T.C.

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜMÜNDE UYGULANAN DİNAMİK UYARIMLARIN YAPAY YAŞLANMAYA ETKİLERİ

Yusuf Talha DÖNMEZ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Programı

Danışman

Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER

Mart, 2024

T.C.

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜMÜNDE UYGULANAN DİNAMİK UYARIMLARIN YAPAY YAŞLANMAYA ETKİLERİ

Yusuf Talha DÖNMEZ tarafından hazırlanan tez çalışması 06.03.2024 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Malzeme Programı **YÜKSEK LİSANS** olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER
Yıldız Teknik Üniversitesi
Danışman

Jüri Üyeleri

Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER, Danışman
Yıldız Teknik Üniversitesi _____

Doç. Dr. Alptekin KISASÖZ, Üye
Yıldız Teknik Üniversitesi _____

Doç. Dr. Gökhan ÖZER, Üye
Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi _____

Danışmanım Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER sorumluluğunda tarafımca hazırlanan "Alüminyum Alaşımlarının Dökümünde Uygulanan Dinamik Uyarımların Yapay Yaşlanmaya Etkileri" başlıklı çalışmada veri toplama ve veri kullanımında gerekli yasal izinleri aldığımı, diğer kaynaklardan aldığım bilgileri ana metin ve referanslarda eksiksiz gösterdiğimi, araştırma verilerine ve sonuçlarına ilişkin çarpıtma ve/veya sahtecilik yapmadığımı, çalışmam süresince bilimsel araştırma ve etik ilkelerine uygun davrandığımı beyan ederim. Beyanımın aksinin ispatı halinde her türlü yasal sonucu kabul ederim.

Yusuf Talha DÖNMEZ

İmza



Aileme

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans eğitimimin başından sonuna kadar bilgi birikimini, rehberliğini ve desteğini benden esirgemeyen Sayın Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER'e sonsuz şükranlarımı sunarım.

Bütün tez çalışması sürecinde maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen, üzerimde büyük emekleri olan Arş. Gör. Dr. Serhat ACAR'a; deneysel çalışmalarımda tecrübe ve desteğiyle yanımda olan kıymetli meslektaşım İbrahim TÜTÜK'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Desteklerini ve yardımlarını her zaman yanımda hissettiğim, Ömer Muharrem CILIZ'a, Safvan ÖZCAN'a, Burak ÖZCAN'a ve Muhammed Cihat MERCAN'a teşekkür ederim.

Son olarak hayatımın her anında yanımda olan, bugünlere gelmemde her türlü fedakârlığı gösteren; annem Sema DÖNMEZ'e, babam Süleyman DÖNMEZ'e ve kardeşim Harun DÖNMEZ'e teşekkür ederim.

Yusuf Talha DÖNMEZ

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR iv
SİMGE LİSTESİ vii
KISALTMA LİSTESİ ix
ŞEKİL LİSTESİ x
TABLO LİSTESİ xii
ÖZET xiii
ABSTRACT xv
1 GİRİŞ 1
1.1 Literatür Özeti 1
1.2 Tezin Amacı 3
1.3 Hipotez 3
2 ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARI 4
2.1 Alüminyumun Tarihçesi 4
2.2 Alüminyumun Genel Özellikleri 5
2.3 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması 7
2.3.1 Alüminyum Dövme Alaşımları 8
2.3.2 Alüminyum Döküm Alaşımları 11
2.4 Alaşım Elementlerinin Alüminyuma Etkisi 14
2.4.1 Silisyum 14
2.4.2 Bakır 14
2.4.3 Magnezyum 15
2.4.4 Demir 15
2.4.5 Mangan 15
2.4.6 Çinko 16
2.4.7 Nikel 16
2.4.8 Titanyum 16
2.4.9 Kalay 16
2.5 AA2014 Alüminyum Alaşımı ve Genel Özellikleri 17
2.6 A380 Alüminyum Alaşımı ve Genel Özellikleri 19
2.7 Alüminyum ve Alaşımlarının Temper Gösterimleri 19
3 ÇÖKELME SERTLEŞMESİ 22
3.1 Isıl İşlem 22

3.1.1 Çözeltiye Alma Isıl İşlemi 23
3.1.2 Yaşlandırma (Çökelme) Isıl İşlem 23
3.2 Sertleşme Mekanizması 25
4 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA TANE YAPISININ KONTROLÜ VE TANE İNCELTME YÖNTEMLERİ 29
4.1 Hızlı Katılaşmayla Tane İnceltme 30
4.1.1 Eğimli Soğutucu 31
4.2 Tane İnceltici İlavesiyle Tane İnceltme 32
4.3 Şiddetli Plastik Deformasyon ile Tane İnceltme (Katı Halde Tane İnceltme) 34
4.4 Dinamik Yöntemlerle Tane İnceltme 35
4.4.1 Titreşim ve Karıştırma ile Tane İnceltme 35
5 DENEYSEL ÇALIŞMALAR 47
5.1 Kalıp Hazırlama ve Döküm Düzeneklerinin Kurulması 47
5.2 Ergitme ve Döküm Aşamaları 48
5.3 Isıl İşlem 49
5.4 Karakterizasyon İşlemleri 50
6 DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA 52
6.1 AA2014 Alaşımının İncelenmesi 52
6.2 A380 Alaşımının İncelenmesi 61
7 SONUÇ 71
KAYNAKÇA 75
TEZDEN ÜRETİLMİŞ YAYINLAR 81

SİMGE LİSTESİ

σ_y	Akma gerilmesi
J	Alternatif elektrik alan
Al	Alüminyum
Al_2O_3	Alümina
Ar	Argon
N	Azot
Cu	Bakır
B	Beta
α-Al	Birincil alüminyum fazı
B	Bor
HB	Brinell sertliği
Zn	Çinko
Fe	Demir
dev/dak	Devir/dakika
σ_o	Dislokasyon hareketi başlangıç gerilmesi
T_m	Ergime sıcaklığı
f	Frekans
g	Gram
He	Helyum
Hz	Hertz
HF	Hidroflorik asit
J	Joule
Sn	Kalay
Cal	Kalori
ΔT_r	Katı faz eğriliğinin neden olduğu erime noktalarındaki değişim
σ	Katı-sıvı araya yüzey gerilimi
r	Katı-sıvı faz ara yüzeyinin ortalama eğim açısı
kg	Kilogram
kHz	Kilohertz
Cr	Krom
F	Lorenz kuvveti
Mg	Magnezyum

Mg_2Si	Magnezyum silisit
Mn	Mangan
MPa	Megapaskal
m^3	Metreküp
µm	Mikrometre
ΔH_m	Molar füzyon entalpisi
k_y	Mukavemetlendirme katsayısı
Ni	Nikel
Ppm	Parça/milyon
π	Pi sayısı
V_s	Saf katının molar hacmi
°C	Santigrat derece
Si	Silisyum
d	Tane çapı
Ti	Titanyum
$\|A\|$	Titreşimin genliği
α_{max}	Titreşimin pik ivmesi

KISALTMA LİSTESİ

AC	Alternatif akım
ACEF	Birikmeli sürekli ekstrüzyon şekillendirme
ARB	Birikimli haddeleme bağlanması
CEC	Döngüsel ekstrüzyon-sıkıştırma
ECAP	Eşit kanallı açısal presleme
EMS	Elektromanyetik karıştırma
EMV	Elektromanyetik titreşim
ES-30	30° açı ile eğimli soğutucu
ES-60	60° açı ile eğimli soğutucu
FSW	Sürtünme kaynağı
HPT	Yüksek basınçlı burulma
MDF	Çok yönlü dövme
MT-1	1 mm genlik ile mekanik titreşim
MT-2	2 mm genlik ile mekanik titreşim
RCS	Tekrarlayan dalgalandırma ve düzleştirme
SDAS	İkincil dendrit kolları arasındaki mesafe
TCEC	Tüp döngüsel ekstrüzyon-sıkıştırma
TE	Büküm ekstrüzyon
UV	Ultrasonik titreşim
YÇ-75	75 dev/dak ile yörüngesel çalkantı
YÇ-150	150 dev/dak ile yörüngesel çalkantı

ŞEKİL LİSTESİ

Şekil 1.1 Ultrasonik olarak uyarılmış ve uyarılmamış döküm numunelerinde boşluk dağılımı için öne sürülen model **2**

Şekil 2.1 Uçak kanadının (A) ve motor aksamının (B) bölümleri **18**

Şekil 3.1 Çökelme sertleşmesinin uygulanabilir C_0 bileşimindeki AB alaşımına ait faz diyagramı **22**

Şekil 3.2 Çökelme sertleşmesinin uygulama aşamaları **24**

Şekil 3.3 Yaşlandırma aşamasında sertlik/dayanım değerlerinin yaşlandırma süresinin logaritmik değeri ile değişimi **24**

Şekil 3.4 Al-Cu faz diyagramının alüminyum elementince zengin bölgesi. Error! Bookmark not defined.

Şekil 3.5 θ kararlı faz oluşumundaki kademeler: (A) aşırı doymuş α çözeltisi, (B) Guinier-Preston (GP) bölgesi, (C) çökelmiş θ'' geçiş fazı, (D) α matris fazı içerisinde çözünen θ kararlı fazı **26**

Şekil 3.6 AA2014 alaşımının geçirimli elektron mikroskobu ile elde edilmiş mikroyapı görüntüsü **26**

Şekil 3.7 AA2014 alaşımının dört farklı yaşlandırma sıcaklığı için çökelme sertleşmesi özellikleri: (A) çekme dayanımı, (B) süneklik (yüzde kopma uzaması) **27**

Şekil 4.1 Eğimli soğutucuyla döküm; (A) ergitme ve (B) döküm **31**

Şekil 4.2 AA3004 alaşımına ait tane yapısı (Yukarıda tane inceltici ilavesi yok, alt tarafta 5Ti-1B alaşımı olarak 10 ppm B eklenmiş) **33**

Şekil 4.3 Elektromanyetik karıştırma düzeneğinin şematik gösterimi **38**

Şekil 4.4 Gaz üfleme ile karıştırma düzeneğinin şematik gösterimi **40**

Şekil 4.5 Bir dendritin parçalanması **41**

Şekil 4.6 Mekanik titreşim uygulamasının şematik gösterimi **42**

Şekil 4.7 Ultrasonik titreşim düzeneğinin şematik gösterimi **43**

Şekil 4.8 (A) EMV deney düzeneği ve (B) elektrik akımının yoğunluğu ile Al-7Si alüminyum alaşımının birincil α tanelerinin ortalama tane boyutu arasındaki doğrusal ilişki **45**

Şekil 5.1 Mekanik titreşim (A), yörüngesel çalkantı (B) ve eğimli soğutucu (C) yöntemlerine ait düzenekler **47**

Şekil 5.2 Mekanik titreşim (A), yörüngesel çalkantı (B) ve eğimli soğutucu ile gerçekleştirilen döküm işlemleri **49**

Şekil 5.3 Döküm numunelerine uygulanan kesme işlemleri **50**

Şekil 6.1 AA2014 alaşımına ait uygulanan tekniğe ve yaşlandırma sürelerine göre ölçülen sertlik değerleri **52**

Şekil 6.2 AA2014 alaşımına ait döküm hali numunelerinin x50 büyütmeli mikroskop görüntüleri **56**

Şekil 6.3 AA2014 alaşımına ait döküm hali numunelerin x200 büyütmeli mikroskop görüntüleri **57**

Şekil 6.4 AA2014 alaşımına ait 8 saat yaşlanma sonrasında numunelerin x200 büyütmeli mikroskop görüntüleri **58**

Şekil 6.5 A380 alaşımına ait uygulanan tekniğe ve yaşlandırma sürelerine göre ölçülen sertlik değerleri **61**

Şekil 6.7 A380 alaşımına ait döküm hali numunelerin x200 büyütmeli mikroskop görüntüleri **65**

Şekil 6.8 A380 alaşımına ait 2 saat yaşlanma sonrasında numunelerin x200 büyütmeli mikroskop görüntüleri **66**

Şekil 6.9 Statik dökülen A380 alaşımı numunesinin döküm hali mikroyapısı .. **67**

TABLO LİSTESİ

Tablo 2.1 Dövme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması **8**
Tablo 2.2 Dövme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması **11**
Tablo 2.3 AA2014 alüminyum alaşımının kimyasal kompozisyonu **17**
Tablo 2.4 İkame malzemelerin kullanım eşlenikleri **18**
Tablo 2.5 A380 alüminyum alaşımının kimyasal kompozisyonu **19**
Tablo 4.1 Katılaşma yöntemlerinin soğutma hızları **30**
Tablo 5.1 AA2014 alaşımının kimyasal bileşimi (% ağırlıkça) **48**
Tablo 5.2 A380 alaşımının kimyasal bileşimi (% ağırlıkça) **48**
Tablo 5.3 Döküm yöntem ve parametrelerine ait kısaltma ifadeleri **49**
Tablo 6.1 Statik dökülen AA2014 alaşımına ait sertlik değerleri (HB) **52**
Tablo 6.2 Dinamik yöntemlerle dökülen AA2014 alaşımına ait sertlik değerleri (HB) **53**
Tablo 6.3 AA2014 alaşımı döküm hali numunelerinin tane boyutları ve yoğunluk değerleri **59**
Tablo 6.4 Statik dökülen A380 alaşımına ait sertlik değerleri (HB) **61**
Tablo 6.5 Dinamik yöntemlerle dökülen A380 alaşımına ait sertlik değerleri (HB) **62**
Tablo 6.6 A380 alaşımı döküm hali numunelerinin SDAS ve yoğunluk değerleri **68**

ÖZET

Alüminyum Alaşımlarının Dökümünde Uygulanan Dinamik Uyarımların Yapay Yaşlanmaya Etkileri

Yusuf Talha DÖNMEZ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Yüksek Lisans Tezi

Danışman: Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER

Alüminyum alaşımlarında eş eksenli, ince ve homojen dağılmış mikroyapıların mekanik özellikleri iyileştirdiği bilinmektedir. Döküm ve katılaştırma işlemleri sırasında tane inceltme için genellikle termal, kimyasal ve dinamik olmak üzere üç farklı yöntem kullanılmaktadır. Ayrıca literatürdeki birtakım çalışmalar incelendiğinde; döküm esnasında bazı dinamik yöntemler uygulanarak elde edilen numunelerin yapay yaşlandırma sonrasında, işlem görmemiş numunelerin eriştiği pik sertlik değerlerine daha kısa sürelerde eriştiği ve daha yüksek sertlik değerlerine ulaştığı görülmüştür. Bu çalışmada, AA2014 ve A380 alaşımlarına uygulanan yapay yaşlandırma işlemi sonucunda elde edilen sertlik değerlerine üç dinamik yöntemin etkileri incelenmiştir. İlk olarak, alaşım herhangi bir dinamik işlem uygulanmadan referans numune için yaş kum kalıba statik olarak dökülmüştür. Daha sonra yaş kum kalıplarda mekanik titreşim yöntemi ile 50 Hz frekansta 1 ve 2 mm genliklerde, eğimli soğutucu yöntemi ile 30° ve 60° açılarda, yörüngesel çalkantı yöntemi ile 75 ve 150 devir/dakika hızlarda dökümler gerçekleştirilmiştir. 1 mm genlik, 30° açı ve 75 devir/dakika değerleri düşük parametreler olarak; 2 mm genlik, 60° açı ve 150 devir/dakika değerleri ise yüksek parametreler olarak isimlendirilmiştir. Farklı yöntemlerle 720 °C'de dökülen numuneler, AA2014

alaşımı için 502 °C'de 90 dakika süreyle, A380 alaşımı için 520 °C'de 4 saat süreyle çözeltiye alma işlemine tabi tutulduktan sonra 170 °C'de 2, 4, 8, 12 ve 24 saat süreyle yapay yaşlandırmaya tabi tutulmuştur. Yapay yaşlandırma uygulanmış numunelerin optik mikroskop görüntüleri ve Brinell sertlik testi sonuçları birbirleriyle karşılaştırılmıştır. Ayrıca, mikroskop görüntüleri aracılığıyla numunelerin tane boyutları ve Arşimet Prensibi ile numunelerin yoğunlukları ölçülmüştür. AA2014 alaşımı için yapılan sertlik ölçümleri sonucunda, 1 mm genlikte mekanik titreşim yöntemi, 30° açıda eğimli soğutucu yöntemi ve 75 devir/dakika'da yörüngesel çalkantı yöntemi ile dökülen numunelerin, hiçbir işlem görmeden dökülen referans numunenin ulaştığı pik sertlik değerlerine daha kısa yaşlandırma sürelerinde eriştiği ve daha yüksek pik sertlik değerlerine ulaştığı görülmüştür. A380 alaşımı numunelerinde gerçekleştirilen sertlik ölçümlerinde ise dinamik yöntemlerin kayda değer bir etkisi gözlemlenmemiştir.

Anahtar Kelimeler: AA2014 alaşımı A380 alaşımı, mekanik titreşim, yörüngesel çalkantı, eğimli soğutucu, yaşlanma

ABSTRACT

Effects of Dynamic Stimulations Applied in Casting Aluminum Alloys on Artificial Aging

Yusuf Talha DÖNMEZ

Department of Metallurgical and Material Science Engineering

Master of Science Thesis

Supervisor: Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER

In aluminum alloys, equiaxed, fine, and homogeneously distributed microstructures are known to improve mechanical properties. Three different methods are generally used for grain refinement during casting and solidification processes: thermal, chemical, and dynamic. In addition, when some studies in the literature were examined; it was observed that samples obtained by applying certain dynamic methods during casting reach the peak hardness values of untreated samples in a shorter aging time and reach higher hardness values after artificial aging. In this study, the effects of three dynamic methods on the hardness values obtained as a result of the artificial aging process applied to AA2014 and A380 alloys were investigated. Firstly, the alloy was statically cast in a green sand mold for the reference sample without any dynamic treatment. Then, castings were made in green sand molds at 1 and 2 mm amplitudes by the mechanical vibration method at a frequency of 50 Hz, at 30° and 60° angles by the cooling slope method, and at 75 and 150 rpm by the orbital shaking method. 1 mm amplitude, 30° angle and 75 rpm were named as mild parameters; 2 mm amplitude, 60° angle and 150 rpm were named as severe parameters. The samples cast at 720 °C by different methods were subjected to solution treatment at 502 °C for 90 minutes for the AA2014 alloy and at 520 °C for 4 hours for the A380 alloy, followed by artificial aging at 170 °C for

2, 4, 8, 12, and 24 hours. The optical microscope images and Brinell hardness test results of the artificially aged samples were compared with each other. In addition, the grain sizes of the samples were measured by microscope images, and the density of the samples was measured by Archimedes' Principle. As a result of the hardness measurements for the AA2014 alloy, it was observed that the samples cast by the mechanical vibration method at 1 mm amplitude, the cooling slope method at 30° angle, and the orbital shaking method at 75 rpm reached the peak hardness values of the reference sample cast without any treatment at shorter aging times and reached higher peak hardness values. In the hardness measurements performed on A380 alloy samples, no significant effect of dynamic methods was observed.

Keywords: AA2014 alloy A380 alloy, mechanical vibration, orbital shaking, cooling slope, aging

1
GİRİŞ

1.1 Literatür Özeti

Alüminyum, zengin kaynakları, %100'e yakın geri dönüştürülebilirliği, yüksek mekanik özellikleri, termal ve elektrik iletkenliği, işlenme kolaylığı, korozyon direnci ve hafifliği nedeniyle dünyada en yaygın kullanılan demir dışı metallerden birisidir [1]. Alüminyumun yoğunluğu 2,70 g/cm^3, yani çeliğin yoğunluğunun üçte biri ve elastiklik modülü 10 x 106 psi (70 GPa)'dir. Alüminyum alaşımlarının çekme özellikleri çeliğe göre daha düşük olmasına rağmen, spesifik mukavemetleri (veya mukavemet-ağırlık oranı) mükemmeldir. Bu sebeple, Wright kardeşler tarafından uçak motorlarında Al-Cu alaşımı kullanılmıştır. Alüminyum kolaylıkla şekillendirilebilir, yüksek ısı ve elektrik iletkenliğine sahiptir ve düşük sıcaklıklarda süneklikten kırılganlığa geçiş göstermemektedir. Toksik değildir ve alüminadan elde edilmesi için gereken enerjinin yalnızca %5'i ile geri dönüştürülebilmektedir [2].

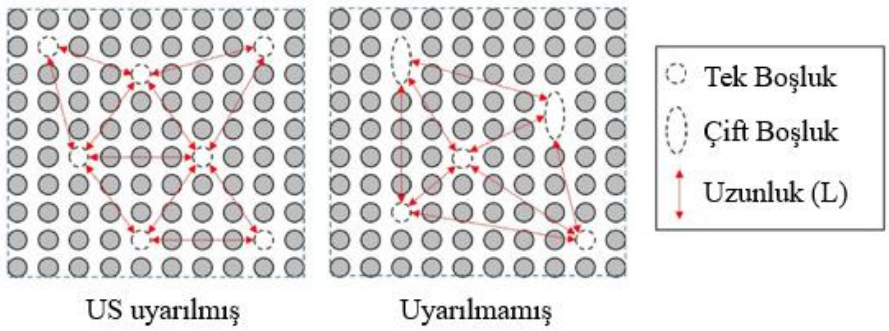
Alüminyum alaşımları, üretim yöntemlerine göre dövme ve döküm alaşımları olmak üzere iki ana gruba ayrılmaktadır. Her iki ana grup içerisinde de alaşımlar iki alt gruba ayrılmaktadır. Bunlar, çökelme sertleşmesi gösterenler ve çökelme sertleşmesi göstermeyenlerdir [2].

2xxx serisi dövme alaşımlarının ana alaşım elementi bakırdır ve genellikle ikincil katkı elementi ise magnezyumdur. Bu alaşımların ideal özelliklerine ulaşması için çökelme sertleşmesi uygulanması gerekmektedir. Az miktarda magnezyum içermekte olan Al-Cu alaşımlarının ısıl işlemi sırasında, Al_2Cu güçlendirici faz olarak çökelmektedir. Alüminyum bakımından zengin Al-Cu alaşımlarına magnezyum ilave edilmesi, ötektik ayrışmayla Al_2CuMg fazının oluşmasına yol açmaktadır. Al_2CuMg çökeltileri, yüksek mukavemet, yüksek kırılma tokluğu ve yorulma çatlaklarının büyümesine karşı direncin bir kombinasyonunu sağlamaktadır. 2xxx serisindeki alaşımlar özellikle yüksek mukavemet/ağırlık oranlarının gerekli olduğu uygulamalar için oldukça uygundur. Bu alaşımlar yüksek mukavemet gerektiren uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Genellikle kamyon ve uçak tekerlekleri, uçak gövdesi, süspansiyon parçaları, kanat

kaplamaları, yapısal parçalar ve genel olarak iyi mukavemet gerektiren parçaların üretimi için tercih edilmektedir [1, 3].

3xx serisi, döküm alaşımlarında silisyum, bakır ve/veya magnezyum ile birlikte kullanılmaktadır. Bu alaşımlar yüksek mukavemete ve akışkanlığa sahiptir. Ayrıca en yaygın kullanılan alüminyum döküm alaşımlarıdır. Alaşımın farklı modifikasyonları çok yaygın olarak kullanılmakla birlikte birçok farklı uygulamada kullanılmaktadır. Yüksek silisyum içeren alaşımlar iyi aşınma direncine sahiptir ve otomotiv motor blokları ve pistonları için kullanılmaktadır [4].

Mekanik özellikler malzemenin mikroyapısı ile ilgilidir. Mikroyapının ince ve eş eksenli tane yapısı yüksek mukavemet ve süneklik sağlamaktadır. Temel olarak tane inceltme yöntemleri dört ana grupta incelenmektedir: hızlı katılaştırma, tane inceltici ilavesi, şiddetli plastik deformasyon ve dinamik yöntemlerle tane inceltme [5, 6, 7]. Ek olarak, tane morfolojisini iyileştirmek için eğimli soğutucu ile yöntemi de birçok araştırmada kullanılmaktadır. Bu yöntemde, sıvı metal bir soğutma plakası üzerinden kalıba dökülmektedir. Yüksek soğutma hızı ve plakanın eğimli açısının neden olduğu sistem içindeki kayma gerilimi dendritik büyümeyi bastırmaktadır. Bu yöntemde tane boyutu kontrol altında tutulabilmektedir [8, 9].



Şekil 1.1 Ultrasonik olarak uyarılmış ve uyarılmamış döküm numunelerinde boşluk dağılımı için öne sürülen model [10]

Puga ve Carneiro tarafından yapılan çalışmada, döküm sırasında ultrasonik uygulamalarla uyarılan numunelere uygulan T6 ısıl işlemi konu alınmıştır. Bu çalışma sonunda yapay yaşlandırılmış numuneler için pik yaşlanma süresinin azalabileceği sonucuna varılmıştır. Ultrasonik uyarmanın matris içerisinde oluşan akustik akışla birlikte çözünürlüğü arttırdığı, dinamik olarak yapılan bu uyarmanın uygulanan ısıl işlemle birlikte çözeltinin mukavemet kazanmasına katkıda bulunduğu görülmüştür. Bu çalışmada ultrasonik uyarıya maruz kalan numunelerin,

herhangi bir uyarıya maruz bırakılmayan numunelere kıyasla daha kısa sürede daha yüksek sertlik değerlerine ulaştığı görülmüştür [10]. Bu değişim, boşlukların kristal yapı içerisinde homojen dağılımı ve miktarındaki artış ile ilişkilendirilmiştir [11, 12]. İleri sürdükleri boşluk dağılımını sembolize eden model Şekil 1.1'de gösterilmiştir [10]. Alüminyum bazlı ürünlerin mekanik performansını iyileştirmek için ısıl işlemin rolünün önemi göz önüne alındığında, ısıl işlemlerdeki iyileştirmeler birçok endüstri için hayati önem taşımaktadır [10].

1.2 Tezin Amacı

Bu tezin amacı; alüminyum alaşımlarına uygulanan yapay yaşlandırma işlemine ait sürenin alaşımın dökümü esnasında çeşitli dinamik yöntemler uygulanarak kısaltılmasıdır. Bu doğrultuda, uygulanan mekanik titreşim, yörüngesel çalkantı ve eğimli soğutucu yöntemleriyle, ısıl işlem süresinin kısaltılmasının yanı sıra daha ince taneli, homojen bir mikroyapı elde edilmesi hedeflenmiştir. Dövme ve döküm alaşımlarının mekanik titreşim, yörüngesel çalkantı ve eğimli soğutucu yöntemleriyle, iki farklı parametrede dökülerek, farklı yaşlandırma sürelerine bağlı olarak sertlikteki değişimleri, maksimum süre/sertlik değerleri ve mikroyapıları incelenerek kıyaslanması amaçlanmaktadır.

1.3 Hipotez

Alüminyum alaşımlarına uygulanan yapay yaşlandırma işlemine ait süreyi kısaltmak için döküm esnasında ergiyik metale farklı parametrelerle uygulanan dinamik yöntemler, dökülen alaşımın içerisindeki dendritleri kırarak tane boyutunun küçülmesine yol açmaktadır. Böylece döküm hali mekanik özelliklerini iyileştirerek ve yayınma mesafelerini kısaltmaktadır. Dinamik uyarımın, α-Al tanelerinin katılaşması sırasında boşluk sayısını artırması ve homojen dağılmayı sağlaması gibi etkileri çökelti oluşumunu hızlandırmaktadır. Çökelti miktarını arttırarak, daha kısa sürede beklenen sertlik değerlerine ulaşılması hedeflenmektedir. Yaşlandırma süresinde meydana gelecek bir kısalma, ısıl işlem esnasında harcanan enerjiden ve harcanan iş süresinden tasarruf sağlarken, yapılacak iş anlamında verimin ve hacmin artmasına imkan sağlayacaktır.

2
ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARI

2.1 Alüminyumun Tarihçesi

Alüminyum, yerkabuğunda doğal olarak bulunan 92 element arasında oksijen (%47) ve silisyumun (%28) ardından, %8 ile en yaygın bulunan üçüncü elementtir. 100 yıldan daha kısa bir süre içinde demirden sonra en yaygın kullanılan metal haline gelmiştir. Alüminyumun kısa bir süre içerisinde, bu kadar yaygın kullanılır hale gelmesi, sahip olduğu özelliklerin yanı sıra ekonomik açıdan da cazip olmasının bir sonucudur [13].

Alüminyum doğada element halinde bulunmamakta; bunun yerine kimyasal bir bileşik halinde bulunmaktadır. İlk kez 1807 yılında İngiliz kimyager Humphry Davy tarafından bir metal elde etmek için alümina elektrik arkında ayrıştırılmıştır. Ayrıştırılan metal saf alüminyum değil, alüminyum ve demir alaşımıdır. Davy, çalışması sonucunda yeni bir metal bulduğunu düşünerek ayrıştırmış olduğu alüminyum demir alaşımını "alüminyum" olarak adlandırmıştır. 1825 yılında Danimarkalı Hans Oersted tarafından potasyum amalgam alüminyum klorür ile ısıtılarak küçük bir alüminyum parçası üretilmiştir [14]. 1827 yılında ise Alman Freidrich Wöhler tarafından potasyum susuz alüminyum klorür ile reaksiyona sokularak toz halinde alüminyum üretmeye yönelik bir proses geliştirilmiştir. Alüminyum üretimi için ilk ticari girişim ise 1854 yılında Henri Sainte-Claire Deville tarafından Wöhler'in prosesinin daha da geliştirilmesiyle oluşturulan yeni prosesin kullanılmasıyla geliştirilmiştir. Ancak alüminyum hala çok pahalı olmasından dolayı, sonraki yaklaşık 35 yıl boyunca maliyetleri düşürmek ve daha ekonomik prosesler geliştirmek maksadıyla birçok girişimde bulunulmuştur. 1886 yılında Amerika Birleşik Devletleri'nde Charles Martin Hall ve Fransa'da Paul L.T Héroult tarafından birbirlerinden bağımsız şekilde neredeyse aynı zamanda, Hall-Héroult prosesi olarak adlandırılmış olan elektrolitik prosesi geliştirilmiştir. Bu prosesin geliştirilmesi, 1800'lü yılların sonunda başlayan ekonomik maksatlı alüminyum üretimine olanak sağladığı için çok büyük bir ilerleme olarak kabul edilmektedir. 1888 yılına gelindiğinde Karl Joseph Bayer tarafından proses içerisinde önemli bir aşama olan boksit cevherinden alüminanın (Al_2O_3) çıkarılması

için etkili bir yöntem geliştirilmiştir. Bayer ve Hall-Héroult prosesleri günümüze kadar ticari boyutlarda alüminyum üretimi için kullanılan en ekonomik yöntemler olarak kullanılmakta ve hala birincil alüminyum endüstrisinin temelini oluşturmaktadır [1].

Tarih içinde endüstriyel gelişmelerin artması, alüminyum ve alaşımlarının benzersiz nitelikleriyle yeni metalin üretim ve kullanımındaki büyümeye büyük fayda sağlamıştır. İlk içten yanmalı motorla çalışan araçların ortaya çıkış dönemi içerisinde, 1886'da Ohio'da Charles Hall ve Fransa'da Paul Heroult tarafından geliştirilen ergiyik kriyolit içinde çözünmüş alüminanın elektrolitik indirgenmesi, alüminyumun artan mühendislik taleplerini karşılayabilecek kapasitesiyle bir otomotiv malzemesi olarak rol oynamaya başlamasına olanak sağlamıştır. 1900'lü yıllar itibariyle alüminyumun diğer elementler ile alaşımlandırılması ve ısıl işlem uygulanmasıyla daha yüksek mekanik özellikler elde edilmiştir. Havacılık sektörü için de Wright kardeşler uçak motorlarında alüminyumu kullanmış olmalarına rağmen en büyük gelişmeler İkinci Dünya Savaşı'nın başlamasıyla gerçekleşmiştir. Savaşı takiben gelişen uçak gövdeleri, motorlar ve füze gövdeleri, yakıt hücreleri ve uydu bileşenleri için de alüminyum yapısal olarak güvenilir, güçlü ve kırılmaya dayanıklı parça talebi için tercih edilen bir malzeme haline gelmiştir. Savaşın ardından talebin artması ve ekstrüzyon işleminin ticari olarak ortaya çıkmasıyla alüminyum inşaat sektöründe de çok büyük bir ölçekte kullanılmaya başlanmıştır. Alüminyum endüstrisindeki büyüme bu gelişmelerle sınırlı kalmamış ve alüminyum, zaman içerisinde modern yaşamın neredeyse her yönünü doğrudan ya da dolaylı bir şekilde etkileyecek ölçüde uygulama çeşitliliğine kavuşarak büyük bir önem arz eder hale gelmiştir [4, 15].

2.2 Alüminyumun Genel Özellikleri

Alüminyum periyodik cetvelin III A grubunda yer almaktadır. Yüzey merkezli kübik kristal yapısına sahip olan alüminyumun atom numarası 13, atom ağırlığı 26,98 g/mol, erime ısısı 400 Cal/g, ergime noktası 659,8 °C, kaynama noktası 2450 °C'dir [15].

Alüminyum alaşımları birçok uygulamada ekonomiktir. Otomotiv endüstrisinde, havacılık ve uzay endüstrisinde, makinelerin, cihazların ve yapıların inşasında,

elektronik ekipmanların muhafazalarında, kriyojenik uygulamalar için basınçlı kaplarda ve sayısız birçok alanda kullanılmaktadır [3].

Alüminyum yerkabuğunda en yaygın olarak bulunan metal olmasına rağmen, doğal yataklardan çıkarma maliyeti nedeniyle kendisinden daha az miktarlarda bulunan bazı metallerden daha yüksek maliyete sahiptir. Yaygın ve geniş kullanımı, alüminyum ve alaşımlarının benzersiz özelliklerinden kaynaklanmaktadır. Alüminyumun öne çıkmasını sağlayan en önemli özellikler şunlardır [4]:

Yüksek mukavemet/ağırlık oranı: Alüminyum, çeliğin sahip olduğu yoğunluğun yaklaşık üçte birine sahip olması nedeniyle magnezyumdan sonra en hafif metaldir. Alüminyum alaşımları düşük yoğunluklarının aksine düşük karbonlu çeliklerle mukayese edilebilecek düzeyde mukavemete sahiptir. Hafiflik ve yüksek mukavemetin bu birleşimi, alüminyumu birçok alan ve sektörde kullanıma uygun hale getirmektedir [4].

Üretilebilirlik: Alüminyum; çekme, dövme, döküm, ekstrüzyon, bükme, rulo şekillendirme ve işleme gibi işlemler de dahil olmak üzere şekillendirilmesi ve imalatı en kolay metallerden biridir. Diğer metallerin şekillendirilmesi için kullanılan bütün yöntemler alüminyumun şekillendirilmesi amacıyla da kullanılabilmektedir [4].

Korozyon direnci: Alüminyum oksijenle çok hızlı reaksiyona girmekte ancak sert oksit kabuk oluşumu metalin daha fazla oksitlenmesini önlemektedir. Bu ince, sert ve renksiz oksit filmi alüminyumun yüzeyine bağlanmakta ve hasar gördüğünde hızla yeniden oluşmaktadır [4]. Atmosfer ortamı, su (tuzlu su dahil), petrokimyasallar ve birçok kimyasal sistem dahil olmak üzere çoğu ortamda yüksek korozyon direnci göstermektedir [15].

Yüksek elektrik iletkenliği: Alüminyum, kendiyle aynı ağırlığa sahip bir bakırdan iki kat daha fazla elektrik iletmektedir. Bu özelliği alüminyumu elektrik iletim kablolarında kullanıma oldukça uygun bir hale getirmektedir [4].

Yüksek termal iletkenlik: Alüminyum ısıyı demirden üç kat daha iyi iletmektedir. Radyatörler, soğutma sistemlerindeki buharlaştırıcı bobinler, ısı eşanjörleri ve pişirme kapları gibi hem ısıtma hem de soğutma uygulamalarında kullanılmaktadır [4].

Kriyojenik sıcaklıklarda yüksek tokluk: Alüminyum düşük sıcaklıklarda kırılgan ya da kırılmaya eğilimli bir halde değildir. Düşük sıcaklıklarda daha yüksek tokluğa ve mukavemete sahiptir. Bu özelliği ile alüminyum, kriyojenik kaplar için kullanıma elverişli hale gelmektedir [4].

Yansıtıcılık: Radyant enerji, radyant ısı, görünür ışık ve elektromanyetik dalgalar verimli bir şekilde yansıtılırken, anodize yüzeyler yansıtıcı yada emici olabilmektedir. Parlatılmış alüminyumun geniş bir dalga uzunluğu aralığında sahip olduğu yansıtıcılığı, çeşitli dekoratif ve işlevsel kullanımlar için tercih edilmesine yol açmaktadır [15].

Zehirli değildir: Alüminyum toksik olmadığından dolayı, gıda işleme ve pişirme gereçlerinde, gıda ve içecek ambalajlama endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır [4].

Geri dönüştürülebilirlik: Alüminyum, tamamen geri dönüşüme elverişli bir metaldir ve kolayca geri dönüştürülebilmektedir [4]. Geri kazanılmış malzemeden alüminyum eldesi için harcanan enerji, cevherden alüminyum eldesi için harcanan enerji ile karşılaştırıldığında %88 oranında daha azdır [16].

2.3 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Metaller saf halleriyle, alaşımlandırılmış hallerine nazaran daha az kullanılmaktadır. Bir metale bir veya daha fazla elementin ilave edilmesiyle, genellikle alaşımsız malzemeden büyük ölçüde farklı özelliklere sahip bir alaşım oluşturulmaktadır. Alüminyuma alaşım elementlerinin ilave edilmesiyle birlikte belirli durumlarda saf metalin bazı özellikleri olumsuz etkilense de bu durum çeşitli uygulamalar için kabul edilebilir seviyededir. Çünkü mukavemet gibi elde edilmesi istenen diğer özellikler çok belirgin bir şekilde geliştirilmektedir. Alüminyumla birlikte yaklaşık olarak 15 alaşım elementi kullanılmaktadır. Bu elementler genellikle alaşımın ağırlıkça %10'undan daha azını oluşturmasına rağmen, malzeme özelliklerini büyük ölçüde etkileyebilmektedir [4].

Alüminyum alaşımları, şekillendirilmek üzere işlenen dövme alaşımları ve ergimiş halde şeklini belirleyecek bir kalıba dökülen döküm alaşımları olmak üzere iki kategoriye ayrılmaktadır [4].

2.3.1 Alüminyum Dövme Alaşımları

Alüminyum Birliği'nin alüminyum alaşımları için tanımlama sistemi içerisinde, bu birliğe kayıtlı olan her alaşıma dört basamaklı bir numara tanımlanmaktadır. Alaşımın ilk numarası, benzer özelliklere sahip bir grup alaşım üreten birincil alaşım elementini belirtirken, son iki rakam dernek tarafından sırasıyla atanmaktadır. İkinci rakam bir alaşımın modifikasyonunu ifade etmektedir. Örneğin AA6463, daha iyi malzeme özellikleri sağlamak için demir, mangan ve krom gibi belirli alaşım elementleri üzerinde biraz daha kısıtlayıcı sınırlamalar getiren AA6063'ün bir modifikasyonudur. Birincil alaşım elementleri ve elde edilen alaşımların özellikleri aşağıda listelenmiş ve Tablo 2.1'de özetlenmiştir:

Tablo 2.1 Dövme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması [17]

Seri Numarası	Alaşım Elementi	Çökelme Sertleşmesi
1xxx Al Alaşımları	Saf Alüminyum	Uygulanamaz
2xxx Al Alaşımları	Bakır	Uygulanabilir
3xxx Al Alaşımları	Mangan	Uygulanamaz
4xxx Al Alaşımları	Silisyum	Uygulanamaz (Mg içeren alaşımlara uygulanabilir.)
5xxx Al Alaşımları	Magnezyum	Uygulanamaz
6xxx Al Alaşımları	Silisyum-Magnezyum	Uygulanabilir
7xxx Al Alaşımları	Çinko	Uygulanabilir
8xxx Al Alaşımları	Diğer Elementler	Uygulanabilir

2.3.1.1 1xxx Serisi Alüminyum Dövme Alaşımları

1xxx serisi, endüstride en az %99 alüminyum olarak tanımlanmakta olan ticari saf alüminyumu ifade etmektedir. Saf alüminyum nispeten düşük mukavemet değerlerine sahiptir. Yüksek elektrik iletkenliği ve korozyona karşı olan dirençleri, bu seride bulunan alaşımların sahip olduğu en iyi özelliklerdir [4].

2.3.1.2 2xxx Serisi Alüminyum Dövme Alaşımları

2xxx serisi alaşımlarda birincil alaşım elementi olan bakır, yüksek mukavemet ve tokluk sağlarken, korozyon direncini azaltmaktadır. Atmosferik korozyona karşı genellikle diğer seriler kadar dayanıklı değildir ve bu nedenle genellikle ek koruma için boya veya kaplama uygulanmaktadır. Orijinal alüminyum-bakır alaşımlarının kaynaklanabilme kabiliyeti çok iyi değildir ancak tasarımcılar tarafından bu serinin daha sonra geliştirilen alaşımlarında bu engelin üstesinden gelinmiştir. Özellikle AA2219 ve AA2195 alaşımları, kaynak uygulamaları için geliştirilmiştir. Bu seride yer alan AA2024 alaşımı uçak sanayinde en yaygın kullanılan alaşımlardan birisidir [4, 17, 18].

2.3.1.3 3xxx Serisi Alüminyum Dövme Alaşımları

3xxx serisi alaşımlarda birincil alaşım elementi mangandır. İlave edilmesiyle birlikte alaşımlandırılmamış alüminyumun sahip olduğu mukavemet değerini yaklaşık %20 oranında artırmaktadır. Başlıca AA3003, AA3004 ve AA3105 alaşımlarından oluşan bu grup içerisindeki alaşımların işlenebilirliği ve korozyon direnci iyi seviyededir. Bu alaşımlar cephe ve çatı kaplamaları gibi mimari ürünler ve inşaat uygulamaları için oldukça uygundur [4].

2.3.1.4 4xxx Serisi Alüminyum Dövme Alaşımları

4xxx serisi alaşımlarda birincil alaşım elementi silisyumdur. Silisyum, kırılganlığa sebebiyet vermeden ergime noktasını düşürdüğü için kaynak ve lehim uygulamalarında kullanılmaktadır. Anodik oksit kaplamalar uygulandığında koyu griden kömür rengine dönüştüğü için mimari uygulamalar için tercih edilmektedir. AA4032 alaşımı düşük termal genleşme katsayısına ve yüksek aşınma direncine sahip olduğu için dövme motor pistonlarının üretiminde kullanılmaktadır [15].

2.3.1.5 5xxx Serisi Alüminyum Dövme Alaşımları

5xxx serisi alaşımlarda birincil alaşım magnezyumdur. Bu serinin içermiş olduğu magnezyum, korozyon direnci ve yüksek mukavemet sağlamaktadır. Mukavemet, yaklaşık %6'ya kadar değişen magnezyum içeriği ile doğru orantılı olarak değişmektedir. Bu serideki alaşımlar kaynak tellerinde ve kaynaklı uygulamalarda, gemi gövdeleri gibi denizcilik uygulamalarında kullanılmaktadır [4].

2.3.1.6 6xxx Serisi Alüminyum Dövme Alaşımları

6xxx serisi alaşımlar, magnezyum silisit (Mg_2Si) oluşturacak oranlarda silisyum ve magnezyum içermektedir. Yüksek korozyon direnci ve mukavemet dengesine sahiptir. Bütün alüminyum alaşımları arasında en yaygın olarak kullanılan AA6061 alaşımı düşük karbon çeliğiyle karşılaştırılabilir seviyede bir akma dayanımına sahiptir. Ekstrüzyon uygulamaları için 6xxx serisi alaşımları uygun bir yapıya sahiptir. İnşaat ve diğer yapısal uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır [4].

2.3.1.7 7xxx Serisi Dövme Alüminyum Alaşımları

7xxx serisi alaşımlarda birincil alaşım elementi çinkodur. Daha az miktarda magnezyum ile bir araya geldiğinde orta ile çok yüksek seviyede mukavemetli, çökelme sertleşmesi uygulanabilir alaşımlar meydana gelmektedir. Genellikle bakır ve krom gibi diğer elementler az miktarlarda eklenmektedir. Ancak bakırla alaşımlandırılmış 7xxx serisi alaşımlarının sahip olduğu korozyon direnci 1xxx, 3xxx, 5xxx veya 6xxx serilerinden düşük seviyededir. Bakır içermeyen 7xxx alaşımları korozyona dirençlidir. Bakır içermeyen bazı 7xxx serisi alaşımları (AA7008 ve AA7072 gibi) daha az korozyona dayanıklı alüminyum alaşımlarını katodik olarak korumak için kaplama olarak kullanılmaktadır. Bu serideki alaşımlar, uçak gövdesi yapılarında ve yapısal bileşenlerinde kullanılan AA7178 ve AA7075 gibi en güçlü alüminyum alaşımlarından bazılarını içermektedir [3, 4]. Yaygın olarak kullanılan AA7075, yüksek yorulma mukavemetine ve kolay işlenebilirliğe sahipken, diğer alaşımlara kıyasla düşük kaynaklanabilirlik kabiliyetine sahip olmaktadır. AA7075, esas olarak kullanıldığı havacılık ve uçak uygulamaları için yüksek mukavemet-ağırlık oranı ve mükemmel stres korozyon direnci gibi olağanüstü fiziksel ve mekanik özellikleri nedeniyle gövde ve kanat gibi çeşitli bileşenler için kullanılmaktadır. Bunun dışında otomotiv bileşenleri ve denizcilik gibi çeşitli endüstriyel uygulamalarda da ticari amaçla kullanılmaktadır [19].

2.3.1.8 8xxx Serisi Dövme Alüminyum Alaşımları

8xxx serisi alaşımlarında demir, nikel ve lityum gibi daha az kullanılan alaşım elementleri kullanılmaktadır. Her bir element, alaşımlara sağlamış olduğu belirli özellikler sebebiyle kullanılmaktadır. Demir ve nikel, elektriksel iletkenlikten

önemli bir kayıp vermeden dayanımı artırmakta ve AA8017 gibi iyi iletken olan bir dizi alaşımda kullanılmaktadır. Havacılık uygulamalarında kullanılan 8090 alaşımındaki lityum, olağanüstü hafiflik, yüksek mukavemet ve sertlik sağlamaktadır [4, 17].

2.3.2 Alüminyum Döküm Alaşımları

Döküm alaşımları, dövme alaşımlar ile kıyaslandığında, daha yüksek oranlarda alaşım elementleri içermektedir. Bu da dövme alaşımların sahip olduğu homojen yapı ile kıyaslandığında, döküm alaşımları için genellikle daha az sünek ve heterojen bir yapı ortaya koymaktadır. Ayrıca döküm alaşımları, döküm esnasında gerekli olan akışkanlığı sağlamak için dövme alaşımlarına kıyasla daha fazla miktarda silisyum içermektedir [4].

Tablo 2.2 Dövme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması [1]

Seri Numarası	Alaşım Elementi	Çökelme Sertleşmesi
1xx.x Al Alaşımları	Saf Alüminyum	Uygulanamaz
2xx.x Al Alaşımları	Bakır	Uygulanabilir
3xx.x Al Alaşımları	Silisyum+Bakır, Magnezyum	Uygulanabilir
4xx.x Al Alaşımları	Silisyum	Uygulanamaz
5xx.x Al Alaşımları	Magnezyum	Uygulanamaz
7xx.x Al Alaşımları	Çinko	Uygulanabilir
8xx.x Al Alaşımları	Kalay	Uygulanamaz

Alüminyum Birliği döküm alaşımı tanımlama sistemi, dövme alaşım sistemi gibi dört basamak kullansa da çoğu benzerlik burada yerini bazı farklılıklara bırakmaktadır. Döküm alaşımlarının ifade edilmesinde üç hane, sonrasında bir ondalık nokta ve onun ardından da başka bir hane yer almaktadır. İlk hane birincil alaşım elementini ifade ederken, ikinci iki hane alaşımı veya ticari olarak saf döküm alaşımları söz konusu olduğunda saflık seviyesini ifade etmektedir. Son rakam ise

ürün formunu ifade etmektedir. Örnek vermek gerekirse, döküm ürünleri için 0, ingot için 1 veya 2 kullanılmaktadır. Orijinal alaşımın bir modifikasyonu, alaşım numarasının önüne bir harf eklenmesi (A, B vb.) ile belirtilmektedir [4]. Birincil alaşım elementleri Tablo 2.2'de gösterilmiştir [1].

2.3.2.1 1xx.x Serisi Alüminyum Döküm Alaşımları

1xx.x serisi alaşımlar, ticari olarak saf alüminyum olarak adlandırılan döküm alaşımlarıdır. Elektrik motoru rotorlarının dökümünde kullanılmaktadır. Yüksek elektrik iletkenliği sayesinde kolektör halkalarında, iletken çubuklarda ve iletim kablolarını birleştirmek için konektörlerin dökümünde de kullanılmaktadır ancak bu alaşımlar yüksek bütünlük istenen kalıp dökümleri için tercih edilmemektedir [4, 20].

2.3.2.2 2xx.x Serisi Alüminyum Döküm Alaşımları

2xx.x serisi alaşımlarda birincil alaşım elementi bakırdır ve tüm döküm alaşımları arasında en yüksek mukavemetleri geliştirebilen bileşimleri içermektedir. Ayrıca yüksek sıcaklıklarda (300 °C'ye kadar) tüm döküm alaşımları arasında en yüksek mukavemet ve sertlik değerlerine sahiptir. Bu grupta yer alan alaşımlar, uçak ve motor parçalarının yanı sıra takım tezgahlarında da kullanılmaktadır. En yüksek mukavemet ve süneklik değerlerine erişilebilmesi için ısıl işlem uygulanması gerekmektedir. Bu alaşımların genel olarak korozyon dirençleri diğer döküm alaşımlarına göre daha düşük seviyededir ve kritik önem arz eden uygulamalarda yüzey kaplamaları ile koruma gerektirmektedir [3, 4].

2.3.2.3 3xx.x Serisi Alüminyum Döküm Alaşımları

3xx.x serisi alaşımlarda silisyum, bakır ve/veya magnezyum ile birlikte kullanılmaktadır. En yaygın olarak kullanılan alüminyum döküm alaşımları olmasının yanı sıra bu serideki alaşımlar çok iyi düzeyde akışkanlığa ve mukavemete sahiptir. Alaşımlarının farklı modifikasyonları yaygın olarak birçok farklı uygulamada kullanılmaktadır. Yüksek silisyum oranına sahip alaşımlar yüksek aşınma direncine sahiptir. Bu alaşımlar otomotiv sektöründe motor pistonları ve bloklarında kullanılmaktadır [4].

2.3.2.4 4xx.x Serisi Alüminyum Döküm Alaşımları

4xx.x serisi alaşımlarda birincil alaşım elementi silisyumdur. Orta seviyede mukavemet, yüksek seviyede süneklik ve iyi darbe direnci kombinasyonlarına ihtiyaç duyulan birçok uygulamada kullanılmaktadır. İyi düzeyde genel korozyon direncine sahiptir. Silisyum kullanımı, döküm alaşımlarında mükemmel akışkanlık sağlamaktadır. Bu da alaşımları karmaşık dökümler için oldukça uygun hale getirmektedir [3, 4].

2.3.2.5 5xx.x Serisi Alüminyum Döküm Alaşımları

5xx.x serisi alaşımlarda birincil alaşım elementi magnezyumdur. Yüksek mukavemet ve tokluk özelliklerine sahip olan bu alaşımların, özellikle deniz suyuna ve deniz atmosferine karşı yüksek korozyon direncine sahip olması öne çıkan avantajıdır. Al-Mg alaşımları iyi seviyede işlenebilirliğe ve anodize edildiği zaman görsel açıdan dikkat çekici bir görünüme sahiptir. Sahip olduğu mekanik özellikler ve özellikle öne çıkan görsel özellikleri sebebiyle mimari ve diğer dekoratif uygulamalarda tercih edilmektedir [3].

2.3.2.6 7xx.x Serisi Alüminyum Döküm Alaşımları

7xx.x serisi alaşımlar, çinko ile alaşımlandırılmaktadır. Bu alaşımlar orta veya daha iyi seviyede mukavemete sahiptirler. Genel olarak iyi korozyon direnci ve ısıl işlem olmaksızın doğal yaşlanma yoluyla yüksek mukavemet geliştirme kabiliyeti ile dikkat çekmektedir ancak yüksek sıcaklık uygulamaları için tercih edilmemektedir [3, 4].

2.3.2.7 8xx.x Serisi Alüminyum Döküm Alaşımları

8xx.x serisi alaşımlar, kalay ile alaşımlandırılmaktadır. İyi düzeyde işlenebilirliğe sahiptir. Bu alaşımlar dizel motorlarının bağlantı çubuklarında, karter yataklarında, rulmanlarda ve büyük hadde yataklarında kullanılmaktadır [3, 20].

2.3.2.8 9xx.x Serisi Alüminyum Döküm Alaşımları

9xx.x serisi alaşımları, diğer serilerde kullanılan elementlerin haricindeki elementlerle alaşımlandırılan dökümleri ifade etmektedir [4].

2.4 Alaşım Elementlerinin Alüminyuma Etkisi

Alüminyum alaşımlarının fiziksel, kimyasal ve mekanik özellikleri bileşime ve mikroyapıya bağlıdır. Saf alüminyuma seçilen elementlerin eklenmesi, alaşımın özelliklerini değiştirmekte ve kullanılabilirliğini büyük ölçüde artırmaktadır. Bu yüzden alüminyum uygulamalarının çoğunda mukavemet, sertlik, süneklik ve diğer mekanik özellikleri artırmak için bir veya daha fazla element ilavesi yapılmaktadır [3].

2.4.1 Silisyum

Silisyum, alüminyum döküm alaşımlarının büyük çoğunluğunda kullanılmakta olan en önemli alaşım elementidir. Silisyum öncelikli olarak akışkanlığı artırdığı için iyi dökülebilirlik sağlamaktadır [20, 21].

Silisyum sınırlı katı çözünürlüğe sahiptir ve yine de alüminyum ile oldukça yüksek bir seviyede (%12) ötektik oluşturmaktadır. Çok az termal büzülmeye maruz kalırken veya hiç termal büzülme yaşamadan önemli ölçüde güç kazandırmaktadır. Bu durum sıcak yırtılma veya sıcak çatlama sorunlarını önlemek için büyük önem arz etmektedir. Silisyum çok sert bir faz olduğundan alaşımın aşınma direncine önemli ölçüde katkıda bulunmaktadır. Silisyum, bir alaşımın gücünü artırmak ve alaşımları çökelme sertleşmesine tabi tutulabilir hale getirmek için diğer elementlerle bileşik oluşturmaktadır [20, 21].

2.4.2 Bakır

Bakır, çökelme sertleşmesi uygulanmış veya uygulanmamış alüminyum döküm alaşımlarının mukavemeti ve sertliği üzerinde, tüm alaşım elementleri arasında en büyük etkiye sahip olan elementtir. Bakırın alüminyum içerisindeki çözünürlüğünün sıcaklığa bağlı olarak artmasıyla birlikte, bakır içeren alüminyum alaşımlarının çökelme sertleşmesi ile sertleştirilebilmesi mümkün hale gelmektedir. Bakır aynı zamanda matris sertliğini artırarak alaşımların işlenebilirliğini geliştirmektedir. Küçük kesme talaşları ve ince işlenmiş yüzeyler oluşturulmasında kolaylık sağlamaktadır. Ancak, bakır genel olarak alüminyumun korozyon direncini azaltmaktadır. Alüminyum döküm endüstrisinin ilk yıllarında %10'a kadar bakır içeren alaşımlar yaygın kullanıma sahip olmasına rağmen, daha sonralarında çok yüksek mukavemetli A206 alaşımı dışında, bakır yerini silisyum içeren alaşımlara bırakmıştır [3, 20]. Grafit kalıplarda katılaştırılan AlSiMg

alaşımında yaklaşık %1,5 Cu ile en iyi mekanik özelliklerin elde edildiği ortaya konulmuştur [22].

2.4.3 Magnezyum

Magnezyum ilavesi, sünekliği azaltmadan alüminyumun mukavemetini, korozyon direncini ve kaynaklanabilirliğini önemli ölçüde artırmaktadır. Silisyum, magnezyum ile bir araya gelerek sertleşme fazı olan Mg_2Si oluşturulmaktadır. Al-Mg bileşimlerinin mukavemeti genel olarak çökelme sertleşmesi ile artırılmaktadır. Ancak bu alaşımlar oda sıcaklığında ve döküm halindeyken, yaşlanma durumunda mükemmel mukavemete ve sünekliğe sahiptir. Magnezyumun mukavemet üzerindeki en büyük etkisi, Mg_2Si oluşturmak için silisyumla ve bakırla çökelme sertleşmesi fazı olan Al_2CuMg'yi oluşturduğunda meydana gelmektedir. Al-Mg alaşımları düşük silisyum oranı sebebiyle iyi akışkanlığa sahip değildir ancak işlenebilirliği mükemmeldir [20, 23].

2.4.4 Demir

Demir, alüminyumda en yaygın olarak bulunan empüritedir. Ergimiş alüminyum içerisinde yüksek bir çözünürlüğe sahiptir. Bu nedenle üretimin bütün ergime aşamalarında kolay bir şekilde çözülebilmektedir. Demirin katı haldeki çözünürlüğü çok düşük seviyededir (~%0,05); bu yüzden, alüminyum içerisinde bu miktarın üzerinde bulunan demirin çoğunluğu, alüminyum ve diğer elementlerle birlikte intermetalik ikinci bir faz olarak görülmektedir. Demir, alüminyum-bakır-nikel grubu alaşımlara yüksek sıcaklıklarda mukavemeti artırmak amacıyla eklenmektedir [20].

2.4.5 Mangan

Mangan ya katı çözelti halinde ya da ince çökelmiş intermetalik faz olarak mukavemeti artırmaktadır. Süneklik veya korozyon direncinde olumsuz bir etkiye sebebiyet vermemektedir. Yeniden kristalleşme sıcaklığını artırarak, sıcak işlemede lifli yapı oluşumunu teşvik etmektedir. Dağılmış bir çökelti olarak toparlanmayı yavaşlatmada ve tane büyümesini önlemede etkilidir. Mangan çökeltisi, çökelme sertleşmesi uygulanabilir alaşımların su verme hassasiyetini artırmaktadır. Çökelme sertleşmesi uygulanamayan alaşımlarda kullanıldığında ise mukavemetini korumaktadır [3, 21].

2.4.6 Çinko

Çinko, mukavemete katkıda bulunmakta ve çökelme sertleşmesine izin vermektedir. Çinko ve alüminyumun, magnezyum ve bakır gibi diğer elementlerle bir araya gelmesi çökelme sertleşmesi uygulanabilir güçlü alüminyum alaşımlarının elde edilmesine imkan sağlamaktadır. Alüminyumda çinko bulunması, çözelti potansiyelini artırarak koruyucu kaplamada (AA7072) ve kurban anotlarda kullanılmasına imkan sağlamaktadır [3].

2.4.7 Nikel

Nikelin alüminyumdaki katı çözünürlüğü %0,04'ü geçmemektedir. Bu miktarın üzerinde, genellikle demir ile birlikte çözünmeyen bir intermetalik olarak bulunmaktadır. Nikel (%2'ye kadar) yüksek saflıkta alüminyumun sünekliğini azaltırken, mukavemetini artırmaktadır. Yüksek sıcaklık seviyelerinde mukavemeti, sertliği artırmak ve genleşme katsayısını azaltmak maksadıyla Al-Cu ve Al-Si alaşımlarına nikel ilave edilmektedir. Yüksek basınçlı buhara karşı korozyon direncini artırmak amacıyla demirle birlikte kullanılmaktadır [3].

2.4.8 Titanyum

Titanyum, tane inceltici olarak alüminyuma eklemektedir. Titanyumun tane inceltme etkisi, büyük ölçüde TiB_2 olarak birleştirilmiş bor içeren bir ana alaşım olarak eklendiğinde yada eriyik içerisinde bor varsa artmaktadır. Titanyum, alüminyumun elektrik iletkenliğini düşürmektedir ancak çözünmeyen TiB_2 oluşturmak için eriyiğe bor eklenerek miktarı azaltılabilmektedir. Titanyum, kaynak yapısını iyileştirerek, kaynak çatlamasını önlemeye yardımcı olmaktadır. Bu nedenle alüminyum, kaynak dolgu teline eklenen yaygın bir ilave olarak kullanılmaktadır [3, 21].

2.4.9 Kalay

Az miktarda kalay (%0,05), alüminyum-bakır alaşımlarının çökelme sertleşmesiyle birlikte yapay yaşlanmaya tepkisini büyük ölçüde artırarak mukavemette ve korozyon direncinde artış sağlamaktadır. Bakır, nikel ve silisyum gibi diğer metallerin eklendiği alüminyum-kalay yatak alaşımlarında, yatakların yüksek yüklere, hızlara ve sıcaklığa karşı dayanım gerektirdiği uygulamalarda kullanılmaktadır [3].

2.5 AA2014 Alüminyum Alaşımı ve Genel Özellikleri

AA2014 alaşımı en yaygın olarak ağır hizmet tipi dövme parçalarında, levhalarda, uçak bağlantı parçalarında ve bunlara yönelik ekstrüzyonlarda, tekerleklerde, ana yapısal bileşenlerde, kamyon şasisi ve süspansiyon bileşenlerinde kullanılmaktadır. Yüksek mukavemet ve sertliğin yanı sıra yüksek sıcaklıklarda çalışma gereken uygulamalarda tercih edilmektedir. Kaynaklanabilme kabiliyeti yüksek, korozyon direnci düşüktür. Tablo 2.3'de AA2014 alaşımının kimyasal kompozisyonu gösterilmektedir.

Tablo 2.3 AA2014 alüminyum alaşımının kimyasal kompozisyonu [15]

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0,50-1,2	0,7	3,9-5,0	0,4-1,2	0,20-0,80	0,10	0,25	0,15	Kalan

AA2014-0 alaşımının teorik yoğunluğu 2,80 g/cm^3, çekme dayanımı 185 MPa, akma dayanımı 95 MPa, 50 mm'de uzaması %18'dir. Katılaşma aralığı 507 °C ve 638 °C'dir [15]. AA2014-T6 alaşımının çekme dayanımı 485 MPa, akma dayanımı 415 MPa, 50 mm'de % uzaması %13'dür [15]. AA2014-T6 alaşımı Amerikan standartlarında QQ-A-367, İngiliz standartlarında L77 kapsamındadır [24].

2xxx serisi alaşımlar geliştirilen ilk alüminyum alaşımları arasındadır. Havacılık ve uzay endüstrisinde kullanılan ilk alüminyum alaşımlarından birisi 280 MPa akma dayanımına sahip, duralumin olarak da adlandırılan AA2017 alaşımıdır. Yeni alaşım sistemlerinin geliştirilmesi, özelliklerde gerçekleştirilen iyileştirmeler, bazı sistemlerin bileşimlerinde yapılan değişimler ve bir dizi çok aşamalı yaşlandırma işleminin kullanılmasıyla sağlanmıştır [4, 25].

Alaşım elementleriyle yapılan farklı deney ve çalışmaların sonucunda, yapay yaşlandırma sonrasında AA2017 alaşımından daha iyi mekanik performansa sahip olan AA2014 alaşımı geliştirilmiştir. Daha sonrasında yapılan çalışmalar AA2024-T3'ün geliştirilmesine olanak sağlamıştır. Bu alaşım, düşük miktarda soğuk deformasyon ve ardından doğal yaşlandırma ile AA2017-T4'ten daha yüksek bir akma dayanımına ulaşmış ve AA2014-T6'dan önemli ölçüde daha yüksek sünekliğe sahip olmuştur [4, 25].

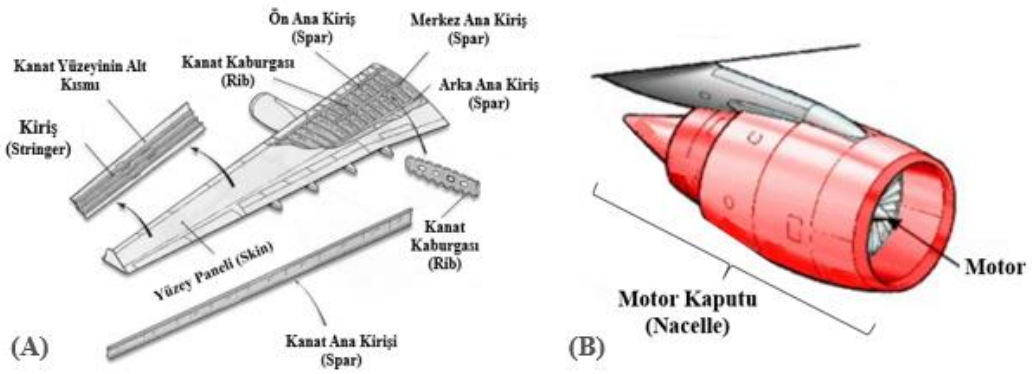
Şu an mevcut kullanımda AA2024 alaşımları havacılık endüstrisinde en çok kullanılan alaşımlardan birisi olmasının yanı sıra AA2014 alaşımı da halen kullanılmaktadır. Ayrıca gerekli durumlarda AA2014 alaşımı diğer alüminyum alaşımların yerine ikame malzeme olarak kullanılmaktadır. Tablo 2.4'de Airbus uçaklarında kullanılan levha ve ekstrüzyon malzemeleri için ikame eşlenik örnekleri gösterilmektedir [24].

Örneğin, 1,6 mm AA7075-T6 malzemeyi AA2014-T6 malzemeyle değiştirmek için değiştirme faktörü orijinal kalınlığa uygulanmaktadır. 1,6 x 1,16= 1,86 mm şeklinde kullanılması gereken minimum levha kalınlığı hesaplanmaktadır [24].

Tablo 2.4 İkame malzemelerin kullanım eşlenikleri [24]

Değiştirilecek Malzeme (Levha)	AA2014-T6 Değiştirme Faktörü	Değiştirilecek Malzeme (Ekstrüzyon)	AA2014-T651 Değiştirme Faktörü
AA2014-T651	1,00	**AA2014-T651**	1,00
AA7075-T6/T42	1,16	**AA7075-T73511/T73**	1,13
AA2024-T3	1,00	**AA7075-T76511**	1,21
AA2024-T42	1,00	**AA2024-T42**	1,00

Airbus uçakları için AA2014 alaşımının kullanımını ele aldığımızda CF6 motor kaportaları (nacelle), gövde ve kanat yüzeyleri (skinler) (A319, A320, A321, A380), kanat üzerindeki hücum kenarları (outboard leading edge) (A340), kanat ve uçak iskeletinde kullanılan kirişler (stringerler) ((A319, A320, A321), uçak kanadı ana kirişleri (sparlar) (A319, A320, A321), kanat kaburgaları (ribler) (A319, A320, A321, A330, A380) gibi muhtelif birçok yerde kullanılmaktadır [26]. Şekil 2.1'de uçak kanadına ve motor aksamına ait belirli bölümler gösterilmiştir.



Şekil 2.1 Uçak kanadının (A) ve motor aksamının (B) bölümleri [27, 28]

2.6 A380 Alüminyum Alaşımı ve Genel Özellikleri

A380 alaşımı içerdiği silisyum sayesinde mükemmel akışkanlık ve dayanıklılığa sahiptir. Bu yüksek akışkanlık özelliği sayesinde karmaşık ve ince kesitlere sahip dökümler ve basınçlı döküm uygulamaları için uygundur. Tablo 2.5'te A380 alaşımının kimyasal kompozisyonu gösterilmektedir.

Tablo 2.5 A380 alüminyum alaşımının kimyasal kompozisyonu [15]

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	Al
7,5-9,5	1,3	3,0-4,0	0,50	0,10	0,50	3,0	0,35	Kalan

A380 alaşımının teorik yoğunluğu 2,71 g/cm^3, çekme dayanımı 325 MPa, akma dayanımı 160 MPa, 50 mm'de uzaması %4'dür. Katılaşma aralığı 540 °C ve 595 °C'dir. Amerikan standardı QQ-A-591 kapsamındadır [15].

Otomotiv ve elektrik endüstrisine yönelik ekipman şaselerinde, motor çerçeveleri ve muhafazaları gibi parçalarda ve elektrikli el aletlerine ait çeşitli bileşenlerde kullanılmaktadır. En yaygın kullanılan alüminyum döküm alaşımlarından birisidir. Yüksek aşınma, sıcak çatlama ve korozyon direncine sahiptir. Zayıf kaynaklanabilirlik özelliğine sahipken, sert lehimleme ve yüksek sıcaklıklarda çalışma için uygundur [4, 15].

2.7 Alüminyum ve Alaşımlarının Temper Gösterimleri

Alüminyum alaşımları, alaşım elementlerinin eklemesiyle sağlanan güçlendirici etkisinin yanı sıra mukavemetin daha da artırılması için çökelme sertleşmesi veya gerinim sertleştirmesi ile temperlenmektedir. Alaşımlar, çökelme sertleşmesiyle mukavemetlerinin artırılıp artırılamayacağına göre iki gruba ayrılmaktadır. Çökelme sertleşmesi gösteren ve çökelme sertleşmesi göstermeyen alaşımlar olarak ikiye ayrılan bu alaşımların her ikisi de soğuk işleme olarak da adlandırılan şekil değiştirme sertleştirmesi ile güçlendirilebilmektedir. Çökelme sertleşmesi uygulanamayan alaşımlar sadece soğuk işlemle güçlendirilmektedir. Bir alaşımın çökelme sertleşmesine tabi tutulabilir olup olmaması içermiş olduğu alaşım elementlerine bağlıdır. Alüminyum içerisinde katı çözelti halinde bulunan alaşım elementi miktarının, sıcaklıkla birlikte arttığı alaşımlar çökelme sertleşmesine tabi

tutulabilmektedir. Genel olarak, Tablo 2.1 ve Tablo 2.2'de alaşım serilerine göre çökelme sertleşmesi uygulanıp uygulanamayacağı belirtilmiştir, ancak bu kuralın istisnaları bulunmaktadır. Çökelme sertleşmesi uygulanamayan alaşımlar da ısıl işleme tabi tutulabilir ancak bu ısıl işlem sadece özellikleri stabilize etmek amacıyla kullanılmaktadır. Temperleme işlemi; mukavemeti artırırken, sünekliği ve işlenebilirliği azaltmaktadır. Gerinim sertleşmesi, malzemenin ortam sıcaklığında mekanik deformasyonuyla elde edilmektedir. Levha ve plaka formunda ise malzemenin haddelenerek kalınlığının azaltılmasıyla gerçekleştirilmektedir. Malzeme işlenerek deforme edildikçe deformasyona karşı daha fazla dirençli hale gelmektedir ve böylece mukavemetinde artış meydana gelmektedir [4, 29].

Temper tanımlamasındaki ilk karakter, genel uygulama cinsini sembolize etmektedir. Tanımlamalar aşağıdaki gibi ifade edilmektedir:

F - Fabrikasyon hali: Belirli özellikleri elde etmek için kullanılan termal koşullar veya gerinim sertleştirme işlemleri üzerinde özel bir kontrolün olmadığı, şekillendirme işlemleriyle elde edilen ürünler için geçerli olmaktadır.

O - Tavlanmış: Genellikle daha sonrasındaki işlemlerde işlenebilirliği artırmak için daha düşük mukavemetli temper elde etmek üzere tavlanan dövme ürünler için geçerli olmaktadır. O, sünekliği ve boyutsal kararlılığı artırmak için tavlanan döküm ürünler için de geçerli olmaktadır.

H - Gerinimle sertleştirilmiş: Soğuk deformasyon ile mukavemeti artırılan ürünler için geçerlidir. Dayanıklılıkta bir miktar azalma sağlamak için ek ısıl işlemler uygulanabilmektedir. H'yi her zaman iki veya daha fazla rakam takip etmektedir.

W - Çözeltiye alma ısıl işlemi: Sadece çözelti alma ısıl işleminden sonra kendiliğinden yaşlanan alaşımlar için geçerli olmaktadır.

T - F, O ve H dışında kararlı temperler üretmek için ısıl işlem görmüş ürünleri ifade etmektedir. Kararlı temperler üretmek için ilave gerinim sertleştirmesiyle veya gerinim sertleşmesi olmadan ısıtılmış ürünlere uygulanılmaktadır. T'yi her zaman bir veya daha fazla rakam takip etmektedir [17, 29, 30].

Isıl işlem görmüş temperler için, T'yi takip eden 1'den 10'a kadar olan sayılar aşağıdaki gibidir:

T1: Yüksek sıcaklıktaki bir şekillendirme işleminden sonra soğutulmuş ve doğal olarak yaşlandırılarak büyük ölçüde kararlı bir duruma getirilmiştir.

T2: Yüksek sıcaklıktaki bir şekillendirme işleminden sonra soğutulmuş, soğuk işlenmiş ve doğal olarak yaşlandırılarak büyük ölçüde kararlı bir duruma getirilmiştir.

T3: Çözelti ısıl işlemi görmüş, soğuk işlenmiş ve doğal olarak yaşlandırılarak büyük ölçüde kararlı bir duruma getirilmiş ürünlerdir.

T4: Çözelti ısıl işlemi görmüş ve büyük ölçüde kararlı bir duruma getirilmek için doğal olarak yaşlandırılmıştır.

T5: Yüksek sıcaklıktaki bir şekillendirme işleminden sonra soğutulmuş, ardından yapay olarak yaşlandırılmıştır.

T6: Çözelti ısıl işlemi uygulanmış ve ardından yapay olarak yaşlandırılmıştır.

T7: Çözelti ısıl işlemi uygulanmış ve ardından aşırı yaşlandırılmıştır.

T8: Çözelti ısıl işlemi uygulanmış, soğuk işlenmiş ve ardından yapay olarak yaşlandırılmıştır.

T9: Çözelti ısıl işlemi uygulanmış, yapay olarak yaşlandırılmış ve ardından soğuk işlenmiştir.

T10: Yüksek sıcaklıkta şekillendirme işleminden sonra soğutulmuş, soğuk işlenmiş ve ardından yapay olarak yaşlandırılmıştır.

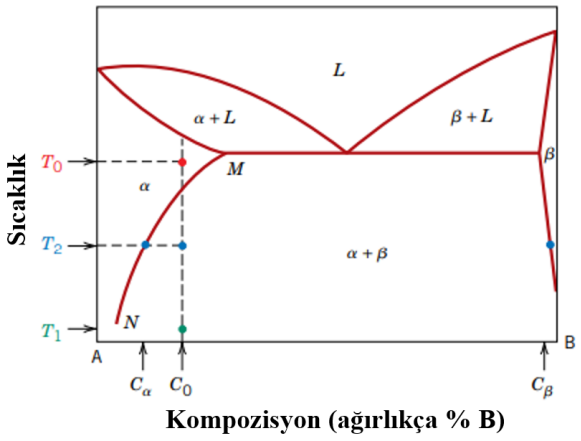
AA2014-T6: Al-Cu dövme alaşımının çözelti ısıl işlemi uygulanıp, yapay yaşlandırılmış halidir [17].

3
ÇÖKELME SERTLEŞMESİ

Çökelme sertleşmesi, ana alaşımda sert çökeltilerin oluşumunu içeren bir güçlendirme işlemidir. Alaşım içerisinde ikinci faza ait çok küçük boyuttaki çökeltilerin ana faz içerisinde homojen dağıtılmasıyla sertlik artırılmaktadır. Çökelme sertleşmesi isimlendirmesi, yapı içerisinde küçük boyuttaki yeni faz parçacıklarının çökelti olarak adlandırılmasına dayanmaktadır. Alaşımın sertliği ve dayanımı zaman içerisinde geliştiği ve geçen zaman içerisinde alaşım aynı anda yaşlandığı için yaşlanma sertleşmesi olarak da adlandırılmaktadır. Al-Cu, Cu-Sn, Cu-Be, Mg-Al ve bazı demir esaslı alaşımlar çökelme sertleşmesi uygulanarak dayanımı artırılan alaşımlara örnektir. Çeliğe temperlenmiş martenzitik yapı eldesi için uygulanan ısıl işlemler ve çökelme sertleşmesi birbirlerine benzer olmalarına rağmen sahip oldukları mekanizmalar birbirlerinden tamamen farklıdır [31, 32, 33].

3.1 Isıl İşlem

Çökelme sertleşmesi ısıl işleminin örnek üzerinden ifade edilebilmesi için Şekil 3.1'de farazi A-B alaşımına ait faz diyagramı verilmiştir [33].



Şekil 3.1 Çökelme sertleşmesinin uygulanabilir C_0 bileşimindeki AB alaşımına ait faz diyagramı [33]

Ana elementin içinde bulunan çözünen elemente ait çözünme sınırının, sıcaklığın azalmasıyla beraber hızla azalması ve elementlerden birinin, diğer element içerisinde kayda değer ölçüde çözünebilmesi çökelme sertleşmesinin

uygulanabilmesi için alaşım sisteminin sağlaması gereken şartlardır. Belirtilen bu şartlar Şekil 3.1'de verilen farazi faz diyagramı tarafından sağlanmaktadır. Bu faz diyagramında yer alan *M* noktasında en yüksek çözünürlüğe ulaşılmaktadır. α ve α+β bölgeleri arasındaki çözünme sınırı, *M* noktasındaki en yüksek çözünürlük değerinden sıcaklığın azalmasıyla birlikte azalır ve B elementinin A elementi içerisindeki oranının gittikçe azalmasıyla beraber N noktasına doğru gittikçe neredeyse yok olmaktadır. İlaveten çökelme sertleşmesi uygulanacak olan alaşımın kompozisyonunun, var olan en yüksek çözünürlük değerinden daha düşük olması da gerekmektedir [33].

3.1.1 Çözeltiye Alma Isıl İşlemi

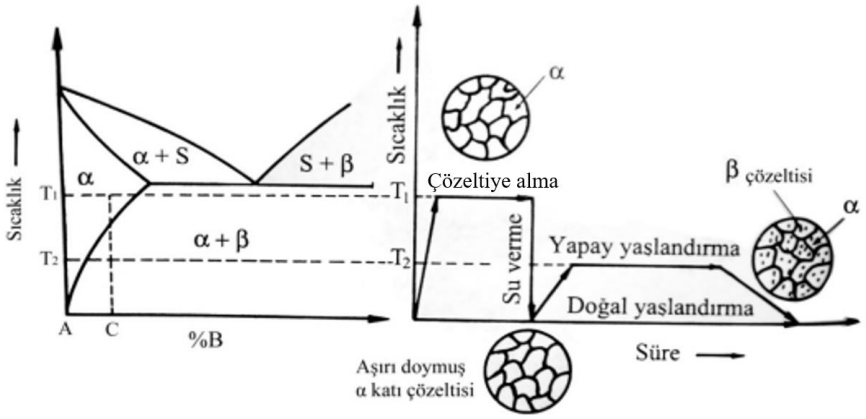
Ana metalin matrisindeki alaşım elementlerini çözmek ve dağıtmak için metalin tek fazlı bölge içinde yüksek sıcaklıkta ısıtılması çözeltiye alma olarak adlandırılmaktadır [33].

İki aşamalı bir ısıl işlem olan çökelme sertleşmesinin ilk aşaması çözeltiye almadır. Bu aşamada çözünen tüm atomlar tek fazlı bir katı çözelti içerisinde yer almaktadır. Bu işlem Şekil 3.1'de C_0 bileşimine sahip, belirtilen alaşımın yapısında bulunan bütün β fazının çözündüğü, α fazı bölgesinde yer alan T_0 sıcaklığına kadar ısıtılmasını kapsamaktadır. Bu noktada, alaşım yalnızca C_0 bileşimindeki α fazından oluşmaktadır. Bunun ardından, alaşım β fazının tekrar oluşumuna imkan tanımayacak kadar yüksek bir hızda ve birçok alaşım için oda sıcaklığını ifade eden T_1 sıcaklığına kadar ani bir şekilde soğutulmaktadır. Bu aşama su verme olarak adlandırılmaktadır. Bu şekilde T_1 sıcaklığında B atomları ile aşırı doymuş α katı fazının bulunduğu karasız bir yapı söz konusudur ve bu durumda alaşım nispeten yumuşak ve zayıf bir dayanıma sahiptir. Bazı alaşımlarda T_1 sıcaklığında difüzyon hızları son derece düşük olduğu için aşırı doymuş olan α katı fazı yapıda uzun bir süre bu şekilde kalabilmektedir [33].

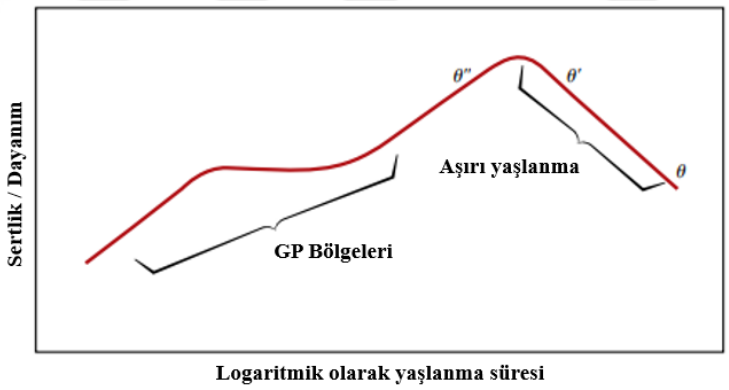
3.1.2 Yaşlandırma (Çökelme) Isıl İşlem

İki aşamalı bir ısıl işlem olan çökelme sertleşmesinin ikinci aşaması yaşlandırma veya çökelme ısıl işlemi olarak adlandırılmaktadır. Şekil 3.1'de α+β ikili faz bölgesinde, aşırı doymuş katı çözelti halindeki alaşımın T_2 ile gösterilen ve difüzyonun yeterince gerçekleşebileceği bir sıcaklığa erişinceye kadar ısıtılması işlemi yaşlandırma olarak açıklanabilmektedir. Erişilen sıcaklıkta C_β bileşimindeki

β çökelti fazı, α aşırı doymuş katı faz içerisinde saçılmış ince parçacıklar şeklinde oluşmaya başlamaktadır. T_2 sıcaklığında yeteri kadar bekletilen alaşım, daha sonrasında oda sıcaklığında soğutulmaktadır. Çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemleri Şekil 3.2'de sıcaklık-süre diyagramında şematik olarak gösterilmiştir. Bu aşamada oluşan β fazına ait parçacıkların özellikleri ve bunların alaşımın sertlik ve dayanımına etkisi, yaşlanma işleminin süresine ve yaşlandırma sıcaklığını ifade eden T_2'nin seviyesine bağlı olmaktadır [33].



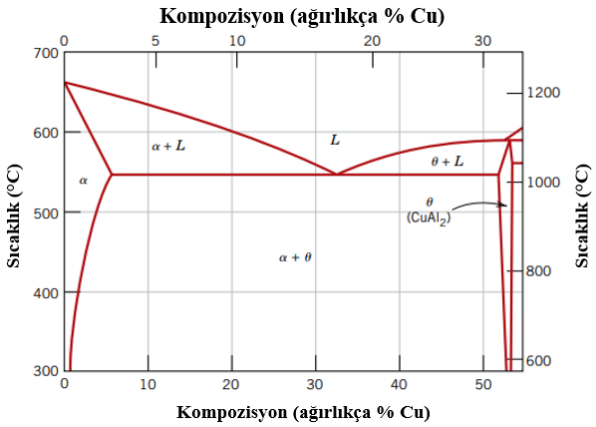
Şekil 3.2 Çökelme sertleşmesinin uygulama aşamaları [34]



Şekil 3.3 Yaşlandırma aşamasında sertlik/dayanım değerlerinin yaşlandırma süresinin logaritmik değeri ile değişimi [33]

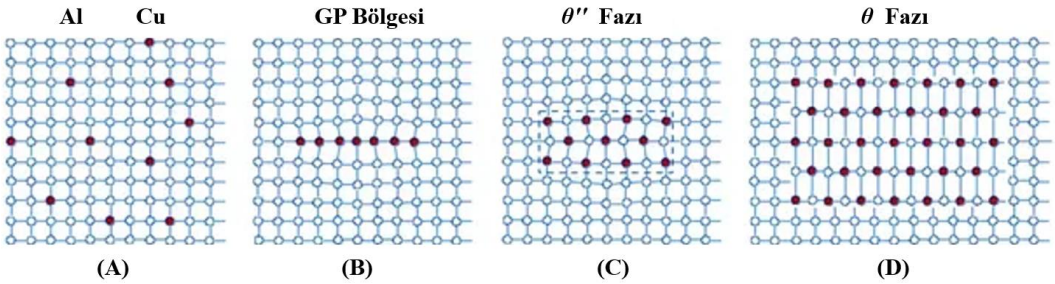
Bir çökelme sertleşmesi uygulanabilir alaşımda görülen dayanım ve sertlik değerlerinin yaşlandırma süresine bağlı olarak değişimi Şekil 3.3'te şematik olarak gösterilmiştir. Yaşlanma süresinin uzamasıyla, sertlik ve dayanım değerleri de artmaktadır. En yüksek sertlik değerine ulaşıldıktan sonra sertlik değeri azalmaya başlamaktadır. Bu şekilde uzun yaşlandırma sürelerinin ardından sertlik ve dayanım değerlerindeki azalma aşırı yaşlanma olarak adlandırılmaktadır [33].

3.2 Sertleşme Mekanizması



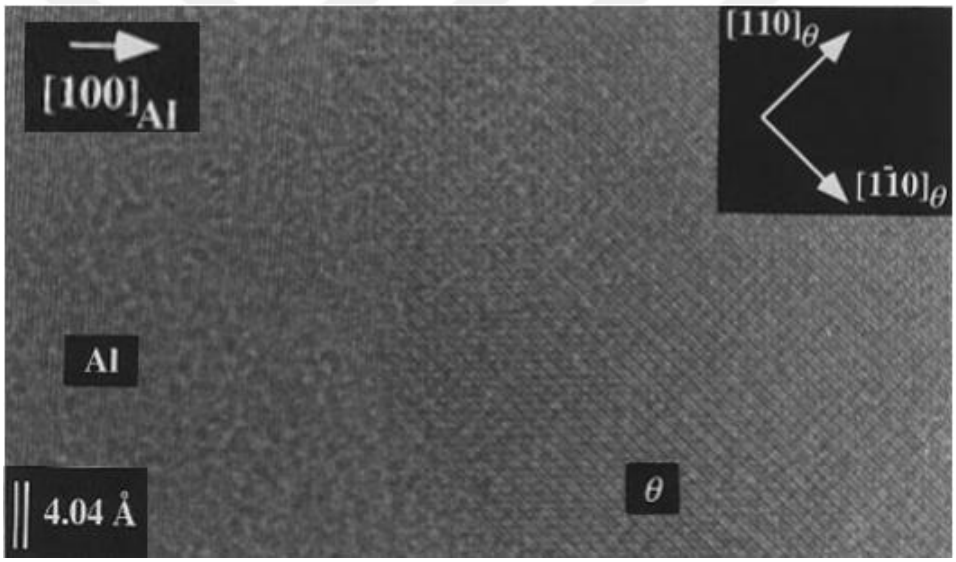
Şekil 3.4 Al-Cu faz diyagramının alüminyum elementince zengin bölgesi [33]

Çökelme sertleşmesi uygulamaları incelendiğinde genel olarak yüksek dayanıma sahip alüminyum alaşımlarına uygulandığı görülmektedir. Şekil 3.4'te Al-Cu faz diyagramının alüminyum bakımından zengin olan kısmı gösterilmektedir. Bu diyagramda α-Cu'nun alüminyum içerisinde yapmış olduğu yer alan katı çözeltisi θ ise $CuAl_2$ metallerarası bileşiğini temsil etmektedir. Bileşimi içerisinde ağırlıkça %4 Cu ve %96 Al bulunmakta olan bir alüminyum-bakır alaşımı incelendiğinde, çökelme sertleşmesindeki bu denge θ fazının gelişimi esnasında belirli bir sırayla birkaç ara ve geçiş fazının oluştuğu görülmektedir. Alaşımın mekanik özellikleri bu geçiş fazlarının partiküllerinin sahip olduğu özelliklerden etkilenmektedir. Şekil 3.3'de gösterilen sertleşmenin ilk aşamalarında bakır atomları, sadece 25 atom çapında ve bir ya da iki atom kalınlığında, çok küçük ve ince diskler halinde kümelenerek bir araya gelmektedir. Kümelenerek bir araya gelen bu atom topluluklarına "Guinier-Preston (GP) Bölgeleri" adı verilmektedir. Bu atom toplulukları çok küçük boyutlara sahip oldukları için çökelti parçacıkları olarak kabul edilmemektedir. Zaman içerisinde bakır atomlarının difüzyonuyla, belirtilen bu atom topluluklarının boyutlarında büyüme gerçekleşir ve bir kristal yapı oluşturarak faz parçacığı haline gelmektedirler. Bu parçacıklar, Şekil 3.5-D'de gösterilen kararlı haldeki θ fazının oluşumundan önce θ' ve θ'' şeklinde iki geçiş fazını oluşturmaktadır. Şekil 3.6'da AA2014 alaşımına ait Al matrisinin ve θ çökeltilerinin görüldüğü geçirimli elektron mikroskobu ile elde edilmiş olan bir mikroyapı görüntüsü verilmiştir [33].



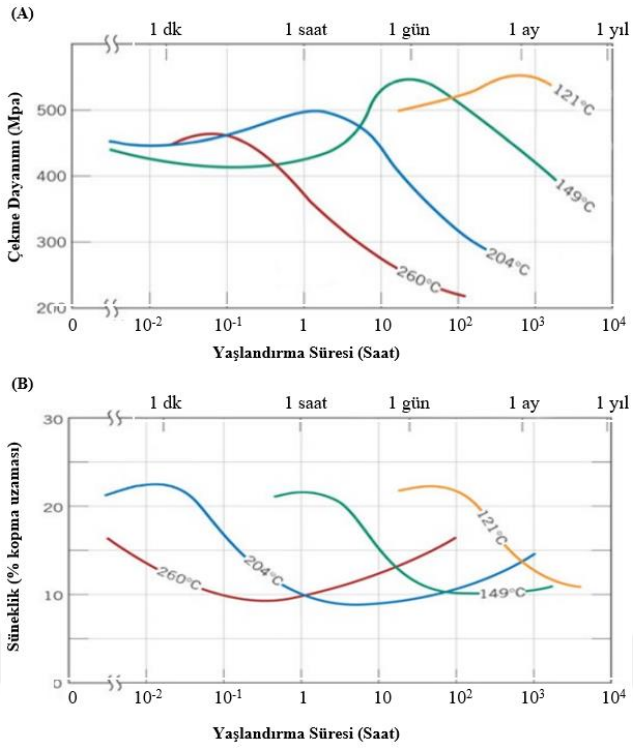
Şekil 3.5 θ kararlı faz oluşumundaki kademeler: (A) aşırı doymuş α çözeltisi, (B) Guinier-Preston (GP) bölgesi, (C) çökelmiş θ'' geçiş fazı, (D) α matris fazı içerisinde çözünen θ kararlı fazı [35]

Şekil 3.3'te görüldüğü üzere en yüksek sertlik ve dayanım değerleri, alaşım oda sıcaklığına kadar soğutulduğunda da korunabilen, θ'' oluşumuna denk gelmektedir. Parçacıkların yaşlandırma işlemi esnasında büyümesi ve θ' ve θ'' fazlarının oluşması sonucunda aşırı yaşlanma olayı meydana gelmektedir [33].



Şekil 3.6 AA2014 alaşımının geçirimli elektron mikroskobu ile elde edilmiş mikroyapı görüntüsü [36]

Yaşlandırma sıcaklığının artmasıyla birlikte sertleştirme işlemi de hızlanmaktadır. Şekil 3.7-A'da, AA2014 alaşımına ait farklı yaşlandırma sürelerinde elde edilmiş olan, çekme dayanımın yaşlandırma süresinin logaritmik değeriyle değişimini gösteren eğrilerde, bu durum gösterilmiştir. Uygun yaşlandırma süresinin ve sıcaklığının, sertlik/dayanım değerinin en yüksek değere eriştiği nokta göz önünde bulundurularak seçilmesi gerekmektedir. Çökelme sertleşmesi esnasında AA2014 alaşımının farklı yaşlandırma sıcaklıklarında görülen dayanım artışı, Şekil 3.7-B'de görüldüğü gibi sünekliğin azalmasına sebebiyet vermektedir [33].



Şekil 3.7 AA2014 alaşımının dört farklı yaşlandırma sıcaklığı için çökelme sertleşmesi özellikleri: (A) çekme dayanımı, (B) süneklik (yüzde kopma uzaması) [33]

Çökelme sertleşmesinin uygulanabilmesi için daha önce bahsedilen şartlara ek olarak çökelti-matris ara yüzeyinde kafes şekil değişimleri oluşturulmalıdır. Al-Cu alaşımları için, bu geçiş fazlarına ait parçacıkların çevresinde ve içerisinde kristal kafes yapısında Şekil 3.5-B'de de görülen bozulmalar meydana gelmektedir. Bu bozulmalar plastik deformasyon esnasında dislokasyon hareketlerini etkili bir şekilde engelleyerek, alaşımın daha sert ve daha yüksek dayanıma sahip bir hale gelmesini sağlamaktadır. Yapı içerisinde θ fazı oluştukça meydana gelen aşırı yaşlanma esnasında gerçekleşen yumuşama veya dayanımdaki azalma, bu çökeltiler tarafından kaymaya karşı gösterilen dirençteki azalma ile açıklanmaktadır [33].

Kısa süre içerisinde, oda sıcaklığında kayda değer bir çökelme sertleşmesi gösteren alüminyum alaşımlarının su verme işleminden sonra soğuk bir ortamda saklanması gerekmektedir. Perçinlerde kullanılmakta olan çeşitli alüminyum alaşımları bu davranışı sergilemektedir. Perçinleme işlemi, yaşlandırılmamış yani yumuşak haldeyken gerçekleştirilmektedir. Daha sonrasında oda sıcaklığında yaşlandırılarak dayanımın artması sağlanmaktadır. Bu uygulama doğal yaşlanma olarak

adlandırılırken, oda sıcaklığından daha yüksek sıcaklıklara çıkılarak uygulanan yaşlandırma işlemlerine ise yapay yaşlanma adı verilmektedir [33].

Yüksek mukavemetli alaşımlarda, çökelme sertleşmesi ve deformasyon sertleşmesinin birleştirilmiş etkileri kullanılabilmektedir. Alaşıma ait olan mekanik özelliklerin en iyi kombinasyonunun elde edilebilmesi için bu sertleştirme işlemlerinin uygulanma sırası ciddi önem arz etmektedir. Normal uygulamalarda alaşım, çözeltiye alındıktan sonra su verilerek ani soğuma gerçekleştirilmektedir. Ardından soğuk şekillendirme uygulanmakta ve son olarak yaşlandırma işlemine tabi tutulmaktadır. Uygulanan yaşlandırma işlemi esnasında meydana gelen yeniden kristalleşme sonucunda, dayanımda bir miktar azalma meydana gelebilmektedir. Yaşlandırma işleminin deformasyon sertleşmesinden önce yapıldığı durumlarda, deformasyon sertleştirmesi için hem daha fazla enerji sarfiyatı gerçekleşmekte hem de yaşlanmış yapının sahip olduğu düşük süneklik sebebiyle deformasyon işlemi esnasında çatlak oluşma riski ortaya çıkmaktadır [33].

Çökelme sertleşmesi uygulanmış olan alaşımların büyük bir çoğunluğu sınırlı bir servis sıcaklığına sahiptir. Bu alaşımların yaşlandırma sıcaklıklarına yakın sıcaklık değerlerinde kullanılması oluşacak aşırı yaşlanma sebebiyle dayanım değerlerinde düşüşlere yol açmaktadır [33].

4
ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA TANE YAPISININ KONTROLÜ VE TANE İNCELTME YÖNTEMLERİ

Alüminyum, zengin kaynağı, yüksek mukavemet/ağırlık oranı, iyi mekanik özellikleri, iyi aşınma direnci, yüksek korozyon direnci ve iyi elektrik iletkenliği nedeniyle en popüler demir dışı metal haline gelmiştir. Havacılık, otomotiv, makine sanayi, ambalaj, inşaat ve elektrik malzemeleri gibi birçok alanda yaygın olarak kullanılmaktadır [6, 37]. Alüminyum alaşımlarından daha iyi mekanik performans elde edilmesi yönünde ihtiyaç ve talebin artmasıyla birlikte alüminyum alaşımlarından daha yüksek mukavemet elde edebilmek için çeşitli çalışmalar yapılmıştır. Bu çalışmalar içerisinde tane inceltme, alüminyum alaşımlarının mekanik performansını arttırmada çok büyük etkilere sahip önemli bir konu olmuştur. Tane inceltme, alüminyumun katılaşması esnasında ve sonrasında elde edilen ürünlerin mekanik özellikleri için çok büyük önem ifade etmektedir. Bu nedenle, tane inceltme, malzemelerin mukavemetini geliştirmek için tercih edilen bir yöntem olmuştur. Oda sıcaklığında tane boyutunun incelmesiyle mukavemet artışı gerçekleşmektedir. Bu artışı teorik olarak ortaya koyan Hall-Petch ilişkisi, tane inceltmeyle malzemelerin mukavemetinin artırılmasında önemli bir role sahiptir. Bu ilişki (4.1) eşitliğinde gösterilmiştir [38].

$$\sigma_y = \sigma_o + k_y . d^{-1/2} \tag{4.1}$$

Burada σ_y akma gerilmesini, σ_o dislokasyon hareketi için gereken başlangıç gerilmesini (veya kafesin dislokasyon hareketine direnci), k_y mukavemetlendirme katsayısını (her malzemeye özgü bir sabit değer bulunmaktadır) ve d ortalama tane çapını sembolize etmektedir [38].

Tane inceltme işleminin; mikro ölçekte gözeneklilik, ikinci fazların homojen dağılımı, daha iyi mukavemet ve yorulma ömrü, döküm işlemini kolaylaştırma, döküm kusurlarını azaltma ve dolayısıyla gelişmiş döküm kalitesi sunma gibi etkileri bulunmaktadır [39, 40].

Alüminyum tane inceltme işlemi için bir dizi teknik kullanılmıştır. Bu teknikler dört kategoride sınıflandırılmaktadır. Bunlar; hızlı katılaşma, tane inceltici ilavesi, şiddetli plastik deformasyon ve dinamik yöntemler ile tane inceltmedir. Her tekniğin kendine özgü avantajları ve dezavantajları bulunmakla beraber, uygulanabilirlikleri belirli koşullara bağlıdır [6].

4.1 Hızlı Katılaşmayla Tane İnceltme

Tane inceltme yöntemi olarak kullanılan hızlı katılaşma işleminin temel teorisi olan soğuma hızının artmasıyla birlikte çekirdeklenme azalmakta, çekirdeklenmenin azalmasıyla da çekirdeklenme hızı artmaktadır. Hızlı katılaştırma, kolayca ayrışabilen veya kabalaşabilen alaşımların hazırlanmasında kullanılabilmektedir. 1960'lı yıllarda Duwez'in araştırması baz alınarak geliştirilen bu yöntem, sıvı metalin yeterli bir soğuma hızında soğutulması durumunda denge dışı kristalin elde edilebileceğini ortaya koymuştur ve ardından gelen süreçte farklı türde ince taneli metal malzemeler hazırlamak için hızlı katılaştırma uygulanmıştır. 1990'lara gelindiğinde bu yöntem amorf alaşım eldesi için kullanılmıştır [6].

Tablo 4.1 Katılaşma yöntemlerinin soğutma hızları [6]

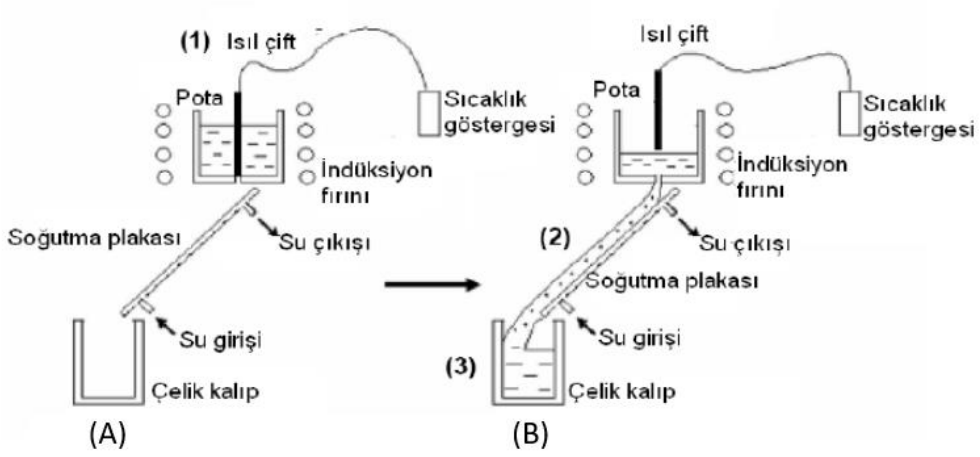
Hızlı Katılaşma Yöntemi	**Soğutma Hızı (K/s)**
Bakır Kalıba Döküm	100-1000
Eriyik Savurma	1000
Gaz Atomizasyon	100-10000
Sıvı Dövme	300-400
Su Verme	100-1000
Yüksek Basınçlı Döküm	100-1000
İkiz Merdaneli Döküm	100-1000
Sprey Biriktirme Yöntemi	1000-100000
Eğimli Soğutucu	100-1000

Soğuma hızı incelendiğinde, büyük ölçekli bir dökümün soğuma hızı 0,1 K/s'den daha azdır ve metal kalıba yapılan dökümün soğuma hızı genel olarak 1-1000 K/s aralığındadır. Soğuma hızı 10^3 K/s'ye ulaştığında ise hızlı katılaşma olarak adlandırılmaktadır. Hızlı katılaşma uygulamalarında soğutma hızı, özel cihazların kullanılması vasıtasıyla 10^6 K/s'nin üzerine çıkabilmektedir. Yüksek soğuma hızına ulaşabilmek için malzemenin en az bir boyutunun yeterince küçük olması gerekir [6].

Şimdiye dek hızlı katılaşmayı sağlamak maksadıyla metal, cam veya ince taneli malzemelerin hazırlanmasında kullanılan birçok teknik geliştirilmiştir. Farklı katılaşma yöntemlerine ait soğutma hızları Tablo 4.1'de liste halinde gösterilmiştir [6].

4.1.1 Eğimli Soğutucu

Eğimli soğutucu yöntemi, tiksoform işlemi için gerekli ve yüksek maliyete sahip dendritik olmayan veya küresel mikroyapıya sahip özel külçelerin üretilebilmesi için geliştirilen teknolojilerden birisidir. Ayrıca tane morfolojisini iyileştirmek için birçok çalışmada eğimli soğutucu yöntemi kullanılmaktadır. Basit bir işlem rotasına ve düşük maliyetlere sahip ekipman ve işletme yapısına sahiptir. Mekanik özellikler ve tokluk için arzu edilen küresel veya sferoidal mikroyapı bu yöntemle sağlanabilmektedir. Ancak gözenek ve oksit gibi döküm kusurlarının oluşumu, yöntemin dezavantajlarıdır. Yönteme ait düzeneğin şematik gösterimi Şekil 4.1'de verilmiştir [8, 9].



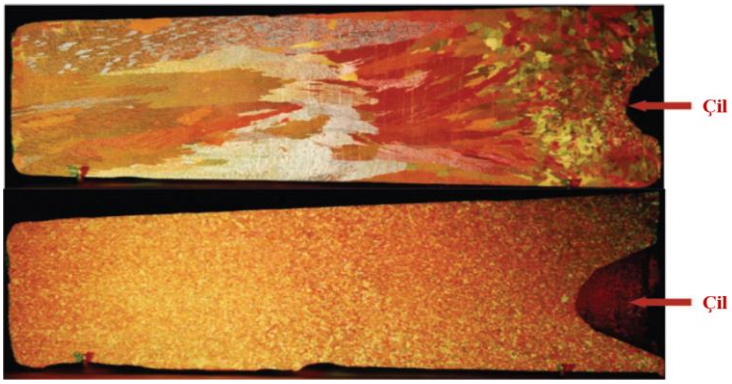
Şekil 4.1 Eğimli soğutucuyla döküm; (A) ergitme ve (B) döküm [9]

Kullanılan plakanın/borunun uzunluğu, plakanın/borunun malzemesi, döküm yapılan kalıp, tercih edilen eğim ve döküm sıcaklığı gibi çeşitli parametreler; elde edilen ürünün mikroyapısı ve kalitesi üzerinde etkili olmaktadır [41].

Bu proseste ergimiş metal, eğimli bir plaka üzerinden veya boru içerisinden dökülerek kalıp doldurulmaktadır. Plakanın eğimli açısının neden olduğu sistem içindeki yüksek soğuma hızı ve kayma gerilimi, dendritik büyümeyi bastırmaktadır. Akış esnasında eriyiğin plaka üzerinden akışı ve teması, eriyiğin kesme gerilmesine maruz kalmasına neden olmaktadır. Eğimin neden olduğu yüksek soğutma hızı, eğimli plaka veya boru üzerinde heterojen çekirdeklerin oluşmasına yol açmakta ve bunlar metal akışı ile eğim yüzeyinden sürekli olarak koparılmaktadır. Büyük miktarda çekirdek daha sonra eriyik içinde dağılmakta ve bu da dökümde ince tanelerin oluşmasını sağlamaktadır. Eğimli soğutucu yöntemiyle yapılan dökümlerde, hızlı soğuma mekanizmasıyla çekirdeklenme oranının artması ve eğimin sağladığı kesme kuvvetiyle dendritlerin akış esnasında kırılmasıyla bağlantılı olarak, tane boyutu değişim göstermektedir [9, 41, 42].

4.2 Tane İnceltici İlavesiyle Tane İnceltme

Alüminyum dökümünde tane inceltme elde etmek için alaşıma tane inceltici ilavesi yaygın bir uygulamadır. Alaşımın sahip olduğu tane boyutu, a-Al'in çekirdeklenmesi ve büyümesinden oluşan katılaşma süreci ile bağlantılıdır. Çekirdeklenme aşamasında α-Al'in heterojen çekirdeklenme bölgeleri, tane inceltici ilavesiyle eriyiğe dahil edilmektedir. Bu uygulamada titanyum ve bor elementlerinin hem kendileriyle hem de alüminyum ile oluşturduğu intermetalik fazlardan yararlanılmaktadır. Bu intermetalik fazlar, sıvı fazdaki alüminyum atomlarının çekirdeklenmeleri için merkez görevi görmektedir. Heterojen çekirdeklenme aynı zamanda yapısal aşırı soğumayı etkileyebilen çözelti elemanları kullanılarak da hızlandırılabilmektedir. α-Al tanesinin büyümesinde, çözelti elemanları veya çözünmeyen parçacıklar taneler arasında toplanarak, tanenin büyümesini kısıtlamaktadır. Yüksek çekirdeklenme oranı ve tane büyümesinin kısıtlanmasıyla tane boyutu küçültülmektedir [6]. Tane inceltici ilavesi ile AA3004 alaşımının tane yapısındaki değişim Şekil 4.2'deki mikroyapı görüntüsünde gösterilmiştir [43].



Şekil 4.2 AA3004 alaşımına ait tane yapısı (Yukarıda tane inceltici ilavesi yok, alt tarafta 5Ti-1B alaşımı olarak 10 ppm B eklenmiş) [43]

Alüminyum alaşımlarında tane inceltmek amacıyla ilk başlarda sıvı metal içerisine titanyum ilavesi yapılmaktaydı ancak günümüzde daha yaygın olarak etkili bir tane inceltici özelliğine sahip olan kulanılan Al-Ti-B master alaşımları kullanılmaktadır. TiB_2 ve $TiAl_3$ partikülleri içeren bu alaşımlar ergiyiğe eklendiği zaman, ergiyiğe geçen bu partiküller alüminyum kristallerinin çekirdeklenebilmesi için bir yüzey görevi görmektedir. Bunun sonucunda katılaşma ergiyik içerisinde birçok farklı noktadan başladığından dolayı, katılaşmanın sonunda birim hacim içersindeki tane sayısı artmaktadır. Tane boyunun küçülerek, tanelerin inceldiğini görülmektedir [6, 44, 45].

Alaşımların içerisindeki TiB_2 ve $TiAl_3$ partikülleri tane incelmesini sağlamaktadır. Ancak bu partiküllerin sadece TiB_2 ya da sadece $TiAl_3$ şeklinde ergiyik içerisinde bulunması daha zayıf bir etki ortaya koymaktadır. Bu iki bileşiğin bir arada ergiyik içerisinde bulunması alaşımlar için çok daha kuvvetli bir inceltici etki ortaya koymaktadır. Bu alaşımların dışında, tane inceltme amacıyla zaman zaman TiC içeren alaşımlar kullanılmaktadır [6, 44, 45].

Tane incelticinin ilave edilmesinin ardından döküm ürünlerinde mekanik özelliklerde artış ve yüzeysel döküm kusurlarında ciddi oranda azalma görülmektedir. Tane inceltici master alaşım kompozisyonun üzerine yapılan çalışmalarda, tane inceltici verimliliği yönünden en yaygın olarak; ağırlıkça % 5 Ti ve % 1 B ihtiva eden AlTi5B1, % 3 Ti ve % 1 B ihtiva eden AlTi3B1 ve % 5 Ti ve % 0.2 B ihtiva eden AlTi5B0,2 kompozisyona sahip master alaşımları kullanıldığı görülmüştür [6, 44, 45].

4.3 Şiddetli Plastik Deformasyon ile Tane İnceltme (Katı Halde Tane İnceltme)

Termo-mekanik işlemler içerisinde plastik deformasyon, tane boyutunu kontrol etmenin etkili bir yollarından birisi olarak kabul edilmektedir. Yüksek bir plastik gerilim uygulayarak metalik malzemelerde ultra ince tanecikler üreten şiddetli plastik deformasyon, uzun zamandır geniş bir kapsam çerçevesinde araştırılmaktadır. Bilinen işleme yöntemleriyle büyük hacimlere sahip nanoyapıların üretilmesi oldukça zordur ancak kısmen daha büyük bileşenler, plastik deformasyon yöntemleriyle üretilebilmektedir. Bu nedenle homojen ve ince bir mikroyapıya sahip, gözenekliliğin olmadığı veya çok az olduğu malzemelerin sentezlenmesi, çeşitli şiddetli plastik deformasyon yöntemleriyle sağlanabilmektedir. Günümüzde elde edilmek istenen yüksek gerinimleri üretmek için çeşitli teknikler mevcuttur. Bunlar; Eşit kanallı açısal presleme (ECAP); Birikimli haddeleme bağlanması (ARB); Yüksek basınçlı burulma (HPT); Döngüsel ekstrüzyon-sıkıştırma (CEC); Sürtünme karıştırma kaynağı (FSW); Birikmeli sürekli ekstrüzyon şekillendirme (ACEF); Çok yönlü dövme (MDF); Tekrarlayan dalgalandırma ve düzleştirme (RCS); Büküm ekstrüzyon (TE); Tüp döngüsel ekstrüzyon-sıkıştırmadır (TCEC) [6, 46].

Bu yöntemler arasında eşit kanallı açısal presleme (ECAP), yüksek basınçlı burulma (HPT), birikimli haddeleme bağlanması (ARB), döngüsel ekstrüzyon-sıkıştırma (CEC) ve sürtünme karıştırma kaynağı (FSW) yaygın olarak kullanılmaktadır. Birikmeli sürekli ekstrüzyon şekillendirme (ACEF), diğerleriyle kıyaslandığında yeni sayılabilecek bir şiddetli plastik deformasyon yöntemidir [6, 46].

Eşit kanallı açısal ekstrüzyon olarak da adlandırılan eşit kanallı açısal presleme (ECAP), plastik deformasyon teknikleri arasında en yaygın olarak kullanılan yöntemdir. Bu yöntemde iyi yağlanmış bir metalik kütük veya külçe, bir şahmerdan tarafından, kesişen iki kanal içinde sınırlandırılmış bir kalıp boyunca preslenmektedir. Presleme sırasında kütük, rijit bir gövde olarak kanalın içinde hareket etmekte ve kanalların kesişme düzlemlerinde ardışık ince tabakalar halinde basit kesme ile deformasyon sağlanmaktadır. Bu şekilde kütüğün tamamı, küçük uç bölgeler hariç, tekdüze gerinim deformasyonuna uğramaktadır. Kütükler birden

fazla preslemeye tabi tutulabilmekte ve sonraki geçişlerde giriş, kütüklerin uzunlamasına eksen etrafında 0°, 90° ve 180°'lik farklı açılarda döndürülmesiyle gerçekleştirilmektedir. ECAP ayrıca normal sıcaklıkta şekillendirilebilirliğe sahip olmayan malzemeler için yüksek sıcaklıklarda da gerçekleştirilebilmektedir. ECAP, kalıbın kısa çalışma ömrü ve sahip olduğu karmaşık proses gibi dezavantajlara sahiptir. Mevcut şiddetli plastik deformasyon yöntemlerinin büyük bir çoğunluğu, düşük verimlilik ve yüksek maliyet gibi dezavantajlara sahiptir [6, 46].

4.4 Dinamik Yöntemlerle Tane İnceltme

Metalin tane yapısı, katılaşma esnasında dışarıdan uygulanan fiziksel etkiler yardımıyla ergiyiğe müdahale edilmesiyle, kontrol altına alınabilmektedir. Katılaşma esnasında dış etkilerle, büyüyen dendirit kollarının dinamik olarak koparılarak, ergiyik içerisinde aşırı ısıdan dolayı tekrar ergimeden, ergiyiğin iç kısımlarına doğru taşınarak, yeni eş eksenli tanelerin oluşması için çekirdek merkezi olarak davranmasının sağlanması; "dinamik tane inceltme" olarak adlandırılmaktadır [47].

Dinamik tane inceltme yöntemleri temelde titreşim ve karıştırma olarak temel iki ana başlık altında incelenmektedir. Bu ana başlıklar; manyetik ve elektromanyetik karıştırma, gaz üfleme ile karıştırma, ultrasonik titreşim, çalkantı gibi alt başlıklar altında incelenmektedir [48].

4.4.1 Titreşim ve Karıştırma ile Tane İnceltme

Katılaşma sırasında uygulanan titreşim ve karıştırma işlemleri, alüminyumun tane boyutunun inceltilmesi için yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Mekanik karıştırma, gaz üfleme ile karıştırma ve elektromanyetik karıştırma yöntemleri; uygulanmakta olan karıştırma yöntemleridir. Mekanik titreşim, elektromanyetik titreşim ve ultrasonik titreşim ise uygulanmakta olan titreşim ile tane inceltme yöntemleridir [49, 50]. Mekanik titreşim temel alınarak uygulanan ve mekanik titreşime bir alternatif olarak da görülebilen çalkalama tekniği de kullanılmaktadır [51].

Karıştırma ve titreşim esnasında tane boyutu küçültme mekanizmasının açıklanabilmesi için çeşitli teoriler oluşturulmuştur. Bu teoriler aşağıda belirtilmiştir;

Dendritik kolun kayma kırılma mekanizması: Bu teori Jackson ve Flemings tarafından ileri sürülmüştür. Eriyiğin karıştırılmasından dolayı oluşan kesme kuvvetinin, dendrit üzerinde kesme kuvveti oluşturarak, dendritik kol kırılmasına sebebiyet verdiği düşünülmüştür [52, 53]. Ancak karıştırılan eriyiğin içerisinde belirgin kırılma kusurlarının görülmesi sebebiyle bazı araştırmacılar, karıştırmanın dendrit kollarının kırılmasına değil, dendrit kolunun elastik veya plastik olarak bükülmesine neden olabileceğini belirtmiştir [6].

Dendritik kolun plastik bükülmesinin neden olduğu tane sınırına sıvı metal infiltrasyonu mekanizması: Karıştırılan eriyiğin sahip olduğu birincil tanesinde geniş ve dar açılı tane sınırları elde edilmesi nedeniyle karıştırma işleminde yeniden kristalleşme davranışı meydana gelmektedir. Bu yüzden, dendritik kolun plastik olarak bükülmesinin sebep olduğu tane sınırına, sıvı infiltrasyonu mekanizması tavsiye edilmiştir. Geniş açıya sahip tane sınırının oryantasyonu 20°'yi aştığında tane sınırı enerjisinin, katı-sıvı ara yüzeyinin sahip olduğu enerjinin iki katına erişebileceği düşünülmekteydi. Hal böyle olduğunda, dendritik kollar ana yapıdan ayrılabilmektedir [6]. Ancak Pilling'in yapmış olduğu çalışmalar sonucunda, dendritik kol bükülmesinin gerçekleşebilmesi için, sadece birincil faz ve sıvı fazın bağıl hareket hızın yeteri kadar büyük olması gerektiği ortaya konulmuştur [54].

Olgunlaşma ve karıştırma ile indüklenen dendritik kökün yeniden eritilmesi: Flemings ve Martinez tarafından dendritik kökte çözünen madde segregasyonunun Ostwald olgunlaşma sürecinde kolaylıkla meydana gelebileceği, çözünen maddenin bu bölgeye itilmesinin kolay olduğunu ve bunun da çözünen madde zenginleşmesi nedeniyle erime noktasını düşüreceğini ifade edilmiştir [55]. Dendritik kökteki erime noktası da denklem (4.2) ile ifade edilebilen eğimin etkisiyle azalmıştır. Böylece dendritik kök yeniden eritilerek, ana tane yapısından ayrıştırılabilmektedir.

$$\Delta T_r = -r\frac{2T_m V_s\,\sigma}{\Delta H_m}, \tag{4.2}$$

Burada ΔT_r katı faz eğriliğinin neden olduğu erime noktalarındaki değişimi, σ katı-sıvı ara yüzey gerilimini, T_m erime sıcaklığını, V_s saf katının molar hacmini, ΔH_m

molar füzyon entalpisini ve r de katı-sıvı faz ara yüzeyinin ortalama eğim açısını sembolize etmektedir [56].

Hellawell, karıştırmanın sıcaklık ve bileşimde güçlü dalgalanmalar yaratabileceğini ve bunun oluşturacağı gerilmenin, dendritik kökte yoğunlaşarak dendritik kökün yeniden erimesine neden olabileceğini öne sürmüştür [57].

Kristal yağmuru: Campbell ve Southin, katılaşmanın ilk aşamasında kalıp çeperinin yüzeyinde yüksek seviyelerde aşırı soğuma gerçekleştiğini öne sürmüştür [58, 59]. Katı fazın yoğunluğunun sıvı faza göre daha büyük olması nedeniyle kalıp çeperinde oluşan çekirdeklerin eriyiğin içerisine düşmesi, kristal yağmurunun oluşmasına sebebiyet vermektedir. Bu çekirdeklerin bir kısmı, taşınımın sebep olduğu ısı akışıyla yeniden ergimektedir. Geri kalanı ise tane büyümesi için gereken çekirdekleri oluşturmaktadır [6].

Ultrasonik titreşim: Tane inceltme mekanizması temel olarak ultrasonik titreşimin neden olduğu akustik akış ve kavitasyona bağlıdır. Kavitasyon, eriyik içindeki kabarcıkların meydana gelmesi, büyümesi ve çökmesi sürecidir. Kabarcıkların çökmesi, eriyiğin katmanları üzerinde kısa süre içerisinde yüksek basınç oluşumuna sebebiyet vermektedir. Bu da çekirdeklenme hızını ve dendrit parçalanmasını artırmaktadır. Çöken kabarcıkların basınçları, çekirdeklenmedeki aktivasyon enerjisinde azalmaya neden olmaktadır. Oluşan bu basınçlar, daha yüksek çekirdeklenme hızına yol açan dendritik kollarla birlikte, kümelenmiş parçacıkları parçalayabilecek kadar yüksek seviyededir. Ayrıca, kabarcıkların çökmesinin, kırılan kabarcıkların çevresindeki eriyiğin erime noktasını da artırabileceği, dolayısıyla etkili aşırı soğutma derecesini iyileştirilebileceği düşünülmüştür. Kırılan kabarcıkların çevresinde kısmi olarak aşırı soğuma meydana gelmektedir. Böylece çekirdeklenme hızı artmaktadır [70].

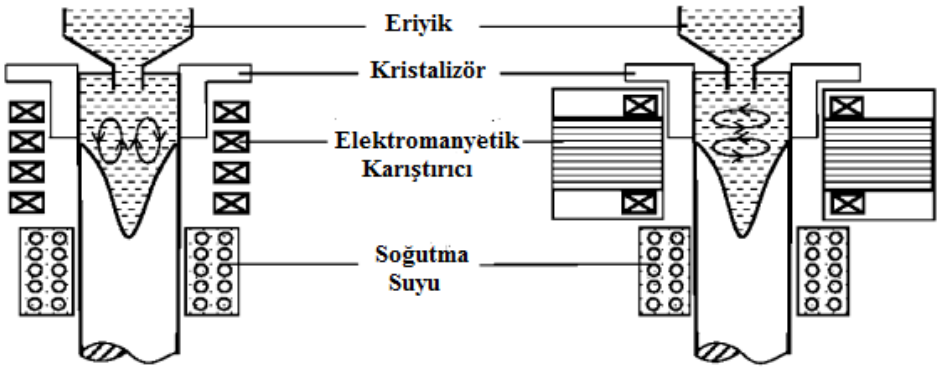
4.4.1.1 Karıştırma

Karıştırma işlemi, içeriği karıştırmak veya soğutmak maksadıyla bir aparatın dairesel bir hareketle bir sıvı içerisinde hareket etmesini ifade etmektedir. Katılaşma işlemi sırasında ergiyiğin karıştırılması, mikro ve makro boyutta kütle ve termal aktarım meydana getirmektedir. Sıvı ve katı fazlar dahil olmak üzere ergiyiğin hareketli kütleleri, ısı ve kimyasal türlerin taşınmasını arttırarak tane büyümesini ve çekirdeklenmesini etkilemektedir. Karıştırma işlemi, sıcaklığın

homojen dağılımını sağlayarak sıcaklık gradyanını azaltmaktadır. Bu nedenle katılaşma üzerinde büyük bir etkiye sahiptir ve aşamalı katılaşma yerine tek parça katılaşmayı teşvik etmektedir [60].

- **Elektromanyetik Karıştırma**

Elektromanyetik karıştırma (EMS), çelik ve bakır alaşımları, alüminyum ve magnezyum bazlı alaşımların tane inceltmesinde endüstriyel olarak yaygın kullanılan bir tekniktir. Elektrostatik katılaşma (karıştırmadan) ve elektromanyetik katılaşma (karıştırarak) üzerine yapılan son çalışmalar, dendrit parçalanmasına bağlı olarak ortaya çıkan eş eksenli tane oluşumu için eriyik akışının hayati önem taşıdığını ortaya çıkarmıştır [61].



Şekil 4.3 Elektromanyetik karıştırma düzeneğinin şematik gösterimi [6]

Dökümhane pratiğinde, doğrudan mekanik karıştırmada karşılaşılan sorunların üstesinden gelmek amacıyla, karıştırma genellikle EMS olarak adlandırılan elektromanyetik karıştırma ile gerçekleştirilmektedir. EMS'nin kullanılan en yaygın hali, Şekil 4.3'de gösterildiği gibi eriyik etrafında AC bobini kullanılarak ve bobin boyunca bir akım indükleyerek uygulanan doğrusal karıştırmadır. Bobin içerisinden elektrik akımı geçtiğinde, bobinin çevresini sardığı metal içerisinde bir indüksiyon akımı meydana gelmektedir. İndüklenen akım ve indüklenen manyetik alanın etkileşimi ile Lorentz kuvveti olarak adlandırılan bir kuvvet oluşturulmaktadır [60].

Oluşturulan manyetik alan, ergiyik içerisinde basınç farkına ve yoğun konveksiyona neden olan Lorenz kuvvetini indüklemektedir. Geleneksel yöntemlerle gerçekleştirilen dökümde, ergiyiğin ilk olarak kalıp çeperine yakın

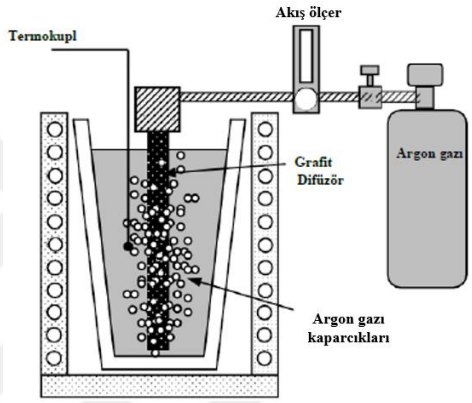
düşük sıcaklık bölgelerinde katılaşmasıyla heterojen çekirdeklenme meydana gelmektedir. Ergiyikte konveksiyon olmadığı durumda, çekirdek dendritler halinde büyümektedir. Elektromanyetik alan sayesinde, kalıp çeperinde bulunan kristal çekirdeği güçlü konveksiyon tarafından uzaklaştırılarak ergiyik içerisine dağıtılabilmektedir. Bu da çekirdek sayısını artırarak, tane incelmesine yol açmaktadır. Tane incelmesiyle birlikte yapının küreselleşmesi de elektromanyetik alan etkisindeki ergiyik içinde gerçekleşmektedir [73]. Yapılan çalışmalar sonucunda, elektromanyetik alan tarafından indüklenen konveksiyonun, ergiyikteki sıcaklık ve çözünen madde dağılımlarının homojen olarak gerçekleşmesini teşvik ettiği ortaya konulmuştur. Bu homojen dağılım da birincil a-Al tanelerinin, ergiyik içerisinde bütün yönlerde neredeyse aynı oranda büyümesini sağlamaktadır. Bunun yanı sıra, ergiyik içerisindeki yoğun konveksiyon, birincil a-Al tanelerinin etrafında yer alan kararsız tabakanın kalınlığını da azaltmaktadır. Bu da bölgesel aşırı soğutma derecesinin azalmasına neden olarak, çekirdeklerin kararsız büyümesini önlemektedir. Elektrik akımı eriyik boyunca yayıldığında, dendritik kökte katı-sıvı arayüzü tarafından indüklenmekte olan ısı maksimum değerine ulaşmaktadır. Dendritik köklerde biriken ısı, dendritik kolların ergimesini teşvik ederek, tane küreselleşmesine ve incelmesine yol açmaktadır. Hellawell ve diğerleri EMS'nin sıcaklık ve bileşimde ciddi değişimler yaratarak, bunun dendritik köklerinde gerilme yoğunlaşmasına yol açacağını öne sürmektedir. Bu faktörler de tanenin olgunlaşmasında dendritik kökün yeniden ergimesine sebebiyet vermektedir [6].

Mekanik karıştırma ile elektromanyetik karıştırma yöntemi kıyaslandığında; EMS'de, karıştırma için kullanılan çubuklarda kayıp gerçekleşmemektedir. Ancak elektromanyetik karıştırma yönteminin uygulanması için gereken parametrelerin kontrolü nispeten zordur ve karıştırılabilen ergiyiğin hacim kapasitesi, mekanik karıştırmayla kıyaslandığında daha düşük seviyededir. Bütün bu sınırlı yönlere sahip olmasına rağmen, EMS yine de endüstri uygulamaları için oldukça yüksek bir potansiyele sahiptir [6].

- **Gaz Üflemeyle Karıştırma**

Ergiyik içerisine inert gazlar (Ar, He, N_2 gibi) verilerek sıvı metal içerisinde bir karıştırma meydana getirilmesiyle uygulanan bir yöntemdir. Karışma işleminin gerçekleşmesiyle ve gazın soğutma etkiyle tane boyunda küçülme gerçekleşerek eş eksenli ve ince bir yapıya sahip taneler elde edilebilmektedir. Soğuk difüzör

yüzeyleri ve argon gazı ile difüzörün yakınında hızlı büyüme veya yeniden birleşme yoluyla ana dendritler oluşmaktadır. İnce gaz kabarcıklarının yardımıyla bu dendritler parçalanarak tane sayısının artmasına neden olmaktadır. Difüzör yüzey alanının ve gaz akış hızının metal hacmine oranla artırılmasıyla daha fazla soğuma ve konveksiyon elde edilmektedir. Bölgesel soğuma ve daha yüksek konveksiyon sayesinde daha etkili dendirit parçalanması ve dolayısıyla daha yüksek tane inceltme verimliliği sağlanabilmektedir. Uygun akış ve soğutma hızları, ince tanecikli rafine mikroyapıların elde edilebilmesi için önem arz etmektedir [62, 63]. Gaz üfleme ile karıştırma yöntemine ait düzeneğin şematik gösterimi Şekil 4.4'te verilmiştir.



Şekil 4.4 Gaz üfleme ile karıştırma düzeneğinin şematik gösterimi [62]

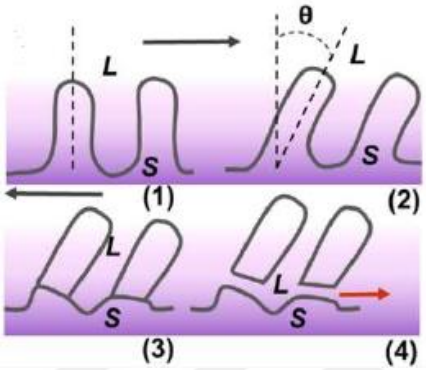
4.4.1.2 Titreşim

Titreşim, katılaşan ergiyiğe kalıp yoluyla (mekanik salınımlar, çalkantı), doğrudan temasla (ultrasonik titreşimler) veya temassız yöntemlerle (elektromanyetik titreşim) uygulanabilmektedir. Düşük, orta ve yüksek frekanslar ile titreşimler uygulanmaktadır [64].

Tipik olarak dendritlerin parçalanması, Şekil 4.5'te açıklanan mekanizmalara göre açıklanmaktadır; burada sıvı ergiyiğin titreşim kaynaklı hareketi, türbülanslı akış sırasında oluşturulan gerilimler nedeniyle bükülme mukavemetleri aşıldığında katı fazları parçalamaktadır. Dendritik kollarının eğilmesi ve yeniden erimesinin, mekanik çalkalamanın yarattığı daha güçlü konveksiyonla meydana geldiği ortaya konulmuştur [64].

Titreşim, son mikroyapıyı, periyodik gerilim-basınç ve zorlanmış konveksiyon oluşturarak iki şekilde etkilemektedir. Her ikisi de çekirdeklenme ve büyüme

davranışını etkilemektedir. Titreşim, periyodik gerilim-basınç kuvvetleri oluşturarak eriyik içinde dalgalar oluşturmaktadır. Gerilimin yarı döngüsünde boşlukların çekirdeklenmesi meydana gelmektedir. Büyüyen boşlukların yüzey sıcaklığı, taze katı parçacıkların çekirdeklenmesiyle azalmaktadır. Boşlukların büyümesi gibi olumsuz bir durumda veya basıncın yarım döngüsünde dalgaların yayılması sırasında boşluklar çökmekte ve böylece yüksek gerilim-basınç kuvvetlerine ve ergiyikte çekirdeklenmeye neden olan şok dalgaları üretilmektedir [65].



Şekil 4.5 Bir dendritin parçalanması [64]

Mekanik ve ultrasonik titreşim uygulamasının tane inceltme, yoğunluk artışı, gaz giderme, büzülmenin yanında ikinci fazın şekli, boyutu ve dağılımı gibi bir dizi kayda değer etkisi olduğu görülmektedir [66].

- **Mekanik Titreşim**

Katılaşma esnasında titreşim uygulanması ilk olarak 1868 yılında Chernov tarafından ele alınmış ve bir çelik kalıbı hafif bir karşılıklı sallama hareketi ile harekete geçirerek birincil östenit yapısının rafine edilmesini sağlamıştır. Ardından, bir dizi metal ve alaşıma katılaşma sırasında titreşim uygulanmıştır [66]. Şekil 4.6'da mekanik titreşim düzeneğinin şematik hali gösterilmiştir. Mekanik titreşim (MV) genellikle potanın tabanına uygulanmaktadır. Uyarıcı etkiyi sağlayan kuvvet, titreşimin genliği ve frekansı ayarlanarak kontrol edilebilmektedir. Mekanik titreşim tarafından üretilen eriyiğin zorlanmış sinüzoidal titreşimi için, uyarıcı kuvvet F:

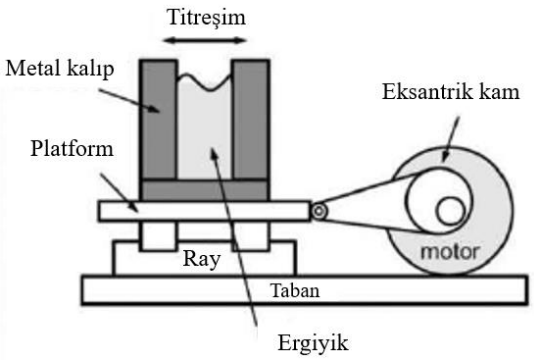
$$F \approx \alpha_{max} m \tag{4.3}$$

Burada α_{max}, şu şekilde hesaplanabilen titreşimin pik ivmesidir:

$$|\alpha_m| = |A|(2\pi f)^2 \quad (4.4)$$

Burada $|A|$, titreşimin genliğini, f ise titreşimin frekans değerini ifade etmektedir.

Titreşim yoğunluğu, titreşim frekansının ve titreşim genliğinin ayarlanmasıyla kontrol edilebilen titreşim ivmesi ile değerlendirilmektedir. Titreşim yoğunluğundaki artış, uyarıcı kuvveti de artırmaktadır.



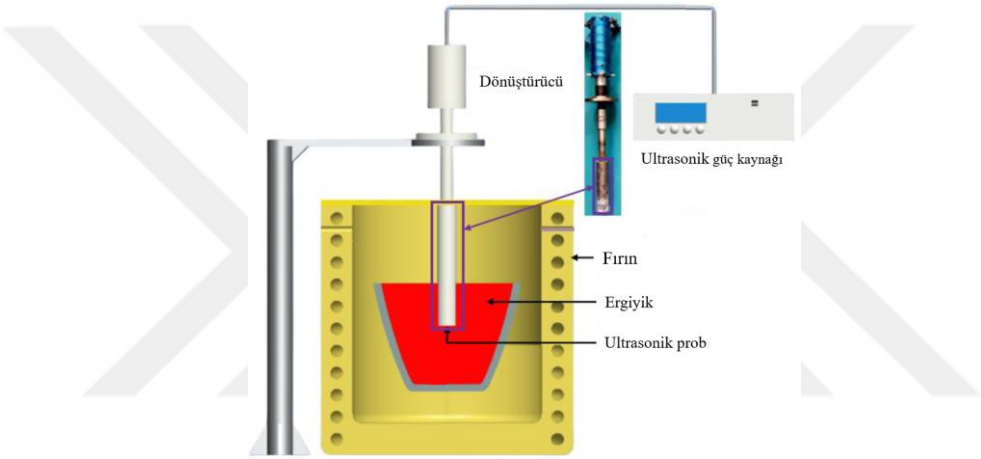
Şekil 4.6 Mekanik titreşim uygulamasının şematik gösterimi [67]

Yapılan birçok çalışma ile titreşimin çekirdeklenmeyi teşvik ederek mikroyapıyı iyileştirebileceği ortaya konulmuştur ve kabul görmektedir. Tane inceltmenin etkisi, daha düşük dökme sıcaklıklarında ve titreşimin daha büyük katı fraksiyonlarında uygulandığı zaman artmaktadır. Titreşimin frekansı ve genliğindeki artışla beraber, α-Al boyutu ve ikincil dendritik kollar arasındaki mesafenin azaldığı görülmektedir.

Mekanik titreşim yalnızca taneyi inceltmekle kalmayarak, aynı zamanda döküm esnasında gaz giderme ve beslemeyi de geliştirmektedir. Döküm işleminin stabilitesini artırmak maksadıyla, titreşim genellikle sürekli döküm kalıbına uygulanmaktadır. Bu yöntemin tane inceltmede üzerinde başarılı sonuçlar verdiği laboratuvar araştırmalarıyla tamamen kanıtlanmıştır, ancak seri üretim için karşılaşılan sorunlar nedeniyle tam olarak verimli bir şekilde uygulanamamaktadır. Bu sorunlardan bir tanesi ise titreşim sebebiyle gözeneklilik ve termal parçalanma gibi döküm kusurlarının ortaya çıkmasıdır. Bunun yanında, titreşim uygulanan kalıbın istikrarlı bir şekilde maruz kaldığı titreşim sebebiyle, şoka karşı dirençli olması gerekmektedir. Bu yüzden yapılacak çalışmaların; titreşimli dökümün arıtma mekanizması, titreşime karşı dayanıklı kalıp tasarımı ve büyük hacimlere sahip eriyikler için titreşimli döküm sistemine yönelik olması gerekmektedir [6].

- **Ultrasonik Titreşim**

Ultrasonik titreşim (UV); ultrasonik uyarımın, metal alaşımların tane arıtımı ve gazdan arındırılmasında kabul gören bir teknik olduğu için mikroyapısal modifikasyonda yoğun bir şekilde kullanılmaktadır. Ultrasonik titreşim, küresel tane morfolojilerini teşvik etmenin yanı sıra, metaller arası bileşikleri rafine etmektedir. Ergiyiklerde ve kalıpta uygulanabilmektedir. Ultrasonik titreşim mukavemeti, deformasyonu ve iç sürtünmeyi artırmak için kullanılan verimli bir yöntemdir. Günümüzde, mikroyapıyla ilgili sorunları azaltmak amacıyla eklemeli imalat ve kaynak işlemlerinde uygulanmaktadır [10]. Şekil 4.7'de ultrasonik titreşim düzeneğine ait yapı gösterilmektedir.



Şekil 4.7 Ultrasonik titreşim düzeneğinin şematik gösterimi [68]

Alüminyum alaşımlarının tane inceltilmesinde ultrasonik titreşim (UV); Eskin, Abramov, Atamanenko ve Zhang tarafından kabul görecek şekilde belgelenmiştir. Eskin, yüksek frekans ve küçük genliğe sahip ultrasonik titreşimlerin kavitasyon gibi bazı özel etkiler üretebileceğini ortaya koymuştur. Bu etkiler, sıvı fazda ve sıvı/katı/gaz arayüzlerinde boşlukların oluşması, titreşimi, büyümesi ve patlaması olarak özetlenmektedir. Mekanik veya elektromanyetik titreşimlerle karşılaştırıldığında, ultrasonik titreşim nispeten düşük bir giriş enerjisi gerektirmekte ve bu enerji, kavitasyon kabarcıklarının çökmesiyle, etkili bir şekilde yüksek sıcaklık, yüksek basınç ve yüksek momentum dalgalanmalarına dönüştürülerek dengede bölgesel değişikliklere yol açmaktadır. Bu sebeple katı fazın çekirdeklenmesini teşvik etmektedir. Sürekli olarak çöken kabarcıklar tarafından üretilen şok dalgaları veya mikroskobik dalgalar, sıvının küçük kılcal kanallara nüfuz etmesini teşvik etmek, sıvının yüzey gerilimini azaltmak ve

topaklanmaları bastırmak ve dağıtmak gibi katı faz üzerinde mekanik ve fizikokimyasal etkiler uygulamaktadır. Bunlara ek olarak; kavitasyon bölgesinde yer alan bir basınç ve momentum kaynağı, çözünür ve çözünmez inklüzyonların karışmasını sağlayan akustik akımlar ve ikincil akışlar yaratmaktadır. Ana alaşım ilavesi olmaksızın tane inceltme işlemini etkin bir şekilde gerçekleştirme potansiyeli, ekonomik ve teknolojik açıdan uygulanabilir, çevre dostu ve enerji açısından verimli bir çözüm sağlamaktadır [60, 69].

- **Elektromanyetik Titreşim**

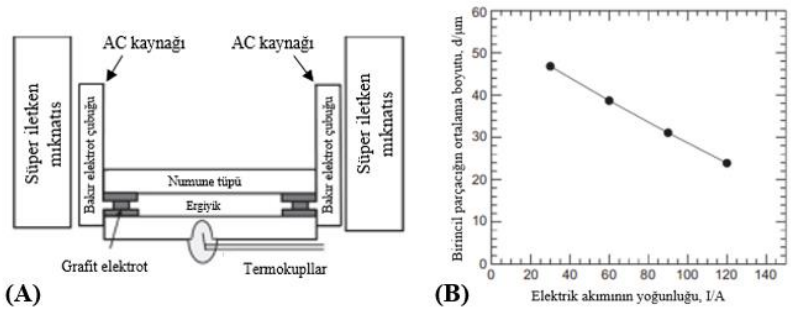
Elektromanyetik titreşim (EMV) prensibi, iletken bir sıvı üzerinde doğrudan bir manyetik alanın ve akım yoğunluğunun, alternatif bir elektrik alanının eşzamanlı yükünden bir elektromanyetik kuvvetin üretilmesidir. Ergiyik, Lorenz kuvveti (4.5) tarafından çevrimli bir şekilde indüklenip, alternatif akımla birlikte aynı frekansta titreştirilirken, statik bir manyetik alana dik bir halde bulunan metale alternatif bir akım uygulanmaktadır. Ergiyiğin içerisinde oluşturulan manyetik alan ve indüklenen kuvvet, ergiyiğin içerisinde farklı bir dönel kuvvet oluşturmaktadır. Bu sayede ergiyik içerisinde karışma gerçekleşmektedir.

$$F = J \times B \tag{4.5}$$

Eşiklik (4.5) ile gösterilen Lorenz denkleminde, J alternatif elektrik alanı, B manyetik alanı, F titreşim kuvvetini sembolize etmektedir [60, 70].

Şekil 4.8-A'da gösterilen deney düzeneği, geniş bir yoğunluk aralığında (0-2.25105 Pa elektromanyetik basınç aralığı ve 0-50 kHz frekans) alternatif bir elektrik alanının eşzamanlı olarak uygulanmasıyla birlikte kullanılan süper iletken bir mıknatıstan oluşmaktadır. Mizutani ve arkadaşları, EMV yoğunluğu, frekansı, tane yapısı ve tane inceltme mekanizmalarına odaklanarak saf magnezyum ve alaşımları, saf bakır, saf alüminyum ve Al-Si alaşımları dahil olmak üzere bir dizi metali incelemişlerdir [67, 71, 72]. 0-120 A aralığındaki AC akımının yoğunluğu ile Al-7Si'nin ortalama tane boyutu arasındaki doğrusal ilişki Şekil 4.8-B'de gösterilmektedir. EMV yoğunluğunun artışıyla birlikte manyetik basınçta da artış gerçekleşmektedir. Basınç yaklaşık 0,93105 Pa'a ulaştığında ince eş eksenli taneler ortaya çıkmaya başlamış ve basınç daha da arttıkça ince eş eksenli taneler yapıya hâkim olmuştur. Ayrıca EMV frekansı tane yapısının inceltilmesinde önemli bir role sahiptir. Birkaç Hz'lik düşük frekanslar ve 1 kHz'den büyük frekanslar,

katılaşmış yapıyı rafine edememektedir. Sütunlu-dendritik tanelerin rafine edilmiş eş eksenli tanelere dönüştürülebildiği EMV frekansı orta bir aralıktadır [60].



Şekil 4.8 (A) EMV deney düzeneği ve (B) elektrik akımının yoğunluğu ile Al-7Si alüminyum alaşımının birincil α tanelerinin ortalama tane boyutu arasındaki doğrusal ilişki [60]

İlk uygulamalarında EMV'nin en büyük sınırlaması, ergimiş metaldeki titreşimlerin önemli ölçüde zayıflaması ve yüksek titreşim gücünün elde edilmesinin teknik zorluğu olmuştur. Ancak günümüzde, süper iletken mıknatıs uygulamalarındaki ileri mühendislik çalışmaları, birkaç tesla seviyesinde yüksek manyetik alan cihazlarının geliştirilmesini sağlayarak, sürekli ve uzun süreli çalışmayı sağlar hale getirmiştir [60].

4.4.1.3 Çalkalama

Dendritik olmayan yapıları elde etmek için farklı yöntemler kullanılmaktadır. Dendritlerin parçalanmasıyla çekirdeklenmenin artırılarak, tane sayısının artırılmasını sağlamak için katılaşma sırasında ergimiş metale çalkalama uygulanması son dönemde oldukça popüler olan bir yöntemdir. Katılaşma esnasında üretilen konveksiyonun, dendrit kollarının ergimesine veya kırılmasına neden olarak ikincil çekirdek parçacıkları olarak hareket ettiği öne sürülmüştür. Parçacıkların sahip olduğu yüksek yoğunluk, dendritik olmayan büyümeye izin vererek; tanecikli mikroyapı oluşumuna neden olmaktadır [62].

Döküm esnasında; kalıpla birlikte sıvı metale, belirli yöne sahip, değişken frekanslarda çalkantı uygulanmasıyla, ergiyiğin serbest haldeki yüzeyinin kalıp çeperi ile kesiştiği ve ergiyiğin kalıp çeperi ile temas halinde olan kısımlarında bulunan taneleri kolayca kopmaktadır. Kopan taneler, yeni çekirdeklerin oluşumu için merkez görevi görmektedir. Dendritlerin kopma mekanizması ve çalkantı ile birlikte gerçekleşen karışmanın katı-sıvı ara yüzeyinin ön tarafında sıcaklık

dağılımını değiştirerek, kopan tanelerin tekrar ergimeden eş eksenli tanelerin oluşumuna olanak sağladığı ortaya konulmuştur. Konu hakkında yapılan çalışmalar sonucunda çalkantının şiddeti, ergiyiğin miktarı, döküm sıcaklığı gibi parametrelerin tane boyutu üzerinde etkili olduğu saptanmıştır [48, 63].

- **Yörüngesel Çalkantı**

Yörüngesel çalkantı, döküm kalıbının merkez eksen etrafında, sabit bir yörüngede dönme hareketidir. Basit mekanik titreşimin farklı bir türevi olarak tanımlanabilmektedir [51, 73].

Dinamik tane inceltme tekniklerinin mekanizması temel olarak fiziksel anlamda dendritik kolların kırılmasına bağlıdır. Kırık dendritler yeni tanelerin çekirdeklenmesi için bir temel oluşturmaktadır. Yörüngesel çalkantının oluşturduğu merkezkaç kuvvetiyle, katılaşmaya başlayan yapıda bir kesme kuvveti oluşmaktadır. Bu kesme kuvvetinin özellikle alaşımın birincil taneleri üzerinde etkili olduğu düşünülmektedir. Yörüngesel çalkalama işlemi ile döküm sırasında kütlenin tamamı, bir bütün olarak kalıbın merkez ekseni etrafında, sabit bir yörüngede dönmektedir. Bu sayede kalıba zarar vermeden çalkalanarak dendritik parçalanma sağlanmaktadır [51, 73].

Yörüngesel çalkantının oluşturduğu sarsıntı, sıvı metalin besleme ve nüfuziyetini iyileştirmektedir. Bu da yoğunluğun artmasında büyük bir etkiye sebebiyet vermektedir. Yörüngesel çalkantının mikroyapı üzerindeki iyileştirici etkisi doğrudan mekanik özelliklerin iyileşmesine de yol açmaktadır. Tane ve dendrit rafinasyonu ve mikro gözenekliliğin azaltılması mekanik özelliklerde iyileşmenin ana nedenleridir. Daha iyi besleme sayesinde mikro gözeneklilik azalmakta, inceltilmiş bir mikroyapı, daha yüksek sertlik değerleri ve gelişmiş mekanik özelliklere imkan sağlanmaktadır [51, 73].

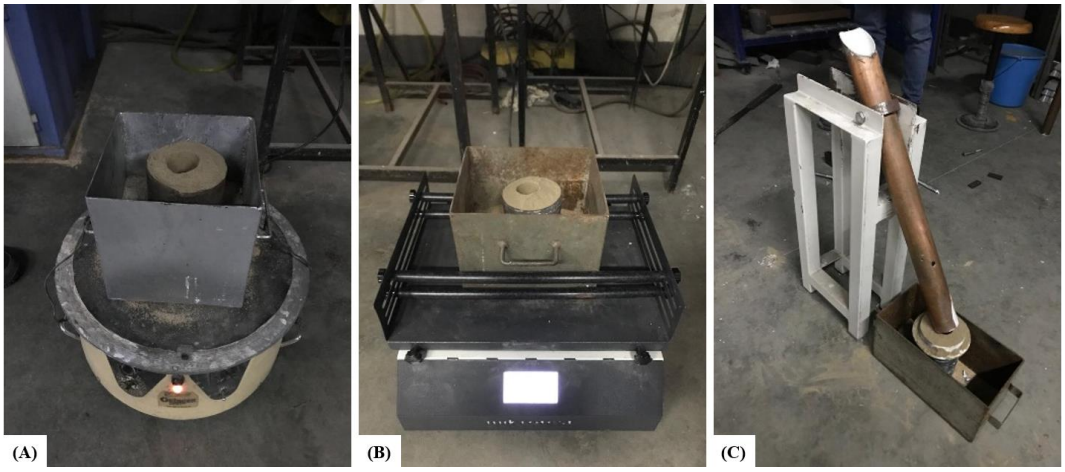
4.4.1.4 Döndürme

Dinamik yöntemlerden birisi olarak kabul edilen döndürme yönteminde sabit bir merkez üzerinde kalıba eş eksenli bir şekilde döndürme uygulandığında, kalıbın merkez bölgesinde kaba taneli bir yapı oluşurken, merkezin dışında kalan kısımda ise ince taneli bir yapının meydana geldiği görülmektedir. Bu iki bölge içerisindeki tane boyutları, uygulanan dönme hızı, kalıbın soğuma hızı ve döküm sıcaklığına bağlı olarak değişim göstermektedir [48].

5
DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1 Kalıp Hazırlama ve Döküm Düzeneklerinin Kurulması

Bu çalışmada, Al-Cu dövme alaşımı olan AA2014 ve Al-Si döküm alaşımı olan A380 serisi alüminyum alaşımları ile çalışılmıştır. Döküm işlemleri yaş kum kalıplama yöntemi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Kalıp kumu, kum miktarının %5'i kadar bentonit ve bentonit miktarının ⅔'ü kadar su içermektedir. İlgili materyaller homojen bir şekilde karıştırılıp kalıp kumu hazırlandıktan sonra, taban çapı 35 mm, tavan çapı 50 mm ve yüksekliği 190 mm olan konik silindir bir model kullanılarak elle kalıplama işlemi gerçekleştirilmiştir. Mekanik titreşim, yörüngesel çalkantı ve eğimli soğutucu yöntemleri uygulanarak ve aynı zamanda statik olarak dökülen AA2014 ve A380 alaşımlarının her biri için aynı kalıplama yöntemi uygulanmıştır.



Şekil 5.1 Mekanik titreşim (A), yörüngesel çalkantı (B) ve eğimli soğutucu (C) yöntemlerine ait düzenekler

Katılaşma sürecinde mekanik titreşimi uygulamak için titreşim frekansı 50 Hz olan Endecotts Limited-Octogon 200 model titreşim cihazı ve yörüngesel çalkantı uygulamak için de Mikro test marka yörüngesel çalkalayıcı cihazı kullanılmıştır. Eğimli soğutucu ile döküm için kullanılan 650 mm uzunluğunda ve 50 mm çapındaki bakır borunun iç yüzeyi, metal yapışmasını ve sıvı metal ile borunun reaksiyona girmesini önlemek amacıyla hekzagonal bor nitrür ile kaplanmıştır. Bahsedilen yöntemlere ait düzenekler Şekil 5.1'de görülmektedir.

5.2 Ergitme ve Döküm Aşamaları

Bu çalışmada kullanılan AA2014 alaşımının kimyasal bileşimi Tablo 5.1'de, A380 alaşımının kimyasal bileşimi ise Tablo 5.2'de gösterilmektedir.

Tablo 5.1 AA2014 alaşımının kimyasal bileşimi (% ağırlıkça)

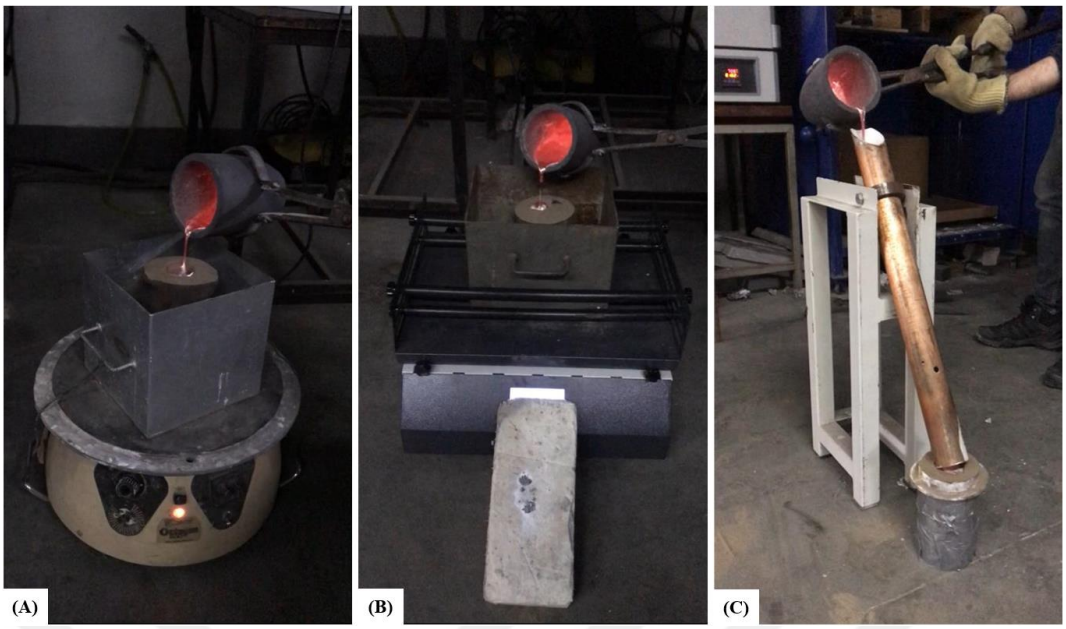
Cu	Si	Mn	Mg	Fe	Ti	Pb	Al
4,06	0,74	0,51	0,26	0,33	0,03	0,01	Kalan

Tablo 5.2 A380 alaşımının kimyasal bileşimi (% ağırlıkça)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Ti	Pb	Al
8,22	0,69	3,59	0,19	0,22	0,95	0,12	0,04	0,08	Kalan

Sırayla ergitme ve döküm işlemleri gerçekleştirilen AA2014 ve A380 alaşımları, kil-grafit potayı dolduracak şekilde (yaklaşık 1 kg ağırlığında) kesilip potaya koyulduktan sonra ergitme işlemi için Protherm marka elektrik rezistans fırınına yerleştirilmiştir. Her iki alaşım için de döküm işlemleri 720°C sıcaklıkta gerçekleştirilmiştir. Döküm işleminde ergiyiğe, tanecik rafinasyonu için herhangi bir kimyasal madde ilavesi yapılmamıştır.

Önce AA2014 alaşımı ve ardından A380 alaşımı için dökümler gerçekleştirilmiştir. AA2014 alaşımı ilk olarak yaş kum kalıba, referans numune elde etmek için herhangi bir dinamik yöntem uygulanmadan, statik koşullar altında dökülmüştür. Ardından sırasıyla; mekanik titreşim cihazının üzerine yerleştirilen kalıp ile 1 ve 2 mm genliklerde, yörüngesel çalkantı cihazının üzerine yerleştirilen kalıp ile 75 ve 150 devir/dakika'da ve eğimli soğutucu düzeneği ile 30° ve 60° açılarda döküm işlemleri gerçekleştirilmiştir. 1 mm, 75 devir/dakika ve 30° açıyla yapılan dökümler düşük parametreli, 2 mm, 150 devir/dakika ve 60° açıyla yapılan dökümler ise yüksek parametreli işlemler olarak adlandırılmıştır. Yapılan döküm işlemlerine ait görüntüler Şekil 5.2'de verilmiştir. Aynı işlemler A380 alaşımı için de aynı parametrelerle gerçekleştirilmiştir. Tablo 5.3'te kullanılan dinamik yöntem ve parametrelerine ait kısaltmalar verilmiştir.



Şekil 5.2 Mekanik titreşim (A), yörüngesel çalkantı (B) ve eğimli soğutucu ile gerçekleştirilen döküm işlemleri

Tablo 5.3 Döküm yöntem ve parametrelerine ait kısaltma ifadeleri

Döküm Metodu	Kısaltma
1 mm genlik ile mekanik titreşim	MT-1
2 mm genlik ile mekanik titreşim	MT-2
75 dev./dak. ile yörüngesel çalkantı	YÇ-75
150 dev./dak. ile yörüngesel çalkantı	YÇ-150
30° açı ile eğimli soğutucu	ES-30
60° açı ile eğimli soğutucu	ES-60

5.3 Isıl İşlem

Döküm işlemleri sonrasında referans numuneleri de dahil olmak üzere 14 döküm numunesi elde edilmiştir. Numunelerin, çözeltiye alma sıcaklıkları ve süreleri ile birlikte yaşlandırma sıcaklıkları için yapılan literatür çalışmaları sonucunda uygun değerler belirlenmiştir [30, 74]. Her bir döküm numunesinden; 2, 4, 8, 12 ve 24 saat yapay yaşlandırma uygulanabilmesi, sertlik ve mikroyapı incelemelerinin gerçekleştirilebilmesi için uygun sayıda ve ölçüde numuneler hazırlanmıştır.



Şekil 5.3 Döküm numunelerine uygulanan kesme işlemleri

Boyları ortalama 110 mm ve çapı 50 mm olan döküm numuneleri önce şerit testere yardımıyla dilimlere ayrılmış, ardından elmas disk yardımıyla kesilmiştir. Uygulanan işlemler Şekil 5.3'te sırasıyla gösterilmiştir.

Kesilen numuneler T6 ısıl işlemine tabi tutulmuştur. AA2014 alaşımına ait olan numuneler, 502 °C sıcaklıkta 90 dakika çözeltiye alınmış ve suda soğutulmuştur. A380 alaşımına ait olan numuneler ise 520 °C sıcaklıkta 4 saat çözeltiye alınmış ve suda soğutulmuştur. Ardından numuneler 170 °C'de 2, 4, 8, 12 ve 24 saat yapay yaşlandırmaya tabi tutulmuştur.

5.4 Karakterizasyon İşlemleri

Döküm işlemleri sonucunda elde edilen numuneler metalografik incelemeler için hazırlanmıştır. Öncelikle zımparalama işlemi uygulanmıştır. Bu işlem için sırasıyla 320, 400, 800, 1200, 200 grit SiC zımpara kağıtları kullanılmıştır. Ardından 1 µm elmas süspansiyon kullanılarak parlatma işlemi gerçekleştirilmiş ve AA2014 alaşımına ait numuneler Keller çözeltisiyle (2,5 ml HNO_3 1,5 ml HCl 1,0 ml HF 95 ml su) 30 saniye, A380 alaşımına ait numuneler ise %0,5'lik HF çözeltisi ile 45 saniye süre ile dağlanmışlardır. AA2014 alaşımında gerçekleştirilen dağlama işlemi sonucunda tane sınırları daha belirgin hale geldiği için tane boyutu ölçümü, A380 alaşımında ise dendrit kolları belirgin hale geldiği için ikincil dendrit kolları arası mesafe ölçümü yapılmıştır.

Hazırlanan numuneler Nikon Eclipse MA100 ışık mikroskobu ile mikroyapı incelemesine tabi tutulmuştur. Bununla birlikte ikincil dendrit kolları arasındaki mesafe (SDAS) ve tane boyutu ölçümleri yapılmıştır. Tane boyutu ölçümü (5.1) eşitliğinde verilen formül yardımıyla hesaplanmıştır.

$$Tane\ Boyutu = (4A\ /\ \pi)^{1/2} \tag{5.1}$$

Farklı yöntemlerle ve farklı parametrelerle dökülen numuneler, bu yöntemler ve parametreler arasındaki değişimin malzemenin sertlik değeri üzerindeki etkisini incelemek için Brinell sertlik testine tabi tutulmuştur. Test için 62,5 kg yük ile 2,5 mm çapında çelik bilye kullanılmıştır. Numuneler üzerinde çelik bilye ile izler oluşturulduktan sonra bu iz çapları ölçülmüş, (5.2) eşitliğinde verilmiş olan formül kullanılarak Brinell sertlik değerleri belirlenmiştir. Bu eşitlikte P yükü, D çelik bilye çapını, d ise oluşturulan izin çapını sembolize etmektedir.

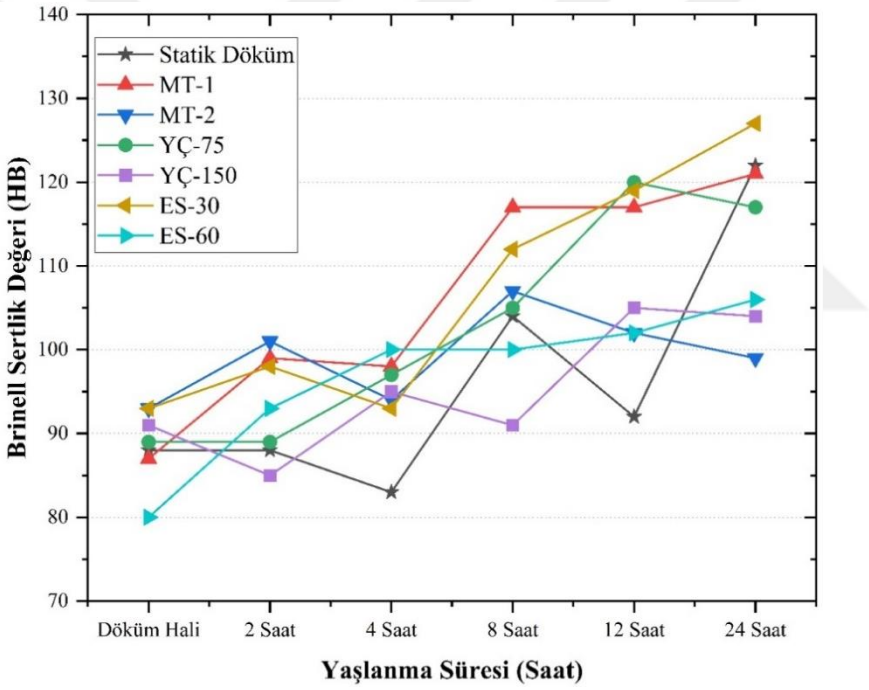
$$HB = \frac{2P}{\pi D\left(D-\sqrt{D^2-d^2}\right)} \tag{5.2}$$

Numunelerin birbirlerine kıyasla değişen yoğunluk değerleri tespit edebilmek için Arşimet Prensibi ile yoğunluk ölçümleri Precisa 205 A SCS hassas tartısında yoğunluk ölçme kiti ile yapılmıştır.

6
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1 AA2014 Alaşımının İncelenmesi

Yapılan dökümler sonucunda, uygulanan dinamik yöntemlerin her iki parametresi (1 ve 2 mm, 75 ve 150 devir/dakika, 30° ve 60° açı) için 6 adet, statik dökülen numune için 1 adet numune, uygulanacak her yaşlandırma süresi (2, 4, 8, 12, 24 saat) için ayrı ayrı hazırlanmış, bir de döküm hali için de 1 adet olmak üzere bir alaşım için toplamda 42 numune hazırlanmıştır. AA2014 alaşımı için gerçekleştirilen sertlik ölçümlerine ait değerleri içeren grafik Şekil 6.1'de, değerlerin tablo gösterimi ise Tablo 6.1 ve Tablo 6.2'de verilmiştir.



Şekil 6.1 AA2014 alaşımına ait uygulanan tekniğe ve yaşlandırma sürelerine göre ölçülen sertlik değerleri

Tablo 6.1 Statik dökülen AA2014 alaşımına ait sertlik değerleri (HB)

Statik Döküm	Döküm Hali	88±1
	2 Saat	88±2
	4 Saat	83±4
	8 Saat	104±2
	12 Saat	92±5
	24 Saat	122±5

Tablo 6.2 Dinamik yöntemlerle dökülen AA2014 alaşımına ait sertlik değerleri (HB)

MT-1	Döküm Hali	87±1	**MT-2**	Döküm Hali	93±5
	2 Saat	99±1		2 Saat	101±4
	4 Saat	98±4		4 Saat	94±4
	8 Saat	117±3		8 Saat	107±5
	12 Saat	117±4		12 Saat	102±5
	24 Saat	121±4		24 Saat	99±5
YÇ-75	Döküm Hali	89±4	**YÇ-150**	Döküm Hali	91±3
	2 Saat	89±3		2 Saat	85±5
	4 Saat	97±3		4 Saat	95±5
	8 Saat	105±2		8 Saat	91±5
	12 Saat	120±3		12 Saat	105±4
	24 Saat	117±4		24 Saat	104±6
ES-30	Döküm Hali	93±3	**ES-60**	Döküm Hali	80±5
	2 Saat	98±5		2 Saat	93±5
	4 Saat	93±4		4 Saat	100±5
	8 Saat	112±3		8 Saat	100±5
	12 Saat	119±4		12 Saat	102±2
	24 Saat	127±2		24 Saat	106±3

2 saat yaşlandırma işleminden sonra, hem dinamik yöntemler uygulanmadan statik olarak dökülen hem de YÇ-75 ile dökülen numune, yaşlandırma işlemine karşı bir tepki göstermemiş ve numunelerin sertlik değerleri aynı kalmıştır.

ES ve MT ile dökülen numunelerde sertlik artışları gözlenmiştir. 2 saat yaşlandırma işleminden sonra ES-60 ve MT-1 ile dökülen numunelerde yaklaşık %15 oranında artışla 2 saat yaşlandırılmış numuneler arasındaki en yüksek sertlik artışı görülmüştür. Sadece YÇ-150 ile dökülen numunenin sertlik değerinde azalma görülmüştür.

4 saat yaşlandırma işleminden sonra, MT-1 ile dökülen numunede sertlik değeri neredeyse aynı seviyede kalırken, MT-2 ile dökülen numunenin sertlik değerinde 7 HB'lik bir düşüş gözlenmiştir. YÇ ile dökülen numunelerin sertlik değerlerinde ise artış gözlenmiştir.

ES-30 ile dökülen numunenin sertlik değerinde 5 HB düşüş gözlenirken; ES-60 ile dökülen numunenin ise 100 HB sertlik değerine ulaştığı ve sertlik değerindeki artışının devam ettiği görülmüştür.

8 saat yaşlandırma işleminden sonra, statik dökülen numunede %25 oranında ilk sertlik artışı gözlenmiştir. ES-60 ile dökülen numunenin sertlik değeri aynı kalırken, YÇ-75 ile dökülen numunenin ise sertlik artışının devam ettiği gözlenmiştir. MT ile dökülen numunelerin de sertlik değerlerinde artış gözlenmiştir. MT-2 ile dökülen numune bu artış ile pik sertlik değerine (107 HB) ulaşmıştır.

MT-1 ve ES-30 ile dökülen numunelerin de sertlik değerlerinde yaklaşık %20 oranında artış gözlenmiştir. Bu oran, dinamik yöntemlerle dökülen numunelere uygulanan farklı sürelerdeki yaşlandırma işlemleri sonrasında görülen en yüksek sertlik artışını ifade etmektedir.

MT-1 ile dökülen numunenin ulaştığı sertlik değerinin (117 HB), 24 saat yaşlandırma sonrasında MT-1'in ulaştığı pik sertlik değerine (121 HB) ve statik dökülen numunenin ulaştığı pik sertlik değerine (122 HB) çok yakın olduğu gözlenmiştir. Statik dökülen numunenin 24 saat yaşlandırma işlemi sonrasında ulaştığı pik sertlik değerine (122 HB), MT-1 ile dökülen numune 16 saat daha erken yani 8 saat yaşlandırma sonunda (117 HB) neredeyse ulaşmıştır.

12 saat yaşlandırma işleminden sonra, MT-1 ile dökülen numunenin sertlik değeri (117 HB) aynı kalmıştır. MT-2 ile dökülen numunenin sertlik değerinde düşüş gözlenmeye başlamıştır. YÇ ile dökülen numuneler pik sertlik değerlerine (YÇ-75, 120 HB ve YÇ-150, 105 HB) ulaşmıştır. ES ile dökülen numunelerin sertlik değerlerinde artış devam ederken; ES-30 ile dökülen numunede 7 HB, ES-60 ile dökülen numunede ise 2 HB kadar bir artış gözlenmiştir.

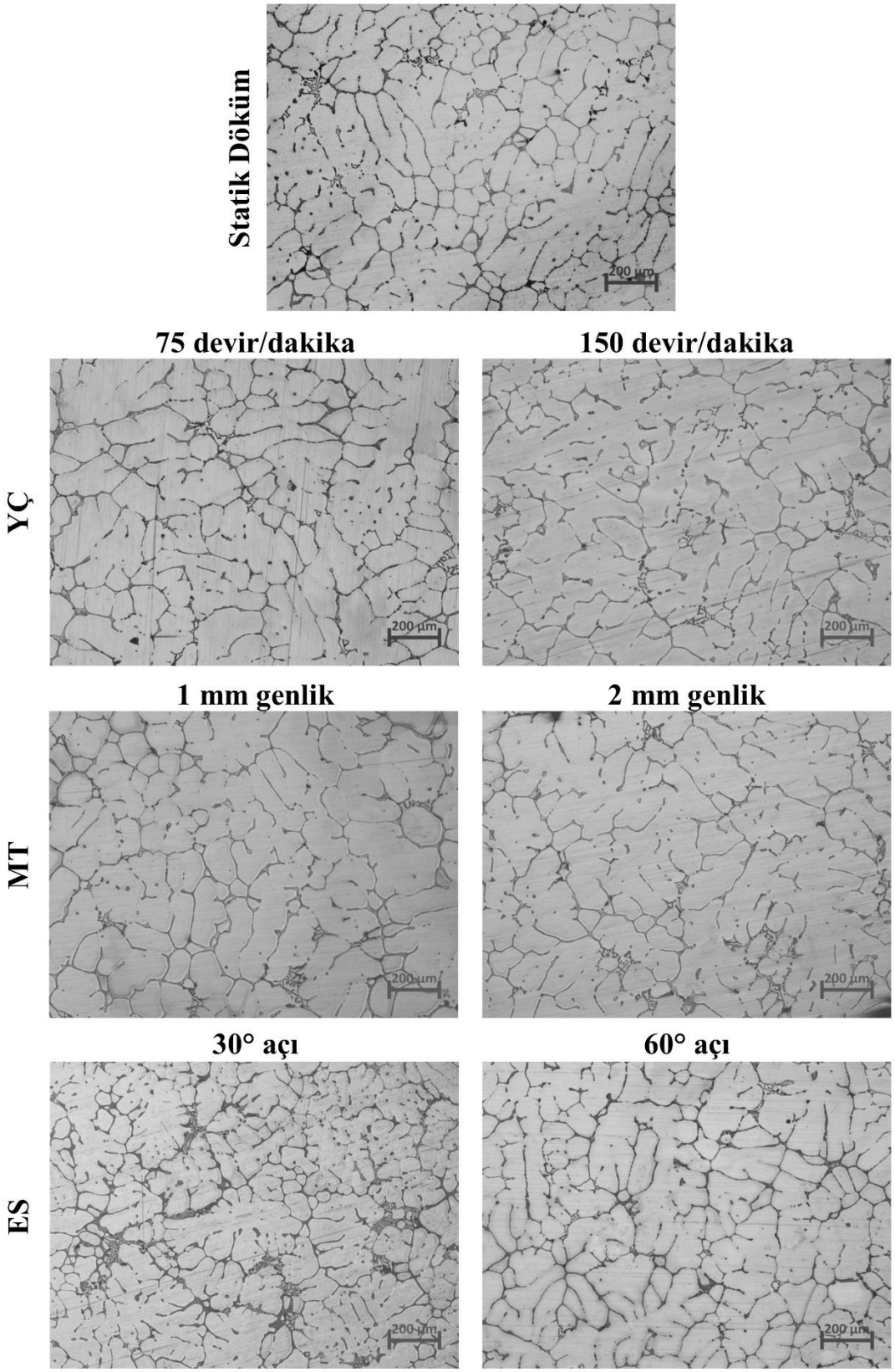
ES-30 (119 HB) ve YÇ-75 (120 HB) ile dökülen numunelerin sertlik değerlerinin, statik dökülen numunenin 24 saat yaşlandırma sonrasında ulaştığı pik sertlik değerine (122 HB) 12 saat önceden neredeyse eriştiği gözlenmiştir. Ayrıca dinamik yöntemler incelendiğinde ise 12 saat yaşlandırma işlemi sonrasında ulaşılan bu sertlik değerlerine, düşük parametrelere sahip olan dinamik yöntemler ile dökülen numunelerin eriştiği gözlenmiştir.

Yüksek parametrelere sahip olan metotlar da ısıl işleme tepkisiz kalmamışlardır, ancak düşük parametrelere sahip metotlar kadar başarılı sonuçlar ortaya koyamamışlardır.

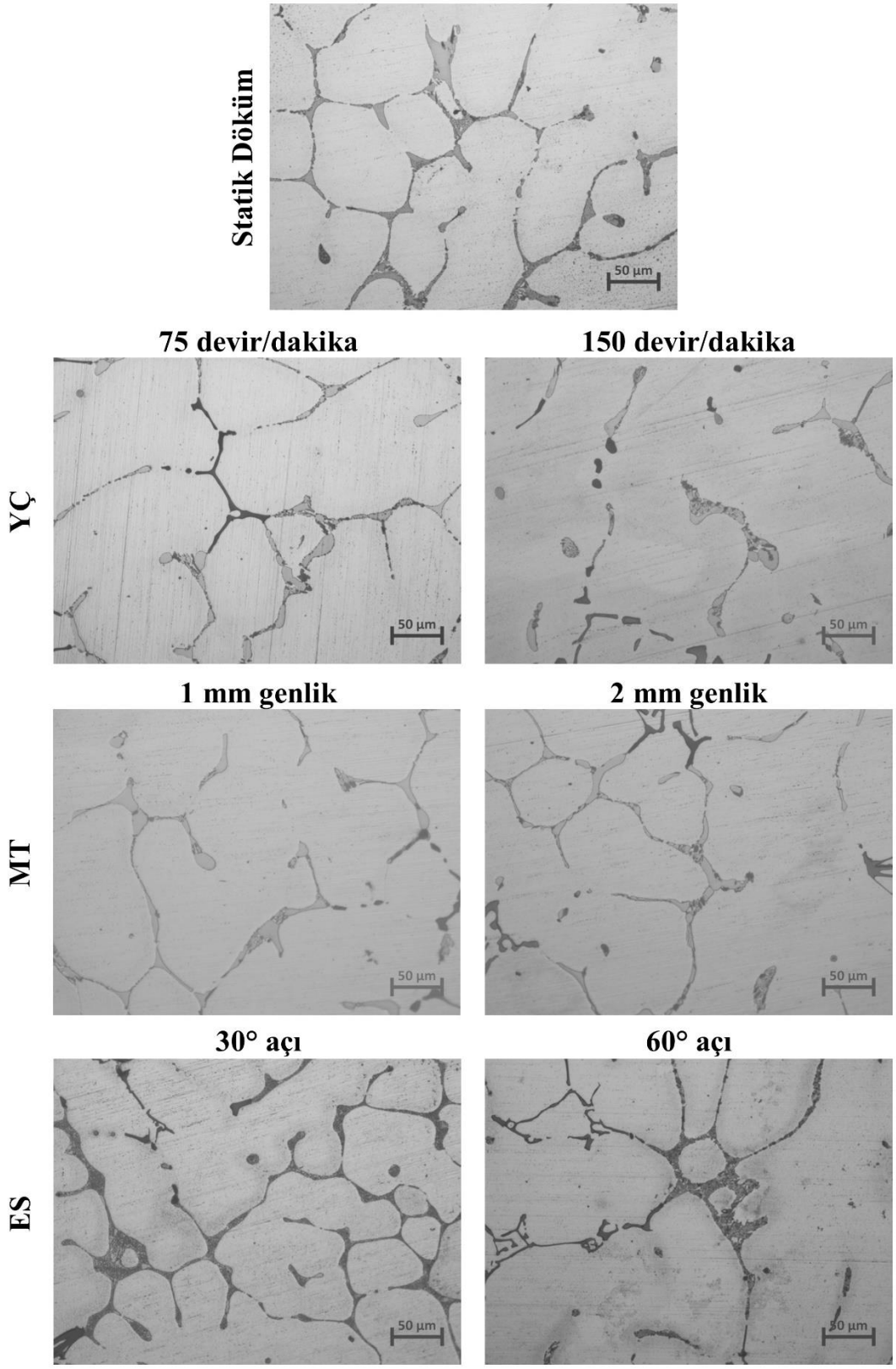
24 saat yaşlandırma işleminden sonra, statik dökülen numunede yaklaşık %30 oranında ikinci sertlik artışı görülmüş ve pik sertlik değerine (122 HB) ulaşmıştır. ES ile dökülen numuneler de pik sertlik değerine (ES-30, 127 HB ve ES-60, 106

HB) ulaşmıştır. Aynı zamanda MT-1 ile dökülen numune de pik sertlik değerine (121 HB) ulaşırken, MT-2 ile dökülen numunenin sertlik değerindeki düşüş devam etmiştir. YÇ-75 ile dökülen numunenin sertlik değeri 3 HB kadar azalırken, YÇ-150 ile dökülen numunede ise sertlik değeri neredeyse aynı kalmıştır.

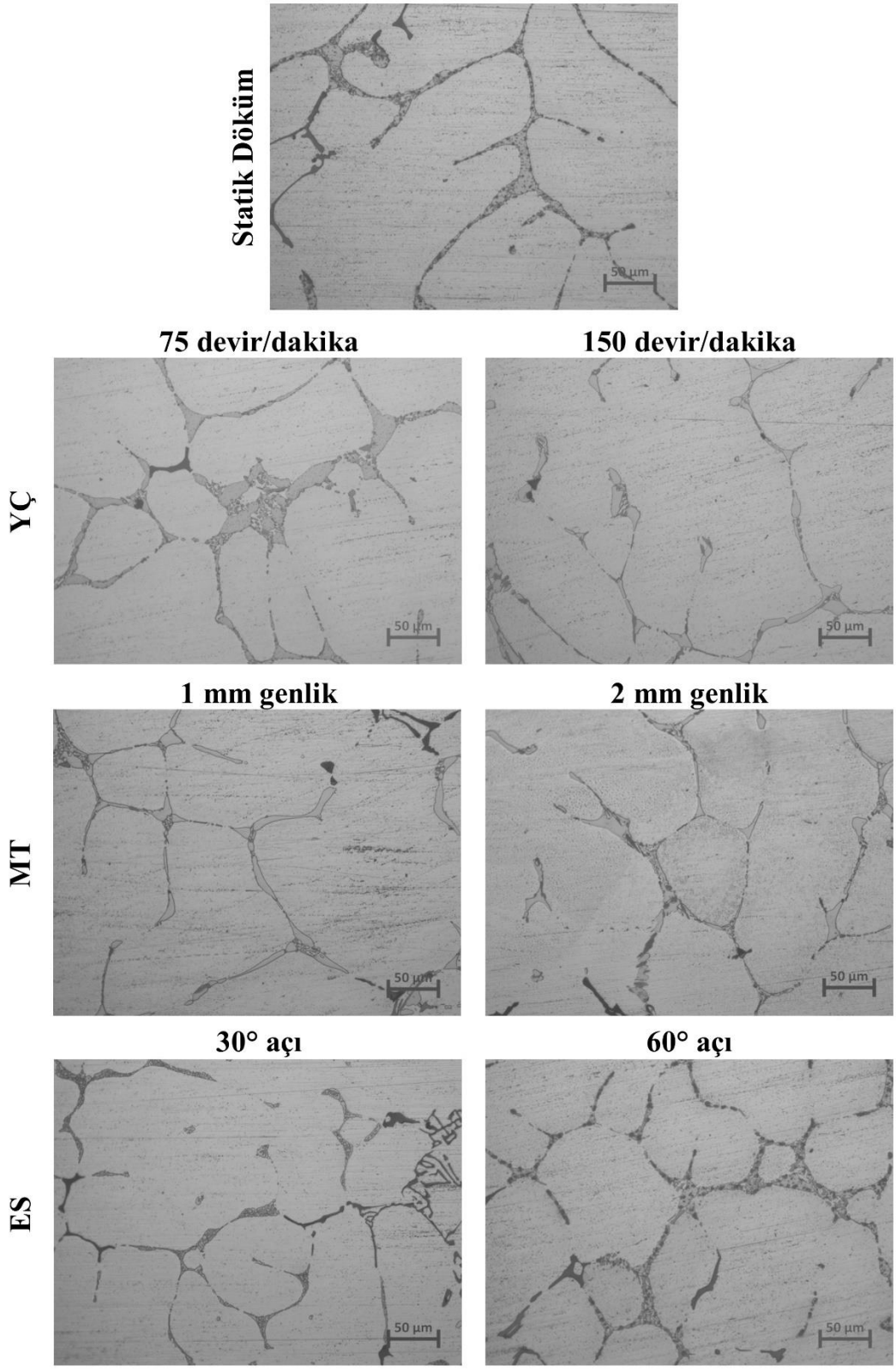
Dinamik tane inceltme, katılaşma sırasında büyüyen dendritleri kırarak ve çekirdeklenmeyi artırarak toplam tane sayısını artıran bir mekanizmadır. Dinamik yöntemler ile mikroyapının etkilenmesi; malzemenin sertlik değerlerinin iyileşmesinden dolayı, bu işlem sonrasında uygulanacak ısıl işlemi geliştirici bir etkiye sahiptir. Şekil 6.2'de AA2014 alaşımının döküm haline ait farklı dinamik yöntem ve parametrelerde gerçekleştirilen dökümlerin mikroyapıları gösterilmektedir. Arka plandaki açık renkli alan birincil alüminyum fazını (α-Al), koyu gri renge sahip iğnemsi şekiller ise ötektik fazını ifade etmektedir. Farklı yöntem ve parametreler ile dökülen numunelerden alınan mikroyapılar incelendiğinde eğimli soğutucu ile dökülen numuneler haricinde çok belirgin bir farkın meydana gelmediği belirlenmiştir. Eğimli soğutucu ile dökülen numunelerin daha ince bir mikroyapı sergilediği ve genel olarak tane morfolojilerinde rozet benzeri bir yapı olduğu gözlenmiştir. Düşen açıyla birlikte 30°'lik derecelik açıyla dökülen numunelerde çekirdeklenen ötektik faz tanelerinin artması ve homojen dağılması sonucunda bir miktar tane küçülmesi gözlemlenmiştir.



Şekil 6.2 AA2014 alaşımına ait döküm hali numunelerinin x50 büyütmeli mikroskop görüntüleri



Şekil 6.3 AA2014 alaşımına ait döküm hali numunelerin x200 büyütmeli mikroskop görüntüleri



Şekil 6.4 AA2014 alaşımına ait 8 saat yaşlanma sonrasında numunelerin x200 büyütmeli mikroskop görüntüleri

Şekil 6.3 ve Şekil 6.4'te AA2014 alaşımına ait sırasıyla döküm hali ve 8 saat yaşlandırılmış hallerine ait x200 mikroskop görüntüleri bulunmaktadır. AA2014 alaşımında MT-1 ile dökülen numune 8 saat yaşlandırma sonunda, statik olarak dökülen numunenin 24 saat yaşlanma sonunda eriştiği pik sertlik değerine eriştiği için yaşlandırılmış numunelerin mikroyapılarının incelemeleri 8 saat yaşlandırılmış numuneler üzerinden ele alınmıştır. Döküm hali ve 8 saat yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları incelendiğinde; döküm halinde tane sınırlarında ötektik bakır ve intermetalikler bulunmaktadır. Bu intermetaliklerin; yoğunlukla Al_2Cu fazı olduğu literatürdeki çeşitli çalışmalarda gösterilmiştir [75]. Yaşlanma sonucunda tane sınırlarındaki ağın inceldiği, ötektik faz ve bakırca zengin intermetaliklerin α-Al içerisinde çözündüğü görülmektedir. Özellikle ES-30 ile dökülen numune incelendiğinde tane sınırlarında toplanan ötektiğin yaşlanma sonucunda gözle görülür şekilde azalarak α-Al içerisinde çözündüğü görülmektedir. Bu da çözeltiye alma işleminin başarılı olduğunu ortaya koymuştur.

Daha detaylı bir mikroyapı analizi yapabilmek için numunelere tane boyutu ölçümü yapılmıştır. Numunelerin döküm hali görüntülerinden elde edilen tane boyutu ölçüm değerleri ise Tablo 6.3'te görülmektedir.

Tablo 6.3 AA2014 alaşımı döküm hali numunelerinin tane boyutları ve yoğunluk değerleri

Numune	**Tane Boyutu (µm)**	**Yoğunluk (g/cm^3)**
Statik Döküm	144	2,74±0,01
YÇ-75	117	2,75±0,01
YÇ-150	129	2,73±0,01
MT-1	128	2,75±0,01
MT-2	148	2,73±0,01
ES-30	108	2,76±0,01
ES-60	127	2,74±0,01

MT-2 ile dökülen numunenin dışında, dinamik yöntemler uygulanarak dökülen numunelerin hepsinin tane boyutları statik olarak dökülen numunenin tane boyutundan daha küçük değerlere sahiptirler. Dinamik etkiler sayesinde dendrit kollarının kırılmış, çekirdek oluşumu artmış ve daha ince tane morfolojisi elde edilmiştir. Dinamik yöntemler de incelendiğinde; düşük parametrelere sahip

dinamik yöntemlerle dökülen numunelerin daha düşük tane boyutlarına sahip oldukları ve özellikle ES-30 ile dökülen numunenin diğer numunelerle kıyaslandığında en düşük tane boyutuna (108 μm) sahip olduğu gözlenmiştir. Eğimli soğutucu ile yapılan dökümlerde; tane boyutundaki azalma, hızlı soğuma mekanizmasının neden olduğu çekirdeklenme oranındaki artış ile desteklenmiştir. Sıvı metal ile soğutma eğimi arasındaki etkileşim, daha düşük eğim açısı nedeniyle akış hızı azaldığından dolayı 30°'lik numune için daha uzundur. Böylece hızlı soğuma mekanizması kesme kuvvetine göre daha baskın olduğundan, daha fazla soğumanın gerçekleşmesine ve borudaki ısı çekişi ile sağlanan hızlı soğumanın kalıp içinde katılaşan metalde tane sayısının artmasına ve dendritik büyümenin baskılanmasına neden olmuştur. Bu da daha küçük tane boyutuna yol açmıştır. ES-30 ile dökülen numunenin ardından sırasıyla en düşük tane boyutlarına sahip numuneler YÇ-75 (117 μm), ES-60 (127 μm), MT-1 (128 μm), YÇ-150 (129 μm), statik (144 μm) ve MT-2 (144 μm) ile dökülen numuneler olmuştur.

Genel olarak, dinamik yöntemlerle dökülen numunelerin statik dökülen numuneye kıyasla daha düşük tane boyutlarına sahip olduğu gözlemlenmiştir. Dinamik yöntemler kendi içinde karşılaştırıldığında, mekanik titreşim yöntemi hariç, düşük parametrelerle dökülen numunelerin daha düşük tane boyutlarına sahip olduğu görülmektedir. MT-2 ile dökülen numunede statik olarak dökülen numuneye kıyasla tane boyutunda küçülme yerine büyüme gerçekleştiği gözlenmiştir.

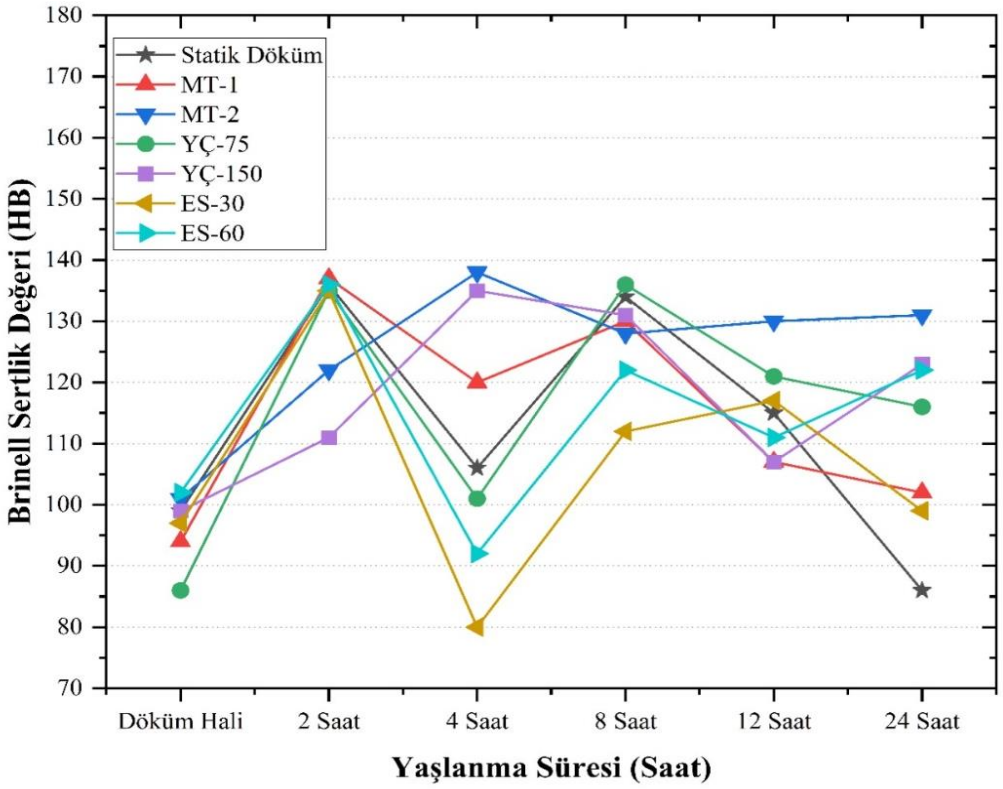
Daha düşük tane boyutuna sahip olan düşük parametrelere sahip dinamik yöntemlerle dökülen numunelerin ise statik olarak dökülen numunenin eriştiği pik sertlik değerine daha kısa sürelerde eriştiği gözlenmiştir. Buradan daha küçük tane boyutunun, daha kısa sürede daha yüksek sertlik değerine erişmeye olanak sağladığı çıkarımı yapılmıştır.

Dinamik yöntemlerle dökülen numuneler üzerindeki etkilerini değerlendirmek için döküm hali numunelerin yoğunlukları Arşimet Prensibi ile hesaplanmıştır. Yoğunluk verileri Tablo 6.3'te verilmiştir. Yapılan ölçümler sonucunda numuneler arasındaki yoğunluk farkının çok küçük olduğu gözlenmiştir. Bütün numuneler içerinde en yüksek sertlik değerine sahip olan, ES-30 ile dökülen numunenin en yüksek yoğunluğa sahip olduğu gözlenmiştir. Düşük parametreler ile dökülen numunelerin statik dökülen numuneye kıyasla daha yüksek yoğunluk değerine sahip olduğu gözlenmiştir. Düşük parametreler ile yapılan dökümler sonucunda

elde edilen numunelerin genlik, açı ve çalkalama hızının; katılaşma sırasında döküm kısmının beslenmesi için faydalı olduğu ve dendrit kolları arasında mikro gözenekliliği uygun bir şekilde doldurduğu çıkarımı yapılabilmiştir. Yüksek parametreler ile dökülen numuneler; katılaşma basamağında bozulmaya neden olduğundan, bütün döküm parçasının uygun şekilde beslenmesi konusunda düşük parametre ile dökülen numunelere kıyasla verimli değildir.

6.2 A380 Alaşımının İncelenmesi

A380 alaşımı için gerçekleştirilen sertlik ölçümlerine ait değerleri içeren grafik Şekil 6.5'te, değerlerin tablo gösterimi ise Tablo 6.4 ve Tablo 6.5'te verilmiştir.



Şekil 6.5 A380 alaşımına ait uygulanan tekniğe ve yaşlandırma sürelerine göre ölçülen sertlik değerleri

Tablo 6.4 Statik dökülen A380 alaşımına ait sertlik değerleri (HB)

Statik Döküm	Döküm Hali	99±3
	2 Saat	136±1
	4 Saat	106±5
	8 Saat	134±4
	12 Saat	115±5
	24 Saat	86±5

Tablo 6.5 Dinamik yöntemlerle dökülen A380 alaşımına ait sertlik değerleri (HB)

MT-1	Döküm Hali	94±4	**MT-2**	Döküm Hali	101±3
	2 Saat	137±5		2 Saat	122±5
	4 Saat	120±6		4 Saat	138±2
	8 Saat	130±5		8 Saat	128±4
	12 Saat	107±3		12 Saat	130±2
	24 Saat	102±5		24 Saat	131±4
YÇ-75	Döküm Hali	86±4	**YÇ-150**	Döküm Hali	99±2
	2 Saat	135±5		2 Saat	111±3
	4 Saat	101±3		4 Saat	135±5
	8 Saat	135±3		8 Saat	131±6
	12 Saat	121±5		12 Saat	107±5
	24 Saat	116±4		24 Saat	123±1
ES-30	Döküm Hali	97±4	**ES-60**	Döküm Hali	102±3
	2 Saat	135±5		2 Saat	136±3
	4 Saat	80±6		4 Saat	92±5
	8 Saat	112±5		8 Saat	122±5
	12 Saat	117±4		12 Saat	111±6
	24 Saat	99±3		24 Saat	122±3

2 saat yaşlandırma işleminden sonra, bütün numunelerin sertlik değerlerinde artış meydana gelmiş, MT-2 ve YÇ-150 ile dökülen numunelerin haricinde statik olarak dökülen numune (136 HB) de dahil olmak üzere diğer dinamik yöntemlerle dökülen bütün numuneler (MT-1 (137 HB), ES-30 (135 HB), ES-60 (136 HB) YÇ-75 (135 HB)) pik sertlik değerine ulaşmışlardır.

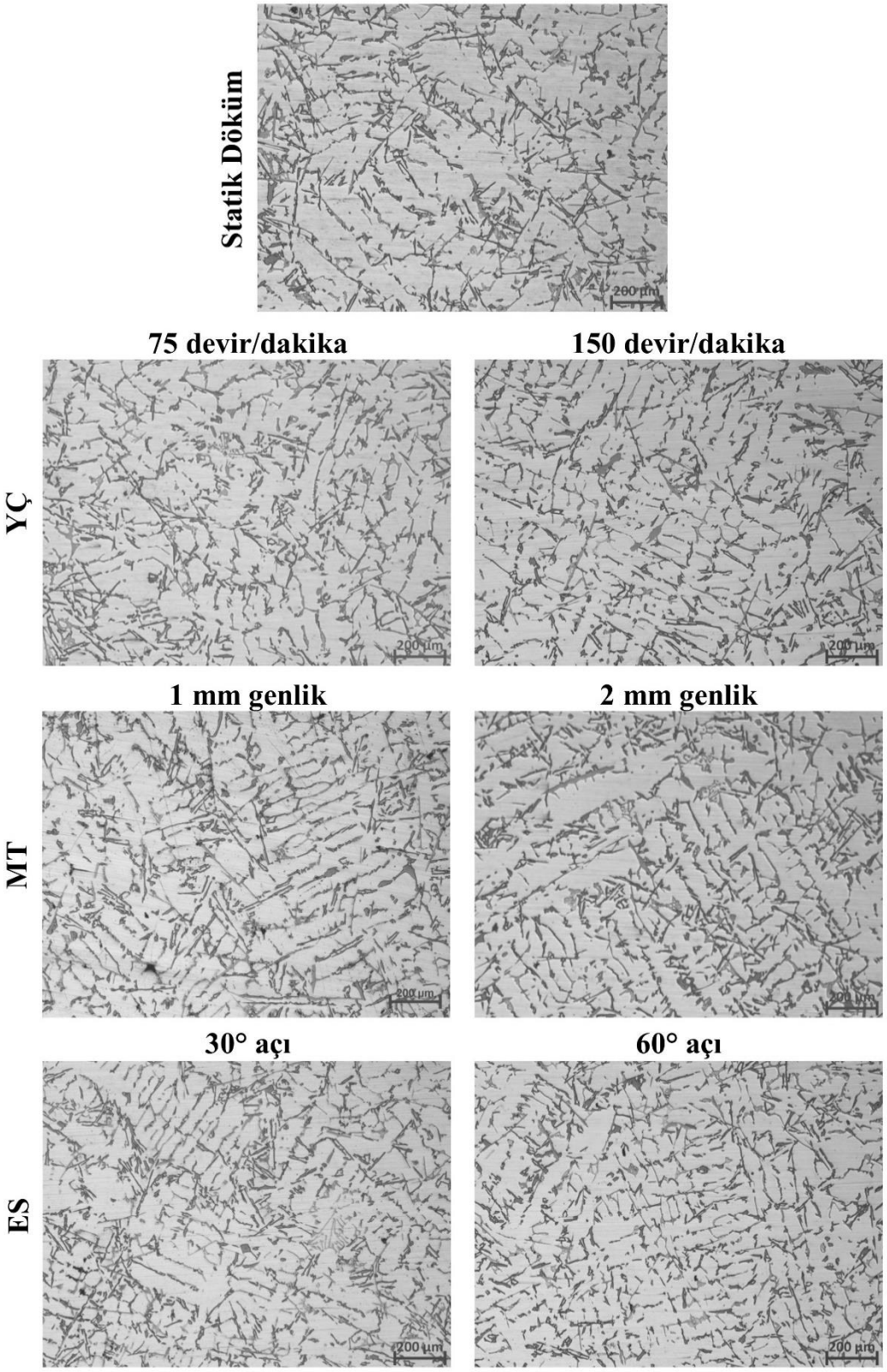
4 saat yaşlanma işleminden sonra, MT-2 ve YÇ-150 ile dökülen numunelerin haricinde diğer yöntemlerle dökülmüş bütün numunelerin sertlik değerlerinde düşüş gözlenirken, YÇ-150 (135 HB) ve MT-2 (138 HB) ile dökülen numuneler ise pik sertlik değerine ulaşmıştır. MT-2 ile dökülen numune ulaştığı pik sertlik değeri ile farklı yöntemlerle dökülen A380 alaşımları içerisinde en yüksek sertlik değerine sahip olmuştur.

8 saat yaşlandırma işleminden sonra, MT-2 ve YÇ-150 ile dökülen numuneler haricinde diğer yöntemlerle dökülen bütün numunelerin sertlik değerlerinde, 4 saat yaşlanma sonucunda gerçekleşen düşüşün ardından tekrardan artış gözlenmeye başlanmıştır. YÇ-75 ile dökülen numune daha önce ulaşmış olduğu pik sertlik değerine (135 HB) tekrar ulaşmıştır.

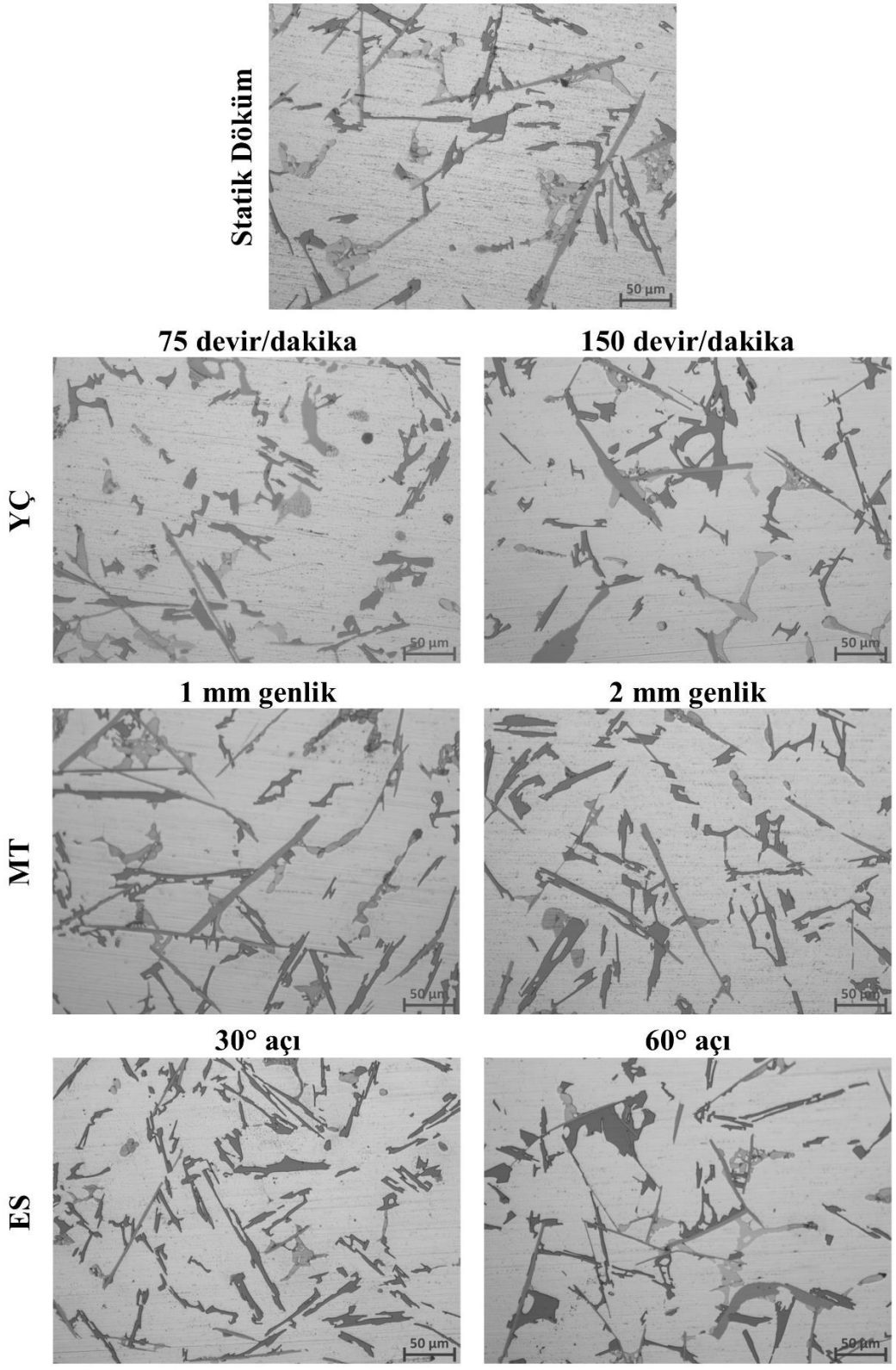
12 saat yaşlandırma işleminden sonra, 4 ve 8 saat yaşlandırma işlemlerinde diğer yöntemler ile dökülen numunelerin sertlik değerlerindeki artış ve azalışın tam tersi yönünde hareket eden MT-2 ve YÇ-150 ile dökülen numuneler, burada beraber bir artış göstermemiş, YÇ-150 ile dökülen numunede de diğer yöntemlerle birlikte sertlik değerinde düşüş görülmüştür. Ancak MT-2 ve ES-30 ile dökülen numunelerin sertlik değerlerinde artış gözlenmiştir.

24 saat yaşlandırma işleminden sonra, MT-1, YÇ-75 ve statik dökülen numunelerin sertlik değerlerindeki düşüş devam ederken, ES-30 ile dökülen numunenin de sertlik değerinde düşüş gözlenmiştir. MT-2, ES-60 ve YÇ-150 ile dökülen numunelerin sertlik değerlerinde ise artış gözlenmiştir.

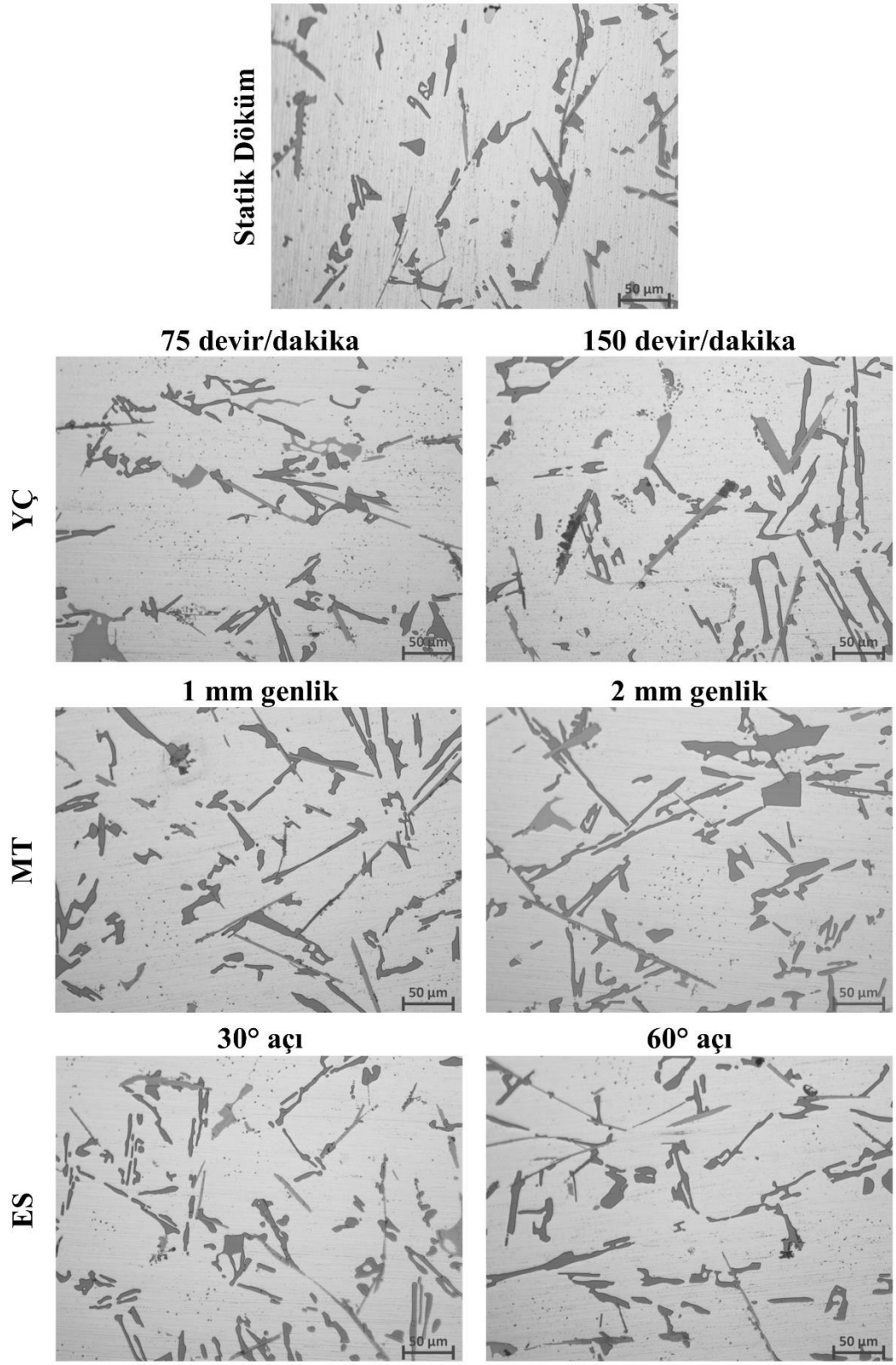
Şekil 6.6'da farklı dinamik yöntem ve parametrelerde gerçekleştirilen dökümlerin döküm hali mikroyapıları gösterilmektedir. Mikroskop görüntülerinde arka plandaki açık renkli alan, birincil alüminyum fazını (α-Al), koyu gri alanlar başlıca ötektik silisyumu ve açık gri alanlar ise intermetalikleri ifade etmektedir. Bu intermetaliklerin; α-$Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ ve Al_2Cu fazları olduğu literatürdeki çeşitli çalışmalarda gösterilmiştir [76]. Mikroyapı görüntüleri incelendiğinde ES ve YÇ ile dökülen numunelerde diğerlerine kıyasla dendritik kolları arasındaki mesafenin daraldığı gözlenmiştir. Genel olarak incelendiğinde ise dinamik yöntemler etkisiyle dendrit kolları arasındaki mesafenin daralmış olduğu net bir şekilde gözlenmektedir.



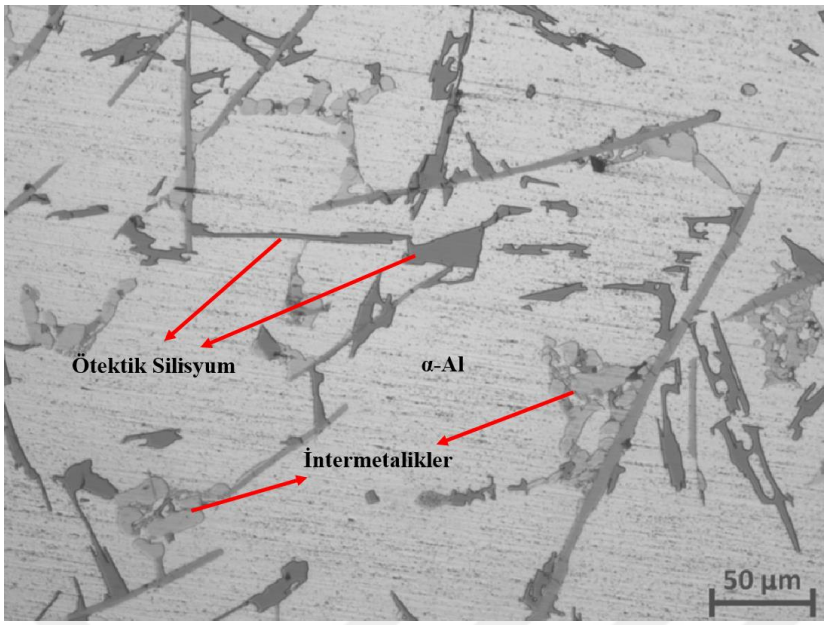
Şekil 6.6 A380 alaşımına ait döküm hali numunelerinin x50 büyütmeli mikroskop görüntüleri



Şekil 6.7 A380 alaşımına ait döküm hali numunelerin x200 büyütmeli mikroskop görüntüleri



Şekil 6.8 A380 alaşımına ait 2 saat yaşlanma sonrasında numunelerin x200 büyütmeli mikroskop görüntüleri



Şekil 6.9 Statik dökülen A380 alaşımı numunesinin döküm hali mikroyapısı

Şekil 6.7 ve Şekil 6.8'de, A380 alaşımına ait, sırasıyla döküm hali ve 2 saat yaşlandırılmış hallerine ait x200 mikroskop görüntüleri bulunmaktadır. A380 alaşımında MT-2 ve YÇ-150 ile dökülen numuneler haricinde bütün numuneler 2 saat yaşlandırma işlemi sonrasında pik sertlik değerine ulaştığı için, yaşlandırılmış numunelerin mikroyapılarının incelemeleri 2 saat yaşlandırılmış numuneler üzerinden ele alınmıştır. Döküm hali ve 2 saat yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları incelendiğinde; arka plandaki açık renkli alan birincil alüminyum fazını (α-Al), koyu gri alanlar başlıca ötektik silisyumu ve açık gri alanlar ise çoğunluğu Al_2Cu olan ve bakır içeren diğer intermetalikleri göstermektedir. Bu yapılar Şekil 6.9'da mikroyapı üzerinde de gösterilmiştir. Bu intermetaliklerin; α-$Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ ve Al_2Cu fazları olduğu literatürdeki çeşitli çalışmalarda gösterilmiştir [76]. Çözeltiye alma işlemi sonucunda; intermetaliklerin büyük oranda çözünerek boyutlarının ve miktarlarının azaldığı görülmektedir. Bu intermetalikler yaşlanma ile birlikte α-Al içerisinde küçük çökeltiler halinde yayılmışlardır. Döküm halleri ile kıyaslandığında silisyum iğnelerinin tam olarak küreselleşmediği ancak incelerek boylarının kısaldığı görülmektedir. Bu değişimi, çözeltiye alma işlemi sağlamıştır. Bu da çözeltiye alma işleminin başarılı olduğunu ortaya koymuştur.

Numunelerin döküm hali görüntülerinden elde edilen SDAS ve yoğunluk değerleri ise Tablo 6.6'da görülmektedir. Dendrit kolları arasındaki mesafeler

incelendiğinde; uygulanan dinamik yöntemler sonucunda statik olarak dökülen numuneye kıyasla dendrit kolları arasındaki mesafenin kısaldığı açık bir şekilde gözlenmiştir. Özellikle ES-30 ile dökülen numunede dendrit kolları arasındaki mesafe statik olarak dökülen numuneye kıyasla yaklaşık %60 oranında daha azdır. Aynı zamanda ES-60 ile dökülen numune, ES-30 ile dökülen numunenin ardından en küçük dendrit kollar arası mesafeye sahip olan numune olmuştur. Dinamik yöntemler içerisinde dendrit kolları arasındaki mesafe yönünden en az verim alındığı görülen numune ise statik olarak dökülen numuneye kıyasla dendrit kolları arasındaki mesafe %40 oranında daha az olan MT-2 ile dökülen numune olmuştur. İkincil dendrit kolları arasındaki mesafe, statik olarak dökülen numuneyle kıyaslandığında MT-1 ile dökülen numunede yaklaşık %50, YÇ-75 ve YÇ-150 ile dökülen numunede ise %50'nin üzerinde daha azdır. MT ve ES yöntemleri kendi arasında mukayese edildiğinde ise düşük parametrelerle dökülen numunelerde dendrit kolları arasındaki mesafenin daha az olduğu gözlenmiştir.

Tablo 6.6 A380 alaşımı döküm hali numunelerinin SDAS ve yoğunluk değerleri

Numune	**İkincil Dendrit Kolları Arası Mesafe (SDAS) (µm)**	**Yoğunluk (g/cm^3)**
Statik Döküm	97	2,67±0,01
YÇ-75	45	2,71±0,01
YÇ-150	46	2,70±0,01
MT-1	52	2,69±0,01
MT-2	60	2,71±0,01
ES-30	37	2,71±0,01
ES-60	44	2,68±0,01

Yoğunluklar ele alındığında ise dinamik yöntemler uygulanarak dökülen numunelerin, statik olarak dökülen numuneye kıyasla nispeten daha yüksek yoğunluğa sahip olduğu gözlenmiştir. Hemen hemen birbirlerine çok yakın yoğunluk değerlerine sahip olan dinamik yöntemler ile dökülen numuneler arasında; YÇ-75, MT-2 ve ES-30 ile dökülen numuneler en yüksek yoğunluğa sahip olan numuneler olmuştur. Uygulanan dinamik uyarımlar sonucunda numunelerde yoğunluk ve dendrit kolları arasındaki mesafe bakımından iyileşmeler görülürken bu iyileşmelerin sertlik değerlerine yansımadığı görülmüştür.

İkincil dendrit kolları arası mesafenin daralmasının döküm hali sertliklerine de yansımadığı görülmektedir. Bu durum, ötektik silisyumun yapısının fazla değişime uğramamasına bağlıdır. Dinamik uyarımlar, α-Al taneleri üzerinde incelme etkisi gösterirken aynı etkiyi ötektik silisyum kristalleri üzerinde gösterememiştir. Bu durum mikroyapılarda da açıkça görülmektedir. Al-Si esaslı döküm alaşımlarının doğaları gereği ötektik içeriği yüksektir ve sertlikleri büyük oranda bu ötektiğin morfolojisine bağlıdır. Dökümlerin kum kalıplarda yapılması ve döküm öncesinde modifikasyon da yapılmaması nedeniyle ötektik silisyum kristalleri görece kabadır ve uygulanan dinamik uyarımlar ötektiğin belirgin olarak incelmesini sağlayamamıştır. Mekanik titreşim ve yörüngesel çalkalama gibi dinamik uyarımların etkin mekanizması katılaşmanın birinci aşaması olan α-Al katılaşmasında dendritleri kırarak çekirdek sayısını artırmak ve yapıyı inceltmektir. Deneysel çalışmalarda uygulanan bu tekniklerin şiddeti α-Al taneleri üzerinde etkili olurken bu etkinlik ötektik silisyum kristalleri üzerinde görülmemiştir. Eğimli soğutucunun etkin mekanizmaları ise hızlı soğumanın yanında akış sırasında dendritleri kırmak için kesme kuvveti oluşturmasıdır. Eğimli soğutucu düşük üst ısılı dökümlerde etkin olarak kullanılabilir. Eğim üzerinde başlayan çekirdeklenme ile kesme kuvveti etkinleşir ve dendritler büyümeye fırsat bulmadan kırılabilir. Yüksek sıcaklık dökümlerinde ise eğimli soğutucunun hızlı soğutması daha baskın hale gelir. Bu çalışmada döküm sıcaklığı tüm deneylerde sabit tutulduğu için eğimli soğutucu için görece yüksek bir sıcaklık (720 °C) uygulanmıştır. Boru içindeki akış sırasındaki hızlı soğuma α-Al yapısını inceltmiştir ancak katılaşmanın ikinci aşaması olan ötektik katılaşma kum kalıp içinde gerçekleştiği için ötektik silisyum kristallerinin incelmesi üzerinde etkili olamamıştır.

Dinamik uyarımların dövme alüminyum alaşımlarında yaşlanma tepkisini hızlandırdığı yönündeki çalışmalar literatürde bulunmaktadır [10] ve bu çalışmada da AA2014 alaşımı özelinde genel olarak benzer bir durum gözlenmiştir. Dinamik uyarımların yaşlanma davranışı üzerinde etkili olduğu bir gerçektir ancak bu durumu her koşul ve alaşım için genellemek doğru değildir. Bu çalışma kapsamında uygulanılan dinamik uyarımların A380 döküm alaşımının yaşlanmasında belirgin bir olumlu etkisi görülmemiştir. Bir dövme alaşımında görülen etkinin bir döküm alaşımında görülmemesini bu alaşımların doğal farkları ile açıklamak mümkündür. Öncelikle çalışmada kullanılan AA2014 ve A380 alaşımlarının katılaşma

aralıklarını karşılaştırmak gerekir. A380 alaşımı 55 °C'lik bir katılaşma aralığına sahipken AA2014 alaşımın katılaşma aralığı 131 °C'dir. Dinamik uyarımların etkisi likidüs sıcaklığının hemen üzerinde başlar ancak asıl etkili olduğu zaman likidüs solidüs arası yani katılaşma aralığıdır. Dökümlerin 720 °C gibi sanayi proseslerinde de uygulanan normal bir sıcaklıkta ve kum kalıplara yapılması, mekanik titreşim ve yörüngesel çalkalamaya yeterli etkinlik zamanı sağlamak içindir. Bunların yanında aynı döküm sıcaklığında ve kalıpta, eğimli soğutucunun etkileri de araştırılmıştır. İki alaşımın katılaşma aralıklarındaki fark; dinamik uyarımların etkime süresinin AA2014 alaşımında A380 alaşımına göre daha uzun olduğunu göstermektedir. Bunun yanında, alaşımların faz içerikleri ve mikroyapı morfolojileri de oldukça farklıdır. AA2014 alaşımı, A380 alaşımına göre daha az alaşım elementi içeriğine sahiptir ve çok büyük oranda α-Al alüminyum tanelerinden ve düşük miktarda bu tanelerin sınırlarında bulunan ötektik fazlardan oluşmaktadır. Bu alaşımın zaten geniş olan katılaşma aralığı çoğunlukla α-Al katılaşması ile geçilmektedir. A380 alaşımı ötektik altı bir Al-Si-Cu alaşımıdır ve α-Al yanında büyük oranda ötektik silisyum fazı ve özellikle bakır içeren diğer ötektik intermetalikler içermektedir. Bu nedenle A380 alaşımının katılaşması sırasında ötektiğin katılaşma süresi AA2014 alaşımına göre daha uzun olacaktır. Yaşlandırma süreci, bilindiği gibi oluşan çökeltiler ile özellikle α-Al fazını güçlendirir. Katılaşma aralığı geniş ve bu aralıkta α-Al payının fazla olduğu alaşımlarda, dinamik uyarımların yaşlanma davranışlarını olumlu etkilediği ve yaşlanmayı hızlandırdığı söylenebilir. Katılaşma aralığının daraldığı ve ötektik faz miktarının arttığı alaşımlarda ise dinamik uyarımların α-Al üzerindeki etkisi sınırlı kaldığından yaşlanma davranışına faydaları görülemeyebilir. Ayrıca belirtmek gerekir ki her dinamik uyarım tekniği her parametrede etkili olmamaktadır. Katılaşma sürecinde sorunlar yaratan yan etkiler, olumlu etkinin nihai özelliklere yansımasına engel olmaktadır.

7
SONUÇ

Yapay yaşlandırma süresinin kısaltılması için AA2014 ve A380 alüminyum alaşımlarının dökümü sırasında uygulanan dinamik yöntemlerin etkilerini değerlendirmek amacıyla gerçekleştirilen deneyler ve yürütülen çalışmalar sonucunda;

- AA2014 alaşımına uygulanan dinamik yöntemler içerisinde; düşük parametrelerle dökülen numuneler (MT-1, YÇ-75 ve ES-30), yüksek parametrelerle dökülen numunelere kıyasla (MT-2, YÇ-150 ve ES-60) göre daha etkili bulunmuştur.
- AA2014 alaşımı içerisinde yöntemler ve parametreler genel olarak karşılaştırıldığında, düşük parametrelerle (MT-1 (121 HB), YÇ-75 (120 HB) ve ES-30 (127 HB)) dökülen numunelerin, yüksek parametrelerle (MT-2 (107 HB), YÇ-150 (105 HB) ve ES-60 (106 HB)) dökülen numunelere kıyasla daha yüksek pik sertlik değerlerine sahip olduğu görülmüştür.
- AA2014 dövme alaşımının sahip olduğu katılaşma aralığının geniş ve bu aralıkta α-Al payının fazla olmasından dolayı, dinamik uyarımların yaşlanma davranışlarını olumlu etkilediği ve yaşlanmayı hızlandırdığı düşünülmektedir.
- Statik olarak dökülen AA2014 alaşımı numunesinin 24 saatlik yaşlanma işleminden sonra ulaştığı pik sertlik değerine, dinamik yöntemlerle düşük parametrelerde dökülen numunelerin 12 saat (YÇ-75 ve ES-30) ve 16 saat (MT-1) gibi daha kısa yaşlandırma sürelerinde neredeyse ulaştığı görülmüştür.
- Dinamik uyarımın katılaşma yapısını değiştirdiği ve bunun da yaşlanma sürecini etkilediği açıktır. Bu etki, dinamik uyarımın yöntemine ve yoğunluğuna göre değişmekte ve her zaman olumlu sonuçlar vermemektedir.
- AA2014 alaşımına ait numunelerin ölçülen ortalama tane boyutu ve yoğunluk değerlerinin de genel olarak dinamik yöntemlerle düşük parametrelerde dökülen numunelerde olumlu sonuçlar verdiği görülmüştür.

- En yüksek yoğunluk (108 μm) ve en düşük tane boyutuna (2,76 g/cm^3) sahip olan ES-30 ile dökülen numunenin, statik ve dinamik yöntemlerle dökülen AA2014 alaşımı numuneleri arasındaki en yüksek sertlik değerine ulaştığı görülmüştür.

- A380 alaşımlarına uygulanan dinamik yöntemlerle dökülen numunelerde, statik olarak dökülen numuneye kıyasla, daha kısa sürede pik sertlik değerine ulaşılamamıştır. Uygulanan dinamik uyarımların, alaşımın yaşlanmasına olumlu yönde bir katkı sağlamadığı görülmüştür.

- A380 döküm alaşımının katılaşma aralığının dar ve ötektik faz miktarının fazla oluşunun, dinamik uyarımların α-Al üzerindeki etkisi sınırlı kaldığından yaşlanma davranışına fayda sağlayamadığı çıkarımı yapılmıştır.

- A380 alaşımı ile yapılan dökümlerde MT-2 ve YÇ-150 ile dökülen numuneler haricinde statik olarak dökülen numune (136 HB) de dahil olmak üzere diğer dinamik yöntemlerle dökülen bütün numuneler 2 saat yaşlanmanın ardından (MT-1 (137 HB), ES-30 (135 HB), ES-60 (136 HB) YÇ-75 (135 HB)) pik sertlik değerlerine ulaşmışlardır.

- MT-2 ile dökülen numunenin 4 saat yaşlandırma sonunda ulaştığı pik sertlik değeri (138 HB) ile statik ve dinamik yöntemlerle dökülen A380 alaşımı numuneleri arasındaki en yüksek sertlik değerine ulaştığı görülmüştür.

- A380 alaşımı için yüksek ve düşük parametrelerle dökülen numuneler arasında sertlik değerlerinde öne çıkan herhangi bir fark gözlenmemiştir.

- A380 alaşımına ait numunelerde, en düşük ikincil dendrit kollarındaki arasındaki mesafe (37 μm) ve en yüksek yoğunluk değeri (2,71 g/cm^3) ES-30 ile dökülen numunede görülmüştür.

- Bir döküm alaşımı olan A380 alaşımında dinamik uyarımlar, α-Al taneleri üzerinde incelme etkisi gösterirken ötektik silisyum kristalleri üzerinde bu etkiyi gösterememiştir. Kum kalıp kullanımı ve döküm öncesinde herhangi bir modifikasyon uygulanmaması sebebiyle dinamik uyarımlar, kaba tanelere sahip ötektik silisyum kristallerinin belirgin bir şekilde incelmesine olanak sağlayamamıştır.

- A380 alaşımına ait numunelere uygulanan dinamik uyarımların, yoğunluk ve ikincil dendrit kolları arasındaki mesafe bakımından iyileşmeler gösterirken, bu

iyileşmelerin paralel olarak sertlik değerlerine ve yaşlanmaya olumlu yönde yansımadığı görülmüştür.

Dinamik uyarımın katılaşma yapısını değiştirdiği ve bunun da yaşlanma sürecini etkilediği açıktır. Bu etki dinamik uyarımın yöntemine, yoğunluğuna ve uygulandığı alaşımın mikroyapı morfolojisine göre değişmekte ve her zaman olumlu sonuçlar vermemektedir.

Dinamik uyarımların etkileri genel olarak incelendiğinde, bu uyarımların yaşlanma davranışı üzerinde belirgin bir etkiye sahip olduğu aşikardır ancak bu durum her koşul ve alaşım için geçerli değildir. Alaşımların, sahip oldukları katılaşma aralıklarına göre dinamik uyarımlara farklı tepkiler verdiği görülmüştür. Geniş katılaşma aralığına sahip olan dövme alaşımında, katılaşma esnasında daha uzun süre dinamik uyarıya maruz kalma imkanı varken, dar bir katılaşma aralığına sahip olan döküm alaşımlarında bu maruziyet süresi dövme alaşımına kıyasla daha kısadır. Geniş katılaşma aralığına sahip olan dövme alaşımlarında, dar bir katılaşma aralığına sahip olan döküm alaşımlarına göre daha verimli sonuçlar alınmıştır. Yapılan çalışma sonucunda; katılaşma aralığı geniş ve bu aralıkta α-Al payının fazla olduğu alaşımlarda dinamik uyarımların, yaşlanma davranışlarına olumlu bir etki sağlayarak yaşlanmayı hızlandırdığı, katılaşma aralığının dar ve ötektik faz miktarının fazla olduğu alaşımlarda ise dinamik uyarımların α-Al üzerindeki etkisi sınırlı kaldığından dolayı yaşlanma davranışına olumlu yönde katkı sunmadığı ortaya konulmuştur. Ayrıca uygulanan her dinamik uyarım tekniğinin her parametrede etkili olmadığı, katılaşma sürecinde sorunlar yaratan yan etkilerin olumlu etkinin nihai özelliklere yansımasına engel olduğu görülmüştür.

Sonuç olarak; farklı dinamik yöntemlerde, optimum parametrelerle uygulanan dinamik uyarımların daha kısa yaşlandırma sürelerinde daha yüksek sertlik değerleri elde edilmesi açısından, AA2014 alaşımı için umut verici sonuçlara sahip olduğu görülmüştür. A380 alaşımı içinse yoğunluk ve ikincil dendrit kolları arasındaki mesafe için umut verici sonuçlar elde edilirken, daha iyi sertlik değerleri için beklenen sonuçlar elde edilememiştir.

Bu çalışma, ortaya koyduğu sonuçları ile özellikle karakterizasyon sürecinde geçirimli elektron mikroskobunun kullanılacağı ve çekme deneyinin uygulanacağı daha kapsamlı çalışmalara kılavuzluk edebilir.

KAYNAKÇA

[1] R. N. Lumley, "1 - Introduction to aluminium metallurgy," in *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, R. Lumley, Ed., in Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering. , Woodhead Publishing, 2011, pp. 1–19. doi: 10.1533/9780857090256.1.

[2] D. R. Askeland, P. P. Fulay, and W. J. Wright, *The Science and Engıneering of Materials*, Sixth Edition. CL Engineering, 2010.

[3] J. R. Davis, *Alloying: Understanding the Basics*. ASM International, 2001.

[4] J. R. Kissell, S. G. Pantelakis, and G. N. Haidemenopoulos, "Aluminum and Aluminum Alloys," in *Handbook of Advanced Materials*, John Wiley & Sons, Ltd, 2004, pp. 321–463. doi: 10.1002/0471465186.ch9.

[5] N. Abu-Dheir, M. Khraisheh, K. Saito, and A. Male, "Silicon morphology modification in the eutectic Al–Si alloy using mechanical mold vibration," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 393, no. 1, pp. 109–117, Feb. 2005, doi: 10.1016/j.msea.2004.09.038.

[6] R.-G. Guan and D. Tie, "A Review on Grain Refinement of Aluminum Alloys: Progresses, Challenges and Prospects," *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, vol. 30, no. 5, pp. 409–432, May 2017, doi: 10.1007/s40195-017-0565-8.

[7] C. Limmaneevichitr, S. Pongananpanya, and J. Kajornchaiyakul, "Metallurgical structure of A356 aluminum alloy solidified under mechanical vibration: An investigation of alternative semi-solid casting routes," *Materials & Design*, vol. 30, no. 9, pp. 3925–3930, Oct. 2009, doi: 10.1016/j.matdes.2009.01.036.

[8] H. V. Atkinson, K. Burke, and G. Vaneetveld, "Recrystallisation in the semi-solid state in 7075 aluminium alloy," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 490, no. 1, pp. 266–276, Aug. 2008, doi: 10.1016/j.msea.2008.01.057.

[9] D. Sahini, A. Mandal, and M. Chakraborty, "Cooling Slope Casting Process of Semi-solid Aluminum Alloys: A Review," *International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)*, vol. 3, pp. 269–283, Jul. 2014.

[10] H. Puga and V. H. Carneiro, "Light-Alloy Melt Ultrasonication: Shorter T6 with Higher Precipitation Strengthening," *Met. Mater. Int.*, vol. 27, no. 9, pp. 3195–3204, Sep. 2021, doi: 10.1007/s12540-020-00798-3.

[11] S.-B. Kim, Y.-H. Cho, J.-G. Jung, W.-H. Yoon, Y.-K. Lee, and J.-M. Lee, "Microstructure-Strengthening Interrelationship of an Ultrasonically Treated Hypereutectic Al–Si (A390) Alloy," *Met. Mater. Int.*, vol. 24, no. 6, pp. 1376–1385, Nov. 2018, doi: 10.1007/s12540-018-0150-3.

[12] S.-B. Kim, Y.-H. Cho, J.-M. Lee, J.-G. Jung, and Y.-K. Lee, "Combined Effects of Ultrasonic Melt Treatment and Cu/Mg Solute on the Microstructure and Mechanical Properties of a Hypoeutectic Al-7Si Alloy,"

Metall Mater Trans A, vol. 50, no. 3, pp. 1534–1544, Mar. 2019, doi: 10.1007/s11661-018-5069-2.

[13] J. R. Kissell, "Aluminum and its Alloys," *Marks' Standard Handbook for Mechanical Engineers*, pp. 6–53, 1996.

[14] H. Kvande, "Two hundred years of aluminum ... or is it aluminium?," *JOM*, vol. 60, no. 8, pp. 23–24, Aug. 2008, doi: 10.1007/s11837-008-0102-3.

[15] H. C. ASM International, *ASM Handbook: Properties and Selection : Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials Vol. 2*, 10th edition. Materials Park, Ohio: ASM International, 1990.

[16] N. İzgi, "Alüminyumun Geri Dönüştürülmesi Ve Özelliklerinin Geliştirilmesi," Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, 2011.

[17] J. G. Kaufman, *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*. ASM International, 2000.

[18] R. S. Mishra and H. Sidhar, "Chapter 2 - Physical Metallurgy of 2XXX Aluminum Alloys," in *Friction Stir Welding of 2XXX Aluminum Alloys Including Al-Li Alloys*, R. S. Mishra and H. Sidhar, Eds., Butterworth-Heinemann, 2017, pp. 15–36. doi: 10.1016/B978-0-12-805368-3.00002-9.

[19] M. Y. Khalid, R. Umer, and K. A. Khan, "Review of recent trends and developments in aluminium 7075 alloy and its metal matrix composites (MMCs) for aircraft applications," *Results in Engineering*, vol. 20, p. 101372, Dec. 2023, doi: 10.1016/j.rineng.2023.101372.

[20] D. Apelian, "Aluminum cast alloys: enabling tools for improved performance," *North American Die Casting Association, New York*, 2009.

[21] O. S. I. Fayomi, A. P. I. Popoola, and N. E. Udoye, "Effect of Alloying Element on the Integrity and Functionality of Aluminium-Based Alloy," in *Aluminium Alloys - Recent Trends in Processing, Characterization, Mechanical Behavior and Applications*, S. Sivasankaran, Ed., InTech, 2017. doi: 10.5772/intechopen.71399.

[22] R. S. Rana, R. Purohit, and S. Das, "Reviews on the Influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites," vol. 2, no. 6, 2012.

[23] J. A. Taylor, D. H. St John, J. Barresi, and M. J. Couper, "An empirical analysis of trends in mechanical properties of T6 heat treated Al-Si-Mg casting alloys," *International Journal of Cast Metals Research*, vol. 12, no. 6, pp. 419–430, May 2000, doi: 10.1080/13640461.2000.11819379.

[24] "Airbus ASR (Aircraft Structural Repair) Material Substitution Factors." Airbus, 2024.

[25] N. E. Prasad and R. J. H. Wanhill, Eds., *Aerospace Materials and Material Technologies*. in Indian Institute of Metals Series. Singapore: Springer Singapore, 2017. doi: 10.1007/978-981-10-2134-3.

[26] "Airbus SRM (Structural Repair Manual)." Airbus, 2024.

[27] A. Tiwari, K. Vergidis, R. Lloyd, and J. Cushen, "Automated inspection using database technology within the aerospace industry," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering*

Manufacture, vol. 222, no. 2, pp. 175–183, Feb. 2008, doi: 10.1243/09544054JEM938.

[28] N. Luglio, "Optimization for Propulsion Airframe Architecture set-up," Degree of Master of Science, Politecnico di Torino, Milano, 2020.

[29] P. Rambabu, N. Eswara Prasad, V. V. Kutumbarao, and R. J. H. Wanhill, "Aluminium Alloys for Aerospace Applications," in *Aerospace Materials and Material Technologies*, N. E. Prasad and R. J. H. Wanhill, Eds., in Indian Institute of Metals Series. , Singapore: Springer Singapore, 2017, pp. 29–52. doi: 10.1007/978-981-10-2134-3_2.

[30] H. C. ASM International, *ASM Handbook: Heat Treatment, Vol. 4*. Materials Park, Ohio: ASM International, 1991.

[31] Kayalı, E.S., Ensari, C., *Metallere Plastik Şekil Verme-İlke ve Uygulamaları*. İstanbul: İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi Ofset Baskı Atölyesi, 1990.

[32] J. W. Martin, "2 - Changes in Mechanical and Physical Properties on Ageing," in *Precipitation Hardening*, J. W. Martin, Ed., Pergamon, 1968, pp. 25–38. doi: 10.1016/B978-0-08-203608-1.50007-1.

[33] W. D. Callister and D. G. Rethwisch, *Materials Science and Engineering*. Wiley, 2007.

[34] T. Savaşkan, *Malzeme Bilgisi ve Muayenesi*. Trabzon: Derya Kitabevi, 1999.

[35] Yu. N. Gornostyrev and M. I. Katsnelson, "Misfit stabilized e mbedded nanoparticles in metallic alloys," *Phys. Chem. Chem. Phys.*, vol. 17, no. 41, pp. 27249–27257, 2015, doi: 10.1039/C5CP04641F.

[36] A. Weiland, L. Hultman, U. Wahlström, C. Persson, and T. Johannesson, "Internal stress and microstructure of SiC reinforced aluminium alloy 2014," *Acta Materialia*, vol. 46, no. 15, pp. 5271–5281, Sep. 1998, doi: 10.1016/S1359-6454(98)00212-2.

[37] R. Pongen, A. K. Birru, and P. Parthiban, "Study of microstructure and mechanical properties of A713 aluminium alloy having an addition of grain refiners Al-3.5 Ti-1.5C and Al-3Cobalt," *Results in Physics*, vol. 13, p. 102105, Jun. 2019, doi: 10.1016/j.rinp.2019.02.041.

[38] J. S. C. Jang and C. C. Koch, "The hall-petch relationship in nanocrystalline iron produced by ball milling," *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol. 24, no. 8, pp. 1599–1604, Aug. 1990, doi: 10.1016/0956-716X(90)90439-N.

[39] Z. Fan *et al.*, "Grain refining mechanism in the Al/Al–Ti–B system," *Acta Materialia*, vol. 84, pp. 292–304, Feb. 2015, doi: 10.1016/j.actamat.2014.10.055.

[40] N. S. Reddy, A. K. P. Rao, M. Chakraborty, and B. S. Murty, "Prediction of grain size of Al–7Si Alloy by neural networks," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 391, no. 1–2, pp. 131–140, Jan. 2005, doi: 10.1016/j.msea.2004.08.042.

[41] F. Taghavi and A. Ghassemi, "Study on the effects of the length and angle of inclined plate on the thixotropic microstructure of A356 aluminum alloy,"

Materials & Design, vol. 30, no. 5, pp. 1762–1767, May 2009, doi: 10.1016/j.matdes.2008.07.022.

[42] T. Haga and S. Suzuki, "Casting of aluminum alloy ingots for thixoforming using a cooling slope," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 118, no. 1–3, pp. 169–172, Dec. 2001, doi: 10.1016/S0924-0136(01)00888-3.

[43] G. K. Sigworth and T. A. Kuhn, "Grain Refinement of Aluminum Casting Alloys," *Inter Metalcast*, vol. 1, no. 1, pp. 31–40, Jan. 2007, doi: 10.1007/BF03355416.

[44] C. Yapıcı, "AlTi5B1 Master Alaşımının Alüminyum Basınçlı Döküm Yönteminde Tane İnceltici Olarak Kullanımının İncelenmesi," Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, İstanbul, 2012.

[45] K. T. Kashyap and T. Chandrashekar, "Effects and mechanisms of grain refinement in aluminium alloys," *Bulletin of Materials Science*, vol. 24, pp. 345–353, Aug. 2001, doi: 10.1007/BF02708630.

[46] V. Viswanathan, T. Laha, K. Balani, A. Agarwal, and S. Seal, "Challenges and advances in nanocomposite processing techniques," *Materials Science and Engineering: R: Reports*, vol. 54, no. 5–6, pp. 121–285, Nov. 2006, doi: 10.1016/j.mser.2006.11.002.

[47] B. Cantor and K. O'Reilly, *Solidification and Casting*. Bristol: CRC Press, 2002.

[48] F. Baypınar, "Alüminyum Döküm Alaşımlarına Al5Ti1B ile Tane İnceltme İşlemi Uygulanması," Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Ankara, 2005.

[49] S. Fashu, Q. Hu, and J. Li, "Purification of an industrial aluminum alloy by melt stirring during Ohno Continuous Casting process," *Materials Letters*, vol. 65, no. 14, pp. 2248–2250, Jul. 2011, doi: 10.1016/j.matlet.2011.04.076.

[50] J. W. Bae, T. W. Kim, and C. G. Kang, "Experimental investigation for rheology forming process of Al–7% Si aluminum alloy with electromagnetic system," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 191, no. 1–3, pp. 165–169, Aug. 2007, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.03.057.

[51] A. Kisasoz, K. A. Guler, and A. Karaaslan, "Influence of orbital shaking on microstructure and mechanical properties of A380 aluminium alloy produced by lost foam casting," *Russ. J. Non-ferrous Metals*, vol. 58, no. 3, pp. 238–243, May 2017, doi: 10.3103/S1067821217030063.

[52] R. M. Jordan and J. D. Hunt, "Authors' Reply," *Metall Trans*, vol. 5, no. 10, pp. 2243–2244, Oct. 1974, doi: 10.1007/BF02643941.

[53] M. C. Flemings, "Behavior of metal alloys in the semisolid state," *Metall Trans A*, vol. 22, no. 5, pp. 957–981, May 1991, doi: 10.1007/BF02661090.

[54] J. Pilling and A. Hellawell, "Mechanical deformation of dendrites by fluid flow," *Metall Mater Trans A*, vol. 27, no. 1, pp. 229–232, Jan. 1996, doi: 10.1007/BF02647763.

[55] M. C. Flemings and R. A. Martinez, “Principles of Microstructural Formation in Semi-Solid Metal Processing,” *SSP*, vol. 116–117, pp. 1–8, Oct. 2006, doi: 10.4028/www.scientific.net/SSP.116-117.1.

[56] C. M. Burba and J. Janzen, “Confinement effects on the phase transition temperature of aqueous NaCl solutions: The extended Gibbs–Thomson equation,” *Thermochimica Acta*, vol. 615, pp. 81–87, Sep. 2015, doi: 10.1016/j.tca.2015.07.013.

[57] A. Hellawell, “Grain evaluation in conventional rheocasting,” *In Proceedings of the Fourth International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites*, p. 60, Jun. 1996.

[58] J. Campbell, “Effects of vibration during solidification,” *International Metals Reviews*, vol. 26, no. 1, pp. 71–108, Jan. 1981, doi: 10.1179/imtr.1981.26.1.71.

[59] R. T. Southin, “The influence of low-frequency vibration on the nucleation of solidifying metals,” *J. Inst. Met.*, p. 94, 1966.

[60] G. Wang, M. Dargusch, M. Easton, and D. StJohn, “Treatment by External Fields,” in *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, Elsevier, 2018, pp. 279–332. doi: 10.1016/B978-0-08-102063-0.00009-6.

[61] M. A. Easton, M. Qian, and D. H. StJohn, “Grain Refinement in Alloys: Novel Approaches,” in *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, Elsevier, 2011, pp. 1–7. doi: 10.1016/B978-0-08-043152-9.02259-4.

[62] J. Wannasin, R. Martinez, and M. Flemings, “Grain refinement of an aluminum alloy by introducing gas bubbles during solidification,” *Scripta Materialia*, vol. 55, no. 2, pp. 115–118, Jul. 2006, doi: 10.1016/j.scriptamat.2006.04.003.

[63] A. Koşatepe, “Tane inceltisi ilavelerinin Al7Si0,3Mg alaşımının titreşimli dökümüne etkisi,” Yüksek Lisans Tezi, Atatürk Üniversitesi, Erzurum, 2019.

[64] N. Balasubramani, J. Venezuela, D. StJohn, G. Wang, and M. Dargusch, “A review of the origin of equiaxed grains during solidification under mechanical stirring, vibration, electromagnetic, electric-current, and ultrasonic treatments,” *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 144, pp. 243–265, May 2023, doi: 10.1016/j.jmst.2022.09.067.

[65] N. K. Kund, “Effect of tilted plate vibration on solidification and microstructural and mechanical properties of semisolid cast and heat-treated A356 Al alloy,” *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 97, no. 5, pp. 1617–1626, Jul. 2018, doi: 10.1007/s00170-018-2063-1.

[66] K. Kocatepe and C. F. Burdett, “Effect of low frequency vibration on macro and micro structures of LM6 alloys,” *Journal of Materials Science*, vol. 35, no. 13, pp. 3327–3335, Jul. 2000, doi: 10.1023/A:1004891809731.

[67] Y. Yoshitake, K. Yamamoto, N. Sasaguri, and H. Era, “Grain Refinement of Al–2%Cu Alloy Using Vibrating Mold,” *Inter Metalcast*, vol. 13, no. 3, pp. 553–560, Jul. 2019, doi: 10.1007/s40962-018-0289-1.

[68] Y. Yang, Y. Zhang, X. Liu, and H. Zhang, “Study on Cavitation Corrosion Properties of Titanium Alloy Radiation Rod with Different Roughnesses for

Ultrasonic Casting," *Coatings*, vol. 13, no. 9, Art. no. 9, Sep. 2023, doi: 10.3390/coatings13091632.

[69] G. Eskin and D. Eskin, *Ultrasonic Treatment of Light Alloy Melts*. 2014. doi: 10.1201/b17270.

[70] J. U. Deshpande, "The Effect of Mechanical Mold Vibration On the Characteristics of Aluminum Alloys," Degree of Master of Science, Worcester Polytechnic Institute, 2006.

[71] Y. Mizutani, T. Tamura, and K. Miwa, "Effect of Electromagnetic Vibration Frequency and Temperature Gradient on Grain Refinement of Pure Aluminum," *Mater. Trans.*, vol. 48, no. 3, pp. 538–543, 2007, doi: 10.2320/matertrans.48.538.

[72] Y. Mizutani, K. Miwa, T. Tamura, Y. Nakai, and Y. Otsuka, "Grain Refinement of Tough Pitch Copper by Electromagnetic Vibrations during Solidification," *Mater. Trans.*, vol. 47, no. 7, pp. 1793–1797, 2006, doi: 10.2320/matertrans.47.1793.

[73] Ö. Kılıç, S. Acar, and K. A. Guler, "Effect of orbital shaking on the microstructure of lost foam cast A356 alloy," *9th International Aluminium Symposium*, pp. 256–260, Oct. 2019.

[74] R. Gecu, S. Acar, A. Kisasoz, K. Altug Guler, and A. Karaaslan, "Influence of T6 heat treatment on A356 and A380 aluminium alloys manufactured by thixoforging combined with low superheat casting," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 28, no. 3, pp. 385–392, Mar. 2018, doi: 10.1016/S1003-6326(18)64672-2.

[75] A. A. Saleh, "Microstructure and Strength of Diffusion Bonded 2014 AA Alloys Using Copper Interlayer," *Open Journal of Applied Sciences*, vol. 09, no. 05, Art. no. 05, May 2019, doi: 10.4236/ojapps.2019.95028.

[76] P. Das, "Microstructural Morphology and Mechanical Properties of Cooling Slope Rheocast A380 Al Alloy," *J. of Materi Eng and Perform*, vol. 32, no. 18, pp. 8120–8139, Sep. 2023, doi: 10.1007/s11665-022-07709-0.

TEZDEN ÜRETİLMİŞ YAYINLAR

Konferans Bildirileri

1. Y. T. Dönmez, S. Acar, K. A. Güler, Effect of Dynamic Stimuli on Artifical Aging in Casting and Solidification of 2014 Aluminum Alloy, 2nd Internation Congress on Engineering and Sciences, İstanbul, Türkiye, 16-17 Aralık 2023, ss. 650-659