

T.C.
ERCIYES ÜNİVERSİTESİ
BİLİMSEL ARAŞTIRMA PROJELERİ
KOORDİNASYON BİRİMİ

**SİLİSYUM VE DEMİR KATKILANMIŞ ALÜMİNYUM-BAKIR ESASLI
ALAŞIMLARIN FİZİKSEL VE MEKANİKSEL ÖZELLİKLERİNİN
İNCELENMESİ**

PROJE NO: FBA-12-4016
NORMAL ARAŞTIRMA PROJESİ

SONUÇ RAPORU

PROJE YÜRÜTÜCÜSÜ

Doç. Dr. Uğur BÜYÜK, Erciyes Üniversitesi, İlköğretim Bölümü

PROJE ARAŞTIRMACILARI

Prof. Dr. Necmettin MARAŞLI, Yıldız Teknik Üniversitesi, Met. ve Malz. Müh. Bölümü

Prof. Dr. Emin ÇADIRLI, Niğde Üniversitesi, Fizik Bölümü

Prof. Dr. Hasan KAYA, Erciyes Üniversitesi, İlköğretim Bölümü

Yrd. Doç. Dr. Sevda ENGİN, Dumlupınar Üniversitesi, Enerji Sistemleri Müh. Bölümü

EKİM 2013
KAYSERİ

T.C.
ERCIYES ÜNİVERSİTESİ
BİLİMSEL ARAŞTIRMA PROJELERİ
KOORDİNASYON BİRİMİ

**SİLİSYUM VE DEMİR KATKILANMIŞ ALÜMİNYUM-BAKIR ESASLI
ALAŞIMLARIN FİZİKSEL VE MEKANİKSEL ÖZELLİKLERİNİN
İNCELENMESİ**

PROJE NO: FBA-12-4016
NORMAL ARAŞTIRMA PROJESİ

SONUÇ RAPORU

Doç. Dr. Uğur BÜYÜK, Erciyes Üniversitesi, İlköğretim Bölümü
Prof. Dr. Necmettin MARAŞLI, Yıldız Teknik Üniversitesi, Met. ve Malz. Müh. Bölümü
Prof. Dr. Emin ÇADIRLI, Niğde Üniversitesi, Fizik Bölümü
Prof. Dr. Hasan KAYA, Erciyes Üniversitesi, İlköğretim Bölümü
Yrd. Doç. Dr. Sevdâ ENGİN, Dumlupınar Üniversitesi, Enerji Sis. Müh. Bölümü

EKİM 2013
KAYSERİ

ÖNSÖZ / TEŞEKKÜR

Bu çalışmada, ötektik Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe alaşımı ve ötektik alaşıma farklı oranlarda Si ve Fe ilave edilerek oluşturulan Al-26Cu-xSi-yFe [$x=6.5$; $y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5$ ve $y=0.5$; $x=6.5, 8, 10, 12, 14$ (ağ.)] alaşım sistemleri, Bridgman tipi kontrollü katılaştırma fırını yardımıyla, sabit sıcaklık gradyenti ve farklı katılaştırma hızlarında doğrusal olarak katılaştırılmış, katılaştırma hızı ve kompozisyona bağlı olarak mikroyapı parametresi, mikrosertlik, çekme–dayanım, elektriksel öz direnç değerlerinin nasıl değiştiği incelenmiştir.

Bu proje Erciyes Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi tarafından **FBA–12–4016** kodu ile desteklenmiştir. Desteklerinden dolayı Erciyes Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi'ne teşekkür ediyorum.

Doç. Dr. Uğur BÜYÜK

Özet

Bu çalışmada, ötektik Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe alaşımı ve ötektik alaşıma farklı oranlarda Si ve Fe ilave edilerek oluşturulan Al-26Cu-xSi-yFe [$x=6.5$; $y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5$ ve $y=0.5$; $x=6.5, 8, 10, 12, 14$ (ağ.)] alaşım sistemlerinin mekanik ve elektriksel özelliklerinin katılaştırma hızına ve kompozisyona bağlılığı araştırıldı. Bu amaçla, vakumlu eritme fırını ve döküm fırını yardımıyla belirlenen bileşimde alaşımlar hazırlanarak grafit numune kalıplarına dolduruldu. Daha sonra bu alaşımlar, Bridgman tipi kontrollü katılaştırma fırınında, Argon ortamında sabit sıcaklık gradyenti altında aşağıdan yukarı doğru farklı katılaştırma hızlarında katılaştırıldı.

Kontrollü olarak doğrusal katılaştırılan numunelerin mikroyapı fotoğrafları, optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu yardımıyla çekildi. Çekilen bu fotoğraflar üzerinden lamel, çubuk ve levha olarak tanımlanan ötektik mesafeler ölçüldü. Farklı katılaştırma parametrelerinde üretilen her bir numunenin mikrosertlik, çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri de ölçüldü. Katılaştırma hızının ve kompozisyonun ötektik mesafeler, mikrosertlik, çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerleriyle ilişkisi lineer regresyon analizi yöntemi kullanılarak belirlendi.

Bu sonuçlara göre, katılaştırma hızının ve kompozisyonun artmasıyla ötektik mesafelerin azaldığı, buna karşın mikrosertlik, çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerlerinin arttığı tespit edildi. Elde edilen deneysel sonuçlar teorik modellerle ve literatürde bulunan benzer deneysel çalışmalarla karşılaştırıldı. Bu çalışmadaki deneysel sonuçların literatürde bulunan benzer alaşımlar için elde edilmiş deneysel sonuçlarla oldukça iyi uyum içinde olduğu tespit edildi.

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

Abstract

In this study, the dependency of mechanical and electrical features of eutectic Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe and Al-26Cu-xSi-yFe [$x=6.5$; $y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5$ ve $y=0.5$; $x=6.5, 8, 10, 12, 14$ (ağ.)) alloy systems, which were attained by adding different proportions of Si and Fe to the base eutectic alloy, to the growth rate and composition. For this purpose, the alloys were prepared in composition determined with the help of a vacuum melting furnace and casting furnace. Then, these alloys have been directionally solidified upwards under argon atmosphere and with different growth rates at a constant temperature gradient in a Bridgman type directional solidification furnace.

The microstructures of the samples that were directionally solidified in a controlled manner were photographed by using an optical light microscopy and the scanning electron microscope. On these photographs of samples, the eutectic spacing such as lamellar, rod and plate spacing have been measured. The microhardness, tensile strength and electrical resistivity of each sample which produced under the different solidification conditions has also been measured. The correlations between the growth rate/composition, the eutectic spacing, the microhardness, tensile strength, electrical resistivity were determined by using a linear regression analysis method.

According to the results, it has been found that the value of eutectic spacing decreases with the increasing value of growth rate and composition, whereas the values of the microhardness, tensile strength and electrical resistivity increases with the increasing value of growth rate. The experimental results obtained in this study have been compared with the previous similar experimental results in the literature. It was seen that the results obtained in the present work are in a good agreement with the previous similar experimental results.

Keywords: Metallic alloys, Directional solidification, Microstructure, Microhardness, Tensile strength, Electrical resistivity

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ.....	ii
ÖZET	iii
ABSTRACT.....	iv
İÇİNDEKİLER	v
TABLolar LİSTESİ	viii
ŞEKİLLER LİSTESİ	ix

1. BÖLÜM

GİRİŞ

1.1.Giriş.....	1
1.2. Katı–Sıvı Faz Dönüşümleri için Temel Kavramlar	3
1.2.1. Gibbs Serbest Enerjisi.....	3
1.2.2. Faz Dönüşümlerinde Denge.....	5
1.2.3. Katılaşmada Sürücü Kuvvet	6
1.2.4. Alt Soğumalar	7
1.2.4.1. Kinetik Alt Soğuması (ΔT_k).....	9
1.2.4.2. Çözünürlük Alt Soğuması (ΔT_s).....	10
1.2.4.3. Eğrilik Alt Soğuması (ΔT_r).....	11
1.2.5. Çekirdeklenme	11
1.2.5.1. Homojen Çekirdeklenme	12
1.2.5.2. Heterojen Çekirdeklenme	15

2. BÖLÜM

GENEL BİLGİLER

2.1. Alaşımların Katılaştırılması.....	18
2.1.1. Alaşımların Düzlemsel Cephede Katılaştırılması	20
2.1.2. Alaşımların Hücrel Katılaştırılması	21
2.1.3. Alaşımların Dendritik Katılaştırılması	22
2.1.4. Alaşımların Ötektik Katılaştırılması	24
2.2. Ötektik Yapılar ve Ötektik Yapıların Sınıflandırılması	28
2.2.1. Normal Ötektikler.....	29
2.2.2. Anormal Ötektikler.....	29

2.2.3. Üçlü Ötektikler	32
2.3. Ötektik Katılaştırma İçin Teorik Modeller	34
2.3.1. Jackson-Hunt (J-H) Modeli	34
2.3.2. Trivedi-Magnin-Kurz (TMK) Modeli	37
2.3.3. Wilde-Froyen-Witusiewicz-Hecht (WFWH) Modeli	38
2.4. Sertlik	39
2.4.1. Brinell Sertlik Ölçme Yöntemi	39
2.4.2. Rockwell Sertlik Ölçme Yöntemi	40
2.4.3. Knoop Sertlik Ölçme Yöntemi	41
2.4.4. Vickers Sertlik Ölçme Yöntemi	41
2.4.5. Mikroyapı Parametresi, Katılaştırma Hızı ve Sertlik Değerleri Arasındaki İlişki	42
2.5. Çekme-Dayanım	43
2.5.1. Mikroyapı Parametresi, Katılaştırma Hızı ve Çekme-Dayanım Değerleri Arasındaki İlişki	45
2.6. Elektriksel Özdirenç	46
2.7. Ötektik Katılaştırma Üzerine Yapılan Deneysel Çalışmalar	51
2.7.1. $\lambda_E^2 V = \text{Sabit}$ Tipindeki Bağlıntılar	52
2.7.2. $\lambda = kV^{-n}$ ve $\lambda = kG^{-m}$ Tipindeki Bağlıntılar	52
2.8. Sertlik Üzerine Yapılan Deneysel Çalışmalar	52
2.9. Çekme-Dayanımı Üzerine Yapılan Deneysel Çalışmalar	55
2.10. Elektriksel Özdirenç Üzerine Yapılan Deneysel Çalışmalar	56

3. BÖLÜM

GEREÇ VE YÖNTEM

3.1. Deneysel Sistem	58
3.1.1. Vakumlu Eritme Fırını	58
3.1.2. Döküm Fırını	61
3.1.3. Kontrollü Katılaştırma Fırını	63
3.1.3.1. Isıtıcı Sistem	63
3.1.3.2. Soğutucu Sistem	63
3.1.3.3. Sürücü Sistem	64
3.2. Bir Deneyin Yapılışı	66
3.2.1. Numunenin Hazırlanması	66
3.2.1.1. Numune Kalıbının Yapılması	66
3.2.1.2. Numune Potasının Yapılması	67
3.2.1.3. Alaşımın Hazırlanması	70

3.2.1.4. Dökümünün Yapılması	71
3.2.1.5. Termal Çift Seçimi ve Sıcaklık Ölçümleri	72
3.2.2. Kontrollü Katılaştırma	74
3.2.2.1. Sıcaklık Gradyentinin Ölçülmesi.....	77
3.2.2.2. Katılaştırma Hızının Ölçülmesi	78
3.2.3. Metalografik İşlemler	79
3.2.3.1. Numunelerin Kesilmesi.....	79
3.2.3.2. Numunelerin Zımparalanması	81
3.2.3.3. Numunelerin Parlatılması	82
3.2.3.4. Numunelerin Dağlanması.....	85
3.2.4. Mikroyapıların Gözlenmesi.....	86
3.3. Mikrosertlik Değerlerinin Ölçülmesi	88
3.4. Çekme-Dayanım Değerlerinin Ölçülmesi	89
3.5. Elektriksel Özdirenç Değerlerinin Ölçülmesi	89

4. BÖLÜM

BULGULAR VE TARTIŞMA/SONUÇ

4.1. Gözlenen Mikroyapılar	91
4.2. Fazların Kimyasal Bileşimlerinin Belirlenmesi	95
4.3. Ötektik Mesafelerin Ölçülmesi.....	95
4.3.1. Al-26Cu-xSi-yFe Alaşımlarında Mikroyapı Ölçümleri.....	97
4.4. Doğrusal Katılaştırılmış Alaşımların Mikrosertlik Değerlerinin Ölçülmesi.....	98
4.5. Doğrusal Katılaştırılmış Alaşımların Çekme-Dayanım Değerlerinin Ölçülmesi	99
4.6. Doğrusal Katılaştırılmış Alaşımların Elektriksel Özdirenç Değerlerinin Ölçülmesi	99
4.7. Katılaştırma Parametrelerine Bağlı Olarak Ötektik Mesafe, Mikrosertlik, Çekme-Dayanım ve Elektriksel Özdirenç Değerlerinin İncelenmesi	99
4.8. Deneysel Sonuçların Literatürle Karşılaştırılması	112
4.8.1. Mikroyapı Ölçüm Sonuçlarının Literatürle Karşılaştırılması	112
4.8.2. Mikrosertlik ve Çekme-Dayanım Ölçüm Sonuçlarının Literatürle Karşılaştırılması ...	113
4.8.3. Elektriksel Özdirenç Ölçüm Sonuçlarının Literatürle Karşılaştırılması	115
4.9. Sonuç ve Öneriler.....	116
KAYNAKLAR.....	119
EKLER.....	129
EK 1. Regrasyon Analizi.....	129

TABLOLAR LİSTESİ

Tablo 2.1.	Elektriksel iletkenliğin sınıflandırılması.....	46
Tablo 2.2.	Malzemelerin elektriksel iletkenlik değer aralıkları.	47
Tablo 2.3.	Alaşımlarda kullanılan bazı malzemelerin oda sıcaklığında elektriksel iletkenlik değerleri.....	48
Tablo 2.4.	Ötektik katılaştırma üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen bağıntılar.....	49
Tablo 2.5.	Mikrosertlik üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen bağıntılar.	54
Tablo 2.6.	Çekme-dayanım üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen bağıntılar.	55
Tablo 2.7.	Elektriksel özdirenç ile ilgili yapılan çalışmalar.....	56
Tablo 3.1.	Parlatmada kullanılan çözelti ve kumaşlar.	84
Tablo 4.1.	Proje kapsamında çalışılan alaşımlar ve ağırlıkça oranları.	91
Tablo 4.2.	Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe alaşım sistemleri için elde edilen ötektik mesafeler, mikrosertlik, çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri.	101
Tablo 4.3.	Al-26Cu-6.5Si-yFe alaşım sistemleri için elde edilen mikrosertlik, çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri.	106
Tablo 4.4.	Al-26Cu-xSi-0.5Fe alaşım sistemleri için elde edilen mikrosertlik, çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri.	110
Tablo 4.5.	Alüminyum esaslı alaşımlarda ötektik katılaştırma üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen bağıntılar.	113
Tablo 4.6.	Alüminyum esaslı alaşımlarda mikrosertlik üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen bağıntılar.	114
Tablo 4.7.	Alüminyum esaslı alaşımlarda çekme-dayanım üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen bağıntılar.	115
Tablo 4.8.	Elektriksel özdirenç değerleri için elde edilen bağıntılar.....	116

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 1.1.	Katı ve sıvı fazların Gibbs serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi.....	4
Şekil 1.2.	Atomların dağılımına göre Gibbs serbest enerjisinin değişimi.....	5
Şekil 1.3.	Zamana bağlı sıcaklık değişimi ve alt soğuma	7
Şekil 1.4.	Alaşımların katılaştırılmasında yapısal alt soğuma (a) Katı-sıvı arayüzeyi, (b) Katı-sıvı arayüzey önündeki çözünence zengin bölge, (c) Yapısal olarak alt soğuma	9
Şekil 1.5.	Çözünürlük alt soğumasına neden olan faktörlerin şematik gösterimi	10
Şekil 1.6.	Homojen çekirdeklenmede embriyonun serbest enerjisinin embriyo yarıçapına bağlılığı	13
Şekil 1.7.	Heterojen çekirdeklenmenin şematik gösterimi	15
Şekil 1.8.	Aktivasyon enerjisinin ve çekirdeklenme hızının alt soğumaya göre değişimi	17
Şekil 2.1.	Değişik malzemelerde gözlenen mikroyapılar	19
Şekil 2.2.	Birbirini sınırlı oranda eriten ikili sistemlerde denge faz diyagramı.....	20
Şekil 2.3.	Düzlemsel cephede katılaşmanın şematik gösterimi.....	20
Şekil 2.4.	Düzlemsel katılaşmadan dendritik katılaşmaya geçiş	21
Şekil 2.5.	Hücresel katılaşmanın yapısı ve mikroyapı parametrelerinin şematik gösterimi	22
Şekil 2.6.	(a) Katı ve sıvı fazlar arasında malzemenin katılaşma morfolojisi ve yumuşak bölge derinliği, (b) Al-Cu alaşımında oluşan dendritlerin fotoğrafı.....	23
Şekil 2.7.	Dendritik katılaşmanın yapısı ve mikroyapı parametrelerinin şematik gösterimi	24
Şekil 2.8.	İki bileşenli ötektik sisteme ait faz diyagramı ve mikroyapı oluşumu	25
Şekil 2.9.	Üç bileşenli ötektik sisteme ait faz diyagramı ve mikroyapı oluşumu	26
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	27
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	30

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).....	32
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.....	33
Şekil 2.14.	Temas açıları ve ötektik yapının şematik gösterimi.....	35
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.	36
Şekil 2.16.	Sabit hızda ötektik mesafe ile ortalama arayüzey alt soğumasının ilişkisi ve kararlı-kararsız bölgeler.	37
Şekil 2.17.	Brinell sertlik ölçüm metodunun şematik gösterimi.....	40
Şekil 2.18.	(a) Vickers sertlik ölçüm metodunun şematik gösterimi, (b) Batıcı ucun numune yüzeyinde bıraktığı izin fotoğrafı	42
Şekil 2.19.	(a) Çekme-dayanım test cihazının fotoğrafı, (b) Numune tutucu çenelerin fotoğrafı.....	43
Şekil 2.20.	Çekme-uzama diagramı.	44
Şekil 2.21.	İki nokta (d.c.) elektriksel iletkenlik ölçüm tekniği.	49
Şekil 2.22.	Dört nokta (d.c.) elektriksel iletkenlik ölçüm tekniği.	51
Şekil 3.1.	Vakumlu eritme fırınının fotoğrafı	59
Şekil 3.2.	Vakumlu eritme fırınının şematik gösterimi	60
Şekil 3.3.	Döküm fırınının fotoğrafı.....	61
Şekil 3.4.	Döküm fırınının şematik gösterimi	62
Şekil 3.5.	Bridgman tipi kontrollü katılaştırma fırını	65
Şekil 3.6.	Grafit numune kalıbı (a) Üst enine kesiti, (b) Alt enine kesiti, (c) Yandan görünüşü.....	66
Şekil 3.7.	Grafitlerin işlenmesinde kullanılan, (a) Büyük torna, (b) Küçük torna ve (c) Yönlü matkap.....	67
Şekil 3.8.	Numune pota kalıbı, alt ve üst desteklerin şematik gösterimi.....	68
Şekil 3.9.	Deneylerde kullanılan grafit numune kalıpları ve potaları.....	69
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.	69
Şekil 3.11.	Alaşım metallerinin tartılmasında kullanılan hassas terazi	70

Şekil 3.12.	Al-26Cu-xSi-yFe alaşımlarının yapımında kullanılan metaller.	70
Şekil 3.13.	Grafitten yapılmış (a) Pota ve (b) Huninin şematik gösterimi	72
Şekil 3.14.	Numunelerin sıcaklıklarının ölçümünde kullanılan K-tipi termalçiftler.....	73
Şekil 3.15.	Sıcaklık değişimlerinin kaydedilmesinde kullanılan sıcaklık kaydedicisi	74
Şekil 3.16.	Deney sisteminin şematik gösterimi	75
Şekil 3.17.	Deney sisteminin fotoğrafı	76
Şekil 3.18.	Bridgman tipi kontrollü katılaştırma fırınının içyapısı, (a) Fırının sıcak ve soğuk bölgeleri, (b) Numune kalıbı	77
Şekil 3.19.	Numunelerin farklı hızlarda katılaştırılmasını sağlayan hız motorları	79
Şekil 3.20.	Numune kalıbının oluşturulmasından epoksi-resin ile kalıplanması sürecine kadar ki her bir aşamanın gösterimi	80
Şekil 3.21.	Epoksi-resin ile kalıplanarak metalografik işlemlere tabi tutulan herbir alaşım sistemi enine ve boyuna kesitleri (a) Al-26Cu-xSi-0.5Fe, (b) Al-26Cu-6.5Si-yFe, (c) Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe.....	81
Şekil 3.22.	Numuneleri zımparalamada kullanılan bazı zımpara kağıtları.....	81
Şekil 3.23.	Kesme robotu ile kesilmiş numunedeki yüzey durumu.....	82
Şekil 3.24.	Otomatik parlatma robotu	83
Şekil 3.25.	Numunelerin parlatılmasında kullanılan (a) Kumaşlar ve (b) Süspansiyonlar ...	84
Şekil 3.26.	Numunelerin dağlanmasında kullanılan bazı dağlama malzemeleri	85
Şekil 3.27.	Optik mikroskop ve CCD kameradan oluşan görüntü sistemi	86
Şekil 3.28.	Taramalı elektron mikroskopunun (SEM) fotoğrafı (a) Dıştan görünüş, (b) İçten görünüş	87
Şekil 3.29.	(a) Mikrosertlik ölçüm cihazının şematik gösterimi, (b) Numune üzerinde cihazın bıraktığı izin detayları	88
Şekil 3.30.	Elektriksel iletkenlik ölçümünde kullanılan düzener fotoğrafı.....	89
Şekil 4.1.	Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımı için sabit sıcaklık gradyenti ($G=8.50$ K/mm) farklı katılaştırma hızlarında ($V=8.25-164.80$ $\mu\text{m/s}$) oluşan mikroyapıların bazı optik fotoğrafları (a) Boyuna kesit (b) Enine kesit ($V=8.25$ $\mu\text{m/s}$), (c) Boyuna kesit (d) Enine kesit ($V=41.65$ $\mu\text{m/s}$), (e) Boyuna kesit (f) Enine kesit ($V=164.80$ $\mu\text{m/s}$).	92
Şekil 4.2.	Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-xFe alaşım sistemleri için sabit sıcaklık gradyenti ($G=8.50$ K/mm) sabit katılaştırma hızında ($V=8.25$ $\mu\text{m/s}$) oluşan mikroyapıların bazı optik fotoğrafları (a) Boyuna kesit (b) Enine kesit ($x=0.5$), (c) Boyuna kesit (d) Enine kesit ($x=1.5$), (e) Boyuna kesit (f) Enine kesit ($x=2.5$). .	93

Şekil 4.3.	Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-ySi-0.5Fe alaşım sistemleri için sabit sıcaklık gradyenti ($G=8.50$ K/mm) sabit katılaştırma hızında ($V=8.25$ $\mu\text{m/s}$) oluşan mikroyapıların bazı optik fotoğrafları (a) Boyuna kesit (b) Enine kesit ($y=6.5$), (c) Boyuna kesit (d) Enine kesit ($y=10$), (e) Boyuna kesit (f) Enine kesit ($y=14$).94
Şekil 4.4.	Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımının kimyasal bileşim analizi (EDX)..... 96
Şekil 4.5.	Ötektik mikroyapılar arası mesafelerin gösterimi (boyuna kesit).. 97
Şekil 4.6.	Düzenli ötektiklerde lamelsel mesafelerin ölçümü (a) Geniş bölge görüntüsü (enine kesit), (b) Dar bölge görüntüsü (enine kesit)..... 97
Şekil 4.7.	Al-26.5Cu-xSi-yFe alaşım sistemleri için ötektik mesafelerin şematik gösterimi..... 98
Şekil 4.8.	Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe alaşımında sertlik iz fotoğrafı. ... 99
Şekil 4.9.	Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımı için ötektik mesafelerin katılaştırma hızı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı. 102
Şekil 4.10.	Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımı için mikrosertlik değerlerinin katılaştırma hızı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı. 103
Şekil 4.11.	Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımı için mikrosertlik değerlerinin katılaştırma hızı ile değişimi ve Hall-Petch tipi bağıntısı..... 103
Şekil 4.12.	Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımı için çekme-dayanım değerlerinin katılaştırma hızı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı..... 104
Şekil 4.13.	Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımı için çekme-dayanım değerlerinin katılaştırma hızı ile değişimi ve Hall-Petch tipi bağıntısı..... 104
Şekil 4.14.	Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımı için elektriksel öz direnç değerlerinin katılaştırma hızı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı..... 105
Şekil 4.15.	Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-yFe alaşım sistemleri için mikrosertlik değerinin demir oranı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı. 107
Şekil 4.16.	Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-yFe alaşım sistemleri için çekme-dayanım değerinin demir oranı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı..... 108
Şekil 4.17.	Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-yFe alaşım sistemleri için elektriksel öz direnç değerinin demir oranı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı..... 108
Şekil 4.18.	Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-xSi-0.5Fe alaşım sistemleri için mikrosertlik değerinin silisyum oranı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı..... 111

- Şekil 4.19. Doğrusal katılaştırılmış Al–26Cu–xSi–0.5Fe alaşım sistemleri için çekme-dayanım değerinin silisyum oranı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı... 111
- Şekil 4.20. Doğrusal katılaştırılmış Al–26Cu–xSi–0.5Fe alaşım sistemleri için elektriksel özdirenç değerinin silisyum oranı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı... 112

1.1. Giriş

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 malzemede 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 ötektik malzemenin λ_E (ötektik mesafe, lameller arası mesafe veya lamelsel mesafe) değeri ve buna bağlı olarak malzemelerin mekanik, elektriksel ve ısısal özellikleri değişmektedir.

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

tipi katılaştırma yöntemi kullanılarak farklı 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 katkılanan alaşımlama elementleri de alüminyumun mukavemet ve sertlik özelliklerini daha da iyileştirerek diğer metallere göre üstün olmasını sağlarlar. Yapılan çalışmalara bakıldığında özellikle ötektik kompozisyonda 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.

Özellikle bakırın alüminyum içine katkılanması döküm kabiliyetini iyileştirmesinin yanı sıra mukavemet ve sertlik özelliklerini de artırır. Bu kapsamda bakırdan sonra alüminyum alaşımlarında kullanılan en önemli alaşımlama elementi silisyum ve demirdir. 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. Yukarıda bahsedilen nedenlerden dolayı bu çalışmada öncelikle ötektik Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe alaşımı, daha sonra ise Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımına farklı oranlarda Si ve Fe ilave edilerek üretilen Al-26Cu-xSi-yFe [$x=6.5$; $y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5$ ve $y=0.5$; $x=6.5, 8, 10, 12, 14$ (ağ.)] alaşımlarının fiziksel ve mekaniksel özelliklerinin belirlenmesine ve sonuçların değerlendirilmesine karar verilmiştir. Bu çalışma için belirlenen Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımı Bridgman tipi katılaştırma yöntemi kullanılarak beş farklı hızda ($V=8.25–164.80 \mu\text{m/s}$) ve Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımına farklı oranlarda Si ve

Fe ilave edilerek üretilen Al-26Cu-xSi-yFe [$x=6.5$; $y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5$ ve $y=0.5$; $x=6.5, 8, 10, 12, 14$ (ağ.)) alaşımları ise yine Bridgman tipi katılaştırma yöntemi kullanılarak sabit hızda ($V=8.25 \mu\text{m/s}$) katılaştırılmış böylece katılaştırma hızının ve Si ve Fe elementlerinin malzemelerin mikroyapı (λ_E), sertlik (HV), çekme-dayanım (σ_U) ve elektriksel öz direnç (ρ) üzerine etkileri araştırılmıştır.

1.2. Katı–Sıvı Faz Dönüşümleri için Temel Kavramlar

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

1.2.1. 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 mukayese edildiğinde çok küçük olduğundan sistemin entalpisi yaklaşık olarak sistemin iç enerjisine eşittir. Yani $H \cong E$ olur.

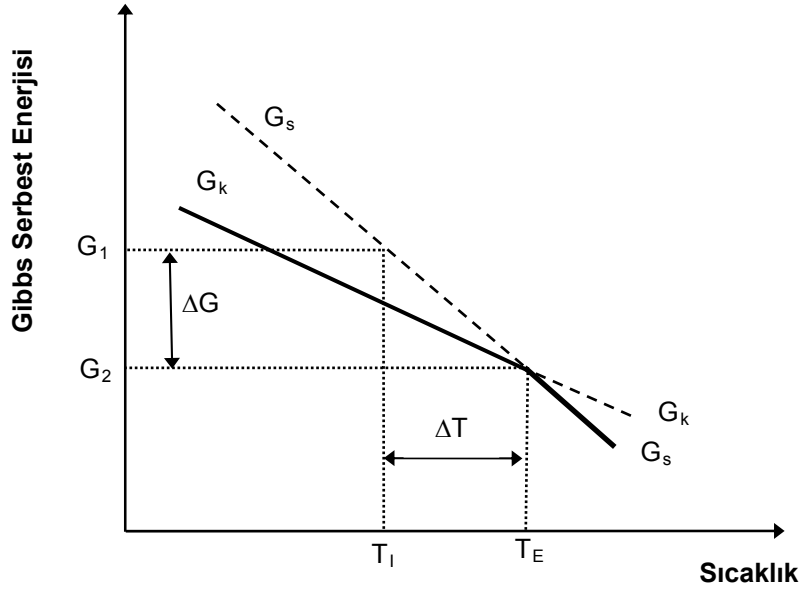
Sabit kütleli ve sabit bileşimli yani kapalı bir sistem için Gibbs serbest enerjisinin sıcaklıkla değişimi klasik termodinamiğe göre,

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

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 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 katılaşmada 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.

1.2.2. Faz Dönüşümlerinde Denge

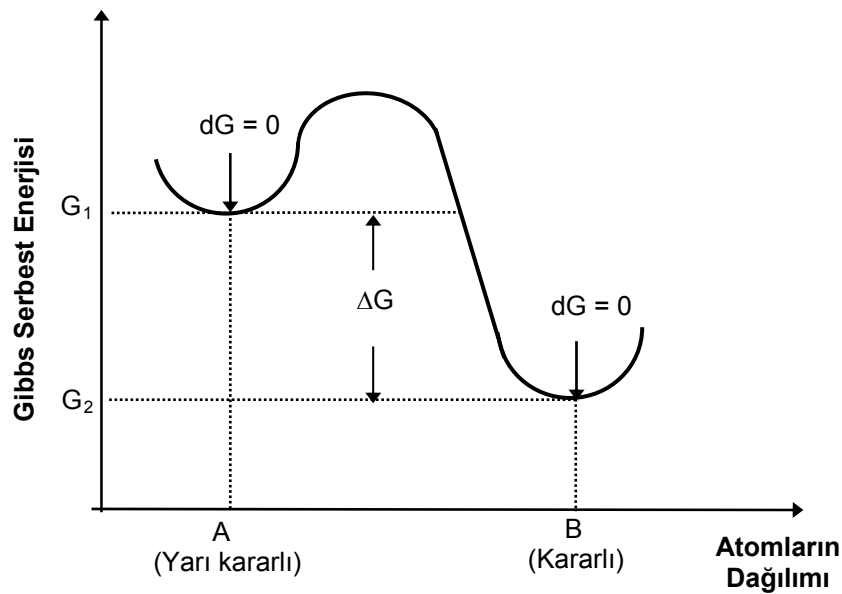
Bir sistemin dengede olması, mekanik, termal ve kimyasal olarak dengede olması demektir. Katı–sıvı arayüzeyi hareket etmediği zaman sistem mekanik olarak dengededir. Arayüzey sabit bir sıcaklıkta tutulduğu zaman ise termal dengededir. Kimyasal denge durumunda ise fazların kimyasal potansiyelleri eşittir,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

1.2.3. Katılaşmada Sürücü Kuvvet

Bir sıvı erime sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa kadar soğutulursa Gibbs serbest enerjisinde $\Delta G = G_1 - G_2$ 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,

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

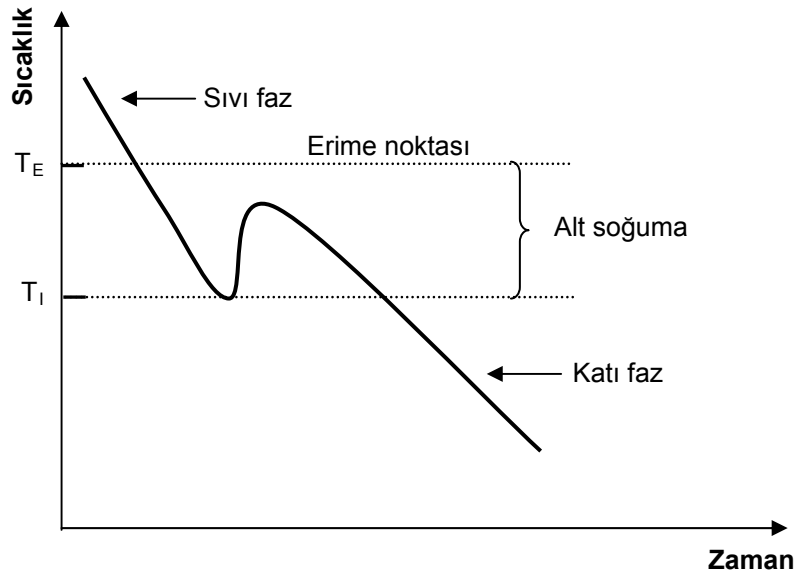
yazılabilir. Burada ΔS entropi değişimidir. Sonuç olarak herhangi bir T sıcaklığında Gibbs serbest enerjisindeki değişim (1.7) ve (1.8) denklemlerinden,

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

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.

1.2.4. 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 oluştuğu 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.

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,

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

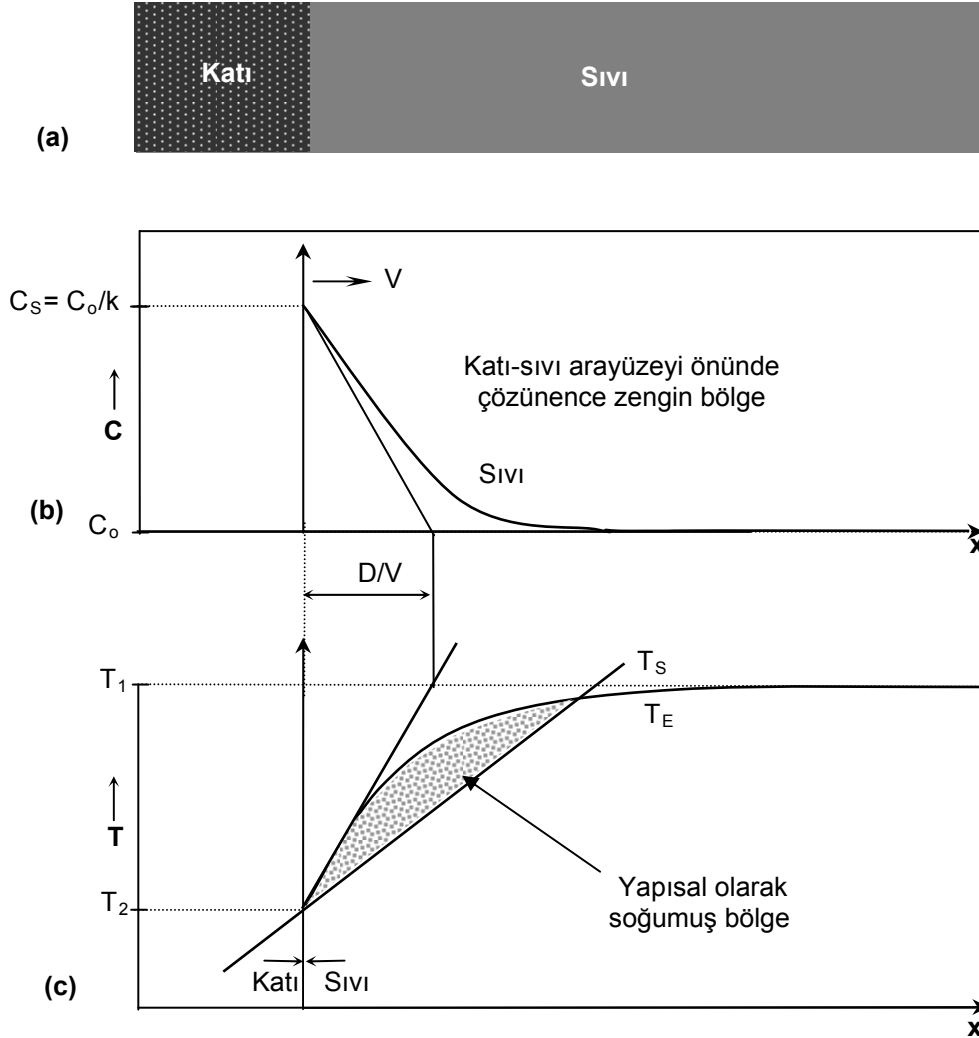
değerine eşit veya bu değerden daha büyük ise yapısal alt soğuma yoktur [3].

$C_k = kC_s$ 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.



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.

1.2.4.1. 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.

1.2.4.2. Çözünürlük Alt Soğuması (ΔT_s)

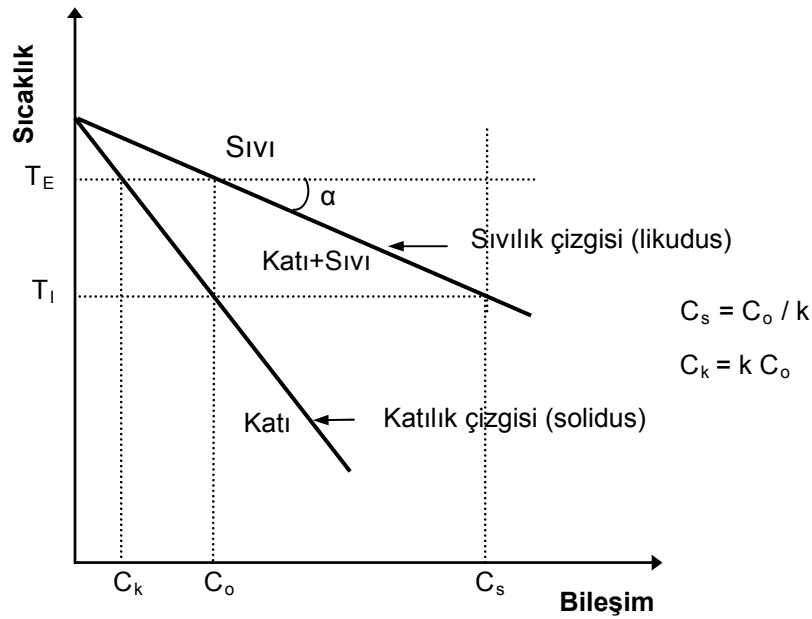
Çözünürlük alt soğuması, katı-sıvı arayüzeyindeki sıvının bileşimi ile sıvı içerisindeki herhangi bir noktanın bileşim farklılığından kaynaklanır. Çözünürlük alt soğuması (Şekil 1.5) [15];

$$\Delta T_s = T_E - T_1 = m_s (C_o - C_s) = m_s C_o \left(\frac{k-1}{k} \right) \quad (1.15)$$

olarak verilir. Burada,

$$m_s = \tan \alpha = \frac{\Delta T}{\Delta C} = \frac{T_E - T_1}{C_s - C_o} \quad (1.16)$$

olarak verilir.



Şekil 1.5. Çözünürlük alt soğumasına neden olan faktörlerin şematik gösterimi [15].

Burada T_E erime sıcaklığı, T_I arayüzey sıcaklığı, C_s sıvı içerisindeki herhangi bir noktanın bileşimi, C_o eğrili arayüzeydeki katının bileşimi, m_s sıvılaşma eğrisinin eğimi ve k dağılım katsayısıdır. Tek bileşenli sistemler için yani tek kristal büyüme durumunda $C_o=C_s$ olduğundan $k=1$ 'dir. Bu yüzden saf malzemeler için çözünürlük alt soğuması $\Delta T_s=0$ olur.

Ayrıca katı-sıvı arayüzeyi dengede olduğu durumda, sistem ister iki bileşenli isterse daha fazla bileşenli olsun sıvı içerisinde bileşim gradyenti olmadığı için $\Delta T_s=0$ olur [37]. Sonuç olarak; katı-sıvı arayüzeyinin denge durumunda toplam alt soğuma sadece eğrilik alt soğumasına eşittir, yani $\Delta T = \Delta T_r$ olur.

1.2.4.3. Eğrilik Alt Soğuması (ΔT_r)

Eğrilik alt soğuması genellikle Gibbs–Thomson alt soğuması olarak da adlandırılır. Bu alt soğuma katı-sıvı arayüzey eğriliğinden meydana gelmektedir. Eğrisel bir arayüzeyin kimyasal ve mekaniksel dengesi göz önüne alınarak, eğrilik alt soğuması ΔT_r ,

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

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.

1.2.5. 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.

1.2.5.1. 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,

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

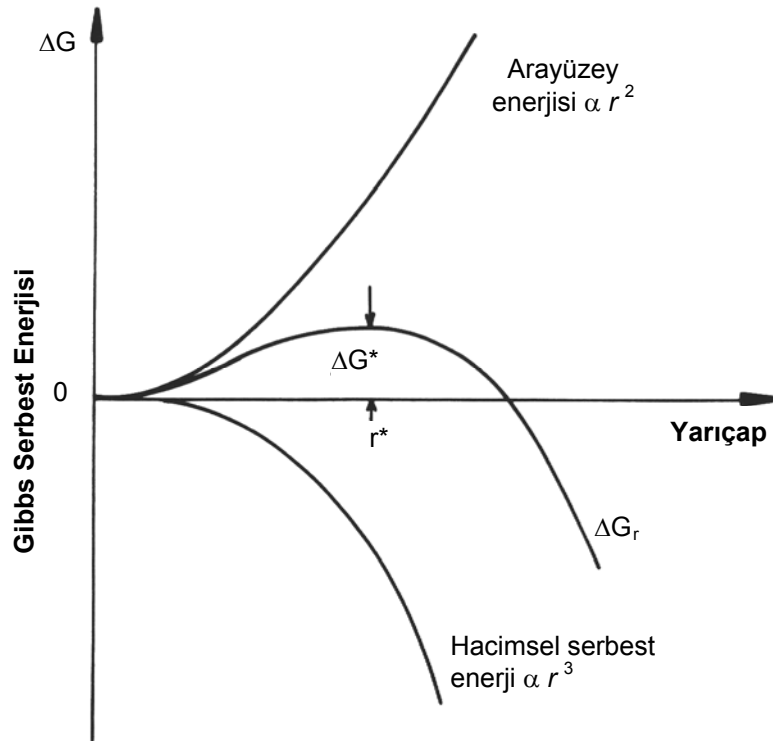
şeklinde dir. Burada ΔH erime entalpisi, ΔT alt soğuma, T_E ise erime sıcaklığıdır.

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].

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.



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

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:

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

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,

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

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 değişimidir.

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:

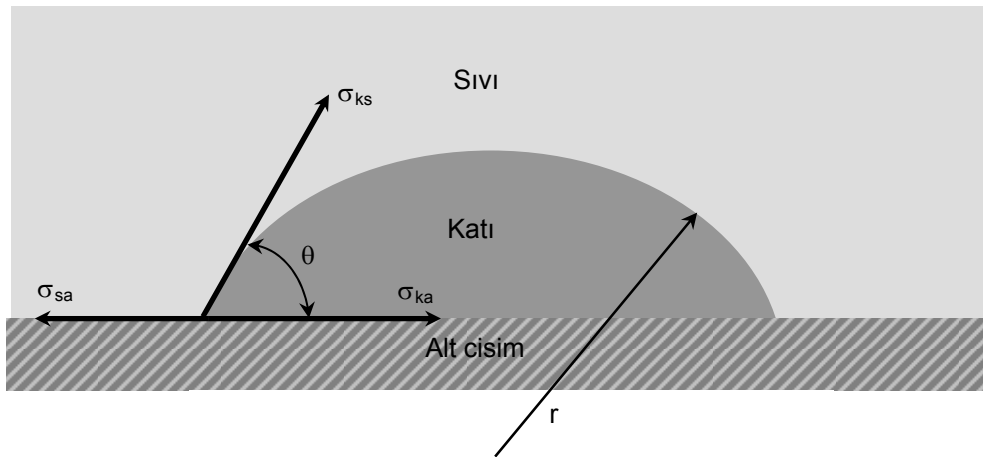
- Katı–sıvı arayüzey enerjisi erime sıcaklığının altında ($0.81T_E$) ölçülmektedir.

- 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].

1.2.5.2. 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,

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

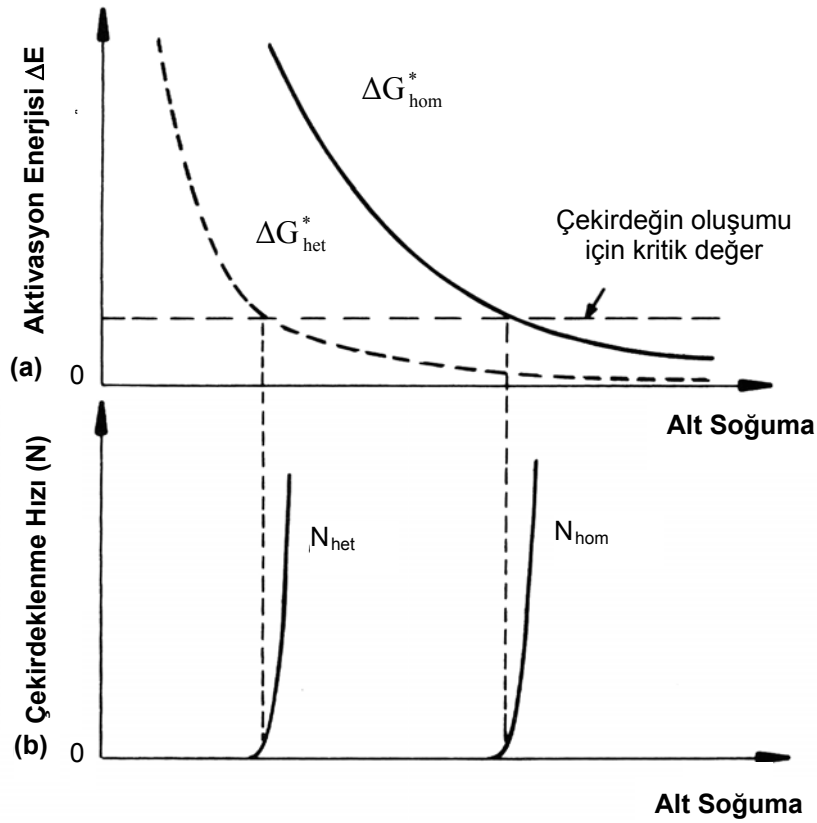
elde edilir [1]. Buradan da anlaşılacağı gibi heterojen çekirdeklenmedeki aktivasyon enerji engeli homojen çekirdeklenmedeki enerji engelinden $f(\theta)$ faktörü kadar daha küçük olduğu görülmektedir.

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.

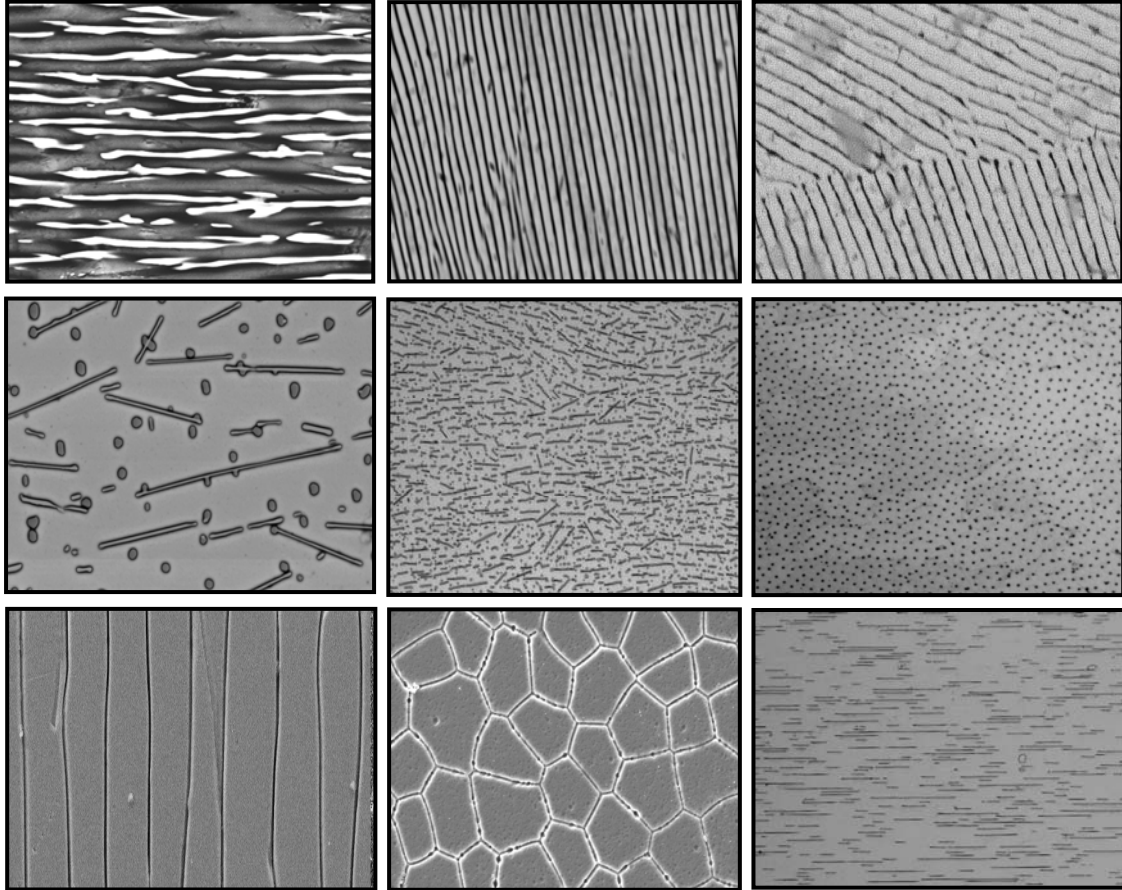
Bu bölümde katılaştırma türleri hakkında kısa bilgiler verildikten sonra ötektik katılaştırma üzerinde durulacak, literatürde yapılan ötektik katılaştırma çalışmaları özetlenecektir. Ayrıca mikrosertlik, çekme–dayanım, elektriksel özdirenç ölçümleri hakkında bilgiler verildikten sonra literatürde yer 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. Başka bir deyişle, katılaştırma parametreleri G , V ve C_o birbirinden bağımsız kontrol edilerek, malzemelerin 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.

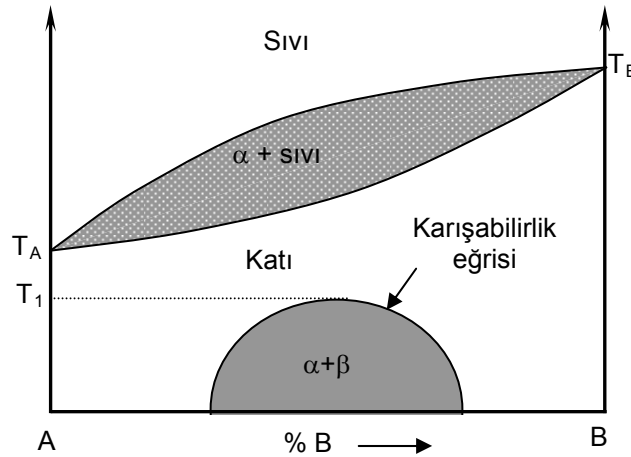
Bir alaşım sistemi, iki veya daha fazla elementin belirli bir sıcaklık, basınç ve bileşimde eritilmesiyle elde edilen yeni bir katı çözüldür. Alaşımlar, alaşım tipine bağlı olarak kendisini oluşturan elementlerin özelliklerini taşıyabileceği gibi, bu elementlerin özelliklerinden başka yeni özellikler 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 diğzerinin 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.

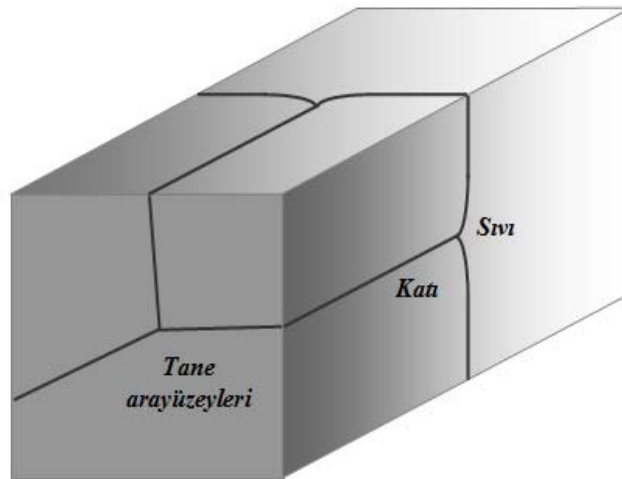
Endüstride kullanılan metalik sistemler, yüksek sıcaklıklarda birbirini her oranda eritebilmelerine rağmen, düşük sıcaklıklarda sınırlı oranda eritebilmektedirler. Şekil 2.2’de ikili bir alaşım sistemine ait faz diyagramı verilmektedir. Faz diyagramından da görüldüğü gibi alaşım sistemi, sıvı halden soğutulmaya başlatıldığında, önce katı çökelti oluşmasıyla α fazı meydana gelmektedir. Daha sonra sıcaklık T_1 ’e düşürüldüğünde α fazı B atomlarınınca zenginleşmekte ve bu sıcaklığın altında B atomlarının fazlası β fazı şeklinde çökerek, 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, neobyum oksitler gibi. Şekil 2.3'te düzlemsel cephede katılaşma yapısının şematik gösterimi verilmiştir.



Şekil 2.3. Düzlemsel cephede katılaşmanın şematik gösterimi.

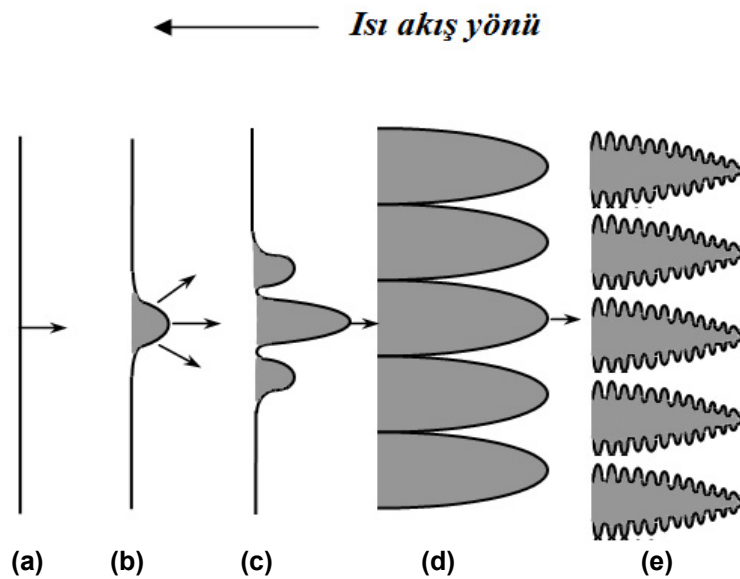
Metal-metal alaşımların düzlemsel cephede katılaştırılmış kristallerini inceleme, araştırmalarda çok geniş yer tutmaktadır. Birçok metalin ve metal olmayan inorganiklerin

eriyiklerinin katılaştırılması esnasında arayüzeyin dengede olduğunun kabul edilmesi iyi bir yaklaşıktır. 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 Hücrel Katılaştırılması

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

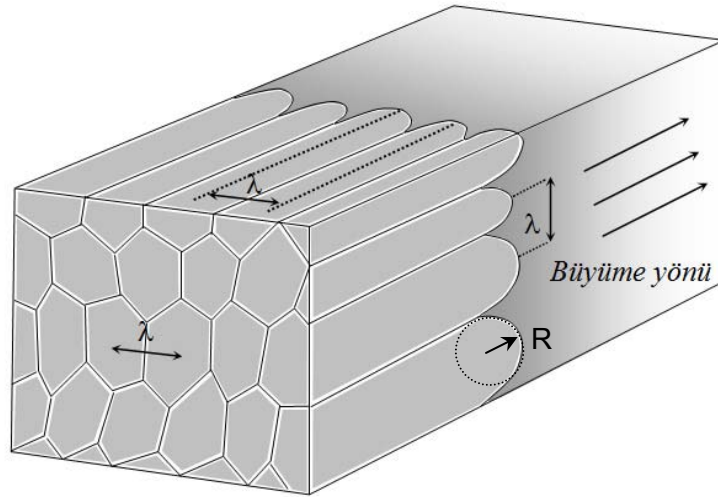
Eğer arayüzeyin önündeki sıcaklık gradyenti kritik sıcaklık gradyentinden daha büyük ise arayüzey sıcaklığı normal sıcaklığın üstünde olacak ve katılaşıp kısım tekrar erimeye başlayacaktır. Eğer düzlemsel arayüzeyin önündeki sıcaklık gradyenti yavaşça kritik sıcaklığın altına düşürülürse düzlemsel arayüzeydeki 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.



Şekil 2.4. Düzlemsel katılaşımdan dendritik katılaşıma geçiş [67].

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 *hücresele 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 ulaştınca Şekil 2.4.e'de görülen çam ağacına benzer bir yapı oluşur ki bu yapı dendritik yapı olarak bilinir.

Metalik alaşımlarda hücresele 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 hücresele katılaşma yapısı ve mikroyapı parametrelerinin şematik gösterimi verilmiştir.



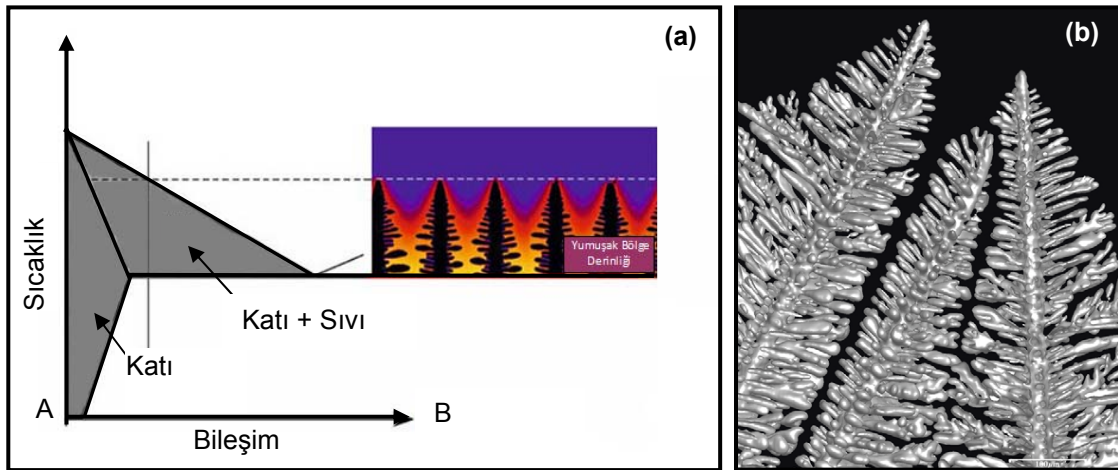
Şekil 2.5. Hücresele katılaşmanın yapısı ve mikroyapı parametrelerinin şematik gösterimi.

2.1.3. Alaşımların Dendritik Katılaşırılması

Alaşımların katılaşırılmasında dendritik büyüme çok yaygın görülmektedir. Dendritik katılaşırma, hücresele katılaşırmanın 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 katılaşırma yapısı*" olarak bilinir.

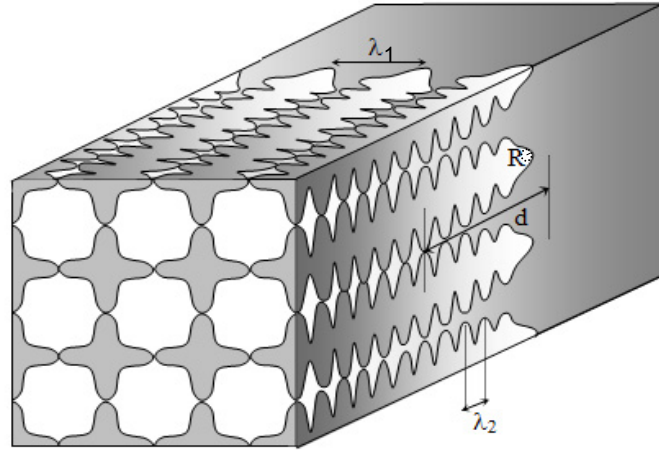
Dendritik katılaşma yapısında birincil kollardan çok daha fazla sayıda ikincil kollar mevcuttur (Şekil 2.6). Eğer katılaştırma tamamlanmışsa bütün dendritler bir çekirdekten tek bir tane biçiminde örülerek dendritik yapıyı oluşturur. Katılaşma yapısı bölgesel katılaşma hızına ve sıcaklık gradyentine göre değişmektedir. Bunun anlamı şudur; eğer uygulanan katılaşma hızı yeterince düşükse çözünen madde zamanla arayüzeyden sıvı içine itilir, bunun neticesinde arayüzey düzlemselleşeceği için katılaşma 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, hücresel veya dendritik biçimde olur. Eğer uygulanan katılaşma 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) Kırtı ve sıvı fazlar arasında malzemenin katılaşma morfolojisi ve yumuşak bölge derinliğı, (b) Al–Cu alaşıımında 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 derinliğı d , alaşıımın bileşimine, katılaştırma hızına ve sıcaklık gradyentine bağılı 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 katılaşmanın yapısı ve mikroyapı mesafeleri şematik olarak verilmiştir.



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

2.1.4. Alaşımların Ötektik Katılaştırılması

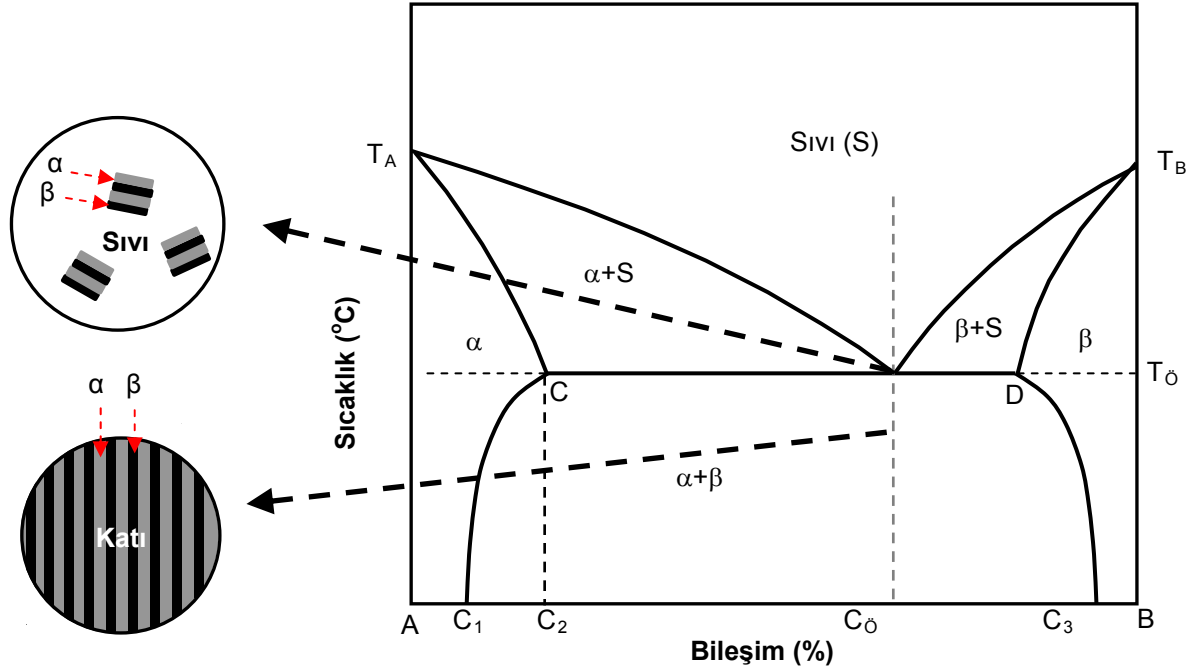
“Ötektik” kelimesi, Yunancada kolay eriyen anlamına gelmektedir. Ötektik bölge, bir alaşım sisteminde α ve β gibi katı fazlar ile sıvı fazın dengede olduğu üçlü bölgedir. Bu noktalardaki sıcaklığa *ötektik sıcaklık*, bileşime de *ötektik bileşim* denir. Ötektik alaşımı oluşturan iki bileşenli sistemlerde, 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 alaşımın bileşimine göre değişim gösterir. Şekil 2.8’de iki bileşenli bir ötektik sisteme ait faz diyagramı ve katılaşma yapısı verilmektedir. Şekil 2.8’de verilen faz diyagramındaki sembollerden C_D ; ötektik bileşim, T_D ; 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.

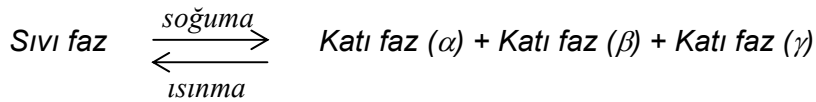
Faz diyagramında gösterilen C_D ötektik bileşimindeki alaşım sistemi, sıvı halden soğuyarak, T_D ötektik sıcaklığa geldiğinde, ötektik reaksiyon sonucu α ve β fazları oluşur. Bu dönüşüm

sırasında α ve β kristalleri yan yana, sık ve ince tabakalar halinde büyür ve katılaştırma şartlarına bağlı olarak ötektik yapı oluşur [13].



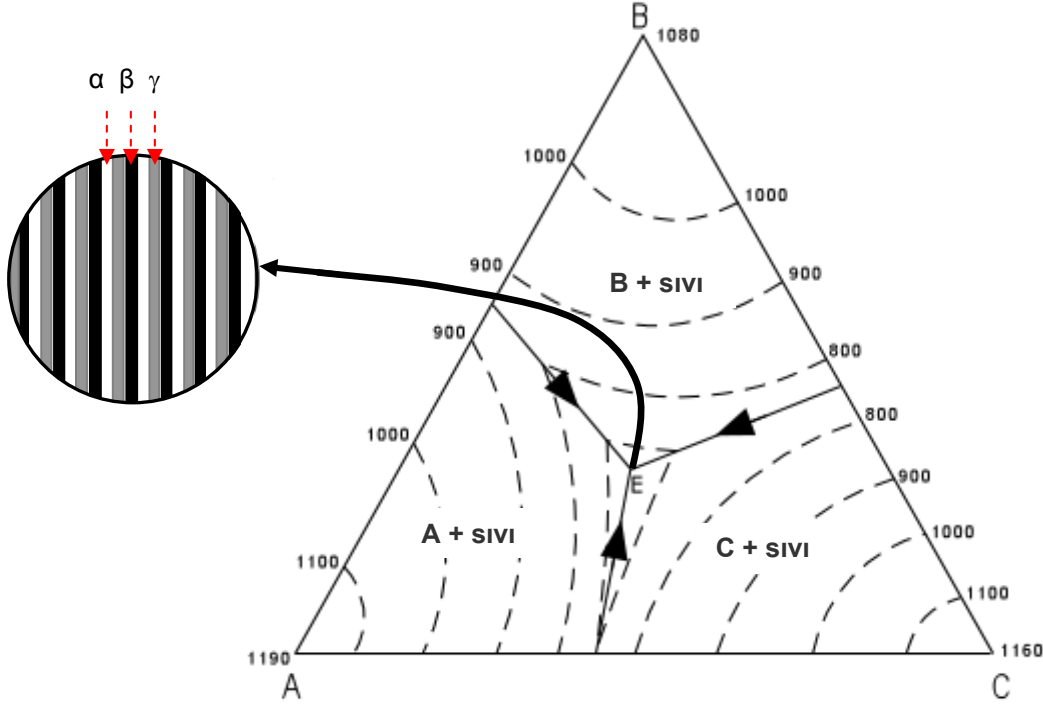
Şekil 2.8. İki bileşenli ötektik sisteme ait faz diyagramı ve mikroyapı oluşumu [16].

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



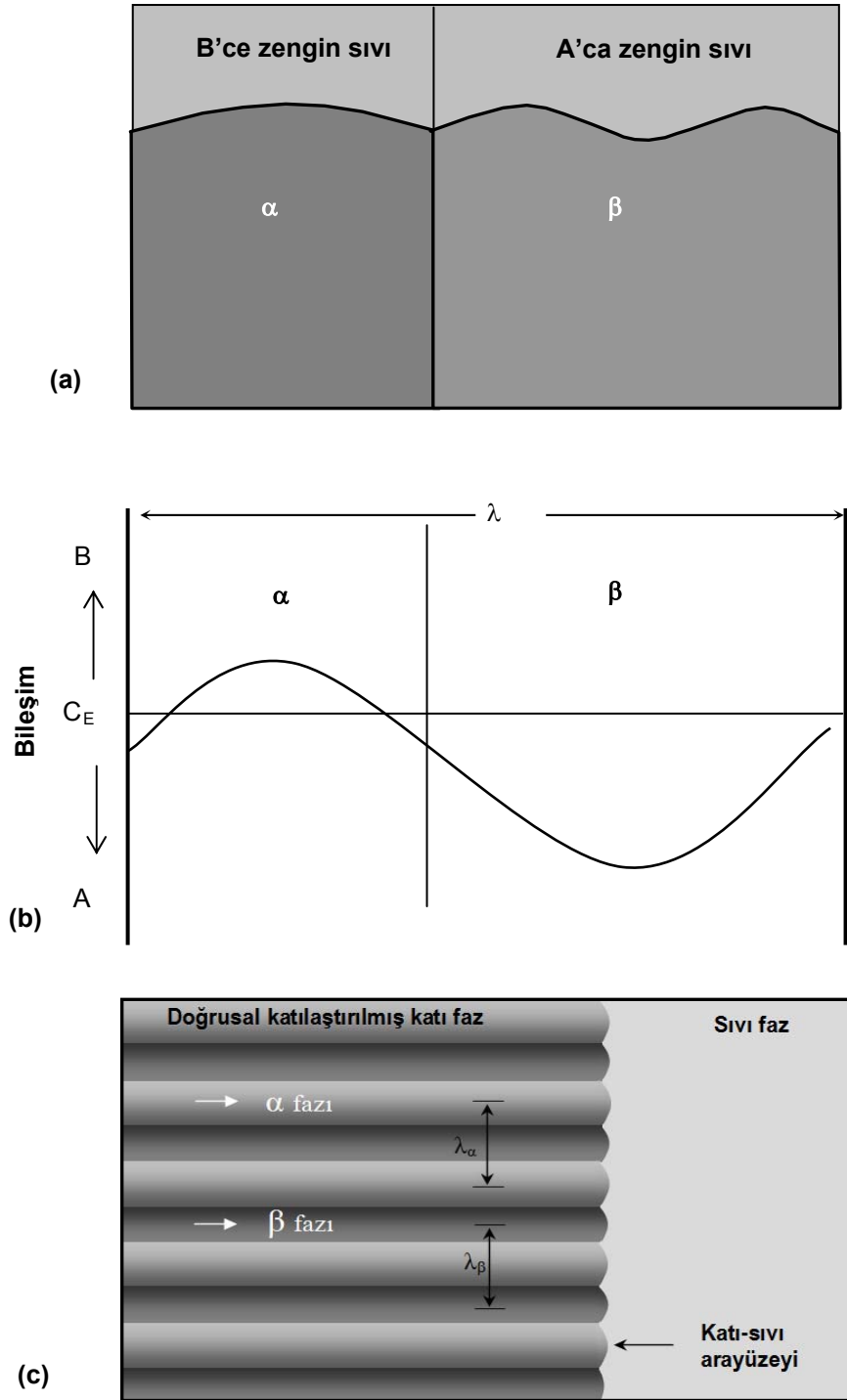
Şekil 2.9. Üç bileşenli ötektik sisteme ait faz diyagramı ve mikroyapı oluşumu.

$\alpha - \beta$ 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,

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



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.

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

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

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

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.

Schiel [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 katılma 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 katılma süreciyle 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–Düzlemli (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) Düzlemli–Düzlemli (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 düzlemli 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, düzlemli fazın hacim oranı V_F , katılaşma hızı, sıcaklık gradyenti ve bileşime bağlı olarak değişir. Crocker ve ark. [21,22] ötektikleri aşağıda ayrıntıları verilen *normal* ve *anormal* olmak üzere iki ana grupta incelemişlerdir.

2.2.1. Normal Ötektikler

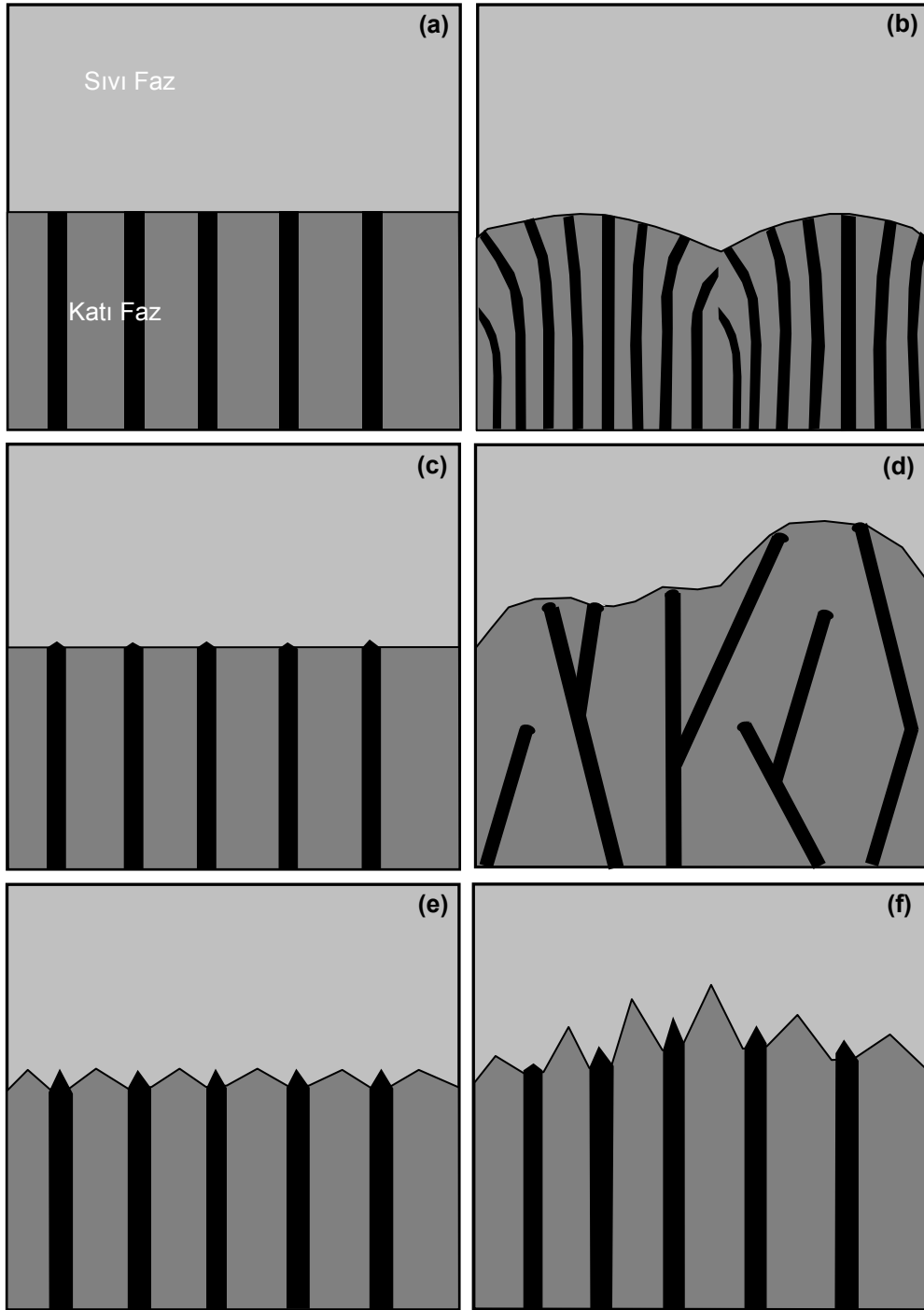
Normal ötektiklerde, her faz düşük bir dönüşüm entropisine sahip olup, çekirdeklenmeden sonra pürüzlü bir katı–sıvı arayüzeyi boyunca büyüme görülür. Çok az bir alt soğuma ile α ve β lamelleri veya ana faza çökelmiş çubuksal yapılar oluşur. Bu yapılar normal ötektiklerin en genel özelliğidir. Denge şartlarında, 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 katılaşma 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 düzlemli karaktere sahip olduğundan, normal ötektiğe göre çok farklı ve karmaşık mikroyapısal özellik gösterir. Düzlemli 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. Düzlemli fazın büyümesi için katı–sıvı arayüzeyinde büyüme tabakalarının oluşması gerekir.



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/Düzlemlı (Nf/F), düzlemsel arayüzey,
- (d) Düzlemsiz/Düzlemlı (Nf/F), eğrisel arayüzey,
- (e) Düzlemlı/Düzlemlı (F/F), düzlemsel arayüzey,
- (f) Düzlemlı/Düzlemlı (F/F), eğrisel arayüzey.

Bu tabakalar ve iki boyutlu çekirdeklenme, yüzeyde 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 levhasalardan oluşan kuru yaprak veya ‘mısır gevreği’ şeklindeki kristallerden oluşan mikroyapılardır.

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

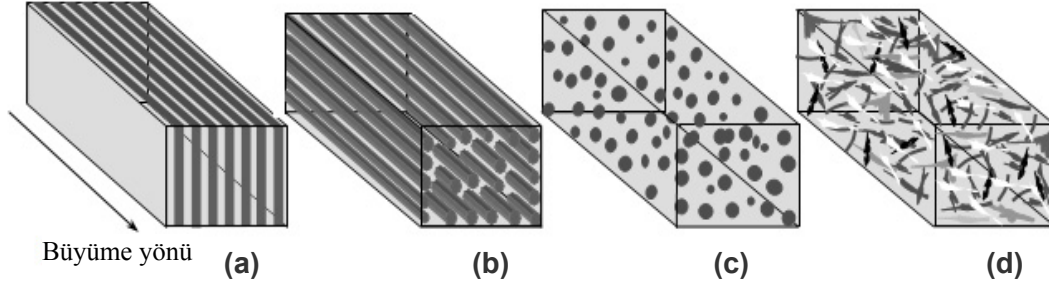
c) Lifli (Fibrous) Yapı; Uzun mesafeler boyunca düzensiz olarak uzanan ve birbiri ile bağlantılı çok ince fiberlerden oluşan mikroyapılardır.

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 mikrodüzlemli 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 katılaştırma 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].



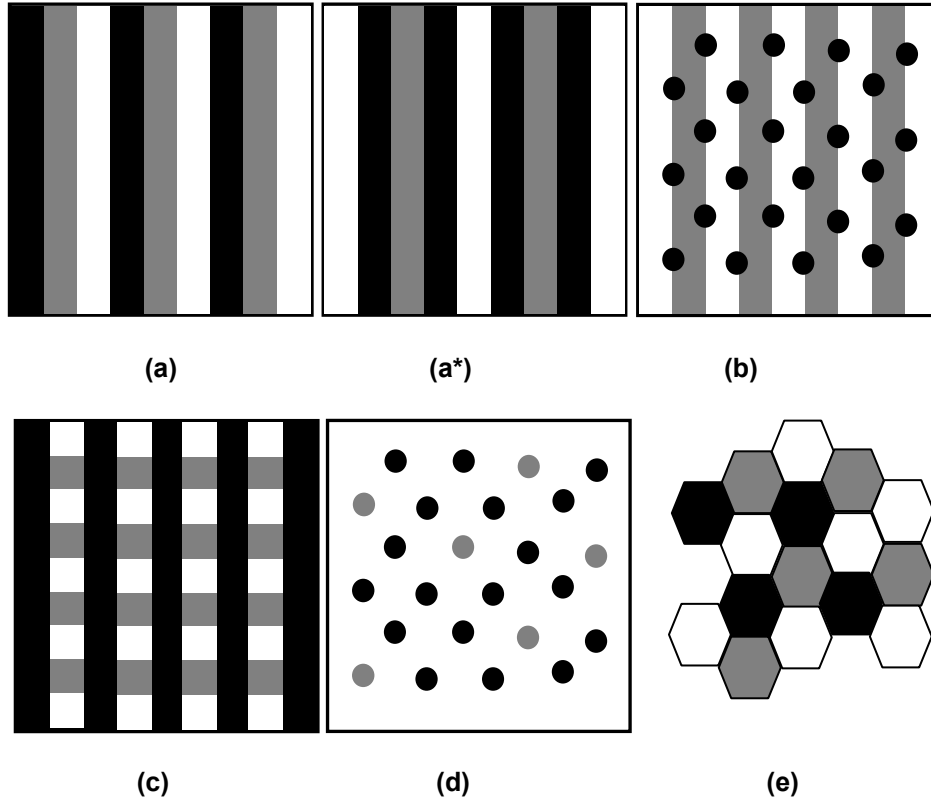
Şekil 2.12. Farklı ötektik yapıların şematik gösterimi
 (a) Lamelsel ötektik (Pb-Sn), (b) Çubuksal ötektik (Cu-Cr),
 (c) Küresel ötektik (Cu-CrO), (d) Karmaşık Düzenli ötektik (Al-Si).

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 katılaştırma 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.

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.



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.

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,

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

şeklinde dir. Burada K_1 ve K_2 sistemin fiziksel parametreleridir ve

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

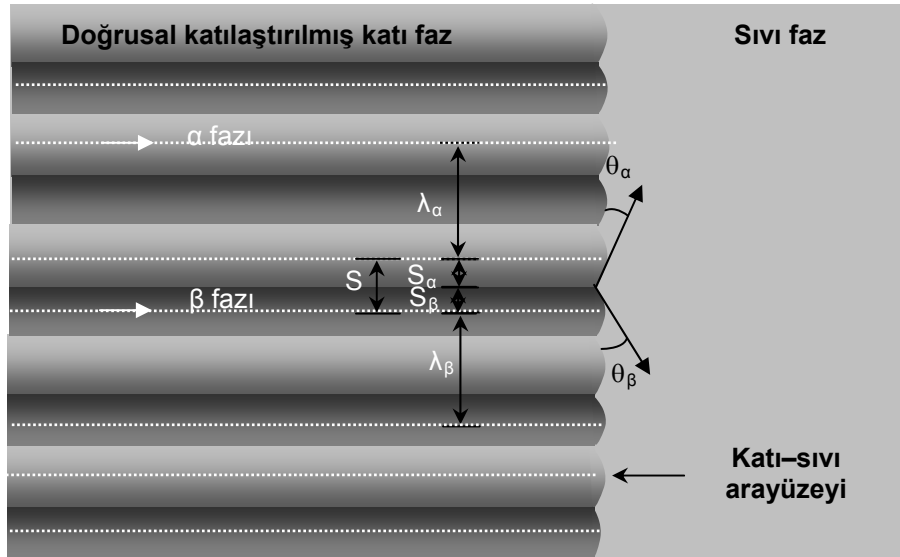
şeklinde ifade edilmektedir [31]. Burada $m = m_\alpha m_\beta / (m_\alpha + m_\beta)$ 'dır. m_α ve m_β sırasıyla, ötektik sıcaklıktaki α ve β sıvılaşma eğrilerinin eğimlerinin büyüklükleridir. C_o , α ve β fazlarının bileşim farkıdır. f_α ve f_β sırasıyla α ve β fazlarının hacim kesirleridir. Γ_i Gibbs–Thomson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

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

J–H ötektik mesafelerin hangi şartlarda kararlı olacağını 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.

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

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



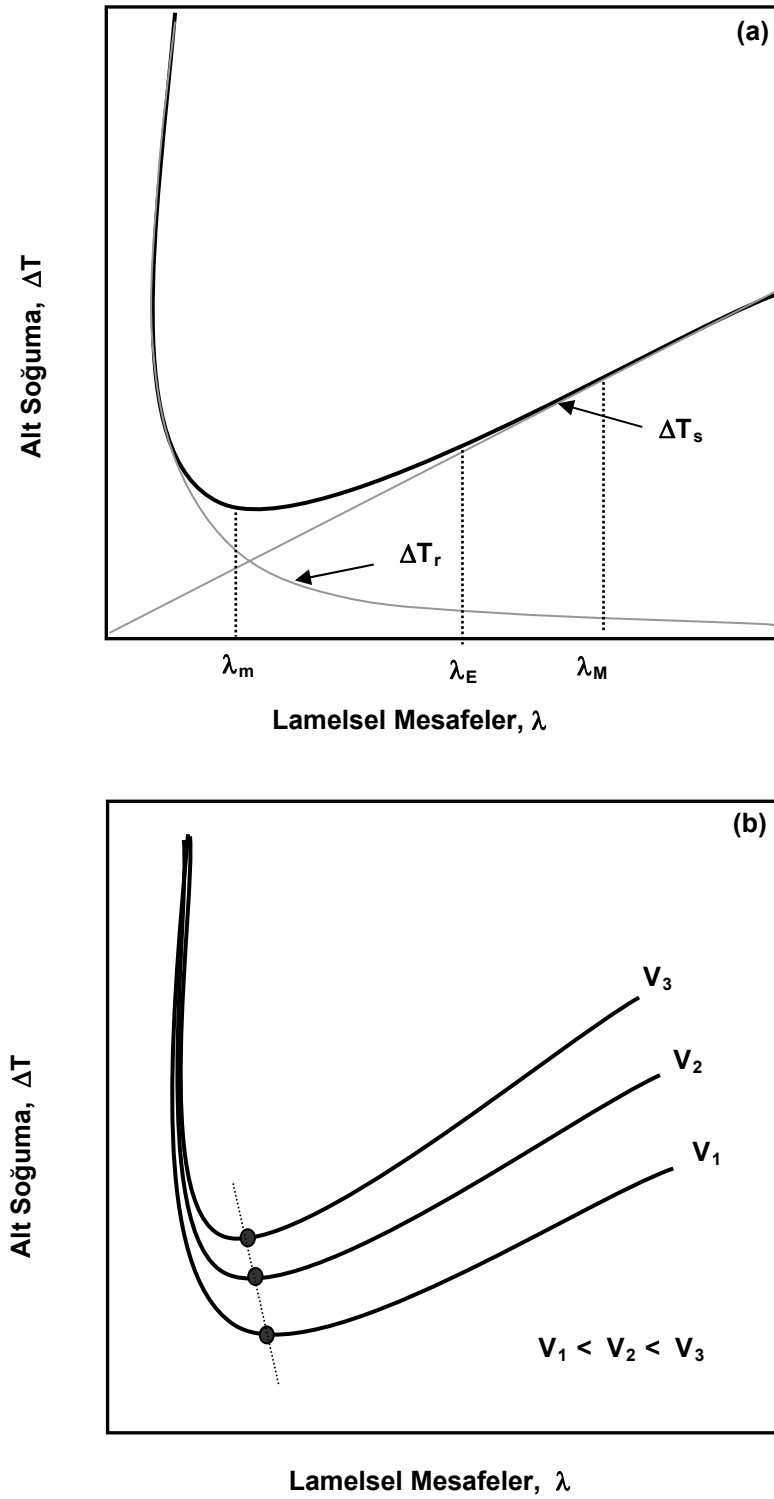
Şekil 2.14. Temas açıları ve ötektik yapının şematik gösterimi.

Bu modelin iki önemli sonucu vardır. Bunlar,

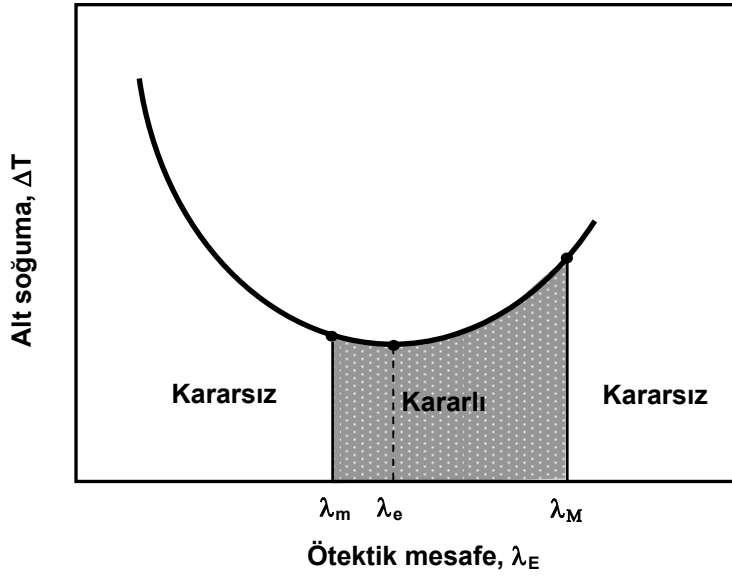
- 1– Verilen bir hız için eğer ötektik mesafe λ_m ve λ_M ile gösterilen alt ve üst limitler arasında ise, bu ötektik mesafe karardır (Şekil 2.16).
- 2– Eğer ötektik mesafe kararlı ise yani λ_m ile λ_M arasında ise aşağıdaki genel ifade yazılır.

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

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 2.15. 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.



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 $(\lambda_E / \lambda_{ext})$ tanımlanmıştır ve;

$$\Delta T / \sqrt{V} = \left(\phi + \frac{1}{\phi} \right) \sqrt{K_1 K_2} \quad (2.12)$$

$$\lambda_E \Delta T = (\phi^2 + 1) K_2 \quad (2.13)$$

olarak ifade edilmiştir. Burada K_1 ve K_2 sabitleri daha önce J–H modelinde tanımlanmıştı. 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;

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

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

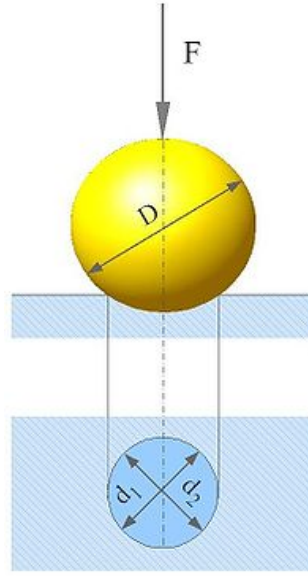
Bu yöntemde batıcı uç olarak sertleştirilmiş çelik küre veya tungsten karbür kullanılmaktadır. Kullanılacak kürenin çapı numune kalınlığına ve malzemenin şekline göre seçilir. Yükün uygulanma süresi 10–15 saniyedir. Sertliği ölçülecek numune üzerine batırılan çelik küre, hacmi nedeni ile numune üzerine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

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

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

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

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



Şekil 2.17. Brinell sertlik ölçüm metodunun şematik gösterimi.

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 uygular. Ön yükleme ile öncelikle malzemeye temas sağlanır. Böylelikle sertlik ölçümünde ön yükleme ile bir başlangıç noktası tespit edilmiş olur. 10 kg'lık yüklemekten 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;

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

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].

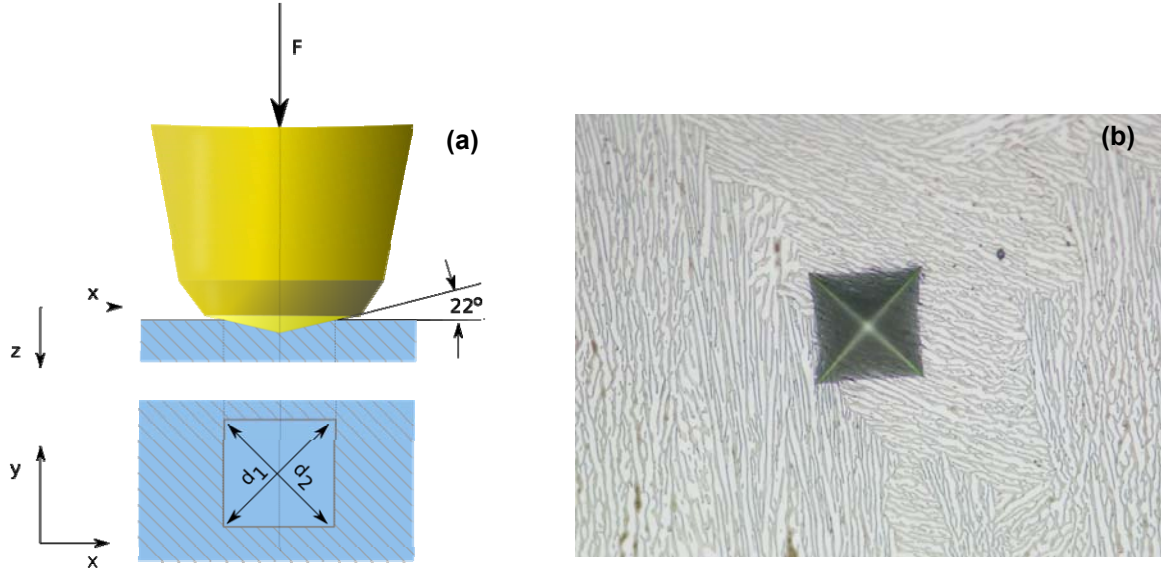
2.4.4. Vickers Sertlik Ölçme Yöntemi

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.

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

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

Burada, F ; uygulanan yük, g ; yer çekim ivmesi, d ($d^2=d_1 \cdot d_2$); 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].



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

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;

$$HV = H_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (2.20)$$

şeklinde bağıntılar elde edilmiştir. Burada d (mm); taneler arası mesafe, k ; bileşime bağlı sabit, H_0 (kg/mm²); malzemenin ilk sertlik değeri ve HV (kg/mm²); işlem gördükten sonra malzemenin sertlik değeridir.

Bazı araştırmacılar [100–104] ötektik sistemler üzerine yaptıkları çalışmalarda, Hall–Petch [98,99] tarafından elde edilen bu bağıntılardan faydalananarak 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 $\lambda_E^2 V = \text{sabit}$ bağıntısından katılaştırma hızını çekip ötektik mesafe (λ_E) değeri yerine koyarak;

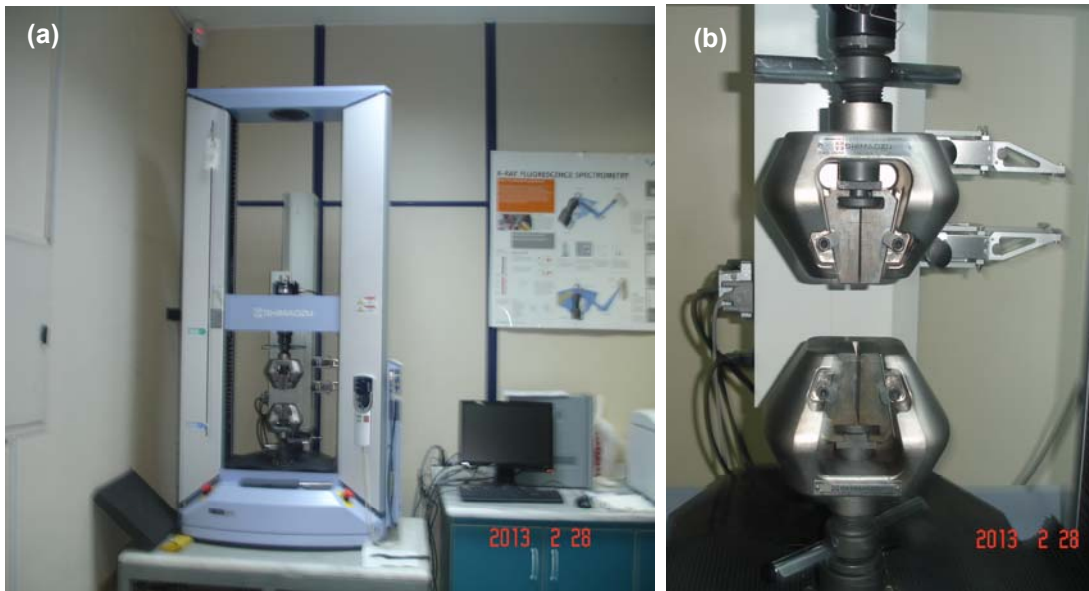
$$HV = H_o + k V^{0.25} \quad (2.21)$$

$$HV = H_o + k \lambda_E^{-0.50} \quad (2.22)$$

bağıntılarını elde etmişlerdir. Burada λ_E (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.

2.5. Çekme–Dayanım

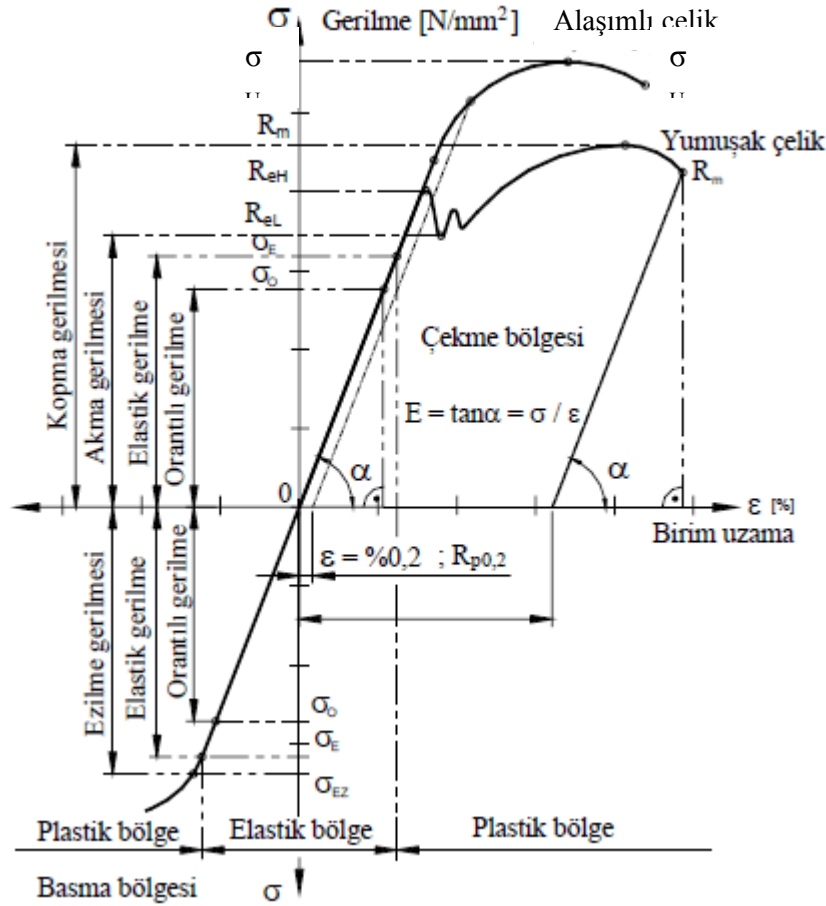
Dinamometre veya çekme–dayanım test cihazı olarak isimlendirilen alet vasıtasıyla malzemelerin mukavemet özellikleri elde edilir (Şekil 2.19). Çekme–dayanım, malzemeye iki ucundan çekme kuvveti uygulanması sonucu kopmadan önceki malzemenin ulaştığı maksimum gerilmeye denir. Bu gerilme malzemenin iç kuvvetlerinin 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 deyiimi vardır ve bunların bazıları şu şekilde sıralanır:



Şekil 2.20. Çekme–uzama diagramı.

Kopma mukavemeti; Devamlı ve lineer fazlalaşan gerilme sonucu malzemenin koptuğu gerilme büyüklüğüne "kopma mukavemeti" adı verilir ve σ_U 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 fazlalaşan gerilme ile uzamanın birbirine oranının sabit kaldığı gerilme büyüklüğüne " orantılı mukavemet " adı verilir ve σ_O veya τ_O ile gösterilir.

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

Çekme–dayanımı σ ,

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (2.23)$$

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 ,

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L} \quad (2.24)$$

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 bağıntıdan faydalanarak d taneler arası mesafe yerine mikroyapı parametresi olan ötektik mesafeleri (λ_E) kullanarak malzemenin çekme–dayanım değerini (σ_U) incelemişlerdir.

$$\sigma_U = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (2.25)$$

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;

$$\sigma_U = \sigma_0 + k V^{0.25} \quad (2.26)$$

$$\sigma_U = \sigma_0 + k \lambda_E^{-0.50} \quad (2.27)$$

bağıntılarını elde etmişlerdir. Burada λ_E (mm); lameller arası mesafe, V (mm/s); katılma hızı, k ; bileşime bağlı sabit, σ_0 (N/mm^2); malzemenin ilk çekme–dayanım değeri ve σ_U (N/mm^2); 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 O^{2-} , N^{3-} , Cl^- , B^{2-} 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 İletkenlik <i>(Au, Cu gibi)</i>	Katı Elektrolitler <i>(Zirkonyum tabanlı katı elektrolit gibi)</i>	<i>($\delta-Bi_2O_3$ Fazı)</i>
Yarıiletkenlik <i>(Si, Ge, Polimer gibi)</i>	Süper İyonik İletkenlik <i>(SrF_2)</i>	
Süper İletkenlik <i>(Hg, Al, MgB_2 gibi)</i>	Hızlı İyon İletkenliği <i>($Tl_3Cu_2Cl_5$)</i>	

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.

Tablo 2.2. Malzemelerin elektriksel iletkenlik değer 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	$< 10^{-10}$

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 katkılamaaktır. 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.

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

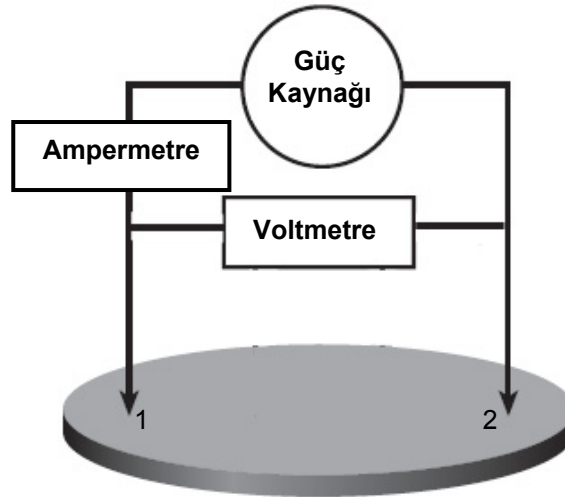
Malzeme	Sembolü	Elektriksel İletkenlik ($\times 10^7 (\Omega \text{ m})^{-1}$)
Gümüş	Ag	6.3
Bakır	Cu	5.96
Altın	Au	4.52
Alüminyum	Al	3.77
Magnezyum	Mg	2.26
Tungsten	W	1.89
Molibdenyum	Mo	1.87
Kobalt	Co	1.72
Çinko	Zn	1.66
Nikel	Ni	1.43
İndiyum	In	1.16
Lityum	Li	1.08
Demir	Fe	0.993
Platin	Pt	0.966
Kalay	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}

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;

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

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 [114].

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.



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 kontakların 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 de bilinmesi gereklidir. Elektriksel öz direnç ifadesi aşağıdaki şekilde verilebilir [115]:

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

Burada G ; numunenin yüzey geometrik sınırlarını ve kalınlığını, elektriksel kontakların numune üzerindeki konumlarını, kontakların 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 problemlerdir. Problemler 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.

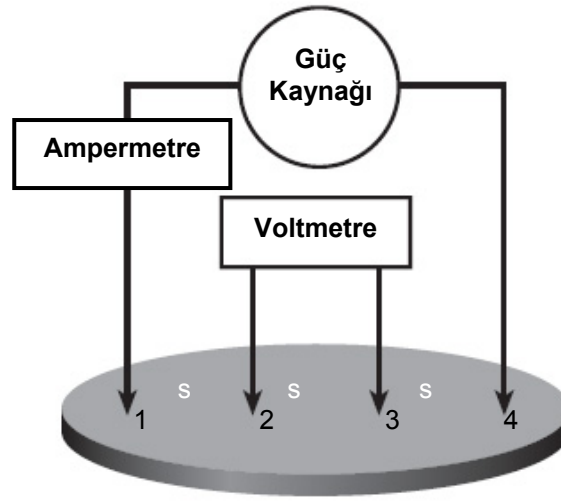
Elektriksel iletkenliğin ölçümünde kullanılan diğer bir yöntem olan *dört nokta (d.c.) elektriksel iletkenlik* ölçme tekniğinde, kullanılan kontakların dirençleri ölçümde hesaba girmez ve hesaplanan değer sadece numunenin öz direncidir. Bu amaçla kurulan düzeneğe kontaklardan ikisi numune üzerinden akan akımı ölçmek için, diğer ikisi ise herhangi iki nokta arasındaki potansiyel farkı ölçmek için kullanılır. Şekil 2.22’de görüldüğü gibi 1.ve 4. problemlerden akım, 2. ve 3. problemlerden 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 özdirenç 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 özdirenç 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 katılaştırma 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, 116–130] Tablo 2.4’te gösterilmektedir.

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

Jackson–Hunt [30] modeli olarak bilinen $\lambda_E^2 V = \text{sabit}$ 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 $\lambda_E^2 V = \text{sabit}$ 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 çalışmada yalnızca katılaştırma hızının ve bileşenin 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, 130, 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.

Alaşım	$\lambda^2 V$	$\lambda = kV^{-n}$	Referans
Ni-11.5Si (% ağı.)	$\lambda^2 V = 3.62 \times 10^{-7} \text{ cm}^3 / h$		[116]
Ni-Si (% at.)	$\lambda^2 V = 1.4 \times 10^{-3} \text{ mm}^3 / h$		[117]
Al-13Si (% ağı.)		$\lambda = 27V^{-0.53}$	[118]
Al-1.7Fe (% ağı.)		$\lambda = 1.93 \times 10^{-5} V^{-0.628}$	[119]
Al-5.7Ni (% ağı.)	$\lambda^2 V = 101.80 \text{ } \mu\text{m}^3 / s$ $\lambda^2 V = 129.28 \text{ } \mu\text{m}^3 / s$	$\lambda = 10.76V^{-0.50}$ $\lambda = 11.61V^{-0.51}$	[120]
Al-12.6Si (% ağı.)	$\lambda^2 V = 784.98 \text{ } \mu\text{m}^3 / s$		[121]
Al-42.2Nb (% at.)	$\lambda^2 V = 4.19 \times 10^{-7} \text{ cm}^3 / h$		[122]
Al-10.98Si-4.9Ni (% at.)		$\lambda = 0.114R^{-0.46}$	[123]
Al-3.7Ni-1.5Fe (% ağı.)	$\lambda^2 V = 100$ $\lambda^2 V = 7000$		[124]
Al-11.1Si-4.2Ni (% ağı.)	$\lambda_{Si}^2 V = 170.52 \text{ } \mu\text{m}^3 / s$ $\lambda_{Al_3Ni}^2 V = 82.01 \text{ } \mu\text{m}^3 / s$	$\lambda_{Si} = 12.58V^{-0.50}$ $\lambda_{Al_3Ni} = 7.94V^{-0.47}$	[125]
Al-7 Si-0.6 Mg (% ağı.)		$\lambda_E = 33.5V^{-0.5}$	[126]
Ni-45.5Al-9Mo (% at.)	$\lambda^2 V = 33.94 \text{ } \mu\text{m}^3 / s$		[127]
Ni- 45.5Al-9Mo (% at.)	$\lambda V^{1/2} = 5.14 \text{ } \mu\text{m}^{3/2} \text{ s}^{-1/2}$		[52]
Fe-22.8Al-9.7Nb (% at.)	$\lambda^2 V = 1.0 \times 10^{-3} \text{ mm}^3 / h$		[128]
Ti-32.5Fe (% ağı.)	$\lambda^2 V = 22.3 \times 10^{-15} \text{ m}^3 / h$	$\lambda = 0.15 + 4.7V^{-0.5}$	[129]
Ti-49Al (% at.)		$\lambda_L = 5.82^{-0.41}$ $\lambda = 650.1V^{-0.44}$	[130]
Ti-43Al-3Si (% at.)		$\lambda_L = 13.2V^{-0.41}$	[104]

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

Alaşım	Mikrosertlik	Referans
Al-11.1Si-4.2Ni (% ağı.)	$HV = 72.44V^{0.08}$	[134]
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.%)	$HV = 44.8 + 52.3\lambda^{-0.5}$	
	$HV = 66.1V^{0.11}$	[131]
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.)		[132]
Al-12.6Si (% ağı.)	$HV = 82.79V^{0.11}$	
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.)	$HV = k_2G^{0.13}$	[133]
	$HV = k_3\lambda^{-0.22}$	
	$HV = 363.1V^{0.10}$	
	$HV = 257.5 + 0.44\lambda_L^{-0.5}$	[104]
Ti-43Al-3Si (% at.)	$HV = 1288.2\lambda^{-0.19}$	
	$HV = 1318.3f_v^{-0.44}$	
	$HV = 313.9V^{0.16}$	[130]
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.)	$\sigma_U = 73.2 + 325.6(\lambda_1)^{-0.5}$	
	$\sigma_U = 57.5 + 221.7(\lambda_2)^{-0.5}$	
Al– 5Ni (% ağı.)	$\sigma_U = 74.1 + 468.5(\lambda_1)^{-0.5}$	[107]
	$\sigma_U = 58.3 + 228.6(\lambda_2)^{-0.5}$	
Al– 5Si (% ağı.)	$\sigma_U = 93 + 45(1/\lambda_2)^{0.5}$	
Al– 9Si (% ağı.)	$\sigma_U = 111 + 146(1/\lambda_2)^{0.5}$	[108]
Sn–4Zn (% ağı.)	$\sigma_U = 31.95 - 0.63(1/\lambda_2)^{0.5}$	
Sn–9Zn (% ağı.)	$\sigma_U = 37 + 4.5(1/\lambda)^{0.5}$	
Sn–12Zn (% ağı.)	$\sigma_U = 29 + 9.74(1/\lambda_2)^{0.5}$	[109]
Zn–3Al (% ağı.)	$\sigma_U = 114 + 185(1/\lambda_2)^{0.5}$	
Zn– 4 Al (% ağı.)	$\sigma_U = 97 + 289(1/\lambda_2)^{0.5}$	
Zn–27 Al (% ağı.)	$\sigma_U = 114 + 1500(1/\lambda_2)^{0.5}$	[110]

2.10. Elektriksel Özdirenç Üzerine Yapılan Deneysel Çalışmalar

Çeşitli araştırmacılar tarafından farklı yöntemlerle 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 (°C)	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	[136]
Al-12Si-0.6Mg (% 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	4.57V ^{0.08}	[134]
Sn-3Cu (% ağı.)	25-220	9.87 – 21.02	[137]
Pb-25Sn (% ağı.)	25-110	28 – 40.5	[138]
Sn-0.7Cu (% ağı.)		11.14	
Sn-0.7Cu-0.5Zn (% ağı.)		13.05	[139]
Sn-0.7Cu-0.5Bi (% ağı.)		15.68	

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 çalışmanın amaçlarından biri de elde edilen fiziksel özelliklerin katılaştırma hızına bağlı olarak nasıl değişim sergilediğini göstermektir. Ayrıca bu çalışmaların çoğunda metalik malzemelerin katılaştırılmasında “Bridgman tipi” kontrollü katılaştırma fırını kullanılmış ve numuneler düşey doğrultuda katılaştırılmıştır.

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

Günümüze kadar, ötektik alaşım sistemlerinde ötektik mesafenin tespiti üzerine birçok deneysel çalışma yapılmıştır. Yapılan bu çalışmalarda çeşitli malzemelerin mikroyapı, mikrosertlik, çekme–dayanım, elektriksel özdirenç, gibi özellikleri ayrı ayrı ele alınmıştır. Bu çalışmada ise, Al-%26Cu-%6.5Si-%0.5Fe ötektik alaşımı, beş farklı hızda ve Al-26Cu-xSi-yFe [$x=6.5$; $y=0.5$, 1, 1.5, 2.0, 2.5 ve $y=0.5$; $x=6.5$, 8, 10, 12, 14 (ağ.)] alaşım sistemleri ise sabit hızda katılaştırılmıştır. Böylece katılaştırma hızının ve bileşimin malzemelerin mikroyapı, mikrosertlik, çekme–dayanım ve elektriksel özdirenç üzerine etkilerini araştırılıp aralarındaki bağıntılar belirlenmiştir. Sonuç olarak alaşım sistemlerinin birçok fiziksel özelliği 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 çalışmada üç ayrı fırın (vakumlu eritme fırını, döküm fırını ve kontrollü katılaştırma fırını) kullanılmıştır. Bu kesimde, deneylerde kullanılan bu fırınlar ayrıntılı olarak anlatılacaktır.

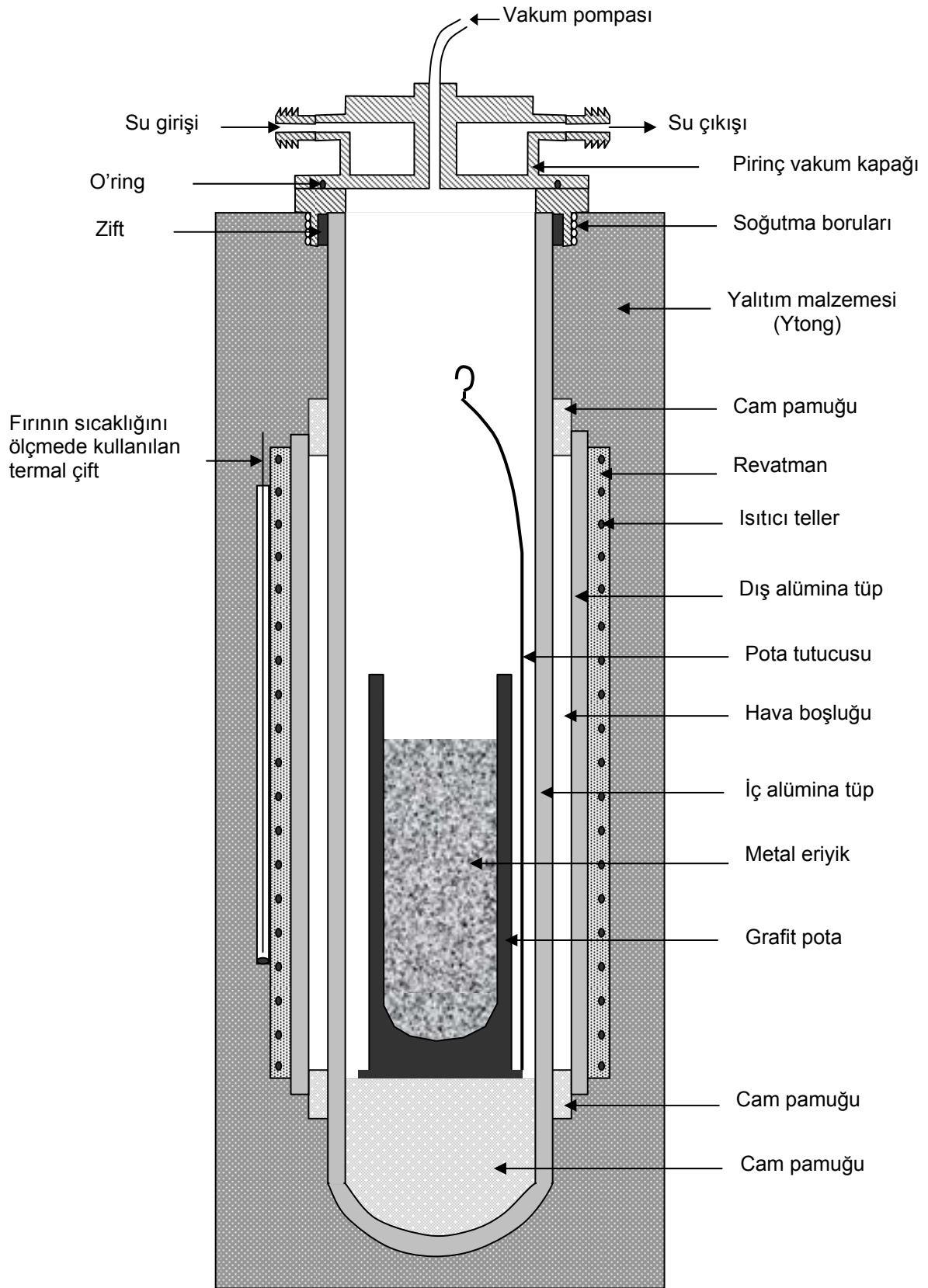
3.1.1. Vakumlu Eritme Fırını

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 sızması 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.

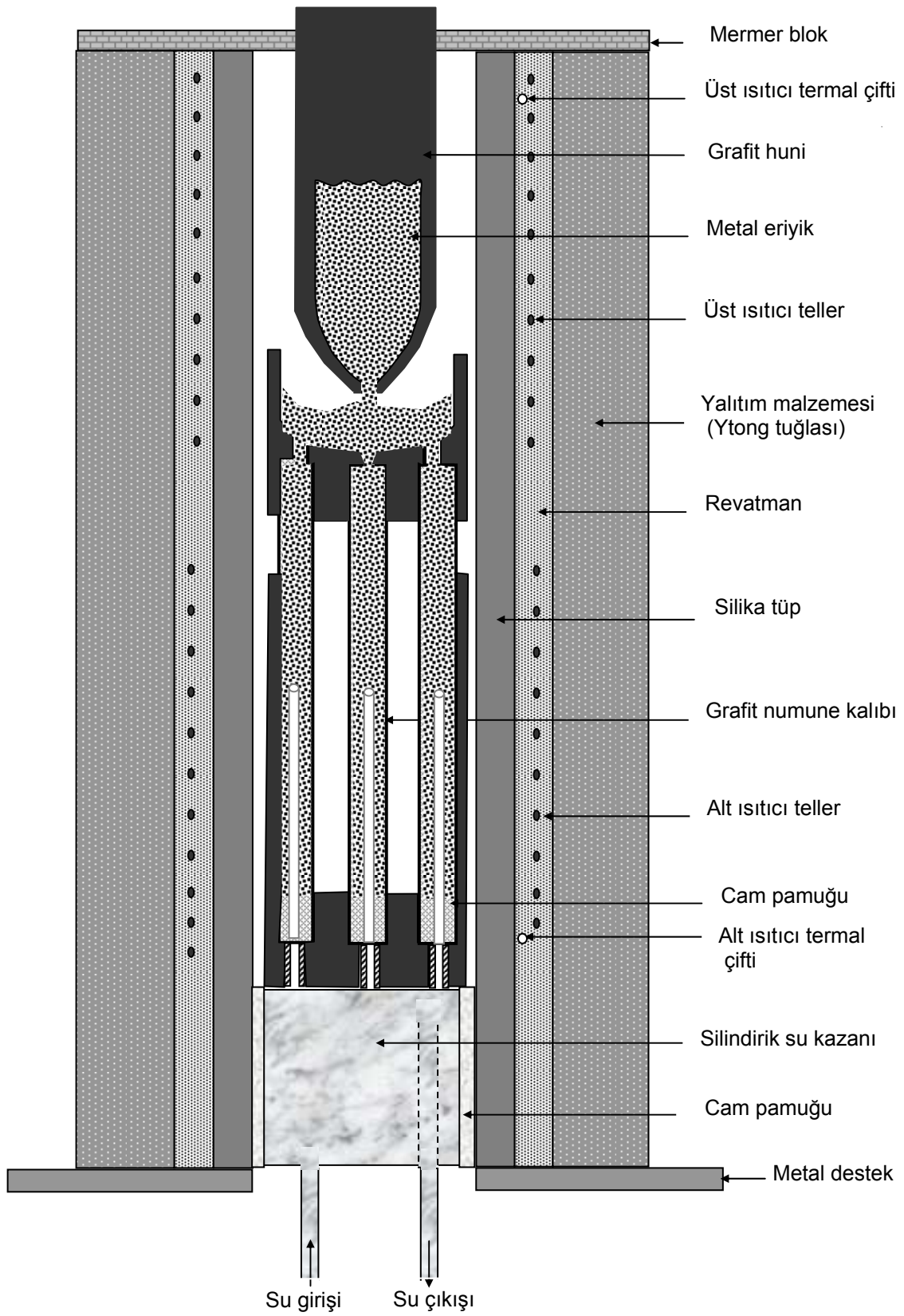
3.1.2. Döküm Fırını

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 büyüme 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 sızması 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

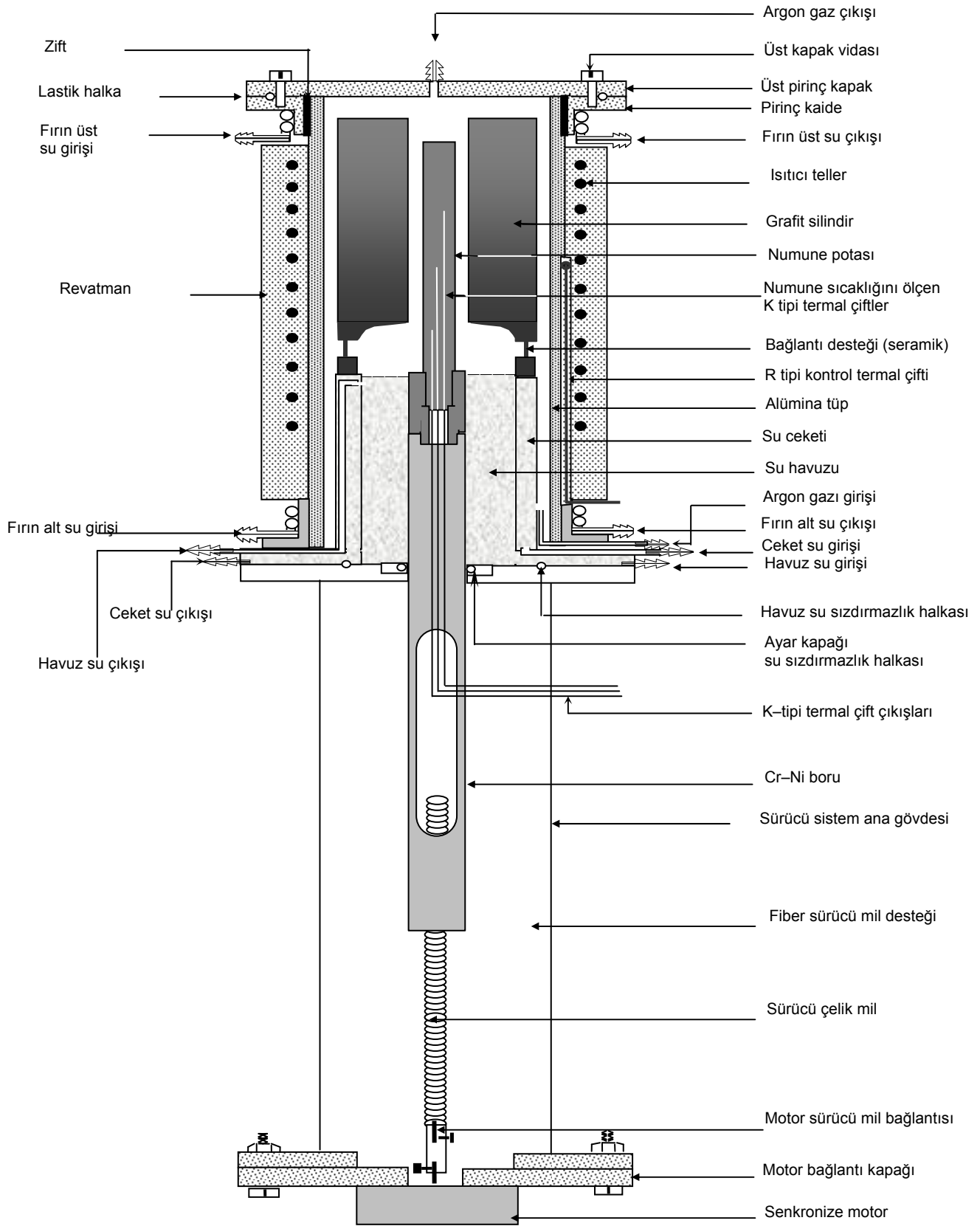
ani soğutma (quench) sağlanmaktadır. Soğutucu sistem, 300 mm uzunluğunda 23 ve 33 mm çaplara sahip iç içe geçmiş iki pirinç borudan oluşmaktadır. Pirinç boruların alt kısmı yaklaşık 10 mm kalınlığında, 100 mm çapında dairesel pirinç parçaya kaynatılmıştır. Dolayısıyla soğutucu sistem iç içe geçmiş iki 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 hacminde 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 akışkanı 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.

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.



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

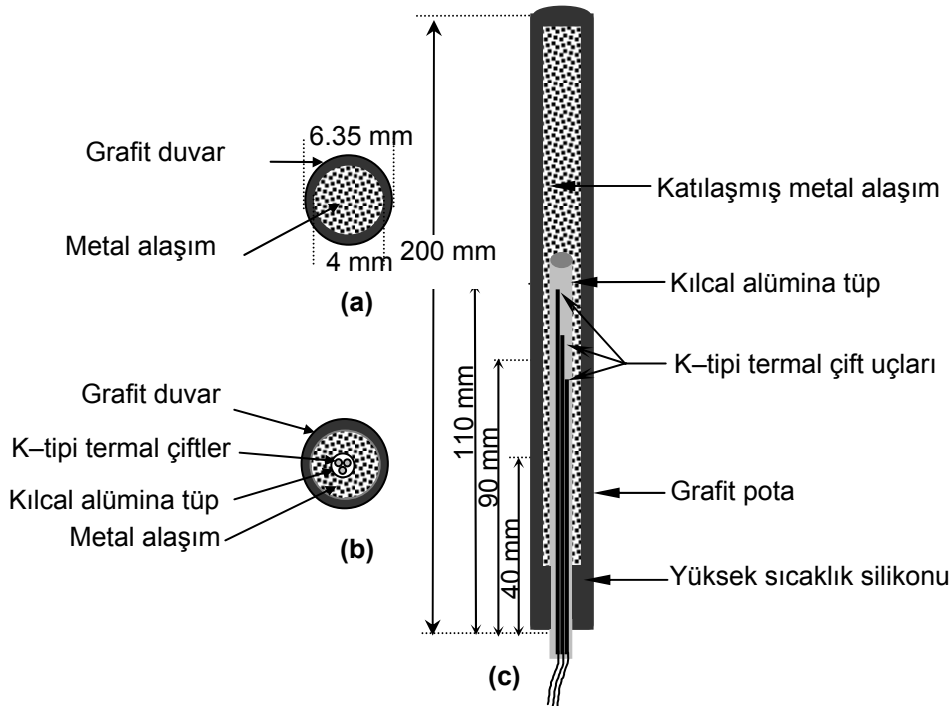
3.2. Bir Deneyin Yapılışı

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.



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

Deneylerde numune kalıbı olarak 200 mm uzunluğunda ve 6.35 mm çapında grafit çubuklar kullanılmıştır. Bu grafit çubuklar delinme esnasında kolayca kırılılabildikleri 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. Ötektik alaşım sistemi için 11 grafit kalıbının 6'sı termal çiftsiz, 5'i ise termal çiftli, diğer alaşım sistemlerinin her biri için ise 2 grafit kalıbın 1'i termal çiftsiz, 1'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 pamuğu ve silikonla desteklenmiştir. Bu grafitleri işlemede kullanılan cihazların fotoğrafları Şekil 3.7'de verilmektedir.

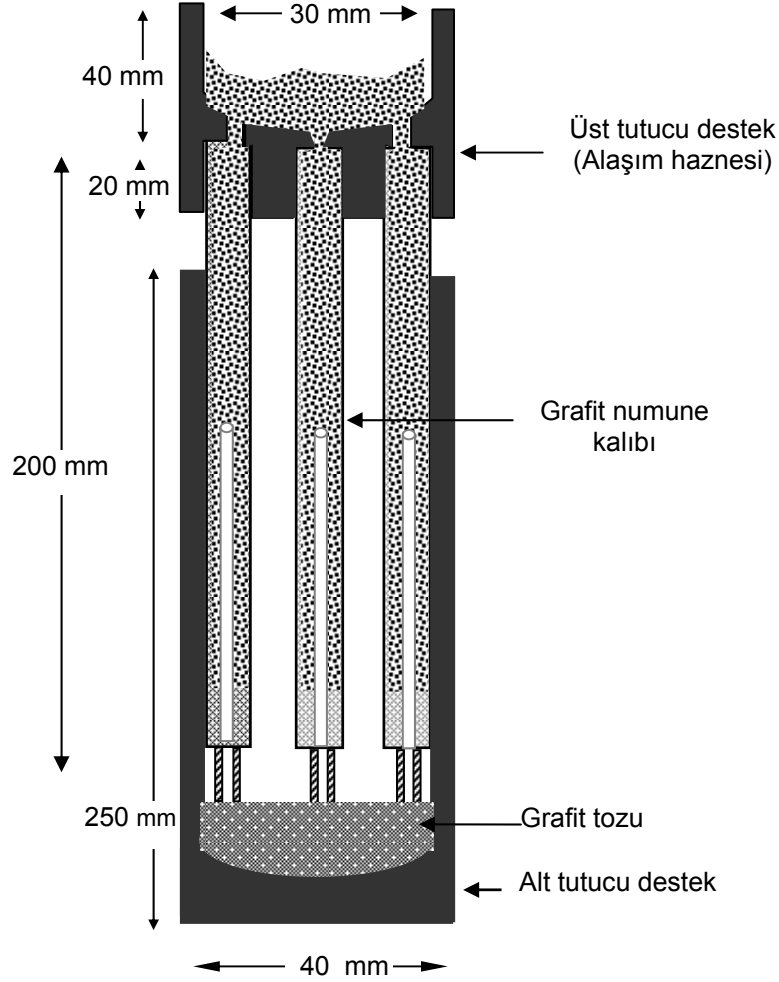


Şekil 3.7. Grafitlerin işlenmesinde kullanılan (a) Büyük torna, (b) Küçük torna ve (c) Yönlü matkap.

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 katkılı silikon yapıştırıcı ile tutturulmuştur. Şekil 3.9'da deneylerin yapımında kullanılan grafit numune kalıpları ve potalarının fotoğrafları verilmektedir.

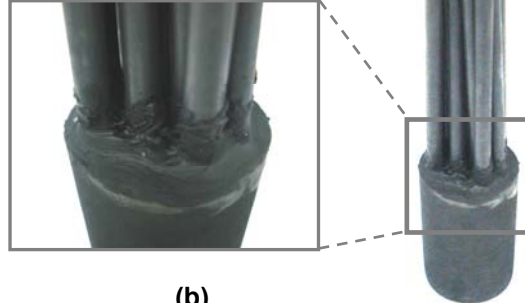


Şekil 3.9. Deneylerde kullanılan grafit numune kalıpları ve potaları.

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.



(a)



(b)

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.

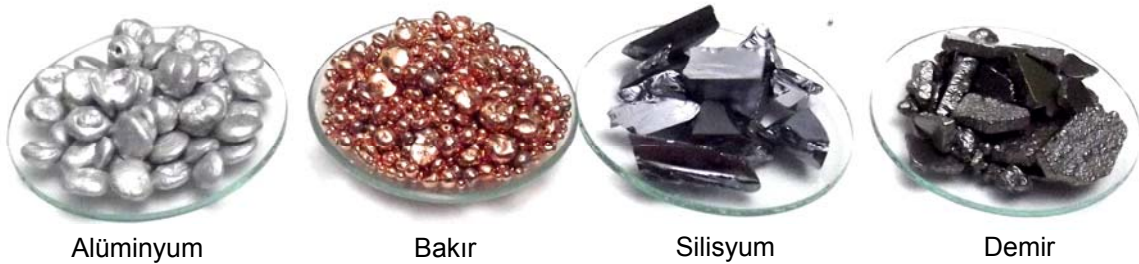
Daha sonra önceden hazırlanan alt destek yardımıyla kılavuzlama yapılmıştır. Hazırlanan kalıp döküm fırınına teller yardımıyla indirilmiş böylece kalıp hazırlama işlemleri tamamlanarak alaşım hazırlama basamağına geçilmiştir.

3.2.1.3. Alaşımın Hazırlanması

İncelenecek olan alaşımların ötektik noktadaki bileşim oranları her birinin faz diyagramları yardımıyla tespit edildi [140–143]. 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, bakır %99.99, demir %99.97, silisyum %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.



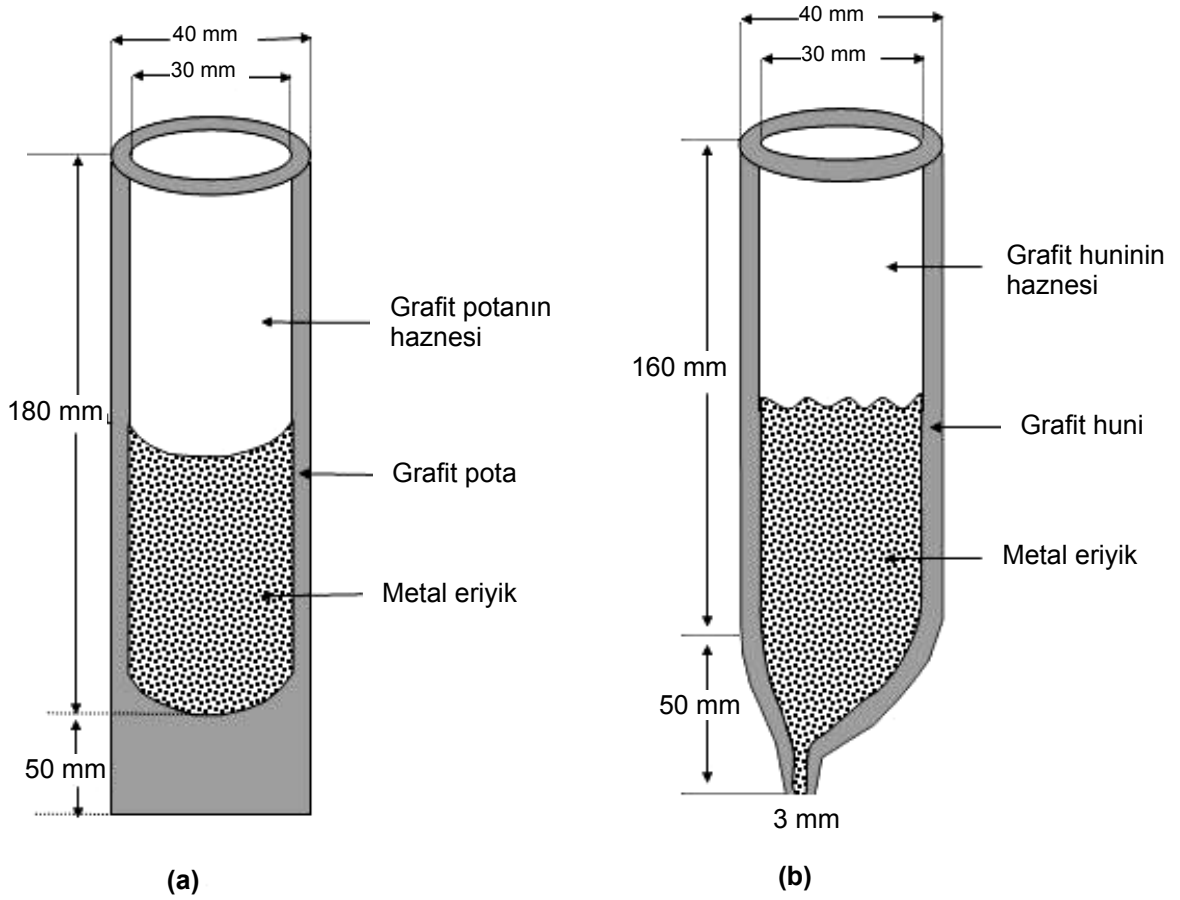
Şekil 3.12. Al-26Cu-xSi-yFe alaşımlarının yapımında kullanılan metaller.

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 alaşımların 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 alaşımların 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 alaşımların 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 alaşımların 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.



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

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. Katılama 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 malzemeye dolması sağlanarak, numuneler kontrollü katılaştırma fırına yerleştirilecek hale getirildi.

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°C ile 1370°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/soğutmalı 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 $\pm 0.2^{\circ}\text{C}$ hassasiyetle kontrol edebilme özelliğine sahip olup 6 L hacminindedir. 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 $^{\circ}\text{C}$ birimine dönüştürmektedir. Böylece fırın içerisindeki numune sıcaklığı belirlenmektedir. Kullanılan termal çiftlerin (-270

°C ile 1370 °C) ölçüm aralıkları, deneysel çalışmalardaki ölçüm aralıkları ile uyumlu olduğundan dolayı hassas ve duyarlı bir şekilde ölçümler alınabilmektedir.

Alaşımanın 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 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 içerisinde konularak içerisinde 0 °C'de antifrizli su bulunan analog dolanım sisteminin tankının içerisinde 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.

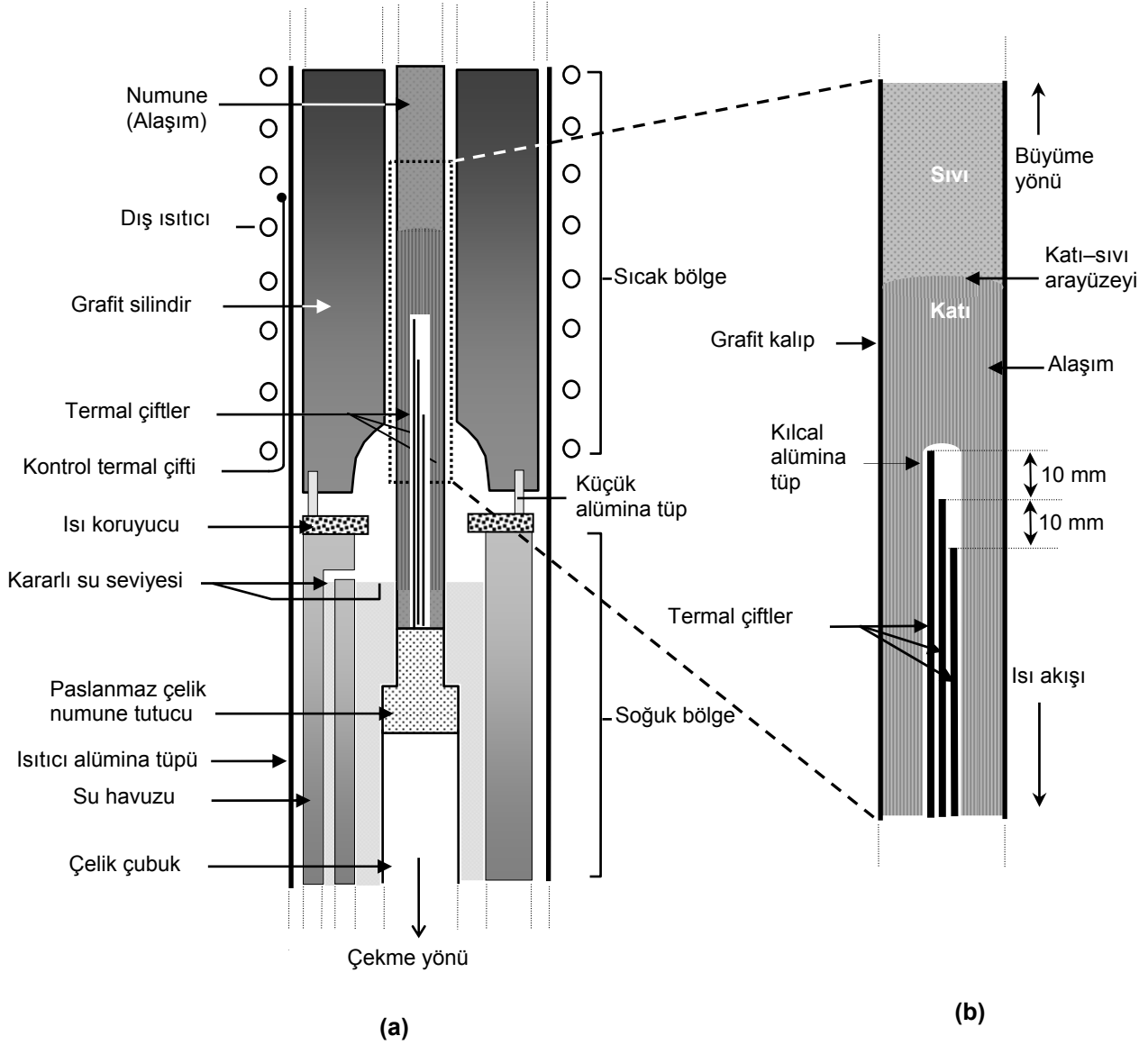


Şekil 3.17. Deney sisteminin fotoğrafı.

Bu işlem 5 farklı katılma hızında ($V=8.25\text{--}164.80\text{ }\mu\text{m/s}$) ikişer adet olmak üzere ötektik alaşım sistemi için (Al-%26Cu-%6.5Si-%0.5Fe) 10 defa, ötektik alaşımına farklı oranlarda Si ve Fe ilave edilerek üretilen (Al-26Cu-xSi-yFe [$x=6.5$; $y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5$ ve $y=0.5$; $x=6.5, 8, 10, 12, 14$ (ağ.)) alaşım sistemi için 2 defa tekrarlandı. Her bir numuneden ikişer 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 iç yapısını 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 $\pm 0.1\text{ }^{\circ}\text{C}$ ’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.

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 sıcaklığına 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. Hazırlanan alaşım sistemleri için katılaştırma hızları birbirlerine çok yakın olması nedeniyle ortalamaları alınarak genel bir değerlendirme yapılmıştır.



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

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. Prensipte olarak, numune yapısında minimum yapı değişimi yapan ve en az ısı oluşturan kesme tekniğinin kullanılması gerekmektedir.

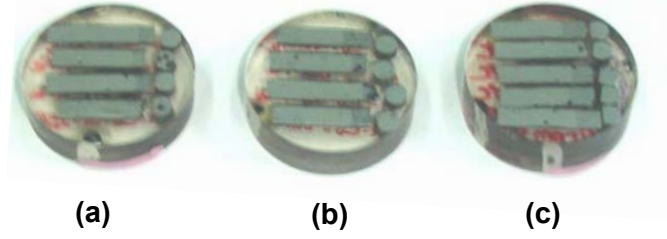
Bridgman tipi kontrollü katılaştırma fırınından çıkarılan numunenin grafit kalıbı, numuneye zarar vermeyecek şekilde itina ile çıkarıldı. Numune bir yüzeyinden boyuna parlatılarak arayüzeyin yeri tespit edildi. Daha sonra kesme robotu yardımıyla arayzeeye en yakın katı ve sıvı bölgelerinden parçalar 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, zerine 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 alaşım sistemi enine ve boyuna kesitleri (a) Al-26Cu-xSi-0.5Fe, (b) Al-26Cu-6.5Si-yFe, (c) Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe.

3.2.3.2. Numunelerin Zımparalanması

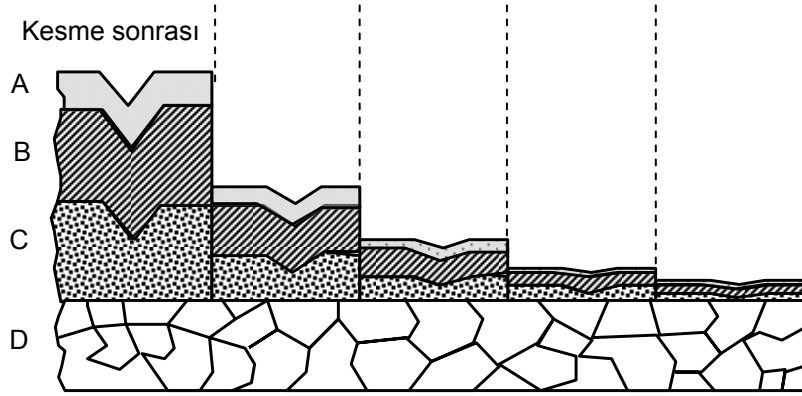
Numunelerin zımparalanması silisyum karbür (SiC) taneleri ve magnetit tozu içeren zımpara kâğıtlarıyla yapıldı. Zımpara kâğıtlarında birim alana düşen tane sayısı (grid) arttıkça mikron cinsinden tane boyutu azalmaktadır. 80–600 gridler kaba, 800–2500 gridler ise ince zımpara olarak sınıflandırılmaktadır.

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 kâğıtları.

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 her bir 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 parlatıcı ile birlikte **Struers Depif** yağlayıcı (lubrikant) kullanıldı. Parlatma sırasında disk dönerken nem azaldıkça, numune yüzeyine parlatıcı çözeltiler yapışabilmekte ve yüzeyde leke oluşturabilmektedir. Disk üzerindeki kumaşın kurumaması için zaman zaman çözeltili veya yağlayıcı ilavesi yapıldı.

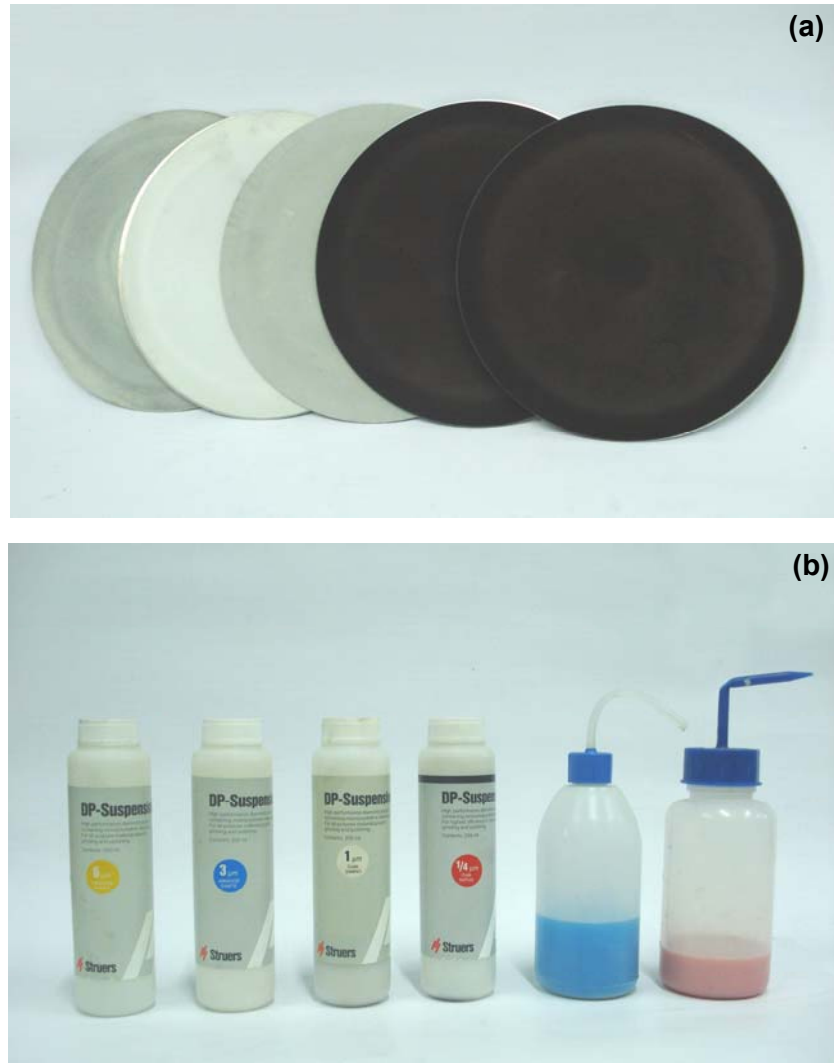


Şekil 3.24. Otomatik parlatma robotu.

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 her bir 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 3.25'te verilmektedir.

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.

Her malzemenin parlatılması birbirinden farklılıklar gösterebilmektedir. Yumuşak malzemenin parlatılması sürecinde malzemenin taneleri parlatılan yüzeye yapışarak yapıyı kapatmaktadır. Dolayısıyla her bir parlatma kademesinde yüzeyde oluşan tabakanın temizlenmesi gerekmektedir. Sert malzemelerde ise parlatma esnasında üzerine oldukça yüksek (50 N) bir kuvvet uygulamak gerekmektedir. Bu çalışmada belirlenen alaşımların hepsi sert malzemelerdir.



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

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 ϕ apında	Struers Depif Mavi renkli
3 μm	Struers Elmas Çözelti Monokristal, Samte	Struers Polifloc3 200 mm ϕ apında	Struers Depif Mavi renkli
1 μm	Struers Elmas Çözelti Monokristal, Samno	Struers Polifloc3 200 mm ϕ apında	Struers Depif Mavi renkli
0.25 μm	Struers Elmas Çözelti Polikristal, Sapuq	Struers Policel2 200 mm ϕ apında	Struers Depif Mavi renkli
0.05 μm	Struers Alümina Çözelti	Struers Policel2 200 mm ϕ apında	Damıtık Su

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 [144]. 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 [144]. Şekil 3.26'da farklı katılaşma şartlarında üretilen numunelerin dağlanmasında kullanılan bazı kimyasal dağlama malzemelerinin fotoğrafları verilmiştir.



Şekil 3.26. Numunelerin dağlanmasında kullanılan bazı dağlama malzemeleri.

Bu çalışmada her bir alaşım sistemleri için metalografi kitaplarından faydalanarak uygun dağlayıcı çözeltileri hazırlandı. Çözelti bileşenlerinin oranları değiştirilerek mikroyapıyı en iyi

ortaya çıkaran dağılayıcılar tespit edildi. Hazırlanan alaşım sistemleri için 5 ml hidroflorik asit + 95 ml su ile hazırlanan çözeltiyle 10–15 saniye kadar dağıldı.

3.2.4. Mikroyapıların Gözlenmesi

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

İlk olarak bütün numunelerin yüzeyi incelenerek oluşan ötektik mikroyapıların fotoğrafları optik mikroskopla farklı büyüklükteki objektiflerle ($\times 2.5$, $\times 5$, $\times 10$, $\times 20$, $\times 50$, $\times 100$ ve $\times 200$) çok sayıda (enine ve boyuna kesitten) çekildi. Ötektik mikroyapı mesafelerinin doğru bir şekilde tayin edilebilmesi için optik mikroskopun büyütme ölçeğinin bilinmesine dolayısıyla da düzeltme çarpanının bilinmesine ihtiyaç vardır. Düzeltme çarpanını hesaplayabilmek için 1 mm'lik bir mikrometre (gratikula) kullanıldı. Mikrometrenin fotoğrafı, mikroyapı fotoğraflarının çekilmiş olduğu objektif ile çekildi. Mikrometrenin ve mikroyapının fotoğrafları **ASUS Dizüstü** bilgisayar bağlantılı **Olympus DP12** tipi dijital kamera monte edilmiş **Olympus BX51** tipi optik ışık mikroskopundan oluşan görüntü sistemi vasıtasıyla çekildi. Görüntü sisteminin fotoğrafı Şekil 3.27'de verilmiştir.

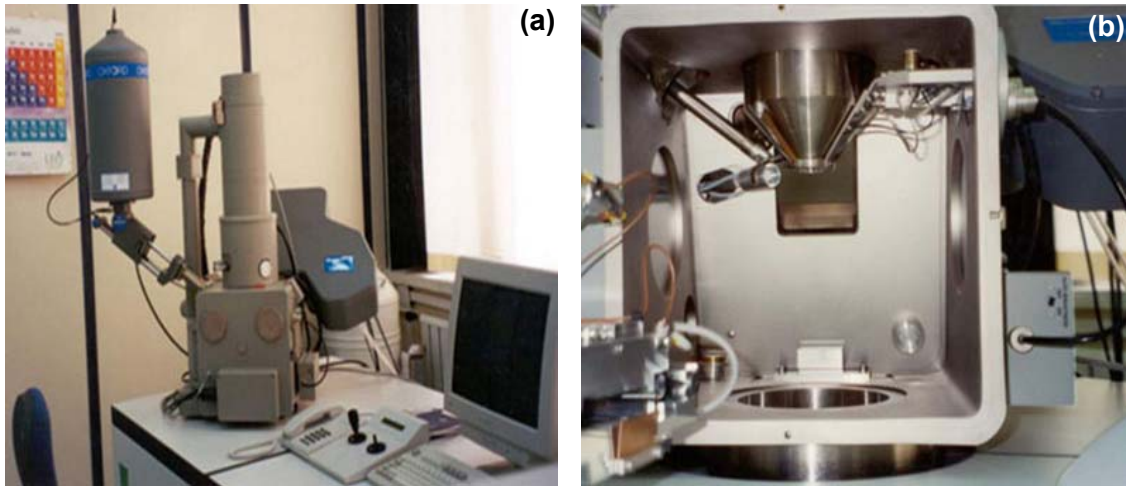


Şekil 3.27. Optik mikroskop ve CCD kameradan oluşan görüntü sistemi.

Herbir numune için mikroyapı fotoğraflarının çekildiği objektifle gratikula fotoğrafları da çekildi. Örneğin Al–Cu–Si–Fe ötektik sisteminde mikroyapı fotoğrafları $\times 20$ 'lik objektif ile çekildiği için gratikulanın fotoğrafları da $\times 20$ 'lik objektif ile çekildi. Görüntü sisteminde kullanılan CCD kameranın x ve y yönündeki çözünürlükleri aynı oranda olduğu için gratikulanın sadece x veya y yönünde fotoğrafları çekilerek herbir objektif için tek bir düzeltme çarpanı hesaplandı. Bu amaçla gratikulanın $\times 20$ 'lik objektif ile çekilen fotoğrafı **Adobe Photoshop CS2** programında açıldı. Bu fotoğraf üzerinde gerçekte 100 μm olan mesafenin 100 mm geldiği ölçüldü. Basit bir orantı kurularak düzeltme çarpanı 0.0001 olarak hesaplandı. Düzeltme çarpanı bilgisayarda okunan ötektik mesafe değeri ile çarpıldığında gerçek değer μm cinsinden çıkmalıdır. Bu yüzden orantı, fotoğraf üzerinde 100 mm mesafe gerçekte 100 μm olursa 1 mm kaç μm olur şeklinde kurulmuştur.

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 $\times(5\text{--}300\ 000)$ 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.

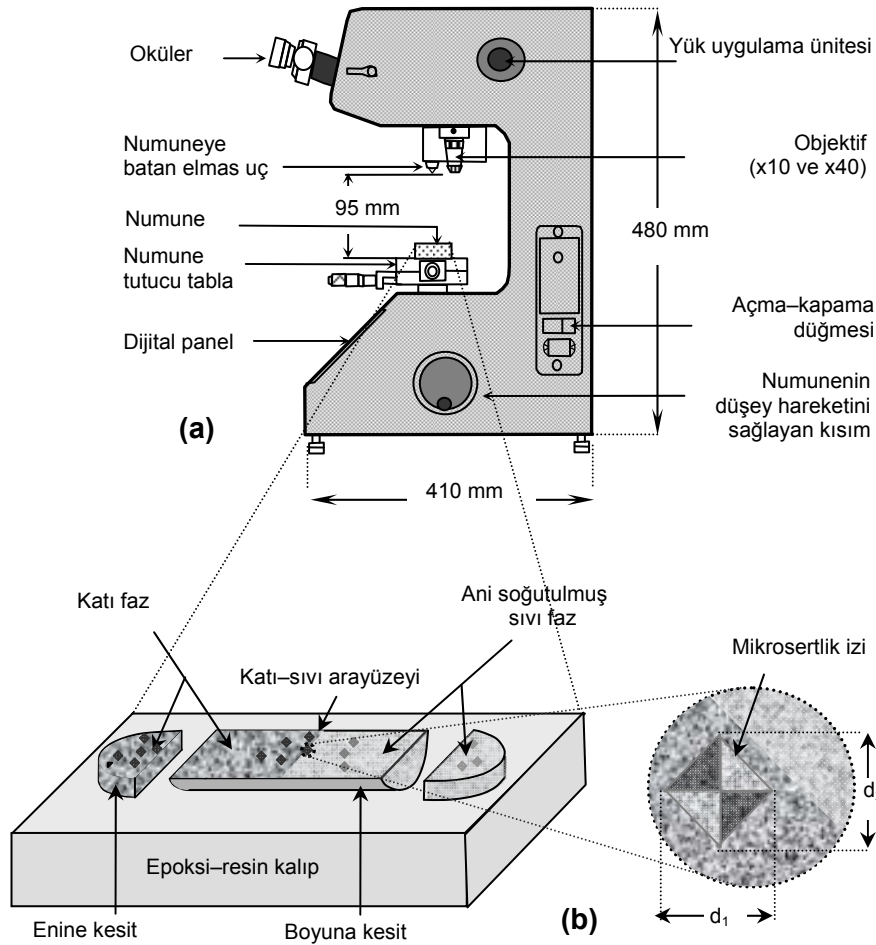


Şekil 3.28. Taramalı elektron mikroskobunun (*SEM*) fotoğrafı
(a) Dıştan görünüş, (b) İçten görünüş.

3.3. Mikrosertlik Değerlerinin Ölçülmesi

Numunelerin mikroyapı fotoğrafları optik görüntü sistemi ve *SEM* mikroskobuyla çekildikten sonra mikrosertlik ölçümlerine geçildi. Mikrosertlik ölçümlerinde, şematik yapısı Şekil 3.29'da verilen **Future Tech FM-700** model dijital mikrosertlik ölçüm cihazı kullanılmıştır. Bu cihaz 10 g, 25 g, 50 g, 100 g, 200 g, 300 g, 500 g ve 1000 g'lık yük uygulayabilen, %5 hassasiyette ölçüm alabilen ve elektronik olarak mikrosertlik değerini kendisi hesaplayabilen bir cihazdır. Kendi üzerinde fotoğraf çekme ünitesi olup $\times 200$, $\times 500$ ve $\times 1000$ büyütme değerlerindeki objektiflerle fotoğraf çekebilme özelliklerine sahiptir.

Beş farklı katılaştırma hızında katılaştırılan numuneler sırasıyla ölçüm cihazına bağlanarak, her bir numunenin enine kesitinden ve boyuna kesitinin katı-sıvı arayüzeyine yakın katı kesitinden 8–12 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.

3.4. Çekme–Dayanım Değerlerinin Ölçülmesi

Beş farklı 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.

Farklı katılaştırma hızlarında hazırlanan 4 mm çaplı ve en az 50 mm uzunluğundaki kontrollü katılaştırılmış numuneler **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.

3.5. Elektriksel Özdirenç Değerlerinin Ölçülmesi

Hazırlanan ötektik kompozisyondaki 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 3.30).

Ölçümlerde gümüş tellerin çubuk şekilli numunelere doğrudan teması (kontak) sağlandı. Ölçümler, her bir numune için oda sıcaklığında 0.1 s’de bir olmak üzere 100 defa ölçüm alınarak yapıldı. Elde edilen ölçüm sonuçları grafiklerle ve tablolarla 4. Bölüm’de verilmiştir.



Şekil 3.30. Elektriksel iletkenlik ölçümünde kullanılan düzenek fotoğrafı.

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

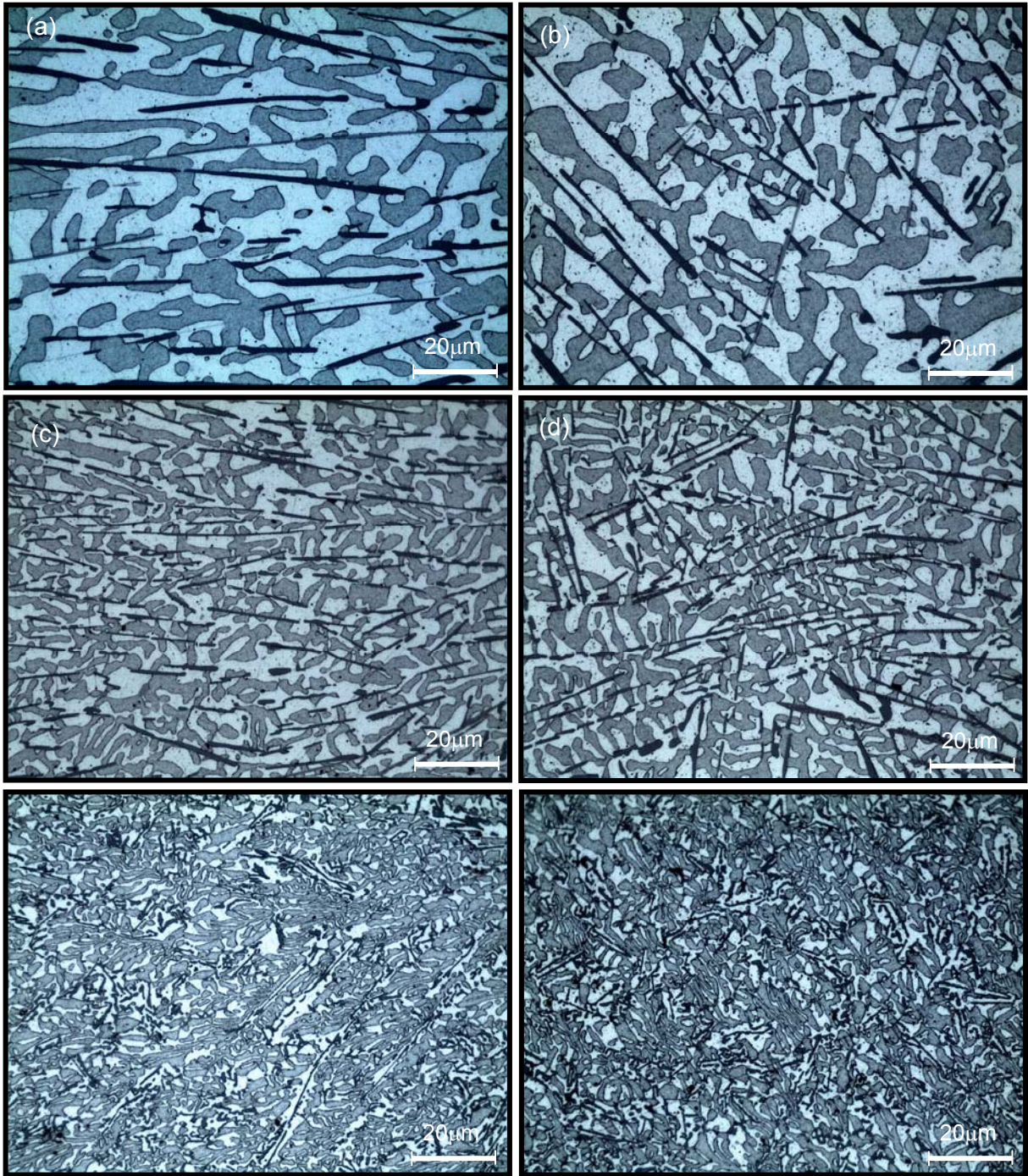
Bu bölümde ötektik Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe alaşımı ve ötektik alaşıma farklı oranlarda Si ve Fe ilave edilerek oluşturulan Al-26Cu-xSi-yFe [$x=6.5$; $y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5$ ve $y=0.5$; $x=6.5, 8, 10, 12, 14$ (ağ.)] bileşimlerindeki alaşım sistemleri için yapılan kontrollü katılaştırma deneylerinden elde edilen mikroyapılardan ötektik mesafe (lameller, levhalar ve çubuklar arası mesafeler) ölçümleri yapılmıştır. Katılaştırma hızının ve bileşimin malzemelerin mikroyapı, mekanik özelliklerden sertlik, çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç üzerine etkileri araştırılıp aralarındaki bağıntılar belirlenmiştir. Ayrıca deneysel çalışmalar neticesinde elde edilen sonuçlar literatürdeki benzer deneysel çalışmalarla kıyaslanmıştır.

4.1. Gözlenen Mikroyapılar

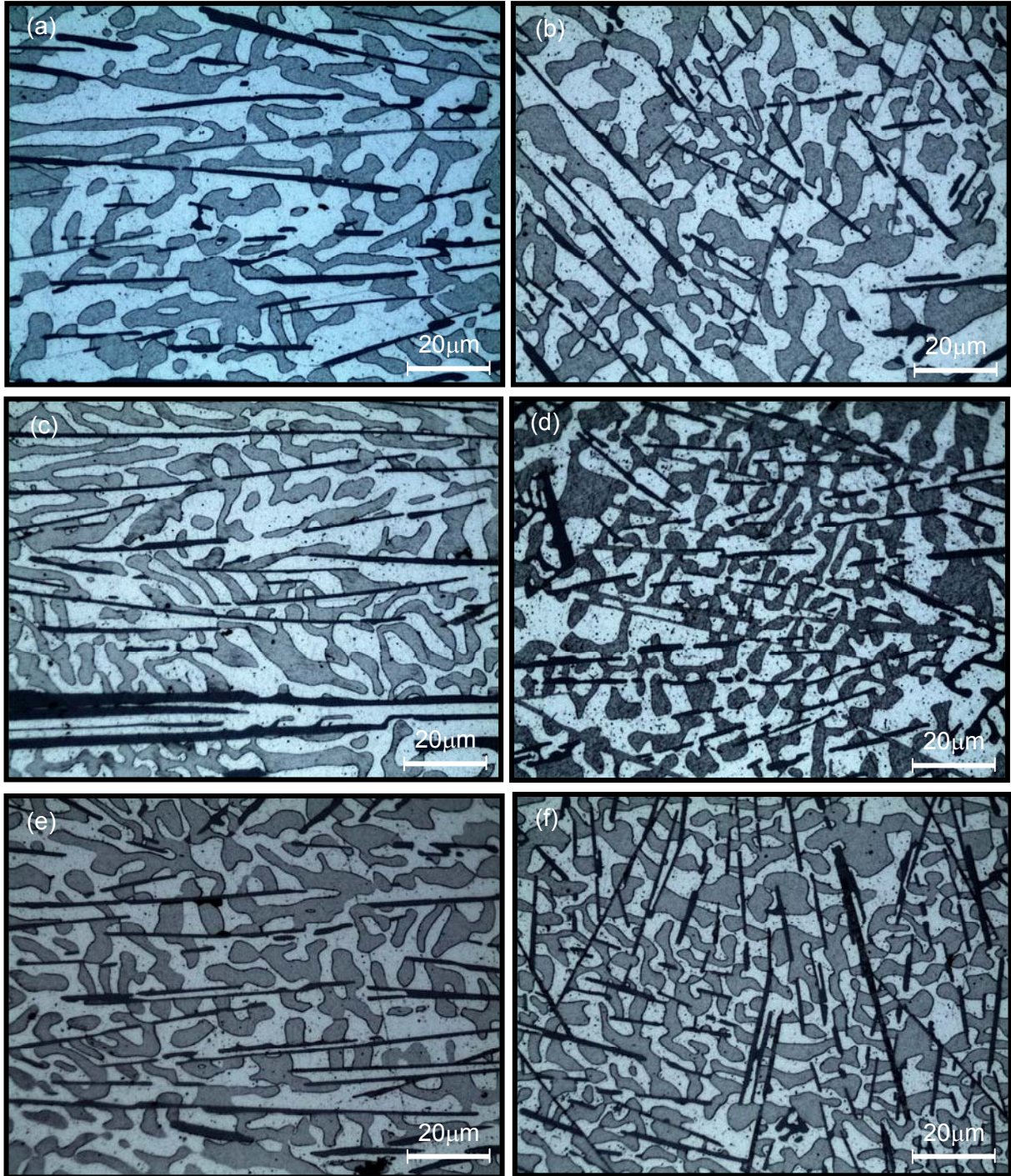
Kontrollü katılaştırma fırınında farklı katılaştırma parametrelerinde üretilen her bir numunenin hem optik hem de *SEM* fotoğrafları farklı büyütme oranlarında çok sayıda çekilmiştir. Bu kapsamda; sabit sıcaklık gradyenti farklı katılaştırma hızlarında ve farklı bileşenlerde kontrollü katılaştırılmış ötektik Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe alaşımı ve ötektik alaşıma farklı oranlarda Si ve Fe ilave edilerek oluşturulan Al-26Cu-xSi-yFe [$x=6.5$; $y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5$ ve $y=0.5$; $x=6.5, 8, 10, 12, 14$ (ağ.)] (Tablo 4.1) alaşım sistemlerinin optik ve *SEM* mikroskoplarıyla çekilen mikroyapı fotoğraflarından bazıları Şekil 4.1–9’da verilmiştir.

Tablo 4.1. Proje kapsamında çalışılan alaşımlar ve ağırlıkça oranları.

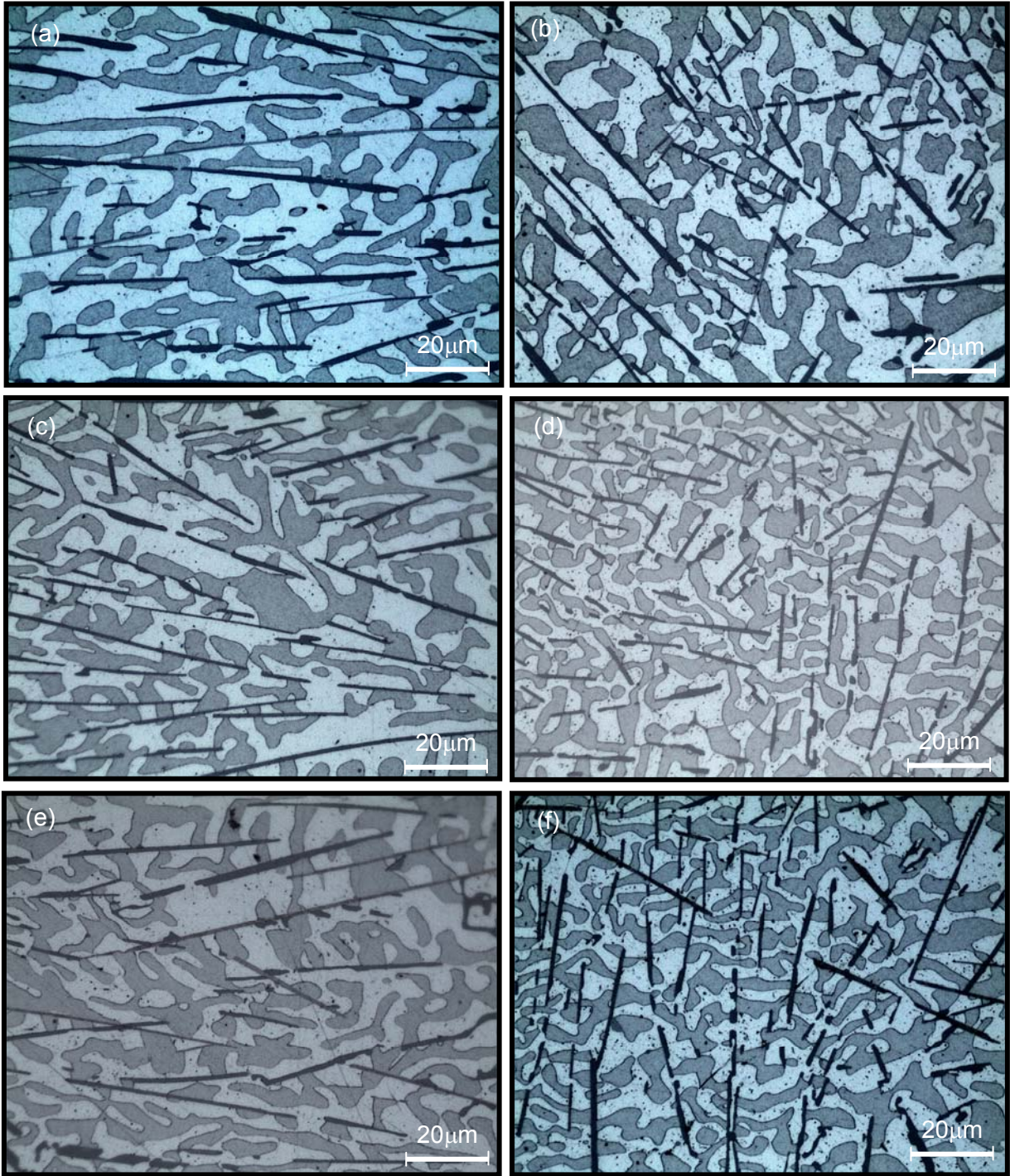
	Al	Cu	Si	Fe
Alaşım	%(ağ.)	%(ağ.)	%(ağ.)	%(ağ.)
Alaşım 1 (Ötektik)	67	26	6.5	0.5
Alaşım 2	66.5	26	6.5	1
Alaşım 3	66	26	6.5	1.5
Alaşım 4	65.5	26	6.5	2
Alaşım 5	65	26	6.5	2.5
Alaşım 6	65.5	26	8	0.5
Alaşım 7	63.5	26	10	0.5
Alaşım 8	61.5	26	12	0.5
Alaşım 9	59.5	26	14	0.5



Şekil 4.1. Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımı için sabit sıcaklık gradyenti ($G=8.50 \text{ K/mm}$) farklı katılaştırma hızlarında ($V=8.25\text{-}164.80 \mu\text{m/s}$) oluşan mikroyapıların bazı optik fotoğrafları (a) Boyuna kesit (b) Enine kesit ($V=8.25 \mu\text{m/s}$), (c) Boyuna kesit (d) Enine kesit ($V=41.65 \mu\text{m/s}$), (e) Boyuna kesit (f) Enine kesit ($V=164.80 \mu\text{m/s}$).



Şekil 4.2. Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-yFe alaşımları için sabit sıcaklık gradyenti ($G=8.50$ K/mm) sabit katılaştırma hızında ($V=8.25$ $\mu\text{m/s}$) oluşan mikroyapıların bazı optik fotoğrafları (a) Boyuna kesit (b) Enine kesit ($y=0.5$), (c) Boyuna kesit (d) Enine kesit ($y=1.5$), (e) Boyuna kesit (f) Enine kesit ($y=2.5$).



Şekil 4.3. Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-xSi-0.5Fe alaşım sistemleri için sabit sıcaklık gradyenti ($G=8.50$ K/mm) sabit katılaştırma hızında ($V=8.25$ $\mu\text{m/s}$) oluşan mikroyapıların bazı optik fotoğrafları (a) Boyuna kesit (b) Enine kesit ($x=6.5$), (c) Boyuna kesit (d) Enine kesit ($x=10$), (e) Boyuna kesit (f) Enine kesit ($x=14$).

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 alaşımlarda belirginleşen her bir fazın nokta bileşim analizleri yapılmıştır. İncelenen faz diyagramları, literatürdeki benzer çalışmalar ve bu proje kapsamında yapılan analizler sonucunda ve Şekil 4.1-3'te verilen mikroyapı fotoğraflarında $Al-26Cu-xSi-yFe$ alaşımları için ana (matrix) faz üzerinde beyaz lamelsel, siyah fleyk (flake) ve gri fleyk (flake) fazlar olmak üzere dört farklı fazın büyüdüğü gözlenmiştir. Şekil 4.4'te gösterildiği gibi bu fazların;

- **Ana (matrix) fazın; Al fazı,**
- **Beyaz lamelsel fazın; Al_2Cu intermetalik fazı,**
- **Siyah flake fazın; Si fazı,**
- **Gri flake fazın; $AlCuFe$ intermetalik fazı**

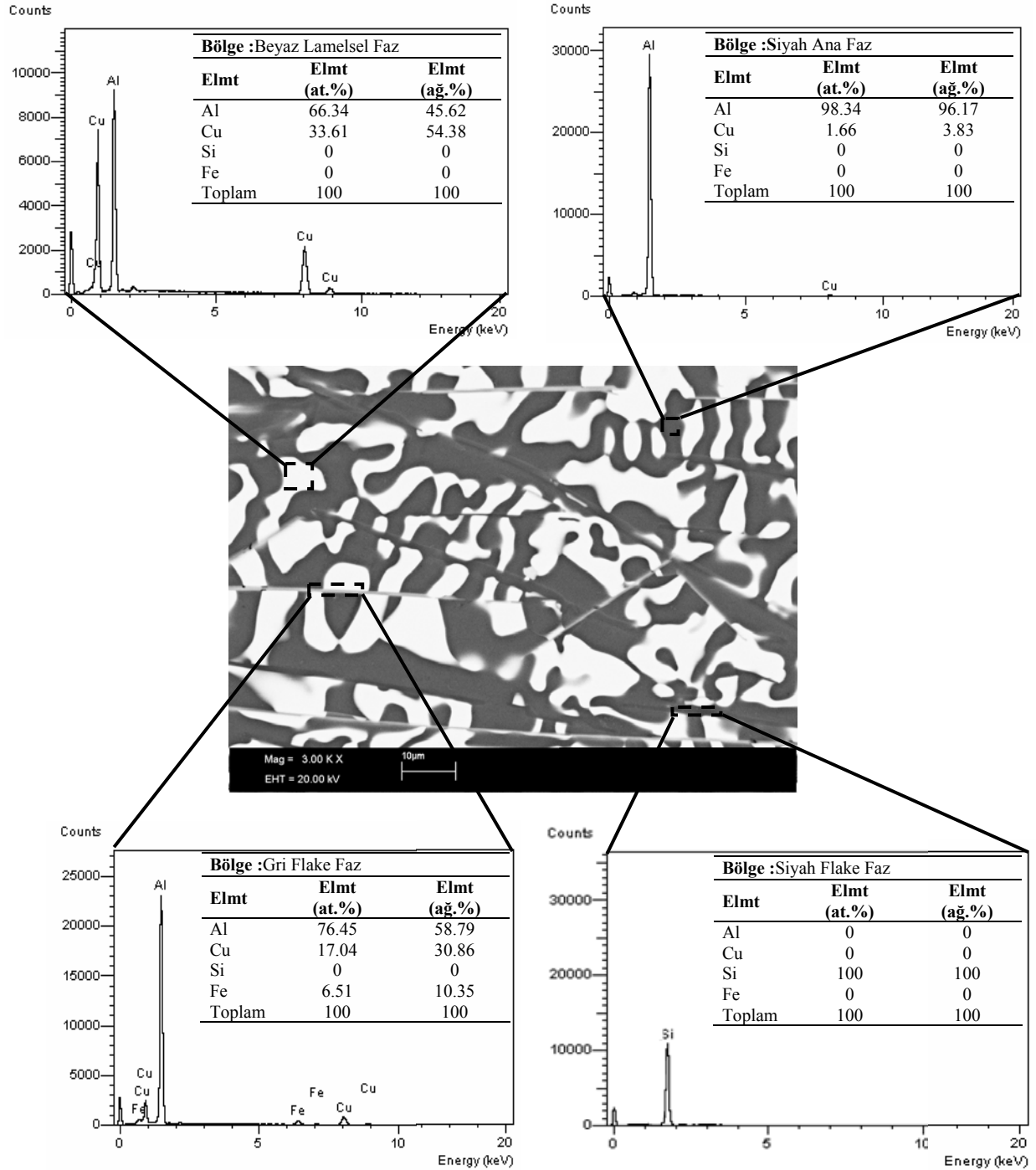
olduğu belirlenmiştir.

4.3. Ötektik Mesafelerin Ölçülmesi

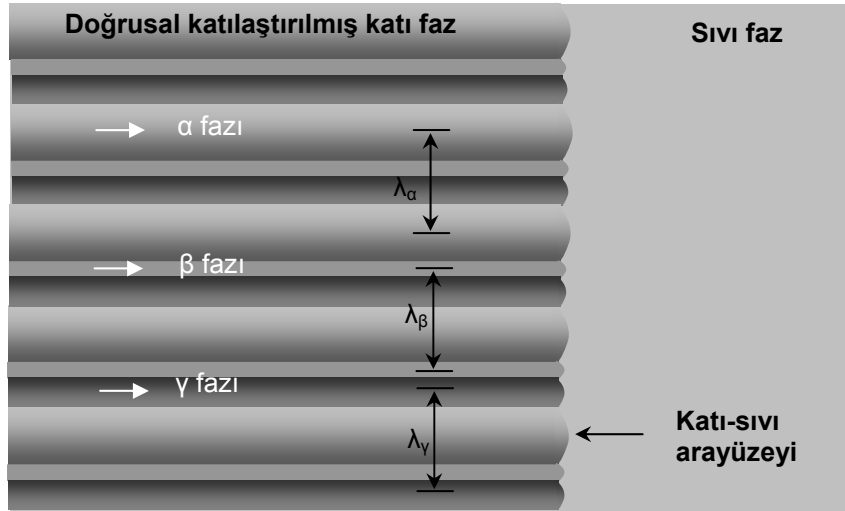
Üçlü ve daha fazla bileşene sahip alaşımlarda ötektik mikroyapılar α , β ve γ fazlarından oluşmaktadır. Fakat bazı durumlarda iki-üç intermetalik fazda oluşabildiği görülmektedir. Ayrıca ötektik alaşımın katılaştırılması neticesinde lamelsel büyümenin yanı sıra lifli veya çubuksal yapılarda oluşabilmektedir [95]. Ötektik mesafe λ_E , Şekil 4.5'te verildiği gibi en yakın $\alpha-\alpha$, $\beta-\beta$ veya $\gamma-\gamma$ fazlarının merkezleri arasındaki uzaklıktır. Başka bir ifadeyle ötektik mesafe λ_E , α , β ve γ fazlarının toplam genişliğidir. Fakat katılaştırma neticesinde fazların dizilim periyodu her zaman sıralı düzenli olmayabilir. Bu nedenle düzenli simetriye sahip olmayan mikroyapılarda ötektik mesafe olarak sadece α , β ve γ fazları arasındaki mesafeler (λ_α , λ_β , λ_γ) ölçülebilmektedir.

Ötektik mesafe ölçümlerinin daha hassas yapılabilmesi amacıyla ötektik sistemlere ait mikroyapıların fotoğrafları mikroskopta büyük objektiflerle çekildi. Numunelerin mikroyapılarının çekildiği objektifler numune ebatlarını farklı oranlarda büyütürken görüntülediği için, her bir objektifin düzeltme çarpanı hesaplandı ve **Adobe Photoshop CS2** programı yardımıyla ölçülen mikroyapı değerleri ile çarpılarak gerçek ötektik mikroyapı değerleri tespit edildi. Ötektik mesafe ölçümlerinde her bir numunenin hem enine hemde boyuna kesitinden ayrı ayrı ölçümler alındı. Bu çalışmada daha güvenilir olduğu için

numunelerin enine kesitlerinden alınan ölçümler değerlendirildi. Ayrıca sonuçların güvenilirliğini daha da artırmak amacıyla farklı katılaştırma parametrelerinde üretilen her bir numune üzerinden çok sayıda (herbir numune için yaklaşık 30) ölçüm alınarak ortalama değerler hesaplandı.



Şekil 4.4. Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaışımının kimyasal bileşim analizi (EDX).

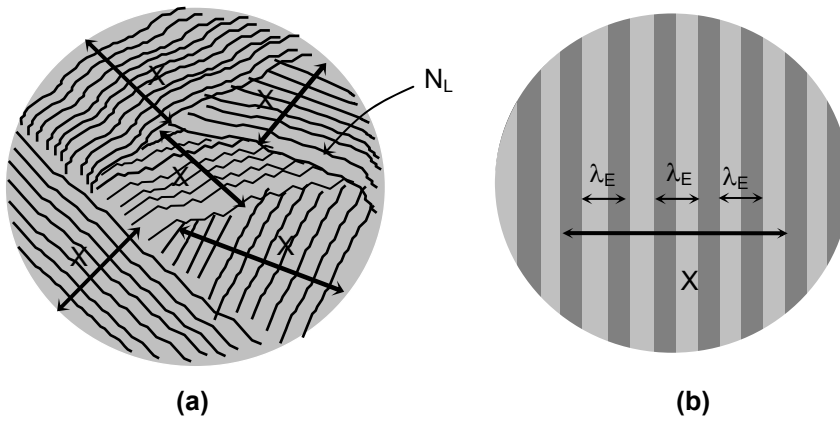


Şekil 4.5. Ötektik mikroyapılar arası mesafelerin gösterimi (boyuna kesit).

Ötektik mesafelerin ölçümünde Şekil 4.6'da gösterildiği gibi kesişim (intercept) metodu [145] kullanıldı. Ötektik mesafeler,

$$\lambda_E = \frac{X}{N_L - 1} \quad (4.1)$$

ifadesi ile hesaplandı. Burada X, lamellerin toplam genişliği, N_L ise toplam lamel sayısıdır.



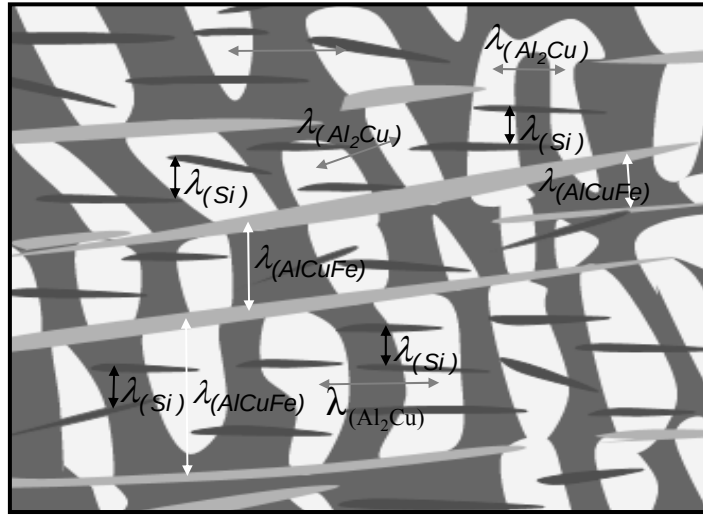
Şekil 4.6. Düzenli ötektiklerde lamelsel mesafelerin ölçümü

(a) Geniş bölge görüntüsü (enine kesit),
(b) Dar bölge görüntüsü (enine kesit).

4.3.1. Al-26Cu-xSi-yFe Alaşımlarında Mikroyapı Ölçümleri

Al-26.5Cu-xSi-yFe alaşımlarında doğrusal katılaştırıldığında ana (matrix) faz üzerinde beyaz lamelsel, siyah ve gri fleyk faz olmak üzere dört farklı fazın büyüdüğü gözlenmiştir.

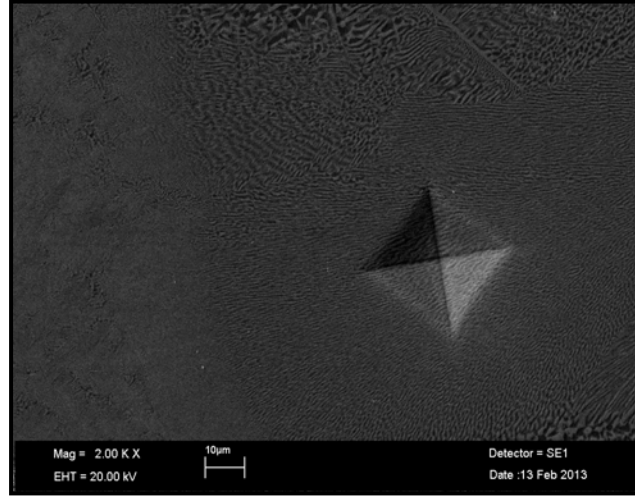
Burada $\lambda_{(Al_2Cu)}$: Al_2Cu intermetalik fazları arası mesafeleri, $\lambda_{(AlCuFe)}$: $AlCuFe$ fazları arası mesafeleri ve $\lambda_{(Si)}$: Si fazları arası mesafeleri ifade etmektedir. Fazlar içinde ayrı ayrı bir düzen oluşması nedeniyle numunelerin enine kesitinden ayrı ayrı mesafe ölçümleri alınarak değerlendirme yapılmıştır. Fakat $\lambda_{(AlCuFe)}$ intermetalik fazının çok az ve düzensiz oluşması nedeniyle yeterli sayıda ölçüm alınamadığı için değerlendirmeye alınmamıştır. Şekil 4.7'de $Al-Cu-xSi-yFe$ alaşım sistemleri için ötektik mesafelerin şematik gösterimi verilmiştir.



Şekil 4.7. $Al-26.5Cu-xSi-yFe$ alaşım sistemleri için ötektik mesafelerin şematik gösterimi

4.4. 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 katı-sıvı arayüzeyinin katı bölgelerinden ve katılaştırılan bölgenin enine kesitinden mikrosertlik değerleri, kg/mm^2 cinsinden ölçülmüştür. Ölçülen mikrosertlik değerleri değişen katılaştırma hızı ve ötektik mesafe değerlerine göre ayrı ayrı incelenmiştir. İstatistiksel güvenilirliği artırmak için her bir kesit üzerinde en az 10 ölçüm alınarak ortalamaları hesaplanmıştır. Şekil 4.8'de doğrusal katılaştırılmış $Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe$ alaşım sisteminde enine kesitten alınan mikrosertlik ölçümleri esnasında sertlik ölçüm cihazının numunelerde oluşturduğu izleri gösteren örnek SEM fotoğrafı verilmektedir.



Şekil 4.8. Doğrusal katılaştırılmış Al–26Cu–6.5Si–0.5Fe alaşımında sertlik iz fotoğrafı.

4.5. Doğrusal Katılaştırılmış Alaşımların Çekme–Dayanım Değerlerinin Ölçülmesi

Kontrollü olarak doğrusal katılaştırılan numunelerin mikroyapı ölçümleri 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 cihazına 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 katılaştırma hızı ve bileşime göre ayrı ayrı incelenmiştir.

4.6. 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 katılaştırma hızı ve bileşime göre ayrı ayrı incelenmiştir.

4.7. Katılaştırma Parametrelerine Bağlı Olarak Ötektik Mesafe, Mikrosertlik, Çekme–Dayanım ve Elektriksel Özdirenç Değerlerinin İncelenmesi

Aşağıda sırasıyla ötektik Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe alaşımı için farklı katılaştırma hızlarında büyütülen numunelerin, daha sonra ise Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımına farklı oranlarda Si ve Fe ilave edilerek üretilen Al-26Cu-xSi-yFe [$x=6.5$; $y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5$ ve

$y=0.5$; $x=6.5, 8, 10, 12, 14$ (ağ.)) alaşım sistemleri için sabit katılaştırma hızlarında büyütülen numunelerin ötektik mesafelerinin, mikrosertlik, çekme–dayanım ve öz direnç değerlerinin değişimlerinin logaritmik grafikleri verilmiştir. Bu deneysel verilerden yararlanarak elde edilen sonuçlar yorumlanmış ve aralarındaki bağıntılar, lineer regrasyon analizi (EK 1) ile tespit edilmiştir. Ayrıca mikrosertlik, çekme–dayanım değerleri için Bölüm 2’de de anlatıldığı gibi Hall–Petch tipi bağıntıları da elde edilmiştir.

a) Al–Cu–Si–Fe Ötektik Alaşımının İncelenmesi:

Al–26Cu–6.5Si–0.5Fe ötektik alaşımının doğrusal katılaştırılması sonucunda beyaz lamelsel, siyah ve gri flake fazların ötektik büyüdüğü gözlenmiştir. Tablo 4.2’de Al–26Cu–6.5Si–0.5Fe ötektik alaşım sistemi için sabit sıcaklık gradyentinde, farklı katılaştırma hızlarında üretilen numunelerden ölçülen ötektik mesafeler, mikrosertlik, çekme–dayanım ve elektriksel öz direnç değerleri verilmiştir. Al–26Cu–6.5Si–0.5Fe ötektik alaşım sistemi için elde edilen verilerle lineer regrasyon yöntemiyle tespit edilen parametreler arası bağıntılar ise Şekil 4.9–14’te verilmiştir.

Şekil 4.9 incelendiğinde katılaştırma hızı arttıkça ötektik mesafe değerinin azaldığı görülmektedir. Şekil 4.9’den da görüldüğü gibi alınan ölçümler incelendiğinde sabit sıcaklık gradyentinde katılaştırma hızı arttıkça λ_E ($\lambda_{(Al_2Cu)}$ ve $\lambda_{(Si)}$), 0.50 ve 0.55 üstel değerleriyle azalmaktadırlar.

Al–26Cu–6.5Si–0.5Fe ötektik alaşım sisteminde farklı katılaştırma hızlarına bağlı olarak üretilen numunelere ait ölçülen mikrosertlik değerleri Şekil 4.10’da verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan katılaştırma hızına bağlı olarak 0.06 üstel değerleri ile artmaktadır.

Bazı araştırmacılar sertlik ve çekme–dayanım değerlerini ifade ederken Hall–Petch [98,99] denklemlerini kullanmaktadırlar. Hall–Petch [98,99] denklemlerinde katılaştırma hızı ve ötektik mesafelere göre üsteller sabit olup katsayılar değişmektedirler. Bu bağıntıyı kullanan araştırmacılarla elde ettiğimiz değerleri kıyaslayabilmek için bu çalışmada lineer regrasyon yöntemiyle tespit edilen parametreler arası bağıntılar yanında sertlik ve çekme–dayanım değerleri için Hall–Petch [98,99] şeklinde de bağıntılar elde edilmiştir. Bu kapsamda mikrosertlik değerleri için, katılaştırma hızı sıfıra giderken alaşımın teorik olarak alacağı mikrosertlik değeri olarak tanımlanan H_0 değerleri kıyaslanacaktır. Şekil 4.11’de verilen grafik incelendiğinde artan katılaştırma hızına bağlı olarak teorik mikrosertlik değeri 147.33 kg/mm^2 olarak elde edilmiştir.

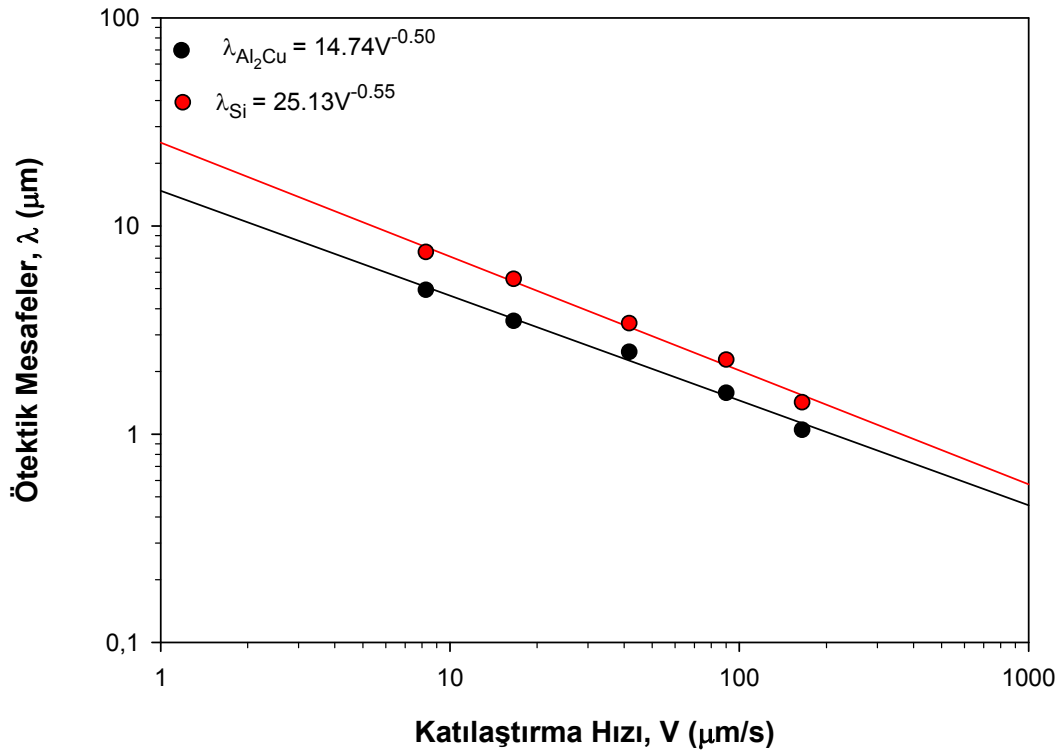
Tablo 4.2. Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe alaşım sistemleri için elde edilen ötektik mesafeler, mikrosertlik, çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri.

Alaşım (% ağ.)	Katılaştırma Parametreleri		tektik Mesafeler		Mikrosertlik	ekme-Dayanım	Elektriksel zdiren
	G (K/mm)	V (μm/s)	$\lambda_{(Al_2Cu)}$ (μm)	$\lambda_{(Si)}$ (μm)			
Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe	8.50	8.25	4.93	7.50	178.78	79.35	9.35
		16.60	3.50	5.57	184.60	84.00	10.23
		41.65	2.49	3.41	200.72	87.00	10.51
		90.05	1.58	2.28	205.50	91.00	11.05
		164.80	1.05	1.42	214.98	96.63	12.48

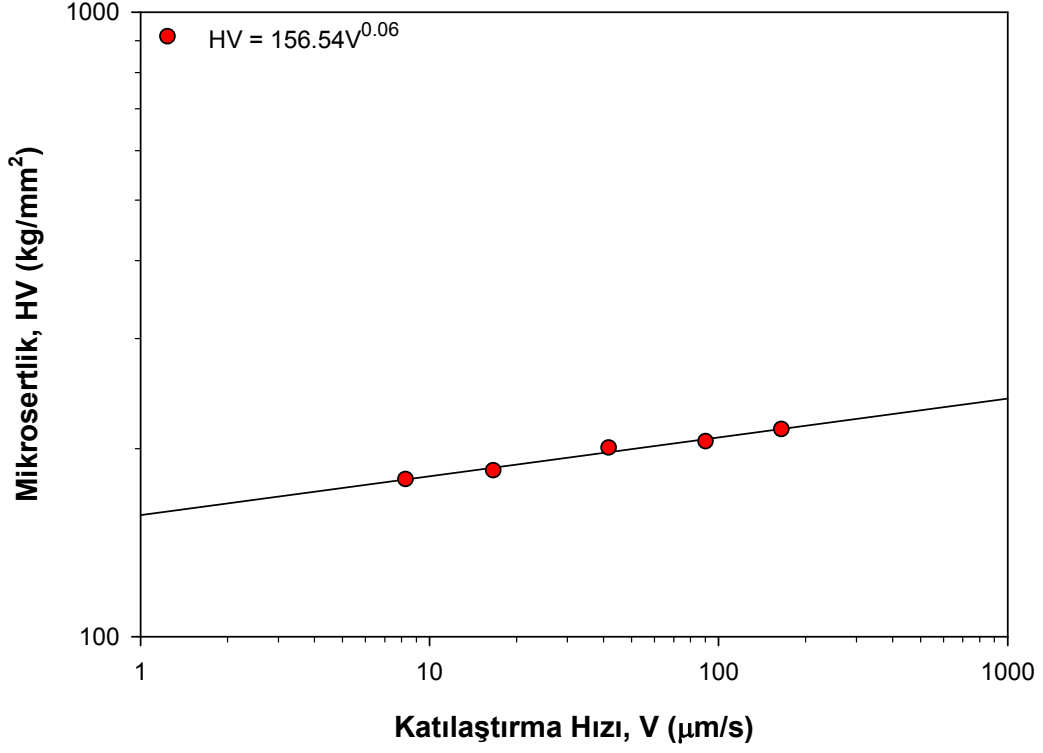
Al–26Cu–6.5Si–0.5Fe ötektik alaşım sisteminde farklı katılaştırma hızlarına bağlı olarak üretilen numunelere ait ölçülen çekme–dayanım değerleri Şekil 4.12’de verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan katılaştırma hızına bağlı olarak 0.06 üstel değeri ile artmaktadır.

Şekil 4.13’te verilen grafik incelendiğinde artan katılaştırma hızına bağlı olarak teorik çekme–dayanım değeri 65.56 N/mm² olarak elde edilmiştir.

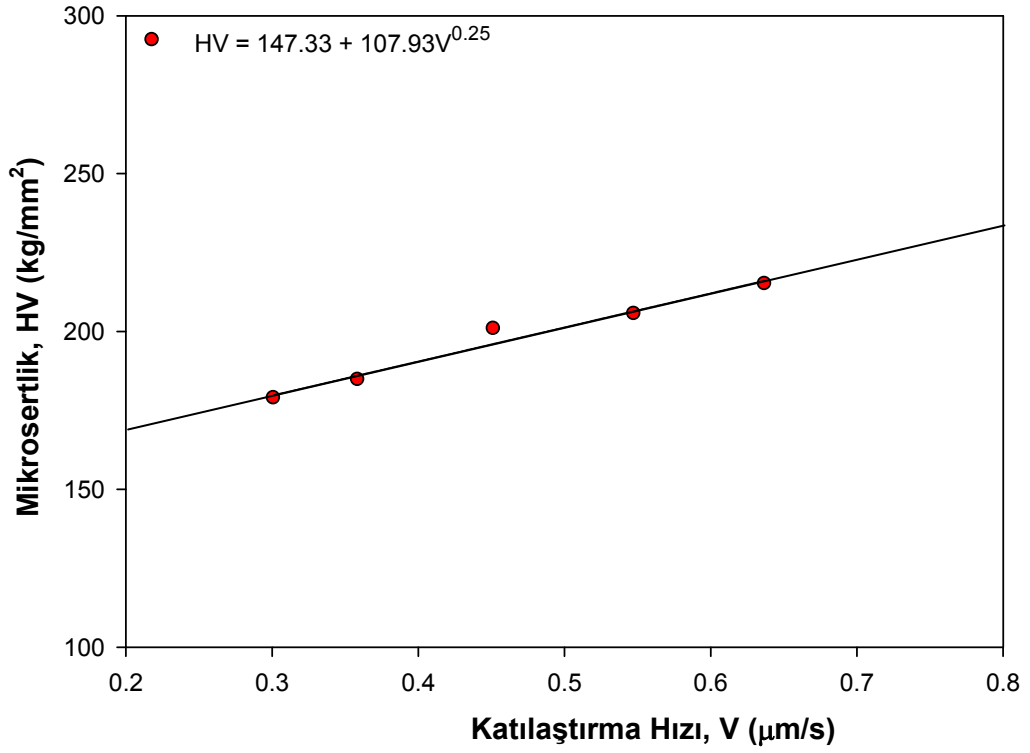
Al–26Cu–6.5Si–0.5Fe ötektik alaşım sisteminde farklı katılaştırma hızlarına bağlı olarak üretilen numunelere ait ölçülen elektriksel öz direnç değerleri Şekil 4.14’te verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan katılaştırma hızına bağlı olarak 0.08 üstel değeri ile artmaktadır.



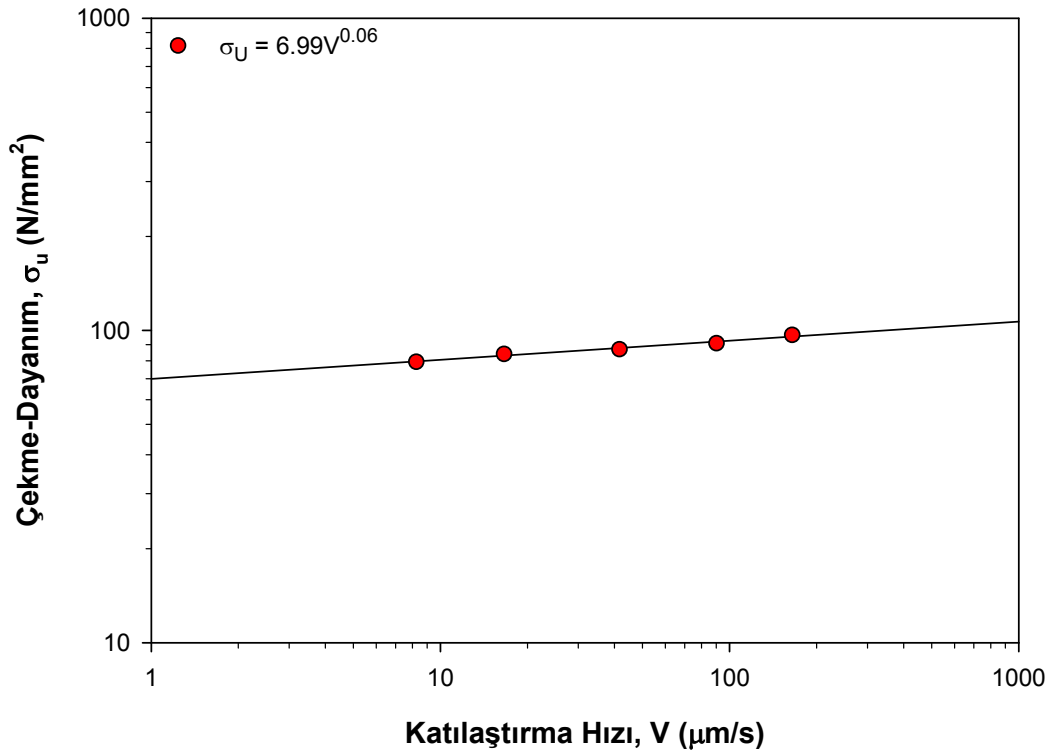
Şekil 4.9. Doğrusal katılaştırılmış Al–26Cu–6.5Si–0.5Fe ötektik alaşımı için ötektik mesafelerin katılaştırma hızı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.



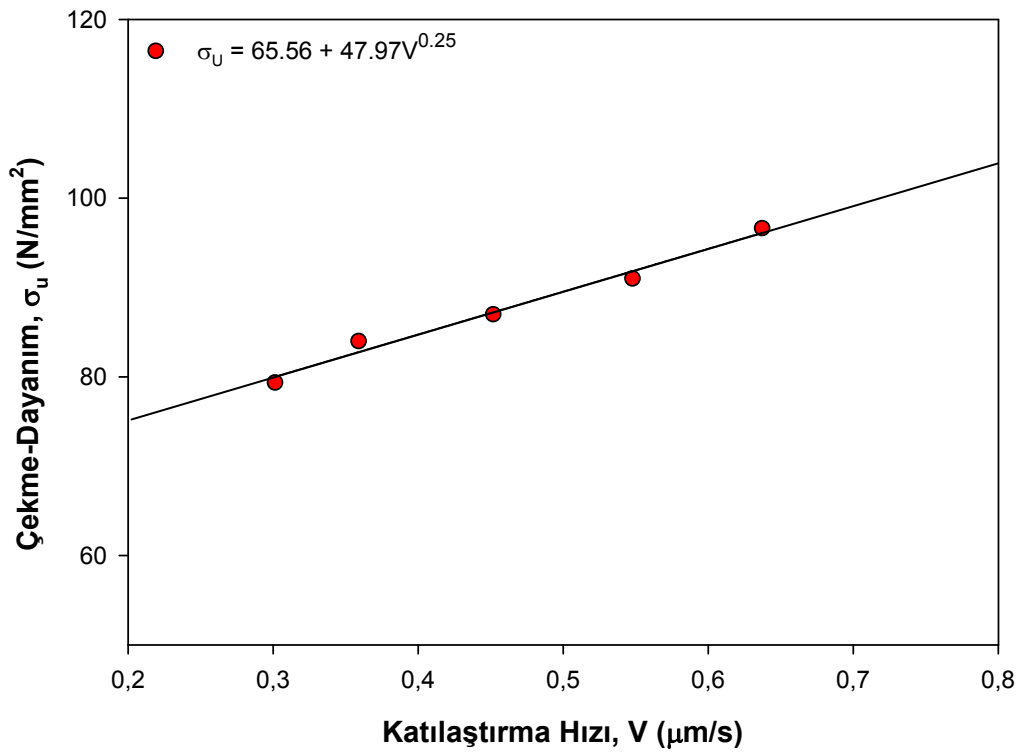
Şekil 4.10. Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımı için mikrosertlik değerlerinin katılaştırma hızı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.



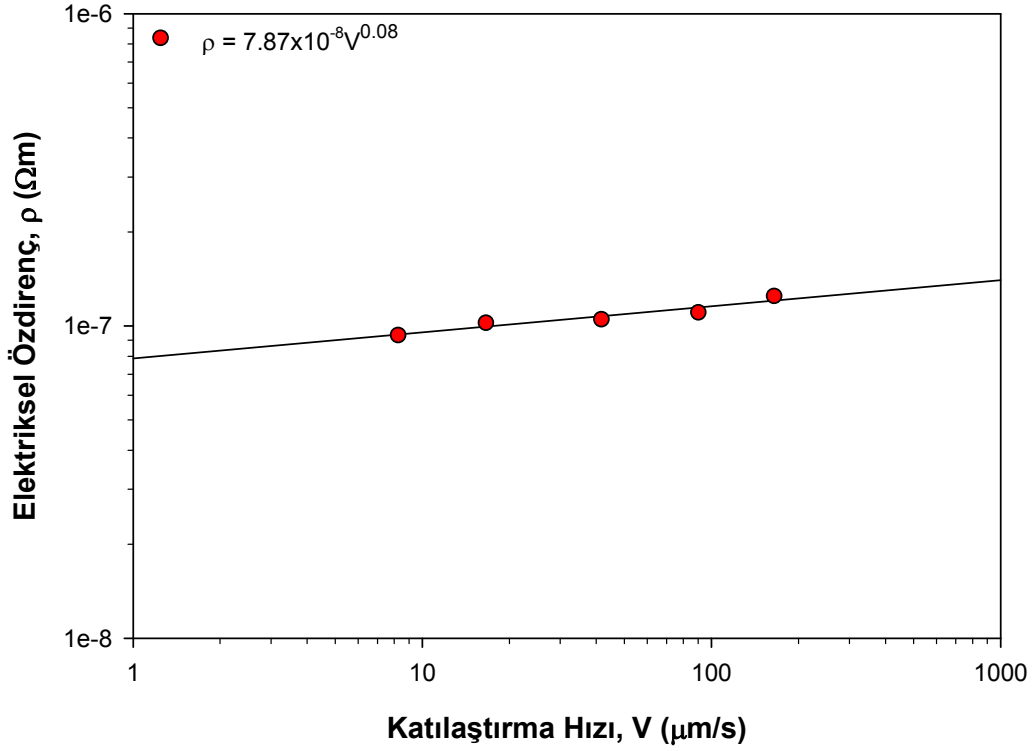
Şekil 4.11. Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımı için mikrosertlik değerlerinin katılaştırma hızı ile değişimi ve Hall-Petch tipi bağıntısı.



Şekil 4.12. Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımı için çekme-dayanım değerlerinin katılaştırma hızı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.



Şekil 4.13. Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımı için çekme-dayanım değerlerinin katılaştırma hızı ile değişimi ve Hall-Petch tipi bağıntısı.



Şekil 4.14. Doğrusal katılaştırılmış Al–26Cu–6.5Si–0.5Fe ötektik alaşımı için elektriksel özdirenç değerlerinin katılaştırma hızı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.

Bu çalışmadaki Al–26Cu–6.5Si–0.5Fe alaşımı için yapılan deneyler ve analizler sonucunda katılaştırma hızının 20 kat artmasıyla $\lambda_{(Al_2Cu)}$ ötektik mesafeleri %21, $\lambda_{(Si)}$ ötektik mesafeleri %19 oranlarında azalmaktadır. Bu karşın sertlik değerleri %20, çekme–dayanım değerleri %22, elektriksel özdirenç değerlerinin %33 oranında arttığı gözlenmiştir.

b) Al–26Cu–6.5Si–yFe Alaşım Sistemlerinin İncelenmesi:

Al–26Cu–6.5Si–yFe [y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5 (ağ.)] alaşım sistemlerinin doğrusal katılaştırılması sonucunda ötektik bileşimde olduğu gibi ana faz üzerinde beyaz lamelsel, siyah ve gri flake fazların büyüdüğü gözlenmiştir. Tablo 4.3'te Al–26Cu–6.5Si–yFe [y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5 (ağ.)] alaşım sistemleri için sabit sıcaklık gradyentinde, sabit katılaştırma hızında ve farklı kompozisyonlarda üretilen numunelerden ölçülen mikrosertlik, çekme–dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri verilmiştir. Al–26Cu–6.5Si–yFe [y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5 (ağ.)] alaşım sistemleri için elde edilen verilerle lineer regrasyon yöntemiyle tespit edilen parametreler arası bağıntılar ise Şekil 4.15–17'de verilmiştir.

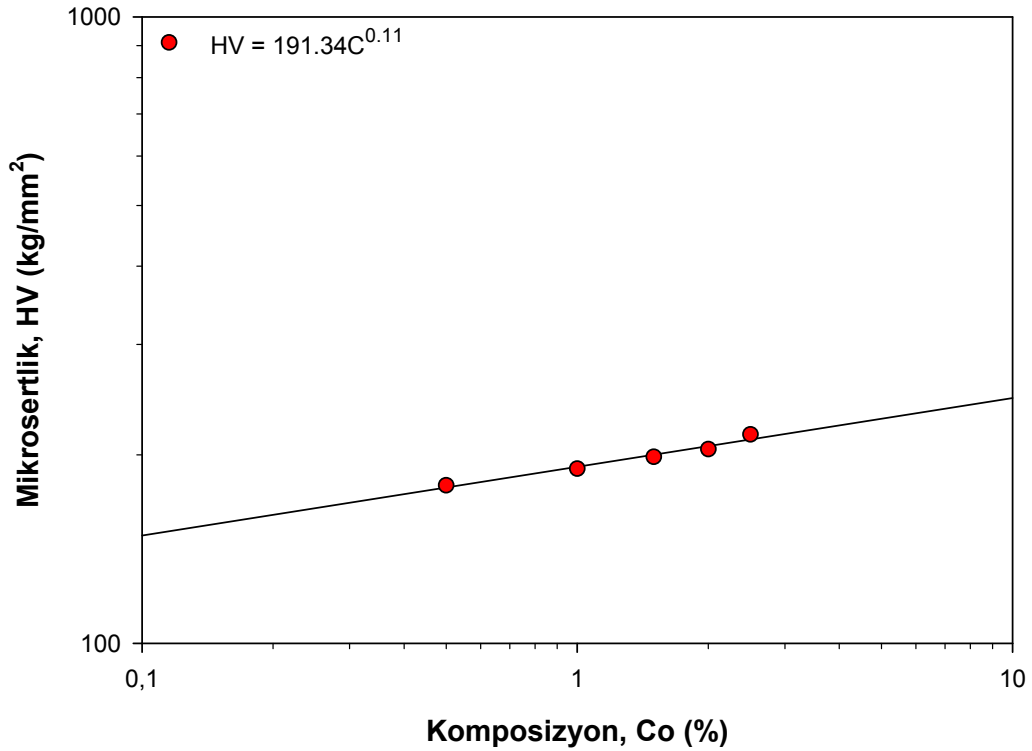
Tablo 4.3. Al-26Cu-6.5Si-yFe alaşım sistemleri için elde edilen mikrosertlik, çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri.

Alaşım (% ağ.)	Katılaştırma Parametreleri		Mikrosertlik	ekme-Dayanım	Elektriksel zdiren
	G (K/mm)	V (μm/s)	HV (kg/mm ²)	σ _u (N/mm ²)	ρ × 10 ⁻⁸ (Ωm)
Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe	8.50	8.25	178.78	79.35	6.35
Al-26Cu-6.5Si-1Fe	8.50	8.25	189.97	90.82	7.19
Al-26Cu-6.5Si-1.5Fe	8.50	8.25	198.38	95.45	7.94
Al-26Cu-6.5Si-2Fe	8.50	8.25	204.17	96.11	8.46
Al-26Cu-6.5Si-2.5Fe	8.50	8.25	215.57	99.55	8.92

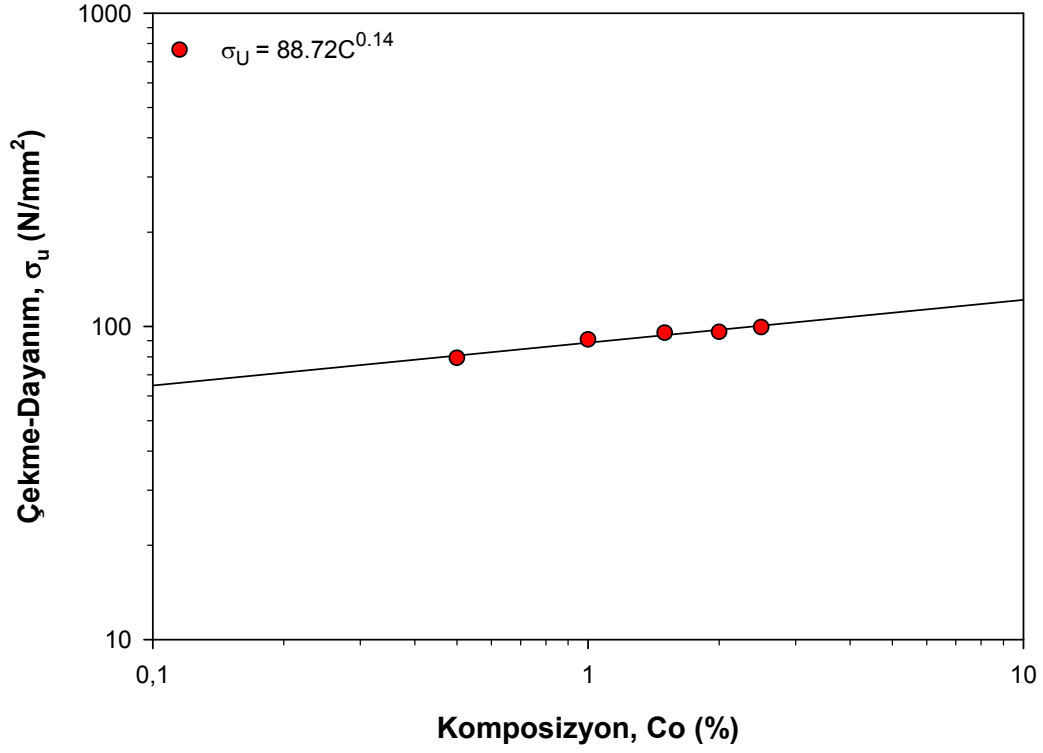
Al–26Cu–6.5Si–yFe [y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5 (ağ.)] alaşım sistemlerinde demir oranı değiştirilerek üretilen numunelere ait ölçülen mikrosertlik değerleri Şekil 4.15'te verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan demir oranına bağlı olarak, 0.11 üstel değerleri ile artmaktadır.

Al–26Cu–6.5Si–yFe [y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5 (ağ.)] alaşım sistemleri için sabit katılaştırma hızı ve farklı kompozisyonlarda üretilen numunelere ait ölçülen çekme–dayanım değerleri Şekil 4.16'da verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan demir oranına bağlı olarak çekme–dayanım 0.14 üstel değerleri ile artmaktadır.

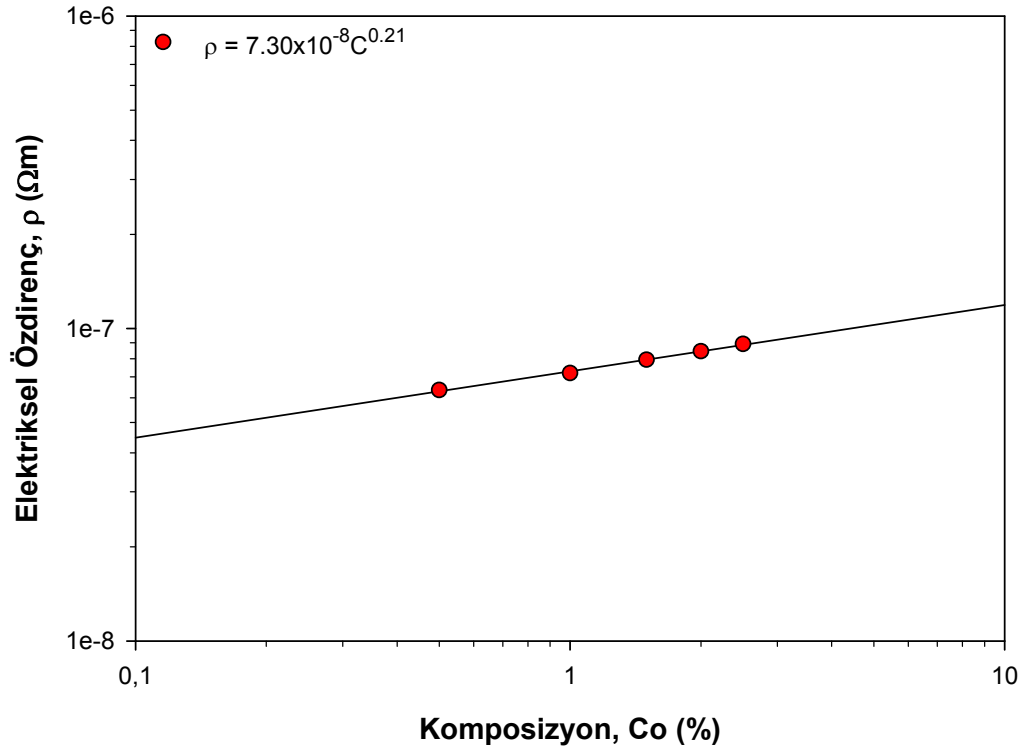
Al–26Cu–6.5Si–yFe [y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5 (ağ.)] alaşım sistemleri için sabit katılaştırma hızı ve farklı kompozisyonlarda üretilen numunelere ait ölçülen elektriksel öz direnç değerleri Şekil 4.17'de verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan demir oranına bağlı olarak, 0.21 üstel değerleri ile artmaktadır.



Şekil 4.15. Doğrusal katılaştırılmış Al–26Cu–6.5Si–yFe alaşım sistemleri için mikrosertlik değerinin demir oranı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.



Şekil 4.16. Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-yFe alaşımları için çekme-dayanım değerinin demir oranı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.



Şekil 4.17. Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-6.5Si-yFe alaşımları için elektriksel özdirenç değerinin demir oranı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.

Bu çalışmadaki Al-26Cu-6.5Si-yFe [y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5 (ağ.)) alaşımı için yapılan deneyler ve analizler sonucunda demir miktarının 5 kat artmasıyla sertlik değerleri %21, çekme-dayanım değerleri %25, elektriksel özdirenç değerlerinin %40 oranında arttığı gözlenmiştir.

c) Al-26Cu-xSi-0.5Fe Alaşım Sistemlerinin İncelenmesi:

Al-26Cu-xSi-0.5Fe [x=6.5, 8, 10, 12, 14 (ağ.)) alaşım sistemlerinin doğrusal katılaştırılması sonucunda ötektik bileşimde olduğu gibi ana faz üzerinde beyaz lamelsel, siyah ve gri flake fazların büyüdüğü gözlenmiştir. Tablo 4.4'te Al-26Cu-xSi-0.5Fe [x=6.5, 8, 10, 12, 14 (ağ.)) alaşım sistemleri için sabit sıcaklık gradyentinde, sabit katılaştırma hızında ve farklı kompozisyonlarda üretilen numunelerden ölçülen mikrosertlik, çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri verilmiştir. Al-26Cu-xSi-0.5Fe [x=6.5, 8, 10, 12, 14 (ağ.)) alaşım sistemleri için elde edilen verilerle lineer regrasyon yöntemiyle tespit edilen parametreler arası bağıntılar ise Şekil 4.18-20'de verilmiştir.

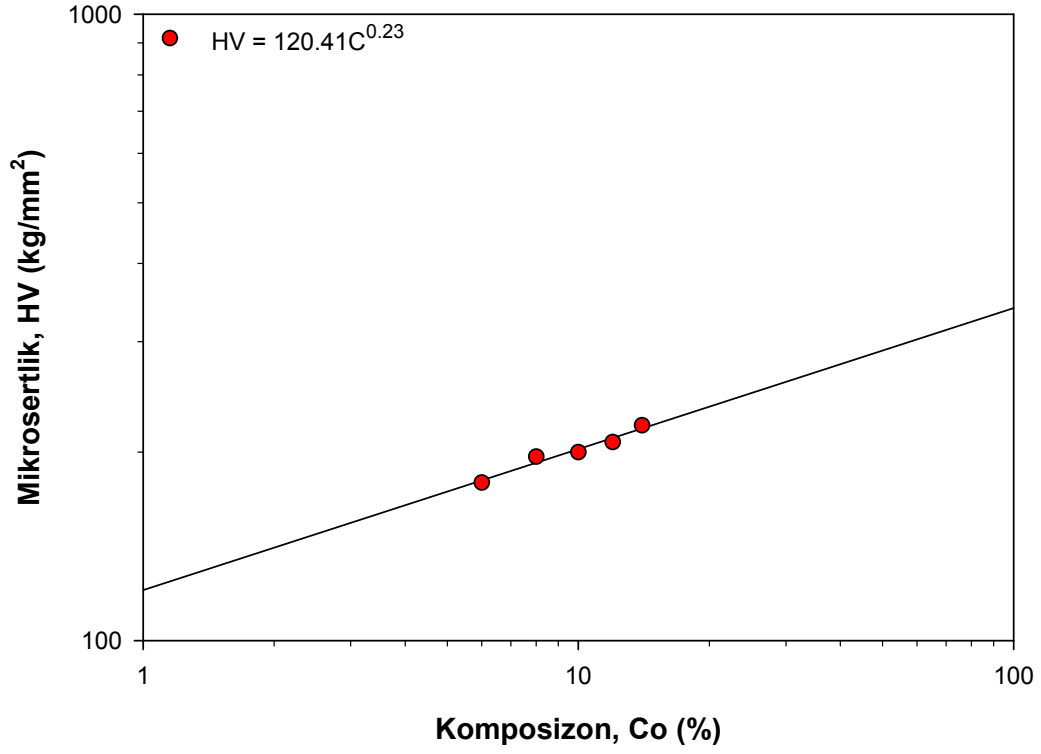
Al-26Cu-xSi-0.5Fe [x=6.5, 8, 10, 12, 14 (ağ.)) alaşım sistemlerinde silisyum oranı değiştirilerek üretilen numunelere ait ölçülen mikrosertlik değerleri Şekil 4.18'de verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan silisyum oranına bağlı olarak, 0.23 üstel değerleri ile artmaktadır.

Al-26Cu-xSi-0.5Fe [x=6.5, 8, 10, 12, 14 (ağ.)) alaşım sistemleri için sabit katılaştırma hızı ve farklı kompozisyonlarda üretilen numunelere ait ölçülen çekme-dayanım değerleri Şekil 4.19'da verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan silisyum oranına bağlı olarak çekme-dayanım 0.30 üstel değerleri ile artmaktadır.

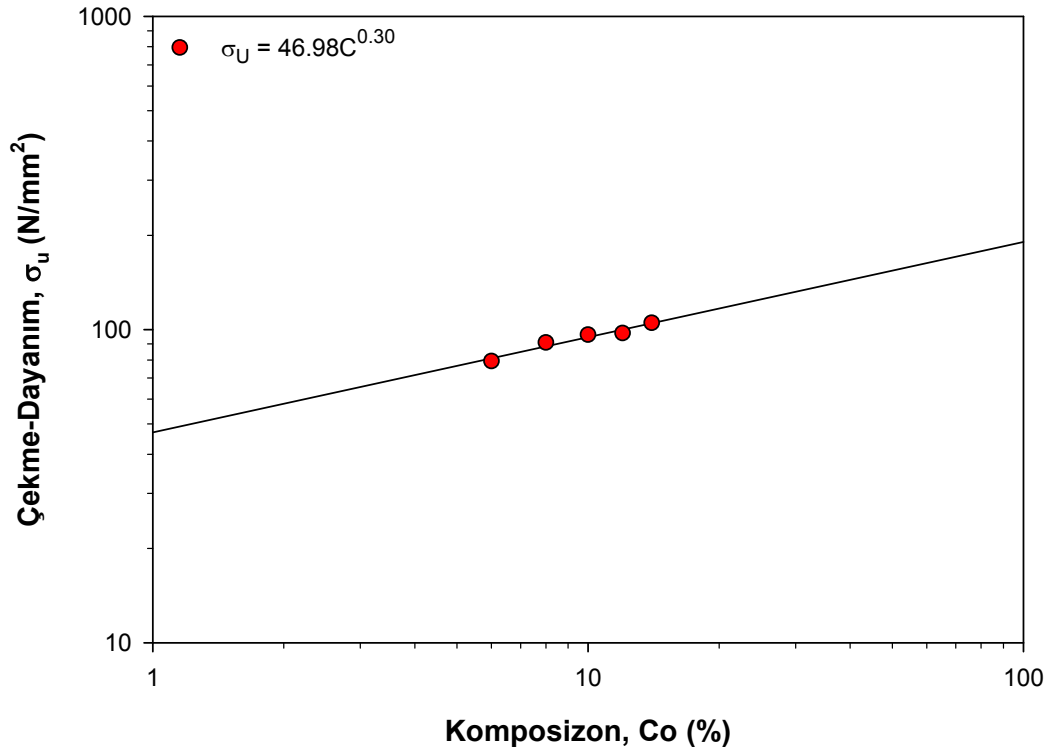
Al-26Cu-xSi-0.5Fe [x=6.5, 8, 10, 12, 14 (ağ.)) alaşım sistemleri için sabit katılaştırma hızı ve farklı kompozisyonlarda üretilen numunelere ait ölçülen elektriksel özdirenç değerleri Şekil 4.17'de verilen logaritmik değişim grafiği incelendiğinde, artan silisyum oranına bağlı olarak, 0.39 üstel değerleri ile artmaktadır.

Tablo 4.4. Al-26Cu-xSi-0.5Fe alaşım sistemleri için elde edilen mikrosertlik, çekme-dayanım ve elektriksel özdirenç değerleri.

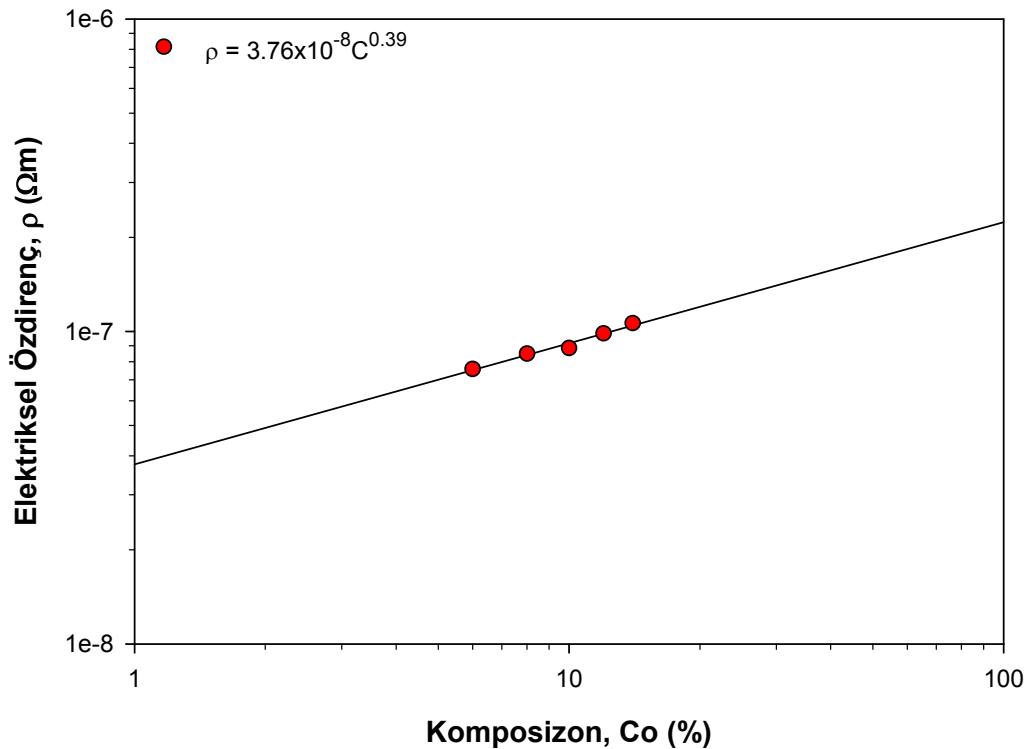
Alaşım (% ağ.)	Katılaştırma Parametreleri		Mikrosertlik	ekme-Dayanım	Elektriksel zdiren
	G (K/mm)	V (μm/s)	HV (kg/mm ²)	σ _u (N/mm ²)	ρ × 10 ⁻⁸ (Ωm)
Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe	8.50	8.25	178.78	79.35	7.58
Al-26Cu-8Si-0.5Fe	8.50	8.25	196.69	91.00	8.49
Al-26Cu-10Si-0.5Fe	8.50	8.25	199.92	96.28	8.85
Al-26Cu-12Si-0.5Fe	8.50	8.25	207.44	97.45	9.85
Al-26Cu-14Si-0.5Fe	8.50	8.25	220.55	105.00	10.63



Şekil 4.18. Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-xSi-0.5Fe alaşımları için mikrosertlik değerinin silisyum oranı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.



Şekil 4.19. Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-xSi-0.5Fe alaşımları için çekme-dayanım değerinin silisyum oranı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.



Şekil 4.20. Doğrusal katılaştırılmış Al-26Cu-xSi-0.5Fe alaşımları için elektriksel özdirenç değerinin silisyum oranı ile değişimi ve lineer regrasyon bağıntısı.

Bu çalışmadaki Al-26Cu-xSi-0.5Fe [x=6.5, 8, 10, 12, 14 (ağ.)] alaşımı için yapılan deneyler ve analizler sonucunda demir miktarının 2.15 kat artmasıyla sertlik değerleri %23, çekme-dayanım değerleri %32, elektriksel özdirenç değerlerinin %40 oranında arttığı gözlenmiştir.

4.8. Deneysel Sonuçların Literatürle Karşılaştırılması

4.8.1. Mikroyapı Ölçüm Sonuçlarının Literatürle Karşılaştırılması

Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşım sistemine ait kontrollü katılaştırma deneylerinden elde edilen verilerin lineer regrasyon analiziyle belirlenen katılaştırma hızının mikroyapıya etkisini veren sonuçlar Şekil 4.9'da verilmiştir.

Şekil 4.9'da verilen katılaştırma hızı ile ötektik mesafeler arasındaki ilişkilerden de görüldüğü üzere bu çalışmada incelenen Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe alaşım sistemlerinin üstel değerleri birbirleriyle uyumlu olmakla birlikte elde edilen değerler Tablo 4.5'te verilen literatürdeki benzer alaşım sistemleri ile oldukça uyumludur.

Tablo 4.5. Alüminyum esaslı alaşımlarda ötektik katılaştırma üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen bağıntılar.

Alaşım (% ağı.)	$\lambda = kV^{-n}$	Referans
Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe	$\lambda_{(Al_2Cu)} = 14.74V^{-0.50}$ $\lambda_{(Si)} = 25.13V^{-0.55}$	[Bu çalışma]
Al-13Si	$\lambda = 27V^{-0.53}$	[118]
Al-1.7Fe	$\lambda = 1.93 \times 10^{-5} V^{0.628}$	[119]
Al-5.7Ni	$\lambda = 10.76V^{-0.50}$ $\lambda = 11.61V^{-0.51}$	[120]
Al-10.98Si-4.9Ni	$\lambda = 0.114R^{-0.46}$	[123]
Al-11.1Si-4.2Ni	$\lambda_{Si} = 12.58V^{-0.50}$ $\lambda_{Al_3Ni} = 7.94V^{-0.47}$	[125]
Al-7 Si-0.6 Mg	$\lambda_E = 33.5V^{-0.5}$	[126]

4.8.2. Mikrosertlik ve Çekme–Dayanım Ölçüm Sonuçlarının Literatürle Karşılaştırılması

Ötektik Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe alaşımı için farklı katılaştırma hızlarında büyütülen, daha sonra ise Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımına farklı oranlarda Si ve Fe ilave edilerek üretilen Al-26Cu-xSi-yFe [x=6.5; y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5 ve y=0.5; x=6.5, 8, 10, 12, 14 (ağı.)] alaşım sistemlerine ait mekanik özelliklerden mikrosertlik ve çekme–dayanım değerleri için elde edilen bağıntılar grafikler halinde verilmiştir.

Elde edilen sonuçlardan da anlaşıldığı gibi Al-26Cu-14Si-0.5Fe alaşım sisteminde sertlik ve çekme–dayanım değeri en büyük, Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşımının sertlik ve çekme–dayanım değeri ise en küçüktür. Bu durum literatürde de ifade edildiği gibi alüminyum elementinin içine konulan Cu, Si ve Fe elementlerinin alaşımın mekanik özelliklerini çok fazla miktarda değiştirmekte olup bileşime göre bu değişimi de gözlemleyebilmekteyiz. Bu çalışmada Si miktarının demir miktarından fazla olması Al-26Cu-14Si-0.5Fe alaşımının bu çalışmadaki en sert ve çekme-dayanım değeri en büyük olan malzemeyi oluşturmasında en

önemli faktördür. Tablo 4.6 ve Tablo 4.7’de ki benzer çalışmalarla bu tez çalışmasında elde edilen sonuçlar uyum içerisinde.

Tablo 4.6. Alüminyum esaslı alaşımlarda mikrosertlik üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen bağıntılar.

Alaşım (% ağı.)	Mikrosertlik	Referans
Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe	$HV = 156.54V^{0.06}$ $HV = 147.33 + 107.93V^{0.25}$	[Bu çalışma]
Al-26Cu-6.5Si-yFe	$HV = 191.34C^{0.11}$	[Bu çalışma]
Al-26Cu-xSi-0.5Fe	$HV = 120.41C^{0.23}$	[Bu çalışma]
Al-1Fe	$HV = 31 + 13.1\lambda^{-0.5}$	[101]
Al-1.5Fe	$HV = 31 + 33.1\lambda^{-0.5}$	
Al-3Ni	$HV = 27 + 104.1\lambda^{-0.5}$	
Al-5Ni	$HV = 44.8 + 52.3\lambda^{-0.5}$	
	$HV = 66.1V^{0.11}$	[131]
Al-7Ni	$HV = 309.0(\lambda_1)^{-0.35}$	
	$HV = 114.8(\lambda_2)^{-0.24}$	
Al-12.6Si	$HV = 82.79V^{0.11}$	[132]
Al-11.1Si-4.2Ni	$HV = 72.44V^{0.08}$	[134]

Silva ve ark. [101] yaptığı çalışmalardan görüldüğü üzere, alüminyum elementi içine katılan demir miktarındaki küçük değişimler alaşımın sertlik değerini fazla etkilemezken nikel miktarındaki değişim alaşımın sertlik değerini oldukça fazla değiştirmiştir. Silva ve ark. [101] yaptığı bu çalışmalar ışığında bu çalışmadaki Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik ve ötektik alaşıma farklı oranlarda Si ve Fe ilave edilerek üretilen Al-26Cu-xSi-yFe [x=6.5; y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5 ve y=0.5; x=6.5, 8, 10, 12, 14 (ağı.)] alaşım sistemleri incelendiğinde Al-26Cu-xSi-yFe alaşım sistemlerinde Si miktarının Fe miktarından fazla olması nedeniyle sertlik değerinin yüksek çıkması beklenen bir sonuçtur. Tablo 4.6’da verilen benzer çalışmalarda bu çalışmada elde edilen sonuçları desteklemektedir. Ayrıca lineer regrasyon analizi yapılmış sonuçların da üstel ifadelerinin literatür sonuçlarıyla oldukça uyumlu oldukları Tablo 4.6’da görülmektedir.

Tablo 4.7’de ise alüminyum esaslı alaşımlarda çekme–dayanım üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen bağıntılar verilmiştir. Mikrosertlik değeri için elde edilen sonuçlarla benzer bir durum çekme–dayanım içinde söylenebilir. Bu çalışmadaki çekme–dayanım sonuçlarının literatürdeki benzer sonuçlarla uyum içerisinde olduğu görülmektedir.

Tablo 4.7. Alüminyum esaslı alaşımlarda çekme-dayanım üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen bağıntılar.

Alaşım (% ağı.)	Çekme-Dayanım	Referans
Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe	$\sigma_U = 6.99V^{0.06}$ $\sigma_U = 65.56 + 47.97V^{0.25}$	[Bu çalışma]
Al-26Cu-6.5Si-yFe	$\sigma_U = 88.72C^{0.14}$	[Bu çalışma]
Al-26Cu-xSi-0.5Fe	$\sigma_U = 46.98C^{-0.30}$	[Bu çalışma]
Al-1.5Fe	$\sigma_U = 62.8 + 98.3(\lambda_C^{-0.5})$	[105]
Al- 1.0Fe	$\sigma_U = 60.2 + 90.5(\lambda_C^{-0.5})$	
Al- 0.5Fe	$\sigma_U = 57.6 + 65.4(\lambda_C^{-0.5})$	
Al- 5Si	$\sigma_U = 93 + 45(1/\lambda_2)^{0.5}$	[107]
Al- 9Si	$\sigma_U = 111 + 146(1/\lambda_2)^{0.5}$	
Al- 1Ni	$\sigma_U = 71.3 + 200.2(\lambda_1)^{-0.5}$	[106]
	$\sigma_U = 52.3 + 188.3(\lambda_2)^{-0.5}$	
Al- 3Ni	$\sigma_U = 73.2 + 325.6(\lambda_1)^{-0.5}$	[106]
	$\sigma_U = 57.5 + 221.7(\lambda_2)^{-0.5}$	
Al- 5Ni	$\sigma_U = 74.1 + 468.5(\lambda_1)^{-0.5}$	
	$\sigma_U = 58.3 + 228.6(\lambda_2)^{-0.5}$	

4.8.3. Elektriksel Özdirenç Ölçüm Sonuçlarının Literatürle Karşılaştırılması

Bu çalışmada Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik ve ötektik alaşıma farklı oranlarda Si ve Fe ilave edilerek üretilen Al-26Cu-xSi-yFe [x=6.5; y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5 ve y=0.5; x=6.5, 8, 10, 12, 14 (ağı.)] alaşım sistemlerine ait kontrollü katılaştırma deneylerinden elde edilen verilerin lineer regrasyon analiziyle belirlenen katılaştırma hızı ve kompozisyonun elektriksel özdirence etkisini veren sonuçlar Tablo 4.8’de 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, katılaştırma hızına ve kompozisyona bağlı olarak değişimi incelenmiştir.

Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik ve ötektik alaşıma farklı oranlarda Si ve Fe ilave edilerek üretilen Al-26Cu-xSi-yFe [x=6.5; y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5 ve y=0.5; x=6.5, 8, 10, 12, 14 (ağ.)] alaşım sistemleri için elde edilen elektriksel özdirenç verilerinden en büyüğü Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik sisteminin en yüksek katılaştırma değerinde elde edilmiştir. Al-26Cu-xSi-yFe [x=6.5; y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5 ve y=0.5; x=6.5, 8, 10, 12, 14 (ağ.)] alaşım sistemleri için elde edilen elektriksel özdirenç verileri incelendiğinde ise Al-26Cu-xSi-0.5Fe bileşeninde elektriksel özdirenç değerinin daha büyük olması silisyumun yarı iletken bir malzeme olması nedeniyle beklenen bir sonuçtur.

Tablo 4.8. Elektriksel özdirenç değerleri için elde edilen bağıntılar.

Alaşım (% ağ.)	Elektriksel Özdirenç	Referans
Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe	$\rho = 7.87 \times 10^{-8} V^{0.08}$	[Bu çalışma]
Al-26Cu-6.5Si-yFe	$\rho = 7.30 \times 10^{-8} C^{0.21}$	[Bu çalışma]
Al-26Cu-xSi-0.5Fe	$\rho = 3.76 \times 10^{-8} C^{0.39}$	[Bu çalışma]

4.9. Sonuç ve Öneriler

Bu çalışmada, Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik ve ötektik alaşıma farklı oranlarda Si ve Fe ilave edilerek üretilen Al-26Cu-xSi-yFe [x=6.5; y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5 ve y=0.5; x=6.5, 8, 10, 12, 14 (ağ.)] alaşım sistemleri, Bridgman tipi kontrollü katılaştırma fırını yardımıyla, sabit sıcaklık gradyenti (G), farklı katılaştırma hızlarında (V) ve farklı kompozisyonlarda (C_0) doğrusal olarak katılaştırılmış, katılaştırma parametreleri (V)'a bağlı olarak mikroyapı parametresi (λ_E), mikrosertlik (HV), çekme-dayanım (σ_U), elektriksel özdirenç (ρ) değerlerinin ve (C_0)'a bağlı olarak mikrosertlik (HV), çekme-dayanım (σ_U), elektriksel özdirenç (ρ) değerlerinin nasıl değiştiği incelenmiştir. Yapılan araştırmalardan aşağıdaki sonuçlara ulaşılmıştır.

1- Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik sistemi için katılaştırma parametresi (V)'nin artan değerlerine göre mikroyapı parametresi (λ_E)'nin değerleri azalmaktadır. Yani numune ne kadar hızlı katılaştırılırsa mikroyapısı da aynı oranda küçülmektedir.

2- Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik ve ötektik alaşıma farklı oranlarda Si ve Fe ilave edilerek üretilen Al-26Cu-xSi-yFe [x=6.5; y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5 ve y=0.5; x=6.5, 8, 10, 12, 14 (ağ.)]

alaşımlarının kontrollü katılaştırılması neticesinde ana faz üzerine beyaz lamelsel siyah ve gri flake olmak üzere dört farklı fazın büyüdüğü gözlenmiştir.

3- Bu çalışmada Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik ve ötektik alaşıma farklı oranlarda Si ve Fe ilave edilerek üretilen Al-26Cu-xSi-yFe [$x=6.5$; $y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5$ ve $y=0.5$; $x=6.5, 8, 10, 12, 14$ (ağ.)] alaşım sistemleri için sabit sıcaklık gradyenti (G), farklı katılaştırma hızına (V) ve farklı kompozisyonlara bağlı olarak elde edilen mikroyapı parametrelerinin daha önce çalışılmış benzer alaşım sistemleri için elde edilen deneysel sonuçlarla uyumlu olduğu tespit edilmiştir.

4- Bu çalışmada Al-26Cu-xSi-0.5Fe [$x=6.5, 8, 10, 12, 14$ (ağ.)] alaşım sistemleri için yapılan kontrollü katılaştırma deneyleri neticesinde Si oranındaki artış miktarının, mikrosertlik (HV), çekme-dayanım (σ_U), elektriksel özdirenç (ρ) değerleri üzerindeki etkisi gözlenmiştir.

5- Bu çalışmada Al-26Cu-6.5Si-yFe [$y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5$ (ağ.)] alaşım sistemleri için yapılan kontrollü katılaştırma deneyleri neticesinde Fe oranındaki artış miktarının, mikrosertlik (HV), çekme-dayanım (σ_U), elektriksel özdirenç (ρ) değerleri üzerindeki etkisi gözlenmiştir.

6- Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşım sistemi için katılaştırma parametresi (V) artan değerlerine göre mikrosertlik (HV)'nin değerleri artmaktadır. Benzer şekilde mikroyapı parametresi (λ_E)'nin değerleri azalırken mikrosertlik değerleri artmaktadır.

7- Al-26Cu-xSi-yFe [$x=6.5$; $y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5$ ve $y=0.5$; $x=6.5, 8, 10, 12, 14$ (ağ.)] alaşım sistemleri için katılaştırma parametresi (C_o)'nun artan değerlerine göre mikrosertlik (HV)'nin değerleri artmaktadır.

8- Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşım sistemi için katılaştırma parametresi (V) artan değerlerine göre çekme-dayanım (σ_U)'nin değerleri artmaktadır. Benzer şekilde mikroyapı parametresi (λ_E)'nin değerleri azalırken çekme-dayanım değerleri artmaktadır.

9- Al-26Cu-xSi-yFe [$x=6.5$; $y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5$ ve $y=0.5$; $x=6.5, 8, 10, 12, 14$ (ağ.)] alaşım sistemleri için katılaştırma parametresi (C_o)'nun artan değerlerine göre çekme-dayanım (σ_U)'nin değerleri artmaktadır.

10- Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik alaşım sistemi için katılaştırma parametresi (V) artan değerlerine göre elektriksel özdirenç (ρ)'nin değerleri artmaktadır. Benzer şekilde mikroyapı parametresi (λ_E)'nin değerleri azalırken elektriksel özdirenç değerleri artmaktadır.

11- Al-26Cu-xSi-yFe [$x=6.5$; $y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5$ ve $y=0.5$; $x=6.5, 8, 10, 12, 14$ (ağ.)) alaşım sistemleri için katılaştırma parametresi (C_o)'nun artan değerlerine göre elektriksel öz direnç (ρ)'nin değerleri artmaktadır.

Al-26Cu-6.5Si-0.5Fe ötektik ve ötektik alaşıma farklı oranlarda Si ve Fe ilave edilerek üretilen Al-26Cu-xSi-yFe [$x=6.5$; $y=0.5, 1, 1.5, 2.0, 2.5$ ve $y=0.5$; $x=6.5, 8, 10, 12, 14$ (ağ.)) alaşım sistemleri farklı hızlarda ve kompozisyonlarda katılaştırıldığında mikroyapısının, mikrosertliğinin, çekme-dayanımının ve elektriksel öz direncinin değiştiği, katılaştırma parametrelerinin artmasıyla tane yapısının küçüldüğü gözlenmiştir. Tane yapısındaki küçülme ise malzemenin mekanik ve elektrik özelliklerini etkilediği tespit edilmiştir.

KAYNAKLAR

1. PORTER, D.A., Easterling, K.E., *Phase Transformation in Metals and Alloys*, Van Nostrand and Reinhold, New York, 1-17, 217-223 (1984).
2. GÜNDÜZ, M., *The Measurement of The Solid-Liquid Energy*, (D Thesis), Ph. Oxford University, (1984).
3. DAVIES, G.J., *Solidification And Casting*, John Wiley and Sons, New York (1973).
4. Rutter, J.W., Chalmers B., Prismatic substructure formed during solidification metals, *Canadian Journal of Physics*, 31, 15-39, (1953).
5. JONES, H., Kurz, W., Relation of interphase spacing and growth temperature to growth velocity in Fe-C-(Fe-Fe₃C) eutectic alloys, *Z. Metallkunde*, 4, 792-797, (1981).
6. VERHOEVEN, D.J., *Fundamentals of Physical Metallurgy*, New York (1975).
7. WOODRUFF, D.P., *The Solid-Liquid Interface*, Cambridge Solid State Science series, London, (1973).
8. ELLIOT, R., *Eutectic Solidification Processing Crystal Crystalline and Glassy Alloys*, Butterworths, London, (1983).
9. THORNTON, P.A, Fundamentals of Engineering Materials, Prentice-Hall Inc. *Englewood Cliffs*, 171-173, (1985).
10. CLARK, D.S., *Engineering Metals and Process*, Ph. Ohio University, (D. Thesis), (1959).
11. ONARAN, K., *Malzeme Bilimi*, Çağlayan Basımevi, İstanbul, (1986).
12. ÇADIRLI, E., *İkili Metalik Alaşımlarda Doğrusal Katılaştırma*, (Doktora Tezi), Erciyes Üniversitesi, Kayseri, (1997).
13. KAYA, H., *İkili Ötektik Alaşımların Doğrusal Katılaştırılması ve Mekaniksel Özelliklerinin İncelenmesi*, (Doktora Tezi), Gazi Üniversitesi, (2001).
14. ESHELMAN, M.A., Seetharaman, V., Trivedi, R., Cellular spacings-I. steady state growth, *Acta Metallurgica*, 36, 1165-1174, (1988).
15. FLEMINGS, M.C., *Solidification Processing*, Mc Graw Hill, New York, (1974).
16. ASKELAND, D.R., *The Science and Engineering of Materials*, Chapman and Hall, London (1990).
17. HUNT, J.D, Jackson, K.A., Binary eutectic solidification, *Transactions of the Metallurgical Society*, 236, 843-852, (1966).
18. EASTERLING, K., *Tomorrow's Materials*, Ins. Metals Monograph, London (1990).
19. SCHEIL, E., On Eutectic Crystallization, *Geisserei Tech. Wiss.* 24, 1313, (1959).

20. CHADWICK, G.A., Decanted interfaces and growth forms, *Acta Metallurgica*, 10, 1-12, (1962).
21. CROKER, M.N., Fidler, R.S., Smith, R.W., The cellular growth of Bi-Pb₂Bi eutectic, *Journal of Crystal Growth*, 11, 121-131, (1971).
22. CROKER, M.N., Baragar, D., Smith, R.W., Anomalous eutectic growth II, *Journal of Crystal Growth*, 30, 198-212, (1975).
23. ELİOT, R., Eutectic solidification, *International Metals Reviews*, 219, 161-186, (1977).
24. KRAFT, R.W., Albright, D.L.A., Microstructure of unidirectionally solidified Al-CuAl₂ eutectic, *Transactions of the Metallurgical Society*, 221, 95-102, (1961).
25. GRAHAM, L.D., Kraft, R.W., Coarsening of eutectic micro structure at elevated temperatures, *Transactions*, 236, 94-102, (1966).
26. ÇADIRLI, E., Gündüz, M., The dependence of lamellar spacing on growth rate and temperature gradient in the lead-tin eutectic alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 97, 74-81, (2000).
27. McLEAN, M., Directionally Solidified Materials for High Temperature Service, *The Metals Society*, Britain, (1983).
28. HAASEN, P., *Physical Metallurgy*, Cambridge University Press, Cambridge (1974).
29. YILMAZ, F., *Alaşımlar*, İ.T.Ü. Sakarya Mühendislik Fakültesi, 54, 43-111, (1985).
30. JACKSON, K.A., Hunt, J.D., Lamellar and eutectic growth, *Transactions of the Metallurgical Society*, 236, 1129-1142, (1966).
31. STEFANESCU, D.M., Abbaschian, G.J., Bayuzick, R.J., Solidification Processing of Eutectic Alloys, *The Metallurgical Society, Inc.*, Ohio, (1988).
32. TRİVEDİ, R., Magnin, P., Kurz, W., Theory of eutectic growth under rapid solidification conditions, *Acta Metallurgica*, 35, 971-980, (1987).
33. COLLING, D.A., *Industrial Materials*, Metals and Alloys, Prentice-Hall Inc., Ohio, (1995).
34. WEİSSBACH, W., *Malzeme Bilgisi ve Muayenesi*, Çev.: Anık, S., Anık, E., Vural, M., Birsen Kitapevi, İstanbul, (1993).
35. TURNBULL, D., Formation of crystal nuclei in liquid metals, *Journal of Applied Physics*, 21, 1022-1029, (1950).
36. TURNBULL, D., Isothermal rate of solidification of small droplets of mercury and tin, *Journal of Chemical Physics*, 18, 768-775, (1950).

37. BURDEN, M.H., Hunt, J.D., Cellular and dendritic growth II, *Journal of Crystal Growth*, 22, 109-116, (1974).
38. FLEMINGS, M.C., *Döküm ve Katılaştırma Tekniği*, Çev.: Başaran, M., İTÜ Matbaası, İstanbul, (1976).
39. JAIN, M., Gupta, S.P., Formation of intermetallic compounds in the Ni–Al–Si ternary system, *Materials Characterization*, 51, 243– 257, (2003).
40. CESCHİNİ, L., Morri, Alessandro, Morri, Andrea, Gamberini, A., Messieri, S., Correlation between ultimate tensile strength and solidification microstructure for the sand cast A357 aluminium alloy, *Materials and Design*, 30, 4525–4531, (2009).
41. SOUZA, S.A., Rios, C.T., Coelho, A.A., Ferrandini, P.L., Gama, S., Caram, R., Growth and morphological characterization of Al–Cr–Nb eutectic alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 402, 156–161, (2005).
42. BASAVAKUMAR, K.G., Mukunda, P.G., Chakraborty, M., 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, (2008).
43. WANG, F., Zou, J.T., Wang, X.H., Fan, Z.K., Effect of melt superheat on microstructure of Al₄Fe₂Mn_{1.5} Monel alloy, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 19, 19-25 (2009).
44. TRIVENO RÍOS, C., Milenkovic, S., Gama, S., Caram, R., Influence of the growth rate on the microstructure of a Nb–Al–Ni ternary eutectic, *Journal of Crystal Growth* 237–239, 90–94 (2002).
45. FULLER, C.B., Seidman, D.N., Dunand, D.C., Mechanical properties of Al(Sc,Zr) alloys at ambient and elevated temperatures, *Acta Materialia*, 51, 4803–4814, (2003).
46. LEE, C.D., 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, (2010).
47. ARDAKAN, A.H., Ajersch, F., Thermodynamic evaluation of hypereutectic Al–Si (A390) alloy with addition of Mg, *Acta Materialia*, 58, 3422–3428, (2010).
48. ARDAKAN, A.H., Ajersch, F., 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, (2010).
49. ZHANG, X.H., Su, G.C., Ju, C.W., Wang, W.C., Yan, W.L., 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, (2010).
50. LADOS, D.A., Apelian, D., Donald, J.K., 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, (2006).

51. GUO, J.T., Xu, C.M., Du, X.H., Fu, H.Z., The effect of solidification rate on microstructure and mechanical properties of an eutectic NiAl–Cr(Mo)–Hf alloy, *Materials Letters*, 58, 3233– 3236, (2004).
52. BEI, H., George, E.P., Microstructures and mechanical properties of a directionally solidified NiAl–Mo eutectic alloy, *Acta Materialia*, 53, 69–77, (2005).
53. VOLMER, M., Weber, A., Keimbildung in übersättigten Gebilden, *Journal of Physical Chemistry*, 119, 227 (1926).
54. BECKER, R., Döring, W., Kinetics Behandlung der Keimbildung in übersättigte Dämpfen, *Annual Physics*, 24, 719, (1953).
55. TURNBULL, D., Cech, R.E., Microscopic Observation of The Solidification of Small Metal Droplets, *Journal of Applied Physics*, 21, 804-810, (1950).
56. TURNBULL, D., The supercooling of aggregates of small metal particles, *Journal of Metals*, 188, 1144-1148, (1950).
57. TURNBULL, D., The Subcooling of Liquid Metals, *Journal of Applied Physics*, 20, 817, (1949).
58. TURNBULL, D., Kinetics of Heterogeneous Nucleation, *Journal of Chemical Physics*, 18, 198-203, (1950).
59. TURNBULL, D., Fisher, J.C., Rate of Nucleation in Condensed System, *Journal of Chemical Physics*, 17, 71-73, (1949).
60. TURNBULL, D., Kinetics of Solidification of Supercooled Liquid Mercury Droplets, *Journal of Chemical Physics*, 20, 411-424, (1952).
61. TURNBULL, D., Nucleation Catalysis, *Industrial and Engineering Chemistry*, 44, 1292, (1952).
62. MIYAZAWA, Y., Pound, G.M., Homogeneous Nucleation of Crystalline Gallium from Liquid Gallium, *Journal of Crystal Growth*, 23, 45, (1974).
63. SKRİPOV, V.P., *Homogeneous Nucleation in Metals and Amorphous Films, in Crystal Growth and Materials*, (Ed. E. Kaldis and H. Schell) 327, North Holland, Amsterdam, (1977).
64. STOWELL, M.J., The Solid-Liquid Interfacial Free Energy of Lead from Supercooling Data, *Philosophical Magazine*, 22, 1-6, (1970).
65. HERLACH, D.M., Non-equilibrium Solidification of Undercooled Metallic Metals, *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 12, 177-272, (1994).
66. MULLİNS, W.W., Sekerka, R.F., Morphological Stability of a Particle Growing by Diffusion or Heat Flow, *Journal Applied Physics*, 34, 323-329, (1963).
67. JACKSON, K.A., Hunt, J.D., Transparend Compounds That Freeze Like Metals, *Acta Metallurgica*, 13, 1212-1215, (1965).

68. TRĪVEDĪ, R., Theory of Dendritic Growth During The Directional Solidification of Binary Alloys, *Journal of Crystal Growth*, 49, 219-232, (1980).
69. EDWARDS, L., Edean, M., *Manufacturing with Materials*, The Open University Press, Hong Kong, (1990).
70. VOORHEES, P.W., *Utilization of Space*, AIAA , Springer (2006).
71. SHARP, R.M., Hellawell, A., Solute Distributions At-Non Planar Solid-Liquid Growth Fronts II, *Journal of Crystal Growth*, 11, 77-91, (1971).
72. MIYATA, Y., Suzuki, T., Uno, I.J., Cellular and Dendritic Growth. I. *Experiment, Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 16A, 1799-1805, (1985).
73. TAHA, M.A., Some Observations on The Dendritic Morphology and Dendrite Arm Spacings, *Metall Science*, 9, 9-12, (1979).
74. KLAREN, C.M., Verhoeven, J.D., Trivedi, R., Primary Dendrite Spacing of Lead Dendrites in Pb-Sn and Pb-Au Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions*, 11A, 1853-1861, (1980).
75. MASON, J.T., Verhoeven, J.D., Trivedi, R., Primary Dendrite Spacing: I Experimental Studies, *Journal of Crystal Growth*, 59, 516-524, (1982).
76. SPITTLE, A., Lloyd, D.M., *Solidification and Casting of Metals*, The Metals Society, London, (1979).
77. MC.CARTNEY, D.G., Hunt, J.D., Measurement of Cell and Primary Dendrite Arm Spacings in Directionally Solidified Aluminium Alloys, *Acta Metallurgica*, 29A, 1851-1863, (1981).
78. GLICKSMAN, M.E., Koss, M.B., Dendritic Growth velocities in Microgravity, *Physical Review Letters*, 73(4), 573-576, (1994).
79. KOSS, M.B., Lacombe, J.C., Tennenhouse, L.A., Glicksman, M.E., Winsa, E.A., Dendritic Growth Tip Velocities and Radii of Curvature in Microgravity, *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 30(12), 3177-3190, (1999).
80. TRĪVEDĪ, R., Kurz, W., Dendritic Growth, *International Material Review*, 39, 49-74, (1994).
81. MULLINS, W.W., Sekerka, R.F., Stability of a Planar Interface During Solidification of a Dilute Binary Alloy, *Journal of Applied Physics*, 35, 444-451, (1964).
82. HAN, S.H., Trivedi, R., Primary Spacing in Directionally Solidified Alloys, *Acta Metallurgica*, 42, 25-41 (1994).

83. PAN, Q.Y., Huang, W.D., Lin, X., Zhou, Y. H., Primary Spacing Selection of Cu-Mn Alloy under Laser Rapid Solidification Condition, *Journal of Crystal Growth*, 181, 109-116, (1997).
84. WEIDONG, H., Xingguo, G., Yaohe, Z., Primary Spacing Selection of Constrained Dendritic Growth, *Journal of Crystal Growth*, 134, 105-115, (1993).
85. DING, G.L., Huang, W.D., Huang, X., Lin, X., Zhou, Y.H., On Primary Dendritic Spacing During Unidirectional Solidification, *Acta Metallurgica*, 44, 3705-3709, (1996).
86. DING, G.L., Huang, W., Lin, X., Zhou, Y., Prediction of Average Spacing for Constrained Cellular/Dendritic Growth, *Journal of Crystal Growth*, 177, 281-288, (1997).
87. LU, S.Z., Hunt, J.D., A Numerical Analysis of Dendritic and Cellular Array Growth: The Spacing Adjustment Mechanisms, *Journal of Crystal Growth*, 123, 17-34, (1992).
88. WARREN, J.A., Langer, J.S., Prediction of Dendritic Spacings in a Directional Solidification Experiment, *Physical Review: E*, 47, 2702-2712, (1993).
89. MAKKONEN, L., Spacing in Solidification of Dendritic Arrays, *Journal of Crystal Growth*, 208, 772-778, (2000).
90. WALKER, D.J., Mullis, A.M., A Mechanism for The Equalisation of Primary Spacing During Cellular and Dendritic Growth, *Journal of Material Science*, 36, 865-869, (2001).
91. ÇADIRLI, E., Karaca, I., Kaya, H., Maraşlı, N., 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, (2003).
92. ÇADIRLI, E., Maraşlı, N., Bayender, B., Gündüz, M., Dependency of the Microstructure Parameters on the Solidification Parameters for Camphene, *Materials Research Bulletin*, 35(6), 985- 995, (2000).
93. ÇADIRLI, E., Gündüz, M., The Directional Solidification of Pb-Sn Alloys, *Journal of Materials Science*, 35, 3837-3848, (2000).
94. GÜNDÜZ, M., Çadirlı, E., Directional Solidification of Aluminium-Copper Alloys, *Materials Science and Engineering A*, 327, 167-185, (2002).
95. RUGGIERO, M.A., Rutter, J.W., Origin of Microstructure in the 332 K Eutectic of The Bi-In-Sn System, *Materials Science and Technology*, 13, 5-11, (1997).
96. DE WILDE, J, Froyen, L, Witusiewicz, V.T., Hecht, U., 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, (2005).

97. KNOOP, F., Peters, C.G., Emerson, W.B., A Sensitive Pyramidal-Diamond Tool for Indentation Measurements, *Journal of Research of the National Bureau of Standards*, 23, 39-61, (1939).
98. HALL, E.O., The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results, *Proc. Phys. Soc. Lond. Sect. B* 64, 747-753, (1951).
99. PETCH, N.J., The cleavage strength of polycrystals, *J. Iron. Steel. Inst.* 174, 25-31, (1953).
100. FAN, J., Li, X., Su, Y., Guo, J. and Fu, H., 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, (2010).
101. SILVA L.B., Garcia, A., Spinelli, J.E., The effects of microstructure and intermetallic phases of directionally solidified Al-Fe alloys on microhardness, *Materials Letters*, 89, 291-295, (2012).
102. KHAN, S., Ourdjini, A., Hamed, Q.S., Alam Najafabadi, M.A., Eliot, R., Hardness and Mechanical Property Relationship in Directionally Solidified Aluminium- Silicon Eutectic Alloys with Different Silicon Morphologies, *Journal of Materials Science*, 28, 5957-5962, (1993).
103. LIU, H.Y., Li, Y., Jones, H., Thermal stability of the α Zn-Mg₂Zn₁₁ and α Zn- β Al eutectics obtained by Bridgman growth, *J. Mater. Sci.*, 33, 1159-1164, (1998).
104. FAN, J., Li, X., Su, Y., Guo, J., Fu, H., The microstructure parameters and microhardness of directionally solidified Ti-43Al-3Si alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 506, 593-599, (2010).
105. GOULART, P.R., Spinelli, J.E., Cheung, N. and Garcia, A., 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 (2010).
106. CANTE, M.V., Spinelli, J.E., Cheung, N. and Garcia, A., The correlation between dendritic microstructure and mechanical properties of directionally solidified hypoeutectic Al-Ni alloys, *Met. Mater. Int.*, 16, 39-49, (2010).
107. GOULART, P.R., Spinelli, J.E., Osorio, W.R. and Garcia, A., Mechanical properties as a function of microstructure and solidification thermal variables of Al-Si castings, *Mater. Sci. Eng. A.*, 421, 245-253, (2006).
108. GARCÍA, L.R., Osorio, W. R., Peixoto, L.C. and Garcia, A., Mechanical properties of Sn-Zn lead-free solder alloys based on the microstructure array, *Material Characterization*, 61, 212-220, (2010).

109. OSORIO, W.R. and Garcia, A., Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn-Al alloys as a function of solidification conditions, *Mater. Sci. Eng. A.*, 325, 103-111, (2002).
110. SANTOS, G.A., Neto, C.M., Osorio, W.R. and Garcia, A., Design of mechanical properties of a Zn27Al alloy based on microstructure dendritic array spacing, *Mater. Design.*, 28, 2425-2430, (2007).
111. KANE, P.F., Larrabee, G.B., *Characterization of Semiconductor Materials*, McGraw Hill Book Co., U.S.A., 4, (1970).
112. KUMAR, P.P., Yashonath, S., Ionic Conduction in the Solid State, *J. Chem.Sci.*, 118 (1), 135-154, (2006).
113. <http://environmentalchemistry.com/yogi/periodic/electrical.html>
114. CAIGNAN, A.G., Holt, E.M. 2002, New 1,4-dihydropyridine Derivates with Hetero , Saturated B Rings, *Journal of Chemical Crystallography* 32, 315-323.
115. YAMASHITA, M., Resistivity Correction Factor for the Four-Probe Method, *J.Phys. E: Sci. Instrum.*, 20, 1454-1456, (1987).
116. MILENKOVIC, S., Caram, R., Effect of the growth parameters on the Ni-Ni₃Si eutectic microstructure, *Journal of Crystal Growth*, 237-239, 95-100, (2002).
117. DUTRA, A.T., Ferrandini, P.L., Costa, C.A.R., Gonçalves, M.C., Caram, R., Growth and Solid/Solid Transformation in a Ni-Si Eutectic Alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 399, 202-207 (2005).
118. HOSCH, T., England, L.G. and Napolitano, R.E., Analysis of the high growth-rate transition in Al-Si eutectic solidification, *J. Mater. Sci.*, 44, 4892-4899, (2009).
119. HIRAI, M., Sato, T., Ohiro, G., Interfacial Stability of α (Al - Rich Solid Solution) Liquid Interface of Unidirectionally Solidified Al-FeAl₃ Eutectic Alloy, *Journal of Crystal Growth*, 38, 340-352 (1977).
120. KAYA, H., Büyük, U., Çadırlı, E., Maraşlı, N., Unidirectional solidification of aluminium–nickel eutectic alloy, *Kovove Mater* 48(5), 291–300, (2010).
121. GÜNDÜZ, M., Kaya, H., Çadırlı, E., Özmen, A., Interflake spacings and undercoolings in Al–Si irregular eutectic alloy, *Mater Sci Eng A*, 369, 215–229, (2004).
122. RIOS, C.T., Milenkovic, S., Ferrandini, P.L. and Caram, R., Directional solidification, microstructure and properties of the Al₃Nb-Nb₂Al eutectic, *Journal of Crystal Growth*, 275, 153-158, (2005).
123. ROHATGI, P.K., Sharma, R.C., Prabhakar, K.V., Microstructure and mechanical properties of unidirectionally solidified Al-Si-Ni ternary eutectic, *Metallurgical Transactions A*, 6, 3, 569-575, (1975).

124. BOTTINGER, W.J., Bendersky, L.A., Shaefer, R.J., Biancaniello, F.S., On The Formation of Dispersoids During Rapid Solidification of An Al-Fe-Ni Alloy, *Metall. Trans.*, 19A, 1101-1107, (1988).
125. BÖYÜK, U., Engin, S., Maraşlı, N., Microstructural characterization of unidirectional solidified eutectic Al-Si-Ni alloy, *Material Characterization*, 62, 844-851, (2011).
126. STEINBACH, S. and Ratke, L., The influence of fluid flow on the microstructure of directionally solidified AlSi-base alloys, *Metall. Mater. Trans.*, 38A, 1388-1394, (2007).
127. 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).
128. MOTA, M.A., Coelho, A.A., Bejarano, J.M.Z., Gama, S., Caram, R., Fe-Al-Nb phase diagram investigation and directional growth of the (Fe, Al)₂Nb-(Fe, Al, Nb) eutectic system, *Journal of Alloys and Compounds*, 399, 196-201, (2005).
129. CONTIERI, R.J., Lopes, E.S.N., Cruz, M.T., Costa, A.M., Afonso, C.R.M. and Caram, R., Microstructure of directionally solidified Ti-Fe eutectic alloy with low interstitial and high mechanical strength, *Journal of Crystal Growth*, 333, 40-47, (2011).
130. FAN, J., Li, X., Su, Y., Guo, J., Fu, H., Effect of growth rate on microstructure parameters and microhardness in directionally solidified Ti-49Al alloy, *Materials Design*, 34, 552-558, (2012).
131. KAYA, H., Büyük, U., Çadırlı, E., Maraşlı, N., 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, (2013).
132. KAYA, H., Çadırlı E., Gündüz M. and Ülgen A., 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, (2003).
133. BÖYÜK, U., Maraşlı, N., Çadırlı, E., Kaya, H. and Keşlioğlu, K., Variations of microhardness with solidification parameters and electrical resistivity with temperature for Al-Cu-Ag eutectic alloy, *Curr. Appl. Phys.*, 12, 7-10, (2012).
134. BÖYÜK, U., Physical and mechanical properties of Al-Si-Ni eutectic alloy, *Metals and Materials International*, 18, 6, 933-938, (2012).
135. SMITHS, F.M., Measurement of sheet resistivities with the four-point probe, *Bell Syst. Technol. J.*, 37, 711, (1958).
136. BRANDT, R., and Neuer, G., 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 (2007).

137. ÇADIRLI, E., Büyük, U., Engin, S., Kaya, H., Maraşlı, N and Arı, M., Investigation of microhardness and thermo-electrical properties in the Sn-Cu hypereutectic alloy, *J. Mater. Sci- Mater. El.*, 21, 468-474, (2010).
138. KAMAL, M. and Gouda, E.S., Effect of cooling speed on structure and properties of rapidly solidified Pb-25wt. % Sn alloy, *Radiat. Eff. Defect. S.*, 162, 691-696, (2007).
139. EL-ASHRAM, T. and Shalaby, R.M., 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, (2005,).
140. KAMAL, M., El-Bediwi, A.B. and El-Shobaki, M.R., Influence of alloying elements on structure and some physical properties of quenched Sn-Sb alloy, *Radiat. Eff. Defect. S.*, 161, 549-557, (2006).
141. ZOLOTOREVSKY, V.S., Belov, N.A., Glazoff, M.V., *Casting Aluminum Alloys*, (2007).
142. MONDOLFO L.F., *Metallography of Aluminum Alloys*, (1943)
143. *Equilibrium Diagrams of Aluminium Alloy Systems* (1961)
144. GEÇKİNLİ, A.E., *Metaloğrafi*, I. Kısım, İTÜ Kütüphanesi, (1989).
145. OURDJİNİ, A., Liu, J., Elliot, R., Eutectic Spacing Selection in The Al-Cu System, *Materials Science and Technology*, 10, 312-318, (1994).

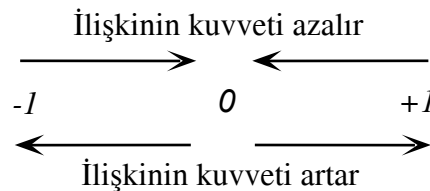
EKLER

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 regresyon doğrusu denir ve matematiksel bir denklem ile gösterilebilir. Bu denklemede regresyon denklemi denir. Regresyon katsayısı;

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

ile ifade edilir. Regresyon 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 regresyon doğrusu çizilemez. Burada x ; bağımsız değişken, y ; bağımlı değişken, a ; doğrunun y eksenini kestiği nokta, b ise regresyon katsayısıdır (eğim).

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