. Tablo 2.3'te alışımlarda sıkça kullanılan bazı metalik malzemelerin oda sıcaklığında elektriksel iletkenlik değerleri azalan sıralanışa göre verilmiştir.

Sistem artan serbest enerjiyi en aza indirmek ve kararlılığını artırmak için en düşük düzeyde örgü boşluklarına sahip olmalıdır. Bu durum hareketli taneciklerin sürekli örgü kusurlarından hareketi ile gerçekleştirilir [112]. Taneciklerin bu hareketi bir elektrik alan ile yönlendirilerek iletkenlik meydana getirilir. Katı haldeki malzemenin iletkenliği, yük taşıyıcıların konsantrasyonu, kristalin sıcaklığı, iyonun örgü içinde hareket edebilirliği, kristal içindeki kusurun miktarı gibi özelliklerden etkilenir. Örgüde boşluk kusurları normalde iki metotla meydana getirilir. Bunlardan biri kristalin ısıtılması sonucunda meydana gelen örgü kusurlarıdır. Bir diğer yolu ise safsızlık katkılanmasıdır. Sıcaklık ve safsızlık iyonik iletkenliği büyük oranda etkiler. Safsızlık katkılanmış bileşiklerde yüksek sıcaklıkta bu iki etki de iletkenlikte rol oynar. Düşük sıcaklıklarda, elektriksel iletkenlik oldukça azdır. Bu durumda safsızlık etkisi ile meydana gelen kusurlar daha baskındır. Ancak yüksek sıcaklıklara çıktıkça sıcaklık etkisiyle oluşan kusurlar artacağından katı, karışık tip örgü kusur içermeye başlar. Bu durumda gözlenen iletkenlik türü karışık tip iletkenliktir. Elektriksel iletkenliğin artmasının ana nedeni kristal örgüde oluşan örgü kusurlarıdır.

Elektriksel iletkenlik ve öz direnç (dirençlilik) bir malzemenin karakteristik özelliğidir. Bir numunenin elektriksel iletkenliğinin belirlenebilmesi için ölçülen voltaj ve akım

şiddeti, hesaplanan öz direnç değeri ile numunenin geometrik yapısı arasındaki ilişki kullanılır. Bu nedenle öz direncin hesaplanmasında kullanılan Ohm Kanunu;

Tablo 2.2. Malzemelerin elektriksel iletkenlik değeri aralıkları.

Malzeme		İletkenlik ($\Omega \text{ cm}$) ⁻¹
İyonik İletkenlikler	İyonik Kristaller	$< 10^{-16} - 10^{-2}$
	Katı Elektrolitler	$10^{-1} - 10^3$
	Sıvı Elektrolitler	$10^{-1} - 10^3$
Elektronik İletkenlikler	Metaller	$10^3 - 10^7$
	Yarıiletkenler	$10^{-3} - 10^4$
	Yalıtkanlar	$< 10^{-10}$

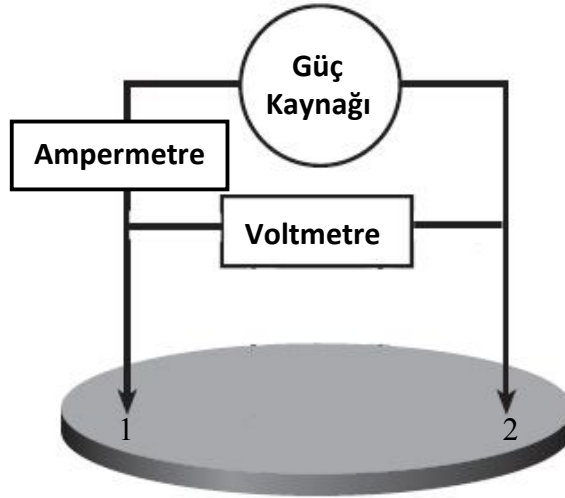
$$\frac{V}{I} = R \quad (2.28)$$

eşitliğine, geometrik yapıya bağlı olan bir düzeltme faktörü (resistivity correction factor) değeri ilave edilerek öz direnç hesaplanır. Bu düzeltme katsayısı numunenin kalınlığına ve geometrik yapısına, yüzey büyüklüğüne, numune kenar sınırlarının yapısına, kontakların numune üzerinde bulunduğu konuma ve kontakların düzenine bağlı olarak değişir [113].

Malzemelerin öz dirençlerinin belirlenebilmesi için numune içinde elektrik alan oluşturacak bir akım kaynağına, bu elektrik alan nedeniyle numune içinde meydana gelen I elektrik akımının şiddeti ve keyfi seçilen herhangi iki nokta arasında meydana gelen V potansiyel düşmesinin belirlenmesine ihtiyaç vardır. Bir maddenin elektriksel öz direnci, maddenin üzerinden geçen I akımı ve bunun meydana getirdiği V geriliminin oranı ile bulunur.

Tablo 2.3. Alaşımlarda kullanılan bazı malzemelerin oda sıcaklığında elektriksel iletkenlik değerleri[113].

Malzeme	Sembolü	Elektriksel İletkenlik ($\times 10^7 (\Omega \text{ m})^{-1}$)
Gümüş	Ag	6.3
Bakır	Cu	5.96
Altın	Au	4.52
Alüminyum	Al	3.77
Magnezyum	Mg	2.26
Tungsten	W	1.89
Molibdenyum	Mo	1.87
Kobalt	Co	1.72
Çinko	Zn	1.66
Nikel	Ni	1.43
İndiyum	In	1.16
Lityum	Li	1.08
Demir	Fe	0.993
Platin	Pt	0.966
Kalay	Sn	0.917
Krom	Cr	0.774
Kurşun	Pb	0.481
Uranyum	U	0.38
Antimon	Sb	0.288
Titanyum	Ti	0.234
Neodyum	Nd	0.157
Cıva	Hg	0.104
Bizmut	Bi	0.0867
Plutonyum	Pu	0.0666
Karbon	C	0.0061
Germanyum	Ge	1.45×10^{-7}
Silikon	Si	2.52×10^{-11}
Selenyum	Se	1.0×10^{-11}
Bor	B	1.0×10^{-11}



Şekil 2.21. İki nokta (d.c.) elektriksel iletkenlik ölçüm tekniği.

İki iletken kontak tel ile yapılan elektriksel iletkenlik ölçüm yöntemine *iki nokta (d.c.) elektriksel iletkenlik ölçümü* denir (Şekil 2.21). Burada direncin belirlenebilmesi için V ve I değerinin doğrudan ölçülmesi yeterlidir. Bu yöntemle yapılan direnç belirleme ölçümünde elde edilen R değeri ileride de belirteceğimiz şartlara bağlı olarak kontaktların direncini de içerir. Bu durumda elde edeceğimiz R direnci ve buna bağlı elde edilen ρ elektriksel öz direnç değeri sadece numuneye ait olmayacaktır.

Direncin elde edilmesi numunenin öz direncinin belirlenmesini sağlar. Homojen bir numunenin elektriksel öz direnci belirlenmek istendiğinde malzemenin geometrik özelliklerinin bilinmesi gereklidir. Elektriksel öz direnç ifadesi aşağıdaki şekilde verilebilir [114].

$$\rho = \frac{V}{I} G \quad (2.29)$$

Burada G ; numunenin yüzey geometrik sınırlarını ve kalınlığını, elektriksel kontaktların numune üzerindeki konumlarını, kontaktların diziliş düzenlerini içeren bir katsayıdır ve “*Geometrik Düzeltme Katsayısı / Faktörü*” (Resistivity Correction Factor, RCF) olarak tanımlanır.

İki nokta (d.c.) elektriksel ölçüm yöntemi ile elde edilen R_{toplam} direnç değeri numunenin direncinin dışında başka ek dirençleri de içerir. Bu ek dirençler iletken telin (R_{tel}), numuneye akımı aktaran iğne uçların (prob, pin) (R_{prob}), gerekirse problemleri numuneye

tutturan iletken lehimin (R_{pasta}), kontak ucu ve numune temas ara yüzeyinin dirençlerinin (R_{kontak}) toplamıdır. Bu nedenle numunenin hesaplanan ρ öz direnci olması gerekenden daha yüksektir.

Numuneye kontak olarak kullanılan iletken teller genel olarak iki parçalıdır ve bu da iki farklı dirençli kontak kullanmak demektir. Bu kontakların bir kısmı, ölçüm cihazlarına bağlı olan iletken tel kablolar ve diğer kısmı da bu kabloların numuneye temas eden uç kısımları olan problardır. Problar genelde ihtiyaca uygun farklı metallerden yapılır. Bunun nedeni numunenin cinsine göre numuneye sert ve sağlam temasın sağlanmasıdır.

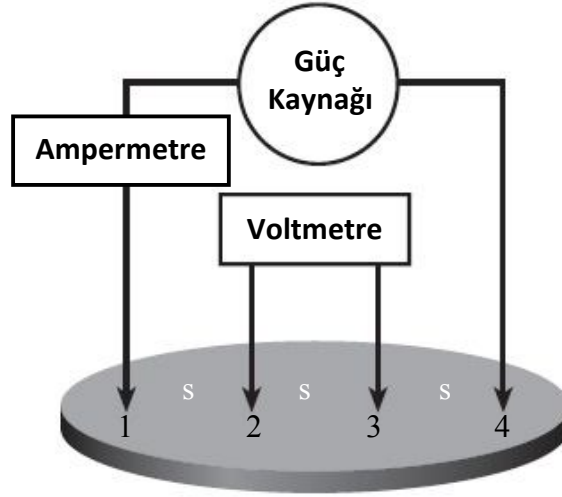
Bu gibi durumlardan dolayı sadece numunenin direncini belirleyen bir direnç ölçme tekniği daha uygun olacaktır. Bu durum özellikle kontak direnci numune direncine oranla yüksek olan iyi iletkenlerin ve yarıiletkenlerin öz direncinin belirlenmesinde ortaya çıkar.

Elektriksel iletkenliğin ölçümünde kullanılan diğer bir yöntem olan *dört nokta (d.c.) elektriksel iletkenlik* ölçme tekniğinde, kullanılan kontakların dirençleri ölçümde hesaba girmez ve hesaplanan değer sadece numunenin öz direncidir. Bu amaçla kurulan düzenekte kontaklardan ikisi numune üzerinden akan akımı ölçmek için, diğer ikisi ise herhangi iki nokta arasındaki potansiyel farkı ölçmek için kullanılır. Şekil 2.22’de görüldüğü gibi 1.ve 4. problardan akım, 2. ve 3. problardan ise potansiyel fark ayrı ayrı ölçüldüğü için iki nokta iletkenlik ölçüm tekniğindeki gibi kontak dirençleri, ölçüme doğrudan dahil olmaz. Yine bu sistemde de kontak direnci söz konusudur ama ölçümün sonucunu çok az etkileyeceğinden ihmal edilebilir.

Kontakların aynı doğrultuda dizilmeleri en avantajlı ölçüm şekli olacaktır. Bu durumda G faktörünün belirlenmesi ve hesabı daha kolaydır. Burada s ardışık kontaklar arası mesafedir (Şekil 2.22). Böyle bir ölçüm düzeneğinde yukarıda yer alan ρ öz direnç denklemindeki G katsayısı numune geometrisine, kontakların numune üzerindeki konumuna ve kontaklar arası s mesafesine bağlıdır. Uygulamada genel olarak yapılan kontak dizilişi $s_{12} = s_{23} = s_{34} = s$ olan eşit aralıklı düzendir.

Bu ölçüm tekniğinde elektriksel öz direnç denklemi yukarıda verilenden farklı olmamakla beraber aşağıdaki şekildedir;

$$\rho = \frac{V_{23}}{I_{14}} G \quad (2.30)$$



Şekil 2.22. Dört nokta (d.c.) elektriksel iletkenlik ölçüm tekniği.

2.7. Ötektik Katılaşırma Üzerine Yapılan Deneysel Çalışmalar

Ötektik katılaşırma olayını açıklayabilmek, mikroyapı parametresi (λ_E) ile katılaşırma parametresi (V) arasındaki ilişkileri bulabilmek için, araştırmacılar tarafından teorik modeller geliştirilmiş ve birçok deneysel çalışma yapılmıştır. Bu kesimde bazı ikili, üçlü ve dördü ötektik alaşımlar üzerine yapılan katılaşırma çalışmaları, katılaşırma parametreleri ile mikroyapı parametresi, mikrosertlik, çekme-dayanım ve elektriksel öz direnç değerleri arasındaki ilişki ve bağıntılar verilmiştir.

2.7.1. $\lambda_E^2 V = \text{Sabit}$ Tipindeki Bağıntılar

Jackson-Hunt [30] modeli olarak bilinen $\lambda_E^2 V = \text{Sabit}$ bağıntısı var olan teorik modellerin en çok kullanılan bağıntısı olup lamelsel veya rod şeklinde büyüyen alaşımlarda kullanılır. Bu bağıntı bir çok ikili ötektik alaşımın farklı metodlarla farklı hızlardaki kontrollü büyütmesi için test edilmiş ve büyük bir uyum tespit edilmiştir. Son yıllarda katılaşırma çalışmaları üç veya daha fazla bileşenli sistemler üzerine yoğunlaşmaya başlamış olup bu sistemler içinde Jackson-Hunt [30] modeli test

edilmiştir. Bu bağıntı kullanılarak elde edilen sonuçlar [52, 104, 115-129] Tablo 2.4'te gösterilmektedir.

2.7.2. $\lambda = kV^{-n}$ ve $\lambda = kG^{-m}$ Tipindeki Bağıntılar

Jackson-Hunt [30] modeli olarak bilinen $\lambda_E^2 V = \textit{Sabit}$ bağıntısının bir başka gösterimi olarak tanımlanabilir. Bu ifadeler deneysel verilerin lineer regrasyon analizi (EK 1) ile elde edilebilir. Burada k, korelasyon sabiti n ve m ise büyüme hızının üstel değerleridir. Jackson-Hunt [30] modeli $\lambda_E^2 V = \textit{Sabit}$ bağıntısından da anlaşılacağı üzere n değerini teorik 0,50 tanımlamışlardır. Araştırmacılar sıcaklık gradyentindenin katılaştırma hızına göre mikroyapı parametresi üzerindeki etkisinin daha küçük olduğunu belirtmişlerdir. Bu nedenle bu tez çalışmasında yalnızca katılaştırma hızının değişiminin mikroyapı parametresi nasıl etkilediği üzerinde durulmuştur. Bu tür bağıntılar kullanılarak elde edilen sonuçlar Tablo 2.4'te gösterilmektedir.

2.8. Sertlik Üzerine Yapılan Deneysel Çalışmalar

Ötektik alaşımlarda mikrosertlik ölçümleri üzerine bazı araştırmacılar [100-104, 129, 131-134] katılaştırma parametreleri ile mikroyapı parametresi ve mikrosertlik değerinin nasıl bir değişim gösterdiğini araştırmış ve bazı bağıntılar elde etmişlerdir. Tablo 2.5'te bu çalışmaların bazıları özetlenmiştir.

Tablo 2.4. Ötektik katılaştırma üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen bağıntılar.

Alaşıım	$\lambda^2 V$	$\lambda = kV^{-n}$	Referans
Ni-11.5Si (% ağı.)	$\lambda^2 V = 3.62 \times 10^{-7} \text{ cm}^3 / \text{h}$		[115]
Ni-Si (% at.)	$\lambda^2 V = 1.4 \times 10^{-3} \text{ mm}^3 / \text{h}$		[116]
Al-13Si (% ağı.)		$\lambda = 27V^{-0.53}$	[117]
Al-1.7Fe (% ağı.)		$\lambda_E = 1.93.10^{-5} V^{0.628}$	[118]
Al-5.7Ni (% ağı.)	$\lambda^2 V = 101.80 \text{ } \mu\text{m}^3 / \text{s}$ $\lambda^2 V = 129.28 \text{ } \mu\text{m}^3 / \text{s}$	$\lambda = 10.76V^{-0.50}$ $\lambda = 11.61V^{-0.51}$	[119]
Al-12.6Si (% ağı.)	$\lambda^2 V = 784.98 \text{ } \mu\text{m}^3 / \text{s}$		[120]
Al-42.2Nb (% at.)	$\lambda^2 V = 4.19 \times 10^{-7} \text{ cm}^3 / \text{h}$		[121]
Al-10.98Si-4.9Ni (% at.)		$\lambda = 0.114R^{-0.46}$	[122]
Al-3.7Ni-1.5Fe (% ağı.)	$\lambda_E^2 V = 100$ $\lambda^2 V = 7000$		[123]
Al-11.1Si-4.2Ni (% ağı.)	$\lambda_{\text{Si}}^2 V = 170.52 \text{ } \mu\text{m}^3 / \text{s}$ $\lambda_{\text{Al}_3\text{Ni}}^2 V = 82.01 \text{ } \mu\text{m}^3 / \text{s}$	$\lambda_{\text{Si}} = 12.58V^{-0.50}$ $\lambda_{\text{Al}_3\text{Ni}} = 7.94V^{-0.47}$	[124]
Al-7 Si-0.6 Mg (% ağı.)		$\lambda_E = 33.5V^{-0.5}$	[125]
Ni-45.5Al-9Mo (% at.)	$\lambda^2 V = 33.94 \mu\text{m}^3 / \text{s}$		[126]
Ni- 45.5Al-9Mo (% at.)	$\lambda V^{1/2} = 5.14 \mu\text{m}^{3/2} \text{s}^{-1/2}$		[52]
Fe-22.8Al-9.7Nb (% at.)	$\lambda^2 V = 1.0 \times 10^{-3} \text{ mm}^3 / \text{h}$		[127]
Ti-32.5Fe (% ağı.)	$\lambda^2 V = 22.3 \times 10^{-15} \text{ m}^3 / \text{h}$	$\lambda = 0.15 + 4.7V^{-0.5}$	[128]
Ti-49Al (% at.)		$\lambda_L = 5.82^{-0.41}$ $\lambda = 650.1V^{-0.44}$	[129]
Ti-43Al-3Si (% at.)		$\lambda_L = 13.2V^{-0.41}$ $f_v = 16.6V^{-0.17}$	[104]

Tablo 2.5. Mikrosertlik üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen bağıntılar.

Alaşıım	Mikrosertlik	Referans
Al-11.1Si-4.2Ni (% ağı.)	$HV=72.44(V)^{0.08}$	[133]
Al-1Fe (% ağı.)	$HV = 31 + 13.1\lambda^{-0.5}$	[101]
Al-1.5Fe (% ağı.)	$HV = 31 + 33.1\lambda^{-0.5}$	
Al-3Ni (% ağı.)	$HV = 27 + 104.1\lambda^{-0.5}$	
Al-5Ni (ağı.%)	$HV = 44.8 + 52.3\lambda^{-0.5}$	
	$HV = 66.1V^{0.11}$	[130]
Al-7Ni (% ağı.)	$HV = 309.0(\lambda_1)^{-0.35}$	
	$HV = 114.8(\lambda_2)^{-0.24}$	[102]
Al-12Si (% ağı.)	$HV = H_o + KV^{-0.12}$	
Al-14.6Si (% ağı.)		[131]
Al-12.6Si (% ağı.)	$HV=82.79(V)^{0.11}$	
Zn-3.1 Mg (% ağı.)	$HV = 141 + 1.9\lambda^{-0.5}$	[103]
Zn-5 Al (% ağı.)	$HV = 61 + 0.46\lambda^{-0.5}$	
	$HV = k_1V^{0.10}$	
Al-17.6 Cu-42.2 Ag (% ağı.)	$HV = k_2G^{0.13}$	[132]
	$HV = k_3\lambda^{-0.22}$	
	$HV = 363.1V^{0.10}$	
	$HV = 257.5 + 0.44\lambda_L^{-0.5}$	[104]
Ti-43Al-3Si (% at.)	$HV = 1288.2\lambda^{-0.19}$	
	$HV = 1318.3f_v^{-0.44}$	
	$HV = 313.9V^{0.16}$	[129]
Ti-49Al (% at.)	$HV = 615.6\lambda^{-0.36}$	
	$HV = 794.7V^{0.15}$	
Ti-46 Al-0.5 W-0.5 Si (% at.)	$HV = 398.1\lambda_1^{-0.31}$	[100]
	$HV = 491.5 + 53.4\lambda^{-0.5}$	

2.9. Çekme-Dayanımı Üzerine Yapılan Deneysel Çalışmalar

Bir çok araştırmacı [105-110] katılaştırma parametreleri ile mikroyapı parametresi ve çekme-dayanım değerinin nasıl bir değişim gösterdiğini araştırmış ve bazı bağıntılar elde etmişlerdir. Tablo 2.6’da bu çalışmaların bazıları özetlenmiştir.

Tablo 2.6. Çekme-dayanım üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen bağıntılar.

Alaşım	Çekme-Dayanım	Referans
Al-1.5Fe (% ağı.)	$\sigma_U = 62.8 + 98.3(\lambda_C^{-0.5})$	[105]
Al- 1.0Fe (% ağı.)	$\sigma_U = 60.2 + 90.5(\lambda_C^{-0.5})$	
Al- 0.5Fe (% ağı.)	$\sigma_U = 57.6 + 65.4(\lambda_C^{-0.5})$	
Al- 1Ni (% ağı.)	$\sigma_U = 71.3 + 200.2(\lambda_1)^{-0.5}$	[106]
	$\sigma_U = 52.3 + 188.3(\lambda_2)^{-0.5}$	
Al- 3Ni (% ağı.)	$\sigma_U = 73.2 + 325.6(\lambda_1)^{-0.5}$	
	$\sigma_U = 57.5 + 221.7(\lambda_2)^{-0.5}$	
	$\sigma_U = 74.1 + 468.5(\lambda_1)^{-0.5}$	
Al- 5Ni (% ağı.)	$\sigma_U = 58.3 + 228.6(\lambda_2)^{-0.5}$	[107]
	$\sigma_U = 93 + 45(1/\lambda_2)^{0.5}$	
Al- 5Si (% ağı.)	$\sigma_U = 111 + 146(1/\lambda_2)^{0.5}$	
Al- 9Si (% ağı.)	$\sigma_U = 31.95 - 0.63(1/\lambda_2)^{0.5}$	[108]
Sn-4Zn (% ağı.)	$\sigma_U = 37 + 4.5(1/\lambda)^{0.5}$	
Sn-9Zn (% ağı.)	$\sigma_U = 29 + 9.74(1/\lambda_2)^{0.5}$	
Sn-12Zn (% ağı.)	$\sigma_U = 114 + 185(1/\lambda_2)^{0.5}$	[109]
Zn-3Al (% ağı.)	$\sigma_U = 97 + 289(1/\lambda_2)^{0.5}$	
Zn- 4 Al (% ağı.)	$\sigma_U = 114 + 1500(1/\lambda_2)^{0.5}$	[110]
	$\sigma_y = 65 + 1650(1/\lambda_2)^{0.5}$	

2.10. Elektriksel Özdirenç Üzerine Yapılan Deneysel Çalışmalar

Çeşitli araştırmacılar tarafından farklı yöntemlerle (DC dört nokta [134]) alaşımların elektriksel özdirençlerini ölçmüşlerdir. Genellikle araştırmacılar özdirençin sıcaklıkla değişimini incelemişlerdir. Bu çalışmaların bazıları Tablo 2.7’de özetlenmiştir.

Tablo 2.7. Elektriksel özdirenç ile ilgili yapılan çalışmalar.

Alaşım	Sıcaklık aralığı	Elektriksel Özdirenç ($\times 10^{-8} \Omega m$)	Referans
Al-5Si (% ağı.)	25-550	3.85 – 11.14	
Al-7Si (% ağı.)	25-550	4.17 - 12.22	
Al-9Si (% ağı.)	25-550	3.89 - 11,77	
Al-12Si (% ağı.)	25-550	4.25 - 12.44	
Al-5Si-0.6Mg (% ağı.)	25-550	4.10 -11.25	
Al-7Si-0.6Mg (% ağı.)	25-550	4.43 - 12.42	
Al-9Si-0.6Mg(% ağı.)	25-550	4.42 - 12.75	
Al-12Si-0.3Mg (% ağı.)	25-550	4.87 - 13.40	[135]
Al-12Si0.6Mg (% ağı.)	25-550	5.20 - 14.27	
Al-6Si-1Cu (% ağı.)	25-500	5.17 - 11.63	
Al-6Si-3Cu (% ağı.)	25-500	5.61 - 12.55	
Al-9Si-1Cu (% ağı.)	25-500	5.36 - 12.64	
Al-9Si-2Cu (% ağı.)	25-500	5.57 -12.77	
Al-9Si-3Cu (% ağı.)	25-500	5.73 - 13.03	
Al-11Si-1Cu (% ağı.)	25-500	5.55 - 13.16	
Al-11Si-3Cu (% ağı.)	25-500	5.95 - 13.49	
Al-11.1Si-4.2Ni (% ağı.)	25	4.57(V) ^{0.08}	[133]
Sn-3Cu (% ağı.)	300-500 K	9.87 - 21.02	[136]
Pb-25Sn (% ağı.)	25-110 °C	28 - 40.5	[137]
Sn-0.7Cu (% ağı.)		11.14	
Sn-0.7Cu-0.5Zn (% ağı.)		13.05	[138]
Sn-0.7Cu-0.5Bi (% ağı.)		15.68	

Tablo 2.7. (Devamı)

Alaşım	Sıcaklık aralığı	Elektriksel Özdirenç ($\times 10^{-8} \Omega m$)	Referans
Sn-9Sb		28.60	
Sn-9Sb-3Pb		25	
Sn-9Sb-3Cd		30.02	[139]
Sn-9Sb-3Cu		27.11	
Sn-9Sb-3Cu-3Pb		28.1	
Sn-9Sb-3Cu-3Cd		31.5	

Çeşitli araştırmacılar tarafından yapılan deneysel çalışmalar neticesinde katılaştırma hızı ile mikroyapı parametresi, mikrosertlik, çekme-dayanımı ve elektriksel özdirenç değerleri arasında farklı bağıntılar elde edildiği görülmektedir. Yapılan bu deneysel çalışmaların tamamında mikroyapı parametresinin azalış ya da büyütme hızının artmasıyla mikrosertlik ve çekme-dayanım değerinin arttığı görülmektedir. Bu sonuçlar katılaştırma parametreleri ile mikroyapı parametresi arasında belirgin bir ilişkinin olduğunu göstermektedir. Fakat literatürde var olan araştırmalarda elektriksel özdirenç değerleri için katılaştırma hızına bağlı bir sonuç çıkarmak mümkün değildir. Bu tez çalışmasının amaı elde edilen fiziksel özelliklerin katkılanan metalin cinsine ve katkılama oranına bağlı olarak nasıl değişim sergilediğini göstermektir. Ayrıca bu çalışmaların çoğunda metalik malzemelerin katılaştırılmasında “Bridgman tipi” kontrollü katılaştırma fırını kullanılmış ve numuneler düşey doğrultuda sabit katılaştırma hızı ve gradyentinde katılaştırılmıştır.

Bir sonraki bölümde metalik alaşımların kontrollü katılaştırılmasında kullanılan deneysel sistem üzerinde durularak bir kontrollü katılaştırma deneyinin her bir aşaması kapsamlı bir şekilde anlatılacaktır.

3. BÖLÜM

DENEYSEL SİSTEM VE BİR DENEYİN YAPILIŞI

Günümüze kadar, alaşım sistemleri üzerine birçok deneysel çalışma yapılmıştır. Yapılan bu çalışmalarda çeşitli malzemelerin mikroyapı (λ), mikrosertlik (HV), çekme-dayanım (σ_U), elektriksel özdirenç (ρ), gibi özellikleri ayrı ayrı ele alınmıştır. Bu çalışmada ise, Al-Si-xX (x=0.5, 1.0, 1.5, 2.0, 2.5 (ağ.); X=Fe-Ni-Co) alaşım sistemleri sabit hız ve gradyentte kontrollü katılaştırılmış ve Fe, Ni, Co'nın mikroyapı, mikrosertlik, çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç üzerine etkileri araştırılıp aralarındaki bağıntılar belirlenmiştir. Böylece Al-Si ötektik alaşıma Fe, Ni, Co katkılanarak elde edilmiş Al-Si-Fe, Al-Si-Ni ve Al-Si-Co üçlü alaşım sistemlerinin bir çok fiziksel özelliği ve katkılamanın etkisi bir bütün olarak tanımlanmıştır.

Bu bölümde katılaştırma çalışmalarının gerçekleştirilmesinde kullanılan deney sistemi ve bir kontrollü katılaştırma deneyinin yapılışının tüm aşamaları ayrıntılı olarak anlatılacaktır.

3.1. Deneysel Sistem

Bu tez çalışmasında üç ayrı fırın (vakumlu eritme fırını, döküm fırını ve kontrollü katılaştırma fırını) kullanılmıştır. Bu kesimde, deneylerde kullanılan bu fırınlar ayrıntılı olarak anlatılacaktır.

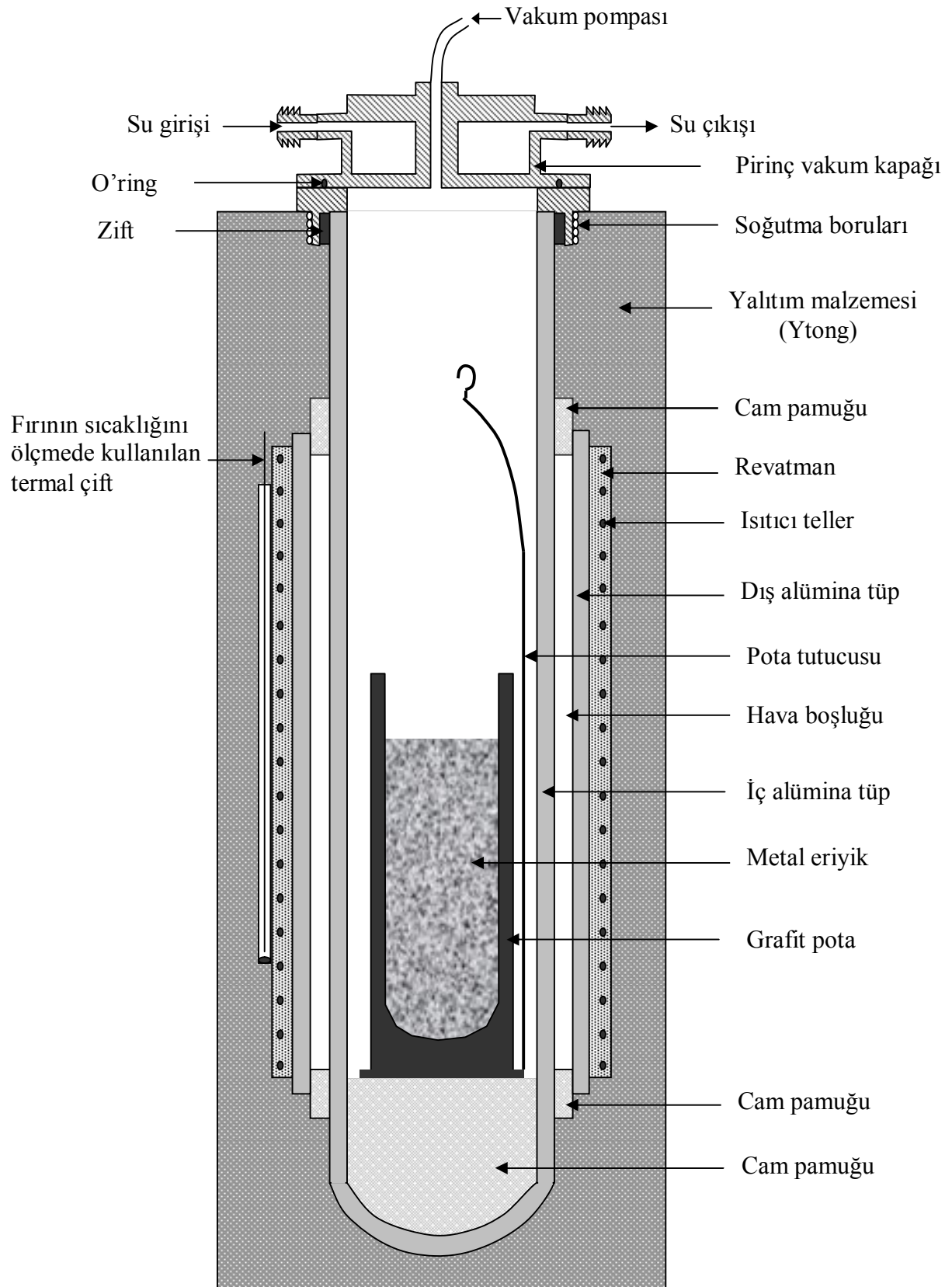
3.1.1. Vakumlu Eritme Fırını

Bu fırın alaşım yapılacak metallerin vakumlu ortamda oksitlenmeden eritilmesinde kullanılır. Vakumlu eritme fırınının fotoğrafı Şekil 3.1'de verilmiştir. Şematik gösterimi Şekil 3.2'de verilen vakumlu eritme fırını, iç içe geçmiş iki alümina tüp, vakum pompası, sıcaklık kontrolcüsü, sabit güç vermekte kullanılan varyak ve soğutma sisteminden oluşmaktadır.



Şekil 3.1. Vakumlu eritme fırınının fotoğrafı.

İçteki alümina tüpün iç çapı 50 mm, dış çapı 60 mm ve uzunluğu 700 mm olup bir ucu kapalıdır. Bu alümina tüpün içinde vakumlu ortam sağlanır. Dış alümina tüpün ebatları ise 80 mm × 90 mm × 500 mm olup her iki ucu da açıktır. Dış alümina tüpün etrafına 1.2 mm kalınlığındaki *Kanthal A1* telinden (FeCrAl alaşımından yapılmış tel) 80 sarım sarılmıştır. Isıtıcı telin toplam direnci 28.1 Ω olarak ölçülmüştür. Isıtıcı tellerin birbirine değmemesi için sarımların arasını dolduracak şekilde, tellerin etrafı revatman ile sıvanmıştır. Revatman ısındıkça sertleşen iyi bir yalıtım malzemesidir. Fırının ısı kaybını önlemek için alümina tüplerin etrafına gaz beton (Ytong) tuğlası yerleştirilmiştir. Vakumlu ortam oluşturabilmek için bir ucu kapalı alümina tüpün açık ucuna vakum pompasını bağlayacak şekilde pirinçten bir soğutma sistemi yapılmıştır. Vakumlama esnasında hava sızmamaları için iç alümina tüp ile pirinç soğutma sisteminin arası zift ile yalıtılmıştır. Fırın ısıtıldığında ziftin erimemesi için ise soğutma sisteminden sürekli su dolandırılmaktadır. Fırının sıcaklığı sıcaklık kontrolcüsü ile kontrol edilmektedir. Vakumlu eritme fırını 1100 °C'ye kadar (± 2 °C hassaslıkta) çıkabilmektedir. Eritme işlemi vakum pompası yardımıyla 10^{-3} mbar basınç altında yapılmaktadır.



Şekil 3.2. Vakumlu eritme fırınının şematik gösterimi.

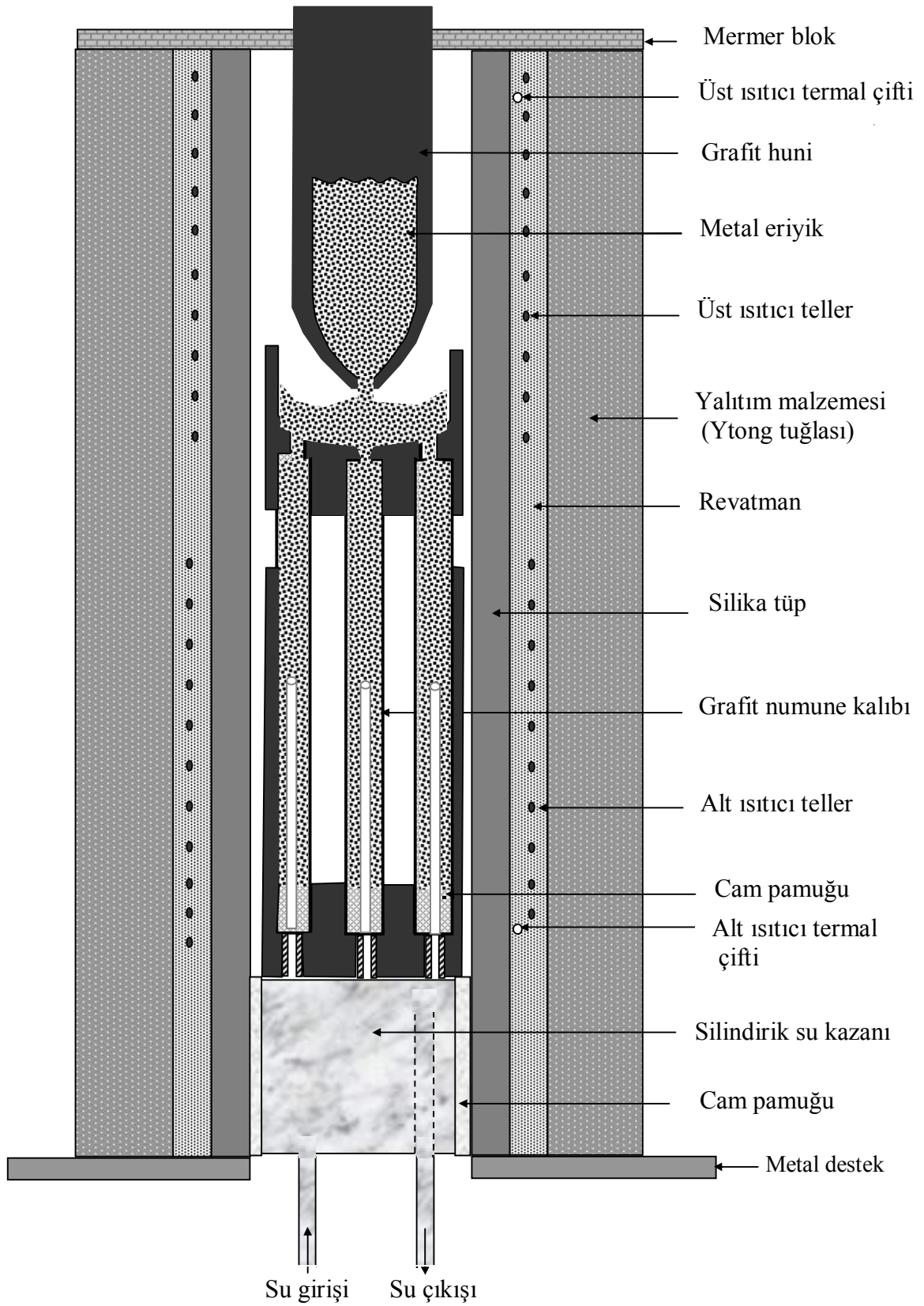
3.1.2. Döküm Fırını

Döküm fırını, eriyik haldeki alaşımın özel numune kalıbı içerisine dökümünün yapılması ve alaşımın kalıp içerisinde tek yönlü (doğrusal) olarak katılaştırılması için kullanılmaktadır. Dökümü yapılan numuneler içerisinde hava boşluğunun kalmaması ve numunelerin tamamen dolması için tek yönlü katılaştırma amacıyla kullanılan döküm fırınının fotoğrafı Şekil 3.3'te verilmiştir.



Şekil 3.3. Döküm fırınının fotoğrafı.

Döküm fırını; iki ucu açık alümina, alt ısıtıcı, üst ısıtıcı ve soğutma kazanından oluşmaktadır. İç çapı 50 mm, dış çapı 60 mm ve uzunluğu 750 mm olan alümina tüpün etrafındaki farklı iki bölgeye ısıtıcı teller sarılarak birbirinden bağımsız iki ısıtıcı bölge oluşturulmuştur. Isıtıcı tel olarak 1.2 mm kalınlığında *Kanthal A1* teli kullanılmıştır. Alt ve üst ısıtıcıların dirençleri sırasıyla 16.675 Ω ve 9.725 Ω olarak ölçülmüştür. Isıtıcı tellerin birbirine değmemesi için sarımların arasını dolduracak şekilde tellerin etrafı revatman ile sıvanmıştır. Alt ve üst ısıtıcıların sıcaklıklarını ölçmek için ısıtıcıya yakın mesafelere iki adet yalıtılmış *K*-tipi termal çift yerleştirilmiştir. Alümina tüpün alt tarafına 40 mm çapında ve 160 mm uzunluğunda silindirik bir su kazanı yerleştirilmiştir. Alümina tüpün etrafı ise ısı yalıtımı amacıyla gaz beton (Ytong) tuğlası ile kaplanmıştır. Döküm fırını 1100 °C'ye kadar (± 2 °C hassaslıkta) çıkabilmektedir. Döküm fırınının şematik gösterimi Şekil 3.4'te verilmiştir.



Şekil 3.4. Döküm fırınının şematik gösterimi.

3.1.3. Kontrollü Katılaştırma Fırını

Kristal büyütme çalışmalarının yaklaşık % 40'ı Bridgman tipi kontrollü katılaştırma fırını ile yapılmaktadır. Özellikle mühendislik alanında gerilime dayanıklı malzeme üretiminde bu fırınlardan yaygın olarak yararlanılmaktadır [13]. Sıcak döküm fırınında elde edilen numunelerin, değişik sıcaklık gradyenti ve hızlarda katılaştırılması, kontrollü katılaştırma fırını yardımıyla yapılmaktadır.

Şekil 3.5'te şematik olarak gösterilen kontrollü katılaştırma fırınında, değişik katılma hızları elde etmek için kullanılan motor bağlantılı bir sürücü sistem, farklı sıcaklık gradyenti oluşturmak için kullanılan ısıtıcı ve soğutucu sistemler bulunmaktadır. Bu fırında numune tutucusuna yerleştirilen numuneler, sürücü sistem vasıtasıyla sıcak bölgeden soğuk bölgeye çekilirken, kalıp içerisindeki sıvı alaşım, en alt kısımdan başlayarak katılaşmakta ve katı-sıvı arayüzeyi yukarı yönde ilerlemektedir.

Kontrollü katılaştırma fırını 1100 °C sıcaklığa kadar çıkılabilmektedir. Ayrıca bu fırına takılan numune içerisinde 10 ile 100 °C/cm arasında bir sıcaklık gradyenti elde edilebilmektedir. Bridgman tipi kontrollü katılaştırma fırını başlıca *ısıtıcı sistem*, *soğutucu sistem* ve *sürücü sistem* olmak üzere üç kısımdan oluşmaktadır. Şimdi bu kısımları detaylı bir şekilde inceleyelim.

3.1.3.1. Isıtıcı Sistem

Isıtıcı sistem, yüksek sıcaklıklara dayanıklı iç çapı 50 mm, dış çapı 60 mm, uzunluğu 800 mm olan iki ucu açık alümina tüp etrafına 1 mm çapında, toplam direnci 25 Ω olan Cr-Ni tel 300 mm sarılarak yapılmıştır. Alümina tüpün iki ucuna pirinçten yapılmış dairesel kesitli kaideler geçirilmiştir. Alümina tüp ile pirinç kaideler arasındaki boşluk 180 °C'ye dayanıklı zift (black wax) ile doldurulmuş ve böylece numunenin argon atmosferinde kalması sağlanmıştır. Dolgu ziftinin aşırı ısınmasını önlemek ve pirinç kaideyi soğuk tutmak için kaidelerin içerisinden sürekli su dolanımı yapılmıştır. Fırının sıcaklığını kontrol etmek için 0.5 mm çapında yalıtılmış, metal kaplı K-tipi termal çift sıcak bölgenin tam ortasına yerleştirilmiştir. Ayrıca üst bölgede pirinç kapak ile pirinç kaide arasından hava sızmamaları için lastik halka (O'ring) yerleştirilmiştir. Kontrollü katılaştırma fırınının ısıtıcı sistemi ± 0.1 °C hassasiyetinde **2604S Eurotherm** sıcaklık kontrolcüsü ile kontrol edilmiştir.

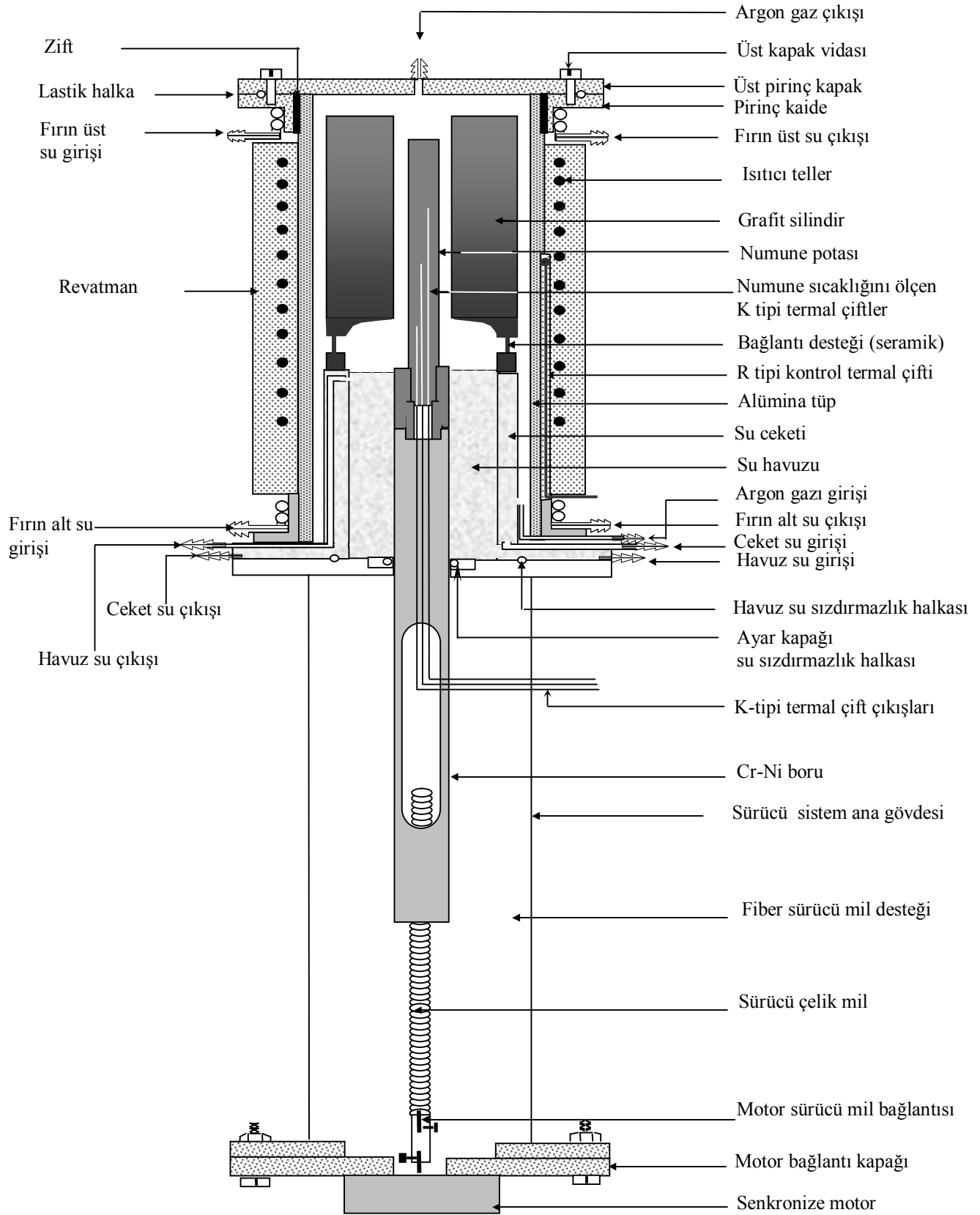
3.1.3.2. Soğutucu Sistem

Soğutma sistemi, fırın içerisinde sıcaklık gradyenti oluşturmak amacıyla tasarlanmıştır. Yeterli uzunlukta katılaştırılan numune, aniden soğutma bölgesine (iç su havuzuna) çekilerek ani soğutma (quench) sağlanmaktadır. Soğutucu sistem, 300 mm uzunluğunda 23 ve 33 mm çaplara sahip iç içe geçmiş iki pirinç borudan oluşmaktadır. Pirinç boruların alt kısmı yaklaşık 10 mm kalınlığında, 100 mm çapında dairesel pirinç parçaya kaynatılmıştır. Dolayısıyla soğutucu sistem iç içe geçmiş iki silindirin (iç ve dış silindir) oluşturduğu bir havuzdan yapılmıştır. Numune doğrudan havuza çekilmektedir.

Havuzlardaki suyun sıcaklığı, ± 0.01 °C hassasiyetinde -40 °C ile 200 °C sıcaklık aralığında çalışabilen *PolyScience* dijital kontrollü ısıtmalı/soğutmalı akışkan dolanım sistemi ile kontrol edilmektedir. Dolanım sisteminden gelen akışkan (antifrizli su) ilk olarak havuzun taban kısmından girmekte, havuzda belli bir seviyeye kadar birikmekte ve sonrada fırını terk ederek dolanım sistemine geri dönmektedir. Böylece havuz ve içerisindeki akışkanın sürekli soğuk kalması sağlanabilmektedir. Dolanım sisteminin akışkan tankı 13 L hacminindedir ve bu tank içerisindeki akışkan belli bir sıcaklık aralığında (-40 °C ile 200 °C) hem ısıtılıp hem de soğutulabilmektedir. Ayrıca dolanım sisteminin tankında bulunan akışkanın, fırın içerisinde istenilen hızda dolanımı sağlanabilmekte yani dolanım sisteminin akışkan pompalama hızı ayarlanabilmektedir.

3.1.3.3. Sürücü Sistem

Farklı katılaştırma hızları elde etmek amacı ile kullanılan sürücü sistem, 540 mm boyunda ve 40 mm çapında pirinç gövde içerisinde bulunan, dış çapı 12 mm, iç çapı 10 mm, uzunluğu 650 mm olan Cr-Ni borudan oluşmaktadır. Üzerinde cetvel ölçeği bulunan sürücü sistemin alt kısmında, değişik katılaştırma hızları sağlayan sürücü mile bağlı senkronize motor bulunmaktadır. Pirinç gövde içerisindeki Cr-Ni boru, alt ucundan fiberglastan yapılmış mil yuvasına, üst ucundan da numune tutucusuna sabitleştirilmiştir. Cr-Ni borunun kenarlarından su sızıntılarını önlemek amacıyla lastik halkalar kullanılmıştır. Pirinç gövde içerisine yerleştirilmiş fiberglas, 65 mm uzunluğundadır. Fiberglas'ın bir ucu 12 mm çapındaki Cr-Ni boruya sıkı bir şekilde geçebilmesi için delinmiştir.



Şekil 3.5. Bridgman tipi kontrollü doğrusal katılaştırma fırını [12].

Diğer ucuna ise sürücü milin içinde hareket edebilmesi için 20 mm çapında 30 mm uzunluğunda pirinç blok yerleştirilmiştir. Bu parçanın merkezine 3 mm çapında metrik diş açılmıştır. Sürücü mil çelikten yapılmış olup buna da 3 mm'lik metrik diş açılmıştır. Numune bu çelik mil vasıtasıyla motor devir hızına bağlı olarak, soğuk bölgeye doğru çekilip, düşey doğrultuda kontrollü olarak katılaşması sağlanmaktadır.

3.2. Bir Deneyin Yapılışı

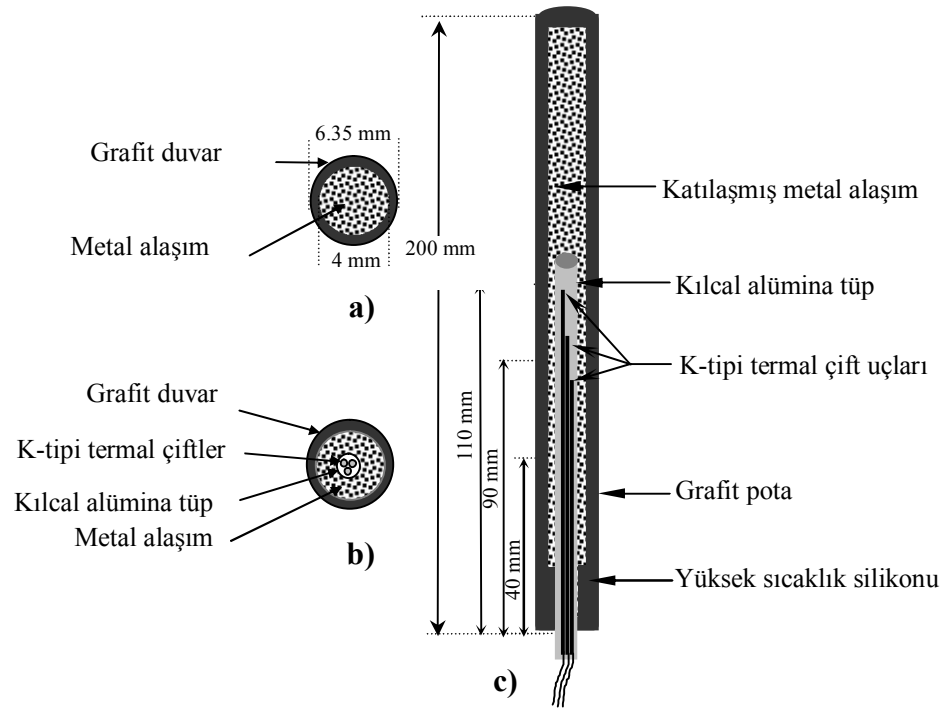
Bir kontrollü katılaştırma deneyi; numunenin hazırlanması, katılaştırma fırınında kontrollü katılaştırılması, metalografik işlemler ve ortaya çıkan mikroyapıların gözlenmesi basamaklarından oluşmaktadır. Şimdi bu basamakların her birini ayrıntılı bir şekilde inceleyelim.

3.2.1. Numunenin Hazırlanması

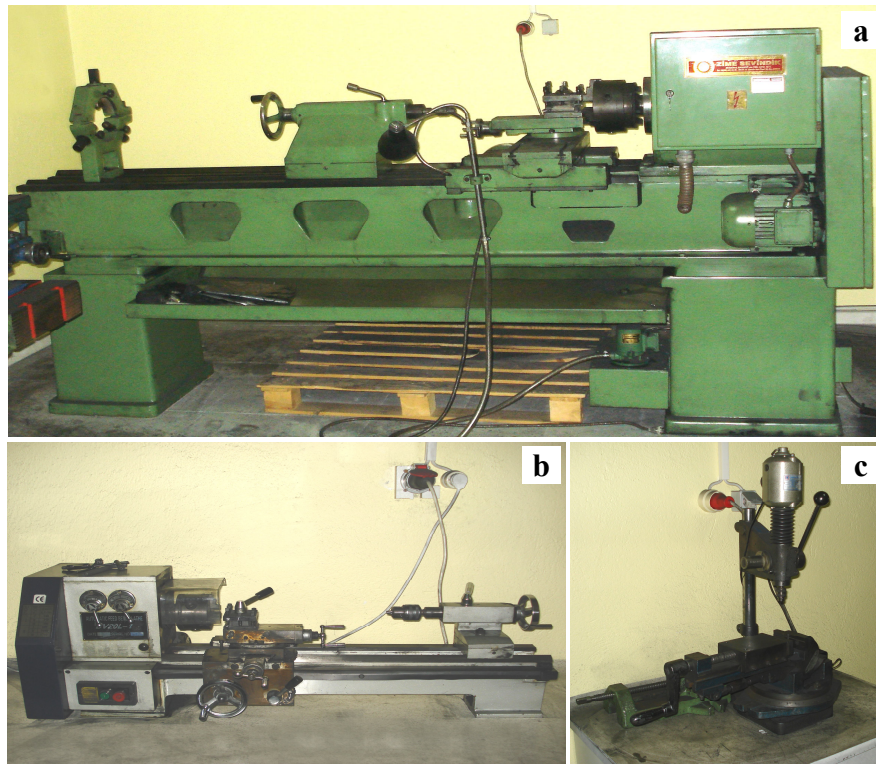
3.2.1.1. Numune Kalıbının Yapılması

Numune pota ve kalıplarının hazırlanmasında iyi bir ısı iletkenliğine ve kolay işlenebilme özelliklerine sahip olması, metalik alaşımlarla reaksiyona girmemesi nedeniyle grafit tercih edilmiştir. Bu amaçla deneysel çalışmalarda kolay işlenebilen, yüksek ısı iletkenliğe sahip, korozyona karşı dayanımı yüksek ve erime sıcaklığı 1400 °C'ye kadar olan metaller için kullanılabilen **Morgan** marka grafitler kullanılmıştır.

Deneylerde numune kalıbı olarak 200 mm uzunluğunda ve 6.35 mm çapında grafit çubuklar kullanılmıştır. Bu grafit çubuklar delinme esnasında kolayca kırılabilirdikleri için, pirinçten yapılmış kalıbın içine yerleştirilerek 4 mm çapında 220 mm uzunluğunda özel matkap uçları ile tornada delinmiş ve böylelikle içi boş grafit kalıplar elde edilmiştir. Her bir alaşım sistemi için 11 grafit kalıbından 6'sı termal çiftsiz, 5'i ise termal çiftli olacak şekilde hazırlanmıştır. Termal çiftsiz olarak hazırlanan numune kalıplarının bir ucu, içerisinde sıvı halde bulunan metal alaşımın sızmasını engellemek için bir uçtan başlayan delme işlemi diğer ucun sonuna kadar getirilmiş ve grafitin diğer ucu kapalı bırakılmıştır. Termal çiftli numune kalıplarının hazırlanmasında ise 1.2 mm dış çapında 0.8 mm iç çapında kılcal alümina tüp kullanılmıştır. Şekil 3.6'da görüldüğü gibi, alümina tüp iki ucu delik olan numune kalıbının bir ucundan geçirilip diğer ucu merkezde olacak şekilde yerleştirilerek sızıntı olmaması için etrafı sıkı bir şekilde cam



şekil 3.6. Grafit numune kalıbı (a) Üst enine kesiti, (b) Alt enine kesiti, (c) Yandan görünüşü.

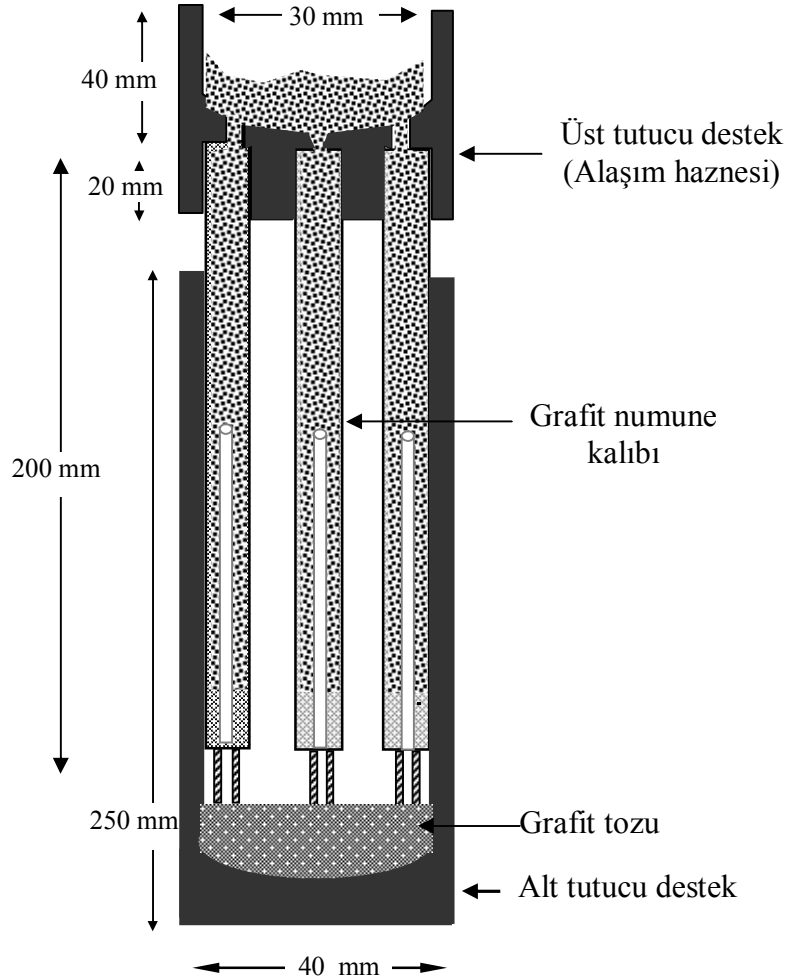


şekil 3.7. Grafitlerin işlenmesinde kullanılan (a) Büyük torna, (b) Küçük torna ve (c) Yönlü matkap.

pamuğu ve silikonla desteklenmiştir. Bu grafitleri işlemede kullanılan cihazların fotoğrafları Şekil 3.7’de verilmektedir.

3.2.1.2. Numune Potasının Yapılması

Aynı anda, aynı bileşime sahip alaşımı numune kalıplarına doldurmak amacıyla numune pota kalıbının hazırlanmasına ihtiyaç duyulmuştur. Şekil 3.8’de verildiği gibi, hazırlanan numune kalıplarından 13 adet numune elde edilebilmektedir. Numune potası, alt ve üst olmak üzere 2 adet grafit destekten oluşmaktadır. Alt destek 40 mm çapında, 250 mm uzunluğunda silindir biçimli grafit parçadan yapılmış ve içerisine 30 mm çaplı 200 mm uzunluğunda bir ucu kapalı kalacak şekilde delik açılmıştır.



Şekil 3.8. Numune potası ve alt-üst desteklerin şematik gösterimi.

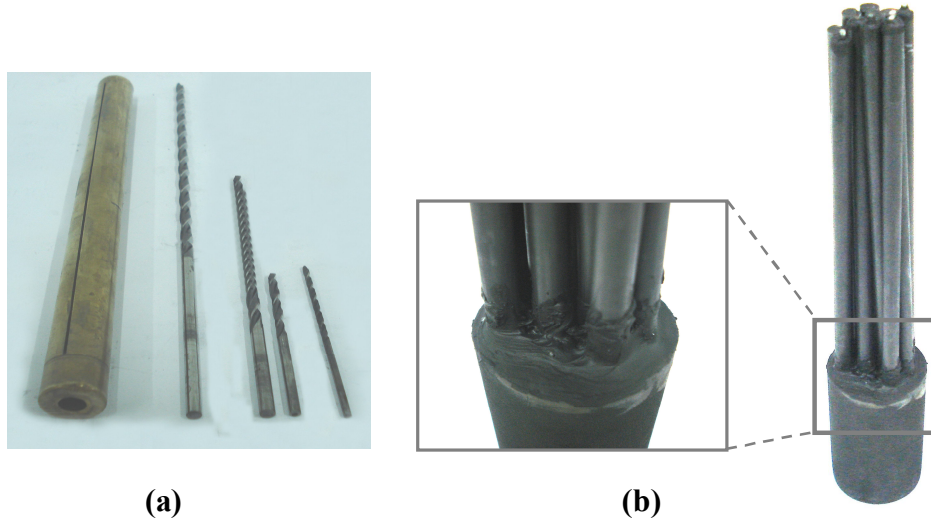
Üst destek yapımı için 60 mm uzunluğunda, 40 mm çapında bir grafit parça kullanılmıştır. Grafit parçanın bir ucu 30 mm çapında matkap ucu kullanılarak 40 mm uzunluğunda delinmiştir. Diğer ucuna ise 3 mm çapında 20 mm uzunluğunda 13 adet delik açılmıştır. Bu delikler 6.35 mm çapındaki matkap ucuyla 15 mm uzunluğunda genişletilmiştir. Önceden hazırlanmış olan numune kalıplarının açık uçları üst destekteki deliklerden geçirilmiştir. Birleşme noktaları 1200 °C'ye dayanıklı karbon katkı silikon yapıştırıcı ile tutturulmuştur. Şekil 3.9'da deneylerin yapımında kullanılan grafit numune kalıpları ve potalarının fotoğrafları verilmektedir.



Şekil 3.9. Deneylerde kullanılan grafit numune kalıpları ve potaları.

Şekil 3.10'da ise grafit numune kalıplarının hazırlanmasında kullanılan pirinç blok, matkap uçları (Şekil 3.10.a) ve üst destek ile numune kalıplarının silikon yapıştırıcı yardımıyla birleştirilmesi (Şekil 3.10.b) verilmektedir. Üst destek ile numune kalıpları arasına sürülen silikonların kuruması için yaklaşık bir gün süreyle beklenmiştir.

Daha sonra önceden hazırlanan alt destek yardımıyla kılavuzlama yapılmıştır. Hazırlanan kalıp döküm fırınına teller yardımıyla indirilmiş böylece kalıp hazırlama işlemleri tamamlanarak alaşım hazırlama basamağına geçilmiştir.



Şekil 3.10. (a) Grafit numune kalıplarının yapımında kullanılan pirinç destek ve değişik ebatlarda matkap uçları,
(b) Üst destek ile numune kalıplarının silikon yapıştırıcı yardımıyla birleştirilmesi.

3.2.1.3. Alaşımın Hazırlanması

Alaşım yapımında kullanılan malzemelerin yüksek saflıkta olmasına özellikle dikkat edildi. Yeterince saf olmayan malzemelerle alaşım hazırlandığında safsızlıklar arayüzeyde birikmekte ve deneysel süreçte arayüzeyde oluşan yapı şekillerini olumsuz etkilemektedir. Alaşım yapımı için alüminyum %99.99, silisyum %99.9, demir %99.97, nikel %99.95, kobalt %99.9 saflıkta metaller kullanıldı. Her bir bileşen, uygun oranlarda 0.1 mg'a duyarlı **AND GX-600** tipi hassas terazi ile tartıldı (Şekil 3.11). Şekil 3.12'de alaşım yapımında kullanılan malzemeler gösterilmektedir.



Şekil 3.11. Alaşım metallerinin tartılmasında kullanılan hassas terazi.



(a) Alüminyum



(b) Silisyum



(c) Demir



(d) Nikel



(e) Kobalt

Şekil 3.12. Al-Si-xX ($x=0.5, 1.0, 1.5, 2.0, 2.5$ (ağ.); $X=Fe-Ni-Co$) alaşımlarının yapımında kullanılan metaller

3.2.1.4. Dökümünün Yapılması

Alaşımların hazırlanmasında kullanılacak metallerin miktarları hassas terazi ile tartıldıktan sonra alaşımların hazırlanması ve hazırlanan alaşımların numune kalıplarına doldurulması aşamalarına geçildi. Erime sıcaklığı düşük olan metal altta kalacak şekilde metal malzemeler grafit potaya yerleştirildi. Grafit pota uygun bir çengelli tel pota tutucusu yardımıyla vakum fırınına indirildi. Vakum pompası çalıştırılarak fırın vakumlandı. Fırın ısıtılmaya başlamadan önce fırının kapaklarında bulunan ziftin sıcaklığın etkisiyle erimemesi için kapak içlerinden su geçirilerek soğutma yapıldı. Varyak en düşük güç durumunda çalıştırıldı ve yaklaşık her 5 dakikada varyağın değeri % 5 artırıldı. Varyağın değerinin artırılmasına fırın istenilen sıcaklığa çıkıncaya kadar devam edildi.

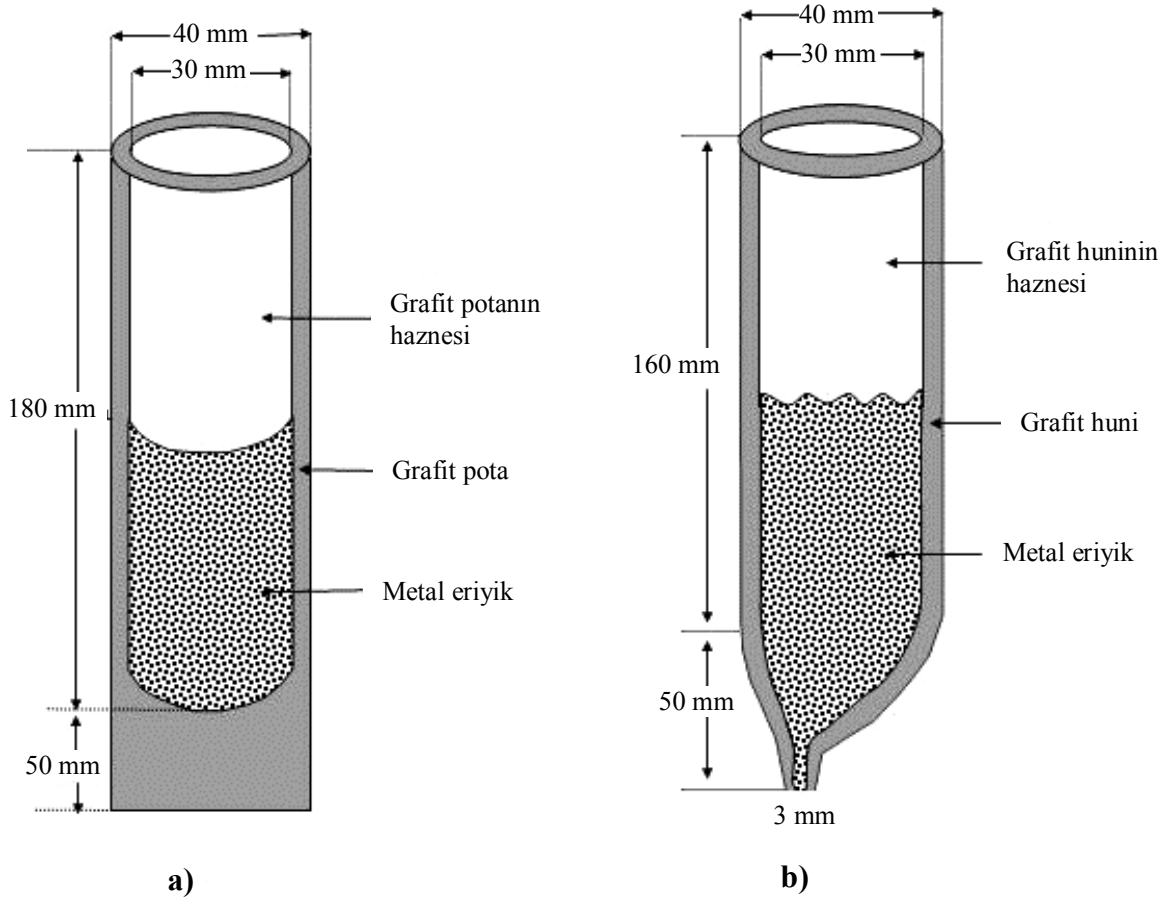
Metaller tamamen eridikten sonra vakum kapağı açılarak grafit karıştırıcı çubuk yardımıyla metal eriyik karıştırıldı. Bu işlem 20-25 dakika arayla 4-5 defa tekrarlandı. Böylece eriyik halde metalik üçlü alaşım hazırlanmış oldu.

Vakumlu eritme fırınında alaşım hazırlama işlemleri devam ederken diğer taraftan döküm fırınında dökümün yapılması ve önceden yapılan numune kalıplarına alaşımın doldurulması hazırlıklarına başlandı. Numune potalarıyla desteklenen numune kalıplarının etrafı cam pamuğu ile sarılarak çevresine sarılan tel yardımıyla fırına indirildi. Dökümü kolaylaştırmak amacıyla kalıp üzerine grafitten yapılmış bir huni yerleştirildi. Döküm sırasında sıvı alaşımın dışarıya taşıp fırına sızmasını engellemek için grafit huni ile alümina tüp arasına yüksek sıcaklığa dayanıklı cam pamuğu sıkıştırıldı. Fırının alt ve üst ısıtıcılarına güç verilerek fırının iç bölgesinin ısıyı çekmesi beklendi. Döküm fırınının varyakları yavaş yavaş artırılarak alt ısıtıcının sıcaklığı alaşımın erime sıcaklığının yaklaşık 50 °C üzerindeki bir sıcaklığa, üst ısıtıcının ise erime sıcaklığının 100-150 °C üzerindeki bir sıcaklığa çıkması sağlandı. Burada amaç vakumlu eritme fırınından eriyik halde çıkarılan alaşımın döküm fırınına yerleştirilen numune kalıplarına dolması esnasında akışkanlığını koruması ve bu süreç esnasında katılaşmadan kalıp içlerine tam bir dolum yapmasıdır.

Vakumlu eritme fırınında hazırlanan ve yeterli miktarda karıştırılarak alaşım olduğuna kanaat getirilen eriyik, maşayla sıkıca kavrandı ve vakit geçirilmeden huni yardımıyla numune kalıplarına döküldü. Şekil 3.13.a'da vakumlu eritme fırınında alaşımı oluşturacak metalleri içerisinde eritmede kullanılan grafit pota ve Şekil 3.13.b'de döküm fırınında döküm yapmak amacıyla kullanılan grafit huninin şematik gösterimi verilmiştir.

Grafit numune potası üzerine yerleştirilen huni çıkarıldı ve ince bir grafit çubuk ucuna bağlanan alümina tüp ile sıvı alaşım tekrar tekrar karıştırılarak numune kalıpları içerisinde bulunabilecek hava kabarcıklarının dışarıya çıkması sağlandı. Döküm fırınının alt ısıtıcısı kapatıldı, üst ısıtıcı çalışır haldeyken numune kalıbının altında bulunan soğutma kazanından su geçirilerek tek yönlü katılaştırma başlatıldı. Tek yönlü katılaştırmanın amacı numune kalıbının içerisinde hava boşluğu kalmaksızın tamamen doldurulmasıdır. Katılaşma tamamlandıktan sonra üst ısıtıcı da kapatılarak fırının soğuması beklendi. Fırın tamamen soğuduktan sonra, dökümü yapılan grafit numune

kalıpları fırından çıkarıldı. Üst ve alt destek kısımları numune kalıplarından ayırt edildi. Böylece her bir numune kalıbının aynı anda aynı tür malzemeyle dolması sağlanarak, numuneler kontrollü katılaştırma fırına yerleştirilecek hale getirildi.



Şekil 3.13. Grafitten yapılmış (a) Pota ve (b) Huninin şematik gösterimi.

3.2.1.5. Termal Çift Seçimi ve Sıcaklık Ölçümleri

Termal çiftler, fırınlarda ısıtılan numunelerin sıcaklığını ölçmek ve kontrol etmek amacıyla kullanılmaktadır. Deneysel çalışmalarda yaygın olarak Kromel-Alumel (*K*-tipi) ve Platin-%13 Platin-Rodyum (*R*-tipi) olmak üzere iki tür termal çift kullanılmaktadır. Deneysel çalışmalara geçmeden önce, deneylerde kullanılacak termal çiftlerin seçimi ve testi yapıldı. Deneyler esnasında sıcaklık ölçümlerini yapabilmek için 0.25 mm çapında 100 cm uzunluğunda, $-270\text{ }^{\circ}\text{C}$ ile $1370\text{ }^{\circ}\text{C}$ aralığında ölçüm yapabilen, *K*-tipi termal çiftler kullanıldı (Şekil 3.14).

Deneylerde kullanılan termal çiftlerin, çapları 0.25 mm olması, deneysel çalışmalarda kolaylık sağlamakta ve hassasiyeti artırmaktadır. Bu termal çiftlerin iç tarafındaki

kontak noktası seramik tozla yalıtılmış ve yüzeyi metalle kaplanmış olduğu için ayrıca bir yalıtıma ihtiyaç duyulmamaktadır. Kontak uç, sıcaklığı ölçülecek bölgeye yerleştirilirken, diğer uçlar referans sıcaklığında (0 °C’de antifrizli su) tutulmaktadır. Bu amaçla **PolyScience** analog kontrollü ısıtmalı/soğutmali akışkan dolanım sisteminin akışkan tankı kullanılmıştır.



Şekil 3.14. Numunelerin sıcaklıklarının ölçümünde kullanılan K-tipi termal çiftler.

Referans noktasını sabitlemede kullanılan analog dolanım sistemi, tankı içerisinde bulunan akışkanı -20 °C ile 100 °C sıcaklık aralığında ± 0.2 °C hassasiyetle kontrol edebilme özelliğine sahip olup 6 L hacmindedir. Dolayısıyla sıcaklık ölçümünde kullanılan termal çiftlerin bir uçları sıcaklığı ölçülecek bölgeye yerleştirildikten sonra, diğer uçları içerisinde etil alkol bulunan bir cam tüp içerisine yerleştirilerek dolanım sisteminin tankı içerisine sabitlendi. Cam şişe içlerinde etil alkolün kullanılmasının nedeni, ısı iletkenliğinin havanın ısı iletkenliğinden daha yüksek olması ve tank içerisindeki ısıyı termal çift uçlarına daha iyi iletmesindendir. Dolanım sisteminin tankına ise antifrizli su (etilen glikol çözeltisi) doldurularak referans sıcaklığı olan 0 °C’de akışkanın donması engellendi. Sistemde sıcak bölge ile soğuk bölge arasında bir e.m.k. oluşmakta ve bu oluşan e.m.k. μV mertebesinde hassas ölçüm yapan sıcaklık kaydedicisi yardımıyla okunarak °C birimine dönüştürmektedir. Böylece fırın içerisindeki numune sıcaklığı belirlenmektedir. Kullanılan termal çiftlerin (-270 °C ile 1370 °C) ölçüm aralıkları, deneysel çalışmalarda ölçüm aralıkları ile uyumlu olduğundan dolayı hassas ve duyarlı bir şekilde ölçümler alınabilmektedir.

Alaşımın erime sıcaklığının tayininde (kalibrasyon), katılaştırma süreci devam ederken numune içerisinde oluşan sıcaklık gradyentinin ölçümünde ve ani soğutma anında ölçüm termal çiftlerinin sıcaklık değişimlerinin kaydedilmesinde sıcaklık kaydedicisi (data logger) kullanılmıştır. Kontrollü katılaştırma deneylerinde ölçüm termal çiftlerinin sıcaklık değişimlerinin kaydında **Pico TC-08** model sıcaklık kaydedicisi kullanılmış ve veriler bilgisayar ortamına kaydedilmiştir. Kullanılan sıcaklık kaydedicisinin fotoğrafı Şekil 3.15'te verilmiştir.

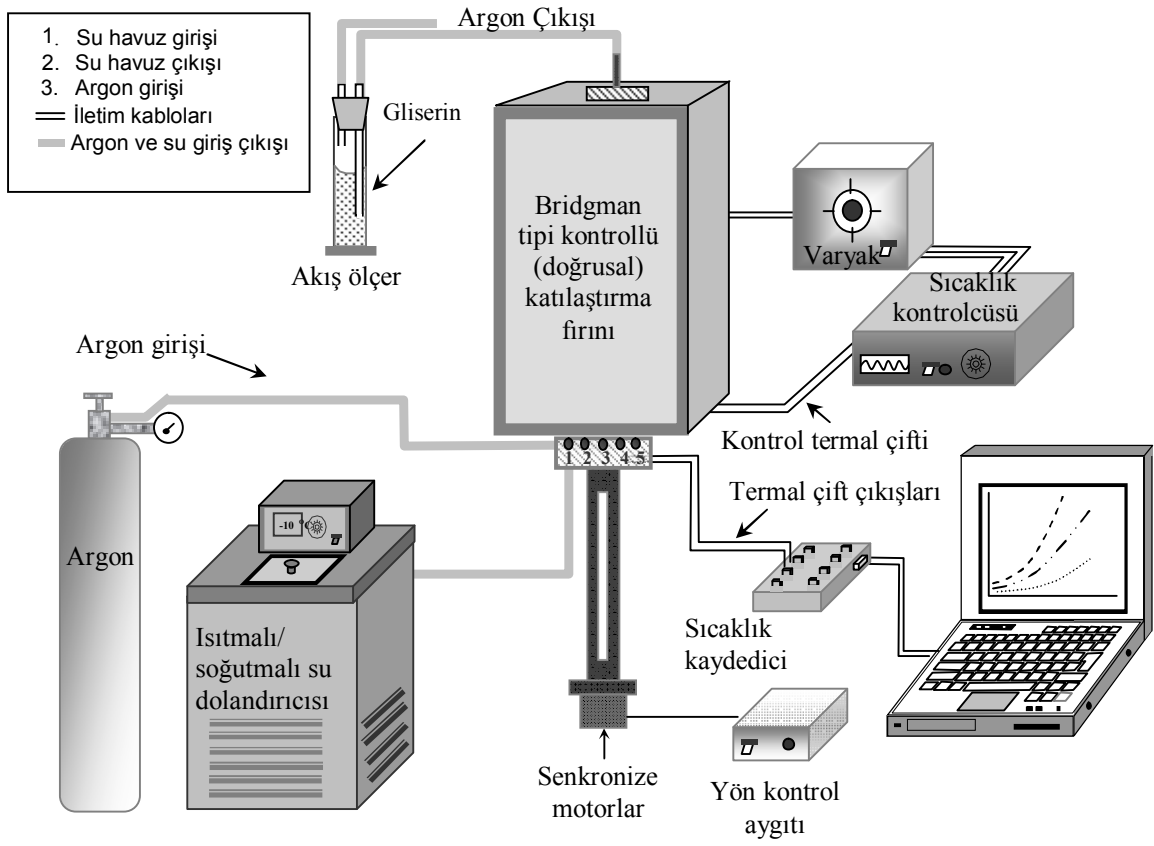


Şekil 3.15. Sıcaklık değişimlerinin kaydedilmesinde kullanılan Pico TC-08 model sıcaklık kaydedicisi.

3.2.2. Kontrollü Katılaştırma

Kontrollü katılaştırma deney düzeneği; yukarıda ayrıntılı özellikleri anlatılan alaşımla doldurulan grafit numune kalıplarının, kontrollü olarak düşey doğrultuda katılaştırıldığı kontrollü katılaştırma fırını, sıcaklık kontrol ünitesi, varyak, senkronize motor, yön kontrol ünitesi, argon pozitif basınç ünitesi, akış ölçer (flowmeter), su dolanım sistemi, sıcaklık kaydedicisi (data logger) ve bilgisayardan oluşmaktadır.

Dökümü yapılan numunelerden biri kontrollü katılaştırma fırınının numune tutucusuna yerleştirildi. Termal çift çıkışları 5 terminali bulunan selektöre bağlandı. Fırının bağlantı uçları, içerisinde etil alkolün bulunduğu cam tüp borular içerisine konularak içerisinde 0 °C'de antifrizli su bulunan analog dolanım sisteminin tankının içerisine yerleştirildi. (Burada amaç referans sıcaklığını 0 °C yapmaktır). Şekil 3.16'da bir bütün olarak deney sisteminin şematik görünümü, Şekil 3.17'de ise fotoğrafı verilmiştir.



Şekil 3.16. Deney sisteminin şematik gösterimi.



Şekil 3.17. Deney sisteminin fotoğrafı.

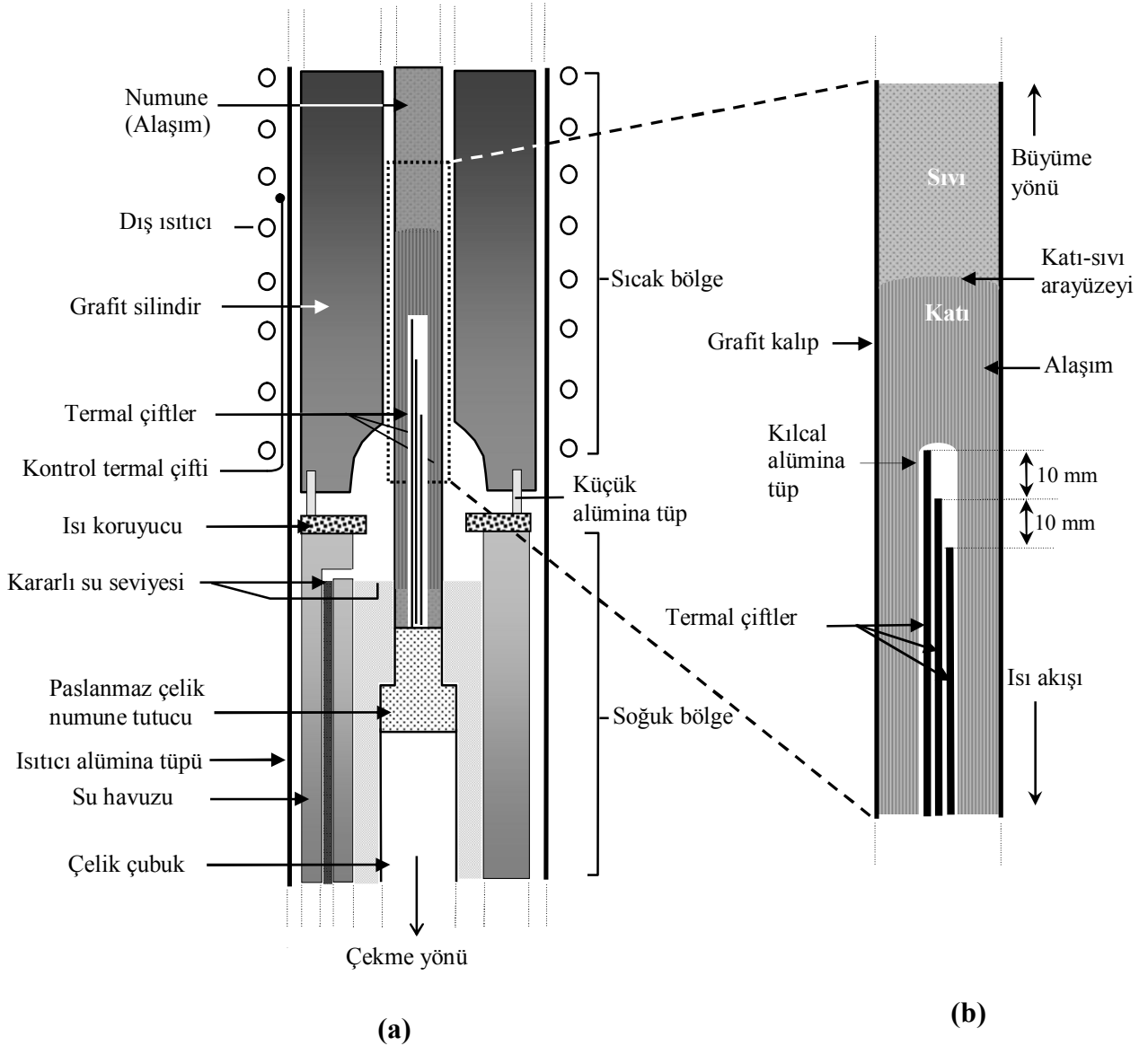
Bu işlemden sonra soğutma havuzu giriş ve çıkış hortumlarının bağlantıları ve istenilen hızdaki senkronize motor bağlantıları yapılarak deney düzeneği kuruldu. Soğutma havuzundaki akışkanın sıcaklığı istenen düzeye geldikten sonra sisteme argon gazı verildi. Burada argon gazı, sıvı haldeki alaşımın katılaşma sürecinde herhangi bir oksidasyona maruz kalmaması amacıyla kullanılmıştır. Bu aşamadan sonra kontrollü katılaştırma fırını istenilen sıcaklığa ayarlandı. Fırının istenilen sıcaklığa gelişi, sıcaklık kaydedici ve bilgisayar bağlantısı yardımıyla kontrol edildi. Numune üzerindeki sıcaklık akışının kararlı hale gelmesi için yaklaşık 2 saat kadar beklendi. Daha sonra sürücü motor çalıştırılarak deney başlatıldı. Numune yaklaşık 7-9 cm katılaştıktan sonra ani soğutma (quench) yapılarak katılaştırma durduruldu. Ani soğutma işlemi numunenin kontrollü katılaştırılma işlemi devam ederken, hızla soğuk su havuzuna çekilerek o anki haliyle katılaştırılmasıdır.

Bu noktada numuneyi havuza çekme işleminin hızının yüksek olması ve havuzdaki suyun sıcaklığının numune üzerinde denge durumunu bozabilecek bir osilasyon oluşturmaması gereklidir. Bu nedenle ani soğutmanın etkin olabilmesi için çekme işlemi çok hızlı yapıldı ve iç havuzun sıcaklığı hassas bir şekilde kontrol edildi.

Bu işlem sabit katılaşma hızında ikişer adet olmak üzere her bir alaşım sistemi için (Al-Si-xFe, Al-Si-xNi ve Al-Si-xCo ($x=0.5, 1.0, 1.5, 2.0, 2.5$)) 10 defa tekrarlandı. İkişer adet yapılmasının nedeni ise ilk yapılan deneylerde katılaştırma hızlarını ve malzemenin sıcaklık gradyentini belirlemek için içine termal çiftlerin yerleştirileceği alimüna tüpler konulmasıdır. İçine alümina tüp konulan numunelerden çekme-dayanım testi güvenilir sonuçlar vermeyecektir. Bu nedenle de aynı şartlar altında iki deney yapılmıştır. Kontrollü katılaştırma fırınının içyapısını ve içine yerleştirilen numunenin ayrıntıları Şekil 3.18’de verilmiştir.

Kararlı ötektik mikroyapıların oluşabilmesi için ötektik bileşim değerine karşılık gelen oranların doğru olarak hesaplanması, tartılması ve deney esnasında katılaştırma şartlarının kararlı olması (yani katılaştırma esnasında konveksiyon etkisinin minimum ve numune üzerinde sıcaklık değişiminin ± 0.1 °C’den büyük olmaması) gerekmektedir.

Ayrıca deney esnasında numunenin katılaştırma hızının ve sıcaklık gradyentinin hassas bir şekilde ölçülmesi ve deney sonucunda oluşan ötektik mikroyapı mesafelerinin hassas okunması deneysel hata oranını minimize etmektedir.



Şekil 3.18. Bridgman tipi kontrollü katılaştırma fırınının içyapısı
(a) Fırının sıcak ve soğuk bölgeleri, (b) Numune kalıbı.

3.2.2.1. Sıcaklık Gradyentinin Ölçülmesi

Kontrollü katılaştırma deneylerinde kontrol parametrelerden birisi sıcaklık gradyentidir. Sıcaklık gradyentinin ölçümü aşağıda özetlenmiştir; Kontrollü katılaştırma fırınına yerleştirilen numune içerisindeki sıcaklık akışı kararlı hale geldikten sonra sürücü motor çalıştırılarak katılaştırma başlatıldı. Deney sisteminde kullanılan Bridgman tipi kontrollü katılaştırma fırını düşey olarak tasarlandığından içerisindeki numune aşağıdan yukarıya doğru katılaşmaktadır. Numune içerisindeki kılcal alümina tüpün içine

yerleştirilen üç *K*-tipi termal çift ve sıcaklık kaydedicisi yardımıyla numunenin sıcaklığı tespit edildi. Numune katılaştırılırken, birinci termal çift katı-sıvı arayüzeyine geldiğinde ikinci ve üçüncü termal çiftlerin sıcaklıkları ölçüldü. Buradan;

$$G_{12} = \frac{\Delta T}{\Delta X} = \frac{T_2 - T_1}{X_2 - X_1}, G_{23} = \frac{\Delta T}{\Delta X} = \frac{T_3 - T_2}{X_3 - X_2} \text{ veya } G_{13} = \frac{\Delta T}{\Delta X} = \frac{T_3 - T_1}{X_3 - X_1} \quad (3.1)$$

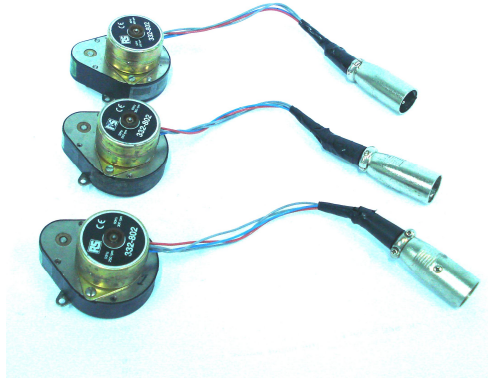
denklemleri yardımıyla sıvı içerisindeki sıcaklık gradyenti G_s , üç farklı noktadan ölçüldü. T_1 , T_2 ve T_3 sırasıyla 1., 2. ve 3. termal çiftlerin ölçtüğü sıcaklık, X_1 , X_2 ve X_3 ise sırasıyla 1., 2. ve 3. termal çiftlerin numune tabanına olan uzaklıklarıdır.

Deney esnasında termal çiftler arasındaki mesafelerin değişmemesi ve sıcaklık gradyenti ölçümlerinin daha hassas olabilmesi için kalıp içerisine yerleştirilen termal çiftler numune kalıbı hazırlama sürecinde birbirlerine yapıştırılmış ve yüksek sıcaklık silikonu yardımıyla kalıbın alt kısmına sabitlenmiştir. Deneyler yapılmadan önce ve deneyler tamamlandıktan sonra birbirine tutturulmuş termal çiftler arasındaki mesafelerin fotoğrafları çekilerek *Adobe Photoshop CS2* programı yardımıyla hassas bir şekilde ölçüldü. Termal çiftler arasındaki mesafelerin böyle hassas bir şekilde ölçülmesi sıcaklık gradyenti hesaplamalarında güvenilirliği artırmaktadır.

3.2.2.2. Katılaştırma Hızının Ölçülmesi

Kontrollü katılaştırma deneylerinde kontrol parametrelerinden bir diğeri ise katılaştırma hızıdır. Katılma hızı, sürücü motor vasıtasıyla elde edilen çekme hızından farklıdır. Çekme hızı numunenin soğutucu sisteme doğru çekilme hızı yani motorun çekme hızıdır. Katılma hızı ise numune içerisinde oluşan katı-sıvı arayüzeyinin ilerleme hızıdır. Çekme hızı arttıkça katılma hızı artmakta çekme hızı azaldıkça katılma hızı da azalmaktadır. Farklı sıcaklık gradyentleri için katılaştırma hızını, çekme hızına eşit olarak almak yeterince hassas değildir.

Deneylerde hem çekme hızı hem de katılaştırma hızı hassas bir şekilde ölçülmüş fakat hesaplamalarda sadece katılaştırma hızı kullanılmıştır. Şekil 3.19’da bazı senkronize hız motorlarının fotoğrafı verilmektedir.



Şekil 3.19. Numunelerin farklı hızlarda katılaştırılmasını sağlayan senkronize hız motorları.

Katılma hızı şu şekilde ölçülmüştür; Katılaştırma süreci devam ederken sıcaklık kaydedici tarafından sıcaklık-zaman değişimini sürekli olarak kaydedilmektedir. Katılaştırma işlemi bittiğinde sıcaklık kaydedicinin topladığı veriler yardımıyla ikinci termal çiftin ötektik erime sıcaklığına geldiğindeki süre (t_2) ve üçüncü termal çiftin ötektik sıcaklığa geldiğindeki süre (t_3) saniye cinsinden ölçüldü. İkinci ve üçüncü termal çift arasındaki mesafe önceden bilindiğinden,

$$V = \frac{\Delta X}{\Delta t} = \frac{X_3 - X_2}{t_3 - t_2} \quad (\mu m / s) \quad (3.2)$$

denklemleri yardımıyla katılaştırma hızı hesaplandı. Al-Si-xX (X=Fe, Ni, Co; x=0.5, 1.0, 1.5, 2.0, 2.5 (ağ.)) alaşım sistemleri için katılaştırma hızları birbirlerine çok yakın olması nedeniyle ortalamaları alınarak genel bir değerlendirme yapılmıştır.

3.2.3. Metalografik İşlemler

Katı-sıvı arayüzeyinde oluşan mikroyapıyı gözlemleyebilmek için numune metalografik işlemlere tabi tutulmalıdır. Bunun için ani soğutulmuş numune kontrollü katılaştırma fırınından çıkarıldı. Numunelerin kesilmesi, zımparalanması, kalıplanması, parlatılması, ultrasonik temizlenmesi ve dağlanması gibi metalografik işlemler sonunda, açığa çıkan mikroyapıların fotoğrafları görüntü sistemi (optik mikroskobu + CCD kamera + bilgisayar) ve taramalı elektron mikroskobuyla (SEM) çekildi. Bu süreçler aşağıda ayrıntılı olarak anlatılmıştır.

3.2.3.1. Numunelerin Kesilmesi

Metal numuneleri istenilen boyutlara kesmede **Struers Minitom** kesme aleti ve 127 mm çaplı, 0.4 mm kalınlığında **Struers** elmas kesici kullanılmıştır. Numunenin boyuna kesitleri arayüzeyi içine alacak şekilde, enine kesitleri ise arayüzeye olabilecek en yakın mesafeden alınmıştır. Burada dikkat edilmesi gereken husus kesme esnasında numunede herhangi bir yapı değişiminin oluşmasını engellemektir. Keski kullanarak yapılan kesme işlemlerinde yapıda bozulmalar olabilir. Prensip olarak, numune yapısında minimum yapı değişimi yapan ve en az ısı oluşturan kesme tekniğinin kullanılması gerekmektedir.

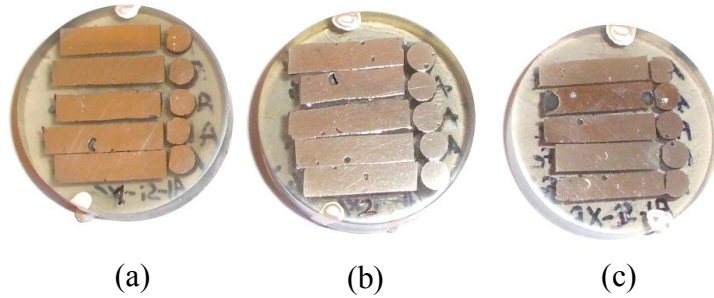
Bridgman tipi kontrollü katılaştırma fırınından çıkarılan numunenin grafit kalıbı, numuneye zarar vermeyecek şekilde itina ile çıkarıldı. Numune bir yüzeyinden boyuna parlatılarak arayüzeyin yeri tespit edildi. Daha sonra kesme robotu yardımıyla arayüzeye en yakın katı ve sıvı bölgelerinden parçalar düşük hızda kesildi. Aynı işlem üretilen her bir numune için tekrarlandı. Enine ve boyuna kesitleri alınan numuneler, kalıplamaya ve zımparalamaya hazır hale getirilmiş oldu.

Bu çalışmada enine ve boyuna kesitleri alınan numuneler soğuk kalıplama yöntemi kullanılarak epoksi-resin ile kalıplandı. Numunenin boyutlarına uygun, plastikten yapılmış kalıplar içine numuneler yerleştirildi. Numune, üzerine kalıplama için hazırlanan epoksi-resin karışımının dökülmesi esnasında kaymaması için sabitlendi. Epoksi ve sertleştirici 7/1 oranında karıştırılarak kalıba döküldü ve sertleşmeye bırakıldı. Epoksi-resin yaklaşık 8 saat içerisinde sertleşti. Bu süre sonunda kalıp etrafındaki plastik çıkartılarak zımparalamaya hazır hale getirildi.

Şekil 3.20’de Bridgman kontrollü katılaştırma fırınından çıkarılan numunenin grafit kalıptan çıkarılması, arayüzeyin belirlenmesi, arayüzeyden boyuna ve enine kesitlerin alınması ve epoksi-resin ile kalıplanması sürecinin fotoğrafı verilmiştir. Hem boyuna hem de enine kesilen ve epoksi-resin ile kalıplanan her bir alaşım sistemin fotoğrafı Şekil 3.21’de verilmektedir.



Şekil 3.20. Numune kalıbının oluşturulmasından epoksi-resin ile kalıplanması sürecine kadar ki herbir aşamanın gösterimi.

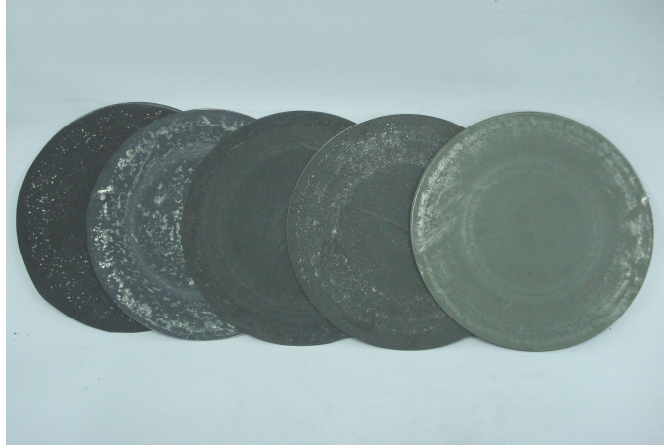


Şekil 3.21. Epoksi-resin ile kalıplanarak metalografik işlemlere tabi tutulan herbir alaşımın enine ve boyuna kesitleri (a) Al-Si-Fe, (b) Al-Si-Ni, (c) Al-Si-Co.

3.2.3.2. Numunelerin Zımparalanması

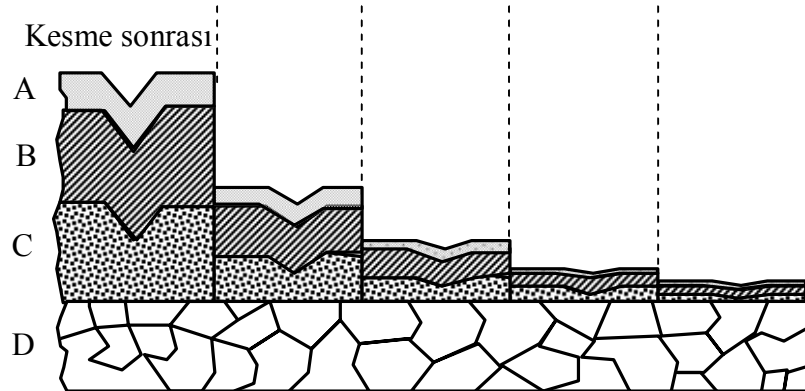
Numunelerin zımparalanması silisyum karbür (SiC) taneleri ve magnetit tozu içeren zımpara kâğıtlarıyla yapıldı. Zımpara kâğıtlarında birim alana düşen tane sayısı (grid) arttıkça mikron cinsinden tane boyutu azalmaktadır. 80-600 gridler kaba, 800-2500 gridler ise ince zımpara olarak sınıflandırılmaktadır.

Numuneler, 80 gridlik zımpara kâğıdından başlayarak 2500 gride kadar, kabadan inceye doğru kademeli olarak zımparalandı. Numunelerin zımparalanmasında kullanılan bazı zımpara kâğıtlarının fotoğrafı Şekil 3.22’de verilmektedir.



Şekil 3.22. Numuneleri zımparalamada kullanılan bazı zımpara kağıtları.

Her bir numune kaba zımparalarla 10-15 dakika, ince zımparalarla ise 20-25 dakika süreyle zımparalandı. Numune yüzeyinde zımparalama işlemiyle oluşan şekil değişikliğinin şematik gösterimi Şekil 3.23'te verilmektedir.



Şekil 3.23. Kesme robotu ile kesilmiş numunedeki yüzey durumu (A, B, C tabakaları zımparalama işlemiyle oluşan şekil değişikliklerini D ise orijinal iç yapıyı göstermektedir) [144].

3.2.3.3. Numunelerin Parlatılması

Zımparalama ve parlatma işlemleri **Struers TegraPol-15** tipi otomatik parlatma robotu ile yapıldı. Otomatik parlatma robotunun fotoğrafı Şekil 3.24'te verilmiştir. Öncelikle parlatma robotun disklerine farklı tane büyüklüklerine sahip zımparalar takıldı. Cihazın su modu açılarak numunelere sulu zımparalama yapması sağlandı. Böylelikle numunenin hem ısınması engellendi hem de homojen bir temas sağlandı.

Zımparalamanın düzgün ve itinalı yapılması fotoğraf çekmede odaklama kolaylığı sağlamaktadır. Her bir zımparalama kademesinden sonra numune yüzeyinin düz

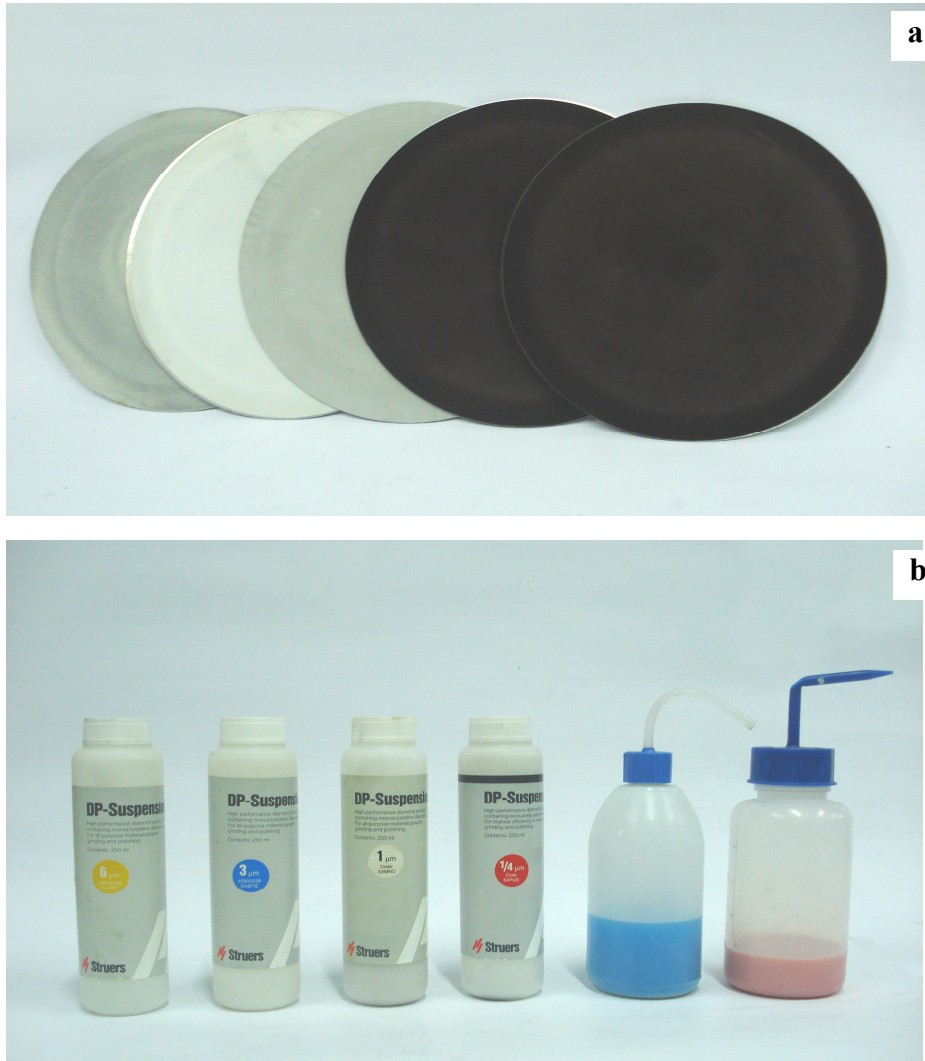
olmasına ve derin çiziklerin giderilmiş olmasına dikkat edildi. Daha sonra dönüş hızı ve baskı basınç değeri ayarlanabilen otomatik parlatma robotunun disklerine, parlatılacak numuneye uygun parlatma kumaşları takıldı. Kaba ve ince parlatma için farklı tane büyüklüğüne sahip elmas süspansiyonlar kullanıldı.

Parlatma işleminde kullanılan elmas süspansiyonlar sırasıyla 6 μm , 3 μm , 1 μm , 0.25 μm ve 0.05 μm tane büyüklüğüne sahip elmas çözeltilerdir. Parlatma sırasında herbir elmas süspansiyon için ayrı metal diskler üzerine yapıştırılmış parlatma kumaşları kullanıldı. Numune ile parlatma kumaşı arasında yumuşak bir temas sağlamak ve nem miktarını ayarlamak amacıyla parlaticı ile birlikte **Struers Depif** yağlayıcı (lubrikant) kullanıldı. Parlatma sırasında disk dönerken nem azaldıkça, numune yüzeyine parlaticı çözeltiler yapışabilmekte ve yüzeyde leke oluşturabilmektedir. Disk üzerindeki kumaşın kurumaması için zaman zaman çözelti veya yağlayıcı ilavesi yapıldı.



Şekil 3.24. Otomatik parlatma robotu.

6 μm , 3 μm ve 1 μm 'lik parlatma çözeltileri kullanılırken numune üzerine her numunede farklı olmak üzere kuvvet (20-50 N) uygulandı. 0.25 μm ve 0.05 μm 'lik parlatma çözeltileri kullanılırken uygulanan kuvvetin büyüklüğü azaltıldı. Numuneler herbir çözelti ile ortalama 5-10 dakika parlatıldı. Parlatma sırasında elmas çözeltinin disk üzerinde homojen dağılmasına dikkat edildi. Her aşama sonunda numune bol damıtık su ile yıkandı. Numunelerin parlatılmasında kullanılan parlatma kumaşları ve parlatma süspansiyonları Şekil 2.25'te verilmektedir.



Şekil 3.25. Numunelerin parlatılmasında kullanılan (a) Kumaşlar ve (b) Süspansiyonlar.

0.05 μm 'lik çözelti ile yapılan parlatma kademesinin sonunda disk üzerine saf su sıkılarak numune iyice temizlendi. Artık numune yüzeyi dağlanmaya hazır duruma gelmiştir. Tablo 3.1'de bu çalışmada kullanılan çözelti ve kumaşların özellikleri verilmektedir.

Tablo 3.1. Parlatmada kullanılan çözelti ve kumaşlar.

Çözeltinin Tane Büyüklüğü	Çözeltinin Özelliği	Parlatma Kumaşı	Kullanılan Yağlayıcı
6 μm	Struers Elmas Çözelti Monokristal, Samex	Struers Polifloc3 200 mm çapında	Struers Depif Mavi renkli
3 μm	Struers Elmas Çözelti Monokristal, Samte	Struers Polifloc3 200 mm çapında	Struers Depif Mavi renkli
1 μm	Struers Elmas Çözelti Monokristal, Samno	Struers Polifloc3 200 mm çapında	Struers Depif Mavi renkli
0.25 μm	Struers Elmas Çözelti Polikristal, Sapuq	Struers Policel2 200 mm çapında	Struers Depif Mavi renkli
0.05 μm	Struers Alümina Çözelti	Struers Policel2 200 mm çapında	Damıtık Su

Her malzemenin parlatılması birbirinden farklılıklar gösterebilmektedir. Yumuşak malzemenin parlatılması sürecinde malzemenin taneleri parlatılan yüzeye yapışarak yapıyı kapatmaktadır. Dolayısıyla herbir parlatma kademesinde yüzeyde oluşan tabakanın temizlenmesi gerekmektedir. Sert malzemelerde ise parlatma esnasında üzerine oldukça yüksek (50 N) bir kuvvet uygulamak gerekmektedir. Bu tez çalışmasında belirlenen alaşımların hepsi Al-Si-xX (X=Fe, Ni, Co; x=0.5, 1.0, 1.5, 2.0, 2.5 (ağ.)) sert malzemelerdir.

3.2.3.4. Numunelerin Dağlanması

Her ne kadar parlatma sonucunda numunenin yüzeyi düzgün, pürüzsüz ve ayna gibi parlak olsa da numune yüzeyinde kontrast oluşturmada inceleme yapmak mümkün değildir. Mikroyapı analizi için numunenin dağlanması gerekmektedir. Dağlama sonucunda mikroyapı karakteristikleri ortaya çıkarılır. Metalografide iki çeşit dağlama vardır: elektrolitik dağlama ve kimyasal dağlama. Elektrolitik dağlama ile yüzeyden atom tabakaları atılır. Bunun için belirli bir enerjiye ihtiyaç vardır. Bu enerji, ısı veya yüksek voltaj uygulanarak sağlanabilir [140]. Kimyasal dağlama ise numunenin yüzeyine uygun bir çözelti uygulanarak yapılmaktadır. Dağlama işleminde en önemli nokta metalik malzeme için uygun dağlama çözeltisini seçmektir.

Bu çalışmada, numunelerin tane sınırlarını ve mikroyapı özelliklerini ortaya çıkarmak için numune yüzeyine uygun bir reaktif tespit edilerek kimyasal dağlama tekniği

uygulandı. Kimyasal dağlama işlemi; yüzeyi istenen kalitede temizlenmiş ve pürüzsüz hale getirilmiş numunenin, dağlama çözeltisine uygun sürelerde daldırılmasıyla yapılmaktadır. Dağlama işlemi sonunda parlatılmış yüzey, çözeltinin etkisiyle renk değiştirir ve donuklaşır. Dağlamanın yeterli olup olmadığına mikroskopla numuneye bakılarak karar verilir. Dağlama neticesinde katı bölge matlaşırken sıvı bölge sedefsi bir renge dönüşür. Dağlama, tane sınırlarının açığa çıkarılması, fazların tayin edilmesi ve dislokasyonların belirlenmesi gibi durumlarda yapılmaktadır [140]. Şekil 3.26’da farklı katılma şartlarında üretilen numunelerin dağlanmasında kullanılan bazı kimyasal dağlama malzemelerinin fotoğrafları verilmiştir.



Şekil 3.26. Numunelerin dağlanmasında kullanılan bazı dağlama malzemeleri.

Bu çalışmada Al-Si-xX (X=Fe, Ni, Co; x=0.5, 1.0, 1.5, 2.0, 2.5 (ağ.)) alaşım sistemleri için metalografi kitaplarından faydalanarak uygun dağlayıcı çözeltileri hazırlandı. Çözelti bileşenlerinin oranları değiştirilerek mikroyapıyı en iyi ortaya çıkaran dağlayıcılar tespit edildi. Al-Si-xX (X=Fe, Ni, Co; x=0.5, 1.0, 1.5, 2.0, 2.5 (ağ.)) alaşım sistemleri için 5 ml hidroflorik asit 95 ml su ile hazırlanan çözeltiyle 15-20 saniye kadar dağlandı.

3.2.4. Mikroyapıların Gözlenmesi

Üretilen her bir numunenin uygun bölgelerinden kesitler alınıp soğuk kalıplama yöntemiyle kalıplandıktan sonra metalografik işlemlere tabi tutuldu ve uygun dağlayıcılarla dağlandı. Üretilen her bir numunenin mikroyapı fotoğrafları öncelikle optik görüntü sistemiyle daha sonra taramalı elektron mikroskopuyla (SEM) çekildi.

İlk olarak bütün numunelerin yüzeyi incelenerek oluşan alaşımların mikroyapılarının fotoğrafları optik mikroskopla farklı büyüklükteki objektiflerle ($\times 5$, $\times 10$, $\times 20$, $\times 50$ ve $\times 100$) çok sayıda (enine ve boyuna kesitten) çekildi. Mikroyapının fotoğrafları **PHILIPS** masaüstü bilgisayar bağlantılı **Leica DMI** tipi dijital kamera monte edilmiş **Leica DMI 4000** tipi optik ışık mikroskobundan oluşan görüntü sistemi vasıtasıyla çekildi. Görüntü sisteminin fotoğrafı Şekil 3.27’de verilmiştir.



Şekil 3.27. Optik mikroskop ve CCD kameradan oluşan görüntü sistemi.

Numunelerin *SEM* fotoğraflarının çekilmesinde **LEO 440** marka bilgisayar kontrollü dijital taramalı elektron mikroskobu (*SEM*) kullanıldı. Bu mikroskop, 40 kV hızlandırma voltajlı ve Secondary - Backscattered elektron detektörüne sahip $\times(5-300\,000)$ kat büyütme kapasitelidir. Ayrıca farklı fazların tane yönelimini tespit edebilme özelliği bulunmaktadır. Şekil 3.28’de kullanılan *SEM* mikroskobunun fotoğrafı verilmektedir.

SEM ile fotoğraf çekimine geçmeden önce, parlatılmış ve dağlanmış olan numuneler, kaplama ünitesine yerleştirildi ve yüzeyleri yaklaşık 10-40 nm inceliğinde gümüş tabaka ile kaplanarak vakum altına alındı. Burada elektron demetinin yüzeyden daha iyi saçılması ve görüntünün daha iyi kontrast ve netliğe sahip olması amaçlanmıştır. Bu işlemten sonra gümüş tabaka ile kaplanmış numuneler, *SEM*’in vakum haznesi içindeki numune tablası kısmına yerleştirilerek numunelerin uygun bölümlerinden farklı büyütmelerde fotoğrafları çekildi.

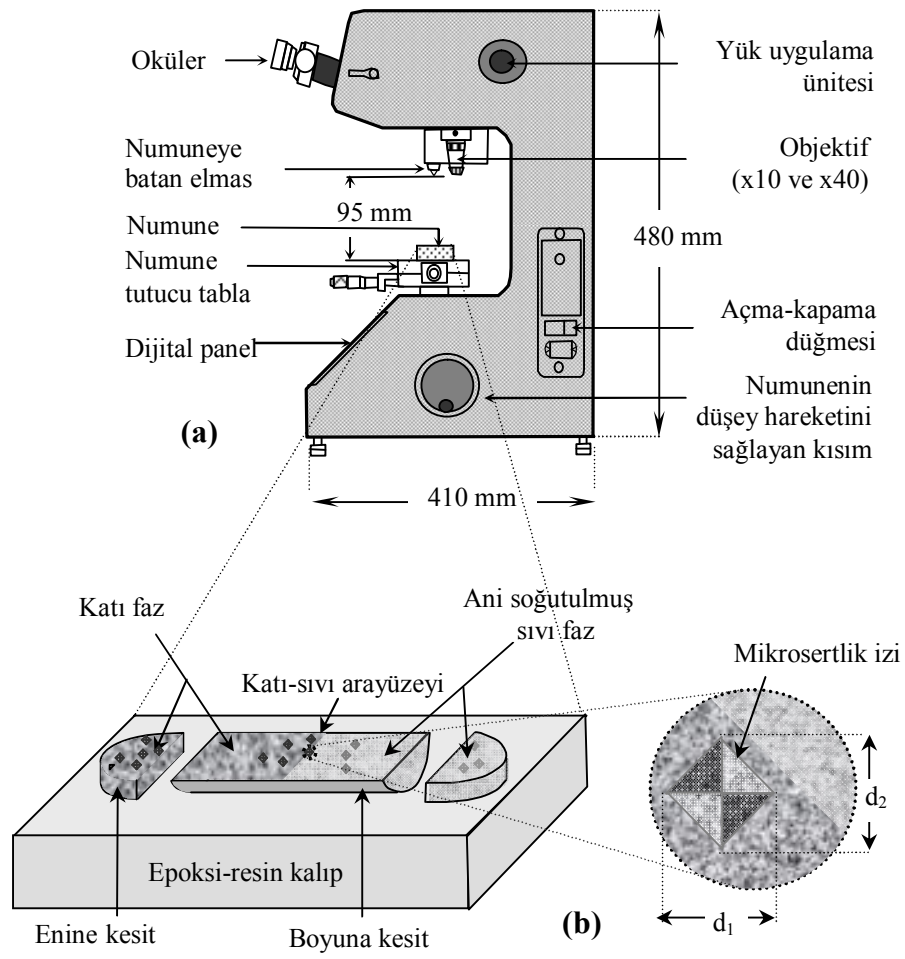


Şekil 3.28. Taramalı elektron mikroskopunun (SEM) fotoğrafı

3.3. Mikrosertlik Değerlerinin Ölçülmesi

Numunelerin mikroyapı fotoğrafları optik görüntü sistemi ve *SEM* mikroskopuyla çekildikten sonra mikrosertlik ölçümlerine geçildi. Mikrosertlik ölçümlerinde, şematik yapısı Şekil 3.29, fotoğrafı Şekil 3.30’da verilen **Emco Test DuraScan** model dijital mikrosertlik ölçüm cihazı kullanılmıştır. Bu cihazın ölçme yükü **1g - 10 kg** aralığında olup otomatik yüklenmekte ve yük değişimi otomatik olarak yapılabilmekte ve elektronik olarak mikrosertlik değerini kendisi hesaplayabilen bir cihazdır. Kendi üzerinde fotoğraf çekme ünitesi olup iz görüntüleri 10x, 40x ve 60x objektif lenslerle otomatik odaklama yapılarak alınabilmektedir. Sertlik izi görüntü değerlendirmeleri doğrudan cihaz üzerindeki bir ekran üzerinden uygun yazılım kullanılarak yapılabilir. Numunenin konulduğu cihaz tablası X-Y ekseninde mikrometre hassasiyetinde hareket ettirilebilmektedir.

Sabit katılaştırma hızında katılaştırılan numuneler sırasıyla ölçüm cihazına bağlanarak, her bir numunenin enine kesitinden 3 adet mikrosertlik ölçümleri alınmıştır. Ölçülen mikrosertlik değerleri kullanılarak, katılaştırma hızının (V) ve mikroyapı parametresi (λ_E) değerleri ile mikrosertlik (HV) değerleri arasındaki ilişki ve bağıntılar elde edilmiştir. Elde edilen ölçüm sonuçları grafiklerle 4. Bölüm’de verilecektir.



Şekil 3.29. (a) Mikrosertlik ölçüm cihazının şematik gösterimi, (b) Numune üzerinde cihazın bıraktığı izin detayları.



Şekil 3.30. Mikrosertlik ölçüm cihazının fotoğrafı.

3.4. Çekme-Dayanım Değerlerinin Ölçülmesi

Sabit hızda katılaştırılan numunelerin her birinden ikişer adet yapılmıştır. Çünkü çekme-dayanım testi için en az 50 mm uzunluğunda düzgün katılaşmış kesite ihtiyaç duyulmuştur. Böylece mikroyapı belirlenmesi ve elektriksel özellikler için ilk numune kullanılırken aynı şartlar altında katılaştırılan ikinci numuneler çekme-dayanım testi için kullanılmıştır.

Sabit katılaştırma hızlarında hazırlanan 4 mm çaplı ve en az 50 mm uzunluğundaki kontrollü katılaştırılmış numuneler, fotoğrafı Şekil 3.31’de verilen **Shimadzu** marka çekme-dayanım cihazının çeneleri arasına sıkıca yerleştirildikten sonra 20 mm/dak hızlarında çekilerek gerilme-uzama eğrileri elde edilmiştir. Böylece elde edilen eğrilerden her bir numunenin çekme-dayanım değeri belirlenerek katılaştırma hızı ve mikroyapıyla değişimi tanımlanmıştır. Elde edilen ölçüm sonuçları grafiklerle 4. Bölüm’de verilecektir.



Şekil 3.31. Çekme-dayanım ölçüm cihazının fotoğrafı.

3.5. Elektriksel Özdirenç Değerlerinin Ölçülmesi

Hazırlanan ötektik kompozisyona yakın her bir alaşımın mikroyapıya bağlı elektriksel özdirenç değerlerinin ölçümünde dört nokta iletkenlik ölçüm metodu kullanılmıştır. Ölçümler için **Keithley 2400** marka programlanabilir güç kaynağı , **Keithley 2700** marka multimetre ve **Protherm** marka kül fırınından faydalanılmıştır (Şekil 3.32).



Şekil 3.32. Elektriksel iletkenlik ölçümünde kullanılan düzenek fotoğrafı.

Ölçümlerde gümüş tellerin çubuk şekilli numunelere doğrudan teması (kontak) sağlandı. Ölçümler, her bir numune için oda sıcaklığında 0.1 s’de bir 10 ölçüm alınarak alınarak yapıldı. Elde edilen ölçüm sonuçları grafiklerle 4. Bölüm’de verilmiştir.

Bu bölümde deneysel sistem ve ekipmanları tanıtıldıktan sonra bir deneyin yapılış aşamaları, numune üzerinde yapılan metalografik işlemler ve analizler anlatıldı. Bir sonraki bölümde bu tez çalışması kapsamında yapılan deneylerden elde edilen sonuçlar verilecek ve bu sonuçların literatürdeki yeri ve önemi tartışılacaktır.

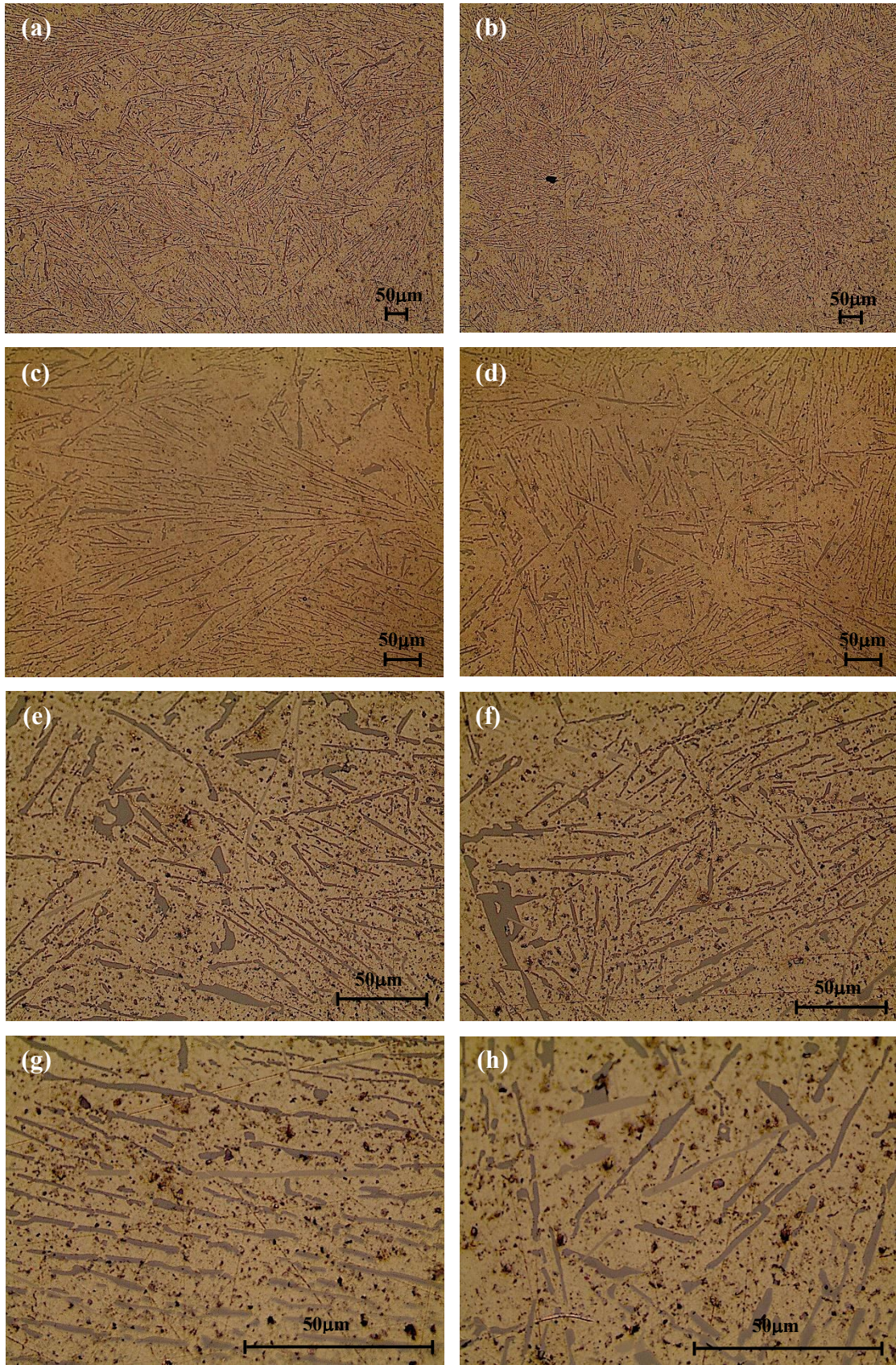
4. BÖLÜM

TARTIŞMA, SONUÇ VE ÖNERİLER

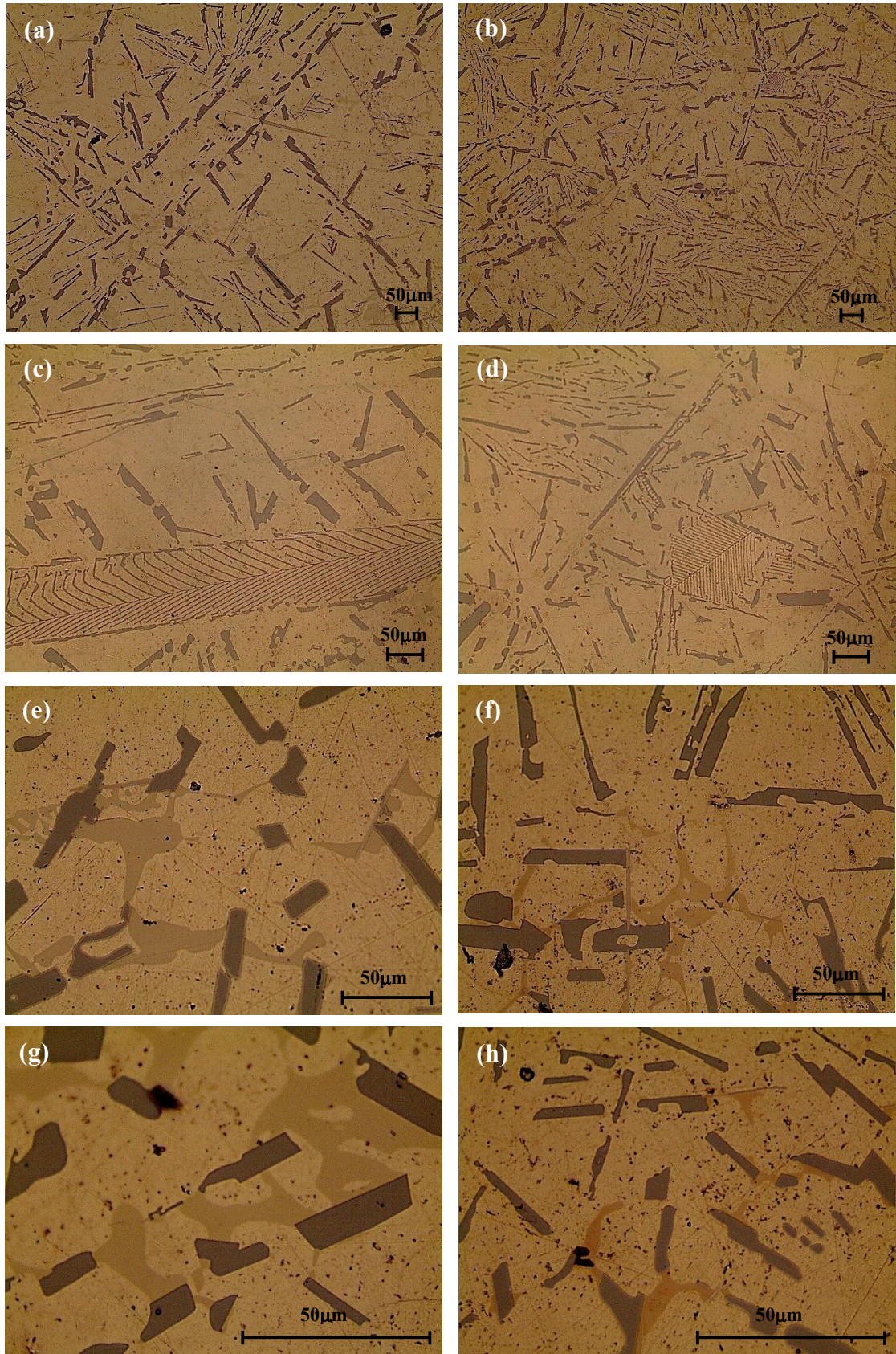
Bu bölümde ötektik Al-%12 Si (ağ.) alaşımına farklı oranlarda Fe, Ni ve Co ilave edilerek oluşturulan Al-Si-xX [(X=Fe, Ni, Co), (x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ))] bileşimlerindeki alaşım sistemleri için yapılan kontrollü katılaştırma deneylerinden elde edilen yapılar (lameller, levhalar ve çubuklar arası mesafeler) incelenmiştir. Bileşimin malzemelerin mikroyapı, mekanik özelliklerden sertlik, çekme-dayanım ve elektriksel öz direnç üzerine etkileri araştırılıp aralarındaki bağıntılar belirlenmiştir. Ayrıca deneysel çalışmalar neticesinde elde edilen sonuçlar literatürdeki benzer deneysel çalışmalarla kıyaslanmıştır.

4.1. Gözlenen Mikroyapılar

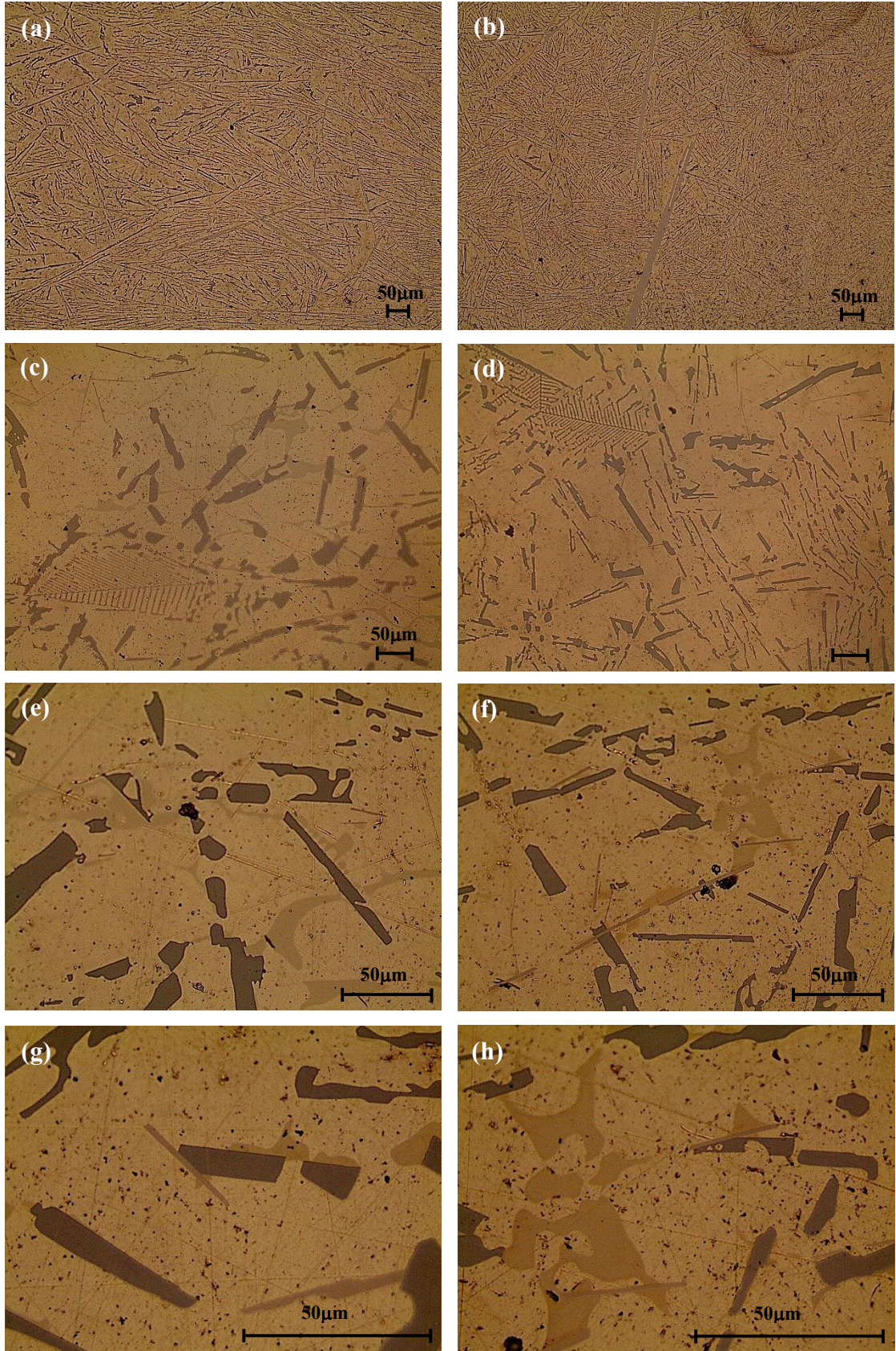
Kontrollü katılaştırma fırınında farklı katılaştırma parametrelerinde üretilen her bir numunenin hem optik hem de *SEM* fotoğrafları farklı büyütme oranlarında çok sayıda çekilmiştir. Katılaştırma deneyleri neticesinde alaşımların mikroyapı fotoğraflarının çekilmesinde öncelikle optik mikroskop kullanılmış, oluşan fazların net bir biçimde belirlenmesi için ise *SEM* mikroskobu kullanılmıştır. Bu kapsamda; sabit sıcaklık gradyenti ve katılaştırma hızında, farklı bileşenlerde kontrollü katılaştırılmış Al-12Si-xFe [x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ)], Al-12Si-xNi [x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ)] ve Al-12Si-xCo [x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ)] alaşım sistemlerinin optik mikroskoplarıyla çekilen mikroyapı fotoğraflarından bazıları Şekil 4.1–18’de verilmiştir.



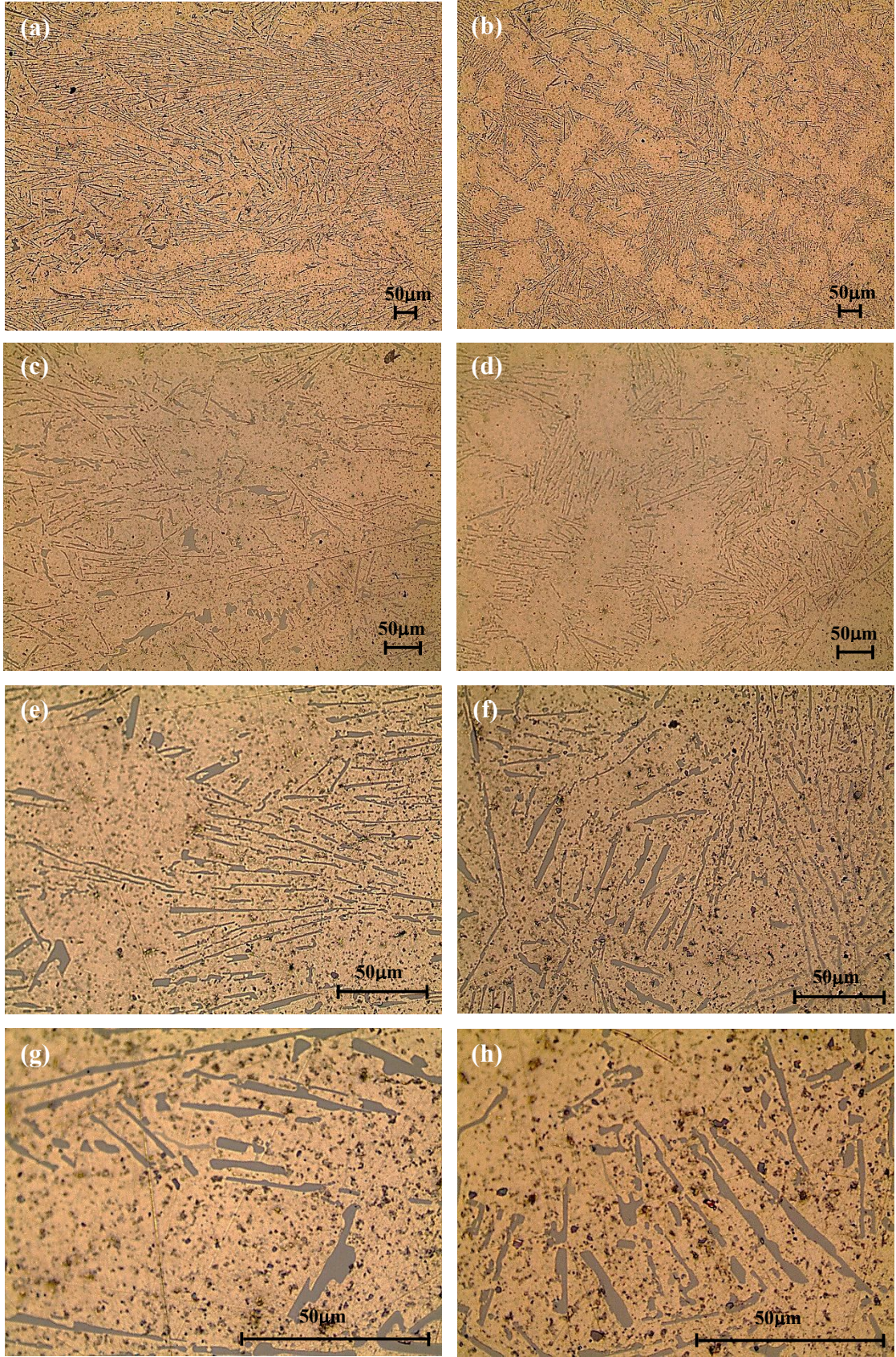
Şekil 4.1. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-0.5Fe alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50 \text{ K/mm}$) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60 \mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütme ölçeklerinde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.



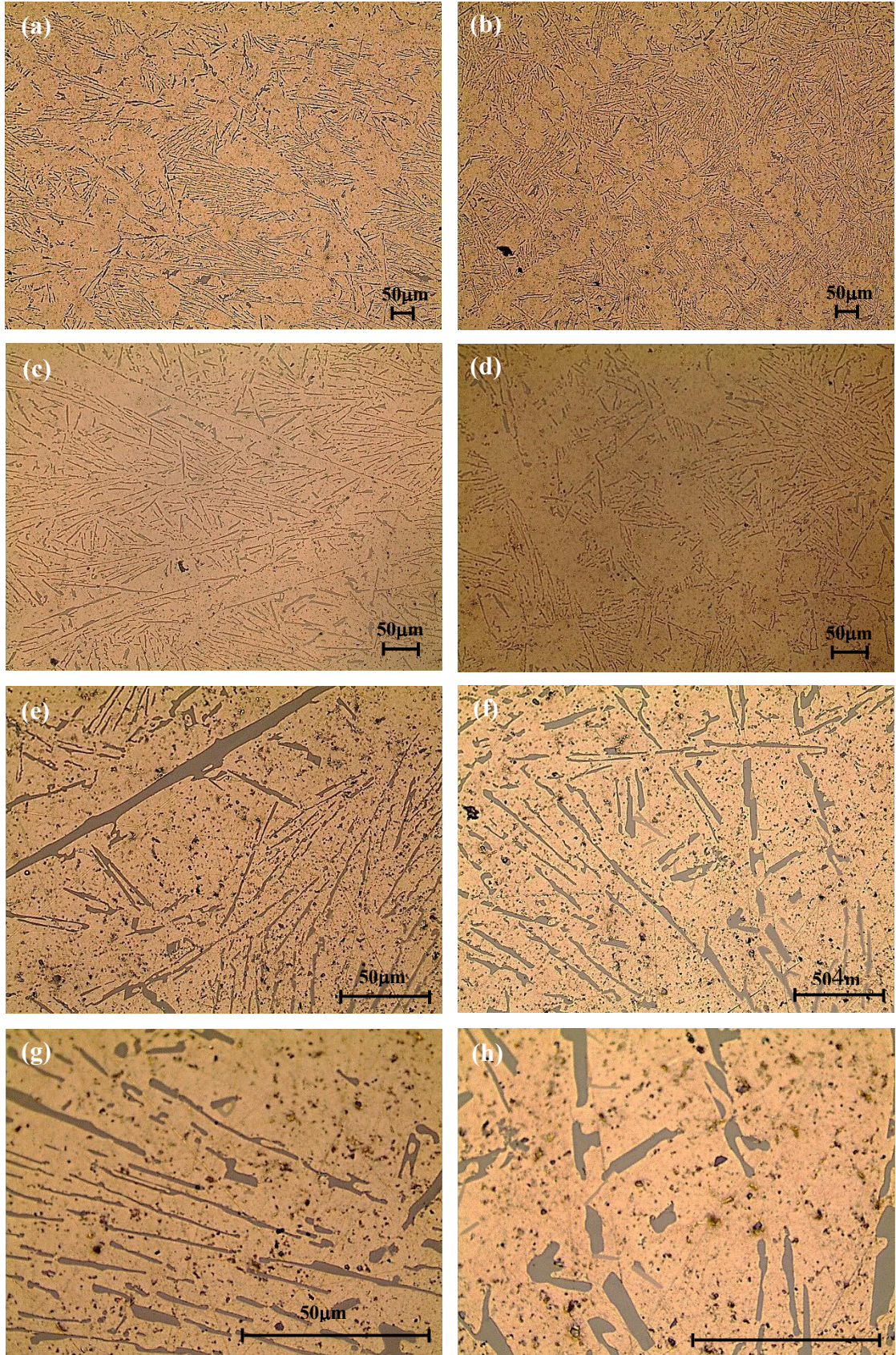
Şekil 4.2. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-1Fe alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.



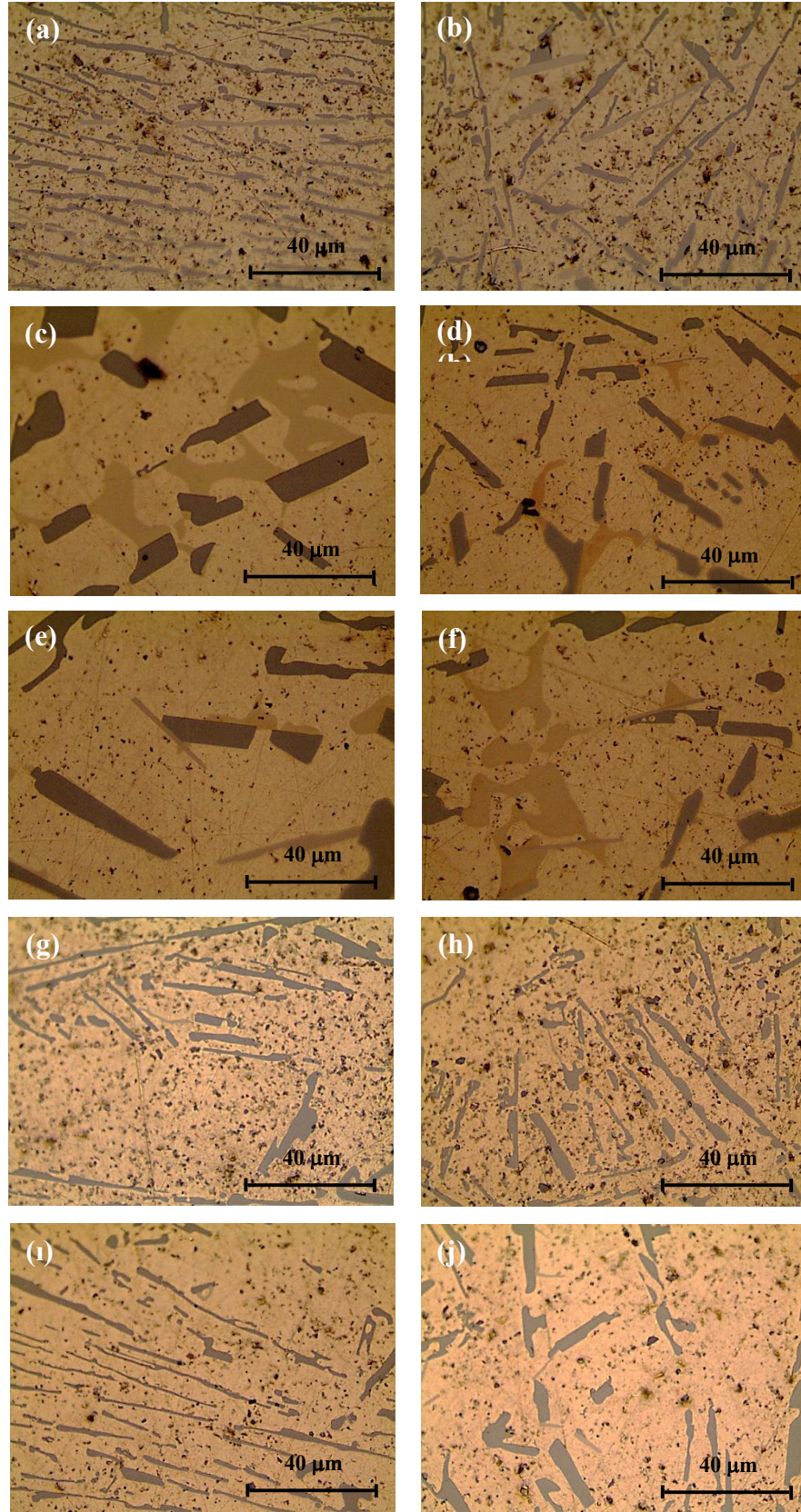
Şekil 4.3. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-1.5Fe alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50 \text{ K/mm}$) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60 \text{ } \mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.



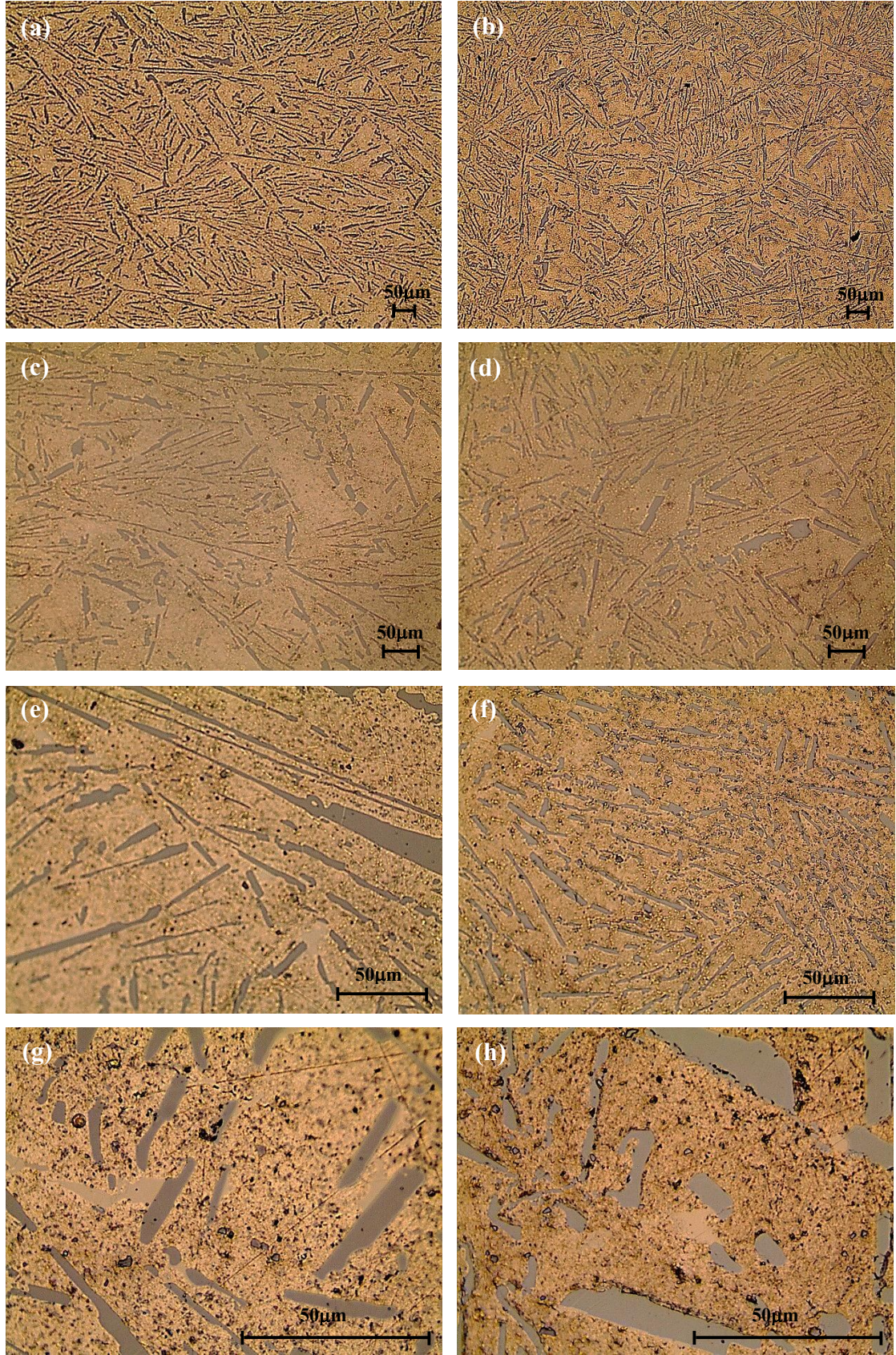
Şekil 4.4. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-2Fe alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50\text{ K/mm}$) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60\text{ }\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.



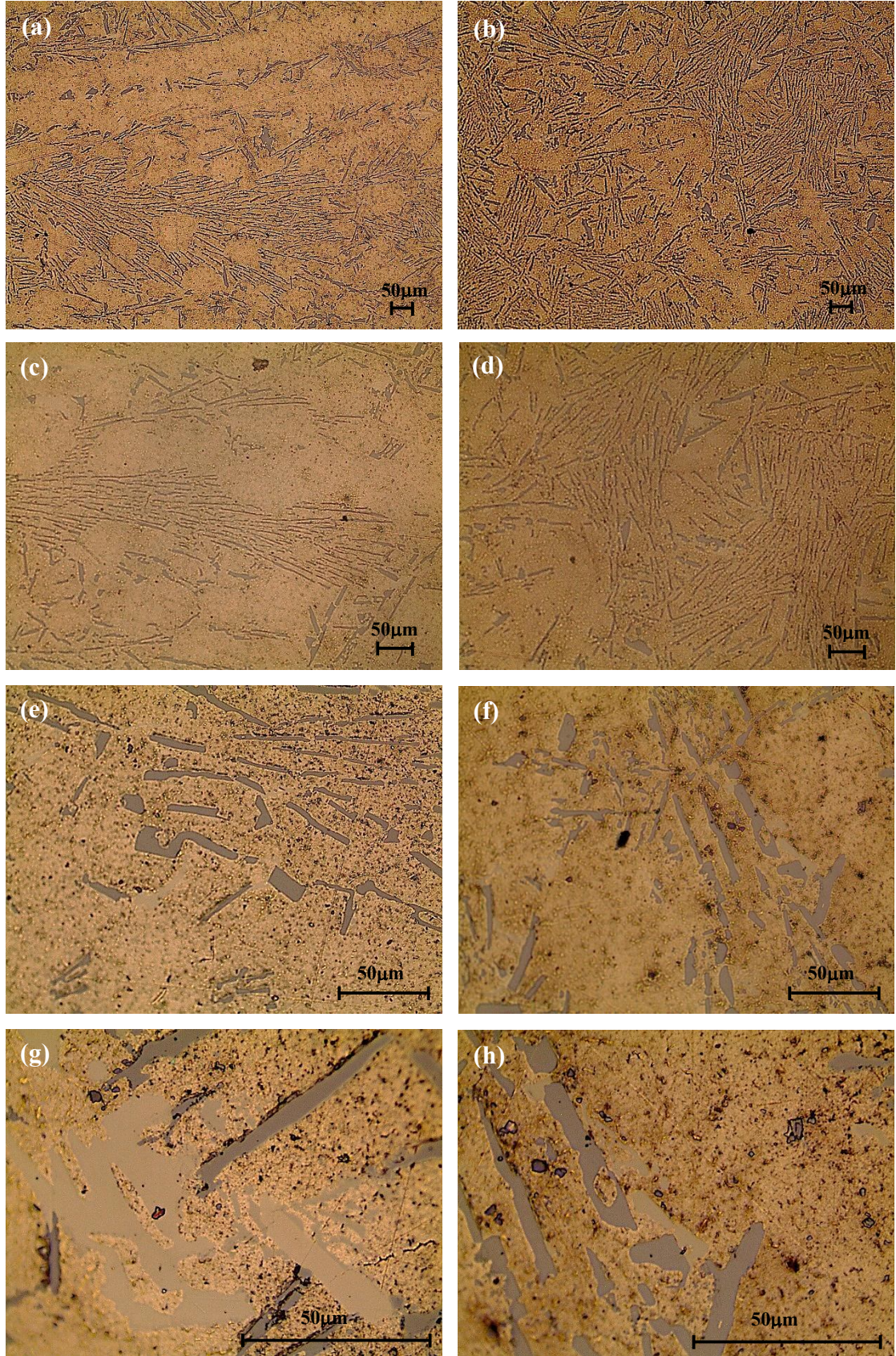
Şekil 4.5. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-2.5Fe alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.



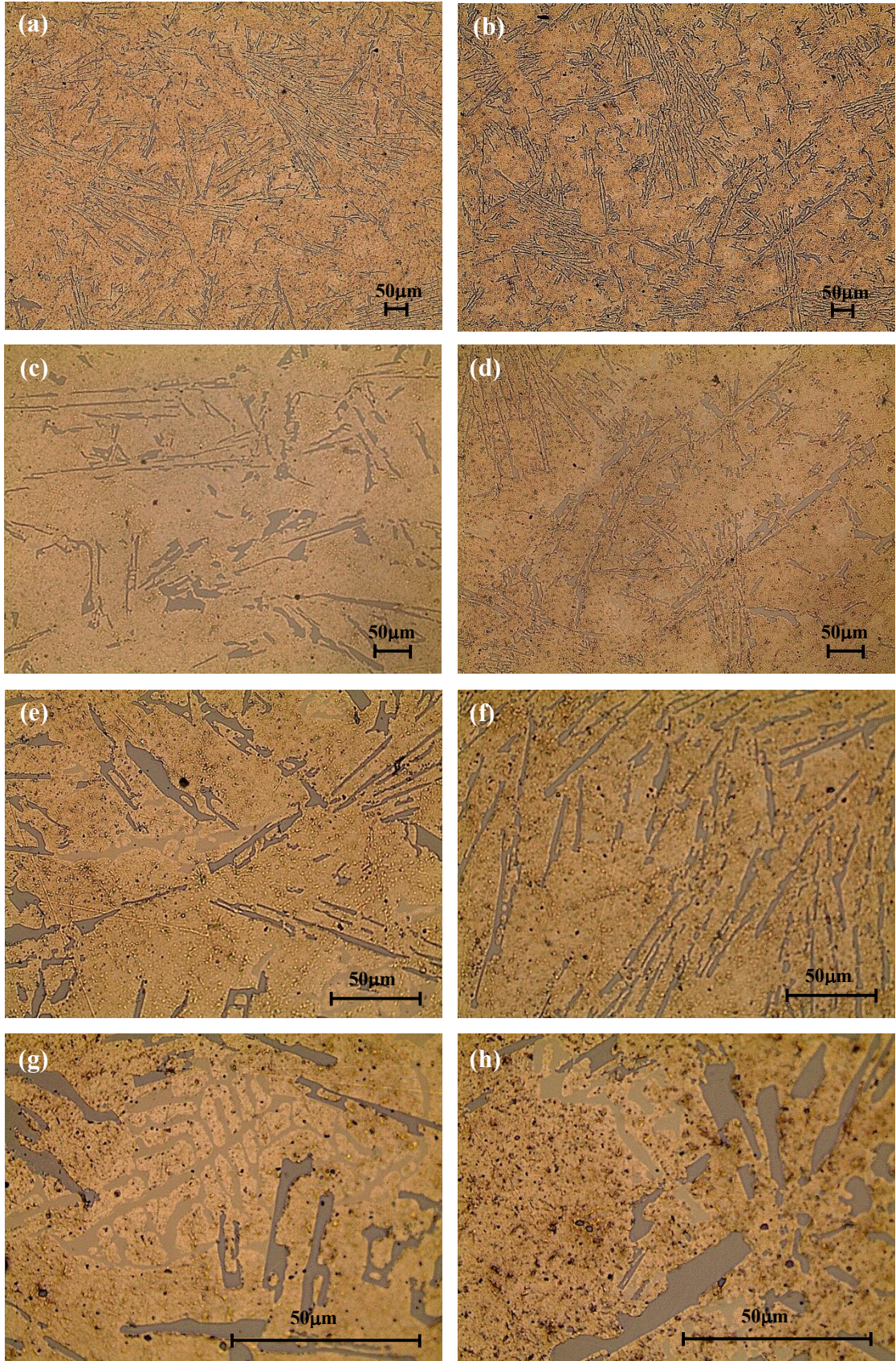
Şekil 4.6. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xFe alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunelerin farklı bileşimlerde çekilen optik fotoğrafları, $x=0.5$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $x=1$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $x=1.5$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $x=2$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit, $x=2.5$ için (i) boyuna kesit, (j) enine kesit.



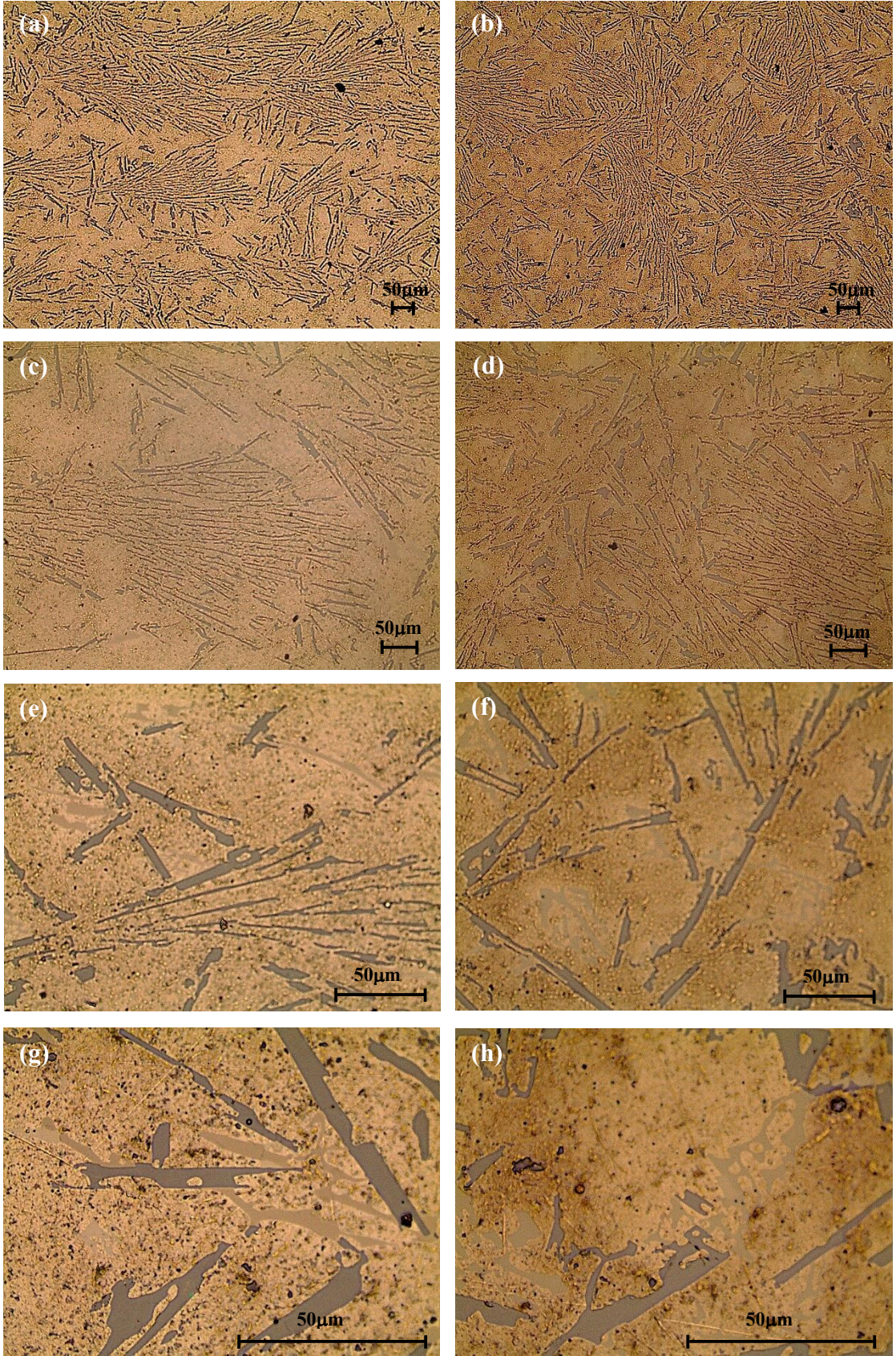
Şekil 4.7. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-0.5Ni alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50\text{ K/mm}$) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60\text{ }\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.



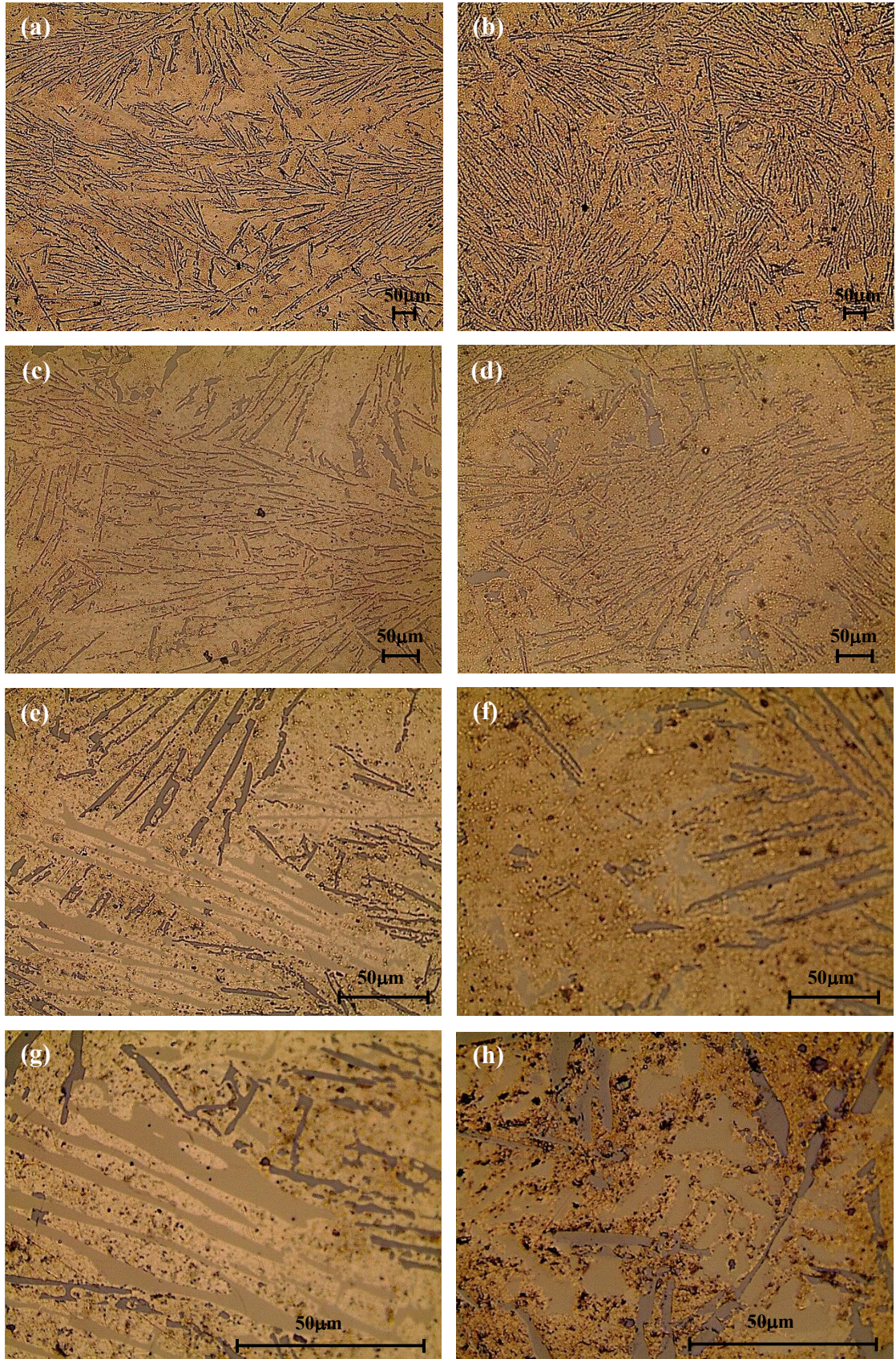
Şekil 4.8. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-1Ni alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50\text{ K/mm}$) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60\text{ }\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.



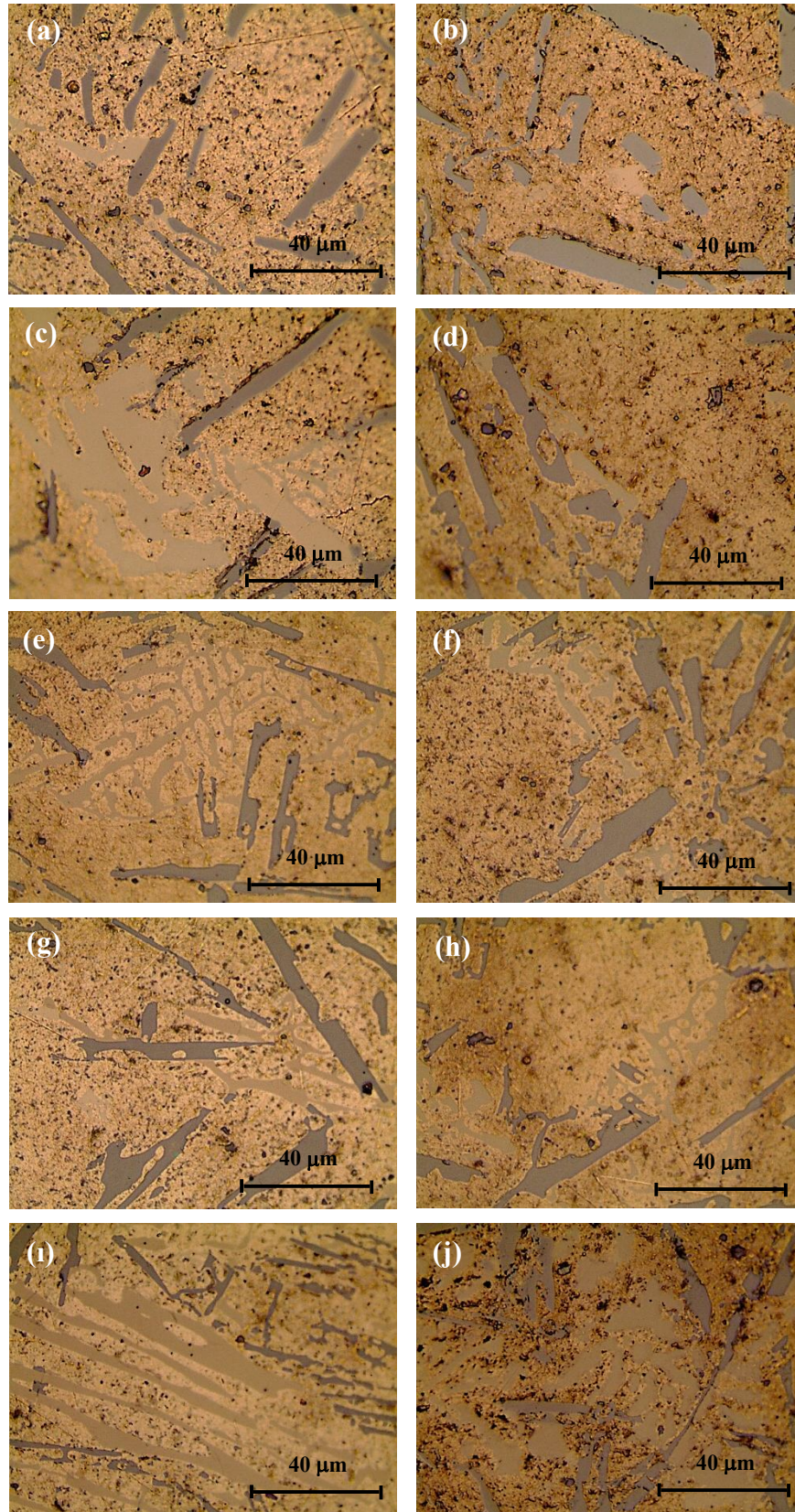
Şekil 4.9. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-1.5Ni alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50 \text{ K/mm}$) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60 \text{ } \mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.



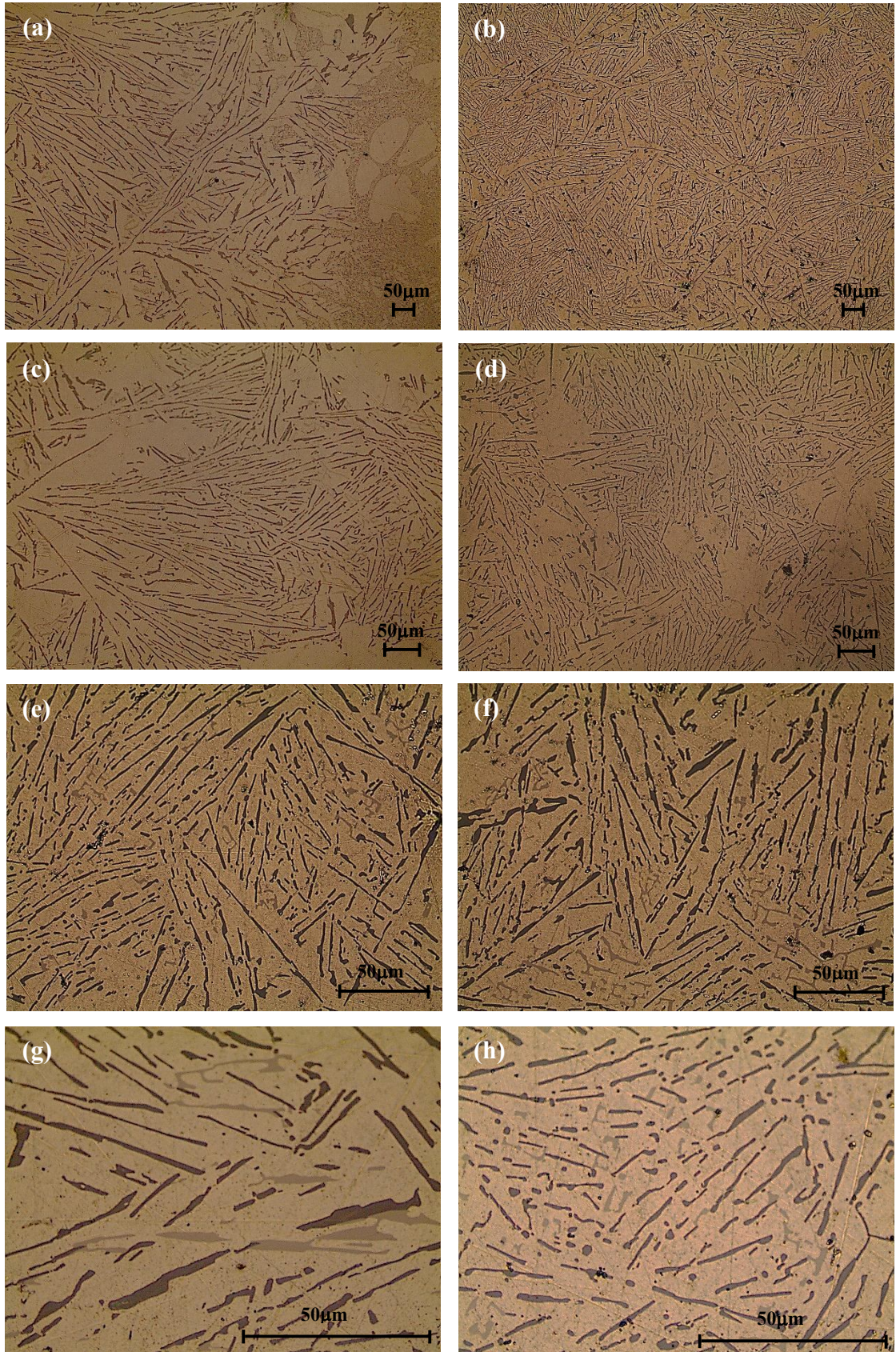
Şekil 4.10. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-2Ni alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelede çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.



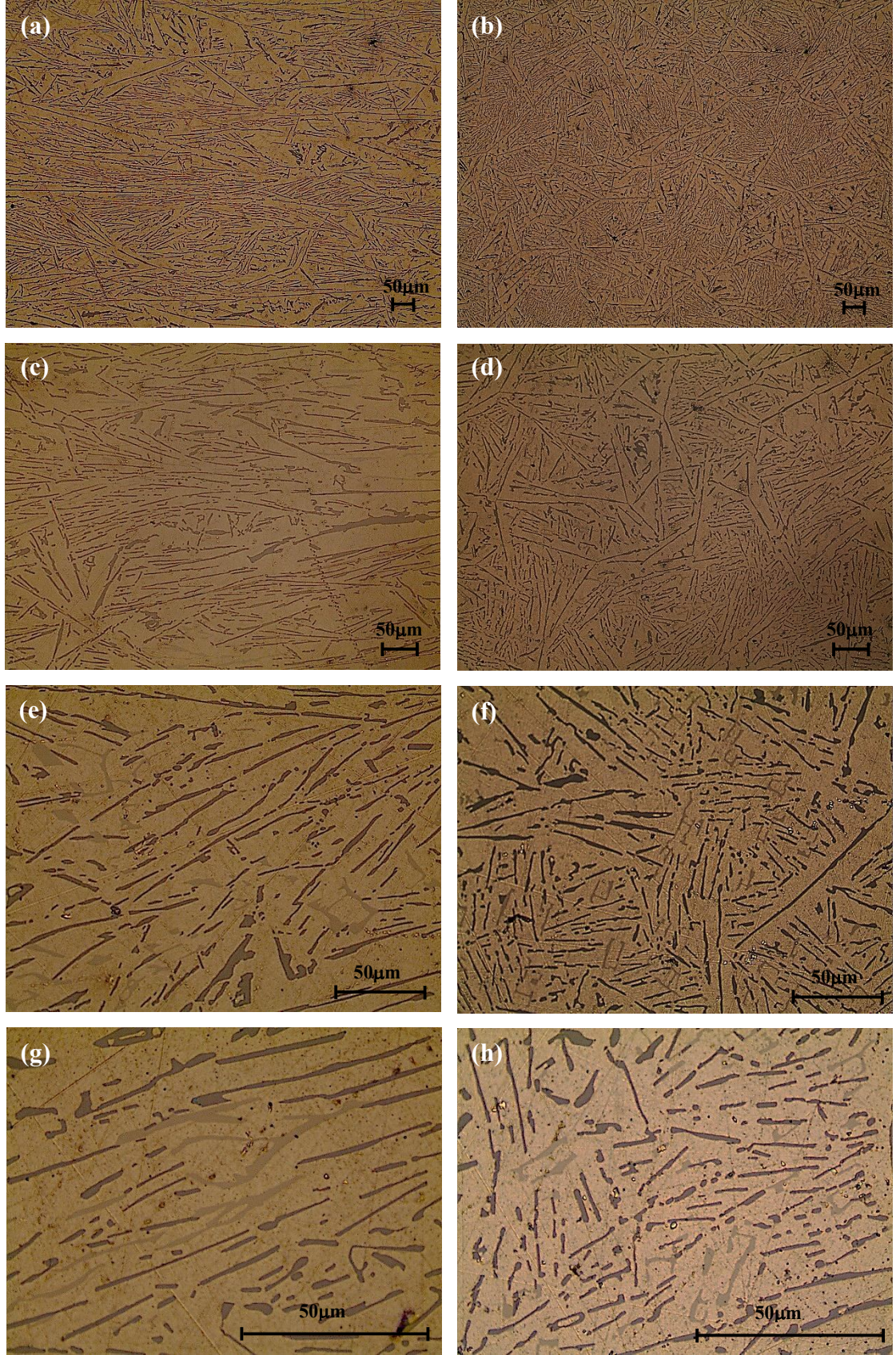
Şekil 4.11. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-2.5Ni alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50\text{ K/mm}$) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60\text{ }\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.



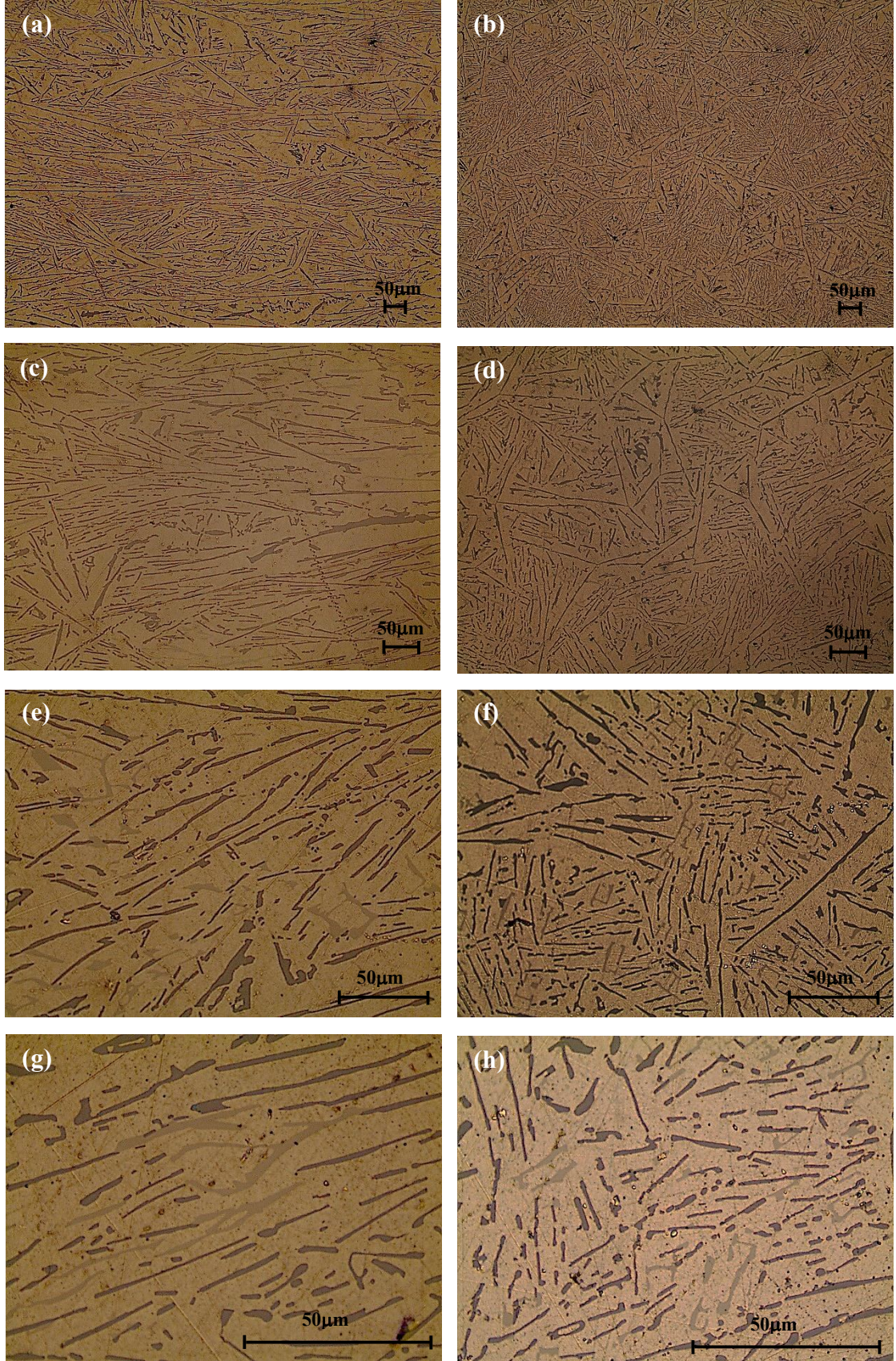
Şekil 4.12. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xNi alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunelerin farklı bileşimlerde çekilen optik fotoğrafları, $x=0.5$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $x=1$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $x=1.5$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $x=2$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit, $x=2.5$ için (i) boyuna kesit, (j) enine kesit.



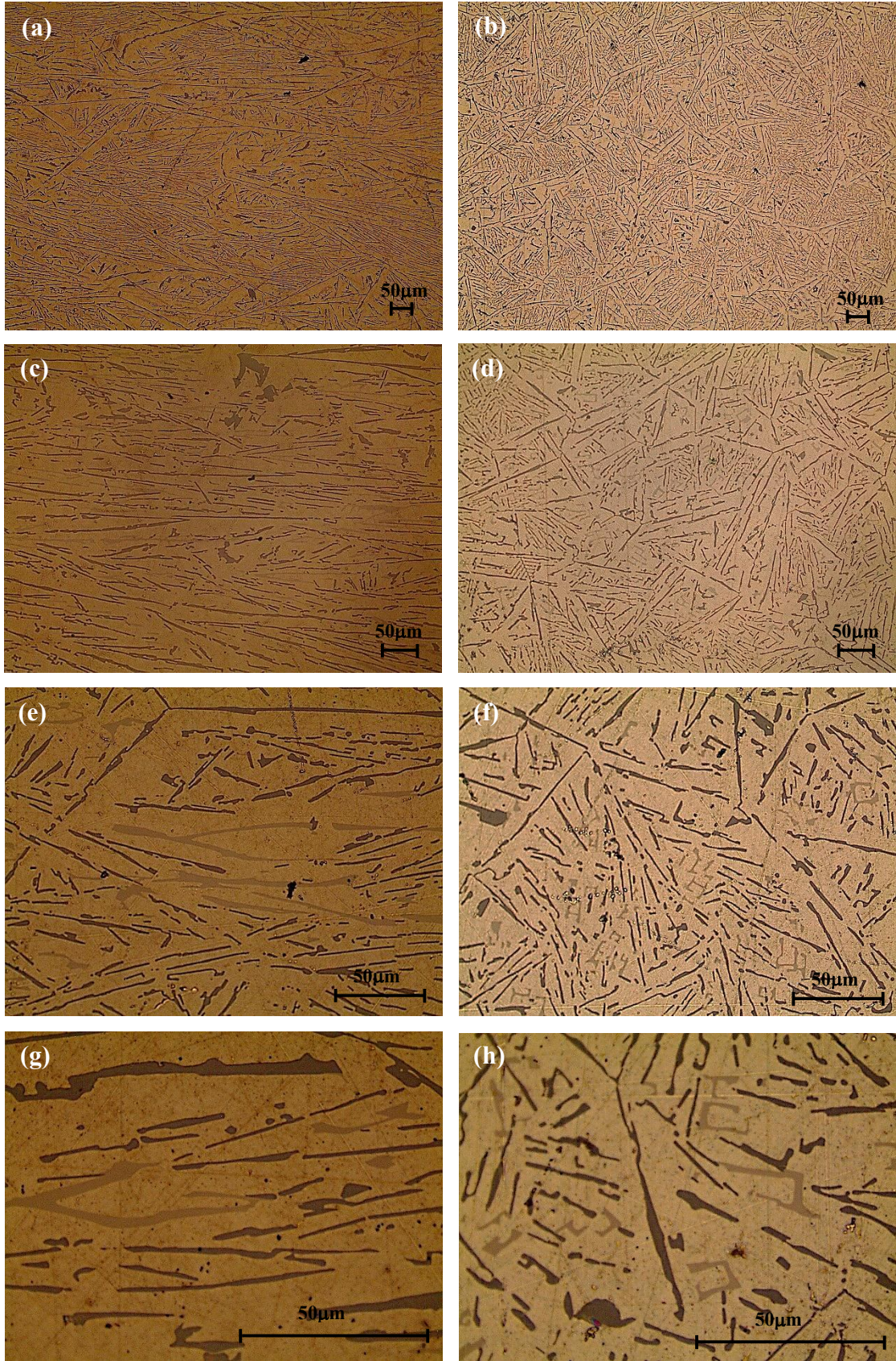
Şekil 4.13. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-0.5Co alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50\text{ K/mm}$) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60\text{ }\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.



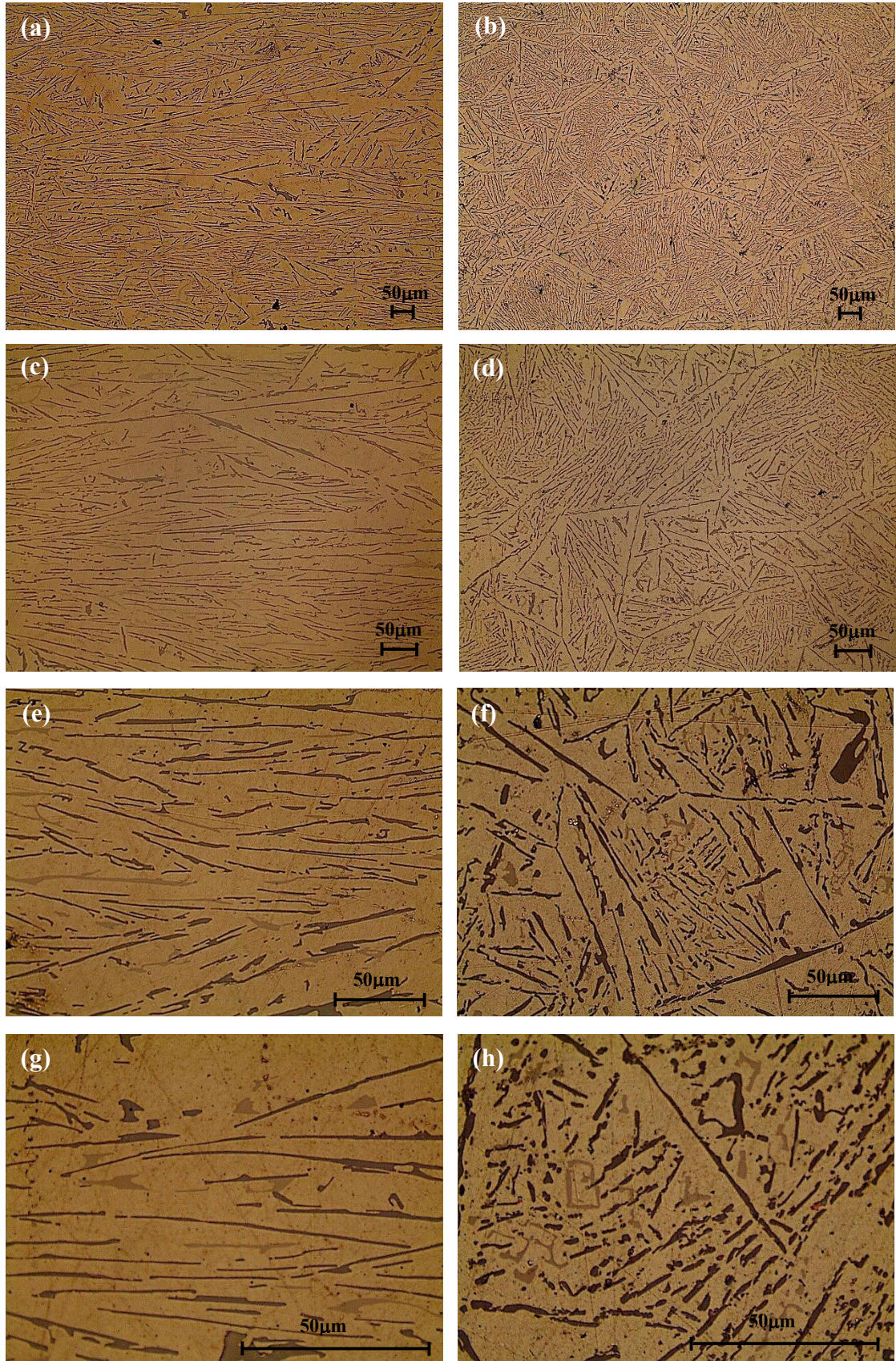
Şekil 4.14. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-1.0Co alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütme ölçeklerinde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.



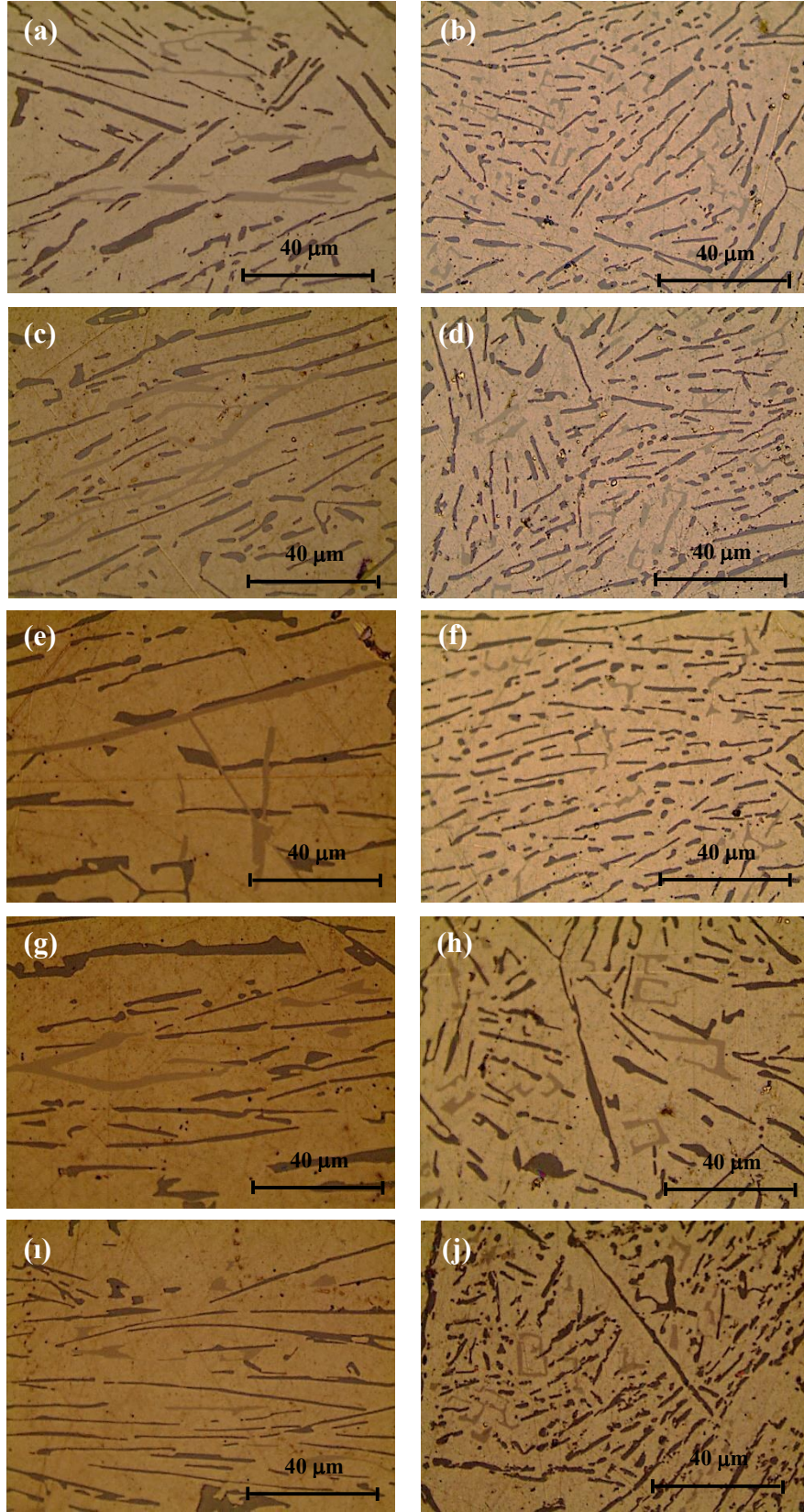
Şekil 4.15. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-1.5Co alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.



Şekil 4.16. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-2Co alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50 \text{ K/mm}$) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60 \mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.



Şekil 4.17. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-2.5Co alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunenin farklı büyütmelelerde çekilen optik fotoğrafları, $\times 10$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $\times 20$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $\times 50$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $\times 100$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit.



Şekil 4.18. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xCo alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyenti ($G=6.50$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızında ($V=16.60$ $\mu\text{m/s}$) üretilen numunelerin farklı bileşimlerde çekilen optik fotoğrafları, $x=0.5$ için (a) boyuna kesit, (b) enine kesit, $x=1$ için (c) boyuna kesit, (d) enine kesit, $x=1.5$ için (e) boyuna kesit, (f) enine kesit, $x=2$ için (g) boyuna kesit, (h) enine kesit, $x=2.5$ için (i) boyuna kesit, (j) enine kesit.

4.2. Fazların Kimyasal Bileşimlerinin Belirlenmesi

Her bir alaşım sistemine ait numunelerden *SEM* fotoğrafları çekildikten sonra bu fotoğraflarda belirginleşen her bir fazın kimyasal bileşim analizleri (*EDX*) yapılmıştır. Her bir sistem için yapılan katılaştırma deneyleri neticesinde faz diyagramlarında da tanımlandığı gibi bazı fazlar birbirinden ayrılmıştır. İncelenen alaşımda belirginleşen her bir fazın nokta bileşim analizleri yapılmıştır. İncelenen faz diyagramları, literatürdeki benzer çalışmalar ve bu tez çalışması kapsamında yapılan analizler sonucunda ve Şekil 4.1-6'da verilen mikroyapı fotoğraflarında Al-Si-xFe alaşımı için ana (matrix) faz üzerinde gri ve beyaz lamelsel (flake) fazlar olmak üzere üç farklı fazın olduğu gözlenmiştir. Şekil 4.19'da gösterildiği gibi bu fazların;

- *Ana (matrix) Al fazı,*
- *Gri levhasal (flake) fazın Si fazı ,*
- *Beyaz levhasal (flake) fazın Al_3SiFe intermetalik fazı*

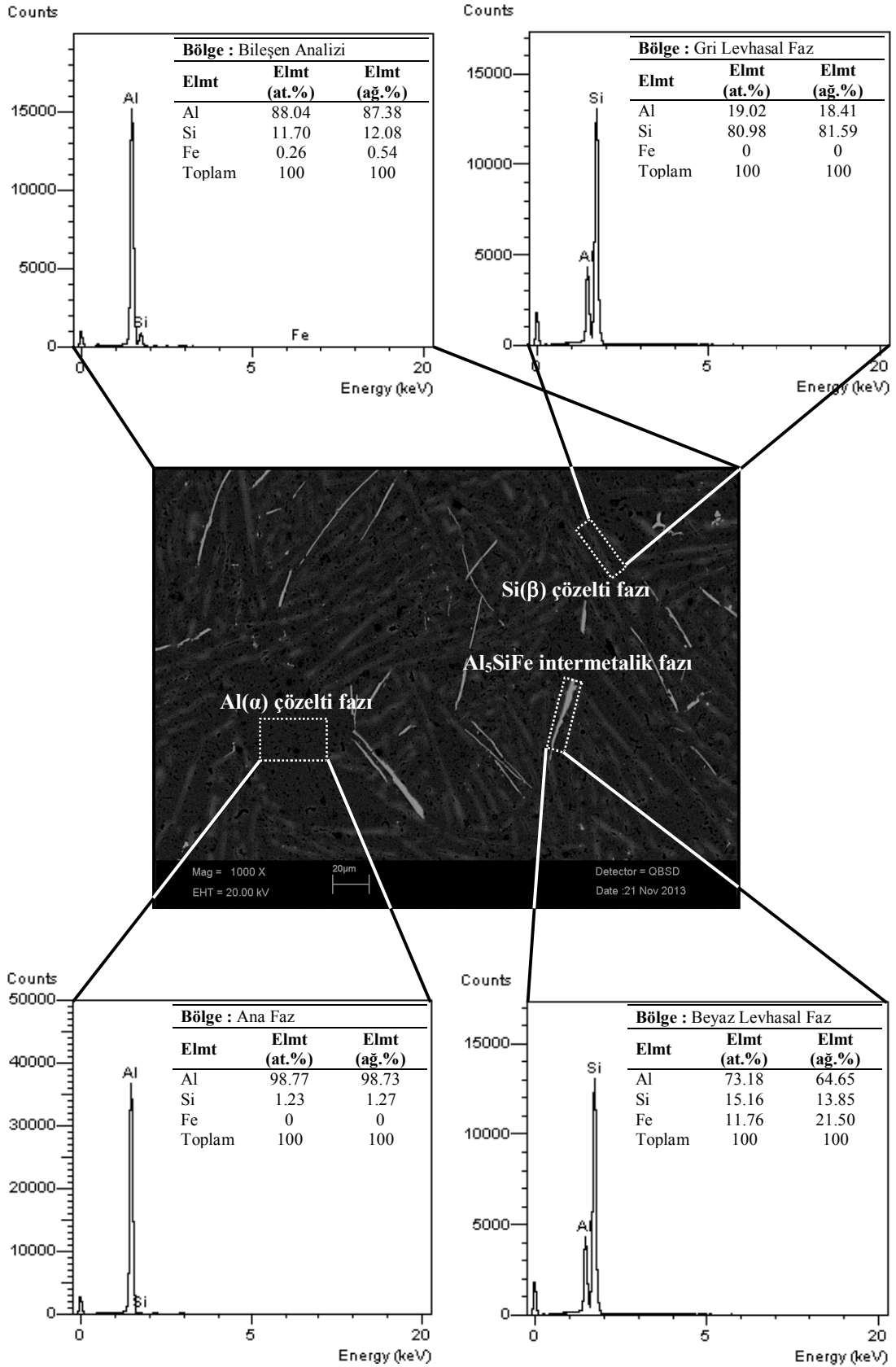
olduğu belirlenmiştir. Ayrıca Tablo 4.1'de bileşen değişimini ifade eden kimyasal analiz sonuçları da verilmiştir. Şekil 4.7-12'de verilen mikroyapı fotoğraflarından Al-Si-xNi alaşımının kontrollü katılaştırılması neticesinde ana faz üzerinde gri levhasal ve beyaz levhasal olmak üzere üç farklı fazın olduğu gözlenmiştir. Yapılan *EDX* analizleri sonucunda Şekil 4.21'de gösterildiği gibi bu fazların;

- *Ana (matrix) Al fazı,*
- *Gri levhasal (flake) fazın Si fazı ,*
- *Beyaz levhasal (flake) fazın Al_3Ni intermetalik fazı*

olduğu belirlenmiştir. Ayrıca Tablo 4.1'de bileşen değişimini ifade eden kimyasal analiz sonuçları da verilmiştir. Son olarak Şekil 4.13-18'de verilen mikroyapı fotoğraflarından Al-Si-xCo alaşımının kontrollü katılaştırılması neticesinde bir ana faz üzerinde gri levhasal ve beyaz levhasal olmak fazların olduğu gözlenmiştir. Yapılan *EDX* analizleri sonucunda Şekil 4.23'te gösterildiği gibi bu fazların;

- *Ana (matrix) Al fazı,*
- *Gri levhasal (flake) fazın Si fazı ,*
- *Beyaz levhasal (flake) fazın Co_2Al_9 intermetalik fazı*

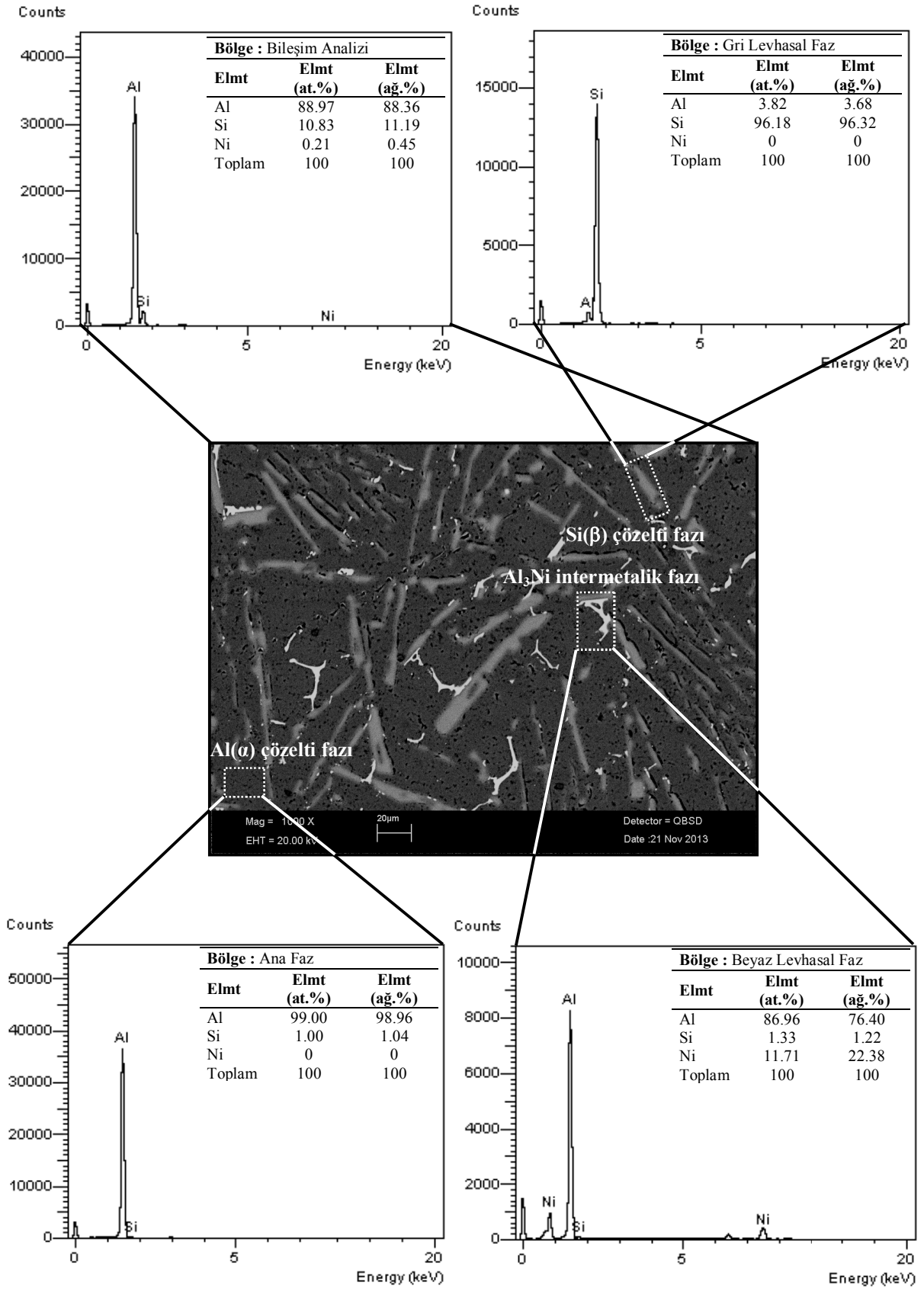
olduğu belirlenmiştir. Ayrıca Tablo 4.1’de bileşen değişimini ifade eden kimyasal analiz sonuçları da verilmiştir.



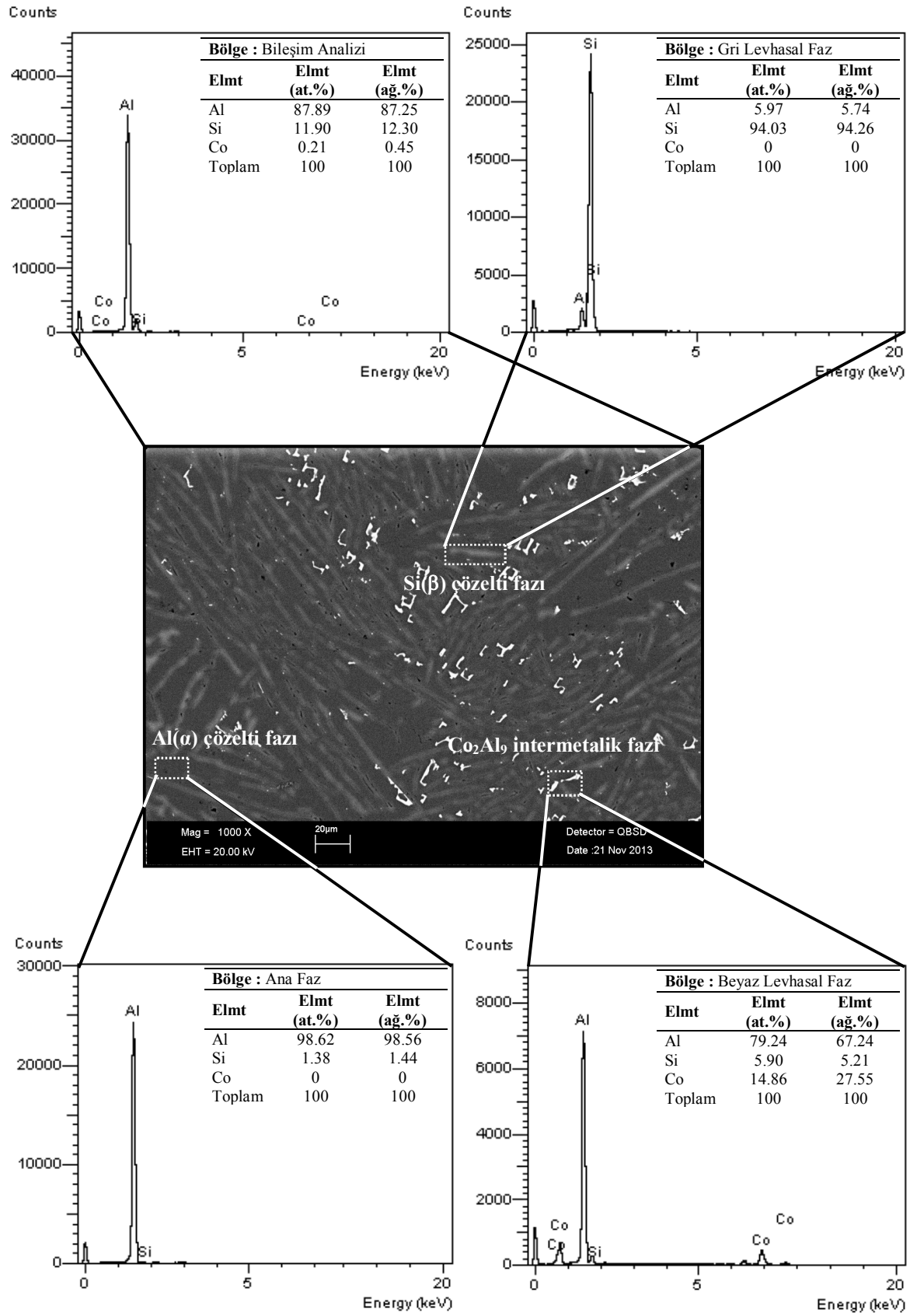
Şekil 4.19. Al-Si-xFe alaışımının kimyasal bileşim analizi (EDX), gri levhasal faz, beyaz levhasal faz ve ana faz.

Tablo 4.1. Al-12Si-xFe, Al-12Si-xNi ve Al-12Si-xCo alaşım sistemleri için bileşen değişimini ifade eden kimyasal analiz sonuçları .

Alaşım	x	Al		Si		Fe		Ni		Co	
	(% ağ.)	(% ağ.)	(% at.)	(% ağ.)	(% at.)	(% ağ.)	(% at.)	(% ağ.)	(% at.)	(% ağ.)	(% at.)
Al-12Si-xFe	0.5	87.38	88.04	12.08	11.70	0.54	0.26	-	-	-	-
	1	86.83	87.71	12.17	11.81	0.99	0.49	-	-	-	-
	1.5	86.40	87.50	12.08	11.76	1.52	0.74	-	-	-	-
	2	86.12	87.36	12.00	11.69	1.87	0.92	-	-	-	-
	2.5	85.23	86.79	12.23	11.96	2.55	1.25	-	-	-	-
Al-12Si-xNi	0.5	88.36	88.97	11.19	10.83	-	-	0.45	0.21	-	-
	1	85.81	86.76	13.11	12.74	-	-	1.08	0.50	-	-
	1.5	87.43	88.49	11.16	10.85	-	-	1.42	0.66	-	-
	2	86.06	87.45	11.86	11.58	-	-	2.08	0.97	-	-
	2.5	85.76	87.35	11.72	11.47	-	-	2.52	1.18	-	-
Al-12Si-xCo	0.5	87.25	87.89	12.30	11.90	-	-	-	-	0.45	0.21
	1	86.19	87.08	12.86	12.48	-	-	-	-	0.95	0.44
	1.5	86.81	87.91	11.73	11.42	-	-	-	-	1.49	0.68
	2	86.68	88.02	11.33	11.05	-	-	-	-	1.99	0.93
	2.5	86.11	87.66	11.46	11.21	-	-	-	-	2.43	1.13

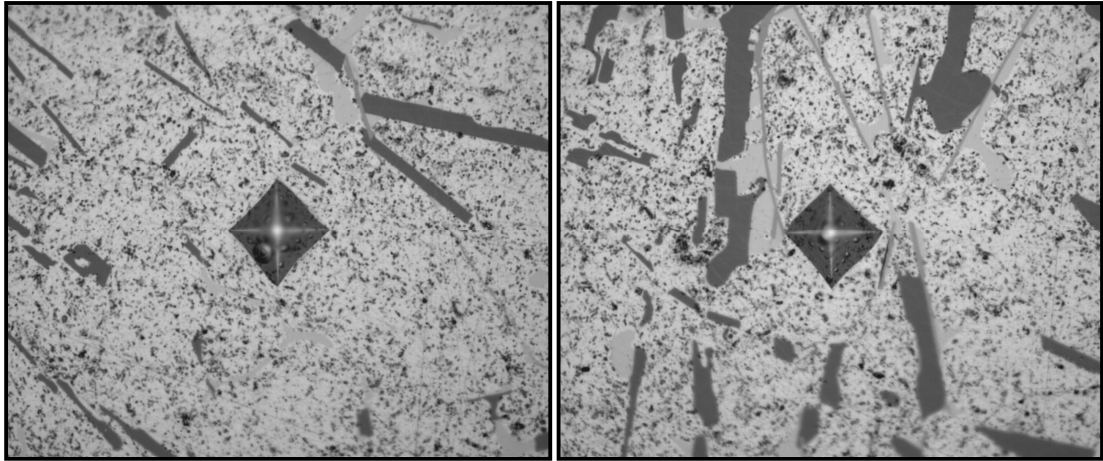


Şekil 4.20. Al-Si-xNi alaşıımının kimyasal bileşim analizi (EDX), gri levhasal faz, beyaz levhasal faz ve ana faz.



4.3. Doğrusal Katılaştırılmış Alaşımların Mikrosertlik Değerlerinin Ölçülmesi

Kontrollü olarak doğrusal katılaştırılan numunelerin mikroyapı ölçümleri yapıldıktan sonra, 3. Bölüm’de anlatıldığı gibi Vickers sertlik ölçme yöntemi ile mikrosertlik değerlerinin ölçümüne geçilmiştir. Her bir numune, mikrosertlik test cihazına takılarak, 10 ve 25 g’lık kütlelerle, boyuna kesitteki katılaştırılan bölgenin enine kesitinden mikrosertlik değerleri, kg/mm^2 cinsinden ölçülmüştür. Ölçülen mikrosertlik değerleri değişen bileşen değerlerine göre incelenmiştir. İstatistiksel güvenilirliği artırmak için her bir kesit üzerinde en az 10 ölçüm alınarak ortalamaları hesaplanmıştır. Şekil 4.25’te doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-1Fe alaşım sisteminde enine kesitten alınan mikrosertlik ölçümleri esnasında sertlik ölçüm cihazının numunelerde oluşturduğu izleri gösteren optik fotoğrafı verilmektedir.



Şekil 4.22. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-1Fe alaşımında enine kesit sertlik iz fotoğrafları.

4.4. Doğrusal Katılaştırılmış Alaşımların Çekme-Dayanım Değerlerinin Ölçülmesi

Kontrollü olarak doğrusal katılaştırılan numunelerin mikroyapılarının gözlenmesi ve sertlik değerlerinin belirlenmesinden sonra, 3. Bölüm’de anlatıldığı gibi çekme-dayanım testine geçilmiştir. Her bir numune en az 50 mm uzunluğunda kesilerek, çekme-dayanım test cihazının çeneleri arasında sıkıştırıldıktan sonra, 20 mm/dak’lık hızlarda çekme yapılarak kopması sağlanmış ve çekme-dayanım değerleri, N/mm^2 cinsinden ölçülmüştür. Ölçülen çekme-dayanım değerleri değişen bileşen değerlerine göre incelenmiştir.

4.5. Doğrusal Katılaştırılmış Alaşımların Elektriksel Özdirenç Değerlerinin Ölçülmesi

Kontrollü olarak doğrusal katılaştırılan numunelerden 20 mm uzunluğunda kesilerek 3. Bölüm’de anlatıldığı gibi elektriksel özdirenç ölçümü yapılmıştır. Her bir numune, oda sıcaklığında kül fırını içine yerleştirilip dört gümüş telin numuneye tamamen temas ettiği belirlendikten sonra elektriksel özdirenç değerleri Ωm cinsinden ölçümleri alınmıştır. İstatistiksel güvenilirliği artırmak için her bir numune üzerinde en az 100 ölçüm alınarak ortalamaları hesaplanmıştır. Ölçülen elektriksel özdirenç değerleri değişen bileşen değerlerine göre incelenmiştir.

4.6. Bileşen Değerine Bağlı Olarak Mikrosertlik, Çekme-Dayanım ve Elektriksel Özdirenç Değerlerinin İncelenmesi

Aşağıda sırasıyla Al-Si-xX [(X=Fe, Ni, Co), (x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ))] alaşım sistemlerine ait numunelerin mikrosertlik, çekme-dayanım ve özdirenç değerlerinin değişimlerinin logaritmik grafikleri verilmiştir. Bu deneysel verilerden yararlanarak elde edilen sonuçlar yorumlanmış ve aralarındaki bağıntılar, lineer regrasyon analizi (EK 1) ile tespit edilmiştir.

a) Al-Si-xFe Alaşımının İncelenmesi:

Al-12Si-xFe [x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ)] alaşım sistemlerinin doğrusal katılaştırılması sonunda ana faz üzerine iki ayrı lamelsel fazın oluştuğu gözlenmiştir. Tablo 4.2’de bu alaşım sistemleri için sabit sıcaklık gradyentinde ve sabit katılaştırma hızlarında üretilen numunelerden ölçülen mikrosertlik, maksimum çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri verilmiştir. Al-12Si-xFe [x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ)] alaşım sistemlerinin lineer regrasyon yöntemiyle tespit edilen parametreler arası bağıntılar ise Şekil 4.23-25’te verilmiştir.

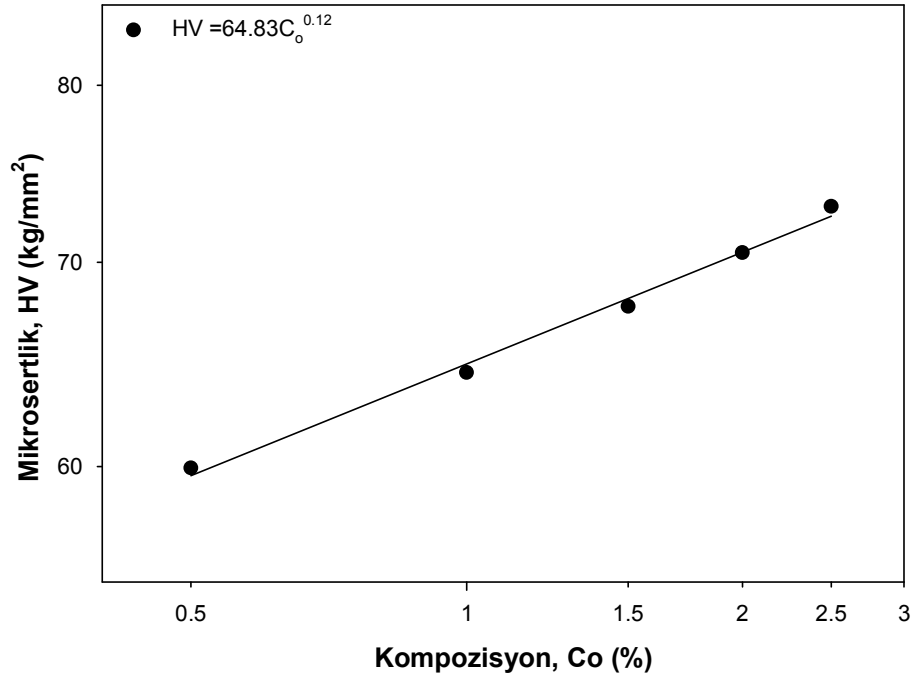
Şekil 4.1-6 incelendiğinde Fe miktarının kompozisyondaki oranı arttıkça Al-Si ötektik fazı üzerinde beyaz lamelsel Al_5SiFe intermetalik fazın çoğaldığı gözlenmiştir. Al-12Si-xFe alaşım sistemlerinde farklı kompozisyonlarda üretilen numunelere ait ölçülen mikrosertlik değerleri Şekil 4.23’te verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan kompozisyon oranına bağlı olarak, 0.12 üstel değerleri ile artmaktadır.

Tablo 4.2. Al-12Si-xFe alaşım sistemleri için elde edilen mikrosertlik, maksimum çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri.

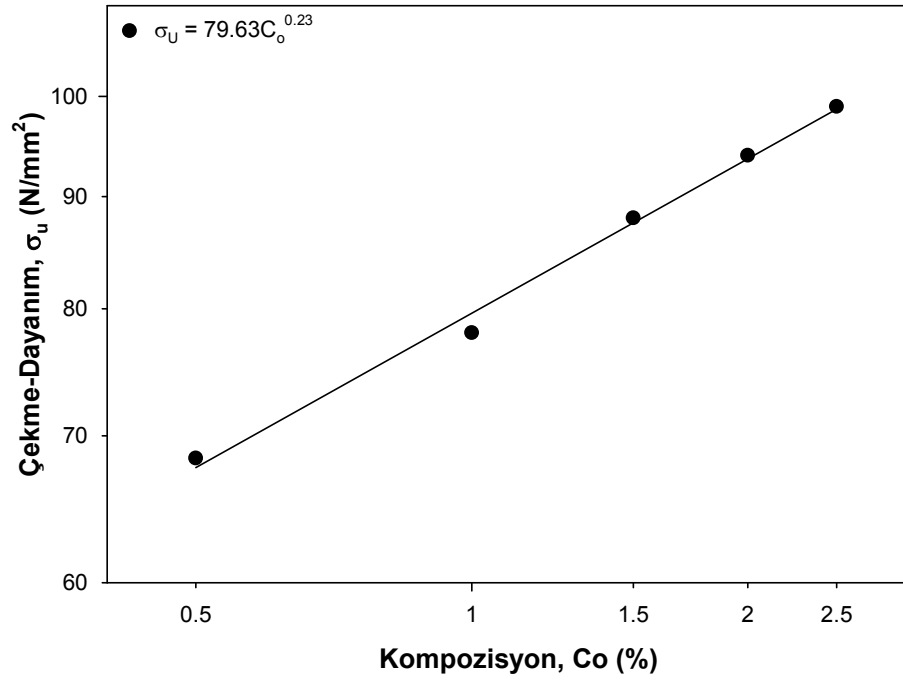
Alaşım (% ağ.)	Katılaştırma Parametreleri			Mikrosertlik	ekme-Dayanım	Elektriksel zdiren
	G (K/mm)	V (μm/s)	x (ağ.)			
Al-12Si-xFe	6.50	16.60	0.5	59.93	68.38	5.35
			1	64.40	78.00	6.69
			1.5	67.70	88.00	7.08
			2	70.50	93.97	7.84
			2.5	73.00	98.93	8.88

Al-12Si-xFe alaşım sistemleri için farklı kompozisyonlarda üretilen numunelere ait ölçülen maksimum çekme-dayanım değerleri şekil 4.24'te verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan kompozisyon oranına bağlı olarak 0.23 üstel değerleri ile artmaktadır.

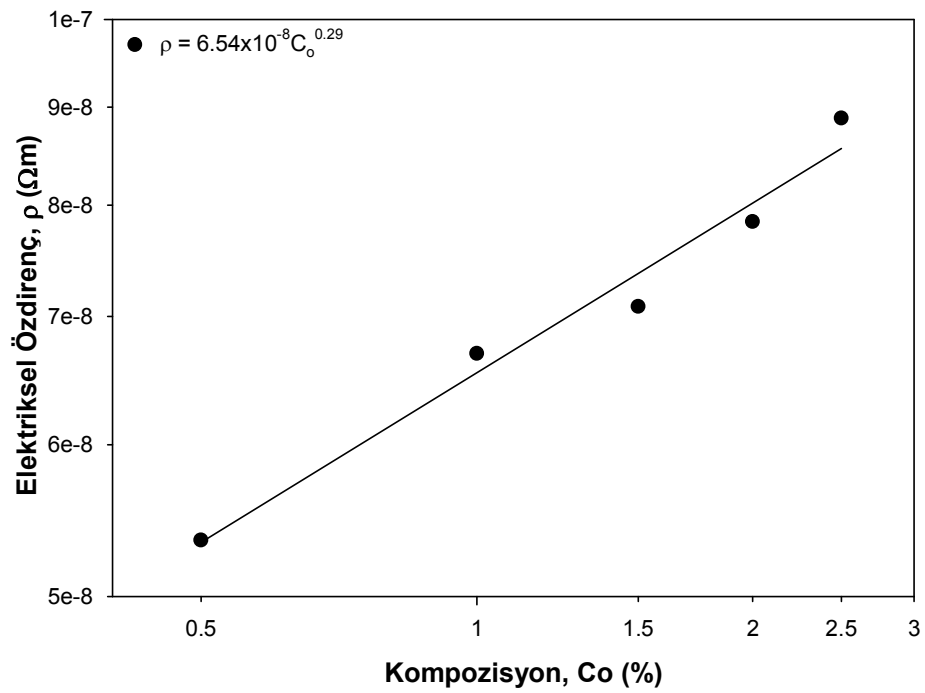
Al-12Si-xFe alaşım sistemleri için farklı kompozisyonlarda üretilen numunelere ait ölçülen elektriksel özdirenç değerleri şekil 4.25'te verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan kompozisyon oranına bağlı olarak 0.29 üstel değerleri ile artmaktadır.



şekil 4.23. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xFe alaşım sistemleri için mikrosertlik değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.



Şekil 4.24. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xFe alaşımları için maksimum çekme-dayanım değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regresyon bağıntısı.



Şekil 4.25. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xFe alaşımları için elektriksel özdirenç değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regresyon bağıntısı.

b) Al-Si-xNi Alaşımının İncelenmesi:

Al-12Si-xNi [$x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5$ (ağ)] alaşım sistemlerinin doğrusal katılaştırılması sonunda ana faz üzerine iki ayrı lamelsel fazın olduğu gözlenmiştir. Tablo 4.3'te bu alaşım sistemleri için sabit sıcaklık gradyentinde ve sabit katılaştırma hızlarında üretilen numunelerden ölçülen mikrosertlik, maksimum çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri verimiştir. Al-12Si-xNi [$x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5$ (ağ)] alaşım sistemlerinin lineer regrasyon yöntemiyle tespit edilen parametreler arası bağıntılar ise şekil 4.26-28'de verilmiştir.

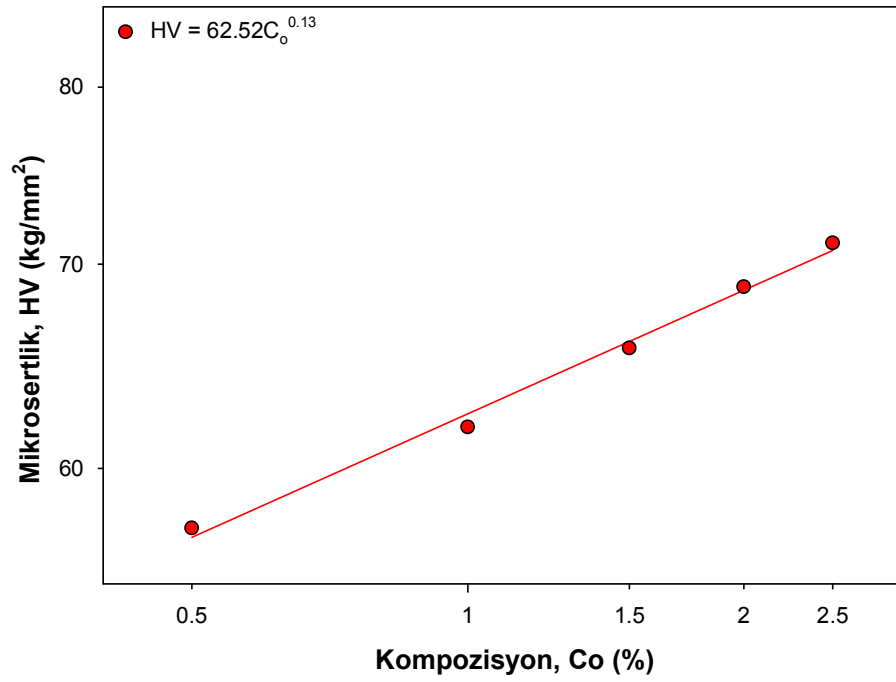
şekil 4.7-12 incelendiğinde Ni miktarının kompozisyondaki oranı arttıkça Al-Si ötektik fazı üzerinde beyaz lamelsel Al_3Ni intermetalik fazın çoğaldığı gözlenmiştir. Al-12Si-xNi alaşım sistemlerinde farklı kompozisyonlarda üretilen numunelere ait ölçülen mikrosertlik değerleri şekil 4.26'da verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan kompozisyon oranına bağlı olarak, 0.13 üstel değerleri ile artmaktadır.

Al-12Si-xNi alaşım sistemleri için farklı kompozisyonlarda üretilen numunelere ait ölçülen maksimum çekme-dayanım değerleri şekil 4.27'de verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan kompozisyon oranına bağlı olarak 0.11 üstel değerleri ile artmaktadır.

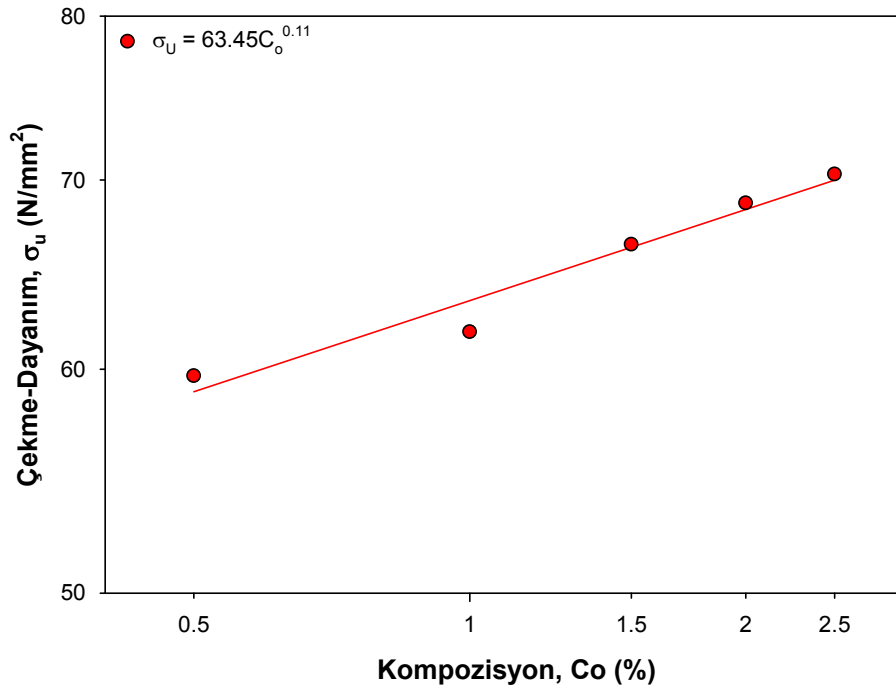
Al-12Si-xNi alaşım sistemleri için farklı kompozisyonlarda üretilen numunelere ait ölçülen elektriksel özdirenç değerleri şekil 4.28'de verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan kompozisyon oranına bağlı olarak 0.29 üstel değerleri ile artmaktadır.

Tablo 4.3. Al-12Si-xNi alaşım sistemleri için elde edilen mikrosertlik, maksimum çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri.

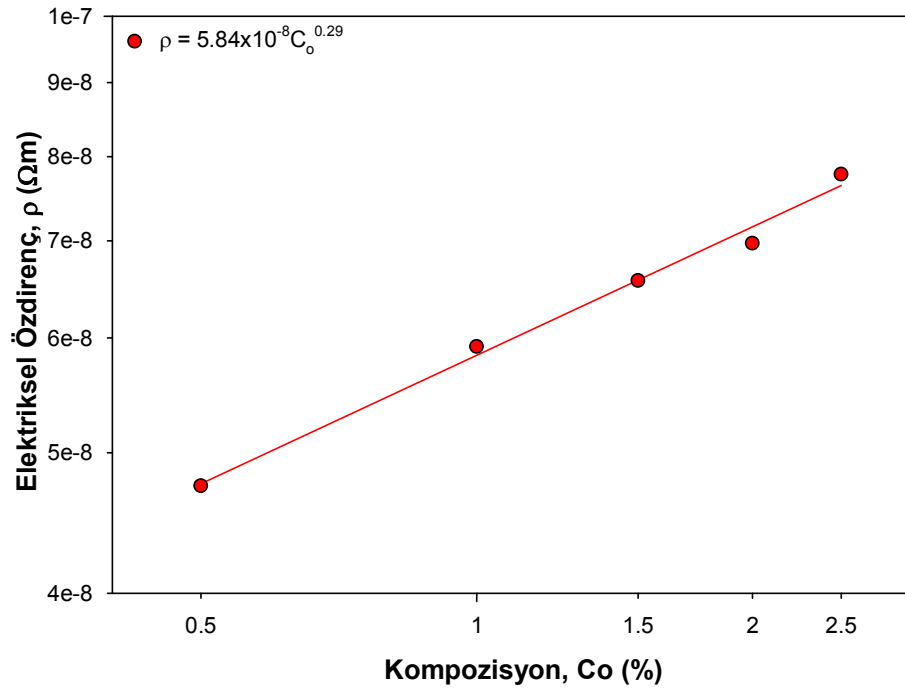
Alaşım (% ağ.)	Katılaştırma Parametreleri			Mikrosertlik	ekme-Dayanım	Elektriksel zdiren
	G (K/mm)	V (μm/s)	x (ağ.)	HV (kg/mm ²)	σ _U (N/mm ²)	ρ × 10 ⁻⁸ (Ωm)
Al-12Si-xNi	6.50	16.60	0.5	57.36	59.68	4.74
			1	61.90	61.86	5.92
			1.5	65.70	66.43	6.57
			2	68.80	68.70	6.97
			2.5	71.12	70.33	7.78



Şekil 4.26. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xNi alaşım sistemleri için mikrosertlik değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.



Şekil 4.27. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xNi alaşım sistemleri için maksimum çekme-dayanım değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.



Şekil 4.28. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xNi alaşım sistemleri için elektriksel özdirenç değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.

c) Al-Si-xCo Alaşımının İncelenmesi:

Al-12Si-xCo [x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ)] alaşım sistemlerinin doğrusal katılaştırılması sonunda ana faz üzerine iki ayrı lamelsel fazın oluştuğu gözlenmiştir. Tablo 4.4'te bu alaşım sistemleri için sabit sıcaklık gradyentinde ve sabit katılaştırma hızlarında üretilen numunelerden ölçülen mikrosertlik, maksimum çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri vermiştir. Al-12Si-xCo [x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ)] alaşım sistemlerinin lineer regrasyon yöntemiyle tespit edilen parametreler arası bağıntılar ise Şekil 4.29-31'de verilmiştir.

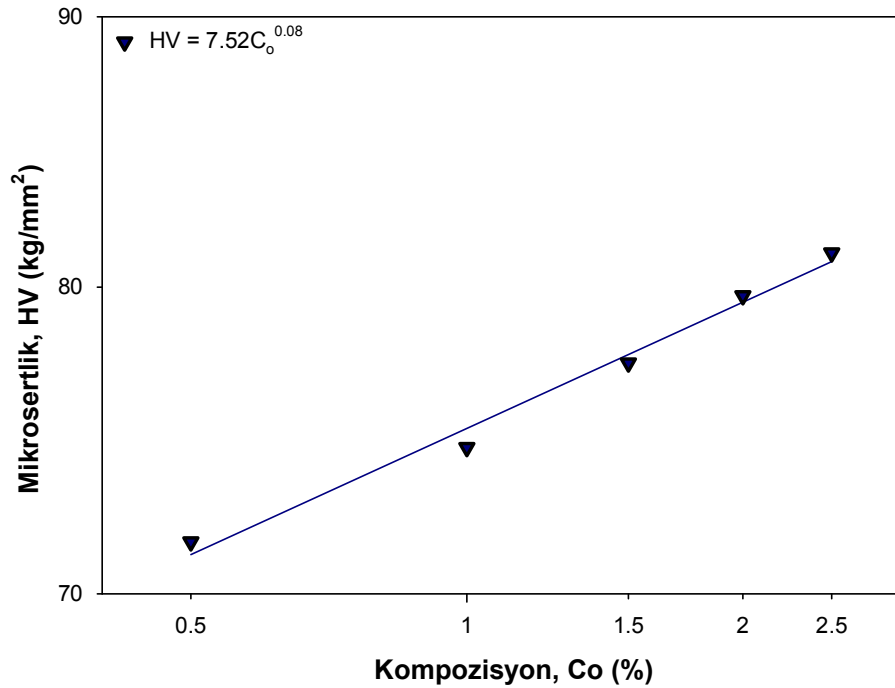
Şekil 4.13-18 incelendiğinde Co miktarının kompozisyondaki oranı arttıkça Al-Si ötektik fazı üzerinde beyaz lamelsel Co₂Al₉ intermetalik fazın çoğaldığı gözlenmiştir. Al-12Si-xCo alaşım sistemlerinde farklı kompozisyonlarda üretilen numunelere ait ölçülen mikrosertlik değerleri Şekil 4.29'da verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan kompozisyon oranına bağlı olarak, 0.08 üstel değerleri ile artmaktadır.

Tablo 4.4. Al-12Si-xCo alaşım sistemleri için elde edilen mikrosertlik, maksimumekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri.

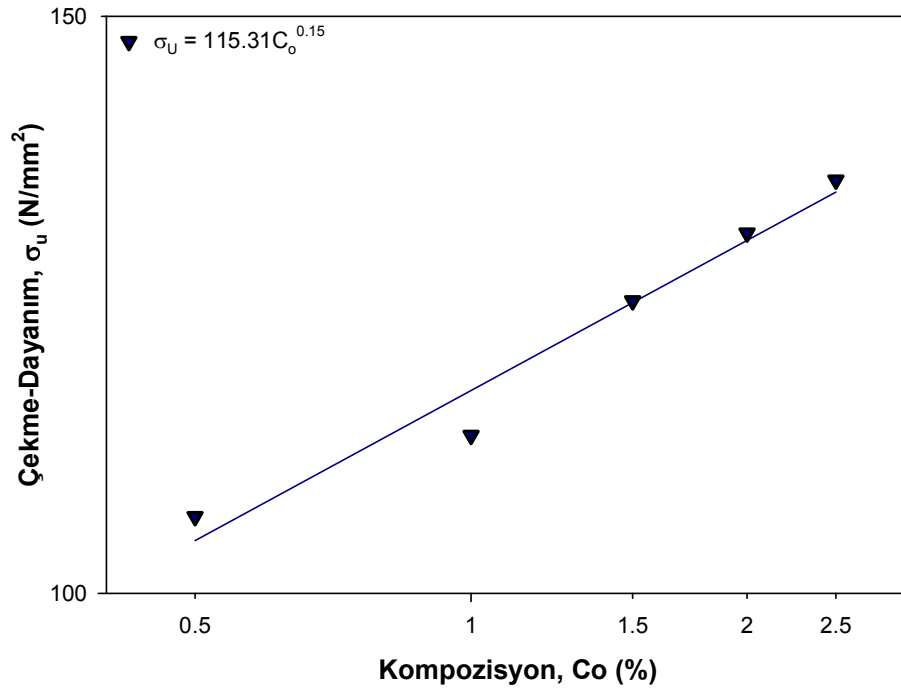
Alaşım (% ağ.)	Katılaştırma Parametreleri			Mikrosertlik	ekme-Dayanım	Elektriksel zdiren
	G (K/mm)	V (μm/s)	x (ağ.)	HV (kg/mm ²)	σ _U (N/mm ²)	ρ × 10 ⁻⁸ (Ωm)
Al-12Si-xCo	6.50	16.60	0.5	71.60	105.54	4.61
			1	74.60	111.73	5.10
			1.5	77.40	122.81	5.61
			2	79.70	128.80	6.04
			2.5	81.20	133.69	6.72

Al-12Si-xCo alaşım sistemleri için farklı kompozisyonlarda üretilen numunelere ait ölçülen maksimum çekme-dayanım değerleri Şekil 4.30’da verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan kompozisyon oranına bağlı olarak 0.15 üstel değerleri ile artmaktadır.

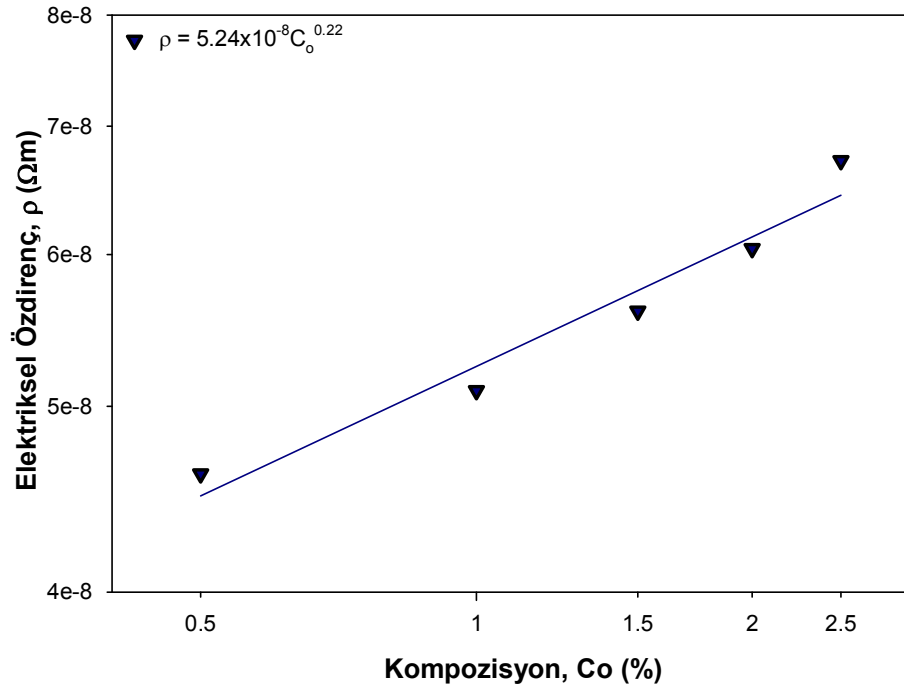
Al-12Si-xCo alaşım sistemleri için farklı kompozisyonlarda üretilen numunelere ait ölçülen elektriksel özdirenç değerleri Şekil 4.31’de verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan kompozisyon oranına bağlı olarak 0.22 üstel değerleri ile artmaktadır.



Şekil 4.29. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xCo alaşım sistemleri için mikrosertlik değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.



Şekil 4.30. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xCo alaşımları için maksimum çekme-dayanım değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer



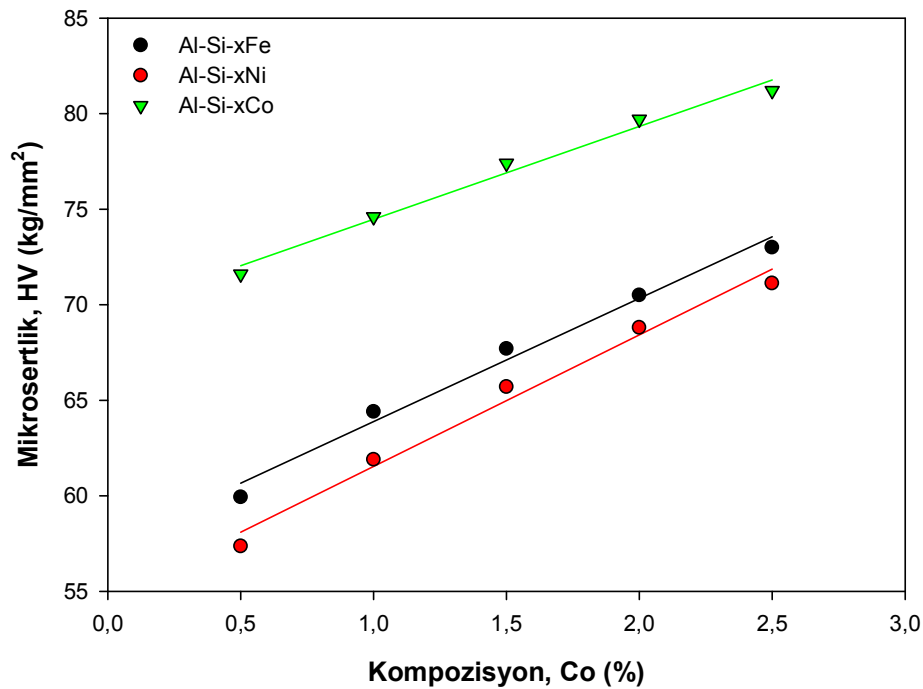
Şekil 4.31. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xCo alaşımları için elektriksel özdirenç değerlerinin kompozisyon ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.

4.7. Deneysel Sonuçların Karşılaştırılması

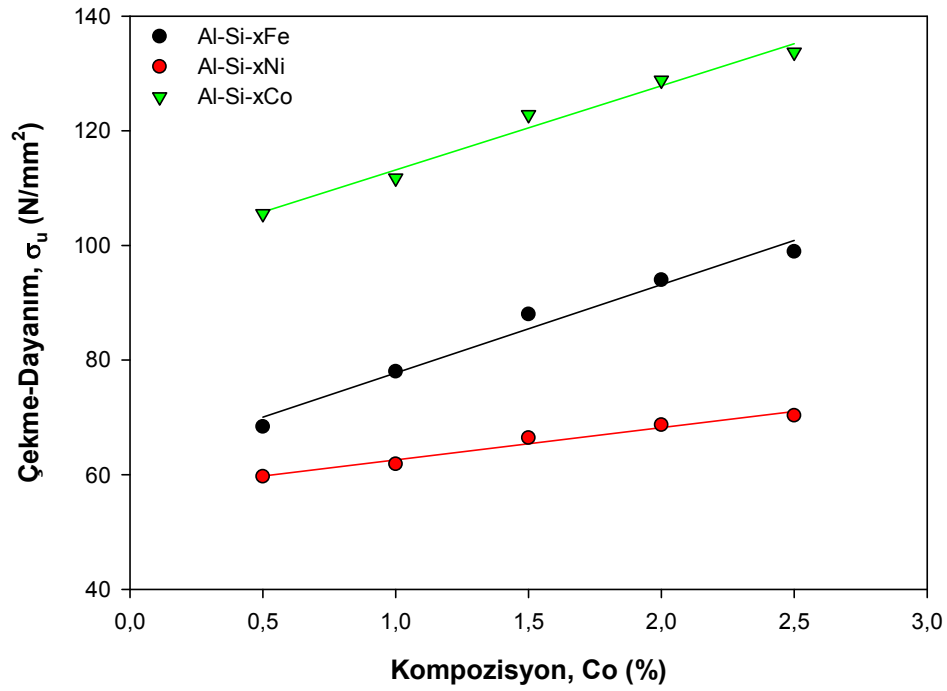
4.7.1. Mikrosertlik ve Çekme-Dayanım Ölçüm Sonuçlarının Karşılaştırılması

Al-12Si-xFe [$x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5$ (ağ)], Al-12Si-xNi [$x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5$ (ağ)] ve Al-12Si-xCo [$x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5$ (ağ)] alaşım sistemlerine ait mekanik özelliklerden mikrosertlik ve maksimum çekme-dayanım değerleri için elde edilen grafikler Şekil 4.32-33'te verilmiştir.

Şekil 4.32-33'teki sonuçlardan da anlaşıldığı gibi Al-12Si-xCo alaşımının sertlik ve maksimum çekme-dayanım değeri en büyük, Al-12Si-xNi ötektik alaşımının sertlik ve maksimum çekme-dayanım değeri ise en küçüktür. Bu durum literatürde de ifade edildiği gibi alüminyum elementinin içine konulan Si, Fe, Ni ve Co elementlerinin alaşımın mekanik özelliklerini çok fazla miktarda değiştirmekte olup bileşime göre bu değişimi de gözlemleyebilmekteyiz. Bu çalışmada Co miktarının Fe ve Ni miktarından daha fazla Al-12Si alaşımını etkilediği gözlenmektedir.



Şekil 4.32. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xFe, Al-12Si-xNi ve Al-12Si-xCo alaşım sistemlerinin mikrosertlik değerlerinin kompozisyon ile değişimleri.



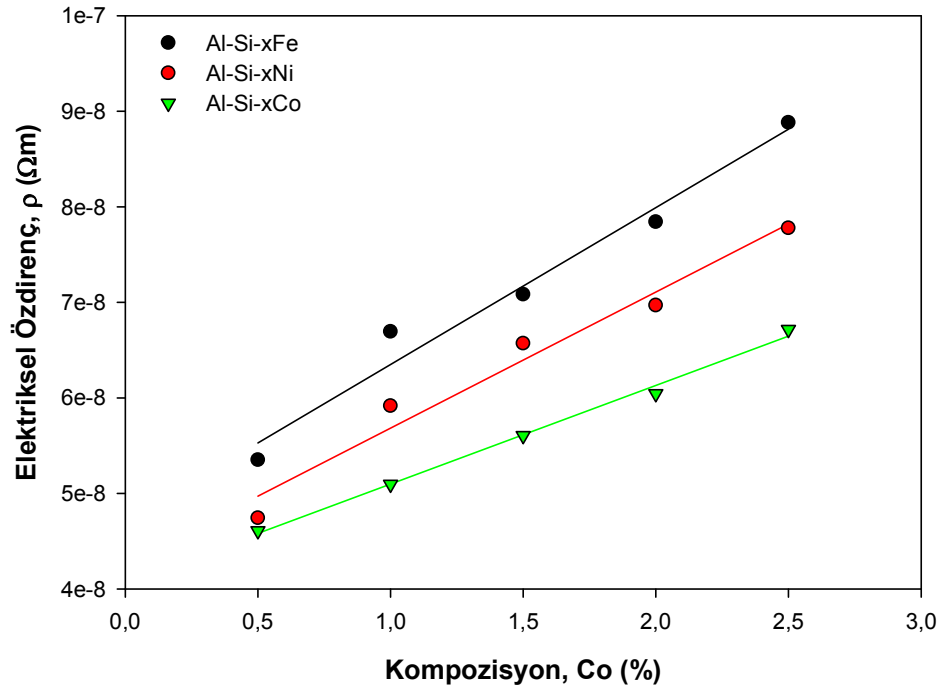
Şekil 4.33. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xFe, Al-12Si-xNi ve Al-12Si-xCo alaşım sistemlerinin maksimum çekme-dayanım değerlerinin kompozisyon ile değişimleri.

4.7.2. Elektriksel Özdirenç Ölçüm Sonuçlarının Karşılaştırılması

Al-12Si-xFe [x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ)], Al-12Si-xNi [x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ)] ve Al-12Si-xCo [x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ)] alaşım sistemlerine ait kontrollü katılaştırma deneylerinden elde edilen verilerin kompozisyonun elektriksel özdirenç etkisini veren grafikler Şekil 4.34'te verilmiştir.

Çeşitli araştırmacılar farklı yöntemlerle alaşımların elektriksel özdirençlerini ölçmüşlerdir. Genellikle araştırmacılar elektriksel özdirençin sıcaklıkla değişimini incelemişlerdir (Tablo 2.7). Bu çalışmada elektriksel özdirenç oda sıcaklığında ölçülmüş ve kompozisyona bağlı olarak değişimi incelenmiştir.

Al-12Si-xFe, Al-12Si-xNi ve Al-12Si-xCo alaşım sistemleri için elde edilen en yüksek elektriksel özdirenç değeri Al-12Si-xFe bileşeninde, en düşük ise Al-12Si-xCo bileşeninde elde edilmiştir.



Şekil 4.34. Doğrusal katılaştırılmış Al-12Si-xFe, Al-12Si-xNi ve Al-12Si-xCo alaşım sistemlerinin elektriksel özdirenç değerlerinin kompozisyon ile değişimleri.

Bu çalışmada, Al-12Si-xFe [$x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5$ (ağ)], Al-12Si-xNi [$x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5$ (ağ)] ve Al-12Si-xCo [$x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5$ (ağ)] alaşım sistemleri, Bridgman tipi kontrollü katılaştırma fırını yardımıyla, sabit sıcaklık gradyenti (G) ve sabit katılaştırma hızlarında (V), farklı kompozisyonlarda doğrusal olarak katılaştırılmış, katılaştırma parametresine (C_o) bağlı olarak mikrosertlik (HV), çekme-dayanım (σ_c), elektriksel özdirenç (ρ) değerlerinin nasıl değiştiği incelenmiştir. Yaptığımız literatür araştırılmasında bu deneyde kullanılan numunelerle ilgili çalışma bulunamadı. Yapılan araştırmalardan aşağıdaki sonuçlara ulaşılmıştır.

- 1- Al-Si-xFe alaşımı için ana (matrix) faz üzerinde gri ve beyaz lamelsel (flake) fazlar olmak üzere üç farklı fazın oluştuğu gözlenmiştir.
- 2- Al-Si-xNi alaşımının kontrollü katılaştırılması neticesinde ana faz üzerinde gri levhasal ve beyaz levhasal olmak üzere üç farklı fazın oluştuğu gözlenmiştir.
- 3- Al-Si-xCo alaşımının kontrollü katılaştırılması neticesinde bir ana faz üzerinde gri levhasal ve beyaz levhasal olmak fazların oluştuğu gözlenmiştir.

4- Al-12Si-xFe [x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ)], Al-12Si-xNi [x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ)] ve Al-12Si-xCo [x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ)] bileşenleri için yapılan kontrollü katılaştırma deneyleri neticesinde Fe, Ni, Co oranındaki artış miktarı, mikrosertlik (HV), çekme-dayanım (σ_U), elektriksel özdirenç (ρ) değerleri üzerindeki etkisinin olduğu gözlenmiştir.

5- Katılaştırma parametresi (C_o)'nun artan değerlerine göre mikrosertlik (HV)'nin değerleri artmaktadır.

6- Katılaştırma parametresi (C_o)'nun artan değerlerine göre maksimum çekme-dayanım (σ_u)'nin değerleri artmaktadır.

7- Katılaştırma parametresi (C_o)'nun artan değerlerine göre elektriksel özdirenç (ρ)'nin değerleri artmaktadır.

Sonuç olarak bu çalışmada; Al-12Si-xFe [x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ)], Al-12Si-xNi [x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ)] ve Al-12Si-xCo [x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 (ağ)] alaşım sistemleri farklı kompozisyonlarda katılaştırıldığında mikrosertliğinin, maksimum çekme-dayanımının ve elektriksel özdirencinin değiştiği gözlenmiştir.

Gelecekte amaca uygun malzeme üretebilmek için farklı yöntemlerle farklı şartlarda kontrollü katılaştırma yapılması düşünülmektedir. Farklı katılaştırma parametrelerinde üretilen her bir numunenin mikroyapı parametreleri ve mikrosertlik değerlerinin ölçülmesinin yanında elektriksel özellik (elektriksel iletkenlik, elektriksel özdirenç), termal özellik (ısı iletkenlik, entalpi ve entropi) ve korozyon gibi fiziksel ve kimyasal özelliklerinin de ölçülmesi düşünülmektedir. Ayrıca farklı katılaştırma şartlarında kontrollü katılaştırılmış her bir numuneden ölçülen bu parametreler arasındaki ilişki ve bağıntıların da ortaya konulması planlanmaktadır.

KAYNAKLAR

1. Porter, D.A., Easterling, K.E., 1984, Phase Transformation in Metals and Alloys, Van Nostrand and Reinhold, New York, 1-17, 217-223.
2. Gündüz, M., 1984, The Measurement of The Solid-Liquid Energy, Ph. Oxford University, D Thesis, Oxford.
3. Davies, G.J., 1973, Solidification And Casting, John Wiley and Sons, New York.
4. Rutter, J.W., Chalmers B., 1953, Prismatic substructure formed during solidification metals, **Canadian Journal of Physics**, **31**, 15-39.
5. Jones, H., Kurz, W., 1981, Relation of interphase spacing and growth temperature to growth velocity in Fe-C-(Fe-Fe₃C) eutectic alloys, **Z. Metallkunde**, **4**, 792-797.
6. Verhoeven, D.J., 1975, Fundamentals of Physical Metallurgy, New York.
7. Woodruff, D.P., 1973, The Solid- Liquid Interface, Cambridge Solid State Science series, London.
8. Elliot, R., 1983, Eutectic Solidification Processing Crystal Crystalline and Glassy Alloys, Butterworths, London.
9. Thornton, P.A, 1985, Fundamentals of Engineering Materials, Prentice-Hall Inc. Englewood Cliffs, 171-173.
10. Clark, D.S., 1959, Engineering Metals and Process, Ph. Ohio University, D. Thesis, , Ohio.
11. Onaran, K., 1986, Malzeme Bilimi, Çağlayan Basımevi, İstanbul.
12. Çadırılı, E., 1997, İkili Metalik Alaşımlarda Doğrusal Katılaştırma, Erciyes Üniversitesi, Doktora Tezi, Kayseri.
13. Kaya, H., 2001 İkili Ötektik Alaşımların Doğrusal Katılaştırılması ve Mekaniksel Özelliklerinin İncelenmesi, Gazi Üniversitesi, Doktora Tezi, Ankara.
14. Eshelman, M.A., Seetharaman, V., Trivedi, R., 1988, Cellular spacings-I. steady state growth, **Acta Metallurgica**, **36**, 1165-1174.
15. Flemings, M.C., 1974, Solidification Processing, Mc Graw Hill, New York.

16. Askeland, D.R., 1990, The Science and Engineering of Materials, Chapman and Hall, London.
17. Hunt, J.D, Jackson, K.A., 1966, Binary eutectic solidification, **Transactions of the Metallurgical Society**, **236**, 843-852.
18. Easterling, K., 1990, Tomorrow's Materials, Ins. Metals Monograph, London.
19. Scheil, E., 1959, On Eutectic Crystallization, Geisserei Tech. Wiss. 24, 1313.
20. Chadwick, G.A., 1962, Decanted interfaces and growth forms, **Acta Metallurgica**, **10**, 1-12.
21. Croker, M.N., Fidler, R.S., Smith, R.W., 1971, The cellular growth of Bi-Pb₂Bi eutectic, **Journal of Crystal Growth**, **11**, 121-131.
22. Croker, M.N., Baragar, D., Smith, R.W., 1975, Anomalous eutectic growth II, **Journal of Crystal Growth**, **30**, 198-212.
23. Eliot, R., 1977, Eutectic solidification, **International Metals Reviews**, **219**, 161-186.
24. Kraft, R.W., Albright, D.L.A., 1961, Microstructure of unidirectionally solidified Al-CuAl₂ eutectic, **Transactions of the Metallurgical Society**, **221**, 95-102.
25. Graham, L.D., Kraft, R.W., 1966, Coarsening at of eutectic micro structure at eveleated temperatures, **Transactions**, **236**, 94-102.
26. Çadırlı, E., Gündüz, M., 2000, The dependence of lamellar spacing on growth rate and temperature gradient in the lead-tin eutectic alloy, **Journal of Materials Processing Tecnology**, **97**, 74-81.
27. McLean, M., 1983, Directionally Solidified Materials for High Temperature Service, The Metals Society, Britain,.
28. Haasen, P., 1974, Physical Metallurgy, Cambridge University Press, Cambridge.
29. Yılmaz, F., 1985, Alaşımlar, **İ.T.Ü. Sakarya Mühendislik Fakültesi**, **54**, 43-111.
30. Jackson, K.A., Hunt, J.D., 1966, Lamellar and eutectic growth, **Transactions of the Metallurgical Society**, **236**, 1129-1142,.
31. Stefanescu, D.M., Abbaschian, G.J., Bayuzick, R.J., 1988, Solidification Processing of Eutectic Alloys, The Metallurgical Society, Inc., Ohio.
32. Trivedi, R., Magnin, P., Kurz, W., 1987, Theory of eutectic growth under rapid solidification conditions, **Acta Metallurgica**, **35**, 971-980.

33. Colling, D.A., 1995, Industrial Materials, Metals and Alloys, Prentice - Hall Inc., Ohio.
34. Weissbach, W., 1993, Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, Çev.: Anık, S., Anık, E., Vural, M., Birsen Kitapevi, İstanbul.
35. Turnbull, D., 1950, Formation of crystal nuclei in liquid metals, **Journal of Applied Physics**, **21**, 1022-1029,.
36. Turnbull, D., 1950, Isothermal rate of solidification of small droplets of mercury and tin, **Journal of Chemical Physics**, **18**, 768-775.
37. Burden, M.H., Hunt, J.D., 1974, Cellular and dendritic growth II, **Journal of Crystal Growth**, **22**, 109-116.
38. Flemings, M.C., 1976, Döküm ve Katılaştırma Tekniği, Çev.: Başaran, M., İTÜ Matbaası, İstanbul.
39. Jain, M., Gupta, S.P., 2003, Formation of intermetallic compounds in the Ni–Al–Si ternary system, **Materials Characterization**, **51**, 243– 257.
40. Ceschini, L., Morri, Alessandro, Morri, Andrea, Gamberini, A., Messieri, S., 2009, Correlation between ultimate tensile strength and solidification microstructure for the sand cast A357 aluminium alloy, **Materials and Design**, **30**, 4525–4531.
41. Souza, S.A., Rios, C.T., Coelho, A.A., Ferrandini, P.L., Gama, S., Caram, R., 2005, Growth and morphological characterization of Al–Cr–Nb eutectic alloys, **Journal of Alloys and Compounds**, **402**, 156–161.
42. Basavakumar, K.G., Mukunda, P.G., Chakraborty, M., 2008, Influence of grain refinement and modification on microstructure and mechanical properties of Al–7Si and Al–7Si–2.5Cu cast alloys, **Materials Characterization**, **59**, 283-289.
43. Wang, F., Zou, J.T., Wang, X.H., Fan, Z.K., 2009, Effect of melt superheat on microstructure of Al₄Fe₂Mn_{1.5} Monel alloy, **Trans. Nonferrous Met. Soc. China**, **19**, 19-25.
44. Triveno Rios, C., Milenkovic, S., Gama, S., Caram, R., 2002, Influence of the growth rate on the microstructure of a Nb–Al–Ni ternary eutectic, **Journal of Crystal Growth** **237–239**, 90–94.

45. Fuller, C.B., Seidman, D.N., Dunand, D.C., 2003, Mechanical properties of Al(Sc,Zr) alloys at ambient and elevated temperatures, **Acta Materialia**, **51**, 4803–4814.
46. Lee, C.D., 2010, Effect of damage evolution of Si particles on the variability of the tensile ductility of squeeze-cast Al–10%Si–2%Cu–0.4%Mg alloy, **Materials Science and Engineering A**, **527**, 3144–3150.
47. Ardakan, A.H., Ajersch, F., 2010, Thermodynamic evaluation of hypereutectic Al–Si (A390) alloy with addition of Mg, **Acta Materialia**, **58**, 3422–3428.
48. Ardakan, A.H., Ajersch, F., 2010, Effect of conventional and rheocasting processes on microstructural characteristics of hypereutectic Al–Si–Cu–Mg alloy with variable Mg content, **Journal of Materials Processing Technology**, **210**, 767–775.
49. Zhang, X.H., Su, G.C., Ju, C.W., Wang, W.C., Yan, W.L., 2010, Effect of modification treatment on the microstructure and mechanical properties of Al–0.35%Mg–7.0%Si cast alloy, **Materials and Design**, **31**, 4408–4413.
50. Lados, D.A., Apelian, D., Donald, J.K., 2006, Fatigue crack growth mechanisms at the microstructure scale in Al–Si–Mg cast alloys: Mechanisms in the near-threshold regime, **Acta Materialia**, **54**, 1475–1486.
51. Guo, J.T., Xu, C.M., Du, X.H., Fu, H.Z., 2004, The effect of solidification rate on microstructure and mechanical properties of an eutectic NiAl–Cr(Mo)–Hf alloy, **Materials Letters**, **58**, 3233–3236.
52. Bei, H., George, E.P., 2005, Microstructures and mechanical properties of a directionally solidified NiAl–Mo eutectic alloy, **Acta Materialia**, **53**, 69–77.
53. Volmer, M., Weber, A., 1926, Keimbildung in übersättigten Gebilden, **Journal of Physical Chemistry**, **119**, 227.
54. Becker, R., Döring, W., 1953, Kinetics Behandlung der Keimbildung in übersättigte Dämpfen, **Annual Physics**, **24**, 719.
55. Turnbull, D., Cech, R.E., 1950, Microscopic Observation of The Solidification of Small Metal Droplets, **Journal of Applied Physics**, **21**, 804–810.
56. Turnbull, D., 1950, The supercooling of aggregates of small metal particles, **Journal of Metals**, **188**, 1144–1148.
57. Turnbull, D., 1949, The Subcooling of Liquid Metals, **Journal of Applied Physics**, **20**, 817.

58. Turnbull, D., 1950, Kinetics of Heterogeneous Nucleation, **Journal of Chemical Physics**, **18**, 198-203.
59. Turnbull, D., Fisher, J.C., 1949, Rate of Nucleation in Condensed System, **Journal of Chemical Physics**, **17**, 71-73.
60. Turnbull, D., 1952, Kinetics of Solidification of Supercooled Liquid Mercury Droplets, **Journal of Chemical Physics**, **20**, 411-424.
61. Turnbull, D., 1952, Nucleation Catalysis, **Industrial and Engineering Chemistry**, **44**, 1292.
62. Miyazawa, Y., Pound, G.M., 1974, Homogeneous Nucleation of Crystalline Gallium from Liquid Gallium, **Journal of Crystal Growth**, **23**, 45.
63. Skripov, V.P., 1977, Homogeneous Nucleation in Metals and Amorphous Films, in *Crystal Growth and Materials*, (Ed. E. Kaldis and H. Schell) 327, North Holland, Amsterdam.
64. Stowell, M.J., 1970, The Solid-Liquid Interfacial Free Energy of Lead from Supercooling Data, **Philosophical Magazine**, **22**, 1-6.
65. Herlach, D.M., 1994 Non-equilibrium Solidification of Undercooled Metallic Metals, **Materials Science and Engineering: R: Reports**, **12**, 177-272.
66. Mullins, W.W., Sekerka, R.F., 1963, Morphological Stability of a Particle Growing by Diffusion or Heat Flow, **Journal Applied Physics**, **34**, 323-329.
67. Jackson, K.A., Hunt, J.D., 1965, Transparend Compounds That Freeze Like Metals, **Acta Metallurgica**, **13**, 1212-1215.
68. Trivedi, R., 1980, Theory of Dendritic Growth During The Directional Solidification of Binary Alloys, **Journal of Crystal Growth**, **49**, 219-232.
69. Edwards, L., Endean, M., 1990, *Manufacturing with Materials*, The Open University Press, Hong Kong.
70. Voorhees, P.W., 2006, *Utilization of Space*, AIAA , Springer.
71. Sharp, R.M., Hellawell, A., 1971, Solute Distributions At-Non Planar Solid-Liquid Growth Fronts II, **Journal of Crystal Growth**, **11**, 77-91.
72. Miyata, Y., Suzuki, T., Uno, I.J., 1985, Cellular and Dendritic Growth. I. Experiment, **Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science**, **16A**, 1799-1805.
73. Taha, M.A., 1979, Some Observations on The Dendritic Morphology and Dendrite Arm Spacings, **Metall Science**, **9**, 9-12.

74. Klaren, C.M., Verhoeven, J.D., Trivedi, R., 1980, Primary Dendrite Spacing of Lead Dendrites in Pb-Sn and Pb-Au Alloys, **Metallurgical and Materials Transactions**, **11A**, 1853-1861.
75. Mason, J.T., Verhoeven, J.D., Trivedi, R., 1982, Primary Dendrite Spacing: I Experimental Studies, **Journal of Crystal Growth**, **59**, 516-524.
76. Spittle, A., Lloyd, D.M., 1979, Solidification and Casting of Metals, The Metals Society, London.
77. Mc.Cartney, D.G., Hunt, J.D., 1981, Measurement of Cell and Primary Dendrite Arm Spacings in Directionally Solidified Aluminium Alloys, **Acta Metallurgica**, **29A**, 1851-1863.
78. Glicksman, M.E., Koss, M.B., 1994, Dendritic Growth velocities in Microgravity, **Physical Review Letters**, **73(4)**, 573-576.
79. Koss, M.B., Lacombe, J.C., Tennenhouse, L.A., Glicksman, M.E., Winsa, E.A., 1999, Dendritic Growth Tip Velocities and Radii of Curvature in Microgravity, **Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science**, **30(12)**, 3177-3190.
80. Trivedi, R., Kurz, W., 1994, Dendritic Growth, **International Material Review**, **39**, 49-74.
81. Mullins, W.W., Sekerka, R.F., 1964, Stability of a Planar Interface During Solidification of a Dilute Binary Alloy, **Journal of Applied Physics**, **35**, 444-451.
82. Han, S.H., Trivedi, R., 1994, Primary Spacing in Directionally Solidified Alloys, **Acta Metallurgica**, **42**, 25-41.
83. Pan, Q.Y., Huang, W.D., Lin, X., Zhou, Y. H., 1997, Primary Spacing Selection of Cu-Mn Alloy under Laser Rapid Solidification Condition, **Journal of Crystal Growth**, **181**, 109-116.
84. Weidong, H., Xingguo, G., Yaohe, Z., 1993, Primary Spacing Selection of Constrained Dendritic Growth, **Journal of Crystal Growth**, **134**, 105-115.
85. Ding, G.L., Huang, W.D., Huang, X., Lin, X., Zhou, Y.H., 1996, On Primary Dendritic Spacing During Unidirectional Solidification, **Acta Metallurgica**, **44**, 3705-3709.

86. Ding, G.L., Huang, W., Lin, X., Zhou, Y., 1997, Prediction of Average Spacing for Constrained Cellular/Dendritic Growth, **Journal of Crystal Growth**, **177**, 281-288,
87. Lu, S.Z., Hunt, J.D., 1992, A Numerical Analysis of Dendritic and Cellular Array Growth: The Spacing Adjustment Mechanisms, **Journal of Crystal Growth**, **123**, 17-34.
88. Warren, J.A., Langer, J.S., 1993, Prediction of Dendritic Spacings in a Directional Solidification Experiment, **Physical Review: E**, **47**, 2702-2712.
89. Makkonen, L., 2000, Spacing in Solidification of Dendritic Arrays, **Journal of Crystal Growth**, **208**, 772-778.
90. Walker, D.J., Mullis, A.M., 2001, A Mechanism for The Equalisation of Primary Spacing During Cellular and Dendritic Growth, **Journal of Material Science**, **36**, 865-869.
91. Çadırlı, E., Karaca, I., Kaya, H., Maraşlı, N., 2003, Effect of Growth Rate and Composition on The Primary Spacing, The Dendrite Tip Radius And Mushy Zone Depth in The Directionally Solidified Succinonitrile-Salol Alloys, **Journal of Crystal Growth**, **255**, 190-203.
92. Çadırlı, E., Maraşlı, N., Bayender, B., Gündüz, M., 2000, Dependency of the Microstructure Parameters on the Solidification Parameters for Camphene, **Materials Research Bulletin**, **35(6)**, 985- 995.
93. Çadırlı, E., Gündüz, M., 2000, The Directional Solidification of Pb-Sn Alloys, **Journal of Materials Science**, **35**, 3837-3848.
94. Gündüz, M., Çadırlı, E., 2002, Directional Solidification of Aluminium-Copper Alloys, **Materials Science and Engineering A**, **327**, 167-185.
95. Ruggiero, M.A., Rutter, J.W., 1997, Origin of Microstructure in the 332 K Eutectic of The Bi-In-Sn System, **Materials Science and Technology**, **13**, 5-11.
96. De Wilde, J, Froyen, L, Witusiewicz, V.T., Hecht, U., 2005, Two-Phase Planar and Regular Lamellar Coupled Growth Along The Univariant Eutectic Reaction in Ternary Alloys: An Analytical Approach and Application to The Al-Cu-Ag System, **Journal of Applied Physics**, **97**, 113515-113524.

97. Knoop, F., Peters, C.G., Emerson, W.B., 1939, A Sensitive Pyramidal-Diamond Tool for Indentation Measurements, **Journal of Research of the National Bureau of Standards**, **23**, 39-61.
98. Hall, E.O., 1951, The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results, **Proc. Phys. Soc. Lond. Sect. B** **64**, 747-753.
99. Petch, N.J., 1953, The cleavage strength of polycrystals, **J. Iron. Steel. Inst.** **174**, 25-31.
100. Fan, J., Li, X., Su, Y., Guo, J. and Fu, H., 2010, Dependency of microhardness on solidification processing parameters and microstructure characteristics in the directionally solidified Ti-46Al-0.5W-0.5Si alloy, **Journal of Alloys and Compounds**, **504**, 60-64.
101. L.Silva, B., Garcia, A., Spinelli, J.E., 2012, The effects of microstructure and intermetallic phases of directionally solidified Al-Fe alloys on microhardness, **Materials Letters**, **89**, 291-295.
102. Khan, S., Ourdjini, A., Hamed, Q.S., Alam Najafabadi, M.A., Eliot, R., 1993, Hardness and Mechanical Property Relationship in Directionally Solidified Aluminium- Silicon Eutectic Alloys with Different Silicon Morphologies, **Journal of Materials Science**, **28**, 5957-5962.
103. Liu, H.Y., Li, Y., Jones, H., 1998, Thermal stability of the α Zn-Mg₂Zn₁₁ and α Zn- β Al eutectics obtained by Bridgman growth, **J. Mater. Sci.**, **33**, 1159-1164.
104. Fan, J., Li, X., Su, Y., Guo, J., Fu, H., 2010, The microstructure parameters and microhardness of directionally solidified Ti-43Al-3Si alloy, **Journal of Alloys and Compounds**, **506**, 593-599.
105. Goulart, P.R., Spinelli, J.E., Cheung, N. and Garcia, A., 2010, The effects of cell spacing and distribution of intermetallic fibers on the mechanical properties of hypoeutectic Al-Fe alloys, **Mater. Chem. Phys.**, **119**, 272-278.
106. Cante, M.V., Spinelli, J.E., Cheung, N. and Garcia, A., 2010, The correlation between dendritic microstructure and mechanical properties of directionally solidified hypoeutectic Al-Ni alloys, **Met. Mater. Int.**, **16**, 39-49.
107. Goulart, P.R., Spinelli, J.E., Osorio, W.R. and Garcia, A., 2006, Mechanical properties as a function of microstructure and solidification thermal variables of Al-Si castings, **Mater. Sci. Eng. A.**, **421**, 245-253.

108. Garcia, L.R., Osorio, W. R., Peixoto, L.C. and Garcia, A., 2010, Mechanical properties of Sn-Zn lead-free solder alloys based on the microstructure array, **Material Characterization**, **61**, 212-220.
109. Osorio, W.R. and Garcia, A., 2002, Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn-Al alloys as a function of solidification conditions, **Mater. Sci. Eng. A.**, **325**, 103-111.
110. Santos, G.A., Neto, C.M., Osorio, W.R. and Garcia, A., 2007, Design of mechanical properties of a Zn₂₇Al alloy based on microstructure dendritic array spacing, **Mater. Design.**, **28**, 2425-2430.
111. Kane, P.F., Larrabee, G.B., 1970, Characterization of Semiconductor Materials, McGraw Hill Book Co., U.S.A., 4.
112. Kumar, P.P., Yashonath, S., 2006, Ionic Conduction in the Solid State, **J. Chem.Sci.**, **118 (1)**, 135-154.
113. Caignan, A.G., Holt, E.M. 2002, New 1,4-dihydropyridine Derivates with Hetero , Saturated B Rings, **Journal of Chemical Crystallography** **32**, 315-323.
114. Yamashita, M., 1987, Resistivity Correction Factor for the Four-Probe Method, **J.Phys. E: Sci. Instrum.**, **20**, 1454-1456.
115. Milenkovic, S., Caram, R., 2002, Effect of the growth parameters on the Ni-Ni₃Si eutectic microstructure, **J. Cryst. Growth.**, **237-239**, 95-100.
116. Dutra, A.T., Ferrandini, P.L., Costa, C.A.R., Gonçalves, M.C., Caram, R., 2005, Growth and Solid/Solid Transformation in a Ni-Si Eutectic Alloy, **Journal of Alloys and Compounds**, **399**, 202-207.
117. Hosch, T., England, L.G. and Napolitano, R.E., 2009, Analysis of the high growth-rate transition in Al-Si eutectic solidification, **J. Mater. Sci.**, **44**, 4892-4899.
118. Hirai, M., Sato, T., Ohiro, G., 1977, Interfacial Stability of α (Al - Rich Solid Solution) Liquid α interface of Unidirectionally Solidified Al-FeAl₃ Eutectic Alloy, **Journal of Crystal Growth**, **38**, 340-352.
119. Kaya, H., Büyük, U., Çadırılı, E, Maraşlı, N., 2010, Unidirectional solidification of aluminium–nickel eutectic alloy, **Kovove Mater** **48(5)**, 291–300.
120. Gündüz, M., Kaya, H., Çadırılı, E., Özmen, A., 2004, Interflake spacings and undercoolings in Al–Si irregular eutectic alloy, **Mater Sci Eng A**, **369**, 215–229.

121. Rios, C.T., Milenkovic, S., Ferrandini, P.L. and Caram, R., 2005, Directional solidification, microstructure and properties of the Al_3Nb - Nb_2Al eutectic, **Journal of Crystal Growth**, **275**, 153-158.
122. Rohatgi, P.K., Sharma, R.C., Prabhakar, K.V., 1975, Microstructure and mechanical properties of unidirectionally solidified Al-Si-Ni ternary eutectic, **Metallurgical Transactions A**, **6**, 3, 569-575.
123. Bottinger, W.J., Bendersky, L.A., Shaefer, R.J., Biancaniello, F.S., 1988, On The Formation of Dispersoids During Rapid Solidification of An Al-Fe-Ni Alloy **Metall.Trans.**, **19A**, 1101-1107.
124. Büyük, U., Engin, S., Maraşlı, N., 2011, Microstructural characterization of unidirectional solidified eutectic Al-Si-Ni alloy, **Material Characterization**, **62**, 844-851.
125. Steinbach, S. and Ratke, L., 2007, The influence of fluid flow on the microstructure of directionally solidified AlSi-base alloys, **Metall. Mater. Trans.**, **38A**, 1388-1394.
126. Zhang, J., Shen, J., Shang, Z., Feng, Z., Wang, L. and Fu, H., Regular rod-like eutectic spacing selection during directional solidified NiAl-9Mo eutectic in situ composite, *J. Cryst. Growth.*, 329, 77-81, 2011.
127. Mota, M.A., Coelho, A.A., Bejarano, J.M.Z., Gama, S., Caram, R., 2005, Fe-Al-Nb phase diagram investigation and directional growth of the (Fe, Al) $_2$ Nb-(Fe, Al, Nb) eutectic system, **Journal of Alloys and Compounds**, **399**, 196-201.
128. Contieri, R.J., Lopes, E.S.N., Cruz, M.T., Costa, A.M., Afonso, C.R.M. and Caram, R., 2011, Microstructure of directionally solidified Ti-Fe eutectic alloy with low interstitial and high mechanical strength **Journal of Crystal Growth**, **333**, 40-47.
129. Fan, J., Li, X., Su, Y., Guo, J., Fu, H., 2012, Effect of growth rate on microstructure parameters and microhardness in directionally solidified Ti-49Al alloy, **Materials Design**, **34**, 552-558.
130. Kaya, H., Büyük, U., Çadırlı, E., Maraşlı, N., 2013, Influence of Growth Rate on Microstructure, Microhardness, and Electrical Resistivity of Directionally Solidified Al-7 wt% Ni Hypo-Eutectic Alloy, **Metals and Materials International**, **19**, 1, 39-44.

131. Kaya H., Çadırılı E., Gündüz M. and Ülgen A., 2003, Effect of the temperature gradient, growth rate, and the interflake spacing on the microhardness in the directionally solidified Al-Si eutectic alloy, **J. Mat. Eng. and Perf.**, **12(5)**, 544–551.
132. Büyük, U., Maraşlı, N., Çadırılı, E., Kaya, H. and Keşlioğlu, K., 2012, Variations of microhardness with solidification parameters and electrical resistivity with temperature for Al-Cu-Ag eutectic alloy, **Curr. Appl. Phys.**, **12**, 7-10.
133. Büyük, U., Physical and mechanical properties of Al-Si-Ni eutectic alloy, 2012, **Metals and Materials International**, **18**, 6, 933-938.
134. Smiths, F.M., 1958, Measurement of sheet resistivities with the four-point probe, **Bell Syst. Technol. J.**, **37**, 711.
135. Brandt, R., and Neuer, G., 2007, Electrical Resistivity and Thermal Conductivity of Pure Aluminum and Aluminum Alloys up to and above the Melting Temperature, **International Journal of Thermophysics**, **28**, 5, 1429-1446.
136. Çadırılı, E., Büyük, U., Engin, S., Kaya, H., Maraşlı, N and Arı, M., 2010, Investigation of microhardness and thermo-electrical properties in the Sn-Cu hypereutectic alloy, **J. Mater. Sci- Mater. El.**, **21**, 468-474.
137. Kamal, M. and Gouda, E.S., 2007, Effect of cooling speed on structure and properties of rapidly solidified Pb-25wt. % Sn alloy, **Radiat. Eff. Defect. S.**, **162**, 691-696.
138. El-Ashram, T. and Shalaby, R.M., 2005, Effect of rapid solidification and small additions of Zn and Bi on the structure and properties of Sn-Cu eutectic alloy, **J. Electron. Mater.**, **34**, 212-215.
139. Kamal, M., El-Bediwi, A.B. and El-Shobaki, M.R., 2006, Influence of alloying elements on structure and some physical properties of quenched Sn-Sb alloy, **Radiat. Eff. Defect. S.**, **161**, 549-557.
140. Geçkinli, A.E., 1989, Metalografi, I. Kısım, İTÜ Kütüphanesi.

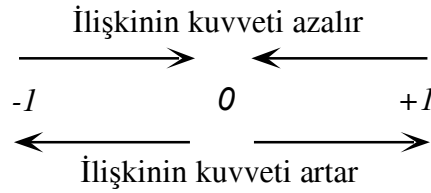
EKLER

EK 1. Regrasyon Analizi [1]

İki değişken arasındaki, değişim ilişkisini gösteren ölçü korelasyon katsayısıdır ve r harfi ile gösterilir. Korelasyon katsayısı;

$$r = \frac{\sum xy - \frac{(\sum x)(\sum y)}{n}}{\sqrt{\left(\sum x^2 - \frac{(\sum x)^2}{n}\right)\left(\sum y^2 - \frac{(\sum y)^2}{n}\right)}}$$

ile ifade edilir. Değişkenler arasındaki ilişki pozitif ise işareti artı, negatif ise eksi olur. Korelasyon katsayısı -1 ile +1 arasında herhangi bir değer alabilir ($-1 \leq r \leq +1$). Her iki yönde de 0'dan ± 1 'e yaklaştıkça ilişkinin kuvveti artar. -1 veya +1'den 0'a yaklaştıkça ilişkinin kuvveti azalır, sıfır değerini aldığı anda kaybolur.



İki değişken arasında belirgin bir ilişki olduğunda bu ilişki, dağılım grafiğindeki noktalar arasından geçen uygun bir doğru ile tanımlanabilir. Bu doğruya regrasyon doğrusu denir ve matematiksel bir denklem ile gösterilebilir. Bu denklemede regrasyon denklemi denir. Regrasyon katsayısı;

$$Regrasyon Katsayısı = \frac{\sum xy - \frac{\sum x \sum y}{n}}{\sum x^2 - \frac{(\sum x)^2}{n}}$$

ile ifade edilir. Regrasyon doğrusunu çizmeden önce doğrusallıktan sapma değerinin kontrolünün yapılması gerekir. Eğer doğrusallıktan sapma önemli ise iki değişken arasında ilişki doğrusal değildir. Başka bir ifadeyle ilişki $y=a+bx$ doğrusal denklemi ile ifade edilemez. Bu nedenle regrasyon doğrusu çizilemez. Burada x ; bağımsız değişken, y ; bağımlı değişken, a ; doğrunun y eksenini kestiği nokta, b ise regrasyon katsayısıdır (eğim).

[1] Sümbüloğlu K., Sümbüloğlu V., Biyoistatistik, Haliboğlu Yayınevi, İstanbul, 1987.

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı: Ayşe YAVUZ

Uyruğu: Türkiye (TC)

Doğum Tarihi ve Yeri: 07 Şubat 1984, Kayseri

Medeni Durumu: Bekar

GSM : +90 537 490 0326

E-posta: aysebeyzayavuz38@gmail.com

Yazışma Adresi: Mehmet Akif Ersoy Mah. 1.Cadde Palmiye Apt. No:9

Develi/KAYSERİ

EĞİTİM

Derece	Eğitim Kurumu	Mezuniyet
Lisans	Erciyes Üniversitesi Yozgat Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü	2009