

T.C.
GEBZE TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

**İKİZ MERDANE SÜREKLİ DÖKÜM TEKNİĞİ İLE ÜRETİLEN 3105 ALÜMİNYUM
ALAŞIMINDA DÖKÜM MİKROYAPISININ VE UYGULANAN HADDELEME VE TAV
İŞLEMLERİNİN MALZEMENİN DOKU VE ŞEKİL ALMA KABİLİYETİ ÜZERİNE ETKİSİ**

CEMİL IŞIKSAÇAN

DOKTORA TEZİ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

DANIŞMAN: PROF. DR. ERDEM ATAR

TEMMUZ 2025

T.C.
GEBZE TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

**İKİZ MERDANE SÜREKLİ DÖKÜM TEKNİĞİ İLE ÜRETİLEN 3105 ALÜMİNYUM
ALAŞIMINDA DÖKÜM MİKROYAPISININ VE UYGULANAN HADDELEME VE TAV
İŞLEMLERİNİN MALZEMENİN DOKU VE ŞEKİL ALMA KABİLİYETİ ÜZERİNE ETKİSİ**

CEMİL IŞIKSAÇAN

DOKTORA TEZİ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

DANIŞMAN: PROF. DR. ERDEM ATAR

TEMMUZ 2025

T.R.
GEBZE TECHNICAL UNIVERSITY
GRADUATE SCHOOL

**THE EFFECT OF AS-CAST MICROSTRUCTURE AND APPLIED ROLLING AND
ANNEALING PROCESSES ON THE TEXTURE AND FORMABILITY OF 3105
ALUMINUM ALLOY PRODUCED BY TWIN ROLL CASTING TECHNIQUE**

CEMİL İŞIKSAÇAN

A THESIS OF DOCTORATE
DEPARTMENT OF MATERIAL SCIENCE AND
ENGINEERING

ADVISOR: PROF. DR. ERDEM ATAR

JULY 2025

DOKTORA JÜRİ ONAY FORMU

GTÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulunun 30/06/2025 tarih ve 2025/34 sayılı kararıyla oluşturulan jüri tarafından 17/07/2025 tarihinde tez savunma sınavı yapılan Cemil IŞIKSAÇAN'ın tez çalışması Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalında DOKTORA tezi olarak kabul edilmiştir.

JÜRİ

ÜYE

(TEZ DANIŞMANI) : Prof. Dr. Erdem ATAR

ÜYE

: Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU

ÜYE

: Prof. Dr. Koray ÖZTÜRK

ÜYE

: Prof. Dr. Behiye YÜKSEL

ÜYE

: Prof. Dr. Mehmet TARAKÇI

ONAY

Gebze Teknik Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulunun

...../...../..... tarih ve/..... sayılı kararı.

İMZA/MÜHÜR



Beren
ve
İpek'e

ÖZET

Bu tez çalışmasında, İkiz Merdane Sürekli Döküm (İMSD) tekniğinde önemli bir proses parametresi olan merdane ayırma kuvvetinin ve döküm sonrasında uygulanan homojenizasyon ve ara tavlama ısıtma işlem parametrelerinin, AA3105 alaşımı levha malzemesinin mikroyapı, kristalografik doku ve şekil alma kabiliyeti üzerindeki etkisi incelenmiştir.

Çalışma, üç ana kısımda ele alınmıştır. Birinci kısımda, döküm merdaneleri ve levha arasında katılma ile eş zamanlı olarak oluşan merdane ayırma kuvvetinin, döküm levhasının mikroyapısal özellikleri ve kristalografik dokusu üzerindeki etkisi irdelenmiştir. Sonuçlar, daha yüksek merdane ayırma kuvvetiyle üretilen levhanın, kesiti boyunca heterojen bir mikroyapı ve kristalografik doku dağılımı sergilediğini göstermektedir. Buna karşılık, düşük merdane ayırma kuvveti, levha kesiti boyunca homojen bir mikroyapıya ve rassal bir kristalografik dokuya imkan tanımaktadır. Düşük merdane ayırma kuvveti koşullarında kesit boyunca elde edilen bu homojen yapı, levhanın daha düşük ve dengeli bir soğuma hızıyla katılaştığına işaret etmektedir.

İkinci aşamada, dökümü gerçekleştirilen levhaların, soğuk haddeleme öncesi homojenizasyon ısıtma işlemine tabi tutulmasıyla mikroyapı gelişimleri incelenmiş ve uygulanan bu homojenizasyon ısıtma işleminin, belli bir deformasyon sonrası uygulanan ara tavlama ısıtma işlemi neticesinde elde edilen mikroyapı ve kristalografik doku üzerindeki etkisi değerlendirilmiştir. Homojenizasyon sıcaklığının, intermetalik partiküllerin kimyasal bileşimi ve morfolojisi, rekristalizasyon sonrası tane yapısı ve levhaların yumuşama kinetiği üzerinde belirgin etkileri olduğu tespit edilmiştir. Düşük sıcaklıkta yapılan homojenizasyon ısıtma işlemi, ara tavda rekristalizasyon sonrası kaba ve haddeleme doğrultusunda uzamış taneli yapılar oluştururken, yüksek sıcaklıktaki homojenizasyon, rekristalizasyon sonrası ince ve eş eksenli bir tane yapısına neden olmuş, rekristalizasyon için gerekli aktivasyon enerjisini düşürmüştür.

Son aşamada, ara tavlama sonrası farklı mikroyapılar ile rekristalize olmuş levhalar nihai kalınlığa soğuk haddelenmiş ve bu yarı-sert konumda karakterizasyon çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Döküm aşamasında yüksek ayırma kuvveti altında katılma levha, yüksek sıcaklıkta homojenizasyona tabi tutulduğunda çok düşük miktarda kulaklanma sergilerken, düşük sıcaklık homojenizasyon ısıtma işlemi uygulandığında ise ciddi oranda kulaklanma göstermiştir. Düşük ayırma kuvvetleri ile katılma levhada ise her iki homojenizasyon sıcaklığı koşulunda da düşük miktarda kulaklanma oluşurken, oluşan kulakların haddeleme doğrultusuna göre konumları uygulanan homojenizasyon sıcaklığına göre değişmektedir. Düşük homojenizasyon sıcaklığı koşulunda oluşan kulaklar haddeleme doğrultusuna göre 45° açılarda görülürken, yüksek homojenizasyon sıcaklığı koşulunda ise, 0° ve 90° açılarda görülmektedir.

Sonuç olarak bu tez çalışması, İMSD tekniğinde proses optimizasyonunun potansiyeline dikkat çekmekte, bu yöntemle üretilen alüminyum malzemelerin genel kalite ve performansının artırılabilirliğini ve böylelikle geleneksel döküm yöntemlerine etkili bir alternatif sunulabilirliğini ortaya koymaktadır.

Anahtar Kelimeler: İkiz Merdane Sürekli Döküm, Merdane Ayırma Kuvveti, Kristalografik Doku, Rekristalizasyon, Yumuşama Kinetiği, Kulaklanma

ABSTRACT

In this thesis, the effects of roll-separating force—a key process parameter in the Twin Roll Casting (TRC) technique—and subsequent homogenization and interannealing heat treatment parameters on the microstructure, crystallographic texture, and formability of AA3105 aluminum alloy strip material were systematically investigated.

The study is structured in three main parts. In the first part, the influence of roll-separating force, which develops simultaneously with solidification between the casting rolls and the strip, on the microstructural characteristics and crystallographic texture of the as-cast strip was examined. The results reveal that strips produced under higher roll-separating forces exhibit a heterogeneous distribution of microstructure and texture across the cross-section. In contrast, lower roll-separating forces yield a more homogeneous microstructure and random crystallographic texture throughout the strip thickness. This uniform structure under lower roll-separating forces indicates a more balanced and reduced cooling rate during solidification.

In the second stage, the microstructural evolution of the as-cast strips was studied following homogenization heat treatments applied prior to cold rolling, and the effects of these treatments on the resulting microstructure and crystallographic texture after subsequent interannealing were evaluated. It was found that homogenization temperature significantly affects the chemical composition and morphology of intermetallic particles, the grain structure after recrystallization, and the softening kinetics of the strips. Low-temperature homogenization led to the formation of coarse and elongated grains along the rolling direction after intermediate annealing-induced recrystallization, while high-temperature homogenization resulted in a fine and equiaxed grain structure, lowering the activation energy required for recrystallization.

In the final stage, the recrystallized strips—each having different microstructures after intermediate annealing—were cold rolled to final gauge, and their properties were characterized in the semi-hard temper. Strips solidified under high roll-separating force exhibited very low earing after high-temperature homogenization but showed pronounced earing when low-temperature homogenization was applied. Conversely, strips solidified under low roll-separating forces displayed minimal earing under both homogenization conditions, although the orientation of ears with respect to the rolling direction varied depending on the homogenization temperature. At low homogenization temperatures, ears appeared at $\pm 45^\circ$ to the rolling direction, whereas at high homogenization temperatures, they were observed at 0° and 90° .

In conclusion, this thesis highlights the potential for process optimization in the TRC technique and demonstrates that the overall quality and performance of aluminum strip materials produced by this method can be significantly improved, thereby offering a viable alternative to conventional casting techniques.

Keywords: Twin Roll Casting, Roll-Separating Force, Crystallographic Texture, Recrystallization, Softening Kinetics, Earing

TEŞEKKÜR

Bu doktora yolculuğu, benim için yalnızca akademik bir süreç değil; aynı zamanda sabır, özveri ve inançla örülmüş bir yaşam deneyimiydi. Bu yolda bana ışık tutan, bilgisi ve karakteriyle her zaman ilham veren çok kıymetli hocam, değerli büyüğüm Prof. Dr. Erdem Atar'a en derin teşekkürlerimi sunuyorum. Onun desteği ve güveni, bu çalışmanın her satırında hissedilmektedir.

Tez izleme sürecinde bilgi ve deneyimleriyle çalışmama yön veren, yapıcı katkılarıyla yolumu aydınlatan değerli hocalarım Prof. Dr. Hüseyin Çimenoglu ve Prof. Dr. Koray Öztürk'e teşekkür ederim.

Bu tezin tüm deneysel çalışmaları, bir parçası olmaktan gurur duyduğum Assan Alüminyum Ar-Ge Merkezi'nde gerçekleştirilmiştir. Deneylerin her aşamasında, yorulmadan bana destek olan kıymetli arkadaşlarım Nihat Yılmaz ve Serdar Azaklıoğlu'na içtenlikle teşekkür ederim. Ayrıca, elde edilen verilerin anlam kazanmasında bilgi ve katkılarını esirgemeyen sayın hocam Prof. Dr. Melis Şerefoğlu Kaya'ya minnettarım.

Hayatımın her döneminde olduğu gibi bu süreçte de beni yalnız bırakmayan aileme sonsuz teşekkür borçluyum. Varlığıyla ve dualarıyla bana her zaman güç veren anneannem Fatma Güzide Engez, koşulsuz sevgi ve destekleriyle hep yanımda olan annem Nilay Işıksağan, babam Salih Işıksağan ve sevgili eşim Özge Işıksağan; İyi ki varsınız.

Bu tezin oluşmasında en başından sonuna kadar her aşamada emeği olan, bilgisi ve dostluğuyla yanımda yürüyen değerli arkadaşım Onur Meydanoğlu'na özel bir teşekkürü borç bilirim. Yine çalışmalarında ve tezin hazırlanmasında desteklerini esirgemeyen arkadaşlarım Hikmet Kayaçetin ve Hatice Mollaoğlu Altuner'e de gönülden teşekkür ederim. Doktora eğitimime zaman ve imkân tanıyarak bana güvenen, her zaman destek olan, kendisinden çok şey öğrendiğim değerli yöneticim Mustafa Murat Dünder'a teşekkürlerimi sunarım.

Bu çalışma, birçok insanın katkısıyla şekillendi. Her birine gönülden minnettarım.

Sevgili kızlarım Zeynep Beren Işıksağan ve Deren İpek Işıksağan; Gözlerinizdeki merak, gülüşünüzdeki neşe ve kalbinizdeki saf sevgi, her zorluğun sonunda bana yeniden yola devam etme gücü verdi. Bu tez, sadece bir akademik çalışmanın değil, aynı zamanda sizlere bırakmak istediğim bir emeğin, bir sevginin ve bir inancın ifadesidir.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET	vi
ABSTRACT	vii
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER	ix
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ	xi
ŞEKİLLER DİZİNİ	xii
TABLOLAR DİZİNİ	xvii

1. GİRİŞ	1
2. LİTERATÜR	4
2.1. Alüminyum ve Alaşımları	4
2.1.1. Alüminyuma Giriş	4
2.1.2. Saf Alüminyumun Özellikleri	5
2.1.3. Alüminyumun Fiziksel Metalürjisi	6
2.1.4. Alaşım Elementlerinin Etkisi	5
2.1.5. Dövme Alüminyum Alaşımları	6
2.1.6. Dövme Alüminyum Alaşımlarının Mekanik Özellikleri	8
2.1.7. Alüminyum Alaşımlarının Kullanım Alanları	9
2.2. Alüminyum Yassı Mamullerin Döküm Yöntemleri	10
2.2.1. Direkt Soğutmalı Döküm (DSD) Yöntemi	10
2.2.2. Sürekli Döküm (SD) Yöntemleri	11
2.2.3. Direkt Soğutmalı Döküm ve Sürekli Döküm Yöntemlerinin Karşılaştırılması	19
2.2.4. Döküm Yöntemleri Hakkında Genel Değerlendirme	20
2.3. Alüminyum Yassı Mamullerin Haddelenmesi	21
2.3.1. Alüminyum Yassı Mamullerin Sıcak Haddeme İşlemi	21
2.3.2. Alüminyum Yassı Mamullerin Soğuk Haddeme İşlemi	22
2.4. Alüminyum Yassı Mamullerde Rekrizalizasyon	24
2.5. Alüminyum Yassı Mamullerde Kristalografik Doku Gelişimi	26
2.5.1. Deformasyon Dokusu	26
2.5.2. Rekrizalizasyon Dokusu	27
2.5.3. Kayma Dokusu	27
2.5.4. İMSD ve DSD ile Üretilen Alüminyum Alaşımlarında Kristalografik Doku Bileşenleri	28
2.5.5. Kristalografik Dokunun Kulaklanma ve Anizotropi Üzerindeki Etkisi	28
2.5.6. Kesit Boyunca Kristalografik Doku Değişimi	29
2.5.7. Kristalografik Doku Kontrol Yöntemleri	30
2.6. Proses, Kristalografik Doku, Mikroyapı ve Şekil Alma Kabiliyeti Arasındaki İlişki	30
3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	47
3.1. Endüstriyel Ölçekli Döküm	47
3.2. Laboratuvar Ölçekli Proses Çalışmaları	48
3.3. Karakterizasyon Çalışmaları	49
3.3.1. İntermetalik Partiküller	49

3.3.2. Tane Yapısı	49
3.3.3. Mekanik Özellikler	50
3.3.4. Kristalografik Doku	50
3.3.5. Elektrik İletkenliği	51
3.3.6. Kinetik Çalışmalar	51
4. DENEYSEL SONUÇLAR	53
4.1. Döküm Levhası İncelemeleri	53
4.1.1. Merkez Hattı Segregasyonu ve İntermetalik Partiküller	53
4.1.2. Tane Yapısı	63
4.1.3. Kristalografik Doku	67
4.1.4. Mekanik Özellikler	70
4.2. Homojenizasyon Isıl İşlemi Sonrası İncelemeler	72
4.3. Ara Tavlama Sonrası İncelemeler	83
4.3.1. Homojenizasyon Sıcaklığının Rekristalizasyon Üzerine Etkisi	97
4.3.2. Homojenizasyon Öncesi Deformasyonun Rekristalizasyon Üzerine Etkisi	103
4.3.3. Rekristalizasyon Kinetiği	107
4.4. Haddelenmiş Nihai Levha İncelemeleri	115
4.4.1. İntermetalik Partikül İncelemesi	115
4.4.2. Tane Yapısı İncelemesi	116
4.4.3. Büküm Yüzeyi İncelemeleri	117
4.4.4. Mekanik özellikler	119
4.4.5. Kristalografik Doku	124
5. SONUÇLAR ve YORUMLAR	127
KAYNAKLAR	131
ÖZGEÇMİŞ	142
TEZ METNİNDEN TÜRETİLEN YAYINLAR	143

SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ

İMSD	: İkiz merdane sürekli döküm
TRC	: Twin roll casting
DSD	: Direkt soğutmalı döküm
SD	: Sürekli döküm
MHS	: Merkez hattı segregasyonu
kN	: Kilonewton
mm	: Milimetre
m	: Metre
dk	: Dakika
rpm	: rotation per minute
MAK	: Merdane ayırma kuvveti
DRV	: Dynamic recovery
DRX	: Dynamic recrystallization
CDRX	: Continuous dynamic recrystallization
r-Cube	: rotated cube
EBSD	: Electron backscatter diffraction
R	: Lankford sabiti
CDRX	: Continuous dynamic recrystallization
kJ	: Kilojoule
cm	: santimetre
OM	: Optik mikroskop
EDS	: Energy dispersive x-ray spectroscopy
SEM	: Scanning electron microscope
sn	: Saniye
g	: Gram
XRD	: X-ray diffraction
JMAK	: Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov sabiti
t	: Süre
X(t)	: Tavlama süresine bağlı olarak yeniden kristalleşme oranı
σ_{RV}	: Rekristalizasyon öncesi toparlanma mukavemeti
σ_{RX}	: Tam rekristalizasyon sonrası mukavemet
$\sigma_{(t)}$	: t anındaki mukavemet
Q_{RX}	: Rekristalizasyon için gerekli aktivasyon enerjisi
R	: Evrensel gaz sabiti
T	: Tavlama sıcaklığı
MPa	: Megapascal
PSN	: Particle stimulated nucleation

ŞEKİLLER DİZİNİ

	Sayfa
Şekil 2.1: Direkt soğutmalı döküm yöntemi şematik gösterimi.	11
Şekil 2.2: Hazelett sürekli döküm yönteminin şematik gösterimi.	12
Şekil 2.3: Tek merdaneli sürekli döküm yöntemi şematik gösterimi.	13
Şekil 2.4: İkiz merdane sürekli döküm yöntemi şematik gösterimi.	14
Şekil 2.5: İkiz merdane sürekli döküm yönteminde merdane aralığında gerçekleşen katılaşmanın şematik gösterimi.	14
Şekil 2.6: Yassı alüminyum levha üretim yöntemleri, a) Konvansiyonel yöntemle yassı alüminyum levha üretimi (DSD ve sıcak haddeleme) b) İkiz merdane sürekli döküm yöntemiyle yassı alüminyum levha üretimi (İMSD ve soğuk haddeleme).	20
Şekil 2.7: Sıcak haddelenmiş ve derin çekilmiş bir Al-Mn-Mg alaşımında kulaklanma davranışı, a) deformasyon dokusu ve zayıf Cube dokusu bir arada, b) kuvvetli Cube dokusu.	29
Şekil 2.8: 6016 T4 alaşımında artan soğuk deformasyon miktarı ile doku değişimini gösteren ODF haritaları.	32
Şekil 2.9: Alüminyumda en çok rastlanan doku bileşenlerinin {111} düzlem projeksiyonları, a) Copper, b) Brass, c) S, d) Cube, e) Goss.	33
Şekil 2.10: Artan deformasyon ve haddeleme sıcaklığı ile doku değişimini gösteren oryantasyon dağılım fonksiyon haritaları.	34
Şekil 2.11: Farklı haddeleme sıcaklıkları neticesinde farklı mikroyapıya sahip AlMg1Mn1 alaşımlarının {111} düzlem projeksiyonları.	34
Şekil 2.12: Deformasyon ve haddeleme sıcaklığına bağlı olarak malzemenin kulaklanma davranışını gösteren kap profilleri.	34
Şekil 2.13: SEM-EBSD ile tane oryantasyonlarının görüntülemesi, a) $\epsilon = 0,7 - 300^{\circ}\text{C}$ b) $\epsilon = 0,7 - 400^{\circ}\text{C}$ c) $\epsilon = 0,7 - 500^{\circ}\text{C}$ d) $\epsilon = 1,6 - 300^{\circ}\text{C}$ e) $\epsilon = 1,6 - 400^{\circ}\text{C}$ f) $\epsilon = 1,6 - 500^{\circ}\text{C}$ g) $\epsilon = 3 - 300^{\circ}\text{C}$ h) $\epsilon = 3 - 400^{\circ}\text{C}$ i) $\epsilon = 3 - 500^{\circ}\text{C}$.	36
Şekil 2.14: H16 prosesi ile üretilmiş ara tavlı malzemede kulaklanma profilleri, a) %92 deformasyon sonrası ara tavlanmış ve %30 deforme edilmiş, b) %86 deformasyon sonrası ara tavlanmış ve %58 deforme edilmiş.	37
Şekil 2.15: 3105 alaşımının $11^{\circ}\text{C}/\text{dk.}$ ile yavaş ısıtılması sonucu farklı ısıtım işlem sıcaklıklarındaki tane yapısı, a) 371°C , b) 427°C , c) 482°C , d) 599°C .	37
Şekil 2.16: 3105 alaşımının tuz banyosunda hızlı ısıtılması sonucu farklı ısıtım işlem sıcaklıklarındaki tane yapısı, a) 427°C , b) 454°C , c) 482°C , d) 599°C .	38
Şekil 2.17: Homojenizasyona tabi tutulmuş 3105 alaşımında farklı nihai tav sıcaklıklarının doku bileşenlerinin hacim oranı üzerine etkisi, a) 316°C , b) 343°C , c) 371°C , d) 399°C .	39
Şekil 2.18: 3105 alaşımında farklı ısıtım işlem sıcaklıklarında ısıtım süresine bağlı olarak elektriksel direnç değişimi.	39
Şekil 2.19: Işık mikroskobu altında ikincil fazlar, a) 5052-İMSD, b) 5052-DSD, c) 5182-İMSD, d) 5182-DSD.	40

Şekil 2.20: %90 deformasyon sonrası farklı sıcaklıklarda ısıtılma işlemi tabi tutulmuş 3004 alaşımının EBSD haritaları, a) 250°C, b) 300°C, c) 350°C, d) 400°C, e) 450°C.	41
Şekil 2.21: %90 deformasyon sonrası farklı sürelerde 350°C ısıtılma işlemi tabi tutulmuş 3004 alaşımının EBSD haritaları, a) 21 dk., b) 22 dk., c) 24 dk., d) 25 dk., e) 35 dk..	41
Şekil 2.22: DSD ile üretilmiş 3003 alaşımında doku hacim oranlarının ısıtılma işlem süresine göre değişimi, a) 288°C, b) 316°C, c) 343°C.	42
Şekil 2.23: İMSD ile üretilmiş 3105 alaşımında merkez hattı segregasyonu ve etrafındaki tane yapısı.	43
Şekil 2.24: 3105 alaşımında soğuk deformasyon miktarı ile birlikte doku bileşenlerinin hacimce değişimi, a) malzeme yüzeyi, b) merkez düzlem.	43
Şekil 2.25: Farklı malzeme özelliklerine göre kulaklanma testi sonlu elemanlar simülasyon sonuçları, a) rekristalize malzeme, b) haddelenmiş malzeme, c) kayma dokusu oluşturulmuş malzeme, d) haddeleme doğrultusunda kalınlık değişimi, e) haddeleme doğrultusuna göre 45° yönünde kalınlık değişimi.	44
Şekil 2.26: Sıcak haddelenmiş levha halindeyken ısıtılma işlemi tabi tutulmuş ve tutulmamış levhaların ara tav kalınlığının, nihai kalınlıkta kulaklanma profili üzerine olan etkisi.	45
Şekil 3.1: Proses akışı.	48
Şekil 4.1: Numune A'nın kesitine ait OM ve SEM görüntüleri, a) tüm kesit, b) yüzeye yakın bölge, c) çeyrek düzlem, d) merkez düzlem.	54
Şekil 4.2: Numune B'nin kesitine ait OM ve SEM görüntüleri, a) tüm kesit, b) yüzeye yakın bölge, c) çeyrek düzlem, d) merkez düzlem.	56
Şekil 4.3: Numune A'nın merkez hattı segregasyonunda görülen kaba partiküllerin ve ötektik benzeri yapının EDS element haritalaması.	59
Şekil 4.4: Numune B'nin merkez hattı segregasyonunda görülen kaba partiküllerin ve ötektik benzeri yapının EDS element haritalaması.	60
Şekil 4.5: Numune B'nin merkez hattı segregasyonunda görülen Al ₆ Cu(Mg, Fe, Si) (EDS Spot 1, 3) ve Mg ₂ Si (EDS Spot 2) partikülleri.	61
Şekil 4.6: Numune A ve Numune B'nin çeyrek düzlem ve yüzeye yakın bölgelerinde görülen intermetalik partiküllere ait EDS element haritalaması.	61
Şekil 4.7: Numune A ve Numune B'de görülen intermetalik partiküllerin yapısını oluşturan elementlerin kesit boyunca konsantrasyon değişimi, (a) Si konsantrasyonu, (b) Fe konsantrasyonu ve (c) Mn konsantrasyonu.	63
Şekil 4.8: Numune A'ya ait döküm sonrası tane yapısı, a) tüm kesit, b) yüzeye yakın bölge, c) çeyrek düzlem, d) merkez düzlem.	65
Şekil 4.9: Numune B'ye ait döküm sonrası tane yapısı, a) tüm kesit, b) yüzeye yakın bölge, c) çeyrek düzlem, d) merkez düzlem.	66
Şekil 4.10: (111), (200), (220) ve (311) düzlem projeksiyonları, (a) Numune A yüzeyi, (b) Numune B yüzeyi, (c) Numune A kesiti, (d) Numune B kesiti.	68
Şekil 4.11: Numune A ve Numune B'nin kesit boyunca mikro sertlik profilleri.	72

Şekil 4.12: Döküm kalınlığındaki numunelerin homojenizasyon öncesi ve farklı sıcaklıklarda homojenizasyon sonrası tane yapıları.	74
Şekil 4.12: Devam.	75
Şekil 4.12: Devam.	76
Şekil 4.13: Döküm tane yapıları.	76
Şekil 4.14: 460°C’de gerçekleştirilen homojenizasyon ısıtma işlemi sonrası tane yapısı.	77
Şekil 4.15: 500°C’de gerçekleştirilen homojenizasyon ısıtma işlemi sonrası tane yapısı.	78
Şekil 4.16: 580°C’de gerçekleştirilen homojenizasyon ısıtma işlemi sonrası tane yapısı.	79
Şekil 4.17: Farklı homojenizasyon ısıtma işlem sıcaklığının numunelerin çeyrek düzlemlerindeki intermetalik partiküllerin boyut ve dağılımı üzerindeki etkisi.	80
Şekil 4.18: Farklı homojenizasyon ısıtma işlem sıcaklığının numunelerin merkez hattı segregasyonları üzerindeki etkisi.	81
Şekil 4.19: 580°C homojenizasyon ısıtma işleminin MHS üzerindeki etkisi	82
Şekil 4.20: 580°C homojenizasyon ısıtma işlemi sonrası intermetalik partiküllerin EDS element haritalaması.	83
Şekil 4.21: Numune A ve B’nin homojenizasyon öncesi ve farklı sıcaklıklarda homojenizasyon sonrası elektrik iletkenlik değerleri.	84
Şekil 4.22: Numune A’da farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı mikroyapı gelişimi, (250°C ara tav sonrası).	86
Şekil 4.23: Numune B’de farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı mikroyapı gelişimi, (250°C ara tav sonrası).	87
Şekil 4.24: Numune A’da farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı mikroyapı gelişimi, (350°C ara tav sonrası).	88
Şekil 4.25: Numune B’de farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı mikroyapı gelişimi, (350°C ara tav sonrası).	89
Şekil 4.26: Numune A’da farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı mikroyapı gelişimi, (400°C ara tav sonrası).	90
Şekil 4.27: Numune B’de farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı mikroyapı gelişimi, (400°C ara tav sonrası).	91
Şekil 4.28: Numune A’nın farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı akma mukavemetleri, (250°C ara tav sonrası).	94
Şekil 4.29: Numune B’nin farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı akma mukavemetleri, (250°C ara tav sonrası).	94
Şekil 4.30: Numune A’nın farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı akma mukavemetleri, (350°C ara tav sonrası).	95
Şekil 4.31: Numune B’nin farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı akma mukavemetleri, (350°C ara tav sonrası).	95
Şekil 4.32: Numune A’nın farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı akma mukavemetleri, (400°C ara tav sonrası).	96
Şekil 4.33: Numune B’nin farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı akma mukavemetleri, (400°C ara tav sonrası).	96
Şekil 4.34: Numune B’nin 350°C/30 dk. ara tav sonrası tane ve intermetalik yapısı, (a, c) 440°C homojenizasyon, (b, d) 580°C homojenizasyon.	99
	100

Şekil 4.35: 350°C/30 dk. ara tav sonrası EDS analizi yapılan intermetaliklerin SEM görüntüleri, a) 440°C homojenizasyon görmüş numunede küresel intermetalik, b) 580°C homojenizasyon görmüş numunede küresel intermetalik, c) 580°C homojenizasyon görmüş numunede çubuksu intermetalik.	
Şekil 4.36: 350°C/30 dk. ara tav sonrası intermetalik partiküllerin görünümü, a) 440°C homojenizasyon, b) 460°C homojenizasyon, c) 480°C homojenizasyon, d) 500°C homojenizasyon, e) 540°C homojenizasyon, f) 580°C homojenizasyon.	102
Şekil 4.37: 350°C/30 dk. ara tav sonrası tane yapıları, a) 440°C homojenizasyon, b) 460°C homojenizasyon, c) 480°C homojenizasyon, d) 500°C homojenizasyon, e) 540°C homojenizasyon, f) 580°C homojenizasyon.	103
Şekil 4.38: 440°C ve 580°C'de homojenizasyon gören Numune B'nin 350°C/30 dk. ara tav sonrası (111), (200), (220) ve (311) düzlem projeksiyonları.	104
Şekil 4.39: Deformasyon öncesi ve deformasyon sonrası farklı sıcaklıklarda homojenizasyona tabi tutulan numunelerde 350°C/30 dk. ara tav sonrası tane yapıları.	105
Şekil 4.40: Deformasyon öncesi farklı sıcaklıklarda homojenizasyon gören numunelerin 350°C'de farklı sürelerde ara tav sonrası akma mukavemetleri.	106
Şekil 4.41: Deformasyon sonrası farklı sıcaklıklarda homojenizasyon gören numunelerin 350°C'de farklı sürelerde ara tav sonrası akma mukavemetleri.	106
Şekil 4.42: Farklı ara tav sıcaklığı ve süresine bağlı olarak akma mukavemetleri, a) Numune A/580°C homojenizasyon, b) Numune B/580°C homojenizasyon, c) Numune A/440°C homojenizasyon, d) Numune B/440°C homojenizasyon.	107
Şekil 4.43: Numune A ve B'de farklı homojenizasyon sıcaklıklarına göre türetilmiş Arrhenius eğrileri ve rekristalizasyon için gerekli aktivasyon enerjileri, a) Numune A/580°C homojenizasyon, b) Numune B/580°C homojenizasyon, c) Numune A/440°C homojenizasyon, d) Numune B/440°C homojenizasyon.	111
Şekil 4.44: Numune A ve B'de homojenizasyon öncesi ve sonrası mikroyapı, a) Numune A/döküm yapısı, b) Numune B/döküm yapısı, c) Numune A/440°C homojenizasyon, d) Numune B/440°C homojenizasyon, e) Numune A/580°C homojenizasyon, f) Numune B/580°C homojenizasyon.	112
Şekil 4.45: Farklı sıcaklıklarda homojenizasyon ısıtma işlemi gören Numune A ve B'de 310°C ara tav sonrası mikroyapı gelişimi.	114
Şekil 4.46: Nihai kalınlıkta intermetalik partiküllerin OM görüntüleri, a) Numune A/440°C homojenizasyon, b) Numune A/580°C homojenizasyon, c) Numune B/440°C homojenizasyon, d) Numune B/580°C homojenizasyon.	116
Şekil 4.47: Nihai kalınlıkta tane yapısı OM görüntüleri, a) Numune A/440°C homojenizasyon, b) Numune A/580°C homojenizasyon, c) Numune B/440°C homojenizasyon, d) Numune B/580°C homojenizasyon.	117

Şekil 4.48: 90° büküm işlemi sonrası stereo mikroskop ile büküm yüzey görünümleri, a) Numune A/440°C homojenizasyon, b) Numune A/580°C homojenizasyon, c) Numune B/440°C homojenizasyon, d) Numune B/580°C homojenizasyon.	118
Şekil 4.49: 180° büküm işlemi sonrası stereo mikroskop ile büküm yüzey görünümleri, a) Numune A/440°C homojenizasyon, b) Numune A/580°C homojenizasyon, c) Numune B/440°C homojenizasyon, d) Numune B/580°C homojenizasyon.	119
Şekil 4.50: Asitle makro dağlama neticesinde açığa çıkan yüzey tanelerinin stereo mikroskop görüntüleri, a) Numune A/440°C homojenizasyon, b) Numune A/580°C homojenizasyon, c) Numune B/440°C homojenizasyon, d) Numune B/580°C homojenizasyon.	120
Şekil 4.51: Numune A'nın kulaklanma davranışı, 580°C homojenizasyon (solda), 440°C homojenizasyon (sağda).	123
Şekil 4.52: Numune B'nin kulaklanma davranışı, 580°C homojenizasyon (solda), 440°C homojenizasyon (sağda).	123
Şekil 4.53: Yüksek homojenizasyon sıcaklığında kulaklanma davranışı, Numune A (solda), Numune B (sağda).	123
Şekil 4.54: Düşük homojenizasyon sıcaklığında kulaklanma davranışı, Numune A (solda), Numune B (sağda).	124
Şekil 4.55: 580°C homojenizasyon ısıl işlemine tabi tutulan numunelerin nihai kalınlıkta (111), (200), (220), (311) düzlem projeksiyonları, a) Numune A, b) Numune B.	125

TABLO DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Tablo 2.1: Alüminyum ve alaşımlarında başlıca kristalografik doku bileşenleri.	32
Tablo 2.2: KYM malzemelerde en bilinen doku bileşenleri, Euler açıları ve düzlemsel anizotropi değerleri.	35
Tablo 4.1: Merkez hattı segregasyonunda görülen birincil intermetalik partiküllerin ve ötektik benzeri lamellerin kimyasal bileşimleri.	57
Tablo 4.2: Numune A ve Numune B'ye ait kristalografik doku bileşenlerinin hacim oranları.	69
Tablo 4.3: Numunelerin döküm halinde çekme testi sonuçları ve yüzey mikro sertlik değerleri.	71
Tablo 4.4: Homojenizasyon sıcaklığına bağlı olarak ara tav sonrası intermetalik partiküllerin fiziksel özellikleri.	99
Tablo 4.5: 350°C/30 dk. ara tav sonrası intermetaliklerin kimyasal kompozisyonu.	100
Tablo 4.6: 580°C'de homojenizasyon gören Numune B'nin 350°C/30 dk. ara tav sonrası doku bileşenleri.	104
Tablo 4.7: Numune A ve B'nin uygulanan farklı homojenizasyon sıcaklıklarına göre toparlanma ve tam rekristalizasyon mukavemetleri.	108
Tablo 4.8: Farklı sıcaklıklarda homojenizasyona tabi tutulan Numune A ve B'nin farklı ara tav sıcaklıklarındaki k, n ve t0.5 değerleri.	109
Tablo 4.9: Numune A ve B'de farklı homojenizasyon ısıtma işlem sıcaklığına göre hesaplanan aktivasyon enerjileri.	111
Tablo 4.10: Erichsen test sonuçları.	120
Tablo 4.11: Nihai kalınlıkta çekme testi sonuçları.	121
Tablo 4.12: Ara tav sonrası çekme testi sonuçları.	122
Tablo 4.13: Kulak yükseklikleri ve yönleri.	124
Tablo 4.14: 580°C'de homojenizasyon gören numunelerin nihai kalınlıkta doku bileşenleri.	126

1. GİRİŞ

Alüminyum ve alüminyum alaşımları, düşük yoğunlukları, yüksek spesifik dayanım, korozyon direnci, elektriksel ve termal iletkenlik gibi özellikleri sayesinde ulaşım, inşaat, gıda ile temas eden ambalaj ürünleri ve ısı dönüştürücüler gibi çok çeşitli endüstriyel uygulamalarda yaygın olarak tercih edilen malzemelerdir.

Bu tez çalışmasının konusu olan yassı alüminyum levha üretimi, günümüzde konvansiyonel döküm tekniği olan Direkt Soğutmalı Döküm (DSD) tekniği ve buna alternatif olan Sürekli Döküm (SD) tekniği ile yapılmaktadır. SD tekniğinin en çok kullanılan alt kırınımlarından biri de İkiz Merdane Sürekli Döküm (İMSD) tekniğidir. İMSD tekniğinde sıvı metal, seramik bir nozul vasıtasıyla içerisinde su soğutma kanallarının bulunduğu ve birbirine göre ters yönde dönen iki adet çelik veya bakır merdane arasına sevk edilerek katılaştırılır. Bu esnada merdanelere temas ederek katılan metal, merdane aralığını terk etmeden önce bir miktar sıcak deformasyona maruz kalır. Bu yöntem ile üretilebilen alüminyum alaşımları, faz diyagramlarında liküdüs ve solidüs eğrilerinin birbirine göre konumu ile belirlenen katılma aralığının görece dar olduğu, 1xxx, 3xxx, 5xxx ve 8xxx serisi deformasyon ile sertleştirilebilen alüminyum alaşımlarıdır.

DSD yöntemi, yüksek ürün kalitesi ve tüm alüminyum alaşım serilerine uygunluğu nedeniyle niş ürünlerin üretiminde tercih edilen ve en çok kullanılan yöntem olsa da devamındaki homojenizasyon ve sıcak haddeleme prosesleriyle birlikte düşünüldüğünde, yüksek enerji tüketimi, uzun proses zinciri (frezeleme, homojenizasyon, sıcak haddeleme, soğuk haddeleme vb.) ve yüksek yatırım maliyeti gibi önemli dezavantajlara sahiptir.

İMSD tekniğinin ise, konvansiyonel DSD yöntemine göre ilk yatırım maliyetinin düşük olması, direkt olarak ince levha dökümünün (3-10 mm) yapılabilmesi nedeniyle sıcak hadde operasyonu ve onun gerektirdiği ek operasyonlara ihtiyaç göstermemesi gibi bazı avantajları bulunmaktadır. Bunun yanında, İMSD tekniğinde gerçekleşen hızlı katılma ve katılan levhanın döküm merdaneleri arasında maruz kaldığı deformasyon nedeniyle ortaya çıkan döküm mikroyapısı, konvansiyonel yöntemde oluşan mikroyapıya göre farklılıklar göstermektedir. İMSD tekniğinde, katılma ve

eşzamanlı olarak merdaneler arasında maruz kalınan deformasyon nedeniyle mikroyapı döküm doğrultusunda deforme olmuş ve yönlenmiş durumdadır. Bu deformasyon ve yönlenme, döküm levhasına belli bir kristalografik doku ve anizotropi kazandırmaktadır. Hızlı katılaşma ve deformasyonun sebep olduğu mikroyapısal özellikler, prosesin devamında dökümü gerçekleştirilen levhaların sıcak haddelenmeden direkt soğuk haddeleme işlemine tabi tutulması nedeniyle, nihai ürüne kadar taşınmakta, malzemelerin mikroyapı ve kristalografik doku gelişimleri sınırlı bir ölçüde kontrol altına alınabilmektedir. Bunun yanı sıra, levha kesiti boyunca görülen mikroyapısal heterojenlikler (merkez hattı segregasyonu, kristalografiik doku farklılıkları, intermetalik yapısındaki farklılıklar vb.), malzemelerin şekil alma ve son uygulama performansını olumsuz olarak etkilemekte, bu da İMSD yöntemi ile üretilen malzemelerin kullanımını sınırlayıcı rol oynamaktadır.

İMSD yöntemiyle üretilen alüminyum levhaların ticari anlamda daha geniş bir uygulama alanı bulabilmesi için, bu yöntemin mikro ve makro düzeydeki etkilerinin detaylı şekilde anlaşılması gerekmektedir. Literatürde, nihai malzeme özelliklerinin tasarımına döküm adımından başlama yaklaşımını benimseyen çok az sayıda çalışma bulunmaktadır. Oysaki, istenen mikroyapı ve kristalografik dokunun döküm anında elde edilmesi, belirli bir nihai ürün için kapsamlı bir üretim sürecinin başarıyla geliştirilebilmesi açısından kritik öneme sahiptir. Dökümü yapılan levhalardaki mikroyapısal heterojenlikler, bölgesel mikro kimyasal farklılıklarla birleştiğinde, sonraki soğuk haddeleme ve tavlama işlemleriyle kontrol altına alınması oldukça güç hale gelmektedir. En başta oluşturulan döküm mikroyapısı, sonraki tüm işlem adımlarına miras kalmakta ve sonuç olarak nihai ürünlerin özelliklerini belirlemektedir. Bu nedenle, döküm hızı, nozul mesafesi, sıvı metal sıcaklığı ve merdane ayırma kuvveti gibi döküm parametrelerinin hem bireysel hem de birleşik etkileri tam anlamıyla anlaşılmalı ve kontrol altında tutulmalıdır. Bu sayede İMSD yöntemiyle üretilmiş alüminyum alaşımları daha geniş uygulama alanlarında kullanılabilir hale gelecek ve DSD yöntemiyle üretilmiş muadilleriyle rekabet edebilir duruma gelecektir.

Yapılan açıklamalar ışığında, bu tez çalışmasının temel amacı, İMSD tekniği ile üretilen AA3105 alaşımında farklı merdane ayırma kuvvetleri altında gelişen döküm mikroyapısını anlamak, bu mikroyapıların prosesin devamında uygulanan homojenizasyon, soğuk haddeleme ve ara tav işlemleri sırasında nasıl geliştiğini ve

bunun kristalografik doku ile şekil alma kabiliyeti üzerine etkilerini incelemektir. Bu kapsamda, endüstriyel ölçekte bir İMSD makinesinde farklı merdane ayırma kuvvetleri ile katılaştırılmış alüminyum levha numuneleri kullanılarak mikroyapı karakterizasyonları, kristalografik doku analizleri ve mekanik testler gerçekleştirilmiştir. Bu sayede hedeflenen nokta, İMSD yöntemiyle üretilen alüminyum alaşımlarında prosesin doğası gereği bulunan heterojenlikleri gidermek ve levha kesiti boyunca minimum değişkenlik sergileyen bir mikroyapı ve kristalografik doku elde etmektir. Dökümü gerçekleştirilen levha numuneleri laboratuvar ölçekli ekipmanlarla proses edilerek, nihai ürün kalınlığına ulaştırılmış ve uygulanan tüm proses boyunca farklı kritik noktalarda yapılan incelemelerle mikroyapı gelişimi, rekristalizasyon kinetiği, mekanik özellikler ve kristalografik doku gelişimi gibi konular detaylı olarak analiz edilmiştir.

Bu tez çalışmasında, endüstriyel ölçekte üretilmiş numuneler üzerinden elde edilen bulgular hem akademik literatüre katkı sağlayacak hem de İMSD yönteminin daha verimli ve kontrollü kullanımı için endüstriyel uygulamalara yol gösterebilecek niteliktedir. Ayrıca bu çalışma, literatürde endüstriyel ölçekli makinelerle dökülmüş AA3105 alaşımında döküm parametrelerinin malzeme özellikleri üzerindeki etkisini inceleyen çalışmaların azlığı göz önünde bulundurulduğunda, önemli bir boşluğu doldurmayı hedeflemektedir.

2. LİTERATÜR

2.1. Alüminyum ve Alaşımları

2.1.1. Alüminyuma Giriş

Alüminyum, atom numarası 13 olan ve yerkabuğunda en bol bulunan metalik elementtir; genel olarak da oksijen ve silisyumdan sonra üçüncü sıradadır. Bol miktarda bulunmasına rağmen, bileşik halinde yüksek reaktivitesi ve ekonomik indirgeme yöntemlerinin eksikliği nedeniyle saf metal olarak elde edilmesi 19. yüzyılın sonlarına kadar mümkün olamamıştır. Metalik alüminyum üretiminin en önemli girdisi olan alümina üretimi için Bayer prosesi (1888) ile Hall-Héroult elektrolitik indirgeme yönteminin (1886) bir araya gelmesi, endüstriyel ölçekte alüminyum üretiminin yolunu açmıştır. Günümüzde alüminyum; ulaşım, ambalaj, inşaat ve iletkenlik uygulamaları dahil olmak üzere çok çeşitli endüstrilerde stratejik bir rol üstlenmektedir.

2.1.2. Saf Alüminyumun Özellikleri

Ticari saflıktaki alüminyum (1xxx serisi, $\geq 99,00$ Al), üstün korozyon direnci, yüksek termal ve elektriksel iletkenliği (~ 62 IACS, AA1350 için) ve yüksek şekil alma kabiliyeti gibi önemli özelliklere sahiptir. Bununla birlikte, mukavemeti nispeten düşüktür ($\sim 50-90$ MPa, tavllanmış halde R_m) ve bu da yük taşıyan uygulamalarda kullanılmasını sınırlar. Yalnızca soğuk şekillendirme ile mukavemeti artırılabilir.

Alüminyumun kübik yüzey merkezli (KYM) kristal yapısı, kriyojenik sıcaklıklardan ergime sıcaklığına ($\sim 660^\circ\text{C}$) kadar stabildir ve bu yapı yüksek süneklik ile geniş bir sıcaklık aralığında şekillendirilebilirlik özelliği sağlar. Yaklaşık $2,70 \text{ g/cm}^3$ yoğunluğu sayesinde özellikle havacılık ve otomotiv gibi hafifliğin önemli olduğu uygulamalarda büyük avantaj sağlar [1].

2.1.3. Alüminyumun Fiziksel Metalürjisi

Alüminyumun katılaşma ve devamındaki termomekanik işlemler esnasında gelişen mikroyapısı, nihai malzeme özellikleri üzerinde belirleyici rol oynar. Yüksek termal iletkenliği ve düşük gizli ısı nedeniyle alüminyum, döküm sırasında ısının hızla uzaklaştırılmasını sağlar ve bu da kontrollü katılaşma altında nispeten ince taneli mikroyapılar oluşmasına neden olur.

Direkt soğutmalı döküm (DS) ve ikiz merdane sürekli döküm (İMSD) yöntemlerinde mikroyapının gelişimi, çekirdeklenme hızı, büyüme hızı ve matris içerisinde çözünen elementlerin yeniden dağılımına bağlıdır. Saf alüminyumda alaşım elementlerinin azlığı, yapısal alt soğumayı minimize eder ve eş eksenli tane yapısına sebebiyet verir. Ancak çok küçük miktarda alaşım elementi ilavesi bile oluşan sıcaklık ve kompozisyon gradyanları sebebiyle hücrel veya dendritik büyüme morfolojilerine yol açabilir.

Haddeleme veya ekstrüzyon gibi plastik şekil verme işlemleri neticesinde dislokasyonlar, alt taneler ve deformasyon dokuları gibi yapılar oluşur. Bu yapılar, nihai mekanik özelliklerin ve şekillendirilebilirliğin kontrolünde önemli rol oynayan dinamik veya statik toparlanma ve rekristalizasyon olaylarının gerçekleşeceği tercihli bölgeler olarak görev yapar. Örneğin, haddeleme işlemi, alaşımın kimyasal bileşimi ve proses parametrelerine bağlı olarak Cube ve Brass gibi kristalografik dokuların gelişmesine neden olur [1].

2.1.4. Alaşım Elementlerinin Etkisi

Alüminyumun performansını artırmak amacıyla yapılan temel uygulama, alaşım elementleri ilavesidir. Bakır (Cu), magnezyum (Mg), manganez (Mn), silikon (Si), çinko (Zn) ve demir (Fe) gibi elementlerin ilavesi, mukavemet, korozyon direnci ve şekillendirilebilirlik gibi özellikleri çeşitli mekanizmalar yoluyla geliştirir. Bazı ana alaşım elementlerin görevleri aşağıda sıralandığı gibidir:

Cu: Özellikle 2xxx serisi alüminyum alaşımlarında çökelme sertleşmesi ile yüksek mukavemet sağlar ancak korozyon direncini azaltır.

Mg: Katı eriyik sertleşmesi ile mukavemet artışı ve korozyon direncinde iyileşme sağlar.

Mn: Mukavemet sağlar, tane inceltici etkisi yapar, homojen intermetalik dağılımı sağlar ve ısıtıl işlem kararlılığını artırır.

Si: Ergime sıcaklığını düşürür, dökülebilirlik ve kaynaklanabilirlik açısından kritiktir.

Zn: 7xxx serisi alüminyum alaşımlarında Mg ile birlikte kullanıldığında yüksek mukavemet sağlar fakat gerilmeli korozyon çatlağına karşı hassasiyeti artırabilir.

Fe: Genellikle istenmeyen bir safsızlık olup, Al_3Fe veya Al_6Fe gibi intermetalik fazlar oluşturabilir ve bu da tokluk ve ürünlerin yüzey kalitesini etkileyebilir.

Alüminyuma yapılan her bir alaşım elementi ilavesi, istenen özelliklerin elde edilmesi için uygulanan proses süresince dikkatlice kontrol edilmesi gereken faz diyagramlarını, çökelme mekanizmalarını ve difüzyon parametrelerini değiştirir [1].

2.1.5. Dövme Alüminyum Alaşımları

Dövme alüminyum alaşımları, temel alaşım elementlerine göre sınıflandırılır. Her alaşım serisi, kendine özgü bir sertleşme mekanizmasına, korozyon davranışına ve işlenebilirlik özelliklerine sahiptir. Aşağıda, Alüminyum Birliği (Aluminum Association - AA) tarafından tanımlanmış başlıca dövme alüminyum alaşım serileri (1xxx–8xxx) ayrıntılı olarak açıklanmıştır [1, 2].

- **1xxx Serisi (Saf Alüminyum)**

Ana Alaşım Elementi: Minimum %99.00 (genellikle ≥ 99.5) Al

Mukavemet Kazanım Mekanizması: Deformasyon sertleşmesi

Özellikler: Yüksek korozyon direnci, mükemmel iletkenlik, üstün şekillendirilebilirlik, düşük mukavemet ($R_m \approx 50-90$ MPa)

Örnek Alaşımlar: 1050, 1060, 1100, 1350

Kullanım Alanları: Elektrik iletkenleri, ısı dönüştürücüler, gıda ekipmanları

- **2xxx Serisi (Al-Cu Alaşımları)**

Ana Alaşım Elementi: Cu

Mukavemet Kazanım Mekanizması: Çökelme sertleşmesi (Al_2Cu fazı vasıtasıyla)

Özellikler: Yüksek mukavemet, iyi yorulma direnci, düşük korozyon direnci

Örnek Alaşımlar: 2024, 2011, 2618, 2219

Kullanım Alanları: Havacılık uygulamaları, otomotiv performans parçaları, askeri donanımlar

- **3xxx Serisi (Al-Mn Alaşımları)**

Ana Alaşım Elementi: Mn

Mukavemet Kazanım Mekanizması: Katı eriyik sertleşmesi ve deformasyon sertleşmesi

Özellikler: Orta düzey mukavemet, mükemmel korozyon direnci, iyi şekillendirilebilirlik

Örnek Alaşımlar: 3003, 3105, 3004

Kullanım Alanları: Çatı kaplamaları, kompozit paneller, mutfak ekipmanları, içecek kutuları

- **4xxx Serisi (Al-Si Alaşımları)**

Ana Alaşım Elementi: Si

Mukavemet Kazanım Mekanizması: Katı eriyik sertleşmesi ve sınırlı çökelti oluşumu

Özellikler: İyi aşınma direnci, düşük termal genleşme, iyi dökülebilirlik

Örnek Alaşımlar: 4032, 4045, 4047

Kullanım Alanları: Motor bileşenleri, kaynak telleri, ısı dönüştürücüler

- **5xxx Serisi (Al-Mg Alaşımları)**

Ana Alaşım Elementi: Mg

Mukavemet Kazanım Mekanizması: Katı eriyik sertleşmesi ve deformasyon sertleşmesi

Özellikler: Yüksek mukavemet, mükemmel korozyon direnci, iyi kaynaklanabilirlik

Örnek Alaşımlar: 5052, 5083, 5754, 5005

Kullanım Alanları: Denizcilik, ulaşım, basınçlı kaplar, makine ekipmanları

- **6xxx Serisi (Al-Mg-Si Alaşımları)**

Ana Alaşım Elementleri: Mg ve Si

Mukavemet Kazanım Mekanizması: Çökelme sertleşmesi

Özellikler: Orta düzeyde mukavemet, yüksek korozyon direnci, iyi şekillendirilebilirlik ve kaynaklanabilirlik

Örnek Alaşımlar: 6061, 6005A, 6082, 6063

Kullanım Alanları: Ulaşım ve inşaat sektöründe yapısal parçalar

- **7xxx Serisi (Al-Zn-Mg-Cu Alaşımları)**

Ana Alaşım Elementleri: Zn, Mg, Cu

Mukavemet Kazanım Mekanizması: Çökelme sertleşmesi

Özellikler: Çok yüksek mukavemet, iyi yorulma direnci, düşük korozyon direnci

Örnek Alaşımlar: 7075, 7050, 7475

Kullanım Alanları: Havacılık parçaları, spor ekipmanları, otomotiv performans parçaları

- **8xxx Serisi (Diğer Alaşımlar)**

Ana Alaşım Elementleri: genellikle Fe, lityum (Li) veya nadir toprak elementleri

Mukavemet Kazanım Mekanizması: Kimyasal kompozisyona bağlı

Özellikler: Spesifik uygulamalar (yüksek mukavemet, düşük yoğunluk, yüksek iletkenlik vb.)

Örnek Alaşımlar: 8011, 8090

Kullanım Alanları: Batarya bağlantı elemanları, havacılık panelleri, gıda ile temas eden folyo uygulamaları (ambalaj vb.)

2.1.6. Dövme Alüminyum Alaşımlarının Mekanik Özellikleri

Dövme alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri, alaşım bileşimi, üretim yöntemi, şekil verme işlemleri ve uygulanan ısı işlemlere bağlı olarak büyük çeşitlilik gösterir. Bu özellikler, akma ve çekme dayanımı, uzama, sertlik, yorulma direnci, sürünme direnci ve darbe tokluğu gibi parametrelerle tanımlanır. Özellikle çökelme sertleşmesine uygun alaşımlar (2xxx, 6xxx ve 7xxx serileri), doğru ısı işlem (T6, T7 gibi) ve soğuk şekillendirme uygulamaları ile oldukça yüksek mekanik özelliklere ulaşabilirler [1, 2].

Saf alüminyum ve 1xxx serisi alaşımlar düşük mukavemetli olup, genellikle yüksek iletkenlik ve şekillendirilebilirlik gerektiren uygulamalarda kullanılır. Öte yandan 5xxx serisi (5083 vb.) alaşımlar, deformasyon sertleşmesi ile takviye edildiğinde denizcilik ve basınçlı kap uygulamaları için yeterli mukavemet değerlerini sağlayabilir.

Mekanik özelliklerin gelişiminde tane boyutu, dislokasyon yoğunluğu, çökelti tipi ve dağılımı ile kristalografik doku belirleyici rol oynar. İnce taneli yapı genellikle daha yüksek akma dayanımı ve izotropik davranış sağlarken, yoğun dokulu yapılar anizotropik mekanik özelliklere neden olabilir.

Soğuk şekillendirme ile oluşan dislokasyon yoğunluğu mukavemeti artırırken, şekil alma kabiliyetini azaltır. Bu nedenle, kontrollü tavlama işlemleri ile yeniden kristalleşme sağlanarak mukavemet ve şekil alma kabiliyeti arasında denge sağlanabilir. Aynı zamanda yüksek sıcaklık uygulamalarında sürünme direnci ve tane sınırlarının stabilitesi oldukça kritiktir. Bu da özellikle 8xxx serisi gibi özel alaşımlar için çökelti oluşum kontrolünü ve tane sınırı mühendisliğini elzem kılar [3].

2.1.7. Alüminyum Alaşımlarının Kullanım Alanları

Alüminyum ve alaşımları, spesifik dayanım (mukavemet/yoğunluk), korozyon direnci, şekil alma kabiliyeti ve geri dönüşüm gibi üstün özellikleri sayesinde geniş bir endüstriyel yelpazede kullanılmaktadır.

Ulaşım: Alüminyum alaşımları, otomotiv, demiryolu ve havacılık uygulamalarında ağırlık azaltma ve yakıt verimliliği amacıyla tercih edilmektedir. 6xxx ve 7xxx serileri dış gövde ve yapısal parçalarda, 5xxx serisi ise gövde iç panelleri ve deniz araçlarında yaygın olarak kullanılır.

İnşaat: Korozyon direnci ve estetik özellikleri nedeniyle cephe kaplamaları, çatı sistemleri, pencere çerçeveleri ve yapısal profillerde yaygın olarak kullanılmaktadır (1xxx, 3xxx ve 6xxx serileri).

Elektrik: Alüminyumun yüksek iletkenliği ve hafifliği, özellikle uzun mesafeli elektrik iletim hatlarında ve transformatör uygulamalarında kullanılmasına olanak tanır (1060, 1070 ve 1350 alaşımları).

Ambalaj: Yüksek Fe içeren 8xxx serisi alüminyum alaşımları, özellikle esneklik ve bariyer özellikleri nedeniyle gıda, ilaç ve içecek ambalajlarının imalatında önemli rol oynar.

Ev eşyaları ve mutfak gereçleri: 3xxx ve 5xxx serileri, yüksek şekil alma kabiliyeti nedeniyle beyaz eşya, tencere, tava, mutfak ekipmanları yapımında kullanılır.

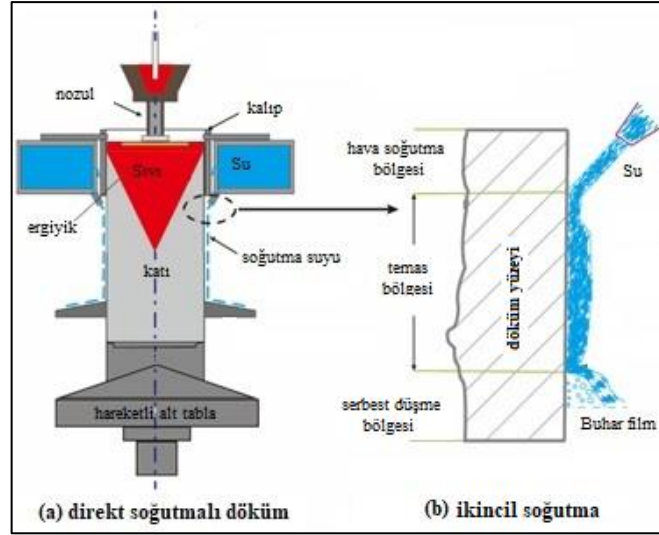
Alüminyum, geri dönüşüm kabiliyeti ve enerji verimliliği ile birlikte değerlendirildiğinde, günümüzde sürdürülebilir malzeme çözümlerinin ana aktörü haline gelmiştir. Ayrıca, yeni nesil alüminyum-lityum ve crossover alaşımları, savunma ve uzay-havacılık gibi stratejik alanlarda kendisine gün geçtikçe daha da fazla yer bulmaktadır [4, 5].

2.2. Alüminyum Yassı Mamullerin Döküm Yöntemleri

Alüminyum yassı mamullerin üretimi, nihai ürünün kalitesini, özelliklerini ve ekonomik değerini belirleyen en kritik adımlardan biri olan döküm prosesiyle başlar. Alüminyum yassı mamuller için kullanılan başlıca iki döküm yöntemi, geleneksel Direkt Soğutmalı Döküm (DSD) ve Sürekli Döküm (SD) teknolojileridir. Bu iki teknoloji hem mikroyapı hem de proses verimliliği açısından önemli farklılıklar sergiler. Bu bölümde, DSD ve SD yöntemlerinin temel prensipleri, uygulama alanları, mikroyapı özellikleri ve bunların yassı mamullerin üretim sürecine etkileri detaylı olarak ele alınmaktadır.

2.2.1. Direkt Soğutmalı Döküm (DSD) Yöntemi

DSD yöntemi, yassı mamuller için kullanılan geleneksel döküm yöntemi olup, yüksek ürün kalitesi ve üretim kabiliyeti açısından geniş bir alayım yelpazesi sunar. Bu yöntemde, sıvı alüminyum bir kalıp içerisinden aşağıya doğru dökülürken katılaşma başlar ve katılaşmakta olan alüminyum ingot yüzeyine püskürtülen su jetiyle katılaşma tamamlanır (**Şekil 2.1**). Direkt soğutmalı döküm yöntemi, özellikle yüksek mukavemet ve yüzey kalitesi gerektiren otomotiv, havacılık ve savunma sanayii gibi alanlarda tercih edilmektedir [6-7].



Şekil 2.1: Direkt soğutmalı döküm yöntemi şematik gösterimi [8].

DSD yöntemiyle üretilen ingotlar, genellikle 400–600 mm kalınlığında olup, döküm kusurlarını gidermek amacıyla yapılan yüzey frezeleme ve ardından uygulanan homojenizasyon ısıtma işlemi sonrasında sıcak haddeleme ile istenilen kalınlıklara indirilir ve hedeflenen nihai kalınlık ve uygulama alanına göre gerekirse soğuk haddeleme aşamasına sevk edilir. Bu yöntemin avantajı, tüm dövme alüminyum alaşımlarının bu yöntemle dökülebilmesi, proses akışında bulunan yüzey frezeleme işlemi nedeniyle üstün yüzey kalitesi, yüksek proses verimliliği ve mikroyapı özellikleridir. Ancak, karşılığında oldukça uzun bir proses akışıyla birlikte, yoğun enerji tüketimi gerektiren, ilk yatırım maliyeti yüksek, çok adımlı bir üretim sürecidir [9].

DSD yönteminde döküm mikroyapısı, kolonsal kaba taneler ve mikrosegregasyon bölgeleri içerir. Bu yapısal heterojenlik, sonraki işlem adımlarında homojenizasyon ısıtma işlemi ve çok aşamalı sıcak haddeleme ile giderilmeye çalışılır. Homojenizasyon ısıtma işleminin amacı, çökeltilerin çözünmesini sağlayıp mikrosegregasyonları azaltarak daha homojen bir mikroyapı elde etmektir ve böylelikle daha kontrollü mekanik özellikler ve kristalografik doku sağlanır [10].

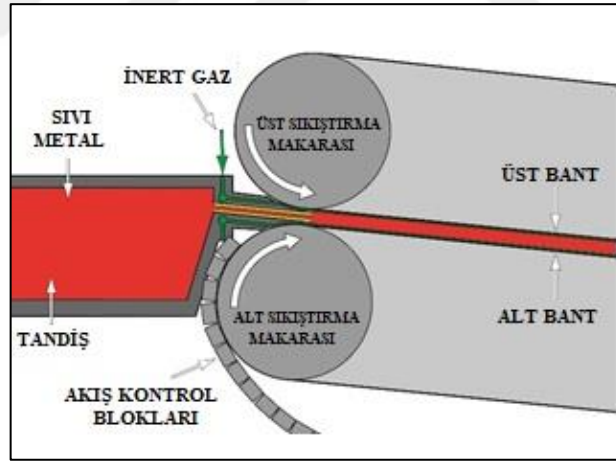
2.2.2. Sürekli Döküm (SD) Yöntemleri

SD yöntemleri, görece düşük enerji tüketimi, düşük ilk yatırım ve üretim maliyeti sunması nedeniyle, son yıllarda özellikle inşaat, ambalaj ve genel endüstriyel uygulamalarda kullanılan alüminyum üretimi için gittikçe cazip hale gelmektedir. SD

teknolojisinin temel amacı, yüksek maliyetli ve enerji yoğun sıcak haddeleme adımlarını elimine ederek sıvı metalin doğrudan yarı mamul levha haline getirilmesiyle üretim sürecini kısaltmak ve işlem maliyetlerini azaltmaktır. Sürekli döküm yöntemleri birkaç alt kategoriye ayrılır:

- **Hazelett Döküm Yöntemi**

Bu yöntemde sıvı metal, iki adet hareketli çelik bant arasına dökülerek 20-30 mm kalınlığında levha şeklinde katılaştırılır (**Şekil 2.2**). Katılaştıran levha döküm makinesinin devamındaki sıcak haddeleme istasyonlarından geçerek rulo halinde sarılır ve soğuk haddeleme aşamasına sevk edilir. Ancak katılma hızı direkt soğutmalı döküm yöntemindekine göre yüksek olduğundan, katılma yapısı genellikle ince dendritik veya mikro lamelli yapıdadır. Bu yapılar, sonraki işlemlerde kristalografik doku kontrolü açısından dezavantaj yaratabilir [6]. Döküm teknolojisinin doğası gereği yüzeyde oluşan segregasyon bölgeleri nedeniyle estetik beklentilerin olduğu görsel uygulamalarda ve ince ambalaj malzemeleri ($<10\ \mu\text{m}$) uygulamalarında kullanımı sınırlıdır.

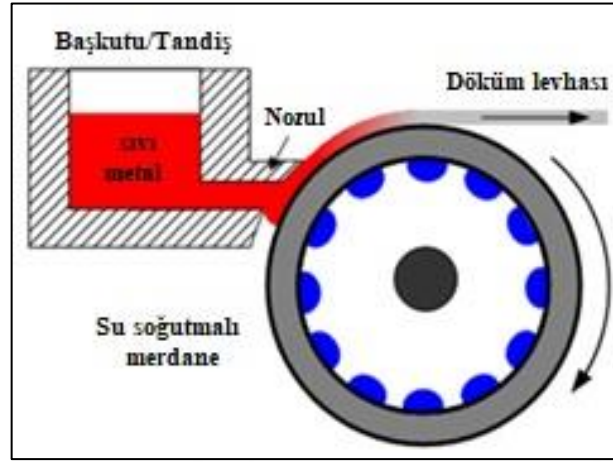


Şekil 2.2: Hazelett sürekli döküm yönteminin şematik gösterimi [11].

- **Caterpillar Döküm ve Tek Merdaneli Döküm Yöntemi**

Bu alternatif SD yöntemleri daha az yaygın olmakla birlikte, bazı kısıtlı özel uygulamalarda tercih edilmektedir. Caterpillar döküm yöntemi, metalin hareketli bir zincir üzerinde katılması esasına dayanır. Tek merdane döküm ise sıvı metalin yalnızca bir merdaneye temas ederek katılaştırılmasıdır (**Şekil 2.3**). Her iki yöntemde

de ince levha üretimi mümkündür ancak mikroyapı homojenliği açısından önemli dezavantajlar sergilemektedir.



Şekil 2.3: Tek merdaneli sürekli döküm yöntemi şematik gösterimi [12].

- **İkiz Merdane Sürekli Döküm (İMSD) Yöntemi**

İMSD yöntemi, 3 ila 10 mm kalınlıkları arasında alüminyum levhaların, direkt olarak sıvı metalden üretimini mümkün kılan sürekli döküm yöntemidir. Bu teknik, geleneksel DSD yöntemine kıyasla, frezeleme, homojenizasyon ve sıcak haddeleme işlemlerini ortadan kaldırarak düşük sermaye yatırımı, düşük enerji tüketimi ve daha düşük üretim maliyeti gibi çeşitli avantajlar sunar [13]. Ancak, bu yöntemde sıvı metalin döküldüğü iki merdane aralığını terk etmeden önce tamamen katılaşması için sınırlı zamanı olduğundan, bu teknik yalnızca dar bir katılaşma aralığına sahip alaşımların (1xxx, 3xxx, 8xxx ve düşük Mg içeren 5xxx serileri) dökümünde kullanılabilir [14]. Bu tekniğin diğer dezavantajları arasında düşük proses verimliliği ve yüzey kalitesi, merkez hattı segregasyonu (MHS) gibi makrosegregasyona bağlı olarak oluşan hatalara eğilim yer almaktadır [15].

alaşımlarını üretmek amacıyla, hidrostatik basınç, ergiyik püskürtme ve ergiyik sürükleme gibi yenilikçi sıvı metal besleme prensiplerine sahip yüksek hızlı İMSD makineleri geliştirmişlerdir. Bu cihazları 0.01–0.1 kN/mm gibi çok düşük merdane ayırma kuvvetleriyle çalıştırarak merdane yüzeyini ayırıcı ajanla (grafit süspansiyonu) kaplama ihtiyacını ortadan kaldırmışlar ve 1,2 ila 3,0 mm kalınlık aralığında levhalar üretirken 60 ila 180 m/dk. arasında döküm hızlarına ulaşmışlardır. Artan proses verimliliğine ek olarak, düşük alt soğuma ve yarı katı döküm sayesinde eş eksenli bir mikroyapı elde etmişlerdir. İMSD yönteminde bir diğer laboratuvar ölçekli gelişme ise N. S. Barekar ve arkadaşları [22] tarafından sıvı metal şartlandırması amacıyla döküm merdanelerinden önce yerleştirilen bir rotor ile sağlanmıştır. Yaklaşık 5000 rpm ile fiziksel ajitasyon sağlayan bu yöntem, MHS oluşumunu ortadan kaldırmış ve heterojen çekirdeklenme sayesinde ince ve homojen bir mikroyapı elde edilmesini sağlamıştır. C. Shi ve arkadaşları [23], elektromanyetik alan ve ultrasonik dalgaların eşzamanlı olarak uygulanmasına imkân tanıyan laboratuvar ölçekli yatay bir İMSD makinesi (merdane çapı: 400 mm, merdane genişliği: 500 mm) tasarlamışlardır. Sonuç olarak, MHS ortadan kaldırılmış ve 1050 alüminyum alaşımında tane boyutu %40 oranında azaltılmıştır. Benzer sonuçlar, farklı dış alanların etkisi altında üretilen 6022 alüminyum alaşımı üzerine yapılan başka bir çalışmada da gözlemlenmiş, kesit boyunca kimyasal bileşim ve sertlik dağılımında homojenlik sağlanmıştır [24].

İMSD yönteminde, döküm hızı, sıvı metal sıcaklığı, nozul mesafesi, soğutma suyu sıcaklığı ve merdaneler arası mesafe gibi birçok proses parametresi, üretilen levhaların kalitesini etkiler. Uygulanan parametreler, merdane malzemesinin ısı iletkenliği ve merdanelere püskürtülen ayırıcı ajan özelliklerine bağlı olarak, katılaştıran metal döküm merdanelerine bir merdane ayırma kuvveti (MAK) uygular. Etki tepki prensibindeki bu kuvvet, malzemenin katılma davranışını belirler ve levhanın kesiti boyunca gözlemlenen morfolojik ve bileşimsel farklılıkları belirleyen en önemli faktördür. MAK, sıvı metal ile merdaneler arasındaki ısı transferini belirler. Katılaştıran malzemenin kesiti boyunca oluşan sıcaklık gradyanını ve soğuma hızını etkiler ve katı/sıvı ara yüzeyinin geometrisini tanımlar, bu ara yüzeyler en son katılma aşamasında levhanın merkez düzleminde birleşir ve katılma tamamlanır.

Çeşitli çalışmalarda, döküm parametrelerinin malzeme özellikleri üzerine olan etkilerini ve birbirleriyle etkileşimlerini aydınlatmak için laboratuvar ölçekli İMSD makinelerinden faydalanılmıştır. J. Fu ve arkadaşları [25], 500 mm genişliğe ve 500

mm dış çapa sahip laboratuvar ölçekli yatay bir İMSD makinesi kullanarak, düşük döküm hızının 5059 alüminyum alaşımının mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisini incelemiştir. Düşük döküm hızının, MHS' nu ve mikrosegregasyonu azalttığını bulmuşlardır. J. Zhang ve arkadaşları [26], Al-Mg_{5,8}-Mn1 alaşımında levha kalınlığını artırarak segregasyonları azaltmış ve malzeme sertliğini artırmışlardır. Y. H. Jo ve arkadaşları [27], yatay ve dikey İMSD makinelerini karşılaştırmış ve döküm makinesinin konfigürasyonuna bağlı olarak, Al-Mg-Si alaşımında MHS morfolojisi, ikincil fazlar ve kristalografik doku bileşenlerinde farklılıklar raporlamışlardır. H. Wang ve arkadaşları [28], 7050 alüminyum alaşımını dökmek amacıyla bakır merdanelere sahip, dış çapı 300 mm olan laboratuvar ölçekli dikey bir İMSD makinesinde, döküm hızı, merdane aralığı ve soğutma suyu sıcaklığı gibi parametrelerin optimum kombinasyonunu belirlemeye çalışmışlardır. S. Li ve arkadaşları [29], farklı döküm hızlarıyla üretilen 2099 Al-Li alüminyum alaşımının mikroyapı ve özelliklerinin değişimini araştırmışlardır. 1,05 m/dk. 'dan 2,20 m/dk. 'ya kadar artan döküm hızının, soğuma hızını artırdığını ve makrosegregasyonu azalttığını tespit etmişlerdir. Yazarlar, sıvı metalden merdanelere aktarılan ısı miktarını, sıvı metal ile merdaneler arasındaki temas süresiyle ilişkilendirmiştir. Döküm hızındaki artışın, sabit bir merdane temas arkı uzunluğu için temas süresini azalttığını ve bu nedenle merdane yüzey sıcaklığındaki artışı sınırladığını savunmuşlardır. Sonuç olarak, merdaneler daha düşük sıcaklıklarda çalışmış ve bu da ısı transfer kapasitesinde bir artışa yol açmıştır. M. S. Kim ve arkadaşları [30], 300 mm çapında merdanelere ve 100 mm levha genişliğine sahip yüksek hızlı dikey bir İMSD makinesinde, sıvı metal havuzundan doğrudan sıcaklık ölçümleri yaparak MAK 'nin etkisini analiz etmişlerdir. MAK arttıkça soğuma hızının belirgin şekilde arttığı sonucuna varmışlardır.

Buna karşılık, uygulanabilir parametrelerinin çok dar bir aralıkta olması ve merdane aralığında meydana gelen baskın mekanizmaların ortaya çıkarılmasındaki zorluklar nedeniyle, endüstriyel ölçekli döküm makinelerinde sınırlı sayıda deneysel çalışma gerçekleştirilebilmiştir. Kim [31], genişliği 1300 mm ve merdane çapı 800 mm olan endüstriyel bir İMSD makinesinde üretilen Al-4,5Mg levhalarda yüzey segregasyonunun oluşumunu araştırmıştır. Döküm parametrelerinin (döküm hızı, sıvı metal sıcaklığı ve sıvı metal seviyesi yüksekliği) katılma davranışı üzerindeki etkilerini değerlendirmek amacıyla simülasyonlar kullanmıştır. Yüzeyden başlayarak

katılaşılan alüminyum kabuğun çekintisinin en aza indirilmesinin, segregasyonu kontrol etmek için kritik olduğunu belirtmiştir. Bu etki, iki ara yüzeyin birleştiği tam katılma noktasının merdane eksenine doğru kaydırılmasıyla ve buna bağlı olarak levha kalınlığının 7 mm'den 5 mm'ye düşürülmesiyle sağlanmıştır. Forbord ve arkadaşları da [32], endüstriyel ölçekli bir İMSD makinesi kullanılarak üretilen 5052 alüminyum alaşımında yüzey segregasyonlarının oluşum mekanizmasını araştırmışlardır. Belirli döküm koşullarında üretilen numuneler üzerinde SEM analizleri gerçekleştirmişler ve bulgularını, iki boyutlu termomekanik bir model kullanarak çeşitli döküm parametre kombinasyonlarına yaymayı amaçlamışlardır. Önerdikleri mekanizma, kritik bir döküm hızı aşıldığında, zenginleşmiş interdendritik sıvının tane sınırları boyunca yüzeye doğru akışını içermekte ve bu durum yüzey bölgelerinde düşük basınç bölgelerinin oluşmasına yol açmaktadır.

İMSD makinelerinin endüstriyel ölçekte kontrolünün zorlukları ve laboratuvar ölçekli makinelerin gerçek döküm koşullarını tam anlamıyla temsil edememesi, katılma süreci sırasında gerçekleşen mekanizmaları açıklığa kavuşturmak amacıyla araştırmacıları matematiksel simülasyonlar geliştirmeye yönlendirmiştir. İMSD yönteminin modellenmesi giderek daha değerli hale gelmiş ve deneysel süreyi azaltmak ve deneme yanılma maliyetini en aza indirmek amacıyla ilgi görmeye başlamıştır. İMSD yönteminde ısı transferi, akışkan hareketi ve sıcaklık dağılımını modellemek amacıyla önemli miktarda araştırma yapılmıştır [13, 33–39]. Saxena ve Sahai [33], döküm hızındaki düşüş ile birlikte levha ile merdaneler arasındaki ısı transferinin artması nedeniyle tam katılma noktasının merdane ekseninden uzaklaştığını ileri sürmüştür. Başka bir çalışmada [34], yatay İMSD yönteminde sıvı metal hızı ile levha/merdane arasındaki ısı transfer katsayılarının, levha ve merdaneye uygulanan gerilmeler üzerindeki etkisini incelemek üzere iki boyutlu kararlı durum termomekanik gerilme modeli geliştirmişlerdir. Das ve arkadaşları [35], levhadaki sıcaklık dağılımını modellemiş ve özellikle yüksek döküm hızlarında merkez düzlemde yüzeye kıyasla daha yüksek sıcaklıklar olduğunu ortaya koymuşlardır. Lee ve arkadaşları [13], 7075 alüminyum alaşımında MAK ve sıcaklık dağılımını tahmin etmek için iki boyutlu sonlu elemanlar analizi gerçekleştirmiştir. Artan merdane hızı ve sıvı metal sıcaklığı ile MAK 'nin azaldığını, ancak ısı transferinin artmasıyla yeniden yükseldiğini tespit etmişlerdir. Ayrıca, sıcaklık dağılımı ve katı/sıvı hacim oranı da merdane hızı ve nozul mesafesi gibi parametrelerdeki değişikliklerden

etkilenmiştir. Ayrıca, yarı katı bölgeyi modifiye etmek amacıyla asimetrik nozul ve birbirine göre farklı üst/alt merdane hızlarının kullanımını önermişlerdir. Y. Zhang ve arkadaşları [36], sayısal simülasyon kullanarak İMSD yönteminde merdane üzerindeki sıcaklık dağılımını ve termal deformasyonu araştırmışlardır. Çeşitli faktörleri incelemişler ve merdane yüzey sıcaklığını düşürmek için, merdane içerisinde gömülü su kanallarının merdane yüzeyine olan mesafesinin azaltılmasının, su kanal geometrilerini değiştirmekten daha etkili olduğunu belirtmişlerdir. Bu durum, proses verimliliği ve döküm hızında artışa yol açmaktadır. X. Liu ve arkadaşları [37], bakır merdaneli eğimli bir döküm makinesi için üç boyutlu bir model kurmuş ve levha çıkış yüzey sıcaklığının hem sıvı metal sıcaklığı hem de merdane hızıyla arttığını özetlemişlerdir. Ayrıca izoterm ve katılaşma noktasının üst merdane yönüne kaydığını gözlemlemişlerdir. Z. Lv ve arkadaşları [38], 3003 alüminyum alaşımında MHS oluşumunu incelemek için çok alanlı etkileşimli bir matematiksel model geliştirmiş ve MHS 'nin, en son katılaşan bölgede ayrılmış demir elementi nedeniyle oluştuğunu; soğuma hızının artırılması, döküm hızının azaltılması veya sıvı metal sıcaklığının düşürülmesi gibi önlemlerle MHS 'nin azaltılabileceğini belirtmişlerdir. Magnezyum alaşımlarının dökümüne yönelik bazı çalışmalarda ise, merdane aralığındaki düzensiz sıvı metal akışı (ters akış) veya girdap oluşumunun meydana gelebileceği ve bunun da levha üzerindeki sıcaklık dağılımını etkileyebileceği bildirilmiştir [39]. Tüm bu bulgular, yöntemdeki hata oluşum mekanizmalarının öngörülmesi ve yöntemin verimliliğinin artırılması açısından değerlidir. Ancak, İMSD yönteminin daha da geliştirilmesi için bu bulguların üretilen levhaların mikroyapı ve kristalografik dokusu ile ilişkilendirilmesi gerekmektedir.

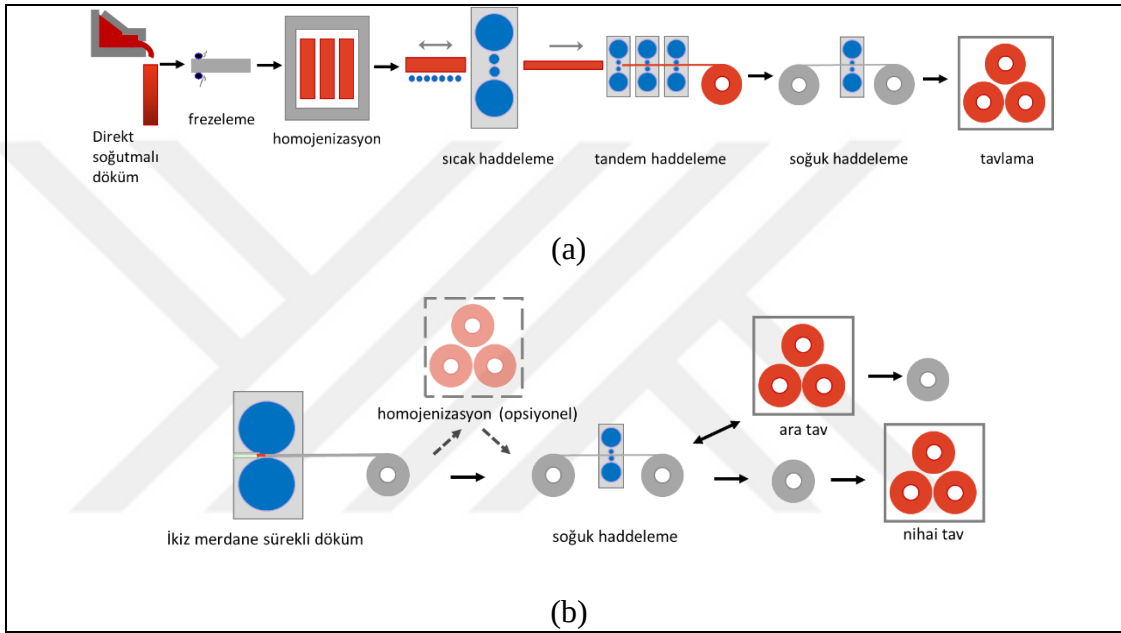
Diğer yandan, döküm parametrelerinin proses üzerindeki etkilerini inceleyen laboratuvar ölçekli veya modelleme temelli çalışmalarda birçok farklı alüminyum alaşımı araştırılmıştır. Ancak literatürde, iyi kaynaklanabilirlik, şekillendirilebilirlik ve korozyon direnci sergileyen orta mukavemetli önemli bir alüminyum alaşımı olan Al-Mn-Mg (AA3105) alaşımına odaklanan çok az çalışma mevcuttur. Bu alaşım, inşaat sektöründen ambalaj endüstrisine kadar çeşitli uygulamalarda kullanılmaktadır. AA3105 alüminyum alaşımı üzerine yapılan araştırmaların çoğu [40–47], Hazelett SD yöntemiyle üretilmiş ve sıcak haddelenmiş levhaların, sıcak/soğuk haddeleme ve tavlama gibi sonraki işlemlerin levhaların kristalografik dokusu üzerindeki etkisini araştırmayı hedeflemiştir. Bu çalışmalarda döküm prosesi ve parametreleri dikkate

alınmamıştır. Engler, DSD yöntemiyle üretilmiş AA3105 alüminyum alaşımları üzerine çalışmalar yapmış [48, 49], katılaşma sırasındaki faz seçimlerini ve homojenizasyon işlemi sırasında ikincil faz partiküllerinin hacim, boyut ve morfolojisindeki değişimleri incelemiştir. Ayrıca ambalaj uygulamaları için levhalarda kristalografik dokuyu kontrol etmek ve kulaklanmayı azaltmak amacıyla farklı endüstriyel proses akışlarını araştırmıştır. Literatürde, İMSD yöntemiyle üretilmiş AA3105 alüminyum alaşımını inceleyen nadir çalışmalar Gras ve arkadaşları tarafından, çapı 400 mm ve genişliği 250 mm olan merdanelere sahip laboratuvar ölçekli bir döküm makinesi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmalardan birinde [50], döküm parametrelerinin etkisine odaklanılmaksızın döküm halindeki levhanın karakterizasyonu yapılmış, mikroyapı ve kristalografik dokudaki heterojenlikler ortaya konmuş ve ardından uygulanan soğuk haddeleme işleminin etkileri araştırılmıştır. Başka bir çalışmada [51], çeşitli döküm parametrelerinin makrosegregasyon oluşumu üzerindeki etkisi incelenmiş ve yüksek proses verimliliği sağlayan koşulların kusur oluşumunu artırdığı sonucuna varılmıştır.

2.2.3. Direkt Soğutmalı Döküm ve Sürekli Döküm Yöntemlerinin Karşılaştırılması

Her iki döküm yöntemi de üretim ihtiyaçlarına göre belirli avantaj ve dezavantajlar sergiler. DSD yöntemi, katılaşma aralığı daha geniş yüksek alaşım içeriğine sahip alaşımların (2xxx, 6xxx, 7xxx) üretiminde zaruri iken, SD yöntemi katılaşma aralığı dar (1xxx, 3xxx, düşük magnezyumlu 5xxx, 8xxx), görece düşük maliyetli ürünlerin üretimi için uygundur. Bu iki farklı döküm yöntemiyle dökümü yapılan alüminyumun devamındaki üretim prosesi de doğası gereği birbirinden çok farklıdır. DSD yöntemiyle üretilen ingotlar, homojenizasyon ısı işlemi öncesi yüzey frezeleme işlemine tabi tutulurlar. Homojenizasyon ısı işlemini, sıcak haddeleme operasyonu takip eder. SD üretim yönteminde ise direkt olarak ince levha dökümü mümkün olduğundan yüzey frezeleme ve sıcak haddeleme adımları uygulanmaz, homojenizasyon ise nihai ürün özelliklerine göre isteğe bağlı olarak uygulanır (**Şekil 2.6**). SD ile üretilen levhaların mikroyapıları genellikle ince dendritik yapıda, mikro ve makrosegregasyon eğilimli ve döküm yönünde deforme olmuş kolonsal tanelerden oluşmaktadır. DSD ile üretilen ürünler ise kesit boyunca kristalografik doku ve mikro kimya açısından daha homojen yapıda ancak daha kaba tanelidir [7].

Ayrıca, SD yöntemleri döküm sonrası yüzeyde oluşan kusurlu bölgeleri ortadan kaldırma amaçlı frezeleme ve ardından uygulanan homojenizasyon adımlarını ortadan kaldırarak (İMSD, sıcak haddeleme yöntemini de ortadan kaldırmaktadır) üretim sürecini basitleştirirken, yine bunların olumsuz bir getirisi olarak yüzey kalitesi ve kristalografik doku kontrolü açısından bazı dezavantajlar sunar. Bu dezavantajları gidermek için in-line sıcak haddeleme, elektromanyetik sıvı metal karıştırma, farklı ısıtma işlem uygulamaları ve yüzey temizleme sistemleri gibi ilave çözümler geliştirilmektedir [52].



Şekil 2.6: Yassı alüminyum levha üretim yöntemleri, a) Konvansiyonel yöntemle yassı alüminyum levha üretimi (DSD ve sıcak haddeleme) b) İkiz merdane sürekli döküm yöntemiyle yassı alüminyum levha üretimi (İMSD ve soğuk haddeleme) [53].

2.2.4. Döküm Yöntemleri Hakkında Genel Değerlendirme

Günümüzde, çevresel sürdürülebilirlik ve maliyet azaltma hedefleri doğrultusunda SD yöntemlerinin ve özellikle de İMSD yönteminin kullanımı giderek artmaktadır. Geri dönüştürülmüş alüminyum (sekonder alüminyum ve hurda alüminyum) kullanımıyla birlikte, enerji tasarrufu sağlayan İMSD yöntemi gibi yöntemler gün geçtikçe önem kazanmakta ve global alüminyum yassı mamul üretimi içindeki payını artırmaktadır. Bununla birlikte, DSD yöntemi hala teknik açıdan üstün özelliklerin gerektiği özel ürün grupları için bir zorunluluktur. Gelişmiş döküm teknolojilerinin ve proses kontrol

sistemlerinin entegrasyonu ile her iki yöntemin avantajlarını birleştiren hibrit yaklaşımlar gelecekte daha yaygın hale gelebilir.

Bu bölümde ele alınan döküm yöntemleri, alüminyum yassı mamullerin üretim zincirindeki kritik ilk halkayı oluşturur. Döküm sırasında oluşan mikroyapı, mikro kimya ve kristalografik doku, prosesin devamındaki haddeme ve tavlama işlemlerinin de etkisi ile birlikte nihai ürün performansını doğrudan etkiler.

2.3. Alüminyum Yassı Mamullerin Haddelenmesi

2.3.1. Alüminyum Yassı Mamullerin Sıcak Haddeme İşlemi

Sıcak haddeme, özellikle DSD yöntemiyle üretilen ingotlar söz konusu olduğunda, alüminyum yassı mamullerin üretiminde temel bir adımdır. Üretilen ingotlar, mikrosegregasyonu azaltmak ve çökeltilerin optimizasyonu için homojenizasyon ısı işlemine tabi tutulur ve bu ısı işlem sonrası sahip oldukları artık sıcaklık ile birlikte (400°C ile 550°C arasında) sıcak haddelenir. Bu işlem, sadece şekil verme amacı taşımaz, aynı zamanda malzemenin mikroyapısını ve mekanik özelliklerini önemli ölçüde değiştirir [54, 55].

Sıcak haddeme sırasında, yüksek sıcaklıklarda dinamik toparlanma (Dynamic Recovery – DRV) baskın mekanizmadır. Bu durum, malzemenin uzamış tane yapısını değiştirmezken, alt tanelerin oluşmasına neden olur. 5xxx ve 6xxx gibi yüksek alaşım içerikli alüminyum alaşımlarında proses esnasında sıcaklık, deformasyon hızı ve başlangıç mikroyapısına bağlı olarak dinamik rekristalizasyon (Dynamic Recrystallization – DRX) da gözlemlenebilir [56]. Dinamik rekristalizasyon, yeni, eş eksenli tanelerin çekirdeklenmesi ve büyümesiyle sonuçlanır. Bu da tane yapısının incelmesine ve kristalografik doku modifikasyonuna katkıda bulunur. Dinamik toparlanma ve dinamik rekristalizasyonun etkileşimi, proses süresince nihai mikroyapı, akma mukavemeti ve kristalografik doku gelişimi üzerinde önemli bir etkiye sahiptir [57].

Sıcak haddeme sırasında kristalografik doku gelişimi, etkin kayma sistemlerinin aktivasyonu ve yeniden kristalleşme davranışı tarafından yönlendirilir. KYM kristal yapısına sahip alüminyum alaşımlarında tipik sıcak haddeme dokusu, Brass {011} <211>, Goss {011} <100> ve Cube {001} <100> bileşenlerini içerir. Bunlar arasında

Cube dokusu, özellikle ambalaj ve otomotiv uygulamalarında şekillendirilebilirlik üzerindeki olumlu etkileri nedeniyle tercih edilen bir doku bileşenidir [58].

Sıcak haddeleme işlemi, hadde hızı, her pasodaki ezme miktarı, yağlama koşulları ve başlangıç tane boyutu gibi birçok proses parametresinden etkilenir. Sıcaklık dağılımındaki dengesizlikler ve merdane pürüzlülüğü gibi faktörler, özellikle alüminyumun yüksek sünekliği göz önüne alındığında, levhada düzgünsüzlük ve yüzey pürüzlülüğü gibi kusurlara neden olabilir [59, 60].

Sıcak haddeleme, DSD yöntemi ile üretilen ürünlerde katılaşma sırasında oluşan kaba ve kolonsal tanelerin giderilmesi için olmazsa olmaz bir adımdır. Buna karşılık, İMSD ve diğer SD yöntemleri, ince kalınlıktaki levhaları doğrudan üretmeye olanak tanıyarak sıcak haddeleme ihtiyacını ortadan kaldıracak veya azaltacak şekilde tasarlanmıştır. Bu teknolojiler, geleneksel ingot sıcak haddeleme aşamasını atlayarak enerji tüketimini ve yatırım maliyetlerini azaltır. Ancak mikroyapı kontrolü ve yüzey kalitesi açısından bazı dezavantajları da beraberinde getirir [61].

2.3.2. Alüminyum Yassı Mamullerin Soğuk Haddeleme İşlemi

Soğuk haddeleme, sıcak haddeleme veya İMSD yönteminde doğrudan dökümden sonraki adım olarak, alüminyum levhaların kalınlığını daha da azaltmak, istenilen mekanik özellikleri ve yüzey kalitesini elde etmek için uygulanır. Bu işlem genellikle oda sıcaklığında gerçekleştirilir ve önemli miktarda plastik deformasyonla sonuçlanır. Bu durum da deformasyon sertleşmesine, tanelerin deformasyon yönünde deforme olup uzamasına ve belirli bir kristalografik dokunun gelişimine yol açar. Soğuk haddeleme sırasında, alüminyumun dislokasyon yoğunluğu ve iç enerjisi artar. Bu durum, sonraki tavlama ve rekristalizasyon işlemleri için gerekli zemini hazırlar [62, 63].

Soğuk haddelemenin başlıca rolü, şekil değişimiyle mukavemetin artırılmasıdır. Tipik soğuk haddelenmiş yapılar, deformasyonu zorlaştıran yoğun dislokasyon yığınlarına sahip uzamış tanelerden oluşur. Deformasyon sertleşme derecesi, alaşımın kimyasal bileşimine ve toplam ezme miktarına bağlıdır. 3xxx ve 5xxx gibi daha fazla alaşım elementi içeren alüminyum serileri, çözünen elementlerin ve mikroyapı içerisindeki partiküllerin kaymayı engelleyen etkileri (solute drag ve particle pinning) nedeniyle daha güçlü deformasyon sertleşme davranışı gösterir [64, 65].

Soğuk haddeleme sırasında alüminyum alaşımlarında gelişen kristalografik doku genellikle Copper, Brass ve S bileşenlerinden oluşan güçlü bir hadde dokusudur. Bu yönlenmeler, derin çekme operasyonlarında kulaklanma davranışını etkileyerek düzlemsel anizotropiye neden olur. Kristalografik doku bileşenlerinin dengesi, haddeleme parametreleri ve ara tavlama gibi işlemlerle optimize edilebilir [61, 66].

Soğuk haddeleme işlemi aynı zamanda alüminyum levhaların yüzey kalitesini önemli ölçüde etkiler. Merdane yüzey pürüzlülüğü, yağlama rejimi (sınır, karışık veya hidrodinamik yağlama) ve hadde hızı, levha yüzey topografyası ve sürtünme koşullarını belirler. Zayıf yağlama veya merdane aşınmasından kaynaklı yüzey kusurları arasında çizikler, titreşim izleri ve merdane/malzeme arası bölgesel yapışmaları sayılabilir. Bu tür yüzey kusurları, özellikle ambalaj ve otomotiv gibi görsel kalite ve boya tutunmasının kritik olduğu uygulamalarda büyük önem taşır [59].

Soğuk haddeleme ile ilgili bir diğer önemli konu ise kalıntı gerilme ve deformasyonun bölgesel olarak yoğunlaşması durumudur. Bu durum, heterojen döküm mikroyapısına sahip İMSD yöntemiyle üretilmiş ürünlerde daha belirgindir. Soğuk haddeleme sonrası kesit boyunca gelişen kristalografik doku gradyanları ve deformasyondaki heterojenlikler, asimetrik haddeleme, skin-pass haddeleme veya ara tavlama gibi işlemlerle iyileştirilebilir [67].

Son yıllarda hadde yükü, levha profili ve kristalografik doku evriminin kesin olarak öngörülebilmesi için sonlu elemanlar ve kristal plastisite temelli simülasyonlar yaygınlaşmıştır. Bu yaklaşımlar, haddeleme programlarının optimize edilmesine ve kusurların azaltılmasına olanak tanıyarak proses verimliliği ve ürün kalitesini artırır [60, 68].

Ayrıca, son paso haddeleme sıcaklığı ve ezme oranının AA8011 gibi alüminyum alaşımlarında tane uzaması, rekristalizasyon direnci ve mukavemet üzerinde belirgin etkileri olduğu gösterilmiştir [69]. Soğuk haddelemede kullanılan yağlama rejimi (özellikle sınır ve hidrodinamik yağlama arasındaki farklar) hem levha yüzey kalitesini hem de merdane ile temas esnasında sürtünmeyi değiştirebilir [70, 71]. Ayrıca, farklı çapta döküm merdaneleri kullanılarak yapılan in-line sıcak haddeleme çalışmaları, döküm ve sıcak deformasyonu sürekli bir proseste entegre ederek daha ince levha ürünlerin üretimi için yeni olanaklar sunabilir [72].

Genel olarak, soğuk haddeleme işlemi, alüminyum yassı mamullerde nihai kalınlık toleransları, levha yüzey özellikleri ve istenen mukavemet değerlerine ulaşılması açısından kritik öneme sahiptir. Bu işlemin, İMSD veya DSD gibi önceki adımlarla ve tavlama gibi sonraki işlemlerle entegrasyonu, ürünün nihai performansını belirler.

2.4. Alüminyum Yassı Mamullerde Rekristalizasyon

Rekristalizasyon, alüminyum yassı mamullerin nihai mikroyapı ve kristalografik dokusunu kontrol etmede kritik rol oynayan, ısı olarak etkinleşen bir süreçtir. Bu süreç, deforme olmuş bir mikroyapı içerisinde yeni, gerilimsiz tanelerin oluşması ve büyümesini içerir. Bu da yapıda dislokasyon yoğunluğunun azalmasına ve malzemede yumuşamaya yol açar. Rekristalizasyon kinetiği ve mekanizmaları, alaşım bileşimi, başlangıç tane yapısı, soğuk şekil verme miktarı, ikincil faz parçacıklarının varlığı ve tavlama sıcaklığı ile ısıtma hızı gibi işlem parametreleri dahil olmak üzere birçok faktörden etkilenir [57, 73].

Yüksek saflıktaki alüminyum alaşımlarında rekristalizasyon genellikle, özellikle yüksek sıcaklıklarda büyük deformasyonlara maruz kalındığında, sürekli rekristalizasyon (continuous dynamic recrystallization- CDRX) mekanizmaları ile karakterize edilir [74]. Ancak, Mn ve Mg gibi elementlerin önemli miktarda bulunduğu 3xxx ve 5xxx serisi ticari alüminyum alaşımlarında, partikül (particle pinning) ve çözünen elementlerin (solute drag) etkileri nedeniyle proses daha karmaşık hale gelir [65, 75]. Örneğin, AA3003 ve AA3105 alaşımlarında Mn içeren dispersoidlerin varlığı, tane sınırı hareketini sınırlandırır ve homojen olmayan bir rekristalizasyon davranışına katkıda bulunur [76].

SD ve DSD ile üretilen alüminyum alaşımları üzerinde yapılan karşılaştırmalı çalışmalar, rekristalizasyon doku ve kinetiğinin döküm işleminden miras kalan başlangıç mikroyapı özelliklerine bağlı olarak önemli ölçüde farklılık gösterdiğini ortaya koymaktadır [77]. DSD yöntemi ile üretilen ürünler genellikle daha homojen deformasyon ve rekristalizasyon gösterir ve belirgin bir Cube dokusu ile karakterize edilir. Öte yandan, SD ve özellikle İMSD ürünleri, tavlama koşullarına ve ısıtma hızına bağlı olarak Cube, P {011} <566> ve Goss {011} <100> oryantasyonlarının bir karışımını gösterir [78, 79].

Rekristalizasyon dokusunun gelişimi, aynı zamanda birikmiş iç enerjinin ve alt tane yapısının dağılımıyla yakından ilişkilidir. Yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip bölgeler, genellikle tane sınırlarında veya kayma bantlarında yoğunlaşır ve yeniden kristalleşmiş taneler için çekirdeklenme bölgeleri olarak işlev görür [80]. Hızlı ısıtma, özellikle SD ürünlerinde anormal tane büyümesini teşvik eder ve yeniden kristalleşmiş Cube dokusunun fraksiyonunu azaltır [81]. Buna karşılık, yavaş ısıtma daha homojen çekirdeklenmeye izin vererek şekillendirilebilirlik açısından elverişli kristalografik dokuların gelişimini artırır [82].

Ayrıca, çökelme ile rekristalizasyon arasındaki etkileşim, mikroyapı gelişiminde kritik rol oynar. Tavlama sırasında dispersoidlerin eşzamanlı çökmesi, boyutları, dağılımları ve matrisle olan uyumlarına bağlı olarak rekristalizasyonu engelleyebilir ya da teşvik edebilir [83, 84]. Al-Mn-Fe-Si alaşımlarında, düzensiz dispersoid dağılımı levha kesiti boyunca heterojen rekristalizasyon ve istenmeyen kristalografik doku gradyanlarına yol açar [85].

Gelişmiş termomekanik işlemler ve alaşım tasarımı yöntemleri, hedeflenen nihai özellikler için rekristalizasyon davranışı ve kristalografik doku gelişimini kontrol etmeyi amaçlamaktadır. Ön ısıtma işlemleri, ara tavlama ve yüksek basınç ya da elektromanyetik alanların uygulanması gibi tekniklerin tane büyüme davranışını ve kristalografik doku homojenliğini etkilediği gösterilmiştir [86, 87].

Son araştırmalar, başlangıç tane boyutu ve önceki deformasyonun rekristalizasyon kinetiği üzerindeki rolünü de vurgulamaktadır. Daha küçük başlangıç taneleri daha homojen yeniden kristalleşmiş yapı oluşumunu teşvik ederken, daha yüksek deformasyon seviyeleri çekirdeklenme için itici gücü artırır. Ayrıca, kısmi tavlama veya deformasyon doğrultusu değişiklikleri gibi ön toparlanma işlemleri, birikmiş iç enerjinin dağılımını şekillendirebilir ve nihai kristalografik dokuyu etkileyebilir [86, 88].

Sürekli ve süreksiz rekristalizasyon mekanizmaları arasındaki tercih, alaşım kimyasına ve levhanın işlem geçmişine bağlıdır. Alüminyum gibi yüksek yığılma hatası enerjisine (stacking fault energy) sahip alaşımlarda her iki mekanizma da etkin olabilir, ancak yüksek çözünen element içeriği olan alaşımlarda veya yüksek plastik deformasyondan sonra sürekli yeniden kristalleşme daha baskın hale gelir. Modellemeden elde edilen veriler, dinamik ve statik rekristalizasyon davranışlarının

alaşım serisine göre değiştiğini göstermekte ve tane boyutu ile kristalografik yönlenmeleri proses sırasında öngörmeye yardımcı olmaktadır [68, 89].

Bu değişkenlerin anlaşılması ve kontrol edilmesi, alüminyum yassı ürünlerde mukavemet, uzama ve anizotropi gibi özelliklerin optimize edilmesi açısından hayati önem taşır. Rekristalizasyon davranışının kontrolü yalnızca nihai ürün kalitesini değil, aynı zamanda sonraki şekillendirme kabiliyetini ve yüzey kalitesini de belirler. Hafif ve yüksek performanslı malzemelere yönelik endüstriyel taleplerin arttığı günümüzde, mikroyapı tasarımı ile proses kontrolünün entegrasyonu, alüminyum levha üretim teknolojilerinin gelişiminde kilit bir itici güç olacaktır.

2.5. Alüminyum Yassı Mamullerde Kristalografik Doku Gelişimi

2.5.1. Deformasyon Dokusu

Yassı alüminyum ürünlerine uygulanan haddeleme işlemi, yapıda karakteristik deformasyon dokularının oluşmasına neden olan düzlemsel gerinim türünde bir deformasyona neden olur. KYM yapısına sahip metallerde, bu durum genellikle Brass $\{110\} \langle 112 \rangle$, Copper $\{112\} \langle 111 \rangle$ ve S $\{123\} \langle 634 \rangle$ gibi bileşenlerden oluşan β -fiber dokularının gelişmesine yol açar [90]. Bu oryantasyonlar esas olarak $\{111\} \langle 110 \rangle$ kayma sistemleri boyunca gerçekleşen kristalografik kayma mekanizması ile oluşur. Alaşımın kimyasal bileşimi ve haddeleme sıcaklığı, bu oryantasyonların birbirine göre oranını etkiler. Al-Mn ve Al-Mg alaşımlarında daha düşük yığılma hatası enerjisi nedeniyle S ve Brass oryantasyonları daha baskın olarak bulunur [65, 91].

Son çalışmalar, asimetric haddeleme ve homojen olmayan deformasyonun Brass ve Copper bileşenlerinin gelişimini önemli ölçüde etkileyebileceğini ve uygun haddeleme pratikleriyle Brass/Goss oranlarının artırılabilirliğini göstermektedir [92]. Ayrıca, 6061 ve 6016 gibi alaşımlarda yüksek sıcaklıkta uygulanan deformasyonla, dinamik toparlanma koşullarına bağlı olarak β -fiber yoğunluğunu etkileyen yapısal gelişimin tetiklenebildiği gösterilmiştir [93].

2.5.2. Rekristalizasyon Dokusu

Soğuk haddeleme işlemi esnasında oluşan deformasyon dokuları, tavlama işlemi sırasında rekristalizasyon ile dönüşüme uğrar. Rekristalizasyon sonrası yüksek saflıktaki alüminyumda baskın olarak $\{001\}$ $\langle 100 \rangle$ yönelimli Cube dokusu gözlemlenir. Bu yapı genellikle deforme olmuş matris içindeki bantlaşmış Cube bölgelerinde veya alt tane sınırlarında çekirdeklenir. Ancak daha yüksek alaşımlı alüminyum alaşımlarında eşzamanlı çökeltme mekanizması Cube dokusunun çekirdeklenmesini engelleyebilir veya Goss ya da P $\{011\}$ $\langle 566 \rangle$ gibi alternatif kristalografik dokuların oluşumunu destekleyebilir [83, 84]. Tane boyutu, dislokasyon yoğunluğu ve dispersoid yapısı, rekristalize olmuş mikroyapıda hangi oryantasyonların baskın olacağını güçlü biçimde etkiler [94, 95].

Alüminyum-bakır alaşımlarında rekristalizasyon süreci, matris içerisinde çözünen elementlerin sürüklenme etkisi ve oryantasyona bağlı tane sınırı hareketliliği nedeniyle daha karmaşık hale gelir [96]. Kalıntı deformasyon bölgelerinin varlığı, levhanın deformasyon geçmişine ve ısıtma hızına bağlı olarak Cube ve Goss dokularının birlikte gözlenmesine yol açabilir. Yakın tarihli modelleme çalışmaları, çekirdeklenen tanelerin birbiriyle olan rekabetçi büyümesini hücrel otomatlar ve Monte Carlo teknikleriyle simüle etmiştir [97].

2.5.3. Kayma Dokusu

Asimetrik haddeleme ve farklı sürtünme koşulları levha yüzeyine yakın bölgelerde kayma deformasyonuna neden olur. Bu durum Dillamore, E $\{111\}$ $\langle 110 \rangle$, F $\{111\}$ $\langle 112 \rangle$ ve “rotated Cube” $\{001\}$ $\langle 110 \rangle$ gibi oryantasyonların oluşmasına yol açar. Bu bileşenler, haddeleme dokuları ile rekabet halinde olabilir ve bu da levhanın sahip olduğu mekanik anizotropiyi önemli ölçüde etkiler [98, 99]. İMSD yöntemi ile üretilen levhalarda bu kayma etkisi, yüzeylerdeki katılma ve merkez düzlemlerdeki düşük deformasyon miktarı nedeniyle daha belirgindir. Asimetrik haddelemenin, merdane hız oranlarının ayarlanması yoluyla kristalografik dokunun kontrol edilmesini ve anizotropi değerlerini iyileştirdiği tespit edilmiştir [100].

1100 ve 8011 alaşımlarında yapılan çalışmalar, kayma dokularının hızlı ısıtma sonrası yeniden kristalleşmiş tanelere aktarılabilirliğini göstermektedir [101, 102].

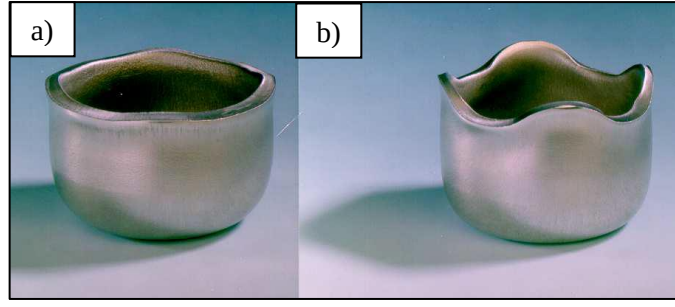
2.5.4. İMSD ve DSD ile Üretilen Alüminyum Alaşımlarında Kristalografik Doku Bileşenleri

İMSD ve DSD yöntemleri, katılma prensiplerinin farklılıkları nedeniyle levhanın başlangıç mikroyapısı ve prosesin devamındaki rekristalizasyon davranışında önemli farklar oluşturur. İMSD yöntemiyle üretilen levhalar hızlı katılma nedeniyle genellikle nispeten zayıf ve homojen olmayan deformasyon dokularına sahiptir. Bu yapı levha kesiti boyunca önemli değişkenlikler gösterirken, özellikle yüzeye yakın bölgelerde kayma dokuları sergiler [103]. Buna karşın, DSD yöntemiyle üretilen levhalarda haddeleme sonrası daha güçlü β -fiber dokuları ve tavlama sonrası yapı içerisinde daha homojen dağılımlı bir Cube dokusu gözlenir [104]. Yapılan karşılaştırmalı çalışmalar, İMSD ile üretilen levhaların ince taneli yapıları ve dispersoid dağılımı nedeniyle deformasyon dokularını daha fazla koruma eğiliminde olduğunu göstermektedir [101, 105].

AA3003 ve AA3104 alaşımları, Cube ve P dokularının döküm yöntemi ve ön ısıtma koşullarına bağlı olarak farklılaştığını gösteren örneklerdir [100, 106]. Örneğin, İMSD yöntemi kısmi rekristalizasyon sırasında P ve Goss oryantasyonlarını stabilize ederken, DSD daha kararlı bir Cube dokusu gelişimini teşvik etmektedir.

2.5.5. Kristalografik Dokunun Kulaklanma ve Anizotropi Üzerindeki Etkisi

Kristalografik doku, derin çekme işlemlerinde gözlemlenen kulaklanma davranışında (Şekil 2.7) belirleyici bir rol oynar. Güçlü β -fiber dokuları, haddeleme doğrultusuna göre 45° yönlerde kulaklanma oluştururken, Cube dokusu $0^\circ/180^\circ$ yönündeki kulaklanma ile ilişkilidir. Malzemenin kulaklanma miktarı, bu bileşenlerin oranı ve dağılımı dengelenerek azaltılır ve böylelikle nihai alüminyum parça simetrisi iyileştirilir [107, 108]. Rekristalizasyonun sebep olduğu Cube dokularının, içecek kutuları ve folyo uygulamalarında kulaklanma miktarını azalttığı çeşitli çalışmalarla gösterilmiştir [109].



Şekil 2.7: Sıcak haddelenmiş ve derin çekilmiş bir Al-Mn-Mg alaşımında kulaklanma davranışı, a) deformasyon dokusu ve zayıf Cube dokusu bir arada, b) kuvvetli Cube dokusu [110].

Son bulgular, Cube dokusunun sadece yapı içerisindeki oranının değil, aynı zamanda kesit boyunca homojenliği ve keskinliğinin de şekillendirilebilirlik açısından çok önemli olduğunu göstermektedir [93]. Bununla birlikte, “rotated Cube - (r-Cube)” gibi farklı varyantların İMSD yöntemiyle üretilen 3xxx serisi alaşımlarda şekillendirilebilirlik ve kulaklanma davranışını olumsuz etkilediği bildirilmiştir [94].

2.5.6. Kesit Boyunca Kristalografik Doku Değişimi

Kristalografik doku gelişimi, üretim metoduna ve uygulanan proseslere bağlı olarak sadece hacimsel olarak değil, aynı zamanda levha kesiti boyunca da değişkenlikler gösterebilir. Kesit boyunca gözlenen bu doku gradyanları, haddeleme, sürtünme koşulları ve katılaşmanın sebep olduğu başlangıç dokusunun dağılımına bağlı olarak ortaya çıkar. Mishin ve arkadaşları [111], AA1050 alaşımı üzerinde elektron geri saçılma kırınımı (EBSD) tekniği ile yürüttükleri çalışmada, farklı haddeleme pratiklerinin (yüksek ve düşük ezme) levha yüzeyi, çeyrek kalınlık ve merkez düzlemde farklı kristalografik doku bileşenlerinin gelişimine neden olduğunu göstermiştir. Düşük ezme ile haddeleme, çeyrek kalınlıkta kayma dokularını artırabilirken; yüksek ezme ile haddeleme, kesit boyunca daha homojen bir kristalografik doku dağılımı sağlayabilir.

Liu ve Morris [112], bu konuyu AA5182 alaşımında yapıda önceden mevcut $\{001\}$ $\langle 110 \rangle$ dokusu ile incelemiş ve XRD ölçümleri ile merkez bölgede r-Cube bileşenlerinin korunduğunu gözlemlemiştir. Doku dönüşümünün, levha kesiti boyunca bölgesel kayma gerinimine bağlı olarak farklı hızlarda gerçekleştiği belirlenmiştir. Sonuç olarak, başlangıçtaki doku gradyanının, yüzey sürtünmesinden daha baskın bir

etkiye sahip olduğu ve nihai kristalografik dokunun oluşumunda daha belirleyici olduğu vurgulanmıştır.

Bu bulgular, özellikle İMSD yöntemiyle üretilen malzemeler için büyük önem taşımakta olup, levha anizotropisinin gelişiminde ve şekillendirilebilirlik ile kulaklanma davranışı için yapılacak olan proses optimizasyonunda kritik rol oynamaktadır.

2.5.7. Kristalografik Doku Kontrol Yöntemleri

Malzemenin kristalografik dokusu, haddeleme, ısıt işlemleri ve çökelti oluşumlarının düzenlenmesi ile kontrol altına alınabilir. Örneğin, ısıt işlemleri öncesi yapılan haddeleme işlemleri Cube dokusunun çekirdeklenmesini teşvik ederken [112], şiddetli plastik deformasyon tane boyutunu inceltir ve β -fiber bileşenlerinin yoğunluğunu azaltabilir [113]. Çökeltme kinetiğı de Cube ve P dokularının birbiriyle olan rekabetini etkileyerek nihai kristalografik doku oluşumunu etkiler [83, 94]. Tavlama öncesi levhanın sahip olduğu tane boyutu da rekristalizasyon davranışına etki eden önemli bir parametredir [95, 114].

Kristalografik dokuyu etkileyen yenilikçi yöntemler arasında bulunan deformasyon doğrultusunun her hadde pasosunda değıştirilmesi gibi teknikler, malzemenin oryantasyonunun kontrol altına alınması için gittikçe önem kazanmaktadır [97, 114]. Kademeli tavlama ve eşzamanlı çökeltme süreçleri de AA8011 ve AA3004 gibi alaşımlarda Goss ve P dokularının gelişimini yönlendirme açısından umut vaat etmektedir.

2.6. Proses, Kristalografik Doku, Mikroyapı ve Şekil Alma Kabiliyeti Arasındaki İlişki

Literatürde, alüminyum alaşımlarının kullanıldığı derin çekme uygulamalarında karşılaşılan en büyük problemlerin, kulaklanma ve lokal deformasyona bağılı incelmelerden kaynakladığı belirtilmektedir. Kulaklanma ve inceltme malzemenin şekil alma kabiliyetini olumsuz etkilemekle birlikte kulaklanan bölgelerin kesilip hurda edilme zorunluluğı nedeniyle malzeme kaybına da sebebiyet vermektedir. Yapılan çalışmalarda, bu kusurların esas nedeninin malzemenin anizotropik mekanik

davranışı olduğu görülmektedir. Bunu irdelemek amacıyla levhanın üretim prosesi boyunca kristalografik doku analizi ile malzeme özellikleri arasında ilişki kurulmaya çalışılmaktadır. En yüksek ürün kalitesi ve optimum performans için kristalografik doku kontrolü gittikçe önem kazanan ve üzerine odaklanılan bir konudur. Zira alüminyum alaşımlarının, hafiflikleri nedeniyle çeliğe alternatif olmaya başladığı otomotiv vb. uygulamalarda, derin çekilebilirliğin bir göstergesi olan ve kalınlıktaki azalmayı karakterize eden Lankford sabitinin (R) haddeleme doğrultusuna göre farklı yönlerde ($0^{\circ}/45^{\circ}/90^{\circ}$) değişkenlik göstermesi çelik ile rekabet edebilmesini zorlaştırmaktadır. Ancak günümüzde endüstriyel prosesler ile alüminyumun bu davranışını kontrol altına alma bilgi ve tecrübesi gittikçe artmaktadır ve proses/malzeme ilişkisi altında yatan mekanizmaların çok iyi anlaşılması gerekmektedir. Yapılan çalışmalar neticesinde malzemenin mekanik özelliklerinin ve şekil verme limit gerinimlerinin, anizotropi ve kristalografik dokudan ciddi şekilde etkilendiği görülmüştür. Plastik anizotropi ve malzemenin şekil alma kabiliyeti doku kontrolü ile belli ölçüler dahilinde düzeltilebilmektedir [110, 115].

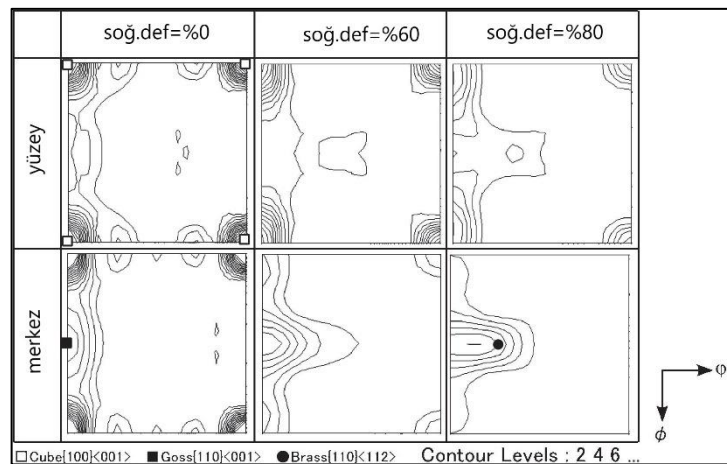
Literatür çalışmaları incelendiğinde alüminyumun şekil alma kabiliyeti ve kristalografik dokusu arasındaki ilişkiyi inceleyen çalışmaların, DSD ve devamında sıcak haddeleme teknikleri ile üretilen alüminyum levhalar üzerine odaklandığı görülmüştür. DSD tekniği ile üretilen büyük ingotlar, ardı ardına sıcak haddeleme işlemine tabi tutularak 3-8 mm aralığına inceltilmektedir ve haddeleme sırasında işlem sıcaklığı nedeniyle rekristalize olmaktadır. Bunun yanı sıra literatürde SD tekniklerinden biri olan “Hazelett döküm” ile üretilmiş malzemelere de odaklanan çalışmalar olmasına rağmen bu malzemeler de yine 150-200 mm kalınlığında dökülüp hemen ardından sıcak haddeleme ile inceltme işlemine tabi tutulmaktadırlar. Literatürde SD tekniğinin en önemli alt kolu olan ve dünyadaki yassı alüminyum üretiminin %30’una tekabül eden İMSD ve devamındaki soğuk haddeleme metodu ile üretilmiş levhaların doku ve şekil alma kabiliyetine odaklanmış çalışma adedi oldukça azdır ve onlar da genelde nihai ürünün, DSD/sıcak haddeleme ürünleri ile farklılıklarına odaklanmış ve döküm mikroyapısının nihai ürün doku bileşenleri ve şekil alma arasındaki ilişkisi üzerine olan etkisine etraflıca değinmemişlerdir. Alüminyum alaşımlarında karşılaşılan ve en bilinen kristalografik doku bileşenleri **Tablo 2.1**’de verilmiştir.

Tablo 2.1: Alüminyum ve alaşımlarında başlıca kristalografik doku bileşenleri [116].

Doku bileşeni	Düzlem ailesi	Yön ailesi
Cube	{100}	<001>
Brass	{110}	<112>
S	{123}	<634>
Copper	{112}	<111>
Goss	{110}	<001>

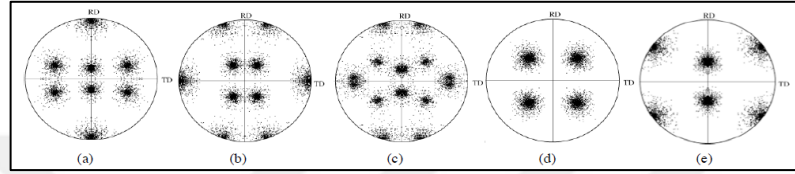
Bunlardan Copper, Brass ve S dokusu, deformasyon (haddeleme) ile oluşan dokuyu temsil ederken, Cube ve Goss ise ısıtılmanın neden olduğu rekristalizasyon ile oluşan dokuyu temsil etmektedir. Literatür çalışmaları verilen bu doku bileşenlerinin veya miktar açısından birbiri içerisindeki farklı kombinasyonlarının alüminyumun kulaklanma davranışı ve anizotropisi üzerine nasıl etki ettiğini incelemiştir.

Tanaka ve Ikawa [108], tüm kesiti Cube dokusunda olup merkezde çok az bir miktar Goss dokusu olan DSD ile üretilmiş ve T4 ısıtılma işlemi yapılmış 6016 alaşımının, haddelendikçe yüzeye yakın bölgelerinde deformasyon etkisiyle kafeslerin haddeleme doğrultusunda dönerek r-Cube dokusuna dönüştüğünü ve merkezdeki Cube bileşenin çok hızlı bir şekilde azalarak sadece bir miktar kalıntı Goss oluştuğunu tespit etmiş ve bunun da haddeleme doğrultusuna göre 0°/180° yönünde kulaklanmaya sebebiyet verdiğini görmüşlerdir (**Şekil 2.8**). Ayrıca bu durumu kristal plastisite sonlu elemanlar analizi ile modelleyip oluşan kulaklanma profillerini deneysel çalışmalar ile doğrulamışlardır.



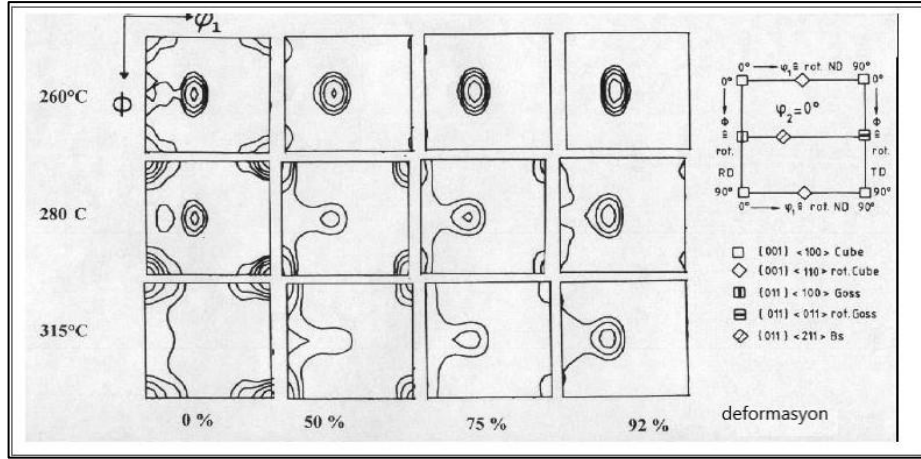
Şekil 2.8: 6016 T4 alaşımında artan soğuk deformasyon miktarı ile doku değişimini gösteren ODF haritaları [108].

Kuroda [116] ise %3'lük plastik gerinim değerinde gerçek enine şekil değişiminin kalınlıktaki gerçek şekil değişimine olan oranını belirleyen “r” değerlerini haddeleme yönüne göre 0°, 22,5°, 45°, 67,5° ve 90° yönlerinde çıkarılmış numuneler üzerinde incelemiş ve ortalama r değerinin 1'in altında olması gerektiğini ve Cube dokusunun çift eksenli şekil değişimi koşulunda en iyi şekil alma kabiliyetine neden olduğunu belirtmiştir. Bu çalışmada alüminyumda en çok rastlanan doku bileşenlerinin {111} düzlem projeksiyonundaki görünüşleri modelleme çalışması ile oluşturularak **Şekil 2.9**'da paylaşılmıştır.

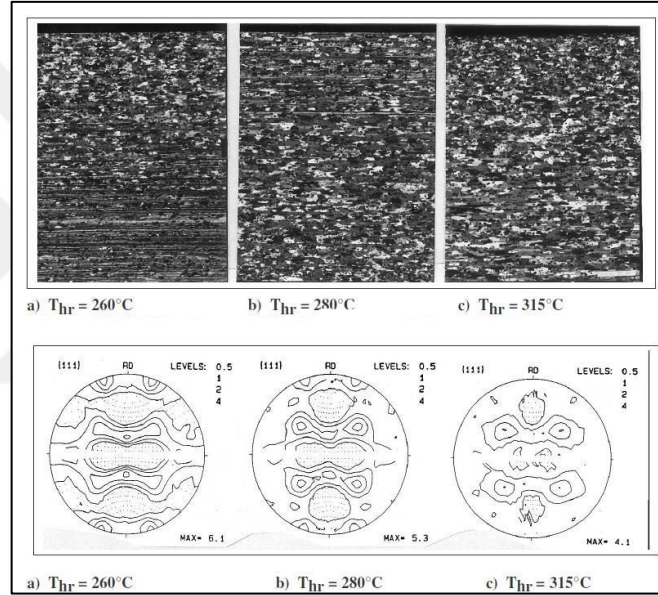


Şekil 2.9: Alüminyumda en çok rastlanan doku bileşenlerinin {111} düzlem projeksiyonları, a) Copper, b) Brass, c) S, d) Cube, e) Goss [116].

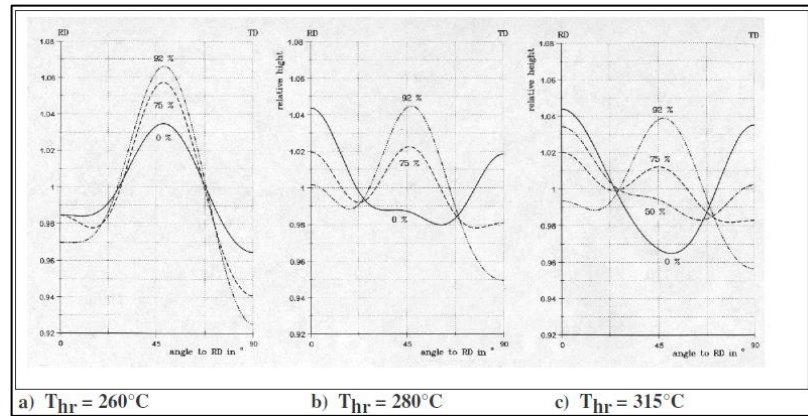
Hirsch [117] ise DSD ile üretilmiş ve sıcak haddelenmiş AlMg1Mn1 meşrubat kutusu alaşımının dokusunun, sıcak haddeleme sıcaklığı ve uygulanan şekil değişimi miktarına bağlı olarak β -fiber (Copper, S ve Brass dokularının bileşkesi) oryantasyonları ile Cube dokusu arasında geçiş gösterdiğini, bunun da kulak oluşumunu haddeleme doğrultusuna göre 45° yönünden 90° yönüne doğru döndürdüğünü görmüştür (**Şekil 2.10**). **Şekil 2.11**'deki mikroyapılardan, haddeleme işlem sıcaklığı ile malzemenin rekristalizasyonu arasındaki ilişki ve bunun da dokuya etkisi anlaşılmaktadır. Doku gelişimi uygun şekilde kontrol edilmezse özellikle yuvarlak levhalardan parça üretiminde nihai parça en dış kenarlarında kulaklanmaya bağlı düzensiz bir etek oluşumu, parça duvar kalınlıklarında kalınlık farkı ve parçalarda geri yaylanmaya sebebiyet vereceğini belirtmiştir. Cube dokusunun 0°-90° yönünde, r-Cube dokusunun 0°-180° yönünde ve β -fiber dokusunun ise 45° yönünde kulak oluşumunu teşvik ettiğini belirtmiş, nihai üründe kulaklanmayı minimize etmek için Cube ile β -fiber dokusu arasında bir yapı tercih edilmesi gerektiğinden bahsetmiştir (**Şekil 2.12**). Düşük sıcak haddeleme sıcaklığının β -fiber yapısını, yüksek sıcak haddeleme sıcaklığının da Cube veya rassal doku oluşumunu teşvik ettiğini belirtmiştir.



Şekil 2.10: Artan deformasyon ve haddeleme sıcaklığı ile doku değişimini gösteren oryantasyon dağılım fonksiyon haritaları [117].



Şekil 2.11: Farklı haddeleme sıcaklıkları neticesinde farklı mikroyapıya sahip AlMg1Mn1 alaşımlarının {111} düzlem projeksiyonları [117].



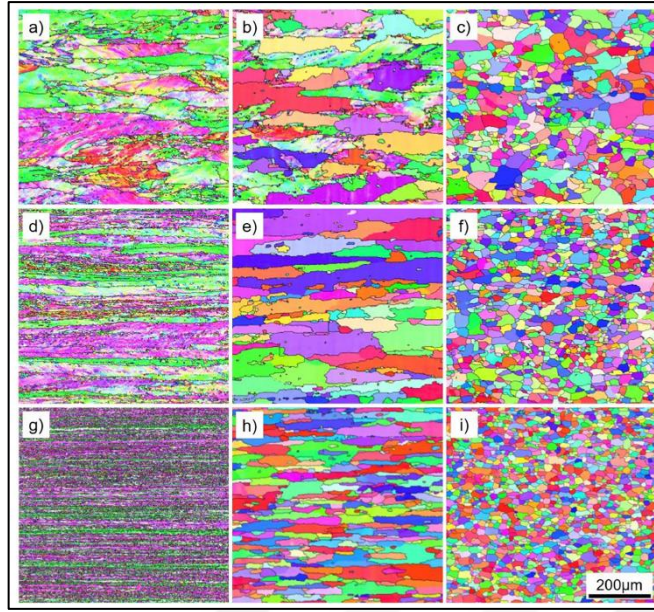
Şekil 2.12: Deformasyon ve haddeleme sıcaklığına bağlı olarak malzemenin kulaklanma davranışını gösteren kap profilleri [117].

Ren ve arkadaşları [99] ise İMSD ile üretilmiş 6016 alaşımını farklı üst ve alt hadde merdanesi hızları uygulanarak asimetrik bir haddeleme işlemine tabi tutmuşlar ve farklı deformasyon miktarları altında doku gelişimini incelemişlerdir. Bu işlem neticesinde bilinen ana doku bileşenlerinin yanı sıra F ve E dokularını da tanıtmışlardır. E dokusunun kayma dokusu (shear texture) olduğu ve bu iki dokunun daha yüksek ortalama r değeri ve daha düşük düzlemsel anizotropi değeri verdiğini belirtmişlerdir. Asimetrik haddeleme merdane hızının yanı sıra farklı merdane çaplarının bir arada kullanımı ile de sağlanabilmektedir. Deneyler sonucunda deformasyon dokusu neticesinde en yüksek r değerinin haddeleme doğrultusu ile 45° yönünde, Cube dokusu neticesinde ise minimum r değerinin haddeleme doğrultusu ile 45° yönünde olduğu görülmüştür. Normal doğrultu etrafında dönmüş Cube dokusunda ise minimum r değerinin 90° yönünde olduğu ve en yüksek düzlemsel anizotropi ve en düşük şekil alma kabiliyetini sergilediğini tespit etmişlerdir.

Tablo 2.2: KYM malzemelerde en bilinen doku bileşenleri, Euler açıları ve düzlemsel anizotropi değerleri [99].

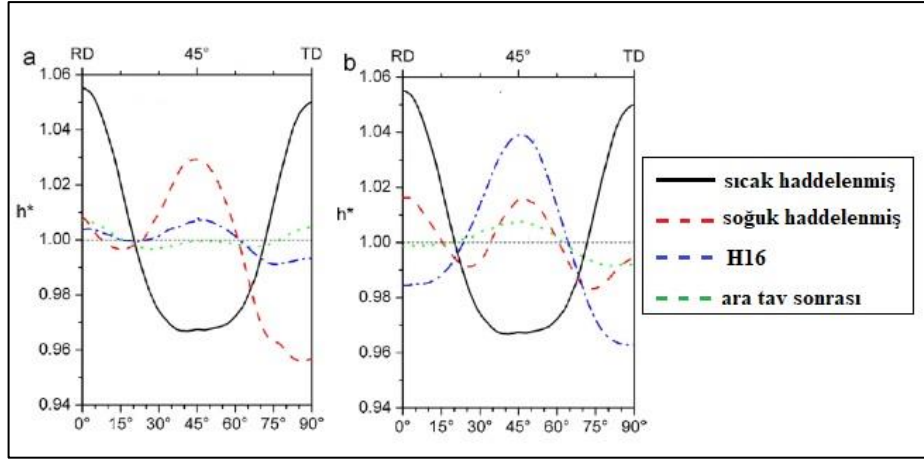
Textures	{hkl}<uvw>	φ_1	Φ	Φ_2	$\bar{r}$	Δr
Copper (C)	{112}<111>	90	35	45	3.4	-5.7
S	{123}<634>	59	34	65	2.9	-5.1
Brass (B)	{011}<211>	35	45	0	4.7	-8.1
Dillamore (D)	{4411}<11118>	90	27	45	1.8	-3.3
R-cube	{001}<110>	0	0	45	0.5	-1
E	{111}<110>	60	54.7	45	7.2	-0.5
F	{111}<112>	90	54.7	45	7.3	-0.8
Cube	{001}<100>	0	0	0	0.5	1
Goss(G)	{110}<001>	0	45	0	15	30
R	{124}<211>	53	36	60	1.9	-1.2
P	{011}<112>	65	45	0	2.8	1.6
Q	{013}<231>	58	18	0	0.54	-0.8

Fang ve arkadaşları [102], homojenizasyon işlem sıcaklığının ve homojenizasyon öncesi uygulanan deformasyon miktarının Al-Mn alaşımında mikroyapı ve doku üzerine olan etkisini incelemişlerdir. Isıl işlem esnasında rekristalizasyon ve çökeltmenin arasında belli bir ilişki ve rekabet olduğu, oluşan çökeltelerin tane sınırı hareketini engelleyip rekristalizasyonu geciktirdiğini tespit etmişlerdir. Tam tersi şekilde önce başlayan bir rekristalizasyonun da çökelti oluşumunu geciktirdiği görülmüştür. Bu etkileşimin de yapı üzerindeki önemli etkisinden bahsedilmiştir. Çalışmada ayrıca matriste çözünmüş alaşım elementleri kaynaklı mikro kimyanın da dokuyu değiştirdiğinden bahsedilmiştir. **Şekil 2.13'**de artan deformasyon ve sıcaklığın bahsedilen mekanizmalara bağlı olarak tane boyutunu inceltten etkisi görülmektedir.



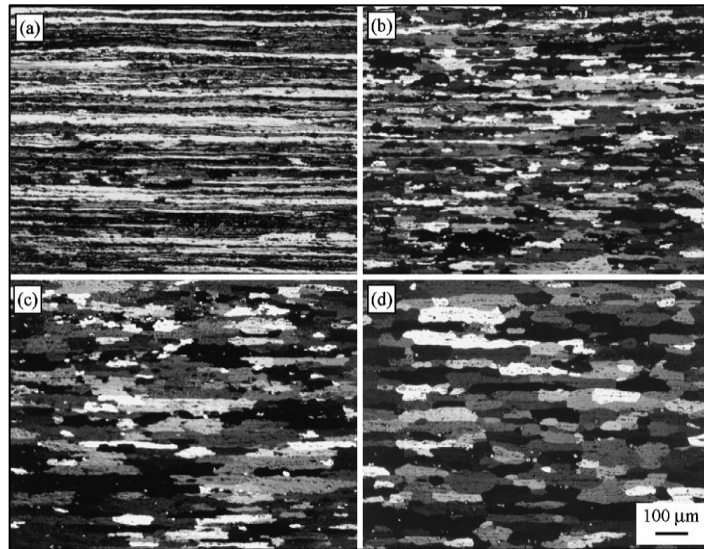
Şekil 2.13: SEM-EBSD ile tane oryantasyonlarının görüntülemesi, a) $\epsilon = 0,7 - 300^\circ\text{C}$ b) $\epsilon = 0,7 - 400^\circ\text{C}$ c) $\epsilon = 0,7 - 500^\circ\text{C}$ d) $\epsilon = 1,6 - 300^\circ\text{C}$ e) $\epsilon = 1,6 - 400^\circ\text{C}$ f) $\epsilon = 1,6 - 500^\circ\text{C}$ g) $\epsilon = 3 - 300^\circ\text{C}$ h) $\epsilon = 3 - 400^\circ\text{C}$ i) $\epsilon = 3 - 500^\circ\text{C}$ [102].

Engler [49], DSD ve sıcak haddelenme ile üretilmiş 3105 alaşımının şişe kapağı uygulamaları için iki farklı termomekanik prosesle üretilmiş olduğundan bahsetmiştir. Bunlardan birincisi başlangıç dokusu Cube olan sıcak haddelenmiş levhanın soğuk haddelenmesiyle oluşan H19 tempere sahip bir malzemedir, diğeri ise ara tavlı bir üretimle elde edilen orta mukavemetli H16 tempere sahip bir malzemedir. Daha alt kalınlıklarda yapılan bir ara tav işlemi kulaklanma anlamında daha iyi sonuç vermektedir (Şekil 2.14). Şişe kapağı uygulamalarında kulaklanma değerinin maksimum %3 olması gerektiği ve bunun malzeme kaybı ve hasar oluşumunu engelleyeceğini belirtmiştir. Bu iki prosese alternatif olarak kısmen rekristalize edilmiş bir malzemenin de belirtilen iyi özellikleri sağlayabileceği ancak bu mekanik özellikleri sağlamanın endüstriyel ölçekte çok zor olduğundan bahsetmiştir.

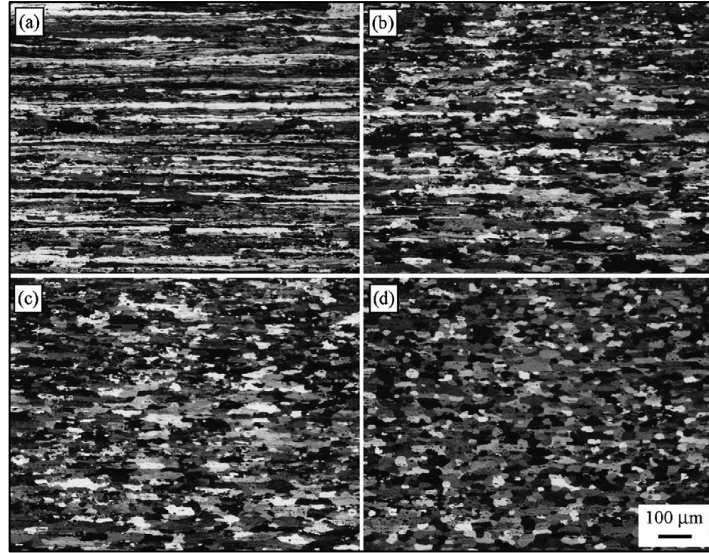


Şekil 2.14: H16 prosesi ile üretilmiş ara tavlı malzemede kulaklanma profilleri, a) %92 deformasyon sonrası ara tavllanmış ve %30 deforme edilmiş, b) %86 deformasyon sonrası ara tavllanmış ve %58 deforme edilmiş [49].

Liu ve arkadaşları [41] ise ısıtma işlemi esnasındaki ısıtma hızının sıcak haddelenmiş 3105 alaşımının yapı ve dokusu üzerindeki etkisini incelemiştir. Yavaş ısıtılmış bir malzemede yüksek sıcaklıkta (482-599°C) rekristalizasyon sonrası kaba ve uzamış tanelerin görüldüğü, dokudaki ana doku bileşeninin P bileşeni olduğu tespit edilmiştir. P dokusu, partikül kaynaklı çekirdeklenme (particle stimulated nucleation) durumunun bir göstergesidir. Hızlı ısıtmada ise sonuç, ısıtma sıcaklığına bağlıdır, sıcaklık arttıkça tane boyutu ince ve eş eksenli hal alırken, mukavemet ve uzama değerlerinde artış gözlemlenmektedir (Şekil 2.15-16).

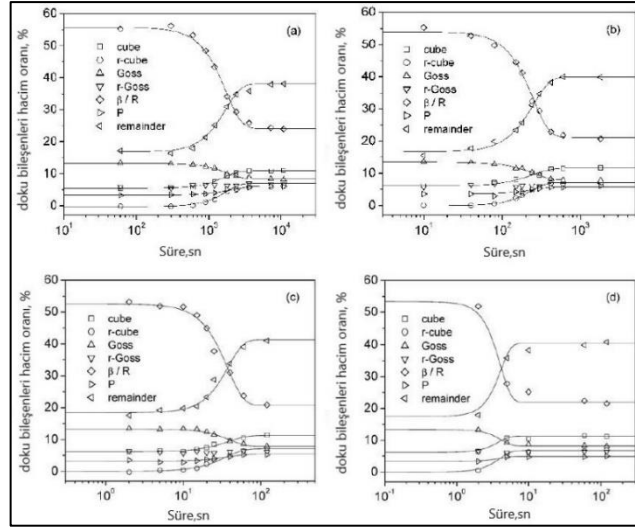


Şekil 2.15: 3105 alaşımının 11°C/dk. ile yavaş ısıtılması sonucu farklı ısıtma sıcaklıklarındaki tane yapısı, a) 371°C, b) 427°C, c) 482°C, d) 599°C [41].

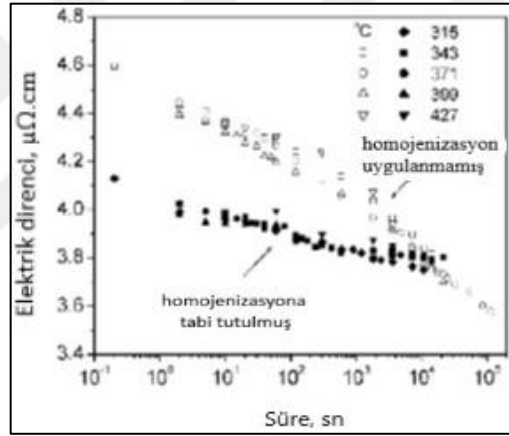


Şekil 2.16: 3105 alaşımlarının tuz banyosunda hızlı ısıtılması sonucu farklı ısıtma sıcaklıklarındaki tane yapısı, a) 427°C, b) 454°C, c) 482°C, d) 599°C [41].

Liu ve Morris [118] yine sıcak haddelenmiş bir 3105 alaşımında deformasyon öncesinde bir homojenizasyon ısıtma işlemi uygulanıp uygulanmamasının etkisini incelemiştir. Homojenizasyon yapılmadığı durumda düşük sıcaklıkta nihai rekristalizasyon sonrası kaba uzun taneler ve P dokusu gözlemlenmiştir. Tav sıcaklığı arttığında ise tane boyutu ve P dokusu miktarı azalmaktadır (Şekil 2.17). Bu değişimin sebebinin eşzamanlı çökelmelerin neden olduğu “Zener pinning” etkisi olduğu düşünülmektedir. Deformasyon öncesi homojenizasyon olduğunda ise rekristalizasyon sonrası Cube ve az miktarda R dokusu olduğu görülüp, bu yapının rekristalizasyon işlemi sıcaklığından etkilenmediği görülmüştür. Eş zamanlı çökelmenin, “n” ile gösterilen JMAK (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov) katsayısını düşürüp rekristalizasyon için gerekli aktivasyon enerjisini artırdığından ve rekristalizasyonu geciktirdiğinden bahsedilmektedir. 593°C’de 6 saat süreyle yapılan bir homojenizasyonla matrisin aşırı doygunluğunun azaltıldığı ve homojenizasyon uygulanmayan malzemeye göre 75°C daha düşük bir rekristalizasyon sıcaklığı elde edildiği görülmüştür. Şekil 2.18’de homojenizasyona tabi tutulmamış malzemede artan ısıtma süresi ile birlikte elektrik direncindeki ciddi azalma gösterilmektedir. Homojenizasyon uygulanmış malzemede ise bu düşüş daha sınırlı miktardadır ve matrisin çözünen elementlerce daha az doygun olması ile alakalıdır.

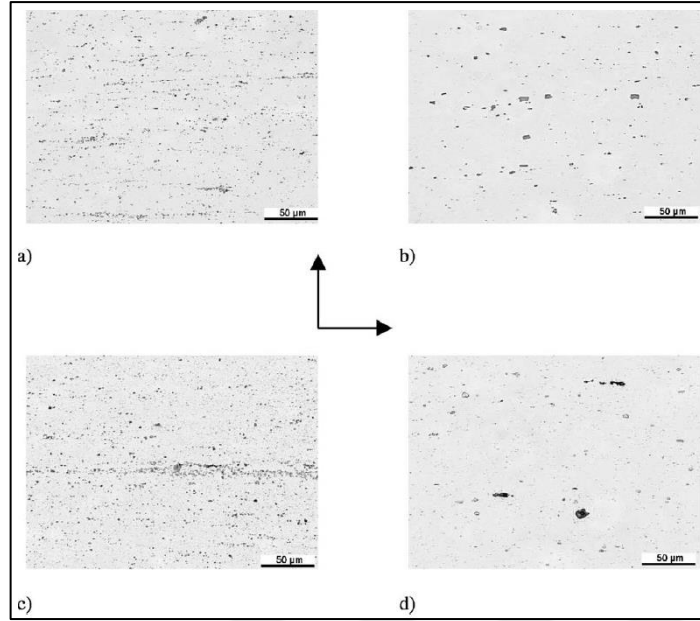


Şekil 2.17: Homojenizasyona tabi tutulmuş 3105 alaşımında farklı nihai tav sıcaklıklarının doku bileşenlerinin hacim oranı üzerine etkisi, a) 316°C, b) 343°C, c) 371°C, d) 399°C [118].



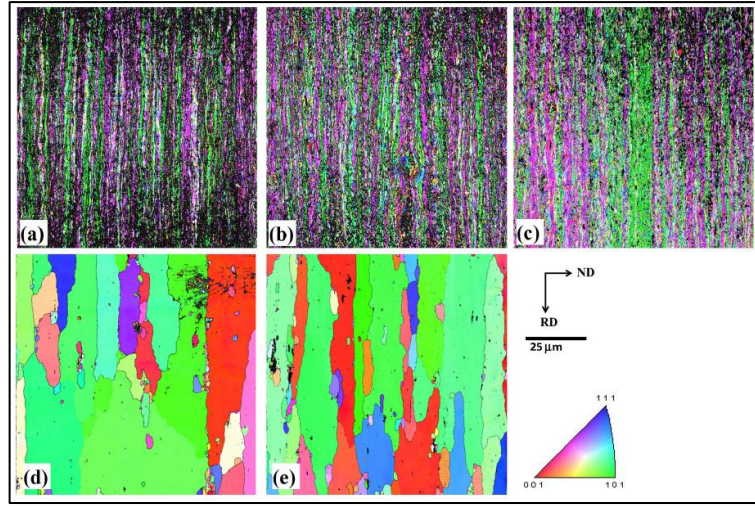
Şekil 2.18: 3105 alaşımında farklı ısıtım sıcaklıklarında ısıtım süresine bağlı olarak elektriksel direnç değişimi [118].

Slamova ve arkadaşları [103], otomotiv sektöründe kullanılan İMSD ve DSD ile üretilmiş 5052 ve 5182 alaşımlarının 1 mm nihai kalınlıkta yapı ve doku farklılıklarını incelemiştir. İMSD ile üretilmiş malzemelerin DSD ile üretilmiş malzemelere göre çok sayıda ve daha ince ikincil fazlar ihtiva ettiği görülmüştür (**Şekil 2.19**). Tane büyüklükleri ise benzerdir. DSD ile üretilen malzemede İMSD ile üretilene göre daha kuvvetli bir Cube dokusu ve daha kuvvetli bir artık deformasyon dokusu görülmüştür. İMSD ile üretilen malzemede ideal dokulardan çok farklı oryantasyonlarda alışılmadık dokular tespit edilmiştir. Bu farklılığın sebebi olarak ise iki yöntem arası katılaşma hızı farklılığının neden olduğu katı çözültideki demir elementi miktarının değişimi gösterilmiştir.

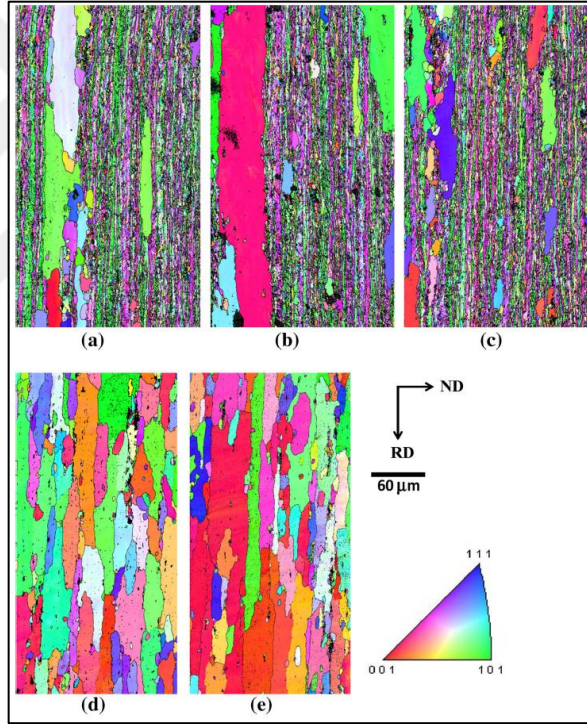


Şekil 2.19: Işık mikroskobu altında ikincil fazlar, a) 5052-İMSD, b) 5052-DSD, c) 5182-İMSD, d) 5182-DSD [103].

Singh ve arkadaşları [104], İMSD tekniği ile üretilmiş 3004 alaşımında tuz banyosu ile uygulanan farklı son tav sıcaklığı ve sürelerinin doku ve yapı üzerine etkisini incelenmişlerdir (Şekil 2.20-21). Uygulanan nihai tav sonrasında DSD yöntemi ile üretilmiş bir malzeme kuvvetli Cube dokusu verirken, İMSD ile üretilmiş malzeme normal doğrultuda ideal Cube yapısından 5° - 10° dönmüş bir yapı, Goss ve P dokusu sergilemektedir. Döküm halinde yapının Copper, Brass ve S dokusundan oluştuğu ve hızlı katılaşma nedeniyle matris içerisinde çözünen element doygunluğunun yüksek olduğu görülmüştür. Kulaklanma davranışının, kristalografik doku, ikincil faz büyüklüğü ve dağılımı ile ilişkili olduğu belirtilmiştir. İMSD yönteminde demirin Cube oryantasyonuna sahip tane sınırlarına çökelerek Cube oluşumunu azalttığından ve henüz döküm aşamasında kontrol edilmesinin gerekliliğinden bahsetmişlerdir.



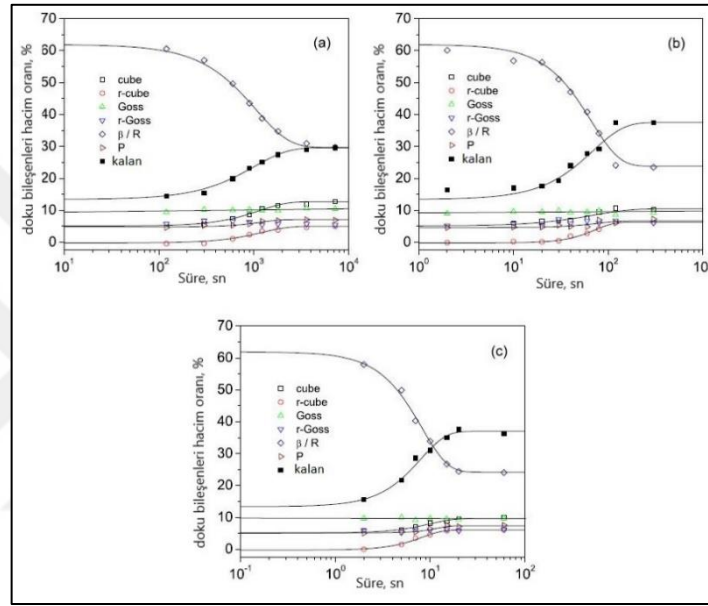
Şekil 2.20: %90 deformasyon sonrası farklı sıcaklıklarda ısıtılma tabi tutulmuş 3004 alaşımının EBSD haritaları, a) 250°C, b) 300°C, c) 350°C, d) 400°C, e) 450°C [104].



Şekil 2.21: %90 deformasyon sonrası farklı sürelerde 350°C ısıtılma tabi tutulmuş 3004 alaşımının EBSD haritaları, a) 21 dk., b) 22 dk., c) 24 dk., d) 25 dk., e) 35 dk. [104].

Wang ve arkadaşları [119], DSD ve Hazelett sürekli döküm ile üretilmiş 3003 alaşımında rekristalizasyon dokusunun dönüşüm kinetiği üzerine çalışılmışlardır. Her iki malzemede eşzamanlı çökme olayına bağlı olarak rekristalizasyon dokularının farklı olduğundan bahsedilmiştir. SD ile üretilen malzemede ısıtılma sıcaklığı düştükçe M {113} <110> ve P {011} <455> rekristalizasyon dokuları miktarı

artmaktadır. DSD ile üretilen malzemede ise Cube ve az miktarda R ve Goss dokuları gözlemlenmektedir. Isıl işlem sıcaklığı arttıkça ($>288^{\circ}\text{C}$) bu dokular zayıflamaktadır (**Şekil 2.22**). SD ile üretilen malzemede sıcaklık 371°C 'den 427°C 'ye yükseldikçe n değeri (JMAK) 2,9'dan 0,8'e düşmektedir. DSD ile üretilen malzemede ise bu değer 1,5 civarındadır. SD ile üretilen malzemede rekristalizasyon için aktivasyon enerjisi M ve P bileşenleri için sırasıyla 468 ve 471 kJ/mol'dür. SD ile üretilen malzemenin rekristalizasyon için gerekli aktivasyon enerjisinin daha yüksek olmasının nedeni rekristalizasyon esnasında eşzamanlı çökelme olarak gösterilmiştir.

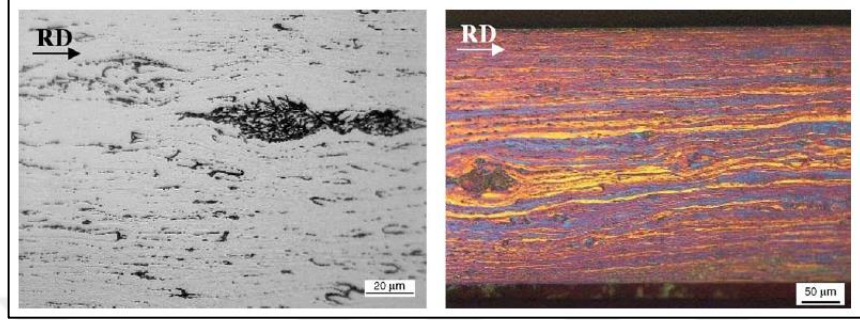


Şekil 2.22: DSD ile üretilmiş 3003 alaşımında doku hacim oranlarının ısıtılma süresine göre değişimi, a) 288°C , b) 316°C , c) 343°C [119].

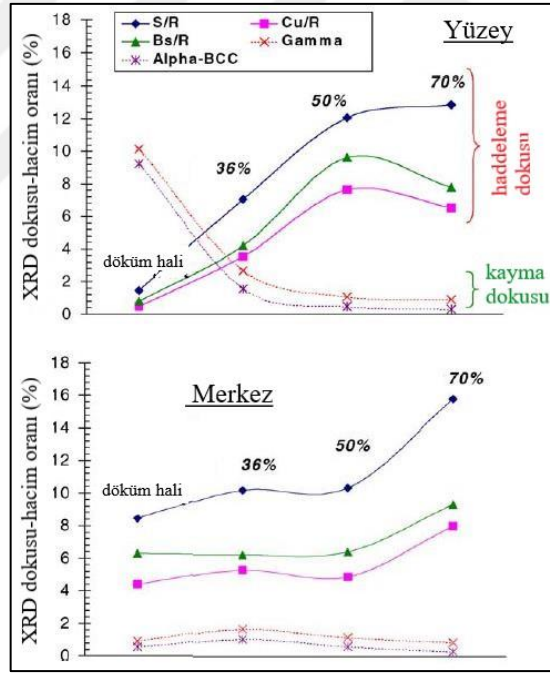
Choi ve arkadaşları [120], 3005 alaşımının şekil alma kabiliyetini artırmak için asimetrik haddeleme yapmış ve bu şekilde sağlanacak kayma dokusunun faydalı olduğunu belirtmişlerdir. Kayma dokusu $\{001\} \langle 110 \rangle$ ve $\{111\} \langle 112 \rangle$ ile karakterize edilmektedir. Genel olarak tüm kesitte $\{111\}$ bileşenlerinin sağlanmasının şekil alma kabiliyetine olumlu etki ettiği ve bunun standart tavlama ile sağlanamadığı ve bu nedenle Lankford değerinin (R) düşük kalabildiğini belirtmişlerdir.

Gras ve arkadaşları [50], İMSD ile üretilmiş 3105 alaşımının kesit boyunca doku değişimini incelemiştir. Yüzeyden malzemenin merkezine doğru gittikçe dokunun kayma bileşeninden zayıf β -fiber bileşenine döndüğü tespit edilmiştir. Minimum %36 oranında bir ezme ile özellikle yüzey altı bölgelerde klasik β -fiber yapısı görülmüştür. MHS'nun ve yüzey segregasyonlarının ve bunlar etrafındaki alüminyum matrisin

deformasyon ile birlikte nasıl etkilendiğini araştırmışlardır (Şekil 2.23). Yüzeyde oluşan kayma dokuları deformasyon ile birlikte haddeleme dokularına dönüşmektedir. Merkezde ise başlangıçta kayma dokuları mevcut değildir, dolayısıyla deformasyon ile birlikte bir değişim beklenmemektedir. %50 deformasyon sonrasında merkezde çok hızlı bir şekilde S/R dokularının oluştuğu görülmektedir (Şekil 2.24).



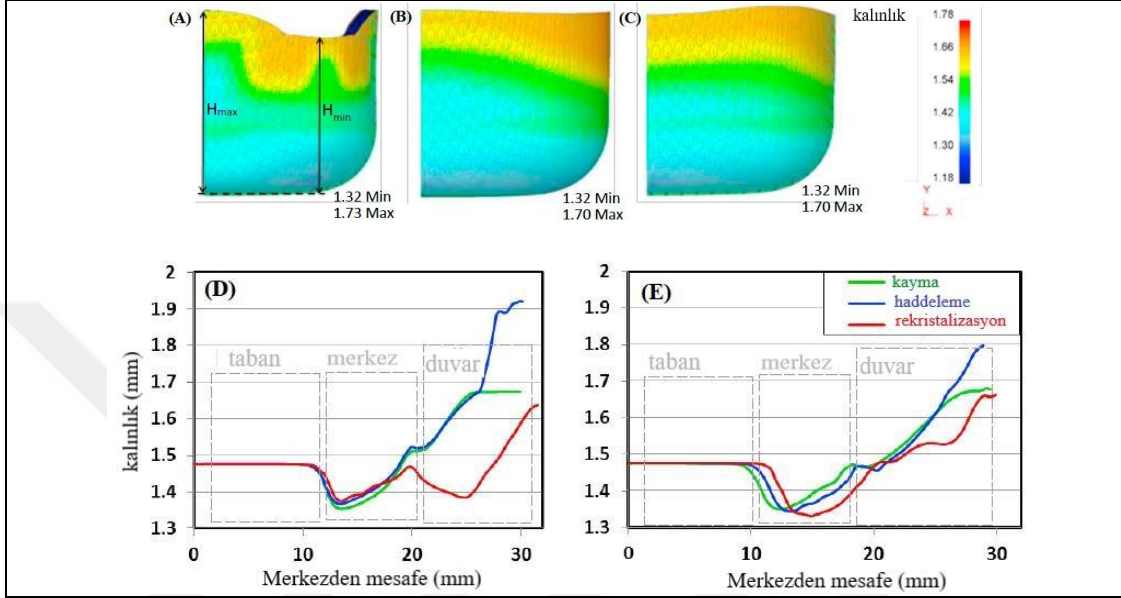
Şekil 2.23: İMSD ile üretilmiş 3105 alaşımında merkez hattı segregasyonu ve etrafındaki tane yapısı [50].



Şekil 2.24: 3105 alaşımında soğuk deformasyon miktarı ile birlikte doku bileşenlerinin hacimce değişimi, a) malzeme yüzeyi, b) merkez düzlem [50].

Tamimi ve arkadaşları [115] kulaklanma testi esnasında malzeme dokusunun nasıl değiştiğini incelemiştir. Malzemenin normal doğrultusu ile paralel şekilde hizalanacak {111} düzlemlerinin şekil alma kabiliyetini artırdığını belirtmişlerdir. Asimetrik haddeleme yöntemi, incelme problemine çözüm olsa da kulaklanmayı artırması nedeni ile eleştirilmiştir. Modelleme çalışmaları ile Cube yapısının 45°

yönünde düşük r değeri verdiği, Goss yapısının ise 90° yönünde yüksek r değeri verdiği tespit edilmiştir. Haddeme ve kayma dokusunun derin çekmede kulaklanmaya neden olduğundan ve dokunun derin çekme esnasında deformasyonun daha yüksek olduğu özellikle duvar ve köşe bölgelerde değiştiğinden bahsetmişlerdir (Şekil 2.25).

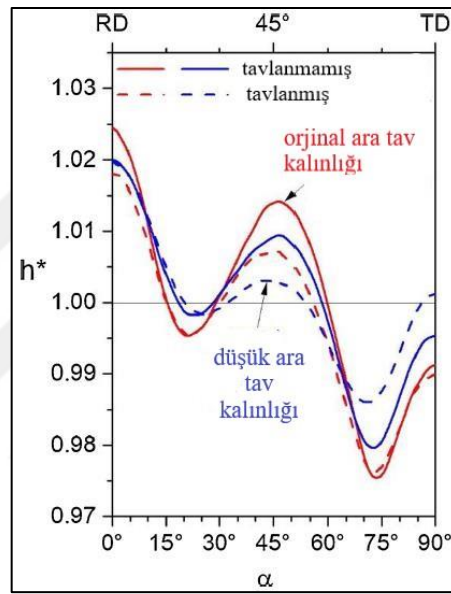


Şekil 2.25: Farklı malzeme özelliklerine göre kulaklanma testi sonlu elemanlar simülasyon sonuçları, a) rekristalize malzeme, b) haddelenmiş malzeme, c) kayma dokusu oluşturulmuş malzeme, d) haddeme doğrultusunda kalınlık değişimi, e) haddeme doğrultusuna göre 45° yönünde kalınlık değişimi [115].

Liu ve arkadaşları [43], SD ile üretilmiş ve sıcak haddelenmiş 3105 alaşımında çökelmelerin haddeme dokusu üzerine etkisini incelemiştir. Sıcak haddeden çıkmış başlangıç yapısının doymun ve kuvvetli bir deformasyon dokusu sergilediği belirtilmiştir. 482°C 'de kaba ve uzun rekristalize taneler elde edilirken, normal doğrultuda $22,5^\circ$ dönmüş Cube $\{001\} \langle 520 \rangle$ ve P dokusu $\{110\} \langle 554 \rangle$ oluşmaktadır. 482°C 'den 599°C 'ye gittikçe elektriksel direncin arttığı fakat tane yapısı ve dokunun değişmediği görülmüştür. Bu sonuçtan hareketle yüksek sıcaklıkta oluşan büyük çökeltilerin önemli bir etkisi olmamasına rağmen, düşük sıcaklıklarda oluşan küçük partiküllerin, Cube dokusunun kaybolma hızını ve β -fiber oluşum hızını düşürdüğü görülmüştür.

Engler ve Knarbakk [53] ise DSD ile üretilmiş 5050 alaşımında nihai temper tavlı işleminin, doku ve kulaklanma üzerindeki etkisi incelenmiştir. $0^\circ/90^\circ$ yönündeki

kulaklanmaların rekristalizasyon dokusundan kaynaklandığı, 45° yönündeki kulaklanmanın ise haddeme dokusundan kaynaklandığı belirtilip minimum kulaklanma için bu iki yapının birbirinin kulaklanma etkisini yok edecek şekilde üst üste getirilmesinin gerekliliğinden bahsedilmiştir. Bunun için ara tav sonrası belli bir nihai deformasyon oranı uygulanarak düşük kulaklanma sergileyen bir proses önerilmiştir. Ortaya çıkan kulaklanma davranışına göre ara tav yerinin kalınlığının değiştirilmesinin önemli bir araç olacağından bahsedilmiş ve yeterli olmadığı durumlarda ikinci bir ara tav işlemi eklenmesinin AA8011 alaşımında olduğu gibi daha iyi sonuç vereceği belirtilmiştir (Şekil 2.26).



Şekil 2.26: Sıcak haddelenmiş levha halindeyken ısıtılma tabi tutulmuş ve tutulmamış levhaların ara tav kalınlığının, nihai kalınlıkta kulaklanma profili üzerine olan etkisi [53].

Bu incelemeler ışığında, literatürde İMSD tekniği ile üretilen alaşımların katılma, mikroyapı, kristalografik doku ve şekil alma kabiliyeti arasındaki ilişkiyi ve altında yatan mekanizmaları inceleyen kapsamlı çalışmaların bulunmadığı görülmüştür. Buradan yola çıkarak İMSD yöntemi ile en çok üretilen alaşımlardan olan ve otomotiv sektöründe ısı kalkanı ve ambalaj sektöründe şişe kapağı olarak kullanılan AA3105 alaşımının şekil alma kabiliyeti üzerine tez araştırması yapılması kararlaştırılmıştır. Bu tez araştırmasına özgü olarak ilk kez farklı döküm mikroyapıları ele alınmış ve devamında uygulanacak haddeme ve tavlama işlemleri ile beraber nihai malzeme mikroyapı, doku ve şekil alma kabiliyeti üzerine etkisi incelenmiştir. Bu kapsama döküm merdanesinin malzemesinin etkisi de yerleştirilerek çelik/çelik ve bakır/çelik

merdane çiftlerinin kullanımının sonuçları da irdelenmiştir. Bu inceleme yapılırken literatürde çok sınırlı sayıda değinilen kesit boyunca yapı farklılığının da etkisi dikkate alınmıştır. Nihai durumda malzemenin şekil alma kabiliyetini karakterize eden optimum göstergelerin (akma mukavemeti, çekme mukavemeti, uzama, kulaklanma, Erichsen indeksi) elde edilmesi için optimum döküm mikroyapısı ve haddeleme/tavlama işlem reçetesi belirlenmiştir. Döküm mikroyapısının haricinde homojenizasyon ısı işlemi sıcaklığı, homojenizasyon ısı işlemi öncesi belirli bir deformasyonun varlığı, ara tav ısı işlem parametreleri, kinetiği ve buna etki eden ilave parametreler de göz önünde bulundurulmuştur. Yapılan tez çalışması, kapsamı bakımından literatürde çok az ve sınırlı içerikle bulunan İMSD yöntemi ile üretilen alüminyum malzemelerin mikroyapı, kristalografik doku ve şekil alma kabiliyeti hakkındaki önemli bir boşluğu doldurmuştur.

3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. Endüstriyel Ölçekli Döküm

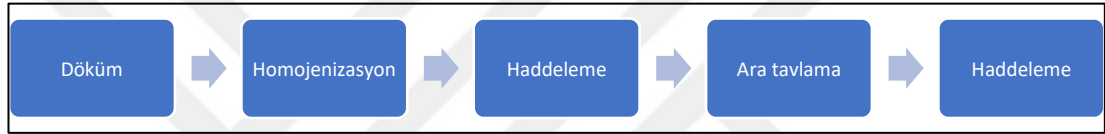
Kimyasal bileşimi ağırlıkça %0,13 Si, %0,43 Fe, %0,06 Cu, %0,33 Mn, %0,27 Mg, %0,012 Ti ve geri kalanı Al olan AA3105 alaşımı, merdane dış çapı 960 mm ve genişliği 1950 mm olan endüstriyel ölçekli bir İMSD makinesi kullanılarak dökülmüştür. İlk iki deneyde çelik merdaneler kullanılmış, üçüncü deneyde ise alttaki çelik merdane, bakır bir merdane ile değiştirilip çelik/bakır merdane çifti olarak döküm yapılmıştır. Bu deneylerin temel amacı, MAK 'nin ve döküm merdane malzemesinin döküm halindeki malzeme özellikleri üzerindeki etkisini incelemektir. Yüksek MAK koşulunda, çelik/bakır merdane çifti ile yapılan döküm ve sonrasındaki analizlerde mikroyapıda görülen heterojenlikler nedeniyle, bu dökümden türetilen numuneler sadece homojenizasyon aşaması sonrasına kadar incelenmiş ve bu aşamadan sonra proses çalışmaları ve incelemelere sadece çelik merdane çifti ile üretilen numunelerle devam edilmiştir.

Çelik merdane çifti ile yapılan dökümde, ilk deneyde ergitme sıcaklığı 710 °C, soğutma suyu sıcaklığı 40 °C, döküm hızı 135 cm/dk., nozul ve merdane eksenleri arası mesafe 68 mm ve MAK değeri 5,80 kN/mm olarak ayarlanmıştır. Bu koşullar altında elde edilen levha kalınlığı 6 mm olmuştur. İkinci deneyde ise MAK doğrudan 2,25 kN/mm'ye düşürülmüş ve bunun sonucunda döküm makinesinin donanımı gereği merdaneler arası mesafe otomatik olarak artmıştır. MAK 'nin düşüşüne bağlı ısı transferindeki azalmayı kısmen telafi edebilmek amacıyla döküm hızı 80 cm/dk. 'ya düşürülmüştür. Bu parametre ayarının sebebi, endüstriyel değer taşıyan tam katılaşmış bir levha elde etmek ve normal dışı segregasyon ve tane büyümesi gibi yanlış yorumlamaya açık hataların önüne geçmektir. MAK ve döküm hızındaki bu düşüşün bileşke sonucu, döküm levhası kalınlığında pratik sınırların ötesinde bir artışa yol açacağından, levha kalınlığını operasyonel olarak yönetilebilir bir aralıkta tutmak amacıyla nozul mesafesi 52 mm'ye düşürülmüş ve sonuç olarak levha kalınlığı 9 mm olarak elde edilmiştir. Diğer tüm döküm parametreleri sabit tutulmuştur. Bu koşullar altında üretilen 6 mm (yüksek MAK) ve 9 mm (düşük MAK) kalınlığındaki dökme rulolardan numune alınarak, sırasıyla Numune A ve Numune B olarak adlandırılmıştır.

Bu noktadan sonra yapılan tüm alt proses ve karakterizasyon çalışmalarında bu adlandırmalar kullanılmıştır. Çelik/bakır merdane çifti ile gerçekleştirilen dökümde, döküm levha kalınlığını 6 mm’de tutabilmek için döküm hızı 175 cm/dk., nozul mesafesi 60 mm ve MAK değeri 6,55 kN/mm olarak ayarlanmıştır ve diğer tüm parametreler sabit tutulmuştur.

3.2. Laboratuvar Ölçekli Proses Çalışmaları

Endüstriyel döküm koşullarında dökümü gerçekleştirilen rulolardan alınan numuneler döküm kalınlığında yapılan karakterizasyon çalışmaları sonrasında laboratuvar ölçekli hadde makinesi ve Nabertherm marka tav fırını ile proses edilmiştir. Uygulanan proses akışı Şekil 3.1’de verilmiştir.



Şekil 3.1: Proses akışı.

Döküm halindeki numunelere, soğuk haddeleme işlemi öncesinde 260-580°C arası farklı sıcaklıklarda 8 saat süreyle homojenizasyon ısıtma işlemi uygulanmıştır. Bu numuneler arasında elektrik iletkenliği değerlerine göre seçilen bazıları (260, 340, 400, 440, 500, 540, 580°C’de homojenizasyon görenler), homojenizasyon sonrası 0,7 mm’ye soğuk haddelenmiş ve bu kalınlıkta rekristalizasyon amacıyla ara tavlama işlemine tabi tutulmuşlardır. Ara tav işlemi, 250, 350 ve 400°C’de 5, 15, 30, 60, 120 ve 240 dk. süre ile uygulanmıştır. Bu numunelere ilave olarak bir set numune de homojenizasyon uygulanmadan döküm kalınlığından direkt olarak 0,7 mm’ye haddelenmiş ve belirtilen sıcaklık ve sürelerde ara tava tabi tutulmuştur.

Yukarıda belirtilen proses akışının haricinde, bir set numune deformasyon sonrası homojenizasyon ısıtma işleminin, rekristalizasyon üzerindeki etkisini incelemek amacıyla, döküm kalınlığından 3,25 mm’ye haddelenmiş ve bu kalınlıkta homojenizasyona tabi tutulmuştur. Ardından numuneler 0,7 mm olan ara tav kalınlığına haddelenmiş ve 350°C’de 30 dk. süre ile ara tav uygulanmıştır.

Ara tavadaki rekristalizasyon kinetiği analizleri için döküm kalınlığında 440 ve 580°C’de homojenizasyon gören numuneler, 0,7 mm’ye haddelendikten sonra 290 ve 310°C arasında farklı sıcaklıklarda 5 dk. ’dan 540 dk. ’ya kadar farklı sürelerde

tavlanmıştır. Tüm ara tav çalışmalarında numuneler, hedeflenen sıcaklığa ön ısıtma yapılmış fırın içerisine yerleştirilmiş ve süre sonunda fırından çıkarılarak oda sıcaklığındaki su içerisine atılarak soğutulmuştur.

Yüksek ve düşük MAK ile dökülüp, 440 ve 580°C’de homojenizasyon gören ve ardından haddelenerek 0,7 mm kalınlıkta 350°C’de 30 dk. süre ile tavlanan numuneler, nihai olarak 0,5 mm’ye soğuk haddelenmiş ve bu halde nihai karakterizasyon ve test çalışmalarına tabi tutulmuşlardır.

3.3. Karakterizasyon Çalışmaları

3.3.1. İntermetalik Partiküller

Mikroyapı karakterizasyonu, Numune A ve B’nin kesitleri boyunca gerçekleştirilmiş olup, bu amaçla Zeiss AxioTech 100 optik mikroskop (OM) ve enerji dağılımlı spektroskopi (EDS) sistemi ile donatılmış Zeiss Evo 10 taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. İMSD yöntemiyle üretilen malzemelerde katılma koşullarına bağlı olarak doğası gereği oluşan mikroyapısal heterojenlikler göz önünde bulundurularak, özellikle döküm halindeki numunelerde, yüzeyden merkez düzleme doğru mikroyapıdaki değişimleri değerlendirebilmek amacıyla üç farklı bölgede ayrı ayrı analizler gerçekleştirilmiştir. Bu bölgeler, yüzeye yakın bölge, çeyrek kalınlık düzlemi (toplam kalınlığın 1/4’ü) ve merkez düzlem (toplam kalınlığın 1/2’si) olarak adlandırılmıştır. Bu bölgelerde intermetalik partiküllerinin görsel olarak boyutu, morfolojisi ve EDS nokta ve haritalama analizleri ile de kimyasal bileşimi incelenerek kesit boyunca meydana gelen değişimler ortaya konmuştur. İntermetalik partiküller üzerine benzer incelemeler, döküm kalınlığında gerçekleştirilen homojenizasyon ısıtma işlemi sonrası, 0,7 mm kalınlığında uygulanan ara tavlama sonrası ve 0,5 mm kalınlıktaki nihai numuneler üzerinde de yapılmıştır. Ara tav işlemi sonrası intermetalik partiküllerin hacim oranları ve boyutları, ImageJ yazılımı ile kantitatif olarak belirlenmiştir.

3.3.2. Tane Yapısı

Döküm halinde, homojenizasyon sonrası, ara tav sonrası ve nihai kalınlıktaki numunelerin tane yapıları, zımparalama ve mekanik parlatma işleminin ardından,

Barker çözeltisi ile 15 V gerilim altında 160 saniye süreyle anodizasyon yapıldıktan sonra polarize ışık altında incelenmiştir. Döküm halindeki numunelerin tane boyutları, ASTM E112 standardına göre, tane sınırı kesişimlerinin sayılması esasına dayanan dairesel kesişim yöntemi kullanılarak ölçülmüştür.

3.3.3. Mekanik Özellikler

Numunelerin mekanik özellikleri, döküm kalınlığında numunelerin yüzeyleri ve kesitleri boyunca yapılan mikro sertlik ölçümleri (Future Tech FM-700 cihazı ile) ve ilave olarak döküm kalınlığında, ara tavlama sonrası ve nihai kalınlıkta yapılan çekme testleri ile değerlendirilmiştir. Mikro sertlik ölçümleri, mekanik olarak parlatılmış kesitler üzerinde, 25 g yük ve 10 sn. bekleme süresi ile uygulanan Vickers tipi bir baskı ucuyla yapılmıştır. Çekme testleri, döküm numunelerinde ve ara tav sonrası numunelerde tek yönde, nihai kalınlıktaki numunelerde ise haddelene doğrultusuna göre 0°, 45° ve 90° olmak üzere üç farklı yönde çıkarılan numunelerle DIN EN ISO 6892-1 standardına göre Zwick Roell Z050 çekme testi cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Nihai kalınlıktaki numunelerin, Zwick Bup 200 Erichsen test cihazı kullanılarak, DIN EN 1669 standardına göre kulaklanma testleri yapılmış ve Erichsen indeksleri belirlenmiştir.

3.3.4. Kristalografik Doku

Kristalografik doku analizleri, döküm numuneleri, ara tavlama sonrası numuneler ve nihai kalınlıktaki numuneler üzerinden gerçekleştirilmiştir. Bu analizler, 40 kV gerilim ve 30 mA akım altında çalışan $\text{CuK}\alpha$ ışınımı kullanan Rigaku Smart Lab marka X-ışını kırınımı cihazı (XRD) ile yapılmıştır. Ölçümlerde Schulz aparatı kullanılarak (111), (200), (220) ve (311) düzlemlerine ait projeksiyonlar elde edilmiştir. Bu düzlem projeksiyonlarından, Labotex yazılımı vasıtasıyla oryantasyon dağılım fonksiyon (ODF) haritaları oluşturulmuş ve bu haritalardan da yapı içerisindeki kristalografik doku bileşenlerinin hacim oranları belirlenmiştir. ODF haritalarına tez içerisinde yer verilmemiştir.

3.3.5. Elektrik İletkenliği

Numunelerin homojenizasyon öncesi döküm halindeki ve 260-580°C arasında farklı sıcaklıklarda uygulanan homojenizasyon ısıtma işlemi sonrası elektrik iletkenlikleri Fischer Sigmascope SMP-350 probu vasıtasıyla 60 kHz’de ölçülmüştür. Bu elektrik iletkenlik değerleri, 0,7 mm’de ara tavlama işlemine tabi tutulacak numunelerin döküm kalınlığındaki homojenizasyon ısıtma işlem sıcaklıklarının seçilmesinde kullanılmıştır.

3.3.6. Kinetik Çalışmalar

Malzemelerin yumuşama kinetiği, çekme testi ile belirlenen akma mukavemet değerlerindeki düşüş oranlarına dayanarak analiz edilmiştir. Literatürde yaygın olarak kullanılan JMAK (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov) tipi yumuşama kinetiği denkleminin Eşitlik (3.1) kullanılmıştır [118, 121, 122].

$$X(t) = 1 - \exp(-kt^n) \quad (3.1)$$

Bu denklemde, t, tavlama süresi (s); X(t), tavlama süresine bağlı olarak t anındaki yeniden kristalleşme oranı; k, sıcaklığa bağlı sabit; n, JMAK üstelidir. Sabit sıcaklıkta farklı sürelerde yapılan tavlama işlemleri sonrasında yapılan çekme testlerinde elde edilen akma mukavemet değerleri kullanılarak Eşitlik (3.2) ile X(t) değerleri hesaplanmıştır. Buradan hesaplanan X(t) değerleri Eşitlik (3.1)’e yerleştirilmiştir.

$$X(t) = \frac{\sigma_{RV} - \sigma(t)}{\sigma_{RV} - \sigma_{RX}} \quad (3.2)$$

Yukarıdaki denklemde σ_{RV} , rekristalizasyon öncesi toparlanma mukavemeti; $\sigma(t)$, t anındaki mukavemet; σ_{RX} , rekristalizasyon sonrası mukavemet değeridir. JMAK denkleminin yola çıkarak $\ln[-\ln(1-X(t))]$ 'e karşı $\ln(t)$ grafiği oluşturulmuştur. Bu grafikte eğrinin eğimi n değerini, X değerinin 0 olduğu yer ise $\ln(k)$ değerini verir. k ve n değerleri hesaplandıktan sonra X(t) 'nin 0,5 olduğu süre (t) hesaplanmıştır. Bu çalışma en az üç farklı sıcaklık için yapılmıştır. Elde edilen $t_{0.5}$ değerleri Eşitlik (3.3)’e yerleştirilmiştir ve aktivasyon enerjisi hesaplanmıştır. Aktivasyon enerjisi hesaplanması için $\ln(t_{0.5})$ ile $1/T$ grafiği çizdirilmiş ve eğrinin eğimi alınmıştır. Ölçülen eğim R ile çarpılarak rekristalizasyon için gerekli aktivasyon enerjisi hesaplanmıştır.

$$t_{0.5} = \tau_0 * \exp\left(\frac{Q_{RX}}{RT}\right) \quad (3.3)$$

Burada R evrensel gaz sabiti (8.314 J/mol.K); T tavlama sıcaklığıdır (K).



4. DENEYSEL SONUÇLAR

4.1. Döküm Levhası İncelemeleri

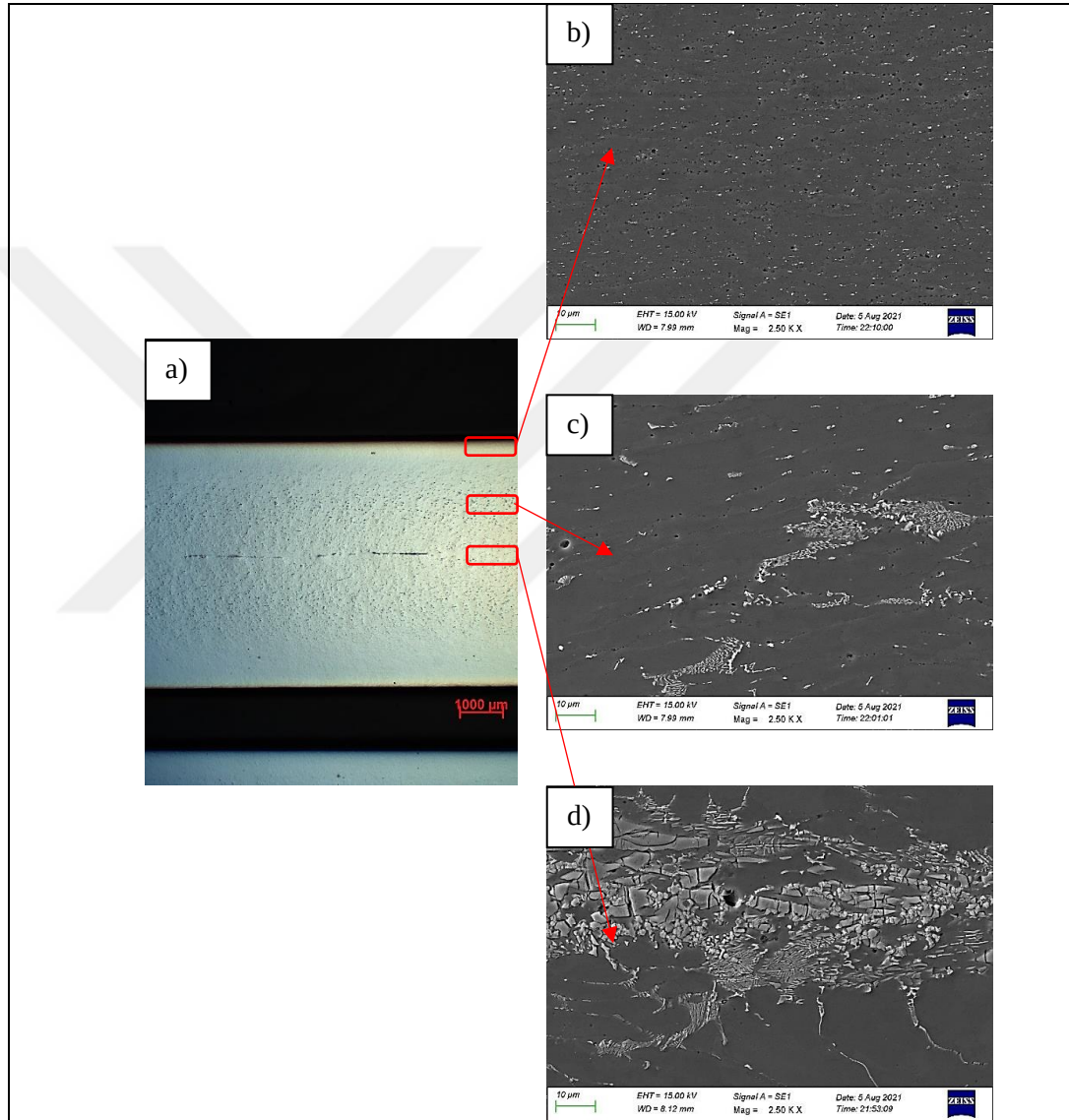
4.1.1. Merkez Hattı Segregasyonu ve İntermetalik Partiküller

Numune A ve B'ye ait kesit OM görüntüleri ile yüzeye yakın, çeyrek düzlem ve merkez düzlem bölgelerine ait SEM görüntüleri sırasıyla **Şekil 4.1** ve **4.2**'de sunulmuştur. Her iki numunenin kesitleri genel olarak Al matrisi, MHS ve intermetalik partiküllerden oluşmakta olup, bu yapı İMSD yöntemiyle üretilen alüminyum alaşımlarında tipik olarak gözlemlenen mikroyapısal özelliklerle uyumludur. Tüm kesiti kapsayan OM görüntüleri, her iki numunede de MHS 'nun varlığını doğrulamaktadır.

MHS, alüminyum matrisi içinde çözünürlük sınırı ötesindeki alaşım elementlerinin bileşiminden oluşan bir makrosegregasyon türüdür. Katılaşma sırasında, matris içinde çözünemeyen alaşım elementleri, her iki yüzeyden merkeze doğru ilerleyen katı/sıvı ara yüzeyi önünde birikir ve katılaşmanın son aşamasında merkez düzlemde hapsolup ötektik benzeri bir yapıda katılaşır. Önceki çalışmalar **[15, 32, 51, 123-125]**, MHS oluşumunu levha kalınlığı ile ilişkilendirmiş ve dolaylı olarak ısı transferi karakteristikleri ve uygulanan merdane ayırma kuvvetleriyle bağlantı kurmuştur. Bu çalışmalarda, yüksek döküm hızı ve alaşım elementleri içeriğinin MHS oluşumu üzerindeki olumsuz etkilerini gösteren hata sınır diyagramları geliştirilmiştir. Sanders ve arkadaşları **[126]**, segregasyonsuz döküm için teorik çözünebilir alaşım elementi sınırının %3 olduğunu belirtmiştir. Ayrıca, Barekar ve Dhindaw **[14]** hem deneysel hem de sayısal modelleme çalışmalarının bulgularını derleyerek, proses parametrelerinin katı/sıvı ara yüzey ve MHS üzerindeki etkilerini özetlemişlerdir. Sonuçlara göre, döküm hızı, sıvı metal sıcaklığı, nozul mesafesi ve alaşımın katılaşma aralığı arttıkça hem havuz derinliği (**Şekil 2.5**) hem de MHS şiddeti artmakta; buna karşılık, merdane ile levha arasındaki ısı transferinin artması segregasyonu azaltmaktadır.

Bu bağlamda, Numune A'ya ait MHS, döküm yönü boyunca doğrusal olarak uzanmakta ve ötektik benzeri bir yapı içerisinde yer alan kaba ve düzensiz şekilli

partiküllerden oluşmaktadır. MHS 'nın bu düz morfolojisi, 6 mm kalınlığındaki levha dökümü sırasında uygulanan yüksek MAK 'nin neden olduğu deformasyonun bir sonucudur. Çözünürlük sınırlarını aşan alaşım elementleri matristen atılarak, merkeze doğru ilerleyen düzlemsel şekilli katı/sıvı ara yüzey önünde birikir. Bu çözünemeyen elementlerce zenginleşmiş sıvı, daha sonra merkez düzlemde sıkışarak yaklaşık 20–40 μm kalınlığında ince bir MHS tabakası oluşturur.



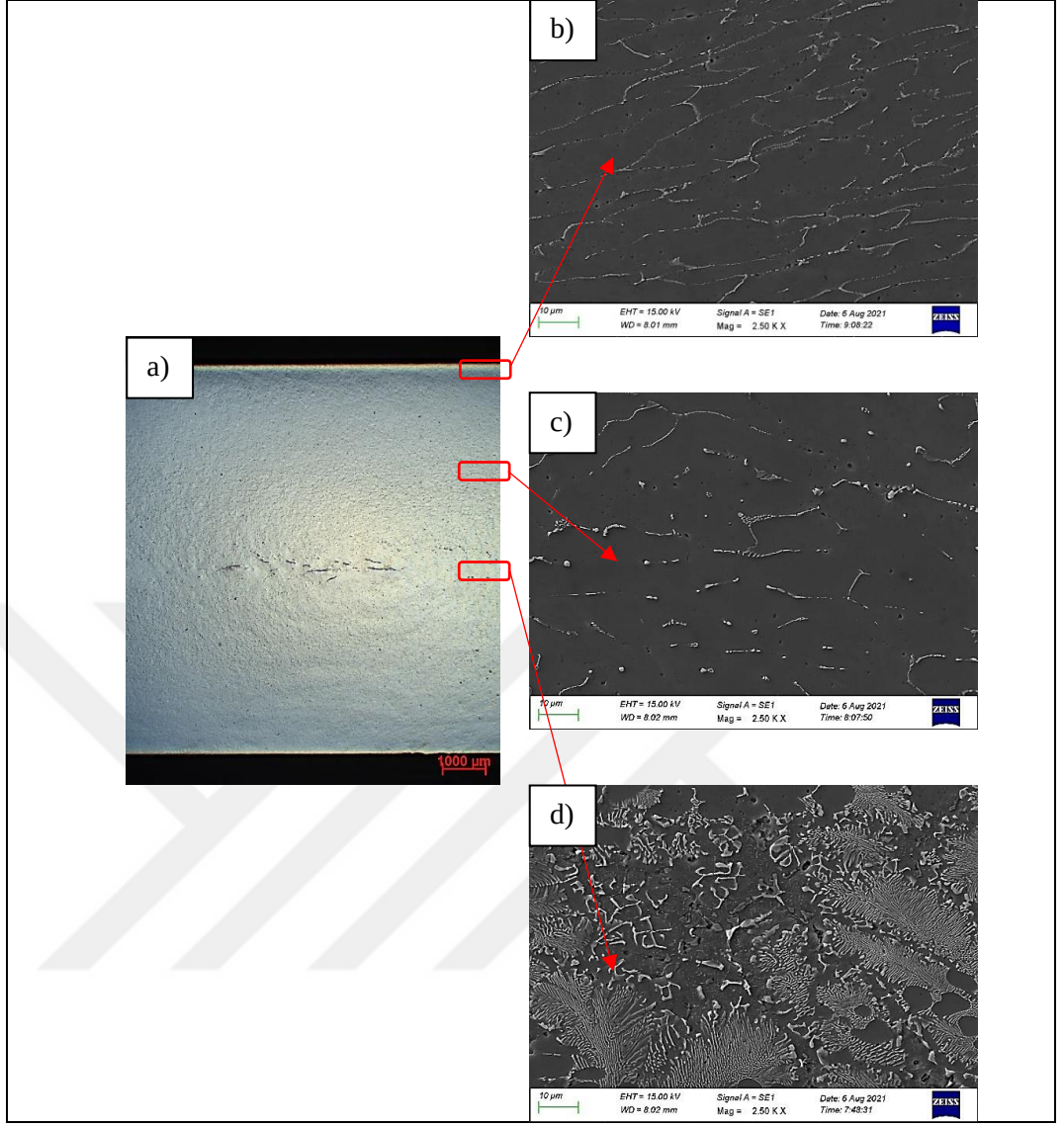
Şekil 4.1: Numune A'nın kesitine ait OM ve SEM görüntüleri, a) tüm kesit, b) yüzeye yakın bölge, c) çeyrek düzlem, d) merkez düzlem.

Numune B'ye ait MHS ise döküm yönünde kesintili ve dallanmış bir morfoloji sergilemektedir. Bu yapı, esas olarak ötektik benzeri bir fazdan oluşmakta olup, ötektik bölgelerin çevresini çevreleyen Çin yazısı morfolojisine sahip (Chinese script) kaba partiküllerle bir arada bulunmaktadır. Görsel incelemeler, Numune B'deki MHS

içinde yer alan ötektik benzeri faz hacminin, Numune A'ya kıyasla daha fazla olduğunu göstermektedir. Ayrıca, Numune B'deki MHS yaklaşık 500 µm kalınlığında daha geniş bir bölgeye yayılmakta ve düz bir morfoloji göstermemektedir; bu durum, daha kalın levha dökümü sırasında uygulanan görece düşük MAK ile ilişkilendirilmektedir. 9 mm kalınlığında levhada katılaşma esnasında deformasyonun daha az olması nedeniyle, mikro yapı hücresel/dendritik karakterde gelişmektedir. Bu nedenle, çözünemeyen elementler, düzlemsel ara yüzey önünde hapsolmek yerine, katılaşmanın son evresinde hücre/dendrit sınırlarına doğru yayılarak dallanmış bir MHS yapısı oluşturmaktadır.

Numune A üzerinde yapılan incelemeler, intermetalik partiküllerin boyutu ve dağılımının kesit boyunca değiştiğini, yüzeye yakın bölgeden merkez düzleme doğru tedrici bir geçiş sergilediğini ortaya koymaktadır. Yüzeye yakın bölgelerdeki partiküller oldukça ince ve homojen dağılmış durumdadır; buna karşın, çeyrek düzlem ve merkez düzleme doğru ilerledikçe partikül boyutları kademeli olarak artmaktadır. Çeyrek düzleme ait incelemeler, MHS 'nun alt ve üst kısmında, tekil intermetalik partiküllerden ve ötektik benzeri oluşumlardan meydana gelen kesintisiz bir segregasyon bant yapısının varlığını göstermektedir. Yüzeye yakın bölgelerden merkez düzleme doğru intermetalik partikül boyutunun artması ve ötektik benzeri yapıların ortaya çıkması, levhanın kesiti boyunca katılaşma sırasında gerçekleşen soğuma hızlarındaki farklılıklara işaret etmektedir. Merdanelere en yakın olan yüzeye yakın bölgeler hızlı şekilde katılaşırken, katı/sıvı ara yüzey çeyrek düzleme ve neticesinde merkez düzleme ilerledikçe soğuma hızı azalmaktadır.

Son dönem çalışmalarda, İMSD yönteminin DS yöntemine kıyasla yüksek soğuma hızlarına ulaştığı, ancak bu durumun levha kalınlığı boyunca mikroyapısal heterojenliğe yol açtığı vurgulanmaktadır. Bu heterojenlik, ikincil dendrit kolları arası mesafenin arttığı daha yüksek döküm hızlarında daha da belirgin hale gelir ki bu da daha düşük soğuma hızlarını işaret eder [33, 35, 127]. Numune A'nın yüzeye yakın bölgesi ile çeyrek düzlemi arasındaki belirgin mikroyapı farkı, katılaşmakta olan yüzeye yakın bölgeden açığa çıkan gizli ısı etkisiyle açıklanabilir. Bu gizli ısı, çelik merdaneler tarafından tam olarak soğurulamaz ve ters yönde çeyrek düzleme doğru iletilir. Bu ısı transferi, katı/sıvı ara yüzey önündeki sıvı metalin sıcaklığını artırarak levha kesiti boyunca soğuma hızlarında değişkenliğe neden olur.



Şekil 4.2: Numune B'nin kesitine ait OM ve SEM görüntüleri, a) tüm kesit, b) yüzeye yakın bölge, c) çeyrek düzlem, d) merkez düzlem.

Öte yandan, **Şekil 4.2'**de de gösterildiği üzere, Numune B'nin mikroyapısı önemli farklılıklar sergilemekte ve Numune A'ya kıyasla levha kesiti boyunca daha homojen bir yapı göstermektedir. Numune A'nın aksine, Numune B düzenli bir hücresel/dendritik mikroyapı sunmaktadır. Numune B'deki alaşım elementleri, yüzeye yakın bölge ve çeyrek düzlemde küçük ve tekil intermetalik partiküller oluşturmak yerine, tane sınırlarında ve dendrit kolları arasında ağ benzeri bir yapı oluşturmaya eğilimlidir. Bu gözlemler, düşük soğuma hızı nedeniyle Numune B'deki alaşım elementlerinin matriste hapsolmek yerine hücre/tane sınırlarına doğru difüze olduğunu göstermektedir. Buna karşılık, Numune A'da intermetalik partiküller, tanelerin iç kısımlarında homojen bir şekilde dağılmıştır ki bu da alaşım elementlerinin tane sınırlarına göç etmesini engelleyen daha yüksek bir soğuma hızına işaret etmektedir.

Bu farklılıklar, Numune B'nin levha kesiti boyunca daha düşük bir soğuma hızı ve gradyanı sergilediğini ve bunun da daha homojen bir mikroyapı oluşumuna katkı sağladığını göstermektedir. Daha kalın bir levha dökümü sırasında uygulanan düşük MAK, katılaştan metal ile merdaneler arasındaki ısı alışverişini azaltmış ve bu da soğuma hızının düşmesine neden olmuştur. Her iki numunedeki MHS 'nu oluşturan fazlar, EDS analiziyle belirlenmiş olup, sonuçlar **Tablo 4.1**'de detaylandırılmıştır. Ayrıca, numune kesitlerine ait SEM görüntüleri ve bu bölgelerdeki MHS yapısına ilişkin EDS element haritaları sırasıyla **Şekil 4.3** ve **4.4**'te paylaşılmıştır.

Tablo 4.1: Merkez hattı segregasyonunda görülen birincil intermetalik partiküllerin ve ötektik benzeri lamellerin kimyasal bileşimleri.

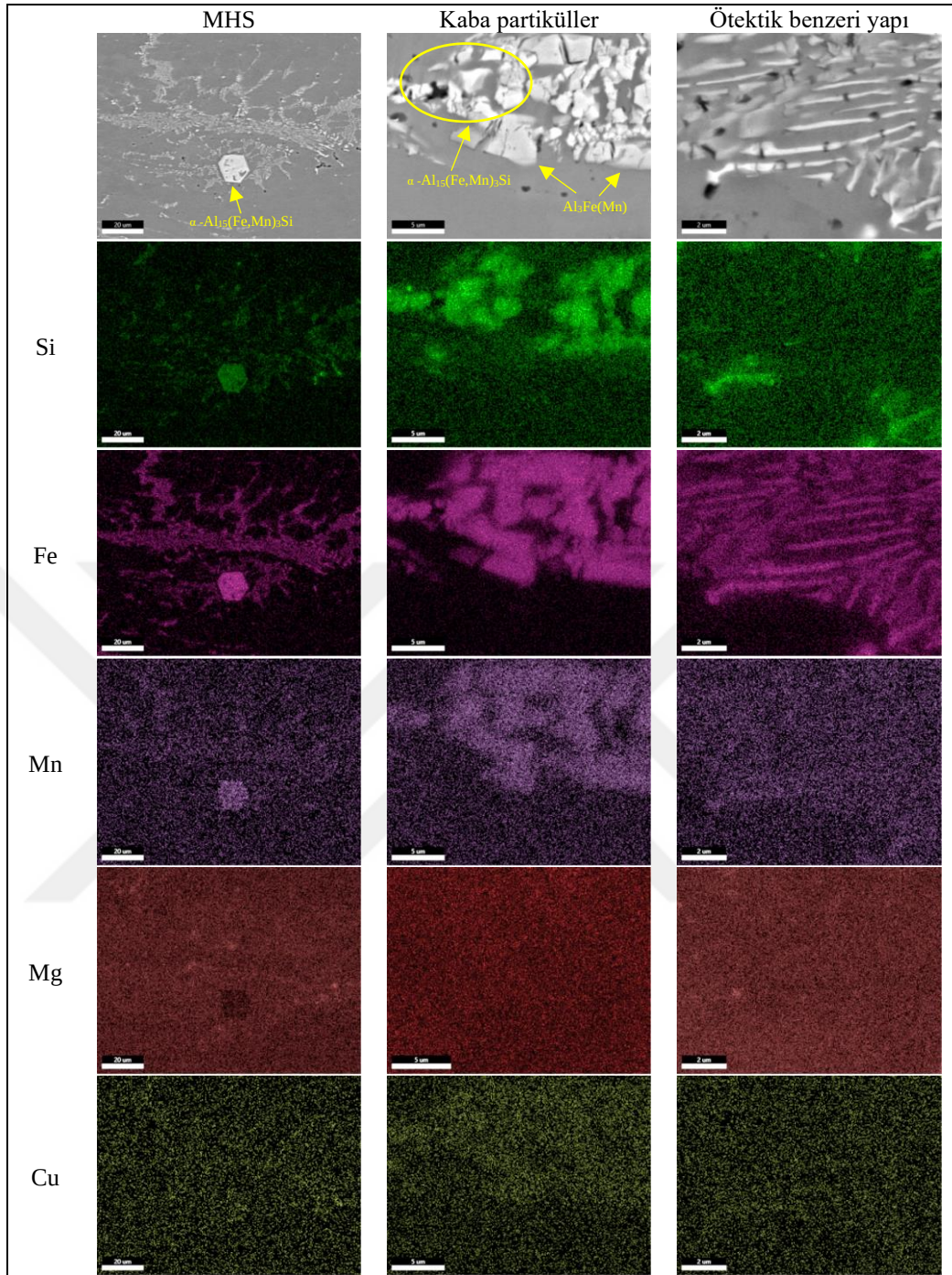
Birincil intermetalik partiküller					
	Tip	Element (at. %)	Formül	Element (at. %)	Formül
Numune A	1	Al(75) - Fe(23) - Mn(2)	Al ₃ (Fe, Mn)	Al (88) – Fe (10)	Al ₉ Fe
	2	Al(84) - Fe(10) - Si(4.5) - Mn(1.5)	α -Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si		
Numune B	2	Al(79) - Fe(14) - Si(5) - Mn(2)	α -Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si	Al (88) – Fe (10)	Al ₉ Fe
	3	Al(74.5) - Fe(14) - Si(7) - Mn(2) – Cu(2) – Mg(0.5)	α -Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si(Cu, Mg)		
	4	Al(55) – Mg(30) – Si(15)	Mg ₂ Si		
	5	Al(83.5) – Cu(14) – Fe(1) – Mg(1) – Si(0.5)	Al ₆ Cu(Mg, Fe, Si)		

EDS analizi ve element haritalama çalışmaları, Numune A'nın MHS bölgesinde iki farklı tipte birincil partikülün varlığını ortaya koymuştur. Boyutları 5 ile 20 μ m arasında değişen bu partiküller, Al₃(Fe, Mn) ve α -Al₁₅(Fe, Mn)₃Si fazlarıdır. Geriye kalan faz ise ötektik benzeri bir morfoloji sergilemekte olup, α -Al ve Al-Fe intermetalik fazlarından oluşmaktadır ki; bu fazın Al₉Fe stokiyometrisine yakın, kararlı bir denge fazından ziyade metastabil bir geçiş fazı olduğu düşünülmektedir. Ötektik benzeri lameller içinde az miktarda Si ve/veya Mn (yaklaşık %2 at.) tespit edilmiştir; özellikle Si, yüksek Fe içeriğine sahip (~%10 at.) lamellerin uç bölgelerinde yoğunlaşmaktadır. Mg ve Cu ise matriste homojen olarak dağılmış olup, intermetalik partiküllerin bünyesine dahil olmamıştır. MHS 'nda tespit edilen yüksek Fe konsantrasyonu, Fe 'in sıvı alüminyum içindeki çözünürlüğünün yüksek olmasından kaynaklanmaktadır. Fe ve Mn katı alüminyumda benzer çözünürlüklere sahipken, sıvı alüminyumda Fe 'in çözünürlüğü Mn 'a kıyasla belirgin şekilde daha yüksektir. Bu nedenle katılaşma sırasında Fe, katı/sıvı ara yüzeyinin önündeki sıvı fazda zenginleşerek levha kesiti boyunca bir konsantrasyon gradyanı oluşturur ve en yüksek Fe içeriği merkez düzlemde görülür. Buna karşılık, Mn hem sıvı hem de katı alüminyumda benzer çözünürlük seviyelerine sahip olduğundan katılaşma sürecinde Mn için anlamlı bir konsantrasyon gradyanı oluşmamaktadır [38, 128, 129].

Buna karşılık, Numune B çok daha geniş çeşitlilikte kaba birincil partikül tipleri sergilemektedir. Numune A'da da bulunan $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}$ fazına ek olarak, Numune B'deki bazı $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}$ partikülleri kayda değer miktarda Cu (%2 at.) ve Mg (%0,5 at.) içermektedir. Düzensiz, Çin yazısı morfolojisine sahip bu birincil partiküller, MHS yapısındaki ötektik benzeri yapıların çevresinde dağılmış durumdadır. Numune B'deki ötektik benzeri faz da Numune A'ya benzer şekilde, az miktarda Si ve/veya Mn içeren $\alpha\text{-Al}$ ve Al-Fe (Al_9Fe) fazlarından oluşmaktadır. Her iki numune arasında ötektik benzeri faz hacmi açısından fark olmasına rağmen, kimyasal bileşimleri büyük ölçüde benzerdir. Asıl fark, MHS yapısında bulunan kaba birincil intermetalik partiküllerin çeşitliliğinde yatmaktadır. Ayrıca, Numune B'nin MHS yapısında yüksek Cu içeriğine sahip (%14 at.) $\text{Al}_6\text{Cu}(\text{Mg}, \text{Fe}, \text{Si})$ ve Mg_2Si partikülleri de tespit edilmiştir (**Şekil 4.5**).

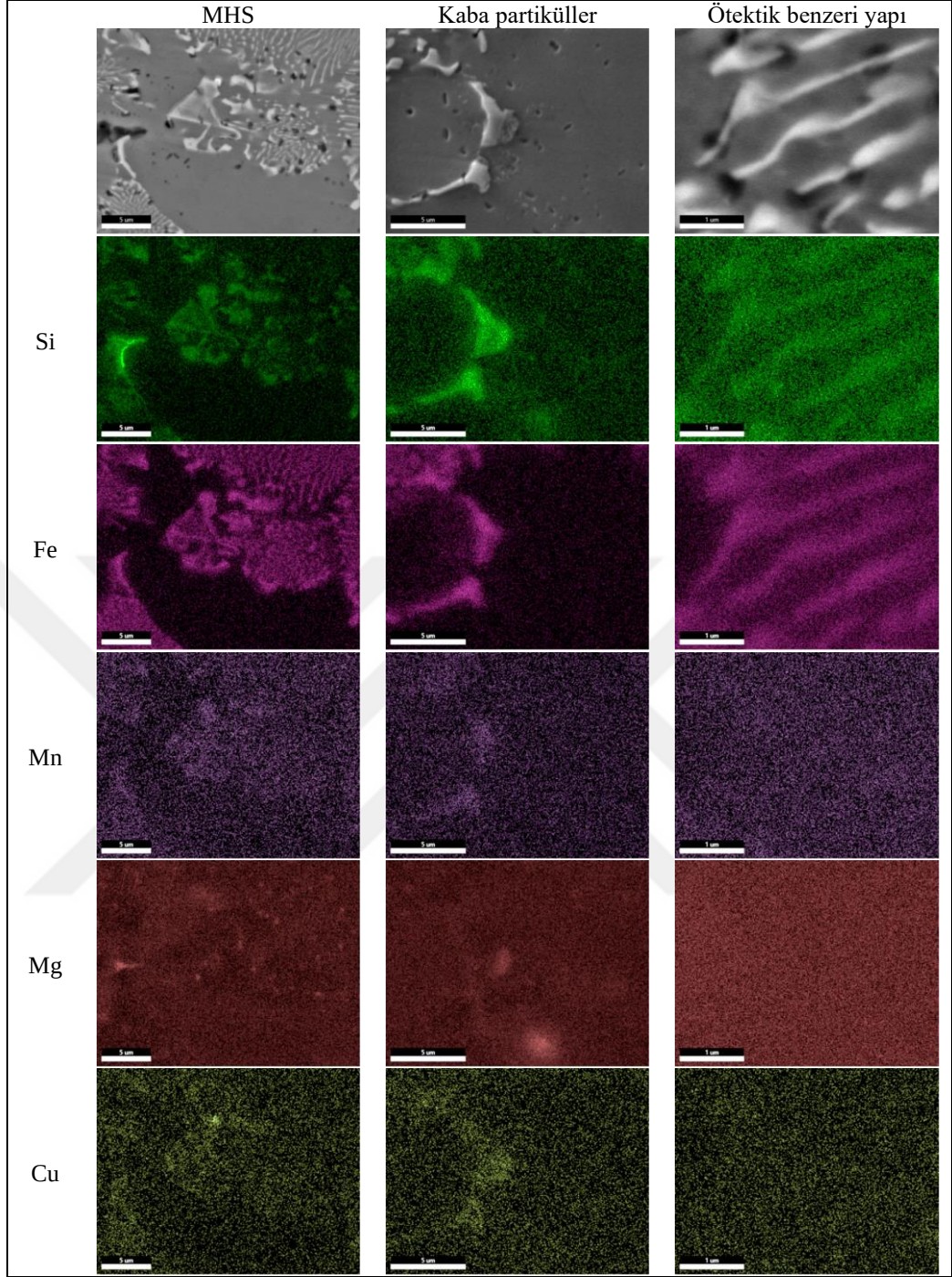
Numune B'de Mg ve Cu içeren intermetalik partiküllerin varlığı, daha düşük soğuma hızını işaret etmektedir; zira bu elementler partiküllerin bünyesine difüze olabilecek yeterli zamana sahip olmuşlardır. Bu durum özellikle önemlidir zira Mg 'un alüminyumda yüksek çözünürlüğü bulunmakta ve alaşımın mevcut Cu içeriği ise oldukça düşüktür (~%0,06). Buna karşın, Numune A'da Mg ve Cu elementleri matris içinde homojen olarak dağılmış halde kalmış, yüksek soğuma hızı, bu elementlerin intermetalik fazlara difüzyonunu engellemiştir. Her iki numunedeki MHS yapısında tanımlanan fazlar, döküm halindeki 3xxx serisi alüminyum alaşımları üzerine yapılan önceki çalışmalarla da örtüşmekte olup, bu çalışmalarda ortorombik $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe})$, monoklinik Al_3Fe , kübik Mg_2Si ve kübik $\alpha\text{-Al}(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Si}$ intermetalik partiküllerinin varlığı tespit edilmiştir [51, 130–134].

İki numune arasındaki birincil intermetalik partikül çeşitliliğindeki fark, soğuma hızları ve MHS kalınlığındaki farklılıklarla ilişkilendirilebilir. Numune B'de MHS daha geniş bir kesit alanına (~500 μm) yayılmış olup, bu şekilde geniş bir aralık içerisinde sıcaklık değişkenliği daha fazladır. Bu sıcaklık farklılıkları, çeşitli stokiometrilere sahip intermetalik fazların oluşumunu teşvik eder; zira her fazın çekirdeklenebilmesi, farklı sıcaklık koşullarını gerektirir. Buna karşılık, Numune A'da MHS çok daha ince bir bölgeye (~20–40 μm) sıkışmıştır ve bu bölgede sıcaklık dalgalanmaları büyük ölçüde sınırlıdır. Sonuç olarak, Numune A'nın MHS yapısında yalnızca iki tip birincil intermetalik partikül gözlenmektedir.



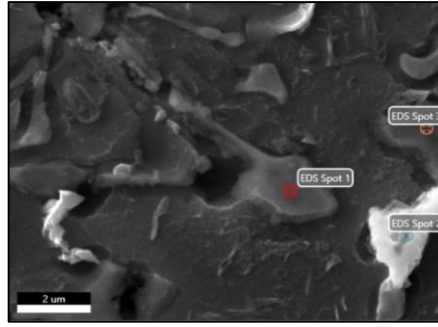
Şekil 4.3: Numune A'nın merkez hattı segregasyonunda görülen kaba partiküllerin ve ötektik benzeri yapının EDS element haritalaması.

Şekil 4.6, her iki numunenin çeyrek düzlem ve yüzeye yakın bölgelerinde bulunan intermetalik partiküllere ait EDS element haritalarını göstermektedir. Konumdan bağımsız olarak, bu intermetalik fazlar esas olarak Al, Fe, Si ve Mn elementlerinden oluşmaktadır.

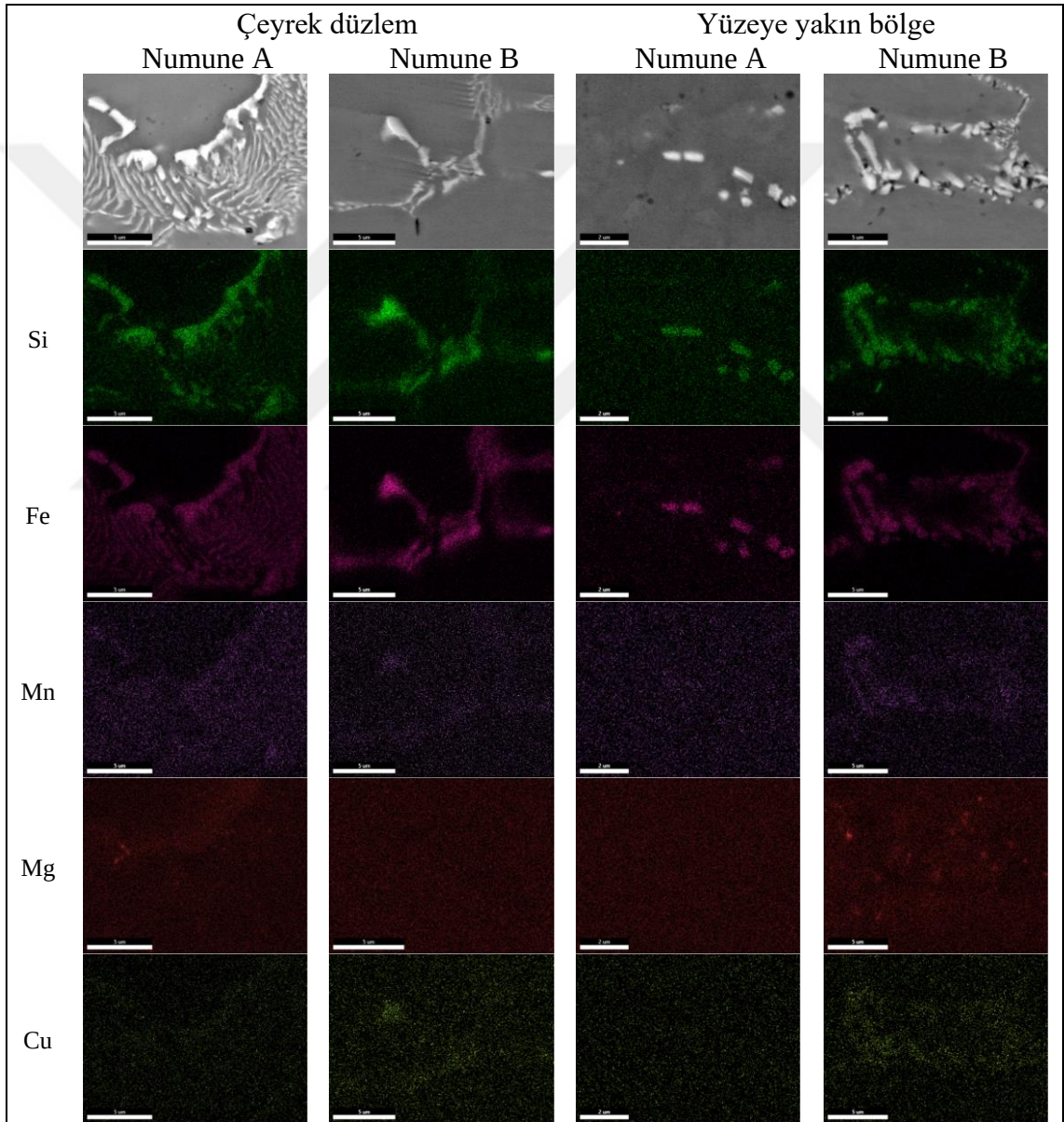


Şekil 4.4: Numune B'nin merkez hattı segregasyonunda görülen kaba partiküllerin ve ötektik benzeri yapının EDS element haritalaması.

Kimyasal bileşimlerine göre, bu partiküller Al-Mn-Mg (3xxx serisi) alüminyum alaşımlarında yaygın olarak bulunan α -Al(Fe, Mn)Si fazlarıdır. α -Al(Fe, Mn)Si'un stokiometrisi genellikle $Al_8(Fe, Mn)_2Si$ ile $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ arasında değişmekte olup, kesin olarak ortalama bir bileşimi belirlemek zordur. Bu nedenle, literatürde yaygın olarak $Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ yaklaşık formülü kabul edilmektedir.



Şekil 4.5: Numune B'nin merkez hattı segregasyonunda görülen $\text{Al}_6\text{Cu}(\text{Mg}, \text{Fe}, \text{Si})$ (EDS Spot 1, 3) ve Mg_2Si (EDS Spot 2) partikülleri.



Şekil 4.6: Numune A ve Numune B'nin çeyrek düzlem ve yüzeye yakın bölgelerinde görülen intermetalik partiküllere ait EDS element haritalaması.

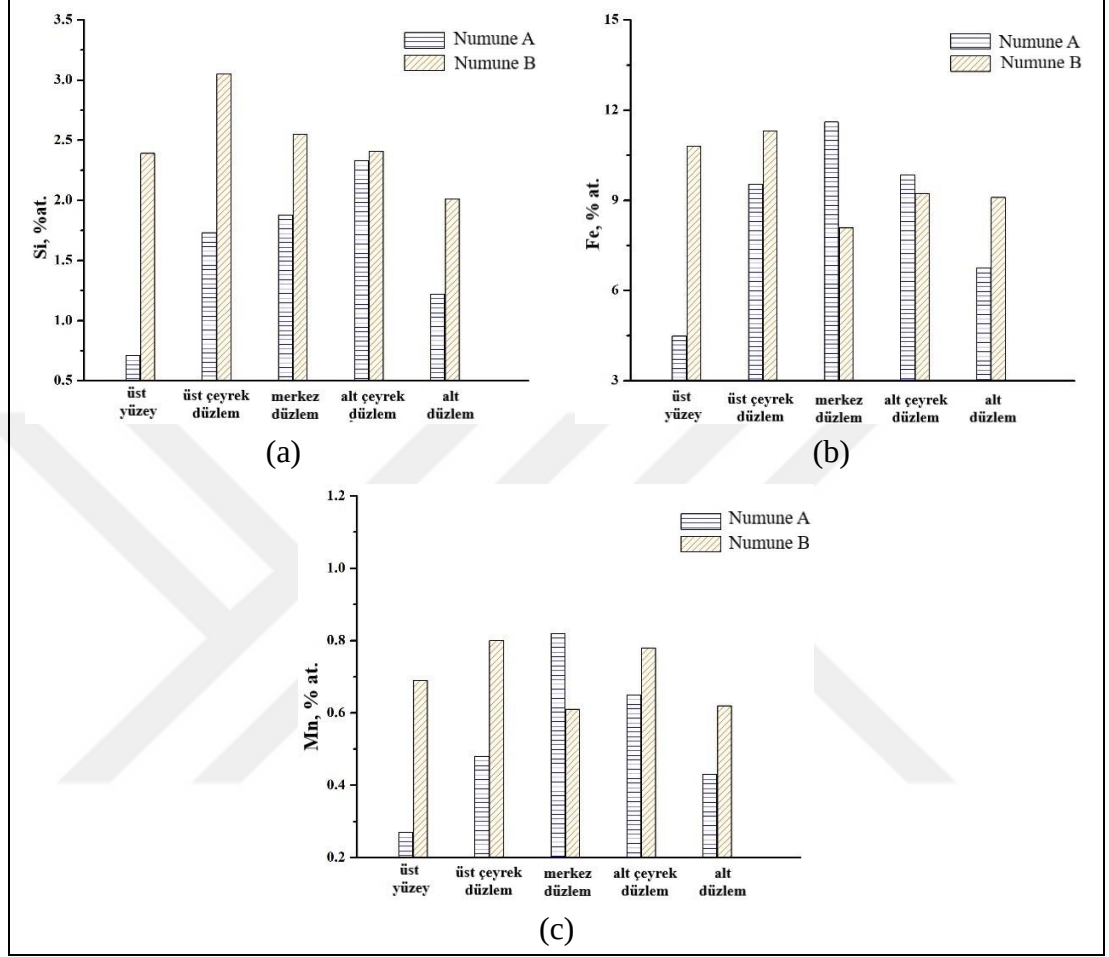
EDS analiz sonuçları, İMSD ile üretilen alüminyum alaşımlarındaki intermetalik partiküllere ilişkin önceki çalışmalarla oldukça uyumludur [51, 127, 135]. Tipik İMSD katılma hızlarında ($\sim 10^2$ - 10^3 K·s⁻¹), alüminyum matrisinde Mn 'in çözünürlük sınırı yaklaşık %5 olup, Fe 'in çözünürlüğü çok daha düşüktür (yaklaşık %0,03 at.) [130, 131]. Bu nedenle, Mn büyük oranda alüminyum matrise katılırken, Fe 'in önemli bir kısmı intermetalik partiküllerde yoğunlaşır. Bu dağılım, bu partiküllerde tespit edilen yüksek Fe ve düşük Mn konsantrasyonlarını açıklar.

MHS incelemesinde de belirtildiği gibi, yüzeye yakın ve çeyrek düzlem bölgelerine ait EDS analizleri ve element haritalamaları, Numune B'deki intermetalik partiküllere az miktarda Cu ve Mg 'un de dahil olduğunu göstermiştir. MHS faz bileşimindeki değişkenliğe rağmen, her iki numunenin yüzeye yakın ve çeyrek düzlem bölgelerindeki intermetalik partiküller genellikle benzer bir kimyasal formül sergilemektedir (α -Al(Fe, Mn)Si). Ancak, Numune B'deki partiküller, Numune A'ya kıyasla görece daha yüksek düzeyde Fe, Si ve Mn içermektedir.

Şekil 4.7'de paylaşılan grafikler, levha kesiti boyunca intermetalik partiküllerin yapısındaki Fe, Si ve Mn konsantrasyon değişimlerini göstermektedir. Numune A'da, bu elementlerin konsantrasyonları yüzeyden merkez düzleme doğru kademeli olarak artmakta; bu durum, levha kesiti boyunca değişen soğuma hızını yansıtmaktadır. Katı/sıvı ara yüzey merkeze doğru ilerledikçe, ara yüzey önündeki sıvı fazda çözünemeyen elementlerin birikmesi ile bir konsantrasyon gradyanı oluşur. Buna karşılık, Numune B'de Fe, Si ve Mn içerikleri kesit boyunca çok az değişiklik göstermekte ve tüm bölgelerde, Numune A'ya kıyasla daha yüksek konsantrasyonlar sergilemektedir. Kesit boyunca bu bileşimsel kararlılık ve yüksek element konsantrasyonları, Numune B'nin daha düşük bir soğuma hızı ve gradyanıyla katılaştığını ve bu sayede çözünürlük sınırı üzerindeki elementlerin intermetalik yapılara daha etkili şekilde difüze olabildiğini göstermektedir.

Numune matrislerine ait EDS analizleri, Numune B'de ortalama Si içeriğinin atomik olarak %0,06, Fe içeriğinin %0,20 olduğunu; buna karşılık, Numune A'da bu değerlerin sırasıyla %0,10 ve %0,26 olarak gerçekleştiğini göstermektedir. Bu sonuçlar, Numune A'nın görece olarak daha doygun bir matrise sahip olduğunu ortaya koymaktadır. Bu durum, intermetalik partikül analizlerinden elde edilen bulgularla da tutarlıdır; zira Numune B'deki daha düşük soğuma hızı, elementlerin intermetalik partiküllere difüzyonuna olanak tanımakta ve matrisin aşırı doygunluğunu

azaltmaktadır. Özellikle Mn içeriği her iki numunenin matrisinde de yaklaşık olarak %0,3 seviyesinde sabit kalmakta olup, bu durum Mn 'ın alüminyum matris içindeki yüksek katı çözünürlüğü ile ilişkilendirilmektedir.



Şekil 4.7: Numune A ve Numune B’de görülen intermetalik partiküllerin yapısını oluşturan elementlerin kesit boyunca konsantrasyon değişimi, (a) Si konsantrasyonu, (b) Fe konsantrasyonu ve (c) Mn konsantrasyonu.

4.1.2. Tane Yapısı

Şekil 4.8 ve 4.9, MAK 'nin döküm sonrası tane yapısı üzerindeki etkisini göstermekte olup, Numune A ile Numune B arasında belirgin bir farkı ortaya koymaktadır. Şekil 4.8’de görüldüğü üzere, Numune A’nın tane yapısı kesit boyunca hem boyut hem de morfoloji açısından dikkate değer bir heterojenlik sergilemektedir. İMSD tekniği ile üretilen levhalarda görülen bu tür tane yapısı heterojenliği literatürde yaygın olarak geçmektedir [136]. Bu farklılık yalnızca kesit boyunca değişen soğuma hızına değil, aynı zamanda katılaştıran metalin maruz kaldığı deformasyona da bağlanmaktadır. Levhanın en dış yüzeyi, tane şekillerinin ve boyutlarının ayırt edilmesinin zorlaştığı,

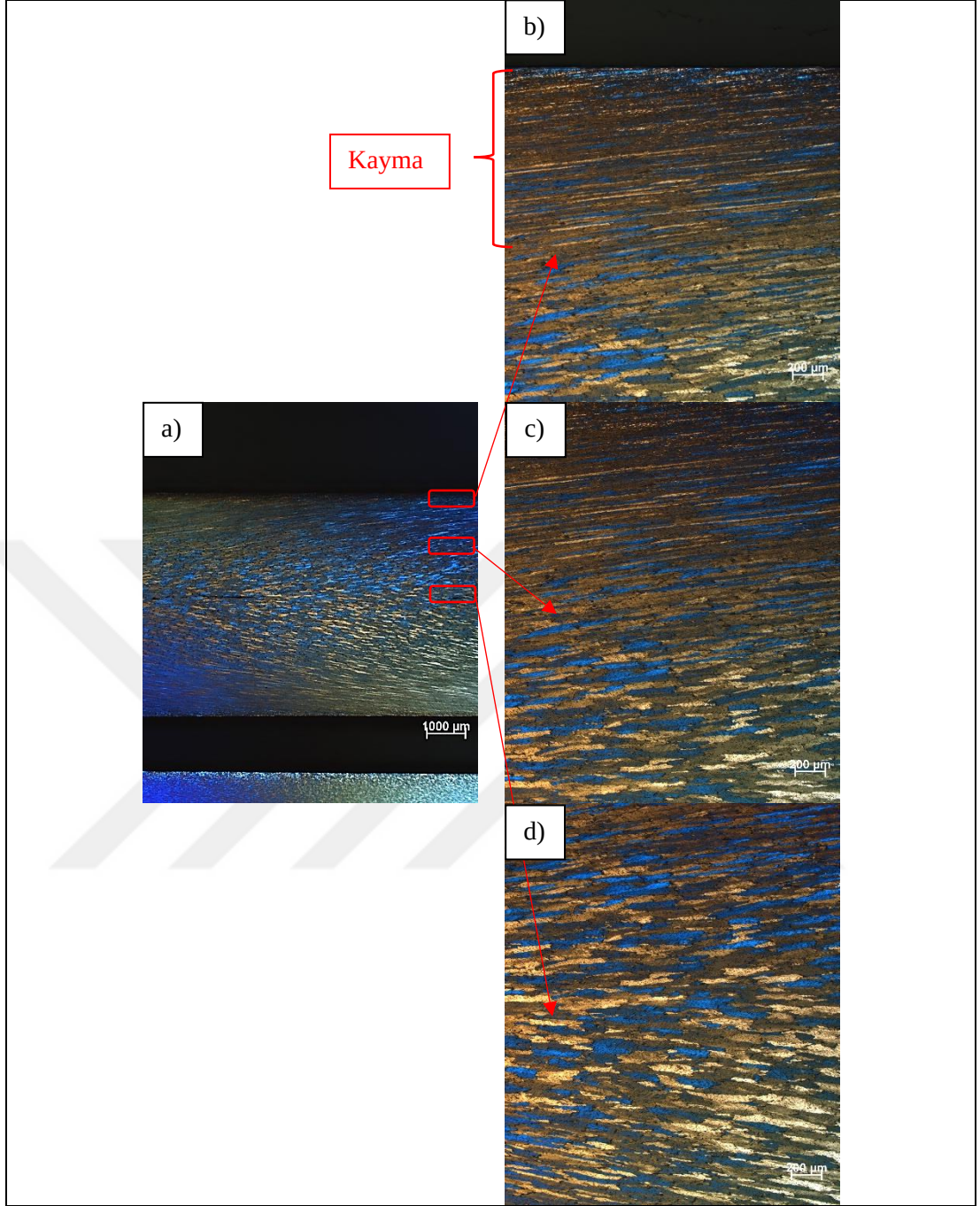
yüksek derecede kayma deformasyonuna maruz kalmış bir yapı sergilemektedir. Bu kayma bölgesi yüzeyden yaklaşık 1000 µm derinliğe kadar uzanmaktadır.

Kesitte merkeze doğru ilerledikçe, çeyrek düzlem ve merkez düzlemde farklı yapısal özellikler gözlemlenmektedir. Çeyrek düzlemdeki taneler, yüksek oranda deformasyona uğramış ve yatay eksene göre çok küçük bir açı yapmakta ve neredeyse döküm yönüne paralel şekilde uzamış durumdadır. Bu yönelme, merdane aralığında katılaştıran levhanın maruz kaldığı sıcak haddeleme etkisinin doğrudan bir sonucudur ve tanelerin eğimi, döküm sırasında uygulanan MAK 'nin büyüklüğü ile doğru orantılıdır. Merkez düzleme yaklaştıkça tane boyutları kademeli olarak artmakta; ancak, deformasyon belirtileri belirgin şekilde devam etmektedir. Numune A'nın genel tane yapısı, 6 mm kalınlığında levha dökümünde daha yüksek bir MAK uygulandığını güçlü biçimde göstermektedir.

Buna karşılık, **Şekil 4.9**'da gösterildiği üzere, Numune B homojen ve eş eksenli bir tane yapısı sergilemektedir. Tane boyutları tüm kesit boyunca benzerlik göstermekte ve yüzeye yakın bölgede kayma deformasyonunun çok daha az olduğu görülmektedir; bu durum, yüzeye yakın bölgelerde sınırları belirgin, eş eksenli tanelerin varlığıyla kendini göstermektedir. Yüzeye yakın bölgedeki taneler dendritik bir yapıda katılaşmakta ve döküm yönüne göre yaklaşık 45° açı ile durmaktadır. Çeyrek düzlemde ise tanelerin ekseni ile numunenin yatay ekseni arasındaki açı, Numune A'ya kıyasla daha büyüktür; bu durum, Numune B'nin katılaşması sırasında deformasyon etkisinin daha az olduğunu göstermektedir.

Bu bulgular, MAK 'nin azaltılmasının, katılaşma ile eşzamanlı malzemenin maruz kaldığı deformasyonu azalttığını ve böylece levha kesiti boyunca daha homojen bir tane yapısı oluşmasına neden olduğunu göstermektedir. Öte yandan, artan MAK, yüzeye yakın tanelerde kayma deformasyonu, levha çeyrek düzlemi ve merkez düzleminde ise daha düşük en/boy oranlı ve daha düşük eğim açılı tane yapıları ile sonuçlanmaktadır.

Tane boyutu ölçümleri, tanelerin görece az deforme olduğu ve sınırlarının daha net görülebildiği enine kesitteki merkez düzlemde gerçekleştirilmiştir. Numune A'nın G indeksi 5,81 iken, Numune B'ninki 4,03 olarak belirlenmiştir; bu da Numune A'nın daha ince taneli bir yapıya sahip olduğunu göstermektedir. Numune A'nın G indeksi 46 µm tane boyutuna karşılık gelirken, Numune B'nin G indeksi 89 µm tane boyutunu göstermektedir.

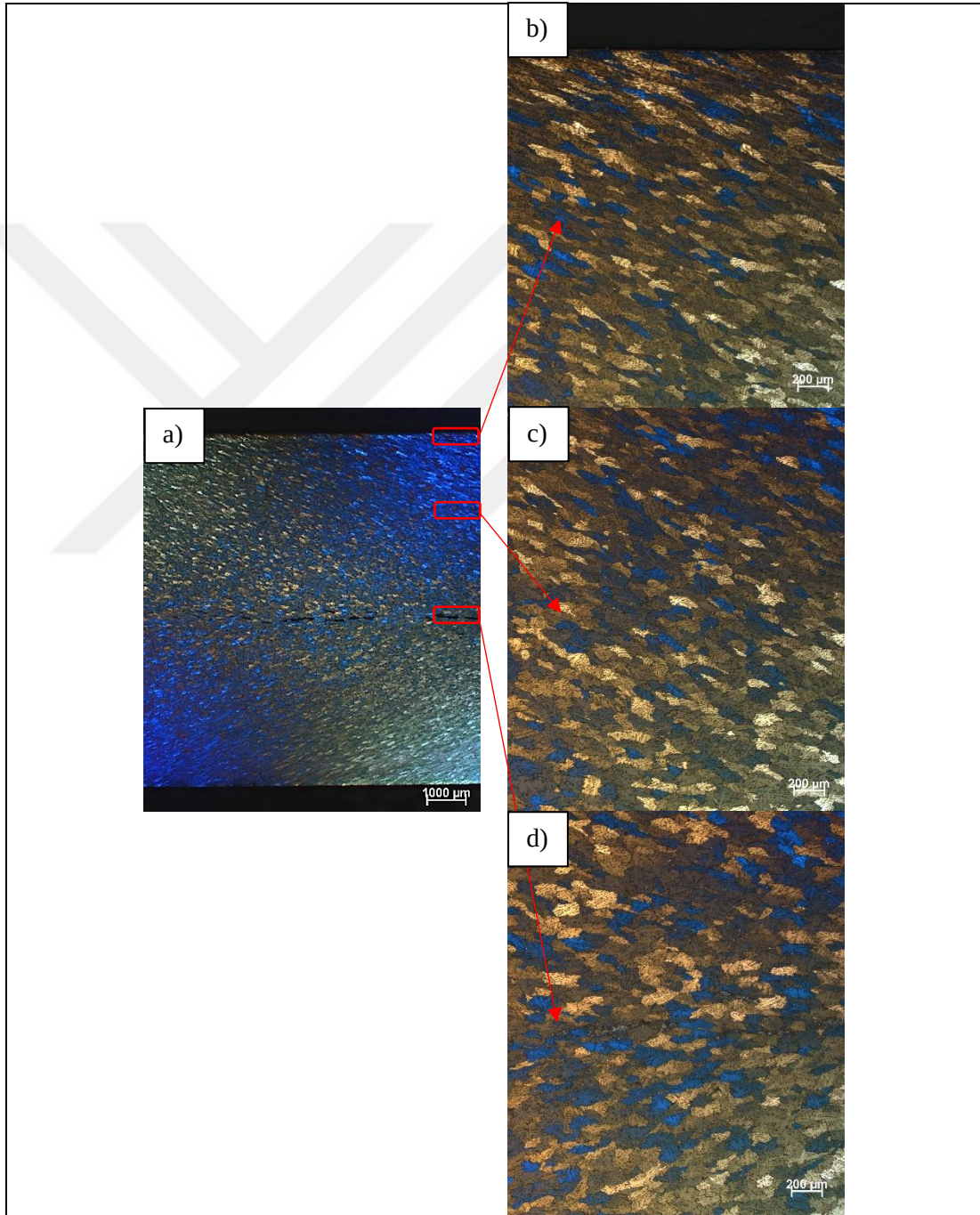


Şekil 4.8: Numune A'ya ait döküm sonrası tane yapısı, a) tüm kesit, b) yüzeye yakın bölge, c) çeyrek düzlem, d) merkez düzlem.

Tane boyutundaki bu iki katlık fark, Numune B'nin maruz kaldığı daha düşük MAK'ne bağlı olarak merdane ile levha arasındaki ısı transferinin azalması ve dolayısıyla daha düşük bir soğuma hızıyla ilişkilendirilebilir.

Düşük MAK nedeniyle oluşan daha kalın bir levha, sıvı metalden daha az ısı absorbe edilebildiği anlamına gelmekte; bu da fiziksel olarak merdane aralığında daha büyük bir sıvı metal havuzu oluşturarak, merdaneler ile katılaşmakta olan levha arasındaki

sınırlı temas süresinde soğutulması gereken toplam hacmi artırmakta ve böylece kesit boyunca soğuma hızını düşürmektedir. Önceki bölümlerde intermetalik partiküllere dair analizlerde de gösterildiği üzere, Numune A'da tane boyutları yüzeyden merkez düzleme doğru değişim göstermekte; bu da 6 mm kalınlığındaki levhanın kesit boyunca heterojenliğini ortaya koymaktadır. Buna karşın, Numune B'nin kesit boyunca homojen tane yapısı, daha tercih edilebilir bir mikro yapıyı temsil etmektedir.



Şekil 4.9: Numune B'ye ait döküm sonrası tane yapısı, a) tüm kesit, b) yüzeye yakın bölge, c) çeyrek düzlem, d) merkez düzlem.

4.1.3. Kristalografik Doku

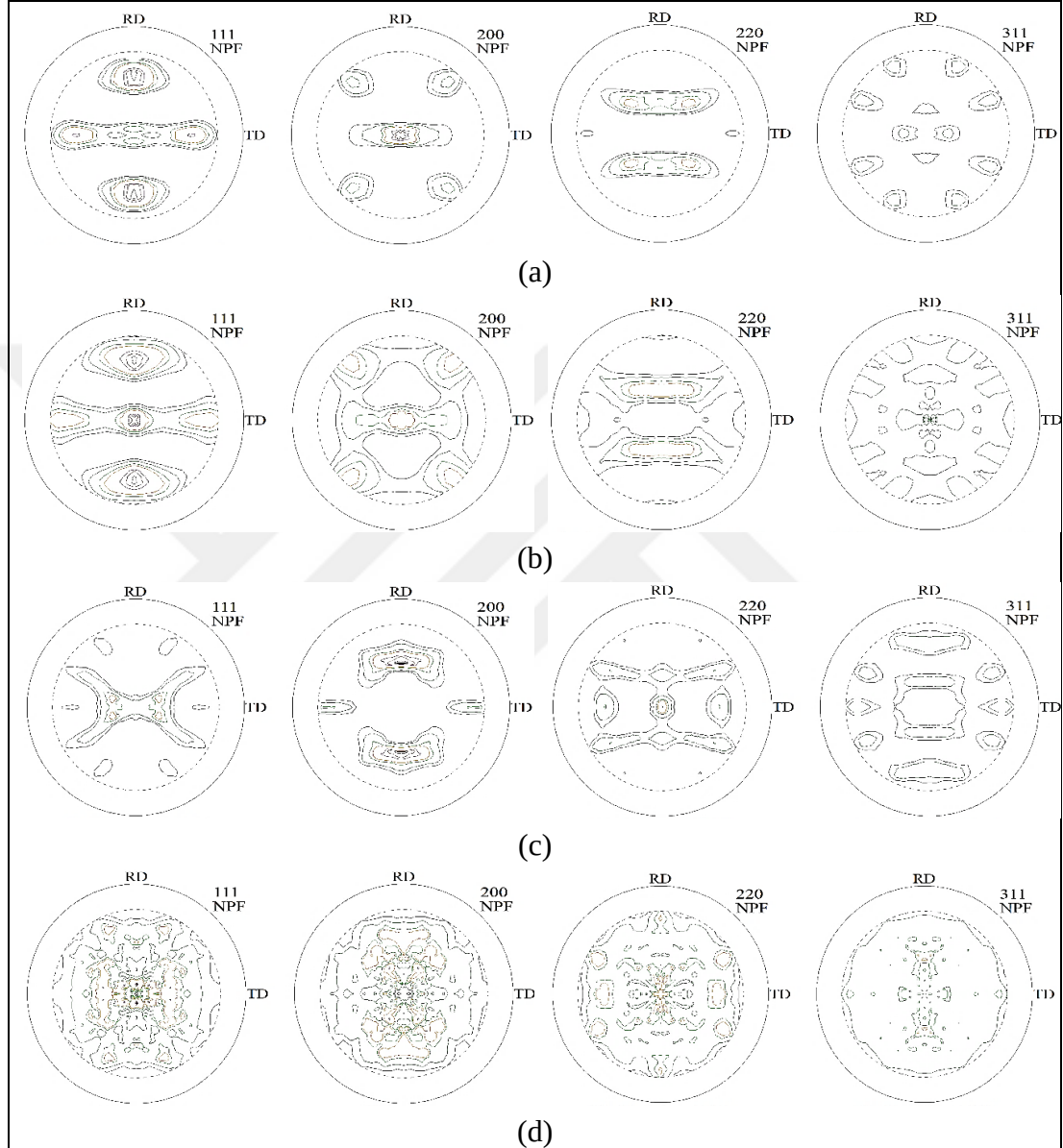
Döküm sonrası levhalarda oluşan kristalografik doku, katılaşma sırasında malzemenin maruz kaldığı deformasyon tarafından etkilenmektedir. İMSD tekniği ile üretilen malzemelerin dokusu üzerine çeşitli çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Gras ve arkadaşları [50], döküm sonrası İMSD tekniği ile üretilen malzemelerin en dış yüzey tabakasında tipik bir kayma dokusu gözlemlendiğini, merkez bölgede ise deformasyonun düzlemsel gerinim modunda gerçekleştiğini belirtmiştir. Kalınlık boyunca gözlemlenen kristalografik doku farklılıkları, döküm sırasında uygulanan baskıya bağlı olarak meydana gelen geri kayma ya da ayırıcı ajan uygulamasındaki yetersizliklerden kaynaklanan bölgesel yapışmalarla ilişkilendirilmiştir. Kim ve arkadaşları [30] ise merkez düzlemde tipik haddeleme dokuları (Brass, S, Copper) ve yüzeyde kayma deformasyon dokusu gözlemlemiştir.

Her ne kadar bu çalışmalar, İMSD yöntemiyle üretilmiş döküm sonrası malzemelerin kesit boyunca doku gelişimini vurgulasa da döküm parametrelerinin optimizasyonu ile kristalografik dokunun ve bu dokunun kesit boyunca değişiminin ne ölçüde kontrol edilebileceği konusu hâlâ cevaplanması gereken bir sorudur. Bu durum daha fazla araştırma gerektirmekte olup, bu tez çalışması da bu soruya cevap aramayı amaçlamaktadır.

MAK 'nin kristalografik doku oluşumu üzerindeki etkisini araştırmak amacıyla, döküm sonrası numunelerde düzlem projeksiyon analizleri gerçekleştirilmiştir. Kristalografik dokunun kesit boyunca gelişimini anlamak için levha yüzeyi ve kesiti ayrı ayrı analiz edilmiştir. **Şekil 4.10**, Numune A ve Numune B'ye ait yüzeyler ile numune kesitlerinden elde edilen (111), (200), (220) ve (311) düzlem projeksiyonlarını göstermektedir. **Tablo 4.2**'de özetlenen sonuçlar, bu düzlem projeksiyonlarından elde edilmiş olup, Numune A'nın yüzeyinde baskın olan doku bileşeninin r-Cube {001} <110> olduğunu ve bu bileşenin hacim oranının %37,7 olduğunu ortaya koymaktadır.

Yüzeyde gözlemlenen yüksek orandaki r-Cube dokusu, Numune A'nın yüzeyinde meydana gelen şiddetli kayma deformasyonuna işaret etmektedir ve bu durum önceki bölümlerde tartışılan tane yapısı gözlemleriyle de örtüşmektedir. Numune A'nın yüzeyinde gözlemlenen diğer doku bileşenleri sırasıyla {112} <1 $\bar{1}$ 0>, {113} <1 $\bar{1}$ 0> (M dokusu) ve {111} <01 $\bar{1}$ > (E dokusu) olup, bu bileşenlerin hacim oranları sırasıyla %12,1, %9,4 ve %5,3'tür.

Buna karşılık, Numune A'nın kesiti üzerinden yapılan kristalografik doku analizinde, baskın doku bileşenleri $\{111\} \langle 01\bar{1} \rangle$ (E dokusu), $\{110\} \langle 1\bar{1}1 \rangle$, $\{112\} \langle 1\bar{1}0 \rangle$, $\{101\} \langle 52\bar{5} \rangle$ ve $\{111\} \langle \bar{1}12 \rangle$ (F dokusu) olarak belirlenmiştir. Bu bileşenlerin sırasıyla hacim oranları %13,6, %12,7, %8,3, %7,6 ve %6,2'dir.



Şekil 4.10: (111), (200), (220) ve (311) düzlem projeksiyonları, (a) Numune A yüzeyi, (b) Numune B yüzeyi, (c) Numune A kesiti, (d) Numune B kesiti.

E, F ve r-Cube dokusu, alüminyum alaşımlarında kayma deformasyonunun iyi bilinen temsilcileridir [99]. Kristalografik doku analizine dayanarak, Numune A'nın kesitinin hâlâ kayma deformasyonundan etkilendiği, ancak kesitte baskın olan doku bileşenlerinin yüzeydekilerden farklı olduğu sonucuna varılabilir. Özellikle yüzeyde baskın olan r-Cube dokusu, kesitte yalnızca %1,2 hacim oranına sahiptir. Ayrıca,

yüzeyde gözlemlenen M dokusu $\{113\} \langle 1\bar{1}0 \rangle$, kesitte tespit edilememiştir. Bu durum, hem r-Cube hem de M dokularının yalnızca döküm merdanesi ile doğrudan temas hâlindeki en dış levha yüzeyi tabakasıyla sınırlı olduğunu ve levha derinliğine ilerlemediğini göstermektedir.

Tablo 4.2: Numune A ve Numune B'ye ait kristalografik doku bileşenlerinin hacim oranları.

			Yüzey		Kesit	
Doku bileşenleri			Numune A (%)	Numune B (%)	Numune A (%)	Numune B (%)
{001}	$\langle 110 \rangle$	r-Cube (kayma)	37.7	14.7	1.2	1.4
{112}	$\langle 1\bar{1}0 \rangle$		12.1	9.7	8.3	4.0
{113}	$\langle 1\bar{1}0 \rangle$	M	9.4	7.8		2.1
{111}	$\langle 01\bar{1} \rangle$	E (kayma)	5.3	6.2	13.6	
{111}	$\langle \bar{1}\bar{1}2 \rangle$	F (kayma)	1.0	1.7	6.2	
{001}	$\langle 100 \rangle$	Cube	1.3		2.6	
{112}	$\langle 11\bar{1} \rangle$	Copper				5.2
{110}	$\langle 1\bar{1}2 \rangle$	Brass				8.5
{110}	$\langle 001 \rangle$	Goss				2.6
{122}	$\langle 2\bar{2}1 \rangle$		1.6	2.6		
{323}	$\langle 1\bar{3}1 \rangle$		2.6	3.0	3.4	3.2
{233}	$\langle 01\bar{1} \rangle$			0.9	3.3	3.7
{101}	$\langle 52\bar{5} \rangle$				7.6	5.1
{110}	$\langle 1\bar{1}1 \rangle$				12.7	7.8
{525}	$\langle 1\bar{5}1 \rangle$			2.7	2.9	
Kalan			29.0	50.8	38.3	56.6

Belirli bir kristalografik dokuyla ilişkilendirilemeyen bileşenler, yüzeyde %29, kesitte ise %38,3 hacim oranını oluşturmaktadır. Bu bulgular, Numune A'nın özellikle merdane aralığında maruz kaldığı yüksek MAK nedeniyle belirgin kristalografik dokular sergilediğini göstermektedir. Ayrıca, doku bileşenlerinin dağılımı levhanın yüzeyi ile kesiti arasında farklılık göstermektedir.

Numune B, kristalografik doku açısından Numune A'dan belirgin şekilde farklılık göstermektedir. {001} $\langle 110 \rangle$ (r-Cube), yüzeyde %14,7'ye kadar ciddi oranda azalmakta ve kesitte neredeyse yok denecek düzeye inmektedir. {113} $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ (M) ve

$\{112\} \langle 1\bar{1}0 \rangle$ dokularının hacim oranları ise hafif bir düşüş göstermektedir. Yüzeyde E ve F dokuları ile diğer bazı doku bileşenleri, Numune A'dakine benzer oranlarda kalırken, belirli bir kristalografik dokuya atfedilemeyen bileşenlerin hacmi %50,8'e yükselmektedir. Bu bulgular, Numune B'nin yüzeyinde daha düşük MAK nedeniyle daha az kayma deformasyonu oluştuğunu göstermektedir.

Numune A'nın kesitinde belli doku bileşenleri baskın bir şekilde gözlemlenirken, Numune B'nin kesitinde belirgin bir baskın doku bulunmamaktadır. Bununla birlikte, $\{110\} \langle 1\bar{1}2 \rangle$ (Brass), $\{112\} \langle 11\bar{1} \rangle$ (Copper) ve $\{110\} \langle 001 \rangle$ (Goss) gibi düzlemsel gerinim deformasyonunu işaret eden doku bileşenleri ortaya çıkmaktadır. Öte yandan, E ve F dokuları tamamen kaybolmuştur. Numune B, yüksek oranda rassal bir kristalografik doku (%56,6) göstermekte olup, bu da daha izotropik bir malzeme yapısına işaret etmektedir.

Bu sonuçlar, Numune B'nin yüzeye yakın bölgesindeki tanelerin neden eş eksenli olduğunu ve genel tane yapısının kesit boyunca neden homojen bir dağılım sergilediğini açıklamaktadır. Daha düşük MAK, katılaşma ile eşzamanlı deformasyonun sınırlı olması nedeniyle, görel olarak rassal bir dokuyla birlikte daha homojen bir tane yapısına yol açmaktadır.

4.1.4. Mekanik Özellikler

İMSD yöntemiyle üretilmiş levhaların döküm halindeki mekanik özellikleri teknik açıdan büyük önem taşıyorsa da bu çalışmada numuneler arasındaki katılaşma farklılıklarını yorumlamak amacıyla akma ve çekme mukavemetleri tamamlayıcı analizler olarak ölçülmüştür (**Tablo 4.3**). Numune B'nin akma ve çekme mukavemetleri, Numune A'ya kıyasla belirgin şekilde daha düşüktür. Döküm doğrultusunda çıkarılan numunelerle yapılan çekme testleri, Numune A'nın 101 MPa akma dayanımına ve 141 MPa çekme dayanımına sahip olduğunu göstermektedir. Buna karşılık Numune B, 85 MPa akma dayanımı ve 126 MPa çekme dayanımı sergilemekte olup, aynı zamanda daha yüksek bir uzama oranı (%19) göstermektedir.

Bu bulgular mikro sertlik testleriyle de desteklenmiştir. Numune A'nın yüzey sertliği 49,3 HV_{0.025}, Numune B yüzey sertliği 43,6 HV_{0.025} olarak ölçülmüştür.

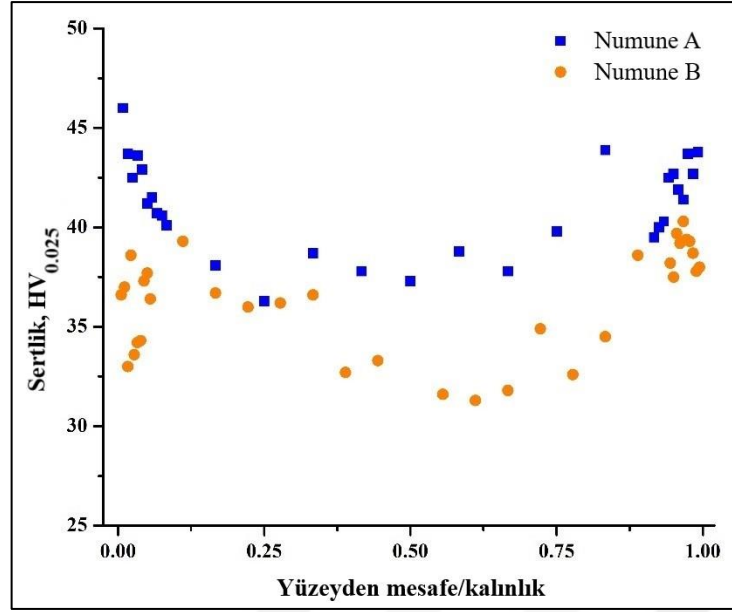
Tablo 4.3: Numunelerin döküm halinde çekme testi sonuçları ve yüzey mikro sertlik değerleri.

	Akma Muk., MPa	Çekme Muk., MPa	Uzama, %	Sertlik, HV _{0.025}
Numune A	101	141	13	49.3
Numune B	85	126	19	43.6

Şekil 4.11'de gösterildiği üzere, kesit boyunca sertlik profilleri Numune A ile Numune B arasında belirgin farklar ortaya koymaktadır. Kayma deformasyonunun daha baskın olduğu Numune A'da, yüzeye yakın bölgeler en yüksek sertlik değerlerini sergilemektedir (44–46 HV_{0.025}). Sertlik, merkez düzleme doğru kademeli olarak azalarak kesit boyunca yay şeklinde bir sertlik profili oluşturmaktadır. Buna karşılık, Numune B daha lineer bir sertlik profili göstermektedir; yüzeye yakın bölgelerdeki sertlik değerleri çeyrek düzlemdeki değerlerle benzer düzeydedir. Ancak merkez düzlemdeki sertlik belirgin şekilde düşüktür (31–33 HV_{0.025}). Genel olarak, ölçüm yapılan bölgeden bağımsız olarak, Numune A'nın sertlik değerleri, Numune B'ye göre istikrarlı bir şekilde daha yüksektir.

Bu mekanik test sonuçları, Numune A'nın özellikle yüzeye yakın bölgelerinde merkez düzlemlere kıyasla döküm sırasında daha fazla deformasyona maruz kaldığını ortaya koymaktadır. Numune B'deki daha düşük MAK, daha düşük sertlik değerlerine yol açmaktadır ve bu durum, birkaç faktörün birleşimi ile ilişkilendirilebilir: daha kaba taneli bir yapı (daha az tane sınırı), düşük matris doygunluğu ve dökümde daha düşük deformasyon. Numune B'deki daha yavaş soğuma hızı, çözünabilirlik sınırının ötesindeki elementlerin intermetalik partiküllere difüze olmasını kolaylaştırmakta ve bu da daha az doymuş bir matris oluşumuna neden olmaktadır. Ayrıca, bu düşük soğuma hızı tane büyümesini teşvik ederek tane sınırı sayısını daha da azaltmaktadır. Öte yandan, Numune A'daki yüksek soğuma hızı daha doymuş bir matris ve daha küçük tane boyutu ile sonuçlanmakta, bu da daha yüksek bir tane sınırı yoğunluğuna katkı sağlamaktadır.

Tüm bu faktörler göz önünde bulundurulduğunda, Numune B'deki sertleşme mekanizmalarının (katı eriyik sertleşmesi, tane inceltme ve deformasyonla sertleştirme) daha az etkili olduğu ve bunun da Numune B'nin Numune A'ya göre daha düşük mukavemet ve sertliğe sahip olmasına neden olduğu sonucuna varılabilir.



Şekil 4.11: Numune A ve Numune B'nin kesit boyunca mikro sertlik profilleri.

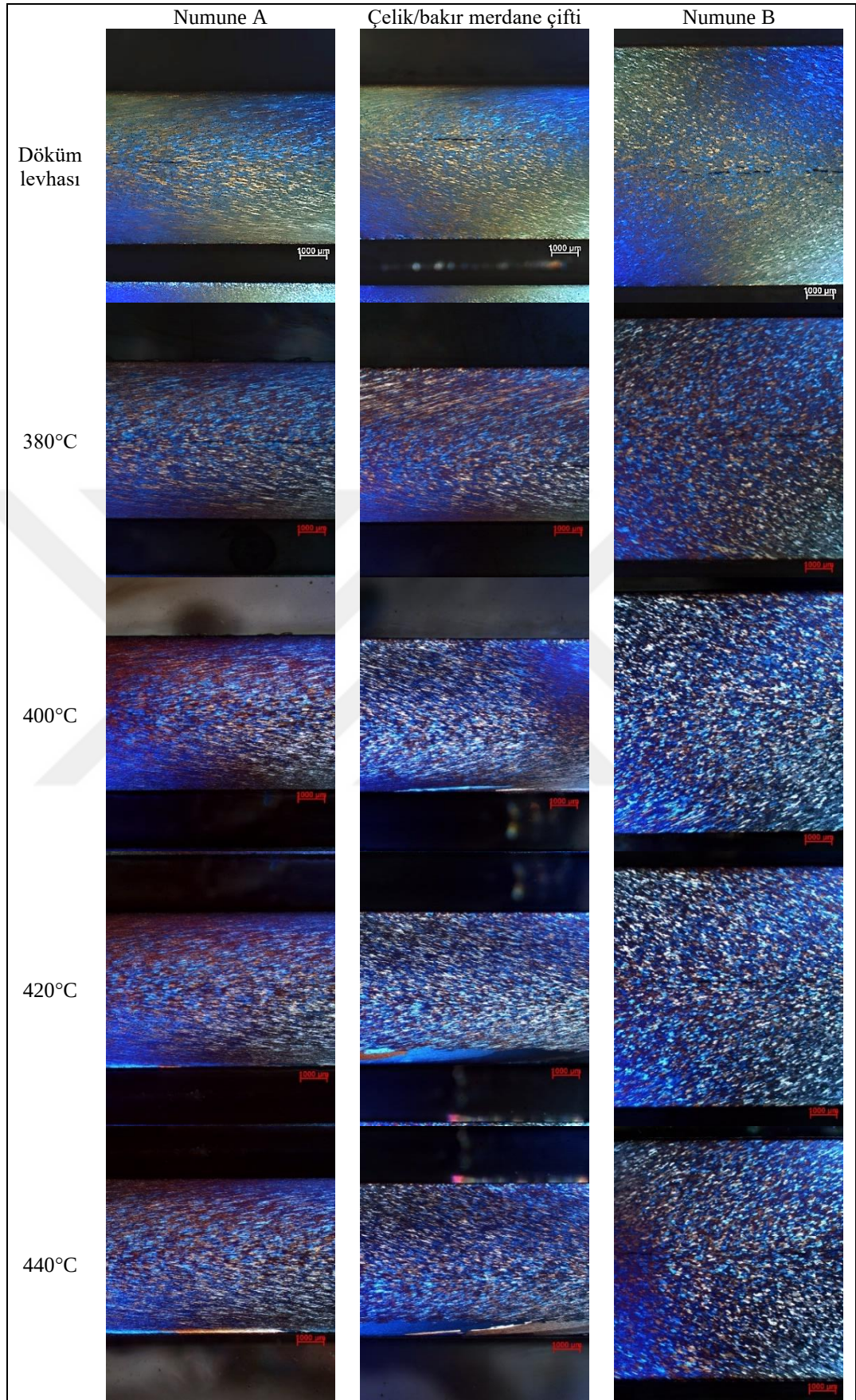
4.2. Homojenizasyon Isıl İşlemi Sonrası İncelemeler

Farklı MAK ile üretilen levhaların, döküm kalınlığında farklı sıcaklıklarda homojenizasyon ısı işlemine tabi tutulması sonrasında mikroyapıdaki gelişim ısı işlem sıcaklığına, döküm merdanesi malzemesine ve katılaşma anındaki MAK 'ne göre farklılıklar göstermektedir. Şekil 4.12'de, numunelerin döküm hali ile 380°C'den 580°C'ye kadar farklı sıcaklıklarda homojenizasyona tabi tutulduktan sonraki mikroyapıları verilmiştir.

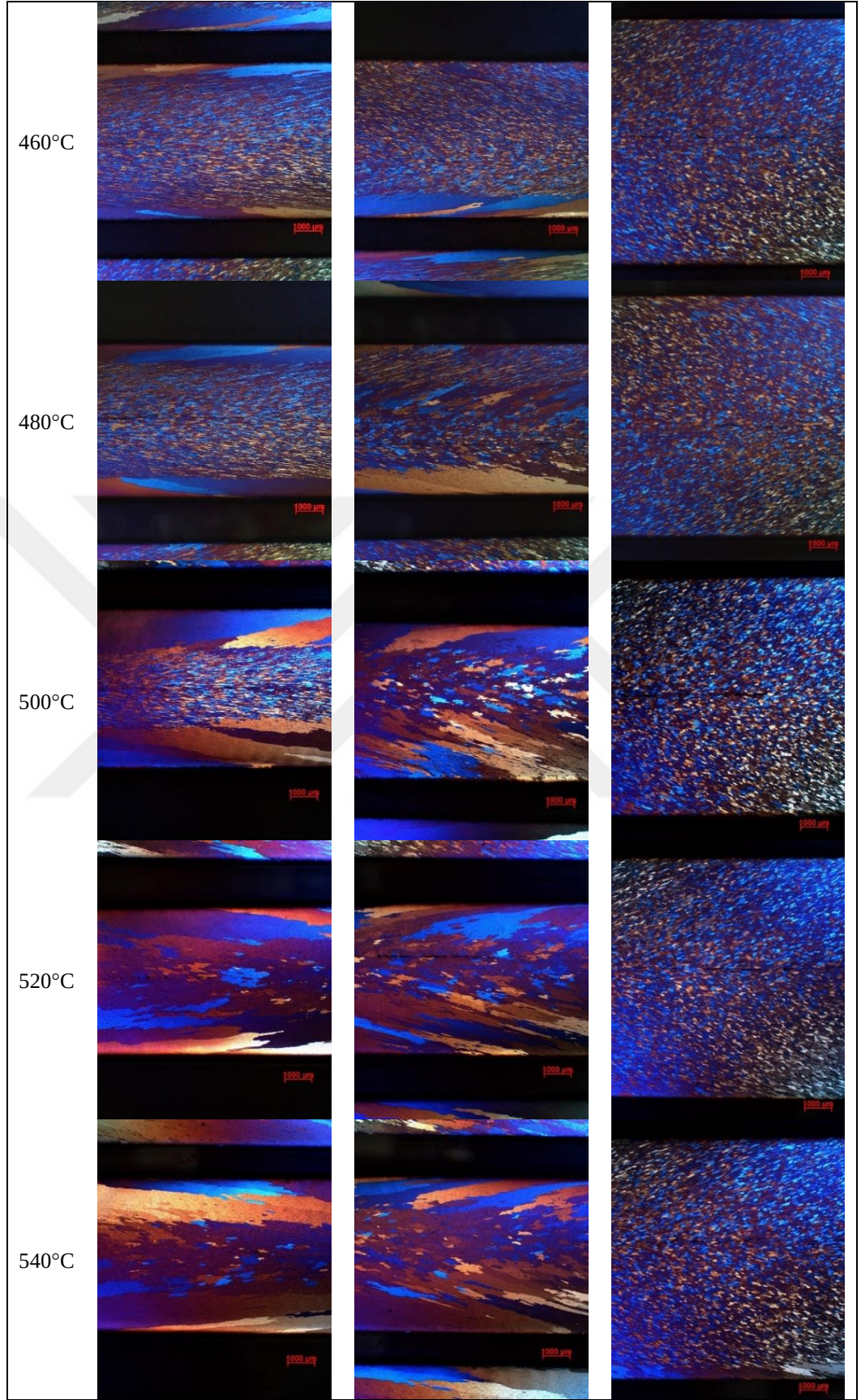
Homojenizasyon sonrası mikroyapılar incelendiğinde 400°C'ye kadar mikroyapılarda herhangi bir değişim olmadığı görülmektedir. 400°C'de yapılan ısı işlemde ilk önce çelik/bakır merdane çifti ile üretilen numunenin sadece çelik merdane ile temas eden tarafında yüzeyden başlayarak tanelerin büyümeye başladığı görülmektedir. Buna karşın bakır merdane tarafında herhangi bir değişim yoktur. İşlem sıcaklığı 420°C olduğunda ise çelik tarafında oluşan yeni tanelerin daha kaba taneli bir hale geldiği ve bakır merdane tarafında hala bir değişim olmadığı görülmektedir. Bununla birlikte çelik merdane çifti ile üretilen numunenin tek bir yüzeyinde tane yapısının değişmeye başladığı görülmektedir. Bu durum ısı işlem sıcaklığı 460°C oluncaya kadar korunmaktadır. 460°C ısı işlem sıcaklığı neticesinde çelik/bakır merdane çifti ile üretilmiş numunenin bakır tarafında da tane büyümesi sınırlı olsa da başlamaktadır. Bakır merdane tarafında, bakırın ısıl iletkenlik katsayısının daha yüksek olması

nedeniyle sıvı metal sıcaklığı daha hızlı soğurulmakta ve bu yüzeyde daha hızlı bir katılaşma gerçekleşmektedir. Bu hızlı katılaşma, bakır merdane tarafında alüminyum matrisin, alaşımın çözünen elementlerince daha doymuş hale gelmesine neden olmaktadır ve bu aşırı doymuşluk homojenizasyon ısı işlemi esnasında tane büyümesini çelik tarafa göre daha yüksek sıcaklıklara ötelemektedir. 460°C’de yapılan homojenizasyon sonrası, Numune A’da her iki yüzeyden başlayarak merkez düzleme doğru aşırı tane kabalaşması görülmektedir. Numune A’da merkez düzlemdeki tane yapısı ise bu sıcaklıklarda ısı işleminden etkilenmemektedir. Homojenizasyon sıcaklığı arttıkça, Numune A’nın yüzeyinde büyüyen taneler merkez düzleme doğru büyümeye devam etmektedir ve nihai olarak 520°C’de merkez düzlemlerdeki taneler de dahil tüm kesit boyunca tane kabalaşması görülmektedir. Yine de merkezdeki taneler yüzeydeki tanelerden daha küçüktür ve kesit boyunca heterojen bir tane yapısı oluşmaktadır. 480°C ısı işlem sonrası çelik/bakır merdane çifti ile üretilen levhada oldukça karışık bir tane yapısı gelişimi görülmektedir. Sıcaklığın yükselmesiyle bakır merdaneye yakın yüzeyde ve merkez düzlemde eş zamanlı tane büyümesi başlamıştır ve aradaki çeyrek bölge döküm hali yapısını korumaktadır. Sıcaklığın 500°C’ye yükselmesiyle, merkez düzlemler nispeten küçük taneli olmak kaydıyla, bu numunede de tüm kesitte tane büyümesi gerçekleşmektedir.

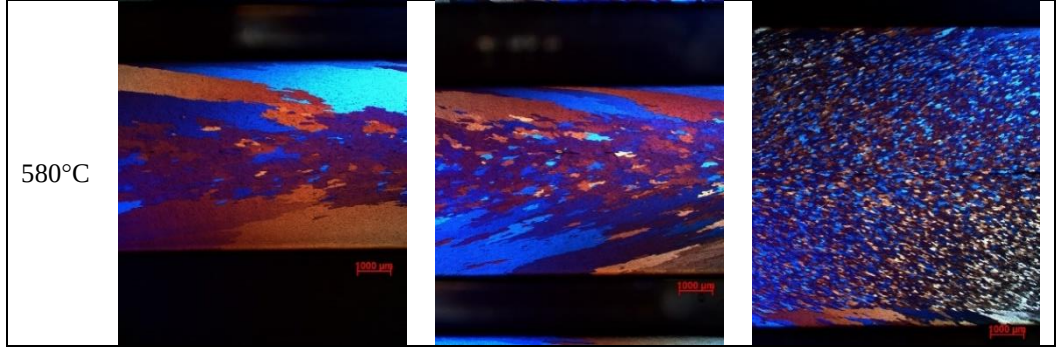
Bu noktadan sonra artan sıcaklıklarla birlikte levha yüzeylerine yakın bölgelerdeki tanelerin merkez düzleme doğru daha da kabalaştığı görülmüştür. Numune B ise diğer levhalara göre çok farklı davranmaktadır. 520°C’de uygulanan ısı işlem sonrasında dahi tane yapısında bir değişim görülmemektedir ve eş eksenli ve homojen döküm yapısı korunmaktadır. Bu numunede yüzeylerde tane büyümesi, 540°C’de yapılan homojenizasyon işlemi sonrasında, sadece tek yüzeyde ve oldukça sınırlı bir derinliği kapsayacak şekilde görülmektedir. Homojenizasyon sıcaklığı 580°C’ye yükseltildiğinde dahi levha çok büyük ölçüde döküm hali tane yapısını korumaktadır ve sadece yüzeye yakın bölgelerde sınırlı bir derinlik içerisinde tane büyümesi görülmektedir. Ancak bu taneler, Numune A ve çelik/bakır merdane çifti ile üretilen levhalardaki kaba tanelerden çok daha küçüktür ve sonrasındaki haddeme ve tavlama işlemlerinin de etkisi ile ortadan kaybolacaktır.



Şekil 4.12: Döküm kalınlığındaki numunelerin homojenizasyon öncesi ve farklı sıcaklıklarda homojenizasyon sonrası tane yapıları.

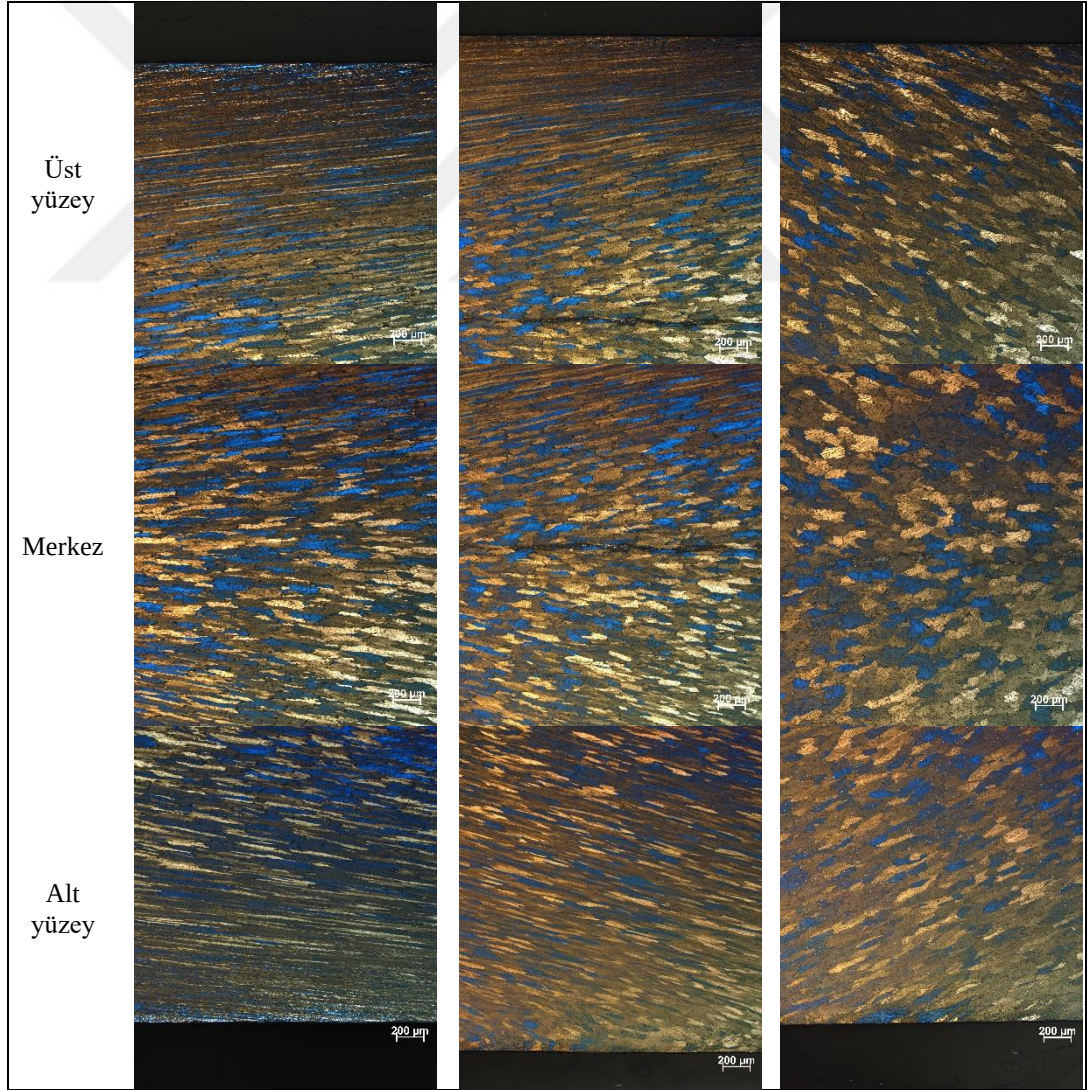


Şekil 4.12: Devam.



Şekil 4.12: Devam.

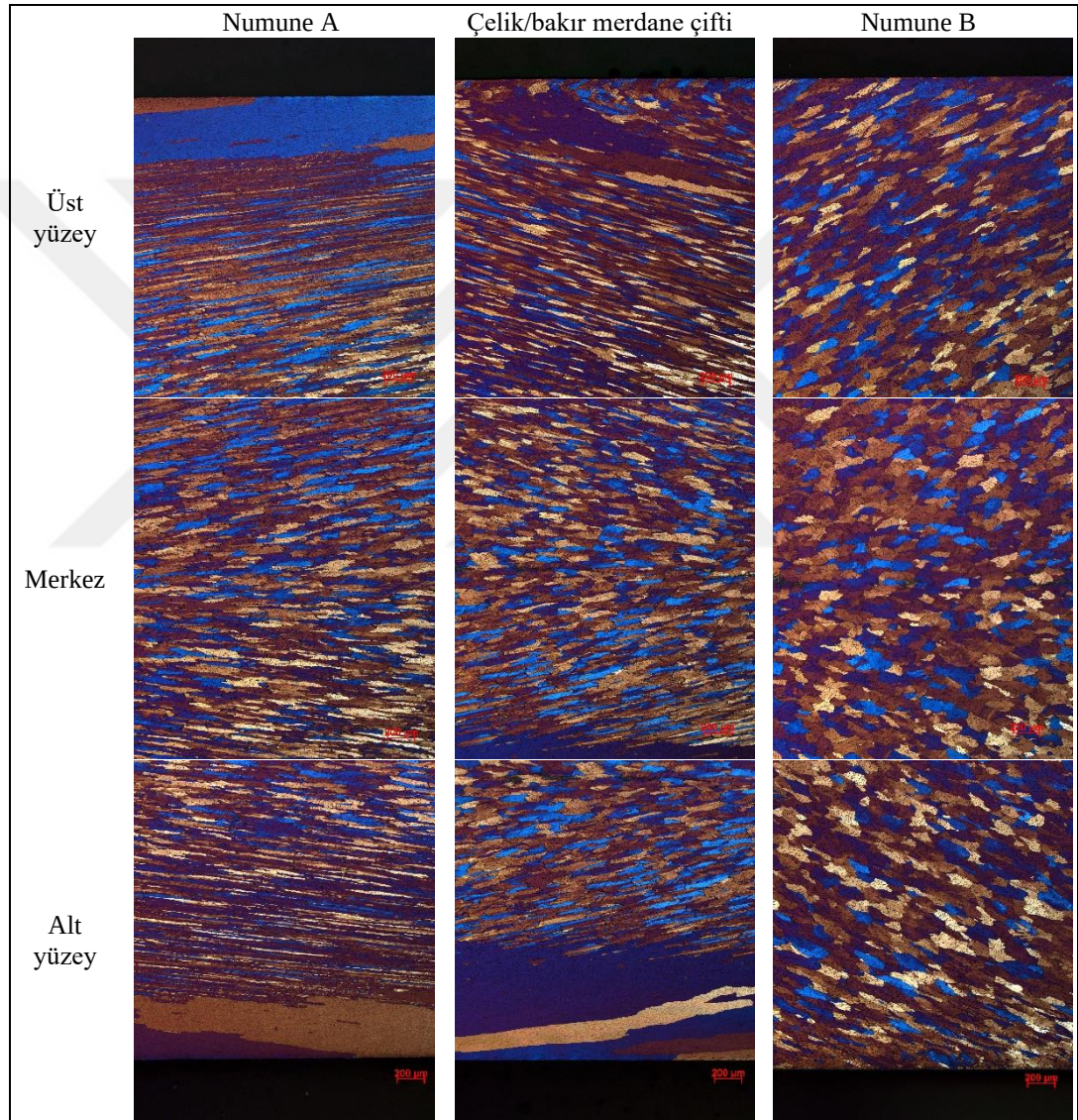
Şekil 4.13'te, numunelerin döküm halindeki tane yapıları daha detaylı paylaşılmıştır. Daha önceki bölümlerde açıklandığı gibi, döküm aşamasında uygulanan MAK 'nin azaltılması, yüzeye yakın bölgelerdeki kayma deformasyonunu oldukça azaltmakta ve tüm kesit boyunca homojen bir tane yapısı elde edilmesini sağlamaktadır.



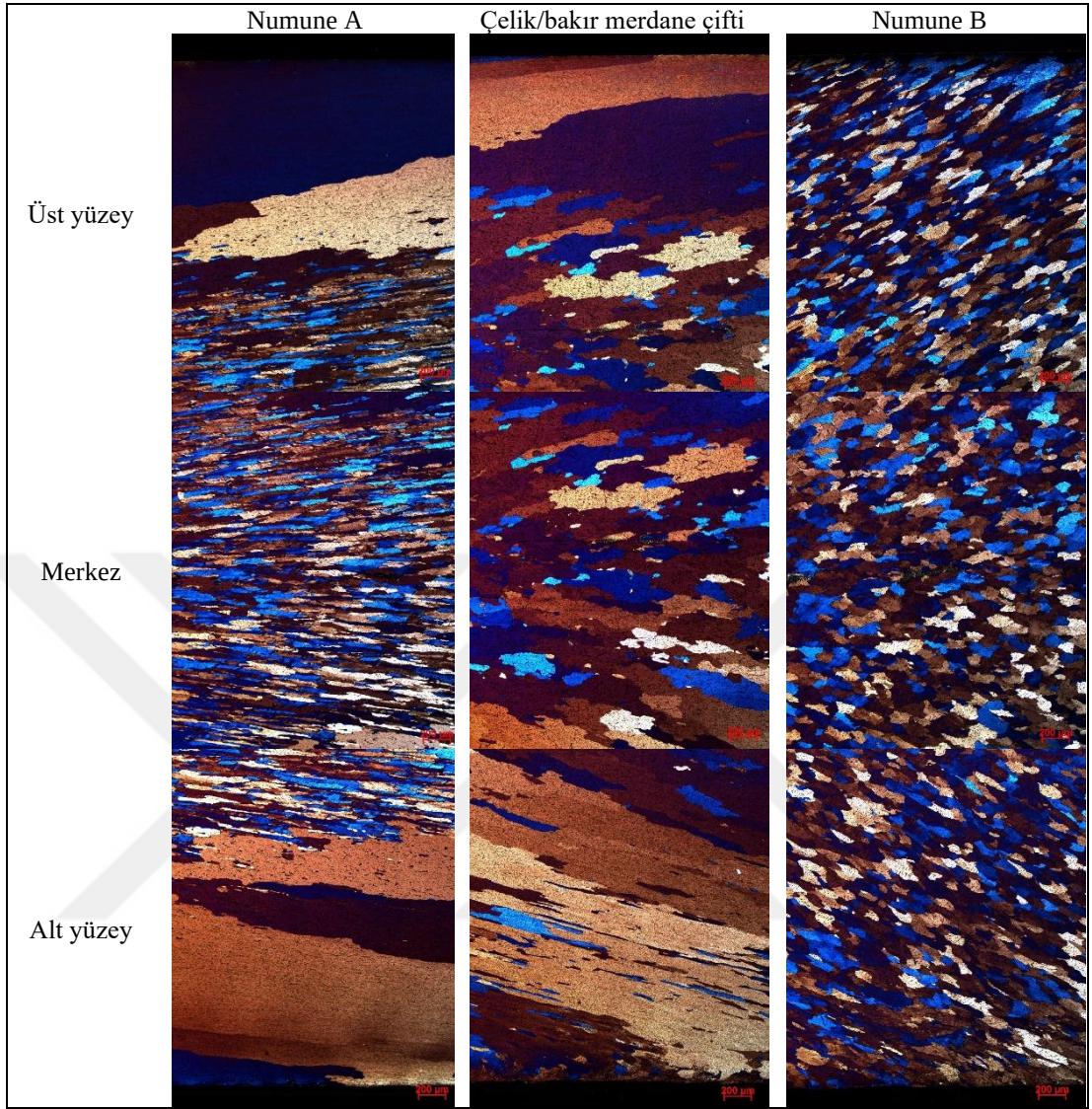
Şekil 4.13: Döküm tane yapıları.

Çelik/bakır merdane çifti ile üretilen numunede ise her iki yüzeydeki tane yapısı oldukça farklıdır. Çelik yüzeyde belirgin kayma deformasyonu ve aşırı deforme olmuş tane yapısı görülürken, bakır tarafta ise yüzeyden 200 mm kadar bir derinliğe kadar eş eksenli taneler görülmektedir. Bu tane yapısı 460°C homojenizasyon sıcaklığına kadar durumunu muhafaza etmektedir.

Şekil 4.14-16, numunelerin sırasıyla 460, 500 ve 580°C homojenizasyon ısıl işlemi sonrası mikroyapı gelişimini karşılaştırmalı ve detaylı olarak göstermektedir.



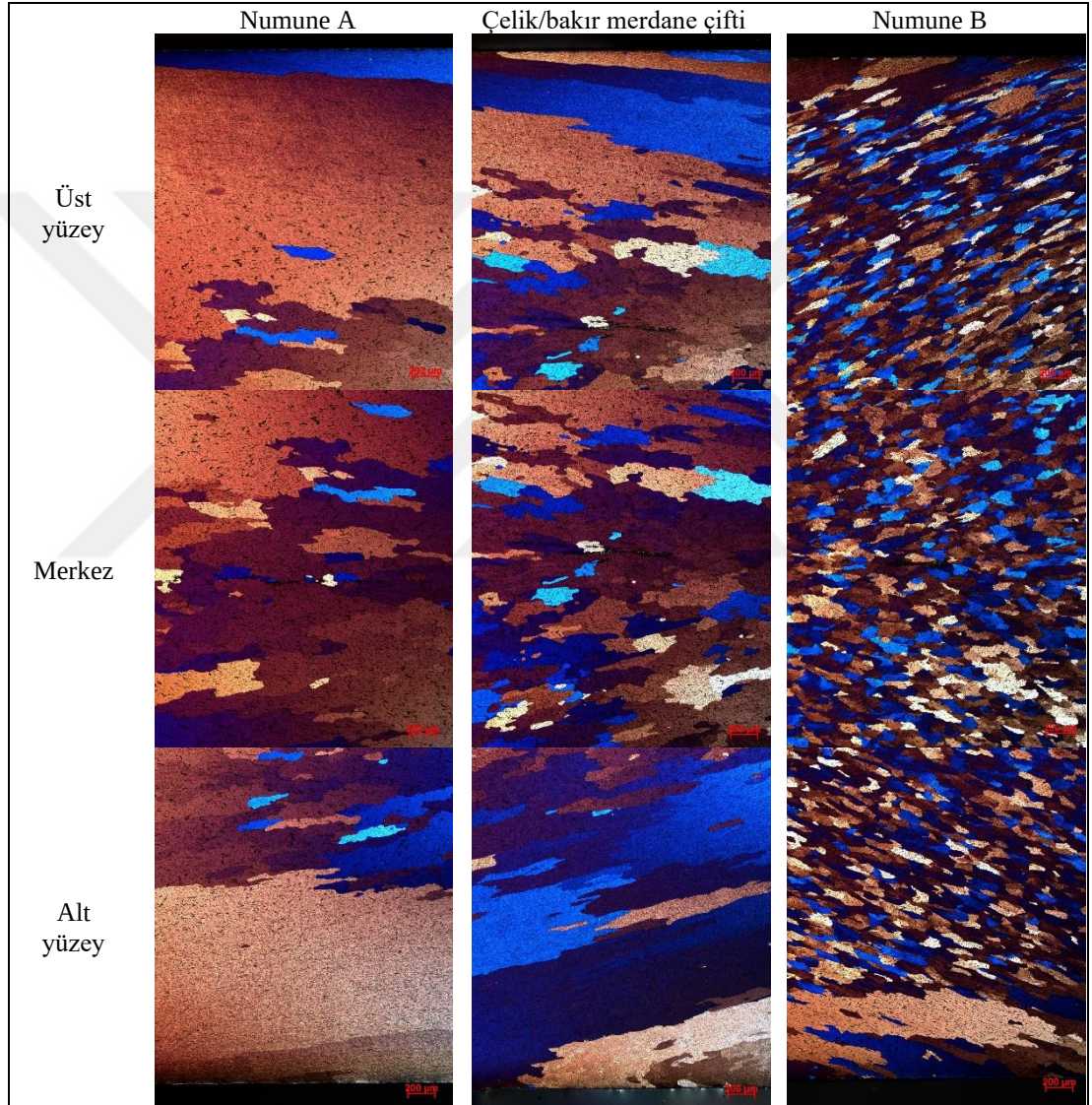
Şekil 4.14: 460°C’de gerçekleştirilen homojenizasyon ısıl işlemi sonrası tane yapısı.



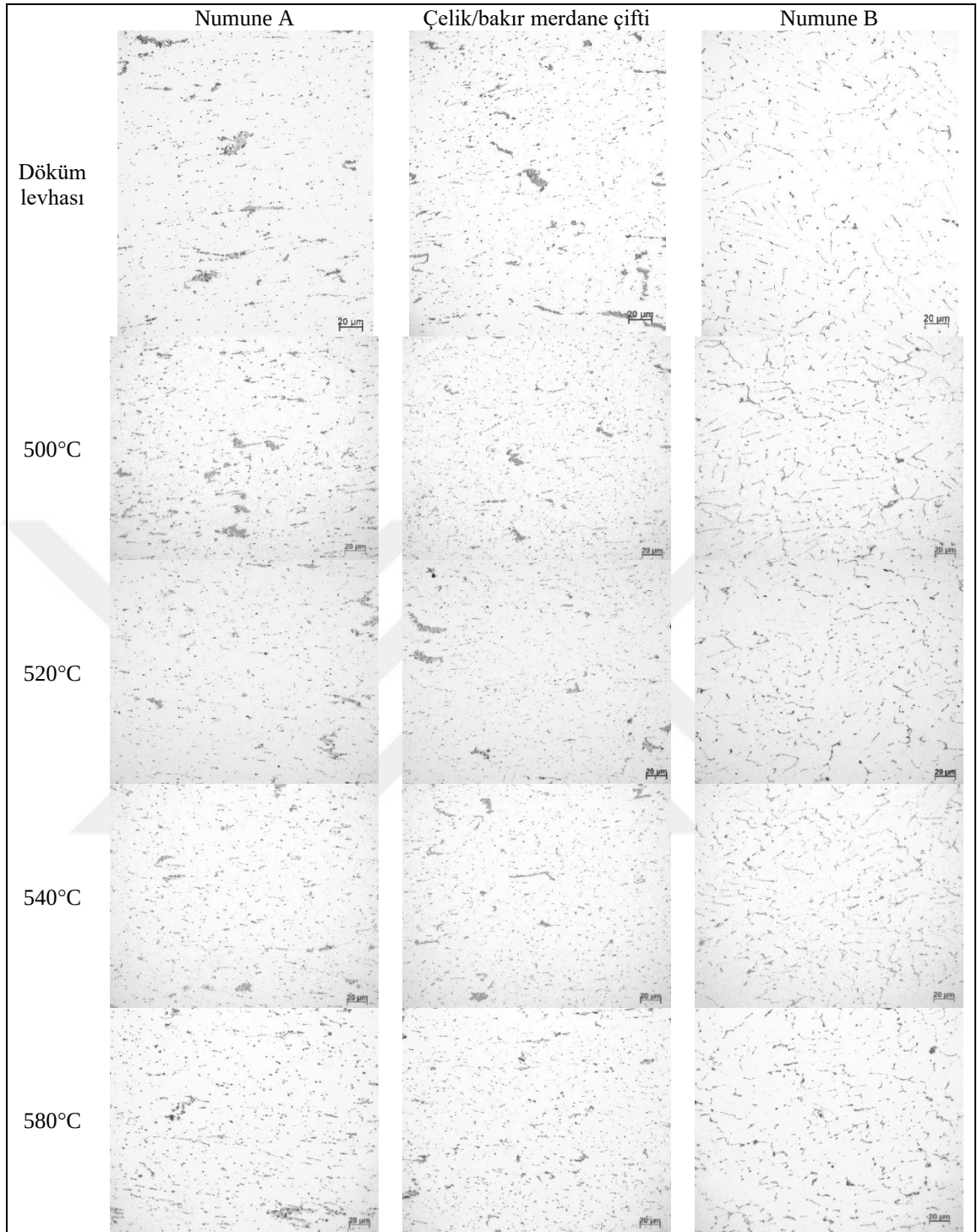
Şekil 4.15: 500°C’de gerçekleştirilen homojenizasyon ısı işlemi sonrası tane yapısı.

Şekil 4.17 ve 4.18, döküm kalınlığında yapılan homojenizasyon ısı işlemi sonrası numunelerin sırasıyla çeyrek ve merkez düzlemlerinde bulunan intermetalik yapısındaki değişimi göstermektedir. Homojenizasyon ısı işlemi, Numune B’de intermetalik dağılımında belirgin farklılığa sebep olmuştur. Hücre sınırları boyunca devam eden intermetalik ağ yapısı, homojenizasyonun etkisi ile özellikle 520°C’den itibaren dağılmaya başlamış ve hücre sınırları artık belirsiz hale gelmiştir. Diğer numunelerde düşük sıcaklıklarda uygulanan ısı işlem sonrası birincil intermetalik faz dağılımı ve boyutlarında ihmal edilebilir farklılıklar varken, 580°C’de yapılan homojenizasyon ısı işlemi, her üç numunede de intermetalik boyutlarının büyümesine sebebiyet vermiştir. Yüksek sıcaklığın etkisi ile matris içerisinde intermetalik partiküllere difüze olan alaşım elementleri, intermetalik partiküllerin boyutlarının

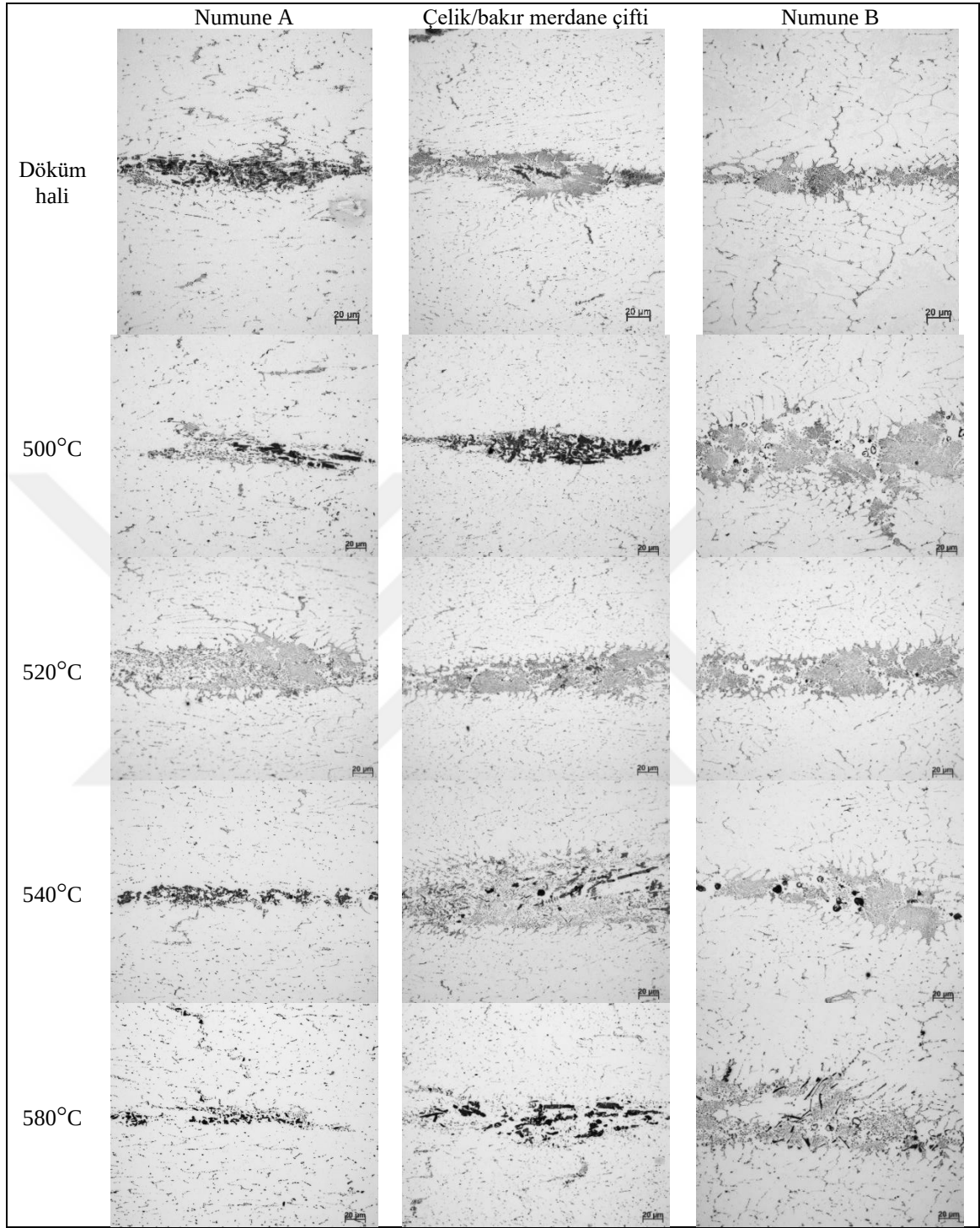
artmasına sebep olmuştur. İlave olarak MHS bölgesi incelendiğinde, yüksek homojenizasyon ısı işlem sıcaklıklarında ötektik benzeri yapıdaki MHS ortadan kaybolmasa da yapısının dağılmaya başladığı ve bu bölgede çok ince dağılımlı küresel ve çubuksu formda yeni intermetaliklerin oluştuğu tespit edilmiştir. Bunun dışında döküm halinde mevcut olan kaba birincil intermetalik partiküllerin ısı işlem sonrası da varlığını koruduğu görülmüştür. İlgili değişim **Şekil 4.19**'da verilen 580°C ısı işlem sonrası SEM görüntülerinde daha iyi seçilebilmektedir.



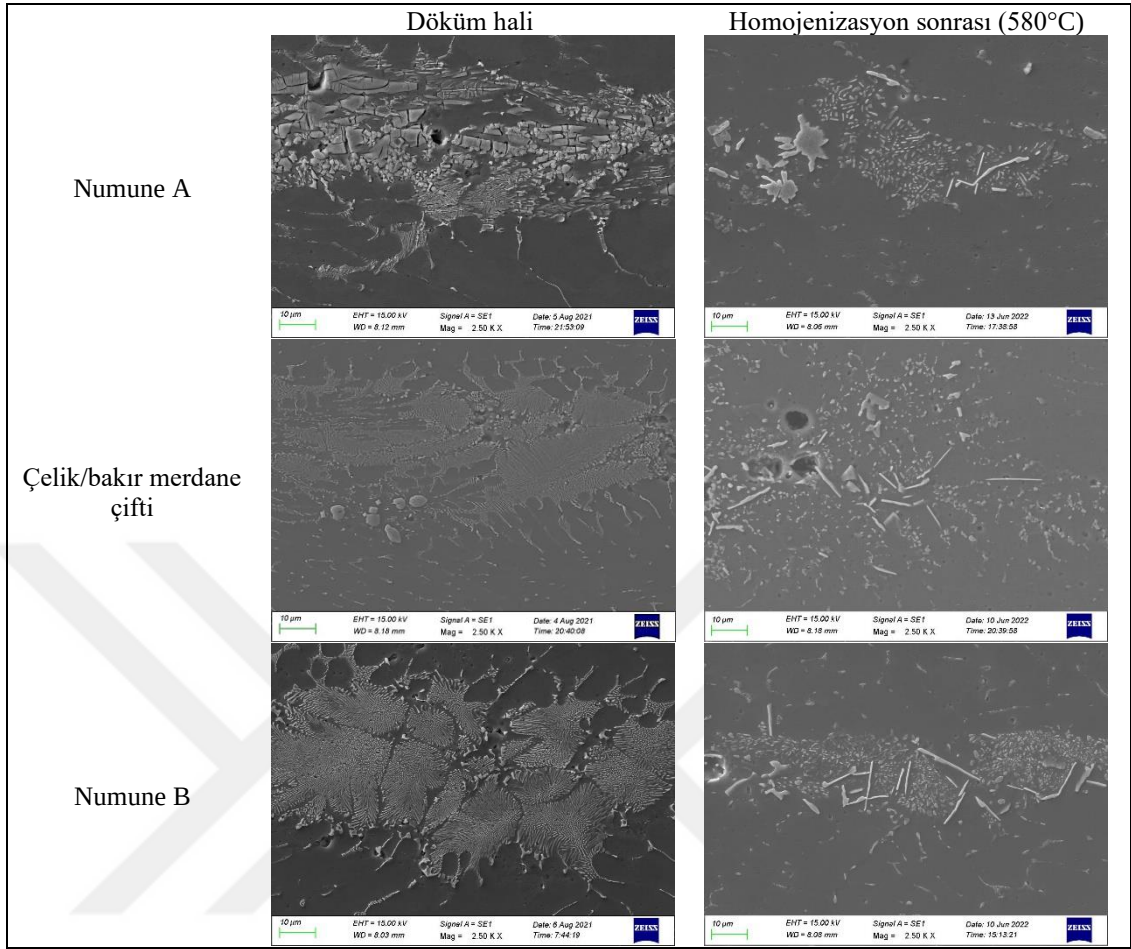
Şekil 4.16: 580°C’de gerçekleştirilen homojenizasyon ısı işlemi sonrası tane yapısı.



Şekil 4.17: Farklı homojenizasyon ısı işlem sıcaklığının numunelerin çeyrek düzlemlerindeki intermetalik partiküllerin boyut ve dağılımı üzerindeki etkisi.



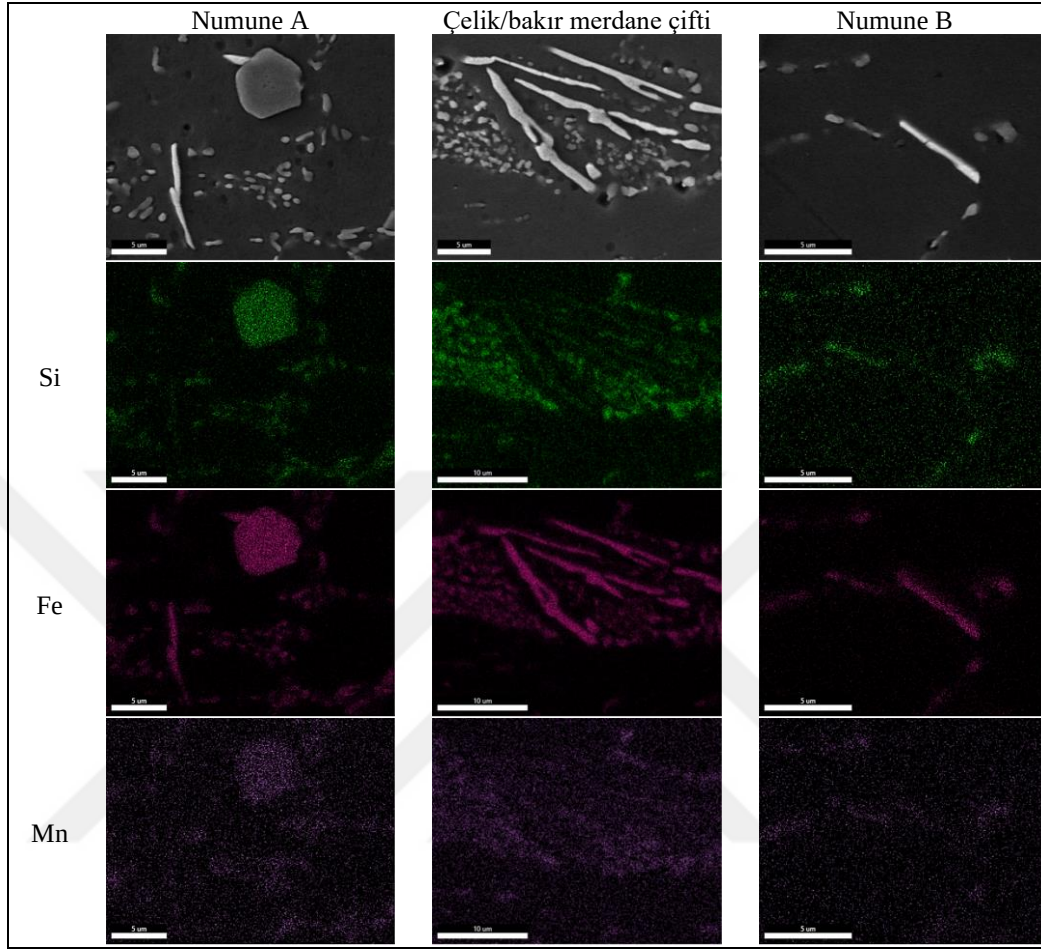
Şekil 4.18: Farklı homojenizasyon ısı işlem sıcaklığının numunelerin merkez hattı segregasyonları üzerindeki etkisi.



Şekil 4.19: 580°C homojenizasyon ısıl işleminin MHS üzerindeki etkisi.

Şekil 4.20’de verilen EDS haritalama görüntüleri yapı içerisindeki birincil intermetalik fazları ve homojenizasyon sonrası oluşan yeni küçük, küresel ve çubuksu fazları bir arada göstermektedir. Tüm numunelerde homojenizasyon sonrası oluşan çubuksu fazlar sadece Al (%75 at.) ve Fe (%25 at.) elementi ihtiva etmektedir ve Al_3Fe formülasyonuna sahiptir. Homojen dağılımlı, küçük ve küresel diğer intermetalikler ise, numunelerin döküm halinde analiz edilen küçük intermetalikler gibi, Al (%77 at.), Fe (%17 at.), Mn (%3 at.), Si (%3 at.) elementlerinden oluşmaktadır ancak farklı bir sitokiyometriye sahiptir. Uygulanan homojenizasyon ısıl işleminin, intermetalikleri Fe elementince zenginleştirilmesi nedeniyle, döküm halinde yapıda bulunan $\alpha-Al_{15}(Fe, Mn)_3Si$ fazını, $\alpha-Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ fazına dönüştürdüğü anlaşılmaktadır. Numune A’da homojenizasyon sonrası incelemede görülen köşeli kaba partikül, döküm aşamasında oluşan birincil intermetalik faz olup Al, Fe, Mn, Si ihtiva etmektedir fakat

bünyesindeki Fe elementi konsantrasyonu yükseldiğinden benzer stokiometrik dönüşüm bu intermetaliklerde de yaşanmıştır.

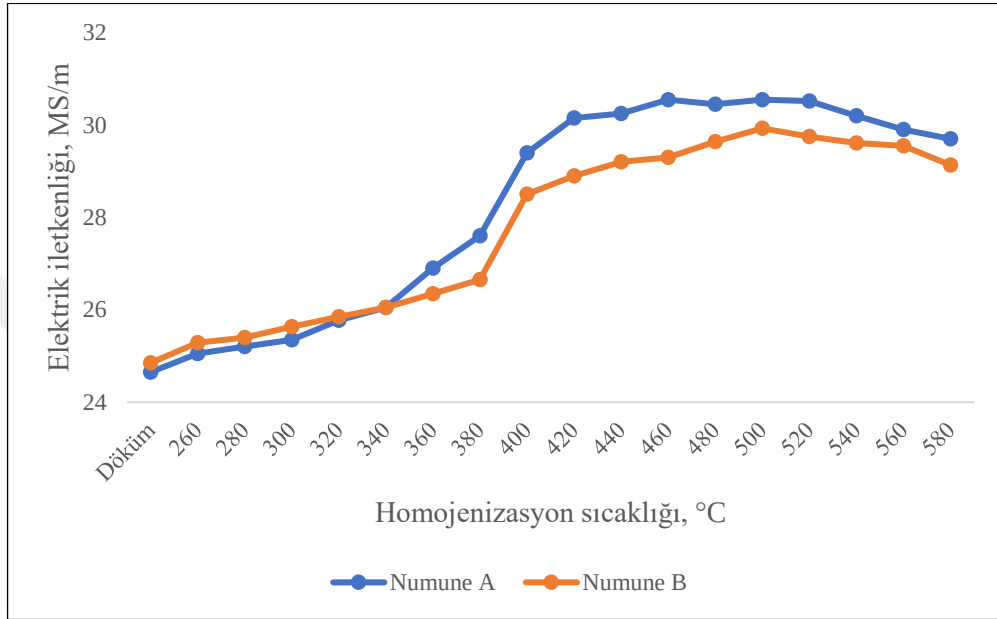


Şekil 4.20: 580°C homojenizasyon ısı işlemi sonrası intermetalik partiküllerin EDS element haritalaması.

4.3. Ara Tavlama Sonrası İncelemeler

Yüksek ve düşük MAK ile dökümü gerçekleştirildikten sonra döküm kalınlığında 260°C’den 580°C’ye kadar farklı sıcaklıklarda homojenizasyona tabi tutulmuş olan Numune A ve Numune B, soğuk haddelenerek ara tav uygulama kalınlığı olan 0,7 mm’ye inceltirilmiştir. Hangi homojenizasyon sıcaklığına tabi tutulmuş numunelerin ara tav kalınlığına haddelenip ara tava tabi tutulacağı **Şekil 4.21**’de verilen elektrik iletkenliği grafiğine göre belirlenmiştir. Levhaların döküm halinin ve farklı sıcaklıkta homojenizasyona tabi tutulduktan sonraki elektrik iletkenlikleri ölçülerek ilgili grafik oluşturulmuştur. Elektrik iletkenliği, malzemelerin matris doygunluğu hakkında indikatif bilgi sağlayan endirekt bir yöntem olup, malzemelerin tane sınırı yoğunluğu,

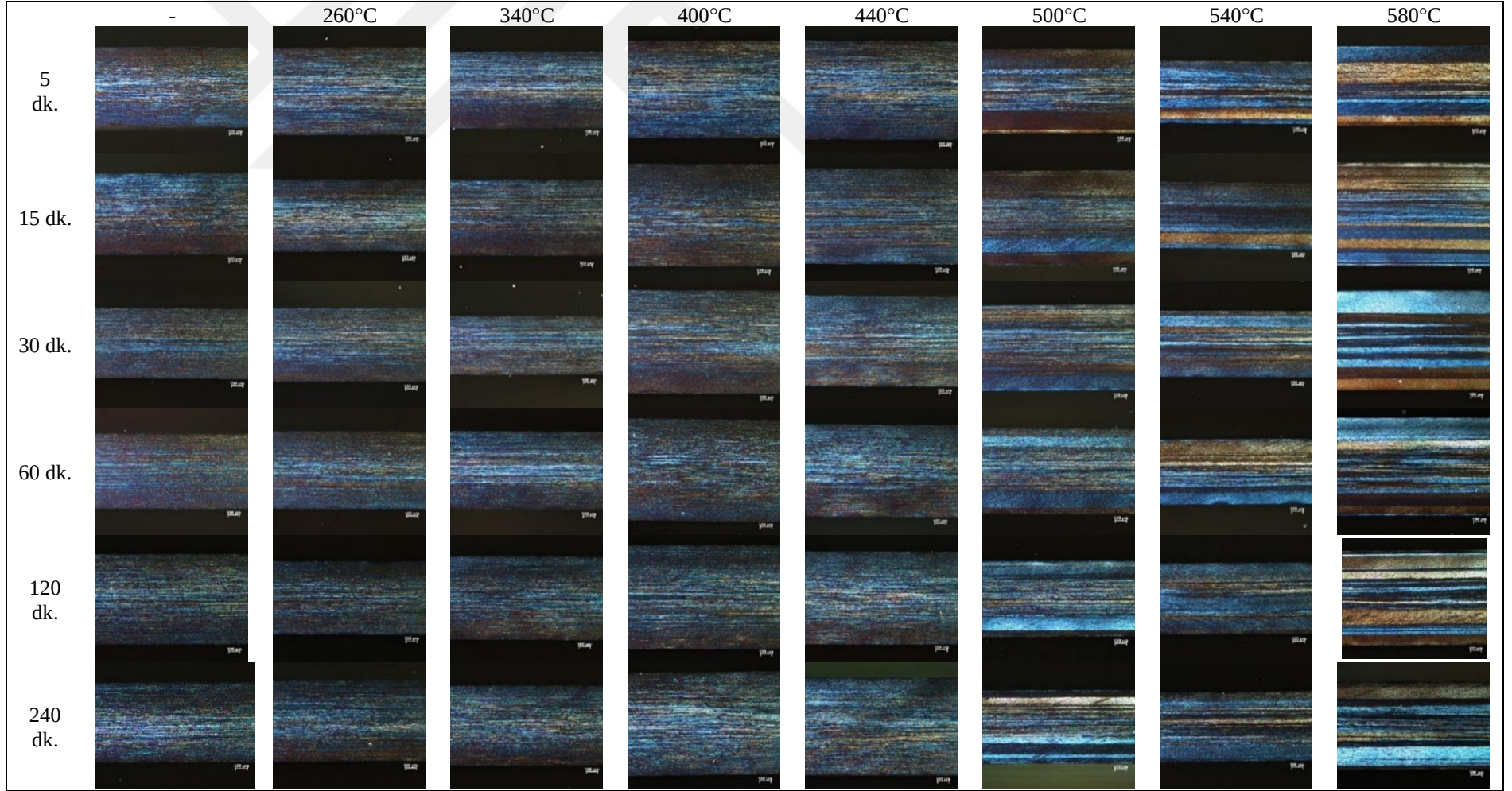
çökelti ve intermetalik partikül boyut ve dağılımı gibi unsurlardan da etkilenir. Buna göre proses çalışmalarına 260°C (uygulanan en düşük sıcaklık), 340°C (yüksek ve düşük MAK ile üretilen levhaların iletkenlik değerinin kesiştiği nokta), 400°C (iletkenlik artış hızının düşmeye başladığı nokta), 440°C (tamamlayıcı ara nokta), 500°C (iletkenlik pik noktası), 540°C (tamamlayıcı ara nokta) ve 580°C (uygulanan en yüksek sıcaklık) numuneleri ile devam edilmiştir.



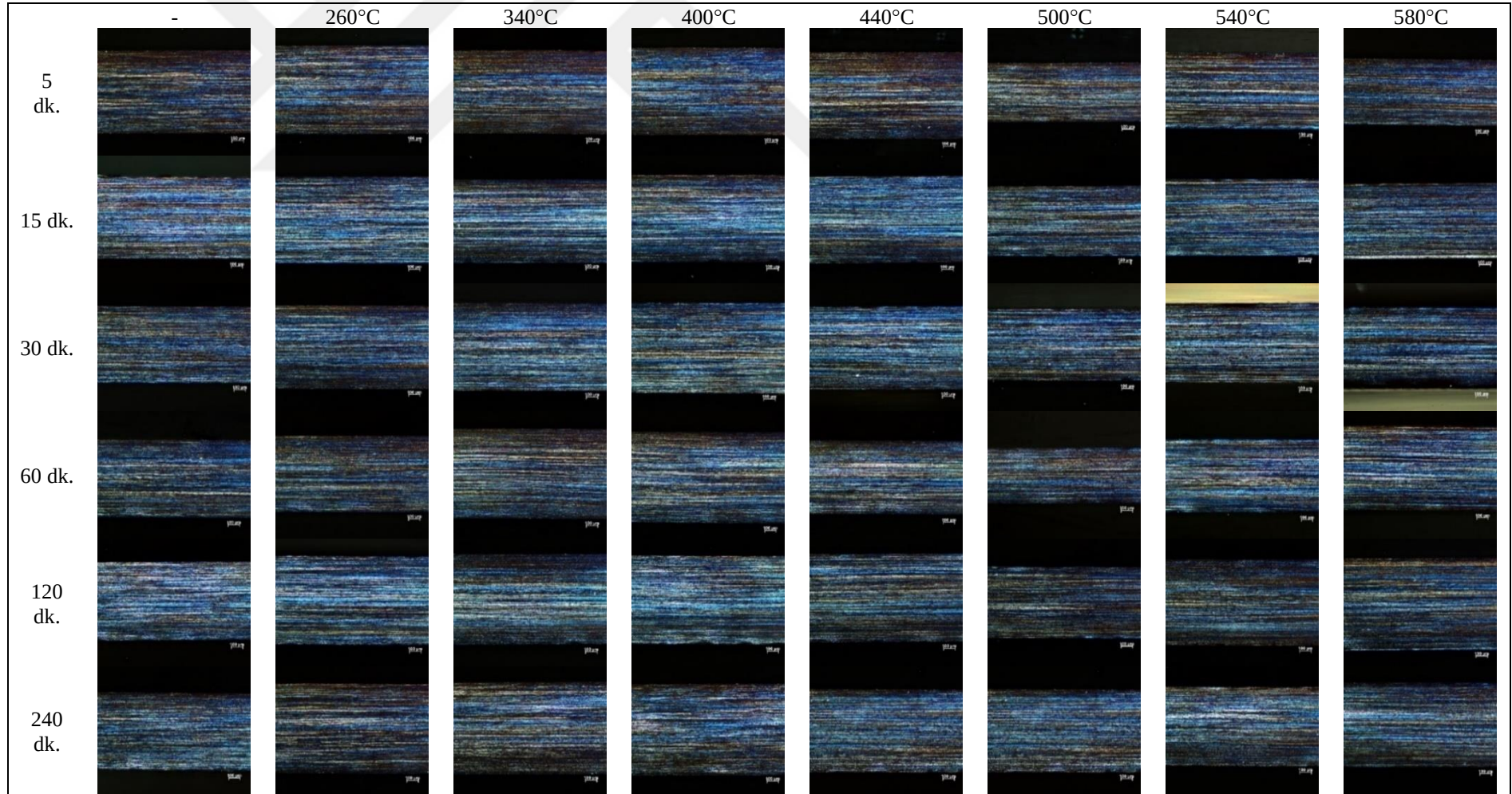
Şekil 4.21: Numune A ve B'nin homojenizasyon öncesi ve farklı sıcaklıklarda homojenizasyon sonrası elektrik iletkenlik değerleri.

Levhalar 0,7 mm kalınlığında, hem daha alt kalınlıklara soğuk haddelemeye devam etmek hem de nihai temperi elde etmek amacıyla rekristalizasyona tabi tutulmak istenmiştir. Numuneler 250°C, 350°C ve 400°C'de 5 dk. 'dan 240 dk. 'ya kadar farklı sürelerde tavllanmışlardır. Her bir numune hedeflenen ısı işlem sıcaklığına önceden ısıtılmış fırın içerisine konulduktan sonra hedeflenen süre boyunca fırın içerisinde tutulmuş ve ardından fırın kapağı açılır açılmaz alınarak oda sıcaklığındaki su içerisine atılarak soğutulmuştur. Numuneler ara tavlama işlemi sonrası önce çekme testine tabi tutulmuş, ardından da metalografik incelemeler ile ısı işlem sıcaklık ve süresinin mikroyapısı üzerindeki etkisi irdelenmiştir. İlave olarak, homojenizasyon işlemine tabi tutulmayan bir set numune de benzer olarak aynı sıcaklık ve sürelerde tavlansak, direkt olarak ara tav kalınlığına haddelenmiş ve benzer incelemeler gerçekleştirilmiştir.

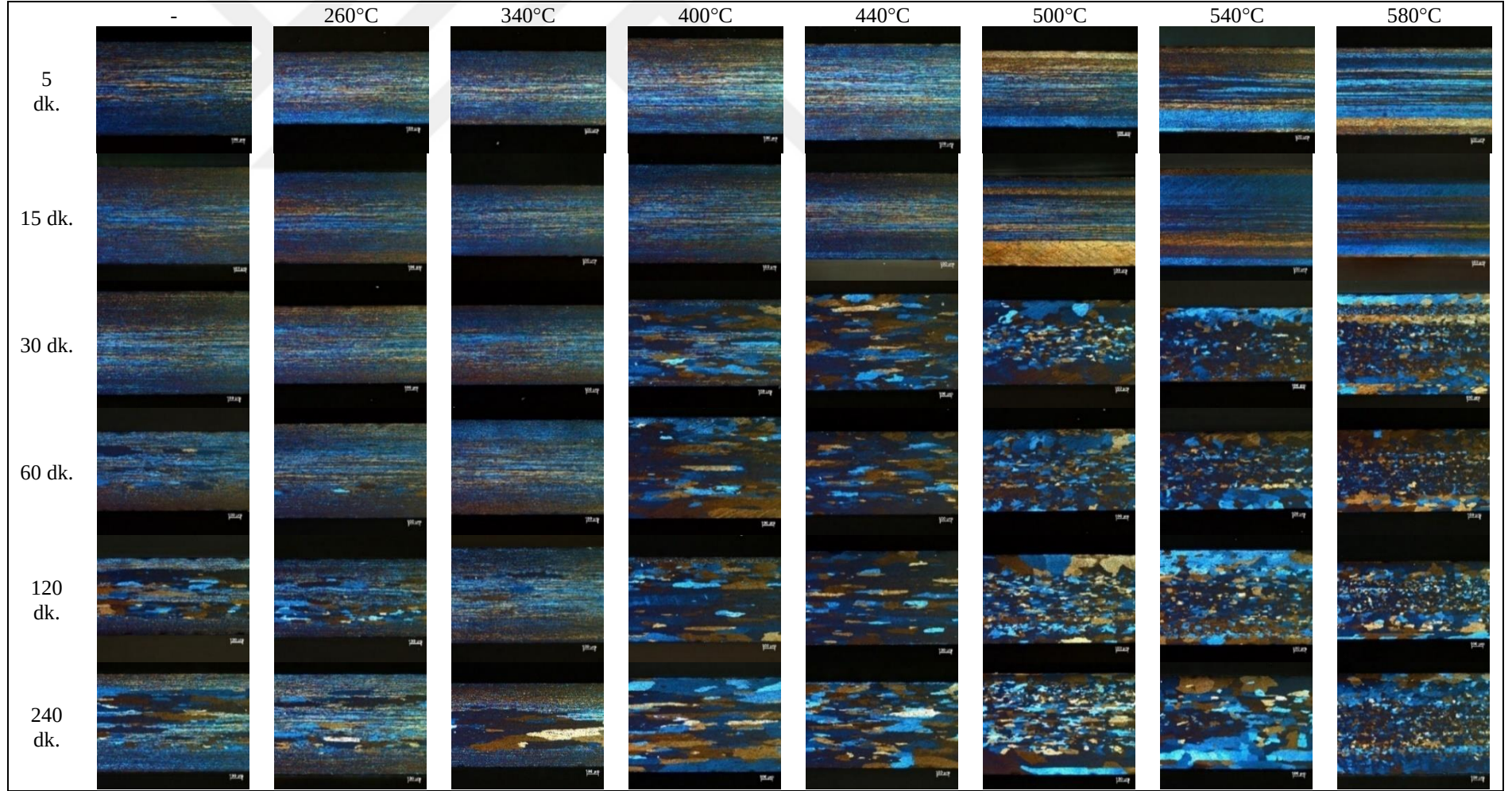
Şekil 4.22-27, sırasıyla 250°C, 350°C ve 400°C’de uygulanan ara tavlama sonrası, ara tav süresi ve homojenizasyon sıcaklığına bağlı olarak nasıl bir mikroyapı gelişimi olduğunu göstermektedir. **Şekil 4.22** ve **4.23**’de görüldüğü üzere 250°C, homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresi ne olursa olsun rekristalizasyon için yeterli bir sıcaklık değildir. Numuneler soğuk haddeleme mikroyapısı olan hadde yönünde uzamış fiber tane yapısını korumaktadır. Ara tav sonrası yapılan çekme testi sonuçları da bu durumu doğrulamaktadır (**Şekil 4.28-29**). Numune A ve B birlikte incelendiğinde, ara tav sonrası en düşük akma mukavemetlerini sağlayan 580°C homojenizasyon prosesi ile üretilmiş numuneler de dahi ulaşılabilmiş en düşük akma mukavemeti 157 MPa ’dır. Ara tav sonrası en yüksek akma mukavemeti değerlerini homojenizasyon ısıl işlemine tabi tutulmayan numuneler sergilerken, döküm kalınlığında homojenizasyon ısıl işlemi uygulanması ve işlem sıcaklığının artırılması ara tav sonrası akma mukavemeti değerlerinin daha düşük olmasına neden olmuştur. Benzer bulgular, Numune B’nin 250°C’de ara tava tabi tutulması durumundaki mekanik özellikler için de geçerlidir. Bu sonuçlardan yola çıkarak 250°C ara tav işleminin, malzemelerin soğuk deformasyon ile kazandığı mukavemeti düşürerek, sadece gerilim giderme görevi yerine getirdiği görülmüştür. Numune A’dan türetilen, 500°C ve üzerinde homojenizasyona tabi tutulmuş olan numunelerin tane yapısında ise düşük sıcaklıkta homojenizasyon görenlere göre farklılık göze çarpmaktadır. Bu numunelerde özellikle yüzeye yakın bölgelerde tanelerin hadde yönünde uzamış olmasına rağmen hadde yönüne dik doğrultuda oldukça kalın bantlar halinde bulunduğu görülmüştür. Bu durum homojenizasyon sıcaklığı arttıkça daha da belirgin hale gelmektedir. Bu bantların her biri, dökümden sonraki yüksek sıcaklık homojenizasyon ısıl işleminde aşırı kabalaşmış tanelerin haddelenmiş halleridir. Döküm kalınlığında 440°C ve altındaki homojenizasyon sıcaklıklarında tane yapısında bir değişim görülmediğinden, 0,7 mm ara tav kalınlığında tane yapıları ince uzamış fiberler halindedir ve kendi aralarında belirgin farklılık gözlemlenmemiştir. Yukarıda tarif edilen farklılık, Numune B’de görülmemektedir. Düşük sıcaklıkta homojenizasyon gören numuneler ile yüksek sıcaklıkta homojenizasyon gören numuneler arasında tane yapısında bir farklılık yoktur ve taneler hadde yönünde uzamış, ince fiber yapısındadır. Bunun sebebi, Numune B’nin yüksek sıcaklıktaki homojenizasyon tavidan sonra bile döküm halindeki mikroyapısını koruması ve yüzeye yakın bölgelerde tane kabalaşması görülmemesidir.



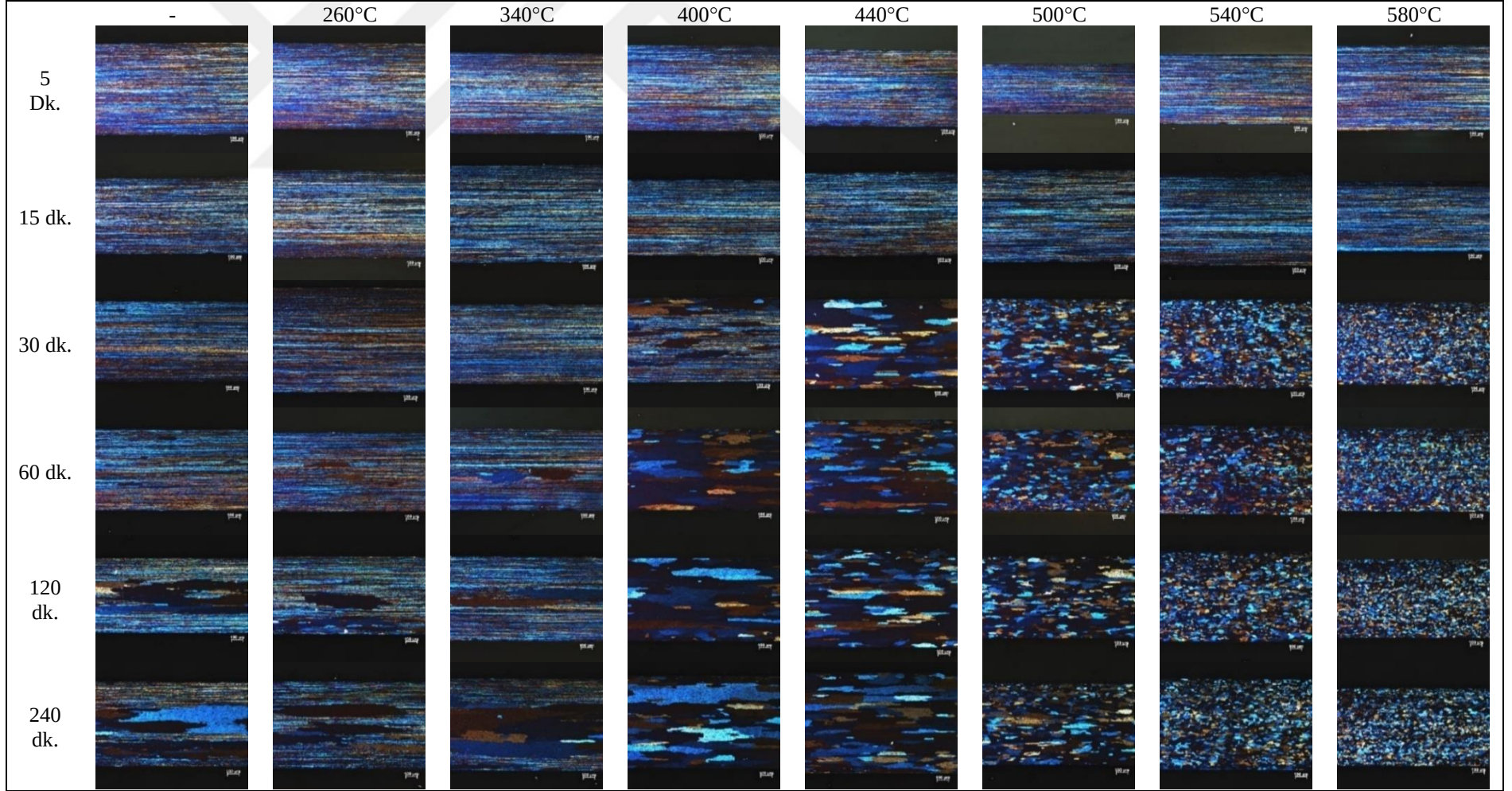
Şekil 4.22: Numune A’da farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı mikroyapı gelişimi, (250°C ara tav sonrası).



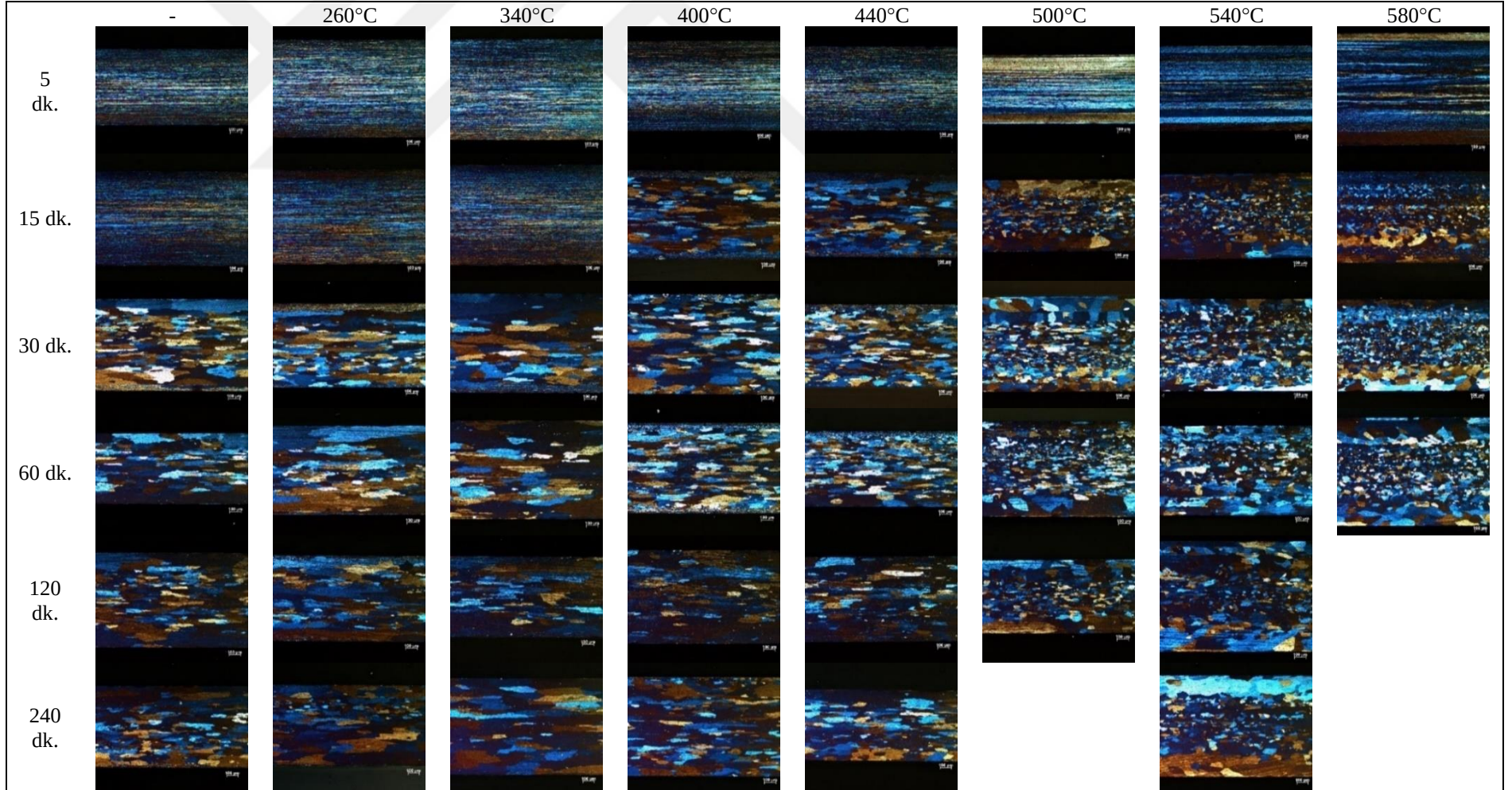
Şekil 4.23: Numune B’de farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı mikroyapı gelişimi, (250°C ara tav sonrası).



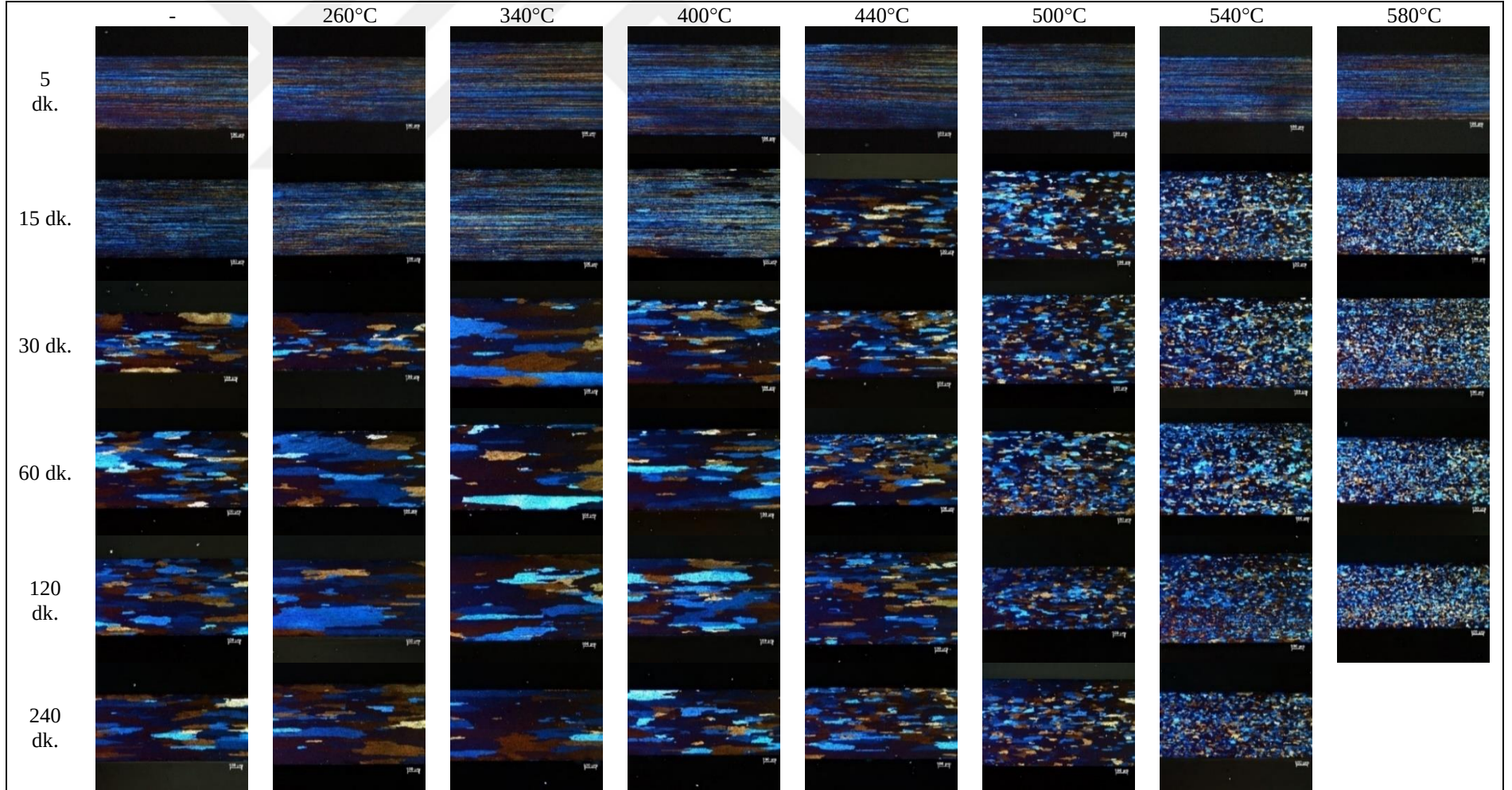
Şekil 4.24: Numune A’da farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı mikroyapı gelişimi, (350°C ara tav sonrası).



Şekil 4.25: Numune B’de farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı mikroyapı gelişimi, (350°C ara tav sonrası).



Şekil 4.26: Numune A’da farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı mikroyapı gelişimi, (400°C ara tav sonrası).



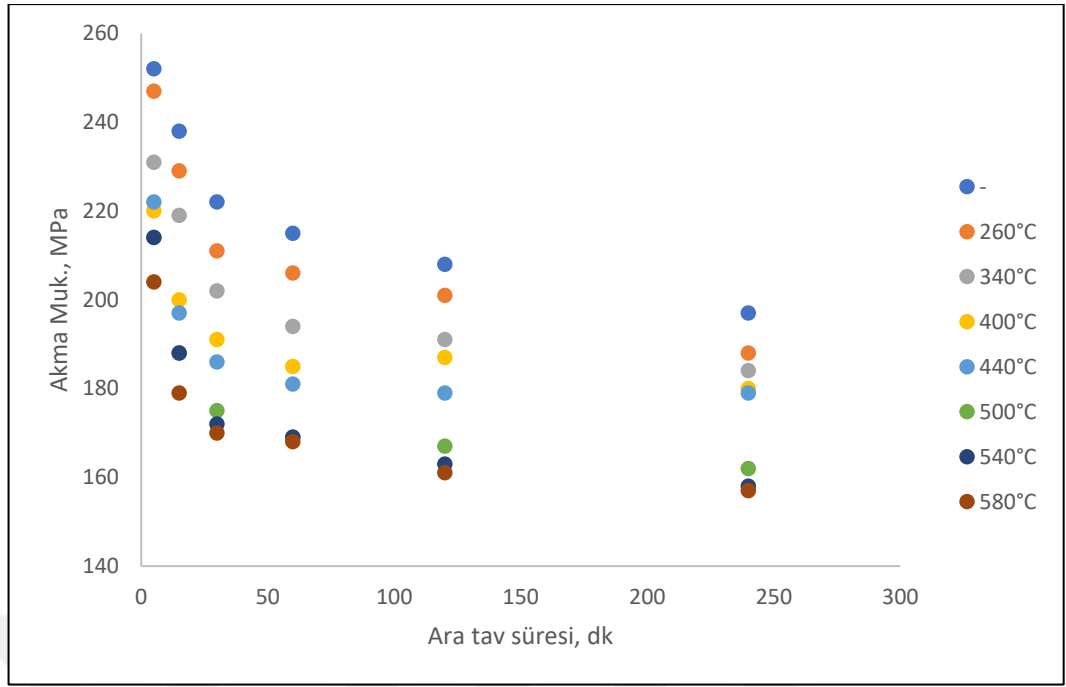
Şekil 4.27: Numune B’de farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı mikroyapı gelişimi, (400°C ara tav sonrası).

Şekil 4.24-25'de paylaşılan grafiklerde, 350°C'de gerçekleştirilen ara tav sonrası bazı numunelerde rekristalizasyonun başladığı, bazılarında ise tamamlandığı görülmektedir. Ancak elde edilen mikroyapılar, uygulanan homojenizasyon ısı işlem sıcaklığına ve döküm aşamasındaki MAK 'ne göre farklılık göstermektedir. 350°C ara tav sıcaklığı özelinde elde edilen bulgular **Şekil 4.30-31**'de paylaşılan çekme testi sonuçları ile birlikte şu şekilde sıralanabilir:

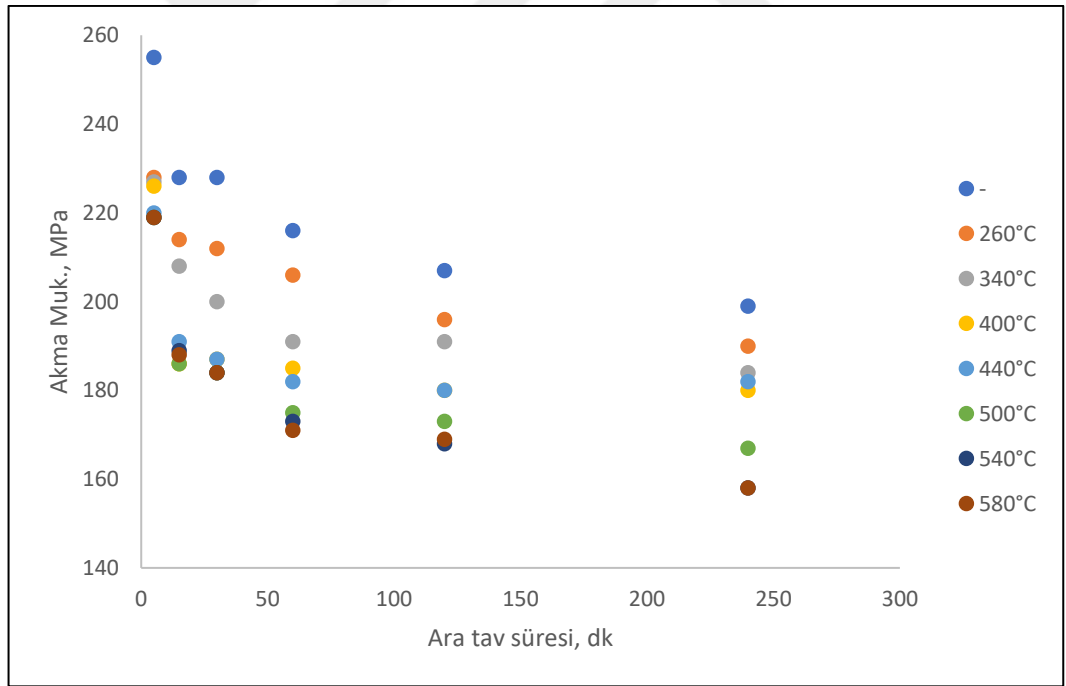
- 350°C'de uygulanan ara tav işleminde, tav süresi 5 ve 15 dk. olduğunda MAK 'den bağımsız olarak hiçbir numunede rekristalizasyon görülmemektedir. 580°C homojenizasyona tabi tutulan numunelerde, 5 ve 15 dk. ara tav sonrası akma mukavemeti değerleri Numune A'da sırasıyla 205 ve 153 MPa, Numune B'de ise 209 ve 172 MPa'dır. Ara tav sadece gerilim giderme görevi görmüştür.
- Homojenizasyona tabi tutulmamış ve 260°C ve 340°C'de homojenizasyon görmüş numunelerde, her iki MAK durumunda da rekristalizasyonun başlaması için minimum 60 dk. ısı işlem süresi gerekmektedir. Tav süresi arttıkça mikroyapı içerisindeki rekristalize olan bölgenin hacimsel oranı artmaktadır. Yine de 240 dk. sonrasında bile tam rekristalizasyon elde edilememektedir. Rekristalizasyon neticesinde oluşan taneler kaba ve hadde yönüne dik doğrultuda oldukça kalındır. Rekristalizasyonun, numunelerin merkez düzlem bölgesinde başladığı görülmektedir. Kısmi rekristalizasyon sonucu 260°C ve 340°C homojenizasyon gören numunelerde akma mukavemeti Numune A'da sırasıyla 105 ve 98 MPa, Numune B'de ise 127 ve 120 MPa'dır. Genelde homojenizasyon tavı olmayan numunelerde ara tav sonrası mukavemet değerleri daha yüksek değerlerde seyrederken, 350°C işlem sıcaklığında 120 ve 240 dk. ara tav sürelerinde, bu numunelerin değerleri 260°C ve 340°C'de homojenizasyon gören numunelerin mukavemet değerlerinin altına inmektedir. Bu durum bu numunelerin 0,7 mm ara tav kalınlığına kadar hiç ısı işlem görmeden, yüksek iç enerjili bir şekilde inmesinden ve yüksek ara tav sıcaklığına karşı daha duyarlı davranmasından kaynaklanmaktadır. Mikroyapılar incelendiğinde de homojenizasyon olmadan üretilen numunelerde belirtilen parametrelerde rekristalizasyonun daha hızlı ilerlediği görülebilmektedir.

- 400°C homojenizasyon ısıtıl işlemi görmüş numunelerde rekristalizasyon, her iki döküm koşulunda da 30 dakikada görülmekte olup tamamlanamamıştır; Numune A ve B’de akma mukavemetleri sırasıyla 99 ve 103 MPa’dır. Tam rekristalizasyon için 60 dk. ve üzeri süreler gerekmektedir.
- 440°C ve üzeri homojenizasyon sıcaklıklarında 15 dk. sonunda hiç rekristalizasyon görülmezken, süre 30 dakikaya ulaştığında tüm numunelerde rekristalizasyonun tamamlandığı görülmüştür. Tam rekristalizasyon durumunda numunelerin akma mukavemetleri her iki MAK koşulu birlikte ele alındığında 69 ve 52 MPa aralığında değişmektedir.
- 440°C ve altındaki tüm homojenizasyon sıcaklıklarında ve homojenizasyonun yapılmadığı durumlarda numunelerde gözlemlenen mikroyapı, literatürde de sıkça rastlanan “eşzamanlı çökeltme” durumunda oluşan haddeleme yönünde büyümüş, düşük “en/boy” oranlı, kaba tane yapısındadır.
- Uygulanan homojenizasyon ısıtıl işlem sıcaklığı 500°C ve üzerine yükseldikçe genel tane boyutlarının düştüğü görülmektedir. Numune A’da rekristalizasyon sonrası mikroyapı oldukça heterojendir. Homojenizasyon sonrası yüzeyde büyüyen tanelerin olduğu bölgeler, rekristalizasyon sonrası da oldukça büyük ve hadde yönünde uzamış tane yapısı sergilerken, merkez düzleme doğru taneler nispeten incelmektedir. Numune B’de ise homojenizasyon sıcaklığı yükseldikçe, tane boyutlarında tedrici bir küçülme olmaktadır ve en ince tane yapısı 580°C homojenizasyon koşulunda görülmektedir. İlave olarak 540°C ve özellikle 580°C homojenizasyon tavlı ile üretilen numunelerde, 350°C ara tav sonrası tüm kesit boyunca oldukça homojen ve eş eksenli bir tane yapısı görülmektedir.

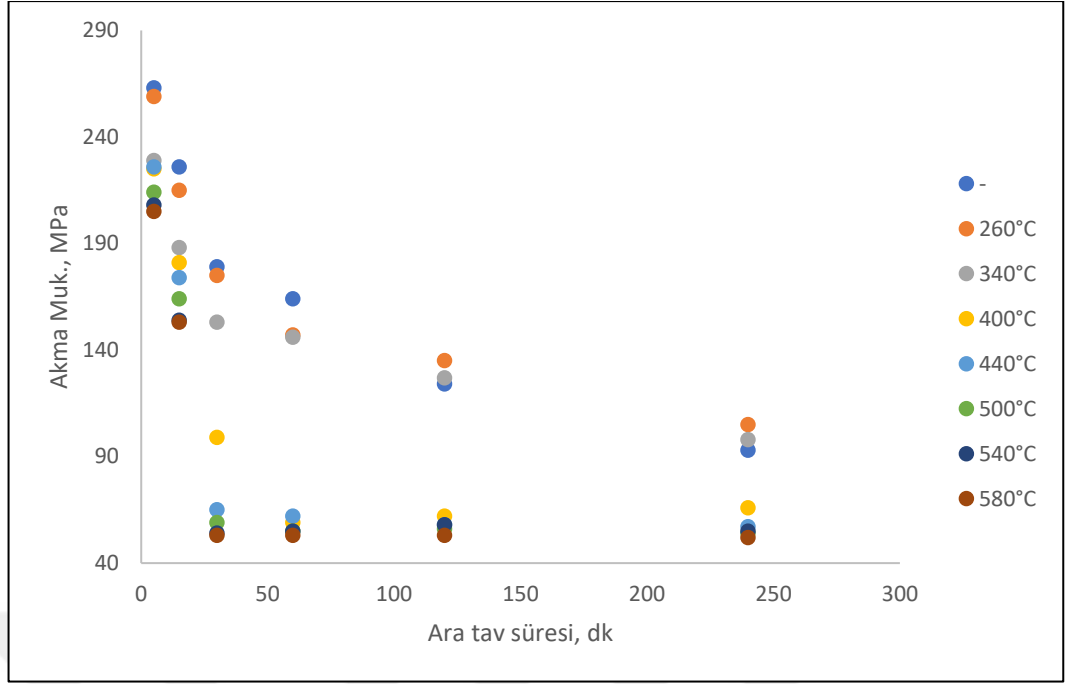
Genel olarak 400°C ‘de ara tava tabi tutulan numunelerde rekristalizasyon durumunda ortaya çıkan tane boyutu, dağılımı ve morfolojisi ile ilgili gözlemler (**Şekil 4.26-27**), 350°C ara tav durumunda açıklananlar ile benzerlik göstermektedir. Ancak ara tav sıcaklığının yükselmesi rekristalizasyon için gerekli süreyi azaltmıştır. Bulgular, **Şekil 4.32-33**’de verilen çekme testi sonuçlarıyla yorumlandığında şu şekildedir:



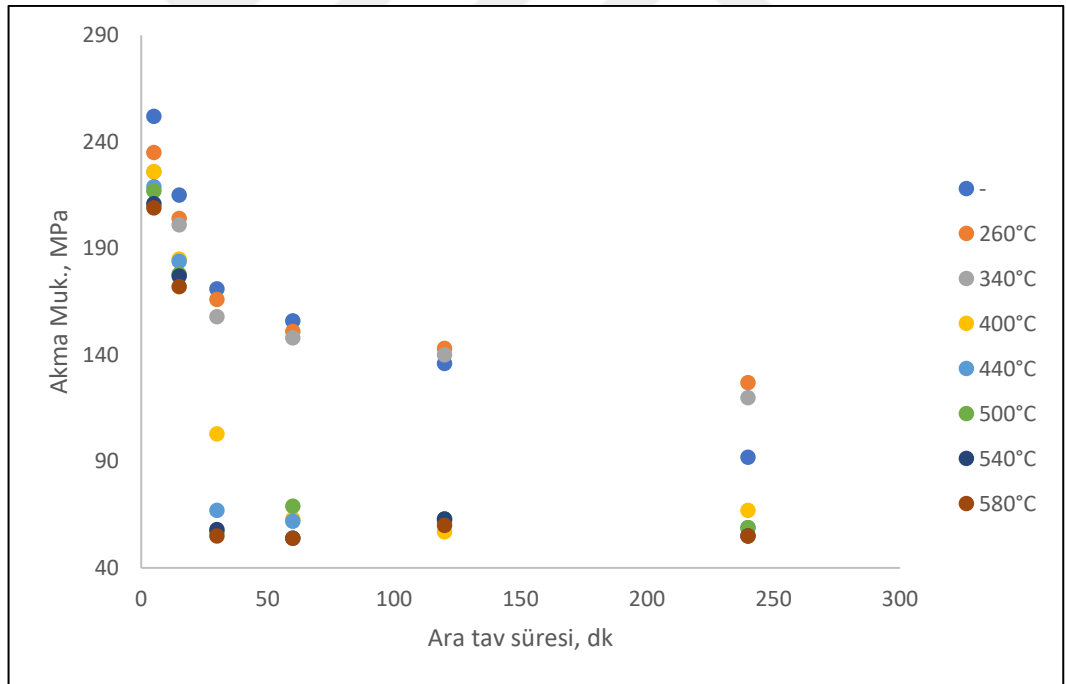
Şekil 4.28: Numune A'nın farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı akma mukavemetleri, (250°C ara tav sonrası).



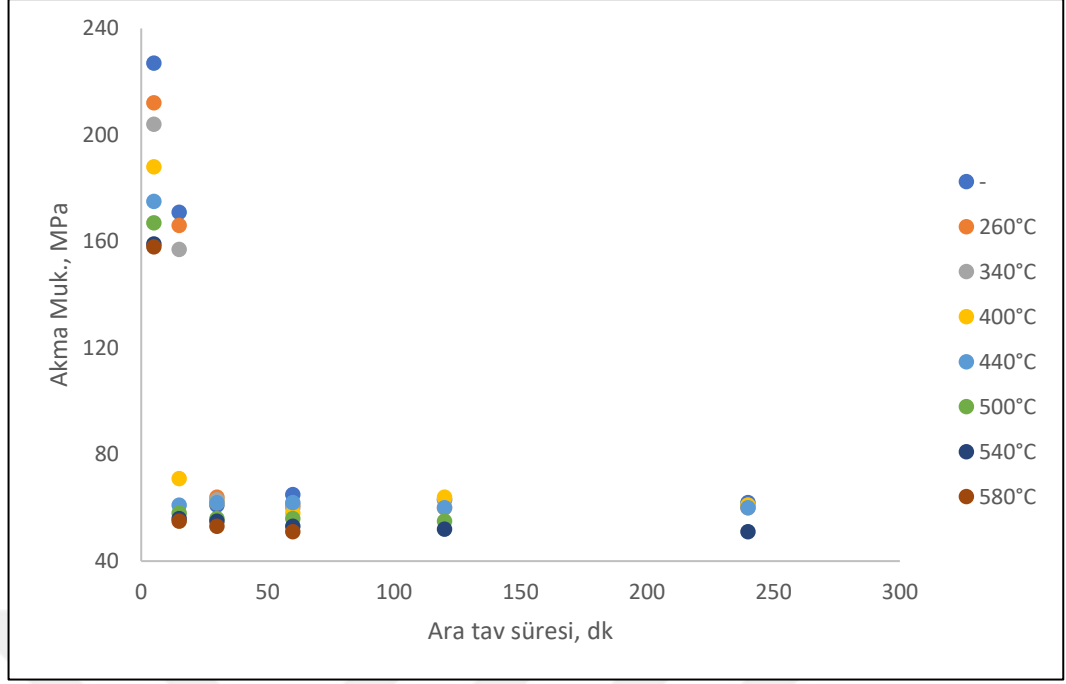
Şekil 4.29: Numune B'nin farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı akma mukavemetleri, (250°C ara tav sonrası).



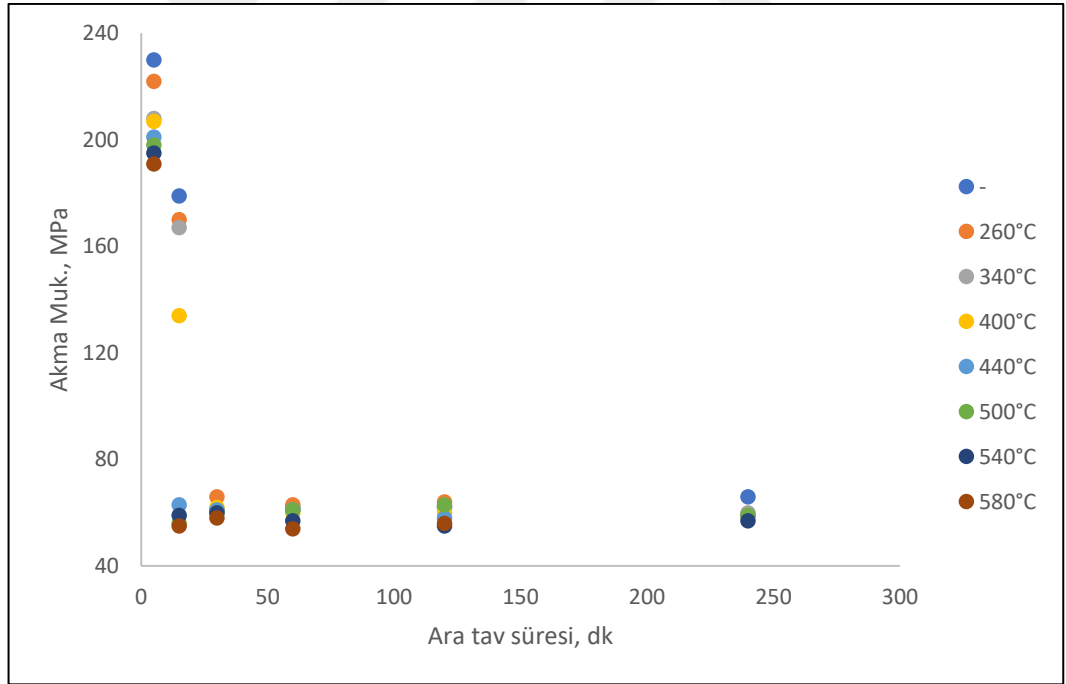
Şekil 4.30: Numune A'nın farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı akma mukavemetleri, (350°C ara tav sonrası).



Şekil 4.31: Numune B'nin farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı akma mukavemetleri, (350°C ara tav sonrası).



Şekil 4.32: Numune A'nın farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı akma mukavemetleri, (400°C ara tav sonrası).



Şekil 4.33: Numune B'nin farklı homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresine bağlı akma mukavemetleri, (400°C ara tav sonrası).

- Homojenizasyon uygulanmayan numunelerde ve 260°C ve 340°C gibi düşük sıcaklıkta homojenizasyon görmüş numunelerde 30 dk. gibi kısa bir sürede dahi tam rekristalizasyon gerçekleşmektedir. Akma mukavemetleri 66 ve 53 MPa aralığındadır.

- 440°C ve üzeri homojenizasyon sıcaklıklarında ara tav sonrası rekristalizasyon 15 dk. içerisinde tamamlanmaktadır. Akma mukavemetleri 63 ve 55 MPa aralığındadır.
- Sadece 400°C homojenizasyon sıcaklığı özelinde, ara tav sonrası Numune A’da rekristalizasyon neredeyse tamamlanırken (akma mukavemeti 71 MPa), Numune B’de henüz ilk safhalarındadır (akma mukavemeti 134 MPa).
- Numune B’ye ait “eşzamanlı çökeltme” mikroyapısı, Numune A’nın aynı yapısına göre biraz daha kaba tane yapısına sahiptir.

Özetle, döküm aşamasında uygulanan düşük MAK (Numune B) ve döküm kalınlığında yapılan yüksek sıcaklık homojenizasyon ısı işlemi (580°C), ara tav sonrası rekristalizasyon mikroyapısını iyileştirdiği görülmüştür.

4.3.1. Homojenizasyon Sıcaklığının Rekristalizasyon Üzerine Etkisi

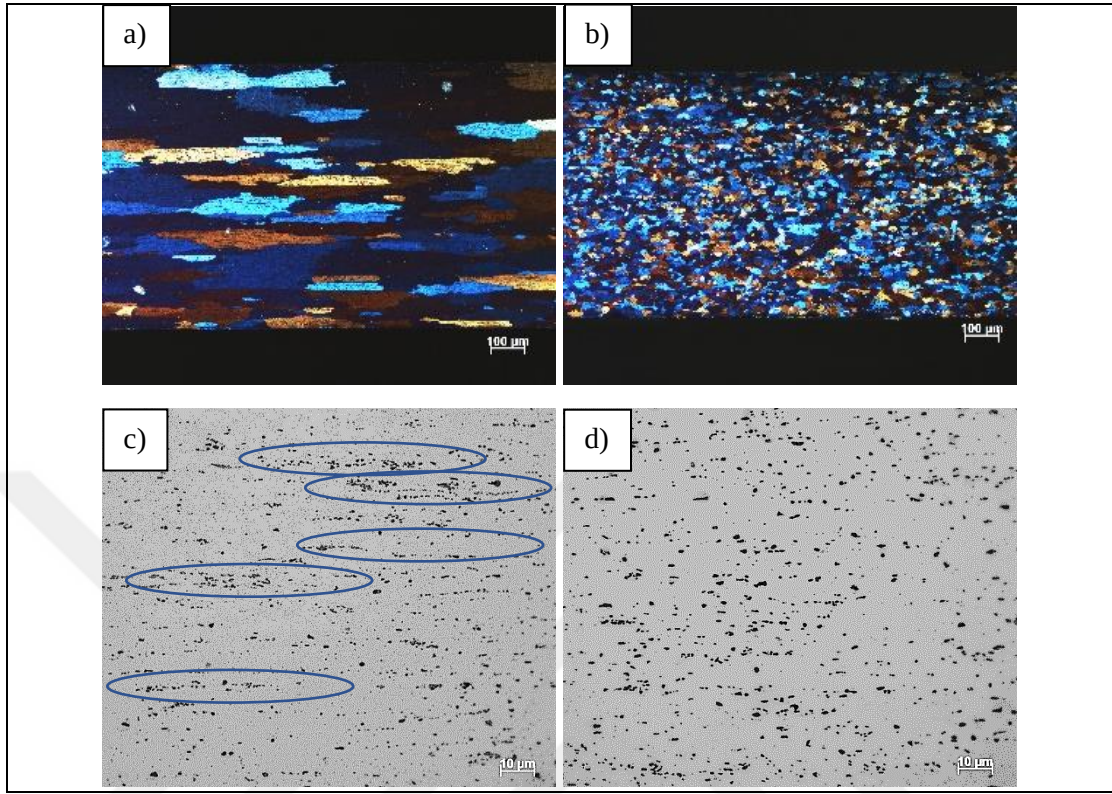
Döküm kalınlığında uygulanan homojenizasyon ısı işlem sıcaklığının, ara tav sonrası mikroyapı ve kristalografik doku gelişimi üzerine olan etkisini incelemek için Numune B’den türetilen numunelerden, 440°C ve 580°C’de homojenizasyon görüp, 0,7 mm’de 350°C’de 30 dk. süre ile ara tava tabi tutulanlar seçilerek detaylı incelemelere devam edilmiştir. Bu sıcaklıkların seçilmesindeki amaç, ara tav sonrası birbirinden çok farklı karakterde mikroyapı gelişimi gösteren numuneler arasındaki farklılıkları ortaya koymaktır.

Daha önce belirtildiği üzere 350°C ara tav sonrasında, 440°C’de homojenizasyona tabi tutulmuş numune, hadde yönünde uzamış ve en/boy oranı düşük, daha az sayıda kaba taneler şeklinde rekristalize olurken, 580°C’de homojenizasyon gören numune kesit boyunca oldukça homojen, ince ve eş eksenli bir tane yapısıyla rekristalize olmaktadır. Numunelerin intermetalik yapıları incelendiğinde de bu tane yapısı ile ilişkilendirilebilecek önemli farklılıklar göze çarpmaktadır. 440°C’de homojenizasyon görmüş numunede intermetalik boyutları daha küçük ve sayıca daha çoktur. İlave olarak bu küçük intermetalikler, **Şekil 4.34.c**’de gösterildiği gibi haddeleme yönünde zincir şeklinde dizilmiş durumdadır. Bu intermetaliklerin haricinde yapı içerisinde çok daha küçük boyutlu ve homojen dağılımlı çökeltieler görülmektedir. Döküm kalınlığında homojenizasyon öncesi görülmeyen bu çökeltieler, düşük sıcaklıktaki homojenizasyon ısı işlemi esnasında oluşmakta ve ara tav sırasında rekristalizasyonu

baskılayan yönde etki göstermektedir. Dolayısıyla yapı içerisinde görece az sayıda tanenin çekirdeklenmesine olanak tanımaktadır. Bu çökeltilerin haricinde, intermetalik boyutlarının da görece küçük olması yeterli sayıda çekirdeklenme yöresi oluşamamasını destekleyen bir diğer unsurdur. Bunun yanında, 440°C nispeten düşük bir ısı işlem sıcaklığı olduğundan, döküm kalınlığında hücre sınırlarını bezeyen intermetalik ağ yapısını tam olarak dağıtamamakta ve ağ yapısındaki bu intermetalikler soğuk haddeleme esnasında hadde yönünde zincir şeklinde dizilmektedir. Çekirdeklenme için fırsat bulabilmiş az sayıda tane büyürken, haddelemeye dik doğrultuda bu intermetalik zincirleri tarafından engellenmekte, dolayısıyla tane büyümesi haddeleme doğrultusunda daha kolay olduğundan, rekristalizasyon sonrası tek eksende büyümüş, düşük en/boy oranına sahip, kaba tane yapısına sebep olmaktadır.

580°C’de homojenizasyona tabi tutulan numunenin intermetalik yapısında ise çok farklı bir durum söz konusudur. Bu numunede intermetalik boyutları, 440°C’de homojenizasyon görmüş numunenin intermetalik boyutlarından daha büyüktür. 580°C’de yapılan homojenizasyon sonrası, diğer numunede görülen ve ara tav aşamasında rekristalizasyonu baskılayan homojen dağılımlı, ince çökeltiler görülmemektedir. Isıl işlem sıcaklığının yüksek olması, bu çökeltilerin tekrardan çözünerek küçük boyutlu mevcut intermetaliklere difüze olmasına ve onların yapısına katılarak boyutlarının büyümesine sebep olmaktadır. Aynı zamanda yüksek sıcaklıktaki homojenizasyon ısıl işlemi, hücre sınırlarında ağ yapısındaki intermetalik yapısının dağılmasına da olanak tanımaktadır. Dolayısıyla soğuk haddeleme sonrası intermetalikler, 440°C ısıl işlem koşulunda olduğu gibi hadde yönünde zincir şeklinde dizilim göstermez. Rekristalizasyon esnasında, nispeten büyük boyutlu bu intermetalikler, literatürde “particle stimulated nucleation (PSN)” olarak adlandırılan mekanizma ile çekirdeklenme için tercihli yöreler oluşturduğundan, çok sayıda yeni tanenin çekirdeklenmesine olanak tanır. Yapı içerisinde rekristalizasyonu baskılayan çökeltiler de bulunmaması bu durumu destekleyen bir unsurdur. Yeni oluşan bu tanelerin önünde herhangi bir eksende dizilmiş intermetalik zincirleri de bulunmadığı için büyüme tüm eksenlerde homojen bir şekilde gerçekleşmekte ve nihayetinde kesit boyunca homojen, eş eksenli ve küçük boyutlu ideal bir rekristalizasyon yapısı oluşmaktadır.

Bahsedilen intermetaliklerin hacimsel oranı ve ortalama boyutu gibi fiziksel özellikleri karşılaştırmalı olarak **Tablo 4.4**'te verilmektedir.



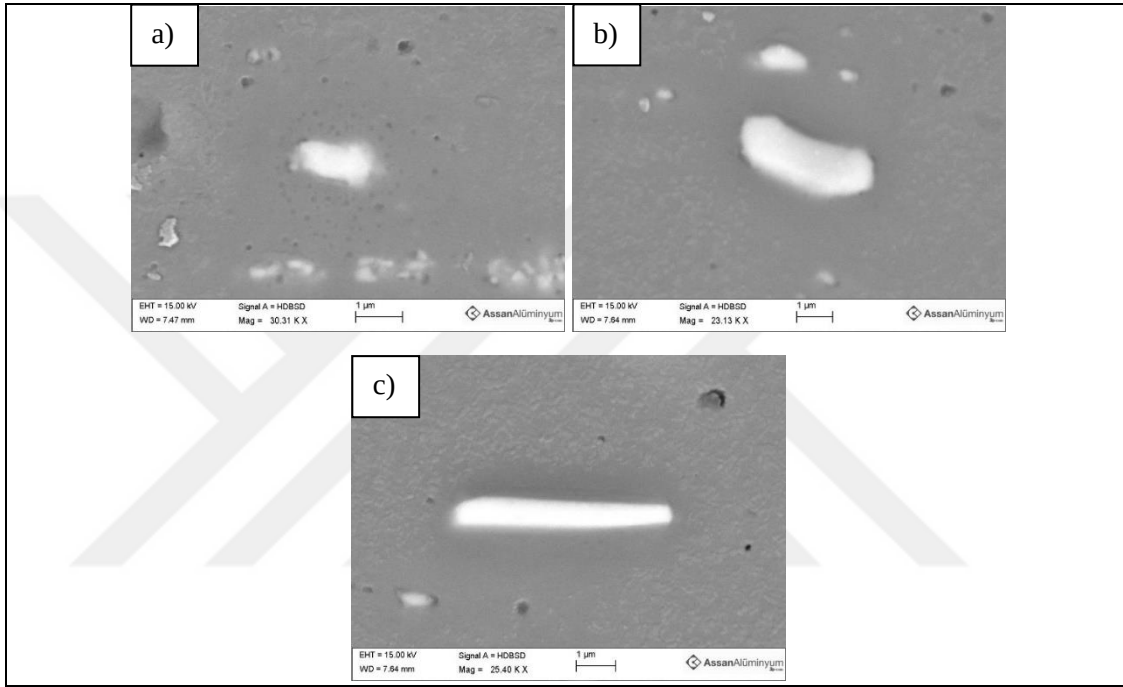
Şekil 4.34: Numune B'nin 350°C/30 dk. ara tav sonrası tane ve intermetalik yapısı, (a, c) 440°C homojenizasyon, (b, d) 580°C homojenizasyon.

Tablo 4.4: Homojenizasyon sıcaklığına bağlı olarak ara tav sonrası intermetalik partiküllerin fiziksel özellikleri.

Homojenizasyon sıcaklığı, °C	İntermetalik hacim oranı, %	İntermetalik ortalama boyutu, μm	İntermetalik çevresi, μm
440	4,31	0,32	1,78
580	3,97	0,66	2,91

Her iki numune üzerinde gerçekleştirilen SEM/EDS analizlerinde, döküm kalınlığında 440°C homojenizasyon gördükten sonra 0,7 mm'de 350°C/30 dk. ara tava tabi tutulmuş numunedeki intermetaliklerin küresel formda ve belli bir kimyasal kompozisyona sahip olduğu görülmüştür. Diğer yandan 580°C homojenizasyon işlemi görmüş numunede ise iki farklı morfolojide intermetalikler tespit edilmiştir. Bunlardan biri küresel formda, diğeri ise çubuksu formdadır. Her iki ayrı numunedeki küresel formdaki intermetalikler karşılaştırıldığında, 580°C'de homojenizasyon gören numunenin intermetaliklerinin Fe, Si ve Mn elementlerince daha zengin olduğu tespit

edilmiştir. Bu durum 580°C homojenizasyon işleminin, yapıdaki çökeltileri tekrardan çözüp, matris içerisinde çözünen elementler ile birlikte intermetalik yapısına katmasından dolayıdır. Bu durum, intermetalikleri hem büyütme hem de zenginleştirmektedir. Diğer yandan, çubuksu morfolojideki intermetalikler ise Fe içeriği olarak daha zengin olmasına rağmen Si içermemekte ve daha az miktarda Mn içermektedir. İntermetaliklerin SEM görüntüleri ve bileşimleri sırasıyla **Şekil 4.35** ve **Tablo 4.5**'de paylaşılmaktadır.



Şekil 4.35: 350°C/30 dk. ara tav sonrası EDS analizi yapılan intermetaliklerin SEM görüntüleri, a) 440°C homojenizasyon görmüş numunede küresel intermetalik, b) 580°C homojenizasyon görmüş numunede küresel intermetalik, c) 580°C homojenizasyon görmüş numunede çubuksu intermetalik.

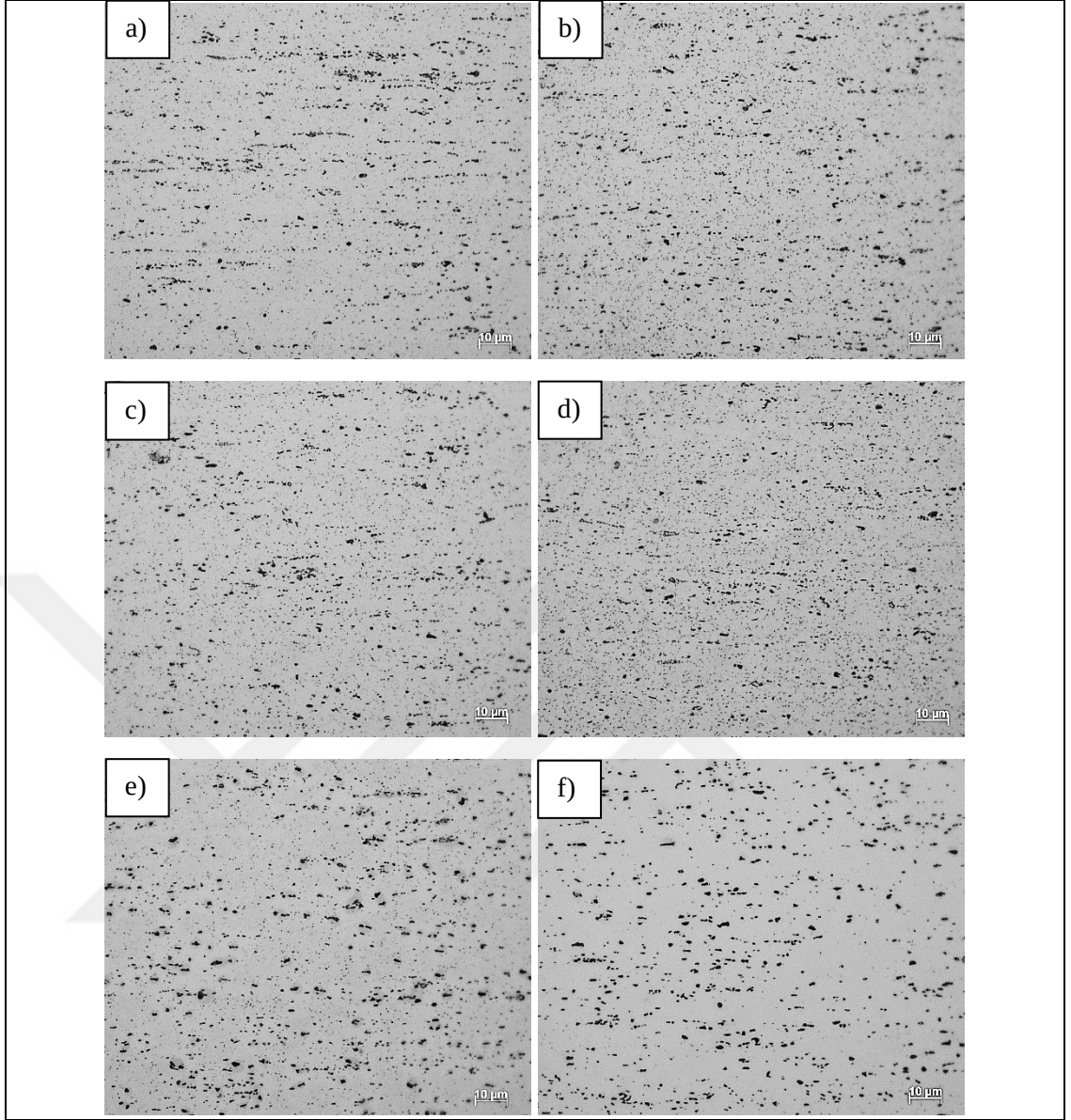
Tablo 4.5: 350°C/30 dk. ara tav sonrası intermetaliklerin kimyasal kompozisyonu.

Hojenizasyon sıcaklığı, °C	İntermetalik morfolojisi	Fe, %	Si, %	Mn, %
440°C	Küresel	5,9	1,4	0,6
580°C	Küresel	8,8	2,6	2,15
	Çubuksu	9,2	-	1,0

Şekil 4.36-37, homojenizasyon sıcaklığının, ara tav sonrası intermetalik ve tane yapısı üzerine olan etkisini göstermektedir. Yukarıda açıklandığı gibi 440°C'den 500°C'ye kadar homojenizasyona uğramış numunelerde, yapı içerisinde ince ve homojen

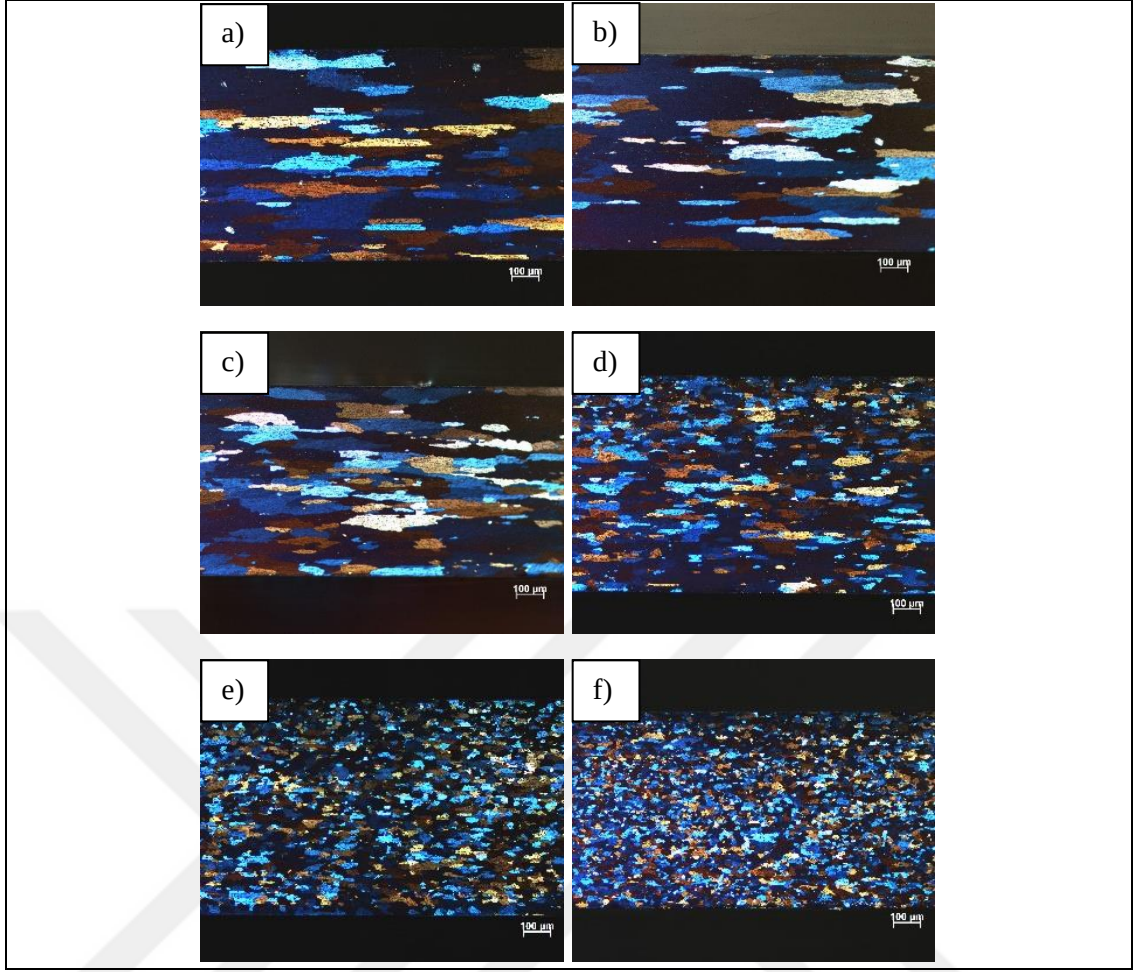
dağılımlı çökeltilerin varlığı görülebilmektedir ancak 500°C ve üzerinde bu çökeltilerin sayıları tedrici olarak azalmaktadır. Bu da **Şekil 4.36**'da verilen tane yapısı gelişimi üzerinde etkisini göstermektedir. Bu çökeltilerin miktarının azalması, 540°C'den itibaren intermetalik boyutlarının büyümesi ile birlikte tane yapısında belirgin değişim gözlenmektedir. Ara tav ve rekristalizasyon sonrası kaba ve hadde yönünde uzamış tane yapısı yerini kesit boyunca homojen, küçük ve eş eksenli tane yapısına bırakmaktadır. **Şekil 4.21**'de görüldüğü gibi döküm kalınlığındaki homojenizasyon ısı işlemi sonrası 500°C ısı işlem sıcaklığına kadar elektrik iletkenliği artmaktadır. Numune B'nin döküm tane yapısı homojenizasyon sonrası değişmediğinden, elektrik iletkenliği değişiminde matris doygunluğundaki azalma ve çökelti oluşumları arasındaki rekabetin rol oynadığı anlaşılmaktadır. Matris doygunluğundaki azalmanın elektrik iletkenlik değerinde artışa sebep olması beklenirken, çökelti oluşumları ters yönde etki gösterecektir. Ancak, iletkenlik değeri 500°C'ye kadar artmaya devam ettiğine göre matris doygunluğundaki azalma etkisinin, çökelti oluşumunun ters yöndeki etkisini yendiği düşünülmektedir. 500°C üzerindeki homojenizasyon işlemleri sonrası ise elektrik iletkenliği düşmeye başlamaktadır. Bu noktada, yapı içerisinde düşük sıcaklıklarda oluşan çökeltilerin tekrar çözündüğü ve intermetaliklerin bileşimsel olarak zenginleşip büyüdüğü tespit edildiğinden, elektrik iletkenliğindeki düşüşün, matris doygunluğunun yeniden yükselmesi ve intermetalik boyutlarının büyümesi neticesinde saçınımın artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Farklı mikroyapılar ile rekristalize olan numunelerin ara tav işlemi sonrası kristalografik doku analizleri de gerçekleştirilmiştir. **Şekil 4.38**, numunelerin yüzeyine ait (111), (200), (220), (311) düzlem projeksiyonlarını göstermektedir. 580°C'de homojenizasyon görüp ara tav sonrası rekristalize olan numunede difraksiyonlar oldukça net bir şekilde belliyken, 440°C'de homojenizasyon görüp rekristalize olan numunede rekristalizasyon sonrası tane boyutları çok büyük olduğundan çok az sayıda difraksiyon alınabilmiş ve net bir doku tespit edilememiştir. 580°C'de homojenizasyona tabi tutulup eş eksenli ve ince taneli bir şekilde rekristalize olan numunenin kristalografik dokusu, rekristalizasyon dokusu olan Cube ve Goss ile haddeleme dokusu olan S ve Copper dokularının karışımından oluşmaktadır. Goss dokusu, Cube dokusu kristal kafesinin haddeleme doğrultusunda 45° dönmüş halidir.



Şekil 4.36: 350°C/30 dk. ara tav sonrası intermetalik partiküllerin görünümü, a) 440°C homojenizasyon, b) 460°C homojenizasyon, c) 480°C homojenizasyon, d) 500°C homojenizasyon, e) 540°C homojenizasyon, f) 580°C homojenizasyon.

Cube dokusunda (100) düzlemleri numune yüzeyine ve [001] yönü haddeleme yönüne paralelken; Goss dokusunda (110) düzlemleri numune yüzeyine ve [001] yönü haddeleme yönüne paraleldir. Levha tamamen rekristalize olmuş yeni bir tane yapısına sahip ve mekanik özellikler malzemenin en yumuşak haline ulaşmış olmasına rağmen, yapı içerisinde kalıntı haddeleme dokuları tespit edilmiştir. Numunenin kristalografik doku bileşenleri **Tablo 4.6**'da gösterilmiştir.

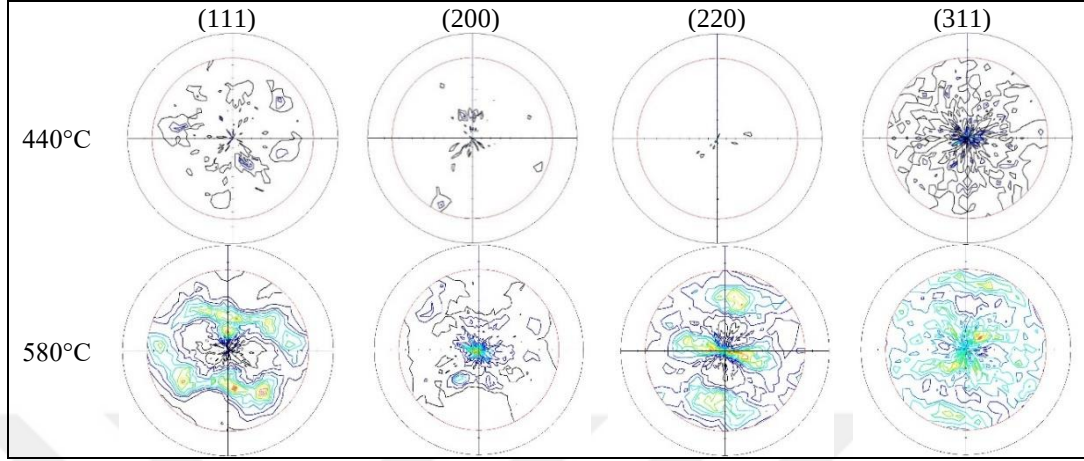


Şekil 4.37: 350°C/30 dk. ara tav sonrası tane yapıları, a) 440°C homojenizasyon, b) 460°C homojenizasyon, c) 480°C homojenizasyon, d) 500°C homojenizasyon, e) 540°C homojenizasyon, f) 580°C homojenizasyon.

4.3.2. Homojenizasyon Öncesi Deformasyonun Rekristalizasyon Üzerine Etkisi

Homojenizasyon öncesi uygulanan soğuk deformasyonun rekristalizasyon üzerine etkisini incelemek için Numune B'den türetilen levhalar önce 3,25 mm kalınlığa haddelenmiş (%64 oranında soğuk haddeleme) ve ardından homojenizasyon işlemine tabi tutulmuşlardır. Homojenizasyon sonrası numuneler ara tav kalınlığı olan 0,7 mm'ye haddelenmiş ve levhalara bu kalınlıkta 350°C 30 dk. süreyle ara tav uygulanmıştır. Buna göre homojenizasyon öncesi uygulanan %64 oranındaki soğuk deformasyonun, rekristalizasyon için gerekli minimum homojenizasyon sıcaklığını 400°C'den 340°C'ye düşürdüğü ancak yüksek homojenizasyon sıcaklıklarında dahi eş eksenli bir tane yapısı elde edilemediği ve tane boyutlarının, homojenizasyonun döküm kalınlığında yapıldığı numune tanelerine göre büyük olduğu tespit edilmiştir.

(Şekil 4.39). Homojenizasyon öncesi deformasyonun, rekristalizasyon kinetiği üzerindeki etkisi 30 dk. süren ara tav sonrası çekme testi sonuçlarından da anlaşılabilir (Şekil 4.40-41).



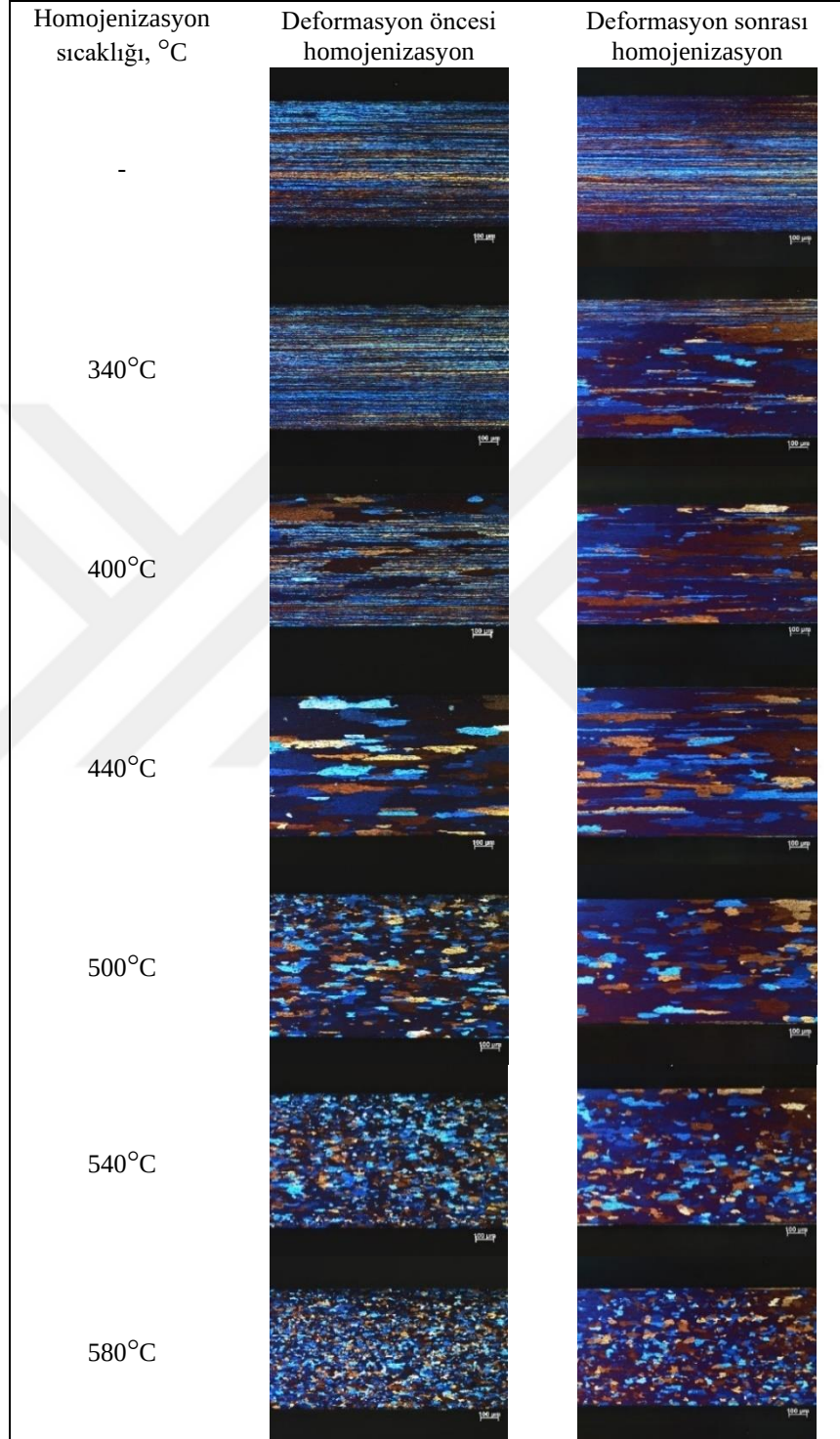
Şekil 4.38: 440°C ve 580°C’de homojenizasyon gören Numune B’nin 350°C/30 dk. ara tav sonrası (111), (200), (220) ve (311) düzlem projeksiyonları.

Tablo 4.6: 580°C’de homojenizasyon gören Numune B’nin 350°C/30 dk. ara tav sonrası doku bileşenleri.

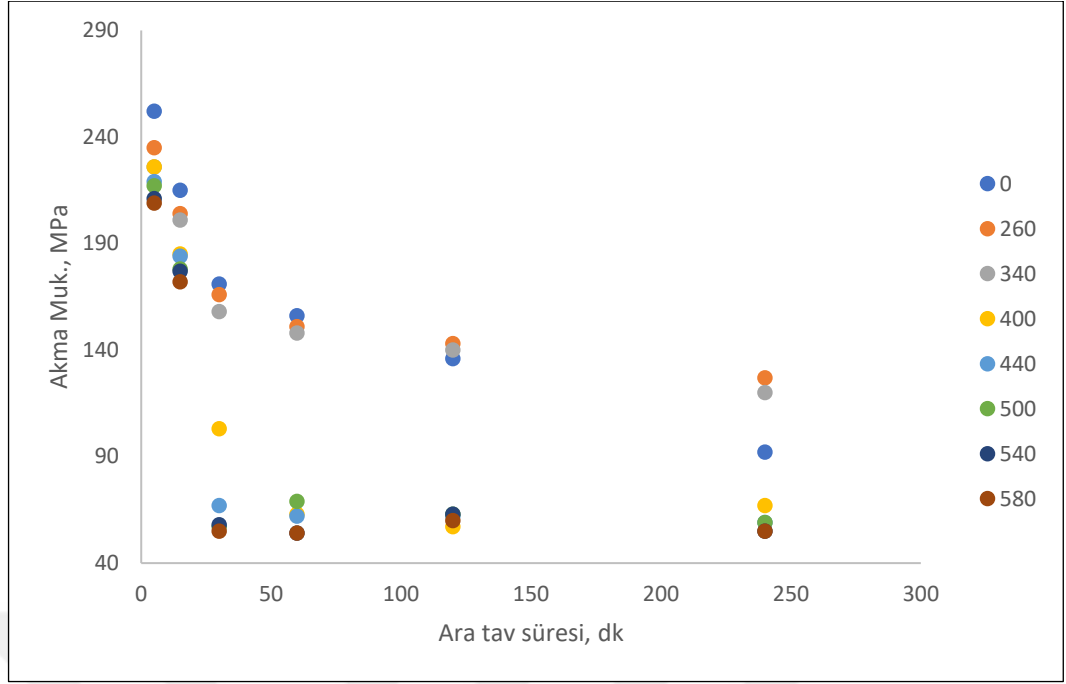
Doku bileşenleri			%
{001}	< 100 >	Cube	15,96
{110}	< 011 >	Goss	7,24
{132}	< 6̄43 >	S1	7,45
{231}	< 3̄46 >	S2	8,25
{213}	< 3̄64 >	S3	8,53
{231}	< 3̄46̄ >	S4	8
{112}	< 111̄ >	Copper	5,82
{110}	< 111̄ >		4,55
{123}	< 412̄ >	R	6,20
Kalan			28.0

Deformasyon sonrası 340°C homojenizasyon gören numunede, mikroyapısı ile uyumlu bir şekilde, akma mukavemetinin 83 MPa değerine düştüğü görülmüştür. Deformasyon öncesi homojenizasyon durumunda ise 400°C’de homojenizasyon görmüş numune dahi rekristalize olmasına rağmen tam olarak yumuşamamıştır. Ara tav süresi 240 dk. ’ya çıkarıldığında deformasyon sonrası homojenizasyon gören tüm

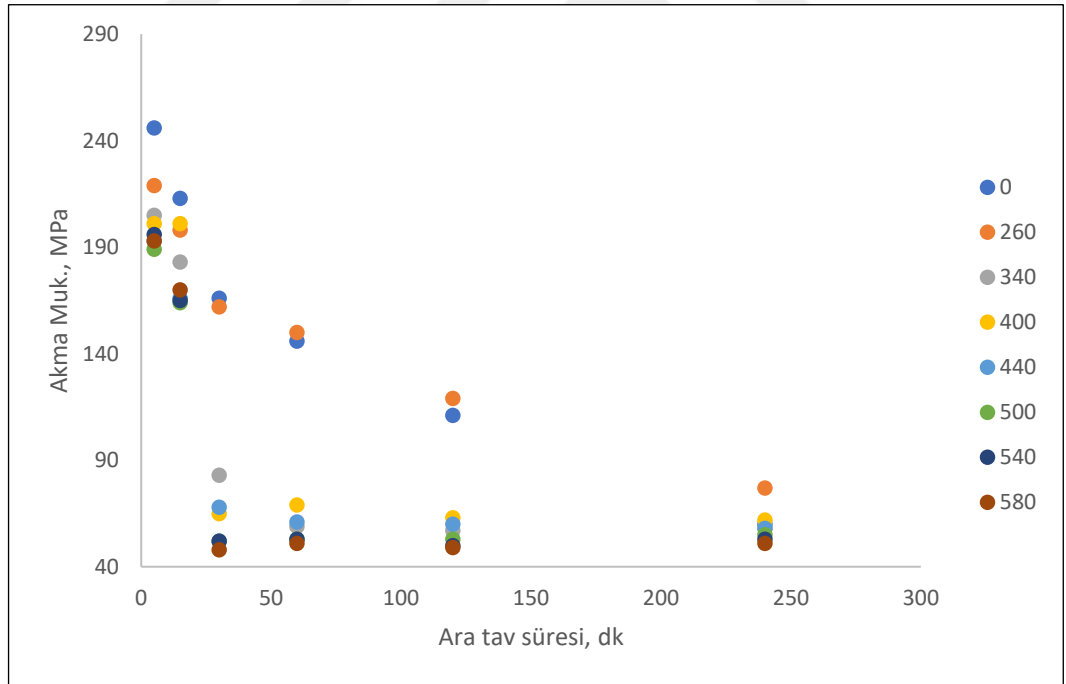
numuneler tamamen yumuşarken, daha önce açıklandığı gibi döküm kalınlığında homojenizasyon uygulandığı durumda 260°C ve 340°C’de homojenizasyon gören numuneler tam olarak yumuşamamaktadır (sırasıyla 127 ve 120 MPa).



Şekil 4.39: Deformasyon öncesi ve deformasyon sonrası farklı sıcaklıklarda homojenizasyona tabi tutulan numunelerde 350°C/30 dk. ara tav sonrası tane yapıları.



Şekil 4.40: Deformasyon öncesi farklı sıcaklıklarda homojenizasyon gören numunelerin 350°C’de farklı sürelerde ara tav sonrası akma mukavemetleri.

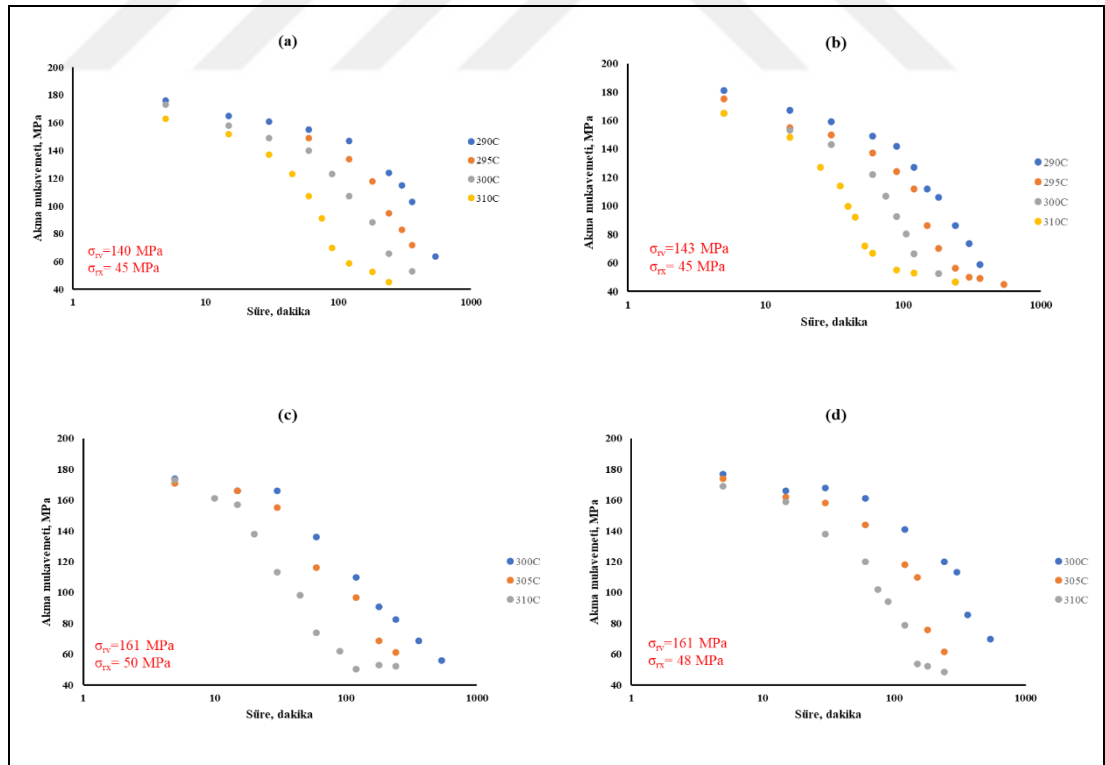


Şekil 4.41: Deformasyon sonrası farklı sıcaklıklarda homojenizasyon gören numunelerin 350°C’de farklı sürelerde ara tav sonrası akma mukavemetleri.

4.3.3. Rekristalizasyon Kinetiği

Bu bölümde, farklı MAK altında katılaşıp ve deformasyon öncesi farklı sıcaklıklarda homojenizasyon ısıtıl işlemine tabi tutulan levhaların prosesin devamında uygulanan ara tav işlemine bağılı olarak sergiledikleri yumuşama kinetiği ve rekristalizasyon davranışı deneysel olarak incelenmiştir. Çalışmanın amacı, İMSD yöntemiyle farklı soğuma koşullarında üretilmiş AA3105 levhaların, döküm kalınlığında uygulanan homojenizasyon ısıtıl işlemine bağılı olarak ara tav işlemindeki rekristalizasyon kinetiğini belirlemek ve bu süreçte etkili olan parametreleri nicel olarak ortaya koymaktır.

Numune A ve B, 440°C ve 580°C’de homojenizasyona tabi tutulduktan sonra ara tav kalınlığı olan 0,7 mm’ye soğuk haddelenmişlerdir. Numuneler bu kalınlıkta 290°C’den 310°C’ye kadar farklı sıcaklıklarda 5 dakikadan 540 dakikaya kadar farklı sürelerde ayrı ayrı tavlansmış ve çekme testlerine tabi tutulmuştur. Numunelerin farklı tav sıcaklığı ve süresi neticesindeki sahip oldukları akma mukavemetleri Şekil 4.42’de verilmiştir.



Şekil 4.42: Farklı ara tav sıcaklığı ve süresine bağılı olarak akma mukavemetleri, a) Numune A/580°C homojenizasyon, b) Numune B/580°C homojenizasyon, c) Numune A/440°C homojenizasyon, d) Numune B/440°C homojenizasyon.

Tavlama süresine bağlı olarak oluşturulan akma mukavemeti grafiklerinden de görüldüğü üzere ara tav sıcaklığının artması genel olarak tüm numunelerde yumuşama kinetiğini hızlandırmakta ve daha keskin bir mukavemet düşüşüne sebebiyet vermektedir. Tüm numuneler tam rekristalizasyonun gerçekleştiği en düşük akma mukavemeti değerine daha erken ulaşmaktadır. Dört farklı numune için hesaplamalarda kullanılan ve grafiklerden yola çıkarak belirlenen toparlanma mukavemeti ve tam rekristalizasyon mukavemeti değerleri aşağıdaki **Tablo 4.7**'de verilmiştir.

Tablo 4.7: Numune A ve B'nin uygulanan farklı homojenizasyon sıcaklıklarına göre toparlanma ve tam rekristalizasyon mukavemetleri.

	Numune A 580°C	Numune B 580°C	Numune A 440°C	Numune B 440°C
	homojenizasyon	homojenizasyon	homojenizasyon	homojenizasyon
σ_{RV}	140	143	161	161
σ_{RX}	45	45	50	48

Tablo 4.7'de de görüleceği üzere düşük sıcaklıkta homojenizasyon ısıl işlemine tabi tutulan numunelerin toparlanma ve rekristalizasyon akma mukavemeti değerleri yüksek sıcaklıkta homojenizasyon ısıl işlemine tabi tutulan numunelerin toparlanma ve rekristalizasyon akma mukavemeti değerlerinden daha yüksektir. Bu durum düşük sıcaklıkta yapılan bir homojenizasyon ısıl işleminin, malzemelerin döküm halindeki hızlı soğumadan kaynaklı matris doygunluğunu tam olarak giderememesinden kaynaklanmaktadır. Böyle bir durum, ara tav işleminde malzemeye verilen ısı enerjinin bir kısmının rekristalizasyon haricinde çökelti oluşumuna harcadığının bir göstergesidir. Yüksek sıcaklıkta uygulanan homojenizasyon ısıl işleminde ise matris doygunluğu daha fazla giderilmekte ve ara tav işlemi esnasında malzemeye verilen ısı enerjinin büyük çoğunluğu yumuşama ve rekristalizasyona harcanmakta ve bu durum rekristalizasyon sonrası daha düşük mukavemet değerleri elde edilmesini sağlamaktadır. Bu sonuçlardan yola çıkarak hesaplanan k , n ve $t_{0.5}$ değerleri **Tablo 4.8**'de paylaşılmıştır.

Tablo 4.8: Farklı sıcaklıklarda homojenizasyona tabi tutulan Numune A ve B'nin farklı ara tav sıcaklıklarındaki k, n ve $t_{0.5}$ değerleri.

Ara tav sıcaklığı, °C	Numune/Homojenizasyon sıcaklığı, °C	k	n	$t_{0.5}$
290	A/580	6,585E-08	2,70	400,32
	B/580	1,098E-05	2,05	217,76
	A/440			
	B/440			
295	A/580	1,742E-07	2,71	269,35
	B/580	1,563E-06	2,61	145,38
	A/440			
	B/440			
300	A/580	2,615E-05	2,00	162,97
	B/580	5,718E-06	2,60	89,09
	A/440	0,00317	1,08	140,86
	B/440	0,000169	1,45	302,34
305	A/580			
	B/580			
	A/440	0,00519	1,10	83,17
	B/440	3,083E-05	2,03	139,63
310	A/580	2,244E-05	2,40	73,84
	B/580	4,324E-05	2,56	43,35
	A/440	0,00298	1,49	38,25
	B/440	0,002787	1,27	74,67

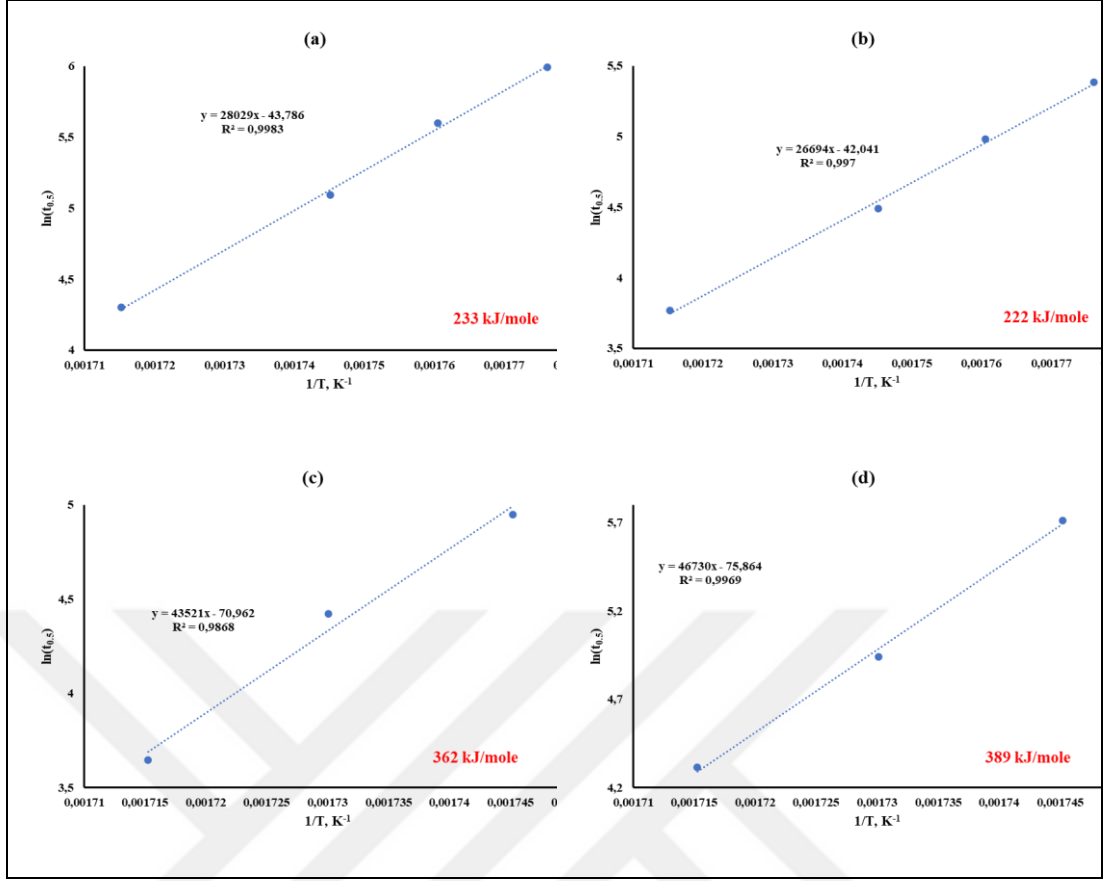
Hesaplanan değerlere göre numunelerin proses geçmişinden bağımsız olarak ara tav sıcaklığı arttıkça rekristalizasyonun %50 oranında tamamlandığını gösteren $t_{0.5}$ değerlerinde düşüş gözlemlenmektedir. Ara tav sıcaklığı arttıkça rekristalizasyon için gerekli süre azalmaktadır.

580°C'de homojenizasyon ısııl işlemine tabi tutulmuş numunelerde katılma esnasında malzemenin maruz kaldığı MAK düştükçe sabit bir ara tav sıcaklığında $t_{0.5}$ değerlerinde düşüş gözlemlenmektedir ve malzeme daha erken rekristalizasyona uğramaktadır. Bu durum, farklı MAK altında katılan numunelerin farklı döküm kalınlığına sahip olmaları dolayısıyla ara tav işlemi öncesinde farklı miktarda toplam deformasyona maruz kalmalarından kaynaklanmaktadır. Numune B'nin döküm halindeki kalınlığı 9 mm olduğundan ara tav kalınlığı olan 0.7 mm' e kadar maruz kaldığı toplam deformasyon, döküm kalınlığı 6 mm olan Numune A'ya göre daha fazladır. Bu noktada ara tav öncesi malzemenin maruz kaldığı toplam deformasyon miktarı rekristalizasyon için itici bir güç olduğundan Numune B'nin ara tav işlemi esnasında rekristalizasyonu için gereken süre daha azdır ve malzeme daha çabuk

yumuşamaktadır. Buna göre 290°C’de gerçekleştirilen bir ara tav işleminde Numune A’nın %50 oranında rekristalize olması için 400,32 dk. gerekirken, Numune B’de bu süre 217,76 dakikadır. 310°C ara tav uygulamasında ise bu süreler sırasıyla 73,84 ve 43,35 dakikadır.

580°C’de homojenizasyon koşulunda, farklı sıcaklıklarda yapılan ara tav deneyleri neticesinde numunelerin rekristalizasyonu için gerekli aktivasyon enerjileri, Numune A’da 233 kJ/mol, Numune B’de ise 222 kJ/mol olarak hesaplanmıştır (**Şekil 4.43**). Bu durum $t_{0,5}$ değerleri ile uyumlu ve 9 mm kalınlığa sahip düşük MAK altında katılaştıran Numune B’de ara tav yumuşama kinetiğinin daha hızlı olduğu sonucunu belirten niteliktedir.

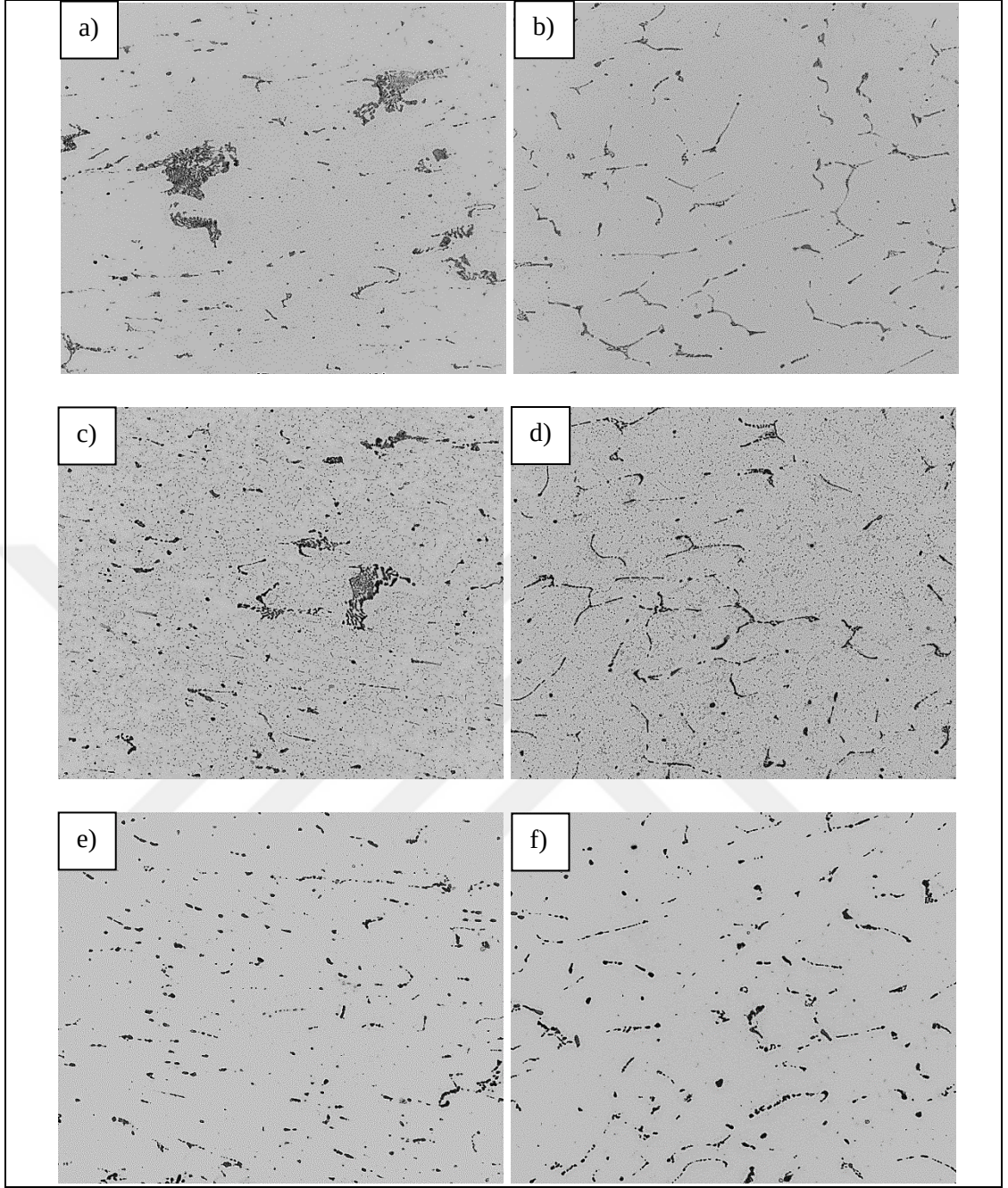
Numuneler 440°C’de homojenizasyona tabi tutulduklarında ise bu durum farklılık göstermektedir. Numune B, daha yüksek döküm kalınlığına sahip olmasına rağmen (ara tav kalınlığına kadar toplam deformasyon miktarı daha fazladır), $t_{0,5}$ değerleri Numune A’ya göre daha yüksektir. Dolayısıyla rekristalizasyon için sabit sıcaklıkta daha fazla süreye ihtiyaç duymaktadır. Numune A’nın rekristalizasyon için hesaplanan aktivasyon enerjisi 362 kJ/mol, Numune B’de ise bu değer 389 kJ/mol’ dır (**Şekil 4.43**) ve yumuşama kinetiğinin Numune B için daha yavaş olduğunu göstermektedir. **Tablo 4.9**’da görüldüğü üzere döküm operasyonu esnasında levhaların maruz kaldığı MAK seviyesinden bağımsız olarak, döküm kalınlığında düşük sıcaklıkta uygulanan homojenizasyon ısıtma işlemi numunelerin rekristalizasyonu için gerekli aktivasyon enerjilerini yükseltmektedir ve yumuşama kinetiğini yavaşlatmaktadır. Bu durum, döküm kalınlığında 440°C’de uygulanan homojenizasyon işleminin matris içerisinde çok ince dağılımlı çökeltiler oluşturmamasından ve bu çökeltilerin rekristalizasyonu baskılamasından kaynaklanmaktadır. Döküm kalınlığında uygulanan 580°C sıcaklığındaki homojenizasyon ısıtma işlemi ise, ince ve homojen dağılımlı çökelti oluşumuna fırsat vermezken, difüzyon etkisi ile yapı içerisindeki birincil intermetalik partiküllerin daha da büyümesine olanak tanımaktadır (**Şekil 4.44**). Böyle bir durumda yapı içerisinde rekristalizasyonu baskılayan çökeltiler bulunmazken, boyut olarak daha da büyüyen birincil intermetalikler, kendi etraflarını saran matris üzerinde gerilim oluştururlar. Büyük boyutlu intermetaliklerin etrafındaki bu gerilimli bölgeler, rekristalizasyon için tercihli çekirdeklenme yöreleri oluşturmaktadır. Bu durum aktivasyon enerjilerinin düşmesine sebep olur.



Şekil 4.43: Numune A ve B’de farklı homojenizasyon sıcaklıklarına göre türetilmiş Arrhenius eğrileri ve rekristalizasyon için gerekli aktivasyon enerjileri, a) Numune A/580°C homojenizasyon, b) Numune B/580°C homojenizasyon, c) Numune A/440°C homojenizasyon, d) Numune B/440°C homojenizasyon.

Tablo 4.9: Numune A ve B’de farklı homojenizasyon ısıtma işlem sıcaklığına göre hesaplanan aktivasyon enerjileri.

Numune	Homojenizasyon Sıcaklığı, °C	Aktivasyon Enerjisi, kJ/mol
A	440	362
	580	233
B	440	389
	580	222

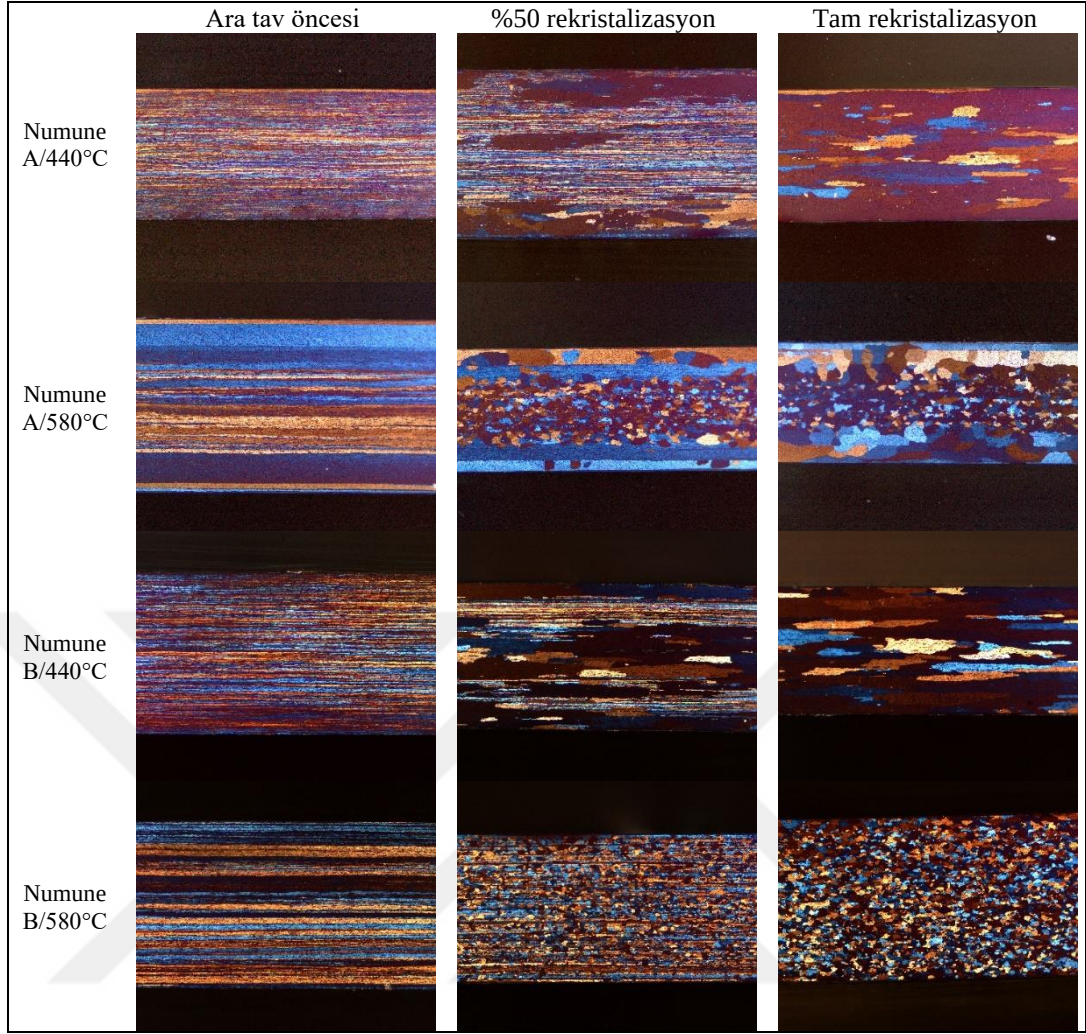


Şekil 4.44: Numune A ve B’de homojenizasyon öncesi ve sonrası mikroyapı, a) Numune A/döküm yapısı, b) Numune B/döküm yapısı, c) Numune A/440°C homojenizasyon, d) Numune B/440°C homojenizasyon, e) Numune A/580°C homojenizasyon, f) Numune B/580°C homojenizasyon.

Sonuç olarak, İMSD yöntemiyle üretilen 3105 alaşımının rekristalizasyon kinetiği, katılaşma esnasındaki MAK, malzemenin ara tav öncesi maruz kaldığı toplam deformasyon, homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav koşullarının bileşke etkisiyle önemli ölçüde değişiklik göstermiştir. Söz konusu çalışma, İMSD yöntemiyle üretilen

Al-Mn-Mg esaslı alaşımlarda rekristalizasyon davranışının proses parametreleriyle optimize edilebileceğini göstermektedir.

Numunelerin ara tav öncesinde sert hallerinin kesitleri incelendiğinde, döküm prosesi esnasında maruz kaldıkları MAK ve döküm kalınlığında uygulanan homojenizasyon ısı işleminin sıcaklığına bağlı olarak farklı tane yapıları sergiledikleri görülmektedir. Her ne kadar tüm numunelerde haddeleme doğrultusunda uzamış taneler görülse de Numune A'nın yüksek sıcaklıktaki homojenizasyon işlemi neticesinde aşırı büyümüş taneleri haddeleme sonrasında dahi görülebilmektedir. Numune B'de ise yüksek sıcaklıkta uygulanan homojenizasyona rağmen tanelerin hadde yönüne dik eksendeki kalınlıkları oldukça sınırlıdır ve uzamış fiber tane yapısı görülmektedir. Düşük sıcaklıkta uygulanan homojenizasyon işlemi ise döküm kalınlığında tane kabalaşmasına neden olmadığından her iki numunede de taneler haddeleme doğrultusunda uzamış fiber yapıdadır. Ara tav öncesi tane yapılarının yanı sıra numunelerin %50 ve tam rekristalize olduğu durumdaki tane yapıları da **Şekil 4.45**'de verilmektedir. Tüm numuneler sahip oldukları proses geçmişleri nedeniyle farklı yapıda rekristalize olmaktadır. 440°C'de homojenizasyon gören numuneler ara tav sonrasında haddeleme doğrultusunda uzamış, kaba tanelere sahipken, 580°C'de homojenizasyon gören numuneler ise görece daha eş eksenli taneler sergilemektedir. Ancak yüksek sıcaklıkta homojenizasyon gören Numune A kesit boyunca oldukça heterojen bir tane yapısı göstermektedir. Döküm kalınlığında homojenizasyon sonrası yüzeyde aşırı tane kabalaşması sergileyen bölgeler, ara tavadaki rekristalizasyon sonrası da kaba taneli şekilde rekristalize olmuştur ancak merkez düzlemdeki taneler yüzeye yakın bölgelere göre daha eş eksenlidir. Numune B ise tüm kesit boyunca homojen ve çok ince tane yapılı olarak rekristalize olmuştur. Bu durum döküm aşamasındaki proses parametrelerinin alt kalınlıklardaki diğer proseslerin neticesine de önemli bir şekilde etki ettiğini göstermektedir. Düşük sıcaklıkta homojenizasyona tabi tutulan numuneler karşılaştırıldığında, Numune A'nın yüzey tanelerinin, Numune B'nin yüzey tanelerinden görece büyük olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 4.45: Farklı sıcaklıklarda homojenizasyon ısıtma işlemi gören Numune A ve B’de 310°C ara tav sonrası mikroyapı gelişimi.

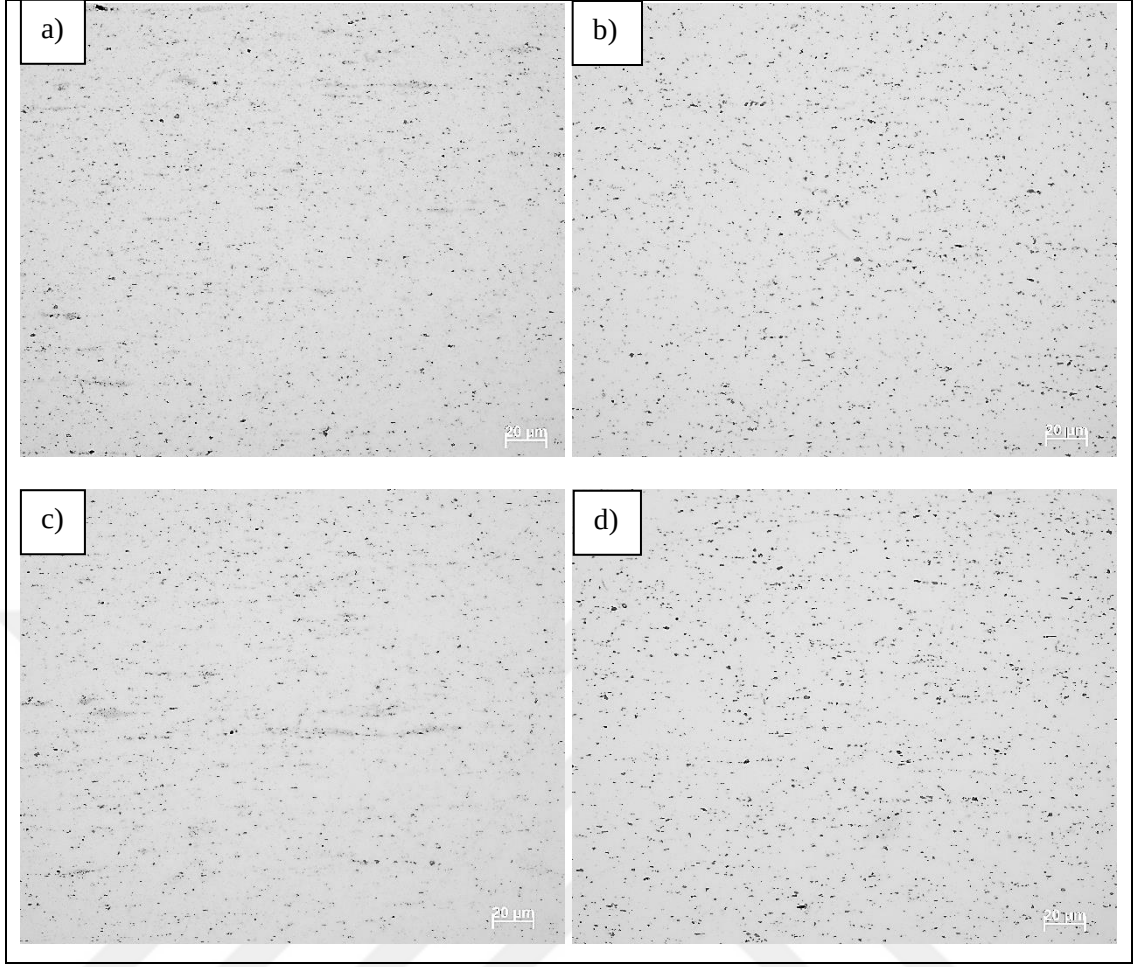
Ara tav sonrası oluşan yeni tane yapıları arasındaki farklılıklar, aktivasyon enerjisi bölümünde açıklandığı gibi, matris içerisinde düşük sıcaklık homojenizasyon işleminin sebep olduğu ince çökeltilerin varlığından ve yüksek sıcaklık homojenizasyon işleminin sebep olduğu birincil intermetalik fazların boyutlarındaki artıştan kaynaklanmaktadır. Çok ince dağılımlı çökeltiler, rekristalizasyonu baskılayıp, çekirdeklenen sınırlı sayıda yeni tanenin çoğunlukla haddeleme doğrultusunda büyümesine müsaade ederken, çökeltilerin bulunmadığı yapı içerisinde difüzyon ile boyutu büyüyen birincil intermetalikler tercihli çekirdeklenme bölgeleri oluşturarak küçük ve eş eksenli bir tane yapısına sebebiyet vermektedir.

4.4. Haddelenmiş Nihai Levha İncelemeleri

Döküm kalınlığında ayrı ayrı 440°C ve 580°C homojenizasyona tabi tutulan Numune A ve B soğuk haddelenerek 0,7 mm kalınlığında ara tava alınmıştır. Bu aşamada 350°C’de 30 dk. tavlانیp tam rekristalize olmuş bir mikroyapı elde edildikten sonra hedef nihai kalınlık olan 0,5 mm’ye soğuk haddelenmiş ve bu kalınlıkta, katılaşma esnasında uygulanan MAK ve devamındaki homojenizasyon sıcaklıklarının malzemelerin şekil alma kabiliyeti üzerindeki etkisini görmek için karakterizasyon çalışmaları yapılmıştır.

4.4.1. İntermetalik Partikül İncelemesi

0,5 mm nihai kalınlıkta OM ile yapılan intermetalik partikül incelemelerinde (**Şekil 4.46**), düşük sıcaklıkta (440°C) homojenizasyon gören Numune A ve B arasında intermetalik partiküllerin boyut ve dağılımı açısından görsel olarak bariz bir farklılık tespit edilmemiştir. Her iki numunede de çok küçük boyutlu intermetalik partiküller görülmektedir. Yüksek sıcaklıkta (580°C) homojenizasyon gören numunelerde ise intermetalik partikül boyutlarının daha büyük olduğu görülmektedir. Bu durum daha önceki bölümlerde açıklandığı gibi birincil intermetalik partiküllerin yüksek sıcaklıkta homojenizasyon esnasında difüzyon mekanizması yardımıyla boyutlarının büyümesinden kaynaklanmakta ve soğuk haddelenip, ara tava girmesine ve tekrar soğuk haddelenmesine rağmen nihai kalınlıkta dahi kendisini belli etmektedir. Yüksek sıcaklıkta homojenizasyon gören numuneler karşılaştırıldığında ise Numune B’ye ait intermetalik partiküllerin görece büyük olduğu görülmektedir.

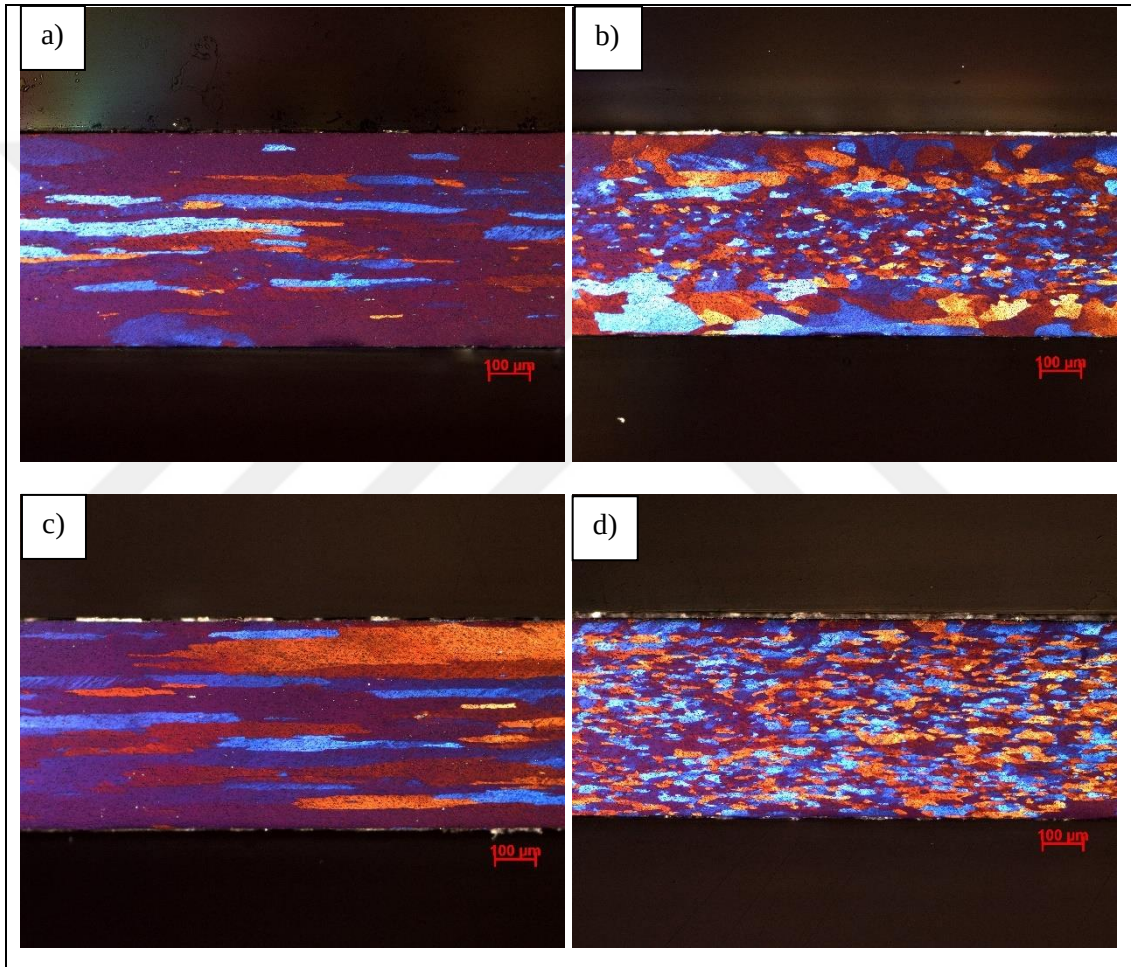


Şekil 4.46: Nihai kalınlıkta intermetalik partiküllerin OM görüntüleri, a) Numune A/440°C homojenizasyon, b) Numune A/580°C homojenizasyon, c) Numune B/440°C homojenizasyon, d) Numune B/580°C homojenizasyon.

4.4.2. Tane Yapısı İncelemesi

OM ile polarize ışık altında yapılan tane yapısı incelemelerinde (**Şekil 4.47**) 0,5 mm nihai kalınlıktaki tane yapılarının, numunelerden ve uygulanan proseslerden bağımsız olarak 0,7 mm ara tav kalınlığında rekristalizasyon sonrası ortaya çıkan mikroyapılar ile benzeştiği görülmüştür. Tek fark, numunelerin 0,7 mm'den 0,5 mm'ye soğuk haddelenmesi nedeniyle tane yapılarının haddelenme doğrultusunda deforme olup uzamasından kaynaklanmaktadır. Düşük sıcaklıkta homojenizasyon gören numunelerde literatürde “eşzamanlı çökeltme” olarak adlandırılan hadde yönünde büyümüş kaba tane yapısı görülürken, yüksek sıcaklıkta homojenizasyon gören numunelerde tane yapısının değiştiği görülmektedir. Ancak yüksek sıcaklıkta homojenizasyon gören numunelerde, katılaşma sırasında uygulanan MAK' ne bağlı

olarak önemli farklılık görülmektedir. Yüksek MAK ile üretilen Numune A'da yüksek sıcaklık homojenizasyon sonrası özellikle yüzeye yakın bölgelerde aşırı tane kabalaşması görülürken, ara tav sonrası oluşan yeni tane yapısında da yüzeylerde kaba taneli bir rekristalizasyon görülmektedir, merkez bölgelerde de ince taneler oluştuğundan kesit boyunca tane yapısı oldukça heterojendir. Düşük MAK ile üretilen Numune B ise yüksek sıcaklık homojenizasyon işleminden etkilenmeyip ara tav sonrası eş eksenli ve ince tane yapısı ile rekristalize olduğundan, nihai kalınlıkta da benzer mikroyapıyı az bir miktar deforme olmuş bir biçimde korumaktadır.

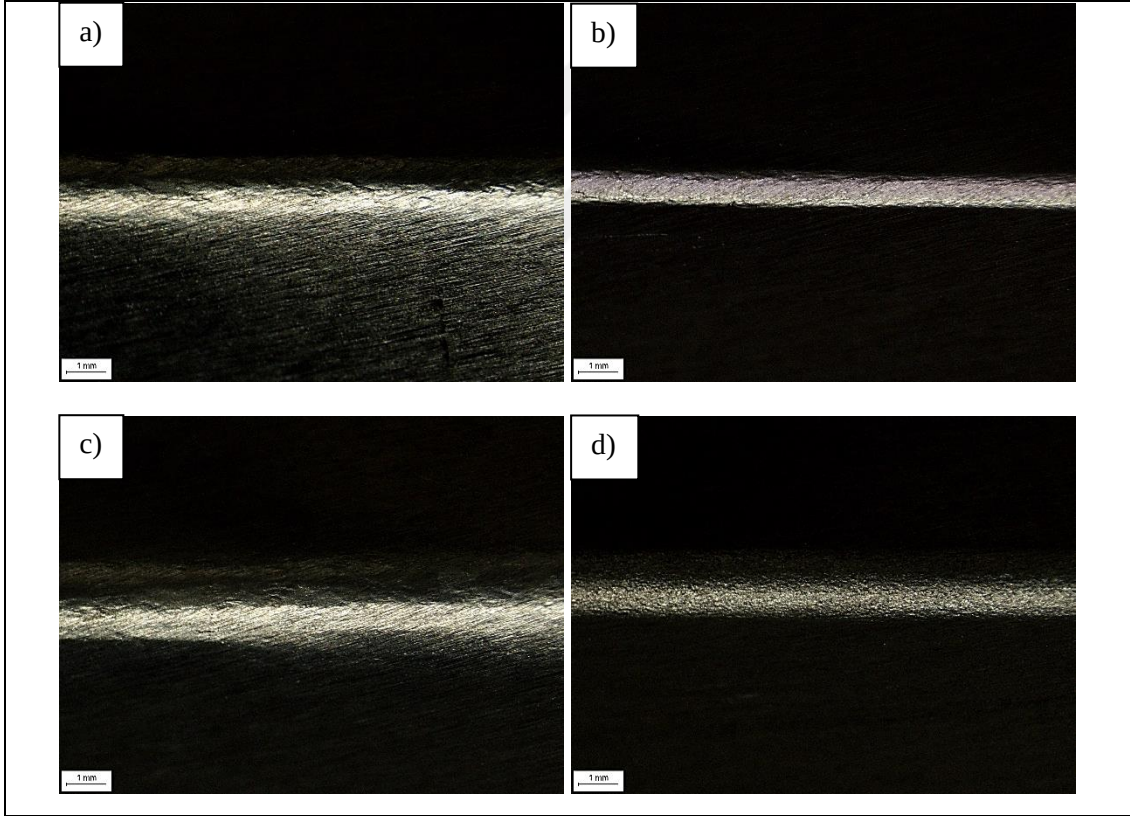


Şekil 4.47: Nihai kalınlıkta tane yapısı OM görüntüleri, a) Numune A/440°C homojenizasyon, b) Numune A/580°C homojenizasyon, c) Numune B/440°C homojenizasyon, d) Numune B/580°C homojenizasyon.

4.4.3. Büküm Yüzeyi İncelemeleri

Bu bölümde, yukarıda mikroyapıları paylaşılan 0,5 mm kalınlığındaki soğuk haddelenmiş numuneler büküm testine tabi tutulmuşlardır. Numuneler haddeleme

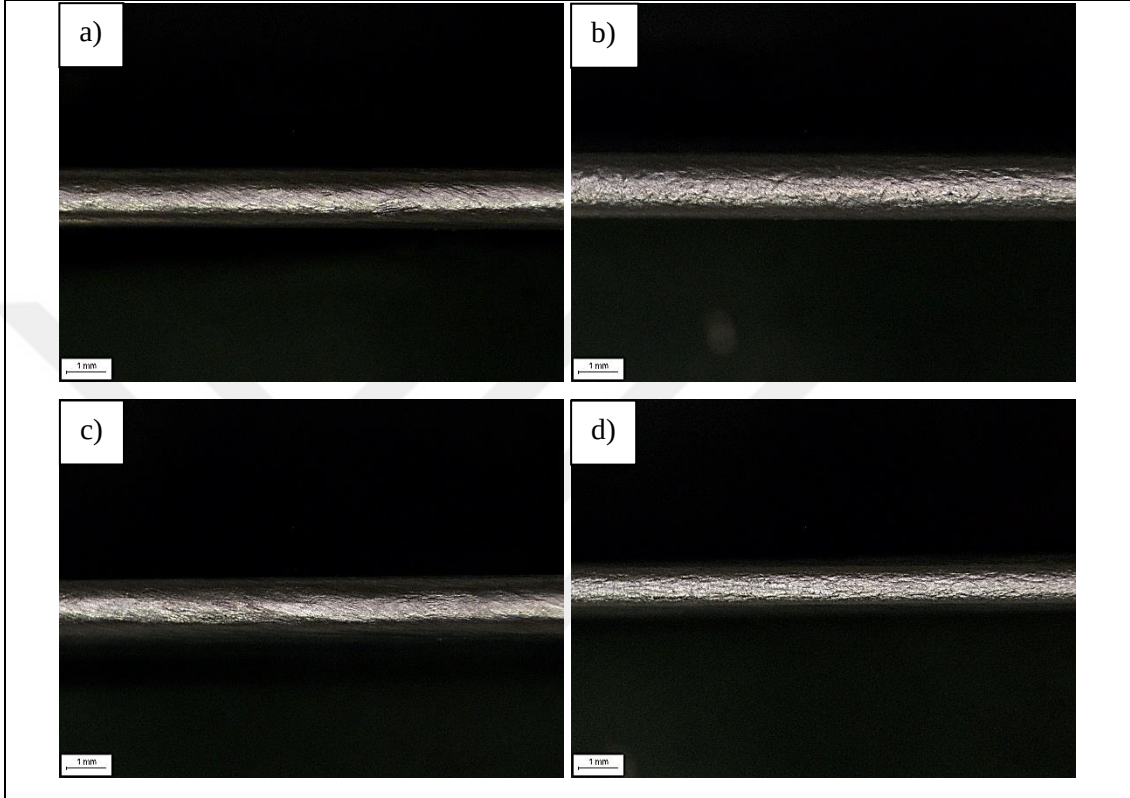
doğrultusuna dik doğrultuda, büküm açısı ayrı ayrı 90° ve 180° olacak şekilde OT büküm yarıçapıyla bükülmüş ve **Şekil 4.48**'de büküm yüzeylerine ait stereo mikroskop görüntüleri paylaşılmıştır. Büküm işlemine tabi tutulan malzemelerde, büküm yüzey görünümü (portakallanma olup olmaması) veya büküm yüzeyinde çatlama veya liflenme gibi hasarların oluşup oluşmaması, malzemelerin mekanik özellikleri ile tane yapılarının bileşke etkisine bağlıdır. **Şekil 4.48-49**'da verilen büküm görüntülerinde de görüldüğü üzere, büküm bölgelerinde herhangi bir çatlak görülmemektedir, ancak büküm yüzey görünümünün numunelerin sahip olduğu tane yapılarından etkilendikleri görülmektedir. 440°C'de homojenizasyon gören numunelerde MAK' den bağımsız olarak büküm bölgelerinde nispeten pürüzlü bir yüzey görülmektedir. Bu pürüzlü yüzey, malzemelerin sahip olduğu "eşzamanlı çökelme" mikroyapısının neden olduğu portakallanmadan kaynaklanmaktadır.



Şekil 4.48: 90° büküm işlemi sonrası stereo mikroskop ile büküm yüzey görüntüleri, a) Numune A/440°C homojenizasyon, b) Numune A/580°C homojenizasyon, c) Numune B/440°C homojenizasyon, d) Numune B/580°C homojenizasyon.

Yüksek sıcaklıkta homojenizasyon gören Numune A ve B, düşük sıcaklıkta homojenizasyon görenlere göre daha pürüzsüz büküm yüzeylerine sahiptir. Kendi

içlerinde incelendiğinde ise Numune B'nin ince tane yapısı nedeniyle Numune A'ya göre daha pürüzsüz ve iyi bir büküm yüzeyine sahiptir. Numune A'nın yüzeye yakın bölgelerindeki büyük taneler büküm görünümünü olumsuz etkilemekte ve düşük sıcaklıkta homojenizasyon gören numuneler kadar olmasa da hafif portakallanmaya neden olmaktadır.



Şekil 4.49: 180° büküm işlemi sonrası stereo mikroskop ile büküm yüzey görüntüleri, a) Numune A/440°C homojenizasyon, b) Numune A/580°C homojenizasyon, c) Numune B/440°C homojenizasyon, d) Numune B/580°C homojenizasyon.

4.4.4. Mekanik özellikler

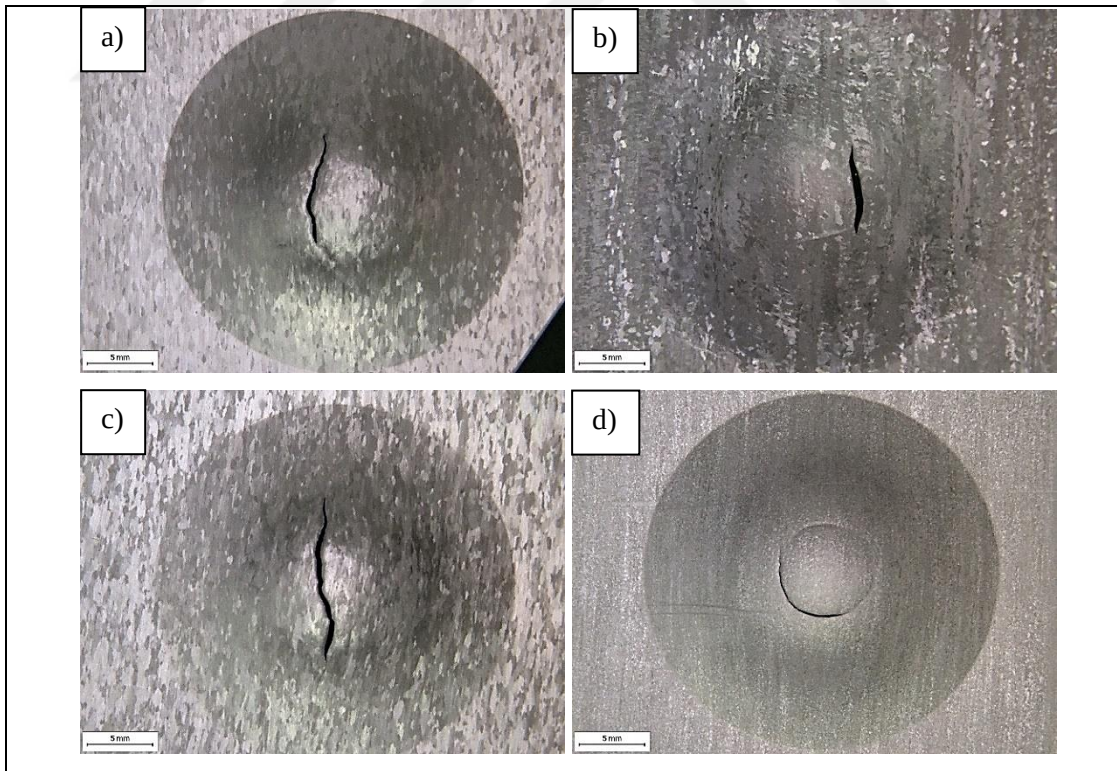
Numunelerin derin çekilebilirlik ve şekil alma kabiliyetlerini değerlendirmek adına yapılan Erichsen test sonuçları **Tablo 4.10**'da paylaşılmıştır. Buna göre düşük sıcaklıkta homojenizasyon gören numunelerin Erichsen indeksleri benzer ve yüksek sıcaklıkta homojenizasyon görenlere göre düşüktür. Yüksek sıcaklıkta homojenizasyon gören numunelerin şekil alma kabiliyetinin daha yüksek olduğu görülmekle birlikte, düşük MAK ile üretilen Numune B'nin Erichsen indeksi, Numune A'ya göre az da olsa daha yüksektir. Erichsen testine tabi tutulan ve test sonucunda

yırtilan numunelerin yüzeyleri asitle dağlanarak en dış yüzey taneleri ortaya çıkarılmıştır.

Tablo 4.10: Erichsen test sonuçları.

Numune/Homojenizasyon, °C	Erichsen indeks, mm
A/440	6,1
A/580	7,3
B/440	6,0
B/580	7,5

Stereo mikroskop ile alınan görüntülere göre elde edilen sonuçlar, kesitten yapılan metalografik incelemeler ile paraleldir (**Şekil 4.50**). Düşük sıcaklıkta homojenizasyon gören numuneler daha kaba tanelidir ve buna bağlı olarak Erichsen değerleri daha düşüktür. Yüksek sıcaklıkta homojenizasyon gören Numune B ise en ince taneli ve en yüksek Erichsen indeksine sahiptir. Numune A ise en dış yüzeyde oldukça düzensiz bir tane yapısına sahiptir ve farklı tane boyutuna sahip bant bölgeleri görülmektedir. Bu olumsuz tane yapısına rağmen merkez düzlemlerdeki eş eksenli ince tanelerin şekil alma kabiliyetine olumlu etki yaptığı düşünülmektedir.



Şekil 4.50: Asitle makro dağlama neticesinde açığa çıkan yüzey tanelerinin stereo mikroskop görüntüleri, a) Numune A/440°C homojenizasyon, b) Numune A/580°C homojenizasyon, c) Numune B/440°C homojenizasyon, d) Numune B/580°C homojenizasyon.

Mekanik özelliklerin belirlmesine, numunelere uygulanan çekme testleri ile devam edilmiş, akma ve çekme mukavemeti, uzama ve daralma değerleri belirlenmiştir. Testler, mekanik özelliklerin yöne bağımlı gelişimini görmek adına, haddeleme doğrultusuna göre 0°, 45° ve 90° yönlerinde ayrı ayrı yapılmıştır (**Tablo 4.11**).

Tablo 4.11: Nihai kalınlıkta çekme testi sonuçları.

Numune	Homojenizasyon, °C	Yön	R _{p0.2} (MPa)	R _m (MPa)	A _g (%)	A _{50mm} (%)
A	580	0	152,8	155,5	0,9	1,8
		45	156,1	158,1	0,3	0,7
		90	157,0	159,3	0,3	0,4
	440	0	160,9	161,4	0,3	0,4
		45	162,7	164,1	0,3	0,6
		90	162,2	163,1	0,2	0,3
B	580	0	149,2	151,5	0,6	1,2
		45	157,7	160,3	0,4	0,6
		90	158,9	161,1	0,3	0,4
	440	0	154,3	155,4	0,4	0,9
		45	159,5	161,1	0,3	0,8
		90	159,2	161,6	0,3	0,5

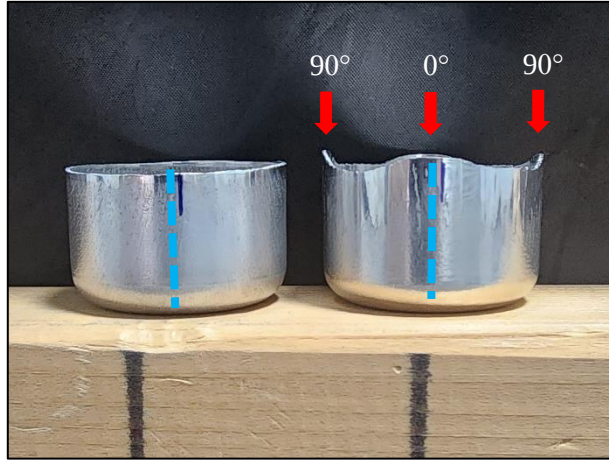
Soğuk haddeleme sonrası 0,5 mm nihai kalınlıkta tüm numunelerin H12/H14 temper özelliklerinde olduğu tespit edilmiştir. Mekanik özellikler deformasyon işlemi ile elde edildiği için numunelerin akma ve çekme mukavemetleri birbirine oldukça yakın ve bu sebeple uzama değerleri çok düşüktür. Homojen uzama bölgesinin yetersizliğinden dolayı düzlemsel anizotropi ve Lankford sabitleri sağlıklı bir şekilde ölçülememiştir. Numunelerin haddeleme doğrultusuna göre üç farklı yöndeki mekanik özellikleri incelendiğinde numune tipi ve proses geçmişinden bağımsız olarak 45° ve 90° yönlerinde mukavemet ve uzama değerlerinin birbirine çok yakın olduğu görülmüştür. Genel olarak 0° yönündeki mukavemet değerleri daha düşük ve uzama değerleri daha yüksektir. 90° yönündeki uzama değerlerinin daha düşük olması, numunelerin Erichsen testinde oluşan yırtılmanın neden haddeleme doğrultusuna paralel olduğunu açıklamaktadır. Bunun yanı sıra, üç farklı yönde birbirine en yakın mekanik özellikleri sağlayan numune, 440°C homojenizasyon gören Numune A'dır. Homojenizasyon işleminin etkisi incelendiğinde, düşük sıcaklıkta homojenizasyona tabi tutulan numunelerin, mukavemet değerlerinin daha yüksek olduğu görülmüştür. Bu durum, bu numunelerin 0,7 mm kalınlığında tam rekristalizasyon sonrası mukavemet değerlerinin, yüksek sıcaklıkta homojenizasyon görenlere göre daha yüksek

olmasından ve haddelemeye daha sert halde başlamasından kaynaklanmaktadır (**Tablo 4.12**).

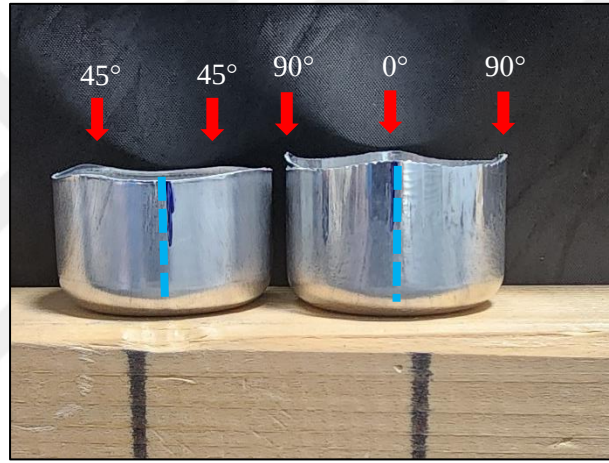
Tablo 4.12: Ara tav sonrası çekme testi sonuçları.

Numune	Homojenizasyon, °C	Yön	R _{p0.2} (MPa)	R _m (MPa)	A _{50mm} (%)
A	580	90	53	107	15,7
	440	90	65	116	12,8
B	580	90	55	118	18,7
	440	90	67	120	5,3

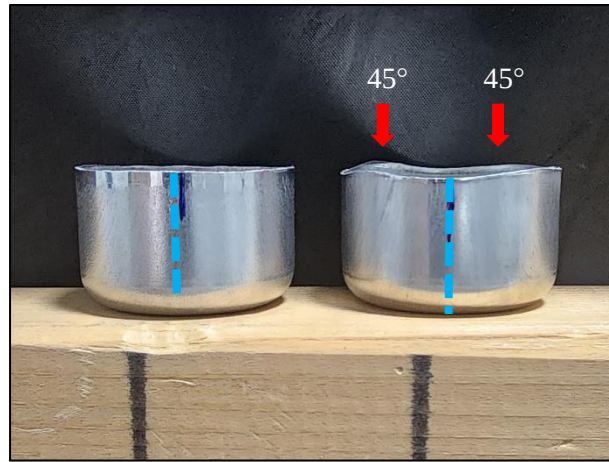
Malzemelerin anizotropisi ve doku gelişimi hakkında önemli bilgiler veren kulaklanma testleri ile numunelerin hangi yönde ve hangi şiddette kulaklandığı belirlenmiştir. **Şekil 4.51-54**, farklı MAK ve farklı homojenizasyon sıcaklıklarının, numunelerin kulaklanma davranışı üzerindeki etkilerini karşılaştırmalı olarak göstermektedir. Bu resimlerde numuneler üzerindeki kesikli mavi çizgiler, numunelerin haddeme doğrultularını gösteren referanslar olarak çizilmiştir. Kırmızı oklar ise kulaklanma bölgelerini göstermektedir. Homojenizasyon sıcaklığının etkisi irdelendiğinde; Düşük MAK ile katılan ve yüksek sıcaklıkta homojenizasyona tabi tutulan Numune B, haddeme doğrultusuna göre 45° açılarda 4 adet kulak verirken, düşük homojenizasyon sıcaklığı koşulunda, kulaklar 0° ve 90° yönlerinde ve daha yüksektir. Numune A yüksek sıcaklıkta homojenizasyona tabi tutulduğunda, 45° açılarda neredeyse ihmal edilebilecek bir kulaklanma olmaktadır. Düşük homojenizasyon sıcaklığında ise yine 0° ve 90° yönlerinde ciddi oranda kulaklanma oluşmaktadır. MAK' nin etkisi irdelendiğinde ise; yüksek homojenizasyon sıcaklığı koşulunda, yüksek MAK, kulaklanma miktarını düşürmektedir. Düşük MAK koşulunda bir miktar kulaklanma oluşmaktadır. Düşük homojenizasyon koşulunda, her iki MAK koşulunda da ciddi oranda kulaklanma olmasına rağmen düşük MAK ile katılan Numune A'da kulaklanma belirgin şekilde daha fazladır. **Tablo 4.13**, ölçülen kulak yüksekliklerini ve yönlerini göstermektedir.



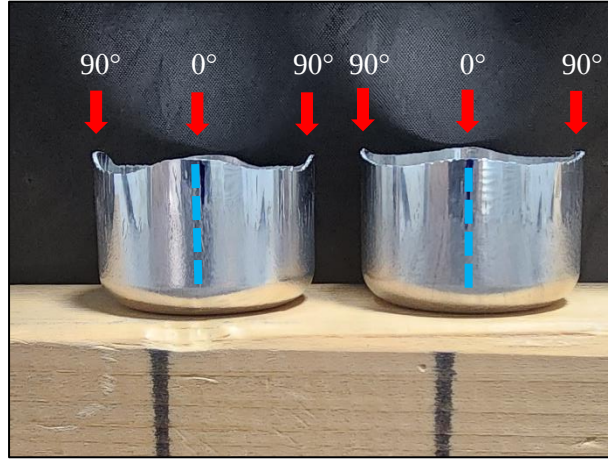
Şekil 4.51: Numune A'nın kulaklanma davranışı, 580°C homojenizasyon (solda), 440°C homojenizasyon (sağda).



Şekil 4.52: Numune B'nin kulaklanma davranışı, 580°C homojenizasyon (solda), 440°C homojenizasyon (sağda).



Şekil 4.53: Yüksek homojenizasyon sıcaklığında kulaklanma davranışı, Numune A (solda), Numune B (sağda).



Şekil 4.54: Düşük homojenizasyon sıcaklığında kulaklanma davranışı, Numune A (solda), Numune B (sağda).

Tablo 4.13: Kulak yükseklikleri ve yönleri.

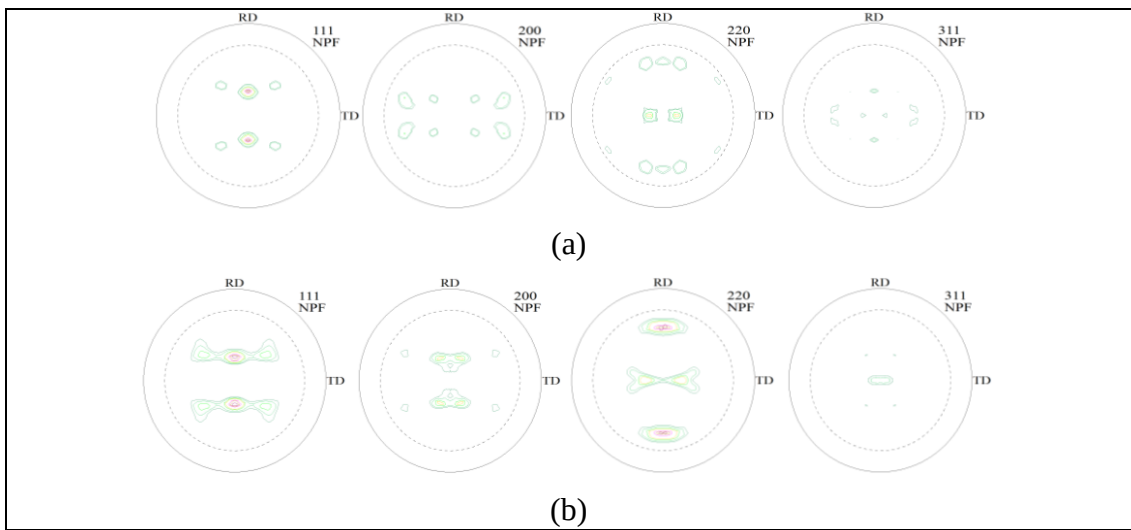
Numune/Homojenizasyon, °C	Kulak yüksekliği, mm	Kulaklanma yönü, °
A/440	2,1	0/90
A/580	0,4	45
B/440	1,0	0/90
B/580	0,7	45

En yüksek kulaklanma değerini, düşük sıcaklıkta homojenizasyon gören Numune A verirken, yüksek sıcaklıkta homojenizasyon gören Numune A ise en düşük kulaklanma değerini vermektedir. Bu sonuçlara göre, Numune B’de kulaklanmanın yönü değişse de kulaklanma miktarı homojenizasyon sıcaklığından nispeten az etkilenmektedir. Numune A’da ise kulaklanma yüksekliği ciddi oranda uygulanan homojenizasyon sıcaklığına bağlıdır.

4.4.5. Kristalografik Doku

XRD yöntemiyle düzlem projeksiyonlarının sağlıklı bir şekilde oluşturulması, analiz edilen numunelerin tane boyutlarından etkilenmektedir. Tane boyutu çok büyük olduğu durumlarda, yüzeye düşen X-ışını huzmesinin büyüklüğü tane boyutuna oranla küçük olduğunda, yeteri kadar taneden difraksiyon alınamadığı için düzlem projeksiyonları tam olarak ortaya konulamamaktadır. 440°C’de homojenizasyona tabi tutulan numunelerin tane boyutları oldukça kaba olduğundan, düzlem projeksiyonları oluşturulamamıştır. Dolayısıyla bu bölümde sadece 580°C’de homojenizasyon gören numunelerin nihai kalınlıktaki düzlem projeksiyonları (Şekil 4.55) ve onlardan

türetilen doku bileşenlerinin (**Tablo 4.14**) hacimsel dağılımı paylaşılmıştır. Kristalografik doku bileşenleri dağılımı incelendiğinde, Numune A'nın yaklaşık %69 oranında $\{123\} <41\bar{2}>$ dokusuna (R dokusu) sahip olduğu görülmüştür. Diğer doku bileşenleri ise %3'ün altında, ihmal edilebilecek seviyededir. Numune B'de ise daha fazla sayıda farklı kristalografik doku bileşenlerinin olduğu tespit edilmiştir. Özellikle haddeleme dokusunu temsil eden S ve Brass bileşenleri ile rekristalizasyon dokusu bileşenleri olan Goss ve Cube dokusunun bir arada bulunduğu görülmüştür. Kristalografik doku bileşenleri ile kulaklanma davranışı arasında bir ilişki kurulduğunda, 45° yönünde Numune B'de görülen görece yüksek kulaklanmanın, numunenin kristalografik dokusu içerisinde tespit edilen ve haddeleme dokusu olan S ve Brass dokularının mevcudiyetinden kaynaklanmaktadır. Kulaklanması çok düşük olan Numune A' da ise R dokusu oldukça baskındır. Literatürde [118, 119], R dokusunun bir çeşit rekristalizasyon dokusu olduğunu belirten çalışmalar vardır, dolayısıyla bu numunede görülen R dokusunun 0,7mm'de yapılan rekristalizasyon tavı sonrasında oluştuğu ve nihai kalınlığa yapılan haddeleme işlemi ile hacimsel oranının bir miktar azalmış olabileceği değerlendirilmektedir. Yine de bu numune 580°C 'de homojenizasyon görmüş olmasına rağmen, yüzeye yakın bölgelerde oldukça büyük taneler gözlemlendiğinden, istatistiksel olarak tüm tanelerden difraksiyon alınamamış olabilir. Bu nedenle, R dokusunun gerçek hacimsel oranı, **Tablo 4.14**'de gösterildiği kadar yüksek olmayabilir ve onun kulaklanma üzerindeki etkisini dengeleyecek S, Brass, Copper vb. haddeleme dokularının miktarı gerçekte biraz daha fazla olabilir.



Şekil 4.55: 580°C homojenizasyon ısı işlemine tabi tutulan numunelerin nihai kalınlıkta (111), (200), (220), (311) düzlem projeksiyonları, a) Numune A, b) Numune B.

Tablo 4.14: 580°C’de homojenizasyon gören numunelerin nihai kalınlıkta doku bileşenleri.

Doku bileşenleri			Numune A	Numune B
			%	
{123}	$\langle 41\bar{2} \rangle$	R	69,27	4,48
{110}	$\langle 001 \rangle$	Goss	-	9,86
{132}	$\langle 6\bar{4}3 \rangle$	S-1	-	9,18
{231}	$\langle 3\bar{4}6 \rangle$	S-2	-	9,34
{231}	$\langle \bar{3}4\bar{6} \rangle$	S-4	-	9,13
{213}	$\langle \bar{3}\bar{6}4 \rangle$	S-3	-	9,74
{110}	$\langle 1\bar{1}1 \rangle$		2,15	2,42
{101}	$\langle 52\bar{5} \rangle$		1,64	-
{001}	$\langle 110 \rangle$		1,14	-
{110}	$\langle 1\bar{1}2 \rangle$	Brass	1,44	8,94
{001}	$\langle 100 \rangle$	Cube	1,34	5,71
{013}	$\langle 100 \rangle$		-	1,92
{111}	$\langle 01\bar{1} \rangle$		1,06	-
{233}	$\langle 01\bar{1} \rangle$		1,19	-
{122}	$\langle 2\bar{2}1 \rangle$		3,04	-
Kalan			17,72	29,28

5. SONUÇLAR

Bu tez çalışması, İkiz Merdane Sürekli Döküm (İMSD) tekniğiyle üretilmiş AA3105 alaşımında, önemli bir döküm parametresi olan merdane ayırma kuvvetinin (MAK) ve sonrasında uygulanan tavlama (homojenizasyon ve ara tavlama) ve haddeleme proseslerinin, malzemenin kesit boyunca mikroyapısal homojenliği ile kristalografik doku ve şekil alma kabiliyeti üzerindeki etkisini ortaya koymaktadır. Elde edilen başlıca bulgular şu şekildedir:

1. Yüksek MAK, döküm levhasının kesiti boyunca intermetalik partiküllerin boyutu, morfolojisi ve dağılımında belirgin bir heterojenlik meydana getirmektedir. Buna karşılık, düşük MAK daha homojen bir mikroyapı oluşumuna yol açmakta ve bu da levha kesiti boyunca daha homojen bir soğuma hızına işaret etmektedir. Genel mikroyapı ise hücresel-dendritik karakterdedir.
2. Düşük MAK ile üretilen döküm levhasında, intermetalik partiküllerin Fe, Si ve Mn içerikleri daha yüksek ve kesit boyunca daha homojendir. Yüksek MAK durumunda intermetalik partiküllerin bileşiminde yüzeyden merkez düzleme doğru bir gradyan oluşmaktadır.
3. Yüksek MAK ile üretilen levha, yüzeye yakın bölgelerde yoğun kayma deformasyonu içeren heterojen bir tane yapısı göstermektedir. MAK' nin azaltılması bu kayma deformasyonunu belirgin şekilde azaltmakta ve daha homojen, eş eksenli bir tane yapısı elde edilmesine olanak tanımaktadır.
4. Kristalografik doku analizleri, yüksek MAK ile üretilen levhanın yüzeyinde kayma dokusu bileşenlerinin varlığını ortaya koymakta, bu bileşenlerin dağılımının yüzey ile kesit arasında farklılık gösterdiğini işaret etmektedir. Düşük MAK, yüzeydeki kayma dokusunu azaltmakta ve levha kesiti boyunca daha rassal bir doku dağılımı sağlamaktadır.
5. Yüksek MAK ile üretilen numunede, deformasyon öncesi yapılan homojenizasyon ısı işlemi sonrasında yüzeyden başlayarak merkez düzleme doğru aşırı tane kabalaşması görülürken, düşük MAK ile üretilen numunede 580°C homojenizasyon sonrasında bile tane kabalaşması oluşmamaktadır ve döküm tane yapısı korunmaktadır.

6. Düşük sıcaklıkta uygulanan homojenizasyon ısıl işlemi sonrasında mikroyapıda çok küçük boyutlu ve homojen dağılımlı çökeltiiler oluştuğu görülmektedir. Yüksek sıcaklıkta uygulanan homojenizasyon ısıl işlemi ise birincil intermetalik partikül boyutlarının büyümesine sebep olmaktadır ve çökelti oluşumu görülmemektedir. Küçük boyutlu çökeltiiler rekristalizasyonu baskımlarken, büyük boyutlu intermetalikler rekristalizasyonu teşvik etmektedir.
7. Numuneler düşük homojenizasyon sıcaklığı koşulunda, haddeleme yönünde uzamış, düşük “en/boy” oranlı, kaba bir tane yapısı ile rekristalize olurken, homojenizasyon sıcaklığının artması, rekristalizasyon sonrası eş eksenli ve ince bir tane yapısı sağlamaktadır.
8. Döküm aşamasında uygulanan düşük MAK ve döküm kalınlığında yapılan yüksek sıcaklık (580°C) homojenizasyon ısıl işleminin ara tav sonrası rekristalizasyon mikroyapısını iyileştirdiği görülmüştür.
9. 580°C’de homojenizasyona tabi tutulup eş eksenli ve ince taneli bir şekilde rekristalize olan numunenin kristalografik dokusu, rekristalizasyon dokusu olan Cube ve Goss ile haddeleme dokusu olan S ve Copper dokularının karışımından oluşmaktadır.
10. Döküm operasyonu esnasında levhaların maruz kaldığı MAK seviyesinden bağımsız olarak, döküm kalınlığında düşük sıcaklıkta uygulanan homojenizasyon ısıl işlemi numunelerin rekristalizasyonu için gerekli aktivasyon enerjilerini yükseltmektedir ve yumuşama kinetiğini yavaşlatmaktadır.
11. 580°C’de homojenizasyon koşulunda, farklı sıcaklıklarda yapılan ara tav deneyleri neticesinde düşük MAK altında katılaşılan numunenin ara tavlamaadaki yumuşama kinetiğinin daha hızlı olduğu tespit edilmiştir. Numuneler 440°C’de homojenizasyona tabi tutulduklarında ise bu durum farklılık göstermektedir. Numune B, daha yüksek döküm kalınlığına sahip olmasına rağmen rekristalizasyon için sabit sıcaklıkta daha fazla süreye ihtiyaç duymaktadır.
12. 250°C’de uygulanan ara tavlama işleminin, homojenizasyon sıcaklığı ve ara tav süresinden bağımsız olarak rekristalizasyon için yeterli bir sıcaklık olmadığı tespit edilmiştir.

13. Ara tav sıcaklığı 350°C ve 400°C olduğunda, gerçekleşen rekristalizasyon oranı, numuneye uygulanan farklı homojenizasyon işlem sıcaklığına ve ara tavlama süresine göre değişiklik göstermektedir. Ara tav sıcaklığı arttıkça rekristalizasyon için gerekli süre azalmaktadır.
14. Homojenizasyon öncesi uygulanan soğuk deformasyonun, rekristalizasyon için gerekli minimum homojenizasyon sıcaklığını 400°C'den 340°C'ye düşürdüğü, rekristalizasyon kinetiğini hızlandırdığı ancak yüksek homojenizasyon sıcaklıklarında dahi eş eksenli ve ince bir tane yapısı elde edilemediği tespit edilmiştir.
15. Nihai kalınlıktaki numunelerin büküm yüzeylerinde herhangi bir çatlama görülmemektedir, ancak büküm yüzeyi görünümünün numunelerin sahip olduğu tane yapılarından etkilendikleri görülmektedir. Kaba taneli mikroyapı, portakallanma ve pürüzlü bir yüzey görünümüne sebebiyet vermektedir.
16. Yüksek sıcaklıkta uygulanan homojenizasyon ısıtma işlemi, Erichsen indeks değerlerine olumlu etki etmektedir.
17. Çekme testi sonuçlarına göre, numunelerin 0° yönündeki mukavemet değerleri daha düşük ve uzama değerleri daha yüksektir. Bunun yanı sıra, üç farklı yönde birbirine en yakın mekanik özellikleri sağlayan numune, 440°C homojenizasyon gören Numune A'dır.
18. Homojenizasyon işleminin mukavemet üzerindeki etkisi incelendiğinde, düşük sıcaklıkta homojenizasyona tabi tutulan numunelerin, mukavemet değerlerinin daha yüksek olduğu görülmüştür.
19. Mekanik özellikleri üç yönde birbirine en yakın olan numunenin (Numune A/440°C homojenizasyon), kulaklanma testinde en kötü performansı göstermesi, kulaklanmanın direkt olarak farklı yönlerdeki mekanik özellikler ile ilişkili olmadığını, kristalografik doku gelişiminin bu noktada daha belirleyici olduğunu göstermektedir.
20. En düşük kulaklanma değeri, yüksek MAK ile katılıp 580°C'de homojenizasyon gören numunede elde edilmiştir.
21. Düşük sıcaklıkta yapılan homojenizasyon ısıtma işlemi kulaklanma yüksekliğine olumsuz etki etmekte ve 0/90° yönünde kulak oluşturmaktadır. Yüksek

sıcaklıkta homojenizasyon ise kulaklanmayı azaltıp, 45° yönünde kulak oluşturmaktadır. Düşük MAK ile katılan numunenin kulaklanma performansı, uygulanan homojenizasyon sıcaklığından çok az etkilenmektedir. Yüksek MAK ile üretilen numune, bu anlamda uygulanan homojenizasyon sıcaklığına daha hassastır.

22. 580°C’de homojenizasyona tabi tutulan numunelerin nihai kalınlıktaki kristalografik doku bileşenleri birbirinden farklıdır. Bu durum MAK değerinin nihai ürün kristalografik dokusunu etkilediğini göstermektedir. Düşük MAK değeri ile üretilen numunede görece yüksek kulaklanma, haddeleme dokusu olan S ve Brass dokularının varlığından kaynaklanmaktadır.

Bu tez çalışması, alüminyum malzemelerin genel kalite ve performansının, İMSD tekniği ve devamındaki alt proses parametrelerinin optimizasyonu ile artırılabilirliğini ve bu metodolojinin geleneksel döküm yöntemlerine etkili bir alternatif sunabileceğini vurgulamaktadır.

KAYNAKLAR

- [1] Totten G. E., Mackenzie D. S., (2003), “Handbook of Aluminum Volume 2 Alloy Production and Materials Manufacturing”, Marcel Dekker Inc.
- [2] Totten G. E., Mackenzie D. S., (2003), “Handbook of Aluminum Volume 1 Physical Metallurgy and Processes”, Marcel Dekker Inc.
- [3] Eskin D. G., (2008), “Physical Metallurgy of Direct Chill Casting of Aluminum Alloys”, CRC Press.
- [4] Kaufmann J. G., (2000), “Introduction to Aluminum Alloys and Tempers”, ASM International.
- [5] Davis J. R., (1999), “Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys”, ASM International.
- [6] Belov N. A., Zolotarevsky V. S., Glazoff M. V., (2007), Casting Aluminum Alloys, Elsevier.
- [7] Grandfield J. F., Eskin D. G., Bainbridge I., (2013), "Direct-Chill Casting of Light Alloys: Science and Technology", Wiley-TMS.
- [8] Guo G., Yao T., Liu W., Tang S., Xiao D., Huang L., Wu L., Feng Z., & Gao X., (2024), “Numerical simulation and machine learning prediction of the direct chill casting process of large-scale aluminum ingots”, Materials, 17 (6), 1409.
- [9] Belov N. A., Aksenov A. A., Eskin D. G., (2002), “Iron in Aluminium Alloys”, CRC Press.
- [10] Campbell J., (2003), “Castings”, Butterworth-Heinemann.
- [11] <https://www.hazelett.com/aluminum-strip-techology>, Eriřim Tarihi: 06.06.2025.
- [12] <https://substech.com/dokuwiki>, Eriřim Tarihi: 06.06.2025.
- [13] Lee Y. S., Kim H. W., Cho J. H., (2015), “Process parameters and roll separation force in horizontal twin roll casting of aluminum alloys”, Journal of Materials Processing Technology, 218, 48–56.
- [14] Barekar N.S., Dhindaw B.K., (2014), “Twin-roll casting of aluminum alloys – an overview”, Materials and Manufacturing Processes, 29 (6), 651–661.
- [15] Yun M., Lockyer S., Hunt J. D., (2000), “Twin roll casting of aluminum alloys”, Materials Science and Engineering A, 280 (1), 116–123.

- [16] Park J. J., (2017), “Numerical simulations of twin-roll casting for MgAZ31 and AA3003 sheets”, *Journal of Physics: Conference Series*, 896, 012069.
- [17] Haga T., Suzuki S., (2001), “Roll casting of aluminum alloy strip by melt drag twin roll caster”, *Journal of Materials Processing Technology*, 118, 165–168.
- [18] Haga T., Nishiyama T., Suzuki S., (2003), “Strip casting of A5182 alloy using a melt drag twin-roll caster”, *Journal of Materials Processing Technology*, 133, 103–107.
- [19] Haga T., Suzuki S., (2003), “Study on high-speed twin-roll caster for aluminum alloys”, *Journal of Materials Processing Technology*, 143–144, 895–900.
- [20] Haga T., Tkahasi K., Ikawa M., Watari H., (2004), “Twin roll casting of aluminum alloy strips”, *Journal of Materials Processing Technology*, 153–154, 42–47.
- [21] Haga T., Suzuki S., (2003), “Melt ejection twin roll caster for the strip casting of aluminum alloy”, *Journal of Materials Processing Technology*, 137, 92–95.
- [22] Barekar N. S., Das S., Yang X., Huang Y., Fakir O., Bhagurkar A. G., Zhou L., Fan Z., (2016), “The impact of melt conditioning on microstructure, texture and ductility of twin roll cast aluminium alloy strips”, *Materials Science and Engineering A*, 650, 365–373.
- [23] Shi C., Mao D., Fu Z., (2014), “Asymmetric cast-rolling of 1050 aluminum alloy strip under multi-energy field”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 24, 2815–2823.
- [24] He C., Li Y., Li J., Xu G., Wang Z., Wu D., (2019), “Effect of electromagnetic fields on microstructure and mechanical properties of sub-rapid solidification-processed Al–Mg–Si alloy during twin-roll casting”, *Materials Science and Engineering A*, 766, 138328.
- [25] Fu J., Xu X., Zhang J., Xu G., Li Y., Wang Z., (2022), “Effect of low cast-rolling speeds on the microstructure and mechanical properties of twin-roll casting high Mg AA5059 alloy sheets”, *Journal of Materials Research and Technology*, 19, 1059–1072.
- [26] Zhang J., Yuan H., Zhang T., Fu J., Xu G., Li Y., (2023), “A novel approach to improve the macro-segregation defect and mechanical properties of Al-Mg-Mn aluminum alloys during twin-roll continuous casting”, *Journal of Materials Research and Technology*, 22, 3170–3179.
- [27] Jo Y. H., Moon H. R., Bae J. W., Yoo J., Lee S. G., Lee Y. S., Kim H. W., (2023), “Effects of casting speed on microstructural and tensile properties of Al-Mg-Si alloy fabricated by horizontal and vertical twin-roll casting”, *Journal of Materials Research and Technology*, 26, 8010–8024.
- [28] Wang H., Zhou L., Zhang Y., Cai Y., Zhang J., (2016), “Effects of twin-roll casting process parameters on the microstructure and sheet metal forming behavior of 7050 aluminum alloy”, *Journal of Materials Processing Technology*, 233, 186–191.

- [29] Li S., He C., Fu J., Xu J., Xu G., Wang Z., (2020), “Evolution and microstructure and properties of novel aluminum-lithium alloy with different roll casting process parameters during twin-roll casting”, *Materials Characterization*, 161, 110145.
- [30] Kim M. S., Kim H. W., Kim S. H., Kumai S., (2019), “Role of roll separating force in high-speed twin-roll casting of aluminum alloys”, *Metals*, 9 (6), 645.
- [31] Kim M. S., (2025), “Control of surface inverse segregation in Al-4.5Mg strips produced by industrial twin-roll casting process”, *Scripta Materialia*, 258, 116528.
- [32] Forbord B., Andersson B., Ingvaldsen F., Austevik O., Horst J.A., Skauvik I., (2006), “The formation of surface segregates during twin roll casting of aluminum alloys”, *Materials Science and Engineering A*, 415 (1–2), 12–20.
- [33] Saxena A., Sahai Y., (2002), “Modelling of fluid flow and heat transfer in twin roll casting of aluminum alloys”, *Materials Transactions*, 43 (2), 206–213.
- [34] Saxena A., Sahai Y., (2002), “Modelling of thermo-mechanical in twin-roll casting of aluminum alloys”, *Materials Transactions*, 43 (2), 214–221.
- [35] Das S., Lim N. S., Seol J. B., Kim H. W., Park C. G., (2010), “Effect of the rolling speed on microstructural and mechanical properties of aluminum-magnesium alloys prepared by twin roll casting”, *Materials and Design*, 31, 1633–1638.
- [36] Zhang Y., Li Z., Tang Y., Kang J., Yuan G., Wang G., (2024), “Research on temperature field and thermal deformation characteristics of casting rollers in twin-roll casting process”, *Applied Thermal Engineering*, 256, 124005.
- [37] Liu X., Song J. W., Wang X., Li Z. G., Zhang S. Y., Jia W. T., Wang C., Wang H. Y., (2024), “Prediction on the solidification behavior of AA6005 aluminum alloys produced by inclined twin-roll casting: A finite element analysis”, *Journal of Materials Research and Technology*, 29, 2405–2413.
- [38] Lv Z., Du F., An Z., Huang H., Xu Z., Sun J., (2015), “Centerline segregation mechanism of twin-roll cast A3003 strip”, *Journal of Alloys and Compounds*, 643, 270–274.
- [39] Zeng J., Koitzsch R., Pfeifer H., Friedrich B., (2009), “Numerical simulation of the twin-roll casting process of magnesium alloy strip”, *Journal of Materials Processing Technology*, 209, 2321–2328.
- [40] Kong X. Y., Liu W. C., Li J., Yuan H., (2010), “Deformation and crystallization textures in straight-rolled and pseudo cross-rolled AA 3105 aluminum alloy”, *Journal of Alloys and Compounds*, 491, 301–307.
- [41] Liu W. C., Li Z., Man C. S., (2008), “Effect of heating rate on the microstructure and texture of continuous cast AA 3105 aluminum alloy”, *Materials Science and Engineering A*, 478, 173–180.

- [42] Liu W. C., Morris J. G., (2006), “Effect of hot and cold deformation on the P {011} <455> recrystallization texture in a continuous cast Al-Mn-Mg aluminum alloy”, *Scripta Materialia*, 54, 2095–2099.
- [43] Liu W. C., Li Z., Man C. S., Raabe D., Morris J. G., (2006), “Effect of precipitation on rolling texture evolution in continuous cast AA 3105 aluminum alloy”, *Materials Science and Engineering A*, 434, 105–113.
- [44] Liu W. C., Kong X., Chen M., Li J., Yuan H., Yang Q., (2009), “Texture development in a pseudo cross-rolled AA 3105 aluminum alloy”, *Materials Science and Engineering A*, 516, 263–269.
- [45] Xie J., Wu Y., Liang Y., Yan F., Zhou J., Liu W., Du P., (2024), “Study on microstructure, mechanical properties, and texture of the CC AA 3105 aluminum alloy processed by high-pressure heat treatment”, *Materials Today Communications*, 38, 107929.
- [46] Liu J., Morris J. G., (2003), “Macro-, micro- and mesotexture evolutions of continuous cast and direct chill cast AA 3105 aluminum alloy during cold rolling”, *Materials Science and Engineering A*, 357, 277–296.
- [47] Diniz S. B., Benatti E. A., Paula A. S., Bolmaro R. E., Silva L. C., Meirelles B. G., (2016), “Microstructural evaluation of an asymmetrically rolled and recrystallized 3105 aluminum alloy”, *Journal of Materials Research and Technology*, 5 (2), 183–189.
- [48] Engler O., (2023), “Microchemistry evolution during industrial DC casting and subsequent homogenization of aluminum alloy AlMn0.5Mg0.5 (AA 3105)”, *Materials Today Communications*, 36, 106724.
- [49] Engler O., (2012), “Control of texture and earing in aluminium alloy AA 3105 sheet for packaging applications”, *Materials Science and Engineering A*, 538, 69–80.
- [50] Gras Ch., Meredith M., Hunt J.D., (2005), “Microstructure and texture evolution after twin roll casting and subsequent cold rolling of Al–Mg–Mn aluminium alloys”, *Journal of Materials Processing Technology*, 169, 156–163.
- [51] Gras Ch., Meredith M., Hunt J.D., (2005), “Microdefects formation during the twin-roll casting of Al–Mg–Mn aluminium alloys”, *Journal of Materials Processing Technology*, 167 (1), 62–72.
- [52] Hirsch J. R., (2014), “Recent development in aluminium for automotive applications”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 24 (7), 1995–2002.
- [53] Engler O., Knarbak K., (2021), “Temper rolling to control texture and earing in aluminium alloy AA 5050A”, *Journal of Materials Processing Technology*, 288, 116910.

- [54] Karhausen K. F., Korhonen A. S., (2018), "Rolling of Aluminum", In: Totten G. E., Tiryakioglu M., Kessler O., Editors, "Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys", CRC Press.
- [55] McQueen H. J., Spigarelli S., Kassner M. E., Evangelista E., (2011), "Hot Deformation and Processing of Aluminum Alloys", CRC Press.
- [56] Yang Q., Wojcik T., Kozeschnik E., (2024), "Continuous dynamic recrystallization and deformation behavior of an AA1050 aluminum alloy during high-temperature compression", *Metals*, 14, 889.
- [57] Humphreys F. J., Hatherly M., (1995), "Recrystallization and related annealing phenomena", Elsevier.
- [58] Hirsch J., Engler O., (2002), "Texture control by thermomechanical processing of AA6xxx Al–Mg–Si sheet alloys for automotive applications—a review", *Materials Science and Engineering A*, 336 (1–2), 249–262.
- [59] Azushima, A., (2016), "Tribology in Sheet Rolling Technology", Springer.
- [60] Mishin O. V., Bay B., Winther G., Juul Jensen D., (2004), "The effect of roll gap geometry on microstructure in cold-rolled aluminum", *Acta Materialia*, 52 (20), 5761–5770.
- [61] Gjønnes L., (1996), "Development of surface topography during cold rolling of twin-roll cast aluminum", *Wear*, 192, 216–227.
- [62] Sun J., Lu W., Ma Y., Shi Q., Zhang A., Li J., (2008), "Surface quality of cold rolling aluminum strips under lubrication condition", *Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material*, 15 (3), 335–338.
- [63] Bay B., Hansen N., (1984), "Recrystallization in commercially pure aluminum", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 15 (2), 287–297.
- [64] Rahman M. J., Zurob H., Hoyt J. J., (2016), "Molecular dynamics study of solute pinning effects on grain boundary migration in the aluminum–magnesium alloy system", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47 (4), 2134–2142.
- [65] Hirsch J., Lücke K., (1988), "Overview no. 76: Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline f.c.c. metals—I. Description of rolling texture development in homogeneous CuZn alloys", *Acta Metallurgica*, 36 (11), 2863–2882.
- [66] Park D. Y., Niewczas M., (2008), "Texture evolution in AA5754 alloys deformed in tension", *Materials Science and Engineering A*, 497 (1–2), 65–73.
- [67] Liu W., Ma M., Yang F., (2013), "Effect of the heat treatment on the cube recrystallization texture of Al–Mn–Mg aluminum alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44, 2857–2868.

- [68] Graça A., Vincze G., (2021), “A short review on the finite element method for asymmetric rolling processes”, *Metals*, 11 (5), 762.
- [69] Kraner J., Cvahte P., Sustaric P., Sustar T., Donik C., Paulin I., Kim S. K., Kim K. I., (2023), “Effects of varied final temperature and workpiece thickness for hot rolling of aluminum alloy EN AW-8011”, *Metals*, 13 (7), 1301.
- [70] Lenard J. G., (2004), “The effect of roll roughness on the rolling parameters during cold rolling of an aluminum alloy”, *Journal of Materials Processing Technology*, 152 (2), 144–153.
- [71] Reich R., Wise J., Colbert R., (2008), “The effectiveness of boundary and hydrodynamic lubrication when cold rolling aluminum metal”, *Tribology Transactions*, 51 (6), 627–635.
- [72] Haga T., Furukawa M., (2024), “Inline hot rolling of Al-5%Mg strip cast using an unequal diameter twin-roll caster”, *Materials*, 17 (14), 3598.
- [73] Engler O., Randle V., (2009), “Introduction to texture analysis”, CRC Press.
- [74] Yang Q., Wojcik T., Kozeschnik E., (2024), “Continuous dynamic recrystallization and deformation behavior of an AA1050 aluminum alloy during high-temperature compression”, *Metals*, 14 (8), 889.
- [75] Doherty R. D., Hughes D. A., Humphreys F. J., Jonas J. J., Juul Jensen D., Jensen D. J., Kassner M. E., King W. E., McNelley T. R., McQueen H. J., Rollett A. D., (1997), “Current issues in recrystallization: a review”, *Materials Science and Engineering A*, 238 (2), 219–274.
- [76] Zhang K., Marthinsen K., Huang K., Loge R. E., (2017), “Controlling grain structure and texture in Al-Mn alloys from the competition between precipitation and recrystallization”, *Acta Materialia*, 133, 45–59.
- [77] Zhao Y. M., Wen W., Morris J. G., (2004), “The differences in particle structures and recrystallization behaviors between DC and CC AA5052 aluminum alloys”, *Materials Science and Engineering A*, 373 (1), 167–174.
- [78] Benum S., Engler O., Nes E., (1994), “Rolling and annealing texture in twin roll cast commercial purity aluminium”, *Materials Science Forum*, 157–162, 913–918.
- [79] Liu W. C., Zhai T., Morris J. G., (2003), “Comparison of recrystallization and recrystallization textures in cold-rolled DC and CC AA 5182 aluminum alloys”, *Materials Science and Engineering A*, 358 (1), 84–93.
- [80] Humphreys F. J., (2001), “Grain and subgrain characterisation by electron backscatter diffraction”, *Journal of Materials Science*, 36, 3833–3854.
- [81] Liu W. C., Li Z., Man C. S., (2008), “Effect of heating rate on the microstructure and texture of continuous cast AA 3105 aluminum alloy”, *Materials Science and Engineering A*, 478 (1–2), 173–180.

- [82] Dantzig J., Meydanoğlu O., Kazazi A., Mollaoğlu Altuner H., Işıksağan C., Şerefoğlu M., (2022), "Microstructure and Crystallographic Texture in Twin-Roll Casting of AA1050 Aluminum Alloy: Simulation and Industrial Validation", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 53, 4168–4187.
- [83] Tangen S., Sjolstad K., Furu T., Nes E., "Effect of concurrent precipitation on recrystallization and evolution of the P-texture component in a commercial Al-Mn alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41 (11) (2010) 2970–2983.
- [84] Anes H. W., van Helvoort A. T. J., Marthinsen K., (2023), "Orientation dependent pinning of (sub)grains by dispersoids during recovery and recrystallization in an Al-Mn alloy", *Acta Materialia*, 248, 118761.
- [85] Huang K., Li Y., Marthinsen K., (2015), "Effect of heterogeneously distributed pre-existing dispersoids on the recrystallization behavior of a cold-rolled Al-Mn-Fe-Si alloy", *Materials Characterization*, 102, 92–97.
- [86] He C., Li Y., Li J., Xu G., Wang Z., Wu D., (2019), "Effect of electromagnetic fields on microstructure and mechanical properties of sub-rapid solidification-processed Al-Mg-Si alloy during twin-roll casting", *Materials Science and Engineering A*, 766, 138328.
- [87] Du P., Sun H., Wang Z., He Y., Sheng G., Zhang J., Liu W., (2022), "Effect of high pressure heat treatment on the recrystallization and recrystallization texture of CC AA 3003 aluminum alloy", *Journal of Materials Research and Technology*, 19, 2388–2401.
- [88] Ashtiani H. R., Parsa M. H., Bisadi H., (2012), "Effects of initial grain size on hot deformation behavior of commercial pure aluminum", *Materials & Design*, 42, 478–485.
- [89] Hallberg H., (2011), "Approaches to modeling of recrystallization", *Metals*, 1 (1), 16–48.
- [90] Tolouei E., Toroghinejad M. R., Asgari H., (2017). "Microstructure and texture development in Al-3 %Brass composite produced through accumulative roll bonding." *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 5, 209–222.
- [91] Hollinshead P. A., Sheppard T. (1989), "Development of rolling textures in aluminum alloy 3004 subjected to varying hot-rolling deformation", *Metallurgical Transactions A*, 20, 1495–1507.
- [92] Goli F., Jamaati R., (2018), "Intensifying Goss/Brass texture ratio in AA2024 by asymmetric cold rolling", *Materials Letters*, 219, 28–31.
- [93] Huang C., Liu J., Jia X., (2019), "Effect of thermal deformation parameters on the microstructure, texture, and microhardness of 5754 aluminum alloy", *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*, 26 (9), 1140–1150.

- [94] Benum S., Nes E., (1997), "Effect of precipitation on the evolution of cube recrystallization texture", *Acta Materialia*, 45(11), 4393–4404.
- [95] Lopes A. B., Barlat F., Gracio J. J., Duarte J. F., (2003), "Effect of texture and microstructure on strain hardening anisotropy for aluminum deformed in uniaxial tension and simple shear", *International Journal of Plasticity*, 19 (1), 1–22.
- [96] Ahlborn H., Hornbogen E., Köster U., (1969), "Recrystallisation mechanism and annealing texture in aluminium-copper alloys", *Journal of Materials Science*, 4 (11), 944–950.
- [97] Sidor J. J., Petrov R., Decroos K., Kestens L., (2012), "Modeling the recrystallization textures in particle containing Al alloys after various rolling reductions", *ICAA13*, 299–304, Pittsburgh, PA, USA, 3-7 June.
- [98] Kim K. H., Lee D. N., (2001), "Analysis of deformation textures of asymmetrically rolled aluminum sheets", *Acta Materialia*, 49 (13), 2583–2595.
- [99] Ren X., Zhang X., Huang Y., Liu Y., Zhao L., Zhou W., (2020), "Evolution of shear texture during the asymmetric rolling and its annealing behavior in a twin-roll casting AA6016 sheet: an ex-situ electron backscatter diffraction study", *Journal of Materials Research and Technology*, 9, 6420–6433.
- [100] Martins J. P., de Carvalho A. L. M., Padilha A. F., (2009), "Microstructure and texture assessment of Al–Mn–Fe–Si (3003) aluminum alloy produced by continuous and semicontinuous casting processes", *Journal of Materials Science*, 44, 2966–2976.
- [101] Huang K., Zhang K., Marthinsen K., Loge R. E., (2017), "Controlling grain structure and texture in Al-Mn from the competition between precipitation and recrystallization", *Acta Materialia*, 141, 360–373.
- [102] Fang X. W., Xiao H., Marthinsen K., Belyakov A., (2020), "Tailoring microstructure and texture of annealed Al-Mn alloy through the variation of homogenization and prior cold deformation strain", *Materials Characterization*, 166, 110438.
- [103] Slamova M., Karlik M., Robaut F., Slama P., (2002), "Differences in microstructure and texture of Al–Mg sheets produced by twin-roll continuous casting and by direct-chill casting", *Materials Characterization*, 49 (3), 231–240.
- [104] Singh R., Khatirkar R. K., Chouhan R. N., Sapate S., (2016), "Development of Cube Recrystallization Texture in Strip Cast AA3004 Aluminium Alloy", *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 69 (10).
- [105] Huang Y., Li Q., Xiao Z., Liu Y., Zhang H., (2015), "Influence of precipitation on recrystallization texture of AA3104 aluminum alloy", *Journal of Central South University*, 22, 3683–3688.

- [106] Wang W. X., Ma M., Li H. L., Zhang J. X., (2015), "Effect of preheat treatment on the texture evolution during cold rolling of AA 3003 aluminum alloy", *Journal of Materials Engineering and Performance*, 24 (11), 4245–4252.
- [107] Cheng X. M., (2001), "Earing behavior and crystallographic texture of aluminum alloys during cold rolling", *Journal of Materials Engineering and Performance*, 10 (4), 399–404.
- [108] Tanaka H., Ikawa S., (2012), "Effect of texture on $0^\circ/180^\circ$ earing in deep drawing of aluminum alloy sheets", *Materials Transactions*, 53 (11), 1852–1857.
- [109] Chen W., Chen M., Feng S., Jin X., (2021), "Effect of crystallographic texture on the anisotropic tensile behavior of aluminum foil and its industrial application", *Journal of Materials Engineering and Performance*, 31 (2), 1306–1316.
- [110] Hirsch J., (2011), "Textures in Industrial Processes and Products", *Materials Science Forum*, 702–703, 18–25.
- [111] Mishin O. V., Bay B., Jensen D. J., (2000), "Through-thickness texture gradients in cold-rolled aluminum", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31 (6), 1653–1662.
- [112] Liu W. C., Morris J. G., (2005), "Through-thickness texture variation in cold-rolled AA 5182 aluminum alloy with an initial $\{001\} \langle 110 \rangle$ texture", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36 (5), 1329–1338.
- [113] Ghosh Chowdhury S., Srivastava V. C., Ravikumar B., Soren S., (2006), "Evolution of texture during accumulative roll bonding (ARB) and its comparison with normal cold rolled aluminium–manganese alloy", *Scripta Materialia*, 54 (9), 1691–1696.
- [114] El-Danaf E. A., Soliman M. S., Almajid A., (2010), "Effect of deformation path change on plastic response and texture evolution for 1050 Al pre-deformed by ECAP and subsequently plane strain compressed", *Materials Science and Engineering A*, 527(10), 2547–2558.
- [115] Tamimi S., Sivaswamy G., Violatos I., Moturu S., Rahimi S., Blackwell P., (2017), "Modelling and experimentation of the evolution of texture in an Al-Mg alloy during earing cupping test", *Procedia Engineering*, 207, 1–6.
- [116] Kuroda M., (2005), "Effects of texture on mechanical properties of aluminum alloy sheets and texture optimization strategy", *AIP Conference Proceedings*, 795, 505–510.
- [117] Hirsch J., (2005), "Texture evolution and earing in aluminium can sheet", *Materials Science Forum*, 495–497, 1565–1572.
- [118] Liu W. C., Morris J. G., (2005), "Evolution of recrystallization and recrystallization texture in continuous-cast AA 3015 aluminum alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36, 2829–2848.

- [119] Wang W. X., Zhang J. X., Wang Z. J., Liu W. C., (2018), "A comparative study of the transformation kinetics of recrystallization texture of CC and DC 3003 aluminum alloys", *Materials Characterization*, 141, 412–422.
- [120] Choi C. H., Kim K. H., Lee D. N., (1998), "The effect of shear texture development on the formability in rolled aluminum alloys sheets", *Materials Science Forum*, 273–275, 391–396.
- [121] Liu W., Ma M., Yang F., (2013), "Effect of the heat treatment on the cube recrystallization texture of Al-Mn-Mg aluminum alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44, 2857–2868.
- [122] Zhang J. X., Sun H., Du P., Liu W. C., (2020), "Effect of processing method on the recrystallization behavior of cold-rolled AA3003 aluminum alloy", *Journal of Materials Engineering and Performance*, 29 (7), 4577–4586.
- [123] Lockyer S. A., Yun M., Hunt J. D., Edmonds D. V., (1996), "Micro and macrodefects in thin sheet twin-roll cast aluminum alloys", *Materials Characterization*, 37 (5), 301–310.
- [124] Yun M., Lockyer S. A., Hunt J. D., (2001), "The formation of surface bleeds in twin roll cast aluminum sheet", *International Journal of Cast Metals Research*, 13 (5), 255–261.
- [125] Ertan S., Dundar M., Birol Y., Sarioglu K., Ozden E., Akkurt A. S., Yildizbayrak G., Hamer S., Romanowski C., (2000), "The effect of casting parameters on twin roll cast strip microstructure". In: Peterson R.D., Editors, "Light Metals 2000", The Minerals, Metals & Materials Series.
- [126] Sanders R. E. Jr., (2001), "Technology innovation in aluminum products", *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, 53, 21–25.
- [127] Birol Y., (1998), "Centerline segregation in a twin-roll cast AA 8011 alloy", *Aluminum*, 74, 318–321.
- [128] Slapakova M., Zimina M., Zaunschirm S., Kastner J., Bajer J., Cieslar M., (2016), "3D analysis of macrosegregation in twin-roll cast AA3003 alloy", *Materials Characterization*, 118, 44–49.
- [129] Belov N. A., Eskin D. G., Askenov A. A., (2005), "Multicomponent Phase Diagrams: Applications for Commercial Aluminum Alloys", Elsevier.
- [130] Mondolfo L. F., (1978), "Manganese in Aluminium Alloys", Manganese Centre.
- [131] Merchant H. D., Kattamis T. Z., Morris J. G., (1989), "Continuous casting of aluminum alloys". In: Merchant H.D., Tyler D.E., Ghia E.H., Editors, "Continuous Casting of Non-Ferrous Metals and Alloys", The Minerals, Metals and Materials Society.

- [132] Chen G., You T., Xu G., (2018), “Abating recrystallization inhomogeneity in twin roll cast 3003 aluminum sheet by electromagnetic fields”, *Applied Physics A*, 124, 28.
- [133] Birol Y., (2009), “Homogenization of a twin-roll cast thin Al–Mn strip”, *Journal of Alloys and Compounds*, 471, 122–127.
- [134] Song R., Kumai S., (2019), “Solidification structure and secondary particles in vertical-type high-speed twin-roll cast 3003 aluminum alloy strip”, *Materials Transactions*, 60 (2), 322–329.
- [135] Ferry M., (2006), “Direct Strip Casting of Metals and Alloys – Processing, Microstructure and Properties”, Woodhead Publishing Ltd.
- [136] Kim K.-S., Kim S.-H., Jeong Y., Yoon J., Jung J.-G., Park S.H., (2019), “Microstructural evolution of twin-roll-cast Al-Mn alloy during cold rolling and subsequent annealing: Effect of number of cold-rolling passes”, *Journal of Alloys and Compounds*, 797, 504–513.

ÖZGEÇMİŞ

Cemil Işıksaçan, lisans eğitimini 2006 yılında Yıldız Teknik Üniversitesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde, yüksek lisans eğitimini 2009 yılında İstanbul Teknik Üniversitesi Malzeme Bilimi ve Mühendisliği programında tamamlamıştır. 2009 yılından bu yana Assan Alüminyum firmasında Ar-Ge faaliyetlerinde görev almaktadır.



TEZ METNİNDEN TÜRETİLEN YAYINLAR

Işıksaçan C., Meydanoğlu O., Atar E., (2025), “Effect of roll-separating force on as-cast material characteristics of an Al–Mn–Mg aluminum alloy produced via twin-roll casting technique”, Canadian Metallurgical Quarterly, DOI: 10.1080/00084433.2025.2502705. (Online Yayın)

Aydın S. A., Harputlu E., Kayaçetin H., Işıksaçan C., Atar E., (2024), “Corrosion of EN-AW 3105 Aluminum Strip Produced via Twin-roll Casting with a Steel/copper Shell Pair”, Wagstaff S. (ed.), Light Metals 2024, The Minerals, Metals & Materials Series, Springer. (Kitap Bölümü)

Işıksaçan C., Gülver M., Kayaçetin H., Meydanoğlu O., Atar E., (2023), “Tailoring the As-Cast Microstructure of Twin-Roll Cast AA3105 Alloy Produced by St/Cu Shell Pair”, Broek S. (ed.), Light Metals 2023, The Minerals, Metals & Materials Series, Springer. (Kitap Bölümü)