

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

**NİYOBYUM ELEMENTİ İLAVESİNİN A206 ALAŞIMINA ETKİLERİNİN
İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Nuri PALAMUTÇU

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Mühendisliği Programı

OCAK 2023

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

**NİYOBYUM ELEMENTİ İLAVESİNİN A206 ALAŞIMINA ETKİLERİNİN
İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Nuri PALAMUTÇU
(506191422)**

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Mühendisliği Programı

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Derya DIŞPINAR

OCAK 2023

İTÜ, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü'nün 506191422 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi Nuri PALAMUTÇU, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “Niyobyum Elementi İlavesinin A206 Alaşımına Etkilerinin İncelenmesi” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : **Doç. Dr. Derya DIŞPINAR**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Dr. Öğr. Üyesi Cevat Fahir ARISOY**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Doç. Dr. Ahmet TURAN
Yeditepe Üniversitesi

Teslim Tarihi : 13 Ocak 2023
Savunma Tarihi : 20 Ocak 2023





Kıymetli aileme,



ÖNSÖZ

Öncelikle hayatımda dönüm noktası etkisi bırakan, bilgi ve tecrübesiyle bütün çalışmam boyunca ışık tutan, sağladığı motivasyon ve verdiği değer sayesinde elimden tutan Sayın Doç. Dr. Derya DIŞPINAR’a ne kadar teşekkür etsem azdır.

Çalışma sürecimin en başından en sonuna kadar bütün bilgi birikimi, desteği ve yardımlarını hiç esirgemeyen Arş. Gör. Kerem Can DİZDAR, Müh. Hayati ŞAHİN ve Burak BAYIR çalışma arkadaşlarıma bana kattıkları her şey için sonsuz teşekkürü bir borç bilirim.

Hayatımın her anında koşulsuz şartsız her türlü yardımı gözü kapalı bir şekilde yapan, bütün eğitim hayatım boyunca hiçbir şekilde destekten kaçınmayan sevgili aileme sonsuz şükranlarımı sunarım.

Ocak 2023

Nuri Palamutçu
(Metalurji ve Malzeme Mühendisi)



İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	vii
İÇİNDEKİLER	ix
KISALTMALAR	xi
SEMBOLLER	xiii
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xv
ŞEKİL LİSTESİ.....	xvii
ÖZET.....	xix
SUMMARY	xxi
1. GİRİŞ.....	1
2. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARI.....	3
2.1 Alüminyum Bakır Alaşımları.....	5
2.1.1 A206 Alüminyum alaşımı.....	5
3. DÖKÜM.....	7
3.1 Kum Kalıba Döküm	7
3.2 Döküm Hataları	8
3.3 Gaz Giderme Prosesi	10
4. ISIL İŞLEM.....	11
4.1. Çözeltiye Alma.....	11
4.2. Su Verme	12
4.3 Yaşlandırma	13
5. TANE İNCELTME.....	17
5.1 Tane İnceltme Mekanizması	19
6. DENEYSEL PROSEDÜR	31
6.1 Kalıp Malzemeleri ve Hazırlanması.....	31
6.2 Kalıp Türleri.....	31
6.2.1 Akışkanlık kalıbı	32
6.2.2 Ördek ayağı kalıbı	32
6.2.3 Çekme testi kalıbı.....	33
6.2.4 Basamak kalıbı	34
6.3 Döküm	35
6.4 Isıl İşlem.....	37
7. SONUÇLAR	39
7.1 Akışkanlık	39
7.2 Beslenebilirlik	40
7.3 Bifilm	42
7.4 Kimyasal Kompozisyon	43
7.5 Sertlik	44
7.6 Mikroyapı	44
7.7 Çekme Testi.....	47
8. TARTIŞMA VE ÖNERİLER	51

REFERANSLAR.....	55
ÖZGEÇMİŞ.....	61



KISALTMALAR

Al	: Alüminyum
DAS	: Dendritik kol uzaklığı
Mg	: Magnezyum
Mn	: Mangan
Nb	: Niyobyum
NbAl₃	: Niyobyum aluminit
RPT	: Vakum altında basınç testi
SDAS	: İkincil dendritik kol uzaklığı
Si	: Silisyum
SiC	: Silisyum karbür
Ti	: Appendix
TiAl₃	: Titanyum aluminit



SEMBOLLER

ΔG	: Serbest enerjideki değişim
ΔG_v	: Hacim serbest enerji değişimi
ΔG^*	: Kritik serbest enerji
ΔT	: Alt soğuma
HRB	: Rockwell sertlik değeri
kW	: Kilovat
μm	: Mikrometre
mm	: Milimetre
MPa	: Megapaskal
S(θ)	: Şekil faktörü
r*	: Kritik yarıçap
T	: Sıcaklık
t	: Zaman
Tn	: Çekirdeklenme sıcaklığı
Tg	: Büyüme sıcaklığı



ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1 : Alüminyumun özellikleri.	3
Çizelge 4.1 : Döküm alaşımlarının ısıt işlemleri tanımları.	11
Çizelge 5.1 : Farklı miktarlarda titanyum içeren numunelerin ortalama tane boyutu	26
Çizelge 5.2 : Bekleme süresinin ortalama tane boyutuna etkisi	26
Çizelge 5.3 : Alüminyum, titanyum ve niyobyum fazlarının kafes parametreleri kıyaslaması.....	28
Çizelge 6.1 : Kalıp türleri ve amaçları.....	32
Çizelge 7.1 : Dökülen parçaların kimyasal kompozisyon dağılımları.....	43
Çizelge 7.2 : Alaşımların sırasıyla T6 ve T7 ısıt işlemleri sonrası sertlik değerleri.....	44



ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 : Alüminyum alaşımları sınıflandırılması.....	4
Şekil 3.1 : Bifilmin sıvı metal içerisinde sıkışması..	9
Şekil 3.2 : Gaz giderme operasyonu.....	10
Şekil 4.1 : Isıl işlemler için uygulanabilen sıcaklık aralıklarını içeren Al-Cu faz diyagramı..	12
Şekil 4.2 : 7064A alaşımında soğuma hızının sertliğe etkisi.....	13
Şekil 4.3 : Çökelme sertleşmesinin uygulama aşamaları.....	14
Şekil 4.4 : Yaşlandırma süresinin malzemenin mekanik özelliklerine etkisi	14
Şekil 4.5 : AA6070 alaşımının farklı ısıl işlemlerdeki gerilim-gerinim grafiği.	16
Şekil 5.1 : Al eriticisiyle atom uyumsuzluğuna dayanan geçiş metallerinin tane inceltebilirliği.....	18
Şekil 5.2 : Katı-Sıvı arayüzeyi şematik gösterimi.	20
Şekil 5.3 : Embriyo oluşumu için gerekli serbest enerji değişimi.	20
Şekil 5.4 : Katı parçacığın küresel başlık oluşumunu simgeleyen şematik gösterim	21
Şekil 5.5 : Hem heterojen hem homojen çekirdeklenme için serbest enerji-yarıçap çizimi.....	22
Şekil 5.6 : $TiAl_3$ 'ün alüminyum içinde heterojen çekirdeklenmesi.....	24
Şekil 5.7 : Katılaşma sırasında elde edilen soğuma eğrileri..	25
Şekil 5.8 : Al-Nb faz diyagramı.....	27
Şekil 5.9 : Al-Nb faz diyagramı alüminyumca zengin tarafı.	29
Şekil 6.1 : Akışkanlık kalıbı..	32
Şekil 6.2 : Ördek ayağı kalıbı..	33
Şekil 6.3 : Çekme testi kalıbı.....	34
Şekil 6.4 : Basamak kalıbı.	34
Şekil 6.5 : İndüksiyon metal eritme ocağı..	35
Şekil 6.6 : a) RPT cihazı, b) Zippo kalıp çizimi.	36
Şekil 6.7 : T6 prosesi..	38
Şekil 6.8 : T7 prosesi.	38
Şekil 7.1 : Farklı alaşım tiplerinin akışkanlık ölçüm sonuçları grafiği.....	39
Şekil 7.2 : Taranmış ve boyanmış farklı kalınlıktaki ördek ayağı numuneleri.....	41
Şekil 7.3 : Saf A206 ve farklı kompozisyonlardaki Nb alaşımlarının çekinti boşluk yüzdeleri.....	41
Şekil 7.4 : Taranmış RPT numuneleri.	42
Şekil 7.5 : Farklı kondisyonlarda bifilm ölçüm değerleri.....	43
Şekil 7.6 : a) A206, b) ağı. %0,025 Nb, c) ağı. %0,05 Nb, d) ağı. %0,1 Nb alaşımlarının 5mm kalınlığa sahip numunelerinin 5x büyütmede DAS ölçümleri.	45
Şekil 7.7 : a) A206, b) ağı. %0,025 Nb, c) ağı. %0,05 Nb, d) ağı. %0,1 Nb alaşımlarının 10mm kalınlığa sahip numunelerinin 10x büyütmede SDAS ölçümleri..	46

Şekil 7.8 : Numune kalınlığı ve alaşım miktarına bağlı olarak DAS değerlerinin değişim grafiği.	46
Şekil 7.9 : Numune kalınlığı ve alaşım miktarına bağlı olarak SDAS değerlerinin değişim grafiği.	47
Şekil 7.10 : Isıl işlem ve alaşım elementinin akma mukavemetine etkisi	48
Şekil 7.11 : Isıl işlem ve alaşım elementinin çekme mukavemetine etkisi.....	48
Şekil 7.12 : Isıl işlem ve alaşım elementinin uzama miktarına etkisi.....	49
Şekil 7.13 : Devirmeli ve yer çekimi dökümlerin akma mukavemeti karşılaştırması.	49
Şekil 7.14 : Devirmeli ve yer çekimi dökümlerin çekme mukavemeti karşılaştırması..	50
Şekil 7.15 : Devirmeli ve yer çekimi dökümlerin uzama yüzdeleri karşılaştırması..	50



NİYOBYUM ELEMENTİ İLAVESİNİN A206 ALAŞIMINA ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

ÖZET

Alüminyum, düşük yoğunluk, işlenebilirlik, korozyon direnci, süneklik, geliştirilebilir mekanik özellikler ve özgül mukavemet gibi harika özelliklere sahiptir. Bu özellikler, alüminyumu dünyada en çok üretilen ikinci metal haline getirmektedir. Alüminyum mükemmel bir geri dönüşüm oranına sahiptir ve bu onu çevre dostu yapar. Ayrıca alüminyum yüzde sekiz ile dünyada en çok bulunan üçüncü elementtir. Alüminyum üretiminin birincil ve ikincil olmak üzere iki farklı yolu vardır. Birincil üretim, ikincil üretime göre çok daha pahalı ve zordur. Boksit cevherinden alüminyum oksitini Bayer prosesi adı verilen prosesle elde edilmesinden oluşan bu üretim şekli. Bu işlemde sonra Hall-Heroult işlemi adı verilen bir yöntemle alüminyum oksitten artı kalan alüminyum elementi elde edilir. İkincil üretim, birincil üretimin aksine her geçen gün artmaktadır. İkincil üretim, birincil üretim için gereken enerjinin yalnızca %5'ini tüketir.

Alüminyum alaşımları dövme ve döküm alaşımları olarak başlıca iki gruba ayrılır. Alüminyum döküm alaşımları otomotiv, savunma ve havacılık endüstrilerinde en yaygın kullanılan demir dışı metallerdir. Alüminyum-bakır alaşımları yüksek mukavemet, yüksek sıcaklık dayanımı, korozyon direnci ve yorulma dayanımı özellikleri ile bu endüstrilerin ihtiyacını karşılamaktadır. Ana alaşım elementi ağırlıkça %4-5 Cu olan A206 alaşımları etkilerini fazla göstermeyen Mg, Mn, Si elementlerini de içermektedir. Üstün akma ve çekme dayanımına sahip olan A206 alaşımları ise döküm hatası olarak karşımıza çıkan sıcak yırtılma, çekme ve oksit kalıntısı gibi dezavantajlara sahiptir. Kum dökümü ve gaz giderme sonrasında azalması beklenen bu dezavantajların üstesinden gelmek için tane inceltme işleminin etkisi araştırılmıştır.

Çoğunlukla Ti ve B elementlerinin etkileri incelense de yeni çalışmalar nadir toprak ve farklı elementleri de içeriyor. Nb'nin tane inceltme üzerindeki etkisi bilinmesine rağmen, A206 alaşımı üzerindeki etkileri henüz çalışılmamıştır. Bu çalışmada A206 alaşımına Nb ilavesinin tane inceltme etkisi incelenmiştir. Niyobyumun tane inceltme, mikro yapı, beslenebilirlik, akışkanlık ve mekanik özellikler üzerindeki etkileri ısıtma işlem uygulaması ile belirginleşir. Toplama varyansının etkisini görmek için üç farklı yüzde (ağırlıkça %0,025, ağırlıkça %0,05, ağırlıkça %0,1) ayrı ayrı kullanılmıştır. Niyobyum yüzdesinin yanı sıra, ısıtma işleminin etkisini gözlemlemek için ısıtma işlem uygulaması da T6 ve T7 olmak üzere değişkenlik göstermektedir. Isıtma işleminin uygulanmasının ana nedeni, Al_2Cu çökeltilerinin taneler boyunca homojen dağılımını sağlamak, bu da gerilme kalıntı gerilme giderme ve mekanik özelliklerin iyileştirilmesini sağlamaktır.

Bu deneyde gravite ve tilt olmak üzere iki tip döküm ile dört farklı kalıp tipine uygulama yapılmıştır. Mikroyapı analizi DAS ve SDAS ölçümleri ile yapılmaktadır. Basamak kalıbı dört basamaklıdır. Bu kalıptaki temel amaç, tane inceltme etkisi olarak DAS ve SDAS değerlerinin azalmasını gözlemlemektir. Beslenebilirlik için örnek

ayağı kalıbı dökülür. Bu kalıbın amacı, çekinti boşluğu ve beslenebilirlik arasındaki korelasyon ile alüminyumun kendi başına beslenebilirliğini gözlemlemektir. Boşluk genişledikçe, beslenebilirlik daha yüksek demektir. Akışkanlık testinde ise alaşım elementi etkisini görmek adına akışkanlık kalıbı A206 alaşımından ve niyobyum takviyeli olarak dökülmüştür.

Çökeltilerin daha iyi homojen hale gelmesi ve dökümden kalan gerilmelerin giderilmesi için ısıt işlemler uygulanmaktadır. Bu nedenle ısıt işlem işlemlerinden sonra mekanik özellikler çok daha iyileşir. Çekme testi kalıbından alınan numunelere çekme testi, kalıbın yolluklarından alınan numunelere ise sertlik testi uygulanır. Çekme testi ile akma dayanımı, çekme dayanımı ve uzama değerleri bulunmuştur. Bu değerler ile ısıt işlem ve alaşım elementi etkisi ilişkilendirilmiştir.



INVESTIGATION OF THE EFFECTS OF ADDING NIOBIUM TO ALLOY A206

SUMMARY

Aluminium has great properties such as low density, machinability, corrosion resistance, ductility, improvable mechanical features and specific strength. These properties make the aluminium second most produced metal in the world. Aluminium has an excellent ratio of recycling and this makes it environment friendly. Also aluminium is the third most abundant element on earth with eight percent.

Aluminium production has two different ways which are primary and secondary. Primary production is much more expensive and difficult against to secondary production. This production way consisting of gaining the aluminium oxide from the bauxite ore with process called Bayer process. After that process, aluminium element is the left over from aluminium oxide in a method called Hall-Heroult process. Nearly half of the primary production is handling by China. India, Russia, Canada are coming after China with their primary production and ore capacity. The secondary production is getting increase day by day contrast of the primary production. Secondary production only consumes energy 5% of required for the primary production.

Aluminium alloys are divided into mainly two groups as wrought and cast alloys. Aluminium casting alloys are the most commonly used non-ferrous metals in automotive, defense and aviation industries. Aluminium-copper alloys meet the requirement of these industries with its high strength, high temperature resistance, corrosion resistance and fatigue strength properties.

A206 alloys, the main alloying element of which is 4-5% Cu by weight, also contains Mg, Mn, Si elements that do not show their effects much. A206 alloys, which have superior yield and tensile strength, on the other hand, have disadvantages such as hot tearing, shrinkage and oxide residue, which are encountered as casting defects. In order to overcome these disadvantages, which are expected to decrease after sand casting and degassing, the effect of grain refinement was investigated.

Grain refinement has been studied in aluminum alloys since the 1930s. Although the effects of Ti and B elements are mostly examined, new studies include rare earth and different elements. Although the effect of Nb on grain refinement is known, its effects on A206 alloy have not been studied yet.

In this study, grain refinement effect of the Nb addition on A206 alloy is examined. The effects of niobium on grain refinement, microstructure, feedability, fluidity and mechanical properties become evident with the application of heat treatment. Three different percentages (0.025wt %, 0.05wt %, 0.1wt %) have been used separately to see the effect of addition variance.

Besides of niobium percentage, heat treatment implementation also shows variance, which are T6 and T7, in order to observe effect of heat treatment. The main reason for applying heat treatment is to provide homogeneous distribution of Al_2Cu precipitates

throughout the grains, which provides stress residual stress relief and improvement of mechanical properties. T6 and T7 heat treatments are the best heat treatments for A206 alloy. The effects of these heat treatments were investigated.

In this experiment, all castings are made into sand mold because of less cost and benefits rather than permanent mold. For getting results, implementation is done to four different mold type with two types of casting which are gravity casting and tilt casting. Microstructure analysis is done by DAS and SDAS measurements. Images of microstructures are scaled and measurements are made via Kameran visual calculation program.

Step mold is casted and processed with metallography steps which are cutting, grinding and polishing. After polishing and etching samples are inspected under optical microscope. The step mold has four steps and their thickness are 5mm, 10mm, 20mm and 30mm. In this inspection the main goal is observing the reducement of DAS and SDAS values as grain refinement effect.

For feedability the duck feet mold is casted. After cutting and metallography steps, samples are scanned and the section which has shrinkage cavity is painted with different colour. Then threshold application is done on scaning and surface area of cavity is measured. In here, the goal is observing aluminium feedability by itself with correlatian between cavity and feedability. As cavity is expanding, feedability is getting more.

For fluidity, octopus mold is casted with eight arms. The arms have varied thickness which are 0.5mm, 1mm, 2mm, 3mm, 4mm, 5mm, 6mm and 8mm. Each arms have been casted with and without niobium element of A206 casting alloy in order to see alloying element effect for fluidity. Contrary to expectations, the addition of niobium reduced the fluidity. Base A206 alloy has the best fluidity measurements with comparing to niobium containing alloys.

Mechanical properties are investigated after heat treatment processes. T6 and T7 heat treatment are applied on the parts. T6 heat treatment based on steps that are 22 hours of solutionizing, 13 hours of artificial ageing at 160°C and quenching. Difference between T7 and T6 is the T7 heat treatment has a 24 hours of natural ageing step after solutionizing. Heat treatments are applied in order to getting better homogeneity of precipitates and removal of residual stress from casting. Therefore the mechanical properties are much more enhanced after heat treatment processes. Tensile strength test is applied on samples from bar mold and hardness test is applied on samples from runners of bar mold.

In conclusion, depending on the results of experimental procedures are examined, best grain refinement has been observed on alloy which has Nb 0.1% wt. DAS and SDAS measurements are extremely reduced and this alloy type consisting the lowest measurements. When feedability is inspected, Nb 0.05% wt A206 alloy shows the most shrinkage from the surface and the best performance of feeding itself. Fluidity arms have been observed and the inference is in different thickness, different alloys show the best results.

On mechanical properties we can compare three different parameters which are alloying element addition level, tilt casting and heat treatment variance. As a result, T7 has a general superiority over T6 heat treatment process in meaning both tensile strength and hardness. Tension bars samples of tilt casting show better yield and tensile strength with comparison to gravity casting samples. Elongation is almost greater 1.2-

1.5 times against to gravity casting samples results. When it comes to niobium addition difference, Nb 0.05% wt alloy has significantly featured.





1. GİRİŞ

Alüminyumun en önemli özellikleri olan düşük yoğunluk, işlenebilirlik, korozyon dayanımı, mekanik özelliklerinin ilave edilen alaşım elementleri ile kolayca geliştirilebilmesi ve sünekliği kullanım alanının oldukça geniş olmasının başlıca sebepleridir. Alüminyum döküm alaşımları otomotiv ve havacılık sektöründe en yaygın kullanılan demir dışı malzeme grubu olarak karşımıza çıkmaktadır[1].

Al-Cu alaşımları yüksek mukavemeti, yüksek sıcaklık dayanımı ve yorulma dayanımı gibi üstün özellikleri ile ön plana çıkarak endüstride yakıt tüketimini ve gerekli malzeme ihtiyacını azaltmaktadır. Ana alaşım elementi ağırlıkça %4-5 Cu olan A206 alaşımları, ayrıca içerisinde etkilerini pek göstermeyen Mg, Mn, Si elementlerini de bulundurmaktadır[1].

Üstün akma ve çekme mukavemetine sahip olan A206 alaşımları diğer yandan döküm hatası olarak karşımıza çıkan sıcak yırtılma, büzülme ve oksit kalıntısı gibi sebeplerle dezavantaja sahiptir. Kum kalıba döküm ve gaz giderme sonrasında azalması beklenen bu dezavantajların üstesinden gelmek adına tane inceltme etkisi incelenmiştir.

Tane inceltme, alüminyum alaşımlarında 1930'lardan bu yana çalışılmaktadır. Çoğunlukla Ti ve B elementlerinin etkileri incelenmekte olsa da yeni çalışmalar nadir toprak ve farklı elementleri içermektedir. Tane inceltme konusunda Nb elementinin etkisi bilinse de A206 alaşımı üzerine etkileri henüz incelenmemiştir. Niyobyumun tane inceltme, mikroyapı, beslenebilirlik, akışkanlık ve mekanik özelliklere olan etkileri ısıtılma işlemi uygulanmasıyla belirginleşmektedir[2].

Isıl işlem uygulanmasının temel sebebi stres kalıntı gerilmeyi giderme ve mekanik özelliklerin gelişmesini sağlayan Al_2Cu çökeltilerinin taneler boyunca homojen dağılmasını sağlamaktır. T6 ve T7 ısıtılma işlemleri A206 alaşımı için en iyi ısıtılma işlemlerdir. Bu ısıtılma işlemlerin etkileri incelenmiştir.



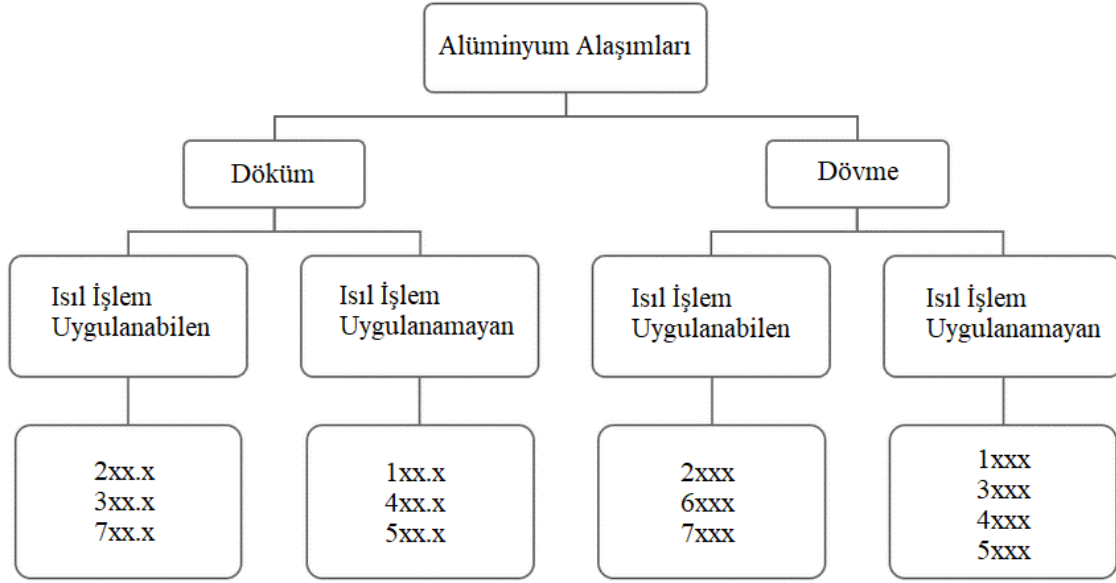
2. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARI

Gümüş renkte, sünek ve hafif bir metal olan alüminyumun simgesi Al ve atom numarası 13'tür. Doğada genellikle boksit cevheri olarak bulunan alüminyum, %8 ile yer kabuğunda en çok bulunan elementler arasında yukarılarda yer almaktadır. En genel üretim yöntemi boksit cevherinden Hall-Heroult prosesi ile üretilmesidir. Düşük yoğunluk, yüksek mukavemet, korozyon direnci öne çıkan özellikleridir. Bu özellikleri sayesinde otomotiv, havacılık, inşaat sektöründe oldukça yaygın kullanılmaktadır. Ayrıca kokusuz ve zehirsiz olması sayesinde gıda sektöründe en çok tercih edilen metallerin başında gelmektedir. İyi elektrik iletkenliği, ışığı yansıtması ve manyetik olmaması kullanım alanlarını genişletmektedir. Alüminyumun bazı özellikleri Çizelge 2.1'de verilmiştir[3].

Çizelge 2.1: Alüminyumun özellikleri[4].

Özellikler	Değerler
Atom No	13
Yoğunluk	2,70 g/cm ³ (Katı form)
	2,375 g/cm ³ (Sıvı Form)
Erime Sıcaklığı	660,32 °C
Kaynama Sıcaklığı	2519 °C
Isı Kapasitesi	24,2 J/(mol·K)
Isıl İletkenlik	237 W/(mK)

Alüminyum alaşımları başlıca döküm ve dövme olarak iki ayrılır. İki grup da ısıtıl işlem uygulanabilen ve uygulanamayan alaşımlara sahiptir. Bu sınıflandırma Şekil 2.1'de gösterilmiştir.



Şekil 2.1: Alüminyum alaşımları sınıflandırılması[3].

Başlıca döküm alaşımları şu şekildedir:

- 1xxx – Saf Al (minimum %99)
- 2xxx – Alüminyum-Bakır alaşımları
- 3xxx – Alüminyum-Mangan alaşımları
- 4xxx – Alüminyum-Silisyum alaşımları
- 5xxx – Alüminyum-Magnezyum alaşımları
- 6xxx – Alüminyum-Silisyum-Magnezyum alaşımları
- 7xxx – Alüminyum-Çinko alaşımları
- 8xxx – Alüminyum-Diğer elementler
- 9xxx – Kullanılmaya Seri

Başlıca dövme alaşımları şu şekildedir:

- 1xx.x – Saf Alüminyum (minimum %99)
- 2xx.x – Alüminyum-Bakır alaşımları
- 3xx.x – Al-Si-(Cu ve/veya Mg)
- 4xx.x – Alüminyum-Silisyum alaşımları
- 5xx.x – Alüminyum-Magnezyum alaşımları
- 6xx.x – Kullanılmayan Seri
- 7xx.x – Alüminyum-Çinko alaşımları
- 8xx.x – Alüminyum-Kalay alaşımları
- 9xx.x – Alüminyum-Diğer elementler [3]

2.1 Alüminyum Bakır Alaşımları

2xxx alüminyum alaşımları %4-6 oranında bakır ve %0,25-0,35 arası magnezyum ve bazı durumlarda mangan içerir. Bu alaşım türüne bazı örnekler A201.0, 202.0, 204.0 ve A206'dır. Bu grup alüminyum döküm alaşımları arasında en yüksek mukavemete sahip alaşım grubudur. En yüksek mukavemet değeri ve süneklik kazandırmak için ısıtıl işlem uygun bir şekilde uygulanmalıdır.

Alüminyum içerisinde çözünen bakır elementi mukavemeti, sertliği, işlenebilirliği artırırken korozyon direncini diğer gruplara nazaran azaltmaktadır. Ayrıca yüksek yorulma ve sürünme direncine sahip olan bu alaşım yüksek mukavemet gerektiren yerlerde kullanıldıkları için genellikle havacılık ve otomotiv sektöründe kullanımı yaygındır[5].

2.1.1 A206 Alüminyum alaşımı

A206 alaşımlarında bakır oranı %4,2-5, magnezyum oranı %0,15-0,35, mangan oranı %0,2-0,5 arasındadır. Demir intermetalikleri alaşımın mukavemet değerlerini oldukça düşürdüğünden demir oranı %0,1 altında olmalıdır. Bu oranın üzerindeki demir yüzdelerinde oluşan demir intermetalikleri uzamayı da olumsuz şekilde etkilemektedir ve alaşımın kullanım alanlarını kısıtlamaktadır. A206 yorulma mukavemeti, yüksek mekanik özellikler ve yüksek sıcaklık çekme gibi üstün özelliklerinin yanı sıra sıcak yırtılma direnci düşüktür. Havacılık, otomotiv ve savunma sanayi gibi kullanım alanlarında yaygınlaşması için sıcak yırtılma sorunu azaltılmalıdır. Bu sorunun çözümüne dair döküm sıcaklığı, tasarım değişikliği, döküm yöntemi gibi çalışmaların yapılmasının yanı sıra çözüm için bir diğer teori de tane boyutu inceltmesi etkisinin incelenmesidir[6].

Alüminyumun bakır, magnezyum ve mangan içerisinde çözünebilmesinden dolayı A206 alaşımları intermetalik bileşimlere sahip olabilirler. İntermetalik bileşikler kabaca iki veya daha fazla element tarafından oluşturulan fazlardır. İntermetalik yapısı içerisinde bulundurduğu elementlere bağlı olan alaşımlar, bu oluşumlardan olumlu veya olumsuz etkilenebilirler. A206 alaşımının yapısında bulunan magnezyum ve mangan tarafından oluşturulan intermetalik bileşikler Al_2Cu intermetalitiği gibi mekanik özellikleri olumlu etkilerken, demir intermetalikleri mukavemeti oldukça düşürmektedir[7].



3. DÖKÜM

Alüminyum, endüstride çok yönlülüğü ve yüksek talep edilişi ile döküm yöntemi ile üretilen metallerin başlarında gelmektedir. Gün geçtikçe dövme alaşımlarına karşı döküm alaşımı oranı artmaktadır. Yüzlerce bilinen alüminyum döküm alaşımı olmakla beraber sanayide en çok kullanılan türleri Al-Si, Al-Si-Mg ve Al-Cu sistemleridir[8].

Döküm yöntemi seçiminin başlıca sebepleri arasında üretim hızı, parça boyutu, maliyet, istenilen özellikler ve çevresel faktörler yer almaktadır. Alüminyum alaşımları için kum kalıba döküm, kokil kalıba döküm, basınçlı döküm, hassas döküm, sıkıştırma döküm, yarı-katı döküm gibi yöntemler mevcut olsa da en sık en sık rastladığımız yöntem kum kalıba dökümdür.

3.1 Kum Kalıba Döküm

Kum kalıba döküm oldukça eski ve kolay bir yöntemdir. En önemli özellikleri ucuz ve çevre dostu bir döküm yöntemi olmasıdır. Kum, kil ve su kullanılarak elde edilen yeşil kum kalıp ve sentetik bağlayıcılar aracılığı ile elde edilen kimyasal olarak birleşmiş kum kalıp olmak üzere iki çeşidi vardır. Kimyasal olarak bağlı kalıplar daha dayanıklı olduğu için daha çok büyük kalıplarda kullanılırlar. Kum arzu edilen kalıp boşluğuna dökülür ardından iyice sıkışması ve istenilen şekli alması için dövülür. Kalıplar kuruduktan sonra alt ve üst kalıp olarak çıkartılır ve sağlam bir şekilde birleştirilir. Kalıplar arasında kalan boşluk istenilen döküm şeklinde kalmaktadır. Kalıplar bağlandıktan sonra ergiyik metal kalıp boşluğuna dökülür. Yeterli sürede katılaşmadan sonra kum kalıplar kırılır ve elde edilmek istenen parça ortaya çıkmaktadır. İstenilen parça şekline göre kum kalıp dizayn etmek oldukça ucuz ve hızlı bir yöntemdir[9].

Kum kalıba dökümde nihai ürünün özelliklerine etki edecek pek çok değişken bulunmaktadır. Kalıp malzemesi, kalıp tasarımı, metal kalitesi ve temizliği, döküm süresi ve sıcaklığı, gaz giderme şekli bunlardan bazılarıdır. John Campbell bir döküm parçanın istenilen şekilde elde edilebilmesi için olmazsa olmaz etmenleri bir listede

dökümün 10 kuralı şeklinde tanımlamıştır. Bu listedeki kurallar şu şekilde yer almaktadır:

1. Başlangıç sıvı metalin temizliği
2. Türbülansın engellenmesi
3. Kalıbın uygun şekilde dolumu
4. Kabarcık oluşumunun engellenmesi
5. Maçalardan gaz çıkışının engellenmesi
6. Çekilme boşluğunun engellenmesi
7. Konveksiyonun engellenmesi
8. Segregasyonun azaltılması
9. Artık gerilimlerin giderilmesi
10. İşleme için konum noktalarının sağlanması [10].

3.2 Döküm Hataları

Alüminyum dökümde karşılaşılan hatalardan bazıları yürümeme, döküm süreksizliği, çekinti, sıcak yırtılma, uyumsuzluk, çapak oluşumu, porozite ve bifilmdir.

Döküm esnasında ergiyik metalin kalıp boşluğunu tamamen doldurmadan katılaşması olayına yürümeme denir. Bu hata ergiyik metalin akışkanlığını artırarak, kalıp tasarımı değiştirerek engellenebilir[11].

Döküm süreksizliği, çok yolluk girişli sistemlerde düşük sıcaklıktan dolayı dikiş gibi tabaka oluşan yüzey hatalarıdır. Ergiyik metal birçok yolluktan girerek uygun şekilde buluşmadığında görülmektedir. Parçanın dayanıklılığını etkilemektedir ve metal tam olarak birleşmeden katılaşmamalıdır. Bu hata metalin döküm sıcaklığını artırarak, metalin akışkanlığını artırarak, yolluk tasarımı değişimi ile engellenebilmektedir[12].

Çekinti metal döküm sektöründe en çok görülen hatalardan birisidir. Bu hatanın temel sebebi sıvı ve katı metalin yoğunluklarının farklı olmasıdır. Sıvı metalin yoğunluğu, katı metalin yoğunluğundan daha azdır ve bunun sonucunda ergiyik metal katılaştığında hacim farkı oluşturmaktadır. Katılaşma metal-kalıp ara yüzeyinde başlamaktadır ve son katılan bölge parçanın merkez kesitidir. Katılaşma parça süresince katman katman ilerlemektedir. İç tarafta kalan sıvı katmanlar katılan her bir dış katman tarafından çekilir ve en sonunda merkezde çekinti boşluğu adı verilen boşluklar oluşmaktadır. Çekinti hataları parçada merkez çekintisi, borumsu çekinti

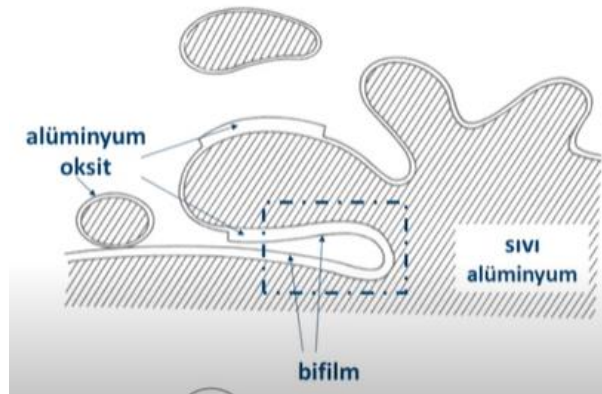
veya yüzeyde çökme olarak görülebilir. Çekinti, merkezdeki sıcak noktanın parça dışına çıkarılmasıyla veya kalıp sistemine besleyici ekleyerek önlenir. Eklenen besleyiciler en son soğuyacak ve çekintiler bu fazlalık bölgede görülecektir. Böylece parçada çekinti oluşmasının önüne geçilecektir[13][14].

Sıcak yırtılma, malzemenin tam katılma sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda yeteri kadar beslemenin sağlanmadığı durumlarda meydana gelmektedir. Katılan metal üzerindeki gerilim malzemenin mukavemetini geçtiği zaman sıcak yırtılma adı verilen istenmeyen çatlaklar meydana gelmektedir. Sıcak yırtılma, besleyicilerin yeterince verimli olmadığı durumlarda meydana gelir ve parça merkez kesitinde keskin değişimlere yol açmaktadır[15].

Uyumsuzluk kalıbın alt ve üst parçalarının yanlış şekilde hizalanmasından kaynaklı bir hatadır. Alt ve üst kalıbı iyi ve sıkı bir şekilde bağlamak ayrıca doğru yerlerde pim kullanmak bu hatanın engellenmesini sağlayacaktır[16].

Kalıbın alt ve üst kısımları arasındaki bölgede meydana gelen ince metal tabakasına çapak denir. Çapak, alt ve üst kalıbın kesişim kısmında yer alan boşluklardan veya yüksek döküm basıncından dolayı oluşmaktadır. Düzgün ve yeterli bir kalıp bağlamasıyla önüne geçilebilen çapak, parça soğuyup çıkartıldığında kırılabilir[17].

Porozite katılma çekintisine dayalı olan dökümdeki en büyük hatalardan bir tanesidir. Fark edilecek derece ergiyik alüminyumda çözünen tek gaz hidrojenidir. Alüminyum havadaki nem ile tepkimeye girer ve alüminyum oksit ile hidrojen oluşturur. Alüminyum oksit ergiyik metal üzerinde ince bir film tabakası şeklinde yer almaktadır. Katı oksit filmler, ergiyik metal içinde türbülans etkisiyle içerisinde hava hapseder ve metal içindeki bu oluşumlara bifilm ismi verilmektedir[18].



Şekil 3.1: Bifilmin sıvı metal içerisinde sıkışması[19].

Porozitelerin asıl nedeni bifilm oluşumudur. Bifilmelerin oluşumu Şekil 3.1’de şekilsel olarak görselleştirilmiştir. Hidrojen çekirdeklenmesi için gereken enerjiye kıyasla bifilmelerin açılması için gereken enerji göz ardı edilecek kadar küçüktür. Ergiyik metalin hidrojen ve bifilm seviyesini ölçmek için azaltılmış basınç testi uygulanmaktadır. Test sonucu elde edilen bifilm indeks değeri metal kalitesi hakkında bilgi vermektedir. Bifilm ve porozite oluşumun başlıca sebebi türbülansdır. Türbülansın önüne geçmek adına uygun kalıp tasarımı ve olabildiğince alttan dolum dizaynı yapılmalıdır. Düzgün bir gaz giderme prosesi ile bifilm indeks azaltılabilir ve bu değer düştükçe malzemenin mekanik özellikleri gelişmektedir[20][21].

3.3 Gaz Giderme Prosesi

Oksit ve metal yoğunluğu birbirine çok yakın olduğundan dolayı bifilmeler kendiliğinden ergiyik metal yüzeyinde yüzemezler. Hidrojen her ne kadar ergiyik içerisinde çekirdeklenemese de bifilmeler içerisine nüfuz edebilir ve daha büyük porozitelere yol açabilmektedir. Ergiyik metal içerisinden hidrojen ve bifilmelerin uzaklaştırılması malzemenin mekanik özellikleri açısından oldukça önem teşkil etmektedir. Bu işlem ergiyik metal içerisine inert gaz üfleyerek gerçekleştirilir. Argon ve nitrojen gazları en sık kullanılan gaz çeşitleridir. Hidrojen, inert gaz baloncukları içerisine nüfuz ederek yüzeye taşınmaktadır. İnert gaz baloncukları bifilmeleri taşıyarak ergiyik metal yüzeyine kadar yüzmesini sağlamaktadır. Gaz baloncukları ne kadar küçük olursa hataları uzaklaştırmada o kadar etkili olmaktadır. Gaz giderme yöntemi seramik dağıtıcılar veya dönen gaz giderme yöntemiyle yapılmaktadır. Dönen gaz giderme yöntemi yüzdürme açısından çok daha iyi sonuçlar vermektedir. Örnek dönen gaz giderme görüntüsü Şekil 3.2’de gösterilmektedir[21].



Şekil 3.2: Gaz giderme operasyonu[21].

4. ISIL İŞLEM

Bir malzemenin metalurjik yapısını ve mekanik özelliklerini iyileştirmek için faz diyagramına göre belirli bir sıcaklık ve sürede ısıtma ile soğutma işlemine tabi tutulması prosesine ısıl işlem denilmektedir. Isıl işlem uygulanabilen alüminyum alaşımlarında sertlik ve mukavemeti artırmak amacıyla uygulanan bu proses genellikle çökelme sertleşmesidir. Hem döküm hem dövme alaşımlarına uygulanabilen bu işlem alaşımların faz diyagramlarına bağlılık göstermektedir. Bu işlem tavlama, çözelti çözündürme, yaşlandırma ve soğutma adımlarından oluşmaktadır. Isıl işlem, alaşımların kimyasal yapısına, istenilen mekanik özelliklerine göre çeşitli şekilde uygulanmaktadır. Ayrıca korozyon dayanımı, elektriksel iletkenlik, süneklik gibi fiziksel ve mekanik özelliklere etki etmektedir[22].

Çizelge 4.1: Döküm alaşımlarının ısıl işlem tanımları[23].

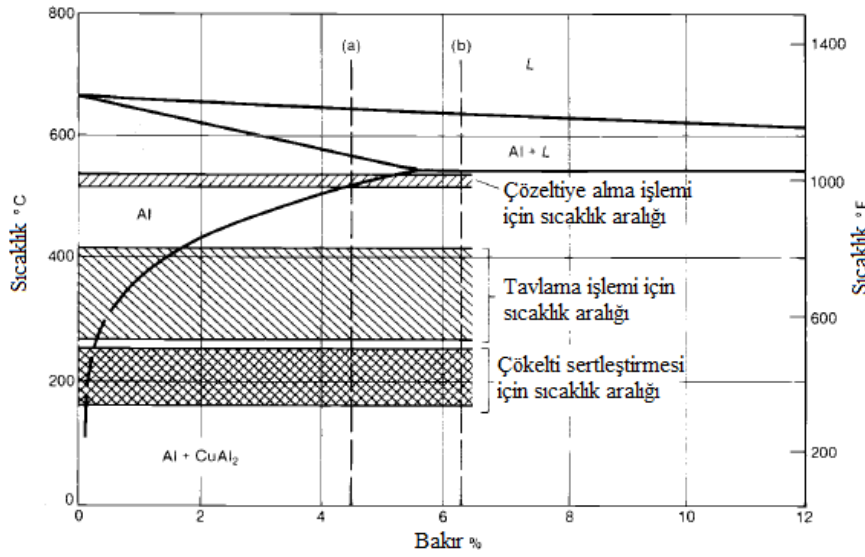
Isıl İşlem Tanımı	Isıl İşlem Kodu
Döküm Hali	F
Tavlanmış	O
Kontrollü soğumuş ve doğal yaşlanmış	T1
Çözeltiye alınmış ve doğal yaşlanmış	T4
Kontrollü soğumuş ve yapay yaşlanmış/aşırı yaşlanmış	T5
Çözeltiye alınmış ve yapay yaşlanmış	T6
Çözeltiye alınmış ve yapay olarak aşırı yaşlanmış	T7

Çözeltiye alma ısıl işlemi temel olarak üç aşamadan oluşmaktadır. Bunlar çözeltiye alma, soğutma ve yaşlandırma adımlarıdır.

4.1. Çözeltiye Alma

Çözeltiye alma aşamasının asıl amacı alaşım elementinin çözültide tamamen çözünmesini sağlamaktır. Bu sayede alaşım malzemeye sertlik kazandırır ve çökelme

sertleşmesi ismi buradan gelmektedir. Çözünen madde çözeltide tamamen çözünene kadar gerekli zaman ve sıcaklık etki etmelidir. Sıcaklığa karar verilirken göz önünde bulundurulacak etmen katı-katı eğrisidir. Sıcaklık bu eğrinin 6°C altında veya üstünde olabilir. Alüminyum-bakır alaşımları için katı-katı eğrisinde bakır yüzdesinin yer aldığı noktanın az üstünde sıcaklığa çıkmak yeterli olacaktır. Şekil 4.1’de çözeltiye alma ısıtma işleminin uygulanabileceği sıcaklıklar yer almaktadır. Gerekli sıcaklık ve süre uygulandıktan sonra bakır, alüminyum içerisinde tamamen çözünür ve katı çözelti aşırı doymuş hale gelmektedir[24].

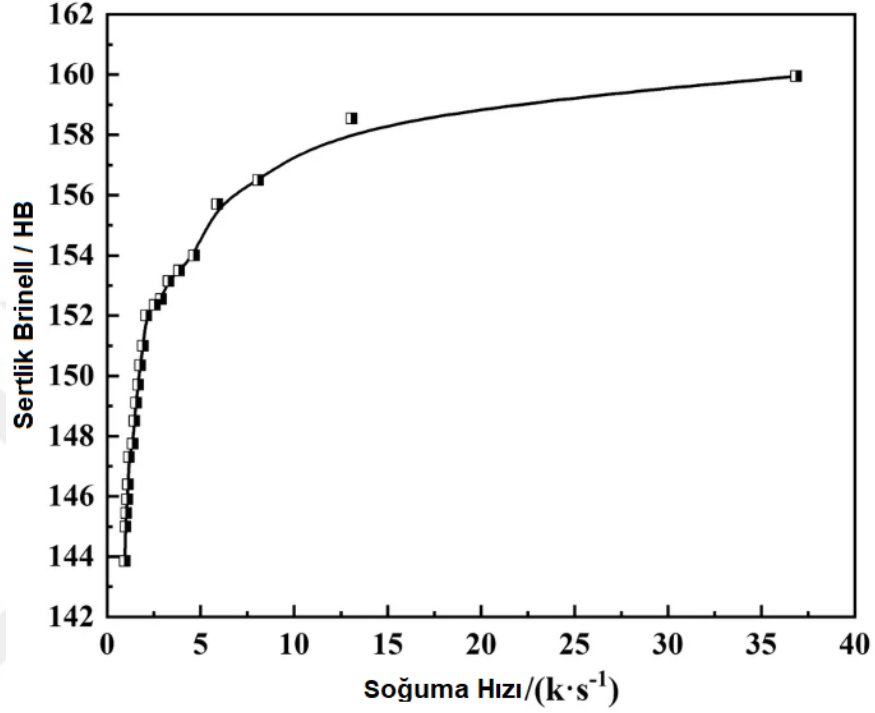


Şekil 4.1 : Isıl işlemler için uygulanabilen sıcaklık aralıklarını içeren Al-Cu faz diyagramı[25].

4.2. Su Verme

Çözeltiye alma işleminden sonra su verme işlemi gelmektedir. Su verme işlemi, alaşımın aniden ve çok hızlı şekilde soğumasını sağlayarak çözünmüş elementin çökmesini engellemektedir. Bu sayede aşırı doymuş kararlı yapı düşük sıcaklıkta elde edilebilmektedir. Atomları çözünmüş halde tutmayı sağlamanın yanı sıra soğutma işlemi, minimum kafes boşluğu sağlayarak bölge oluşumunu sağlamaktadır. Su verme işlemi hızlı ve düzenli bir şekilde verilmelidir. Böylece çözünmüş atomların rastgele dağılmasını ve özelliklere etki etmemesinin önüne geçilmiş olmaktadır. Şekil 4.2’de farklı soğuma hızının sertliğe etkisini görülmektedir. Su verme işlemi daldırma veya spreay yöntemi ile sıcak ve soğuk şekillerde uygulanabilmektedir. Yapısı görece daha karmaşık olan parçalarda sıcak suya daldırma veya fırında soğutma yöntemi

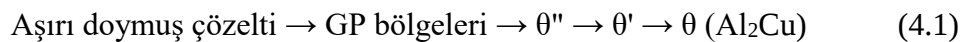
izlenebilmektedir. Etkin bir soğutma prosesi için suyun başlangıç ve bitiş sıcaklığı, soğutma hızı, absorbe edeceği ısı miktarı hesaplanmalıdır. Böylece ısı olarak farklı bölgelerin ve çökelti miktarında artışın önüne geçilmiş olacaktır. Eğer alaşım uygun şekilde soğutulmazsa beta fazları çekirdeklenecek ve heterojen olarak çökerek $\alpha+\beta$ fazı oluşturacaktır[26].

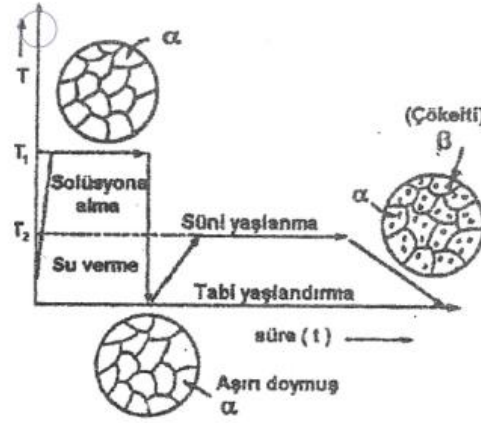


Şekil 4.2 : 7064A alaşımında soğuma hızının sertliğe etkisi[27].

4.3 Yaşlandırma

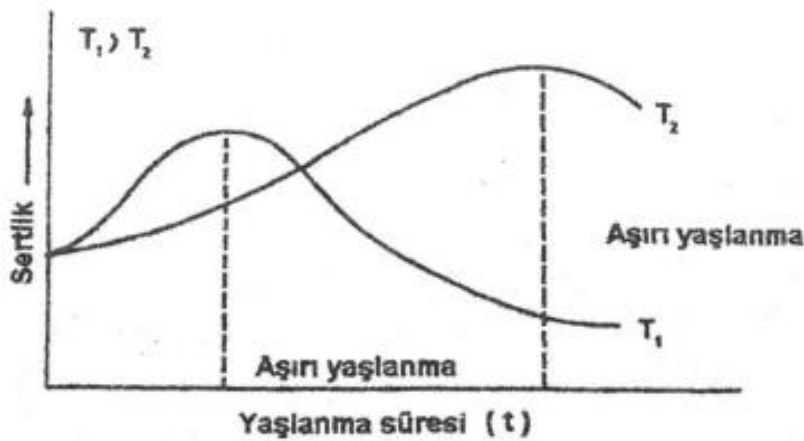
Yaşlandırma adımı doğal ve yapay olarak iki şekilde uygulanmaktadır. Çözeltiyi alma ve soğutma işlemlerinden sonra alaşım bu işlemde oda sıcaklığında doğal olarak veya daha yüksek sıcaklıkta yapay olarak yaşlanmaya bırakılmaktadır. Daha yüksek mukavemet ve sertlik değerleri için çökeltme sertleşmesi yeterli sürede beklemenin ardından meydana gelmektedir. Alüminyum-bakır alaşımlarında oda sıcaklığında veya katı-katı eğrisi altındaki sıcaklıkta yaşlanmayla farklı çökelmeler oluşur ve daha dayanıklı bir alaşım elde edilmektedir. Çökeltme sertleşmesi uygulama aşamaları Şekil 4.3'te görsel olarak izah edilmiştir. Bu oluşumlar birden çok adım içermektedir ve şu şekilde gerçekleşmektedir[28]:





Şekil 4.3 : Çökelme sertleşmesinin uygulama aşamaları[29].

Doğal yaşlanma esnasında bakır atomları disk şeklinde rastgele düzlemsel kümelenmeler halinde alüminyum kafeslerinde yer alırlar. Bu topluluklara GP bölgeleri adı verilmektedir. GP bölgeleri iç gerilimi artırarak malzemeye deformasyona karşı daha dayanıklı hale getirmektedir. Sıcaklığın daha yüksek olduğu yapay yaşlandırma esnasında Al_2Cu yapıları oluşur ve mukavemet daha yüksek bir hal alır. θ'' ve θ' çökeltileri oluştuğunda malzeme en yüksek mukavemetine erişmektedir. Sonrasında etkin sıcaklıkta yeterli süre sonunda θ çökeltileri oluşur ve alaşım yumuşamaya başlar. Bu sürece aşırı yaşlanma denir ve malzemenin mekanik özelliklerine olumsuz etkisi olmaktadır. Yaşlandırma proses süresinin ve sıcaklığın etkisi Şekil 4.4'te yer almaktadır[30].



Şekil 4.4 : Yaşlandırma süresinin malzemenin mekanik özelliklerine etkisi[29].

Yaşlandırma prosesinde aşırı doymuş katı çözeltilerin mukavemet kazanması için en önemli gereksinim çökeltilerin homojen ve düzgün şekilde dağılmış olmasıdır. Tüm

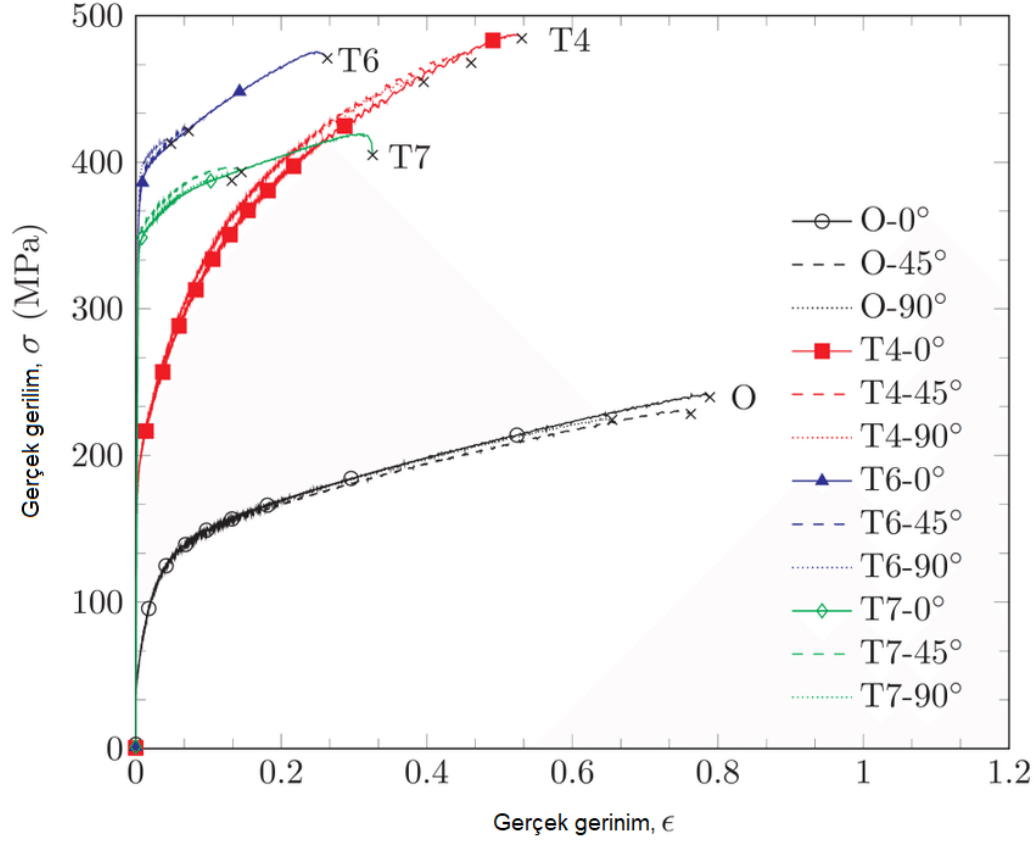
bölgelerde aynı olması gereken yaşlandırma işlemi katı-katı eğrisi altındaki sıcaklıkta görülmemektedir. Bu çizginin alt bölgesinde yarı kararlı Guinier-Preston (GP) bölgeleri ile boşluklar görülür ve denge halinde değildir. Bu aşamada matristeki boşlukların aşırı doyması sayesinde, difüzyon ve bölgelerin oluşumu daha hızlı görülmektedir. Çökelti oluşumu esnasında mukavemet kazanımı sağlayan en önemli etmen çözünen atomların gruplar halinde yer almasıdır. Çözücü ve çözünen fazlar aynı kristal yapıya sahip olsa da bu iki yapı arasında boyutsal farklarından dolayı büyük bir gerilme vardır. Bu gerilim alanları oluşan dislokasyonların hareketini engelleyerek malzemeye mukavemet kazandırmış olmaktadır[31].

GP bölgelerinin yapısal oluşumu termal ve mekanik işlemlere, alaşım malzemesine göre değişiklik göstermektedir. Atomik boyutlar arasındaki fark azaldıkça küresel yapılar yaygınlaşmaktadır. Fark çoğaldıkça alüminyum-bakır alaşımlarında olduğu gibi matris kafesine paralel disk şeklinde yapılar artmaktadır. Bu bölgelerin yapısı X-ray ve geçirimli elektron mikroskobu sayesinde görülebilmektedir. GP bölgeleri yeni kafes alanları oluşturan faz şeklinde değil, hali hazırdaki kafes yapısı içerisinde oldukça küçük boyutlarda oluşan bölgelerdir. İçinde bulunduğu kafese bağlı olmakla beraber, bu yapılar kafes yapısına önemli derece esneme sağlar ve mekanik özelliklerin gelişimine katkı sağlamış olurlar[32].

Çökelti sertleşmesi ısıtıl işlemi oldukça uzun ve parametrelerin direkt etki ettiği bir prosestir. Zaman, sıcaklık, çökelti boyutu ve dağılımı istenilen nihai ürün özelliklerine etki eden etmenlerdir. Sıcaklık aralığı 115 ile 190 °C, proses süresi ise 5 ile 48 saat arasında değişmektedir. Bu parametrelere uygun ayarlanması ve düzgün bir şekilde uygulanması sonucunda malzeme maksimum akma ve çekme mukavemeti, sertlik, korozyon dayanımı gibi özellikler elde edilebilmektedir. Örneğin Al-Cu alaşımlarında su verme işlemi sonrasında gerilim kalmaması adına işlem yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilerek süresi kısaltılmalıdır[33].

T5 ile T10 arasındaki ısıtıl işlemler yapay yaşlandırmaya maruz bırakılan çökelti sertleşmesi prosesleridir. T6 ve T7 ısıtıl işlemleri çözeltiye alma, soğutma ve yapay yaşlandırma adımlarından oluşmaktadır. T7 ile T6 arasındaki asıl fark, T7 ısıtıl işleminde malzemenin aşırı yaşlandırılmaya maruz kalmasıdır. Böylece mukavemet özelliğinden kısılarak diğer mekanik özelliklerin geliştirilmesi hedeflenmiştir. Şekil 4.5'te AA6070 alaşımının T6 ile T7 ısıtıl işlemleri arasındaki mukavemet farkı gösterilmektedir. T7 ile gerçekleştirilen yapay yaşlandırma, T6 işlemindeki sıcaklıktan

daha yüksek bir sıcaklıkta gerçekleşmektedir. Birçok farklı özelliğinin daha gelişmiş olmasından dolayı T7 ısıtıl işlemleri malzemeler T6 işlemleri görenlere kıyasla gerilimli korozyon çatlaklarına karşı daha çok dayanıklılık göstermektedir[34].



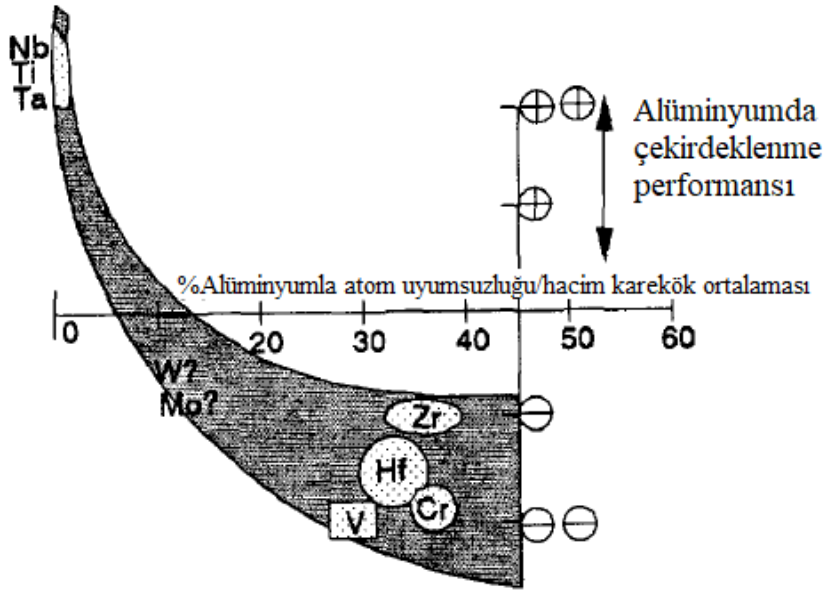
Şekil 4.5 : AA6070 alaşımının farklı ısıtıl işlemlerindeki gerilim-gerinim grafiği[35].

5. TANE İNCELTME

Tane inceltme temel olarak termal, mekanik ve kimyasal yöntem olmaz üzere üç sınıfa ayrılmaktadır. Termal yöntem proses parametrelerinin değiştirilmesi ile hızlı soğutmayı kullanarak eşeksenli yapı oluşumunu hedef almaktadır. Mekanik yöntem katılaşma sırasında mekanik, ultrasonik ve elektromanyetik karıştırıcıları kullanarak tane inceltmeyi amaçlamaktadır. Fakat yüksek maliyet ve uzun proses süreci gibi sebeplerle bu yöntem genellikle yarı katı metallerde kullanılmaktadır. Kimyasal yöntem ise çekirdeklenmeyi destekleyen ve tane büyümesini kısıtlamayı sağlayacak aşılama ve takviye edicileri içeren yöntemdir[36].

Tane inceltme, döküm alaşımlarının ergitme esnasında farklı elementlerle aşılama yapılarak sıvı metal içerisinde çekirdeklenme ve alt soğumaya etki etmesiyle tane yapısının farklılaşmasına yol açan bir yöntemdir. Tane inceltme işleminde, yeni tane oluşması için olanak sağlayan tane büyümesinin önüne geçilmesi de yeni tane çekirdeklenmesi kadar önem teşkil etmektedir. Bu sayede eşeksenli ince taneler meydana gelir ve daha küçük tane boyutu elde edilir[37].

Ergiyik alüminyum alaşım içerisine eklenen, intermetalik faz içeren elementler heterojen çekirdeklenmeyi destekleyerek küçük tanelerin oluşmasına yardımcı olur. Bu elementler peritektik dönüşüm adı verilen bir katıdan ve sıvıdan farklı bir katı oluşumu prensibi ile sıvı metalin farklı noktalarında katılaşma bölgeleri oluşturur. Böylece heterojen çekirdeklenmeyi destekler ve daha çok tane oluşumu sayesinde tane boyutları olağandan daha küçük elde edilmiş olur. Bu kimyasal tane inceltme yöntemi için en sık kullanılan elementlerin başında titanyum ve bor gelmektedir. Daha az yaygın olarak ise vanadyum, stronsiyum gibi elementlerin etkisi incelenmektedir. Şekil 5.1’de görüldüğü üzere en çok bilinen tane incelticiler olan titanyum ve borun yanı sıra niyobyumun etkisinin de bu elementlere alternatif olacağı ön görülmüştür. Bu elementler alüminyum içerisinde en yüksek çekirdeklenme performansı göstermeleri ve alüminyum ile atom uyumu özellikleri ile ön plana çıkmışlardır[38].



Şekil 5.1 : Al eriticisiyle atom uyumsuzluğuna dayanan geçiş metallerinin tane inceltilirliği[38].

Niobyum elementi birçok farklı alaşım için tane inceltici ve mukavemet artırıcı olarak kullanılmaktadır. Alüminyum alaşımlarında eklenen Nb elementi Al ile birlikte Al_3Nb intermetalik bileşiğini meydana getirmişlerdir. Bu bileşikler hemen hemen tanelerin ortasında oluşmakta çekirdeklenmeyi başlatma rolü oynamaktadır. Nb elementinin heterojen çekirdeklenme mekanizmasını tetiklemesi sayesinde, yapıda ince tanelerin eşit dağılmasını sağlayan yapısal alt soğumayı azalttığı görülmüştür. Nowak ve arkadaşları çalışmalarında Nb-B ilavesinin Ti-B ilavesine göre tane inceltmede daha etkili olduğunu görmüşlerdir. Bu şekilde homojen dağılım ve oldukça az ayrışma gösteren mikroyapı elde etmişlerdir[39].

Alüminyum döküm alaşımlarında tane inceltme etkisi birçok özellikte kendini göstermektedir. Etkili biçimde uygulanan bir tane inceltme;

- mekanik özelliklerin gelişimini,
- ikincil fazların homojen dağılımını,
- besleme kabiliyetinin artışı,
- işlenebilirliğin iyileşmesini,
- yorulma ömrünün uzamasını sağlarken,
- hidrojen gaz boşluklarının ve sıcak yırtılmanın meydana gelişinin azalmasını sağlamaktadır[40][41].

5.1 Tane İnceltme Mekanizması

Tane inceltme, sıvıların denge erime sıcaklığı altında katılaşma sırasında tane çekirdeklenmesi yardımıyla meydana gelen bir süreçtir. Çekirdeklenme, yarı kararlı sıvıların çekirdek adı verilen küçük katı parçacıklarla birlikte kristal yapılar oluşturduğu termal bir prosestir. Çekirdeklenme mekanizmaları, homojen ve heterojen çekirdeklenme olmak üzere iki temel gruba ayrılmaktadır[42].

Homojen çekirdeklenmenin gerçekleşebilmesi için sıvının kalıp duvarına temas etmemesi ve sıvı içerisinde çekirdeklenmeyi başlatabilecek empürite veya porozitelerin olmaması, çekirdeklenmenin sadece katılaşma parametreleri ile meydana gelmesi gerektiği kabul edilmektedir[43].

Bu koşulların bir araya geldiği durumda; ΔT erime noktası altında sıcaklığında, G_1 serbest enerjisine sahip sıvı atomları küçük katı kümeler oluşturur ve sistem enerjisi G_2 olarak değişir. Bu değişim aşağıdaki eşitliklerde gözükmemektedir:

$$\Delta G = G_2 - G_1 \quad (5.1)$$

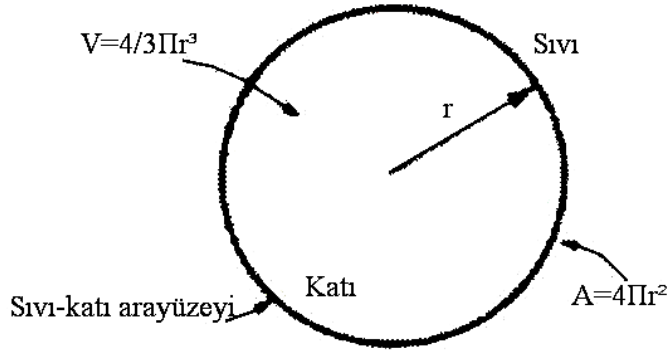
$$\Delta G = -V_S \Delta G_V + A_{SL} g_{SL} \quad (5.2)$$

$$\Delta G_V = G_V^L - G_V^S \quad (5.3)$$

Sıvıyı katılaşma sıcaklığının altında bir noktaya soğuttuğumuz zaman katının kristal yapısı gereği sıvı ile enerji farkı oluşur ve sıcaklık düştükçe bu enerji farkı giderek artar. Bu enerjiye serbest hacim enerjisi (ΔG_V) denir ve katı git gide kararlı bir hal alır. Bir alt soğuma için, bir birim katı veya sıvı fazın serbest enerjisinde meydana gelen toplam değişim aşağıdaki eşitlik yardımıyla bulunabilir:

$$\Delta G_V = L_v \Delta T / T_m \quad (5.4)$$

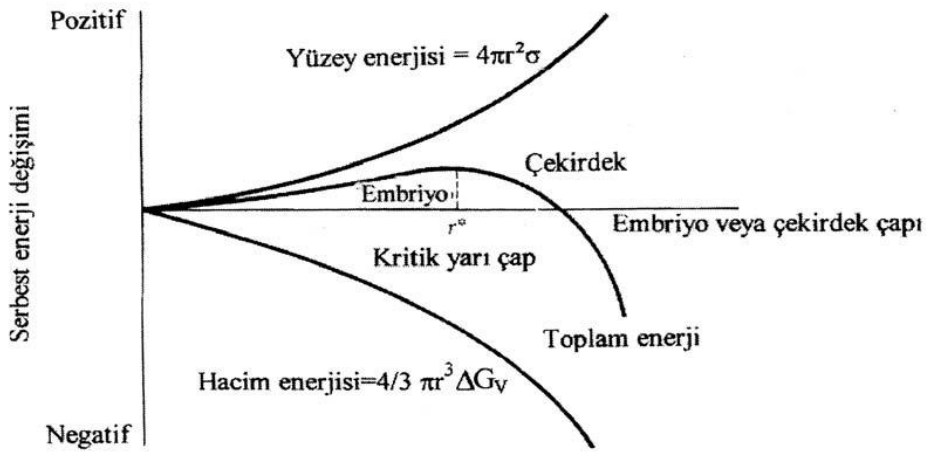
L_v bu eşitlikte birim hacim oluşum başına gizli ısı miktarını belirtmektedir. Sıvı yeterli sıcaklığa soğutulduğu zaman kümeleşen atomlar küçük katı parçacıklar oluştururlar. Oluşan bu küçük katı parçacıklara embriyo adı verilir. Embriyoların oluşması için Şekil 5.2'deki gibi arayüzeyin oluşması gerekmektedir. Embriyolar serbest enerjiye olumsuz etki ederken buna karşı olarak katı-sıvı arayüzey enerji oluşumundan dolayı pozitif katkı sağlamaktadır. Arayüzey ne kadar geniş olursa yüzey serbest enerjisi de o kadar artmaktadır[43][45].



Şekil 5.2 : Katı-Sıvı arayüzeyi şematik gösterimi[44].

Eğer katı-sıvı arayüz serbest enerjisi izotropik ise oluşan katının şekli küreseldir. Bu oluşumun toplam serbest enerjisi yapılan düzenlemeler sonucu aşağıdaki eşitlik yardımıyla bulunabilir:

$$\Delta G_r = - \frac{4}{3} \pi r^3 g_{SL} \quad (5.5)$$



Şekil 5.3 : Embriyo oluşumu için gerekli serbest enerji değişimi[44].

Şekil 5.3'te yer alan serbest enerji ve embriyo ilişkisi göstermektedir ki ergiyik içerisindeki küçük katı taneciklerin oluşumu serbest enerjiyi her zaman arttıracaktır. Eğer oluşan katı parçacığın yarıçapı (r) kritik yarıçaptan (r^*) büyükse kararlı katı parçacık çekirdeğe dönüşür. Bu durumun tersi halinde ise katı parçacık ergiyik içinde oluşumunu sürdüremez. Katı parçacık yarıçapının kritik yarıçapa eşit olduğu durumlarda ise çekirdek, etrafını kaplayan sıvı ile kararlı olmayan bir denge durumunda bulunur[45][46].

Aşırı serbest enerji aşağıdaki 4.11 eşitliği ile bulunmaktadır:

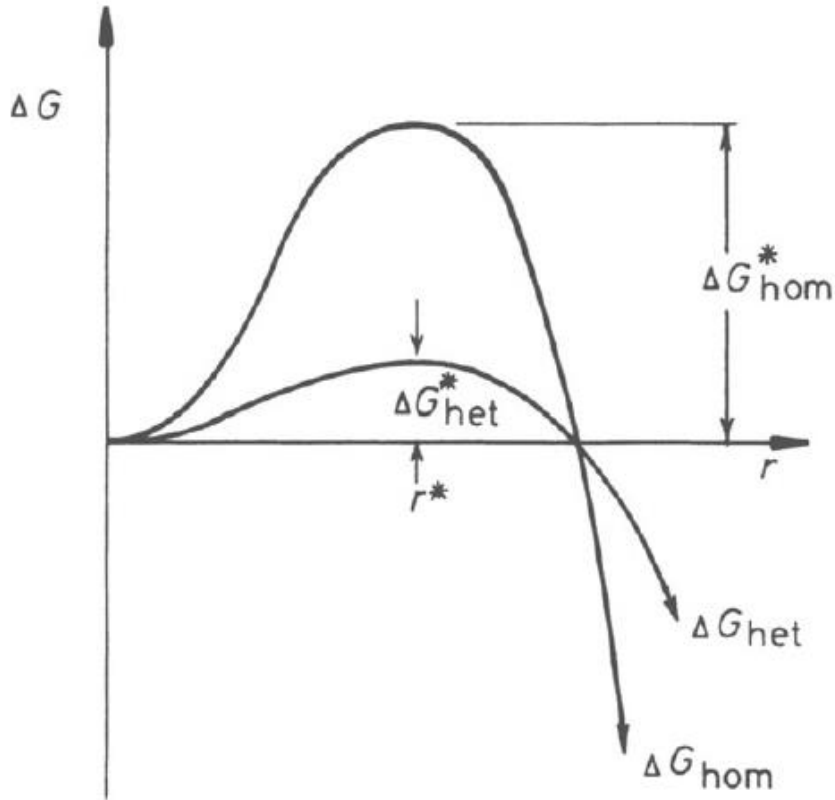
$$\Delta G_{het} = \{ (-4/3) * \pi r^3 \Delta G_V + 4 \pi r^2 \gamma_{SL} \} \quad (5.12)$$

Burada yer alan şekil faktörü $S(\theta)$, homojen ve heterojen serbest enerji arasındaki asıl farktır. Şekil faktörü 1'e eşit veya daha düşük olmak zorundadır. Bu ilişki aşağıdaki eşitlikte görülmektedir[45]:

$$\Delta G_{het} = \Delta G_{hom} * S(\theta) \quad (5.13)$$

Bu eşitlikten anlaşılacağı üzere heterojen çekirdeklenme için gerekli serbest enerji, şekil faktörü 1'den küçük veya eşit olacağı için her zaman homojen çekirdeklenme için gereken serbest enerjiden daha az olacaktır. Homojen ve heterojen çekirdeklenme için gerekli kritik yarıçap (r^*) aynı olduğundan dolayı serbest enerji sınırı (ΔG^*) aşağıdaki 4.13 eşitliğiyle bulunmaktadır[45]:

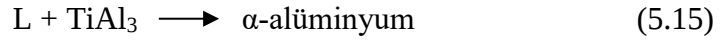
$$\Delta G_{het} = \{ [(16/3) * \pi \gamma_{SL}^3] * S(\theta) / 3 \Delta G_V^2 \} \quad (5.14)$$



Şekil 5.5 : Hem heterojen hem homojen çekirdeklenme için serbest enerji-yarıçap çizimi[42].

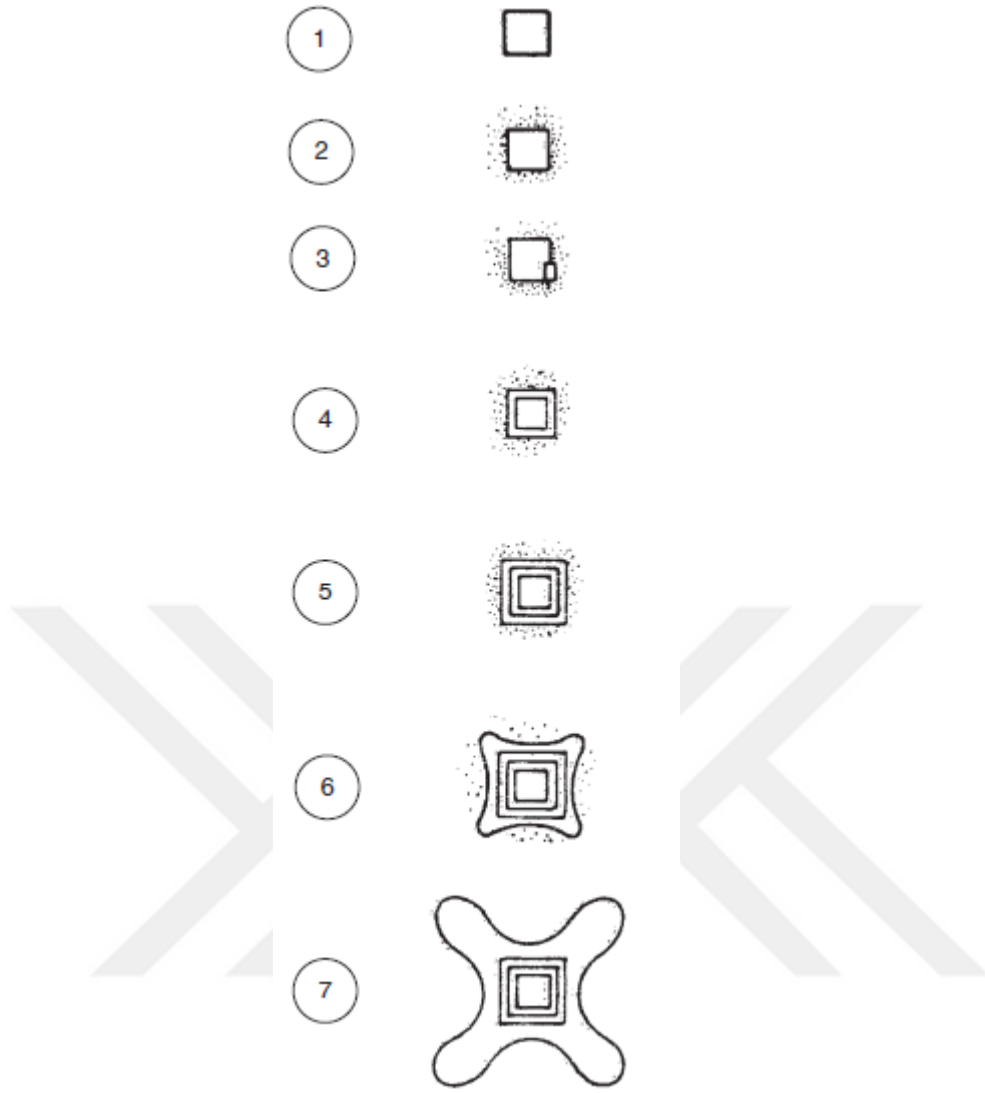
Şekil 5.5'te yer alan homojen ve heterojen çekirdeklenme adına serbest enerji-yarıçap ilişkisi göstermektedir ki heterojen çekirdeklenme için gerekli kritik serbest enerji her zaman homojen çekirdeklenme için gerekli olandan daha az olacaktır. Islanma açısı olarak bildiğimiz θ açısı heterojen çekirdeklenme için daha az olduğundan dolayı, çekirdeklenmeyi ilerleten enerji sınırı daha az olmakta ve heterojen çekirdeklenme daha hızlı meydana gelmektedir[42].

Alüminyumda çekirdeklenmeyi tetiklemek adına en yaygın olarak kullanılan element titanyumdur. Ergiyik metalin içine titanyum ilavesi en çok kullanılan yöntemdir. Bu yöntem sıvı metalin içerisinde $TiAl_3$ intermetalik parçacık oluşumunu sağlamaktadır. Ergiyik alüminyumun içine ilave edilen titanyum erime noktasını $660^\circ C$ 'den yaklaşık $665^\circ C$ 'ye yükseltmektedir. Bu değişim alüminyum tanelerinin çekirdeklenmesi ve büyümesi adına oldukça önemli bir fark yaratmaktadır. Ergiyik metal içerisinde oluşan bu intermetalik bileşikler farklı katılaşma bölgeleri oluşturarak tane oluşumunu desteklemektedir. Böylece daha çok tane oluşumu meydana gelir ve tane oluştuktan sonra büyüme evresine çok fazla olanak sağlamaz. Tane oluşumunu desteklemenin yanı sıra tane büyümesinin önüne geçmek de tane inceltme etkisi açısından oldukça önem teşkil etmektedir. Oluşan $TiAl_3$ parçacıkları peritektik reaksiyon sonucu katı alüminyum çekirdeklenmesine olanak sağlamaktadır[47].



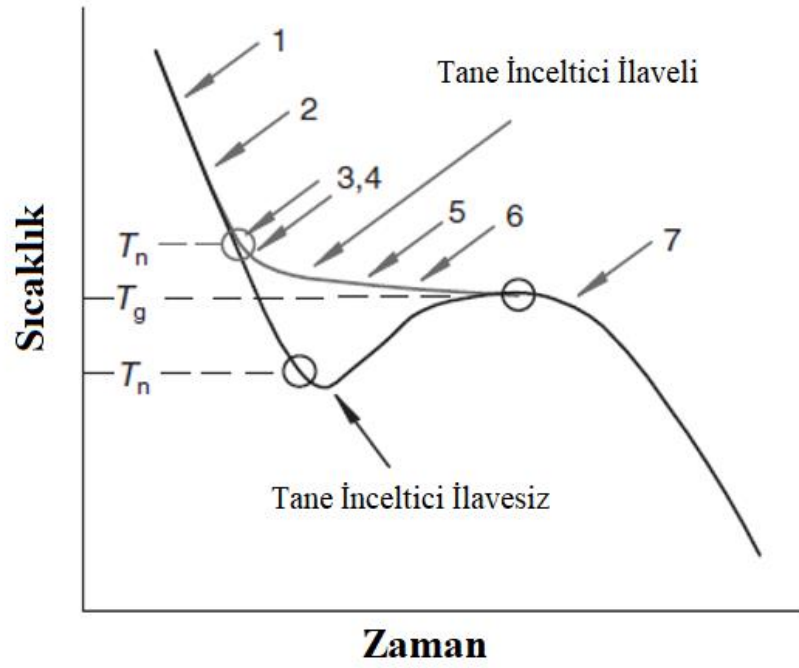
1983'te Backerud titanyumun alüminyum içerisindeki davranış sıralamasını Şekil 5.6'daki gibi açıklamıştır.

- Titanyum içeren ön alaşım ergiyik içerisinde belli bir süre sonunda çok sayıda $TiAl_3$ oluşumuna sebep olduğu gözlenmiştir.
- Şekildeki ikinci kısımda oluşan intermetalik çevresinde titanyum zenginliği gösterilmektedir.
- Bir süre sonra, üçüncü şekildeki gibi intermetalik etrafındaki titanyumca zengin ergiyik alüminyum ilk katı parçacığı yüzeyde oluşturur.
- Dördüncü ve beşinci şekillerde ise alüminyum kristallerinin büyüme evreleri görülmektedir.
- Alüminyum kristali büyüdüktan sonra çekirdek etrafında dendritik büyüme başlangıcı ve katılaşma bitene kadar büyümenin süreceği sırasıyla altıncı ve yedinci şekilde şematik olarak gösterilmiştir[47][48].



Şekil 5.6 : TiAl_3 'ün alüminyum içinde heterojen çekirdeklenmesi[48].

Şekil 5.7’de şematize edilen olaylar soğuma eğrileri ve mikroyapı analizi yardımıyla açıklanabilir. Bir kalıba dökülen inceltici ilaveli ve ilavesiz sıvı alüminyum metalinin sıcaklığı katılaşma süresince ölçülerek soğuma eğrileri elde edilir. Şekil 5.7 ’de görüldüğü üzere tane inceltici eklendiği zaman çekirdeklenme sıcaklığı (T_n) büyüme sıcaklığının (T_g) üzerindedir. Tane inceltici ilave edilmediği zaman ise çekirdeklenmenin başlaması için sıvı ergiyik birkaç derece alt soğumaya ihtiyaç duymaktadır. Alüminyumun tane inceltici ilave edildiği zaman büyüme sıcaklığının hemen üstünde 3. ve 4. noktalarda çekirdeklenmeye başlayacağı şekilde 4.6’da açıkça görülmektedir[47].



Şekil 5.7 : Katılaşma sırasında elde edilen soğuma eğrileri[47].

Al-Ti-B ön alaşımı alüminyum ve alaşımlarında en yaygın olarak kullanılan tane inceltici alaşım tipidir. Titanyum ve bor elementlerinin birlikte kullanılması önemli derece tane incelmeleri ve dökülebilirliğin gelişmesi gibi sonuçlar doğurmaktadır. Bu ön alaşımın alüminyum içerisinde oluşturduğu intermetalik bileşimler $TiAl_3$, TiB_2 ve AlB_2 olarak karşımıza çıkarlar ve etkileri birçok çalışmada gözlemlenmiştir[36].

$TiAl_3$ kristalleri alüminyum içerisinde yüksek çözünürlüğe sahip olduğu için tane inceltme gerçekleşmesi için yeterince yüksek oranda ilave edilmelidirler. TiB_2 daha güçlü bir çekirdektir ve sıvı alüminyumda çözünürlüğü yok denecek kadar azdır bu yüzden daha küçük miktarlarda daha etkili tane inceltme sağlamaktadır. TiB_2 parçacıkları, katı alüminyumun merkezinde yer alan $TiAl_3$ etrafında kabuk oluşturarak çözünmesini engelleme görevi üstlenmektedir. Böylece daha uzun kalan $TiAl_3$ parçacıkları daha çok çekirdek oluşmasına olanak sağlamaktadır. AlB_2 en iyi çekirdek ve en küçük tane boyutu özelliklerine rağmen titanyumla tepkimeye girmesi ve sıvı alüminyumda çözünmesi gerekçesiyle fayda göstermemektedir[47].

Çekirdeklenme bittikten sonra $TiAl_3$ metal içerisinde çözündüğü için tane inceltme etkisinde zayıflama gözükür. Bu zayıflama zamanını etkileyen faktörler kullanılan ön alaşım, metaldeki titanyum miktarı ve metal sıcaklığıdır. Oluşan $TiAl_3$ parçacıklarının boyutunu tayin ettiği için kullanılan ön alaşım en önemli unsurdur[49].

Akar ve çalışma arkadaşları 2015 senesinde farklı titanyum içeriği ve bekletme süresinin A206 alaşımında tane inceltmeye etkilerini araştırmışlardır. Çizelge 5.1’de yer alan oranlarda eklenen Al5Ti1B ön alaşımı eklenmiş ve gerekli metalografik işlemler sonucu mikroyapılar incelenerek ortalama tane boyutları belirlenmiştir. Az miktardaki titanyum ilavesi bile tane boyutuna oldukça etki etmiş ve ortalama 25% azaltmıştır. Bu değişim sıcak yırtılma, noktasal birikim ve çekinti gibi katılaşma hatalarını oldukça azaltmada etkili olmaktadır[50].

Çizelge 5.1 : Farklı miktarda titanyum içeren numunelerin ortalama tane boyutu[50].

Ti (ağ. %)	Hedef	0	0,01	0,02	0,03	0,05	0,1	0,2	0,3
Gözlenen		0	0,013	0,019	0,032	0,044	0,098	0,194	0,292
Ortalama Tane Boyutu (µm)	970	112	92	82	81	79	81	79	79

Akar ve çalışma arkadaşlarının deneyinde bekletme süresinin etkisini görmek adına 30 dakika arayla dökümler gerçekleştirilmiştir. Elde edilen veriler Çizelge 5.2’de toplanmıştır. Ortalama tane boyutunun değişimi zaman geçtikçe artmaktadır. Her ne kadar TiB₂ parçacıkları çekirdeklenmeyi tetiklese de bekleme süresinin artmasıyla sıvı metalden daha yoğun olması sebebiyle çökmeye meyillidir. 90 dakika bekleme süresinden sonra karıştırma işlemi bu olayın kötü etkilerini ortadan kaldırmış ve tekrar tane boyutunda küçülme görülmüştür[50].

Çizelge 5.2 : Bekletme süresinin ortalama tane boyutuna etkisi[50].

Sıvı Metal Durumu	Bekletme Süresi (dk)	Ti (ağ. %)	B (ağ. %)	Ti:B Oranı	Ortalama Tane Boyutu (µm)
Karıştırılmamış Ergiyik Metal	0	0,046	0,009	5,1	84
	30	0,036	0,005	7,2	88
	60	0,035	0,004	8,8	102
	90	0,031	0,003	10,3	111
	90*	0,048	0,009	5,3	85

90*: 90 dakikadan sonra karıştırılmıştır.



Şekil 5.8 : Al-Nb faz diyagramı[52].

kıyaslaması Çizelge 5.3'te detaylı olarak gösterilmiştir[53][54].

Çizelge 5.3 : Alüminyum, titanyum ve niyobyum fazlarının kafes parametreleri kıyaslaması[53].

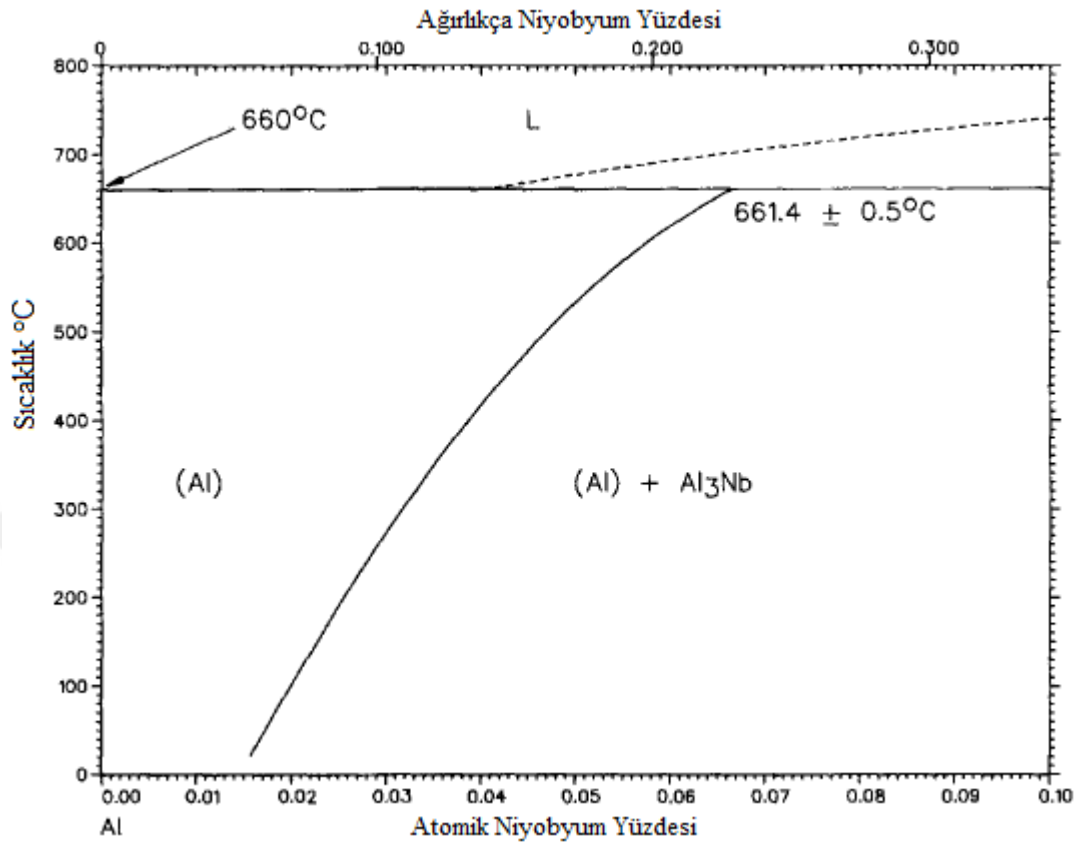
Element	Faz	Erime Noktası °C	Yoğunluk g/cm ³	Kafes Yapısı	Kafes Parametresi
Alüminyum	Al	660	2,7	Yüzey merkezli kübik	a=4,050 Å
Titanyum	Ti	1668	4,51	Hegzagonal	a=2,950 Å, c=4,683 Å
	Al ₃ Ti	1350	3,36	Tetragonal	a=3,848 Å, c=8,596 Å
	TiB ₂	3230	4,52	Hegzagonal	a=3,023 Å, c=3,220 Å
	TiC	3160	4,93	Yüzey merkezli kübik	a=4,330 Å
Niyobyum	Nb	2468	8,57	Hacim merkezli kübik	a=3,300 Å
	Al ₃ Nb	1680	4,54	Tetragonal	a=3,848 Å, c=8,615 Å
	NbB ₂	3036	6,98	Hegzagonal	a=3,102 Å, c=3,285 Å
	NbC	3490	7,82	Yüzey merkezli kübik	a=4,430 Å

Yapılan çalışmalar ışığında tane inceltmede niyobyumun etkisinin titanyumun yaptığına olan benzerliği ve performansı dikkat çekmiştir. Wells araştırmalarında en çok etkiyi 0,1 ağırlık % niyobyum oranında yakalamış ve tane boyutunda yaklaşık on kat azalma gözlemlemiştir. Daha yüksek niyobyum eklemelerinde intermetalik parçacıklar hem tane merkezlerinde hem de tane aralarında ve dendrit aralarında sıkışarak yer almıştır. Bu olay belli seviyenin üstünde niyobyumun yeni tane çekirdeklenme etkisini kaybetmesiyle ilişkilendirilebilir[55].

Diğer bir çalışmada ise Eborall niyobyumun tane inceltme etkisinin alaşım elementlerinin varlığında saf alüminyuma göre daha etkili olduğunu kanıtlamıştır. Benzer bir gözlem ise Bernstein ve çalışma arkadaşları tarafından, başka bir çözünen elementin (ör: 4,5 ağırlık % Cu , 5 ağırlık % Si) varlığında tane inceltmenin etkisinin oldukça arttığı kaydedilmiştir[56][57].

Niyobyum ve titanyum elementlerinin kafes parametreleri ve matriks-intermetalik faz ilişkileri çok benzer olduğundan dolayı Al₃Nb ile Al₃Ti aynı rolleri oynamaktadır. Bu yüzden çekirdeklenme ve tane inceltmede benzer etkiler göstermektedirler. Al₃Nb etkisini Şekil 5.9’da gösterilen Al-Nb alüminyumca zengin faz diyagramında yaklaşık 662°C’de görülen peritektik reaksiyonla ilişkilendirebiliriz[58].

Al₃Nb intermetalik parçacıklarının sıvı alüminyum içerisinde kararlılığı Al₃Ti parçacığından daha yüksek olduğu için, çözünme veya çökelmeye değil çekirdekleyici tabaka şeklinde kalmaya eğilim göstermektedir. Sahip olduğu bu etki niyobyum aracılığı ile yapılan tane inceltmenin solma direncinde oldukça avantaj sağladığını göstermektedir[58].



Şekil 5.9 : Al-Nb faz diyagramı alüminyumca zengin tarafı[52].



6. DENEYSEL PROSEDÜR

6.1 Kalıp Malzemeleri ve Hazırlanması

Kalıp hazırlanması döküm öncesi ilk adımdır ve nihai ürünün istenilen özelliklerine göre kalıp malzemesi seçimi yapılmalıdır. Alüminyum dökümü için kum kalıba döküm, basınçlı döküm, hassas döküm, sürekli döküm gibi çeşitli yöntemlerde kullanılmak üzere kum, çelik, dökme demir, grafit gibi kalıp malzemeleri endüstride yer almaktadır.

Bu çalışmada, düşük maliyeti ve kolay hazırlanabilirlik özellikleri ile öne çıkan silis kumu (SiO_2) kullanılmıştır. Bu kumun yapısının yeterince kompakt olmaması ve tek bir bütün halinde formunu koruyamamasından dolayı bazı ek malzemelere ihtiyaç duyulmaktadır. Bunlar kum tanelerinin birbirine yapışmasını sağlayan reçine ve sertlik kazandırarak bağlayıcılık görevi gören bağlayıcıdır. İlk atılan ilave olan reçine, kum miktarının ağırlıkça %2'si kadar eklenmektedir. Uygun ve homojen bir karışımdan sonra ilave edilen bağlayıcı miktarı, kum miktarının ağırlıkça %0,5 kadardır. Reçinenin bağladığı kumu sertleştirerek, tek ve katı bir form almasını sağlayan bağlayıcının etkisi çok hızlı bir şekilde görülmektedir. Bu yüzden bağlayıcı eklendikten sonra oldukça hızlı ve düzgün bir şekilde kumun karıştırılması gerekmektedir. Sertleşme etkisi artmadan, hazırlanan karışım ahşap modellere sıkıca doldurulmalı ve iyi bir şekilde, herhangi bir boşluk kalmayacak şekilde bastırılmalıdır. Doldurulan model, ortam koşullarında 1-3 saat boyunca bekletilir. Böylece tam gerekli şeklin verildiğinden ve karışımın neminin uzaklaştığından emin olunur.

6.2 Kalıp Türleri

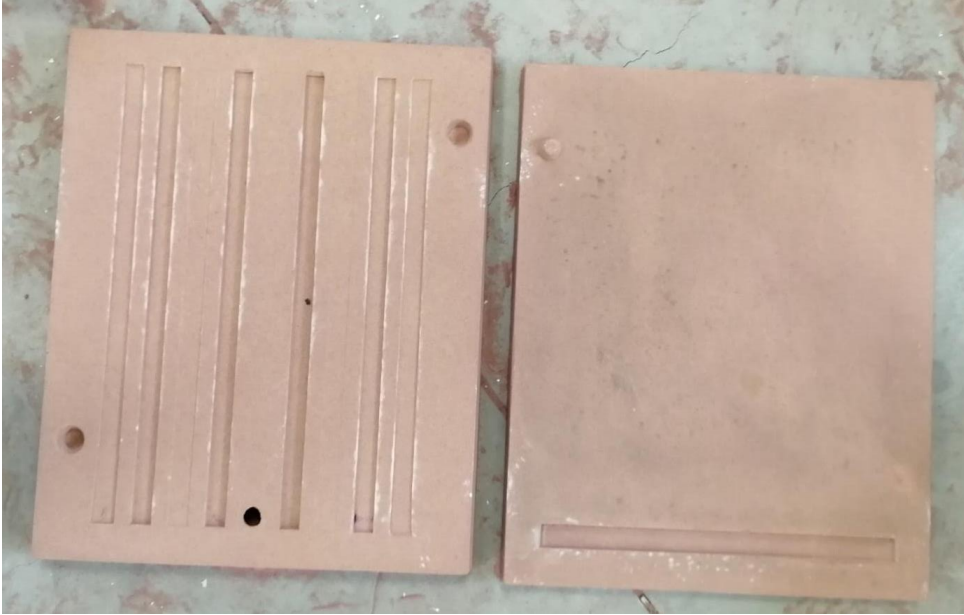
Bu çalışmada kullanılan kalıp türleri 4 farklı çeşitte yer almaktadır ve hepsi ayrı bir karakterizasyona hizmet etmektedir. Kalıp türleri ve amaçları Çizelge 6.1'de yer almaktadır.

Çizelge 6.1 : Kalıp türleri ve amaçları.

Kalıp Türleri	Kalıbın Amacı
1. Akışkanlık kalıbı	Ergiyik alüminyumun akışkanlığını ölçmek
2. Ördek ayağı kalıbı	Alüminyumun kendi kendini besleyebilirliğini ölçmek
3. Çekme testi kalıbı	Alaşımın akma & çekme mukavemeti ve uzamasını ölçmek
4. Basamak kalıbı	Mikroyapı incelemesi ve DAS & SDAS ölçmek

6.2.1 Akışkanlık kalıbı

Her biri yaklaşık 20 kilogram olan alt ve üst kısımdan oluşan akışkanlık kalıbı toplam 40 kilogramdır. Şekil 6.1 'de kalıbın alt ve üst kısımları yer almaktadır. Kalıpta 0,5mm, 1mm, 2mm, 3mm, 4mm, 5mm, 6mm ve 8mm olmak üzere farklı kalınlıklarda toplam 8 adet kol bulunmaktadır. Ergiyik alüminyumun bu farklı kalınlıklarda yatay olarak ne kadar mesafe kat edeceği, alaşımın akışkanlığı göstermektedir. Alaşım elementinin akışkanlığa etkisini görmek adına farklı alaşım oranlarındaki alaşımlar akışkanlık kalıbına dökülmüştür. Dökümden sonra kollardaki metal uzunluğu ölçülerek akışkanlığa alaşım elementi etkisi karşılaştırmalı olarak tespit edilmiştir.

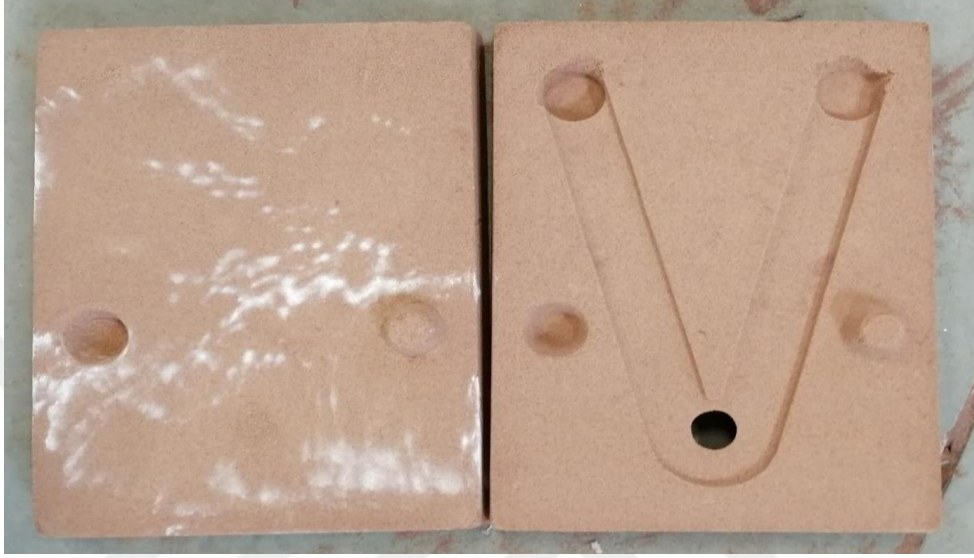


Şekil 6.1 : Akışkanlık kalıbı.

6.2.2 Ördek ayağı kalıbı

Toplam ağırlığı yaklaşık 6 kilogram olan ördek ayağı kalıbı iki adet yol ve yolların ucunda biri 10mm diğeri 25mm olan iki parçaya uzanmaktadır. Ördek ayağı kum

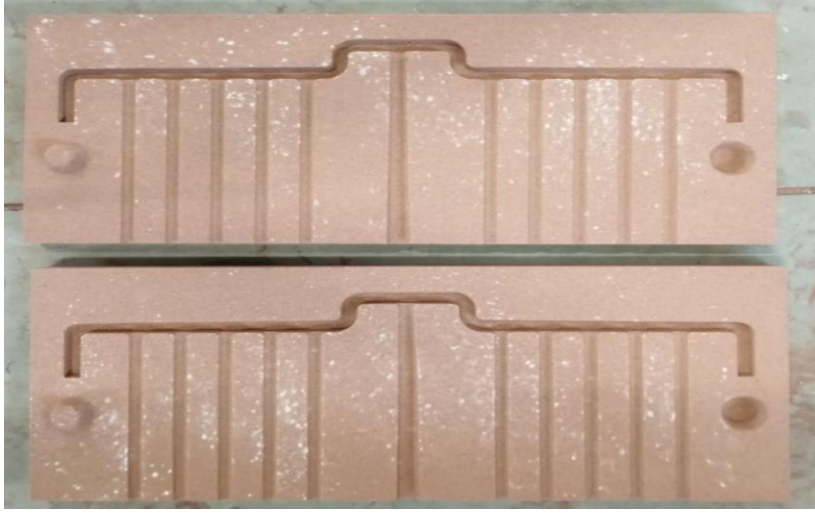
kalıbını oluşturan iki kısım Şekil 6.2’de görülmektedir. Bu parçalar orta kısımdan dikey olarak kesilerek çekinti boşlukları incelenmektedir. Buradaki amaç, dökümden sonra parçanın çekilme boşluğuna bakılarak beslenebilirlik tayinidir. Çekinti boşluğu ne kadar yüksek ise alüminyum alaşımının kendi kendini besleyebilirliği o kadar iyi demektir.



Şekil 6.2 : Ördek ayağı kalıbı.

6.2.3 Çekme testi kalıbı

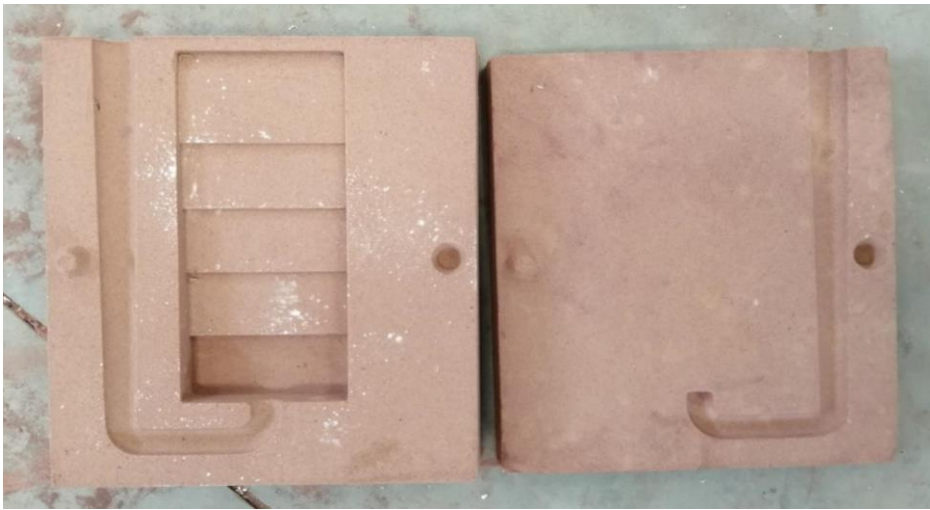
Çekme testi kalıbı, alaşımın mekanik özelliklerini belirlemek için çekme testi uygulanacak çubukların dökümü için tasarlanmıştır. Alt ve üst kısmı toplam 8 kilogram olan bu kalıpta mekanik özellikleri etkileyebilecek sızdırma, geç dolum, tam dolmama gibi sorunların önüne geçilmelidir. Bu açıdan kalıbın iyi ve sıkı bir şekilde bağlanması ve tam dolumu gözlemlemek oldukça önemlidir. Şekil 6.3’te çekme testi kalıbı yer almaktadır. Çekme testi kalıbında önce sağ ve sol kolları dolduran ergiyik metal sonra çubukları doldurmaya başlayarak 10 adet çubuğu aynı anda doldurmaktadır. Döküm sonrasında bu çubuklar uygun şekilde işlenerek çekme testine tabii tutulur ve akma mukavemeti, çekme mukavemeti, uzama verileri elde edilir.



Şekil 6.3 : Çekme testi kalıbı.

6.2.4 Basamak kalıbı

Basamak kalıbını oluşturan alt ve üst kısımların toplamı 10 kilogramdır. Basamak kalıbı 5mm, 10mm, 15mm, 20mm ve 30mm olmak üzere 5 farklı kalınlıktaki basamaklardan oluşmaktadır. Basamak kalıbı Şekil 6.4'te yer alan iki kısımdan oluşmaktadır. Dolum sırasında en kalın basamaktan en ince basamağa doğru bir dolum söz konusudur. Kalınlık farklılıkları basamakların katılma sürelerini etkilemektedir ve katılma hızı da mikroyapıları belirlemektedir. Basamakların her biri kesilerek mikroskop altında inceleme için gerekli metalografik işlemlerden geçmektedir. Buradaki asıl amaç mikroyapıların incelenmesi aracılığıyla katılma hızının DAS/SDAS boyutlarına etkisini belirlemektir.



Şekil 6.4 : Basamak kalıbı.

6.3 Döküm

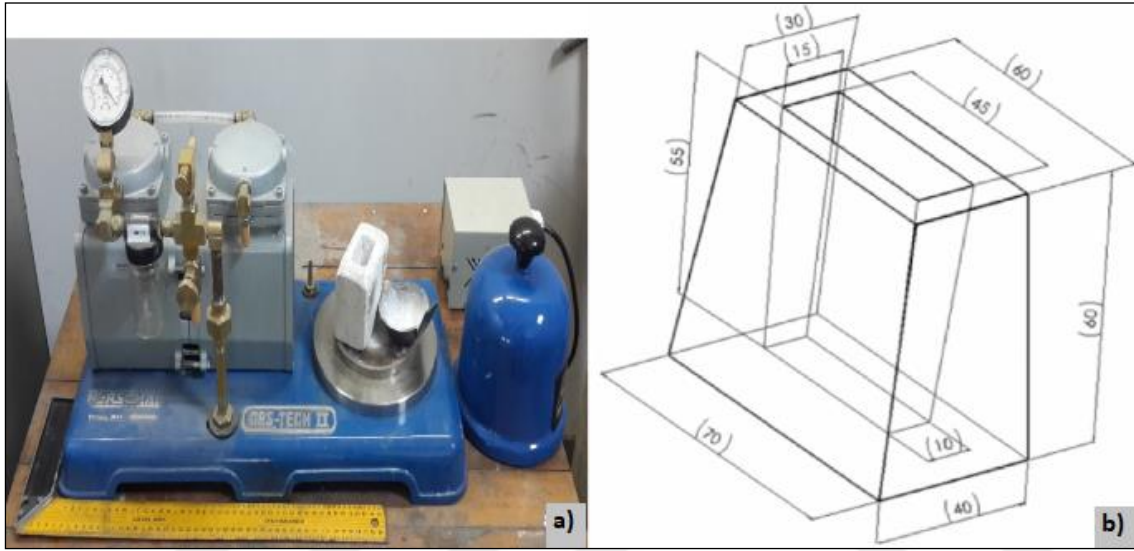
Döküm deneyi, A206 alaşımı ve niyobyum ilavesi için kum kalıplar hazırlandıktan sonra başlatılmıştır. Bu aşamada elektrik enerjisi ile indüksiyon oluşturan dirençli fırın kullanılmıştır. Fırın görseli Şekil 6.5'te yer almaktadır. Gerekli enerjiyi bu sayede içerisinde bulunan SiC kaplamalı potaya ileten fırın, metalin ergimesini sağlamaktadır. Bu aşamadaki ana amaç, pota içerisinde A206 alaşım biyetini eritmek, ön alaşım vasıtasıyla niyobyum elementini eklemek ve belirli sıcaklığa kadar ısıtıttıktan sonra ergiyik metali kum kalıba dökmektir.



Şekil 6.5 : İndüksiyon metal eritme ocağı.

Döküm işleminin başlaması için fırına ilk başta 5 kW ile enerji verilmeye başlandı. Ardından verilen enerji 15 dakikalık aralıklarla 15 kW ve 25 kW seviyelerine çıkartıldı. Yarım saat sonra ise kW değeri 25'ten yükseltilerek 30'a ayarlandı. En baştan itibaren potanın içine yüklenen 15,678 kg A206 külçe alaşımı, 90 dakika sonrasında 740 °C sıcaklığa ulaştı. Ergiyik haldeki metalden 125 dakika sonra 775 °C sıcaklığa sahipken sıvı kalitesini ölçmek amacıyla düşük basınç testi (Reduced Pressure Test, RPT) yapıldı. RPT numunesi beraberinde kimyasal kompozisyon kontrolü için kullanılacak numune de zippo adı verilen demir kalıba döküldü. Kullanılan RPT cihazı ve zippo kalıbı Şekil 6.6'da yer almaktadır. Sıvı fazdaki

metalden oksit tabakası temizlendikten sonra kepçe yardımıyla numune alındı ve vakum kubbesi altına yerleştirildi. Bu numune kubbe içerisinde 80 mb değerinde 5 dakika boyunca katılaştı ve sonrasında kesilerek sıvı metal kirliliği incelendi. Vakum işlemi sayesinde sıvı metal içerisindeki hidrojen gazı atmosfer ortamında soğuma hızına göre 10 kat büyük bir hacme ulaşır. Bu sayede çıplak göz ile metal içerisinde gözlemlenmek kolaylaşır. Bu RPT numuneleri daha sonra bifilm indeksi belirlemek amacıyla kullanıldı.



Şekil 6.6 : a) RPT cihazı, b) Zippo kalıp çizimi[59].

Düşük basınç testinden sonra ergiyik metal içerisindeki oksitleri uzaklaştırmak amacıyla gaz giderme yapıldı. Gaz giderme azot gazıyla 0,2 bar basınçta 15 dakika süresince uygulandı. Azot gazının alüminyum ile çok yavaş reaksiyona girmesi ve zararlı yan ürün oluşturmaması tercih sebebidir. Gaz giderme prosesi ile düşen sıcaklık tekrar 775°C seviyesine yükseltildi ve ikinci düşük basınç testi yapıldı ve zippo numunesi alındı. Buradaki amaç gaz giderme öncesi ve sonrası metal içerisindeki hidrojen miktarı değişimini gözlemlemektir.

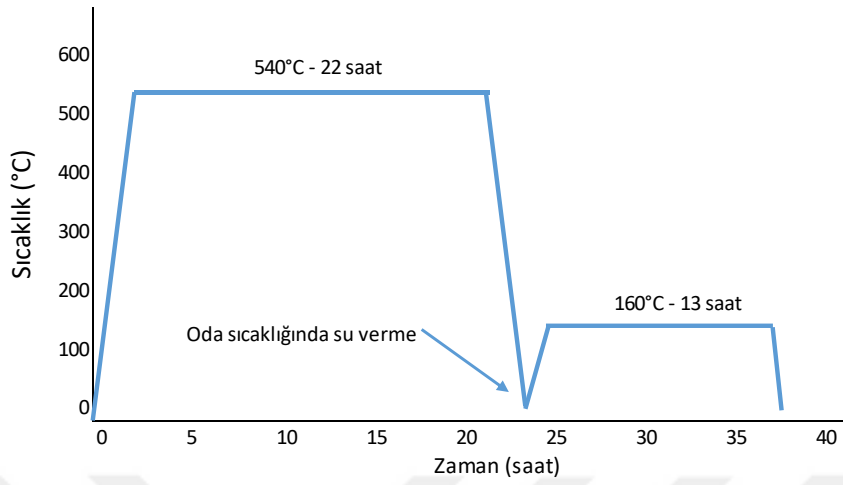
Dökülen RPT ve zippo numuneleri ölçüldü. Numuneler ve cüruf alımı ile potadan 1825 gram metal kaybı oldu ve kalan miktara 100 gram Al-3,5Nb-0,5B ön alaşım ilavesi yapıldı. Alaşım eklendikten sonra tekrar 5 dakika gaz giderme işlemi yapıldı ve RPT ile zippo numunesi alındı. Ön alaşım eklendikten yarım saat sonra sıcaklık 790°C'ye ulaştı ve ağırlıkça %0,025 Nb alaşım değeri için dört farklı kalıba döküm yapıldı. İlk set için döküm yapıldıktan sonra dökülen parçaların ve alınan cüruf miktarı toplamı 5,282 kg ölçüldü. Ölçümden sonra 63 gram ön alaşım ergiyik metale ilave

edildi ve tekrar gaz alma işlemi uygulandı. Gaz alma işleminden sonra tekrar 775°C’de RPT ve zippo numuneleri alındı, ardından sıcaklığın 790°C’ye ulaşması beklendi. Bu sıcaklığa, dökülen metalin kalıpta uygun şekilde yürümesi ve ergiyik halde daha fazla oksit oluşturmaması adına karar verilmiştir. Sıcaklık istenilen değere geldiğinde ağırlıkça %0,05 Nb alaşım değeri için diğer set döküldü. Bu sette potada az miktarda metal kalmasından dolayı metalin daha iyi yürüyebilmesi için öncelik çekme testi kalıbına ve ardından akışkanlık kalıbına verildi. Bu setin dökümünün ardından potada yeteri kadar metalin kalmamasından dolayı potada kalan 4,45 kg ağırlıkça %0,05 Nb alaşımına 14,714 kg A206 külçe ilave edildi. Yeni külçe şarjından yarım saat sonra tekrar 15 dakika gaz giderme işlemi yapıldı. Metal yüzeyinden alınan cüruf miktarı 1,158 kg olarak ölçüldü. Kalan ergiyik metalin ağırlıkça %0,1 Nb olabilmesi için 470 gram ön alaşım takviyesi yapıldı. Ön alaşım ilavesi ardından 5 dakika boyunca gaz giderme işlemi yapıldı ve tekrar RPT ile zippo numuneleri alındı. Numuneler alındıktan sonra ağırlıkça %0,1 Nb alaşımı için son set dökümü gerçekleştirildi. Potada kalan ergiyik metal kalıcı bir kalıba dökülerek külçe haline getirilmiştir. Daha sonrasında yeni bir döküm çalışması, bu 14 kg külçe tekrar döküm prosesine baştan sokularak çekme testi kalıbına döküldü. Önceki dökümden farklı olarak burada devirmeli döküm yöntemi uygulandı. Bu yöntem ile yer çekimli döküm yönteminin mekanik özelliklere etkisi arasında kıyaslama böylece yapılabilirdi. Gerekli hesaplamalarla A206 alaşımı eklenerek ağırlıkça %0,1 Nb olan alaşım sırasıyla ağırlıkça %0,05 ve %0,025 Nb hale getirilerek çekme testi kalıbına 790°C’de devirmeli döküm uygulandı.

6.4 Isıl İşlem

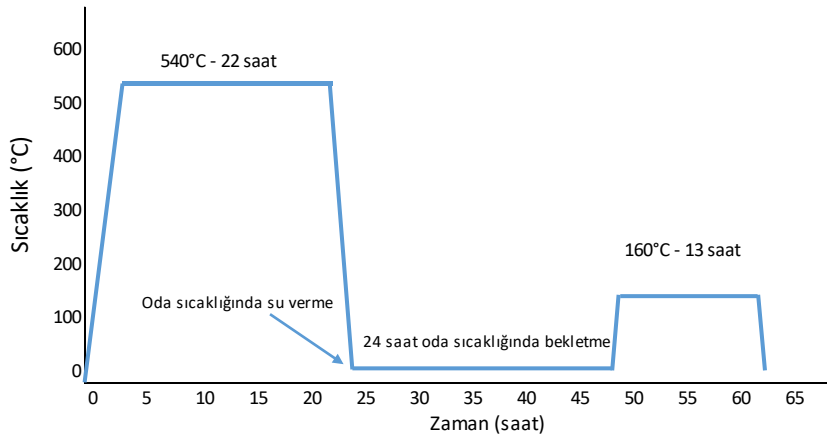
Malzemelerin mekanik ve fiziksel özelliklerini geliştirmek amacıyla döküm parçalara ısıtılma işlemi uygulandı. Isıl işlemlerin mekanik özelliklere etkilerini kıyaslamak amacıyla T6 ve T7 olmak üzere iki tip ısıtılma işlemi seçildi. Çekme testi kalıbındaki çubuklar sağ ve sol kısım olarak ikiye ayrıldı. Sol kısma A sağ kısma ise B kodu verildi. İçten dışa doğru olmak üzere sırasıyla 5, 4, 3, 2, 1 numaraları çakıldı. A5-A1 arası çekme çubukları T7, B5-B1 arası çekme çubukları ise T6 ısıtılma işlemine tabii tutuldu. T6 ısıtılma işlemi gören B çubukları, öncelikle Thermnevo marka rezistanslı fırında 540°C’de çözeltiye alma işlemine sokuldu. Ardından fırından çıkartılan numuneler soğuk su verme işlemi ile soğutuldu. Soğutulan numuneler 160°C’ye ısıtılan Heraeus marka

etüvde 13 saat bekletilerek yapay olarak yaşlandırıldı. T6 ısıt işlemleri çizelgesi Şekil 6.7’de yer almaktadır.



Şekil 6.7 : T6 prosesi.

Döküm sonrası A markalama yapılan çekme çubuklarının ise T7 ısıt işlemine maruz bırakıldı. Rezistanslı fırında 540°C’de 22 saat boyunca çözeltiye alma işlemi gören çekme çubukları, ardından soğuk su verme işlemiyle oda sıcaklığına kadar soğutuldu. Bu işlem sonrasında 24 saat boyunca oda sıcaklığında doğal yaşlandırma yapıldı. Doğal yaşlandırma sonrası etüv içerisinde 160°C’de 13 saat boyunca yapay yaşlandırma yapıldı. Yapay yaşlandırma süresi bitince fırından alınan numunelere soğuk su verilerek oda sıcaklığına soğutuldu. T7 ısıt işlemi çizelgesi Şekil 6.8’deki gibi yer almaktadır. Ayrıca bu çubuklardan sonra devirmeli döküm ile dökülen çekme çubuklarının hepsi T7 ısıt işlemine maruz bırakıldı. Bütün çekme çubukları tornada işlenerek ASTM E8/E8M standardına uygun hale getirildi.

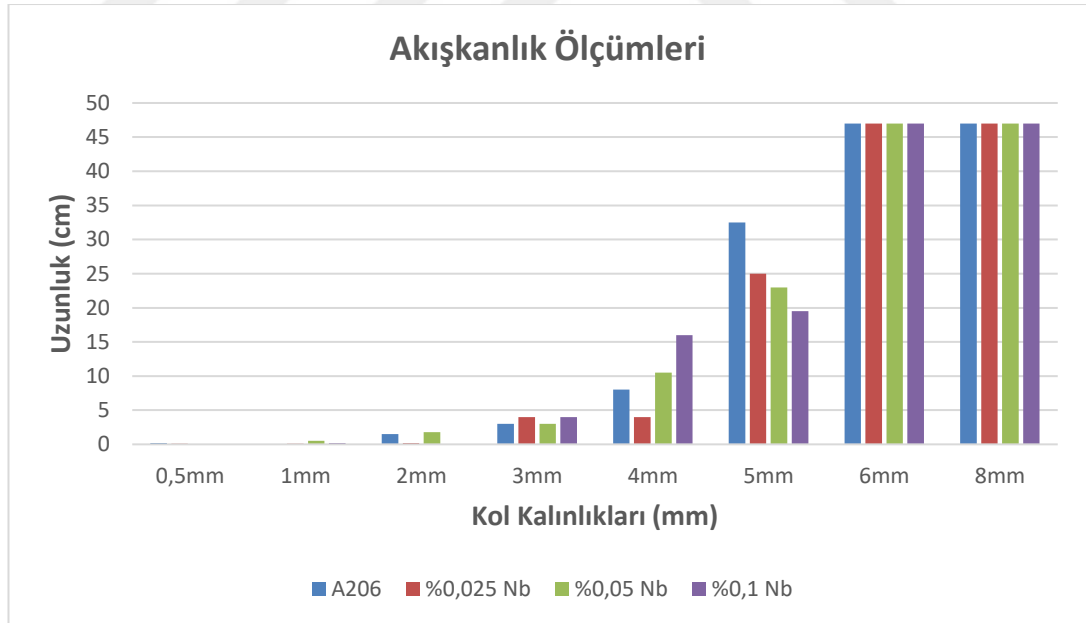


Şekil 6.8 : T7 prosesi.

7. SONUÇLAR

7.1 Akışkanlık

Akışkanlık testi, kalıp türlerinde anlatılan akışkanlık kalıbına yapılan döküm parçanın kollarının uzunluğu ölçülerek yapılan bir testtir. Buradaki temel prensip parçanın kollarında ergiyik metalin katılaşmadan ne kadar mesafe kat edebileceğini bulmaya dayalıdır. Parçada bulunan 8 farklı kol 0,5mm, 1mm, 2mm, 3mm, 4mm, 5mm, 6mm, 8mm olmak üzere farklı kalınlıklara sahiptir. Böylece kalınlık ile akışkanlık ilişkilendirilir. Bu kalınlıkların parçada bulunma sırası ergiyik metalin döküm basıncıyla etki edişine göre hesaplanarak yerleştirilmiştir. Katılaşan metalin kollarda ne kadar yol aldığı metre ile ölçülerek akışkanlık sonuçları elde edilmiştir. Elde edilen sonuçlar Şekil 7.1’de yer almaktadır.



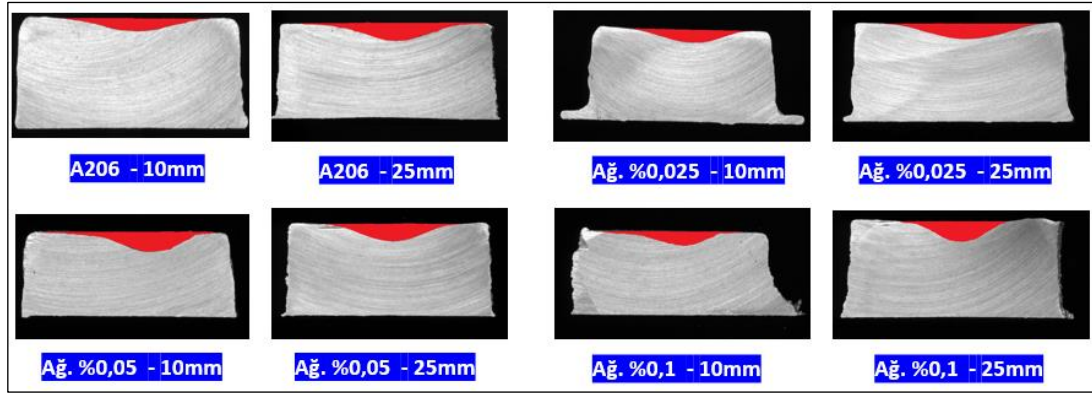
Şekil 7.1 : Farklı alaşım tiplerinin akışkanlık ölçüm sonuçları grafiği.

Akışkanlık kalıbında kollardaki yürüme mesafesi kolların kalınlıklarıyla doğru orantılıdır. Daha derin kollarda metal akışkanlığı daha yüksek olarak gözlenmiştir. Saf A206 alaşımı için 0,5mm ve 1mm kalınlıktaki kollarda akış görülmezken, 2mm, 3mm,

4mm ve 5mm kalınlıklarda akışkanlığı sırasıyla artmış ve 1,5cm, 3cm, 8cm ve 32,5cm yürüme göstermiştir. 6mm ve 8mm kalınlıkta tam yürüme göstererek 47cm metal uzunluğu görülmektedir. Ağırlıkça %0,025 Nb alaşımı için 0,5mm, 1mm ve 2mm kalınlık değerlerine sahip kollarda uzama görülmemiştir. 3mm ve 4mm kalınlıktaki kollarda eşit uzama göstererek 4cm metal uzunluğu ölçülmüştür. 6mm ve 8mm kalınlıktaki kollarda ise 47cm ile tam akışkanlık performansı göstermiştir. Ağırlıkça %0,05 Nb alaşımı 0,5mm kalınlıktaki kolda yürümeye sahip değilken 1mm ve 2mm kalınlıktaki kollarda sırasıyla 0,5cm ve 1,8cm metal uzunluğuna sahiptir. 3mm ve 4mm kalınlıktaki kollarda sırasıyla 3cm ve 10,5cm uzama gösteren bu alaşım türü de 6mm ve 8mm kalınlıkta 47cm ile tam yürüme sergilemiştir. En yüksek niyobyum oranına sahip ağırlıkça %0,1 Nb alaşımı 0,5mm, 1mm ve 2mm kalınlıktaki kollarda uzama göstermemiştir. 3mm, 4mm ve 5mm kalınlıktaki kollarda yürüme miktarı giderek artmış ve kollarda sırasıyla 4cm, 16cm ve 19,5 cm metal yer almıştır. 6mm ve 8mm kalınlıktaki kollarda ise bütün alaşımlar gibi 47cm ile tam yürüme göstermiştir. Bu sonuçlara bakıldığı zaman, 0,5mm ve 1mm kalınlıktaki kollarda metal yürümesi neredeyse hiç yokken 2mm kalınlıkta sadece saf A206 ve ağırlıkça %0,05 Nb alaşımı az miktarda yürüme göstermiştir. 3mm kalınlıktaki kolda bütün alaşımlar birbirine yakın değer sergilemiştir. 4mm kalınlıktaki kolda alaşım miktarı en yüksek olan %0,1 Nb en çok yürüme sergilemiştir. 5mm kalınlıktaki kolda ise alaşım oranı arttıkça yürüme mesafesinin düştüğü açıkça görülmüştür. 6mm ve 8mm kalınlıktaki kollarda ise tüm alaşımlar maksimum yürüme ile aynı değerde akışkanlığa sahiptir.

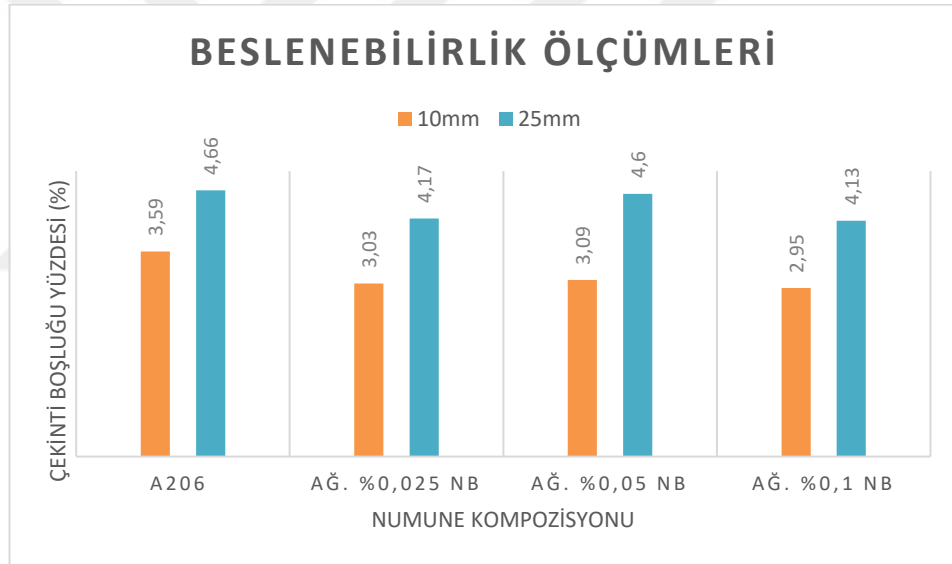
7.2 Beslenebilirlik

A206 alaşımının beslenebilirliği ve niyobyum ilavesinin bu özelliğe etkisi ördek ayağı kalıbı aracılığıyla incelendi. Bu deneydeki temel hedef katılaşmadan sonraki çekme boşluğunun hesaplanmasıdır. Böylelikle alaşımın kendi kendini besleyebilirliği ölçülür. Çekinti boşluğu ne kadar çoksa, beslenebilirlik o kadar fazla demektir. 10mm ve 15mm kalınlıktaki iki örnek beslenebilirlik ile kalınlık arasında da ilişki kurmaya yaramaktadır. Ördek ayağı denilen bu iki kalınlıktaki numuneler çekinti olan bölgenin ortasından kesilerek zımparalandı. 60, 120, 220, 400 ve 600 kalınlıktaki SiC zımpara kağıtlarıyla zımparalama işleminin ardından numuneler tarama cihazında tarandı. Taramanın ardından çekinti boşlukları manuel olarak farklı renkte boyandı. Boyalı numunelerin görüntüleri Şekil 7.2’de yer almaktadır.



Şekil 7.2 : Taranmış ve boyanmış farklı kalınlıktaki ördek ayağı numuneleri.

Bu işlemin ardından farklı renkler farklı fazlar olarak bilgisayarda hesaplandı ve boşluklar yüzdece sayısal veri olarak elde edildi. Her bir kompozisyonadaki yüzdesel çekinti boşluk verileri Şekil 7.3'te gösterilmiştir.

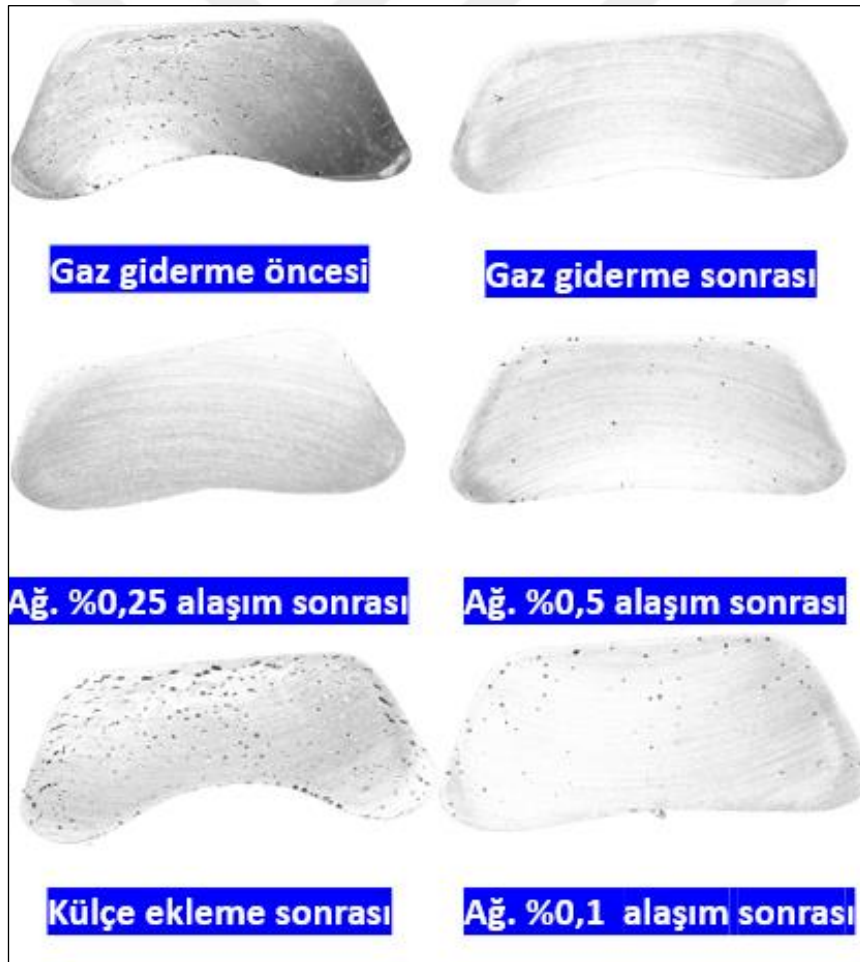


Şekil 7.3 : Saf A206 ve farklı kompozisyonlardaki Nb alaşımlarının çekinti boşluk yüzdeleri.

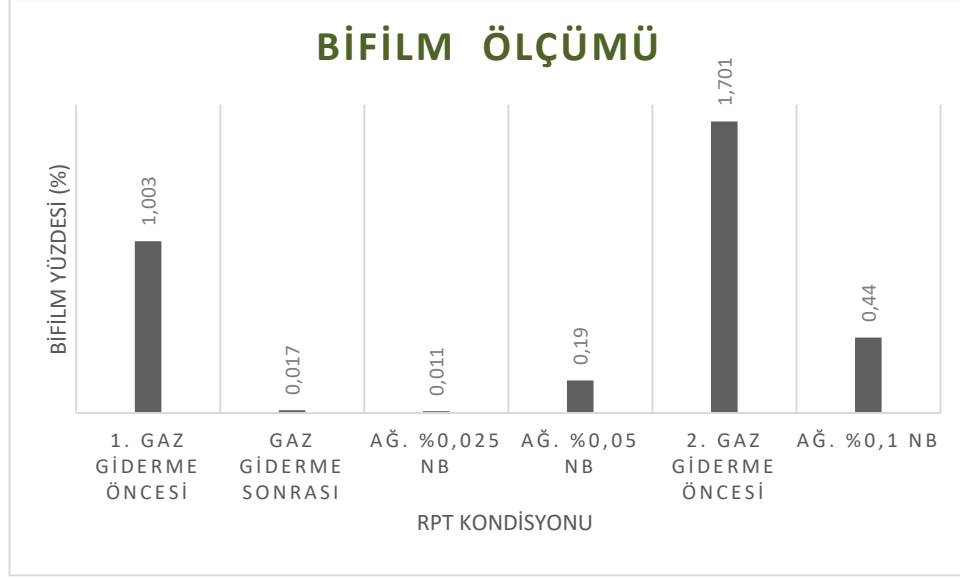
Şekil 7.3'te de görüldüğü üzere saf A206 alaşımı en büyük yüzdelere sahiptir. En iyi beslenebilirlik herhangi bir niyobyum eklemesi olmadan gözlemlendi. Ağırlıkça %0,05 Nb alaşımı ise niyobyum eklenen alaşımlar içerisinde en iyi beslenebilirlik değerine sahip olandır. 10mm numunede %3,09 ve 20mm numunede %4,6 çekinti boşluğuna sahip olan alaşım en iyi değerlere sahiptir. Ardından ağ. %0,025 Nb alaşımı 10mm numunede %3,03 ve 25mm numunede %4,17 değerleriyle en iyi üçüncü beslenebilirliğe sahiptir. En kötü beslenebilirlik ise 10mm numunede %2,95 ve 25mm numunede %4,13 değerlere sahip olan ağ. %0,1 Nb alaşımına aittir.

7.3 Bifilm

Bifilmeler döküm esnasında ergiyik metalin içinde katlanan oksit tabakalarıdır. Metalde gözenek oluşumuna sebebiyet verirler ve bu sorunu çözmek için gaz giderme işlemi yapılır. Yapılan döküm deneyinde gaz giderme öncesi, gaz giderme sonrası ve alaşımlama işlemleri sonrasındaki gaz giderme adımlarının ardından RPT numuneleri alındı. Alınan bu numuneler ortadan ikiye ayrıldı ve sağlıklı bir görünüm için zımparalandı. 60, 120, 220, 400 ve 600 kalınlıktaki SiC zımpara kağıtlarıyla zımparalandıktan sonra numuneler bilgisayarda tarandı. Taranan numunelerin görselleri Şekil 7.4'te gösterilmiştir. Taranmış görsellerden yapılan hesaplarla elde edilen değere bifilm endeksi adı verilmektedir. Bu değer ne kadar yüksek olursa sıvı metal kalitesi o kadar düşük demektir. Elde edilen bifilm yapılarının numune alanına yüzdesel değerleri Şekil 7.5'te yer almaktadır.



Şekil 7.4 : Taranmış RPT numuneleri.



Şekil 7.5 : Farklı kondisyonlarda bifilm ölçüm değerleri.

7.4 Kimyasal Kompozisyon

Döküm deneyinde elde edilen alaşımların kimyasal kompozisyonunu belirlemek için optik spektrometre ile ölçümler yapıldı. Döküm esnasında alınan, zippo adı verilen numuneler element analizi yöntemi için spektrometrede kullanıldı. Bu numuneler daha doğru sonuç vermesi adına 60 kalınlıktaki SiC zımpara kağıdıyla zımparalandı. Her bir numuneden üç kere analiz yapıldı ve ortalaması alındı. Bu ortalamalar ile elde edilen kimyasal kompozisyon sonuçları Çizelge 7.1’de yer almaktadır.

Çizelge 7.1 : Dökülen parçaların kimyasal kompozisyon dağılımları.

	%Si	%Fe	%Cu	%Mn	%Mg	%Al
A206 Gaz giderme öncesi	0,024	0,096	5,034	0,352	0,234	Kalan
A206 Gaz giderme sonrası	0,026	0,101	5,039	0,351	0,226	Kalan
%0,025 Nb	0,030	0,106	5,074	0,352	0,248	Kalan
%0,05 Nb	0,026	0,099	4,883	0,348	0,232	Kalan
%0,1 Nb	0,030	0,103	5,009	0,346	0,230	Kalan

7.5 Sertlik

Alaşımların sertlik değerleri çekme çubuklarının kalıp yolluklarından bakılmıştır. Yolluklardan kesitler alınarak 60, 120, 220, 400, 800, 1000, 1500 ve 2000 kalınlıkta SiC zımpara kağıtlarıyla zımparalandı. Ardından keçe ve elmas sıvısıyla parlatılan numuneler bakalite alındı. Bakalite alınan numunelerin Rockwell sertlik değeri (HRB) incelendi. 1,6mm çapında küresel uç ve 100kg yük altında incelenen sertlikler not edildi. Alaşımların her bir sertlik değeri için 10 ölçüm yapıp ortalaması alındı. Alınan ortalama değerler Çizelge 7.2’de verilmiştir. Her alaşımdan hem T6 hem T7 ısıtılma işlemi giren numuneler alındı. Isıl işlem farkının sertliğe etkisi incelendi. Ayrıca alaşım oranı değiştiğinden dolayı niyobyum katkısının sertliğe etkisi de gözlemlendi.

Çizelge 7.2 : Alaşımların sırasıyla T6 ve T7 ısıtılma işlemi sonrası sertlik değerleri.

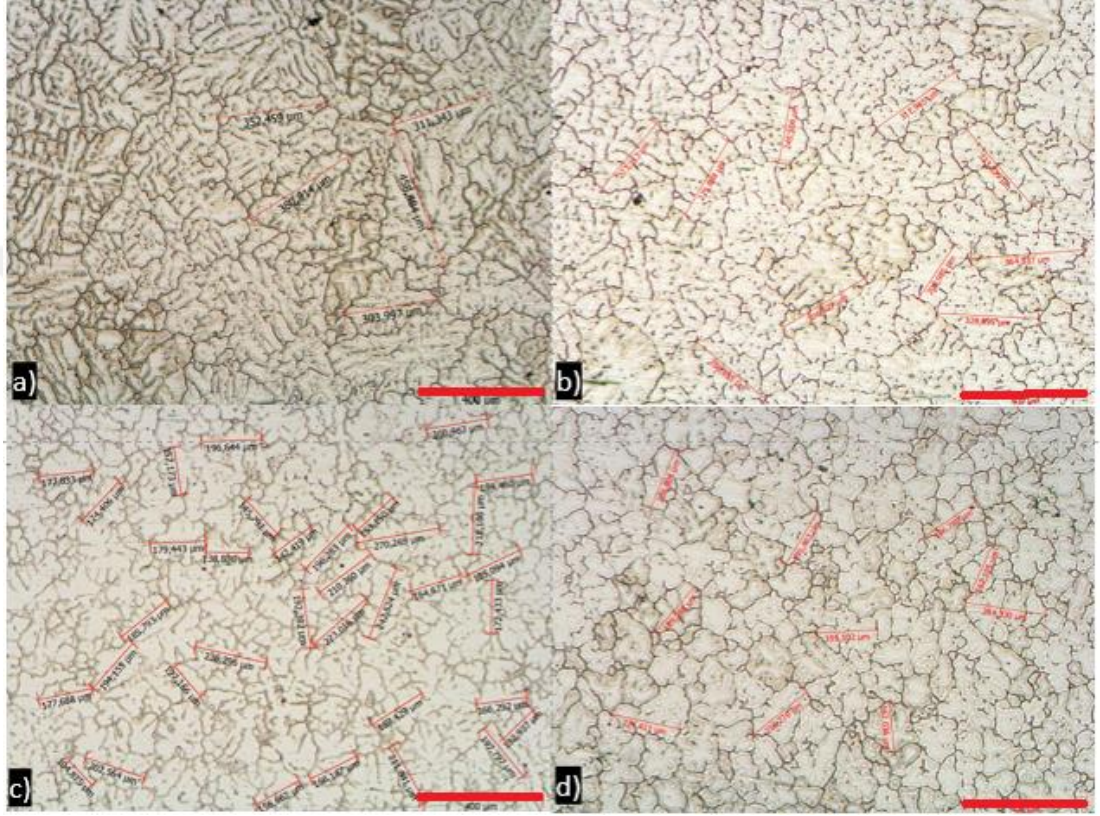
	HRB	
A206	65,4	69
ağ. %0,025 Nb	70,5	70,47
ağ. %0,05 Nb	68,1	68,37
ağ. %0,1 Nb	69,19	69,66

Ortalama sertlik değerlerinde T7 ısıtılma işlemi üstünlüğü görülmektedir. Saf A206 alaşımı hariç T6 ve T7 ısıtılma işlemi etkisi çok bariz olmasa da A206 alaşımında T7 ısıtılma işlemi %5 artış sağlamıştır. Alaşımların niyobyum oranının sertliğe etkisi değişkenlik göstermektedir. En yüksek değerler ağ. %0,025 Nb alaşımında yer alırken en düşük değerler ise ağ. %0,05 Nb alaşımına aittir.

7.6 Mikroyapı

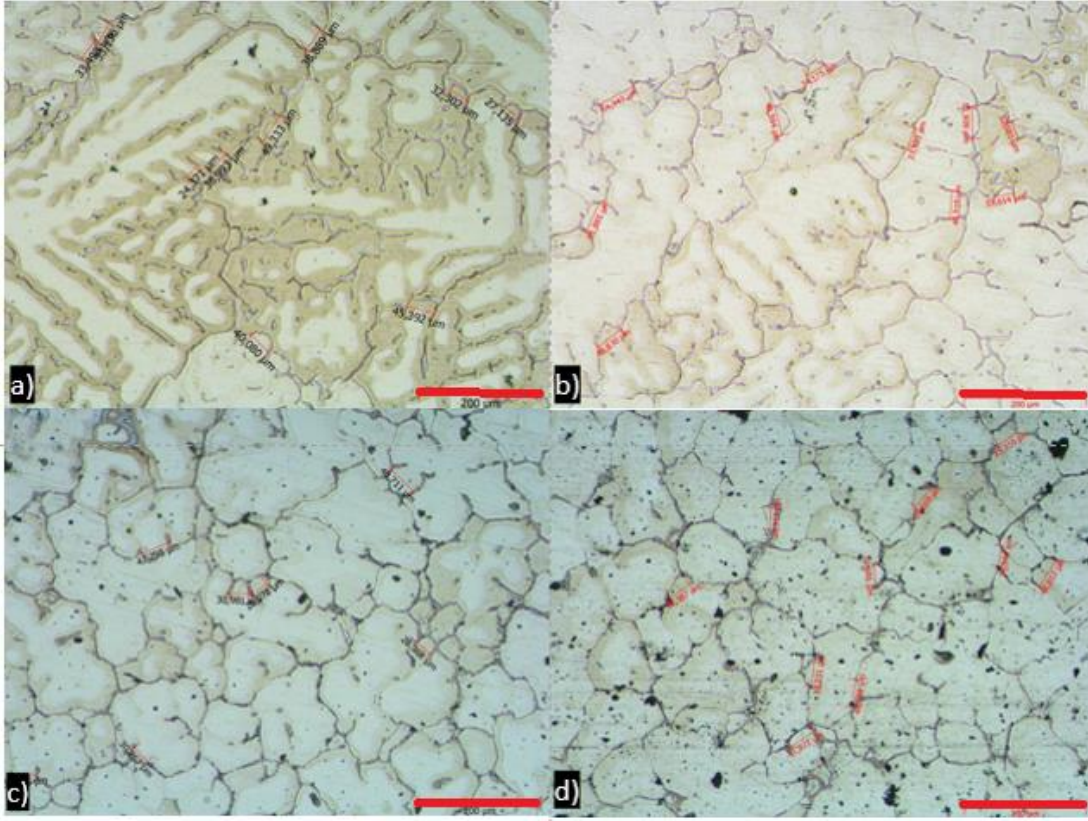
Mikroyapı analizleri, dendritik kol uzunlukları ve ikincil dendritik kol uzunlukları için dökülen basamak kalıbı numuneleri incelenmiştir. 5mm, 10mm, 15mm, 20mm ve 30mm kalınlığa sahip numunelerin farklı katılma süreleri sebebiyle farklı yapılara ve uzunluklara sahip olması beklenir. Kalın olan bölgelerde kütle fazla olacağından besleme fazla olur ve geç katılır. Bu bölgelerde, katılma hızına bağlı olan DAS/SDAS ölçülerinin daha fazla olması beklenmektedir. Her alaşım için farklı kalınlıktaki bölgeler kesilmiş ve metalografi işlemi uygulanmıştır. 60, 120, 220, 400, 600, 800, 1000, 1500 ve 2000 kum SiC kağıtlar ile zımparalanan numuneler ardından 3 µm keçe ve elmas sıvısı ile parlatıldı. Son olarak numuneler hidroklorik asit, nitrik

asit ve hidroflorik asitten oluşan Keller reaktifi ile dağlandı. Dağlama süresi denemeleri sonucu optimum süre olarak 13 saniye belirlendi. Dağlama işleminin ardından her alaşımın tüm kalınlık değerleri için farklı yerlerden görsel örnekler alındı. Bu görsel örnekler 5x büyütmede DAS ölçümü, 10x büyütmede ise SDAS ölçümü için kullanıldı. Görsellerden birçok uzunluk verisi toplanarak ortalaması alındı. Ölçüm görsel örnekleri aşağıdaki Şekil 7.6 ve Şekil 7.7’de verilmiştir.



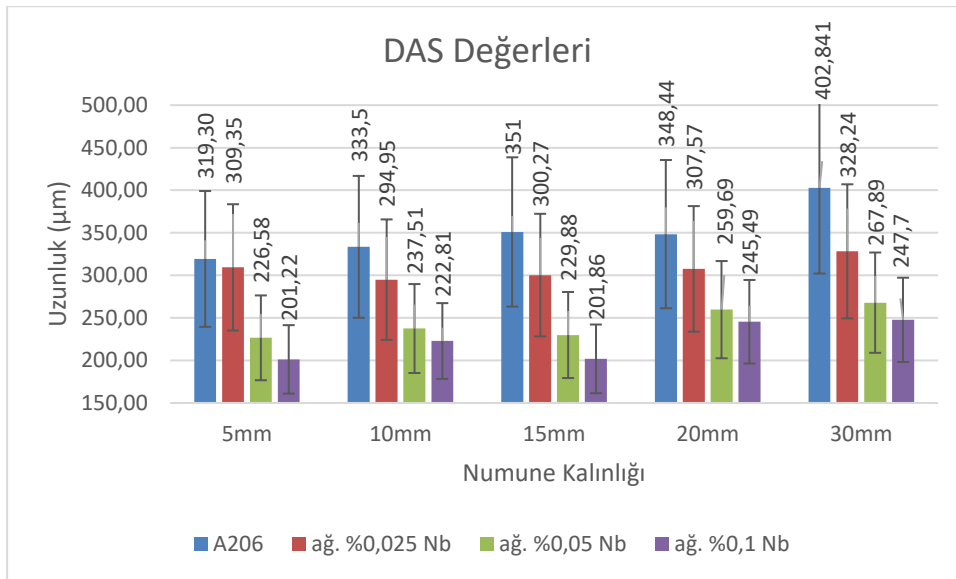
Şekil 7.6 : a) A206, b) ağ. %0,025 Nb, c) ağ. %0,05 Nb, d) ağ. %0,1 Nb alaşımlarının 5mm kalınlığa sahip numunelerinin 5x büyütmede DAS ölçümleri.

Şekil 7.6’daki resimlerde görüleceği üzere niyobyum ilavesi artırıldıkça çekirdeklenme ve dendrit oluşumu da artmıştır. Ağırlıkça %0,025 Nb alaşımında yeni dendrit oluşumları görülmekte fakat tamamlanmamıştır. Ağ. %0,05 ve %0,1 Nb alaşımlarında ise dendrit oluşumları tamamlanmış ve karnabakar görüntüsü olarak tasvir edilen seviyeye ulaşılmıştır. Dendrit kolları arası mesafe ölçümlerinde ise Nb yüzdesi arttıkça bir küçülme saptanmıştır. Saf A206 alaşımına istinaden niyobyum ilaveli tüm alaşımların DAS değerleri daha küçük ölçülerek niyobyumun çekirdeklenme ve tane inceltme etkisi gözler önüne serilmiştir. Niyobyum ilavesinin en fazla olduğu ağ. %0,1 Nb alaşımında en küçük değerler ölçülerek daha değişik yüzdelerin etkilerini incelemek adına olumlu sonuç elde edilmiştir.



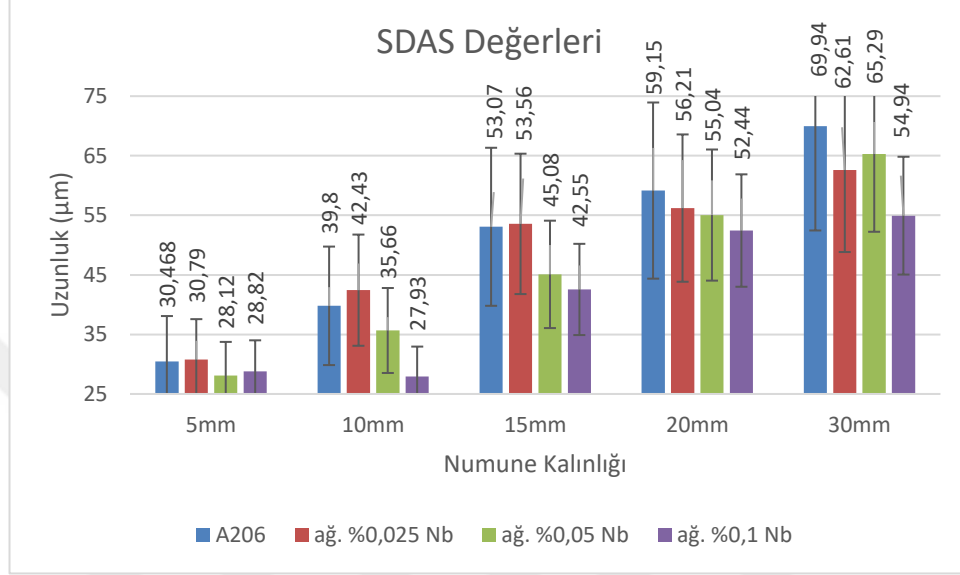
Şekil 7.7 : a) A206, b) ağ. %0,025 Nb, c) ağ. %0,05 Nb, d) ağ. %0,1 Nb alaşımlarının 10mm kalınlığa sahip numunelerinin 10x büyütmede SDAS ölçümleri.

Dendritik kol uzunluklarının alaşıma ve kalınlığa bağlı olarak değişimi Şekil 7.8’de yer almaktadır. Yapılan ölçümler yüksek kalınlıklarda daha fazla çıkmıştır. Ayrıca ilave edilen niyobyum miktarı arttıkça DAS ölçüleri azalma eğilimindedir.



Şekil 7.8 : Numune kalınlığı ve alaşım miktarına bağlı olarak DAS değerlerinin değişim grafiği.

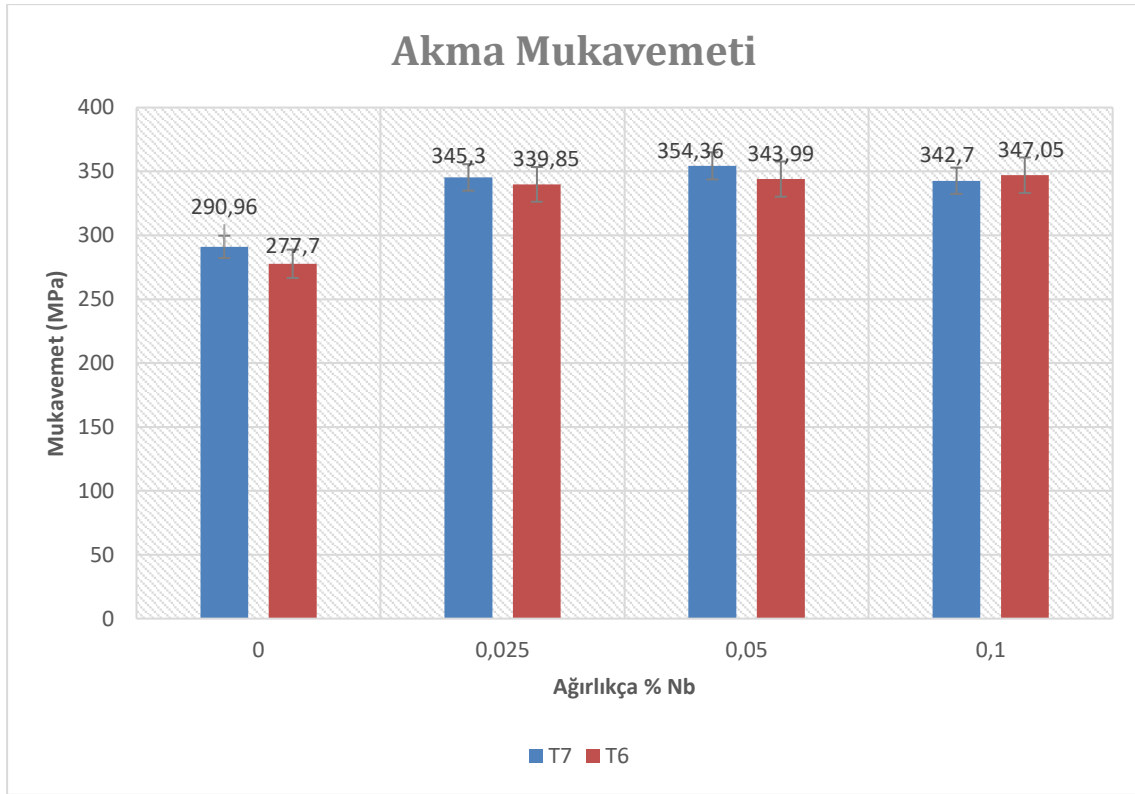
İkincil dendritik kol uzunluk ölçümlerinin değişimi Şekil 7.9'da yer almaktadır. Kalınlık arttıkça ölçülen uzunluk miktarı da artış göstermektedir. Ayrıca ilave edilen niyobyum miktarı arttıkça 3 farklı kalınlıkta (10mm, 15mm, 20mm) SDAS değeri azalmaktadır. 5mm ve 30mm kalınlıklarda en küçük SDAS değerini ağı. %0,05 Nb alaşımı vermiştir.



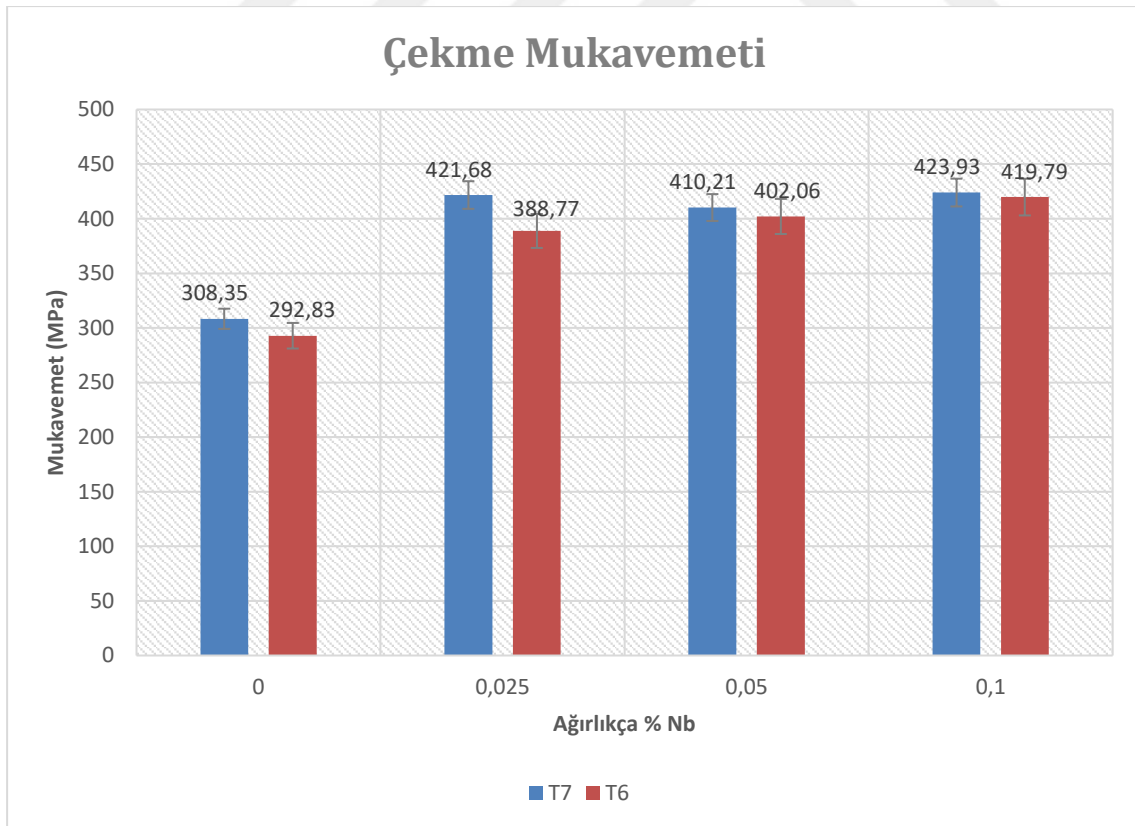
Şekil 7.9 : Numune kalınlığı ve alaşım miktarına bağlı olarak SDAS değerlerinin değişim grafiği.

7.7 Çekme Testi

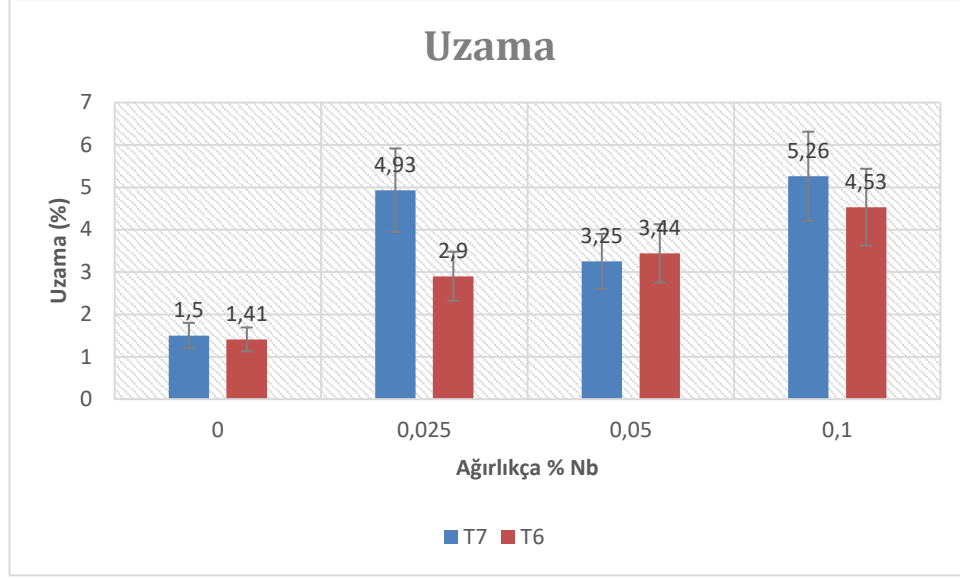
Çekme testi, 10 adet çubuk içeren çekme testi kalıbından çıkarılan çubukların ASTM E8/E8M standardına göre işlenmesiyle yapıldı. Çubuğun çapı yaklaşık 6mm, inceltilen kısım ise 35mm olarak tornada işlendi. İşlenen çubuklar ZwickRoell cihazda 1 mm/dk hızda çekme testine girdi. T6 ve T7 ısıtılmasına maruz bırakılan çekme çubuklarının mekanik özellikleri ısıtılma farkının görülmesine olanak sağladı. Ayrıca farklı niyobyum yüzdelerinin mekanik özelliklere etkisi incelendi. Saf A206, ağı. %0,025 Nb, ağı. %0,05 Nb ve ağı. %0,1 Nb alaşımlarının akma dayanımı, çekme dayanımı ve uzama değerlerine çekme testleriyle ulaşıldı. Farklı alaşımların çekme testi sonuçları Şekil 7.10, 7.11 ve 7.12'de yer almaktadır.



Şekil 7.10 : Isıl işlem ve alaşım elementinin akma mukavemetine etkisi.

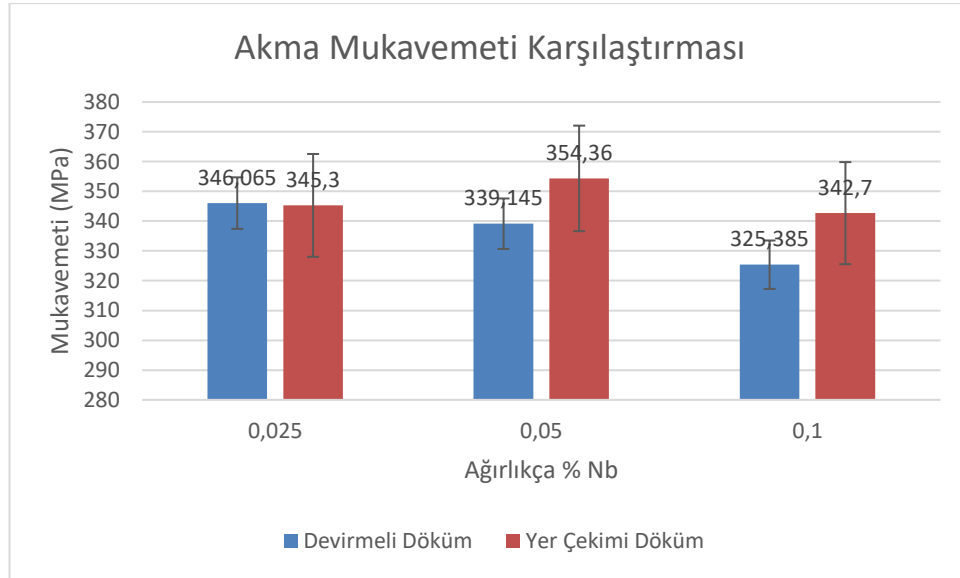


Şekil 7.11 : Isıl işlem ve alaşım elementinin çekme mukavemetine etkisi.

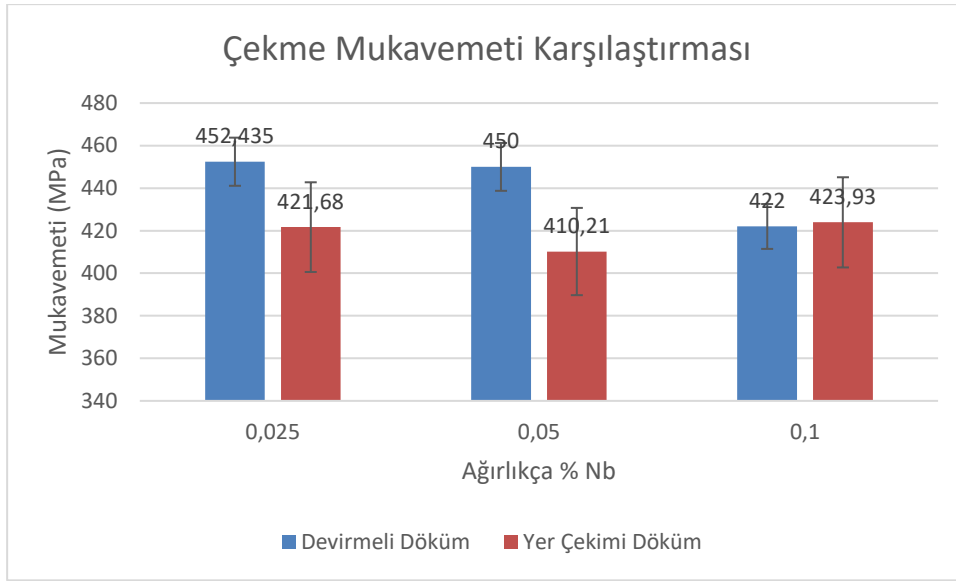


Şekil 7.12 : Isıl işlem ve alaşım elementinin uzama miktarına etkisi.

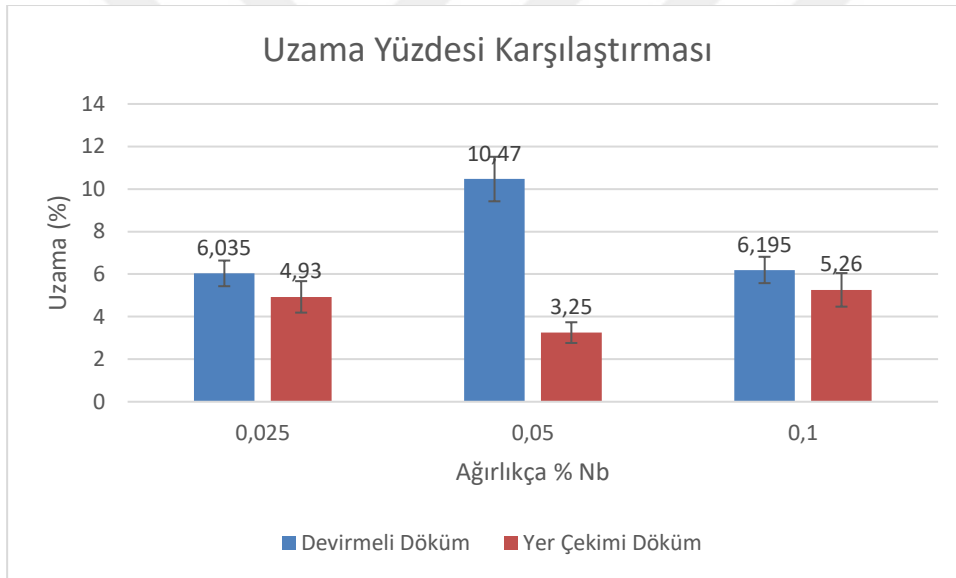
Akma dayanımı, çekme dayanımı ve uzama değerlerinde T6 işlemine göre üstünlük gösteren T7 ısıtma işlemi, devirmeli döküm ile dökülen üç farklı alaşıma uygulandı. Böylelikle devirmeli döküm ile yer çekimi döküm arasındaki mekanik özellik farkları incelendi. Dökümler arasındaki mekanik özellik farkları Şekil 7.13, 7.14, 7.15'te grafik şeklinde görülmektedir.



Şekil 7.13 : Devirmeli ve yer çekimi dökümlerin akma mukavemeti karşılaştırması.



Şekil 7.14 : Devirmeli ve yer çekimi dökümlerin çekme mukavemeti karşılaştırması.



Şekil 7.15 : Devirmeli ve yer çekimi dökümlerin uzama yüzdeleri karşılaştırması.

Devirmeli döküm sonuçlarından anlaşılabacağı üzere, yer çekimi döküme göre çekme mukavemetleri artmıştır. En belirgin fark ağırlıkça %0,05 Nb alaşımının %10,47 uzama miktarına ulaşmasıdır. Uzama miktarları kıyaslandığında, devirmeli dökümün uzama miktarlarına olumlu etki ettiği sonucuna varılmaktadır.

8. TARTIŞMA VE ÖNERİLER

Bu çalışmada niyobyum elementinin ağırlıkça %0,025, %0,05 ve %0,1 katkısı sonucu A206 alaşımının özelliklerine etkisi çalışılmıştır. Niyobyumun farklı oranlarda A206 alaşımına eklenmesi ile, A206 alaşımının akışkanlık, beslenebilirlik, bifilm etkisi, mikroyapısal özellikleri, tane boyutu etkisi, akma mukavemeti, çekme mukavemeti, uzaması ve sertliği özelliklerinin değişimi incelenmiştir. Sigworth, farklı Ti oranlarında A206 alaşımına ilaveler yaparak tane boyutunun değişimini incelemiştir. Ti oranı ağı. %0,12 üzerinde olduğu zaman tane inceltmenin etkisinin azaldığını göstermiştir. Isıl işlem sonrası ise 4 gün ile 20 gün bekleme sürelerinde mekanik özelliklerin değişmediğini göstermiştir ve 433 MPa'a kadar varan çekme mukavemeti değerlerini T4 ısıl işlemi ile sağlamıştır[60]. Li, artan döküm sıcaklığı ile A206 alaşımında porozite oranının arttığını ve mekanik özelliklerin düştüğünü tespit etmiştir[61].

Farklı kalınlıklara sahip 8 kollu akışkanlık kalıbı, metalin kalıp yüzeyinde ne kadar mesafe kat ettiği üzerinden metalin akışkanlığını ölçmeye yarar. Akışkanlık kalıbı, 0,5mm, 1mm, 2mm, 3mm, 4mm, 5mm, 6mm ve 8mm olmak üzere ergiyik metalin akışkanlığının ölçüldüğü kollara sahiptir. Al-Cu alaşımlarında akışkanlık artımı için tane inceltici etkisi ağı. %0,1 Ti ilavesi ile incelenmiş ve akışkanlıkta %4.6'ya varan artış saptanmıştır[62]. Ölçüm sonuçlarına göre kalıbın kollarındaki kalınlık miktarı arttıkça metal yürümesi ve dolayısıyla akışkanlık da artmaktadır. Bu olay için daha kalın olan kollarda metalin daha yavaş soğuyarak geç katılaşacağından daha fazla mesafe kat ettiğini söyleyebiliriz[63]. Aynı kalınlıklardaki farklı miktardaki kompozisyonlar karşılaştırıldığında göze çarpan farklılık 4mm ve 5mm kalınlıktaki kollarda meydana gelmiştir. 4mm kalınlıktaki kolda alaşım oranı arttıkça akışkanlık artarken, 5mm kalınlıktaki kolda alaşım oranı arttıkça akışkanlık azalmıştır. 6mm ve 8mm kalınlıktaki kollarda ise tüm alaşım oranları tam yürüme sergilemiştir. Niyobyumun tane inceltme etkisi ile dendritler arası mesafeleri küçülterek, sıvı metalin katılaşmadan daha kolay yol alabilmesi hedeflenmiştir. Fakat bu etki

akışkanlık testi sonucunda görülmemiştir. Lemieux, A206 alaşımının katılaşma aralığı geniş olmasından dolayı döküm proseslerinde yüksek ihtimalle sıcak yırtılmaya sebep verebileceğini göstermiştir[64]. Roy ve arkadaşları Al-Si, Al-Si-Cu ve Al-Cu alaşımları ile yaptıkları ısıtıl işlem çalışmasında A206 alaşımının, yaşlanma işlemi sırasında GP fazlarının en küçük boyutta ve homojen olarak yapıya dağıldığını tespit etmişler ve bu sebeple oda sıcaklığında en yüksek sertlik ve mekanik özellikleri sergilediğini göstermişlerdir[65]. Din, A206 alaşımına oldukça geniş bir aralıkta ısıtıl işlem parametreleri uygulamıştır. Çok farklı sıcaklıklarda ve sürelerde çözeltiye alma, farklı sıcaklıklarda su verme ortamı ve farklı yaşlandırma parametrelerinde mekanik özelliklerdeki değişimi inceleyerek, bu alaşımın sahip olabileceği potansiyel mekanik özelliklerin şartlara bağlı olarak haritasını çıkartmıştır. Aşırı yaşlanma ile akma mukavemetinin 150 MPa'lara düştüğü ve çekme mukavemetinin 250 MPa'larda kaldığı rapor edilirken, 160°C 18 saat yaşlandırma aracılığıyla 350 MPa akma ve 430 MPa çekme mukavemeti ile %9 uzama elde edilebileceğini göstermiştir[66].

Beslenebilirlik ölçümü ise ördek ayağı kalıbıyla yapılmıştır. 10mm ve 25mm kalınlıklarda iki numuneye sahip kalıba dökümler gerçekleştirilmiştir. A206, ağ. %0,025 Nb, ağ. %0,05 Nb ve ağ. %0,1 Nb alaşımları için ördek ayağı dökümleri yapılmıştır. Numune bölgelerindeki katılaşmadan sonra çekinti boşlukları meydana gelmiştir. Bu numuneler önce bilgisayarda tarandı, sonra çekinti boşlukları boyanarak numune alanına oranlandı. Oluşan bu yüzdelere ile alaşımların beslenebilirlik özellikleri kıyaslandı. Kalın numunelerde ince numuneye göre çekinti boşluk yüzdelere hep çok çıkmıştır. Buradan kütlece çok olan parçanın beslenebilirliği yüksek olduğu sonucuna varılmaktadır. Kütlece çok olan parçanın daha geç soğuyacağı ve çekinti yaratmaya devam edeceği bilinmektedir[63]. Ayrıca alaşım oranlarının kıyaslandığı bu çalışmada en iyi kendi kendini besleyebilme özelliğine sahip alaşım ağ. %0,05 Nb alaşımı olmuştur. İnce numunede %3,09, kalın numunede %4,6 çekinti boşluğu ölçülmüştür. Onu sırasıyla ağ. %0,025 Nb ve ağ. %0,1 Nb alaşımları izlemiştir. Niyobyumun peritektik reaksiyon aracılığı ile metal numune içerisinde farklı yerlerde NbAl₃ intermetalikleri etrafında alfa alüminyum katılaşma bölgeleri oluşturması ve böylece daha çok çekinti boşluğu sağlayarak daha iyi bir beslenebilme özelliği göstermesi ön görülmüştür[48].

Döküm esnasında alınan RPT numuneleri ortadan kesilerek zımparalanmıştır. Zımparalanan numuneler bilgisayarda taranarak görüntü alınmış ve bu görüntüler malzemenin içinde oluşan bifilmli göstermiştir. Bifilm oluşumunu engellemek adına

her külçe ergitildikten ve alaşım ilave edildikten sonra azot gazı ile dönen gaz giderme işlemi gerçekleştirilmiştir. İlk külçe ergitildikten sonra gaz giderme öncesine ve sonrası bifilm ölçümleri sırasıyla %1,003 ve 0,017 olarak ölçölmüştür. Gaz gidermenin ergiyik metal kalitesine etkisi buradan açıkça görölmektedir. En temiz alaşım ise %0,011 ile en düşük değer içeren ağ. %0,025 Nb alaşımını olmuştur.

Basamak kalıbından kesilerek ayrılan 5mm, 10mm, 15mm, 20mm ve 30mm kalınlıktaki numuneler zımparalama, parlatma ve dağlama adımlarından sonra mikroyapısal olarak incelenmiştir. Ardından optik mikroskop ve uygulama aracılığı ile DAS/SDAS ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Ölçümler sonucunda numune kalınlığı arttıkça ölçüm değerlerinin artma eğiliminde olduğu görölmüştür. Bunun sebebi olarak kütlece kalın malzemenin daha geç katılaşmasından dolayı dendritik kolları arasındaki mesafelerin daha fazla olacağı prensibidir[63]. Ayrıca alaşım yüzdeleri bakımından kıyaslanan basamak numuneleri incelendiğinde DAS ölçümleri alaşım oranı arttıkça düşüş sergilemiştir. Bütün kalınlıklarda en düşük DAS değerlerine sahip olan ağ. %0,1 Nb alaşımının intermetalik oluşumunu daha fazla desteklediği görölmüştür. DAS ölçümlerinde inceden kalın numeye doğru sırasıyla ortalama 201,22, 222,81, 201,86, 245,49 ve 247,7 mikrometre ortalama uzunluğa sahip olmuştur. SDAS ölçümlerinde ise 5mm kalınlık hariç diğer kalınlıktaki numunelerde de en iyi sonuç ağ. %0,1 Nb alaşımına aittir. Ağ. %0,025 Nb alaşımında dendrit oluşumu tamamlanmazken ağ. %0,05 ve %0,1 Nb alaşımlarında tam karnabakar görüntüsü ile bu oluşumun tamamlandığı incelenmiştir. Genel olarak ise alaşım elementi oranı arttıkça ölçüm değerlerinin düşüş eğilimi yer almaktadır.

Saf A206 ve niyobyum katkılı alaşımlarda çekme testi kalıbı yolluğundan alınan numunelerde T6 ve T7 ısıt işlem kıyaslaması sertlik ölçümleri ile yapılmıştır. Her alaşım yüzdesinden her ısıt işlem türü için 10 defa ölçüm yapılmış ve ortalaması alınmıştır. Isıt işlem kıyası yapıldığında, T7 işlemi ile T6 işlemi arasında bir fark göze arpmamıştır. Alaşım elementi kıyası yapıldığında ise en yüksek değerler ağ. %0,025 Nb alaşımında T6 için ortalama 70,5 HRB ve T6 için 70,47 HRB olarak elde edilmiştir. Niyobyum katkısı yapılan alaşımlarda hem T7 hem T6 işlemleri sonrası sertliklerinde etki görölmemiştir. T6 işlemi sonrası saf A206 alaşımına kıyasla, niyobyum katkılı alaşımlar nispeten daha yüksek değerleri ile daha sert özellik sergilemiştir.

Çekme testi kalıbından elde edilen çubukların torna aracılığıyla işlenmesi sonucu yapılan çekme testi sonuçları incelenmiştir. Alaşım oranı, ısıt işlem farkı ve döküm yöntemi farkı çekme testi aracılığıyla görölmüştür. Tiryakioğlu, literatürde yayınlanan

A206 alaşımı ile ilgili tüm verileri toplayp, Caceres'in kalite indeksini kullanarak bu alaşımın sahip olabileceği potansiyel mekanik özellikleri karakterize etmiştir. Bu doğrultuda yaptığı çalışmada, %17,5 uzama değerinde alaşımın maksimum 350 MPa akma mukavemeti verebileceğini göstermiştir[67]. Liu ve arkadaşları A206 alaşımında Fe oranını ağ. %0,15 ile 0,50 arası değiştirerek, mekanik özellikler üzerine etkisini araştırmışlardır. Bulgulara göre, artan Fe varlığında beta-Fe intermetaliklerinin oluştuğu ve alaşımın sünekliğinin ciddi oranda düştüğü tespit edilmiştir. Ancak, Mn ve Si oranının artması ile beta fazları alfa-Fe fazlarına dönerek, iğnemsı yapının kaybolması ile tokluğun tekrar arttığını raporlamışlardır[68][69]. Kamga, A206 alaşımında Si ve Fe oranı ağ. %0,2 üzerinde olduğu durumlarda %7 üzerinde kopma uzaması elde edilemeyeceğini göstermiştir[70]. Akma mukavemeti sonuçlarına bakıldığında T6 işlemi uygulanan numunelerde alaşım yüzdesi arttıķa dayanım da artmıştır. T7 işlemi gören numunelerde ise en iyi değer 354,36 MPa ile ağ. %0,05 Nb alaşımına aittir. Çekme mukavemeti kıyaslandığında, T6 işlemi gören numunelerde tekrar alaşım elementi oranının mukavemeti arttırdığı grlmştır. T7 ısıl işlemine maruz kalan numunelerde ise 423,93 MPa değeri ile ağ. %0,1 Nb alaşımı en iyi değere sahiptir. Burada ağ. %0,1 Nb alaşımında alınan en küçük DAS/SDAS lmleri ile mekanik özellikler ilişkilendirilmiştir. Daha küçük tane boyutları ile daha çok tane sınırı oluşumu gerçekleşmiştir. Bu sayede dislokasyon hareketleri daha zor ilerlemiş ve malzeme mekanik dayanım kazanmıştır[2]. Alaşım elementi arttıķa uzama değerlerindeki değişim, küçük alaşım yüzdesinden büyüğe sırasıyla %4,93, %3,25 ve %5,26 elde edilmiştir ve en iyi uzama performansını da ağ. %0,1 Nb alaşımı göstermiştir.

Döküm farkını görmek amacıyla devirmeli döküm yoluyla üretilen çekme ubuklarına T7 ısıl işlemi uygulanmış ve çekme testine tabii tutulmuştur. Bu testlerin sonucunda akma ve çekme mukavemeti sırasıyla 346,065 MPa ve 452,435 MPa gelen ağ. %0,025 Nb alaşımı en iyi sonuçlara sahiptir. Fakat uzama değerlerine bakıldığında, ağ. %0,025 Nb ve ağ. %0,1 Nb alaşımları sırasıyla %6,035 ve %6,195 olan birbirine yakın uzama yüzdeleri göstermiştir. En iyi uzama değeri ise %10,47 ile ağ. %0,05 Nb alaşımı olmuştur. Yerçekimi döküme kıyasla devirmeli dökümde bütün uzama değerlerinde artış gözlenirken, ağ. %0,05 Nb alaşımında uzama değeri yaklaşık 3 katına çıkarak ön plana çıkmaktadır. Bu göze çarpan fark devirmeli dökümün, yer çekimi döküme kıyasla daha trblanssız, laminar bir akış ile dolum sağlamasıdır. Böylelikle bifilm oluşumunun önüne geçilmiş ve uzama değerlerinde iyileşmeler grlmştır[71].

REFERANSLAR

- [1] **Brown, J. R.** (1999). *Foseco non-ferrous Foundryman's Handbook*. Elsevier Butterworth-Heinemann.
- [2] **Sigworth, G. K., & Kuhn, T. A.** (2007). Grain refinement of aluminum casting alloys. *International Journal of Metalcasting*, 1(1), 31–40.
- [3] **Davis, J. R.** (2010). *Aluminum and aluminum alloys*. ASM International.
- [4] **Davis, J. R.** (2011). *Alloying: Understanding the basics*. ASM International, 351-355.
- [5] **Davis, J.R.** (2011). *Alloying: Understanding the basics*. ASM International, 356-416.
- [6] **Sigworth, G.K. & Dehart, F.** (2003). Recent Developments in the High Strength Aluminum-Copper Casting Alloy A206. *AFS Transactions*, 111, 341-354.
- [7] **Polmear, I. J.** (2005). *Light alloys: From traditional alloys to nanocrystals*. Elsevier Butterworth-Heinemann, 284-285.
- [8] **Polmear, I., StJohn, D., Nie, J.-F., & Qian, M.** (2017). The Light Metals. *Light Alloys*, 1–29.
- [9] **Weiss, D.** (2018). Advances in the sand casting of aluminium alloys. *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, 159–171.
- [10] **Campbell, J.** (1997). Ten Rules for Good Casting. *Modern Castings*, 97 (4), 36-39.
- [11] **Belle, M.** (2008). *AFS Casting Defects Handbook*, 68-75.
- [12] **Kumar, V., Amirthagadeswaran, K. S., & Gowrishankar, S.** (2015). Casting process optimization for reducing the cold shut defect in castings using response surface methodology. *Indian Journal of Engineering & Materials Sciences*, 22, 187-194.
- [13] **Choudhari, C. M., Narkhede, B. E., & Mahajan, S. K.** (2014). Methoding and simulation of LM 6 sand casting for defect minimization with its experimental validation. *Procedia Engineering*, 97, 1145–1154.
- [14] **Tavakoli, R.** (2014). On the prediction of shrinkage defects by thermal criterion functions. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 74(1-4), 569–579.
- [15] **Nallathambi, A. K., Penumakala, P. K., & Specht, E.** (2013). Review of Hot Tearing Studies in al alloys during Direct Chill casting. *Proceedings of the 2013 International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting*, 277–281.

- [16] **Ingle, V., & Sorte, M.** (2017). Defects, root causes in casting process and their remedies: Review. *International Journal of Engineering Research and Applications*, 07(03), 47–54.
- [17] **Juriani, A.** (2015). Casting defects analysis in foundry and their remedial measures with industrial case studies. *IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering*, 12, 49-50.
- [18] **Campbell, J.** (2015). The Consolidation of Metals: the Origin of Bifilms. *Journal of Materials Science*, 51(1), 96-106.
- [19] **Campbell, J., & Tiryakioğlu, M.** (2012). Bifilm defects in Ni-Based alloy castings. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 43(4), 902-914.
- [20] **Dispınar, D., & Campbell, J.** (2004). Critical assessment of reduced pressure test. Part 1: Porosity phenomena. *International Journal of Cast Metals Research*, 17(5), 280-286.
- [21] **Dispınar, D., Akhtar, S., Nordmark, A., Di Sabatino, M., & Arnberg, L.** (2010). Degassing, hydrogen and porosity phenomena in A356. *Materials Science and Engineering: A*, 527(16-17), 3719-3725.
- [22] **Doğan, M.** (1989). *Alüminyum alaşımlarının ısıtılma işlemi*. (Yüksek lisans tezi). Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [23] **Campbell, J.** (2015). Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, *Metallurgy Techniques and Design*.
- [24] **Mohamed, A. M. A., & Samuel, F. H.** (2012). A Review on the heat treatment of Al-Si-Cu/Mg casting alloys. *Heat Treatment - Conventional and Novel Applications*.
- [25] **ASM International.** (1991). *Asm handbook vol 4: Heat treating*, 841-879.
- [26] **Shi, D. Q., Gao, Z. W., Gao, G. L., Wang, X. D., & Tang, H. Y.** (2011). Influence of quenching parameters on mechanical properties of 7075 aluminum alloy. *Advanced Materials Research*, 217-218.
- [27] **Jiang, F., & Huang, J.** (2018). Effects of quench rate on mechanical properties and microstructures of high-strength 7046A aluminum alloy. *Aluminum and Magnesium: High Strength Alloys for Automotive and Transportation Applications*, 1722-1730.
- [28] **Shaha, S. K., Czerwinski, F., Kasprzak, W., Friedman, J., & Chen, D. L.** (2016). Ageing characteristics and high-temperature tensile properties of Al-Si-Cu-Mg alloys with micro-additions of Cr, Ti, V and Zr. *Materials Science and Engineering: A*, 652, 353–364.
- [29] **Kayalı, E. S.** (2000). *Metallere Plastik Şekil Verme ilke ve uygulamaları*. İTÜ.
- [30] **Bahl, S., Xiong, L., Allard, L., Michi, R., Poplawsky, J., & Chuang, A.** (2021). Aging behavior and strengthening mechanisms of coarsening resistant metastable θ' precipitates in an Al-Cu alloy. *Materials & Design*, 198, 109378.

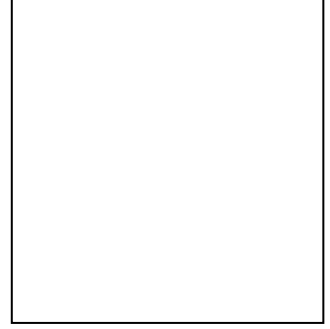
- [31] **Sun, N., Jones, W. J., & Apelian, D.** (2018). Friction stir processing of aluminum alloy A206: Part II Tensile and fatigue properties. *International Journal of Metalcasting*, 13(2), 244-254.
- [32] **Krasnikov, V. S., Mayer, A. E., Pogorelko, V. V., Latypov, F. T., & Ebel, A. A.** (2019). Interaction of dislocation with GP zones or θ'' phase precipitates in aluminum: Atomistic simulations and dislocation dynamics. *International Journal of Plasticity*.
- [33] **Dahle, A. K.** (2001). Aluminum alloys, heat treatment of. *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, 111–113.
- [34] **Rashed, H. M. M. A.** (2018). Control of distortion in aluminium heat treatment. *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, 495–524.
- [35] **Holmen, J.K., Johnsen, J., Jupp, S., & Hopperstad, O.S.** (2013). Effects of heat treatment on the ballistic properties of AA6070 aluminium alloy. *International Journal of Impact Engineering*, 57, 119-133.
- [36] **Panchal, H., Kahar, S., Singh, A., Solanki, N., & Malaviya, D.** (2020). Effect of titanium and boron on grain refining mechanism of aluminum: A Review. *IJSDR*, 5, 624-628.
- [37] **Davis, J. R.** (1989). *Machining*. ASM International.
- [38] **Backerud, L., Gustafson P., & Johnsson M.** (1991). Grain refining mechanism as a result of addition of titanium and boron. *Aluminium*, 67, 910.
- [39] **Hotea, V., Juhasz, J., & Cadar, F.** (2017). Grain refinement of 7075al alloy microstructures by inoculation with Al-ti-B Master alloy. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 200, 012029.
- [40] **Sigworth, G.K., & Kuhn, T.A.** (2007). Grain refinement of aluminum casting alloys. *AFS Transactions. American Foundry Society*, 07-067(02), 1-12.
- [41] **McCartney, D.G.** (1989). Grain refining of aluminium and its alloys using inoculants. *The Institute of Metals and ASM International*, 34, 247-260.
- [42] **Porter, D.A., & Easterling, K. E.** (2009). Phase transformations in metals and alloys.
- [43] **Hollomon, J. H., & Turnbull, D.** (1953). Nucleation. *Progress in Metal Physics*, 4, 333–388.
- [44] **Askeland, D., R.** (1998). Malzeme bilimi ve mühendislik malzemeleri. (Dr. M. Erdoğan Çev.). Ankara : Nobel Yayınevi.
- [45] **Kashyap, K., & Chandrashekar, T.** (2001). Effects and mechanisms of grain refinement in aluminium alloys. *Bulletin of Materials Science*, 24(4), 345-353.
- [46] **Easton, M., & StJohn, D.** (1999). Grain Refinement of Aluminum Alloys: Part I. The nucleant and solute paradigms—a Review of the literature. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30(6), 1613-1623.
- [47] **Sigworth, G. K., & Kuhn, T. A.** (2008). Grain refinement of aluminum casting alloys. *Casting*, 255–262.

- [48] **Backerud, L.** (1983). How does a good grain refiner work. *Light Metals Age*, 6–12.
- [49] **Guzowski, M.M., Sigworth, G.K., & Sentner D.A.** (1987). The role of boron in the grain refinement of aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 18, 603–619.
- [50] **Akar, N., Tanyel, Z., Kocatepe, K., & Kayikci, R.** (2016). Investigation of the effect of holding time and melt stirring on the grain refinement of an A206 alloy. *Materiali in tehnologije*, 50(3), 433-437.
- [51] **Wang, F., Qiu, D., Liu, Z.L., Taylor, J.A., Easton, M.A., & Zhang, M.X.** (2014). Crystallographic study of grain refinement of Al by Nb addition, *Journal of Applied Crystallography*.
- [52] **Elliott, P.R., & Shunk, F.A.** (1981). The Al-Nb System. *Bulletin of Al Alloy Phase Diagrams*, 2, 75–81.
- [53] **Bolzoni, L., Nowak, M., & Hari Babu, N.** (2014). Grain refinement of Al–Si alloys by Nb–B inoculation. Part II: Application to commercial alloys. *Materials and Design*, 66, 376-383.
- [54] **Nowak, M.** (2011). *Development of niobium-boron grain refiner for aluminium silicon alloys*. (Doktora tezi). Brunel University, Uxbridge.
- [55] **Eborall, M.D.** (1949). Grain refinement of aluminium and its alloys by small additions of other elements. *Journal of the Institute of Metals*, 76(4), 295-320.
- [56] **Wells, S.A.E.** (1942). *Proceedings of the Institute of British Foundrymen*, 43, 36-215.
- [57] **De Pierre, V., & Bernstein, H.** (1952). *Trans. ASM*, 43, 635.
- [58] **Clyne, T.W., Nazar, A.M.M., Prates, M., & Davies, G.J.** (2013). Grain refinement of aluminium using niobium additions. *Metals Technology*, 5(1), 302-308.
- [59] **Yüksel, C., Dışpınar, D., & Çiğdem, M.** (2022). An analytical approach for the correlation between bifilm index and tensile properties of AlSi7Mg0.3 (A356) aluminum alloy cleaned via rotary degassing and different fluxes. *International Journal of Metalcasting*.
- [60] **Sigworth, G. K., & DeHart, F.** (2003). Recent developments in the high strength aluminum-copper casting alloy A206. *AFS Transactions*, 111, 341-354.
- [61] **Li, K. D., & Chang, E.** (2003). Explanation of the porosity distribution in A206 aluminum alloy castings. *Transactions of the American Foundry Society*, 111, 267-273.
- [62] **Kang, B.K., & Sohn, I.** (2018). Effects of Cu and Si contents on the fluidity, hot tearing, and mechanical properties of Al-Cu-Si alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 49, 5137–5145.
- [63] **Sigworth, G.K.** (2015) Fundamentals of solidification in aluminum castings. *International Journal of Metalcasting*, 8, 7–20.
- [64] **Lemieux, A., Langlais, J., & Chen, X. G.** (2013). Reduction of hot tearing of cast semi-solid 206 alloys. *In Solid State Phenomena*, 192, 101-106.

- [65] **Roy, S., Allard, L. F., Rodriguez, A., Porter, W. D., & Shyam, A.** (2017). Comparative evaluation of cast aluminum alloys for automotive cylinder heads: Part II—Mechanical and thermal properties. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 48(5), 2543-2562.
- [66] **Din, T., & Campbell, J.** (1996). High strength aerospace aluminium casting alloys: a comparative study. *Materials Science and Technology*, 12(8), 644-650.
- [67] **Tiryakioğlu, M., Campbell, J., & Alexopoulos, N. D.** (2009). On the ductility potential of cast Al–Cu–Mg (206) alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 506(1-2), 23-26.
- [68] **Liu, K., Cao, X., & Chen, X. G.** (2015). Effects of iron-rich intermetallics on tensile deformation of Al-Cu 206 cast alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 46, 1566-1575.
- [69] **Liu, K., Cao, X., & Chen, X. G.** (2014). Tensile properties of Al-Cu 206 cast alloys with various iron contents. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45(5), 2498-2507.
- [70] **Kamga, H. K., Larouche, D., Bournane, M., & Rahem, A.** (2012). Mechanical properties of aluminium–copper A206 alloys with iron and silicon additions. *International Journal of Cast Metals Research*, 25(1), 15-25.
- [71] **Tuncay, T., Tekeli, S., Ozyurek, D., & Dispinar, D.** (2016). Microstructure–bifilm interaction and its relation with mechanical properties in A356. *International Journal of Cast Metals Research*, 30, 20-29.



ÖZGEÇMİŞ



Ad-Soyad : Nuri Palamutçu

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : 2019, Yıldız Teknik Üniversitesi, Kimya ve Metalurji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği (İng)
- **Yükseklisans** : 2023, İstanbul Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Malzeme Mühendisliği Programı

MESLEKİ DENEYİM VE ÖDÜLLER:

- Gür Metal Hassas Döküm – Üretim Mühendisi (Şubat 2022 - halen)
- MAN Türkiye A.Ş. – Stajyer (Haziran 2019 – Temmuz 2019)
- Er-Bakır Elektrolitik Bakır Mamulleri A.Ş. – Stajyer (Temmuz 2016 – Ağustos 2016)