

E. NERGİZ, 2020

DOKTORA TEZİ

NİĞDE ÖMER HALİSDEMİR ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ



T.C.  
NİĞDE ÖMER HALİSDEMİR ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ  
FİZİK ANABİLİM DALI

DOĞRUSAL KATILAŞTIRILMIŞ ALÜMİNYUM 7075 ALIŞIMININ MİKROYAPI,  
MEKANİK VE ISIL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

EMEL NERGİZ

Aralık 2020



T.C.  
NİĞDE ÖMER HALİSDEMİR ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ  
FİZİK ANABİLİM DALI

DOĞRUSAL KATILAŞTIRILMIŞ ALÜMİNYUM 7075 ALIŞIMININ MİKROYAPI,  
MEKANİK VE ISIL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

EMEL NERGİZ

Doktora Tezi

Danışman

Prof. Dr. Emin ÇADIRLI

ARALIK 2020

**Emel NERGİZ** tarafından **Prof. Dr. Emin ÇADIRLI** danışmanlığında hazırlanan “Doğrusal Katılaştırılmış Alüminyum 7075 Alaşımının Mikroyapı, Mekanik Ve Isıl Özelliklerinin İncelenmesi” adlı bu çalışma jürimiz tarafından Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü FİZİK Ana Bilim Dalı’nda Doktora tezi olarak kabul edilmiştir.

Başkan : Prof. Dr. Hasan KAYA (Erciyes Üniversitesi)

Üye : Prof. Dr. Emin ÇADIRLI (Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi)

Üye : Prof. Dr. İbrahim KARACA (Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi)

Üye : Prof. Dr. Uğur BÜYÜK (Erciyes Üniversitesi)

Üye : Prof. Dr. Adil CANIMOĞLU (Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi)

**ONAY:**

Bu tez, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulunca belirlenmiş olan yukarıdaki jüri üyeleri tarafından ....../...../20.... tarihinde uygun görülmüş ve Enstitü Yönetim Kurulu’nun ....../...../20.... tarih ve ..... sayılı kararıyla kabul edilmiştir.

...../...../20...

**Prof. Dr. Murat BARUT**  
**MÜDÜR**

## TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin bilimsel ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

Emel NERGİZ

## ÖZET

### DOĞRUSAL KATILAŞTIRILMIŞ ALÜMİNYUM 7075 ALAŞIMININ MİKROYAPI, MEKANİK VE ISIL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

NERGİZ, Emel

Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Fizik AnaBilim Dalı

Danışman : Prof. Dr. Emin ÇADIRLI

Aralık 2020, 88 sayfa

Alüminyum esaslı 7075 alaşımı, vakumlu eritme ve döküm fırınları kullanılarak hazırlandı. Üretilen numuneler sabit sıcaklık gradyenti ( $G=8.1$  K/mm) ve  $8.3-166.0$   $\mu\text{m/s}$  arasında değişen katılaştırma hızlarında (V) Bridgman tipi fırında doğrusal olarak katılaştırıldı. Çekilen fotoğraflardan dendritik mesafeler ( $\lambda_1, \lambda_2$ ) ölçüldü. Numunelerin mikrosertlik (HV), maksimum çekme dayanımı ( $\sigma_{\text{uts}}$ ) ve akma dayanımı ( $\sigma_y$ ) değerleri her bir katılaştırma hızı (V) için belirlendi. Dendritik mesafeler, mikrosertlik, maksimum çekme dayanımı ve akma dayanımının katılaştırma hızına bağımlılıkları doğrusal regresyon analizi ile tespit edildi. Bu sonuçlara göre, V değerlerinin artmasıyla dendritik kol mesafelerinin azaldığı, buna karşın HV,  $\sigma_{\text{uts}}$  ve  $\sigma_y$  değerlerinin arttığı tespit edildi. Çekme deneylerinden elde edilen verilerin güvenilir olduğunun teyit edilmesi için numunelerin kopma yüzey analizleri de yapıldı. Çalışılan alaşımın ısı iletkenliği  $323-723$  K sıcaklık aralığında karşılaştırmalı kesik çubuk yöntemi kullanılarak ölçüldü ve artan sıcaklık ile azaldığı belirlendi. Ayrıca, DSC analizi vasıtasıyla katı-sıvı dönüşüm esnasında entalpi ve öz ısı değerleri de hesaplandı.

*Anahtar Sözcükler:* 7075 alaşımı, dendritik mesafeler, mikrosertlik, çekme dayanımı, akma dayanımı, ısı iletkenlik, entalpi, öz ısı

## SUMMARY

### INVESTIGATION OF THE MICROSTRUCTURE, MECHANIC AND THERMAL PROPERTIES OF DIRECTIONALLY SOLIDIFIED ALUMINIUM 7075 ALLOY

NERGİZ, Emel

Niğde Ömer Halisdemir University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Physics

Supervisor : Prof. Dr. Emin ÇADIRLI

December 2020, 88 pages

Aluminum based 7075 alloy has been prepared by using a vacuum melting and hot filling furnaces. The produced samples were directional solidified in Bridgman type furnace at constant temperature gradient ( $G=8.1$  K/mm) and solidification rates ( $V$ ) varying between 8.3-166.0  $\mu\text{m/s}$ . Dendritic spacing ( $\lambda_1, \lambda_2$ ) were measured from taken photographs. Microhardness (HV), ultimate tensile strength ( $\sigma_{\text{uts}}$ ) and yield strength ( $\sigma_y$ ) values of samples were determined for each  $V$  value. The dependencies of dendritic spacings, microhardness, ultimate tensile strength and yield strength on the solidification rate were determined by linear regression analysis. According to these results, it was found that the dendritic arm spacings decreased with the increasing the values of  $V$ , whereas HV,  $\sigma_{\text{uts}}$  and  $\sigma_y$  values increased. In order to confirm that the data obtained from the tensile tests are reliable, the fracture surface analyses of the samples were also performed. The thermal conductivity of the studied alloy was measured using the comparative cut bar method in the temperature range of 323-723 K and it was determined that it decreases with increasing temperature. In addition, enthalpy ( $\Delta H$ ) and specific heat ( $C_p$ ) values during solid-liquid transformation were calculated by DSC analysis.

*Keywords:* 7075 alloy, dendritic spacings, microhardness, tensile strength, yield strength, thermal conductivity, enthalpy, specific heat

## ÖN SÖZ

Doktora tez çalışmamın yürütülmesi esnasında, çalışmalarına yön veren, bilgi ve yardımlarını esirgemeyen ve bana her türlü desteği sağlayan danışman hocam, Sayın Prof. Dr. Emin ÇADIRLI'ya minnet ve şükran duygularımı belirtmek isterim. Ayrıca deneysel çalışmalarda paylaştıkları tecrübeleri ve desteklerinden dolayı Sayın Doç. Dr. Mevlüt ŞAHİN ve Doktora Öğrencisi Erkan ÜSTÜN'e, manevi desteğinden dolayı eşim Doç. Dr. Zafer NERGİZ'e teşekkür ederim.



## İÇİNDEKİLER

|  |      |
|--|------|
| ÖZET .....   | iv   |
| SUMMARY .....  | v    |
| ÖN SÖZ .....   | vi   |
| İÇİNDEKİLER DİZİNİ .....   | vii  |
| ÇİZELGELER DİZİNİ .....  | ix   |
| ŞEKİLLER DİZİNİ .....  | x    |
| FOTOĞRAFLAR VB. MALZEMELER DİZİNİ .....  | xii  |
| SİMGE VE KISALTMALAR .....   | xiii |
| BÖLÜM I TEMEL KAVRAMLAR .....  | 1    |
| 1.1 Giriş .....  | 1    |
| 1.2 Metal İçerisindeki Katı-Sıvı Dengesini Oluşturan Termodinamik Özellikler .....                         | 1    |
| 1.2.1 Katılaştırma süreci .....  | 1    |
| 1.2.2 Çekirdeklenme ve katılaştırmanın termodinamiği .....   | 1    |
| 1.3 Çekirdeklenme .....  | 2    |
| 1.3.1 Homojen çekirdeklenme .....  | 2    |
| 1.3.2 Heterojen çekirdeklenme .....  | 3    |
| 1.4 Yapısal Aşırı Soğuma .....   | 3    |
| 1.5 Alaşımlar ve Alaşımların Katılaştırılması .....  | 6    |
| 1.6 Alaşımların Dendritik Katılaştırılması .....   | 9    |
| 1.6.1 Hücresel, dendritik ve eş eksenli yapılar .....  | 9    |
| 1.6.2 Dendritik tanımlama .....  | 10   |
| BÖLÜM II KATILAŞTIRMA ÜZERİNE YAPILAN ARAŞTIRMALAR .....   | 16   |
| 2.1 Mikroyapı İle İlgili Yapılan Çalışmalar ( $\lambda_1, \lambda_2$ ) .....                               | 16   |
| 2.2 Mekanik Özellikler İle İlgili Yapılan Çalışmalar (HV, $\sigma_{uts}$ , $\sigma_c$ , $\sigma_y$ ) ..... | 19   |
| 2.3 Termal Özellikler İle İlgili Yapılan Çalışmalar (K, $\Delta H$ , Cp, $\alpha$ ) .....                  | 21   |
| BÖLÜM III GEREÇ VE YÖNTEM .....  | 25   |
| 3.1 Giriş .....  | 25   |
| 3.2 Doğrusal Katılaştırma İçin Deney Sistemi .....   | 25   |
| 3.2.1 Vakumlu eritme fırını .....  | 25   |

|   |    |
|---|----|
| 3.2.2 Döküm fırını .....  | 26 |
| 3.2.3 Doğrusal (Kontrollü) katılaştırma fırını.....   | 27 |
| 3.3 Grafit Numune Potaları ve Numune Kalıbının Yapılması.....   | 28 |
| 3.4 Master Alaşımların Üretilmesi.....  | 31 |
| 3.5 Doğrusal Katılaştırma .....   | 32 |
| 3.5.1 Sıcaklık gradyenti ve katılaştırma hızının ölçülmesi.....   | 34 |
| 3.6 Metalografik İşlemler .....   | 36 |
| 3.7 Mikroyapıların Gözlenmesi .....   | 39 |
| 3.7.1 Birincil ve ikincil dendrit kollar arası mesafenin ölçümü.....  | 39 |
| 3.8 Mikrosertlik Değerlerinin Ölçülmesi.....  | 41 |
| 3.9 Çekme ve Basma Dayanım Değerlerinin Ölçülmesi .....   | 43 |
| 3.10 Termal İletkenliklerin Ölçülmesi.....  | 46 |
| 3.11 Entalpi ve Özısı Ölçümleri .....   | 48 |
| BÖLÜM IV BULGULAR TARTIŞMA VE SONUÇ.....  | 50 |
| 4.1 Kompozisyon Analizi ve Fazların Tayini (WDXRF, EDX ve XRD analizi).....                                     | 50 |
| 4.2 Gözlenen Mikroyapılar .....   | 52 |
| 4.3 Mikroyapı ile katılaştırma hızı arasındaki ilişkiler.....   | 54 |
| 4.4 Mikrosertlik İle Katılaştırma Hızı ve Mikroyapı Arasındaki İlişkiler.....                                   | 56 |
| 4.5 Çekme Dayanımı, Basma Dayanımı, Katılaştırma Hızı ve Mikroyapı Arasındaki İlişkiler.....                    | 59 |
| 4.6 Kopma Yüzey Analizi .....   | 66 |
| 4.7 Termal İletkenlik.....  | 69 |
| 4.8 Öz ısı ve Entalpi.....  | 70 |
| 4.9 Sonuç ve Öneriler .....   | 72 |
| KAYNAKLAR .....   | 74 |
| EKLER.....  | 82 |
| Ek-A Stokiyometrik Hesaplamalar .....   | 82 |
| Ek-B Saf Alüminyumun Değişik Sıcaklıklardaki Termal İletkenlik Değerleri.....                                   | 84 |
| Ek-C 7075 Al Alaşımının XRD Analizi Sonucunda Elde Edilen Örgü Parametreleri... 85                              |    |
| Ek-D Diğer Çalışmalardan Derlenen HV, $\sigma_{uts}$ , $\sigma_y$ ve $\epsilon$ Deneysel Değerler Tablosu ..... | 86 |
| ÖZ GEÇMİŞ .....   | 87 |
| TEZ ÇALIŞMASINDAN ÜRETİLEN ESERLER .....  | 88 |

## ÇİZELGELER DİZİNİ

|   |    |
|---|----|
| Çizelge 1.1. Dendritik katılaştırılmış Pb-Sb Alaşımının farklı uzunluk ölçekleri<br>(Katılaştırma hızı $V=0.1$ mm/s olarak alınmıştır.) ..... | 14 |
| Çizelge 2.1. 7075 Al alaşımının termomekaniksel özellikleri.....  | 22 |
| Çizelge 2.2. Al-Si, Al-Cu, Al-Mg, ve Al-Cu-Zn numunelerinin ölçülen fiziksel<br>değerleri.....  | 22 |
| Çizelge 2.3. Döküm ve Doğrusal katılaştırılmış Mg-Al-Zn alaşımlarının termal<br>iletkenlikleri.....   | 23 |
| Çizelge 2.4. Al-Si alaşımlarının 25 °C’de ölçülen termofiziksel özellikleri .....   | 24 |
| Çizelge 4.1. 7075 Al alaşımının WDXRF sonuçları .....   | 50 |
| Çizelge 4.2. Sabit sıcaklık gradyentinde (8.1 K/mm) ölçülmüş deneysel parametreler .  | 54 |
| Çizelge 4.3. Katılaştırma hızı, dendritik mesafeler ve mekaniksel özellikler<br>arasındaki bağıntılar .....                                   | 66 |

## ŞEKİLLER DİZİNİ

|   |    |
|---|----|
| Şekil 1.1. Düzlemsel katı/sıvı arayüzeyindeki kararlı sınır tabakası (Kurz ve Fisher, 1998).....  | 5  |
| Şekil 1.2. Alaşımların katılaştırılmasında yapısal aşırı soğuma, faz diyagramı (a), katı/sıvı arayüzeyin önünde çözünence zengin bölge (b), kararlı arayüzey (c) ve kararsız arayüzey (d) (Kurz ve Fisher, 1998).....   | 6  |
| Şekil 1.3. Doğrusal katılaştırılmış dendritler .....  | 9  |
| Şekil 1.4. Sıcaklık gradyenti (G) ve büyütme hızı (V)nin fonksiyonu olarak tek fazlı katılma morfolojilerindeki değişim. Morfolojik gösterim (a) ve şematik gösterim (b) .....  | 10 |
| Şekil 3.1. Grafit numune potası, üst enine kesit (a), alt enine kesit (b) ve yandan görünüş (c).....  | 29 |
| Şekil 3.2. Grafit tutucu ve kafes içeren karıştırıcı (a), Grafit kalıbın üstten görünüşü (b) ve Döküm fırını içindeki kalıplanmış grafit potalar (c).....   | 30 |
| Şekil 3.3. Vakumlu eritme fırının şematik gösterimi (Cadırlı vd., 2003).....  | 31 |
| Şekil 3.4. Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınının iç görünümü.....   | 33 |
| Şekil 3.5. Doğrusal katılaştırma deney sisteminin şematik gösterimi .....   | 34 |
| Şekil 3.6. Doğrusal katılaştırma fırını içindeki doğrusal sıcaklık gradyenti bölgesi... 35  |    |
| Şekil 3.7. Al-5.5Zn-2.5Mg-1.5Cu alaşımının dendritik mikroyapı görüntüleri, boyuna kesit (a) ve enine kesit (b) .....   | 39 |
| Şekil 3.8. Dendritik mesafe ölçümlerinin şematik gösterimi, boyuna ve enine kesitlerin gösterimi (a) boyuna kesitten $\lambda_{1L}$ ve $\lambda_2$ 'nin ölçümü (b) ve enine kesitten $\lambda_{1T}$ 'in ölçümü (c)..... | 40 |
| Şekil 3.9. Mikrosertlik ölçüm cihazının şematik gösterimi (a) ve numunenin boyuna ve enine kesitleri üzerinde batıcı ucun (indenter) oluşturduğu izlerin (traces) detayı (b) .....                                      | 42 |
| Şekil 3.10. Tipik çekme dayanımı–uzama ( $\sigma$ - $\epsilon$ ) eğrisi.....  | 44 |
| Şekil 3.11. Tipik basma dayanımı–sıkışma ( $\sigma$ - $\epsilon$ ) eğrisi .....   | 45 |
| Şekil 3.12. Karşılaştırılmalı kesik çubuk yöntemi (comparison cut bar method).....  | 47 |

|   |    |
|---|----|
| Şekil 3.13. Perkin Elmer Pyris Diamond DSC cihazı içerisinde bulunan referans ve numune hücreleri.....  | 49 |
| Şekil 4.1. Doğrusal katılaştırılmış 7075 alaşımının EDX analiz sonuçları .....  | 51 |
| Şekil 4.2. 7075 Alaşımının XRD spektrumu .....  | 52 |
| Şekil 4.3. Sabit sıcaklık gradyenti (8.1 K/mm) ve farklı katılaştırma hızlarında doğrusal katılaştırılmış Al 7075 alaşımının dendritik mikroyapı fotoğrafları; V=8.3 $\mu\text{m/s}$ (a1-a2), V=16.6 $\mu\text{m/s}$ (b1-b2), V=41.5 $\mu\text{m/s}$ (c1-c2), V=83 $\mu\text{m/s}$ (d1-d2) ve V=166.0 $\mu\text{m/s}$ (e1-e2) .....   | 53 |
| Şekil 4.4. Birincil dendritik kol mesafesinin katılaştırma hızına göre değişimi (a) ve ikincil dendritik kol mesafesinin katılaştırma hızına göre değişimi (b).....   | 55 |
| Şekil 4.5. Al-5.5Zn-2.5Mg-1.5Cu alaşımının mikrosertlik görüntüleri,boyuna kesitten alınan mikrosertlik izleri(a) ve enine kesitten alınan mikrosertlik izleri (b)..  | 56 |
| Şekil 4.6. Mikrosertlik (HV)-Büyütme hızı (V) grafiği (a), Mikrosertlik (HV)-Birincil dendrit kol mesafesi ( $\lambda_1$ ) grafiği (b) ve Mikrosertlik (HV)-İkincil dendrit kol mesafesi ( $\lambda_2$ ) grafiği (c).....   | 58 |
| Şekil 4.7. 7075 alaşımının farklı katılaştırma hızlarında (V) tipik çekme dayanımı-uzama eğrileri (a) ve $\sigma_{\text{uts}}$ 'nin V'ye göre değişimi (b) .....  | 61 |
| Şekil 4.8. $\sigma_{\text{uts}}$ 'nin $\lambda_1$ 'e göre değişimi (a) ve $\sigma_{\text{uts}}$ 'nin $\lambda_2$ 'ye göre değişimi (b) .....  | 62 |
| Şekil 4.9. 7075 alaşımının farklı katılaştırma hızlarında tipik basma dayanımı ( $\sigma_c$ )-kısalma eğrileri (a) ve akma dayanımı ( $\sigma_y$ )'nin V'ye bağlı değişimi (b) .....  | 64 |
| Şekil 4.10. $\sigma_y$ 'nin $\lambda_1$ 'e bağlı değişimi (a) ve $\sigma_y$ 'nin $\lambda_2$ 'ye bağlı değişimi (b) .....   | 65 |
| Şekil 4.11. Doğrusal katılaştırılmış 7075 alaşımının kopma yüzeyleri, en düşük katılaştırma hızında (V=8.3 $\mu\text{m/s}$ ) çatlak oluşumuna yol açan sıcak yırtılma (a), büyütülmüş görünüm (b), düşük katılaştırma hızında (16.6 $\mu\text{m/s}$ ) katılaştırılmış numune (c) büyütülmüş görünüm (d) (beyaz oklar boşluk ve çukurları göstermektedir), en yüksek katılaştırma hızında (166.0 $\mu\text{m/s}$ ) katılaştırılmış numune (e) ve büyütülmüş görünüm (f), (siyah oklar yarıлма düzlemlerini göstermektedir) ..... | 68 |
| Şekil 4.12. Termal iletkenliğin sıcaklıkla değişimi .....   | 69 |
| Şekil 4.13. Isı akışı-sıcaklık değişimi .....   | 70 |

## FOTOĞRAFLAR VB. MALZEMELER DİZİNİ

|   |    |
|---|----|
| Fotoğraf 3.1. Vakumlu eritme fırını.....  | 26 |
| Fotoğraf 3.2. Döküm fırını.....   | 27 |
| Fotoğraf 3.3. Doğrusal (Kontrollü) katılaştırma fırını ve deney sistemi .....   | 28 |
| Fotoğraf 3.4. Farklı dönme hızlarına sahip senkronize motorlar.....   | 36 |
| Fotoğraf 3.5. (a)Numuneleri zımparalamada kullanılan zımpara kağıtları, (b) Otomatik parlatma cihazı, (c) Parlatma kumaşları..... | 37 |
| Fotoğraf 3.6. Struers BX-51 model optik mikroskop .....   | 38 |
| Fotoğraf 3.7. (a) Çekme dayanım test cihazı (b) Numune tutucu çeneler .....   | 43 |
| Fotoğraf 3.8. Perkin Elmer Pyris Diamond DSC cihazı.....  | 48 |

## SİMGE VE KISALTMALAR

| Simgeler   | Açıklama                      |
|------------|-------------------------------|
| $\mu$      | Mikron                        |
| at.        | Atomik olarak                 |
| ağ.        | Ağırlık olarak                |
| A          | Alan                          |
| $C_0$      | Alaşımın başlangıç bileşimi   |
| $C_s$      | Alaşımın katı faz bileşimi    |
| $C_l$      | Alaşımın sıvı faz bileşimi    |
| $C_p$      | Özısı                         |
| $D_L$      | Sıvıdaki difüzyon katsayısı   |
| F          | Çekme kuvveti                 |
| $\Delta G$ | Gibbs serbest enerjisi        |
| G          | Sıcaklık gradyenti            |
| HV         | Mikrosertlik                  |
| I          | Çekirdek oluşum hızı          |
| K          | Termal iletkenlik             |
| $k_B$      | Boltzman sabiti               |
| L          | Mesafe                        |
| $L_0$      | Numunenin orijinal boyu       |
| $\Delta L$ | Uzama miktarı                 |
| m          | Kütle                         |
| m          | Likidus (sıvılık) eğimi       |
| R          | Arayüzeyin ilerleme hızı      |
| $r^*$      | Kritik çekirdeklenme yarıçapı |
| T          | Sıcaklık                      |
| $T_0$      | Denge sıcaklığı               |
| $T_1$      | Likidus (sıvılık) sıcaklığı   |
| $T_e$      | Erime sıcaklığı               |
| $\dot{T}$  | Soğutma hızı                  |

|             |                                   |
|-------------|-----------------------------------|
| V           | Hacim                             |
| V           | Katılaştırma hızı                 |
| Q           | Isı                               |
| $\Delta H$  | Entalpi                           |
| $\delta_c$  | Çözünence zengin tabaka kalınlığı |
| $\epsilon$  | Deformasyon(uzama) miktarı        |
| $\lambda_1$ | Birincil dendritik kol mesafesi   |
| $\lambda_2$ | İkincil dendritik kol mesafesi    |
| $\rho$      | Özdirenç                          |
| $\sigma$    | Çekme dayanımı                    |

### **Kısaltmalar**

### **Açıklama**

|       |   |
|-------|---|
| PDAS  | Primary Dendritic Arm Spacing<br>(Birincil Dendritik Kol Mesafesi)              |
| SDAS  | Secondary Dendritic Arm Spacing<br>(İkincil Dendritik Kol mesafesi)             |
| DSC   | Differential Scanning Calorimeter<br>(Diferansiyel Taramalı Kalorimetre)        |
| WDXRF | Wavelength Dispersive X-Ray Fluorescence<br>(X-Işını Floresansı Spektrometresi) |
| EDX   | Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy<br>(X-ışını Enerji Dağılım Spektrometresi) |
| XRD   | X-ray Diffraction<br>(X-ışını Kırınım Analizi)                                  |

# BÖLÜM I

## TEMEL KAVRAMLAR

### 1.1 Giriş

Malzemelerin sınıflandırılmasından ve günlük hayatımızda kullanılmaya başlanmasından beri malzemelerin mekanik özellikleri araştırmacı ve mühendislik camiası tarafından çok ilgi çekici olmuştur. Son zamanlarda mühendisler uygun maliyetli üretim teknikleri ve ihtiyaç duyulan özelliklere sahip yeni malzemeler bulmaya çalışmaktadır. Mevcut çalışmalar dayanıklılık-ağırlık oranı yüksek malzemelerin özelliklerini göstermektedir. Metallerin ve alaşımların çok iyi bilinen mekanik özelliklerinin çoğu mikroyapıları ile direkt olarak irtibatlandırılmaktadır. Bu metal ve alaşımların birçoğu çam ağacına benzer biçimde dendritik olarak katılaşmaktadır. Bu dendritik kristallerin şekli, boyutu ve dağılımı alaşım ürünlerinin özelliklerinde önemli bir rol oynamaktadır.

### 1.2 Metal İçerisindeki Katı-Sıvı Dengesini Oluşturan Termodinamik Özellikler

#### 1.2.1 Katılaştırma süreci

Katılaştırma süreci çoğu üretim endüstrisi için önemli bir fonksiyondur. Bu işlem yüksek viskoziteli malzemelerin erimiş olduğu ve düşük viskozite sergilediği yüksek sıcaklıkta şekillendirilmesine izin verir. Süreç sıvıdan katıya bir faz dönüşümünü gerektirir. Avantajlar arasında net şekillendirme, düşük enerji maliyeti, gelişmiş döküm özellikleri, azaltılmış atık işleme ve artan üretim sayılabilir. Atomik bir süreç olarak altta yatan katılaşma olgusu, yaklaşık son 70 yıldır üzerine çalışılan önemli bir konudur. Bu sürecin anlaşılmasında büyük iyileştirmeler sağlanmış ve araştırmacıların katılaşma sürecinde kusurları azaltarak döküm yapıları iyileştirmelerine olanak sağlamıştır.

#### 1.2.2 Çekirdeklenme ve katılaştırmanın termodinamiği

Katılaşmanın gerçekleşebilmesi için söz konusu malzemenin erime (sıvı) sıcaklığının altına inilmesi gerekir. Sıvı fazda, malzeme akıcıdır ve bir kalıba dökülebilir. Katılaşmayı başlatmak için eriyikten ısı almak gerekir. Katılaşma sırasında hem sıvı fazdan hem de

katı fazdan ısı çekilir, soğutma nedeniyle sıvı ve katının entalpisinde ve sıvıdan katıya dönüşüm nedeniyle entalpide azalma meydana gelir (Kurz ve Fisher, 1998). Saf bir metal için sıvı denge sıcaklığının altına soğutulduğunda, katı ve sıvı faz arasındaki serbest enerjideki,  $\Delta G_v$ , farktan dolayı katılaşma oluşur. Serbest enerjideki farkın,  $\Delta T$ , aşırı soğuma ile ilişkisi aşağıdaki eşitlikle verilir.

$$\Delta G_v = \frac{\Delta H_f}{T_m} \Delta T \quad (1.1)$$

Burada  $\Delta H_f$ , gizli erime ısısı (entalpi),  $T_m$ , denge erime sıcaklığıdır.

Benzer katılaşma koşulları altındaki alaşımlar için denge koşulları eriyikteki çözünen atomlarının varlığından etkilenir. Alaşımlar için,  $T_1$  'deki denge kriteri karşılandığında (yani katı ve sıvı fazların serbest enerjisi eşit olması durumunda), fazların bileşimi farklıdır.

### 1.3 Çekirdeklenme

Aşırı soğutmanın dengede olmadığı koşullar çekirdeklenmenin oluşmasına izin verir. Döküm sıvısına göre düşük yüzey enerjisine sahip, kümelenmek yerine ayrılmaya eğiliminde olan katı küreler için aşırı soğuma gereklidir. Çekirdeklenme iki gruba ayrılır.

#### 1.3.1 Homojen çekirdeklenme

Homojen çekirdeklenme ile ilişkili serbest enerji,  $\Delta G$ , sıvı / katı yüzey enerjisi arasındaki bağlantının yanı sıra hacimdeki değişimin bir fonksiyonudur (Kurz ve Fisher, 1998).

$$\Delta G = \frac{4\pi r^3}{3} \frac{\Delta T}{T_f} \Delta H_f + 4\pi r^2 \sigma \quad (1.2)$$

Burada  $r$ , küme oluşum yarıçapı,  $T_f$ , saf çözücünün erime noktası ve  $\sigma$ , katı/sıvı arayüzey enerjisidir. Çekirdek oluşum hızı,  $I$ , aşağıdaki bağıntıdan bulunabilir.

$$I = I_0 \exp \left[ \frac{\Delta G_d + \Delta G}{k_b T} \right] \quad (1.3)$$

Burada  $\Delta G_d$ , difüzyon serbest enerjisi,  $k_B$ , Boltzman sabiti, T sıcaklık ve  $I_0$  ise üstel faktör  $I_0 = N_1 V_0$  olarak tanımlanır.  $N_1$ , sıvı durumdaki atom sayısı ve  $V_0$  ise atomik titreşim frekansıdır. Eşitliğe göre çekirdeklenme hızı, üstel fonksiyonun içinde yer alan değerlere çok hassastır. Büyümenin gerçekleşmesi için çekirdeklenme hızının soğutma hızından daha büyük olması gerekir. Aşırı soğuma, küme büyümesi için yeterince büyük olduğunda kritik bir çekirdek,  $r^*$  elde edilir. Bu olduğunda,

$$r^* = \frac{\sigma T_m}{\Delta T \Delta H_f} \quad (1.4)$$

bağıntısı geçerlidir.

### 1.3.2 Heterojen çekirdeklenme

Heterojen çekirdeklenme sürecinde kritik bir çekirdek yarıçapının oluşması bir dizi fiziksel özellik tarafından katalize edilir, örneğin kalıp duvarının yüzeyi, sıvı içinde bulunan bir safsızlık veya sıvının yüzeyi üzerinde bir oksit filmin varlığı buna yol açabilir. Heterojen çekirdeklenme için yukarıda belirtilen katalizörler nedeniyle çok küçük aşırı soğumaya (1-2 °C) ihtiyaç varken homojen çekirdeklenmenin oluşması için örneğin 100 °C'lik mertebede büyük aşırı soğumaya ihtiyaç vardır.

Heterojen çekirdeklenme için sıvıdaki embriyonun yüzey enerjisi dikkate alınmalıdır. Böylece Gibbs serbest enerjisi,

$$\Delta G = \frac{16\pi\sigma^3}{3\Delta G_V^2} \left[ \frac{(2+\cos\theta)(1-\cos\theta)^2}{4} \right] \quad (1.5)$$

Eşitlik 1.5' teki karşılık gelen çekirdeklenme hızı ıslatma açısından ( $\theta$ ) daha ziyade difüzyon teriminden etkilenir.

### 1.4 Yapısal Aşırı Soğuma

Hareketli katı/sıvı arayüzeyinin kararlı veya kararsız olması büyük ölçüde katılaştan arayüzeyin önünde biriken çözünen zengini sınır tabakası ve ısı akış yönüne bağlıdır.

Katılaşan arayüzeyin önündeki çözünen zengini tabaka, sıvı bileşimiyle birlikte maksimum  $C_0/k$  kadar olur. Arayüzeyin önündeki kompozisyon artan mesafe ile azalır ve aşağıdaki bağıntı (Scheil bağıntısı) ile verilir.

$$C_{(x)} = C_0 + \left( \frac{C_0}{k} - C_0 \right) e^{-Rz/D_L} \quad (1.6)$$

$C_0$  ilk alaşım konsantrasyonu,  $k$  dengesel dağılım katsayısıdır,  $R$  arayüzeyin ilerleme hızı,  $z$  arayüzeyin önündeki mesafedir ve  $D_L$  sıvıdaki difüzyon katsayısıdır. Çözünen zengin tabaka kalınlığına karşılık gelen,  $\delta_c$  aşağıdaki gibi ifade edilir.

$$\delta_c = 2D_L/R \quad (1.7)$$

Arayüzey ilerledikçe, çözünen maddenin katı içindeki çözünürlüğü sıvıdan daha düşüktür. Önemli bir süre sonra, konsantrasyon dağılımı zamana bağılı hale gelir. Genel olarak, çözünen maddenin itilme hızı Şekil 1.1.'de görüldüğü gibi büyüme hızıyla orantılıdır. Büyüme hızı arttıkça sınır tabakası daha az belirgin hale gelir. Arayüzeyden geri çevrilen çözünen, segregasyon gibi olaylara yol açan daha dik bir konsantrasyon gradyenti oluşturarak arayüzeyden uzaklaştırılmalıdır.

Alaşımlar için arayüzeyin önündeki konsantrasyon gradyentindeki değişim likidus (sıvılık) sıcaklığını,  $T_l$ , aşağıdaki şekilde etkiler.

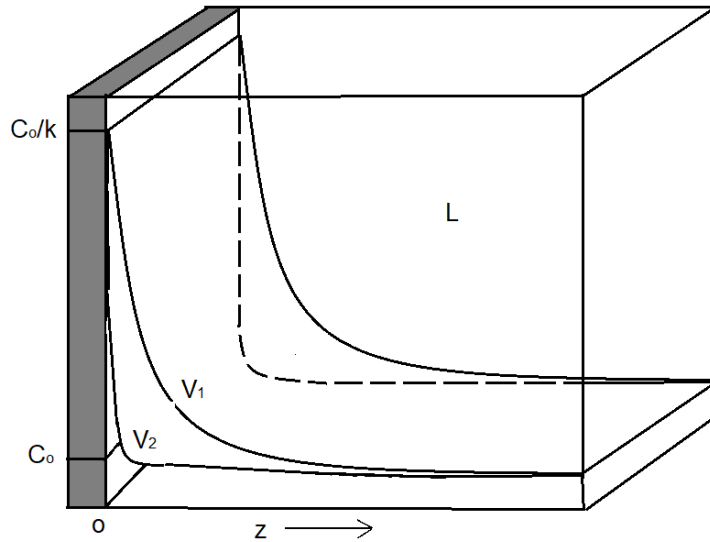
$$T_0 - T_l = m(C_0 - C_l) \quad (1.8)$$

Burada  $T_0$  denge sıcaklığı,  $m$  likidus (sıvılık) eğimi,  $C_l$  sıvı konsantrasyonudur. Şekil 1.2. çözünen bir sınır oluşumunu ifade eder ve yapısal aşırı soğumanın arayüzey kararlılığını nasıl belirlediğini gösterir. Likidus sıcaklığı, denklem 1.8' de verildiği gibi arayüzeyden artan mesafe ile artar. Bu sıcaklık profili katılaşma için bölgesel denge sıcaklığını temsil eder. Uygulanan sıcaklık gradyenti,  $G_L$ , arayüzeyin önündeki çeşitli hacim elemanlarında ısı akışına neden olur ve ilgili sıcaklık,  $T_q$ , tanımlanmalı ve denge sıcaklığıyla karşılaştırılmalıdır.  $T_q$ , katı/sıvı arayüzeyindeki  $T_s$ 'den daha düşük olmalı ki katılaştırma sürebilsin. Eğer  $T_q$  'daki değişim  $T_l$ 'deki değişimden az olursa yetersiz soğutulmuş bir bölge oluşabilir ve Şekil 1.1.' de gösterildiği gibi katı/sıvı arayüzeyinde sapmalara neden

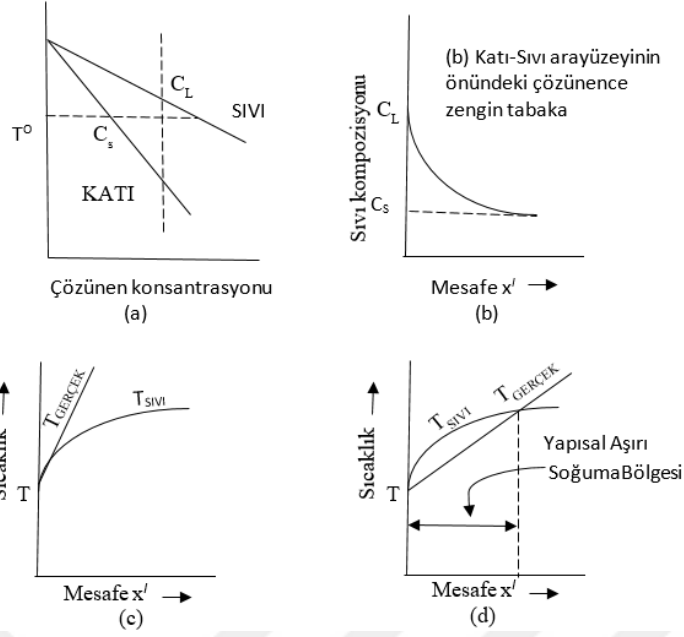
olabilir. Bu yüzden alaşımlar için arayüzey yapısal olarak aşırı soğuduğunda aşağıdaki bağıntı yazılabilir (Kurz ve Fisher, 1998).

$$G_L/R \leq \frac{mC_0(l-k)}{kD_L} \quad (1.9)$$

Yukarıdaki bağıntı ile verilen daha yüksek sıcaklık gradyenti düzlemsel arayüze neden olurken, daha düşük sıcaklık gradyenti bozulmuş bir arayüze neden olur. Kararlı düzlemsel cephede katılaşma, arayüzey tam olarak dengesel likidus sıcaklığında olduğunda ve arayüzeyin önündeki her noktanın likidus sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklıkta olması durumunda meydana gelir.



**Şekil 1.1.** Düzlemsel katı/sıvı arayüzeyindeki kararlı sınır tabakası (Kurz ve Fisher, 1998)



**Şekil 1.2.** Alaşımların katılaştırılmasında yapısal aşırı soğuma, faz diyagramı (a), katı/sıvı arayüzeyin önünde çözünence zengin bölge (b), kararlı arayüzey (c) ve kararsız arayüzey (d) (Kurz ve Fisher, 1998)

### 1.5 Alaşımlar ve Alaşımların Katılaştırılması

Katılma, metal dökümünden dünyanın magmasındaki kayaların ve minerallerin kristalleşmesine kadar farklılık gösteren birçok süreçte gerçekleşir. Fiziksel olaylardaki zenginliği nedeniyle, katılmaı iyi anlamak oldukça zordur. Bu olayın karmaşıklığı onlarca yıldır birçok disiplinde araştırma yapan araştırmacıları oldukça zorlamıştır. Metal döküm endüstrisinde, metal ürünlerin kalitesi çok önemlidir ve kalitenin yükseltilmesi katılma süreçleri üzerinde muazzam araştırma gerektirir. Geleneksel olarak, katılma mikro-metalurji açısından incelenmiştir. Bu araştırma, katılma olgusunu termal bilim mühendisliği perspektifinden ele alır ve katılmanın fiziğinin daha iyi anlaşılmasına katkıda bulunur.

Katılmanın temel özelliği iki faz arasındaki gizli termal enerjinin serbest bırakılmasıyla hareket eden ara yüzey boyunca sıvı-katı faz dönüşümüdür. Komplasyonlar, hareketli katılma cephesi, yumuşak bölgenin şeklinin ve sınırlarının gelişimi veya ısı ve kütle transferi, sıvı akışı ve kimyasal reaksiyonlar arasındaki etkileşimler ve farklı termofiziksel özelliklere sahip iki farklı fazın dahil edilmesinden kaynaklanır.

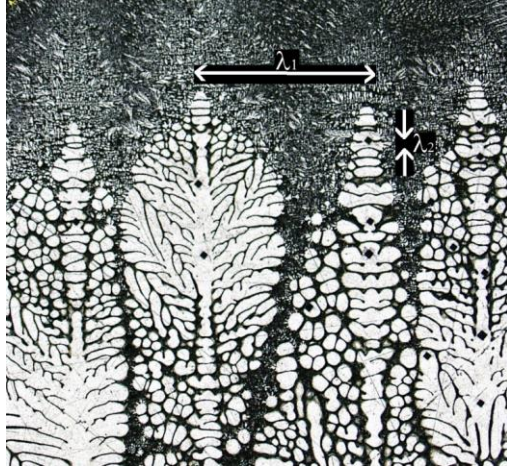
Ayrıca, bu süreç sıvı-katı arayüzündeki moleküler seviyeden döküm sisteminin makroskopik boyutlarına kadar değişen farklı uzunluk ölçeklerindeki olayları içerir. Dahası, farklı ölçeklerdeki olaylar birbirini etkiler. Çok bileşenli bir alaşımın katılaşması, saf metallere önemli şekilde ayrılır, geleneksel süreç özelliklerinin tahmin edilmesi için yeterli derecede bilinmemektedir. Çok bileşenli alaşımların katılaşma çalışmasında sıcaklık aralığındaki faz değişimi, yumuşak bölgedeki iki fazın şekillenmesi, çözünenin yeniden dağılımı, çift-difüzyon konveksiyonu gibi özellikler dikkate alınmalıdır. Çok bileşenli bir alaşımın katılaştırma işlemi sırasında, çözünenler genellikle dökümde eşit olmayan bir şekilde yeniden dağılır ve sonuçta ortaya çıkan “istenmeyen” bileşim tamamen katılaştırılmış külçede homojen olmama, segregasyon olarak adlandırılır. Segregasyon, mikroskobik boyutta oluşursa (örneğin dendritik kolları içinde veya arasında) mikrosegregasyon olarak bilinir ve kontrol edilebilir veya oldukça çabuk azaltılabilir, çünkü homojenleştirme için difüzyon mesafeleri yeterince küçüktür. Bununla birlikte segregasyon makroskobik boyutta olursa, makrosegregasyon olarak adlandırılır ve elimine edilemez.

Katılaşma, malzemenin sıvı fazdan katı faza geçiş süreci, sıvı atomlarının, bazı uygulama faktörlerine göre daha düzenli ve iyi yönelmiş birim hücrelerden meydana gelen katı atomlarına yeniden düzenlenmesidir (sıcaklık gradyenti boyunca kristal yapının sıralanması) (Chambell,1991). Termodinamik süreçte malzemenin bir fazdan diğerine geçiş kabiliyeti iki fazın Gibbs serbest enerjisine (veya kimyasal potansiyeli) bağlıdır (DeHoff, 1993). Bu serbest enerji (katılaşma için) özellikle sıcaklık ve entalpiye bağlıdır (DeHoff, 1993). En düşük Gibbs serbest enerjisine sahip özellikli denge fazı belirli bir anda tek olabilir. Katı fazın Gibbs serbest enerjisi sıvı fazdan daha düşük olduğunda bile sıvı fazın hala mevcut olabildiğine işaret edilmelidir. Bu yarı kararlı (metastable) durumdur ve aşırı soğuma (supercooling) olarak tanımlanır (Kurz ve Fisher, 1998). Pratikte ise sıvı, katılaşmanın başlayabilmesi için aşırı soğumaya ihtiyaç duyar. Bir katılaşma süreci için gerekli olan aşırı soğuma miktarı kritik çekirdek yarıçapı ve yüzey enerjisi gibi çeşitli faktörlere bağlıdır (Kurz ve Fisher, 1998). Katılaşma sürecinde aşırı soğuma aktifleştirme engelidir. Aşırı soğuma malzemenin katı mikroyapısı içinde atomların yeniden yerleşebilmeleri için gerekli enerjiyi sağlar. Çekirdeklenmeden sonra sıvı sıvı fazdan çıkmaya devam ederse çoğu atom çekirdeğin çevresine bağlanarak şekillenir ve çekirdeği büyütür. Bu kristal büyüme sürecidir. Çok çeşitli kristal büyüme

şekillerinden bir doğrultu boyunca sıralanmış tek kristaller oluşur ya da rastgele kristalografik düzende sayısız kristal oluşur (Callister, 2000).

Katılma sırasında katı sıvı arasındaki arayüzey sıvıdaki sıcaklık değişiminden çok etkilenir. İdeal olarak düzlemsel olsa da, nadiren düzlemsel kalan katı sıvı arayüzeyinde, büyütme hızı ve termal gradyent değişimleri büyük rol oynar. Sadece katılma morfolojisinden değil aynı zamanda çözünen dağılımı ve bölgesel sıvı akışı koşullarından da etkilenir. Bu arayüzey şekilleniminde değişimler özellikle karmaşıktır ve alaşımın içindeki çeşitli atomların ağırlıkları ve yoğunluklarından etkilenir. Dendritik kristaller suyun katılmasında olduğu gibi çoğu metal ve alaşımlar katılırken oluşan bir katılma yapısıdır (Kurz ve Fisher, 1998). Yarı kararlı ve dengesel olmayan (non-equilibrium) büyütme sürecidir. Dendritler çam ağacı gibi görünen morfolojilerdir (Şekil 1.3. ). Dendritik yapının bir kısmı tanecik büyütme, ekstrüzyon, ısıl işlemler gibi malzeme işleme süreçlerinden sonra bile mikroyapı içinde hala kalıcıdır (Kurz ve Fisher, 1998). Dendritlerin nasıl şekillendiğini anlamak bununla birlikte yeni mekanizmaların morfolojisini kontrol edebilmek malzemeler için çok önemlidir (Callister, 2000).

Dendritik katılaştırmanın detayları, daha spesifik olarak, ikincil dendritik kolların ( $\lambda_2$ ) ( Şekil 1.3 ) oluşumundan ve büyümesinden sorumlu fiziksel ve kimyasal mekanizmalar bu tezin kapsamı dışındadır. Fakat dendritler, katılma sürecinde bölgesel sıvı sıcaklığına, serbest enerji, yüzey enerjisi ve diğerleri arasındaki enerji dengesine bağlı olarak nasıl ve ne zaman şekillenirler? Bundan sonra kristal büyütme sürecindeki bu parametrelerin bazılarıyla ilgili kısa bir tartışma ele alınacaktır.



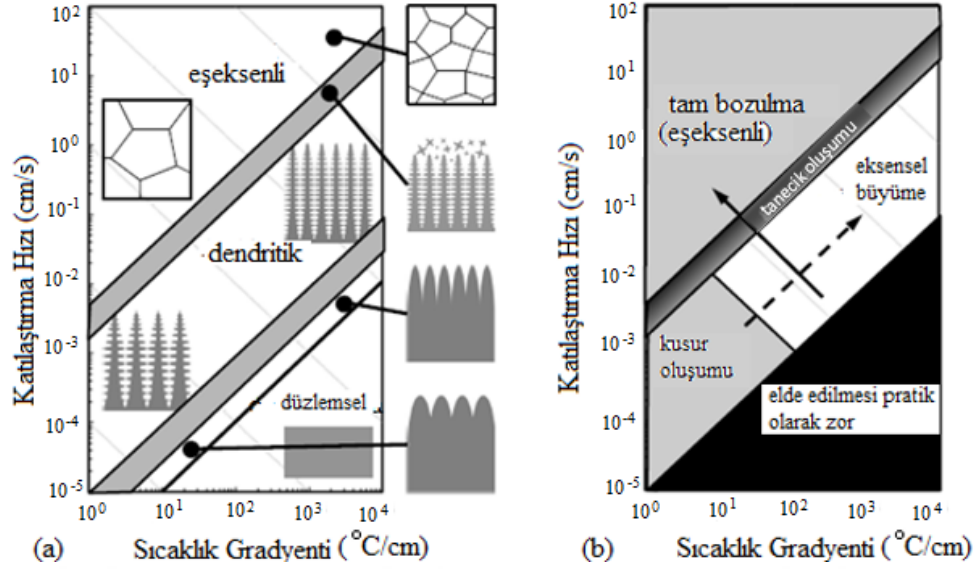
**Şekil 1.3.** Doğrusal katılaştırılmış dendritler

$\lambda_1$  birincil kollar arasındaki mesafeyi ve  $\lambda_2$  ikincil kollar arasındaki mesafeyi ifade eder. Dendritik katılaştırma alanındaki ana çalışmalardan biri Rutter ve Chalmers tarafından yapılmıştır (Rutter ve Chalmers, 1952). Bu çalışmada yazarlar bugün hala kullanılmakta olan alaşım dendrit formasyonları için bir model geliştirmek amacıyla deneyler yapmışlardır. Bu çalışmada dendritlerin nasıl ve niçin şekillendiği nelere bağlı olduğu araştırılmıştır. Hüresel ve dendritik mikroyapılar, ticari olarak önemli, işlenmiş malzemelerin yanı sıra doğada da sıklıkla gözlemlenir. Mikroyapı, verilen herhangi bir malzeme için elde edilen özellikleri belirlediğinden, malzemelerin istenen özelliklere uygun hale getirilmesi için işleme tekniklerinin mikroyapıyı nasıl etkilediğini anlamak hayati önem taşır. Döküm ve kaynak gibi çoğu ticari üretim teknolojileri, büyüme şartlarındaki önemli değişimden kaynaklanan homojen olmayan bir mikroyapının oluşumuna sebep olur (Kurz ve Fisher, 1998).

## **1.6 Alaşımların Dendritik Katılaştırılması**

### **1.6.1 Hüresel, dendritik ve eş eksenli yapılar**

Şekil 1.4. G ve V, hüresel, dendritik ve eş eksenli yapılar döküm morfolojisi arasındaki ilişkiyi anlamamızı sağlar. Yüksek sıcaklık gradyenti ve düşük büyütme hızlarında düzlemsel cephe katılma oluşur. G, azaltılıp V, artırıldığında hüresel yapılar oluşur.



**Şekil 1.4.** Sıcaklık gradyenti ( $G$ ) ve büyütme hızı ( $V$ )nin fonksiyonu olarak tek fazlı katılma morfolojilerindeki değişim. Morfolojik gösterim (a) ve şematik gösterim (b)

Hücrel yapılar düzlemsel katı-sıvı arayüzeyinde küçük dalgalanmalar veya bozulmalar gelişerek başlar. Katılma süreci bu dalgalanmaların gelişmesiyle devam eder.

### 1.6.2 Dendritik tanımlama

Dendritik yapıların deneysel olarak üretilmesi ve karakterizasyonu ile ilgili çok çalışma mevcuttur (McCartney ve Hunt, 1981). Son zamanlarda, bu yapının gelişiminin öngörülmesi için katılmanın modellenmesi, yapının kontrol edilmesi ve optimize edilmesi için önemli bir araç olarak ortaya çıkmıştır (Kurz ve Fisher, 1998; Langer ve Muller-Krumbhaar, 1987). Çoğu karakterizasyon modelinin korelasyonu ve tanımlanmasında temel birincil faktör uygulanan sıcaklık gradyenti ( $G$ ) ve büyütme hızı ( $V$ )dir. Bu faktörden dolayı sıcaklık gradyenti ve büyütme hızının her ikisi de oluşan dendritik yapıda önemli bir rol oynar ve sonuç olarak çoğu tanımlamayı bu öğelerin ölçümleri yansıtır. Çoğu yaygın ölçümler birincil dendritik kollar arası mesafe (PDAS) ve ikincil dendritik kollar arası mesafenin (SDAS) ölçülmesidir (McCartney ve Hunt, 1981; Huang ve Glicksman, 1981; Vijayakumar ve Tewari, 1991; Trivedi, 1984). Isı akış yönüne karşı ilk büyüyen hücreler “birincil” dendritler olarak adlandırılır. Bunlardan gelişen yan dallar ise “ikincil” dendritler olarak adlandırılır. Bazı termal koşullarda bu ikincil kollardan üçüncül kollar ve daha yüksek mertebeden kollar oluşabilir. Ancak

yorgunluk, sürünme direnci, kuvvet ve tanecik boyutu gibi özelliklerle birlikte katılaşmayı tanımlayabilmek için birincil ve ikincil kolların ölçülmesi yeterlidir.

Alaşımın doğrusal katılaştırılması esnasında dendritik kristallerin oluşumu yaygın olaylardır. Düzenli dendritik büyümenin meydana gelmesi için, eriyikten ısı akışı ve karşılık gelen izoterm tek bir yönde sınırlandırılmalıdır. Bu durum dendritik gövdelerin ısı akışının tersi yönde büyümesini sağlar. Kristalden eriyiğe ısı akışı olduğunda dendritler aşırı soğumanın izin verdiği kadar hızlı büyüebilir. Bu morfoloji “eş eksenli dendrit” olarak bilinir. Katı-sıvı arayüzeyinin büyüme hızı artırıldığında hücre yapısından dendritik yapıya geçiş olur ve hücresel oluşum, Şekil 1.4.'de gösterildiği gibi yan dallanmanın ortaya çıkmasına yol açar. Hücreler ilk olarak, düzlemsel bir katı-sıvı arayüzeyi başlangıçta tane sınırları, safsızlıklar veya büyüme hızında bir dalgalanma gibi nedenlerden dolayı bozulduğunda oluşur. Büyüme hızı arttıkça, hücresel büyüme sadece ısı akışı doğrultusu tarafından kontrol edildiğinde kristalografik sınırlamalar belirli bir kristalografik doğrultu boyunca büyümeyi etkiler. Bir takım teoriler dendrit morfolojisini önceden tahmin etmek için büyüme hızı/aşırı soğuma arasındaki ilişkiyi tanımlamışlardır. Teorilerin çoğu dendrit geometri varsayımlarında farklılık gösterir. Örneğin, Kurz ve Fisher büyüyen bir dendritin ucunu temsil etmek için yarım küre şeklinde bir tepe kullanır. Bu ilişkiyi aşağıdaki gibi ifade eder.

$$r_{cap}^2 R = \frac{4\pi^2 D_L \sigma}{\Delta T_0 k \Delta S_m} \quad (1.10)$$

Burada,  $r_{cap}$ , yarım küre tepesinin yarıçapı,  $\Delta T_0$ , Co'daki likidus-solidus sıcaklık aralığıdır ve  $\Delta S_m$ , erime entropisidir. Horvay and Chan tarafından önerilen diğer teorilerde eliptik kesitli paraboloid dendrit ucu kullanılır (Horvay ve Chan, 1961). Nash ve Glicksman, akı koşulları ve kılcallık yüzün her noktasına uygulandığından, tanımlanmış bir geometri ihtiyacını ortadan kaldıran ve çözümün bir parçası olarak kısıtlanmamış bir dendrit şekli veren doğrusal olmayan bir analiz geliştirmiştir (Nash ve Glicksman, 1974). Bu teorilerle yapılan yaklaşımlar, büyüme sırasında yakın aralıklı dendritlerin etrafındaki difüzyon alanlarının örtüşmesini ihmal etmektedir. Spesifik soğutma koşulları göz önüne alındığında, hücre ve dendrit mesafelerini, aşırı soğumayı ve yapılar arasındaki geçişi tahmin etmek için çok detaylı analizler nümerik simülasyonlar kullanan Hunt ve Lu tarafından yapılmıştır (Hunt ve Lu, 1996).

Alaşımların kullanımı çoğu döküm işleminde yaygın bir uygulamadır, çünkü alaşım elementlerinin ilaveleri saf metallere göre performansta önemli bir artış sağlar. Tane küçültme (grain refinement), düşük sıcaklıklarda karakteristik olarak daha yüksek dayanıklılığa sahip ince eşeksenli tanecik üretimi olarak bilinir. Döküm alaşımlarının performansını çok sayıda faktör etkiler. Bazı faktörler mikro ve makro çözünen taşınımı içerir, ilerleyen katı-sıvı arayüzeyindeki katı konsantrasyonu, sıvıdaki yerçekimi güdümlü konvektif akış, döküm sürecindeki soğutma koşulları bunlardan başlıcalarıdır. Bu koşullar, uygulanan sıcaklık gradyenti, soğutma hızı ve döküm teknolojileri gibi parametreleri içerir. Doğal konveksiyon ve termoçözünen konveksiyon, bölgesel sıcaklık farklarının ve katı-sıvı arayüzeyinde çözünmüş maddenin sıvıya itilmesi nedeniyle oluşan konsantrasyon ve yoğunluk farklılıklarının bir sonucudur. Bu mekanizma, döküm yapısında uzun mesafede bileşim homojenliği ile sonuçlanabilir. Bu mekanizmalardan kaynaklanan segregasyon (çözünen taşınımı) etkileri döküm endüstrisinde büyük bir rol oynamaktadır, çünkü düşünülen bileşimsel varyasyonlar istenmeyen anizotropik özellikler üretir ve performansı etkiler.

Dendritik mikroyapı endüstriyel ve doğal üretimin her ikisinde de çok yaygındır, ağaca benzer karmaşık yapılar olarak tanımlanır, katılaşma sırasında şekillenir, malzemenin eriyik durumdan katı duruma geçtiği faz değişimidir (Kurz ve Fisher,1986; Clicksman ve Marsh,1993). Doğada, kar taneleri ve katılaşma desenleri, doğal olarak oluşan dendrit buz kristallerinin en gözlenen örnekleri arasındadır. Dendritik yapının eş eksenli ve sütunsal olmak üzere iki şekli vardır. Eş eksenli dendritler, bir merkez noktasından tüm doğrultularda büyürken, sütunsal dendritler bazı tercih edilen doğrultularda büyür. Bu yapılar, katılaştırılmış malzemenin termal, mekaniksel ve elektriksel özelliklerinin anlaşılmasında önemli rol oynarlar. Dendritik katılaşmanın anlaşılması, dendritler ne zaman ve nasıl şekillenir ve hangi koşullar altında gelişir-istenilen özelliklere sahip malzemenin üretilmesinde katılaştırma sırasında mikroyapıyı tahmin ve kontrol etmek için önemli hale gelir. Dendritik mikroyapı hem saf metallerde hem de alaşımlarda oluşur. Dendritik büyümenin fiziksel süreci aşağıdaki gibidir. Saf maddelerde, sıvı donma noktasının altındaki sıcaklığa soğutulur. Sıcaklık ile donma denge sıcaklığı arasındaki fark aşırı soğuma olarak adlandırılır. Katılaşma herhangi bir bozulma ile örneğin sıvı içindeki küçük bir katı taneciğinin oluşması veya basınçtaki bir dalgalanma başlatılabilir.

Katılma başladıktan sonra sıvı içinde katı-sıvı arayüzeyi gelişir, arayüzeyde gizli ısı üretilir ve aşırı soğumuş katı ve sıvıya yayılır.

Katılma sürecinin sürücü gücü, arayüzeydeki aşırı soğumadır. Süreç doğal olarak dengesizdir, arayüzeydeki herhangi bir yerel çıkıntı kendini komşularından daha düşük bir sıcaklıkta bulur ve büyümesi artar. Çıkıntı büyümesi, sürücü gücün, arayüzey enerjisi ve kinetik etkiler gibi diğer kısıtlayıcı faktörler tarafından dengelenmesine kadar devam eder.

Alaşım durumunda, dendritik büyümede iki difüzyon alanı bir arada bulunur. Bunlar sıcaklık ve çözünen konsantrasyonudur. Çözünen yayılım katsayısı ( $k$ ) çoğu seyreltik metalik alaşımların tipik durumu gibi 1'den küçük olursa, çözünen arayüzeyden geri çevrilir, dendritik büyüme gibi sıvı içine yayılır. Çözünen yayılımı küçük olduğu için, çözünen konsantrasyonu arayüzeyde birikir. Bu çözünen konsantrasyonunun artması, arayüzeyin önünde pozitif bir sıcaklık gradyenti olsa bile, arayüzey önünde küçük bir bölgede aşırı soğumaya neden olur. Bu olay yapısal aşırı soğuma olarak adlandırılır ve saf maddelerin dendritik büyümesinde etkin olan termal aşırı soğumadan farklı bir başka sürücü kuvvettir. Bu nedenle, genel olarak dendritik büyümenin, gizli ısı veya çözünen konsantrasyonun arayüzeyden ne kadar hızlı difüze olduğu difüzyonla sınırlı bir işleme kontrol edildiği anlaşılmaktadır. Saf maddelerde dendritlerin büyüme hızı arayüzeyden gizli ısının difüzyonu ile kontrol edilebilir. Alaşımlarda hem gizli ısının difüzyonu hem de çözünen konsantrasyonunun difüzyonu büyüme sürecinde önemli rol oynar. Birçok metalik alaşım için çözünen yayılım katsayısının büyüklüğü termal yayılımdan üç-dört mertebe daha küçüktür, bundan dolayı çözünen yayılımı dendritik büyümede hız kontrol faktörüdür. Aşağıdaki sebeplerden dolayı dendritik büyümenin çalışılması oldukça karmaşık ve zordur.

1-Gözönüne alınan bölgede zamana bağlı olarak hareket eden bir arayüzeyin mevcudiyeti. Arayüzeyde dallanma, bölünme ve birleşme gibi topolojik değişiklikler oluşabilir ve durum çok karmaşık hale gelebilir. Arayüzey konumu çözümün bir parçasıdır ve herhangi bir zamanda açık veya dolaylı olarak belirlenmelidir.

2-Arayüzeyde iletkenlik, öz ısı ve alan değişkenleri (sıcaklık gradyenti, çözünen konsantrasyonu) gibi malzeme özelliklerini içeren süreçlerde süreksizliklerin mevcudiyeti.

3- Uzunluk skalasının geniş olması bir diğer problemdir. Örneğin tipik metalik alaşımların katılaştırılmasında, termal difüzyon uzunluğu, çözünen difüzyon uzunluğundan üç-dört merteye daha büyüktür ve kılcal uzunluktan da dört-beş merteye daha büyüktür. Önemli uzunluk skalalarının çoğu Çizelge 1.1.'de gösterilmiştir.

**Çizelge 1.1.** Dendritik katılaştırılmış Pb-Sb Alaşımının farklı uzunluk ölçekleri (Katılaştırma hızı  $V=0.1$  mm/s olarak alınmıştır.)( Zhao,2002)

| İsim                      | Tanım  | Uzunluk Ölçeği, mm        |
|---------------------------|--|---------------------------|
| Dendrit uç yarıçapı       | R  | $\sim(10^{-3} - 10^{-1})$ |
| Kılcal Uzunluk            | $d_0 \equiv \frac{\gamma}{L}$ veya $\frac{C_{PL}T_m\gamma}{L^2}$ | $\sim 10^{-7}$            |
| Termal Difüzyon Uzunluğu  | $l_T \equiv \frac{\alpha_L}{V}$ veya $\frac{\alpha_S}{V}$        | $\sim 10^2$               |
| Çözünen Difüzyon Uzunluğu | $L_c \equiv \frac{D_L}{V}$                                       | $\sim 10^{-2}$            |

4- Arayüzey enerjisi, kinetik hareketlilik ve kristal anizotropisi gibi malzeme özellikleri dikkate alınmalıdır. Kılcal kuvvetler eğriliğe bağlı olduğu için, dolaylı arayüzey izleme yöntemi için bir zorluk oluşturan arayüzey eğriliği hesaplanmalıdır.

5- Problem doğrusal değildir(non-linear). Sıcaklık ve çözünen konsantrasyonu denklemlerinin kendileri doğrusal olmasına rağmen, konveksiyon göz ardı edildiğinde, arayüzeyde doğrusal olmayan bir şekilde çiftlenirler. Saf bir maddenin katılaştırılmasında sadece enerji denklemi olsa bile arayüzeydeki sıcaklığın arayüzey eğriliğine bağımlılığı ve arayüzey konumunun çözümün bir parçası olarak belirlenmesi gerektiği gerçeği problemi doğrusal olmayan bir hale getirir. Ayrıca, fiziksel süreç, başlangıç koşullarında veya sınır koşullarında küçük bir değişikliğin nihai sonuçlarda büyük değişikliklere neden olabileceği konusunda kararsız eğilimlere sahiptir.

Mikroyapı karakterizasyonu, malzeme süreçleri ve davranışları arasındaki stratejik ilişkiden dolayı malzeme bilimi ve mühendislik için önemli bir olaydır. Malzemelerin bir niceliğinin anlaşılmasının keşfedilmesi, süreç aktivitelerine karar verebilmek ve malzemenin performansını elde edebilmek için gereklidir.

Bu tez kapsamında Al esaslı bir alaşım olan 7075 alaşımı çalışılmıştır. Alüminyum alaşımları geniş mekanik ve fiziksel özelliklere sahiptir. Hava araçlarından litografik levhalara ve ısı değiştiricilere kadar geniş kullanım alanları olan uygun özellikteki yüzlerce alaşım geliştirilmiştir. Başlıca alaşım elementleri bakır, magnezyum, silikon, manganez, çinko ve lityumdur. Bu elementler çeşitli güçlendirme mekanizmalarını ve kullanılabilirlik özelliklerini artırır. Çoğu minör alaşım elementi, termomekaniksel süreçle birlikte mikro yapıyı iyileştirmek ve düzeltmek için kullanılır. Çok az miktarda bulunan diğer safsızlıklar rafineriden ve eritmeden kaynaklanan yabancı maddeler olarak bulunurlar. 7075 alaşımının (Al-5.5Zn-2.5Mg-1.5Cu % ağırlık) sıvılaşma sıcaklığı 635 °C ve tamamen katılaşma sıcaklığı 477 °C ve alaşım için birincil güçlendirme fazı η fazıdır (Zn<sub>2</sub>Mg). 7075 alaşımı yüksek dayanıklılığından dolayı öncelikli olarak hava araçlarında yapısal alaşım olarak kullanılır.

## BÖLÜM II

### KATILAŞTIRMA ÜZERİNE YAPILAN ARAŞTIRMALAR

#### 2.1 Mikroyapı İle İlgili Yapılan Çalışmalar ( $\lambda_1, \lambda_2$ )

Bu kısımda konuyla ilgili olarak değişik araştırmacıların ikili ve çoklu alaşım sistemleriyle yaptığı araştırmalar belli bir düzen içinde verilmeye çalışılacaktır. ***Aksi belirtilmedikçe tüm kompozisyon değerleri (ağ. %) olarak verilmiştir.***

Feng vd. (1999), Bridgman tipi katılaştırma fırını kullanarak doğrusal olarak katılaştırdıkları Al-4.95Zn alaşımının çeşitli katılma hızlarında hücrese/dendritik birincil mesafelerini ölçmüşlerdir. Birincil hücrese/dendritik mesafelerin, katılma hızının artmasıyla azaldığını görmüşlerdir. Maksimum  $\lambda_{max}$ , Minimum  $\lambda_{min}$ , ortalama değer  $\lambda_{ort}$ 'yı katılma hızının fonksiyonu olarak aşağıdaki gibi ifade etmişlerdir.

$$\lambda_{max} = 4578V^{-0.697}, \lambda_{min} = 1315.7V^{-0.6543}, \lambda_{ort} = 3084.5V^{-0.6982}$$

Lapin ve Nazmy (2002), doğrusal katılaştırılmış Ti-46Al-2W-0.5Si (at.%) alaşımının mikroyapı ve mekaniksel özelliklerini incelemişlerdir. Sabit G (14 K/mm) ve farklı V (13.9-118  $\mu\text{m/s}$ ) değerleri için V'nin artışı ile orantılı olarak birincil kol mesafesinin azaldığını, deneysel verilerin regresyon analizini yaparak  $\lambda = 2.14 \times 10^{-5}V^{-0.24}$  eşitliği ile bulmuşlardır. Ayrıca bu araştırmacılar lameller arası mesafenin katılma hızının artışı ile azaldığını  $\lambda = 3.9 \times 10^{-9}V^{-0.46}$  bağıntısı ile ortaya koymuşlardır.

Lapin ve Marecek (2006), kimyasal kompozisyonu Ni-21.9Al-8.1Cr-4.2Ta-0.9Mo-0.3Zr(at.%) olan doğrusal katılaştırılmış(DS) çok fazlı intermetalik alaşımın katılma hızının mekanik ve mikroyapı özelliklerine etkisini incelemişlerdir. Birincil kol mesafesi ( $\lambda$ ) nin artan katılma hızı ile azaldığını  $\lambda = KV^a$  ilişkisine göre bulmuşlardır. Burada K sabit ve a katılma hızının üstel değeridir. Lineer regresyon analizini kullanarak katılma hızının üstel değerini  $a = 0.26 \pm 0.02$  olarak tanımlamışlardır.

Lapin (2006), kimyasal kompozisyonu Ni-21.29Al-7.04Cr-1.46Ta-0.62Mo-0.57Zr (at.%) olan numuneleri 2.78- 118  $\mu\text{m/s}$  aralığında değişen kararlı katılma hızlarında,

katı-sıvı ara yüzeyinde sabit sıcaklık gradyentinde ( $G_L=14$  K/mm) doğrusal olarak katılaştırmıştır. Katılma hızının artmasıyla birincil dendritik kol mesafesinin azaldığını ve aralarındaki ilişkinin  $\lambda = kV^{-a}$  bağıntısıyla verildiğini rapor etmiştir. Burada k, deneysel katsayı, a ise katılma hızının üstel değeridir. Lineer regresyon analizini kullanmış ve katılma hızının üstel değerini  $a = -0.21 \pm 0.02$  olarak belirlemiştir.

Lapin ve Gabalcová (2011), kimyasal kompozisyonu Ti-46Al-8Ta ve Ti-46Al-8Nb (at.%) olan alaşımların kararlı ve kararsız durumlarda Bridgman katılma tekniğini kullanarak katılma davranışlarını incelemişlerdir. Birincil dendrit kol mesafesinin  $\lambda_1 = K_1 V^a$  ilişkisine göre sabit sıcaklık gradyentinde, artan katılma hızına (V) bağlı olarak azaldığını görmüşler. Ti-46Al-8Ta alaşımı için V'nin üstel değerini  $a=-0.23$  ve  $-0.25$  arasında, Ti-46Al-8Nb alaşımı için V'nin üstel değerinin  $-0.24$  ve  $-0.25$  arasında değiştiğini bulmuşlardır. Ayrıca bu araştırmacılar, ikincil dendrit kol mesafesinin de  $\lambda_2 = K_4 \dot{v}^n$  ( $\dot{v}=VG_L$ ,  $\dot{v}$  soğutma hızı) bağıntısına göre sabit sıcaklık gradyentinde, artan soğuma hızına bağlı olarak azaldığını görmüşlerdir. Ti-46Al-8Ta alaşımı için  $\lambda_2 = 3.96 \times 10^{-5} \dot{v}^{-0.34}$  ve Ti-46Al-8Nb alaşımı için de  $\lambda_2 = 5.09 \times 10^{-5} \dot{v}^{-0.35}$  deneysel bağıntılarını bulmuşlardır.

Fan vd. (2012), Ti-49Al (at %) alaşımını farklı katılma hızlarında ( $V=5-30\mu\text{m/s}$ ), sabit sıcaklık gradyentinde ( $G=12.1$  K/mm) Bridgman tipi katılma fırın kullanarak doğrusal olarak katılaştırmışlardır. Birincil dendritik mesafeler, lamellerarası mesafe, ve mikrosertlik (HV) değerlerini ölçerek, V'nin  $\lambda$  ve HV üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Lineer regresyon analizini kullanarak, sabit sıcaklık gradyentinde,  $\lambda$  değerinin artan katılma hızıyla birlikte azaldığını bulmuşlardır.  $\lambda$  değerlerini boyuna ve enine kesitten elde etmişler ve sırasıyla  $\lambda_L$ ,  $\lambda_T$  ile temsil etmişlerdir.  $\lambda$  ve V arasındaki ilişkiyi,  $\lambda_{lo} = 853.1V^{-0.31}$  ve  $\lambda_{tr} = 852.7V^{-0.30}$  olarak bulmuşlardır.

Luo vd. (2016), doğrusal katılaştırılmış Mg-0.60, 1.38 ve 2.35 Gd alaşımlarının mekaniksel özelliklerini sıcaklık gradyenti, katılma hızı, soğutma hızı ve çözünen konsantrasyonun fonksiyonu olarak araştırmışlardır. Üç farklı Al-Gd alaşımı için kararlı durumda, üç farklı G (20, 25 ve 30 K/mm) ve sabit V (10 $\mu\text{m/s}$ ) ya da farklı V (10-200 $\mu\text{m/s}$ ) ve sabit G (30 K/mm) de çeşitli mikroyapı morfolojilerini incelemişlerdir. Hücrel mesafe  $\lambda$ 'nın hem G ve V arttığında azaldığını hem de sabit G ve V'de artan

çözünen konsantrasyonu ile azaldığını göstermişlerdir. Bu araştırmacıların  $V$  ile ilişkili bağıntıları aşağıda verilmiştir.

$$\text{Mg-0.60 Gd Alaşımı için; } \lambda = 109.72V^{-0.2615}$$

$$\text{Mg-1.38 Gd Alaşımı için; } \lambda = 135.74V^{-0.2598}$$

$$\text{Mg-2.35 Gd Alaşımı için; } \lambda = 159.19V^{-0.2763}$$

Liu vd. (2016), sabit  $G$  (18 K/mm) ve farklı  $V$  değerleri (3-100  $\mu\text{m/s}$ ) için Ti-47Al-1.0W-0.5Si (at.%) alaşımını doğrusal olarak katılaştırmışlardır. Bu araştırmacılar birincil dendritik mesafe ( $\lambda$ ) ile ilgili ölçümler yapmışlar  $\lambda$ 'nın artan katılaştırma hızı ile azaldığını tespit etmişlerdir. Deneysel verilerin regresyon analizini kullanarak  $\lambda = 731.6V^{-0.356}$  eşitliğini bulmuşlardır.

Shen vd. (2019), farklı C kompozisyonlarında (0.06, 0.24 and 0.68 wt%) Fe-C-Mn-Al alaşımlarını doğrusal katılaştırarak dendritik büyütme davranışlarını incelemişlerdir. Deneysel koşullarda birincil dendritik mesafe ve büyütme hızı arasındaki ilişkiyi 0.06C, 0.24C ve 0.68C alaşımları için sırasıyla  $\lambda_{0.06c} = 11.75.V^{-0.30}$ ,  $\lambda_{0.24c} = 10.38.V^{-0.32}$ ,  $\lambda_{0.68c} = 10.56.V^{-0.31}$  olarak elde etmişlerdir.

Kakitani vd. (2019), Al-11Si-5Ni üçlü ötektik alaşımını geçici sıcaklık akışı koşullarında, 1-25  $^{\circ}\text{C/s}$  arasında değişen soğutma hızlarında ayrıca ikili Al-11Si ve Al-5Ni alaşımlarını aynı deneysel koşullarda doğrusal olarak katılaştırmışlardır. Al-11Si-5Ni üçlü alaşımının ve Al-11Si ve Al-5Ni ikili alaşımlarının birincil ( $\lambda_1$ ), ikincil ( $\lambda_2$ ) ve üçüncül ( $\lambda_3$ ) dendritik mesafelerin deneysel büyütme şartlarına bağlılığını kıyaslamışlar, soğutma hızı ( $\dot{T}$ ) ve büyütme hızı ( $V_{E/L}$ ) na bağlı olarak aşağıda verilen deneysel bağıntıları bulmuşlardır.

$$\lambda_1 = 112V_{E/L}^{-1.1}; \lambda_1 = 405\dot{T}^{-0.55} \quad \text{Al-11Si-5Ni ve Al-11Si alaşımları için}$$

$$\lambda_1 = 54V_L^{-1.1}; \lambda_1 = 149\dot{T}^{-0.55} \quad \text{Al-5Ni alaşımı için}$$

$$\lambda_2 = 5.2V_{E/L}^{-2/3}; \lambda_2 = 10.9\dot{T}^{-1/3} \quad \text{Al-11Si-5Ni ve Al-5Ni alaşımları için}$$

$$\lambda_2 = 9.1V_L^{-2/3}; \lambda_2 = 19.2\dot{T}^{-1/3} \quad \text{Al-11Si alaşımı için}$$

$$\lambda_3 = 5.5V_E^{-0.50}; \lambda_3 = 9.9\dot{T}^{-0.25} \quad \text{Al-11Si-5Ni alaşımı için}$$

$$\lambda_3 = 6.3V_L^{-1.1}; \lambda_3 = 21.8\dot{T}^{-0.55} \quad \text{Al-11Si alaşımı için}$$

Burada  $\lambda_{1,2,3}$  [ $\mu\text{m}$ ];  $v_{E/L}$  [ $\mu\text{m/s}$ ] ve  $\dot{T}$  (C/s) olarak alınmıştır.

## 2.2 Mekanik Özellikler İle İlgili Yapılan Çalışmalar (HV, $\sigma_{\text{uts}}$ , $\sigma_c$ , $\sigma_y$ )

Lapin vd. (2002), doğrusal katılaştırılmış Ti-46Al-2W-0.5Si (at.%) alaşımının mikroyapı ve mekaniksel özelliklerini incelemiştir. Vickers mikrosertliğinin ( $HV_m$ ) katılaştırma hızına bağlılığını  $HV_m = 2.55 \times 10^3 V^{0.141}$  bağıntısı ile ifade etmişlerdir.

Hem basma akma gerilimi ( $\sigma_y$ ) hem de  $HV_m$ 'nin de katılaştırma hızı arttıkça arttığını katılma doğrultusunda ve katılma doğrultusuna dik olarak aşağıdaki gibi ifade etmişlerdir.

$$\sigma_{y-per} = 176.7 + 0.748HV_m$$

$$\sigma_{y-par} = 108.5 + 0.702HV_m$$

Böyük (2012), Al-11.1Si-4.2Ni alaşımını, farklı katılaştırma hızlarında ( $V=4.60-243.33$   $\mu\text{m/s}$ ), sabit sıcaklık gradyentinde ( $G=5.82$  K/mm) ve farklı sıcaklık gradyentlerinde ( $G=2.11-5.82$ K/mm), sabit katılaştırma hızında ( $V=11.63\mu\text{m/s}$ ) Bridgman tipi katılaştırma fırını kullanarak doğrusal katılaştırmıştır. Doğrusal katılaştırılmış numunenin mikrosertlik, gerilme direnci ve elektriksel direncini ölçmüştür. Katılma parametrelerinin artmasıyla birlikte mikrosertliğin de arttığını ölçmüş ve lineer regresyon analizini kullanarak HV'nin V ve G'ye bağlılığını aşağıdaki gibi tanımlamıştır. Sabit sıcaklık gradyentinde,  $HV = 72.44V^{0.08}$  olarak ve sabit katılma hızında  $HV = 72.44G^{0.12}$  olarak aralarındaki ilişkiyi bulmuştur. Ayrıca  $\sigma_c$  ile V arasındaki ilişkiyi,  $\sigma_c = 37.15V^{0.19}$  bağıntısı ile katılma hızı arttıkça  $\sigma_c$ 'nin arttığını göstermiştir. Katılma hızı  $4.6\mu\text{m/s}$ 'den  $243.33\mu\text{m/s}$ 'ye arttıkça gerilme dayanımı  $55.71$  MPa'dan  $125.62$  MPa'a artmıştır.

Fan vd. (2012), Ti-49Al (at %) alaşımını sabit sıcaklık gradyenti ( $G=12.1$  K/mm) ve farklı katılaştırma hızlarında ( $V=5-30\mu\text{m/s}$ ), Bridgman tipi fırın kullanarak doğrusal olarak katılaştırmışlardır. Birincil dendritik mesafe ( $\lambda$ ), lamelsel mesafe ( $\lambda_L$ ), ve mikrosertlik (HV) değerlerini ölçerek V'nin  $\lambda_L$ ,  $\lambda$  ve HV üzerindeki etkilerini incelemiştir. HV değerlerinin artan V ile arttığını gözlemlemiştir. HV değerini hem boyuna ( $HV_L$ ) hem

de enine kesitten ( $HV_T$ ) ölçerek ilgili bağıntıları  $HV_L = 307.2V^{0.16}$  ve  $HV_T = 313.9V^{0.16}$  olarak rapor etmişlerdir. Ayrıca HV ile  $\lambda$  arasındaki ilişkiyi  $HV_L = 11142.9\lambda^{-0.53}$  ve  $HV_T = 10792.2\lambda^{-0.52}$  olarak bulmuşlardır.

Canté vd. (2013), yaptıkları çalışmada Al-1.0 Fe-1.0 Ni alaşımını geçici sıcaklık akışı koşullarında ve geniş soğutma hızlarında (0.8-36.5K/s) doğrusal olarak katılaştırmışlardır. Çalışılan bu üçlü alaşım için hücre mesafesi ve Vickers mikrosertlik arasında  $HV=21.5+59.5(\lambda_c)^{-1/2}$  Hall-Petch tipi ilişkiyi bulmuşlardır.

Luo vd. (2016), doğrusal katılaştırılmış Mg-0.60, 1.38 ve 2.35Gd alaşımlarının mekaniksel özelliklerini sıcaklık gradyenti(G), katılaştırma hızı(V), soğutma hızı (R) ve çözünen konsantrasyonunun fonksiyonu olarak araştırmışlardır. Artan V veya azalan  $\lambda$  ile basma dayanımının ( $\sigma_b$ ) arttığını açıkça gözlemiş ve aralarındaki ilişkiyi aşağıdaki gibi bulmuşlardır.

$$\text{Mg-0.60 Gd Alaşımı için; } \sigma_b = -104.13 + 1347.77V^{-0.5}$$

$$\text{Mg-1.38 Gd Alaşımı için; } \sigma_b = -121.57 + 1674.28V^{-0.5}$$

$$\text{Mg-2.35 Gd Alaşımı için; } \sigma_b = -110.76 + 1754.20V^{-0.5}$$

Liu vd. (2016), sabit sıcaklık gradyentinde (18K/mm), katılaştırma hızı (V=3-100  $\mu\text{m/s}$ ) aralığında değişen doğrusal katılaştırılmış Ti-47Al-1.0W-0.5Si (at.%) alaşımının mikrosertlik ( $H_v$ ) ölçümlerini yapmışlar ve mikrosertlik ile katılaştırma hızı arasında  $H_v \approx 289.5V^{0.12}$  ilişkisini bulmuşlardır. Mikrosertliğin katılaştırma hızı arttıkça arttığını görmüşlerdir.

Şahin ve Karakurt (2018), Sn-8.8Zn alaşımını, sabit sıcaklık gradyentinde (G=4.16 K/mm) ve farklı katılma hızlarında (V=8.3-790 $\mu\text{m/s}$ ), Bridgman tipi fırında doğrusal olarak katılaştırmıştır. Mikrosertlik (HV), maksimum gerilme dayanımı ( $\sigma_{uts}$ ), maksimum basma dayanımı ( $\sigma_{uc}$ ) ve maksimum basma akma dayanımı ( $\sigma_{cy}$ )'nin katılma hızına bağlılığını ifade eden bağıntıları aşağıdaki gibi elde etmişlerdir.

$$HV_L = 26.85V^{0.10}, HV_T = 28.90V^{0.11}, HV_{ort} = 28.25V^{0.11}$$

$$\sigma_{uts} = 83.86V^{0.08}, \sigma_{uc} = 141.38V^{0.12}, \sigma_{cy} = 125.30V^{0.11}$$

### 2.3 Termal Özellikler İle İlgili Yapılan Çalışmalar (K, ΔH, Cp, α)

Chen vd. (2015), yaptıkları çalışmada, 30Al–Si, Al–Cu, Al–Fe, Al–Mg, Al–10Si–Cu, Al–10Si–Fe, ve Al–10Si–Mg ticari kullanımı oldukça yaygın ikili ve üçlü alaşımların, termal ve elektriksel iletkenliğini ölçmüşlerdir. Sonuçta, % 99.8 saflıktaki ticari Al ile birlikte 1 ağırlık % Si, Cu, veya Fe karıştırıldığında, termal iletkenliğin  $213.5 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ 'den yaklaşık olarak  $190\text{-}210 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ 'e düştüğünü ölçmüşlerdir. Al-Si alaşımında, Si konsantrasyonunun 6 ağırlık % aştığında, termal iletkenliğin  $154\text{-}157 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$  civarında sabit kaldığını görmüşlerdir. Al-Mg alaşımında, termal iletkenliğin, Mg konsantrasyonunun 1 ağırlık %'e kadar değişmediğini görmüşler, Mg konsantrasyonu 1 ağırlık %'i aştığında, termal iletkenliğin büyük ölçüde  $212 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ 'den Al–1Mg ve Al–5Mg  $124.1 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ 'e düştüğünü görmüşlerdir. Al-Mg alaşımlarında Mg konsantrasyonu 1 ağırlık % 'i aşmadığı sürece termal iletkenliği değiştirmez. Üçlü Al alaşımlarında, Al-10Si alaşımına 0-1 ağırlık % Fe veya Cu katkılандığında, termal iletkenlik  $154 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ 'den,  $162.7 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ 'e yavaşça arttığı gözlenmiştir.

Elektriksel iletkenlik,  $\sigma$  ( $\times 10^{-7} \Omega^{-1} \text{ m}^{-1}$ ), Al–0.5Cu alaşımı için 3.14, Al–1.0Cu alaşımı için 3.08, Al–2.0Cu alaşımı için 2.81, Al–3.0Cu alaşımı için 2.61, Al–4.0Cu alaşımı için 2.58, Al–5.0Cu alaşımı için 2.58, Al–0.5 Mg alaşımı için 3.14, Al–1.0Mg alaşımı için 2.88, Al–3.0Mg alaşımı için 1.99, Al–5.0Mg alaşımı için 1.51 olarak ölçmüşlerdir.

Yanpu vd. (2016), Mikro-damlacık biriktirme yöntemi ile ürettikleri 3D bileşenli Al7075 alaşımının üretme sürecinde, termomekaniksel davranışlarını analiz etmişlerdir. Metal mikro-damlacık biriktirme yöntemi metal parçacıklarını ürüne katkılanmak için önemli bir yöntemdir. Elde ettikleri sonuçlar Çizelge 2.1.'de görülmektedir.

**Çizelge 2.1.** 7075 Al alaşımının termomekaniksel özellikleri

| Sıcaklık<br>( <sup>0</sup> C) | Yoğunluk<br>(Kg.m <sup>-3</sup> ) | Özısı<br>(J.(Kg.K) <sup>-1</sup> ) | Termal<br>iletkenlik<br>(W.(m.K) <sup>-1</sup> ) | Entalpi<br>(J.g <sup>-1</sup> ) | Doğrusal<br>genleşme<br>katsayısı<br>(10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup> ) | Elastik<br>modülü<br>(GPa) | Kesme<br>modülü<br>(GPa) |
|-------------------------------|-----------------------------------|------------------------------------|--|---------------------------------|--|----------------------------|--------------------------|
| 25                            | 2811.2                            | 860.4                              | 121.1  | 13.26                           | 22.99  | 70.77                      | 26.55                    |
| 100                           | 2796.5                            | 900.7                              | 129.4  | 52.85                           | 24.55  | 67.85                      | 25.40                    |
| 200                           | 2775.6                            | 943.7                              | 138.6  | 145.13                          | 26.66  | 63.95                      | 23.86                    |
| 300                           | 2753.4                            | 983.6                              | 146.6  | 241.51                          | 28.82  | 60.06                      | 22.31                    |
| 400                           | 2729.8                            | 1024.2                             | 154.1  | 341.51                          | 31.01  | 56.16                      | 20.77                    |
| 500                           | 2704.9                            | 1136.6                             | 160.5  | 452.16                          | 33.25  | 51.22                      | 18.81                    |
| 600                           | 2630.0                            | 5697.9                             | 131.6  | 669.83                          | 39.46  | 50.42                      | 3.58                     |
| 700                           | 2477.9                            | 1123.4                             | 83.86  | 1044.07                         | 51.11  | 10.11                      | 0.00                     |

Wei vd. (2016), döküm metodu kullanarak hazırladıkları Al-Si, Al-Cu, Al-Mg, ve Al-Cu-Zn alaşımlarının, sıcaklığa bağlı olarak yoğunluk değişimi, faz değişim sıcaklık aralığı, entalpi ve öz ısı değişimleri gibi fiziksel özelliklerini ölçmüşlerdir. Bu araştırmacılar tarafından elde edilen deneysel veriler aşağıda Çizelge 2.2.'de verilmiştir.

**Çizelge2.2.** Al-Si, Al-Cu, Al-Mg, ve Al-Cu-Zn numunelerinin ölçülen fiziksel değerleri

| Alaşım       | Yoğunluk<br>$\rho$ (g cm <sup>-3</sup> ) | Faz değişim sıcaklık aralığı<br>$\Delta T$ ( <sup>0</sup> C) | Entalpi<br>$\Delta H$ (J g <sup>-1</sup> ) | Özısı 30 <sup>0</sup> C'de<br>$C_p$ (J g <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> ) |
|--------------|--|--|--|--|
| Al-10Cu      | 2.8887                                   | 548.0–638.9  | 284.9                                      | 0.8895   |
| Al-20Cu      | 3.1425                                   | 551.7–611.8  | 291.8                                      | 0.9208   |
| Al-30Cu      | 3.4298                                   | 554.0–568.7  | 326.2                                      | 0.6479   |
| Al-40Cu      | 3.7395                                   | 559.0–569.4  | 305.8                                      | 0.5900   |
| Al-20Si      | 2.6341                                   | 587.1–597.1  | 372.1                                      | 0.9621   |
| Al-5Mg       | 2.6602                                   | 637.3–650.8  | 290.0                                      | 0.7148   |
| Al-5Cu-5Zn   | 2.8931                                   | 626.7–646.9  | 335.3                                      | 0.8702   |
| Al-10Cu-10Zn | 3.1105                                   | 518.4–620.6  | 267.1                                      | 0.8531   |
| Al-20Cu-10Zn | 3.3749                                   | 527.6–583.3  | 298.0                                      | 0.6354   |
| Al-30Cu-10Zn | 3.6235                                   | 528.7–542.7  | 283.6                                      | 0.6435   |

Chen vd. (2017), yaptıkları çalışmada döküm fazın ve ısı işlemlerin Al-10Si-0.6Cu-0.9Fe-0.7Zn alüminyum alaşımının döküm fazının ve ısı işleme maruz bırakılmış alaşım numunelerinin termal iletkenliği üzerindeki etkisini araştırmışlardır. Döküm fazındaki gözenekliliğin (porosity), numunelerin mikroyapı, termal ve elektriksel iletkenliği etkilediğini rapor etmişlerdir. Yerçekimi döküm materyalinin termal iletkenliğinin  $143.4 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ , buna karşılık döküm fazının  $110.8$  ile  $126.8 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$  arasında değiştiğini elde etmişlerdir. Buna ilaveten, ısı işleme maruz bırakılmış numunenin termal iletkenliğinin, döküm fazına göre  $126.8 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ 'den,  $147-151 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ 'e arttığını göstermişlerdir.

Şahin ve Karakurt (2018), Sn-8.8Zn alaşımının döküm (as-cast) halindeki numunesinin entalpi ve özısı değerlerini belirlemek için diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) analizi yaptırmışlardır. Araştırmacılar ölçümün hassasiyeti için  $10 \text{ K/dak}$  ısıtma hızı kullanarak alaşımın nihai erime sıcaklığını  $T_e = 205 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\Delta H = 73.1 \text{ J/g}$  ve  $C_p = 0.36 \text{ J/g }^\circ\text{C}$  tayin etmişlerdir.

Yanxiang vd. (2018), Mg-1Ag-Zn, Mg-3Ag-Zn ve Mg-5Ag-Zn döküm alaşımlarını üretmişler ve termal iletkenliklerini ölçmüşlerdir. Gümüş konsantrasyonunun artmasıyla döküm alaşımlarının termal iletkenliğinin önemli bir şekilde azaldığını görmüşlerdir. Daha sonra yukarıda bahsedilen Mg-Ag-Zn döküm alaşımlarını eritilerek, farklı hızlarda:  $V=25 \text{ } \mu\text{m/s}$ ,  $V=50 \text{ } \mu\text{m/s}$ ,  $V=75 \text{ } \mu\text{m/s}$ , katılaştırarak elde ettikleri numunelerin termal iletkenliğini tekrar hesaplamışlardır. Elde ettikleri sonuçlar Çizelgede 2.3.'de görülmektedir.

**Çizelge 2.3.** Döküm ve Doğrusal katılaştırılmış Mg-Al-Zn alaşımlarının termal iletkenlikleri

| Alaşım    | Katılma hızı<br>$V(\mu\text{m/s})$ | Termal iletkenlik<br>$\lambda(\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1})$ |
|-----------|------------------------------------|---|
| Mg-1Ag-Zn | 25                                 | 149.2   |
|           | 50                                 | 147.2   |
|           | 75                                 | 144.7   |
|           | Döküm                              | 141.9   |
| Mg-3Ag-Zn | 25                                 | 142.8   |
|           | 50                                 | 136.8   |
|           | 75                                 | 133.2   |
|           | Döküm                              | 131.6   |
| Mg-5Ag-Zn | 25                                 | 137.9   |
|           | 50                                 | 133.4   |
|           | 75                                 | 129.9   |
|           | Döküm                              | 128.2   |

Sonuçlar göstermiştir ki; katılma hızının artması ile alaşımların termal iletkenliği önemli bir şekilde azalmaktadır.

Cho vd. (2018), Silikon katılanmış Al alaşımlarının termofiziksel özelliklerini deneysel olarak araştırmışlar, 25 °C’de saf Al, Al-2Si, Al-5Si, Al-8Si, örneklerinin termal difüzyon, ısı kapasitesi, yoğunluk, termal genleşme özelliklerini ölçmüşler ve aşağıda Çizelge 2.4.’de verilen deneysel sonuçlara ulaşmışlardır.

**Çizelge 2.4.** Al-Si alaşımlarının 25 °C’de ölçülen termofiziksel özellikleri

| Özellikler  | Al     | Al-2Si | Al-5Si | Al-8Si |
|---|--------|--------|--------|--------|
| Yoğunluk (g.cm <sup>-3</sup> )                          | 2.703  | 2.698  | 2.681  | 2.670  |
| Termal difüzyon (mm <sup>2</sup> .s <sup>-1</sup> )     | 94.17  | 87.81  | 85.07  | 82.47  |
| Isı kapasitesi (J.g <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> )    | 0.9063 | 0.8939 | 0.8920 | 0.8852 |
| Termal iletkenlik (W.m <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> ) | 230    | 212    | 203    | 195    |

## BÖLÜM III

### GEREÇ VE YÖNTEM

#### 3.1 Giriş

Bu kısımda 7075 olarak adlandırılan Al-esaslı (Al-5.5Zn-2.5Mg-1.5Cu) alaşımının doğrusal katılaştırılması, mikroyapı ( $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$ ), mekanik (HV,  $\sigma_c$ ,  $\sigma_b$ ), ve termal özelliklerinin (K,  $\Delta H$ , Cp) araştırılması için gerekli olan tüm deney sistemleri, deneylerin yapım aşamaları ve gerçekleştirilen tüm testler sırasıyla verilecektir.

#### 3.2 Doğrusal Katılaştırma İçin Deney Sistemi

Alaşımın hazırlanması, üretilmesi ve kontrollü katılaştırılmasında kullanılan ve aşağıda detayları anlatılan üç farklı fırın verilmiştir.

##### 3.2.1 Vakumlu eritme fırını

7075 Alaşımını oluşturacak metalleri mümkün olduğunca oksitlenmeden eritebilmek ve akıcı homojen bir eriyik elde edebilmek için vakumlu eritme fırını kullanılır. Görüntüsü Fotoğraf 3.1.'de verilen vakumlu eritme fırını, iç içe geçmiş iki alümina tüp, vakum pompası, sıcaklık kontrolcüsü, sabit bir güç vermek için kullanılan varyak ve su soğutma sisteminden oluşmaktadır. Vakumlu eritme fırını  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar çıkabilmektedir (Cadırlı vd., 2003).



**Fotoğraf 3.1.** Vakumlu eritme fırını

Sitokiyometrik hesaplamalarla kütleleri belirlenen metallerin (Ek-1) eritilmesi ve homojen hale getirilmesi vakumlu eritme fırını ile yapılır.

### **3.2.2 Döküm fırını**

Döküm fırını, eriyik haldeki alaşımın özel tasarlanmış silindirik grafit numune kalıpları içerisine dökümünün yapılması ve alaşımın bu silindirik grafit kalıplar içerisinde hava kabarcığı olmaksızın katılaştırılması için kullanılmaktadır. Döküm fırınının görüntüsü Fotoğraf 3.2.'de görülmektedir.



**Fotoğraf 3.2. Döküm fırını**

Daha önceden hazırlanan grafit numune kalıpları özel olarak tasarlanmış döküm fırınına yerleştirilir ve döküm fırının alt ısıtıcısı alaşımın erime sıcaklığına, üst ısıtıcısı ise erime sıcaklığının yaklaşık 50 °C üzerine birbirinden bağımsız varyaklar vasıtasıyla ısıtılır. Daha sonra vakumlu eritme fırınında homojen hale getirilmiş eriyik haldeki Al-5.5 Zn-2.5Mg-1.5Cu alaşımı istenen sıcaklığa gelen döküm fırınının içerisinde bulunan grafit potalara grafit huni kullanılarak dökülür. Döküm işleminden sonra döküm yapılan grafit potalar içerisinde olası hava kabarcığı olmaması için ince alümina tüpler vasıtasıyla dolun yapılan delikler kontrol edilir. Daha sonra alt ısıtıcı kapatılarak numune kalıpları ile temas halinde olan soğutma kazanı açılarak etkin soğutma yapılır ve belli bir süre sonra üst ısıtıcıda kapatılarak aşağıdan yukarıya doğru serbest katılaştırma tamamlanır.

### **3.2.3 Doğrusal (Kontrollü) katılaştırma fırını**

Yeterli miktarda döküm fırınında üretilmiş numunelerin, sabit sıcaklık gradyenti (G) ve farklı katılaştırma hızlarında (V) katılaştırılabilmesi amacıyla, Bridgman-tipi doğrusal (kontrollü) katılaştırma fırını kullanılır. Fotoğraf 3.3.'de görüntüsü verilen kontrollü katılaştırma fırınında, farklı katılma hızları elde etmek için motor bağlantılı bir sürücü sistem, değişik sıcaklık gradyentleri oluşturmak için içinde ısıtıcı ve soğutucu sistem bulunmaktadır. Numune tutucusuna yerleştirilen numuneler, sürücü sistem vasıtasıyla

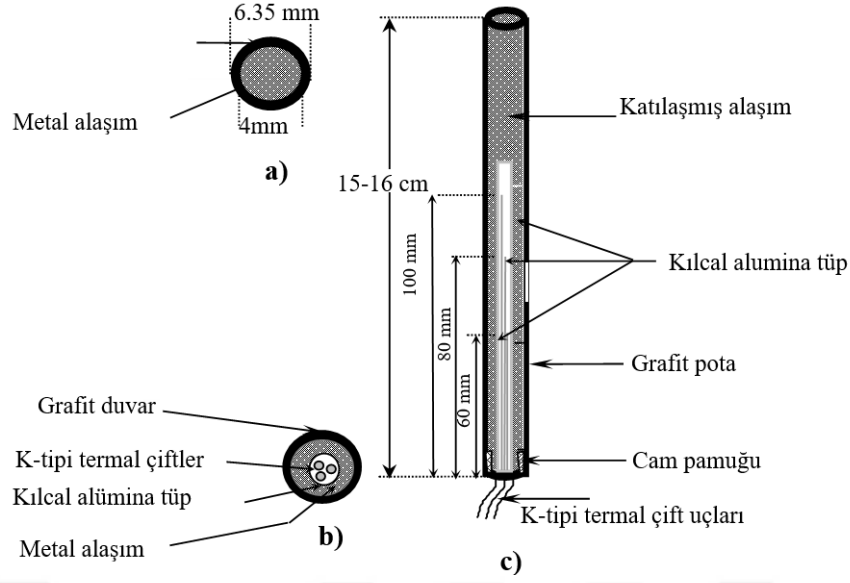
sıcak bölgeden soğuk bölgeye çekilirken, numune içerisindeki sıvı alaşım, en alt kısımdan başlayarak katılaşmakta ve katı-sıvı arayüzeyi yukarı yönde ilerlemektedir. Kontrollü katılaştırma fırınında 1100 °C sıcaklığa kadar çıkılabilmekte ve yaklaşık olarak 1 ile 10 °C/mm' lik bir sıcaklık gradyenti elde edilebilmektedir. Bridgman tipi kontrollü katılaştırma fırınında ısıtıcı sistem, soğutucu sistem ve sürücü sistem olmak üzere başlıca üç kısım bulunmaktadır.



**Fotoğraf 3.3.** Doğrusal (Kontrollü) katılaştırma fırını ve deney sistemi

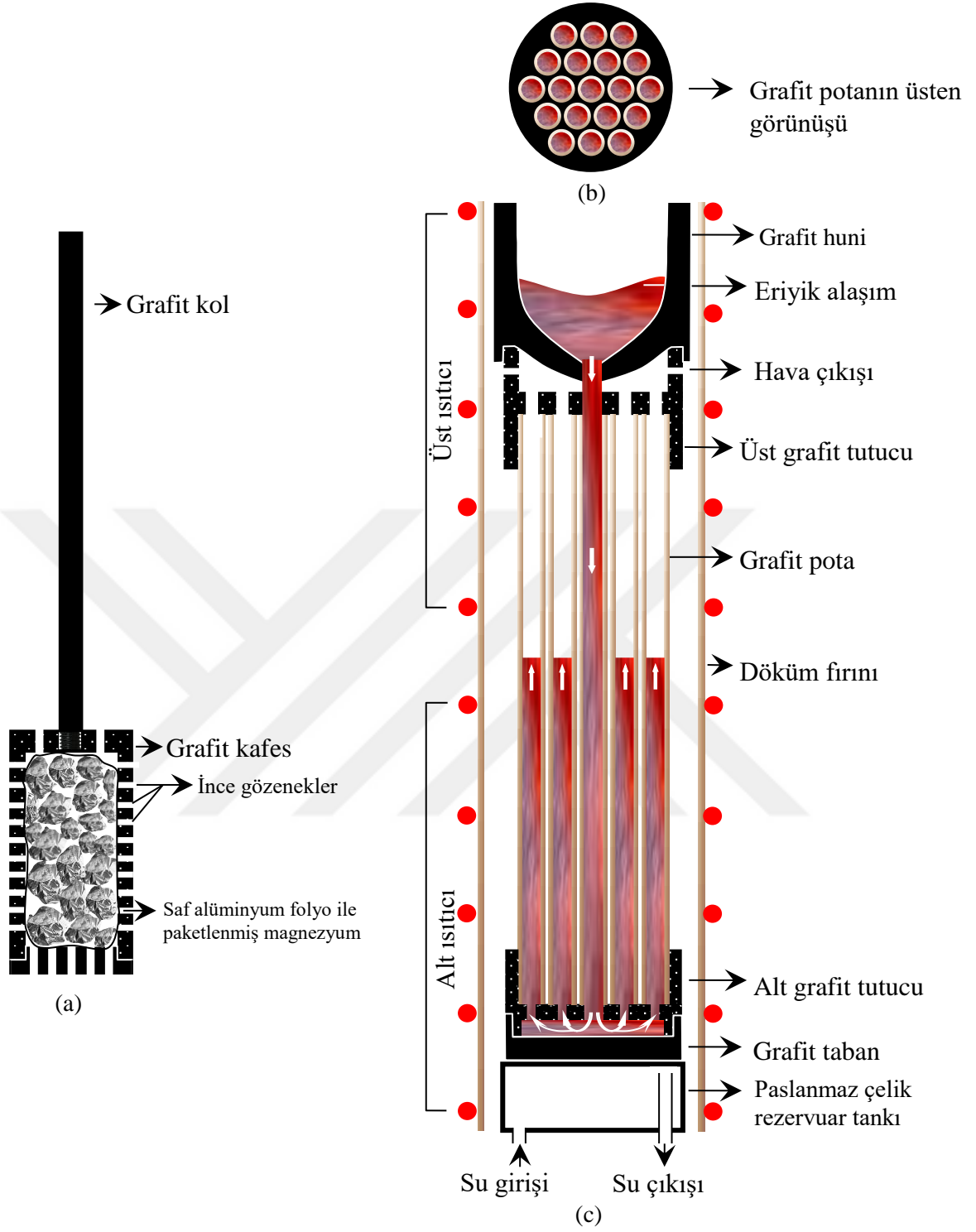
### **3.3 Grafit Numune Potaları ve Numune Kalıbının Yapılması**

Numune hazırlama işlemine, numune kalıplarının hazırlanması ile başlanır. Numune kalıpları için yüksek kaliteli (high grade) grafit malzemedan dış çapı 6.35 mm, iç çapı 4 mm, boyu 15-17 cm, bir ucu açık ve iki ucu açık olacak şekilde çok sayıda, boru şeklinde grafitler, tornada hazırlanır. Grafit numune potası adı verilen ve Şekil 3.1.'de gösterilen bu potaların iki tanesine (iki ucu açık) termal çiftler ile numune içinde katı-sıvı arayüzeyinde sıcaklık gradyentini hassas olarak ölçmek için kılcal alümina tüp yerleştirilir. Bu sayede termal çiftlerin alaşım ile direkt teması ve yapışması önlenir.



**Şekil 3.1.** Grafit numune potası, üst enine kesit (a), alt enine kesit (b) ve yandan görünüş (c)

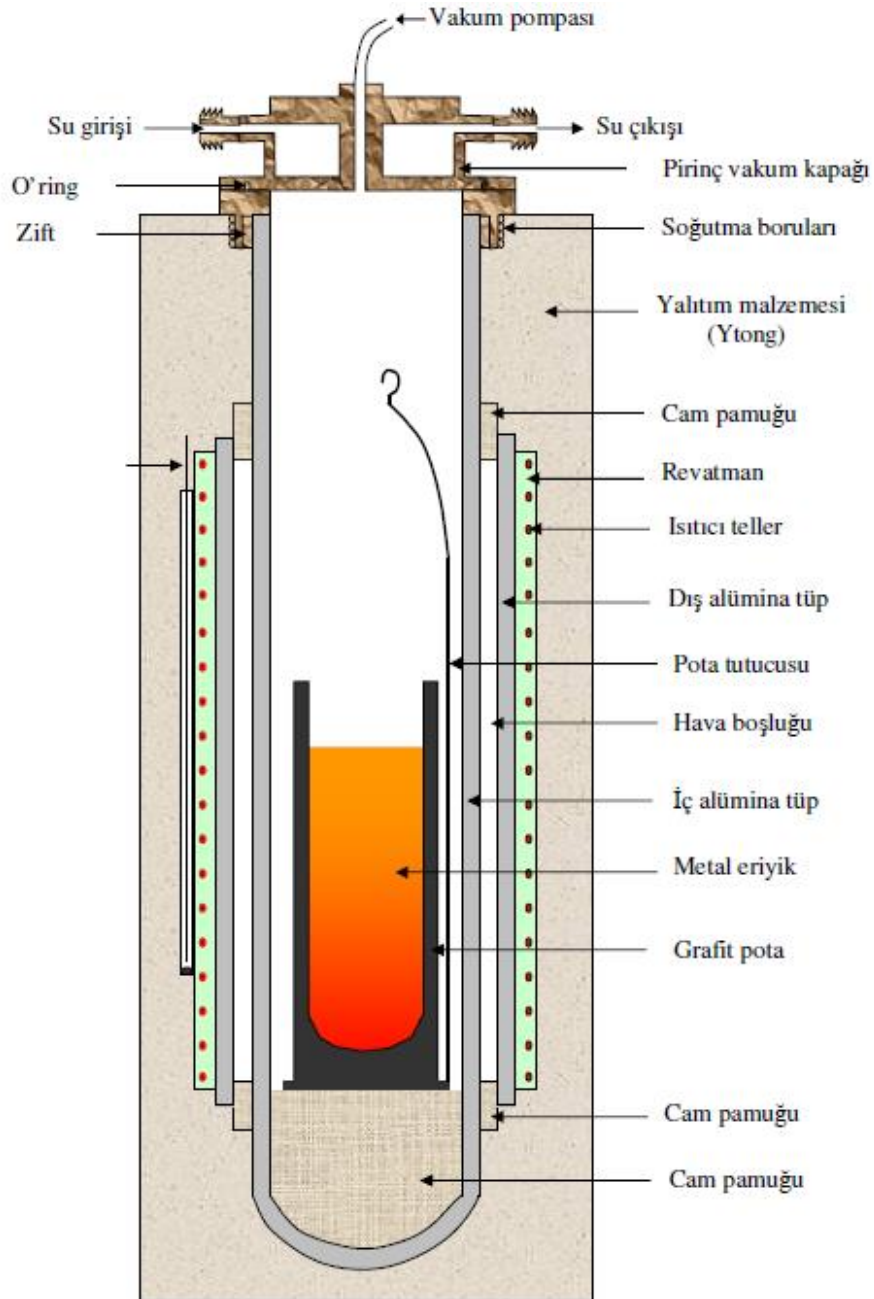
Şekil 3.2. 'de gösterilen numune kalıpları kullanılarak, tek bir döküm işleminde aynı anda çok sayıda numune potası aynı kompozisyondaki eriyik ile doldurulabilmektedir. Numune kalıplarının alt ve üst kısmında kullanılan grafit desteklerden altta bulunan destek, 40 mm çapında, 25 mm uzunluğunda silindir biçiminde yapılmıştır. İçerisinde 6.35 mm çaplı, 20 mm uzunluğunda çok sayıda delik bulunmaktadır. Şekil 3.2. (a)'da grafitten yapılmış bir tutucu ve kafes içeren bir karıştırıcı ile vakumlu eritme fırını içinde özellikle magnezyumun alev alıp yanmaması için eriyik haldeki alüminyum havuzu içine gömülerek erimesi sağlanmıştır.



**Şekil 3.2.** Grafit tutucu ve kafes içeren karıştırıcı (a), Grafit kalıbın üstten görünüşü (b) ve Döküm fırını içindeki kalıplanmış grafit potalar (c)

### 3.4 Master Alaşımların Üretilmesi

Ek-1’de detayı verilmiř sitokiyometrik hesaplama ile belirlenen alařım bileřenleri hassas terazide tartıldıktan sonra, önce Al metali eritme potasına yerleřtirilir. Őekil 3.3.’de Őematik gōsterimi verilen vakumlu eritme fırınında varyak en dūřuk gūç durumunda çalıřtırılıp belirli aralıklarla gūcū arttırılır ve artıřa Al metalinin tamamen eritilmesine kadar devam edilir.



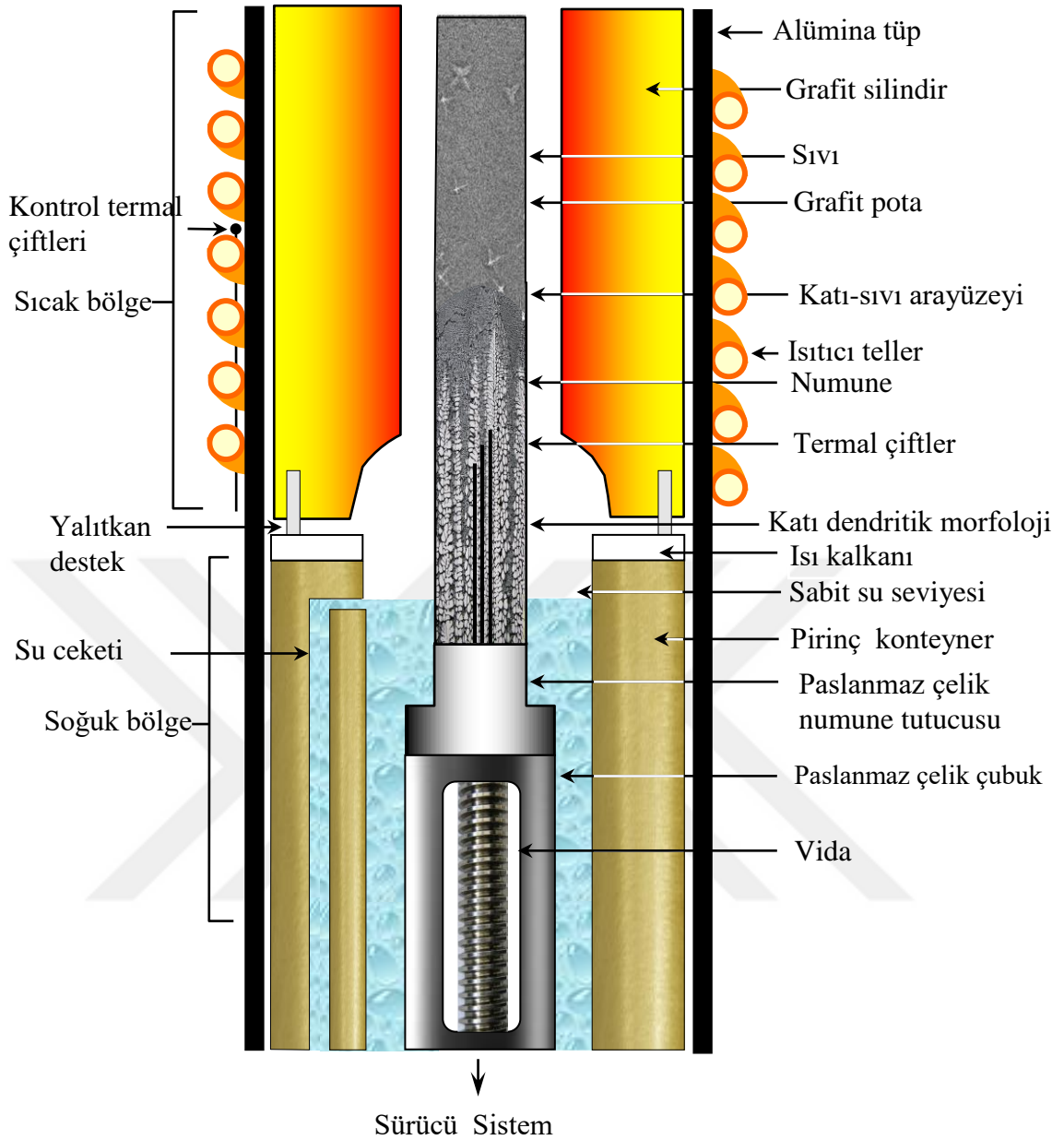
Şekil 3.3. Vakumlu eritme fırının Şematik gōsterimi (Cadırlı vd., 2003)

Daha sonra sırasıyla Cu ve Zn metalleri eriyik içine atılır. Bu metallerde tamamen eridikten sonra Al folyolara sarılmış Mg metalleri Şekil 3.2. (a)'da grafit kafes içine konularak eriyik içine gömülür. Yeterli süre ve birkaç karıştırmadan sonra iyice homojen hale geldiğinden emin olunan eriyik haldeki alaşımın Şekil 3.2. (b)'de görülen döküm fırını içerisindeki grafit potalara dökümü yapılır.

### 3.5 Doğrusal Katılaştırma

Döküm fırınında üretilmiş numunenin, sabit sıcaklık gradyentinde ve farklı katılma hızlarında doğrusal bir şekilde katılaştırılabilmesi için Şekil 3.4.'de şematik gösterimi verilen Bridgman-tipi doğrusal katılaştırma fırını kullanılmıştır. Doğrusal katılaştırma deney sisteminin komple görünümü ise Şekil 3.5.'de verilmiştir. Doğrusal katılaştırma deney düzeneği; yukarıda ayrıntılı özellikleri anlatılan alaşım ile doldurulan grafit numune potası, doğrusal katılaştırma fırını, sıcaklık kontrol ünitesi, varyak, senkronize motor, yön kontrol ünitesi, argon pozitif basınç ünitesi, akış ölçer (flowmeter), su dolanım sistemi (su sirkülatörü), sıcaklık kaydedicisi (data logger) ve bilgisayardan oluşmaktadır.

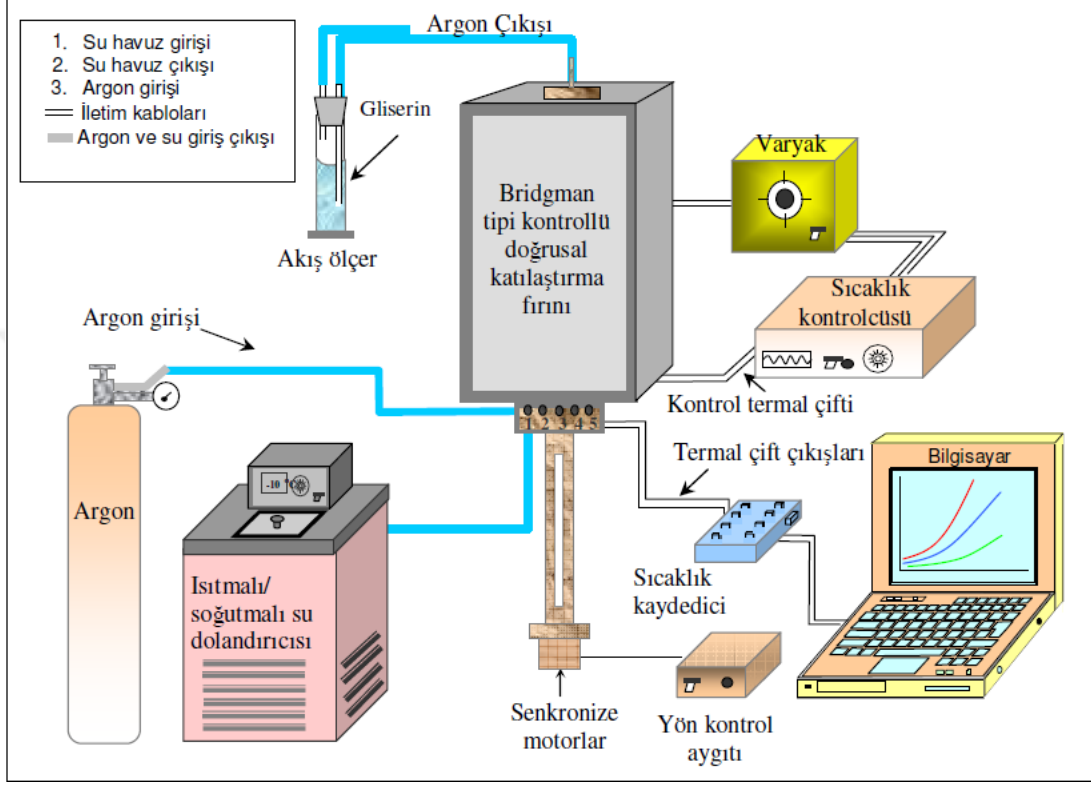
Dökümü yapılan numunelerden biri Şekil 3.4.'de görülen kontrollü katılaştırma fırınının numune tutucusuna yerleştirildi. Termal çift çıkışları Şekil 3.5.'de görülen sıcaklık kaydedicisine (Data logger) bağlandı. Fırının sıcaklığını kontrol eden R-tipi termal çiftin uçları, içerisinde etanol bulunan cam tüpler içerisine sokularak, içerisinde 0 °C'de antifirizli su bulunan su dolanım sisteminin tankının içerisine yerleştirildi. (Burada amaç referans sıcaklığını 0 °C yapmaktır). Bu işlemden sonra soğutma havuzu giriş ve çıkış hortumlarının bağlantıları ve istenilen hızdaki senkronize motor bağlantıları yapılarak deney düzeneği kuruldu. Soğutma havuzundaki akışkanın sıcaklığı istenen düzeye geldikten sonra sisteme argon gazı verildi. Burada argon gazı, sıvı haldeki alaşımın katılma sürecinde minimum düzeyde bir oksidasyona maruz kalması amacıyla kullanılmıştır. Bu aşamadan sonra kontrollü katılaştırma fırını istenilen sıcaklığa ayarlandı. Fırının istenilen sıcaklığa gelişi, sıcaklık kaydedici ve bilgisayar yardımıyla kontrol edildi. Numune üzerindeki sıcaklık akışının kararlı hale gelmesi için yaklaşık 2 saat kadar beklendi.



**Şekil 3.4.** Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınının iç görünümü

Daha sonra sürücü motor çalıştırılarak deney başlatıldı. Numune yaklaşık 8-10 cm katılaştıktan sonra ani soğutma (quench) yapılarak katılaştırma durduruldu. Ani soğutma işlemi numunenin kontrollü katılaştırılma işlemi devam ederken, hızla soğuk su havuzuna çekilerek o anki haliyle katılaştırılmasıdır. Bu noktada numuneyi havuza çekme işleminin hızının yüksek olması ve havuzdaki suyun sıcaklığının numune üzerinde denge durumunu bozabilecek bir osilasyon oluşturmaması gereklidir. Bu nedenle ani soğutmanın etkin olabilmesi için suya çekme işlemi çok hızlı yapıldı. Bu işlem sabit sıcaklık gradyentinde 5 farklı katılma hızında olmak üzere tekrarlandı. Kararlı mikroyapıların oluşabilmesi için deney esnasında katılaştırma şartlarının kararlı olması (yani katılaştırma esnasında

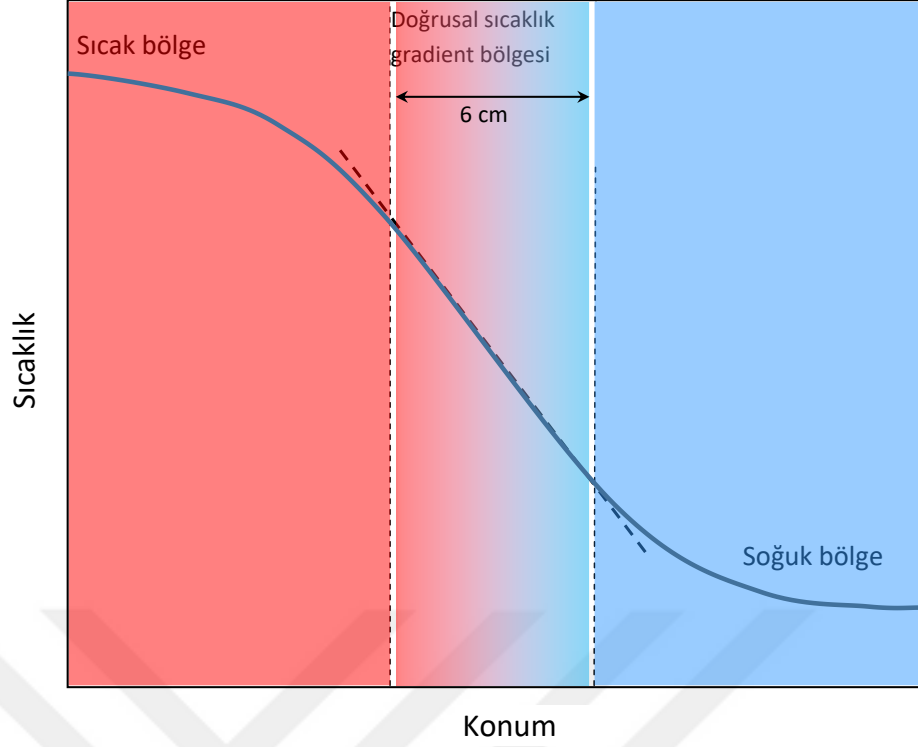
konveksiyon etkisinin minimum ve numune üzerinde sıcaklık değişiminin  $\pm 0.1$  °C'den büyük olmaması) gerekmektedir. Ayrıca deney esnasında numunenin katılaştırma hızının ve sıcaklık gradyentinin hassas bir şekilde ölçülmesi ve deney sonucunda oluşan dendritik mesafelerinin hassas okunması deneysel hata oranını minimize etmektedir.



Şekil 3.5. Doğrusal katılaştırma deney sisteminin şematik gösterimi

### 3.5.1 Sıcaklık gradyenti ve katılaştırma hızının ölçülmesi

Kontrollü katılaştırma deneylerinde kontrol parametrelerden birisi sıcaklık gradyentidir. Tasarlanmış doğrusal katılaştırma fırınında Şekil 3.6.'da görülebileceği gibi yaklaşık olarak 6 cm uzunluğundaki bölgede doğrusal bir sıcaklık gradyenti tesis edilebilmektedir.



**Şekil 3.6.** Doğrusal katılaştırma fırını içindeki doğrusal sıcaklık gradyenti bölgesi

Sıcaklık gradyenti tanım olarak iki nokta arasındaki sıcaklık farkının ( $\Delta T$ ) bu noktalar arasındaki mesafe farkına ( $\Delta x$ ) oranı olarak tanımlanır ve aşağıdaki gibi ifade edilir.

$$G_L = \frac{\Delta T}{\Delta x} \quad (3.1)$$

Burada ölçülen katı-sıvı arayüzeyine bitişik olan sıvı içindeki sıcaklık gradyentidir ( $G_L$ ). Termal çift uçları arası mesafenin 1-2 cm'yi geçmemesi sıcaklık gradyentinin doğrusallığı açısından önemlidir.

Kontrollü katılaştırma deneylerinde kontrol parametrelerinden bir diğeri ise katılaştırma hızıdır. Katılma hızı, sürücü motor vasıtasıyla elde edilen çekme hızından (pulling speed) farklıdır. Çekme hızı numunenin soğutucu sisteme doğru çekilme hızı, katılma hızı ise tam zıt yönde numune içerisinde oluşan katı-sıvı arayüzeyinin ilerleme hızıdır. Çekme hızı arttıkça katılma hızı artmakta çekme hızı azaldıkça katılma hızı da azalmaktadır. Katılma hızı ( $V$ ) toplam katılma uzunluğunun ( $\Delta x$ ) toplam katılma süresine ( $\Delta t$ ) oranıdır ve aşağıdaki gibi tanımlanır.

$$V = \frac{\Delta x}{\Delta t} \quad (3.2)$$

Katılaştırma hızı iki farklı yöntem ile ölçülerek ortalamaları alınmıştır. Birinci yöntemde katılaştırma başlatıldığında kronometre çalıştırılır ve katılaştırma tamamlandığında (numunenin quench edilmesi) kronometre durdurulur. Katılma mesafesinin geçen süreye oranından katılaştırma hızı bulunur. İkinci yöntemde ise katılaştırma hızı, termal çiftler arasındaki mesafenin, termal çiftlerin numunenin erime sıcaklığına ulaşmaları için geçen süre farkına oranından tespit edilir. Alaşımları farklı hızlarda katılaştırabilmek için farklı dönme hızlarına sahip görüntüleri Fotoğraf 3.4.'de verilen, 1 rpm, 2 rpm, 5 rpm, 10 rpm, 20 rpm 'lik senkronize motorlar kullanılmıştır.

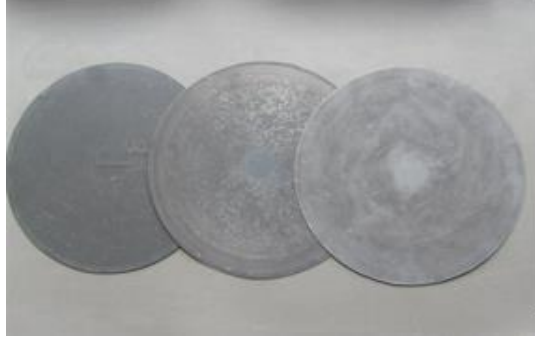


**Fotoğraf 3.4.** Farklı dönme hızlarına sahip senkronize motorlar

### 3.6 Metalografik İşlemler

Doğrusal katılaştırma işlemleri tamamlanan numunelerin mikroyapılarının ve katı-sıvı arayüzeyinin ortaya çıkarılması için numune önce boyuna zımparalama ve gerekirse ön parlatma yapılarak kabaca katı-sıvı arayüzeyi tespit edilir. Daha sonra numuneler uygun yerlerinden kesilerek hem boyuna hem de enine kesitler kalıba yerleştirilerek epoxy-resin olarak bilinen ve 8-10 saat içinde sertleşen kalıplama malzemesi ile kalıplanır. Kalıplanmış numunelerin zımparalanması silisyum karbür (SiC) taneleri ve manyetit tozu içeren zımpara kâğıtlarıyla yapılır. Numuneler 320 grid'lik zımpara kâğıdından başlanarak, 4000 grid'e kadar kabadan inceye doğru kademeli olarak zımparalanır.

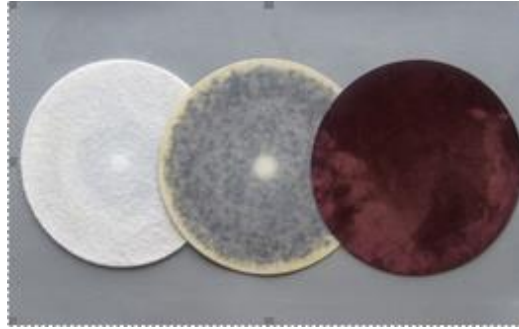
Numunelerin zımparalanmasında kullanılan bazı zımpara kâğıtları Fotoğraf 3.5. (a)'da görülmektedir.



(a)



(b)



(c)

**Fotoğraf 3.5.** Numuneleri zımparalamada kullanılan zımpara kağıtları (a), otomatik parlatma cihazı (b) ve parlatma kumaşları (c)

Numunelerin zımparalanmasında ve parlatılmasında kullanılan Fotoğraf 3.5. (b) 'de görülen Struers Labopol-5 marka otomatik parlatma cihazının disklerine farklı tane büyüklüklerine sahip zımparalar takılır. Cihazın su musluğu açılarak numunelere sulu

zımparalama yapılması sağlanır. Böylelikle numunenin hem ısınması engellenir hem de homojen bir temas sağlanır. Zımparalama işleminden sonra parlatma işlemi yapılır. Numuneleri parlatmak için, dönüş hızı ve basınç değeri ayarlanabilen Fotoğraf 3.5. (b)'de gösterilen parlatma cihazının disklerine uygun parlatma kumaşları yerleştirilir. Parlatma için farklı tane büyüklüğüne sahip elmas süspansiyonlar kullanılır. Parlatma işleminde kullanılan elmas süspansiyonlar sırasıyla 3 µm, 1 µm, 0.25 µm ve 0.05 µm tane büyüklüğüne sahip süspansiyonlardır. Parlatma sırasında her bir elmas süspansiyon için ayrı metal diskler üzerine yapıştırılmış Fotoğraf 3.5. (c)'de gösterilen parlatma kumaşları kullanılır. Numune ile parlatma kumaşı arasında yumuşak bir temas sağlamak ve nem miktarını ayarlamak amacıyla parlatıcı ile birlikte yağlayıcı (lubricant) kullanılır. Parlatma sırasında disk dönerken nem azaldıkça, numune yüzeyine parlatıcı çözeltiler yapışabilmekte ve yüzeyde leke oluşabilmektedir. Disk üzerindeki kumaşın kurumaması için zaman zaman çözelti veya yağlayıcı ilave edilir. Parlatma işleminde numunenin yüzeyinde iz kalmamasına dikkat edilir.

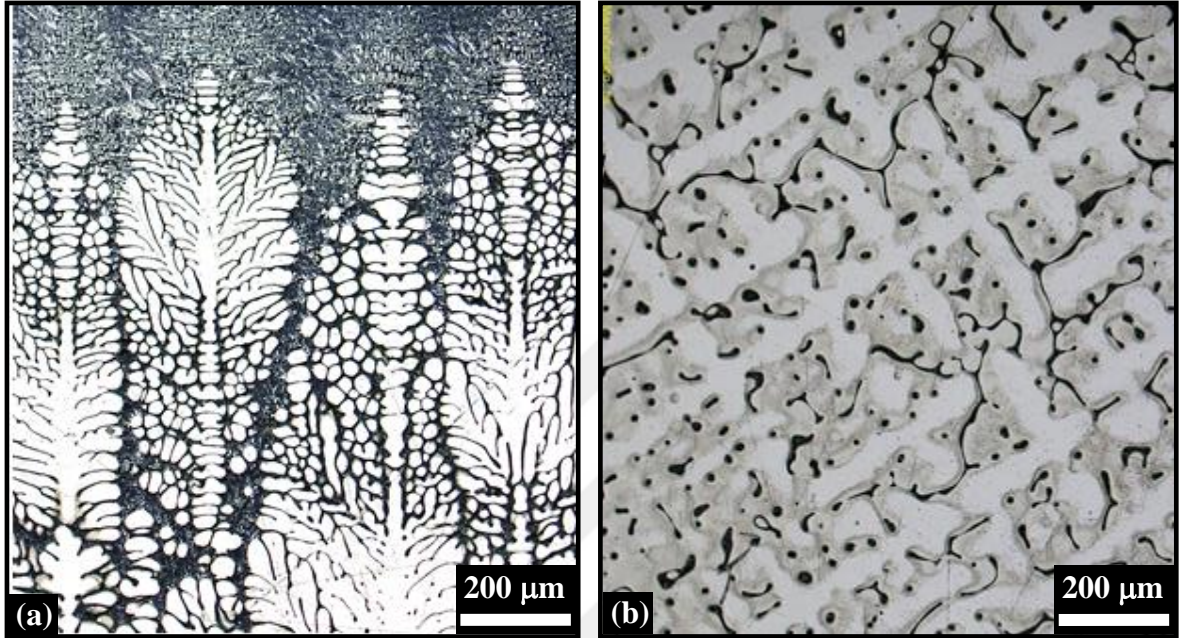
Parlatma işlemi tamamlanmış, ultrasonik temizleyicide temizlenmiş ve kurulanmış numunelerin mikroyapısının Struers BX-51 model optik mikroskopta açığa çıkması için numunelere uygun dağlayıcının tatbik edilmesi gerekmektedir. Bu işlem için numuneler; 190 ml H<sub>2</sub>O, 5 ml HNO<sub>3</sub>, 3 ml HCl ve 2 ml HF kullanılarak taze hazırlanan Keller dağlama çözeltisi içine yaklaşık 10-20s daldırılarak dağlanır ve akabinde su ile durulanır. Fotoğraf 3.6.'da görülen Olympus BX-51 model optik mikroskop kullanılarak dağlanmış numunelerin enine ve boyuna kesitlerinden uygun mikroyapılar görüntülenmiştir.



**Fotoğraf 3.6.** Struers BX-51 model optik mikroskop

### 3.7 Mikroyapıların Gözlenmesi

Al-5.5Zn-2.5Mg-1.5Cu alaşımının hem boyuna hem de enine kesitinden alınan dendritik mikroyapı görüntüleri Şekil 3.7.'de gösterilmiştir.

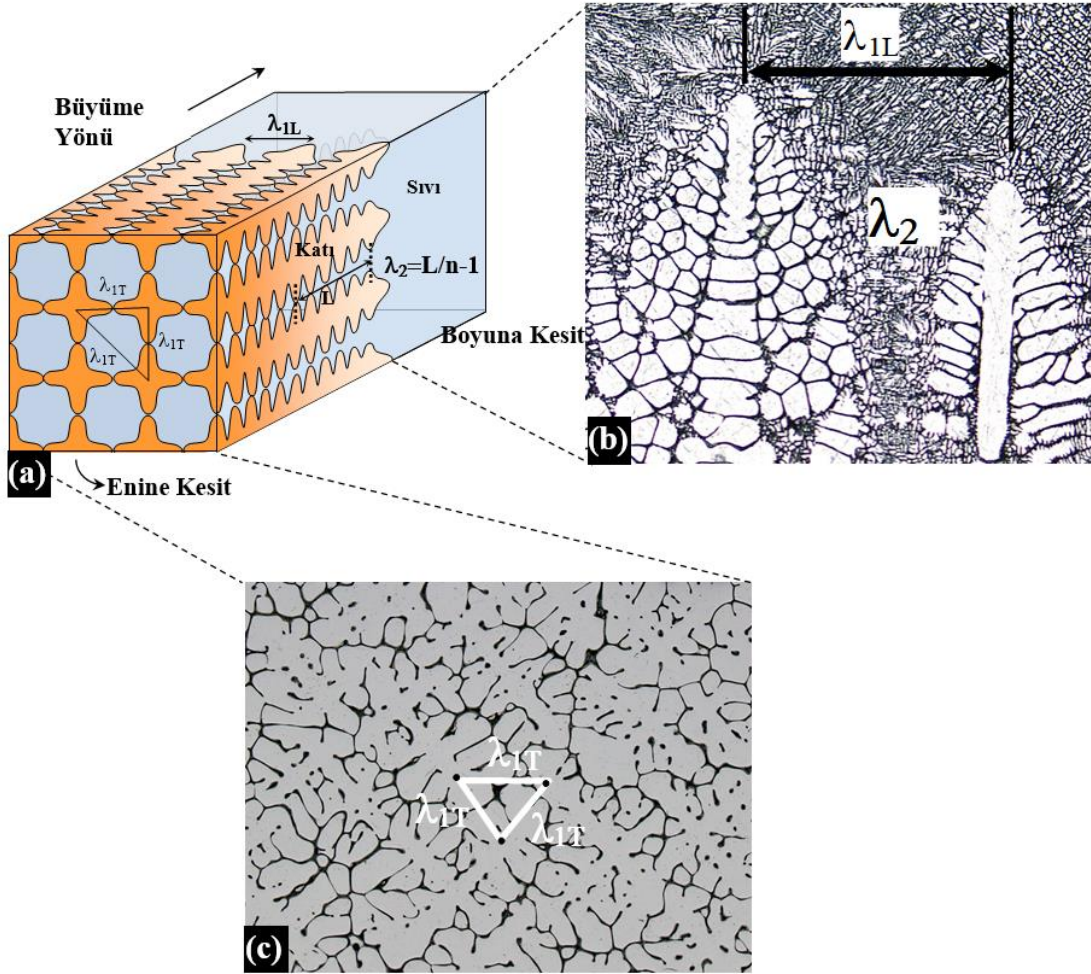


Şekil 3.7. Al-5.5Zn-2.5Mg-1.5Cu alaşımının dendritik mikroyapı görüntüleri, boyuna kesit (a) ve enine kesit (b)

Sabit sıcaklık gradyentinde (8.1 K/mm) ve farklı katılaştırma hızlarında (8.3-166.0 µm/s) üretilen numunelerin mikroyapılarının açığa çıkarılması ve uygun yerlerden görüntülerin alınmasından sonra dendritik mesafe ölçümleri yapılmıştır.

#### 3.7.1 Birincil ve ikincil dendrit kollar arası mesafenin ölçümü

Dendritik mikroyapıların çekildiği görüntüler farklı büyütme oranına sahip objektiflerle çekildiği için her bir görüntünün görüntü büyütme faktörü hesaplanır ve uygun bir resim düzenleme programı yardımı ile µm cinsinden ölçülen gerçek dendritik mesafeler (Birincil kollar arası mesafe ( $\lambda_{1T}$ ,  $\lambda_{1T}$ ), ikincil kollar arası mesafe ( $\lambda_2$ )) tespit edilir.



**Şekil 3.8.** Dendritik mesafe ölçümlerinin şematik gösterimi, boyuna ve enine kesitlerin gösterimi (a) boyuna kesitten  $\lambda_{1L}$  ve  $\lambda_2$ 'nin ölçümü (b) ve enine kesitten  $\lambda_{1T}$ 'in ölçümü (c)

Şekil 3.8. (a) ve (b)' de şematik olarak gösterilmiş birincil dendrit kol mesafesi  $\lambda_1$ , boyuna kesitte iki komşu dendrit ucu arasındaki mesafedir. Fakat bir görüntü üzerinde ölçüm yapılırken dendrit sayısının mümkün olduğunca fazla olması istenir. Burada birincil kol mesafesi ölçülürken bir çizgi (X) boyunca dendrit sayısı belirlenir ( $n_1$ ) ve aşağıdaki formül ile  $\lambda_1$  hesaplanır.

$$\lambda_1 = \frac{X}{n_1 - 1} \quad (3.3)$$

Enine kesitten birincil kol mesafesi ölçülürken iki farklı yöntem kullanılır. Bunlar üçgen metodu (triangle method) ve alan sayma (area counting method) metodudur (Ganesan vd., 1992; Bhat vd., 1995). Şekil 3.8. (c)' de görülen üçgen metodunda dendrit gövde merkezleri birleştirilerek bir üçgen oluşturulur, oluşturulan üçgenin her bir kenarı birincil

kol mesafesine karşılık gelir. Alan sayma metodunda ise Şekil 3.8. (c)' de görüldüğü gibi belirlenen alan(A) içerisindeki dendrit gövdeleri (N) sayılır, büyütme faktörü (M) olmak üzere birincil kol mesafesi,

$$\lambda_{1 \text{ alan}} = \frac{1}{M} \left(\frac{A}{N}\right)^{0.5} \quad (3.4)$$

formülü ile hesaplanır. Üçgen ve alan sayma metodu ile bulunan değerlerin ortalaması alınarak enine kesitten birincil kol mesafeleri hesaplanmış olur.

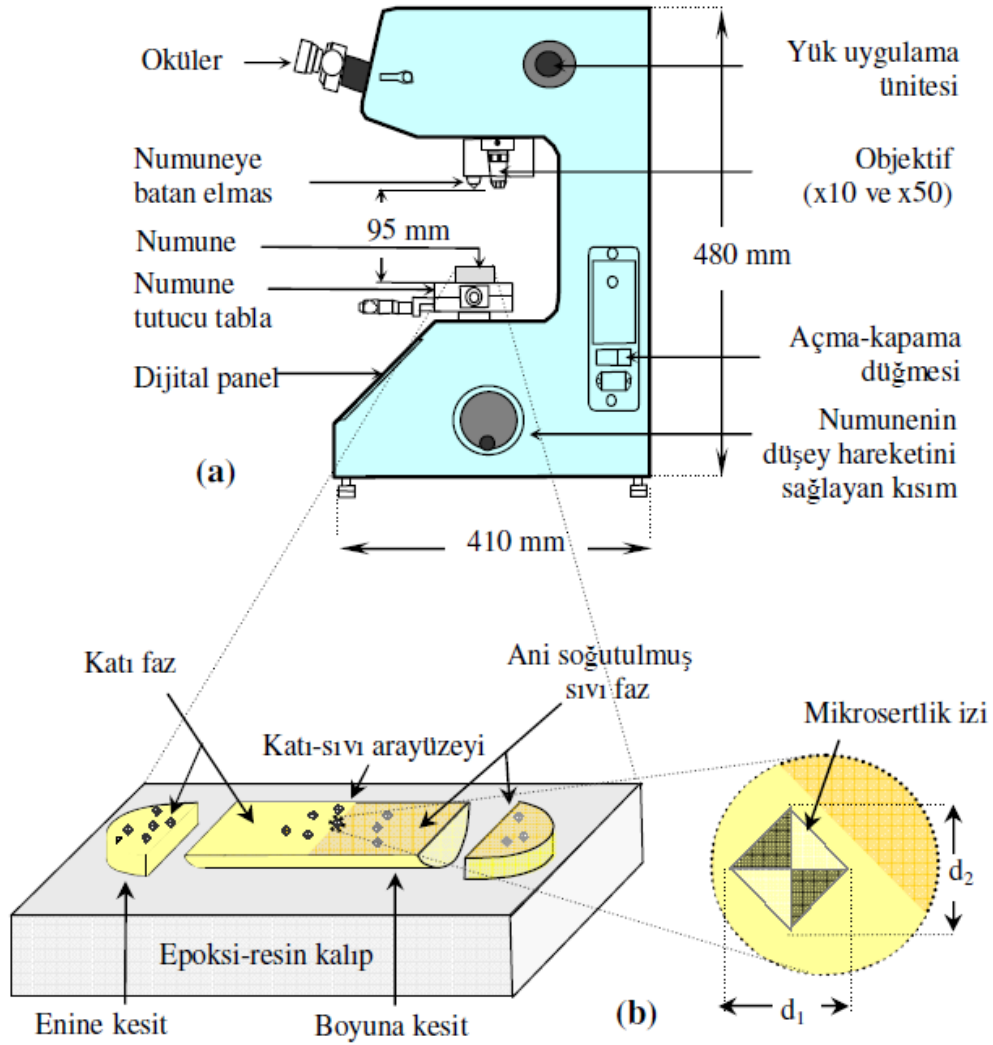
İkincil dendrit kollar arasındaki mesafe ölçümü büyüme yönüne dik olduğu için yalnızca boyuna kesitten yapılır. Şekil 3.8. (a) ve (b)'de görülen ikincil dendrit kollar arası mesafe ( $\lambda_2$ ), ana dendrit gövdesine dik olarak yana uzayan dendrit kolları arasındaki mesafedir. Bu mesafe ölçülürken, kabalaşmadan etkilenmeyen dendrit ucuna yakın belli bir mesafedeki (L) ikincil kollar sayılır (n) ve mesafe aralık sayısına (n-1) bölünerek aşağıdaki formül kullanılarak  $\lambda_2$  değeri hesaplanır.

$$\lambda_2 = \frac{L}{n-1} \quad (3.5)$$

Birincil ( $\lambda_{1L}$ ,  $\lambda_{1T}$ ) ve ikincil ( $\lambda_2$ ) dendrit kol mesafe ölçümleri mümkün olduğunca fazla bölgeden ve fazla sayıda dendrit üzerinden (her bir numune için 50-60 ölçüm) yapılmış ve ortalaması alınmıştır.

### 3.8 Mikrosertlik Değerlerinin Ölçülmesi

Numunelerin mikroyapı görüntüleri çekildikten ve gerekli ölçümleri yapıldıktan sonra mikrosertlik ölçülmesine geçilmiştir. Mikrosertlik ölçümü **Future Tech FM-700** model dijital mikrosertlik ölçüm cihazı (Şekil 3.9.) ile yapılmıştır. Cihaz numune üzerine 1 gr, 5 gr, 10 gr, 50 gr, 100 gr, 300 gr, 500 gr, 1000 gr yük uygulayabilme % 5 hassasiyette ölçüm alabilme, elektronik olarak sertlik değerini kendisi hesaplayabilme ve x10, x50 büyütme değerlerinde objektiflerle fotoğraf çekebilme özelliklerine sahiptir. Numunelerin enine ve boyuna kesitlerinin farklı bölgelerinden çok sayıda ölçüm yapılmış ve yapılan ölçümlerin ortalaması alınmıştır.



**Şekil 3.9.** Mikrosertlik ölçüm cihazının şematik gösterimi (a) ve numunenin boyuna ve enine kesitleri üzerinde batıcı ucun (indenter) oluşturduğu izlerin (traces) detayı (b)

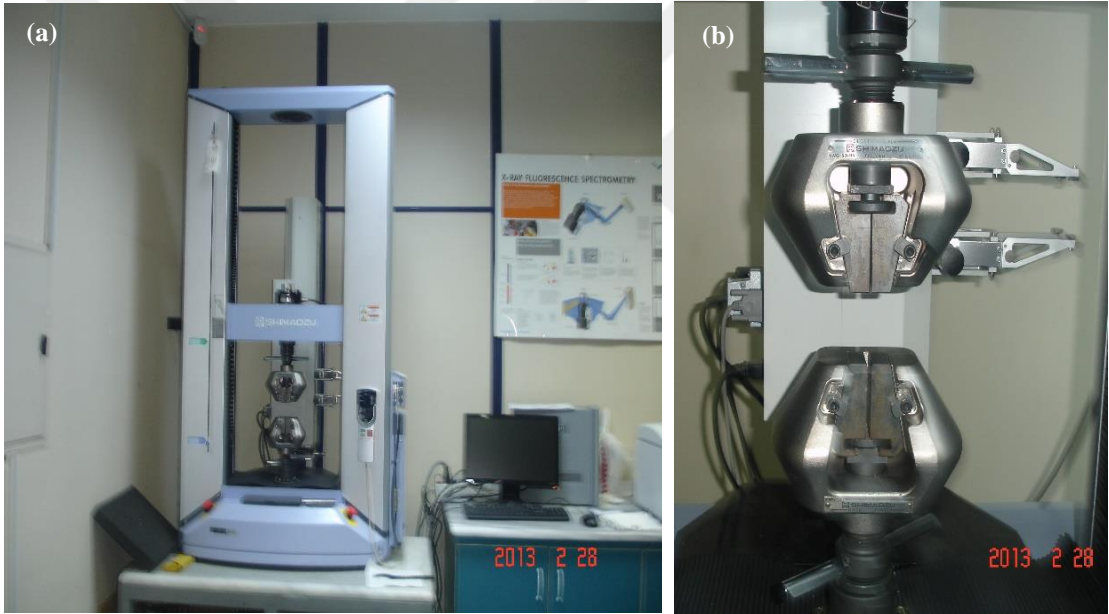
Vickers mikrosertlik ölçümünde kullanılan elmas uç, piramit şeklinde olup, yüzeyleri arasında  $136^{\circ}$  'lık açı vardır. Cihaz tarafından numune üzerine bu uç sayesinde, belirli bir süre belirli bir yük uygulanır. Numune üzerinde kare şeklinde bir iz oluşur. Bu izin köşegen uzunluklarının (d) ölçümlerinin yapılması ile izin alanı belirlenir. Vickers mikrosertliği (HV), uygulanan kuvvetin, oluşan izin alanına bölünmesi ile cihaz tarafından aşağıdaki formül ile hesaplanmıştır.

$$HV = \frac{2P \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)}{d^2} \quad (3.6)$$

HV, Vickers mikrosertliği, P, uygulanan yük (Kg), d, İzin köşegen uzunluğu ( $d^2=d_1.d_2$ ),  $\theta$  ise köşegen izinin bakışimli yüzeyleri arasındaki açıdır.

### 3.9 Çekme ve Basma Dayanım Değerlerinin Ölçülmesi

Çekme testi, numunenin statik yükleme koşullarında mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla yapılır. Çekme testinde, numuneye tek eksenli ve sabit hızla artan bir çekme kuvveti uygulanır. Kuvvetin uygulanması sonucu numunenin boyunda meydana gelen uzama deney cihazı tarafından sürekli kaydedilir ve çekme dayanımı ölçülür. Numunelerin çekme dayanım testleri oda sıcaklığında 1 mm/dak deformasyon hızında *Shimadzu AG-XD* mekanik çekme cihazında (Fotoğraf 3.7.) gerçekleştirilir.



**Fotoğraf 3.7.** Çekme dayanım test cihazı (a) ve numune tutucu çeneler (b)

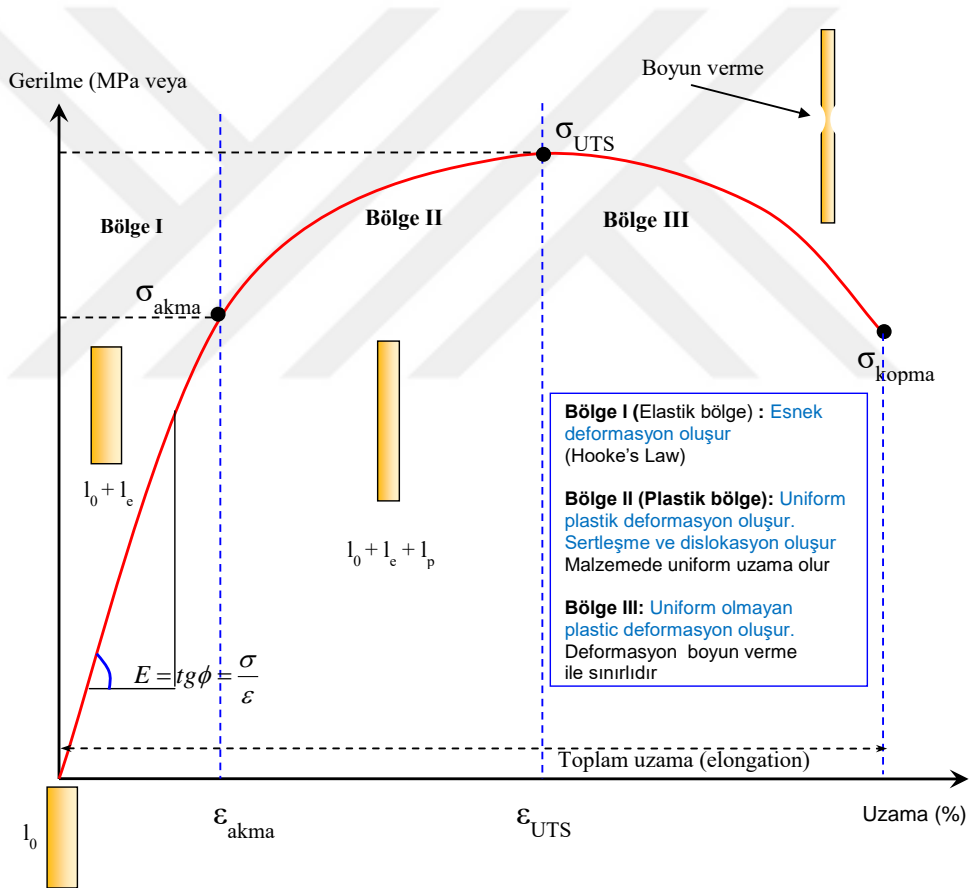
Çekme dayanımı, malzemeye iki ucundan çekme kuvveti uygulanması sonucu kopmadan önceki ulaştığı maksimum gerilmeye denir. Birim şekil değişimi de denilen bu büyüklük “ $\sigma$ ” ile gösterilir ve uygulanan kuvvetin, numunenin kesit alanına oranı ile bulunur. Birimi  $N/mm^2$  veya MPa ‘dır.

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (3.7)$$

( $\sigma$ , çekme dayanımı (gerilme),  $F$ , herhangi bir anda numuneye uygulanan çekme kuvveti,  $A$ , numunenin deformasyona uğramadan önceki orijinal kesit alanıdır). Yüzde uzama miktarı, çekme testi esnasında numunede meydana gelen uzamanın, numunenin orijinal boyuna oranı olarak ifade edilir ve “ $\varepsilon$ ” ile gösterilir ve aşağıdaki formül ile hesaplanır.

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L-L_0}{L_0} \quad (3.8)$$

Burada  $\Delta L$ , uzama miktarı,  $L_0$ , numunenin orijinal boyudur. Çekme testinde numunede oluşan bazı değişikliklerin karşılık geldiği tanımlamalar vardır (Şekil 3.10.) ve bunların bazıları şu şekilde sıralanır:



Şekil 3.10. Tipik çekme dayanımı–uzama ( $\sigma$ - $\varepsilon$ ) eğrisi

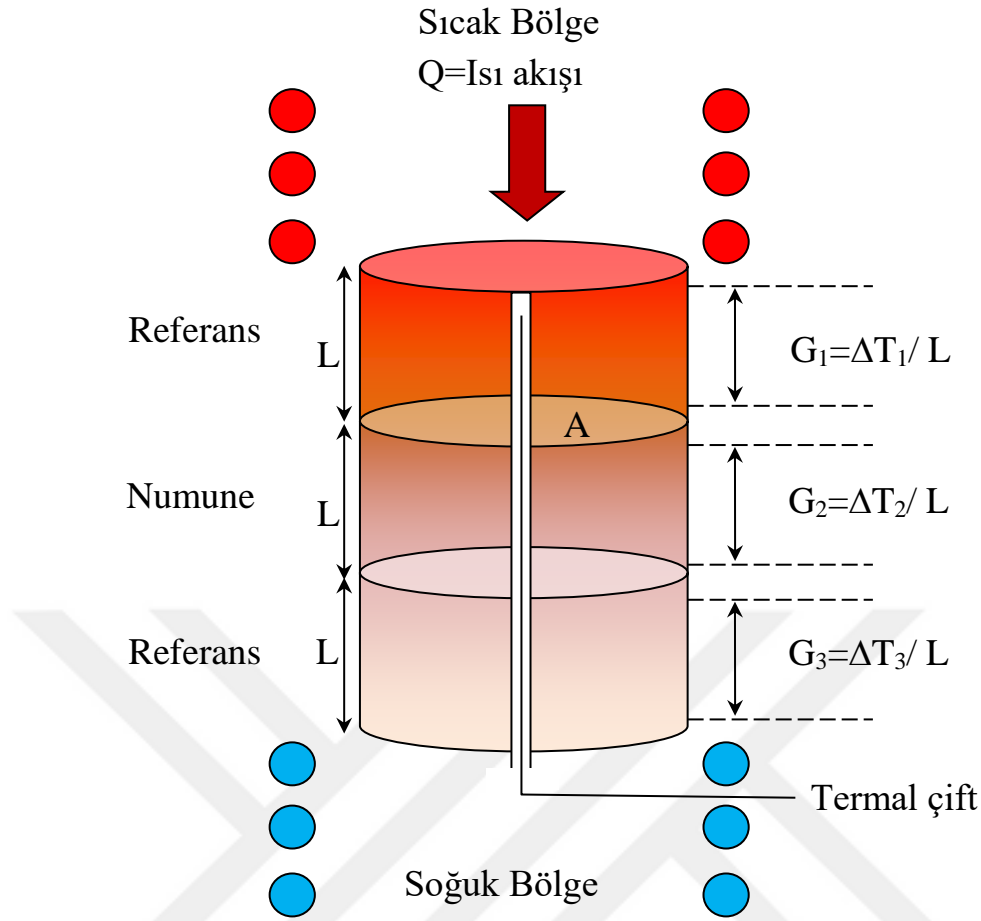
Basma testi, yükün uygulanması ve bunun numune üzerindeki etkileri açısından çekme testinin tam tersidir. Basma testi de basma kafaları arasına yerleştirilen numuneye sabit deformasyon hızıyla artan bir basma yükü uygulanır. Bu basma yükü neticesinde, akma noktasından sonra plastik bölge içinde numune boyu sürekli kısalırken, numunenin kesit alanı da sürekli artar. Bu durum fiçilaşma (barreling) olarak bilinir. Çekme dayanımı



### 3.10 Termal İletkenliklerin Ölçülmesi

Termal iletkenlik ölçüm yöntemleri tipik olarak iki kategoriye ayrılır. Bunlar kararlı durum (steady-state) ve geçici (transient) durum olarak bilinir. Kararlı durum ölçümü daha uzun süren ve numunede sabit bir sıcaklık gradyenti kullanırken, geçici durum ölçümü ölçüm süresi daha kısa, deneysel kurulumu daha basit olan ve müteakip dinamik sıcaklık izleme vasıtasıyla bir puls veya sürekli ısıtmaya dayanır. Sıcak tel yöntemi (Assael vd., 2002), sıcak plaka yöntemi (Wang vd., 2016), lazer puls yöntemi (Mehling vd., 2000) ve foto akustik yöntemi (Wang vd., 2000) geçici durum için kullanılan başlıca yöntemler iken, korumalı sıcak plaka yöntemi (Xaman vd., 2009 ), radyal ısı akış yöntemi (Gündüz ve Hunt, 1985), karşılaştırmalı kesik çubuk yöntemi (Changhu vd. 2011) ve doğrudan ısıtma yöntemi (Baek vd., 2006) kararlı durum için en yaygın kullanılan yöntemlerdir.

Bu tez çalışmasında termal iletkenlik ölçümü, kullanılan fırınımızın geometrisi ve iç yapısının uygun olmasından dolayı karşılaştırmalı kesik çubuk yöntemi ile yapılmıştır. Karşılaştırmalı kesik çubuk metodu eksenel ısı iletkenliği testi için en yaygın kullanılan yöntemdir (Changhu vd., 2011). Bu ölçme yönteminde termal iletkenliği (K) bilinen bir referans numune ile termal iletkenliği bilinmeyen bir numune arasında karşılaştırma yapılır. Şekil 3.12.' de görüldüğü gibi termal iletkenliği bilinmeyen numune, termal iletkenliği bilinen iki (referans) numune arasına sıkıştırılır.



**Şekil 3.12.** Karşılaştırılmalı kesik çubuk yöntemi (comparison cut bar method)

Termal iletkenlik ölçümü, daima ısı akışı ve sıcaklık farkı içerir. Bu yüzden ölçüm zorluğu ısı akış ölçümü ile ilgilidir. Isı akışı ölçümü (örneğin; ısıtıcı içine giden elektrik güç ölçümü ile) doğrudan yapıldığı durumda ölçüm mutlak olarak adlandırılır. Akı ölçümünün mukayese yolu ile dolaylı olarak yapıldığı yerde, ölçüm karşılaştırmalı yöntem olarak adlandırılır. Bu çalışmada referans malzemesi olarak saf Al metali kullanılmıştır. Çünkü Al metalinin değişik sıcaklık aralıklarında termal iletkenlikleri çok iyi bilinmektedir (Ek-2).

Malzemenin ısıyı iletme özelliği olarak tanımlanan termal iletkenlik aşağıda verilen Fourier kanunu ile hesaplanabilir.

$$K = q \frac{dL}{dT} \quad (3.9)$$

Burada  $q$ , A kesitinden geçen ısı akısı,  $dT$ ,  $dL$  kalınlığında oluşan sıcaklık farkını ifade eder. Karşılaştırmalı termal iletkenlik ölçümünde ise,  $K_R$  referans numunesinin termal iletkenliğidir. Buradan, termal iletkenliği ( $K_S$ ) bilinmeyen bir numunenin termal iletkenliği aşağıdaki denklemden elde edilebilir.

$$\frac{Q}{A} = K_S \frac{\Delta T_S}{L} = K_R \frac{\Delta T_1 + \Delta T_2}{2} \frac{1}{L} \quad (3.10)$$

### 3.11 Entalpi ve Özısı Ölçümleri

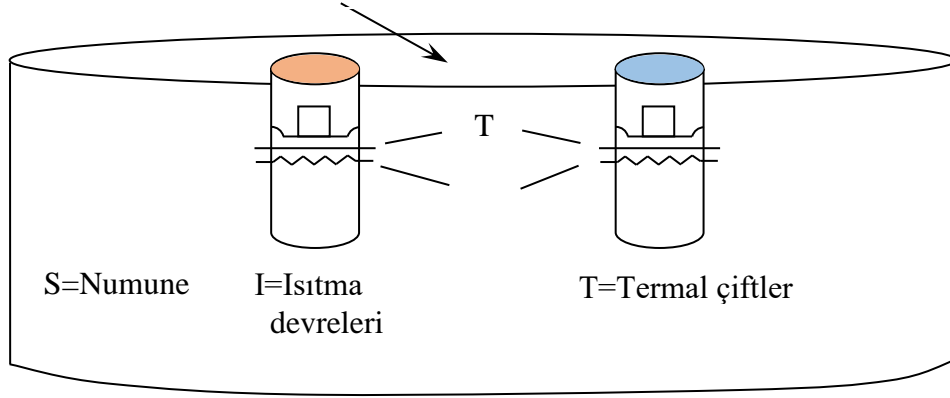
Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) cihazı malzemelerin termofiziksel özelliklerini belirlemede kullanılır. Erime, kristallenme, faz geçişi gibi özellikler doğrudan ölçülmekte, entalpi ( $\Delta H$ ) ve özısı ( $C_p$ ) ise elde edilen eğrilerden ve türevlerinden hesaplanmaktadır.

Fotoğraf 3.8.'de bu termal analizde kullanılan *Perkin Elmer Pyris Diamond* DSC cihazı görülmektedir. Numunelerin DSC analizleri 20 K/dak ısıtma hızında, atmosfer basıncında sabit bir azot akışında yapılmıştır.



**Fotoğraf 3.8.** Perkin Elmer Pyris Diamond DSC cihazı

Termal özelliği ölçülecek olan numuneden 10-20 mg mertebesinde küçük bir parça Şekil 3.13.'de şematik olarak gösterilen DSC cihazı içinde bulunan alüminyum blok içindeki numune kefesine konur ve alüminyum referans kefesine ise boştur. Programlanmış termal ısıtma süresince numune ve referans hücreleri arasındaki sıcaklık, ısı akış farkları ve zaman değerleri kaydedici vasıtasıyla bağlı olduğu bilgisayara aktarılır ve uygun yazılım ile bu veriler değerlendirilerek entalpi ve özısı hesaplamaları yapılır.



**Şekil 3.13.** Perkin Elmer Pyris Diamond DSC cihazı içerisinde bulunan referans ve numune hücreleri

Entalpi aşağıdaki bağıntıdan hesaplanmaktadır.

$$\Delta H = \text{Alan (mJ)} / \text{Kütle(mg)} \quad (3.11)$$

Denklem 3.11'den görüldüğü gibi entalpi, birim kütle için gerekli enerjidir. Burada alan, oluşan pikin sınırladığı alandır, birimi mJ ve kütle ise cihazın içine yerleştirilen örneğin mg mertebesinde kütlesidir. Öz ısı ise,

$$C_p = \frac{dQ}{dT} \frac{1}{m\beta_0} = \frac{dH}{dT} = \frac{\Delta H}{T_{peak}} \quad (3.12)$$

bağıntısından hesaplanmaktadır. Burada,  $\beta_0 = \frac{dt}{dT} = 10K/dakika$  (ısıtma hızı),  $dQ/dt = \text{ısı akışı (J/s veya watt)}$ ,  $m = \text{kütle (değişik miktarlarda)}$  ve  $\text{Alan} = \text{pik üçgeninin alanı} = 0.5 \times \text{taban} \times \text{yükseklik} = 0.5 \times \text{zaman} \times \text{güç}$  (numunenin erimesi için gerekli enerji) ile verilir. Bu tez çalışmasında **Perkin Elmer Pyris Diamond** DSC kullanılmıştır. Numunelerin DSC analizleri 20 K/dak ısıtma hızında, atmosfer basıncında sabit bir azot akısında yapılmıştır.

## BÖLÜM IV

### BULGULAR TARTIŞMA VE SONUÇ

#### 4.1 Kompozisyon Analizi ve Fazların Tayini (WDXRF, EDX ve XRD analizi)

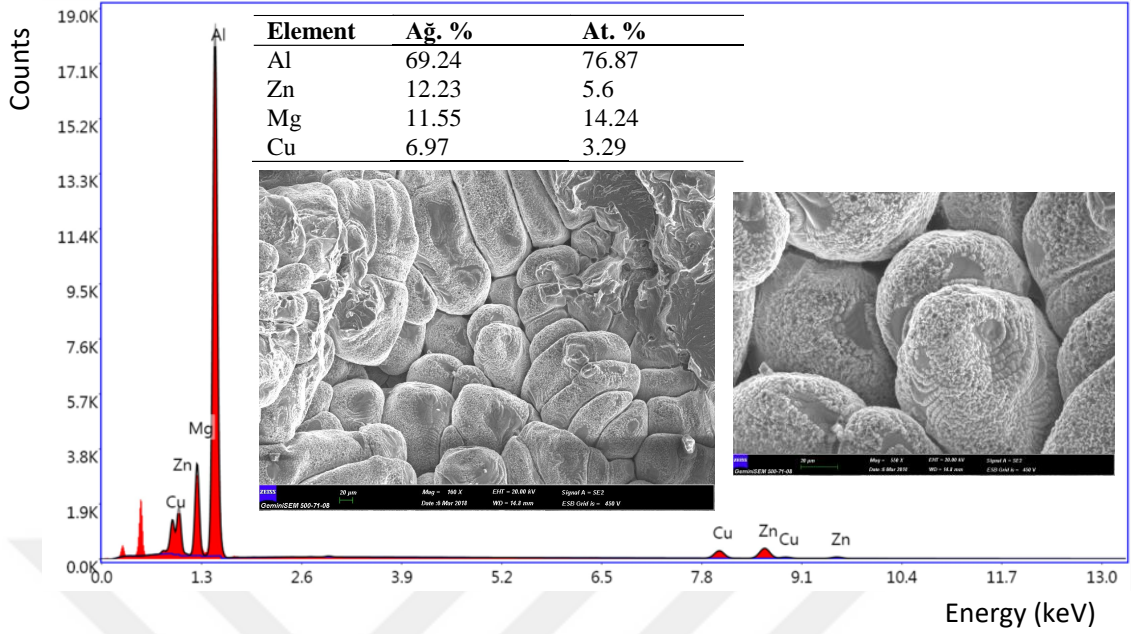
Doğrusal katılaştırma deneylerine başlamadan önce 7075 döküm numunelerinin kompozisyon analizi, dalga boyu dağılımlı X-ışını floresansı (WDXRF) spektrometresi (PANalytical Axios Advanced model) ile 3 farklı bölgeden yapılmış ve elde edilen ortalama değerler Çizelge 4.1.'de verilmiştir.

Çizelge 4.1. 7075 Al alaşımının WDXRF sonuçları

| Element | Kütle<br>(ağ.%) | Hata<br>(%) | Nominal Değerler<br>(ağ.%) |
|---------|-----------------|-------------|----------------------------|
| Al      | 89.70           | 0.3         | 90.5                       |
| Zn      | 5.81            | 0.03        | 5.5                        |
| Mg      | 2.65            | 0.02        | 2.5                        |
| Cu      | 1.48            | 0.03        | 1.5                        |
| Na      | 0.18            | 0.008       | -                          |
| Si      | 0.14            | 0.04        | -                          |
| Fe      | 0.03            | 0.007       | -                          |
| S       | 0.01            | 0.004       | -                          |

Çizelge 4.1.'den görüldüğü üzere 7075 alaşımının kompozisyon değerleri nominal değerlere oldukça yakındır.

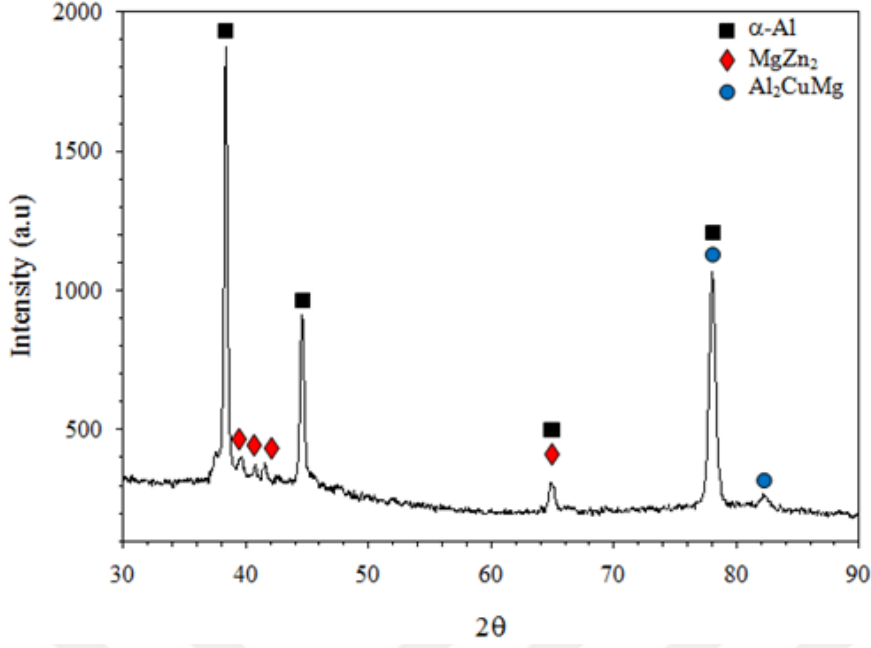
Katı-sıvı arayüzeyine yakın katı bölgeden EDX (Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy) spektrumu alınmıştır. Bu analiz 7075 alaşımının doğrusal katılaştırma sonrasında dendritik bir yapı ( $\alpha$ -Al fazı) ve dendritlerarası bölgede ise diğer çözünen maddelerce zengin bölgeler olduğunu göstermiştir. Bu analiz nokta analizden ziyade tam alan (full area) analizini içermektedir. Elde edilen EDX spektrum ve kompozisyon değerleri Şekil 4.1.'de verilmiştir.



**Şekil 4.1.** Doğrusal katılaştırılmış 7075 alaşımının EDX analiz sonuçları

7075 alaşımının mikroyapısında bulunan ana fazları tanımlamak için, seçilen numune üzerinde X-ışını kırınım analizi (X-Ray Diffraction) yapılmıştır. Bu analiz için yüksek çözünürlüklü X-ray difraktometresi (Panalytical Empyrean model) kullanılmıştır. Bu analizde 45kV'lik bir potansiyelde Cu K $\alpha$  (Dalgaboyu,  $\lambda=1.5406\text{\AA}$ ) ışını kullanılmış olup, taramalar, 20°-90° aralığında ve 0.067°/s'lik bir tarama hızı ile yapılmıştır.

Şekil 4.2.'de gösterildiği gibi üç faz gözlenmiştir. Bu fazlar kübik  $\alpha$ -Al fazı (dendritik faz), hegzagonal MgZn<sub>2</sub> ( $\eta$ ) ve Al<sub>2</sub>CuMg (S) intermetalik fazlarıdır. Bu fazlar dendritler arası bölgede bulunmakta ve alaşımı mekaniksel olarak güçlendirmede önemli rol oynamaktadır. XRD analizi ile elde edilen örgü parametreleri Ek-3'de verilmiştir. Şekil 4.2.'de verilen siyah kare ile gösterilen pikler  $\alpha$ -Al fazına karşılık gelir sırasıyla 38.4°, 44.4°, 64.9° ve 78° 'de yansıma vermişlerdir. Kırmızı üçgen ile gösterilen pikler hegzagonal MgZn<sub>2</sub> ( $\eta$ ) intermetalik fazına karşılık gelir ve sırasıyla 39.7°, 40.6°, 41.8° ve 64.9° 'de yansıma vermişlerdir. Son olarak ta mavi daire ile gösterilen pikler Al<sub>2</sub>CuMg (S) intermetalik faza karşılık gelir ve bu piklerde 78° ve 82.2° 'de oluşmuştur.

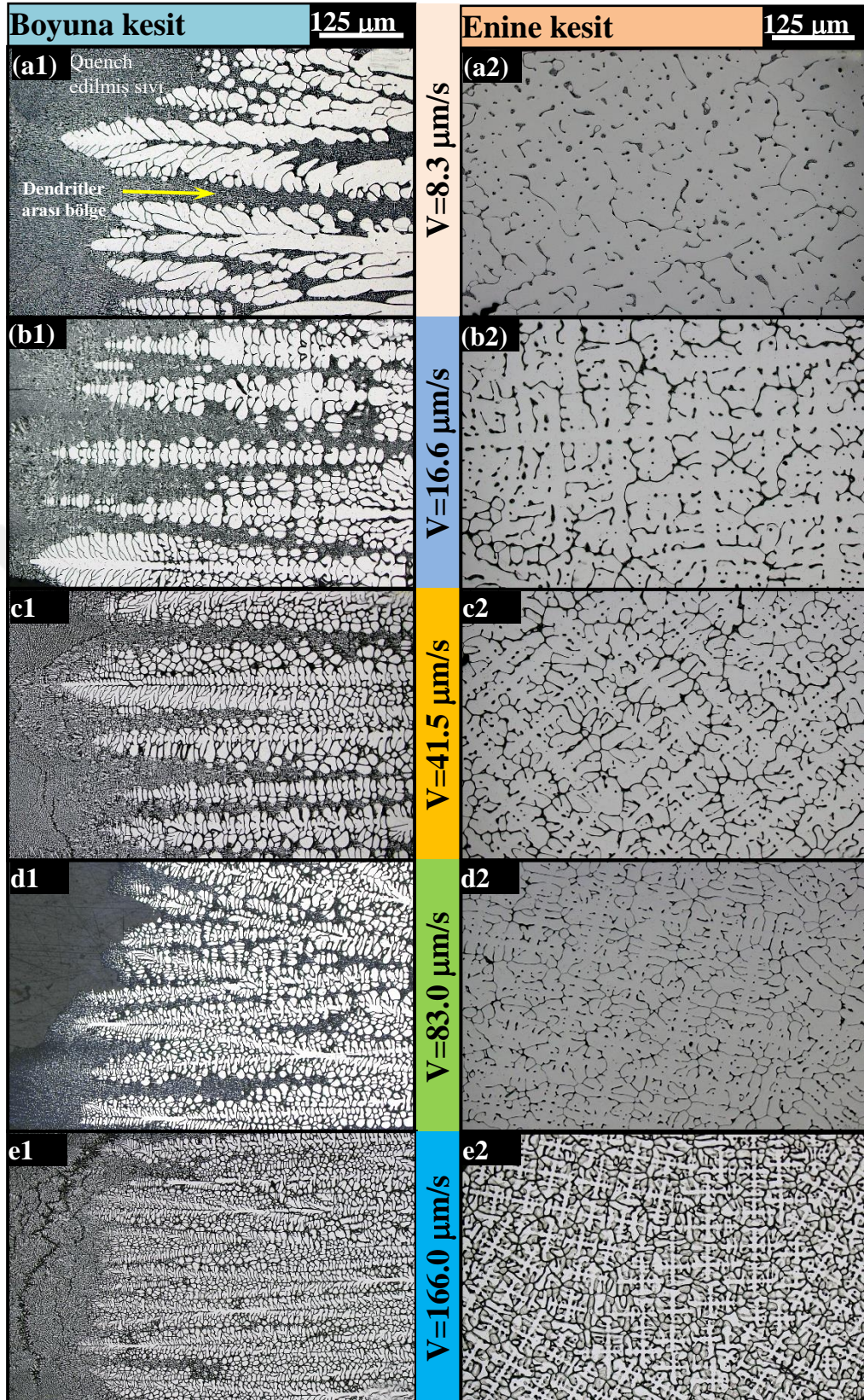


Şekil 4.2. 7075 Alaşımının XRD spektrumu

Hem EDX analizinden hem de XRD analizinden elde edilen sonuçlar birbirini desteklemekte ve çalışılan alaşım içinde üç fazın mevcut olduğunu doğrulamaktadır.

#### 4.2 Gözlenen Mikroyapılar

7075 numunelerinin sabit sıcaklık gradyenti (8.1 K/mm) ve farklı katılaştırma hızlarında (8.3-166.0  $\mu\text{m/s}$ ) doğrusal katılaştırılması ve gerekli metalografik işlemlerin yapılmasından sonra mikroyapı ortaya çıkarılmıştır. Ortaya çıkan yapı dendritik formdadır ve dendritler arası bölgede ötektik veya ötektiğe yakın formda gerçekleşmiştir. Çalışılan alaşıma ait mikroyapı görüntüleri Şekil 4.3.'de görülmektedir.



**Şekil 4.3.** Sabit sıcaklık gradyenti (8.1 K/mm) ve farklı katılaştırma hızlarında doğrusal katılaştırılmış Al 7075 alaşımının dendritik mikroyapı fotoğrafları; V=8.3  $\mu\text{m/s}$  (a1-a2), V=16.6  $\mu\text{m/s}$  (b1-b2), V=41.5  $\mu\text{m/s}$  (c1-c2), V=83  $\mu\text{m/s}$  (d1-d2) ve V=166.0  $\mu\text{m/s}$  (e1-e2)

Şekil 4.3.'de gözlemlendiği gibi katılaştırma hızındaki artış, dendritik yapıda küçülmeye sebep olmuştur. Dolayısıyla dendritik mesafeler ( $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$ ) de azalma göstermiştir. Çizelge 4.2. 'de ölçümü yapılan dendritik mesafeler görülmektedir.

**Çizelge 4.2.** Sabit sıcaklık gradyentinde (8.1 K/mm) ölçülmüş deneysel parametreler

| V<br>( $\mu\text{m/s}$ ) | $\lambda_{1L}$<br>( $\mu\text{m}$ ) | $\lambda_{1T}$<br>( $\mu\text{m}$ ) | $\lambda_2$<br>( $\mu\text{m}$ ) | HV <sub>L</sub><br>( $\text{kg/mm}^2$ ) | HV <sub>T</sub><br>( $\text{kg/mm}^2$ ) | $\sigma_{\text{uts}}$<br>(MPa) | $\varepsilon(\%)$ | $\sigma_y$<br>(MPa) |
|--------------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|----------------------------------|---|---|--------------------------------|-------------------|---------------------|
| 8.3                      | 434.3±32.4                          | 380.2±34.7                          | 41.1±1.7                         | 75.2±2.5                                | 97.3±1.9                                | 155.8                          | 23.9              | 198.4               |
| 16.6                     | 339.8±21.6                          | 332.0±23.0                          | 32.9±1.6                         | 76.3±3.4                                | 103.2±2.5                               | 165.5                          | 20.0              | 239.6               |
| 41.5                     | 275.9±10.5                          | 249.5±16.9                          | 21.4±1.3                         | 78.3±3.1                                | 103.4±1.8                               | 185.0                          | 16.9              | 256.6               |
| 83.0                     | 234.8±10.2                          | 212.7±10.1                          | 16.7±0.9                         | 82.9±3.9                                | 108.0±3.1                               | 202.0                          | 14.0              | 285.4               |
| 166.0                    | 190.1±10.6                          | 169.7±10.2                          | 12.2±0.7                         | 85.6±2.5                                | 112.9±2.0                               | 210.1                          | 12.6              | 319.8               |

### 4.3 Mikroyapı ile katılaştırma hızı arasındaki ilişkiler

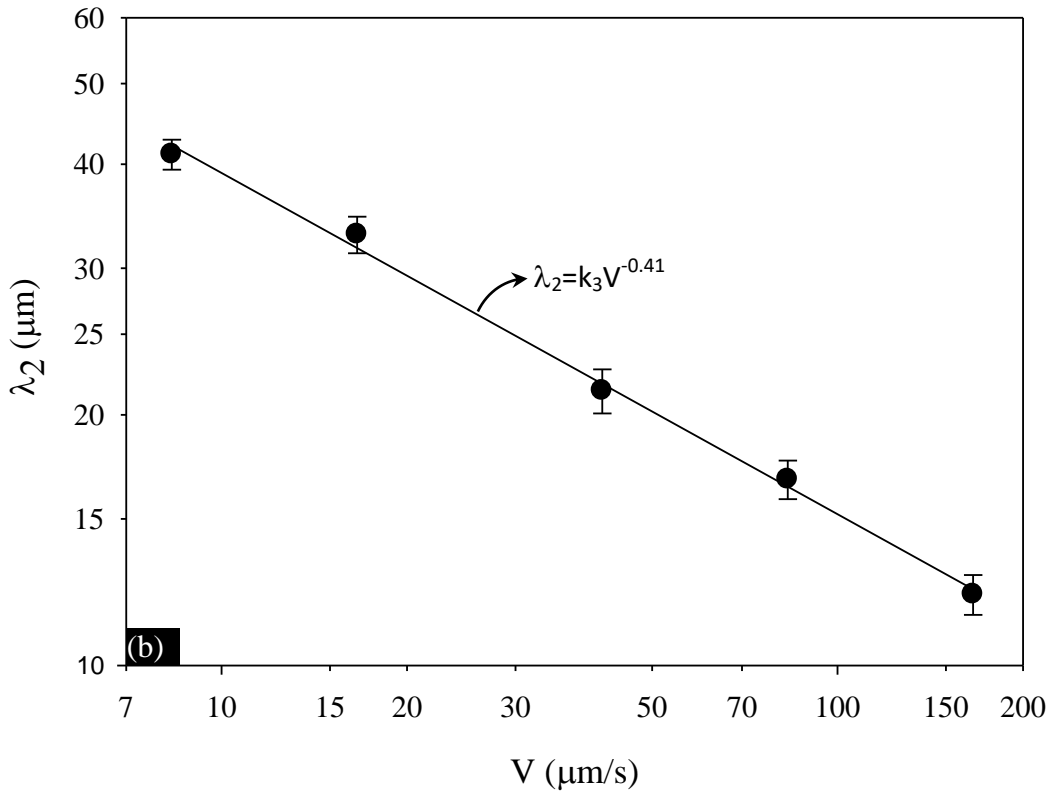
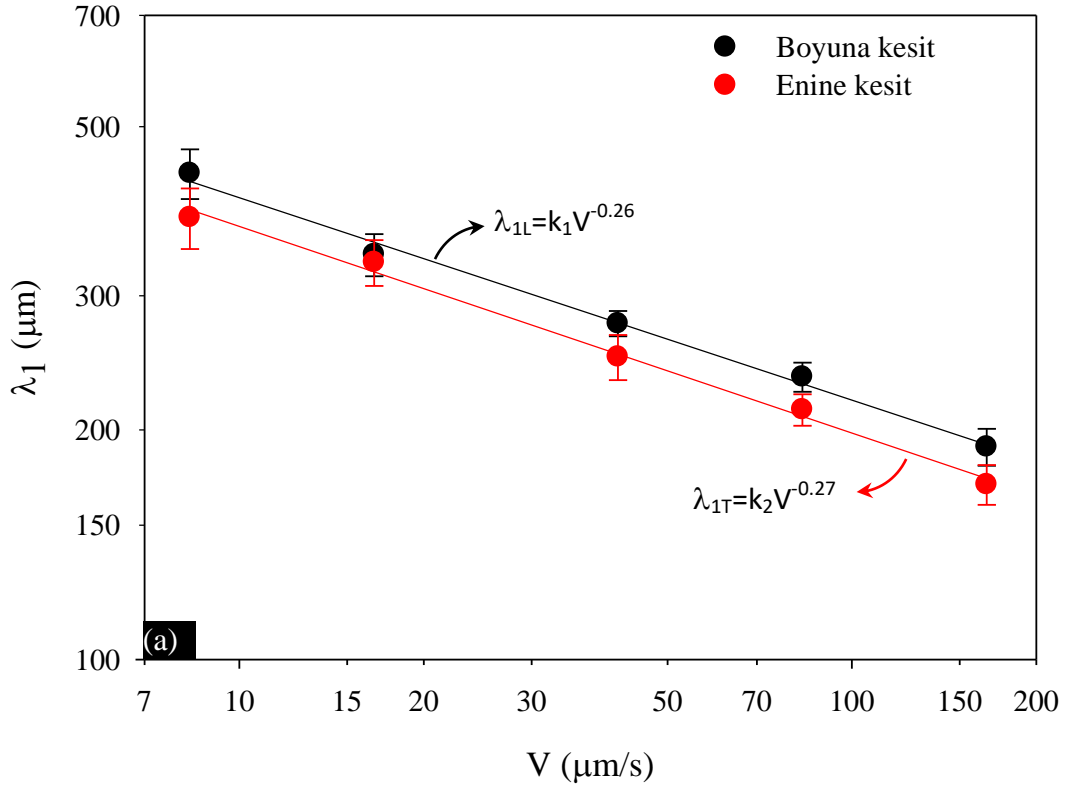
$\lambda_1$  ve  $\lambda_2$ 'nin V'ye bağlılığı lineer regresyon analizi ile tanımlanır. Deneysel sonuçlara göre, dendritik mesafeler ve katılaştırma hızı arasındaki ilişki,

$$(\lambda_1, \lambda_2) = kV^{-a} \quad (4.1)$$

olarak tanımlanabilir. Burada k, orantı sabiti, a ise V'nin üstel değeridir. Çizelge 4.3. ve Şekil 4.4.(a) ve 4.4.(b)'de görüldüğü gibi  $\lambda_{1L}$ ,  $\lambda_{1T}$  ve  $\lambda_2$  değerleri artan katılaştırma hız değerleri ile azalmaktadır. Ayrıca  $\lambda_{1L}$ ,  $\lambda_{1T}$  ve  $\lambda_2$  için V'nin üstel değerleri sırasıyla -0.26, -0.27 ve -0.41 olarak bulunmuştur.

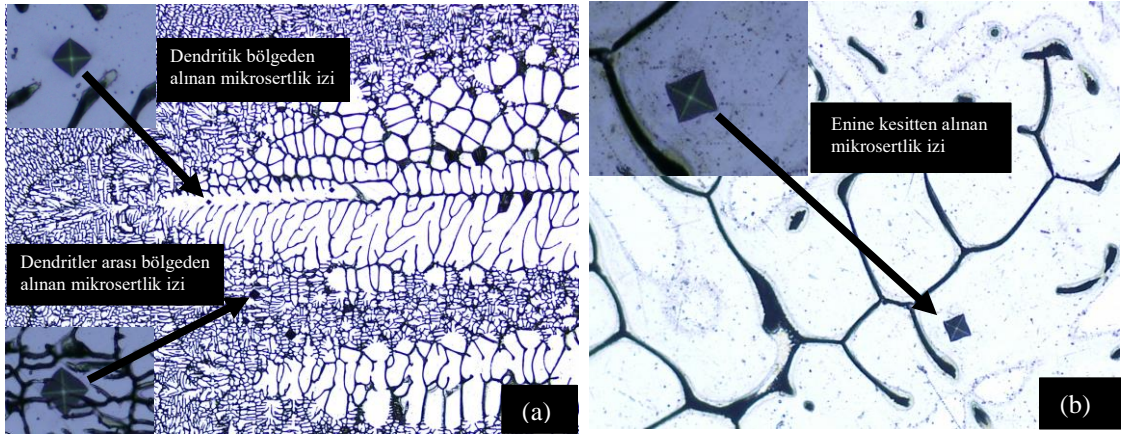
Bu çalışmada  $\lambda_{1L}$  ve  $\lambda_{1T}$  için elde edilen V'nin üstel değerlerinin (0.26 ve 0.27), Luo vd. (2016), tarafından Mg-0.60, 1.38 ve 2.35 Gd alaşımları için elde edilen 0.26, 0.25, 0.27 değerleri, Lapin ve Marecek (2006), tarafından Ni-21.9Al-8.1Cr-4.2Ta-0.9Mo-0.3Zr(at.%) alaşımı için elde edilen 0.26 değeri, lapin ve Nazmy (2002), tarafından Ti-46Al-2W-0.5Si (at.%) alaşımı için elde edilen 0.24 değeri ve Lapin ve Gabalcová (2011), tarafından Ti-46Al-8Ta ve Ti-46Al-8Nb (at.%) alaşımları için elde edilen 0.23, 0.24, 0.25 üstel değerleri ile iyi uyum içinde olduğu görülmüştür. Yine bu çalışmada  $\lambda_2$  için elde edilen V'nin üstel değeri (0.41), Lapin ve Gabalcová (2011), tarafından Ti-46Al-8Ta ve Ti-46Al-8Nb (at.%) alaşımları için elde edilen 0.34, 0.35 değerleri ve Lapin vd. (2002),

tarafından Ti-46Al-2W-0.5Si (at.%) elde edilen 0.46 üstel değerine yakın olduğu belirlenmiştir.



**Şekil 4.4.** Birincil dendritik kol mesafesinin katılaştırma hızına göre değişimi (a) ve ikincil dendritik kol mesafesinin katılaştırma hızına göre değişimi (b)

#### 4.4 Mikrosertlik İle Katılaştırma Hızı ve Mikroyapı Arasındaki İlişkiler



Şekil 4.5. Al-5.5Zn-2.5Mg-1.5Cu alaşımının mikrosertlik görüntüleri, boyuna kesitten alınan mikrosertlik izleri (a) ve enine kesitten alınan mikrosertlik izleri (b)

Şekil 4.5.'te görüldüğü gibi alaşımın mikrosertlik ( $HV_L$  ve  $HV_T$ ) değerleri numunelerin hem enine hem de boyuna kesitinden ölçülmüş ve ölçülen deneysel değerler Çizelge 4.2.'de verilmiştir. Şekil 4.6.(a)' da görüldüğü gibi katılaştırma hızı arttıkça mikrosertlik değerleri de artmaktadır. Katılaştırma hızı  $8.3 \mu\text{m/s}$  den  $166.0 \mu\text{m/s}$  'ye artarken boyuna kesit üzerinden ölçülen  $HV_L$ ,  $75.2 \text{ kg/mm}^2$ 'den  $85.6 \text{ kg/mm}^2$ 'ye, enine kesit üzerinden ölçülen  $HV_T$ ,  $97.3 \text{ kg/mm}^2$ 'den  $112.9 \text{ kg/mm}^2$ 'ye artmıştır. Enine kesit üzerinden ölçülen mikrosertlik değerleri boyuna kesit üzerinden ölçülen değerlere kıyasla yaklaşık olarak %30 daha büyüktür. Artan  $V$  değerlerine göre  $HV_L$  değeri yaklaşık %14 artış gösterirken  $HV_T$  değeri %16 artış göstermiştir. Bu artışlar numunenin yapısal iyileştirilmesi ile ilgilidir.  $HV$ 'nin katılaştırma hızına bağlılığı aşağıdaki eşitlikle verilir.

$$(HV_L, HV_T) = k_2 V^b \quad (4.2)$$

Burada  $k_2$ , orantı sabiti,  $b$  ise  $HV$  için  $V$ 'nin üstel değeridir. Çizelge 4.3.'den görüleceği üzere  $V$ 'nin üstel değerleri  $HV_L$  ve  $HV_T$  için sırasıyla 0.04 ve 0.05 olarak bulunmuştur. Bu çalışmada  $HV$  için ve  $V$ 'nin üstel değerleri (0.04 ve 0.05), Büyük (2012), tarafından Al-11.1Si-4.2Ni alaşımı için elde edilen 0.08 değerine yakın ancak Liu vd. (2016), tarafından Ti-47Al-1.0W-0.5Si (at.%) alaşımı için elde edilen 0.12 ve Fan vd. (2012), tarafından Ti-49Al (at %) alaşımı için elde edilen 0.16 değerlerinden küçüktür. Üstel

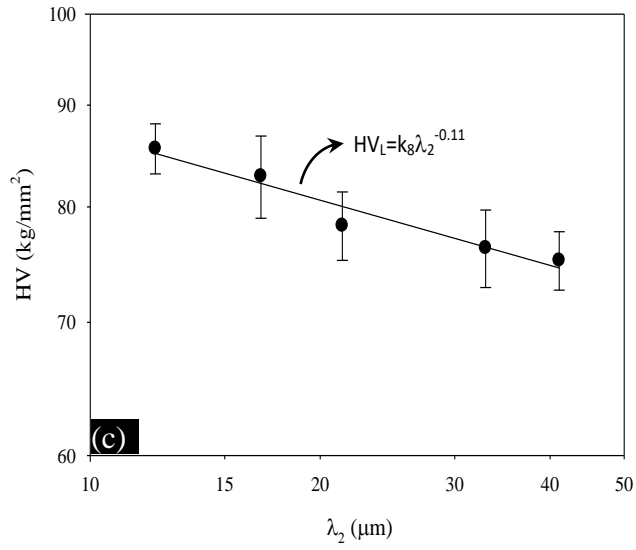
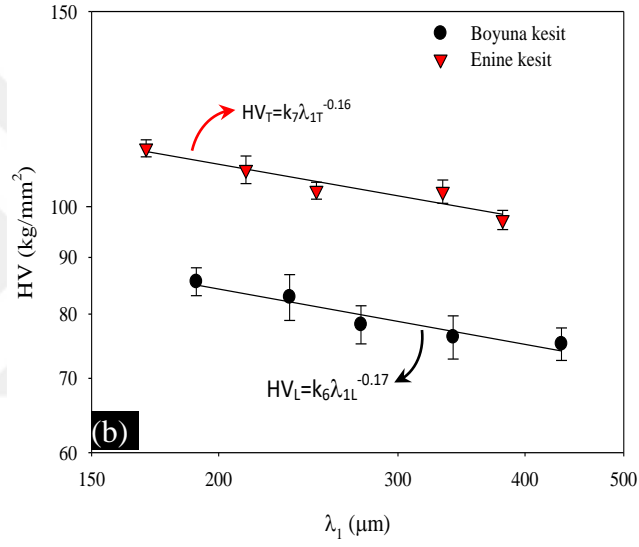
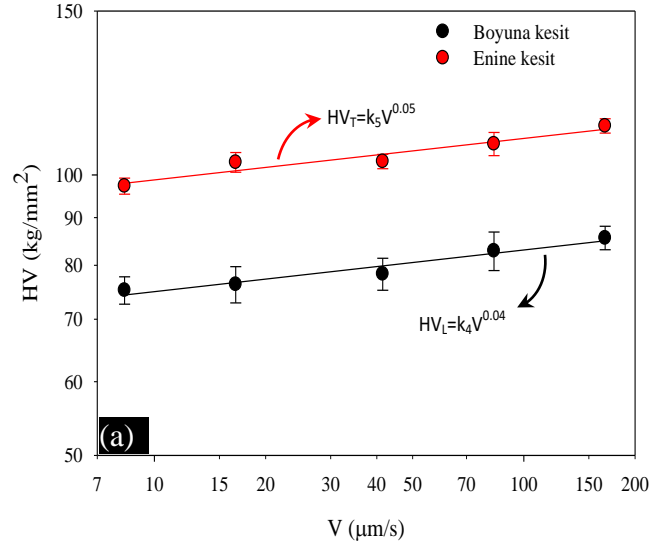
değerlerdeki bu farklılık çalışılan alaşım, bileşim ya da deney koşullarının farklılığından kaynaklanabilir.

Bu çalışmada elde edilen  $HV_L=75.2-85.6 \text{ kg/mm}^2$  ve  $HV_T=97.3-112.9 \text{ kg/mm}^2$  değerleri Ek.4'de verilen Wang vd. (2018); Lei vd. (2019); Imran ve Khan (2019); Ezatpour vd. (2016), tarafından elde edilen değerlere yakın, Kaygısız ve Maraşlı (2017), tarafından elde edilen değerlerden küçük olduğu görülmüştür.

Dendritik mesafelerin azalması ile mikrosertliğin arttığı Çizelge 4.2. ve Şekil 4.6.(b-c)'de görülmektedir. Mikrosertliğin dendritik mesafeye bağlılığı,

$$HV = k(\lambda_{1L}^{-c}, \lambda_{1T}^{-d}, \lambda_2^{-e}) \quad (4.3)$$

olarak tanımlanabilir. k, orantı sabiti, c, d, e ise HV için sırasıyla  $\lambda_{1L}$ ,  $\lambda_{1T}$ ,  $\lambda_2$ 'nin üstel değerleridir. Bu çalışmada elde edilen üstel değerler sırasıyla -0.17, -0.16 ve -0.11'dir. Bu üstel değerlerin, literatürde  $\lambda_1$  için 0.17 ile 0.38 arasında değişen Perdrix vd. (1999), tarafından Ti-48Al alaşımı için, Fatahalla vd. (1999), tarafından Al-5.5Si alaşımı için ve  $\lambda_2$  için 0.16 ile 0.30 arasında değişen Lapin vd. (2002), tarafından Ti-46Al-2W-0.5Si (at.%) alaşımı için elde edilen değerler ile yakın mertebede olduğu sonucuna varıldı.



**Şekil 4.6.** Mikrosertlik (HV)-Büyütme hızı (V) grafiği (a), Mikrosertlik (HV)-Birincil dendrit kol mesafesi ( $\lambda_1$ ) grafiği (b) ve Mikrosertlik (HV)-İkincil dendrit kol mesafesi ( $\lambda_2$ ) grafiği (c)

#### 4.5 Çekme Dayanımı, Basma Dayanımı, Katılaştırma Hızı ve Mikroyapı Arasındaki İlişkiler

Farklı katılaştırma hızlarında 7075 alaşımı için tipik çekme dayanımı-uzama eğrileri Şekil 4.7. (a)'da görülmektedir. Çekme dayanımı ( $\sigma$ ) değerlerinin artan katılaştırma hızı ile arttığı, ancak % uzama ( $\epsilon$ ) değerlerinin (elongation) azaldığı görülmektedir. Şekil 4.7. (a-b)'den görülebileceği gibi katılaştırma hızınının 8.3  $\mu\text{m/s}$  den 166.0  $\mu\text{m/s}$  'ye artması ile maksimum çekme dayanımı ( $\sigma_{\text{uts}}$ ) değerinin 155.8 MPa dan 210.1 MPa' a arttığı ve % uzama ( $\epsilon$ ) değerinin ise % 23.9 değerinden % 12.6 değerine azaldığı tespit edilmiştir (Çizelge 4.2).

$\sigma_{\text{uts}}$  ve  $\sigma_y$  nin  $V$ 'ye bağlılığı şu şekilde ifade edilebilir.

$$(\sigma_{\text{uts}}, \sigma_y) = kV^f \quad (4.4)$$

Burada  $\sigma_{\text{uts}}$  maksimum çekme dayanımı  $\sigma_y$  ise basma testi için akma dayanımıdır,  $k$ , orantı sabiti,  $f$  ise  $V$ 'nin üstel değeridir.  $V$ ' nin üstel değerleri sırasıyla Çizelge 4.3.'den görülebileceği gibi  $\sigma_{\text{uts}}$  ve  $\sigma_y$  için 0.11 ve 0.15 olarak elde edilmiştir. Bu çalışmada elde edilen üstel değerler, literatürde Hu vd. (2015), tarafından Sn-0.7Cu alaşımı için 0.16, Büyük (2012), Al-Si-Ni alaşımı için 0.19 ve Şahin ve Karakurt (2018), tarafından Sn-8.8Zn alaşımı için 0.11 olarak elde edilmiş üstel değerler ile karşılaştırılabilir mertebededir.

Şekil 4.8.(a) ve (b),  $\sigma_{\text{uts}}$  ve  $\lambda_{1L}$ ,  $\lambda_{1T}$ ,  $\lambda_2$  arasındaki değişimi göstermektedir.  $\lambda$  değerleri arttıkça  $\sigma_{\text{uts}}$  değerlerinin azaldığı gözlenmektedir. Ayrıca  $\sigma_{\text{uts}}$  ve  $\lambda_{1L}$ ,  $\lambda_{1T}$ ,  $\lambda_2$  arasındaki ilişki şu şekilde ifade edilebilir.

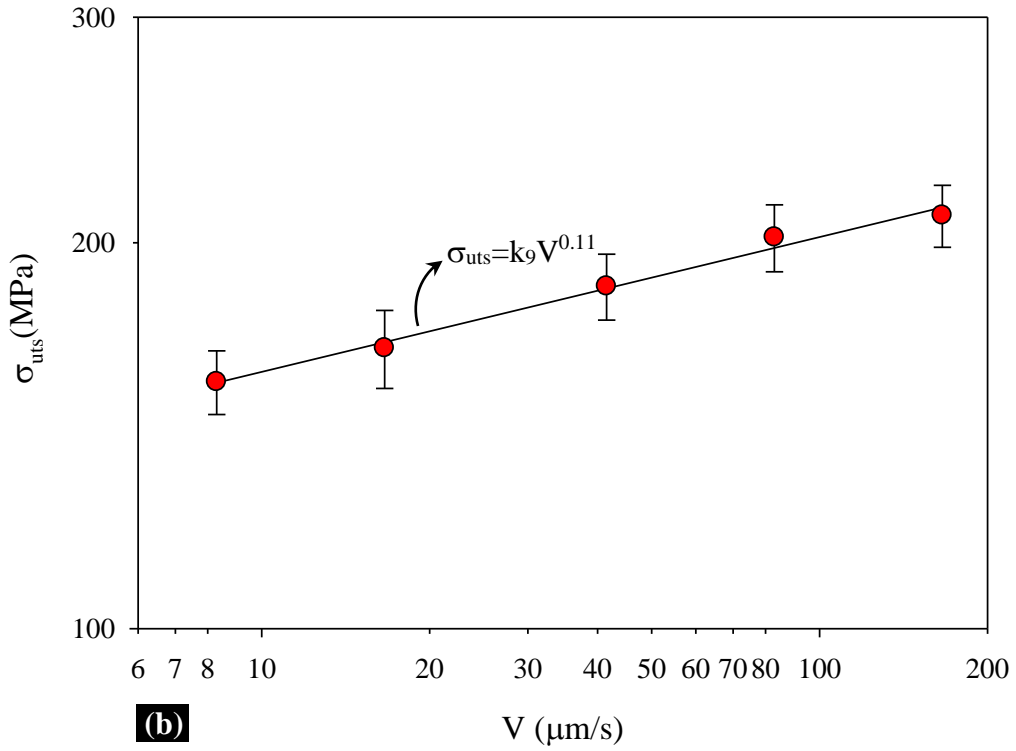
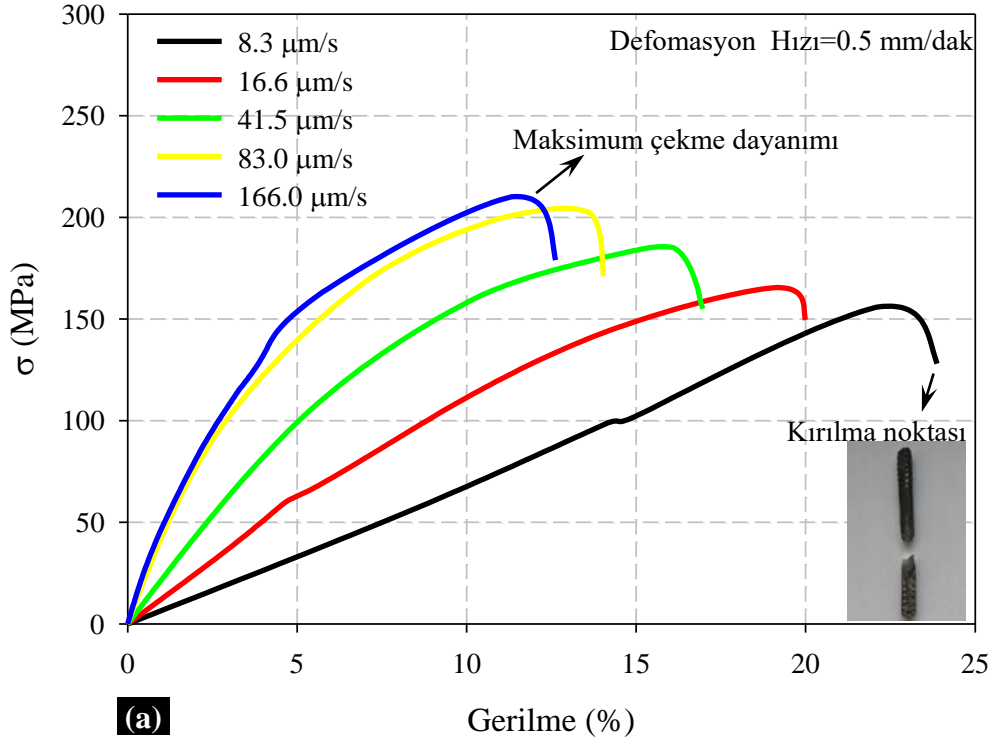
$$\sigma_{\text{uts}} = k(\lambda_{1L}^{-g}, \lambda_{1T}^{-h}, \lambda_2^{-i}) \quad (4.5)$$

Burada  $k$  orantı sabiti,  $g$ ,  $h$ ,  $i$  ise  $\sigma_{\text{uts}}$  için sırasıyla  $\lambda_{1L}$ ,  $\lambda_{1T}$ ,  $\lambda_2$ ' nin üstel değerleridir. Bu çalışmada  $\lambda_{1L}$ ,  $\lambda_{1T}$ ,  $\lambda_2$ ' nin üstel değerleri sırasıyla 0.40, 0.39 ve 0.26 olarak elde edilmiştir. Bu çalışmada  $\lambda_{1L}$  ve  $\lambda_{1T}$  için elde edilen üstel değerler (0.40 ve 0.39),

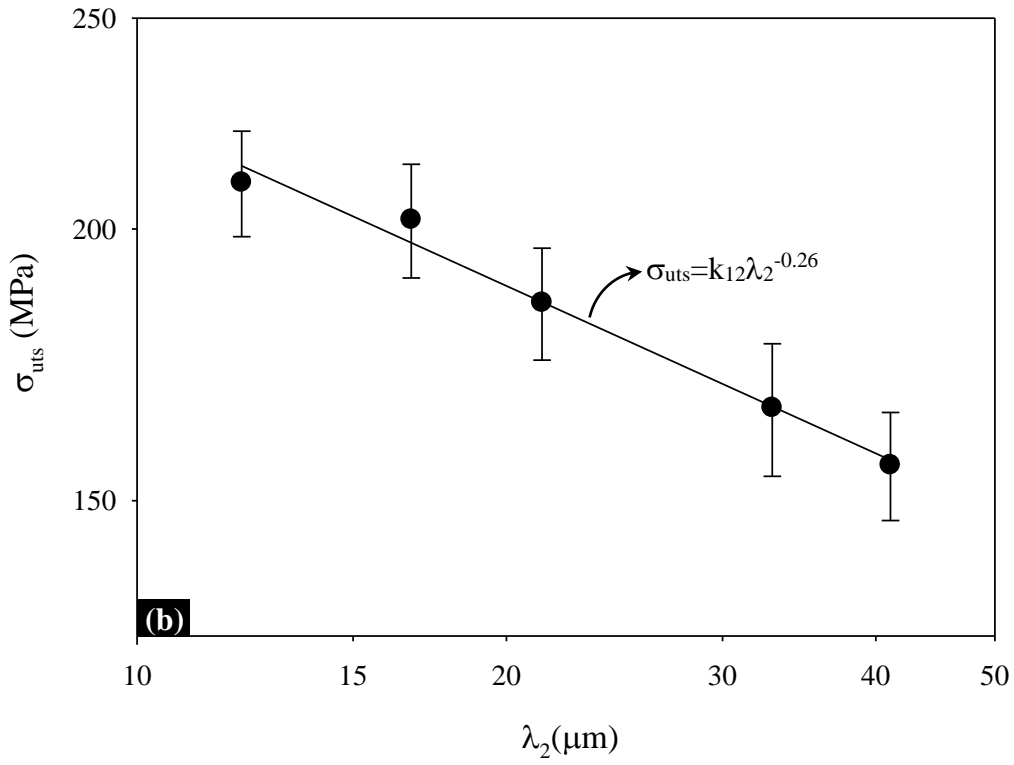
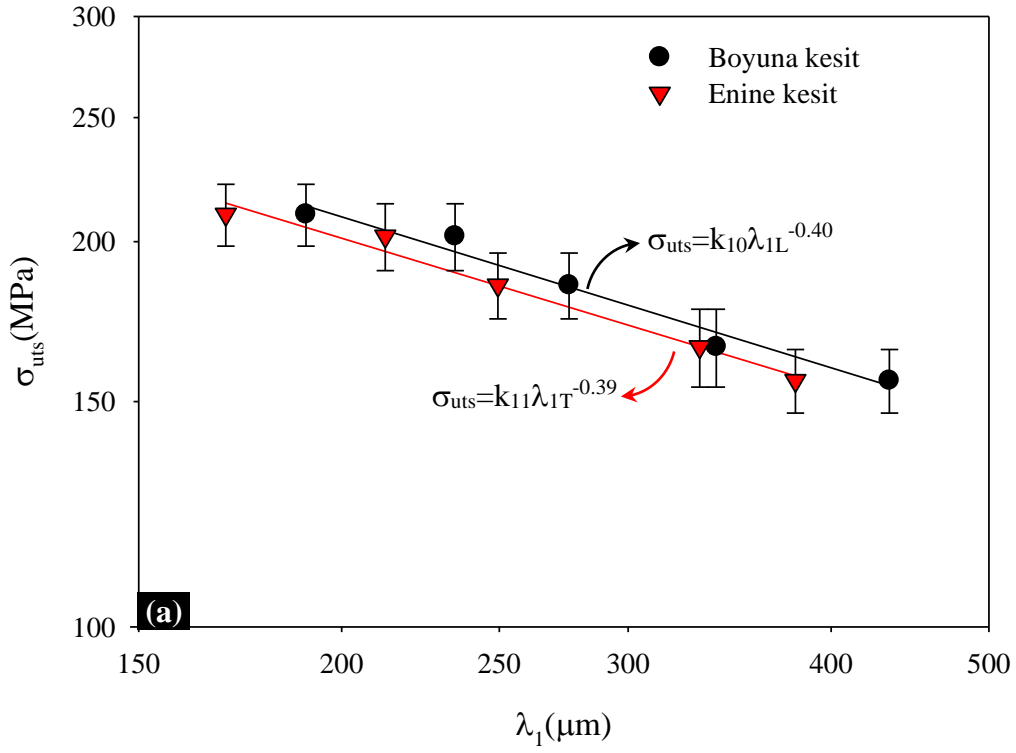
literatürde yer alan 0.30, 0.28, 0.23 (Shabestari ve Shahri, 2004; Hong vd., 2007; Osorio vd., 2006; Bertelli vd., 2017) değerlerinden büyüktür.

Bu çalışmada elde edilen maksimum çekme dayanımı ( $\sigma_{\text{uts}}$ ) değeri 155.8-210.1 MPa değerleri Ek.4'teki tabloda belirtildiği gibi Hong vd. (2007), tarafından Al7075 (Al-7.0Si-0.35Mg-0.2Cu-0.2Fe-0.2Ti-0.1Zn-0.1Mn) alaşımı için elde edilen 99-102MPa'dan küçük olduğu, Imran ve Khan (2019), tarafından Al7075(Al-5.1-6.1Zn-0.40Si-0.50Fe-0.20Ti-1.2-2.0Cu-0.30Mn-2.1-2.9Mg-0.18-0.28Cr) alaşımı için elde edilen 210-236 MPa değerleri ile uyumlu olduğu görülmüştür.





Şekil 4.7. 7075 alaşımının farklı katılaştırma hızlarında (V) tipik çekme dayanımı-uzama eğrileri (a) ve  $\sigma_{uts}$ 'nin V'ye göre değişimi (b)

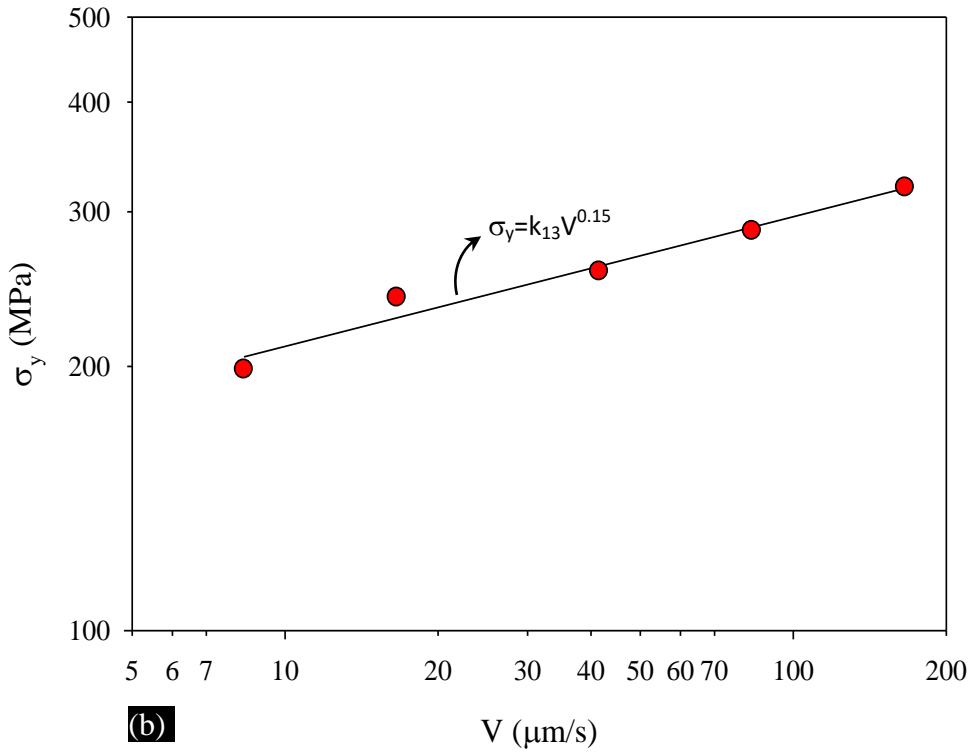
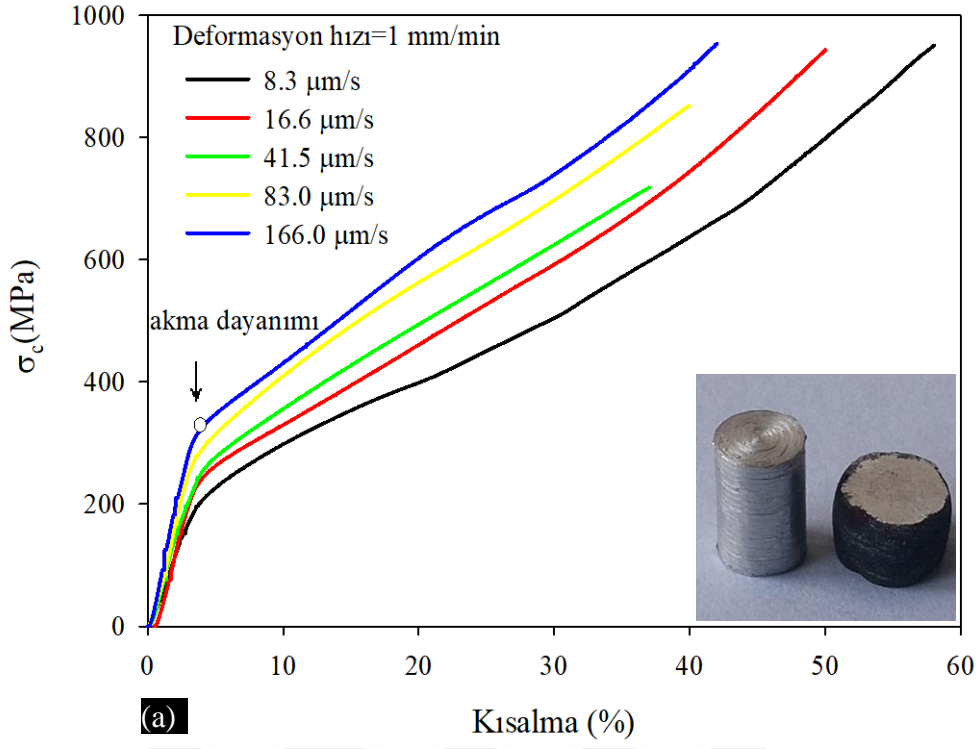


Şekil 4.8.  $\sigma_{uts}$ 'nin  $\lambda_1$ 'e göre değişimi (a) ve  $\sigma_{uts}$ 'nin  $\lambda_2$ 'ye göre değişimi (b)

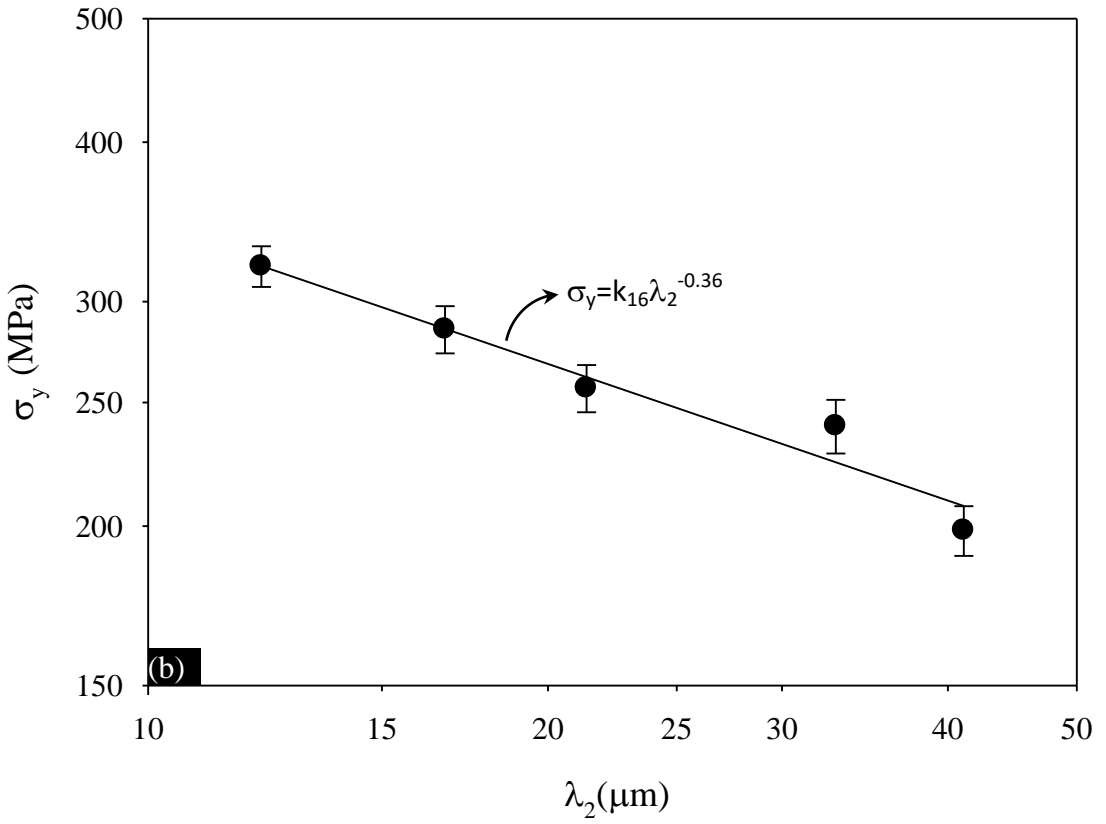
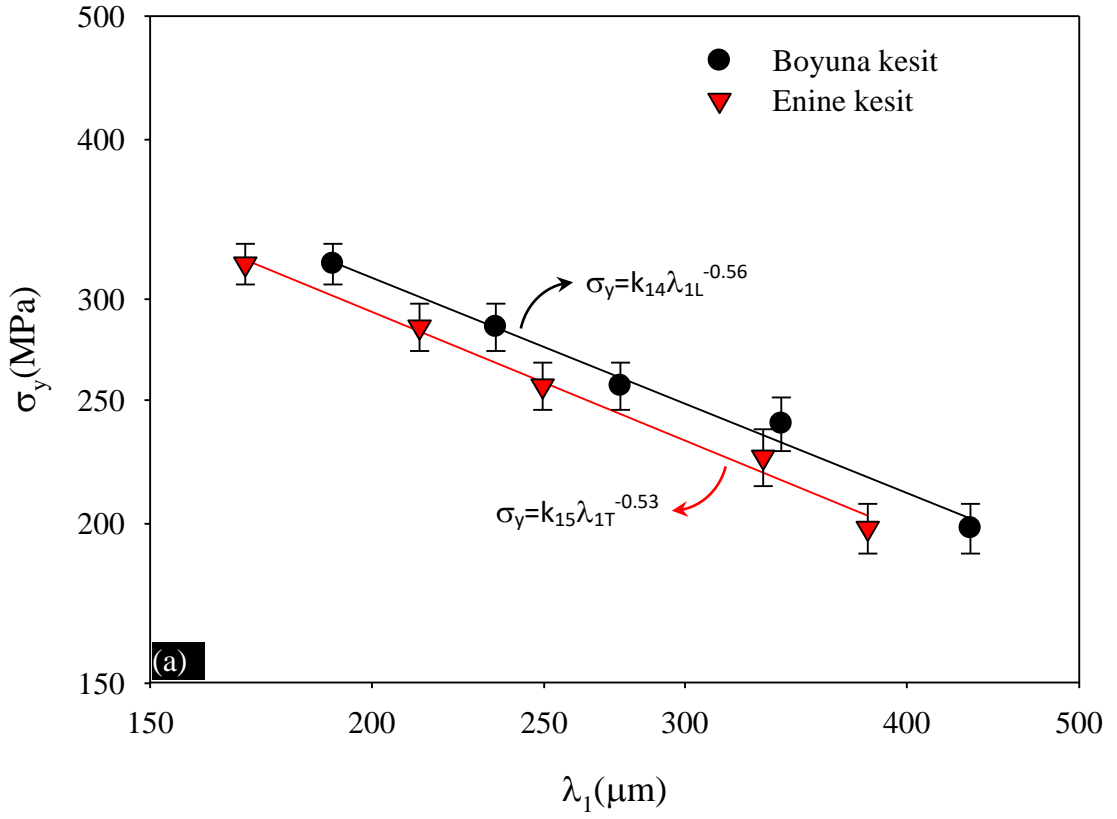
7075 alaşımının farklı katılaştırma hızlarına karşılık gelen basma dayanımı-kısalma eğrileri Şekil 4.9.(a)'da verilmiştir. Akma dayanımı (yield strength) değerleri Şekil 4.9.(a)' da görülen basma dayanımı-kısalma eğrilerinden belirlenebilir. Bu eğrilerin eğiminin değiştiği noktalar akma dayanımı değerleri olarak tespit edilmiştir. Akma dayanımının ( $\sigma_y$ ) katılaştırma hızına göre değişimi Şekil 4.9.(b)'de görülmektedir. Sabit sıcaklık gradyentinde (8.1 K/mm), katılaştırma hızı arttıkça, akma dayanımı da artmaktadır. Katılaştırma hızının 8.3  $\mu\text{m/s}$ ' den 166.0  $\mu\text{m/s}$ ' ye artması ile akma dayanımı ( $\sigma_y$ ), 198.4 MPa' dan 319.8 MPa' a artmıştır (izelge 4.2). Şekil 4.10.(a) ve (b) ( $\sigma_y$ )'nin,  $\lambda_{1L}$ ,  $\lambda_{1T}$ ,  $\lambda_2$ ' ye bağlı değişimini göstermektedir. Dendritik mesafelerin azalmasıyla akma dayanımı değerlerinin arttđđı görülmektedir. Akma dayanımı ( $\sigma_y$ )' nin  $\lambda_{1L}$ ,  $\lambda_{1T}$  ve  $\lambda_2$ ' ye bađlılıđđı genel olarak,

$$\sigma_y = k(\lambda_{1L}^{-j}, \lambda_{1T}^{-k}, \lambda_2^{-m}) \quad (4.6)$$

bağıntısı ile tanımlanabilir. Burada k, orantı sabiti, j, k, m, ise  $\sigma_y$  için sırasıyla  $\lambda_{1L}$ ,  $\lambda_{1T}$  ve  $\lambda_2$ ' nin üstel değerleridir. Çizelge 4.3.'de gösterildiği gibi  $\lambda_{1L}$ ,  $\lambda_{1T}$ ,  $\lambda_2$ ' nin üstel değerleri sırasıyla 0.56, 0.53, 0.36 olarak elde edilmiştir. Şekil 4.10.(b)'de  $\lambda_2$  değerlerinin 41.1  $\mu\text{m}$ ' den 12.2  $\mu\text{m}$ ' ye azalması, basma dayanımı değerlerinin 198.4 MPa' dan 319.8 MPa değerine yükselmesine neden olduğu görülmektedir. Literatürde benzer sonuçlar elde edilmiştir. Al-Si-Cu-Mg alaşımı için  $\lambda_2$ ' nin 30  $\mu\text{m}$ ' den 18  $\mu\text{m}$ ' ye azalması nihai akma dayanımının 354 MPa' dan 367 MPa' a arttđđı rapor edilmiştir (Shaha vd., 2015). Ayrıca bu çalışmada elde edilen 198.4-319.8 MPa arasında değişen akma dayanımı ( $\sigma_y$ ) değerleri, Ek.4'teki tabloda verilen Chegini ve Shaeri (2018), tarafından (Al-7075) Al-5.7Zn-2.65 Mg-1.5 Cu alaşımı için elde edilen 118-360 MPa değerleri, Hong vd. (2007), tarafından Al7075 (Al-7.0Si-0.35Mg-0.2Cu-0.2Fe-0.2Ti-0.1Zn-0.1Mn) alaşımı için elde edilen 149-206 MPa değerleri ile uyumlu olduğu görülmüştür.



**Şekil 4.9.** 7075 alaşımının farklı katılaştırma hızlarında tipik basma dayanımı ( $\sigma_c$ )-kısılma eğrileri (a) ve akma dayanımı ( $\sigma_y$ )' nın V'ye bağlı değişimi (b)



Şekil 4.10.  $\sigma_y$ ' nin  $\lambda_1$ ' e bağlı değişimi (a) ve  $\sigma_y$ ' nin  $\lambda_2$ ' ye bağlı değişimi (b)

**Çizelge 4.3.** Katılaştırma hızı, dendritik mesafeler ve mekaniksel özellikler arasındaki bağıntılar

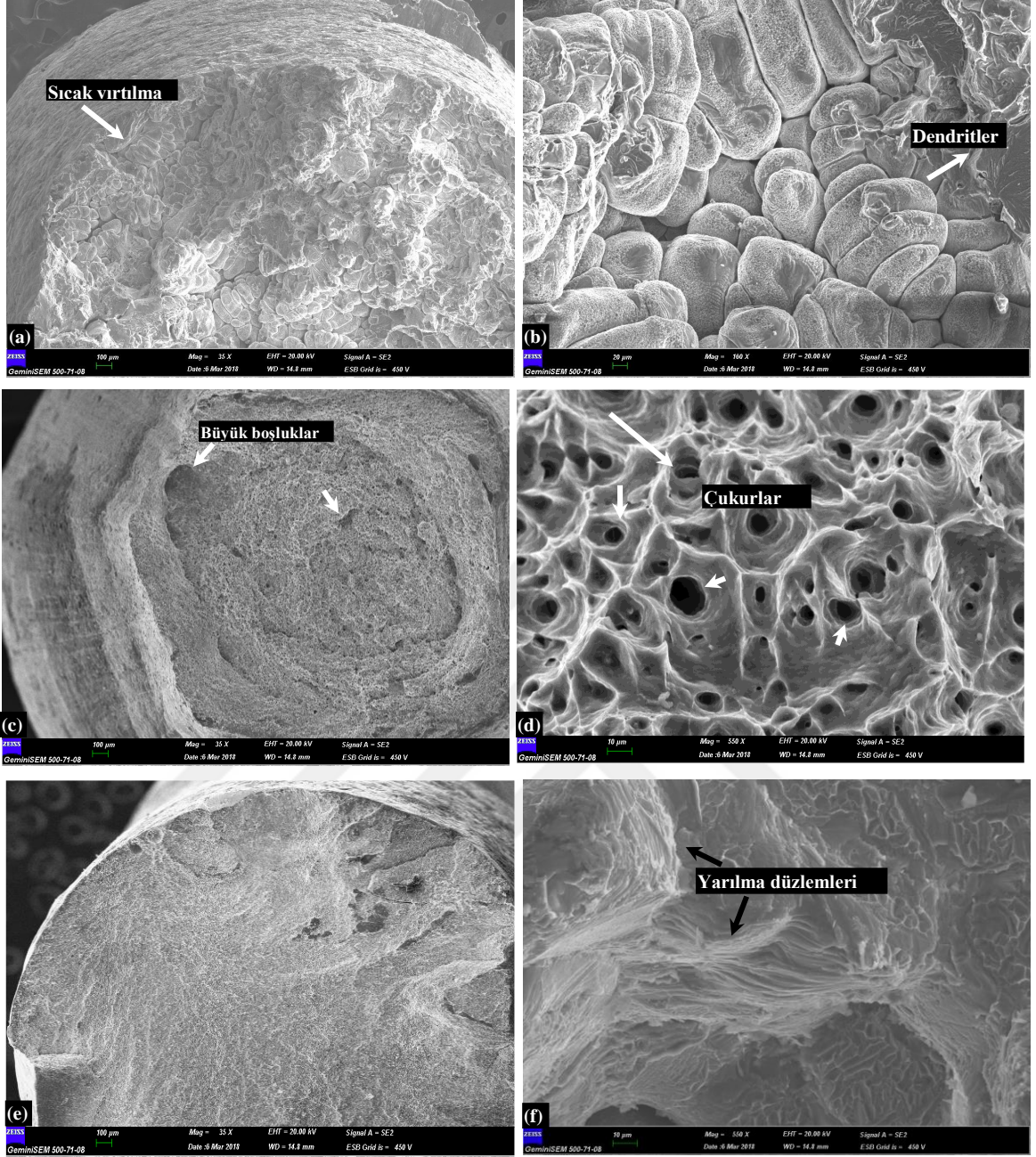
| Bağıntılar                                | Sabitler (k)   | Korelasyon katsayıları (r) |
|---|--|----------------------------|
| $\lambda_{1L}=k_1V^{-0.26}$               | $k_1=743 (\mu\text{m}^{1.26} \text{s}^{-0.26})$                | $r_1= -0.996$              |
| $\lambda_{1T}=k_2V^{-0.27}$               | $k_2=690 (\mu\text{m}^{1.27} \text{s}^{-0.27})$                | $r_2= -0.997$              |
| $\lambda_2=k_3V^{-0.41}$                  | $k_3=100 (\mu\text{m}^{1.41} \text{s}^{-0.41})$                | $r_3= -0.998$              |
| $HV_L=k_4V^{0.04}$                        | $k_4=92 (\text{kg mm}^{-2.045} \text{s}^{0.045})$              | $r_4= 0.973$               |
| $HV_T=k_5V^{0.05}$                        | $k_5=121 (\text{kg mm}^{-2.045} \text{s}^{0.045})$             | $r_5= 0.963$               |
| $HV_L=k_6\lambda_{1L}^{-0.17}$            | $k_6=64 (\text{kg mm}^{-1.83})$                                | $r_6= -0.962$              |
| $HV_T=k_7\lambda_{1T}^{-0.16}$            | $k_7=84 (\text{kg mm}^{-1.84})$                                | $r_7= -0.951$              |
| $HV_L=k_8\lambda_2^{-0.11}$               | $k_8=111 (\text{kg mm}^{-1.89})$                               | $r_8= -0.972$              |
| $\sigma_{uts}=k_9V^{0.11}$                | $k_9=124 (\text{MPa } \mu\text{m}^{-0.11} \text{s}^{0.11})$    | $r_9= 0.994$               |
| $\sigma_{uts}=k_{10}\lambda_{1L}^{-0.40}$ | $k_{10}=1663 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.40})$                 | $r_{10}= -0.985$           |
| $\sigma_{uts}=k_{11}\lambda_{1T}^{-0.39}$ | $k_{11}=1552 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.39})$                 | $r_{11}= -0.989$           |
| $\sigma_{uts}=k_{12}\lambda_2^{-0.26}$    | $k_{12}=404 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.26})$                  | $r_{12}= -0.992$           |
| $\sigma_y=k_{13}V^{0.15}$                 | $k_{13}=150 (\text{MPa } \mu\text{m}^{-0.15} \text{s}^{0.15})$ | $r_{13}= 0.983$            |
| $\sigma_y=k_{14}\lambda_{1L}^{-0.56}$     | $k_{14}=6053 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.56})$                 | $r_{14}= -0.993$           |
| $\sigma_y=k_{15}\lambda_{1T}^{-0.53}$     | $k_{15}=5046 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.53})$                 | $r_{15}= -0.971$           |
| $\sigma_y=k_{16}\lambda_2^{-0.36}$        | $k_{16}=778 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.36})$                  | $r_{16}= -0.973$           |

#### 4.6 Kopma Yüzey Analizi

Numunelerin mekanik özellikleri kopma mekanizması ile doğrudan ilgilidir. Malzeme plastik deformasyon altında kopmaya uğramadan önce sünek (ductile) ya da gevrek (brittle) olarak tanımlanabilir. Mekanik ya da geometrik kısıtlamalara bağlı olarak sünek ya da gevrek olarak tanımlanan kopmanın mikro mekanizmaları bileşen ya da yapısal seviyede olabilir. Sünek numune koparken az veya çok belirgin bir boyun verme (necking) sürecinden sonra kopma işlemi gerçekleşir bu esnada kopan yüzeyler üzerinde yer yer çukurlar (dimples) oluşur. Gevrek numunede ise belirgin bir boyun verme durumu gözlenmez kopma yüzeylerinde daha ziyade yarıлма düzlemleri (cleavage planes), taneler arası ayrılma (intergranular separation) gibi karakteristik izler oluşur. Sünek kopmaya uğrayan tüm kopma yüzeyleri çeşitli büyüklük ve şekillerde çukurlardan oluşur. Sünek malzemelerin çekme testinde boşluklar (voids), genellikle boyun vermeden önce oluşur. Şekil 4.11.'de farklı hızlarda doğrusal olarak katılaştırılmış 7075 alaşımının kopma yüzeylerinin makroskobik ve mikroskobik görüntüsü verilmiştir. Kopma yüzeyinde bazı dendritler görülmektedir. Kopma yüzeyindeki bu dendritler, en düşük hızda ( $8.3 \mu\text{m/s}$ ) doğrusal katılaştırma sırasında yumuşak bölgede (mushy zone) dendritler arası ayrılmadan dolayı sıcak yırtılmanın (hot tearing) meydana geldiğini gösterir (Şekil

4.11.(a), (b)). Döküm sırasında bir döküm kusuru olarak bilinen sıcak yırtılma alüminyum alaşımlarını işlemede önemli bir sorundur, çünkü çatlak oluşumuna yol açar buda verimliliği azaltır. Katılaşmaya yakın sıcaklıklarda alaşımın büzülmesi artık gerilimler (residual stresses) vasıtasıyla engellenmeye çalışıldığında sıcak yırtılmanın meydana gelmesi kolaylaşır. Ayrıca alaşım, az miktarda sıvıya ve geniş bir katılaşma sıcaklık aralığına sahipse sıcak yırtılmanın meydana gelmesinde etkili olduğu düşünülebilir. Sıcak yırtılmayla ilgili daha önce yapılan çok sayıda çalışma mevcuttur (Eskin vd., 2004; Fabregue vd., 2006; Taghiabadi vd., 2018; Wang vd., 2018).

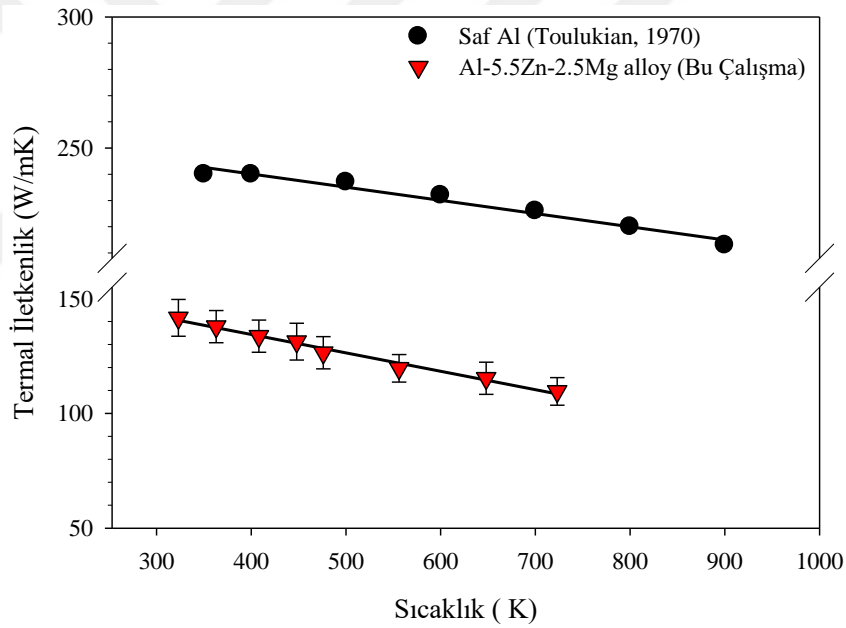
Şekil 4.11.(a-c)' de 8.3  $\mu\text{m/s}$  ve 16.6  $\mu\text{m/s}$  katılaştırma hızlarında üretilen numunelerde, en yüksek uzama miktarları (elongation) tespit edilmiş ve en çok boyun verme deformasyonu bu numunelerde görülmüştür. Tersine Şekil 4.11.(e)' de 166.0  $\mu\text{m/s}$  büyüme hızına sahip numunede boyun vermeden kopma olmuş ve nispeten düz bir kopma yüzeyi oluşmuştur. Bu nedenle bu numune en düşük uzama değerine sahiptir. Şekil 4.11.(d)' de görüldüğü gibi 16,6  $\mu\text{m/s}$  büyüme hızı ile katılaştırılmış numunenin kopma yüzeyi sünek kopmanın karakteristik bir özelliği olan çok sayıda çukur içermektedir. Şekil 4.11.(e) ve (f)'de en yüksek katılaştırma hızında (166.0  $\mu\text{m/s}$ ) katılaştırılan numunenin kopma yüzeyinde yarıma düzlemleri belirlenmiştir. Katılaştırma hızının 8.3  $\mu\text{m/s}$  den 166.0  $\mu\text{m/s}$ 'ye artmasıyla numune sünek bir yapıdan (Şekil 4.11.(a)) daha az sünek ve gevrek bir yapıya ( Şekil 4.11.(f)) değişmektedir. Yüksek katılaştırma hızlarında üretilen numunenin kopma yüzeyinin görüntüsünde daha fazla sayıda yarıma düzlemi ve daha az sayıda çukur gözlenmiştir. Bu durum çekme deneyindeki verilerin doğruluğunu teyit eder niteliktedir.



**Şekil 4.11.** Doğrusal katılaştırılmış 7075 alaşımının kopma yüzeyleri, en düşük katılaştırma hızında ( $V=8.3 \mu\text{m/s}$ ) çatlak oluşumuna yol açan sıcak yırtılma (a), büyütülmüş görünüm (b), düşük katılaştırma hızında ( $16.6 \mu\text{m/s}$ ) katılaştırılmış numune (c) büyütülmüş görünüm (d) (beyaz oklar boşluk ve çukurları göstermektedir), en yüksek katılaştırma hızında ( $166.0 \mu\text{m/s}$ ) katılaştırılmış numune (e) ve büyütülmüş görünüm (f), (siyah oklar yarılma düzlemlerini göstermektedir)

#### 4.7 Termal İletkenlik

Bu tez çalışmasında Al-5.5Zn-2.5Mg-1.5Cu alaışımının termal iletkenliği karşılaştırmalı kesik çubuk yöntemi ile ölçülmüştür. 12 mm boyunda, 4 mm çapında silindirik biçimli numune yine 12 mm boyunda, 4 mm çapındaki silindirik biçimli termal iletkenliği bilinen referans numuneler (saf Al) arasına yerleştirilerek sekiz farklı fırın sıcaklığında sıcaklık ölçümleri yapılmıştır. Bu süreçte fırın sıcaklığı kademeli artırılmış ve sistemin termal dengeye gelmesi gözlemlendikten sonra çalışılan ve referans numunelerin belli yerlerinden en az üçer ölçüm alınarak bir sonraki sıcaklık artış kademesine geçilmiştir. Set edilen her bir fırın sıcaklığı için numuneler üzerinden ölçülen sıcaklık değerlerinin ortalaması bulunarak termal iletkenlik hesaplamaları yapılmıştır. Termal iletkenliğin sıcaklıkla değişimi Şekil 4.12. 'de gösterilmiştir.



Şekil 4.12. Termal iletkenliğin sıcaklıkla değişimi

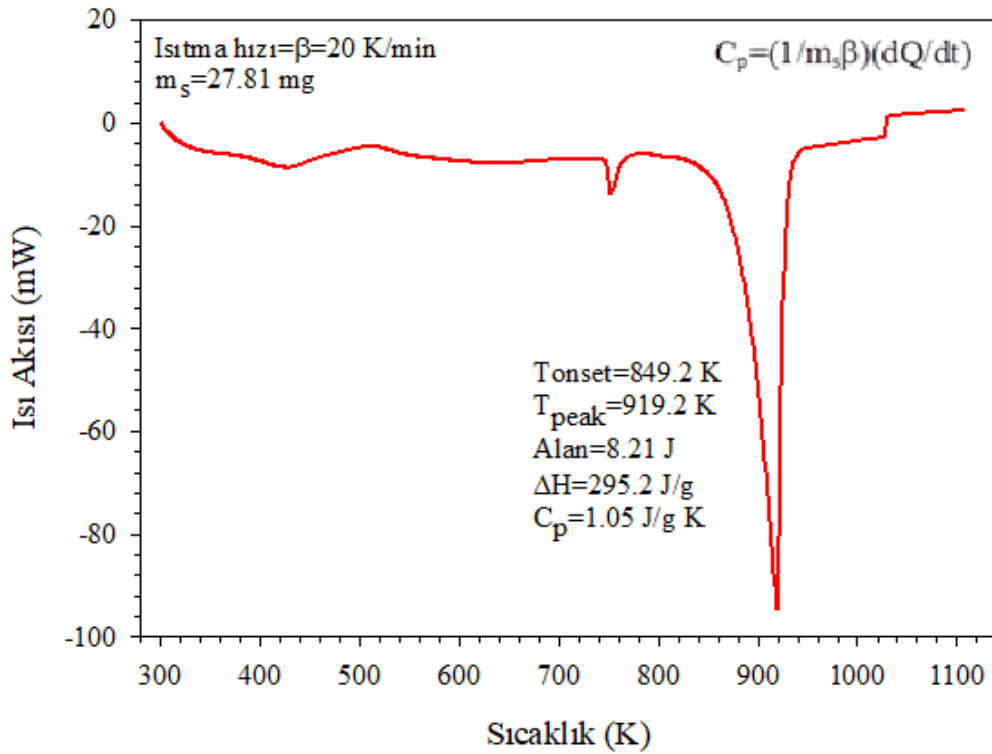
Şekil 4.12'de görüldüğü gibi sıcaklığın 323 K'den 723 K değerine artmasıyla termal iletkenlik değeri 141.6 W/mK değerinden 109.5 W/mK değerine azalma göstermiştir. Ayrıca yukarıdaki K-T grafiğinden bu sıcaklık aralığı için termal sıcaklık katsayısı ( $\alpha_{TTC}$ )  $-5.65 \times 10^{-4} \text{ K}^{-1}$  olarak tespit edilmiştir.

Chen vd. (2017), Al-10Si-0.6Cu-0.9Fe-0.7Zn alaışımı ile yaptıkları deneylerinde döküm fazının termal iletkenlik değerini 143.4 W/mK olarak elde etmişlerdir. Yanxiang vd.

(2018), Mg-1Ag-Zn, Mg-3Ag-Zn ve Mg-5Ag-Zn alaşımlarının döküm fazıyla yaptıkları deneylerde termal iletkenlik değerini, Mg-1Ag-Zn alaşımı için 141.9 W/mK, Mg-3Ag-Zn alaşımı için 131.6 W/mK, Mg-5Ag-Zn için 128.2 W/mK olarak elde etmişlerdir. Cho vd. (2018), çalıştıkları Al-Si alaşımlarının termal iletkenliğinin sıcaklık artışı ile azaldığını tespit etmişler ve % 99.8 saflıktaki alüminyumun oda sıcaklığındaki termal iletkenliğinin 230 W/mK' den, Si katkısı ile Al-8Si alaşımının termal iletkenliğinin 195 W/mK'e düştüğünü elde etmişlerdir. Bu çalışmada elde edilen sonuçlarla yakın ve karşılaştırılabilir olduğu görülmüştür.

#### 4.8 Öz ısı ve Entalpi

Döküm numunesinden küçük bir parçanın DSC ile analizi sonucunda elde edilen ısı akışı-sıcaklık değişimi grafiği Şekil 4.13.' de görülmektedir. Al-5.5Zn-2.5Mg-1.5Cu alaşım numunesine ait ısı akışı-sıcaklık eğrisinden ilk erimeye başladığı sıcaklık 849.2 K, erimenin tamamlandığı sıcaklık 919.2 K, entalpi değeri  $\Delta H=295.2$  J/g, özısı değeri  $C_p=1.05$  J/gK olarak elde edilmiştir.  $C_p$  hesaplamalarında  $T_{onset}$ 'e karşılık gelen güç (dQ/dt) referans alınmıştır.



Şekil 4.13. Isı akışı-sıcaklık değişimi

Bi vd. (2019), 25-700 °C sıcaklık aralığında, 10 °C/min. ısıtma oranı ile elde ettikleri DSC eğrilerinden AA7075 alaşımının erime noktasını toz ve blok numune için sırasıyla 644.5 ve 656.3 °C olarak elde etmişlerdir. Bu çalışmada elde edilen sonuçlarla uyum içinde olduğu görülmüştür. Wei vd. (2016), Al-10.35Cu alaşımı için  $\Delta H=284.9$  J/g, 30 °C'da  $C_p=0.8895$  J/gK ve 500 °C'da  $C_p=0.9035$  J/gK ve Al-4.91Cu-5.04Zn alaşımı için  $\Delta H=335.3$  J/g, 30 °C'da  $C_p=0.8702$  J/gK ve 500 °C'da  $C_p=1.1431$  J/gK olarak elde etmişlerdir. Bu çalışmada elde edilen sonuçlarla uyum içinde olduğu görülmüştür.



## 4.9 Sonuç ve Öneriler

Bu tez çalışmasında sabit sıcaklık gradyenti (8.1 K/mm) ve farklı katılaştırma hızlarında (8.3-166.0  $\mu\text{m/s}$ ) üretilen 7075 alaşımı ile ilgili olarak;

1. Deneysel gözlemler dendritler arası mesafelerin katılaştırma hızının artması ile azaldığını göstermiştir. Dendritik mesafeler ( $\lambda_1$  ve  $\lambda_2$ ) ve V arasındaki ilişkiler sırasıyla  $\lambda_{1L}=743.V^{-0.26}$ ,  $\lambda_{1T}=690.V^{-0.27}$ ,  $\lambda_2=100.V^{-0.41}$  olarak elde edilmiştir.

2. Deneysel bulgular sonucu V değerindeki artışın veya  $\lambda_1$  ve  $\lambda_2$  değerindeki azalışın HV değerinde de artışa neden olduğu tespit edilmiştir. HV, V,  $\lambda_1$  ve  $\lambda_2$  arasında tesis edilen deneysel bağıntılar sırasıyla aşağıda verilmiştir.

$$HV_L=92.V^{0.04}, HV_T=121.V^{0.05}, HV_L=64.\lambda_{1L}^{-0.17}, HV_T=84.\lambda_{1T}^{-0.16}, HV_L=111.\lambda_2^{-0.11}$$

3.  $\sigma_{\text{uts}}$ ' nun katılaştırma hızı ve dendritik mesafelere bağlılığı lineer regrasyon analizi ile belirlenmiş ve  $\sigma_{\text{uts}}$ ' nun artan V ile artmasına karşın,  $\lambda_1$  ve  $\lambda_2$ ' nin artması ile azaldığı belirlenmiştir.  $\sigma_{\text{uts}}$ , V,  $\lambda_1$  ve  $\lambda_2$  arasındaki bağıntılar sırasıyla  $\sigma_{\text{uts}}=124.V^{0.11}$ ,  $\sigma_{\text{uts}}=1663.\lambda_{1L}^{-0.40}$ ,  $\sigma_{\text{uts}}=1552.\lambda_{1T}^{-0.39}$ ,  $\sigma_{\text{uts}}=404.\lambda_2^{-0.26}$  olarak elde edilmiştir.

4. Basma testleri için elde edilen akma dayanımı ( $\sigma_y$ ) değerlerinin katılaştırma hızının artması ile arttığı gözlenmiştir. Katılaştırma hızı 8.3  $\mu\text{m/s}$ ' den 166.0  $\mu\text{m/s}$ ' ye artarken,  $\sigma_y$ ' nin 198.4MPa' dan 319.8 MPa' ya arttığı tespit edilmiştir.

5. En düşük katılaştırma hızında (8.3  $\mu\text{m/s}$ ) katılaştırılmış numunenin yüzey kopma analizinde sıcak yırtılma tespit edilmiş ayrıca bu numunenin boyun vererek kopması süneklik özelliğinin olduğunu teyit etmiştir. En yüksek katılaştırma hızında (166.0  $\mu\text{m/s}$ ) katılaştırılmış numunenin yüzey kopma analizinde ise numunenin boyun vermeden kopması ve yüzey mikroyapısındaki yer yer yarıma düzlemlerinin bulunması gevrek kopma olduğuna işaret etmektedir. Yani katılaştırma hızı arttıkça kopma mekanizmasının sünek özellikten daha az sünek ve gevrek kopmaya doğru değişim gösterdiği gözlenmiştir.

6. Numunenin termal iletkenliğinin artan sıcaklık değerleri ile azaldığı gözlenmiştir. Numunenin erimeye başladığı sıcaklık ( $T_{\text{onset}}$ ) 849.2 K, erimenin tamamlandığı sıcaklık ( $T_{\text{peak}}$ ) 919.2 K, entalpi değerleri  $\Delta H=295.2$  J/g, özısı değerleri  $C_p=1.05$  J/gK olarak elde edilmiştir.

Doğrusal katılaştırılan alaşımların mekanik özelliklerinin belirgin bir şekilde iyileştirilebilmesi G ve V gibi parametrelerinin yanında katılaştırılan alaşımın içerdiği elementler ve miktarları ile de yakından ilişkilidir. Sonuç olarak mikroyapı ve mekanik özellikler katılaştırma parametreleri ile kontrol edilebilmekte ve istenen özellikte malzemeler üretilebilmektedir. Gelecekte çok bileşenli ve yüksek entropili alaşımlar farklı katılaştırma şartlarında üretilip farklı işlemlerden geçirilerek fiziksel özellikleri çok daha geniş bir pencereden incelenebilir. Bundan dolayı hangi katılaştırma yönteminin ve katılaştırma sonrası işlemin hangi fiziksel özellik değerinin üzerinde yoğun bir şekilde etkili olduğu ayrıntılı bir şekilde incelenebilir ve böylece bu üretilen alaşımların hangi amaç için kullanılacaksa ona göre optimizasyonu sağlanmış olacaktır.

## KAYNAKLAR

Assael M.J., Dix M., Gialou K., Vozar L. and Wakeham W. A., “Application of the transient hot-wire technique to the measurement of the thermal conductivity of solids”, *Int. J. Thermophys.* 23, 615–633, 2002.

Baek, Y., Yonghwan R. and Yong K., “Structural characterization of  $\beta$ -SiC nanowires synthesized by direct heating method”, *Mat. Sci. Eng. C* 26, 805–808, 2006.

Bertelli, F., Freitas, E.S., Cheung, N., Arenas, M.A, Conde, A., Damborenea, J. and Garcia, A., “Microstructure, tensile properties and wear resistance correlations on directionally solidified Al-Sn-(Cu; Si) alloys.”, *J Alloys Compd.* 695, 3621–3631, 2017.

Bhat, M.S., Poirier, D.R. and Heinrich, J.C.,” Permeability for cross flow through columnar-dendritic alloys”, *Metall. Trans. B* 26, 1049-1056, 1995.

Bi, J., Lei, Z., Chen, Y., Chen, X., Tian, Z., Liang, J., Zhang, X. and Qin Z., “Microstructure and mechanical properties of a novel Sc and Zr modified 7075 aluminum alloy prepared by selective laser melting”, *Mat. Sci. Eng. A* 768, 138478, 2019.

Binkele, L. and Brunen, M., “Thermal Conductivity, Electrical Resistivity and Lorenz Function Data for Metallic Elements in the Range 273 to 1500 K”, Report No. JU” L-3006, *Forschungszentrum Julich*, 1994.

Böyük, U., “Physical and mechanical properties of Al–Si–Ni eutectic alloy”, *Met. Mater. Int.*, 18, 933-938, 2012.

Brandt, R. and Neuer, G., “Electric resistivity and thermal conductivity of aluminium alloys up to and above the melting temperature”, *Adv. Eng. Mater.* 5, 52-55, 2003.

Callister, W.D., *Materials Science and Engineering: an Introduction*, Wiley, New York, NY, 2000.

Canté, M.V., Brito, C., Spinelli, J.E. and Garcia, A., “Interrelation of cell spacing, intermetallic Compounds and hardness on a directionally solidified Al–1.0Fe–1.0Ni alloy”, *Materials and Design* 51, 342–346, 2013.

Chambell, J., *Casting*, Elsevier Science, Woburn, MA, 1991.

Changhu, X., Colby, J., Heng, B. and Jeffrey P., “Uncertainty analysis on the design of thermal conductivity measurement by a guarded cut-bar technique”, *Meas. Sci. Technol.* 22, 075702, 2011.

Cheginia, M. and Shaerib, M.H., “Effect of equal channel angular pressing on the mechanical and tribological behavior of Al-Zn-Mg-Cu alloy”, *Materials Characterization* 140, 147–161, 2018.

Chen, J. K., Hung, H. Y., Wang, C. F. and Tang, N. K., “Thermal and electrical conductivity in Al–Si/Cu/Fe/Mg binary and ternary Al alloys”, *J. Mater. Sci.*, 50:5630–5639, 2015.

Chen, J.K. , Hung, H.Y., Wang, C.F. and Tang, N.K., “Effects of casting and heat treatment processes on the thermal conductivity of an Al-Si-Cu-Fe-Zn alloy”, *Int. J. of Heat and Mass Trans.* 105, 189–195, 2017.

Cho, T.W., Kim, Y.S. and Sohn, D.S., “Thermophysical properties of sintered aluminum-silicon”, *J. Alloys Comp.* 749, 1028-1035, 2018.

Clicksman, E. and Marsh, S.P., The dendrit, in handbook of Crystal Growth, Vol. 1, edited by D.T.J. Hurle, *Elsevier Science Pub.*, (North-Holland, Amsterdam, The Netherlands) Chapter 15, 1993.

Çadırılı, E., Kaya, H. and Gündüz, M., “Effect of growth rates and temperature gradients on the lamellar spacing and the undercooling in the directionally solidified Pb-Cd eutectic alloy”, *Mat. Res. Bull.* 38, 1457-1476, 2003.

DeHoff, R.T., Thermodynamics in Materials Science, *McGraw-Hill*, New York, NY, 1993.

Eskin, D.G., Suyitno, S and Katgerman L., “Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys”, *Prog. Mater. Sci.* 49, 629-711, 2004.

Ezatpour, H.R., Torabi Parizi, M., Sajjadi, S.A., Ebrahimi, G.R. and Chaichi, A., “Microstructure, mechanical analysis and optimal selection of 7075 aluminum alloy based composite reinforced with alumina nanoparticles”, *Mat. Che. Phys* 178, 119-127, 2016.

Fabregue, D., Deschamps, A., Suery, M. and Drezet J.M., “Non-isothermal tensile tests during solidification of Al–Mg–Si–Cu alloys: Mechanical properties in relation to the phenomenon of hot tearing”, *Acta Mater.* 54, 5209–5220, 2006.

Fan, J., Li, X., Su, Y., Guo, J. and Fu, H., “Effect of growth rate on microstructure parameters and microhardness in directionally solidified Ti–49Al alloy”, *Materials and Design* 34, 552–558, 2012.

Fatahalla, N., Hafız, M. and Abdulkhalek M., “Effect of microstructure on the mechanical properties and fracture of commercial hypoeutectic Al-Si alloy modified with Na, Sb, and Sr.”, *J Mater Sci.* 34, 3555-3564, 1999.

Feng, J., Huang, W.D. , Lin, X. , Pan, Q.Y. , Li, T. and Zhou, Y.H. , “Primary cellular/dendritic spacing selection of Al-Zn alloy during unidirectional solidification”, *Jour. Cryst. Growth* 197, 393-395, 1999.

Ganesan, S., Chan, C.L. and Poirier, D.R., “Permeability for flow parallel to primary Arms”, *Mater. Sci. Eng A.* 151, 97-105, 1992.

Gündüz, M. and Hunt, J.D., “The measurement of solid–liquid surface energies in the Al–Cu, Al–Si and Pb–Sn systems”, *Acta Metall.* 33, 1651–1672, 1985.

Gündüz, M., Kaya, H., Çadırılı, E. and Özmen A., “Interflake spacings and undercoolings in Al–Si irregular eutectic alloy”, *Mat. Sci. Eng A.* 369, 215–229, 2004.

Hong, S.J., Kim, S.S, Lee J.H, Kwon, Y.N., Lee, Y.S. and Lee, J.H., “Effect of microstructural variables on tensile behaviour of A356 cast aluminium alloy.”, *Mater. Sci. Tech.* 23, 810–814, 2007.

Horvay, G. and Cahn, J.W., “Dendritic and spheroidal growth”, *Acta Metall.* 9, 695–705, 1961.

Hu, X., Li, K. and Min, Z., “Microstructure evolution and mechanical properties of Sn<sub>0.7</sub>Cu<sub>0.7</sub>Bi lead-free solders produced by directional solidification”, *J. Alloys Compd.* 566, 239–245, 2013.

Hu, X., Li, Y., Liu Y. and Min, Z., “Developments of high strength Bi-containing Sn<sub>0.7</sub>Cu lead-free solder alloys prepared by directional solidification.” *J. Alloys Compd.* 625, 241–250, 2015.

Huang, S.C. and Glicksman, M.E., “Fundamentals of dendritic solidification-I. Steady-state tip growth”, *Acta Metall.* 29,701–715, 1981.

Hunt, J.D. and Lu, S.Z., “Numerical modeling of cellular/dendritic array growth: spacing and structure predictions”, *Metall. Trans. A* 27, 611–623, 1996.

Imran, M. and Khan, A.R.A., “Characterization of Al-7075 metal matrix composites: a review”, *J. Mater. Res.* 8(3), 3347–3356, 2019.

Khanna, R., Kumar, A., Garg, M.P., Singh, A. and Sharma, N., “Multiple performance characteristics optimization for Al 7075 on electric discharge drilling by Taguchi grey relational theory”, *J Ind Eng Int* 11, 459–472, 2015.

Kakitani, R., Cruz, C.B., Lima, T.S., Brito, C., Garcia, A. and Cheung, N., “Transient directional solidification of a eutectic Al-Si-Ni alloy: macrostructure, microstructure, dendritic growth and hardness”, *Materialia* 7, 100358, 2019.

Kaygısız, Y. and Maraşlı, N., “Directional solidification of Al-Cu-Si-Mg quaternary eutectic alloy”, *J. Alloys Compd.* 721, 764-771, 2017.

Kurz, W. and Fisher, D.J., Fundamentals of Solidification, *Trans. Tech. Pub.*, Aedermannsdorf, Switzerland, Chapter 1, 1986.

Kurz, W. and Fisher, D.J., Fundamentals of Solidification, 4th Ed. *Trans. Tech. Pub.*, Switzerland, 1998.

Langer, J.S. and Müller-Krumbhaar, H., “Theory of dendritic growth-I. Elements of a stability analysis”, *Acta Metall.* 26, 1681-1687, 1978.

Lapin, J., “Effect of directional solidification and heat treatments on the microstructure and mechanical properties of multiphase intermetallic Zr-doped Ni-Al-Cr-Ta-Mo alloy”, *Intermetallics* 14, 1417-1427, 2006.

Lapin, J. and Gabalcová, Z. , “Solidification behaviour of TiAl-based alloys studied by directional solidification technique”, *Intermetallics* 19, 797-804, 2011.

Lapin, J. and Mareček J., “Effect of growth rate on microstructure and mechanical properties of directionally solidified multiphase intermetallic Ni-Al-Cr-Ta-Mo-Zr alloy”, *Intermetallics* 14, 1339-1344, 2006.

Lapin, J. and Nazmy, M., “Directional solidification of intermetallic Ti-46Al-2W-0.5Si alloy in alumina moulds”, *Intermetallics* 10, 1019-1031, 2002.

Lei, Z., Bi, J., Chen, Y., Chen, X., Qin, X. and Tian Z., “Effect of energy density on formability, microstructure and micro-hardness of selective laser melted Sc- and Zr-modified 7075 aluminum alloy”, *Powder Technology* 356, 594–606, 2019.

Liu, T., Luo, L., Su, Y., Wang, L., Li, X., Chen, R., Guo, J. and Fu, H., “Effect of growth rate on microstructures and microhardness in directionally solidified Ti-47Al-1.0W-0.5Si alloy”, *J. Mater. Res.* 31, 618-626, 2016.

Luo, S., Yang, G., Liu, S., Wang, J., Li, J. and Jie, W., “Microstructure evolution and mechanical properties of directionally solidified Mg-xGd (x=0.8, 1.5, and 2.5) alloys”, *Mat. Sci. Eng. A* 662, 241-250, 2016.

McCartney, D.G. and Hunt, J.D., “Measurements of cell and primary dendrite arm spacings in directionally solidified aluminum alloys”, *Acta Metall.*, 1851-1863, 1981.

Mehling, H., Hautzinger, G., Nilsson, O., Fricke, J., Hofmann, R. and Hahn, O., “Thermal diffusivity of semitransparent materials determined by the laser-flash method applying a new analytical model”, *Int. J. Thermophys.* 19, 941-949, 1998.

Nash, G.E. and Glicksman, M.E., “Capillarity-limited steady-state dendritic growth-I. Theoretical development”, *Acta Metall.* 22, 1283-1290, 1974.

Osorio, W.R., Gaulart, P.R., Santos, G.A., Neto, C.M. and Garcia, A., “Effect of dendritic arm spacing on mechanical properties and corrosion resistance of Al 9wt pct Si and Zn-237wt pct Al alloys.”, *Mater Trans A.* 37, 2525-2538, 2006.

Perdrix, F., Trichet, M.F., Bonnentien, J.L., Cornet, M. and Bigot, J., “Influence of cooling rate on microstructure and mechanical properties of a Ti-48Al alloy”, *Intermetallics.* 7, 1323-1328, 1999.

Rutter, J.W. and Chalmers, B., A prismatic substructure formed during solidification of metals, *Canadian J. Phys.*, 31, 15-39, 1952.

Shabestari, S.G. and Shahri, F., “Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy”, *J. Mater. Sci.* 39, 2023-2032, 2004.

Shaha, SK, Czerwinski F, Kasprzak W, Friedman, J. and Chen, D.L., “Effect of solidification rate and loading mode on deformation behavior of cast Al–Si–Cu–Mg alloy with additions of transition metals”, *Mater. Sci. Eng. A*. 636, 361-372, 2015.

Shen, Y., Liua, J., Yang, S., Yan, B., He, Y., Liu, H. and Xu, H., “Dendrite growth behavior in directionally solidified Fe–C–Mn–Al alloys”, *J. Cryst. Growth* 511, 118-126, 2019.

Şahin, M. and Karakurt, F., “The effect of the solidification rate on the physical properties of the Sn-Zn eutectic alloy”, *Phys. B Condens. Matter*. 545, 48-54, 2018.

Taghiabadi, R., Fayegh, A., Pakbin, A., Nazari, M. and Ghoncheh M.H., “Quality index and hot tearing susceptibility of Al–7Si–0.35Mg– $x$ Cu alloys”, *T. Nonferr. Metal. Soc.* 28, 1275-1286, 2018.

Touloukian, Y.S., Thermophysical Properties of Matter, Vol.1: Thermal Conductivity, *IFI/Plenum*, New York, 1970.

Trivedi, R., “Interdendritic spacing: Part II. A comparison of theory and experiment”, *Metall. Trans. A* 15, 977-982, 1984.

Vijayakumar, M. and Tewari, S.N., “Dendrite spacings in directionally solidified superalloy PWA-1480”, *Mat. Sci. Eng. A* 132, 195-201, 1991.

Wang, H., Dinwiddie, R.B., Gustavsson, M. and Gustafsson, S.E., “Infrared imaging during hot disk thermal conductivity measurements”, *Therm. Cond.* 28, 199-207, 2016.

Wang, X., Hu, H. and Xu X., “Photo-acoustic measurement of thermal conductivity of thin films and bulk materials”, *J. Heat Trans.* 123, 138-144, 2001.

Wang, Z., Zhou, Y., Li, Y.Z., Wang, F., Liu, Z., Mao, P.L. and Jiang X.P., “Hot tearing behaviors and in-situ thermal analysis of Mg–7Zn– $x$ Cu–0.6Zr alloys”, *T. Nonferr. Metal. Soc.* 28, 1504-1513, 2018.

Wannaparhun, S., “Roles of supercooling and cooling rates in the microstructural evolution of copper-cobalt alloys”, *PhD Thesis*, University of Florida, 2005.

Wei, G., Huang, P., Xu, C., Liu, D., Ju, X., Du, X., Xing, L. and Yang, Y., “Thermophysical property measurements and thermal energy storage capacity analysis of aluminum alloys”, *Solar Energy* 137, 66-72, 2016.

Xaman, J., Lira, L. and Arce, J., “Analysis of the temperature distribution in a guarded hot plate apparatus for measuring thermal conductivity”, *Appl. Therm. Eng.* 29, 617-623, 2009.

Yang, W., Sokhansanje, S., Tang, J. and Winter, P., “Determination of thermal conductivity, specific heat and thermal diffusivity of borage seeds”, *Biosys. Eng.* 82, 169-176, 2002.

Yanpu, C., Lehua, Q. and Zhengmin, B., “3D dynamic simulation analysis of thermal-mechanical coupling during 7075 aluminum alloy micro-droplet deposition manufacture”, *Rare Met. Mater. Eng.* 45, 1924-1930, 2016.

Yanxiang, M., Qiushu, L. and Xudong, W., “Effect of the pulling velocity of directional solidification on thermal conductivity of Mg-Ag-Zn alloys”, *Rare Met. Mater. Eng.* 47, 2360-2364, 2018.

Zhao, P., “Numerical Simulation of Dendritic Growth of Binary Alloy”, PhD Thesis, *The university of Arizona*, Arizona, s-18, 2002.

## EKLER

### Ek-A Stokiyometrik Hesaplamalar

Katılaştırma işlemine başlamadan önce sitokiyometrik hesaplamalarla alaşımı oluşturan elementlerin kütlece oranları belirlenmiştir.

$$d_{Al} = 2.7\text{gr/cm}^3$$

$$d_{Zn} = 7.14\text{gr/cm}^3$$

$$d_{Mg} = 1.74\text{gr/cm}^3$$

$$d_{Cu} = 8.96\text{gr/cm}^3$$

$$V_{Zn} = \frac{m_{Zn}}{d_{Zn}} = \frac{0.055\text{gr}}{7.14\text{gr/cm}^3} = 0.0077\text{cm}^3$$

$$V_{Al} = \frac{m_{Al}}{d_{Al}} = \frac{0.905\text{gr}}{2.7\text{gr/cm}^3} = 0.3352\text{cm}^3$$

$$V_{Mg} = \frac{m_{Mg}}{d_{Mg}} = \frac{0.025\text{gr}}{1.74\text{gr/cm}^3} = 0.0144\text{cm}^3$$

$$V_{Cu} = \frac{m_{Cu}}{d_{Cu}} = \frac{0.015\text{gr}}{8.96\text{gr/cm}^3} = 0.0017\text{cm}^3$$

$$\frac{V_{Zn}}{V_{Al}} = 0.0230$$

$$\frac{V_{Mg}}{V_{Al}} = 0.0430$$

$$\frac{V_{Cu}}{V_{Al}} = 0.0050$$

$$V_{grafit} = \pi r^2 h = (3.14)(0.2\text{cm})^2(16\text{cm}) = 2.0096\text{cm}^3$$

25 cm<sup>3</sup>'lük hacim için hesaplırsak,

$$25\text{cm}^3 = V_{Al} + 0.0430V_{Al} + 0.0050V_{Al} + 0.0230V_{Al}$$

$$V_{Al} = 23.34\text{cm}^3$$

$$V_{Zn} = 0.53682\text{cm}^3$$

$$V_{Mg} = 1.00362\text{cm}^3$$

$$V_{Cu} = 0.1167\text{cm}^3$$

$$m_{Al} = d_{Al} \cdot V_{Al} = \left(\frac{2.7\text{gr}}{\text{cm}^3}\right) \cdot (23.34\text{cm}^3) = 63.018\text{gr}$$

## Ek-A (Devam) Stokiyometrik Hesaplamalar

$$m_{Zn} = d_{Zn} \cdot V_{Zn} = \left(\frac{7.14gr}{cm^3}\right) \cdot (0.53682cm^3) = 3.833gr$$

$$m_{Mg} = d_{Mg} \cdot V_{Mg} = \left(\frac{1.74gr}{cm^3}\right) \cdot (1.00362cm^3) = 1.746gr$$

$$m_{Cu} = d_{Cu} \cdot V_{Cu} = \left(\frac{8.96gr}{cm^3}\right) \cdot (0.1167) = 1.046gr$$

$$m_{toplam} = 63.018 + 3.833 + 1.746 + 1.046 = 69.643gr$$

$$\%Al = \frac{63.018}{69.643} = 0.9048 = \%90.5$$

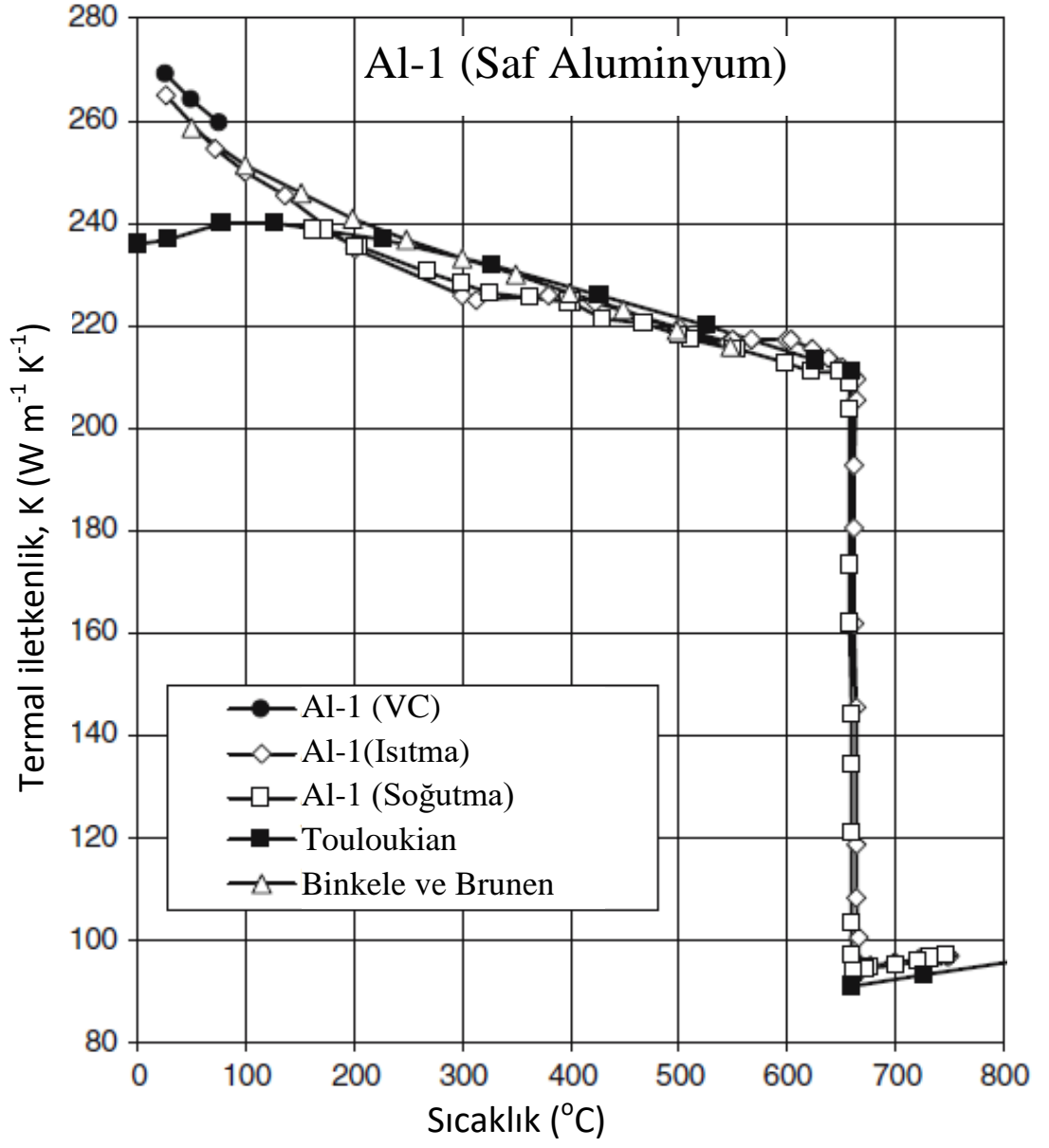
$$\%Zn = \frac{3.833}{69.643} = 0.0550 = \%5.5$$

$$\%Mg = \frac{1.746}{69.643} = 0.0250 = \%2.5$$

$$\%Cu = \frac{1.046}{69.643} = 0.0150 = \%1.5$$

olarak belirlenmiştir.

## Ek-B Saf Alüminyumun Değişik Sıcaklıklardaki Termal İletkenlik Değerleri



**Ek-C 7075 Al Alaşımının XRD Analizi Sonucunda Elde Edilen Örgü Parametreleri**

| <b>Faz</b>                                | <b>a (Å)</b> | <b>b (Å)</b> | <b>c (Å)</b> | <b><math>\alpha</math> (°)</b> | <b><math>\beta</math> (°)</b> | <b><math>\gamma</math> (°)</b> |
|---|--------------|--------------|--------------|--------------------------------|-------------------------------|--------------------------------|
| $\alpha$ -Al fazı<br>(kübik)              | 4.05         | 4.05         | 4.05         | 90                             | 90                            | 90                             |
| MgZn <sub>2</sub> fazı<br>(Hekzagonal)    | 4.11         | 4.11         | 25.03        | 90                             | 90                            | 120                            |
| Al <sub>2</sub> CuMg fazı<br>(Hekzagonal) | 9.92         | 9.92         | 14.48        | 90                             | 90                            | 120                            |



**Ek-D Diğer Çalışmalardan Derlenen HV,  $\sigma_{\text{uts}}$ ,  $\sigma_y$  ve  $\epsilon$  Deneysel Değerler Tablosu**

| <b>Alaşım</b>   | <b>HV(Kg/mm<sup>2</sup>)</b> | <b><math>\sigma_{\text{uts}}</math>(MPa)</b> | <b><math>\sigma_y</math>(MPa)</b> | <b><math>\epsilon</math> (% uzama)</b> |
|---|------------------------------|--|-----------------------------------|--|
| Al-4.5Cu-3.5Zn-0.5Mg<br>(Wang vd.,2018)   | 115-121                      | 285-403                                      | 285-398                           | 3.2-9.2                                |
| Al-5.7Zn-2.65 Mg-1.5 Cu<br>(Al-7075)<br>(Chegini ve Shaeri,2018)  | 62-140                       | 231-452                                      | 118-360                           | 5.25-15.5                              |
| Ti-47Al-1.0W-0.5Si<br>(Liu vd.,2016)  | 330-503                      | -  | -                                 | -                                      |
| Al-28Cu-6Si-2.2 Mg<br>(Kaygısız ve Maraşlı,2017)  | 195-223                      | 172-260                                      | -                                 | -                                      |
| Sn-0.7Cu-0.7Bi<br>(Hu vd.,2013)   | -                            | 43.2-53.3                                    | 15.12-<br>23.18                   | 28.2-41.5                              |
| Al7075 (Al-7.0Si-0.35Mg-<br>0.2Cu-0.2Fe-0.2Ti-0.1Zn-<br>0.1Mn)<br>(Hong vd.,2007)                           | -                            | 99-102                                       | 149-206                           | 14.8-25.7                              |
| Sn-0.7Cu  | -                            | 22.6-43.4                                    | 9.82-                             | 20.5-18.1                              |
| Sn-0.7Cu-0.7Bi  | -                            | 43.2-53.3                                    | 15.73                             | 28.2-41.5                              |
| Sn-0.7Cu-1.3Bi<br>(Hu vd.,2015)   | -                            | 47.65-53.81                                  | 15.12-<br>23.18<br>19.5-24.8      | 20.9-29.27                             |
| Al-7075 (Al-5.6Zn-<br>0.39Sc-0.23Zr)<br>(Lei vd., 2019)   | 113-128                      | -  | -                                 | -                                      |
| Al-7075 (Al-5.1-6.1Zn-0.40Si-<br>0.50Fe-0.20Ti-1.2-2.0Cu-<br>0.30Mn-2.1-2.9Mg-0.18-0.28Cr)                  | 115                          | 210  | 265                               | -                                      |
| Al-7075+2% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>   | 117                          | 219  | 270                               | -                                      |
| Al-7075+4% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>   | 121                          | 226  | 275                               | -                                      |
| Al-7075+6% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>   | 124                          | 229  | 283                               | -                                      |
| Al-7075+8% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub><br>(Imran ve Khan,2019)   | 134                          | 236  | 294                               | -                                      |
| Al-7075 (Al-0.4Si-0.5Fe-1.2-<br>2.0Cu-0.3Mn-2.1-2.9Mg-0.18-<br>0.28Cr-5.1-6.1Zn-0.2Ti)<br>(Khanna vd.,2015) | 60.0(HB)                     | 228  | 103                               | 16.0                                   |
| Al-7075 (Al-0.4Si-0.5Fe-<br>1.2Cu-0.3Mn-2.1Mg-0.18Cr-<br>0.2Zn-5.5V-0.2Bi)                                  | 84                           | 120  | 450                               | -                                      |
| Al-7075+0.4% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>   | 85.5                         | 170  | 485                               | -                                      |
| Al-7075+0.8% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>   | 130                          | 340  | 635                               | -                                      |
| Al-7075+1.2% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub><br>(Ezatpour vd.,2016)  | 160                          | 400  | 760                               | -                                      |

## ÖZ GEÇMİŞ

Emel Nergiz 28.04.1976 tarihinde Salihli’de doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini Salihli’de tamamladı. 1994 yılında girdiği Gazi Üniversitesi Gazi Eğitim Fakültesi Fizik Öğretmenliği Bölümü’nden 1998 yılında mezun oldu. 1998 yılında başladığı Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalı Yüksek Lisans Öğrenimini 2001 yılında bitirdi. 2002 yılında başladığı MEB Fen Bilimleri Öğretmenliğine halen Niğde Merkez Mevlana Ortaokulu’nda devam etmektedir.



## TEZ ÇALIŞMASINDAN ÜRETİLEN ESERLER

Bu tez çalışmasından,1 (bir) adet uluslararası makale ile 1 (bir) adet uluslararası bildiri üretilmiştir. Bu üretilen çalışmalar aşağıda sunulmuştur.

Çadırlı, E., Nergiz, E., Kaya, H., Büyük, U., Şahin, M. and Gündüz, M., “Effect of growth velocity on microstructure and mechanical properties of directionally solidified 7075 alloy”, *International Journal Of Cast Metals Research*, 33 (1), 11-23, 2020.

Çadırlı, E., Nergiz, E., Kaya, H., Büyük, U., Şahin, M. “Effect of Growth Velocity on Microstructure of Directionally Solidified 7075 Alloy”, *International Turkic World Congress on Science and Engineering*, Niğde-Turkey, 492-498, 17-18 June 2019.

