



Effect of grain refinement with boron on the microstructure and mechanical properties of Al-30Zn alloy

Ali Paşa Hekimoğlu^{*}, Yunus Emre Turan, İlhan İlker İsmailoğlu, Musab Ensar Akyol, Ercan Şen
Department of Mechanical Engineering, Recep Tayyip Erdoğan University, Rize, 53100, Turkey

Highlights:

- Microstructure of Al-30Zn-(0.01-2)B alloys
- Mechanical properties of Al-30Zn-(0.01-2)B alloys
- Grain refinement with boron

Keywords:

- Aluminum based alloys
- Al-30Zn-B alloys
- grain refinement
- microstructure
- mechanical properties

Article Info:

Research Article
Received: 26.07.2017
Accepted: 08.01.2018

DOI:

10.17341/gazimmfd.416512

Acknowledgement:

This work was supported by The Scientific and Technological Research Council of Turkey. Project Number: 1919B011502999

Correspondence:

Author: Ali Paşa Hekimoğlu
e-mail: ali.hekimoglu@erdogan.edu.tr
phone: +90 464 2236126

Graphical/Tabular Abstract

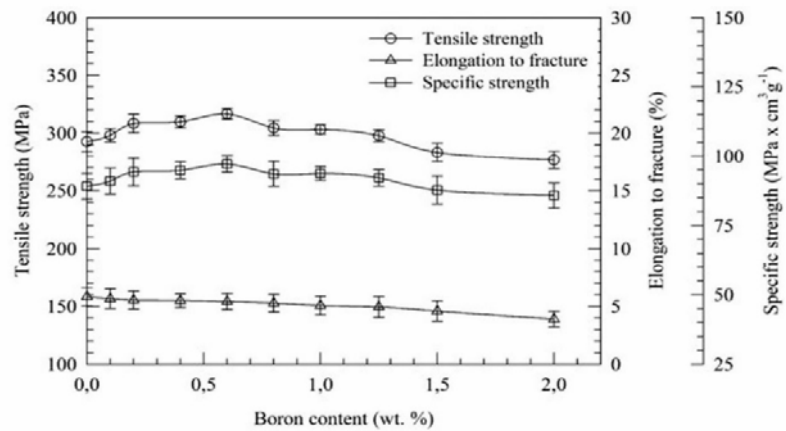


Figure A. The change of tensile strength, elongation to fracture and specific strength of Al-30Zn-B alloys as a function of boron content

Purpose: To investigate the effect of boron additions on the values of grain size, density, hardness, tensile strength, compressive strength, specific strength, and elongation to fractures of the Al-30Zn alloys.

Theory and Methods: Al-30Zn- (0-2)B alloys were produced by permanent mold casting method. Structural properties of the produced alloys were determined by X-ray diffractometer, light and electron microscopy. The hardness and mechanical properties were determined by universal hardness and tensile testing methods.

Results: The microstructures of the Al-30Zn alloy consists of α dendrites and the η phase surrounding these dendrites. The size of dendrites or grains decreases, but the number of them increases with boron addition. With increasing boron content, the hardness of Zn-30Al- (0-2)B alloys increase continuously, but compressive strength decrease. Tensile strength values of Zn-30Al-(0-2)B alloys increase with increasing boron additions, but above 0.06% B the trend reverses. The specific strength of the Al-30Zn alloy increased with boron additions.

Conclusion: Boron additions up to 0.06% positively affect the mechanical properties of Al-30Zn alloys. It reduces the grain size, resulting in a significant increase in hardness and tensile strength of these alloys. When the boron content in the Al-30Zn alloys exceeds 0.06%, the volume fraction of the brittle phases around the dendrites increases. This leads to a decrease in the tensile strength of the alloy.



Bor ile yapılan tane inceltmenin Al-30Zn alaşımının mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisi

Ali Paşa Hekimoğlu*^{ID}, Yunus Emre Turan^{ID}, İlhan İlker İsmailoğlu^{ID}, Musab Ensar Akyol^{ID}, Ercan Şen^{ID}
Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü, Zihni Derin Kampüsü, Fener, Rize, 53100, Türkiye

Ö N E Ç İ K A N L A R

- Al-30Zn-(0,01-2)B alaşımlarının mikroyapısı
- Al-30Zn-(0,01-2)B alaşımlarının mekanik özellikleri
- Bor ile tane inceltme

Makale Bilgileri

Araştırma Makalesi
Geliş: 26.07.2017
Kabul: 08.01.2018

DOI:

10.17341/gazimmfd.416512

Anahtar Kelimeler:

Alüminyum esaslı alaşımlar,
Al-30Zn-B alaşımları,
tane inceltme,
içyapı,
mekanik özellikler

ÖZET

Bu çalışmada bir adet ikili alüminyum-çinko (Al-30Zn) alaşımı ve dokuz adet üçlü alüminyum-çinko-bor [Al-30Zn-(0,01-2)B] alaşımı kokil kalıba döküm yöntemiyle üretilmiştir. Üretilen alaşımların yapısal özellikleri ışık ve elektron mikroskobu incelemeleriyle, sertlik ve mekanik özellikleri ise universal test yöntemleriyle belirlenmiştir. İkili Al-30Zn alaşımının içyapısının α dendritleri ile bu dendritlerin etrafını saran η fazından oluştuğu, bu alaşıma bor ilavesi yapılması durumunda ise dendritlerin ve tane boyutunun küçüldüğü ve ayrıca dendrit sayısının arttığı gözlenmiştir. Artan bor oranı ile Zn-30Al-(0-2)B alaşımlarında sertliğin sürekli arttığı, basma mukavemetinin azaldığı, çekme mukavemetinin ise %0,06 bor oranına arttığı bu orandan sonra ise azaldığı tespit edilmiştir. Bor katkılarının Zn-30Al alaşımın mekanik özelliklerinde yol açtığı değişimler içyapılarında neden olduğu değişimlere dayandırılarak açıklanmıştır.

Effect of grain refinement with boron on the microstructure and mechanical properties of Al-30Zn alloy

H I G H L I G H T S

- Microstructure of Al-30Zn-(0.01-2)B alloys
- Mechanical properties of Al-30Zn-(0.01-2)B alloys
- Grain refinement with boron

Article Info

Research Article
Received: 26.07.2017
Accepted: 08.01.2018

DOI:

10.17341/gazimmfd.416512

Keywords:

Aluminum based alloys,
Al-30Zn-B alloys,
grain refinement,
microstructure,
mechanical properties

ABSTRACT

In this study, one binary aluminum-zinc (Al-30Zn) alloy and nine ternary aluminum-zinc-boron [Al-30Zn-(0.01-2) B] alloys were produced by permanent mold casting method. Structural properties of the produced alloys were determined by light and electron microscopy, hardness and mechanical properties were determined by universal testing methods. It was observed that the dendrite and grain size decreased, but the number of dendrites increased with boron addition to Zn-30Al alloy. Microstructure of the binary Al-30Zn alloy was composed of α dendrites and the η phase surrounding these dendrites. With increasing boron content, the hardness of Zn-30Al-(0-2)B alloys increased continuously, but compressive strength decreased. Their tensile strength increased with increasing boron additions, but above 0.06% B the trend reversed. The changes in the mechanical properties of the boron addition to Zn-30Al alloy are explained based on the changes in the microstructure.

*Sorumlu Yazar/Corresponding Author: ali.hekimoglu@erdogan.edu.tr, yunusemre.turan95@gmail.com, ilhan.ilker@hotmail.com, musabensar_akyol15@erdogan.edu.tr, ercansen3394@gmail.com / Tel: +90 464 2236126-1169

1. GİRİŞ (INTRODUCTION)

Alüminyum (Al) ve/veya çinko (Zn) esaslı ticari alaşımlar başta uzay, havacılık ve otomotiv sektörü olmak üzere birçok alanda bronz, princi ve dökme demir gibi metal malzemelerin yerine [1-3] giderek artan bir yoğunlukta başarıyla kullanılmaktadır [4-6]. Bu alaşımların yoğun olarak kullanılmasına neden olan avantajların başında yüksek özgül mukavemet ve aşınma direncine sahip olmaları ile birlikte üretimlerinin ve şekillendirilmelerinin kolay olması gelmektedir [7-9]. Söz konusu alaşımların özgül mukavemetlerinin yüksek olması düşük yoğunluklu alaşım elementleri içermesine, aşınma dirençlerinin yüksek olması çok fazlı içyapılarına, üretim ve şekillendirilmelerinin kolay olması ise ergime noktalarının düşük ve sünekliklerinin yeterli olmasına dayandırılmaktadır [10-12]. Yapısal, mekanik ve tribolojik özellikleri içyapılarını oluşturan fazların türüne, dağılımlarına ve kullanılan katkı elementine bağlı olarak değiştiği için Al-Zn esaslı alaşımların geliştirilme çalışmalarında öncelikli olarak ikili Al-Zn faz (denge) diyagramı [13-15] ve eğer varsa katkı elementlerinin de yer aldığı çoklu diyagram veya sistemler ile dönüşümler göz önüne alınmaktadır. Eğer çoklu diyagram mevcut değil ise katkı elementlerinin alüminyum, çinko veya birbirleri ile oluşturdukları ikili sistemlerden de faydalanılmaktadır. İkili Al-Zn faz diyagramına göre alüminyum ve çinko birbiri içerisinde sıvı durumda tamamen, katı durumda ise kısmen çözünmekte ve artan sıcaklıkla bu çözünürlük artmaktadır. Denge koşullarında (yavaş) soğuyan ikili Al-Zn alaşımları, katı durumda alüminyumun içerisinde çinkonun çözünmesiyle oluşan α fazından (katı çözeltili) ve çinkonun içerisinde nispeten az da olsa alüminyumun çözünmesiyle oluşan η katı çözeltilerinden oluşan iki fazlı bir içyapı sergilemektedir [16, 17]. Yapılan araştırmalar alüminyumca zengin yüzey merkezli kübik (YMK) kafes yapısına sahip α fazının hem alaşımların mekanik özellikleri üzerinde etkili olduğunu hem de tribolojik uygulamalarda yük taşıma görevi yaptığını göstermektedir [18-20]. Çinkoca zengin sıkı düzenli hegzagonal yapıya sahip η fazının ise hem sahip olduğu c/a oranı yüksek hegzagonal kafes yapısının özelliğinden, hem de sürtünen yüzeyler arasında oluşturduğu çinko oksit filminin katı yağlayıcı gibi davranıp kaymayı kolaylaştırmasından dolayı Al-Zn alaşımlarının üstün tribolojik özellikler sergilemesine katkıda bulunduğu ortaya konulmuştur [1-3]. Söz konusu etkiler α ve η fazlarının içyapıdaki, oranlarına ve dağılımlarına, bu fazların oranları ve dağılımları ise alaşımın kimyasal bileşimine göre bir başka deyişle içerdiği çinko veya alüminyum oranına göre değişiklik göstermektedir [21, 22].

İkili Al-Zn ve çoklu Al-Zn alaşımları avantajlarının yanı sıra bazı dezavantajlara da sahiptir. Söz konusu dezavantajların başında sertlik, mukavemet ve aşınma dirençlerinin bazı uygulamalar için yetersiz kalması, ergime noktalarının düşük olması nedeniyle yüksek sıcaklıklarda kullanılamamaları ve boyutsal kararsızlık problemi gelmektedir [16, 17]. Bu dezavantajları gidermek için uygulanan yöntemlerin başında uygun alaşım elementi ilavesi gelmektedir [9, 18]. Yapılan

araştırmalar özellikle bakır, silisyum, magnezyum, mangan ve nikel gibi katkı elementlerinin katı çözeltili sertleşmesi ve içyapıda oluşturdukları yeni faz veya bileşikler sayesinde ikili Al-Zn alaşımlarının mekanik ve tribolojik özelliklerini önemli ölçüde geliştirdiğini göstermiştir [23-25]. Katı çözeltili sertleşmesi genellikle bu elementlerin α fazı içerisinde çözünmesi, bileşik oluşması ise katkı elementlerinin genellikle alüminyum ve/veya çinko ile kimyasal olarak reaksiyona girmesi sonucunda meydana gelmektedir [18, 23]. Katı çözeltili sertleşmesi mekanizması ile α fazının sertliğindeki artışın ve sertliği nispeten yüksek yeni bileşik(ler) oluşmasının Al-Zn alaşımlarının hem mekanik özelliklerini iyileştirdiği hem de tribolojik uygulamalardaki yük taşıma kabiliyetini olumlu etkilediği bilinmektedir [23, 26]. Ancak bu katkı elementlerinin de bazı olumsuzluklara yol açtığı ortaya konulmuştur. Şöyle ki, bakırın özellikle belli oranlardan sonra oluşturduğu yarı kararlı/kararsız fazlar nedeniyle boyutsal kararsızlığa yol açtığı [27, 28], silisyumun ise daha çok sertlik ve aşınma direncini artırdığı, ancak mukavemeti özellikle belli oranlardan sonra düşürdüğü, içyapıda homojen dağılmadığı ve aynı zamanda işleme sırasında bazı zorluklara neden olduğu bilinmektedir [23, 29]. Düşük oranlardaki magnezyum ve mangan katkılarının sertliği ve mukavemeti artırdığı ancak belli oranlardan sonra mukavemeti düşürdüğü, kopma uzamasını azalttığı ve içyapıda intermetalik bileşiklerin oluşmasına yol açtığı, nikel katkılarının ise sertliği artırdığı ancak çekme mukavemetini olumsuz etkilediği görülmüştür [24, 25]. Alüminyum-çinko esaslı alaşımlar üzerinde yapılan çalışmaların daha düşük yoğunluğun yanı sıra, kararlı ve homojen içyapı, yüksek sertlik, mukavemet, korozyon ve aşınma direnci gibi uygulamada tercih nedeni olan özelliklerin geliştirilmesi üzerine yoğunlaştığı görülmektedir. Bu nedenle söz konusu alaşımlarla ilgili olarak yapılan çalışmalar yukarıda belirtilen özellikleri sağlayabilecek en uygun katkı elementini ve kimyasal bileşim oranını belirleme üzerine yoğunlaşmıştır.

Son yıllarda yapılan bazı çalışmalarda çekirdeklenmeyi artırma [30, 31] ve tane boyunu inceltmek amacıyla [32-34] farklı alaşımlara yapılan bor katkılarının sertliği ve mukavemeti önemli ölçüde artırdığı görülmüştür. Ancak, borun alüminyum ve Al-Zn esaslı bazı alaşımların içyapı ve mekanik özelliklerine etkilerinin incelendiği kısıtlı sayıda çalışma [35-37] bulunsa da, bu alaşımların geniş bileşim aralıklarına sahip olduğu ve farklı üretim koşullarına bağlı olarak borun farklı etkiler sergileyebileceği düşünüldüğünde bu konuda yapılan çalışmaların yeterli düzeyde olmadığı anlaşılmaktadır. Ayrıca, borun ikili Al-Zn alaşımlarının içyapısındaki fazlara etkisi ve bu sistemde neden olduğu dönüşümler Al-Zn-B üçlü denge diyagramı henüz oluşturulmadığı için tam olarak ortaya konulamamıştır. Bununla birlikte, ikili Al-B [38, 39] ve B-Zn [40] denge diyagramları göz önüne alındığında borun alüminyum içerisinde daha fazla olmak üzere çinko ve alüminyum içerisinde az da olsa çözünebildiği, oda sıcaklığında alüminyum ile AlB_2 bileşimini oluştururken çinko ile herhangi bir bileşik oluşturmadığı görülmektedir. Al esaslı

bazı alaşımların içyapısında çözünübilirlik ve/veya bileşik oluşturma durumuna göre borun mekanik özellikler üzerinde önemli etkilere neden olabildiği ortaya koyulmasına rağmen, bu elementin Al-30Zn alaşımının içyapı ve mekanik özelliklerine etkisi henüz incelenmemiştir. Bu nedenle bu çalışmada, mekanik özellikleri göz önüne alınarak seçilen ikili Al-30Zn alaşımına farklı oranlarda bor katılmak suretiyle elde edilen üçlü alaşımlar incelenip, bor ile yapılan tane inceltmesinin Al-30Zn alaşımlarının yapısal ve mukavemet özelliklerine etkisinin ortaya koyulması amaçlanmıştır.

2. DENEYSEL METOT (EXPERIMENTAL METHOD)

2.1. Alaşımların Üretimi (Alloy preparation)

Bu çalışmada nominal kimyasal bileşimleri Tablo 1’de verilen bir adet ikili alüminyum-çinko (Al-30Zn) ve ağırlıkça %2’ye kadar farklı oranlarda bor içeren dokuz adet üçlü Al-30Zn alaşımı üretildi. Alaşımların üretimi belirlenen miktardaki alaşım elementlerinin indüksiyon ocağında eritildikten sonra, kimyasal bileşimlerine bağlı olarak 700°C civarındaki döküm sıcaklıklarından teknik resmi Şekil 1’de verilen ve oda sıcaklığında tutulan çelik kalıba (kokil) dökülmeleri suretiyle gerçekleştirildi. Alaşımların üretiminde ticari saflıkta (%99,80) alüminyum, yüksek saflıkta (%99,9) çinko ve ağırlıkça %8 bor içeren alüminyum-bor (Al-8B) alaşımı kullanıldı.

Tablo1. Üretilen alaşımların nominal kimyasal bileşimleri (Nominal chemical composition of the alloys produced)

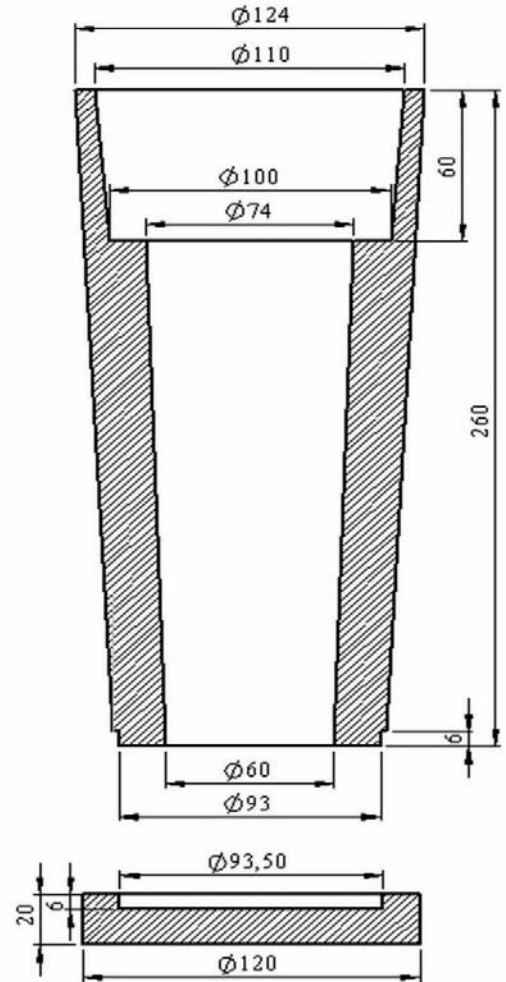
Alaşım	Ağırlıkça element oranları (%)		
	Alüminyum	Çinko	Bor
Al-30Zn	Kalan	30	-
Al-30Zn-0,1B	Kalan	30	0,1
Al-30Zn-0,2B	Kalan	30	0,2
Al-30Zn-0,4B	Kalan	30	0,4
Al-30Zn-0,6B	Kalan	30	0,6
Al-30Zn-0,8B	Kalan	30	0,8
Al-30Zn-1,0B	Kalan	30	1,0
Al-30Zn-1,25B	Kalan	30	1,25
Al-30Zn-1,5B	Kalan	30	1,5
Al-30Zn-2,0B	Kalan	30	2,0

2.2. Alaşımların Yapısal, Fiziksel ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi

(Investigation of Structural, Physical, and Mechanical Properties of Alloys)

İçyapı incelemeleri için üretilen alaşımlardan Şekil 2’de teknik resmi verilen numuneler hazırlandı. Bu numuneler standart metalografik yöntemlerle hazırlandı ve %2 oranında sodyum hidroksit (NaOH) içeren saf su+NaOH ayırıcı ile dağlandı. Dağlanan numuneler önce ışık mikroskopunda daha sonra da taramalı elektron mikroskopunda (SEM) incelendi ve içyapılarını gösteren fotoğraflar (mikrograf) çekildi. Ayrıca, bu alaşımların içyapılarında bulunan elementlerin ve/veya fazların kimyasal bileşim oranları X ışını kırınımı (XRD) ve enerji dispersif spektroskopisi (EDS)

yöntemiyle incelendi. SEM ve EDS çalışmaları ikincil (secondar) elektron modu ve 20kV’lık hızlandırma voltajında, XRD çalışmaları ise yassı numuneler üzerinde 3 derece/dakika’lık tarama hızında ve dalga boyu 1,54059 Å olan Cu-Kα radyasyon kaynağı kullanılarak gerçekleştirildi. Alaşımların tane boyutu ASTM E112-10 standardına göre doğrusal kesitirme yöntemi kullanılarak ölçüldü. Her bir alaşım için farklı kesitlerde en az yüz ölçüm yapılarak elde edilen değerlerin ortalaması tane boyutu olarak verildi. Alaşımların yoğunluklarının belirlenmesi için önce talaşlı işleme silindirik numuneler hazırlandı ve daha sonra bunların kütle ve boyutları ölçüldü. Numunelerin kütlelerinin ölçülmesinde ±0,01 mg hassasiyetine sahip bir dijital terazi, boyutlarının ölçülmesinde ise ±0,001 mm hassasiyetine sahip bir dijital kumpas kullanıldı. Ölçülen kütle değerlerinin hesaplanan hacim değerlerine bölünmesiyle alaşımların yoğunlukları belirlendi.

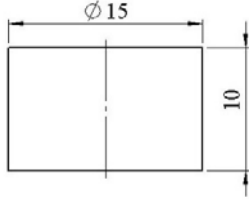


Şekil 1. Alaşımların dökümünde kullanılan kokil kalıbın teknik resmi

(Technical drawing of the mold used in casting of the alloys)

Sertlik ölçümleri Brinell sertlik ölçümü yöntemiyle 62,5 kgf yük altında ve 2,5mm çapında uç kullanılarak

gerçekleştirildi. Her bir alaşımın sertliği yapılan onbeş ölçümün ortalaması alınarak belirlendi. Çekme ve basma deneylerinde teknik resimleri Şekil 3’de verilen ve talaşlı imalat ile 8 x 40 TS 138 ve 10 x 10 TS 206 standartlarına uygun olarak hazırlanan numuneler kullanıldı. Üretilen numuneler 10^{-3} s^{-1} ’lik ortalama deformasyon hızında deney tabii tutuldu. Her bir alaşım için en az üç adet çekme ve basma deneyi yapıldı ve elde edilen sonuçların ortalaması alınarak alaşımların çekme dayanımı, kopma uzaması ve basma dayanımı değerleri belirlendi.



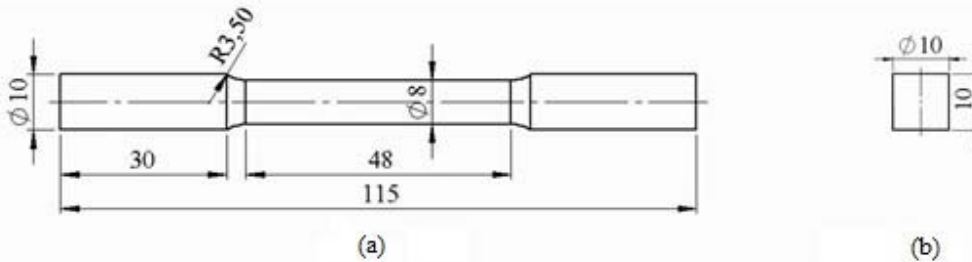
Şekil 2. Metalografi numunelerine ait teknik resim (Technical drawing of the metallographic samples)

3. SONUÇLAR VE TARTIŞMALAR (RESULTS AND DISCUSSIONS)

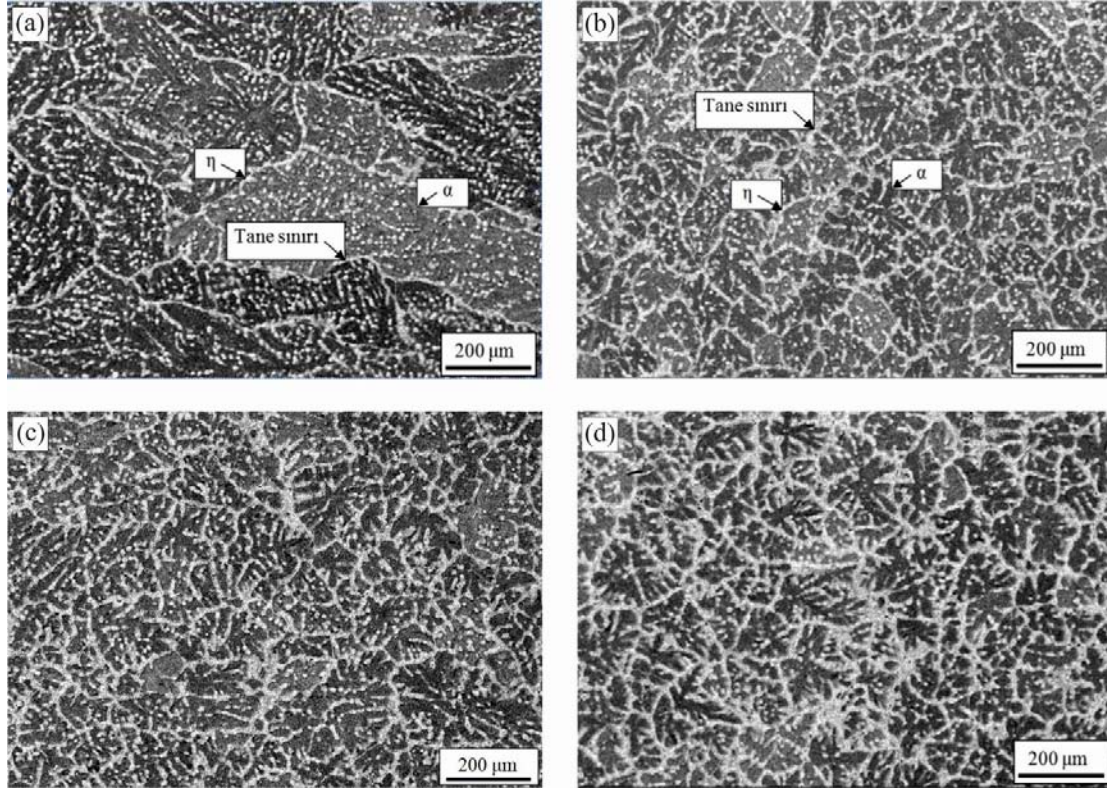
Üretilen ikili Al-30Zn, üçlü Al-30Zn-0,1B, Al-30Zn-0,6B ve Al-30Zn-2B alaşımlarının içyapısını gösteren SEM görüntüleri Şekil 4’de, ikili ve üçlü alaşımlardaki fazların kimyasal bileşimlerinin belirlenmesine yönelik olarak yapılan EDS analizleri Şekil 5’te, tane boyutlarının bor oranına göre değişimini gösteren eğri Şekil 6’da verilmiştir. SEM görüntüleri ikili Al-30Zn alaşımının alüminyumca zengin α dendritleri ile dendritler arası bölgelerde yer alan bir başka deyişle bu dendritleri çevreleyen η fazından oluştuğunu göstermektedir, (Şekil 4a). Bu türdeki içyapının oluşumu alaşımın katılaşma davranışına dayandırılarak açıklanmaktadır [41, 42]. Şöyle ki, alaşım elementlerinin ergitilmesi ile elde edilen sıvı Al-30Zn metali ikili Al-Zn faz diyagramına [13, 14] göre birbiri içerisinde tamamen çözülmüş durumda bulunan alüminyum ve çinkodan oluşmaktadır. Sıvı metalin sıcaklığı katılaşma sıcaklığının altına düşmesi durumunda sıvı metal içerisinde farklı noktalarda ve konumlarda öncelikli olarak katılaşma sıcaklığı daha yüksek olan alüminyumca zengin kararlı α çekirdekleri oluşur. İlk katılaşan α çekirdeklerinin katılaşma sıcaklığı çinkodan daha yüksek olduğu için bu çekirdekler alüminyumca zengin olmakta (Şekil 5) ve kristalleşmeye merkezlik yapmaktadır. Sıvı Al-30Zn metali soğudukça

gittikçe artan sayıda atom ya mevcut çekirdeklere bağlanmakta ya da kendileri çekirdek oluşturmaktadır. Her bir α çekirdeği sıvı metalden atom çekerek kendi uzay kafesi içerisinde büyür. Bu kristal büyümesi üç boyutlu uzayda devam eder ve atomlar belirli doğrultularda, genellikle büyüme eksenini boyuna birbirlerine bağlanırlar. Ağaç dalına benzeyen bu büyüme dendrit olarak adlandırılan α fazının oluşmasına neden olmaktadır [41, 42]. Her çekirdek tesadüfen oluştuğundan ve kristal eksenleri gelişigüzel sıralandığından yapıdaki α dendritleri de farklı yönlerde büyür. Alüminyumca zengin α dendritleri büyüdükçe dendrit kolları arasındaki boşluklarda kalan sıvı çözeltide çinko oranı yükselir. Sıvı çözeltinin sıcaklığı katılaşma sıcaklık aralığına düştüğünde sıvı metal çinkoca zengin η fazı (katı çözelti) olarak katılaşır. Bu şekilde malzemeye ait kristallerin oluştuğundan sonra büyüüp birbirine temas etmeleriyle tane sınırları oluşur ve bu sınırlar taneleri birbirinden ayırır. Sıvı metalin sıcaklığı düştükçe α dendritlerinin oluşumu ve/veya büyümesi devam eder. Sıvı metalin sıcaklığı dendritler arasındaki sıvının katılaşma sıcaklığına kadar düştüğünde ise dendritler arasındaki sıvının katılaşması tamamlanır [41, 42]. Katılaşması en son tamamlanan dendritler arası bölge ergime noktası daha düşük olan çinkoca zengin bir yapıda olur, (Şekil 5).

Al-30Zn alaşımına bor katılarak elde edilen üçlü Al-30Zn-(0,1-2)B alaşımlarının içyapısının da ikili alaşımlara benzer şekilde ana matris olarak α dendritleri ve η fazlarından oluştuğu, ancak tanelerinin veya dendritlerinin daha ince ve sayılarının da daha fazla olduğu görüldü, (Şekil 4a-d ve 6). Ayrıca artan bor katkısı ile özellikle %0,6 oranına kadar alaşımların tane/dendrit boyutlarının önemli ölçüde küçüldüğü ve içyapıdaki η fazının hacimsel oranının (miktarının) arttığı gözlemlendi, (Şekil 4b-d ve 6). İkili Al-30Zn alaşımına yapılan bor ilavesi nedeniyle içyapıdaki tanelerin/dendritlerin incelmeleri ve çoğalması ötektik teori, heterojen çekirdeklenme mekanizması ve yapısal aşırı soğuma nedeniyle tane büyümesinin kısıtlanmasına dayandırılmaktadır [43]. Şöyle ki; ötektik teoriye göre sıvı faz yaklaşık 660°C sıcaklıkta ötektik dönüşüm ile Al ve AlB_2 katılarına dönüşmektedir. Bu dönüşüm ürünlerinden Al’nin dönüşüm sıcaklığı daha düşük olan bir başka deyişle daha sonra katılaşacak olan α katı çözeltisinin heterojen çekirdeklenmesine alt yapı oluşturduğu bilinmektedir [43]. Ayrıca, çekirdeklenme mekanizmasında çekirdeği oluşturan faz içerisinde başka bir elementin çözünmesinin de önemli bir rolü olduğu ve borun hem ilk katılaşan faz (çekirdekler)



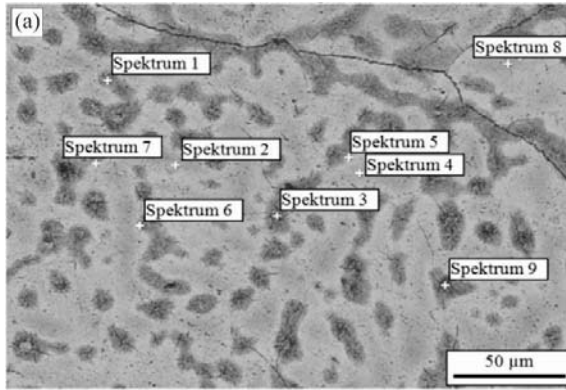
Şekil 3. a) Çekme ve b) basma denevi numunelerinin teknik resmi (Technical drawing of the a) tensile and b) compressive test samples)



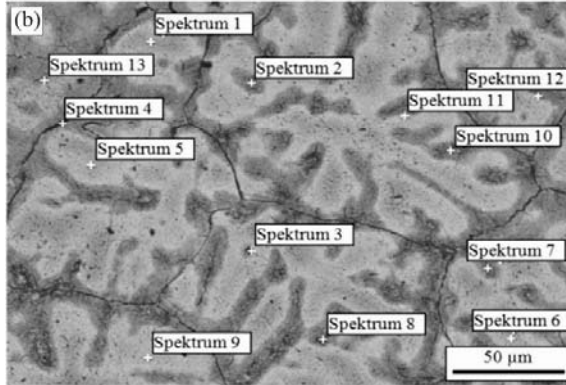
Şekil 4. a) Al-30Zn b) Al-30Zn-0,1B c) Al-30Zn-0,6B ve d) Al-30Zn-2,0B alaşımlarının içyapısını gösteren SEM fotoğrafları (SEM photograph showing the microstructure of the a) Al-30Zn, b) Al-30Zn-0.1B c) Al-30Zn-0.6B, and d) Al-30Zn-2.0B alloy)

hem de bu fazın etrafındaki henüz katılaşmamış sıvı içinde çözüldüğü de bilinmektedir [44, 45]. Alaşımlarda bor oranı arttıkça çekirdekler içinde çözünen bor miktarı artacağından, Maxweell ve Hellawell [46] tarafından ortaya koyulan $Q=C_0m(k-1)$ bağıntısına (Q: büyüme kısıtlayıcı faktör, C_0 : çözünen madde oranı, m: likidüs çizgisinin eğimi, k: alaşımın denge bölünme katsayısı) göre büyüme kısıtlayıcı faktör artacak ve bu nedenle tane büyümesi engellenecektir. Maxweell ve Hellawell modeline göre çekirdek büyümesinin kısıtlanması sıvı metalde daha fazla çekirdek oluşumuna yol açmakta ve daha ince ve çok taneli yapının ortaya çıkmasına neden olmaktadır [46]. Üçlü Al-30Zn-B alaşımlarında ikili alaşıma göre daha yüksek sıcaklıkta daha fazla çekirdeğin oluşması katılaşmanın daha fazla sayıda çekirdek üzerinde devam etmesine neden olur. Böylece sıvı metaldeki alüminyum daha fazla sayıda çekirdek üzerinde katılaşacağından yapıda daha fazla tane/dendrit oluşur. Dendritler sıvı metalden ağırlıklı olarak katılaşma noktası daha yüksek olan alüminyumu çekerek büyüyeceği için katılaşma devam ettikçe sıvı metalin içerisindeki alüminyum oranı azalacaktır. Dendrit (α fazı) sayısı artarken sıvıdaki alüminyum miktarının azalması da dendritlerin büyümesinin önünde bir engel oluşturmuş olabilir. Al-30Zn-B alaşımlarına %0,6 oranından daha fazla yapılan bor katkılarında tane boyutunun hemen hemen sabit kalması bu oranda bor ile alüminyum arasındaki çözünürlük limitine ulaşılmasının bir göstergesi olabilir. Şöyle ki, Maxweell ve Hellawell [46] bağıntısından ve literatürden [33, 47] tane incelmesinin çözünürlüğe bağlı olarak değiştiği,

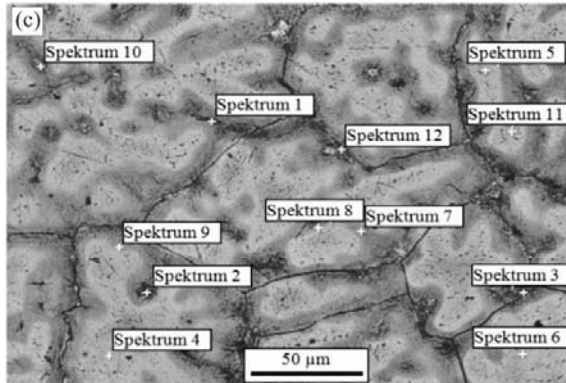
çözünürlüğün artması durumunda arttığı, azalması durumunda ise azaldığı anlaşılmaktadır [48-50]. Tane boyutunun sabit kalması çözünürlüğün sabit kalmasıyla bir başka deyişle çözünürlük limitine ulaşılması ile mümkün olabileceğinden Al-30Zn-B alaşımlarında %0,6 bor katkılarına kadar borun α fazı içerisinde çözünürlüğünün arttığı, bu oranda maksimum olduğu ve daha sonra sabit kaldığı anlaşılmaktadır. EDS analizleri α dendritlerinin merkezleri daha fazla olmak üzere alüminyumca zengin, η fazının ise çinkoca çok zengin olduğunu göstermektedir, (Şekil 5a-d). Dendrit merkezlerinin alüminyumca daha zengin olması bu kısımların ilk katılaşan kısım olması nedeniyle katılaşma noktası daha yüksek olan elementi daha fazla içermesinden kaynaklanmaktadır [41, 42]. EDS analizleri borun hem α hem de η fazı içerisinde düşük miktarlarda da olsa yer aldığını ve bor içeren alaşımlarda çinko ve alüminyum oranına yakın oranda bor içeren bir Al-Zn-B fazının oluşabildiğini göstermektedir, (Şekil 5b-d). Alaşımların üretiminde kullanılan ticari alüminyum, çinko ve Al-8B alaşımı ile üretilen Al-30Zn, Al-30Zn-0,1, Al-30Zn-0,6, Al-30Zn-1B ve Al-30Zn-2B alaşımlarının içyapılarında bulunan fazların analizine yönelik olarak yapılan X-ışını kırınımı çalışmalarından elde edilen veriler sırasıyla Şekil 7 ve 8'de verilmiştir. Piklerin yüksek saflıktaki alüminyumda 38° , 44° , 64° , 77° ve 82° 'lik, çinkoda 36° , 38° , 42° , 53° , 68° , 69° , 75° , 80° , 82° , 84° ve 88° 'lik, Al-8B alaşımında ise yaklaşık olarak 38° , 44° , 50° , 57° , 65° , 77° , 83° 'lik 2θ açılarında oluştuğu görüldü, (Şekil 7a-c).



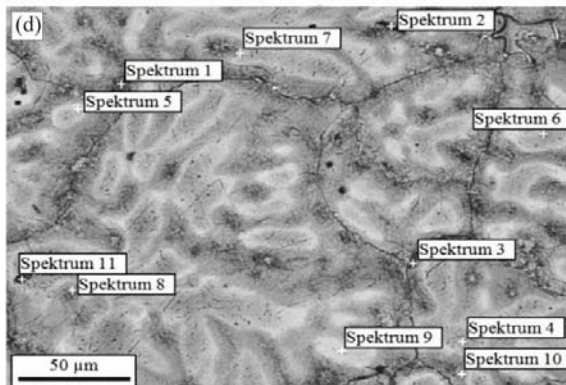
Spektrum No	Zn	Al	B
1	97,2	2,8	-
2	78,7	21,3	-
3	98,7	1,3	-
4	79,4	20,6	-
5	94,9	5,1	-
6	92,6	7,4	-
7	94,7	5,3	-
8	81,6	18,4	-
9	98,7	1,3	-



Spektrum No	Zn	Al	B
1	81,6	18,4	-
2	96,4	0,2	3,4
3	32,3	38,5	29,2
4	85,2	0	14,8
5	81,6	18,4	-
6	83,7	16,3	-
7	95,5	1,3	3,2
8	68,2	23,1	8,7
9	86,4	13,6	-
10	99,8	0,2	-
11	96	4	-
12	95,9	2,1	1,9
13	97,5	2,5	-



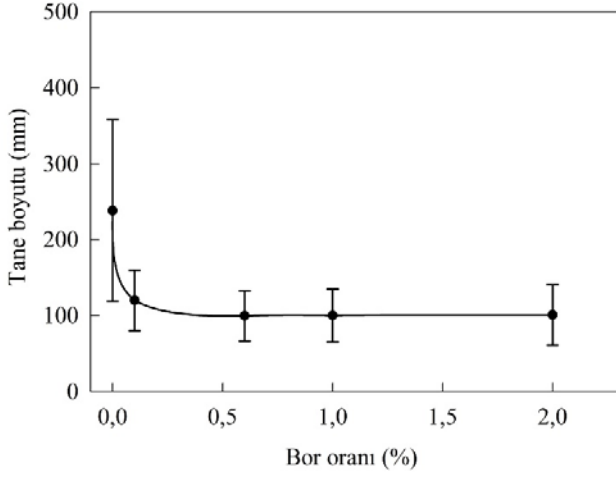
Spektrum No	Zn	Al	B
1	70,6	15,1	14,2
2	95,7	4,1	0,2
3	96,1	0,2	3,7
4	85,1	10,3	4,6
5	78	20,3	1,8
6	80,9	17,0	2,1
7	92	4,3	3,8
8	95,1	2,3	2,6
9	94,6	2,5	2,9
10	98,5	0,3	1,1
11	80,8	14,7	4,5
12	96,6	0,2	3,1



Spektrum No	Zn	Al	B
1	99,5	0,5	-
2	35,1	26,7	38,2
3	30,5	32,5	37,1
4	76,2	23,8	-
5	88,2	11,8	-
6	78,5	21,5	-
7	92,1	7,9	-
8	97,3	2,7	-
9	90,4	9,6	-
10	95,6	3,3	1,1
11	80,2	19,8	-

Şekil 5. a) Al-30Zn, b) Al-30Zn-0,1B, c) Al-30Zn-0,6B ve d) Al-30Zn-2,0B alaşımının içyapısının EDS analizinden elde edilen sonuçlar

(The results obtained from the EDS analyses of the microstructure of a) Al-30Zn, b) Al-30Zn-0.1B, c) Al-30Zn-0.6B, and d) Al-30Zn-2.0B alloy)

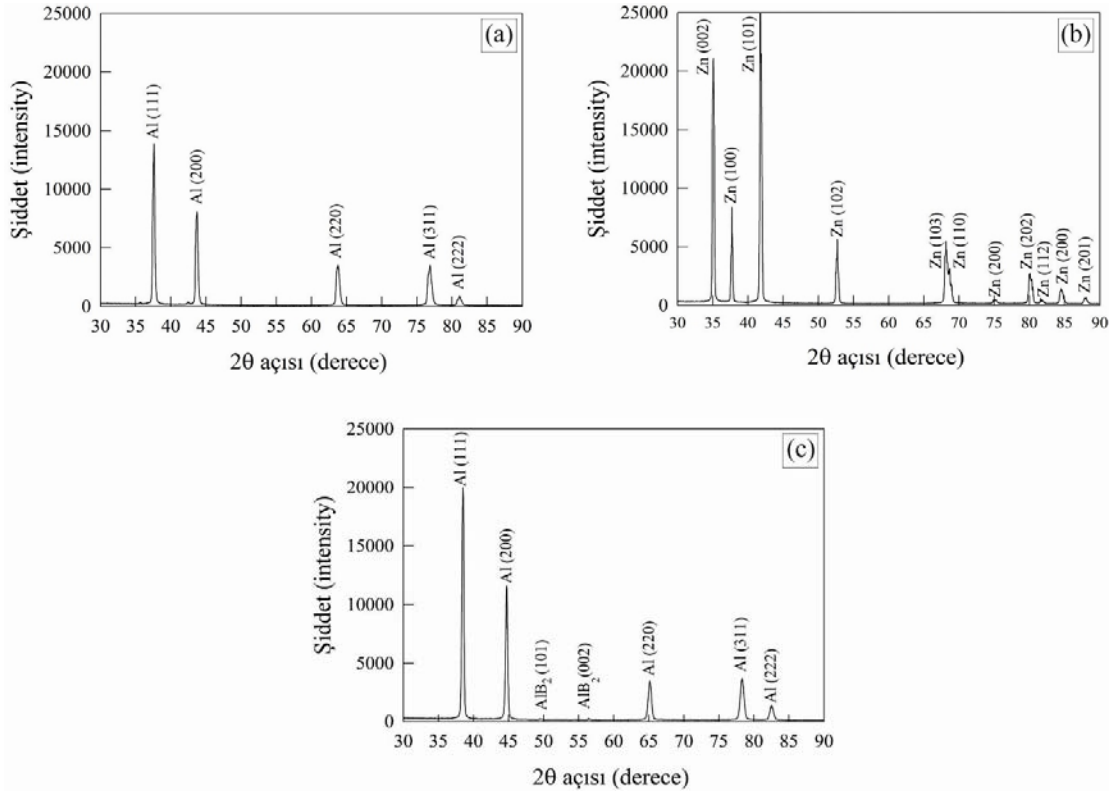


Şekil 6. Al-30Zn-(0-2)B alaşımlarının tane boyutunun bor oranına göre değişimini gösteren eğri (The change of grain size of Al-30Zn-B alloys as a function of boron content)

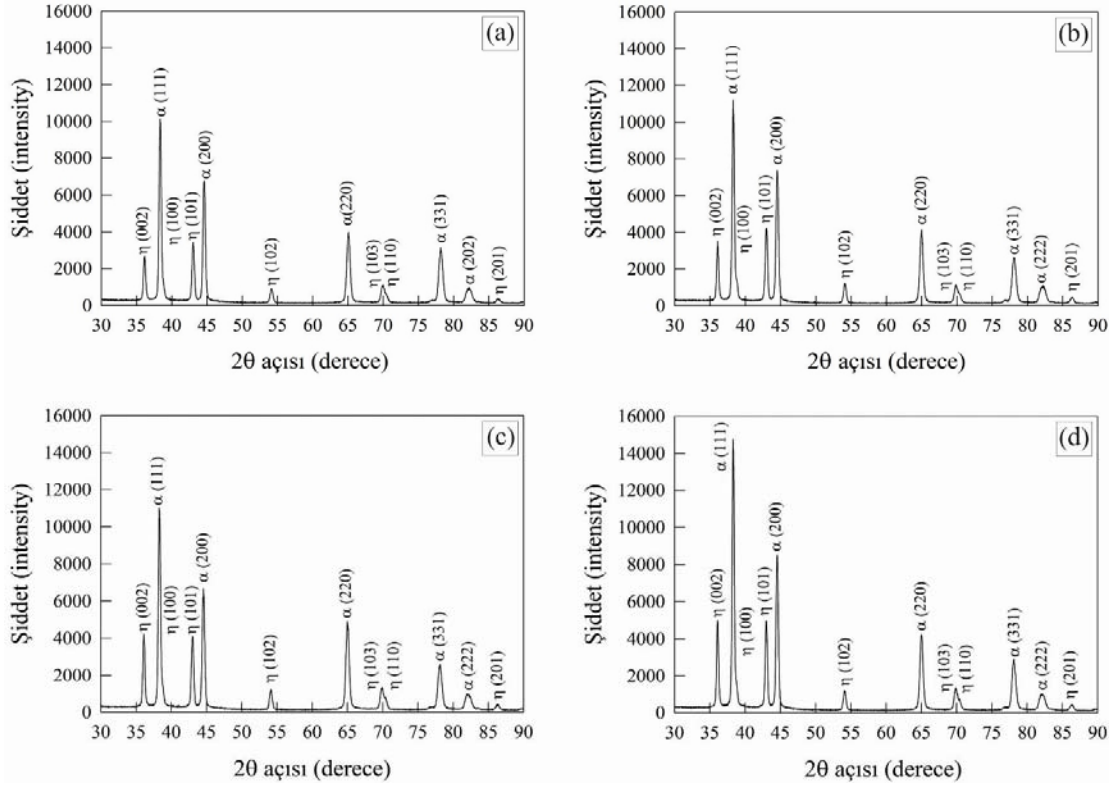
İkili Al-30Zn ile üçlü Al-30Zn-0,6, Al-30Zn-1B ve Al-30Zn-2B alaşımlarından elde edilen X-ışını kırınımı desenleri bu alaşımlarda Al-8B alaşımında görülen piklerden farklı olarak AlB₂ piklerinin oluşmadığını ve ilave olarak çinkoca zengin η fazı piklerinin oluştuğunu göstermektedir, (Şekil 8a-d). Al-30Zn-(0-2)B alaşımlarında 38°'lik 2θ açısında gözlenen α (111) ve 36°'lik 2θ açısında gözlene η (002) fazlarının yoğunluğunun artan bor oranı ile arttığı görüldü, (Şekil 8b-d). Bu durum bor oranı arttıkça alaşımların içyapısındaki alüminyumca zengin α çekirdeklerinin (dendritlerinin)

sayısal olarak artması ve η fazı içerisinde çözünmüş durumda bulunan alüminyum miktarının azalmasından kaynaklanmış olabilir. Şöyle ki, katılaşmaya bir başka deyişle tane/dendrit büyümesine alüminyumca zengin α çekirdekleri merkezlik yapmaktadır. Bor ilavesi ile bu çekirdeklerin dolayısıyla tanelerin/dendritlerin sayısının artması ikili alaşıma göre daha yüksek sıcaklıklarda daha fazla miktarda alüminyumun ergimiş metalden ayrılarak çekirdek etrafında katılaşmasına yol açacaktır. Bu durum katılaşma sıcaklığı daha düşük olan sıvı faz içerisinde alüminyum oranının azalmasına ve çinko oranının artmasına bir başka deyişle η fazının içerisinde çözünen alüminyum miktarının azalmasına yol açar. Maxwell ve Hellawell eşitliğine [46] göre çinkoca zengin η fazı içerisinde çözünen alüminyum miktarının azalması ise bu fazın büyümesine yol açacaktır.

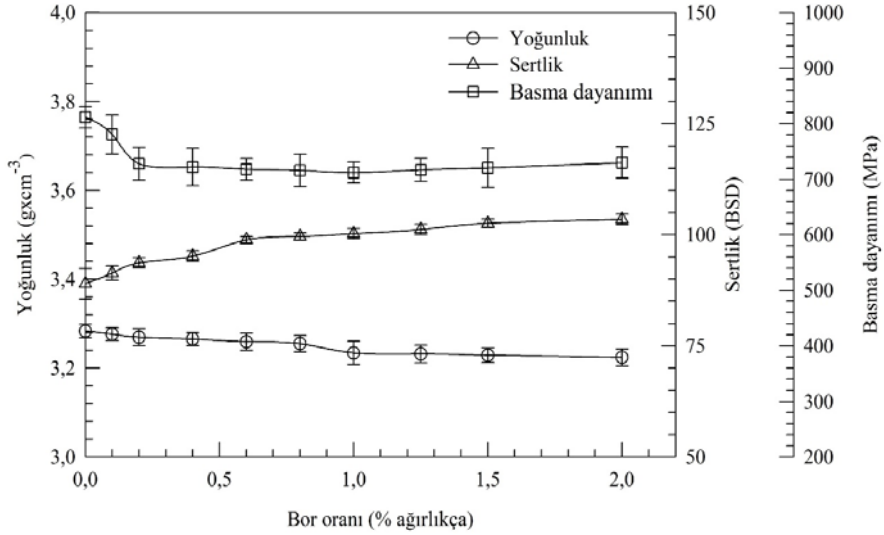
Al-30Zn-B alaşımlarında bor veya Al-8B master alaşımında görülen AlB₂ piklerinin görülmemesi Mohanty ve Gruzleski [43] tarafından ileri sürülen AlB₂ ötektik teorisi, AlB₂ bileşiğinin kararlılık davranışı ve Hume-Rothery ilkeleri [41] olarak bilinen katı çözünebilirlik kurallarına dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki; ötektik teoriye göre sıvı faz yaklaşık 660°C'de ötektik reaksiyon ile katı Al ve AlB₂ bileşiğine dönüşmekte ve bu reaksiyon ile oluşan katı Al fazı α katı çözeltisinin çekirdeklenmesi için altyapıyı oluşturmaktadır [43]. Bir başka deyişle α fazı ötektik reaksiyon ile oluşan Al atomları etrafında çekirdekleşip büyümektedir. Bu teoriye göre AlB₂ bileşiğinin α fazının çekirdeklenmesinde önemli bir rolü bulunmamaktadır ve α



Şekil 7. a) Alüminyum b) çinko ve c) Al-8B alaşımının X-ışını kırınımı desenleri (X-ray diffraction pattern of a) Aluminum, b) Zinc, and c) Al-8B alloy)



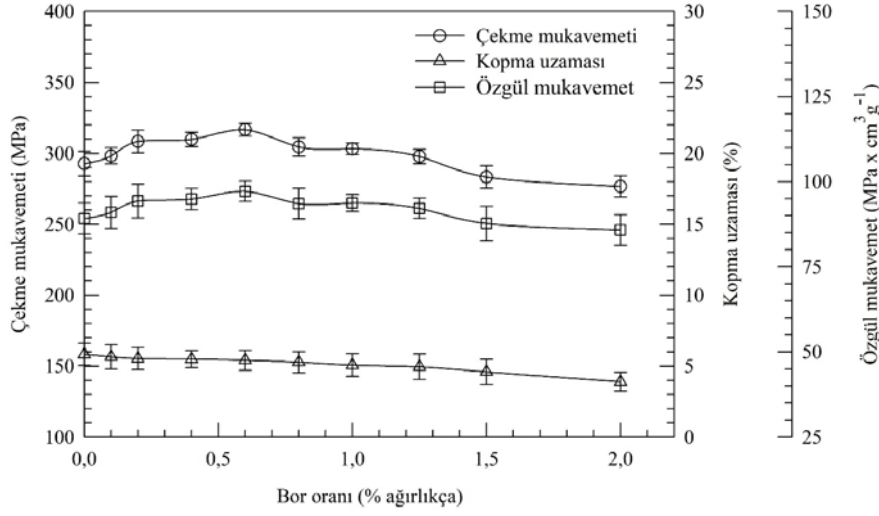
Şekil 8. a) Al-30Zn, b) Al-30Zn-0,6B, c) Al-30Zn-1B ve d) Al-30Zn-2B alaşımlarının X ışını kırınım desenleri (X-ray diffraction pattern of a) Al-30Zn, b) Al-30Zn-0.6B, c) Al-30Zn-1.0B, and d) Al-30Zn-2B alloy)



Şekil 9. Al-30Zn-(0-2)B alaşımlarının yoğunluk, sertlik ve basma dayanımı değerlerinin bor oranına göre değişimini gösteren eğriler (The change of density, hardness and compressive strength of Al-30Zn-B alloys as a function of boron content)

çekirdekleri oluşurken bu bileşik sıvı içinde kalmaya devam etmektedir. Diğer taraftan, AlB_2 bileşiğinin tam olarak kararlı bir faz olmaması [51, 52], sıvı içerisindeki AlB_2 bileşiği ile sıvı faz η arasında çözünürlükle ilgili Hume-Rothery ilkelerinin [53] önemli ölçüde sağlanması ve bunlara ilave olarak indüksiyonla ergitme nedeniyle ergitme anında sürekli karıştırma [44, 54] olmasının da etkisiyle AlB_2 bileşiği η fazı içerisinde çözülmüş olabilir. Bu

nedenlerden dolayı geliştirilen Al-30Zn-B alaşımının X ışını desenlerinde herhangi bir bor bileşiğine ait pik görülmemiş olabilir. Üçlü Al-30Zn-(0,1-2,0)B alaşımların yoğunluk, sertlik ve basma dayanımı değerlerinin bor oranına göre değişimini gösteren eğriler Şekil 9'da, çekme dayanımı, kopma uzaması ve özgül mukavemetlerinin bor oranına göre değişimini gösteren eğriler ise Şekil 10'da verilmiştir. Bu eğriler artan bor oranıyla alaşımların yoğunluğunun fazla



Şekil 10. Al-30Zn-(0-2)B alaşımlarının çekme mukavemeti, kopma uzaması ve özgül mukavemet değerlerinin bor oranına göre değişimini gösteren eğriler

(The change of tensile strength, elongation to fracture and specific strength of Al-30Zn-B alloys as a function of boron content)

değişmediğini, sertliğinin arttığı, basma dayanımının ise %0,2 oranına kadar önemli ölçüde azaldığı bu orandan sonra ise pek değişmediği göstermektedir, (Şekil 9). Çekme ve özgül çekme mukavemet değerleri ise %0,6 bor oranına kadar artma, bu orandan sonra ise azalma göstermektedir, (Şekil 10). İkili Al-30Zn alaşımına yapılan bor katkısı kopma uzaması değerinin azalmasına yol açmıştır, (Şekil 10). Bor ilavesi ile ikili Al-30Zn alaşımının sertliğinin artması, tane yapısının inceliyor tane sınırı sayısının artmasından ve borun hem alüminyumca zengin α hem de çinkoca zengin η fazında çözünmesi nedeniyle oluşan katı çözümleri sertleşmesinden [18, 53] kaynaklanmış olabilir. Al-30Zn alaşımının çekme mukavemetinin %0,6 oranına kadar yapılan bor katkısıyla artması, borun tane boyutunu ve dendritik yapıyı inceltip sayılarını artırmasına dayandırılarak açıklanabilir [55-57]. Şöyle ki, borun alaşımlarda tane incelmeye sebep olduğu bilinmektedir [32-34]. Bu çalışmada da bor içermeyen Al-30Zn alaşımı ile bor içeren Al-30Zn-B alaşımlarının tane boyutları arasında belirgin bir fark olduğu görülmektedir, (Şekil 4a-d ve 6). Tane sınırının artması dislokasyonlara engel oluşturacağı için alaşımların mukavemetinin artmasına yol açmış olabilir [58-60]. Mukavemetin %0,6 bor oranından sonra azalması ise bu orandan sonra tane boyutu sabit kalırken taneler/dendritler arası bölgede yer alan η fazının içerisinde daha fazla bor çözünmesi nedeniyle bu fazın gevrekleşmesi ve çatlak ilerlemesini kolaylaştırmasından kaynaklanmış olabilir. Literatürde [23, 61] de alüminyum alaşımlarda alüminyumca zengin dendritler etrafındaki fazların gevrekleşmesi durumunda mukavemetin düştüğünü belirten çalışmalar mevcuttur.

4. SONUÇLAR (CONCLUSIONS)

Bu çalışmada ikili Al-30Zn ve üçlü Al-30Zn-(0,01-2)B alaşımlarının içyapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar ikili Al-30Zn alaşımının içyapısının alüminyumca zengin α dendritleri ile bunları çevreleyen çinkoca zengin η fazından oluştuğunu göstermektedir. Üçlü

Al-30Zn-(0,1-2)B alaşımlarının içyapıları ikili alaşımın içyapısına benzemekte, ancak bu alaşımlarda bor oranı arttıkça içyapıda bulunan α dendritlerinin sayısı ve η fazının hacimsel oranı artmaktadır. Bor katkısı Al-30Zn alaşımının tane/dendrit boyutlarını yaklaşık olarak %70 oranında küçültmekte, sertliğini ve gevrekliğini önemli ölçüde artırmakta ancak basma dayanımını azaltmaktadır. İkili Al-30Zn alaşımının çekme mukavemeti %0,6 oranına kadar yapılan bor katkıları ile artmakta, daha yüksek orandaki bor katkıları ile düşmektedir. Bor katkılarının Al-30Zn alaşımının mukavemetinde neden olduğu artışın, tane incelmeye etkisinden, belli katkı oranından sonra düşürmesinin ise gevrekliği artırmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

TEŞEKKÜR (ACKNOWLEDGMENT)

Bu çalışma Türkiye Bilimsel ve Teknik Araştırma Kurumu (TÜBİTAK) 2209-A Üniversite Öğrencileri Araştırma Projeleri Destekleme Programı Kapsamında desteklenmiştir (Proje No: 1919B011502999).

KAYNAKLAR (REFERENCES)

1. Savaşkan T., Alemdağ Y., Effects of pressure and sliding speed on the friction and wear properties of Al-40Zn-3Cu-2Si alloy: A comparative study with SAE 65 bronze, Mater. Sci. Eng. A, 496, 517-523, 2008.
2. Prasad B.K., Sliding Wear Response of a Zinc-based alloy and its composite and comparison with a gray cast iron: Influence of external lubrication and microstructural features, Mater. Sci. Eng. A, 392, 427-439, 2005.
3. Hekimoğlu A.P., Savaşkan T., Lubricated wear characteristics of Zn-15Al-3Cu-1Si alloy and SAE 660 bronze, Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University, 33 (1), 145-154, 2018.

4. Savaşkan T., Azaklı Z., An Investigation of lubricated friction and wear properties of Zn-40Al-2Cu-2Si alloy in comparison with SAE 65 bearing bronze, *Wear*, 264, 920-928, 2008.
5. Goodwin F.E. ve Ponikvar A.L., *Engineering Properties of Zinc Alloys*, International Lead Zinc Research Organization, Third Edition, USA, January 1989.
6. Gervais E., Barnhurst R.J., Loong C.A., An analysis of selected properties of ZA alloys, *JOM- J. Min. Met. Mat. S.*, 37 (11), 43-47, 1985.
7. Özek C., Taşdemir V., Experimental investigation of the effects of blank holder force and die surface angle on the warm deep drawing of AA5754-O alloy, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 32 (1), 171-179, 2017.
8. Küçük Türk G., Experimental investigation of the effects of clearance on product quality in aa5754 sheet material blanking process and estimation by fuzzy logic, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 31 (2), 285-294, 2016.
9. Hekimoğlu A.P., Savaşkan T., Effects of contact pressure and sliding speed on the unlubricated friction and wear properties of Zn-15Al-3Cu-1Si alloy, *Tribol. Trans.*, 59, 1114-1121, 2016.
10. Aybarç U., Kara A., Çubuklusu H.E., Çe Ö.B., Effect of hot isostatic pressing on metallurgical and mechanical properties of A356 alloy, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 32 (4), 1327-1335, 2017.
11. Savaşkan T., Hekimoğlu A.P., Relationships between mechanical and tribological properties of Zn-15Al-based ternary and quaternary alloys, *Int. J. Mater. Res.*, 107, 646-652, 2016.
12. Calayag T., Ferres D., High-performance, high-aluminum zinc alloys for low-speed bearings and bushings, 33rd Annual Earthmoving Industry Conference, Paper No 820643, 2241-2251, USA, 1 Şubat 1982.
13. Presnyakov A.A., Gorban Y.A., Chrevyakova V.V., The aluminum-zinc phase diagram, *Russian. J. Phys. Chem. A*, 35 (6), 632-633, 1961.
14. Kuznetsov G.M., Barsukov A.D., Krivosheeva G.B., Calculation of phase equilibria of the Al-Zn system, *Russ. Metall+*, 5, 195-198, 1986.
15. Auer H., Mann K.E., Magnetic investigation of zinc-aluminum system, *Z. Metallkd.*, 28 (10), 323-326, 1936.
16. Savaşkan T., Murphy S., Decomposition of Zn-Al alloys on quench-aging, *Mater Sci Tech-Lond*, 6 (8), 695-703, 1990.
17. Zhu Y., Murphy S., A General rule of decomposition reaction in supersaturated Zn-Al based alloys, *Chin. J. Met. Sci. Technol.*, 2 (23), 105-116, 1986.
18. Savaşkan T., Hekimoğlu A.P., Pürçek G., Effect of copper content on the mechanical and sliding wear properties of monotectoid-based zinc-aluminum-copper alloys, *Tribol. Int.*, 37, 45-50, 2004.
19. Pürçek G., Savaşkan T., Küçükömeroğlu T., Murphy S., Dry sliding friction and wear properties of zinc-based alloys, *Wear*, 252 (11), 894-901, 2002.
20. Prasad B.K., Effects of partially substituting copper by silicon on the physical, mechanical, and wear properties of a Zn-37.5 %Al based alloy, *Mater. Charact.*, 44(3), 301-308, 2000.
21. Hekimoğlu A.P., Savaşkan T., Structure and mechanical properties of Zn-(5-25) Al alloys, *Int. J. Mater. Res.*, 105 (11), 1084-1089, 2014.
22. Savaşkan T., Bican O., Alemdağ Y., Developing aluminium-zinc-based a new alloy for tribological applications, *J. Mater. Sci.*, 44 (8), 1969-1976, 2009.
23. Savaşkan T., Hekimoğlu A.P., Microstructure and mechanical properties of Zn-15Al-based ternary and quaternary alloys, *Mater. Sci. Eng. A*, 603, 52-57, 2014.
24. Türk A., Durman M., Kayalı E.S., The effect of manganese on the microstructure and mechanical properties of zinc-aluminum based ZA-8 alloy, *J. Mater. Sci.*, 42 (19), 8298-8305, 2007.
25. Savaşkan T., Alemdağ Y., Effect of nickel additions on the mechanical and sliding wear properties of Al-40Zn-3Cu alloy, *Wear*, 268, 565-570, 2010.
26. Savaşkan T., Pürçek G., Hekimoğlu A.P., Effect of copper content on the mechanical and tribological properties of ZnAl27-based alloys, *Tribol Lett.*, 15, (3), 257-263, 2003.
27. Savaşkan T., Hekimoğlu A.P., Effect of quench-ageing treatment on the microstructure and properties of Zn-15Al-3Cu alloy, *Int. J. Mater. Res.*, 106, 481-487, 2015.
28. Köster W., Moeller K., On the synthesis and constitution of zinc-copper-aluminum alloys. II. The correlation of Cu Al with the ternary crystalline phase, *Z. Metallkd.*, 33, 284-288, 1941.
29. Savaşkan T., Bican O., Effects of silicon content on the microstructural features and mechanical and sliding wear properties of Zn-40Al-2Cu-(0-5)Si alloys, *Mater. Sci. Eng. A*, 404, 259-269, 2005.
30. Mikuszewski T., Michalik R., Structure and hardness of the ZnAl40Cu(1-2)Ti(1-2) alloys, *Solid State Phenomena*, 246, 47-50, 2016.
31. Tomaszewska A., Michalik R., Jabłońska M., Corrosion resistance of the ZnAl40Cu(1-2)Ti(1-2) alloys in an "acid rain" environment, *Solid State Phenomena*, 246, 109-112, 2016.
32. Liu X., Wu Y., Bian X., The nucleation sites of primary si in Al-Si alloys after addition of boron and phosphorus, *J. Alloy Compd.*, 391 (1-2), 90-94, 2005.
33. Chen Z., Kang H., Fan G., Li J., Lu Y., Jie J., Zhang Y., Li T., Jian X., Wang T., Grain refinement of hypoeutectic Al-Si alloys with B, *Acta Mater.*, 120, 168-178, 2016.
34. Chen Z., Wang T., Gao L., Fu H., Li T., Grain refinement and tensile properties improvement of aluminum foundry alloys by inoculation with Al-B master alloy, *Mater. Sci. Eng. A*, 553, 32- 36, 2012.
35. Wang T., Chen Z., Fu H., Gao L., Li T., Grain refinement mechanism of pure aluminum by inoculation with Al-B master alloys, *Mater. Sci. Eng. A*, 549, 136-143, 2012.
36. Alipour, M., Azarbarmas, M., Heydari, F., Houghghi, M., Alidoost, M., Emamy, M., The effect of Al-8B grain

- refiner and heat treatment conditions on the microstructure, mechanical properties and dry sliding wear behavior of an Al-12Zn-3Mg-2.5Cu aluminum alloy, *Mater. Des.*, 38, 64-73, 2012.
37. Alipour M., Emamy M., Seyed Ebrahimi S.H., Azarbarmas M., Karamouz M., Rassizadehghani J., Effects of pre-deformation and heat treatment conditions in the SIMA process on properties of an Al-Zn-Mg-Cu alloy modified by Al-8B grain refiner, *Mater. Sci. Eng. A*, 528, 4482-4490, 2011.
 38. Okamoto H., Massalski T.B., Thermodynamically improbable phase diagrams, *J. Phase Equilib.*, 12 (2), 148-168, 1991.
 39. Carlson O.N., The Al-B (aluminum-boron) system, *Bull. Alloy Phase Diagrams*, 11 (6), 560-566, 1990.
 40. Okamoto H., B-Zn (Boron-Zinc) *J. Phase Equilib.*, 12 (4), 502-502, 1991.
 41. Savaşkan T., Malzeme Bilimi ve Malzeme Muayenesi, Trabzon, Türkiye, 2015.
 42. Avner S.H., Introduction to Physical Metallurgy, McGraw-Hill, New York, A.B.D., 1974.
 43. Mohanty P.S., Gruzleski J.E., Grain refinement mechanisms of hypoeutectic Al-Si alloys, *Acta Mater.*, 44 (9) 3749-3760, 1996.
 44. Liu Y., Ding C., Li Y., Grain refining mechanism of Al-3B master alloy on hypoeutectic Al-Si alloys, *Trans. Nonferrous Met. Soc.*, 21 (7), 1435-1440, 2011.
 45. Chen Z., Kang H., Fan G., Li J., Lu Y., Jie J., Zhang Y., Li T., Jian X., Wang T., Grain refinement of hypoeutectic Al-Si alloys with B, *Acta Mater.*, 120, 168-178, 2016.
 46. Maxweel I., Hellowell A., Simple model for grain refinement during solidification, *Acta Metall*, 23 (2), 229-237, 1975.
 47. Spittle J.A., Sadli S, Effect of alloy variables on grain refinement of binary aluminum-alloys with Al-Ti-B, *Mater. Sci. Technol.*, 11 (6), 533-537, 1995.
 48. Easton M.A., John D.H., Grain refinement of aluminum alloys Part I. The nucleant and solute paradigms-a review of the literature, *Metall Mater. Trans. A*, 30 (6), 1613-1623, 1999.
 49. Easton M.A., John D.H., Grain refinement of aluminum alloys Part II. Confirmation of and a mechanism for the solute paradigm, *Metall Mater. Trans. A*, 30 (6), 1626-1633, 1999.
 50. Easton M.A., John D.H., The effect of alloy content on the grain refinement of aluminium alloys, in: Anjier, J.L., (Ed.), *Light Metals, Minerals, Metals & Materials Soc*, Warrendale, 927-933, 2001.
 51. Wang X., The formation of AlB₂ in an Al-B master alloy, *J. Alloys Compd.*, 403 (1), 283-287, 2005.
 52. Birol Y., Grain refining aluminium foundry alloys with commercial Al-B master alloys, *Mater. Sci. Technol.*, 30 (3), 277-282, 2014.
 53. Cottrel S.A., *An Introduction to Metallurgy*, Universities Press, 2nd edition, India, 2013.
 54. Wang T., Chen Z., Fu H., Xu J., Fu Y., Li T., Grain refining potency of Al-B master alloy on pure aluminum, *Scr. Mater.*, 64 (12), 1121-1124, 2011.
 55. Öchsner A., Altenbach, H. (Eds.), *Properties and Characterization of Modern Materials*, Springer, Magdeburg, Germany, 2017.
 56. Spinelli J.E., Garcia A., Development of solidification microstructure and tensile mechanical properties of Sn-0.7Cu and Sn-0.7Cu-2.0Ag solders, *Journal of Materials Science Materials in Electronics*, 25 (1), 478-486, 2014.
 57. Vasconcelos A.J., Silva C.V.A., Moreira A.L.S., Silva M.A.P.S., Rocha O.F.L., Influence of thermal parameters on the dendritic arm spacing and the microhardness of Al-5.5wt.%Sn alloy directionally solidified, *Metallurgy and Materials*, 67 (2), 173-179, 2014.
 58. Liu S., Yang G., Jie W., Microstructure microsegregation and mechanical properties of directional solidified Mg-3.0Nd-1.5Gd alloy, *Acta Metall. Sinica*, 27 (6), 1134-1143, 2014.
 59. Liu Z., Zhou L., Li G., Effects of cooling rate on the microstructure and tensile strength of A356 alloy wheels, 3rd International Conference on Material, Mechanical and Manufacturing Engineering, Guangzhou China, 2103-2109, 2015
 60. Wen-ming J., Zi-tian F., De-jun L., Microstructure tensile properties and fractography of A356 alloy under as-cast and T6 obtained with expendable pattern shell casting process, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 22, 7-13, 2012.
 61. Shin S.S., Yeom G.Y., Kwak T.Y., Park I.M., Microstructure and mechanical properties of TiB-containing Al-Zn binary alloys, *J. Mater. Sci. Technol.*, 32 (7), 653-659, 2016.