

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**İKİZ MERDANE DÖKÜM YÖNTEMİ İLE ALÜMİNYUM AA5754 ALAŞIMI
LEVHA ÜRETİMİ, DÖKÜM VE TERMOMEKANİK PROSES
PARAMETRELERİNİN ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

DOKTORA TEZİ

Yeliz DEMİRAY CUCURACHI

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Programı

ŞUBAT 2016

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**İKİZ MERDANE DÖKÜM YÖNTEMİ İLE ALÜMİNYUM AA5754 ALAŞIMI
LEVHA ÜRETİMİ, DÖKÜM VE TERMOMEKANİK PROSES
PARAMETRELERİNİN ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

DOKTORA TEZİ

**Yeliz DEMİRAY CUCURACHI
(506072410)**

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Programı

ŞUBAT 2016

İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 506072410 numaralı Doktora Öğrencisi Yeliz DEMİRAY, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “İKİZ MERDANE DÖKÜM YÖNTEMİ İLE ALÜMİNYUM AA5754 ALAŞIMI LEVHA ÜRETİMİ, DÖKÜM VE TERMOMEKANİK PROSES PARAMETRELERİNİN ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : **Prof. Dr. Onuralp YÜCEL**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Prof. Dr. Filiz ÇINAR ŞAHİN**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Doç. Dr. Özgül KELEŞ
İstanbul Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Nilgün KUŞKONMAZ
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Arif Nihat GÜLLÜOĞLU
Marmara Üniversitesi

Teslim Tarihi : 29 Aralık 2015
Savunma Tarihi : 10 Şubat 2016



Aileme ve dostlarıma,





ÖNSÖZ

Bu çalışma boyunca yardımlarını esirgemeyen sayın hocam Prof. Dr. Onuralp YÜCEL'e çok teşekkür ederim. Tez çalışması sırasında bilgi, destek ve tecrübelerini esirgemeyen PMS Alüminyum ailesinden Yük. Müh. Burcu KAVAKLIOĞLU, Mak. Müh. Attila DEMİRAY'a ve çalışmama katkılarından dolayı sayın Süleyman ÖNSEVER'in şahsında tüm PMS Alüminyum A. Ş. çok teşekkür ederim. İstanbul Teknik Üniversitesi'nden sayın hocalarım Prof. Dr. Filiz ŞAHİN ve Doç. Dr. Özgül KELEŞ'e Marmara Üniversitesi'nden sayın hocam Prof. Dr. Arif Nihat GÜLLÜOĞLU'na desteklerinden dolayı çok teşekkür ederim. Araş. Gör. Faiz Muhaffel'e eğme testleri sırasında gösterdiği yardımlardan dolayı teşekkür ederim. Dr. Müh. Onur Meydanoğlu'na mikroyapı analizleri için gösterdiği yardımlardan dolayı teşekkür ederim.

Hayatımın her anında hep yanımda olan aileme ve beni sürekli destekleyen eşime şükran ve minnetlerimi sunarım.

Çalışma sırasında manevi desteklerini gördüğüm tüm arkadaşlarıma çok teşekkür ederim.

Şubat 2016

Yeliz DEMİRAY CUCURACHI
Metalurji ve Malzeme Yüksek Mühendisi

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	ix
İÇİNDEKİLER	xi
KISALTMALAR	xiii
SEMBOLLER	xv
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xvii
ŞEKİL LİSTESİ.....	xxi
ÖZET.....	xxvii
SUMMARY..	xxxi
1. GİRİŞ.....	1
2. ALÜMİNYUM	3
2.1 Tarihçesi	3
2.2 Genel Özellikleri	4
2.3 Türkiye’de Alüminyum.....	4
2.4 Alüminyumun Kullanım Alanları	8
2.5 Alüminyum Alaşımları Otomotiv Uygulamaları	9
2.6 Alüminyum Alaşımlarının Adlandırılması.....	13
2.7 Alüminyum Alaşımlarında Mukavemetlendirme Mekanizmalarının Etkileri .	14
2.8 5xxx Serisi Alüminyum Alaşımlarının Genel Özellikleri.....	16
2.9 AA5754 Alaşımının Genel Özellikleri.....	17
2.10 Alüminyum Yassı Ürünler	19
3. ALÜMİNYUM DÖKÜMÜ.....	21
3.1 Döküm Önc esi İşlemler.....	21
3.1.1 Flakslama (Fluxing)	21
3.1.2 Gaz giderme (degassing).....	23
3.1.3 Temizleme ve saflaştırma	24
3.1.4 Süzme (Filtrasyon)	25
3.2 Alüminyum Sürekli Döküm Yöntemi	25
3.2.1 Sürekli döküm yönteminin tarihsel gelişimi	26
3.2.2 Düşey sürekli döküm	27
3.2.3 İkiz merdaneli sürekli döküm yöntemi	27
3.2.4 İMD yönteminin proses elemanları.....	34
3.2.4.1 Ergimiş metal beslemesi	34
3.2.4.2 Döküm merdane sistemi.....	34
3.2.4.3 Döküm bölgesi	35
3.2.4.4 Merdane / rulo ara yüzeyi	35
3.2.5 TMMA (set-back) mesafesinin etkisi	36
3.2.6 Döküm yönü açılı Fata Hunter hızlı döküm makinası	37
3.2.7 İMD yöntemi ile üretilen levhaların tane yapısı	38
3.2.8 Alüminyum AA 5754 alaşımının, soğuk deformasyon ve yeniden krisalleşme sonrası mikroyapısı	40
3.2.9 Yüzey ve merkez hattı segregasyonları	41

3.2.10 5XXX serisi alüminyum alaşımlarının içerdiği fazlar ve intermetaliklerin şekilleri.....	43
3.2.11 Tane küçültme işlemi ve avantajları.....	44
3.2.12 Homojenizasyon tavlama.....	46
3.2.13 Toparlanma tavlama.....	46
3.3 Alüminyum Alaşımlarında Yeniden Kristalleşme	47
3.4 Alüminyum Alaşımlarının Termomekanik Göstergeleri ve Döküm Temper Sistemi	54
4. LİTERATÜR ÇALIŞMALARI	57
4.1 Türkiye’de Gerçekleştirilen, İMD Yöntemi ile Levha Üretimi Konulu Çalışmalar.....	57
4.2 Haba ve Arkadaşlarının Yaptığı Çalışmalar	59
4.3 Yapılan Diğer Çalışmalar	61
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	67
5.1 Çalışma Akış Şeması.....	67
5.2 Deneylerin Yapılışı.....	68
5.2.1 Tip tasarımı	68
5.2.2 Ergitme	70
5.2.3 Tutma fırını	71
5.2.4 İkiz merdaneli döküm makinası	72
5.2.5 Döküm denemeleri	73
5.2.5.1 Döküm deneme 1	73
5.2.5.2 Döküm Deneme 2.....	75
5.2.5.3 Döküm deneme 3	76
5.2.6 Homojenizasyon tavlama	76
5.2.7 Soğuk hadde	77
5.2.8 Levha düzgünlüğü ve bombesi.....	78
5.2.9 Laboratuvar ölçekli tavlama deneyleri	78
5.2.9.1 Çekme mukavemeti ölçümü	79
5.2.9.2 Sertlik ölçümü	79
5.2.9.3 Üç nokta eğme testi	80
5.2.9.4 Mikroyapı ve SEM incelemeleri	82
5.2.9.5 Soğuk hadde sonrası işlemler	83
6. DENEY SONUÇLARI VE SONUÇLARIN İRDELENMESİ	85
6.1 Döküm Deneme 1	85
6.2 Döküm Deneme 2.....	88
6.3 Döküm Deneme 3.....	90
6.4 Sertlik Ölçüm Sonuçları	94
6.5 Çekme – Akma Mukavemeti ve (%) Uzama Değeri Ölçüm Sonuçları.....	100
6.6 Eğme Testi Sonuçları	115
6.7 Optik Mikroskop İncelemeleri	118
6.8 SEM İncelemeleri.....	128
7. GENEL SONUÇLAR	135
KAYNAKLAR.....	139
EKLER.....	149
ÖZGEÇMİŞ	175

KISALTMALAR

% ağ	: % ağırlık
a	: Numune Kalınlığı
AA	: Alüminyum Birliği
ASTM	: Amerikan Malzeme ve Test Derneği
BCAST	: Brunel Centre for Advanced Solidification Technology
EDS	: Enerji Dispersif Spektrometresi
D	: Baskı Uygulayan Silindirin Çapı
DC	: Direct-Chill (Direkt Soğutmalı Döküm)
dk	: Dakika
HV	: Vickers Sertliği
I	: Eylemsizlik Momenti
İMD	: İkiz Merdaneli Döküm
kWh	: Kilowatt Saat
l	: Destekler Arası Mesafe
L	: Döküm Yönüne Paralel
Lo	: Çekme Numunesi Orjinal Ölçüm Boyu
Lc	: Çekme Numunesi Paralel Boy
Lt	: Çekme Numunesi Toplam Uzunluğu
m	: Metre
mm	: Milimetre
HPTRC	: Hidrolik Basınçlı İkiz Merdane Döküm Yöntemi
M	: Eğilme Momenti
METRC	: Sıvı Metal Enjeksiyonlu İkiz Merdane Döküm Yöntemi
MDTRC	: Sıvı Metalin Çekme Direncinden Faydalanılarak Yapılan İkiz Merdane Döküm Yöntemi
MC-TRC	: Şartlandırılmış İkiz Merdane Döküm Yöntemi
N	: Newton
Rm	: Çekme Dayanımı
Rp_{0,2}	: Akma Dayanımı
rpm	: Dakikadaki Devir Sayısı
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
T	: Döküm Yönüne Dik
Tip	: Seramik Kalıp
TMMA	: Tip ile Merdane Merkezi Arası
TRC	: Twin Rolled Casting (İkiz Merdaneli Döküm)
TSE	: Türk Standartları Enstitüsü
Y	: Eksen Mesafesi



SEMBOLLER

%	: Yüzde
°C	: Santigrat Derece
K	: Kelvin Sıcaklık Birimi
ΔG	: Gibbs Serbest Enerjisi
α	: Alfa Fazı
β	: Beta Fazı
m	: Metre
cm	: Santimetre
mm	: Milimetre
μm	: Mikrometre
Al	: Alüminyum
Fe	: Demir
Mg	: Magnezyum
Mn	: Manganez
Si	: Silisyum
T_{erg}	: Ergime Sıcaklığı



ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1 : Çeşitli markaların ürettikleri otomobillerde kullandıkları alüminyum oranları (Url-2).	11
Çizelge 2.2 : Alüminyum ve mukavemetlendirilmiş alaşımlarının çekme dayanımı, akma dayanımı ve % uzama değerleri (Askeland ve diğ., 2010).	14
Çizelge 2.3 : Dövme ve döküm alaşımlarının ısıtılma işlem olasılıkları (Askeland ve diğ., 2010).	15
Çizelge 2.4 : AA5754 Alüminyum alaşımının ağırlıkça yüzde kimyasal kompozisyonu (TS EN 573-3).	18
Çizelge 2.5 : Temper ve kalınlıklara göre alüminyum AA5754 alaşımının fiziksel özellikleri (TS EN 485-2).	18
Çizelge 3.1 : Alüminyum alaşımlarında kullanılan flaksların özellikleri (Totten ve MacKenzie, 2003).	22
Çizelge 3.2 : 760 °C’de saf alüminyum ve çeşitli alaşımlarında hidrojen çözünürlüğü (Totten ve MacKenzie 2003).	24
Çizelge 3.3 : Merdane ayırma kuvvetini etkileyen parametreler (Thomas, 1989). ...	33
Çizelge 3.4 : A5754 alaşımındaki farklı yüzey özelliklerine sahip olan numunelerde farklı bölgelerdeki intermetaliklerin şekilleri (Sirel, 2008).	44
Çizelge 3.5 : Sirel’in çalışmasında tespit ettiği intermetalik fazlar (Sirel, 2008).	44
Çizelge 3.6 : Soğuk işlem, toparlanma ve yeniden kristalleşme sonucunda oluşan dislokasyon yoğunlukları (Altenpohl, 1986).	46
Çizelge 3.7 : Toparlanma ile yeniden kristalleşme arasındaki farklar (Kavaklıoğlu, 2013).	48
Çizelge 3.8 : TS EN 485-2 Standardına göre AA5754 alaşımı levhaların mekanik özellikleri ve temper değerleri (TS EN 485-2).	56
Çizelge 3.9 : TS EN 485-2 Standardına göre AA5754 alaşımı çetalı levhaların mekanik özellikleri ve temper değerleri (TS 10170 EN 1376).	56
Çizelge 5.1 : Kullanılan tipler arasındaki farklar.	68
Çizelge 5.2 : Reverber tipi ergitme fırını özellikleri.	71
Çizelge 5.3 : Tutma fırını özellikleri.	72
Çizelge 5.4 : İkiz merdaneli döküm makinası özellikleri.	73
Çizelge 5.5 : Döküm parametrelerinin kıyaslanması.	76
Çizelge 5.6 : Hadde sonrası elde edilen kalınlık değerleri.	77
Çizelge 5.7 : Soğuk hadde özellikleri.	78
Çizelge 6.1 : 1 numaralı dökümden elde edilen levhanın kalınlık ölçüm değerleri (mm).	86
Çizelge 6.2 : 1 numaralı dökümden elde edilen % bombe değerleri.	86
Çizelge 6.3 : 2 numaralı dökümden elde edilen levhanın kalınlık ölçüm değerleri (mm).	89
Çizelge 6.4 : 2 numaralı dökümden elde edilen % bombe değerleri.	90
Çizelge 6.5 : Dökülen alaşımın ağırlıkça yüzde kimyasal kompozisyonu.	91
Çizelge 6.6 : 3 numaralı dökümden elde edilen levhanın kalınlık ölçüm değerleri. .	92

Çizelge 6.7 : 3 numaralı dökümden elde edilen % bombe değerleri.	92
Çizelge 6.8 : Hadde sonrası sertlik değerleri.	95
Çizelge 6.9 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin farklı sıcaklık ve sürelerdeki tavlama sonrası sertlik değerleri.	95
Çizelge 6.10 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin farklı sıcaklık ve sürelerdeki tavlama sonrası sertlik değerleri.	95
Çizelge 6.11 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin farklı sıcaklık ve sürelerdeki tavlama sonrası sertlik değerleri.	96
Çizelge 6.12 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin farklı sıcaklık ve sürelerdeki tavlama sonrası sertlik değerleri.	96
Çizelge 6.13 : Numunelerin hadde çıkışlarındaki çekme-akma mukavemeti ve % uzama miktarları.	100
Çizelge 6.14 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 1 saat tavlama sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.	102
Çizelge 6.15 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 3 saat tavlama sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.	103
Çizelge 6.16 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 6 saat tavlama sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.	104
Çizelge 6.17 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 1 saat tavlama sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.	105
Çizelge 6.18 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 3 saat tavlama sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.	106
Çizelge 6.19 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 6 saat tavlama sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.	107
Çizelge 6.20 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 1 saat tavlama sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.	108
Çizelge 6.21 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 3 saat tavlama sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.	109
Çizelge 6.22 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 6 saat tavlama sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.	110
Çizelge 6.23 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 1 saat tavlama sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.	112
Çizelge 6.24 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 3 saat tavlama sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.	112
Çizelge 6.25 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 6 saat tavlama sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.	113

Çizelge 6.26 : Belirtilen sıcaklıklarda 3 saat tavlanan numunlerin eğme testi sırasında çatlak oluşumu gösterdikleri aç ı değerleri ve hadde çıkışındaki eğilme mukavemetleri.....	116
Çizelge 6.27 : Çalışmaların döküm parametreleri.	121
Çizelge 6.28 : Döküm numunesinden alınan EDS sonuçları.....	129
Çizelge 6.29 : 4,60 mm kalınlığında, 370 °C’de 3 saat tavlanan numunenin EDS analizleri	130
Çizelge 6.30 : 4,60 mm kalınlığında, 400 ° C’de 3 saat tavlanan numunenin EDS analizleri	130
Çizelge 6.31 : 3,80 mm kalınlığında 370 °C’de 3 saat tavlanan numunenin EDS analizleri	132





ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 : Türkiye birincil alüminyum ithalatının yıllara göre artışı (Yılmaz, 2015).	6
Şekil 2.2 : Türkiye'nin birincil alüminyum ithalatını gerçekleştirdiği ülkeler ve yıllara göre miktarların değişimi (Yılmaz, 2015).....	6
Şekil 2.3 : Türkiye alüminyum ithalat ve ihracat dengesi (Yılmaz, 2015).....	7
Şekil 2.4 : Türkiye alüminyum ekstrüzyon ürünleri ihracat rakamlarının ülkelere ve yıllara göre değişimi (Yılmaz, 2015).	7
Şekil 2.5 : Türkiye alüminyum yassı mamül ihracat rakamlarının ülkelere ve yıllara göre değişimi (Yılmaz, 2015).....	8
Şekil 2.6 : Otomobillerde kullanılan ağırlıkça % alüminyum ve ağırlıkça % çelik miktarlarının yıllara göre gösterdiği ve öngörülen değişim grafiği (Url-3).	10
Şekil 2.7 : Alüminyumun otomobil uygulamalarına örnekler (Url-2).....	12
Şekil 2.8 : Alüminyumun otomobillerde gövde, tampon ve kapı bileşenleri için öngörülen kullanım miktarı (Url-2).....	12
Şekil 2.9 : Alüminyumun otomobillerde diğer yapısal parçalar için öngörülen kullanım miktarı (Url-2).....	12
Şekil 2.10 : Alüminyumun otomobillerde, yapısal olmayan parçalar için öngörülen kullanım miktarı (Url-2).....	13
Şekil 2.11 : Alüminyum alaşımları katı sıvı başlangıç sıcaklıkları (Siyambaş, 2006).	17
Şekil 2.12 : Alüminyum alaşımları katı sıvı başlangıç sıcaklıkları (Siyambaş, 2006).	17
Şekil 2.13 : Kabartmalı alüminyum plaka modelleri (a) İki çubuk (b) beş çubuk (c) elmas (d) arpa tohumu (e) badem (TS 10170 EN 1376).	19
Şekil 3.1 : Saf alüminyum, alüminyum 356 ve alüminyum 319 alaşımları için sıcaklığa bağlı hidrojen çözünürlüğü (Totten ve MacKenzie, 2003).	23
Şekil 3.2 : Metal florür oluşumu termodinamik değerleri (Totten ve MacKenzie 2003).....	24
Şekil 3.3 : Farklı tipteki sürekli döküm yöntemleri (Thomas, 2001).	25
Şekil 3.4 : Düşey sürekli döküm şematik gösterimi (Url-4).....	27
Şekil 3.5 : Geleneksel yöntem ve sürekli döküm yönteminde proses akışları.....	28
Şekil 3.6 : İkiz merdane döküm makinesinin şematik görünümü (Eraktan, 1991). ..	28
Şekil 3.7 : Tipik bir döküm hattı akış şeması (Alper 2003).	29
Şekil 3.8 : AA5754 alaşımı dökümünde kullanılan tip modeli (açılı makina)	30
Şekil 3.9 : (a) Açılı ve (b) dik makinalardaki tandiş ve metal seviyesi şematik gösterimi.	31
Şekil 3.10 : Tandiş - tip - döküm makinesi katılaşma hattı akış şeması (Romonovski, 1996).....	34
Şekil 3.11 : İMD yönteminde katılaşma bölgesi (Anthempohl, 1986).....	35
Şekil 3.12 : Döküm sırasında oluşan menüsküs (Duygulu, 2009).....	37
Şekil 3.13 : Fata-Hunter döküm makinası (Kamer, 1999).....	38

Şekil 3.14 : İMD yöntemi ile üretilmiş AA5754 alaşımının, (a) yüzeyi az segregasyonlu (b) ripple yoğun bölge ve (c) iğnesel segregasyon yoğun bölgelerin L kesitinin optik mikroskop polarize ışık ‘tam en’ mikroyapı fotoğrafları (Sirel, 2008).....	39
Şekil 3.15 : Go’nun çalışmasında sunduğu (a) toparlanma (b) kısmen yeniden kristalleşmiş (c) tamamen yeniden kristalleşmiş AA5754 alaşımı (Go ve diğ., 2003).....	41
Şekil 3.16 : İMD yönteminde tane küçültücü ilave (a) edilmemiş ve (b) edilmiş döküm yapısı (Cooper ve Fisher, 1994).	45
Şekil 4.1 : HPTRC yöntemi şematik gösterimi (Haga ve diğ., 2004).....	59
Şekil 4.2 : METRC yöntemi şematik gösterimi (Haga ve arkadaşları, 2004).	60
Şekil 4.3 : MDTRC (Melt Drag Twin-roll Caster) yöntemi şematik gösterimi (Haga ve diğ., 2003).	60
Şekil 4.4 : Kumar ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmada kullanılan MC-TRC döküm makinası (Kumar ve diğ., 2010).	63
Şekil 5.1 : Çalışmanın Akış Şeması.	67
Şekil 5.2 : Çalışmada kullanılan 4 numaralı tip teknik resmi.	69
Şekil 5.3 : Çalışmada kullanılan 5 numaralı tip teknik resmi.	69
Şekil 5.4 : Deneysel çalışmalarda kullanılan tipin (a) üstten (b) iç ve (c) yandan görünümü.	70
Şekil 5.5 : Ergitme fırını.	71
Şekil 5.6 : (a) Tutma fırını (b) ergitme ve tutma fırını arası metal iletimi.	72
Şekil 5.7 : PMS Alüminyum firmasının döküm hattı genel görünümü.	73
Şekil 5.8 : (a) ve (b) 5754 alaşımı tutma fırınından yolluk ile tandişe aktarılırken. ..	74
Şekil 5.9 : Metal katılaşıp çıkarken (a) makinanın yandan görünümü, (b) merdaneler ve tip görünümü, (c) metal, merdaneler arasından levha olarak alınırken.	74
Şekil 5.10 : Metal tandiştten tipe aktarılırken.	75
Şekil 5.11 : AA5754 alaşımı dökümü sırasında döküm makinası ve levhanın (a) uzaktan görünümü, (b) yakından görünümü ve (c) alttan görünümü.	75
Şekil 5.12 : Homojenizasyon fırını.	77
Şekil 5.13 : Soğuk hadde ünitesi.	78
Şekil 5.14 : Çekme testi numunesi.	79
Şekil 5.15 : Eğme testi şematik gösterimi (I : Destekler arası mesafe, D: baskı uygulayan silindirin çapı, a: numune kalınlığı).	80
Şekil 5.16 : Eğilme açısı (α).	81
Şekil 5.17 : Metalografik olarak hazırlanan yüzeylerin şematik gösterimi	82
Şekil 6.1 : 1 numaralı dökümden elde edilen levhanın kalınlık değerlerinin grafik gösterimi.	87
Şekil 6.2 : 1 numaralı dökümden elde edilen levhanın, Çizelge 6.1’de verilen kalınlık değerlerinin ortalaması.	87
Şekil 6.3 : 1 numaralı dökümden elde edilen levhanın, Çizelge 6.1’de verilen kalınlık ölçümleri ile çizilen ve levhadaki kalınlık farklarını gösteren şematik görünümü.	87
Şekil 6.4 : Kullanılan tandişin (a) bet yerleştirilmemiş ve (b) yerleştirilmiş halinin şematik gösterimi.	88
Şekil 6.5 : 2 numaralı döküm sırasında çekilen fotoğraflar.	88
Şekil 6.6 : 2 numaralı dökümden elde edilen levhanın, Çizelge 6.3’te verilen kalınlık değerlerinin ortalaması.	89

Şekil 6.7 : 2 numaralı dökümden elde edilen levhanın, Çizelge 6.3’de verilen kalınlık ölçümleri ile çizilen ve levhadaki kalınlık farklarını gösteren şematik görünümü.	90
Şekil 6.8 : 3 numaralı dökümden elde edilen levhanın, Çizelge 6.6’da verilen kalınlık ölçümleri ile çizilen ve levhadaki kalınlık farklarını gösteren şematik görünümü.	91
Şekil 6.9 : 3 numaralı dökümden elde edilen levhanın, Çizelge 6.6’da verilen kalınlık ölçümleri ile çizilen ve levhadaki kalınlık farklarını gösteren şematik görünümü.	91
Şekil 6.10 : TMMA (set-back) mesafesi ile makina baskı gücünün değişimi.....	94
Şekil 6.11 : TMMA (set-back) mesafesi ile amper değişimi.....	94
Şekil 6.12 : 4 farklı levhanın 1 saatlik tav süresi sonunda ölçülen sertlik değerlerinin kıyaslanması.	96
Şekil 6.13 : 4 farklı levhanın 3 saatlik tav süresi sonunda ölçülen sertlik değerlerinin kıyaslanması.	97
Şekil 6.14 : 4 farklı levhanın 6 saatlik tav süresi sonunda ölçülen sertlik değerlerinin kıyaslanması.	97
Şekil 6.15 : 4,60 mm kalınlığındaki levhanın 1, 3 ve 6 saat tavlama sonunda ölçülen sertlik değerleri.....	98
Şekil 6.16 : 3,80 mm kalınlığındaki levhanın 1, 3 ve 6 saat tavlama sonunda ölçülen sertlik değerleri.....	98
Şekil 6.17 : 3,00 mm kalınlığındaki levhanın 1, 3 ve 6 saat tavlama sonunda ölçülen sertlik değerleri.....	99
Şekil 6.18 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı levhanın 1, 3 ve 6 saat tavlama sonunda ölçülen sertlik değerleri.	100
Şekil 6.19 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin 1 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.	102
Şekil 6.20 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin 3 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.	103
Şekil 6.21 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin 6 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.	104
Şekil 6.22 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin 1 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.	105
Şekil 6.23 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin 3 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.	107
Şekil 6.24 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin 6 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.	108
Şekil 6.25 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin 1 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.	109
Şekil 6.26 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin 3 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.	110
Şekil 6.27 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin 6 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.	111
Şekil 6.28 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin 1 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.	111
Şekil 6.29 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin 3 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.	113
Şekil 6.30 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin 6 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.	114

Şekil 6.31 : 3 mm kalınlığında 490 °C’de saat tavlanan numunenin süreksiz akma gösteren gerilme – gerinim grafiği	115
Şekil 6.32 : (a) 4,60mm, (b) 3,80 mm, (c) 3,00 mm ve (d) 3,00 mm kalınlığındaki çetalı levhaların eğme testi sonrası görüntüleri.	117
Şekil 6.33 : Tajally ve arkadaşlarının yaptığı çalışmadaki eğme testi sonrası numuneler (Tajally ve diğ.,2009).	117
Şekil 6.34 : Döküm numunesinin L kesit optik mikroskop görüntüsü (a) üst yüzey, (b) alt yüzey, (c) merkez bölgesi	118
Şekil 6.35 : (a) döküm numunesi (b) homojenizasyon tavi sonrası	119
Şekil 6.36 : Döküm numunesinin L kesitinin polarize ışık altındaki görüntüleri (a) üst yüzey (b) alt yüzey (c) merkez bölgesi (d) tam en görünüm	119
Şekil 6.37 : (a) döküm numunesi (b) homojenizasyon tavi sonrası	120
Şekil 6.38 : 3,80 mm kalınlığındaki, 370 C’de tavlanan numunenin merkez hattı segregasyon görüntüleri (a) L kesit (b) T kesit	120
Şekil 6.39 : (a) Kumar ve diğ., (2014), (b) Kumar ve diğ., (2010), (c) Siyambaş (2011), (d) Sirel (2008)	122
Şekil 6.40 : 4,60 mm kalınlığındaki düz levhanın 400 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra, hadde yönüne paralel (L) ve hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.....	123
Şekil 6.41 : 4,60 mm kalınlığındaki düz levhanın 430 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra, hadde yönüne paralel (L) ve hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.....	123
Şekil 6.42 : 4,60 mm kalınlığındaki düz levhanın 520 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra, hadde yönüne paralel (L) ve hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.....	123
Şekil 6.43 : 3,80 mm kalınlığındaki düz levhanın 370 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra, hadde yönüne paralel (L) ve hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.....	124
Şekil 6.44 : 3,80 mm kalınlığındaki düz levhanın 400 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra, hadde yönüne paralel (L) ve hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.....	124
Şekil 6.45 : 3,00 mm kalınlığındaki düz levhanın 260 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra a) hadde yönüne paralel (L) ve b) hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.....	126
Şekil 6.46 : 3,00 mm kalınlığındaki düz levhanın 400 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra a) hadde yönüne paralel (L) ve b) hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.....	126
Şekil 6.47 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı levhanın 260 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra a) hadde yönüne paralel (L) ve b) hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.....	127
Şekil 6.48 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı levhanın 340 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra a) hadde yönüne paralel (L) ve b) hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.....	127
Şekil 6.49 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı levhanın 370 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra a) hadde yönüne paralel (L) ve b) hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüler	127
Şekil 6.50 : Döküm numunesi SEM görüntüleri (a) 100 büyütme, (b) 1003 büyütme (c) 1000 büyütme (d) 1469 büyütme	128

Şekil 6.51 : 4,60 mm kalınlığında, 370 °C’de 3 saat tavlanan numunenin SEM görüntüleri (a) ve (b) 100 büyütme, (c) 1000 büyütme (d) EDS noktaları	129
Şekil 6.52 : 4,60 mm kalınlığında 400 °C’de 3 saat tavlanan numunenin SEM görüntüleri (a) 700 büyütme, (b) EDS analiz noktaları.....	130
Şekil 6.53 : Kumar ve arkadaşlarının yaptığı çalışmanın SEM analizi (Kumar ve diğ., 2011).....	131
Şekil 6.54 : 3,80 mm kalınlığında, 310 ° C’de 3 saat tavlanan numunenin SEM görüntüleri (a) ve (b) 100 büyütme, (c) 750 büyütme (d) EDS analiz noktaları.....	131
Şekil 6.55 : 3,80 mm kalınlığında, 370 ° C’de 3 saat tavlanan numunenin SEM görüntüleri (a) ve (b) 100 büyütme, (c) 750 büyütme (d) EDS analiz noktaları.....	132
Şekil 6.56 : AA 5754 alaşımlarında görülen Çin yazısı (chinese script) ve iğnesel yapıdaki intermetalikler (Kumar ve diğ., 2012).	133
Şekil 6.57 : 3,00 mm kalınlığında, 400 ° C’de 3 saat tavlanan numunenin SEM görüntüleri (a) 633 büyütme (b) 2860 büyütme (c) EDS analiz noktaları	133
Şekil 6.58 : İMD yöntemi ile üretilen AA5754 alaşımında görülen intermetalik fazlar (a) intermetalik fazların genel görünümü (b) yüksek büyütmede görünüm (Kumar ve diğ., 2014).	134
Şekil 6.59 : 3,00 mm kalınlığında, 520 °C’de 3 saat tavlanan numunenin (a) 748 büyütme (b) Si elementel haritası (c) Fe elementel haritası.....	134
Şekil A.1 : Açılı döküm makinasında kullanılan tek girişli tip örneği teknik resmi.	150
Şekil A.2 : Açılı döküm makinasında kullanılan tek girişli tip örneği teknik resmi.	151
Şekil A.3 : Açılı döküm makinasında kullanılan tek girişli tip örneği teknik resmi.	152
Şekil B.1 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin 1, 3 ve 6 saatlik tavlamlar sonunda çekme değeri değişimi.....	153
Şekil B.2 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin 1, 3 ve 6 saatlik tavlamlar sonunda çekme değeri değişimi.....	153
Şekil B.3 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin 1, 3 ve 6 saatlik tavlamlar sonunda çekme değeri değişimi.....	153
Şekil B.4 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin 1, 3 ve 6 saatlik tavlamlar sonunda çekme değeri değişimi.	154
Şekil B.5 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin 1, 3 ve 6 saatlik tavlamlar sonunda akma değeri değişimi.	154
Şekil B.6 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin 1, 3 ve 6 saatlik tavlamlar sonunda akma değeri değişimi.	154
Şekil B.7 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin 1, 3 ve 6 saatlik tavlamlar sonunda akma değeri değişimi.	155
Şekil B.8 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin 1, 3 ve 6 saatlik tavlamlar sonunda akma değeri değişimi.	155
Şekil C.1 : 400 °C’de 3 saat tavlanan 4,60 mm kalınlığındaki numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.	156
Şekil C.2 : 400 °C’de 3 saat tavlanan 4,60 mm kalınlığındaki numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.	157

Şekil C.3 : 430 °C’de 3 saat tavlanan 4,60 mm kalınlığındaki numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.....	158
Şekil C.4 : 430 °C’de 3 saat tavlanan 4,60 mm kalınlığındaki numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.....	159
Şekil C.5 : 520 °C’de 3 saat tavlanan 4,60 mm kalınlığındaki numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.....	160
Şekil C.6 : 520 °C’de 3 saat tavlanan 4,60 mm kalınlığındaki numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.....	161
Şekil C.7 : 370 °C’de 3 saat tavlanan 3,80 mm kalınlığındaki numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.....	162
Şekil C.8 : 370 °C’de 3 saat tavlanan 3,80 mm kalınlığındaki numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.....	163
Şekil C.9 : 400 °C’de 3 saat tavlanan 3,80 mm kalınlığındaki numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.....	164
Şekil C.10 : 400 °C’de 3 saat tavlanan 3,80 mm kalınlığındaki numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.....	165
Şekil C.11 : 260 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.....	166
Şekil C.12 : 260 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.....	167
Şekil C.13 : 400 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.....	168
Şekil C.14 : 400 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.....	169
Şekil C.15 : 260 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.	170
Şekil C.16 : 260 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.	171
Şekil C.17 : 370 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.	172
Şekil C.18 : 370 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.	173

İKİZ MERDANE DÖKÜM YÖNTEMİ İLE ALÜMİNYUM AA5754 ALAŞIMI LEVHA ÜRETİMİ, DÖKÜM VE TERMOMEKANİK PROSES PARAMETRELERİNİN ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI

ÖZET

Son yıllarda sera gazları salınımının azaltılması için yapılan ekonomik ve politik baskılar, otomobil ağırlıklarının azaltılması yönünde yapılan çalışmalara da yön vermiş, yüksek mukavemet-ağırlık oranına sahip AA5754 ve AA5182 gibi AAxxx serisi alaşımların otomotiv endüstrisinde artan kullanımına sebep olmuştur. Günümüzde bu alaşımlar otomobillerin, şasi, beyaz gövde ve jant gibi yapılarında kullanılmaktadır. AA5754 alaşımı, sahip olduğu korozyon direnci ve şekillendirilebilme özellikleri sebebiyle denizcilik ve inşaat sektörlerinden de yaygın şekilde kullanılmaktadır.

Alüminyum alaşımı levhalar genellikle direk soğutma döküm yöntemi (DC) ardından sıcak ve soğuk hadde ile üretilirler. İkiz merdane döküm yöntemi (İMD) ise ergimiş metalden direk levha üretimine olanak sağlayarak sıcak hadde adımını ortadan kaldırır. İMD yönteminin sahip olduğu bu özellik daha az maliyet ve enerji gereksinimi anlamına gelse de yöntemin, düşük döküm hızı, segregasyon oluşumu gibi dezavantajları da bulunmaktadır. İMD yönteminde soğuma hızı diğer döküm yöntemlerine göre daha yüksektir. AA5xxx serisi alüminyum alaşımlarının içerdikleri alaşım elementleri sebebiyle soğuma aralıklarının geniş olması döküm sırasında ve sonrasında bazı problemler yaratabilmektedir. İMD yöntemi ile üretilen alüminyum alaşımı levhalarda nihai ürün elde etmek için soğuk hadde ve daha sonra arzu edilen mekanik özellikleri yakalamak için tavlama işlemleri yapılması gerekir.

Son elli yılda farklı levha döküm teknikleri üzerinde çalışmalar yapılmıştır. Ancak herbirinin kendine has zorlukları ve sınırları mevcuttur. İMD yönteminde en sık karşılaşılan zorluklar ise yüzey kalitesi ve segregasyonlardır.

Bu tez çalışmasında 1300 mm genişliğinde, 6 mm kalınlığında AA5754 alaşımı, İMD yöntemi ile başarılı şekilde üretilmiştir. Döküm ve termomekanik proses parametrelerinin etkileri araştırılmıştır. Döküm çalışmaları PMS Alüminyum firmasının Bursa'daki tesislerinde gerçekleştirilmiştir.

Tip (seramik kalıp) tasarımı döküm kalitesi için çok önemlidir. 120 mm genişliğinde dört girişe sahip tip ile yapılan dökümde sıcak bant izleri gözlenmiştir. Bu izlerin sebebinin metalin tip içerisinde iyi dağıtılamaması olduğu, o yüzden bu ölçülere sahip tipin AA5754 alaşımının bu çalışmadaki şartlarda dökülmesi için uygun olmayacağı sonucuna varılmıştır. Ayrıca, tandişe bet (engel) uygulaması yapılmış ve kullanılan tipin giriş eni daha da genişletilerek sıcak bant izi oluşumunun önüne geçilmiştir.

İlk döküm denmesinde merdane bombesi 177,8 μm , döküm hızı 90 cm/dk, TMTA (tip ile merdane merkezi arası) mesafesi 64 mm ve döküm sıcaklığı 715 $^{\circ}\text{C}$ 'dir. 120 mm genişliğinde dört girişe sahip tip kullanılmıştır. 8 mm dudak kalınlığına sahip bu

tip ile yapılan dökümde hedef kalınlık olan 6 mm kalınlık elde edilememiştir. Levha bombesi % 2,14–2,28 arasında ölçülmüştür. Bu dökümde levha düzgünlüğü ve profili istenen değerlerde elde edilememiş, sıcak bant oluşumu gözlenmiştir.

İkinci döküm denemesinde merdane bombesi ve döküm hızı değerleri ilk döküm denemesiyle aynıdır (sırasıyla 177,8 µm, 90 cm/dk). TMMA mesafesi 60 mm'ye indirilmiş ve döküm sıcaklığı 725 °C'ye çıkarılmıştır. 160 mm genişliğinde dört girişli tip kullanılmıştır. 6 mm dudak kalınlığına sahip bu tip ile, hedef kalınlığa daha yakın kalınlıkta levha dökülebilmektedir ancak levha bombesinin % 2,79-2,82 arasında olduğu ölçülmüştür. Bu değer kabul edilebilir levha bombe değerlerin çok üzerindedir. Levha düzgünlüğü ve profilinin bu döküm şartlarında da elde edilemediği görülmüştür.

Merdane bombesinin 228,6 µm olarak taşlandığı, 160 mm genişliğinde dört girişli tip ile yapılan üçüncü dökümde, döküm hızı 95 cm/dk, TMMA (set-back) mesafesi 60 mm ve döküm sıcaklığı 725 °C'dir. Levha bombesinin % 0,99-1,08 arasında olduğu ölçülmüştür. Kenarlar arasındaki kalınlık farkı toleranslar içerisinde kalmıştır. Bu dökümde levha düzgünlüğü ve profili istenen değerlerde elde edilmiştir. 6,00 mm kalınlığa sahip levhada, yüzeyde döküm veya tip kaynaklı hatalar görülmemiştir.

Başarılı olan döküm ürünü olan levha 4,60, 3,80 ve 3,00 mm kalınlıklarına soğuk haddelenmiştir. 3,00 mm kalınlığında çetalı levha da üretilmiştir. Hadde ürünleri daha küçük parçalara kesilerek tavlama işlemi için numuneler elde edilmiştir. Bu numuneler 260 °C, 285 °C, 310 °C, 340 °C, 370 °C, 400 °C, 430 °C, 460 °C, 490 °C, 520 °C sıcaklıklarında 1, 3 ve 6 saat sürelerinde tavllanmış, mekanik ve mikroyapı özellikleri incelenmiştir.

Tavlanan numunelerin çekme-akma mukavemetlerini ve % uzama miktarlarını ölçmek, tavlama sonucu kazandırılan süneklik özelliklerini gözlemek için, Zwick Z050 model çekme testi cihazı ile BS EN ISO 6892-1 standardına uygun olarak çekme testleri yapılmıştır. 3,80 mm kalınlığındaki levhayı nihai tav ile H24 temperine getirmek için 370 °C'de 3 saat tavlama gerektiği görülmüştür. 6 saat süresince uygulanan ara tavda ise bu sıcaklık 310 °C'ye indirilmektedir. 4,60 mm kalınlığındaki levhanın 310 °C ve 340 °C'de 1 saat nihai tav işlemi sonrası H24 temperini sağladığı görülmüştür.

Döküm sonrası uygulanan tavlama işleminin malzemeye kazandırdığı özelliklerin belirlenmesi amacıyla numunelerin sertlik ölçümleri Leica VM HT model sertlik cihazı ile yapılmıştır. Test sırasında uygulanan yük ve uygulama süresi sırasıyla 1000 g ve 12 saniye olarak seçilmiştir. Sertlik değerlerinin artan tavlama sıcaklığı ile birlikte azaldığı görülmüştür. 3 saat süresince tavlanan numunelerin süneklik özellikleri tavlama sıcaklığının artmasıyla birlikte artmış, bu durum % uzama miktarındaki artış olarak da ölçülmüştür.

Numunelerin eğme açılarını hesaplamak amacıyla üç nokta eğme testleri, Autograph AGS-J marka üç nokta eğme testi cihazı ile ASTM E290-14 standardına göre yapılmıştır. Cihazın uygulama hızı 5 mm / dk olarak seçilmiştir. Test sonrası numunelerin çatlama açıları kıyaslanmıştır. Deformasyon miktarı arttıkça çekme ve akma mukavemetleri artmış, % uzama miktarları azalmış, dolayısıyla çatlak oluşum açıları daralmıştır. Tavlama sırasında meydana gelen yeniden kristalleşmenin etkisiyle numunelerin çekme ve akma mukavemetleri azalmış, süneklik özellikleri ve % uzama miktarları artmıştır. Süneklik artışı, eğme testinde, çatlama ve kırılmanın meydana geldiği açılarda genişleme olarak gözlenmiştir. 520 °C'de tavlanan 3,80

mm, 3,00 mm düz ve 3,00 mm çetali numunelerde test sırasında çatlama gözlenmemiştir.

Tavlanan numunelerin mikro yapı özellikleri de incelenmiştir. Yeniden kristalleşmenin, 4,60 mm kalınlığındaki numune için 400 °C’de, 3,80 mm ve 3,00 mm kalınlıklarındaki numuneler için 400 °C - 430 °C sıcaklıklarında başladığı görülmüştür.

1 saat süresince 310 °C ve 340 °C’de tavlanan 4,60 mm kalınlığında, numuneler H24 temperini, 3,80 mm kalınlığında 460 °C, 490 °C ve 520 °C sıcaklıklarında tavlanan numuneler ise H26 temperini sağlamıştır.

3 saat süresince 340 °C ve 360 °C’de tavlanan 4,60 mm kalınlığındaki numuneler H22 temperini, 400 °C ve üstündeki sıcaklıklarda tavlanan numuneler ise H0 temperini sağlamışlardır. 260 – 340 °C arasındaki sıcaklıklarda tavlanan 3,80 mm kalınlığındaki numuneler H26 temperini 370 °C’de tavlanan numune ise H24 temperini sağlamıştır.

6 saat süresince, 430 °C ve üzerindeki sıcaklıklarda tavlanan tüm numuneler H0 temperini sağlamışlardır.

Yapılan SEM ve EDS analizleri ile intermetaliklerin şekil ve içerdikleri fazlar incelenmiştir. Döküm numunesine ve tavlanan numunelere yapılan EDS analizleri sonucunda matrisin α (Al-Mg) fazında olduğu, yapıdaki intermetaliklerin Si, Mn, Fe ve Mg içerdiği ve farklı sitokiyometrik oranlarda Al_xMgFe_y ve $Al_xMgSi_yFe_z$, fazlarını oluşturdukları tespit edilmiştir. İncelenen intermetaliklerin morfolojilerinin, çok köşeli Fe yoğun partikülleri ve çin yazısı partikülleri ile eşleştiği görülmüştür. Merkez hattı segregasyonunun görüldüğü bölgeye yapılan elementel haritalama ile merkez hattında Fe ve Si yoğunluğu tespit edilmiştir.



PRODUCTION OF AA5754 ALUMINUM ALLOY BY TWIN ROLL CASTING, INVESTIGATING EFFECTS OF CASTING AND THERMOMECHANICAL PROCESS PARAMETERS

SUMMARY

Because of economical and political pressure to reduce green house gases production, the studies for light weighting in automobile design and constructions have increased significantly in the last decades. Due to its excellent weight to strength ratio, automotive companies tends to use AA5xxx alloys like AA5754 and AA5182. Nowadays in automotive industry these alloys are intensively used as vehicle bodies, chassis, wheel trim and BiW (body in white) structure. Other usage areas of AA5754 aluminum alloy are marine construction, shipbuilding and treadplate due to its corrosion resistance and building industries due to its high formability.

Flat, wide aluminum alloy sheets are mainly produced by direct chill (DC) cast method. The process is followed by hot and cold rolling to final thickness before final annealing. Twin roll casting (TRC) allows metal strip to be produced directly from molten metal instead of direct-chill casting and subsequent hot roll milling process. This brings advantageous features to TRC, such as low running cost, low energy cost, space saving and low equipment costs. Besides these features it also has some disadvantages, which are inferior mechanical properties and low casting speed.

Cooling rate of twin-roll casting is higher then that of other casting methods. AA5xxx aluminum alloys have wide freezing range because of their alloying elements which results some difficulties for them to be produced by twin roll casting method. To manufacture finished aluminum products, twin roll casting is followed by cold rolling process. As an effect of cold rolling process, there occurs strain hardening. At the end of cold rolling it is observed that yield strength of sheet increases and the ductility decreases. To obtain the desired mechanical properties and temper conditions, cold rolled byproduct must be annealed.

Various direct strip casting processes, classified as belt caster, single roll caster and twin roll caster, have been developed over the last fifty years. But each has its own limitations. TRC has issues with surface quality and severe segregation at the center line and surface.

In this thesis, 1300 mm wide, 6 mm thick AA5754 alloy is successfully produced by twin rolled casting method in PMS Aluminum Plant's in Bursa, Turkey and effects of casting and thermomechanical process parameters are investigated.

Since a vertical twin roll caster, without inclination angle, is used, a new design of tip was required for 1300 mm wide casting. Therefore, two different type of tip, which have four entrance for molten metal transfer, was designed and used.

Three different casting conditions were investigated. Tip style, casting temperature, set back distance, camber of rolls and casting speed were the parameters changed in each condition.

For the cast no 1, rolls were grinded until they got 177.8 μm camber amount. Cast speed, set back distance and temperature were selected respectively 90 cm/min., 64 mm and 715 $^{\circ}\text{C}$. Tip, which has four times 120 mm entrance gap, was used. Surface flatness of the strip that produced under this conditions was not between desired values. The camber of strip was measured between 2.14 – 2.28 %.

On the cast no 2, set-back distance was decreased to 60 mm and the temperature was increased to 725 $^{\circ}\text{C}$. Camber amount and cast speed were kept same. Tip, which has four times 160 mm entrance gap, was used. Target thickness 6 mm gained but the camber of strip was measured between 2.79-2.82 %.

On the cast no 3, set-back distance and temperature was kept same as cast no 2. Rolls were grinded to 228.6 μm camber amount and tip, which has four times 160 mm entrance gap, was used. the camber of strip was measured between 0.99-1.08 % which is between desired limits.

8 hours homogenization step was applied at 520 $^{\circ}\text{C}$ to strip produced by the most successful cast trial. After homogenization step, the strip was cold rolled. At the end of twin roll casting and cold rolling processes, plain sheets which have thickness of 4.60 mm, 3.80 mm, 3.00 mm and tread sheet which has a thickness of 3.00 mm were obtained. Each sheets were then cut into smaller pieces. Annealing process was applied to this new small sized sheets. Temperature range was selected from 260 $^{\circ}\text{C}$ to 520 $^{\circ}\text{C}$. Sheets were annealed at 260 $^{\circ}\text{C}$, 285 $^{\circ}\text{C}$, 310 $^{\circ}\text{C}$, 340 $^{\circ}\text{C}$, 370 $^{\circ}\text{C}$, 400 $^{\circ}\text{C}$, 430 $^{\circ}\text{C}$, 460 $^{\circ}\text{C}$, 490 $^{\circ}\text{C}$, 520 $^{\circ}\text{C}$ for 1, 3 and 6 hours. Laboratory scale electric resistance furnace was used for annealing process.

Tensile tests were conducted to evaluate the strength and ductility of the annealed samples. Samples were prepared as mentioned in standard BS EN ISO 6892-1. Zwick Z050 model testing machine was used. According to the result of tensile tests and EN 485-2 and EN 1386 standards, it is seen that different temper conditions are reached at different annealing temperatures. 3.80 mm thick sample gained H24 temper after 3 hours annealing at 370 $^{\circ}\text{C}$. After 6 hours annealing, sample gained H24 temper at 310 $^{\circ}\text{C}$. 3.00 mm thick sample which annealed at 340 $^{\circ}\text{C}$ for 3 hours also gained H24 temper. 4.60 mm thick sample gained H24 temper at 310 $^{\circ}\text{C}$ - 340 $^{\circ}\text{C}$ for 1 hour annealing.

To observe the annealing response, hardness tests was also applied. Mirror polished cross sections specimens were prepared and Leica VM HT hardness test equipment was used. Load and loading time were selected as 1000 g and 12 second respectively. Three point bending test was applied by using Autograph AGS- J three point bending test equipment. Velocity was selected as 5 mm/min. After cold rolling process the hardness of sheets increased as expected. After annealing process it is seen that hardness of sheets tended to decrease. The results of hardness test are in agreement with tensile properties. The increase of annealing temperature and time, hardness values decreased, elongation (%) increased as well.

The bending test was carried on until cracks formed at bending point. Angles that occurred after the bending test were compared. The angle at the point of bending has increased as a result of the increased ductility and the decreased yield strength. No

cracks were observed on samples of 3.80 mm annealed at 520 °C, 3.00 mm plain annealed at 520 °C and 3.00 mm tread annealed at 520 °C.

Microstructure of samples were observed by optic microscope. It's seen that recrystallization starts at 400°C for 4.60 mm thick sample. For other samples which have 3.80 mm and 3.00 thickness, recrystallization started between 400-430 °C.

H24 temper was gained by specimens which have 4.60 mm thickness and were annealed at 310 °C and 340 °C for 1 hour. H26 temper was gained by specimens which have 3.80 mm thickness and annealed at 460 °C, 490 °C and 520 °C for 1 hour.

Specimens which have 4.60 mm thickness and annealed at 340 °C and 360 °C for 3 hours gained H22 temper and the ones annealed at 400 °C and higher temperatures gained H0 temper. Among 3.80 mm thickness specimens, the ones annealed between 260 -340 °C gained H26 temper and the one annealed at 370 °C gained H24 temper.

All specimens that annealed at 430 °C and higher annealing temperatures gained H0 temper.

SEM and EDS analysis were applied to investigate the morphology of intermetallics. It is seen that the cast specimen and annealed specimens have α (Al-Mg) phase on matrix. Intermetallics include Mg, Si, Mn, Fe elements and according to stoichiometric ratio of elements, Al_xMgFe_y and $Al_xMgSi_yFe_z$ phases were occurred. Fe-bearing polygonal particules and chinese script particules were observed. Elemental mapping was applied on the central line segregation area and Fe and Si elements were intensely observed on the central line segregation area.



1. GİRİŞ

Oldukça yüksek şekillendirme kabiliyetine sahip alüminyum alaşımları taşımacılık sistemlerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Dünyada gemi inşaatında, otomotiv sektöründe ve inşaat sektöründe, savunma-havacılık ve uçak sanayinde yaygın olarak kullanılan 5754 alaşımı düz ve çetalı levhalar, yaygın olarak tercih edilen alüminyum alaşım ürünleridir. Türkiye’de ise Denizcilik ve Gemi Sektörü ile Savunma, Havacılık ve Uçak Sanayi alanında faaliyet gösteren firmalar, çeşitli ebatlarda ve kalınlıklarda 5754 alaşımı alüminyum levha ürünlerini; Almanya, İtalya, Romanya, Rusya, ve Mısır gibi ülkelerdeki üreticilerden ithal etmektedir. Bu da göstermektedir ki 5754 alaşımı alüminyum levha üretiminde ülkemizde ciddi bir sıkıntı bulunmaktadır.

Yüksek magnezyum içeren 5754 alaşımının, sahip olduğu geniş katılma aralığı dolayısıyla, katılma zamanı çok düşük olan ikiz merdane döküm teknolojisi ile üretilmesi oldukça güçtür. Diğer alüminyum alaşımlarının üretilmesiyle kıyaslandığında üretim süreci zorlu olan bu alaşımın ikiz merdane döküm yöntemiyle üretim parametrelerinin araştırılması bu tez çalışmasının amacıdır.

Bu çalışmada, ikiz merdane döküm yöntemi teknolojisi ile TS EN 573-3 Kimyasal Alaşım Standardına uygun 5754 alüminyum alaşımının, 1300 mm eninde dökülebilmesi için döküm parametreleri araştırılmış, soğuk hadde ile düz ve çetalı levha üretimi gerçekleştirilmiştir. Çalışma sırasında bu genişlikte levha dökümü için uygun, makina tasarımı ve tip tasarımının zorunluluk olduğu görülmüştür.

EN 573-3'e göre tanımlanmış EN AW 5754 alaşımlı dökme ruloların elde edilmesi, maksimum % 0,8-1,10 bombe değerine sahip rulo dökümünün yapılabilmesi, yüzeyde segregasyon, ripple ve ısı çizgileri gibi hataların bulunmaması, ara pasoların kalınlık toleranslarını sağlaması, yapılacak tüm analiz kriterlerinin standartlarda uygun olması çalışma sırasında sürekli kontrol edilmiştir.

Uygun merdane bombesi seçimi, TMMA (tip ile merdane merkezi arası) mesafesi yani *set-back* mesafesi, merdane aralığı, tutma fırını sıcaklığı, döküm hızı, levha bombesi gibi etkenler araştırılarak literatüre katkı sağlanmıştır.

İkiz merdane döküm yöntemi teknolojisiyle üretilen AA5754 alaşımı levhalar soğuk hadde ve tavlama aşamaları ile nihai ürün haline getirilmiştir. Düz levha için H0 ve H24 çetalı ürün için H44 ve H224 temperlerini yakalamak için homojenizasyon tavı, yeniden kristalleşme tavı, ve nihai tav yapılmıştır. Nihai ürün haline getirilmiş alüminyum levhaların mekanik özelliklerine termo-mekanik işlemlerin etkisi incelenmiştir. Nihai ürünlerin çekme, 3 nokta eğme ve sertlik ölçümleri alınmıştır. Kimyasal analizler spektral analiz yöntemiyle yapıp alaşımın standartlara uygunluğu araştırılmıştır. Optik mikroskop ve SEM analizleri ile mikroyapılar araştırılmıştır.

Çalışma, Bursa'da kurulu, ekstrüzyon ve yassı ürün sektörlerinde faaliyet gösteren PMS Metal Profil Alüminyum San. Ve Tic. A.Ş. tesislerinde endüstriyel boyutta gerçekleştirilmiş ve firmaya artı ürün, tecrübe kazanımı ve verimlilik artışı sağlamıştır.

Dünyada yaygın pazarı bulunan ve Türkiye'nin ithal kalemlerinden biri olan bu alaşımın üretimine, üretim sürecindeki zorluklar nedeniyle çoğu firma uzak durmaktadır. AA5754 alaşımının yerli üretimde yaygınlaşmasının ülke ekonomisine sağlayacağı katkı bu çalışmanın ekonomik ve ulusal kazanım çıktıları olarak kabul edilmelidir.

2. ALÜMİNYUM

2.1 Tarihçesi

Metaller medeniyetlerin gelişmesinde önemli rol oynamışlardır. Bu süreçte çelikten sonra alüminyumun önemi büyüktür çünkü eşsiz özellikleri sayesinde ağaç, bakır, demir ve çelik gibi malzemelerin yerine geçmiştir. Ticari üretiminin geç başlamasına ve endüstriye geç girmesine rağmen, hacimsel olarak en fazla tüketilen demir dışı metal olmuştur. Alüminyum bu yerini, sağlamıştır. Alüminyum üretiminin gecikmesinin sebebi cevherden kazanılmasının zor olmasıdır (Altenpohl 1982).

Alüminyumun ilk üretimi 1825 yılında Danimarka'da fizikçi ve kimyager olan Ørsted tarafından laboratuvar ölçekli olarak gerçekleştirilmiştir. Kısa bir süre sonra da Almanya'da Woehler de benzer çalışmalar yapmıştır. Ticari amaçlı ilk üretim 1855'de Fransa'da Sainte-Claire Deville tarafından kimyasal bir teknik kullanılarak gerçekleştirilmiş ancak ekonomik olmadığı için bu yöntem daha sonra terk edilmiştir. 1866'da Werner von Siemens büyük miktarda ve ucuz enerji sağlayan dinamoyu keşfetmiştir. Bu olay, her ne kadar alüminyum ile doğrudan ilgili değilse de, endüstriyel ölçüde alüminyum üretimi, büyük miktarda, ucuz enerji üretimi demek olan bu buluş sayesinde mümkün olmuştur. Bu keşif dolaylı olarak endüstriyel ölçekte ekonomik alüminyum üretiminin önünü açmıştır. 1886'da birbirinden bağımsız çalışan Amerikalı Charler Martin Hall ve Fransız Paul L.T. Heroult, halen alüminyum üretiminin temel yöntemi olan, ergimiş tuz banyosundan elektroliz yolu ile ekonomik üretme yöntemini bulmuşlardır (Altenpohl 1982).

Alüminyum, 19 yy sonralarından itibaren kullanım alanının artmasıyla ekonomik anlamda rekabet kazanmıştır. 1921'de yıllık dünya alüminyum üretimi 200000 ton seviyesine çıkmış, 1950'de 1,5 milyon ton ve 1978'de 15 milyon tona ulaşmıştır. 2013 ve 2014 yılları için primer alüminyum üretimi sırasıyla 49,7 ve 53,127 milyon ton olarak rapor edilmiştir (Altenpohl, 1982; Url-1; Yılmaz, 2015).

2.2 Genel Özellikleri

Alüminyum yeryüzünde en çok bulunan ikinci element olup, gri renkli, hafif ve 2,7 g/cm³ özgül ağırlığa sahiptir. Atmosferik şartlara, yiyecek maddelerine ve günlük yaşamda kullanılan pek çok sıvıya ve gaza karşı dayanıklıdır. Alaşımları su, tuz ve diğer çevresel faktörlere dayanım gösterir. Yansıtma özelliği yüksektir. Radyan enerji, görünür ışık, radyan ısı ve elektromanyetik dalgaları etkin bir şekilde yansıtabilir. Anodize ve koyu anodize edilmiş yüzeyleri yansıtıcı veya emici olabilir. Oksijene karşı, yüzeyde doğal olarak oluşan temiz oksit tabakası yüzeyi korumaktadır. Korozyona uğrayan yüzeyde meydana gelen oksit tabakası oldukça incedir ve oksitlenmeyi engeller. Gözle görülemeyen bu oksit tabakası demirde olduğu gibi renk değiştirmez ve parçalanarak kopmaz. Bu sayede korunan gümüş gri yüzeyi mimari uygulamalarda dekoratif özellik sağlar. Saf alüminyum ve çoğu alaşımı düşük sertliğe ve dayanıma sahip olmasına karşın bazı alüminyum alaşımları yapı çeliklerine eşit hatta bazen daha fazla mukavemet ve dayanıma sahip olabilirler. Yüksek elektrik direncine sahip özel alaşımları dışında alüminyumun elektrik iletkenliği bakıra yakındır. Alüminyumun termal iletkenliği bakırın yaklaşık % 50-60'ı kadardır. Bu özelliği sayesinde ısı değiştiricilerinde, buharlaştırıcılarda, elektrikli ısıtıcı uygulamalarda, otomotiv silindir kafası ve radyatörlerde kullanılabilirler. Alüminyum ferro manyetik değildir, bu özellik elektrik ve elektronik endüstrisinde önemli bir rol oynar. Isıya karşı direnç gösterir ve yanıcı değildir. Patlayıcı maddelerin muhafaza edilmesinde kullanılabilir. Toksik davranış göstermemesi sebebiyle gıda ve ilaç sektörlerinde saklama ve paketlemede kullanılabilir. Alüminyum kolaylıkla işlenebilir, kalın profil ürünlerden ince folyo ürünlere pek çok farklı kalınlıkta şekillendirilebilir. Alüminyum endüstriyel kullanıcıya, ingot olarak değil, hadde ürünleri, ekstrüzyon ürünleri, dökme ve dövme ürünler olarak sunulur (Davis, 1993).

2.3 Türkiye’de Alüminyum

Ülkemizde alüminyum üretimi için ilk ciddi girişim, Seydişehir bölgesinde ekonomik olarak işletilebilecek boksit rezervlerinin bulunmasıyla kurulan Seydişehir Alüminyum Tesisleri ile olmuştur. Daha sonra özelleştirilen ve Eti Alüminyum A.Ş. Genel Müdürlüğü olan tesis halen ülkemizdeki tek birincil alüminyum üreticisidir. Hızla büyüyen sektörde, değişik alanlarda faaliyet gösteren, çoğunluğu küçük

ölçekli, toplam 350-400 civarında firma mevcuttur. Özel sektör kuruluşları ikincil alüminyum üretimine dayalı sadece yarı ürün ve/veya uç ürün üretimi alanında faaliyet göstermekte olup, aslında alüminyum işleyen kuruluşlardır. Sadece Seydişehir hem birincil alüminyum üreticisi, hem de işleyicisi durumundadır. Günümüzde, alüminyum yarı-ürün ve ürünlerin farklı sınıflandırılmalarına rastlanılmaktadır. Alüminyum için, sektöründeki kuruluşların, teknoloji, kullanım alanı, ilgili ülkenin gümrük kuralları, uluslararası ticaret koşullarına göre değişen farklı yaklaşımlardan kaynaklanan sınıflandırmaları mevcuttur. Ülkemizde daha çok alüminyum üretim ve teknolojisine dayanılarak düzenlenmiş ve alüminyumla ilgili kuruluşlarca benimsenmiş sınıflandırma şu şekildedir (TMMOB Metalurji Müh. Odası, 2007).

Döküm Ürünleri:

- Döküm İngotu (alaşımli külçe, alaşımsız külçe, elektrik iletken)
- İşleme İngotu (Ekstrüzyon ürünlerinin üretiminde kullanılan yuvarlak ve köşeli ingot hadde mamüllerin üretiminde kullanılan yassı ingot)
- Sürekli Döküm Levha (filmaşın) ve çubuk
- Granüle Alüminyum
- Toz Alüminyum

Hadde Ürünleri:

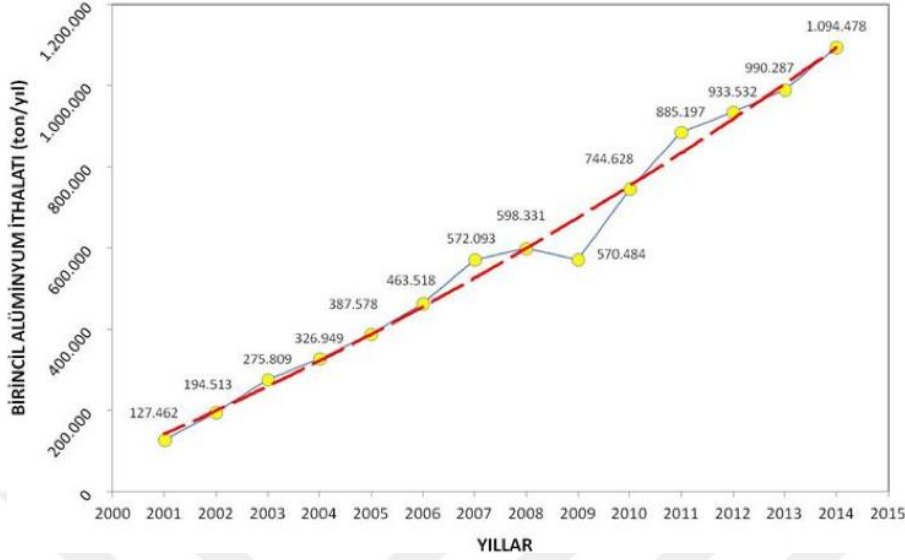
- Sıcak Hadde (levha rulo): 6 mm ve daha üst kalınlıkta
- Soğuk Hadde (levha, rulo,serit,disk): 0,2 mm-6 mm
- Folyo: 7-200 µm

Ekstrüzyon Ürünleri:

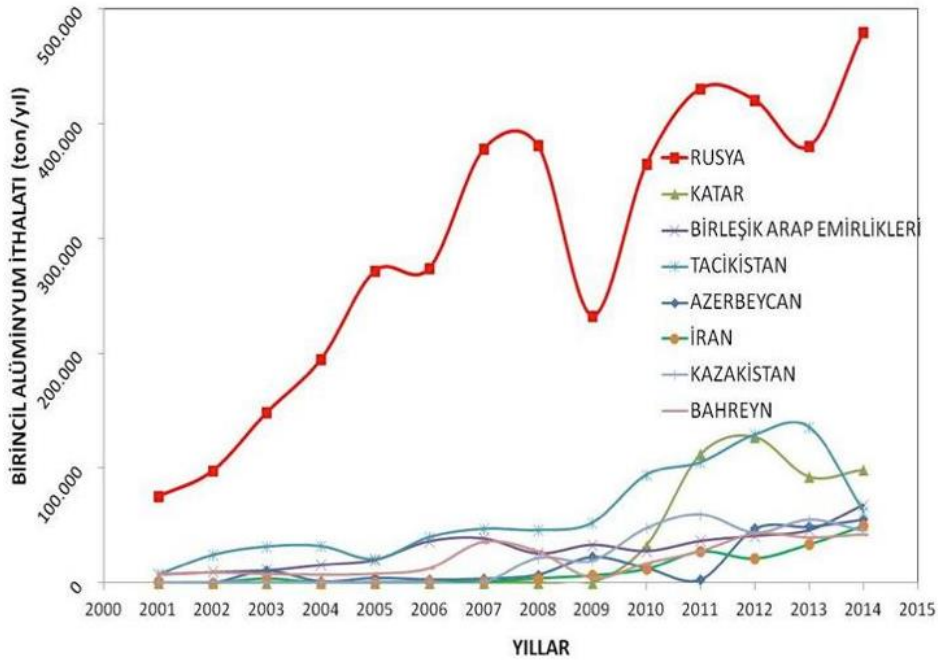
- Çeşitli Profiller
- Alüminyum Teller

2001 yılından itibaren Türkiye birincil alüminyum ithalat miktarları Şekil 2.1’de gösterilmiştir. 2015 yılına kadar geçen sürede birincil alüminyum ithalatı her yıl yaklaşık olarak 70000 ton artış göstermiştir. Dünyada olduğu gibi Türkiye’de de ekonomik krizlerin birincil alüminyum ithalatında etkileri olmuştur. Türkiye birincil alüminyum ithalatını gerçekleştirdiği ülkelerin yıllara göre değişimi Şekil 2.2’de

gösterilmiştir. En büyük ithalatın gerçekleştiği ülke Rusya'dır ve ardından Tacikistan, Katar ve Birleşik Arap Emirlikleri gelmektedir (Yılmaz, 2015).

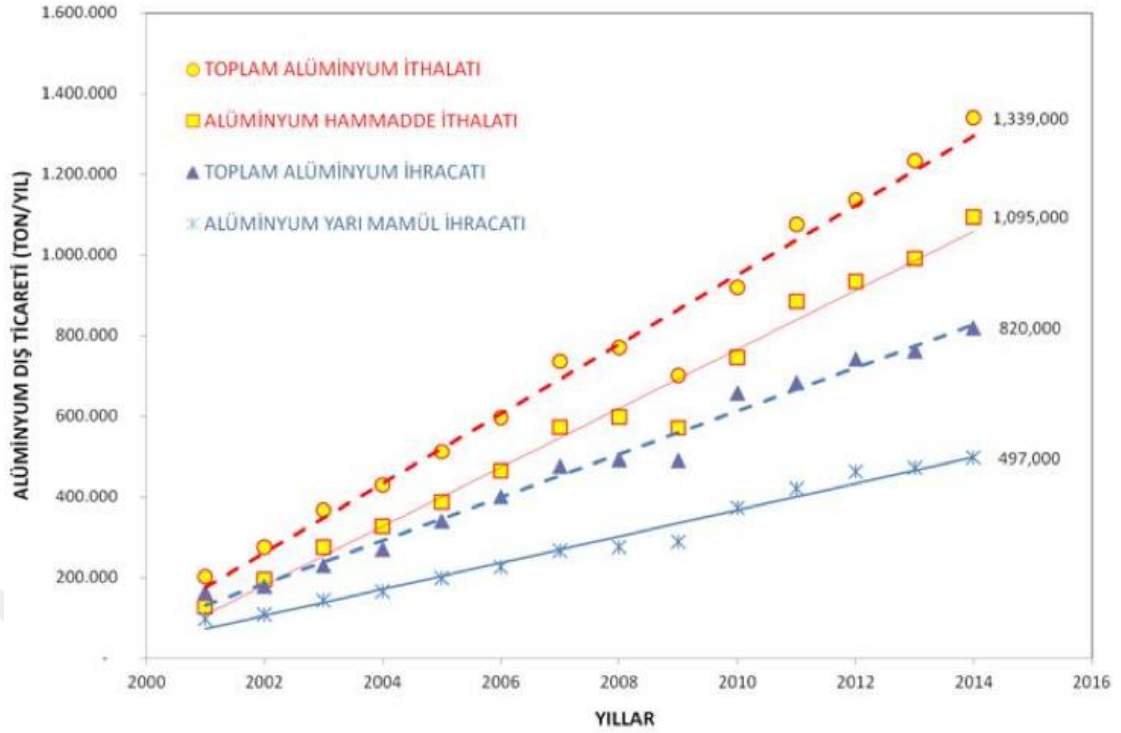


Şekil 2.1 : Türkiye birincil alüminyum ithalatının yıllara göre artışı (Yılmaz, 2015).

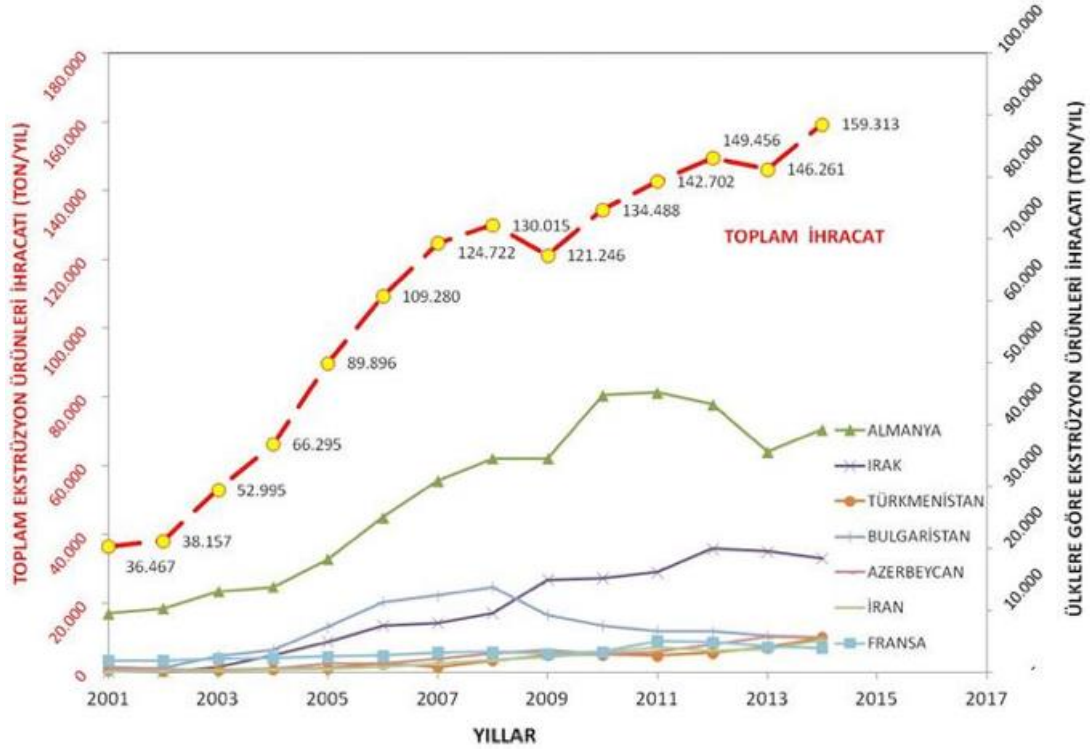


Şekil 2.2 : Türkiye'nin birincil alüminyum ithalatını gerçekleştirdiği ülkeler ve yıllara göre miktarların değişimi (Yılmaz, 2015).

Alüminyum sektörü ithalat ve ihracat miktarlarının yıllar içinde artışı Şekil 2.3'de gösterilmiştir. Türkiye alüminyum dış ticaretinde yıllar içinde en büyük kalem birincil alüminyum ithalatı olmuştur ve toplam alüminyum ithalatının yaklaşık % 80'inini oluşturmuştur (Yılmaz, 2015; TÜİK, 2015; TALSAD, 2015; TİM, 2015; TUDÖKSAD, 2015).



Şekil 2.3 : Türkiye alüminyum ithalat ve ihracat dengesi (Yılmaz, 2015).

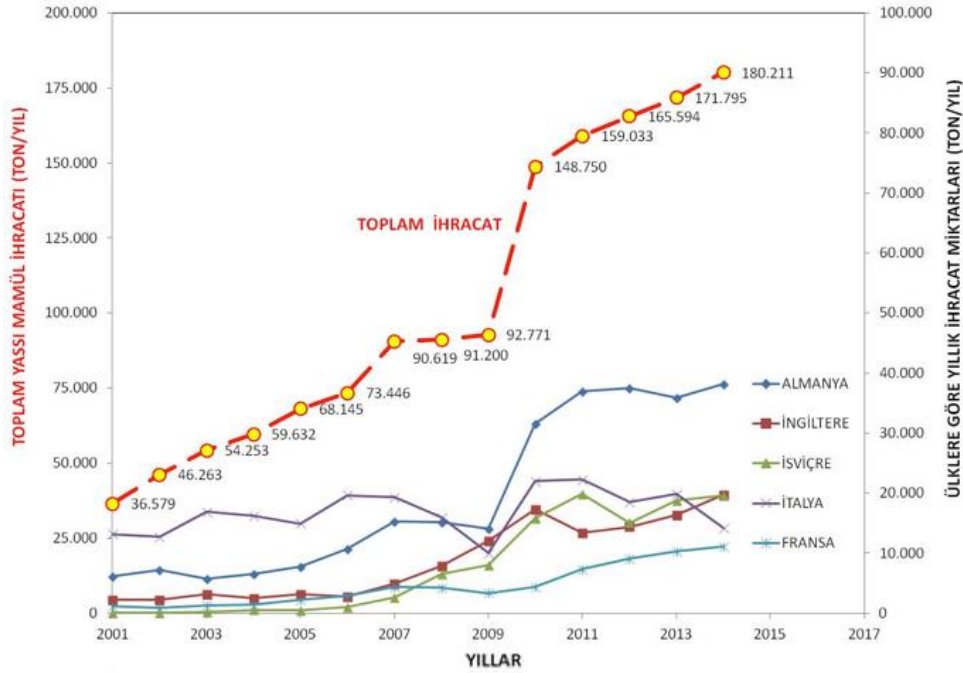


Şekil 2.4 : Türkiye alüminyum ekstrüzyon ürünleri ihracat rakamlarının ülkelere ve yıllara göre değişimi (Yılmaz, 2015).

Ekstrüzyon ve yassı mamül ürünleri, Türkiye alüminyum üretimi ve ihracatının en güçlü olduğu yarı-mamül üretim sektörleridir. Bu sektörlerin ihracat rakamları sırasıyla Şekil 2.4 ve Şekil 2.5 'de gösterilmiştir. Türkiye, ekstrüzyon sektöründe

dünya ticaretinin % 4'ünü gerçekleştirerek dünyada 7. Sırada yer almıştır. 2014 yılında 159,313 ton ekstrüzyon ürünü, başta Almanya olmak üzere Irak, Türkmenistan gibi ülkelere ihraç edilmiştir (Yılmaz, 2015; Yılmaz, 2008; TUİK, 2015; TALSAD, 2015; TİM, 2015; TUDÖKSAD, 2015).

Türkiye, yassı mamül ticaretinde, dünya ticaretinin % 2,2'sini gerçekleştirerek, dünyada bu alanda 11. Sırada yer almıştır. Alüminyum folyo ticaretinde ise dünya ticaretinin % 2,5'sini gerçekleştirerek dünyada 7. sırada yer almaktadır. Yassı mamül ihracatının yapıldığı ilk beş ülke başta Almanya olmak üzere Avrupa ülkeleridir (Şekil 2.5). Yassı mamül sektörü, ekstrüzyon ürünlerinden farklı olarak 2008 ekonomik krizinden ihracatta daha da güçlenerek çıkmıştır. (Yılmaz 2015, ITC, TİM)



Şekil 2.5 : Türkiye alüminyum yassı mamül ihracat rakamlarının ülkelere ve yıllara göre değişimi (Yılmaz, 2015).

2.4 Alüminyumun Kullanım Alanları

Alüminyumun, demir-çelik, bakır ve pirinç malzemelere göre ağırlık avantajının yanında yüksek dayanıma da sahip olması, ulaştırma sektöründe alüminyum kullanımının giderek artmasına sebep olmaktadır. Avrupa'da tüketilen alüminyumun yaklaşık üçte biri ulaşım sektöründe, otomobillerde, uçaklarda, tren ulaşım

sisteminde, yolcu kompartımanlarının yapımında, gemi sanayisinde kullanılmaktadır (Kaufman, 2000).

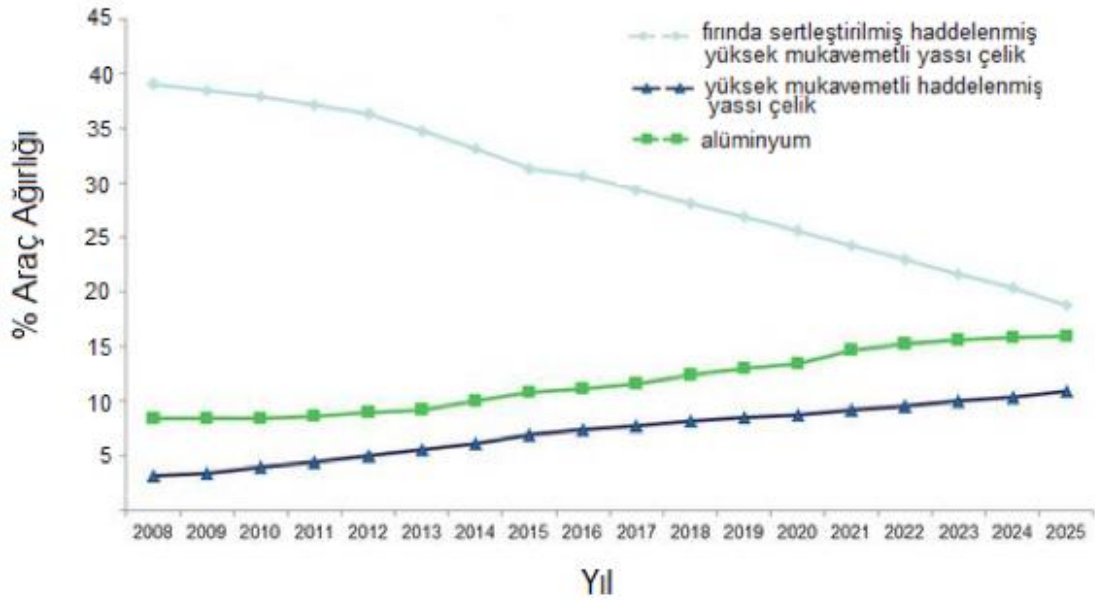
Alüminyumun bir diğer gelişmekte olan kullanım alanı ise ambalaj sektörüdür. Homojen yapısı, ince folyo olarak üretilmesi, hava geçirmezliği ve kolay şekillendirilebilmesi özellikleriyle ideal bir ambalaj malzemesidir ve diğer ambalaj malzemeleriyle kıyaslandığında daha kaliteli koruma sağlayabilmektedir. Alüminyum ambalajların su, gaz, buhar, ışık, ve mikroorganizma geçişini engellemesi, ısıya ve soğuğa karşı iyi dayanım göstermesi, mor ötesi ve kızılötesi ışınlarla karşı koruyucu özellik göstermesi, gıda ve ilaç sektörleri için tercih edilen özelliklerdir. Alüminyum alaşımlarının bir diğer kullanım alanı da içecek kutularıdır. Dünyada kullanılan metal kutuların % 80 alüminyumdan imal edilmiştir. Hafif, geri kazanılabilirliği, çabuk soğuması, kolay açılabilmesi gibi özellikleri sebebiyle içecek kutularında geniş kullanım alanı bulmuştur. Alüminyumun çok iyi bir iletken malzeme oluşu elektrik elektronik sektöründe de kullanılmasını sağlamıştır. Alüminyum kullanımının Avrupa'da % 10'u, ABD'de % 9'u, Japonya'da % 7'si elektrik ve elektronik sektörüne aittir. Bu sektördeki ana kullanım alanları yeraltı kabloları, elektrik boruları, motor bobin sarımı, şaseler, yongalar, transistör soğutucuları, veri kayıt diskleri ve cihaz kasaları olarak sıralanabilir. Alüminyumun hafifliği, yüksek korozyon direnci, uzun ömürlü oluşu, sağlamlığı gibi nedenlerle inşaat sektöründe, özellikle son yıllardaki yapılarda oldukça fazla kullanılmaktadır. Değişik şekillerde profil elde edilebilmesi ve eloksallama sayesinde dekoratif görünüm kazanması, binaların çatı ve cephe kaplamalarında, kapı ve pencerelerinde, merdivenlerde, çatı ve inşaat iskelelerinde tercih edilmesine sebep olmuştur. Son yıllarda yapılardaki alüminyum, dünya çapında gelişme göstermiş ve çok büyük bir pazar payı elde etmiştir (Kaufman, 2000).

2.5 Alüminyum Alaşımları Otomotiv Uygulamaları

Alüminyum alaşımlarının üretimindeki yüksek maliyet, bu alaşımların otomotiv endüstrisinde kullanılmasını geciktirmiştir. Alüminyum alaşımları için ikiz merdane döküm yönteminin (İMD) geliştirilmesi ile alüminyum alaşımlarını ekonomik olarak üretmek mümkün olmuştur. İMD yönteminde, döküm ve hadde kademeleri bir arada gerçekleştirilmektedir. Bu özellik alüminyumun, diğer üretim yöntemlerine göre daha az işlem süresi ve daha düşük maliyet avantajı sağlanmıştır. Yeni çevre

kanunlarındaki sera gazlarının azaltılması zorunluluğu, otomobil üreticilerini daha hafif, yakıt tasarrufu sağlayacak malzeme kullanmaya zorlamıştır. Alüminyum, düşük yoğunluğu ve geri dönüşüm avantajı ile otomotiv sektöründe çelik ve polimerik malzemelerin yerini almaya başlamıştır (Hirsch, 2004; Miller ve diğ., 2000).

Alüminyum kaporta ve şasiye sahip otomobillerin çelik otomobillere göre % 25 daha az yakıt tüketeceği ve kullanım ömrü boyunca 10.000 litre daha az yakıt harcayacağı ve sonuç olarak da emsali bir otomobile göre CO₂ emisyonunun 3 ton azalacağı hesaplanmıştır. Otomotiv sanayisinin önde gelen üreticileri alüminyumun otomobillerde kullanımıyla ilgili Ar-Ge çalışmalarına devam etmektedirler. Günümüzde otomotiv sektöründe yüksek mukavemetle birlikte yüksek şekil verilebilirlik gerektiren birçok uygulamada, 5000 serisi alüminyum alaşımları kullanılmaktadır. Bugün Avrupa otomobillerinde 70 kg, Japon ve Amerikan otomobillerinde ise 90 kg dolaylarında alüminyum kullanılmaktadır. Honda, Mercedes, Jaguar, Audi gibi firmalar 5754 alaşımlarını, ürettikleri araçların çeşitli bölgelerinde kullanmaktadır (Hirsch, 2004; Haga ve diğ., 2004; TMMOB Metalurji Müh. Odası, 2007).



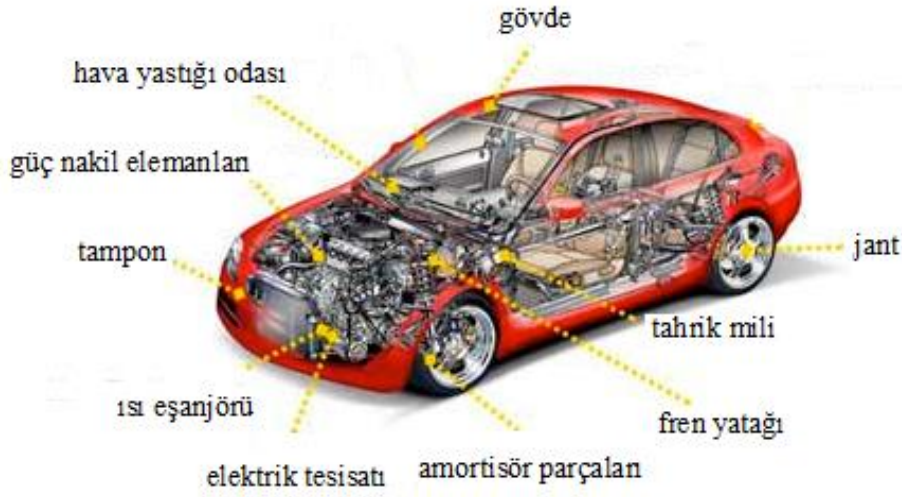
Şekil 2.6 : Otomobillerde kullanılan ağırlıkça % alüminyum ve ağırlıkça % çelik miktarlarının yıllara göre gösterdiği ve öngörülen değişim grafiği (Url-3).

Alüminyumun, otomobillerde kullanım miktarı giderek artmaktadır (Hirsch, 2004). 2009 yılında otomobillerde kullanılan alüminyum miktarı yaklaşık 150 kg olmuştur.

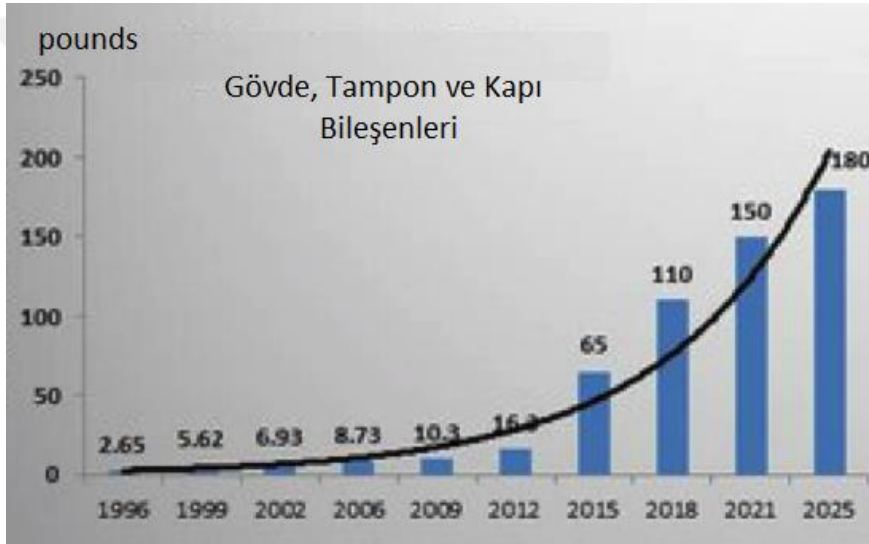
Otomobil üreticileri, 2025 yılında otomobillerde kullanılan alüminyum miktarını yaklaşık 350 kg'a çıkarmayı hedeflemektedirler (Url-2). Çizelge 2.1'de çeşitli markaların ürettikleri otomobillerde kullandıkları alüminyum miktarları verilmiştir. Şekil 2.6'da, otomobillerde kullanılan ağırlıkça % alüminyum ve ağırlıkça % çelik miktarlarının yıllara göre gösterdiği ve öngörülen değişim grafiği verilmiştir (Url-3). Şekil 2.7'de alüminyumun otomobil uygulamalarına örnekler verilmiştir. Şekil 2.8, 2.9 ve 2.10'da alüminyumun otomobil uygulamalarında öngörülen kullanım miktarları gösterilmiştir (Url-2).

Çizelge 2.1 : Çeşitli markaların ürettikleri otomobillerde kullandıkları alüminyum oranları (Url-2).

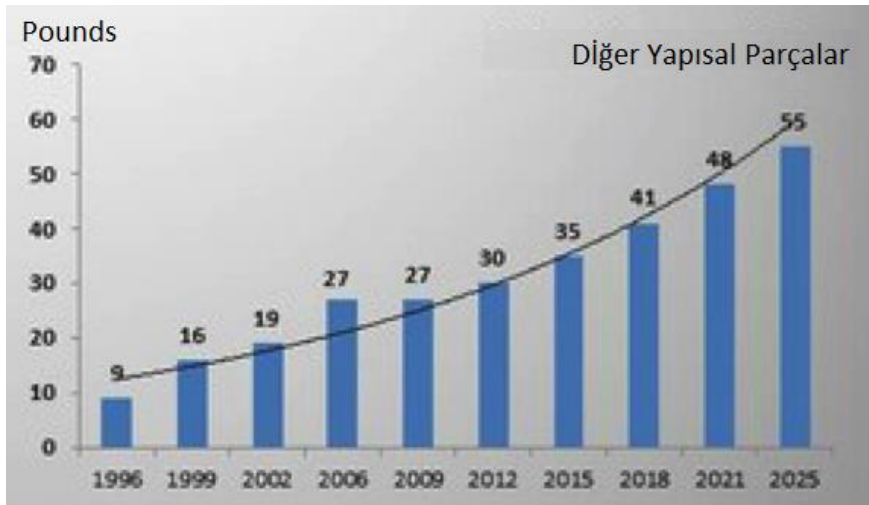
Araç Marka Model	Ağ % Alüminyum Oranı
Fiat 500	10,5
Chrysler 300	10,6
Ford Explorer	9,90
Hyundai Elantra	9,60
Mercedes-Benz-ML-Class	11,60
Ford Escape	10,90
Ford Focus	9,80
Saab 9-4X	11,60
Honda Civic	10,4
Honda CR-V	10,9
Volkswagen D-Sedan	9,1
Chrysler/Fiat C-Sedan	11,30
Dodge Viper (ZD)	10,7
Mercedes-Benz GL-Class	9,6
Ford Fusion	10,2
Lincoln	11,3
Cadillac ATS	10,3
Chevrolet Malibu	11,2
Cadillac XTS	10,7
Honda Accord	10,7
Nissan Altima	11,1
Toyota Avalon	10,6



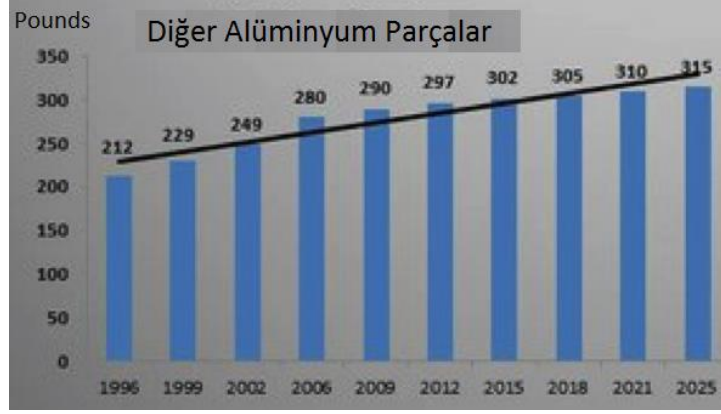
Şekil 2.7 : Alüminyumun otomobil uygulamalarına örnekler (Url-2).



Şekil 2.8 : Alüminyumun otomobillerde gövde, tampon ve kapı bileşenleri için öngörülen kullanım miktarı (Url-2).



Şekil 2.9 : Alüminyumun otomobillerde diğer yapısal parçalar için öngörülen kullanım miktarı (Url-2).



Şekil 2.10 : Alüminyumun otomobillerde, yapısal olmayan parçalar için öngörülen kullanım miktarı (Url-2).

2.6 Alüminyum Alaşımlarının Adlandırılması

Aluminum Association, alüminyum alaşımlarını *döküm* ve *yoğrulmuş* malzeme olarak sınıflandırmıştır. İşlenmiş alüminyum alaşımları için aşağıdaki gibi 4 basamaklı sistem kullanılmıştır. 2xxx'den 7xxx'e kadar olan alaşımlarda sınıflandırma, alaşımda en çok bulunan elemente göre yapılmıştır. 6xxx alaşımı istisnadır çünkü bu alaşımda baskın yapı Mg_2Si 'dir. 1xxx grubundaki 10xx alaşımı en saf hali tanımlamaktadır. Son iki basamak da alaşımdaki minimum alüminyum yüzdesini tanımlamaktadır. 2xxx-8xxx alaşımlarındaki 2. basamak alaşımın modifikasyonunu tanımlamaktadır. Son iki basamak ise gruptaki farklı alaşımları tanımlamak için kullanılmaktadır (Rooy, 1992).

- 1xxx : Saf hal (kontrol alaşımı)
- 2xxx : Ana alaşım elementi bakırdır.
- 3xxx : Ana alaşım elementi manganezdır.
- 4xxx: Ana alaşım elementi silisyumdur.
- 5xxx: Ana alaşım elementi magnezyumdur.
- 6xxx: Magnezyum ve silisyum alaşım elementleridir.
- 7xxx: Ana alaşım elementi kalaydır. Cu, Mg, Cr ve Zr içerebilir.
- 8xxx: Kalay ve lityum alaşım elementleridir.
- 9xxx: İlerde elde edilebilecek yeni alaşımlar için ayrılmıştır.

Döküm alaşımları için 3 tam basamak ve bir ondalık basamak içeren bir sistem geliştirilmiştir. Ondalık basamak döküm limitlerini belirtmektedir. Basamaklar ise alaşım kompozisyonunu belirtmektedir (Rooy, 1992).

- 1xx.x: Saf hal (kontrol alaşımı)
- 2xx.x: Ana alaşım elementi bakırdır.
- 3xx.x: Ana alaşım elementi silisyumdur, bakır ve magnezyum da içerebilir.
- 4xx.x: Ana alaşım elementi silisyumdur
- 5xx.x: Ana alaşım elementi magnezyumdur
- 6xx.x: Kullanılmamakta
- 7xx.x: Ana alaşım elementi kalaydır ancak bakır ve magnezyum içerebilir.
- 8xx.x: Kalay ve lityum alaşım elementleridir
- 9xx.x: Kullanılmamakta

2.7 Alüminyum Alaşımlarında Mukavemetlendirme Mekanizmalarının Etkileri

Alüminyum metali mukavemet artırıcı işlemlere rahat tepki verir. Çizelge 2.2’de % 99,9999 saflıkta tavllanmış alüminyum dayanımı ile çeşitli yöntemlerle mukavemet kazandırılmış alaşımları kıyaslanmıştır. Alüminyum alaşımları saf alüminyumdan çok daha dayanıklıdır (Askeland ve diğ., 2010).

Çizelge 2.2 : Alüminyum ve mukavemetlendirilmiş alaşımlarının çekme dayanımı, akma dayanımı ve % uzama değerleri (Askeland ve diğ., 2010).

Malzeme	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	% uzama
Saf tavllanmış Al (% 99,999)	44,83	17,24	60
Ticari saf Al (tavlanmış % 99)	89,67	34,48	45
Katı eriyik mukavemetlendirilmiş (% 1,2 Mn)	110,34	41,38	35
% 75 soğuk şekillendirilmiş saf Al	165,52	151,72	15
Dağılım mukavemetlendirilmiş (% 5 Mg)	289,66	151,72	35
Yaşlandırılmış (% 5,62 Zn, % 2,5 Mg)	572,41	503,54	11

Alüminyum alaşımları üretim yöntemlerine göre dövme ve döküm olarak adlandırılabilirler. İki farklı yöntemin uygulanması birbirinden farklı ihtiyaçlar gösterir. Dövme alaşımları, döküm alaşımlarına kıyasla daha farklı mikro yapı ve kompozisyona sahiptir. Dövme ve döküm alaşımları ısıl işlem yapılabilir ve yapılamaz alaşımlar olarak sınırlandırılmıştır. Mukavemetlendirme, ısıl işlem uygulanabilen alaşımlarda yaşlandırma yöntemiyle yapılırken, ısıl işlem yapılamayan

alaşımlarda kayı eriyik mukavemetleşmesi, pekleşme ve dağılım mukavemetleşmesi yöntemiyle yapılır. Çizelge 2.3’de dövme ve döküm yöntemiyle üretilmiş alaşımların hangilerine ısıt işlem uygulanıp, hangilerine uygulanmadığı gösterilmiştir (Askeland et al, 2010).

Çizelge 2.3 : Dövme ve döküm alaşımlarının ısıt işlem olasılıkları (Askeland ve diğ., 2010).

Dövme Alaşımları	
1xxx Ticari Safılıkta Al (>% 99 Al)	Yaşlandırılmaz
2xxx Al-Cu	Yaşlandırılabilir
3xxx Al-Mn	Yaşlandırılmaz
4xxx Al-Si ve Al-Mg-Si	Eğer Mg varsa yaşlandırılabilir
5xxx Al-Mg	Yaşlandırılmaz
6xxx Al-Mg-Si	Yaşlandırılabilir
7xxx Al-Mg-Zn	Yaşlandırılabilir
Döküm Alaşımları	
1xxx.x Ticari Safılıkta Al (>% 99 Al)	Yaşlandırılmaz
2xx.x Al-Cu	Yaşlandırılabilir
3xx.x Al-Si-Cu veya Al-Mg-Si	Biraz yaşlandırılabilir
4xx.xAl-Si	Yaşlandırılmaz
5xx.x Al-Mg	Yaşlandırılmaz
7xx.x Al-Mg-Zn	Yaşlandırılabilir
8xx.x Al-Sn	Yaşlandırılabilir

1xxx, 3xxx, 5xxx ve 4xxx dövme alaşımlarının çoğu yaşlandırılmaz. 1xxx ve 3xxx alaşımları tek fazlı alaşımlardır ve pekleşme, katı eriyik mukavemetlenmesi ve tane boyutu kontrolü ile kontrol edilirler. 5xxx alaşımları oda sıcaklığında iki fazlıdır ve bu fazlar, alüminyumda magnezyumun katı α eriyiği ile sert ve gevrek bir yapıda olan Mg_3Al_2 bileşiğidir (Askeland ve diğ., 2010). Mg_3Al_2 bileşiğinin ince dağılımı, pekleşme, katı eriyik mukavemetleşmesi ve tane boyutu kontrolü ile alüminyum-magnezyum alaşımlarının özellikleri değiştirilebilir. Alüminyum döküm alaşımlarının çoğu Si içermektedir. Alüminyum döküm alaşımlarındaki Si, iyi akıcılık ve dökülebilirlik özelliği kazandırır. Alüminyum silisyum alaşımlarının özelliklerini etkileyen sebepler, α alüminyum matrisin katı eriyik mukavemetleşmesi, β fazının dağılım mukavemetleşmesi, ilk tane boyutu, şekli ve ötektik oluşumdur. Kokil ve pres dökümde meydana gelen hızlı soğuma tane boyutunun ve ötektik mikro oluşumun incelmeye sebep olur ve genellikle dayanımı yükseltir (Askeland ve diğ., 2010).

2.8 5xxx Serisi Alüminyum Alaşımlarının Genel Özellikleri

AA5XXX serisinin temel alaşım elementi magnezyumdur ve katı çözelti içerisinde bulunmaktadır. 5XXX serisi alüminyum alaşımları oda sıcaklığında iki fazlıdır. Bu iki faz alüminyumda magnezyumun katı α eriyiği ve sert ve gevrek metaller arası bir bileşik olan Mg_2Al_3 fazıdır. Genel amaçlı ve yapısal olan alaşımlarda Mg oranı % 1 ile % 5 arasındadır. Mg miktarının artması halinde yapıda Mg_2Al_3 ve Mg_2Si fazları görülebilmektedir. Al-Mg alaşımlarına mukavemet özelliklerinin gelişmesi için krom, mangan ve titanyum elementlerinden bir ya da birkaçı toplamda % 0,25 ile % 1 oranında katılmaktadır. Al-Mg alaşımlarının özellikleri Mg_2Al_3 çökeltisinin ince dağılımı, pekleşme, katı eriyik mukavemetlenmesi ve tane boyutu ile kontrol edilmektedir (Askeland, 2010; Hatch, 1999).

AA5XXX serisi alüminyum alaşımlarında katı çözelti mukavemetlenmesi, magnezyumun dislokasyonlarla etkileşmesi sayesinde sağlanmaktadır (Wen ve diğ., 2005).

Ana alaşım elementi Mg olan 5xxx serisi alüminyum alaşımları Mn ilavesiyle birlikte oldukça yüksek mukavemete sahip malzemeler olarak üretilebilir. Mg bu alaşımlarda sertliği, Mn'dan daha fazla artırmaktadır. 5xxx serisi alaşımların tipik özelliği süreksiz akma davranışı göstermeleridir. Bu seri alaşımların ana elementi olan magnezyumun katı çözeltideki çözünürlüğü % 2'dir ve çözünürlük miktarı 720 °C' de % 14-15'e kadar artar. Bu sebepten magnezyumun büyük kısmı çözeltidedir ve denge dışı durumlarda veya tavlama sırasında Mg_5Al_8 fazı oluşur. İçerikteki Si, % 3-4 Mg içeren alaşımlarda matriste çözünmeyen Mg_2Si fazını oluşturur. Düşük magnezyum içeren alaşımlardaki Fe ve Si ise Fe_2SiAl_8 fazını oluşturur (Alper, 2003; Eskin, 2008; Backerud ve diğ., 1986).

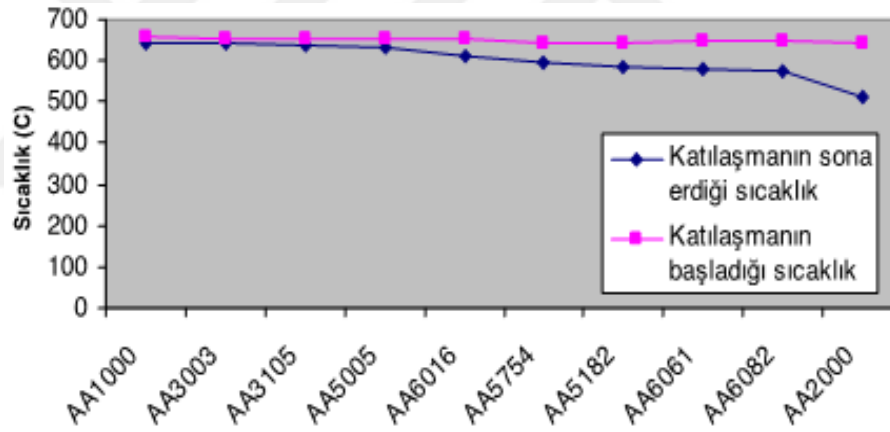
Al-Mg alaşımları sahip oldukları yüksek mukavemet, korozyon direnci ve kaynaklabailme özellikleri sayesinde çok çeşitli alanlarda kullanılabilir. Yapısal alanlarda mimari ve dekoratif süslemelerde, ev uygulamalarında, otomotivlerde, askeri uygulamalarda, bot ve gemilere, tanklarda, vinç parçalarında, konserve kutularında, sokak lambalarında kullanılmaktadırlar (Hatch, 1999; DIN Taschenbuch, 2005; Kurt ve diğ., 2006; Sevinç, 2002).

2.9 AA5754 Alaşımının Genel Özellikleri

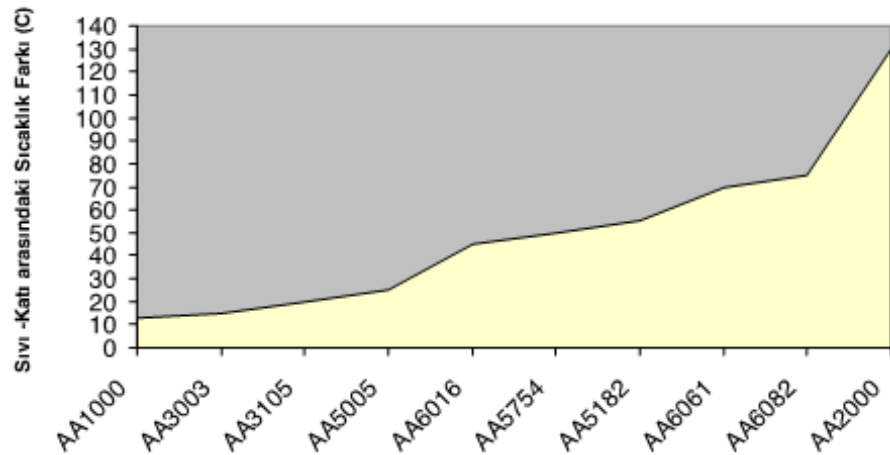
5xxx serisi Al-Mg alaşımları yüksek mukavemet özelliği yanında iyi şekil verilebilirlik ve uzama özelliklerine de sahiptirler. Bunların yanında kaynaklanabilirlik ve yüksek korozyon dayanımı bu alaşımların farklı alanlarda talep görmesine sebep olur (Birol, 2006).

Bu alaşımlarda yüksek miktardaki Mg içeriği, alaşıma yüksek şekillendirilebilirlik kazandırır. Mg atomları katı çözültide Al atomları ile yer değiştirir. Bu sayede mekanik deformasyon sırasında dislokasyon hareketi engellenmiş olur. Deformasyon boyun verme şeklinde olur ve erken yırtılmalar engellenir (Birol, 2006; Siyambaş, 2011).

Bu alaşımların katılaşma aralığı geniştir. Şekil 2.11 ve Şekil 2.12’de çeşitli Al alaşımlarının katılaşma sıcaklıkları ve katılaşma aralığı değerleri verilmiştir (Siyambaş 2006).



Şekil 2.11 : Alüminyum alaşımları katı sıvı başlangıç sıcaklıkları (Siyambaş, 2006).



Şekil 2.12 : Alüminyum alaşımları katı sıvı başlangıç sıcaklıkları (Siyambaş, 2006).

Çizelge 2.4’de AA5754 alaşımının standart kimyasal kompozisyonu verilmiştir (TS EN 573-3).

Çizelge 2.4 : AA5754 Alüminyum alaşımının ağırlıkça yüzde kimyasal kompozisyonu (TS EN 573-3).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0,40	0,40	0,10	0,50	2,3-3,6	0,30	0,20	0,15	Kalan

Temper ve kalınlıklara göre alüminyum 5754 alaşımının fiziksel özellikleri Çizelge 2.5’de gösterilmiştir (TS EN 485-2).

Çizelge 2.5 : Temper ve kalınlıklara göre alüminyum AA5754 alaşımının fiziksel özellikleri (TS EN 485-2).

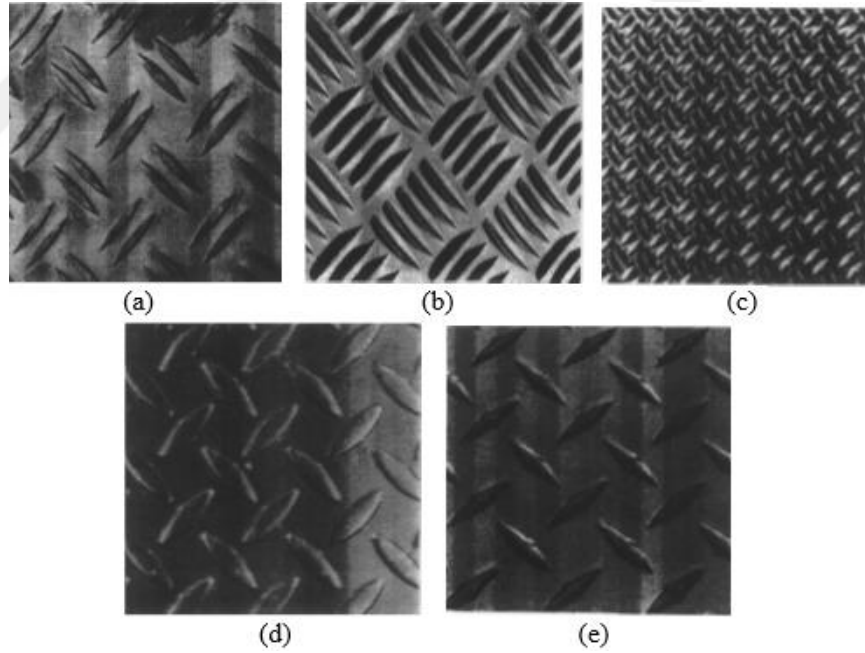
Temper	Kalınlık mm		R_m MPa		$R_{p0,2}$ MPa		Uzama % mm		Bükülme Çapı		Sertlik HBW ^a
	en az	en çok	en az	en çok	en az	en çok	$A_{50\text{ mm}}$	A	180°	90°	
F ^a	≥ 2,5 100,0	100,0 150,0	190 180	— —	— —	— —	— —	— —	— —	— —	— —
O/H111	0,2 0,5 1,5 3,0 6,0 12,5	0,5 1,5 3,0 6,0 12,5 100,0	190 190 190 190 190 190	240 240 240 240 240 240	80 80 80 80 80 80	— — — — — —	12 14 16 18 18 —	— — — — — 17	0,5 t 0,5 t 1,0 t 1,0 t — —	0 t 0,5 t 1,0 t 1,0 t 2,0 t —	52 52 52 52 52 52
H112	≥ 6,0 12,5 25,0 40,0	12,5 25,0 40,0 80,0	190 190 190 190	— — — —	100 90 80 80	— — — —	12 — — —	— 10 12 14	— — — —	— — — —	62 58 52 52
H12	0,2 0,5 1,5 3,0 6,0 12,5	0,5 1,5 3,0 6,0 12,5 40,0	220 220 220 220 220 220	270 270 270 270 270 270	170 170 170 170 170 170	— — — — — —	4 5 6 7 9 —	— — — — — 9	— — — — — —	— — — — — —	66 66 66 66 66 66
H14	0,2 0,5 1,5 3,0 6,0 12,5	0,5 1,5 3,0 6,0 12,5 25,0	240 240 240 240 240 240	280 280 280 280 280 280	190 190 190 190 190 190	— — — — — —	3 3 4 4 5 —	— — — — — 5	— — — — — —	— — — — — —	72 72 72 72 72 72
H16	0,2 0,5 1,5 3,0	0,5 1,5 3,0 6,0	265 265 265 265	305 305 305 305	220 220 220 220	— — — —	2 3 3 3	— — — —	— — — —	— — — —	80 80 80 80
H18	0,2 0,5 1,5	0,5 1,5 3,0	290 290 290	— — —	250 250 250	— — —	1 2 2	— — —	— — —	— — —	88 88 88
H22/H32	0,2 0,5 1,5 3,0 6,0 12,5	0,5 1,5 3,0 6,0 12,5 40,0	220 220 220 220 220 220	270 270 270 270 270 270	130 130 130 130 130 130	— — — — — —	7 8 10 11 10 —	— — — — — 9	1,5 t 1,5 t 2,0 t — — —	0,5 t 1,0 t 1,5 t 1,5 t 2,5 t —	63 63 63 63 63 63
H24/H34	0,2 0,5 1,5 3,0 6,0 12,5	0,5 1,5 3,0 6,0 12,5 25,0	240 240 240 240 240 240	280 280 280 280 280 280	160 160 160 160 160 160	— — — — — —	6 6 7 8 10 —	— — — — — 8	2,5 t 2,5 t 2,5 t — — —	1,0 t 1,5 t 2,0 t 2,5 t 3,0 t —	70 70 70 70 70 70
H26/H36	0,2 0,5 1,5 3,0	0,5 1,5 3,0 6,0	265 265 265 265	305 305 305 305	190 190 190 190	— — — —	4 4 5 6	— — — —	— — — —	1,5 t 2,0 t 3,0 t 3,5 t	78 78 78 78
H28/H38	0,2 0,5 1,5	0,5 1,5 3,0	290 290 290	— — —	230 230 230	— — —	3 3 4	— — —	— — —	— — —	87 87 87

2.10 Alüminyum Yassı Ürünler

Alüminyum plaka ve saclar genellikle hadde ile üretilirler. İngot ve hurda karışımı ergitilip alaşım elementleri ilave edildikten sonra, sürekli dökümle levha üretimi gerçekleştirilir. Üretilen levhalar daha sonra istenilen boyda kesilir. Levhanın her iki yüzeyinde kalan yağ kalıntıları giderildikten sonra ısıtma fırınına gönderilir. Daha sonra sıcak hadde işlemi istenilen kalınlığa ulaşıncaya kadar gerçekleştirilir. Elde edilen sıcak hadde ürünü levhalar direk pazara sunulabilir veya daha ince kalınlığa ulaşmak için soğuk hadde işlemine tabi tutulur. Üretilen bu plaka ve sacların genişliği 1,5 metre civarındadır (Dwight, 1999). Yassı ürünler için kalınlık toleransı, t kalınlık, w genişlik olmak üzere, Eşitlik 2.1 ve Eşitlik 2.2’de verilen formüller ile hesaplanabilir (Dwight, 1999).

$$\text{Plaka} \quad dt = \pm (0.000014 wt + 0.3) \text{ mm} \quad (2.1)$$

$$\text{Sac} \quad dt = \pm (0.11t + 0.00004 w - 0.06) \text{ mm} \quad (2.2)$$



Şekil 2.13 : Kabartmalı alüminyum plaka modelleri (a) İki çubuk (b) beş çubuk (c) elmas (d) arpa tohumu (e) badem (TS 10170 EN 1376).

Alüminyum plaka (plate), terim olarak genellikle sıcak haddelenmiş ve kalınlığı 6 mm’den fazla olan ürünler için kullanılmaktadır. Alüminyum sac (sheet) tanımı, 6 mm’den ince yassı alüminyum ürünler için kullanılır. Alüminyum saclar soğuk hadde ile üretilir. Birden fazla sayıda hadde işlemi ve ara tav gerekebilir. Soğuk

hadde ile üretilebilen alüminyum sac kalınlıkları şöyle sıralanabilir 0,5 mm, 0,6 mm, 0,8 mm, 1,0 mm, 1,2 mm, 1,5 mm, 2,0 mm, 2,5 mm, 3,0 mm, 4,0 mm, 5,0 mm, ve 6,0 mm (Dwight, 1999).

Endüstriyel kullanımda *çeta* olarak adlandırılan, bir tarafı düz diğer tarafı kabartmalı olan alüminyum ve alüminyum alaşımı levha, şerit ve plakalar, uygun bir model ile hazırlanan özel bir hadde kullanarak mamülün son bir defa haddelenmesi suretiyle elde edilir. Farklı model tiplerinde geometrik şekiller elde etmek mümkündür. En yaygın modeller ve standart gösterilişleri Şekil 2.13'te verilmiştir (TS 10170 EN 1376).



3. ALÜMİNYUM DÖKÜMÜ

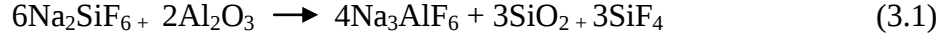
3.1 Döküm Öncesi İşlemler

Ticari Alüminyum alaşımlarının ergitilmesi bir seri adımdan oluşmaktadır. Ergimiş metal her şeyden önce oksitlenmeye karşı koruyucu flaks olarak adlandırılan bileşiklerle korunmalıdır. Üretilcek alaşımın mikroyapısını ve mekanik özelliklerini istenilen düzeyde karşılayabilmek için gaz giderme işlemi ve uygulamaları yapılmalıdır. Sıvı metal içinde kalmış olabilecek katı partikülleri temizlemek amacıyla da süzme (filtrasyon) yapılmalıdır. (Campbell, 1991; Neff, 1988).

3.1.1 Flakslama (Fluxing)

Flakslamak terimi endüstride ergimiş metal banyosunu saflaştırmak, temizlemek, korumak, deokside etmek gibi amaçlarla ergimiş metal banyosuna ilave edilen katkı maddelerini ve uygulama tekniklerini ifade etmektedir. Ergimiş alüminyumun içerisinde döküm kalitesini olumsuz etkileyen çeşitli oksitler ve metalik olmayan inklüzyonlar bulunabilir. Bu kirlilikler alaşımdan gelen oksitler, kalıptan geçen maddeler, kum, yağlayıcı kalıntıları gibi maddeler olabilir. Flakslama işlemi sıcaklıktan bağımsız uygulanamaz. Seçilen sıcaklık gerekli kimyasal reaksiyonların gerçekleşebileceği kadar yüksek ve curufun ergimiş metalden kolaylıkla ayrılabilmesi için bir sıcaklık olmalıdır. Seçilen flaks yapıcıların oluşturacağı yapı, uygulama yapılan sıcaklıkta çok ergimeden, yüksek akışkanlık özelliği göstermelidir. Mekanik veya fiziksel yöntemlerle ergimiş metal banyosundan ayrılabilmelidirler. Çizelge 3.1'de alüminyum için kullanılan çeşitli flaks bileşikleri ve özellikleri gösterilmektedir. Değişik flaks tiplerinden fonksiyonlarına göre (koruyucu, eriyiği temizleyici, saflaştırıcı) amaca uygun olanı seçilmez. Koruyucu flakslar genellikle küçük fırınlarda ergimiş metal üzerinde fiziksel bariyer oluşturması ve oksitlenmeyi engellemesi amacıyla kullanılır. Temizlemek amaçlı kullanılan flakslar genellikle Cl içerir ve oksit inklüzyonları ısıtılıp eriyikten kolay uzaklaştırılmalarını sağlarlar. Curuf yapıcı flakslar ise ergimiş metalin yüzeyinde oluşan dross'dan alüminyumoksiti (Al_2O_3) ayırmak için kullanılırlar. Genellikle florür içeren bu

flakslar drossdaki alümina ile ekzotermik reaksiyona girerler (Eşitlik 3.1) ve lokal olarak sıcaklığı artırdıklarından dolayı flaksa akışkanlık kazandırırılar (Totten ve MacKenzie, 2003).



Saflaştırıcı flakslar ise ergimiş metaldeki istenmeyen metalik yapılarla reaksiyona girerler. Flakstaki klorür, alkali metallerle yüzeyden sıyrılarak ayrılabilir bileşikler oluşturur (Totten ve MacKenzie, 2003; The Aluminum Association, 2007).

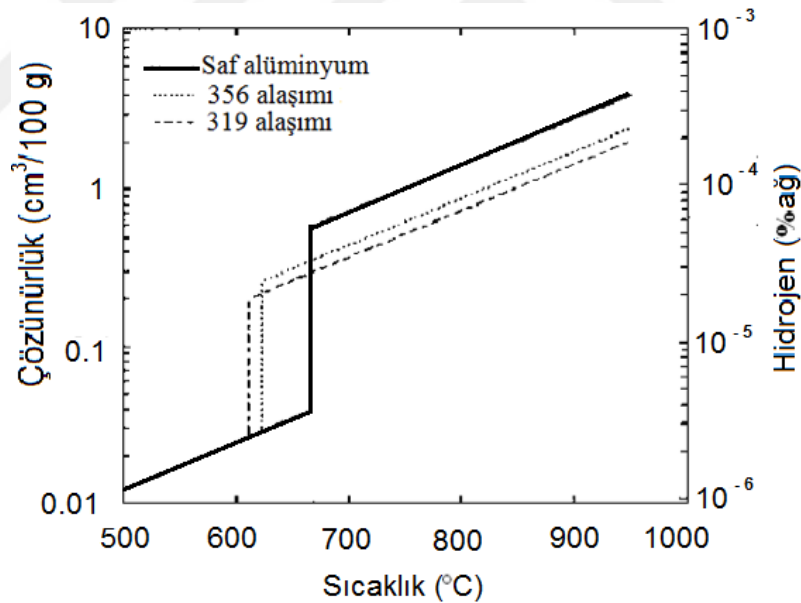
Çizelge 3.1 : Alüminyum alaşımlarında kullanılan flaksların özellikleri (Totten ve MacKenzie, 2003).

Bileşik	Kimyasal Formülü	Yoğunluk (g/m ³) (Katı Hal)	Yoğunluk (g/m ³) (Sıvı Hal)	Ergime Noktası (°C)	Kaynama Noktası (°C)
Alüminyum Klorür	AlCl ₃	2,240	1,31	190	182,7*
Alüminyum Florür	AlF ₃	3,070	--	1040	--
Boraks	Na ₂ B ₄ O ₇	2,367	--	741	1575
Kalsiyum Klorür	CaCl ₂	2,412	2,06	772	1600
Kalsiyum Florür	CaF ₂	3,180	--	1360	--
Karnalit	MgCl ₂ KCl	1,600	1,50	487	--
Çinko Klorür	ZnCl ₂	2,910	--	262	732
Çinko Florür	ZnF ₂	4,480	--	872	--
Kriyolit	3NaFAIF ₃	2,970	--	1000	--
Lityum Klorür	LiCl	2,086	1,50	613	1353
Lityum Florür	LiF	2,295	1,80	870	1676
Magnezyum Klorür	MgCl ₂	2,325	--	712	1412
Magnezyum Florür	MgF ₂	3,000	--	1396	2239
Potasyum Klorür	KCl	1,984	1,53	776	1500*
Potasyum Florür	KF	2,480	8,80	880	1500
Potasyum Borat	K ₂ B ₂ O ₄	--	--	880	--
Potasyum Sülfat	K ₂ SO ₄	2,662	--	1076	--
Potasyum Karbonat	K ₂ CO ₃	2,290	--	891	--
Kalsiyum Klorür	CaCl	2,165	1,55	801	1413
Kalsiyum Florür	CaF	2,790	1,91	980	1700
*Bu sıcaklıkta süblimleşir					

3.1.2 Gaz giderme (degassing)

Günümüzde dökümhanelerde ergiyik metalin kalitesini bozan sorunlarından önemli bir tanesi gaz içeriğidir. Çözünen gazların yarattığı porozite yaşlandırılmış alaşımlar geliştirildikten sonra daha fazla sorun olmaya başlamıştır. Çünkü yakın yüzey gözenekliliği devamlı yüzey üzerinde kendini daha çok göstermektedir. Artan porozite değerinin çekme mukavemetini önemli derecede etkilemektedir (Kaufman ve Rooy, 2005; Talbot, 2004; Gruleski ve Closset, 1990).

Alüminyum ve alaşımları sıvı hallerinde hidrojen absorblamaya çok yatkındır. Havadaki nemde bulunan hidrojen, aşağıdaki reaksiyonda görüldüğü şekilde kolaylıkla sıvı metalde çözünür. Bu durum poroziteye sebep olmaktadır ve istenmeyen bir durumdur. Farklı alüminyum alaşımları, hidrojeni farklı derecede absorblama eğilimi gösterirler. Şekil 3.1’de örnek olarak seçilen alaşımların hidrojen çözünürlüğü sıcaklığa bağlı olarak gösterilmiştir (Kaufman ve Rooy, 2005; Talbot 2004; Gruleski ve Closset, 1990; Totten ve MacKenzie, 2003).



Şekil 3.1 : Saf alüminyum, alüminyum 356 ve alüminyum 319 alaşımları için sıcaklığa bağlı hidrojen çözünürlüğü (Totten ve MacKenzie, 2003).

Çizelge 3.2’de görüldüğü gibi alaşımda artan bakır ve silisyum varlığı hidrojen çözünürlüğünü azaltırken, magnezyum artırmaktadır. Düşük sıcaklıklarda hidrojen uzaklaştırmak daha kolaydır. Ergimiş metalden hidrojen, argon veya nitrojen gibi inert bir gaz ile uzaklaştırılır. Yapılan çalışmalarda klor gazının bazı durumlarda

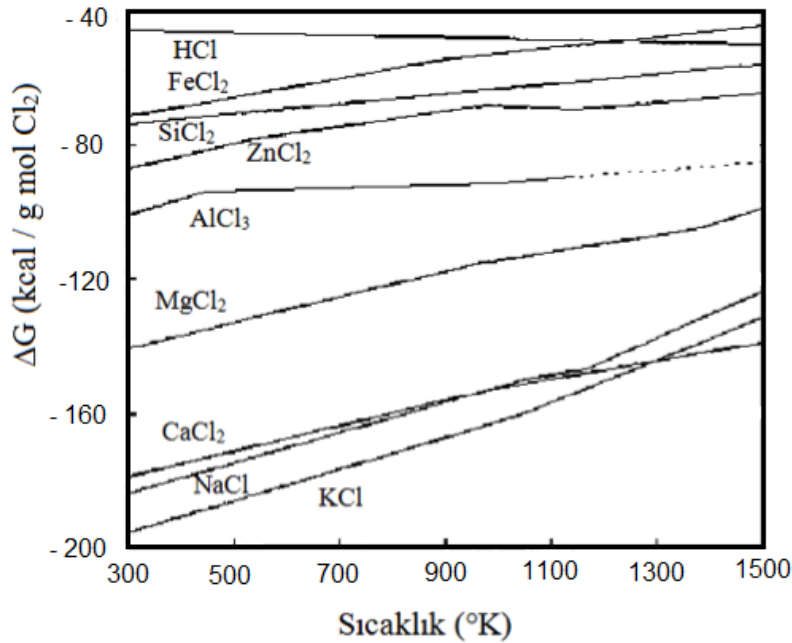
hidrojenin uzaklaştırılmasını kolaylaştırdığı tespit edilmiştir (Kaufman ve Rooy, 2005; Talbot, 2004; Gruleski ve Closset, 1990; Totten ve MacKenzie, 2003).

Çizelge 3.2 : 760 °C’de saf alüminyum ve çeşitli alaşımlarında hidrojen çözünürlüğü (Totten ve MacKenzie 2003).

Alaşım	Hidrojen çözünürlüğü (ppm)
Saf alüminyum	1,20
Al-7Si-0,3Mg	0,81
Al-4,5Cu	0,88
Al-6Si-3,5Cu	0,67
Al-4Mg-2Si	1,15

3.1.3 Temizleme ve saflaştırma

Alüminyumun birincil üretiminden gelen empirüte olarak bulunan metallerin (lityum, sodyum ve kalsiyum) döküm ve alaşım kalitesi için uzaklaştırılması gerekmektedir. Uzaklaştırılması gereken bir diğer element de magnezyumdur. Alüminyum geri dönüşümü büyük bir market durumundadır ve hurdadan tekrar işlenen alüminyumların içerisinde oldukça fazla magnezyum vardır. Bu empüriterin uzaklaştırılması Cl ve F ile mümkün olmaktadır. Şekil 3.2’ de görüldüğü gibi bu elementlerin termodinamik olarak klorür ve florür olma yatkınlıkları alüminyumdan daha fazladır. Bu işlemin gerçekleşmesi için endüstride ergimiş alüminyuma AlF_3 ilavesi yapılır ya da klor gazı verilir (Totten ve MacKenzie, 2003; Cresswell, 1995).



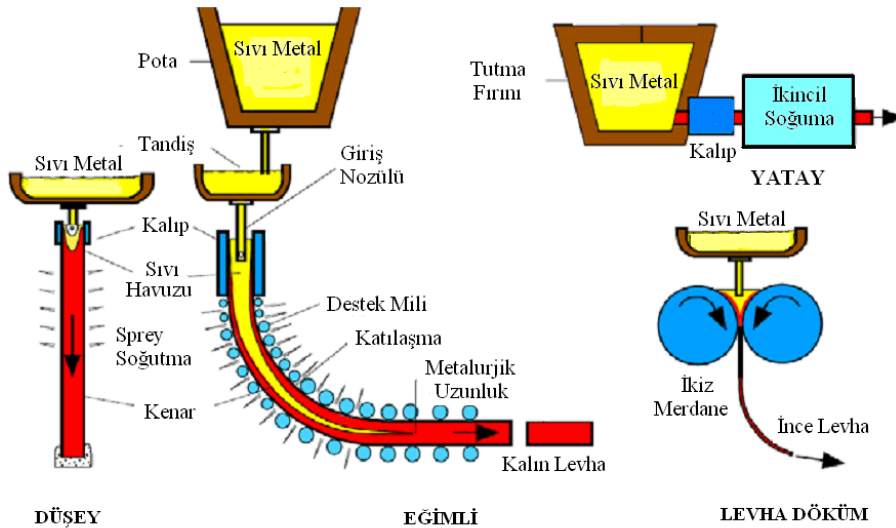
Şekil 3.2 : Metal florür oluşumu termodinamik değerleri (Totten ve MacKenzie 2003).

3.1.4 Süzme (Filtrasyon)

Döküm kalitesini artıran bir diğer uygulama da süzmedir (filtrasyon). Filtrasyon, ergimiş metalin poröz bir malzemeden geçirilmesidir. Bu esnada varsa inklüzyonlar bu filtre içerisinde kalmış olurlar. Filtre malzemesi alaşımla reaksiyona girmeyen, termal ve mekanik strese dayanıklı olmalıdır. Filtrasyon verimliliğini etkileyen faktörlerin başında akış hızı gelmektedir. Akış hızı azaldıkça daha iyi filtreleme sonucu elde edilmektedir (Totten ve MacKenzie, 2003; Birol ve diğ., 2005).

3.2 Alüminyum Sürekli Döküm Yöntemi

Sürekli dökümü ön plana çıkartan temel avantajları enerji tasarrufu ve üniform ürün elde edilebilmesidir. Her yıl dünyada yaklaşık 500 milyon ton çelik, 20 milyon ton alüminyum ve 1 milyon ton bakır, çinko, kurşun, nikel ve diğer metaller bu yöntemle üretilmektedir. Sürekli dökümde ergimiş metal sürekli ilerleyen bir sistemle katı hale dönüştürülür. Farklı tipteki sürekli döküm yöntemleri Şekil 3.3’de gösterilmiştir (Stefanescu ve diğ., 1998; Thomas, 2001; Duygulu, 2009; Miyazawa, 2001; Gammal, 1996; Romano, 2009; Hamer ve diğ., 2002; Cingi, 2006).



Şekil 3.3 : Farklı tipteki sürekli döküm yöntemleri (Thomas, 2001).

Sürekli döküm yöntemi ardı ardına izlenen operasyon adımlarından oluşur. Ergimiş metal fırından dökümün gerçekleşeceği bölüme getirilir ve tandiş (döküm işlemi sırasında sıvı metal akışını kontrol eden düzenek) bölümünden geçirilerek kalıba yönlendirilir. Metal, soğutulan kalıptan geçerken kalıp şeklini alarak katılaşır. Katılaşan metal kalıptan sürekli şekilde alınır. Elde edilen ürün daha sonra kesme

ünitesine gönderilir. Geleneksel döküm yöntemlerinde ürün ingot formunda üretilirken sürekli döküm yönteminde ürün silindir ingot, levha halinde ve doğrudan rulo edilerek elde edilebilmektedir (Stefanescu, 1998; Ehrke ve Schneider, 2000). Levha döküm teknolojileri nihai ürün boyutuna göre şu şekilde sınıflandırılır. (Kamer, 1999).

- Geniş levha döküm
- Dar levha döküm
- Döküm sonrası hemen rulo olarak sarılan (maksimum kalınlık 10 mm)
- 20-40 mm dökülüp daha sonra sıcak haddelenen
- 3 mm'in altındaki kalınlıklarda döküm ürünü

Sürekli döküm yöntemi ekonomik açıdan bazı avantajlara sahip olsa da, geleneksel yöntemle kıyaslandığında nihai ürün açısından daha sınırlı özellikler sunmaktadır. Merdaneli döküm sistemlerinde belirlenen temel problemler genellikle yapışma, ısı yolu, merkez hattı segregasyonu, tip içerisinde lokal donmalar, yüzey segregasyonları ve seviye çizgileri olarak sıralanabilir (Espedal ve Roder, 1994).

3.2.1 Sürekli döküm yönteminin tarihsel gelişimi

Sürekli döküm yönteminin ilk uygulamalarından biri 1840 yılında George Sellers tarafından kurşun metali ile yapılmıştır. Çelik için olan ilk uygulaması ise Sir Henry Bessemer tarafından 1846 yılında gerçekleştirilmiştir. Kendisi ayrıca “demir ve çelik için sürekli levha üretimi” patentini almıştır. Sürekli döküm yönteminin tarihsel gelişimindeki diğer önemli adımlar ise; 1930'lu yıllarda Almanya'da Sigfried Junghans tarafından yapılan pirinç sürekli dökümü, ABD'de Scovill Manufacturing tarafından gerçekleştirilen sürekli pirinç levha üretimi ve Vereinigte Leichtmetallwerke tarafından gerçekleştirilen yarı sürekli alüminyum dökümü olarak sıralanabilir (Stefanescu, 1998).

II. dünya savaşından sonra sürekli çelik dökümü ticari olarak Babcock and Wilcox Company (ABD), Low Moor (İngiltere), Amagasaki (Japonya), Eisenwerk Breitenfeld (Avusturya), BISRA (İngiltere), Allegheny Ludlum Corporation (ABD) tarafından yapılmaya başlamıştır (Stefanescu, 1998).

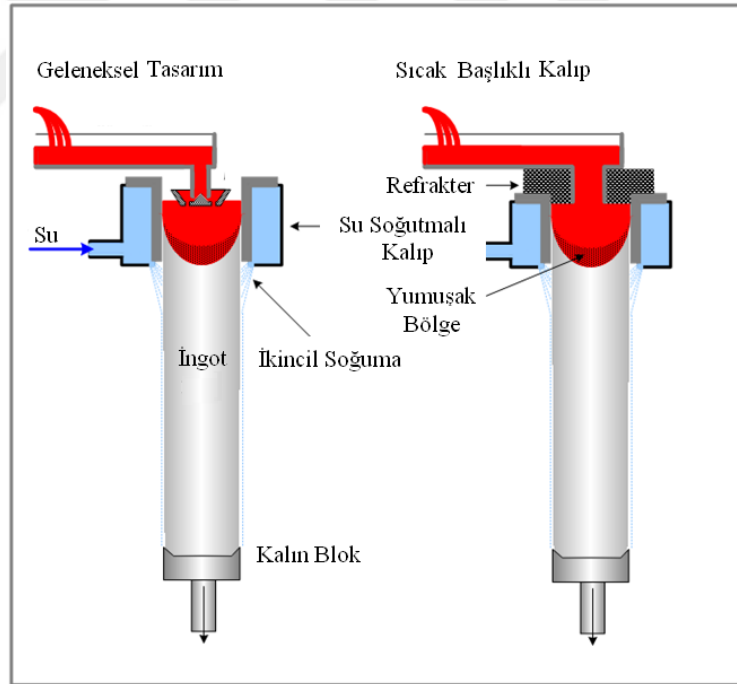
Sürekli döküm yönteminin teknolojik olarak gelişmesi ve yayılmasında en büyük katkıya sahip firmalar şöyledir. Aluisse, Alcoa, British Aluminum, VAW, Pechiney, SCAL, Hazelett, Technica-Guss, Properzi, Southwire, Wertli, White Pine Copper

Company, Outokumpu, General Electric, Battelle, Monsanto, Concast, Koppers, Mannesmann, Demag, Mitsubishi, Sack, Voest-Alpine, Continua, Danieli, Rokop, Technician Corporation, General Motors, SCEC, CRM, Dow Chemical, Fata-Hunter ve Novelis (Stefanescu, 1998).

Sürekli döküm yöntemi için yapılan ilk patent başvurusu 1948 yılında Properzi tarafından alüminyum tel üretmek amacıyla yapılmıştır. Rigamonti, Pechiney, Alcan ve Hunter Douglas tarafından 1950’lerde levha döküm düzenekleri geliştirilmiştir (Sanders 2001).

3.2.2 Düşey sürekli döküm

Düşey sürekli döküm yöntemi, su döküm yöntemi olarak da bilinmektedir. Bu yöntemle 80-200 mm çapında çubuk ve silindir ürünler bir kaç metre uzunluğunda seri şekilde üretilmektedir. Şekil 3.4’de düşey sürekli döküm şematik gösterimi verilmiştir (Büyükuncu, 2010; Zeytin 2000; Url-4).

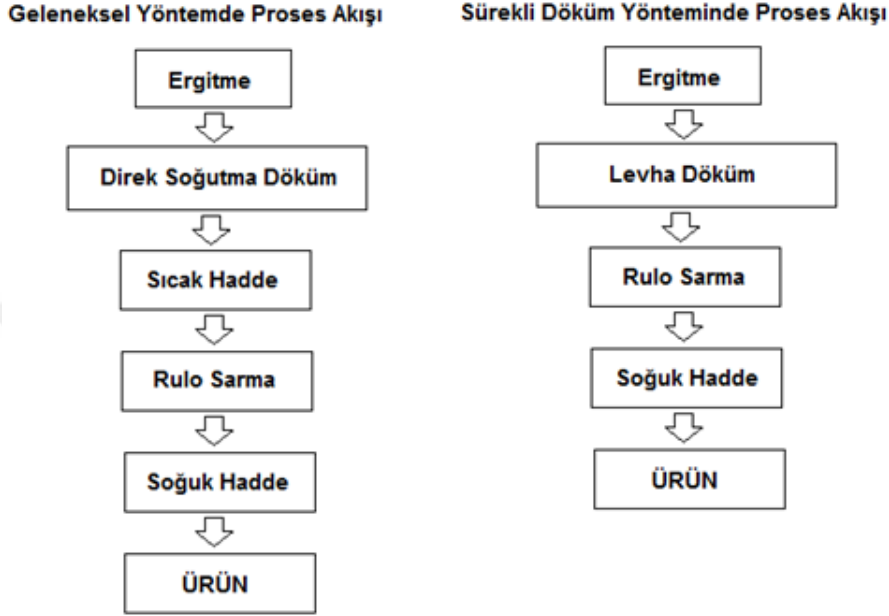


Şekil 3.4 : Düşey sürekli döküm şematik gösterimi (Url-4).

3.2.3 İkiz merdaneli sürekli döküm yöntemi

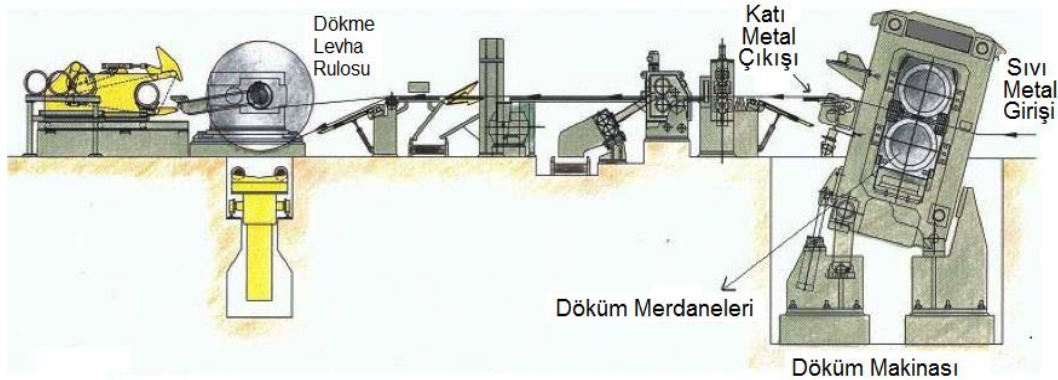
Sürekli levha döküm tekniğinin gerek ekonomik gerekse metalurjik açıdan diğer yöntemlere göre pek çok avantajı vardır. Bu prosesinde katılaşma ve sıcak hadde işlemleri tek bir adımda birleştirildiğinden geleneksel kalıba döküm adımı ortadan kaldırılmış olmaktadır. Sıcak alüminyumun, rulo olarak sarılacak levhalar halinde

üretilmesi, geleneksel rulo üretiminde gerek duyulan sıcak haddeleme işlemini tamamen ya da kısmen ortadan kaldırmaktadır. Geleneksel yöntem ve sürekli döküm yöntemi proses akışları Şekil 3.5’de verilmiştir. Şekil 3.6 ve 3.7 de ise sırasıyla ikiz merdaneli sürekli döküm makinası şematik görünümü ve tipik bir döküm hattı akış şeması gösterilmiştir (Kamer, 1999).

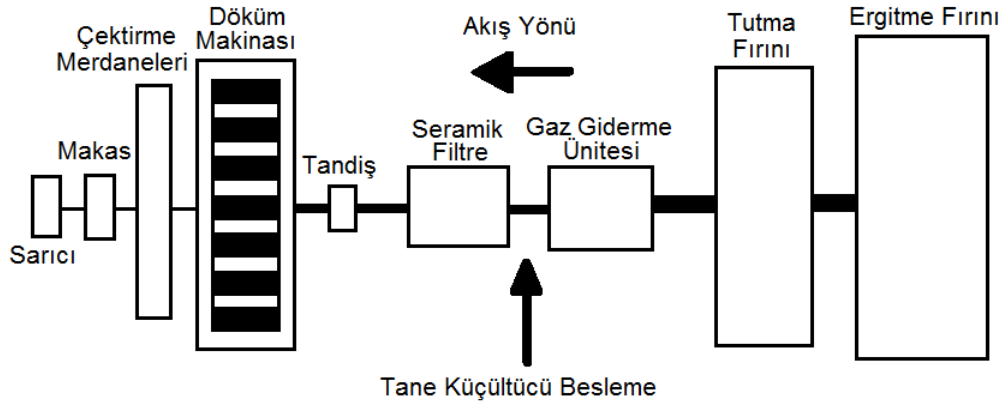


Şekil 3.5 : Geleneksel yöntem ve sürekli döküm yönteminde proses akışları.

Sürekli levha döküm tekniği için gerek duyulan enerji miktarı, yatırım ve işletme maliyeti geleneksel ingot ve sıcak hadde prosesleri için gereken maliyetlerin çok altındadır. İMD yöntemi ile maliyetler düşmüş, yöntem ekonomik olarak avantaj sağlamıştır. Bu avantaj sayesinde sistem son 40 yılda daha da dikkat çeken bir konuma gelmiş ve pek çok modern tesiste yüksek verimliliğinden dolayı tercih edilir olmuştur. Bu yöntemle 2–20 mm kalınlıklarında 2350 mm genişliğe kadar malzeme dökülebilir (Kamer, 1999).



Şekil 3.6 : İkiz merdane döküm makinesinin şematik görünümü (Eraktan, 1991).



Şekil 3.7 : Tipik bir döküm hattı akış şeması (Alper 2003).

Sürekli levha dökümünde malzeme tüketimi % 1,5 – 2 kadar daha azdır ve verimlilik %15-20 daha fazladır. Fata ve Pechiney firmalarının yaptığı çalışmalarla 3 mm’den daha ince döküm yapılabilir. Bu sayede haddeleme işlemleri kısalmıştır (Kamer, 1999).

Bu yöntemin avantajları şöyle sıralanabilir: iyi yüzey kalitesi, ince tane yapısı, uygun kalınlık ve profil dağılımı. Dezavantajları ise düşük verimlilik ve yöntemin sınırlı alaşımlar için uygun olmasıdır. Bu yöntem katılaşma aralığı dar alaşımlar için uygundur. Katılaşma aralığı arttıkça verimlilikte azalma meydana gelmektedir (Thomas, 1989).

Prosesin çalışma hızı dezavantaj gibi görülebilir. Teorik üretim hızı en fazla 4,96 kg/sn.m gibi sunulsa da pratikte bu değer ortalama 0,248-0,372 kg/sn.m civarında kalmaktadır. Teorik hıza ulaşabilmek için yapılan çalışmalar besleme sistemi tasarımı, ara yüzeyde ısı transferinin iyileştirilmesi, hadde kuvvetlerinin kontrolü gibi konuları kapsamaktadır (Li, 1995).

Katılaşma aralığı geniş alaşımlarda üretilen levhalarda çatlaklar kalabilir. Malzeme sıvı veya yarı sıvı halde merdaneden çıkabilir. Bu durum düşük döküm hızına geçilerek aşılabilir. Ancak düşük döküm hızında da katılaşma nozülde başlayabilir. Aşağıda bu yöntemle dökülebilecek alaşımlar sıralanmıştır (Kamer, 1999):

- Ticari saflıkta 99,2-99,6 alüminyum alaşımları
- AlMn (maksimum % 2 Mn 3xxx serisi).
- AlMg (maksimum % 2-3 Mg, Alusuisse Caster II ile %5 Mg a kadar)
- AlFe (maksimum % 2 Fe) veya AlMnFe (max % 1 Fe ve max % 1 Mn)

Sürekli döküm tekniğinde ergimiş alüminyum gaz gideme ve filtrasyon işlemlerinden sonra tandişe gönderilir. Tandiş, sıvı metali döküm makinesinin merdanelerine ileten nozüle bağlıdır. Bir çeşit seramik olan bu nozül, levhanın genişliğini oluşturan bir nevi kalıp görevi de görmektedir ve *tip* olarak da adlandırılır. Tip çeşidi kullanılacak makinanın yatay veya açılı olmasına göre değişmektedir. Endüstriyel olarak kullanılan mevcut tip tasarımları tek girişli ve çok girişli olarak ayrılmaktadır. Şekil 3.8’de açılı döküm makinası için kullanılan tek girişli tiplerden bir tanesinin resmi verilmiştir. Ek A.1, Ek A.2 ve Ek A.3’de açılı döküm makinasında kullanılan tiplerin teknik resimleri verilmiştir.

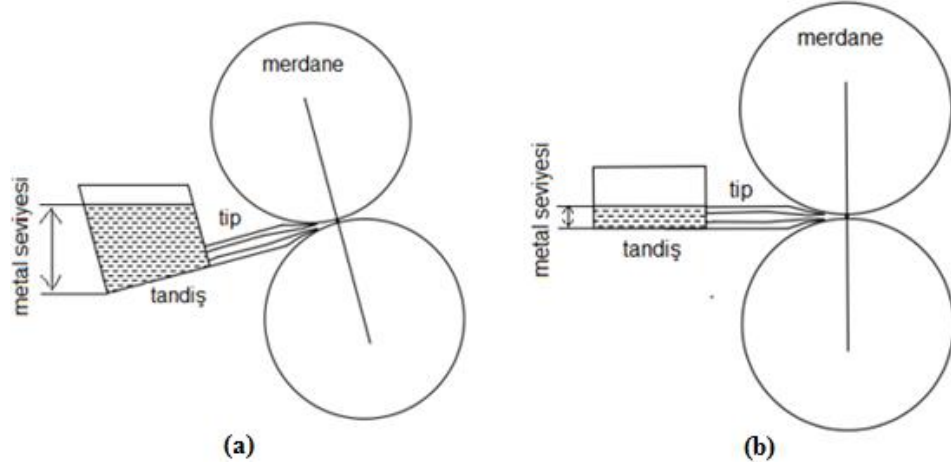
Açılı makinalarda tandişteki metal seviyesi yüksek olduğu için (250-350 mm) tek girişli tipler (Ör. 1000 mm döküm eni için 80 mm girişe sahip tip, 1500 mm döküm eni için 120 mm girişli tip) metalin tipi doldurması için yeterli olmaktadır. Yatay makinalarda ise tandiş ve merdane eksenini eşit seviyede olduğu için sıvı metalin potansiyel basıncından yararlanılamaz o yüzden tip metal giriş boşluğu çoklu olmak zorundadır. Bu sebeple tandiş seviyesi düşük ve genişliği fazla olmalıdır.



Şekil 3.8 : AA5754 alaşımı dökümünde kullanılan tip modeli (açılı makina).

Ergimiş metal birbirine ters yönde dönen iki merdane arasında boşluğa iletilir. Merdanelerde içten su soğutması vardır. Fata Hunter döküm makinasında, döküm merdaneleri 15°’lik açı yapar. Döküm merdanelerinin 15°’lik açı yapmasındaki amaç ergimiş metalin tipten çıkış basıncı ve tandişteki metal seviyesi arasındaki dengenin ayarlamasını sağlamaktır. Bu sayede sıvı metal tip nozülünden döküm merdanelerine düzgün şekilde akar.

Şekil 3.9’da açılı ve yatay döküm makinalarında kullanılan tandiş örnekleri verilmiştir.



Şekil 3.9 : (a) Açılı ve (b) dik makinalardaki tandiş ve metal seviyesi şematik gösterimi.

Nozülde sıvı metal homojen olarak dağılmalıdır. Sıvı metal merdanelerle temas ettikten çok kısa bir süre sonra katılaşır. Levha merdanelerden 400-550 °C arasından bir sıcaklıkta çıkar. Döküm merdaneleri arasındaki mesafe ise bir hidrolik sistem ile sabitlenir. Tip çıkışı ile merdaneler arasında belli bir mesafe vardır. Bu mesafeye *tip eksen*i denir. Dökülen metalin merdanelerin yüzeyine yapışmasını engellemek amacıyla, merdanelerin yüzeyine devamlı olarak su bazlı grafit püskürtülür (Vangala ve diğ., 1992; Özden, 1994).

Döküm merdanelerinden çıkan levha gergi merdanelerinden geçer. Kesilen levhalar daha sonra sarılır. Döküm sırasında, gergi merdaneleri çalıştırılmaz. Gerekli gergi kuvvetini sarıcı oluşturur. Rulo istenilen boyuta geldiği zaman gergi merdaneleri levha üzerinde gerekli gergiyi oluşturmak için çalıştırılır, levha makasla kesilir, rulo, operasyon akışı etkilenmeden alınır (Vangala ve diğ., 1992; Kamer, 1999).

Üretimin ana hatları şu şekilde sıralanabilir (Büyükakkaş, 2001):

- 1- Ergitme Fırını
- 2- Tutma Fırını
- 3- Hidrojen Giderme (Degasser)
- 4- Tane İnceltici İlavesi (Al5Ti1B)
- 5- Filtreleme
- 6- Tandış
- 7- Tip
- 8- Merdane

İMD için proses parametreleri ve birbirini etkileyen elemanlar ise şöyle sıralanabilir (Maschler 2013) :

- 1- Ergimiş Metal, Merdane Yüzeyi ve Levha Sıcaklıkları
- 2- Metal Seviyesi
- 3- TMMA (set-back)
- 4- Ayırma Kuvveti
- 5- Merdane Kabuğunun Soğutulması
- 6- Merdane Kabuğu Malzemesi
- 7- Ayırma Ajanı
- 8- Döküm Hızı
- 9- Alaşım
- 10- Levha Kalınlığı
- 11- Levha Profili
- 12- Yüzey Kalitesi
- 13- Mikroyapı

Proses, sürekli bir proses olduğu için döküm hattı, ergitme ve sıcak tutma işlemleri için kullanılan iki adet fırına sahiptir. Ergitme fırını alüminyumun ergitildiği büyük hacimli fırındır. Döküm hammaddesini oluşturan ingot, hurda, ergitme fırınına beslenir. Bu aşamada belirli elementler ilave edilerek dökülmek istenen alaşım kompozisyonu yaratılır ve ergimiş metal buradan döküm makinasına kesintisiz olarak istenilen sıcaklıkta metali sağlayacak olan tutma fırınına gönderilir. Sıvı metalin bileşimi alaşım hazırlama işleminde çok önemli olduğu için sıvı haldeki metalden numuneler alınarak bileşim kontrol edilir. Alaşım elementleri sıvı metale genellikle master alaşım şeklinde ilave edilir. Ergitme fırını ve tutma fırını birlikte döküm makinasına sürekli sıvı metal besler ve kesintisiz döküme imkan sağlar. Ergimiş haldeki metali fırından döküm makinasına iletmek için refrakter malzemeden yolluklar kullanılır. Düşük termal iletkenlik, yüksek termal şok dayanımı, iletim sıcaklığında boyutsal kararlılık, yüksek mekanik mukavemet, düşük ağırlık, ergimiş alüminyumdan daha düşük yoğunluk ve kolay temizlenebilirlik bu malzemeden beklenen temel özelliklerdir. Ayrıca sıvı metalin alaşımlandırılması, temizlenmesi, gaz giderme, rafinasyon ve curuf çekme işlemleri de bu fırınlarda gerçekleştirilir (Kavaklıoğlu, 1999).

Rafinasyon için kullanılan sıvı metali temizleyici flakslar sıvı metal banyosuna ilave edilir. Seramik filtreler kullanılarak metalik ve metalik olmayan inklüzyonlar sıvı metal içerisinden uzaklaştırılır. Alüminyum alaşımında oluşabilecek inklüzyonlar, oksitler (Al_2O_3 , MgO), borürler (TiB_2 , VB_2), karbürler (TiC , Al_3C_4), intermetalikler ($MnAl_3$, $FeAl_3$), nitritler (AlN) ve dış refrakter inklüzyonları olabilir. Flaks ilavesinden sonra yüzeydeki curuf fırın dışına uzaklaştırılır (Url-5).

Sıvı metal içinde kalmış olabilecek partiküller filtrasyon işlemi sonunda giderilmiş olur. Gaz giderme işlemi eğer ergitme fırını dışında bir yerde yapılmak istenirse ayrı bir üniteye çalışılması gerekir. Bu ünitelerde argon veya azot gazı metalin alt kısmından verilir ve bu gazlar baloncuk halinde yüzeye çıkarken metalde çözünmüş halde bulunan hidrojen gazı da bu baloncuklara tutunarak sistemi terk eder. Hidrojenin uzaklaştırılmasıyla döküm kalitesini etkileyebilecek gaz boşluklarının oluşması önlenmiş olur. Temizlenen sıvı metal tandişe iletilir ve tip yardımıyla döküm makinasına iletilir. Dökümden sonra malzeme rulo olarak sarılabilir veya hadde işlemine gönderilir (Kamer, 1999).

Rulo profilin bir sonraki haddeleme işlemine uygun olabilmesi için merdane tanımlanmış limitler içinde kalmalıdır. Merdane ayırma kuvvetini etkileyen parametreler Çizelge 3.3'de verilmiştir (Thomas, 1989).

Çizelge 3.3 : Merdane ayırma kuvvetini etkileyen parametreler (Thomas, 1989).

Alaşım	Malzeme akış gerilimi ve donma aralığını etkiler
Döküm Hızı	Döküm hızı arttıkça ayırma kuvveti azalır
Tip Ekseni	Tip ekseni mesafesi arttıkça ayırma kuvveti artar
Sıcaklık	Sıcaklık arttıkça ayırma kuvveti azalır
Rulo Genişliği	Rulo genişliği arttıkça ayırma kuvveti artar
Merdane Yüzey Durumu	Yapışma ile ayırma kuvveti artar

Ayırma kuvveti yük hücreleri kullanılarak veya makinelerdeki hidrolik basınç ölçülerek kontrol edilir. Deneysel ölçümler göstermiştir ki merdane ayırma kuvveti rulo profilinin parabolik bileşimini doğrudan etkilemektedir. Yüksek ayırma kuvvetlerinde dökülmüş levha pozitif profile sahipken, düşük ayırma kuvvetlerinde dökülmüş levhada negatif profil oluşmaktadır. Bu sınırlar arasında levhanın paralel olduğu değerler vardır. Merdane eğriliğinin etkisini, merdane ayırma kuvveti ortadan kaldırabilir. Rulo kalınlığı boyunca meydana gelen parabolik olmayan yerel

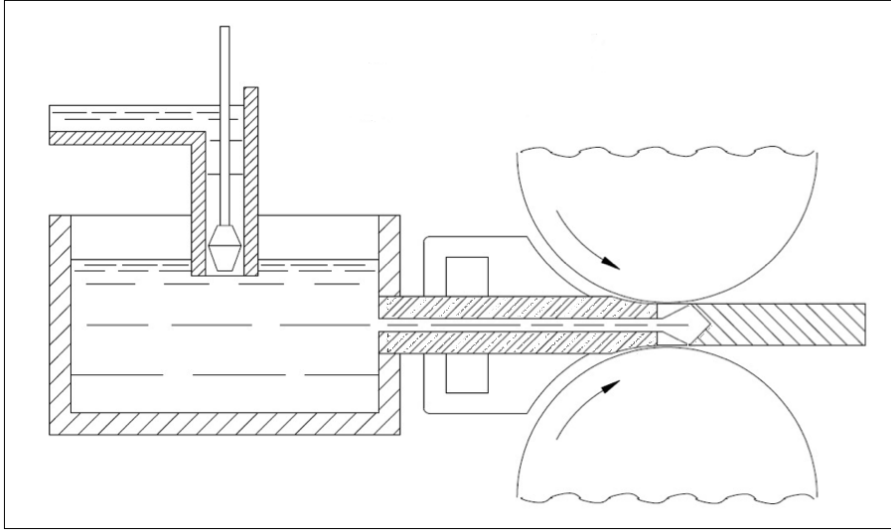
değişimlerin nedenleri zayıf tip tasarımı, su kanallarının bloke olması, merdane kabuğunun zayıf desteğidir (Thomas, 1989).

3.2.4 İMD yönteminin proses elemanları

İMD tekniğinde temel proses elemanları, ergimiş metal beslemesi, merdane sistemi, döküm bölgesi ve hadde-rulo ara yüzeyidir.

3.2.4.1 Ergimiş metal beslemesi

Uygun ergimiş metal beslemesi seçilmesi ürün kalitesini ve geometrisini direk etkilediği için çok önemlidir ve dikkatle ele alınmalıdır. Şekil 3.10’da merdaneler ve temas noktası gösterilmiştir (Li, 1995).



Şekil 3.10 : Tandiş - tip - döküm makinesi katılaşma hattı akış şeması (Romonovski, 1996).

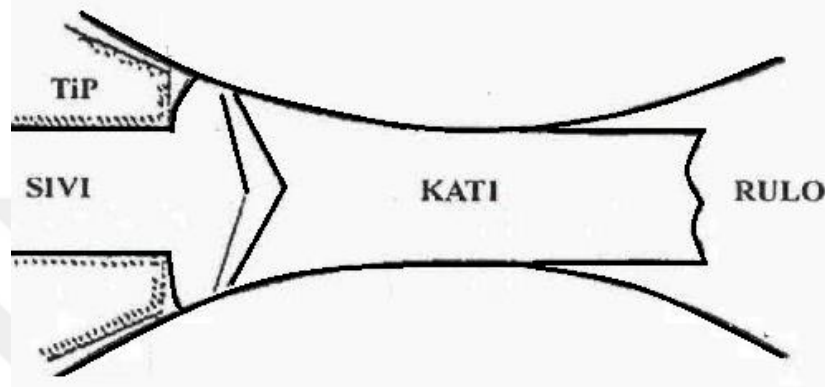
3.2.4.2 Döküm merdane sistemi

Levha döküm tekniğinde, merdaneler katılaşma için gerekli soğuma ve haddelemeyi aynı anda sunan önemli elemanlardır. Merdane kabuğundan beklenen ilk özellik sıvı metalin katılaşabilmesi için metalden ısınısını almasıdır. Döküm makinesinin verimliliği için ısı transfer kapasitesi çok önemlidir. Şel malzemesi seçilirken en önemli özellik malzemenin ısı iletkenliğidir. Bu şart sağlandıktan sonra malzemede, mekanik gerilmelere maruz kalacağı için mukavemet, tokluk ve termal yorulmaya karşı yüksek direnç göstermesi aranır. Alüminyum levha üretiminde merdanelerde bakır kabuklar (shell) kullanıldığında üretim ikiye katlanmakta ancak yüksek moment ve ayırma gücüne bağlı olarak çabuk deforme olmaktadır. Daha sonraları

gerilim hesaplamaları ve kimyasal bileşim gibi problemler çözüldükten sonra özel alaşımlı çelik şeller geliştirilmiştir (Moser, 1982).

3.2.4.3 Döküm bölgesi

Katılaşmanın ve haddelemenin aynı anda gerçekleştiği bölüm bu bölgedir. Şekil 3.11’de levha döküm tekniğinin dayandığı temel şematik olarak gösterilmiştir (Anthempohl, 1986).



Şekil 3.11 : IMD yönteminde katılaşma bölgesi (Anthempohl, 1986).

Sıvı metal su soğutmalı merdanelerden geçerken katılaşmakta ve merdanelerin haddeleme işlemiyle birlikte nihai kalınlığa inmektedir. Katılaşmayı etkileyen pek çok parametre vardır. Çok kısa sürede gerçekleşen karmaşık fiziksel olayların en önemlileri ergimiş metal sıvı akışı, ısı transferi, katılaşma, deformasyon, merdaneler ve rulo arasındaki hava aralığı oluşumu olarak sıralanabilir (Li, 1995).

3.2.4.4 Merdane / rulo ara yüzeyi

Sürekli levha dökümünde yüksek soğuma hızı iki ya da daha fazla katılaşma zonunun oluşmasına sebep olur. Dentritler arası mesafe ve tane boyutu soğuma hızı arttıkça azalır. Sürekli döküm ürünleri alaşım elementlerince doymuş bir yapı özelliği gösterir. Dislokasyon, yüzey segregasyonu ve merkez hattı segregasyonu diğer karakteristik özellikler olarak sayılabilir. Malzeme yüksek sıcaklıklarda tutulunca aşırı doymuşluğu azalır ve tane kabalaşması gerçekleşir. Seçilen prosese bağlı olarak sürekli döküm tekniklerinde yapı ve özellik açısından farklılıklar meydana gelebilir (Kamer, 1999).

Yüksek soğuma hızı sebebiyle katılaşma tek yönlüdür. Avantajları; iyi bir mikroyapı, geleneksel yöntemlere göre daha küçük metallerarası bileşik oluşumu olarak

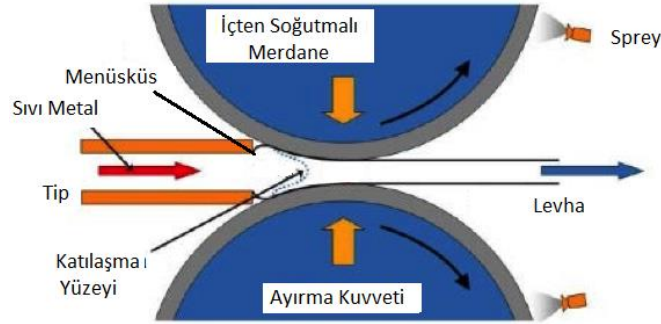
sıralanabilir. Dezavantajı ise, olası düzensiz katılaşmalar, istenmeyen homojen olmayan yapılar olarak sıralanabilir (Karlık ve diğ., 2002).

3.2.5 TMMA (set-back) mesafesinin etkisi

İMD yöntemi ile yapılan dökümlerde ön yük (preload) miktarı 2000 tona kadar çıkabilmektedir. Bu yük merdanenin muylu (bir milin yatağında dönmesini sağlayan bölüm) kısmından yüklendiği için merdane ortalarında, 0,50–1,00 mm'ye yakın *sehim* (basit eğilme etkisi altındaki bir yapı elemanının eğilme göstermeden önceki çubuk eksen durumu ile elastik eğri durumu arasındaki deformasyon miktarı) oluşmaktadır. Sehim, merdane çapına, uzunluğuna, ve alaşıma bağlı olarak değişebilir. Yatak boşlukları ve gövde esnemeleri de sehim oluşumunda etkilidir. Bu nedenle döküm merdaneleri, oluşan sehim absorbe edebilmek için (+) bombe verilecek şekilde taşlanır ve bu problem minimize edilmeye çalışılır. Dökülen malzemenin bombesinin, malzemenin haddelenmesi sırasında kolaylık sağlaması için belli sınırlar içinde olması istenir. Bu sınır 80 – 110µm aralığındadır ve her haddeye göre farklılık arz edebilir. Bu sınırlar tecrübeyle test edilmelidir. Bombe miktarı merdane çapı, merdane uzunluğu ve dökülecek malzemenin sertliğine göre değişebilir. Aynı makinada 1050 alaşımı için + 170µm bombe yeterli iken 3003, 3005 veya 5005 gibi alaşımlarda, uygun bir döküm levha bombesi yakalayabilmek için döküm merdane bombesinin artırılması gerekebilir (+ 200, + 300µm) (Demiray ve Kavaklıoğlu, 2012).

TMMA (tip ile merdane merkezi arası) (*set-back*) mesafesinin ayırma kuvveti (separating force, dökülen malzemenin merdane yüzeyine uyguladığı kuvvet) üzerindeki etkisi, tip dudağı çıkışında oluşan menüsküsün kalınlığı ile doğru orantılıdır. TMMA (*set-back*) mesafesi arttıkça yani tip merdaneden uzaklaştıkça oluşan menüsküs kalınlığı artmaktadır. Tip ileri sürülüp TMMA (*set-back*) mesafesi azaldıkça menüsküs kalınlığı düşmektedir. Menüsküs kalınlığı direk olarak ayırma kuvvetini etkilemektedir. Menüsküs kalınlığı arttıkça makina haddeleme yapmaya zorlanmaktadır. Dolayısıyla makina, ayırma kuvvetini yenip malzemeyi dökülebilmek için daha fazla baskı tonajı uygulamaktadır. Bu da makinada merdaneyi çeviren motorların daha fazla amper çekerek maksimum amper sınırına yaklaşmasına ve sonrasında makinanın durmasına sebep olabilmektedir. Bu yüzden baskı gücü sınırlı makinalarda TMMA (*set-back*) mesafesinin kısa tutulması makinayı zorlamamak

için önemlidir. Şekil 3.12’de döküm sırasında oluşan menüsküs ve ayırma kuvvetleri gösterilmiştir (Demiray ve Kavaklıoğlu, 2012).



Şekil 3.12 : Döküm sırasında oluşan menüsküs (Duygulu, 2009).

Aynı makinada ile yapılan farklı genişliklerdeki dökümlerde de ayırma kuvveti farklı olmaktadır. Ayrıca aynı genişlikteki dökümde, farklı alaşımlar için de ayırma kuvveti miktarı değişmektedir. Örneğin 1300 mm enindeki 1050 alaşımda metalin uyguladığı ayırma kuvveti yaklaşık 800 tondur. Bu değer 5754 alaşımı için yaklaşık 1500 - 1600 tona çıkmaktadır. 1050 ve 5754 alaşımlarının dökümü sırasında makinanın uyguladığı baskı kuvvetleri alınarak döküm anında mm^2 'ye gelen kuvvetler yaklaşık olarak şu şekilde hesaplanmıştır;

TMMA (set-back) mesafesi (64 mm) x döküm eni (1300 mm) = yüzey alanı (83200 mm^2)

Bu durumda döküm esnasında makinanın uyguladığı baskı kuvveti:

$$1050 \text{ alaşımı için } 800 \text{ ton} / 83200 \text{ mm}^2 = 9,62 \text{ kg/mm}^2$$

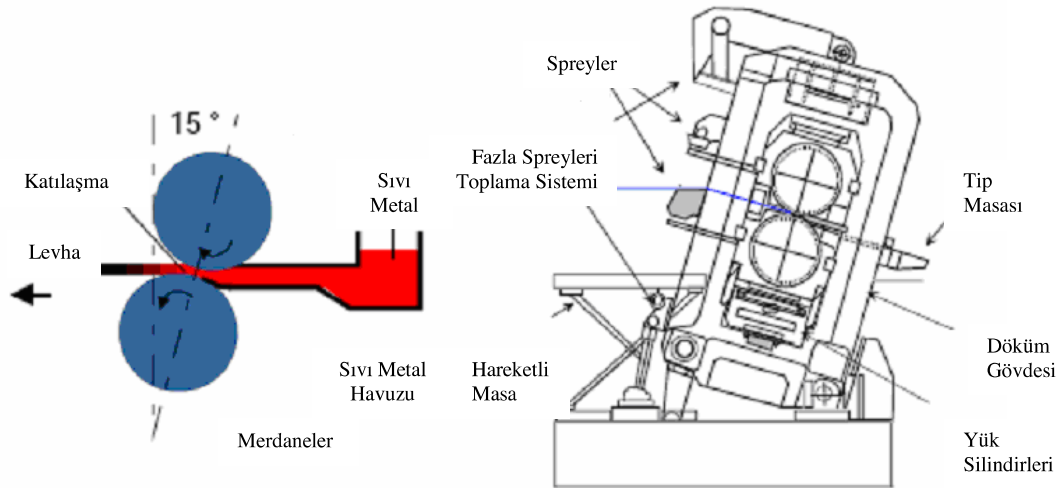
$$5754 \text{ alaşımı için } 1600 \text{ ton} / 83200 \text{ mm}^2 = 19,2 \text{ kg/mm}^2 \text{ olmaktadır.}$$

Bu hesaplamalar farklı döküm makinalarında AA5754 alaşımını farklı genişliklerde dökülüp dökülemeyeceğine karar vermede yardımcı olacaktır (Demiray ve Kavaklıoğlu, 2012).

3.2.6 Döküm yönü açılı Fata Hunter hızlı döküm makinası

En çok kullanılan İMD makinalarından biri Fata Hunter'dir. Döküm Standı 15° açılıdır. Bu sayede sıvı metal düzgün bir şekilde döküm makinesine girer. Fata'nın en son hızlı döküm ve ince kalınlıklarda yüksek verimlilik amacıyla geliştirdiği makina Şekil 3.13’de verilmiştir. Hızlı döküm makinesi 1950’lerde Joseph Hunter’ın geliştirdiği iki merdaneli proses üzerine geliştirilmiştir. İlk çıkan makineler Hunter

standart döküm makineleri olarak bilinmektedir. Döküm genişliği ve dökülebilen alaşımlar sınırlıdır. 1970'li sonunda Super Caster makinesi yapılmaya başlanmıştır. Bu makine ile 2 metre genişliğe kadar daha çok çeşit alaşım dökülebilmesi sağlanmıştır. Sonraki zamanlarda çıkan Speed Caster 2184 mm genişliğindedir ve 2134 mm genişliğinde kenarı kesilmiş levha dökülebilmektedir. Bu teknoloji folyo üretim prosesi ile maliyetleri düşürmesi açısından uyumludur. Folyo üretimi için ince kalınlıkta hammadde sağlamaktadır (Kamer, 1999).



Şekil 3.13 : Fata-Hunter döküm makinası (Kamer, 1999).

3.2.7 İMD yöntemi ile üretilen levhaların tane yapısı

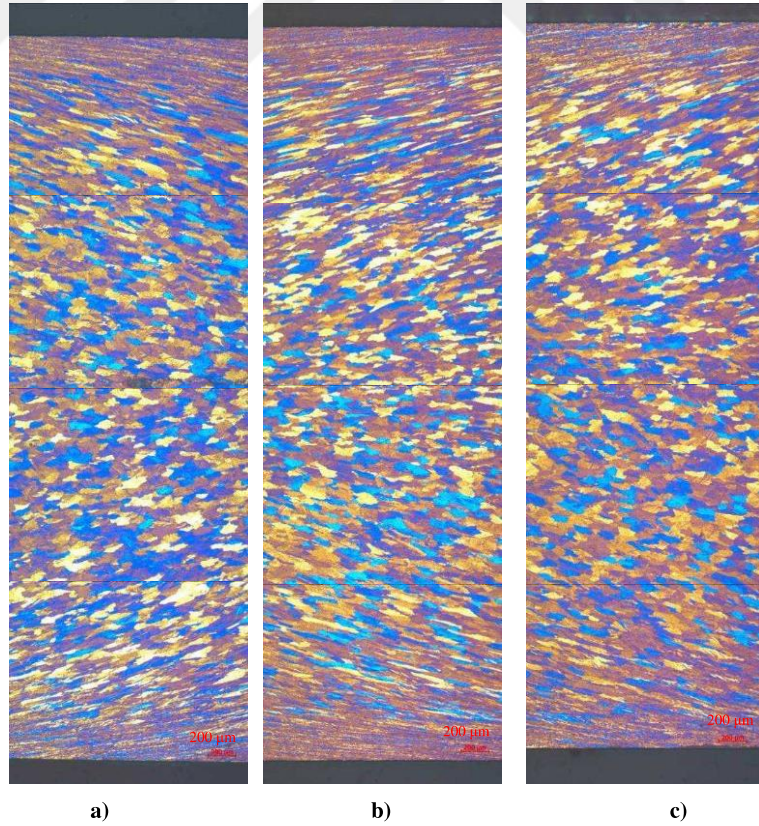
İkiz merdane döküm yönteminin sunduğu 300 °C / sn civarındaki yüksek soğuma hızı ve haddeleme sonucu gerçekleşen kalıcı deformasyon, bu şekilde üretilen levhaların karakteristik bir metalurjik yapı kazanmasına sebep olur. Oluşan mikroyapı 5µm civarında dendritik hücreler, 1 µm boyutunda ince intermetalik taneler, katı çözünürlükteki artışı ve yan kararlı fazın varlığı ile karakterize edilir (Li, 1995).

Bu yöntemle dökülen alaşımların faz yapısı denge dışıdır. Hızlı katılaşma ortamında, alaşım elementlerinin alüminyum içerisinde önemli ölçüde arttığı için matris aşırı doymuş haldedir. Metaller arası bileşiklerin de çoğu alüminyumca zengin ve yarı kararlıdır (Birol ve diğ., 1993).

Bu aşırı doymuş yapı soğuk haddeleme esnasında diğer yöntemlerle üretilen levhalara göre daha yüksek bir deformasyon sertleşmesine yol açar. Aynı alaşımdan dökülmüş, aynı oranda deformasyon uygulanmış, ikiz merdaneli sürekli alüminyum

levha döküm yöntemi ile üretilmiş levhaların diğer yöntemlerle üretilmiş levhalara göre soğuk işlem sonunda daha yüksek mukavemete sahip olmalarına yol açar. Aynı zamanda bu yöntemle üretilmiş levhaların tavlama esnasında, demir ve manganez gibi elementler alt tane sınırında küçük çökelti oluşturur. Bu durum toparlanma ve yeniden kristalleşmeyi önemli ölçüde geciktirir ve tavlama esnasında malzemenin özelliklerindeki değişimin yavaş olmasına sebep olur. Özelliklerdeki bu değişim, endüstriyel tav fırınlarında oluşabilecek sıcaklık değişimlerini tolere ettiği için istenen bir durumdur (Zhou ve Funke, 1998; Büyükakkaş 2001).

İkiz merdane döküm yönteminde katılaşma ve sıcak haddeleme işlemlerinin her ikisi de aynı anda gerçekleştiğinden üretilen levhalar karakteristik bir mikroyapıya sahiptirler. Bu yapıda, yüzeyde çok küçük taneler, yüzeyle merkez arasında döküm esnasındaki haddelemeden dolayı merkeze doğru yönlenmiş kolonsal taneler ve merkezde eş eksenli tanelerden oluşur. Bu tanelerin boyut ve yönlenme derecesi, döküm hızı, tip eksenli, sıvı metal sıcaklığı gibi döküm parametrelerinin değişmesi ile değişime uğrar (Nes ve Slevolden, 1979; Antenpohl, 1986).



Şekil 3.14 : İMD yöntemi ile üretilmiş AA5754 alaşımının, (a) yüzeyi az segregasyonlu (b) ripple yoğun bölge ve (c) iğnesel segregasyon yoğun bölgelerin L kesitinin optik mikroskop polarize ışık ‘tam en’ mikroyapı fotoğrafları (Sirel, 2008).

Sirel, İkiz Merdane Döküm Yöntemiyle Üretilen AA5xxx Ve AA6xxx Serisi Alüminyum Alaşımlarında Segregasyonların Karakterizasyonu başlıklı tez çalışmasında, yüzey segregasyonlarının küçük havuzcuklar şeklinde olduğunu tespit ettiğini, bu durumun, katılaşma sırasında katı-sıvı ara yüzeyinde matris içerisinde çözülebilecek olan alaşım elementi miktarının aşılması nedeniyle meydana geldiğini belirtmiştir (Sirel, 2008).

Şekil 3.14’de ise Sirel’in çalışmasından A5754 alaşımındaki (a) yüzeyi az segregasyonlu (b) ripple (c) iğnesel segregasyon yoğun olan L numunelerin optik mikroskop polarize ışık “tam en” mikroyapı fotoğrafları verilmiştir.

Sirel’in çalışmasında yüzeyde çok küçük taneler, yüzeyle merkez arasında döküm esnasındaki haddelemeden dolayı merkeze doğru yönelmiş kolonsal taneler ve merkezde eş eksenli taneler görülmektedir (Sirel, 2008). Bu yapı İMD yönteminde görülen döküm yapısıdır.

İMD yöntemiyle üretilen levhalarda görülen intermetalikler homojen olmayan bir dağılım gösterirler ve levhanın merkez hattında levha yüzeyine göre daha kaba intermetalik parçacıklar bulundurulur (Vangala ve diğ., 1992).

3.2.8 Alüminyum AA 5754 alaşımının, soğuk deformasyon ve yeniden krisalleşme sonrası mikroyapısı

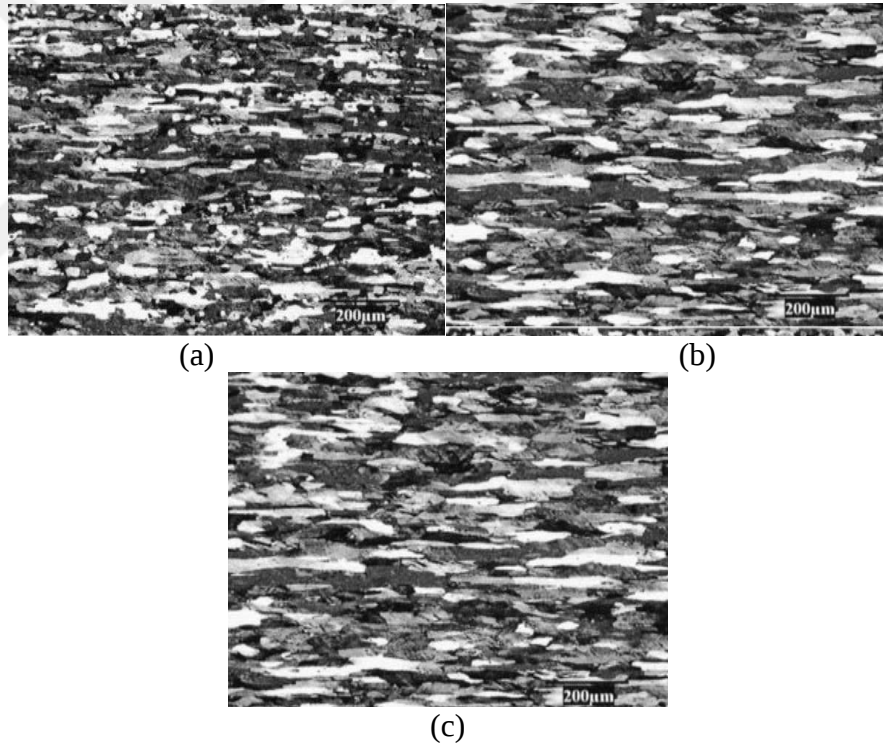
Plastik deformasyonun metalde neden olduğu yapı değişimleri üç grupta sınıflandırılabilir. Bunlar; kristallerin şekil ve boyutlarının değişimi, kristallerin kristalografik yöneliminin değişimi ve kristallerin iç yapılarının değişimidir. Deformasyon esnasında metallerde gerçekleşen şekil değişimi her bir kristalin plastik deformasyonu sayesinde gerçekleşir. Kristal şeklinin değişimi, kristallerin ana deformasyon yönünde uzaması ile gerçekleşir. Soğuk deformasyon arttıkça taneler gitgide uzar. Deformasyona uğramış metalde tüm kristaller ideal yönelinmeyebilir ancak deformasyon oranı arttıkça doku daha da mükemmelleşir (Novikov, 2012).

Yeniden kristalleşme işlemine tabi tutulan malzemenin son tane büyüklüğü, yeniden kristalleştirme işleminden önceki tane büyüklüğüne ve tanelerin büyüme hızına bağlıdır. Bunlar ise, başlangıçtaki tane büyüklüğü, soğuk şekil değiştirme derecesi, ısıtma hızı, son sıcaklık derecesi, yüksek sıcaklıkta bekletme süresi ve malzemenin bileşimine bağlıdır (Ersümer, 1960).

AA 5754 alaşının, soğuk deformasyon ve yeniden krisalleşme sonrası mikroyapı görüntüleri literatüre geçmiş şekliyle, irdeleme yapmak amacıyla aşağıda verilmiştir.

şekil 3.15’de Go ve arkadaşlarının yaptığı ve AA5754 alaşının yeniden krisalleşme davranışını incelediği çalışmasında sunduğu, % 40 deformasyona uğramış yapı ve 350  C’de farklı sürelerde tav işlemi sonucu, toparlanma, kısmen yeniden krisalleşmiş ve tamamen yeniden krisalleşmiş yapılar verilmiştir (Go ve diğ., 2003).

şekil 3.15 (a)’da bir kaç tane yeniden krisalleşmiş tane haricinde genel olarak hadde yönüne uzamış taneler görülmektedir. şekil 3.15 (b)’de ise yeniden krisalleşen taneler ve  ekirdeklenmelerin olduğu kısmi yeniden krisalleşmiş yapı görülmektedir. şekil 3.15 (c)’de ise başlangıçtaki yapının yerini almış, tamamen yeniden krisalleşmiş eşeksenli yapı görülmektedir.



şekil 3.15 : Go’nun çalışmasında sunduğu (a) toparlanma (b) kısmen yeniden krisalleşmiş (c) tamamen yeniden krisalleşmiş AA5754 alaşımı (Go ve diğ., 2003).

3.2.9 Yüzey ve merkez hattı segregasyonları

Katılaşma sırasında çekirdeklenme ve büyüme olayları meydana gelirken, katılaşan sıvı içerisindeki kimyasal kompozisyon sürekli olarak değişmektedir. Son katılaşan sıvı metal ilk katılaşan sıvı metale göre elementel açıdan daha zengin hale gelir böylece katılaşan metal makro ve mikro düzeyde kimyasal açıdan homojen olmayan

bir yapı kazanır. Oluşan bu yapıya segregasyon adı verilmektedir. Dökülen malzemenin kalitesi ve sonraki uygulamalardaki performansı için segregasyonun kontrolü oldukça gereklidir (Nafisi ve diğ., 2006; Fordbord ve diğ., 2006).

Alüminyum alaşımlarında ikiz merdane dökümü sırasında, döküm verimliliği ve kalitesini olumsuz yönde etkileyebilen yüzey segregasyonları görülebilmektedir. Döküm parametre kombinasyonlarının bozulması halinde oluşan bu segregasyonlar, haddeleme ve şekillendirme sırasında mekanik özelliklerin, yüzey kalitesinin ve korozyon direncinin istenen özelliklerden daha düşük olmasına yol açar. Kritik döküm hızının aşılması gibi belli şartların oluşması halinde, alaşım elementleri açısından zenginleşmiş olan sıvı metal, yüzeye doğru hareket ederek yüzey segregasyonlarının oluşmasına sebep olmaktadır (Fordbord ve diğ., 2006). Yüzey segregasyonunun, etrafındaki alüminyum matrise göre, haddeleme sırasında deforme edilmesi daha zordur (Gras ve diğ., 2005; Lockyer ve diğ., 1996).

Merkez hattı segregasyonu, döküm sırasında uygulanan basınç ile ilişkilidir. Merkez hattı segregasyonu, levha merkezinde haddeleme basıncının artmasıyla merdaneler tarafından soğurulan ısı miktarının artması ve içeriği zengin sıvının hızlıca katılaşması sonucunda oluşmaktadır. Katılaşma sırasında, katı-sıvı ara yüzeyinde, matris içerisinde çözülebilecek olan alaşım elementi miktarı aşılar ve elementlerce zengin sıvı merkeze doğru ötelenirse merkez hattı segregasyonu oluşur (Gras ve diğ., 2005).

Segregasyonlar mikro ve makro segregasyon olmak üzere iki gruba ayrılmaktadır. Kimyasal kompozisyon değişiminin uzun mesafede gerçekleştiği durumlar makrosegregasyon olarak adlandırılır. Makrosegregasyon boyutu birkaç milimetreden metre ölçeğine kadar olabilir. Makrosegregasyonların nedeni, katılaşma sırasında ayrılmış olan (segrege olmuş) katı ve sıvının göreceli olarak hareket etmesidir. Makrosegregasyonu önlemek için yapılan tüm çalışmalarda sıvı akışı ve katı hareketini engellemek amaçlanmaktadır (Boeira ve diğ., 2006; Campbell, 1991; Sirel, 2008)

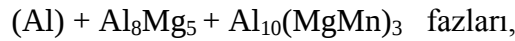
Mikrosegregasyonlar ise kimyasal kompozisyondaki, hücreler, dendritler ya da taneler arasında meydana gelen kısa mesafedeli değişimleri tanımlamaktadır. Birçok alaşım elementinin katı haldeki çözünürlüğü, sıvı haldekine göre daha azdır. Katılaşma sırasında, çözünen maddelerin bir kısmı henüz katılaşmamış sıvı içerisinde kalır ve bu durumda sıvı içeriği zenginleşir. Böylece ilk oluşan katıdaki çözünen

madde oranı oldukça az olur. Bu oluşan yapı mikrosegregasyondur. Mikrosegregasyon oluşum mekanizması ile yüzey ve merkez hattı segregasyonu açıklanabilir. (Beckermann ve diğ., 2001; Gras ve diğ., 2005; Sirel, 2008; Boeira ve diğ., 2006)

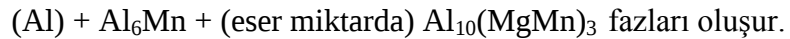
3.2.10 5XXX serisi alüminyum alaşımının içerdiği fazlar ve intermetaliklerin şekilleri

5XXX serisi alüminyum alaşımlarında ağırlıkça % Si miktarının % 0,5'den küçük olduğu durumlarda, magnezyumun kritik sıcaklıklarda manganezden daha etkili olduğu belirtilmiştir. % 4-7 Mg, % 0,3-0,8 Mn içeren 5083, 5182, 5756 gibi alaşımlarda katılaşma genellikle 635-640 °C'de Al tanelerinin oluşmasıyla başlar. Dana sonra Mn konsantrasyonu yeterli ise Al tanelerinin yanı sıra Al₆Mn ötektiği oluşur. Katı halde mevcut olabilen diğer fazlar, alüminyum katı çözeltisinden çökerek oluşabilirler. Mn genellikle aşırı doymuş çözelti içerisinde kalır. Döküm ürününün tavlanması sırasında, Mn içeren faz, katılaşma sırasında aşırı doymuş yapıdan çökeler ve serpinti (dispersoid) yapıda kalır (Eskin, 2008; Backerud ve diğ., 1986).

Mg miktarı % 4'den fazla ve Mn miktarı % 0,1'den fazla olan alaşımda;



Mg miktarı % 2-3'den az ise;



Başka alaşım elementlerinin olması durumunda yukarıdaki fazlara ek olarak Mg₂Si de oluşur.

Çoğu ticari alaşım empürite olarak Fe de içermektedir. Alaşımın Fe içermesi durumunda 570-600 °C sıcaklıklarında (Al) + Al₆(FeMn) ötektiği oluşur. 570 °C'de katılaşma sonra erdiğinde (Al) + Al₆(FeMn) + Al₃Fe fazları oluşmuş olur.

Alaşım Fe ve Si içeriyorsa (AA5182 gibi), katılaşma 576-578 °C sıcaklıkta Mg₂Si ötektik reaksiyonu ile sona erer, oda sıcaklığında (Al), Al₃Fe, Mg₂Si ve Al₈Mg₅ fazlarını içerir (Eskin, 2008; Backerud ve diğ., 1986).

Sirel çalışmasında segregasyon yoğun bölgelerde farklı stokiometrelerde Al_xMgFe_y, Al_xFe ve Al_xMgSi_yFe_z, fazları oluştuğunu belirtmiştir. Bu fazları morfolojilerine göre, şekilsiz, köşeli, iğnesel, dairesel, uzun olarak tanımlamıştır. AA5754

alaşımında bulunan intermetaliklerin şekilleri ve içerdikleri fazlar Çizelge 3.4 ve 3.5’de verilmiştir (Sirel, 2008).

Çizelge 3.4 : A5754 alaşımındaki farklı yüzey özelliklerine sahip olan numunelerde farklı bölgelerdeki intermetaliklerin şekilleri (Sirel, 2008).

Bölge	Az segregasyonlu	Ripple yoğun	İğnesel segregasyon yoğun
Üst yüzey	Şekilsiz, köşeli, dairesel	Şekilsiz, köşeli, dairesel	Şekilsiz, köşeli, dairesel
Merkez hattı	İğnemsiz, köşeli, uzun	Şekilsiz, köşeli, uzun	İğnemsiz, köşeli, dairesel, uzun
Alt yüzey	Şekilsiz, köşeli, dairesel, uzun	Şekilsiz, köşeli, dairesel	Şekilsiz, köşeli, dairesel

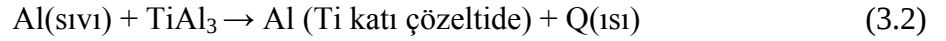
Çizelge 3.5 : Sirel’in çalışmasında tespit ettiği intermetalik fazlar (Sirel, 2008).

Yüzey		Yüzey-Merkez Arası		Merkez Hattı	
İğnesel segregasyon yoğun	ripple yoğun	İğnesel segregasyon yoğun	ripple yoğun	İğnesel segregasyon yoğun	ripple yoğun
$Al_{22}MgFe_2$	$Al_{13}Fe$	$Al_{27}MgFe_4Si$	$Al_{22}MgFe_5$	$Al_{19}MgFe_7$	$Al_{13}MgSi_2Fe_5$
$Al_{19}MgFe_2$	$Al_{11}Fe$	$Al_{27}MgFe_4$	$Al_{22}MgFe_4$	$Al_{24}MgFe_6$	$Al_3MgSiFe$
$Al_{19}MgFe$	Al_9Fe	$Al_{27}MgFe_4$	$Al_{26}MgFe_3$	$Al_{15}MgFe_6$	$Al_{24}MgFe_6$
$Al_{16}MgFe$	Al_7Fe	$Al_{24}MgFe_3$	$Al_{21}MgFe_3$	$Al_{15}MgFe_4$	Al_4Fe
Al_6MgSi_2	Al_5Fe	Al_9Fe	$Al_{11}Fe$	$Al_{11}MgFe_4$	Al_3Fe
$Al_{17}MgSi$	$AlSi$	Al_7Fe	Al_8Fe	Al_4Fe	Al_2Fe
$Al_{13}MgSi$		Al_5Fe	Al_6Fe	Al_2Fe	
			Al_5Fe		

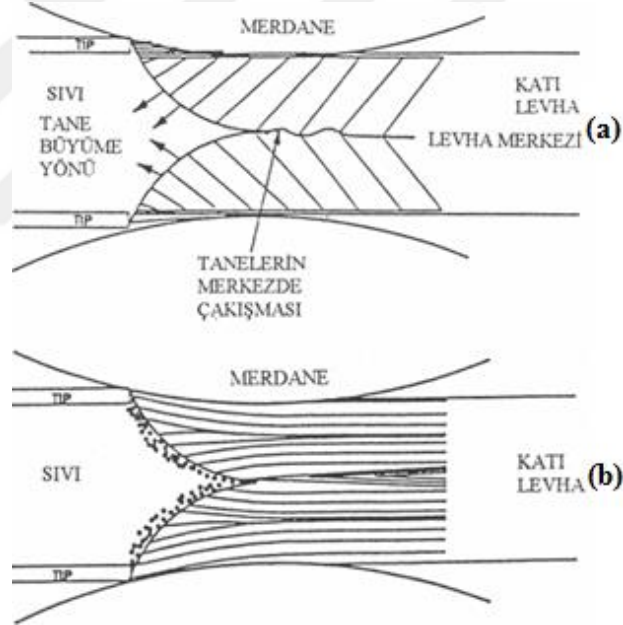
3.2.11 Tane küçültme işlemi ve avantajları

Sıvı haldeki alüminyum soğuk kalıp yüzeyine temas edince metalin çekirdeklenme sıcaklığının altına soğumasıyla eş eksenli ve ilk kristalli taneler oluşur. Kristalleşmeyle ortaya çıkan ısı, yeni kristallerin oluşumuna sebep olacak aşırı soğumaya engel olur. Bu soğuma mekanizması sonucu ilk oluşan kristallerden bazıları kalıp yüzeyine dik yönde büyürler ve kolonsal taneleri oluştururlar. Oluşan bu taneler alüminyum dökümün birçok özelliğini etkiler. Kolonsal kristallerin yarattığı bu problemi çözmek için heterojen çekirdekler gibi davranacak partiküller ergimiş metale ilave edilebilir. Böylece çekirdeklenme sıcaklığı kristal büyüme sıcaklığının üstüne çıkacaktır (Backerud, 1983).

Al-Ti, Al-Ti-B gibi tane küçültücüler döküm sırasında ilave edilir. $TiAl_3$ partiküllerinin ergimiş alüminyuma ilavesiyle peritektik reaksiyonun oluşumu sağlanır. Çözünen $TiAl_3$ partikülü peritektik reaksiyon için gerekli olan % 0,15 titanyum konsantrasyonu için kaynak oluşturur. Partikül yüzeyine yakın bölgelerde aşağıda gösterilen egzotermik oluşan peritektik reaksiyon gerçekleşir (Eşitlik 3.2). Reaksiyonun egzotermik olması çekirdeklenme sıcaklığını denge sıcaklığının üzerine çıkarır (Cooper ve Fisher, 1994).



Tane küçültücü miktarına bağlı olarak yapı tamamen kolonsal veya eşeksenli olabilir. Tane küçültücü miktarı arttıkça daha az yönlenmiş yapı ortaya çıkabilir (Yang ve diğ., 1993). Şekil 3.16'da tane yapılarının, tane inceltici ilavesiyle değişimi şematik olarak gösterilmiştir (Cooper ve Fisher, 1994).



Şekil 3.16 : İMD yönteminde tane küçültücü ilave (a) edilmemiş ve (b) edilmiş döküm yapısı (Cooper ve Fisher, 1994).

Küçük taneli yapıda tane sınırlarının oluşturduğu yoğun ağ yapısı, çatlak oluşumu ve ilerlemesini azaltır. Böylece direk soğutmalı ingot dökümde rastlanan ingot çatlakları ve İMD yönteminde görülen kenar çatlakları engellenmiş olur. Tane küçültücüler sıvı metale akışkanlık kazandırarak sıvı metalin kalıp doldurma yeteneğini artırır. Böylece daha küçük miktarlarda ve daha homojen dağılmış çekme boşlukları oluşur. Sıvı alüminyumda çözünen hidrojen intergranüler olarak moleküler hale geçerek

poroziteye sebep olur. İnce taneli yapıda hidrojenin sebep olduğu bu poroziteler küçük ve homojen hale geçer. İnce taneli yapı, tane sınırlarını daha sıkı dizilmiş bir hale sokarak mekanik özellikleri artırır. Bu özellikler döküm verimini ve hızını artıracığı için maliyetlerin düşmesini sağlar (Yang ve diğ., 1993).

3.2.12 Homojenizasyon tavlama

Döküm yapısında bulunan alaşım elementleriyle aşırı doymuş yapıdaki alaşım elementlerinin alüminyum içinde difüzyonunu sağlamak amacıyla, levhanın yüksek bir sıcaklıkta belli bir süre tutulması işlemidir. Bu işlemin en önemli parametreleri tavlama sıcaklığı ve tavlama süresidir. Aşırı doymuş durumdaki yapıyı, uygun sıcaklıkta, yeterli süre boyunca tutarak, yapı içindeki atomların yeniden denge durumuna gelmesi sağlanır. Yüksek sıcaklık tavlama genellikle 445 – 600 °C aralığına 8 ile 16 saat arasında uzun sürelerde yapılır. Bu süre alaşım elementlerinin difüzyon hızına bağlıdır (Granger, 1999; Birol ve diğ., 1993; Uppgard, 2008).

3.2.13 Toparlanma tavlama

Alüminyum alaşımlarının toparlanma tavlama, yeniden kristalleşme sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta soğuk işlemin etkisini kısmi olarak gidermek maksadıyla yapılır. Toparlanma tavlama sonucunda soğuk işlemin oluşturduğu dislokasyonlar, toplam sayılarını çok azaltmadan, daha düşük enerji dağılımında düzenlenirler. Bunun sonucu olarak malzemede bloke olmuş kayma düzlemleri tekrar harekete geçebilecek duruma gelir ve malzemenin akma mukavemeti ve çekme mukavemeti düşerken uzama değerleri artar. Toparlanma esnasında soğuk işlem sırasında oluşan yoğun dislokasyon ağı, dislokasyonların hareket ederek alt tane sınırlarında yeniden düzenlemeleri sonucunda parçalanır ve malzemede dislokasyon yoğunluğu düşer. Çizelge 3.6'da da yeniden kristalleşme işleminde farklı kademeler (soğuk işlem, toparlanma, yeniden kristalleşme) sonucunda oluşan dislokasyon yoğunlukları verilmiştir (Altenpohl, 1986).

Çizelge 3.6 : Soğuk işlem, toparlanma ve yeniden kristalleşme sonucunda oluşan dislokasyon yoğunlukları (Altenpohl, 1986).

İşlem	Dislokasyon Yoğunluğu (1/cm ²)
Soğuk işlem sonucunda	10 ¹²
Toparlanma tavlama sonucunda	10 ¹⁰
Yeniden kristalleşme tavlama sonucunda	10 ⁷ -10 ⁸

3.3 Alüminyum Alaşımlarında Yeniden Kristalleşme

Alüminyum üretiminde, döküm adımından sonra dökülen malzeme dövme, hadde, ekstrüzyon gibi çeşitli plastik şekil verme işlemlerinden geçirilerek nihai ürüne dönüştürülürler. Bu işlemler sırasında sıcak veya soğuk termomekanik işlemler de geçirilebilirler. Toparlanma, yeniden kristalleşme ve tane büyümesi bu proseslerin temel unsurlarıdır. Mekanik özellikler, dislokasyon içeriğine ve yapısına, tane boyutuna ve tanelerin yönlenmesine bağlı olarak değişir. Tane boyutu ve tekstür yeniden kristalleşme prosesi ile belirlenir (Kavaklıoğlu, 2013; Hayden, 1993; Rollet, 1997).

Deformasyona uğramış yapı: Farklı dislokasyon kaynaklarının kesişmelerinin sayısını artırır ve dislokasyon çizgilerini oluşturur. Devamından istenen şekil değiştirmeler için gerilmeyi sürekli olarak artırmak gerekir. Bu olaya şekil değiştirme sertleşmesi ve pekleşme denir. Ancak şekil değiştirme arttıkça, gerilmenin artış hızında azalma olur. Sebebi şekil değiştirme sertleşmesi mekanizmasının tersi yönünde çalışan bir toparlanma ve yumuşama olayıdır. Her ne kadar şekil değiştirmeyi daha da artırmak için uygulanacak gerilmenin yükseltilmesi gerekli gibi görülse de, gerilmedeki bu yükseliş çapraz kaymalara ve yığılmış dislokasyonların harekete zorlanmasına neden olabilir. Alüminyumda şekil verme işlemlerinde parçayı kırmadan ve yırtmadan oluşturabilecek şekil değiştirme işleminin bir sınırı vardır. Bu sebeple malzeme çok kere yeniden kristalleşme sıcaklığı üzerinde ısıtılır ve tavllanır. Yumuşatılmış metal daha fazla şekil değiştirmeye uygun hale gelir. Tavlama ve yeniden kristalleşme, dislokasyonların büyük ölçüde giderilmesine ve daha düşük enerji gerektiren konumlara doğru güçlenmesine sebep olur. Dislokasyonların bir çoğu tane sınırlarında, mikroskobik boşluklara ve malzeme yüzeylerine çıkarak kaybolur veya rastladıkları zıt işaretli dislokasyonlar yok edilir (Kavaklıoğlu, 2013; Hayden, 1993; Dieter, 1988; Zolotarevsky ve diğ., 2007).

Deformasyon tekstürü: Çok taneli metalik yapılar birbirlerine göre farklı yönlenmiş, binlerce tane ve bu tanelerin arasındaki tane sınırlarından oluşur. Tek fazlı çok taneli bu yapıyı oluşturan tanelerin her biri aynı tane yapısına sahip olduğu halde fiziksel özellikleri birbirinden çok farklıdır. Bu farkın en önemli iki sebebi şu şekildedir.

- Çok taneleri yapıyı oluşturan taneler arasındaki yönlenmenin farklı olması
- Taneler arası tane sınırlarının mevcudiyeti

Çok taneli yapının her bir tanesi plastik deformasyondan önce rastgele yönelmiş olsa bile plastik deformasyondan sonra taneler belli yönlerde yönelmeyi tercih ederler. Plastik deformasyon sonrası tercih edilen bu yönelmeye deformasyon tekstürü denir (Korkmaz, 1998; Kavaklıoğlu, 2013).

Deformasyon tekstürünü etkileyen en önemli faktörler malzemenin kayma sistemi ve sayısı ile asal birim şekil değiştirmeleridir. Malzemenin deformasyon öncesi kristallografik tekstürü şekli ve deformasyon sıcaklığı da deformasyon tekstürünü etkiler. Plastik deformasyon sonucunda oluşan kristallografik tekstürü etkileyen en önemli faktör deformasyona katılan kayma ve ikizlenme sistemlerine bağlıdır (Kayalı ve Ensari, 1986; Kavaklıoğlu, 2013).

Toparlanma: Toparlanma safhasında soğuk işlenmiş malzemedeki dislokasyonlar yeni bir düzene girerler. Poligonizasyon olarak isimlendirilen bu düzen, dislokasyonların daha düşük enerjiye sahip oldukları durumdur. Bu durumda dislokasyonlar küçük açılı sınırlar meydana getirirler. Eğer küçük açılı sınır, kenar dislokasyonları tarafından oluşturulmuşsa eğim sınırı, vida dislokasyonları tarafından oluşturulmuşsa büküm sınırı olarak isimlendirilir. Böylece dislokasyonlar yapıda alt taneler (subgrain) meydana getirmiş olur. Toparlanma safhasında malzemenin mukavemet ve sertliğinde önemli bir değişim olmaz. Bu safhada malzemenin elektrik iletkenliği artar, X-ışınları difraktometresi ile ölçülen iç gerilme ve latis distorsiyonunda azalma olur. Bu özellikler malzeme yapısındaki nokta hatalarına bağlı özelliklerdir (Kayalı ve Ensari, 1986; Kavaklıoğlu, 2013).

Çizelge 3.7 : Toparlanma ile yeniden kristalleşme arasındaki farklar (Kavaklıoğlu, 2013).

Toparlanma	Yeniden Kristalleşme
Özelliklerin kısmi yenilenmesi	Özelliklerin tamamen yenilenmesi
Mikroyapıda yeniden düzenlenmiş dislokasyonlar mevcut	Mikroyapıda çok daha az dislokasyon mevcut.
Deformasyona uğramış tanelerin tane yapısı önceki ile ilişkili	Yeni taneler oluşuyor ve yeni tane yapısı deformasyona uğramış tane yapısına göre farklı
Deformasyona uğramış metalin mekanik mukavemetinde bir miktar azalma	Malzeme çok daha yumuşaktır.

Toparlanma ve yeniden kristalleşme prosesleri aktif oldukları sıcaklık rejimleri açısından çakışan proseslerdir. Yeniden kristalleşme, genellikle toparlanma sırasında

alt tane oluşumu başlamadan önce başlar. Ancak bir kere yeniden kristalleşme başladı ise (toparlanmış yapı ile beraber), artık toparlanma devam edemez. Her iki proses içinde itici kuvvet deformasyona uğramış malzemede depolanmış enerjinin azalmasıdır. Ancak toparlanmanın süresi yeniden kristalleşmenin başlaması ile ilgilidir. Ayrıca toparlanma yeniden kristalleşme için itici gücü azalttığından aşırı toparlanma yeniden kristalleşmeyi geciktirebilir. Çizelge 3.7’de toparlanma ile yeniden kristalleşme özellikleri verilmiştir (Humphreys, 2004; Kavaklıoğlu, 2013).

Alüminyum Alaşımlarının Kristalleşmesi: Ticari alüminyum alaşımları en az iki faz içerir. İkinci faz deformasyon esnasında mevcut olan disperse partiküller formunda olabilir veya daha sonraki tavlama esnasında çökebilir veya yeniden kristalleşmeyi aşağıda belirtilen nedenlerden dolayı etkileyebilir (Suzuki ve diğ., 2000; Kavaklıoğlu, 2013)

- Partiküller depolanmış enerjiyi, ekstra partikül matris ara yüzeyi oluşturarak veya/ve dislokasyonları yakalayarak ve/veya şekil değiştirmeyi artırarak artırabilirler.
- Yeniden kristalleşme için büyük partiküller, çekirdeklenme bölgesi olarak davranırlar (partikül kaynaklı çekirdeklenme PSN)
- Partiküller, hem küçük açılı hem büyük açılı tane sınırlarında belirgin kilitlenme etkisi gösterebilirler.

1.ve 2. maddede belirtilenler yeniden kristalleşme hızını artırabilir, 3. madde yeniden kristalleşme hızını yavaşlatır. İkinci faz partiküllerinin ölçüsü, dağılımı ve hacmi alaşım bileşiminden ve termomekanik proseslerden etkilenir, ikinci faz partikülleri mikroyapıyı ve tekstürü kontrol etmek için kullanılırlar. Yeniden kristalleşme hızı, partiküllerin boyut ve kapladıkları hacme bağlıdır. Bu deformasyon mikroyapısının gelişimindeki partikül etkisi ile ilişkilidir. Tavdan sonra tane yapısını incelestirmek için en etkin yöntemlerden biri ikinci faz partiküllerinin dağılımını kontrol etmektir, çünkü metal matriste dağılan partiküller toparlanmayı ve yeniden kristalleşmeyi kuvvetlice etkiler (Suzuki ve diğ., 2000; Kavaklıoğlu, 2013).

PSN Mekanizması: Alüminyum alaşımlarında 1,0 μm ’dan büyük partiküller deformasyon bölgesi oluştururlar. Bu bölgeler yeniden kristalleşme için çekirdeklenme noktaları olarak davranırlar, çünkü yüksek dislokasyon yoğunlukları ve iyi alt taneleri vardır. Yeniden kristalleşme çekirdeğinin bu tür mekanizma ile

oluşumu PSN ile yeniden kristalleşme olarak isimlendirilir (Humphreys ve Hatherley, 2004; Kavaklıoğlu, 2013).

Yönlenme gradyanı içeren bölgede alt tane büyüdükçe, alt tanelere komşu olunca onun hatalı yönlenmesi artar. Bu hatalı yönlenme yüksek açılı tane sınırına ulaştığında (örn:10-15°) potansiyel bir yeniden kristalleşme çekirdeği oluşur. Deformasyon bölgesi tüketildiğinde tane sınırı hareket etmeyi durdurur. PSN alüminyum, demir, bakır ve nikel gibi bir çok alaşımda ve genellikle yaklaşık 1,0 µm'dan büyük çapa sahip partiküllerde gözlenir. PSN ile yeniden kristalleşmede dört önemli konu vardır (Humphreys ve Hatherley, 2004; Kavaklıoğlu, 2013):

- Bir çok endüstriyel alaşım, demir ve alüminyum özellikle, geniş ikinci faz partikülleri içeriyor. Bir çok mühendislik alaşımında PSN yeniden kristalleşme mekanizması gibidir.
- Diğer yeniden kristalleşme mekanizmalarından farklı olarak, çekirdeklenme bölgesi mikroyapının iyi tanımlanmış bölgeleridir, bunlar alaşımlama veya proses ile kontrol edilirler. Potansiyel çekirdek sayısı ve yeniden kristalleşen tane büyüklüğü kontrol edilebilir.
- PSN ile üretilen yeniden kristalleşme çekirdeğinin oryantasyonu, diğer yeniden kristalleşme mekanizmaları ile oluşanlardan farklıdır. PSN miktarı kontrol edilerek yeniden kristalleşme tekstürü kontrol altında tutulabilir.
- Dislokasyonların ve partiküllerin etkileşmesi sıcaklığa bağımlı olduğundan PSN, eğer önceki deformasyon kritik bir sıcaklığın veya deformasyon hızının altında ise oluşacaktır.

PSN ara yüzeyde bulunan en yüksek hatalı yönlenmenin olduğu yerde başlamak zorunda değildir. Deformasyon bölgesinde herhangi bir yerinde oluşabilir. Deformasyon esnasında partikül matriks ara yüzeyindeki dislokasyon yoğunluğu şekil değiştirme ile artar. Dolayısı ile şekil değiştirmenin fonksiyonu olan kritik bir partikül çapı vardır, bunun altında PSN oluşmayacaktır (Humphreys ve Hatherley, 2004; Kavaklıoğlu, 2013).

PSN'yi etkileyen faktörler şekil değişimi ve partikül boyutudur. PSN'nin önemli bir endüstriyel uygulaması yeniden kristalleşmiş malzemede tane boyutunun kontrol altında tutulabilmesi ve özellikle ince taneli malzeme üretilebilmesidir. PSN mekanizmasında yüksek verimlilik yalnızca tüm çekirdeklenme olaylarının aynı anda olması ve tanelerin benzer hızlarda büyümesi ile elde edilir. Eğer her partikül başarılı

bir şekilde bir tane çekirdeklenmesi sağlarsa (çekirdeklenme verimi 1'e eşit), sonuç tane boyutu, birim hacimdeki partikül sayısına doğrudan bağlı olacaktır ve tane boyutu, partiküllerin çapının hacim oranına bağlı olacaktır. Eğer bir partikülde bir çok tane çekirdeklenirse verimlilik 1'den yüksek olur. Ancak çoklu çekirdeklenme genellikle sadece 5-10 μm 'dan büyük partiküllerde meydana gelir, bu durum nadiren olur (Humphreys ve Hatherley, 2004; Kavaklıoğlu, 2013; Johansen, 2000).

İkinci Faz Partiküllerinin Sınırlar ile Etkileşimi (Zener Drag): Yeniden kristalleşme ve tane büyümesi tane sınırlarının hareketini içerir. Bu hareket ikinci faz partikülleri ile engellenir. Partiküllerin dağılımı küçük açılı veya büyük açılı tane sınırlarının hareketinde geciktirici bir kuvvetin oluşmasına neden olur, bu da toparlanma, yeniden kristalleşme ve tane büyümesi gibi proseslerde önemli ölçüde etkilidir. Bu etki Zener Drag olarak adlandırılır. Zener drag prosesi, partiküllerin dağılımı ile tane sınırı hareketinin gecikmesidir. Büyük ($> 0,1 \mu\text{m}$) uyumsuz çökeltiler geniş partikül ara yüzey enerjisine sahiptirler. Eğer tane sınırında bulunurlarsa sınır enerjisini ve ara yüzey enerjisini azaltırlar (Humphreys ve Hatherley, 2004; Kavaklıoğlu, 2013; Hillert, 1988).

Zener kilitlemesi yeniden kristalleşmeyi geciktirmekte önemli rol oynamaktadır, hem çekirdeklenmeyi hem de tanelerin büyümesini etkilemektedir. Deneyler ve teori yeniden kristalleşme kinetiğinde kritik parametrenin F_v/r oranı (partikül dağılım seviyesi) olduğunu önermektedir. (F_v = hacim oranı r = küçük partiküllerin ortalama yarıçapı). Ancak bu alanda daha ileri çalışmalar yapılması gerekmektedir (Humphreys ve Hatherley, 2004; Kavaklıoğlu, 2013; Nes, 1997; Nes ve diğ., 1985).

Tane Büyümesi: Birincil yeniden kristalleşme tamamlandığı zaman mikroyapı henüz kararlı değildir ve yeniden kristalleşmiş taneler büyüyebilir. Yeniden kristalleşen taneler, tavlama sıcaklığında uzun süre tutulursa veya yeniden kristalleşme sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda tavlanişsa yayınma ile zamanla büyürler. Yeniden kristalleşen taneler, tavlama sıcaklığında difüzyon imkanı bularak zamanla büyürler. Büyüme miktarı, tavlama süresi ve sıcaklığı ile artar. Tane büyümesinin özellikleri şunlardır (Geçkinli, 1994; Verlinden ve diğ., 2007):

- Tanelerin büyümesi, tane sınırlarının yer değiştirmesi ile gerçekleşir ve hiçbir zaman iki tanenin birleşmesi şeklinde meydana gelmez.
- Tane sınırlarının hareketi sürekli değildir ve yönü değişebilir.

- Tane, komşu taneye doğru bir taraftan büyürken diğer taraftan yavaş yavaş kaybolabilir.
- Tanenin ortadan kaybolması oldukça hızlı bir şekilde meydana gelir.
- Kavisli tane sınırı, genellikle kavisin merkezine doğru hareket eder (Geçkinli, 1994; Kavaklıoğlu, 2013).

Malzeme yapısında küçük ikinci faz tanelerinin bulunması tane sınırlarının hareketini kısıtlar, dolayısıyla tane büyümesini geciktirir. Tane büyümesi ile malzemenin mukavemet ve sertliğinde azalma olur (Kayalı ve Ensari, 1986; Kavaklıoğlu, 2013).

Yeniden kristalleşme kinetiğini etkileyen faktörler proses ve metalurjik etkiler olarak ikiye ayrılmaktadır (Kavaklıoğlu, 2013; Humpreys ve Hatherley, 2004).

Prosesden kaynaklanan faktörler:

- Sıcaklık
- Isınma hızı
- Şekil değiştirme hızı

Mikroyapıdan kaynaklanan faktörler:

- İlk tane boyutu
- İkinci faz parçacıkların boyutu, dağılımı ve uyumu
- Çözünen içerik (katı eriyik)
- Deformasyondan önce ve sonra tekstür

Yeniden kristalleşme başlangıcı sıcaklığını ve yeniden kristalleşmeyi etkileyen faktörler şunlardır (Altenpohl, 1986):

- Alaşım ilaveleri: Çözelti içinde veya disperse olmuş çökelti halinde bulunan Cr, Fe, Mn, V veya Zn gibi geçiş metalleri yeniden kristalleşme sıcaklığını yükseltir
- Tavlama Süresi: Süre ne kadar kısa ise yeniden kristalleşme sıcaklığı o derece yüksektir. Örneğin çok fazla deformasyona uğramış bir alüminyum levha 500 °C de birkaç saniye içinde, 380 °C'de birkaç dakika içinde ve 280 °C'de birkaç saat içinde yeniden kristalleşir.
- Soğuk İşlem Derecesi: Soğuk işlem derecesi arttıkça yeniden kristalleşme sıcaklığı düzenli olarak azalır.

Yeniden kristalleşme esnasında, mikroyapının ve tekstürün kontrolü, ekonomik açıdan, alüminyum üretiminde büyük önem taşımaktadır. Alüminyum alaşımlarının mühendislik özellikleri termomekanik proseslerin optimizasyonu ile mümkündür. Örneğin, alüminyum levhaların derin çekilebilme kabiliyetini artırabilmek için deformasyon ve yeniden kristalleşme prosesleri uygulanır. Bazı durumlarda, yeniden kristalleşme durdurulur. Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarında, yeniden kristalleşmemiş malzemenin kırılma tokluğu, yeniden kristalleşmiş malzemeye göre daha iyidir. Yeniden kristalleşmenin endüstriyel kontrolü, temel olarak, şekillendirilebilirlik için tekstürün kontrolü, tane boyutunun kontrolü ve yüzey görünümü için yeniden kristalleşme seviyesinin kontrolüdür. Bu kontrol, yeni tanelerin çekirdeklenmesi ve büyümesi ile mümkün olur. Deformasyona uğramış yapının homojensizlikleri ile, yeni tanelerin çekirdeklenme yoğunluğu ve kristalografik yönelmesi belirlenir. İkinci fazlar ile tane sınırı hareketliliği kontrol edilir. Nihai üründe plastik şekillendirilmeyecek ürünlerde, çoğu durumda yeniden kristalleşmenin kontrolü, yeniden kristalleşmenin oluşmasını önleme anlamına gelir. Etkilenen özellikler, mukavemet ve uzama, yorulma, kırılma tokluğu ve yüzey kalitesidir (Weiland, 2004; Kavaklıoğlu, 2013).

Yeniden kristalleşmiş malzemenin tane boyutunu etkileyen en önemli etkenler orijinal tane boyutu, soğuk işlem miktarı, ısıtma hızı, tavlama sıcaklığı, süresi ve kimyasal kompozisyonudur. Genel olarak başlangıç tane boyutu büyükse yeniden kristalleşme sonrası tane boyutu da büyük olacaktır. Soğuk işlem miktarı düşükse bu iri taneli bir yapıya neden olur. Isıtma hızı yüksekse daha ince bir tane boyutu oluşur. çok düşük ısıtma hızlarında yeniden kristalleşme öncesi gerilimleri giderir ve böylece malzeme ince bir tane yapısı için yeterince gerilim enerjisine sahip olamaz. Yüksek tavlama sıcaklığı tane gelişimi için önemlidir. Zira difüzyon (atom hareketleri) yüksek sıcaklıklarda daha hızlıdır. Tavlama süresi yeniden kristalleşmenin gerçekleşmesine izin verecek kadar uzun olmalıdır (Smith, 1989).

Soğuk işlem yapısı tamamen yeniden kristalleşmiş yapıya döner dönmez “birincil yeniden kristalleşme” tamamlanmış olur. Bu noktadan sonra tavlamaya devam edilir veya sıcaklık yükseltilirse tane büyümesi için uygun şartlar oluşturulmuş olur. Bu şartlarda bazı yeniden kristalleşmiş taneler komşu taneleri yok ederek büyümeye devam ederler ve ikincil yeniden kristalleşmeyi gerçekleştirirler. Tane

büyükliklerindeki farklılıktan dolayı ikincil yeniden kristalleşme istenmez ve doğru tavlama şartlarının seçimiyle önlenir. Tavlama tane büyümesine yol açan faktörler şu şekilde sıralanmaktadır (Altenpohl, 1986):

- Çok az deformasyon
- Çok düşük ısıtma hızı (özellikle AlMn alaşımlarında)
- Çok yüksek tavlama sıcaklığı
- Aşırı tavlama süresi
- Uygun olmayan kimyasal kompozisyon (örneğin yetersiz Fe içeriği)
- Yapıdaki yabancı atomların uygun olmayan dağılımları (Bu olay özellikle çabuk katılaştan döküm yapısında aşırı doymuş yapının bulunmasıyla meydana gelir.

3.4 Alüminyum Alaşımlarının Termomekanik Göstergeleri ve Döküm Temper Sistemi

Alüminyum alaşımlarının sertlik derecesi temper olarak ifade edilir. Temperler, malzemenin kalınlığına göre döküm sonrası gördüğü deformasyon ile homojenleştirme, yumuşatma veya toparlanma tavı proseslerinin kombinasyonu ile elde edilir. Alüminyum döküm temper sistemi mühendislik dökümlerine uygulanan ısıtma işlemleri için harf ve rakamları içerir. Alaşımın ısıtma işlemi görebilir veya pekiştirilebilir olmasına göre temper tanımı T veya H ile isimlendirilir. Diğer tanımlar ise:

F: İmal edildiği şekilde

O: Tavllanmış

H: Soğuk şekillendirilmiş

H1x: Sadece soğuk şekillendirilmiş (x soğuk şekillenme miktarını belirtir)

H12: O ve H14 temperleri arasında bir çekme dayanımı sağlayan soğuk şekillendirme

H14: O ve H14 temperleri arasında bir çekme dayanımı sağlayan soğuk şekillendirme

H16: H14 ve H18 temperleri arasında çekme dayanımı sağlayan soğuk şekillendirme

H18: % 75 azalma sağlayan soğuk şekillendirme

H19: H18 temperleme ile elde edilen çekme dayanımından 2000 Psi fazla dayanım sağlayan soğuk şekillendirme.

H2x: soğuk şekillendirme ve kısmen tavllanmış

H3x: Düşük sıcaklıkta yapının yaşlanmasını önlemek için soğuk şekillendirilmiş ve dengelenmiş

W: Çözündürülmüş

T: Yaşlandırılmış

T1: İmalat sıcaklığından soğutulmuş

T2: İmalat sıcaklığında soğutulmuş, şekillendirilmiş ve doğal yaşlandırılmış

T3: Çözündürülmüş, soğuk şekillendirilmiş ve doğal yaşlandırılmış

T4: Çözündürülmüş ve yaşlandırılmış

T5: İmalat sıcaklığından soğutulmuş ve yapay yaşlandırılmış

T6: Çözündürülmüş ve yapay yaşlandırılmış

T7: Çözündürülmüş ve aşırı yaşlandırma ile dengelenmiş

T8: Çözündürülmüş, soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırılmış

T9: Çözündürülmüş, yapay yaşlandırılmış ve soğuk şekillendirilmiş

T10: İmalat sıcaklığından soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırılmış

(Askeland et al, 2010)

H0 “O”: Yumuşak (bazen homojen tavlı malzeme “H00” olarak gösterilebilir.)

H12 / 22: 1/4sertlik (çeyreksert)

H14 / H24: 1/2sertlik (yarımsert)

H16 / H26: 3/4sertlik

H18 / H28, H19: Tam sert olarak ifade edilir (Aluminum standards 1998).

Malzemeler istenilen son ürün özelliklerine uygun temper değerlerine getirilmek için belirli ezme oranları ile uygun homojen tav, ara tav ve son tav işlemleri görür. Bu değerler alaşımlara göre farklılık gösterir ve her alaşımın istenilen her bir temper için farklı bir proses ağacı mevcuttur (Siyambaş 2011).

Homojenleştirme tavlı malzemenin döküm yapısında mevcut fazların dönüşümü ve/veya oluşumunun gerçekleştiği, yapıda mevcut konsantrasyon gradyanının değişeceği koşullarda yapılan tavidir. Ara Tav malzemenin nihai kalınlığına gelmeden önce belli bir ara kalınlıkta tamamen yumuşak temper değerine geldiği, tamamen yeniden kristalleştiği tavidir. Son (Nihai) Tav malzemenin tavlandıktan

sonra tekrar haddelenmeyeceği nihai kalınlıkta yapılan yumuşatma tavidir. (Siyambaş, 2011).

H1X; “1” rakamı malzemenin ara tavlı üretileceğini gösterir. Yani malzeme ara bir kalınlıkta tavlınıp sonra haddede talep edilen kalınlığa inceltilir. 1’in yanındaki rakam büyüdükçe malzemenin sertliği artar. Yani malzemenin sertlik derecesini gösterir (Wessel, 2004; Siyambaş, 2011).

H2X; “2” rakamı malzemenin son kalınlığa kadar inceltilip talep edilen kalınlıkta son tavlı üretileceğini gösterir. 2’nin yanındaki rakam büyüdükçe malzemenin sertliği artar. Yani malzemenin sertlik değerini gösterir. (Wessel, 2004; Siyambaş, 2011).

Çizelge 3.8 : TS EN 485-2 Standardına göre AA5754 alaşımı levhaların mekanik özellikleri ve temper değerleri (TS EN 485-2).

Temper	Kalınlık (mm)	Rm (min) (MPa)	Rm (max) (MPa)	Rp _{0.2} (min) (MPa)	(%) Uzama (min)	Sertlik (HV)
H0	3 - 6	190	240	80	18	52
H111	3 - 6	190	240	80	18	56
H12	3 - 6	220	270	170	7	66
H14	3 - 6	240	280	190	4	72
H16	1.5 - 4	265	305	220	3	80
H22	3 - 6	220	270	130	11	63
H32	3 - 6	220	270	130	11	63
H24	3 - 6	240	280	160	8	70
H34	3 - 6	240	280	160	8	70
H26	3 - 6	265	305	190	6	78
H36	3 - 6	265	305	190	6	78

Çizelge 3.9 : TS EN 485-2 Standardına göre AA5754 alaşımı çetalı levhaların mekanik özellikleri ve temper değerleri (TS 10170 EN 1376).

TEMPER	Kalınlık (mm)	Rm (min) (MPa)	Rm (max) (MPa)	Rp _{0.2} (min) (MPa)	(%) Uzama (min)
H114	3 - 6	190	260	80	12
H224	3-6	220	275	130	8
H244	3-6	240	295	160	3

Çizelge 3.8’de AA5754 alaşımının mekanik özellikleri ve temper değerlerinin TS EN 485-2 Standardında belirtilen değerleri verilmiştir. Çizelge 3.9’da ise AA57554 alaşımı çetalı levhanın mekanik özellikleri ve temper değerlerinin TS 10170 EN 1376 standardında belirtilen değerleri verilmiştir.

4. LİTERATÜR ÇALIŞMALARI

Literatür çalışmaları başlığı altında Türkiye’de çeşitli firmalarda gerçekleştirilen İMD yöntemi ile levha, alüminyum levha ve AA5754 alaşımı levha üretimi konulu çalışmalar, İMD yöntemini geliştirmeye yönelik çok sayıda çalışmaları olan Haga ve arkadaşlarının yaptığı çalışmalar ile İMD yönteminin proses ve döküm parametrelerinin araştırıldığı diğer çalışmalar incelenmiştir.

4.1 Türkiye’de Gerçekleştirilen, İMD Yöntemi ile Levha Üretimi Konulu Çalışmalar

Dündar, ‘İkiz Merdane Sürekli Döküm Tekniği İle Alüminyum Levha Üretiminde Malzeme Özelliklerinin Yönetilmesi’ isimli çalışmasında, İMD yöntemiyle üretilmiş levha ile konvansiyonel metodlarla üretilmiş levha kıyaslandığında, İMD yönteminin doğası gereği levhanın kendine özgün metalurjik özelliklere sahip olacağını belirtmiştir. Bu özellikler, ürünlerin kullanıldığı bazı uygulamalar için avantajlar sunarken bazı uygulamalar için de metalurjik yapının “tasarlanmasını” zorunlu kılar. Malzeme tasarımının ana faaliyetlerinin, döküm işleminden başlayarak tav ve haddeleme işlemini kapsaması gerektiğini belirtmiştir (Dündar ve diğ., 2004; Dündar, 2006).

Teknik Alüminyum Firmasının yaptığı ve web sitelerinde yayınladıkları ‘İkiz Merdaneli Sürekli Döküm Tekniği ile AA5754 Malzeme Üretimi’ isimli çalışmada Teknik Alüminyum A.Ş.’nin Çorlu Tesislerinde İMD tekniği ile üretilen AA5754 alaşımı levhalara çeşitli termo mekanik prosesler sonunda kazandırılan özellikler araştırılmıştır. 2 mm, 2,5 mm ve 3 mm kalınlığında üretilen levhaların soğuk hadde prosesi, tavlama sıcaklıkları ve tavlama süreleri değiştirilerek elde edilen mekanik özellikleri ve derin çekme yetenekleri test edilmiştir. Çalışmada AA5754 alaşımının İMD yöntemiyle 1500 mm eninde döküldüğünden bahsedilmiş ancak döküm parametreleri, tip tasarımı, yüzey kalitesi gibi konulardan bahsedilmemiştir. Elde ettikleri mekanik özelliklerin H111 temperine uygun olduğu belirtilmiştir (Url-6).

Marmara M., Siyambaş A. ve Bakkaloğlu A., ‘Çift Merdaneli Sürekli Döküm Yöntemi ile AA5754 Alaşımın Levhaların Üretimi’ isimli çalışmalarında çift merdaneli sürekli döküm yöntemi ile dökülmüş levhaları, farklı termo-mekanik proseslerle 2,0 mm nihai kalınlıklara indirerek, mevcut proseslerle Avrupa normunda belirtilen temper değerlerini elde etmeye çalışmışlardır. Termo-mekanik prosesleri seçerken, endüstriyel anlamda en ekonomik olan yöntemin bulunmasını amaçlandıklarını belirtmişlerdir ve bu sebeple deneylerini, 3 proses homojen tavsız üretimi, 1 proses homojen tavlı üretimi temsil edecek şekilde tasarlamışlardır. Prosesler sonucunda ürettikleri malzemelerin ara tavlı haldeki temper değerini belirlemişlerdir. Yaptıkları nihai toparlanma tavlaları ile diğer temper değerlerini yakalamaya çalışmışlardır. Malzemenin en yumuşak olduğu temperde en iyi şekil alabilirliğin hangi sıcaklıkta mümkün olabileceğini tespit etmeye çalışmışlardır. Döküm operasyonunu Teknik Alüminyum Çorlu tesisinin Novelis marka 2 numaralı sürekli levha döküm makinesinde yürütmüşlerdir. Dökülen alaşımın kimyasal bileşimini ve termomekanik işlemler sonrası mekanik özelliklerini standartlarla kıyaslamışlardır. Bu çalışmada döküm eninden, döküm parametrelerinden ve döküm kalitesinden bahsedilmemiş, sadece döküm kalınlığının 6,86 mm olduğu belirtilmiştir (Marmara ve diğ., 2011).

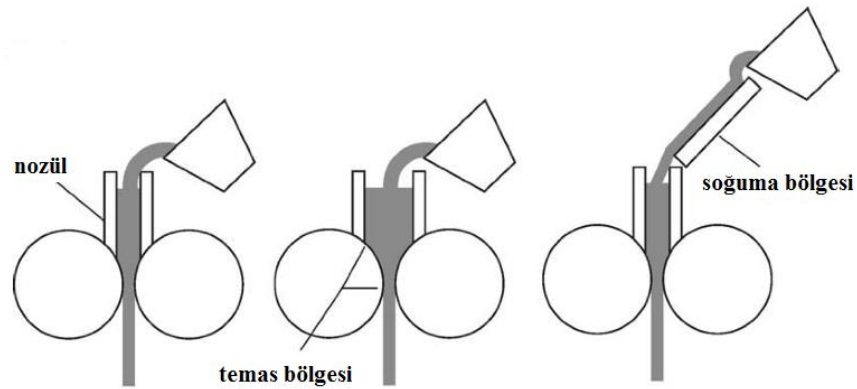
Dündar ve Keleş, Assan Alüminyum Firmasında yaptıkları çalışmada 3000, 5000 ve 8000 serisi alaşımları İMD yöntemiyle döküp, mikroyapı özellikleri ve yüzey hatalarını incelemişlerdir. Sonuç olarak, AA5754 alaşımının daha geniş katılaşma sıcaklığı aralığına sahip olması ve içerdiği alaşım elementleri sebebiyle yüzey segregasyonuna daha açık olduğunu belirtmişlerdir. Döküm parametrelerinin yüzey segregasyonu üzerinde büyük etkisinin olduğunu ve yüzey segregasyonlarının kontrollü ve optimize döküm parametreleri ile ortadan kaldırılabileceğini belirtmişlerdir (Dündar ve Keleş, 2007).

Dündar ve arkadaşlarının Assan Alüminyum firmasında yaptıkları ‘Formability of twin Roll Cast AA5xxx Alloy Sheet For Automotive Applications’ başlıklı çalışmada, DC (Direct Chill) döküm ardından sıcak/soğuk hadde ile üretilmiş AA5754 alaşımı ile İMD tekniği ardından soğuk hadde ile üretilmiş AA5754 alaşımını kıyaslamışlardır. DC yöntem ile dökülen alaşımın şekillendirilebilirlik limitinin, İMD yöntemi ile dökülen alaşıma kıyasla daha yüksek olduğu belirtilmiştir (Dündar ve diğ., 2002).

4.2 Haga ve Arkadaşlarının Yaptığı Çalışmalar

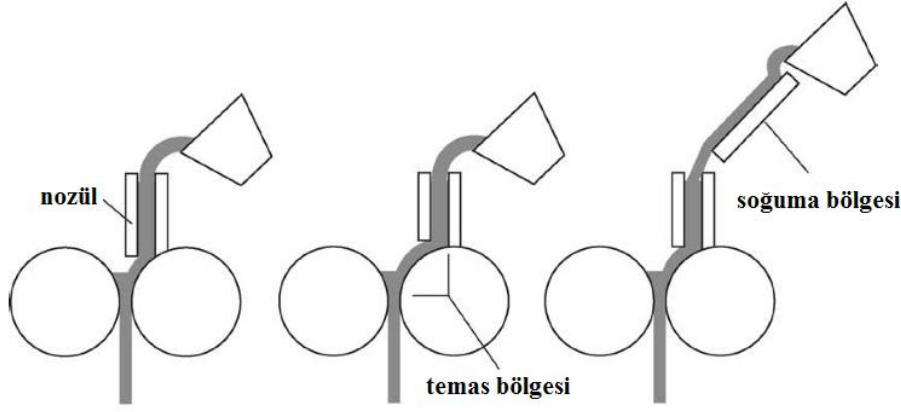
Haga ve Suzuki'nin yaptığı 'Study on High-Speed Twin-Roll Caster for Aluminum Alloys' başlıklı çalışmada, İMD yönteminin hızını artırmak amacıyla hidrostatik İMD sistemini alüminyum alaşımları dökümünde denemişlerdir. Yüksek soğutma kapasitesine sahip bakır merdaneler kullanılmıştır. Bakır merdanelerin sahip olduğu düşük ayırma kuvvetinin yağlayıcı ihtiyacını ortadan kaldırdığını belirtmişler ve bu tekniğin geniş ve dar katılaşma aralığına sahip alüminyum alaşımları için 90-150 m/dk döküm hızıyla gerçekleştirilebileceğini belirtmişlerdir. Bu teknikle 1,2-2 mm kalınlığında levha dökümünün mümkün olduğunu, dökülen levhaların ara tav gerektirmeden 0,1 mm'ye soğuk haddelenebileceğini belirtmişlerdir. Sistemin parametrelerini şu şekilde vermiştir: Çapı 300 mm, genişliği 100 mm olan bakır merdanelerin hızı 90-150 m/dk aralığında tutulmuştur. Merdane boşluğu 0,5 mm ve ayırma kuvveti 0,01-0,3 kN/mm olarak belirtilmiştir. A1050, A3003, A5182, A6063, Al%20Si, A356 alaşımları ile çalışılmıştır. Döküm ağırlığı her bir döküm için 3 kg'dır (Haga ve Suzuki, 2003).

Haga ve arkadaşlarının yaptığı bir diğer çalışma olan 'Twin roll casting of aluminum alloy strips' isimli çalışmada ise, A5182, A3003 ve A356 alaşımlarını HPTRC (hidrolik basınçlı ikiz merdane döküm yöntemi) ve METRC (sıvı metal enjeksiyonlu ikiz merdane döküm yöntemi) yöntemleri ile döküp, dökülen levhaların mikroyapılarını ve mekanik özelliklerini karşılaştırmışlardır. Şekil 4.1 ve 4.2'de sırasıyla HPTRC ve METRC yöntemleri gösterilmiştir.



Şekil 4.1 : HPTRC yöntemi şematik gösterimi (Haga ve diğ., 2004).

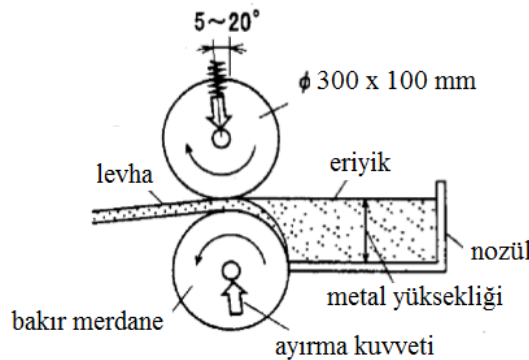
Çalışmada, döküm hızını artırmak amacıyla, ısı transferi yüksek olan, 300 mm çapında ve 100 mm eninde bakır merdanler kullanılmıştır. Yağlayıcı sıvı ise metal ile merdane arasındaki ısı transferini olumsuz etkilediği için kullanılmamıştır.



Şekil 4.2 : METRC yöntemi şematik gösterimi (Haga ve arkadaşları, 2004).

Çalışmada, A5182 alaşımının bakır merdanelerin sağladığı hızlı soğuma sebebiyle 150 m/dk döküm hızında başarıyla döküldüğü belirtilmiştir. A5182 alaşımının, İMD yöntemiyle üretiminde merkez hattı segregasyonu oluşumu gözlenirken, HPTRC yöntemi ile dökülen A5182 alaşımında merkez hattı segregasyonunun görülmediği belirtilmiştir. Ayrıca % uzama özelliğinin geliştiği ve mekanik özelliklerinin, direk soğutma yöntemi ile üretilen A5182 alaşımına yakın olduğu belirtilmiştir (Haga ve diğ., 2004).

Haga ve arkadaşlarının yaptığı ‘Strip Casting of A5182 Alloy Using a Melt Drag Twin-Roll Caster’ başlıklı çalışmada, melt drag twin-roll caster olarak adlandırılan yöntem ile A5281 alaşımını yüksek hızda dökmüşler ve sonuçları incelemişlerdir. Bahsedilen yöntem şematik olarak Şekil 4.3’de verilmiştir (Haga ve diğ., 2003).



Şekil 4.3 : MDTRC (Melt Drag Twin-roll Caster) yöntemi şematik gösterimi (Haga ve diğ., 2003).

Çalışmada çapı 300 mm genişliği 100 mm olan bakır merdaneler kullanılmıştır. Bakır merdaneler, levhanın soğuma hızını etkilemiş ve döküm hızının artmasını sağlamıştır. Geleneksel İMD yönteminde ayırma kuvveti 1-10 kN/mm iken MDTRC yönteminde ayırma kuvvetinin 0,01-0,1k N/mm olduğu belirtilmiştir. İMD

yönteminde metalin merdane yüzeyine yapışmasını engellemek için merdane yüzeyine püskürtülen ayırıcı sıvılar, MDTRC yönteminde kullanılmamıştır. Düşük ayırma kuvveti ve bakır merdanelerin kullanımının yapışmayı engellediği belirtilmiştir. Geleneksel yöntemle üretilen A5182 alaşımının tane yapısı kolonsal iken MDTRC ile üretilen alaşımın eşeksensli tanelere sahip olduğunu ve merdane hızı arttıkça daha küçük taneli yapının elde edildiğini belirtmişlerdir (Haga ve diğ., 2003).

Yapılan çalışmalar laboratuvar ölçekli olup, endüstriyel ihtiyaçlara cevap verip veremeyeceği araştırılmamıştır.

4.3 Yapılan Diğer Çalışmalar

Lee ve arkadaşlarının yaptığı ‘Process Parameters and Roll Separation Force in Horizontal Twin Roll Casting of Aluminum Alloys’ başlıklı çalışmada, A7075 alaşımı İMD yöntemi ile pilot ölçekte 4 mm kalınlığında, 150 mm eninde dökülmüş ve merdane hızı, döküm sıcaklığı ve nozül-merdane mesafesi değişken seçilmiştir. Ayırma kuvvetinin ve merdane hızının dökülen levhanın kalitesine olan etkileri incelenmiştir. Çalışmada iç çapı 140 mm dış çapı 150 mm olan su soğutmalı Cu-Cr merdaneler ile asimetrik dudak şekline sahip tipler kullanılmıştır. Döküm sıcaklığı 670 °C ve 680 °C olarak belirtilmiştir.

Sonuç olarak, asimetrik dudak şekline sahip tip ve farklı hızlara sahip merdaneler ile yapılan denemelerde, döküm sırasındaki sıcaklık dağılımının dinamik olarak etkilendiği rapor edilmiştir. Merdane hızı ve sıcaklığın artması ile ayırma kuvvetinin azaldığı ancak artan ısı transfer katsayısı ile ayırma kuvvetinin arttığı gözlenmiştir. Merdane hızındaki değişimin ayırma kuvvetine olan etkisinin, döküm sıcaklığı ve ısı transfer katsayısının ayırma kuvvetine olan etkisinden daha fazla olduğu belirtilmiştir. Yapılan çalışmada elde edilen en iyi yüzey kalitesine sahip levha için ayırma kuvveti 6-8t olarak raporlanmıştır (Lee ve diğ., 2015).

Lee ve arkadaşlarının yaptığı bir diğer çalışma olan ‘Effect of Casting Parameters on Roll Separation Force During Twin Roll Casting’ isimli yayında, A7075 alaşımının İMD ile dökümü sırasında merdane hızı, eriyik sıcaklığı ve ısı transfer katsayısının, sıcaklık dağılımına ve merdane ayırma kuvvetine olan etkileri incelenmiştir.

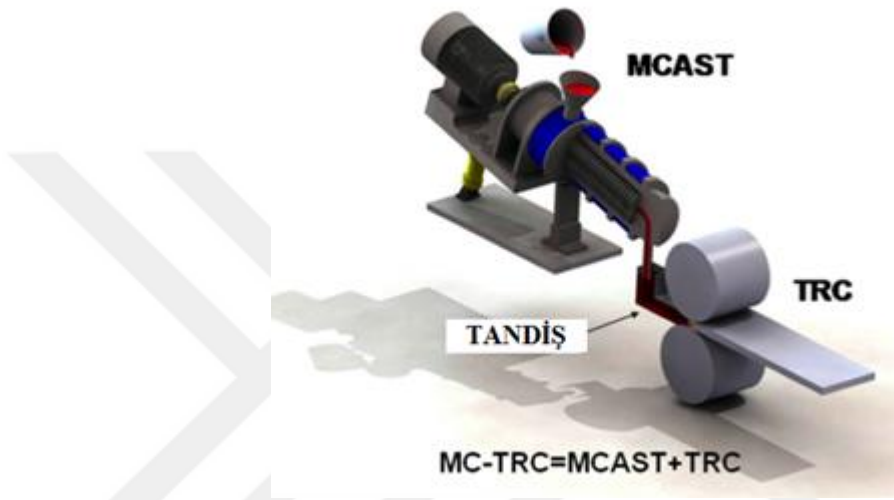
Merdane hızının, sıcaklık dağılımı ve merdane ayırma kuvvetini belirleyen en önemli etken olduğunu belirtilmiştir. Merdane hızı arttıkça, merdane-metal temas süresinin azaldığı dolayısıyla sıvı metaldeki ısı kaybının da azaldığını belirtmişlerdir. Bu durumun, metal katılaşırken ince bir katı kabuk oluşumuna sebebiyet verdiği söylenmiştir. Merdane hızının 3 rpm'den 5 rpm'e çıkarılmasıyla merdane ayırma kuvvetinin 25 tondan 9 tona düştüğünü rapor etmişlerdir. Döküm sıcaklığının artmasının yüzeyde oksitlenmeyi artıracaklarını o yüzden dökümün mümkün olan en düşük sıcaklıkta yapılması gerektiğini ancak düşük döküm sıcaklığının da ayırma kuvvetini artıracaklarını ve hatta dökümün durmasına sebebiyet verebileceğini belirtmişlerdir. Döküm sıcaklığının 660 °C'den 680 °C'ye artırılmasıyla, ayırma kuvvetinin 12,5 tondan 8 tona indiğini söylemişlerdir. Isı transfer katsayısının, sıcaklık dağılımı ve ayırma kuvvetine olan etkisinin, döküm hızı ve döküm sıcaklığı parametrelerinin yanında ihmal edilebilir bir etkiye sahip olduğunu belirtmişlerdir (Lee ve diğ., 2014).

Das ve arkadaşları 'Effect Of The Rolling Speed On Microstructural and Mechanical Properties Of Aluminum–Magnesium Alloys Prepared by Twin Roll Casting' isimli çalışmalarında merdane hızının, İMD yöntemi ile dökülen Al-Mg alaşımlarının mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkilerini incelemişlerdir. Laboratuvar ölçekli yatay İMD makinası ile 150 mm eninde ve 3 mm kalınlığında, 3, 4 ve 5 rpm merdane hızları ile döküm yapmışlardır. Dökülen alaşımların kimyasal kompozisyonları % 0,05 Si, % 0,10-0,11 Fe, % 5,69-5,74 Mg, %0,02 Ti ve % 0,05 Si, % 0,09-0,11 Fe, % 5,55-5,68 Mg, %0,02 Ti, % 0, 25-0,30 Cu olarak verilmiştir. Uygulanan maksimum yük 30 ton olarak belirtilmiştir. Sonuç olarak Al-Mg alaşımı İMD yöntemiyle dökülmüş ancak mikro çatlak, merkez ve tanelerarası segregasyon, kırılğan intermetalik yapı oluşumu gibi problemler gözlenmiştir.

Artan döküm hızı ile birlikte numunelerin çekme mukavemeti ve sertlik değerlerinin düştüğü gözlenmiştir. Tane büyümesi ve çözünen elementlerin (Mg ve Cu gibi) tane sınırlarında segregasyonunun bu duruma sebebiyet verdiği belirtilmiştir. Ayrıca bütün numunelerde dentritik morfoloji gözlenmiştir (Das ve diğ., 2010).

Kumar ve arkadaşlarının yaptığı 'Melt Conditioned Twin Roll Casting Process for Aluminium Alloys' başlıklı çalışmada AA5754 ve AA5182 gibi AA5xxx serisi alaşımların otomotiv sektöründe kullanılan yapısal elemanlar olduğundan bahsedilmiştir. Bu alaşımların üretiminde kullanılan İMD teknolojisini geliştirmek

amacıyla kendilerine ait MC-TRC (the melt conditioned roll casting) yöntemini, BCAST (Brunel Centre for Advanced Solidification Technology) bünyesinde ortaya koymuşlardır. Şekil 4.4’de MC-TRC yöntemi şematik olarak gösterilmiştir. MCAST olarak adlandırdıkları bölümün yüksek kesme hızı ve türbülans sağlaması ile homojen sıcaklık ve kimyasal kompozisyon elde edileceğini belirtmişlerdir. Laboratuvar ölçekli yapılan bu çalışmada geleneksel İMD yöntemi ve MC-TRC yöntemi ile üretilen AA5754 alaşımının özellikleri kıyaslanmıştır.



Şekil 4.4 : Kumar ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmada kullanılan MC-TRC döküm makinası (Kumar ve diğ., 2010).

Alaşım dökülmeden önce, Şekil 4.1’de MCAST olarak gösterilen bölgede 655 °C sıcaklıkta, 500 rpm ile 60 saniye karıştırılmıştır. Daha sonra levha döküm için ön ısıtılmış tandişe alınmıştır. 318 mm çapında ve 350 mm eninde su soğutmalı çelik merdaneler kullanılmıştır. Tip ile merdane merkezi arasındaki mesafenin 43 mm ve döküm hızının 2 m/dk olduğu belirtilmiştir. Tane inceltici olarak ağırlıkça % 1 oranında Al-5Ti-1B master alaşımı kullanılmıştır.

Sonuç olarak alaşımın MC-TRC yöntemi ve geleneksel İMD yöntemiyle başarılı şekilde döküldüğünü belirtmişlerdir. İki dökümün mikroyapıları kıyaslandığında MC-TRC yöntemi ile elde edilen alaşımın, tane incelticinin de etkisiyle daha küçük ve eş eksenli tanelere sahip olduğu belirtilmiştir. MCAST prosesinin, alaşımda çekirdek oluşumu ve eş eksenli tane büyümesinin kontrol edilmesi için etkili bir yol olduğu rapor edilmiştir (Kumar ve diğ., 2010).

Forbord ve arkadaşlarının Hydro Aluminyum (Karmoy, Norveç) firmasında yaptıkları ‘The Formation of Surface Segregates During Twin Roll Casting of

Aluminium Alloys' isimli çalışmada, AA5052 alaşımı, İMD yöntemi ile döküm parametreleri değiştirilerek üretilmiştir. A ve B olarak isimlendirdikleri numuneler, merdane çapı 520 mm olan döküm makinasında üretilmiştir. A numunesi için döküm parametreleri, levha eni 250 mm, levha kalınlığı 4,1 mm, döküm hızı 1,50 m/dk, TMMA (set-back) mesafesi 42 mm ve ayırma kuvveti 1488 kN olarak verilmiştir. B numunesi için bu değerler, levha eni 250 mm, levha kalınlığı 2,0 mm, döküm hızı 5,58 m/dk, TMMA (set-back) mesafesi 50 mm ve ayırma kuvveti 2088 kN olarak belirtilmiştir. A numunesi göreceli olarak daha düşük TMMA (set-back) mesafesinde dökülmüştür. Bu durum daha az sıcak deformasyona sebep olmuş ve A ve B numuneleri kıyaslandığında, A numunesinin daha homojen tane yapısı gösterdiği belirtilmiştir. B numunesinin daha yüksek TMMA (set-back) mesafesinde döküldüğü için daha fazla sıcak haddeye ve daha fazla ayırma kuvvetine maruz kaldığı, bu durumun bozuk yüzeye sebebiyet verdiği belirtilmiştir (Forbord ve diğ., 2006).

Wang ve arkadaşlarının yaptığı 'Effects of Cold Rolling and Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of AA5052 Aluminum Alloy' başlıklı çalışmada, AA5052 alaşımına uygulanan soğuk hadde ve tavlama işlemlerinin mikroyapıya ve mekanik özelliklere olan etkileri incelenmiştir. Deneylerde kullanılan AA5052 alaşımı Southwest Aluminum (Group) Co., Ltd. tarafından tedarik edilmiştir. AA5052 alaşımı levha ilk önce 470 °C'de 15 saat homojenize edilmiş ve levhadan 85 mm x 50 mm x 8 mm boyutlarında numuneler üretilmiştir. Bu numunelere her pasoda % 15 deformasyon uygulanarak 8 mm kalınlığındaki numuneden 6,8 mm, 5,4 mm, 4,3 mm, 3,2 mm, 2 ve 1 mm kalınlıklarında numuneler elde edilmiştir. (Numunelere uygulanan toplam deformasyon miktarları sırasıyla % 15, % 33, % 46, % 60, % 75 ve % 87'dir.) % 75 deformasyona uğratılan numune 5 farklı sıcaklıkta, 220 °C , 250 °C, 300 °C, 350 °C ve 380 °C 'de 4 saat süresince tavlansmıştır. Haddelenen ve tavlanan numunelerin mikroyapıları, optik mikroskop, SEM ve X-Işınları difraktometresi ile incelenmiştir. Mekanik özellikler ise mikro sertlik ve çekme deneyleri ile incelenmiştir.

Optik mikroskop incelemeleri sonunda döküm yapısının tipik dentritik yapıda, α (Al) matriks ve dentrit sınırlarında görülen ikincil fazdan meydana geldiğini belirtmişlerdir. Homojenizasyon aşamasından sonra 188 μ m olan tane boyutunun 136 μ m'e çıktığını belirtmişlerdir. Hadde sonrası tane boyutları ise % 5 deformasyona uğrayan numune için 148 μ m, % 33 için 156 μ m, % 46 için 180 μ m,

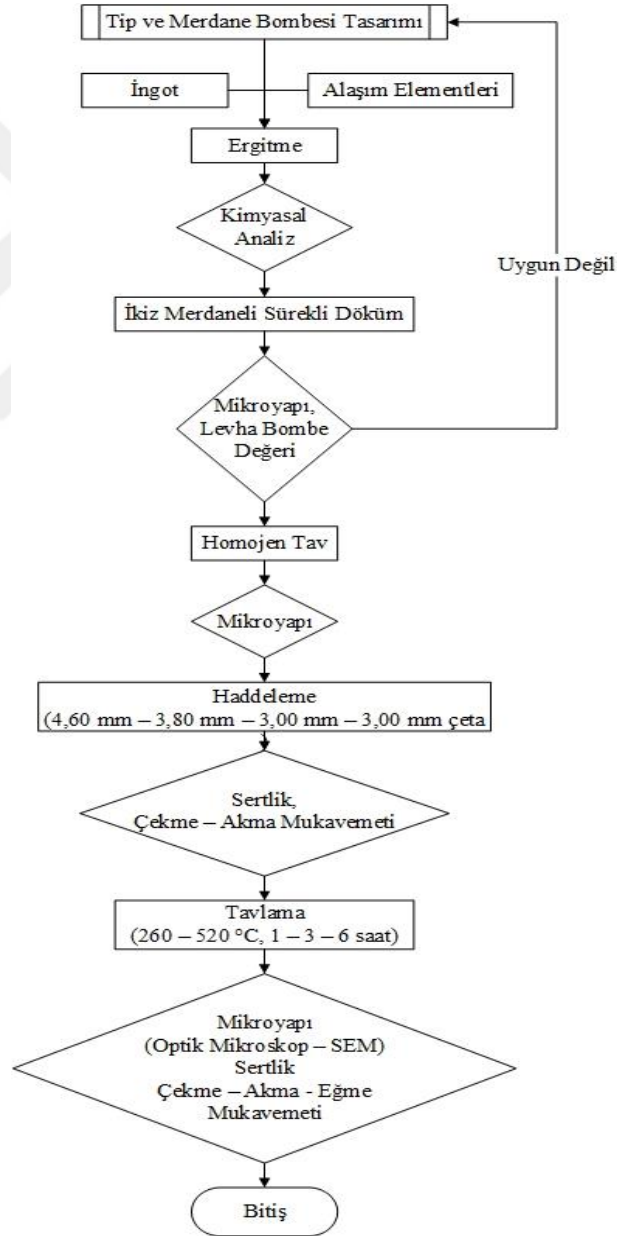
% 60 için 467 μm ve % 75 için 732 μm olarak ölçülmüştür. % 15 ve % 33 deformasyona uğrayan numunelerin tane boyutları ile homojenize edilmiş başlangıç numunesinin tane boyutları arasında çok fark gözlenmediği belirtilmiştir. Ancak taneler hadde sonrası hadde yönünde uzamışlardır. % 46 - % 87 miktarında deforme edilen numunelerde tane sınırları genişlemiş ve taneler belirgin şekilde uzamıştır. X-Işınları difraktometresi sonuçlarına göre başlangıç malzemesi ve haddelenen numunelerde aynı fazlar, $\alpha(\text{Al})$, Mg_2Si ve Al_3Fe gözlenmiştir. AA5052 alaşımının haddelenmesi sonucunda farklı faz oluşmayacağı ancak deformasyon miktarı arttıkça ikincil faz miktarının artacağı belirtilmiştir. Tavlama işleminin tane morfolojisini değiştirmedeği ancak artan tavlama sıcaklığı ile tane boyutunun arttığı, bu değişimin özellikle 300°C'den sonra daha da belirginleştiği söylenmiştir. Döküm numunesi, homojenizasyon sonrası numune ve diğer haddelenen ve tavlanan numunelerinin sertlik değerleri karşılaştırıldığında homojenizasyon sonrası sertliğin döküm yapısına göre azaldığı ancak sertliğin artan haddeleme miktarı ile tekrar arttığı belirtilmiştir. % 75 deforme edilip farklı sıcaklıklarda tavlanan numunelerde ise tavlama sıcaklığı arttıkça sertliğin azaldığı gözlemlenmiştir. % 87 oranında deforme edilen numunenin çekme mukavemeti 325 MPa olarak ölçülmüştür. Artan tavlama sıcaklığı ile çekme mukavemetinin azaldığı ve % uzama miktarının arttığı, artan tavlama sıcaklığının daha iri tane ve daha kaba yapıli ikincil fazın oluşumuna yol açmasının bu duruma sebep olduğu belirtilmiştir (Wang ve diğ., 2015).



5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1 Çalışma Akış Şeması

Bu çalışmada, AA5754 alaşımının i kiz merdane döküm yöntemiyle üretilmiş, döküm ve termomekanik proses parametrelerinin etkilerinin belirlenmesi amacıyla deneysel çalışmalar yapılmıştır.



Şekil 5.1 : Çalışmanın Akış Şeması.

Bu çalışmalara ait akış şeması Şekil 5.1’de gösterildiği gibi gerçekleştirilmiştir. Sonraki bölümlerde bu adımlar ayrıntılı şekilde anlatılmıştır.

5.2 Deneylerin Yapılışı

Deneyisel çalışmalar, Bursa’da kurulu PMS Metal Profil Alüminyum Sanayi Tic. A.Ş.’de yapılmıştır (Url-7).

Tez çalışması, döküm için uygun tip tasarımının yapılması ile başlamıştır. Tip kaynaklı döküm hatalarının meydana gelmediği, yeterli beslemenin gerçekleştiği tip tasarımını bulmaya yönelik bu adımda iki çeşit tip tasarlanmış ve bu tiplerle iki ayrı döküm gerçekleştirilmiştir.

Daha sonra ikiz merdane sürekli döküm tekniği ile 1300 mm eninde AA5754 levha üretimi amacıyla 3 ayrı döküm denemesi yapılmış, levha üretimi için uygun döküm parametreleri araştırılmıştır. Dökülen ruloların bombe değerlerinin, istenilen bombe değerine sahip olması amaçlanmıştır.

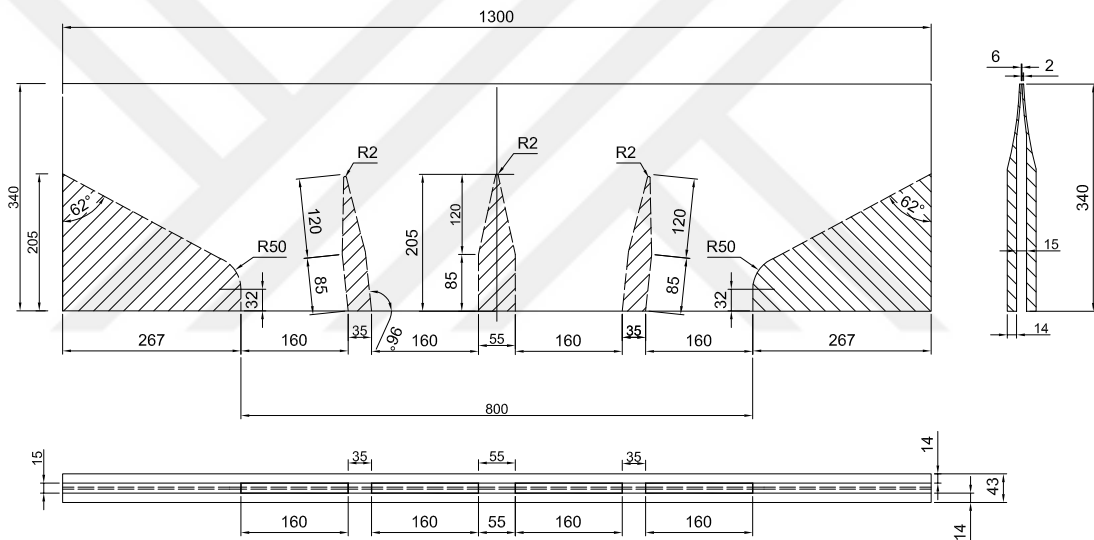
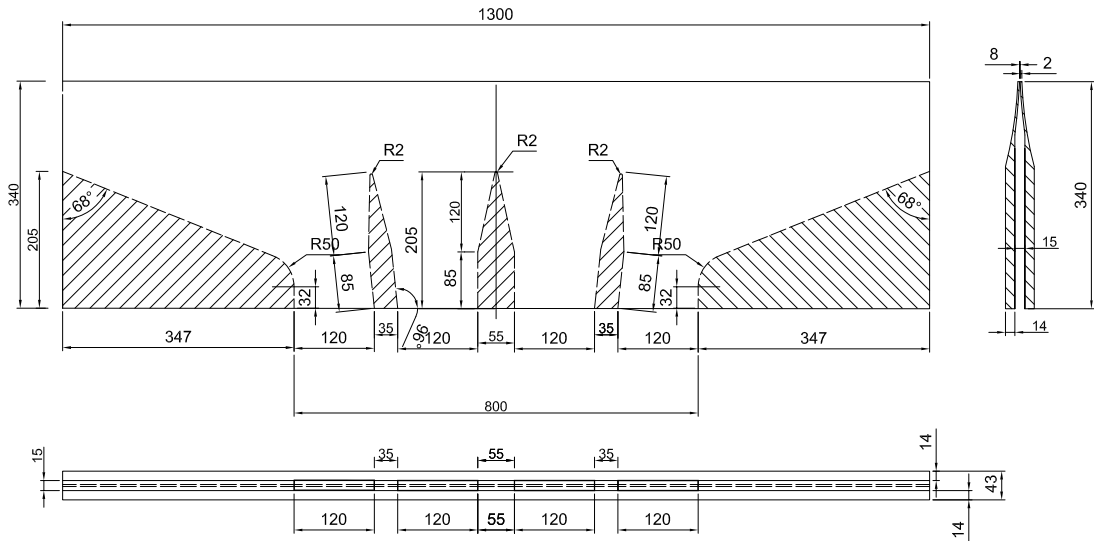
Laboratuvar ısıtma işlem deneyleri adımıyla haddeden alınan farklı kalınlıkta levhalar uygun boyutlarda hazırlandıktan sonra laboratuvar tipli fırında homojenleştirme tavı, yeniden kristalleştirme tavı, arata ve nihai tav işlemlerinden geçirilmiştir. Daha sonra mekanik testleri yapılmış, tav sonrası kazandıkları temper değerleri araştırılmıştır. Çetalı ürün için, H224 ve H244, düz levha için H0 ve H24 temper değerlerinin elde edildiği şartlar araştırılmıştır.

5.2.1 Tip tasarımı

Bu çalışmada yatay makinada döküm yapıldığı için tandış seviyesi 50-75 mm arasındadır. Metal basıncı tek girişli tipten beslenmeye yeterli değildir. Metalin tipi dolduramama riski vardır. O yüzden 3 veya 4 girişli tiplerin kullanılması zorunluluğu doğmuştur. Çalışmada kullanılan tiplerin ölçüleri arasında fark vardır. Çizelge 5.1’de, çalışma sırasında kullanılan tipler arasındaki farklar verilmiştir. Şekil 5.2 ve 5.3’de, 4 girişli tiplerin teknik resimleri, Şekil 5.4’de ise tiplerin resmi gösterilmiştir.

Çizelge 5.1 : Kullanılan tipler arasındaki farklar.

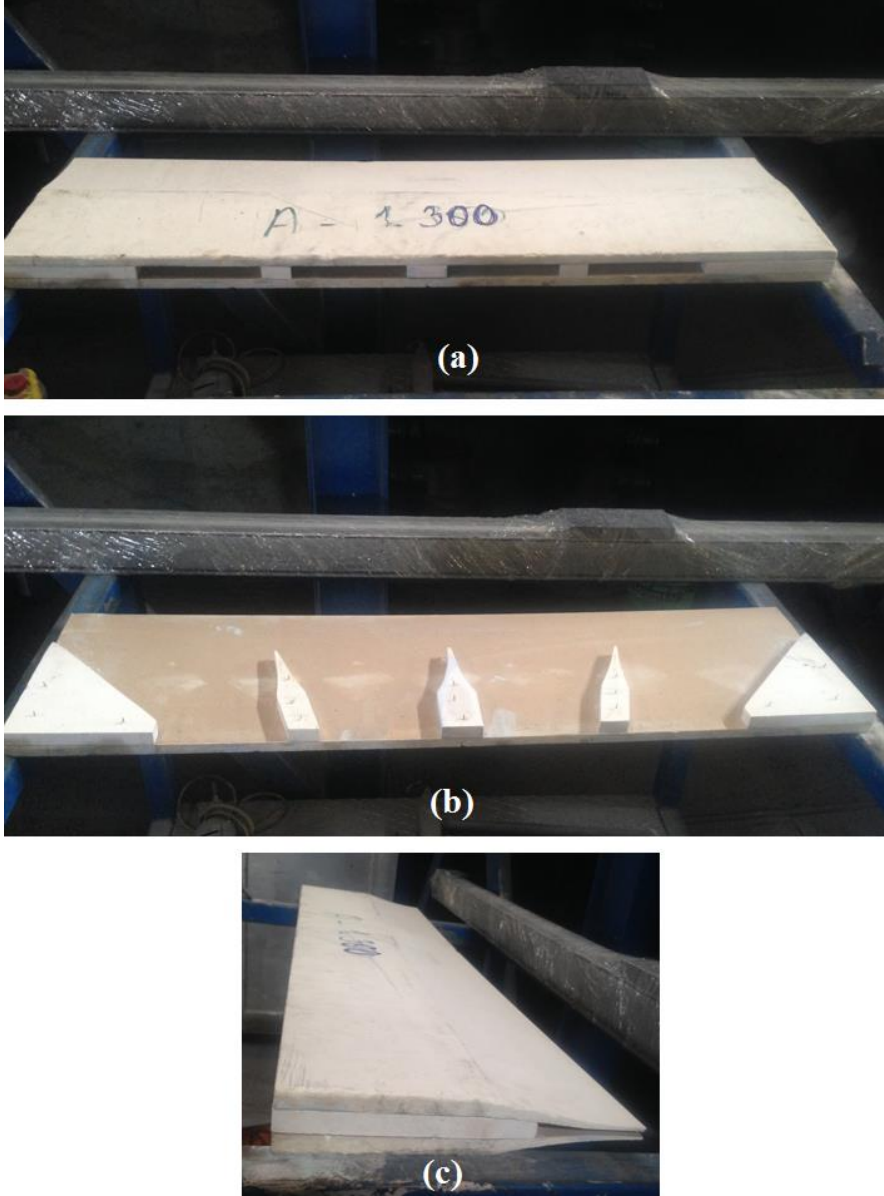
Tip No	Giriş Sayısı	Giriş Eni	Dudak Kalınlığı	Kullanıldığı Döküm No
4 numaralı tip	4	120 mm	8 mm	1
5 numaralı tip	4	160 mm	6 mm	2 ve 3



İki tip de 4 girişlidir. Şekil 5.2’de gösterilen 4 numaralı tip 8 mm dudak kalınlığı ve 120 mm giriş enine sahiptir ve döküm 1’de kullanılmıştır. Şekil 5.3’de gösterilen 5 numaralı tip ise 6 mm dudak kalınlığına ve 160 mm giriş enine sahiptir. Döküm 2 ve 3’de 5 numaralı bu tip kullanılmıştır. Karşılaşılan zorluklar ve çözümler sonuçlar kısmında irdelenmiştir.

Döküm sırasında tipden kaynaklı izlerin meydana gelmesini önlemek amacıyla tipler, tip plakalarının depolanmasından montaj edilmelerine kadar geçen sürede dikkatlice muhafaza edilmiştir. Monte edilmeden önce tip dudakları iyice kontrol edilmiş çatlak olmadığından emin olunmuştur. Montajı esnasında dudaklarının merdanelere çarpımamasına dikkat edilmiştir. Tip monte edilirken merdanelerle tip arasında yeterli

boşluk bırakılmıştır. Toz veya başka partiküllerin iz yarattığı durumlarda merdanelere partikülleri alması için bant uygulaması yapılmıştır. Tipler takılmadan önce 200 °C de 1 saat tutularak kurutulmuş, nakliye ve depolama esnasında oluşan nem giderilmiştir. Tandiş seviyesi (50-75 mm), tip dudaklarında aşırı basınca veya döküm eninin artmasına sebep olmayacak şekilde dikkatlice ayarlanmıştır.



Şekil 5.4 : Deneysel çalışmalarda kullanılan tipin (a) üstten (b) iç ve (c) yandan görünümü.

5.2.2 Ergitme

Sıvı metal ve tavan sıcaklığı Cr-Ni termocitfti ile otomatik olarak sürekli ölçülmüştür. Sıcaklık 750-800 °C arasında tutulmuştur. (Brülörler bu geri-besleme ile çalışmaktadır). Baca damperi sayesinde fırında artı basınç sağlanmaktadır. Fırına

650-700 kg'lık ingotlar veya 14 kg'lık külçeler halinde % 99,5-99,8 saflıkta alüminyum, şarj arabası veya forklift ile şarj edilmiştir. Ergimeyi takiben flakslama işlemine geçilmiştir. Önce brülörler kapatılmış daha sonra rafinasyon ve örtü flaksları ile flakslama yapılmıştır.

Çizelge 5.2 : Reverber tipi ergitme fırını özellikleri.

Reverber Tipi Ergitme Fırını Özellikleri	
Sıvı Metal Kapasitesi	25 ton
Brülör Tipi	Rejeneratif
Brülör Sayısı	2 adet
Toplam Isı Kapasitesi	3×10^6 kcal
Refrakter Tipi	Dökme Refrakter
Dış Boyutlar	6164 x 5788 x 4000 mm
Metal Yüksekliği	700 mm

Daha sonra gaz giderme işlemi için fırın tabanında 10 mm çaplı 6 m boyunda paslanmaz çelik boru yardımıyla azot tankından gönderilen azot gazı 30 dakika süre ile verilmiştir. Gaz giderme işleminden sonra oluşan az miktardaki curuf da alınmıştır. Ergimiş metal böylece döküm için hazırlanmış ve tutma fırınına alınmıştır. Reverber Tipi Ergitme Fırını Özellikleri Çizelge 5.1'de, fırının kullanım sırasındaki görüntüsü ise Şekil 5.5'de verilmiştir.



Şekil 5.5 : Ergitme fırını.

5.2.3 Tutma fırını

Ergitme işleminden sonra metal, Çizelge 5.3'te ayrıntıları verilen tutma fırınına, ergitme ve tutma fırını arasındaki yolluktan, fırınlar arasında bulunan yükseklik farkı sayesinde akıtılarak aktarılmıştır. 15 ton kapasiteli tutma fırınına 5 ton 1050 alaşımı metal alınmıştır. Oluşan curuf gelberi ile çekilmiştir. Sonra tekrar gaz giderme işlemi yapılmıştır. Tutma fırınındaki metal sıcaklığı 750-760 °C aralığına ayarlanmıştır.

Ergimiş metal tutma fırınından çıkışta açma kapama ve metal seviye ayarı yapılarak, metal iletimi için oluğa verilmiştir. Sıvı metal ergitme fırınından tutma fırınına aktarılırken yollukta yüksek saflıktaki magnezyum külçeler ile alaşımlandırma yapılmıştır.

Çizelge 5.3 : Tutma fırını özellikleri.

Tutma Fırını Özellikleri	
Sıvı Metal Kapasitesi	15 ton
Brülör Tipi	Soğuk Hava
Brülör Sayısı	2 adet
Toplam Isı Kapasitesi	$1,5 \times 10^6$ kcal
Refrakter Tipi	Dökme Refrakter
Dış Boyutlar	4435 x 4000 x 3190 mm
Metal Yüksekliği	700 mm

Şekil 5.6 (a)'da tutma fırını ve Şekil 5.6 (b)'de ergitme ile tutma fırını arasındaki metal iletimi gösterilmiştir.



Şekil 5.6 : (a) Tutma fırını (b) ergitme ve tutma fırını arası metal iletimi.

Yapılan döküm denemelerinde de bu hesaplamalar yapılmış ve TMMA (set-back) mesafesi minimum değerde tutulmaya çalışılmıştır.

5.2.4 İkiz merdaneli döküm makinası

1000, 3000 ve 5000 serisi alüminyum alaşımlarının dökülebildiği makinanın döküm merdane çapı 1020 mm, baskı kuvveti 2000 ton ve döküm hızı ortalama 1,8 m/dk'dır. Maksimum 1600 mm genişliğinde ve 10 mm (nominal döküm kalınlığı 5,5-6 mm) kalınlığında levha dökümüne imkan vermektedir. İkiz merdaneli döküm makinasının diğer özellikleri Çizelge 5.4'te verilmiştir.

Çalışma sırasında TMMA (set-back) mesafesi 1 mm aralıklarla değiştirilmiş ve buna bağlı olarak makinanın uyguladığı baskı tonajları ve amper değerleri okunarak grafiğe dökülmüş, çıktılar, sonuçlar kısmında değerlendirilmiştir.

Çizelge 5.4 : İkiz merdaneli döküm makinası özellikleri.

İkiz Merdaneli Döküm Makinası Özellikleri	
Ana tahrik motorları	2 x 60 kW DC motor
Dökülebilen alaşımlar	1000, 3000, 5000, 8000 serileri
TMMA (set-back) mesafesi	60-70 mm
Döküm merdane çapı Ø	1020 mm
Basma kuvveti	2000 ton (maksimum)
Levha kalınlığı	5-10 mm (nominal 6 mm)
Levha genişliği	1600 mm
Üretim kapasitesi	1200 ton / ay
Döküm hızı	1,8 m / dk*
*Döküm alaşımına ve kalınlığa bağlı	

Şekil 5.7’de AA5754 alüminyum alaşımının dökümünün yapıldığı, PMS Alüminyum firmasına ait İMD hattının genel görünümü verilmiştir.



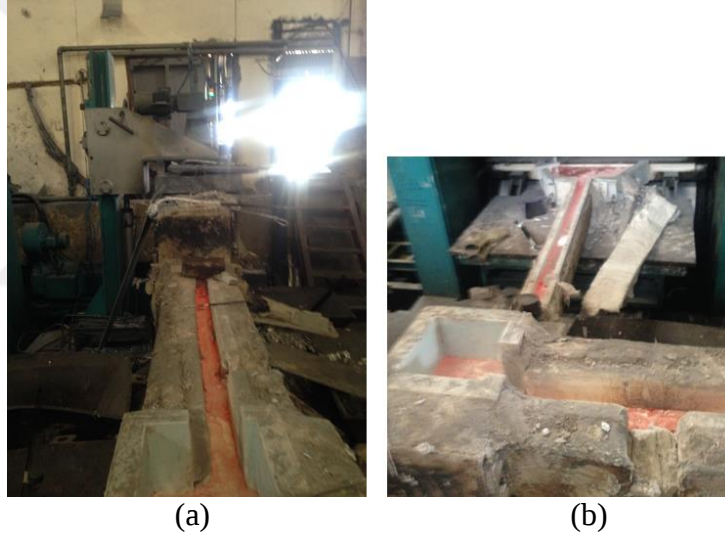
Şekil 5.7 : PMS Alüminyum firmasının döküm hattı genel görünümü.

5.2.5 Döküm denemeleri

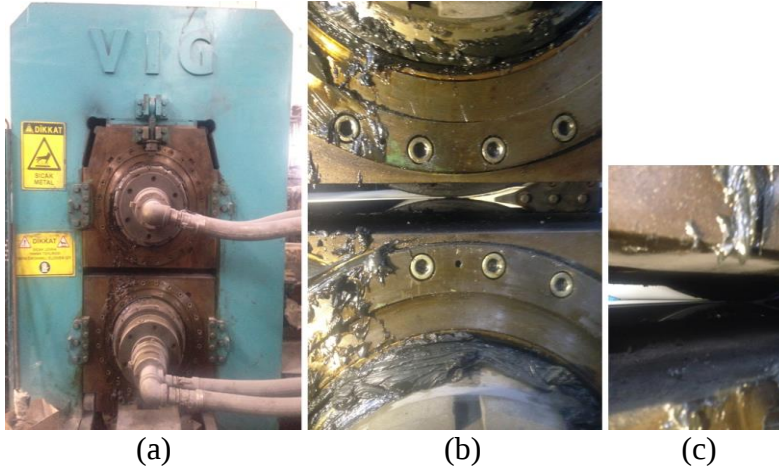
5.2.5.1 Döküm deneme 1

1300 mm eninde yapılan ilk döküm denemesi için, 1300 mm eninde hazırlanan tip 200 °C de fırınlanıp nemi alındıktan sonra, döküm makinasına bağlanmış ve TMMA (set-back) mesafesi ölçülerek 64 mm olacak şekilde ayarlanmıştır. Ergitme fırınına şarj edilen metal 800 °C sıcaklığa ulaşınca rafinasyon flaksı kullanılarak curuf çekilmiştir. Gaz giderme işlemi olarak fırın tabanında azot gazı gezdirilmiştir. Daha sonra fırının metal boşaltma deliği açılarak sıvı metal oluk vasıtasıyla tutma fırınına alınmıştır. İki fırın arasındaki metal transferi yükseklik farkı yardımıyla gerçekleşmiştir. Ergitme fırınına, tutma fırınına alınan metal miktarı kadar külçe tekrar şarj edilmiştir. 800 °C deki tutma fırınından alınan metal olukta iken sürekli olarak gaz giderme ve seramik filtre ile filtrasyon işlemlerinden geçirilerek tandişe

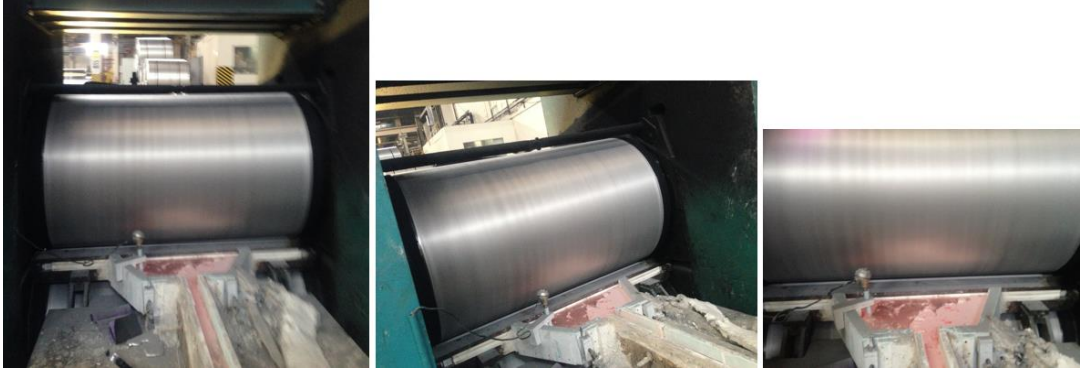
gönderilmiştir. Tane küçültücü olarak AlTiB, 20 cm / dk hızla olukta verilmiştir. Döküme başlarken ilk sıcaklık, merdane ve tipin soğuk olması nedeniyle 740-750 °C civarındadır. Bu sıcaklık daha sonra 715 °C civarına düşürülmüştür. İlk önce 1050 alaşımı ile döküme başlanmıştır. 1050 alaşımı levha kalınlık ve kenar farklılıkları ayarlandıktan sonra sarıcıya kadar dökülmüştür. Dökülen bobin geçiş bobini olarak kesilip alınmış ve 5754 alaşımı döküm sonrası rulo halinde sarılmaya başlanmıştır. Döküm sıcaklığı 715 °C olarak seçilmiştir. Döküm hızı 90 cm/dk olarak gerçekleştirilmiştir. Merdane bombesi 177,8 µm'dir. Dökülen levhadan merdane çevresi uzunluğunda parça kesilerek, çevre ve kesit incelemeleri yapılmış ve sonuçlar incelenmiştir. Şekil 5.2'de verilen dudak aralığı 8 mm olan 4 numaralı tip kullanılmıştır. Şekil 5.8, 5.9, 5.10 ve 5.11'de. Döküm sırasında çekilen fotoğraflar verilmiştir.



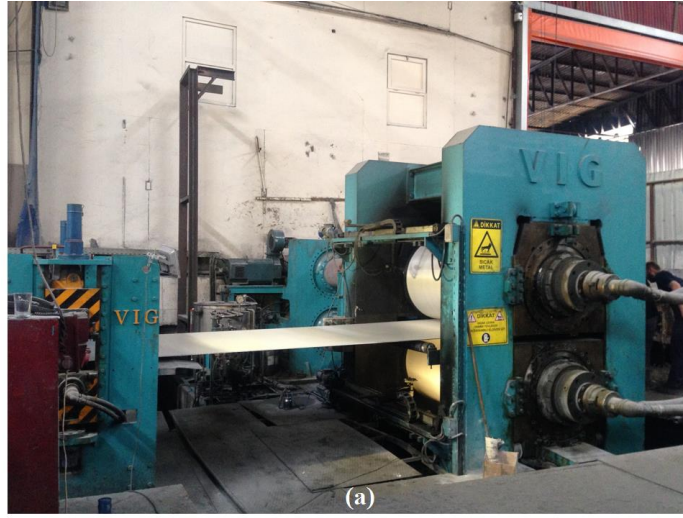
Şekil 5.8 : (a) ve (b) 5754 alaşımı tutma fırınından yolluk ile tandiçe aktarılırken.



Şekil 5.9 : Metal katılaşıp çıkarken (a) makinanın yandan görünümü, (b) merdaneler ve tip görünümü, (c) metal, merdaneler arasından levha olarak alınırken.



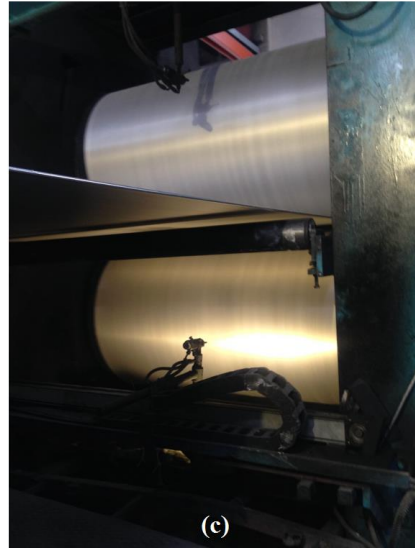
Şekil 5.10 : Metal tandiştten tipe aktarılırken.



(a)



(b)



(c)

Şekil 5.11 : AA5754 alaşımı dökümü sırasında döküm makinası ve levhanın (a) uzaktan görünümü, (b) yakından görünümü ve (c) alttan görünümü.

5.2.5.2 Döküm Deneme 2

2. döküm denemesinde sıcaklık 725 °C'ye çıkartılmış ve TMMA (set-back) mesafesi 60 mm'ye indirilmiştir. Döküm hızı ilk döküm denemesinde olduğu gibi 90 cm/dk

olmuştur. Merdane bombesi de ilk dökümdeki gibi 177,8 μm 'dir. Levhaların bombe miktarı incelenmiş, önceki döküm denemesinin sonuçları ile sonuçlar bölümünde irdelenmiştir. Şekil 5.3'de verilen, dudak aralığı 6 mm olan 5 numaralı tip kullanılmıştır.

5.2.5.3 Döküm deneme 3

3. döküm denemesinde döküm sıcaklığı 725 $^{\circ}\text{C}$ 'de tutulmuş, TMMA (set-back) mesafesi 60 olarak kalmış, merdane bombesi 228,6 μm olacak şekilde taşlanmıştır. Döküm hızı ise 95 cm/dk olarak gerçekleşmiştir. Dudak aralığı 6 mm olan 5 numaralı tip kullanılmıştır. Çizelge 5.5'de 3 farklı döküm uygulamasının döküm şartları gösterilmiştir.

Çizelge 5.5 : Döküm parametrelerinin kıyaslanması.

Döküm No	En (mm)	Su Girişi ($^{\circ}\text{C}$)	Su Çıkışı ($^{\circ}\text{C}$)	TMMA (set-back) (mm)	Sıcaklık ($^{\circ}\text{C}$)	Döküm Hızı (cm/dk)	Merdane Bombesi (μm)	Tip dudak kalınlığı (mm)
1	1300	36	36-39	64	715	90	177,8	8
2	1300	36	36-39	60	725	90	177,8	6
3	1300	36	36-39	60	725	95	228,6	6

5.2.6 Homojenizasyon tavlaması

3 numaralı döküm sonrası elde edilen 6 mm kalınlığındaki levhaya, döküm yapısında meydana gelen segregasyon ve aşırı doymuş yapıların yok edilmesi amacıyla homojenizasyon tavlaması uygulanmıştır. İşlem, homojenizasyon fırınında 520 $^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkta 8 saat süresince uygulanmıştır. Şekil 5.12'de PMS Alüminyum bünyesinde bulunan homojenizasyon fırını resmi gösterilmektedir.



Şekil 5.12 : Homojenizasyon fırını.

5.2.7 Soğuk hadde

Homojenizasyon fırınından alınan 6 mm kalınlığındaki rulo soğuk hadde hattında ilk önce % 23,3 deformasyon ile 4,60 mm kalınlığa indirilmiştir. Bu pasoda levhadan laboratuvar ölçekli tavlama adımları için numune alınmıştır. Daha sonra 4,60 mm kalınlığından % 17,3 deformasyon ile 3,80 mm'ye haddelenmiştir. Aynı şekilde laboratuvar ölçekli tavlama işlemi için numune alınmıştır. Son hadde aşamasında 3,80 mm kalınlığındaki levha % 21 deformasyon ile 3,00 mm kalınlığa haddelenmiştir. Aynı şekilde numune alınmıştır. Bir diğer bobine de aynı şekilde haddeleme yapılmış ancak haddeleme işleminin son pasosunda çetalı merdane kullanılarak 3,00 mm kalınlıkta çetalı ürün elde edilmiştir.

Çizelge 5.6'da hadde sonrası elde edilen kalınlık değerleri ve % deformasyon miktarları verilmiştir.

Çizelge 5.6 : Hadde sonrası elde edilen kalınlık değerleri.

Levha Kalınlığı	Toplam % deformasyon
4,60 mm	% 23,3
3,80 mm	% 36,6
3 mm	% 50
3 mm çetalı	% 50

Çizelge 5.7'de soğuk hadde proses özellikleri verilmiştir. Şekil 5.13'te ise deneylerin yapıldığı soğuk hadde ünitesi gösterilmiştir.

Çizelge 5.7 : Soğuk hadde özellikleri.

Soğuk Hadde Özellikleri	
Ana Motor Gücü	2 x 750 kW DC motor
Hadde Tipi	4 merdaneli, tek yönlü
Destek Merdanesi Ø	1100 mm
İş Merdanesi Ø	430 mm
Baskı Kuvveti	1600 ton
Genişlik	1600 mm
Giriş Kalınlığı	8 mm
Çıkış Kalınlığı	0,2 mm
Merdane Bükme (Bending) Basıncı	180 bar
Sarma Hızı	400 m/dk (maksimum)



Şekil 5.13 : Soğuk hadde ünitesi.

5.2.8 Levha düzgünlüğü ve bombesi

Döküm sırasında merdane çevresi kadar boya sahip levha alınarak (3202 mm) 11 eşit parçaya kesilmiştir. Boyutları 291 mm x 1300 mm olan bu parçaların kesit kalınlıkları mikrometre yardımıyla ölçülüp bombe miktarı ve boyutsal hesaplamaları yapılmıştır. Ölçüm değerleri sonuçlar kısmında irdelenmiştir.

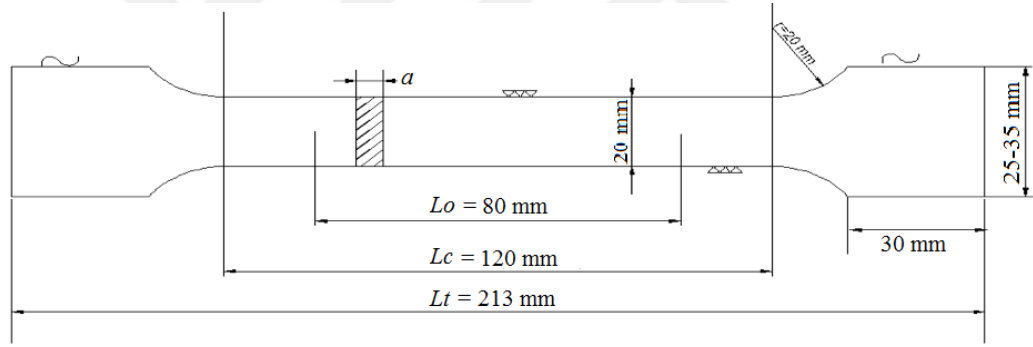
5.2.9 Laboratuvar ölçekli tavlama deneyleri

3 numaralı döküm ile elde edilen istenilen bombe değerine sahip 5754 alaşım levhanın termomekanik özelliklerini incelemek amacıyla hadde sonrası farklı kalınlıklara sahip (4,60 mm, 3,80 mm, 3,00 mm ve 3,00 mm çetalı) numunelere, tavlama işlemleri yapılmıştır.

Tavlama sıcaklıkları olarak 260 °C, 285 °C, 310 °C, 340 °C, 370 °C, 400 °C, 430 °C, 460 °C, 490 °C, 520 °C, tavlama süresi olarak da 1, 3 ve 6 saat seçilmiştir. Döküm rulosundan kesilerek 30 cm x 30 cm boyutunda hazırlanan numuneler PMS Alüminyum firmasına ait laboratuvar tipli fırında belirtilen süre ve sıcaklıklarda tavlansmıştır. Daha sonra numunelerin çekme, eğme ve sertlik değeri incelenmiştir.

5.2.9.1 Çekme mukavemeti ölçümü

Tavlanan numunelerin çekme-akma mukavemetlerini ve % uzama miktarlarını ölçmek, tavlama sonucu kazandırılan süneklik özelliklerini gözlemlemek için PMS Alüminyum firmasının mekanik laboratuvarında bulunan uzama ölçer (ekstensometre)'li 5 tonluk Zwick Z050 marka çekme cihazı ile numunelere çekme testleri uygulanmıştır. Çekme testleri BS EN ISO 6892-1:2009 standardına göre yapılmıştır (BS EN ISO 6892-1:2009). Şekil 5.14'de çekme numunesi boyutu ve şekli gösterilmiştir.



Şekil 5.14 : Çekme testi numunesi.

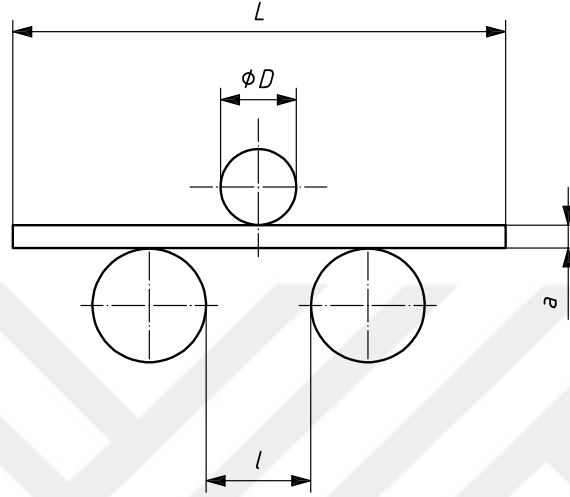
Şekil 5.14'de: a : numune kalınlığı, L_o : orjinal ölçüm boyu, L_c : paralel boy, L_t : toplam uzunluktur.

5.2.9.2 Sertlik ölçümü

Döküm sonrası uygulanan tavlama işleminin malzemeye kazandırdığı özelliklerin belirlenmesi amacıyla numunelerin sertlik ölçümleri yapılmıştır. Sertlik ölçümleri İTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan Leica VM HT model sertlik ölçüm cihazıyla yapılmıştır. Parlatılmış numunelerden 10'ar ölçüm alınıp ortalamaları hesaplanmıştır. Yük miktarı ve süresi sırasıyla 1000 g ve 12 sn olarak seçilmiştir.

5.2.9.3 Üç nokta eğme testi

Numunelerin eğme açılarını hesaplamak amacıyla üç nokta eğme testleri, İTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü mekanik laboratuvarından bulunan Autograph AGS-J marka üç nokta eğme testi cihazı ile yapılmıştır. Eğme testi şematik gösterimi Şekil 5.15’de gösterilmiştir.



Şekil 5.15 : Eğme testi şematik gösterimi (l : Destekler arası mesafe, D: baskı uygulayan silindirin çapı, a: numune kalınlığı).

Eğme testi numuneleri, kesme cihazında 100 mm uzunluğunda ve 8 mm genişliğinde hazırlanmıştır. Cihazın uygulama hızı 5 mm / dk olarak seçilmiştir. Destekler arası mesafe l Eşitlik 5.1’de verilen formüle göre hesaplanmıştır (ASTM E290-14).

$$l = (D + 3 a) \pm (a/2) \quad (5.1)$$

Eşitlikteki:

l : destekler arası mesafe,

D: baskı uygulayan silindirin çapı,

a: numune kalınlığıdır.

Eşitlik kullanılarak hesaplanan *l* değerleri 4,60 mm kalınlığındaki numuneler için 18 mm, 3,80 mm kalınlığındaki numuneler için 16 mm ve 3,00 mm kalınlığındaki numuneler için ise 14 mm olarak hesaplanmış, numuneler bu ölçülere göre hazırlanmıştır. Eğilme mukavemeti Eşitlik 5.2’e göre hesaplanmıştır.

$$\delta = M \cdot Y / I \quad (5.2)$$

Eşitlikte:

δ : eğilme mukavemeti

M: eğilme momenti

Y: eksen mesafesi

I: eylemsizlik momentidir

M, Y ve I ise Eşitlik 5.3, 5.4 ve 5.5’de verilmiştir.

$$M = P \cdot l / 4 \quad (5.3)$$

$$Y = a/2 \quad (5.4)$$

$$I = b \cdot a^3 / 12 \quad (5.5)$$

Eşitliklerde:

P: eğme cihazının uyguladığı yük

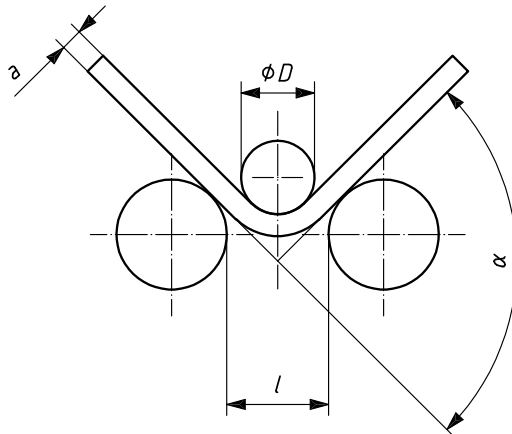
b: eğme numunesi genişliğidir.

Eğilme gerilmesini M, Y ve I terimleri açılarak yazılırsa Eşitlik 5.6 elde edilmektedir.

$$\delta = (3 \cdot P \cdot l) / (2 \cdot b \cdot a^2) \quad (5.6)$$

Formüle göre hesaplanan eğilme gerilmeleri sonuçlar kısmında verilmiştir.

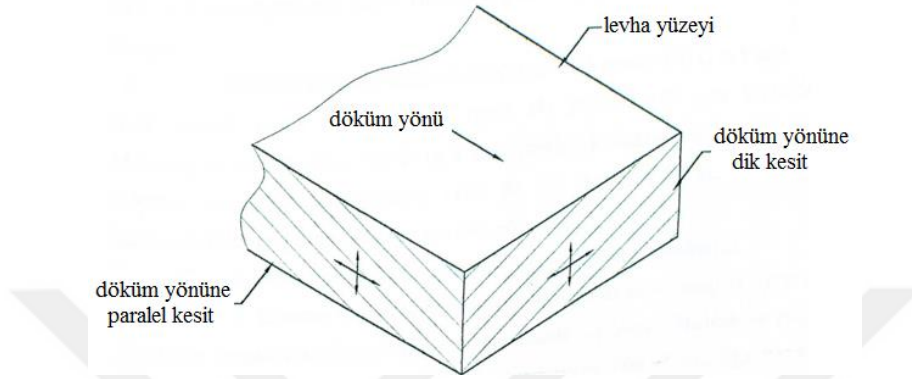
Eğme testi süresi eğme noktasında çatlak oluşumu meydana gelene kadar devam ettirilmiştir. Numunelerin çatlak oluşum açıları Şekil 5.16’ya göre ölçülmüş sonuçlar kıyaslanmıştır.



Şekil 5.16 : Eğilme açısı (α).

5.2.9.4 Mikroyapı ve SEM incelemeleri

Tavlanan numunelerin mikro yapı özellikleri incelenmiştir. Numuneler Şekil 5.17’de gösterildiği gibi döküm yönüne paralel (L, Longitudinal) ve döküm yönüne dik (T, Transverse) olarak soğuk bakalite alınmış ve ardından aşağıdaki adımlar izlenerek parlatılmıştır.



Şekil 5.17 : Metalografik olarak hazırlanan yüzeylerin şematik gösterimi.

Parlatma adımları:

400 SiC 100 ile 150N kuvvet ile 30-60 saniye,

600 SiC SiC 100 ile 150N kuvvet ile 30-60 saniye,

800 SiC 100 ile 150N kuvvet ile 30-60 saniye,

1200 SiC 100 ile 150N kuvvet ile 30-60 saniye (bu aşama gerekli yerlerde iki üç kere tekrarlandı),

2400 SiC 100 ve 150 N kuvvet ile 30-60 saniye,

3 mikron elmas solüsyon ile 3-5 dakika,

0,05 mikron kolloidal silika ile 1 dakika ile 1 saat arasında.

Parlatılan numunelerin mikroyapıları optik mikroskop ile polarize ışık altında incelenmiştir. AA5754 alaşımlarının incelemelerinde tavlama sıcaklığının ve süresinin etkileri gözlenmiştir. Tavlama sıcaklığının, döküm yapısı ve termomekanik işlemler sonrası elde edilen yapı üzerine etkileri incelenmiştir. Tane yapısı ve yönelmesi incelenmiştir.

Numunelerde intermetalik dağılımını incelemek amacıyla JEOL JSM 7000F model taramalı elektron mikroskobu ve buna bağlı EDS ünitesi kullanılmıştır.

5.2.9.5 Soğuk hadde sonrası işlemler

Tez çalışması amaçlarından biri daha önce de belirtildiği gibi 1300 mm eninde AA5754 alaşımı levhayı, çetalı levha için H244 ve H224, düz levha için H0 ve H24 temperlerinde üretebilmektir. 1300 mm enindeki bobin, akış şemasında daha önce gösterildiği gibi hadde sonrası ısıtılma işlemine tabi tutularak arzu edilen temper değeri için tavlama yapılmıştır. Tavlama sıcaklığı ve süresi laboratuvar ölçekli tavlama deneyleri sonuçlarına bakılarak seçilmiştir. Isıl işlem sonrası bobin alınarak kenar kesme, yıkama-kurutma, gerdirme ve boy kesme işlemlerinden geçirilerek standartlara uygun özellikle nihai ürün elde edilmiştir.





6. DENEY SONUÇLARI VE SONUÇLARIN İRDELENMESİ ÇALIŞMALAR

İlerleyen bölümlerde döküm çalışmaları, tav çalışmaları ve mekanik testlerin sonuçları ile mikroyapı incelemeleri ayrıntılı şekilde verilmiştir.

6.1 Döküm Deneme 1

İlk döküm denemesinde TMMA (set-back) mesafesi 64 mm, döküm sıcaklığı 715 °C, döküm hızı 90 cm/dk merdane bombesi 177,8 µm) Şekil 5.2’de teknik resimleri verilen 120 mm giriş enine ve 8 mm dudak aralığı sahip, dört girişli tip kullanılmış ve dökülen levhada sıcak bant oluşumu gözlenmiştir. Bunun nedeninin homojen olmayan sıcaklık dağılımı olduğu sonucuna varılmıştır. Levhadan alınan kalınlık ölçümlerine göre levha kalınlığı 6,89-7,09 mm arasında değişmektedir. 8 mm dudak aralığı ile hedef kalınlığı olan 6 mm levha kalınlığı tutturulamamıştır. Bu tasarıma sahip tipin AA5754 alaşımının bu 1300 mm genişlikteki dökümü için uygun olmayacağı sonucuna varılmıştır. Bir sonraki dökümde hem daha geniş giriş enine sahip tip kullanılmasına hem de metali daha homojen sıcaklıkta tipe göndermesi için tandış içerisine *bet* (bat, engel) yerleştirilmesine karar verilmiştir.

Dökülen levhanın düzgünlüğü incelemek için levha bombesi hesaplanmıştır. Bunun için 291 mm (boy) x 1300 mm (en) boyutlarında kesilen parçalardan, enine 11, boyuna 13 eşit aralıklı nokta belirlenmiş ve mikrometre yardımıyla kalınlık ölçümü alınmıştır. Ölçümler Çizelge 6.1’de verilmiştir. Çizelge 6.1’de 1300 mm enindeki levhanın orta noktası, tahrik ve opretatör kenarları gösterilmiştir. % bombe değeri, kenar ve orta nokta arasındaki fark kullanılarak, Eşitlik 6.1’de gösterildiği şekilde hesaplanmıştır.

$$\% \text{ bombe} = [(\text{orta noktadaki kalınlık değeri} - \text{kenar noktadaki kalınlık değeri}) / \text{orta nokta kalınlık değeri}] \times 100 \quad (6.1)$$

Levhanın iki kanarı ve merkezindeki kalınlık farklarından faydalanılarak elde edilen hesaplanan % bombe değerleri Çizelge 6.2’de verilmiştir. Levha bombesinin 0,80-

1,10 aralığında olması hedeflenmiş ancak üretilen levha bombesi % 2,14 – 2,28 arasında elde edilmiştir.

Çizelge 6.1 : 1 numaralı dökümden elde edilen levhanın kalınlık ölçüm değerleri (mm).

Tahrik Kenarı
Merkez
Operatör Kenarı

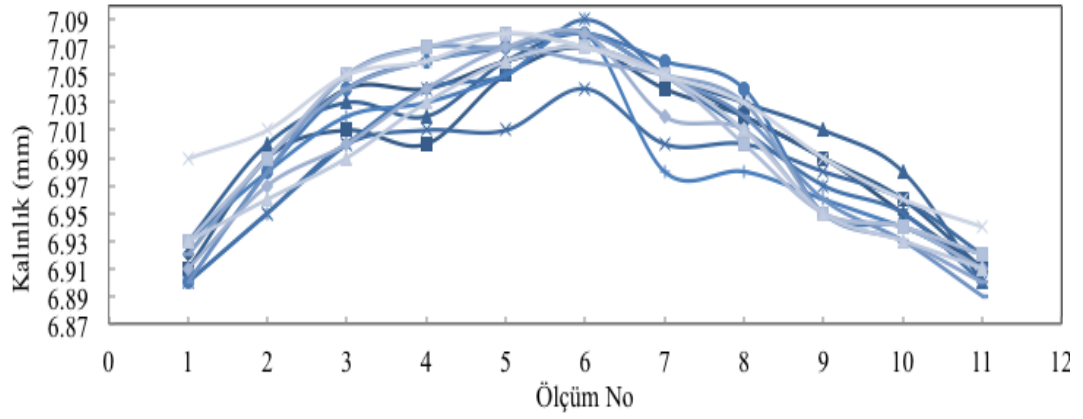
Kalınlık (mm)											
Ölçüm No	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
1	6,92	6,99	7,04	7,04	7,06	7,07	7,05	7,02	6,99	6,95	6,91
2	6,91	6,99	7,01	7,00	7,05	7,07	7,04	7,02	6,99	6,96	6,91
3	6,93	7,00	7,03	7,02	7,06	7,08	7,05	7,03	7,01	6,98	6,90
4	6,90	6,95	7,00	7,01	7,01	7,04	7,00	7,00	6,98	6,96	6,92
5	6,90	6,95	7,00	7,04	7,05	7,09	7,05	7,01	6,97	6,95	6,90
6	6,90	6,98	7,04	7,06	7,07	7,08	7,06	7,04	6,95	6,94	6,91
7	6,93	6,98	7,02	7,03	7,05	7,08	6,98	6,98	6,96	6,94	6,92
8	6,90	6,98	7,05	7,07	7,07	7,08	7,05	7,02	6,96	6,93	6,89
9	6,92	6,99	7,04	7,06	7,07	7,06	7,05	7,03	6,95	6,93	6,90
10	6,91	6,97	7,00	7,04	7,07	7,08	7,02	7,01	6,95	6,94	6,91
11	6,93	6,99	7,05	7,07	7,08	7,07	7,05	7,00	6,95	6,94	6,92
12	6,93	6,96	6,99	7,03	7,06	7,07	7,05	7,01	6,95	6,93	6,91
13	6,99	7,01	7,05	7,06	7,08	7,07	7,05	7,03	6,99	6,96	6,94

← döküm genişliği (1300 mm) →

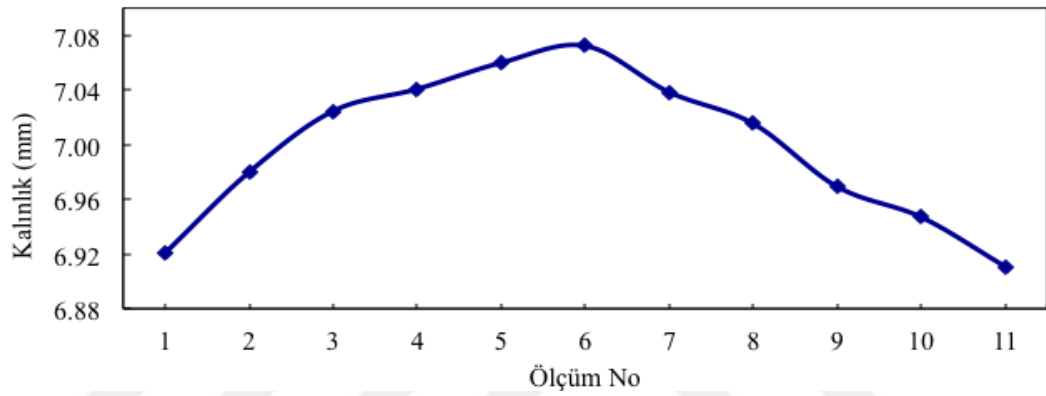
Çizelge 6.1’de verilen kalınlık değerlerinin ortalamaları ile levhanın kesit kalınlığı Şekil 6.1 ve 6.2’de grafiklendirilmiştir. Tüm ölçümler kullanılarak da levhanın kalınlık dağılımı 3 boyutlu olarak Şekil 6.3’de görselleştirilmiştir.

Çizelge 6.2 : 1 numaralı dökümden elde edilen % bombe değerleri.

Ölçüm No	% Bombe (Tahrik Tarafı)	% Bombe (Operatör Kenarı)
1	2,12	2,26
2	2,26	2,26
3	2,12	2,54
4	1,99	1,70
5	2,68	2,68
6	2,54	2,40
7	2,12	2,26
8	2,54	2,68
9	1,98	2,27
10	2,40	2,40
11	1,98	2,12
12	1,98	2,26
13	1,13	1,84
Ortalama	2,14	2,28

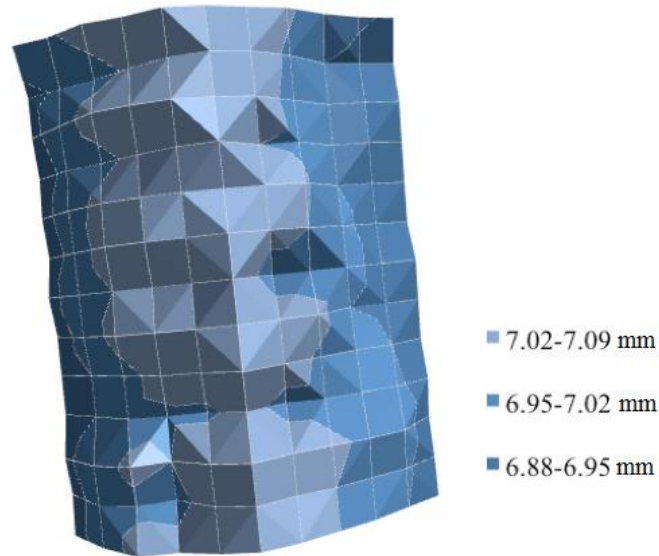


Şekil 6.1 : 1 numaralı dökümden elde edilen levhanın kalınlık değerlerinin grafik gösterimi.



Şekil 6.2 : 1 numaralı dökümden elde edilen levhanın, Çizelge 6.1’de verilen kalınlık değerlerinin ortalaması.

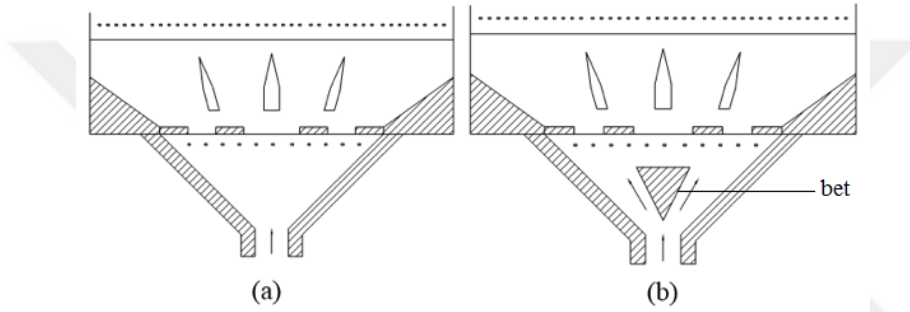
1 nolu döküm denemesinde elde edilen hedef kalınlık, levha bombesi ve levhanın düzgünlüğü hedeflenen değerlerde gerçekleştirilememiştir.



Şekil 6.3 : 1 numaralı dökümden elde edilen levhanın, Çizelge 6.1’de verilen kalınlık ölçümleri ile çizilen ve levhadaki kalınlık farklarını gösteren şematik görünümü.

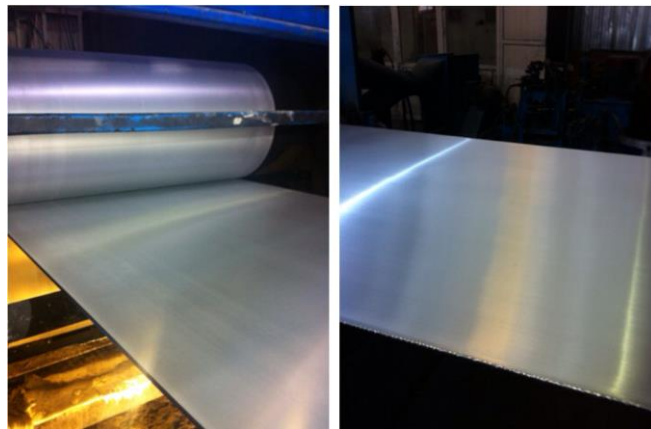
6.2 Döküm Deneme 2

1 numaralı döküm denemesinde sıcaklık dağılımı homojen olmadığı için dökümde sıcak bant izleri tespit edilmiştir. Metalin tandişi homojen dağılmamasının bu soruna sebep olduğu düşünülmüş ve metalin tandişi homojen dağılmasını sağlamak amacıyla tandiş içerisine bet yerleştirilmiştir. Şekil 6.4 (a) ve (b)'de bet olmadan ve bet yerleştirilmiş tandiş görüntüsü şematik olarak verilmiştir. Bu yöntem işe yaramış ve Şekil 5.3'de teknik resmi verilen, giriş eni 160 mm olan tip ile yapılan döküm, metal ve sıcaklığın homojen dağılması bakımından başarılı olmuş, 6 mm hedef kalınlığında 1300 mm genişlikte 90 cm/dk hızla döküm gerçekleştirilmiştir.



Şekil 6.4 : Kullanılan tandişin (a) bet yerleştirilmemiş ve (b) yerleştirilmiş halinin şematik gösterimi.

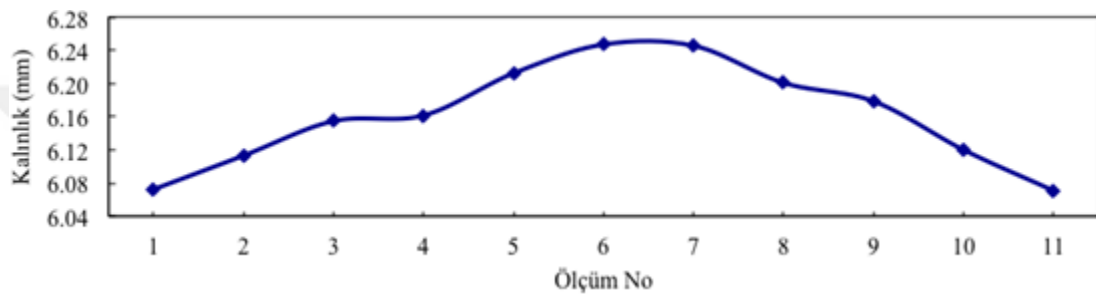
Şekil 5.3'de gösterilen tip kullanılarak yapılan bu döküm yüzeyinde, ilk dökümde meydana gelen homojen olmayan sıcaklık dağılımından kaynaklanan sıcak bant izlerine rastlanılmamıştır. Levha yüzey kalitesi artmıştır. Şekil 6.5'de 2 numaralı döküm denemesinden fotoğraflar verilmiştir.



Şekil 6.5 : 2 numaralı döküm sırasında çekilen fotoğraflar.

Bu döküm denemesinde ilk dökümden farklı olarak döküm sıcaklığı 715 °C'den 725 °C'ye artırılmış ve TMMA (set-back) mesafesi 60 mm'ye düşürülmüştür. Merdane

bombesi önceki dökümle aynı değerde 177,8 μm olarak kullanılmıştır. Ölçülen levha kalınlık değerleri içerisinde en düşük kalınlık 6,03 mm, en yüksek kalınlık ise 6,26 mm olarak ölçülmüştür. Levha % bombe değeri ise 2,79 - 2,82 olarak ölçülmüştür. Bu değer hedef % bombe değeri olan % 0,80 – 1,10 aralığının çok dışındadır. Kalınlık ölçümleri ile çizilen profil grafiklerinden de anlaşılabacağı gibi levha düzgünlüğü istenilen seviyede elde edilememiştir. Levha düzgünlüğünü sağlamak amacıyla sonraki döküm denemesinde merdana bombesi 228,6 μm olacak şekilde taşlanmasına karar verilmiştir. Kalınlık ölçüm değerleri ve levha bombe değerleri Çizelge 6.3 ve 6.4’de, levha profil grafikleri ise Şekil 6.6 ve 6.7’de verilmiştir.



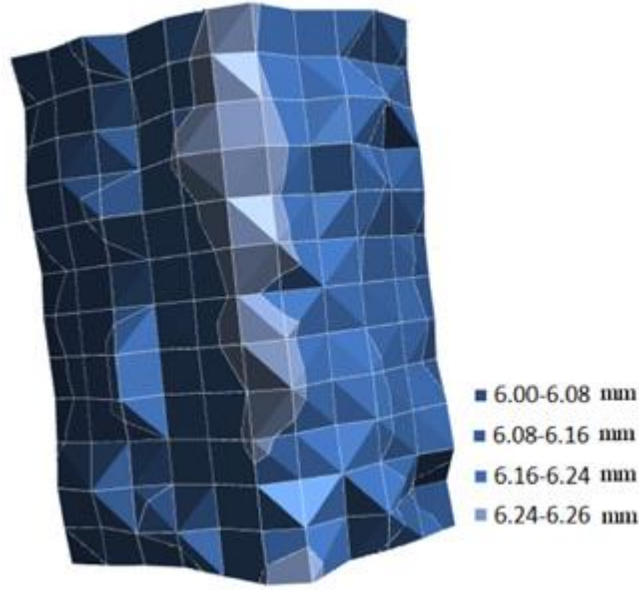
Şekil 6.6 : 2 numaralı dökümden elde edilen levhanın, Çizelge 6.3’te verilen kalınlık değerlerinin ortalaması.

Çizelge 6.3 : 2 numaralı dökümden elde edilen levhanın kalınlık ölçüm değerleri (mm).

Tahrik Kenarı
Merkez
Operatör Kenarı

Kalınlık (mm)											
Ölçüm No	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
1	6,05	6,08	6,10	6,13	6,19	6,25	6,26	6,18	6,15	6,11	6,06
2	6,08	6,10	6,16	6,18	6,18	6,22	6,23	6,19	6,20	6,06	6,03
3	6,10	6,15	6,15	6,16	6,19	6,23	6,22	6,21	6,16	6,13	6,11
4	6,07	6,11	6,14	6,16	6,20	6,25	6,23	6,19	6,18	6,13	6,09
5	6,05	6,10	6,18	6,16	6,20	6,24	6,26	6,20	6,18	6,11	6,05
6	6,06	6,10	6,18	6,16	6,23	6,25	6,25	6,20	6,16	6,11	6,07
7	6,07	6,10	6,15	6,16	6,20	6,25	6,23	6,22	6,16	6,10	6,06
8	6,05	6,09	6,14	6,16	6,21	6,26	6,26	6,20	6,17	6,11	6,06
9	6,08	6,13	6,18	6,19	6,23	6,26	6,25	6,20	6,19	6,15	6,09
10	6,10	6,14	6,15	6,16	6,25	6,26	6,26	6,22	6,21	6,11	6,09
11	6,07	6,13	6,15	6,15	6,23	6,25	6,25	6,21	6,21	6,17	6,06
12	6,05	6,11	6,15	6,16	6,23	6,25	6,24	6,19	6,17	6,11	6,06
13	6,11	6,13	6,18	6,17	6,22	6,24	6,25	6,20	6,18	6,16	6,09

←
döküm genişliği (1300 mm)
→



Şekil 6.7 : 2 numaralı dökümden elde edilen levhanın, Çizelge 6.3’de verilen kalınlık ölçümleri ile çizilen ve levhadaki kalınlık farklarını gösteren şematik görünümü.

Çizelge 6.4 : 2 numaralı dökümden elde edilen % bombe değerleri.

Ölçüm No	% Bombe (Tahrik Tarafı)	% Bombe (Operatör Tarafı)
1	3,20	3,04
2	2,25	3,05
3	2,09	1,93
4	2,88	2,56
5	3,04	3,04
6	3,04	2,88
7	2,88	3,04
8	3,35	3,19
9	2,88	2,72
10	2,56	2,72
11	2,88	3,04
12	3,20	3,04
13	2,08	2,40
Ortalama	2,79	2,82

6.3 Döküm Deneme 3

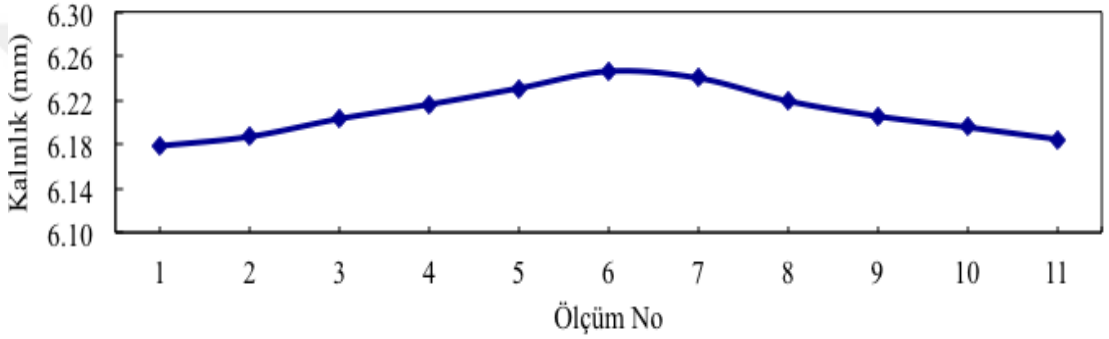
3 numaralı dökümde 6 mm dudak kalınlığına sahip tip ile 725 °C’de, 95 cm/dk hızla 10 bobin AA5754 alaşımı dökülmüştür. Merdane bombesinin 228,6 µm olarak taşlanması levha bombesinin özelliğini olumlu yönde etkilemiştir. Levha bombesi % 1,08 - 0,99 olarak ölçülmüştür. Levha düzgünlüğü, istenilen levha düzgünlüğü görünümünü ve ölçülerini sağlamaktadır. Tandişe uygulanan bet metalin homojen sıcaklıkla tipe iletilmesine yardımcı olmuştur.

Çizelge 6.5’de dökülen alaşımının ağırlıkça yüzde kimyasal kompozisyonu verilmiştir. Döküm sırasında, ergitme ve tutuma fırınlarına metal beslemeleri, curuf alma işlemleri yapılmış bu sırada kontrol edilemeyen demir kaynaklarından (gelberi ve azot borusu gibi) demir geçişi olmuş ve demir oranı standardın üzerinde kalmıştır.

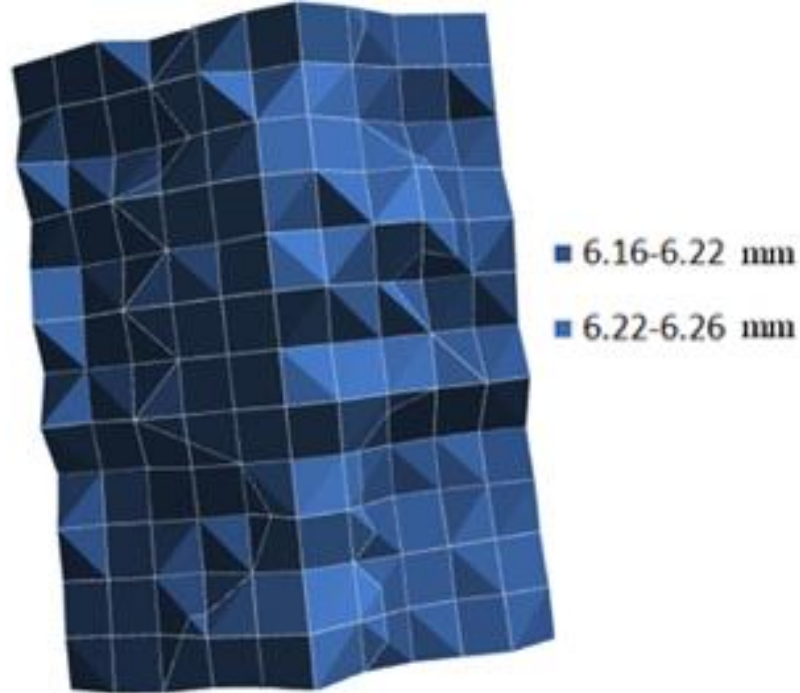
Çizelge 6.5 : Dökülen alaşımın ağırlıkça yüzde kimyasal kompozisyonu.

Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ti	Cu	Al
2,95	0,45	0,30	0,50	0,06	0,02	0,03	kalan

Kalınlık ölçüm değerleri ve levha bombe değerleri Çizelge 6.6 ve 6.7’de verilmiştir. Şekil 6.8 ve 6.9’da ise levha kalınlık grafikleri ve levha profilinin şematik gösterimi verilmiştir.



Şekil 6.8 : 3 numaralı dökümden elde edilen levhanın, Çizelge 6.6’da verilen kalınlık ölçümleri ile çizilen ve levhadaki kalınlık farklarını gösteren şematik görünümü.



Şekil 6.9 : 3 numaralı dökümden elde edilen levhanın, Çizelge 6.6’da verilen kalınlık ölçümleri ile çizilen ve levhadaki kalınlık farklarını gösteren şematik görünümü.

Çizelge 6.6 : 3 numaralı dökümden elde edilen levhanın kalınlık ölçüm değerleri.

		Tahrik Kenarı		Merkez		Operatör Kenarı						
		Kalınlık (mm)										
	Ölçüm No	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
	1	6,19	6,21	6,22	6,22	6,23	6,25	6,22	6,21	6,21	6,21	6,19
	2	6,19	6,20	6,21	6,23	6,24	6,25	6,23	6,21	6,20	6,20	6,19
	3	6,18	6,19	6,20	6,20	6,22	6,23	6,22	6,21	6,20	6,19	6,18
	4	6,18	6,18	6,19	6,20	6,20	6,24	6,23	6,19	6,18	6,18	6,18
	5	6,16	6,17	6,18	6,21	6,22	6,23	6,23	6,20	6,18	6,17	6,17
	6	6,20	6,19	6,22	6,23	6,23	6,25	6,25	6,23	6,22	6,22	6,20
	7	6,17	6,19	6,20	6,22	6,24	6,25	6,23	6,22	6,22	6,19	6,18
	8	6,19	6,18	6,22	6,23	6,25	6,26	6,26	6,23	6,20	6,21	6,19
	9	6,18	6,17	6,19	6,22	6,23	6,26	6,25	6,25	6,24	6,21	6,20
	10	6,16	6,19	6,22	6,23	6,25	6,26	6,26	6,23	6,23	6,20	6,18
	11	6,19	6,18	6,18	6,20	6,23	6,25	6,25	6,22	6,19	6,18	6,18
	12	6,16	6,19	6,20	6,22	6,24	6,23	6,24	6,22	6,20	6,19	6,18
	13	6,17	6,19	6,21	6,20	6,22	6,24	6,25	6,23	6,20	6,19	6,18

merdane çevresi uzunluğu (3203 mm)

döküm genişliği (1300 mm)

Çizelge 6.7 : 3 numaralı dökümden elde edilen % bombe değerleri.

Ölçüm No	% Bombe (Tahrik Tarafı)	% Bombe (Operatör Tarafı)
1	0,96	0,96
2	0,96	0,96
3	0,80	0,80
4	0,96	0,96
5	1,12	0,96
6	0,80	0,80
7	1,28	1,12
8	1,12	1,12
9	1,28	0,96
10	1,60	1,28
11	0,96	1,12
12	1,12	0,80
13	1,12	0,96
Ortalama	1,08	0,99

Rulo profilinin bir sonraki haddeleme işlemine uygun olabilmesi için, parabolik yapısının önemi ve bu yapının merdane ayırma kuvveti ile doğrudan ilişkili olduğu daha önce belirtilmişti. Üretilen levhanın, hedeflenen % bombe miktarı döküm sonrası uygulanacak hadde makinası özelliklerine göre değişebilir. Tez çalışmasının

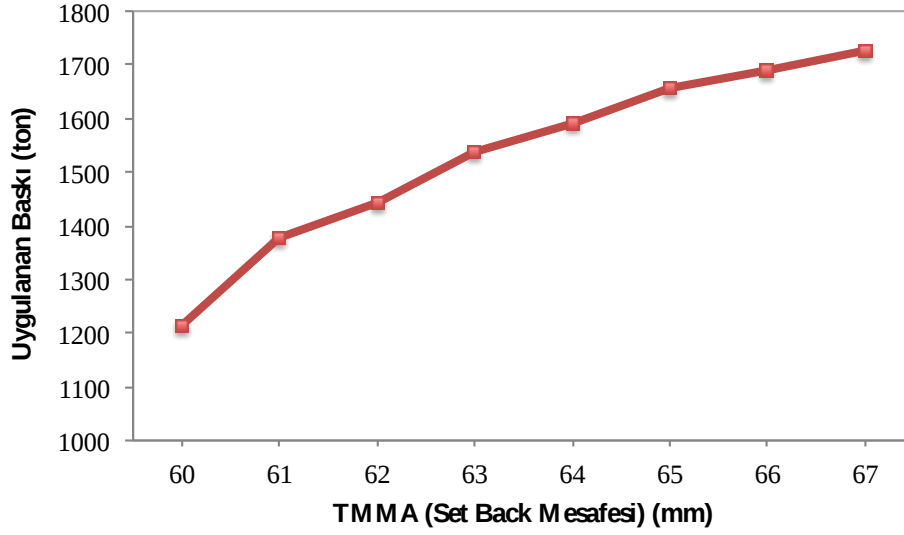
yapıldığı işletmede bulununan hadde makinasıyla daha önce yapılan çalışmalar sonucunda hadde sırasında negatif bombenin oluşmaması ve levha düzgünlüğü için levhaların % 0,80 - %1,10 değerine sahip olması gerektiği tecrübeyle elde edilmiştir. Bu çalışmada sırasında da tecrübeler doğrultusunda % 0,80 - %1,10 bombe değeri bu yüzden hedeflenmiştir. Hadde makinasının özellikleri farklı olan başka bir işletmede bu değer değişebilir.

1 ve 2 nolu döküm arasındaki fark TMMA (set-back) mesafesinin düşürülmesi, sıcaklığın artırılması ve tip dudağının daraltılmasıdır. Ayırma kuvvetini etkileyen parametreler çizelgesinde verildiği gibi (Çizelge 3.3), TMMA (set-back) mesafesi ve sıcaklık, ayırma kuvvetini doğrudan etkilemektedir. 2 nolu dökümde ayırma kuvveti, TMMA (set-back) mesafesinin azaltılması ve sıcaklığın artırılması ile azaltılmıştır. Bunun sonucunda Forbord ve arkadaşlarının da belirttiği gibi TMMA mesafesi azaltılması döküm sırasında daha az sıcak haddeye ve daha düşük ayırma kuvvetine sebep olduğu için yüzey kalitesi iyileşmiştir (Forbord ve diğ., 2006).

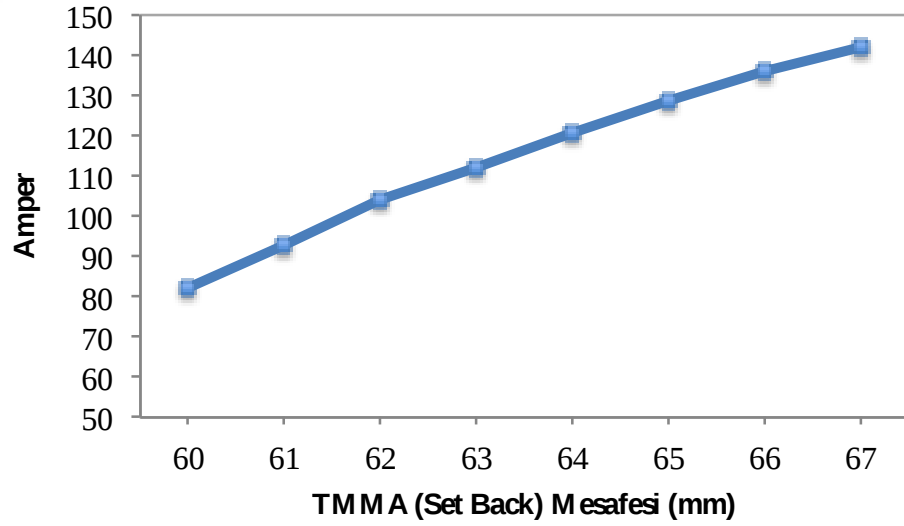
2 nolu dökümde tandişe uygulanan bet uygulaması ile homojen sıcaklık dağılımı sağlanmış, bu da yüzey kalitesinin iyileşmesine katkı sağlamıştır. Tip dudağı aralığının düşürülmesi ile, levha daha az haddeye maruz kalmış ve hedef döküm kalınlığına daha yakın bir değer elde edilmiştir. Ancak levha bombesi hala arzu edilen değer dışında kalmıştır.

2 ve 3 nolu dökümler arasındaki fark ise döküm hızının ve merdane bombesinin artırılmasıdır. Lee ve arkadaşlarının belirttiği gibi döküm hızı, sıcaklık dağılımı ve merdane ayırma kuvvetini belirleyen en önemli etkidir (Lee ve arkadaşları). 3 nolu dökümde, döküm hızı artırılarak ayırma kuvveti azaltılmıştır. Bunun sonucunda döküm makinasını zorlamadan, amper değerini yükseltmeden rahat bir şekilde döküm gerçekleşmiştir. Levha bombesinin 2 nolu dökümde hala yüksek olması sebebiyle 3 nolu dökümde merdane bombesi artırılmış bunun sonucunda da levha bombesi arzu edilen aralığa indirilmiştir.

TMMA (set-back) mesafesinin 60 mm'ye indirilmesi makinanın daha az baskı gücüyle çalışabilmesine olanak sağladığı belirtilmişti. Döküm denemeleri sırasında TMMA (set-back) mesafesinin, makina baskı gücüne ve makinanın çektiği amper değerine olan etkileri araştırılmış, ölçülen değerler grafiğe aktarılmış, Şekil 6.10 ve 6.11'de gösterilmiştir.



Şekil 6.10 : TMMA (set-back) mesafesi ile makina baskı gücünün değişimi.



Şekil 6.11 : TMMA (set-back) mesafesi ile amper değişimi.

6.4 Sertlik Ölçüm Sonuçları

Metal, deforme edilirken kristalin iç yapısında meydana gelen en önemli değişim dislokasyon yoğunluğunun artmasıdır. Soğuk deformasyon derecesinin artması ile deformasyona olan direncin (mukavemet ve sertlik) artması, plastik özelliklerin azalması, dislokasyon yoğunluğunun artması ile ilgilidir. Pekleşmiş metalde dislokasyon yoğunluğunun yüksek olması nedeniyle, mevcut olan dislokasyonların kayması ve yeni dislokasyonların üretilmesi ve kayması zorlaşmıştır. Deformasyon derecesinin artması sertleşmeye sebep olmuştur (Novikov, 2012).

Çizelge 6.8’de numunelerin hadde sonrası sertlik değerleri Çizelge 6.9, 6.10, 6.11 ve 6.12’de gösterilmiştir. Hadde paso sayısı arttıkça malzemenin sertliği beklendiği

üzere artmıştır. Deformasyon sertleşmesi, 4,60 mm kalınlıktaki levhada daha az etkili olurken hadde paso sayısı artıp levha kalınlığı azaldıkça etkisini daha fazla göstermiştir. Şekil 6.12, 6.13 ve 6.14’de farklı kalınlıktaki levhaların sertlik değerlerinin sıcaklığa bağlı değişimleri kıyaslama yapmak amacıyla gösterilmiştir.

Çizelge 6.8 : Hadde sonrası sertlik değerleri.

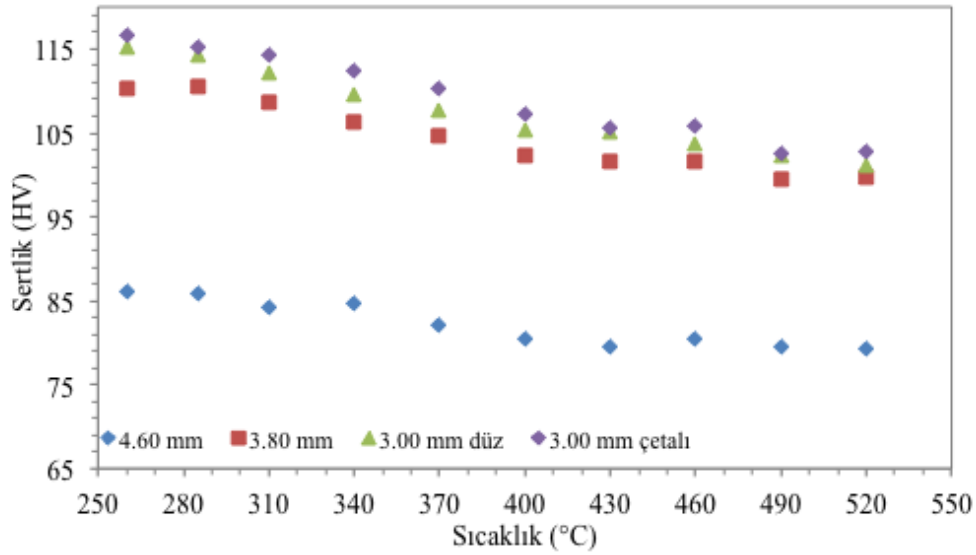
Numune	Toplam % deformasyon	Sertlik (HV)
Döküm Sonrası	0	78,4
4,60 mm	23,3	95,6
3,80 mm	36,6	111,1
3,00 mm düz	50	121,1
3,00 mm çetalı	50	119,2

Çizelge 6.9 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin farklı sıcaklık ve sürelerdeki tavlar sonrası sertlik değerleri.

Sıcaklık	1 saat tav sonrası sertlik değeri (HV)	1 saat tav sonrası sertlik değeri (HV)	1 saat tav sonrası sertlik değeri (HV)
260 °C	86,2	84,2	80,2
285 °C	85,9	83,2	78,2
310 °C	84,2	82,2	75,2
340 °C	84,7	81,2	75,6
370 °C	82,1	78	74,1
400 °C	80,5	77,5	71,5
430 °C	79,6	77,5	72,5
460 °C	80,4	73,8	70,1
490 °C	79,6	74,7	69,7
520 °C	79,3	74,9	68,6

Çizelge 6.10 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin farklı sıcaklık ve sürelerdeki tavlar sonrası sertlik değerleri.

Sıcaklık	1 saat tav sonrası sertlik değeri (HV)	1 saat tav sonrası sertlik değeri (HV)	1 saat tav sonrası sertlik değeri (HV)
260 °C	110,3	106,3	103,3
285 °C	110,6	105,8	100,5
310 °C	108,7	105,1	100,6
340 °C	106,4	101,4	97,4
370 °C	104,7	97,6	92,6
400 °C	102,2	98,3	90,3
430 °C	101,5	96,5	91,5
460 °C	101,6	96,6	87,6
490 °C	99,5	91,7	84,1
520 °C	99,6	89,9	81,9



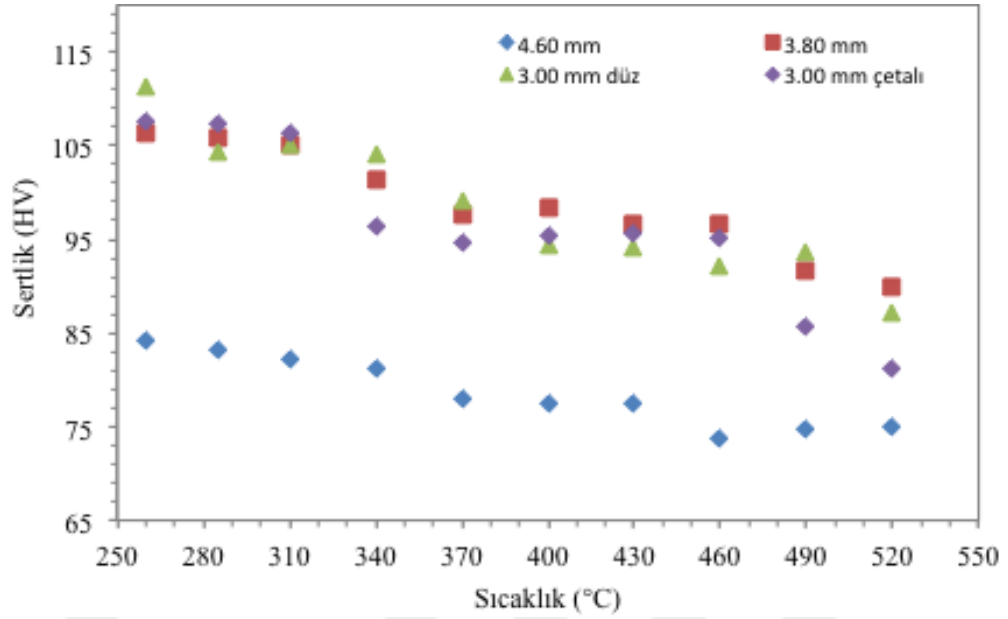
Şekil 6.12 : 4 farklı levhanın 1 saatlik tav süresi sonunda ölçülen sertlik değerlerinin kıyaslanması.

Çizelge 6.11 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin farklı sıcaklık ve sürelerdeki tavlama sonrası sertlik değerleri.

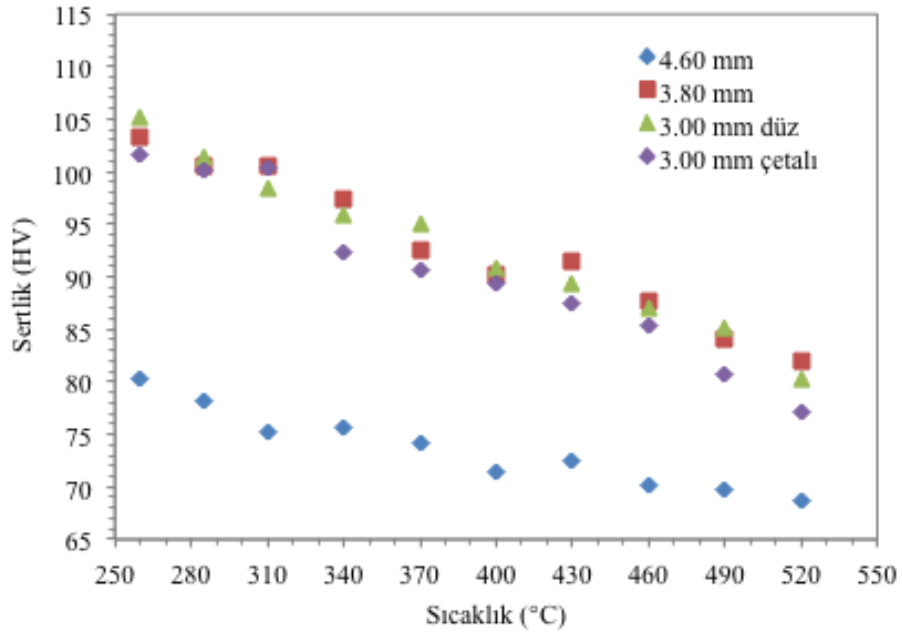
Sıcaklık	1 saat tav sonrası sertlik değeri (HV)	1 saat tav sonrası sertlik değeri (HV)	1 saat tav sonrası sertlik değeri (HV)
260 °C	115,3	111,3	105,3
285 °C	114,3	104,3	101,3
310 °C	112,2	105,2	98,4
340 °C	109,5	104	95,9
370 °C	107,6	99	95,1
400 °C	105,3	94,3	90,9
430 °C	105,2	94,2	89,3
460 °C	103,6	92,1	87,1
490 °C	102,2	93,6	85,1
520 °C	101,2	87,2	80,2

Çizelge 6.12 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin farklı sıcaklık ve sürelerdeki tavlama sonrası sertlik değerleri.

Sıcaklık	1 saat tav sonrası sertlik değeri (HV)	1 saat tav sonrası sertlik değeri (HV)	1 saat tav sonrası sertlik değeri (HV)
260 °C	116,7	107,6	101,6
285 °C	115,2	107,2	100,2
310 °C	114,3	106,3	100,3
340 °C	112,4	96,4	92,4
370 °C	110,4	94,6	90,6
400 °C	107,3	95,3	89,3
430 °C	105,7	95,7	87,4
460 °C	105,8	95,1	85,3
490 °C	102,6	85,7	80,7
520 °C	102,8	81,1	77,1



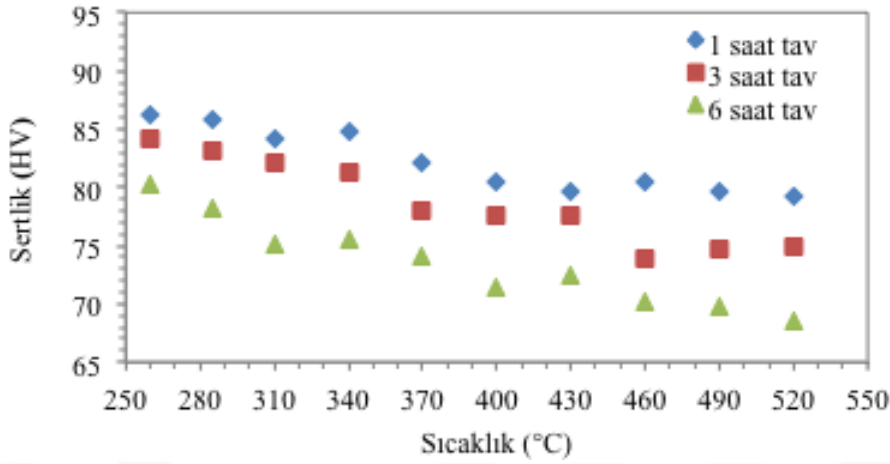
Şekil 6.13 : 4 farklı levhanın 3 saatlik tav süresi sonunda ölçülen sertlik değerlerinin kıyaslanması.



Şekil 6.14 : 4 farklı levhanın 6 saatlik tav süresi sonunda ölçülen sertlik değerlerinin kıyaslanması.

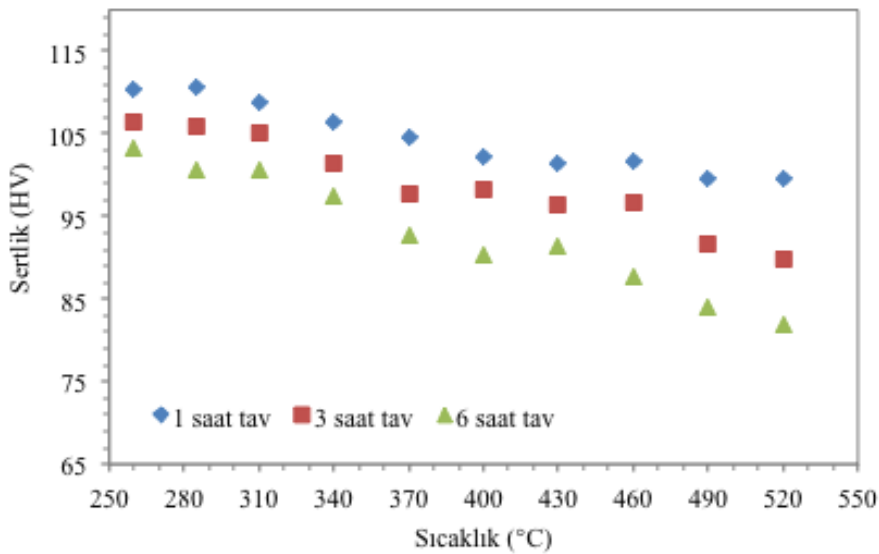
4,60 mm kalınlığındaki levhanın 1, 3 ve 6 saat sürelerinde tavlandıktan sonra ölçülen sertlik değerleri Şekil 6.15’de gösterilmiştir. Hadde çıkışında 95,6 HV olarak ölçülen sertlik değeri, 260 °C’de 1 saatlik tav sonucunda 86,2 HV değerine inmiştir. Artan sıcaklıkla birlikte sertlik miktarı azalmış, 520 °C’de 79,3 HV değerine inmiştir. 260 °C’de 3 saat süresince tavlanan numunenin sertliği 84,2 HV olarak ölçülmüştür. Artan sıcaklıkla birlikte sertlikte düşme gerçekleşmiş ve 3 saatlik tav süresi için en düşük sertlik 460 °C’de 73,8 HV olarak gerçekleşmiştir. 6 saatlik tavlama sonucunda

ölçülen en yüksek sertlik değeri 260 °C’de 80,2 HV, en düşük sertlik değeri ise 520 °C’de 68,6 HV olarak ölçülmüştür.



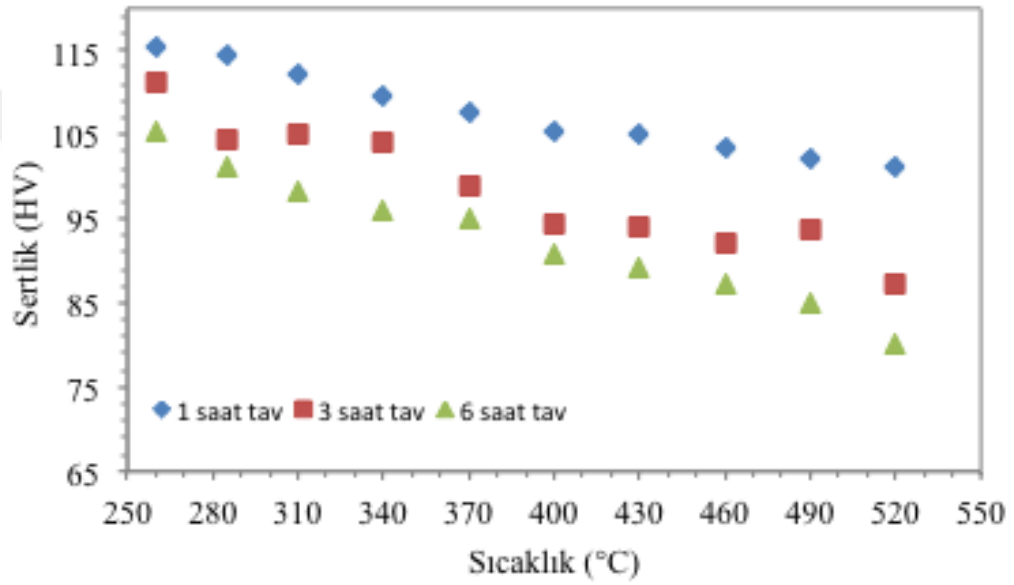
Şekil 6.15 : 4,60 mm kalınlığındaki levhanın 1, 3 ve 6 saat tavlama sonunda ölçülen sertlik değerleri.

3,80 mm kalınlığındaki levhanın hadde çıkış sertliği (111 HV), 4,60 mm kalınlığındaki levhanın sertliğinden (95,6 HV) daha fazladır. Bunun sebebi daha fazla deformasyon sertleşmesine uğramış olmasıdır. Levhanın hadde çıkışında 111 HV olan sertliği 260 °C’de 1 saat tav ile 110,3 HV’e, 3 saat tav ile 106,3 HV’e ve 6 saat tav sonunda 103 HV değerine indirilebilmiştir. En düşük sertlik değeri 520 °C’de 6 saatlik tavlama sonucunda 81,9 olarak ölçülmüştür. Şekil 6.16’da 3,80 mm kalınlığındaki levhanın 1, 3 ve 6 saatlik tavlama sonucunda ölçülen sertlik değerleri gösterilmiştir.



Şekil 6.16 : 3,80 mm kalınlığındaki levhanın 1, 3 ve 6 saat tavlama sonunda ölçülen sertlik değerleri.

Şekil 6.17’de 3,00 mm kalınlığındaki levhanın 1, 3 ve 6 saatlik tavlama sonunda ölçülen sertlik değerleri gösterilmiştir. 3,00 mm kalınlığa haddelenen düz levhanın, hadde çıkış sertliği 121 HV olarak ölçülmüştür. 1 saat tavlama sonunda inilebilen sertlik değeri 520 °C’de 101,2 HV’dir. Ölçülen en yüksek sertlik değeri 260 °C’de 1 saat tavlama sonucunda 115,3 HV olmuştur. 3 saatlik tavlama süresi sonunda sertlik değerleri 260 °C’de 111,3 HV, 370 °C’de 99 HV ve 520 °C’de 87,2 olarak ölçülmüştür. Elde edilen en düşük sertlik değeri 520 °C’de 6 saat tav sonunda 80,2 HV’dir. 6 saatlik tav sonucunda ölçülen diğer değerler, 260 °C’de 105,3 HV ve 370 °C’de 95,1 HV’dir.

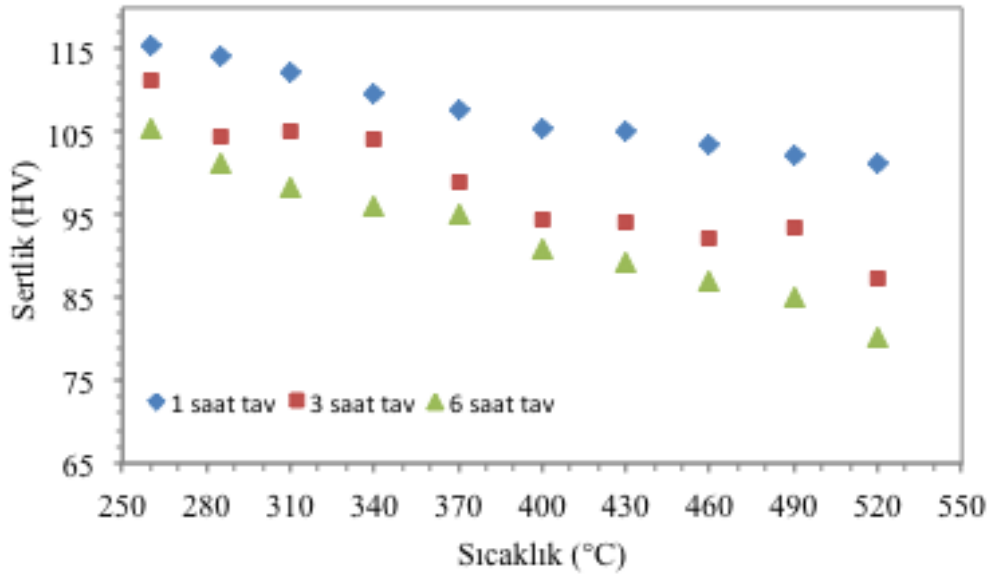


Şekil 6.17 : 3,00 mm kalınlığındaki levhanın 1, 3 ve 6 saat tavlama sonunda ölçülen sertlik değerleri.

3,00 mm kalınlığındaki çetalı levhanın, hadde çıkış sertlik değeri de 3,00 mm düz levhanın sertlik değerine yakın bir değerde 119 HV olarak ölçülmüştür. 260 °C’de 1, 3 ve 6 saat tav sonunda sırasıyla 116,7 HV, 107,6 HV ve 101,6 HV, 370 °C’ de sırasıyla 110,4 HV, 94,6 HV ve 90,6 HV, 520 °C’de sırasıyla 102,8 HV, 81,1 HV ve 77,1 HV sertlik değerleri ölçülmüştür. Genel olarak artan sıcaklık ve süreyle sertlik değerleri düşmüştür. Şekil 6.18’de 3,00 mm kalınlığındaki çetalı levhanın 1, 3 ve 6 saatlik tavlama sonunda ölçülen sertlik değerleri gösterilmiştir.

Soğuk deformasyon işlemi sonrası, metal, yüksek serbest enerjiye sahip denge dışı durumuna gelmiş, tavlama ile bu denge dışı durumunun neden olduğu deformasyon sertleşmesi giderilmiştir. Tavlama sırasında, tav süresi ve tav sıcaklığı önemli rol oynamıştır. Nihai tavlar sonrası tüm numunelerde sertliklerinde azalma gözlenmiştir.

Yumuşama miktarı sabit sürede artan sıcaklık ile artmıştır. Sabit sıcaklıkta ise artan süre ile yumuşama miktarı artmıştır (Novikov, 2012; Hayden, 1993; Dieter, 1988).



Şekil 6.18 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı levhanın 1, 3 ve 6 saat tavlama sonunda ölçülen sertlik değerleri.

6.5 Çekme – Akma Mukavemeti ve (%) Uzama Değeri Ölçüm Sonuçları

Çizelge 6.13’de numunelerin hadde sonrası ölçülen çekme- akma dayanımı ve % uzama miktarları verilmiştir.

Çizelge 6.13 : Numunelerin hadde çıkışlarındaki çekme-akma mukavemeti ve % uzama miktarları.

Numune	Toplam % Deformasyon	Çekme Dayanımı (Mpa)	Akma Dayanımı (Mpa)	% Uzama
4,60 mm Hadde Çıkışı	23,3	243,45	242,37	6,95
3,80 mm Hadde Çıkışı	36,6	324,34	321,47	3,28
3,00 mm Hadde Çıkışı	50	343,48	343,06	0,87
3,00 çetalı Hadde Çıkışı	50	349,52	328,48	0,87

Çizelge 6.13’de görüldüğü üzere soğuk hadde sonrası % deformasyon miktarı arttıkça, numunelerin çekme ve akma mukavemetleri artmış, % uzama miktarları azalmış malzeme gevrekleşmiştir. Akma mukavemeti 4,60 mm kalınlığındaki numunede 243,45 MPa iken, 3 mm kalınlığa haddelenen numunede 343,52 MPa’a yükselmiştir. Bunu sebebi, fazla sayıda ve karmaşık içyapı kusurları ve malzemede

meydana gelen dislokasyon yoğunludur. Dislokasyon yoğunluğunun, malzemenin akma dayanımına etkisi Taylor eşitliği ile açıklanabilir (Eşitlik 6.2).

$$\Sigma_y = \sigma_0 + \alpha M^T G b \rho^{1/2} + 0,85 M^T G b \ln(x/b)/2\pi (1-x) \quad (6.2)$$

Eşitlikteki

σ_0 = sürtünme gerilmesi

α = sabit

G = kayma modülü

b = Burgers vektörü

M^T = Taylor faktörü

ρ = dislokasyon yoğunluğu

x = çökeltilerin ortalama tane boyutu

l = intermetalik aralıkları

Eşitlikte görüldüğü üzere, akma gerilimi dislokasyon yoğunluğu ile doğru orantılıdır. Dislokasyon yoğunluğu arttıkça akma mukavemeti artmaktadır (Panigrahi ve Jayaganthan, 2008; Kassner, 2004). Akma geriliminin yanı sıra pekleşme ve şekillendirilebilme özellikleri de dislokasyon yoğunluğu ile ilgilidir (Sevilliano, 1991).

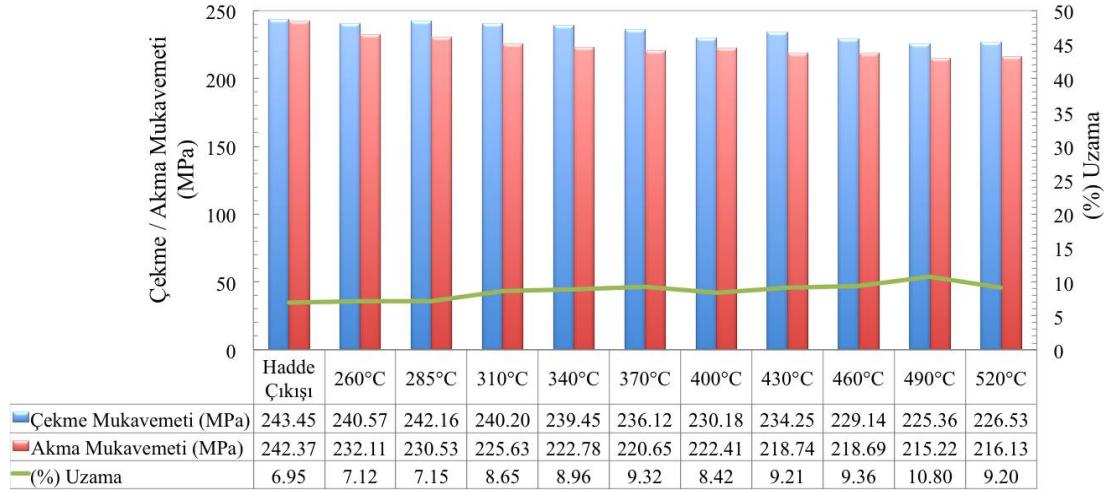
Soğuk hadde sırasında sarf edilen enerjinin büyük bir kısmı dislokasyon enerjisi şeklinde malzeme içerisinde depo edilmiş, toparlanma ve yeniden kristalleşme, depo edilen bu enerji sayesinde gerçekleşmiştir (Humphreys ve Hatherly, 2004).

Tavlama sıcaklığı ve süresine bağlı olarak metalde çeşitli yapı değişiklikleri ortaya çıkmış ve buna uygun olarak mukavemetin azalması kendine has yollarla gerçekleşmiştir. Sabit sıcaklıkta tavlama süresi arttıkça, mukavemetin azalma hızı yavaşlamıştır (Novikov, 2012).

4,60 mm kalınlığında, 1 saat boyunca farklı sıcaklıklarda tavlanan numunelerin çekme-akma mukavemetleri ve % uzama miktarları Çizelge 6.14 ve Şekil 6.19'da verilmiştir.

Şekil 6.19'da görüldüğü gibi 1 saatlik tavlama süresi çekme ve akma mukavemetleri arasında çok fazla farka sebep olmamıştır. Hadde çıkışında ölçülen çekme ve akma

mukavemeti değerleri 243,45 ve 242,37 MPa'dır. 1 saat süreyle tavlanan numunelerde çekme ve akma mukavemetleri 520 °C'de 226,53 – 216,13 MPa değerine düşürülebilmektedir. Hadde çıkışında % 6,95 olan % uzama miktarı tav sıcaklığın oldukça artmasına rağmen 1 saatlik tavlama sonunda en fazla % 10,80 değerine çıkmıştır. 310 °C ve 340 °C sıcaklıklarda tavlanan numuneler H24 temperini sağlamıştır. Diğer numuneler herhangi bir temper değerine getirilememiştir.

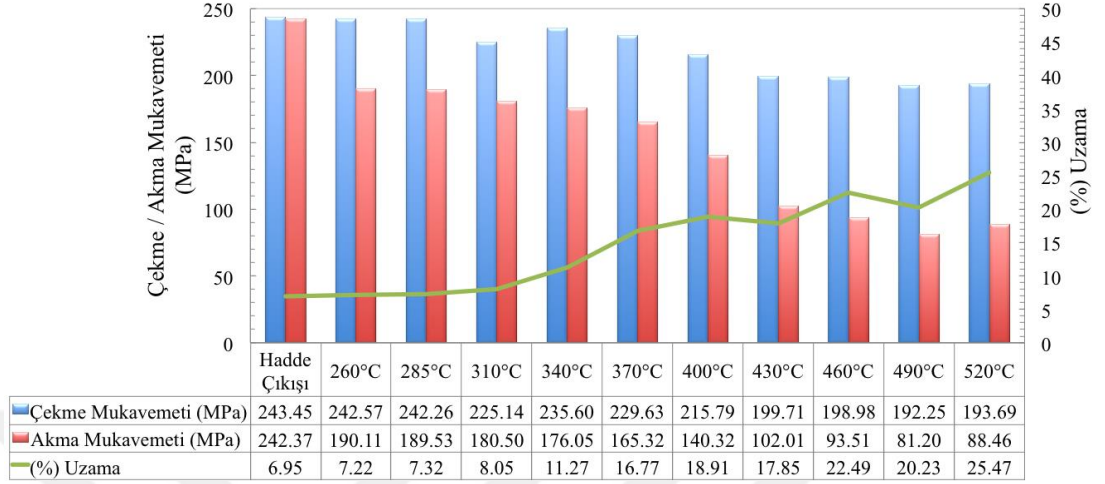


Şekil 6.19 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin 1 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.

Çizelge 6.14 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 1 saat tav sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.

Hadde Sonrası			
	Rm (MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	% uzama
Hadde Çıkışı	243,45	242,37	6,95
Tav Sonrası			
Tav Sıcaklığı	Rm (MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	% uzama
260 °C	240,57	232,11	7,12
285 °C	242,16	230,53	7,15
310 °C	240,20	225,63	8,65
340 °C	239,45	222,78	8,96
370 °C	236,12	220,65	9,32
400 °C	230,18	222,41	8,42
430 °C	234,25	218,74	9,21
460 °C	229,14	218,69	9,36
490 °C	225,36	215,22	10,80
520 °C	226,53	216,13	9,20

4,60 mm kalınlığında, 3 saat boyunca farklı sıcaklıklarda tavlanan numunelerin çekme-akma mukavemetleri ve % uzama miktarları Çizelge 6.15 ve Şekil 6.20’de verilmiştir.



Şekil 6.20 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin 3 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.

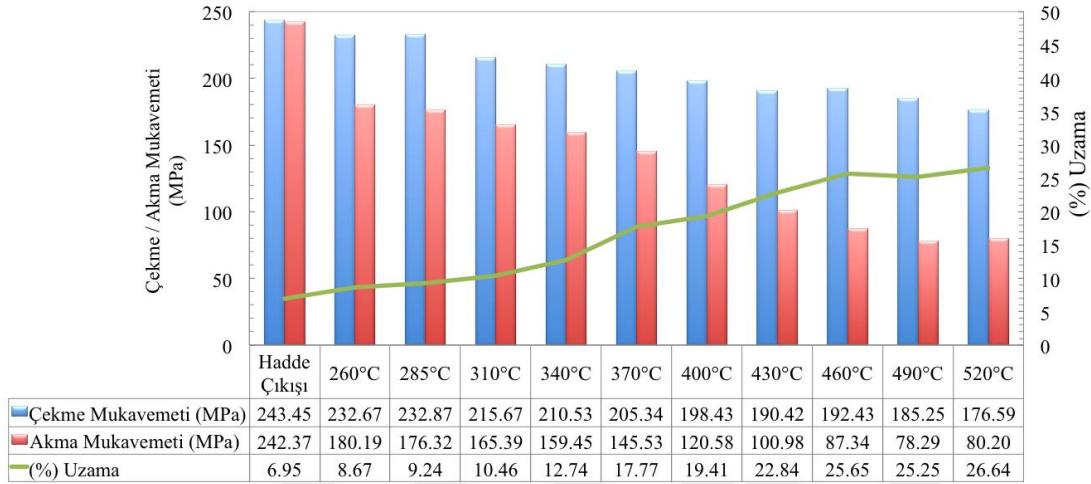
Çizelge 6.15 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 3 saat tav sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.

Hadde Sonrası			
	Rm (MPa)	Rp 0.2 (MPa)	% uzama
Hadde Çıkışı	243,45	242,37	6,95
Tav Sonrası			
Tav Sıcaklığı	Rm (MPa)	Rp 0.2 (MPa)	% uzama
260 °C	242,57	190,11	7,22
285 °C	242,26	189,53	7,32
310 °C	225,14	180,50	8,05
340 °C	235,60	176,05	11,27
370 °C	229,63	165,32	16,77
400 °C	215,79	140,32	18,91
430 °C	199,71	102,01	17,85
460 °C	198,98	93,51	22,49
490 °C	192,25	81,20	20,23
520 °C	193,69	88,46	25,47

Şekil 6.20’de görüldüğü gibi 3 saatlik tavlama süresi, çekme ve akma mukavemetleri arasında belirgin bir fark yaratmaya yeterli olmuş, bu sayede yüzde uzama miktarları 1 saatlik süreye göre daha da artmıştır. Hadde çıkışında % 6,95 olan % uzama miktarı, sıcaklık ve sürenin artmasıyla % 25,47’ye kadar çıkmıştır. Çekme ve akma

mukavemetleri artan süre ve sıcaklık artışıyla beraber beklendiği gibi azalmıştır. 340 °C ve 370 °C’de tavlanan numuneler H22 temperini sağlamıştır. 400 °C, 430 °C, 460 °C, 490 °C ve 520 °C’de tavlanan numuneler ise H0 temper değerini sağlamışlardır.

4,60 mm kalınlığında, 6 saat boyunca farklı sıcaklıklarda tavlanan numunelerin çekme-akma mukavemetleri ve % uzama miktarları Çizelge 6.16 ve Şekil 6.21’de verilmiştir.

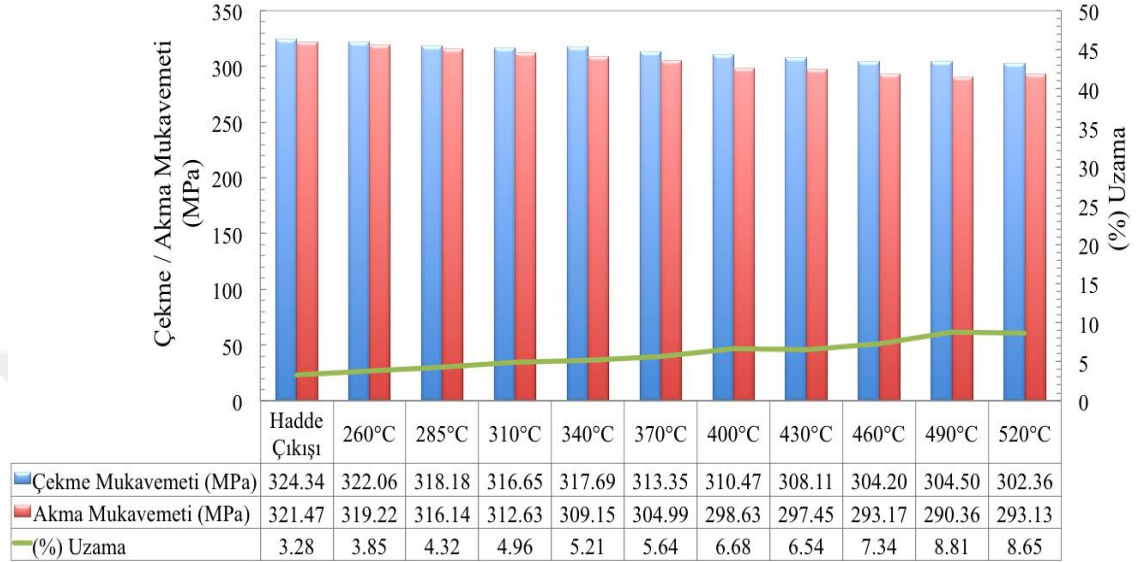


Şekil 6.21 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin 6 saatlik tavlama sonrası çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.

Çizelge 6.16 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 6 saat tavlama sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.

Hadde Sonrası			
	Rm (MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	% uzama
Hadde Çıkışı	243,45	242,37	6,95
Tav Sonrası			
Tav Sıcaklığı	Rm (MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	% uzama
260 °C	232,67	180,19	8,67
285 °C	232,87	176,32	9,24
310 °C	215,67	165,39	10,46
340 °C	210,53	159,45	12,74
370 °C	205,34	145,53	17,77
400 °C	198,43	120,58	19,41
430 °C	190,42	100,98	22,84
460 °C	192,43	87,34	25,65
490 °C	185,25	78,29	25,25
520 °C	176,59	80,20	26,64

Şekil 6.21’de görüldüğü gibi 6 saat süreyle tavlanan numunelerde çekme ve akma mukavemetleri arasındaki fark oldukça genişlemiş ve % uzama miktarı % 25’lerin üzerine çıkmıştır. 400 °C, 430 °C ve 460 °C sıcaklıklarında tavlanan numuneler H0 temperini sağlamışlardır.



Şekil 6.22 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin 1 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.

Çizelge 6.17 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 1 saat tav sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.

Hadde Sonrası			
	Rm (MPa)	Rp 0.2 (MPa)	% uzama
Hadde Çıkışı	324,34	321,47	3,28
Tav Sonrası			
Tav Sıcaklığı	Rm (MPa)	Rp 0.2 (MPa)	% uzama
260 °C	322,06	319,22	3,85
285 °C	318,18	316,14	4,32
310 °C	316,65	312,63	4,96
340 °C	317,69	309,15	5,21
370 °C	313,35	304,99	5,64
400 °C	310,47	298,63	6,68
430 °C	308,11	297,45	6,54
460 °C	304,20	293,17	7,34
490 °C	304,50	290,36	8,81
520 °C	302,36	293,13	8,65

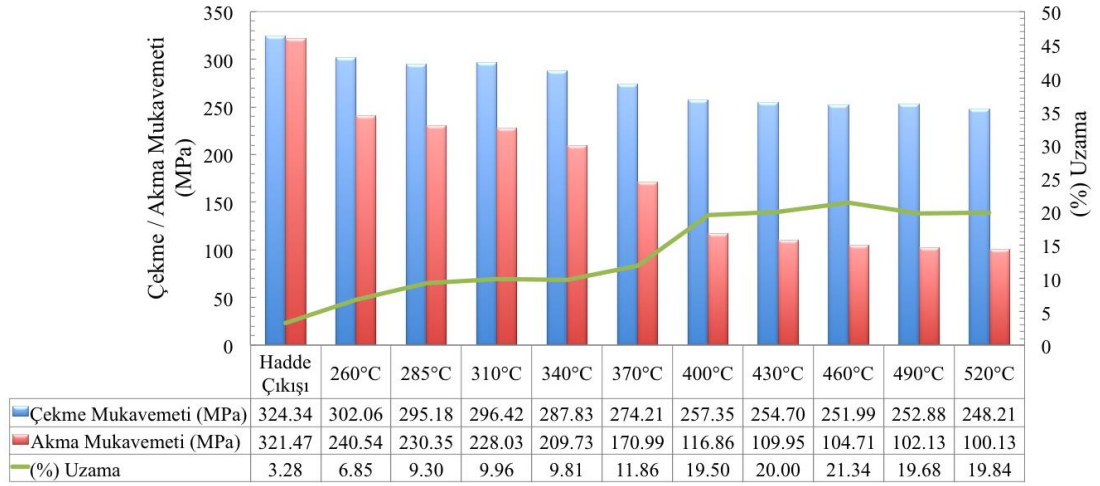
3,80 mm kalınlığında, 1 saat boyunca farklı sıcaklıklarda tavlanan numunelerin çekme-akma mukavemetleri ve % uzama miktarları Çizelge 6.17 ve Şekil 6.22’de verilmiştir.

Şekil 6.22’de görüldüğü gibi, hadde çıkışında ölçülen çekme ve akma mukavemet değerleri 324,34 ve 321,47 MPa’dır. 1 saat süreyle tavlanan numunelerde çekme ve akma mukavemetleri 520 °C’de 302,36 ve 293,13 MPa’a düşürülmüştür. Hadde çıkışında % 3,28 olan uzama miktarı 490 °C’de tavlama sonucunda % 8,81 değerine çıkmıştır. Çekme ve akma mukavemetleri arasındaki farkın az olması (%) uzama miktarının artmamasında etkili olmuştur 460 °C, 490 °C, ve 520 °C’de tavlana numuneler H26 temper değerine getirilmiştir. Diğer numuneler herhangi bir temper değerini sağlamamıştır.

3.80 mm kalınlığında, 3 saat boyunca farklı sıcaklıklarda tavlanan numunelerin çekme-akma mukavemetleri ve % uzama miktarları Çizelge 6.18 ve Şekil 6.23’de verilmiştir. Hadde çıkışında % 3,28 olan uzama miktarı, 460 °C’de % 21,34 değerine çıkmıştır. Çekme ve akma mukavemetleri arasındaki belirgin fark, % uzama miktarının artmasında etkili olmuştur. 260 °C, 285 °C ve 340 °C’de tavlanan numuneler H26 temperini sağlamıştır. 370 °C’de tavlanan numune ise H24 temperini sağlamıştır. 400 °C’nin üzerinde tavlanan numuneler herhangi bir temper değerine getirilememiştir.

Çizelge 6.18 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 3 saat tav sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.

Hadde Sonrası			
	Rm (MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	% uzama
Hadde Çıkışı	324,34	321,47	3,28
Tav Sonrası			
Tav Sıcaklığı	Rm (MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	% uzama
260 °C	302,06	240,54	6,85
285 °C	295,18	230,35	9,30
310 °C	296,42	228,03	9,96
340 °C	287,83	209,73	9,81
370 °C	274,21	170,99	11,86
400 °C	257,35	116,86	19,50
430 °C	254,70	109,95	20,00
460 °C	251,99	104,71	21,34
490 °C	252,88	102,13	19,68
520 °C	248,21	100,13	19,84

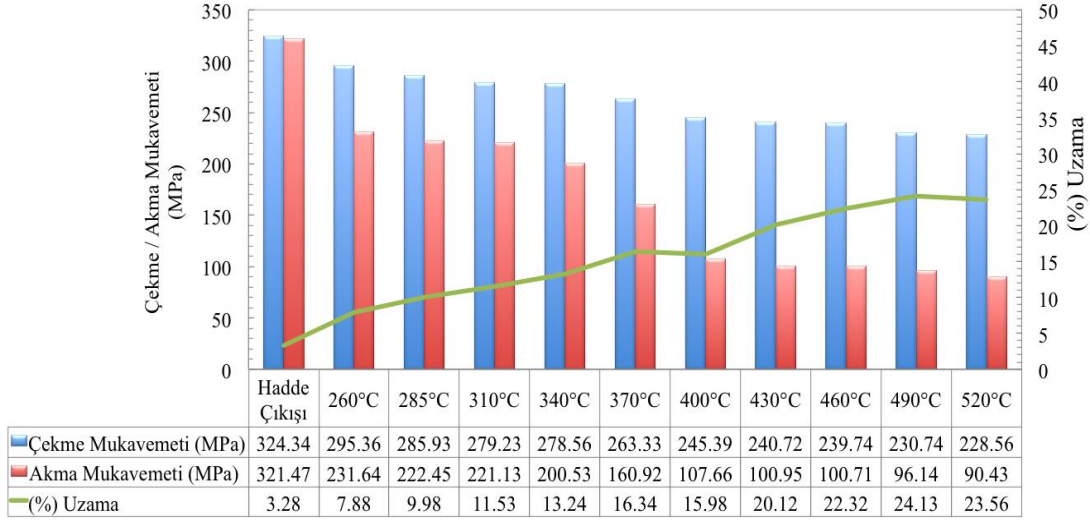


Şekil 6.23 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin 3 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.

3,80 mm kalınlığında, 6 saat boyunca farklı sıcaklıklarda tavlanan numunelerin çekme-akma mukavemetleri ve % uzama miktarları Çizelge 6.19 ve Şekil 6.24'de verilmiştir. 6 saat süreyle tavlanan numunelerde, 285 °C'de tavlanan numune H26, 310 °C'de tavlanan numune H24, 370 °C'de tavlanan numune H22 temperlerini sağlamışlardır. 430 °C, 460 °C, 490 °C ve 520 °C'de tavlanan numuneler ise H0 temperini sağlamışlardır.

Çizelge 6.19 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 6 saat tav sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.

Hadde Sonrası			
	Rm (MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	% uzama
Hadde Çıkışı	324,34	321,47	3,28
Tav Sonrası			
Tav Sıcaklığı	Rm (MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	% uzama
260 °C	295,36	231,64	7,88
285 °C	285,93	222,45	9,98
310 °C	279,23	221,13	11,53
340 °C	278,56	200,53	13,24
370 °C	263,33	160,92	16,34
400 °C	245,39	107,66	15,98
430 °C	240,72	100,95	20,12
460 °C	239,74	100,71	22,32
490 °C	230,74	96,14	24,13
520 °C	228,56	90,43	23,56



Şekil 6.24 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin 6 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.

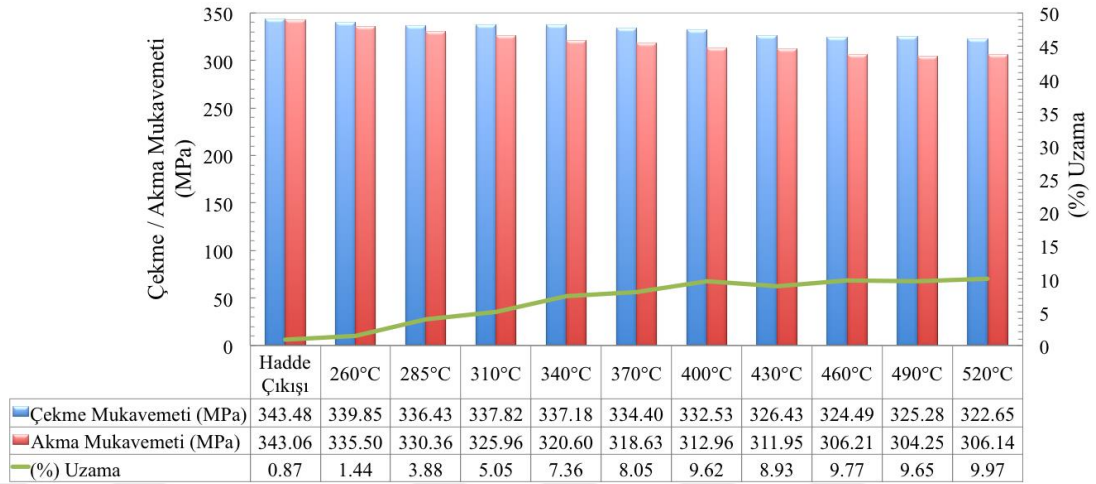
3,00 mm kalınlığındaki düz numunelerin, 1 saat boyunca farklı sıcaklıklarda tavlandıktan sonra değişen çekme-akma mukavemetleri ve % uzama miktarları Çizelge 6.20 ve Şekil 6.25’de verilmiştir.

Çizelge 6.20 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 1 saat tav sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.

Hadde Sonrası			
	Rm (MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	% uzama
Hadde Çıkışı	343,48	343,06	0,87
Tav Sonrası			
Tav Sıcaklığı	Rm (MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	% uzama
260 °C	295,36	231,64	7,88
285 °C	285,93	222,45	9,98
310 °C	279,23	221,13	11,53
340 °C	278,56	200,53	13,24
370 °C	263,33	160,92	16,34
400 °C	245,39	107,66	15,98
430 °C	240,72	100,95	20,12
460 °C	239,74	100,71	22,32
490 °C	230,74	96,14	24,13
520 °C	228,56	90,43	23,56

Şekil 6.25’te görüldüğü gibi, hadde çıkışında ölçülen çekme mukavemeti değeri 343,48 Mpa’dır. Hadde paso sayısı arttıkça levhanın (%) uzama miktarı azalmıştır. Hadde çıkışında uzama miktarı % 0,87 olmuştur. 400 °C’nin üzerindeki tavlarda uzama miktarı % 9 değerinin üzerine çıkmıştır. Ancak 1 saatlik süre, deformasyon

sertleşmesini gidermek için yeterli olmamıştır. Bu numuneler herhangi bir temper değerini sağlayamamıştır.



Şekil 6.25 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin 1 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.

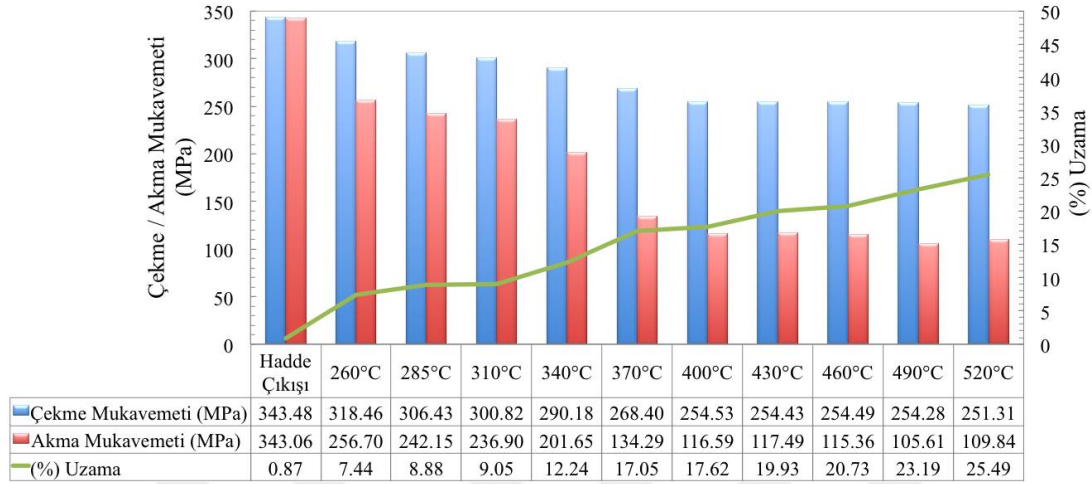
3,00 mm kalınlığındaki numunelerin, 3 saat boyunca farklı sıcaklıklarda tavlandıktan sonra değişen çekme-akma mukavemetleri ve % uzama miktarları Çizelge 6.21 ve Şekil 6.26’da verilmiştir.

Çizelge 6.21 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 3 saat tav sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.

Hadde Sonrası			
	Rm (MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	% uzama
Hadde Çıkışı	343,48	343,06	0,87
Tav Sonrası			
Tav Sıcaklığı	Rm (MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	% uzama
260 °C	318,46	256,70	7,44
285 °C	306,43	242,15	8,88
310 °C	300,82	236,90	9,05
340 °C	290,18	201,65	12,24
370 °C	268,40	134,29	17,05
400 °C	254,53	116,59	17,62
430 °C	254,43	117,49	19,93
460 °C	254,49	115,36	20,73
490 °C	254,28	105,61	23,19
520 °C	251,31	109,84	25,49

Şekil 6.26’da görüldüğü gibi, hadde çıkışında uzama miktarı % 0,87 iken 370 °C ve üzeri sıcaklıklardaki tavlarda % uzama mikarı belirgin şekilde artmıştır. 285 °C ve

310 °C’de tavlanan numuneler H26 temperini sağlamıştır. 370 °C’de tavlanan numune ise H22 temperini sağlamıştır. Diğer numuneler herhangi bir temper değerine getirilememiştir.

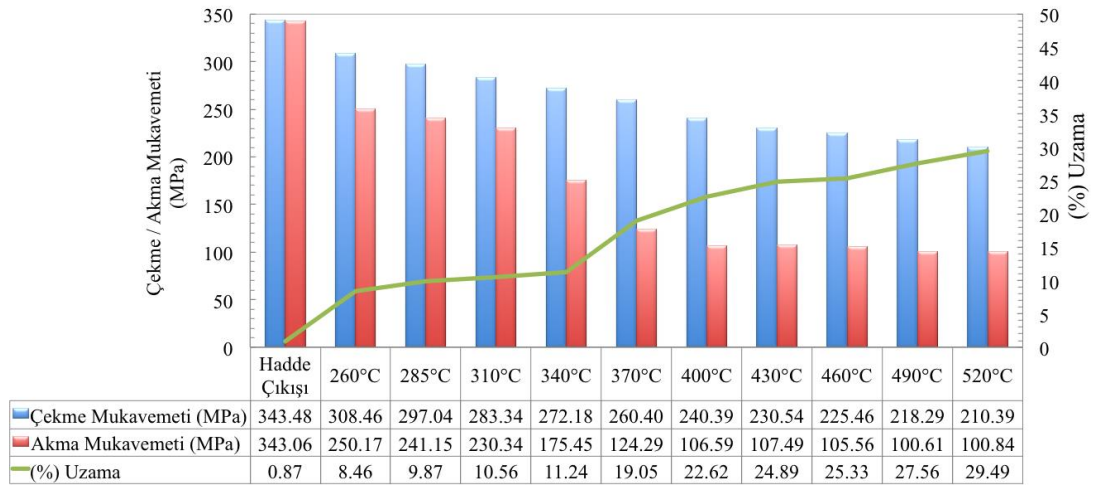


Şekil 6.26 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin 3 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.

3,00 mm kalınlığındaki düz numunelerin, 6 saat boyunca farklı sıcaklıklarda tavlandıktan sonra değişen çekme-akma mukavemetleri ve % uzama miktarları Çizelge 6.22 ve Şekil 6.27’de verilmiştir.

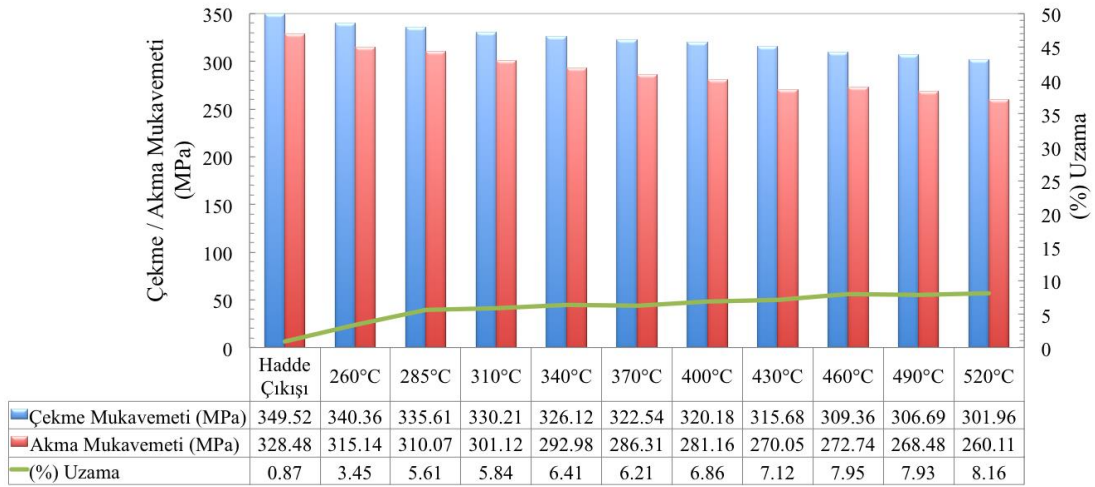
Çizelge 6.22 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 6 saat tav sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.

Hadde Sonrası			
	Rm (MPa)	Rp 0.2 (MPa)	% uzama
Hadde Çıkışı	343,48	343,06	0,87
Tav Sonrası			
Tav Sıcaklığı	Rm (MPa)	Rp 0.2 (MPa)	% uzama
260 °C	308,46	250,17	8,46
285 °C	297,04	241,15	9,87
310 °C	283,34	230,34	10,56
340 °C	272,18	175,45	11,24
370 °C	260,40	124,29	19,05
400 °C	240,39	106,59	22,62
430 °C	230,54	107,49	24,89
460 °C	225,46	105,56	25,33
490 °C	218,29	100,61	27,56
520 °C	210,39	100,84	29,49



Şekil 6.27 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin 6 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.

Şekil 6.27’de görüldüğü gibi, 6 saat süresince tavlanan numuneler içerisinde 340 °C’de tavlanan numune 272,12 Mpa çekme, 175,45 Mpa akma mukavemeti ve % 11,24 uzama miktarı ile H24 temperini sağlamıştır. 430 °C, 460 °C, 490 °C ve 520 °C sıcaklıkta tavlanan numuneler H0 temperini sağlamışlardır.



Şekil 6.28 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin 1 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.

3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin, 1 saat boyunca farklı sıcaklıklarda tavlandıktan sonra değişen çekme-akma mukavemetleri ve % uzama miktarları Çizelge 6.23 ve Şekil 6.28’de verilmiştir. Hadde çıkışında ölçülen çekme ve akma mukavemeti ve % uzama değerleri sırasıyla 349,52 MPa, 328,48 MPa ve % 0,87’dir. Hadde paso sayısı arttıkça levhanın % uzama miktarı azalmıştır. Hadde çıkışında uzama miktarı % 0,87 olmuştur. 1 saatlik tav süresi, çetalı numunelerde herhangi bir

temper değerini yakalamak için yeterli olmamıştır, bu numuneler herhangi bir temper değerini sağlayamamıştır.

Çizelge 6.23 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 1 saat tav sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.

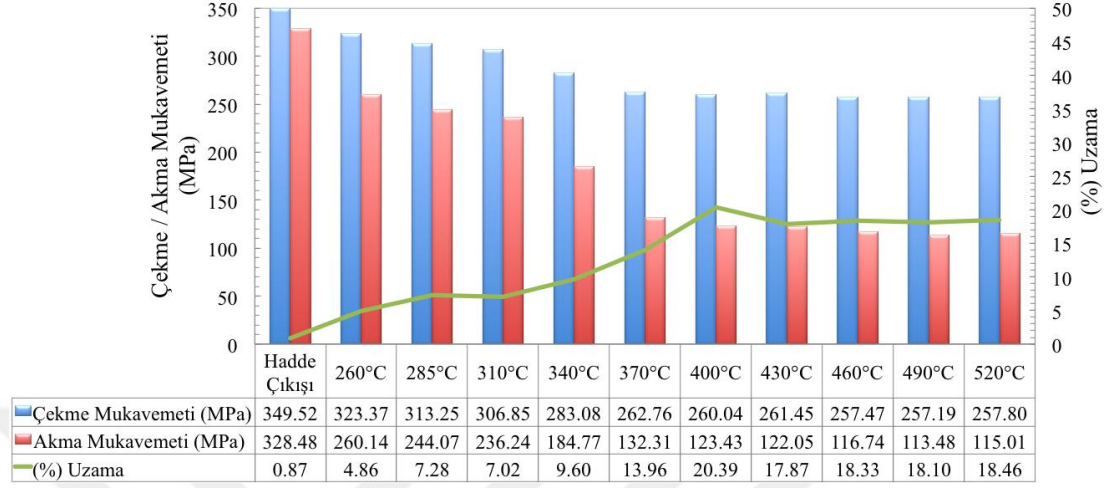
Hadde Sonrası			
	Rm (MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	% uzama
Hadde Çıkışı	349,52	328,48	0,87
Tav Sonrası			
Tav Sıcaklığı	Rm (MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	% uzama
260 °C	340,36	315,14	3,45
285 °C	335,61	310,07	5,61
310 °C	330,21	301,12	5,84
340 °C	326,12	292,98	6,41
370 °C	322,54	286,31	6,21
400 °C	320,18	281,16	6,86
430 °C	315,68	270,05	7,12
460 °C	309,36	272,74	7,95
490 °C	306,69	268,48	7,93
520 °C	301,96	260,11	8,16

Çizelge 6.24 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 3 saat tav sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.

Hadde Sonrası			
	Rm (MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	% uzama
Hadde Çıkışı	349,52	328,48	0,87
Tav Sonrası			
Tav Sıcaklığı	Rm (MPa)	Rp _{0.2} (MPa)	% uzama
260 °C	323,37	260,14	4,86
285 °C	313,25	244,07	7,28
310 °C	306,85	236,24	7,02
340 °C	283,08	184,77	9,60
370 °C	262,76	132,31	13,96
400 °C	260,04	123,43	20,39
430 °C	261,45	122,05	17,87
460 °C	257,47	116,74	18,33
490 °C	257,19	113,48	18,10
520 °C	257,80	115,01	18,46

3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin, 3 saat boyunca farklı sıcaklıklarda tavlandıktan sonra değişen çekme-akma mukavemetleri ve % uzama miktarları

Çizelge 6.24 ve Şekil 6.29'da verilmiştir. 340 °C'de tavlana numune H224, 370 °C'de tavlana numune ise H244 temper değerini sağlamıştır. Diğer numuneler ise herhangi bir temper değerini sağlamamıştır.

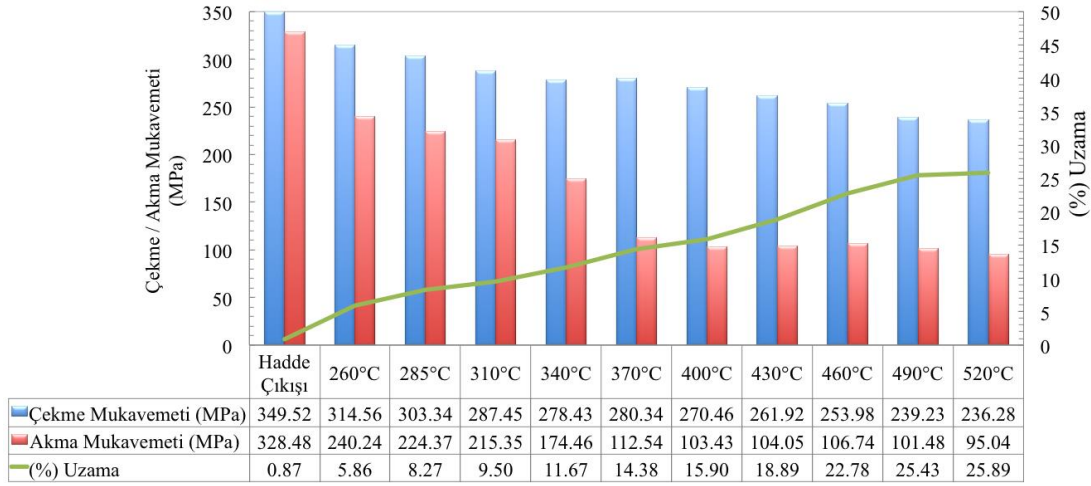


Şekil 6.29 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin 3 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.

3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin, 6 saat boyunca farklı sıcaklıklarda tavlandıktan sonra değişen çekme-akma mukavemetleri ve % uzama miktarları Çizelge 6.25 ve Şekil 6.30'da verilmiştir.

Çizelge 6.25 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin, hadde sonrası ve farklı sıcaklıklarda 6 saat tav sonrası ölçülen çekme - akma mukavemetleri ve % uzama değerleri.

Hadde Sonrası			
	Rm (MPa)	Rp 0.2 (MPa)	% uzama
Hadde Çıkışı	349,52	328,48	0,87
Tav Sonrası			
Tav Sıcaklığı	Rm (MPa)	Rp 0.2 (MPa)	% uzama
260 °C	314,56	240,24	5,86
285 °C	303,34	224,37	8,27
310 °C	287,45	215,35	9,50
340 °C	278,43	174,46	11,67
370 °C	280,34	112,54	14,38
400 °C	270,46	103,43	15,90
430 °C	261,92	104,05	18,89
460 °C	253,98	106,74	22,78
490 °C	239,23	101,48	25,43
520 °C	236,28	95,04	25,89



Şekil 6.30 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin 6 saatlik tavlama sonunda çekme-akma mukavemeti ve (%) uzama değeri değişimi.

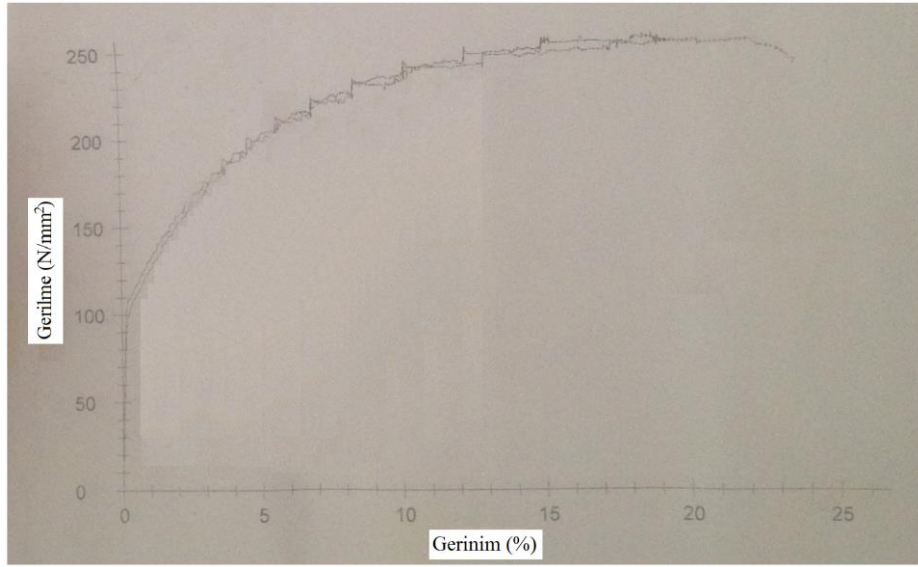
Şekil 6.30’da görüldüğü gibi, 6 saat süreyle tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numuneler içerisinde 340 °C’de tavlanan numune 278,43 MPa çekme, 174,46 MPa akma mukavemeti ve % 11,67 uzama miktarı ile H244 temperini sağlamıştır. 490 °C ve 520 °C’de tavlanan numuneler ise H0 temper değerini sağlamışlardır.

Soğuk deformasyondan sonra uygulanan tavlama işlemi ile plastik özellikler mukavemetin değişimine ters yönde değişmiştir. Çekme ve akma mukavemetleri azalırken, % uzama artmıştır (Novikov, 2012).

Çekme testi sonuçlarına göre düz numunelere kazandırılan H0, H22, H24 ve H26 temper değerleri TS EN 485-2 satandardını (Çizelge 3.8), çetalı numunelere kazandırılan H224 ve H244 temper değerleri de TS 10170 EN 1376 standardında (Çizelge 3.9) belirtilen temper değerlerinin çekme ve akma mukavemetleri ile % uzama değerlerini sağlamaktadırlar.

Novikov, sanayide, tavlama rejimini seçmek için gerçek deneyler yapılması gerektiğini, çünkü her bir parçanın, tavlama öncesi ve sonu kendine has gerilme dağılımı ile nitelendirildiğini belirtmiştir (Novikov, 2012).

Numunelerin gerilme – gerinim grafiğine bakıldığı zaman plastik deformasyon sırasında süreksiz akma görülmektedir. Şekil 6.31’de açıkça görüldüğü gibi dikkat çekici bir üst ve alt akma noktası göstermeksizin testere dişleri gibi (serrated) girinti ve çıkıntılı bir çekme gerilimi - % deformasyon grafiği gözlenmektedir. Malzemenin bu davranışı *Portevin – Le Chatelier* etkisi olarak bilinen, çökelti atomlarıyla dislokasyonların etkileşiminden kaynaklanan dinamik deformasyon yaşlanması nedeniyle olmaktadır (Dieter, 1988).



Şekil 6.31 : 3 mm kalınlığında 490 °C’de saat tavlanan numunenin süreksiz akma gösteren gerilme – gerinim grafiği.

6.6 Eğme Testi Sonuçları

Eğme testi ile numunelerin süneklik özellikleri ve çatlak oluşum açıları ampirik olarak değerlendirilmiştir.

Genel olarak sünek malzemeler kırılmadan önce plastik deformasyona uğrarlar. Kırılgan malzemeler ise bazen çok az miktarda plastik deformasyon göstererek bazen de plastik deformasyona hiç uğramadan kırılırlar.

Hadde paso sayısı ve % deformasyon miktarı arttıkça malzeme daha kırılgan bir yapı özelliği kazanmıştır. Hadde sonrası numunelerin çekme akma ve % uzama miktarları daha önce Çizelge 6.13’de verilmiştir.

Deformasyon miktarı arttıkça çekme ve akma mukavemetleri artmış, % uzama miktarları azalmıştır. Bu durum eğme testi sırasında numunelerin çatlak oluşumu ve kırılma açılarının farklı olmasına yol açmıştır. Deformasyon miktarı arttıkça çatlak ve kırılmaların meydana geldiği açı daralmıştır. Çizelge 6.26 hadde çıkışı ve belirtilen sıcaklıklarda 3 saat tavlanan numunelerin eğme testi sırasında çatlak oluşumu gösterdikleri açı değerleri verilmiştir. 4,60 mm kalınlığındaki numunenin hadde çıkışında alınan örneğinde, eğme testi sırasındaki çatlak oluşum açısı 47° olarak ölçülmüştür. 3,80, 3,00 düz ve 3,00 çetalı numuneler için bu değerler sırasıyla 44°, 38°, ve 40° olarak ölçülmüştür. Artan deformasyon miktarının, sünekliği azaltması dolayısıyla çatlak oluşumlarının meydana geldiği açılar, deformasyon

miktarı arttıkça azaldığı görülmüştür. 520 °C’de tavlanan 3,80 mm, 3,00 mm düz ve 3,00 mm çetalı numunelerde eğme testi sırasında çatlama meydana gelmemiş, test sonlandırılmıştır.

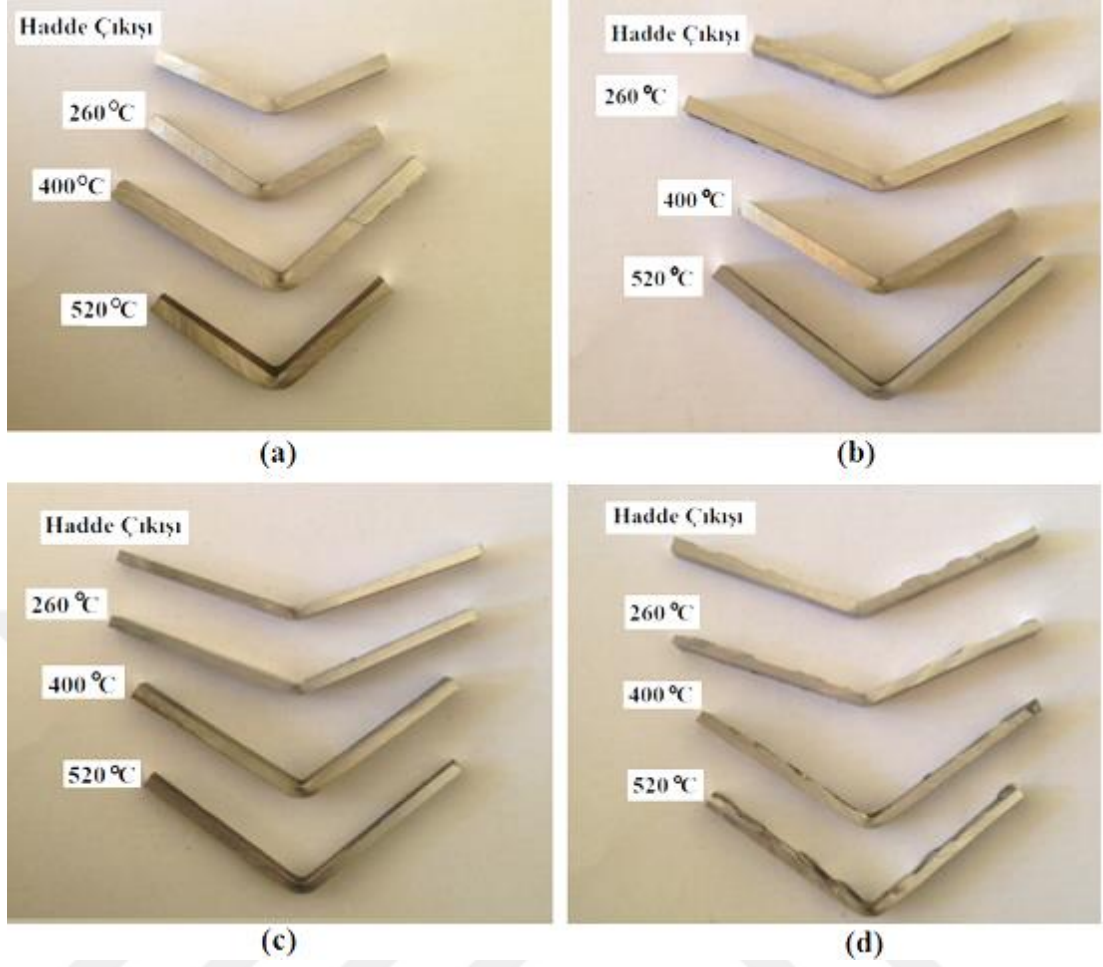
Çizelge 6.26 : Belirtilen sıcaklıklarda 3 saat tavlanan numunelerin eğme testi sırasında çatlak oluşumu gösterdikleri açı değerleri ve hadde çıkışındaki eğilme mukavemetleri.

Numune	Eğilme Açıları			
	hadde çıkışı	260 °C	400 °C	520 °C
4,60 mm	47°	64°	71°	74°
3,80 mm	44°	46°	60°	çatlama olmadı
3,00 mm	38°	44°	70°	çatlama olmadı
3,00 mm çetalı	40°	41°	68°	çatlama olmadı

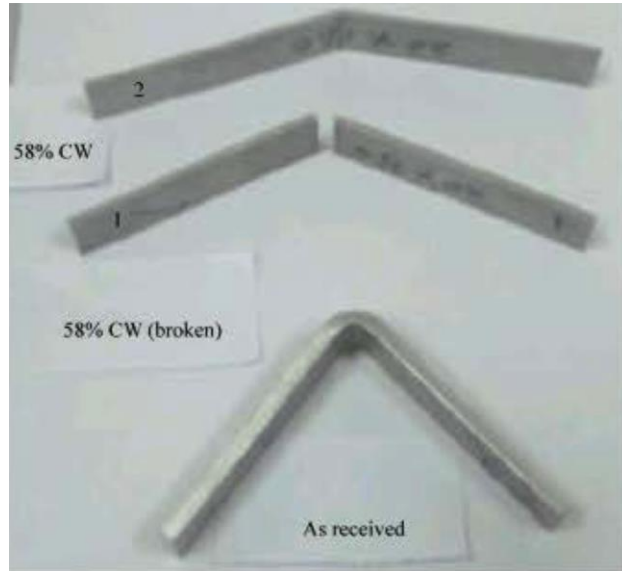
Tavlama sırasında meydana gelen yeniden kristalleşmenin etkisiyle numunelerin çekme ve akma mukavemetleri azalmış, süneklik özellikleri ve % uzama miktarları artmıştır. Süneklik artışı eğme testinde, çatlama ve kırılmanın meydana geldiği açılarda genişleme olarak gözlenmiştir. Başlangıç numunelerinin ve 260 °C, 400 °C ve 520 °C’de 3 saat tavlanan numunelerin çatlak oluşum açılarına bakıldığı zaman, artan tavlama sıcaklığı ile birlikte bu açıların genişlediği yani süneklik özelliğinin arttığı görülmektedir (Çizelge 6.26). Şekil 6.32 (a), (b), (c) ve (d)’deki hadde çıkışındaki başlangıç numuneleri ve tav işlemi uygulanan numunelerin eğme testi sonrası görüntüleri verilmiştir.

Tajally ve arkadaşları da yaptıkları çalışmada soğuk hadde işleminin eğme ve çekme mukavemeti özelliklerine olan etkilerini araştırmışlar, benzer sonuçlar elde etmişlerdir. Soğuk hadde sonrası malzemenin akma mukavemetinin arttığını ve % uzama miktarının azaldığını, malzemenin daha kırılgan bir yapı kazandığı ve kırılma açısının daraldığını belirtmişlerdir. Şekil 6.33’de Tajally ve arkadaşlarının yaptığı çalışmadaki, başlangıç numunesi ve % 58 deformasyona uğramış numunenin eğme testi sonrası makro görünümüleri verilmiştir (Tajally ve diğ., 2009).

Hadde çıkışı olarak belirtilen numunelerin deformasyon miktarı arttıkça eğilme açılarının azalması, Tajally ve arkadaşlarının yaptığı çalışmanın sonuçlarıyla uyumludur.



Şekil 6.32 : (a) 4,60mm, (b) 3,80 mm, (c) 3,00 mm ve (d) 3,00 mm kalınlığındaki çetalı levhaların eğme testi sonrası görüntüleri.



Şekil 6.33 : Tajally ve arkadaşlarının yaptığı çalışmadaki eğme testi sonrası numuneler (Tajally ve diğ.,2009).

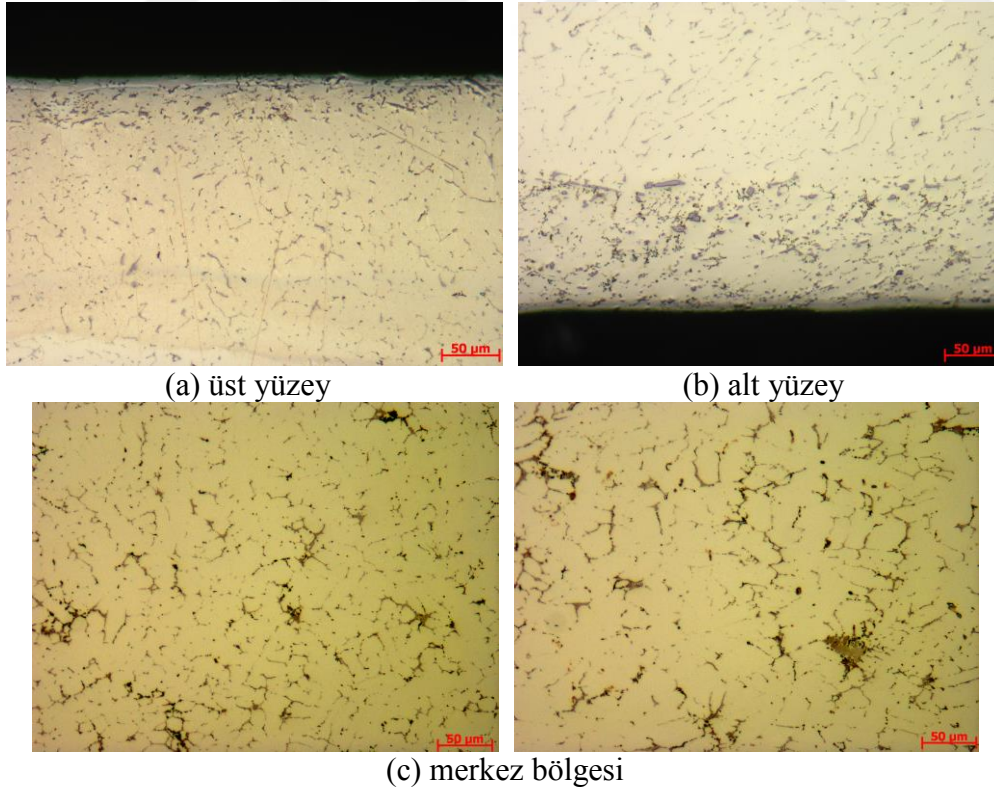
Soğuk hadde, döküm işleminin yarattığı yapıyı değiştirerek, sıkı ve ince taneli bir içyapı oluşumuna, hadde sırasında üniform olmayan şekil değiştirmeler ise iç

gerilmelere sebep olmuştur. Tavlama ile bu gerilmeler giderilmiş hadde sonrası malzemenin kazandığı kırılğan yapı, sünek yapıya dönüştürülmüştür (Humphreys ve Hatherly, 2004).

Westermann ve arkadaşları yaptıkları benzer çalışmada; soğuk hadde ve tavlama sonrası en iyi eğilme performansını, yeniden kristalleşen numunelerin gösterdiğini belirtmişlerdir (Westermann ve diğ., 2011). 400 °C ve 520 °C’de tavlama sonrası yeniden kristalleşen numunelerin eğilme açılarının daha fazla olması ve daha iyi eğilme performansı göstermeleri Westermann ve arkadaşlarının elde ettiği sonuçlar ile uyumludur.

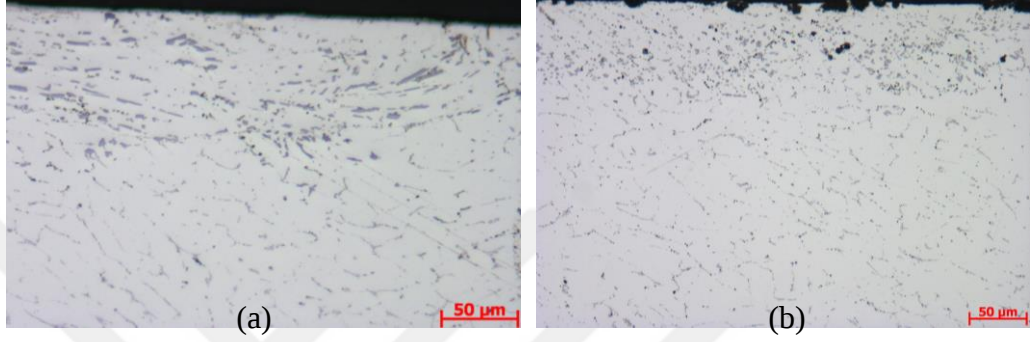
6.7 Optik Mikroskop İncelemeleri

Mikroyapı özellikleri incelenen numuneler, döküm ve homojenizasyon sonrası alınan numuneler ile 3 saat süresince tavlanan numuneler arasından, çekme - akma mukavemetleri ve % uzama sonuçlarında ani değişikliklerin gerçekleştiği numuneler ve tav sonrası belli bir temper değerini yakalaması beklenirken, beklenen sonuçları göstermeyen numuneler arasından seçilmiştir.

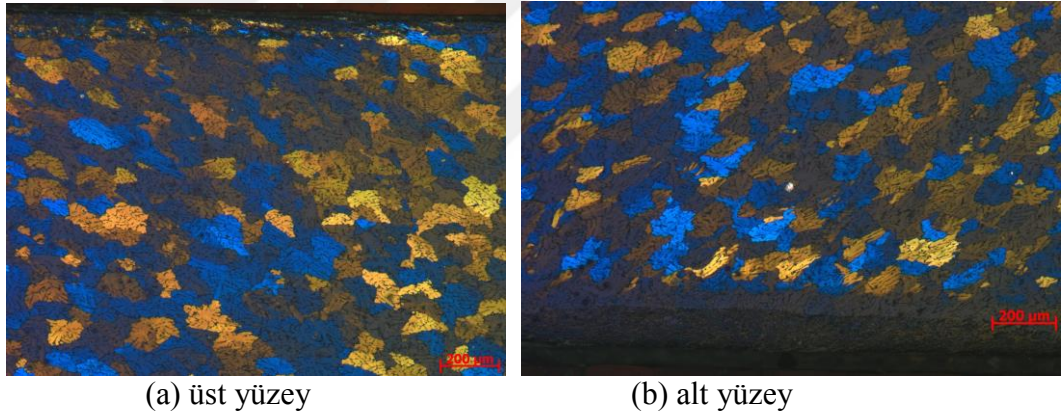


Şekil 6.34 : Döküm numunesinin L kesit optik mikroskop görüntüsü (a) üst yüzey, (b) alt yüzey, (c) merkez bölgesi.

Optik mikroskopta beyaz ışık altında çekilen mikroyapı fotoğrafları, yapıda bulunan intermetaliklerin dağılımları ve şekilleri hakkında bilgi sağlamıştır. Şekil 6.34’de döküm numunesinin üst yüzey, merkez ve alt yüzeyden alınan optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Şekil 6.35’de döküm numunesi ve döküm numunesinin homojenizasyon tavlı sonrası mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Homojenizasyon tavlı sonrası, beklendiği üzere segregasyonların bir kısmı katı çözeltiye geçmiştir. İğnesel ve çubuksu segregasyonların küresel hale geldiği görülmektedir.



Şekil 6.35 : (a) döküm numunesi (b) homojenizasyon tavlı sonrası.



(a) üst yüzey

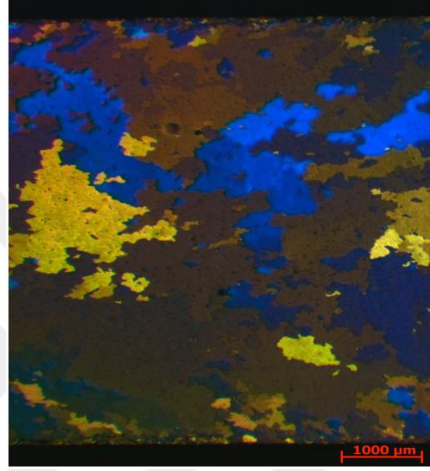
(b) alt yüzey

(c) merkez bölgesi

(d) tam en görünüm

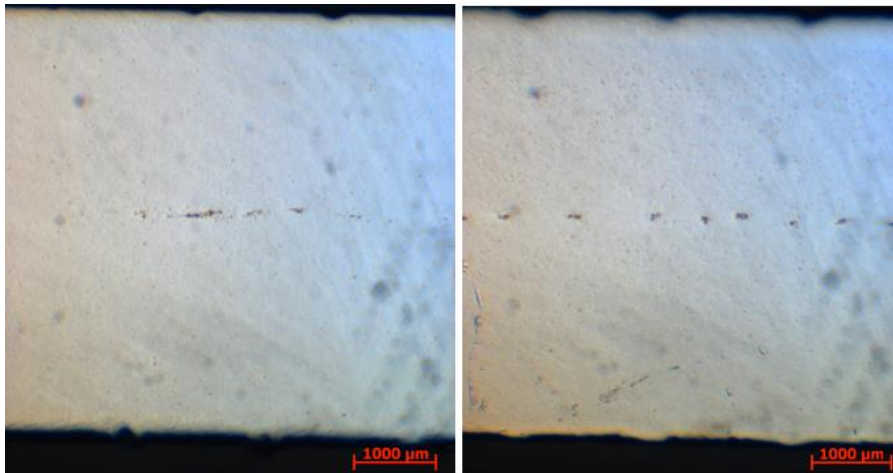
Şekil 6.36 : Döküm numunesinin L kesitinin polarize ışık altındaki görüntüleri (a) üst yüzey (b) alt yüzey (c) merkez bölgesi (d) tam en görünüm.

Şekil 6.36 ve 6.37’de sırasıyla, döküm ve homojenizasyon tavı sonrası alınan numunelerin, polarize ışık altında çekilen mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekil 6.36’da levhanın yüzeyinde, genele göre daha küçük tanelerden oluşan aşırı doymuş yapı görülmektedir. Bu yapının kalın olduğu durumlarda levha yüzeyinde portakallanma gibi yüzey problemleri oluşabilmektedir. Bu yapının genişliği döküm hızı ve merdane çapı ile değişebilmektedir. Merdane çapı ve döküm hızının optimize edilmesi ile aşırı doymuş bu yapının genişliği kontrol altına alınmış ve heterojenliği az, ideale yakın mikroyapı elde edilmiştir.



Şekil 6.37 : (a) döküm numunesi (b) homojenizasyon tavı sonrası.

Şekil 6.37’de görülen yapıda ise homojenizasyon tavı sonrası tanelerin büyüdüğü görülmektedir. Aşırı doymuş bölgedeki tanelerin, deformasyon sonucu oluşan iç enerjileri yüzünden, homojenizasyon tavı sonrası bu bölgede tane büyümesi, beklentiler doğrultusunda gerçekleşmiştir.



(a) hadde yönüne paralel

(b) hadde yönüne dik

Şekil 6.38 : 3,80 mm kalınlığındaki, 370 C’de tavlanan numunenin merkez hattı segregasyon görüntüleri (a) L kesit (b) T kesit.

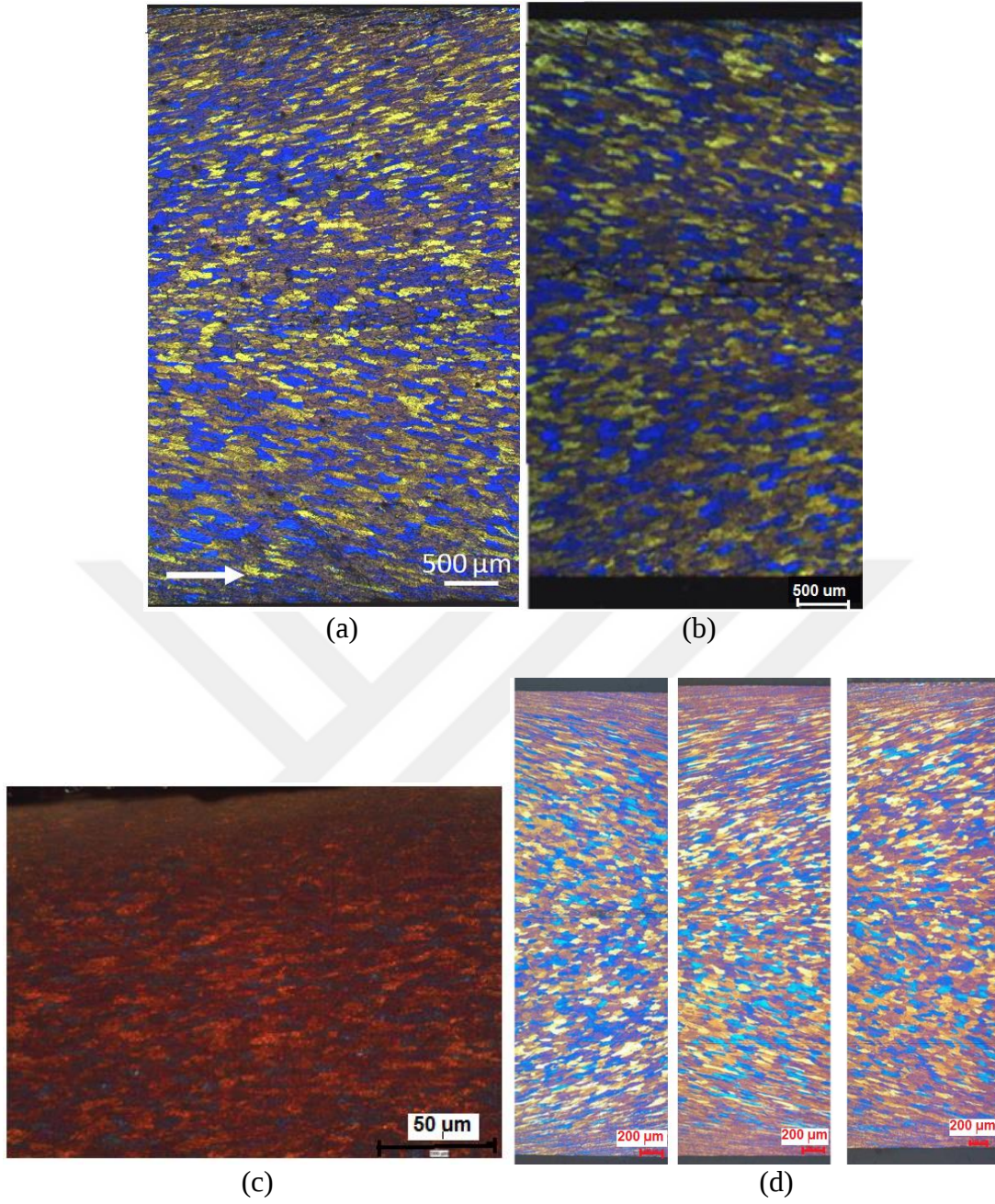
Şekil 6.38’de 3,80 mm kalınlığında ve 370 °C’de 3 saat tavlanan numunenin mikroyapı görüntülerinde merkez hattı segregasyonu görülmektedir.

Merkez hattı segregasyonlarının boyutları ve yoğunlukları döküm parametrelerinin değişmesiyle değişmektedir. Döküm kalınlığı, döküm hızı ve merdane çapının sebep olduğu düşük soğuma hızı dolayısıyla, oluşan merkez hattı segregasyonunun, yoğunluğunun ve boyutunun literatürden farklı olduğu görülmüştür (Sirel, 2008; Siyambaş, 2001; Okumuş, 2003; Birol, 2009).

Şekil 6.36 ve 6.37’de optik mikroskop görüntüleri verilen döküm yapısı şu çalışmalarda sunulan döküm yapılarıyla karşılaştırılmıştır: ‘Twin Roll Casting of Al-Mg Alloy with High Added Impurity Content’ (Kumar ve diğ., 2014), Twin Roll Casting of Al-Mg Alloy With High Added Impurity Content (2010), ‘AA5754 Alüminyum Alaşımlarının İkiz Merdaneli Sürekli Döküm Yöntemi ile Üretilmesi ve Termomekanik Proses Parametrelerinin Etkilerinin Araştırılması, (Siyambaş, 2011), ‘İkiz Merdene Döküm Yöntemiyle Üretilen AA5xxx ve AA6xxx Serisi Alüminyum Alaşımlarında Segregasyonların Karakterizasyonu (Sirel, 2008). Çalışmaların döküm parametreleri Çizelge 6.27’de, L kesit optik mikroskop görüntüleri Şekil 6.39’da verilmiştir.

Çizelge 6.27 : Çalışmaların döküm parametreleri.

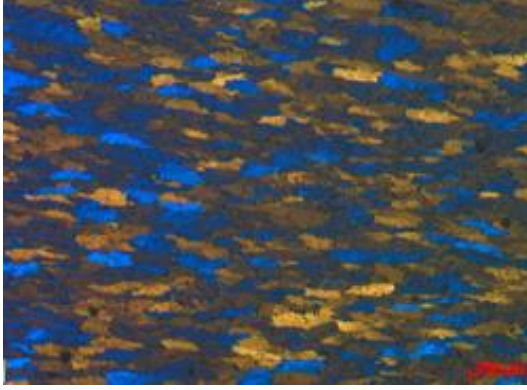
Çalışma	Merdane Çapı	Döküm Hızı	Döküm Sıcaklığı	Mikroyapı görüntüleri
Bu tez çalışması	1020 mm	95 cm/dk	725 °C	Merkeze doğru yönlendirilmemiş eşeksenli taneler, yüzeyde 50 µm genişliğinde aşırı doymuş bölge, heterojenliği az mikroyapı
Kumar ve diğ., (2014)	175 mm	200 cm/dk	680 °C	Merkeze doğru açı yapmış taneler ve yüzeyde yaklaşık 200-250 µm genişliğinde aşırı doymuş bölge
Kumar ve diğ., (2010)	318 mm	100-200 cm/dk	680 °C	Merkeze doğru açı yapmış taneler, aşırı doymuş bölge oluşmamış.
Siyambaş, (2011)	1125 mm (Novelis PAE Jumbo 3C® - 3CM®) (Yumuşak, 2015)	77 cm/dk	696 °C	Merkeze doğru açı yapmamış taneler, Yüzeyde yaklaşık 100-150 µm genişliğinde aşırı doymuş bölge
Sirel, (2008)	1220 mm (Fata Hunter Speed Caster®) (Hashmi, 2014)	Belirtilmemiş	Belirtilmemiş	Merkeze doğru açı yapmış taneler ve yüzeyde yaklaşık 200-400 µm genişliğinde aşırı doymuş bölge.



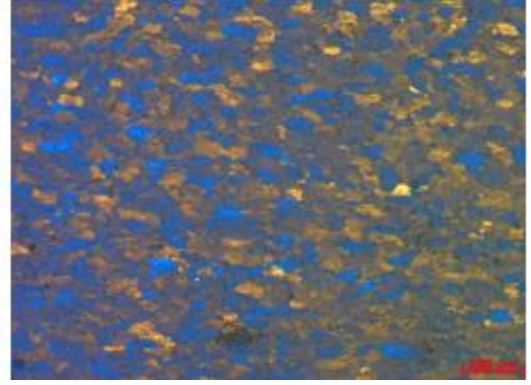
Şekil 6.39 : (a) Kumar ve diğ., (2014), (b) Kumar ve diğ., (2010), (c) Siyambaş (2011), (d) Sirel (2008).

Tane yönlenme derecesi ve boyutlarının farklı olmasının nedenleri döküm hızı, TMA mesafesi, sıvı metal sıcaklığı ve merdane çapı gibi döküm parametrelerinin değişmesi ile açıklanabilir. Katılaşmanın hızlı gerçekleştiği dökümlerde, haddelemenin de etkisiyle, tanelerin merkeze doğru açı yaparak katılaşması beklenir. Çizelge 6.27’de verilen çalışmalarda genel mikroyapı özelliği, aşırı doymuş yapının geniş bir aralıkta görülmesi ve tanelerin merkeze doğru açı yapmasıdır. Bu çalışmada döküm parametreleri optimize edilerek katılaşma süresi kontrol edilmiş ve heterojenliği oldukça az olan mikroyapı elde edilmiştir.

Şekil 6.40, 6.41 ve 6.42’de 4,60 mm kalınlığındaki levhanın 400 °C, 430 °C ve 520 °C’de 3 saat nihai tav sonrası mikroyapı görüntüleri verilmiştir.

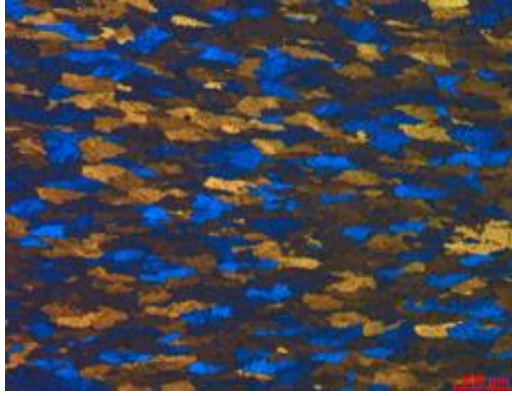


(a) hadde yönüne paralel

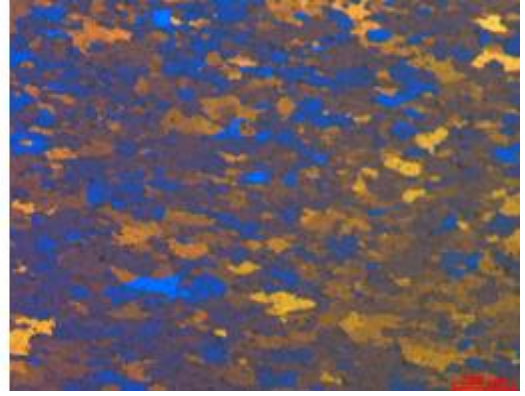


(b) hadde yönüne dik

Şekil 6.40 : 4,60 mm kalınlığındaki düz levhanın 400 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra, hadde yönüne paralel (L) ve hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.



(a) hadde yönüne paralel

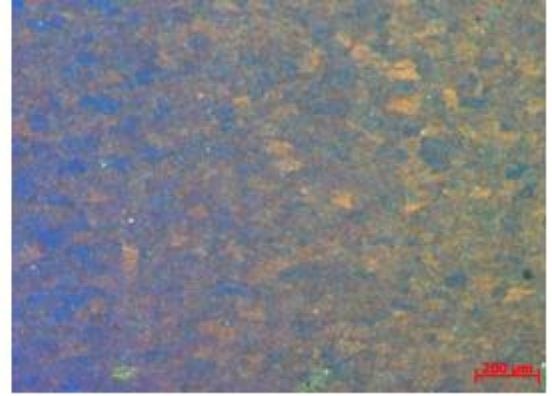


(b) hadde yönüne dik

Şekil 6.41 : 4,60 mm kalınlığındaki düz levhanın 430 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra, hadde yönüne paralel (L) ve hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.



(a) hadde yönüne paralel

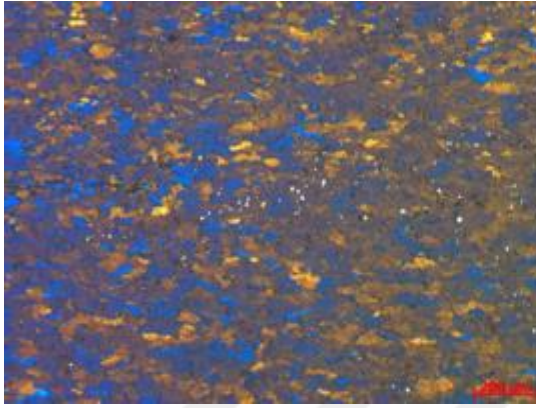


(b) hadde yönüne dik

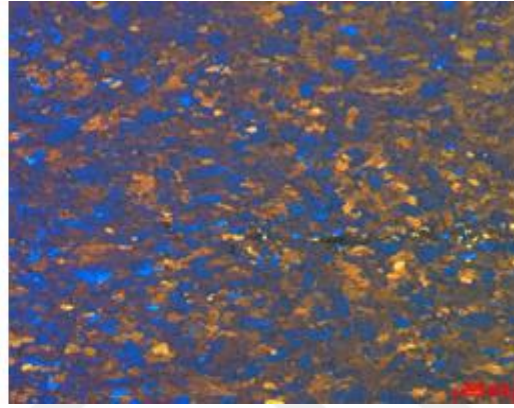
Şekil 6.42 : 4,60 mm kalınlığındaki düz levhanın 520 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra, hadde yönüne paralel (L) ve hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.

400 °C, 430 °C ve 520 °C’de 3 saat nihai tav uygulanan 4,60 mm kalınlığındaki numunelerde H0 temper değeri yakalandığı çekme-akma ve % uzama ölçümlerine bakılarak söylenebilir. H0 temperine sahip numune, nihai tav sıcaklığında yeniden kristalleşmiş olacağı için bu numunelerin mikroyapı görüntülerinde yeniden kristalleşmiş yapı olması gerekmektedir. Fotoğrafların, literatürde belirtilmiş yeniden kristalleşmiş yapıya uyduğu (Şekil 3.15) açıkça görölme olup numunelerin temper değeri ile mikro yapı görüntüleri birbirini doğrulamaktadır.

Şekil 6.43 ve 6.44’de 3,80 mm kalınlığındaki numunenin 370 °C ve 400 °C’de 3 saat nihai tav sonrası mikroyapı görüntüleri verilmiştir.

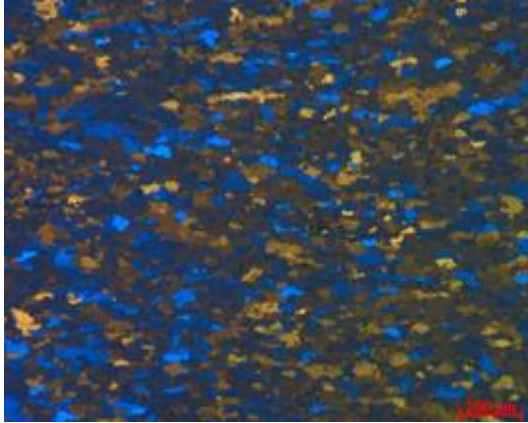


(a) hadde yönüne paralel

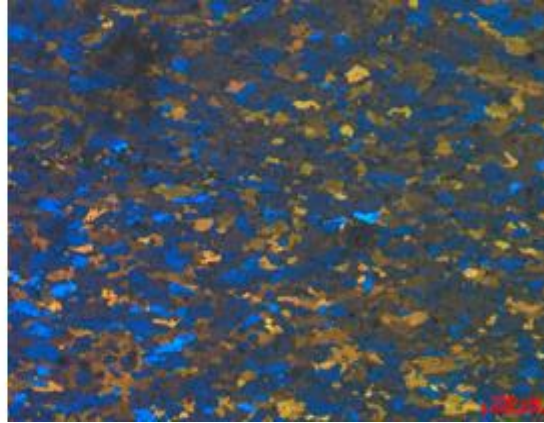


(b) hadde yönüne dik

Şekil 6.43 : 3,80 mm kalınlığındaki düz levhanın 370 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra, hadde yönüne paralel (L) ve hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.



(a) hadde yönüne paralel



(b) hadde yönüne dik

Şekil 6.44 : 3,80 mm kalınlığındaki düz levhanın 400 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra, hadde yönüne paralel (L) ve hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.

370 °C ‘de 3 saat uygulanan nihai tav işlemi ile H24 temper değeri getirilmiş 3,80 mm kalınlığındaki numunenin mikroyapı görüntülerine bakıldığı zaman

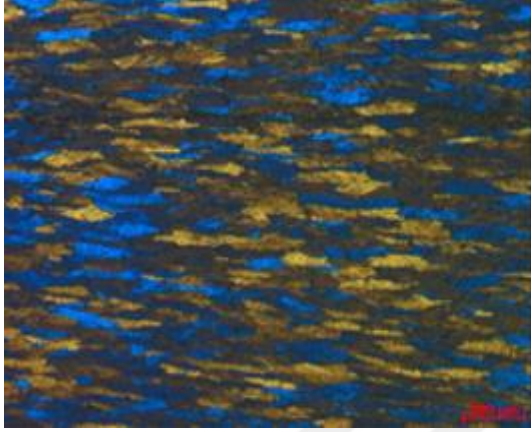
toprlanmanın gerçekleştiği ancak tanelerin tam olarak yeniden kristalleşmediği hatta az da olsa hadde yönünde uzamış tanelerin hala varlığını koruduğu görülmektedir. Soğuk hadde sırasında dislokasyon enerjisi olarak malzeme içine depo edilmiş olan enerji, 3 saat içerisinde tüm yapının yeniden kristalleşmesi için yeterli olmamıştır. Toparlanma ile iç gerilmeler azaldığından bahsedilebilir, ancak numunenin mekanik özelliklerinde bariz bir değişim meydana gelmeyeceği için bu mikroyapı görüntüsüne sahip numunenin tam olarak yumuşaması beklenemez. Bu görüntü H24 temperi için beklenen bir görüntüdür. İncelenen numunenin mikroyapı görüntülerinin ve mekanik özelliklerinin biribiri ile uyumlu olduğu söylenebilir.

400 C’de 3 saat tavlanan 3,80 mm kalınlığındaki numunenin mikroyapı görüntüleri incelendiği zaman yapının yeniden kristalleşmiş bir yapı olduğu görülmektedir. Bu mikroyapıya sahip numunenin H0 temper değerini sağlaması beklenir. Numunenin ekme mukavemeti 257,35 MPa, akma mukavemeti 116,86 MPa ve % uzama değerı %19,50 olarak ölçülmüştür. Bu değerler H0 temperi için standartta belirtilen değerleri (Rm 190-240 MPa, Rp_{0,2} minimum 80 MPa ve % uzama minimum %18) sağlamamaktadır. Nihai tav sonunda numunenin çekme mukavemetinin, H0 temperini sağlanması için gereken değerın altına düşürülemediği görülmüştür. 400 C, yeniden kristalleşme sıcaklığının (0,4 Terg) ok üzerinde olmasına rağmen, 3 saatlik tav süresi, hadde işleminin neden olduğu deformasyon sertleşmesini gidermek için yeterli olmamıştır. Aynı numunenin 6 saat tav sonrası çekme testi sonuçlarına göre, çekme mukavemeti 245,39 MPa, akma mukavemeti 107,66 ve % uzama değerı % 15,98 olarak ölçülmüştür. Bu değerler de H0 temper değerini sağlamamaktadır. 6 saat tav süresi de, % 36,6 oranında deforme edilen bu numunenin, hadde sonrası depo edilen i enerjisi, tüm sistemin yeniden kristalleşmesi için yeterli olmamıştır.

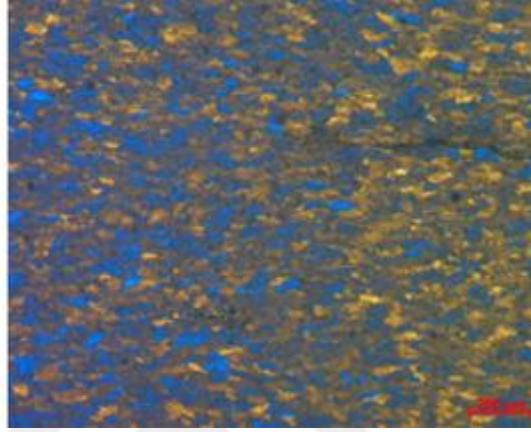
şekil 6.45 ve 6.46’da 3,00 mm kalınlığındaki düz levhanın 260 C ve 400 C de 3 saat tavlandıktan sonra, hadde yönüne paralel (L) ve hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri verilmiştir.

260 C’de 3 saat tavlannmış 3,00 mm kalınlığındaki numunenin mikroyapı özellikleri incelendiği zaman tanelerin yeniden kristalleşmediği, hadde yönündeki yönlenmelerinin hala belli olduğu görülmektedir. Aynı kalınlıkta 400 C’de 3 saat nihai tav uygulanan numunenin mikroyapı görüntüsü yeniden kristalleşmiş yapı görüntüsündedir. Bu görüntüye sahip numunenin H0 temperini sağlaması beklenir

ancak numunenin mekanik özellikleri ($R_m = 254,53$ MPa, $R_{p0,2} = 116,59$ % uzama = 17,62) H0 temperi için standartta belirtilen değerleri (R_m 190-240 MPa, $R_{p0,2}$ minimum 80 MPa ve % uzama minimum %18) sağlamamaktadır. Yeniden kristalleşmenin tüm sistemde tamamlanmadığı söylenebilir. Aynı numune, 400 °C ve üstü sıcaklıklarda 6 saat tavlandıktan sonra H0 temperini sağlamaktadır. 4 ve 5 saat sürelerinde de tav deneyleri yapılmadığı için, bu sürelerde numunenin iç enerjisinin yeniden kristalleşme mekanizmasına etkisini incelenememiştir.

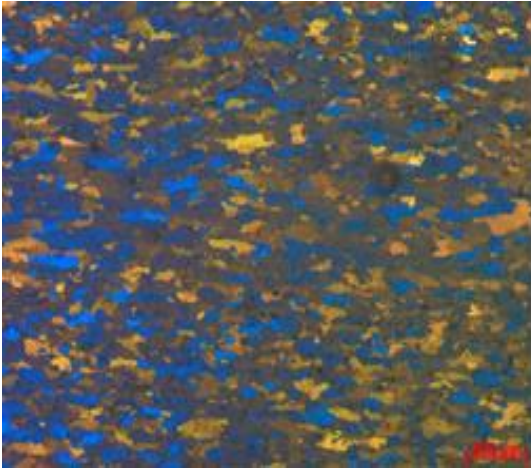


(a) hadde yönüne paralel

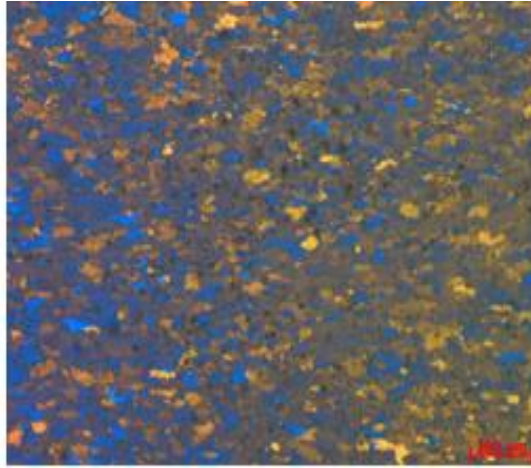


(b) hadde yönüne dik

Şekil 6.45 : 3,00 mm kalınlığındaki düz levhanın 260 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra a) hadde yönüne paralel (L) ve b) hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.



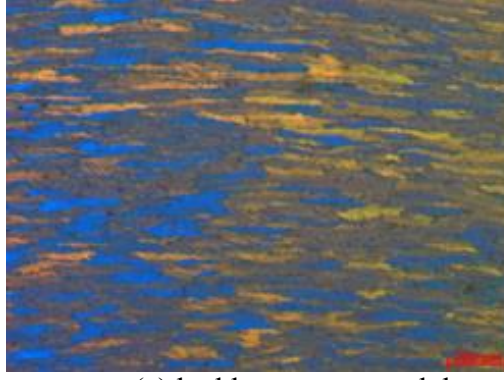
(a) hadde yönüne paralel



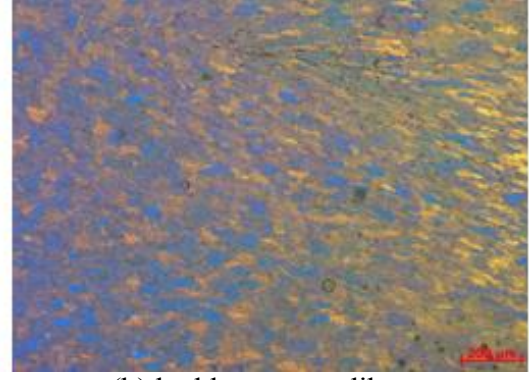
(b) hadde yönüne dik

Şekil 6.46 : 3,00 mm kalınlığındaki düz levhanın 400 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra a) hadde yönüne paralel (L) ve b) hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.

Şekil 6.47, 6.48 ve 6.49’da 3,00 mm kalınlığındaki çetalı levhanın 260 °C, 340 °C ve 370 °C’de 3 saat nihai tav sonrası mikroyapı görüntüleri verilmiştir.

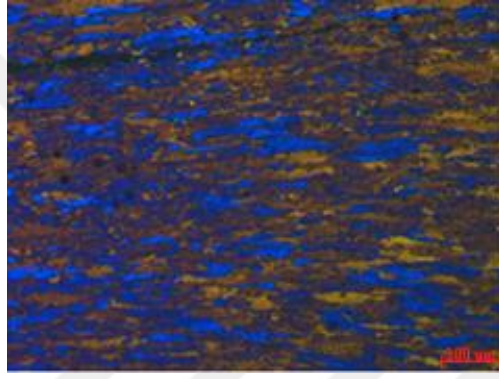


(a) hadde yönüne paralel

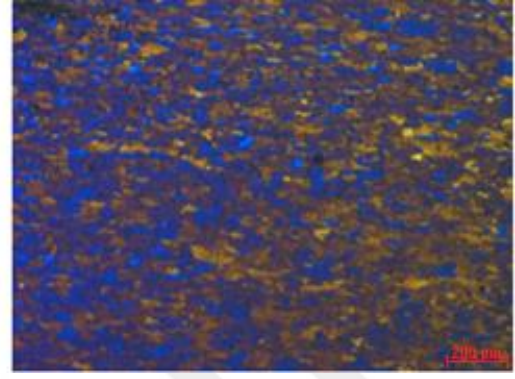


(b) hadde yönüne dik

Şekil 6.47 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı levhanın 260 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra a) hadde yönüne paralel (L) ve b) hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.

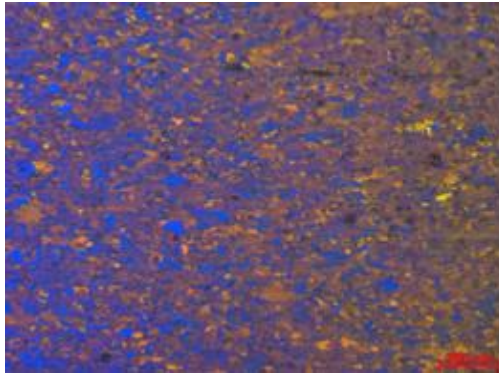


(a) hadde yönüne paralel

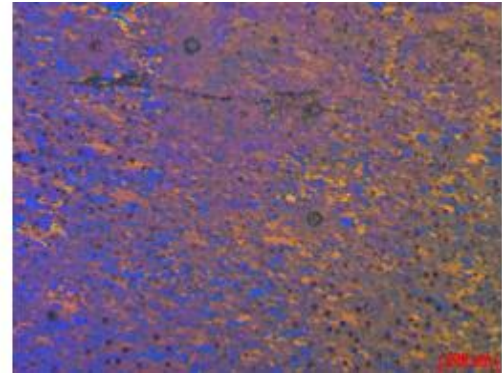


(b) hadde yönüne dik

Şekil 6.48 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı levhanın 340 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra a) hadde yönüne paralel (L) ve b) hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.



(a) hadde yönüne paralel



(b) hadde yönüne dik

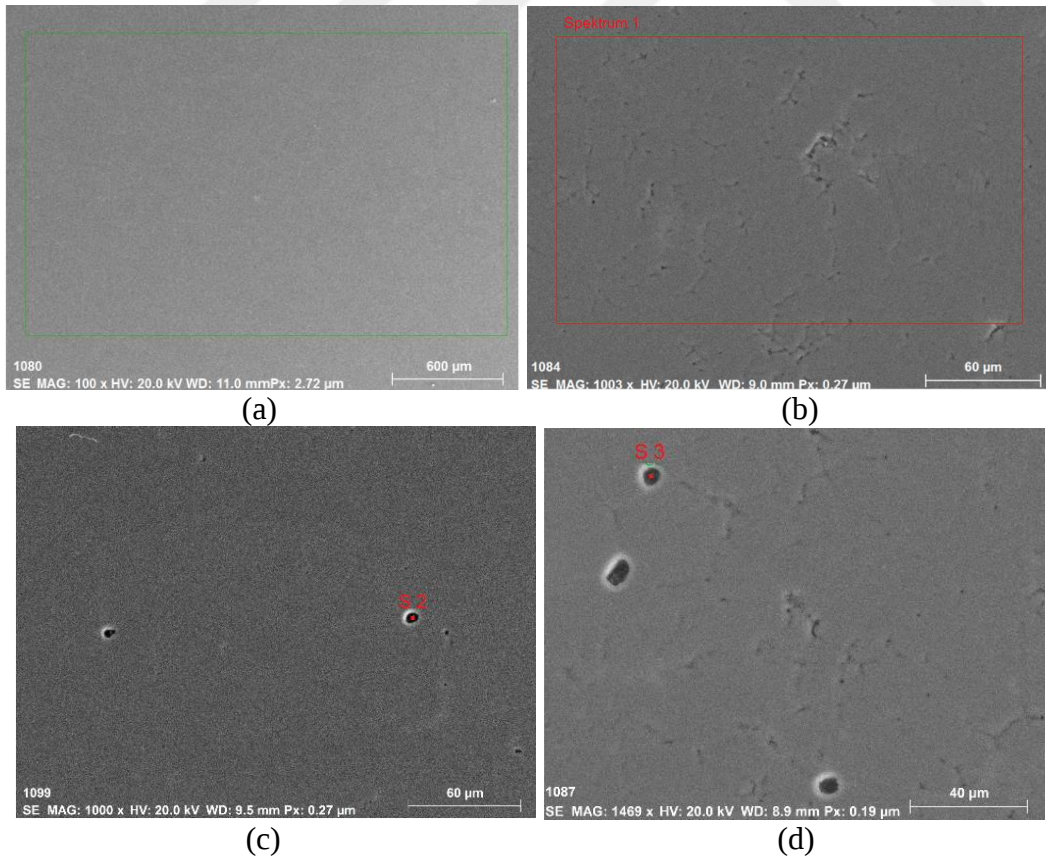
Şekil 6.49 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı levhanın 370 °C’de 3 saat tavlandıktan sonra a) hadde yönüne paralel (L) ve b) hadde yönüne dik (T) kesitlerinin polarize ışık altındaki görüntüleri.

Çetalı numunelerin 3 saat nihai tav sonrası mikroyapı görüntülerine bakıldığı zaman 260 °C’de tavlanan numunede yeniden kristalleşmenin olmadığını, tanelerdeki

meydana gelen hadde doğrultusundaki yönlenmenin kaybolmadığı belli olmaktadır. 3 saat tav süresi numunenin herhangi bir temper değerini sağlaması için yeterli olmamıştır. 340 °C’de tavlanan, H244 temper değerini sağlayan numune ile 370 °C’de tavlanan ve H224 temper değerini sağlayan numunelerde, soğuk hadde sırasında sarf edilen ve dislokasyon enerjisi şeklinde malzeme içerisinde depo edilmiş enerji, bu süreçte sistemin tamamen yeniden kristalleşmesi için yeterli olmamıştır. Numunelerin mekanik test sonuçlarına göre, numunelerin çok fazla yumuşaması beklenememektedir ve mekanik özellikleri ile mikroyapı görüntüleri bu açıdan birbirleri ile uyumludur. Yeniden kristalleşmenin görülmediği tanelerde bir miktar hadde yönlenmesi hala mevcuttur. Optik mikroskop fotoğrafları EK’ler kısmında ‘tam en’ olarak verilmiştir.

6.8 SEM İncelemeleri

Yapılan SEM ve EDS analizleri ile intermetaliklerin şekil ve içerdikleri fazlar incelenmiştir. Şekil 6.50’de döküm numunesinin farklı büyütmelerdeki morfolojik görüntüleri verilmiştir. Yapılan EDS analiz sonuçları Çizelge 6.28’de verilmiştir.



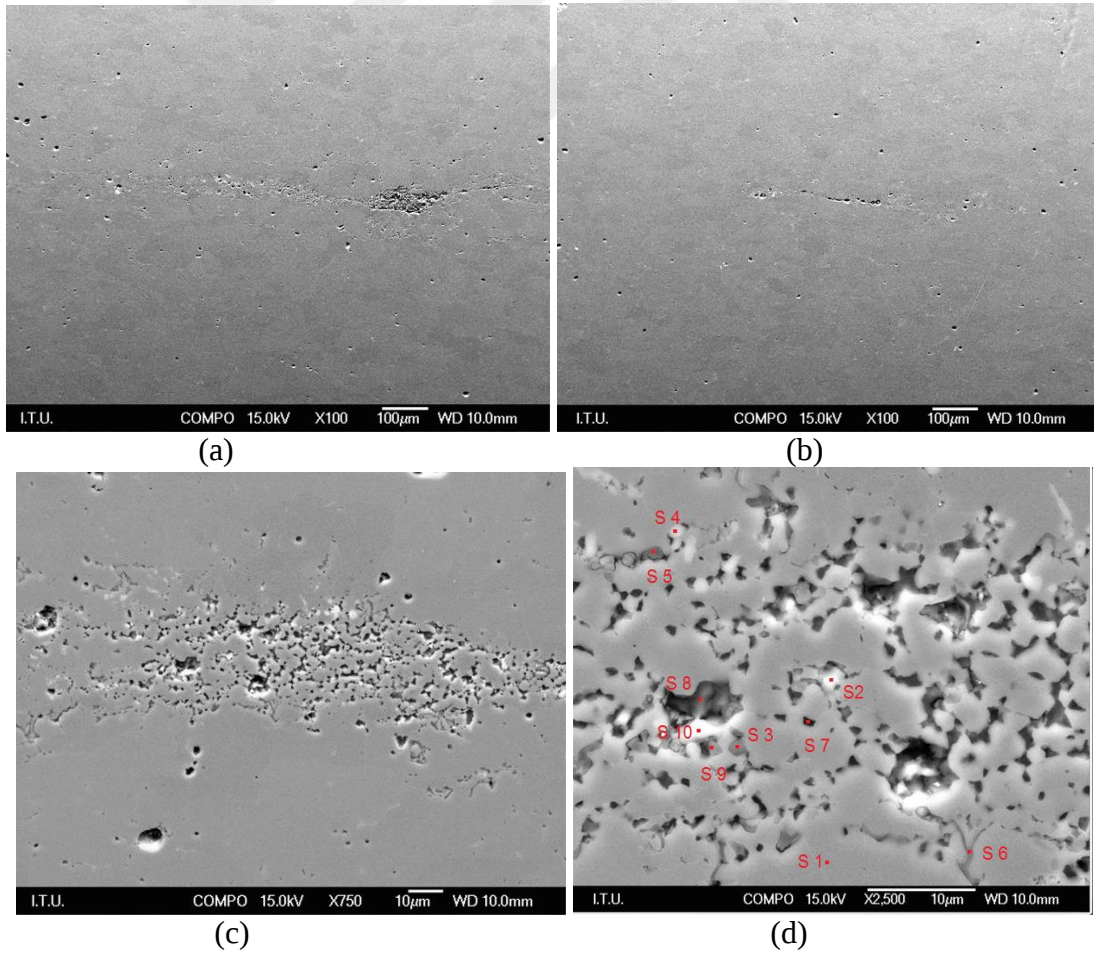
Şekil 6.50 : Döküm numunesi SEM görüntüleri (a) 100 büyütme, (b) 1003 büyütme (c) 1000 büyütme (d) 1469 büyütme.

Çizelge 6.28 : Döküm numunesinden alınan EDS sonuçları.

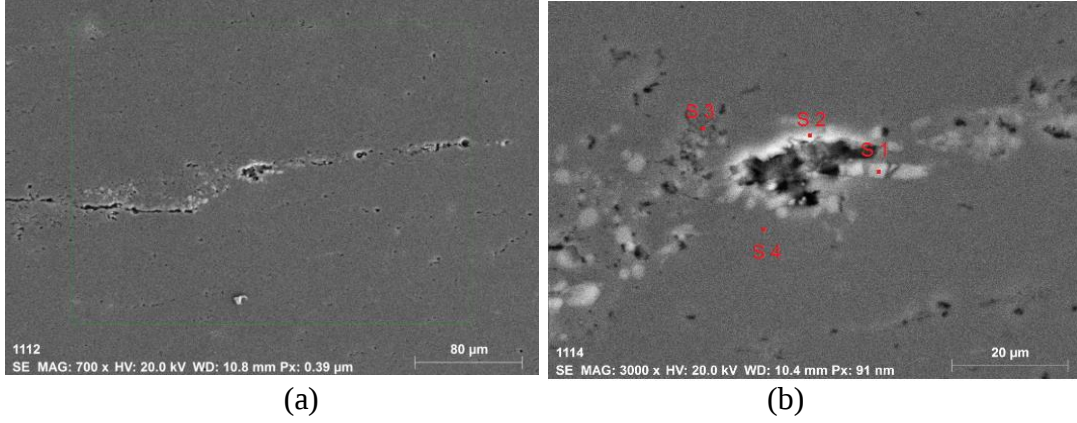
Analiz Bölgesi	Ağ. % (Normalize Edilmiş)					
	Al	Mg	Si	Mn	Fe	Toplam
Spektrum 1 (S 1)	96,01	2,10	0,49	0,12	0,28	100,00
Spektrum 2 (S 2)	85,2	0,74	4,13	1,87	8,04	100,00
Spektrum 3 (S 3)	68,29	1,62	0,14	1,84	17,90	100,00

Döküm numunesine yapılan EDS analizleri sonucunda matrisin $\alpha(\text{Al-Mg})$ fazında olduğu ve yapıdaki intermetaliklerin Si, Mn, Fe ve Mg içerdiğini ve farklı sitokiyometrik oranlarda Al_xMgFe_y ve $\text{Al}_x\text{MgSi}_y\text{Fe}_z$, fazlarını oluşturdukları söylenebilir.

4,60 mm kalınlığında, 370 ° C’de 3 saat tavlanan numunenin SEM görüntüleri Şekil 6.51’de EDS analizleri Çizelge 6.29’da, 4,60 mm kalınlığında, 400 °C’de 3 saat tavlanan numunenin SEM görüntüleri Şekil 6.52’de, EDS analizleri Çizelge 6.30’da verilmiştir.



Şekil 6.51 : 4,60 mm kalınlığında, 370 °C’de 3 saat tavlanan numunenin SEM görüntüleri (a) ve (b) 100 büyütme, (c) 1000 büyütme (d) EDS noktaları.



Şekil 6.52 : 4,60 mm kalınlığında 400 °C’de 3 saat tavlanan numunenin SEM görüntüleri (a) 700 büyütme, (b) EDS analiz noktaları.

Çizelge 6.29 : 4,60 mm kalınlığında, 370 °C’de 3 saat tavlanan numunenin EDS analizleri.

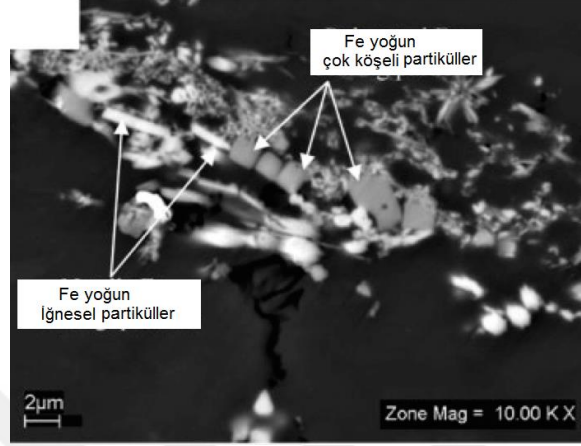
Analiz Bölgesi	Ağ. % (Normalize Edilmiş)					
	Al	Mg	Si	Mn	Fe	Toplam
Spektrum 1 (S 1)	95,04	4,96	-	-	-	100,00
Spektrum 2 (S 2)	76,15	3,26	-	2,60	17,99	100,00
Spektrum 3 (S 3)	67,62	5,70	25,82	-	0,86	100,00
Spektrum 4 (S 4)	76,28	3,31	1,04	2,77	16,59	100,00
Spektrum 5 (S 5)	58,05	4,51	37,44	-	-	100,00
Spektrum 6 (S 6)	66,41	6,58	27,01	-	-	100,00
Spektrum 7 (S 7)	91,42	8,58	-	-	-	100,00
Spektrum 8 (S 8)	93,21	6,79	-	-	-	100,00
Spektrum 9 (S 9)	59,22	5,15	35,63	-	-	100,00
Spektrum 10 (S 10)	93,39	5,85	0,76	-	-	100,00

Çizelge 6.30 : 4,60 mm kalınlığında, 400 ° C’de 3 saat tavlanan numunenin EDS analizleri.

Analiz Bölgesi	Ağ. % (Normalize Edilmiş)					
	Al	Mg	Si	Mn	Fe	Toplam
Spektrum 1 (S 1)	69,42	1,41	1,85	5,07	22,26	100,00
Spektrum 2 (S 2)	89,76	5,38	3,77	0,29	0,80	100,00
Spektrum 3 (S 3)	70,99	7,30	20,46	0,31	0,94	100,00
Spektrum 4 (S 4)	94,21	5,28	0,17	0,12	0,11	100,00

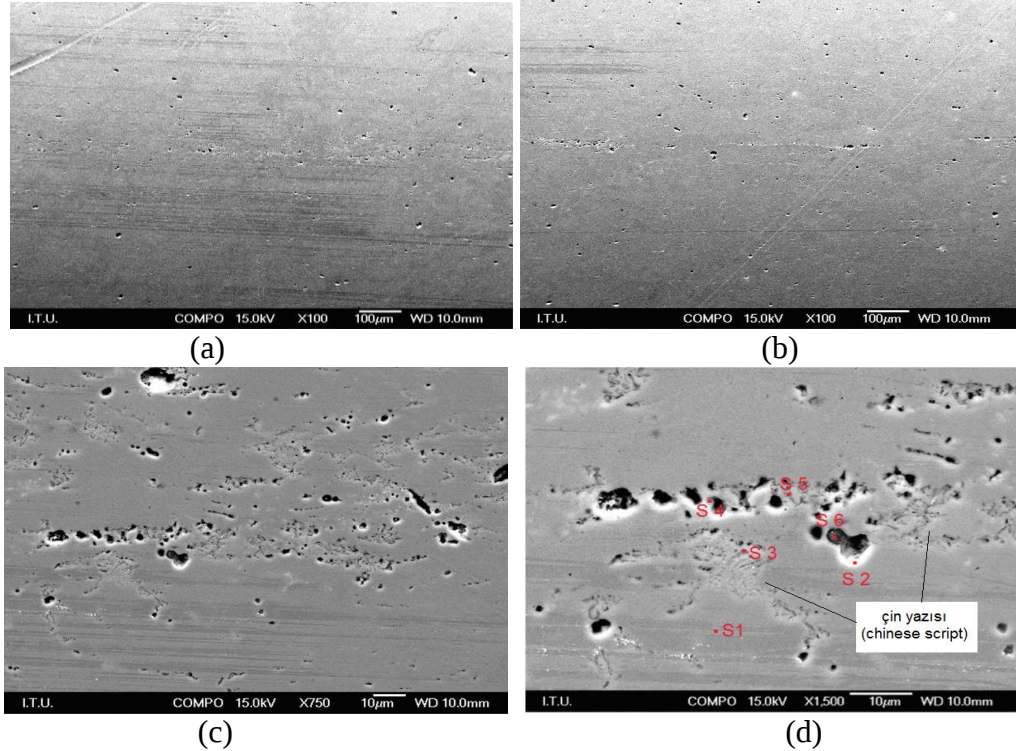
EDS analizleri sonucunda matrisin α (Al-Mg) olduğu ve intermetaliklerin Mg, Si, Mn, Fe ve Si içerdiği ve farklı sitokiyometrik oranlarda Al_xMgFe_y ve $Al_xMgSi_yFe_z$, fazlarını oluşturdukları söylenebilir. EDS analizlerinin verdiği sonuçlara göre yapılan sitokiyometrik hesaplamalar doğrultusunda intermetalik fazlar, $Al_{18}MgFe_2$, Al_6MgSi_2 , $Al_{26}MgFe_3$, Al_6MgSi_2 , Al_6MgSi_2 , Al_8Mg_5 , $Al_{13}MgSi$ bileşikleri olabilir. Ancak kesin bir yargıya varabilmek için TEM analizlerinin de yapılması gerekmektedir. Kumar ve arkadaşları yaptıkları çalışma da AA5754 alaşımında

bulunması muhtemel intermetalik fazları Şekil 6.53’de gösterildiği gibi Fe yoğun çok köşeli ve Fe yoğun iğnesel partiküller olarak belirtmişlerdir. Şekil 6.52’de verilen, S1 ile gösterilen partikül de morfoloji olarak Şekil 6.53’deki Fe yoğun çok köşeli yapıya benzemektedir. S1 noktasından yapılan EDS analizinde Fe oranı % 22,26 olarak ölçülmüştür. S1 noktasının Fe yoğun çok köşeli intermetalik olduğu söylenebilir.

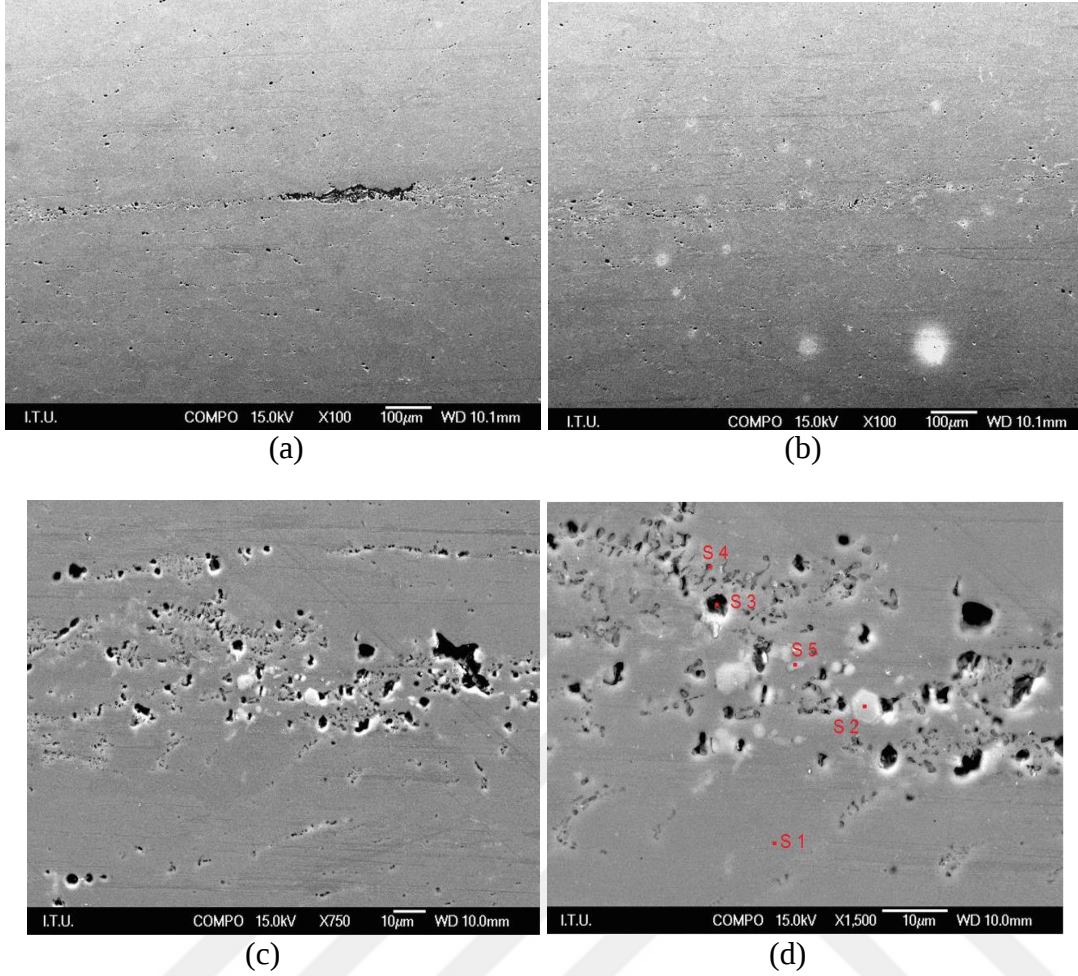


Şekil 6.53 : Kumar ve arkadaşlarının yaptığı çalışmanın SEM analizi (Kumar ve diğ., 2011).

Şekil 6.54, Şekil 6.55 ile Çizelge 6.31, 6.32’de 3,80 mm kalınlığındaki, 310 °C’de ve 370 °C’de tavlanan numunelerin SEM görüntüleri ve EDS analizleri verilmiştir.



Şekil 6.54 : 3,80 mm kalınlığında, 310 ° C’de 3 saat tavlanan numunenin SEM görüntüleri (a) ve (b) 100 büyütme, (c) 750 büyütme (d) EDS analiz noktaları.

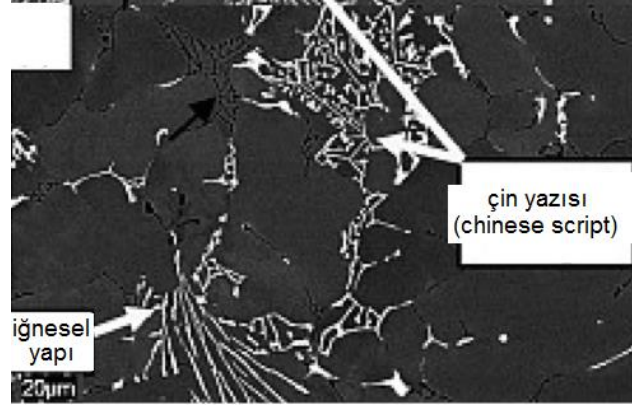


Şekil 6.55 : 3,80 mm kalınlığında, 370 ° C’de 3 saat tavlanan numunenin SEM görüntüleri (a) ve (b) 100 büyütme, (c) 750 büyütme (d) EDS analiz noktaları.

Çizelge 6.31 : 3,80 mm kalınlığında 370 °C’de 3 saat tavlanan numunenin EDS analizleri.

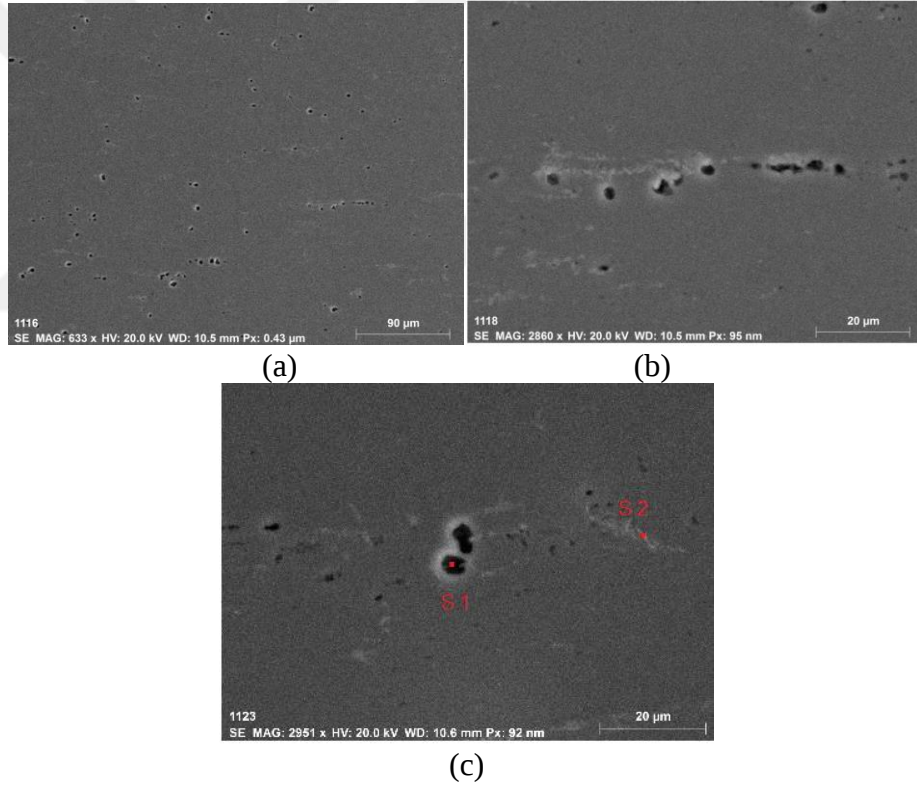
Analiz Bölgesi	Ağ. % (Normalize Edilmiş)					
	Al	Mg	Si	Mn	Fe	Toplam
Spektrum 1 (S 1)	95,26	4,74	-	-	-	100,00
Spektrum 2 (S 2)	70,39	-	2,96	6,02	20,62	100,00
Spektrum 3 (S 3)	82,14	4,16	-	1,73	11,97	100,00
Spektrum 4 (S 4)	71,76	4,39	23,85	-	-	100,00
Spektrum 5 (S 5)	86,24	4,47	-	1,41	7,88	100,00

3,80 mm kalınlığındaki numunelerin Şekil 6.55’de verilen SEM görüntülerine bakıldığında, literatürde belirtilen (Şekil 6.56), Mg_2Si partiküllerinden oluşan Çin yazısı (chinese script) morfolojisi görülmektedir. Alınan EDS sonuçlarına göre yapılan sitokiyometrik hesaplamalara göre, Mg_2Si , $Al_{17}MgSi$, $Al_3MgSiFe$, $AlSi$, Al_6MgSi_2 , $Al_{21}MgFe_3$, Al_6MgSi_2 , $Al_{16}MgFe$ fazları yapıda bulunuyor olabilir.



Şekil 6.56 : AA 5754 alaşımlarında görülen Çin yazısı (chinese script) ve iğnesel yapıdaki intermetalikler (Kumar ve diğ., 2012).

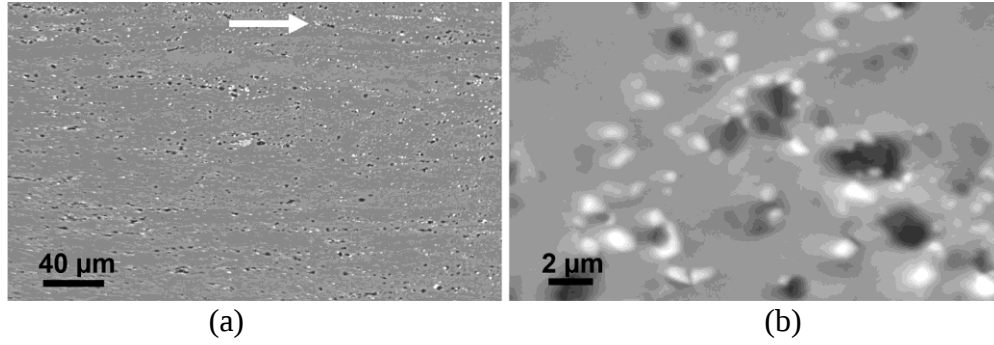
Şekil 6.57 ve 6.59’da 3,00 mm kalınlığında, 400 °C ve 520 °C’de 3 saat tavlanan numunelerin SEM görüntüleri verilmiştir.



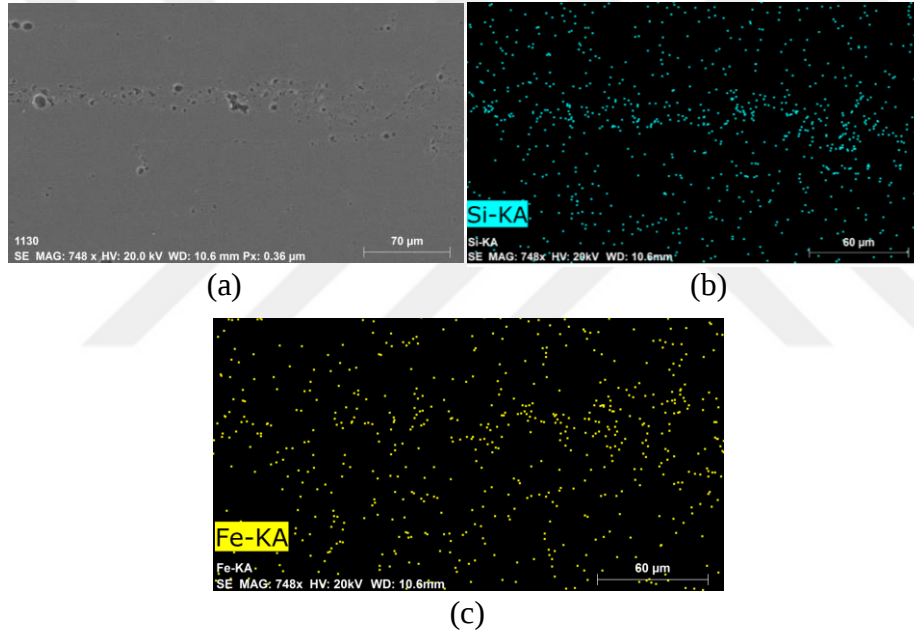
Şekil 6.57 : 3,00 mm kalınlığında, 400 °C’de 3 saat tavlanan numunenin SEM görüntüleri (a) 633 büyütme (b) 2860 büyütme (c) EDS analiz noktaları.

Şekil 6.58’de İMD yöntemi ile üretilen AA5754 alaşımında görülen intermetalik fazlar gösterilmiştir. Şekil 6.59(a)’da, yapının genel görünümü (b)’de ise yüksek büyütmedeki görünüm verilmiştir. Açık renkli olanların Fe yoğun partiküller, koyu renkli yapıların ise Mg_2Si partikülleri olduğu belirtilmiştir (Kumar ve diğ.,2014). Şekil 6.57’deki morfoloji ile Şekil 6.58’daki morfoloji birbirine benzemektedir.

Ancak Şekil 6.57’de gösterilen açık ve koyu renkli partiküllerin içerdikleri fazlar hakkında TEM analizi olmadan kesin bir sonuç çıkarılamaz.



Şekil 6.58 : İMD yöntemi ile üretilen AA5754 alaşımında görülen intermetalik fazlar (a) intermetalik fazların genel görünümü (b) yüksek büyütmede görünüm (Kumar ve diğ., 2014).



Şekil 6.59 : 3,00 mm kalınlığında, 520 °C’de 3 saat tavlanan numunenin (a) 748 büyütme (b) Si elementel haritası (c) Fe elementel haritası.

Şekil 6.60’da, merkez hattı segregasyonunun olduğu bölgeden Fe ve Si elementel haritlama alınmıştır. Harita görüntüsünde merkez hattı boyunca Fe ve Si yoğunluğu açıkça görülmektedir.

7. GENEL SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında standartlarda belirlenen şartlara uygun AA5754 alaşımı ikiz merdane döküm yöntemiyle 1300 mm eninde başarılı bir şekilde dökülmüştür. Döküm parametreleri optimize edilmiş ve dökülen lehvalara uygulanan yeniden kristalleşme tavi ve nihai tavlar sonrası mekanik özellikler ve mikroyapı özellikleri incelenmiştir.

Döküm öncesi merdane aralığı belirlenirken, rulman boşluğu, rulman yatağı boşluğu ve ana gövdedeki esnemeler gözetilmiş ve 6 mm hedef kalınlık için 5 mm merdane aralığı uygun görülmüştür.

Döküm sırasında tandış sıcaklığı 705-730 °C, tutma fırını sıcaklığı 760 °C olarak ölçülmüştür.

Tip tasarımı döküm kalitesi için çok önemlidir ve uygun tasarım tecrübe edilerek bulunmalıdır. 4 numaralı tip ile yapılan dökümde sıcak bant izleri gözlenmiştir. Bu izlerin sebebinin metalin tip içerisinde iyi dağıtılamaması olduğu bu yüzden 120 mm genişliğinde 4 girişe sahip tipin bu çalışma şartlarında AA5754 alaşımı dökümü için uygun olmayacağı sonucuna varılmıştır.

Tandişe, bet (engel) uygulaması yapılmış ve kullanılan tipin giriş eni daha da genişletilerek sıcak bant izi oluşumunun önüne geçilmiştir.

160 mm genişliğinde dört girişe sahip olan 5 numaralı tip ile yapılan dökümde, metal tip içerisinde homojen olarak dağıtılabilmiş ve sıcak bant izlerine rastlanmamıştır. 5 numaralı tipin, bu çalışma şartlarında AA5754 alaşımının 1300 mm genişliğinde dökümü için uygun olacağı belirlenmiştir.

8 mm dudak kalınlığına sahip tipin kullanıldığı, merdane bombesinin 177,8 µm, döküm hızının 90 cm/dk, TMA (set-back) mesafesinin 64 mm ve döküm sıcaklığının 715 °C olduğu ilk döküm denmesinde hedef kalınlık olan 6 mm kalınlık elde edilememiştir. Levha bombesi % 2,14 – 2,28 arasında ölçülmüştür. Bu dökümde levha düzgünlüğü ve profili istenen değerlerde elde edilememiş, sıcak bant izleri gözlenmiştir.

İkinci döküm denemesinde, merdane bombesi ve döküm hızı değerleri ilk döküm denemesiyle aynı tutulmuş (sırasıyla 177,8 μm , 90 cm/dk), TMMA (set-back) mesafesi 60 mm'ye indirilmiş, döküm sıcaklığı 725 °C'ye çıkarılmış, 6 mm dudak kalınlığına sahip tip kullanılmıştır. Sonuç olarak hedef kalınlığa daha yakın kalınlıkta levha dökülebilmektedir ancak levha bombesinin % 2,79-2,82 arasında olduğu ölçülmüştür. Levha düzgünlüğü ve profilinin bu döküm şartlarında da elde edilemediği görülmüştür.

Üçüncü döküm denemesinde merdane bombesinin 228,6 μm 'a çıkarılması ve döküm hızı 95 cm/dk'ya artırılması ile levha bombe değeri % 0,99-1,08 arasında indirilebilmiştir. Bu dökümde levha düzgünlüğü ve profili istenen değerlerde elde edilmiştir. 6,00 mm kalınlığa sahip levhanın yüzeyinde döküm veya tip kaynaklı hatalar görülmemiştir.

Üçüncü döküm denemesinde, döküm parametrelerinin optimize edilmesiyle, heterojenliği az, ideale yakın özelliklerde mikoyapıya sahip levha elde edilmiştir.

TMMA (set-back) mesafesi, döküm makinasının baskı kuvvetini etkilemektedir. Yapılan döküm denemelerinde, TMMA (set-back) mesafesi, makinanın maksimum amper sınırına yaklaşp sonrasında makinanın durmasına sebep olmaması için mümkün olan minimum değerlerde (60-64 mm) tutulmuştur.

Haddelemenin etkisiyle tanelerin haddeleme doğrultusunda uzadığı görülmüştür. Bu yönlennmelerin, kritik sıcaklığın üzerinde uygulanan nihai tav sonrası, yendiden kristalleşmenin gerçekleşmesi ile kaybolduğu görülmüştür.

Deneylerin yapıldığı en yüksek sıcaklıklar olan 490-520 °C'de yapılan nihai tav işlemlerinden sonra bile aşırı tane büyümesi görülmemiştir.

4,60 mm kalınlığındaki, 400 °C'de 3 saat tavlanan numunede yeniden kristalleşme görülmüştür.

3,80 mm ve 3,00 mm kalınlıklardaki numuneler için yeniden kristalleşmenin 400-430 °C sıcaklıklarında başladığı görülmüştür.

4,60 mm kalınlığındaki numune 310 °C ve 340 °C'de 1 saat nihai tav işlemiyle H24 temperini sağlamıştır.

3,80 mm kalınlığındaki numune, 370 °C’de 3 saat nihai tav ile H24 temperine getirilmiştir. Tav süresi 6 saate çıkarılırsa H24 temperini elde etmek için gerekli tav sıcaklığının 310 °C’ye indirilebileceği görülmüştür. 1 saatlik tav süresi, hiç bir sıcaklık 3,80 mm kalınlığındaki numuneyi H24 temperini getirmek için yeterli olmamıştır.

3,00 mm kalınlığındaki düz numune, 340 °C’de 3 saat uygulanan nihai tav ile H24 temperine getirilmiştir.

3,00 mm kalınlığındaki çetalı numuneler, 340 °C’de en az saat 3 uygulanan nihai tav ile H244 temperine getirilmiştir.

Mikroyapıları incelenen numuneler arasında nihai kalınlıkta, mekanik özellik - tane yapısı uyumu açısından en başarılı sonuçları veren numuneler, 370 °C’de 3 saat tavlanan 3,80 mm kalınlığındaki numune ve 340 °C ve 370 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerdir. 490 °C ve 520 °C’de tavlanan ve H0 temper değerine getirilmiş 4,60 mm kalınlığında numunelerin mikroyapıları yeniden kristalleşmiş mikroyapı görüntüsü vermektedir. Aynı zamanda mekanik özellikleri de H0 temper değerini sağlamaktadır.

400 °C’de 3 saat tavlanan 3,80 ve 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin mikro yapıları ve mekanik özelliklerinin birbiri ile uyumlu olmadığı görülmüştür. Mikro yapı özelliklerine göre numuneler yeniden kristalleşmişlerdir ve H0 temper değerinde olmaları gerekir. Ancak çekme mukavemeti H0 temperi için olması gereken değerin üzerindedir.

Numunelerin sertlik değerlerinin artan tavlama sıcaklığı ile birlikte azaldığı görülmüştür.

1 saat tav süresi, akma mukavemetini yeterince düşürüp, çekme ve akma mukavemetleri arasında çok fazla fark yaratmadığı için, 1 saat tav sonunda numunelerin süneklik özelliği çok değişmemiş, % uzama miktarları çok artmamıştır.

3 ve 6 saat süresince tavlanan numunelerin süneklik özellikleri, tavlama sıcaklığının artmasıyla birlikte artmış, bu durum % uzama miktarındaki artış olarak da ölçülmüştür.

Deformasyon miktarı arttıkça çatlak oluşm açıları daralmıştır. Tavlama sırasında meydana gelen yeniden kristalleşmenin etkisiyle numunelerin çekme ve akma

mukavemetleri azalmış, süneklik özellikleri ve % uzama miktarları artmıştır. Süneklik artışı, eğme testinde, çatlama ve kırılmanın meydana geldiği açılarda genişleme olarak gözlenmiştir. 520 °C’de tavlanan 3,80 mm, 3,00 mm düz ve 3,00 mm çetalı numunelerde test sırasında çatlama gözlenmemiştir.

Döküm numunesinde ve tavlanan numunelerde matrisin α (Al-Mg) fazında olduğu tespit edilmiştir. Yapıdaki intermetaliklerin Si, Mn, Fe ve Mg içerdiği ve farklı sitokiyometrik oranlarda Al_xMgFe_y ve $Al_xMgSi_yFe_z$, fazlarını oluşturdukları gözlenmiştir.

Yapıdaki intermetaliklerin morfolojilerinin çok köşeli Fe yoğun partikülleri ve çin yazısı partikülleri şeklinde olduğu görülmüştür.

Merkez hattı segregasyonunun görüldüğü bölgede, elementel haritalama Fe ve Si yoğunluğu tespit edilmiştir.

Bu doktora tez çalışmasında, ikiz merdane döküm yöntemi ile 1300 mm eninde, % 0,99-1,08 bombe değerine sahip, BS EN 573-3'e göre tanımlanmış AA5754 alaşımlı dökme rulolar elde edilmiş, uygun tip tasarımı, merdane bombesi seçimi, TMMA (set-back) mesafesi, merdane aralığı, tutma fırını sıcaklığı, döküm hızı, levha bombesi gibi etkenler araştırılarak literatüre katkı sağlanmıştır. Üretilen levhalar, soğuk hadde ve tavlama aşamaları ile, düz levha için H0, H22, H24, H26 ve çetalı levha için H244ve H224 temperlerine sahip nihai ürünler haline getirilmiştir. Çalışmanın çıktıları, PMS Metal Profil Alüminyum San. Ve Tic. A.Ş.’ye artı ürün, tecrübe kazanımı ve verimlilik artışı sağlamıştır. Üretim süreci zor olan AA5754 alaşımının yerli üretimde yaygınlaşması, ülke ekonomisine de katkı sağlayacaktır.

KAYNAKLAR

- Alper, M. G.** (2003). Alüminyum sürekli döküm yöntemiyle üretilmiş 5052-5182 alüminyum alaşımlarının şekillendirilebilirlik kabiliyetlerinin belirlenmesi. (Yüksek Lisans tezi) İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Altenpohl, D.** (1982). *Aluminium viewed from within: an introduction into the metallurgy of aluminium fabrication*. Düsseldorf: Aluminium Verlag GmbH.
- Altenpohl, D.** (1986). *Alüminyum*, (M. Tüzmen, H. F. Çakmak, E. Gencer, S. Çetin, Çev.). Seydişehir: Etibank alüminyum İşletmesi Müessesesi Eğitim Müdürlüğü, Tercüme Yayınları.
- Apelian, D.** (2009). Aluminum cast alloys enabling tools for improved performance, *North American Die Casting Association*, 5-12.
- Askeland, D. R., Fulay, P. P., Wright, W. J.** (2010). *The Science and Engineering of Materials*. Stamford, Connecticut: Cengage Learning.
- ASTM E290-14**, (2014). Standard Test Methods for Bend Testing of Material for Ductility.
- Backerud, L.** (1983). How does a good refiner work, *Light Metal Age*, October, 6-12
- Backerud, L., Król, E., Tamminen, J.** (1986). *Solidification Characteristics of Aluminium Alloys. Vol. 1: Wrought Alloys*, Oslo: SkanAluminium.
- Birol, Y., Zeytin, H. K., Çakır, O., Arısoy, O., Akkurt, S., Sınmaz, S., Mankır, M.**, (1993). Levha döküm tekniği ile üretilen AlFe Si alaşımlarında homojenleştirme tavı denemeleri, 9. *Metallurji ve Malzeme Kongresi*, İstanbul, Türkiye: 11-15 Haziran.
- Birol, Y.** (2006). Effect of processing on microstructure, texture and mechanical properties of twin roll cast 5754 sheet, *Materials Science and Technology*, 22(8), 987-994.
- Birol, Y.** (2009). Analysis of macro segregation in twin-roll cast aluminium strips via solidification curves, *Journal of Alloys and Compounds*, 486, 168–172.
- Birol, Y., Kubilay, C., Büyükakkaş, F.** (2005). Sıvı alüminyumda metalik olmayan kalıntılar, 12. *Metallurji ve Malzeme Kongresi*, İstanbul, Türkiye: 28 Eylül - 02 Ekim.
- Birol, Y., Zeytin, H. K., Çakır, O., Arısoy, O., Akkurt, S., Sınmaz S., Mankır, M.**, (1993). Levha döküm tekniği ile üretilen AlFeSi alaşımlarında homojenleştirme tavı denemeleri, *Uluslararası 9. Metallurji ve Malzeme Kongresi*, İstanbul, Türkiye: 11-15 Haziran, s. 1421-1427

- Boeira, C., Meredith, M., Hunt, D. J.,** (2005). Microdefects formation during the twin-roll casting of al-mg-mn aluminium alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 167, 62- 72.
- Brandes, E. A. & Brook, G. B.** (1998). *Smithells Light Metals Handbook*, Bodmin, Cornwall: Reed Educational and Professional Publishing Inc.
- Brandt, D. A. & Warner, J. C.** (2005). *Metallurgy Fundamentals*, ABD: The Goodheart-Willcox Company, Inc.
- Brown, R. J.** (1999). *Foseco Non-Ferrous Foundryman's Handbook*, İngiltere: Butterworth-Heinemann Elsevier Science Inc.
- BS EN ISO 6892-1:2009,** (2009). Metallic materials. Tensile testing. Method of test at ambient temperature.
- Büyükakkaş, F.** (2001). çift merdaneli sürekli levha döküm yöntemi ile üretilmiş aa3003 alaşımı alüminyum levhalarda proses parametrelerinin özelliklere etkisi. (Yüksek Lisans tezi).İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Büyükuncu, G.** (2010), *Ötektik altı al-si döküm alaşımlarında bileşimin optimizasyonu ile döküm kabiliyeti ve mekanik özelliklerin iyileştirilmesi.* (Doktora tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Campbell, J.** (1991). *Castings*, Oxford: Butterworth-Heinemann Inc.
- Cingi, C.** (2006). *Mold-Metal reactions in magnesium investment castings*, (Doktora tezi) erişim:<http://lib.tkk.fi/Diss/2006/isbn9512284359/isbn9512284359.pdf>
- Cooper, P. S. & Fisher, P.** (1994). Grain refining of strip cast aluminum, *Light Metals*, 977-984.
- Cresswell, P. & Nilmani, M.** (1995). Melt Imprurities and their relationship to upstream processes, *The 4th TMS Australasian Course and Conference*, Sidney, Avusturalya: 3-6 Haziran.
- Das, S., Lim, N. S., Seol, J. B., Kim, H. W., Park C. G.,** (2010), Effect of the rolling speed on microstructural and mechanical properties of aluminum–magnesium alloys prepared by twin roll casting, *Materials and Design* 31, 1633–1638.
- Davis, J. R.** (1993). *Speciality Handbook Aluminum and Aluminum Alloys*. Materials Park, Ohio: ASM International.
- Dieter, G.** (1988). *Mechanical Metallurgy*, Singapore: McGraw- Hill Book Co.
- DIN-Taschenbuch** (2005), *Aluminum 1* . Berlin: Beuth Verlag GmbH.
- Dwight, J.** (1999). *Aluminium Design and Construction*, London: Taylor & Francis Group.
- Duygulu, Ö.** (2009). *Production and development of wrought magnesium alloys*, (Doktora tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

- Dündar, M., Birol, Y., Akkurt, A. S.,** (2002). Formability of twin roll cast aa 5xxx alloy sheet for automotive applications, *Materials Science Forum*, 396-402, 1647-1652.
- Dündar, M., Keleş Ö., Doğan, N., Kerti, B.,** (2004). Crsytallographic Texture Development Of Twin Roll Cast Aluminum Strip, A. T. Tabereaux (Ed.), *Light Metals. Proceedings of TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*, (s.723-727). Charlotte, ABD, 14-18 Mart.
- Dündar, M.** (2006) İkiz Merdane Sürekli Döküm Tekniği İle Alüminyum Levha Üretiminde Malzeme Özelliklerinin Yönetilmesi, *13. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi*, İstanbul, Türkiye: 9-11 Kasım
- Dündar, M. & Keleş Ö.,** 2007 Characterization Of Surface Defects Encountered In Twin Roll Cast Aluminum Strips S. K. Das & W. Yin (Ed.), *Light Metals, Proceedings of TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*, (s.3-10), Orlando, ABD: 25 Şubat-1 Mart.
- Eraktan, A.** (1991). Sürekli Döküm Metodu ile Elde Edilen Alüminyum Yassı Ürünlerin Geleceği, Alüminyum Sanayicileri ve İş Adamları Derneği, İstanbul, Sayı 11, s.15-17.
- Ehrke, K. & Schneider, W.** (2000). *Continuous Casting*. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH.
- Ersümer, A.** (1960). *Alüminyum alaşımlarının ısı ve mekanik işlemleri*, İstanbul: İTÜ Yayınları.
- Ertan, S., Dündar, M., Birol, Y., Sarıoğlu, K., Akkurt, A. S., Yıldızbayrak, G., Espedal, A. B., Roder, R.** (1994). Prospects of Thin Gauge High-Speed Strip Casting Technology, *Light Metals, Proceedings of TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*, (s.1197-1203): ABD.
- Eskin, D., G.** (2008). *Physical metallurgy of direct chill casting of aluminum alloys*, New York: Taylor and Francis Group
- Forbord, B., Andersson, B., Ingvaldsen, F., Austevik, O., Horst, J. A., Skauvik, D.,** (2006). The formation of surface segregates during twin roll casting of aluminium alloys, *Materials Science and Engineering, A* 415, 12–20. doi:10.1016/j.msea.2005.08.224
- Gammal, T. E. & Koblenzer, H.** (1996). State of the art and future outlook for continuous casting of steel, current advances in mechanical design & production, *Sixth Cairo University, International MDP Conference*, Kahire, Mısır: 2-4 Ocak.
- Geçkinli, E.** (1994). İstanbul Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Malzeme Ders Notları.
- Go, J., Poole, W. J., Militzer, M., Wells, M. A.** (2003). Modelling recovery and recrystallisation during annealing of AA 5754 aluminium alloy, *Materials Science and Technology*, 19, 1362-1368.
- Granger, D.A.** (1989). Ingot casting in the aluminum industry, *Aluminum Alloys-Contemporary Research and Applications*, 31, 109-135. doi:10.1016/B978-0-12-341831-9.50009-7

- Gras, C., Meredith, M., Hunt, D. J.,** (2005). Microdefects formation during the twin-roll casting of al-mg-mn aluminium alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 167, 62- 72.
- Gruleski, J. E. & Closset, B. M.** (1990). *The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys*, Des Plaines, Illinois: American Foundrymen's Society, Inc.
- Haga, T., Tkahashi, K., Ikawaand, M., Watari H.** (2004). Twin roll casting of aluminum alloy strips. *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154, 42-47. doi:10.1016/j.jmatprotec.2004.04.018
- Haga, T. & Suzuki S.** (2003). Study on high-speed twin-roll caster for aluminum alloys, *Journal of Materials Processing Technology* 143-144, 895-900. doi:10.1016/S0924-0136(03)00400-X
- Haga, T., Nishiyama T., Suzuki S.** (2003). Strip casting of A5182 alloy using a melt drag twin-roll caster, *Journal of Materials Processing Technology* 133, 103-107. doi:10.1016/S0924-0136(02)00251-0
- Hamer, S., Taraglio, B., Romanowski, C.** (2002). Continuous casting and rolling of aluminum – an analysis of capacities, product ranges and technology needs, *Light Metal Age*, 5, 6-17.
- Hamer, S. & Romanowski, C.** (2000). Levha Döküm Teknolojisi ile Üretilen Alüminyum Alaşımlı Levhalarda Döküm Parametrelerinin Segregasyon Davranışlarına Etkileri, *Uluslararası 10. Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı*, (s.363 -368) İstanbul, Türkiye: 24- 28 Mayıs.
- Hashmi, S.** (2014). Comprehensive Materials Processing, In P. Kapranos, D. Brabazon, S. P. Midson, S. Nahler, T. Haga (Eds.), *Advanced Casting Methodologies: Inert Environment Vacuum Casting and Solidification, Die Casting, Compocasting and Roll Casting* (Vol. 5, pp 23). Amsterdam: Elsevier.
- Hatch, J. E.** (2005). *Aluminum properties and physical metallurgy*, Ohio:American Society for Metals Park
- Hayden, H. W., Moffat W. G., Wulff J.** (1993). *Malzemelerin Yapı ve Özellikleri Cilt III* (K. Onaran, B.Erman Çev.), İstanbul: İTÜ yayınları.
- Hillert, M.** (1988). Inhibition Of Grain Growth By Second-Phase Particles, *Acta Metallurgica* 36 (12), 3177-3181. doi:10.1016/0001-6160(88)90053-3
- Hirsch, J.** (2004). Automotive trends in aluminium - the european perspective, *Materials Forum*, 28, 15-24.
- Humphreys F. J., Hatherley M.** (2004) *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Oxford: Elsevier Science Inc.
- ITC,** (2015). World Trade Map. Trade Statistics for Int. Bussiness Development.
- Johansen, A.** (2000). Microstructures And Properties Of Aluminium- Magnesium Alloys With Additions Of Manganese, Zirconium And Scandium (Yüksek Lisans Tezi), erişim: <http://brage.bibsys.no/xmlui/handle/11250/248742>.

- Kalkanlı, A. & Yılmaz, S.** (2008). Synthesis and characterization of aluminum alloy 7075 reinforced with silicon carbide particulates, *Material Design*, 29, 775-780.
- Karlik, M., Slamova M., Janecek M., Homola, P.** (2002), Microstructure evolution of twin-roll cast Al-Mg alloys during downstream processing, *Metallic Materials*, 40 (5), 330 – 340
- Kamer, C.** (1999). Continuous Casting of Aluminum Training in Aluminum Application Technologies, Erişim Tarihi 3 Mayıs 2015, <http://www.slideshare.net/corematerials/talat-lecture-3210-continuous-casting>
- Kassner, M. E.** (2004). Taylor hardening in five-power-law creep of metals and Class M alloys, *Acta Metaterialia*, 52, 1-9.
- Kaufman, J. G.** (2000). *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*, Materials Park, Ohio: ASM International.
- Kaufman, J. G. & Rooy, E. L.** (2005). *Aluminum Alloy Castings, Properties, Processes, and Applications*, Materials Park, Ohio: ASM International.
- Kavaklıoğlu, B.** (1999). *Alüminyum levha üretiminde proses optimizasyonu*. (Yüksek Lisans tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Kavaklıoğlu, B.** (2013). Alüminyum alaşımlarında yeniden kristalleşmesi, *Alus 6. Alüminyum Sempozyumu*, İstanbul, Türkiye: 3-4 Ekim.
- Kayalı, E. S. & Ensari, C.** (1986). *Metallere Plastik Şekil Verme İlke Ve Uygulamaları*, İstanbul: İTÜ Yayınları.
- Kingery, W. D., Brown, H. K., Uhlmann D. R.** (1976). *Introduction to Ceramics*, New York: J. Wiley and Sons.
- Korkmaz, K.** (1998). *Kübik kristalli metalik malzemelerde doku oluşumu ve dokunun temsil edilmesi*. (Yüksek Lisans tezi). Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü, Gebze.
- Kumar, S., Hari B. N., Scamans, G., Fan, Z.** (2010). Melt Conditioned Twin Roll Casting Process for Aluminium Alloys, *Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys*, (s.721-726), Yokohama, Japonya, The Japan Institute of Light Metals, 5-9 Eylül.
- Kumar, S., Hari B. N., Scamans G., Eskin, D. G., Fan, Z.** (2012). Solidification behaviour of an AA5754 Al alloy ingot cast with high impurity content, *International Journal of Materials Research*, 103, 10, 1228-1234.
- Kumar, S., Hari, B. N., Scamans, G. M., Fan, Z., O'reilly, K. A. Q.** (2014). Twin roll casting of al-mg alloy with high added impurity content, *Metallurgical And Materials Transactions A*, 45A, 2842-2854.
- Kurt, K., Dursun, A., Dilsizoğlu, B., Anger, G., Ürgen, M.** (2006). Comparison of the corrosion behaviours of twin roll cast and dc cast aa 6016 and aa 6082 for automotive applications, *TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*, San Antonio, ABD: 12-16 Mart.

- Lee, Y. S., Kim, H. W., Cho, J. H.** (2015). Process parameters and roll separation force in horizontal twin roll casting of aluminum alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 218, 48–56. doi:10.1016/j.jmatprotec.2014.11.031
- Lee, Y. S., Kim, H. W., Cho, J. H.** (2004). Effect of casting parameters on roll separation force during twin roll casting of aluminum alloys, *Procedia Engineering* 81, 1547-1552. doi:10.1016/j.proeng.2014.10.188
- Li, B. Q.** (1995). Producing thin strips by twin roll casting - part I: process aspects and quality issues *JOM* 47 (5), 29-33. doi:10.1007/BF03221172
- Lockyer, S.A., Yun, M., Hunt, J.D. ve Edmond, D.V.** (1996). Micro and macrodefects in thin sheet twin-roll cast aluminum alloys, *Materials Characterization*, 37, 301- 310.
- Lumley, R.** (2011). *Fundamentals of Aluminium Metallurgy, Production, Processing and Application*, Cambridge: Woodhead Publishing.
- Marmara, M.** (2009). *AA5049 alaşımlı malzemelerin sürekli levha döküm teknolojisi ile üretimi.* (Yüksek Lisans tezi). Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Marmara, M., Siyambaş, A., Bakkaloğlu, A.** (2011). Çift merdaneli sürekli döküm yöntemi ile aa5754 alaşımlı levhaların üretimi, *Alus 5. Alüminyum Sempozyumu*, İstanbul, Türkiye: 13-14 Ekim.
- Maschler, T. G.** (2013). Twin-roll casting of aluminium, *14th TAPPI European PLACE Conference*, Dresden, Almanya: 6-8 Mayıs.
- Miller, W. S., Zhuang, L., Bottema, J., Wittebrood, A. J., De Smet, P., Haszler, A., Vieregge, A.** (2000). Recent development in aluminium alloys for the automotive industry, *Materials Science and Engineering*, A280, 37-49. doi:10.1016/S0921-5093(99)00653-X
- Miyazawa, K.** (2001). Continuous casting of steels in Japan, *Science and Technology of Advanced Materials*, 2, 59-65. doi:10.1016/S1468-6996(01)00026-2
- Monaghan, D. J., Henderson, M. B., Hunt, J. D. and Edmonds, D. V.** (1993). Microstructural defects in high productivity twin-roll casting of aluminum, *Materials Science and Engineering*, A 173, 251- 254. doi: 10.1016/0921-5093(93)90224-3
- Moser, C. J.** (1982). Continuous Casting Hunter Technology
- Nafisi, S., Cox, R., Ghomashchi, R.** (2006). Laser ablation ICP-MS investigation of solute elements distribution during al-si solidification, *Journal of Alloys and Compounds*, 415, 99–105.
- Neff, D. V.** (1988). ASM Handbook. In ASM Handbook Committee (Eds), *Nonferrous Molten Metal Processes* (9th ed., Vol. 15, s.964-984). Materials Park, Ohio: ASM International.
- Nes, E.** (1997). SINTEF Raporu (Rapor No: STF24 S97525). Trondheim: SINTEF Materials Technology.

- Nes, E., Ryum, N., Hunderi, O. (1989). On the zener drag-addendum, *Acta Metallurgica*, 33 (1), 129-133. doi:10.1016/0001-6160(89)90272-1
- Nes, E. & Slevolden, S. (1979). Casting and annealing structure in strip cast aluminum alloys, *Aluminium*, 55, 319-324.
- Novikov, İ. İ. (2012). *Metallerin ısıt işlemleri teorisi*, (Said G. çev.) Ankara: Nobel Akademik Yayıncılık.
- Özden, E. (1994). Assan Alüminyum Sürekli Eğitim Ders Notları.
- Demiray, A. & Kavaklıoğlu, B. (2012). PMS Alüminyum Döküm Eğitimi Ders Notları.
- Panigrahi, S. K. & Jayaganthan, R. (2008). Effect of rolling temperature on microstructure and mechanical properties of 6063 Al alloy, *Material Science and Engineering*, 492, 300-305.
- Prasad, L. C., Mikula, A. (2006). Surface segregation and surface tension in al-sn-zn liquid alloys, *Physica B Condensed Matter*, 373, (1), 142-149.
- Puchi, E. S., Staia, M., Escorche, M., Perez, Y. (1995). Cold-Rolling and Annealing of Commercial Twin Roll Cast 3003 Aluminum Alloy, *Light Metals, Proceedings of TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)* (s.1183-1186), Point Clear, Alabama: 12-16 Kasım.
- Rollett, A. D. (1997). Overview of Modelling and Simulation of Recrystallization *Progress in Materials Science*, 42, 79-99. doi:10.1016/S0079-6425(97)00008-X
- Romano, E. & Romanowski, C. (2009). Reinventing Twin Roll Casting For The 21st Century, *Light Metals, Proceedings of TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)* (s.896-900), San Francisco, Kaliforniya: 15-19 Şubat.
- Romonovski, C. A. (1996). Thin Gauge Roll Casting Method, *United States Patent No: 5,518,064*,
- Rooy, E. R. (1992). ASM Handbook. In ASM Handbook Committee (Eds), *Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys* (9th ed., Vol. 2, s.4-12). Materials Park, Ohio: ASM International.
- Sanders, R.E. (2001). Technology innovation in aluminum products, *JOM*, 53 (2), 21-25. doi: 10.1007/s11837-001-0115-7
- Schröder, K. H. (2003). A Basic Understanding Of The Mechanics Of Rolling Mill Rolls, erişim tarihi 5 Haziran 2015, http://www.brchina.com/downloads/english/Rolling_Mill_Rolls.pdf
- Sevillano, J., G., (1991). *Plastic deformation and fracture of materials*, Almanya:VCH.
- Sevinç, C. (2002). *Zırhlı muharebe araçlarında kullanılan alüminyum alaşımlarının kaynak edilmesi*. (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

- Sirel, Z.,** (2008). *İkiz Merdene döküm yöntemiyle üretilen AA5xxx ve AA6xxx Serisi Alüminyum Alaşımlarında Segregasyonların Karakterizasyonu*, (Yüksek Lisans Tezi). Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü, Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Siyambaş, A.** (2011). *AA5754 alüminyum alaşımların ikiz merdaneli sürekli döküm yöntemiyle üretilmesi ve termomekanik proses parametrelerinin etkilerinin araştırılması*, (Yüksek Lisans tezi). Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Smith, W. F.** (1989). Recovery, Recrystallization and Grain Growth, Reynolds Metals Co. A Metallurgical Course Presented by the American Society for Metals Through Metals Engineering Institute Metals Park, Ohio.
- Stefanescu, D.M.** (1998). ASM Handbook. In ASM Handbook Committee (Eds), Casting, Volume 15, Materials Park, Ohio: ASM International.
- Suzuki, Y., Hashimoto T, Muramatsu T.** (2000). Fine grain structure of high-Mn aluminum alloy sheets, *Materials Science Forum*, 331-337, 811-816. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.331-337.811
- Tajally, M., Huda, Z., Masjuki, H. H.** (2009). Effect of cold rolling on bending and tensile behavior of 7057 aluminum alloy, *Journal of Applied Science* 9, (21), 3888-3893.
- Talbot, D.** (2004). *The Effects of Hydrogen in Aluminium and its Alloys*, Leeds: Institute of Materials, Minerals and Mining.
- TALSAD,** (2015). Türkiye Alüminyum Sanayicileri Derneği verileri.
- The Aluminum Association.** (2007). *Rolling Aluminum: From the Mine Through the Mill*. Arlington, VA: The Aluminum Association, Inc.
- Thomas, B. G.** (2001). Continuous Casting, In *The Encyclopedia of materials: science and technology* (Vol. 2, s.1595-1599). Oxford: Elsevier Science Ltd.
- Thomas, P. M.** (1989). The Development of a Second Generation Twin Roll Caster, Davy McKee Ltd.
- TİM,** (2015). Türkiye İhracatçılar Meclisi verileri.
- TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası,** (2007). *24.Dönem Çalışma Raporu, Ek 16 Alüminyum Komisyonu Raporu*. Ankara: TMMOB Metalurji ve Malzeme Mühendisleri Odası.
- Totten, G. E. & MacKenzie, D. S.** (2003). *Handbook of Aluminum*, Vol. 1, New York: Marcel Dekker Inc.
- TS EN 573-3,** (2008). Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları -Biçimlendirilebilen Mamüllerin Kimyasal Bileşimi ve Şekli, Bölüm 3: Kimyasal Bileşim, Türk Standardı.
- TS EN 485-2,** (2010). Alüminyum Ve Alüminyum Alaşımları – Sac, Şerit ve Plaka- Bölüm 2: Mekanik Özellikler. Türk Standardı
- TS EN 10170 EN 1376,** (2002). Alüminyum ve Alüminyum alaşımları, zemin plakası, özellikler, Türk Standardı.

- TUİK**, (2015). Türkiye istatistik kurumu veritabanı.
- TÜDÖKSAD**, (2015). Türkiye Döküm Sanayicileri Derneği verileri.
- Uppgard, T.** (2008). *Estimation of post-rolling Effects in Cold Rolled Aluminum Strips* (Lisans Tezi), erişim: <http://www.oru.se/PageFiles/15214/Thomas%20Uppg%C3%A5rd%20nr%2032.pdf>
- Vangala, P., Smith, D., Duvvuri, R., Romanowski, C.** (1992). The influence of Casting Gauge on the Hunter Roll Casting Process, *The Minerals, Metals & Materials Society*, 333-342
- Verlinden, B., Driver, J., Samajdar, I., Doherty R. D.** (2007). *Thermo-mechanical Processing of Metallic Materials*, Oxford: Elsevier Science Inc.
- Wang, B., Chen X. H., Pan F. S. Mao J. J., Fang Y.** (2015). Effects of cold rolling and heat treatment on microstructure and mechanical properties of AA 5052 aluminum alloy, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 25, 2481–2489. doi:10.1016/S1003-6326(15)63866-3
- Weiland, H.** (2004). Industrial application of recrystallization control in aluminum products, *Materials Science Forum*, 467-470, 349-356,
- Wen, W., Zhao, Y., Morris, J., G.,** (2005). The effect of mg precipitation on the mechanical properties of 5xxx aluminum alloys, *Materials Science and Engineering A* 392, 136- 144.
- Wessel, J. K.** (2004). *The Handbook of advanced materials*, Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons Inc.
- Westermann, I., Snilsberg, K. E., Sharifi, Z., Hopperstad, O. S., Marthinsen, K., Holmedal, B.** (2011), Three-point bending of heat-treatable aluminum alloys: influence of microstructure and texture on bendability and fracture behavior, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42, (11), 3386 - 3398. DOI: 10.1007/s11661-011-0768-y
- Yang, X., Hunt, J. D., Edmonds, D. V.** (1993). *A Quantitative Study of Grain Structures in Twin Roll Cast Aluminum Alloys, Part 1: AA1070*, Düsseldorf: Aluminum Verlag GmbH.
- Yılmaz, M.** (2015). Alüminyum sektör değerlendirmesi, *Metalurji*, 177, 23-29.
- Yılmaz, M.** (2008). The growth of the Turkish extrusion Industry, *Aluminium Times* April / May 2008, 29-30,
- Yumuşak, C.** (2015). *İkiz merdaneli sürekli döküm yöntemi ile üretilen 3xxx alüminyum alaşımlarının derin çekilebilirlik özelliklerinin geliştirilmesi*. (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Zeytin, H. K.** (2000). *Alüminyum Alaşımları Otomotiv Endüstrisinde Uygulamaları ve Geleceği*, TÜBITAK-MAM, OSD, Kocaeli, Türkiye.
- Zhou, S. & Funke, P.** (1998). Properties of hot rolled and continuously cast aluminum strips during cold rolling, *Aluminum*, 74, 758-764.
- Zolotorevsky, V., Belov, N., Glazoff, M.** (2007). *Casting Aluminum Alloys*, Oxford: Elsevier Science.

- Url-1**<<http://www.world-aluminium.org/statistics/#data>> erişim tarihi, 04.05.2014
- Url-2**<<http://www.drivealuminum.org/vehicle-uses/passenger-vehicles>> erişim tarihi, 14.05.2014.
- Url-3**< <http://www.drivealuminum.org/vehicle-uses>> erişim tarihi, 04.06.2015
- Url-4**<http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=direct_chill_dc_casting> erişim tarihi, 18.05.2015
- Url-5**<<http://www.foseco.com/tr/end-markets/foundry/ueruenler-hizmetlerimiz/demir-disi-doekuemhanesi/>> erişim tarihi, 18.12.2015.
- Url-6**<http://www.teknikaluminyum.com.tr/docs/Makale_6.pdf> erişim tarihi, 14.04.2015.
- Url-7**<<http://www.pmsaluminium.com/tarih.php?lng=tr&ty=profil&kn=2>> erişim tarihi, 13.09.2015.



EKLER

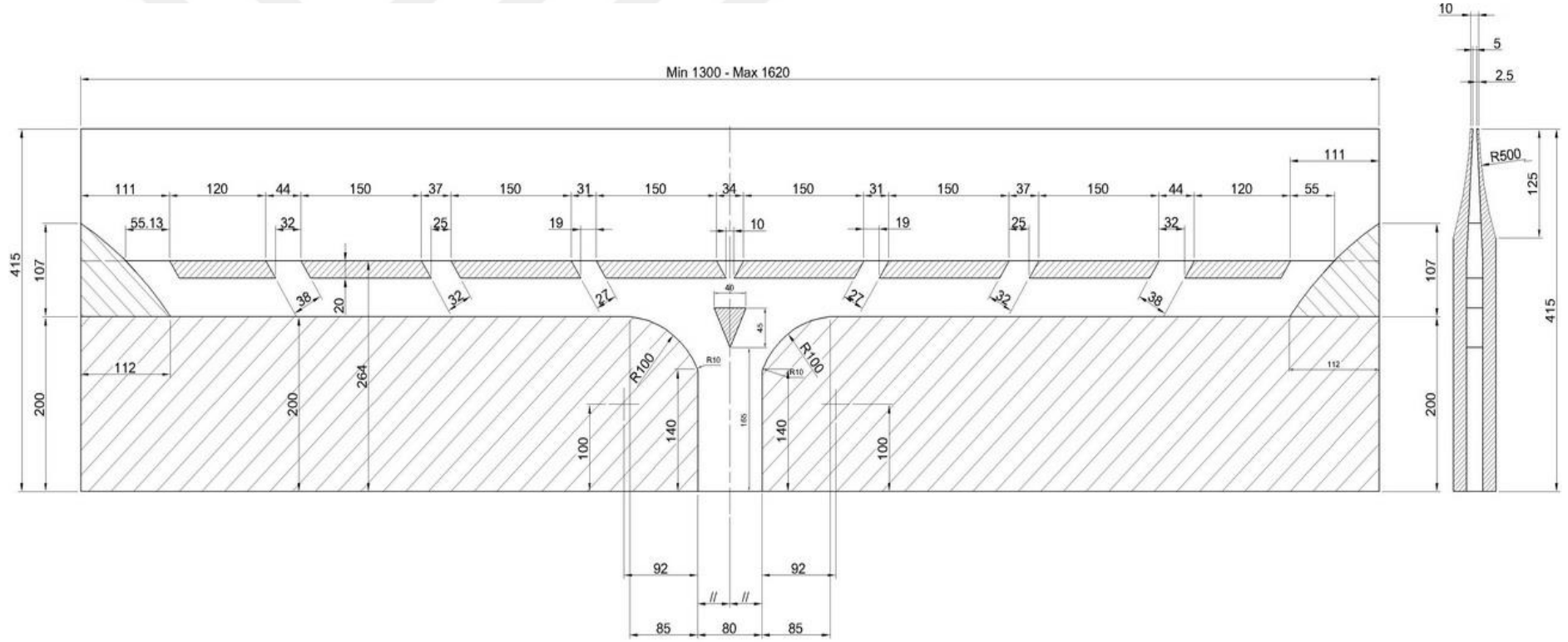
EK A: Tek girişli tip teknik resimleri

EK B: Çekme ve Akma Mukavemeti Değişim Grafikleri

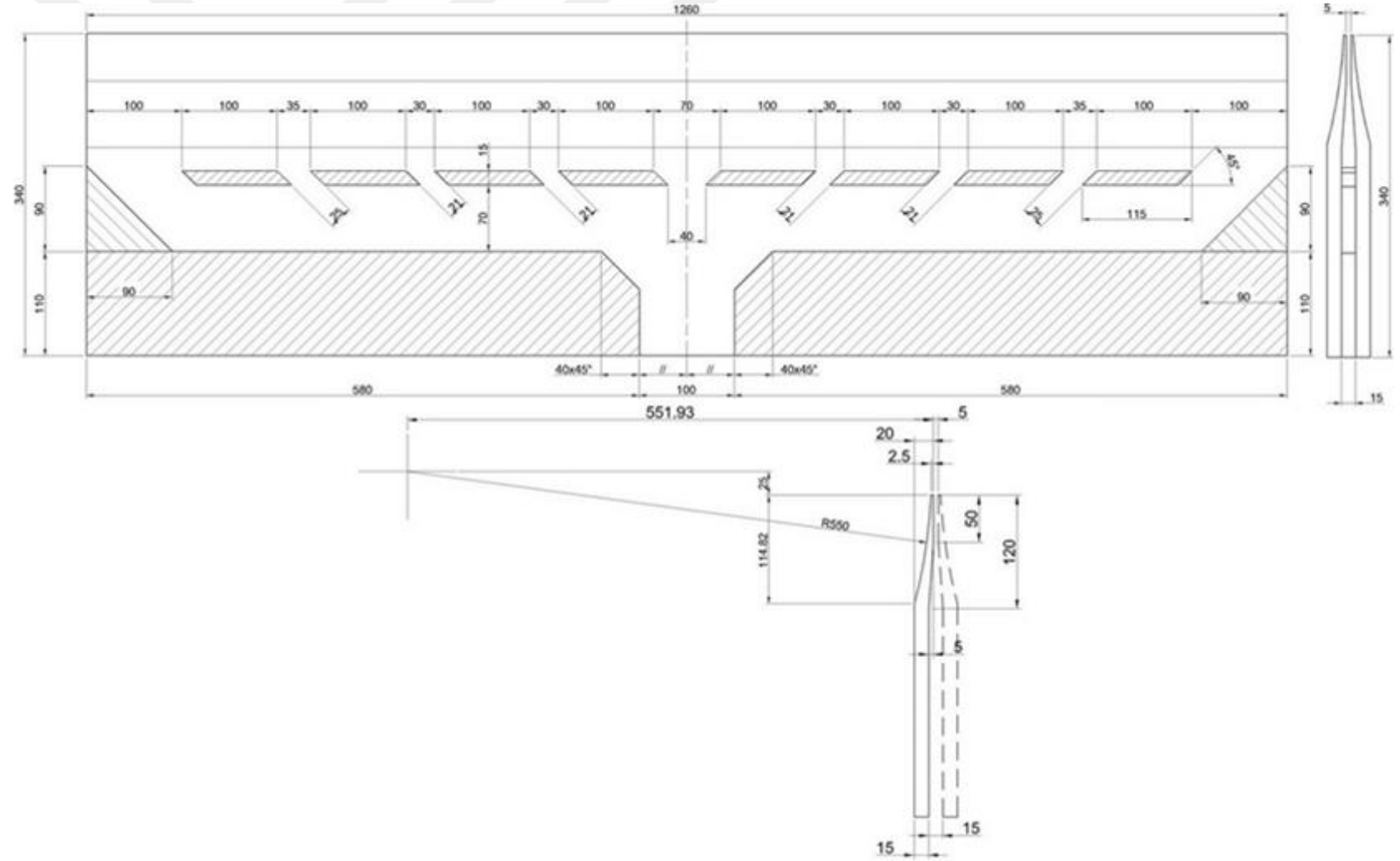
EK C: Mikroyapı görüntüleri



EK A

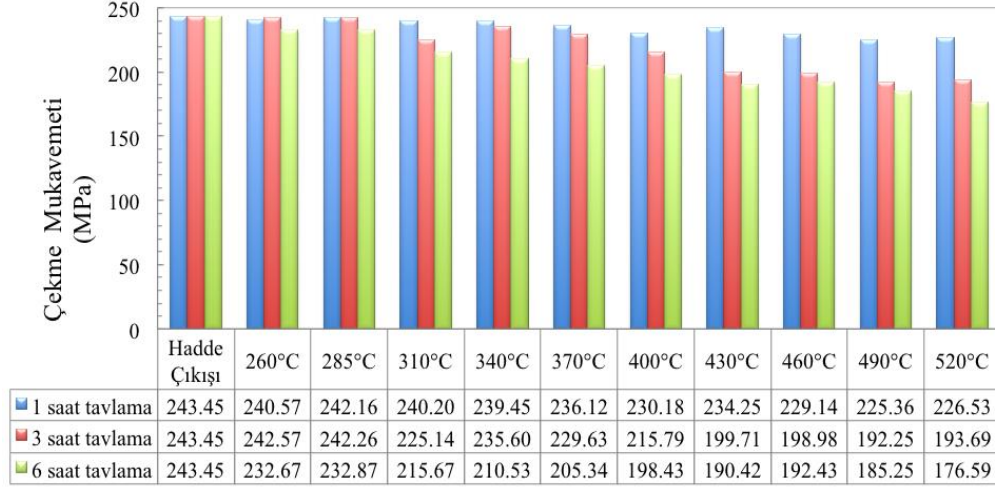


Şekil A.1 : Açılı döküm makinasında kullanılan tek girişli tip örneği teknik resmi.

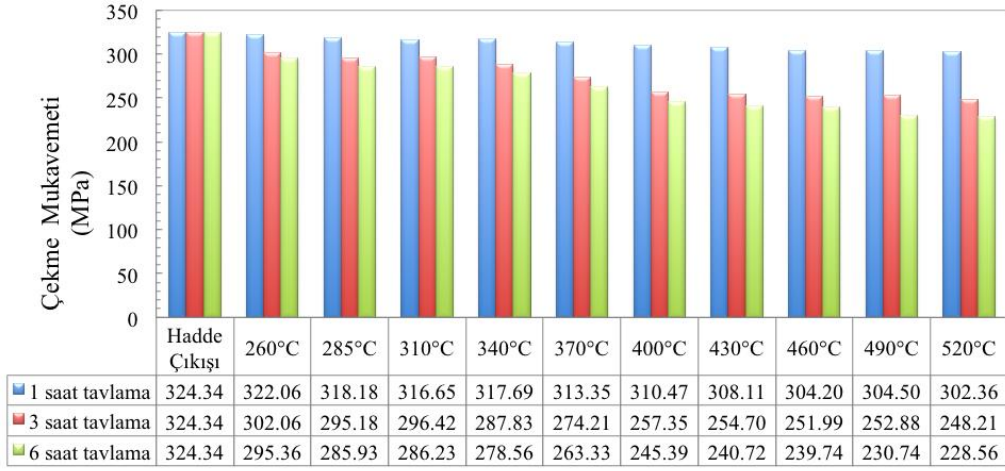


Şekil A.3 : Açılı döküm makinasında kullanılan tek girişli tip örneği teknik resmi.

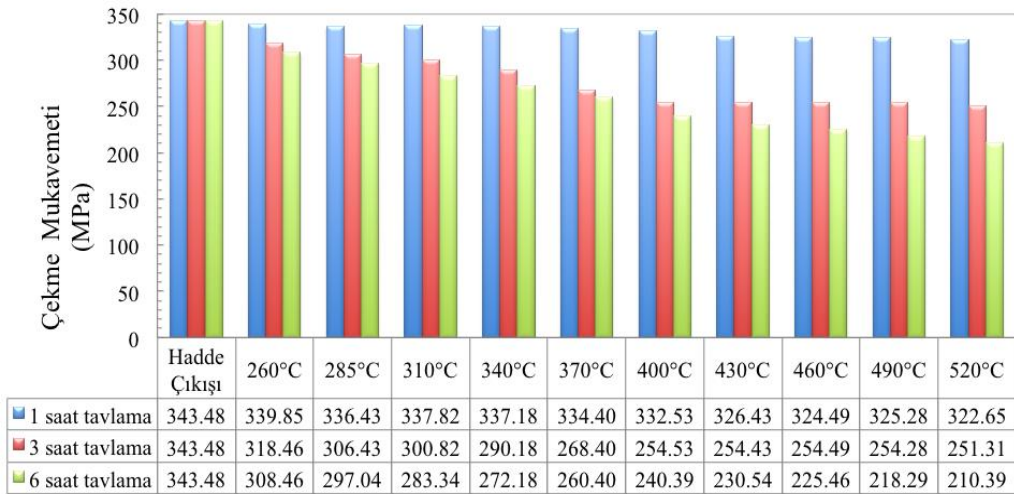
EK B



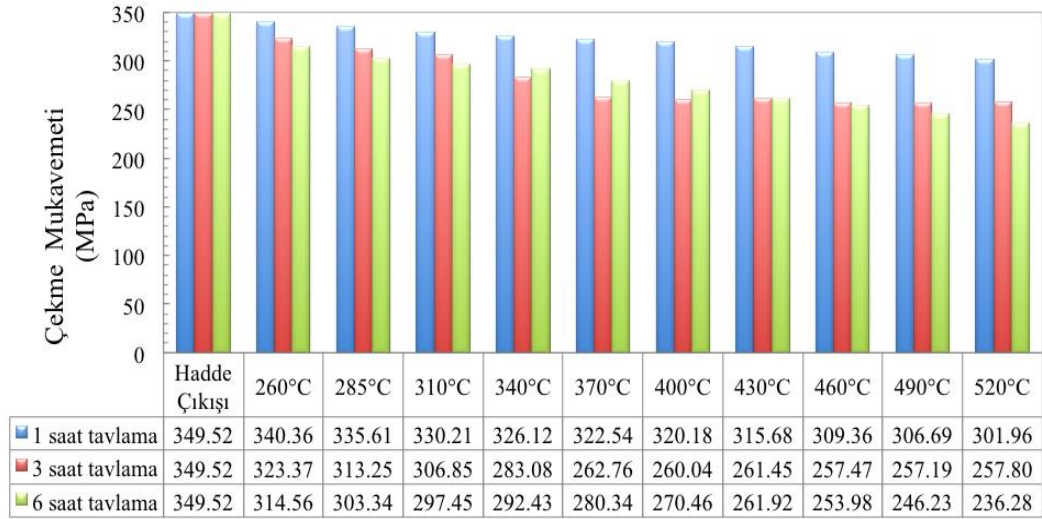
Şekil B.1 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin 1, 3 ve 6 saatlik tavlamalar sonunda çekme değeri değişimi.



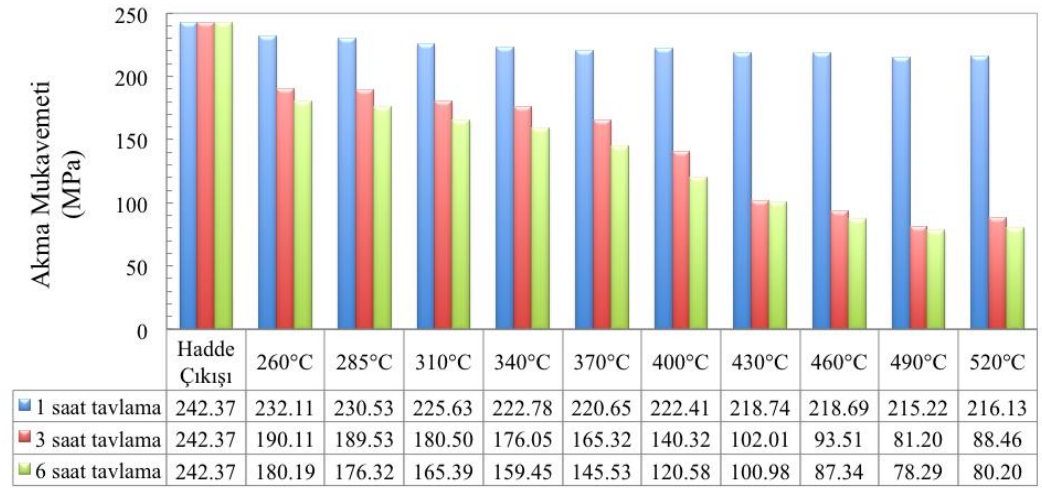
Şekil B.2 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin 1, 3 ve 6 saatlik tavlamalar sonunda çekme değeri değişimi.



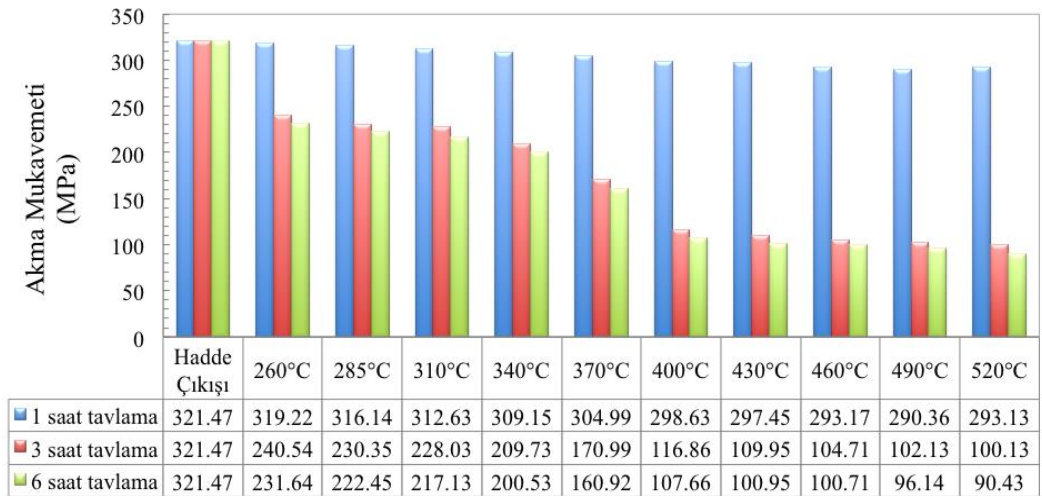
Şekil B.3 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin 1, 3 ve 6 saatlik tavlamalar sonunda çekme değeri değişimi.



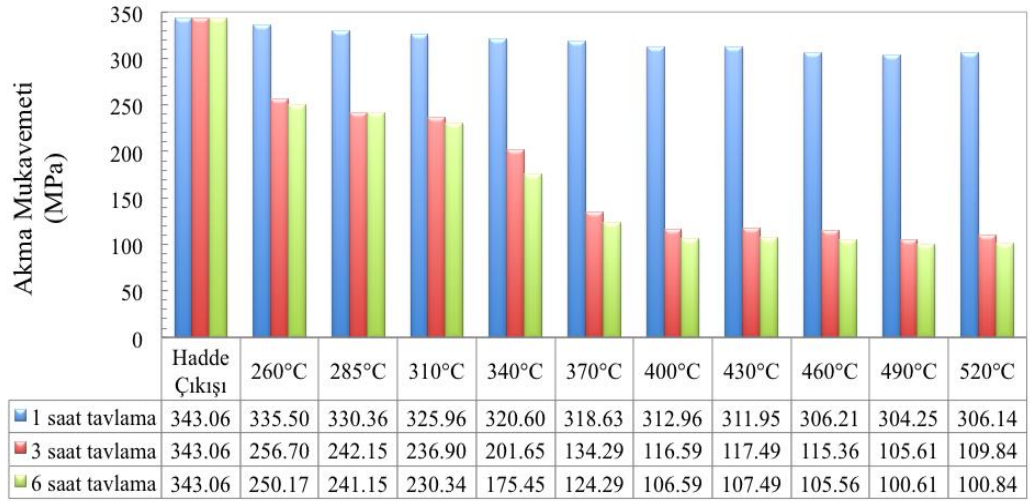
Şekil B.4 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin 1, 3 ve 6 saatlik tavlamlar sonunda çekme değeri değişimi.



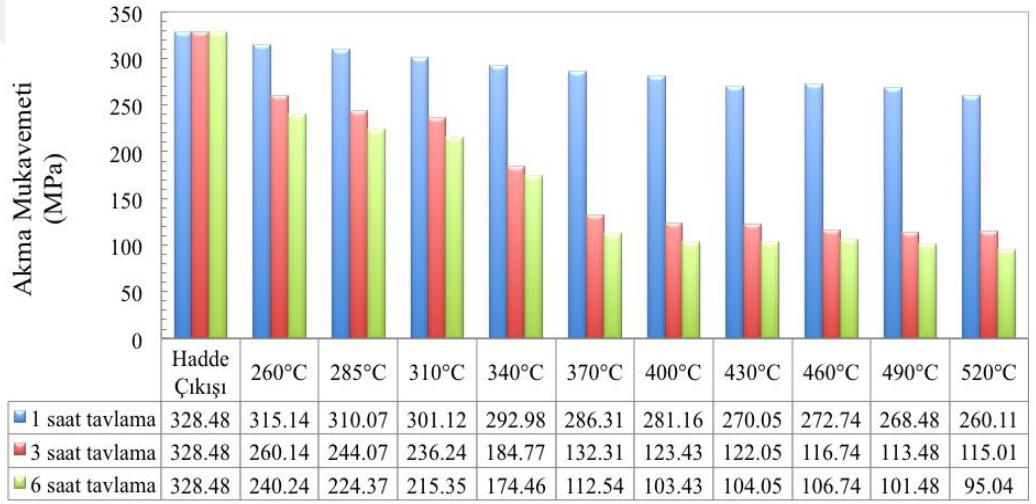
Şekil B.5 : 4,60 mm kalınlığındaki numunelerin 1, 3 ve 6 saatlik tavlamlar sonunda akma değeri değişimi.



Şekil B.6 : 3,80 mm kalınlığındaki numunelerin 1, 3 ve 6 saatlik tavlamlar sonunda akma değeri değişimi.

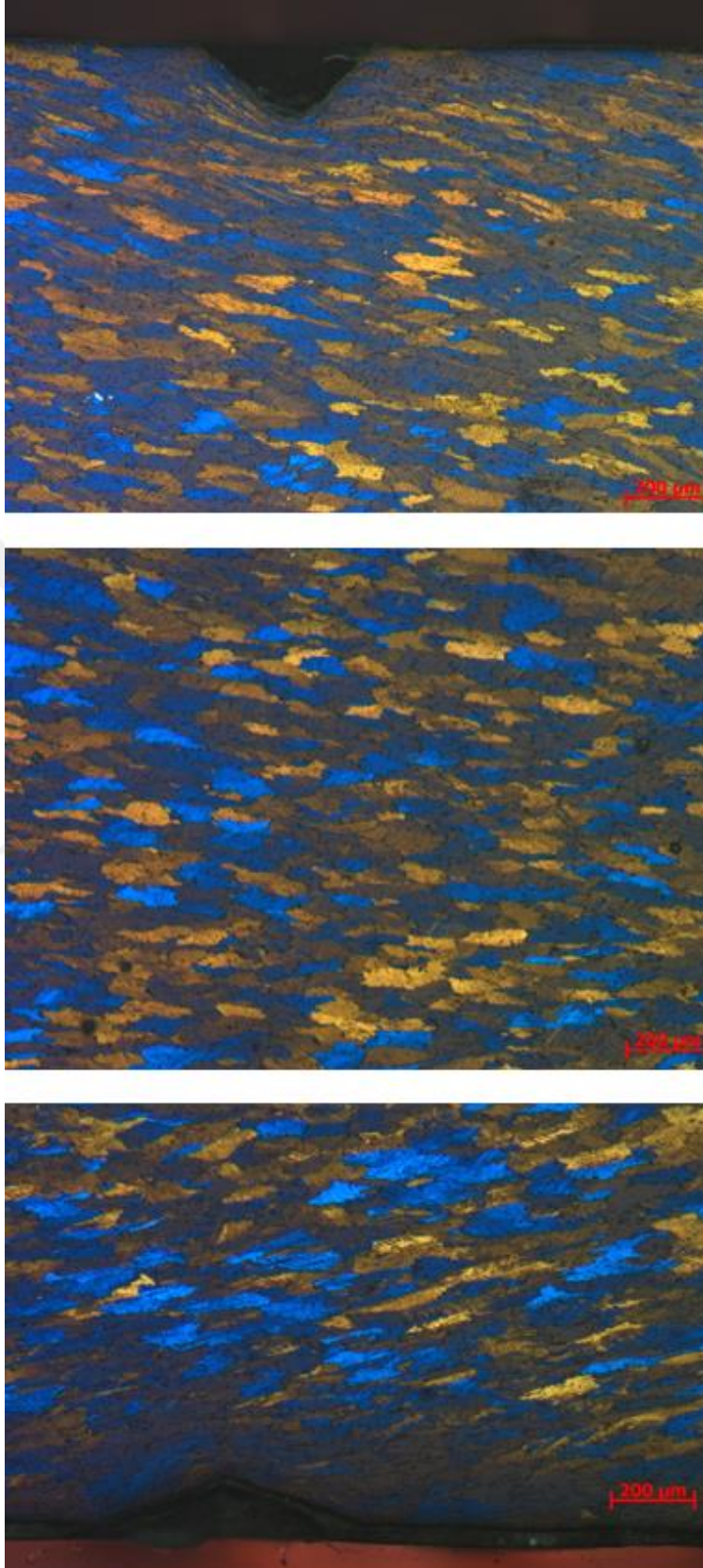


Şekil B.7 : 3,00 mm kalınlığındaki numunelerin 1, 3 ve 6 saatlik tavlamlar sonunda akma değeri değişimi.

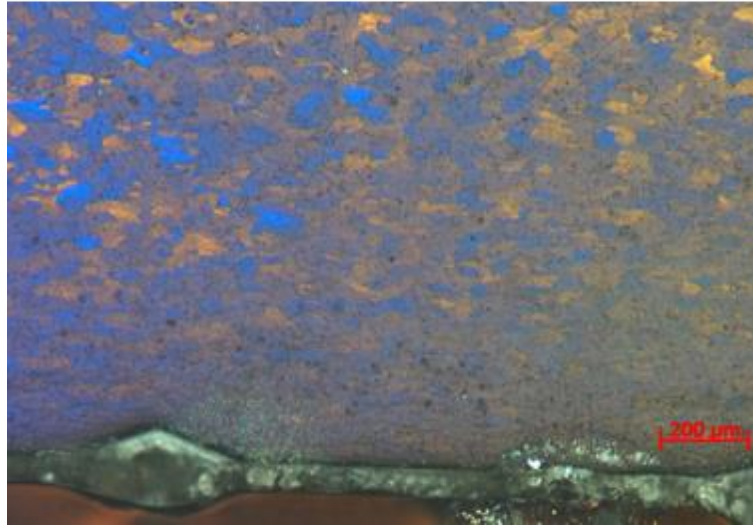
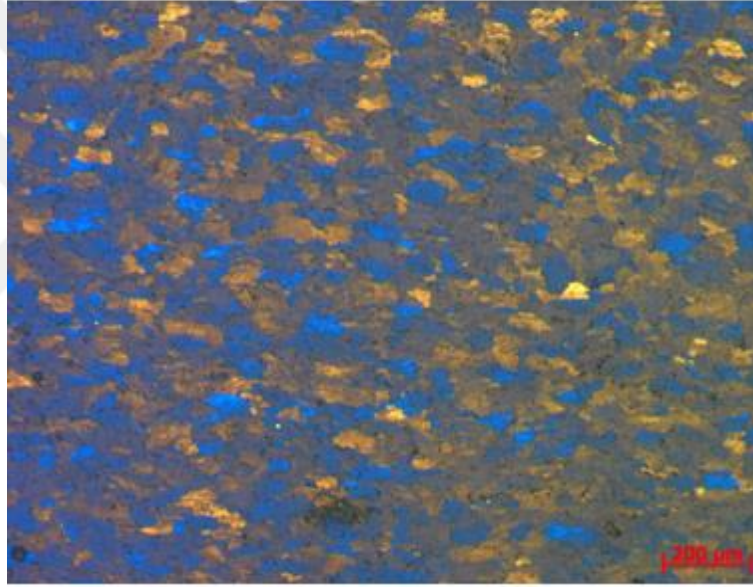
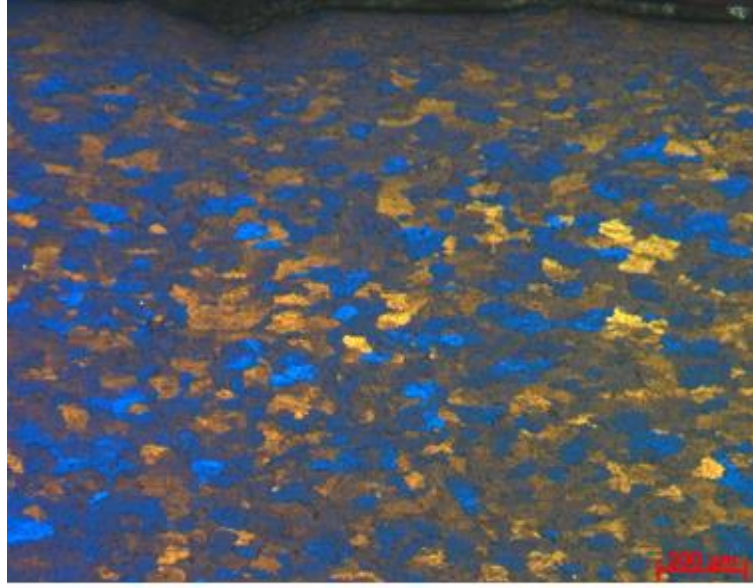


Şekil B.8 : 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunelerin 1, 3 ve 6 saatlik tavlamlar sonunda akma değeri değişimi.

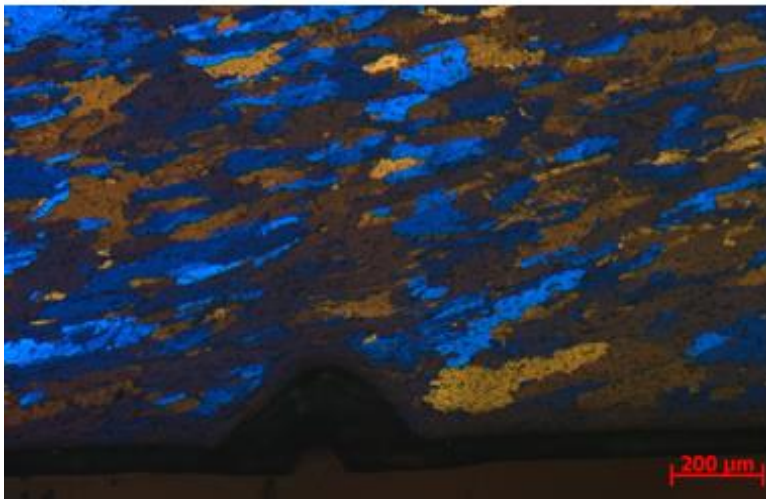
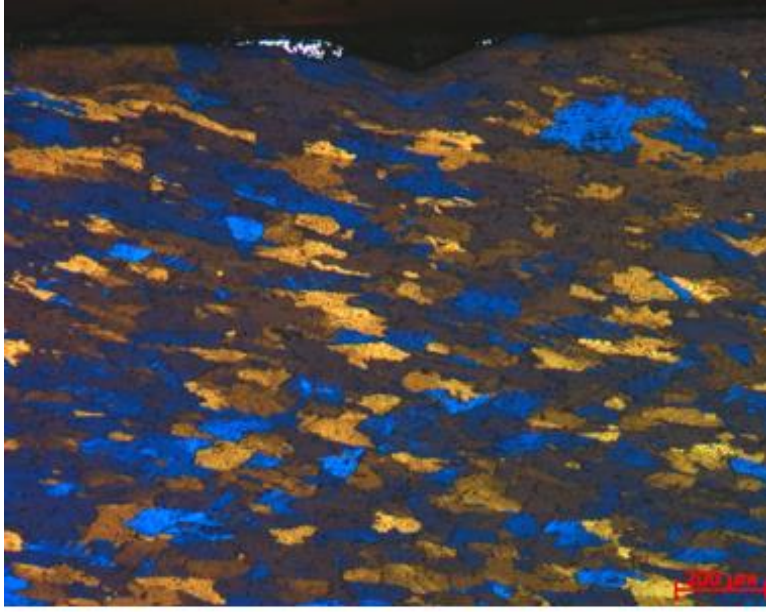
EK C



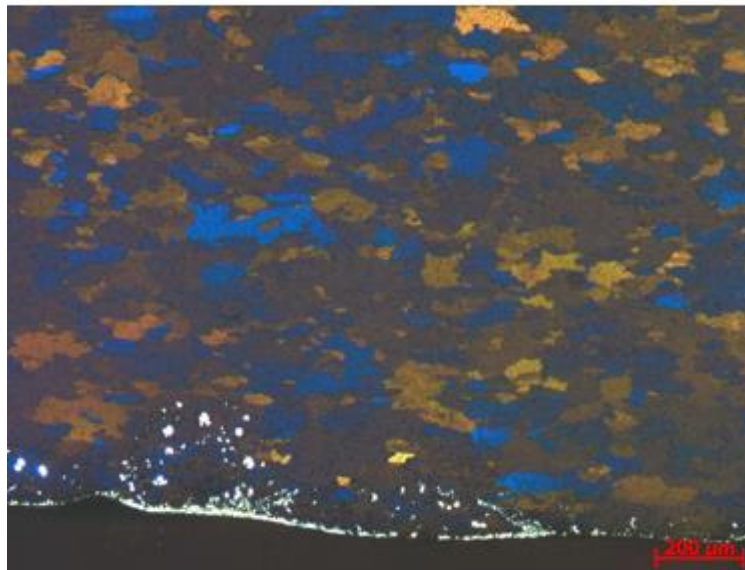
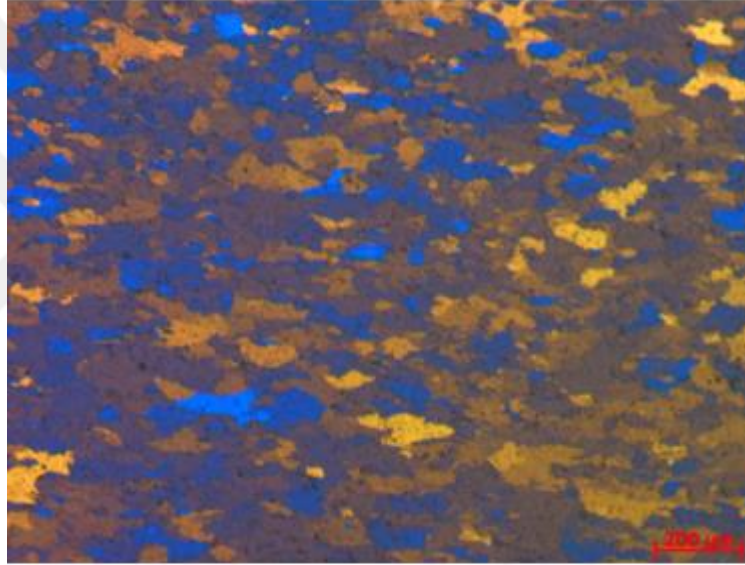
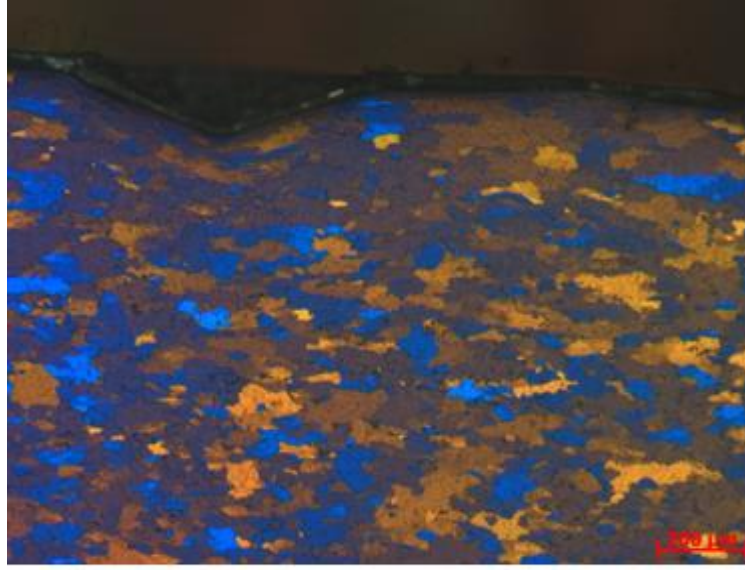
Şekil C.1 : 400 °C’de 3 saat tavlanan 4,60 mm kalınlığındaki numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.



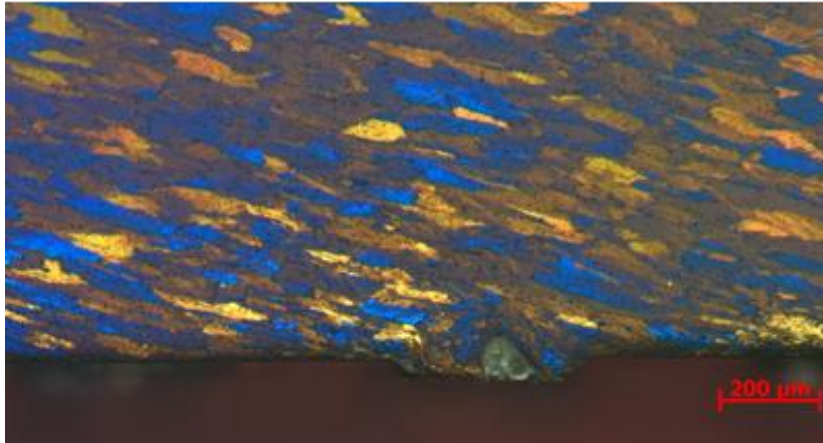
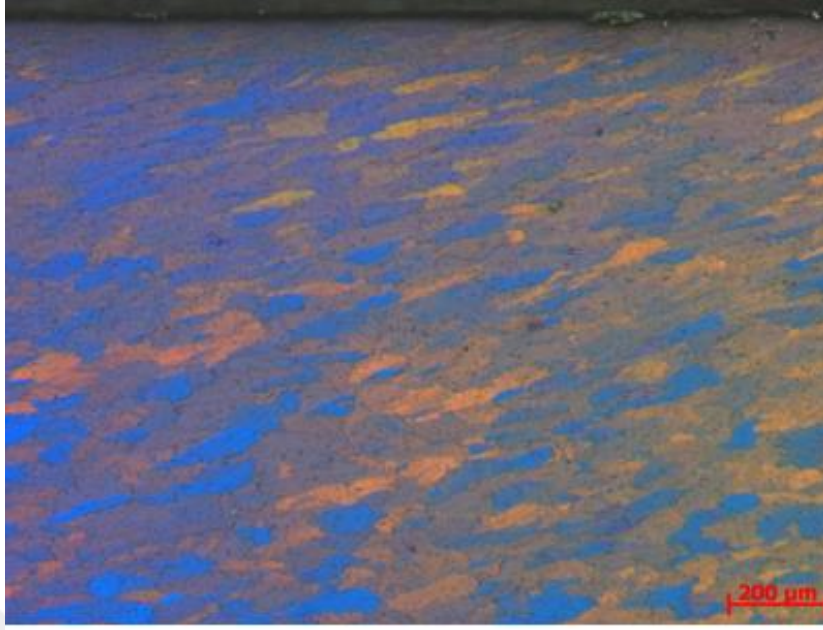
Şekil C.2 : 400 °C’de 3 saat tavlanan 4,60 mm kalınlığındaki numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.



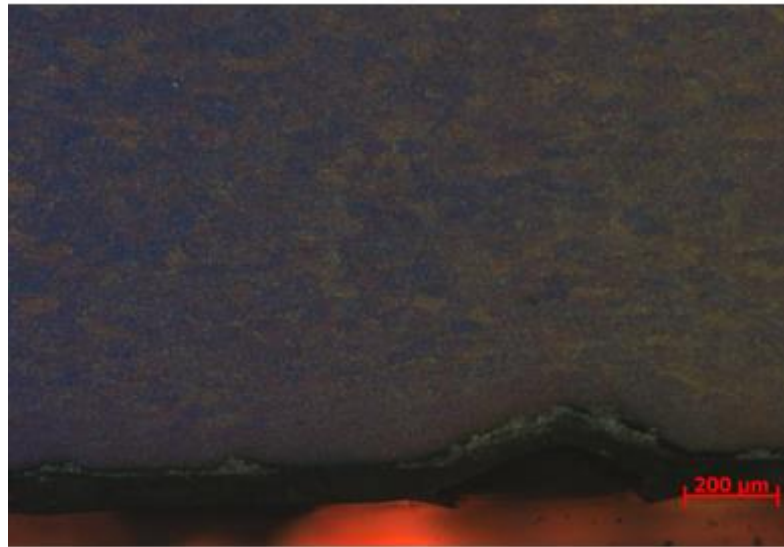
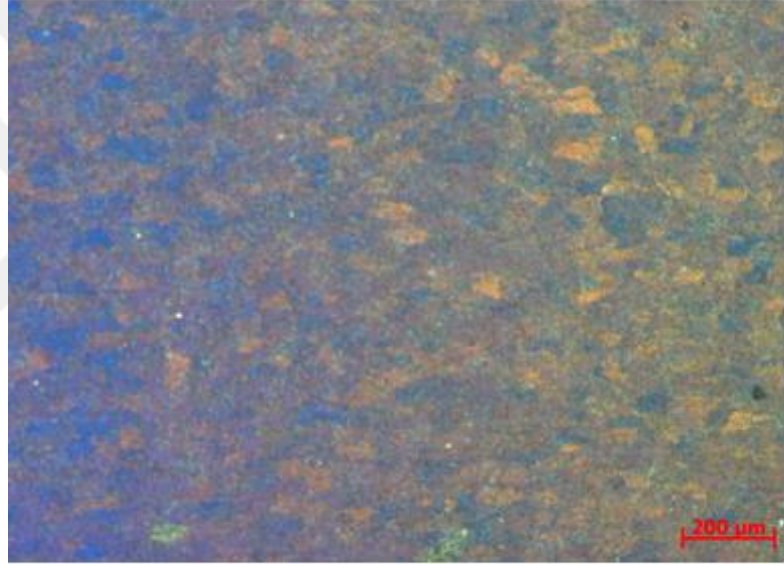
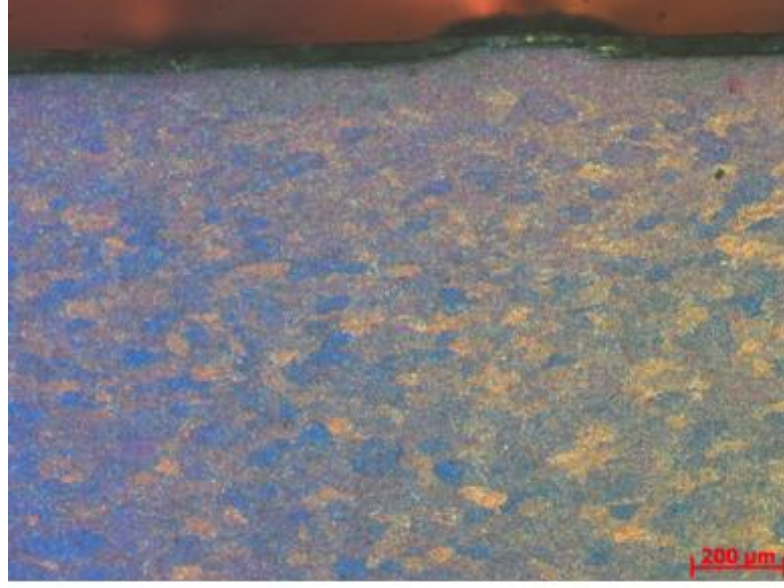
Şekil C.3 : 430 °C’de 3 saat tavlanan 4,60 mm kalınlığındaki numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.



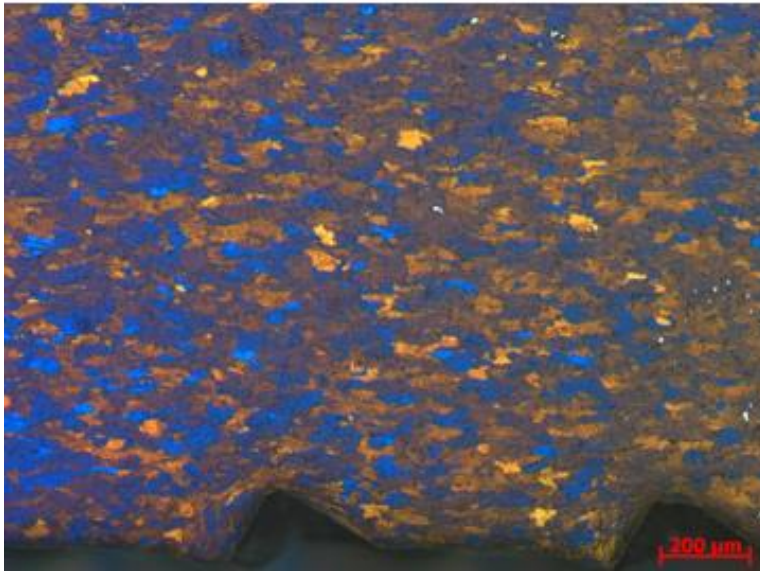
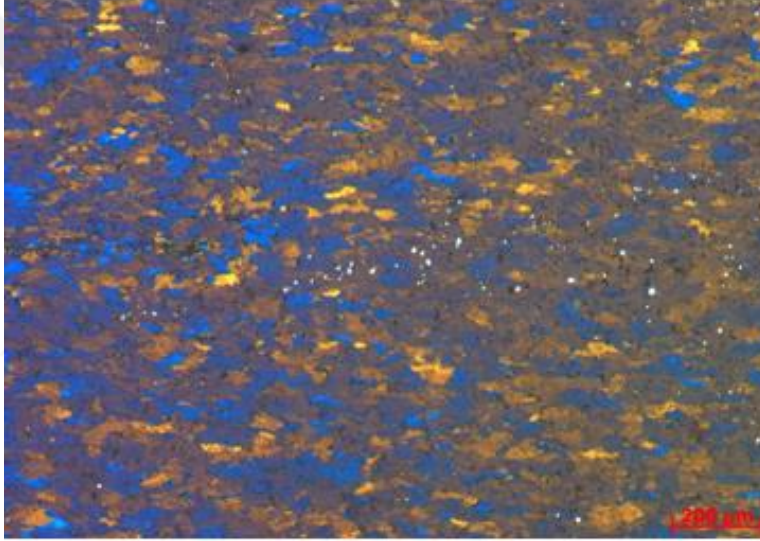
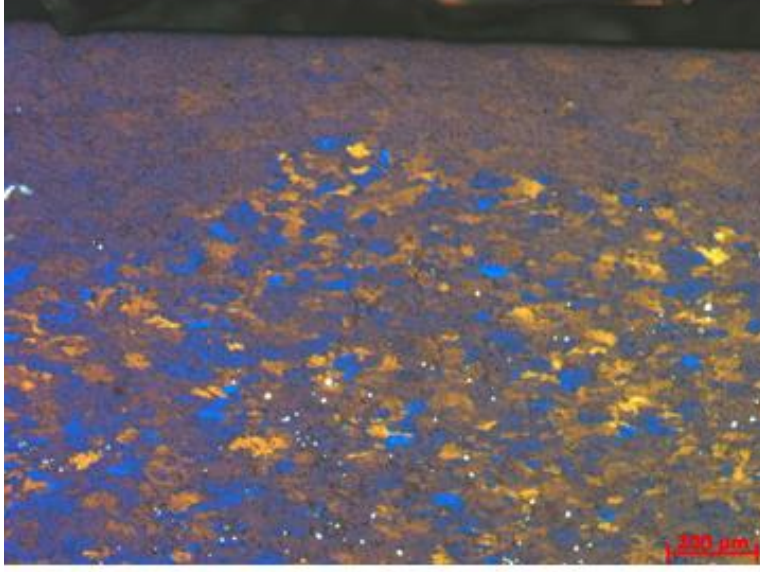
Şekil C.4 : 430 °C’de 3 saat tavlanan 4,60 mm kalınlıındaki numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.



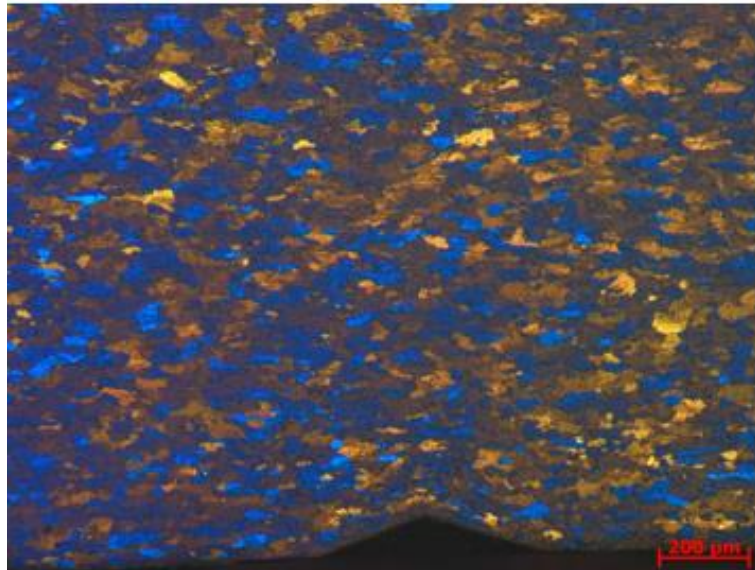
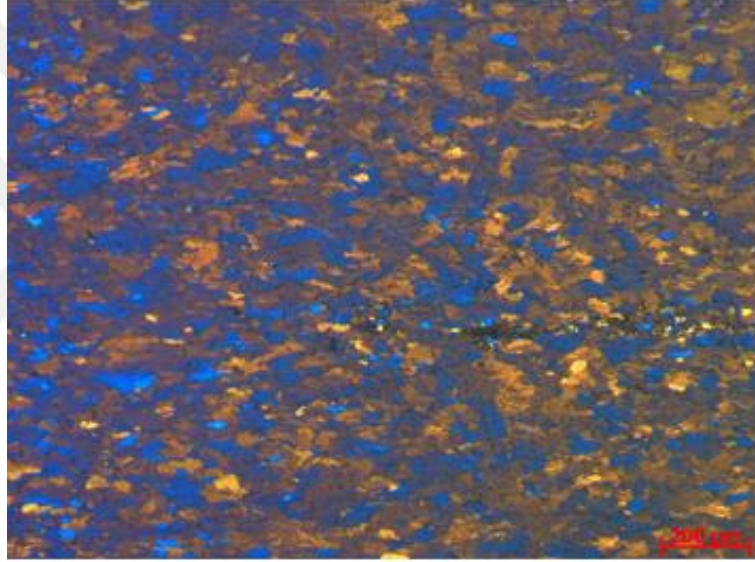
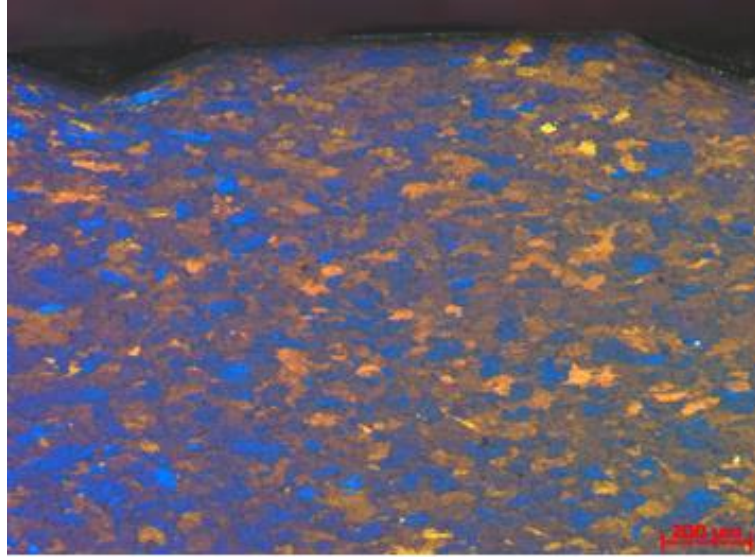
Şekil C.5 : 520 °C’de 3 saat tavlanan 4,60 mm kalınlığındaki numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.



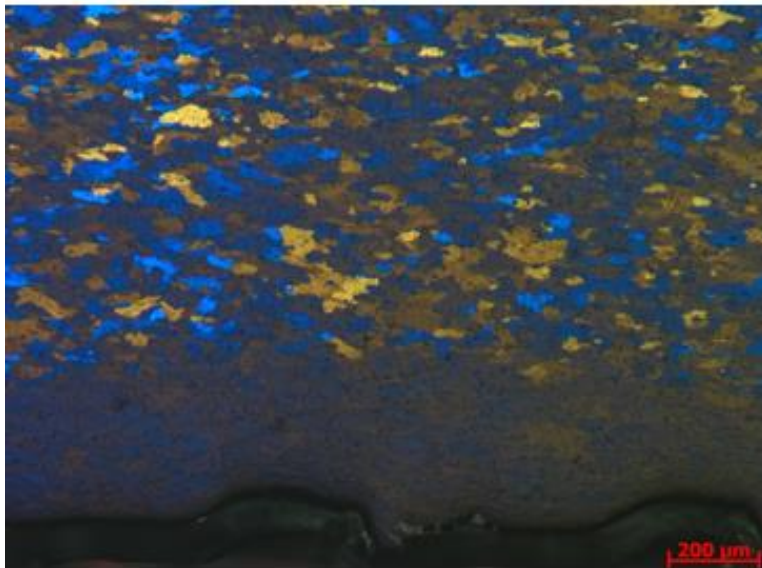
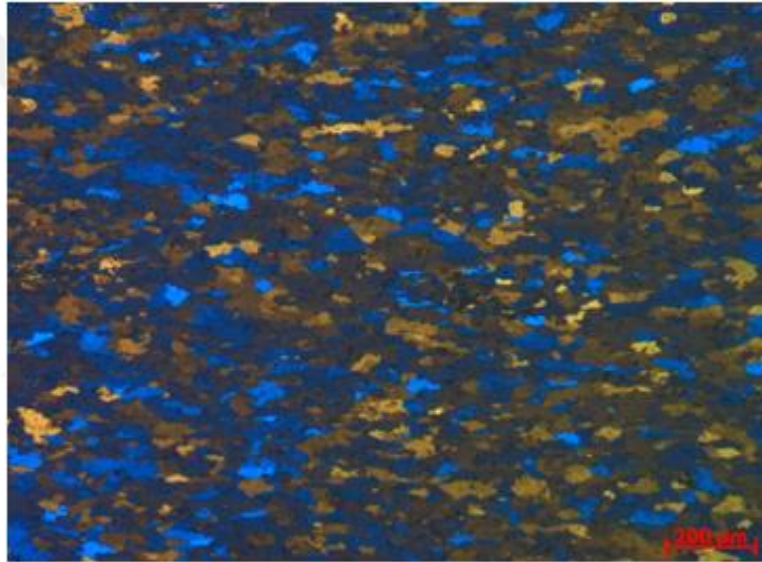
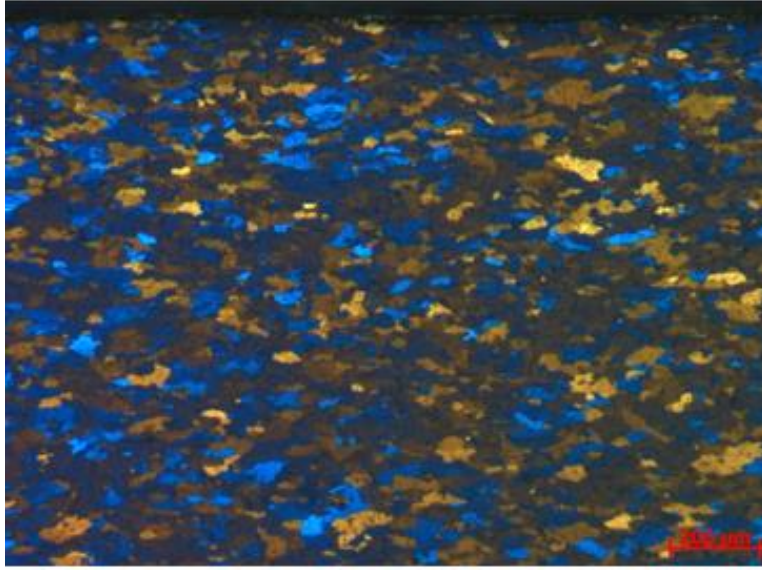
Şekil C.6 : 520 °C’de 3 saat tavlanan 4,60 mm kalınlığındaki numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.



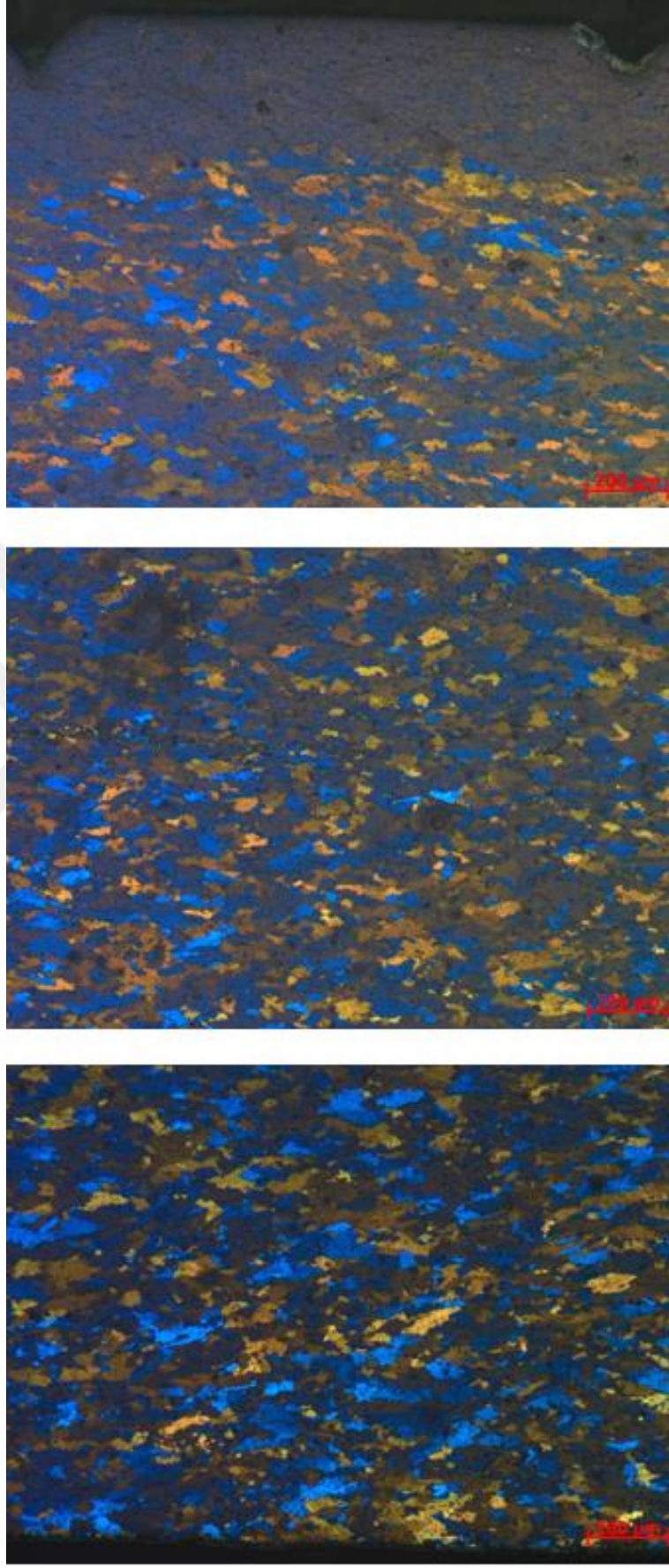
Şekil C.7 : 370 °C’de 3 saat tavlanan 3,80 mm kalınlığındaki numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.



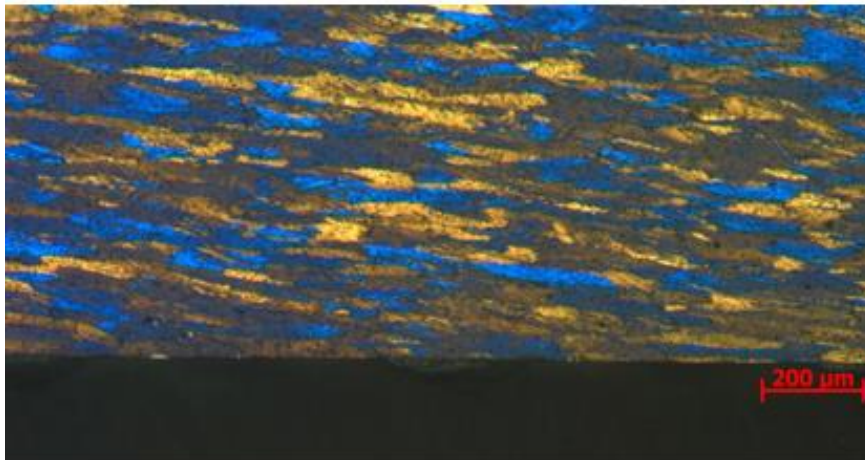
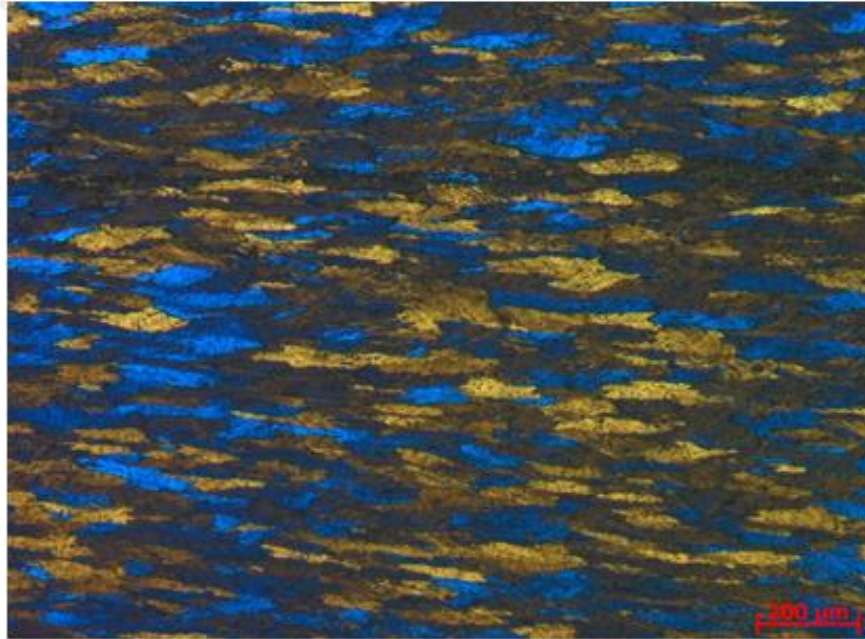
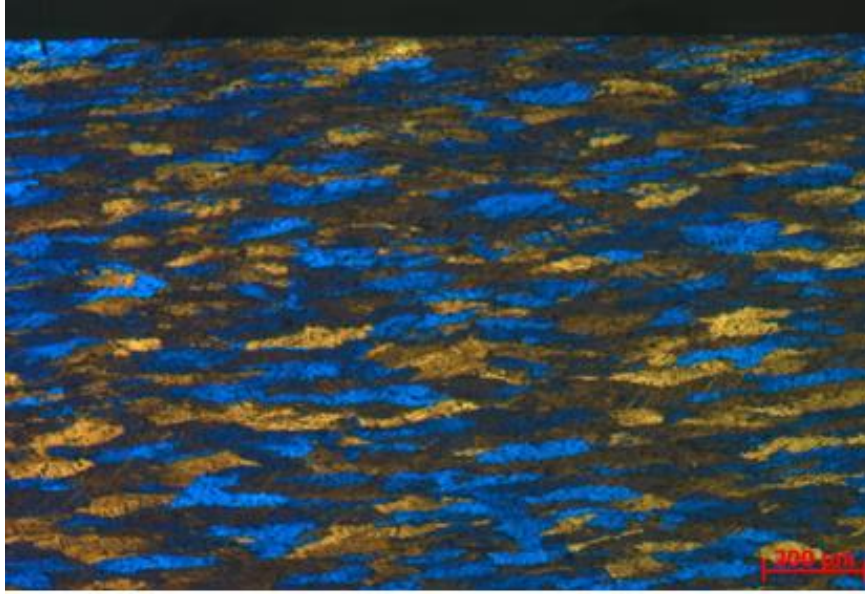
Şekil C.8 : 370 °C’de 3 saat tavlanan 3,80 mm kalınlığındaki numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.



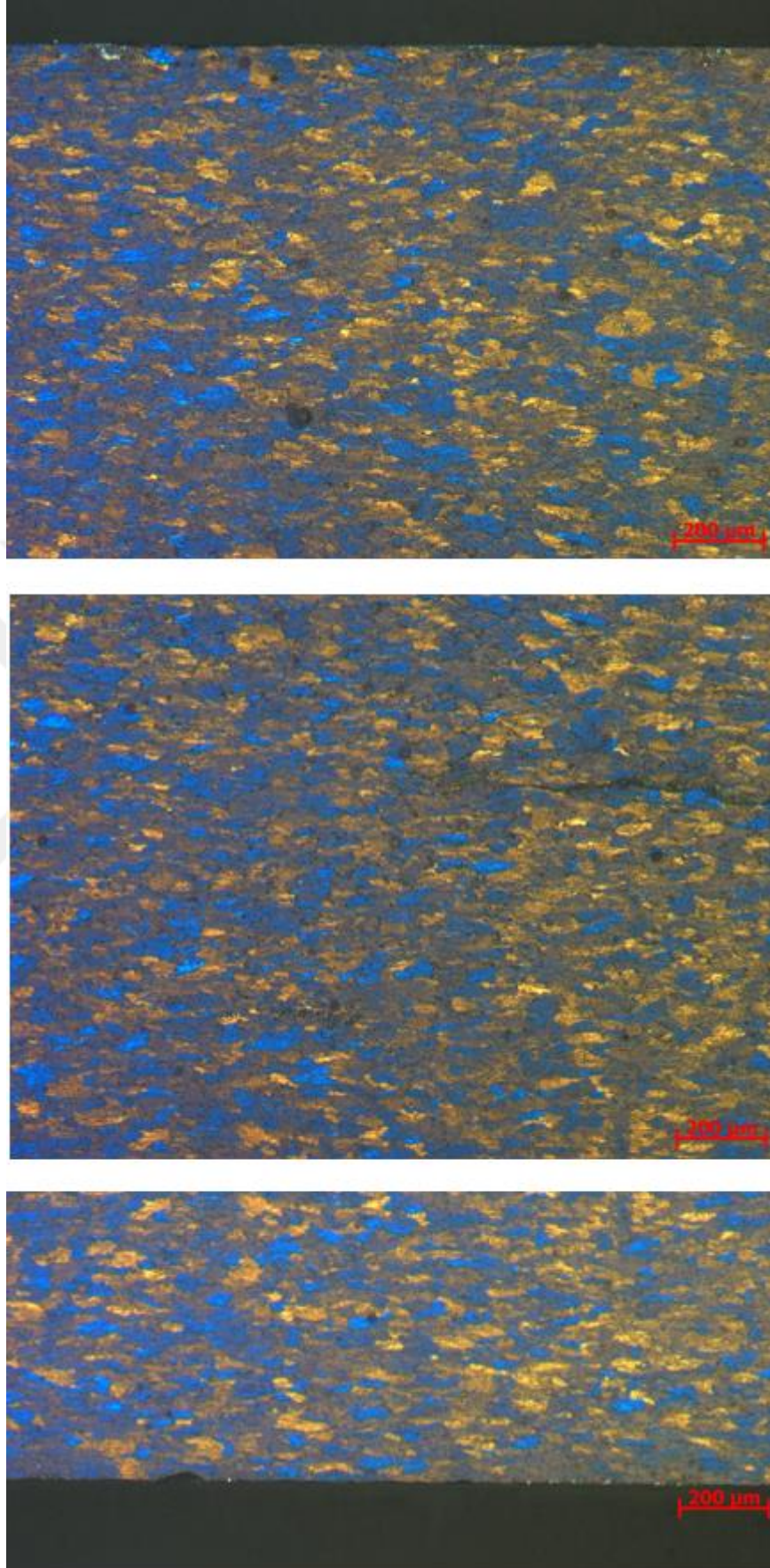
Şekil C.9 : 400 °C’de 3 saat tavlanan 3,80 mm kalınlığındaki numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.



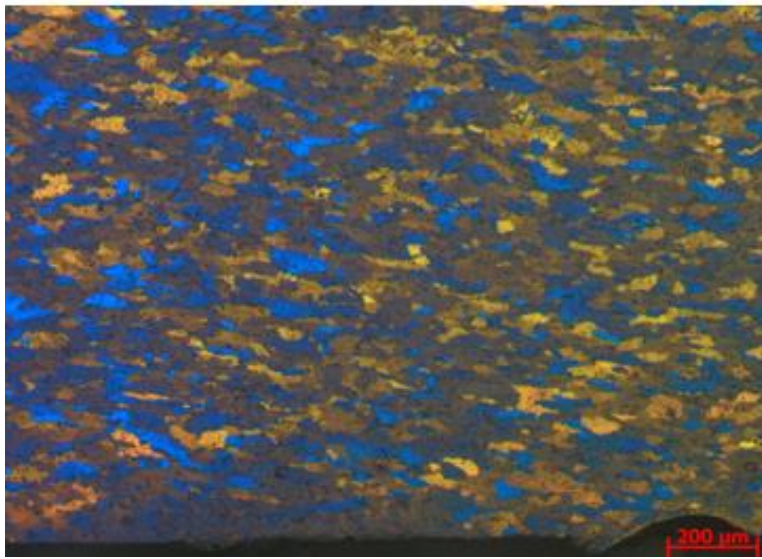
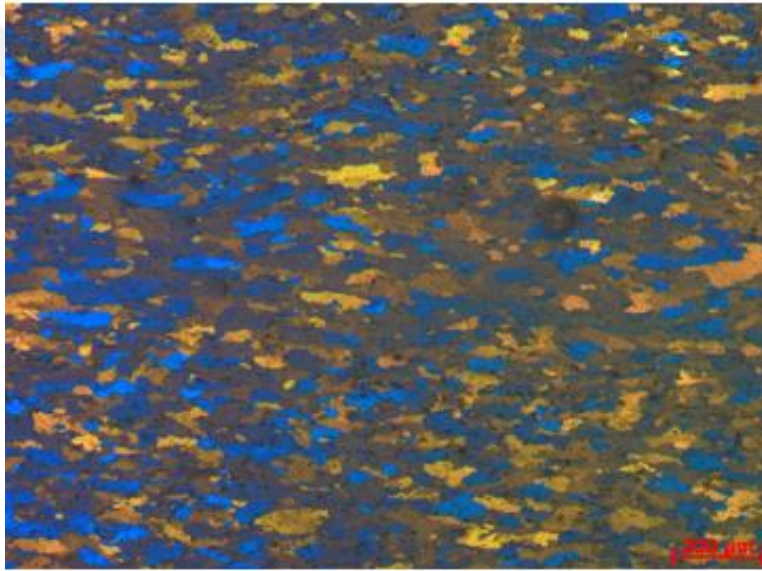
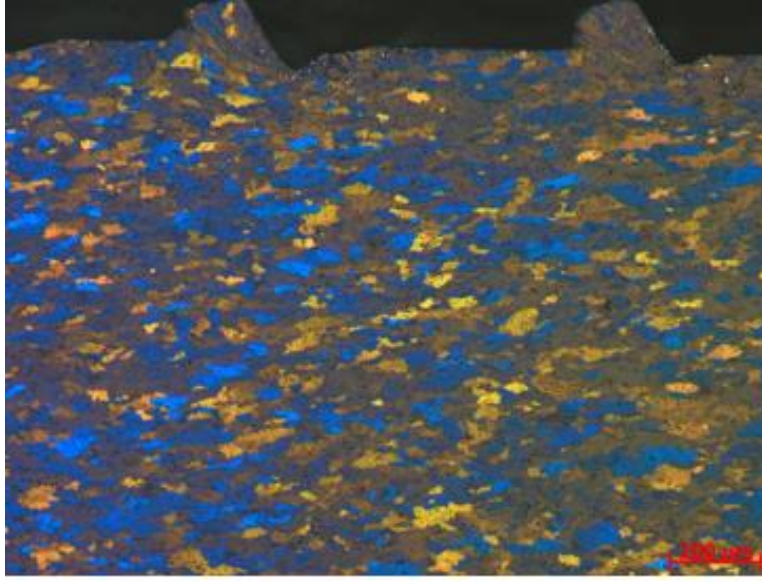
Şekil C.10 : 400 °C’de 3 saat tavlanan 3,80 mm kalınlığındaki numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.



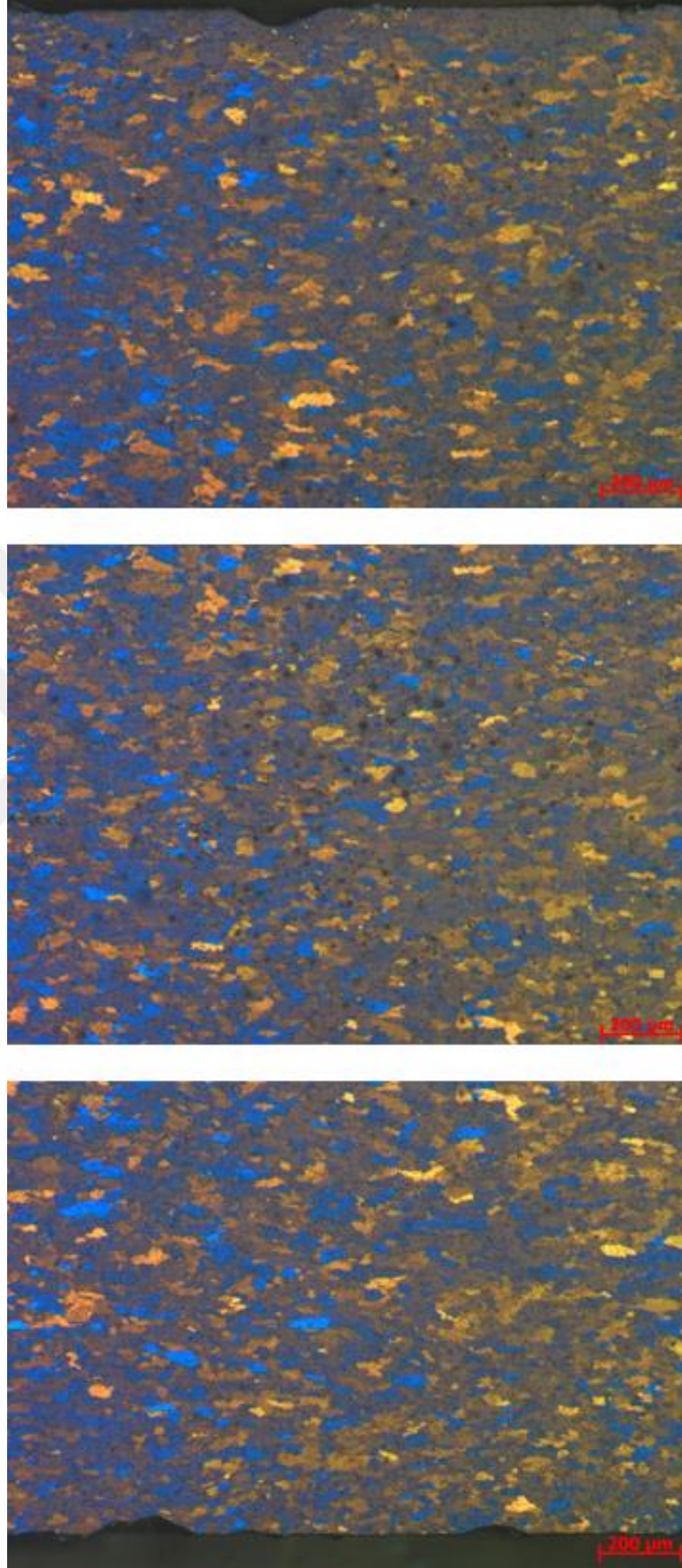
Şekil C.11 : 260 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.



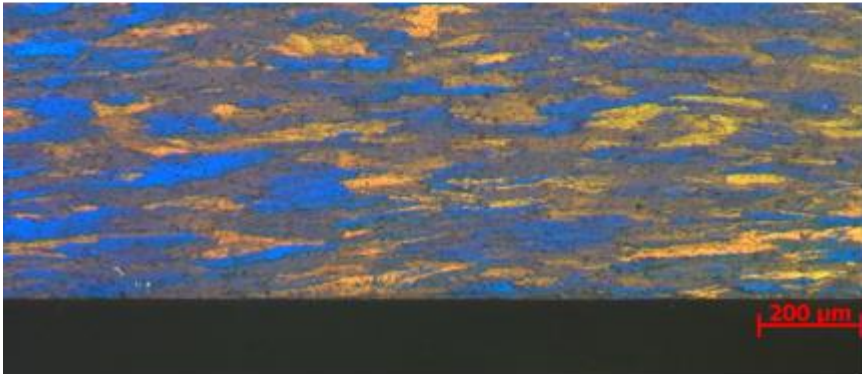
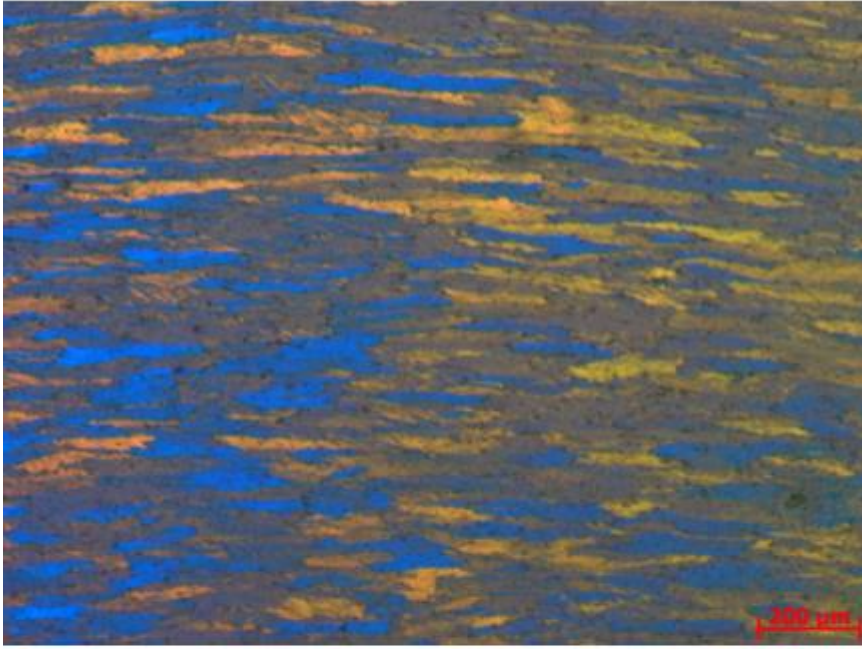
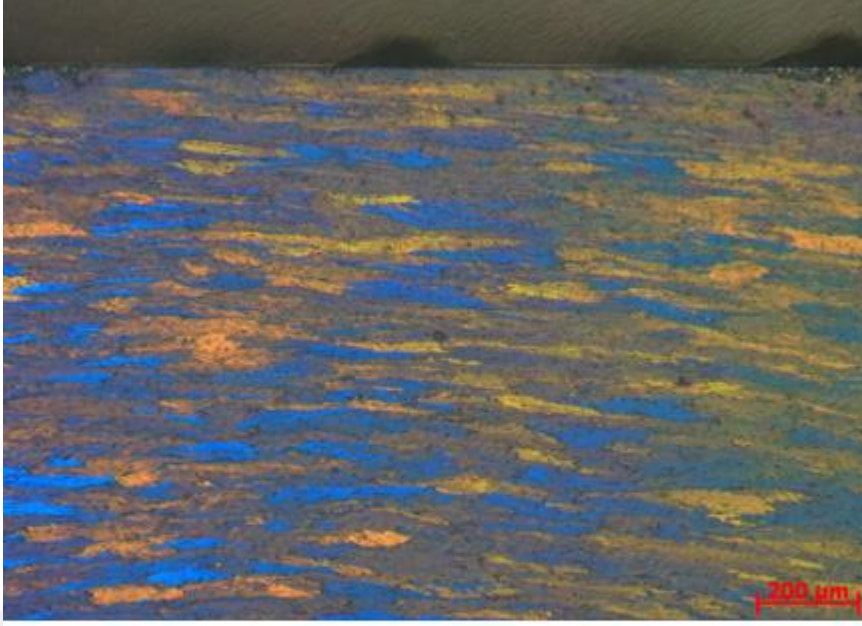
Şekil C.12 : 260 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.



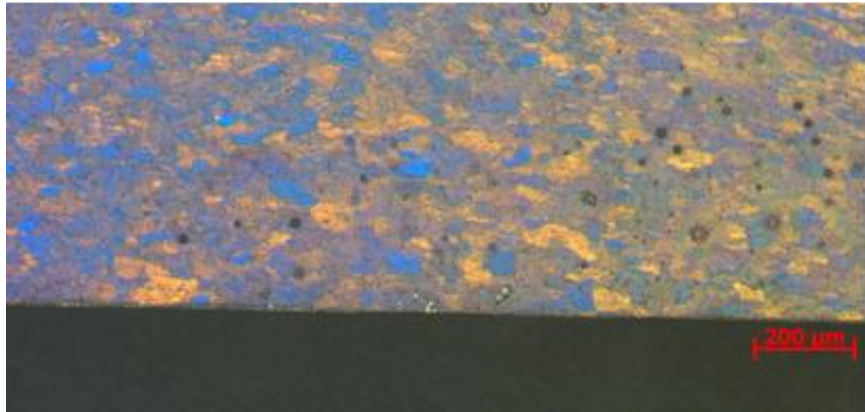
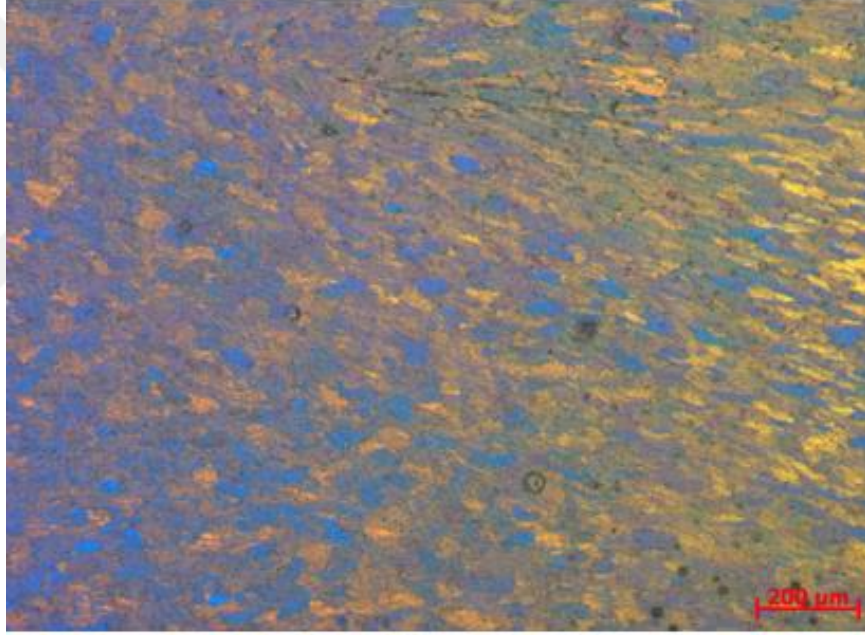
Şekil C.13 : 400 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.



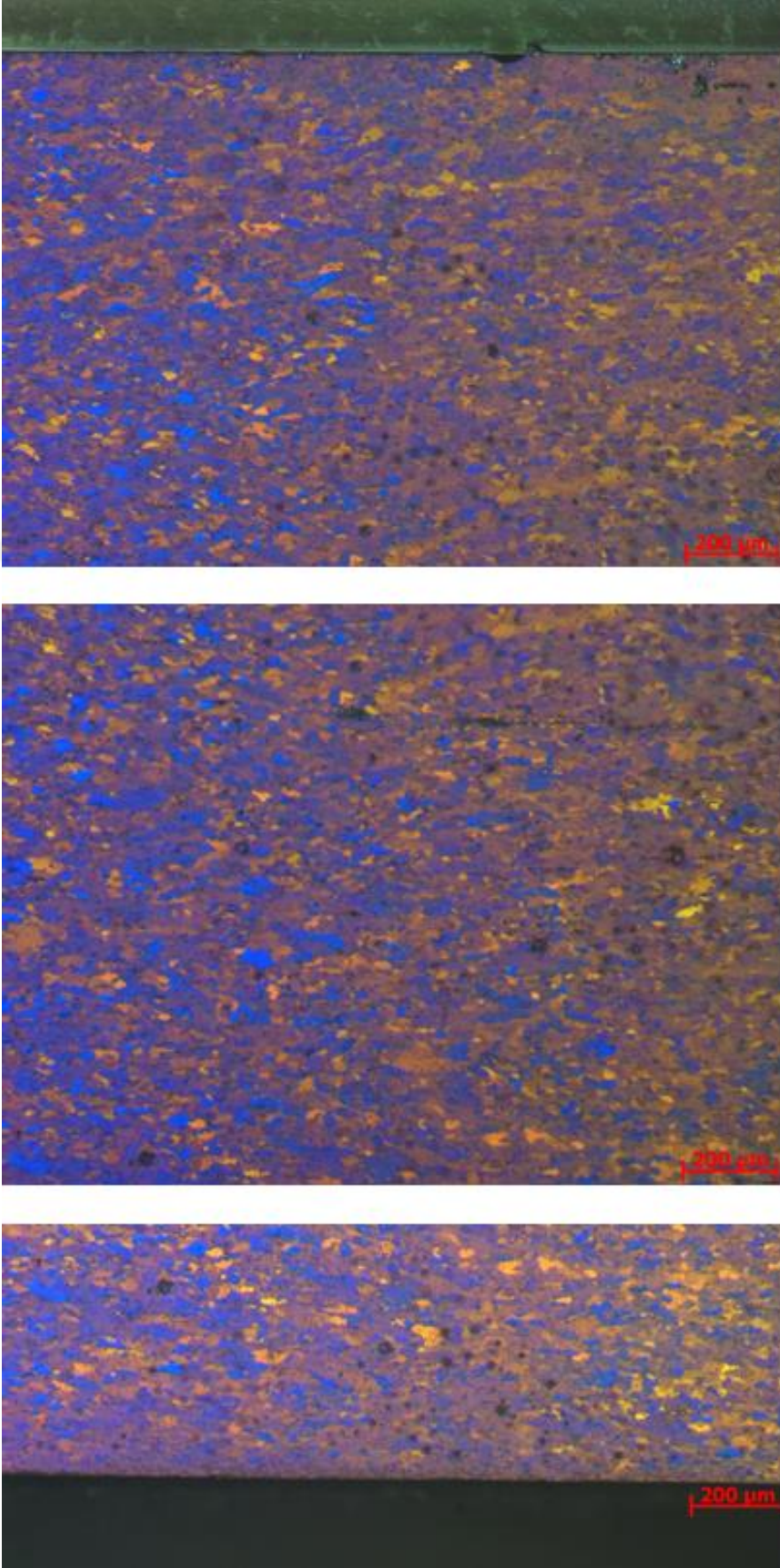
Şekil C.14 : 400 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.



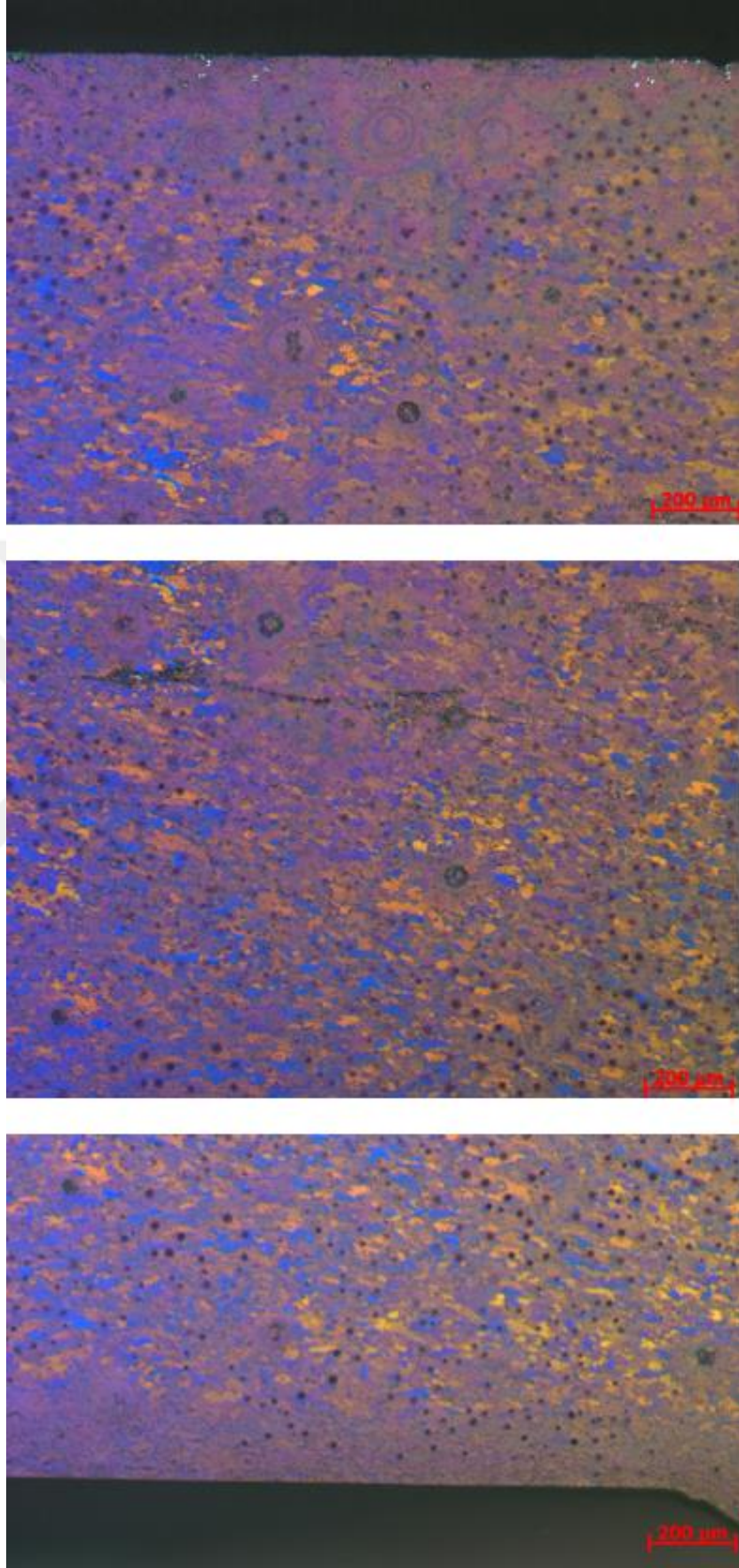
Şekil C.15 : 260 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.



Şekil C.16 : 260 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.



Şekil C.17 : 370 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunenin L kesit mikroyapı görüntüsü.



Şekil C.18 : 370 °C’de 3 saat tavlanan 3,00 mm kalınlığındaki çetalı numunenin T kesit mikroyapı görüntüsü.



ÖZGEÇMİŞ



Ad-Soyad : Yeliz DEMİRAY CUCURACHI
Doğum Tarihi ve Yeri : 18.02.1981 KONYA
E-posta : yelizdemiray@gmail.com

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : 2005, İstanbul Teknik Üniversitesi, Kimya-Metalurji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü
- **Yükseklisans** : 2008, İstanbul Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Üretim Metalurjisi ve Teknoloji Mühendisliği Programı

MESLEKİ DENEYİM VE ÖDÜLLER:

- **Araştırma Görevlisi**, 2005 Kasım – 2012 Eylül
İstanbul Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü

DOKTORA TEZİNDEN TÜRETİLEN YAYINLAR, SUNUMLAR VE PATENTLER:

- **Demiray, Y.**, Kavaklıoğlu Z. B., Yücel O., (2015). A Study on Thermo-Mechanical Behavior of AA5754 Alloy (Tread and Plain Sheet) Produced by Twin-Roll Casting, Acta Physica Polonica A Vol. 127, 5, DOI: 10.12693/APhysPolA.127.1097

DİĞER YAYINLAR, SUNUMLAR VE PATENTLER:

- **Demiray Y.**, & Yücel, O. (2012). Production and Refining of Magnesium Metal from Turkey Originating Dolomite, High Temperature Materials and Processes Vol 31, 3, 251–257, DOI: 10.1515/htmp-2012-0007.

- Yücel, O., & **Demiray, Y.** (2012). Vacuum Furnace Applications for Magnesium and Strontium Production via Metalothermic Process\ EFRS Endüstriyel Fırınlr ve Refrakterler Sempozyumu 03-04 Mayıs 2012, İzmir.
- **Demiray, Y.** & Yücel, O. (2012). Effect of CaO Addition on Metalothermic Reduction of Strontium Oxide, 2012, TMS Annual Meeting, 11-15 Mart, 2012, Orlando, ABD.
- **Demiray, Y.** & Yücel, O. (2012). Theoretical Investigation of Aluminothermic and Silicothermic Reduction of SrO by FactSage Thermodynamic Program, APMAS 2011, 12-15, Mayıs 2011, Antalya-Türkiye (poster).
- **Demiray, Y.** & Yücel, O. (2011). Production of Strontium Metal from Strontium Oxide Using Vacuum Aluminothermic Reduction, 2011 TMS Annual Meeting, 27 Şubat–3 Mart, 2011, San Diego, ABD.
- **Demiray, Y.,** Derin, B., Yücel O. (2009). A Study on Influence of Fluxing Additives on Magnesium Refining Process”, 2009 TMS Annual Meeting, 15-19 Şubat, 2009, San Francisco, ABD.
- **Demiray, Y.,** Derin, B., Yücel O. (2008). Yerli Kaynaklardan Rafine Magnezyum Metal İngot Üretimi” 14. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 16-18 Ekim 2008, İstanbul, Türkiye.