

Al/NbB₂ In-Situ Kompozit Üretimi ve Özelliklerinin İncelenmesi

Hüseyin DEMİRTAŞ^{*1} ORCID 0000-0002-2442-2158
Erdem KARAKULAK² ORCID 0000-0003-3246-6422
Hari Babu NADENDLA² ORCID 0000-0003-4894-7052

¹TOBB Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulu, Karabük Üniversitesi, Karabük
²BCAST, Brunel University, Kingston Lane, Uxbridge, Middlesex, UB8 3PH, United Kingdom

Geliş tarihi: 27.07.2021 Kabul tarihi: 10.12.2021

Atıf şekli/ How to cite: DEMİRTAŞ, H., KARAKULAK, E., NADENDLA, H.B., (2021). Al/NbB₂ In-Situ Kompozit Üretimi ve Özelliklerinin İncelenmesi. Çukurova Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi Dergisi, 36(4), 891-899.

Öz

Bu çalışmada in-situ yöntemi ile Al matriste NbB₂ partikül takviyeli kompozitler üretilmiştir. Farklı oranlarda partikül takviyesinin ve üretim süresinin kompozitler üzerindeki etkileri incelenmiştir. Oluşan partiküller, boyutları ve dağılımları incelenmiş, tane boyutu ve sertliğe etkisi belirlenmiştir. Yapılan çalışmalar neticesinde partikül oluşumunda karıştırma süresinin kullanılan alaşım oranı gibi önemli olduğu belirlenmiş ve en iyi değerler 1,5 saat karıştırma sonucu oluşan %3,75 NbB₂ ilaveli kompozitte elde edilmiştir. Bu kompozitte tane boyutu 112 µm seviyelerine inmiştir ve sertlik 306,4 MPa olmuştur.

Anahtar Kelimeler: Alüminyum, Borür, Tane inceltici, Döküm, Kompozit

Production and Properties of Al/NbB₂ In-situ Composite

Abstract

In this study, NbB₂ particle reinforced composites in Al matrix were produced by in-situ method. The effects of particle reinforcement at different ratios and production time on composites were investigated. The size and spatial distribution of the formed particles were examined, and the effect on grain size and hardness was determined. As a result of the studies, it was determined that the mixing time is as important as the alloying ratio in the formation of particles, and the best values were obtained in the 3.75% NbB₂ added composite, which was formed after 1.5 hours of mixing. In this composite, the grain size was reduced to 112 µm and the hardness was 306.4 MPa.

Keywords: Aluminium, Boride, Grain refiner, Casting, Composite

* Sorumlu (Corresponding author) yazar: Hüseyin DEMİRTAŞ, hdemirtas@karabuk.edu.tr

1. GİRİŞ

Alüminyum matrisli kompozitler, yüksek özgül mukavemetleri ve rijitlikleri, yüksek sertlik ve aşınma direnci gibi matristen kaynaklı ve takviyenin türüne bağlı olarak çeşitli avantajlara sahiptir [1-4]. Bu sebeple metal matrisli kompozitler içerisinde önemli bir yer tutmakta ve ilgili çok sayıda araştırma yapılmaktadır. Alüminyum bazlı bir matrise TiB₂ (titanyum diborür) [5], SiC (silisyum karbür) [6] ve Al₂O₃ (alüminyum oksit) [7,8] gibi yüksek mukavemetli ve rijit seramik partiküllerin eklenmesi benzersiz bir mukavemet, sertlik, aşınma direnci ve yüksek sıcaklık kararlılığı kombinasyonu sunar. Bu takviyeler arasında iyi ara yüzey, mekanik özellikler ve üretim yöntemlerinin bilinmesi gibi çeşitli avantajları dolayısı ile TiB₂ takviyesi ile üretilen Al matrisli kompozitler ön plana çıkmaktadır ve üzerine çeşitli çalışmalar yapılmıştır [9-11]. Bunun yanısıra gösterdiği iyi arayüzey ilişkisi ile ince bir eş eksenli mikro yapı oluşumunu destekleyen TiB₂, on yıllardır alüminyum endüstrisinde tane inceltici olarak yaygın bir şekilde kullanılmaktadır [12].

Al alaşımları için kullanılacak Nb, V, Zr, Ta, W, Mo, Ce gibi elementler potansiyel tane inceltici alaşım elementleri olmasına rağmen, yaygın tane inceltici titanyum-bor master alaşımlardır [13]. Alüminyum silisyum alaşımlarında ise Ti-B tane incelticilerinin yeterince etkili olmadığı bilinmektedir. Araştırmacılar ağırlıkça %3'ten fazla silisyum içeren AlSi alaşımlarında Al-5Ti-1B tane inceltici alaşımın etkilerinin bertaraf edildiğini (Si poisoning) göstermiştir [14]. Son zamanlarda yapılan çalışmalar ise NbB₂ ilavesinin de Al alaşımlarında (özellikle Al-Si) iyi bir çekirdekleyici olduğunu göstermiştir [15]. Nb, Ti bazlı intermetalikler ile benzer kafes parametreleri içeren bazı intermetalik (NbB₂, Al₃Nb) yapılar oluşturur. Bu nedenle, α -Al fazı ile iyi bir kafes eşleşmesi beklenir, bu da çekirdeklenmeyi

arttırmak için çok önemlidir [16]. Bununla birlikte Nb, Ti'dan daha düşük büyüme kısıtlama faktörüne sahiptir [16].

Geçiş metali boridi olan NbB₂, yüksek sıcaklıklarda bile korunan yüksek sertlik ve iyi aşınma direnci sergiler. Ayrıca, NbB₂ metal matris kompozit olarak üretilen kesme aletleri, aşınmaya dayanıklı parçalar, yüksek sıcaklık yapısal malzemeler için potansiyel bir malzemedir [17]. Ayrıca NbB₂ partikül takviyeli Al matrisli kompozitler TM yöntemi ile de denenmiş ve başarılı sonuçlar alınmıştır [18].

Metal matris kompozitler matrise TM yönteminde olduğu gibi katı fazda veya sıvı fazda üretim olarak iki farklı şekilde sentezlenebilir. Sıvı fazda üretim çeşitli avantajlarının yanı sıra, matristeki takviyenin termodinamik dengesizliği, zayıf matris-takviye ara yüzü, takviye parçacıklarının homojen olmayan dağılımı gibi çeşitli problemlere sebep olabilmektedir. Bu sorunların üstesinden gelmek için araştırmacılar kompozitlerin üretiminde in-situ (yerinde) yöntemini kullanmaktadırlar [19]. Bu yöntemde partiküller doğrudan matrise katılmayıp, matris içerisinde süreç boyunca kendiliğinden oluşması sağlanır. In-situ TiB₂ partikül takviyeli Al metal matris kompozitler, Ti ve B tozları [10] kullanılarak veya erimiş alüminyuma K₂TiF₄ ve KBF₄ tuzları eklenerek [11] eriyik reaksiyon yöntemleriyle üretilmektedir. Öte yandan, yerinde takviye yapmak, uygun bir reaksiyonun kullanılmasını gerektirir, bu nedenle yerinde takviye seçimi, doğrudan katılan (ex-situ) takviyelerden çok daha sınırlıdır.

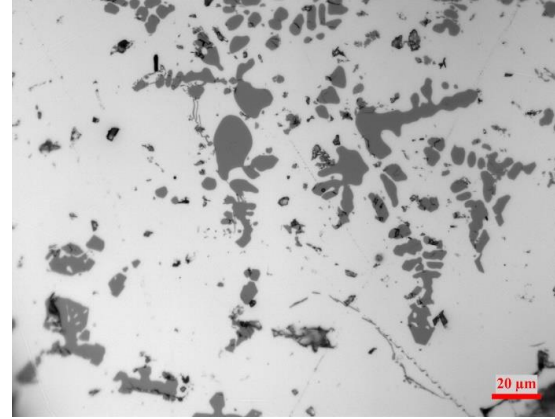
Literatürde in-situ tekniğiyle üretilen NbB₂ partikül takviyeli Al matris kompozitler ile ilgili TM yöntemi ile Al-12Si-xNbB₂ kompozitler üretilmiş fakat sıvı fazda in-situ üretim ile ilgili yeterli çalışma bulunmamaktadır [18]. Bu çalışmada, in-situ yöntemi ile geleneksel döküm

teknîği kullanılarak farklı oranlarda NbB₂ partikül takviyeli ticari saflıktaki alüminyum matrisli kompozitler üretilmiştir. Üretim parametrelerinin kompozitler üzerindeki etkileri; kompozisyon, mikroyapısal, fiziksel ve mekanik özellikler açısından incelenmiştir.

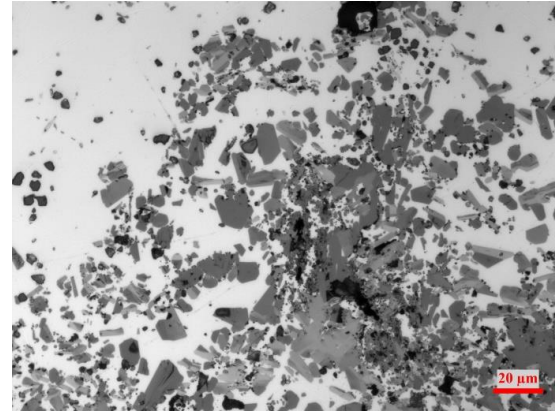
2. MATERYAL VE METOT

Alaşımın rezistanslı fırında ısıtılan grafit potalar içerisinde ergitilmiş ve 30 mm çapında silindirik şekilde döküm sağlayan 40 mm duvar kalınlığına sahip kokil kalıba dökümü geleneksel döküm yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Atmosferik nem ana hidrojen kaynağı olabileceğinden, erimiş alüminyum ile temas halinde kullanılan tüm aletler kullanımdan önce kurutulmuştur. Döküm öncesi pota ve kalıp yüzeyleri bor nitrid ile kaplanmış ve karıştırma işlemi için reaksiyona girmeyecek seramik çubuk kullanılmıştır. Matris malzemesi olarak ticari saflıktaki Alüminyum (ağ. %99,5), partikül oluşumu için ağ. %5 B içeren ve ağ. %3,9 Nb içeren iki farklı Al master alaşım kullanılmıştır. Master alaşımların optik mikroyapı görüntüleri Şekil 1 ve 2'de verilmiştir. Nb master alaşımı genel olarak ortalama 5-40 µm AlNb₁₂ fazı barındırırken B kaynağı olarak kullanılan master alaşım ortalama 10 µm boyutunda AlB₁₂ fazını içermektedir. Bunun yanı sıra B master alaşımı üretiminden kaynaklı olarak potasyum ve flor içeren fazlar da içermektedir.

Eriyiğin aşırı ısıtılması, hidrojen emilimini önemli ölçüde artıracaktır. Erimiş alüminyum yüzeyindeki alüminyum oksit filmi sıvı metale gaz girişini sınırlasa da karıştırma ve dökme sırasında türbülans, bu oksit kabuğunu kırarak ve hidrojen emilim oranını artıracaktır. Bu sebeple bekleme süresinin mümkün oldukça kısa tutulması avantaj sağlayacağından bekleme süresi 1 ve 1,5 saat olarak belirlenmiştir ve ergiyik, reaktif olmayan seramik çubuk ile her 10 dakikada bir karıştırılmıştır.



Şekil 1. %3,9 Nb içeren master alaşımının mikroyapı görüntüsü



Şekil 2. %5 B içeren master alaşımlarının mikroyapı görüntüleri

Döküm sıcaklığı tane boyutu üzerinde önemli bir etkiye sahiptir ve döküm sıcaklığının düşmesi ile alaşımların tane boyutu azalmaktadır. Bununla birlikte, DiSabatino ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada gösterildiği gibi, döküm sıcaklığı akışkanlığı etkileyen en önemli parametrelerden biridir ve azalan döküm sıcaklığı viskoziteyi olumsuz etkilemektedir [20]. Bu nedenlerden dolayı kompozit üretimindeki bekleme sıcaklığı 850 °C ve döküm sıcaklığı 720 °C olarak belirlenmiştir. Tüm çalışmada soğutma oranını sabit tutarak, partikül ilavelerin tane boyutu üzerindeki etkisi belirlenmiştir. Bu amaçla aynı katılma koşullarını korumak için kalıp sıcaklığı dökümden önce daima 250 °C'ye ayarlanmıştır.

Nb:B oranı NbAl₃ ve AlB₂ gibi fazları oluşturmaması için literatür [21,22] ve ön çalışmalar doğrultusunda ağırlıkça 4:1 olacak şekilde kullanılmıştır. Master alaşımlar matris içerisinde ağırlıkça %3,75 ve %2,5 oranında NbB₂

oluşacak şekilde iki farklı kompozisyon üretilmiştir. Bu üretim esnasında karıştırma sürelerinin etkisini belirlemek için iki farklı süre seçilmiştir. Kompozisyonlar ve diğer parametreler Çizelge 1'de verilmiştir.

Çizelge 1. Üretilen alaşımlar ve üretim parametreleri

Alaşım türü	Kompozisyon (% ağı.)	Karıştırma süresi (h)	Karıştırma sıcaklığı (°C)
A1	Al+3,75 NbB ₂	1	850
A2	Al+3,75 NbB ₂	1,5	850
B1	Al+2,5 NbB ₂	1	850
B2	Al+2,5 NbB ₂	1,5	850

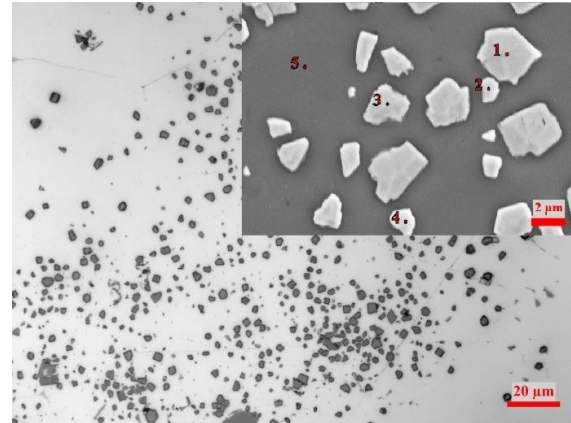
Dökülen kompozitler her birinde kalıbın aynı bölgesine denk gelen noktadan kesilerek analiz ve test numuneleri hazırlanmıştır. 1200 p'ye kadar kademeli zımparalama ve 0,3 µm kolloidal silika ile parlatma işlemi sonrası doğrudan mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Tane boyutu analizi için ise numuneler Per klorik asit (HClO₄) (20 ml) ve asetik asit (CH₃COOH) (80 ml) karışımı ile elektrolitik olarak dağlanmış yapılmış ve Carl Zeiss Axioskop 2 MAT optik mikroskopunda polarize ışık altında görüntülenmiştir. Bu şekilde alınan beş farklı görüntü üzerinden ImageJ programı yardımıyla lineer çizgi tane sınırı kesişim metodu (Abrams Intercept method ASTM E 112) ile ortalama tane boyutları (çap) hesaplaması yapılmıştır.

Sertlik değerleri partiküllerin tam üzerinden olmayacak şekilde 10 farklı noktadan Buhler mikro sertlik cihazı ile ölçülmüştür. Numunelerde bulunan fazlar Carl Zeiss Ultra Plus Gemini Fesem cihazı ile incelenmiş ve enerji dağılım spektroskopisi (EDS) analizleri yapılmıştır. Partikül boyut ölçümü de taramalı elektron mikroskopu (SEM) görüntüleri üzerinden yapılmıştır.

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

Bir saat karıştırma sonrası üretilen ağırlıkça %3,75 oranında NbB₂ içeren kompozitlerin SEM görüntüleri Şekil 3'te verilmiştir. Mikroyapıda oluşan partiküllerin tam homojen dağılım göstermemekle birlikte tane sınırları ile de sınırlı kalmadığı görülmektedir. Artan NbB₂ miktarı ile

mikroyapıda bulunan partiküller daha homojen bir dağılım sergilemektedir. Bu durum genel manada takviye faz miktarının yetersiz olduğunu göstermektedir.



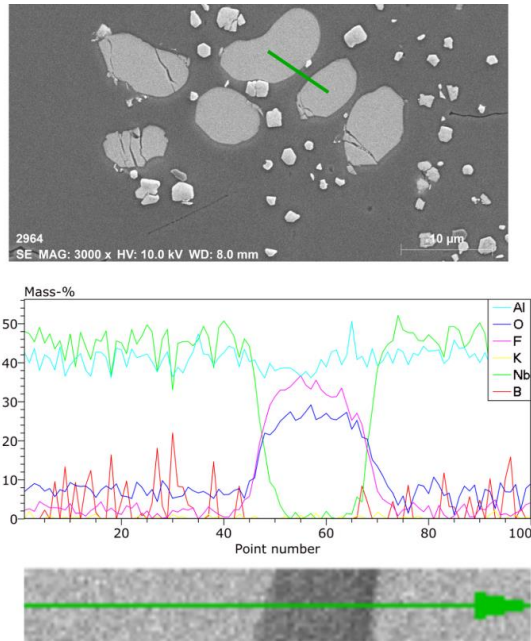
Şekil 3. A2 kompozitin genel görünüşü ve oluşan partiküllerin nokta EDS analizleri

Çizelge 2. Nokta EDS analiz değerleri.

Spektrum	Atomca oran (%)				
	Al	Nb	B	O	F
1	4,58	22,12	66,95	5,46	0,89
2	3,61	19,95	67,81	6,94	1,69
3	3,04	21,00	68,12	6,86	0,98
4	1,35	22,25	68,16	7,21	1,03
5	27,14	0,06	11,72	32,32	28,76

Şekil 3 üzerinde verilen büyütme görüntüsünde oluşan partiküller ve bazı noktaların EDS analizleri görülmektedir. Çizelge 2'de verilen analiz değerlerinde oluşan partiküllerin NbB₂ olduğunu doğrulamaktadır. Matriste ise B master

alaşımından gelen (KBF_4 tuzundan) F ve üretimden kaynaklı O elementleri görülmektedir. Bunun yanısıra mikroyapının bazı bölgelerinde NbB_2 'e dönüşmemiş fazlar görülmektedir. A2 alaşımına ait mikroyapı detay görüntüsü ve bu faz üzerinden alınan çizgi EDS analizi Şekil 4'te verilmiştir.

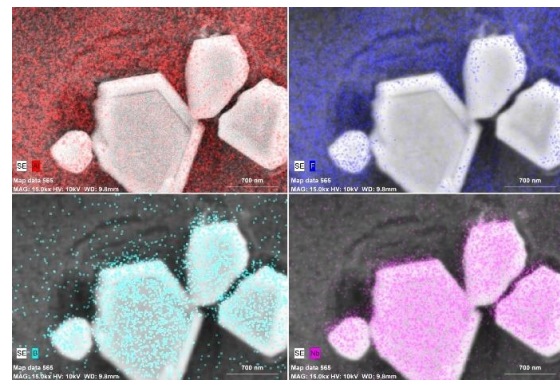


Şekil 4. A2 mikroyapı görüntüsü ve çizgi EDS analizi

Şekil 4'te verilen çizgi analizinde görüldüğü gibi mikro yapıda NbB_2 'e dönüşmemiş faz Nb ve Al elementleri içermektedir. Verilen analiz değerinin ağırlıkça olduğu hesaba katıldığında bu fazın ϵ -fazı ($NbAl_3$) olduğu anlaşılmaktadır [22]. Diğer yandan F ve O oranının matriste belirgin şekilde artması matrisin bu elementleri kalıntı olarak barındırdığını göstermektedir. Ayrıca B miktarı da ϵ -fazında lokal olarak artış göstermektedir. Bu fazın B elementi çözme miktarının yaklaşık at. %1 civarında olduğu literatürde dalga boyu dağınım spektroskopisi (WDS) ve EDS analizleri ile ortaya konulmuştur [22].

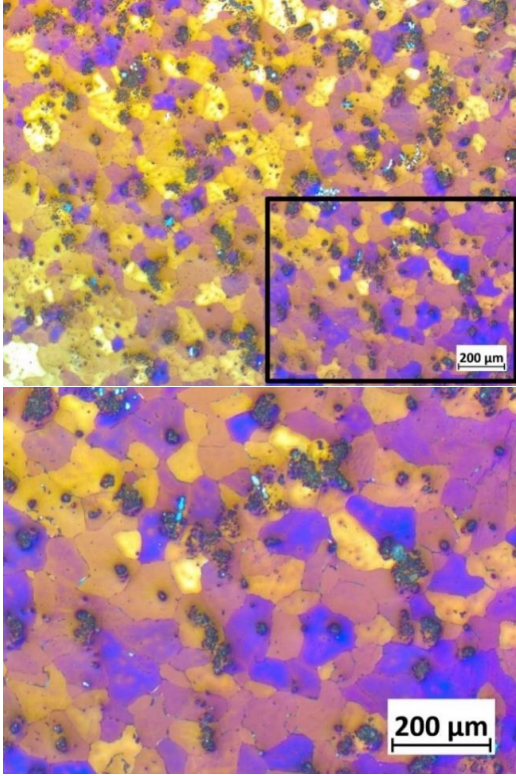
NbB_2 partiküllerin detaylı görüntüleri incelendiğinde bazılarında dış kabuk ve iç kısım arasında görsel olarak konsantrasyon farkı olduğu

görülmektedir. Şekil 5'te verilen EDS map analizinde bu durum görülmektedir. Matriste genel olarak Al ve F elementleri ve partiküle yakın bölgelerde B görülmekte iken partiküller Nb ve B elementleri içermektedir. Bazı partiküllerin dış çevresinde ise matristen bir miktar geçişlerin olduğu görülmektedir. Bu bölgeler matris ve partikül geçişinde oluşan σ -fazına benzemektedir. Bu faz literatürde Nb-Al-B (at. %55-35-10) oranında elementler içerdiği belirtilmiştir [22].



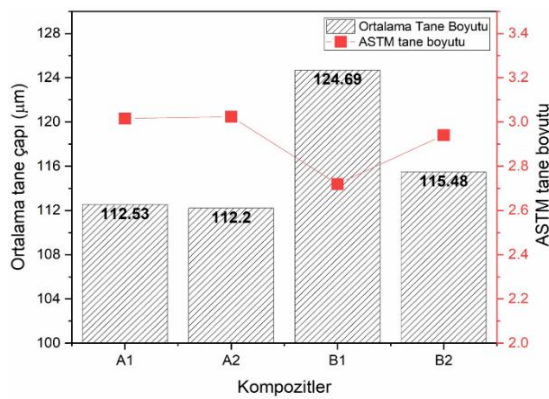
Şekil 5. A1 kompozit mikroyapı görüntüsü ve EDS alan tarama analizi

Kompozit içerisinde oluşan partiküller mikroyapı incelemelerinde açıkça belirtilmiştir. Bu partikül oluşumlarının bir diğer avantajı ise tane inceltme etkisidir. Yapılan çalışmalar Nb-B ilavesinin Al alaşımlarındaki tane inceltme etkisini açıkça ortaya koymaktadır [15,16]. Bunun yanında diğer yaygın kullanılan Ti-B ilavesi de dahil tane inceltme mekanizmasının tam bir açıklaması halen yapılamamıştır. Ancak Mohanty ve Gruzleski [23] yaptığı çalışmada Ti ilavesinin olmadığı çözeltide borürlerin tane sınırlarına itildiği ve tane inceltme bir etki yapmadığını göstermektedir. Bu çalışmada üretilen kompozitlerde ise oluşan partiküllerin tane sınırları ile kısıtlı kalmadığı görülmektedir. Bu durumun tane inceltme etkisi üzerine olumlu bir etki yapacağı açıktır ki katılma işlemi sırasında her bir NbB_2 partikülü bir tane çekirdeği oluşturmayacaktır. Kalan NbB_2 partiküllerinin ise tane sınırlarına itilmek yerine katılma sırasında ilerleyen sıvı-katı arayüzü tarafından yutulduğu anlaşılmaktadır. Hazırlanan kompozitlerin örnek tane boyutları Şekil 6'da verilmiştir.



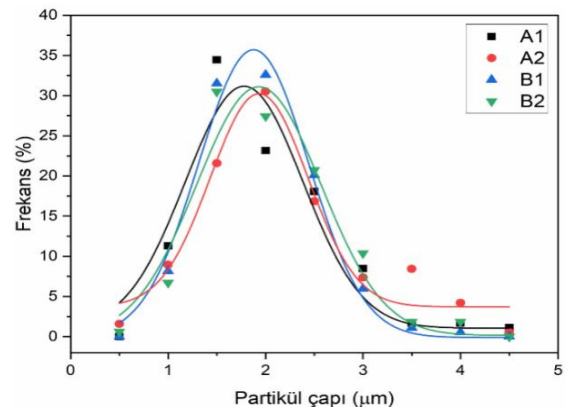
Şekil 6. A2 genel ve detay tane boyut görüntüsü

Şekil 6'da verilen görüntüler incelendiğinde tanelerin eş eksenel ve tane boyutlarının genel olarak benzer dağılım sergilediği görülmektedir. Kompozitler arasında ise belirgin bir fark görülmemiştir. Yapılan tane boyut ölçümlerinin ortalaması ve bu değerlere karşılık gelen ASTM tane boyutları Şekil 7'de verilmiştir.



Şekil 7. Kompozitlerin tane boyutları

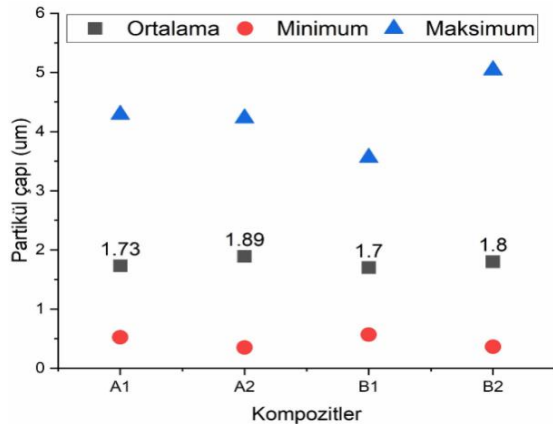
Şekil 7'de aynı koşullarda üretilmiş takviyesiz saf Al'un tane boyutu verilmemiştir fakat ortalama 1300 µm olarak belirlenmiştir. Bu durum Nb-B ilavesinin etkisini açıkça ortaya koymuş tane boyutları ortalama 1/10 seviyesinin altına düşmüştür. Alaşımlar kendi arasında kıyaslandığında ise alaşım miktarı yüksek olan A1 ve A2 alaşımlarında diğerlerine kıyasla tane boyutlarının daha küçük olduğu görülmektedir. Maxwell ve Hellawell, birim hacim başına tane sayısının, birim hacim başına partikül sayısı ile arttığını, ancak bu artışın kritik bir değere kadar olduğunu ve bu noktanın ötesinde bir doygunluğa ulaştığını göstermiştir. Bu kritik değerinin ötesinde, eklenen partiküllerin güçlü çekirdeklenme yerleri olarak hareket etmediğini göstermiştir [24]. Bu çalışmada kullanılan master alaşım oranlarında kompozitlerin doygunluğa ulaşmadığını göstermektedir. Diğer yandan üretimdeki karıştırma süresi göz önünde tutulduğunda ise A tipi alaşımlarda fark daha az olmak üzere 1,5 saat karıştırılan alaşımlarda 1 saat karıştırılanlara göre ortalama daha ince tane boyutları ölçülmüştür. Yine benzer çalışmaya [24] paralel olarak artan karıştırma süresi ile reaksiyon süresi de artmakta ve bir miktar daha homojen dağılım sağlanabilmektedir. Bu durumda birim hacimdeki homojen dağılımın daha dengeli sağlandığı ve tane inceltmeye bir miktar daha katkı sağladığı görülmektedir. Bunun yanısıra karıştırma sürelerine bağlı reaksiyon süresinin oluşan NbB₂ partikül boyutuna etkisini belirlemek için alaşım içerisinde oluşan NbB₂ partikül boyutları ölçülmüş ve dağılımları Şekil 8'de verilmiştir.



Şekil 8. Partikül boyut dağılımları ve Gauss fit

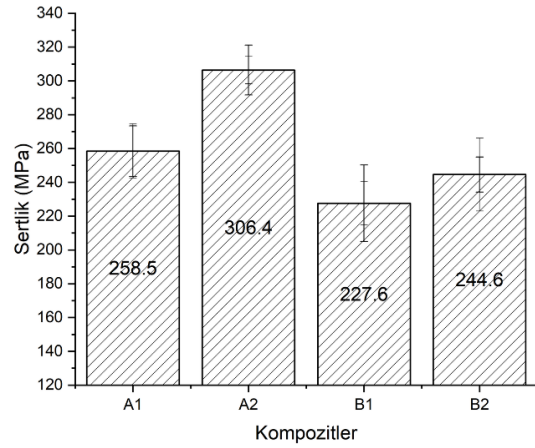
Ortalama partikül boyutları (Şekil 9) incelendiğinde ilk belirgin fark artan karıştırma süreleri ile ortalama partikül boyutları her iki kompozisyonda da artmıştır. Diğer yandan kompozisyon farkının belirgin bir etki oluşturmadığı da görülmektedir. Şekil 8’de verilen partikül boyut dağılımında da tüm kompozitler arasında belirgin bir fark görülmemektedir. En fazla tekrarlanan partikül boyutu ortalama boyuta benzer değerlerdedir.

Partikül boyutunun mekanik özelliklere etkisi üzerine çeşitli çalışmalar yapılmıştır ve iyi bir matris-partikül ara yüzü olması durumunda genellikle takviye partikül boyutunun azaltılmasının mekanik özelliklerde bir iyileşmeye yol açması beklenir [25]. Yapılan mikro yapı incelemelerinde oluşan NbB_2 partiküllerin Al matris ile reaksiyona girerek matris-takviye arasında farklı bir fazın oluşmadığı görülmektedir. Bu durumda yapıda oluşan partikül boyutunda azalmanın genel manada mekanik özelliklere olumlu bir katkı yapması beklenen bir durumdur.



Şekil 9. Ortalama partikül boyutları

Tane boyutundaki küçülmenin akma dayanımı üzerindeki etkisi Hall-Petch denklemi ile açıklanmıştır [26]. Bu durumda yapılan alaşım ilavesi ile hem partikül mukavemetlendirmesi hem de tane inceltme etkileri ile alaşımların mukavemetinin artması beklenen bir sonuçtur. Alaşımlardan ölçülen ortalama mikro sertlik değerleri alt ve üst değerlerle birlikte Şekil 10’da verilmiştir.



Şekil 10. Alaşımların mikro sertlik değerleri

Alaşımların sertlik değerleri incelendiğinde literatürde verilen saf Al’a göre belirgin bir artış görülmemiştir. Bu durumun temel sebebi ise mikro sertlik yöntemi kullanımıdır. Sertlik artışına sebep olabilecek temel faktörler Al ve Nb-B arasında bir katı çözelti oluşmadığı hesaba katıldığında tane boyutu ve NbB_2 partiküller ve bir miktar kalıntı Nb’ca zengin ikincil fazlar sayılabilir. Fakat ölçümler mikro seviyede yapıldığından dolayı temel belirleyici faktör yapıdaki partiküllerdir. Bununla birlikte ölçülen sertlik değerlerinin Şekil 7’de verilen ortalama tane boyutları ile de ters ilişkili olarak değiştiği görülmektedir.

4. SONUÇLAR

Yapılan mikroyapı incelemeleri ve EDS analizleri sonucunda saf Al içerisinde master alaşımlar kullanarak in-situ kompozitin oluştuğu görülmüştür. 1 ve 1,5 saat bekleme sürelerinin her ikisinde de NbB_2 partikül oluşumu gerçekleşmiş uzun bekleme süresinde oluşan partiküllerin ortalama boyutunun bir miktar daha fazla olduğu belirlenmiştir. Ağırlıkça %2,5 ve %3,75 olan iki farklı oranda alaşım ilavesinde de üretim gerçekleşirken yüksek miktardaki ilavede oluşan partikül miktarı daha fazla ve dağılımın daha homojen olduğu görülmüştür.

Mekanik özellikleri geliştirmek için üretilen kompozitler içerisinde oluşan partiküller ile alaşımın tane boyutunun ciddi ölçülerde düştüğü

belirlenmiştir. Bu durumun kompozitin mekanik özelliklerine ilave fayda sağlayacağı açıktır. Yapılan mikro sertlik ölçümlerinde de sertlik değerlerinin tane boyutu ile doğrudan ilişkili olarak değiştiği belirlenmiştir.

5. TEŞEKKÜR

Bu çalışma Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinatörlüğü'nce FDT-2020-2288 kodlu proje kapsamında desteklenmiştir. Ayrıca 2219 proje kapsamındaki desteğinden dolayı TÜBİTAK'a teşekkür ederiz.

6. KAYNAKLAR

1. Fale, S., Likhite, A., Bhatt, J., 2014. The Wear Behavior of in-situ Al–AlN Metal Matrix Composites. *Trans. Indian Inst. Met.* 67, 841–849.
2. Li, P., Kandalova, E.G., Nikitin, V.I., 2005. In Situ Synthesis of Al–TiC in Aluminum Melt. *Mater. Lett.* 59, 2545–2548.
3. Wang, H., Li, G., Zhao, Y., Chen, G., 2010. In Situ Fabrication and Microstructure of Al₂O₃ Particles Reinforced Aluminum Matrix Composites. *Mater. Sci. Eng. A*, 527, 2881–2885.
4. Niranjana, K., Lakshminarayanan, P.R., 2013. Dry Sliding Wear Behaviour of in Situ Al–TiB₂ Composites. *Mater. Des.*, 47, 167–173.
5. Mandal, A., Chakraborty, M., Murty, B.S., 2007. Effect of TiB₂ Particles on Sliding Wear Behaviour of Al–4Cu Alloy. *Wear.*, 262, 160–166.
6. Kai, W., Yang, J.M., Harrigan Jr, W.C., 1989. Mechanical Behavior of B₄C Particulate-reinforced 7091 Aluminum Composite. *Scr. Metall.*, 23, 1277–1280.
7. Wang, S.H., Kao, P.W., 1998. The Strengthening Effect of Al₃Ti in High Temperature Deformation of Al–Al₃Ti Composites. *Acta Mater.* 46, 2675–2682.
8. Feng, C.F., Froyen, L., 1997. In-situ Synthesis of Al₂O₃ and TiB₂ Particulate Mixture Reinforced Aluminium Matrix Composites. *Scr. Mater.* 36, 467–473.
9. Lakshmi, S., Lu, L., Gupta, M., 1998. In Situ Preparation of TiB₂ Reinforced Al Based Composites. *J. Mater. Process. Technol.*, 73, 160–166.
10. Ramesh, C.S., Ahamed, A., Channabasappa, B.H., Keshavamurthy, R., 2010. Development of Al 6063–TiB₂ in Situ Composites. *Mater. Des.*, 31, 2230–2236.
11. Wang, F., Ma, N., Li, Y., Li, X., Wang, H., 2011. Impact Behavior of in Situ TiB₂/Al Composite at Various Temperatures. *J. Mater. Sci.* 46, 5192–5196.
12. Antonio, J.A.M., Lfo, L.F.M., 1971. Grain Refinement in Aluminum Alloyed with Titanium and Boron. *Metall. Trans.*, 2, 465–471.
13. Murty, B.S., Kori, S.A., Chakraborty, M., 2002. Grain Refinement of Aluminium and its Alloys by Heterogeneous Nucleation and Alloying. *Int. Mater. Rev.*, 47, 3–29.
14. Johnsson, M., 1994. Influence of Si and Fe on the Grain Refinement of Aluminium. *Zeitschrift Fur Met.*, 85, 781–785.
15. Nadendla, H.B., 2015. Al–Nb–B Master Alloy for Grain Refining.
16. Bolzoni, L., Nowak, M., Babu, N.H., 2015. On the Effect of Nb-based Compounds on the Microstructure of Al–12Si Alloy. *Mater. Chem. Phys.* 162, 340–345.
17. Balci, Ö., Ağaoğulları, D., Ovalı, D., Öveçoğlu, M.L., Duman, I., 2015. In Situ Synthesis of NbB₂–NbC Composite Powders by Milling-assisted Carbothermal Reduction of Oxide Raw Materials. *Adv. Powder Technol.*, 26, 1200–1209.
18. Tekoğlu, E., Ağaoğulları, D., Mertdinç, S., Paksoy, A.H., Öveçoğlu, M.L., 2018. Microstructural Characterizations and Mechanical Properties of NbB₂ and VB Particulate-reinforced Eutectic Al–12.6 wt% Si Composites Via Powder Metallurgy Method. *Adv. Powder Technol.*, 29, 2070–2081.
19. Pramod, S.L., Bakshi, S.R., Murty, B.S., 2015. Aluminum-based Cast in Situ Composites: a Review. *J. Mater. Eng. Perform.*, 24, 2185–2207.
20. Di Sabatino, M., Shankar, S., Apelian, D., Arnberg, L., 2005. Influence of Temperature and Alloying Elements on Fluidity of Al–Si Alloys. in: TMS–Shape Cast. Symp., 2005.

21. Xu, J., Li, Y., Hu, B., Jiang, Y., Li, Q., 2019. Development of Al–Nb–B Master Alloy with High Nb/B Ratio for Grain Refinement of Hypoeutectic Al–Si Cast Alloys. *J. Mater. Sci.* 54, 14561–14576. <https://doi.org/10.1007/s10853-019-03915-9>.
22. Witusiewicz, V.T., Bondar, A.A., Hecht, U., Zollinger, J., Velikanova, T.Y., 2014. The Al–B–Nb–Ti System. VI. Experimental Studies and Thermodynamic Modeling of the Constituent Al–B–Nb System. *J. Alloys Compd.* 587, 234–250. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.10.142>.
23. Mohanty, P.S., Gruzleski, J.E., 1995. Mechanism of Grain Refinement in Aluminium. *Acta Metall. Mater.*, 43, 2001–2012.
24. Maxwell, I., Hellawell, A., 1975. A Simple Model for Grain Refinement During Solidification. *Acta Metall.* 23, 229–237.
25. Alpas, A.T., Zhang, J., 1994. Effect of Microstructure (Particulate Size and Volume Fraction) and Counterface Material on the Sliding Wear Resistance of Particulate-reinforced Aluminum Matrix Composites. *Metall. Mater. Trans. A.*, 25, 969–983.
26. Hall, E.O., 1951. The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results. *Proc. Phys. Soc. Sect. B.*, 64, 747.

