

T.C.
GEBZE YÜKSEK TEKNOLOJİ ENSTİTÜSÜ
MÜHENDİSLİK VE FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

İKİZ MERDANE DÖKÜM YÖNTEMİYLE
ÜRETİLMİŞ AA1050 VE AA3003 ALÜMİNYUM
ALAŞIMLARININ TERMOMEKANİK İŞLEMLER
SONRASI MİKRO YAPI İNCELEMESİ

Salim Levent AKTUĞ
YÜKSEK LİSANS TEZİ
MALZEME BİLİMİ ve MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

GEBZE
2009

T.C.
GEBZE YÜKSEK TEKNOLOJİ ENSTİTÜSÜ
MÜHENDİSLİK VE FEN BİLİMLERİ
ENSTİTÜSÜ

İKİZ MERDANE DÖKÜM YÖNTEMİYLE
ÜRETİLMİŞ AA1050 VE AA3003
ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ
TERMOMEKANİK İŞLEMLER SONRASI
MİKRO YAPI İNCELEMESİ

Salim Levent AKTUĞ
YÜKSEK LİSANS TEZİ
MALZEME BİLİMİ ve MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

TEZ DANIŞMANI
Doç. Dr. Metin USTA

GEBZE
2009

ÖZET

TEZİN BAŞLIĞI: İkiz Merdane Döküm Yöntemiyle Üretilmiş AA1050 ve AA3003 Alüminyum Alaşımlarının Termomekanik İşlemler Sonrası Mikro Yapı İncelemesi

YAZAR ADI: SALİM LEVENT AKTUĞ

Bu çalışmada, ikiz merdane döküm yöntemiyle üretilmiş AA1050 ve AA3003 alüminyum alaşımlarına uygulanan termomekanik (haddeme ve tavlama) işlemlere bağlı olarak mikro yapısı incelenmiştir. Bu alüminyum alaşımları yeniden kristalleşme sonrası yüzey bölgelerinde olmak üzere kaba taneli yapıya sahip olmaktadır. Bu durum şekillendirme gibi işlem basamaklarında istenmeyen bir özelliktir. Tüm numuneler döküm yönüne paralel (L) olacak şekilde metalografik olarak hazırlandıktan sonra döküm kalınlığında incelenmiş ve ayrıca döküldükten sonra haddelenip tavlanaştır. Döküm numuneleri tav fırınında 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 350 °C, 400 °C, 450 °C ve 500 °C sıcaklıklarda 4 saat bekletilmiştir. Haddelendikten sonra tavlama sıcaklığı 450 °C, 480 °C, 520 °C, 560 °C, ve 580 °C olarak seçilmiş olup, tavlama süresi 4 saat, 8 saat, 16 saat ve 24 saat atmosfer ortamında olacak şekilde ısıtma işlemi uygulanmıştır. Numuneler optik mikroskopta incelenmiştir. Tavlama sıcaklığının arttığı yönde tane boyutunun arttığı ve aşırı tane büyümesinin meydana geldiği gözlemlenmiştir. Tavlama zamanı ve süresine bağlı olarak intermetalik ve tane yapısında değişimler gözlemlenmiştir.

SUMMARY

TITLE OF THE THESIS: Effect of Thermomechanical Processes On The Micro Structure of AA1050 and AA3003 Aluminum Alloys Produced by Twin Roll Casting Method

AUTHOR: SALİM LEVENT AKTUĞ

In this study, micro structure of AA1050 and AA3003 aluminum alloys produced by twin roll casting process were investigated after thermomechanical (deforming and annealing) treatments. After recrystallization process, this aluminum alloys have abnormal coarse grains especially at their surfaces. This condition is an unwanted alloy property that has a bad effect on process steps such as forming. All samples were prepared metallographically at casting direction (L) and then were investigated at the casting thickness, in addition they are plastically deformed and annealed after casting. Cast samples are heated at 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 350 °C, 400 °C, 450 °C and 500 °C and kept about 4 hours in the industrial lab. furnace. Alloys that were already deformed and annealed are heated 450 °C, 480 °C, 520 °C, 560 °C, and 580 °C and kept about 4 hour, 8 hour, 16 hour and 24 hour in the industrial laboratory furnace too. All samples were cooled at open air. Samples were examined under the optical microscope. When the annealing temperature increased, grain size was increased and abnormal grain growth occurrence was detected. Depending on the annealing time and temperature, micro structural changes such as grain structure and intermetallic particles were observed in the matrix.

TEŞEKKÜR

Bu çalışma boyunca yardımlarını esirgemeyen sayın hocam Doç.Dr. Metin Usta'ya çok teşekkür ederim. Tezin oluşmasında bilgi, destek ve tecrübelerini esirgemeyen Assan Alüminyum ARGE ailesinden başta Dr. Murat Dünder olmak üzere, Dr. Aziz Dursun, Yük. Müh. Canan İnel, Yük. Müh. Beril Çorlu, Yük. Müh. Didem Ergün'e, deneysel çalışmalar sırasında numune hazırlama safhasında büyük yardımları bulunan Hüsnü Öztürk ve Cemal Çelebi'ye, gösterdikleri yakınlıktan dolayı Özlem İnanç ve tüm diğer ARGE çalışanlarına çok teşekkür ederim. Ayrıca İstanbul Teknik Üniversitesinden sayın hocam Yrd.Doç.Dr. Özgül Keleş'e ve Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsünden, Yrd.Doç.Dr Aytekin Polat Arş. Gör. Salih Durdu, ve Uzman Ömer Faruk Deniz'e yardımlarından dolayı teşekkürü bir borç bilirim.

Çalışmama katkılarından dolayı TEV'e (Türk Eğitim Vakfı) şükranlarımı sunarım.

Hayatımın her anında hep yanımda olan, aileme çok teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

ÖZET	iv
SUMMARY	v
TEŞEKKÜR	vi
İÇİNDEKİLER	vii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	x
ÇİZELGELER DİZİNİ	xiii
1. GİRİŞ	1
1.1. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları	1
1.2. Alüminyum Alaşımlarının Çeşitleri	2
1.2.1. İşlem Alaşımları	3
1.2.1.1. İşlem Alaşımları 1XXX Serisi:	4
1.2.1.2. İşlem Alaşımları 2XXX Serisi	4
1.2.1.3 İşlem alaşımları 3XXX Serisi	4
1.2.1.4 İşlem Alaşımları 4XXX Serisi	5
1.2.1.5 İşlem Alaşımları 5XXX Serisi	5
1.2.1.6 İşlem Alaşımları 6XXX Serisi	5
1.2.1.7 İşlem Alaşımları 7XXX Serisi	6
1.2.1.8 İşlem Alaşımları 8XXX Serisi	6
1.2.2. Döküm Alaşımları	6
1.2.2.1 Ticari Saflıktaki Döküm Alaşımları	7
1.2.2.2 Al-Cu Döküm Alaşımları	7
1.2.2.3. Al-Si Döküm Alaşımları	7
1.2.2.4 Al-Mg Döküm Alaşımları	8
1.2.2.5 Al-Zn Döküm Alaşımları	8
1.2.2.6 Al-Sn Döküm Alaşımları	8
2. İKİZ MERDANE DÖKÜM YÖNTEMİ	9
2.1 İkiz Merdane Döküm Yönteminin Avantajları ve Dezavantajları	12
2.2. İkiz Merdane Döküm Yönteminde Döküm Kalitesini Etkileyen Parametreler	12
2.2.1. Sıcaklık	12

2.2.2. Döküm Hızı	13
2.2.3. Döküm Dudağı (Tip) ve Döküm Aralık Eksenini Arasındaki Mesafe	13
2.2.4. Besleme Kutusu (Headbox) Metal Seviyesi	13
2.2.5. Tane İnceltme	14
2.2.6. Döküm Merdaneleri	14
2.2.7. Döküm Dudağı (Tip)	14
2.2.8. Grafit Püskürtme	15
3. TERMOMEKANİK İŞLEMLER	16
3.1 Soğuk İşlem	16
3.2. Toparlanma	17
3.3. Homojenizasyon	17
3.4. Parçacık Uyarımlı Çekirdekleşmenin Etkisiyle Yeniden Kristalleşme	18
3.4.1 Deforme Edilmiş İki Fazlı Alaşımlarda Mikro yapı	19
3.4.2. İkinci Faz Parçacıklarının Tane Sınırlarıyla Etkileşimi	19
4. ÇALIŞMANIN AMACI	21
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	22
5.1. Kimyasal Kompozisyon Analizi	22
5.2. Termomekanik İşlemler	22
5.2.1. Haddeleme	22
5.2.2. Tavlama	22
5.3. Mikro yapı İncelemeleri	23
5.3.1. Optik Mikroskop İncelemeleri	23
6. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ	24
6.1. Mikro Yapı İncelemeleri	24
6.1.1 AA1050 Döküm Mikro Yapı İncelemeleri	24
6.1.2 AA3003 Döküm Mikro Yapı İncelemeleri	29
6.1.3 AA1050 Haddeleme ve Tavlama Sonrası Yapı İncelemeleri	33
6.1.4 AA3003 Haddeleme ve Tavlama Sonrası Yapı İncelemeleri	41
7. SONUÇLAR	50
KAYNAKLAR	52
ÖZGEÇMİŞ	54

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Bu çalışmada kullanılan bazı simgeler ve kısaltmalar açıklamaları ile birlikte aşağıda verilmiştir.

gr	:Gram
cm	:Santimetre
N	:Newton
AA	:Alüminyum Birliği
DC	:Doğrudan Çil Döküm
PUÇ	:Parçacık Uyarımlı Çekirdekleşme
İMD	:İkiz Merdane Döküm Yöntemi
µm	:Mikrometre
%ağ	:Ağırlıkça Yüzde

ŞEKİLLER DİZİNİ

1.1. Alüminyumun alaşım elementleri ile yaptığı alaşımlar	3
2.1 İkiz merdane döküm makinesinin şematik görünümü	10
2.2 İMD Yönteminde Merdaneler Arasında Katılaşma ve Haddelme İşlemi	11
6.1. AA1050 döküm hali, (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	24
6.2. AA1050 döküm hali, 100 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	25
6.3. AA1050 döküm hali, 150 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	25
6.4. AA1050 döküm hali, 200 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	25
6.5. AA1050 döküm hali, 250 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	25
6.6. AA1050 döküm hali, 300 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	26
6.7. AA1050 döküm hali, 350 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	26
6.8. AA1050 döküm hali, 400 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	26
6.9. AA1050 döküm hali, 450 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	26
6.10. AA1050 döküm hali, 500 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	27
6.11. AA1050 döküm hali (a) Döküm (b) 100 °C (c) 150 °C (d) 200 °C (e) 250 °C'de 4 saat tavlanan numunelerin polarize mikro yapı fotoğrafları (ölçek: 200 µm)	28
6.12. AA1050 döküm hali (f) 300 °C (g) 350 °C (h) 400 °C (i) 450 °C (j) 500 °C'de 4 saat tavlanan numunelerin polarize mikro yapı fotoğrafları (ölçek: 200 µm)	28
6.13. AA3003 döküm hali, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	29
6.14. AA3003 döküm hali 100 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	29
6.15. AA3003 döküm hali 150 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	29
6.16. AA3003 döküm hali 200 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	30
6.17. AA3003 döküm hali 250 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	30
6.18. AA3003 döküm hali 300 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	30
6.19. AA3003 döküm hali 350 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	30
6.20. AA3003 döküm hali 400 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	31
6.21. AA3003 döküm hali 450 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	31
6.22. AA3003 döküm hali 450 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	31
6.23. AA3003 döküm hali (a) Döküm (b) 100 °C (c) 150 °C (d) 200 °C (e) 250 °C'de 4 saat tavlanan numunelerin polarize mikro yapı fotoğrafları	32
6.24. AA3003 döküm hali (f) 300 °C (g) 350 °C (h) 400 °C (i) 450 °C (j) 500 °C'de 4 saat tavlanan numunelerin polarize mikro yapı fotoğrafları	32

6.25. AA1050 hadde ve tav 450 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	33
6.26. AA1050 hadde ve tav 520 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	34
6.27. AA1050 hadde ve tav 560 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	34
6.28. AA1050 hadde ve tav 580 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	34
6.29. AA1050 hadde ve tav 520 °C, 8 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	35
6.30. AA1050 hadde ve tav 560 °C, 8 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	35
6.31. AA1050 hadde ve tav 580 °C, 8 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	35
6.32. AA1050 hadde ve tav 520 °C, 16 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	36
6.33. AA1050 hadde ve tav 560 °C, 16 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	36
6.34. AA1050 hadde ve tav 580 °C, 16 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	36
6.35. AA1050 hadde ve tav 520 °C, 24 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	37
6.36. AA1050 hadde ve tav 560 °C, 24 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	37
6.37. AA1050 hadde ve tav 580 °C, 24 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	37
6.38. AA1050 haddelenip (a) 450 °C 4saat (b) 520 °C 4 saat (c) 520 °C 8 saat (d) 520 °C 16 saat (e) 520 °C 24 saat tavllanmış numunelerin polarize fotoğrafları	38
6.39. AA1050 haddelenip 560 °C’de (a) 4saat (b) 8 saat (c) 16 saat (d) 24 saat tavlanmış numunelerin polarize fotoğrafları	39
6.40. AA1050 haddelenip 580 °C’de (a) 4saat (b) 8 saat (c) 16 saat (d) 24 saat tavlanmış numunelerin polarize fotoğrafları	40
6.41. AA3003 hadde ve tav 480 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	41
6.42. AA3003 hadde ve tav 520 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	41
6.43. AA3003 hadde ve tav 560 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	42
6.44. AA3003 hadde ve tav 580 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	42
6.45. AA3003 hadde ve tav 520 °C, 8 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	42
6.46. AA3003 hadde ve tav 560 °C, 8 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	43
6.47. AA3003 hadde ve tav 580 °C, 8 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	43
6.48. AA3003 hadde ve tav 520 °C, 16 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	43
6.49. AA3003 hadde ve tav 560 °C, 16 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	44
6.50. AA3003 hadde ve tav 580 °C, 16 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	44
6.51. AA3003 hadde ve tav 520 °C, 24 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	44
6.52. AA3003 hadde ve tav 560 °C, 24 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	45
6.53. AA3003 hadde ve tav 580 °C, 24 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey	45

- 6.54. AA3003 haddelenip (a) 480 °C 4saat (b) 520 °C 4 saat (c) 520 °C 8 saat (d) 520 °C 16 saat (e) 520 °C 24 saat tavlanmış numunelerin polarize fotoğrafları 46
- 6.55. AA3003 haddelenip 560 °C’de (a) 4saat (b) 8 saat (c) 16 saat (d) 24 saat tavlanmış numunelerin polarize fotoğrafları 47
- 6.56. AA3003 haddelenip 580 °C’de (a) 4saat (b) 8 saat (c) 16 saat (d) 24 saat tavlanmış numunelerin polarize fotoğrafları 48

ÇİZELGELER DİZİNİ

1.1. İşlem Alaşımlarının AA standartlarına Gösteriliş Biçimleri	4
1.2. Döküm Alaşımlarının AA standartlarına Gösteriliş Biçimleri	7
5.1 AA1050 ve AA3003 alaşımlarına sahip numunelerin kimyasal kompozisyonları	22

1. GİRİŞ

1.1. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları

Demir dışı metaller demir esaslı metallere göre hafiflik, korozyona dayanıklılık, yüksek ısı ve elektriksel iletkenlik, güzel görünüş ve kolay işlenebilme gibi bazı üstün özellikleri nedeniyle endüstride önemli kullanım alanına sahiptirler. 19. yüzyılın ikinci yarısından beri, diğer metallerle karşılaştırıldığında, alüminyum endüstriyel çapta üretimi yapılan yeni metallerden biri olmasına rağmen, bugün bakır, kurşun, kalay ve çinko gibi tüm demir dışı metallerin toplam kullanımından daha fazla miktarda kullanılır.

Alüminyumun kullanımını arttıran özelliklerinin başında hafifliği gelmektedir. Özgül ağırlığı $2,7 \text{ gr/cm}^3$ olup demirinkinin üçte biri kadardır. Alaşımsız halde çekme mukavemeti 90 N/mm^2 civarında olmasına karşın alaşımlandırma ile kolayca 220 N/mm^2 ve ısıl işlemle (çöktürme sertleştirilmesi) 440 N/mm^2 'ye yükseltilebilir. Bu değer yapı çeliğinin mukavemetine yakındır. Özgül mukavemet çekme mukavemeti/özüml ağırlık olarak tanımlandığına göre alüminyum alaşımlarının özüml mukavemetinin yapı çeliklerinin üç katına yakın olduğu kolayca görülür. Bu nedenle alüminyum alaşımları hafifliğin önemli olduğu taşıt araçları ve uçak üretimine çok elverişlidir.

Arı alüminyum elektriksel iletkenliği yüksek olup bakırinkinin %60 ı kadardır. Diğer taraftan bakırın özüml ağırlığının alüminyumunkinin üç katından fazla olduğu göz önüne alınırsa birim ağırlık başına düşen iletkenlik yönünden bakırdan daha üstün olduğu görülür. Bu nedenle geniş açıklıklı yüksek gerilim hatlarında çelik taşıyıcılarla birlikte en uygun iletken alüminyumdur.

Yüzey merkezli kübik kafese sahip alüminyum büyük ölçüde plastik şekil değiştirebilir. Haddelme sonucu %99 oranında plastik şekil değiştirerek folyo (çok

ince tabaka) haline getirilebilir. Ayrıca toksit olmadığından gıda endüstrisinde ve paketlenme işlemlerinde çok yaygın olarak kullanılır.

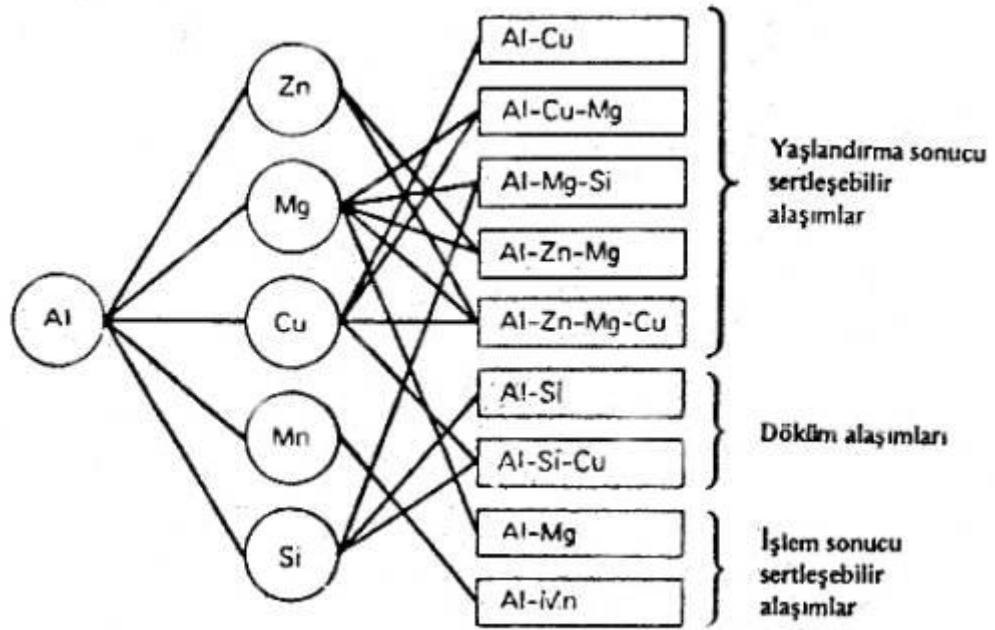
Alüminyumun diğer bir üstün özelliği korozyona dayanıklılıktır. Yüzeyinde oluşan oksit tabakası alüminyum korozyona karşı korur. Ayrıca anodizasyon veya eloksal işlemi ile bu koruyucu tabakalarının kalınlığı artırılabilir. Ancak alkali eriyikler bu oksit tabakasını bozduğundan koruyuculuk etkisi kaybolur. Bu nedenle yapılarda harç, sıva gibi kireç içeren malzemelerin alüminyum elemanlara sürülmemesi gerekir. İnşaat süresinde bu elemanların üzeri bir bantla örtülmelidir [Onaran, 1995].

1.2. Alüminyum Alaşımlarının Çeşitleri

Saf Alüminyum yumuşak ve sünektir. Belirli bir seviyede mekanik özellikler istenen ana kullanım alanları söz konusu olduğunda bu özellik saf bir metalin sağlayabileceği belirli sınırlar içerisinde kalmaktadır. Bu sebeple fiziksel, mekanik ve işlenebilirlik özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla diğer metallerle alaşımlandırılır [Conserva et al, 1992].

Birçok metalik element alüminyum ile alaşım yapmaktadır. Ancak bunların bir kısmı ticari olarak kullanılabilen alaşımlardır. En genel kullanılan alaşım elementleri Cu, Si, Zn, Mg ve Mn'dır. Şekil 1.1'de görüldüğü gibi bu elementler alüminyumun ana özelliklerini geliştirmek amacıyla yalnız başlarına veya çeşitli kombinasyonlarla ilave edilirler [Hatch, 1984].

Alüminyum ve alaşımlarının sınıflandırılmasında birçok sistem vardır ve sınıflandırmalar istenen alaşımın doğru olarak belirlenmesini kolaylaştıran sembollerden oluşmaktadır. Aralarında en çok kullanılan standart ise Alüminyum Birliği'nin kullandığı standarttır ve AA olarak gösterilmektedir. Alüminyum alaşımları işlem ve döküm alaşımları olmak üzere iki şekilde gösterilir [Conserva et al, 1992; Askeland et al, 2006].



Şekil 1.1. Alüminyumun alaşım elementleri ile yaptığı alaşımlar [Altenpohl, 1982]

1.2.1. İşlem Alaşımları

İşlem alaşımları plastik deformasyon yoluyla şekillendirilen alaşımlardır. Bu grubu yaşlandırma işlemini uygun ve yaşlandırma işlemine uygun olmayanlar olmak üzere iki gruba ayırabiliriz. İşlem alaşımlarının sınıflandırılmasında 4 haneli rakam kullanılır. İlk rakam temel alaşım elementini gösterir. İkinci rakam ise alaşımda yapılan bileşim değişikliğini veya yabancı madde limitlerini belirtir. Örneğin, AA1060 alaşımı; %99,60 Alüminyum taşıdığı anlamına gelmektedir. Tablo 1.1’de alüminyumun içerdiği alaşım elementlerine göre dizilişi bulunmaktadır. İşlem alaşımları, döküm alaşımlarına nazaran belirgin bir biçimde kompozisyon ve mikro yapısal özellikleri bakımından farklıdır [Askeland, 2006].

Tablo 1.1. İşlem Alaşımlarının AA standartlarına Gösteriliş Biçimleri [Askeland 2006].

İşlem Alaşımları	Alaşım Elementi	Yaşlandırılabilir
1XXX	Min %99 Saflıkta Alüminyum	Hayır
2XXX	Al-Cu ve Al-Cu-Li	Evet
3XXX	Al-Mn	Hayır
4XXX	Al-Si Al-Mg-Si	Evet
5XXX	Al-Mg	Hayır
6XXX	Al-Mg-Si	Evet
7XXX	Al-Mg-Zn	Evet
8XXX	Al-Li, Sn, Zr, B	Evet
9XXX	Kullanılmayan Seri	-

1.2.1.1. İşlem Alaşımları 1XXX Serisi

Bu seri yüksek saflıkta alüminyum içerir. Bu alaşımların karakteristik özellikleri; mükemmel korozyon direnci, yüksek ısı ve elektrik iletkenliği, düşük mekanik özelliği ve mükemmel işlenebilirlikleriyle sınıflandırılabilirler. %99 ve daha yüksek saflıktaki alüminyum içeren bu seri elektrik ve kimya endüstrisinde önemli rol oynar [Metals Handbook, 1990].

1.2.1.2. İşlem Alaşımları 2XXX Serisi

2XXX serisinin ana alaşım elementi bakırdır. Bu alaşımlara genelde çözelti ısıtıl işlemi uygulanması ile karbonlu çeliklerin mekanik özelliklerine benzer özellik elde edilebilir. Bu seri genelde uçakların kanat yüzeylerinde kullanılır [Metals Handbook, 1990].

1.2.1.3 İşlem alaşımları 3XXX Serisi

3XXX serisinin ana alaşım elementi mangandır. Bu alaşımlara genelde ısıtıl işlem uygulanmadığı halde 1XXX serisi alaşımlardan %20 oranında daha mukavimlerdir. Bu seri alaşımlarda yiyecek konserve kutularında, mutfak takımlarında, depolama tanklarında kullanılmaktadır [Metals Handbook, 1990].

1.2.1.4 İşlem Alaşımları 4XXX Serisi

4XXX serisinin ana alaşım elementi silisyumdur. Silisyum yeterli miktarda eklendiğinde (%12 civarında) gevreklik oluşturmada ergime aralığının daralmasına neden olur. Bu sebepten dolayı alüminyumı bağlamak üzere kaynak teli ve sert lehim alaşımları kullanılır [Metals Handbook, 1990].

1.2.1.5 İşlem Alaşımları 5XXX Serisi

5XXX serisinin ana alaşım elementi magnezyumdur. Magnezyumun alüminyuma ilavesi, deniz suyu korozyonuna karşı yüksek mukavemet, çekme ve yorulma mukavemetlerinde iyileşme de dahil olmak üzere arzu edilen birçok özellik kazandırır. Magnezyuma, mangan katıldığında yüksek mukavemetli işlem sertleşmesi gösteren ana alaşım ortaya çıkar. 5XXX serisindeki alaşımlar iyi kaynak yapılabilme özelliğine sahiptirler ve korozyon dirençleri yüksektir. Daha çok gemilerde, vinç parçalarında ve otomotiv sektöründe kullanılmaktadır [Metals Handbook, 1990].

1.2.1.6 İşlem Alaşımları 6XXX Serisi

6XXX serisinin alaşımları (Mg_2Si) yapısında silisyum ve magnezyum içerirler. 2XXX ve 7XXX serisi alaşımları ile aynı mukavemet değerine sahiptirler fakat 6XXX serisi alaşımları şekillenebilme, kaynaklanabilirlik, işlenebilme ve korozyon dirençleri açısından daha iyidirler. Bu alaşımların korozyona gösterdikleri direnç, saf alüminyumun gösterdiği dirence kıyasla daha düşüktür. Mimari uygulamalarda, köprü korkuluklarında ve kaynaklı yapılar kullanım alanlarına örnektir [Metals Handbook, 1990].

1.2.1.7 İşlem Alaşımları 7XXX Serisi

7XXX serisinin ana alaşım elementi %1 ile %8 aralığında değişen çinkodur. Bileşim bakımından %8'e kadar çinko, %4 magnezyum, %3 bakır ve düşük miktarlarda krom, titanyum, mangan veya nikel ihtiva ederler. Küçük oranlarda magnezyum ilavesi ile ısıtıl işlem yapabilme kabiliyeti kazandırılır ve ısıtıl işlem yapılarak yüksek mukavemet değerleri en yüksek olanlardır. 2. Dünya savaşı esnasında hava kuvvetlerinde kullanılmak üzere geliştirilmiştir [Metals Handbook, 1990].

1.2.1.8 İşlem Alaşımları 8XXX Serisi

8XXX serisi, alüminyum ön alaşımları olarak adlandırılır. Alüminyum ön alaşımları, sıvı metalin içine katıldığında amaçlanan bir kimyasal bileşimi veya tane küçültme gibi işlemleri gerçekleştiren alüminyum ana metalli alaşımlardır. Alaşım elemanlarının saf metal durumunda sıvı alüminyum içinde eritilmesi ergime derecelerinin farklılığı sebebiyle zorluk yaratmaktadır. %5'lik Al-Ti ön alaşımının ergime derecesi saf titanyumun kullanılırsa ocaktaki tüm sıvı alüminyumun sıcaklığını çok yüksek derecelere çıkartmak gerekmektedir. Bu hem enerji israfı hem de alaşım içindeki öteki elemanların miktar ve dağılımı açısından sakıncalı bir durum yaratmaktadır. Alüminyum ön alaşımlarının bir diğer faydası da az olanlardan katılan alaşım elemanlarının homojen olarak dağılımının kolayca sağlanabilmesidir [Metals Handbook, 1990].

1.2.2. Döküm Alaşımları

Genel alüminyum döküm alaşımlarının çoğu, alaşımlara düşük erime sıcaklığı, iyi akışkanlık ve iyi dökülebilirlik özelliği veren yeterli miktarda silisyum içermektedir. Akışkanlık, sıvı metalin döküm kalıbına doğru yol alırken erken katılaşmadan hareketini sürdürmesine, dökülebilirlik ise alaşımdan kolayca ve iyi bir döküm elde edebilme özelliği anlamına gelmektedir [Askeland 2006].

Tablo 1.2. Döküm Alaşımlarının AA standartlarına Gösteriliş Biçimleri [Askeland 2006].

Döküm Alaşımları	Alaşım Elementi	Yaşlandırılabilir
1XX.X	Ticari Saflıkta Alüminyum	Hayır
2XX.X	Al-Cu	Evet
3XX.X	Al-Si-Cu veya Al-Mg-Si	Bazıları
4XX.X	Al-Si	Hayır
5XX.X	Al-Mg	Hayır
7XX.X	Al-Mg-Zn	Evet
8XX.X	Al-Sn	Evet
9XX.X	Kullanılmayan Seri	-

1.2.2.1 Ticari Saflıktaki Döküm Alaşımları

Bu seride %99.0, 99.5 ve 99.7 saflık içeren alüminyum alaşımları yüksek elektriksel özelliklerinden dolayı bir transistör elemanı olan kollektor bileziği veya iletken çubuğu olarak kullanılmaktadır [Hatch, 1984].

1.2.2.2 Al-Cu Döküm Alaşımları

Amerika'da ilk kullanılan döküm alaşımı %8 bakır içeren bir alaşım çeşididir. Daha sonra bu alaşım grubuna Zn, Si ve Ni alaşımlayıcıları ilavesiyle daha yüksek performans sergileyen alaşımlar elde edilmiştir. Yapısında bakır içerdiği için ısıtım işlemi uygulanarak yaşlandırılabilir alaşım grubundadır. İçten yanmalı motorların pistonlarında, uzak mekiği parçaları üretiminde kullanılabilirler [Hatch, 1984].

1.2.2.3. Al-Si Döküm Alaşımları

Silisyumun ana alaşımlayıcı element olduğu alaşım grubudur, silisyumun kazandırıcı yüksek akışkanlıktan dolayı döküm kabiliyeti yüksek olan bir gruptur. Fiziksel ve mekanik özellikler bakımından geniş bir ölçüde performans göstermektedir. İkili Al-Si alaşımları yüksek korozyon direnci, iyi kaynaklanabilirlik ve düşük özgül ağırlık gibi önemli özellikleri bünyesinde barındırır. Darbe

sönümlendirici, mimari alanda alanda dekoratif amaçlı, uçak ve otomobil parçaları olarak üretilmektedir [Hatch, 1984].

1.2.2.4 Al-Mg Döküm Alaşımları

Al-Mg alaşımları mükemmel korozyon direnci, iyi işlenebilirlik ve anodik kaplama yapıldığında çekici bir görüntüye sahiptir. Al-Mg döküm alaşımları; Al-Si döküm alaşımlarına kıyaslandığında, üretiminde yolluk ve besleyicinin yeri ve boyutlarına biraz daha dikkat edilmelidir. Eriyik halde yapısında barındırdığı magnezyumdan dolayı yüksek oksitlenme eğiliminde olduğundan kontrollü bir ergitme ve dökme pratiği gerekmektedir [Hatch, 1984].

1.2.2.5 Al-Zn Döküm Alaşımları

Geçmişte kullanılan birçok Al-Zn alaşımı bugün pek kullanılmamaktadır. Al-Zn-Mg alaşımlarının çekme özellikleri, dökülmüş durumundan geçen kısa süre içinde oda sıcaklığında yaşlanmaya uğrar. Çökelme sertleşmesi olur. Kaliteli bir döküm yapabilmek için iyi soğutma ve alaşımı dengeli besleme içinse dikkatli yolluk tasarımı yapılmalıdır. Bu alaşımların kokil dökümleri çok daha zordur çünkü sıcak çatlama olabilir [Hatch, 1984].

1.2.2.6 Al-Sn Döküm Alaşımları

Yük taşıma kapasiteleri ve yorulma dayanımları yüksektir. İçten yanmalı motorlarda yağlama yağının yaptığı aşındırıcı etkiye dayanıklılık, yatak metalleinde çok önemlidir ve bu alaşımlar, diğer bütün metallere göre bu konuda üstündürler. Al-Sn alaşımlarında yollukların dikkatli denetimi, gözeneksiz yapı elde etmek için zorunludur. Böylece sıcak çatlama olasılığının üstesinden gelinebilir [Hatch, 1984].

2. İKİZ MERDANE DÖKÜM YÖNTEMİ

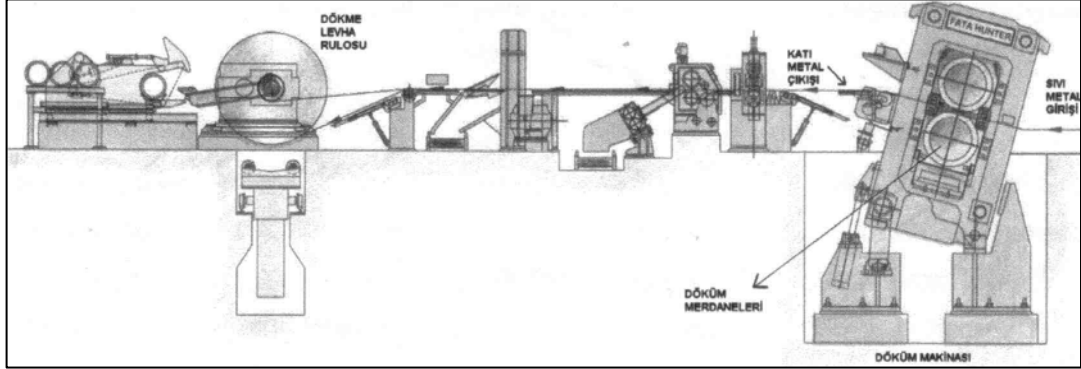
İkiz merdane döküm yöntemi sürekli döküm ile sıcak haddelemeyi tek aşamada gerçekleştiren yatırım maliyeti bakımından geleneksel döküm sistemlerine kıyasla daha ekonomik bir döküm yöntemidir. Yatırılan sermayenin en yüksek geliri sağlayacak özellikteki üretim metoduyla alüminyum ürünlerinin üretiminde dünya genelinde kabul görmüş bir sistemdir.

1846 yılında Sir Henry Bessemer İkiz merdane döküm makinesinin tasarımını yaparak patentini almıştır. Bu tasarımda birbirine ters yönde yatay ekseninde dönen su soğutmalı merdanelerin arasındaki boşluğa tutma fırınından gelen ergimiş metal yukarıdan beslenerek yapılmaktaydı. Fakat döküm şeritlerindeki dökümden kaynaklı hataların varlığı ticari anlamda bu uygulamanın faaliyete geçmesini engellemiştir. 1951 yılında Hazelett, yöntemi geliştirdi ve Hunter dökümse İMD teknolojisini ticari anlamda uygulanabilir bir seviyeye getirdi. Bessemer'in tasarımında ergimiş metal V şeklindeki merdane aralığından beslenerek aşağıya doğru levha dökümü alınırken, Hunter, bundan farklı olarak ergiyik metalin dağılımını daha düzenli ve kontrollü hale getiren yukarı doğru besleme sistemiyle ikiz merdane döküm yöntemine farklı bir açılım getirmiştir. İkiz merdane döküm yöntemi çeşitli levha ve folyo malzemeleri için alüminyum sanayinde önemli bir yere sahip bir sistem olmuştur [Eraktan, 1991].

1950'li yılların başında direk soğutmalı ingot dökümüyle başlayan klasik levha üretimine alternatif olarak ortaya çıkan ikiz merdane sürekli levha döküm yöntemi; kendine has malzeme özellikleri ve klasik yöntemle kıyaslandığında enerji, işçilik yatırım ve işletme maliyetlerinde getirdiği ekonomik avantajlardan dolayı kısa sürede benimsenmiş ve dünya çapında birçok orta ve küçük ölçekli alüminyum levha üreticisinin standart prosesi haline gelmiştir [Vangala et al, 1992].

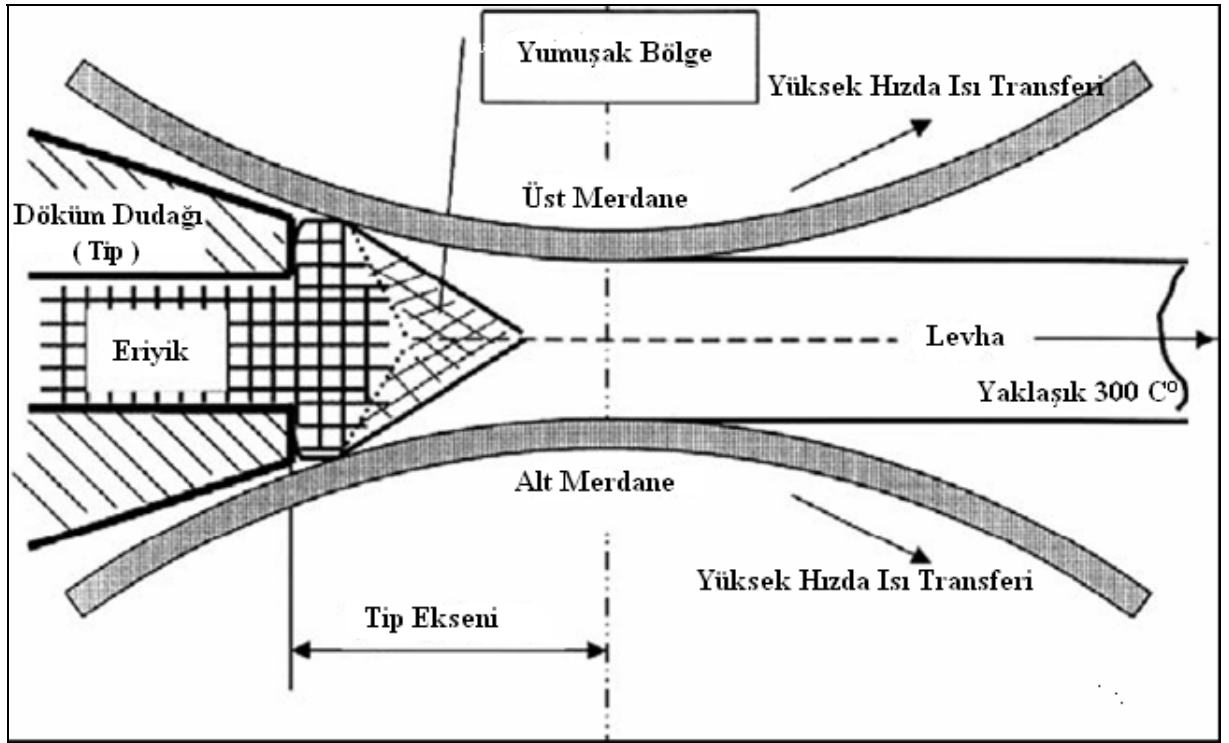
Sürekli alüminyum levha dökümü kısaca ön işlemleri ve rafinasyonu yapılmış metalin belli bir sıcaklıkta özel bir seramik besleyici (döküm dudağı) tarafından içlerinden su ile soğutulur. Birbirlerine zıt yönde dönen iki merdane arasında beslenmesi ve merdaneler arasında katılaşp, merdane aralığı ile belirlenen kalınlıkta

belli bir oranda haddelendikten sonra levha halini alması olarak tanımlanabilir. Bu yöntemle 3 mm ile 10 mm kalınlık aralığında üretilen levhalar, başka bir işleme gerek duymaksızın, doğrudan soğuk haddelenebilmektedir [Vangala et al, 1992].



Şekil 2.1 İkiz merdane döküm makinesinin şematik görünümü [Eraktan, 1991]

Merdane dökümünde, ergimiş metal ters yönlerde dönen içten su soğutmalı iki merdane arasındaki boşluğa döküm dudağıyla beslenir. Sıvı metal merdanelerle temas eder, katılaşır ve gittikçe artan bir kalınlık azalmasına maruz kalarak merdaneler arasındaki boşlukta ilerler. Bu döküm yönteminin doğası gereği, katılaşmış levha ile merdaneler arasında temas noktasındaki katılaşmadan kaynaklanan çekilmeye rağmen, levha ile merdaneler arasındaki pozitif temas devam etmekte; bu nedenle de ısı transferi de mevcudiyetini sürdürmektedir. Merdaneler arasındaki ilk temas bölgesinin ilerisinde katılaşmış levhada bir miktar sıcak haddeleme etkisi yer almaktadır. Nihayetinde soğumaya hazır levha merdanelerin çıkış kısmında gergi altında çıkmaktadır [Daaland et al, 1997; Randy et al 1995; Romanowski, 1996].



Şekil 2.2 İMD Yönteminde Merdaneler Arasında Katılma ve Haddeme İşlemi
[Sun et al, 2008]

İnce levha dökümü için kesin bir uygulama olan yağlama işlemi gereklidir. Yağlayıcı levhanın merdaneye yapışmasını önler ve yağlayıcının miktarı merdane hızı, levha kalınlığı ve alaşımın cinsine bağlıdır. İMD yönteminde levhanın katılmasının, belli oranda sıcak haddeme etkisiyle beraber gerçekleşmesi, ilaveten bir sıcak işlem aşamasına gereksinim duymayacağından enerji ve üretim maliyetlerinde de azalma sağlayacaktır [Haga et al, 2004; Yun et al 2000]. Katılma, sıvı metalin merdaneye ilk temas ettiği noktada başlar ve daha sonra ısı merdaneler tarafından alındıkça katılma alanı içeri doğru genişleyerek ilerler ve merkezde her iki yüzeyin birleşmesiyle son bulur.

İMD yönteminde katılmanın yüksek hızlarda gerçekleşmesi yapının çok ince bir dendritik ağdan oluşmasına yol açar. Bu nedenle döküm yapısında alaşım elementlerinin dağılımındaki heterojenlik yani segregasyon mikro ölçekte gerçekleşir. Hızlı katılma şartlarında alaşım elementlerinin alüminyumdaki çözünürlükleri önemli ölçüde arttığından aşırı doymuş intermetaliklerin çoğu alüminyumca zengin ve yarı kararlıdır [Biol ve ark., 1997]. Fe, Si gibi alaşım

elementleriyle aşırı doymuş yapı soğuk haddeleme esnasında diğer yöntemlerle üretilen levhalara göre daha yüksek mukavemet sergiler. Bundan başka soğuk haddelemeden sonra döküm levhaları, daha yüksek yeniden kristalleşme sıcaklığı göstermiştir [Zhou, 2002].

2.1 İkiz Merdane Döküm Yönteminin Avantajları ve Dezavantajları

Döküm esnasında sadece katılaşmanın gerçekleştiği diğer yöntemlerde üretilen ürünlerin kalınlıkları ingot için 600 - 300 mm arasında, ince slab içinse 30-15 mm arasında olmasından dolayı dökümü takip eden bir sıcak haddeleme işlemine gerek duyulmaktadır. Aynı zamanda bu yöntemlerde ingot veya slab yüzeyinde görülen yüksek oranda makro segregasyonların, sıcak haddelemeden önce freze ile giderilmesini gerekli kılar. Ayrıca ingotun veya slabın döküldükten sonra tekrar sıcak haddeleme sıcaklığına ısıtılması da bu yöntemlerde görülen bir başka süreç adımıdır. Çift merdaneli sürekli alüminyum levha döküm yönteminde ise döküm kalınlığı 2-10 mm arasındadır [Martins et al, 2009]. Aynı zamanda döküm esnasında uygulanan haddelemeden, dolayı yüzey kalitesi çok iyidir. Bu durum çift merdaneli sürekli alüminyum levha döküm yönteminin, diğer yöntemlere göre hem yatırım maliyetinin hem de işletme maliyetinin düşük olmasını sağlar [Edmonds et al, 1994].

2.2. İkiz Merdane Döküm Yönteminde Döküm Kalitesini Etkileyen Parametreler

2.2.1. Sıcaklık

Metalin akışkanlık kontrolü için sıcaklığın üniform olması şarttır. Metal çok sıcak ise merdane ile tip arasından zemine akabilir. Metal çok soğuk ise tip içerisinde donma veya özellikle dökülen levhanın kenarında donmalar sonucu girintili çıkıntılı yüzeyler meydana gelir. Döküm için uygun sıcaklıklar alaşım cinsine bağlı olarak

değişmektedir. Döküm sıcaklıkları besleme kutusunda (headbox) ölçülür ve kontrol altına alınır [Çapan, 2003].

2.2.2. Döküm Hızı

Uygun döküm hızı alaşımın cinsine, levha kalınlığına bağlıdır. Alüminyumun saflığı arttıkça döküm hızı artmakta, alaşım elementlerinin miktarı arttıkça azalmaktadır. Döküm hızları alaşım cinsine göre ayrı ayrı belirlenmiştir [Çapan, 2003].

2.2.3. Döküm Dudağı (Tip) ve Döküm Aralık Ekseni Arasındaki Mesafe

Döküm dudağı ve döküm aralık ekseni arasındaki mesafe kısaca “tip ekseni” olarak adlandırılır. Deformasyon miktarını belirleyen en önemli parametredir. Tip ekseni değerinin yüksek olması deformasyon miktarını artırırken, düşük olması azaltmaktadır. Tip ekseni değerinin hat hızı ve merdane kabuğunun ömrü üzerinde de etkileri vardır. Eksen değerinin yüksek olması döküm hızında küçük miktarda artmalara neden olurken merdane kabuğu ömrünü olumsuz yönde etkilemektedir [Çapan, 2003].

2.2.4. Besleme Kutusu (Headbox) Metal Seviyesi

Besleme kutusunun ana görevi tip içerisine ve dolayısıyla merdane aralığına belirli hidrostatik basınçta sıvı metal besleyerek metal seviyesini oluşturmak ve kontrol etmektir. Seviyenin az olması levhanın belirli yerlerinde beslenme problemi yaratırken, fazla olması levha bombesinin artmasına, döküm dudağının (tip) kırılmasına ve sıvı metalin merdane aralığından akmasına neden olur [Çapan, 2003].

2.2.5. Tane İnceltme

Sonradan yapılacak şekillendirme işlemlerindeki kaliteyi sağlamak için döküm levhasının tane boyutunun yakından kontrolü şarttır. Bu sebepten soğuk haddeleme işleminin başlangıcından itibaren tane yapısının eşit ve belli boyutta olması önemlidir. Tane inceltme işlemi gaz giderme ünitesi içerisine aşılایıcı olarak Al-Ti-B alaşımı ilavesi yapılır. Al-Ti-B alaşımı tel halinde ve bir besleme makinesi tarafından sabit hızda sürekli olarak sıvı metal içerisine verilir. Nihai tane boyutu döküm sıcaklığının, tip ekseninin ve hat hızının artması ile ters orantılı olarak azalmaktadır [Çapan, 2003].

2.2.6. Döküm Merdaneleri

Döküm merdane kabuğu (shell), belirli firmalar tarafından geliştirilmiş özel alaşımlı malzemelerdir. Bu kabuk, yüzeyinde su kanalları olan miller üzerine sıcak geçme yöntemiyle geçirilerek döküm merdaneleri oluşturulmaktadır. Döküm işlemi sırasında merdaneler meydana gelen termal şok etkisi ile çatlamaya başlar. Çatlak derinliklerinin artması döküm levha kalitesi açısından istenmezken aynı zamanda belirli bir çatlak ilerleme hızı artacağından merdane ömrü olumsuz etkilenir. Döküm merdaneleri üretilen alaşımın cinsine bağlı olarak 700-1000 ton üretim sonrasında sökülerek çatlaklar tamamen giderilinceye kadar tornalanır. Tornalama işleminin ardından merdaneler taşlama tezgahında işlem görerek yüzey pürüzlülüğü ve bombe değeri oluşturulur [Çapan, 2003].

2.2.7. Döküm Dudağı (Tip)

Dökme levhanın kalitesini belirleyen en önemli parametrelerden biri de döküm dudağıdır. Seramik plakalardan özel olarak imal edilir. Dış şekli merdane yarıçapına uygun ve merdane aralığına yerleştirmeye izin verecek şekilde belirlenmiştir. İç tasarımı ise metalin her noktada eşit sıcaklık ve basınç değerini

sağlayacak şekilde alaşım cinsine ve levha ölçülerine göre belirlenmiştir [Çapan, 2003].

2.2.8. Grafit Püskürtme

Sürekli levha dökümünde metalin merdanelere yapışmaması için püskürtme nozülleri ile merdaneler üzerine grafit çözeltisi gönderilir. Çözelti bir ara yüzey filmi oluşturarak metalin merdanelere yapışmasını engeller. Kolloidal grafit belirli konsantrasyonlarda su ile hazırlanarak merdane yüzeylerine püskürtülür. Püskürtme miktarı ve grafit konsantrasyonunun artması yapışma riskini ortadan kaldırırken levhanın koyu gri renk almasını sağlar. Ayrıca fazla miktardaki grafit levha ile birlikte taşınacağından daha sonraki soğuk hadde yağına karışır ve yağın kirlenmesine yol açar [Çapan, 2003].

3. TERMOMEKANİK İŞLEMLER

3.1 Soğuk İşlem

Soğuk işlem malzemeye plastik şekil verme yöntemleri ile uygulanır. Deformasyon esnasında metalin mikro yapısı birçok şekilde değişir. Birinci olarak tanelerin şeklinde bir uzama ve toplam tane sınırı alanında bir artış gözlenir. Yeni tane sınırları deformasyon esnasında oluşur ve bu durum deformasyon esnasında sürekli üretilen dislokasyonların birleşmesiyle meydana gelir. İkinci gözlenen özellik ise elektron mikroskopu seviyesinde gözlenebilen tanelerin içinde görülen iç yapılarıdır. Bu durum dislokasyonların toplaşmasından meydana gelmektedir [Humphreys, 2004].

Akma gerilmesinden daha yüksek gerilme uygulandığında malzemenin içinde bulunan dislokasyonlar kaymaya başlar. Sonunda, kayma düzleminde hareket eden bir dislokasyon, dislokasyon çizgisi uçlarını tutan engellerle karşılaşır. Gerilme uygulanmaya devam edildiğinde dislokasyon hareketine merkezden kavislenerek halka oluşturma kadar devam edebilir ve dislokasyon halkayı tamamlayıp yeni bir dislokasyon üretilir. Bu mekanizmaya Frank-Read kaynağı adı verilir. Bu malzemede artan dislokasyon yoğunluğunun sebebini açıklamaktadır ki deformasyon esnasında sarf edilen enerjinin bir kısmı dislokasyon enerjisine çevrilerek depo edilir. Oluşan bu hataların miktarı arttıkça (örneğin 10^{10} cm^2) birbirleriyle etkileşerek malzemenin mukavemetini artırmaktadır. Soğuk işlem aynı zamanda taneleri belirli bir kristalografik doğrultu ve düzlemlerde uzamalarını ve yönlendirmelerini sağlayarak, malzemenin anizotropik davranış sergilemesine neden olur [Askeland, 2006; Kayalı, 1991].

Haddelme miktarı arttıkça çekme mukavemeti artar ve uzama azalır. Alaşımlı malzemelerde farklılıklar daha belirgindir. Geleneksel yöntemlerle üretilen alaşıma göre çekme mukavemeti % 20- % 50 daha yüksektir. Bunun nedeni ise aşırı doymuşluktur [Ing. Kamer, 1994].

Alaşımlı malzemede deformasyon artmasıyla tokluk artabilir. Bunun nedeni birincil çökeltmelerdir. Bu çökeltmeler döküm yapısında yoğun bir ağ oluşturur. % 40'ın üzerindeki bir deformasyonla bu ağ kırılır ve deformasyon daha homojen yayılarak tokluk artar [Ing. Kamer, 1994].

Eğer malzeme homojenize edilirse soğuk haddelme öncesi segregasyon azalması nedeniyle direkt dökülmüş geleneksel malzeme (DC) ile benzer davranış gösterir [Ing. Kamer, 1994].

3.2. Toparlanma

Bu safhada soğuk işlenmiş malzemedeki dislokasyonlar yeni bir düzene girerler. Bu düzen dislokasyonların daha düşük enerjiye sahip oldukları durum olup, poliganizasyon olarak isimlendirilir. Bu durumda dislokasyonlar küçük açılı sınırlar meydana getirirler. Toparlanma esnasında malzemenin mukavemet ve sertliğinde önemli bir değişiklik olmaz, dislokasyonlar yapıda alt taneler meydana getirmiş olur [Kayalı, 1991]. Soğuk işlem sırasında oluşan yoğun dislokasyon ağı, dislokasyonların hareket ederek alt tane sınırlarında kendileri yeniden düzenlemeleri sonucunda parçalanır ve malzemede dislokasyon yoğunluğu düşer [Humphreys, 2004].

3.3. Homojenizasyon

Döküm yapısındaki tane segregasyonu ve aşırı doymuşluğu azaltmak için kullanılır. Homojenizasyon tavlama sürecinin amacı, çökeltileri katı çözeltiye almak ve atomları kafes içinde homojen dağıtmaktır. Yapı içindeki hareketleriyle atomların kendilerini yeniden düzenleyip denge durumuna gelebilmesi için uygun sıcaklık ve yeterli süre olması şarttır. Tane segregasyonu ve aşırı doymuşlukta atomlar dengesiz bir durumda donmuştur. Katılaşmadan sonra, difüzyon için gerekli sıcaklıkta yeterli süre bulamamışlardır. Döküm yapısının deformasyonundan sonra atomların hızlı yer

değiştirmesi için şartlar daha müsaittir. Oluşan dislokasyon ve yapı hataları difüzyon yolunu kolaylaştırır. 550-630 °C aralığında tutmayla difüzyon gerçekleşir ve bazı deforme edilmesi zor olan fazlar dönüşürler [Puchi et al, 1995].

3.4. Parçacık Uyarımlı ekirdekleşmenin Etkisiyle Yeniden Kristalleşme

Parçacık Uyarımlı ekirdekleşme (PU) alüminyum demir ve nikel gibi birçok alaşımda gözlemlenir ve genellikle parçacık çapı 1µm'dan büyük alaşımlarda görölür. Mekanizması ise matriste bulunan deforme olmayan parçacıklar deformasyonun etkisiyle kendileri deforme olmadığından bulundukları yumuşak matristeki bölgeyi deforme ederek yerel deformasyon bölgeleri oluştururlar. Bu oluşan deformasyon bölgeleri ise malzeme ısıtılma (tavlama) girdiği zaman barındırdıkları yüksek deformasyon bölgeleri yüzünden yeniden kristalleşme mekanizmasında öncü alanlar meydana getirerek, yeniden kristalleşmeyi buradan başlatırlar. Bu deformasyon bölgesi etrafında olan yeniden kristalleşme olayına da parçacık uyarımlı yeniden kristalleşme adı verilir.

Fakat burada dikkat edilmesi gereken hususlardan en önemlisi PU için parçacıkların kritik çapta olup olmadığıdır. Deforme olmayan parçacıklar 1µm'dan büyük olmazlar ise PU yoluyla yeniden kristalleşme olmayacağı gibi bunun tam tersi istikametinde 1µm'dan küçük parçacıklar tane sınırlarında kümeleşerek tane sınırı hareketini kısıtlar, yeniden kristalleşme mekanizmasını yavaşlatıcı etkiye sahip olurlar. Bu duruma Zener Sürüklenmesi (Zener Drag) denir. Bu durum tavlama sırasında çökelen parçacıklarla sağlanacağı gibi deformasyon sırasında var olan mikron altı parçacıkların etkisiyle de meydana gelebilmektedir. Yeniden kristalleşme mekanizmasında PU ve Zener Sürüklenmesi birbiri ile yarış halindedir.

Bu mekanizmanın yanında intermetalik parçacıkların; dağılımı, birbirleri arasındaki mesafe, boyutu ve şekli de önemli parametreler arasında yer almaktadır [Humphreys, 2004].

3.4.1 Deforme Edilmiş İki Fazlı Alaşımlarda Mikro yapı

Çoğu endüstriyel alaşımlar birden fazla faz içermektedirler. Mikro yapı; matris fazı ve dağılmış ikinci faz parçacıkları olarak adlandırılır. Eğer bu parçacıklar deformasyon esnasında yapıda bulunuyorlarsa, mikro yapıyı ve tavlama davranışını etkileyeceklerdir. İki fazlı deforme edilmiş alaşımlarda en önemli yanlar şunlardır:

- Parçacıkların genel dislokasyon yoğunluğu üzerindeki etkisi. Bu durum yeniden kristalleşme için itici gücü artıracaktır.
- Parçacıkların matris içerisindeki homojen olmayan deformasyon üzerine etkisi. Bu durum yeniden kristalleşme için uygunluk ve uygulanabilirlik alanlarını etkileyebilir.
- Parçacıkların etrafındaki deformasyon yapısının doğası. Bu durum ise parçacık uyarımlı yeniden kristalleşmenin (PUÇ) olası olup olmayacağını belirler.

İkinci faz parçacıkları içeren alaşımın deformasyonu esnasında, eğer alaşımdaki parçacıklar sert, dolayısıyla deformasyona karşı direnç göstererek deforme olmuyorlarsa o zaman böylesi bir durumda deforme olmayan parçacıklar yumuşak matris içinde yerel deformasyon bölgeleri oluştururlar. Deforme olmayan parçacıkların oluşturdukları bu alanlara parçacık deformasyon alanları (particle deformation zones) adı verilir. Şekil, ara yüzey mukavemeti ve matris diğer önemli faktörler olduğu halde, parçacıkların şekli ve dağılımı bu şekildeki dislokasyon yapılarında gerinim ve parçacık boyutu ile beraber birinci dereceden öneme sahip faktörlerdir [Humphreys, 2004].

3.4.2. İkinci Faz Parçacıklarının Tane Sınırlarıyla Etkileşimi

Parçacıkların dağılımı düşük veya yüksek açılı tane sınırlarında toparlanma, yeniden kristalleşme ve tane büyümesinde büyük etki sağlayabilmektedir. Bu etkiye

zener sürüklenmesi (zener drag) denilmektedir ve büyüklüğü parçacıkların şekli, boyutu, aralarındaki mesafe ve hacim kesrine bağlıdır. Zener etkisi yeniden kristalleşmede tane sınırlarının hareketini engelleyici etkiye sahiptir. Bu yüzden tanelerin yeniden kristalleşmesinde geciktirici etkisi vardır [Humphreys, 2004].

4. ÇALIŞMANIN AMACI

Bu çalışmanın amacı, ikiz merdane döküm yöntemiyle üretilmiş AA1050 ve AA3003 alaşıma sahip levha mikro yapılarının termomekanik işlemler sonrası nasıl bir davranış sergileyeceği hakkında araştırma yapmaktır. Tavlama sıcaklığı ve zamanına bağlı olmak kaydıyla alaşımların yüzeylerinde aşırı tane büyümesi gözlenmektedir. Bu aşırı tane büyümesinin, hangi tavlama koşulları altında yapıda gözlemlendiğinin tespiti hedeflenmiştir. Levhalar üzerinde, ikiz merdane döküm yönteminin etkisiyle yapıda görülen karakteristik özellikler hakkında incelemelerde bulunulmuş, ayrıca levhalara uygulanan termomekanik işlemlerin (haddeleme ve tavlama) nihai aşamada levhada nasıl bir etki bırakacağı araştırılmıştır.

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Kimyasal Kompozisyon Analizi

AA1050 ve AA3003 alaşımlarındaki 5 mm ve 6 mm kalınlığındaki levhalardan kesilen numuneler SiC 800 no'lu zımparalar ile yüzeyleri hafif zımparalandıktan sonra etil alkol ile temizlenerek spektrometre cihazında (ThermoARL 4460 OE SPECTROMETER) kimyasal içeriği saptanmıştır.

Tablo 5.1 AA1050 ve AA3003 alaşımlarına sahip numunelerin kimyasal kompozisyonları (%ağ)

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
AA1050	0.123	0.256	0.001	0.003	0.002	0.001	0.001	0.012	99.57
AA3003	0.126	0.412	0.060	1.032	0.001	0.001	0.008	0.008	98.33

5.2. Termomekanik İşlemler

5.2.1. Haddeleme

AA1050 ve AA3003 alaşımına sahip, 5 mm ve 6 mm kalınlığındaki numuneler laboratuvar tipi hadde makinesinde sırasıyla 3 mm ve 2,3 mm kalınlığa haddelenmişlerdir. Başka bir ifadeyle numuneler sırasıyla %40 ve %61.5 deformasyona maruz kalmıştır.

5.2.2. Tavlama

Haddelenen numuneler laboratuvar tipi endüstriyel şartları sağlayan tavlama fırınına (Nabertherm) konarak gerçek manadaki tavlama şartları oluşturulması hedeflenerek tavlama sıcaklıkları 350 °C, 480 °C, 520 °C, 560 °C, ve 580 °C olarak seçilmiş olup, tavlama süresi 4, 8, 16 ve 24 saat atmosfer ortamında olacak şekilde ısıtıl işlem uygulanmıştır. Döküm numuneleri ise tav fırınında (Protherm) 100 °C, 150

°C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 350 °C, 400 °C, 450 °C ve 500 °C sıcaklıklarda 4 saat bekletilerek dışarıya alınıp, hava ortamında kendi halinde soğumaya bırakılmıştır.

5.3. Mikro yapı İncelemeleri

5.3.1. Optik Mikroskop İncelemeleri

Numunelerin tümü, döküm yönüne paralel (L) olacak şekilde hazırlanarak kalıplara alınmıştır. Ardından zımparalama (Metkon Gripo 200-1V), parlatma (Struers LaboPol-5) ve elektrolitik dağlama (Struers LectroPol) gibi çeşitli metalografik işlemlerden geçirilmiştir. Zımparalama işleminde sırasıyla 1200, 2400 ve 4000 no'lu SiC kağıtları kullanılmıştır. Parlatma işleminde, parlatma keçesi üzerinde 3 µm'lık parlatma sıvısı kullanılmış, nihai parlatma da ise 1 µm'lık silika jel kullanılarak numuneler elektrolitik parlatma aşamasına getirilmiştir. Elektrolitik parlatmada dağlama çözeltisi olarak hacimce %2-2,5 HBF₄ (Tetrafloroborik Asit) içeren %54'lük derişimdeki barker çözeltisi kullanılmıştır. Diğer dağlama parametreleri ise 0,45A ve 180sn olarak belirlenmiştir.

Numuneler Zeiss AxioCam MRc 5 optik mikroskopunda beyaz ve polarize ışık altında incelenmiştir. Beyaz ışıktaki, numuneler işlemler sonrası mikro yapı karakteristiği incelemelerinde, polarize ışıktaki ise tane yapısı üzerine incelemelerde bulunulmuştur. Tüm numuneler üst, merkez ve alt kısımları olmak üzere üç farklı bölgesinden incelenmiş olup, bazı numunelerin ise uygulanan termomekanik işlemler neticesinde elde edilen mikro yapı hakkında genel görüntü kazanmak adına tüm kalınlık boyunca kare kare fotoğrafları çekilmiştir. Bu görüntüler bilgisayar programıyla birleştirilerek numunelerin tam görüntüleri elde edilmiştir.

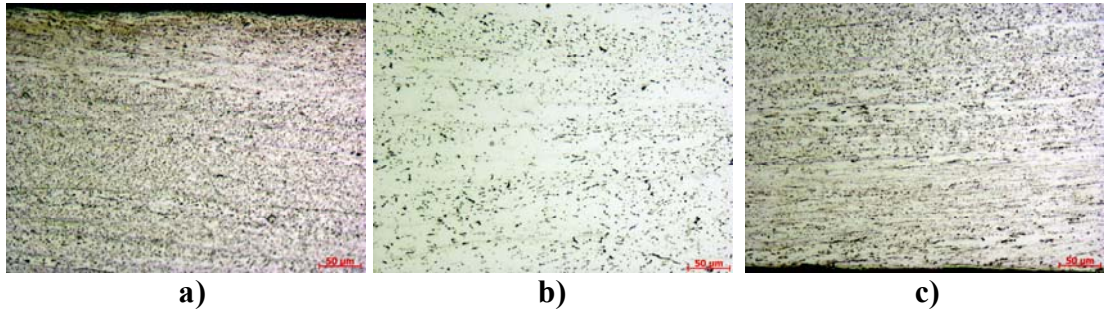
6. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ

6.1. Mikro Yapı İncelemeleri

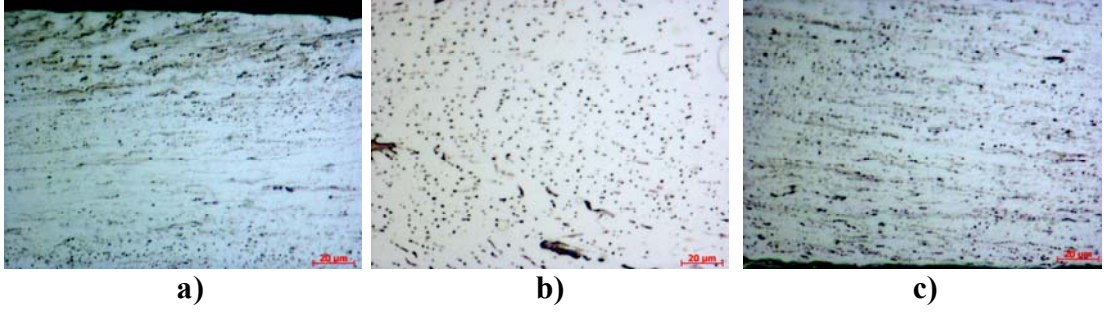
Tüm numuneler döküm yönüne paralel (L) olacak şekilde metalografik olarak hazırlandıktan sonra döküm kalınlığında incelenmiş ve ayrıca döküldükten sonra haddelenip tavlammıştır. Tav sıcaklığı 450 °C, 480 °C, 520 °C, 560 °C, ve 580 °C olarak seçilmiş olup, tavlama süresi 4, 8, 16 ve 24 saat atmosfer ortamında olacak şekilde ısıtıl işlem uygulanmıştır. Optik mikroskop incelemeleri için beyaz ışık ve polarize ışık altında resimleri çekilmiştir. AA1050 ve AA3003 alaşımlarının incelemelerinde tavlama sıcaklığının ve süresinin etkileri gözlenmiştir. Tavlama sıcaklığının, metalografik döküm yapısı ve termomekanik işlemler sonrası elde edilen yapı üzerine etkileri incelenmiştir. 5 mm ve 6 mm kalınlığında dökülmüş levha numuneleri kullanılmıştır. Tane yapısı ve yönlenmesi, intermetaliklerin dağılımı ve büyüklükleri, alaşımdaki segregasyon yapısı ve dağılımı incelenmiştir.

6.1.1 AA1050 Döküm Mikro Yapı İncelemeleri

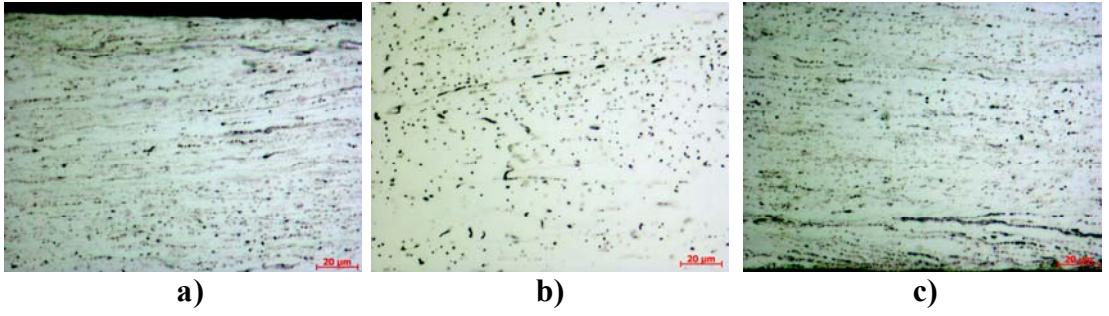
AA1050 alaşımının döküm hali ve 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 350 °C, 400 °C, 450 °C ve 500 °C sıcaklıklarda 4 saat bekletilerek elde edilen döküm yapısının metalografik görüntüleri incelenmiştir.



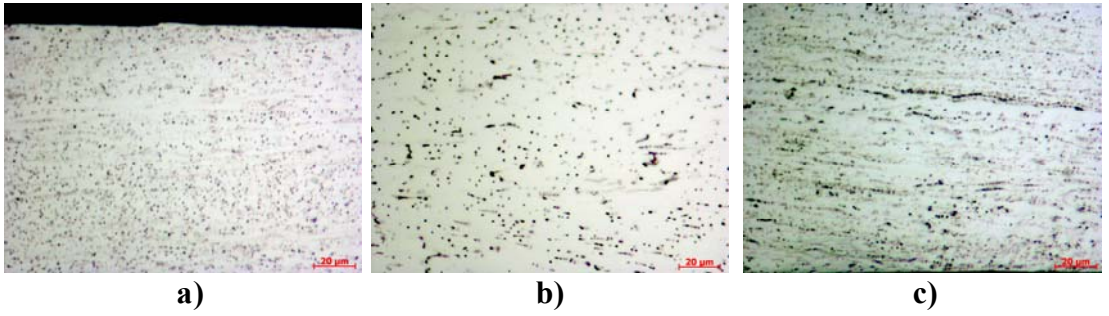
Şekil 6.1. AA1050 döküm hali, (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



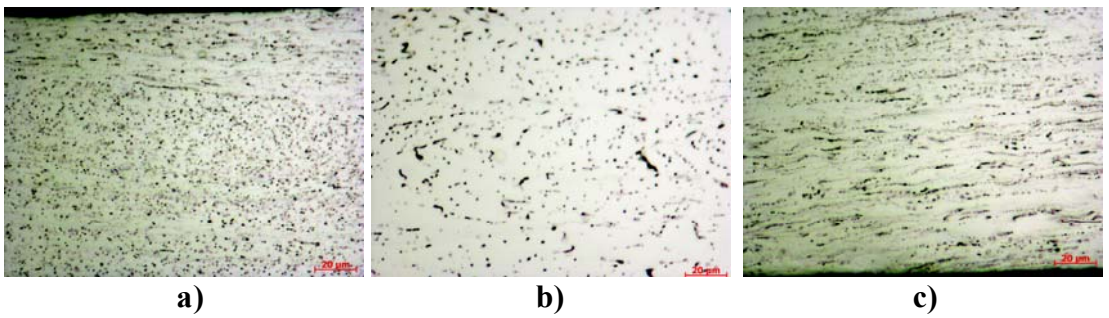
Şekil 6.2. AA1050 döküm hali, 100 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



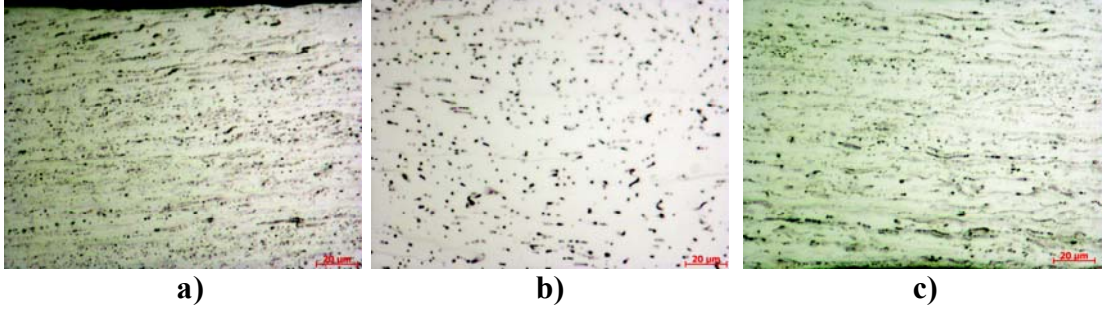
Şekil 6.3. AA1050 döküm hali, 150 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



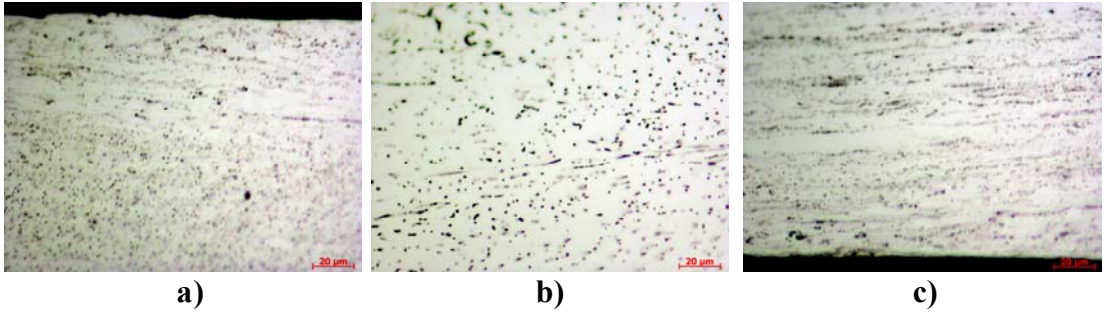
Şekil 6.4. AA1050 döküm hali, 200 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



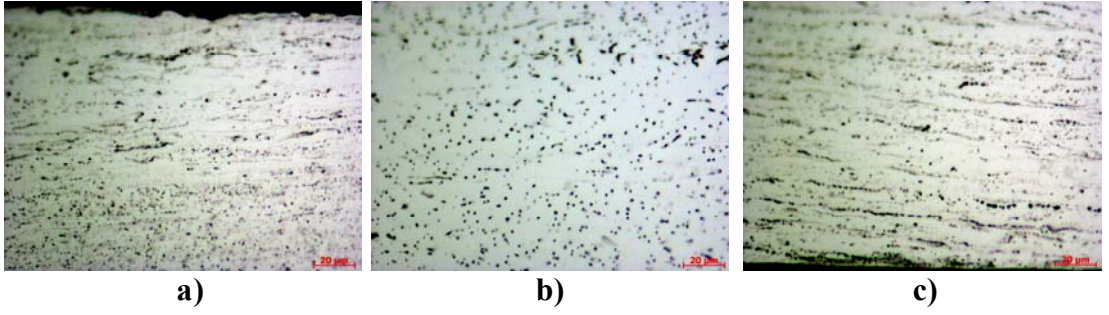
Şekil 6.5. AA1050 döküm hali, 250 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



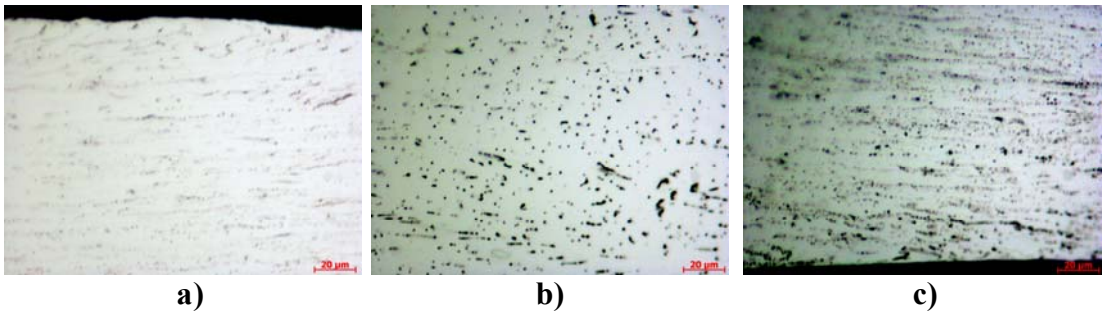
Şekil 6.6. AA1050 döküm hali, 300 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



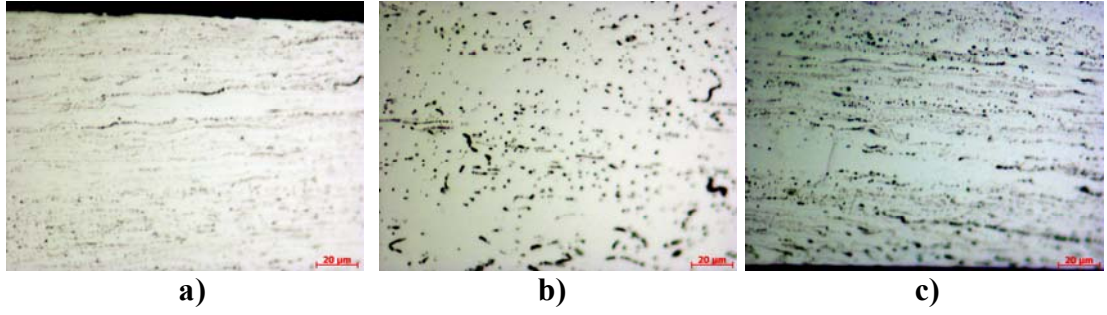
Şekil 6.7. AA1050 döküm hali, 350 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



Şekil 6.8. AA1050 döküm hali, 400 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



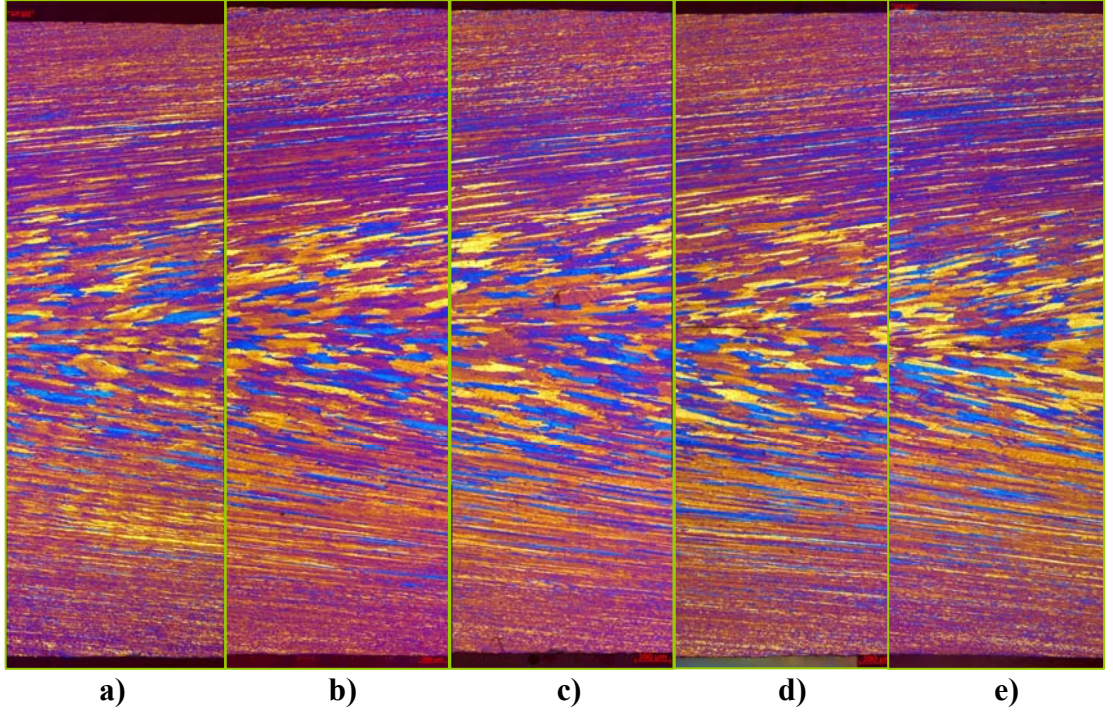
Şekil 6.9. AA1050 döküm hali, 450 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



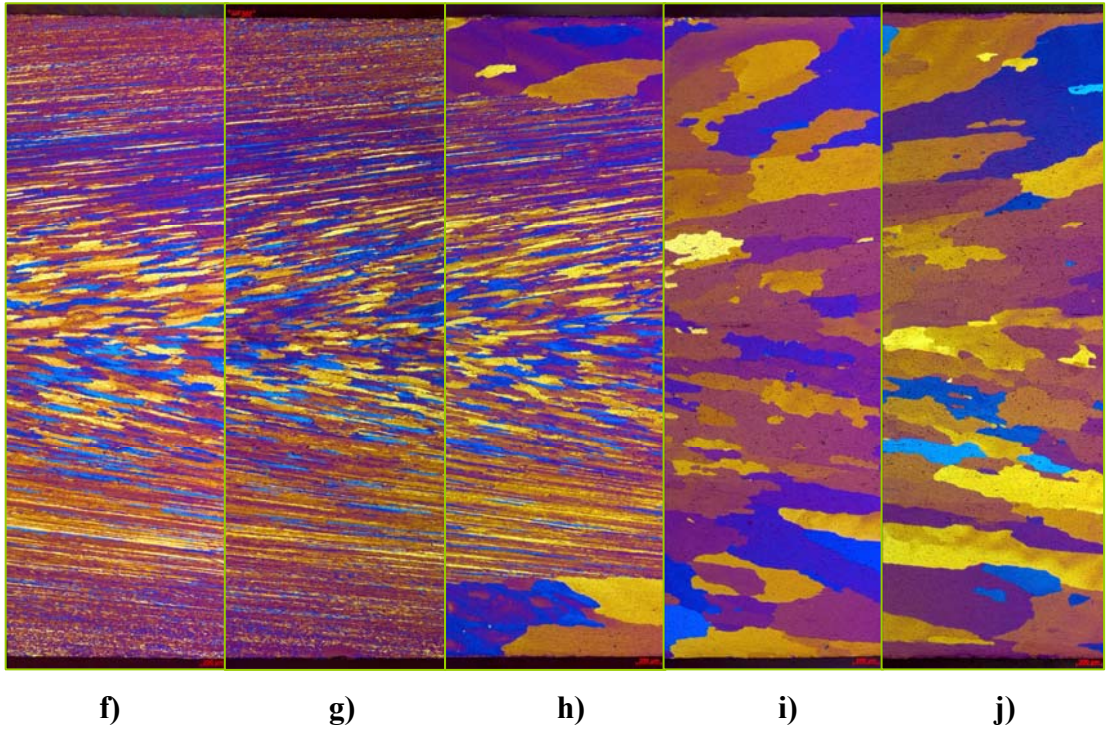
Şekil 6.10. AA1050 döküm hali, 500 °C 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey

Şekil 6.1’de AA1050 alaşımının döküm kalınlığındaki mikro yapısı görülmektedir. Şekil 6.1-Şekil 6.10’da yapıda bulunan intermetalikler, alt ve üst yüzeylerde çok sayıda, ince taneli ve homojen olmayan bir dağılım gösterirken, intermetaliklerin birbirlerine olan mesafeleri oldukça sıktır. Aynı zamanda döküm yönünde sürüklenmiş intermetalik parçacıkların belli bir yönde dizildiği gözlenmektedir. Bu durum döküm esnasındaki merdanenin uyguladığı baskının bir sonucu olarak ortaya çıkmaktadır [Romanowski et al, 1996]. İntermetaliklerle ilintili merkez hattına baktığımız zaman ise yüzeye göre daha kaba intermetalik parçacıkları gözlenmektedir. Parçacıklar arası mesafe daha fazla ve parçacıkların belli bir yöne doğru dizilimlerinin ortadan kalkmış olduğu ifade edilebilir.

Şekil 6.11 ve Şekil 6.12’de AA1050 alaşımının döküm numunelerinin optik mikroskop polarize ışık altında tane yapıları incelenmiş ve döküm kalınlığında tavlama sonrası alt kenardan üst kenara tam en mikro yapı fotoğrafları incelenmiştir. Şekil 6.11.a ’da AA1050 alaşımın ince taneli yapısı görülmektedir. Taneler döküm yönüne paralel uzamış ve her iki kenardan merkeze doğru yaklaştıkça büyüdükleri gözlenmektedir. Bu yapı ikiz merdaneli dökümün karakteristik yapısıdır. Bu durum çok hızlı katılaşma ve katılaşma esnasında haddelemenin etkisinden kaynaklanmaktadır. Katılaşma sırasında oluşan ısı gradyanına bağlı olarak merkezde, yüzeylere göre daha kaba tane yapısı görülmektedir. Şekil 6.12.h’deki döküm numunesinin yeniden kristalleşme sıcaklığı 400 °C de başlamış olduğu anlaşılmış ve yeniden kristalleşme yüzeylerden merkeze doğru ilerlediği belirlenmiştir. Şekil 6.12.i ve Şekil 6.12.j yeniden kristalleşmiş kaba taneli döküm yapısı görülmektedir. Haddeleme yönüne paralel uzamış taneler mikro yapıya hakimdir.



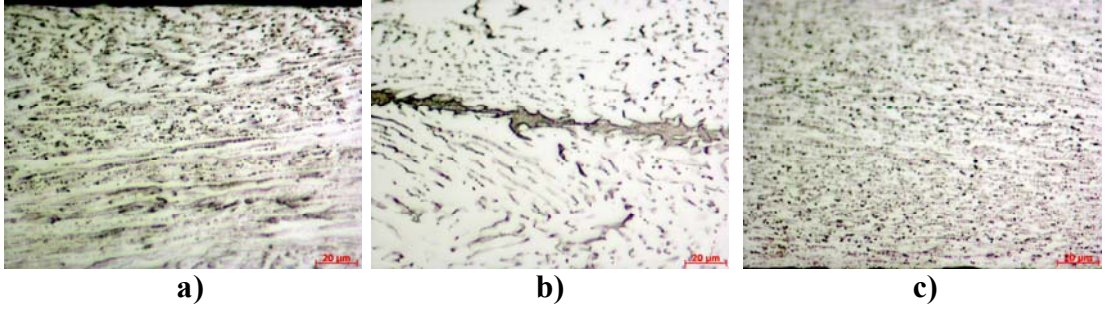
Şekil 6.11. AA1050 döküm hali (a) Döküm (b) 100 °C (c) 150 °C (d) 200 °C (e) 250 °C’de 4 saat tavlanan numunelerin polarize mikro yapı fotoğrafları (ölçek: 200 μm)



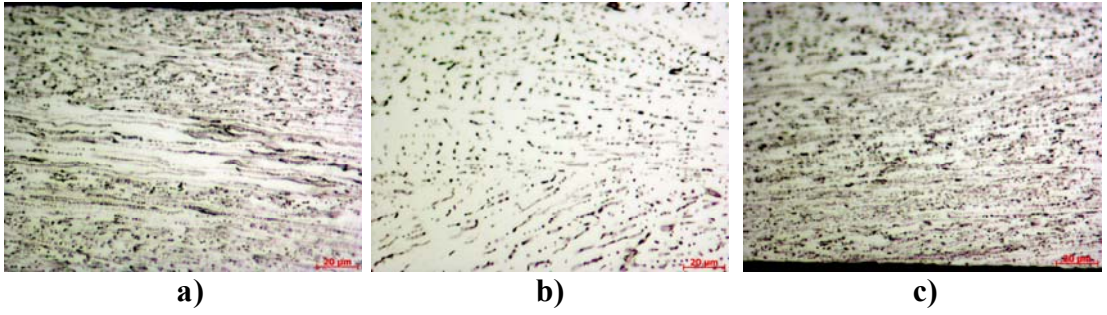
Şekil 6.12. AA1050 döküm hali (f) 300 °C (g) 350 °C (h) 400 °C (i) 450 °C (j) 500 °C’de 4 saat tavlanan numunelerin polarize mikro yapı fotoğrafları (ölçek: 200 μm)

6.1.2 AA3003 Döküm Mikro Yapı İncelemeleri

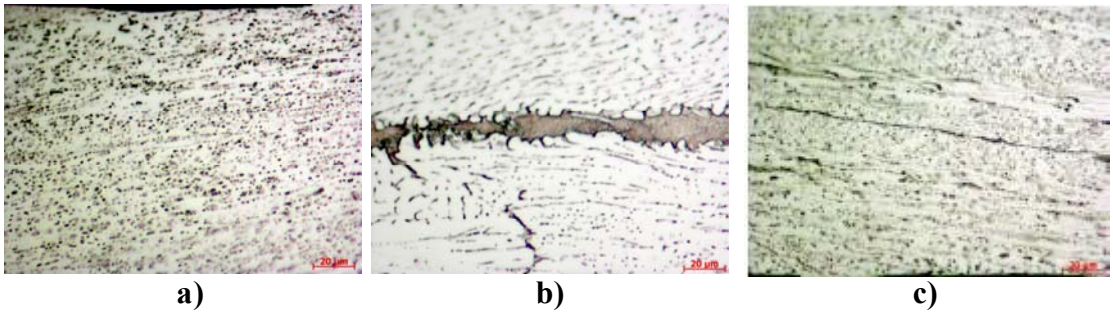
AA3003 alaşımının döküm hali ve 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 350 °C, 400 °C, 450 °C ve 500 °C sıcaklıklarda 4 saat bekletilerek elde edilen döküm yapısının metalografik görüntüleri incelenmiştir.



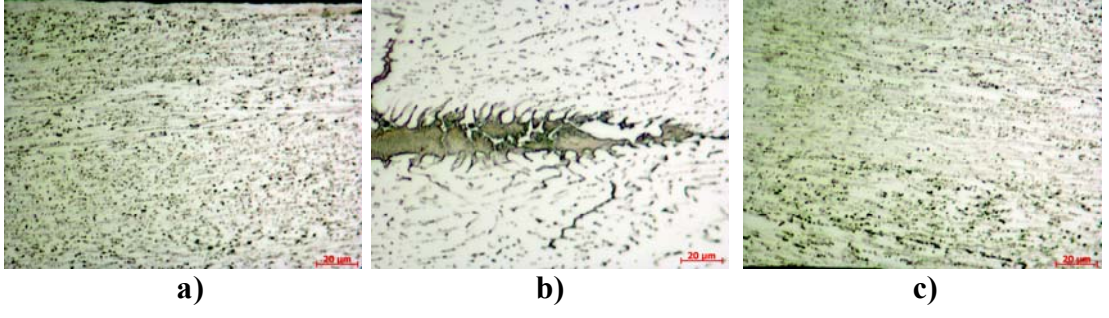
Şekil 6.13. AA3003 döküm hali, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



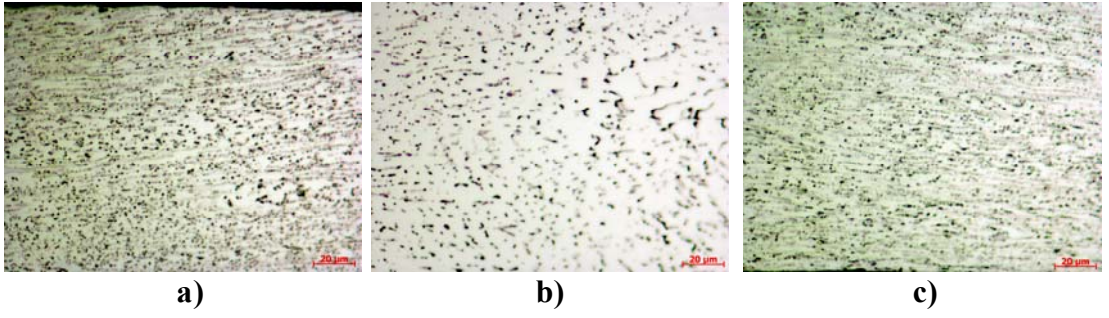
Şekil 6.14. AA3003 döküm hali 100 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



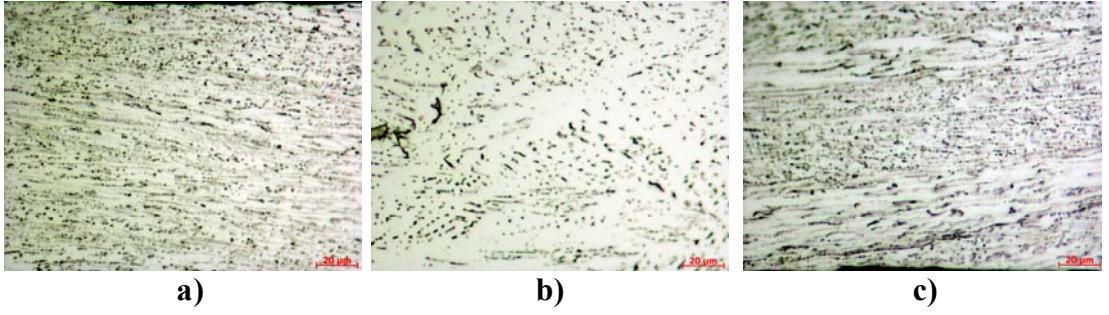
Şekil 6.15. AA3003 döküm hali 150 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



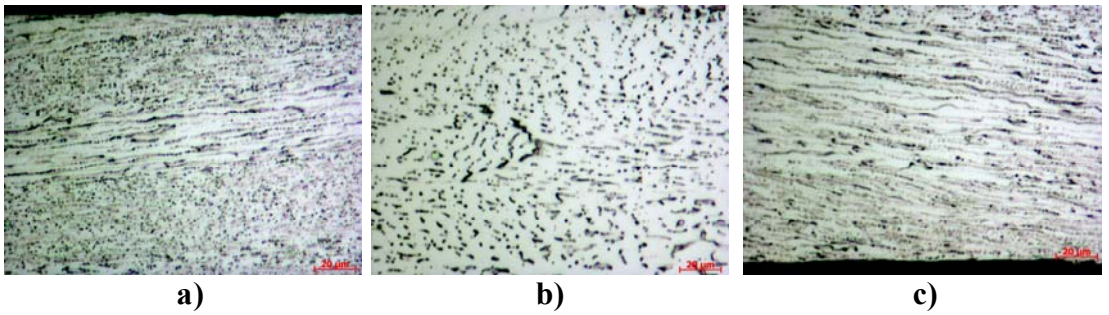
Şekil 6.16. AA3003 döküm hali 200 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



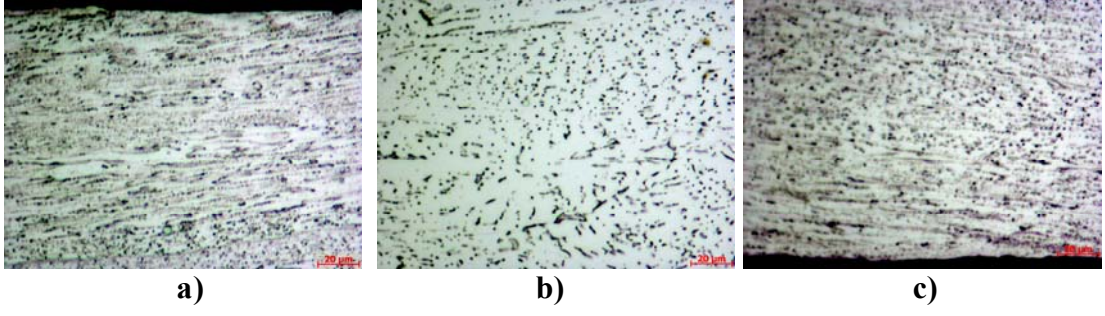
Şekil 6.17. AA3003 döküm hali 250 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



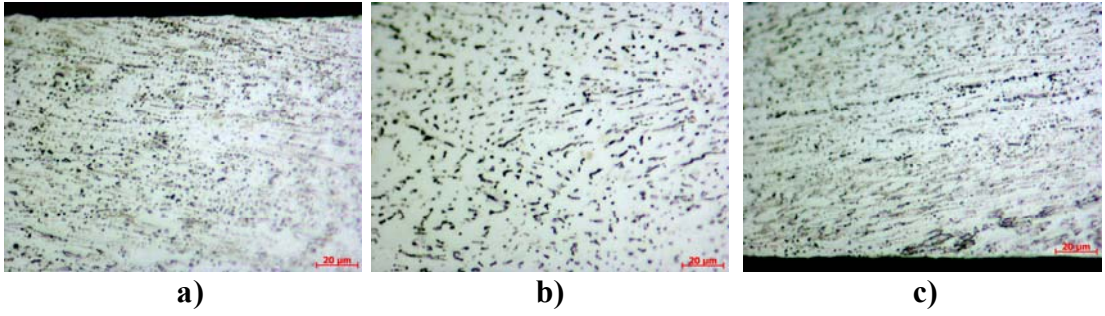
Şekil 6.18. AA3003 döküm hali 300 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



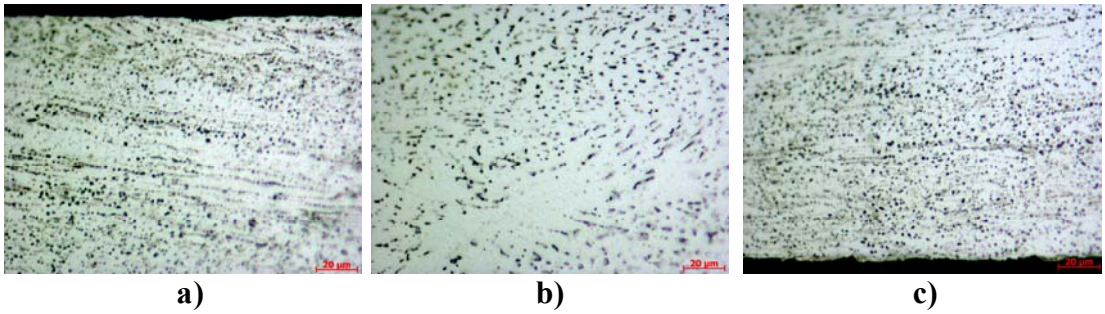
Şekil 6.19. AA3003 döküm hali 350 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



Şekil 6.20. AA3003 döküm hali 400 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey

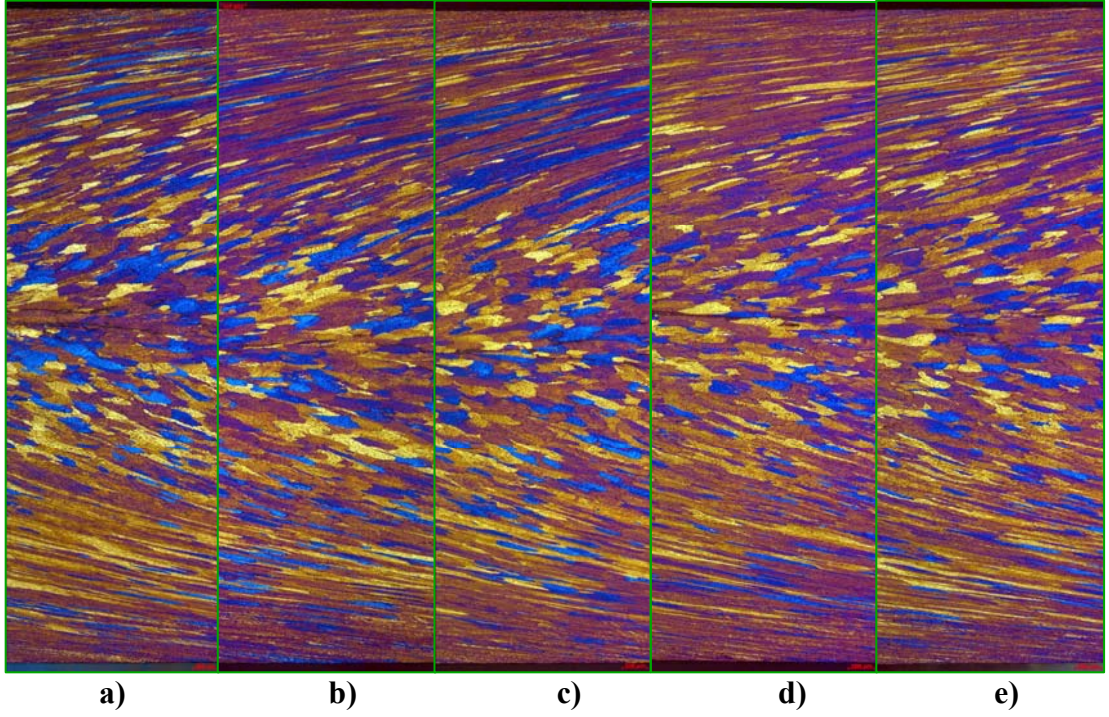


Şekil 6.21. AA3003 döküm hali 450 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey

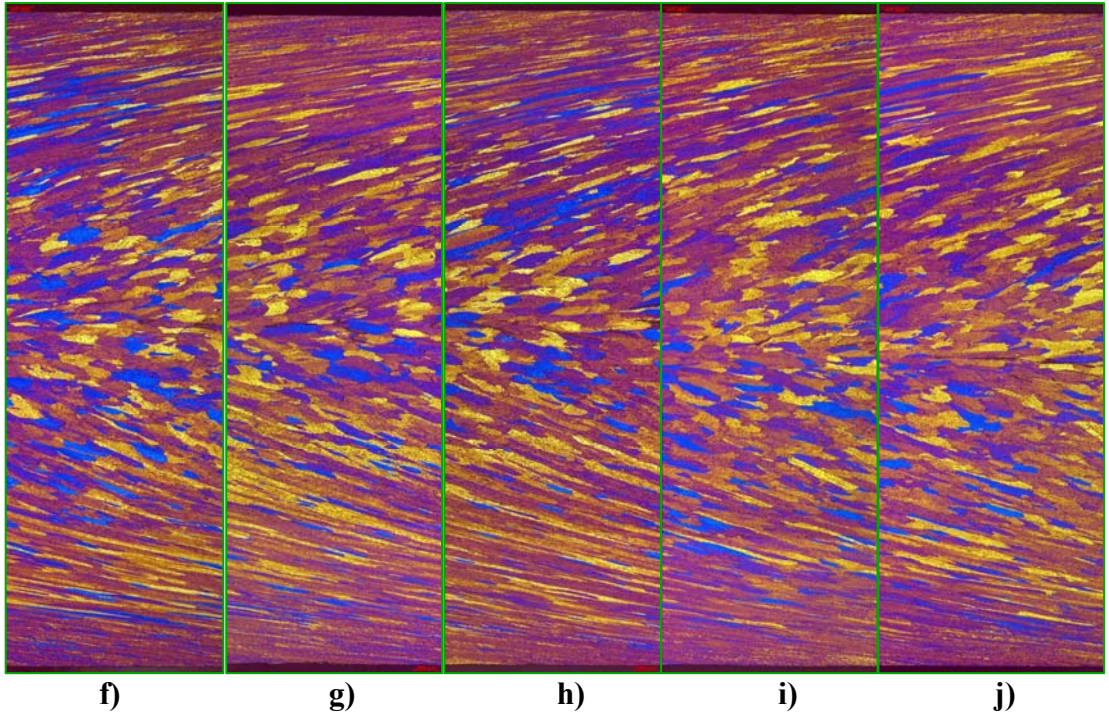


Şekil 6.22. AA3003 döküm hali 450 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey

Şekil 6.13-Şekil 6.22 'de AA3003 alaşımının AA1050'ye nazaran daha kaba ve şiddetli bir intermetalik yapısına sahip olduğu gözükmemektedir. Bu durum AA3003 alaşımında bulunan mangan elementinden kaynaklanmaktadır. Yüzeydeki intermetalikler mikron altı büyüklükte ve birbirlerine yakındırlar. Mangan'ın varlığının neden olduğu başka bir durum ise yapıdaki segregasyonlardır, özellikle merkez hattında konuşlanmış olduğu görülmektedir. Katılaşma esnasında merkezde bulunan mangan genellikle Al_6Mn ve $Al_{15}(FeMn)_3Si$ parçacıkları halinde bulunduğu literatürde bahsedilmektedir [Martins et al, 2009].



Şekil 6.23. AA3003 döküm hali (a) Döküm (b) 100 °C (c) 150 °C (d) 200 °C (e) 250 °C’de 4 saat tavlanan numunelerin polarize mikro yapı fotoğrafları (ölçek: 200 μm)

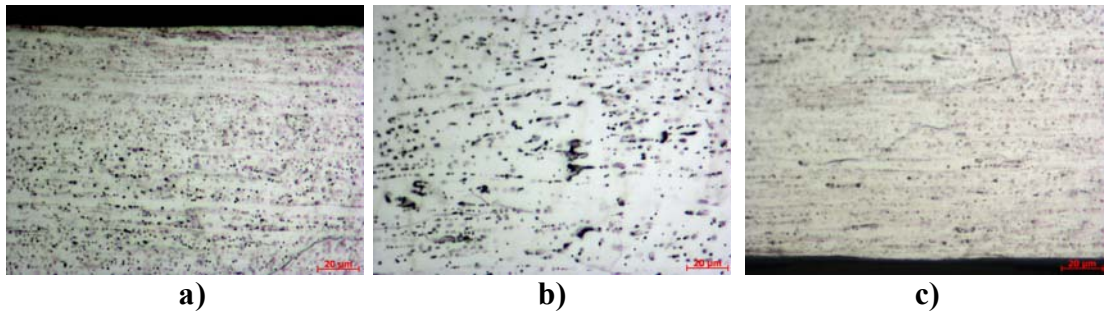


Şekil 6.24. AA3003 döküm hali (f) 300 °C (g) 350 °C (h) 400 °C (i) 450 °C (j) 500 °C’de 4 saat tavlanan numunelerin polarize mikro yapı fotoğrafları (ölçek: 200 μm)

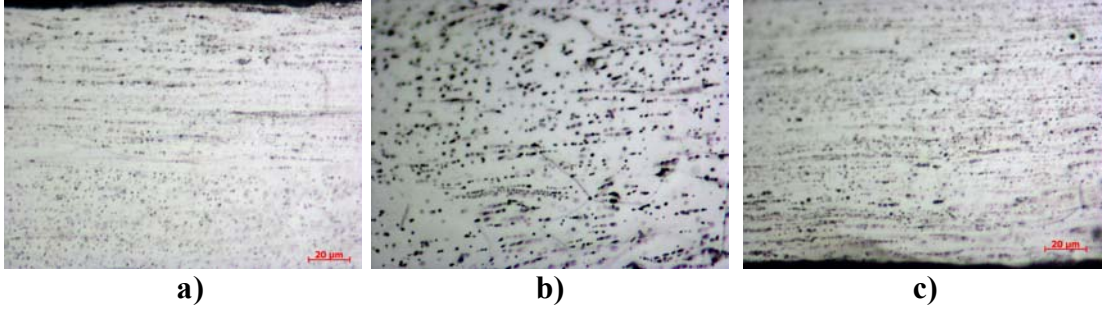
Polarize ışık altında AA3003 alaşımının döküm kalınlığındaki tane yapısı Şekil 6.23 ve Şekil 6.24'te görülmektedir. Bu alaşımda, merkez ile yüzey arasındaki büyüklük farkı daha net ortaya çıkmaktadır. Merkezde eş eksenli tane yapısı gözükmekteyken, kenarlara ilerledikçe tane yapısı kolonsal hale gelmektedir. Yüzeylerde ise tamamen ince bir tane yapısı mevcudiyetini göstermektedir. Bu durum İMD yönteminin temel mantığında yatmaktadır. Numunelerin dış yüzeyleri ile iç yüzeyleri arasındaki katılma hızının farklı olmasından dolayı belli bir kalınlıktan sonra kolonsal tane yapısından eş eksenli tane yapısına geçiş olmuştur. Isının çekilme yönünden ve döküm esnasındaki haddelemeden dolayı taneler yönlenmişlerdir.

6.1.3 AA1050 Haddeleme ve Tavlama Sonrası Yapı İncelemeleri

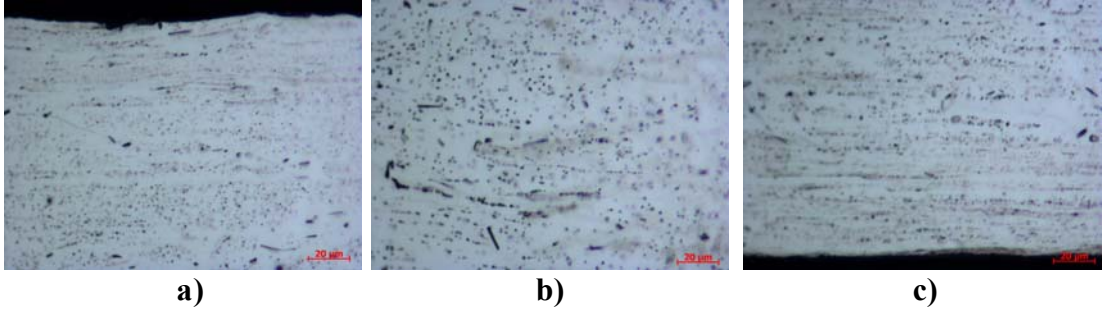
5 mm kalınlığındaki AA1050 numuneleri döküm yönüne paralel (L) olacak şekilde metalografik olarak hazırlandıktan sonra 3 mm 'ye haddelenip ardından endüstriyel ortam şartlarını sağlayan laboratuvar tav fırınında homojen tavlansmıştır. 520 °C, 560 °C, ve 580 °C sıcaklıkta, 4, 8, 16 ve 24 saat, 450 °C sıcaklıktaysa 4 saat atmosfer ortamında olacak şekilde ısıtıl işlem uygulanmıştır.



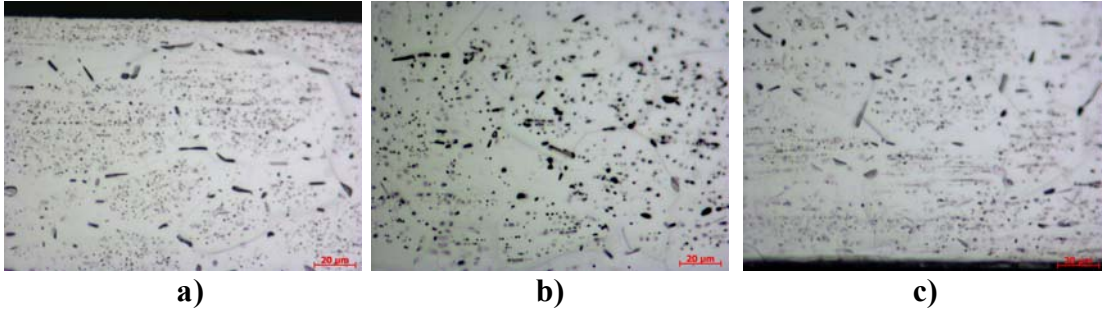
Şekil 6.25. AA1050 hadde ve tav 450 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



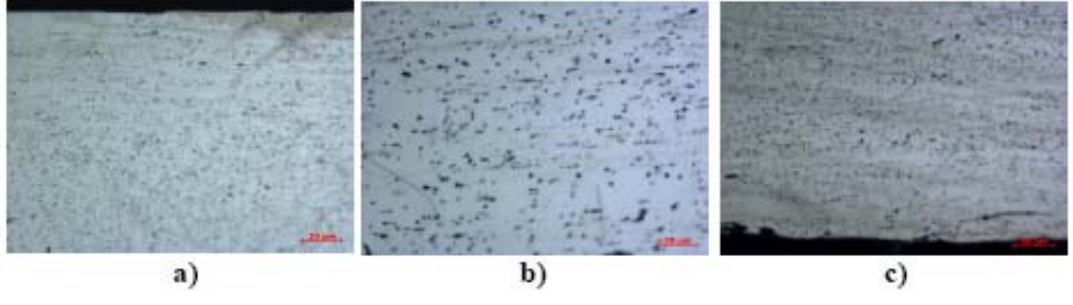
Şekil 6.26. AA1050 hadde ve tav 520 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



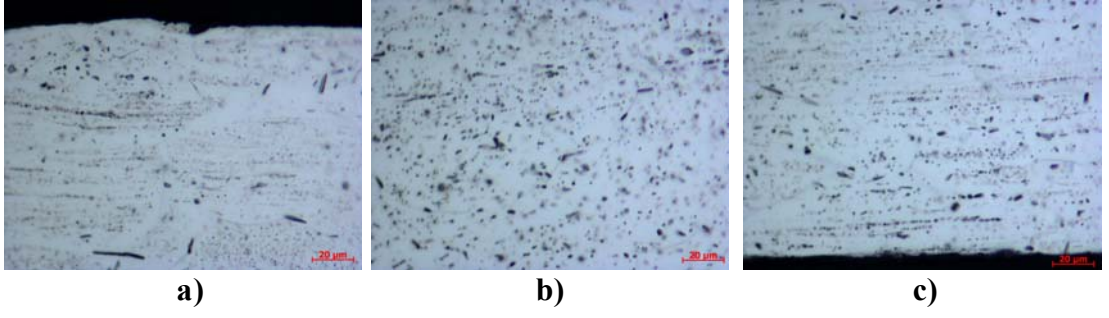
Şekil 6.27. AA1050 hadde ve tav 560 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



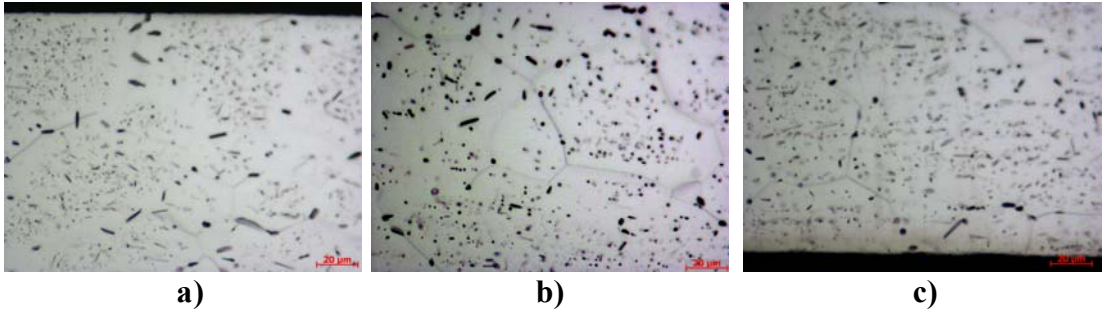
Şekil 6.28. AA1050 hadde ve tav 580 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



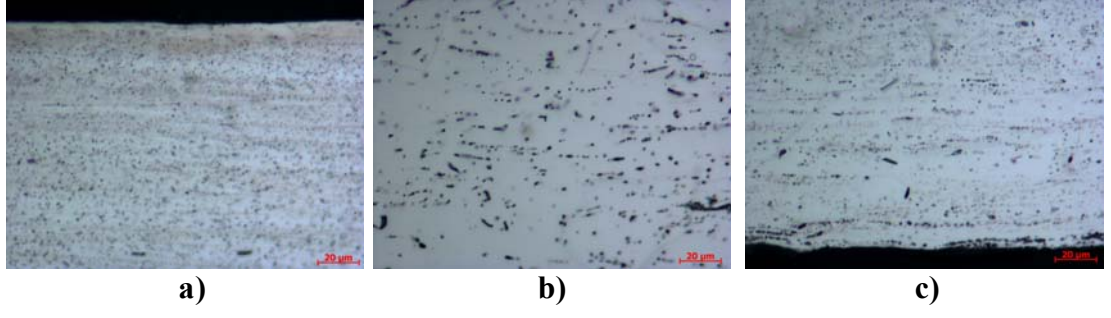
Şekil 6.29. AA1050 hadde ve tav 520 °C, 8 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



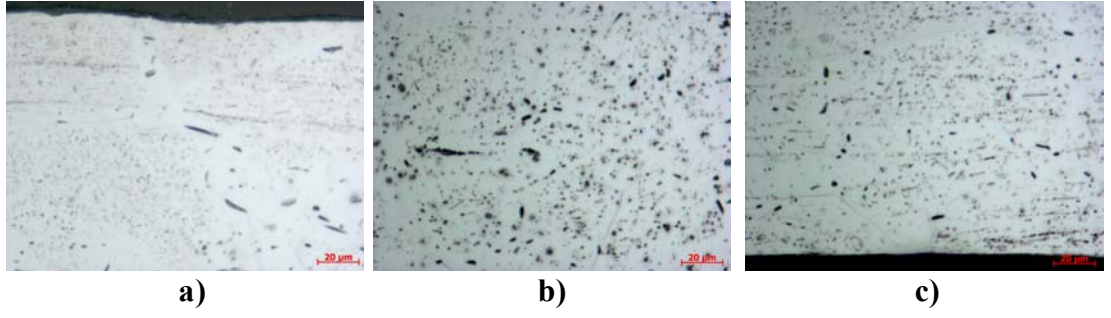
Şekil 6.30. AA1050 hadde ve tav 560 °C, 8 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



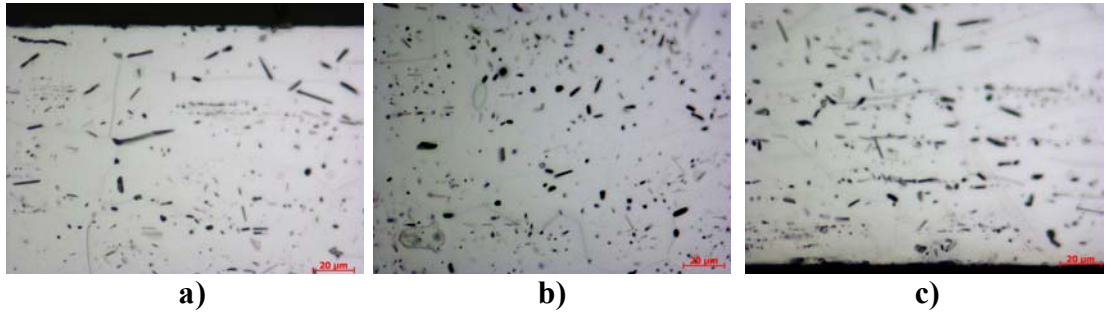
Şekil 6.31. AA1050 hadde ve tav 580 °C, 8 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



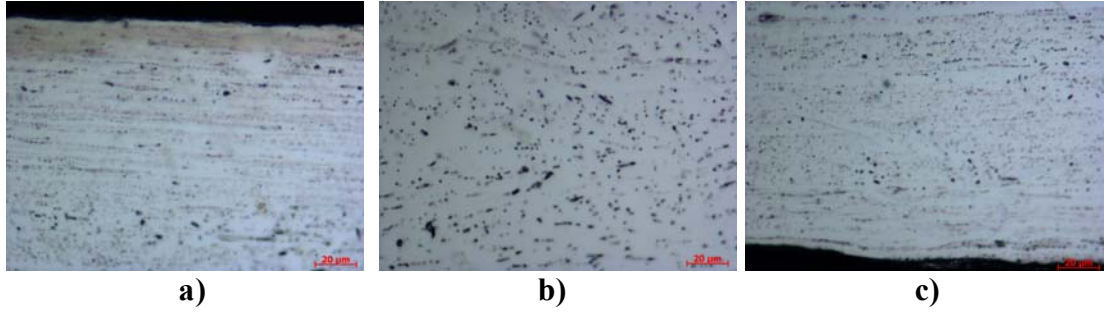
Şekil 6.32. AA1050 hadde ve tav 520 °C, 16 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



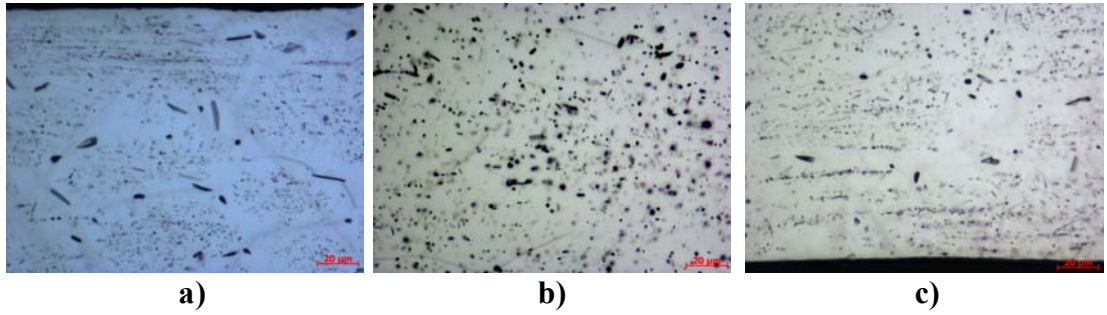
Şekil 6.33. AA1050 hadde ve tav 560 °C, 16 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



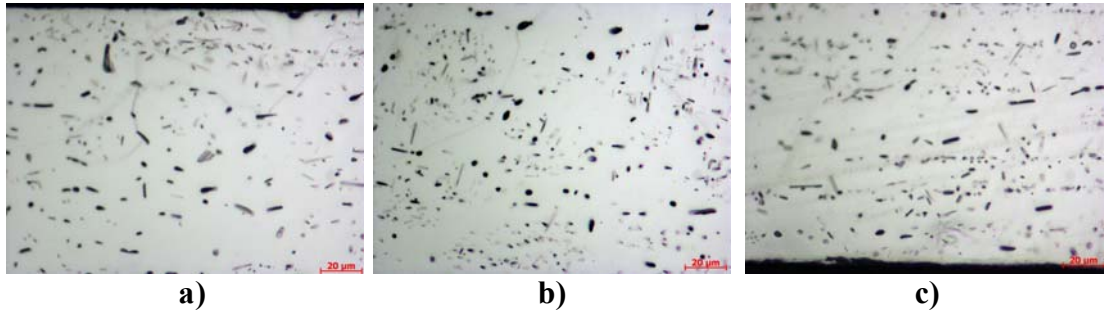
Şekil 6.34. AA1050 hadde ve tav 580 °C, 16 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



Şekil 6.35. AA1050 hadde ve tav 520 °C, 24 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



Şekil 6.36. AA1050 hadde ve tav 560 °C, 24 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey

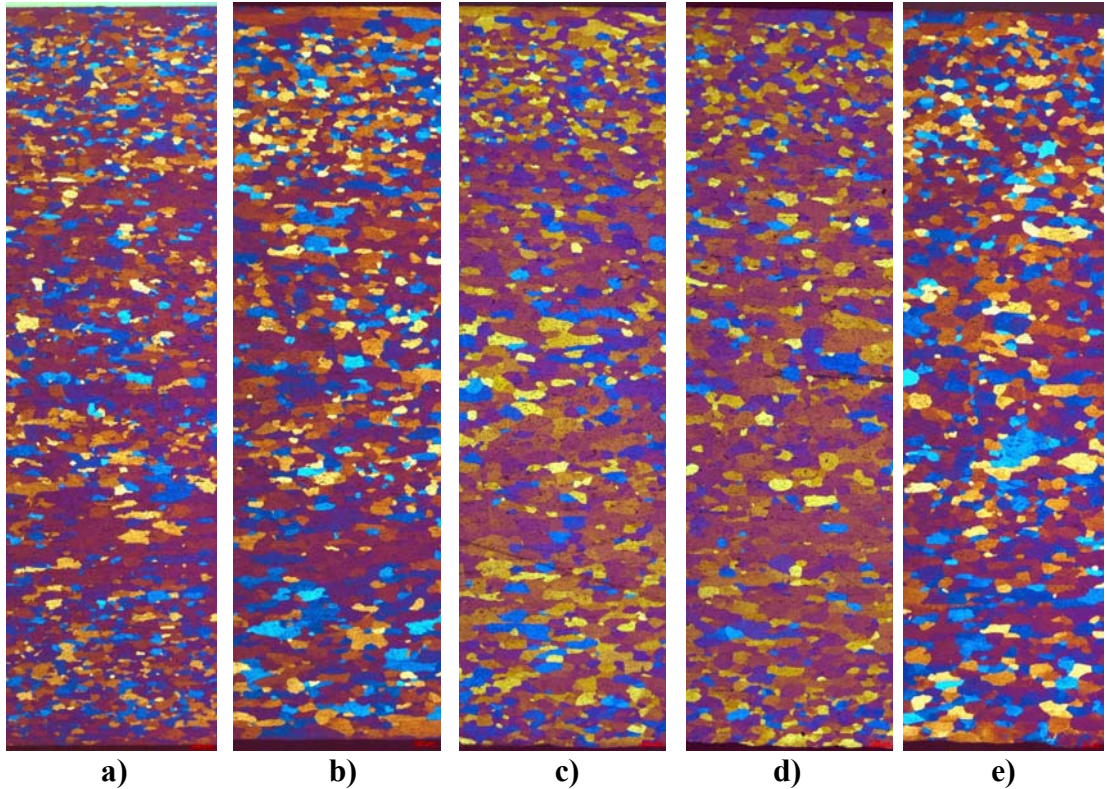


Şekil 6.37. AA1050 hadde ve tav 580 °C, 24 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey

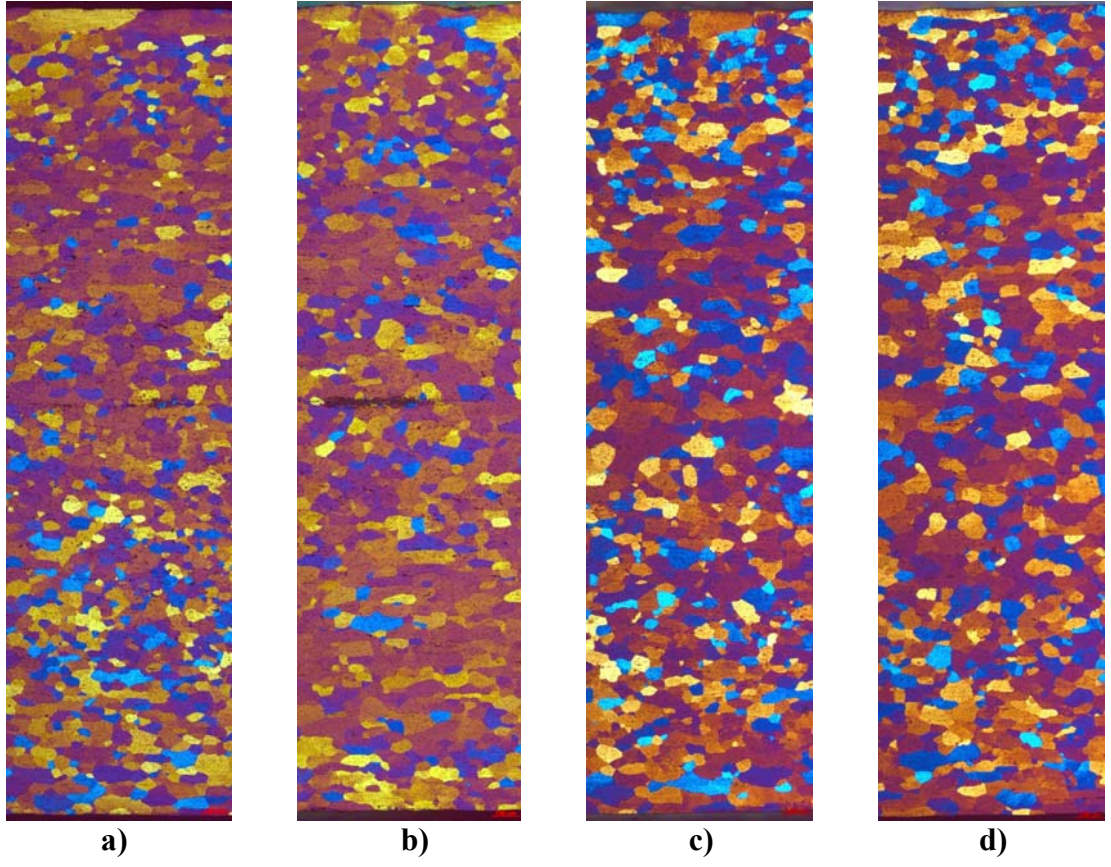
Şekil 6.25-Şekil 6.37 arasında AA1050 alaşımının haddelendikten ve homojen tavlandıktan sonra mikro yapıları gösterilmiştir. Sıcaklık arttıkça ilk başlarda yüzeylerdeki yuvarlak ve ağsı yapıdaki intermetalikler iğnesel ve daha serbest bir yapıya dönüşmüştür. Sıcaklığın arttığı yönde intermetaliklerin, sayısı azalmış fakat ortalama çapları artmıştır. Bu durum aşırı doymuş matriste bulunan elementlerin çökelerek, yeni intermetalik parçacıklar halinde yapıda yer edinmesi

sonucu ortaya çıkan bir olay olduğu düşünülmektedir. AA1050 alaşımı ticari saflıkta alaşım sınıfında olduğundan segregasyon yoğunluğu en az olan alaşımlardandır. Bu yüzden merkez hattında segregasyonlarla ilintili yoğun bir yapı söz konusu değildir ve fakat merkez hattında da sıcaklığın arttığı yönde intermetalikler kabalaşmaktadır.

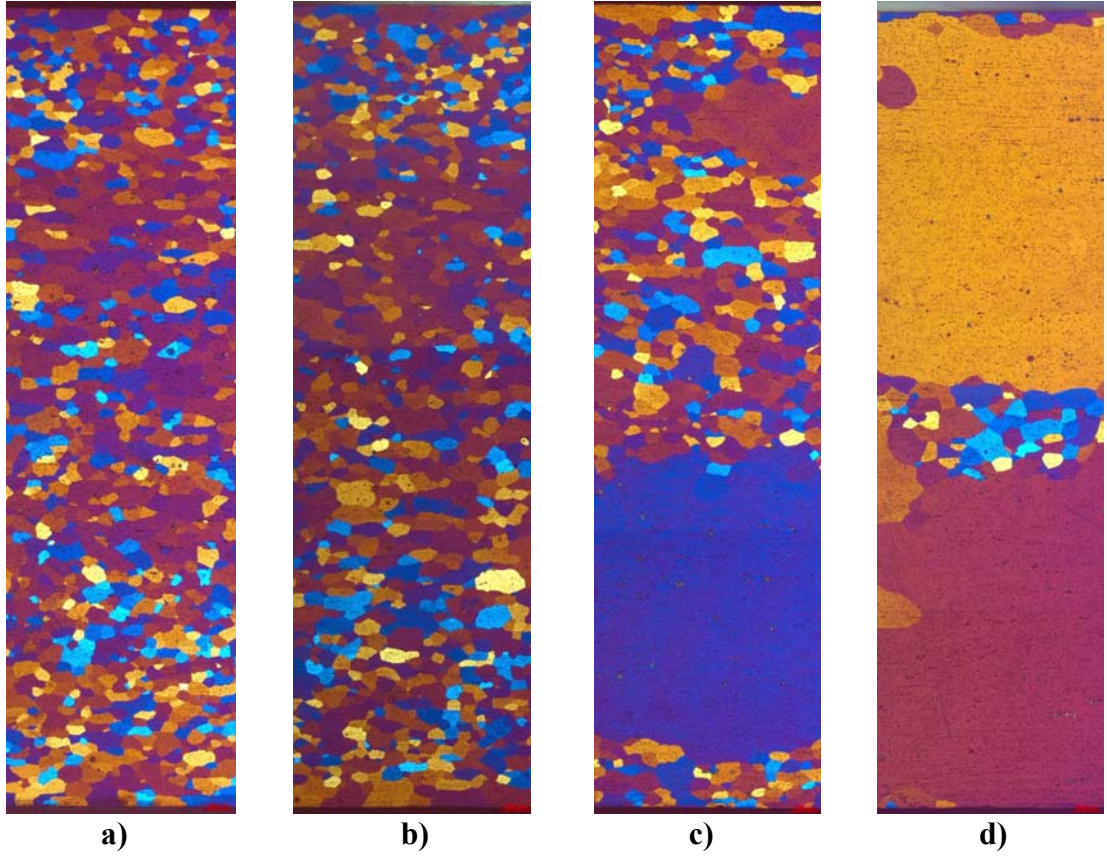
580 °C tav sıcaklığındaki Şekil 6.31, Şekil 6.34 ve Şekil 6.37 incelendiğinde bariz bir şekilde iğnesel intermetalik yapısının mikro yapıya hakim olduğu gözlenmektedir. Yüzeye yakın bölgelerdeki birincil ağsı intermetalik fazların 580 °C tav sıcaklığında yerini iğnesel intermetaliklere bırakmıştır. Şekil 6.29, Şekil 6.32 ve Şekil 6.35’de homojen tavlama sonrası yüzeyde dökümden gelen aşırı doymuş bölgenin, tavlamanın etkisinden bağımsız olduğu görülmektedir. İntermetaliklerin çapları 560 °C den itibaren mikron üstü bir seviyeye geldiği gözlenmektedir. Homojenizasyon tavlaması yapıda bulunan intermetaliklerin dağılımını, boyutunu ve birbirlerine olan mesafelerini değiştirmiştir.



Şekil 6.38. AA1050 haddelenip (a) 450 °C 4saat (b) 520 °C 4 saat (c) 520 °C 8 saat (d) 520 °C 16 saat (e) 520 °C 24 saat tavllanmış numunelerin polarize fotoğrafları (ölçek: 100 μm)



Şekil 6.39. AA1050 haddelenip 560 °C’de (a) 4saat (b) 8 saat (c) 16 saat (d) 24 saat tavlanmış numunelerin polarize fotoğrafları (ölçek:100 μm)



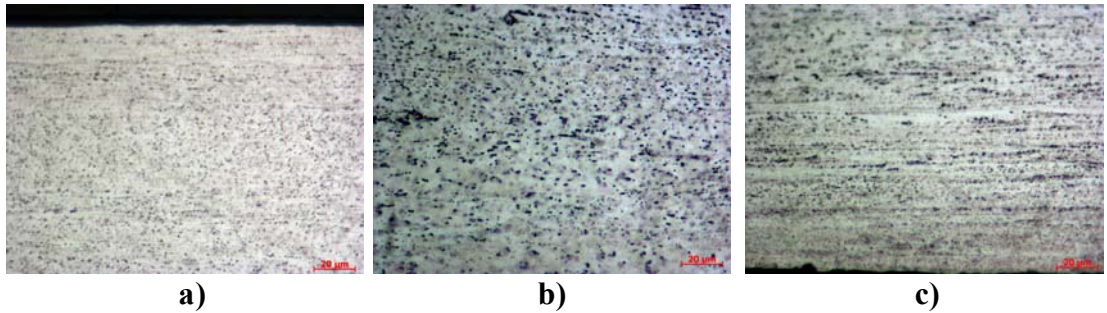
Şekil 6.40. AA1050 haddelenip 580 °C’de (a) 4saat (b) 8 saat (c) 16 saat (d) 24 saat tavllanmış numunelerin polarize fotoğrafları (ölçek:100 μm)

Şekil 6.38-Şekil 6.40 haddelendikten sonra homojen tavlanan numuneleri göstermektedir. Şekil 6.11 ve Şekil 6.12 ile bu yapılar kıyaslandığında, bu yapıların tamamen yeniden kristalleşmiş bir yapı sergilemesinin yanında ince ve eş eksenli taneler oluşmuştur. Bu durum, haddeleme esnasında sert ve deforme olmayan en az 1 μm ’nun üzerinde belli bir kritik çapa sahip intermetalik parçacıkların yumuşak matris üzerinde deformasyon bölgeleri üretmesiyle başlamaktadır. Bu parçacıkların etrafında yumuşak matrisin içinde yüksek bir deformasyon gradyanı oluşmaktadır. Bu deformasyon bölgeleri matrisin geneline göre yüksek enerjili ve yeni bir tane oluşturmak için düşük aktivasyon enerjisi gerektiren bölgelerdir. Deformasyon kuşakları matriste bulunan deforme olmayan parçacıkların yüzünden yapıya uygulanan genel deformasyon miktarının üzerinde depolanmış alanlar barındırırlar. Ardından tavlama safhasına geçildiğinde; yüksek enerjili bu bölgeler ya da kuşaklar homojenizasyon sıcaklığının etkisiyle yeniden kristalleşme için çekirdekleşme bölgeleri hazırlamaktadırlar, yeniden kristalleşmeyi yerel deformasyon kuşakları

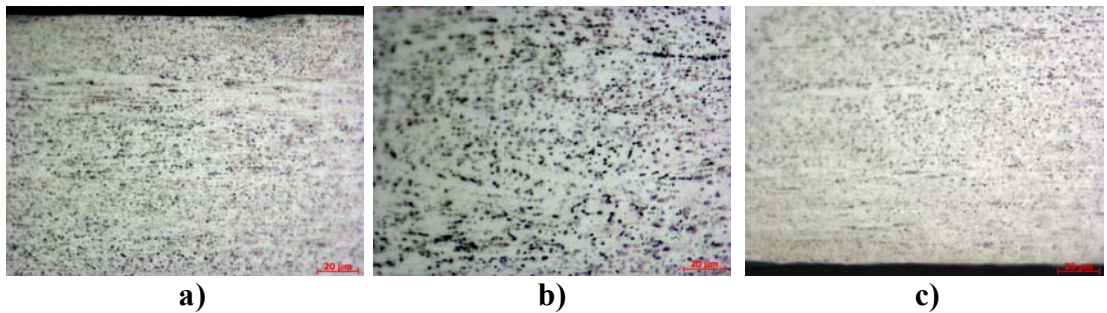
etrafından başlattığı düşünülmektedir [Humphreys, 2004]. Numune yüzeylerinde merkeze göre daha kaba tane yapısı hakimdir. Artan tavlama sıcaklığına aynı paralellikte yapıdaki taneler büyümüştür. Yeniden kristalleşme sonrası Şekil 6.40.c ve Şekil 6.40.d'de aşırı tane büyümesi görülmüştür, burada tane sınırlarının büyüme eğilimi, tane sınırlarını engelleyici etki yapan zener etkisinden büyük olduğu için taneler aşırı büyüme göstermiştir [Humphreys, 2004].

6.1.4 AA3003 Haddeleme ve Tavlama Sonrası Yapı İncelemeleri

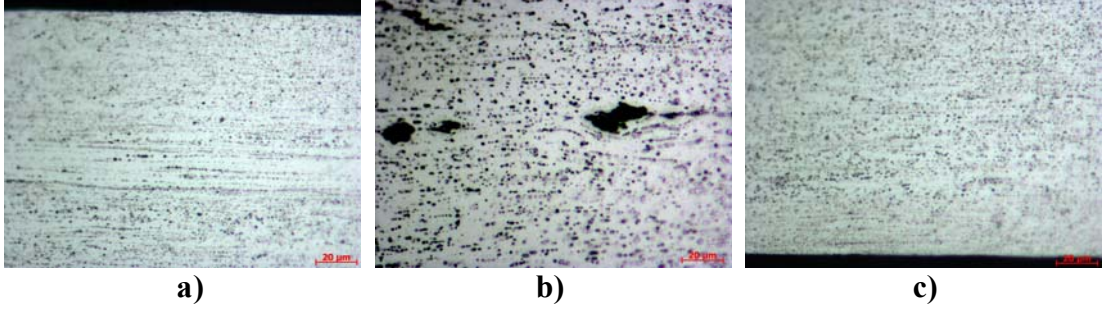
6 mm kalınlığındaki AA3003 numuneleri döküm yönüne paralel (L) olacak şekilde metalografik olarak hazırlandıktan sonra 2.3 mm 'ye haddelenip ardından endüstriyel ortam şartlarını sağlayan laboratuvar tav fırınında homojen tavlansmıştır. 520 °C, 560 °C, ve 580 °C sıcaklıkta, 4, 8, 16 ve 24 saat, 480 °C sıcaklıktaysa 4 saat atmosfer ortamında olacak şekilde ısıtıl işlem uygulanmıştır.



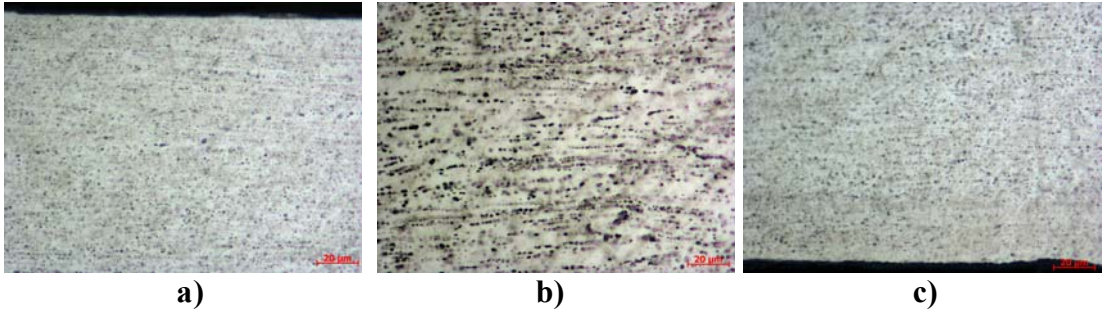
Şekil 6.41. AA3003 hadde ve tav 480 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



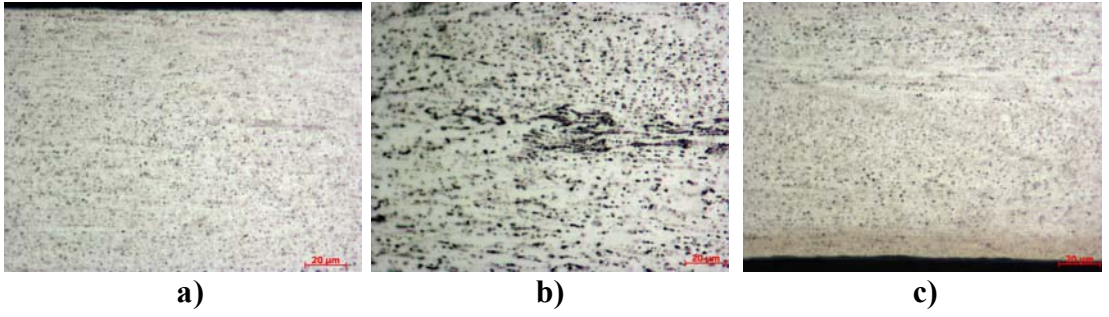
Şekil 6.42. AA3003 hadde ve tav 520 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



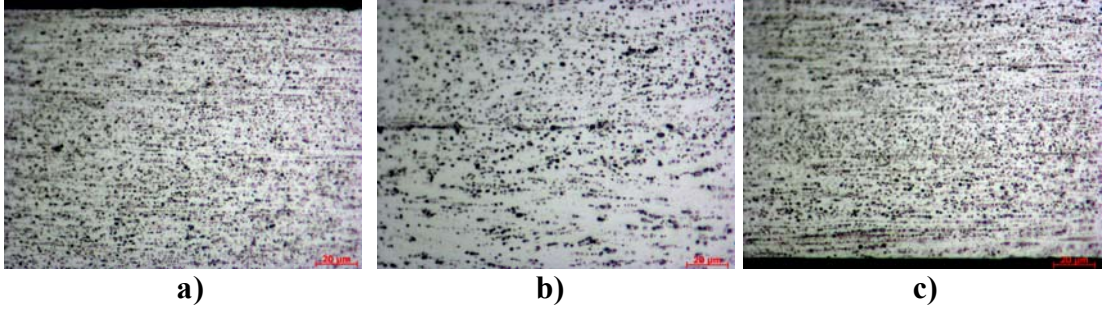
Şekil 6.43. AA3003 hadde ve tav 560 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



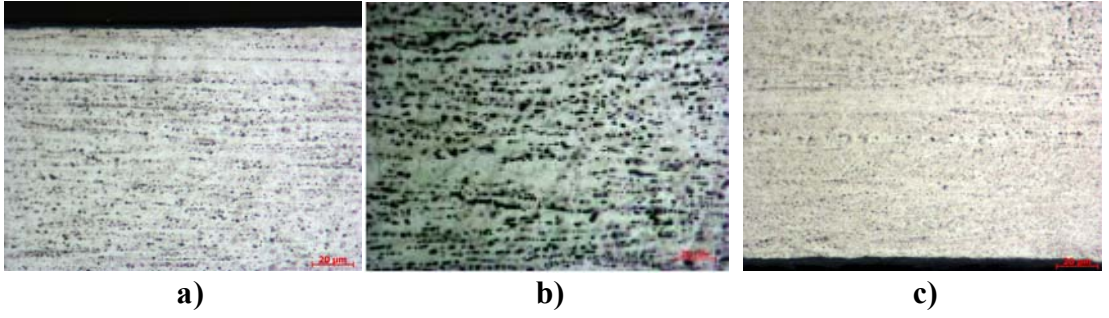
Şekil 6.44. AA3003 hadde ve tav 580 °C, 4 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



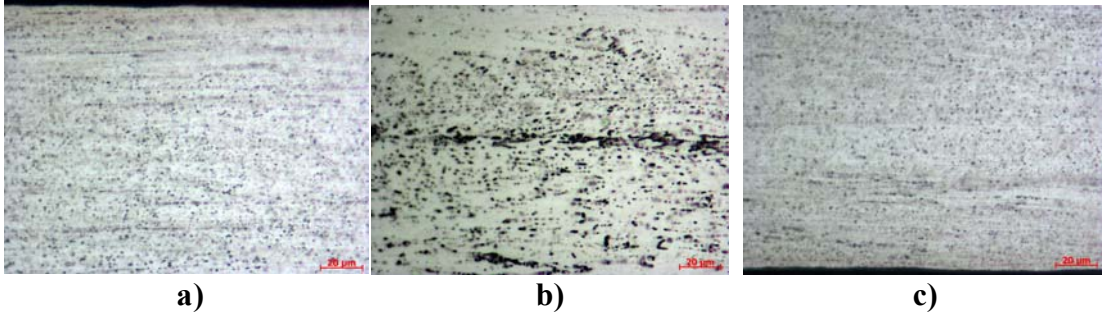
Şekil 6.45. AA3003 hadde ve tav 520 °C, 8 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



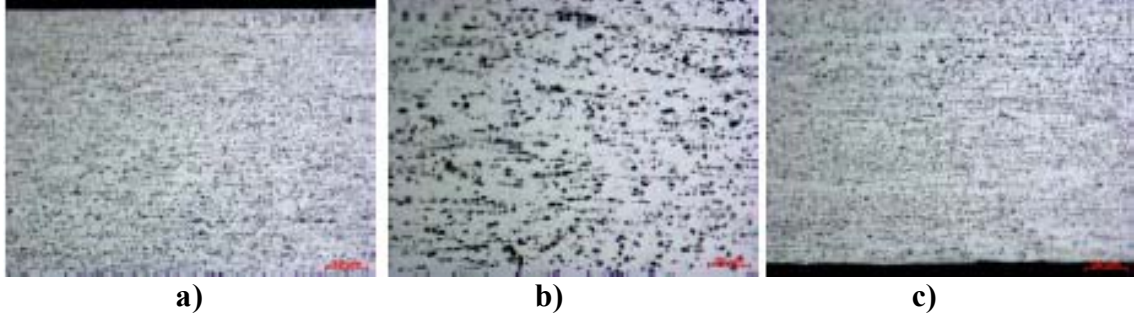
Şekil 6.46. AA3003 hadde ve tav 560 °C, 8 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



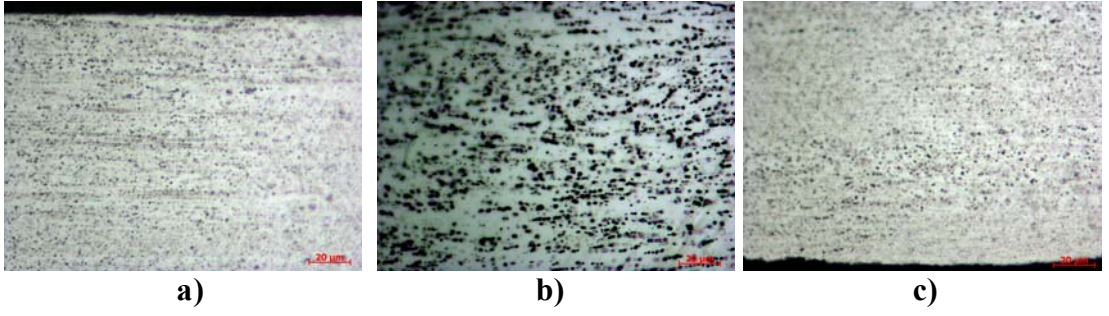
Şekil 6.47. AA3003 hadde ve tav 580 °C, 8 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



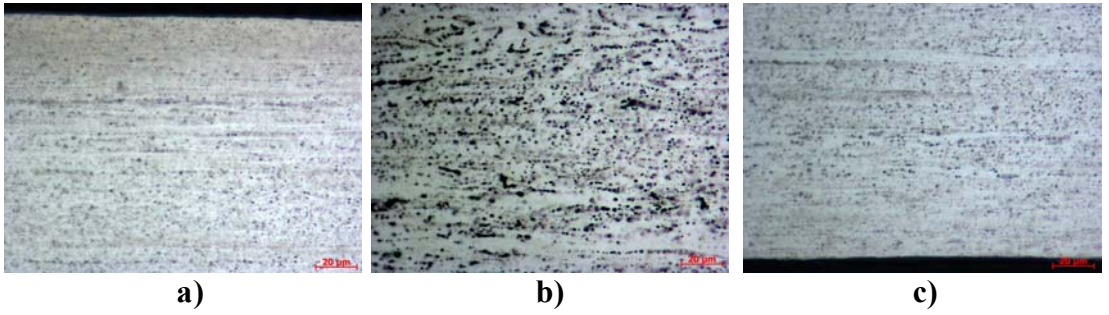
Şekil 6.48. AA3003 hadde ve tav 520 °C, 16 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



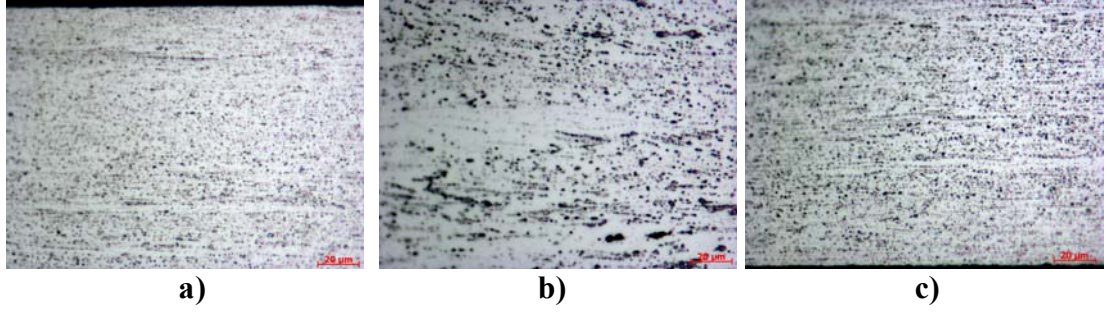
Şekil 6.49. AA3003 hadde ve tav 560 °C, 16 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



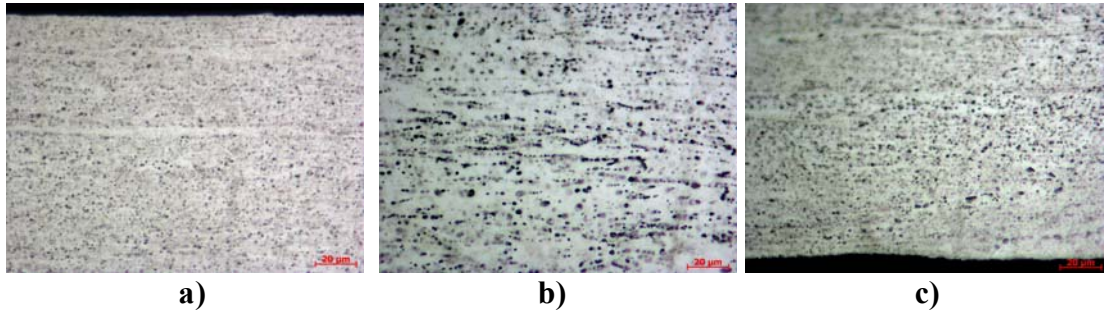
Şekil 6.50. AA3003 hadde ve tav 580 °C, 16 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



Şekil 6.51. AA3003 hadde ve tav 520 °C, 24 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



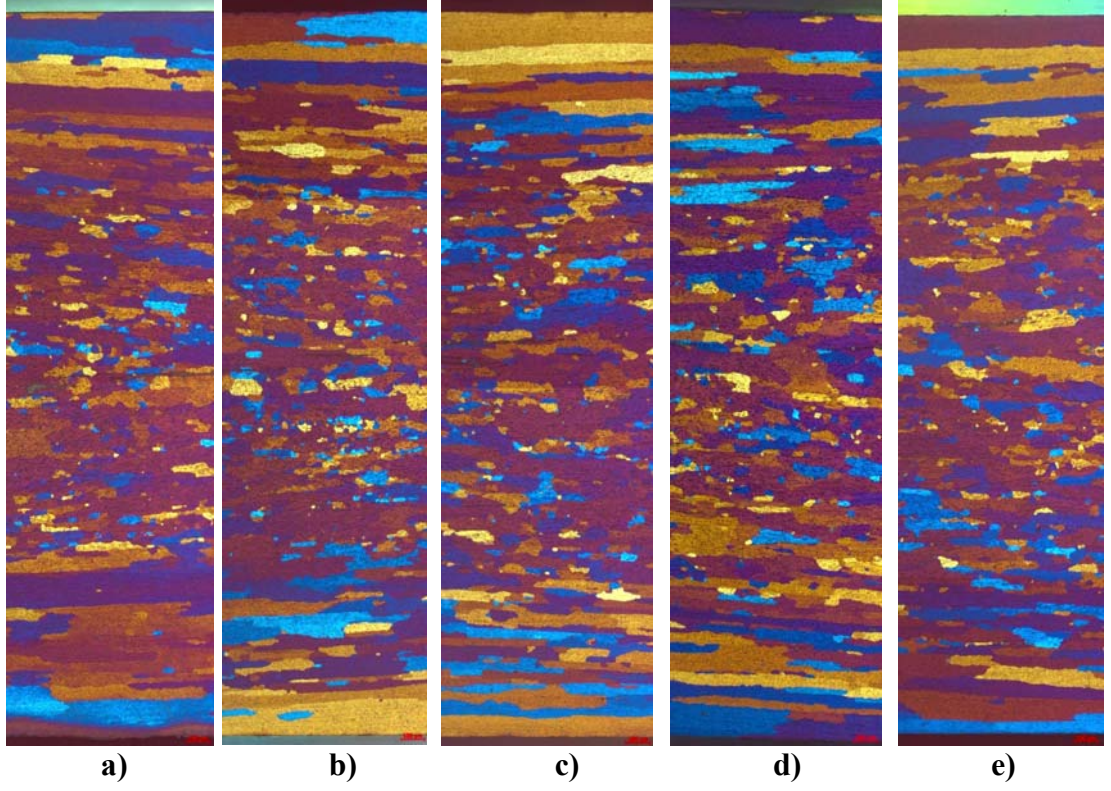
Şekil 6.52. AA3003 hadde ve tav 560 °C, 24 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey



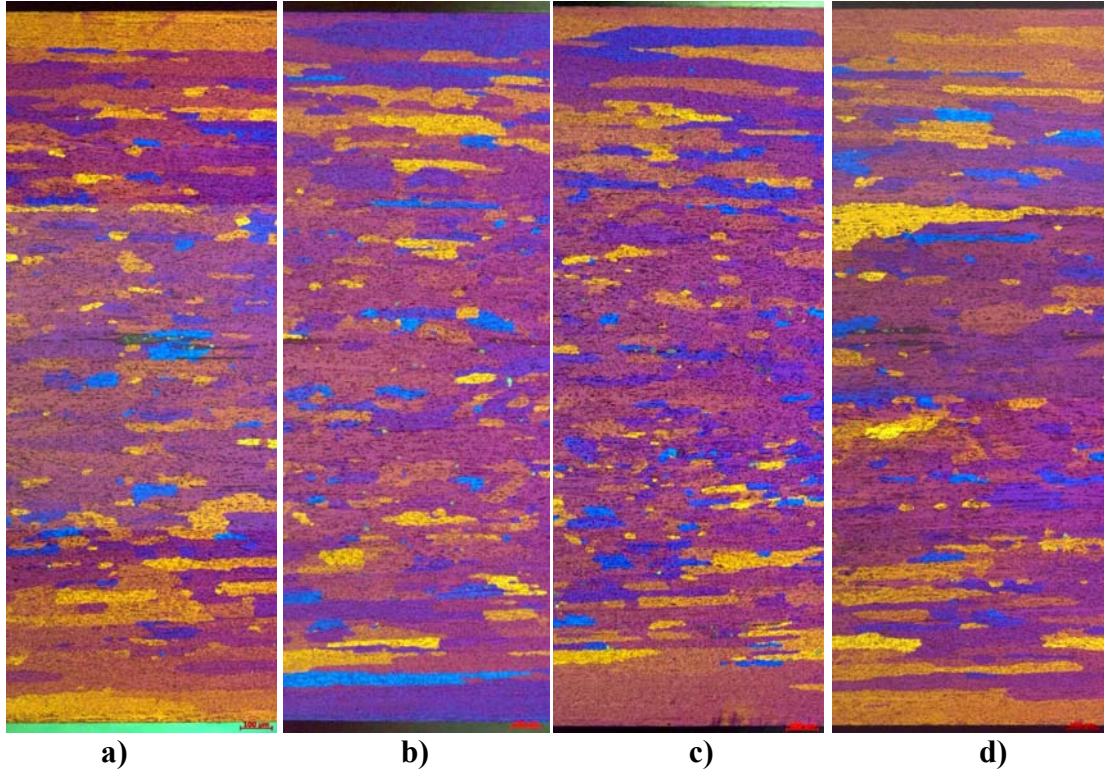
Şekil 6.53. AA3003 hadde ve tav 580 °C, 24 saat (a) üst yüzey (b) merkez (c) alt yüzey

Şekil 6.41-Şekil 6.53 arasında AA3003 alaşımının haddelendikten ve homojen tavlandıktan sonra mikro yapıları gösterilmiştir. Yapıda bulunan Mn elementinin varlığına bağlı olarak merkezde segregasyon yapısına rastlanmaktadır. Şekil 6.41-Şekil 6.53'te iğnesel intermetaliklere rastlanmamıştır Genel yapı itibariyle homojen tavlama sıcaklığının arttığı yönde intermetalik parçacıkların sayıları azalmış, boyutları artmıştır. Bu durumun, aşırı doymuş matriste bulunan elementlerin çökerek, yeni intermetalik parçacıklar halinde yapıda yer edinmesi sonucu ortaya çıkan bir olay olduğu düşünülmektedir.

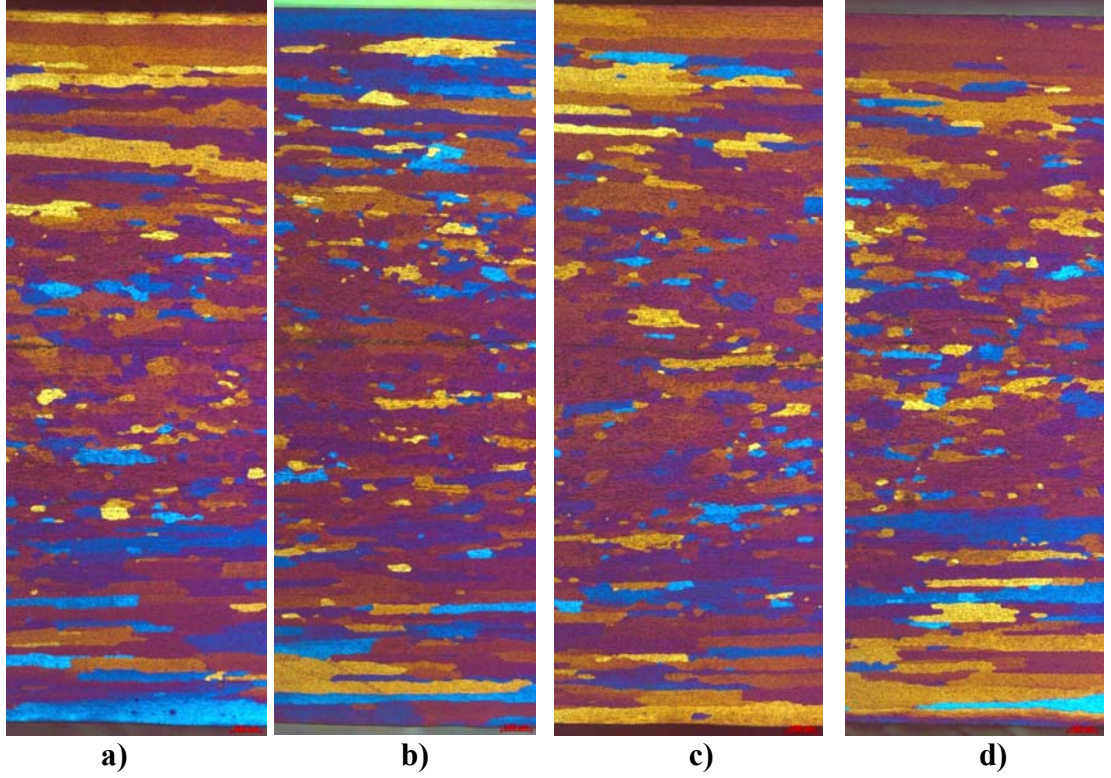
Şekil 6.49.c, Şekil 6.50.c ve Şekil 51.c' de gözleendiği gibi İMD yönteminin bir özelliği olan yüzeyde ince bir kalınlığa sahip aşırı doymuş bölgenin varlığı tavlama sıcaklığının artmasıyla azalma eğilimi sergilese de yüzeylerde hala belli bir oranda varlığını sürdürmektedir.



Şekil 6.54. AA3003 haddelenip (a) 480 °C 4saat (b) 520 °C 4 saat (c) 520 °C 8 saat (d) 520 °C 16 saat (e) 520 °C 24 saat tavlanmış numunelerin polarize fotoğrafları (ölçek:100 μm)



Şekil 6.55. AA3003 haddelenip 560 °C’de (a) 4saat (b) 8 saat (c) 16 saat (d) 24 saat tavlanmış numunelerin polarize fotoğrafları (ölçek:100 μm)



Şekil 6.56. AA3003 haddelenip 580 °C’de (a) 4saat (b) 8 saat (c) 16 saat (d) 24 saat tavllanmış numunelerin polarize fotoğrafları (ölçek:100 µm)

Şekil 6.54-Şekil 6.56’te haddelendikten sonra homojen tavlanan numunelerin tamamen yeniden kristalleşmiş tane yapısı gözükmemektedir. Şekil 6.54-Şekil 6.56’te görülmektedir ki numuneler, yüzeylerden merkeze doğru tane boyutu gradyantı oluşturarak, heterojen bir davranış sergilemektedir. Yüzeydeki taneler tavlama işlemi öncesindeki haddeleme işlemine paralel yönde uzamıştır.

Tavlama sıcaklığının artmasına bağlı olarak yüzeydeki tanelerin büyüklükleri ve tane kabalaşmasının yüzeyden merkeze doğru hareket ettiği gözlenmiştir. Fakat AA1050 alaşımındaki Şekil 6.40.c ve Şekil 6.40.d’de görüldüğü gibi aşırı tane büyümesi meydana gelmemiştir. Bu durumun yapıdaki AA1050 alaşımından farklı olarak mangan elementinin varlığından kaynaklandığı düşünülmektedir. Yeniden kristalleşme mekanizmasında birbirine üstünlük kurmak isteyen iki mekanizmanın, PUÇ ile Zener etkisi, etkin rol oynadığı düşünülmektedir. Yapıda var olan mangan içeren parçacıkların yeniden kristalleşme esnasında tane sınırı hareketine engel teşkil etmesinden dolayı yüzeydeki tane sınırı hareketini yavaşlatmaktadır. Böylece

yeniden kristalleşen tanelerin aşırı büyüyerek kabalaşma süreci engellenmiştir [Humphreys, 2004].

7. SONUÇLAR

Yapılan çalışma sonucunda AA1050 ve AA3003 alüminyum alaşımlarının termomekanik işlemler sonrası mikro yapıları incelenmiştir. Aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir:

1. İMD yöntemiyle üretilmiş levhaların dökümünde, hızlı katılaşmadan dolayı yüzeyde ince bir bölge oluşturmaktadır, yüksek tavlama sıcaklıklarında dahi bu bölge varlığını sürdürmektedir.
2. AA1050 alaşımı oldukça ince bir intermetalik yapısına sahiptir ve merkez hattında segregasyon karakteristiği çok hafiftir, AA3003 alaşımında ise Mangan elementinden dolayı daha yoğun bir intermetalik ve segregasyon yapısı görülmüştür.
3. Homojen tavlama ile sahip olunan aşırı doymuşluk azalmaktadır. Aynı zamanda tavlama sıcaklığı ve süresinin arttığı yönde her iki alaşımda da matris içinde intermetalik parçacıkların şekillerinin değiştiği ve tane sınırlarında ve içinde çökelmelerin olduğu gözlenmiştir.
4. İMD yöntemiyle dökülmüş levhaların intermetalik yapısı hızlı katılaşmadan dolayı yüzeydeki parçacıklar küçük ve çok sayıda, parçacıkların arasındaki mesafe birbirlerine yakın mesafede olduğu görülmüştür, merkeze doğru gidildikçe parçacık sayısında azalma, boyutlarında bir kabalaşma gerçekleştiği ve bu mesafenin artmakta olduğu görülmektedir.
5. Her iki alaşımda da haddelemenin etkisiyle tanelerin haddeleme doğrultusunda uzadığı görülmüştür, Haddeleme ve homojen tavlama sonrası tane yapısındaki bu yönelme, yeniden kristalleşme sonrası etkisi azalsa dahi varlığını sürdürmektedir.

6. AA1050 alaşımının döküm halindeki yeniden kristalleşme sıcaklığı, uygulanan 4 saat tav süresi altında 350 °C ile 400 °C arasında olduğu gözlenmiştir. AA3003 alaşımının dökümündeyse uygulanan tavlama sıcaklığı yeniden kristalleşmeye neden olmamıştır.
7. Yeniden kristalleşme ve tane büyümesi eğiliminin yüzeyden merkeze doğru olduğu görölmüştür. Bu durum katılaşma esnasındaki haddeleme baskısının, en fazla kenarlarda hissedilmesinden kaynaklandığı düşünölmektedir.
8. AA1050 alaşımında 580 °C 16 saat ve 24 saat homojen tav sürelerinin genel yapıda aşırı tane büyümesine neden olduğu gözlenmiştir. AA3003 alaşımında ise aşırı tane büyümesi sadece yüzey bölgelerinde kalmıştır, genel yapıda aşırı tane büyümesi görölmemiştir.
9. Her iki alaşımın yeniden kristalleşmiş mikro yapıları incelendiğinde, AA1050 ve AA3003 alaşımlarının farklı bir davranış sergilediği gözlenmiştir. Bu durum yapıdaki alaşım elementlerinin yeniden kristalleşme safhasında önemli rol oynadığını işaret etmektedir.

KAYNAKLAR

1. Onaran K., Malzeme Bilimi, Bilim Teknik Yayınevi. (1995)
2. Conserva Mario, Donzelli Giancarlo, Trippodo Rodolfo, Aluminium and Its Applications, Edimet, Brescia. (1992)
3. Donald R. Askeland, Pradeep P. Phulé, The Science and Engineering of Materials. (2006)
4. D. Altenpohl, Aluminum Viewed From Within, Aluminum-Verlag, Dusseldorf, (1982)
5. Smith F. W., Material Science and Engineering Series Structures and Properties of Engineering. USA, (1993)
6. John E. Hatch, Aluminum Properties and Physical Metallurgy, ASM. (1984)
7. Metals Handbook, Vol.2, Properties and Special Purpose Material, Tenth Edition, The materials Information Society, (1990)
8. Eraktan, A., Sürekli Döküm Metodu ile Elde Edilen Alüminyum Yassı Ürünlerin Geleceği, Alüminyum Sanayicileri ve İş Adamları Derneği, İstanbul, Sayı 11:15-17, (1991)
9. Vangala, P., Smith D., Duvvuri R., and Romanowski C., The Influence of Casting Gauge on the Hunter Roll Casting Process, Melt – Spinning and Strip Casting: Research and Implementation, The Minerals, (1992)
10. Birol ,Y., Zeytin, H. K., Çakır, O., Arısoy. O., Akkurt, S., Sınmaz, S. Ve Mankır, M., Levha Döküm Tekniği ile Üretilen AlFeSi Alaşımlarında Homojenleştirme Tavlı Denemeleri, Uluslar arası 9. Metalurji ve Malzeme Kongresi, İstanbul,11-15 Haziran, 1421-1427, (1997)

- 11.** S.X. Zhou, Jue Zhong, Daheng Mao, Paul Funke, Experimental Study on Materials Properties of Hot Rolled and Continuously Cast Aluminum Strips in Cold Rolling, (2002)
- 12.** J.P. Martins, A. L. M. Carvalho, A.F. Padilha, Microstructure and texture assessment of Al-Mn-Fe-Si Aluminum alloy produced by continuous and semicontinuous casting processes, (2009)
- 13.** Edmons, D. V., Hunt, J. D., Browne, D. and Cooke, R., The Development of a second generation Twin Roll Caster, Proceedings of Ingot and Continuous Casting Process Technology, Seminar for Flat Rolled Products, New Orleans, Louisiana, USA, 627 – 671, (1994)
- 14.** F.J. Humphreys and M. Hatherly, Recrystallization and Related Annealing Phenomena, (2004)
- 15.** Puchi, E.S., Staia M., Escorche M. and Perez Y., Cold-Rolling and Annealing of Commercial Twin Roll Cast 3003 Aluminum Alloy, Light Metals, 1,183-1,186, (1995)
- 16.** Çapan L., Metallere Plastik Şekil Verme, (2003)
- 17.** Prof. Dr. Eyüp Sabri Kayalı, Doç.Dr. Cahit Ensari, Metallere Plastik Şekil Verme İlke ve Uygulamaları İ.T.Ü Metalurji Müh. Bölümü, (1991)
- 18.** Huey-Jiuan Lin , Modelling of flow and heat transfer in metal feeding system used in twin roll casting, (2004)
- 19.** Dr. Ing. Kamer C., Continuous Casting of Aluminum Training in Aluminum Application Technologies TALAT- Lecture 3210, Goslar, (1994)
- 20.** U.S. Patent No: 5,518,064 Thin Gauge Roll Casting Method, Romanowski, C., Duvvuri, A., Carey W., Marrison W., (1996)

ÖZGEÇMİŞ

Salim Levent AKTUĞ, 1984 Yılında İstanbul Beykoz'da doğdu. Orta öğrenimini 2002 yılında Üsküdar Hüseyin Avni Sözen Anadolu Lisesinde tamamladıktan sonra aynı yıl Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü Malzeme Bilimi ve Mühendisliğini kazandı. 2006 yılında bölüm üçüncüsü olarak mezun oldu sonra yine aynı yıl Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü, Malzeme Bilimi ve Mühendisliğinde Yüksek Lisans programına kayıt oldu. Aynı bölümde çalışmalarına devam etmektedir.