

**T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**İKİZ MERDANE DÖKÜM YÖNTEMİYLE DÖKÜLEN 3XXX
ALAŞIMLARIN ALTERNATİF TERMO-MEKANİK PROSES SONRASI
MİKROYAPI VE KOROZYON DAVRANIŞININ İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Ali Ulaş MALCIOĞLU

**Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME
MÜHENDİSLİĞİ**
Tez Danışmanı : Prof. Dr. Mediha İPEK

Mart 2022

**T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**İKİZ MERDANE DÖKÜM YÖNTEMİYLE DÖKÜLEN 3XXX
ALAŞIMLARIN ALTERNATİF TERMO-MEKANİK PROSES SONRASI
MİKROYAPI VE KOROZYON DAVRANIŞININ İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Ali Ulaş MALCIOĞLU

**Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME
MÜHENDİSLİĞİ**

Bu tez 10/03/2022 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oybirliği ile kabul edilmiştir.

Jüri Başkanı

Üye

Üye

Üye

Üye

BEYAN

Tez içindeki tüm verilerin akademik kurallar çerçevesinde tarafımdan elde edildiğini, görsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçların akademik ve etik kurallara uygun şekilde sunulduğunu, kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapılmadığını, başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunulduğunu, tezde yer alan verilerin bu üniversite veya başka bir üniversitede herhangi bir tez çalışmasında kullanılmadığını beyan ederim.

Ali Ulaş MALCIOĞLU

10.03.2022

TEŞEKKÜR

Sözlerime başlarken doktora eğitimim boyunca desteğini benden esirgemeyen, beni her daim geliştirip yönlendiren, engin tecrübelerinden yararlandığım kıymetli danışman hocam Prof. Dr. Mediha İPEK'e öncelikli olarak çok teşekkür ederim.

Tez çalışmamda engin bilgi ve tecübelerini benle paylaşan, bana içtenlikle yardımcı olan tez izleme jüri üyeleri Prof. Dr. Sakin ZEYTİN ve Prof. Dr. Ramazan YILMAZ'a sonsuz teşekkür ederim.

Çalıştığım süre boyunca, beni teknik açıdan geliştirip destek olan ASAŞ Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş. ailesine de teşekkür ederim. Bu süre zarfında bana yol gösteren Sayın Canan İNEL ve Sayın Ali ULUS ile laboratuvar çalışmalarım hususunda emeği geçen Sayın Samet SEVİNÇ'e katkılarından ötürü teşekkürü bir borç bilirim.

Çalışmam boyunca bilgi ve desteğini benden esirgemeyen Sayın Hüsni ÖZTÜRK'e teşekkür ederim.

Son olarak, çalışmalarım süresince beni hep motive edip kendilerine zaman ayıramadığım zamanlarda anlayış gösteren değerli eşim Damla MALCIOĞLU, annem Tülin MALCIOĞLU ve babam Ramazan MALCIOĞLU'na katkılarından dolayı çok teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR	i
İÇİNDEKİLER	ii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ	vi
ŞEKİLLER LİSTESİ	vii
TABLolar LİSTESİ	xiii
ÖZET	xv
SUMMARY	xvi

BÖLÜM 1.

GİRİŞ	1
-------------	---

BÖLÜM 2.

KAYNAK ARAŞTIRMASI	3
2.1. Alüminyumun Genel Özellikleri	3
2.1.1. Alüminyumun elektrik iletkenliği	3
2.2. Alüminyum Alaşımalarının Sınıflandırılması	3
2.3. Alüminyum İşlem (Dövme) Alaşımları	4
2.3.1. Kondisyon (Temper) grup tanımlamaları	4
2.3.2. İşlem alaşım grupları	6
2.3.2.1. 1xxx serisi alüminyum alaşımları	6
2.3.2.2. 2xxx serisi alüminyum alaşımları	7
2.3.2.3. 3xxx serisi alüminyum alaşımları	7
2.3.2.4. 4xxx serisi alüminyum alaşımları	8
2.3.2.5. 5xxx serisi alüminyum alaşımları	8
2.3.2.6. 6xxx serisi alüminyum alaşımları	8

2.3.2.7. 7xxx serisi alüminyum alaşımları	9
2.3.2.8. 8xxx serisi alüminyum alaşımları	8
2.4. Alüminyumda Alaşım Elementlerinin Etkileri	9
2.4.1. Magnezyum	9
2.4.2. Mangan	10
2.4.3. Demir	11
2.4.4. Silisyum	12
2.5. Alüminyum Rulo Üretimi	12
2.5.1. Doğrudan soğutmalı döküm.....	12
2.5.2. İkiz merdane döküm yöntemiyle alüminyum üretimi	13
2.5.2.1. Dikey yönde döküm	13
2.5.2.2. Yatay yönde döküm	14
2.6. Merkez ve Yüzey Hattı Segregasyonu	16
2.6.1. Yüzey hattı segregasyonu	16
2.6.2. Merkez hattı segregasyonu	17
2.7. Soğuk Hadde	17
2.8. Isıl İşlem	19
2.9. Şekillendirilebilirlik	20
2.9.1. Alüminyum şekillendirme yöntemleri	21
2.9.1.1. Kesme	21
2.9.1.2. Bükme	21
2.9.1.3. Derin çekme	22
2.10. EBSD Yöntemi	23
2.11. Alüminyum Tekstürü	25
2.11.1. Küp tekstür yönelimi	27
2.11.2. Goss tekstür yönelimi	28
2.11.3. Bakır tekstür yönelimi	28
2.11.3. Pirinç tekstür yönelimi	28
2.11. Korozyon	29
2.11.1. Oyuklanma korozyonu	31
2.12. Alüminyum Korozyon Dayanımını Belirleme Yöntemleri	31
2.12.1. Elektrokimyasal yöntemler	31

2.12.1.1. Ağırlık kaybı ile korozyon hızı ölçümü	31
2.12.1.2. Açık devre potansiyeli ölçümü	32
2.12.1.3. Tafel ekstrapolasyon yöntemi	32
2.12.1.4. Lineer polarizasyon direnci yöntemi	34
2.12.1.5. Elektrokimyasal empedans spektroskopisi yöntemi..	34
2.12.2. Kabin testleri	35

BÖLÜM 3.

MATERYAL VE YÖNTEM	36
3.1. Amaç	36
3.2. Çalışma Akış Şeması	36
3.3. Deneysel Çalışmada Kullanılan Numuneler	37
3.4. Deneyin Yapılışı	38
3.4.1. Proses denemelerinde kullanılan ekipmanlar	38
3.4.2. Uygulanan ısı işlemleri.....	39
3.5. Metalografik İnceleme	40
3.6. Mekanik Testler	41
3.6.1. Çekme testi	41
3.6.2. Bükme testi.....	42
3.7. Elektrik İletkenlik Ölçümleri	42
3.8. Korozyon Testleri	43
3.8.1. Tuzlu sis testi	43
3.8.2. Potansiyodinamik polarizasyon testi	44

BÖLÜM 4.

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	46
4.1. Mikroyapı İncelemeleri	46
4.1.1. Döküm kalınlığı mikroyapı incelemeleri	46
4.1.2. Tav sonrası mikroyapı incelemeleri	50
4.2. SEM İncelemeleri	60
4.3. Mekanik Özellikler	83
4.4. Elektrik İletkenlik Analizleri	88

4.5. Bükme Testi İncelemeleri	91
4.6. Tekstür İncelemeleri	96
4.7. Korozyon İncelemeleri	100
4.7.1. Tuzlu sis testi	100
4.7.2. Potansiyodinamik polarizasyon testi	110
BÖLÜM 5.	
GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER	115
5.1. Genel Sonuçlar	115
5.2. Öneriler	117
KAYNAKLAR	119
ÖZGEÇMİŞ	128

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

BSE	: Geri saçılımlı elektron
DC	: Direct chill
E_{ad}	: Açık devre potansiyeli
EBSD	: Elektron geri saçılım difraksiyonu
EDS	: X-ışını spektroskopisi
E_{kor}	: Korozyon potansiyeli
HF	: Hidrojen florür
HMK	: Hacim merkezli kübik
I_{kor}	: Korozyon akımı
IPF	: Ters kutup figürü
İMD	: İkiz merdane döküm
MHS	: Merkez hattı segregasyonu
NaCl	: Sodyum klorür
PF	: Kutup figürü
PSN	: Partikül kaynaklı çekirdeklenme
R_p	: Polarizasyon direnci
r_0	: Hadde yönüne paralel yönde düzlemsel anizotropi katsayısı
r_{45}	: Hadde yönüne 45 derece yönde düzlemsel anizotropi katsayısı
r_{90}	: Hadde yönüne dik yönde düzlemsel anizotropi katsayısı
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu
YMK	: Yüzey merkezli kübik
ΔR	: Düzlemsel anizotropi

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1.	Al-Mg ikili faz diyagramı.....	10
Şekil 2.2.	3xxx serisi alüminyum alaşımlarında görülen intermetalik çökeltilerin SEM görüntüleri.....	11
Şekil 2.3.	Dikey aşağı doğru Hazelett Sr. döküm makinası.....	13
Şekil 2.4.	Dikey yukarı doğru Hunter Sr. döküm makinası.....	14
Şekil 2.5.	İkiz merdane döküm şematik gösterimi.....	15
Şekil 2.6.	Döküm esnasındaki katılaşma prensibi.....	15
Şekil 2.7.	8011 alaşım kesit boyunca merkez hattı segregasyon görüntüsü....	17
Şekil 2.8.	Soğuk hadde merdane düzen tipleri; a) ikili düzen, b) dörtlü düzen ve (c) çoklu kümelenme düzen.....	18
Şekil 2.9.	Alüminyum levhalarda hadde yönü gösterimleri.....	21
Şekil 2.10.	Büküm tipleri; a) V büküm b) Kenar büküm c) Kanal büküm d) U büküm e) Havalı bükme kalıbında büküm, f) ofset büküm, g) Dalgalı büküm, h) Tüp büküm.....	22
Şekil 2.11.	SEM'de temsili EBSD şematik oryantasyonu.....	23
Şekil 2.12.	Kristal malzeme ile elektron etkileşimi baz alınarak EBSD çalışma prensibi.....	24
Şekil 2.13.	Kristal dağılım yönleri.....	24
Şekil 2.14.	Rastgele ve belirli bir yöne dağılmış tanelerin gösterimi.....	25
Şekil 2.15.	Kübik metaller için farklı doku bileşenleri.....	26
Şekil 2.16.	Hesaplamalı olarak oluşturulmuş tekstürler için {111} kutup figürleri a) Cu bileşeni; b) Pirinç bileşeni; c) S bileşeni; d) Küp bileşeni; e) Goss bileşeni.....	27
Şekil 2.17.	111 kutup figürü ile gösterilen çeşitli gerinim yolları altında alüminyumun doku gelişimi.....	29
Şekil 2.18.	Temsili korozyon şeması.....	30

Şekil 2.19.	Tafel ekstrapolasyon grafiği.....	33
Şekil 2.20.	Lineer polarizasyon yöntemi kapsamında Rp'nin bulunması.....	34
Şekil 3.1.	Çalışmada kullanılan temsili tam en numune.....	38
Şekil 3.2.	Laboratuvar tipi ısıtma işlem fırını.....	38
Şekil 3.3.	Çalışmada kullanılan termo-mekanik proses akış şemaları.....	40
Şekil 3.4.	180° bükme şematik gösterimi.....	42
Şekil 3.5.	Elektrik iletkenlik ölçümü.....	43
Şekil 3.6.	Çalışmada kullanılan tuz testi kabini.....	44
Şekil 3.7.	Çalışmada kullanılan potansiyostat.....	45
Şekil 3.8.	Çalışmada kullanılan korozyon hücresi.....	45
Şekil 4.1.	Döküm sonrası optik mikroskop aydınlık alan mikroyapı görüntüleri; (a) 3004 (b) 3005 (c) 3105 alaşımı.....	48
Şekil 4.2.	Döküm sonrası optik mikroskop polarize ışık mikroyapı görüntüleri; (a) 3004 (b) 3005 (c) 3105 alaşımı.....	49
Şekil 4.3.	3005 alaşım; a) 450°C b) 500°C ara tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri	50
Şekil 4.4.	450°C ara tavlı 3005 alaşım (1-A prosesi); a) Nihai tavsız b) 280°C c) 300°C d) 320°C nihai tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.....	51
Şekil 4.5.	500°C ara tavlı 3005 alaşım (2-A prosesi); a) Nihai tavsız b) 280°C c) 300°C d) 320°C nihai tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikoyapı görüntüleri.....	52
Şekil 4.6.	3004 alaşım; a) 450°C b) 500°C ara tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri	53
Şekil 4.7.	3004 alaşım; a) 550°C homojen tavlı b) 450°C ara tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikoyapı görüntüleri.....	54
Şekil 4.8.	450°C ara tavlı 3004 alaşım (1-B prosesi); a) Nihai tavsız b) 280°C c) 300°C d) 320°C nihai tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.....	55

Şekil 4.9.	500°C ara tavlı 3004 alaşım (2-B prosesi); a) Nihai tavsız b) 280°C c) 300°C d) 320°C nihai tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.....	56
Şekil 4.10.	İlave homojen tavlı 3004 alaşım (3-B prosesi); a) Nihai tavsız b) 280°C c) 300°C d) 320°C nihai tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.....	57
Şekil 4.11.	3105 alaşım; a) 450°C b) 500°C ara tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.....	58
Şekil 4.12.	450°C ara tavlı 3105 alaşım (1-C prosesi); a) Nihai tavsız b) 280°C c) 300°C d) 320°C nihai tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.....	59
Şekil 4.13.	500°C ara tavlı 3105 alaşım (2-C prosesi); a) Nihai tavsız b) 280°C c) 300°C d) 320°C nihai tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.....	59
Şekil 4.14.	Döküm halde dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 3004 b) 3005 c) 3105 alaşım.....	62
Şekil 4.15.	Döküm halde dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 3004 b) 3005 c) 3105 alaşım.....	63
Şekil 4.16.	3004 alaşım dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 450°C b) 500 °C ara tav sonrası.....	64
Şekil 4.17.	3004 alaşım dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 450°C b) 500°C ara tav sonrası.....	65
Şekil 4.18.	3004 alaşım dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 550°C homojen tav b) 450°C ara tav sonrası.....	65
Şekil 4.19.	3004 alaşım dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 550°C homojen tav b) 500°C ara tav sonrası.....	66
Şekil 4.20.	İkiz merdane döküm sonrası DSC eğrisi.....	66
Şekil 4.21.	3005 alaşım dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 450°C b) 500°C ara tav sonrası.....	67
Şekil 4.22.	3005 alaşım dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 450°C b) 500°C ara tav sonrası.....	68

Şekil 4.23.	3105 alaşım dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 450°C b) 500°C ara tav sonrası.....	69
Şekil 4.24.	3105 alaşım dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 450°C b) 500°C ara tav sonrası.....	69
Şekil 4.25.	3005 alaşıma ait (1-A prosesi) dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	70
Şekil 4.26.	3005 alaşıma ait (1-A prosesi) dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	71
Şekil 4.27.	3005 alaşıma ait (2-A prosesi) dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	72
Şekil 4.28.	3005 alaşıma ait (2-A prosesi) dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	73
Şekil 4.29.	3004 alaşıma ait (1-B prosesi) dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	74
Şekil 4.30.	3004 alaşıma ait (1-B prosesi) dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	75
Şekil 4.31.	3004 alaşıma ait (2-B prosesi) dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	76
Şekil 4.32.	3004 alaşıma ait (2-B prosesi) dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	77
Şekil 4.33.	3004 alaşıma ait (3-B prosesi) dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	78
Şekil 4.34.	3004 alaşıma ait (3-B prosesi) dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	79
Şekil 4.35.	3105 alaşıma ait (1-C prosesi) dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	80
Şekil 4.36.	3105 alaşıma ait (1-C prosesi) dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	81
Şekil 4.37.	3105 alaşıma ait (2-C prosesi) dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	82
Şekil 4.38.	3105 alaşıma ait (2-C prosesi) dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	83

Şekil 4.39.	3005 alaşım elektrik iletkenlik ölçüm sonuçları.....	88
Şekil 4.40.	3004 alaşım elektrik iletkenlik ölçüm sonuçları.....	90
Şekil 4.41.	3105 alaşım elektrik iletkenlik ölçüm sonuçları.....	91
Şekil 4.42.	3005 alaşım 450°C ara tavlı (1-A prosesi); a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası 180° bükme stereo mikroskop makroyapı görüntüleri.....	92
Şekil 4.43.	3005 alaşım 500°C ara tavlı (2-A prosesi); a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası 180° bükme stereo mikroskop makroyapı görüntüleri.....	92
Şekil 4.44.	3004 alaşım 450°C ara tavlı (1-B prosesi); a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası 180° bükme stereo mikroskop makroyapı görüntüleri.....	93
Şekil 4.45.	3004 alaşım 500°C ara tavlı (2-B prosesi); a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası 180° bükme stereo mikroskop makroyapı görüntüleri.....	94
Şekil 4.46.	3004 alaşım ilave homojen tavlı (3-B prosesi); a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası 180° bükme stereo mikroskop makroyapı görüntüleri.....	94
Şekil 4.47.	3105 alaşım 450°C ara tavlı (1-C prosesi); a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası 180° bükme stereo mikroskop makroyapı görüntüleri.....	95
Şekil 4.48.	3105 alaşım 500°C ara tavlı (2-C prosesi); a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası 180° bükme stereo mikroskop makroyapı görüntüleri.....	95
Şekil 4.49.	Döküm sonrası (111) ve (110) kutup figür haritaları ile birleştirilmiş IPF harita tane dağılım görüntüleri; a) 3004 b) 3005 c) 3105 alaşım.....	97
Şekil 4.50.	280°C nihai tav sonrası (001), (111) (110) kutup figure haritaları ile birleştirilmiş IPF harita tane dağılım görüntüleri. a) 3005 2-A prosesi b) 3004 2-B prosesi c) 3004 3-B prosesi d) 3105 2-C prosesi	99

Şekil 4.51.	450°C ara tavlı 3005 alaşıma ait (1-A prosesi) tuz püskürtme testi sonrası yüzeyin makro ve SEM mikroyapı görüntüleri; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	101
Şekil 4.52.	500°C ara tavlı 3005 alaşıma ait (2-A prosesi) tuz püskürtme testi sonrası yüzeyin makro ve SEM mikroyapı görüntüleri; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	102
Şekil 4.53.	450°C ara tavlı 3004 alaşıma ait (1-B prosesi) tuz püskürtme testi sonrası yüzeyin makro ve SEM mikroyapı görüntüleri; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	104
Şekil 4.54.	500°C ara tavlı 3004 alaşıma ait (2-B prosesi) tuz püskürtme testi sonrası yüzeyin makro ve SEM mikroyapı görüntüleri; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	105
Şekil 4.55.	İlave homojen tavlı 3004 alaşıma ait (3-B prosesi) tuz püskürtme testi sonrası yüzeyin makro ve SEM mikroyapı görüntüleri; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	106
Şekil 4.56.	450°C ara tavlı 3105 alaşıma ait (1-C prosesi) tuz püskürtme testi sonrası yüzeyin makro ve SEM mikroyapı görüntüleri; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	108
Şekil 4.57.	500°C ara tavlı 3105 alaşıma ait (2-C prosesi) tuz püskürtme testi sonrası yüzeyin makro ve SEM mikroyapı görüntüleri; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.....	109
Şekil 4.58.	280°C, 300°C ve 320°C nihai tav sonrası 3005 alaşım tafel polarizasyon eğrileri; a) 450°C ara tavlı 1-A b) 500°C ara tavlı 2-A prosesi.....	111
Şekil 4.59.	280°C, 300°C ve 320°C nihai tav sonrası 3004 alaşım tafel polarizasyon eğrileri; a) 450°C ara tavlı 1-B b) 500°C ara tavlı 2-B c) İlave homojen tavlı 3-B prosesi.....	111
Şekil 4.60.	280°C, 300°C ve 320°C nihai tav sonrası 3105 alaşım tafel polarizasyon eğrileri; a) 450°C ara tavlı 1-C b) 500°C ara tavlı 2-C prosesi.....	112

TABLolar LİSTESİ

Tablo 2.1.	İşlem alaşımına ilişkin temel alaşım elementleri ve sınıflandırılması.....	6
Tablo 2.2.	YMK metallerdeki tekstür bileşenlerinin Miller indisleri ve Euler açıları.....	27
Tablo 3.1.	Yürütülen çalışmalara yönelik çalışma akışı.....	37
Tablo 3.2.	Çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal bileşimleri, ağı.%	37
Tablo 4.1.	Şekil 4.14.'de verilen 3004, 3005 ve 3105 alaşıma ait döküm halde mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağı.).....	62
Tablo 4.2.	Şekil 4.16.'da verilen 3004 alaşıma ait ara tav sonrası ait mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağı.).....	64
Tablo 4.3.	Şekil 4.18.'de verilen 3004 alaşıma ait homojen tav ve ara tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağı.).....	65
Tablo 4.4.	Şekil 4.21.'de verilen 3005 alaşıma ait ara tav sonrası ait mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağı.).....	68
Tablo 4.5.	Şekil 4.23.'de verilen 3105 alaşıma ait ara tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağı.).....	69
Tablo 4.6.	Şekil 4.25.'de verilen 3005 alaşıma ait nihai tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağı.).....	71
Tablo 4.7.	Şekil 4.27.'de verilen 3005 alaşıma ait nihai tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağı.).....	72
Tablo 4.8.	Şekil 4.29.'da verilen 3004 alaşıma ait nihai tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağı.).....	74
Tablo 4.9.	Şekil 4.31.'de verilen 3004 alaşıma ait nihai tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağı.).....	76
Tablo 4.10.	Şekil 4.33.'de verilen 3004 alaşıma ait nihai tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağı.).....	78

Tablo 4.11.	Şekil 4.35.'de verilen 3105 alaşıma ait nihai tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağ.).....	80
Tablo 4.12.	Şekil 4.37.'de verilen 3105 alaşıma ait nihai tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağ.).....	82
Tablo 4.13.	3005 alaşım 450°C ara tavlı 1-A prosesi çekme testi sonuçları.....	84
Tablo 4.14.	3005 alaşım 500°C ara tavlı 2-A prosesi çekme testi sonuçları.....	84
Tablo 4.15.	3004 alaşım 450°C ara tavlı 1-B prosesi çekme testi sonuçları.....	85
Tablo 4.16.	3004 alaşım 500°C ara tavlı 2-B prosesi çekme testi sonuçları.....	86
Tablo 4.17.	3004 alaşım ilave homojen tavlı 3-B prosesi çekme testi sonuçları.	86
Tablo 4.18.	3105 alaşım 450°C ara tavlı 1-C prosesi çekme testi sonuçları.....	87
Tablo 4.19.	3105 alaşım 500°C ara tavlı 2-C prosesi çekme testi sonuçları.....	87
Tablo 4.20.	Tafel polarizasyon yöntemiyle elde edilen değerler.....	112
Tablo 4.21.	Tafel polarizasyon yöntemiyle elde edilen değerler (Devamı)	113

ÖZET

Anahtar kelimeler: Alüminyum, 3xxx, tekstür, korozyon, mikroyapı

Bu çalışmada, özellikle yapı ve inşaat sektöründe kullanılmakta olan ikiz merdane döküm yöntemiyle dökümü yapılmış 3004, 3005 ve 3105 alüminyum alaşımlarına farklı termo-mekanik proses uygulayarak, ilgili sektörün talep ettiği mukavemet koşullarının eldesi ve kondisyon geçişinin ani şekilde değişmemesi hedeflenmiştir. Bu amaçla alternatif termo-mekanik proses uygulanan alaşımlar çekme ve bükülebilirlik testine tabi tutulmuş, korozyon davranışları, tekstür yapısı ile mikroyapıları incelenmiştir.

İkiz merdane döküm yöntemi ile üretilen 3004, 3005 ve 3105 alüminyum alaşımları önce 2,5 mm kalınlığa soğuk haddelenmiş ardından iki farklı sıcaklıkta, 450 ve 500°C, 4 saat süre ile ara tavllanmış, 2,5 mm'den 0,8 mm'ye soğuk haddelendikten sonra üç farklı sıcaklıkta (280, 300 ve 320°C), 4 saat süre ile nihai tavlanaştır. Döküm halde, ara tavlı ve nihai tavlı numunelerin optik mikroskop ile mikroyapıları incelenmiş, tane boyutları ölçülmüş, SEM-EDS ile segregasyon dağılımı ve EBSD analizi ile tekstür yapısı belirlenmiştir. Mekanik özelliklerin tayini için 3 yönlü çekme ve bükülebilirlik testi uygulanmış, mukavemet ve şekillendirilebilirlik çerçevesinde değerlendirme yapılmıştır. Alaşımlara uygulanan ara tav ile nihai tav sıcaklığı artışı segregasyona neden olan intermetalik yoğunluğunu azaltmış, 3004 alaşım numunesine uygulanan ilave homojen tav intermetalik çökeltilerinin matriste çözünmesine olumlu etki sağlamıştır. İntermetalik fazların dağılımı ile tekstür yapısı bükülebilirliği etkilemiş, en iyi bükülebilirlik 3005 alaşım numunelerinde, en düşük bükme performansı 3004 alaşım numunelerinde tespit edilmiştir.

Tekstür analizi kapsamında yapıdaki intermetalik yoğunluğu azaldığında yeniden kristallenme dokusunun arttığı belirlenmiştir. 3004 alaşım numunelerinde diğer alaşımlara kıyasla nispeten daha güçlü hadde dokusu tespit edilmiş ve bu durumun daha yüksek düzlemsel anizotropiye neden olduğu düşünülmüştür. Yapıdaki küp yöneliminin bükülebilirliği iyileştirdiği düşünülmektedir. Nihai tavlı numunelerin korozyon özellikleri tuzlu sis testi ile Tafel ekstrapolasyon yöntemiyle karakterize edilmiştir. İlgili test yöntemleri arasında korelasyon tespit edilmiş olup tav sıcaklığı arttıkça korozyon dayanımı artmıştır. Proses akışındaki ara tav sıcaklığının yükselmesi ise nihai tav sonrası korozyon dayanımını arttırmıştır. En iyi korozyon dayanımına 500°C'de ara tavlanan 320°C nihai tavlı 3005 alaşım numunesinde tespit edilmiştir.

INVESTIGATION OF THE MICROSTRUCTURAL AND CORROSION BEHAVIOR OF 3XXX ALLOYS CAST BY TWIN ROLL CASTING METHOD AFTER ALTERNATIVE THERMO-MECHANICAL PROCESS

SUMMARY

Keywords: Aluminium, 3xxx, texture, corrosion, microstructure

In this study, it is aimed to obtain the strength conditions demanded by the building and construction industry and not to change the temper transition suddenly by applying different thermo-mechanical processes to the 3004, 3005 and 3105 aluminum alloys cast by the twin roll casting method. For this purpose, alloys with alternative thermo-mechanical processes were subjected to tensile and bendability tests, and their corrosion behavior, texture and microstructure were investigated.

3004, 3005 and 3105 alloys were first cold rolled to 2,5 mm thickness and then annealed at two different temperatures, 450 and 500°C, for 4 hours. After cold rolling from 2,5 mm to 0,8 mm, it was final annealed at three different temperatures, 280, 300 and 320°C, for 4 hours. Microstructures of as-cast, intermediate and final annealed samples were examined by optical microscope, grain sizes were measured, segregation distribution with SEM-EDS and texture structure were determined by EBSD analysis. For the determination of mechanical properties, tensile and bendability tests occurred and evaluation was made in terms of strength and formability. The increase in the final annealing temperature with the intermediate annealing applied to the alloys decreased the intermetallic density causing segregation. The additional homogeneous annealing applied to the 3004 alloy sample had a positive effect on the dissolution of intermetallic precipitates in the matrix. The distribution of intermetallic phases and the texture structure affected the bendability, the best bendability was found in the 3005 alloy samples, and the lowest bending performance was found in the 3004 alloy samples.

Regarding the texture analysis, it was determined that the recrystallization texture increased when the intermetallic density in the structure decreased. The relatively stronger rolling texture was detected in 3004 samples compared to other alloys, and this was predicted to cause higher planar anisotropy. The corrosion properties of the final annealed samples were characterized by the salt fog test and Tafel extrapolation method. The correlation was determined between the relevant test methods and corrosion resistance increased as the annealing temperature increased. The increase in the intermediate annealing temperature in the process flow improved the corrosion resistance after the final annealing. The best corrosion resistance was found in the 3005 sample, which was intermediate annealed at 500°C and final annealed at 320°C.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Çelik alaşımlarından sonra en yaygın kullanılan malzeme grubu olan alüminyum alaşımları; ambalaj, içecek, elektronik ve yiyecek sektörü gibi birçok uygulama alanlarında geniş ölçekte kullanılmaktadır. Alüminyum alaşımları; hafifliği, korozyon direnci, geri dönüştürülebilir olması ve iyi mekanik dayanım göstermesi gibi özellikleri bakımından son yıllarda çoğu uygulama alanında tercih sebebi olmuştur. Özellikle atmosferik ortamlar dahilinde, korozyon dayanımının artırımına yönelik muhtelif çalışmaların son yıllarda artması ile birlikte alüminyum alaşımları; yapı, inşaat ve mimari uygulamalarda tercih edilmeye başlanmıştır [1–3].

Alüminyum alaşımları, döküm ve işlem (dövme) alaşımları olarak ikiye ayrılmaktadır. İşlem alaşımı olan 3xxx alüminyum alaşımlarının ise ana alaşım elementi mangandır. Al-Mn alaşımları olarak da adlandırılan 3xxx alüminyum serisi, ısıl işleme sertleştirilemeyen alaşım sınıfında yer almaktadır. 3xxx serisi; yüksek mukavemeti, iyi korozyon dayanımı ve hafifliği gibi özellikleri sayesinde; yapı ve inşaat endüstrisi, otomotiv sektörü ve birçok farklı uygulama alanında kullanılmaktadır [3,4].

3xxx alüminyum alaşımlarının döküm prosesi, ikiz merdane döküm (İMD) yöntemi yada geleneksel yöntem olan Doğrudan Soğutmalı Döküm (Direct Chill Casting) yöntemiyle gerçekleştirilmektedir. Özellikle son yıllarda oldukça ilgi kazanmış olan ikiz merdane döküm yöntemiyle, üretim sonrası geleneksel yöntemle kıyasla operasyon maliyeti ve süresi daha düşük konumdadır [5,6].

Alüminyumun aktif bir metal olduğu bilinmesine rağmen yüzeyindeki oksit filminin kararlı yapıda olması korozyona karşı atmosferik koşullarda korozyona karşı dirençli olmasını sağlamaktadır. Ancak oksit filmi nötr pH aralığında kararlı olduğu için agresif iyon varlığında korozyon ve muhtelif hasarlar oluşmaktadır. Kaplamasız

alüminyum alaşım levhalarda oyuklanma korozyon tipine neden olan bu durum boya kaplı alüminyum alaşımlarında ise filiform korozyon türüne sebep olmaktadır. Bu bilgiler ışığında alüminyumun korozyon dayanımını optimize etmek gereklidir. Korozyon direncini etkileyen faktörler ise mikroyapı, alaşım elementi oranı, doku gelişimi ve ortam olarak sınıflandırılmaktadır [7–9].

Alüminyum alaşımlarının performansını farklı uygulama alanları için optimize etmek adına proses çalışmaları yapılmaktadır. Uygulanan deformasyon ve tavlama işlemlerinin ardından mikroyapı analizi yapılmakta olup bunun yanında alaşımların tekstür yapıları incelenmektedir [10,11]. Alüminyumun tekstürü, literatürde haddeleme ve tav prosesleri sonrası değişim göstermekte ve tipik haddeleme tekstürü; pirinç ve bakır tip doku bileşenlerinden oluşmaktadır. Bu tip tekstür yönelimleri genellikle soğuk deformasyonun bir sonucu olarak meydana gelmektedir. Alüminyum için bir diğer önemli tekstür ise küp dokusudur. Yüksek sıcaklıkta ısıl işlem gerçekleştirilmesi, tekstürde küp bileşenlerinin oluşmasına neden olmaktadır [10,11].

Bu çalışmada ikiz merdaneli döküm yöntemi ile üretilmiş, 3004, 3005 ve 3105 alüminyum alaşımları kullanılarak uygulanan termo-mekanik proseslerin alaşımların mikroyapı, mekanik özellik, tekstür, elektrik iletkenlik ve korozyon davranışına etkisinin incelenmesi hedeflenmiştir. 3005 ve 3105 alaşımının, yassı mamül olarak İMD yöntemiyle hem Türkiye’de hem de yurt dışında rutin olarak üretimi mümkündür. 3004 alaşımı ise 3005 ve 3105 alaşımına göre daha geniş katılaşma aralığına sahip olduğu için İMD yöntemiyle dökülebilirliği zordur ve genellikle doğrudan soğutmalı döküm yöntemiyle yurt dışında üretimi gerçekleştirilmektedir. Çalışmada, literatürde hakkında sınırlı bilgi bulunan İMD yöntemi ile dökülmüş 3004 alaşımı ile İMD yöntemi ile üretimi daha yaygın olan 3005 ve 3105 alaşımlarına benzer termo-mekanik işlem uygulayarak mikroyapı, mekanik ve elektrokimyasal yönden karşılaştırmalı olarak inceleme yapılmıştır. Mikroyapı incelemeleri optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu ile gerçekleştirilmiştir. 3 yönlü çekme testi uygulanarak mekanik özellikler belirlenmiş ve ülkemizde kullanımı yeni yaygınlaşmaya başlayan SEM-EBSD analizleri gerçekleştirilmiştir. Malzemenin korozyon davranışını belirlemek için Tafel eğrileri çıkartılmış ayrıca tuzlu sis testi yapılmıştır.

BÖLÜM 2. KAYNAK ARAŞTIRMASI

2.1. Alüminyumun Genel Özellikleri

Yer kabuğunda en fazla bulunan üçüncü element olan alüminyum; yer kabuğunun %8'ini oluşturmakla birlikte doğada bileşik halde yer almaktadır. Saf alüminyumun yoğunluğu $2,7 \text{ gr/cm}^3$ olup çelik malzeme ile kıyaslandığında ise yoğunluğu yaklaşık üçte biri oranında olduğu gözükmektedir. Alüminyum alaşımları; çelik ve demire kıyasla daha hafif olmasının yanı sıra; iyi mekanik özellikleri, yüksek iletkenliği ve korozyon dayanımı gibi özellikleri sebebiyle elektrik, ambalaj, mimari, ulaşım kimya ve yiyecek endüstrisi gibi birçok uygulama alanında tercih edilmektedir [3,4].

2.1.1. Alüminyumun elektrik iletkenliği

Elektrik iletkenlik, alüminyumun en hassas özelliklerinden biridir ve özellikle kimyasal bileşim ve ısıl işlem koşullarındaki değişikliklere duyarlıdır. Döküm sonrası saf alüminyumun kullanıldığı önemli uygulamalar vardır. Alüminyumun yüksek elektrik iletkenliği ile, elektrik motorları için rotor üretmek üzere çelik laminasyonlarla bütünleşik olarak dökülen kollektör halkaları ile transformatörlerde kullanılmaktadır. %99,7, %99,5 ve %99,0 saflıkta alüminyum, sırasıyla %60, %59 ve %56 minimum elektrik iletkenliği uluslararası tavlı bakır standardına göre (IACS) sağlamaktadır. Alüminyum bileşimine eklenen tüm metalik ilaveler, elektrik iletkenliği azaltır. Başka bir deyişle, alüminyumun safsızlığı arttıkça iletkenliği düşmektedir. İntermetalikleri ısıl işlem ile katı çözeltiliye katmakta iletkenliği arttıran bir unsurdur [3].

2.2. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Alüminyum alaşımları, dökme ve işlem (dövme) olmak üzere hazırlanma yöntemlerine göre iki kategoriye ayrılmaktadır. İlgili kategorilerin

sınıflandırılmasında bir diğer özellik ise ısıtma işlem adımı olduğundan dolayı alüminyum alaşımları ısıtma işlem uygulanabilen ve ısıtma işlem uygulanamayan olmak üzere iki alt gruba ayrılmaktadırlar. Bu doğrultuda alaşımların ısıtma işleminden etkilenmesi, faz çözünürlüğüne bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Burada tanımlanan aşamalar; çözündürme ısıtma işlemi, su verme ve çökelme sertleşmesi adımlarını kapsamaktadır. İlgili tipteki alaşımlar, işlem ya da dökme alaşımlar olabileceği gibi ısıtma işlenebilir olarak tanımlanmaktadır. Bunun yanında ısıtma işlem uygulanamayan alaşımlar ise literatür çalışmalarında deformasyon sertleşmesiyle sertleştirilen alaşımlar olarak adlandırılmaktadır. Burada işlem alaşımların büyük bir kısmı ısıtma işlem prosesleriyle birlikte haddeleme yöntemi sonrası mekanik deformasyon ile deformasyon sertleşmesine uğramaktadır. Muhtelif döküm alaşımları ise, döküm haliyle veya çökelme etkisinden bağımsız şekilde ısıtma olarak modifiye olmuş durumlarda kullanılmaktadır [4,12].

2.3. Alüminyum İşlem (Dövme) Alaşımları

2.3.1. Kondisyon (Temper) grup tanımlamaları

Alüminyum işlem alaşımlarında kondisyon (temper), malzemelerin sertliğine ilişkin bilgi vermektedir. İlgili kondisyon işlemleri;

H12-22 : 1/4 sertlik

H14-24 : 2/4 sertlik

H16-26 : 3/4 sertlik

H18-28-19 : Tam sertlik

F : Üretildiği gibi

0 : Yumuşak (Tavlı) olarak ifade edilmekte olup tanımlamalarına ilişkin detay bilgi aşağıda yer almaktadır:

H1X : Onlar basamağındaki “1” rakamı, prosesin ara tavlı üretileceğini ve son işlemin hadde olacağını ifade etmektedir. Birler basamağındaki X rakamı arttıkça malzemenin sertliği yükselmektedir.

H2X : Onlar basamağındaki “2” rakamı, prosesin nihai tavlı üretileceğini ve son proses adımının tav olacağını göstermektedir. Birler basamağındaki rakam arttıkça malzeme mukavemeti yükselmektedir. H26 kondisyonu (temperi), H24 ve H22 kondisyonundan (temperinden) daha yüksek sertlik sağlamaktadır.

H3X : “3” rakamı haddeleme gerçekleşmiş ve gerilim yüklenmiş alışıma proses esnasında uygulanan ısı kapsamlı mekanik özellikleri stabilize edildiğini ifade etmektedir. İlgili işlem adımı, yaşlanma yumuşamasına tesir edilen malzemelere uygulanabilmektedir.

H4X : Proses tamamlandıktan sonra malzemeye boyama veya laklama yapılarak termal işleme maruz kalan malzemeler, onlar basamağında “4” rakamı ile ifade edilmektedir.

O (Tavlı) : Yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen yeniden kristallenme tavlı sonrası malzemedeki tanelerin tamamen yeniden kristallenmesi ile sonuçlanmasını ifade etmektedir. Buna göre 0 kondisyonlu malzeme en düşük mukavemet seviyesine ulaşmasına karşın işlenebilirliği, sünekliği ve tokluğu maksimum oranda artmaktadır.

F (Üretildiği gibi) : Döküm sonrası yarı mamul ürünü ifade etmektedir. F kondisyonlu (temperli) malzeme için mekanik özellik açısından sınır olmamaktadır. Döküm sonrası hadde ve ısıl işlem ile proses edilerek nihai kondisyon (temper) değerine göre optimize edilirler [12–14].

2.3.2. İşlem alaşım grupları

İşlem alaşımları ana alaşım element içeriğine göre 8 grupta sınıflandırılmaktadır. Tablo 2.1.'de ilgili ana alaşım elementi ile alaşım serileri gösterilmektedir.

Tablo 2.1. İşlem (Dövme) alaşımlarına ilişkin temel alaşım elementleri ve sınıflandırılması.

Alüminyum İşlem Alaşımları	
Alüminyum > % 99,00	1XXX
Alüminyum-bakır	2XXX
Alüminyum-manganez	3XXX
Alüminyum-silisyum	4XXX
Alüminyum-magnezyum	5XXX
Alüminyum-magnezyum-silisyum	6XXX
Alüminyum-çinko	7XXX
Alüminyum-diğer elementler	8XXX

2.3.2.1. 1xxx serisi alüminyum alaşımları

1xxx alaşım serisi; yüksek elektriksel iletkenliği, korozyon dayanımı ve yüksek şekillendirilebilirlik özelliklerine sahiptir. Yapısındaki alüminyum oranı arttıkça elektriksel iletkenliği artmakta olup transformatör gibi uygulama alanlarında kullanılmaktadır. Elektriksel uygulamalar için özellikle 1350 alüminyum serisi öncelikli olarak tercih edilip bu bağlamda sektörde tercih edilmektedir. Özellikle ilgili elektriksel iletkenlik değerleri Uluslararası Tavlı Bakır Standardı (IACS) tarafından onaylanmış olup muadillerine kıyasla hafiflik avantajı da söz konusu olunca bakır malzemeye karşı daha avantajlı konumda yer almıştır. İlgili malzemenin çekme dayanımı 70-185 Mpa aralığında olup kolaylıkla 1xxx serisi kaynak işlemlerine tabi tutulabilmektedir. 1xxx serisi alaşımlara örnek olarak 1050 (min. %99,5 Al), 1100 (min. %99 Al), 1070 (min. %99,7 Al) alaşımları yer almaktadır. 1xxx serisinin diğer kullanım alanları genellikle şekillendirilebilirliğin gerektiği uygulamalar olup bunlar ambalaj folyosu, araç tankı ya da gövdesi olarak sıralanabilmektedir [4,12–14].

2.3.2.2. 2xxx serisi alüminyum alaşımları

Temel alaşım elementi bakır olan 2xxx serisi alaşımlar, ısı ile işlenebilir olup yüksek sıcaklıkta ve oda sıcaklığında yüksek dayanıma sahip alaşım olarak adlandırılmaktadır. Çekme dayanımı 190-430 MPa aralığındadır. İlgili serinin bazı alaşımları kaynaklanabilir olup, daha çok mekanik olarak birleştirme gerçekleştirilmektedir. 2xxx serisi yüksek mukavemet ve tokluk göstermesine karşın korozyona dayanımı yeterli seviyede olmadığından dolayı koruyucu olarak boyama prosesinin gerçekleştirilmesi gerekmektedir.

Uygulama alanı olarak otomotiv ve havacılık sektöründe geniş bir kullanımı olan ilgili seri kamyon ve uçak gövdelerinde tercih edilmekte olup cıvatalı ve perçemli bileşenlerde tercih edilmektedir. Yüksek dayanımının yanı sıra kırılma tokluğunda önem arz ettiği durumlarda 2323 ve 2124 gibi alaşımlar kullanılmaktadır. Bu alaşımların kullanım sebebi empürite anlamında daha kontrollü olmasıdır. Çünkü empüriteler kırılmaya karşı dayanımı azalttığı için uzay ve uçak endüstrisinde önemi büyüktür [4,12–14].

2.3.2.3. 3xxx serisi alüminyum alaşımları

Al-Mn alaşımları olarak ta adlandırılan 3xxx serisi alaşımlarının temel alaşımlandırma elementi mangandır. Manganın yapı içerisindeki çözünürlüğü maksimum %1,82 şeklinde olup ilgili çözünürlük demir ilavesi ile azalmaktadır. Alaşım içerisinde %Mn ilavesi sonrası dayanım yükselmekte ve yeniden kristallenme sıcaklığı artmaktadır.

3xxx serisi alaşım grubu; iyi mukavemet, yüksek korozyon dayanımı ve yüksek şekillendirilebilirlik özelliklerinden dolayı birçok uygulama alanında öne çıkmaktadır. Yüksek korozyon dayanımı nedeniyle yapı ve inşaat sektöründe kullanılırken; kimyasal ekipmanlar, içecek kutuları, depolama tankları ve ambalajlar sektörü gibi uygulamalarda da tercih edilmektedir. 3004, 3005 ve 3105 alaşımları dış cephe kaplamalarında boyalı ve boyasız olarak kullanılırken içecek kutuları da 3004 ve 3104 alaşımlarından imal edilmektedir. Bunun yanında 3xxx serisi alüminyum alaşımları,

yüksek şekillendirilebilirliği ve diğer alaşımlarla kolay birleşmesi özellikleri nedeniyle ısı esanjörü gibi uygulamalarda da bulunmaktadır [4,12–14].

2.3.2.4. 4xxx serisi alüminyum alaşımları

4xxx serisi alaşımların temel alaşım elementi silisyumdur. Yüksek %Si içeriği dolayısıyla iyi akış karakteristiği ve orta segmentte mukavemete sahiptir. Kullanım alanlarına örnek olarak dövme uçak pistonları uygulamalarında kullanılan 4032 alaşımı ile kaynak dolgu malzemesi olarak kullanılan 4043 alaşımı verilebilir. Bu noktada 4043 alaşımı, 6000 serisi alaşımlarla gaz metal ark kaynağı gibi muhtelif kaynak uygulamalarında tercih edilmektedir [4,12–14].

2.3.2.5. 5xxx serisi alüminyum alaşımları

Yüksek korozyon dayanımı, kaynaklanabilirlik ve tokluk özellikleri nedeniyle bir çok endüstride kullanım alanı bulunan 5xxx serisi alaşımların temel alaşımlama elementi magnezyumdur. Özellikle otomotiv sektöründe otomotiv gövde panelleri gibi kullanımı bulunan alaşım serisi, kriyojenik tanklar ve basınç kaplarında da üretimi gerçekleştirilmektedir. 5xxx serisi alaşımlara örnek olarak 5754, 5083, 5182 ve 5052 gibi alaşımlar verilebilir. Yapıdaki %Mg oranı arttıkça daha yüksek mukavemet gerektiren yapısal endüstriyel uygulamalarda da kullanılabilir [4,12–14].

2.3.2.6. 6xxx serisi alüminyum alaşımları

Isıl işleme sertleştirilebilir alaşım statüsünde olan 6xxx serisi alaşımların temel alaşımlama elementi silisyum ve magnezyumdur. 5xxx serisi alüminyuma kıyasla daha yüksek mukavemete dahil olan 6xxx serisi alaşımları yüksek korozyon dayanımı, yüksek dayanım ve yüksek ekstrüde edilebilirliğe sahiptir. 6061 alaşımı seri içinde daha yüksek dayanım değerlerine sahip olmakla birlikte kaynaklamada geniş ölçekte kullanılmaktadır. Özellikle 6063 alaşımı, ekstrüde edilebilirliği özelliği dolayısıyla yapısal uygulamaların yanı sıra otomotiv endüstrisinde de geniş bir kullanım oranı bulunmaktadır [4,12–14].

2.3.2.7. 7xxx serisi alüminyum alaşımları

Temel alaşımlama elementi çinko olan (%1-8 arası) 7xxx serisi alüminyum alaşımları sıklıkla havacılık sektöründe kullanılmaktadır. Çekme dayanımları, 220-260 Mpa değerindedir. Bakır ve krom elementleri de yapıya az oranda bulunmaktadır. Isıl işleme sertleştirilebilir seri olan ilgili alaşımlar; iyi iletkenlik, yüksek tokluk ve dayanıma sahiptir [4,12–14].

2.3.2.8. 8xxx serisi alüminyum alaşımları

8xxx serisi alaşımları yüksek iletkenlik, yüksek mukavemete sahiptir. Isıl işlenebilir olan 8xxx alaşımlarının çekme dayanımları 120-240 Mpa arasında olmakla birlikte diğer serilere göre daha az kullanılan alaşım elementleri içermektedir. Özellikle nikel, lityum, demir vb. elementler 8xxx serisine farklı önde karakteristik özellikler kazandırmaktadır [4,12–14].

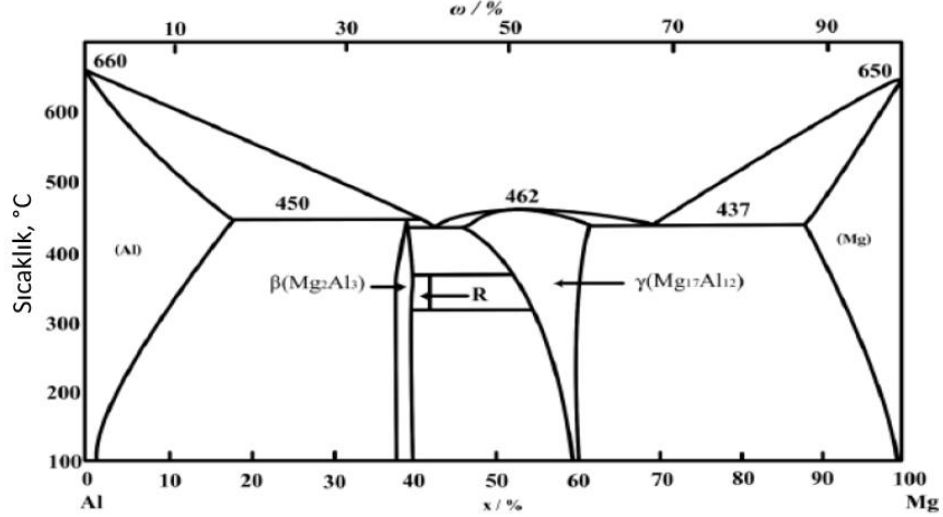
2.4. Alüminyumda Alaşım Elementlerinin Etkileri

2.4.1. Magnezyum

Magnezyum 5754, 5182 vb. 5xxx serisi alüminyum alaşımların temel alaşım elementi olarak yer almaktadır. Alaşıma magnezyum ilavesi ile alüminyumun mukavemeti artmakta olup buna karşın sünekliğinde ise belirgin bir düşüş gözlemlenmemektedir. Maksimum katı çözünürlüğü alüminyum içerisinde %17,4 olan magnezyum, alüminyum döküm alaşımlarında %4-10 aralığı içerisinde yer almaktadır. Şekil 2.1.'de Al-Mg ikili faz diyagramı yer almaktadır. İşlem alaşımları dahilinde ise maksimum %5,5 oranındadır.

Magnezyum alaşımları tavlı halde, soğuk haddeleme gibi deformasyon boyunca Lüder bantları meydana getirmektedir. Silisyum elementi ile birlikte mukavemetleştirici bir intermetalik faz olan Mg_2Si fazını meydana getirirler. Bunun yanında yapıdaki

magnezyum, tane sınırları içerisinde anodik olarak çökmekte ve bunun sonucunda stres korozyonu oluşumuna neden olmaktadır [3,15].



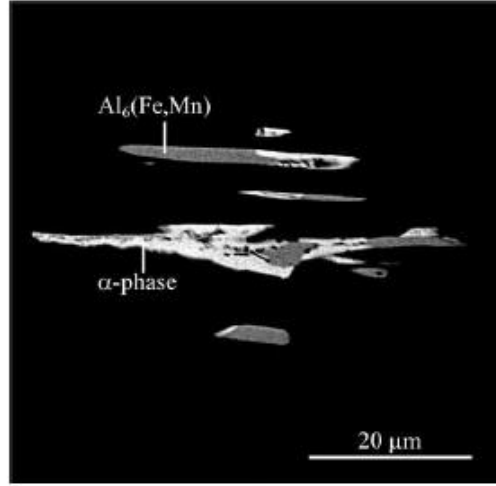
Şekil 2.1. Al-Mg ikili faz diyagramı.

2.4.2. Mangan

Mangan 3xxx serisi alüminyumların temel alaşımlama elementi olmakla birlikte mangan ilavesi alaşımdaki mukavemeti arttırmaktadır. Sertlik artışı, çökelmiş intermetalikler veya katı çözeltiler yardımı ile gerçekleşmektedir. Korozyon dayanımından ödün vermeden mukavemet artışı mangan ilavesi ile gerçekleştirilebilmektedir. Mukavemet kazandırmasının yanı sıra tane boyutu kontrolü açısından mangan önemli bir konumda yer almaktadır. Mangan ilavesi tanelerin büyümesini engellemekte dağılmış çökelti şeklinde toparlanmada oldukça etkilidir [16,17].

Alüminyum içerisinde sınırlı katı çözünürlüğü bulunan mangan elementi, 3004 gibi alüminyum alaşımlarında demir ve mangan oranı döküm süresince Al₆(Mn,Fe) intermetalik oluşumunu azaltmak amacıyla %1,7 değerinin altında tutulmaktadır. Bu gibi 3xxx serisi alaşımlar, yüksek şekillendirilebilirlik ile korozyon dayanımları açısından işlem alaşımları içerisinde en çok tercih edilen alaşım serisi olarak adlanmaktadır. Yapıdaki manganın belli bir bölümü ötektik reaksiyonlar ile α-Al(Mn,Fe)Si ve Al₆(Mn,Fe) intermetalik çökeltiler meydana getirmektedir. Bunun

yanında ilgili intermetalik fazlar malzemeye mukavemet kazandırmaktadır. İntermetalik çökeltiler kafes eğilimlerine neden olabilecek dislokasyon dağılımına etki edip bunun sonucunda çekirdeklenme hızına etki ederler [16,17]. İlgili fazların temsili SEM görüntüleri Şekil 2.2.'de yer almaktadır.



Şekil 2.2. 3xxx serisi alüminyum alaşımlarında görülen intermetalik çökeltilerin SEM görüntüleri [18].

2.4.3. Demir

Alüminyum içerisinde en yaygın olarak demir empüritesi bulunmakta olup ergimiş alüminyum içerisinde yüksek oranda çözünmektedir. Buna karşın katı halde ise demir elementinin çözünürlüğü düşük seviyededir. Bundan dolayı çözünemeyen demir büyük oranda diğer elementlerle birlikte intermetalik fazı olarak yapıda çökelmektedir.

Demir elementi; işlem alaşımlarında tane boyutunu düşürmekte olup sınırlı çözünürlüğü sebebiyle sertlikte belli oranda artışı teşvik etmektedir. 5xxx serisi alaşımlarda tane inceltici olarak demir elementi ilave edilmektedir. Bunun yanında katı fazdaki demirin yapıdaki çözünürlüğü magnezyum katkısı ile düşmektedir. Demir ilaveli intermetalik fazlar ile 8006 gibi alaşımlarda süneklik ve mukavemeti yükseltici kombinasyonlar oluşmakta ve bu durum ikincil fazların desteğiyle tane yapısının teşvik ettiği özellikler kararlı hale gelmektedir [16,17].

2.4.4. Silisyum

Bakırın ardından alüminyum alaşımlarında en çok kullanılan alaşım elementi olan silisyum, çoğunlukla döküm alaşımlarında kullanılmaktadır. Empürite seviyesi açısından değerlendirildiğinde, demirden sonra en yüksek seviyedir. Bunun yanında silisyumun yapıya döküm sırasında yüksek akışkanlık katması, sıcak yırtılmayı azaltması ve düşük yoğunluk kazandırması gibi birçok önemli avantajı bulunmaktadır.

Alüminyum içerisinde düşük çözünürlüğe sahip silis elementi, alüminyum içerisinde çökelmektedir. %Si içeriğinin artması döküm sırasında katılma zamanını yükseltmektedir. Öte yandan eriyik sıcaklığında azalma görülmesi ile çekme mukavemetinin artması Si içeriğinin artması ile mümkün olmaktadır [3,15].

2.5. Alüminyum Rulo Üretimi

2.5.1. Doğrudan soğutmalı döküm

Doğrudan soğutmalı döküm olarak ta adlandırılan Direct Chill döküm (DC Döküm) yönteminde ilk olarak alüminyum ingotların şarjı gerçekleştirildikten sonra döküm öncesi gerekli rafinasyon proseslerine tabi tutulmaktadır. Rafinasyon sonrası slab döküm gerçekleşmekte olup dökülen slabların yüzeyindeki oksit elimine edildikten sonra homojenizasyon ısıl işlemine maruz bırakılmaktadır. Homojenizasyon sonrası slablar, sıcak haddeleme prosesine girerler ve belirli bir kalınlığa indirildikten sonra nihai kullanım alanlarına göre soğuk hadde ve tav proseslerine tabi tutulurlar.

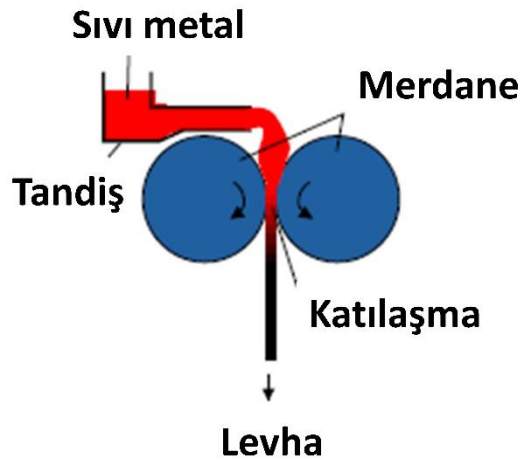
DC Döküm tekniğinde geniş katılma aralığına sahip alaşımların dökümü gerçekleştiği için birçok alaşımın üretilme imkânı bulunmaktadır. Mikroyapı ve tekstür avantajları sayesinde dayanım açısından yüksek performans sergilemektedir [19].

2.5.2. İkiz merdane döküm yöntemiyle alüminyum üretimi

Hunter firması tarafından 1950'li yıllarda ticari olarak geliştirilen alüminyumun ikiz merdane döküm yöntemiyle üretimi, son 40 yılda getirdiği birçok ekonomik avantajı sebebiyle giderek sektörde önem kazanmıştır. İkiz merdane döküm (İMD) yönteminde eriyik alüminyum levha olarak katılaşır rulo olarak sarılmakta olup geleneksel dökümdeki slab döküm adımı elimine edilmektedir. Bundan dolayı geleneksel yönteme kıyasla operasyon ve yatırım maliyeti daha düşük olmakla birlikte yüksek verimliliğinden dolayı birçok tesiste kullanılmaktadır.

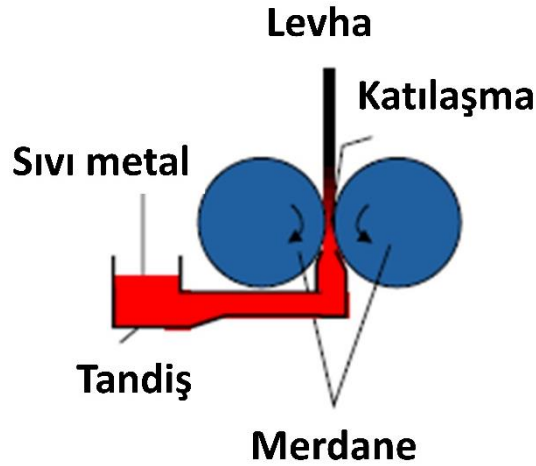
2.5.2.1. Dikey yönde döküm

Dikey aşağı doğru ile dikey yukarı doğru olmak üzere ikiye ayrılmaktadır. Şekil 2.3.'te paylaşılan dikey aşağı doğru yöntemde eriyik metal, iki merdane arasından yukarıdan aşağıya doğru dökülüp levha olarak katılaşırılmaktadır.



Şekil 2.3. Dikey aşağı doğru Hazelett Sr. döküm makinası [21].

Sonrasında gerçekleştirilen teknolojik çalışmalar sonucunda ise Hunter firması döküm yönteminde geliştirme yapmıştır. Buna göre döküm dikey ancak besleme aşağıdan yukarıya doğru gerçekleştirilmektedir. Sıvı metalin seviyesi ile belirlenmiş olan metalostatik basınçla eriyik metal, nozulden geçip akarak merdanelerle temas etmekte ve levha olarak katılaşmaktadır (Şekil 2.4.) [21].



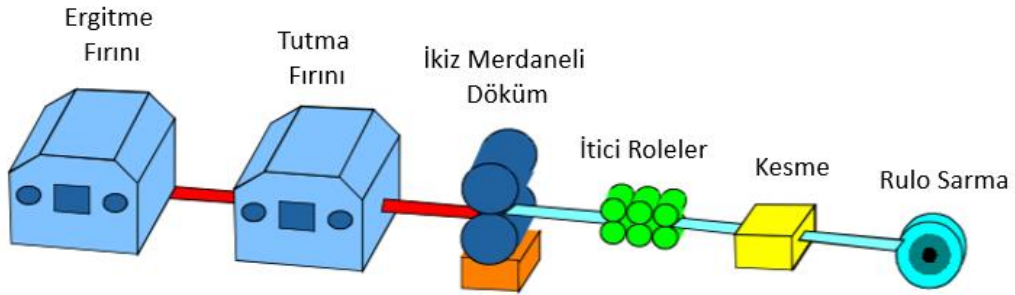
Şekil 2.4. Dikey yukarı doğru Hunter döküm makinası [21].

2.5.2.2. Yatay Yönde Döküm

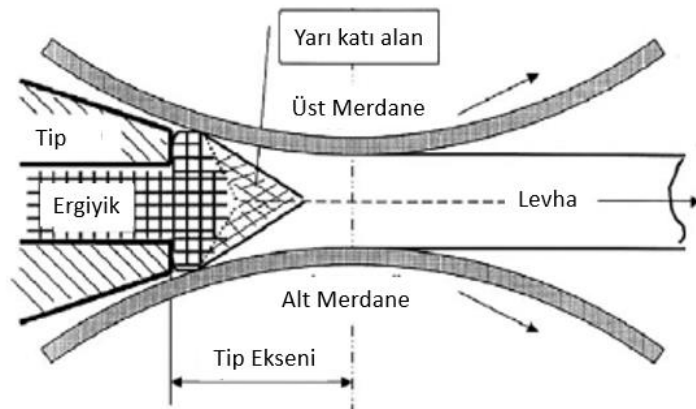
Yatay beslemenin gerçekleştiği ikiz merdaneli döküm (İMD) yönteminde, farklı kalınlıklarda 2150-2200 mm genişliğe kadar döküm mümkündür. Geleneksel döküm ve ikiz merdaneli döküm sonrası yüzey yapıları karşılaştırıldığında yüzey kalitesi açısından farklılık bulunmaktadır. Bunun yanında geleneksel döküm yöntemiyle dökülen tüm alaşımlar ikiz merdane döküm yöntemi ile üretilmemektedir. Katılma aralığı yüksek ve çok mukavim alaşımlar ile yüzey kalite gereklilikleri bulunan alaşımlar ikiz merdane döküm yöntemiyle döküldüğünde muhtelif problemler meydana gelmektedir. Magnezyum oranı yüksek alaşımların dökümü de katılma aralığı yükseldiğinden ikiz merdane döküm yöntemiyle verimli bir şekilde üretiminin kolay olmadığı bilinmektedir.

Şekil 2.5.'de yatay yönde beslemenin gerçekleştiği İMD hattının şematik gösterimi yer almaktadır. Döküm öncesinde alaşım şarjı doğrultusunda hurda, slab ve ingotlar alaşımlama için belli oranda kullanılarak ergitme fırınında beslenir. Alaşım içeriğine istinaden metal içeriğine alaşım elementi ilavesi de gerçekleştirilerek alüminyumun istenilen kompozisyon aralığına ulaşması sağlanmaktadır. Ergitme fırınında istenilen forma getirilen ergiyik metal, sonrasında tutma fırınına gönderilir. Metal rafinasyonunun artırılmasına yönelik tutma fırınındaki metal, yolluklara transfer edilip öncelikli olarak gaz giderme işlemi yapılır. Gaz giderme işleminin

gerçekleştirilmesinin sebebi, sıvı haldeki alüminyum alaşımlarının hidrojen absorblamaya yatkın olmasıdır. Hidrojen uzaklaştırılmadığı durumda katılaşma sonrası yüzeyde istenmeyen poroziteye neden olmaktadır. Bu nedenle inert gaz ile eriyik alüminyumdan uzaklaştırılır. Gaz gidermenin ardından Al-Ti-B tane incelticiler yolluğa ilave edilerek katılaşma sonrası aşırı kabalaşmış tanelerin oluşması önlenir. Sonrasında filtrasyon aşaması gerçekleştirilip eriyik metal döküm merdanelerine doğru iletilir. İlgili filtrasyon işlemleri ile alaşım içeriğindeki istenmeyen inklüzyonlar metal içerisinden arındırılarak filtre içinde bırakılır. Rafinasyonu tamamlanan eriyik, yolluk aracılığı ile tandişe gönderilir. Tandiş, eriyik alüminyum döküm hattındaki merdanelere iletimi gerçekleştirecek nozüle bağlıdır. Eriyik, birbirlerine göre ters yönde dönen içten su soğutmalı iki merdane arasındaki boşluğa doğru beslenir. Temsili katılaşma prensip görseli Şekil 2.6.'da yer almaktadır. Merdanelerle temas eden sıvı fazdaki alüminyum, merdanelerin arasından beslendikçe kalınlığı azalmakta, merdaneyle temas esnasında katılaşma ve deformasyon birlikte oluşmaktadır [5,20,21].



Şekil 2.5. İkiz merdane döküm şematik gösterimi [21].



Şekil 2.6. Döküm esnasındaki katılaşma prensibi (İkiz merdaneli döküm) [19].

2.6. Merkez ve Yüzey Hattı Segregasyonu

İkiz merdane döküm yönteminin getirdiği yüksek soğuma hızı nedeniyle iki ya da daha fazla katılma bölgesi meydana gelmektedir. Dökülmüş levhalar, alaşım elementi ve empürite açısından aşırı doymuş yapı özelliği taşımaktadır. Bunun yanında yapıda karakteristik olarak yüzey ve merkez hattı segregasyonları içermektedir [21].

Yüksek soğuma hızında katılan sıvı içerisindeki kimyasal kompozisyon değişkenlik göstermekle beraber son katılan eriyik metal elementel olarak ilk katılan eriyiğe göre çok daha zengin konumdadır. Bu durum neticesinde oluşan yapı, segregasyon olarak adlandırılmaktadır. Malzemenin özellikle nihai uygulama alanları düşünüldüğünde segregasyon kontrolü çok önemlidir. Yoğun heterojen segregasyonlar malzemelerin korozyon dayanım ile mekanik özelliklere olumsuz yönde etki bıraktığı için segregasyonlar olabildiğinde engellemek ya da homojen olarak yapıda dağıtmak büyük önem arz etmektedir [16].

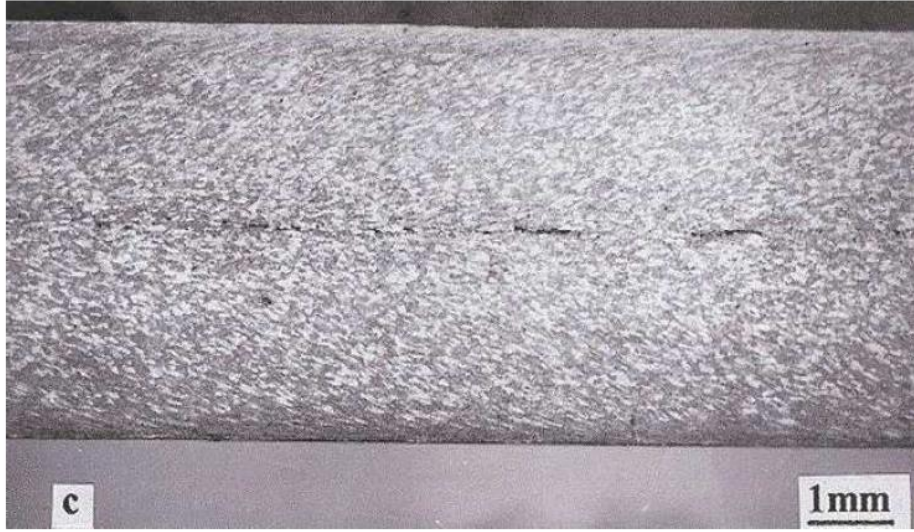
2.6.1. Yüzey hattı segregasyonu

Yüzey hattı segregasyonları, katılma esnasında içten su soğutmalı merdanelerin basıncı sebebiyle katılmakta olan malzemenin yüzey bölgelerine doğru çözünmüş elementel olarak zengin intermetaliklerin çökmesi olarak ifade edilmektedir. Yüzey segregasyonları döküm kalitesinin etkilemekle birlikte hadde ve tav işlemleri gerçekleştirilse dahi korozyon dayanımı ve mekanik özellik bakımından performans açısından kayıplara sebebiyet vermektedir [16,22].

Yüzey segregasyonları, döküm parametrelerinin optimizasyonuna doğrultusunda değişiklik göstermektedir. Döküm sırasında kritik döküm hızının aşılması durumunda muhtelif yüzey bölgelerde düşük basınçlı alanlar oluşmakta olup basınçtaki farklılık nedeniyle ilgili sıvı metal yüzey bölgelere doğru ilerleyip segregasyon oluşumunu tetiklemektedir [16].

2.6.2. Merkez hattı segregasyonu

Merkez hattı segregasyonu hızlı soğumayla ilişkin olup katılaşma esnasında haddeleme basıncının yükselmesi sonucunda sıkışmış durumdaki çözünen içeriği yüksek eriyiğin hızlı katılaşması sonucunda merkez hattı segregasyonu oluşmakta ve ötektik kümeler meydana gelmektedir. İlgili segregasyonlar merkez düzlemde oluşmakta olup döküm hızı arttıkça segregasyon yoğunluğu yükselmektedir [22,23]. Merkez hattı segregasyonu döküm sonrası levhalarda oluşmakta ve Şekil 2.7.'de gösterilmektedir [18].

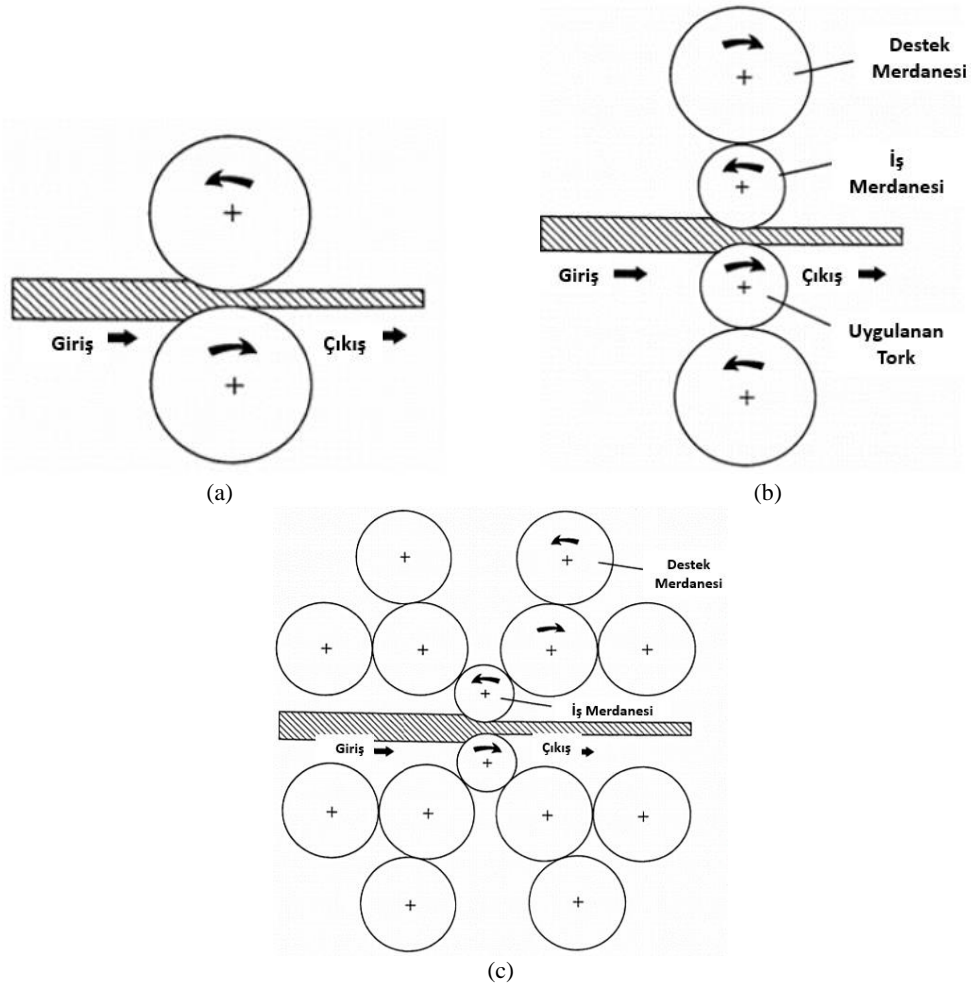


Şekil 2.7. 8011 alaşım kesit boyunca merkez hattı segregasyon görüntüsü [18].

2.7. Soğuk Hadde

Haddeleme prosesi plastik şekil verme işlemi olup metalik malzeme eksenleri etrafında dönen karşılıklı merdaneler arasından geçirilerek şekil verme gerçekleştirilir. Soğuk haddeleme kapsamında malzemeler belirli oranda deformasyona uğratılmakta ve belirli aralıklarda tav işlemleri gerçekleştirilerek nihai uygulama alanına göre mekanik özellikler optimize edilmektedir. Özellikle istenilen kondisyon değerlerinin sağlanabilmesi için döküm sonrası merdaneler yardımı ile hadde prosesi uygulanmaktadır. Bunun sonucunda ısıl işlemler ile proses desteklenerek üretim tamamlanmaktadır.

Soğuk haddelemeye ilişkin farklı merdane düzenleri kullanılmakta ve temsili görüntüler Şekil 2.8.'de paylaşılmaktadır. Özellikle yüksek deformasyon uygulanmak istendiği durumda küçük çapta merdaneler kullanılmaktadır. Bunun yanından merdane çapının azalması merdanelerin daha az rijit olmasını sağlar ve bombe ile düzeltilemeyecek kadar yüksek oranda bükülürler. Bu durumu bertaraf etmek adına iş merdaneleri destek merdaneleri ile desteklenerek dörtlü düzende haddeleme işlemi gerçekleştirilir. Destek merdaneleri istenilen yükü uygulayabileceğinden dolayı iş merdane çapları daha da azaltılabilir ancak merdanelerin birbirlerine göre çaplarına bağlı olarak sınır bulunmaktadır. Hadde düzenleri arasında en yaygın kullanılan ise dörtlü düzendir [24–26].



Şekil 2.8. Soğuk hadde merdane düzen tipleri; a) ikili düzen, b) dörtlü düzen ve (c) çoklu kümelenme düzen [26].

2.8. Isıl İşlem

Isıl işlemler, alüminyum işlem aşımalarında homojen tav, ara tav, toparlanma tavı, yeniden kristallenme tavı gibi farklı adlandırmalarla tanımlanmaktadır. Alüminyum işlem aşımları, hadde sonrası gerilim serleşme etkisini azaltmak amacıyla tav proseslerine tabi tutulurlar. Buna göre haddeleme sonrası dislokasyon yoğunluğu artan yapı, tav sonrası tanelerin toparlanması, yeniden kristallenmesi ve depolanmış olan enerjinin düşmesi ile azalmaktadır.

İkiz merdane dökümü sonrası yüksek soğutma hızı nedeniyle yapıda bulunan segregasyonları elimine etmek adına prosesin belirli alanlarında ısıl işlem yapılması gerekmektedir. Homojen tav ve ara tav işlemleri 450-600°C aralığında gerçekleşmekle birlikte aşırı doymuş haldeki döküm yapısında bulunan muhtelif aşım elementlerinin difüzyonu optimize edilmektedir. Homojenizasyon ısıl işleminde süre ve sıcaklık istenilen tane yapısına ulaşmada büyük rol oynamaktadır. Öte yandan, döküm kalınlığında ısıl işleme maruz bırakılan malzeme ile hadde sonrası ısıl işleme tabi tutulan malzemelerin özellikleri arasında belirgin fark bulunmaktadır. Hadde sonrası yapıda oluşan yapısal yöndeki hatalar difüzyonu hızlandırmakta ve bu nedenle hadde sonrası tavlanan malzemelerin homojenizasyon aşaması çok daha kısa zamanda tamamlanmaktadır.

Yeniden kristallenme ısıl işleminde ise tav prosesi malzemenin yeniden kristallenme sıcaklığı üzerinde gerçekleşmektedir. İlgili sıcaklık; deformasyon oranı, tav süresi, tane yapısı ve kimyasal kompozisyon gibi birçok faktöre bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Yeniden kristallenme tavı sonrası tane yapısına bağlı şekilde malzemenin çekme mukavemeti düşmekte, yüzde uzama değeri ise artmaktadır.

Toparlanma tavı ise malzemenin yeniden kristallenme sıcaklığının altında uygulanmaktadır. Buna göre yapıda kısmi yeniden kristallenme gözlemlenmekte olup soğuk hadde etkisi nihai kalınlıkta azaltılmaktadır. İlgili tav işlemi ile malzeme ara kondisyon değerlerine ulaştırılıp yapıdaki dislokasyon yoğunluğu düşürülür ve malzeme mukavemeti optimize edilir [27,28].

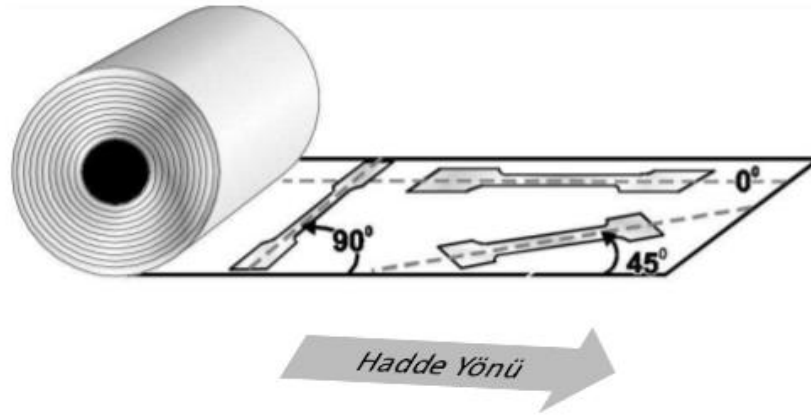
2.9. Şekillendirilebilirlik

Şekillendirilebilirlik malzeme tipi ve uygulanacak işlemlere bağlı olmakla birlikte malzemelerin şekil alma kabiliyeti şekillendirilebilirlik olarak tanımlanmaktadır. Levhaların mekanik özellikleri şekillendirilebilirliğe tesir eden en önemli etkenlerin başında gelmektedir. Akma, çekme mukavemeti gibi temel mekanik özellikler çekme testiyle belirlenmekte olup malzemelerin proses adımları ve kimyasal kompozisyonları nihai mekanik özelliklerde farklılık yaratmaktadır. Kristalografik yönlenmelerde malzemenin nihai mekanik özelliklerinde önemli oranda etki göstermektedir.

Normal anizotropi (r) malzemelerin şekillendirilebilirliğine karşı direnç olarak tanımlanmaktadır. Bir diğer tanım olarak da malzemenin kalınlığındaki genlemenin en boyunca genlemeye oranı şeklinde ifade edilmektedir. Şekillendirilebilirliği etkileyen en mühim mekanik özelliklerden biri de normal anizotropi katsayısı olup düşük r değerine sahip metaller kötü şekillendirilebilirlik performansı sergilerler.

İki yönde gerçekleştirilen çekme testleri şekillendirmeye yönelik sınırlı bilgi vermektedir. Şekillendirilebilirlik özelliklerinin daha detaylı yorumlanması ise üç yönlü çekme testi ile mümkündür. Üç yöndeki mekanik özelliklerin farklılığı birlikte değerlendirilerek metallerin karmaşık şekillere karşı göstereceği tepkinin yorumlanması gerekmektedir.

Anizotropi metallerin hadde yönüne paralel, çapraz ve hadde yönüne dik yöndeki özelliklerinin yönlenmesi ve haddeleme nedeniyle farklılık arz etmesi sonucu oluşan farklılıktır. 90° hadde yönü hadde yönüne dik olarak adlandırılırken 0° ise hadde yönüne paralel olarak adlandırılmaktadır. Alüminyum levhalarda görülen temsili yönlenmeler Şekil 2.9.'da gösterilmektedir. İlgili farklılıklar düzlemsel anizotropi (ΔR) şeklinde tanımlanmaktadır. Yönlere bağlı olarak mekanik özellikleri değişmeyen metaller ise izotropik olarak belirtilmektedir [29,30].



Şekil 2.9. Alüminyum levhalarda hadde yönü gösterimleri [31].

2.9.1. Alüminyum şekillendirme yöntemleri

Alüminyum levhalar, metallerden sonra endüstrilerde en çok tercih edilen metallerdir. Levha işleme yöntemleri ise genel olarak soğuk şekil verme şeklinde süre gelmektedir. Alüminyum şekillendirme yöntemleri kesme, bükme, derin çekme ve diğer yöntemler olmak üzere çeşitli gruplar altında sınıflandırılmaktadır.

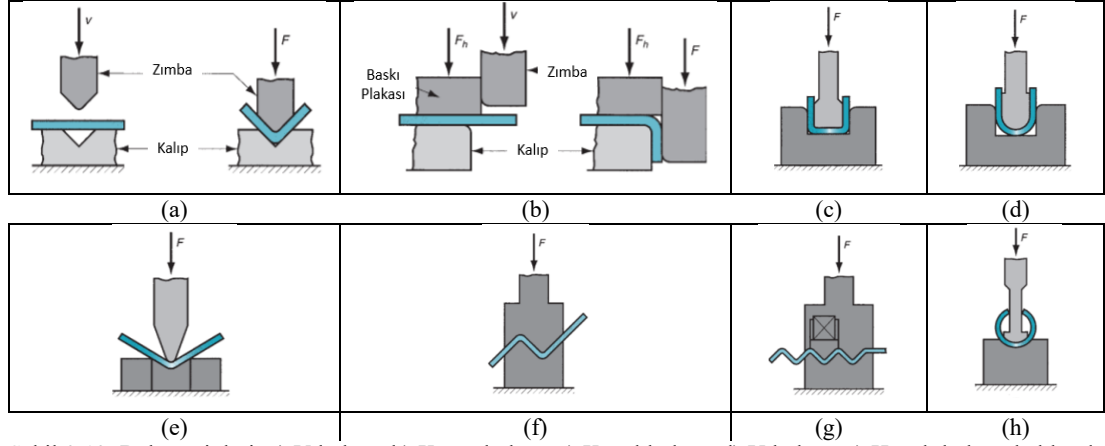
2.9.1.1. Kesme

Kesme prosesi; mekanik, hidrolik vb. güçle çalışan cihazlarda kesiciler desteğiyle metali birden çok parçaya ayırma işlemidir. Kesme prosesi sırasında kesici parçanın metale girme oranı, malzemenin mukavemeti ve sünekliğine bağlı olarak farklılık göstermektedir. Bu kapsamda sünek davranış gösteren metallerde bıçağın girme oranı çok daha fazladır. Kesme kuvvetinin oranı ise kesici tiplerine göre değişim göstermektedir. İlgili kesiciler eğimli, döner ve düz olmak üzere üçe ayrılmakta olup yüksek mukavemet ihtiva eden metallerde daha hızlı oranda aşınmaya uğrarlar [32].

2.9.1.2. Bükme

Metallerin soğuk ya da sıcak şekilde talaş kaldırma yapılmadan eksenini etrafında eğilerek şekillendirilmesi büküm ya da bükme prosesi olarak adlandırılmaktadır. Metal malzemeler bükme ile plastik deformasyona maruz kalmakta ve kalıcı şekil değişimine uğramaktadır.

Bükme prosesi, şekillendirilebilirliğe etki eden birçok endüstride kullanılmakta ve birçok farklı büküm tipi bulunmaktadır. Bükme çapı metalin mekanik özellikleri ile kalınlığına bağlı olarak değişmektedir. En çok tercih edilen şematik bükme görüntüleri Şekil 2.10.'da gösterilmektedir [33].



Şekil 2.10. Büküm tipleri; a) V büküm b) Kenar büküm c) Kanal büküm d) U büküm e) Havalı bükme kalıbında büküm, f) ofset büküm, g) Dalgalı büküm, h) Tüp büküm [33].

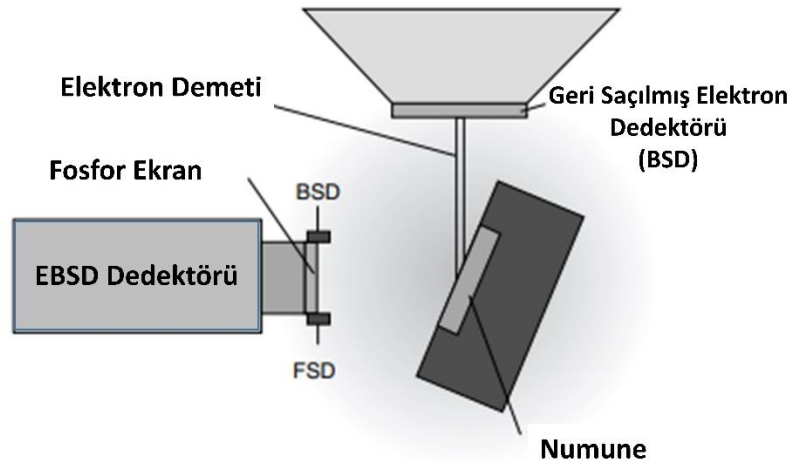
2.9.1.3. Derin çekme

Derin çekme prosesi; kare, dikdörtgen vb. basit veya karmaşık geometrik düzen içeren iç kısmı boş parçalar oluşturmak amacıyla kullanımı yürütülen yöntem olarak adlandırılmaktadır. Derin çekmenin önem arz ettiği içecek kutular ve otomotiv gövde parçalarının üretim aşamasında ilgili yöntem kullanılmaktadır. Derin çekme işlemi yapılırken öncelikli olarak metal parça kesilip kalıba yerleştirilir. Kalıba yerleştirilen malzeme, katlanma olmaması adına pot çemberi aracılığıyla üzerine bastırılır. Sonraki aşamada metal parça kalıba doğru bastırılarak bükme işlemi gerçekleştirilir. Ardından zımba nedeniyle bükümü gerçekleştiren malzeme yüzeyi düzleşir. Sonrasında zımba daha ileriye doğru bastırılarak çemberin altında son noktaya kadar basma tamamlanıp derin çekme işlemi gerçekleştirilmiş olur [34].

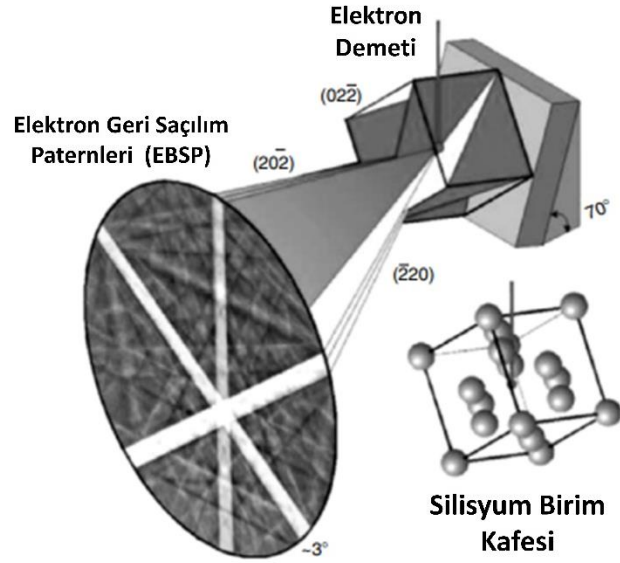
2.10. EBSD Yöntemi

Elektron geri saçılım difraksiyonu (EBSD), taramalı elektron mikroskobu (SEM) dahilinde kullanılan ve kristalografik yönde inceleme yapılmasına olanak sağlayan bir tekniktir. EBSD dahilinde; tekstür analizi, tane yönlenmesi, tekstür bileşen çözümlemesi ve tane sınırı karakteri gibi birçok analiz yapılabilmektedir.

EBSD analizi öncesi, SEM içerisinde metalografik olarak hazırlanıp parlatılmış numune 70° eğim oluşturacak şekilde konumlandırılır. Sonrasında SEM'de elektron tabancasından elektron demeti çıkmakta ve 70° derece eğimle konumlandırılmış numuneye çarpmaktadır. Ortaya çıkan etkileşim sonucunda, elektronlar SEM cihazında bulunan EBSD dedektörünün ön yüzeyindeki fosfor ekrana düşmekte ve bunun sonucunda kırınım deseni oluşmaktadır [35,36]. SEM'de temsili oryantasyonunun şematik gösterimi Şekil 2.11.'de yer almaktadır. Bu doğrultuda kırınıma uğrayan elektronlar, kesişen bantlar ile (Kiguchi paterni) oluşmuş olan paterni fosfor ekranda gösterirler. İlgili patern, elektron geri saçılım paterni (EBSP) olarak adlandırılmaktadır. Paternler incelenerek malzemenin kristal yapısına dair incelemeler yapılmaktadır (Şekil 2.12.) [37].

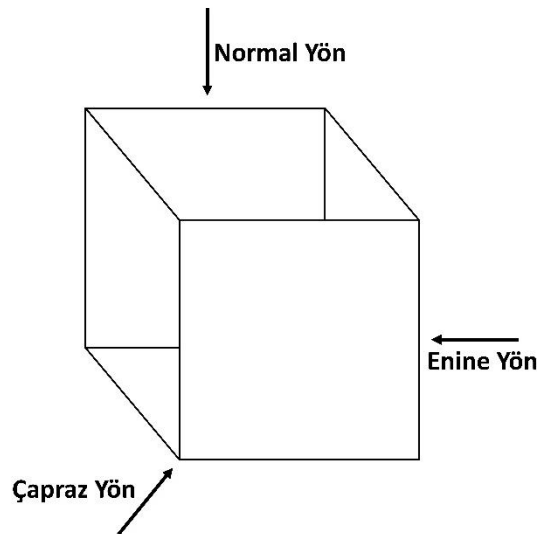


Şekil 2.11. SEM'de temsili EBSD şematik oryantasyonu [37].

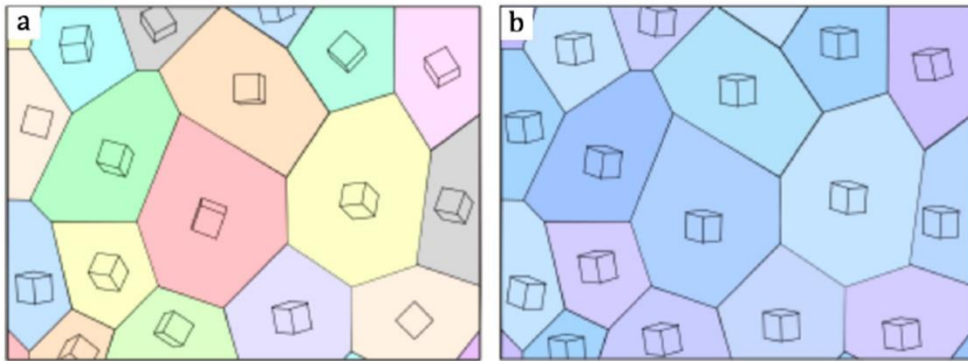


Şekil 2.12. Kristal malzeme ile elektron etkileşimi baz alınarak EBSD çalışma prensibi [37].

Bunun yanında EBSD ile kristal dağılım haritası incelemeleri gerçekleştirilmektedir. Elektron demeti bir çok nokta aralığında tarama yapmakta ve ilgili noktalardan patern elde etmesi sonucu kristal dağılımı ölçmektedir. EBSD analizi sırasında elde edilen kırınım deseni, yazılım dedektörü ile kameradan aktarılır ve sonrasında yönelim matrisi hesaplanır. EBSD tekniğinde enine, çapraz ve normal yön olarak üç farklı noktadan haritalama gerçekleştirilmektedir (Şekil 2.13.). Elde edilen veri sonucunda kristal dağılım haritası görüntülenebilmektedir. Kristal dağılım haritasında aynı renkler aynı kristalografik yönleri temsil etmektedir. Şekil 2.14.'de rastgele ve benzer yönde yönlendirilen malzemeler için tanelerin konumu yer almaktadır [38].



Şekil 2.13. Kristal dağılım yönleri.



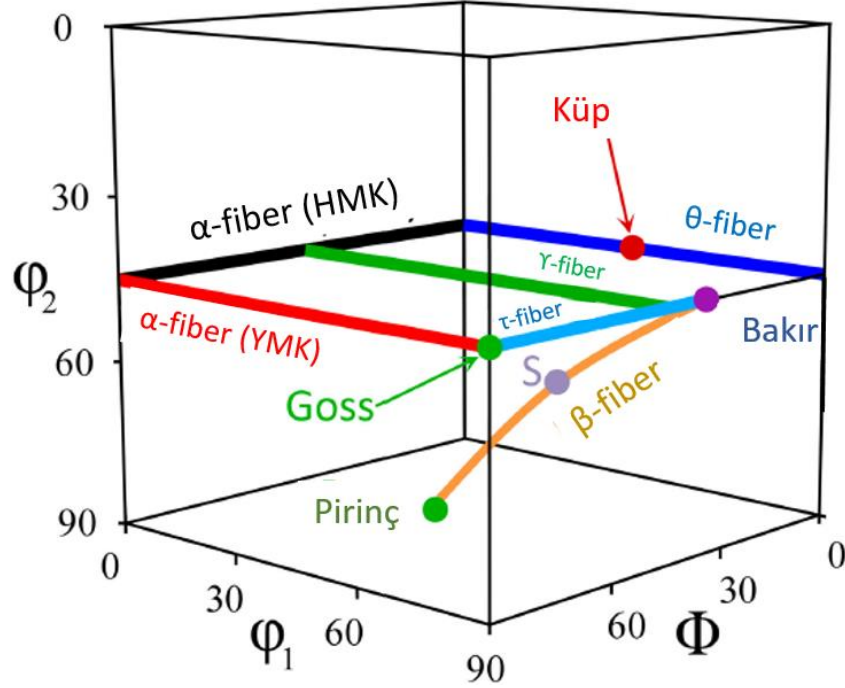
Şekil 2.14. Rastgele ve belirli bir yöne dağılmış tanelerin gösterimi [38].

2.11. Alüminyum Tekstürü

Metal veya alaşımların deformasyon özelliklerini etkileyen parametrelerden biri de tekstür yapılarıdır. Tekstür ya da doku esas olarak, polikristal yapıdaki her bir komşu tanenin yönelimindeki farklılıklar olarak tanımlanabilmektedir [29]. Metalik malzemeler kristal yapıda olduğundan, tekstür bazı mekanik, fiziksel veya optik özellikler için çok kritik bir parametre olma özelliği taşımaktadır. Tüm şekillendirme işlemleri (hadde, döküm vb.), ısıl işlemler (tavlama, su verme vb.), birleştirme işlemleri (lehimleme, kaynak vb.) metallerin tekstür yapısını değiştirmektedir.

Tekstür sınıflandırması döküm, hadde ve tav tekstürlerini içermektedir. YMK ve HMK metalleri için, taneler döküm sırasında [100] yönünde büyüme eğilimindedir. Tavlama tekstürü için iki önemli nokta, çekirdeklerin oryantasyonu ve tane büyümesi fenomeninin oryantasyon bağımlılığıdır. Yeniden kristalleşme tekstürü bu faktörler tarafından kontrol edilirken, iyileşme aşamasında ise tekstür değişikliği gerçekleşmemektedir. Hem geri kazanım hem de yeniden kristalleşme tekstürü için metallerin proses adımlar önemli rol oynamaktadır. Metalik malzemelerin çoğu soğuk veya sıcak şekillendirme işlemleri ile üretildiğinden, metallerin tekstür dağılımı için deformasyon öncü faktördür. Deformasyon dokuları için kristal doku ve plastik deformasyonun boyutu ana faktörlerdir. Yeterli deformasyonun varlığında taneler, ikizleme veya kayma gibi aktif deformasyon sistemlerine bağlı olarak tercih edilen yönde yönlendirilir [39]. Deformasyon dokusu ise en yaygın olarak haddeleme prosesi

ile incelenmektedir. YMK ve HMK yapıları için oluşan fiber oryantasyonları Şekil 2.15.'de verilmiştir [40].

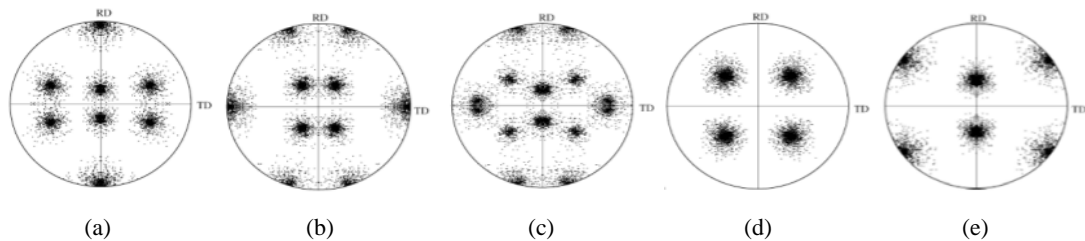


Şekil 2.15. Kübik metaller için farklı doku bileşenleri [40].

YMK malzemelerinin deformasyon dokularını anlamak, alüminyum alaşımlarının dokusunu incelemeye yardımcı olabilir. YMK metallerinde doku oluşumunun ana kriteri dizilim hatası enerjisidir. Düşük dizilim hatası enerjisine sahip metallerde (Bakır), α -fiber, yüksek dizilim hata enerjisine sahip malzemelerden (Alüminyum) daha önemlidir. Genel olarak, alüminyum alaşımları, üretim adımlarının başlangıcından sonuna kadar katı doku tipleri göstermektedir [39].

Genel olarak alüminyum alaşımları, üretim adımlarının başından sonuna kadar mutlak tekstür karakteristikleri göstermektedir. İlgili tekstür bileşen değişimleri döküm, sıcak haddeleme, soğuk haddeleme ve ısıtma işlem adımlarına göre farklılık arz etmektedir. Alüminyum alaşımlarının döküm dokusu rastgeledir ve döküm tipine göre değişiklik göstermektedir. Yeniden kristallenme tavı sonrası yapı küp tekstürüne dönüşüm eğilim gösterirken haddeleme sonrası hadde tekstürü artmaktadır. Hadde dokusu kapsamında yapıdaki küp tekstürü, bakır tekstürü olarak adlandırılan alüminyumun tipik hadde dokusuna dönüşmektedir [39,41].

Alüminyum alaşımları, malzemenin şekillendirilebilirliğini arttırmak için kristal yönelimlerine bağlı olarak çeşitli kristalografik varyasyonlar ve doku gelişimi sergilemektedir. Tipik haddeleme ve yeniden kristalleşme dokuları, küp, goss, bakır, pirinç ve S tekstür bileşenleri olarak tanımlanmakta olup kutup figürlerinin karakterizasyonu, malzemenin mikroyapısal ve mekanik özelliklerinin iyileştirilmesini desteklemektedir. Küp $\{100\} \langle 001 \rangle$ ve goss $\{110\} \langle 001 \rangle$ tekstürleri yeniden kristalleşme bileşenleri olarak bilinmekte olup, S $\{123\} \langle 634 \rangle$, bakır $\{112\} \langle 111 \rangle$ ve pirinç $\{110\} \langle 112 \rangle$ bileşenleri ise hadde bileşeni olarak bilinmektedir [42,43]. Tekstürler bileşenleri için $\{111\}$ kutup figürleri Şekil 2.16.'da yer almaktadır. Yüzey merkezli kübik (YMK) metallerdeki tekstür bileşenlerinin EBSD'de karakterizasyonu için tanımlanmış Miller İndisleri ve Euler açıları Tablo 2.2.'de yer almaktadır.



Şekil 2.16. Hesaplamalı olarak oluşturulmuş tekstürler için $\{111\}$ kutup figürleri a) Cu bileşeni; b) Pirinç bileşeni; c) S bileşeni; d) Küp bileşeni; e) Goss bileşeni [44].

Tablo 2.2. YMK metallerdeki tekstür bileşenlerinin Miller indisleri ve Euler açıları [40].

Tekstür bileşenleri	Miller indisleri ($\{hkl\} \langle uvw \rangle$)	Euler açıları (ϕ_1, ϕ_2, ϕ_3)
Küp	$\{001\} \langle 100 \rangle$	0, 0, 0
Goss	$\{011\} \langle 100 \rangle$	0, 45, 90
Pirinç	$\{011\} \langle 211 \rangle$	35, 45, 90
Bakır	$\{112\} \langle 111 \rangle$	90, 35, 45
S	$\{123\} \langle 634 \rangle$	59, 37, 63

2.11.1. Küp tekstür yönelimi

Küp tekstürü, yeterli miktarda soğuk deformasyon ve tavlama sonrasında saf alüminyum için baskın doku olma özelliği taşımaktadır. Isıl işlemle sertleştirilen ve

sertleştirilemeyen alüminyum alaşımları için, döküm ve ısıl işlem adımları sonrası küp bileşeni görülebilmektedir. Küp yöneliminin oluşum mekanizması bant içerisindeki çekirdeklenme nedeniyle gerçekleşmektedir. Deformasyon süreçlerinin kesme etkisi, ekstra deformasyon sırasında küp bileşeni için çekirdeklenme bölgeleri de oluşturabilir [39-41]. Ayrıca, yeniden kristalize edilmiş küp taneleri, diğer yönelimlere sahip tanelere göre avantajlara sahiptir ve ilk küp tanelerinin deformasyonu, alüminyum alaşımları için yeni küp çekirdek oluşum bölgeleri eklemektedir [10].

2.11.2. Goss tekstür yönelimi

1930'larda Norman P. Goss tarafından icat edilen tane yönelimli silisyum çeliği (GOSS), büyük ölçüde ikincil yeniden kristalleştirme işlemi yoluyla doku geliştirme veya tercih edilen yönlendirmeye ilişkin bilgi vermektedir. Norman Goss, uygun sıcak haddeleme, ısıl işlem ve soğuk haddeleme yoluyla elde edilen tek kristal özelliklere sahip Goss dokusu adı verilen doku geliştirmiştir [45].

{011} <100> olarak gösterilen Goss tekstür yönelimi tav tekstür bileşeni olarak adlandırılmaktadır. İlgili yönelim, tav tekstüründe düşük şekillendirilebilirliğe neden olmakla birlikte pirinç yönelimi şeklinde çekirdeklenmektedir [46].

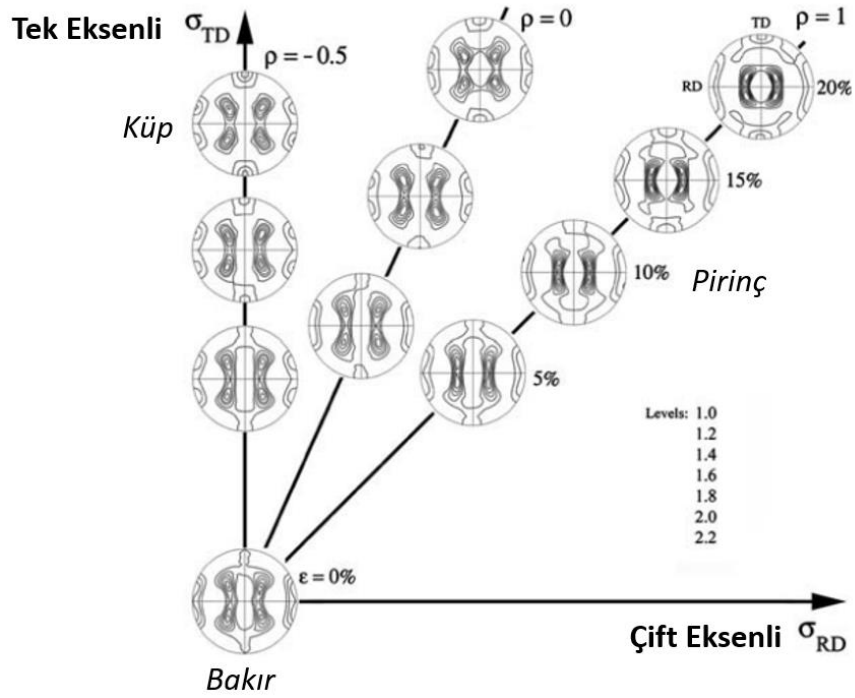
2.11.3. Bakır tekstür yönelimi

Bakır dokusu, literatürde saf metal deformasyon dokusu olarak da bilinir ve bakır, alüminyum vb. YMK metallerde görülmektedir. Bakır tekstür oluşumunun diğer kriteri ise yüksek dizilim hatası enerjisidir [37]. Genellikle bakır dokusu {123}<412> ve {146}<112> yönelimlerine sahiptir. Bakır dokuda {112}<111> yönelimi açıktır [43,44].

2.11.4. Pirinç tekstür yönelimi

Pirinç tekstür yönelimi, haddeleme işlemlerinden sonra görülmektedir. Saf metaller yerine alaşımlar, düşük dizilim hatası enerjileri nedeniyle pirinç dokusu oluşturma

eğilimindedir [40]. Ayrıca literatürde çift eksenli durumda pirinç doku oluşumu gözlemlendiği bilinmektedir. Eş eksenli koşullar için daha yüksek deformasyon miktarları, kutup figüründe daha keskin pirinç bileşen tepe noktalarına neden olmaktadır. Şekil 2.17.'de, tek eksenli koşullar altında küp dokusunun oluşmasının istendiği, buna karşın deformasyon yolu tek eksenli eş eksene doğru değişirken tekstürün pirinç tipi şeklinde olduğunu özetlemektedir [47,48].



Şekil 2.17. 111 kutup figürü ile gösterilen çeşitli gerinim yolları altında alüminyumun doku gelişimi [47].

2.12. Korozyon

Korozyon, malzemelerin buldukları çevre ile girmiş oldukları elektrokimyasal tepkimeler neticesinde yapısında meydana gelen bozulmalara verilen ad olarak tanımlanmaktadır. Üniform korozyon, çatlak korozyonu, taneler arası korozyon gibi birçok türü bulunan korozyon için kaplamasız olarak kullanılan alüminyum alaşımlarında en sık olarak oyuklanma korozyonu gözlemlenmektedir.

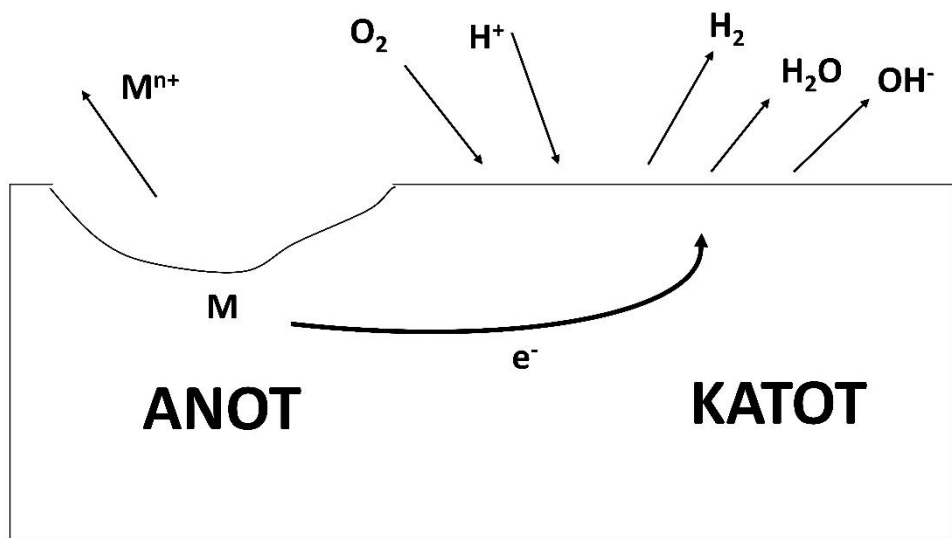
Korozyon şartlarının oluşması için asidik ya da bazik ortam şartları, tuzlu su ve nemli ya da kirli hava ortamlarına ihtiyaç duyulmaktadır. Korozyonun başlaması için ise

ortamda elektrolit olarak iletken çözelti, iletim yolu, anot ve katot bulunması gerekmektedir. Anot görevi gören malzeme oksitlenerek ilgili iyonlar elektrolite geçmekte ve bunun sonucunda oksijenin katotta indirgenmesi gerçekleşip oksidasyon sonucu oluşan elektronlar iletken ile katota taşınmaktadır [8,49]. Korozyon şemasının şematik gösterimi ile korozyon mekanizmasındaki reaksiyonlar Şekil 2.18.'de gösterilmektedir [50].

Elektrokimyasal korozyon, korozyona uğrayan metal yüzeyindeki farklı potansiyeller ve redoks reaksiyonları nedeniyle çözeltide, metalik malzemeler ve elektrolitler arasında gerçekleşir. Metalin bir kısmı, metalin oksitlendiği ve iyon haline geldiği bir anottur. Demir elementi baz alınarak, metal malzemenin yüzey bölgesinde meydana gelen yükseltgenme reaksiyonu [50];



Diğer kısım, depolarizasyonun gerçekleştiği, esas olarak oksijen ve hidrojen katyonunun indirgendiği katottur. Buna göre katotta gerçekleşen indirgenme reaksiyonu [50];



Şekil 2.18. Temsili korozyon şeması [50].

2.12.1. Oyuklanma korozyonu

Oyuklanma korozyonu bölgesel bir korozyon olup ilgili ortam içerisindeki iyonlar ya da malzeme yüzeyinde meydana gelen hasar nedeniyle hasarlı bölge diğer bölgelere kıyasla daha anodik duruma gelmektedir. Bunun sonucunda galvanik ikili oluşturan alanda korozyon malzemenin iç kısmına doğru devam etmektedir.

Çukurcuk korozyonunu tetikleyip etkileyen 5 faktör bulunmaktadır. Bunlardan birincisi saldırgan iyonlar olup yüzey bölgenin kararlı olduğu potansiyel değerlerinde meydana gelmektedir. İkincil olarak ise yüksek koroziif ortamda ve yüksek sıcaklıkta, oksijen oluşumunun potansiyel değerlerine yakın yerlerde korozyon meydana gelmesi verilebilir. Bunun yanında aktif-pasif geçiş bölgede oksit tabakasının yok olup oyuklanma korozyonu oluşmasında bir diğer faktör olarak yer almaktadır. Dördüncü durumda ise korozyon aktiften pasife geçtiği yüzeyde oluşmakta olup çok kısa süreli olduğu için genel korozyona dönüşüm gerçekleşmektedir. Son olarak ise malzeme aktif polarizasyona maruz kaldığı için yüzeyde segregasyon gibi ayrışma bulunması halinde gerçekleşmektedir [51,52].

2.13. Alüminyum Korozyon Dayanımını Belirleme Yöntemleri

2.13.1. Elektrokimyasal yöntemler

2.12.1.1. Ağırlık kaybı ile korozyon hızı ölçümü

Ağırlık kaybı ile korozyon kapsamlı bilgi edinimi ilk uygulanan yöntemler arasında yer almaktadır. Yöntem dahilinde, ilgili ASTM standardına göre temizlenen numunenin birincil olarak korozyon deneyi öncesi ağırlık ölçümü gerçekleştirilir. Ardından, numune korozyona açık ortamda bekletilerek korozyona uğramasının ardından yüzeyindeki kirlilikler temizlenerek Denklem 2.3'e göre ağırlık kaybı hesaplaması gerçekleştirilir.

$$Korozyon\ Hızı = \frac{W(g)*K}{d(\frac{g}{cm^3})*A(cm^2)*t(sa)} \quad (2.3)$$

Denklem 2.3 kapsamında; W ağırlık kaybını, d maruz bırakılan malzemenin yoğunluğunu, K sabit, t korozyona maruz kalan süreyi ve A korozyona uygulanan numunenin yüzey alanını temsil etmektedir. K sabiti ise yüzey alanına göre değişim göstermektedir.

Ağırlık kaybı yöntemi ile anlık korozyon hızı ölçümü mümkün olmamakla birlikte testin güvenilirliği adına bekleme süresi oldukça fazladır. Bu dezavantaj sebebiyle daha güvenilir ve süre açısından daha pratik olma özelliği taşıyan Tafel ekstrapolasyon yöntemi, lineer ekstrapolasyon yöntemi gibi alternatif elektrokimyasal yöntemler tercih sebebi konumundadır [53,54].

2.12.1.2. Açık devre potansiyeli ölçümü

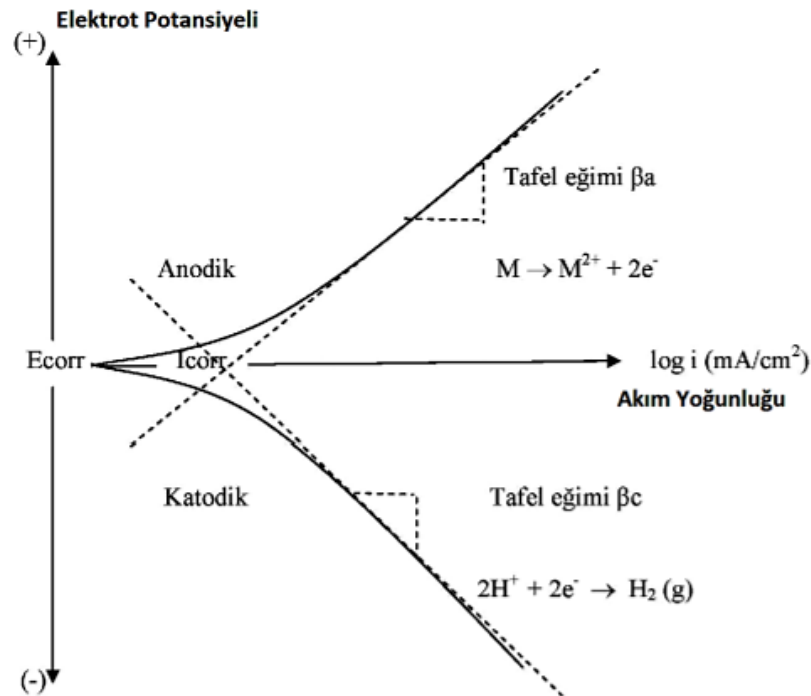
Açık devre potansiyeli ölçümü kapsamında referans elektrot ile çalışma elektrodu karşılıklı olarak potansiyel dengeye ulaşması gerektiği için belirli bir süre beklenmesi gerekmektedir. Açık devre potansiyeli (E_{ad}) ile korozyon potansiyeli (E_{kor}) değerlerinin test sonunda aynı olması beklendiği için E_{ad} ile E_{kor} birbirleri yerine kullanılabilir. Muhtelif oranda iki değer arası fark olur ise ilgili farklılığın sebebi çalışma elektrotunun yüzeyinde oluşan değişikliklerdir. Test sırasında bazı korozyon reaksiyonları kısa sürede dengeye gelirken, diğer testlerde dengeye gelme süresi uzun sürmekte ancak saat mertebesinde denge haline gelmektedir. Test kapsamında hesaplanan korozyon akımı I_{kor} olarak adlandırılıp devre potansiyelinin anodik veya katodik akım değerini kapsamaktadır [53,54].

2.12.1.3. Tafel ekstrapolasyon yöntemi

Tafel ekstrapolasyon yöntemi, korozyon potansiyel ile korozyon akımını doğrudan hesaplama imkânı taşımaktadır. Bunun yanı sıra farklı korozyon sistemlerine yönelik korozyon dayanımını karakterize etmeye yarayan çok kullanışlı ve en çok tercih edilen yöntemlerden biri olarak adlandırılmaktadır. Ağırlık kaybı yöntemine kıyasla çok daha güvenli ve stabil sonuçlar arz eden ilgili yöntem, çok düşük korozyon hızlarını dahi hesaplama özelliği taşımaktadır.

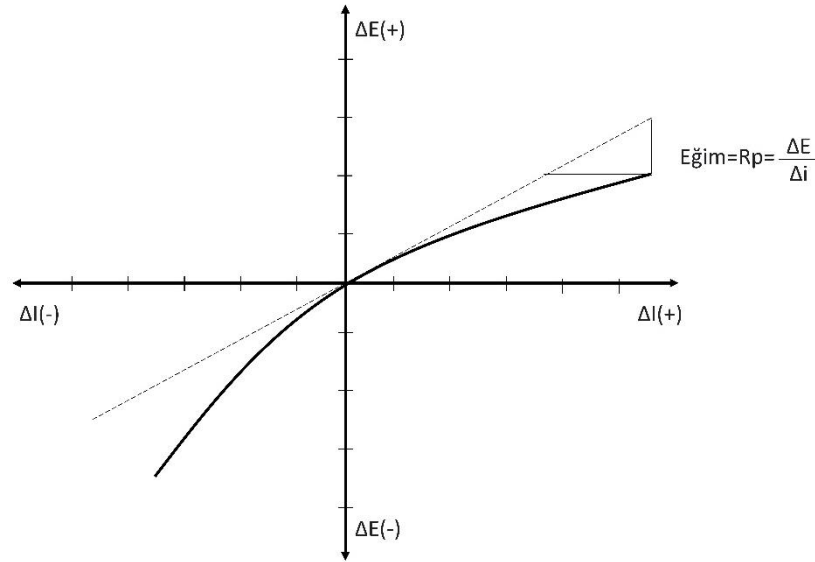
Yöntem dahilinde elektrokimyasal hücre sistemi kullanılmakta ve test sonucunda anodik ve katodik polarizasyon eğrileri elde edilmektedir. Korozyon testi; referans elektrot, çalışma elektrodu ve yardımcı elektrot ile potansiyostat sistemine bağlanmaktadır. Test sonrası elde edilmiş olan potansiyel ve logaritmik akım eğrileri, korozyona maruz bırakılan malzemenin polarizasyonuna ilişkin detaylı bilgi vermektedir. Kalomel elektrot veya Ag/AgCl elektrotu gibi referans elektrotlardan birisi kullanılarak test ölçümleri tamamlanmaktadır [54,55].

Tafel deneyine ilişkin kullanılan çalışma elektrodu, korozyon dayanımı karakterize edilecek malzemedir. Test başlatıldığında referans elektrodu ile çalışma elektrodu arasındaki potansiyel fark gittikçe yükselmekte ya da sürekli olarak anodik yönde gerçekleşir. Bunun sonucunda yardımcı elektrot ile çalışma elektrodu arasında akım ölçülür. Potansiyostat ile korozyon dayanımı hesaplamaya ilişkin birçok yazılım bulunmakta ve ilgili yazılımların desteği ile Şekil 2.19.'da paylaşılan otomatik olarak korozyon hızı hesaplamak amacıyla eğriler oluşturulup hesaplamalar tamamlanmaktadır.



2.12.1.4. Lineer polarizasyon direnci yöntemi

Korozyon hızını karakterize etmede yaygın olarak kullanılan bir diğer elektrokimyasal yöntemde lineer polarizasyon direnci yöntemidir. Yöntem dahilinde korozyon potansiyeline (ΔE) yakın olan akım (Δi) arasındaki lineer korelasyon ile korozyon hızına ilişkin hesaplama gerçekleştirilmektedir. Test kapsamında anlık korozyon hızı ölçülebilirken, aşırı korozif ortamlar için ise korozyon ölçüm sonucunun hatalı olma durumu bulunmaktadır. Potansiyel ya da akım değiştirilip ilgili değerler okunarak $\Delta E/\Delta i$ değerleri ölçülmektedir [53,56]. Lineer polarizasyon yöntemiyle polarizasyon direnci (R_p)'nin bulunması Şekil 2.20.'de gösterilmektedir.



Şekil 2.20. Lineer polarizasyon yöntemi kapsamında R_p 'nin bulunması [56].

2.12.1.5. Elektrokimyasal empedans spektroskopisi yöntemi

Korozyon mekanizmasının alternatif akıma belirli frekans aralığında (100MHz-100KHz) vermiş olduğu yanıtın ölçülmesi Elektrokimyasal empedans spektroskopisi ile gerçekleştirilmektedir. Buna göre test dahilinde, çalışma elektrotuna uygulanan düşük dalga genliğindeki voltaj yada akım mekanizma üzerindeki akım yada voltaj sonuçlarını ölçmek için kullanılmaktadır. Korozyon dayanımı belirlemeye yönelik IES ölçüm yöntemi bir çok uygulama için kullanılmakta ve metal malzemelerin pasiflik davranışlarını karakterize ederek korozyon hızına ilişkin bilgi ermektedir. Özellikle

yüzey kaplama gerçekleşmiş metallerin performans değerlendirmeleri EIS yöntemiyle gerçekleştirilmektedir.

Yöntem ile mekanizma devresinde bulunan dirençlerin bütünü ile korozyon hızı ölçümü gerçekleştirilmektedir. Bunun yanında doğrusal akım ile yapılan ölçüm tekniklerinden farklı olarak ise alternatif akım kullanılmakta ve bu sayede mikro saniye seviyesinde ölçümler alınmaktadır. Metallerin ara yüzeylerinde elektrokimyasal açıdan meydana gelen farklılıkları incelemek adına kullanılan yöntemde denge durumuna geçmiş hücre kullanılmakta ve düşük frekanslarda sinyaller yollarılarak değişimlerin ölçümü gerçekleştirilmektedir.

Yöntem kapsamında polarizasyon ve çift tabaka kapasitörü ile çözelti direnci bulunan devre kullanımı gerçekleştirilmektedir. Metallerin bu noktada korozyon dayanımı, kaplama gibi alanlarda özellikle EIS yöntemi ile değerlendirilmektedir [52–54].

2.13.2. Kabin testleri

Çıplak ve kaplama bulunan metallerin korozyon dayanımı hızlandırılmış kabin testleri ile gerçekleştirilmektedir. Kabin testleri; endüstriyel koşullar ile performans beklentileri ve çevre şartları göz önüne alınarak geliştirilmiş olup uygulamalar özelinde alternatif test metotları geliştirilmiştir. Test metotları arasında en geniş perspektifte uygulananlar tuzlu sis testi ile çevrim testleridir.

Tuzlu sis testi, sabit nem ve sıcaklık ortam koşullarında uygulanmakta olup kabin içerisinde numuneler belirli süreler dâhilinde korozyona maruz bırakılmaktadır. Test kapsamında ASTM 117, DIN 50021 vb. standartlar kullanılmaktadır.

Çevrim testlerinde ise farklı sıcaklık ve nem koşulları simüle edilmekte olup özellikle kaplamalı malzemelerde kullanılmaktadır. Test kapsamında ASTM G85, DIN 50018 vb. standartlar kullanılmakta ve standartlar dahilinde ortam koşulları değiştirilmektedir [57].

BÖLÜM 3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. Amaç

İkiz merdane ile döküm (İMD), eriyikten tek operasyon ile ince levha üretimine imkan sunan ekonomik bir üretim yöntemidir ve dar katılaşma aralığına sahip alüminyum alaşımlarının üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır. Ancak katılaşma sırasında levha merkezi ile yüzeyinde oluşan segregasyonun mekanik özellikler ile korozyon davranışı üzerinde olumsuz etkiye neden olması İMD'nin dezavantajıdır. Bu çalışmada yapı ve inşaat sektöründe kullanılan, İMD yöntemi ile üretilmiş 3004, 3005, 3105 alüminyum alaşımlarına merkez ve yüzey segregasyonunu elimine etmek amacı ile farklı termo-mekanik işlemler uygulanmış ve mikroyapı, mekanik özellik, elektrik özellik ile korozyon davranışına olan etkisi incelenmiştir. Tuzlu sis testi ve potansiyodinamik polarizasyon testi sonrası korozyon dayanımına etki eden etkenler analiz edilmiş olup intermetalik çökeltiler, mikroyapı ve mekanik test sonrası korelasyon araştırılmıştır. Bunun yanında, EBSD analizi ile döküm sonrası ve nihai tav sonrası tekstür bileşenleri belirlenmiş ve tekstüre etki eden etkenler detaylı olarak ele alınmıştır. Çalışmanın en önemli amaçlarından biri de, literatürde hakkında sınırlı bilgi bulunan İMD yöntemi ile dökülmüş 3004 alaşımı ile İMD yöntemi ile üretimi daha yaygın olan 3005 ve 3105 alaşımlarına benzer termo-mekanik işlem uygulayarak mikroyapı, mekanik ve elektrokimyasal yönden karşılaştırmalı olarak incelemektir. Elde edilen çıktılar için endüstriyel şartlar baz alınmış ve endüstriyel tipteki ısıl işlem fırınlarının çalışması göz önünde bulundurulmuştur.

3.2. Çalışma Akış Şeması

Tez çerçevesinde yürütülen çalışmalar Tablo 3.1.'de özetlenmiştir.

Tablo 3.1. Yürütülen çalışmalara yönelik çalışma akışı.

1. Endüstriyel ölçekte döküm
2. Numune alımı
3. Termo-mekanik işlem
4. Karakterizasyon
- Mikroyapı (Stereo, optik ve SEM ile)
- Çekme testi
- Bükme testi
- Elektrik iletkenlik ölçümü
- SEM-EBSD ile tekstür analizi
- Tuzlu sis korozyon testi
- Potansiyodinamik polarizasyon korozyon testi

3.3. Deneysel Çalışmada Kullanılan Numuneler

Asaş Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş. tesislerinde endüstriyel ölçekte yatay döküm yönü ile ikiz merdane döküm yöntemiyle dökümü gerçekleştirilen 3004, 3005 ve 3105 alüminyum alaşımı tam en (1600 mm x 500 mm) numuneleri kullanılmıştır (Şekil 3.1.). 3004 alaşımı 107 cm/dk, 3005 113 cm/dk ve 3105 114 cm/dk döküm hızında dökülmüştür. Döküm kalınlıkları; 3004 alaşımının 7,12 mm, 3005'in 7,08 mm ve 3105'in 7,02 mm olarak ölçülmüştür. Çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal bileşimleri ise Tablo 3.2.'de verilmiştir.

Tablo 3.2. Çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal bileşimleri, ağırlık %.

Alaşım	Fe	Si	Mn	Mg	Cr	Al
3004	0,42	0,22	1,12	1,05	0,05	Kalan
3005	0,44	0,22	1,15	0,59	0,05	Kalan
3105	0,42	0,23	0,4	0,20	0,05	Kalan



Şekil 3.1. Çalışmada kullanılan temsili tam en numune.

3.4. Deneyin Yapılışı

3.4.1. Proses denemelerinde kullanılan ekipmanlar

Termo-mekanik proses çalışmalarına yönelik endüstriyel koşulları simüle etmek adına laboratuvar tip test haddesi ve laboratuvar tip ısıl işlem fırını kullanılmıştır. Soğuk haddeleme kapsamlı test haddesi ile istenilen ezme oranlarının sağlanması amaçlanmıştır. Isıl işlem çalışmaları; Şekil 3.2.'de paylaşılan Nabertherm marka ısıl işlem fırınında yapılmış olup homojen tav, ara tav ve nihai tav işlemleri gerçekleştirilmiştir. Proses çalışmalarında 500 mm x 500 mm ölçülerinde numuneler kullanılmıştır. Çalışmada 550°C'de 4 saatten uzun süren tavlama homojenizasyon tavlama, 450-500°C arası 4 saat süren tavlama ara tav ve nihai kalınlıkta yapılan tavlama ise nihai tav olarak adlandırılmıştır.

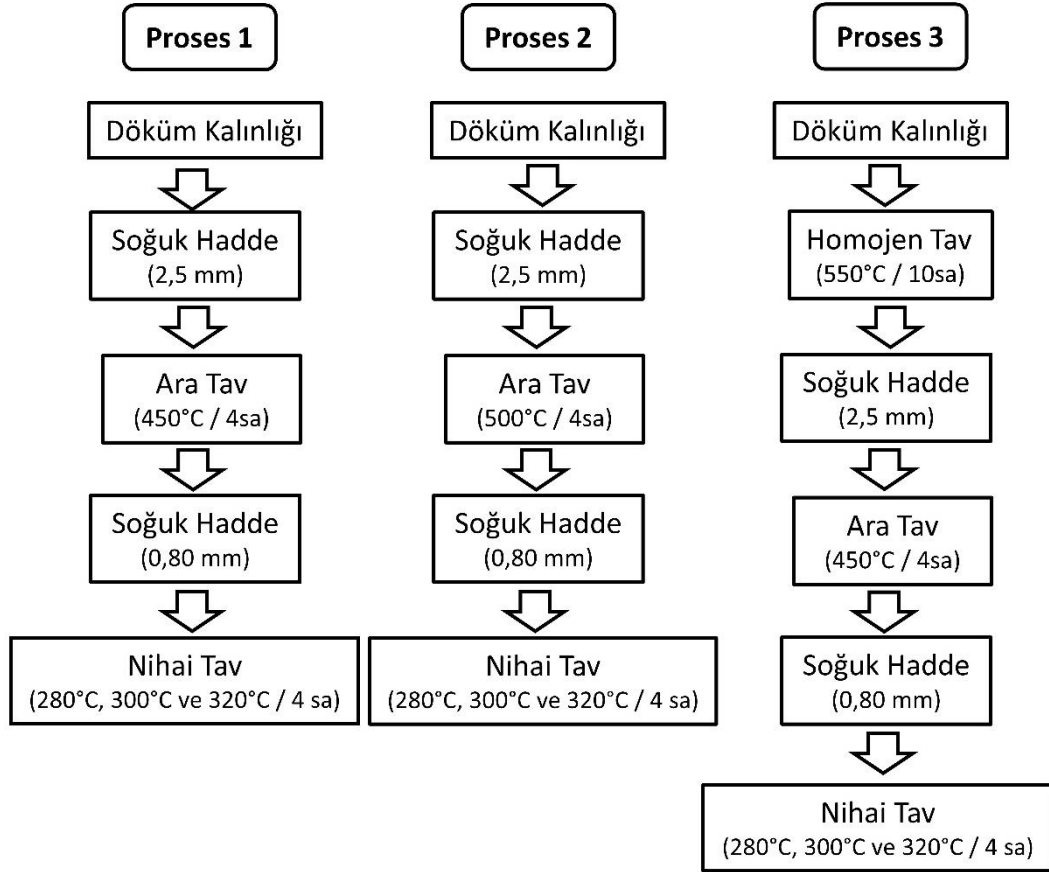


Şekil 3.2. Laboratuvar tipi ısıl işlem fırını.

3.4.2. Uygulanan ısı işlemler

Çalışmada gerçekleştirilen proses çalışmaları Şekil 3.3.'de özetlenmektedir. 3004, 3005 ve 3105 alaşımları yatay döküm yönü ile İMD yöntemiyle döküldükten sonra %64 deformasyon uygulanarak 2,5 mm kalınlığa haddelenmiş ve ara tav ısı işlemine tabi tutulmuştur. 450°C ara tavlı çalışmalar Proses 1, 500°C ara tavlı çalışmalar ise Proses 2 olarak adlandırılmıştır. Ara tav sonrası numuneler 0,80 mm nihai kalınlığa haddelenip (%68 deformasyon) sonrasında nihai tav işlemi gerçekleştirilmiştir. 3004 alaşımında ise Proses 1 ve Proses 2'ye ilaveten, homojen tavlı içeren Proses 3 yürütülmüştür. İlgili proseste 3004 döküm numuneleri 550°C'de 10 saat homojenizasyon tavlına tabi tutulmuş olup %64 deformasyon uygulanarak 2,5 mm'ye haddelenmiştir. Hadde sonrası ise, 450°C 4 saat ara tav işlemi yapıp 0,80 mm kalınlığa haddelendikten sonra (%68 deformasyon) diğer proseslerde olduğu gibi nihai tav ısı işlemi uygulanmıştır.

3005 alaşım A, 3004 alaşım B ve 3105 alaşım C harfi ile çalışmada adlandırılması yapılmıştır. Örnek olarak, 3004 alaşım 450°C ara tavlı proses için Proses 1-B adlandırması gerçekleştirilirken 3005 alaşım 450°C ara tavlı proses için Proses 1-A şeklinde tanımlama yapılmıştır. Bu doğrultuda, 3005 prosesleri Proses 1-A (450°C ara tavlı), Proses 2-A (500°C ara tavlı); 3004 prosesleri Proses 1-B (450°C ara tavlı), Proses 2-B (500°C ara tavlı), Proses 3-B (İlave homojen tavlı), 3105 prosesleri de Proses 1-C (450°C ara tavlı) ve Proses 2-C (500°C ara tavlı) olarak çalışmada adlandırılmıştır.



Şekil 3.3. Çalışmada kullanılan termo-mekanik proses akış şemaları.

3.5. Metalografik İnceleme

Metalografik inceleme çalışmalarına yönelik döküm kalınlığından ve çeşitli proses aşamalarından alınmış hadde yönüne dik numuneler mikroyapı incelemesine tabi tutulmuştur. Numuneler zımparalama işleminden sonra elmas pasta ve koloidal silika ile parlatılmış ve 0,5 M HF çözeltisi ile birkaç saniye boyunca dağlanmıştır. Metalografik olarak hazırlanan numunelerin mikroyapıları, Zeiss model optik mikroskop ile polarize ve aydınlık alan ışık modları altında numunelerin mikroyapısı incelenmiştir.

Numunelerin tane boyutu dikey kesit merkezinden lineer kesim (linear intercept) metodu ile belirlenmiştir (Denklem 3.1).

$$D = \frac{\text{cetvel uzunluğu}}{\text{kesim sayısı}} \quad (3.1)$$

Taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizleri Zeiss model SEM ile incelenmiş olup elementlerin dağılımı, enerji dağılımlı X-ışınları spektrometresi (EDS) ile belirlenmiştir. Ayrıca SEM geri saçılan elektron difraksiyonu (EBSD) ile başlangıç döküm ve nihai tav sonrası mikroyapı tekstür analizi yapılmıştır.

Bükme testi ile 180 derece bükülmüş numunelerin yüzey makro görüntüleri, Zeiss model stereo mikroskopta çekilmiştir.

3.6. Mekanik Testler

3.6.1. Çekme testi

Nihai tavlanmış numunelerin akma mukavemeti, çekme mukavemeti ve yüzde uzamasını belirlemek için ASTM B557M standardına göre oda sıcaklığında çekme testleri yapılmıştır. Çekme testleri 3 yönlü yapılmış olup bu doğrultuda hadde yönüne 0° , 45° ve 90° açılarda çekme test numuneleri hazırlanmıştır.

Bükme ve derin çekme gibi şekillendirilme davranışını analiz etmek amacı ile ortalama anizotropi değeri kullanılmakta olup anizotropinin haddeleme yönüne göre (0° , 45° , 90°) değişimini ise düzlemsel anizotropi (ΔR) vermektedir ve şekillendirilebilirlik oranını belirlemektedir. Çekme testi sonrası, enine yönde gerçek birim şekil değiştirme ε_w , kalınlık yönünde gerçek şekilde değiştirme ε_e ile gösterilmekte olup anizotropi katsayısı Denklem 3.2'ye göre hesaplanır [58].

$$R = \varepsilon_w / \varepsilon_e \quad (3.2)$$

Çekme deneyi öncesi parçanın eni w_0 , kalınlığı e_0 ; çekme deneyi sonrası parçanın eni w , kalınlığı e ile gösterildiğinde anizotropi katsayısı Denklem 3.3'e göre hesaplanır [58].

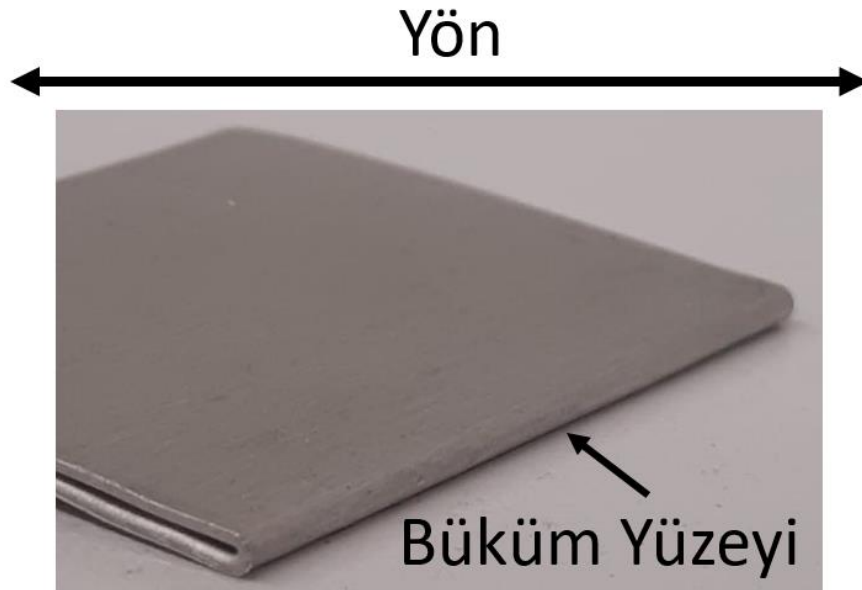
$$R = \varepsilon_w / \varepsilon_e = \ln(w / w_0) / \ln(e / e_0) \quad (3.3)$$

Uygun şekillendirilebilirlik için, çekme işlemi sırasında düşük kulaklanma anlamına gelen düşük ΔR değeri elde etmek esastır. r_0 hadde yönü, r_{45} hadde yönüne çapraz, r_{90} ise hadde yönüne dik yöndeki anizotropiyi temsil etmektedir (Denklem 3.4) [29].

$$\Delta R = \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{2} \quad (3.4)$$

3.6.2. Bükme testi

Nihai tavidan sonra 0,8 mm kalınlığındaki 3004, 3005 ve 3105 levha numunelerinin bükülebilirliğini karakterize etmek adına kendi eksenini etrafında 180°'lik bir açıyla bükme işlemi gerçekleştirilmiştir. 200 mm uzunluğunda ve 35 mm genişliğindeki numunelerin bükme testleri ISO 7438 standardına göre yapılmıştır. Bükme eksenini haddeleme yönüne dik olup, büküm görüntüsü Şekil 3.4.'de gösterilmiştir.



Şekil 3.4. 180° bükme şematik gösterimi.

3.7. Elektrik İletkenlik Ölçümleri

Numunelerin belirli proses adımlarında elektriksel iletkenlik ölçümleri, ASTM E 1004 standardına göre gerçekleştirilmiştir. İletkenlik değerleri, 60 kHz frekans ile Fischer

Sigmascope marka elektriksel iletkenlik ölçüm cihazı kullanılarak belirlenmiştir (Şekil 3.5.).

Numune yüzeylerindeki farklı noktalardan beşer ölçüm gerçekleştirilmiş olup ilgili değerlerin aritmetik ortalaması alınmıştır. Ölçümler oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.5. Elektrik iletkenlik ölçümü.

3.8. Korozyon Testleri

3.8.1. Tuzlu sis testi

Nihai tavlı numuneler Ascott marka tuz kabiniinde tuz testine tabi tutulmuş (Şekil 3.6.) ve ilgili test ASTM G69 standardına göre gerçekleştirilmiştir. 35°C’de gerçekleştirilen test için %5’lik NaCl çözeltisi kullanılmıştır. Testin amacı; tav sıcaklığı ve intermetalik dağılımının oyuklanma korozyonuna etkisini incelemek şeklinde tanımlanmaktadır.

Tuz testleri, nihai tavlı numunelere 96 saat boyunca uygulanmış olup test öncesi numuneler 5 cm x 10 cm boyutlarına kesilmiş ve kesim işlemi sonrası yüzeyler alkol çözeltisi ile temizlenmiştir. Test sırasında kabin içerisindeki bağıl nem oranı %100 olup deney sırasında çalışmada kullanılan nihai tavlı alüminyum alaşımları için agresif bir ortam sağlanmıştır.



Şekil 3.6. Çalışmada kullanılan tuz testi kabini.

3.8.2. Potansiyodinamik polarizasyon testi

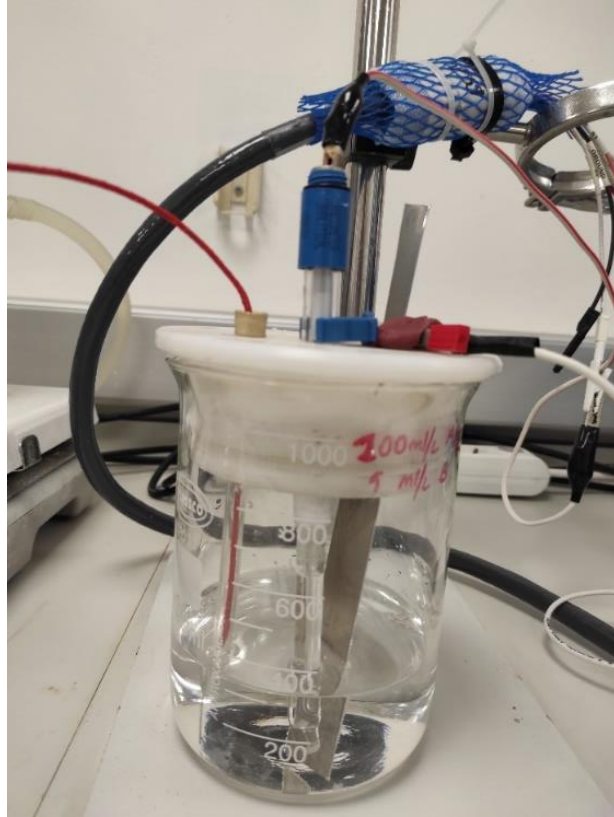
Nihai tavlı alüminyum alaşımların elektrokimyasal korozyon hızı, oda sıcaklığında %3,5'lik NaCl çözeltisi içerisindeki Biologic Sp300 model potansiyostat kullanılarak Tafel ekstrapolasyon yöntemi ile tayin edilmiştir (Şekil 3.7.-3.8.). Çalışmada kullanılan numuneler 20 cm x 5 cm boyutunda kesilip test öncesi alkol çözeltisi ile ultrasonik olarak temizlenmiştir.

Teste hazırlık kapsamında; çalışma elektrodu (nihai tavlı numune), referans elektrot (Ag/AgCl elektrot) ve karşı elektrot (Platin elektrot) korozyon hücresine yerleştirilmiştir. Bunun sonrasında ise numuneyi sabitleme adına hücre standı düzeneğe takılmıştır. İlgili test için, 0,002 V/s tarama hızında ve -1,5 ve +0,5 voltaj aralığında çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Doğru akım (DC) korozyon yazılımı ile ilgili

tafel eğrilerinden korozyon akım yoğunluğu (I_{corr}) ve korozyon potansiyeli (E_{corr}) değerleri hesaplanmıştır.



Şekil 3.7. Çalışmada kullanılan potansiyostat.



Şekil 3.8. Çalışmada kullanılan korozyon hücresi.

BÖLÜM 4. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

4.1. Mikroyapı İncelemeleri

Döküm ile homojen tav, ara tav ve nihai tav ısıl işlemleri sonrası 3004, 3005 ve 3105 alaşım numunelerinin tane yapısı incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Tüm mikroyapı analizleri, hadde yönüne dik kesitte incelenmiş olup hadde yönü gösterimleri Şekil 2.7.'de gösterilmektedir.

4.1.1. Döküm kalınlığı mikroyapı incelemeleri

İkiz merdane döküm yöntemiyle dökülüp üretilen 3004, 3005 ve 3105 alaşımların döküm kalınlığındaki mikroyapı görüntüleri Şekil 4.1. (Aydınlık alan ışık modu) ve Şekil 4.2.'de (Polarize ışık modu) verilmektedir. Alaşımlar birbirine yakın olan döküm hızlarında döküldüğü için tane yapıları birbirine benzerdir ve belirgin bir farklılık oluşmamıştır. İkiz merdane döküm esnasında katılma, eriyiğin su soğutmalı merdanelere teması ile başlamakta ve plakanın üst-alt yüzeyinden orta-merkeze doğru ilerlemektedir. Bu da levha kesitinde yüzeyde çil, merkezde eş eksenli ve merkez ile yüzey arasında sütunsal tane yapısından oluşan üç farklı bölgenin oluşumuna neden olmaktadır. Bu bölgelerin ayrımı proses parametreleri ve alaşım bileşimi tarafından belirlenmektedir. Bu çalışmada, İMD yöntemi ile üretilmiş her üç alaşımın döküm sonrası mikroyapısı, üst ve alt yüzeye yakın deformasyonun çok daha belirgin olduğu ince çil taneleri ve plaka merkezine doğru deformasyon varlığının daha az hissedildiği nispeten iri eşeksenli tanelerden oluşmaktadır. Üst ve alt yüzey bölgeler için, merkeze kıyasla katılma hızının daha yüksek olduğu bölgelerde aşırı doymuş ince taneler literatürle uyumlu olarak meydana gelmiştir. İlgili bölgede yüksek katılma hızı nedeniyle tane boyutu oldukça küçüktür. Merkeze doğru ise tane yapısında irileşme gözlemlenmiştir [18,22]. Merkez bölgelerde 3005, 3004 ve 3105 alaşımlar için ortalama tane boyutları sırasıyla 40,2 µm, 49,8 µm ve 40,1 µm olarak ölçülmüştür.

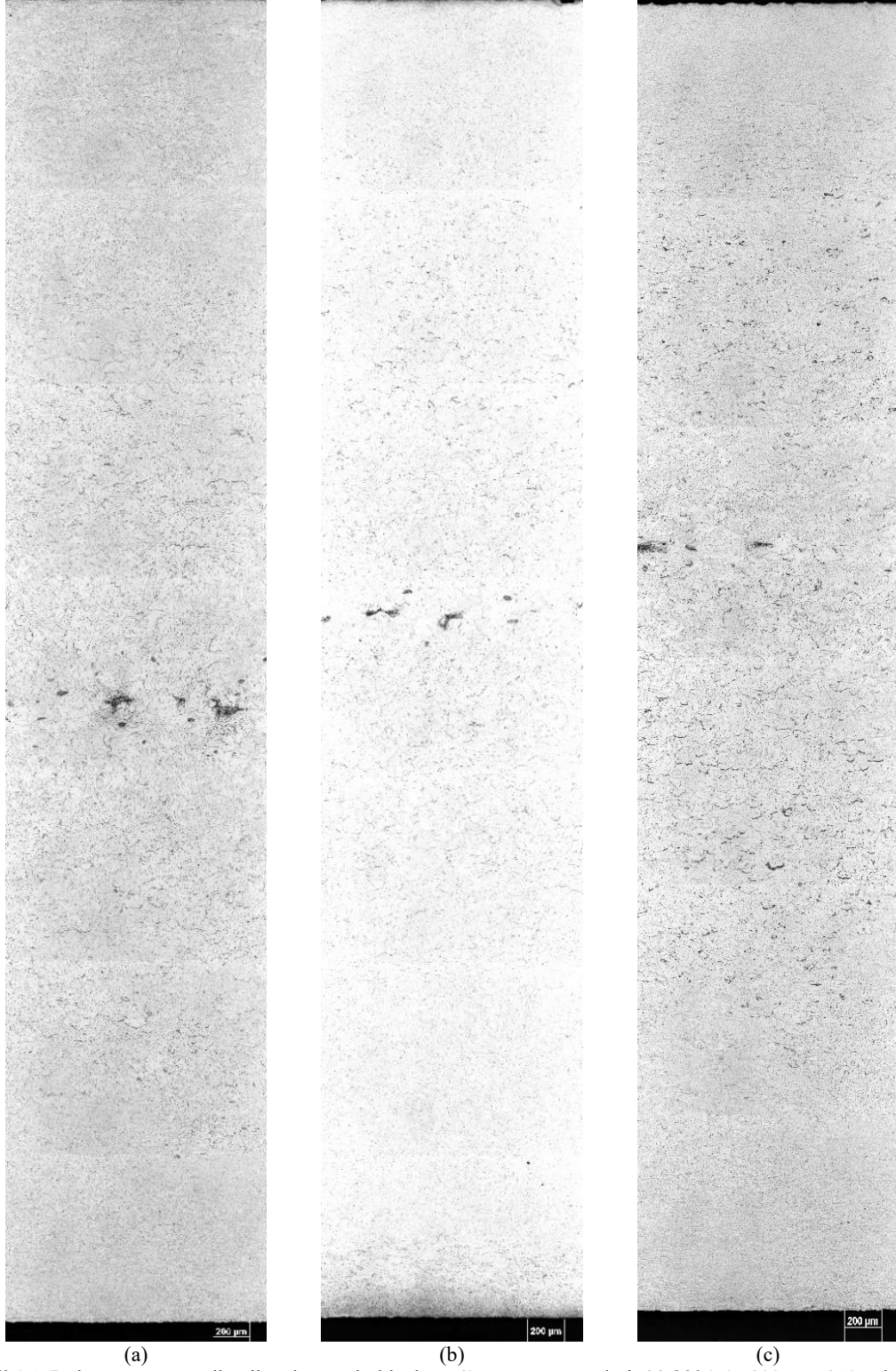
Yüzeğe yakın bölgelerde ise tane boyutu 1-10 µm aralığında değişmektedir. Bunun yanında katılaşma ilerledikçe, kalan eriyik çözünmüş malzeme ile zengin hale gelmekte ve bu durum merkez hattı segregasyonuna sebep olmaktadır. Merkez hattı segregasyonu, farklı oran ve morfolojide oluşmakta ve malzemenin mikroyapısal ve mekanik özellikleri üzerinde önemli oranda etki göstermektedir [59–62]. Bu nedenle, ısıtım işlem ve hadde adımları sonrasında intermetalik çökeltilerin yapıda dağılımı istenmektedir.

Döküm sonrası alaşımların Şekil 4.1.'deki intermetalik dağılımları incelendiğinde orta düzlemde (merkez bölge) her alaşım için merkez hattı segregasyonu gözlemlenmiştir. Merkez hattı segregasyon bölgesi harici diğer alanlarda intermetalik çökeltiler açısından herhangi bir uygunsuzluk tespit edilmemiştir. Yüzeğe ve yüzeğe yakın bölgelerde intermetalik yapısı incelenmiş olup yüzeğe segregasyon oluşumuna rastlanmamıştır. İkiz merdane döküm yöntemiyle üretim sırasında döküm hızı kritik değeri aştığında yüzeğe yakın alanlarda merkezde olduğu gibi yüzeğe segregasyonları çökelmektedir. Bunun sonrasında oluşan ilgili yüzeğe segregasyonları, hadde ve tav işlemlerine rağmen merkez hattı segregasyonu gibi belli oranda elimine edilmekte ve malzemenin nihai mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir [63].

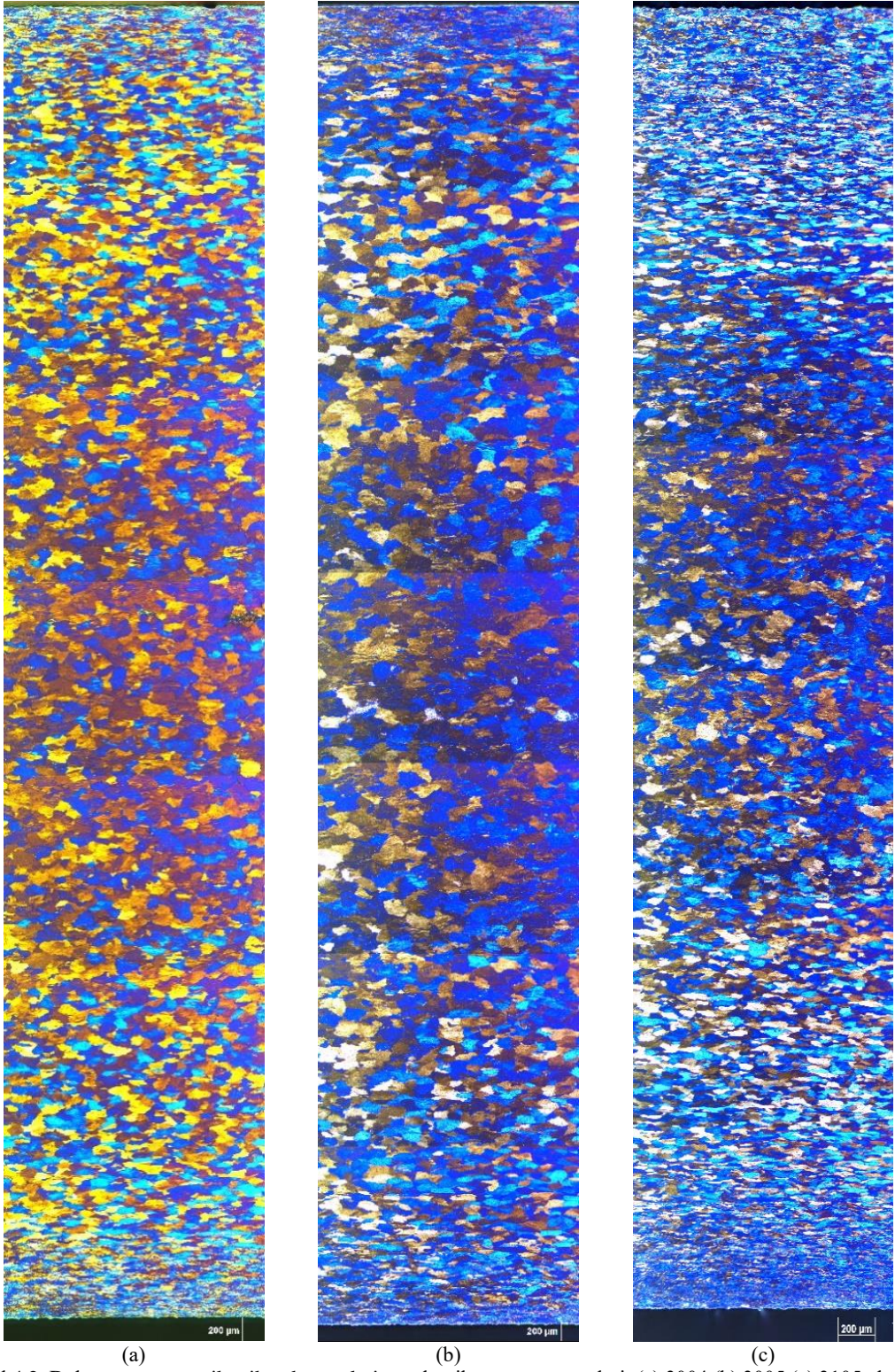
Liu ve arkadaşları [62], gerçekleştirdikleri çalışma sonucu döküm hızı ile tane yapısı arasında korelasyon bulunduğunu gözlemlenmişlerdir. Artan döküm hızı, katılaşma nedeniyle mikroyapı üzerinde daha ince tanelere yol açmaktadır. Daha yüksek döküm hızında, erimiş alüminyumun ısı azalımı yavaş gerçekleşmekte ve bunun bir sonucu olarak tam katılaşmayı engellemektedir. Böylece yüksek döküm hızları nispeten daha ince tanelere yol açmaktadır.

İMD dökümü sırasında çalışmamıza paralel olarak ergiyik alüminyuma katılaşmadan önce Al-Ti-B tane incelticisi eklenmektedir. Alaşıma eklenen TiB₂, α-Al tanelerinin çekirdeklenmesi için önemli rol oynayıp hızlı katılaşma sonrası aşırı kaba tanelerin oluşumunu engellemektedir. Bunun yanında, alüminyum alaşım eriyiklerinde oksit bifişimlerinin bulunabileceği literatür çalışmalarında ifade edilmektedir. Bu oksitlerin yeterli sayıda, uygun partikül boyutunda ve boyut dağılımında mevcut olmaları

durumunda güçlü çekirdekler olarak işlev görebilecekleri ve α -Al tanelerinin büyümesini destekleyebileceği belirtilmektedir [64,65].



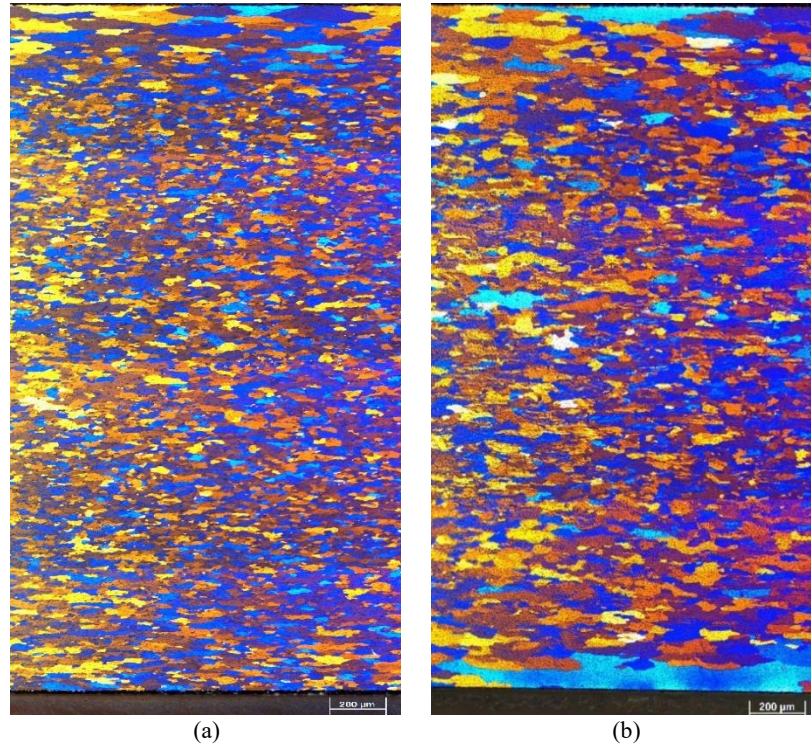
Şekil 4.1. Döküm sonrası optik mikroskop aydınlık alan mikroyapı görüntüleri; (a) 3004 (b) 3005 (c) 3105 alaşımı.



Şekil 4.2. Döküm sonrası optik mikroskop polarize ışık mikroyapı görüntüleri; (a) 3004 (b) 3005 (c) 3105 alaşımı.

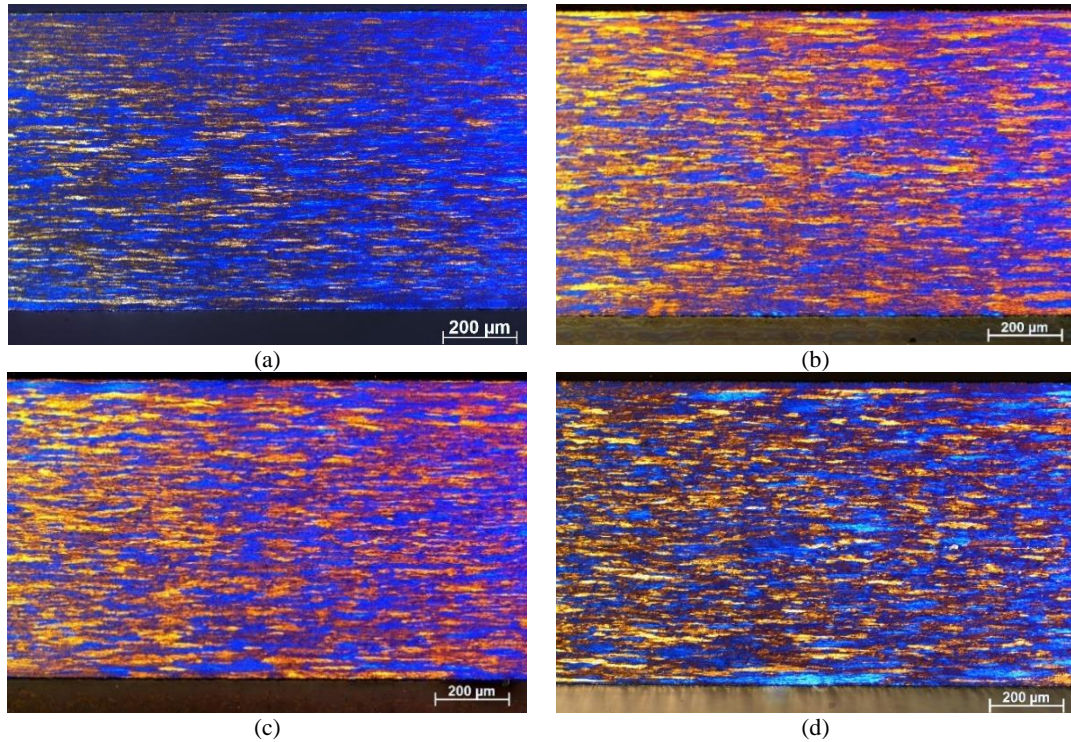
4.1.2. Tav sonrası mikroyapı incelemeleri

3005 alaşım döküm levhanın 2,5 mm'ye soğuk haddelendikten sonra 450°C ve 500°C'de 4 saat tavllanmış mikroyapı görüntüleri Şekil 4.3.'te gösterilmiş ve dökülmüş haldeki mikroyapısından daha homojen boyut dağılımına sahip olduğu görülmüştür. Dökülmüş halde en dış alt ve üst yüzey, daha ince tane yapısına sahip iken tavlama sonrası yüzey tane yapısı daha iridir. Tavlama sıcaklığının artışı ile alaşım tane boyutu bir miktar artmış olup özellikle yüzey tane boyutundaki artış çok daha belirgin hale gelmiştir. Döküm sonrası mikroyapıya göre kıyas yapıldığında, her iki ara tav sıcaklığı içinde tane yapısının daha homojen olduğu belirlenmiştir. (Merkez bölgede 450°C ara tavlı için 76,8 µm, 500°C ara tavlı için 83,7 µm ortalama tane boyutu ölçülmüştür.) Ara tav sıcaklığı arttığında ise tane yapısında kabalaşma gözlemlenmiştir. Isıya daha çok maruz kalan üst ve alt yüzeylerde, yüksek sıcaklıkta tav sonrası merkez bölgeye kıyasla kaba tanelerin oluştuğu belirlenmiştir. Haddeme sonrası tav gerçekleştiğinden yapıdaki artan dislokasyon yoğunluğu aşırı tane kabalaşmasını önlemiş olup merkez bölgelerde daha ince tane oluşumunu teşvik ettiği düşünülmektedir [66,67].



Şekil 4.3. 3005 alaşım; a) 450°C b) 500°C ara tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.

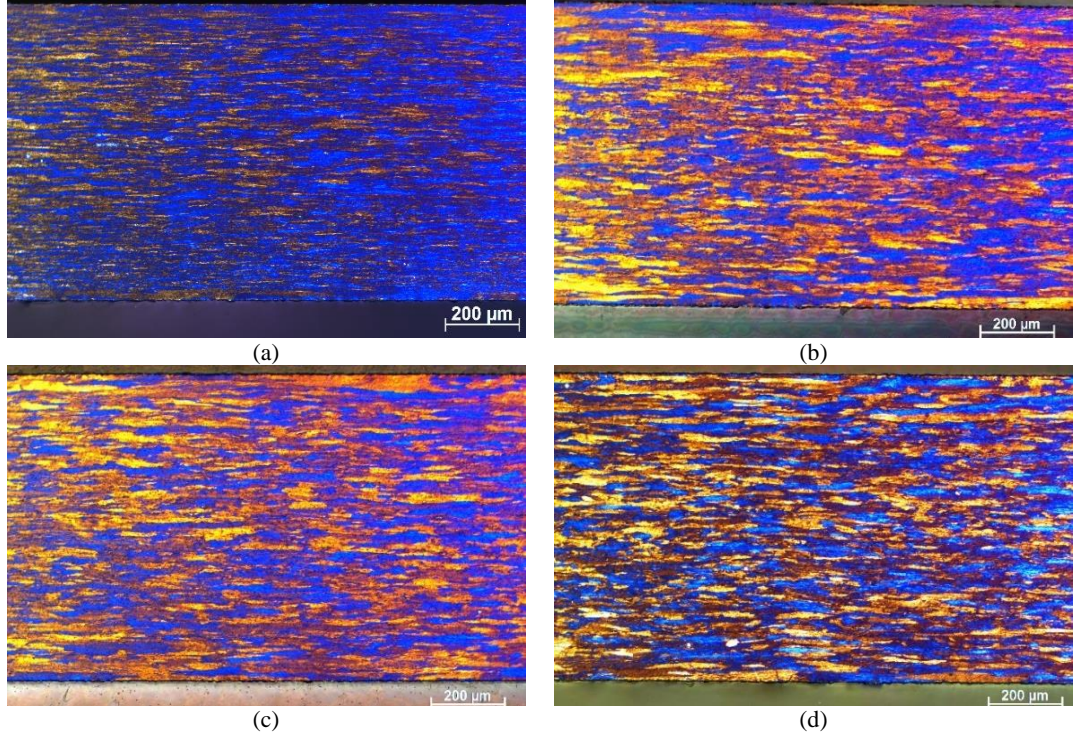
450°C’de ara tavlanmış, 0,8 mm’ye haddelenmiş 3005 alaşımının nihai tavsız ve üç farklı sıcaklıkta (280, 300 ve 320°C) 4 saat süre ile nihai tavlanması sonrası optik mikroyapı görüntüleri Şekil 4.4.’de verilmiştir. Nihai tavsız, soğuk haddelenmiş numunede soğuk haddeleme karakteristik görüntüsü olan deformasyon doğrultusunda yönlenmiş tanelerin varlığı aşikardır (Şekil 4.4.a.). Nihai tav uygulandığında malzemelerde kısmi yeniden kristallenme gözlemlenmiştir. Tav sıcaklığı arttırıldığında ise kısmi yeniden kristallenme oranında bir miktar artış gerçekleşmiştir.



Şekil 4.4. 450°C ara tavlı 3005 alaşım (1-A prosesi); a) Nihai tavsız b) 280°C c) 300°C d) 320°C nihai tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.

500°C’de ara tava tabi tutulup 0,8 mm’e haddelenen ve nihai tav uygulanan 3005 alaşımının tavsız ve nihai tavlı mikroyapı görüntüleri Şekil 4.5.’de gösterilmiştir. 0,80 mm kalınlığa haddelenen tavsız numunede (Şekil 4.5.a.), 450°C ara tavlanan numunede gözlemlendiği gibi (Şekil 4.4.a.) deformasyon sonucu taneler yönlenmiştir. Nihai tav uygulandığında ise tavlı numunelerde kısmi yeniden kristallenme gözlemlenmiştir (Şekil 4.5.b-d.). 3005 alaşımında ara tav sıcaklığının arttırılması, nihai tavlı numunelerin tane boyutuna etki etmiş olup 500°C ara tavlı 2-A prosesi ile üretilen

numunede (Şekil 4.5.d.), düşük sıcaklıkta ara tavlanan nihai tavlı numuneye kıyasla (Şekil 4.4.d.) daha kaba taneler oluşmuştur.

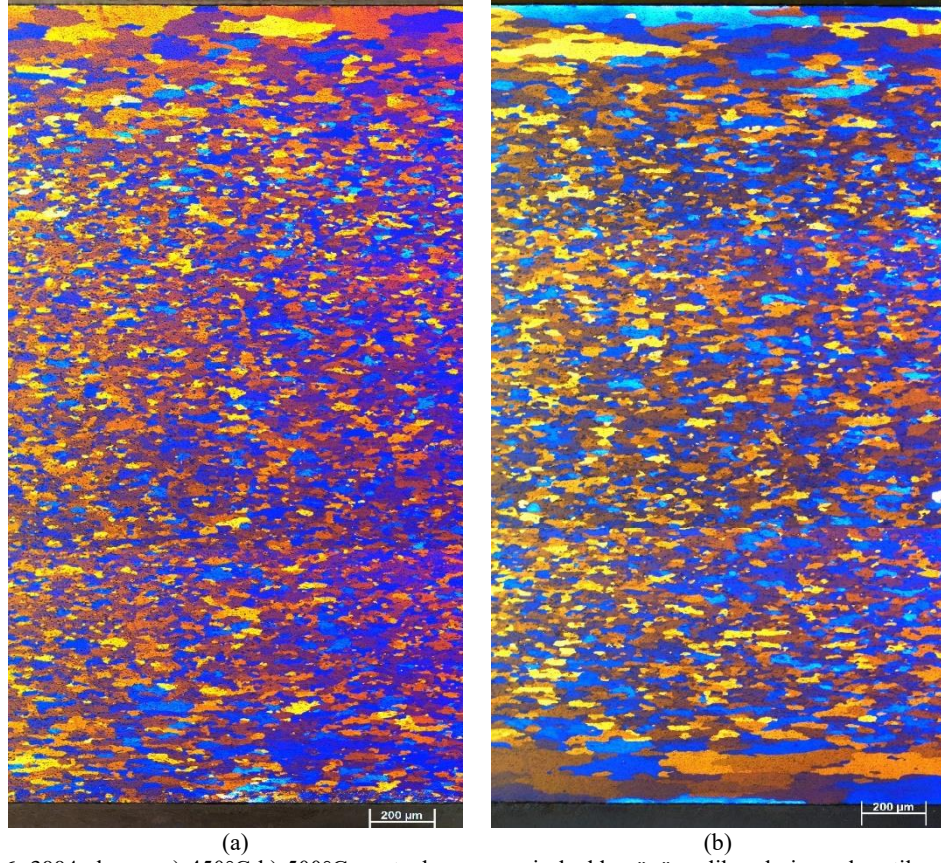


Şekil 4.5. 500°C ara tavlı 3005 alaşım (2-A prosesi); a) Nihai tavsız b) 280°C c) 300°C d) 320°C nihai tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.

3004 alaşım döküm levha 2,5 mm'ye soğuk hadde yapılmasının ardından 450°C ve 500°C'de 4 saat tavlandıktan sonra elde edilen optik mikroyapı görüntüleri Şekil 4.6.'da gösterilmektedir. Ara tav sıcaklığının mikroyapıya etkisi incelendiğinde tav sıcaklığını yükseltmenin tane yapısını kabalaştırdığı belirlenmiştir. Mg etkisinden dolayı 3004 alaşımında ara tav sonrası, 3005 ara tav sonrasına kıyasla tane boyutunun merkez bölgede daha ince olduğu gözlemlenmiştir. Bu durumun 3005'teki düşük %Mg içeriğinden kaynaklandığı düşünülmektedir. (Merkez bölgede 450°C ara tavlı için 65,2 µm, 500°C ara tavlı için 72,1 µm ortalama tane boyutu ölçülmüştür.)

Birol ve arkadaşlarının [68] gerçekleştirdiği çalışmada %Mg içeriği değişiminin tane boyutu dağılımı üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu belirlenmiştir. Artan % Mg içeriği mikroyapıda tane incelmeye neden olmakta olup daha ince tane oluşumunu tetiklemektedir. Bu doğrultuda % Mg oranının artması, dendritlerin büyüme

mekanizmasındaki değişim nedeniyle büyüme kısıtlama etkisinin artmasına neden olabileceği belirtilmiştir.

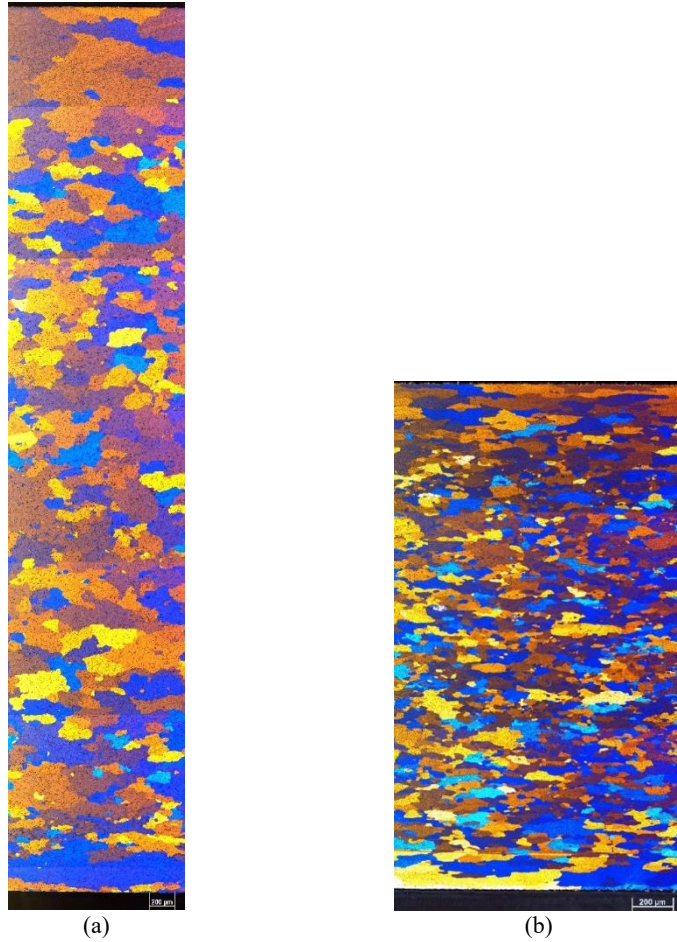


Şekil 4.6. 3004 alaşım; a) 450°C b) 500°C ara tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri

Döküm kalınlığında homojen tava tabi tutulan ve homojen tav sonrası 2,5 mm'ye kadar haddelendikten sonra 450°C'de ara tavlanan 3004 alaşım mikroyapı görüntüleri Şekil 4.7.'de gösterilmektedir. Homojen tav sonrası mikroyapı incelendiğinde aşırı kabalaşmış tane yapıları dikkat çekmektedir. Burada döküm sonrası hızlı katılaşılan üst ve alt yüzeydeki aşırı doymuş ve ince taneler, yüksek sıcaklıktaki ısıl işlem sonrası aşırı şekilde kabalaşmıştır. Bu durum özellikle yüzey ve merkezdeki bölgelerdeki taneler arasında boyut farkı yarattığından dolayı malzemenin stabil özellik sergilemesini önlemektedir. Bunun yanında, döküm halde homojenizasyon tav yapılan malzemedeki mikroyapının (Şekil 4.7.a.) 450°C ve 500°C ara tavlı mikroyapıya (Şekil 4.6.) kıyasla farklı olduğu belirlenmiştir. Döküm kalınlığında homojenizasyon yapılan

numunede soğuk haddeme olmadığı için malzemedeki dislokasyon yoğunluğunun artmadığı ve aşırı kabalaşmış taneler oluşturduğu düşünülmektedir [61,62,69].

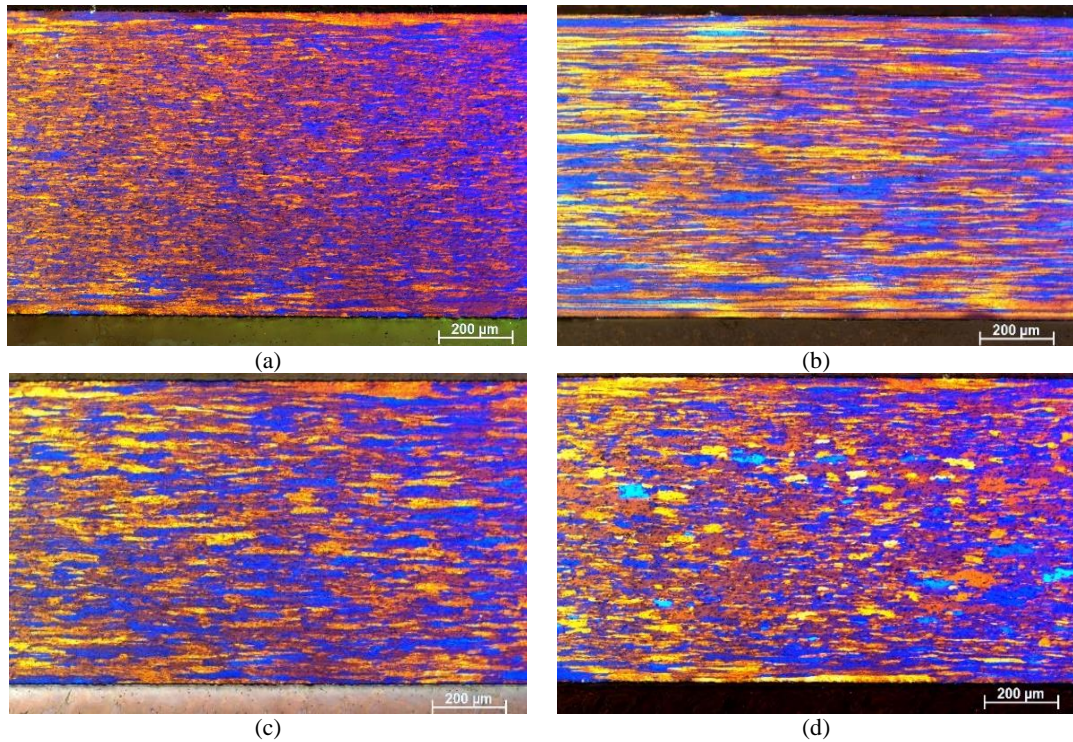
Homojen tav sonrası kabalaşmış tane yapısı, 2,5 mm'de gerçekleştirilen ara tav sonrasına da etki etmiştir. 450°C (Şekil 4.6.a.) ve 500°C (Şekil 4.6.b.) ara tav sonrası 3004 mikroyapı görüntülerinde gözlemlenen tanelerin, ilave homojen tavlı (3-A prosesi) 3004 alaşım (Şekil 4.7.b.) mikroyapısına kıyasla daha ince olduğu gözlemlenmiştir. (Merkez bölgede homojen tav sonrası 116,6 μm , ara tav sonrası 87,6 μm ortalama tane boyutu ölçülmüştür.)



Şekil 4.7. 3004 alaşım; a) 550°C homojen tavlı b) 450°C ara tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.

450°C'de ara tav sonrası, 0,8 mm'ye haddelenmiş 3004 alaşımının nihai tavsız ve üç farklı sıcaklıkta (280, 300 ve 320°C) 4 saat süre ile nihai tavlanması sonrası optik mikroyapı görüntüleri Şekil 4.8.'de verilmiştir. Mikroyapı incelendiğinde, 0,80 mm

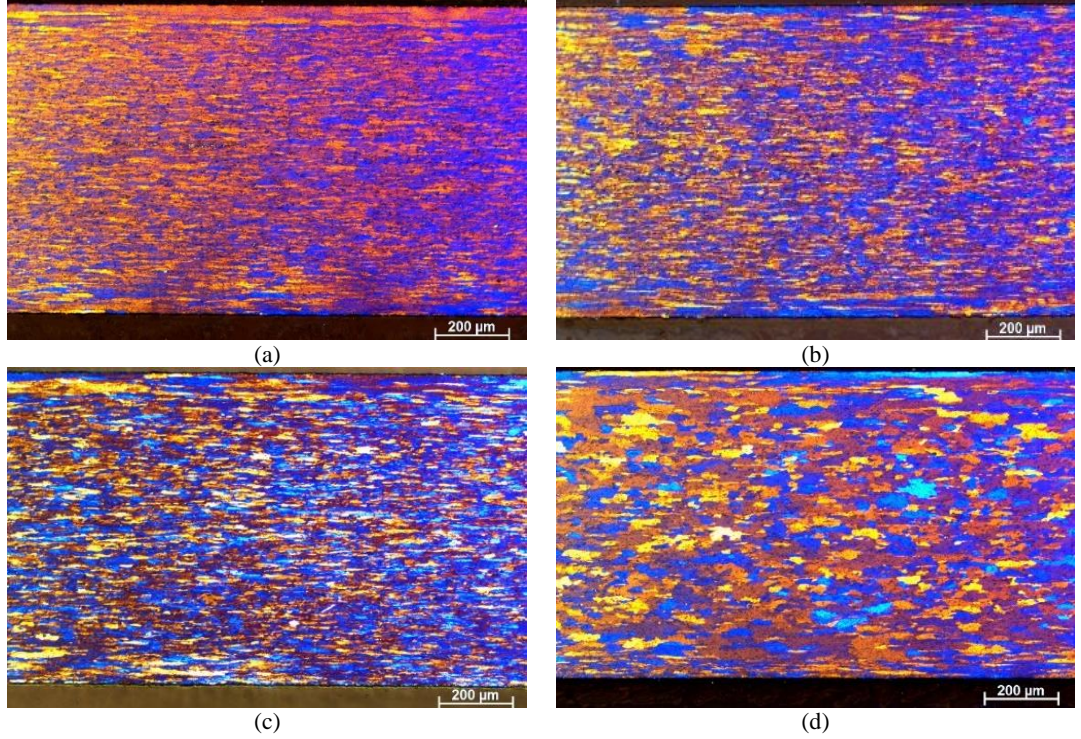
kalınlıktaki 3004 alaşıma nihai tav uygulanmadan önce soğuk haddeleme nedeniyle oluşan mikroyapı görüntüsü (Şekil 4.8.a.) 3005 alaşım nihai tavsız mikroyapı görüntüleriyle (Şekil 4.5.a. ve Şekil 4.4.a.) benzerdir. 280°C’de gerçekleştirilen nihai tav sonrasında ise yeniden kristallenme başlamamış (Şekil 4.8.b.) ve ilgili sıcaklığın yeterli gelmediği düşünülmüştür. Nihai tav sıcaklığı arttırıldığında ise kısmi yeniden kristallenmenin arttığı tespit edilmiştir.



Şekil 4.8. 450°C ara tavlı 3004 alaşım (1-B prosesi); a) Nihai tavsız b) 280°C c) 300°C d) 320°C nihai tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.

500°C ara tavlı olarak proses edilip 0,80 mm kalınlıkta tavlanan, nihai tavlı ve tavsız 3004 alaşım optik mikroyapı görüntüleri Şekil 4.9.’da paylaşılmaktadır. 500°C ara tavlı 280°C nihai tav sonrası (Şekil 4.9.b.); aynı sıcaklıkta nihai tavlanan 450°C ara tavlı 1-B prosesinin aksine (Şekil 4.8.b.) kısmi yeniden kristallenmenin başladığı tespit edilmiş olup son tav sıcaklığı yükseldiğinde yeniden kristallenme oranı artmıştır. Buna göre ara tav sıcaklığını yükseltmenin, son tav sonrası malzemenin yeniden kristallenme sıcaklığını düşürdüğü düşünülmektedir. Bunun yanında yükselen nihai tav sıcaklığı sonrası atomlar daha düşük enerjili alanlara hareket etmektedir. Hadde

sonrası uzayan tanelerin, tav sonrası eş eksenli küçük taneler olarak çekirdeklendiği ve yeni taneler oluşturduğu düşünülmektedir [19].



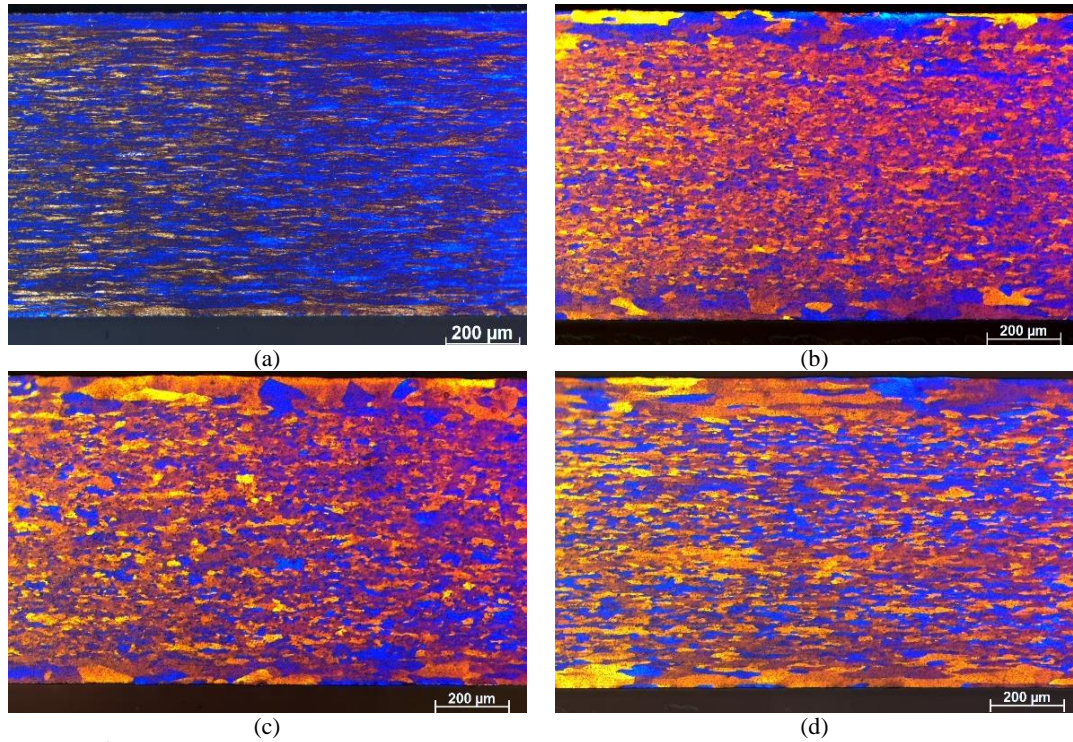
Şekil 4.9. 500°C ara tavlı 3004 alaşım (2-B prosesi); a) Nihai tavsız b) 280°C c) 300°C d) 320°C nihai tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.10.'da döküm halde homojen tavlandıktan sonra 2,5 mm'de ara tavlanıp, 0,80 mm kalınlıkta tav uygulanan nihai tavlı ve tavsız 3004 alaşım optik mikroyapı görüntüleri gösterilmektedir. Homojen tavin ardından 2,5 mm'de gerçekleştirilen 450°C ara tav sonrası (Şekil 4.7.b.) yüzey bölgesinde gözlemlenen kaba tane yapısı nihai tav sonrasında al ve üst yüzeyden tane kabalaşması mesafesinin artmasına neden olmuştur. 450°C ve 500°C ara tavlı proseslerde olduğu gibi nihai tav sıcaklığı artırıldığında yeniden kristallenme oranı artmıştır. Bunun yanında 450°C ara tavlı 1-B (Şekil 4.8.b.) ve 500°C ara tavlı 2-B (Şekil 4.9.b.) proseslerine kıyasla kısmi yeniden kristallenmenin İlave homojen tavlı Proses 3-B'de (Şekil 4.10.b.) daha düşük sıcaklıkta daha yüksek oranda olduğu düşünülmektedir.

3004 alaşımına uygulanan homojenleştirme ısıl işleminin tane boyutu artışına etkisi çok belirgin olmakla birlikte yeniden kristalleşme üzerinde etkisi daha az olmuştur.

Nihai tavlı mikroyapılar incelendiğinde, yeniden kristalleşme oranlarında belirgin bir farklılık gözlenmemiştir. Bu aşamada, intermetalik fazın bitişiğinde ortaya çıkan yeniden kristalleşmiş tanelerin, partikül kaynaklı çekirdeklenme (PSN-particle stimulated nucleation) ile büyüdüğü ve intermetaliklerin PSN'e etki ettiği literatürde belirtilmektedir [70].

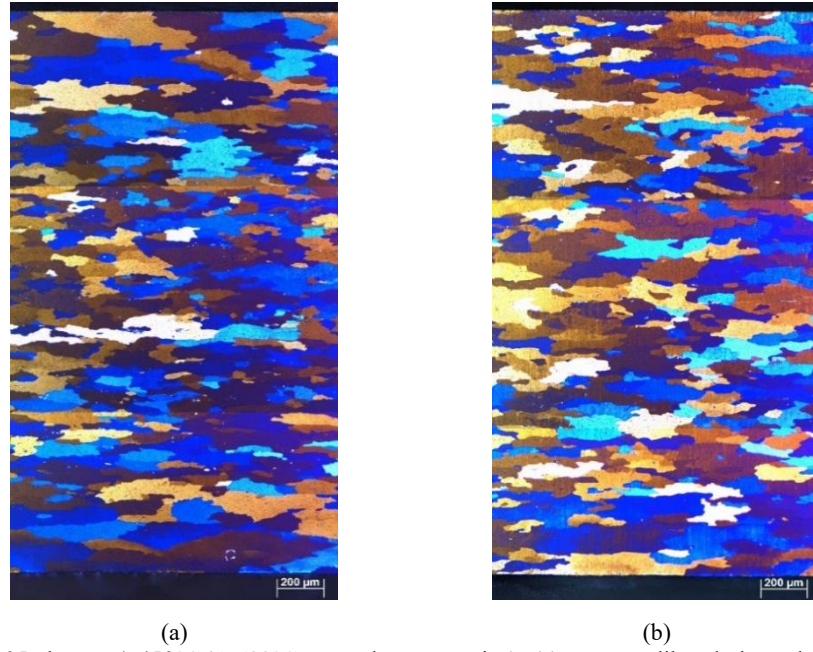
Literatürde; alüminyum alaşımlarındaki 1 mikrometreden büyük partiküllerin, şekil değiştirme yolunun değişmesine neden olduğu ve deformasyon bölgeleri meydana getirip gerilim konsantasyonu oluşturarak PSN'i teşvik ettiği ve çekirdeklenme noktaları oluşturduğu belirtilmektedir. İntermetalik çökeltilerin etrafındaki oldukça gergin alanların, PSN mekanizması ile ısıtım sırasında yeniden kristalleşmenin çekirdeklenmesinin temelini oluşturduğu düşünülmektedir. Çalışmamızda bu partüküllerin yeniden kristallenmeyi teşvik ettiği söylenebilir [71,72].



Şekil 4.10. İlave homojen tavlı 3004 alaşım (3-B prosesi); a) Nihai tavsız b) 280°C c) 300°C d) 320°C nihai tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.

3105 alaşım döküm levhanın 2,5 mm'ye kadar soğuk haddelendikten sonra 450°C ve 500°C sıcaklıklarda ara tava tabi tutulduğu optik mikroyapı görüntüleri Şekil 4.11.'de

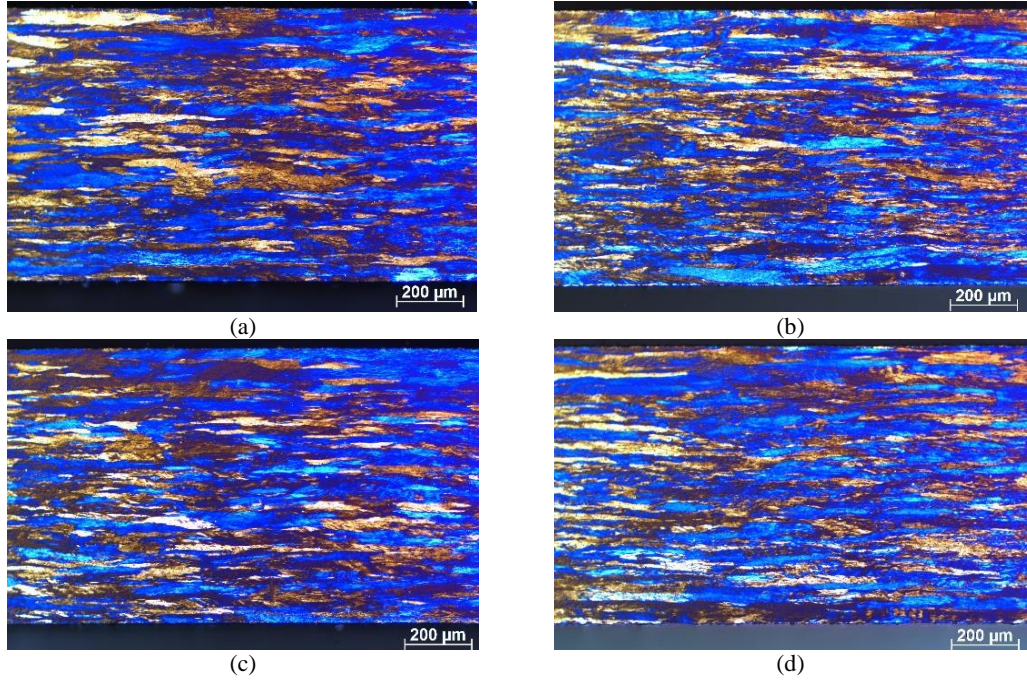
yer almaktadır. Ara tav sonrası, döküm mikroyapısına kıyasla (Şekil 4.2.c.) her iki tav sıcaklığı içinde tane yapısı dağılımı daha homojen hale gelmiştir. Tav sıcaklığı arttırıldığında tane yapısında az oranda kabalaşma olsa dahi mikroyapılar arası belirgin bir farklılık gözlemlenmemiştir. Yapıdaki düşük %Mg içeriğine bağlı olarak 2,5 mm ara tav sonrası 3005 alaşıma kıyasla (Şekil 4.3.) daha kaba taneli mikroyapı dağılımı mevcuttur. (Merkez bölgede 450°C ara tavlı için 86,2 μm , 500°C ara tavlı için 90,7 μm ortalama tane boyutu ölçülmüştür.)



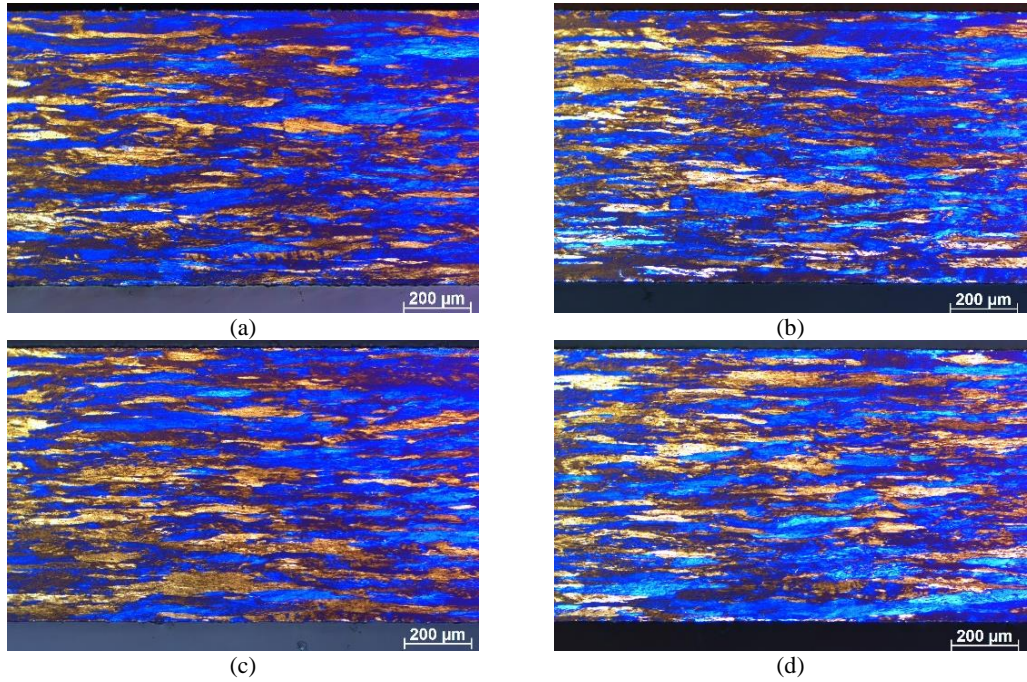
(a) (b)
Şekil 4.11. 3105 alaşım; a) 450°C b) 500°C ara tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.

450°C ve 500°C ara tav sonrası sonrası 0,80 mm kalınlığa haddelenip 1-C ve 2-C prosesleri ile üretilen 3105 alaşıma ait tavsız ve nihai tavlı optik mikroyapı görüntüleri Şekil 4.12.-4.13.'de verilmektedir. 450°C ara tavlı proses sonucu mikroyapılar incelendiğinde, nihai tav sonrası (Şekil 4.12.b-d.), kısmi yeniden kristallenmenin mevcut olduğu görülmüştür. Nihai tavlı 3004 ve 3005 alaşımlarına göre kıyas yapıldığında ise tanelerin uzamış olduğu belirlenmiştir. 500°C'de ara tavlanan nihai tavlı numuneler incelendiğinde (Şekil 4.13.b-d.) ise, 450°C ara tavlı nihai numunelere (Şekil 4.12.b-d.) kıyasla belirgin bir farklılık tespit edilememiştir. Bu doğrultuda uzamış ve kısmi yeniden kristallenmiş numunelerin oluştuğu belirlenmiştir. 3105 alaşıma yönelik yürütülen prosesler neticesinde, mikroyapıdaki tane boyutunun 3004

ve 3005'e kıyasla daha kaba olduğu tespit edilmiştir. Bu durumun 3105 alaşım içeriğindeki görece olarak daha düşük orandaki %Mg oranından kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 4.12. 450°C ara tavlı 3105 alaşım (1-C prosesi); a) Nihai tavsız b) 280°C c) 300°C d) 320°C nihai tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.13. 500°C ara tavlı 3105 alaşım (2-C prosesi); a) Nihai tavsız b) 280°C c) 300°C d) 320°C nihai tavlı numunenin hadde yönüne dik polarize ışık optik mikroyapı görüntüleri.

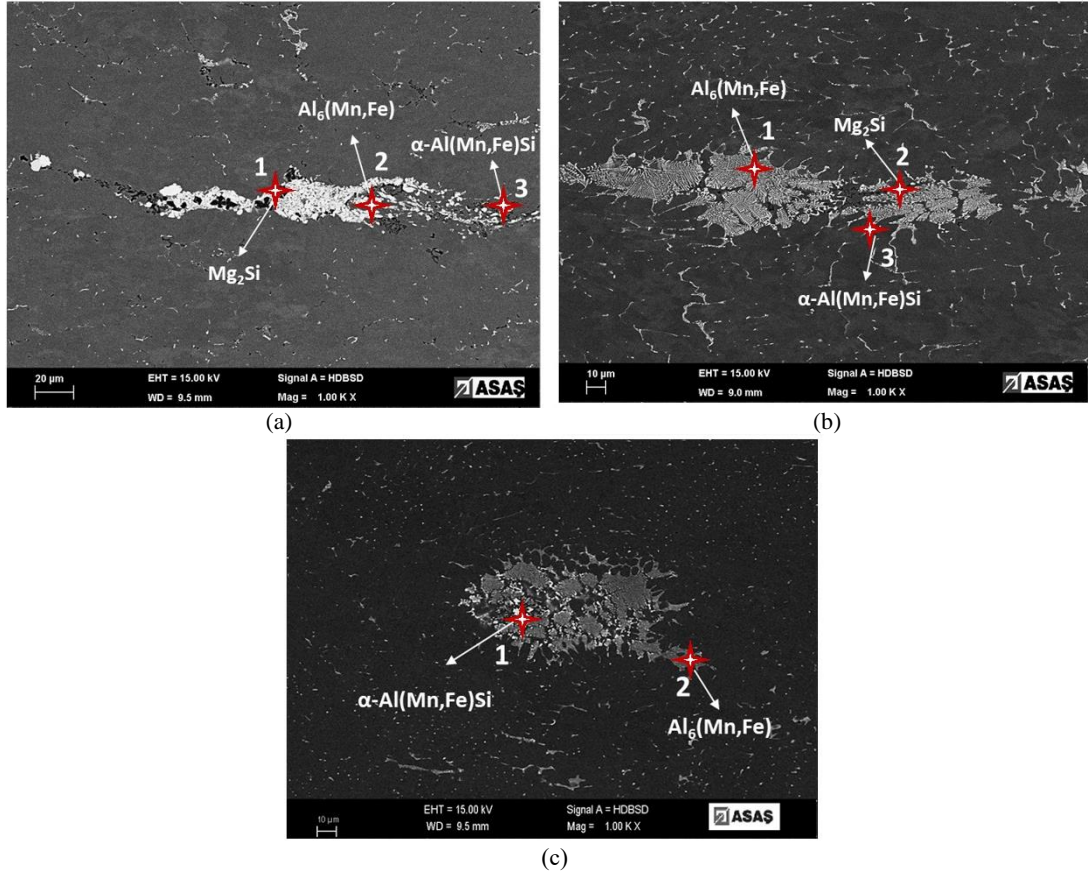
Bu bilgiler ışığında; ilgili tüm alaşımlara yönelik nihai tav denemeleri, orta derece sıcaklıklarda gerçekleştirildiğinden, tüm tavlanmış numunelerde kısmi yeniden kristalleşme meydana gelmiştir. 0,80 mm kalınlığa hadde sonrası sarf edilen enerjinin bir kısmı dislokasyon enerjisi şeklinde yapıda depolanmaktadır. Nihai tav ile haddeleme sonrası harcanan kristallenme özelliği yeniden sağlanmaktadır. Tav sırasında dislokasyonların dizilmesi ile küçük alt taneler oluşmakta olup ilgili taneler yeniden kristallenme esnasında oluşan taneler için çekirdeklenme oluşumuna destek verdiği düşünülmektedir [19]. Tavlamanın daha yüksek sıcaklıklarda uygulanması durumunda yeniden kristalleşme hızının artması beklenmektedir. Yeniden kristalleşme sonucunda plastik deformasyon meydana geldiği ve farklı kristalografik yönelimlerin oluşmasına neden olduğu söylenebilir.

4.2. SEM İncelemeleri

Döküm halde 3004, 3005 ve 3105 alaşımların merkez hattı segregasyon dağılımı ile yüzeye yakın kenar bölgedeki intermetalik dağılımı taramalı elektron mikroskobu ile incelenmiş olup SEM mikroyapı görüntüleri Şekil 4.14. ve Şekil 4.15.'te yer almaktadır. Merkez hattı segregasyon bölgesinden alınan EDS nokta analizleri ise Tablo 4.1.'de paylaşılmaktadır. Çalışma kapsamında ilgili intermetalik fazlar karakterize edilirken EDS spektrum sonuçları analiz edilmiş ve literatür bulguları referans alınmıştır [73,74]. Bu doğrultuda 3004 ve 3005 alaşım için merkez hattı segregasyon bölgesinde siyah renkte Al, Mg ve Si elementlerince zengin Mg_2Si , gri renkte Al, Mn ve Fe elementlerince zengin $Al_6(Mn,Fe)$ ve açık gri renkte Al, Mn, Fe ve Si elementlerince zengin $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ intermetalik fazları tespit edilirken 3105 alaşımında ise, Al, Mn ve Fe elementlerince zengin $Al_6(Mn,Fe)$ ve Al, Mn ve Fe elementlerince zengin $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ fazlarının bulunduğu, literatür çalışmaları baz alınarak söylenebilir. Bütün alaşımlarda matris alfa alüminyumdan oluşmaktadır. 3004 ve 3005 alaşım arasında kıyaslandığında, 3005 alaşıma göre daha yüksek %Mg içeren 3004 alaşımında yüksek oranda Mg_2Si çökelediği belirlenmiştir. Alaşım içeriğinde çok düşük oranda %Mg içeren 3105 alaşımında ise Mg_2Si fazı tespit edilememiştir. Şekil 4.2.'de verilen yüzeye yakın bölgelerde yüzey segregasyonları tespit edilememiş ve yoğun intermetalik çökelti bulunmamıştır.

Mn, Fe ve Si içeren alüminyum alaşımları, ince ağ şeklinde dendritleri saran, çubuk formunda intermetalik bileşikler oluşturmaktadır. Özellikle döküm halinde düzensiz dağılımlı çubuk morfoljisi hızlı katılaşma nedeniyle kararsızdır. Fe atomlarının çözültiden ayrılma eğilimi daha fazla olması nedeniyle, katılaşma sırasında çökelen $Al_6(Mn,Fe)$ intermetalik bileşiğin Fe oranı Mn'den daha fazladır. Genel olarak Si elementinin varlığı, Fe'nin çökmesini, Fe'in varlığı ise Cu, Mg, Si, Mn elementlerinin çökmesini arttırmaktadır [75,76].

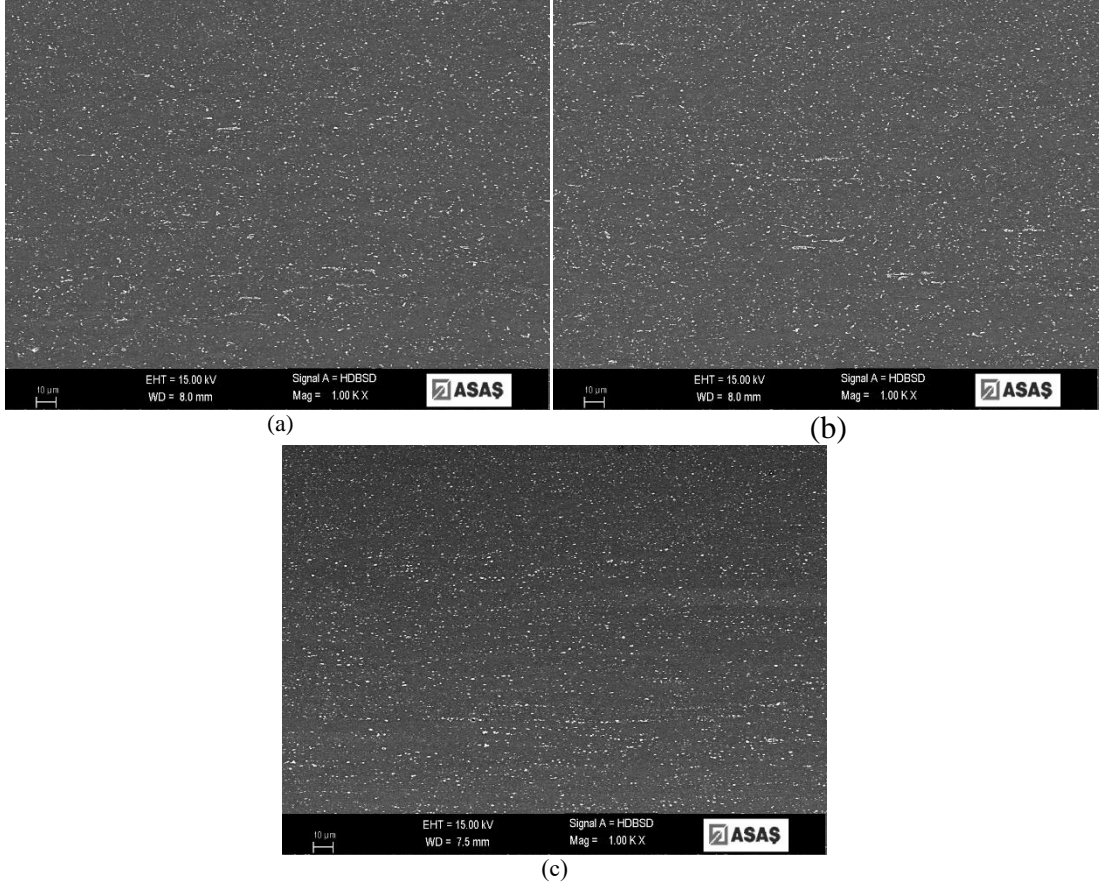
3004 ve 3005 alaşımında çökeldiği düşünülen Mg_2Si fazı, $\alpha-Al(MnFe)Si$ çökeltisi için potansiyel çekirdek görevi görmektedir. Ayrıca $\alpha-Al(MnFe)Si$ intermetalikleri Si atomları içerdiğinden dolayı çekirdeklenme için Si konsantrasyonu kritiktir. Si atomu içermeyen $Al_6(Mn,Fe)$ intermetalik partikülleri, çökme sırasında $\alpha-Al(MnFe)Si$ intermetaliklerinin çökmesini destekleyen Mg_2Si 'yi oluşturmayı teşvik etmektedir. Bunun yanında, artan Fe içeriği ile intermetaliklerin hacim oranı artmaktadır. Bu durum intermetaliklerde daha fazla Mn tüketimine ve dolayısıyla katı çözültide daha az çözünen Mn konsantrasyonuna yol açmaktadır. İntermetaliklerin çoğunun tane içinde, çok azının tane sınırlarında yer aldığı literatürde belirtilmektedir. $\alpha-Al(MnFe)Si$ intermetaliklerinin çökmesi nedeniyle çökeltme işlemi sırasında sertlik kademeli olarak artmaktadır [75,76].



Şekil 4.14. Döküm halde dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 3004 b) 3005 c) 3105 alaşım.

Tablo 4.1. Şekil 4.14.'de verilen 3004, 3005 ve 3105 alaşıma ait döküm halde mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağ.).

Element	3004 alaşım			3005 alaşım			3105 alaşım	
	1	2	3	1	2	3	1	2
Al	92,34	75,88	72,54	68,45	94,23	69,98	73,08	72,20
Mn	-	6,89	5,98	10,73	-	8,45	7,47	8,96
Si	3,14	-	4,05	-	2,58	5,76	3,64	-
Mg	4,52	-	-	-	3,19	-	-	-
Fe	-	17,23	17,43	20,82	-	15,81	15,81	18,84

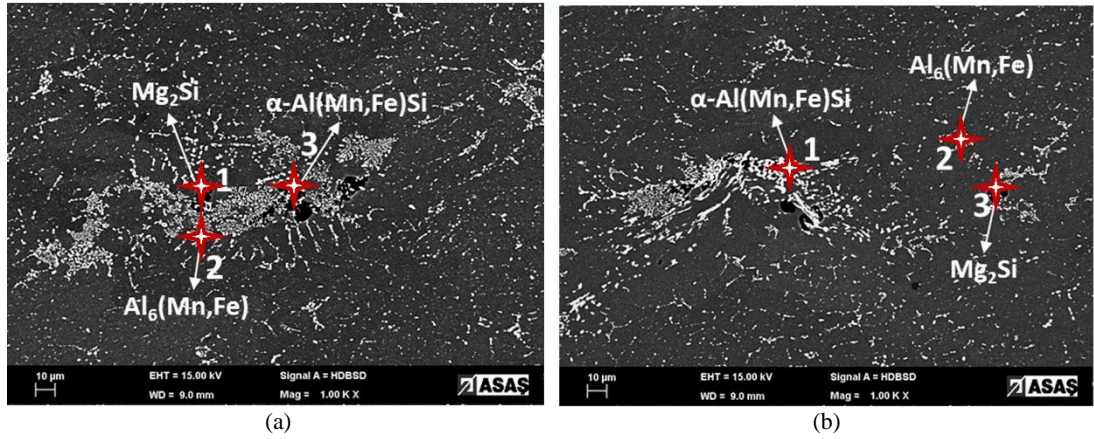


Şekil 4.15. Döküm halde dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 3004 b) 3005 c) 3105 alaşım.

2,5 mm'e haddeleme sonrası 450°C ve 500°C'de ara tavlı 3004 alaşım SEM mikroyapı görüntüleri Şekil 4.16.'da verilmektedir. İlave homojen tavlı 3-B prosesi doğrultusunda döküm halde homojen tavlı ve 2,5 mm'e hadde sonrası 450°C ara tavlı SEM mikroyapı görüntüleri ise Şekil 4.18.'de yer almaktadır. Alınan EDS nokta analizleri Tablo 4.2.-4.3.'de gösterilmektedir. Yüzeğe yakın kenar bölgelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ise Şekil 4.17. ve Şekil 4.19.'da yer almaktadır. 450°C ara tav sonrası merkez hattı segregasyonunda bir miktar çözünme olduğu ancak tav yapılmasına rağmen yapıda Mg_2Si bulunduğu tespit edilmiştir. Ara tav sıcaklığı arttığı durumda ise merkez hattı segregasyon yoğunluğunun azaldığı düşünülmektedir. Ara tav sonrası segregasyonların belirli bir kısmı katı çözeltiliye geçmiştir.

İlave homojen tavlı 3004 3-B prosesi ile yüksek sıcaklıkta homojen tav gerçekleştirilmiş ve ara tavlı prosese kıyasla yapıdaki merkez hattı segregasyonunun daha yüksek oranda çözüldüğü anlaşılmıştır. Ancak 550°C'de gerçekleşen homojen

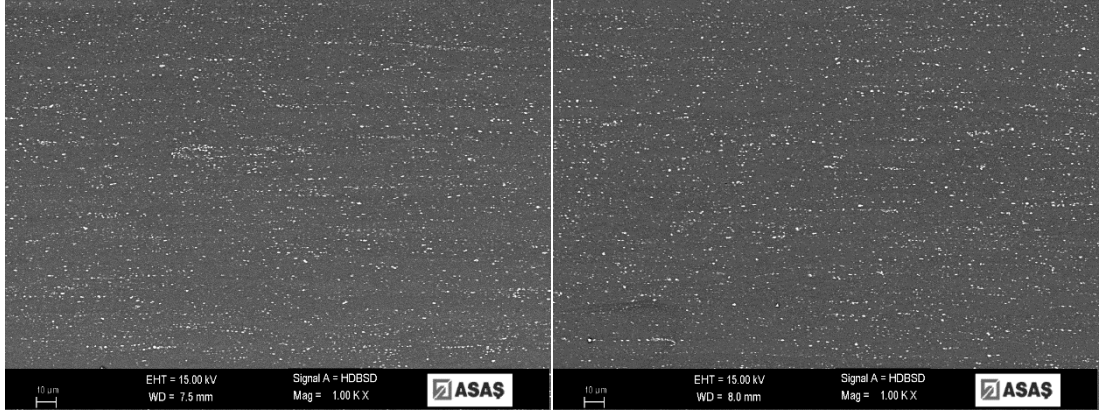
tava rağmen yapıdaki Mg_2Si fazı tamamen elimine edilememiştir. Bunun yanında 2,5 mm’de yapılan ara tav sonrası yapıdaki merkez hattı segregasyon yoğunluğu bir miktar azalmıştır. İlgili prosesler karşılaştırıldığında, 3004 alaşım ilave homojen tavlı 3-B prosesinde iki farklı tav gerçekleştiği için merkez hattı segregasyon yoğunluğunun 3004 alaşım 450°C ve 500°C ara tavlı proseslere kıyasla daha az olduğu gözlemlenmiştir. Yüzey bölgelerde ise yoğun intermetalik çökeltiler tespit edilememiştir. Döküm sonrası yüzey bölgelerde yüzey segregasyonu oluşmadığı için proses adımları sonrası yüzeye yakın bölgelerde yoğun intermetalik yapıların matriste çökelmediği düşünülmektedir.



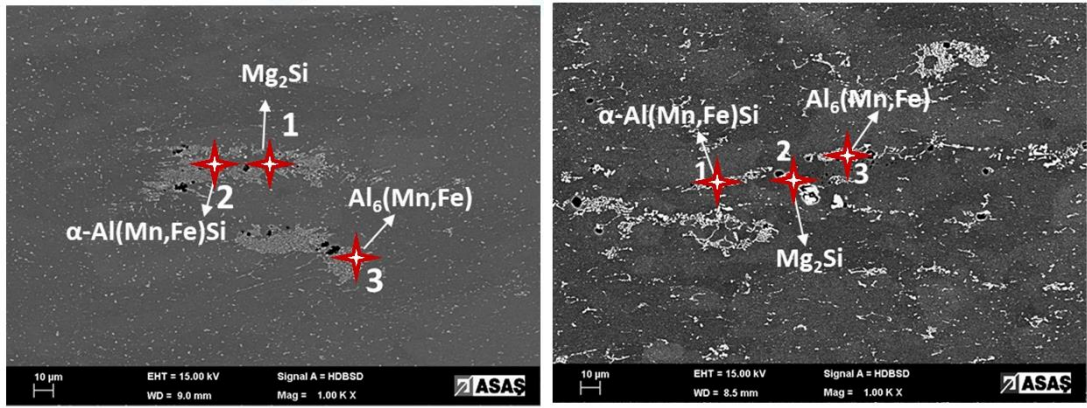
Şekil 4.16. 3004 alaşım dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 450°C b) 500°C ara tav sonrası.

Tablo 4.2. Şekil 4.16.’da verilen 3004 alaşıma ait ara tav sonrası ait mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağ.).

Element	450°C			500°C		
	1	2	3	1	2	3
Al	92,24	75,56	70,84	68,8	77,47	93,01
Mn	-	6,32	4,59	6,23	6,41	-
Si	2,98	-	6,12	5,11	-	2,87
Mg	4,78	-	-	-	-	4,12
Fe	-	18,12	18,45	19,86	16,12	-



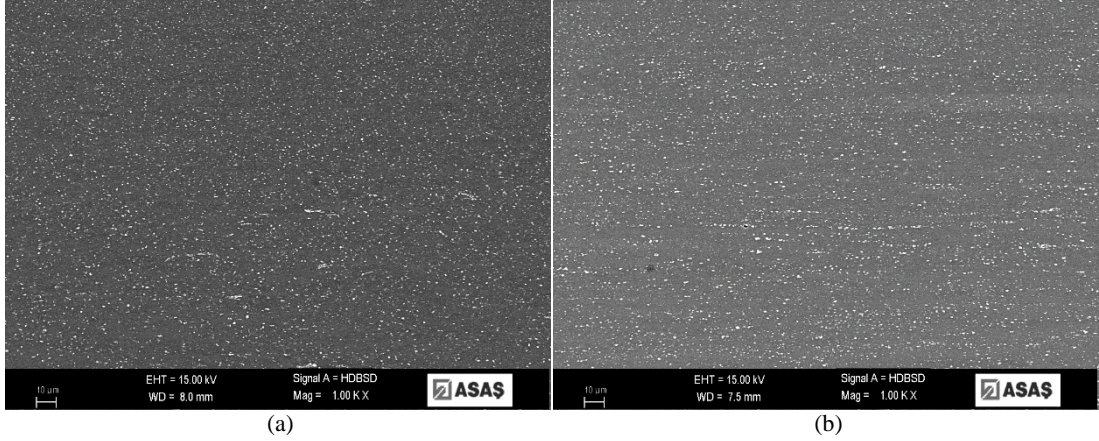
Şekil 4.17. 3004 alaşım dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 450°C b) 500°C ara tav sonrası.



Şekil 4.18. 3004 alaşım dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 550°C homojen tav b) 450°C ara tav sonrası.

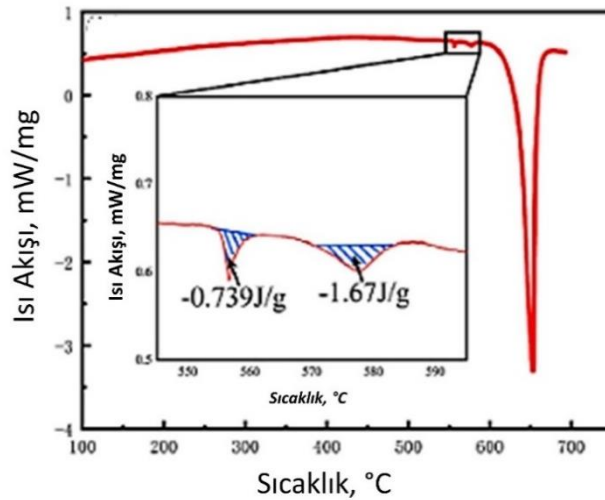
Tablo 4.3. Şekil 4.18.'de verilen 3004 alaşıma ait homojen tav ve ara tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağ.).

Durum	550°C			450°C		
Element	1	2	3	1	2	3
Al	89,71	69,44	71,41	70,63	92,28	74,99
Mn	-	6,32	8,23	6,13	-	7,12
Si	3,96	5,12	-	3,12	2,50	-
Mg	6,33	-	-	-	5,22	-
Fe	-	19,12	20,36	20,12	-	17,89



Şekil 4.19. 3004 alaşım dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 550°C homojen tav b) 500°C ara tav sonrası.

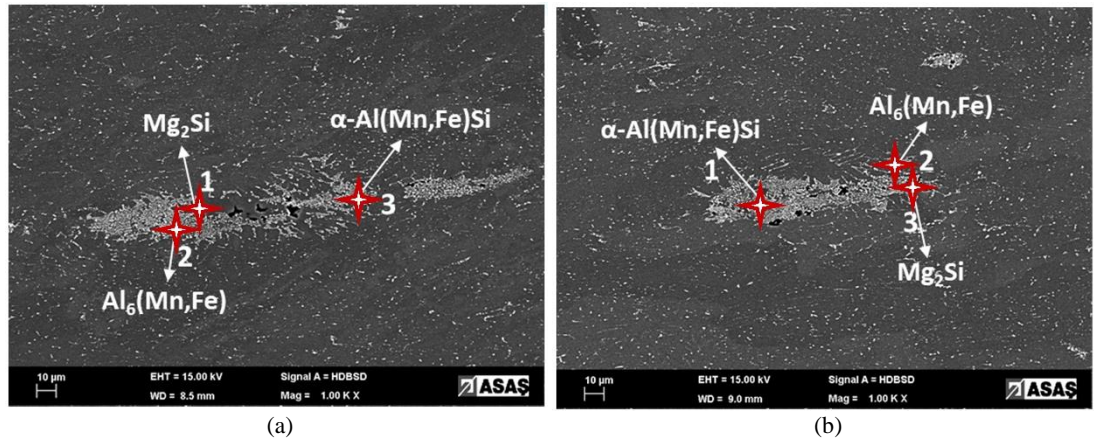
Li ve arkadaşları [77] yürüttükleri çalışmada ikiz merdane döküm ile üretilmiş Al-Mn-Mg-Si alüminyum alaşımlarına ait DSC analizi gerçekleştirmiş ve intermetalik fazların matriste çözündüğü sıcaklık aralıkları belirlenmiştir. Mg_2Si ve $AlFeMnSi$ intermetalik çökeltileri 555°C-570°C aralığında katı çözeltiliye geçmiştir (Şekil 4.20.). Çalışmamızda 550°C’de gerçekleştirilen homojenizasyon tavının Mg_2Si fazının çözünmesi için yeterli olmadığı belirlenmiştir. Daha yüksek tavlama sıcaklıkları gereklidir. Ancak numune yüzeyinde kararmaya neden olacağı için gerçekleştirilmemiştir. 3004 ve 3005 alaşımdaki %1 Mg içeriğinden dolayı malzemenin endüstriyel fırında oksitlenme riski bulunmaktadır.



Şekil 4.20. İkiz merdane döküm sonrası DSC eğrisi [77].

2,5 mm'e haddeleme sonrası uygulanan 450°C ve 500°C ara tav sonrası 3005 alaşımına ait merkez hattı SEM mikroyapı görüntüleri Şekil 4.21.'de yer almaktadır. Yüzeğe yakın kenar bölgelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ise Şekil 4.22.'de paylaşılmaktadır. Tav sonrası merkez hattı segregasyon yoğunluğunun bir miktar daha azaldığı ve tav sonrası yapıda Mg_2Si , $Al_6(Mn,Fe)$ ve $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ fazlarının bulunduğu tespit edilmiştir (Tablo 4.4.). Ara tav sıcaklığı artırıldığında intermetalik yoğunluğu azalmış olup matriste merkez hattı segregasyonunun çözünme oranı artmıştır. 3004 ara tavlı proseslere göre kıyas yapıldığında ise yapıdaki Mg_2Si intermetaliklerinin daha fazla oranda matriste çözüldüğü anlaşılmıştır.

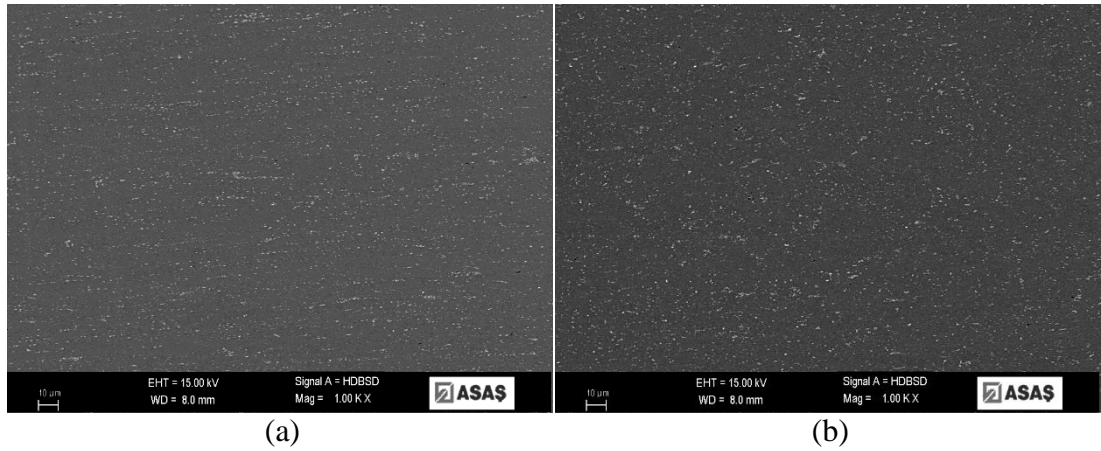
Literatürde tav sonrası $Al_6(Mn,Fe)$ intermetalik çökeltilerinin ötektoid dönüşüm ile $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ ve alüminyum fazları olarak çökelediği aktarılmaktadır. $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ fazı ötektoid cephesi olarak $Al_6(Mn,Fe)$ etrafında yayılmakta malzeme mukavemetine etki etmektedir. İlgili intermetalik, yeniden kristallenmeyi geciktirmede ve alüminyum alaşımlarının mukavemetini arttırmada önemli rol oynamaktadır [18,74].



Şekil 4.21. 3005 alaşım dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 450°C b) 500°C ara tav sonrası.

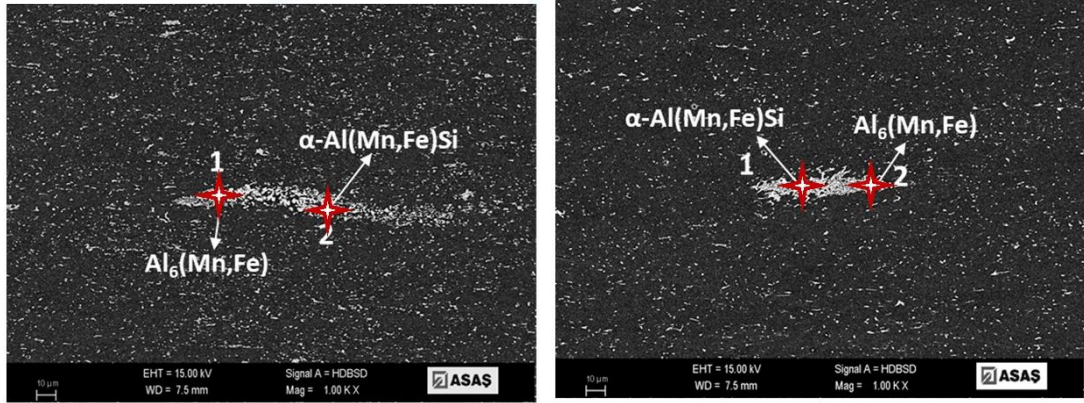
Tablo 4.4. Şekil 4.21.'de verilen 3005 alaşıma ait ara tav sonrası ait mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağ.).

Element	450°C			500°C		
	1	2	3	1	2	3
Al	91,01	76,90	70,64	66,90	73,74	91,31
Mn	-	4,96	6,34	6,76	6,45	-
Si	3,66	-	4,25	5,22	-	3,12
Mg	5,33	-	-	-	-	5,57
Fe	-	18,14	18,77	21,12	19,81	-



Şekil 4.22. 3005 alaşım dikey kesit kenar bölge SEM mikroyapısı; a) 450°C b) 500°C ara tav sonrası.

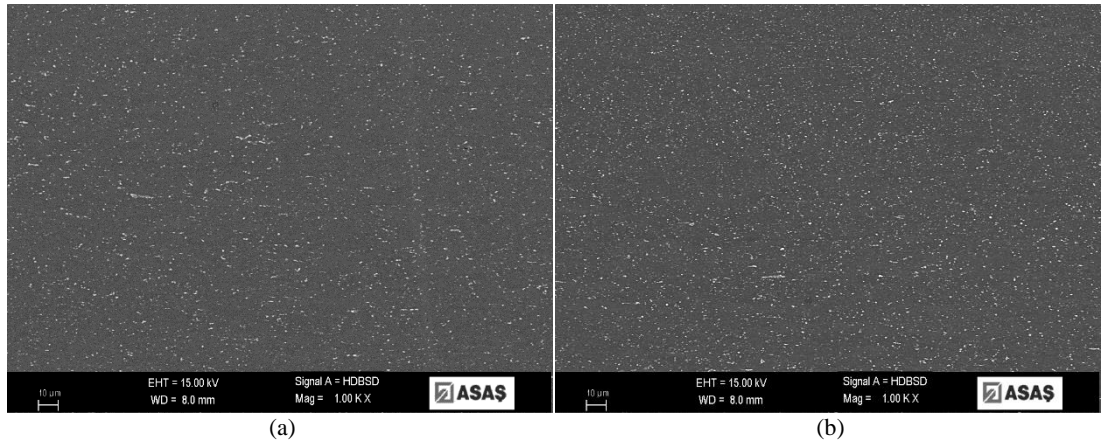
3105 alaşıma uygulanan 450°C ve 500°C ara tav sonrası SEM mikroyapı görüntüleri Şekil 4.23.'de, EDS nokta analizleri ise Tablo 4.5.'de verilmektedir. Şekil 4.24.'de paylaşılan yüzeye yakın kenar bölgelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, ilgili alanlarda ara tav sonrası 3004 ve 3005 alaşımında gözlemlendiği gibi yoğun intermetalik çökeltilere rastlanmamıştır. Merkez bölge incelendiğinde ise; ara tav sonrası 3004 ve 3005 alaşımlarının aksine, merkez hattı bölgesinde Mg_2Si intermetalik yapısına rastlanmamıştır. Bunun yanında, ara tav sıcaklığı arttığında segregasyon yoğunluğunda bir miktar azalma gözlemlenmiştir.



Şekil 4.23. 3105 alaşım dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 450°C b) 500°C ara tav sonrası.

Tablo 4.5. Şekil 4.23.'de verilen 3105 alaşıma ait ara tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağ.).

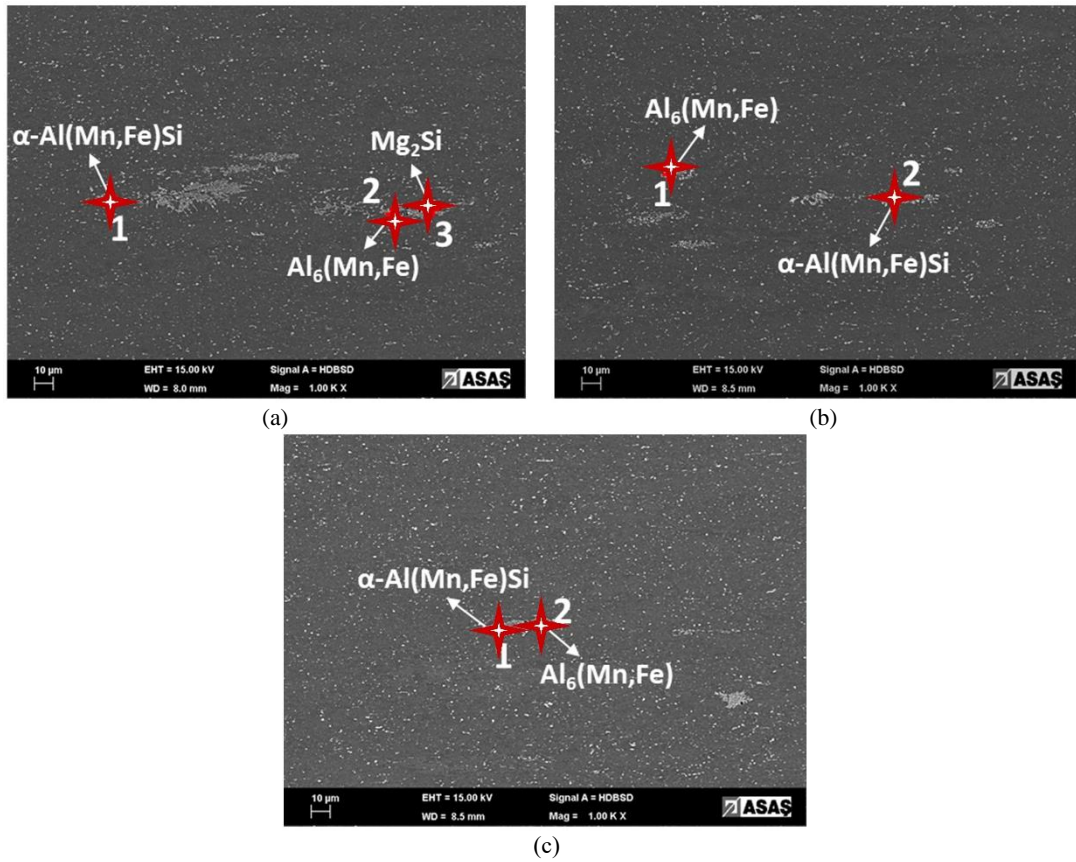
Element	450°C		500°C	
	1	2	1	2
Al	75,61	73,11	71,68	75,31
Mn	6,16	5,13	5,44	7,94
Si	-	3,98	4,76	-
Mg	-	-	-	-
Fe	18,23	17,78	18,12	16,75



Şekil 4.24. 3105 alaşım dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 450°C b) 500°C ara tav sonrası.

450°C'de ara tav sonrası, 0,8 mm'ye haddelenmiş 3005 alaşımının ve üç farklı sıcaklıkta (280, 300 ve 320°C) 4 saat süre ile nihai tavlama sonrası SEM mikroyapı görüntüleri ve EDS nokta analizi sırasıyla Şekil 4.25. ve Tablo 4.6.'da gösterilmektedir. Kenar hattı görüntüleri ise Şekil 4.26.'da paylaşılmaktadır. Bu

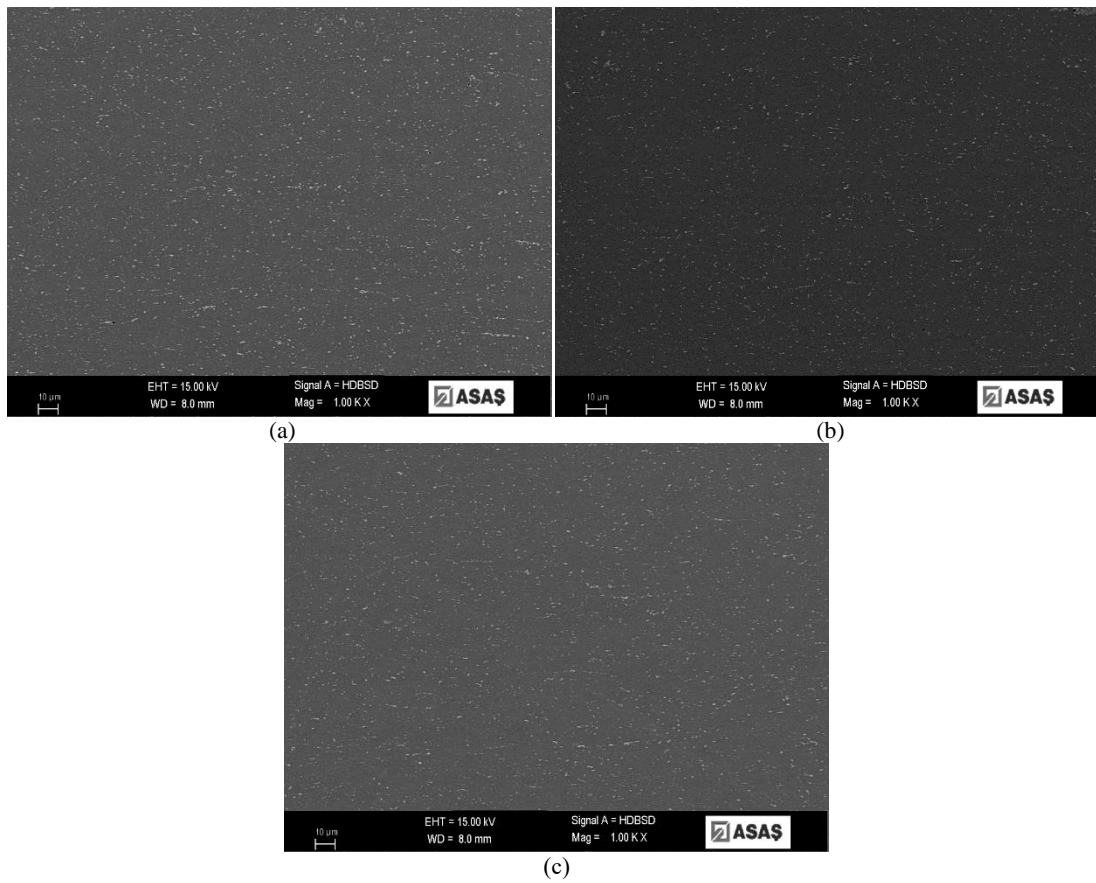
kapsamda, 280°C’de derece gerçekleştirilen nihai tav sonrası matriste Mg_2Si , $Al_6(Mn,Fe)$ ve açık $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ fazları merkez hattında tespit edilmiştir. Nihai tav sıcaklığı yükseldiğinde ise Mg_2Si intermetalik fazı matriste çözüldüğü düşünülmüş EDS nokta analizinde tespit edilememiştir. Tav sıcaklığı 280°C’den 320°C’ye arttırıldığında intermetalik yoğunluğu ters orantılı olarak azalmıştır. Nihai tav sonrası kenar bölge görüntüleri için değerlendirme yapıldığında ise ara tav sonrası görüntüleri incelenen (Şekil 4.23.) kenar bölgelerle benzer intermetalik dağılımı sergilediği düşünülmektedir.



Şekil 4.25. 3005 alaşıma ait (1-A prosesi) dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

Tablo 4.6. Şekil 4.25.'de verilen 3005 alaşıma ait nihai tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağ.).

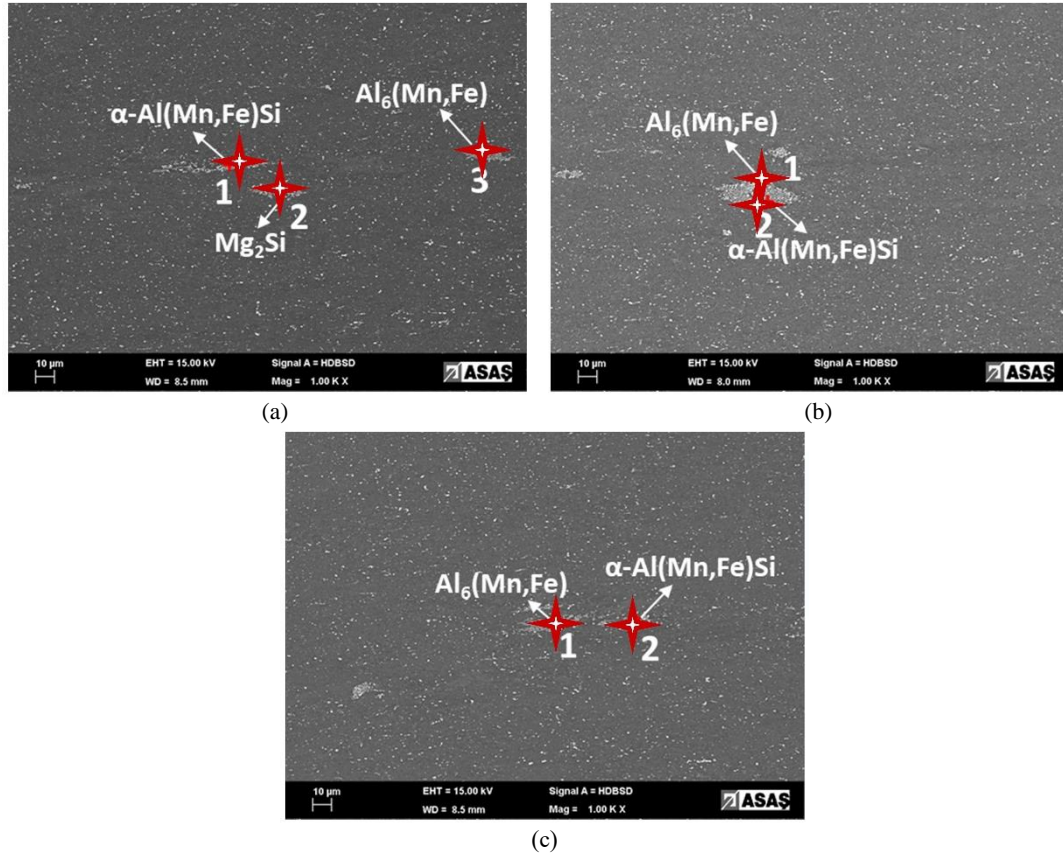
Element	280°C			300°C		320°C	
	1	2	3	1	2	1	2
Al	70,78	75,92	93,10	77,24	71,17	72,60	74,81
Mn	8,23	6,12	-	6,78	7,13	5,56	7,07
Si	3,86	-	2,78	-	2,23	3,97	-
Mg	-	-	4,12	-	-	-	-
Fe	17,13	17,96	-	15,98	19,47	17,87	18,12



Şekil 4.26. 3005 alaşıma ait (1-A prosesi) dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

500°C ara tav sonrası 0,80 mm'e haddelenen 3005 alaşıma ait nihai tav sonrası SEM mikroyapı görüntüleri Şekil 4.27.'de, EDS nokta analizi Tablo 4.7.'de verilmektedir. Yüzeğe yakın kenar bölge görüntüleri ise Şekil 4.28.'de gösterilmektedir. Kenar bölgedeki intermetalik dağılımı 450°C ara tavlı 1-A prosesiyle paralel yapıdadır. Bunun yanında merkez bölgede ise, 450°C ara tavlı 1-A prosesine benzer olarak 500°C ara tavlı proses için nihai tav sonrası az oranda Mg_2Si intermetalliği

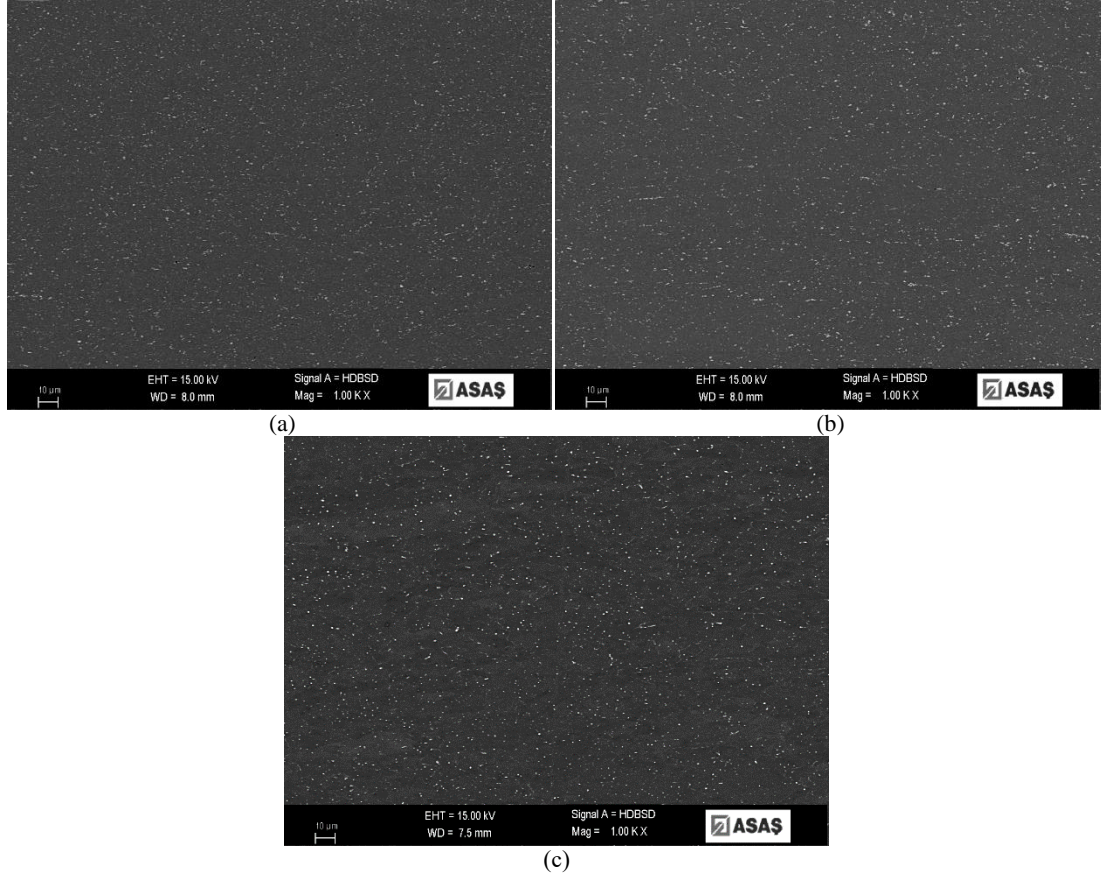
gözlemlenmiştir. Tav sıcaklığı arttırıldığı durumda matriste $Al_6(Mn,Fe)$ ve açık $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ intermetaliklerinin çökelmiş halde olduğu, Mg_2Si fazının ise çözüldüğü tespit edilmiştir. Tav sıcaklığı yükseldiğinde 3004 alaşımında görüldüğü gibi 3005 alaşımında da intermetalik yoğunluğu azalmıştır.



Şekil 4.27. 3005 alaşıma ait (2-A prosesi) dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

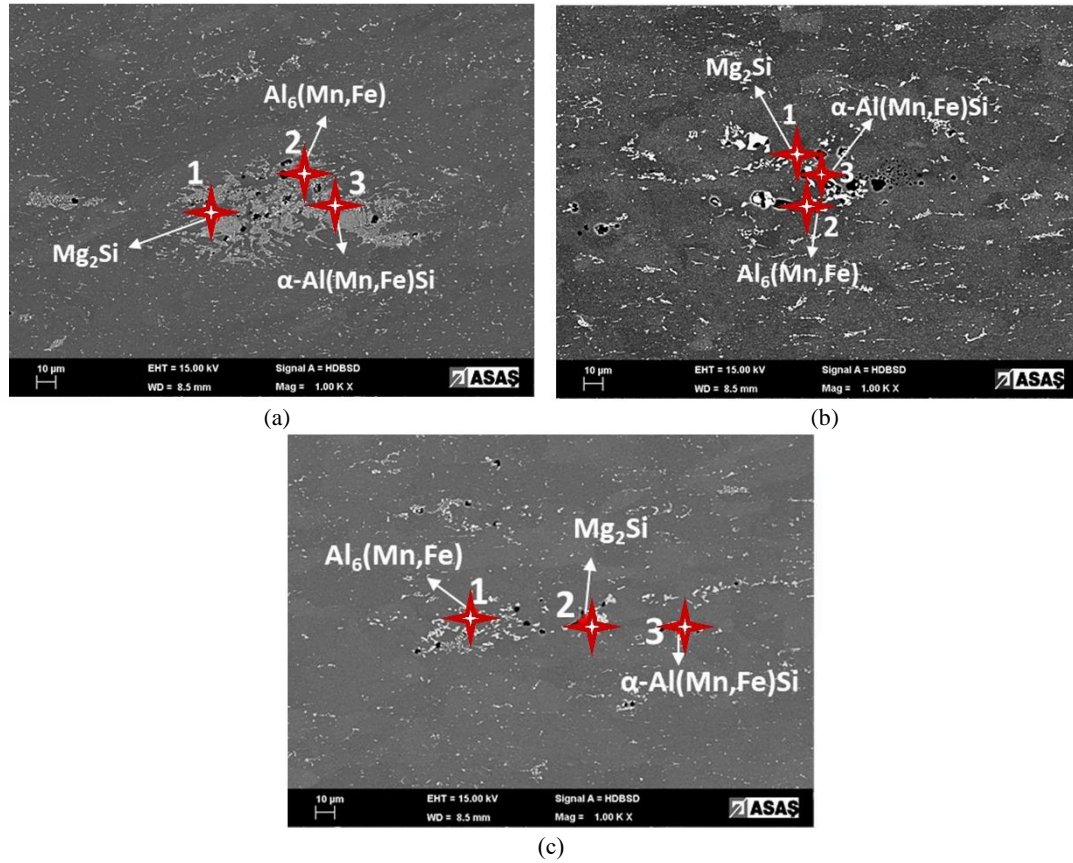
Tablo 4.7. Şekil 4.27.'de verilen 3005 alaşıma ait nihai tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağ.).

Element	280°C			300°C		320°C	
	1	2	3	1	2	1	2
Al	73,10	93,12	72,00	72,31	72,83	76,63	70,28
Mn	8,12	-	8,95	7,12	6,29	4,22	7,83
Si	3,37	2,87	-	-	2,12	-	3,77
Mg	-	4,01	-	-	-	-	-
Fe	15,41	-	19,05	20,57	18,76	19,15	18,12



Şekil 4.28. 3005 alaşıma ait (2-A prosesi) dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

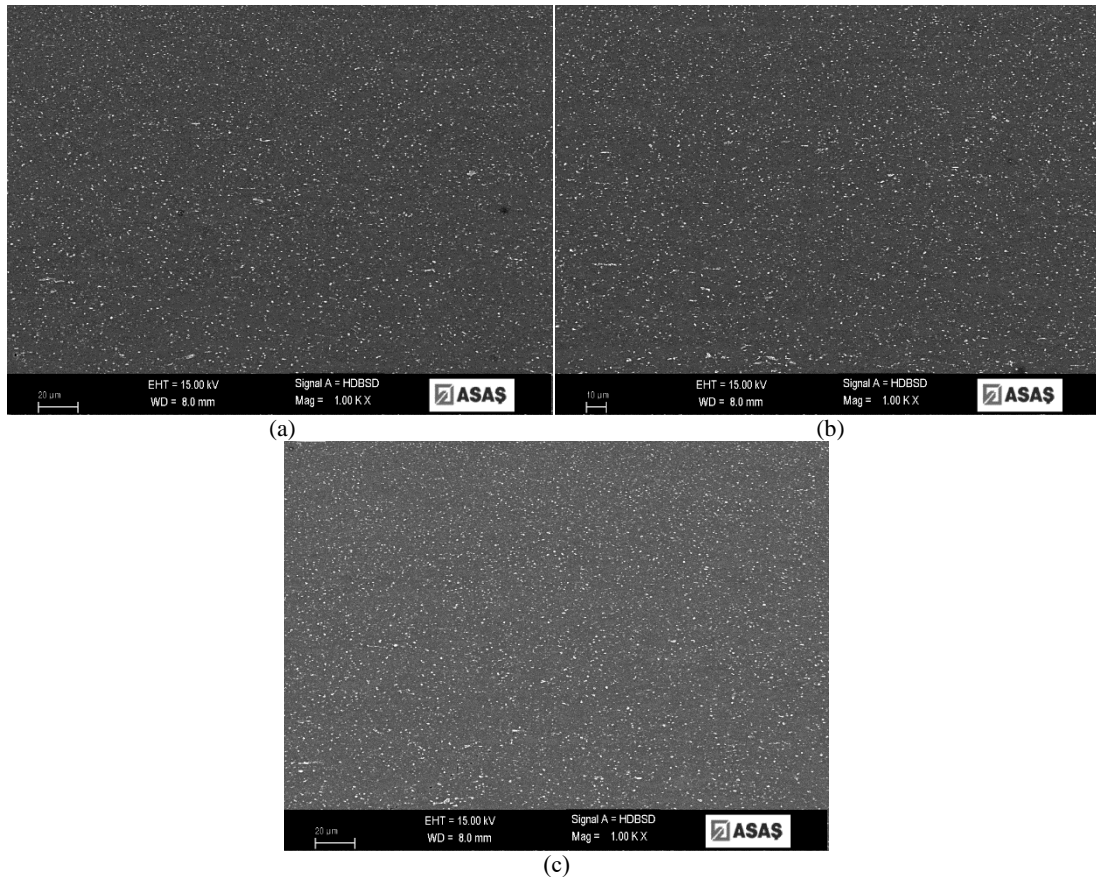
1-B prosesi doğrultusunda yürütülen 450°C ara tavlı 3004 alaşımının 280°C, 300°C ve 320°C nihai tav sonrası SEM mikroyapı hattı görüntüleri Şekil 4.29.'da, EDS nokta analizleri Tablo 4.8.'de gösterilmektedir. Kenar bölge SEM mikroyapı görüntüleri ise Şekil 4.30.'da paylaşılmaktadır. Yüzeğe yakın kenar bölgelerdeki intermetalik dağılımının 3005 nihai tav sonrasıyla paralel yapıda olduğu düşünülmektedir ve ilgili alanlarda yoğun intermetalik çökeltilere rastlanmamıştır. Merkez bölgede tav denemeleri sonrası Mg_2Si , $Al_6(Mn,Fe)$ ve açık $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ fazları tespit edilmiştir. Nihai tav sıcaklığının artması intermetalik yoğunluğunu azaltsa da yapıdaki intermetalik düşük oranda matriste çözülmüştür. 450°C ara tavlı prosesle üretilen 3004 ve 3005 alaşımları birbirleriyle kıyaslandığında nihai tav sonrası 3004 alaşımda 3005 alaşıma kıyasla daha yoğun intermetalik çökeltiler gözlemlenmiştir. Özellikle ara tav sonrası karakterize edilen yoğun intermetalik çökeltilerin, 0,87 mm'e hadde ve farklı sıcaklıklarda nihai tav gerçekleştirilmesine rağmen yapıdaki intermetalik dağılımının istenilen oranda çözünmemesini teşvik ettiği düşünülmektedir.



Şekil 4.29. 3004 alaşıma ait (1-B prosesi) dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

Tablo 4.8. Şekil 4.29.'da verilen 3004 alaşıma ait nihai tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağ.).

Element	280°C			300°C			320°C		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3
Al	90,43	70,84	71,40	91,34	70,96	71,82	80,32	88,99	72,95
Mn	-	7,47	6,37	-	9,43	7,53	5,12	-	5,65
Si	3,23	-	3,66	2,68	-	3,24	-	4,12	3,34
Mg	6,34	-	-	5,98	-	-	-	6,89	-
Fe	-	21,69	18,57	-	19,61	17,41	14,56	-	18,06

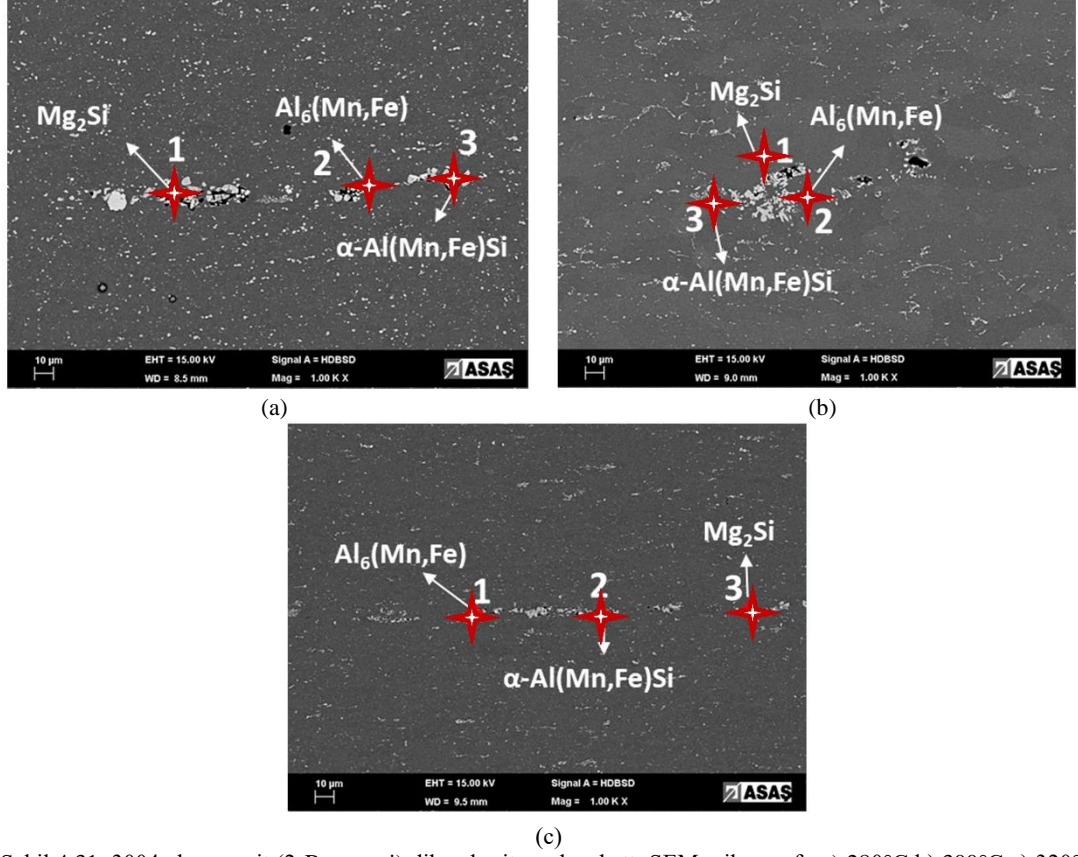


Şekil 4.30. 3004 alaşıma ait (1-B prosesi) dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

Şekil 4.31.'de 2-B prosesi doğrultusunda yürütülen 500°C ara tavlı 3004 alaşımın üç farklı sıcaklıkta uygulanan nihai tav sonrası SEM mikroyapı görüntüleri verilmekte iken EDS nokta analizleri de Tablo 4.9.'da gösterilmektedir. Şekil 4.32.'de ise kenar bölgeden alınan SEM mikroyapı görüntüleri paylaşılmaktadır. Merkez bölgede; Mg_2Si , $Al_6(Mn,Fe)$ ve $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ intermetalik fazları nihai tav denemeleri sonucu belirlenmesine karşın 450°C ara tavlı 1-B prosesine kıyasla (Şekil 4.30.) özellikle Mg_2Si fazının yapıda daha çok çözüldüğü belirlenmiştir. Bu durumun ara tav sıcaklığının 500°C'ye yükseltilmesinden kaynaklı olduğu düşünülmektedir. Yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen ara tav sonrası Mg_2Si intermetalığı daha yüksek oranda matriste çözülmüştür.

Ara tav sıcaklığının yükseltilmesi nihai tav sonrası intermetalik dağılımına etki etmiştir. Buna göre 3004 alaşım nihai tavlı 450°C ara tavlı 1-B ve 500°C ara tavlı 2-B prosesleri kıyaslandığında yüksek sıcaklıkta ara tavlanan nihai tavlı numunelerin

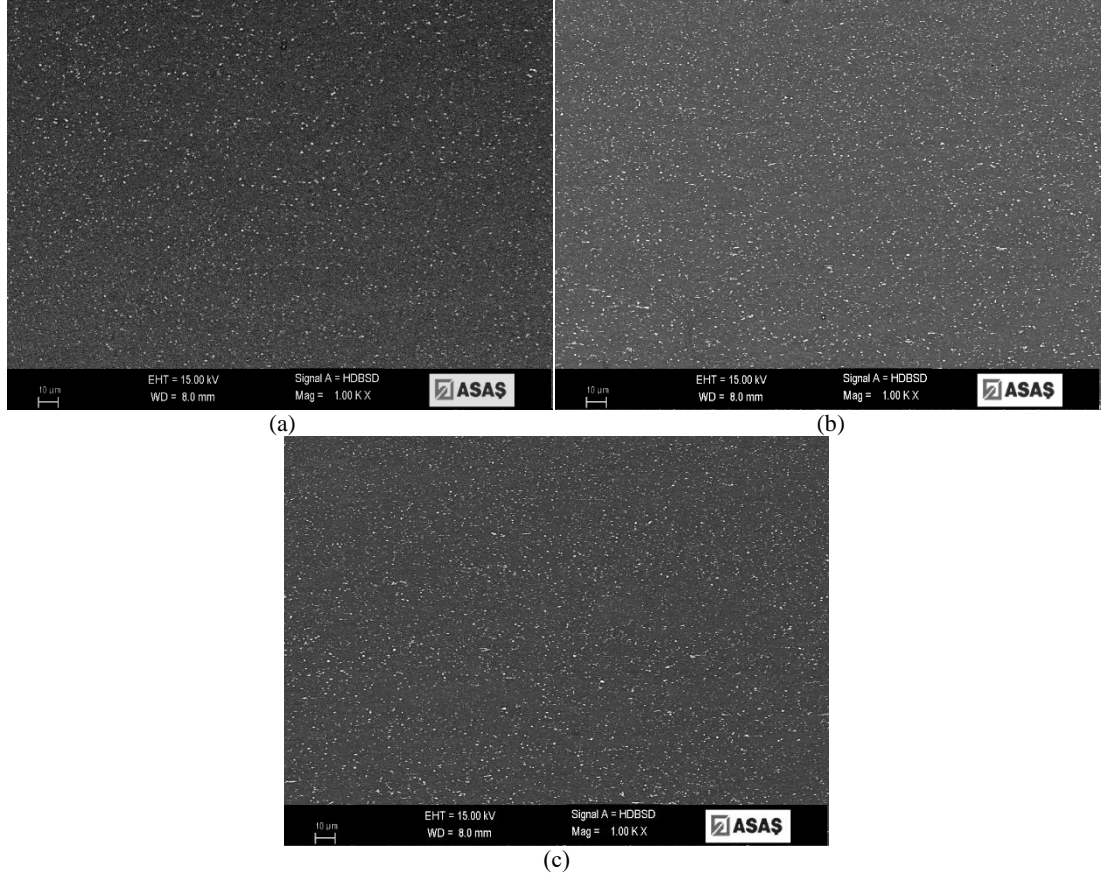
intermetalik yoğunluğu azalmıştır. Ara tav sonrası daha yüksek oranda intermetalik çökeltiler matriste çözündüğü için bu durumun nihai tava olumlu yönde yansıdığı düşünülebilir.



Şekil 4.31. 3004 alaşıma ait (2-B prosesi) dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

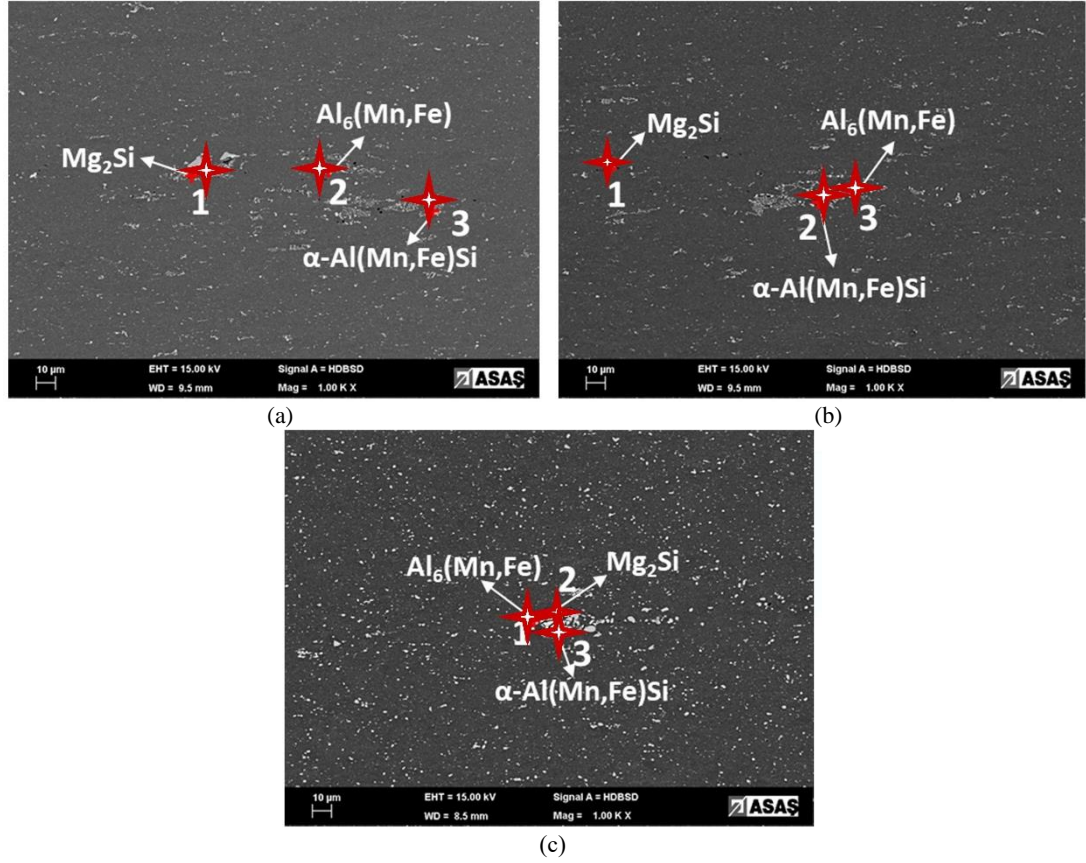
Tablo 4.9. Şekil 4.31.'de verilen 3004 alaşıma ait nihai tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağ.).

Element	280°C			300°C			320°C		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3
Al	91,82	74,56	72,22	93,35	74,32	71,26	79,01	72,31	92,93
Mn	-	6,21	5,44	-	8,12	6,12	4,76	6,45	-
Si	2,94	-	3,01	2,32	-	4,12	-	2,12	2,99
Mg	5,24	-	-	4,33	-	-	-	-	4,08
Fe	-	19,23	19,33	-	17,56	18,50	16,23	19,12	-



Şekil 4.32. 3004 alaşıma ait (2-B prosesi) dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

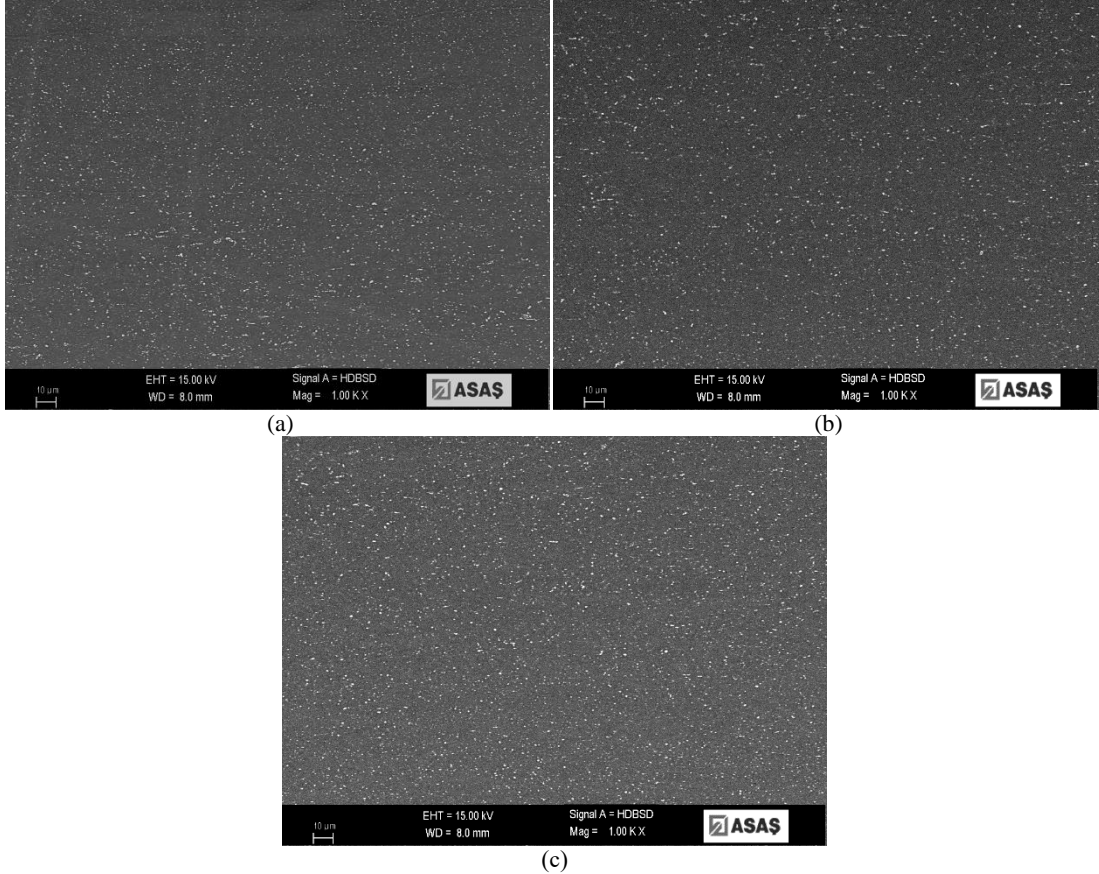
Döküm halde ilave homojen tava tabi tutulup 2,5 mm’de ara tav yapıldıktan sonra 0,80 mm’de nihai tavlanan 3004 alaşım merkez hattı SEM mikroyapı görüntüleri Şekil 4.33.’de, ilgili EDS nokta analizleri Tablo 4.10.’da gösterilmektedir. Diğer yürütülen 3004 proseslerinde olduğu gibi merkez hattında Mg_2Si , $Al_6(Mn,Fe)$ ve $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ intermetalik fazları tespit edilmiştir. Segregasyon dağılımı ve Mg_2Si intermetalik yoğunluğu özelinde değerlendirme yapıldığında, döküm kalınlığında ilave olarak gerçekleştirilen homojen tav belirgin etki bırakmıştır. Şekil 4.18.a.’da gösterilen yüksek sıcaklıkta yapılan homojen, ara tavlı proseslere göre intermetalik yoğunluğunu daha yüksek oranda azaltmıştır. Nihai tavlı numunelerdeki intermetalik dağılımının, bu durumu doğrular nitelikte olduğu söylenebilir. Şekil 4.34.’te paylaşılan kenar bölge SEM mikroyapı görüntüleri karakterize edildiğinde ise, 450°C ve 500°C ara tav prosesli nihai tava tabi tutulan numunelerle benzer özellik taşıdığı düşünülmektedir.



Şekil 4.33. 3004 alaşıma ait (3-B prosesi) dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

Tablo 4.10. Şekil 4.33.'de verilen 3004 alaşıma ait nihai tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağ.).

Element	280°C			300°C			320°C		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3
Al	92,57	72,27	74,00	94,60	74,65	70,57	76,88	91,03	70,65
Mn	-	7,61	7,44	-	5,89	9,45	5,23	-	5,48
Si	2,56	-	2,34	2,28	3,34	-	-	3,12	3,43
Mg	4,87	-	-	3,12	-	-	-	5,85	-
Fe	-	20,12	16,22	-	16,12	19,98	17,89	-	20,44

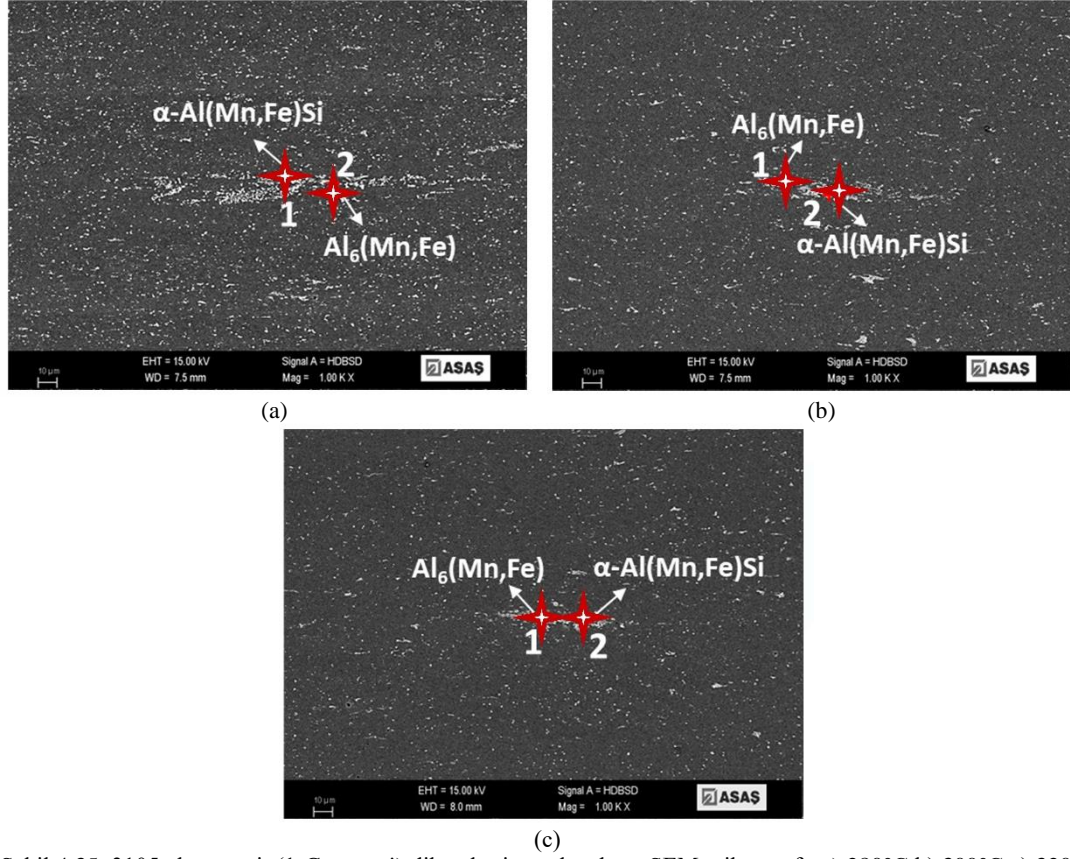


Şekil 4.34. 3004 alaşıma ait (3-B prosesi) dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

Şekil 4.35.'de; 450°C ara tavlı olarak (1-C prosesi) yürütülen 0,80 mm kalınlığındaki 3105 alaşımın 280°C, 300°C ve 320°C'de nihai tav sonrası merkez hattı SEM mikroyapı görüntüleri yer almaktadır. EDS nokta analizleri Tablo 4.11.'de verilmektedir. Mikroyapı görüntüleri, 3105 ara tav sonrası SEM mikroyapı görüntüsünü doğrular nitelikte nihai tav sonrası Mg_2Si intermetalğine rastlanmamıştır. Yapıda $Al_6(Mn,Fe)$ ve $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ intermetalikleri tespit edilmiş olup tav sıcaklığı arttırıldığında intermetalik yoğunluğunda bir miktar azalma gözlemlenmiştir. Şekil 4.36.'da paylaşılan yüzeye yakın kenar bölge SEM görüntüleri incelendiğinde ise nihai tav sonrası intermetalik dağılımının 3004 ve 3005 nihai tavlı numunelerle benzerlik gösterdiği düşünülmektedir.

3105 alaşım için nihai tav sonrası intermetalik faz dağılımı, nihai tav sonrası 3004 ve 3005 alaşımlarına kıyasla farklılık göstermiştir. Buna karşın, diğer alaşım

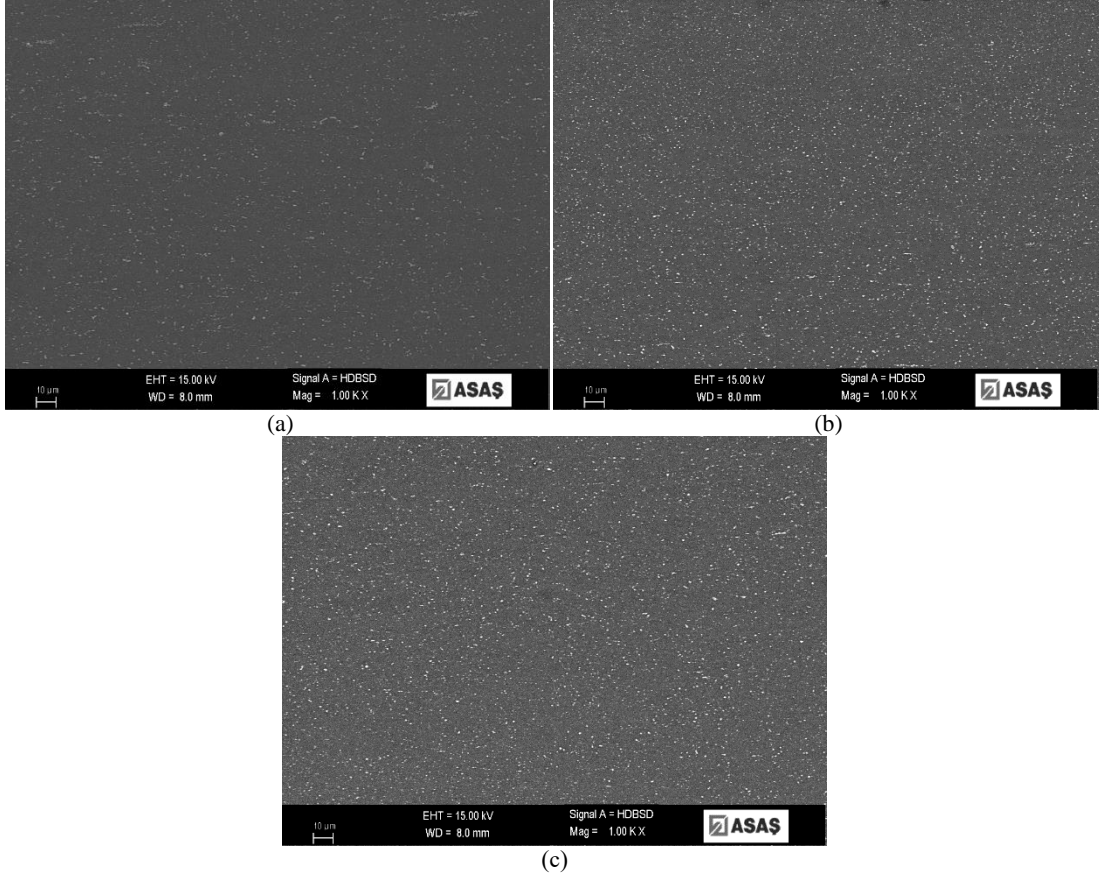
numunelerinde olduğu gibi morfolojik olarak intermetaliklerin benzer yapıda olduğu düşünülmektedir.



Şekil 4.35. 3105 alaşıma ait (1-C prosesi) dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

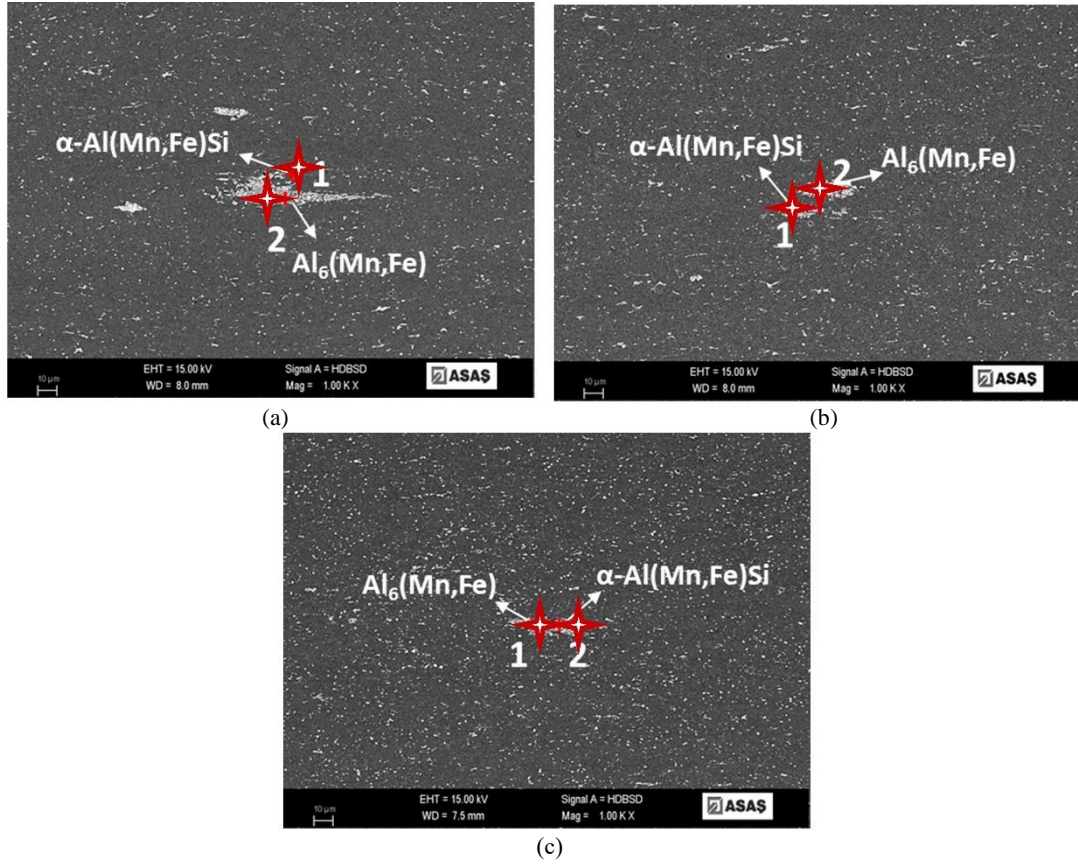
Tablo 4.11. Şekil 4.35.'de verilen 3105 alaşıma ait nihai tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağ.).

Element	280°C		300°C		320°C	
	1	2	1	2	1	2
Al	69,28	75,81	70,72	75,37	72,08	75,25
Mn	6,55	8,54	7,84	6,11	8,11	6,49
Si	4,12	-	-	2,07	-	2,47
Mg	-	-	-	-	-	-
Fe	20,05	15,65	21,44	16,45	19,81	15,79



Şekil 4.36. 3105 alaşıma ait (1-C prosesi) dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

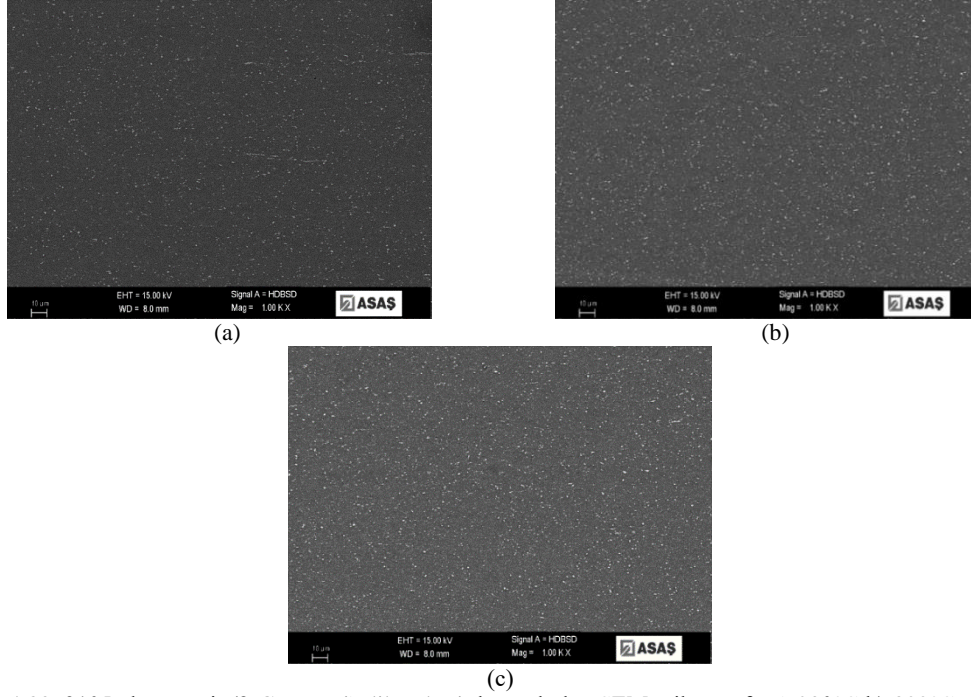
500°C’de ara tava tabi tutulup 0,80 mm kalınlıkta tavlanan 3105 alaşımına ait (2-C prosesi), nihai tav sonrası SEM mikroyapı görüntüleri sonucu merkez hattı segregasyon dağılımı ve EDS analizi sırasıyla Şekil 4.37. ve Tablo 4.12.’de gösterilmektedir. Kenar bölgede alınan SEM mikroyapı görüntüleri ise Şekil 4.38.’de paylaşılmaktadır. 450°C ara tavlı (1-C prosesli) nihai tavlı numunelere göre kıyas yapıldığında, ara tav sıcaklığı yükseltildiğinde merkez hattında intermetalik yoğunluğu daha düşük orandadır. Nihai tav sıcaklığının artması, intermetalik çökeltilerin matriste çözünme oranını yükseltmiştir.



Şekil 4.37. 3105 alaşıma ait (2-C prosesi) dikey kesit merkez hattı SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

Tablo 4.12. Şekil 4.37.'de verilen 3105 alaşıma ait nihai tav sonrası mikroyapı üzerinden alınan EDS nokta analizi (%ağ.).

	280°C		300°C		320°C	
Element	1	2	1	2	1	2
Al	68,43	75,22	74,01	73,44	71,25	71,18
Mn	8,51	5,12	5,11	6,09	7,25	7,78
Si	4,95	-	4,53	-	-	3,13
Mg	-	-	-	-	-	-
Fe	18,11	19,66	16,35	20,47	21,50	17,91



Şekil 4.38. 3105 alaşıma ait (2-C prosesi) dikey kesit kenar bölge SEM mikrografı; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

4.3. Mekanik Özellikler

Yapı ve inşaat uygulama alanları son kullanıcı beklentisi doğrultusunda 175-185 MPa akma mukavemeti, 200-225 MPa çekme mukavemeti ve minimum %4 uzama hedeflenmiştir. Endüstriyel ölçekte üretim şartları göz önünde bulundurularak nihai tav sıcaklığı arttığında kondisyon geçişlerinin ani değişmemesi ve mukavemetin hızlı düşmemesi amaçlanmıştır. Bunun yanında çalışmada gerçekleştirilen 280, 300 ve 320°C nihai tava ilave olarak, çekme testi özelinde kondisyon geçişini tayin etme adına 260°C nihai tav yapılarak nihai tav sonrası mekanik özellikler belirlenmiştir.

3005 alaşım 0,8 mm'deki 450°C ve 500°C ara tavlı prosesler (1-A ve 2-A prosesi) için nihai tav sonrası 3 yönlü çekme test sonuçları Tablo 4.13.-4.14.'de verilmektedir. Ara tavlı prosesler için istenilen kondisyon geçişi sağlanmış ve ara tav sıcaklığı arttığı durumda düzlemsel anizotropi ve mukavemet değerlerinde düşüş gözlemlenmiştir. 0,80 mm'e hadde sonrasında deformasyon sertleşmesi nedeniyle dislokasyonlar kayma düzlemlerinde hareket edip yoğunlukları artmakta ve birbirlerini engellemektedir. Bunun sonucunda çekme ve akma mukavemeti artıp uzama

azalmaktadır [21]. Çalışmamızda, nihai tav 320°C'den fazla yapılmadığı için tavin şekillendirilebilirliğe doğrudan etkisi yoktur. Ancak malzeme kondisyonu özelinde etki göstermekte ve nihai tav sıcaklığı yükseldiğinde uzama artmaktadır.

Tablo 4.13. 3005 alaşım 450°C ara tavlı 1-A prosesi çekme testi sonuçları.

Tav Prosesi	Çekme Yönü, °	Akma Muk., MPa	Çekme Muk., MPa	Uzama, %	ΔR	Kondisyon
Nihai tavsız	90	303	322	1,9	-	H19
260°C/4sa	0	186	212	8,8	0,286	H26
	45	190	210	8,9		
	90	193	213	8,4		
280°C/4sa	0	180	206	9,6	0,263	H26
	45	181	203	9,5		
	90	187	210	8,8		
300°C/4sa	0	174	201	10,3	0,241	H26
	45	176	199	9,5		
	90	182	203	9,1		
320°C/4sa	0	169	191	10,7	0,188	H24
	45	170	194	9,9		
	90	177	192	9,4		

Tablo 4.14. 3005 alaşım 500°C ara tavlı 2-A prosesi çekme testi sonuçları.

Tav Prosesi	Çekme Yönü, °	Akma Muk., MPa	Çekme Muk., MPa	Uzama, %	ΔR	Kondisyon
Nihai tavsız	90	232	246	2,6	-	H19
260°C/4sa	0	182	205	8,9	0,236	H26
	45	186	206	9,0		
	90	189	208	8,5		
280°C/4sa	0	174	199	10,2	0,201	H26
	45	175	197	9,6		
	90	182	201	9,1		
300°C/4sa	0	167	194	9,4	0,200	H26
	45	170	195	9,6		
	90	172	198	9,4		
320°C/4sa	0	162	190	11,2	0,144	H24
	45	163	187	10,4		
	90	166	185	10,1		

Tablo 4.15.-4.17.'de nihai kalınlıkta 3004 alaşıma uygulanan proseslere yönelik gerçekleştirilen nihai tav sonrası 3 yönlü çekme test sonuçları yer almaktadır. 450°C ve 500°C ara tavlı prosesler incelendiğinde mukavemet koşulları sağlanmasına rağmen ve istenilen kondisyon geçişine ulaşılamamıştır. Bu nedenle prosese ilave homojen tav eklenerek 3-C prosesi yürütülmüş olup 280°C'de istenilen mukavemet koşulları sağlanmış ve kondisyon geçişinin sürekliliği gerçekleştirilmiştir. İlave homojen tavin malzemenin düzlemsel anizotropi değerlerine de olumlu yönde etki ettiği gözlemlenmiştir. Homojen tav uygulanması ile nihai tav sonrası akma ve çekme mukavemet değerlerinin azaldığı belirlenmiştir.

Tablo 4.15. 3004 alaşım 450°C ara tavlı 1-B prosesi çekme testi sonuçları.

Tav Prosesi	Çekme Yönü, °	Akma Muk., MPa	Çekme Muk., MPa	Uzama, %	ΔR	Kondisyon
Nihai tavsız	90	303	322	2	-	H19
	0	205	243	9,4		
260°C/4sa	45	208	240	9,6	0,412	H26
	90	216	248	9,3		
	0	199	242	9,2		
280°C/4sa	45	201	237	9,6	0,384	H26
	90	200	245	10,2		
	0	180	233	10,0		
300°C/4sa	45	180	227	10,3	0,309	H24
	90	187	237	10,8		
	0	122	207	14,1		
320°C/4sa	45	127	207	14,0	0,226	O
	90	129	212	12,8		

3004 alaşım 450°C ve 500°C ara tavlı prosesler, nihai tav sonrası uygun mekanik değerler elde edilmesine rağmen endüstriyel koşullar dikkate alınarak kondisyon geçişinin ani bir şekilde düşmesi nedeniyle başarılı olarak nitelendirilememiştir. Endüstriyel çaptaki ısıtım fırınları dikkate alındığında tav sırasında 10-20°C sapma yaşanabilmekte ve bu nedenle güvenli proses aralığı oluşturulmak istenmektedir. Sıcaklıkta sapma yaşandığı durumda istenilen mukavemet değerlerinin elde edilememesi riski bulunmaktadır.

Tablo 4.16. 3004 alaşım 500°C ara tavlı 2-B prosesi çekme testi sonuçları.

Tav Prosesi	Çekme Yönu, °	Akma Muk., MPa	Çekme Muk., MPa	Uzama, %	ΔR	Kondisyon
Nihai tavsız	90	304	320	1,3	-	H19
	0	194	235	9,9		
260°C/4sa	45	194	239	10,3	0,402	H26
	90	204	240	10,8		
	0	186	220	10,7		
280°C/4sa	45	182	212	10,1	0,322	H24
	90	185	223	9,8		
	0	122	199	12,4		
300°C/4sa	45	122	201	14,5	0,215	O
	90	124	207	13,7		
	0	91	189	16,2		
320°C/4sa	45	90	188	17,1	0,205	O
	90	88	189	15,3		

Tablo 4.17. 3004 alaşım ilave homojen tavlı 3-B prosesi çekme testi sonuçları.

Tav Prosesi	Çekme Yönu, °	Akma Muk., MPa	Çekme Muk., MPa	Uzama, %	ΔR	Kondisyon
Nihai tavsız	90	238	255	2,5	-	H19
	0	186	226	8,9		
260°C/4sa	45	188	228	8,8	0,386	H26
	90	194	230	9,1		
	0	183	212	9,0		
280°C/4sa	45	184	217	9,1	0,286	H26
	90	181	220	9,1		
	0	173	209	9,3		
300°C/4sa	45	174	211	9,2	0,242	H24
	90	172	214	9,5		
	0	88	181	11,3		
320°C/4sa	45	87	183	11,1	0,198	O
	90	88	182	12,2		

3105 alaşım 450°C ve 500°C ara tavlı prosesler sonucunda nihai tav sonrası çekme test sonuçları Tablo 4.18.-4.19.'da yer almaktadır. Bu doğrultuda 3105 malzeme, alaşım içeriğinde az oranda bulunan %Mn ve %Mg oranlarından dolayı 3004 ve

3005'e kıyasla daha düşük mukavemettir. Bunun yanında, nihai kalınlıktaki 3105 alaşımdaki tane boyutu dağılımının diğer iki alaşıma göre daha büyük olması mukavemet azaltan bir diğer etken olarak düşünülmektedir.

Tablo 4.18. 3105 alaşım 450°C ara tavlı 1-C prosesi çekme testi sonuçları.

Tav Prosesi	Çekme Yönü, °	Akma Muk., MPa	Çekme Muk., MPa	Uzama, %	ΔR	Kondisyon
Nihai tavsız	90	286	320	1,3	-	H19
	0	186	255	9,9		
260°C/4sa	45	184	226	10,3	0,311	H28
	90	185	229	11,8		
	0	174	220	10,7		
280°C/4sa	45	176	212	11,1	0,263	H26
	90	179	223	9,8		
	0	142	199	13,4		
300°C/4sa	45	142	201	15,5	0,234	H24
	90	144	207	14,7		
	0	91	189	17,2		
320°C/4sa	45	90	188	19,1	0,202	O
	90	88	189	16,3		

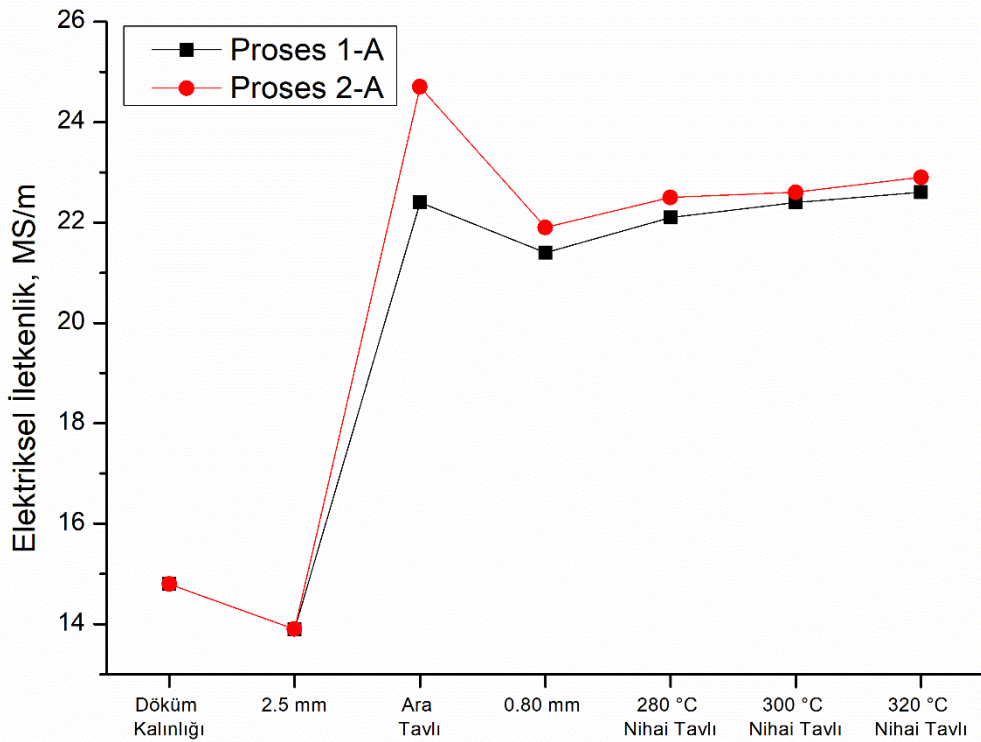
Tablo 4.19. 3105 alaşım 500°C ara tavlı 2-C prosesi çekme testi sonuçları.

Tav Prosesi	Çekme Yönü, °	Akma Muk., MPa	Çekme Muk., MPa	Uzama, %	ΔR	Kondisyon
Nihai tavsız	90	238	255	2,5	-	H19
	0	186	226	10,0		
260°C/4sa	45	188	228	11,3	0,322	H28
	90	184	230	12,1		
	0	173	219	10,9		
280°C/4sa	45	177	220	11,4	0,245	H26
	90	175	224	11,5		
	0	133	209	13,1		
300°C/4sa	45	134	201	13,7	0,212	H24
	90	132	202	14,3		
	0	88	181	16,1		
320°C/4sa	45	87	183	17,9	0,176	O
	90	88	182	16,7		

Düşük düzlemsel anizotropi değeri, alüminyumun derin çekmesini artırsa da, doğrudan bükme gibi belirli şekillendirme işlemlerini telafi etmemektedir. Ayrıca, sıcaklık artışına istinaden düzlemsel anizotropide gözlenen azalma, doku gelişimine bağlanabilir. Yeniden kristalleşme dokusu bileşenleri ve β fiber (haddeleme dokusu) bileşenleri anizotropi üzerinde ters etkiye sahiptir. %Mg etkisi ile tekstür değişikliği, ΔR değerinde dikkate değer bir değişikliğe yol açtığı düşünülmektedir [78,79].

4.4. Elektrik İletkenlik Analizleri

3005 alaşımına yönelik yürütülen 450°C ve 500°C ara tavlı prosesler sonrası elektrik iletkenlik sonuçları Şekil 4.39.'da yer almaktadır. Döküm sonrası soğuk haddeleme gerçekleştiğinde iletkenlik bir miktar düşmüştür. Bunun nedeninin deformasyon sertleşmesi ve yeni oluşan dislokasyon kaynaklı olduğu düşünülmektedir [80]. Hadde sonrası ara tav gerçekleştiğinde ise iletkenlikte artış gerçekleşmiştir. İlgili artış nihai kalınlığa hadde sonrası son tav denemelerine de tesir etmiştir. Nihai tav sıcaklığı arttıkça numunelerin iletkenliği yükselmiştir.



Şekil 4.39. 3005 alaşım elektrik iletkenlik ölçüm sonuçları.

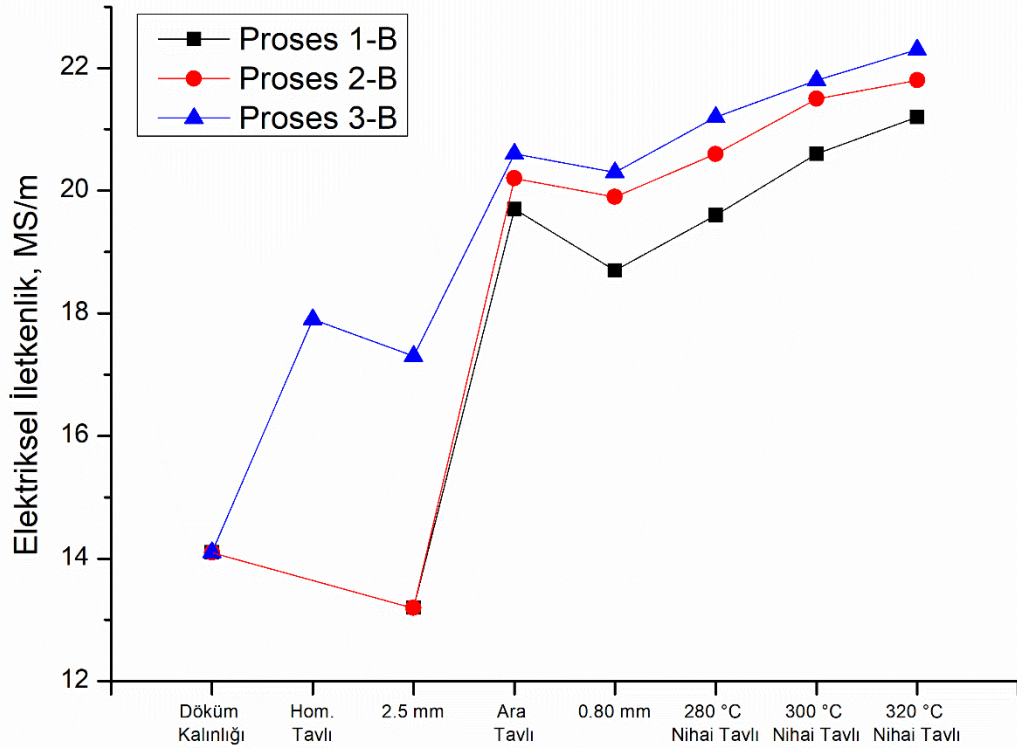
Şekil 4.40.'da 3004 alaşımına yönelik yürütülen prosesler sonrası elektriksel iletkenlik sonuçları yer almaktadır. 3004 alaşımında, 3005'e kıyasla döküm kalınlığında elektriksel iletkenlik değeri daha düşük seviyededir. Alaşım elementi ilavesi sonrası 3004 alaşımında saflığın azalması sonrası iletkenliğin düştüğü düşünülmektedir. Ara tav sonrası ise 3005 alaşımında olduğu gibi iletkenlik değeri yükselmiştir. Homojen tav sonrası ise iletkenlik, ara tava kıyasla daha düşük seviyede kalmıştır. Bunun nedeninin yüksek sıcaklık ve süre olduğu öngörülmektedir.

Soğuk veya sıcak şekillendirilmiş alüminyum alaşımlarında tavlama işlemleri sırasında yeniden kristalleşme meydana gelmektedir. Bu doğrultuda nihai tav sonrası kısmi yeniden kristallenme sebebiyle elektriksel iletkenliğin arttığı düşünülmektedir. Yeniden kristalleşen mikroyapılarda kusurlu kafesler ise iyileşmektedir. Bir numune yüksek plastik şekillendirme oranı ile ısıl işleme tabi tutulursa ve diğer numune de görece olarak daha düşük oranda plastik şekillendirme oranı ile tavlamaya uğrarsa, plastik deformasyon oranı yüksek numune daha yüksek elektrik iletkenliği göstermektedir [81].

İlave homojen tavlı 3004 alaşım 3-B prosesi değerlendirildiğinde; homojenizasyon sıcaklığı 550°C'ye çıkarıldığında intermetalik partikül yoğunluğunun azalması nedeniyle iletkenliğin ara tava kıyasla aynı oranda yükselmediği düşünülmektedir. Huang ve arkadaşları [82], intermetaliklerin çökmesi ile homojenizasyon sıcaklıkları arasında bir ilişki olduğunu gözlemlemiştir. Buna ek olarak, 500°C'den 600°C'ye kadar artan homojenizasyon sıcaklığına karşın elektriksel iletkenlik azalmaktadır. Bu nedenle tav sıcaklığını belirli bir değerin üzerinde yükseltmenin iletkenliği düşürdüğü literatürde düşünülmektedir.

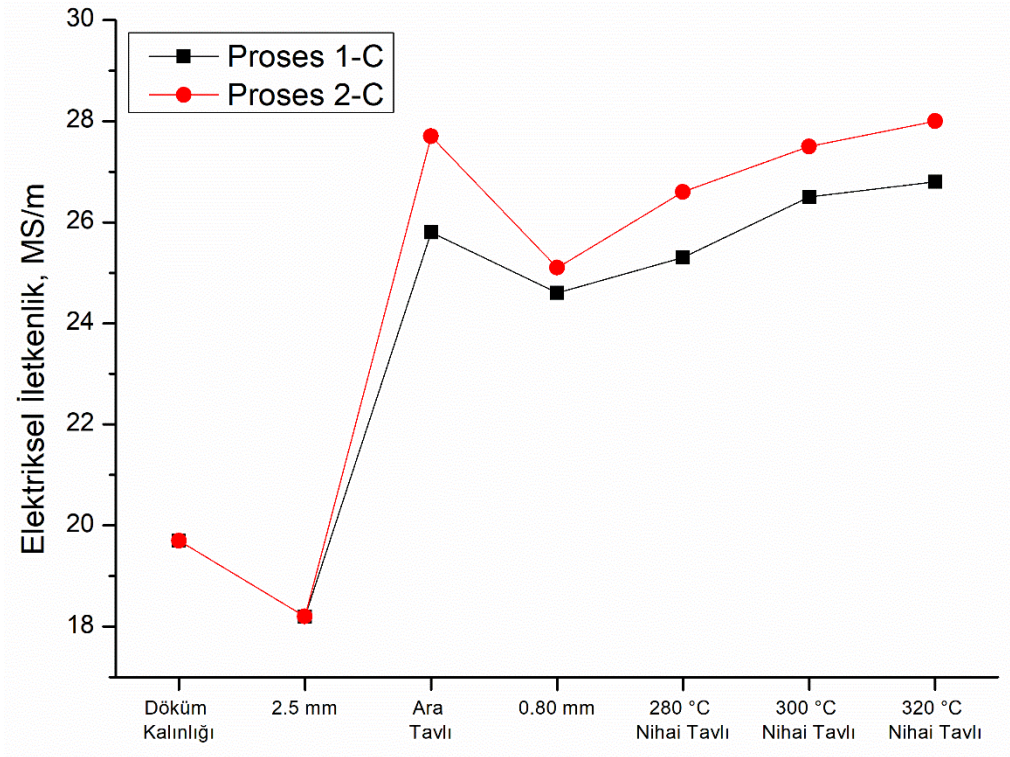
Yüksek olmayan tav sıcaklıklarında (250-350°C) intermetaliklerin çökmesi, alüminyumdaki nispeten düşük Mn difüzyon hızı nedeniyle çekirdeklenme ve büyüme ile kontrol edildiği düşünülmektedir. 450-500°C arası tav sıcaklığında, intermetaliklerin yoğunluğu maksimuma ulaşabilir ve intermetaliklerin atomlar arası mesafesi minimuma ulaşabilir. Sıcaklık daha da arttırıldığında, matristeki manganın difüzyon hızı önemli ölçüde artar. Literatürde 600°C'de tavlama için, çözünürlüğün

artması ve uzun mesafeli difüzyonun mümkün hale gelmesi nedeniyle, küçük ve büyük intermetaliklerin çözünmesi ve irileşmesinin öne çıkan süreç haline geldiği düşünülmektedir [83].



Şekil 4.40. 3004 alaşım elektriksel iletkenlik ölçüm sonuçları.

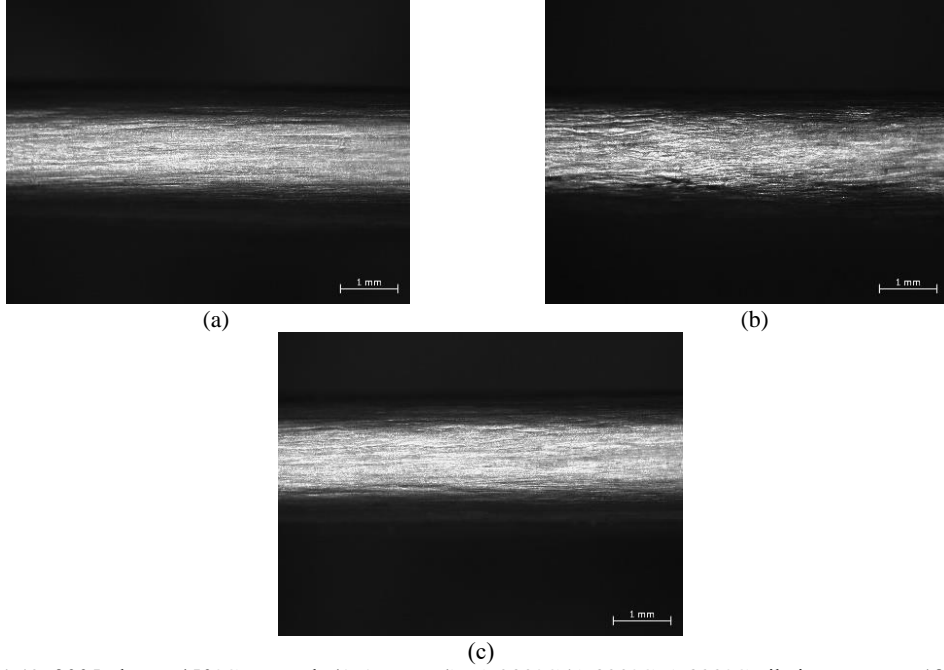
3105 alaşıma yönelik yürütülen termo-mekanik prosesler sonrası (450°C ve 500°C ara tavlı) elektrik iletkenlik ölçümleri Şekil 4.41.'de yer almaktadır. 3105 alaşımın kimyasal bileşimi nedeniyle, safsızlığı 3004 ve 3005'e kıyasla daha düşük olduğundan dolayı döküm sonrası iletkenliği daha yüksektir. Ara tav ve nihai tav denemeleri sonrası iletkenlik yükselmiştir. Nihai tav sonrası diğer alaşımlarda gözlemlendiği gibi tav sıcaklığı yükseldikçe iletkenlik artmaktadır. Li ve arkadaşları [74], 3xxx alüminyum alaşımının elektriksel iletkenliğinin öncelikle Fe + Mn katı çözelti derecesini kontrol ettiğini ve düşük homojenizasyon sıcaklıklarında, ince intermetaliklerin yüksek yoğunluğu nedeniyle alaşımın mekanik özelliklerinin arttığını gözlemlemiştir.



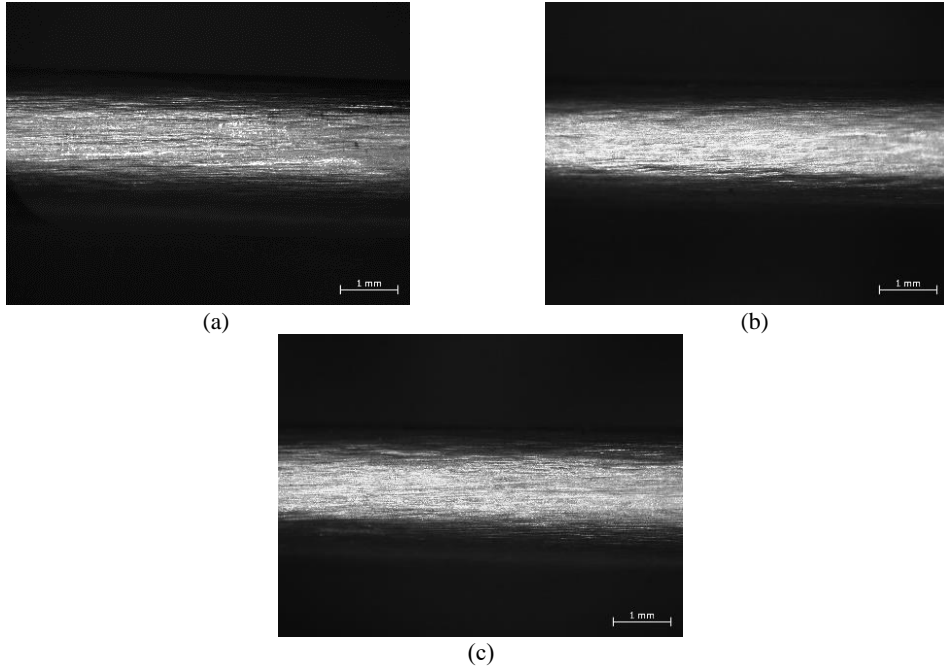
Şekil 4.41. 3105 alaşım elektriksel iletkenlik ölçüm sonuçları.

4.5. Bükme Testi İncelemeleri

450°C ve 500°C ara tavlı 3005 alaşım nihai tavlı numunelerin 180° bükme görüntüleri Şekil 4.42. ve Şekil 4.43.'de yer almaktadır. Bükme yüzeyi incelendiğinde, numunelerde çatlak oluşumuna rastlanmamıştır. Düşük sıcaklıkta gerçekleştirilen tav sonrası (Şekil 4.42.a.) yüzeyde liflenme gözlemlenirken nihai tav sıcaklığı arttırıldığı durumda büküm yüzeyinin iyileştiği belirlenmiştir. Bunun yanında ara tav sıcaklığının nihai büküm yüzeyine etkisi olduğu anlaşılmıştır. 500°C ara tav ile yürütülen numunelerdeki nihai tav sonrası yüzey kalitesinin, 450°C ara tav (1-A prosesi) prosesi ile yürütülen nihai tavlı yüzey kalitesine kıyasla bükülmüş yüzey görünümünün iyileştiği gözlemlenmiştir.



Şekil 4.42. 3005 alaşım 450°C ara tavlı (1-A prosesi); a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası 180° bükme stereo mikroskop makroyapı görüntüleri.

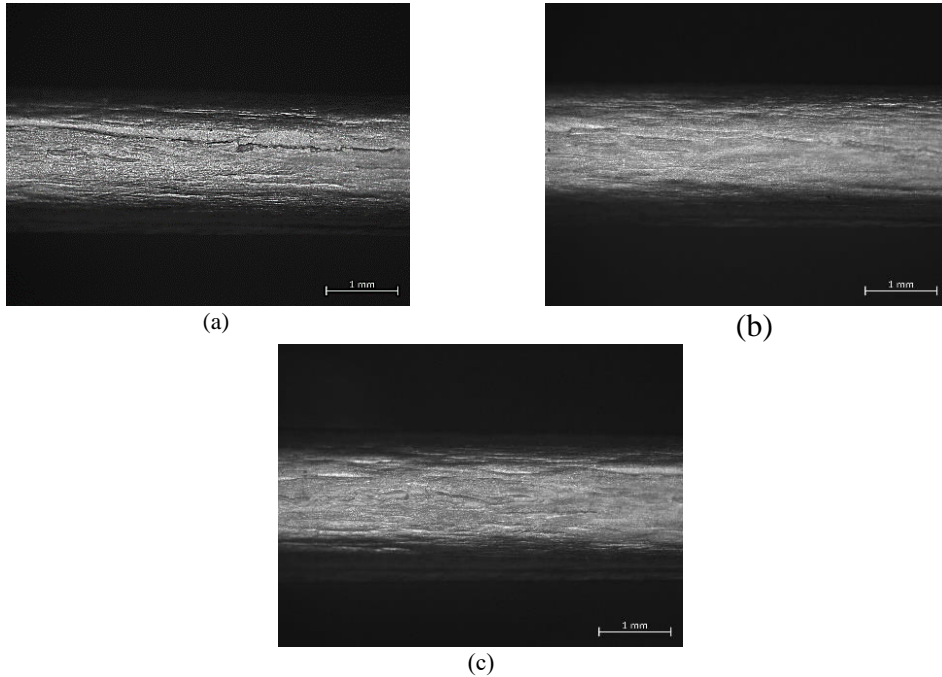


Şekil 4.43. 3005 alaşım 500°C ara tavlı (2-A prosesi); a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası 180° bükme stereo mikroskop makroyapı görüntüleri.

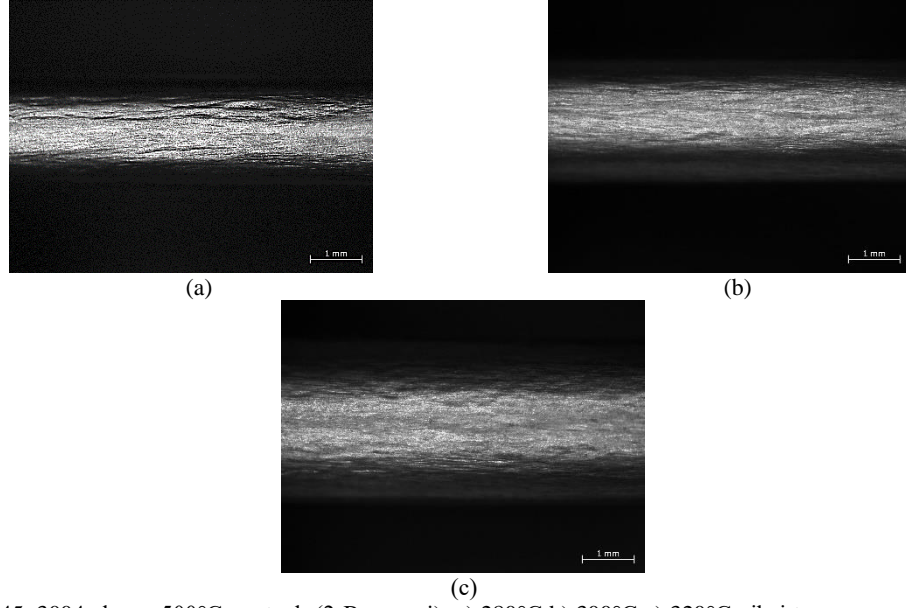
Şekil 4.44.-4.46.'da 0,8 mm'de nihai tavlı 3004 proseslerine (450°C ara tavlı, 500°C ara tavlı ve ilave homojen tavlı) ilişkin 180° bükme sonrası yüzey görüntüleri yer almaktadır. 450°C ara tavlı prosesle yürütülen (1-B prosesi) 3004 alaşımında 280°C

nihai tav sonrası bükülmüş yüzeyde derin çatlaklar belirlenmiştir (Şekil 4.44.a.). Nihai tav sıcaklığı arttığı durumda ise çatlak ilerlemesi gerçekleşmemiş fakat lifli yapı göze çarpmaktadır. Ara tav sıcaklığı 500°C'ye yükseltildiği durumda ise büküm yüzey kalitesi iyileşmiş olup 280°C nihai tav sonrası bükülmüş yüzeyde (Şekil 4.45.a.) çatlaksı yapılara rastlanmamıştır. Belli oranda bükmenin gerçekleştiği yapı ve inşaat uygulamaları göz önüne alındığında çatlak içeren büküm yüzeyleri uygun olarak nitelendirilememektedir.

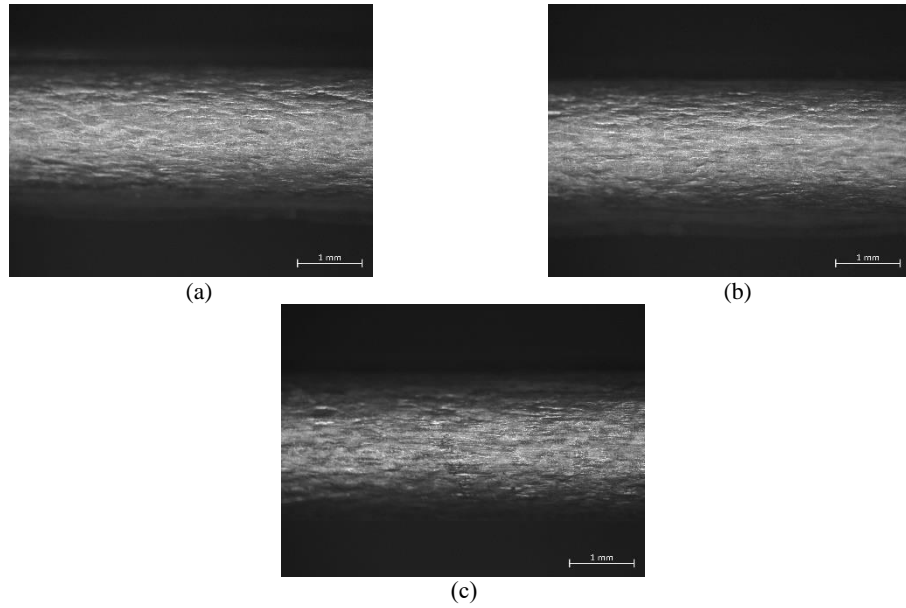
3004 alaşım 3-B prosesi ile yürütülen ilave homojen tavlı proses sonucunda ise 0,80 mm'de gerçekleştirilen nihai tav sonrası bükme yüzeyinin büyük oranda iyileştiği düşünülmektedir. İlave homojen tavlı proses sonucu üretilen malzemelerin bükme yüzeyi 450°C ve 500°C ara tavlı proseslere kıyasla daha lifsiz yapıdadır. Bunun yanında, nihai tav sıcaklığı yükseldiğinde (Şekil 4.46.c.) büküm yüzeyinde iyileşme gözlemlenmiş olup malzeme şekillendirilebilirliği artmıştır.



Şekil 4.44. 3004 alaşım 450°C ara tavlı (1-B prosesi); a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası 180° bükme stereo mikroskop makroyapı görüntüleri.

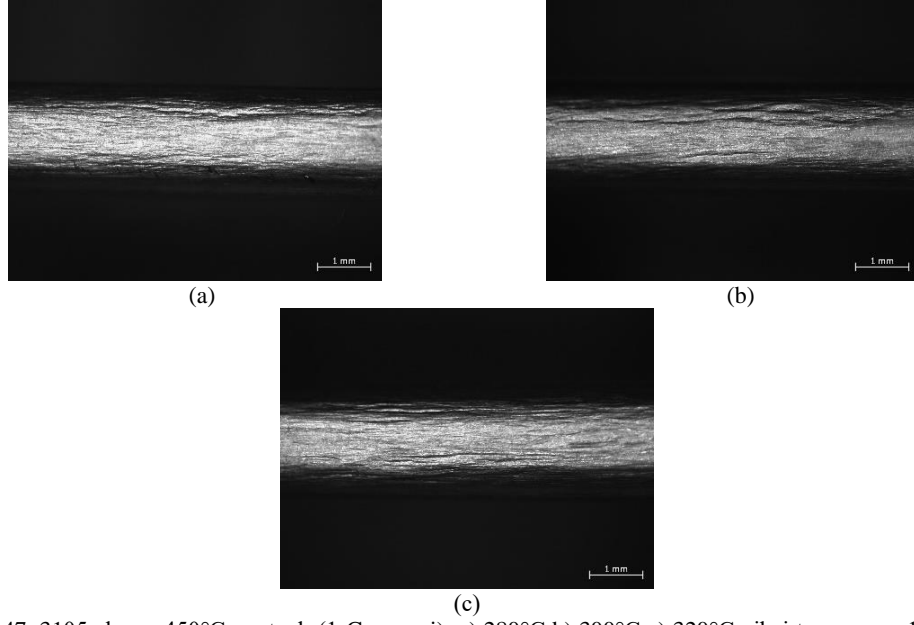


Şekil 4.45. 3004 alaşım 500°C ara tavlı (2-B prosesi); a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası 180° bükme stereo mikroskop makroyapı görüntüleri.

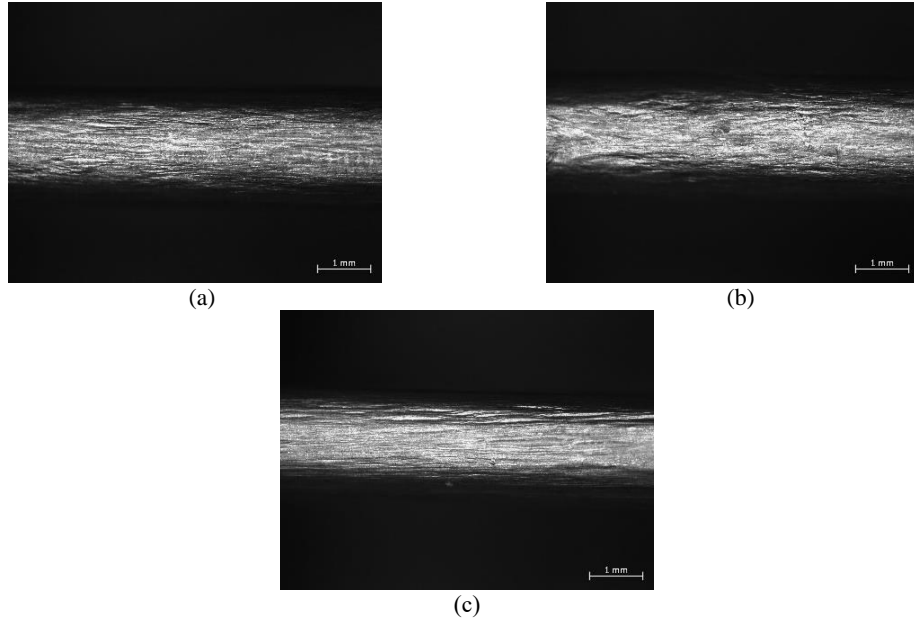


Şekil 4.46. 3004 alaşım ilave homojen tavlı (3-B prosesi); a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası 180° bükme stereo mikroskop makroyapı görüntüleri.

450°C ve 500°C’de ara tavlınıp 0,8 mm’ye haddelenmiş 3105 alaşımın üç farklı sıcaklıkta (280, 300 ve 320°C) nihai tavlınması sonrası 180° bükme yüzey görüntüleri Şekil 4.47.-4.48.’de yer almaktadır. Nihai tavlı numune yüzeylerinde (450°C ve 500°C ara tavlı prosesler) çatlama görülmemesine karşın yüzeylerde liflenme gözlemlenmiştir. 3005 nihai tavlı bükme yüzeylerine kıyasla (Şekil 4.42.-Şekil 4.43.) 3105 alaşımında düzgün yüzey görüntüsüne rastlanmamıştır.



Şekil 4.47. 3105 alaşım 450°C ara tavlı (1-C prosesi); a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası 180° bükme stereo mikroskop makroyapı görüntüleri.



Şekil 4.48. 3105 alaşım 500°C ara tavlı (2-C prosesi); a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası 180° bükme stereo mikroskop makroyapı görüntüleri.

Gerek doku oryantasyonu gerekse intermetalik dağılımı, şekillendirilebilirlik üzerinde önemli bir etkiye sahip olmaktadır. 450°C ara tavlı 1-B prosesiyle yürütülmüş 3004 alaşım 280°C tavlı malzemede (Şekil 4.44.a.) bariz çatlak ilerlemesi gözlemlenmesine rağmen, aynı sıcaklıkta tavlınmış 500°C ve ilave homojen tavlı proseslerin nihai tav sonrası (Şekil 4.45.a-Şekil 4.46.a.) daha iyi bükme davranışı göstermiştir. Nihai tav

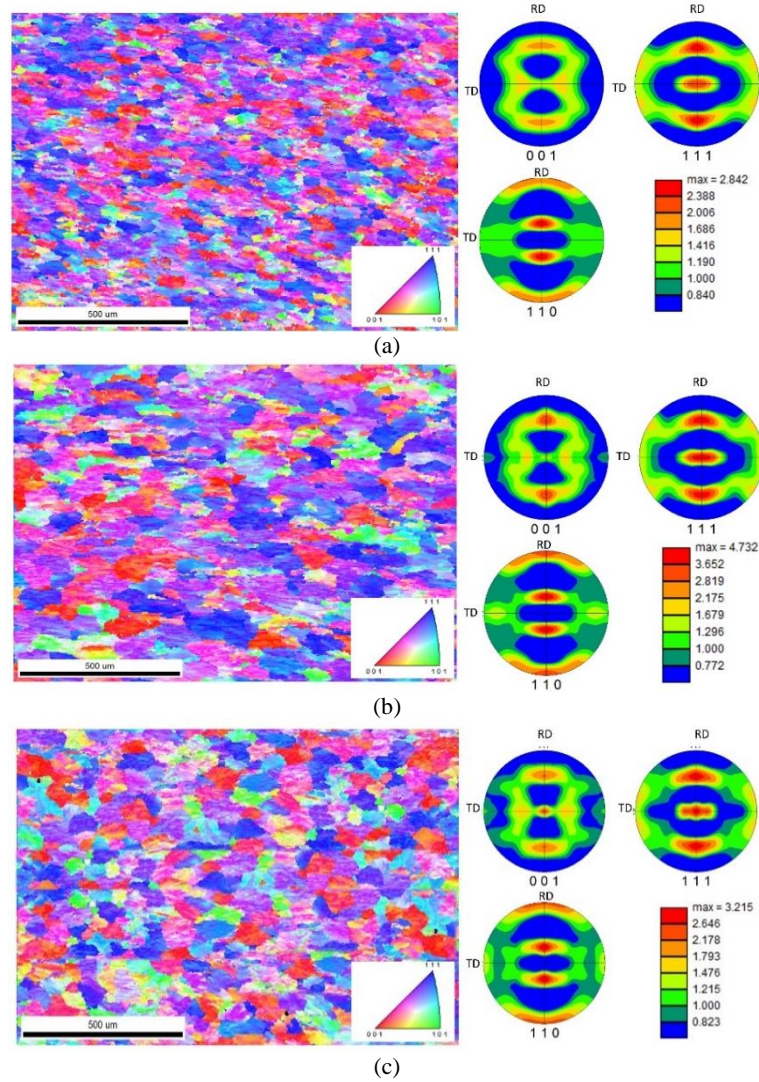
sıcaklığı arttığında, ilave homojen tavlı 3-B prosesinin büküm yüzeyi (Şekil 4.46.c.), zayıf kayma lokalizasyonu ile daha pürüzsüz yüzey topografyası sergilerken, 450°C ara tavlı 1-B prosesi (Şekil 4.44.c.) nispeten güçlü kayma lokalizasyonları ile birlikte daha kaba bir topografya göstermektedir. Termo-mekanik proseslerin bükmeye etkisi incelendiğinde 3004 alaşımına döküm sonrası uygulanan ilave homojenizasyon tavinin matristeki Mg₂Si oranını azalttığı ve küp tekstür oranını arttırdığı ve bunun sonucunda nihai kalınlıkta daha iyi bükme davranışı sergilendiği düşünülmektedir. Bunun yanında 3005 alaşımı, 3004 alaşımına göre çok daha iyi bükme yüzeyi sunmaktadır. İntermetalik çökeltilerdeki çeşitlilik ve tekstür yapısının 3005 alaşımında bükülebilirliği iyileştirdiği düşünülmektedir.

{100} <001> küp doku yöneliminin bükülebilirlik için uygun yönelimi sağladığı söylenebilir. Hadde doku bileşenleri, kayma bantlarının başlamasıyla büküm davranışını etkilemektedir. Bantların bükülebilirlik üzerindeki etkisi, deformasyon mekanizması ile bağlantılıdır ve β fiber hadde doku bileşenleri, kayma bantlarının oluşumunu teşvik ettiği düşünülmektedir. Böylece bantlar oluşturulduğunda deformasyon birikmekte ve kayma bantlarında lokalize olmaktadır. Kayma bantlarına özgü doku üzerindeki etkisinin yanı sıra, metaller arası çökeltilerin eğilme davranışı üzerinde önemli bir etkisi vardır. Bükme sırasında çatlak, şekillendirilebilirlik için zararlı olan çeşitli intermetalik fazlar boyunca paralel ilerlediği ve intermetalik yoğunluğu büküm davranışını değiştirdiği söylenebilir [84,85].

4.6. Tekstür İncelemeleri

Döküm kalınlığındaki 3004, 3005 ve 3105 alaşımlarının merkez bölgedeki tane yapısı ile tekstür bileşenlerini analiz etmek amacıyla (001), (111) ve (100) kutup figür (PF) ile ters kutup figürü (IPF) tane dağılım haritaları Şekil 4.49.'da yer almaktadır. İMD yönteminde katılma sırasında ergiyik metal, levha olarak katılaştığından dolayı, geleneksel yöntem DC döküm yönteminin aksine döküm sırasında ergiyik alüminyum merdaneyle temas ederken katılmaya bağlı olarak deformasyon mevcuttur. Başka bir deyişle, katılma sırasında meydana gelen deformasyonla birlikte taneler yönlendirilerek deformasyon dokusu oluştururlar. Bu nedenle döküm sonrası 3004, 3005

ve 3105 alaşımlarında tav tekstürünün baskın olmadığı kutup figürler incelenerek belirlenmiştir. IPF haritalar incelendiğinde tane yönelmelerinin katılma sırasında gerçekleşen deformasyon nedeniyle tek bir yönde olmadığı yoğunluklu olarak $\{111\}$ ve $\{001\}$ düzleminde yönlendiği anlaşılmıştır. Bunun yanında, 3005 ve 3004 alaşımları kıyaslandığında 3005 alaşımdaki Goss tekstür yoğunluğunun 3004'e kıyasla daha yüksek olduğu söylenebilir. (Benzer doku eğilimlerine rağmen 3005 ve 3105 döküm yapısının tekstür yapısı, 3004 döküm yapısına kıyasla daha dengelidir. İMD yönteminde döküm hızındaki az orandaki artış, merdane ayırma kuvvetinin azalmasına neden olur. 3004'te nispeten düşük döküm hızının bir sonucu olarak daha yüksek merdane ayırma kuvveti, ana doku yapısında önemli bir değişiklik yapmamasına rağmen, haddeleme dokusunun artışı teşvik ettiği düşünülmektedir [86].



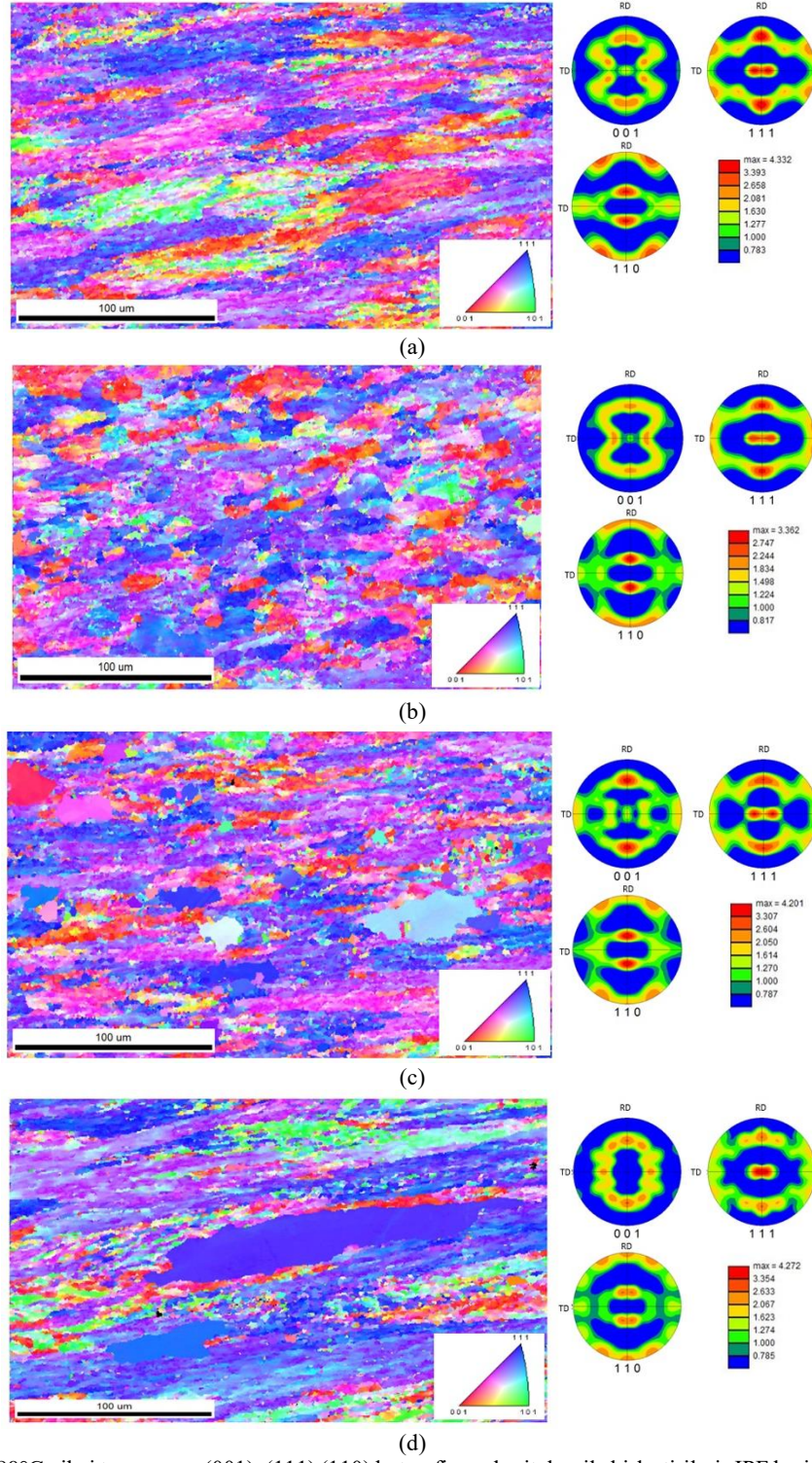
Şekil 4.49. Döküm sonrası (111) ve (110) kutup figür haritaları ile birleştirilmiş IPF harita tane dağılım görüntüleri; a) 3004 b) 3005 c) 3105 alaşım.

Mekanik özellikler ve 180° bükme kapsamında değerlendirme yapıldığında; 3005 alaşım 500°C ara tavlı 2-A prosesi, 3004 alaşım 500°C ara tavlı 2-B prosesi ile ilave homojen tavlı 3-B prosesi ve 3105 alaşım 500°C ara tavlı 2-C prosesine ait 280°C’de nihai tav sonrası için SEM-EBSD analizi gerçekleştirilmiştir. IPF haritaları ile birleştirilmiş (001), (111) ve (110) kutup figür haritaları Şekil 4.50.’de yer almaktadır. Görüntüler incelendiğinde, nihai tav sonrası tekstür dağılımlarının birbirleri arasında benzer olmadığı düşünülmektedir. Bilindiği gibi malzemelerin bükme davranışı; intermetalik çökelti dağılımı, iyi uzama ve dengeli kristalografik doku kombinasyonuna bağlıdır.

Guo ve arkadaşları [87] yaptığı çalışmada 5xxx alüminyum malzemelerin tavlama koşullarının etkisini gözlemlenmiş ve nihai kalınlıkta tavlama sonrası çalışmamızla paralel olarak tavlama sıcaklığını arttırsa bile yeniden kristalleşme dokusuna kıyasla hadde dokusunun daha baskın olduğunu belirlemiştir. Guo, 450°C sıcaklıkta tavlama rağmen alt tanelerin birleştiğini ve yeniden kristalleşme dokusunu baskıladığını belirlemiştir. Bunun sonrasında yeniden kristalleşme tamamlandıktan sonra anormal tane büyümesi meydana geldiği tespit edilmiştir.

Çalışmamızda, son tavlama sırasında yeniden kristalleşme ilerledikçe, β -fiber bileşenlerinin hacim oranı azalırken, yeniden kristalleşme doku (tekstür) bileşenlerinin arttığı düşünülmektedir. Ayrıca 500°C ara tavlı proses ile yürütülen 3005 alaşım (Şekil 4.50.a.), 3004 alaşım 500°C ara tavlı ilave homojen tavlı (2-B ve 3-B) proseslere göre (Şekil 4.50.b-c.) çok daha dengeli bir doku yapısı göstermiştir. 3005 alaşımının, 3004 alaşımlarına kıyasla nispeten güçlü küp yönelimi $\{100\} \langle 001 \rangle$ ile nispeten daha zayıf pirinç yöneliminden oluştuğu düşünülmektedir. Bu doğrultuda 3005 alaşımın küp yöneliminin $\{100\} \langle 001 \rangle$ ve küp tekstür yoğunluğunun 3005 ve 3105’e kıyasla daha baskın olduğu söylenebilir. 3004 alaşımına özgü olarak, hadde tekstürü daha baskın yapıdadır ve bakır ile pirinç tekstür bileşenlerinin hacim oranı yüzdeleri, yeniden kristalleşme bileşenlerine kıyasla nispeten yüksektir. 500°C ara tavlı 2-B prosesi (Şekil 4.50.b.); ilave homojen tavlı 3-B prosese göre (Şekil 4.50.c.) daha zayıf yeniden kristalleşme dokusuna sahiptir. 3005 alaşımı ise, nispeten daha güçlü küp dokusu ve zayıf β fiber hadde dokusu sergilemiştir. Mevcut çalışmadan elde edilen bulgular, 3004

alaşımının nispeten yüksek düzlemsel anizotropi değerlerinin güçlü β fiber doku bileşenlerinden kaynaklandığını göstermektedir [79].



Şekil 4.50. 280°C nihai tav sonrası (001), (111) (110) kutup figure haritaları ile birleştirilmiş IPF harita tane dağılım görüntüleri. a) 3005 2-A prosesi b) 3004 2-B prosesi c) 3004 3-B prosesi d) 3105 2-C prosesi.

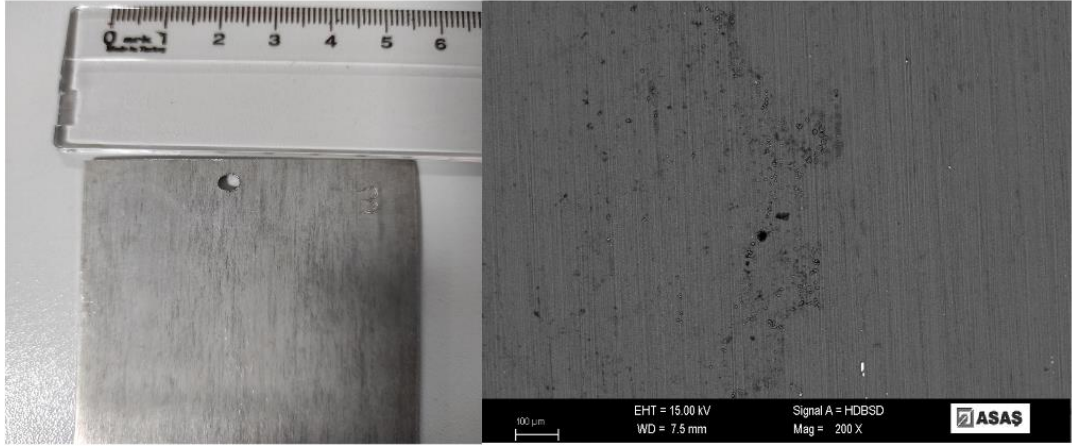
Tekstür ve bükme davranışı arasındaki ilişki incelendiğinde tav tekstür bileşenlerinin artışının bükülebilirliğe olumlu yönde etki bıraktığı düşünülmektedir. Jin ve arkadaşları [88] doku yapısının şekillendirilebilirlik üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu ve yüksek küp yöneliminin daha az küp yönelimi ile kıyaslandığında daha iyi büküm davranışı sergilediğini ortaya koymuştur.

Yeniden kristalleşme dokuları değerlendirildiğinde, küp bileşeninin belirli mekanizmalar üzerinde etkili olduğunu göstermek için çeşitli çalışmalar literatürde gerçekleştirilmiştir. Bu bilgilerin baz alınması durumunda, yeniden kristalleşme çekirdeklenmesi PSN mekanizması olarak da anılmaktadır. Nihai tavidan sonra 3004, 3105 ve 3005 alaşımları PSN nedeniyle yarı eş eksenli kısmi yeniden kristalize taneler içerdiği söylenebilir. Nihai tavlama sırasında PSN alt taneleri aktif hale gelmekte olup küp bileşeninin mikroyapıdaki oranını yükseltmek, PSN kabilyet sayısını eşit oranda arttırdığı literatürde belirtilmektedir [43,89]. Bu nedenle PSN, diğer alaşımlara kıyasla nispeten daha yüksek küp bileşeni gözlemlenen 3005 alaşımlı nihai ürün için yeniden kristalleştirme işlemi sırasında önemli bir rol oynamıştır.

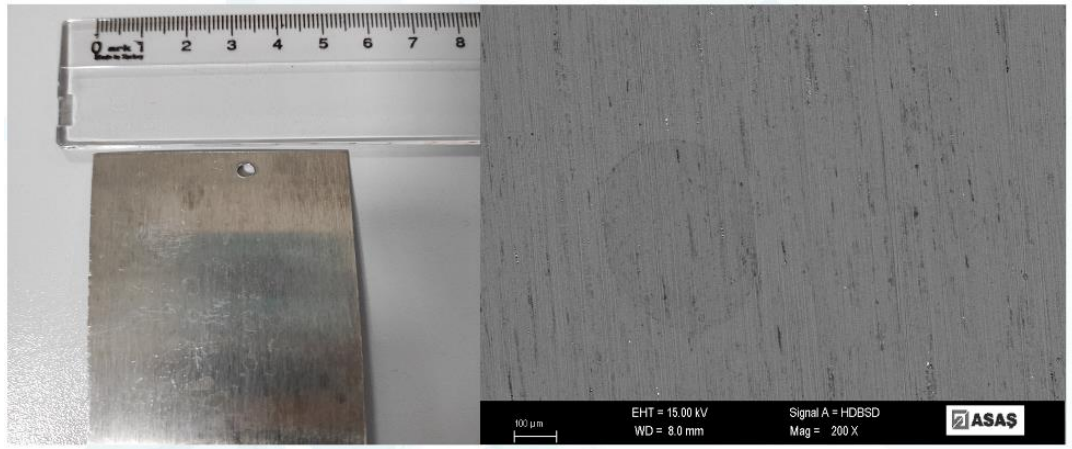
4.7. Korozyon İncelemeleri

4.7.1. Tuzlu sis testi

450 ve 500 °C’de ara tavlama yapılarak 0,8 mm’ye soğuk haddelenen ve üç ayrı sıcaklıkta son tavlama işlemi uygulanan 3005 alaşımı numunelerin tuz püskürtme testi sonrası (1-A ve 1-B prosesleri) makro ve SEM mikroyapı görüntüleri Şekil 4.51. ve Şekil 4.52.’de yer almaktadır. Nihai tavlama sıcaklığı arttıkça yüzeyin tuz püskürtme testinden daha az etkilendiği ve korozyon direncinin daha yüksek olduğu söylenebilir. Hem ara hem de nihai tav sıcaklığının artışı ile intermetalik segregasyon yoğunluğunun azalmasının korozyon direncinin yükselmesine etken olduğu düşünülmektedir. Bu durum, düşük sıcaklıklarda intermetalik yapıların gelişen korozyon sonucu yüzeyden koparak katodik reaksiyon sergilemeye devam etmemeleri şeklinde açıklanabilmektedir.



(a)

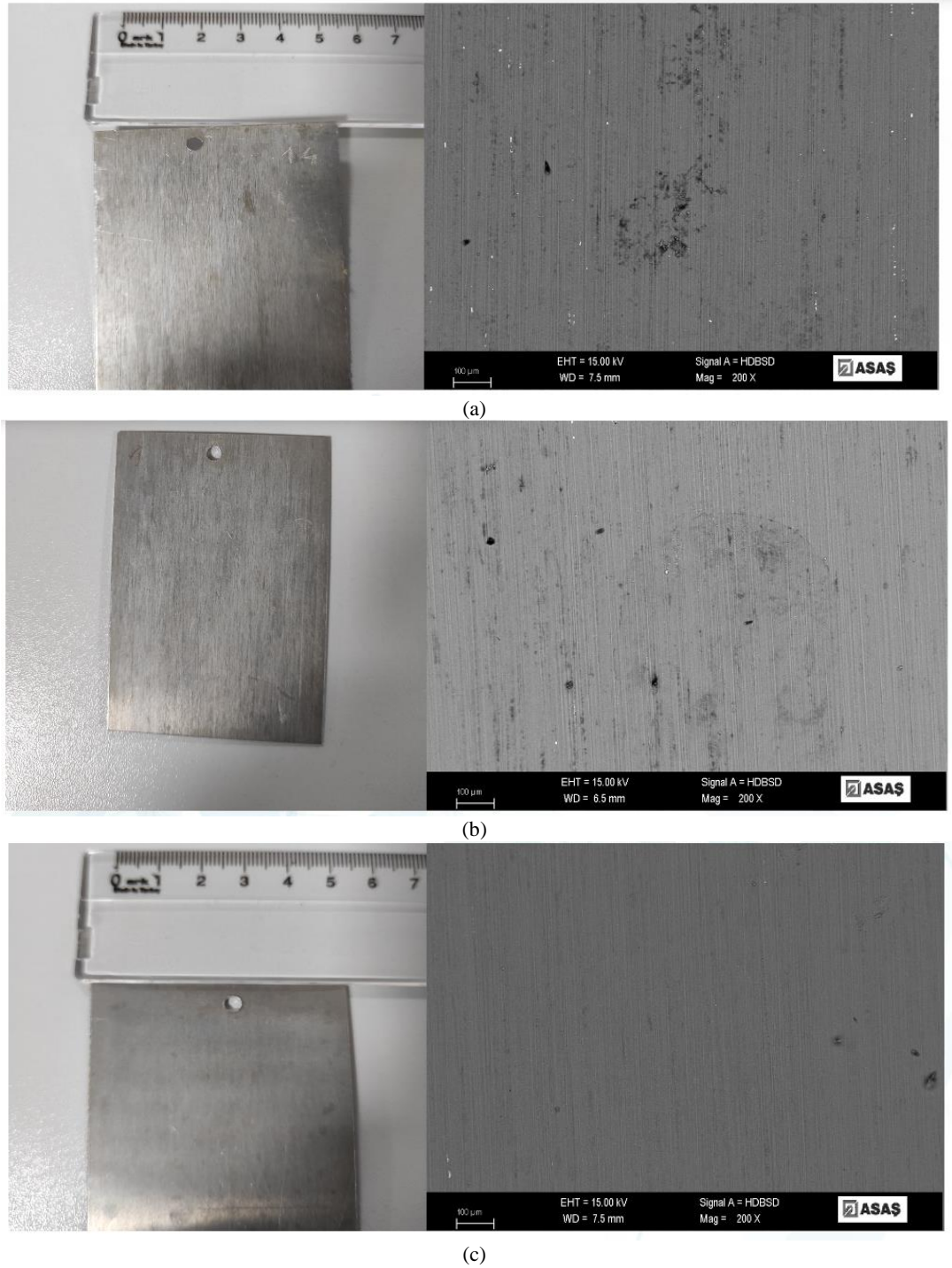


(b)



(c)

Şekil 4.51. 450°C ara tavlı 3005 alaşıma ait (1-A prosesi) tuz püskürtme testi sonrası yüzeyin makro ve SEM mikroyapı görüntüleri; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

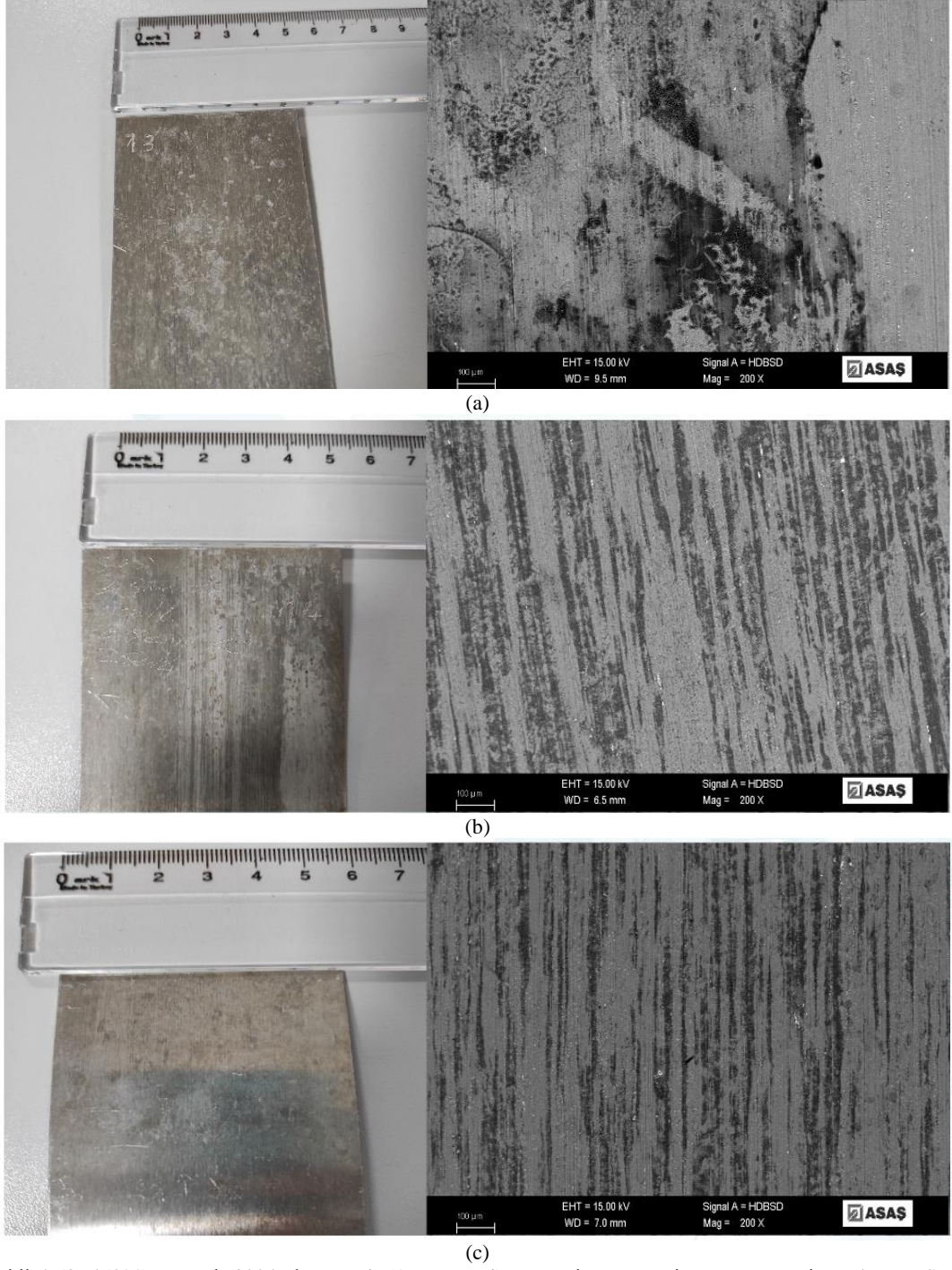


Şekil 4.52. 500°C ara tavlı 3005 alaşıma ait (2-A prosesi) tuz püskürtme testi sonrası yüzeyin makro ve SEM mikroyapı görüntüleri; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

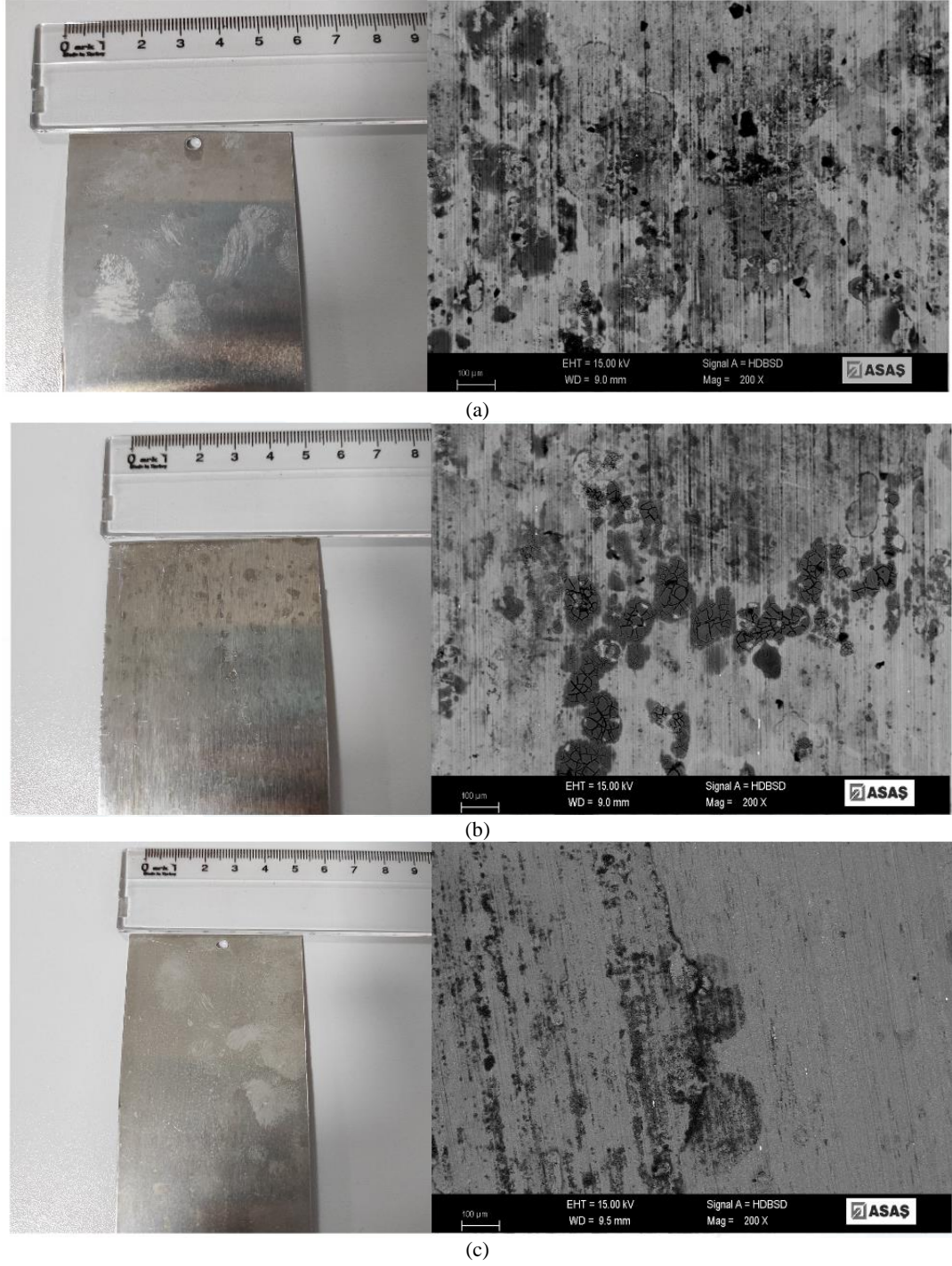
Şekil 4.53.-4.55.'de tuz püskürtme testi yapılan 450°C, 500°C ara tavlı ve ilave homojen tavlı prosesler (1-B, 2-B ve 3-B prosesleri) doğrultusunda yürütülen 3004 alaşımın nihai tav sonrası korozyona uğramış makro ve SEM mikroyapı görüntüleri paylaşılmaktadır. 3005 alaşıma kıyasla 3004 numunelerinin hepsinde korozif etkinin

varlığının çok daha belirgin olduğu söylenebilir. Ancak 3005 alaşımında olduğu gibi ara tav ve son tav sıcaklığı artışı ile korozif ortamdan etkilenme azalmıştır. En az etkilenen grup ise 550°C'de 10 saat ilave homojen tava tabii tutulan nihai tavlı numuneler (Şekil 4.55.) olmuştur. Bu doğrultuda ilave homojen tavin korozyon dayanımına olumlu yönde etki bıraktığı düşünülmüştür. İlave homojen tavlı 3-B prosesi nezdinde korozyon hızının azaldığı tespit edilmiş olup 3004 alaşım 450°C ve 500°C ara tavlı proseslere kıyasla korozyona uğrayan yüzey görüntülerinin farklılık arz etmiştir. 3004 numunelerin yüzeyinde korozif ortamların saldırısı belirli bölgelerde lokalize olurken, korozyon yüzeyde eşit olarak dağılmış daha büyük çukurlar şeklinde olduğu söylenebilir. Öte yandan, 3005 alaşım numunelerinde görüldüğü gibi nihai tav sıcaklığı yükseldiğinde yüzeyin korozyona uğrama hızında belli oranda azalma tespit edilmiştir. Ancak tav sıcaklığı yükselse dahi 3005 numunelerine kıyasla çok daha yüksek oranda yapı oksitlenip korozyona uğradığı tespit edilmiştir.

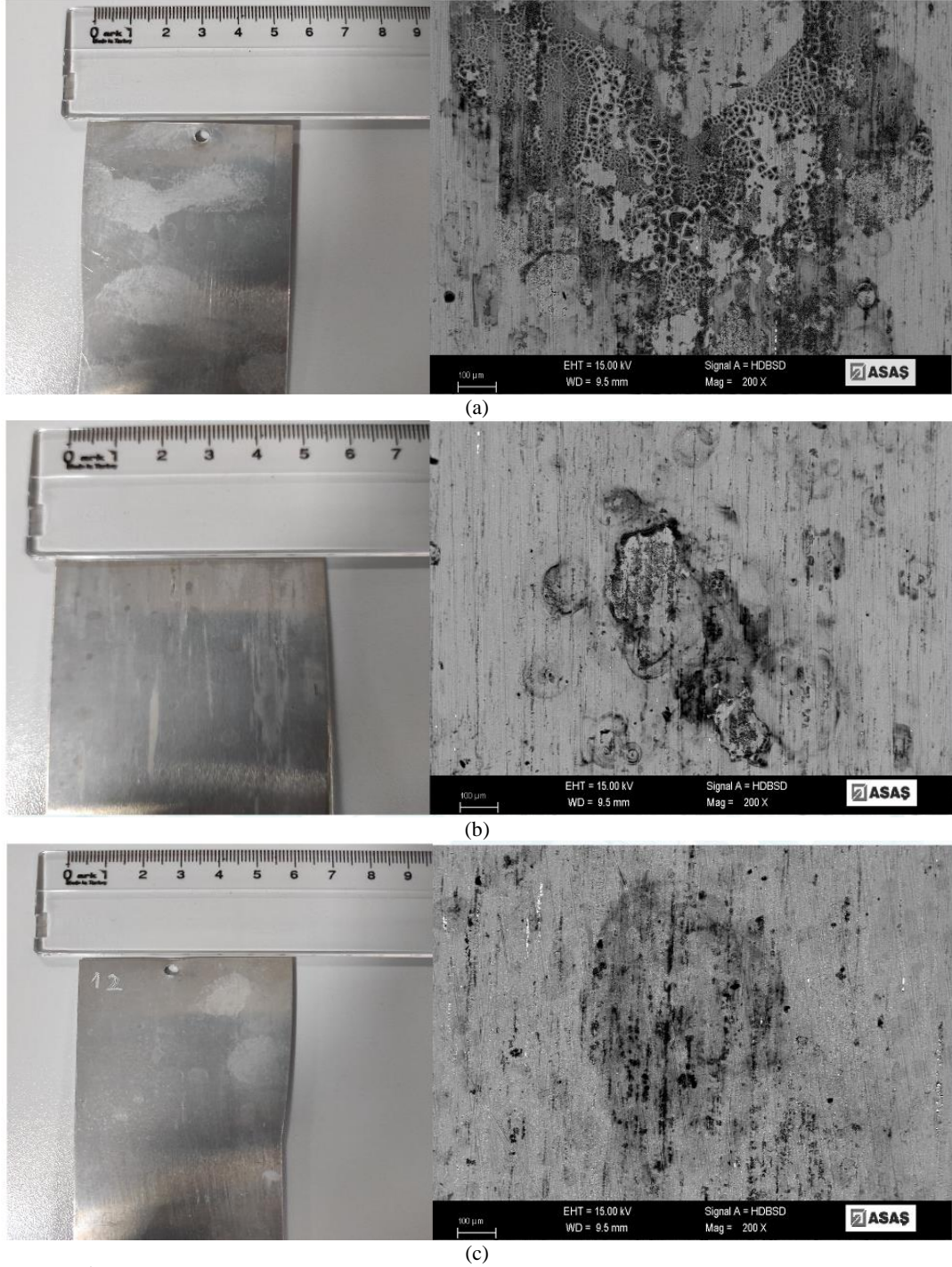
Korozyonun, intermetalik parçacıklar ile onu çevreleyen matris ara yüzeyinde başladığı ve intermetalik varlığının artışı ile korozyon hızının arttığı düşünülmektedir. Merkez hattı segregasyonu ve onu çevreleyen matris arasındaki elektrokimyasal etkileşim, ara yüzde korozyonu başlatmakta ve matris bu doğrultuda korozyona uğrayarak kesit boyunca tüm mikroyapıda yayılmaya devam etmektedir. Bu durum intermetalik çökelti ile korozyon hızı arasındaki korelasyon olduğunu düşündürmektedir [90]. Ren ve arkadaşları [91], yüzde 3,5'lik bir NaCl çözeltisi ile nötr olarak havalandırılmış çözeltilde magnezyum içeren alüminyum alaşımlarının lokalize korozyon mekanizmasını incelemiş olup alaşım içerisindeki magnezyumlu çökelti etkisini araştırmıştır. Buna göre magnezyum içeren intermetaliklerin alaşıma göre anodik davranabileceği ve alaşımında korozyon esnasında anodik çözünme meydana gelebileceği ifade edilmiştir.



Şekil 4.53. 450°C ara tavlı 304 alaşıma ait (1-B prosesi) tuz püskürtme testi sonrası yüzeyin makro ve SEM mikroyapı görüntüleri; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.



Şekil 4.54. 500°C ara tavlı 304 alaşıma ait (2-B prosesi) tuz püskürtme testi sonrası yüzeyin makro ve SEM mikroyapı görüntüleri; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.



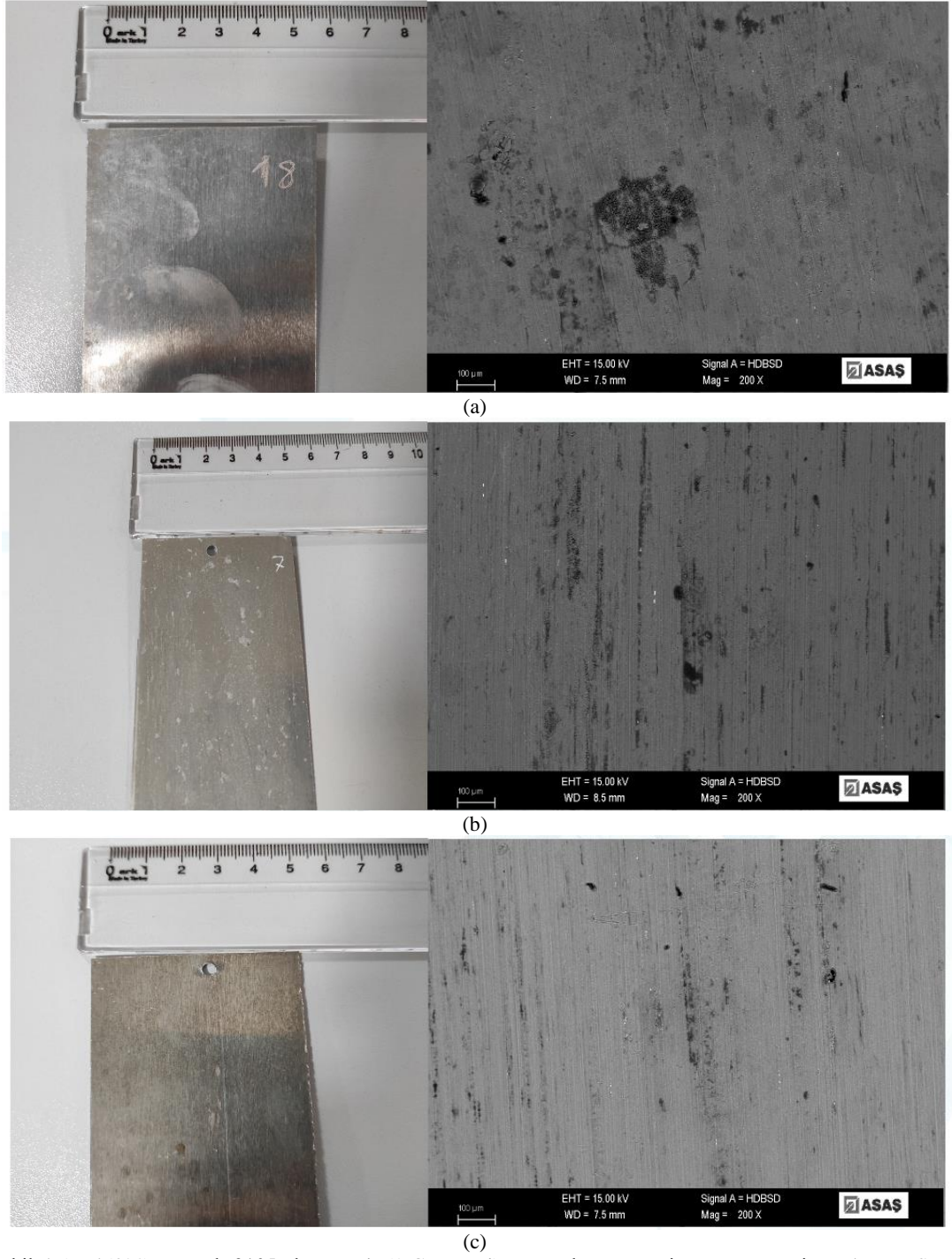
Şekil 4.55. İlave homojen tavlı 3004 alaşıma ait (3-B prosesi) tuz püskürtme testi sonrası yüzeyin makro ve SEM mikroyapı görüntüleri; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

3105 alaşıma uygulanan 450°C ve 500°C ara tavlı prosesler sonucunda nihai tav ardından uygulanan tuz püskürtme testi sonrası yüzeylerin makro ve SEM mikroyapı görüntüleri Şekil 4.56. ile Şekil 4.57.'de yer almaktadır. Bu doğrultuda nihai tavlı 3004 alaşıma göre kıyas yapıldığında korozyon hızının daha yavaş olduğu tespit edilmiştir.

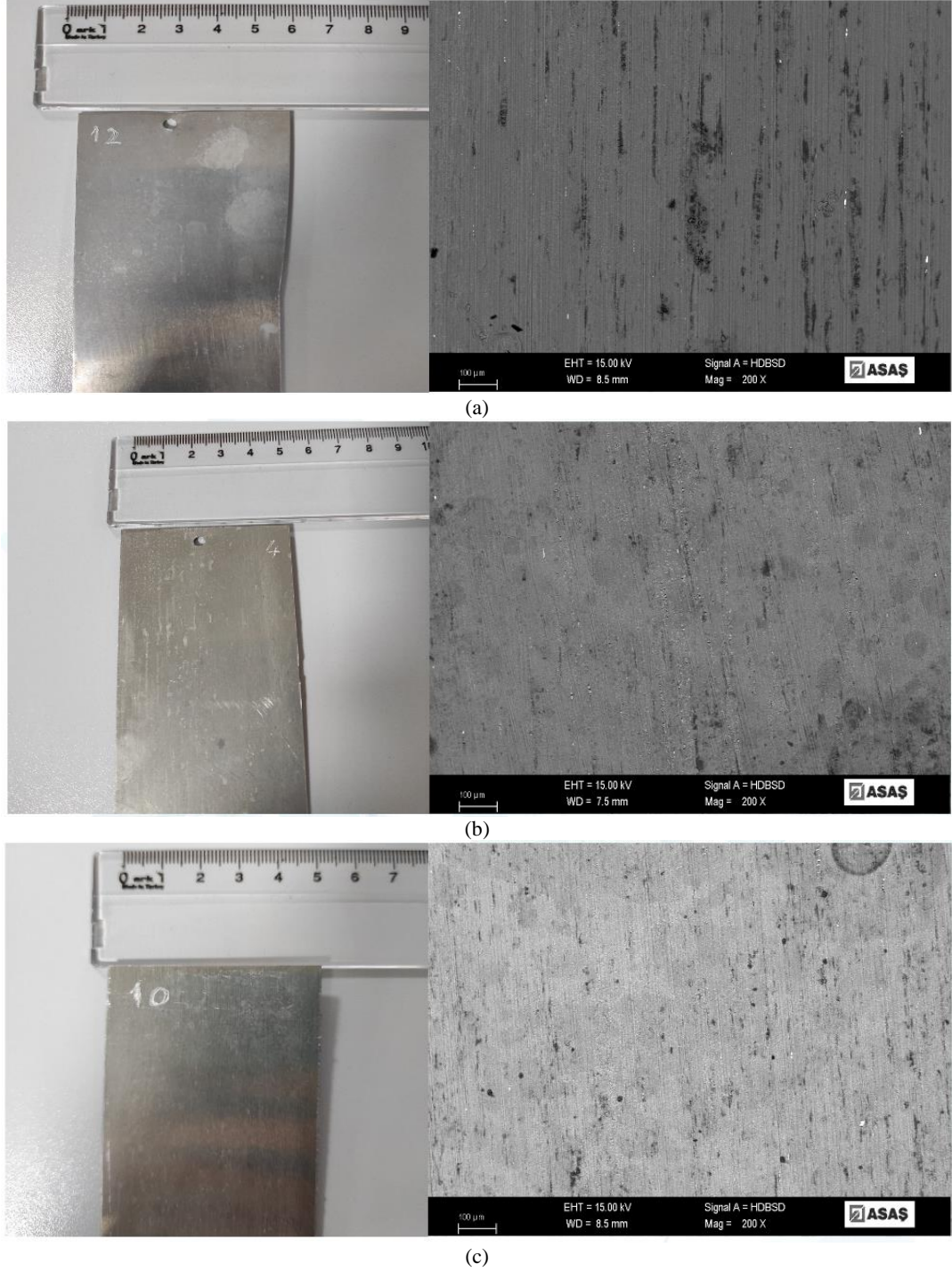
Diğer alaşımlarda olduğu gibi nihai tav sıcaklığı arttırıldığında yüzeyin korozyon dayanımının arttırdığı gözlenmiştir. Tav sıcaklığı arttığı durumda 3004 ve 3005 gözlemlendiği gibi, yapıda çökelen intermetaliklerin difüzyonla matrise geçerek aktif yüzey alanında azalma yarattığı ve bu durumun morfolojik olarak pozitif etki yarattığı düşünülmektedir. 3004 ve 3005 nihai tavlı numunelerde görüldüğü gibi 3105 numunelerinde de tav sıcaklığı tamamen yeniden kristalleşme için yeterli olmamasına karşın difüzyon için belli oranda yeterli olduğu söylenebilir.

Dünder ve arkadaşlarının [92] gerçekleştirdiği çalışmada düşük sıcaklıkta tavlama ile yapıda bulunan intermetalik çökeltilerin matrise istenilen oranda çözünmemesinin korozyon direnci üzerinde zararlı etkiye sahip olduğu aktarılmıştır. Bu doğrultuda ilgili merkez hattı segregasyonları korozyona maruz kalan öncelikli bölgeler olup merkez hattı segregasyonu tav sıcaklığına bağlı olarak daha anodik çalışmaktadır. Bu durumu önleme amacıyla döküm parametreleri özelinde döküm hızının yükseltilip merkez hattı segregasyon yoğunluğu azaltılarak korozyon dayanımının arttırılabileceği ifade edilmiştir.

3xxx serisi alüminyum alaşımları neredeyse nötr çözeltilerde oksit film oluşumu nedeniyle pasif oldukları söylenebilmektedir. Diğer ortamlarda (asidik ve alkali ortam) ise çözünür olabilirler [93,94]. Yapıdaki çukurların, bir metal yüzeyindeki en korozyon oluşumuna eğilimli bölgelerde, yani malzeme yüzeyi ile intermetalikğin yoğun olduğu zayıflıklarda başladığı düşünülmektedir. Alüminyum alaşımlarında, intermetalik çökelti gibi yüzey ve merkez hattı heterojenlikleri, çukurlara saldırma ve başlatma eğiliminde olan zayıf noktalar olduğu söylenebilir. Her intermetalik parçacığın kendi elektrokimyasal özellikleri vardır. Bu nedenle, farklı yoğunluk seviyelerine ve saldırı türlerine sahiptirler. Alaşımın matrisine bağlı olarak anodik veya katodik olarak kategorize edilebildiği literatürde belirtilmektedir [95–99].



Şekil 4.56. 450°C ara tavlı 3105 alaşıma ait (1-C prosesi) tuz püskürtme testi sonrası yüzeyin makro ve SEM mikroyapı görüntüleri; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.



Şekil 4.57. 500°C ara tavlı 3105 alaşıma ait (2-C prosesi) tuz püskürtme testi sonrası yüzeyin makro ve SEM mikroyapı görüntüleri; a) 280°C b) 300°C c) 320°C nihai tav sonrası.

4.7.2. Potansiyodinamik polarizasyon testi

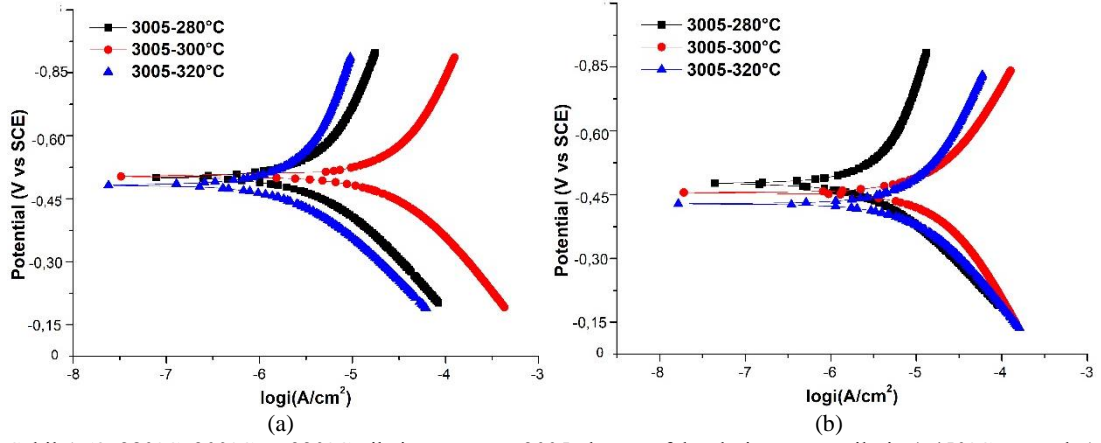
Nihai tavlı 3005, 3004 ve 3105 alaşımlara dair %3,5 NaCl ortamında elde edilmiş potansiyodinamik polarizasyon deney sonuçları sırasıyla Şekil 4.58.-4.60.'da, ölçülen E_{corr} ile i_{corr} değerleri ise Tablo 4.20.'de yer almaktadır. Tafel ekstrapolasyon yöntemi ile ilgili korozyon dayanımları nihai tav sıcaklıklarına göre sıralanmıştır. Tafel polarizasyon eğrilerinde belirtilen E_{corr} arttıkça (Eğri aşağı kaydığı durumda) ve i_{corr} azaldıkça (Eğri sola kaydığı durumda) korozyon dayanımı artmaktadır. Yürütülen tüm proseslerde (3005 alaşım 450°C ve 500°C ara tavlı, 3004 alaşım 450°C, 500°C ara tavlı ve ilave homojen tavlı, 3005 alaşım 450°C ve 500°C ara tavlı proseslere) tav sıcaklığını arttırma, hem anodik hemde katodik akımları düşürmüş olup buna ilişkin denge potansiyelini katodik yöne doğru kaydırmıştır.

Tafel polarizasyon eğrilerinin amacı, katodik bölgeden anodik yöne doğru ve ardından yeniden katodik yöne doğru uygulanmış olan potansiyel neticesinde numunelerdeki korozyon akımı değişimi, numunelerin pasif şekilde bulunduğu korozyon olmayan yada son derece yavaş olan potansiyel aralığı ve buna ilişkin hangi potansiyel değeri içerisinde ilgili pasiflik değerinin bozulduğunu incelemek olarak tanımlanabilir.

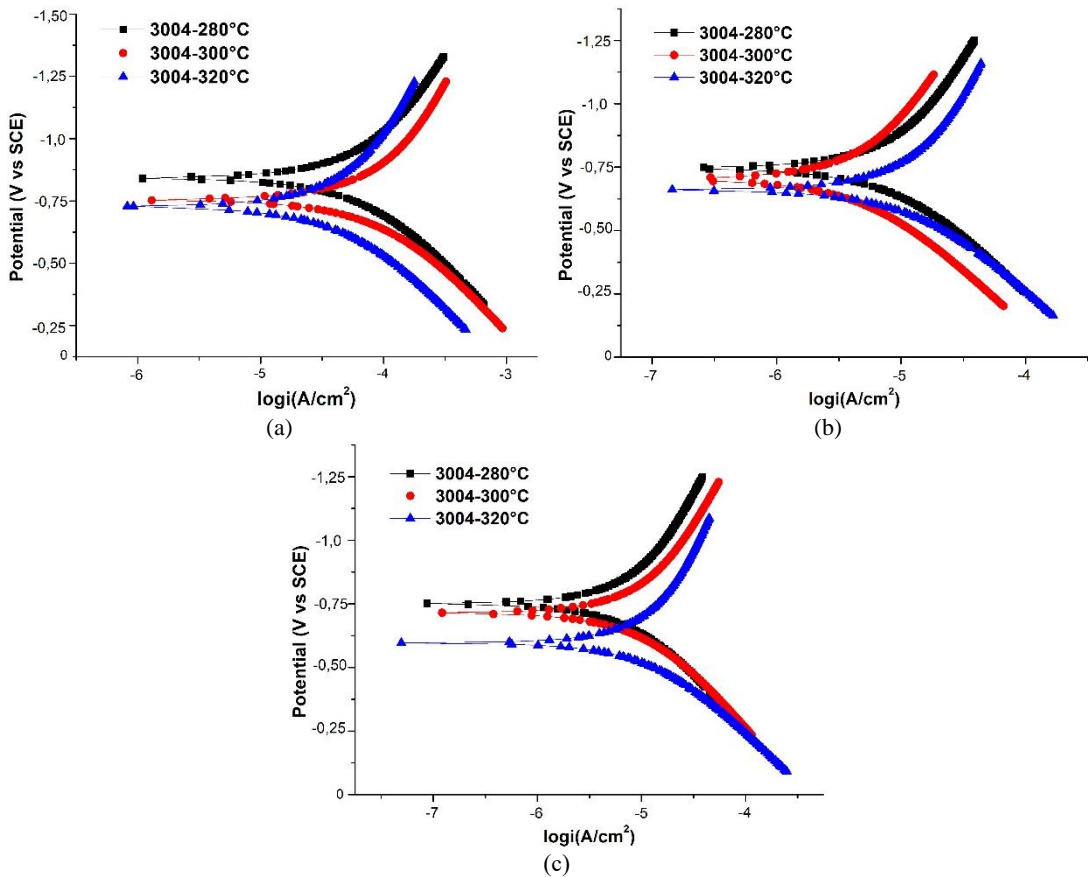
Çalışmada; 450°C'de ara tavlanan 3005 alaşım numunelerinin nihai tav sonrası korozyona yönelik koruması, pasifleşme sonucunda -424 ile -528 V değerlerine kadar sürdürülmektedir. İlgili potansiyel değerlerinde yapıdaki pasif film bozulma gerçekleştirerek malzemenin koruma aşamasının sona erdiği düşünülmekte olup sonrasında yükselen potansiyelle birlikte korozyon akımı artmaktadır. Buna karşın yüksek sıcaklıkta ara tavlanan 3005 numunelerinde ise korozyona yönelik koruma -479 ile -443 değerlerine kadar sürdürülmüştür. Bu kapsamda numunede pasiflik daha geç yani daha pozitif potansiyel değerlerinde bozulduğu düşünülmektedir.

Elektrot potansiyeli ve akım yoğunluğu eğrileri incelendiğinde korozyon potansiyeli ve akımlarının alaşım elementi içeriği ile tipine bağlı olarak değiştiği belirlenmiştir. Bu doğrultuda 3004 ve 3005 alaşımları kıyaslandığında 3005 alaşımı için yürütülen 450°C ve 500°C ara tavlı prosesler için (Şekil 4.58.) en düşük korozyon hızı değerleri

tespit edilmiştir. Ara tav ve nihai tav sıcaklığının yükseltmenin polarizasyon eğrisini daha negatif bir değere indirdiği belirlenmiştir.

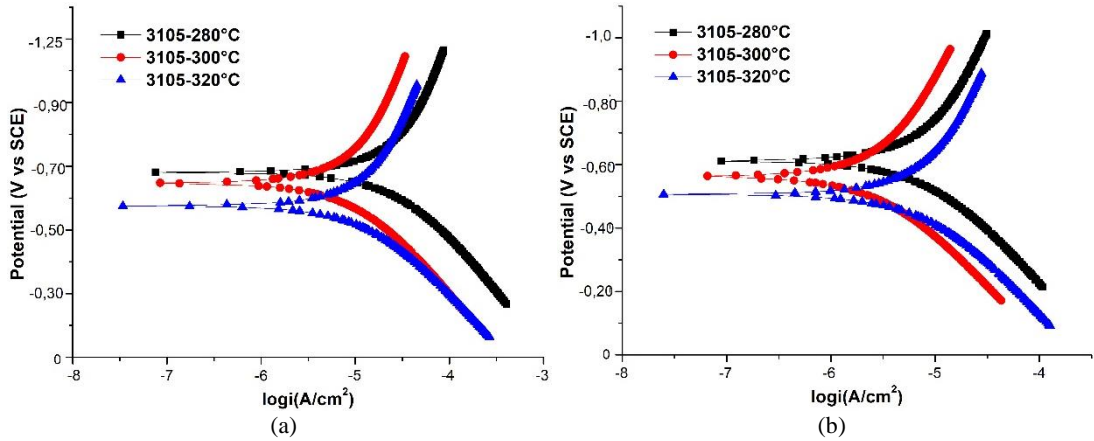


Şekil 4.58. 280°C, 300°C ve 320°C nihai tav sonrası 3005 alaşım tafel polarizasyon eğrileri; a) 450°C ara tavlı 1-A b) 500°C ara tavlı 2-A prosesi.



Şekil 4.59. 280°C, 300°C ve 320°C nihai tav sonrası 3004 alaşım tafel polarizasyon eğrileri; a) 450°C ara tavlı 1-B b) 500°C ara tavlı 2-B c) İlave homojen tavlı 3-B prosesi.

3005 ve 3105 alaşımları kıyaslandığında nihai tav sıcaklığı artışı ile 3105 alaşım 3005'e kıyasla daha düşük korozyon potansiyeline ve daha düşük akım yoğunluğu değerlerine sahip olduğu belirlenmiştir. Bunun nedeni olarak 3105 alaşımının, 3004 ve 3005 alaşımlarına kıyasla daha düşük %Mn ve %Mg içeriğinin daha düşük korozyon dayanımı göstermesine sebep olabileceği gösterilebilir. Tav sonrası yüzeyde oluşan oksit film yapısının değişim gösterdiği ve ısıl işlem sıcaklığının değişiminin oksit filmini etkilediği düşünülmektedir.



şekil 4.60. 280°C, 300°C ve 320°C nihai tav sonrası 3105 alaşım tafel polarizasyon eğrileri; a) 450°C ara tavlı 1-C b) 500°C ara tavlı 2-C prosesi.

Tablo 4.20. Tafel polarizasyon yöntemiyle elde edilen değerler.

Alaşım-Proses	E_{corr} , V	i_{corr} , $\mu A/cm^2$
3005- Proses 1 280°C Tavlı	528	1,38
3005- Proses 1 300°C Tavlı	531	0,76
3005- Proses 1 320°C Tavlı	494	0,35
3005- Proses 2 280°C Tavlı	479	0,79
3005- Proses 2 300°C Tavlı	451	0,59
3005- Proses 2 320°C Tavlı	443	0,25
3004- Proses 1 280°C Tavlı	834	7,59
3004- Proses 1 300°C Tavlı	751	5,89
3004- Proses 1 320°C Tavlı	748	4,07
3004- Proses 2 280°C Tavlı	752	1,74
3004- Proses 2 300°C Tavlı	734	1,29
3004- Proses 2 320°C Tavlı	669	0,91
3004- Proses 3 280°C Tavlı	758	1,48
3004- Proses 3 300°C Tavlı	746	1,20

Tablo 4.21. Tafel polarizasyon yöntemiyle elde edilen değerler (Devamı).

Alaşım-Proses	E_{corr} , V	i_{corr} , $\mu\text{A}/\text{cm}^2$
3004- Proses 3 320°C Tavlı	602	0,59
3105- Proses 1 280°C Tavlı	698	1,32
3105- Proses 1 300°C Tavlı	673	1,05
3105- Proses 1 320°C Tavlı	582	0,95
3105- Proses 2 280°C Tavlı	614	0,95
3105- Proses 2 300°C Tavlı	587	0,78
3105- Proses 2 320°C Tavlı	514	0,29

Şekil 4.50.'de yer alan doku gelişimi ile korozyon dayanımı arasındaki ilişki incelendiğinde birbirleri arasında korelasyon bulunduğu söylenebilir. En güçlü küp yönelimi gözlemlenen 3005 alaşımda yüksek korozyon direnci tespit edilmiştir. Güçlü küp bileşeni içeren yeniden kristallenme tekstürlü bantların korozyon direnci, hadde tekstürünün hakim olduğu bantlara göre oldukça yüksektir. Güçlü küp dokusu ile ilişkili bantların geliştirilmiş korozyon direnci, (001) düzlemi yüzeye paralel olan tanelerin daha düşük çözünme hızından ve korozyona dayanıklı düşük açılı tane sınırlarının yüksek frekansından kaynaklandığı düşünülmektedir [100].

İpek ve arkadaşları [101] gerçekleştirdiği çalışmada, nihai tav sıcaklığının yükseltmenin korozyon dayanımını arttırdığını tespit etmiştir. Tav sıcaklığının değiştiği durumda alaşım elementleri ve alüminyum arasındaki çözünme potansiyeli farkı nedeniyle korozyon direnci değişim göstermekte ve intermetaliklerin çözünmesi nedeniyle korozyon direnci artmaktadır. Daha düşük sıcaklıkta tav yapıldığında, intermetalik çökelti korozyon mekanizması için düşük direnç noktaları oluşturarak anodik davranmakta ve korozyon direncini düşürmektedir.

Işıksaçan ve arkadaşları [102] gerçekleştirdiği çalışmada merkez hattı segregasyonlarını elektrokimyasal proseslerde önemli ölçüde rol oynayan tercihli olarak çözünen bölgeler olarak tanımlamıştır. Çalışmada merkez bölgenin, dış yüzeye yakın bölgeler ve dış yüzeylere kıyasla daha negatif elektrokimyasal potansiyele sahip olduğu belirlenmiştir. Bunun nedeni olarak hızlı katılmanın bir sonucu olarak merkez bölgedeki segregasyonlar gösterilmiş olup yapıdaki intermetaliklerin yoğun

şekilde saldırıya uğrayan tercihli alanlar olduğu ortaya konulmuştur. Bu kapsamda mikroyapı iyileştirilmesinin korozyon davranışını da iyileştireceği vurgulanmıştır.

Bunun yanında alaşımlarda Mn/Fe oranının korozyon dayanımı üzerine etkisi olduğu söylenebilir. Elektrokimyasal olarak, katı çözeltide artan mangan, matrisin potansiyelini katodik yöne doğru kaydıracağı literatürde belirtilmektedir [103]. Bu doğrultuda 3005 ve 3105 alaşımın tafel eğrileri incelendiğinde 3005 alaşımda artan manganın etkisi, matris ve intermetalikler arasındaki potansiyel farkı azaltmakta ve sonuç olarak genel korozyon derecesini düşürdüğü düşünülmektedir [103].

BÖLÜM 5. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

5.1. Genel Sonuçlar

Bu çalışmada ikiz merdaneli döküm yöntemiyle üretilmiş 3004, 3005 ve 3105 alaşımlarına uygulanan proses çalışmaları sonrası, mikroyapı değişimi, mekanik özellikler, tekstür gelişimi, bükülebilirlik ve korozyon dayanımı analizleri incelenmiş olup aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

1. İMD yöntemi ile üretilmiş 3004, 3005 ve 3105 alüminyum alaşımın döküm sonrası mikroyapısı, karakteristik İMD yapısıdır. Mikroyapı levha üst ve alt yüzeyinde deformasyonun çok daha belirgin olduğu ince çil taneleri ve plaka merkezine doğru deformasyon varlığının daha az hissedildiği nispeten iri eşksenli tanelerden oluşmaktadır. Ayrıca mikroyapıda yine İMD yöntemine has yüksek katılma hızı nedeni ile merkez hattı segregasyonu mevcuttur. Üretilen alaşımlarda yüzey segregasyonu problemi oluşmamıştır.
2. 450°C ve 500°C ara tav sonrası tane boyutu özellikle yüzey tane boyutu döküm sonrası tane boyutundan daha iridir. Üç farklı döküm alaşımının ara tav sonrası mikroyapıları karşılaştırıldığında en kaba tane boyutuna sahip alaşım 3105 alaşımıdır. Buna sebep alaşımın düşük olan %Mg elementi içeriğidir.
3. 3004 alaşımına özel uygulanan homojen tavlama işlemi tane boyutunda belirgin artışa neden olmuştur.
4. Homojen tavlama uygulanmayan, 0,8 mm kalınlığa soğuk haddelenmiş alaşımların 280, 300 ve 320°C'de 4 saat nihai tavllanmış mikroyapılarında yeniden kristallenme etkisi 320°C'de nihai tavlama sonrası görülmüştür, ancak deformasyon belirtisi bu sıcaklıkta da mevcuttur. Homojen tavllanmış 3004

alaşımının nihai tav sonrası mikroyapısında 280°C olan düşük nihai tav sıcaklığında bile yeniden kristallenme etkisi belirgindir ve nihai tav sıcaklığı artışı ile yeniden kristallenme artmıştır, ama homojen tav uygulanmayan alaşımlara göre yüzey tane boyutu çok büyük ve heterojen tane boyut dağılımına sahip olmuştur.

5. Döküm sonrası 3004 ve 3005 alaşımlarının SEM-EDS incelemesi ile merkez hattı segregasyonuna neden olan elementlerin Al, Mg, Mn, Fe ve Si olduğu tespit edilmiş ve literatür desteği ile bu elementlerin Mg_2Si , $Al_6(Mn,Fe)$ ve $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ intermetalik bileşikleri oluşturduğu düşünülmektedir. Düşük %Mg içeren 3105 alaşımında ise segregasyonlu bölge $Al_6(Mn,Fe)$ ve $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ intermetalik fazlarından oluşmaktadır. gözlemlenmiştir. Ara tav ve nihai tav sıcaklığı artışı ile intermetalik yoğunluğu azalmaktadır.
6. 3005 ve 3105 alaşımlarında her iki proses sonrası, inşaat ve yapı sektörünün talep ettiği mekanik özellikler ile kondisyon geçişine ulaşılmıştır. 3004 alaşımında ise 450°C ve 500°C ara tavlı proseslerde kondisyon geçişleri çok keskin olmuş bu nedenle 3004 alaşımına döküm sonrası önce 550°C’de 10 saat homojen tav uygulanıp sonra 450°C’te 4 saat ara tav uygulanarak prosese devam edilmiş ve istenen kondisyon geçişi elde edilmiştir.
7. Bükme testi sonrası en iyi bükülebilirlik, Mg_2Si intermetalik fazı içermeyen 3005 alaşımında 500°C’te 4 saat ara tav uygulanmış proses sonrası üretilen 320°C nihai tavlı numunede tespit edilmiştir. En kötü bükülebilirlik ise 450°C ara tavlı proses ile üretilen intermetalik segregasyon yoğunluğu fazla olan 3004 alaşımına aittir.
8. SEM-EBSD incelemesi, İMD yöntemi ile üretilmiş 3004, 3005 ve 3105 alaşımlarının döküm sonrası mikroyapısının her üçünün de hadde tekstürüne sahip olduğunu göstermiştir. Bunun dışında, her üç alaşımın 500°C ara tav uygulanmış ve 550°C homojen tav uygulanmış 3004 alaşımının 280°C’te nihai tavlı proses sonrası SEM-EBSD incelemeleri yapılmıştır, en yüksek tav

tekstürü 500°C’te 4 saat ara tavlı 3005 alaşımında, en düşük ise 500°C ara tavlı 3004 alaşımında elde edilmiştir.

9. Tuz testi sonrası korozif etkinin en az görüldüğü alaşım 3005’tir ve 500°C ara tavlı 320°C nihai tav sonrası prosesle elde edilen numunede gözlemlenmiştir. Ara ve nihai tav sıcaklığı düşüşü ile bütün alaşımlar tuz püskürtme testinden daha fazla etkilenmiştir. Buna neden düşük tavlama sıcaklığında daha az çözünen intermetalik fazlar olduğu söylenebilir.
10. Tafel polarizasyon eğrilerinden elde edilen sonuçlar ile tuz testi verileri uyumludur. Mikroyapıdaki intermetalik yoğunluğunun azalması ve tav dokusunun artışı ile korozyon dayanımı artmaktadır. En yüksek korozyon dayanımı 500°C ara tavlı 320°C nihai tav sonrası 3005 alaşım numunesinde görülürken en düşük korozyon dayanımı 450°C ara tavlı 280°C nihai tav sonrası 3004 alaşım numunesinde görülmüştür.
11. Nihai tav sonrası 3004 alaşımının mukavemeti 3005 ve 3105 alaşımına kıyasla daha yüksek, korozyon dayanımı ve bükülebilirliği daha düşüktür.

5.2. Öneriler

1. Merkez hattı segregasyonunun azaltılabilmesi için; İMD hızı düşürülebilir ve homojen tavlama ısıl işlemi her üç alaşım için de uygulanabilir. Ayrıca inert gaz atmosfer altında daha yüksek sıcaklıkta homojen ve ara tavlama yapılabilir.
2. Farklı döküm hızlarında İMD yöntemi ile üretilen alaşımların döküm sonrası ve uygulanan termo-mekanik işlem sonrası nihai mikroyapısının SEM-EBSD tekstür analizi değerlendirilebilir. Bu noktada döküm hızının nihai kalınlıktaki tekstüre etkisi incelenebilir.

3. Doğrudan soğutmalı döküm ile üretilmiş 3004 alaşım ile İMD yöntemiyle üretilmiş 3004 alaşımı çalışılarak döküm yönteminin tekstür ve korozyon dayanımına etkisi ele alınabilir.
4. İMD yönteminin dezavantajı olan merkez hattı segregasyonun eliminasyonu için manyetik alan kullanımı çalışılabilir.
5. İMD yöntemiyle geniş katılma aralığına sahip alaşımların dökümü zordur. Yırtılma, besleme yetersizliği, yapışma gibi hatalarla karşılaşıldığından, bu tür alaşımlarda döküm parametreleri optimize edilmeye çalışılabilir.

KAYNAKLAR

- [1] Gülever, M., Meydanoglu, O., Işıksaçan, C., Softening behavior of direct chill and twin-roll cast aa 3105 alloy. *Light Metals 2019*, 1143–1147, 2019.
- [2] Newton W., Tomes D., Method for making an improved aluminum alloy sheet product. Patent No US 5833775, 2002.
- [3] Hatch, J., Aluminum properties and physical metallurgy. ASM International, 1-24, 1984.
- [4] Davis, J., Aluminum and aluminum alloys. ASM Special Handbook, ASM International, 3–59, 1996.
- [5] Haga, T., Tkahashi, K., Ikawaand, M., Watari, H., Twin roll casting of aluminum alloy strips. *Journal of Materials Processing Technology*, 153(1), 42–47, 2004.
- [6] Liu, W.C., Zhai, T., Morris, J.G., Comparison of recrystallization and recrystallization textures in cold-rolled DC and CC AA 5182 aluminum alloys. *Material Sci. Eng. A*, 358(1), 84–93, 2003.
- [7] Szklarska-Smialowska, Z., Pitting corrosion of aluminum. *Corrosion Sci.*, 41(9), 1743–1767, 1999.
- [8] Ahmad, Z., Types of corrosion: Materials and environments, *Principal of Corros. Eng. and Corros. Control*, 149–177, 2006.
- [9] Kurt, K., Dursun, A., Dilsizoğlu, B., Anger, G., Ürgen, M., Comparison of the corrosion behaviors of twin-roll cast and DC cast AA6016 and AA6082 for automotive applications, *TMS 2016*, 79-87, 2006.
- [10] Humphreys, F., Hatherly, M., *Deformation Texture. Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 67–89, 2004.
- [11] Weiland, H., Hirsch, J.R., Microstructure and local texture in hot rolled aluminum. *Textures and Microstructures*, 14, 647–652, 1991.

- [12] Totten, G., Mackenzie, S., Handbook of Aluminum. Physical Metallurgy and Processes, CRC Press, 2003.
- [13] Wright, W.J., Askeland, D.R., The Science and Engineering of Materials 7th Edition. Cengage Learning, 180–200, 2014.
- [14] Nunes, R., Adams, J.H., Bean, J.C., Laboratories, B., Beaudry, B.J., Berry, F., Properties and selection: Nonferrous alloys and special purpose materials. ASM International, 1995.
- [15] Shriwas, A.K., Kale, V.C., Impact of aluminum alloys and microstructures on engineering properties. Journal of Mech. and Civ. Eng., 13(3), 16–22, 2016.
- [16] Forbord, B., Andersson, B., Ingvaldsen, F., Austevik, O., Horst, J.A., Skauvik, I., The formation of surface segregates during twin roll casting of aluminium alloys. Mater. Sci. Eng. A, 415(1), (2006) 12–20.
- [17] Rawal, A., Kumar, R., Saraswat, H., Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites. Int. J. Sci. and Res. Publ., 2(6), 2012.
- [18] Alexander, D.T.L., Greer, A.L., Solid-state intermetallic phase transformations in 3XXX aluminium alloys. Acta Mater., 50(10), 2571–2583, 2002.
- [19] Sun, N., Patterson, B.R., Suni, J.P., Simielli, E.A., Weiland, H., Allard, L.F., Microstructural evolution in twin roll cast AA3105 during homogenization. Mater. Sci. Eng. A, 416(1), 232–239, 2006.
- [20] Unal, A., Continuous Casting of Aluminum. Patent No US 6672368B2, 2004.
- [21] Kammer, C., Continuous casting of aluminium, Training in Aluminum Application Technologies. Talat Lecture 3210, Goslar, 1994.
- [22] Monaghan, D.J., Henderson, M.B., Hunt, J.D., Edmonds, D. V, Microstructural defects in high productivity twin-roll casting of aluminum. Mater. Sci. Eng. A, 173(1), 251–254, 1993.
- [23] Gras, C., Meredith, M., Hunt, J.D., Microdefects formation during the twin-roll casting of Al-Mg-Mn aluminium alloys. J. Mater. Process. Technol., 167(1), 62–72, 2005.
- [24] Bahadır, Ö., İkiz merdane döküm yöntemiyle üretilen 3005 ve 3105 alaşımlarındaki merdane bükülmesi farklılığı. Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü, Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği, Yüksek Lisans Tezi, 2009.

- [25] Mallesham, P., Ram Babu, V., Cold rolling mill for aluminium sheet. *Int. J. of Eng. and Appl. Sciences*, 3(2), 2016.
- [26] Rolling aluminum: From the mine through the mill, Aluminum Association, Arlington, ABD, 2008.
- [27] Büyükakkaş, F., Çift merdaneli sürekli döküm yöntemi ile üretilmiş AA3003 alaşımı alüminyum levhalarda proses parametrelerinin özelliklere etkisi. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Yüksek Lisans Tezi, 2001.
- [28] Alper, G., Alüminyum sürekli döküm yöntemi ile üretilmiş 5052-5182 alüminyum alaşımların şekillendirilebilirlik kabiliyetlerinin belirlenmesi. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Yüksek Lisans Tezi, 2003.
- [29] Ertan, S., AA1050A ve AA3003 alüminyum alaşımlarında termomekanik proseslerin şekillendirilebilirliğe etkisi. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Yüksek Lisans Tezi, 2007.
- [30] Cheng, X.-M., Earing behavior and crystallographic texture of aluminum alloys during cold rolling. *J. of Mater. Sci. and Eng. Perform.*, 10(4), 399–404, 2001.
- [31] Petrousek, P., Kocisko, R., Kvackaj, T., Bidulsky, R., Bidulská, J., Fedorikova, A., Sabol, P., Formability evaluation of aluminium alloys by FLD diagrams. *Acta Phys. Pol. A*, 131(5), 1344–1346, 2017.
- [32] Boljanovic, V., Sheet metal forming processes and die design. Industrial Press, 22-27, 2004.
- [33] Groover, M.P., Fundamentals of modern manufacturing. Materials Processes, and Systems, John Wiley and Sons Inc, 443–483, 2010.
- [34] Anthony, R., Humphreys, F.J., Rohrer, S., Hatherly, M., Control of Recrystallization. *Recryst. Relat. Annealing Phenom.*, 469–505, 2004.
- [35] Zhou, W., Scanning microscopy for nanotechnology techniques and applications. Springer, 2007.
- [36] Faryna, M., TEM and EBSD comparative studies of oxide–carbide composites. *Mat. Chemistry and Physics*, 81, 301-304, 2003.

- [37] Maitland, T., Sitzman, S., Backscattering detector and EBSD in nanomaterials characterization. Springer, 2006.
- [38] Engün, S., Termomekanik olarak haddelenmiş X70 kalite petrol boru çeliklerinin EBSD ve TEM teknikleri ile karakterizasyonu. Eskişehir Anadolu Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği, Yüksek Lisans Tezi, 2006.
- [39] Hu, H., Texture of Metals. *Texture*, 1(4), 233–258, 1974.
- [40] Kestens, L.A.I., Pirgazi, H., Texture formation in metal alloys with cubic crystal structures. *Mater. Sci. Technol.*, 32(13), 1303–1315, 2016.
- [41] Hirsch, J., Aluminium alloys for automotive application. *Mater. Sci. Forum*, 242, 33–50, 1997.
- [42] Kuroda, M., Yoshida, K., Correlation between texture and formability of aluminum alloy sheets: Crystal plasticity predictions, *The Japan Institute of Light Metals*, 504–509, 2010.
- [43] Martins, D., Carvalho, J., Padilha, A., A, F., Texture analysis of cold rolled and annealed aluminum alloy produced by twin-roll casting. *Materials Research*, 15(1), 97–102, 2012.
- [44] Kuroda, M., Effects of Texture on Mechanical Properties of Aluminum Alloy Sheets and Texture Optimization Strategy, *AIP Conference Proceedings*, 778, 445, 2005.
- [45] Petryshynets, I., Kovac, F., Puchy, V., Sebek, M., Marus, J., Effect of VC precipitates on the formation of microstructures and magnetic properties of go electrical steels. *Journal of Electrical Engineering*, 66(7), 90-93, 2015.
- [46] Yoshida, K., Ishizaka, T., Kuroda, M., Ikawa, S., The effects of texture on formability of aluminum alloy sheets. *Acta Materialia*, 55(13), 4499–4506, 2007.
- [47] Banovic, S.W., Iadicola, M.A., Foecke, T., Textural development of aa 5754 sheet deformed under in-plane biaxial tension. *Metall. and Mater. Trans. A*, 39(9), 2246–2258, 2008.
- [48] Banovic, S.W., Foecke, T., Evolution of strain-induced microstructure and texture in commercial aluminum sheet under balanced biaxial stretching. *Metall. and Mater. Trans. A*, 34, (2001) 657–671.

- [49] Peabody, A.W., Bianchetti, R.L., Peabody's control of pipeline corrosion. Nace International The Corrosion Society, 1–7, 2001.
- [50] Ök, İ., 5xxx alüminyum alaşımları üzerine uygulanacak fosfatlama işlemi ve organik kaplamalar ile cass testi ve çevrimsel korozyon direncini artıran proses geliştirilmesi. Bursa Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kimya, Yüksek Lisans Tezi, 2021.
- [51] Davies, J. R., Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys. ASM International, 1–24, 1999.
- [52] Roberge, P.R., Handbook of corrosion engineering. McGraw-Hill, 2000.
- [53] Revie, R.W., Uhlig, H.H., Corrosion and corrosion control: An introduction to corrosion science and engineering. John Wiley and Sons Inc, 2008.
- [54] Popov, B.N., Corrosion engineering: principles and solved problems. Elsevier, 2015.
- [55] Instruments, G., Getting started with electrochemical corrosion measurement. 2008.
- [56] Culfa, M., İmplant malzemesi olarak kullanılan Ti-6Al-4V alaşımında korozyon direncinin deneysel olarak incelenmesi. Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Enerji Sistemleri Mühendisliği, Yüksek Lisans Tezi, 2021.
- [57] Soyuyiğit, A., 7075-T6 alüminyum alaşımında yapay olarak oluşturulan oyukların yorulma dayanımına etkisi. Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği, Yüksek Lisans Tezi, 2009.
- [58] Marmara, M., AA5049 alaşımlı malzemelerin sürekli levha döküm teknolojisi ile üretimi. Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Yüksek Lisans Tezi, 2009.
- [59] Yun, M., Lokyer, S., Hunt, J.D., Twin roll casting of aluminium alloys. Mater. Sci. and Eng. A, 280(1), 116–123, 2000.
- [60] Gras, C., Meredith, M., Gatenby, K., Hunt, J.D., Defect formation in twin roll-cast AA 3xxx and 5xxx series aluminium alloys. Mater. Sci. Forum, 396–402, 89–94, 2002.
- [61] Slamova, M., Jurcek, Z., Ocenasek, V., Impact of as-cast structure on structure and properties of twin-roll cast aa8006 alloy. Mater. Sci. Forum, 331, 161–166, 2000.

- [62] Liu, X., Yan, W., Influence of different roll casting conditions on casting microstructure. *Adv. Mater. Res.*, 652–654, 2432–2436, 2013.
- [63] Grydin, O., Stolbchenko, M., Nürnberger, F., Schaper, M., Influence of the Twin-roll casting parameters on the microsegregation in thin strips of the aluminium alloy en aw-6082. *Light Met.* 2014, 411–414, 2014.
- [64] Barekar, N., Dhindaw B., Twin-roll casting of aluminum alloys - An overview. *Materials and Manufacturing Processes*, 29(6), 2014.
- [65] Campbell, J., An overview of the effects of bifilms on the structure and properties of cast alloys. *Metallurgical and materials transactions B*, 37(6), 857-863, 2006.
- [66] Doğan, Ç., Malcıoğlu, A.U., İnel, C., Investigation of alternative thermo-mechanical processes in 3005 aluminum alloy for automotive industry. 19th International Metallurgy and Materials Congress, 272–275, 2018.
- [67] Liu, J., Banovic, S.W., Fields, R.J., Morris, J.G., Effect of intermediate heat treatment on microstructure and texture evolution of continuous cast Al-Mn-Mg alloy sheet. *Metall. and Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, 37,1887–1898, 2006.
- [68] Birol, Y., Effect of solute mg on grain size of aluminium alloys. *Mater. Sci. Technol.*, 28(8), 924–927, 2012.
- [69] Tanski, T., Snopinski, P., Pakiela, W., Structure and properties of AlMg alloy after combination of ECAP and post-ECAP ageing, *Arch. Civil Mech. Eng.*, 16, 325-334, 2016.
- [70] Yoshino, M., Iwao, S., Edo, M., Recrystallization behavior of twin-roll cast 3xxx series aluminum alloy. *Mater. Sci. Forum*, 794–796, 1257–1262, 2014.
- [71] Sidor, J., Decroos, K., Petrov, H., Kestens, I., Particle stimulated nucleation in severely deformed aluminum alloys. *Mater. Sci. Forum*, 706–709, 389–394, 2012.
- [72] Cheng, X.M., Morris, J.G., Texture, microstructure and formability of SC and DC cast Al-Mg alloys. *Mater. Sci. Eng. A*, 323(1-2), 32–41, 2002.
- [73] Liu, K., Chen, G., Development of Al-Mn-Mg 3004 alloy for applications at elevated temperature via dispersoid strengthening. *Materials and Design*, 84, 340–350, 2015.

- [74] Li, Y.J., Muggerud, A.M.F., Olsen, A., Furu, T., Precipitation of partially coherent α -Al(Mn,Fe)Si dispersoids and their strengthening effect in AA 3003 alloy. *Acta Mater.*, 60(3), 1004–1014, 2012.
- [75] Liu, K., Chen, Q., Evolution of intermetallics, dispersoids and elevated temperature properties at various Fe contents in Al-Mn-Mg 3004 alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2015.
- [76] Merchant, H., Morris, J., Hodgson, H., Characterization of intermetallics in aluminum alloy 3004. *Materials Characterization*, 25, 339-373, 1990.
- [77] Li, Y., Wang, H., Qian, X., Wang, Z., Xu, G., Li, J., Microstructure and elevated-temperature mechanical properties of dispersoid-strengthened Al-Mg-Si-Mn alloys produced by twin roll casting. *Progress in Natural Science: Materials International*, 31, 705-713, 2021.
- [78] Sivam, S.S., Saravanan, K.G., Pradeep, N., Jain, A., Sekar, S., Vishaal, N., Overview and Assessment of Formability Effect of Material Properties of Sheet Metal. *J. of Ind. Pollut. Control*, 1732–1738, 2017.
- [79] Inoue, H., Takasugi, T., Texture control for improving deep drawability in rolled and annealed aluminum alloy sheets. *Mater. Trans.*, 48(8), 2014–2022, 2007.
- [80] İşiksaçan, C., Meydanoğlu, O., Akdoğan, V., Alper, G., Beyhan, B., Effect of casting parameters on microstructure, recrystallization behaviour and final material properties of twin-roll cast 1050 alloy. *Light Met.* 2015, 1219–1223, 2015.
- [81] Güraydin, B., Dinçer, M., Konbul, H., İpek, S.K., Dispınar, D., Karaaslan, A., Investigation and numerical modeling of aluminum alloys depending on different thermomechanical processes. *Mater. Process. Fundamentals*, 69–79, 2020.
- [82] Huang, H.W., Ou, B.L., Tsai, T., Effect of homogenization on recrystallization and precipitation behavior of 3003 aluminum alloy. *Mater. Trans.*, 49(2), 250–259, 2008.
- [83] Wang, N., Wang, N., Huang, K., Huang, K., Li, Y., Marthinsen, K., The influence of processing conditions on microchemistry and the softening behavior of cold rolled Al-Mn-Fe-Si alloys. *Metals* 2016, 6(3), (2016).
- [84] Inoue, H., Simultaneous prediction of bendability and deep drawability based on orientation distribution function for polycrystalline cubic metal sheets. *Mater. Sci. Forum*, 941, 1468–1473, 2018.

- [85] Westermann, I., Snilsberg, E., Sharifi, Z., Hopperstad, S., Marthinsen, K., Holmedal, B., Three-point bending of heat-treatable aluminum alloys: Influence of microstructure and texture on bendability and fracture behavior. *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, 42, 3386–3398, 2011.
- [86] Kim, M.S., Kim, H.W., Kim, S.H., Kumai, S., Role of roll separating force in high-speed twin-roll casting of aluminum alloys. *Metals* 2019, 9(6), 3–9, 2019.
- [87] Guo, Q.N., Lei, X.C., Sanders, R.E., Yang, X.F., Liang, Y.X., Wang, L., Fan, Z.Z., Effect of annealing conditions on recrystallization of AA5182 sheet. *Mater. Sci. Forum*, 877, 264–271, 2017.
- [88] Jin, H., Shi, Y., Gupta, A.K., The effect of crystallographic texture on the wrap bendability in aa5754-O temper sheet alloy. *The Japan Institute of Light Metals*, 607–612, 2010.
- [89] Zha, Q., Zhang, H., Huang, K., Marthinsen, K., Correlating oriented grain number density of recrystallisation in particle-containing aluminium alloys. *Trans. of Nonferrous Met. Soc. of China*, 28(2), 220–225, 2018.
- [90] Günyüz, M., Altuner, H.M., Ulus, A., Improvement of corrosion resistance in modified 3003 aluminum alloys produced by twin roll casting under different casting parameters. *Light Met.* 2015, 1255–1259, 2015.
- [91] Ren, W., Li, J., Zheng, Z., Chen, W., Localized corrosion mechanism associated with precipitates containing Mg in Al alloys. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 17(4), 727–732, 2007.
- [92] Dündar, M., Günyüz, M., Işıksaçan, C., A, P., Effect of Zn content and process parameters on corrosion behaviour of twin-roll cast aluminum brazing alloys. *Light Met.* 2013, 361–364, 2013.
- [93] Davis, G.D., Moshier, W.C., Long, G.G., Black, D.R., Passive film structure of supersaturated Al-Mo alloys. *Journal of the Electrochem. Soc.*, 138(11), 3194–3199, 1991.
- [94] Frankel, G.S., Newman, R.C., Jahnes, C. V., Russak, M.A., On the pitting resistance of sputter-deposited aluminum alloys. *J. of the Electrochem. Soc.*, 140(8), 2192–2197, 1993.
- [95] Vijh, A.K., The corrosion potentials of some common metals in oxygenated solutions in relation to semi-conductivity of the corrosion films. *Corrosion Science* 12, 105–111, 1972.

- [96] Kobotiatis, L., Kioupis, N., Koutsoukos, P.G., Electronic Properties of passive films grown on al 7075 in solutions containing oxalate and chromate. *Corrosion*, 53(7), 562–570, 1997.
- [97] Smialowska-Szklarska, Z., Insight into the pitting corrosion behavior of aluminum alloys. *Corrosion Science* 33(8), 1193–1202, 1992.
- [98] N. Birbilis, M.K. Cavanaugh, R.G. Buchheit, Harlow, G., Wei, R., Understanding damage accumulation upon AA7075-T651 used in airframes from a microstructural point of view. *Proc. Symp. Appl. Mater. Sci. to Mil. Syst.*, 2005.
- [99] Birbilis, N., Buchheit, R.G., Electrochemical Characteristics of Intermetallic Phases in Aluminum Alloys. *J. Electrochem. Soc.*, 152, 140–151, 2005.
- [100] Kim, S.H., Erb, U., Aust, K.T., Palumbo, G., Effect of texture on the corrosion behaviour of high purity aluminum. *Mater. Sci. Forum*, 408–412, 1043–1048, 2002.
- [101] İpek, S.K., Ulus, A., Ekici, H., Ağaoglu, G.H., Orhan, G., Continuous Casted Aluminum Flat Products Corrosion Characteristic According to Downstream Process. *Light Met.* 2018, 943–952, 2018.
- [102] İşiksaçan, C., Günyüz, M., Birbaşar, O., Konya, C., Dündar, M., Influence of microstructural constituents and applied thermomechanical processes on corrosion behaviour of aluminum alloys produced with twin roll casting (TRC) technique. *Mater. Sci. Forum*, 794–796, 181–186, 2014.
- [103] Zamin, M., Role of Mn in the corrosion behavior of Al-Mn alloys. *Corrosion*, 37(11), 627–632, 1981.

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Ali Ulaş Malcıoğlu

Öğrenim Durumu

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet Yılı
Doktora	Sakarya Üniversitesi / Fen Bilimleri Enstitüsü / Metalurji ve Mühendisliği	Devam ediyor
Yüksek Lisans	İstanbul Teknik Üniversitesi / Fen Bilimleri Enstitüsü / Malzeme Mühendisliği	2015
Lisans	Yıldız Teknik Üniversitesi / Kimya Metalurji Fakültesi / Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	2014
Lise	Beşiktaş Atatürk Anadolu Lisesi	2008

İŞ DENEYİMİ

Yıl	Yer	Görev
2020-Halen	Assan Hanil Otomotiv San. ve Tic. A.Ş.	Kıdemli Uzman
2016-2020	Asaş Alüminyum San. ve Tic. A.Ş.	Arge Mühendisi

YABANCI DİL

İngilizce

ESERLER (makale, bildiri, proje vb.)

1. Malcıoğlu, U., İpek, M., Investigation of texture and process optimization for 3xxx alloys with different magnesium ratios. Arabian Journal for Science and Engineering, 12, 2021

2. Malcioglu, U., Dogan, C., İnel, C., Comparison of diversified casting methods on mechanical and microstructural properties of 5754 aluminum alloy for automotive applications. *Light Metals* 2019, 409-415, 2019
3. Malcioglu, U., Dogan, C., İnel, C., Gode, C., Effects of casting speed on thin gauge foil surface quality of 8079 aluminum alloy produced by twin roll casting method, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 72, 1001-1011, 2019
4. Malcioglu, U., Demir, G., Denizli, F., Celebi, C., Guven, H., İnel, C., Ulus, A., Investigation of the effect of grain refiner addition on microstructure and conductivity in high purity aluminum alloys, *ALUS'09*, 2019
5. Dogan, C., Malcioglu, U., İnel, C., Investigation of Zn addition on mechanical and microstructural properties at brazed material. *IMMC 18*, 2018