



Araştırma Makalesi - Research Article

Doğrusal Katılaştırılmış Sn-Zn Ötektik Alaşımında Altsığumanın Hesaplanması

Calculation the Undercooling of the Directionally Solidified Sn-Zn Eutectic Alloy

Mevlüt Şahin^{1*}

Geliş / Received: 10/11/2022

Revize / Revised: 27/12/2022

Kabul / Accepted: 03/02/2023

ÖZ

Sn-8.8Zn (kütlece %) ötektik alaşımı döküm fırını ve vakumlu eritme fırını kullanılarak üretildi. Daha sonra döküm alaşımları sabit sıcaklık gradyentinde ($G=4.16$ K/mm), farklı katılaştırma hızlarında ($V=8.3-166.0$ $\mu\text{m/s}$) Bridgman tipi kontrollü doğrusal katılaştırma fırınında yukarı yönlü doğrusal katılaştırıldı. Altsığuma (ΔT) değerleri; katılaştırma hızı, ötektik mesafe (λ) ve sistem parametreleri (K_1 ve K_2) kullanılarak Jackson-Hunt modeli ile hesaplandı. Sabit bir sıcaklık gradyentinde ($G=4.16$ K/mm) katılaştırma hızının 8.3 $\mu\text{m/s}$ 'den 166.0 $\mu\text{m/s}$ 'ye artmasıyla, altsığuma 0.87 K'den 3.89 K değerine arttı. 0.87 K değerindeki minimum altsığumada çubuksal ötektik mesafe 3.22 μm , 3.89 K'de ise ötektik mesafe 0.72 μm değerlerinde elde edildi. Sonuçlar literatür ile karşılaştırıldı.

Anahtar Kelimeler-Doğrusal Katılaştırma, Katılaştırma Hızı, Ötektik Mesafe, Altsığuma, Sn-Zn

ABSTRACT

The Sn-8.8 wt. % Zn eutectic alloy was produced by using casting furnace and vacuum melting furnace. Then cast alloys were directionally solidified upwards with a constant temperature gradient ($G=4.16$ K/mm) at different solidification rates ($V=8.3-166.0$ $\mu\text{m/s}$) in a Bridgman type controlled directional solidification furnace. The undercooling (ΔT) values are calculated with the Jackson-Hunt model by using the solidification rate, eutectic spacing (λ) and system parameters (K_1 and K_2). At a constant temperature gradient ($G=4.16$ K/mm) with the increasing of solidification rate from 8.3 $\mu\text{m/s}$ to 166.0 $\mu\text{m/s}$, undercooling increased from 0.87 K to 3.89 K. At minimum undercooling of 0.87 K, the rod eutectic spacing is obtained 3.22 μm while the eutectic spacing is obtained 0.72 μm at the 3.89 K. The results were compared with the literature.

Keywords- Directional Solidification, Solidification Rate, Eutectic Spacing, Undercooling, Sn-Zn

^{1*}Sorumlu yazar iletişim: msahin@ohu.edu.tr (<https://orcid.org/0000-0002-6659-3756>)

Elektronik ve Otomasyon Bölümü, Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi, Derbent Yerleşkesi, Niğde, Türkiye

I. GİRİŞ

Bazı elektronik aletlerin temelini oluşturan entegre devrelerin üretimi, kusursuz tek kristallerin üretilmesi ile sağlanabilir. Bu çeşit kristallerin üretimi için farklı katılaştırma yöntemleri kullanılmaktadır. En çok kullanılan yöntemlerden bir tanesi de Bridgman tipi kontrollü doğrusal katılaştırma yöntemidir [1]. Katılaştırma yöntemi döküm malzemelerinin niteliğini artırmada önemli bir rol oynar. Doğrusal katılaştırma yöntemi tek kristal büyütme [2], homojen bileşim elde etme ve saflaştırma [3] gibi yöntemlerde kullanılır. Bu yöntem ticari olarak oksit lazer sistemleri, yarı iletken kristallerin büyütülmesi [4], mekanik ve termal dayanımı yüksek savunma sistemleri [5] ile optik uygulamalarda [6] kullanılmaktadır.

Kontrollü katılaştırma metodu ile alaşımların mikrosertlik, gerilme dayanımı ve akma dayanımı gibi mekanik özellikleri katılaştırma parametrelerine (sıcaklık gradyenti, katılaştırma hızı) bağlı olarak iyileştirilebilmektedir. Kontrollü doğrusal katılaştırılan alaşımın mikroyapısında katılaştırma parametrelerindeki artışa bağlı olarak tanecek büyüklüklerinde azalma meydana geldiği, bu azalmanın sonucunda da alaşımın mikrosertlik, çekme dayanımı ve akma dayanımı gibi bazı mekanik özelliklerinin önemli ölçüde arttığı bilinmektedir [7-19].

Döküm alaşımının temelini oluşturan alaşımlardan biri de ötektik alaşımlardır. Ötektik alaşımların düzenli mikroyapısı, ötektik bu alaşımların fiziksel özellikleri üzerine yapmış olduğu etki nedeniyle ilgi çeken bir çalışma alanı oluşturmuştur. Ötektik alaşımlar saf metaller gibi en düşük ve tek erime sıcaklığına sahiptir. Saf kalayın erime sıcaklığı 232 °C, saf çinko'nun erime sıcaklığı 420 °C olmasına rağmen, ötektik kompozisyona sahip Sn- ağı.% 8.8 Zn alaşımının erime sıcaklığı 198.5 °C'dir [20]. Bunun sebebi iki bileşen atomlarının diğer bileşenin atomlarının kendi kristallerini oluşturmasını engelleme eğilimidir. Dolayısıyla, her iki bileşene ait kristaller aynı anda oluşmaya başlarlar. Ortamdan yeterli ısı çekilirse kristalleşme kısa sürede meydana gelir. Bu sebepten dolayı, kristal tanecekleri ince taneli yapıda oluşurlar. İnce taneli ötektik alaşımlar iyi mekanik özelliklere (sertlik, gerilme dayanımı, akma dayanımı, kırılma tokluğu) sahiptir [21-24]. Sn-Zn alaşımları maliyetinin düşük olmasından, iyi elektriksel iletkenliğe [25], üstün mekanik dayanıma [26] ve düşük erime sıcaklıklarına [20] sahip olmasından dolayı Sn-Pb alaşımlarının yerini almaktadır. Ayrıca bu alaşımlar elektronik paketleme ve mekaniksel bütünlüğü koruma, kolay üretilebilirlik gibi özelliklerinden dolayı lehim malzemelerinde yaygın olarak kullanılmaktadır [21].

Ötektik mesafeleri belirlemek için, ilk ve en kapsamlı model Jackson-Hunt [27] tarafından çubuksal ve lamelsel ötektikler için tasarlanmıştır. Bu model, alt soğuma (ΔT), ötektik mesafe (λ) ve katılaştırma hızı (V) arasındaki ilişkileri iyi açıklamaktadır. Alt soğuma için mevcut bu denklem,

$$\Delta T = K_1 V \lambda + K_2 / \lambda \quad (1)$$

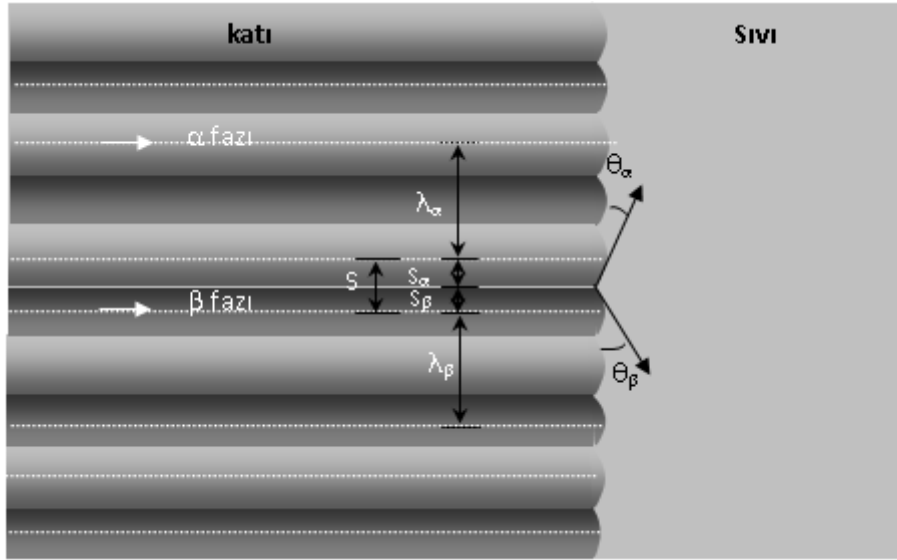
şeklinde dir. Burada, K_1 ve K_2 fiziksel parametrelerdir ve

$$K_1 = m P C_o / f_\alpha f_\beta D \quad (2)$$

$$K_2 = 2m\delta \sum_i (\Gamma_i \sin \theta_i / m_i f_i); \quad i = \alpha, \beta \quad (3)$$

şeklinde ifade edilir [28]. Burada $m = m_\alpha m_\beta / (m_\alpha + m_\beta)$ 'dir. m_α ve m_β , α ve β sıvılaşma eğrilerinin eğimleridir. f_α ve f_β , α ve β fazlarının hacim kesirleridir. C_o , α ve β fazlarının bileşim farkıdır. Γ_i Gibbs-Thomson katsayısıdır. θ_i açıları ($i = \alpha, \beta$) ise Şekil 1.'de gösterilmektedir. Şekil 1.'de görülen S_α ve S_β sırasıyla α ve β fazlarının yarı lamelsel genişlikleridir. δ parametresi çubuksal büyütme için $2\sqrt{f_\alpha}$ 'ya, lamelsel büyütme için 1'e eşittir [28]. Denklem 2'deki P ise, Pecclet sayısıdır ve aşağıdaki gibi tanımlanır;

$$P = \begin{cases} 0,3383 (f_\alpha f_\beta)^{1,661} & \text{Lamelsel ötektikler için} \\ 0,167 (f_\alpha f_\beta)^{1,22} & 0 \leq f_\alpha \leq 0,3 \text{ Çubuksal ötektikler için} \end{cases} \quad (4)$$



Şekil 1. Ötektik yapının şematik gösterimi [29]

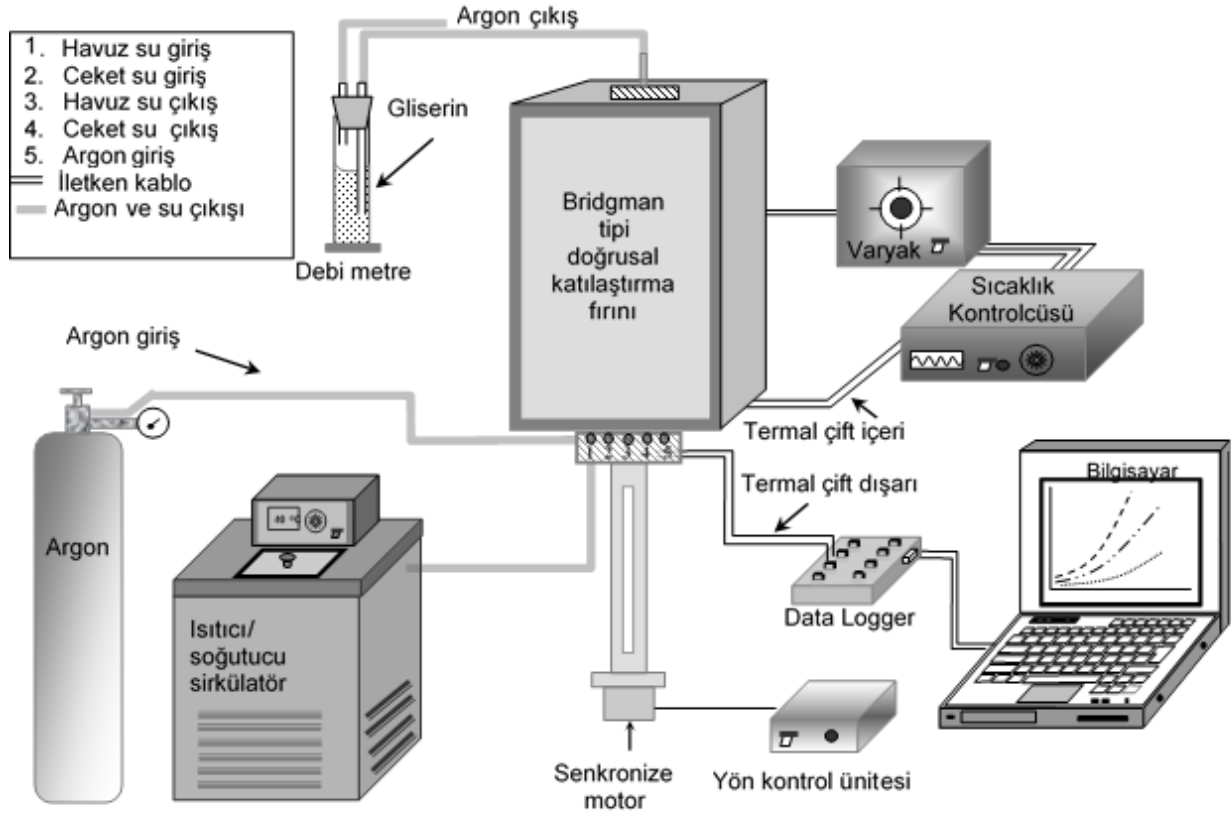
Dolayısıyla Bu çalışmanın amacı, sabit sıcaklık gradyentinde, farklı katılaştırma hızlarında doğrusal katılaştırılmış Sn-Zn ötektik alaşımında; alt soğuma, ötektik mesafe ve katılaştırma hızı arasındaki ilişkilerin Jackson Hunt [27] modeli kullanılarak belirlenmesidir.

II. DENEYSEL METOT

İlk olarak erime sıcaklığı düşük olan kalay eritilecek şekilde; miktarları belirlenen kalay ve çinko vakumlu eritme fırını içerisinde bulunan grafit potaya yerleştirildi. Fırın vakumlandıktan sonra, varyak en düşük güç durumunda çalıştırıldı ve her 5 dakikada değeri % 5 artırıldı. Varyajın değerindeki artışa fırın istenilen sıcaklığa ulaşmaya kadar devam edildi. Metaller eritildikten sonra vakum kapağı açılarak grafit çubuk yardımıyla eriyik birkaç kez karıştırıldı. Böylelikle ötektik alaşım eriyiği hazırlanmış oldu. Eritme fırınında hazırlanan ve homojen hale getirilen eriyik döküm fırınındaki kalıplara döküldü. Döküm fırınının alt ısıtıcısı kapatıldı, üst ısıtıcı çalışır haldeyken soğutma kazanından su geçirilerek doğrusal katılaştırma başlatıldı. Katılma tamamlandıktan sonra üst ısıtıcıda kapatılarak fırının soğuması beklendi. Daha sonra, dökümü yapılan grafit alaşım kalıpları fırından çıkarıldı. Böylelikle alaşımlar doğrusal katılaştırılma için hazırlanmış oldu.

Malzemelerin doğrusal katılaştırılmasında kullanılan Bridgman tipi katılaştırma fırınına ait şematik gösterim Şekil 2'de verilmiştir. Alaşımımız fırında bulunan numune tutucusunayyerleştirildi. Doğrusal katılaştırma fırını istenilen sıcaklığa ayarlandı. Fırının istenilen sıcaklığı geliş, bilgisayar bağlantısı ve sıcaklık kaydedici yardımıyla kontrol edildi. Fırın oda sıcaklığından itibaren ısıtılmaya başlandı ve varyajın güç değeri kademesi (her beş dakikada % 7-8) olarak arttırıldı. Fırın 500 °C sıcaklığa ulaştığında dengeye gelmesi için belirli bir süre (yaklaşık 20 dakika) beklendi. Dengeye gelindiğinde sürücü motor ile alaşım sıcak bölgeden soğuk bölgeye doğru çekildi. Alaşım 10-12 cm katılaştıktan sonra suya çekilerek ani katılaştırıldı. Deneyler sabit sıcaklık gradyenti, farklı katılaştırma hızlarında tekrarlandı. Daha sonra içinde bulunduğu grafit potadan çıkartılan alaşımımız metalografik işlemler için hazır hale getirilmiş oldu.

Yüzey mikroyapıların mikroskobik incelenmesi için zımparalama, parlatma ve dağlama gibi bazı işlemler yapıldı. Parlatma işleminden sonra alaşımların mikroyapılarının gözlenebilmesi için % 92 CH₃OH, % 5 HNO₃ ve % 3 HCl ile dağlandı. Numunelerin üretilmesi ve mikroyapılarının açığa çıkarılmasına ait detaylar kaynak [29]'de açıklanmıştır.

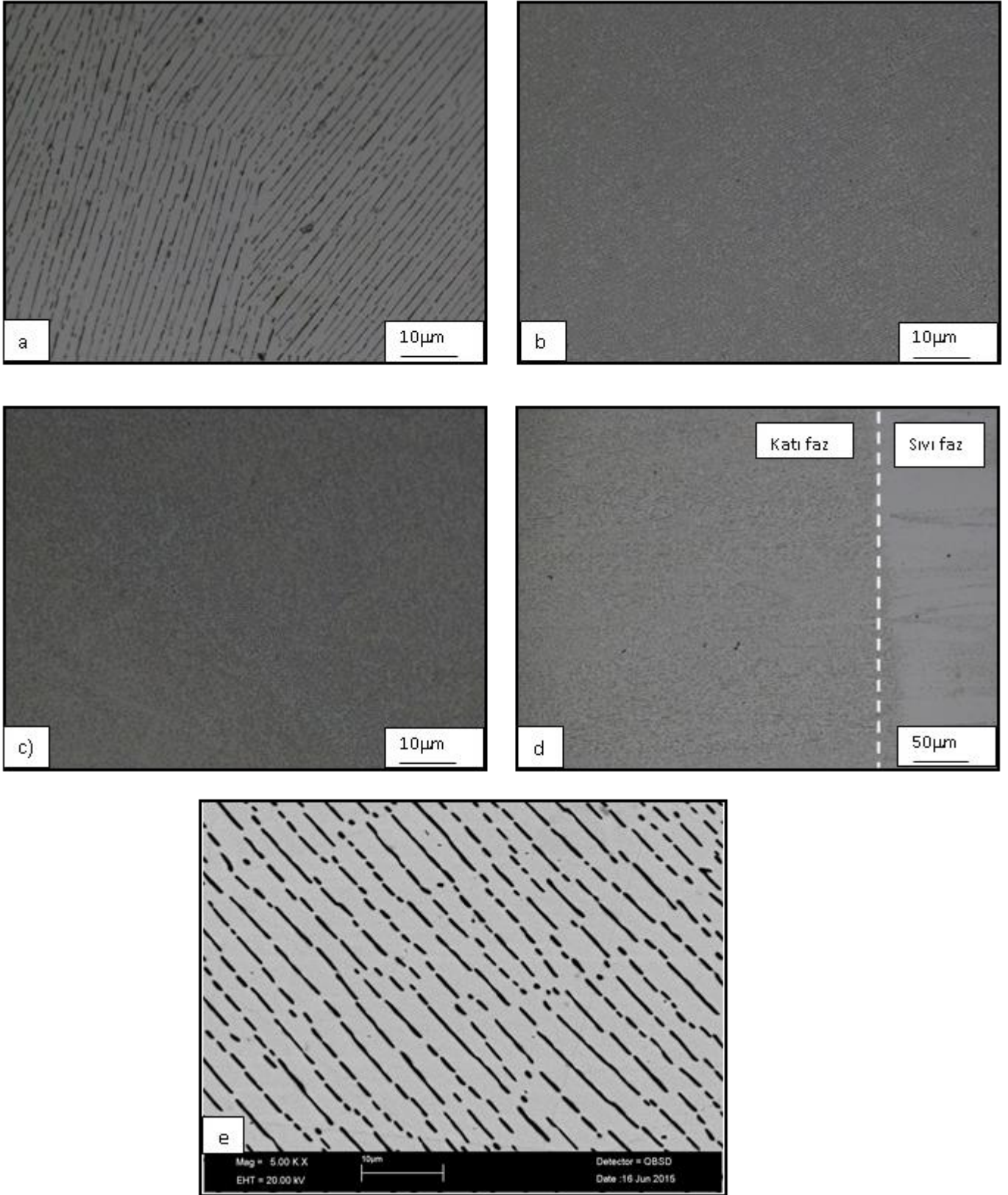


Şekil 2. Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınının şematik gösterimi [1]

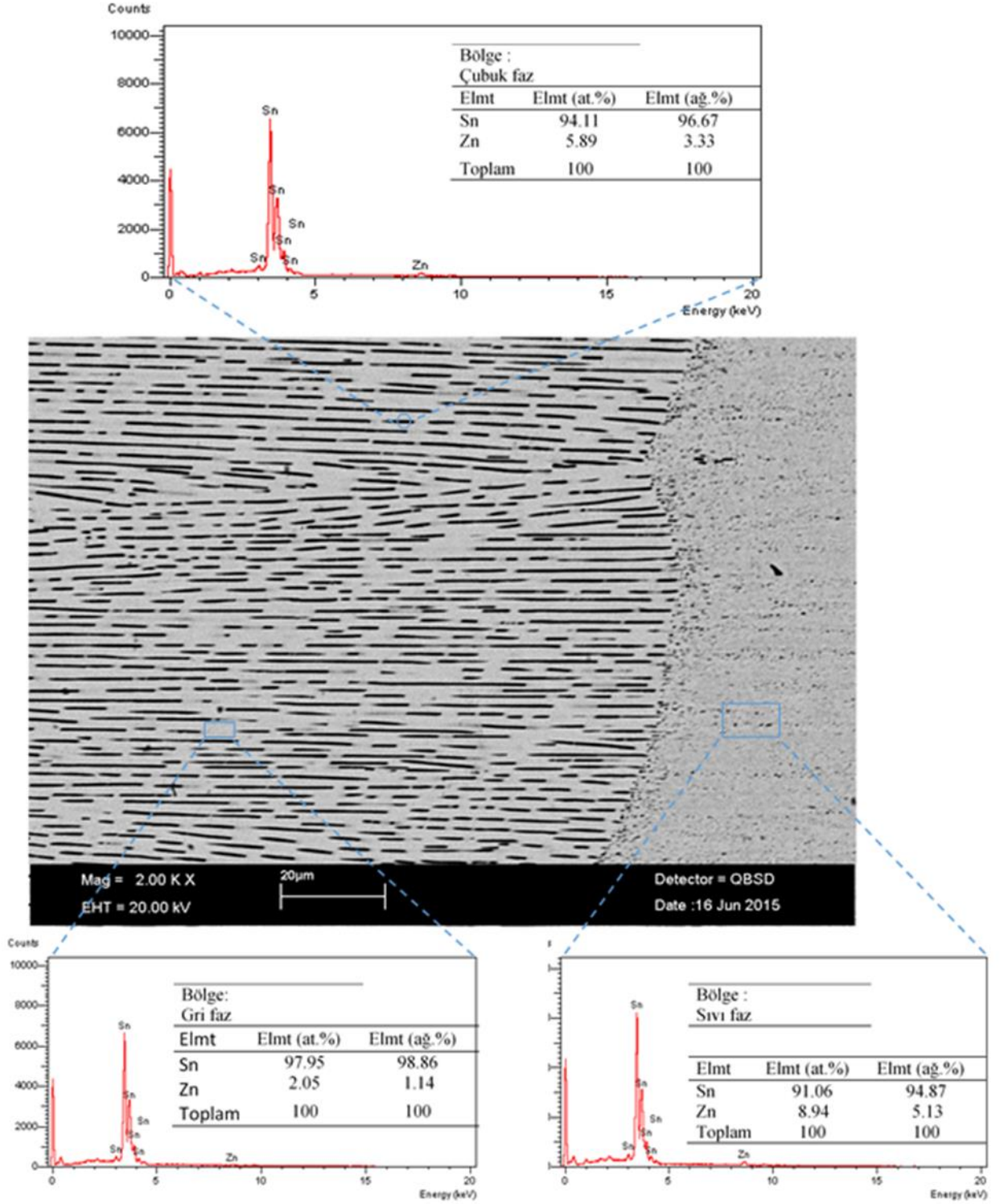
III. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Şekil 3’de optik mikroskop ile sabit sıcaklık gradyentinde, farklı katılaştırma hızlarında alaşımların boyuna ve enine bölgelerinden çekilen mikroyapı fotoğrafları verilmiştir. Düşük hızda çubuksal ötektikler kaba yapıda iken, artan katılaştırma hızında ötektik mikroyapılarda küçülme meydana gelmiştir. Ayrıca Sn-Zn ötektik alaşımının SEM-EDS analizleri yapılmış; gri fazda ağı.% 1.14 Zn, ağı. %98.86 Sn elementleri ve çubuksal fazda ise ağı.% 3.33 Zn, ağı.% 96.67 Sn elementleri tespit edilmiştir. Alaşımın sıvı fazında ise ağı.% 5.13 Zn, ağı.% 94.87 Sn elementleri belirlenmiştir (Şekil 4).

Sabit sıcaklık gradyentinde, hesaplanan ötektik mesafe ile Sn-Zn ötektik alaşımında deney sonucu elde edilen ötektik mesafenin [8] katılaştırma hızı ile değişimi Şekil 5’de verilmiştir. Hızın 8.3 $\mu\text{m/s}$ değerinden 166.0 $\mu\text{m/s}$ değerine artmasıyla Jackson Hunt [27] modeli kullanılarak hesaplanan ötektik mesafe 3.22 μm ’den 0.72 μm ’ye azalmıştır. Jackson Hunt [27] modelinden λ ’ya bağlı olarak belirlenen V üstel değeri 0.50 ile, deney sonucunda λ ’ya bağlı olarak elde edilen 0.47 üstel değeri [8] birbirine yakın çıkmıştır. Bağlılar Tablo 1’de verilmiştir. Altsoğumanın katılaştırma hızı ve ötektik mesafeye bağımlılığı Şekil 6-8’de verilmiştir. Hızın 8.3 $\mu\text{m/s}$ ’den 166.0 $\mu\text{m/s}$ değerine artmasıyla altsoğuma 0.87 K’den 3.89 K değerine artmıştır. 0.87 K değerindeki minimum alt soğumada, çubuksal mesafe 3.22 μm , 3.89 K’de ise çubuksal mesafe 0.72 μm değerlerinde elde edilmiştir. Sabit sıcaklık gradyentinde, katılaştırma hızının artması alt soğumayı arttırmıştır. Katılaştırma ve mikroyapı parametreleri ile altsoğuma arasındaki bağıntılar Tablo 1’de verilmiştir. Katılaştırma hızı 20 kat artırıldığında alt soğuma yaklaşık 4.5 kat artmıştır. Sn-ağı.% 8.8 Zn alaşımına ait fiziksel parametreler ise Tablo 2’de verilmiştir. Bu fiziksel parametreler Jackson Hunt [27] modelinde kullanılarak K_1 ve K_2 değerleri hesaplanmıştır. Katılaştırma ve mikroyapı parametreleri ile altsoğuma arasındaki ilişkiler belirlenmiştir. Lineer Regresyon analizi ile belirlenen altsoğuma, katılaştırma hızı ve çubuksal mesafeler arasındaki bağıntılar Tablo 1’de verilmiştir. Bu model $\lambda^2 V$ ’nin sabit olduğunu öngörmektedir. $\lambda^2 V$ değeri sabittir (86.1 $\mu\text{m}^3/\text{s}$).



Şekil 3. Kontrollü katılaştırılmış Sn-8.8 Zn ötektik alaşımına ait bazı mikroyapılar a) Enine bölge (V=8.3 µm/s), b) Enine bölge (V=41.5 µm/s), c) Enine bölge (V=166 µm/s) d) Boyuna bölge (V=41.5 µm/s) e) Enine bölgeye ait SEM fotoğrafı (V=41.5 µm/s).



Şekil 4. Sn-8.8Zn alaşımına ait EDX sonuçları

Tablo 1. Sn-8.8 Zn ötektik alaşımı için katılaştırma parametreleri ile mikroyapı parametreleri ve katılaştırma ve mikroyapı parametreleri ile altoğuma arasındaki bağıntılar.

G (K/mm)	V (µm/s)	ΔT (K)	λ _{J-H} (µm)	λ (µm) [8]
4.16	8.3	0.87	3.22	2.59
4.16	41.5	1.95	1.44	0.88
4.16	166.0	3.89	0.72	0.65
Bağıntı		Sabit (k)		Korelasyon katsayısı (r)
λ _{J-H} =kV ^{-0.50}		k=9.275 (µm ^{1.50} s ^{-0.50})		r=1
λ _{J-H} =kV ^{-0.47} [8]		k=6.273 (µm ^{1.47} s ^{-0.47}) [8]		r=0.963 [8]
ΔTV ^{-0.50} =0.302 Kµm ^{-0.50} s ^{0.50} (sabit G)				
λ _{J-H} ΔT=2.803 Kµm (sabit G)				
λ ² V=86.1 µm ³ /s				

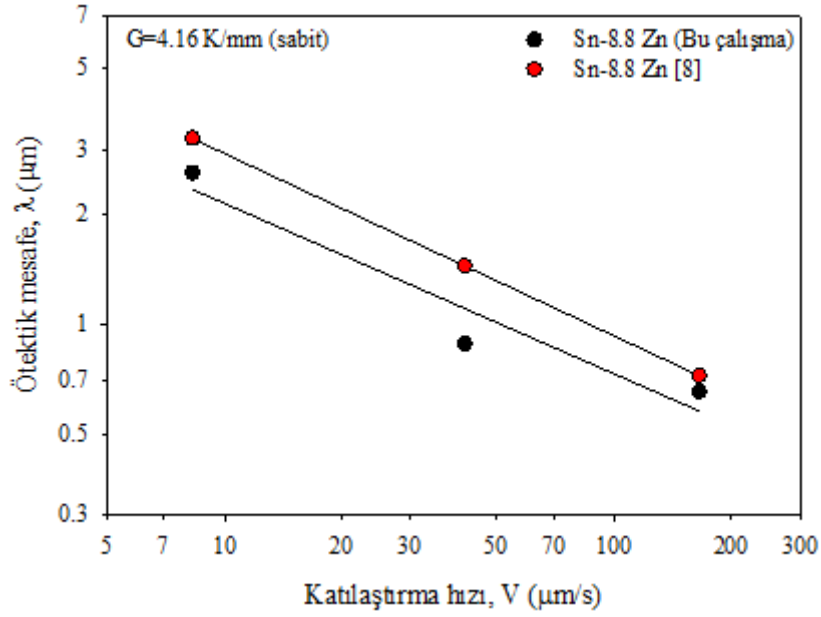
Tablo 2. Sn-ağ.% 8.8 Zn alaşımına ait fiziksel parametreler

Özellik	Sembol	Birim	Değer	Kaynak
Eriye noktası	T _e	K	471.2	[20]
α fazının sıvılık eğimi	m _α	K/(ağ.%)	-2.424	[20]
β fazının sıvılık eğimi	m _β	K/(ağ.%)	3.803	[20]
Ötektik kompozisyon	C ₀	(% ağ.)	91.2	[20]
α fazının hacim kesri	f _α	–	0.917	[30]
β fazının hacim kesri	f _β	–	0.083	[30]
Gibbs-Thomson katsayısı (α)	Γ _α	K µm	0.1022	[31]
Gibbs-Thomson katsayısı (β)	Γ _β	K µm	0.0474	[31]
α fazının temas açısı	θ _α	(°)	17.16	[31]
β fazının temas açısı	θ _β	(°)	26.99	[31]
Difüzyon katsayısı	D	µm ² /s	3500	[32]
Fiziksel parametre	K ₁	K s/µm ²	0.016	Hesaplandı
Fiziksel parametre	K ₂	K µm	1.397	Hesaplandı

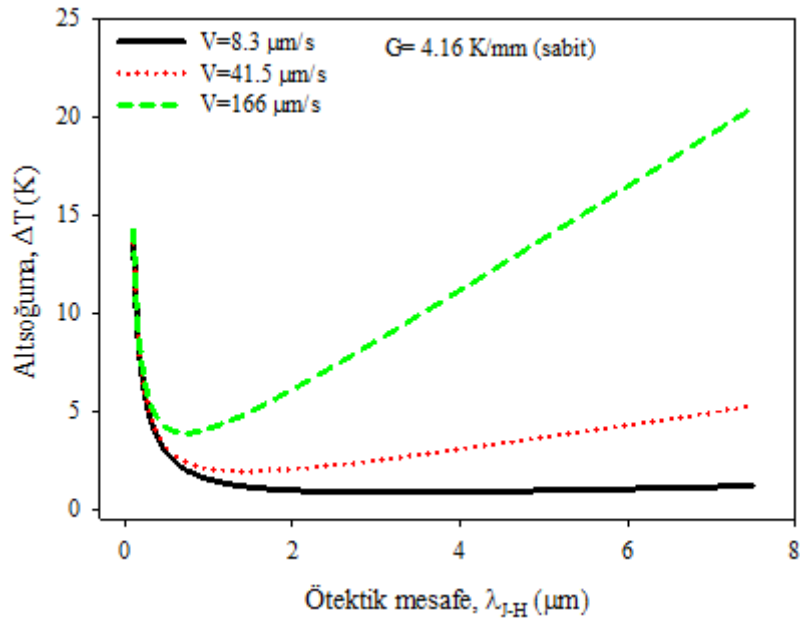
Bu çalışmadan elde edilen λ²Vdeğeri (86.1 µm³/s), Büyük ve ark. [33] tarafından Sn-3.7Ag-0.9Zn (kütlece %) alaşımında elde edilen 86.4 µm³/s değeri ile, Koçak ve ark. [34] tarafından Bi-44.8Pb (kütlece %) ötektik alaşımında elde edilen 88.2 µm³/s değeri ile, Ma ve ark. [35] tarafından Al-4.5Cu ötektik alaşımında elde edilen 88.4 µm³/s değeri ile uyumlu çıkmıştır. Bu çalışmadan elde edilen λ_{J-H}ΔTdeğeri (2.8 Kµm),sabit sıcaklık gradyanında Şahin ve ark. [36] tarafından Sn-3.5Ag (kütlece %) alaşımında elde edilen 2.5 Kµm değerine yakın çıkmıştır.

SEM-EDS analizleri neticesinde katı ana fazda at.% 2.05 Zn, sıvı fazda ise at.% 8.94 Zn elementinin mevcut olması, sıvı fazın çözünence zengin olduğunu göstermektedir. Katı-sıvı arayüzeyi önündeki sıvı bölgenin çözünence zengin olması bu bölgede yapısal altoğuma meydana getirir. Arayüzey önünde çinko çözünen miktarı fazla olduğundan denge sıvılaşma sıcaklığı arayüzeyin hemen önündeki sıcaklıktan yüksektir. Sıvılaşma sıcaklıklarındaki bu fark arayüzey önünde altoğuma meydana getirmiştir. Düşük katılaştırma hızlarında çözünen madde zamanla arayüzeyden sıvı içine itilir. Katılaştırma hızı yeterince yüksekse çözünen madde arayüzeyde birikir. Bu durum yapısal altoğuma meydana getirir. Dolayısıyla bu çalışmada da görüldüğü gibi, yüksek katılaştırma hızlarında daha fazla altoğuma meydana gelmiştir.

Bir çekirdeğin kristal olarak büyüyebilmesi için belirli bir kritik boyut değerine ulaşması gerekir. Alt soğuma miktarı arttıkça kritik çekirdek çapı küçülecektir. Şekil 7'de görüldüğü gibi katılaştırma hızının artması altoğumayı artırmıştır. Bu durum kritik yarıçap değerinde bir azalma meydana getirecektir. Bu çalışmada görüldüğü gibi mikroyapı katılaştırma parametrelerine bağlı olarak değişmektedir. Dolayısıyla mikroyapı çalışmaları üzerine yoğunlaşarak alaşımların fiziksel özellikleri iyileştirilebilir.

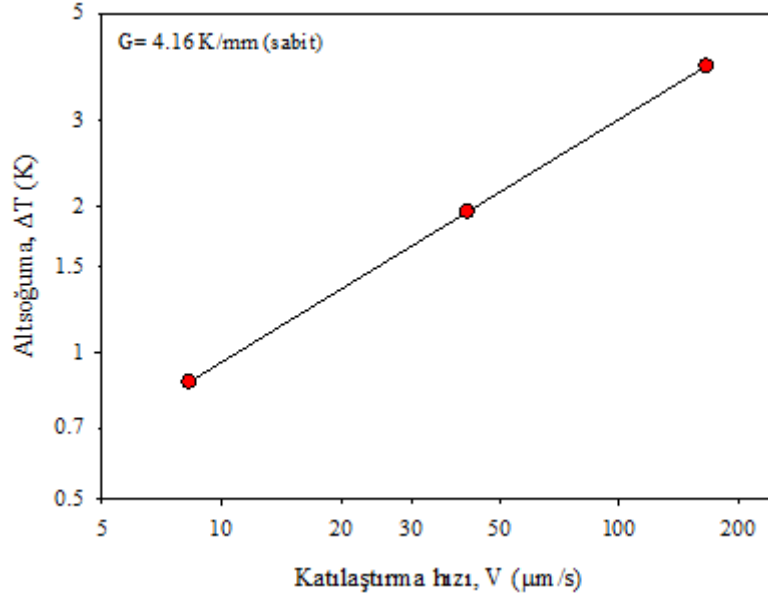


Şekil 5. Çubuksal ötektik mesafenin katılaştırma hızı ile değişimi

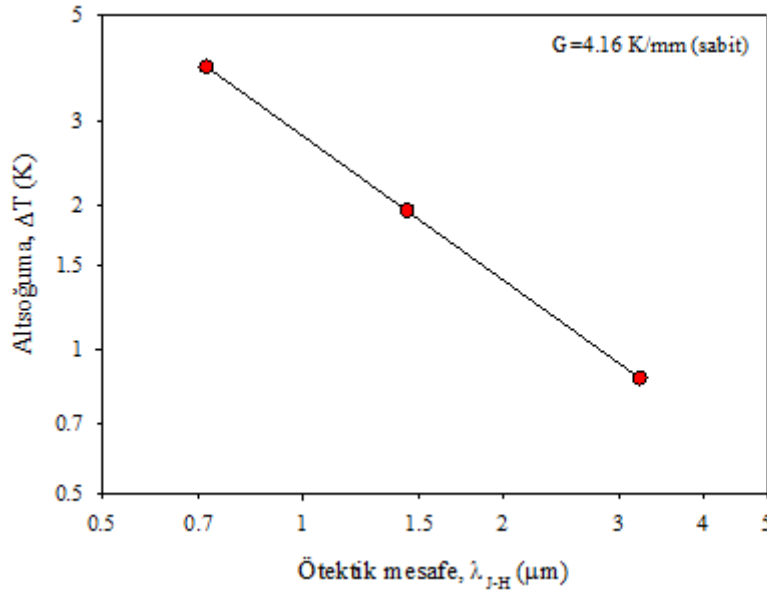


Şekil 6. Altoğumanın ötektik mesafe ve katılaştırma hızı ile değişimi

Jackson Hunt [27] modeli tüm katılaştırma parametreleri için iyi sonuç vermemektedir. Altoğuma; sıvının bileşimine, arayüzey eğriliğine ve atomların sıvı fazdan katı faza geçmesi için gerekli olan enerji miktarına bağlıdır. Dolayısıyla arayüzey enerjisi, sıvı bileşim miktarı ve atomların katılaşması için gerekli olan enerji miktarı üzerinde yoğunlaşarak altoğuma hakkında daha fazla bilgi sahibi olunabilir.



Şekil 7. Minimum altoğumanın katılaştırma hızı ile değişimi



Şekil 8. Minimum alt soğumalara tekabül eden çubuksal mesafeler

IV. SONUÇLAR

Sn-ağ.% 8.8 Zn ötektik döküm alaşımları sabit sıcaklık gradyentinde ($G=4.16$ K/mm), farklı katılaştırma hızlarında ($V=8.3-166.0$ µm/s) Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınında yukarı yönlü doğrusal katılaştırılmıştır. Altoğuma değerleri; katılaştırma hızı, ötektik mesafe ve sistem parametreleri kullanılarak Jackson-Hunt modeli ile hesaplanmıştır. Sabit sıcaklık gradyentinde katılaştırma hızının artmasıyla, altoğuma artmış, ötektik mesafe ise azalmıştır.

KAYNAKLAR

- [1] Gündüz, M., & Çadırlı, E. (2002). Directional solidification of aluminium-copper alloys. *Materials Science and Engineering A*, 327, 167-185.
- [2] Allegratti, F., Borgia, B., Riva, R., Notaristefani, F. D., & Pizzini, S. (1989). Growth of BGO single crystals using a directional solidification technique. *Journal of Crystal Growth*, 94, 373-380.
- [3] Martorano, M. A., Neto, J. B. F., Oliveira T. S., & Tsubaki, T. O. (2011). Refining of metallurgical silicon by directional solidification. *Materials Science and Engineering B*, 176, 217-226.

- [4] Su, C. H. (2015). A method of promoting single crystal yield during melt growth of semiconductors by directional solidification. *Journal of Crystal Growth*, 410, 35-38.
- [5] Wang, D., Wang, W., Huang, Y., & Wang, X. (2022). An investigation on microstructures and mechanical properties of twinning-Induced plasticity steels prepared by directional solidification. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 31, 3326-3340.
- [6] Orera, V. M., & Merino, R. I. (2015). Ceramics with photonic and optical applications. *Cerámica y Vidrio*, 54, 1-10.
- [7] Peng, Peng. (2020). Analysis on the growth and growth-dependent microhardness of Ni₃Sn₄ intermetallic compound phase in directionally solidified Sn-Ni alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 821, 1-7.
- [8] Şahin, M., & Karakurt, F. (2018). The effect of the solidification rate on the physical properties of the Sn-Zn eutectic alloy. *PhysicaB: Condensed Matter*, 545, 48-54.
- [9] Bayram, Ü., & Maraşlı, N. (2020). Effects of growth rate on eutectic spacing, microhardness, and ultimate tensile strength in the Al-Cu-Ti eutectic alloy. *Physics of Metals and Metallography*, 121, 382-390.
- [10] Santos, W. L. R., Cruz, C.B., Spinelli, J. E., Cheung, N., & Garcia, A. (2018). Tailoring microstructure, tensile properties and fracture process via transient directional solidification of Zn-Sn alloys. *Materials Science and Engineering A*, 712, 127-132.
- [11] Spinelli, J. E., Silva, B. L., Cheung, N., & Garcia, A. (2014). The use of a directional solidification technique to investigate the interrelationship of thermal parameters, microstructure and microhardness of Bi-Ag solder alloy. *Materials Characterization*, 96, 115-125.
- [12] Kaygısız, Y. (2018). Microstructure characterization and hardness of Al-Cu-Mn eutectic alloy. *China Foundry*, 15, 390-396.
- [13] Cui, C., Wang, Y., Zhang, K., Wu, C., Liu, W., Deng, L., Wang, C., & Su, H. (2021). Mechanical properties of Fe-Al-Ta eutectic composites at higher solidification rates. *Materials Science and Engineering A*, 824, 1-11.
- [14] Kakitani, R., Konno, C., Garcia, A., & Cheung, N. (2022). The effects of solidification cooling and growth rates on microstructure and hardness of supersaturated Al-7%Si-x%Zn alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 31, 1956-1970.
- [15] Chunjuan, C., Li, D., Wei, L., Yan, W., Yue, L., Yuanyuan, L., Haijun, S., & Yingying, L. (2022). High temperature tensile property and fracture behavior of directionally solidified Fe-Al-Ta eutectic composites. *Journal of Wuhan University of Technology-Material Science Edition*, 37, 110-116.
- [16] Wang, J., Zheng, L., Kang, J., & Hu, Y. (2020). Study on the directional solidification process of an aluminum alloy bar in multishell mold being gradually immersed in water. *Materials*, 13, 1-8.
- [17] Wang, L., Yao, C., Shen, J., Zhang, Y., Wang, T., Ge, Y., Gao, L., & Zhang, G. (2020). Microstructures and room temperature tensile properties of as-cast and directionally solidified AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy. *Intermetallics*, 118, 1-10.
- [18] Cruz, C., Lima, T., Kakitani, R., Barros, A., Garcia, A., & Cheung, N. (2020). Plate-like growth in a eutectic Bi-Ni alloy: effects of morphological microstructure evolution and Bi₃Ni intermetallic phase on tensile properties. *Journal of Materials Research Technology*, 9, 4940-4950.
- [19] Gandolfi, M., Xavier, M. G. C., Gomes, L. F., Reyes, R. A. V., Garcia, A., & Spinelli, J. E. (2021). Relationship between Microstructure Evolution and Tensile Properties of AlSi10Mg Alloys with Varying Mg Content and Solidification Cooling Rates. *Metals*, 11, 1-14.
- [20] Massalski, T. B. (1990). Binary alloy phase diagrams. ASM International, Materials Park. Ohio.
- [21] Garcia, L. R., Osorio, W. R., Peixoto L. C., & Garcia, A. (2010). Mechanical properties of Sn-Zn lead-free solder alloys based on the microstructure array. *Materials Characterization*, 61, 212-220.
- [22] Cui, C., Lai, Y., Liu, W., Wang, P., Liu, Y., Wang, C., & Su, H. (2019). Tensile and fatigue properties of the Bridgman directionally solidified Fe-Al-Ta eutectic. *Materials Science and Engineering A*, 765, 1-10.
- [23] Hu, L., Hu, W., Gottstein, G., Bogner, S., Hollad, S., & Polaczek, A. B. (2012). Investigation into microstructure and mechanical properties of NiAl-Mo composites produced by directional solidification. *Materials Science and Engineering A*, 539, 211-222.
- [24] Kakitani, R., Gouvei, G. L., Garcia, A., Cheung, N., & Spinelli, J. E. (2019). Thermal analysis during solidification of an Al-Cu eutectic alloy: interrelation of thermal parameters, microstructure and hardness. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 137, 983-996.
- [25] Gancarz, T., Fima, P., & Pstrus, J. (2014). Thermal Expansion, Electrical Resistivity, and Spreading Area of Sn-Zn-In Alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23, 1524-1529.
- [26] Islam, R. A., Chan, Y. C., Jillek, W., & Islam, S. (2006). Comparative study of wetting behavior and mechanical properties (microhardness) of Sn-Zn and Sn-Pb solders. *Microelectronics Journal*, 37, 705-713.
- [27] Jackson, K.A., & Hunt, J. D. (1966). Lamellar and eutectic growth. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 236, 1129-1142.
- [28] Stefanescu, D. M., Abbaschian, G. J., & Bayuzick, R. J. (1988). Solidification processing of eutectic alloys. The Metallurgical Society, Inc., Ohio.

- [29] Şahin, M. (2012). *İkili ve üçlü metalik alaşımların doğrusal katılaştırılması ve fiziksel özelliklerinin incelenmesi*. Doktora Tezi. Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Niğde.
- [30] Crocker, M. N., Baragar, D., & Smith, R.W. (1975). Anomalous eutectic growth. *Journal of Crystal Growth*, 30, 198- 212.
- [31] Saatçi, B. (2000). *İkili metalik alaşımların katı-sıvı arayüzey enerjilerinin ölçümü*. Doktora Tezi. Erciyes Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kayseri.
- [32] Bouchhard D., & Kirkaldy J. S. (1997). Prediction of dendrite arm spacings in unsteady and steady-state heat flow of unidirectionally solidified binary alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 28, 651-663.
- [33] Büyük, U., Engin, S., Kaya, H., & Maraşlı, N. (2010). Effect of solidification parameters on the microstructure of Sn-3.7Ag-0.9Zn solder. *Materials Characterization*, 61, 1260-1267.
- [34] Koçak, Y., Engin, S., Büyük, U. & Maraşlı, N. (2013). The influence of the growth rate on the eutectic spacings, undercoolings and microhardness of directional solidified bismuth-lead eutectic alloy. *Current Applied Physics*, 13, 587-593.
- [35] Ma, D., Jie, W.Q., Xu, W., Li, Y., & Liu, S. (1998). Unidirectional solidification of Al-Cu eutectic with the accelerated crucible rotation technique, *Journal of Crystal Growth*, 194, 398-405.
- [36] Şahin, M., & Çadırılı, E. (2012). The effects of temperature gradient and growth rate on the microstructure of directionally solidified Sn-3.5Ag eutectic solder. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 23, 484-492.