

Kararsız Hal Isı Akışı Rejiminde Serbest Katılaştırılan Al-5Cu-5Si-5Mg-5Zn-1Zr Alaşımının Mikroyapısal Evrimi ve Faz Oluşumu¹

Hasan Kaya²

Emin Çadırılı³

Uğur Büyük⁴

Erkan Üstün⁵

Özet

Bu çalışmada, kararsız hal ısı akışı rejimi altında serbest katılaştırılan Al-5Cu-5Si-5Mg-5Zn-1Zr çok bileşenli alüminyum alaşımının mikroyapısal evrimi ve faz oluşumu üzerine soğuma hızının etkisi incelenmiştir. Katılaştırma deneyleri, numune boyunca farklı soğuma hızları elde etmek için özel olarak tasarlanmış bir deney düzeneği kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Katılaştırılmış alaşımın mikroyapısı ve faz bileşimi optik mikroskobu, taramalı elektron mikroskobu (SEM), enerji dağılımlı x-ışını spektroskopisi (EDS) ve X-ışını kırınımı (XRD) kullanılarak kapsamlı bir şekilde karakterize edilmiştir. Sonuçlar, soğuma hızının mikroyapı ve intermetalik faz oluşumu üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu göstermiştir. Soğuma hızı arttıkça dendritik yapılar incelmış ve ötektik mesafeler azalmıştır. Ayrıca, soğuma hızına bağlı olarak α -Al matris fazı içinde Al_2Cu , Mg_2Si , $MgZn_2$ ve Al_3Zr gibi farklı intermetalik fazların oluştuğu gözlemlenmiştir. Yüksek soğuma hızlarında,

- 1 Bu çalışma Erciyes Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi tarafından FBA-2023-12765 numaralı proje ile desteklenmiştir.
- 2 Prof. Dr., Erciyes Üniversitesi, Eğitim Fakültesi, Matematik ve Fen Bilimleri Eğitimi Bölümü, Kayseri, Türkiye, hasankaya@erciyes.edu.tr, ORCID: 0000-0003-3529-9762
- 3 Prof. Dr., Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi, Fen Fakültesi, Fizik Bölümü, Niğde, Türkiye, ecaadirli@gmail.com, ORCID: 0000-0002-8085-9733
- 4 Prof. Dr., Erciyes Üniversitesi, Eğitim Fakültesi, Matematik ve Fen Bilimleri Eğitimi Bölümü, Kayseri, Türkiye, buyuk@erciyes.edu.tr, ORCID: 0000-0002-6830-8349
- 5 Dr., Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Fizik Anabilim Dalı, Niğde, Türkiye, erkanustun_07@hotmail.com, ORCID: 0000-0002-7745-396X

intermetalik fazlar daha ince ve daha homojen bir şekilde dağılırken, düşük soğuma hızlarında daha kaba ve düzensiz bir dağılım gözlemlenmiştir. Bu bulgular, kararsız hal ısı akışı rejiminde katılaştırmanın çok bileşenli alüminyum alaşımlarının mikroyapısını ve dolayısıyla mekanik özelliklerini kontrol etmek için etkili bir yöntem olduğunu göstermektedir. Bu çalışma sonuçları, yeni çok bileşenli alüminyum alaşımlarının geliştirilmesi ve mevcut alaşımların performansının iyileştirilmesi için yol gösterici olabilir.

1. GİRİŞ

Alüminyum alaşımları, günümüz mühendislik uygulamalarında vazgeçilmez bir rol oynamaktadır. Hafiflikleri, yüksek dayanım/ağırlık oranları, iyi korozyon dirençleri ve mükemmel dökülebilirlikleri; onları otomotiv, havacılık, inşaat ve ambalaj gibi birçok sektörde popüler malzemeler haline getirmiştir [1-3]. Özellikle son yıllarda, çok bileşenli alüminyum alaşımları, geleneksel alaşımlara göre daha üstün mekanik ve fiziksel özellikler sergileme potansiyelleri nedeniyle yoğun bir araştırma konusu olmuştur [4-6]. Bu alaşımların, daha yüksek mukavemet, gelişmiş süneklik, artırılmış aşınma direnci ve iyileştirilmiş yüksek sıcaklık özellikleri gibi bir dizi avantajlar sunabileceği gösterilmiştir.

Çok bileşenli alüminyum alaşımlarının performansları, karmaşık mikro yapıları tarafından belirlenir, bu ise dendritik yapı, tane boyutu, ikinci fazların dağılımı ve intermetalik bileşiklerin oluşumu gibi çeşitli faktörlerden etkilenir. Bu mikro yapısal özellikler, katılaştırma koşulları tarafından büyük ölçüde etkilenir. Bu durum malzemelerin özelliklerini hassas bir şekilde ayarlamak için bir yol sunar.

Katılaştırma hızı, alüminyum alaşımlarının mikroyapısal özelliklerini şekillendiren kritik parametrelerden biridir. Hızlı soğuma, daha ince taneli ve daha homojen bir mikro yapıya yol açarken, yavaş soğuma genellikle daha kaba taneli ve heterojen bir mikro yapı ile sonuçlanır. Bu ise malzemenin mekanik özelliklerini, örneğin dayanım, sertlik ve sünekliğini önemli ölçüde etkiler.

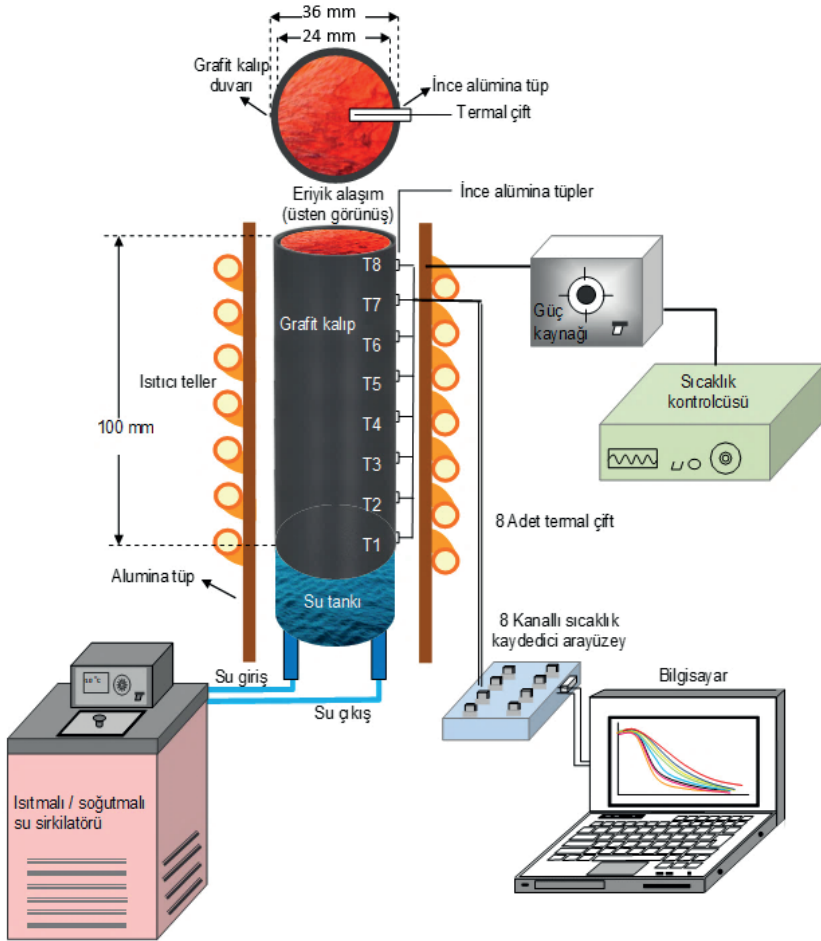
Kararsız hal ısı akışı rejimi, eriyik metallerin kontrollü bir şekilde soğutulmasını ve farklı soğuma hızlarında katılmasını içeren bir tekniktir. Bu teknik, dendritik yapı, tane boyutu ve ikinci faz dağılımı gibi mikroyapısal özellikleri kontrol etmek için etkili bir yöntemdir [7-9]. Kararsız hal rejiminde katılaştırma, katılma cephesindeki sıcaklık gradyanını ve hızını değiştirerek malzemenin mikro yapısı üzerinde hassas bir kontrol sağlar ve bu durum istenen özelliklere sahip malzemelerin üretilmesine olanak tanır.

Bu çalışma, Al-5Cu-5Si-5Mg-5Zn-1Zr (% ağırlıkça) bileşimine sahip çok bileşenli alüminyum alaşımının kararsız hal ısı akışı rejimi altında serbest katılaştırılması üzerine odaklanmaktadır. Bu özel alaşım, otomotiv ve havacılık sektörlerinde potansiyel uygulamalar için umut vadeden bir adaydır. Bu çalışmada, farklı soğuma hızlarının dendritik yapı, ötektik mesafe ve intermetalik fazların oluşumu üzerindeki etkisini incelemeyi ve bu mikroyapısal özelliklerin malzemenin genel performansını nasıl etkilediğini anlamayı amaçlamaktadır. Optik mikroskopu (OM), taramalı elektron mikroskopu (SEM), enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) ve X-ışını kırınımı (XRD) gibi gelişmiş karakterizasyon teknikleri, katılmış mikroyapıyı detaylı bir şekilde analiz etmek ve farklı soğuma hızlarının etkisini ortaya çıkarmak için kullanılacaktır. Bu çalışmadan elde edilen bulguların, çok bileşenli alüminyum alaşımlarının katılma davranışının daha iyi anlaşılmasına ve bu malzemelerin özelliklerinin belirli mühendislik uygulamaları için özelleştirilmesine katkı sağlaması beklenmektedir.

2. DENEYSEL YÖNTEM

Bu çalışmada, Al-5Cu-5Si-5Mg-5Zn-1Zr (% ağırlıkça) bileşimine sahip çok bileşenli alüminyum alaşımı, vakumlu indüksiyon eritme yöntemi kullanılarak yüksek saflıkta elementlerden (%99.99) üretilmiştir. Alaşımın homojen bir bileşimini sağlamak için, hassas bir eritme ve döküm protokolü izlenmiştir. Belirlenen ağırlık oranlarındaki alaşım elementleri öncelikle grafit pota içine yerleştirilmiş ve vakumlu indüksiyon eritme fırını kullanılarak eritilmiştir. Erime işlemi, 1073 K sıcaklıkta gerçekleştirilmiş ve eriyik alaşım 30 dakika boyunca bu sıcaklıkta tutularak, elementlerin homojen bir şekilde karışması sağlanmıştır. Eriyik alaşım, homojenizasyon işleminden sonra, önceden ısıtılmış grafit kalıplara dökülmüş ve oda sıcaklığında soğumaya bırakılarak ana (master) alaşım üretilmiştir.

Master alaşım numuneleri, daha sonra kararsız hal ısı akışı rejimi altında serbest katılaştırma deneylerine tabi tutulmuştur. Bu deneyler, Şekil 1'de şematik olarak gösterilen özel olarak tasarlanmış bir deney düzeneği kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Deney düzeneği; kontrollü katılaştırma fırını, güç ünitesi, hassas bir sıcaklık kontrol ünitesi, sıcaklık verilerini kaydetmek için bir veri kaydedici, soğutma suyu sirkülasyonunu sağlayan bir sistem, numune tutucu ve kontrollü bir argon atmosferi sağlamak için bir gaz akışı sisteminden oluşmaktadır.



Şekil 1. Kararsız hal ısı akışı rejiminde serbest katılaştırma deney düzeneğinin şematik gösterimi

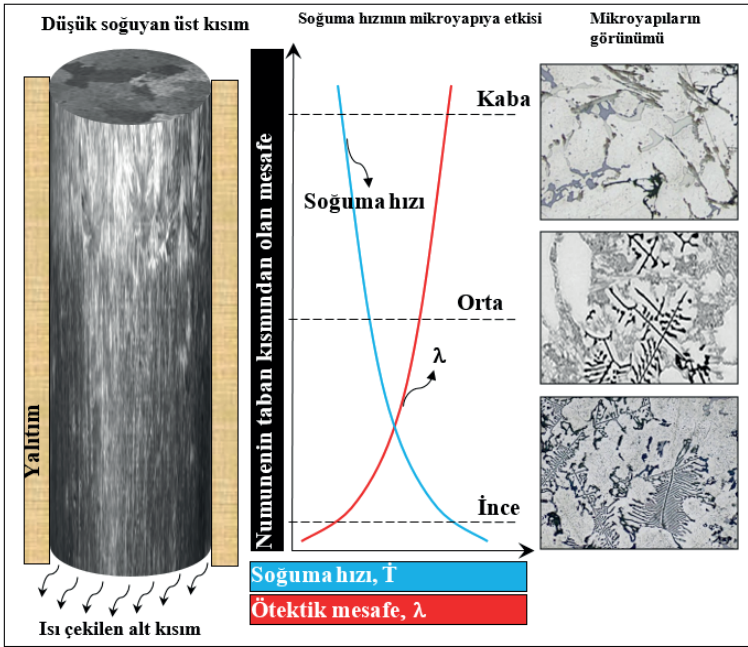
Master alaşım numunesi, deney düzeneğinde 22 mm iç çapa ve 120 mm boya sahip silindirik bir grafit pota içine yerleştirilmiştir. Grafit pota, homojen bir ısı dağılımı sağlamak ve numune boyunca kontrollü bir soğuma hızı elde etmek için seçilmiştir. Daha sonra, grafit pota tabanından itibaren 1 cm aralıklarla 8 adet kılcal alümina tüp, pota duvarına dik olarak, pota merkezine yakın bir konuma kadar uzanacak şekilde yerleştirilmiştir. Bu alümina tüpler, alaşım eriyik ile temas etmelerini önlemek ve doğru sıcaklık ölçümleri sağlamak için termal çiftleri izole etmek amacıyla kullanılmıştır. K tipi termal çiftler daha sonra bu alümina tüplerinin içine yerleştirilmiş ve her biri, numune boyunca farklı konumlardaki sıcaklığı doğru bir

şekilde kaydetmek üzere veri kaydedici (Data logger, TC-08) arayüzüne bağlanmıştır. Veri kaydedici, katılma işlemi boyunca sıcaklık verilerini gerçek zamanlı olarak kaydetmeyi ve görselleştirmeyi sağlamaktadır. Deney sistemi, istenmeyen oksidasyonu ve kontaminasyonu önlemek için kontrollü bir argon atmosferinde çalıştırılmıştır. Master alaşım numunesi, grafit pota içinde yaklaşık 960 K sıcaklığa kadar ısıtılmış ve bu sıcaklıkta 1 saat bekletilerek homojen bir sıcaklık dağılımı sağlanmıştır. Daha sonra, fırın kapatılmış ve soğutma suyu sirkülasyon sistemi devreye alınarak numunenin soğutulma süreci başlatılmıştır. Serbest doğrusal katılma, soğutma suyunun grafit pota tabanını soğutması ile başlamıştır. Katılma işlemi boyunca, termal çiftler ile numune boyunca farklı konumlardaki sıcaklıklar hassas bir şekilde izlenmiş ve kaydedilmiştir. Sıcaklık ölçümleri, yüksek bir veri toplama hızı olan saniyede 10 ölçüm alınarak gerçekleştirilmiştir. Bu, katılma sürecinin ayrıntılı bir şekilde anlaşılmasını ve soğuma hızı profillerinin doğru bir şekilde belirlenmesini sağlamıştır. Elde edilen sıcaklık verileri, numunenin farklı konumlarındaki soğuma hızlarını hesaplamak için kullanılmıştır. Bu soğuma hızı profilleri, mikro yapısal evrim ve faz oluşumu üzerindeki soğuma hızının etkisini analiz etmek için önemli bir girdi sağlamıştır.

3. DENEYSEL SONUÇLAR

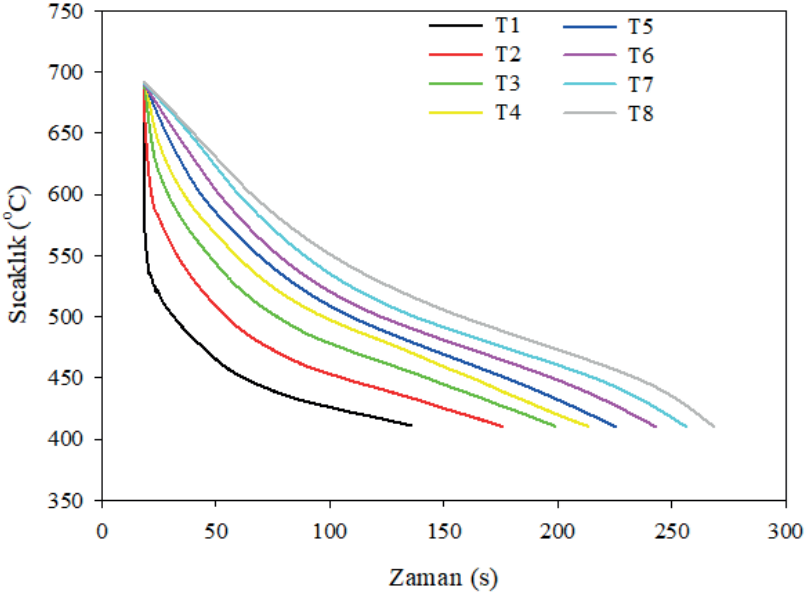
Kararsız hal ısı akışı rejimi altında serbest katılaştırılan Al-5Cu-5Si-5Mg-5Zn-1Zr alaşım numunelerinin mikro yapısı ve faz bileşimi, ileri karakterizasyon teknikleri kullanılarak kapsamlı bir şekilde incelenmiştir. Deneysel sonuçlar aşağıda detaylı olarak verilmiştir.

Kararsız ısı akışı rejiminde kontrollü katılaştırma fırınında alaşım eridikten sonra fırının güç kaynağı kapatılmış ve soğutma suyu açılarak Şekil 2'de görüldüğü gibi numune alt kısımdan başlayarak katılmaya başlamış ve belli bir süre sonra katılma tamamlanmıştır. Şekil 2'de soğuma hızının makro ve mikroyapıya etkisi görülmektedir.



Şekil 2. Kararsız ısı akış rejiminde katılaştırılan numunede makro ve mikroyapı değişimi

Numunenin üst kısmına doğru soğuma hızlarının giderek düşüş gösterdiği tespit edilmiştir. Makroyapı numunenin üst kısmında daha kaba yapı sergilerken alt kısma yaklaşıp daha ince bir tane yapısı gözlemlenmiştir. Aynı durum mikroyapı içinde söylenebilir. Elde edilen soğuma eğrilerinde herhangi bir kusur gözlenmemiştir. Şekil 3'de kararsız ısı akış rejiminde katılaştırılan numuneden alınan soğuma eğrileri görülmektedir.



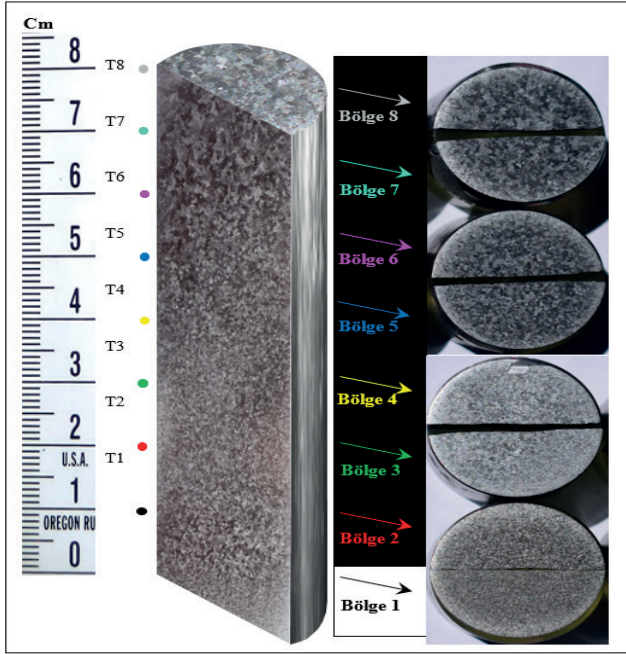
Şekil 3. Numune içine yerleştirilen termal çiftler vasıtasıyla elde edilen soğuma eğrileri

Bu egride 8 adet soğuma hızı görülmektedir. T1 numunenin en alt kısmında yerleştirilen (tabandan itibaren 1cm) soğuma eğrisini gösterirken diğer termal çiftler kademeli olarak 1'er cm yukarıya doğru konumlandırılmış ve son olarak T8 numunenin en üst kısmına yerleştirilmiş (tabandan itibaren 8cm) soğuma eğrisini temsil etmektedir.

Alaşım içinde yer alan faz bileşenlerinin erime sıcaklıkları da göz önüne alınarak belirlenen sıcaklık aralığında soğuma hızları, bu soğuma eğrileri vasıtasıyla tespit edilmiş ve Tablo 1'de bu değerler verilmiştir. Şekil 4'de ise yarım silindirik biçimli uzun numune ve dilimlenmiş 8 bölge görülmektedir.

Tablo 1. Numune içine yerleştirilen termal çiftlerin ölçtüğü ortalama soğuma hızları

Numune tabanından olan mesafeler, P (cm)	1	2	3	4	5	6	7	8
Soğuma hızları, \dot{T} (°C/s)	\dot{T}_1	\dot{T}_2	\dot{T}_3	\dot{T}_4	\dot{T}_5	\dot{T}_6	\dot{T}_7	\dot{T}_8
	2.77	1.80	1.41	1.18	1.09	1.01	0.95	0.88

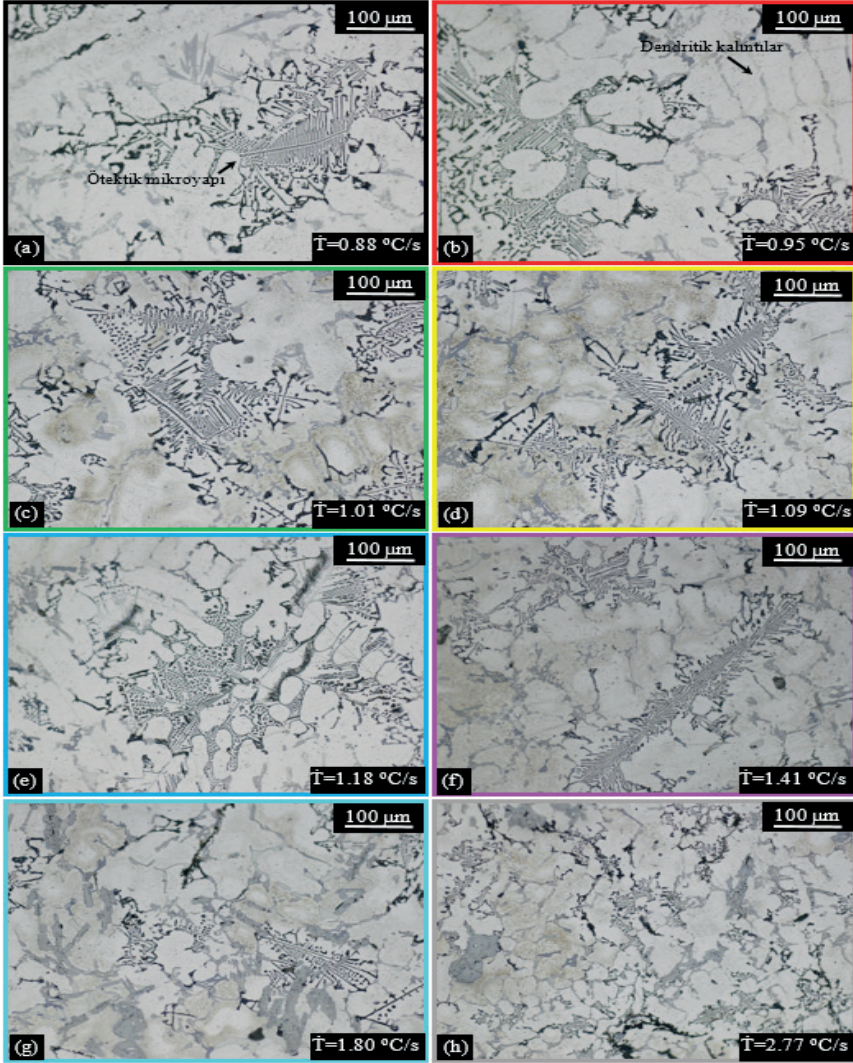


Şekil 4. Boyuna ve enine dilimlenmiş numunenin makroyapıları

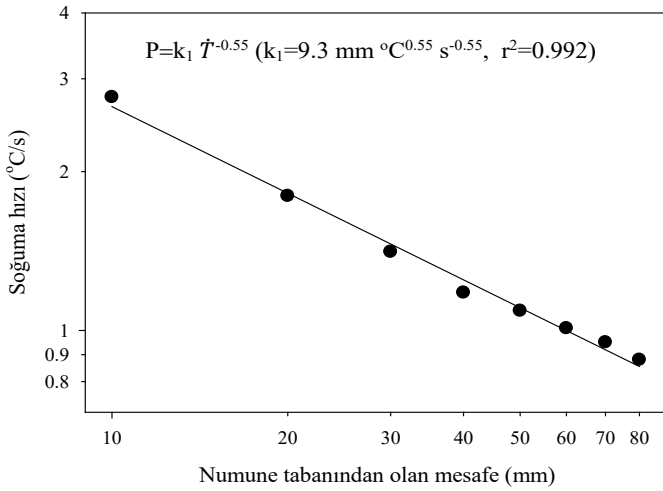
Tablo 1 ve Şekil 4'den de görüldüğü gibi uzun numunenin üst kısmı 0.88 °C/s ile soğurken, en alt kısım 2.77 °C/s soğuma hızıyla serbest katılaştırmıştır. Soğutma kazanına yakın kısmın soğuma hızı üst kısmın soğutma hızından yaklaşık üç kat daha fazladır. Hem boyuna hem de enine kesit göz önüne alındığında Bu soğuma hızlarındaki farklılıktan dolayı uzun numunenin üst kısmı ve 8 numaralı dilim (Bölge 8) daha kaba tane yapısına sahip olarak katılaştırmışken uzun numunenin alt kısmı ve 1 numaralı dilim (Bölge 1) daha ince tane yapısına sahip olarak katılaştırmıştır. Bu durum makroyapılardan açık olarak görülmektedir.

Şekil 5'de soğuma hızına göre mikroyapılar verilmiştir. Dilimlenmiş numuneler üzerinde yapılan incelemelerde genellikle kabalaşmış ve gelişigüzel yönelmiş dendritik kalıntıların (α -Al katı çözeltisi) yanısıra genellikle tane sınırları üzerinde çöken intermetalikler tespit edilmiştir. Katılma sırasında, α -Al katı çözeltisinin ve intermetaliklerin dağılımı eşit oluşmamış ve genellikle bileşim ayrışması da meydana gelmiştir. Ayrıca soğutma hızı, sıcaklık, safsızlık, kimyasal elementin içeriği de homojen olmayan mikroyapılara ve özelliklere neden olabilmektedir. Bu mikroyapılar kararsız hal ısı akışı rejiminden dolayı düzenli büyümediği için mikro yapı içinde gelişigüzel olarak dağılmış düzensiz kaba dendrit yapılar ve intermetalik

oluşumlar içinde düzenli olarak bilinen yer yer Al+Al₂Cu ötektik yapılar görülmektedir. Şekil 5'de de görüldüğü gibi numunenin alt kısmına doğru yaklaştıkça soğuma hızının daha yüksek olmasından dolayı daha ince bir ötektik tane yapısı görülmektedir. Bölgesel olarak düzenli olmalarından dolayı bu ötektik (lamelsel) yapılardan ölçüm alınmış ve ötektik mesafelerin soğuma hızına göre nasıl bir değişim gösterdiği tespit edilmiştir. Şekil 6'da numunenin tabanından olan mesafenin bir fonksiyonu olarak soğuma hızlarının değişimi verilmiştir.

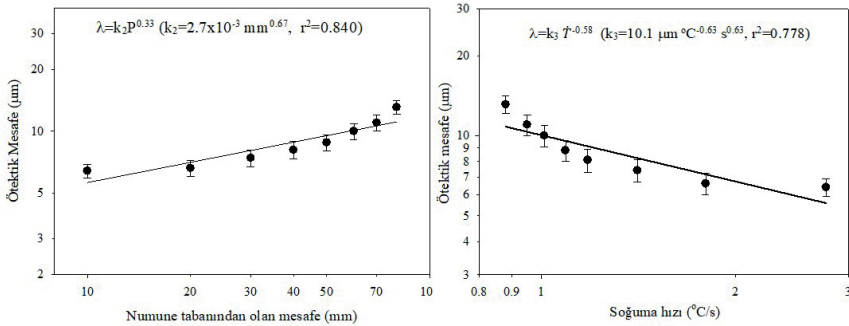


Şekil 5. Numunelerin mikroyapıları (a) Bölge 1 (b) Bölge 2 (c) Bölge 3 (d) Bölge 4 (e) Bölge 5 (f) Bölge 6 (g) Bölge 7 (h) Bölge 8



Şekil 6. Soğuma hızının mesafeye göre değişimi

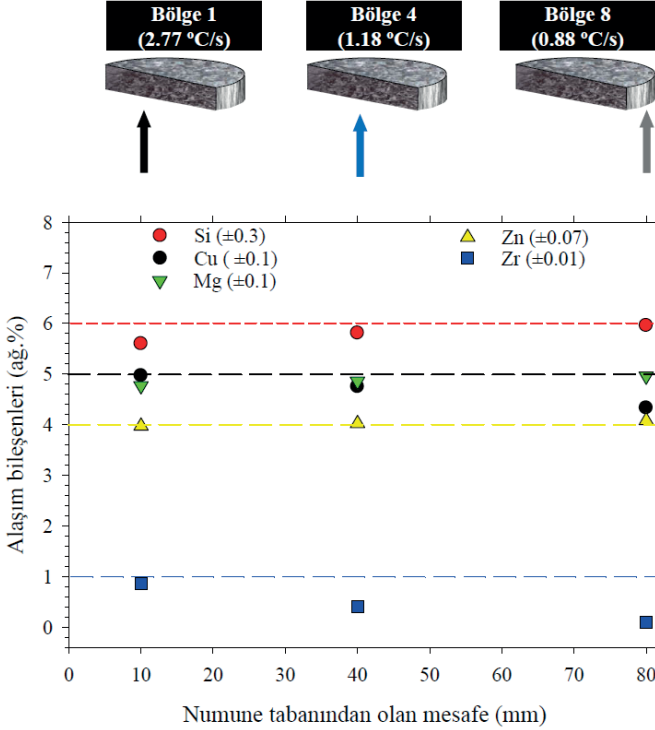
Şekil 6'da görüldüğü gibi numune tabanından yukarıya doğru gidildikçe soğuma hızı yaklaşık üçte biri değerine düşmüştür. \dot{T} ile P arasındaki bağıntıdan P 'nin \dot{T} 'nin 0.55 üstel değeri ile ters orantılı olarak değişim gösterdiği görülmektedir. Şekil 7'de numune içinde ölçümü yapılmış ötektik mesafenin sırasıyla numune tabanından olan mesafe ve soğuma hızına göre değişimleri verilmiştir.



Şekil 7. Ötektik mesafenin numune tabanından olan uzaklığa göre ve soğuma hızına göre değişimi

Şekil 7. Ötektik mesafenin numune tabanından olan uzaklığa göre ve soğuma hızına göre değişimi

Daha sonra üretilen alaşımın kimyasal bileşim analizi çalışmaları yürütülmüştür. Bunun için katılaştırılan numunenin en alt (Bölge 1), orta (Bölge 4) ve en üst (Bölge 8) kısımlarından alınan yaklaşık 1 mm kalınlıktaki hacimli örnekler hazırlanmış Panalytical-Axios Advanced model cihaz kullanılarak WDXRF (Wavelength Dispersive X-ray Fluorescence) kimyasal bileşim analizi yapılmıştır. Analiz sonuçları Şekil 8'de verilmiştir.



Şekil 8. Farklı bölgelerdeki WDXRF yöntemi ile yapılan kimyasal bileşim analizi

Şekil 8'dan görüldüğü üzere numunenin en alt kısmında (Bölge 1) Si nominal bileşimin üzerinde dağılım göstermişken Zn biraz altındadır, diğer bileşenler (Cu, Mg ve Zr) nominal değerlere yakındır. Numunenin orta kısmı (Bölge 4) ve üst kısmında (Bölge 8) ise Si, Mg ve Zn değerleri kısmen artış göstermiş, Cu ve Zr ise yine kısmen azalış göstermiştir. Tablo 2'de kimyasal bileşim analizi sonucu elde edilen değerler verilmiştir. Taban kısmında Cu ve Zr miktarının diğer bölgelere göre kısmen fazla olması diğer bileşenlere göre ağır metal olmasından dolayı konveksiyonun etkisi görülmektedir. Zn'nin nominal bileşimin biraz altında çıkması buharlaşma

sıcaklığının diğer bileşenlere göre düşük olmasından dolayı biraz kütle kaybı oluşmuş olabileceğini düşündürmektedir.

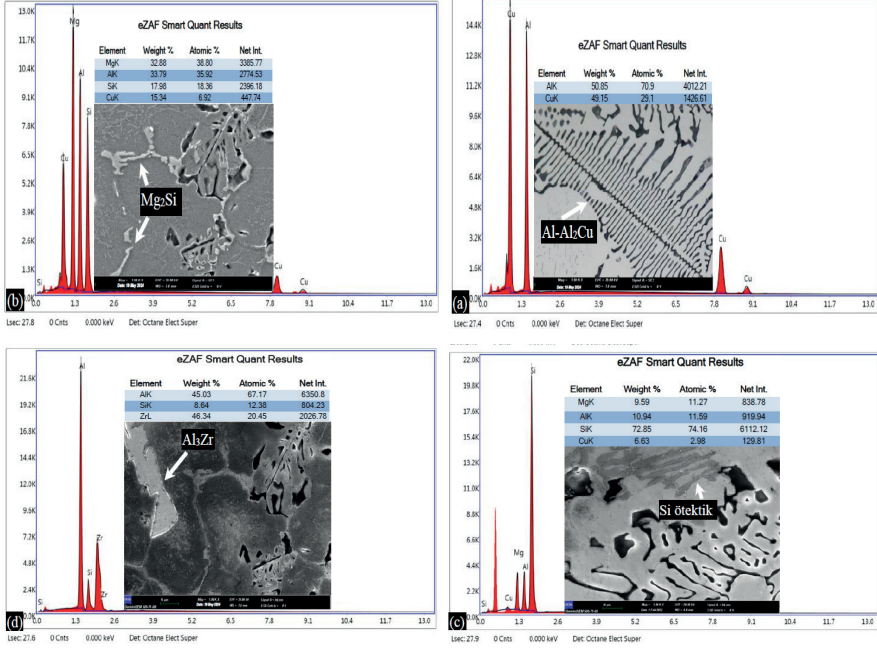
Tablo 2. Çalışmada kullanılan alaşımın bileşim analizi (WDXRD)

Bölge	Al (ağ.%)	Cu (ağ.%)	Si (ağ.%)	Mg (ağ.%)	Zn (ağ.%)	Zr (ağ.%)
En alt kısım (Bölge 1)	79.83±0.5	4.97±0.1	5.60±0.3	4.77±0.1	3.97±0.07	0.86±0.02
Orta kısım (Bölge 4)	80.15±0.5	4.75±0.1	5.81±0.3	4.86±0.1	4.02±0.07	0.41±0.15
En üst kısım (Bölge 8)	80.57±0.5	4.33±0.1	5.96±0.3	4.96±0.1	4.08±0.07	0.10±0.01

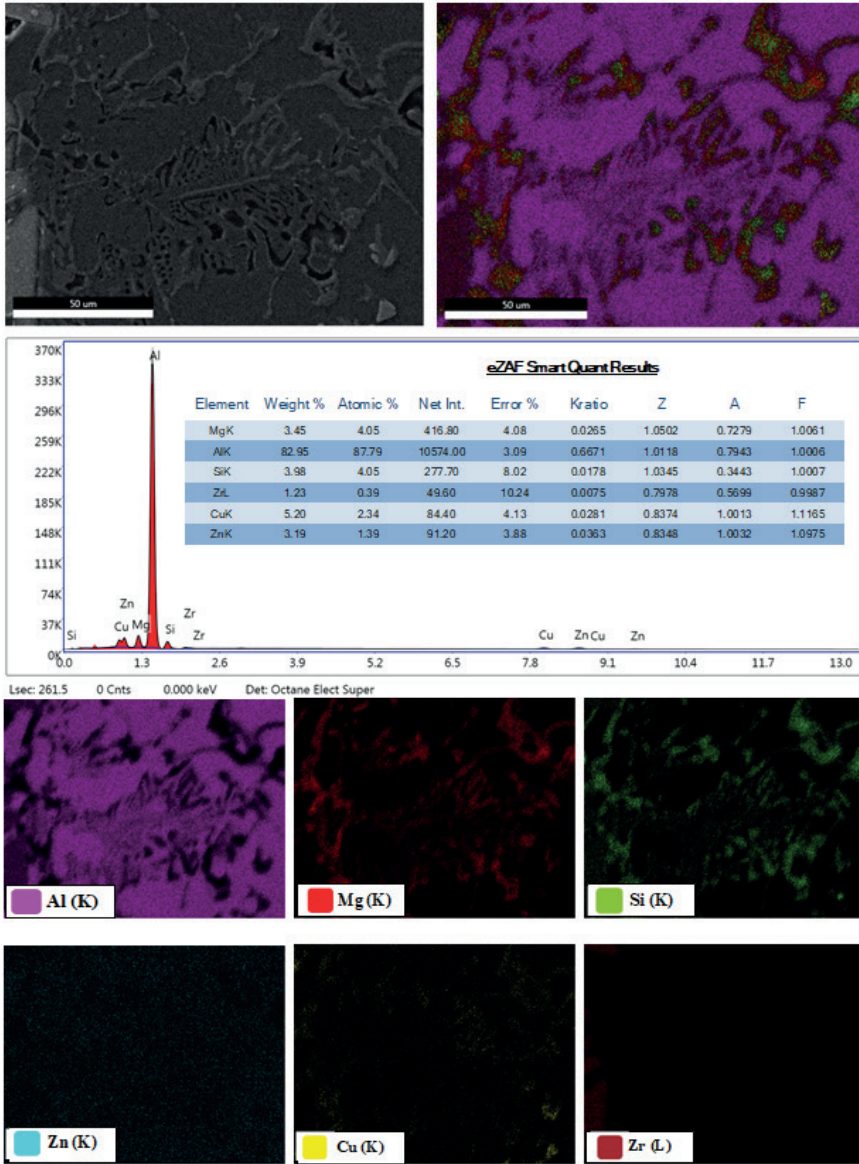
Alaşımın çok bileşenli olmasından dolayı mikroyapıda α -Al matris fazı içinde ve özellikle primer dendrit kalıntılarının kolları arasında ve tane sınırlarında çeşitli intermetalik bileşikler oluşmuştur. Bunların cinsi ve kompozisyon analizi SEM/EDS analizleri yapılarak spektrumları elde edilmiştir. Bu ana faz içinde Al_2Cu , Mg_2Si , $MgZn_2$, Al_3Zr ve Si ötektik fazlar tespit edilmiştir. Elde edilen spektrumlar Şekil 9'da verilmiştir. Üretilen alaşım için analiz edilen numunelerde gözlemlenen mikroyapılar, esas olarak ana faz ve intermetalik bileşikler içeren ikincil fazlardan oluşmaktadır. Şekil 9(a)'dan görülebileceği gibi, irileşmiş dendrit kolları arasında daha sık düzenli Al- Al_2Cu ötektik yapılar gözlenirken (b), (c) ve (d)'de sırasıyla yer yer karışık biçimli Mg_2Si , düzensiz formda Si fleykler ve blok biçimli Al_3Zr intermetalik oluşumlar gözlenmiştir. Mg ve Cu'nun başlıca görevi Mg_2Si ve Al_2Cu sertleşme çökeltilerini oluşturmaktır. Silikon, tek başına alüminyum döküm alaşımlarının mukavemetine çok az katkıda bulunur, ancak magnezyumla birleşerek Mg_2Si 'yi oluşturmak için kullanıldığında çok etkili bir güçlendirme düzeyi sağlar Zirkonyum katkılanması yeniden kristalleşmeyi engeller. Bu tespitler bazı araştırmacılar tarafından desteklenmektedir. Al-Si-Cu-Mg alaşımlarının karmaşık mikroyapılar geliştirdiği iyi bilinen bir gerçektir ve çeşitli çalışmalarda yayımlanmıştır [10-14]. Dökme haldeki yapı α -Al, ötektik silikon, farklı morfolojilere sahip bakır alüminüt (Al_2Cu), Magnezyum silisit (Mg_2Si), ve Q fazı ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$) gibi intermetalik fazlar içerir.

Şekil 10 ve 11'de verilen EDS/mapping spektrumunda (haritalama analizinde) her bir Al, Mg, Si, Zn, Cu ve Zr elementinin en alt (Bölge 1) ve en üst (Bölge 8) kısımlardaki dağılımı farklı renklerle elde edilmiştir. Şekil 10'de verilen EDS spektrumundan görüldüğü gibi, numunenin en alt kısmı için ağırlıkça 82.95 Al, 3.45 Mg, 3.98 Si, 5.20 Cu, 3.19 Zn ve 1.26 Zr bileşim değerleri belirlenmiştir. Cu ve Zr miktarları nominal bileşim değerlerinden biraz yüksek çıkarken diğer Si, Mg ve Zn değerleri biraz düşük çıkmıştır. Benzer şekilde Şekil 11'de verilen EDS spektrumundan görüldüğü

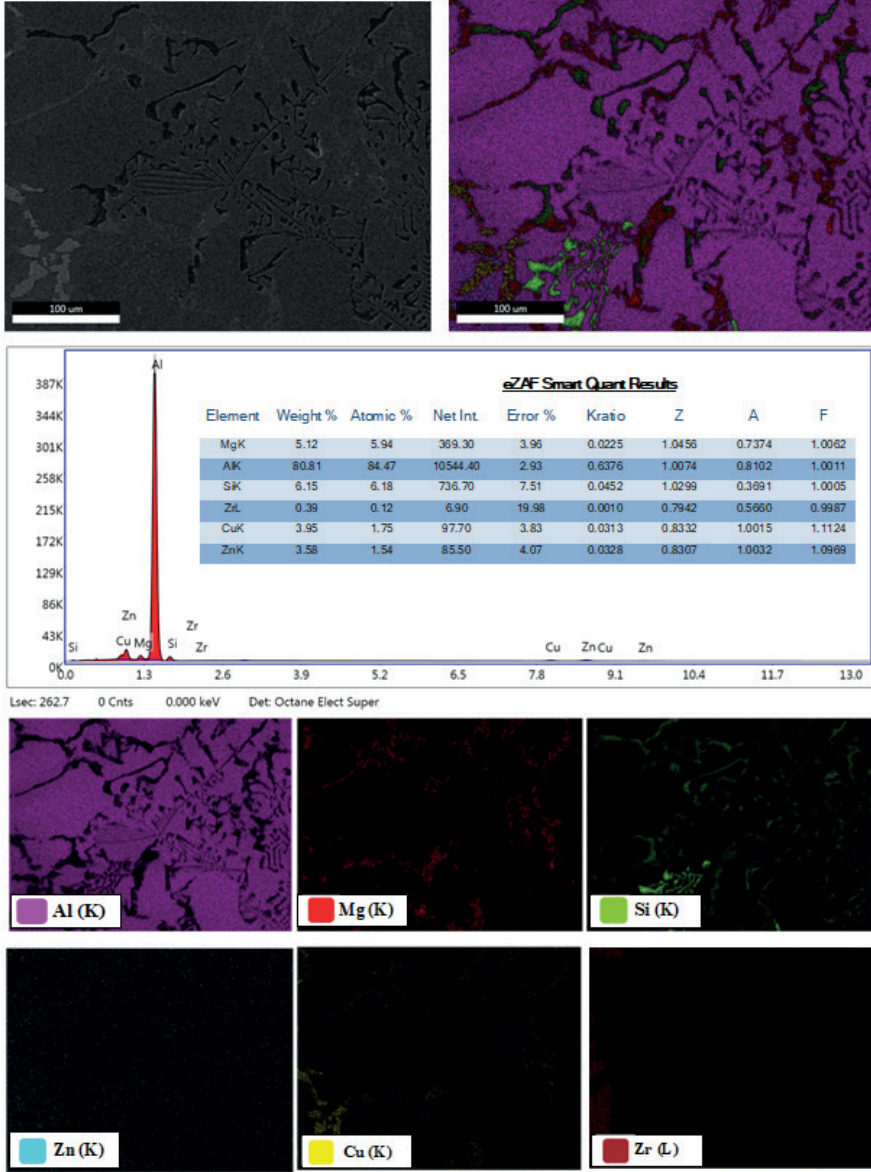
gibi, numunenin en üst kısmı için ağırlıkça 80.81 Al, 5.12 Mg, 6.15 Si, 3.95 Cu, 3.58 Zn ve 0.39 Zr bileşim değerleri belirlenmiştir. Bu spektrumda da Mg ve Si miktarları nominal değerden biraz yüksek çıkarken özellikle Cu ve Zr değerleri biraz düşük çıkmıştır. Bu durum muhtemelen daha önce bahsedildiği gibi konveksiyon ve buharlaşmanın etkisinden kaynaklanabilir.



Şekil 9. α -Al matrisi içinde oluşmuş Si ötektik ve intermetalik fazların EDS spektrumları (a) Al₂Cu (b) Mg₂Si (c) Si Ötektik fazı (d) Al₃Zr

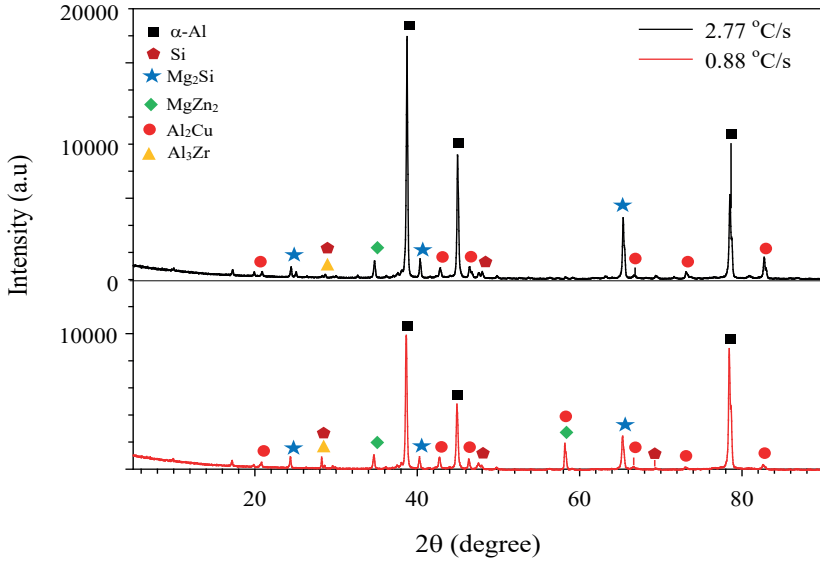


Şekil 10. Al-5Cu-5Si-5Mg-5Zn-1Zr alaşımının en alt kısmı (bölge 1) için EDS spektrumu ve elementel haritalama analizi

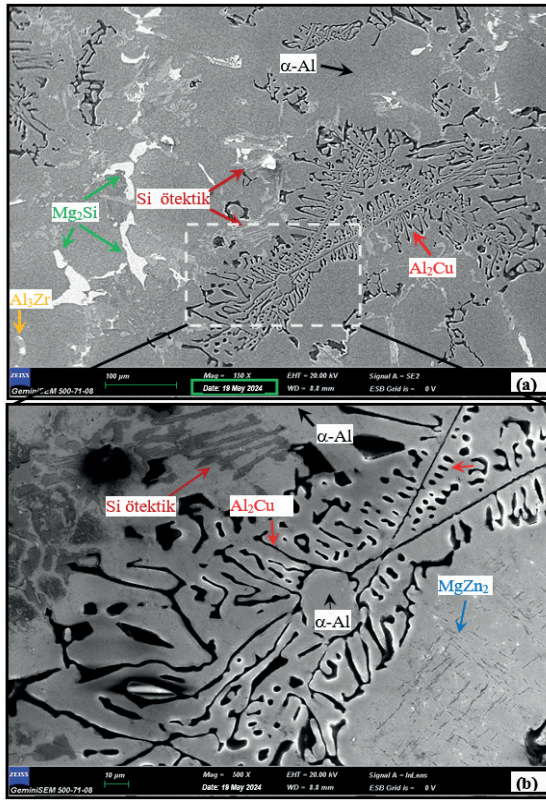


Şekil 11. Al-5Cu-5Si-5Mg-5Zn-1Zr alaşımının en üst kısmı için (bölge 8) için EDS spektrumu ve elemental haritalama analizi

Çalışılan alaşımın en alt ($\dot{T}=2.77$ °C/s) ve en üst ($\dot{T}=0.88$ °C/s) kısımları için ana matris ve içinde oluşan fazlar, XRD analizi ile de belirlenmiştir. 2.77 °C/s ve 0.88 °C/s soğuma hızlarında katılan bölgeler için elde edilen XRD desenleri Şekil 12’de gösterilmektedir. Bu fazlar Şekil 13’de verilen SEM görüntüsü üzerinde tanımlanmıştır.



Şekil 12. 2.77 °C/s ve 0.88 °C/s soğuma hızlarında katılaştıran bölgeler için XRD desenleri



Şekil 13. Ana matris fazı (α -Al) içinde yer alan intermetalik fazların SEM görüntüsü

Belirtildiği gibi, α -Al (matris fazı), Al_2Cu , Mg_2Si , $MgZn_2$, Si ötektik fazı ve Al_3Zr fazı, karşılık gelen yüksek sayıda piklerle doğrulanmıştır. Hem EDS analizleri hem de XRD analizi, çalışılan alaşım için α -Al ve Si ötektik fazlarına ilaveten Al_2Cu , Mg_2Si , $MgZn_2$, ve Al_3Zr intermetalik fazların mevcut olduğunu göstermektedir. Bazı pikler diğer piklerden daha şiddetlidir. 38.4° , 44.4° ve 78° 'deki oluşan pikler (siyah kareler) α -Al fazına, 65.2° 'de oluşan pik (mavi yıldız) Mg_2Si fazına, 58.1° 'de oluşan pik (kırmızı daire ve yeşil baklava dilimi) Al_2Cu ve $MgZn_2$ intermetalik fazlarına karşılık gelmektedir. Diğer fazların pikleri daha zayıf şiddetli olarak ortaya çıkmıştır.

4. TARTIŞMA VE SONUÇ

Bu çalışma, Al-5Cu-5Si-5Mg-5Zn-1Zr çok bileşenli alüminyum alaşımının kararsız hal ısı akışı rejimi altında serbest katılaştırılmasının mikroyapısal özellikleri ve faz oluşumu üzerindeki etkilerini araştırmıştır. Serbest katılaştırma deneyleri, numune boyunca farklı soğuma hızları oluşturmak için özenle tasarlanmış bir deney düzeneği kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Optik mikroskopi, taramalı elektron mikroskobu, enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi ve X-ışını kırınımı gibi bir dizi ileri karakterizasyon tekniği, katılmış alaşımın farklı bölgelerdeki mikro yapısını ve faz bileşimini analiz etmek için kullanılmıştır.

Çalışmanın temel bulguları aşağıdaki gibi özetlenebilir:

Soğuma Hızının Dendritik Yapı ve Ötektik Mesafe Üzerine Etkisi

Soğuma hızı, katılan alaşımların mikro yapısını şekillendiren en önemli faktörlerden biridir. Bu çalışmada, soğuma hızının artmasıyla, dendritik yapıda belirgin bir incelleme gözlemlenmiştir. Düşük soğuma hızlarında, dendrit kolları daha kalın ve daha uzun olup daha kaba bir dendritik ağ oluşturur. Soğuma hızı arttıkça, dendrit kolları giderek inceler ve kısalır, bu da daha ince taneli bir mikro yapı ile sonuçlanır. Bu gözlem, yüksek soğuma hızlarında çekirdeklenme (nükleasyon) hızının artması ile açıklanabilir. Hızlı soğuma, eriyik içinde daha fazla nükleasyon bölgesi yaratır ve bu da daha fazla dendritin aynı anda büyümesine yol açar, bu da daha ince bir dendritik yapı ile sonuçlanır.

Benzer şekilde, ötektik mesafe, soğuma hızının artmasıyla azalmıştır. Ötektik mesafe, ötektik yapıyı oluşturan iki komşu faz arasındaki mesafedir ve katılma hızı ile ters orantılı olarak değişmektedir. Yavaş soğuma, ötektik fazların büyümesi için daha fazla zaman sağlar ve daha büyük ötektik mesafelere yol açar. Hızlı soğuma ise ötektik büyümesini kısıtlar ve daha ince ve daha sık dağılmış bir ötektik yapı ile sonuçlanır. Bu çalışmada, ötektik mesafe ile soğuma hızı arasındaki ilişki, $\lambda = AT^{-n}$ denklemi ile nicelendirilmiş

ve n değeri 0.53 olarak bulunmuştur. Bu değer, literatürde yer alan Al-Cu esaslı alaşımlar için bulunan değerlerle uyumludur [15-17].

İntermetalik Fazların Oluşumu ve Dağılımı

Al-5Cu-5Si-5Mg-5Zn-1Zr alaşımı, katılaştırma sırasında α -Al matris fazı içinde farklı intermetalik fazlar oluşturmuştur. SEM-EDS ve XRD analizleri, Al_2Cu , Mg_2Si , $MgZn_2$ ve Al_3Zr fazlarının varlığını doğrulamıştır. Bu intermetalik fazlar, alüminyum alaşımlarında yaygın olarak bulunan ve mukavemet, sertlik ve korozyon direnci gibi özellikleri etkilediği bilinen fazlardır.

Soğuma hızının artması, intermetalik fazların morfolojisi ve dağılımında da değişikliklere neden olmuştur. Yüksek soğuma hızlarında, intermetalik fazlar daha ince ve daha homojen bir şekilde dağılmış olarak gözlemlenirken, düşük soğuma hızlarında daha kaba ve düzensiz bir dağılım gözlemlenmiştir. Bu gözlem, hızlı soğumanın ikinci fazların nükleasyonunu hızlandırması ve büyümeleri için daha az zaman bırakması ile açıklanabilir [18]. Sonuç olarak, yüksek soğuma hızlarında daha ince ve daha homojen dağılmış intermetalik fazlar oluşur.

Sonuç

Bu çalışma, kararsız hal ısı akışı rejimi altında serbest katılaştırma yoluyla Al-5Cu-5Si-5Mg-5Zn-1Zr çok bileşenli alüminyum alaşımının mikro yapısının ve faz bileşiminin etkin bir şekilde kontrol edilebileceğini göstermiştir. Soğuma hızını değiştirerek, dendritik yapı, ötektik mesafe ve intermetalik fazların oluşumu ayarlanabilir, bu da malzemenin nihai özelliklerini optimize etmek için kullanılabilir. Bu bulgular, çok bileşenli alüminyum alaşımlarının geliştirilmesi ve belirli mühendislik uygulamaları için malzemelerin özelliklerinin özelleştirilmesi için önemli etkilere sahiptir.

Örneğin, otomotiv ve havacılık endüstrileri, hafif ve yüksek mukavemetli malzemeler talep etmektedir. Bu çalışmada incelenen Al-5Cu-5Si-5Mg-5Zn-1Zr alaşımı, bu sektörler için potansiyel bir adaydır. Kararsız hal katılaştırma tekniği kullanılarak, alaşımın mikroyapısı ve dolayısıyla mekanik özellikleri, belirli uygulama gereksinimlerini karşılayacak şekilde ayarlanabilir.

Bu çalışmanın sonuçları, yeni çok bileşenli alüminyum alaşımlarının geliştirilmesi ve mevcut alaşımların performansının iyileştirilmesi için yol gösterici olabilir. Ayrıca, kararsız hal katılaştırma tekniğinin, malzemelerin özelliklerini kontrol etmek için kullanılabileceği diğer alaşım sistemlerine de uygulanabilir.

Gelecekteki Araştırma Önerileri

Bu çalışma, kararsız hal ısı akışı rejiminin çok bileşenli alüminyum alaşımlarının mikroyapısını kontrol etmek için etkili bir yöntem olduğunu göstermiştir. Elde edilen sonuçlar, gelecekteki araştırmalar için aşağıdaki gibi çeşitli öneriler sunmaktadır:

- **Mekanik Özelliklerin İncelenmesi:** Farklı soğuma hızlarında katılaştırılan Al-5Cu-5Si-5Mg-5Zn-1Zr alaşımının mekanik özellikleri (sertlik, çekme dayanımı, yorulma dayanımı, aşınma direnci) detaylı bir şekilde incelenebilir. Bu, mikroyapı ile mekanik özellikler arasındaki ilişkiyi daha iyi anlamamıza yardımcı olacaktır.
- **Isıl İşlem Etkilerinin Araştırılması:** Farklı ısıtma parametrelerinin (çözündürme sıcaklığı ve süresi, yaşlandırma sıcaklığı ve süresi) mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkileri araştırılabilir. Bu, alaşımın özelliklerini optimize etmek için uygun ısıtma koşullarının belirlenmesini sağlayacaktır.
- **Katılma Modelleri:** Bu çalışmada elde edilen deneysel veriler, kararsız hal ısı akışı rejimi altında çok bileşenli alüminyum alaşımlarının katılma davranışını modellemek için kullanılabilir. Geliştirilen modeller, farklı katılma koşullarında alaşımın mikroyapısını tahmin etmek için kullanılabilir.
- **Diğer Alaşım Sistemleri:** Bu çalışmada kullanılan yöntem ve analizler, diğer çok bileşenli alüminyum alaşımları ve hatta farklı metalik sistemler için de uygulanabilir. Bu, farklı alaşım sistemlerinin katılma davranışını anlamamıza ve özelliklerini kontrol etmek için yeni yöntemler geliştirmemize yardımcı olacaktır.

TEŞEKKÜR

Bu çalışma Erciyes Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi tarafından FBA-2023-12765 numaralı proje ile desteklenmiştir. Yazarlar finansal destek için Erciyes Üniversitesi'ne teşekkür eder.

Kaynaklar

1. ASM International. (1996). *ASM specialty handbook: Aluminum and aluminum alloys*.
2. Davis, J. R. (2001). *Aluminum and aluminum alloys*. ASM International.
3. Fakioğlu, A., Özyürek, D., & Yılmaz, R. (2012). Effects of different heat treatment conditions on fatigue behavior of AA7075 alloy. *High Temperature Materials and Processes*, 32(4), 345-351.
4. Yılmaz, R., Özyürek, D., & Kibar, E. (2012). The effect of retrogression parameters on hardness and wear behaviours of 7075 aluminium alloys. *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 27(2), 429-438.
5. Baek, E. J., Ahn, T. Y., Jung, J. G., Lee, J. M., Cho, Y. R., & Euh, K. (2017). Effects of ultrasonic melt treatment and solution treatment on the microstructure and mechanical properties of low-density multicomponent Al70Mg10Si10Cu5Zn5 alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 696, 450-459.
6. Ibrahim, M. F., Samuel, E., Samuel, A. M., & Al-Ahmari, A. M. A. (2011). Metallurgical parameters controlling the microstructure and hardness of Al-Si-Cu-Mg base alloys. *Materials & Design*, 32(5), 2130-2142.
7. Stefanescu, D. M. (2015). *Science and engineering of casting solidification* (2nd ed.). Springer.
8. Campbell, J. (2008). *Complete casting handbook: Metal casting processes, metallurgy, techniques and design*. Butterworth-Heinemann.
9. Kurz, W., & Fisher, D. J. (1998). *Fundamentals of solidification* (4th ed.). Trans Tech Publications.
10. Sandoval, J. H., Elizondo, G. H. G., Samuel, A. M., Valtierra, S., & Samuel, F. H. (2014). The ambient and high temperature deformation behavior of Al-Si-Cu-Mg alloy with minor Ti, Zr, Ni additions. *Materials & Design*, 58, 89-101.
11. Hernan, G. E. G. (2016). *Effect of Ni, Mn, Zr and Sc additions on the performance of Al-Si-Cu-Mg alloys* [Doctoral dissertation, Université du Québec à Chicoutimi].
12. Shaha, S. K. (2015). *Development and characterization of cast modified Al-Si-Cu-Mg alloys for heat resistant power train applications* [Doctoral dissertation, Ryerson University].
13. Mohamed, A., & Samuel, F. (2013). Microstructure, tensile properties and fracture behavior of high temperature Al-Si-Mg-Cu cast alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 577, 64-72.

14. Lasa, L., & Ibabe, J. R. (2004). Evolution of the main intermetallic phases in Al-Si-Cu-Mg casting alloys during solution treatment. *Journal of Materials Science*, 39, 1343-1355.
15. Rosso, E., Santos, C. A., & Garcia, A. (2022). Microstructure, hardness, tensile strength, and sliding wear of hypoeutectic Al-Si cast alloys with small Cr additions and Fe-impurity content. *Advanced Engineering Materials*, 24, Article 2001552.
16. Araujo, R. L. M., Kikuchi, R. H. L., Barros, A. S., Gomes, L. G., Moutinho, D. J. C., Gonçalves, F. A., Moreira, A. L. S., & Rocha, O. F. L. (2016). Influence of upward and horizontal growth direction on microstructure and microhardness of an unsteady-state directionally solidified Al-Cu-Si alloy. *Revista Matéria*, 21, 261-269.
17. Shaha, S. K., Czerwinski, F., Chen, D. L., & Kasprzak, W. (2015). Dislocation slip distance during compression of Al-Si-Cu-Mg alloy with additions of Ti-Zr-V. *Materials Science and Technology*, 31(1), 63-72.
18. Callister, W. D., & Rethwisch, D. G. (2018). *Materials science and engineering: An introduction* (10th ed.). Wiley.

