

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

**İKİZ MERDANE SÜREKLİ DÖKÜM TEKNİĞİ İLE ÜRETİLEN AlFeSi
ALÜMİNYUM ALAŞIMINDA FARKLI HOMOJEN TAV
SICAKLIKLARININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Özlem YÜKSEL

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Programı

HAZİRAN 2022

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

**İKİZ MERDANE SÜREKLİ DÖKÜM TEKNİĞİ İLE ÜRETİLEN AlFeSi
ALÜMİNYUM ALAŞIMINDA FARKLI HOMOJEN TAV
SICAKLIKLARININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Özlem YÜKSEL
(521171020)**

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Programı

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Derya DIŞPINAR

HAZİRAN 2022

İTÜ, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü'nün 521171020 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi Özlem YÜKSEL, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “İKİZ MERDANE SÜREKLİ DÖKÜM TEKNİĞİ İLE ÜRETİLEN AlFeSi ALÜMİNYUM ALAŞIMINDA FARKLI HOMOJEN TAV SICAKLIKLARININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

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

Jüri Üyeleri : **Doç. Dr. Necip ÜNLÜ**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Kerem Altuğ GÜLER
Yıldız Teknik Üniversitesi

Teslim Tarihi : 22 Mayıs 2022
Savunma Tarihi : 06 Haziran 2022





Aileme,



ÖNSÖZ

Yol göstericiliği, değerli yorumları ve bana kattıkları için değerli danışmanım Doç.Dr. Derya DIŞPINAR'a teşekkür çok ederim.

Karşılıksız tüm destekleri için sayın Dr.Murat DÜNDAR, sayın Dr.Onur MEYDANOĞLU, sayın Dr.Hatice MOLLAOĞLU ALTUNER, Hikmet KAYAÇETİN, Ahmet KABİL, Nihat YILMAZ ve Serdar AZAKLIOĞLU olmak üzere tüm Assan Alüminyum ailesine çok teşekkür ederim.

Her daim sonsuz sevgilerini ve desteklerini hissettiğim, her kararımdayanım olan, uzun eğitim serüvenimde beni asla yalnız bırakmayan ve bir çok fedakarlıkta bulunan en değerli varlıklarım annem Hava ÇELİKASLAN, babam Aydın ÇELİKASLAN ve kardeşim Salih Can ÇELİKASLAN'a çok teşekkür ederim.

Her zaman desteklerini ve sevgilerini üzerimde hissettiğim, can amcalarım Hayati ÇELİKASLAN ve Turan ÇELİKASLAN'a çok teşekkür ederim.

Beni motive eden ve her daim destekleyen sevgili eşim Çağlar YÜKSEL'e desteklerinden dolayı çok teşekkür ederim.

Mayıs 2022

Özlem YÜKSEL
(Metalürji ve Malzeme Mühendisi
Kimya Mühendisi)



İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	vii
İÇİNDEKİLER	ix
KISALTMALAR	xi
SEMBOLLER	xiii
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xv
ŞEKİL LİSTESİ.....	xvii
ÖZET	xxi
SUMMARY	xxiii
1. GİRİŞ VE ÇALIŞMANIN AMACI.....	1
2. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI VE SINIFLANDIRILMASI.....	3
2.1 AlFeSi Alüminyum Alaşımları	7
3. ALÜMİNYUM LEVHA ÜRETİM TEKNİKLERİ	11
3.1 Yarı Sürekli Döküm Tekniği.....	11
3.1.1 Doğrudan soğutmalı döküm.....	11
3.2 Sürekli Döküm Teknikleri.....	13
3.2.1 Bant döküm teknikleri.....	14
3.2.1.1 Hazelett döküm tekniği	14
3.2.1.2 Kaiser döküm tekniği	15
3.2.2 İkiz merdane döküm tekniği	16
4. TERMOMEKANİK PROSESLER.....	21
4.1 Soğuk Haddelme	23
4.2 Isıl İşlemler.....	26
4.2.1 Homojen tav	26
4.2.2 Yeniden kristalleşme tavlama.....	27
4.2.2.1 Toparlanma	28
4.2.2.2 Yeniden kristalleşme.....	30
4.2.2.3 Tane büyümesi	32
4.3 Alüminyum Alaşımlarının Termomekanik Göstergeleri	34
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	37
5.1 Kullanılan Malzemeler	37
5.2 Kullanılan Cihazlar	37
5.3 DeneySEL Plan	38
5.4 Malzeme Karakterizasyonu	41
5.5 Mekanik Testler.....	42
6. DENEYSEL SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME	43
6.1 Malzeme Karakterizasyonu	43
6.1.1 Optik mikroskop incelemeleri.....	43
6.1.1.1 İntermetalik incelemesi	43
6.1.1.2 Tane incelemesi.....	51
6.1.2 SEM-EDS analizi	61
6.2 Mekanik Özellik İncelemeleri	74

6.2.1 Çekme testi sonuçları	74
6.2.2 Erichsen testi sonuçları.....	80
7. GENEL SONUÇLAR	83
KAYNAKLAR.....	89
ÖZGEÇMİŞ	93



KISALTMALAR

DC	: Doğrudan Soğutmalı Döküm
EDS	: Enerji Dispersiv Spektrum
HF	: Hidroflorik Asit
HMK	: Hacim Merkezli Kübik
HSP	: Hegzagonal Sıkı Paket
HT	: Homojen Tav
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskop
TRC	: İkiz Merdane Sürekli Döküm
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik
yy	: Yüzyıl



SEMBOLLER

Al	: Alüminyum
Si	: Silisyum
Fe	: Demir
Mn	: Mangan
Mg	: Magnezyum
Cu	: Bakır
Zn	: Çinko
MPa	: Mega Paskal



ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1 : İşlem alaşımlarının özellikleri.....	6
Çizelge 2.2 : Bazı AlFeSi alaşımlarının kimyasal içerikleri.....	8
Çizelge 3.1 : İkiz merdane döküm tekniği ile üretilen alüminyum alaşımları.....	19
Çizelge 4.1 : Alüminyum alaşımları içerisindeki ana alaşım elementlerinin çözünürlüğü (% ağırlıkça).....	22
Çizelge 4.2 : Soğuk işlem, toparlanma ve yeniden kristallenme sonucunda meydana gelen dislokasyon yoğunlukları.....	29
Çizelge 4.3 : Saf alüminyum için iki saatlik tav süresinde soğuk işlem oranı – yeniden kristalleşme sıcaklığı ilişkisi.....	31
Çizelge 5.1 : Deneysel çalışmalarda kullanılan alaşımın kimyasal bileşimi.....	37
Çizelge 6.1 : 6 mm döküm kalınlığı L kesit EDS analizi elementer oranlar.....	62
Çizelge 6.2 : 2.Proses 3,25 mm homojen tavsız numunenin L kesit EDS analizi elementer oranlar.....	63
Çizelge 6.3 : 2.Proses 500 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi elementer oranları.....	65
Çizelge 6.4 : 2.Proses 530 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi elementer oranlar.....	66
Çizelge 6.5 : 2.Proses 560 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi elementer oranlar.....	68
Çizelge 6.6 : 3.Proses 500 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi elementer oranlar.....	70
Çizelge 6.7 : 3.Proses 530 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi elementer oranlar.....	71
Çizelge 6.8 : 3.Proses 560 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi elementer oranlar.....	73
Çizelge 6.9 : 1. Proses homojen tavsız - 0,2 mm’de 260°C yumuşatma tavlı mekanik test sonuçları.....	74
Çizelge 6.10 : 2. Proses 3,25 mm’de homojen tavlı - 0,2 mm’de 260°C yumuşatma tavlı levhaların mekanik test sonuçları.....	75
Çizelge 6.11 : 3. Proses 6 mm’de homojen tavlı - 0,2 mm’de 260°C yumuşatma tavlı levhaların mekanik test sonuçları.....	76
Çizelge 6.12 : 1. Proses homojen tavsız - 0,2 mm’de 290°C yumuşatma tavlı mekanik test sonuçları.....	76
Çizelge 6.13 : 2. Proses 3,25 mm’de homojen tavlı - 0,2 mm’de 290°C yumuşatma tavlı levhaların mekanik test sonuçları.....	77
Çizelge 6.14 : 3. Proses 6 mm’de homojen tavlı - 0,2 mm’de 290°C yumuşatma tavlı levhaların mekanik test sonuçları.....	78
Çizelge 6.15 : Tüm proseslerin 0,2 mm’de 260°C yumuşatma tavlı ortalama mekanik test sonuçları.....	79
Çizelge 6.16 : Tüm proseslerin 0,2 mm’de 290°C yumuşatma tavlı ortalama mekanik test sonuçları.....	79

Çizelge 6.17 : Tüm proseslerin Erichsen testi sonuçları.....	80
---	-----------



ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 : AlFeSi'nin üçlü faz diyagramının Al açısından zengin köşesi, (a) %0,1 Si içeren diyagram (b) %1,0 Fe içeren diyagram.	8
Şekil 2.2 : AlFeSi alaşımlarında bileşen faz morfolojisi a) Si/Fe<<1 b) Si/Fe~1.	9
Şekil 2.3 : AlFeSi alaşımında intermetalik kaynaklı meydana gelen iğne deliğinin farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüsü.....	10
Şekil 3.1 : Tipik direkt soğutmalı düşey döküm sisteminin şematik gösterimi	12
Şekil 3.2 : DC döküm yöntemi ile üretilen Al Alaşımlarının termomekanik işlem adımlarının şematik olarak gösterimi.....	13
Şekil 3.3 : DC döküm yöntemi ile üretilmiş ve sıcak haddelenmiş malzemenin mikroyapı görüntüsü	13
Şekil 3.4 : İkiz merdane döküm hattı detay görünümü	14
Şekil 3.5 : Hazelett döküm makinası ile gerçekleştirilen bant sürekli döküm prosesi.	15
Şekil 3.6 : Kaiser döküm makinasının şematik gösterimi	16
Şekil 3.7 : İkiz merdane sürekli döküm makinasının yandan görünümüleri	17
Şekil 3.8 : İkiz merdane sürekli döküm hattı akış şeması	18
Şekil 3.9 : İkiz merdane döküm tekniğindeki katılma anı	18
Şekil 3.10 : İkiz merdane döküm tekniği ile üretilen levhanın tane yapısı.....	19
Şekil 4.1 : Soğuk haddeleme prosesinin şematik gösterimi	23
Şekil 4.2 : İkiz merdane döküm ve geleneksel levha döküm ile üretilmiş ticari saf alüminyumun farklı deformasyon oranı altındaki mekanik davranışları.	24
Şekil 4.3 : İkiz merdane döküm ve geleneksel levha döküm ile üretilmiş alaşımlı alüminyum farklı deformasyon oranı altındaki mekanik davranışları.	25
Şekil 4.4 : İkiz merdane döküm ile üretilmiş, ikiz merdane döküm ile üretilmiş ve döküm kalınlığında homojenize edilmiş ve geleneksel levha döküm ile üretilmiş alaşımlı alüminyumun farklı deformasyon oranı altındaki mekanik davranışları.	26
Şekil 4.5 : Hem intermetalik hem dispersoid parçacıklar içeren bir alüminyum alaşımında idealleştirilmiş-soğuk işlenmiş alt yapı.....	28
Şekil 4.6 : Poligonizasyon oluşumunun şematik gösterimi a) soğuk işlem görmüş metal b) poligonizasyon düzeni.	29
Şekil 4.7 : Atomsal difüzyon ile meydana gelen tane büyümesinin şematik gösterimi	33
Şekil 4.8 : Deforme olmuş (soğuk işlem görmüş) metalik malzemenin tavlanması sırasında meydana gelen mikro yapısal değişimlerin şematik gösterimi. a) Deforme olmuş tane yapısı; b) toparlanmış alt tane yapısı; c) kısmen yeniden kristalize edilmiş yapı; d) yeniden kristalize yapı; e) sürekli tane büyümesi; ve f) süresiz tane büyümesi.	34
Şekil 5.1 : Tez kapsamında kullanılan cihazlar.	38
Şekil 5.2 : 1. Proses akış şeması.	39
Şekil 5.3 : 2. Proses akış şeması.	39
Şekil 5.4 : 3. Proses akış şeması.	39

Şekil 5.5 : Mikro yapı incelemeleri için kullanılan yönler.	41
Şekil 6.1 : 6 mm döküm kalınlığı – başlangıç mikro yapısı a) 5x büyütme b) 20x büyütme c) 50x büyütme.	44
Şekil 6.2 : 3,25 mm – 2. proses homojen tav öncesi mikro yapısı a) 5x büyütme b) 20x büyütme c) 50x büyütme.	45
Şekil 6.3 : 3,25 mm – 2. proses 500°C homojen tav sonrası mikro yapısı a) 5x büyütme b) 20x büyütme c) 50x büyütme.	46
Şekil 6.4 : 3,25 mm – 2. proses 530°C homojen tav sonrası mikro yapısı a) 5x büyütme b) 20x büyütme c) 50x büyütme.	46
Şekil 6.5 : 3,25 mm – 2. proses 560°C homojen tav sonrası mikro yapısı a) 5x büyütme b) 20x büyütme c) 50x büyütme.	47
Şekil 6.6 : 6 mm – 3. proses 500°C homojen tav sonrası mikro yapısı a) 5x büyütme b) 20x büyütme c) 50x büyütme.	48
Şekil 6.7 : 6 mm – 3. proses 530°C homojen tav sonrası mikro yapısı a) 5x büyütme b) 20x büyütme c) 50x büyütme.	49
Şekil 6.8 : 6 mm – 3. proses 560°C homojen tav sonrası mikro yapısı a) 5x büyütme b) 20x büyütme c) 50x büyütme.	50
Şekil 6.9 : 2. Proses merkez mikro yapıdaki intermetaliklerin alansal oranı (%).	50
Şekil 6.10 : 3. Proses merkez mikro yapıdaki intermetaliklerin alansal oranı (%).	51
Şekil 6.11 : 6 mm Döküm kalınlığı 5x büyütme başlangıç mikro yapısı.	52
Şekil 6.12 : 2. Proses 3,25 mm homojen tavsız 5x büyütme mikro yapı.	53
Şekil 6.13 : 500°C homojen tavlı 5x büyütme mikro yapı a) 2. Proses b) 3. Proses. ..	54
Şekil 6.14 : 530°C homojen tavlı 5x büyütme mikro yapı a) 2. Proses b) 3. Proses. ..	55
Şekil 6.15 : 560°C homojen tavlı 5x büyütme mikro yapı a) 2. Proses b) 3. Proses. ..	56
Şekil 6.16 : 0,6 mm ara tav öncesi 10x büyütmedeki mikro yapılar a) 1. Proses b) 2. Proses 500°C HT’li c) 2. Proses 530°C HT’li d) 2. Proses 560°C HT’li e) 3. Proses 500°C HT’li f) 3. Proses 530°C HT’li g) 3. Proses 560°C HT’li.	58
Şekil 6.17 : 0,6 mm 410°C ara tavlı 10x büyütmedeki mikro yapılar a) 1. Proses b) 2. Proses 500°C HT’li c) 2. Proses 530°C HT’li d) 2. Proses 560°C HT’li e) 3. Proses 500°C HT’li f) 3. Proses 530°C HT’li g) 3. Proses 560°C HT’li.	58
Şekil 6.18 : 0,2 mm 20x büyütmedeki mikro yapılar a) 1. Proses b) 2. Proses 500°C HT’li c) 2. Proses 530°C HT’li d) 2. Proses 560°C HT’li e) 3. Proses 500°C HT’li f) 3. Proses 530°C HT’li g) 3. Proses 560°C HT’li.	59
Şekil 6.19 : 0,2 mm 260°C yumuşak tavlı 20x büyütmedeki mikro yapılar a) 1. Proses b) 2. Proses 500°C HT’li c) 2. Proses 530°C HT’li d) 2. Proses 560°C HT’li e) 3. Proses 500°C HT’li f) 3. Proses 530°C HT’li g) 3. Proses 560°C HT’li.	59
Şekil 6.20 : 0,2 mm 290°C yumuşak tavlı 20x büyütmedeki mikro yapılar a) 1. Proses b) 2. Proses 500°C HT’li c) 2. Proses 530°C HT’li d) 2. Proses 560°C HT’li e) 3. Proses 500°C HT’li f) 3. Proses 530°C HT’li g) 3. Proses 560°C HT’li.	60
Şekil 6.21 : 6 mm döküm kalınlığı L kesit SEM görüntüleri a) 1500x büyütme b) 3000x büyütme c) 10000x büyütme.	61
Şekil 6.22 : 6 mm döküm kalınlığı L kesit EDS analizi a) 10000x büyütme b) 1 numaralı analiz bölgesi c) 2 numaralı analiz bölgesi d) 3 numaralı analiz bölgesi.	61
Şekil 6.23 : 2. Proses 3,25 mm homojen tavsız numunenin L kesit SEM görüntüleri a) 1500x büyütme b) 3000x büyütme c) 10000x büyütme.	62

Şekil 6.24 : 2.Proses 3,25 mm homojen tavsız numunenin L kesit EDS analizi	
a) 10000x büyütme b) 1 numaralı analiz bölgesi c) 2 numaralı analiz bölgesi d) 3 numaralı analiz bölgesi.....	63
Şekil 6.25 : 2.Proses 500 °C homojen tavlı numunenin L kesit SEM görüntüleri	
a) 1500x büyütme b) 3000x büyütme c) 10000x büyütme.	64
Şekil 6.26 : 2.Proses 500 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi	
a) 10000x büyütme b) 1 numaralı analiz bölgesi c) 2 numaralı analiz bölgesi d) 3 numaralı analiz bölgesi.....	64
Şekil 6.27 : 2.Proses 530 °C homojen tavlı numunenin L kesit SEM görüntüleri a)	
1500x büyütme b) 3000x büyütme c) 10000x büyütme.	65
Şekil 6.28 : 2.Proses 530 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi a) 10000x büyütme b) 1 numaralı analiz bölgesi c) 2 numaralı analiz bölgesi d) 3 numaralı analiz bölgesi.	66
Şekil 6.29 : 2.Proses 560 °C homojen tavlı numunenin L kesit SEM görüntüleri	
a) 1500x büyütme b) 3000x büyütme c) 10000x büyütme.	67
Şekil 6.30 : 2.Proses 560 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi a)	
10000x büyütme b) 1 numaralı analiz bölgesi c) 2 numaralı analiz bölgesi d) 3 numaralı analiz bölgesi.	67
Şekil 6.31 : 3.Proses 500 °C homojen tavlı numunenin L kesit SEM görüntüleri	
a) 1500x büyütme b) 3000x büyütme c) 10000x büyütme.	69
Şekil 6.32 : 3.Proses 500 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi	
a) 10000x büyütme b) 1 numaralı analiz bölgesi c) 2 numaralı analiz bölgesi d) 3 numaralı analiz bölgesi.....	69
Şekil 6.33 : 3.Proses 530 °C homojen tavlı numunenin L kesit SEM görüntüleri	
a) 1500x büyütme b) 3000x büyütme c) 10000x büyütme.	70
Şekil 6.34 : 3.Proses 530 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi	
a) 10000x büyütme b) 1 numaralı analiz bölgesi c) 2 numaralı analiz bölgesi d) 3 numaralı analiz bölgesi.....	71
Şekil 6.35 : 3.Proses 560 °C homojen tavlı numunenin L kesit SEM görüntüleri	
a) 1500x büyütme b) 3000x büyütme c) 10000x büyütme.	72
Şekil 6.36 : 3.Proses 560 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi	
a) 10000x büyütme b) 1 numaralı analiz bölgesi c) 2 numaralı analiz bölgesi d) 3 numaralı analiz bölgesi.....	72



İKİZ MERDANE SÜREKLİ DÖKÜM TEKNİĞİ İLE ÜRETİLEN AlFeSi ALÜMİNYUM ALAŞIMINDA FARKLI HOMOJEN TAV SICAKLIKLARININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

ÖZET

Alüminyum, hafif olması, dayanımı, spesifik modülünün yüksek olması, korozyona karşı yüksek direnci, elektrik ve termal iletkenliğinin yüksek olması, yüksek şekillendirebilirlik ve geri dönüştürülebilirlik kabiliyeti nedeniyle en önemli mühendislik malzemelerinden biridir ve demir dışı metal sektöründe lider konumundadır.

Alüminyum levha üretiminde, geleneksel yöntemlere kıyasla daha düşük kalınlıklarda ve düşük maliyetlerde üretime izin vermesi nedeniyle ikiz merdane sürekli döküm tekniği 20. yüzyılın ikinci yarısında ilgi çekici hale gelmiştir. İkiz merdane sürekli döküm tekniği ile üretilmiş levhanın karakteristik mikro yapısı, malzeme kalınlığı boyunca yapının heterojenlik göstermesidir. Nihai kalınlıkta istenilen mikro yapı ve mekanik özelliklerin elde edilebilmesi için, ikiz merdane sürekli döküm tekniği ile üretilen alüminyum alaşımının döküm ve termomekanik işlem parametrelerinin optimize edilmesi gerekmektedir. Bu optimizasyon, ikiz merdane dökümün karakteristiği olan merkez hattı segregasyonunun kontrolü ile yakından ilişkilidir. Homojenizasyon tavlı, nihai malzemenin özelliklerini kontrol etmede önemli bir role sahiptir.

Bu çalışma kapsamında, ikiz merdane sürekli döküm tekniği ile üretilmiş 6 mm kalınlığındaki levhanın, homojen tavsız (1. proses), 3,25 mm kalınlığında 500°C, 530°C, 560°C homojen tavlı (2. proses) ve döküm kalınlığında 500°C, 530°C, 560°C homojen tavlı (3. proses) olmak üzere üç ana proses tasarlanmıştır. Yapılan çalışmada, homojen tavlın ve homojen tavlın uygulandığı yerin önemi, yarı mamul kalınlığı olan 0,2 mm kalınlıkta 260°C ve 290°C yumuşatma tavlına tabi tutulmuş numunelerin mekanik ve mikro yapı özellikleri incelenerek tespit edilmiştir.

Tez kapsamında tasarlanan üç ana proses, ara tav kalınlığı olan 0,6 mm'ye kadar farklılık göstermektedir. 0,6 mm kalınlıktan sonra tüm levhalar 410°C'de 4 saat ara tav işlemi görmüş ve 0,2 mm yarı mamul kalınlığına haddelenmiştir. Yarı mamul kalınlığındaki tüm levhalar, 260°C ve 290°C'de yumuşatma tavlına tabi tutulmuştur. Burada, malzemenin mekanik ve mikro yapı özellikleri karşılaştırmalı olarak incelenmiştir.

Merkez hattındaki intermetalik gelişimi, numunelerin homojen tav öncesi ve sonrası olmak üzere optik mikroskopta incelenmesi ile gerçekleştirilmiş ve ImageJ yazılımı yardımıyla matristeki intermetalik alansal oranları tespit edilmiştir. Merkez hattındaki intermetalik gelişimi, morfolojisi ve kimyasal içeriğinin daha iyi anlaşılabilmesi için SEM- EDS analizi yapılmıştır. Burada, homojen tavlın, homojen tavlın uygulandığı yerin ve homojen tav sıcaklığının intermetalik fazdaki değişimlere etkisi incelenmiştir.

Tez kapsamında hazırlanan numunelerin tane yapısı, polarize ışık altında optik mikroskopta incelenmiştir. Numune incelemesi, döküm kalınlığı, homojen tav öncesi

ve sonrası, ara tav öncesi ve sonrası, yumuşatma tavlı öncesi ve sonrası olacak şekilde gerçekleştirilmiştir.

0,20 mm kalınlığında 260°C ve 290°C sıcaklıklarında yumuşatma tavlına tabi tutulmuş numunelere erichsen ve 0-45-90° yönlerinde çekme testi yapılmış ve mekanik özellikleri tespit edilmiştir.

Sonuç olarak, homojen tav sıcaklığının artması ile merkezdeki ötektik yapı daha homojen olarak dağılmıştır. En homojen mikro yapı, merkezde %5,6 alansal intermetalik oranı ile 2.prosesin 560°C homojen tavlı levhasında elde edilmiştir. Döküm kalınlığındaki baskın faz AlFeSi fazıdır. İlk olarak 500°C homojen tav sıcaklığında iğnemsiz Al₃Fe fazı tespit edilmiştir. 500°C ve 530°C’de homojen tav sıcaklıklarında AlFeSi baskın olarak varlığını sürdürürken, 560°C’de Al₃Fe fazı baskındır. Homojen tav sıcaklığının artması ile iğnemsiz Al₃Fe fazının yapı içerisinde miktarının arttığı, irileştiği ve kısmen küreselleştiği tespit edilmiştir. Homojen tav öncesi %45 deformasyon görmüş 2. proseste, homojen tav sıcaklığının artması ile yeniden kristalleşmiş mikro yapının daha ince taneli ve eş eksenli olduğu tespit edilmiştir. Tüm proseslerin mekanik özellikleri birlikte kıyaslandığında en iyi uzama değeri %19,2 ile 2. prosesin 560°C sıcaklıkta homojen tavlı - 260°C yumuşatma tavlı numunesine aittir. En iyi Erichsen değerleri, ince taneli ve diğer proseslere nazaran eş eksenli yapıya sahip 2. prosesin 560°C’de homojen tav görmüş ve 0,2 mm kalınlığında 260°C (8,83) ve 290°C (8,94) yumuşatma tavlalarına tabi tutulmuş numunelerine aittir.

EFFECT OF DIFFERENT HOMOGENIZATION ANNEALING TEMPERATURES ON MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF AlFeSi ALUMINIUM ALLOY FABRICATED VIA TRC

SUMMARY

Due to lightweight, high corrosion resistance, improved conductivities of both electrical and thermal, recyclability and high specific modulus of strength/density, aluminum is one of the most crucial engineering materials, and is pioneer in the non-ferrous metal sector. Aluminum is widely used in the sectors of food, chemistry, electrical and electronics, consumer durables, transportation, manufacturing. Considering production of ecologically harmless products and the increase in technological products, it is an inevitable fact that the use of aluminum and its alloys will increase due to its properties and opportunities.

The continuous casting method is a proven method on foil-stock and sheet products to be used in various applications. There are different continuous casting techniques having casting thickness varying between 3 and 20 mm. In this technique, solidification of the liquid metal takes place either by passing between the cooled roller or dies. Compared with the conventional production technique such as direct chill (DC), the most important advantage of the continuous casting method is the elimination of some processes such as hot rolling.

In comparison with the conventional techniques, twin-roll casting method of aluminum became very attractive owing to fabricating more thinner sections with low-costs in 20th century. Characteristic microstructure of sheet metal produced with twin-roll casting is exhibiting heterogenous structure throughout the thickness. To obtain microstructure and mechanical properties desired at the final thickness, it is vital to optimize the process parameters of casting and thermomechanical treatment in the production of aluminum with the technique of twin-roll casting. This optimization is closely related with the centerline shrinkage which is characteristics of twin-roll casting procedure. Homogenization annealing plays a key role in controlling the properties of final material.

An understanding of the thermomechanical processes is important not only for obtaining flat products, but also for controlling the microstructure of material, its texture, and the orientation relationships between the phases. Therefore, understanding of the thermomechanical processes is essential for optimizing the properties and performance of the final material. The properties and performance of the final material depend on the composition of the alloy and the amount, size, morphology and distribution of phases in the microstructure.

The properties of non-heat treatable aluminum alloys such as AlFeSi are largely controlled by the dissolution/precipitation of the alloying elements, namely the micro-chemistry of the material. Based on this, homogenization annealing has a critical role in controlling the properties of the final material.

Homogenization annealing is the first heat treatment applied to the material after hot or cold treatment. This process is a heat treatment applied to the material for relatively long periods to reduce segregations in the structure and to eliminate unstable, low melting eutectics. The main purpose of the homogenization process is to take the precipitates into solid solution and distribute the atoms homogeneously in the lattice. Thus, the influence of microstructural features resulting from casting and harmful for further processing steps is reduced. Since the homogenization process involves diffusion of alloying elements, the time required for the process depends on the grain size of the material or the dendrite arm spacing and the diffusion rate of the alloying elements. Generally, a temperature range of 500°C -600°C is used for the homogenization process. After this heat treatment, a more homogeneous microstructure is obtained and makes it easier to work in the next process steps.

Within this thesis, sheets having thickness of 6-mm and produced with twin-roll casting technique, there are three different procedures; no-homogenization treatment (1.process), thickness of 3.25 mm at 500°C, 530°C, and 560°C with homogenization treatment (2.process), and in casting thickness at 500°C, 530°C, and 560°C with homogenization treatment (3.process). The importance of the homogenization annealing and its place was determined with respect to the microstructural and mechanical properties of the specimens subjected to soft annealing with the semi-product thickness of 0.2 mm.

The three main processes designed within the scope of the thesis behaves dissimilarly up to the intermediate annealing thickness of 0.6 mm. All specimens having 0.6 mm thickness exposed the intermediate annealing at 410°C for 4 hours to be rolled to semi-product thickness of 0.2 mm. After that all specimens with semi-product thickness were subjected to the soft annealing at 260°C and 290°C. In this stage, specimens were comparatively examined in view of microstructurally and mechanically.

Evolutions of the intermetallic phases in the centerline region of the specimens were analyzed via optical microscope before and after homogeneous annealing, and also volumetric ratios of these phases in the matrix were measured via ImageJ. To understand the development of the intermetallic phases in the centerline, scanning electron microscope coupled with energy-dispersive x-ray spectroscopy was carried out. In addition, effect of the place and temperature of homogenous annealing on the variance of intermetallic phases was explored. Furthermore, grain structures of the specimens were observed under the polarized light of the optical microscope. Investigation of the specimens were performed in casting thickness, before and after homogeneous annealing, before and after intermediate annealing, and before and after soft annealing. Erichsen test was applied to the specimens with 0.2 mm thickness subjected to soft annealing at 260°C and 290°C, and specimens with 0, 45 and 90° axes were operated to tensile test, after that mechanical properties of the specimens were established.

Consequently, eutectic structure in the centerline was distributed more homogeneously with increasing the homogenous annealing temperature. Most distributed structure was obtained having the intermetallic areal fraction of 5,6% at 560°C homogenized plate of 2.process. AlFeSi phase is the dominant phase at the casting thickness. Initially, at homogeneous annealing temperature of 500°C platelet Al₃Fe phase was identified. Whereas, AlFeSi phase was dominantly existed at the homogenous annealing temperatures of 500°C and 530°C, Al₃Fe was overwhelming at the homogeneous temperature of 560°C. With the enhanced homogenous annealing temperature, the

amount of platelet Al_3Fe phase in the microstructure was increased, coarsened, and partially become globular. Before the homogenous temperature, in the 2.process specimens of 45% deformed, recrystallized specimens have more refined and equiaxed microstructure. Concerning mechanical properties of all specimens, best value of elongation at fracture is the specimen of 2.process having 560°C homogenous annealing and 260°C softening heat treatment with 19,2%. The best results of Erichsen tests, firstly 560°C homogenized then at 260°C and 290°C softening heat treatment applied 2mm-thickness specimens, are 8,83 and 8,94, respectively.





1. GİRİŞ VE ÇALIŞMANIN AMACI

Geleneksel döküm tekniklerine kıyasla, düşük yatırım ve proses maliyeti, düşük enerji sarfıyatı gibi avantajları nedeniyle 20.yüzyıldaki endüstriyellemenin de yarattığı rekabetçi ortamın etkisiyle ikiz merdane sürekli döküm tekniği ilgi çekici hale gelmiş ve ticari anlamda ilk uygulaması 20. yüzyılın ikinci yarısında gerçekleştirilmiştir [1].

İkiz merdane döküm tekniği ile levha üretimi temel olarak, birbirine zıt yönde dönen ve su soğutmalı iki merdanenin arasına seramik tip yardımıyla sıvı metalin beslenmesi ve katılaşması prosesidir. Bu yöntem, katılaşmayı ve sıcak haddelemeyi tek bir processe birleştirir. Gerek döküm prosesinde elde edilen yüksek soğutma hızı nedeniyle malzeme yüzeylerinde hızlı katılaşma meydana gelmesi gerek ise operasyon esnasında belli oranda sıcak haddeleme yapılması nedeniyle ikiz merdane sürekli döküm tekniğinin kendine has mikro yapısal özellikleri vardır. İkiz merdane sürekli döküm tekniği ile üretilmiş levha, malzeme kalınlığı boyunca heterojen bir mikro yapıya sahiptir. Bu yapı, levhanın alt ve üst yüzeylerinde hızlı katılaşmanın etkisiyle merkezden daha küçük tane boyutuna sahip olması ve levha kalınlığı boyunca intermetaliklerin, dispersoidlerin, çözünen içeriğinin ve ötektik yapının heterojen dağılımı ile karakterize edilir. İstenilen özelliklerde malzeme üretimi için döküm prosesini, soğuk haddeleme ve tav proseslerinin kombinasyonu takip eder. İkiz merdane dökümünün doğası gereği levha kalınlığı boyunca heterojenlik gösteren mikro yapının kontrolü alt prosesler olan soğuk haddeleme ve tav prosesleri ile kontrol edilerek nihai kalınlıktaki malzemenin istenilen özelliklerde üretimi gerçekleştirilir [1,2].

Bu çalışma, ikiz merdane döküm tekniği ile üretilmiş AlFeSi alüminyum alaşımında homojen tavin ve homojen tavin uygulandığı yerin, yarı mamül ürünlerdeki mekanik özelliklere ve mikro yapıya etkisinin incelenmesi amacıyla yapılmıştır. Bu amaç doğrultusunda, homojen tavsız, döküm kalınlığında üç farklı sıcaklıkta homojen tavlı ve 3,25 mm kalınlığında üç farklı sıcaklıkta homojen tavlı olmak üzere üç ana proses tasarlanmıştır ve yarı mamül kalınlığında iki farklı sıcaklıkta yumuşatma tavlı uygulanarak malzemenin mekanik özellikleri ve mikro yapısı incelenmiştir.



2. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI VE SINIFLANDIRILMASI

Alüminyum yerkabuğunda %7,5 – 8,1 oranında bulunur. Bu oran alüminyum, oksijen ve silisyumdan sonra yerkabuğunda en çok bulunan üçüncü element konumuna yerleştirir. Gümüş beyazı renginde, hafif bir metal olan alüminyumun özkütlesi 2,70 gr/cm³, atom numarası 13'tür [3,4].

Alüminyumun hafif olması, dayanımı, spesifik modülünün yüksek olması, korozyona karşı yüksek direnci, elektrik ve termal iletkenliğinin yüksek olması, yüksek şekillendirebilirlik ve geri dönüştürülebilirlik kabiliyeti onu günümüzün en önemli mühendislik malzemelerinden biri haline getirmiştir. Alüminyumun, inşaat sektöründen, gıda ve kimya, ulaştırma, elektrik ve elektronik, makine ve ekipman imalat, ulaştırma sektörüne, dayanıklı tüketim mallarından mutfak eşyası yapımına kadar çok geniş bir kullanım alanı bulunmaktadır. Ekolojik olarak zararsız ürün üretimi ve teknolojik ürünlerin artması göz önünde bulundurulduğunda, alüminyumun sahip olduğu özellikler ve sunduğu fırsatlardan dolayı kullanımının artacak olması kaçınılmaz bir gerçektir [4,5].

Amerikan Alüminyum Birliği'ne göre alüminyum alaşımları üretim teknikleri göz önünde bulundurularak iki grupta sınıflandırmıştır. Bu sınıflandırma uluslararası standartlarda kabul görmüştür. Amerikan Alüminyum Birliği'nin sınıflandırmasına göre, alüminyum alaşımları işlem ve döküm alaşımları olarak iki gruba ayrılmaktadır. Alüminyum işlem alaşımları döküm sonrası hadde, ekstrüzyon, derin çekme ve dövme uygulamaları ile nihai ürüne dönüştürülür. Alüminyum döküm alaşımları ise, harcanabilir ya da kalıcı kalıp döküm yöntemleri ile nihai veya nihai şekle yakın parçaların üretiminin yapıldığı alaşımlardır [6-8].

İşlem alaşımları, ısıtılabilir ve ısıtılabilir uygulanamayan alaşımlar olmak üzere iki gruba ayrılır. Bu sınıflandırma, Al işlem alaşımlarının ana sertleştirme ve mukavemetlendirme mekanizmalarına bağlı olarak yapılmıştır. Isıtılabilir uygulanabilen alüminyum alaşımları, genellikle Si ile kombinasyon halinde Cu, Zn veya Mg ile alaşımlanırlar. Bu alaşımlar, kontrollü ısıtma, bekleme ve soğutma proseslerinin ardından doğal veya yapay yaşlandırma ile güçlendirilir. Buna karşılık,

ısıtıl işlem uygulanamayan alüminyum alaşımlarının mukavemeti, ya katı çözelti sertleşmesi ya da dispersiyon sertleşmesi ile sağlanır. Dispersiyon sertleşmesinde etkin rol oynayan alaşım elementleri, Fe, Si, Mn ve/veya Mg'dur. Isıl işlem uygulanamayan işlem alaşımları için, soğuk işlem yani pekleşmeye neden olan bir deformasyon ile ek bir mukavemet kazandırma sağlanır [9].

Alüminyum Birliği'ne (AA) göre, Al işlem alaşımlarında, en yaygın olarak kabul gören alaşım adlandırması, ilk basamakta ana alaşım elementi olacak şekilde dört basamaklı bir sayının tanımlanmasıdır [9].

- 1xxx Serisi: Bu alaşım grubu, ağırlıkça minimum %99 oranında saf alüminyum ve %1'e kadar ergitme prosesinden kaynaklanan safsızlık veya kasıtlı olarak eklenen alaşım elementi içerir. Ticari saf olarak adlandırılan bu alaşım grubu, alüminyum matrisinde küçük hacimli Fe ve Si elementlerini içerir. Fe ve Si yapı içerisinde çözünmezler. 1xxx alaşımları genellikle gerinim sertleşmesi ile mukavemetlendirilir. Mükemmel şekillendirilebilirliklerinin yanı sıra korozyon direnci, termal ve elektriksel iletkenlikleri oldukça iyidir. Kullanım alanları arasında, elektrik iletkenleri, ambalaj, kablo kılıfları, ısı eşanjörleri vardır [9,10].
- 2xxx Serisi: Bu alaşım grubunun ana alaşım elementi bakırdır. Çökelme sertleşmesi ile çelik ile karşılaştırılabilir seviyede mukavemet kazanırlar. Yaygın olarak havacılık endüstrisinde kullanılırlar [9].
- 3xxx Serisi: Bu alaşım grubunun ana alaşım elementi mangandır. Bu serinin alaşımları, ağırlıkça %1-2 aralığında mangan içerir. Soğuk işlem ile sertleştirildiğinde 100-300 MPa aralığında mukavemet kazanırlar. 3xxx serisi orta mukavemetlidir. Bu alaşım serisinde bulunan disperdoidler, tavlama sırasında tane boyutunu stabilize eder. Bu durumun doğal bir sonucu olarak mukavemet artar ve şekillendirilebilirlik gelişir. İyi korozyon performansına sahip olan bu alaşım grubu aynı zamanda anodizasyon ve kaynak için de uygundur [9,11].
- 4xxx Serisi: Bu alaşım grubunun ana alaşım elementi silisyumdur. Alaşımın ergime sıcaklığını önemli miktarda düşürebilmek için nispeten yüksek miktarlarda (%13'e kadar) silisyum ekmelemesi yapılabilen alaşımlardır.

Uygulama alanı genellikle ana metalden daha düşük ergime sıcaklığının gerekli olduğu sert lehim alaşımları ile sınırlıdır [9].

- 5xxx Serisi: Bu alaşım grubunun ana alaşım elementi magnezyumdur. Bu serinin alaşımları %6'ya kadar magnezyum içerebilir. Magnezyumun, alüminyum içerisindeki katı çözünürlüğü sıcaklık azaldıkça azalır. Buna rağmen, %7 altında magnezyum içeriğine sahip Al-Mg alaşımları kayda değer çökelme sertleşmesi göstermez. Ancak, magnezyum içeriğinden dolayı bu alaşım grubunda mukavemet katı çözelti sertleşmesi ile sağlanır. Bu serinin alaşımları, yüksek korozyon direncine sahiptir ve kaynaklanabilirler. Agravif ortamlardaki korozyon dirençlerinin yüksek olması nedeniyle denizcilik, kimya ve proses endüstrilerinde kendilerine uygulama alanı bulurlar [9,10].
- 6xxx Serisi: Bu alaşım grubunun ana alaşım elementleri magnezyum ve silisyumdur. Bu seri, çökelme sertleşmesi ile mukavemetlendirilebilirler. 6xxx serisi alaşımlarında, 2xxx ve 7xxx serisi alaşımları kadar yüksek mukavemet değerleri elde edilemez. Ancak, korozyon dirençleri 2xxx ve 7xxx serisi alaşımlardan çok daha yüksektir. Yaygın olarak, inşaat, yapı ve otomotiv endüstrilerinde sac ve profil olarak kullanılırlar [9].
- 7xxx Serisi: Bu alaşım grubunun ana alaşım elementi çinkodur ve bu alaşım grubu çinko ile birlikte genellikle magnezyum ve bakır içerir. Tüm alüminyum alaşımlarının içerisinde en yüksek mukavemete sahip seridir ve çekme mukavemeti, çökelme sertleşmesi ile 700 MPa'a kadar ulaşabilir. Yaygın olarak, havacılık ve askeri uygulamalarda kullanılırlar [9].
- 8xxx Serisi: Bu alaşım grubu, diğer serilerin kapsamadığı elementlerle alaşımlıdır. Bu nedenle, 8xxx serisinde yer alan Al-Li alaşımları aşırı yaşlandırma ile sertleştirilebilirler ve havacılık uygulamalarında kullanılırlar. 8xxx alaşımlarında, Fe içeriği %1'den fazla olduğu takdirde kendisine ambalaj endüstrisinde kullanım alanı bulur [9].

Çizelge 2.1'de işlem alaşımlarının kimyasal kompozisyonunu, mekanik ve fiziksel özelliklerini ve kullanım alanını içeren tablo yer almaktadır.

Çizelge 2.1 : İşlem alaşımlarının özellikleri [12-14].

Alaşım	Ana Alaşım Elementi	Çekme Dayanımı, MPa	Fiziksel Özellikler	Kullanım alanı
1xxx	<%1 (Fe+Si)	50-150	- Mükemmel korozyon direnci - Yüksek elektriksel ve termal iletkenlik - İyi işlenebilirlik - Düşük mukavvemet - Isıl işlem uygulanamaz	Pişirme kapları, ısı eşanjörleri, ambalaj folyoları, elektrik iletkenleri
2xxx	%2-6 Cu (+Si, Mg)	300-480	- Yüksek mukavvemet - ağırlık oranı - Düşük korozyon direnci - Isıl işlem uygulanabilir	Havacılık, silah sanayi, genel makine mühendisliği
3xxx	%0,5-1,5 Mn (+Mg, Cu)	100-300	- İyi işlenebilirlik - Orta mukavvemet - Isıl işlem uygulanamaz	Ambalaj, teneke kutu, pişirme kapları, araba radyatörleri, inşaat
4xxx	%1-13 Si (+Fe)	95-250	- Düşük ergime noktası - Koyu gri ve/veya kömür renginde oksit filmi oluşturur. - Magnezyum varsa ısıl işlem uygulanabilir	Piston imalatı, kaynaklı yapı, levha imalatı, kaynak teli ve lehim alaşımı
5xxx	%0,5-1,5 Mg (+Mn, Cu)	100-340	- Yüksek korozyon direnci - İyi kaynaklanabilirlik - Orta/yüksek mukavvemet - Isıl işlem uygulanamaz	İnşaat, gemi yapım malzemeleri, otomotiv endüstrisi
6xxx	%0,5-1,5 Mg + %1-2 Si (Cu, Cr)	200-400	- Orta mukavvemet - İyi şekillendirilebilirlik, işlenebilirlik, kaynaklanabilir - Isıl işlem uygulanamaz	Sac, Ekstrüzyon ürünü
7xxx	%5-7 Zn + %1-2 (Cu-Zr)	320-700	- Yüksek mukavvemet - Isıl işlem uygulanabilir	Havacılık, mekanik yapı, spor ve eğlence ekipmanları
8xxx	>%1 (Fe+Si)	130-190	- Yüksek korozyon direnci - Yüksek elektriksel ve termal iletkenlik - İyi işlenebilirlik - Orta mukavvemet - Isıl işlem uygulanamaz	Ambalaj folyosu, ısı eşanjörleri

Döküm alaşımları, ısıl işlem uygulanabilen ve ısıl işlem uygulanamayan olmak üzere iki grupta sınıflandırılır. Isıl işlem uygulanamayan döküm alaşımları; 1XX.X, 5XX.X ve 8XX.X serilerine ait alaşımlardır ve sadece deformasyon ile sertleştirilebilirler. Isıl işlem uygulanabilen döküm alaşımları ise 2XX.X, 3XX.X, 4XX.X ve 7XX.X serilerinde yer alan alaşımlardır [15].

Alüminyum Birliği'ne (AA) göre, Al döküm alaşımlarında, en yaygın olarak kabul gören alaşım adlandırması, ilk basamakta ana alaşım elementi olacak şekilde üç basamaklı bir sayının tanımlanmasıdır. 6xx.x ve 9xx.x serilerinde ticari alaşımlar bulunmamaktadır. Alüminyum döküm alaşımlarında, noktadan sonraki rakam ürünün formunu gösterir. Buna göre, 0, döküm için 1 ve 2 külçe içindir [10].

- 1xx.x: Bu seri alaşımsızdır. Minimum %99 oranında alüminyum içerir.
- 2xx.x: Bu serinin ana alaşım elementi bakırdır.
- 3xx.x: Bu serinin ana alaşım elementi silisyumdur; bu seri ayrıca magnezyum ve bakır içerir.
- 4xx.x: Bu serinin ana alaşım elementi silisyumdur.
- 5xx.x: Bu serinin ana alaşım elementi magnezyumdur.
- 6xx.x: Bu seri kullanılmıyor.
- 7xx.x: Bu serinin ana alaşım elementi çinkodur. Bu seri ayrıca, bakır, magnezyum, krom veya mangan içerir.
- 8xx.x: Bu serinin ana alaşım elementi kalaydır.
- 9xx.x: Bu seri kullanılmıyor [16].

2.1 AlFeSi Alüminyum Alaşımları

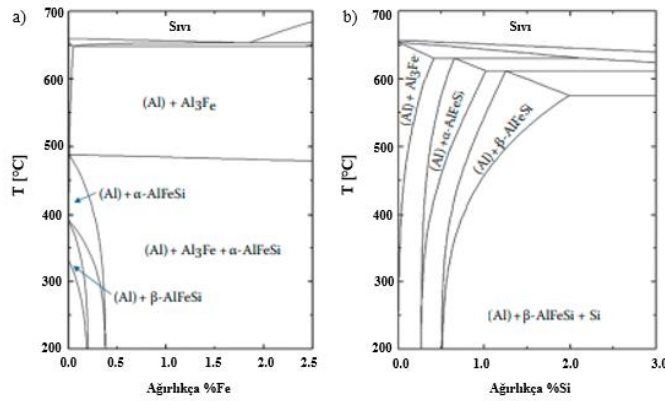
AlFeSi alaşımları, yüksek çekme mukavemeti, nihai üründe az sayıda iğne deliği bulundurması ve iyi uzama değerlerine sahip olması nedeniyle folyo üretiminde tercih edilen alüminyum alaşımlarıdır. Ancak, üretim sürecinde, özellikle nihai haddeleme prosesi sırasında malzemenin yüzeyine baskı uygulayan kazıntı, mikro çatlak vb. gibi kalite kusurları, folyo yüzey kalitesini ve nihai ürünün mekanik özelliklerini etkiler. Bu nedenle, AlFeSi alaşımlarının üretim teknolojisinin olgunlaştırılması gereklidir ki bu durum, üretim maliyetini önemli ölçüde artırır. Kalite kusurlarının önüne geçebilmek için, ikiz merdane sürekli döküm yöntemi ile üretilen AlFeSi alaşımlarının, döküm ve termomekanik işlem parametreleri optimize edilmelidir. Böylelikle, nihai kalınlıkta uygun yüzey ve mekanik özelliklere sahip folyo ürünleri üretilir. Optimizasyon, merkez hattı segregasyonunun kontrolü ile yakından ilişkilidir. Merkez hattı segregasyonun kontrolü, alaşımın içeriği ve bileşen oranları ile

doğrudan ilgilidir. AlFeSi alaşımları için Fe ve Si içeriği ve Fe/Si oranı malzemenin performansı üzerinde büyük ölçüde etkilidir [17-23]. Çizelge 2.2’de bazı AlFeSi alaşımlarının kimyasal içerikleri yer almaktadır [13].

Çizelge 2.2 : Bazı AlFeSi alaşımlarının kimyasal içerikleri [13].

Alaşım	Alaşımların Kimyasal Sembolü	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Alüminyum (min.)
EN AW-8011A	EN AW-Al FeSi (A)	0,4-0,8	0,5-1,0	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,05	Kalan
EN AW-8111	EN AW-Al FeSi (B)	0,3-1,1	0,4-1,0	0,1	0,1	0,05	0,05	0,1	0,08	Kalan
EN AW-8211	EN AW-Al FeSi (C)	0,4-0,8	0,5-1,0	0,1	0,05-0,2	0,1	0,15	0,1	0,05	Kalan
EN AW-8176	EN AW-Al FeSi	0,03-0,15	0,4-1,0	-	-	-	-	0,1		Kalan
EN AW-8079	EN AW-Al FeSi	0,05-0,30	0,7-1,3	0,05	-	-	-	0,1		Kalan

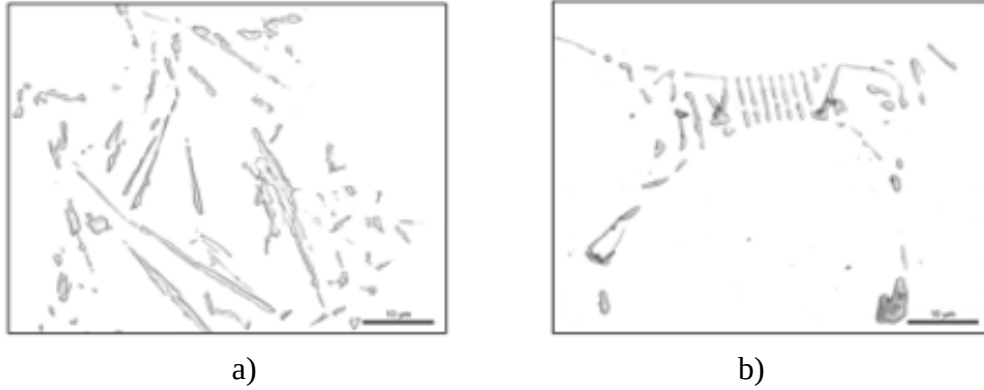
AlFeSi alaşımlarının ana alaşım elementleri demir ve silisyumdur. Fe ve Si, AlFeSi alaşımlarının içerisinde sırasıyla %0,4-1,7 ve %0,03-1,1 oranlarında bulunur. Demirin alüminyum içerisindeki çözünürlüğü nispeten azdır ve bu oran, 650°C’de yalnızca %0,05, 600°C’de ise yalnızca %0,03’tür. Bu nedenle, katılaşma sırasında kararlı ve/veya yarı kararlı intermetalik fazlar oluşur. Şekil 2.1’de AlFeSi alaşımının Al açısından zengin köşelerini içeren faz diyagramlarına yer verilmiştir [9,23-25].



Şekil 2.1 : AlFeSi’nin üçlü faz diyagramının Al açısından zengin köşesi, (a) %0,1 Si içeren diyagram (b) %1,0 Fe içeren diyagram [9].

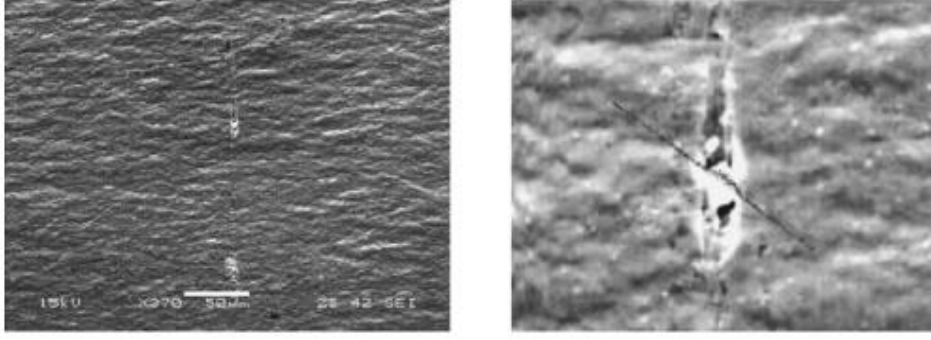
AlFeSi alaşımlarının mikro yapısı ve mekanik performansı üzerinde, α -Al fazının yanı sıra, Fe ve Si kaynaklı intermetalik bileşiklerin morfolojisi, boyutu ve dağılımının önemli ölçüde etkisi vardır. AlFeSi alaşımlarında, intermetalik bileşimi Fe/Si oranına bağlı olarak değişiklik gösterir. Fe/Si oranına göre oluşan intermetalik bileşikler heterojen bir morfolojiye sahiptir. AlFeSi alaşımlarında, Si/Fe oranlarına göre bileşen faz morfolojisine Şekil 2.2’de yer verilmiştir. AlFeSi alaşımlarında, Si/Fe oranlarına göre intermetalikler ise aşağıdaki şekilde sıralanmıştır [23-25]:

- Si/Fe $\ll 1$ oranlı alaşımlar: Bu alaşımlarda, kararlı (Al_3Fe) intermetalik bileşik ve yarı kararlı (Al_6Fe , Al_xFe , Al_9Fe ve az miktarda α -AlFeSi) intermetalik bileşikleri bulunur. İğne benzeri ve heterojen bir faz morfolojisine sahiptir.
- Si/Fe ~ 1 oranlı alaşımlar: Bu alaşımlarda, genellikle yarı kararlı α -AlFeSi ($\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$) intermetalik bileşiği bulunur. İskelet benzeri bir faz morfolojisine sahiptir [25].



Şekil 2.2 : AlFeSi alaşımlarında bileşen faz morfolojisi a) Si/Fe $\ll 1$ b) Si/Fe ~ 1 [24].

Malzemenin kristalografik dokusunu ve mekanik özelliklerini, intermetalik fazların boyutu ve dağılımı kontrol eder. Bunun doğal bir sonucu olarak, büyük ve yapıda heterojen olarak dağılmış intermetalikler, ince kalınlıklarda iğne delikleri gibi hataların meydana gelmesine sebebiyet verir. Şekil 2.3’te AlFeSi alaşımında intermetalik kaynaklı meydana gelen iğne deliği hatasının SEM görüntüsüne yer verilmiştir. Bu nedenle, döküm ve termomekanik işlemler folyoların mikroyapısının belirlenmesinde kritik bir önem taşır [2].



Şekil 2.3 : AlFeSi alaşımında intermetalik kaynaklı meydana gelen iğne deliğinin farklı büyütmelerdeki SEM görüntüsü [2].

3. ALÜMİNYUM LEVHA ÜRETİM TEKNİKLERİ

Alüminyum yassı mamül üretimi iki ana teknik ile gerçekleştirilmektedir. Bunlar, yarı sürekli döküm tekniği ve sürekli döküm tekniğidir. Alt başlıklarda teknikler detaylandırılacaktır.

3.1 Yarı Sürekli Döküm Tekniği

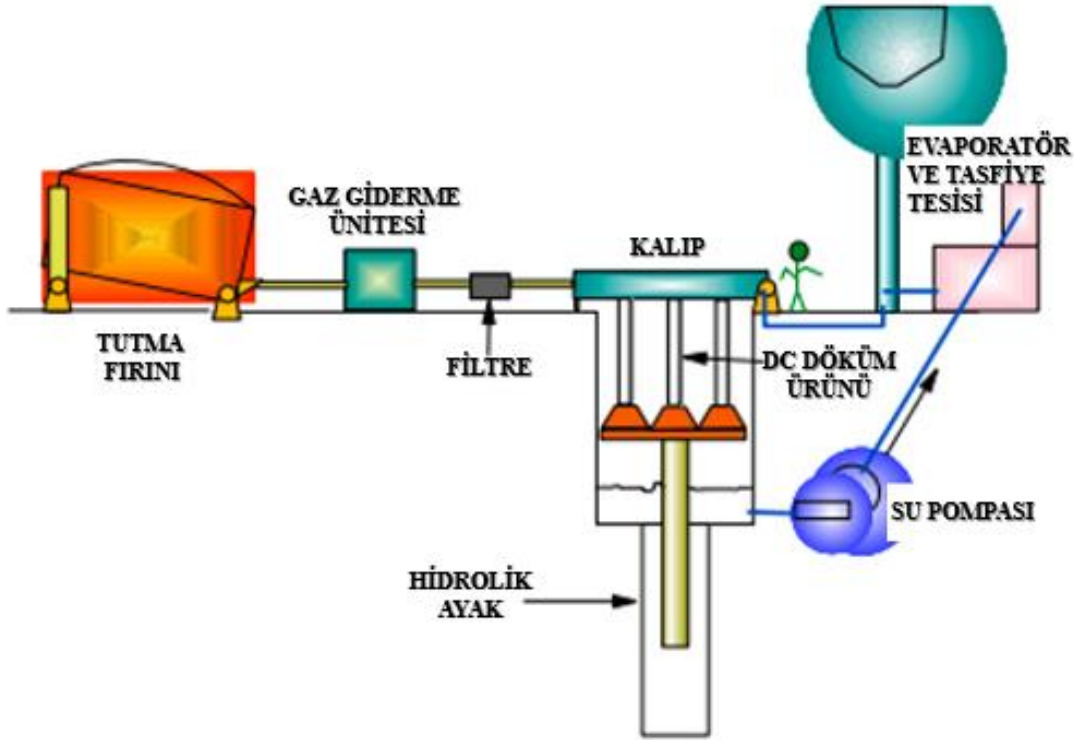
3.1.1 Doğrudan soğutmalı döküm

Günümüzde alüminyum, ekonomik değeri göz önünde bulundurulduğunda çelikten sonra en önemli ikinci metal konumundadır. Yaklaşık 80 ton/yıl alüminyum dökümünün yarısından fazlasının doğrudan soğutmalı döküm tekniği (DC) ile üretildiği tahmin edilmektedir. Doğrudan soğutmalı döküm yöntemi, neredeyse aynı anda VAW (Almanya) ve Alcoa (ABD) tarafından 1936-1938 yıllarında icat edilmiştir. DC döküm yöntemi ile birincil veya ikincil olarak üretilmiş alüminyum ergitilerek dövme, haddeleme, ekstrüzyon işlemleri için yarı mamül elde edilir [26,27].

Tipik doğrudan soğutmalı döküm ürünleri, slab olarak bilinen ve boyutları yaklaşık 500 x 1500-2000 mm olan dikdörtgen kesitler ve çapı 1100 mm²'ye varan kütüklerdir. Slablar, haddelenerek sac, levha ve folyo olarak kullanılabilirler. Kütükler ise ekstrüzyon veya dövme proseslerinde kullanılır ve bu proseslerin sonucu olarak çubuk, boru veya tel üretimi gerçekleştirilir [27,28].

Direkt soğutmalı döküm yönteminde, sıvı metal ilk olarak su soğutmalı bir kalıba beslenir. Kalıbın içerisinde dolaşan su sayesinde sıvı metalin katılaşması için gerekli olan ısı metalden çekilir. Kalıbın içerisinde belirli bir yüksekliğe ulaşan metal, katılaşma hızına bağlı olarak sabit bir hızla aşağıya doğru çekilmektedir. Katılaşan ingot, döküm çukurunda karakteristik bir boya ulaştığında işlem durdurulur. Bu işlemi takiben ilk olarak, sistemden kalıp çıkarılır sonrasında ise ingot, döküm çukurundan çıkarılır. DC tekniği ile tek tip döküm ürünleri üretilir [5,28-30]. Şekil 3.1'de tipik direkt soğutmalı düşey döküm sisteminin şematik gösterimi yer almaktadır. Düşey

direkt soğutmalı döküm yöntemi, ingot boyunun döküm çukuru ile sınırlı olmasından dolayı yarı sürekli döküm yöntemi olarak adlandırılır [29].

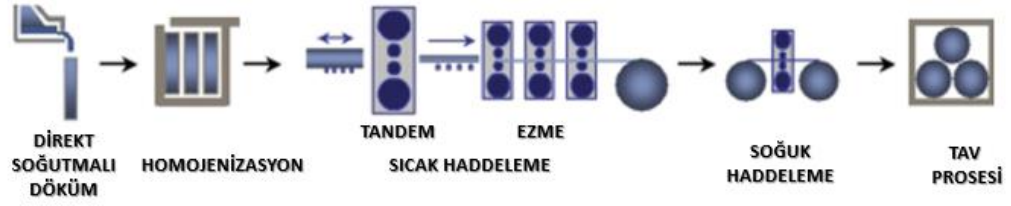


Şekil 3.1 : Tipik direkt soğutmalı düşey döküm sisteminin şematik gösterimi [28].

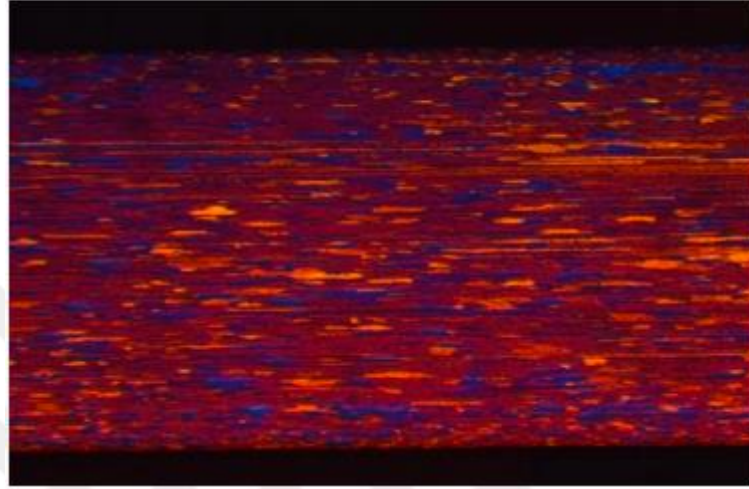
Direkt soğutmalı döküm yöntemi, geniş katılaşma aralığına sahip alaşımların üretimlerinin gerçekleştirilmesine olanak sağlamaktadır. Üretimin doğası gereği sağlamış olduğu mikroyapı avantajlarından dolayı, diğer üretim tekniklerine kıyasla nihai ürün nihai kullanım alanında daha yüksek performans sergileyebilir [5,28].

Direkt soğutmalı döküm yönteminde, döküm kalitesini etkileyen en önemli parametreler; döküm hızı, metal ve soğutma suyu sıcaklığı, soğutma suyu debisi ve uygun kalıp yağlamasıdır [29].

Direkt soğutmalı döküm tekniğinde, sıvı metalin serbest katılaşması nedeniyle ince taneli bir döküm mikroyapısı elde edilir. Bu sayede, döküm sonrası uygulanan termomekanik işlemler sonrası elde edilen ürün, homojen bir mikroyapı dağılıma sahip olur. Şekil 3.2’de DC döküm yöntemi ile üretilen Al Alaşımlarının termomekanik işlem adımlarının şematik olarak gösterimi yer almaktadır [9]. Direkt soğutmalı döküm yöntemi ile üretilmiş ve sıcak haddelenmiş malzemenin mikroyapı görüntüsüne ise Şekil 3.3’te yer verilmiştir [31].



Şekil 3.2 : DC döküm yöntemi ile üretilen Al Alaşımlarının termomekanik işlem adımlarının şematik olarak gösterimi [9].



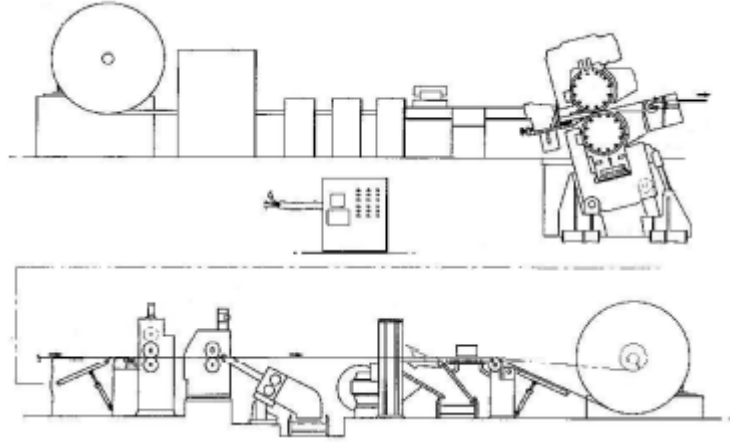
Şekil 3.3 : DC döküm yöntemi ile üretilmiş ve sıcak haddelenmiş malzemenin mikroyapı görüntüsü [31].

3.2 Sürekli Döküm Teknikleri

Alüminyum rulo üretimi için kullanılan sürekli levha döküm tekniği, günümüz alüminyum sanayisinde standart uygulama haline gelmiştir. 19.yy'ın ilk yarısında ilk defa Sir Henry Bessemer tarafından tasarlanan sürekli alüminyum tekniği, dönemin teknolojisi yeterli olmadığından beklenen etkiyi yaratamamıştır. 20. yüzyılda endüstriyelleşmenin yarattığı rekabet ortamının etkisi ile sürekli döküm yöntemi, gelişmekte olan ülkelere yeniden ilgi çekici hale gelmiştir. Ticari anlamda ilk uygulama, 20.yy'ın ikinci yarısında Amerikan Hunter Engineering ve Fransız Pechiney şirketleri tarafından gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.4'te alüminyum sanayisinde kullanılan tipik ikiz merdane döküm hattının görünümü yer almaktadır [1].

Sürekli döküm yöntemi, folyo yarı mamül ve çeşitli uygulamalarda kullanılacak levha ürünleri bazında kendini ispatlamış bir yöntemdir. Döküm kalınlığı 3 – 20 mm arasında değişen, birbirinden farklı sürekli döküm teknikleri bulunmaktadır. Bu teknikte, sıvı metalin katılaşması ya soğutmalı merdane ya da kalıplar arasından geçerek gerçekleşir. DC üretim tekniği ile karşılaştırıldığında, sürekli döküm

yönteminin en önemli avantajı, sıcak haddeleme gibi bazı proseslerin ortadan kalmasıdır [4,33].



Şekil 3.4 : İkiz merdane döküm hattı detay görünümü [32].

Sürekli döküm tekniğinin, yarı sürekli döküm tekniğine göre avantaj ve dezavantajları bulunmaktadır. Avantajları;

- Sürekli döküm yönteminde, katılaşma ve deformasyonun aynı anda ele alınması nedeniyle proses ve yatırım maliyeti düşüktür.
- Enerji sarfiyatı daha azdır.
- Döküm kalınlığı, direkt soğutmalı döküm tekniğinden daha düşük olduğu için alt kalınlıklara daha az haddeleme prosesi ile inilebilir. [5,33].

Dezavantajları;

- Yüksek oranda alaşım elementi içeren alaşımlar, geniş katılaşma aralığına sahiptir. Bu alaşımlar, sürekli döküm sırasında merdaneyi sıvı ya da yarı katı halde terk edebilirler. Bu durum, düşük döküm hızında çalışılarak bertaraf edilebilir ancak bu durumda da katılaşma nozulde başlayabilir. Bu nedenle, sürekli döküm yönteminin en büyük dezavantajı, sınırlı alaşım kapasitesidir [1,34].

3.2.1 Bant döküm teknikleri

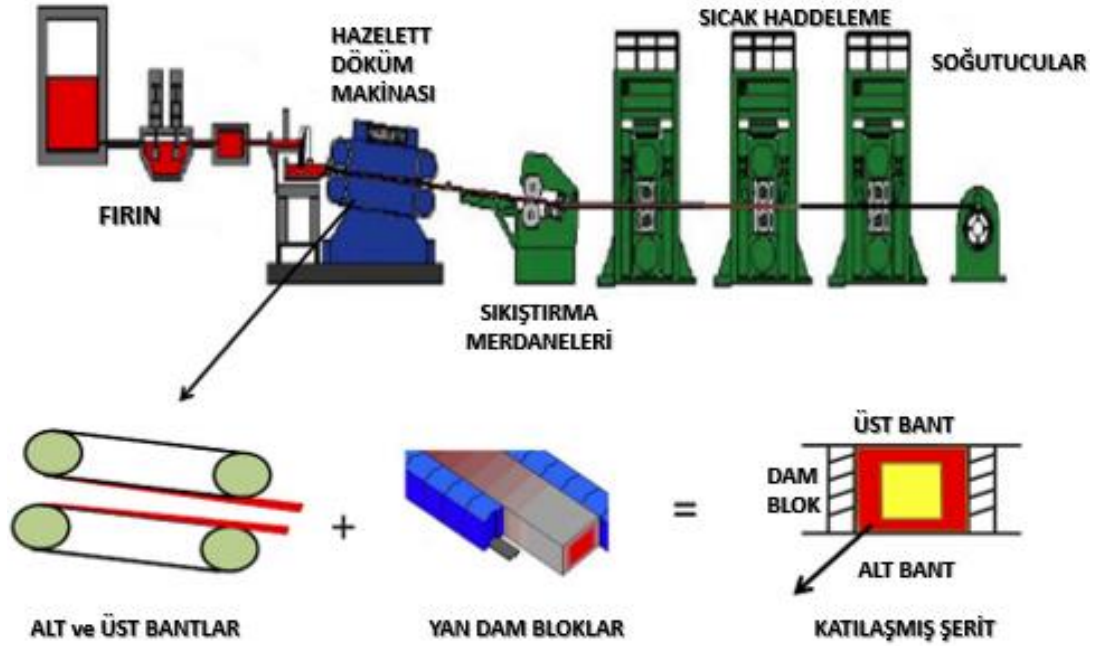
3.2.1.1 Hazelett döküm tekniği

Hazelett döküm tekniğinde sıvı metal, kalınlığı yaklaşık 1,5 mm olan iki tane dönen ve soğutulan ince çelik bant arasında katılaşır. Bu teknik ile 15-25 mm aralığında

kalınlığa ve 2000 mm genişliğe kadar levha üretimi gerçekleştirilir. Hazelett döküm makinası, uzun plakalar ve 1750 mm genişlikte levhalar için kullanılır [33].

Hazelett döküm makinası ile gerçekleştirilen bant sürekli döküm prosesine Şekil 3.5'te yer verilmiştir. Bu döküm tekniğinde, ergiyik, dökülecek şerit ile aynı genişlikte bir döküm nozulu kullanılarak bantlar arasındaki boşluğa dökülür. Bantlar arasındaki bu boşlukta katılan metal, sıkıştırma merdaneleri (pinch rolls) yardımıyla makinadan dışarı çekilir. Hazelett döküm tekniğinde, döküm hızı 5-9 m/dk aralığındadır [33].

Makinadan 420-460 °C sıcaklık aralığında ayrılır ve hemen sonra 2-6 mm arasındaki ebatlara kadar haddelenir. Bu şerit, yaklaşık 200°C sıcaklıkta sarılır. Bu teknik ile en iyi sonuçlar saf alüminyum ve AlMn alaşımları ile elde edilir. Bu yöntem, ekstra yüksek yüzey kalitesi istenen uygulamalar için uygun değildir [33].



Şekil 3.5 : Hazelett döküm makinası ile gerçekleştirilen bant sürekli döküm prosesi [35].

3.2.1.2 Kaiser döküm tekniği

Bant ve blok sürekli döküm teknikleri ile üretilen folyo yarı mamülünün yüzey kalitesi beklentiyi karşılayamadığı için, Kaiser döküm makinası geliştirilmiştir [33].

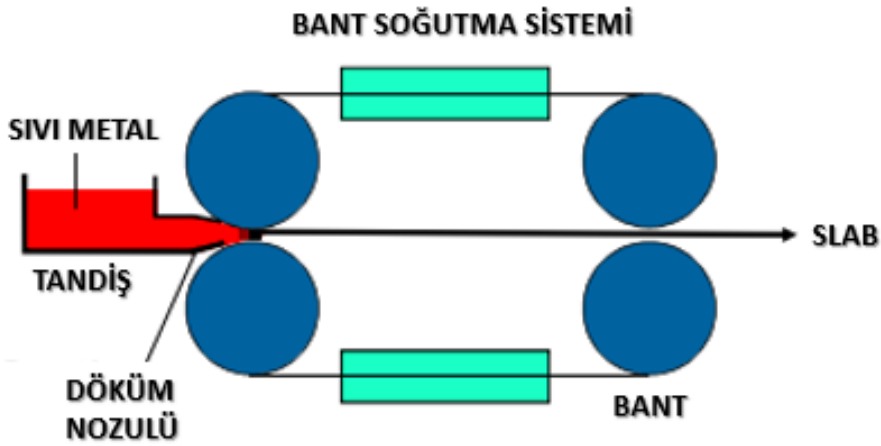
Kaiser makinası ile gerçekleştirilen sürekli döküm yöntemi ile teneke kutu üretimi gerçekleştirilir. Bu tekniğe ait proses basamakları şu şekildedir;

Ergime→ Tutma Fırını→ Gaz giderme ve filtrasyon→ Döküm (Kaiser Döküm Makinası)→ Sıcak haddeleme→ Tavlama ve su verme→ Soğuk haddeleme→ Sarım (Bobin Formu).

Kaiser döküm hattında, meşrubat kutusunun gövde, kapak ve açma halkasının her üçü de üretilebilir [33].

Kaiser döküm makinasının şematik gösterimine Şekil 3.6'da yer verilmiştir. Kaiser döküm makinası ile üretilen şeridin kalınlığı, bant kalınlıkları, döküm bantlarının dönüş sıcaklığı, şerit ve bantların çıkış sıcaklığı ile ilişkilidir. Tüm bu parametrelere ek olarak, üretilen şeridin kalınlığı dökülen metale de bağlıdır. Bant, sıcak metal ile temas halindeyken bantın arka tarafında soğutma su sisteminin yer almaması, termal değişimleri önemli ölçüde azaltır [33].

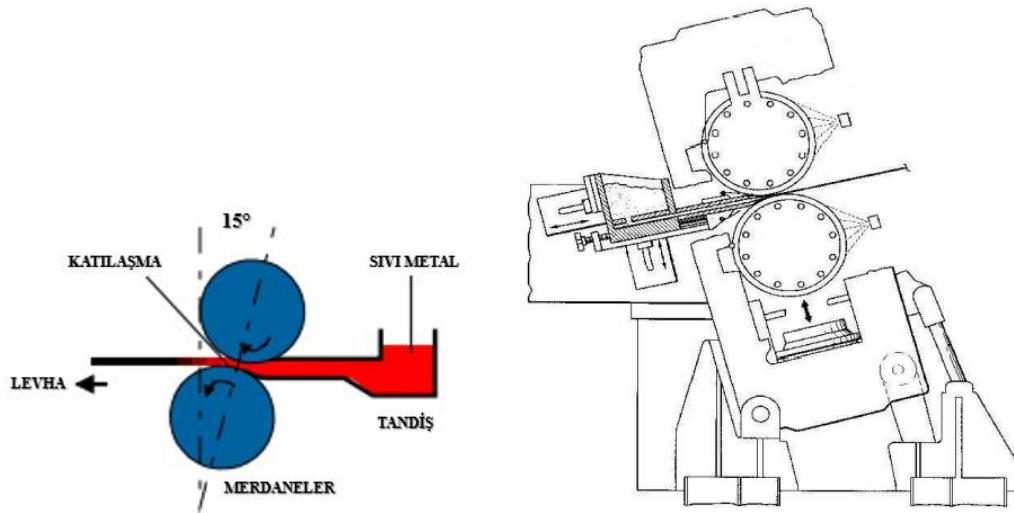
Kaiser makinası ile gerçekleştirilen sürekli döküm tekniğinin en önemli avantajları; yüksek üretim hızı ve yüksek kaliteli üründür [33].



Şekil 3.6 : Kaiser döküm makinasının şematik gösterimi [33].

3.2.2 İkiz merdane döküm tekniği

İkiz merdane döküm yöntemi temelde, Hazelett ve ingot döküm tekniklerinin prensiplerine dayanan bir döküm teknolojisidir. İkiz merdane döküm tekniğinin temel prensibi, ergimiş metalin birbirine zıt yönde dönen su soğutmalı merdaneler arasından geçerek katılaşmasına dayanır. Şekil 3.7'de ikiz merdane sürekli döküm makinasının yandan görünümüne yer verilmiştir [5].



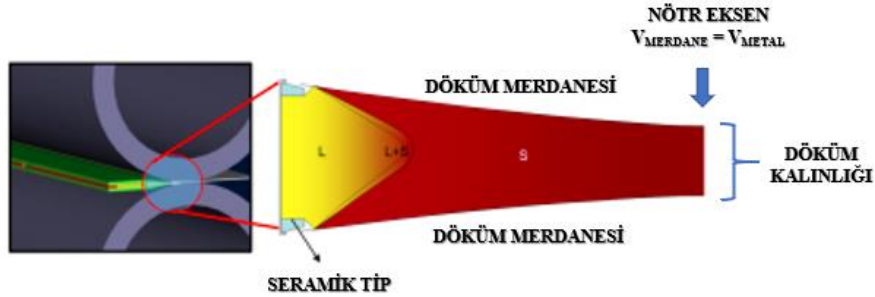
Şekil 3.7 : İkiz merdane sürekli döküm makinasının yandan görünümü [5,33].

Şekil 3.8’de ikiz merdane sürekli döküm tekniği ile üretim yapan döküm hattının akış şeması yer almaktadır. İkiz merdane döküm tekniği ile üretim şu şekilde gerçekleşir: sıvı metali oluşturmak için hammadde ergitme fırınına beslenir. Ergitme fırınında, ergitme işlemi gerçekleştirilerek sıvı metal tutma fırınına transfer edilir. Elde edilmek istenilen alüminyum alaşımının hazırlanması, ergitme ve tutma fırınlarında sıvı metal içerisine belirli alaşım elementlerinin eklenmesi ile gerçekleştirilir. İstenen alaşımda hazırlanmış olan sıvı metal, sırasıyla filtrasyon ve gaz giderme proseslerinden geçtikten sonra tandişe beslenir. Tandişin görevi, sıvı metali döküm merdanelerinin arasına beslemektir. Tandişteki sıvı metal, tip adı verilen nozul yardımıyla merdaneler arasına beslenir. Kullanılan seramik tip, dökülen levhanın genişliğinin belirlenmesinde bir kalıp görevi görmektedir. Sıvı metal, birbirine zıt yönde dönen ve içten su soğutmalı olan iki merdane arasındaki boşluğa beslenir. Döküm merdanelerinin dikey ile 15° açı yapması, metalin seramik tipten çıkış basıncı ile tandişteki metal seviyesi arasındaki dengeyi sağlamaktadır. Hidrolik bir sistem vasıtasıyla döküm merdaneleri arasındaki mesafe sabit tutulur. Tip çıkışı ile döküm merdanelerinin ekseninde belli bir mesafe olmasının doğal bir sonucu olarak, döküm merdaneleri, sıvı metali katılaştırmasının yanı sıra belli oranda sıcak haddeleme de yaparlar. Katılaştırma işlemi, merdaneler arasındaki en kısa mesafeye gelmeden tamamlanır. Levhanın merdanelere yapışmasını önlemek amacıyla, merdanelerin yüzeyine sürekli olarak boron nitrat ya da su bazlı grafit püskürtülür [1,29].



Şekil 3.8 : İkiz merdane sürekli döküm hattı akış şeması [1].

İkiz merdane döküm yönteminde, katılaşma genel olarak üç aşamada gerçekleşir. İlk aşama, sıvı metal yüzeyinin merdanelere teması ile birlikte hızlı bir şekilde gerçekleşen katılaşmadır. İkinci aşama, levha merkezinin yarı katı hale gelerek metalin çekilmesi ve levha yüzeyinin merdane ile temasını kaybetmesini içerir. Bu durum, ısı akışının azalmasına ve yüzeyin taneler arası yeniden ergimesine neden olur. Üçüncü aşamada ise metal merdanelere basınç uygulayacak kadar katılaşır ve bu sayede ısı akışı artar. Bu aşamada, katılaşan metalden ısıнын büyük bir kısmı çekilir [1]. Şekil 3.9’da ikiz merdane döküm tekniğindeki katılaşma anına yer verilmiştir [31].



Şekil 3.9 : İkiz merdane döküm tekniğindeki katılaşma anı [31].

Katılaşan levha, döküm makinasından çıktından sonra ve rulo haline sarılmadan hemen önce, gergi merdanelerinden ve makastan geçer. Sarıcı, dökülen levha üzerinde gerekli gergi kuvvetini oluşturduğu için normal akışta gergi merdaneleri çalıştırılmaz. Rulo istenilen boyuta geldiğinde, levha üzerinde gergi kuvvetini oluşturmak amacıyla gergi merdaneleri çalıştırılır, levha makasla kesilir ve prosesin akışı etkilenmeden rulo sistemden alınır. Sarıcının yarattığı gergi kuvveti, kesilen ucun sarıcıya ulaşmasıyla tekrar sağlanmış olur ve gergi merdaneleri durdurulur [1].

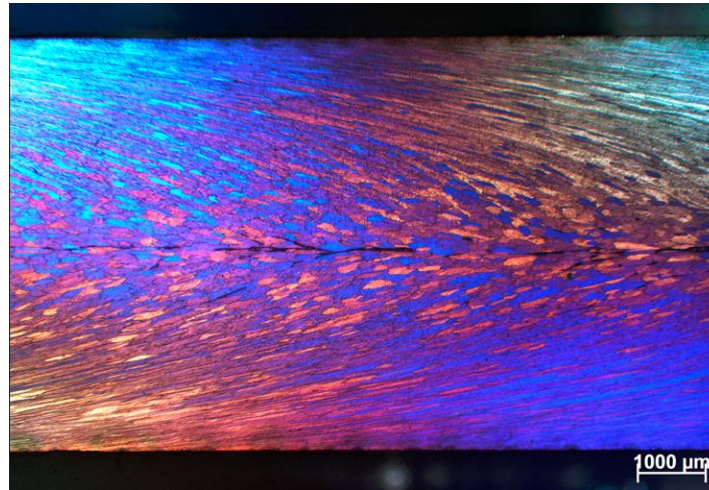
İkiz merdaneli döküm tekniği ile katılaşma aralığı dar olan alüminyum alaşımlarının, 3-10 milimetre kalınlık aralığında ve 2,1 metre ene kadar üretimleri

gerçekleştirilebilmektedir. İkiz merdaneli döküm tekniği ile dökülebilen alaşımlara Çizelge 3.1’de yer verilmiştir [1].

Çizelge 3.1 : İkiz merdane döküm tekniği ile üretilen alüminyum alaşımları [1].

1XXX	3XXX	5XXX	6XXX	7XXX	8XXX
1050	3003	5005	6063	7072	8010
1060	3004	5010			8011
1100	3005	5034			8014
1145	3006	5050			8079
1188	3105	5052			8111
1190		5056			
1193		5083			
1199		5085			
1200		5086			
1230		5154			
1235		5182			
1345		5252			
1200		5254			
		5356			
		5454			
		5456			
		5457			
		5652			
		5657			

İkiz merdane döküm tekniğinde, katılaştıran levhanın döküm makinasından çıkış sıcaklığı ortalama 300°C’dir. Bu durum, katılaşma sonrası anlık sıcak haddeleme yaratır ve ikiz merdane döküm tekniğinin karakteristik mikro yapısını ortaya çıkarır. Bu sıcaklık, anlık sıcak haddeleme etkisi yaratsa da malzemenin yeniden kristalleşmesi için yeterli değildir. Ancak, bu durum tane yapısında yönlenmelere sebebiyet verir. Tane yapısındaki bu yönlenmeler, üretilen levhada kalıntı gerilmelerinin oluşmasına neden olur. Şekil 3.10’da ikiz merdane döküm tekniği ile üretilmiş olan levhanın tane yapısına yer verilmiştir.



Şekil 3.10 : İkiz merdane döküm tekniği ile üretilen levhanın tane yapısı.



4. TERMOMEKANİK PROSESLER

Yassı mamüller (sac, levha, folyo) ve ekstrüzyon ürünleri alüminyum üretiminin büyük bir kısmını oluşturur. Özellikle yassı mamül üretiminin, alüminyum üretiminde güçlü bir üstünlüğü vardır. Alüminyum ve alaşımlarının %85'inden fazlası levha ve folyo olarak haddelenir. Termomekanik işlemlerin anlaşılması, yalnızca yassı mamül ürünleri elde etmek için değil, aynı zamanda malzemenin mikroyapısını, dokusunu ve fazlar arasındaki oryantasyon ilişkilerini kontrol etmek için de önemlidir. Bu nedenle, termomekanik işlemlerin anlaşılması, nihai malzemenin özelliklerini ve performansını optimize etmek için oldukça önemlidir. Nihai malzemenin özellikleri ve performansı, alaşımın bileşimine ve mikroyapıda bulunan fazların miktarına, boyutuna, morfolojisine ve dağılımına bağlıdır [36-38].

Demir ve silisyumun biricil alüminyum üretim prosesinden geldiği ve bu durumun alaşımın kendisinden bağımsız olduğu göz önünde bulundurularak Çizelge 4.1'de incelendiğinde, ana alaşım elementlerinin alüminyum içerisinde çözünürlüklerinin nispeten sınırlı olduğu sonucuna varılır. Baumann ve Sanders, alaşım elementlerini, alüminyum içerisindeki çözünürlüklerine göre üç gruba ayırmıştır [37,38]. Bunlar:

1. Alüminyum içerisinde yüksek miktarda çözünen alaşım elementleri ($>10\%$): Zn, Ag, Mg, Li.
2. Alüminyum içerisinde orta miktarda çözünen alaşım elementleri ($>1\% - <10\%$): Ga, Ge, Cu, Si.
3. Alüminyum içerisinde az miktarda çözünen alaşım elementleri ($<1\%$): Fe ve diğer elementler.

Alüminyum alaşım elementleri ayrıca katılaşma tipine göre de 3 gruba ayrılır [37]. Bunlar:

1. Ötektik dönüşüm: Au, Ba, Be, Ca, Co, Cu, Fe, Ga, Ge, Mn, Ni, Sb, Si, Sn, Zn.
2. Peritektik dönüşüm: Cr, Hf, Mo, Nb, Ta, Ti, V, W, Zr.
3. Monotektik dönüşüm: Bi, Cd, In, Na, Pb, Tl.

Çizelge 4.1 : Alüminyum alaşımları içerisindeki ana alaşım elementlerinin çözünürlüğü (% ağırlıkça) [37].

Alaşım Elementi	Katı çözelti içerisindeki maximum çözünürlük	Düşük Sıcaklıkta Çözünürlük	Alaşım elementi ve alüminyum arasındaki atom yarıçapı farkı (%)	Kafes yapısı
Si	1,65 (577 °C)	0,05 (250 °C)	-6,3	Kübik; A4
Fe	0,052 (655°C)	0,001 (400°C)	-11,2	HMK/YMK
Cu	5,65 (558 °C)	0,2 (200°C)	-11,2	YMK
Mn	1,82 (659 °C)	0,36 (500°C)	-8,4	Kübik; A12
Mg	14,9 (451°C)	2,95 (150 °C)	+11,9	HSP
Zn	82,8 (382 °C)	4,4 (100°C)	-4,2	HSP

Cr, Mn, V, Zr ve Fe gibi bazı alaşım elementleri, katılaşmadan sonra, faz diyagramlarında verilen denge durumlarından daha yüksek konsantrasyonlarda katı çözelti içinde bulunurlar. Bu alaşım elementleri, alüminyum alaşımının termomekanik işlemleri sırasında intermetalik bileşikler şeklinde çökeltirler. Oluşan partiküller genellikle 0,1 μm 'nin altında, ince taneli ve birbirine yakındır. Litaratürde dispersoid olarak adlandırılırlar. Dispersoidler, yeniden kristalleşme kinetiğinin, nihai tane boyutunun ve elde edilen dokunun üzerinde önemli bir etkiye sahiptir [37,38].

Alüminyum alaşımlarında bulunan ana mikroyapısal bileşenler 5 gruba ayrılır [37,38].

Bunlar:

1. Al_3Fe ; $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}$; $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$; $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}$; $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$; ve Si gibi katılaşma sırasında oluşan ve termomekanik işlem sırasında yapı içerisinde çözünmeden kalan intermetalik bileşiklerdir.
2. Mg_2Si ; Al_2Cu ; $\text{Al}_4\text{CuMg}_5\text{Si}_4$; Al_2CuMg ; $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Al}, \text{Cu})_2$; and $\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Cu}, \text{Zn})_{49}$ gibi katılaşma sırasında oluşan ve termomekanik işlem sırasında yapı içerisinde çözünen intermetalik bileşiklerdir.
3. $\text{Al}_{12}\text{Mn}_3\text{Si}$; $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$; Al_3Zr ; ve $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{12}\text{Cr}$ gibi katılaşma sırasında oluşan aşırı doymuş çözeltiden başlayarak ilk termomekanik işlem sırasında meydana gelen intermetalik bileşiklerdir. Dispersoid olarak adlandırılan bu bileşikler yapı içerisinde çözünmezler.
4. CuAl_2 ; Al_2CuMg ; $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Al}, \text{Cu})_2$; $\text{Al}_4\text{CuMg}_5\text{Si}_4$ gibi çökeltirler nispeten düşük sıcaklıklarda çökeltme sertleşmesi sırasında oluşurlar. Yarı kararlı olan

bu çökeltiler, ısıtım işlemi ile kolayca yapı içerisinde çözülebilir ve çökeltilerilirler.

5. Al_2O_3 ; MgO ; $MgAl_2O_4$ gibi yapı içerisinde bulunan ve metalik olmayan inklüzyonlardır.

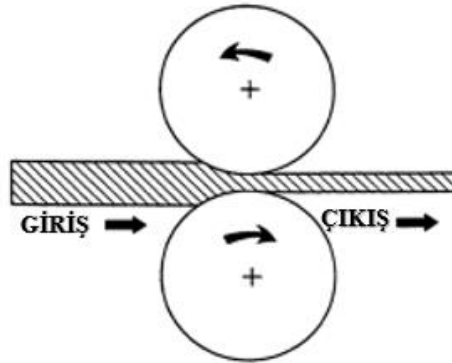
Yukarıdaki element ve bileşiklere ek olarak, hidrojen, alüminyum içerisinde ölçülebilir çözünürlükte olan tek gazdır. Hidrojen, malzemede gözenekliliğe neden olmakla birlikte, yorulma direncinde ve tokluk değerinde azalmaya neden olur [37].

Termomekanik işlemlerin daha iyi anlaşılabilmesi için bir sonraki konu başlığında, soğuk haddeleme prosesi, homojenizasyon tavı ve yeniden kristalleşme tavı (toparlanma, yeniden kristalleşme, tane büyümesi) incelenecektir.

4.1 Soğuk Haddeleme

Haddeleme, en sık kullanılan plastik şekil verme yöntemlerinden biridir. Haddeleme, sıcak ve soğuk haddeleme olmak üzere ikiye ayrılır. Temel olarak, kendi eksenini etrafında ve birbirine zıt yönde dönen iki merdane arasından geçen malzemenin kalınlığının azaltılması prosesisidir.

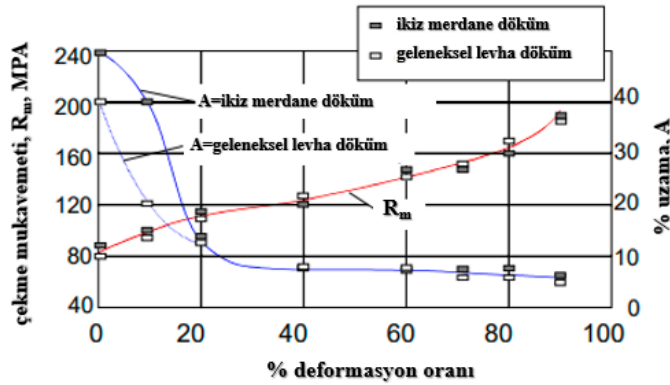
Soğuk haddeleme, malzemenin yeniden kristalleşme sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta haddelenmesi prensibine dayanır. En basit gösterimi ile Şekil 4.1’de yer almaktadır. Soğuk haddeleme prosesinin amacı, malzemenin istenilen kalınlıkta, yüzey kalitesinde, mekanik ve metalürjik özelliklerde üretiminin gerçekleştirilmesinin yanı sıra maliyet de göz önünde bulundurularak sac, folyo, ince çubuk ve tel gibi ürünlerin elde edilmesini kapsar [1,34,39].



Şekil 4.1 : Soğuk haddeleme prosesinin şematik gösterimi [39].

İkiz merdane döküm tekniği ile üretilmiş malzeme ile geleneksel levha üretim tekniği ile üretilmiş malzeme, soğuk haddeleme sonrasında temelde aynı davranışı gösterirler. Bu davranış, soğuk deformasyon oranı arttıkça malzemenin akma ve çekme mukavemeti artarken uzama değeri azalmasıdır. Diğer yandan soğuk deformasyon nedeniyle malzemenin fiziksel özelliklerinde de değişim meydana gelir. Soğuk deformasyon sonrası malzemenin elektriksel iletkenliği ve korozyon direnci azalırken, ısıl genleşme katsayısını yükseltir [33,40].

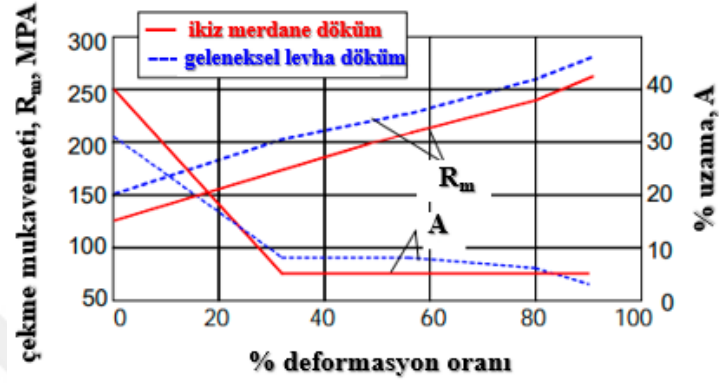
Ticari saf olarak adlandırılan 1xxx alaşımları için, ikiz merdane döküm yöntemi ile üretilmiş malzeme ve geleneksel levha üretim tekniği ile üretilmiş malzemenin çekme ve uzama değerleri yaklaşık olarak aynıdır. Yalnızca, deformasyon oranı %20'nin altındaysa uzama değerlerinde küçük bir fark bulunur. Şekil 4.2'de ikiz merdane döküm yöntemi ve geleneksel levha döküm tekniği ile üretilmiş ticari saf alüminyumun aynı deformasyon oranlarındaki çekme ve uzama davranışları yer almaktadır [33].



Şekil 4.2 : İkiz merdane döküm ve geleneksel levha döküm ile üretilmiş ticari saf alüminyumun farklı deformasyon oranı altındaki mekanik davranışları [33].

Alaşımlı malzemelerin mekanik özellikleri, ikiz merdane sürekli döküm yöntemi ile geleneksel levha döküm yöntemi ile üretilmiş olmalarına göre soğuk haddeleme sonrası belirgin farklılık gösterir. Bunun nedeni, ikiz merdane sürekli döküm yöntemi ile üretilen malzemeler yüksek katılaşma hızına sahip oldukları için, geleneksel levha üretim tekniği kıyaslandığında yapısı aşırı doyumluk göstermesidir. Bu durum, ikiz merdane sürekli döküm tekniği ile üretilmiş levhada, soğuk haddeleme sırasında daha yüksek bir deformasyon sertleşmesine yol açar. Dolayısıyla, ikiz merdane döküm yöntemi ile üretilmiş levha, aynı alaşımdan dökülmüş ve aynı oranda deformasyona uğramış olsa bile soğuk haddeleme prosesi sonunda diğer levha üretim tekniklerine

göre daha yüksek mukavemete sahip olur. İkiz merdane döküm tekniği ile üretilmiş malzemenin çekme mukavemeti geleneksel yöntemle göre yaklaşık %20-50 arası daha fazladır. Şekil 4.3'te ikiz merdane döküm yöntemi ve geleneksel levha döküm tekniği ile üretilmiş alüminyum alaşımının aynı deformasyon oranlarındaki çekme ve uzama davranışları yer almaktadır [29,33].

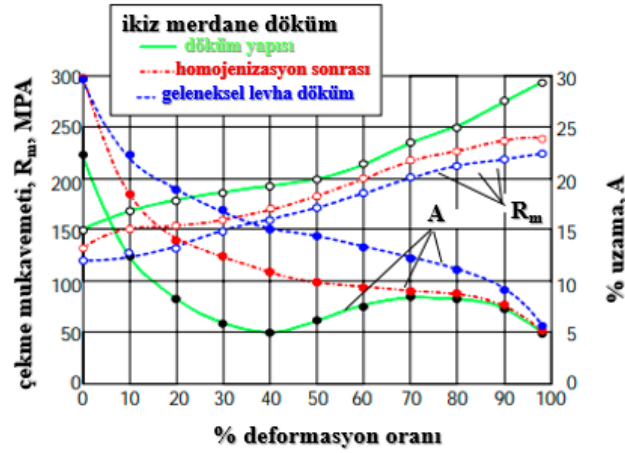


Şekil 4.3 : İkiz merdane döküm ve geleneksel levha döküm ile üretilmiş alaşımlı alüminyumun farklı deformasyon oranlarındaki mekanik davranışları [33].

İşlem alaşımları için yüksek sayılabilecek alaşımlı alüminyum malzemede, deformasyon oranının artması ile tokluk değeri artabilir. Bu durumun ana sebebi, döküm yapısında yoğun bir ağ oluşturan birincil çökelmelerdir. %40'ın üzerindeki deformasyon oranlarında bu ağ yapısı kırılarak deformasyon yapı içerisinde daha homojen yayılarak tokluğun artmasına sebebiyet verir.

İkiz merdane döküm tekniği ile üretilmiş levha soğuk haddeleme prosesi öncesinde homojenize edilirse, segregasyonun azalması nedeniyle geleneksel levha döküm tekniği ile üretilmiş levha ile benzer davranış gösterir. Şekil 4.4'te ikiz merdane döküm ile üretilmiş, ikiz merdane döküm ile üretilmiş ve döküm kalınlığında homojenize edilmiş ve geleneksel levha döküm ile üretilmiş alaşımlı alüminyumun farklı deformasyon oranlarındaki mekanik davranışları yer almaktadır [33].

Soğuk haddeleme ile üretilmiş malzemenin nihai yüzeyi sıcak haddeleme ile üretilmiş olan malzemeye göre daha pürüzsüzdür. En ince alüminyum malzeme üretimi için soğuk haddeleme prosesi tercih edilmelidir. Soğuk haddeleme ile yüksek oranda kalınlık azaltmak (ince malzeme üretimi) için malzemenin ara tavlama gerekebilir[12,39].



Şekil 4.4 : İkiz merdane döküm ile üretilmiş, ikiz merdane döküm ile üretilmiş ve döküm kalınlığında homojenize edilmiş ve geleneksel levha döküm ile üretilmiş alaşımlı alüminyumun farklı deformasyon oranı altındaki mekanik davranışları [33].

4.2 Isıl İşlemler

4.2.1 Homojen tav

AlFeSi gibi ısıt işlem uygulanamayan alüminyum alaşımlarının özellikleri, büyük ölçüde alaşım elementlerinin çözünmesi/çökmesi ile yani malzemenin mikro kimyası ile kontrol edilir. Bu doneden yola çıkılarak homojenizasyon tavlı, nihai malzemenin özelliklerini kontrol etmede kritik bir role sahiptir [9].

Homojenizasyon işlemi, sıcak veya soğuk işlem sonrası malzemeye uygulanan ilk ısıt işlemidir. Bu işlem, yapı içerisindeki segregasyonları azaltmak ve dengede olmayan, düşük ergime sıcaklığına sahip ötektikleri ortadan kaldırmak için nispeten uzun sürelerde parçaya uygulanan bir ısıt işlemidir. Homojenizasyon işleminin temel amacı, çöktürleri katı çözelti içerisinde alarak atomları kafes içerisinde homojen olarak dağıtmaktır. Bu sayede, dökümden kaynaklanan ve sonraki işlem adımları için zararlı mikro yapısal özelliklerin etkisi azalır. Homojenizasyon, alaşım elementlerinin difüzyonunu içerdiğinden, gereken süre, malzemenin tane boyutuna veya dentrit kol aralığına ve alaşım elementlerinin difüzyon oranına bağlıdır. Homojenizasyon için genellikle 500-600 °C sıcaklık aralığı kullanılır. Bu ısıt işlem sonrası, daha homojen bir iç yapı elde edilir ve sonraki proses adımlarında çalışmayı kolaylaştırır [10,12,41].

Demirin alüminyumdaki çözünürlüğü çok düşüktür. Bu nedenle, AlFeSi alaşımları her zaman büyük mikron boyutlu Fe içeren intermetalik fazlar içerirler. Bu intermetalik fazların boyutu, morfolojisi, hacmi ve tipi süneklik ve şekillendirilebilirlik üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Yapıda iğne şeklinde bulunan bu fazların varlığı sertliği

arttırken, şekillendirme ve yorulma direncinin azalmasına neden olur. Homojenizasyon işlemi ile yapı içerisinde tamamen çözmenin mümkün olmadığı intermetalik bileşikler oluşturarak elementlerinin içeriğini azaltılarak, bu parçacıkların boyutu ve sayısı en aza indirilir. Böylece, sonraki proses adımlarında karşılaşılan uygunsuzluklar minimize edilir [9,10].

Homojenizasyon işlemi sırasında mikron altı parçacıklar (dispersoidler) çökelme eğilimi gösterirler. Dispersoidlerin çok kararlı yapıda olması, alaşımın yeniden kristallenme davranışını dolayısıyla tane boyutunu ve yapısını etkiler. Özetle, homojenizasyon işlemi, alaşımın nihai mikroyapısında oldukça etkilidir. Homojenizasyon sıcaklığı, en düşük ergime sıcaklığına sahip olan bileşenin ergime sıcaklığı altında seçilmelidir [10,12].

4.2.2 Yeniden kristalleşme tavrı

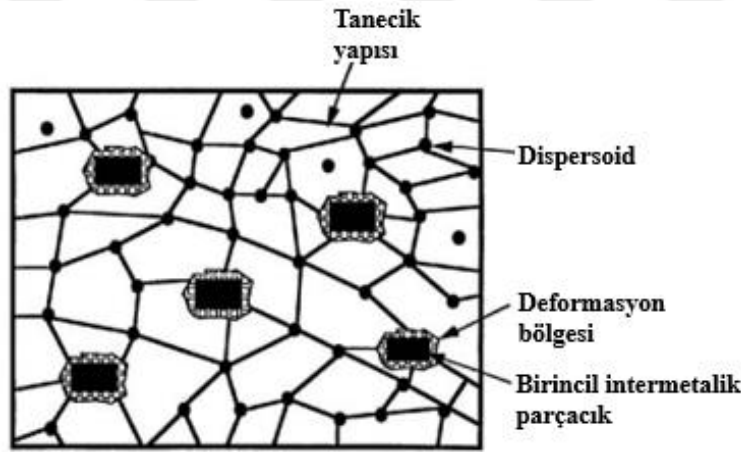
Soğuk işlenmiş bir metalde, tavlama prosesinden sonra meydana gelen değişimler, gerinme nedeniyle depolanan enerjiyi azaltacak yönde gerçekleşir. Soğuk işlem sonrası depolanan enerjinin azalması, kafes kusurlarının yeniden düzenlenmesi ve azaltılması mekanizmalarıyla sağlanır. Temel mikroyapısal değişiklikler aşağıda sıralanmıştır:

- Noktasal kusurların sayısı azalır.
- Dislokasyonların bir çoğu mikroskopik boşluklara, tane sınırlarına ve malzeme yüzeylerine çıkarak kaybolur veya dislokasyonlar karşılaştıkları zıt işaretli dislokasyonlar tarafından yok edilirler.
- Dislokasyon döngüleri küçülür.
- Isıl aktivasyon nedeniyle dislokasyonlar küçük açılı tane sınırı gibi daha alt enerji düzeyindeki yapılara dönüşürler.
- Yüksek açılı tane sınırları oluşur.
- Yüksek açılı tane sınırlarının göçüyle noktasal kusurlar ve dislokasyonlar absorbe olur.
- Toplam tane sınırı alanlarının azalır [37,42].

Tavlama sırasında yukarıda sıralanan değişiklikler, kristal kafes hatalarının yapı içerisinde heterojen olarak dağılması nedeniyle farklı bölgelerde farklı zamanlarda

gerçekleşebilirler. Yukarıdaki ilk beş madde toparlanma süreçleri ile ilişkiliyken, altıncı ve yedinci maddeler sırasıyla yeniden kristelleşme ve tane büyümesi süreçleriyle ilişkilidir [37].

Şekil 4.5'te hem intermetalik hem dispersoid parçacıklar içeren bir alüminyum alaşımında idealleştirilmiş-soğuk işlenmiş alt yapı yer almaktadır. Şekil4.t'te büyük olan parçacıklar intermetallik fazların birincil parçacıkları, küçük parçacıklar ise dispersoidleri temsil eder. Şekildeki alüminyum alaşımı dislokasyon altyapısını idealleştirmiş bir şekilde şematik olarak göstermektedir. Burada, birincil intermetalik fazların etrafında yüksek gerilim konsantrasyonu gözlemlenmektedir. Ayrıca, dispersoidlerin de sonraki termomekanik işlem sırasında alt tane veya tane sınırlarına dönüşecek olan hücre duvarlarına engel oluşturmakta üstlendiği görev gözlemlenmektedir [37].



Şekil 4.5 : Hem intermetalik hem dispersoid parçacıklar içeren bir alüminyum alaşımında idealleştirilmiş-soğuk işlenmiş alt yapı [37],[43].

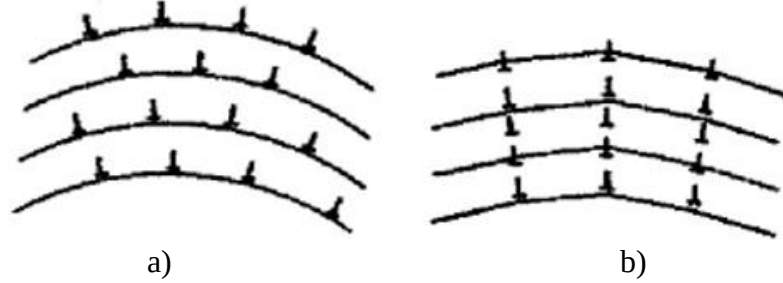
4.2.2.1 Toparlanma

Toparlanma, yeniden kristallenme sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta gerçekleşir. Bu düşük enerjiye sahip oldukları poligonizasyon düzenidir.

- Dislokasyonlar, poligonizasyon durumundayken küçük açılı tane sınırları meydana getirirler.
- Küçük açılı tane sınırları sayesinde dislokasyonlar yapıda alt taneler meydana getirir. Poligonizasyon durumunda oluşan küçük açılı tane sınırı, kenar dislokasyonları tarafından oluşturulmuşsa eğim sınırı, vida dislokasyonu tarafından oluşturulmuşsa büküm sınırı olarak adlandırılır.

- Poligonizasyon, kayma ve tırmanma gibi dislokasyon hareketi gerektirdiğinden, soğuk işlem sırasında depolanan enerjinin bir kısmı poligonizasyon için harcanır [40,42,44].

Poligonizasyon oluşumunun şematik gösterimi Şekil 4.6’da gösterilmiştir [40].



Şekil 4.6 : Poligonizasyon oluşumunun şematik gösterimi a) soğuk işlem görmüş metal b) poligonizasyon düzeni [40].

Toparlanma safhasında, soğuk işlem sırasında oluşan yoğun dislokasyon ağı, dislokasyonların poligonizasyon düzenine geçmesiyle parçalanır ve malzemedeki dislokasyon yoğunluğu bir miktar düşer. Çizelge 4.2’de soğuk işlem, toparlanma ve yeniden kristallenme sonucunda meydana gelen dislokasyon yoğunlukları yer almaktadır [34].

Çizelge 4.2 : Soğuk işlem, toparlanma ve yeniden kristallenme sonucunda meydana gelen dislokasyon yoğunlukları [4].

İşlem	Dislokasyon Yoğunluğu 1/cm ²
Soğuk işlem sonucunda	10 ¹²
Toparlanma sonucunda	10 ¹⁰
Yeniden kristallenme sonucunda	10 ⁷ -10 ⁸

Toparlanma safhasında iç gerilmeler büyük ölçüde giderilir. Soğuk işlem sırasında meydana gelen deformasyon sertleşmesi, toparlanma esnasında başlangıçta hızla azalırken bu azalma zamanla düşer. Toparlanmada etkin olan mekanizma dislokasyonların azalmasından çok yukarıda da bahsedildiği üzere dislokasyonların yeniden düzenlenmesidir. Dislokasyonların yeniden düzenlenmesiyle alt tanelerde dislokasyonsuz bölgeler oluşur. Bunun doğal bir sonucu olarak, elektron hareketi kolaylaşır ve metalin elektriksel iletkenliği soğuk işlem öncesindeki haline geri döner. Toparlanma safhasında, mekanik özelliklerde önemli bir değişiklik olmaz. Ancak, metalin akma ve çekme dayanımı bir miktar düşerken uzaması bir miktar artar [42,45].

4.2.2.2 Yeniden kristalleşme

Birincil yeniden kristalleşme (yeniden kristalleşme), soğuk işlem sonucu deformasyona uğramış tanelerin yerini tamamen yeni tanelerin almasıdır. Dolayısıyla yeniden kristalleşme,

Katı (soğuk işlem görmüş) → Katı (yeniden kristalleşmiş)

şeklinde bir katı→katı dönüşümüdür. Yeniden kristalleşme, tanelerin çekirdeklenmesi ve büyümesi kademelerinden oluşur. Bu nedenle, yeniden kristalleşme sıvı fazın katılaşması ile benzerlik gösterir. Bu durumun doğal bir sonucu olarak, çekirdeklenme teorisi aynen yeniden kristalleşme için de geçerlidir. Yeniden kristalleşmeyi sağlayan itici güç, soğuk işlem sırasında depolanan enerjidir [42].

Yeniden kristallenme teorisine göre, soğuk işlem sonucu deforme olmuş malzeme içerisinde kusurlu bölgelerde yeni taneler çekirdeklenir. Çekirdeklenme genellikle, tane sınırlarında, deformasyon bölgelerinde ve ikinci faz partiküllerinin olduğu bölgelerde meydana gelir. Bu bölgelerde iç yapı homojen değildir ve yüksek dislokasyon yoğunlukları vardır. Yeni tanelerin oluşmasıyla mevcut dislokasyonlar bu yeni tanelerin sınırlarına doğru hareket ederler. Böylece, içlerinde dislokasyon bulunmayan eş eksenli, küçük boyutlu yeni taneler oluşur. Bu yapıya, yeniden kristalleşmiş yapı adı verilir. Yeniden kristalleşme ile malzemedeki soğuk işlemin etkisi tamamen ortadan kalkar. Bu nedenle, yeniden kristalleşme teknolojide büyük önem taşır [40,42].

Yeniden kristalleşme başlangıç sıcaklığını ve yeniden kristalleşmeyi etkileyen faktörler aşağıda sıralanmıştır:

- Alışım ilaveleri: Çözelti içinde disperse olmuş çökelti halinde bulunan Cr, Fe, Mn, V ve Zn gibi geçiş elementleri yeniden kristalleşme sıcaklığını yükseltir.
- Tavlama süresi: Yeniden kristalleşmeyi kontrol eden makroskopik mekanizmaların sıcaklık ile aktive olmasından dolayı, yeniden kristallenmenin meydana geldiği sıcaklık tavlama süresi arttıkça düşer. Bir başka deyişle, tavlama süresi arttıkça, yeniden kristalleşme sıcaklığı düşer.
- Soğuk işlem oranı: Yeniden kristalleşme sıcaklığı, soğuk işlem oranı arttıkça düşer. Yeniden kristalleşmenin itici gücü, soğuk işlem görmüş yapıda depolanan enerjidir. Dolayısıyla, yeniden kristalleşme yüksek miktarda

deformasyona uğramış yapılarda daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşir. Çizelge 4.3'te saf alüminyum için iki saatlik tavlama süresi uygulandığında, yeniden kristalleşme için gerekli sıcaklıklara yer verilmiştir [29].

Çizelge 4.3 : Saf alüminyum için iki saatlik tav süresinde soğuk işlem oranı – yeniden kristalleşme sıcaklığı ilişkisi [29].

Soğuk İşlem Oranı (%)	%100 Yeniden Kristalleşme Sıcaklığı (°C)
5	500
20	400
40	360
80	320
98	300

Yeniden kristalleşme aşamasında genel olarak ince taneli, yeniden kristalleşmiş yapı elde edilmek istenir. İnce tane yapı, maksimum sayıda yeniden kristalleşme çekirdeğinin aynı anda aktif olması ile elde edilir.

İnce taneli bir yapı elde etmek için başlıca kurallar aşağıdaki şekildedir:

- Malzeme yeterli derecede soğuk işlem ile deforme edilmelidir (mümkünse en az %30-50 oranında).
- Malzemenin ulaşılabilen en yüksek ısıtma hızı ısıtılması, maksimum sıcaklıkta ve minimum sürede tutulması gerekmektedir. Yüksek sıcaklıklarda atomsal hareketlilik daha fazla olduğundan, yüksek tavlama sıcaklığı tane gelişimi açısından önemlidir [29].

Malzemenin başlangıç tane boyutu büyükse, yeniden kristalleşme sonrası tane boyutu da büyük olacaktır. Soğuk işlem oranı düşükse bu iri taneli bir yapıya neden olur ve bu yapı, deformasyon sırasında portakallanma hatasını meydana getirir [29,40].

Soğuk işlem ile deforme olmuş yapı tamamen yeniden kristalleşmiş yapıya evrildiğinde birincil kristalleşme tamamlanmış olur [29].

Malzemedeki aşırı doymuşluk, yeniden kristalleşmeyi geciktirir. Soğuk haddeleme öncesi uygulanan homojenizasyon tavlama aşırı doymuşluğu azaltır [33].

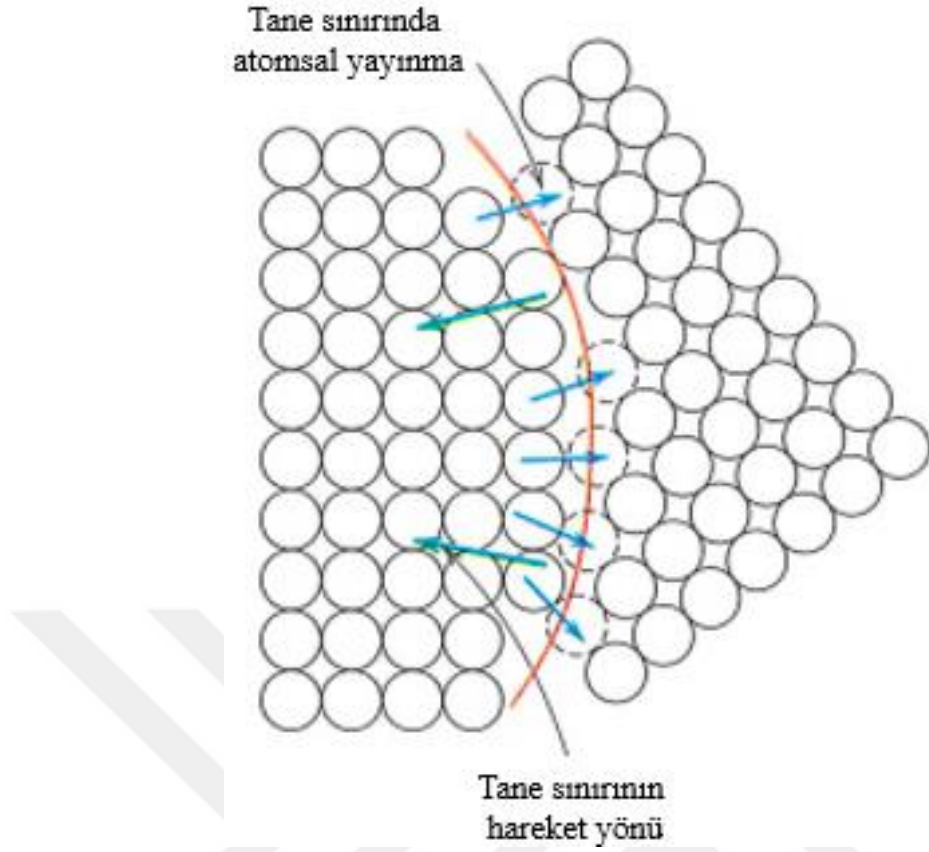
Yeniden kristalleşme tavlamasında malzemenin çekme dayanımı düşerken, sünekliği artar [29].

4.2.2.3 Tane büyümesi

Birincil yeniden kristalleşme tamamlandığında mikro yapı kararlı değildir. Bu nedenle, yeniden kristalleşen taneler, tavlama sıcaklığında uzun süre tutulursa veya yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerinde bir sıcaklıkta tavlınırsa zamanla difüzyonun etkisi ile büyürler. Tane büyümesi, ikincil yeniden kristalleşme olarak adlandırılır; tavlama süresi ve sıcaklığına bağlıdır. Tane sınırları atomların düzensiz pakletlendiği bölgeler olduğu için yüksek enerjiye sahiptir. Bu nedenle, tane büyümesindeki itici kuvvet küçük taneli yapıların sahip oldukları yüksek enerjidir. Toplam tane sınırı alanının azalması, bir başka deyişle tane boyutunun artması malzemenin toplam enerjisinde bir azalma meydana getirir [40,42,44].

Tane büyümesinin özellikleri aşağıdaki şekilde sıralanabilir:

- Tane büyümesi için tane sınırının bir tarafındaki atomlar kısa mesafeli difüzyon ile diğer tarafa göç etmesi gerekir. Bu nedenle, tane sınırının genişlemesi diğer bir deyişle tane büyümesi, bir atomun tane sınırını atlayarak diğer tarafa geçmesi için bir aktivasyon enerjisine ihtiyaç duyar. İnce taneli malzemelerde yüksek miktarda tane sınırı bulunur. Bu nedenle, tane sınırı birim enerjisi yüksektir. Bunun doğal bir sonucu olarak, yüksek sıcaklıkta ince taneli malzemenin mikro yapısı dengesizdir. Bu enerjinin azalması ancak büyük tanelerin küçük taneleri tüketmesi ile mümkündür. Bunun anlamı, büyük taneler büyürken, küçük taneler onlara katılarak küçülmesidir. Bu doneden de anlaşılacağı üzere, tane büyümesi tanelerin hepsinde gerçekleşmez. Şekil 4.7’de atomsal difüzyon ile meydana gelen tane büyümesinin şematik gösterimi yer almaktadır.
- Tanelerin büyümesi, tane sınırlarının hareketi ile gerçekleşir ve hiçbir zaman iki tanenin birleşmesi şeklinde vuku bulmaz.
- Tane sınırları sürekli olarak hareket halinde değildir ve tane sınırlarının yönü değişebilir.
- Tane, komşu taneye doğru büyürken diğer taraftan yavaş bir şekilde kaybolabilir. Tanenin ortadan kaybolması çok hızlı bir şekilde vuku bulur [40,42,44].



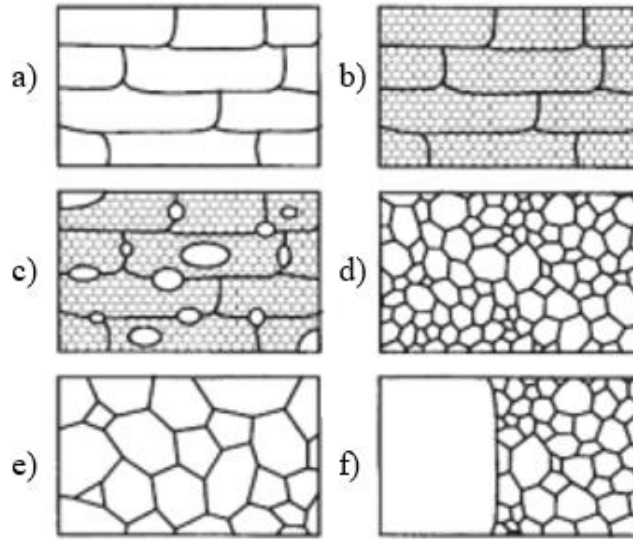
Şekil 4.7 : Atomal difüzyon ile meydana gelen tane büyümesinin şematik gösterimi [44].

İç yapının farklı büyüklüklerdeki tanelerden oluşması nedeniyle ikincil yeniden kristalleşme istenen bir durum değildir ve doğru tavlama şartlarının seçimiyle önlebilir [34].

Tavlamada tane büyümesine neden olan durumlar aşağıdaki şekilde sıralanmıştır:

- Yüksek tavlama sıcaklığı,
- Çok uzun tavlama süresi,
- Uygun olmayan kimyasal bileşim,
- Çok az deformasyon,
- Özellikle AlMn alaşımlarında karşılaşıldığı üzere çok düşük ısıtma hızı
- Yabancı atomların yapıda heterojen dağılımıdır. Bu durum özellikle, ikiz merdane döküm tekniğinde olduğu gibi hızlı katılaşan döküm yapısında aşırı doymuş yapının bulunmasıyla meydana gelir [29].

Şekil 4.8’de soğuk işlem görmüş bir malzemenin tavlama sıcaklığına bağlı olarak iç yapısında meydana gelen değişimlere yer verilmiştir.



Şekil 4.8 : Deforme olmuş (soğuk işlem görmüş) metalik malzemenin tavlanması sırasında meydana gelen mikro yapısal değişimlerin şematik gösterimi. a) Deforme olmuş tane yapısı; b) toparlanmış alt tane yapısı; c) kısmen yeniden kristalize edilmiş yapı; d) yeniden kristalize yapı; e) sürekli tane büyümesi; ve f) süresiz tane büyümesi [46].

4.3 Alüminyum Alaşımlarının Termomekanik Göstergeleri

Kondisyon, alüminyum alaşımlarının sertlik derecesini belirtmek için kullanılan bir ifadedir. Malzemeye döküm prosesinden sonra uygulanan deformasyonla birlikte homojenleştirme tavlı, toparlanma tavlı veya yumuşatma tavlının uygulanması sonrası kondisyon elde edilir [47].

Alüminyum alaşımlarının ana temper gösterişleri harflerle, ana temperlerin alt bölümleri ise ana temper harfinden sonra gelen sayılarla gösterilir. Ana temper harfinden sonra gelecek sayılar, temel işlemlerin özel serileri ile ilgilidir ve bir veya daha fazla hane kullanılarak gösterilir. Bu hanelerde yalnızca mamul karakteristiklerine etki eden işlemler gösterilir [48].

H1X: Bu kondisyona sahip malzemeler, ilave ısı işlem görmeden yalnızca soğuk şekillendirme ile sertleştirilerek nihai kondisyonunu kazanan mamüllerdir [48].

H2X: Bu kondisyona sahip malzemeler, soğuk şekillendirme ile sertleştirilmiş ve kısmi tavlanmış mamüllerdir. H2X temperleri, H1X temperinden daha yüksek uzamaya sahiptir [48].

H3X: Bu kondisyona sahip malzemeler, soğuk şekillendirme ile sertleştirilmiş ve mekanik özellikleri ya düşük sıcaklıkta ısı işlemle ya da üretim sırasında uygulanan ısıнын bir sonucu olarak dengelenmiş mamüllerdir [48].

H4X: Bu kondisyona sahip malzemeler, soğuk şekillendirme ile sertleştirilmiş, boya ve laklama proseslerine tabi tutulan kısmi tavllanmış mamüllerdir [48].

H harfinden sonra kullanılan ikinci hane malzemenin sertlik derecesi verir. Örneğin, H14/24 kondisyona sahip malzemeler 1/2 (yarım sert) iken, H18/28 kondisyona sahip malzemeler tam serttir.

H harfinden sonra kullanılan üçüncü hane iki haneli tempere sahip malzemenin temper kontrol derecesi, mekanik özellik veya diğer karakteristiklerinde önemli bir farklılık olduğunda kullanılır [48].

Genel bir ifade ile temperlerin gösterimi ve açıklamalarına ilişkin detaylar Çizelge 4.4'te yer verilmiştir.

Çizelge 4.4 : Avrupa Standartlarında kullanılan temperlerin gösterimi [48].

Temper	Açıklama
F	İmâl edildiği gibi (Mekanik özellik limitleri belirtilmemiştir)
0	Sıcak şekillendirme işlemlerinden sonra gerekli tavlama özelliklerini kazanan tavllanmış mamüller 0 temperi ile gösterilebilirler.
01	Çözelti işlemi için gerekli sıcaklıkta ve aynı zamanda ısıtılma işlemi tabii tutulmuş ve yavaşça oda sıcaklığına soğutulmuş (daha ince T41 olarak gösterilen)
02	Süper plastik şekillendirme (SPF) için gerektiği gibi şekillenebilirliği arttırmak için termomekanik işlem görmüş.
03	Homojenize edilmiş
H12	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış -1/4 sert
H14	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış -1/2 sert
H16	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış -3/4 sert
H18	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış -4/4 sert (tam sertleştirilmiş)
H19	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış ekstra sert
HXX4	Tekabül eden HXX temperden imâl edilen kabartmalı veya model levha veya şerite uygulanır.
HXX5	Soğuk biçimlendirme sertleştirilmesi yapılmış-Kaynaklı borulara uygulanır.
H111	Germe veya düzeltme gibi işlemler sırasında tavllanmış ve hafifçe soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış (H 11 den az)
H112	Sınırlı bir soğuk işlem (mekanik özellik limitleri belirlenmiş) veya yüksek bir sıcaklıktaki işlemden hafifçe soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış
H116	Mekanik özellik limitleri ve pullanma korozyonu dayanımı belirlenmiş, magnezyum miktarı % 4 veya fazla alüminyum magnezyum alaşımlarına tatbik edilir.
H22	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış ve kısmen tavllanmış - 1/4 sert
H24	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış ve kısmen tavllanmış - 1/2 sert
H26	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış ve kısmen tavllanmış - 3/4 sert
H28	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış ve kısmen tavllanmış - 4/4 sert (tam sertleştirilmiş)
H32	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış ve dengelenmiş - 1/4 sert
H34	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış ve dengelenmiş - 1/2 sert
H36	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış ve dengelenmiş - 3/4 sert
H38	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış ve dengelenmiş - 4/4 sert (tam sertleştirilmiş)
H42	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış, boyanmış ve laklanmış - 1/4 sert
H44	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış ve laklanmış - 1/2 sert
H46	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış, boyanmış ve laklanmış - 3/4 sert
H48	Soğuk biçimlendirme sertleşmesi yapılmış, boyanmış ve laklanmış - 4/4 sert (tam sertleştirilmiş)



5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1 Kullanılan Malzemeler

Bu çalışmada, döküm kalınlığı 6 mm olan ve ikiz merdane sürekli döküm tekniği (TRC) ile üretilen AlFeSi alaşımlı alüminyum levhalar kullanılmıştır. Döküm kalınlığındaki tüm numuneler aynı ana bobinden alınmıştır. Thermo ARL marka optik emisyon spektrometresi ile tez kapsamında kullanılan AlFeSi alaşımlı alüminyum levhanın kimyasal kompozisyonu belirlenmiştir. Kimyasal analiz Tablo 5.1'de verilmiştir.

Çizelge 5.1 : Deneysel çalışmalarda kullanılan alaşımın kimyasal bileşimi.

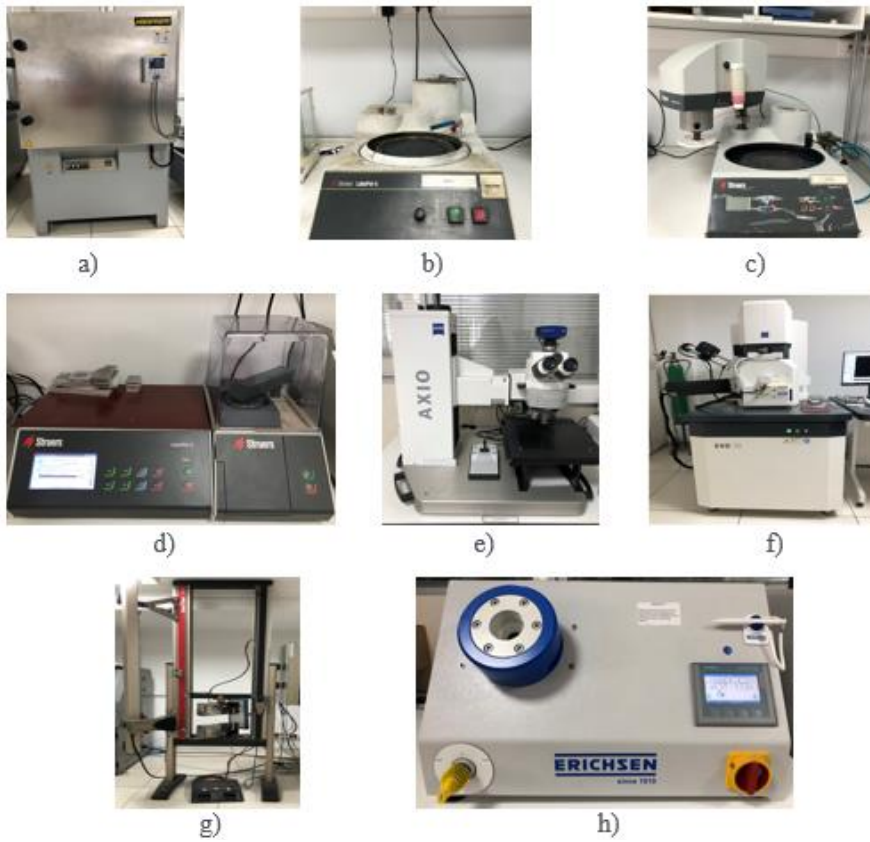
Numune	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
6 mm	0,2	1,00	0,01	0,007	0,003	0	0,008	0,019	Kalan

5.2 Kullanılan Cihazlar

Tez kapsamında kullanılan numunelerin istenilen kalınlıklarda analizinin yapılabilmesi için laboratuvar ölçekli soğuk haddeleme cihazı kullanılmıştır. Tav prosesleri için Nabertherm marka tav fırını kullanılmıştır. Mikro yapı incelemeleri için numune hazırlama prosesleri olan zımparalama, parlatma ve tane dağlama işlemleri sırası ile Struers LaboPol-5, Struers TegraPol-21 ve Struers LectroPol-5 cihazları ile gerçekleştirilmiştir. Mikro yapı ve intermetalik faz incelemeleri sırasıyla Zeiss AxioCam marka ışık mikroskobu ve Zeiss Evo-10 taramalı elektron mikroskobu ile gerçekleştirilmiştir. Mekanik özellikler, hadde yönünde, hadde yönüne dik ve hadde yönüne 45° açılı olarak ASTM E 646 Standardı'na göre hazırlanmış numunelerin Zwick Roell Z010 marka çekme cihazı ile test edilmesi sonucu elde edilmiştir. Erichsen testi, Erichsen Model 111 marka cihaz ile gerçekleştirilmiştir. Tez kapsamında kullanılan cihazlara Şekil 5.1'de yer verilmiştir ve tam listesi şu şekildedir:

- a. Nabertherm marka tav fırını

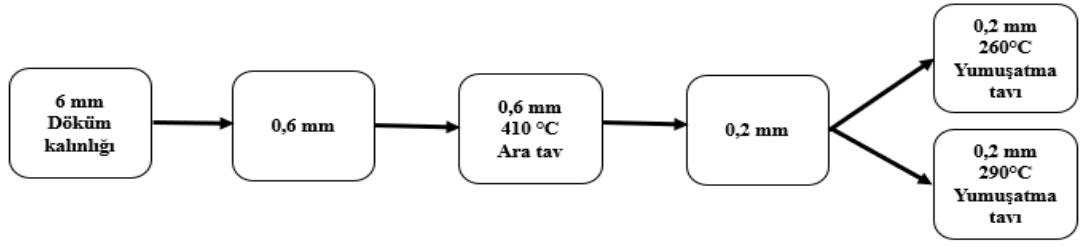
- b. Struers LaboPol-5 zımpara makinası
- c. Struers TegraPol-21 parlatma makinası
- d. Struers LectroPol-5 tane dağlama makinası
- e. Zeiss AxioCam marka ışık mikroskobu
- f. Zeiss Evo-10 taramalı elektron mikroskobu
- g. Zwick Roell Z010 marka çekme cihazı
- h. Erichsen, Model 111 marka cihaz



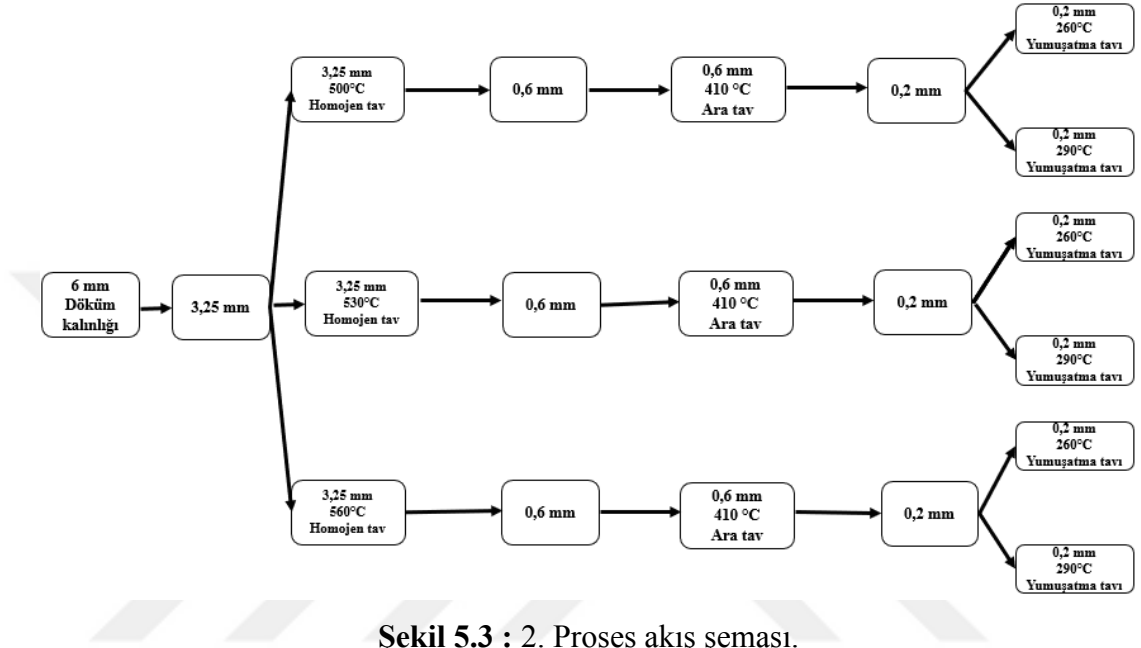
Şekil 5.1 : Tez kapsamında kullanılan cihazlar.

5.3 Deneysel Plan

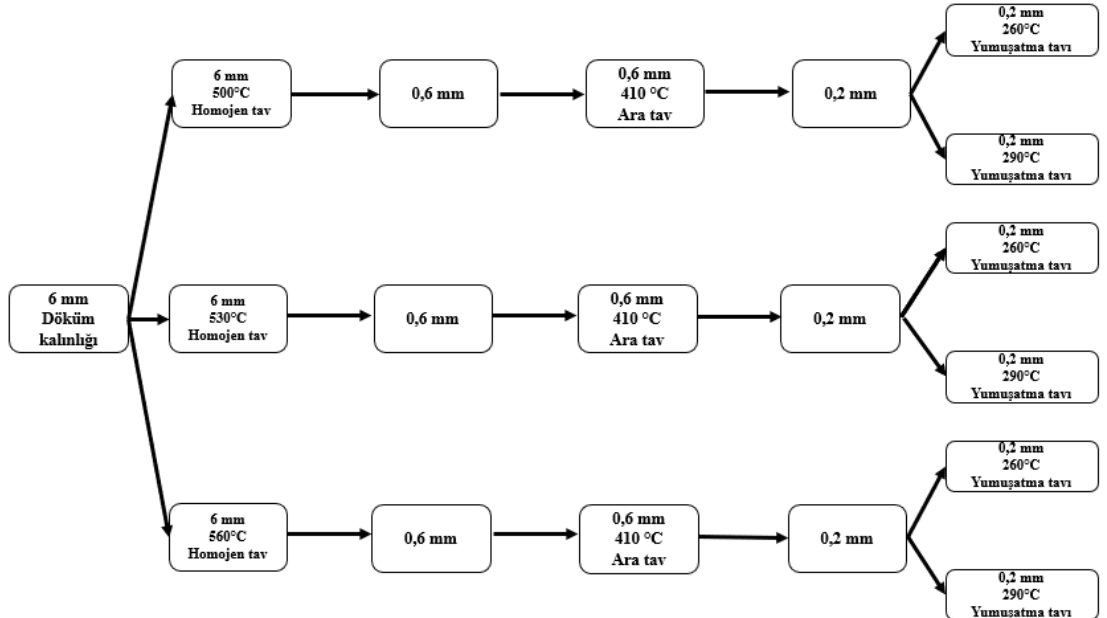
Tez kapsamında kullanılan numuneler, 6 mm döküm kalınlığında bir sürekli döküm yöntemi olan ikiz merdane döküm tekniği ile üretilmiştir. Deneysel çalışmalar, Şekil 5.1, 5.2 ve 5.3’de gösterilen üç farklı prosesle yürütülmüş olup, bu kapsamda homojen tav içeren ve içermeyen farklı alt proseslere sahip numuneler laboratuvar ölçekli olarak üretilmiş ve incelenmiştir. 2. ve 3. Proseslerde 500°C, 530°C, 560°C olmak üzere üç farklı homojen tav sıcaklığı kullanılmıştır.



Şekil 5.2 : 1. Proses akış şeması.



Şekil 5.3 : 2. Proses akış şeması.



Şekil 5.4 : 3. Proses akış şeması.

1. Proses: 6 mm döküm kalınlığındaki levha, %90 deformasyon görerek 0,6 mm kalınlığa haddelenmiştir. Aynı kalınlıkta malzeme ara tav işlemi görmüştür. 0,6 mm

kalınlığında ara tava tabi tutulmuş levha, 0,2 mm foilstock kalınlığına haddelenmiştir. Prosesin son adımı, 0,2 mm kalınlığındaki levhanın 260°C ve 290°C sıcaklıklarında yumuşatma tavına tabi tutulmasıdır.

2. Proses: 6 mm döküm kalınlığındaki levha, %45 deformasyona uğrayarak 3,25 mm kalınlığa haddelenmiş ve sonrasında yine aynı kalınlıkta 500°C, 530°C, 560°C olmak üzere üç farklı homojen tav sıcaklığında homojenizasyon işlemi görmüştür. 3,25 mm kalınlığındaki homojen tavlı numuneler 0,6 mm kalınlığa haddelenmiş ve yine aynı kalınlıkta ara tavlarını görmüşlerdir. Ara tavlı numuneler nihai kalınlık olan 0,2 mm'ye haddelenmesidir. Prosesin son adımı, 0,2 mm kalınlığındaki levhanın 260°C ve 290°C sıcaklıklarında yumuşatma tavına tabi tutulmasıdır.

3. Proses: 6 mm döküm kalınlığındaki levha, 2. proste de kullanılan 500°C, 530°C, 560°C homojen tav sıcaklıklarında döküm kalınlığında homojenizasyon işlemine tabi tutulmuştur. Homojen tavlı numuneler, 0,6 mm kalınlıklara haddelenmiştir. 0,6 mm'de numuneler ara tav işlemi görmüş ve nihai kalınlık olan 0,2 mm'ye haddelenmiştir. Prosesin son adımı, 0,2 mm kalınlığındaki levhanın 260°C ve 290°C sıcaklıklarında yumuşatma tavına tabi tutulmasıdır.

Her üç ana proste de incelemeler için kullanılan numunelerin ara tav kalınlığı 0,6 mm seçilmiş ve ara tav işlemi 410°C'de 4 saatte gerçekleştirilmiştir.

Tez kapsamında hazırlanan numunelerin mikro yapı ve mekanik özellikleri karşılaştırılmalı olarak incelenmiştir.

Mikro yapıya ait ilk irdeleme, numunelerin homojen tav öncesi ve sonrası olmak üzere merkez hattındaki intermetalik gelişimlerinin incelenmesidir. Bu kapsamda, metalografik olarak hazırlanan numunelerin optik mikroskopta incelenmesi gerçekleştirilmiş ve ImageJ yazılımı yardımıyla matristeki intermetalik alansal oranları tespit edilmiştir. Merkez hattındaki intermetalik gelişimi, morfolojisi ve kimyasal içeriğinin daha iyi anlaşılabilmesi için SEM-EDS analizi yapılmıştır. Burada, homojen tavin, homojen tavin uygulandığı yerin ve homojen tav sıcaklığının intermetalik fazdaki değişimlere etkisi incelenmiştir.

Mikro yapı incelemelerine ait ikinci irdeleme ise, döküm kalınlığı, homojen tav öncesi ve sonrası, ara tav öncesi ve sonrası, yumuşatma tavi öncesi ve sonrası olmak üzere metalografik olarak hazırlanmış numunelerin, polarize ışık altında optik mikroskopta morfolojik olarak incelenmesini kapsamaktadır.

Mekanik özellik irdelemesi, çekme testi ve erichsen testi ile gerçekleştirilmiştir. Nihai kalınlıkta 260°C ve 290°C olmak üzere iki farklı yumuşatma tavlaması görmüş ve standartlara uygun olarak hazırlanmış numunelere erichsen testi ve 0-45-90° yönlerinde çekme testi yapılmıştır.

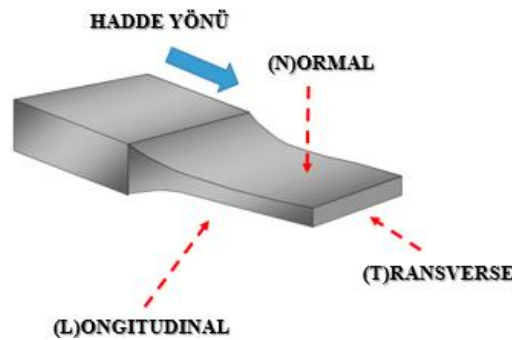
5.4 Malzeme Karakterizasyonu

Tez kapsamında, ikiz merdane döküm yöntemi ile üretilen 6 mm kalınlığındaki levha kullanılmıştır. Bu levha, deneysel plan kısmında da açıklandığı üzere her üç ana proses için de başlangıç noktasıdır. Bu nedenle, başlangıç mikro yapısı olarak, her üç proseste de kullanılmak üzere 6 mm döküm kalınlığındaki numunenin incelenmesi gerçekleştirilmiştir. Tez kapsamındaki 6 mm döküm kalınlığındaki numune ve laboratuvar ölçekli olarak 3 farklı ana prosesle üretilen deneysel numunelerin mikro yapıları optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskopunda incelenmiştir. İlk irdeleme, metalografik olarak hazırlanmış olan numunelerin %2'lik HF çözeltisine daldırılması ve optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu ile intermetaliklerin incelenmesidir. İkinci irdeleme ise, numune yüzeyinin tane yapısı incelemeleri için tekrar uygun hale getirilmesi ve yüzeyin elektrolitik olarak dağlanarak polarize ışık altında optik mikroskopta incelenmesini kapsamaktadır.

Deneysel planda yer alan her üç ana proses için de mikro yapı incelemeleri, homojen tav öncesi ve sonrası, ara tav öncesi ve sonrası ve yumuşatma tavi öncesi ve sonrası olacak şekilde gerçekleştirilmiştir. İncelemeler, hadde yönüne paralel yöndeki kesitlerin analizini kapsamaktadır.

Şekil 5.5'te görüldüğü üzere, L yönü hadde yönüne paralel kesiti, T yönü ise hadde yönüne dik kesiti, N ise numunenin yüzeyini temsil etmektedir.

Malzeme karakterizasyonuna ait irdelemeler Bölüm 6'da detaylı şekilde açıklanmıştır.



Şekil 5.5 : Mikro yapı incelemeleri için kullanılan yönler.

5.5 Mekanik Testler

Laboratuvar ölçekli olarak üretilen her üç ana prosese ait 0,2 mm kalınlığındaki numunelere 260°C ve 290°C olmak üzere iki ayrı yumuşatma tavlama uygulanmıştır. Numuneler, haddeleme yönüne göre 0-45-90° yönlerinde üç tekrarlı çekme testine tabi tutulmuştur.

1 tonluk çekme cihazında gerçekleştirilen çekme testine göre, numunelerin akma ve çekme mukavemetleri ile video ekstansometre yardımıyla %uzama, ve homojen uzama değerleri elde edilmiştir.

Erichsen testi ile numunelerin derin çekilmesindeki şekil değiştirme kabiliyetleri tespit edilmiştir.



6. DENEYSEL SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME

6.1 Malzeme Karakterizasyonu

6.1.1 Optik mikroskop incelemeleri

6.1.1.1 İntermetalik incelemesi

Bu bölümde, ikiz merdane sürekli döküm tekniği ile üretilen 6 mm kalınlığındaki döküm levhasının başlangıç mikro yapısı ve sonrasında laboratuvar ölçekli üretilen numunelerin homojen tav öncesi ve sonrası mikro yapıları karşılaştırmalı olarak incelenmiştir. Tez kapsamında incelenecek olan üç ana proses bulunmaktadır. Ancak, 1. proses homojen tav içermediğinden intermetalik gelişimdeki kıyaslama yalnızca 2. proses ve 3. proses arasında gerçekleştirilmiştir. İncelemeler levhaların döküm yönüne paralel kesiti olan L yönünden yapılmıştır.

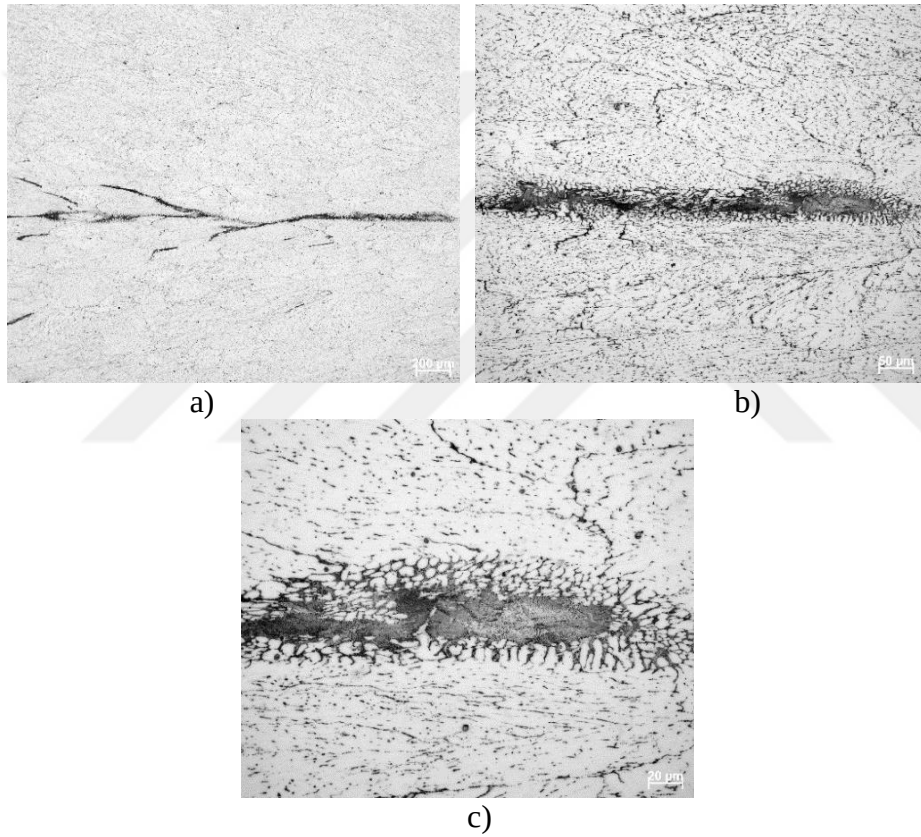
İkiz merdane döküm tekniğinin karakteristik mikro yapısı merkez hattı segregasyonu içerir. Merkez hattı segregasyonu, ikiz merdane döküm tekniğindeki katılaşma mekanizmasının doğal sonucu bir sonucudur. Merkez hattı segregasyonunun meydana gelme adımları aşağıdaki şekilde sıralanabilir:

- Birbirine zıt yönde dönen ve soğutma suyu içeren merdaneler, katılaşmanın ilk başladığı bölgelerdir ve basıncın etkisiyle iki bölge birbiri ile yarı katı formda birleşir.
- Burada katılaşma hızının etkisiyle, levha iç ve dış bölgesinde sıcaklık farklı oluşur.
- Katılaşma sırasındaki alansal farktan dolayı mekanik etki meydana gelir ve
- Sıcaklık farkına bağlı olarak fazların orta bölgeye ani disperse olması nedeniyle merkez hattı segregasyonu oluşur.

İkiz merdane sürekli döküm tekniğinin karakteristik mikro yapısı büyük ölçüde homojen tav ile kontrol edilir. Bu bölümde, 6 mm döküm kalınlığında 500°C, 530°C, 560°C, sıcaklıklarda homojen tav görmüş mikro yapıların ve %45 deformasyon

sonrası 3,25mm kalınlığında 500°C, 530°C, 560°C sıcaklıklarda homojen tav görmüş yapıların merkezdeki segregasyon şiddetleri gözlemlenmiştir. Bu sayede, homojen tavin uygulandığı yer ve homojen tav sıcaklığının mikro yapı üzerindeki etkisi incelenmiştir.

Şekil 6.1’de ikiz merdane sürekli döküm tekniği ile üretilmiş 6 mm kalınlığındaki döküm numunesine ait farklı büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri yer almaktadır. Bu mikro yapı 3. prosesin homojen tav öncesi mikro yapısını temsil etmektedir. Döküm yapısında ikiz merdane sürekli döküm tekniğinin karakteristik mikro yapısı olan merkez hattı segregasyonu tespit edilmiştir.

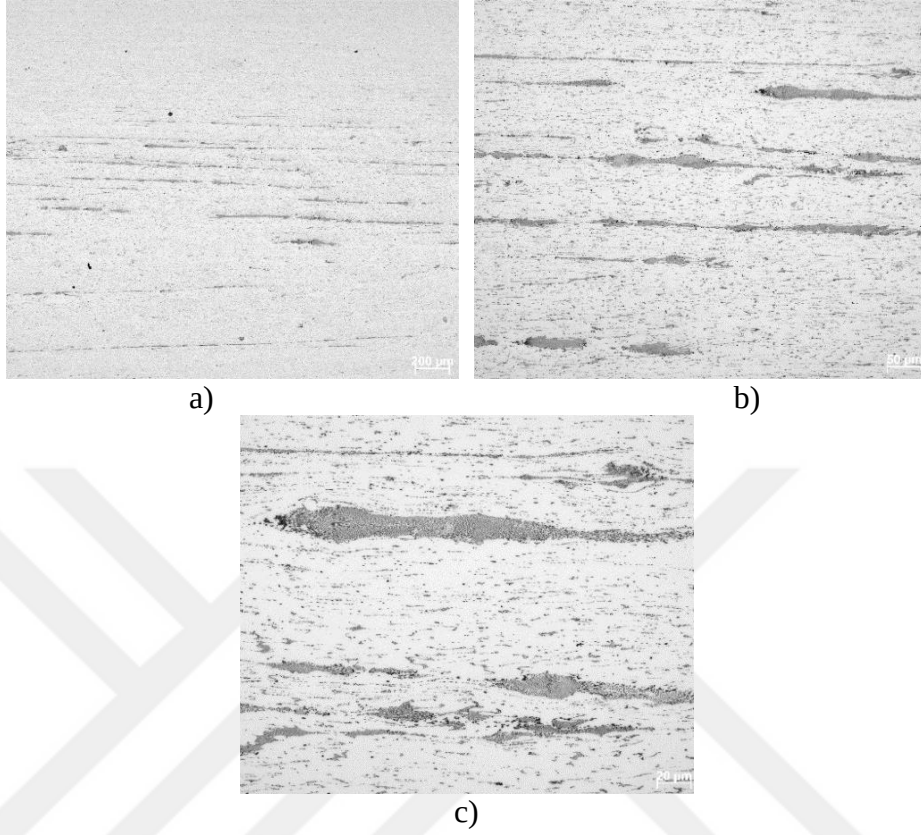


Şekil 6.1 : 6 mm döküm kalınlığı – başlangıç mikro yapısı a) 5x büyütme b) 20x büyütme c) 50x büyütme.

- 2. Proses

Şekil 6.2’de 2. prosesin homojen tav öncesi farklı büyütmelerdeki mikro yapısı yer almaktadır. Bu yapı, 6 mm döküm kalınlığındaki levhanın %45 deformasyona görerek 3,25 mm’ye haddelenmesi sonucunda elde edilmiştir. Şekil 6.2, Şekil 6.1’deki 3. prosesin homojen tav öncesi mikro yapısı ile kıyaslandığında, haddelemenin etkisi ile merkez hattı segregasyonunda kırılmalar meydana geldiği gözlemlenmektedir. %45

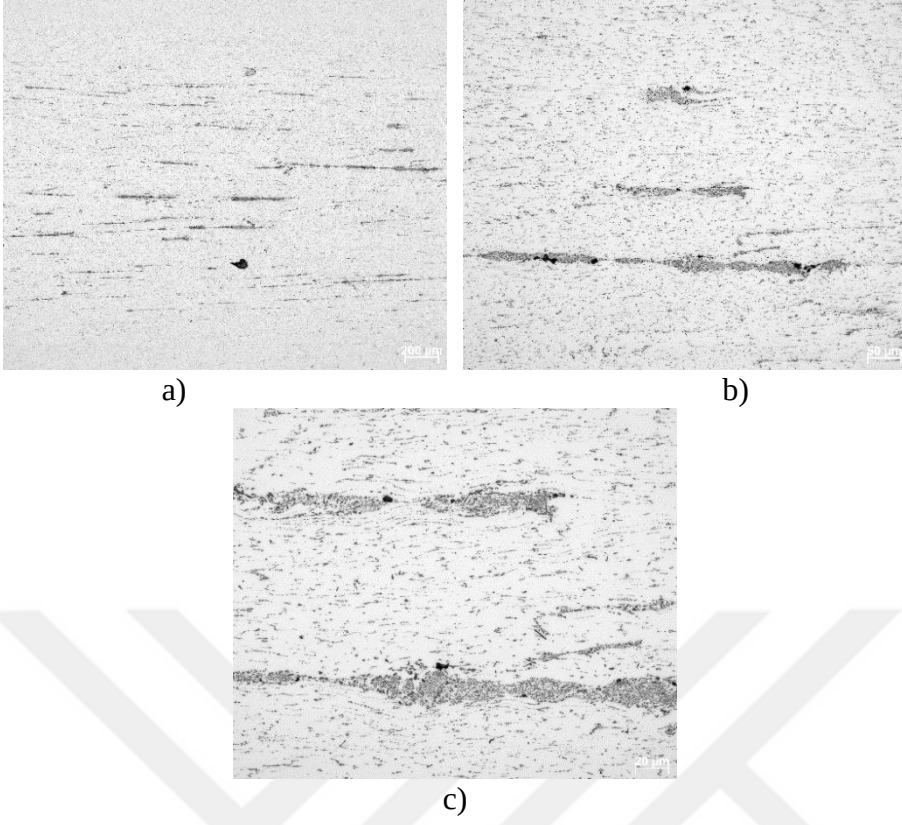
deformasyonun görmüş levha numunesinin merkezi, 6 mm döküm kalınlığındaki yapıya nazaran daha homojen bir davranış gösterdiği gözlemlenmiştir.



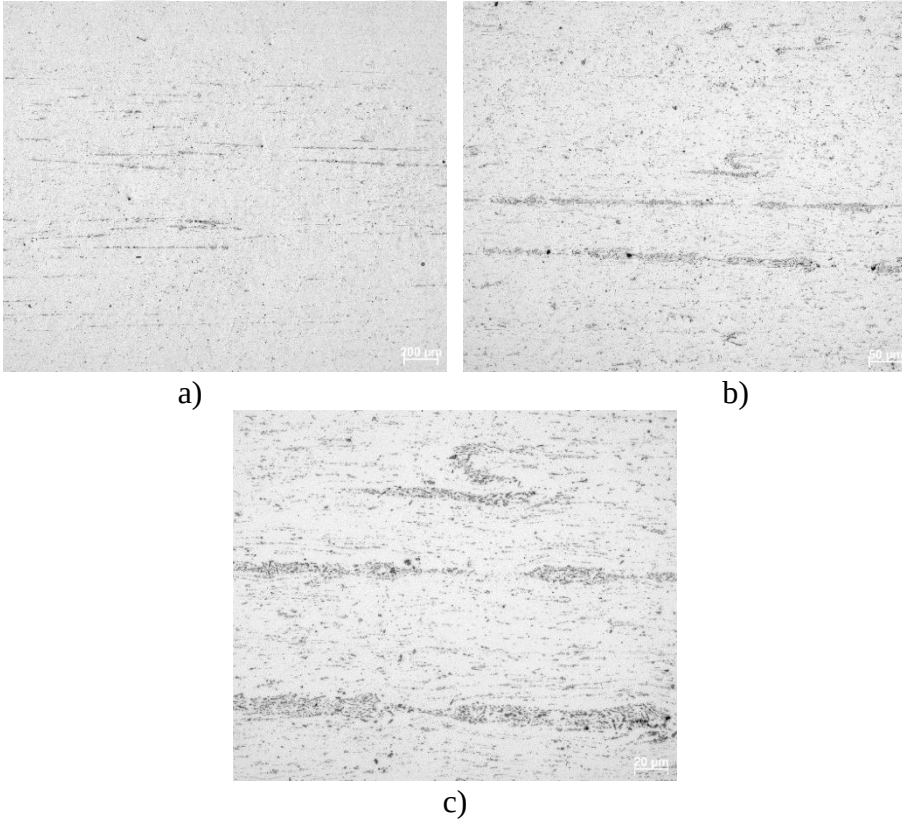
Şekil 6.2 : 3,25 mm – 2. proses homojen tav öncesi mikro yapısı a) 5x büyütme b) 20x büyütme c) 50x büyütme.

Şekil 6.3'te 2. prosesin 500°C homojen tav sonrası farklı büyütmelerdeki mikro yapısı yer almaktadır. 2. prosesin 500°C homojen tav sonrası mikro yapısı, 2. prosesin homojen tav öncesi mikro yapısını temsil eden Şekil 6.2'deki %45 deformasyon mikro yapı ile kıyaslandığında, homojen tavin etkisi ile merkez hattı segregasyonunun şiddetinin azaldığı gözlemlenmiştir. 50x büyütmede merkezde iğnemsî intermetalik faz tespit edilmiştir.

Şekil 6.4'te 2. prosesin 530°C homojen tav sonrası farklı büyütmelerdeki mikro yapısı yer almaktadır. Buradaki mikro yapı, Şekil 6.3'te yer alan 2. prosesin 500°C homojen tav sonrası mikro yapısı ile kıyaslanmıştır. Kıyaslama sonucunda, artan homojen tav sıcaklığının etkisi ile merkez hattı segregasyonunun şiddetinin azaldığı gözlemlenmiştir. 50x büyütmede merkezde iğnemsî intermetalik faz tespit edilmiştir.

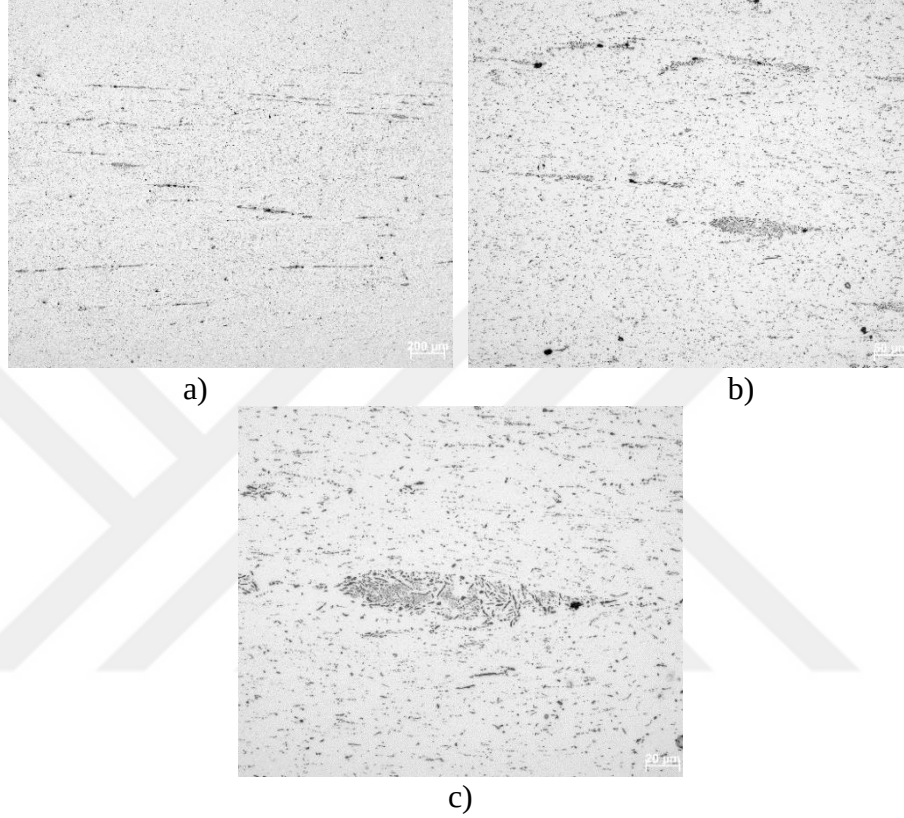


Şekil 6.3 : 3,25 mm – 2. proses 500°C homojen tav sonrası mikro yapısı a) 5x büyütme b) 20x büyütme c) 50x büyütme.



Şekil 6.4 : 3,25 mm – 2. proses 530°C homojen tav sonrası mikro yapısı a) 5x büyütme b) 20x büyütme c) 50x büyütme.

Şekil 6.5'te 2. prosesin 560°C homojen tav sonrası farklı büyütmelerdeki mikro yapısı yer almaktadır. Buradaki mikro yapı, Şekil 6.3'te yer alan 2. prosesin 530°C homojen tav sonrası mikro yapısı ile kıyaslanmıştır. Kıyaslama sonucunda, artan homojen tav sıcaklığının etkisi ile merkez hattı segregasyonunun şiddetinin azaldığı gözlemlenmiştir. 50x büyütmede merkezde iğnemi intermetalik faz tespit edilmiştir.



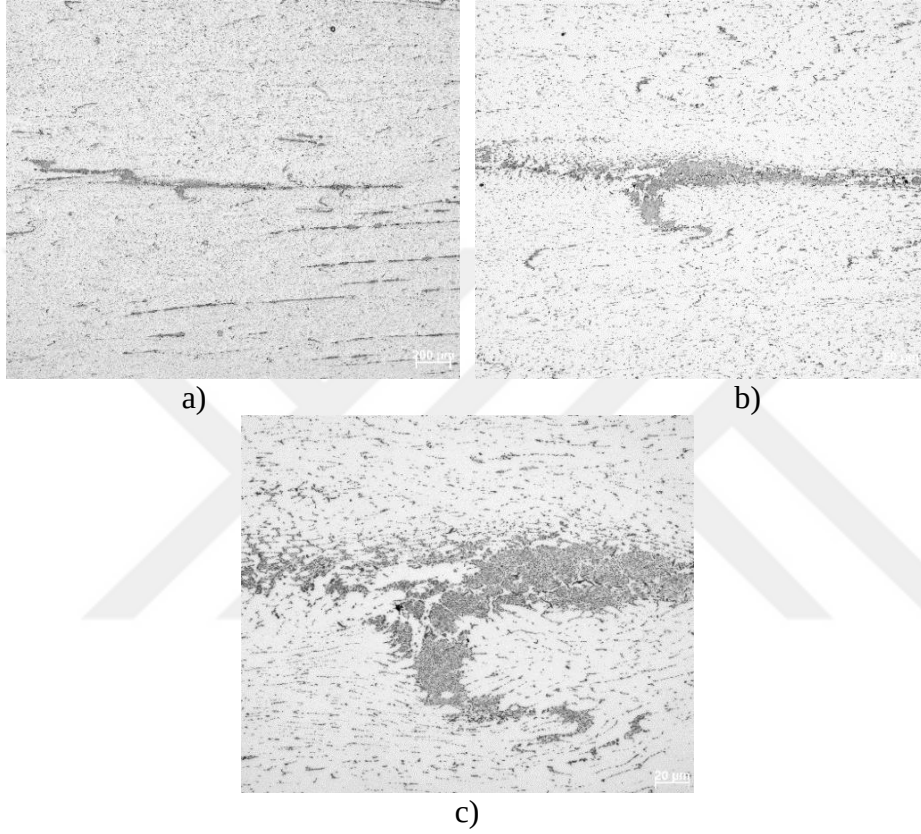
Şekil 6.5 : 3,25 mm – 2. proses 560°C homojen tav sonrası mikro yapısı a) 5x büyütme b) 20x büyütme c) 50x büyütme.

- Proses

3.prosesin homojen tav öncesi mikro yapısını Şekil 6.1'deki 6 mm döküm kalınlığı – başlangıç mikro yapısı temsil etmektedir.

Şekil 6.6'te 3. prosesin 500°C homojen tav sonrası farklı büyütmelerdeki mikro yapısı yer almaktadır. Burada, Şekil 6.1'deki homojen tav öncesi mikro yapıya kıyasla, sıcaklığın etkisi ile merkez hattı segregasyonunun şiddetinin azaldığı gözlemlenmiştir. Ancak, Şekil 6.3'te yer alan 2. prosesin 500°C homojen tav sonrası mikro yapısı ile kıyaslandığında merkez hattı segregasyonunun daha şiddetli olduğu gözlemlenmektedir. Bunun nedeni, aynı sıcaklıkta homojen tav görmelerine rağmen, homojen tav öncesi mikro yapılarının birbirinden farklı olmasıdır. 2. prostesteki

homojen tav öncesi mikro yapı, 6 mm döküm kalınlığındaki levhanın 3,25 mm kalınlığına haddelenmesi ile elde edilmiştir. Burada, mekanik etki ile merkez hattı segregasyonunun kırılmış ve intermetalikler döküm kalınlığına göre yapıda daha fazla dağılmıştır. Bunun doğal bir sonucu olarak, aynı sıcaklıkta homojen tav görmüş olsalar bile 2. prosesteki levha merkezinde bulunan intermetalikler yapıda daha fazla dağılmıştır.

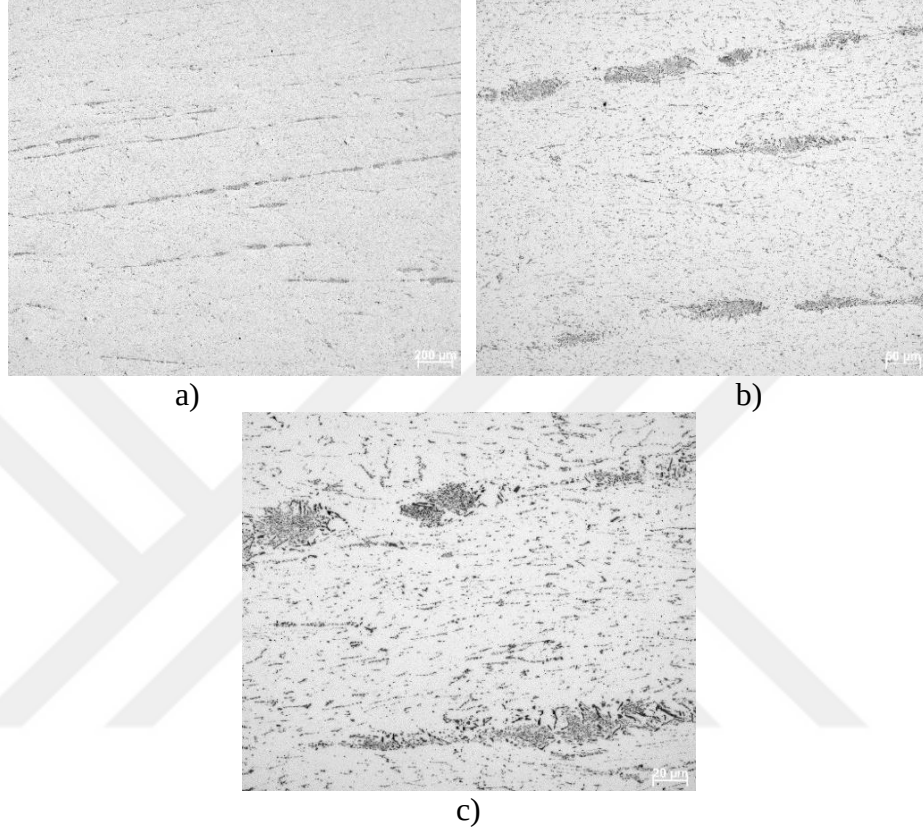


Şekil 6.6 : 6 mm – 3. proses 500°C homojen tav sonrası mikro yapısı a) 5x büyütme b) 20x büyütme c) 50x büyütme.

Şekil 6.7’te 3.prosesin 530°C homojen tav sonrası farklı büyütmelerdeki mikro yapısı yer almaktadır. Burada, Şekil 6.6’daki 500°C homojen tav sonrası mikro yapısı ile kıyaslanmış ve artan sıcaklığın etkisi ile merkez hattı segregasyonunun şiddetinin azaldığı gözlemlenmiştir. Ancak, Şekil 6.4’te yer alan 2. prosesin 530°C homojen tav sonrası mikro yapısı ile kıyaslandığında merkez hattı segregasyonunun daha şiddetli olduğu gözlemlenmektedir. Bunun nedeni, aynı sıcaklıkta homojen tav görmelerine rağmen, homojen tav öncesi mikro yapılarının birbirinden farklı olmasıdır.

Şekil 6.8’de 3. prosesin 560°C homojen tav sonrası farklı büyütmelerdeki mikro yapısı yer almaktadır. Burada, Şekil 6.7’daki 530°C homojen tav sonrası mikro yapısı ile kıyaslanmış ve artan sıcaklığın etkisi ile merkez hattı segregasyonunun şiddetinin

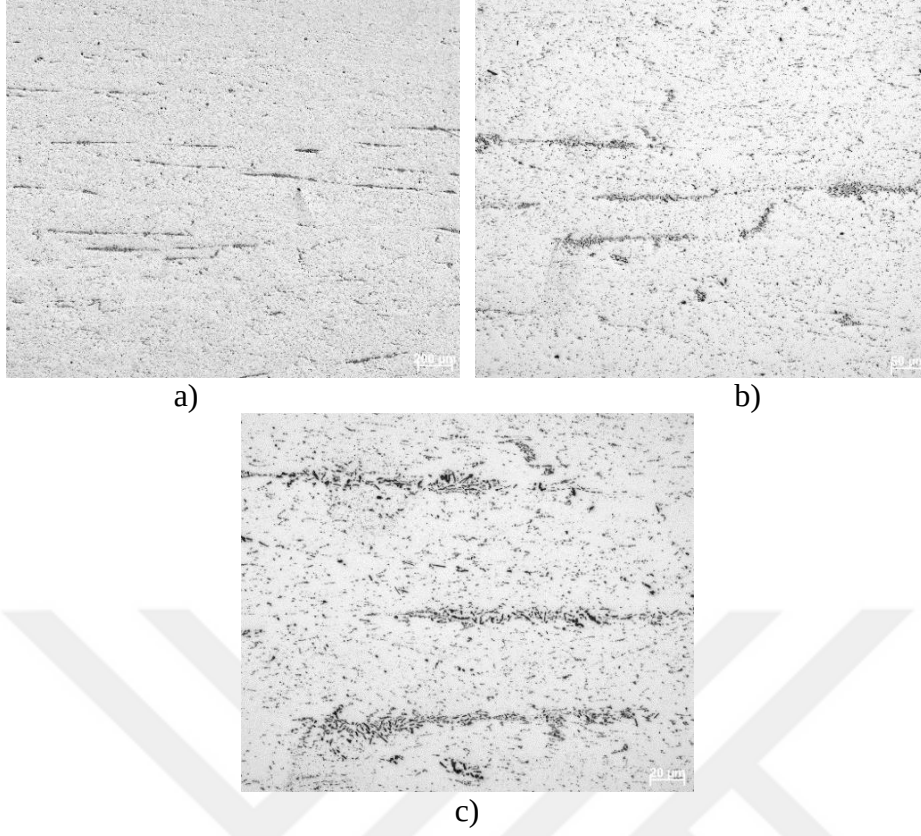
azaldığı gözlemlenmiştir. Ancak, Şekil 6.5'te yer alan 2. prosesin 530°C homojen tav sonrası mikro yapısı ile kıyaslandığında merkez hattı segregasyonunun daha şiddetli olduğu gözlemlenmektedir. Bunun nedeni, aynı sıcaklıkta homojen tav görmelerine rağmen, homojen tav öncesi mikro yapılarının birbirinden farklı olmasıdır.



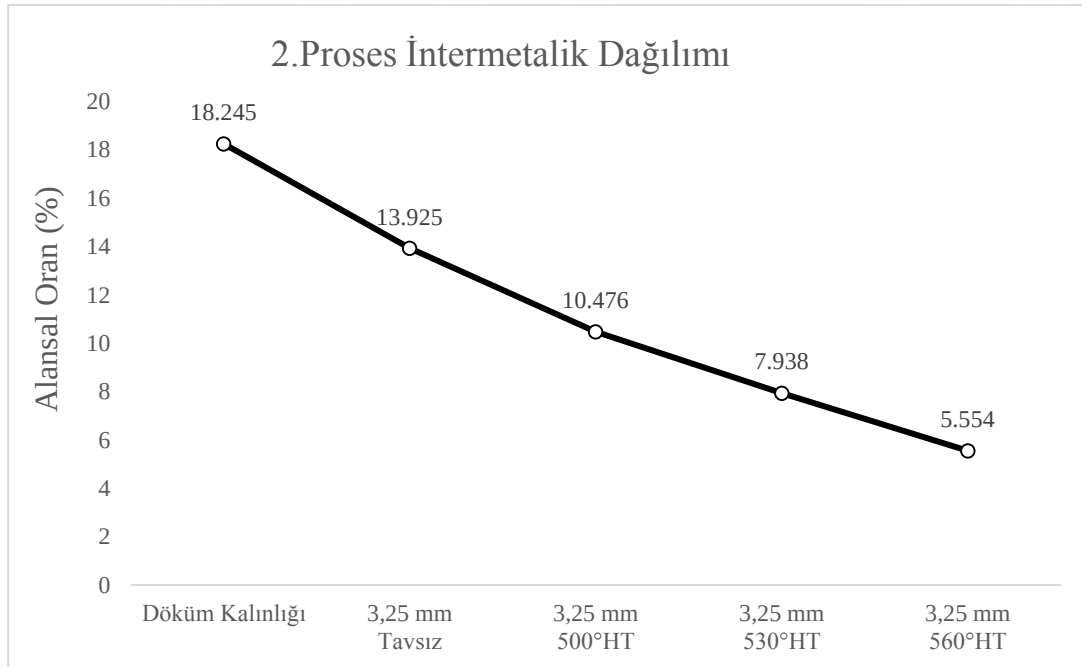
Şekil 6.7 : 6 mm – 3. proses 530°C homojen tav sonrası mikro yapısı a) 5x büyütme b) 20x büyütme c) 50x büyütme.

3. prosesin homojen tav görmüş numunelerinde de 50x büyütmede merkezde iğnemi intermetalik faz tespit edilmiştir.

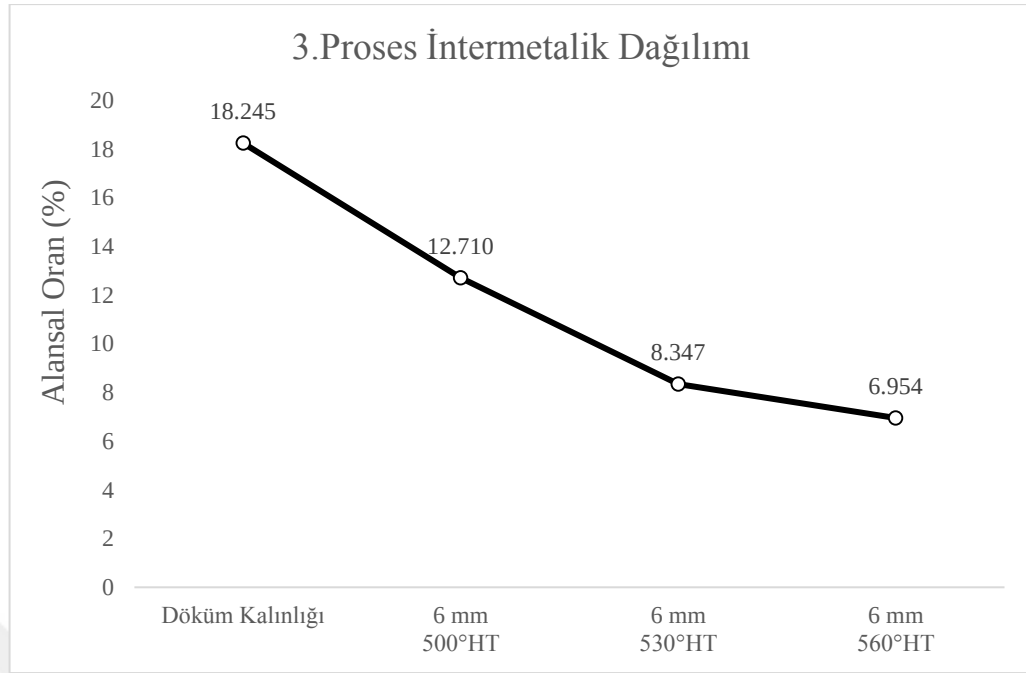
2. ve 3. prosese ait intermetalik incelemeleri, homojen tav öncesi ve sonrasına ait numuneler ile gerçekleştirilmiştir. İntermetaliklerin merkezdeki dağılımının sayısallaştırılması adına optik mikroskop görüntüleri ImageJ yazılımı ile analiz edilmiştir. Buna göre, merkezdeki intermetaliklerin alansal dağılımı yüzdesel olarak elde edilmiş ve grafikleştirilmiştir. Şekil 6.9'da 2. prosesteki homojen tav öncesi ve sonrası intermetaliklerin merkezdeki alansal dağılımı (%), Şekil 6.10'da ise 3. prosesteki homojen tav öncesi ve sonrası intermetaliklerin merkezdeki alansal dağılımı(%) yer almaktadır. Her bir sayısal değer beş ölçüm değerinin ortalamasıdır.



Şekil 6.8 : 6 mm – 3. proses 560°C homojen tav sonrası mikro yapısı a) 5x büyütme b) 20x büyütme c) 50x büyütme.



Şekil 6.9 : 2. Proses merkez mikro yapıdaki intermetaliklerin alansal oranı (%).



Şekil 6.10 : 3. Proses merkez mikro yapıdaki intermetaliklerin alansal oranı (%).

Şekil 6.9 ve Şekil 6.10'daki veriler incelendiğinde, 2. proste ve 3. proste artan sıcaklığın etkisiyle merkezdeki intermetalik oranının azaldığı gözlemlenmiştir. 2. proses ve 3. proses aynı homojen tav sıcaklıkları için kıyaslandığında, 2.prosesin merkezdeki intermetalik alansal oranının daha az olduğu sonucuna ulaşılmıştır. Bunun anlamı, 2. proste merkez hattı segregasyonunun şiddetinin 3. prosesle kıyasla daha az olduğudur. Bu durum, homojen tav öncesi mikro yapılarının birbirine göre farklılık göstermesidir.

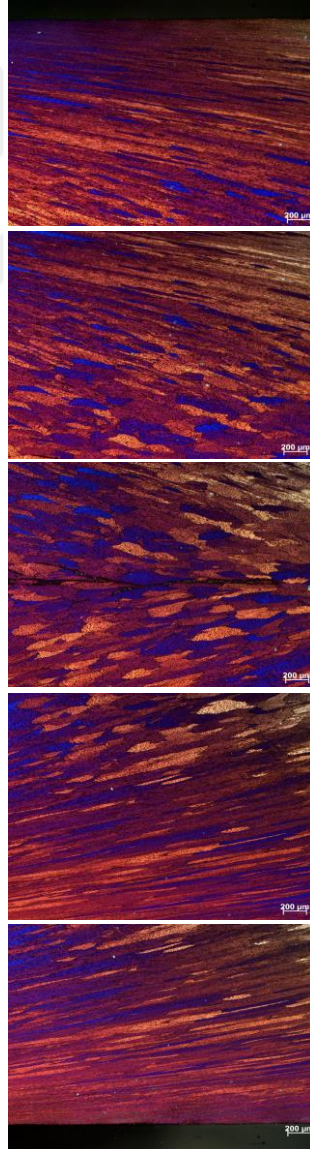
4.Bölüm'de de anlatıldığı üzere, homojen tav, yapıdaki segregasyonları azaltmak, dengede olmayan, düşük ergime sıcaklığına sahip ötektikleri ortadan kaldırmak, dökümden kaynaklanan ve sonrası proses adımları için zararlı mikro yapısal özelliklerin etkisini azaltmak için yapılır. Bu done ve yapılan intermetalik incelemeleri birlikte yorumlandığında, 2. proses 560°C homojen tavlı prosesin en uygun proses olduğu çıktısı elde edilmiştir.

6.1.1.2 Tane incelemesi

İkiz merdane sürekli döküm tekniğinde, katılaşma esnasında oluşan soğuma gradyanı nedeniyle malzemenin mikro yapısı levha kalınlığı boyunca heterojenlik gösterir. İkiz merdane sürekli döküm tekniğinde, birbirine zıt yönde dönen ve içlerinden soğutma suyu geçen iki merdane arasından geçen sıvı metal, bu bölgelerle yüksek hızda katılaşır ve aşırı doymuş yapıyı meydana getirir. Bu teknikte, merdaneler arasından

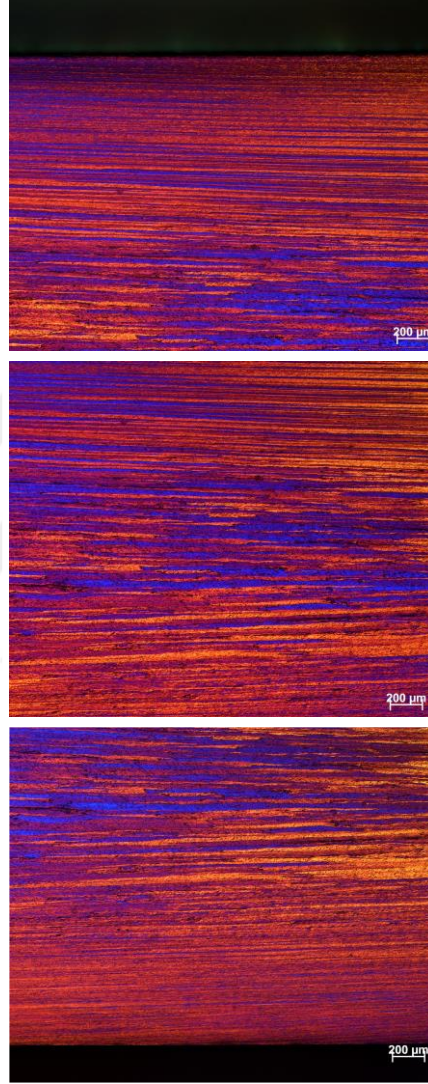
geçen sıvı metal katılaşıırken aynı anda deforme edilir. Bu nedenle tane yapısı, ilk katılan bölgelede küçük ve deformasyon yönüne doğru uzamış olarak gözlemlenir. Katılma hızı, levha kalınlığının merkezinde üst ve alt yüzeylerine göre daha düşüktür. Bu nedenle, malzemenin merkezinde bulunan taneler, üst ve alt yüzeye göre daha iri taneli ve nispeten eş akselidir. Üst ve alt yüzeyin tane yapısı ise ufak ve deformasyon yönünde uzamış tanelerden meydana gelir.

Şekil 6.11’de ikiz merdane sürekli döküm tekniği ile üretilmiş olan 6 mm kalınlığındaki levhanın döküm mikro yapısı bulunmaktadır. Burada, malzeme tane yapısı alt ve üst yüzeylerde küçük ve uzamış tanelerden oluşurken, merkezde daha iri ve nispeten eş aksenli taneler yer almaktadır. Bu yapı aynı zamanda 3. prosesin homojen tav öncesi mikro yapısını temsil etmektedir.



Şekil 6.11 : 6 mm Döküm kalınlığı 5x büyütme başlangıç mikro yapısı.

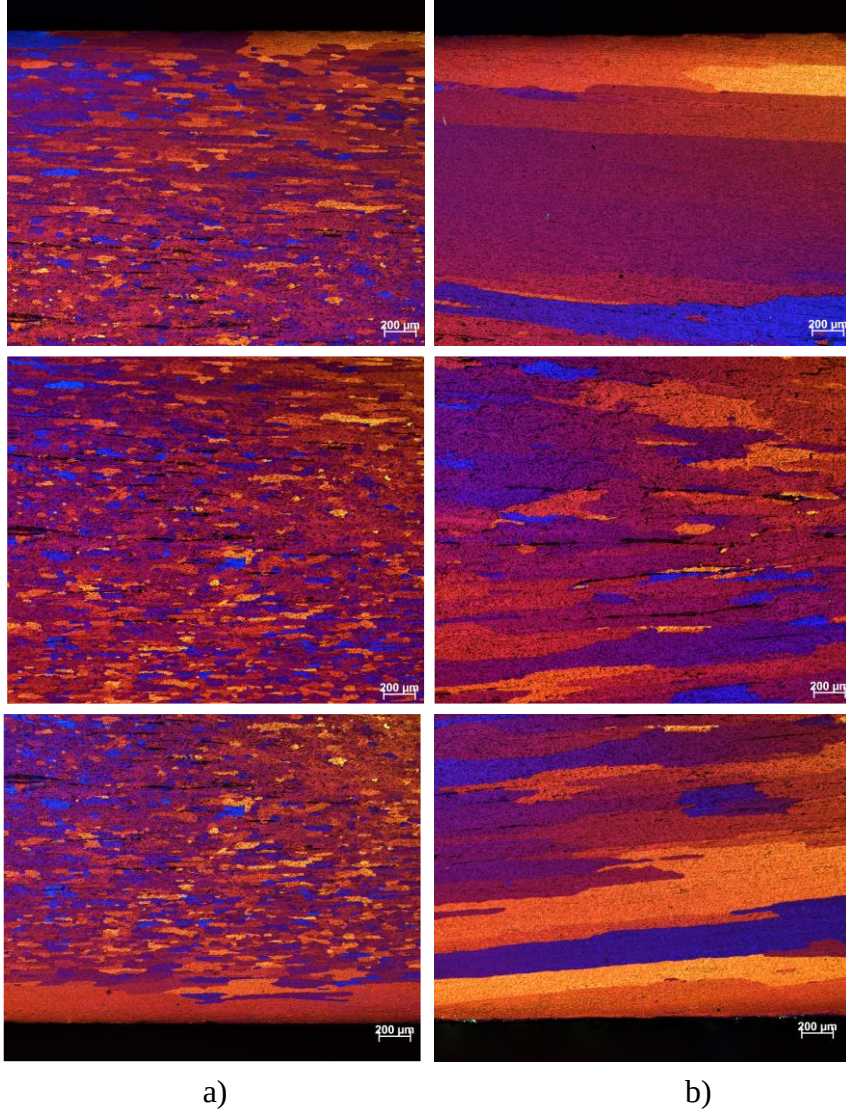
Şekil 6.12’de döküm kalınlığındaki levhanın 3,25 mm kalınlığına soğuk haddelenmesi sonucu elde edilen mikro yapısı yer almaktadır. Bu mikro yapı aynı zamanda 2. prosesin homojen tav öncesi mikro yapısını temsil etmektedir. Şekil 6.12’deki yapı tipik soğuk haddelenmiş yapıyı temsil etmekle birlikte, tanelerin haddeleme yönünde uzadığı gözlemlenmiştir.



Şekil 6.12 : 2.Proses 3,25 mm homojen tavsız 5x büyütme mikro yapı.

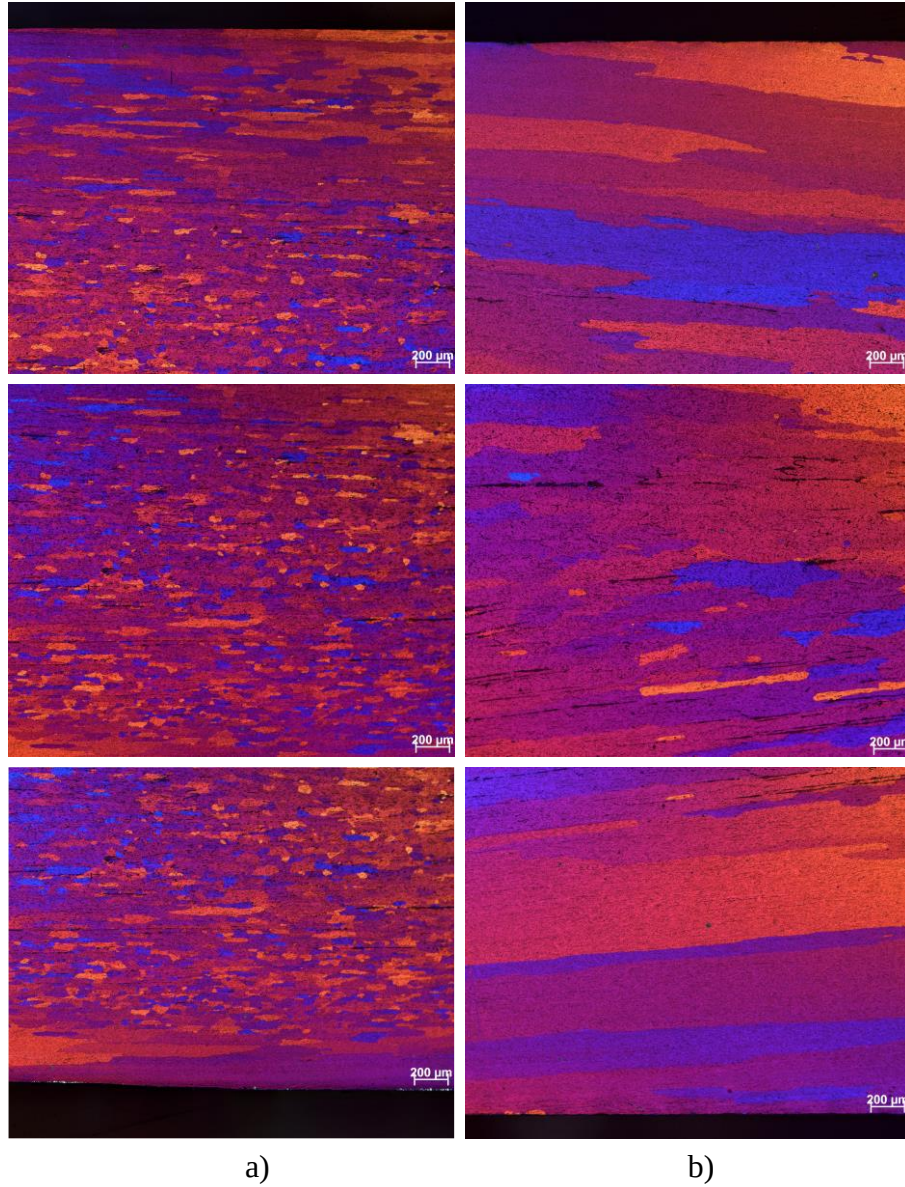
Şekil 6.13’de 2. ve 3. prosesin 500°C’de homojen tav görmüş mikro yapıları yer almaktadır. Homojen tav öncesi deformasyon uygulanması nedeniyle aynı sıcaklıkta çalışılmış olmasına rağmen 2. proste homojen tav sonrası elde edilen tanelerin boyutu 3. proste elde edilen tane boyutuna göre daha küçüktür. 2. prosese ait levhanın alt ve üst yüzeylerinde limitli tane büyümesi gözlemlenmiştir. Bu durumun nedeni, alt ve üst yüzeylerde soğuk deformasyonun etkisinin daha yüksek olması sebebi ile deformasyon sonrası alt ve üst yüzeylerde daha fazla enerji depolanmasıdır.

Bunun doğal sonucu olarak, homojen tav sırasında ilk çekirdeklenme alt ve üst yüzeylerde meydana gelir. Tavlama devam ettikçe tane sınırları çözünerek alt ve üst yüzeylerde tane kabalaşması gözlemlenir.



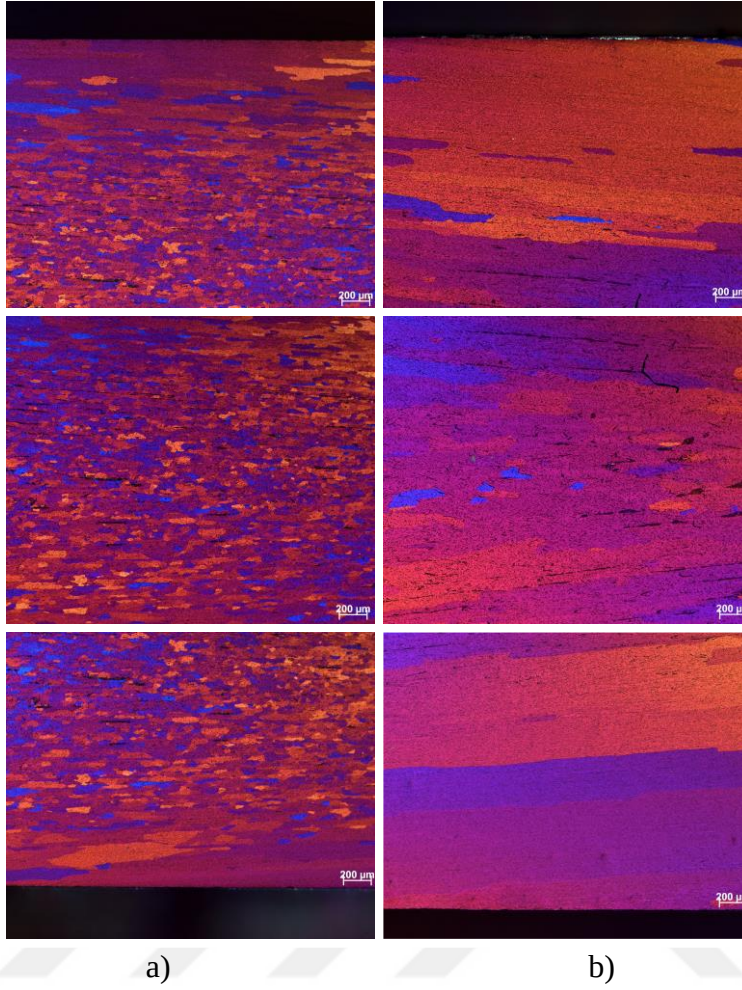
Şekil 6.13 : 500°C homojen tavlı 5x büyütme mikro yapı a) 2.Proses b) 3.Proses.

Şekil 6.14'te 2. ve 3. prosesin 530°C'de homojen tav görmüş mikro yapıları yer almaktadır. Burada, yine homojen tav öncesi soğuk deformasyon görmüş olan 2. prosese ait levhanın tane boyutu, 3. prodesteki tane boyutuna göre daha küçüktür. Şekil 6.13 ve Şekil 6.14 birlikte kıyaslandığında, 3. prosese ait numunelerde, homojen tav sıcaklığının artması ile tanelerinin kabalaştığı, 2. prosese ait numunelerde ise homojen tav sıcaklığının artması ile tane boyutunda belirgin bir fark tespit edilmemiştir. Ancak, 2. prosese ait levhanın alt ve üst yüzeylerinde limitli tane büyümesi gözlemlenmiştir. Alt ve üst yüzeylerdeki limitli tane büyümesi artan homojen tav sıcaklığı ile artmıştır.



Şekil 6.14 : 530°C homojen tavlı 5x büyütme mikro yapı a) 2.Proses b) 3.Proses.

Şekil 6.15'te 2. ve 3. prosesin 560°C'de homojen tav görmüş mikro yapıları yer almaktadır. Burada, homojen tav öncesi soğuk deformasyon görmüş olan 2. prosese ait levhanın tane boyutu, 3. prosesteki tane boyutuna göre daha küçüktür. Şekil 6.14 ve Şekil 6.15 birlikte kıyaslandığında, 3. prosese ait numunelerde, homojen tav sıcaklığının artması ile tanelerinin kabalaştığı, 2. prosese ait numunelerde ise homojen tav sıcaklığının artması ile tane boyutunda belirgin bir fark tespit edilmemiştir. Ancak, 2. prosese ait levhanın alt ve üst yüzeylerinde limitli tane büyümesi gözlemlenmiştir. Alt ve üst yüzeylerdeki limitli tane büyümesi artan homojen tav sıcaklığı ile artmıştır.



Şekil 6.15 : 560°C homojen tavlı 5x büyütme mikro yapı a) 2.Proses b) 3.Proses.

Özet olarak, Şekil 6.13, Şekil 6.14 ve Şekil 6.15 birlikte değerlendirildiğinde, 2. proseste homojen tav sıcaklığının etkisi ile levhanın alt ve üst yüzeylerinde limitli tane büyümesi gözlemlenmiştir ve bu limitli tane büyümesi homojen tav sıcaklığının artması ile artış göstermiştir. 3. proseste ise homojen tav sıcaklığının artışıyla tanelerde irileşme gözlemlenmiştir.

Şekil 6.16’da tüm proseslerin 0,6 mm kalınlığa soğuk haddelenmiş mikro yapıları yer almaktadır. Burada, tüm proseslerde soğuk haddeleme sonrası gözlemlenmesi beklenen tipik deformasyon yönünde uzamış taneler elde edilmiştir. Ancak, 3. proseste homojen tav sonrası taneler aynı sıcaklıkta homojen tav görmüş olmasına rağmen 2. prosese nazaran daha iri olduğu için, 3. prosesin soğuk haddelenmiş mikro yapısındaki uzamış taneler de bu durumun doğal bir sonucu olarak 2.prosesin hadde yönünde uzamış tanelerine göre daha kabadır.

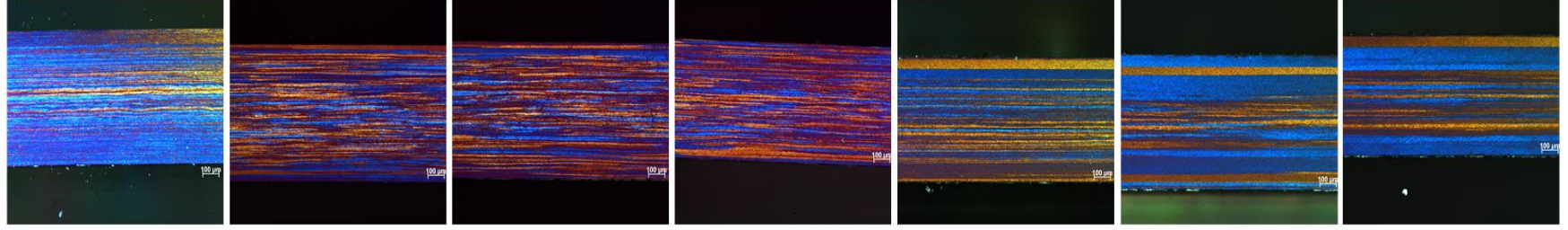
Şekil 6.17’de ise tüm proseslerin 0,6 mm kalınlığında 410°C ve 4 saatte ara tav yapılmış mikro yapılarını içermektedir. Burada, tüm prosese ait levha numunelerinin

yeniden kristalleştiği gözlemlenmektedir. Döküm kalınlığında homojen tav içeren 3. prosese ait levhalar, 1. ve 2. prosese nazaran kesitte daha iri yeniden kristallenmiş taneler içermektedir. Bu durum, homojen tav sonrası mikro yapının bir yansımasıdır. 2. proste artan homojen tav sıcaklığı ile birlikte ara tav sonrası daha ince tane yapısı elde edilmiştir. Kesit boyunca en iyi yeniden kristallenmiş taneleri içeren levha numunesi, 3,25 mm kalınlığında 560°C’de homojen görmüş 2. prosese aittir.

Şekil 6.18’de 0,6 mm kalınlığında 410°C - 4 saat ara tav görmüş tüm proseslere ait numunelerin 0,2 mm kalınlığına haddelenmiş mikro yapıları yer almaktadır. Buradaki sonuçlar, ara tav sonrası elde edilen mikro yapılar ile paralellik göstermekte ve deformasyon yönünde uzamış taneler içermektedir. Döküm kalınlığında homojen tav içeren 3. prosese ait levha numunelerinin haddelenmiş mikro yapısı daha kaba ve uzamış taneler içermektedir.

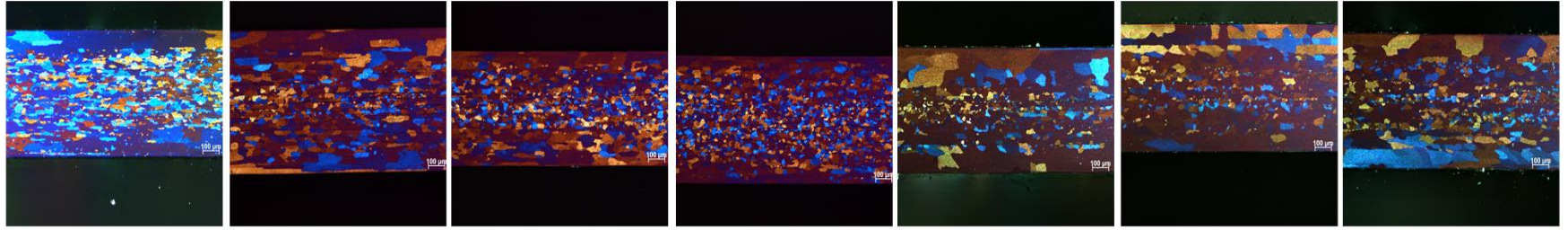
Şekil 6.19’da 0,2 mm kalınlığında 260°C – 4 saat yumuşatma tavı görmüş tüm proseslere ait numunelerin mikro yapılarına yer verilmiştir. Burada, 2. ve 3. prosese ait numunelerin yeniden kristalleştiği ancak homojen tav içermeyen 1. Prosese ait numunenin yeniden kristalleşmediği gözlemlenmektedir. Burada, homojen tav sıcaklığının yeniden kristalleşme sıcaklığını düşürdüğü döneşi onanmaktadır. 3. prosese ait numunelerin yeniden kristalleşmiş taneleri, 2. prosese ait numunelerin yeniden kristalleşmiş tanelerinden daha kabadır. 2. proses ve 3. proses kendi içerisinde değerlendirildiğinde, artan homojen tav sıcaklığı ile yumuşatma tavı görmüş numunelerin yeniden kristalleşmiş taneleri daha ince ve eş eksenlidir.

Şekil 6.20’de 0,2 mm kalınlığında 290°C – 4 saat yumuşatma tavı görmüş tüm proseslere ait numunelerin mikro yapılarına yer verilmiştir. Burada, tüm prosese ait numunelerin yeniden kristalleştiği gözlemlenmektedir. 1. prosesin mikro yapısı, yapılan çekme testi sonucuna göre yorumlanmıştır ve bu mikro yapı, deformasyon yönünde uzamış-kaba yeniden kristalleşmiş taneler içermektedir. 3. prosese ait numunelerin yeniden kristalleşmiş tane yapıları, 2. prosesin yeniden kristalleşmiş tane yapılarına göre daha kabadır. 2. ve 3. proses için, 290°C’de yapılan yumuşatma tavına ait mikro yapılar, 260°C’de yumuşatma tavına ait mikro yapılara göre kesit boyunca daha iri yeniden kristalleşmiş tane içermektedir. Bu durumun nedeni, artan sıcaklık ile tane kabalaşmasıdır. 2. proses ve 3. proses kendi içerisinde değerlendirildiğinde, artan homojen tav sıcaklığı ile yumuşatma tavı görmüş numunelerin yeniden kristalleşmiş taneleri daha ince ve eş eksenlidir.



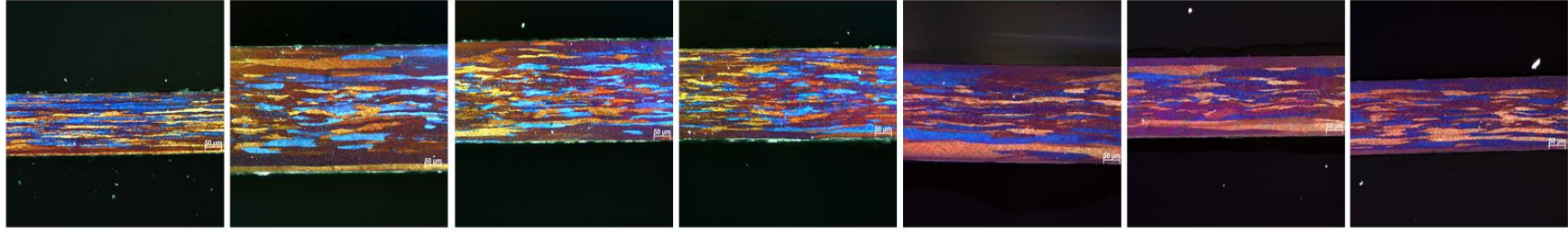
a) b) c) d) e) f) g)

Şekil 6.16 : 0,6 mm ara tav öncesi 10x büyütmedeki mikro yapılar a) 1.Proses b) 2.Proses 500°C HT'li c) 2.Proses 530°C HT'li d) 2.Proses 560°C HT'li e) 3.Proses 500°C HT'li f) 3.Proses 530°C HT'li g) 3.Proses 560°C HT'li.



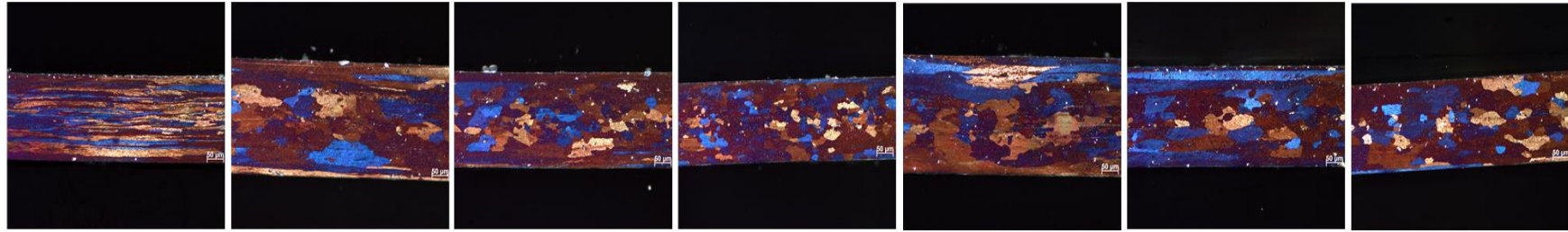
a) b) c) d) e) f) g)

Şekil 6.17 : 0,6 mm 410°C ara tavlı 10x büyütmedeki mikro yapılar a) 1.Proses b) 2.Proses 500°C HT'li c) 2.Proses 530°C HT'li d) 2.Proses 560°C HT'li e) 3.Proses 500°C HT'li f) 3.Proses 530°C HT'li g) 3.Proses 560°C HT'li.



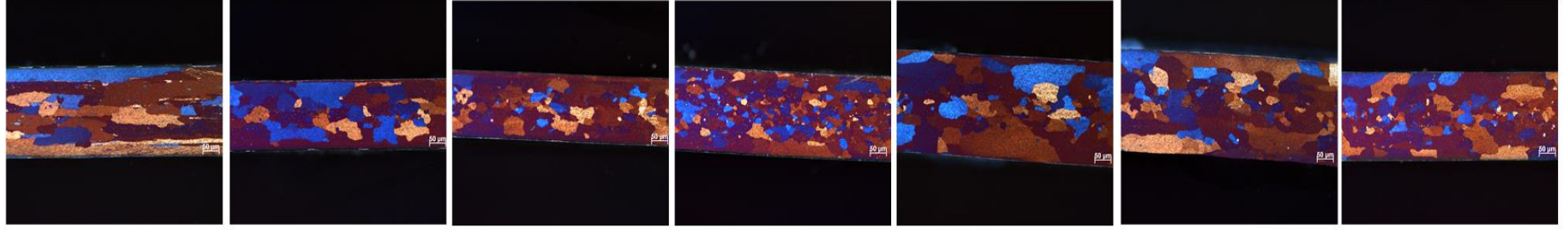
a) b) c) d) e) f) g)

Şekil 6.18 : 0,2 mm 20x büyütmedeki mikro yapılar a) 1.Proses b) 2.Proses 500°C HT'li c) 2.Proses 530°C HT'li d) 2.Proses 560°C HT'li e) 3.Proses 500°C HT'li f) 3.Proses 530°C HT'li g) 3.Proses 560°C HT'li.



a) b) c) d) e) f) g)

Şekil 6.19 : 0,2 mm 260°C yumuşak tavlı 20x büyütmedeki mikro yapılar a) 1.Proses b) 2.Proses 500°C HT'li c) 2.Proses 530°C HT'li d) 2.Proses 560°C HT'li e) 3.Proses 500°C HT'li f) 3.Proses 530°C HT'li g) 3.Proses 560°C HT'li.



a)

b)

c)

d)

e)

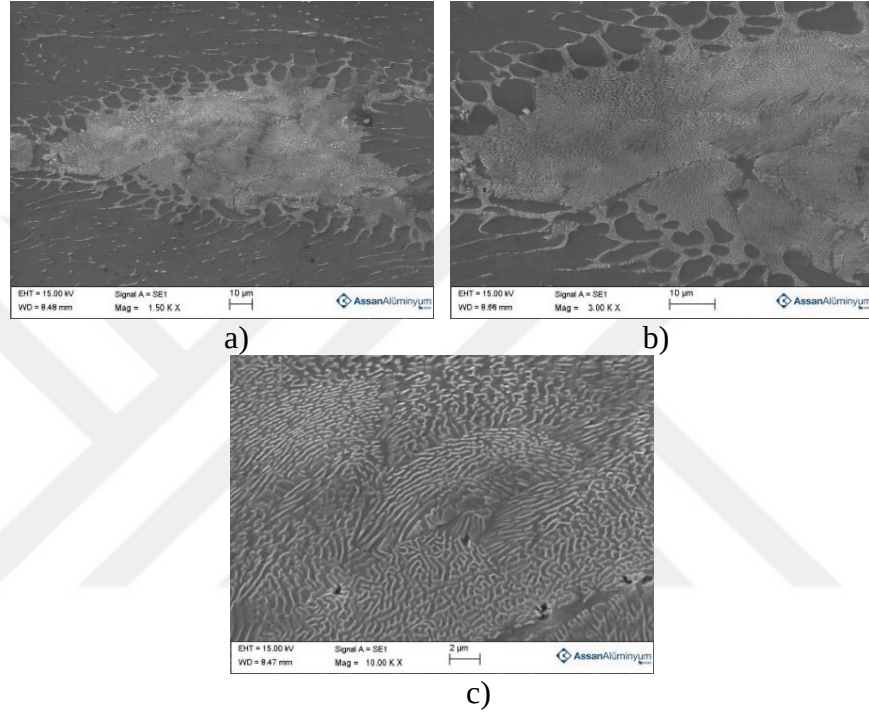
f)

g)

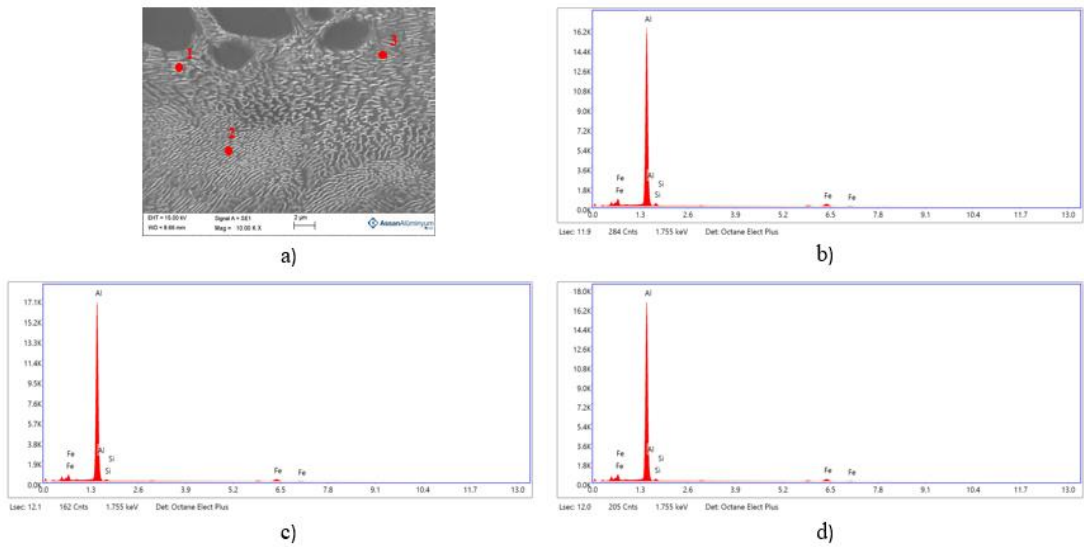
Şekil 6.20 : 0,2 mm 290°C yumuşak tavlı 20x büyütmedeki mikro yapılar a) 1.Proses b) 2.Proses 500°C HT'li c) 2.Proses 530°C HT'li d) 2.Proses 560°C HT'li e) 3.Proses 500°C HT'li f) 3.Proses 530°C HT'li g) 3.Proses 560°C HT'li.

6.1.2 SEM-EDS analizi

Şekil 6.21’de ikiz merdane döküm tekniği ile üretilmiş 6 mm döküm kalınlığındaki numunenin farklı büyütmelerdeki taramalı elektron mikroskop görüntüleri yer almaktadır. Şekil 6.22’de aynı numunenin EDS analizine, Çizelge 6.1’de ise EDS analizi sonucu elde edilen elementer oranlara yer verilmiştir. Analiz sonuçları birlikte yorumlandığında, döküm kalınlığında baskın fazın AlFeSi fazı olduğu görülmektedir.



Şekil 6.21 : 6 mm döküm kalınlığı L kesit SEM görüntüleri a) 1500x büyütme b) 3000x büyütme c) 10000x büyütme.

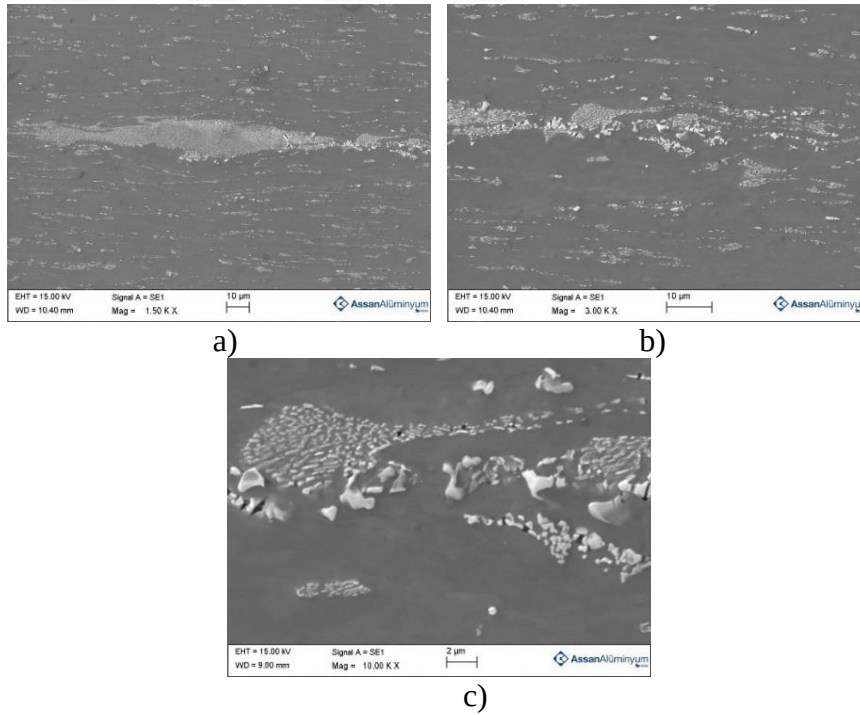


Şekil 6.22 : 6 mm döküm kalınlığı L kesit EDS analizi a) 10000x büyütme b) 1 numaralı analiz bölgesi c) 2 numaralı analiz bölgesi d) 3 numaralı analiz bölgesi.

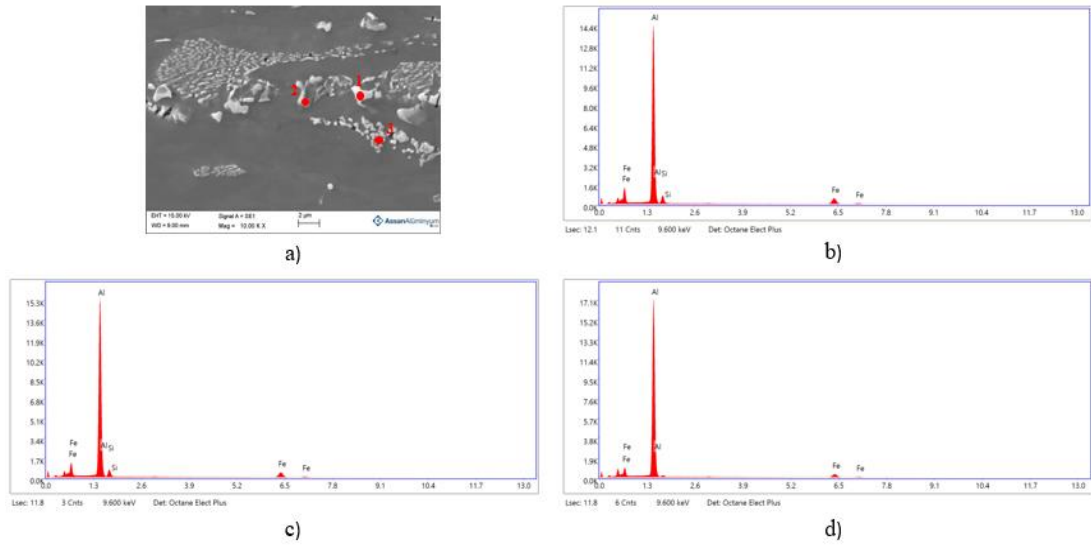
Çizelge 6.1 : 6 mm döküm kalınlığı L kesit EDS analizi elementer oranlar.

Analiz Bölgesi	Element	Ağırlıkça Oran %	Atomsal Oran %
1	Al	89,74	93,8
	Fe	8,25	4,17
	Si	2,01	2,02
2	Al	92,17	95,56
	Fe	6,8	3,4
	Si	1,04	1,03
3	Al	91,34	94,92
	Fe	7,17	1,48
	Si	1,49	1,48

Şekil 6.23’de 6 mm döküm kalınlığından 3,25 mm kalınlığa kadar deforme edilmiş numunenin farklı büyütmelerdeki taramalı elektron mikroskop görüntüleri yer almaktadır. Şekil 6.24’te aynı numunenin EDS analizine, Çizelge 6.2’de ise EDS analizi sonucu elde edilen elementer oranlara yer verilmiştir. Analiz sonuçları birlikte yorumlandığında, döküm sonrası sadece soğuk deformasyon görmüş yapıda da baskın fazın AlFeSi fazı olduğu görülmektedir.



Şekil 6.23 : 2.Proses 3,25 mm homojen tavsız numunenin L kesit SEM görüntüleri a) 1500x büyütme b) 3000x büyütme c) 10000x büyütme.



Şekil 6.24 : 2.Proses 3,25 mm homojen tavsız numunenin L kesit EDS analizi
a) 10000x büyütme b) 1 numaralı analiz bölgesi c) 2 numaralı analiz bölgesi
d) 3 numaralı analiz bölgesi.

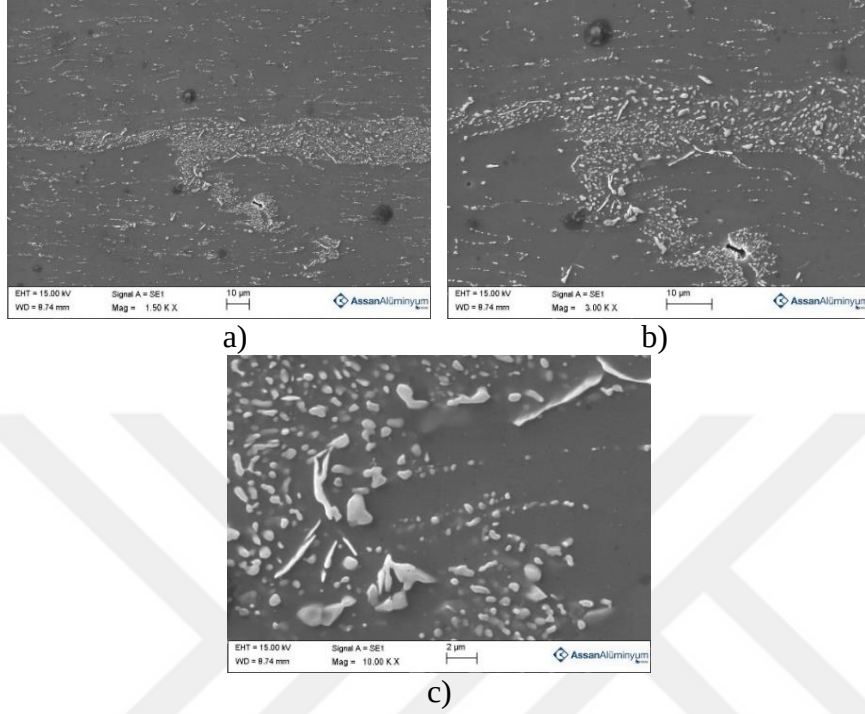
Çizelge 6.2 : 2.Proses 3,25 mm homojen tavsız numunenin L kesit EDS analizi
elementer oranlar.

Analiz Bölgesi	Element	Ağırlıkça Oran %	Atomsal Oran %
1	Al	78,21	85,80
	Fe	16,72	8,86
	Si	5,07	5,34
2	Al	80,53	87,32
	Fe	14,68	7,69
	Si	4,79	4,99
3	Al	89,42	94,59
	Fe	10,58	5,41
	Si	-	-

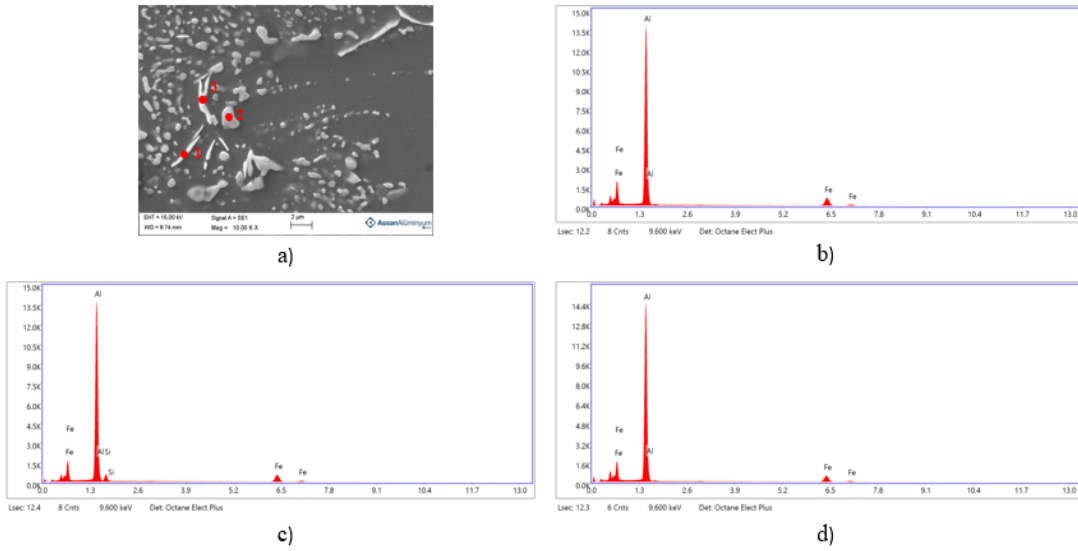
2. ve 3. prosesin homojen tav öncesi yapıları, Şekil 6.21 ve Şekil 6.23 baz alınarak kıyaslandığında, 2. prosesin homojen tav öncesine ait mikro yapısında, merkez hattı segregasyon şiddetinin daha az olduğu tespit edilmiştir. Bunun sebebi, deformasyonun neden olduğu mekanik etki ile merkez hattı segregasyonunun bir miktar dağılmasıdır. Bu sonuç, optik mikroskop görüntüleri ile de paralellik göstermektedir.

Şekil 6.25’de ikiz merdane döküm tekniği ile üretilmiş 3,25 mm kalınlığında 500°C homojen tav görmüş numunenin farklı büyütme ölçeklerinde taramalı elektron mikroskop görüntüleri yer almaktadır. Şekil 6.26’de aynı numunenin EDS analizine, Çizelge 6.3’de ise EDS analizi sonucu elde edilen elementer oranlara yer verilmiştir. Analiz

sonuçları birlikte yorumlandığında, homojen tav sonrası iğnesel ve AlFeSi fazına göre daha büyük boyutlu Al_3Fe fazının oluştuğu hem SEM görüntülerinde hem de EDS analizi sonucunda tespit edilmiştir. Bu yapıda, hala AlFeSi fazı baskındır.



Şekil 6.25 : 2.Proses 500 °C homojen tavlı numunenin L kesit SEM görüntüleri
a) 1500x büyütme b) 3000x büyütme c) 10000x büyütme.

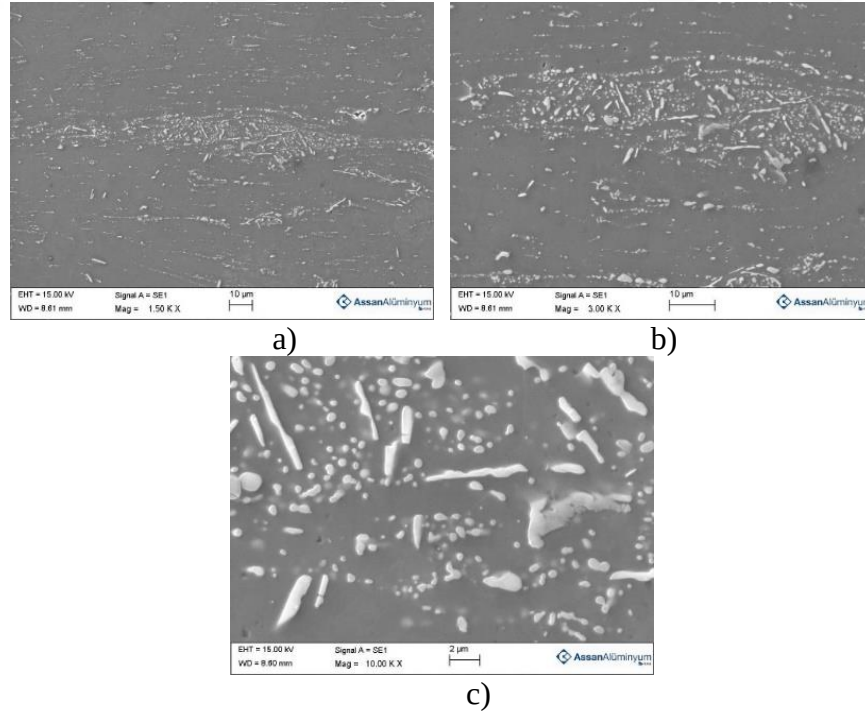


Şekil 6.26 : 2.Proses 500 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi
a) 10000x büyütme b) 1 numaralı analiz bölgesi c) 2 numaralı analiz bölgesi d) 3 numaralı analiz bölgesi.

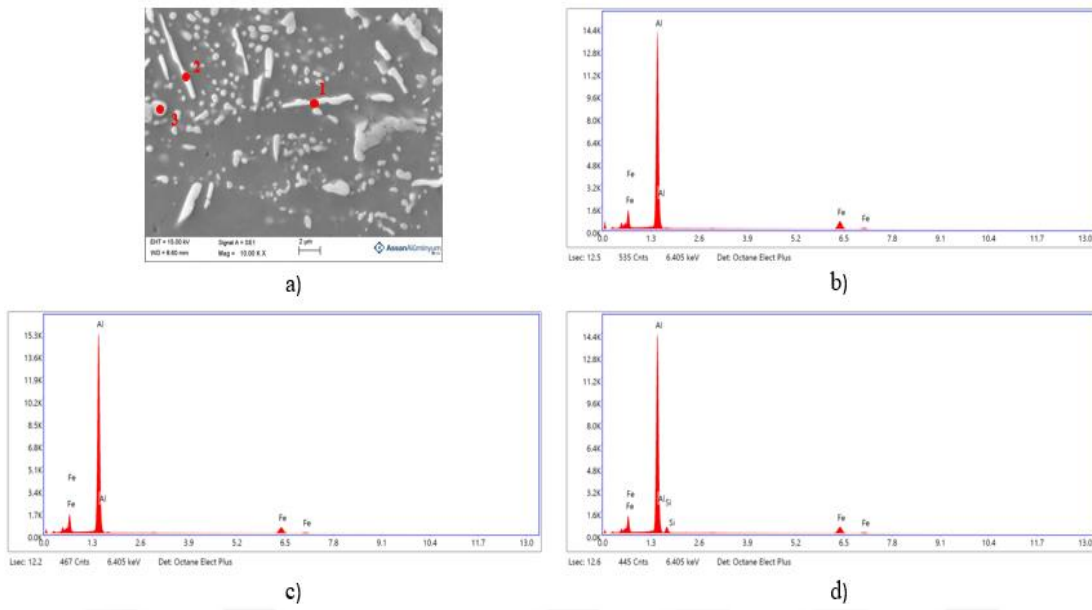
Çizelge 6.3 : 2.Proses 500 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi elementer oranları.

Analiz Bölgesi	Element	Ağırlıkça Oran %	Atomsal Oran %
1	Al	81,81	90,30
	Fe	18,19	9,70
	Si	-	-
2	Al	76,80	85,34
	Fe	19,03	10,22
	Si	4,17	4,45
3	Al	77,99	88,00
	Fe	22,01	12,00
	Si	-	-

Şekil 6.27’de ikiz merdane döküm tekniği ile üretilmiş 3,25 mm kalınlığında 530°C homojen tav görmüş numunenin farklı büyütmelemlerdeli taramalı elektron mikroskop görüntüleri yer almaktadır. Şekil 6.28’de aynı numunenin EDS analizine, Çizelge 6.4’de ise EDS analizi sonucu elde edilen elementer oranlara yer verilmiştir. Analiz sonuçları birlikte yorumlandığında, homojen tav sıcaklığının artışıyla beraber yapıda Al_3Fe fazının arttığı tespit edilmiştir. Bu yapıda, hala $AlFeSi$ fazı baskındır.



Şekil 6.27 : 2.Proses 530 °C homojen tavlı numunenin L kesit SEM görüntüleri a) 1500x büyütme b) 3000x büyütme c) 10000x büyütme.

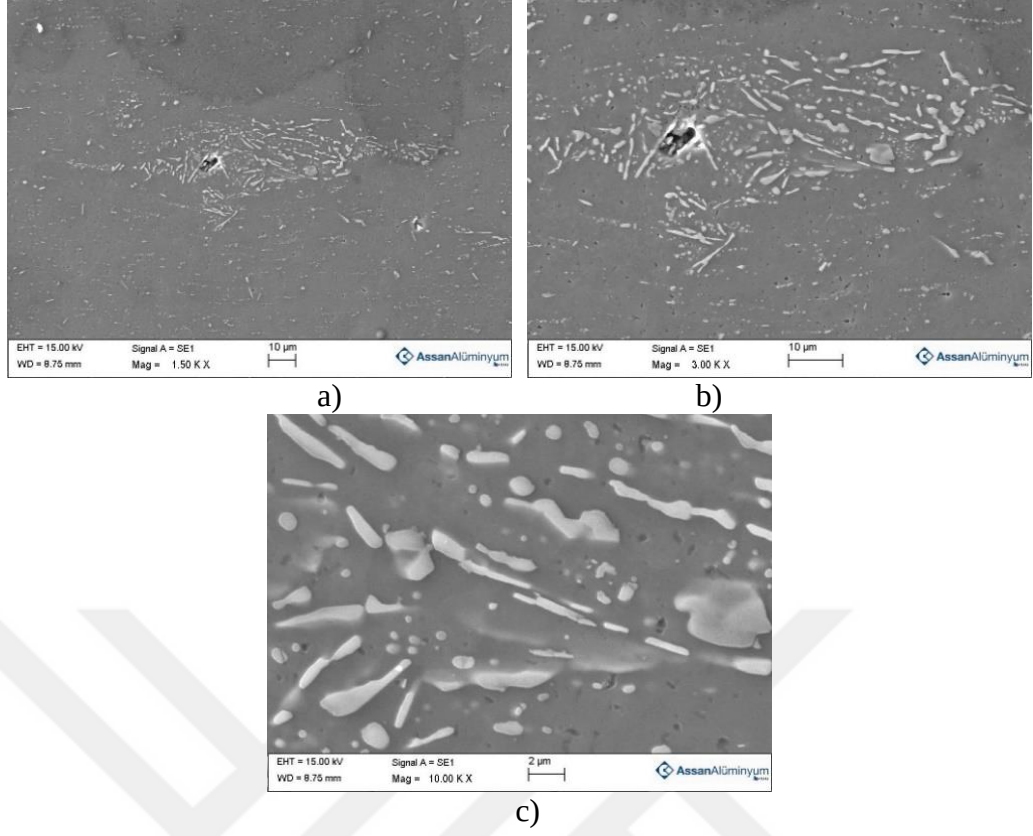


Şekil 6.28 : 2.0530 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi a) 10000x büyütme b) 1 numaralı analiz bölgesi c) 2 numaralı analiz bölgesi d) 3 numaralı analiz bölgesi.

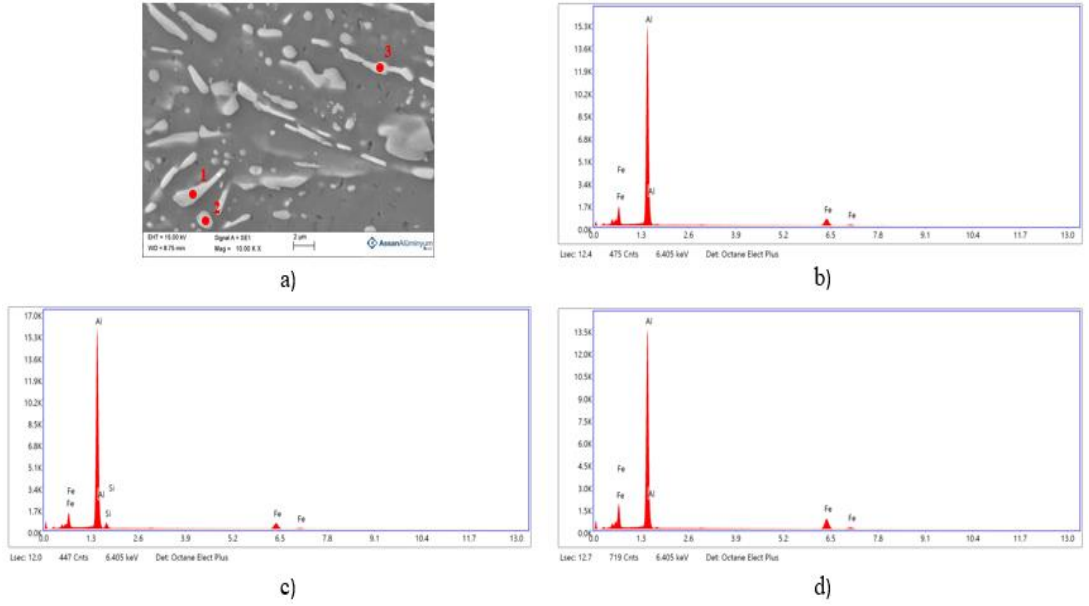
Çizelge 6.4 : 2.0530 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi elementer oranlar.

Analiz Bölgesi	Element	Ağırlıkça Oran %	Atomsal Oran %
1	Al	79,70	89,04
	Fe	20,30	10,96
	Si	-	-
2	Al	83,69	91,39
	Fe	16,31	8,61
	Si	-	-
3	Al	79,42	87,32
	Fe	17,26	9,17
	Si	3,32	3,51

Şekil 6.29’de ikiz merdane döküm tekniği ile üretilmiş 3,25 mm kalınlığında 560°C homojen tav görmüş numunenin farklı büyütme ölçeklerinde taramalı elektron mikroskop görüntüleri yer almaktadır. Şekil 6.30’de aynı numunenin EDS analizine, Çizelge 6.5’de ise EDS analizi sonucu elde edilen elementer oranlara yer verilmiştir. Analiz sonuçları birlikte yorumlandığında, homojen tav sıcaklığının artışıyla beraber yapıda Al_3Fe fazının arttığı tespit edilmiştir.



Şekil 6.29 : 2.Proses 560 °C homojen tavlı numunenin L kesit SEM görüntüleri
a) 1500x büyütme b) 3000x büyütme c) 10000x büyütme.



Şekil 6.30 : 2.Proses 560 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi
a) 10000x büyütme b) 1 numaralı analiz bölgesi c) 2 numaralı analiz bölgesi
d) 3 numaralı analiz bölgesi.

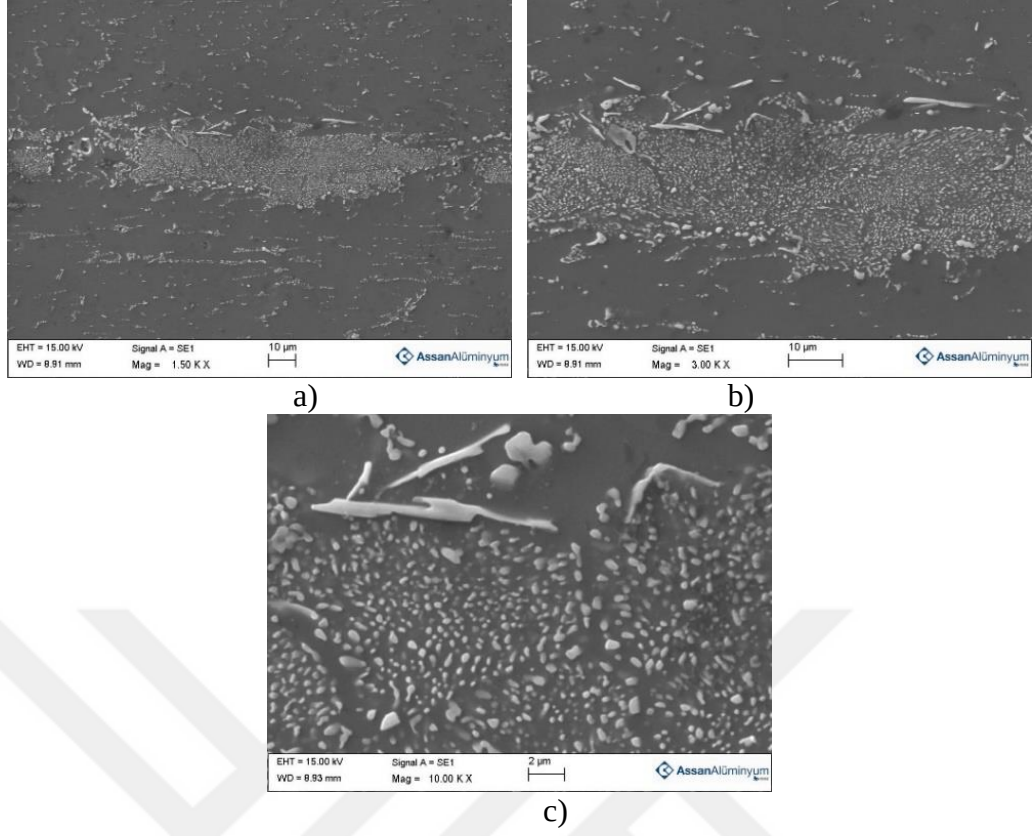
Çizelge 6.5 : 2.Proses 560 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi elementer oranlar.

Analiz Bölgesi	Element	Ağırlıkça Oran %	Atomsal Oran %
1	Al	81,61	90,18
	Fe	18,39	9,82
	Si	-	-
2	Al	81,45	88,59
	Fe	15,33	8,05
	Si	3,22	3,36
3	Al	75,24	86,28
	Fe	24,76	13,72
	Si	-	-

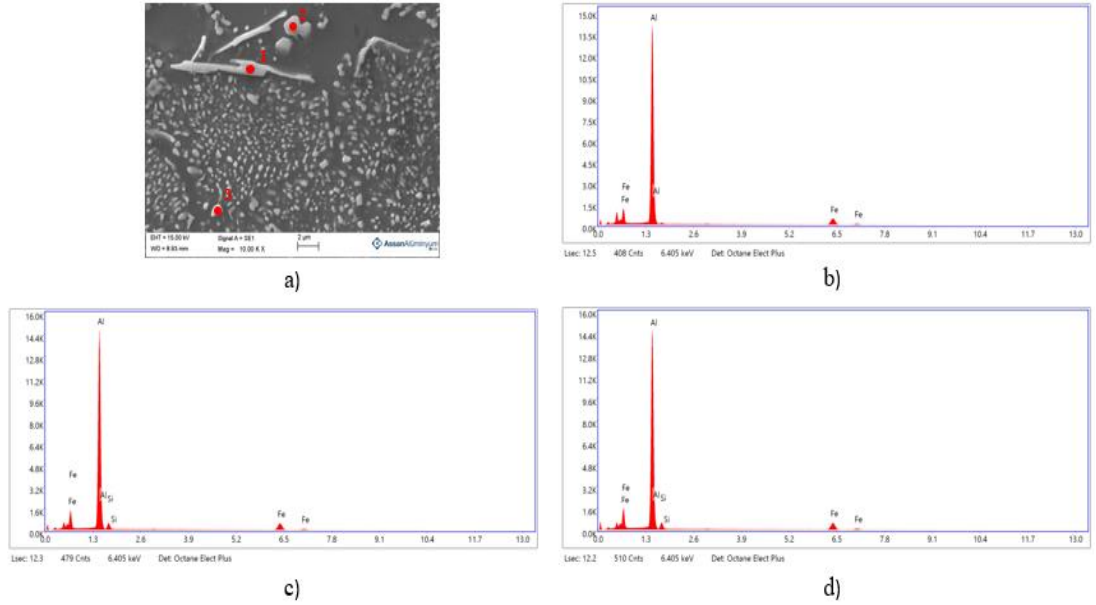
2. proses sonuçlarına göre, deforme edilmiş yapıda AlFeSi fazının baskın olduğu tespit edilmiştir. Homojen tav sıcaklığının etkisiyle AlFeSi fazının neredeyse küresel bir forma dönüştüğü ve sıcaklık artışıyla beraber boyutlarının genel olarak küçüldüğü gözlemlenmiştir. Diğer yandan, homojenizasyon işleminin etkisi ile iğnesel bir görünüme sahip Al₃Fe fazının oluştuğu ve bu fazın homojen tav sıcaklığı arttıkça yapıda miktarının arttığı ve irileştiği tespit edilmiştir.

Bölüm 6.1.1.2 Tane incelemesi kısmında, 2. prosese ait 0,6 mm’de yapılan ara tav sonrası ve 0,2 mm kalınlıkta yapılan yumuşatma tavlari sonrası yapılarda, tane boyutunun homojen tav sıcaklığının artışıyla beraber küçüldüğü ve daha fazla yeniden kristallenmiş tane olduğu tespit edilmişti. Bu bölümde ise, homojen tav sıcaklığının artması ile Al₃Fe fazının yapı içerisinde miktarının arttığı ve irileştiği gözlemlenmiştir. Bu bilgiler ışığında, Al₃Fe fazının daha baskın olduğu homojen tav sıcaklığı olan 560°C’de en iyi çekirdeklenme ve tane yapısı elde edilmiştir. Sonuç olarak, mikro yapısal özellikler göz önünde bulundurulduğunda, homojen tav için en uygun sıcaklığın 560°C olduğu tespit edilmiştir.

Şekil 6.31’de ikiz merdane döküm tekniği ile üretilmiş 6 mm döküm kalınlığında 500 °C’de homojen tav görmüş numunenin farklı büyütmelelerdeki taramalı elektron mikroskop görüntüleri yer almaktadır. Şekil 6.32’de aynı numunenin EDS analizine, Çizelge 6.6’da ise EDS analizi sonucu elde edilen elementer oranlara yer verilmiştir. Analiz sonuçları birlikte yorumlandığında, döküm kalınlığında baskın fazın AlFeSi fazı olduğu görülmektedir. Homojen tav sonrası iğnesel ve AlFeSi fazına göre daha büyük boyutlu Al₃Fe fazının oluştuğu hem SEM görüntülerinde hem de EDS analizi sonucunda tespit edilmiştir.



Şekil 6.31 : 3.Proces 500 °C homojen tavlı numunenin L kesit SEM görüntüleri
a) 1500x büyütme b) 3000x büyütme c) 10000x büyütme.

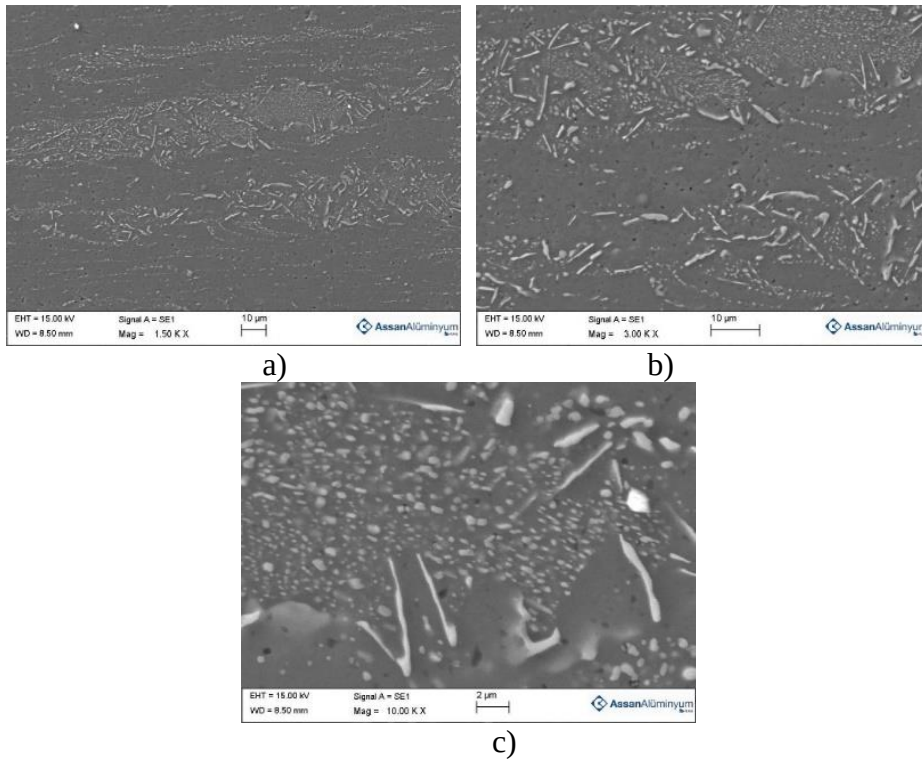


Şekil 6.32 : 3.Proces 500 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi
a) 10000x büyütme b) 1 numaralı analiz bölgesi c) 2 numaralı analiz bölgesi
d) 3 numaralı analiz bölgesi.

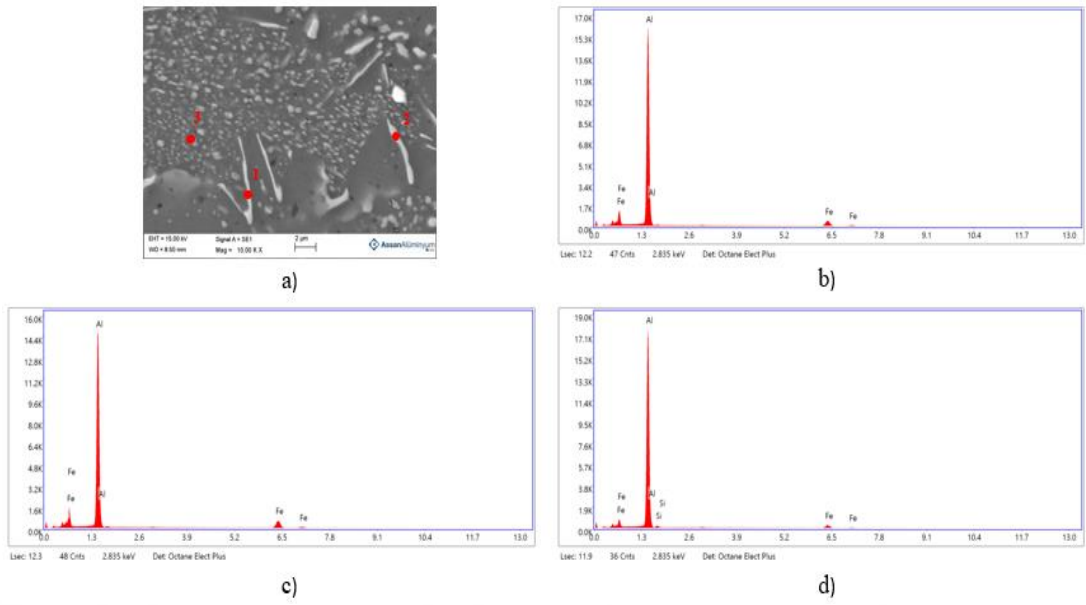
Çizelge 6.6 : 3.Proses 500 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi elementer oranlar.

Analiz Bölgesi	Element	Ağırlıkça Oran %	Atomsal Oran %
1	Al	80,98	88,61
	Fe	22,58	11,39
	Si	-	-
2	Al	79,22	87,05
	Fe	17,11	9,08
	Si	3,67	3,87
3	Al	78,98	86,88
	Fe	17,30	9,19
	si	3,72	3,93

Şekil 6.33’de ikiz merdane döküm tekniği ile üretilmiş 6 mm kalınlığında 530°C homojen tav görmüş numunenin farklı büyütmelerdeli taramalı elektron mikroskop görüntüleri yer almaktadır. Şekil 6.34’de aynı numunenin EDS analizine, Çizelge 6.7’de ise EDS analizi sonucu elde edilen elementer oranlara yer verilmiştir. Analiz sonuçları birlikte yorumlandığında, homojen tav sıcaklığının artışıyla beraber yapıda Al_3Fe fazının arttığı tespit edilmiştir.



Şekil 6.33 : 3.Proses 530 °C homojen tavlı numunenin L kesit SEM görüntüleri
a) 1500x büyütme b) 3000x büyütme c) 10000x büyütme.

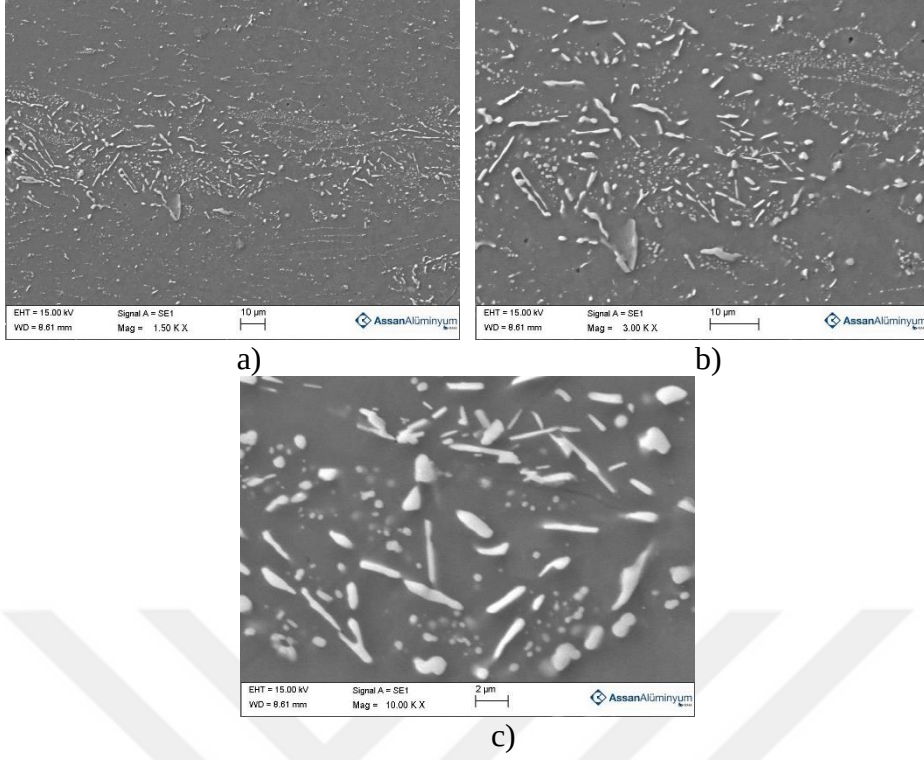


Şekil 6.34 : 3.Proses 530 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi
a) 10000x büyütme b) 1 numaralı analiz bölgesi c) 2 numaralı analiz bölgesi
d) 3 numaralı analiz bölgesi.

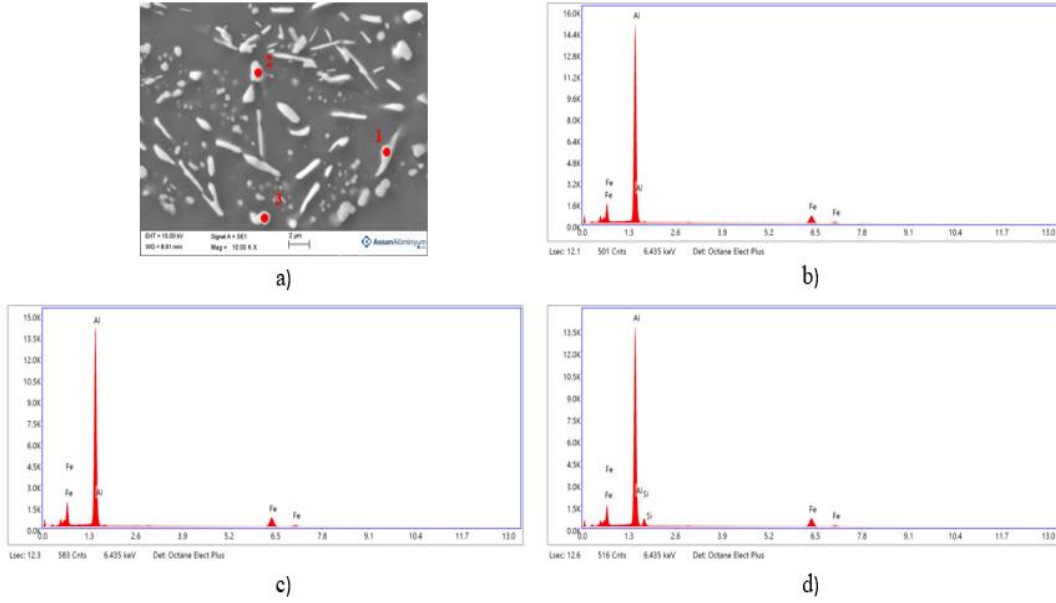
Çizelge 6.7 : 3.Proses 530 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi
elementer oranlar.

Analiz Bölgesi	Element	Ağırlıkça Oran %	Atomsal Oran %
1	Al	85,59	92,48
	Fe	14,41	7,52
	Si	-	-
2	Al	81,32	90,15
	Fe	79,46	9,85
	Si	-	-
3	Al	90,60	94,64
	Fe	8,18	4,13
	Si	1,23	1,23

Şekil 6.35’de ikiz merdane döküm tekniği ile üretilmiş 6 mm kalınlığında 560°C homojen tav görmüş numunenin farklı büyütme ölçeklerinde taramalı elektron mikroskop görüntüleri yer almaktadır. Şekil 6.36’da aynı numunenin EDS analizine, Çizelge 6.8’de ise EDS analizi sonucu elde edilen elementer oranlara yer verilmiştir. Analiz sonuçları birlikte yorumlandığında, homojen tav sıcaklığının artışıyla beraber yapıda Al_3Fe fazının arttığı tespit edilmiştir.



Şekil 6.35 : 3.Proses 560 °C homojen tavlı numunenin L kesit SEM görüntüleri
a) 1500x büyütme b) 3000x büyütme c) 10000x büyütme.



Şekil 6.36 : 3.Proses 560 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi
a) 10000x büyütme b) 1 numaralı analiz bölgesi c) 2 numaralı analiz bölgesi
d) 3 numaralı analiz bölgesi.

Çizelge 6.8 : 3.Proses 560 °C homojen tavlı numunenin L kesit EDS analizi elementer oranlar.

Analiz Bölgesi	Element	Ağırlıkça Oran %	Atomsal Oran %
1	Al	80,38	89,45
	Fe	19,62	10,55
	Si	-	-
2	Al	77,68	87,81
	Fe	22,32	12,19
	Si	-	-
3	Al	75,75	84,77
	Fe	20,28	10,96
	Si	3,97	4,27

3. proses sonuçlarına göre, homojen tav sıcaklığının etkisiyle AlFeSi fazının neredeyse küresel bir forma dönüştüğü ve sıcaklık artışıyla beraber boyutlarının genel olarak küçüldüğü gözlemlenmiştir. Diğer yandan, homojenizasyon işleminin etkisi ile iğnesel bir görünüme sahip Al_3Fe fazının oluştuğu ve bu fazın homojen tav sıcaklığı arttıkça yapıda miktarının arttığı ve irileştiği tespit edilmiştir.

Bölüm 6.1.1.2 Tane incelemesi kısmında, 3. prosese ait 0,6 mm’de yapılan ara tav sonrası ve 0,2 mm kalınlıkta yapılan yumuşatma tavlari sonrası yapılarda, tane boyutunun homojen tav sıcaklığının artışıyla beraber küçüldüğü ve daha fazla yeniden kristallenmiş tane olduğu tespit edilmişti. Bu bölümde ise, homojen tav sıcaklığının artması ile Al_3Fe fazının yapı içerisinde miktarının arttığı ve irileştiği gözlemlenmiştir. Bu bilgiler ışığında, Al_3Fe fazının diğer homojen tav sıcaklıklarına göre daha baskın olduğu 560°C homojen tav sıcaklığında en iyi çekirdeklenme ve tane yapısı elde edilmiştir. Sonuç olarak, mikro yapısal özellikler göz önünde bulundurulduğunda, homojen tav için en uygun sıcaklığın 560°C olduğu tespit edilmiştir.

2. proses ve 3. proseste de en iyi mikro yapısal özellikler 560°C’de homojen tavlınmış numunelerde elde edilmiştir. Ancak, en iyi mikro yapısal özellikler 2. proses 560°C’de elde edilmiştir. Bu durumun temel sebepleri, 2. prosesin homojen tav öncesi deformasyon görmesidir.

6.2 Mekanik Özellik İncelemeleri

6.2.1 Çekme testi sonuçları

Bu bölümde, üç ana prosese ait levhaların, nihai kalınlık olan 0,2 mm kalınlığında 260°C ve 290°C’de yumuşatma tavı görmüş numunelerine uygulanmış çekme testi sonuçları bulunmaktadır. Toplamda on dört prosese ait numuneler, haddeme yönüne göre 0-45-90° yönlerinde çekme testine tabi tutulmuş ve testler her yön için üç kere tekrarlanmıştır. Çizelgelerde yer alan değerler üç tekrarlı testin ortalamasıdır.

Çizelge 6.9’da 0,2 mm kalınlığında 260°C yumuşatma tavı görmüş numuneye ait akma, çekme, uzama ve homojen uzama değerlerine yer verilmiştir. Bölüm 6.1.1.2 Tane incelemesi kısmında yer alan optik mikroskop görüntüleri ile birlikte yorum yapıldığında, yeniden kristalleşmenin gerçekleşmediği tespit edilmiştir. Bu sonuca göre, homojen tav görmeyen 1.proses için 0,2 mm kalınlığında tanelerin yeniden kristalleşmesi için 260°C sıcaklık yeterli değildir.

Çizelge 6.9 : 1. Proses homojen tavsız - 0,2 mm’de 260°C yumuşatma tavlı mekanik test sonuçları.

Numune	Numune Yönü	Akma Mukavemeti, MPa	Çekme Mukavemeti, MPa	Uzama A _{50mm} (%)	Homojen Uzama (%)
1P-0,2 mm 260°C	0°	87,2	102,0	3,3	2,7
1P-0,2 mm 260°C	45°	95,3	102,1	2,1	1,5
1P-0,2 mm 260°C	90°	98,2	103,0	0,5	0,4

Çizelge 6.10’de 2.proses a ait 3,25 mm kalınlığında 500°C, 530°C ve 560°C sıcaklıklarında homojen tavlı ve 0,2 mm kalınlığında 260°C yumuşatma tavı görmüş numunelere ait akma, çekme, uzama ve homojen uzama değerlerine yer verilmiştir. Bölüm 6.1.1.2 Tane incelemesi kısmında yer alan optik mikroskop görüntüleri ile birlikte yorum yapıldığında, yeniden kristalleşmenin tüm sıcaklıklarda gerçekleştiği tespit edilmiştir. 2. prosesin 560°C’de homojen tavlı numunesinde en iyi uzama değerleri elde edilmiştir.

Çizelge 6.10 : 2. Proses 3,25 mm’de homojen tavlı - 0,2 mm’de 260°C yumuşatma tavlı levhaların mekanik test sonuçları.

Numune	Numune Yönü	Akma Mukavemeti, MPa	Çekme Mukavemeti, MPa	Uzama A _{50mm} (%)	Homojen Uzama (%)
2P-500°C 0,2 mm-260°C	0°	47,3	72,6	22,3	16,8
2P-500°C 0,2 mm-260°C	45°	50,8	74,2	11,1	9,6
2P-500°C 0,2 mm-260°C	90°	42,6	66,1	10,6	9,8
2P-530°C 0,2 mm-260°C	0°	43,9	68,6	19,2	16,2
2P-530°C 0,2 mm-260°C	45°	47,5	74,5	17,2	15,8
2P-530°C 0,2 mm-260°C	90°	45,1	65,1	11,6	10,7
2P-560°C 0,2 mm-260°C	0°	39,3	75,5	20,8	19
2P-560°C 0,2 mm-260°C	45°	37,9	72,0	18,8	17,9
2P-560°C 0,2 mm-260°C	90°	37,9	68,5	18,2	17,1

Çizelge 6.11’de 3.proses a ait 6 mm kalınlığında 500°C, 530°C ve 560°C sıcaklıklarında homojen tavlı ve 0,2 mm kalınlığında 260°C yumuşatma tavlı görmüş numunelere ait akma, çekme, uzama ve homojen uzama değerlerine yer verilmiştir. Bölüm 6.1.1.2 Tane incelemesi kısmında yer alan optik mikroskop görüntüleri ile birlikte yorum yapıldığında, yeniden kristalleşmenin tüm sıcaklıklarda gerçekleştiği tespit edilmiştir. 3. prosesin 560°C’de homojen tavlı numunesinde en iyi uzama değerleri elde edilmiştir.

Çizelge 6.10 ve Çizelge 6.11’deki değerler ile Bölüm 6.1.1.2 Tane incelemesi kısmı birlikte değerlendirildiğinde, en iyi mikro yapısal ve mekanik değerler 2.prosesin 560°C’de homojen tavlı numunesinde elde edilmiştir.

Çizelge 6.12’de 0,2 mm kalınlığında 290°C yumuşatma tavlı görmüş numuneye ait akma, çekme, uzama ve homojen uzama değerlerine yer verilmiştir. Bölüm 6.1.1.2 Tane incelemesi kısmında yer alan optik mikroskop görüntüleri ile birlikte yorum yapıldığında, yeniden kristalleşmenin gerçekleştiği tespit edilmiştir. Ancak, burada

yeniden kristalleşmiş tane yapısı kaba ve yönlenmiştir. Bu sonuca göre, homojen tav görmeyen 1. proses için 0,2 mm kalınlığında tanelerin yeniden kristalleşmesi için 290°C sıcaklık yeterlidir.

Çizelge 6.11 : 3. Proses 6 mm’de homojen tavlı - 0,2 mm’de 260°C yumuşatma tavlı levhaların mekanik test sonuçları.

Numune	Numune Yönü	Akma Mukavemeti, MPa	Çekme Mukavemeti, MPa	Uzama A _{50mm} (%)	Homojen Uzama (%)
3P-500°C 0,2 mm-260°C	0°	55,4	78,7	10,9	9,5
3P-500°C 0,2 mm-260°C	45°	48,6	78,7	12,2	11,0
3P-500°C 0,2 mm-260°C	90°	48,5	71,3	8,8	8,2
3P-530°C 0,2 mm-260°C	0°	48,9	74,2	19,9	16,0
3P-530°C 0,2 mm-260°C	45°	46,8	74,4	10,9	10,2
3P-530°C 0,2 mm-260°C	90°	45,8	69,4	7,1	6,5
3P-560°C 0,2 mm-260°C	0°	41,8	72,7	14,7	13,9
3P-560°C 0,2 mm-260°C	45°	37,9	74,6	17,5	17,1
3P-560°C 0,2 mm-260°C	90°	39,4	66,8	10,6	10,3

Çizelge 6.12 : 1. Proses homojen tavsız - 0,2 mm’de 290°C yumuşatma tavlı mekanik test sonuçları.

Numune	Numune Yönü	Akma Mukavemeti, MPa	Çekme Mukavemeti, MPa	Uzama A _{50mm} (%)	Homojen Uzama (%)
1P-0,2 mm 290°C	0°	52,5	80	11,2	10,6
1P-0,2 mm 290°C	45°	57,1	85,8	8,7	8,1
1P-0,2 mm 290°C	90°	55,5	78,6	6,1	5,6

Çizelge 6.13’de 3.proses a ait 3,25 mm kalınlığında 500°C, 530°C ve 560°C sıcaklıklarında homojen tavlı ve 0,2 mm kalınlığında 290°C yumuşatma tavlı grmuş numunelere ait akma, çekme, uzama ve homojen uzama değerlerine yer verilmiştir. Bölüm 6.1.1.2 Tane incelemesi kısmında yer alan optik mikroskop görüntüleri ile birlikte yorum yapıldığında, yeniden kristalleşmenin tüm sıcaklıklarda gerçekleştiği tespit edilmiştir. 2. prosesin 560°C’de homojen tavlı numunesinde en iyi uzama değerleri elde edilmiştir.

Çizelge 6.13 : 2. Proses 3,25 mm’de homojen tavlı - 0,2 mm’de 290°C yumuşatma tavlı levhaların mekanik test sonuçları.

Numune	Numune Yönü	Akma Mukavemeti, MPa	Çekme Mukavemeti, MPa	Uzama A _{50mm} (%)	Homojen Uzama (%)
2P-500°C 0,2 mm-290°C	0°	41,9	69,9	17	15,6
2P-500°C 0,2 mm-290°C	45°	44,9	75,9	12,9	12,3
2P-500°C 0,2 mm-290°C	90°	42,3	68,1	9,1	8,5
2P-530°C 0,2 mm-290°C	0°	39,1	67,8	16,1	15
2P-530°C 0,2 mm-290°C	45°	40,2	76,1	18,4	16,8
2P-530°C 0,2 mm-290°C	90°	39,0	64,8	8,6	7,7
2P-560°C 0,2 mm-290°C	0°	36,9	70,3	24,2	22,4
2P-560°C 0,2 mm-290°C	45°	39,3	71,7	13,9	12,6
2P-560°C 0,2 mm-290°C	90°	36,6	63,5	11,1	10,9

Çizelge 6.14’te 3. prosese ait 6 mm kalınlığında 500°C, 530°C ve 560°C sıcaklıklarında homojen tavlı ve 0,2 mm kalınlığında 260°C yumuşatma tavlı grmuş numunelere ait akma, çekme, uzama ve homojen uzama değerlerine yer verilmiştir. Bölüm 6.1.1.2 Tane incelemesi kısmında yer alan optik mikroskop görüntüleri ile birlikte yorum yapıldığında, yeniden kristalleşmenin tüm sıcaklıklarda gerçekleştiği tespit edilmiştir. 3. prosesin 560°C’de homojen tavlı numunesinde en iyi uzama değerleri elde edilmiştir.

Çizelge 6.13 ve Çizelge 6.14'deki değerler ile Bölüm 6.1.1.2 Tane incelemesi kısmı birlikte değerlendirildiğinde, en iyi mikro yapısal ve mekanik değerler 2. prosesin 560°C'de homojen tavlı numunesinde elde edilmiştir.

Çizelge 6.14 : 3. Proses 6 mm'de homojen tavlı - 0,2 mm'de 290°C yumuşatma tavlı levhaların mekanik test sonuçları.

Numune	Numune Yönü	Akma Mukavemeti, MPa	Çekme Mukavemeti, MPa	Uzama A _{50mm} (%)	Homojen Uzama (%)
3P-500°C 0,2 mm-290°C	0°	38,4	63,5	8,9	10,0
3P-500°C 0,2 mm-290°C	45°	40,1	66,4	9,3	8,7
3P-500°C 0,2 mm-290°C	90°	38,4	60,0	8,2	7,9
3P-530°C 0,2 mm-290°C	0°	37,4	62,8	12,5	11,0
3P-530°C 0,2 mm-290°C	45°	39,2	66,0	10,4	9,5
3P-530°C 0,2 mm-290°C	90°	37,7	61,6	11,7	11,1
3P-560°C 0,2 mm-290°C	0°	36,1	64,3	13,0	11,6
3P-560°C 0,2 mm-290°C	45°	38,7	67,7	11,9	11,0
3P-560°C 0,2 mm-290°C	90°	36,0	61,6	11,8	11,3

Çizelge 6.15 ve Çizelge 6.16'da sırasıyla tüm proseslere ait 0,2 mm kalınlığında 260°C ve 290°C'de yumuşatma tavı uygulanmış numelere ait ortalama mekanik özelliklere yer verilmiştir. Buna göre, mikro yapı görüntüleri ile birlikte bir değerlendirme yapıldığında, en iyi mikro yapısal ve mekanik değerler 2. prosesin 560°C'de homojen tavlı numunesinde elde edilmiştir.

Çizelge 6.15 : Tüm proseslerin 0,2 mm’de 260°C yumuşatma tavlı ortalama mekanik test sonuçları.

Numune Tanımı	Ortalama Akma Mukavemeti, MPa	Ortalama Çekme Mukavemeti, MPa	Ortalama Uzama A50mm (%)	Ortalama Homojen Uzama (%)
1.Proses - Homojen Tavsız	93,5	101,9	2,1	1,6
2.Proses - 3,25 mm'de 500°C Homojen Tavlı	47,9	76,8	13,8	11,4
2.Proses - 3,25 mm'de 530°C Homojen Tavlı	45,8	70,7	16,3	14,6
2.Proses - 3,25 mm'de 560°C Homojen Tavlı	38,3	72,0	19,2	18,0
3.Proses - 3,25 mm'de 500°C Homojen Tavlı	50,3	76,8	11,0	9,9
3.Proses - 3,25 mm'de 530°C Homojen Tavlı	47,1	73,1	12,2	10,7
3.Proses - 3,25 mm'de 560°C Homojen Tavlı	39,2	72,2	15,1	14,6

Çizelge 6.16 : Tüm proseslerin 0,2 mm’de 290°C yumuşatma tavlı ortalama mekanik test sonuçları.

Numune Tanımı	Ortalama Akma Mukavemeti, MPa	Ortalama Çekme Mukavemeti, MPa	Ortalama Uzama A _{50mm} (%)	Ortalama Homojen Uzama (%)
1.Proses - Homojen Tavsız	55,6	82,6	8,7	8,1
2.Proses - 3,25 mm'de 500°C Homojen Tavlı	43,5	72,5	13,0	12,2
2.Proses - 3,25 mm'de 530°C Homojen Tavlı	39,6	71,2	15,4	14,1
2.Proses - 3,25 mm'de 560°C Homojen Tavlı	38,0	69,3	15,8	14,7
3.Proses - 3,25 mm'de 500°C Homojen Tavlı	39,2	64,1	8,9	8,8
3.Proses - 3,25 mm'de 560°C Homojen Tavlı	37,4	65,3	12,2	11,3
3.Proses - 3,25 mm'de 530°C Homojen Tavlı	38,4	64,1	11,2	10,3

6.2.2 Erichsen testi sonuçları

Malzemenin derin çekilebilirlik kabiliyetlerinin tespitinde tek başına çekme testi yeterli değildir. Bunun yanında, Erichsen testinin yapılması, malzemenin derin çekilebilirlik davranışının anlaşılmasında önemli bir rol oynamaktadır. Tez kapsamında, 0,2 mm kalınlığında 260°C ve 290°C yumuşatma tavı görmüş tüm proseslere ait numunelere Erichsen testi yapılmıştır. Erichsen testi, Erichsen Model 111 marka cihaz ile gerçekleştirilmiştir. Test numuneleri 90 mm kalınlığında hazırlanmıştır. Erichsen testi, 5 tekrarlı şekilde gerçekleştirilmiş ve 5 tekrarın ortalaması alınmıştır. Çizelge 6.17’de tüm proseslere ait Erichsen testi sonuçları yer almaktadır.

Çizelge 6.17 : Tüm proseslerin Erichsen testi sonuçları.

Proses Numarası	Proses	Bilya Çapı,mm	Erichsen, mm
1.Proses	0,2 mm (260°C)	20	5,11
2.Proses	3,25 mm (500°C) → 0,2 mm (260°C)	20	7,75
	3,25 mm (530°C) → 0,2 mm (260°C)	20	7,95
	3,25 mm (560°C) → 0,2 mm (260°C)	20	8,83
	6 mm (500°C) → 0,2 mm (260°C)	20	7,18
3.Proses	6 mm (530°C) → 0,2 mm (260°C)	20	7,48
	6 mm (560°C) → 0,2 mm (260°C)	20	8,03
1.Proses	0,2 mm (290°C)	20	6,37
2.Proses	3,25 mm (500°C) → 0,2 mm (290°C)	20	8,11
	3,25 mm (530°C) → 0,2 mm (290°C)	20	8,32
	3,25 mm (560°C) → 0,2 mm (290°C)	20	8,94
	6 mm (500°C) → 0,2 mm (290°C)	20	7,57
3.Proses	6 mm (530°C) → 0,2 mm (290°C)	20	7,90
	6 mm (560°C) → 0,2 mm (290°C)	20	8,27

Erichsen değeri arttıkça, malzemenin derin çekme kabiliyeti artmaktadır. Bu bilgi ışında Çizelge 6.17 incelendiğinde, en iyi derin çekilebilirlik kabiliyetinin 3,25 mm

kalınlığında 560°C homojen tav görmüş ve 0,2 mm kalınlığında sırası ile 260°C ve 290°C yumuşatma tavlı görmüş olan 2. prosese ait numunelere ait olduğu tespit edilmiştir. Bölüm 6.1.1.2 Tane incelemeleri kısmında, elde edilen verilere göre, deformasyon sonrası 560°C’de homojen tav görmüş ve 0,2 mm kalınlığında 260°C ve 290°C yumuşatma tavlarına tabi tutulmuş numunelere ait mikro yapılar diğer mikro yapılara göre daha ince ve eş eksenlidir. Numunelerin Erichsen değerleri ve mikro yapıları birlikte değerlendirildiğinde, ince taneli ve eş eksenli yapıya sahip numunelerin derin çekilebilirlik kabiliyetlerinin daha iyi olduğu tespit edilmiştir. Derin çekilebilirlik performansı en kötü olan numuneler, homojen tav görmeyen 1. prosese ait numunelerdir. 2. prostesten sonra en iyi performansı döküm kalınlığında 560°C’de homojen tav görmüş ve 0,2 mm kalınlığında 260°C ve 290°C yumuşatma tavlarına tabi tutulmuş numunelere aittir. 2. ve 3. prosesin en iyi Erichsen değerleri 560°C’de homojen tav görmüş numunelerine aittir. Bu proseslerin, mikro yapıları kıyaslandığında, 3. prosesin taneleri 2. prosesin tanelerine göre daha kabadır. Bu durum, ince ve eş eksenli tanelerin daha iyi derin çekme performansı gösterdiği bilgisini onamaktadır. Diğer taraftan, 2. ve 3. prosese ait numuneler kendi prosesleri içerisinde kıyaslandığında, homojen tav sıcaklığı arttıkça ile Erichsen değerlerinin arttığı gözlemlenmiştir. Bu durum, homojen tav sıcaklığı arttıkça, nihai kalınlıkta yumuşatma tavlı görmüş numunelerin daha ince ve eş eksenli yapıya sahip olması sonucu ile tutarlılık göstermektedir.



7. GENEL SONUÇLAR

İkiz merdane sürekli döküm tekniği ile üretilmiş 6 mm kalınlığındaki AlFeSi alaşımı için tasarlanmış üç ana prosesin mekanik ve mikro yapı incelemelerine ilişkin elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibidir:

1. Homojen tav içeren 2. ve 3. proseslere ait homojen tav öncesi ve sonrası merkez hattı intermetalik gelişiminin optik mikroskop, SEM- EDS analizleri sonucunda elde edilen veriler şu şekildedir:
 - a. Döküm kalınlığındaki levhadaki baskın intermetalik faz AlFeSi fazıdır.
 - b. 2. Prosesin homojen tav öncesi mikro yapısını döküm kalınlığı sonrası ~%45 deformasyon görmüş yapı temsil etmektedir. Döküm kalınlığından farklı olarak, mekanik etki ile merkez hattı segregasyonunda kırılmalar meydana gelmiştir. Burada, homojen tav etkisi ile dökümden gelen AlFeSi intermetalik fazının nispeten küresel bir form kazandığı tespit edilmiştir. Bu duruma ek olarak, artan homojen tav sıcaklığının etkisi ile dökümden gelmiş olan AlFeSi intermetalik fazının boyutunun bir miktar büyüdüğü gözlemlenmiştir. Bu nedenle, AlFeSi intermetalik fazının bir kısmının homojen tav sırasında oluştuğu tahmin edilmektedir. İğnemsî intermetalik fazı temsil eden Al_3Fe fazı ilk olarak 500°C’de tespit edilmiştir. Diğer yandan, 500 ve 530°C’de sıcaklıkta hala AlFeSi fazı baskındır. Homojen tav sıcaklığının artması ile iğnemsî Al_3Fe fazının yapı içerisinde miktarının arttığı, irileştiği ve kısmen küreselleştiği tespit edilmiştir. En homojen mikro yapı görüntüsü 560°C’de homojen tav görmüş levhada elde edilmiştir.
 - c. 3. prosesin homojen tav öncesi yapısını döküm kalınlığındaki yapı temsil etmektedir. Homojen tav sonrası ve homojen tav sıcaklığının artması ile 2. proses ile benzer intermetalik gelişimleri 3.proseste de tespit edilmiştir. AlFeSi intermetalik fazının boyutunun homojen tav sonrası bir miktar artması nedeniyle, bu fazın bir kısmının homojen tav sırasında oluştuğunu

tahmin edilmektedir. 2. proses ile benzer şekilde, 500°C ve 530°C’de baskın faz AlFeSi fazıdır. Al₃Fe fazı ilk olarak 500°C’de tespit edilmiştir ve artan homojen tav sıcaklığı ile birlikte miktarının arttığı, irileştiği ve kısmen kürselleştiği tespit edilmiştir. 3. proses için de en homojen mikro yapı görüntüsü 560°C’de homojen tav görmüş levhada elde edilmiştir.

d. İki prosesin intermetalik gelişimini içeren analiz sonuçları birlikte yorumlandığında, döküm sonrası ~%45 deformasyon görmüş ve sonrasında homojen tav prosesi uygulanmış 2. prosese ait levhalarda, döküm kalınlığında aynı sıcaklıklarda homojen tav görmüş 3. prosese ait levhalara göre daha homojen bir mikro yapı elde edilmiştir. Buradan, AlFeSi alaşımında homojenizasyon işlemi öncesi malzemenin deformasyon görmesinin daha homojen bir mikro yapı elde edilmesine imkan tanıyacağı sonucu çıkarılmaktadır. Her iki proses birbiri ile kıyas yapıldığında, en homojen mikro yapı 2. prosesin 560°C sıcaklıkta homojen tav görmesi sonucunda elde edilmiştir.

e. Her iki proste de merkezdeki intermetaliklerin alansal oranı artan sıcaklık ile azalmıştır. Yapılan regresyon sonuçlarına göre,

i. 2. proses için,

$$\% \text{ intermetalik oranı} = 51,467 - 0,08203T \text{ ve } R^2=0,9997 \quad (7.1)$$

ii. 3. proses için,

$$\% \text{ intermetalik oranı} = 60,182 - 0,09593T \text{ ve } R^2=0,9185 \quad (7.2)$$

denklemleri elde edilmiştir.

2. 6 mm döküm kalınlığındaki malzemenin alt ve üst yüzeyleri küçük ve hadde yönünde uzamış tanelerden oluşurken, merkezde daha iri ve nispeten eş eksenli taneler yer almaktadır. Bu durumun nedeni, ikiz merdane sürekli döküm tekniğinin kendi doğası gereği döküm ve haddeleme proseslerinin bir arada bulunmasından kaynaklanır. Katılama hızı, üst ve alt yüzeylerde, levha kalınlığının merkezinden çok daha hızlıdır. Bu nedenle tane yapısı, ilk katılama bölgelerde küçük ve deformasyon yönünde doğru uzamış olarak gözlemlenirken, merkezde katılama hızının düşmesi nedeniyle daha iri ve

nispeten eş eksenli olarak gözlemlenmiştir. Kalınlık boyunca genel mikro yapı heterojenlik göstermektedir. Üç ana prosese ait tane yapıları incelendiğinde,

- a. Homojen tav içermeyen 1. prosese ait levhanın 260°C yumuşatma tavı sonrası yeniden kristalleşmiş tane yapısına sahip olmadığı gözlemlenmiş ve bu nedenle homojen tavsız proses için 260°C yumuşatma tav sıcaklığının yetersiz olduğu sonucuna ulaşılmıştır. 290°C’de yumuşatma tavu uygulandığında ise yapıda deformasyon yönünde uzamış-kaba yeniden kristalleşmiş taneler içermektedir.
 - b. ~%54 deformasyon sonrası homojen tav içeren 2. prosesin mikro yapıları incelendiğinde, 260°C yumuşatma tavı sonrası 500°C, 530°C ve 560°C’de homojen tav görmüş tüm levhaların yeniden kristalleşme davranışı gösterdiği gözlemlenmiştir. Homojen tav sıcaklığının artması ile yeniden kristalleşmiş mikro yapının daha ince taneli olduğu tespit edilmiştir. 2. prosesin 290°C yumuşatma tavı sonrası mikro yapıları 500°C, 530°C ve 560°C homojen tav görmüş tüm levhalar da yeniden kristalleşme davranışı göstermiştir. Aynı şekilde homojen tav sıcaklığının artması ile yeniden kristalleşmiş mikro yapının daha ince taneli olduğu tespit edilmiştir.
 - c. Döküm kalınlığında homojen tav içeren 3. prosesin mikro yapıları incelendiğinde, 260°C yumuşatma tavı sonrası 500°C, 530°C ve 560°C’de homojen tav görmüş tüm levhaların yeniden kristalleşme davranışı gösterdiği gözlemlenmiştir. Homojen tav sıcaklığının artması ile yeniden kristalleşmiş mikro yapının daha ince taneli olduğu tespit edilmiştir. 3. prosesin 290°C yumuşatma tavı sonrası mikro yapıları 500°C, 530°C ve 560°C homojen tav görmüş tüm levhalar da yeniden kristalleşme davranışı göstermiştir. Aynı şekilde homojen tav sıcaklığının artması ile yeniden kristalleşmiş mikro yapının daha ince taneli olduğu tespit edilmiştir.
 - d. 2. ve 3. prosesin yumuşatma tavı sonrası mikro yapıları kıyaslandığında, aynı sıcaklıkta homojen görmüş olmalarına 3.prosesin yeniden kristalleşmiş taneleri daha kabadır.
3. 0,2 mm kalınlıkta 260°C ve 290°C’de yumuşatma tavı görmüş üç ana prosese ait çekme testi sonuçları aşağıdaki gibidir:

- a. Homojen tav içermeyen 1. prosese ait levhanın 260°C yumuşatma sıcaklığındaki mekanik değerleri, diğer proseslerin mekanik değerleri ile kıyaslandığında, akma değerinin diğer proseslere nazaran 1.9-2,4 kat, çekme değerinin ise 1,3-1,4 kat daha fazla olduğu, uzama değerinin ise 5,2- 9,1 kat daha az olduğu tespit edilmiştir. Tane yapısı ve mekanik değerler birlikte değerlendirildiğinde, homojen tavsız proses için 260°C yumuşatma tav sıcaklığının yeniden kristalleşme için yetersiz kaldığı tespit edilmiştir. Bu durumun sebebi, 1. prosesin homojen tav içermemesidir. Bu sonuçtan yola çıkılarak, homojen tavin nihai kalınlıktaki malzemenin yeniden kristalleşme sıcaklığını düşürdüğü donesi onanmıştır. Diğer yandan, 290°C yumuşatma sıcaklığındaki mekanik değerler diğer proseslerin aynı sıcaklıktaki mekanik değerleri ile kıyaslandığında diğer proseslere yakın mekanik değerler elde edilmiştir. Tane yapısı ile mekanik değerler birlikte yorumlandığında, 290°C'deki yeniden kristalleşme gösterdiği tespit edilmiştir.
- b. Döküm sonrası ~%45 deformasyon görmüş- homojen tavlı 2. prosese ait levhaların, 260°C yumuşatma sıcaklığındaki mekanik değerleri incelendiğinde, homojen tav sıcaklığının artması ile akma ve/veya çekme dayanımları azalırken, uzama değerlerinin arttığı tespit edilmiştir. Benzer sonuçlar, 290°C yumuşatma sıcaklığındaki mekanik değerler incelendiğinde de tespit edilmiştir. En iyi uzama değeri, 2. prosesin 560°C sıcaklıkta homojen tavlı - 260°C yumuşatma tavlı numunesinde elde edilmiştir.
- c. Döküm kalınlığında homojen tavlı 3. prosese ait levhaların, 260°C yumuşatma sıcaklığındaki mekanik değerler incelendiğinde, homojen tav sıcaklığının artması ile akma ve/veya çekme dayanımları azalırken, uzama değerlerinin arttığı tespit edilmiştir. Benzer sonuçlar, 290°C yumuşatma sıcaklığındaki mekanik değerler incelendiğinde de tespit edilmiştir. En iyi uzama değeri, 3. prosesin 560°C sıcaklıkta homojen tavlı - 260°C yumuşatma tavlı numunesinde elde edilmiştir.
- d. Tüm proseslerin mekanik özellikleri birlikte kıyaslandığında en iyi uzama değeri, 2. prosesin 560°C sıcaklıkta homojen tavlı - 260°C yumuşatma tavlı numunesinde elde edilmiştir.

4. Erichsen değeri malzemenin derin çekilebilirlik kabiliyetini temsil etmektedir. Erichsen değeri ve mikro yapıları birlikte değerlendirildiğinde, en iyi Erichsen değeri, ince taneli ve diğer proseslere nazaran eş eksenli yapıya sahip 2. prosesin 560°C’de homojen tav görmüş ve 0,2 mm kalınlığında 260°C ve 290°C yumuşatma tavlarına tabi tutulmuş numunelerine aittir.





KAYNAKLAR

- [1] **Alper, G.** (2003). Alüminyum Sürekli Döküm Yöntemi ile Üretilmiş 5052-5182 Alüminyum Alaşımlarının Şekillendirilebilirlik Kabiliyetlerinin Belirlenmesi (Master's thesis, Fen Bilimleri Enstitüsü).
- [2] **Keles, O., & Dundar, M.** (2007). Aluminum foil: Its typical quality problems and their causes. *Journal of Materials Processing Technology*, 186 (1-3), 125-137.
- [3] **Url-1** <<https://tr.wikipedia.org/wiki/Al%C3%BCminyum>>, erişim tarihi 03.02.2022.
- [4] **Eroğlu, G., Şahiner, M.** (2018). Dünyada ve Türkiye’de alüminyum. Fizibilite Etütleri Daire Başkanlığı, 1-5.
- [5] **Kayapa, S.** (2015). Sürekli döküm Tekniği İle Üretilmiş Levhalarda Dökme Rulo Kalınlığının Mikroyapı Ve Mekanik Özelliklere Etkisi (Doctoral dissertation, Fen Bilimleri Enstitüsü).
- [6] **ASM International Handbook Committee.** (1992). Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials. *ASM international*, 2, 1143-1144.
- [7] **Kaufman, J. G.** (2000). Introduction to aluminum alloys and tempers. ASM international.
- [8] **Howard, R., Bogh, N., & MacKenzie, D. S.** (2003). Heat treating processes and equipment. *Handbook of Aluminum*, 1, 881-916.
- [9] **Engler, O.** (2018). Non-Heat Treatable Al-Alloys: Development of Intermetallic Particles during Solification and Homogenization, *Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys, First Edition*, Hydro Aluminium, Bonn, Germany
- [10] **Kim, J.N.** (2018). Design with Aluminum Alloys, *Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys, First Edition*, Pohang University of Science and Technology, Pohang, Korea.
- [11] **Murty, S.V.S.N., Manwatkar, S.K., ve Narayanan P.R.** (2018)., *Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys, First Edition*, Metallography of Aluminum Alloys: Atlas of Microstructures, Material Characterisation Division, Materials and Metallurgy Group, Vikram Sarabhai Space Centre, Thumba P.O., Trivandrum, Kerala, 695 022, India.
- [12] **Driver, J., Engler O.** (2018), Design of the Aluminum Rolling Processes for Foil, Sheet, and Plate, *Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys, First Edition*, 593-632.

- [13] **Türk Standartları Enstitüsü** (2019). Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları – Kimyasal Bileşim ve Biçimlendirilebilir Ürünlerin Şekli – Bölüm 3: Kimyasal Bileşim (TS EN 573-3). Bakanlıklar, Ankara.
- [14] **Majid, D.L., Manan, N.H., ve Chock, Y.L.** (2018)., Honeycomp Composite Structure of Aluminum: Aerospace Application, *Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys, First Edition*, 1213-1243
- [15] **Düzce Üniversitesi, Kaynaşlı Meslek Yüksekokulu, Korozyon Araştırma Laboratuvarı** (2013). Alüminyum ve Alaşımları [PowerPoint sunum]. Retrieved from http://www.kmyocorrosionlab.duzce.edu.tr/Dokumanlar/e3ea391d-3ab8-485b-b346-be285b57c274_Al%20ve%20Ala%C5%9F%C4%B1mlar%C4%B1%20Korozyon.pdf
- [16] **Colas, R., Velasco, E. ve Valtierra, S. (2018).**, *Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys, First Edition*, Universidad Autonoma de Nuevo, San Nicolas de los Garza, Nemak Corporation, Monterrey, Mexico.
- [17] **Roy, R. K., Kar, S., Das, K., & Das, S.** (2006). A study of precipitation and recrystallization behaviour of aluminium alloy AA1235. *Journal of materials science*, 41(4), 1039-1045.
- [18] **Lentz, M., Laptyeva, G., & Engler, O.** (2016). Characterization of second-phase particles in two aluminium foil alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 660, 276-288.
- [19] **Schmidt, C. W., Mortensen, D., & Karhausen, K. F.** (2017). Influence of process conditions on segregation behavior in twin-roll casting of an AlFeSi-alloy. In *Light Metals 2017* (pp. 811-819). Springer, Cham.
- [20] **Zhang, J., Pan, F., Zuo, R., & Bai, C. (2008).** The low temperature precipitation in commercial-purity aluminium sheets for foils. *Journal of Materials Processing Technology*, 206(1-3), 382-387.
- [21] **Birol, Y.** (2013). Formation of pinch marks on pack rolled aluminium foil. *Engineering Failure Analysis*, 28, 82-89.
- [22] **Wei, C., Pizhi, Z., & Qi, Z.** (2015). Effect of degreasing annealing temperature on mechanical properties of continuous casting and rolling AA8079 aluminum alloy foil [J]. *Heat Treatment of Metals*, 40(7), 155-159
- [23] **ZHANG, L., Xiaoshu, K. A. N. G., & ZHONG, B.** (2020). Effects of Si Content on Microstructure and Mechanical Properties of 8079 Aluminum Alloy. *Research and Application of Materials Science*, 2(1).
- [24] **Shakiba, M., Parson, N., & Chen, X. G.** (2014). Effect of homogenization treatment and silicon content on the microstructure and hot workability of dilute Al–Fe–Si alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 619, 180-189.
- [25] **Schneider, W., Laptyeva, G., Lentz, M., & Karhausen, K. F.** (2012). Through process microchemistry effects on the properties of 8xxx sheet. In *Materials Science Forum* (Vol. 706, pp. 323-328). Trans Tech Publications Ltd.
- [26] **Grandfield, J., Eskin, D. G., & Bainbridge, I.** (2013). Direct-chill casting of light alloys: science and technology. John Wiley & Sons.

- [27] **Nadella, R., Eskin, D. G., Du, Q., & Katgerman, L.** (2008). Macrosegregation in direct-chill casting of aluminium alloys. *Progress in Materials Science*, 53(3), 421-480.
- [28] **Grandfield, J. F., & McGlade, P. T.** (1996). DC casting of aluminium: process behaviour and technology. In *Materials Forum-Rushcutters Bay-* (Vol. 20, pp. 29-51)
- [29] **Büyükakkaş, F.** (2001). Çift Merdaneli Sürekli Levha Döküm Yöntemi ile Üretilmiş AA3003 Alaşımı Alüminyum Levhalarda Proses Parametrelerinin Özelliklere Etkisi (Master's thesis, Fen Bilimleri Enstitüsü).
- [30] **Sebiböğ, T.** (2019). Direkt ekstrüzyon metoduyla üretilmiş En AW-Alsimg alüminyum alaşımlarında kimyasal kompozisyonun ürün özelliklerine etkilerinin incelenmesi (Master's thesis, Sakarya Üniversitesi).
- [31] **Gülver, M.** (2019). İkiz Merdane Sürekli Döküm Yöntemi ile Üretilen 3005 Alüminyum Alaşımının Şekillendirilebilirlik Kabiliyetinin Optimize Edilmesi (Master's thesis, Fen Bilimleri Enstitüsü).
- [32] **Romonowski, C.A.** Thin Gage Roll Casting Method, United States Patent, No: 5,584,336, <https://patentimages.storage.googleapis.com/c2/f6/de/d1bd/aa55359ed0/US5584336.pdf>
- [33] **Kammer, C.** (1999). Continuous casting of aluminium. TALAT lecture, European aluminium association, 2-10.
- [34] **Marmara, M.** (2009). AA5049 alaşımlı malzemelerin sürekli levha döküm teknolojisi ile üretimi.
- [35] **Penumakala, P. K., Nallathambi, A. K., Specht, E., Urlau, U., Hamilton, D., & Dykes, C.** (2018). Influence of process parameters on solidification length of twin-belt continuous casting. *Applied Thermal Engineering*, 134, 275-286.
- [36] **Sanders, R. E.** (2001). Technology innovation in aluminum products. *Jom*, 53(2), 21-25.
- [37] **Padilha, A. F., & Plaut, R. L.** (2003). Work Hardening, Recovery, Recrystallization, and Grain Growth. *Handbook of Aluminum*, 2, 193-220.
- [38] **Baumann, S. F., & Sanders Jr, R. E.** (1996). Metallurgy of Wrought Aluminium Products: Principles and Applications. Itapissuma, Alcoa Alumínio, dez.
- [39] **Aluminum Association, Inc.** (1990). Rolling aluminum: from the mine through the mill. Aluminum Association.
- [40] **Pürçek, G.** (2017), Metallerde Mukavemet Artırıcı Mekanizmalar, Ders Notu
- [41] **Puchi, E. S., Staia, M., Escorche, M., & Perez, Y.** (1995). Cold-rolling and annealing of a commercial twin roll cast 3003 aluminum alloy. *Light Met (Warrendale Pa)*, 1183-1186.
- [42] **KAVAKLIOĞLU, Z. B.** Alüminyum Alaşımlarında Yeniden Kristalleşme.

- [43] **Nes, E.** (1976). The effect of a fine particle dispersion on heterogeneous recrystallization. *Acta Metallurgica*, 24(5), 391-398.
- [44] **Callister, W. D., & Rethwisch, D. D.** (2013). Malzeme bilimi ve Mühendisliği. Nobel.
- [45] **Soy, U.** (2014). 1000 Soruda Malzeme Bilimi. Değişim Yayınları.
- [46] **Humphreys, F. J., & Hatherly, M.** (1995). Recrystallization and related annealing phenomena, Sect. 9.25.
- [47] **Siyambaş, A.** (2011). AA5754 alüminyum alaşımlarının ikiz merdaneli sürekli döküm yöntemi ile üretilmesi ve termomekanik proses parametrelerinin etkilerinin araştırılması.
- [48] **Türk Standartları Enstitüsü** (1997). Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları – Biçimlenebilir Mamüllerin Temper Kısa Gösterilişleri (TS EN 515). Bakanlıklar, Ankara.



ÖZGEÇMİŞ

Ad-Soyad : Özlem YÜKSEL

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : 2016, Yıldız Teknik Üniversitesi, Kimya-Metalürji Fakültesi, Kimya Mühendisliği
- **Lisans** : 2018, Yıldız Teknik Üniversitesi, Kimya-Metalürji Fakültesi, Metalürji ve Malzeme Mühendisliği (Çift Anadal)
- **Yükseklisans** : 2022, İstanbul Teknik Üniversitesi, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Bölümü

MESLEKİ DENEYİM VE ÖDÜLLER:

- 2019, Çebi Kilit, Arge Mühendisi
- 2019 – Devam, Assan Alüminyum, Arge Uygulama Mühendisi