ATATÜRK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

DOKTORA TEZİ

HOMOJENİZASYON UYGULANMIŞ ALUMİNYUM ALAŞIMI İNGOTLARDA İŞLENEBİLİRLİĞİN KONUMA BAĞLI OLARAK DEĞİŞİMİ

121 395

Yaşar TOTİK

121385

MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ

ERZURUM
2002

Her hakkı saklıdır

JURİ ÜYELERİ

Prof.Dr.Ayhan ÇELİK

Doç.Dr.Rasim İPEK

Doç.Dr.Sadri ŞEN

Yrd.Doç.Dr.Zafer EKİNCİ

Yrd.Doç.Dr.Mehmet GAVGALI

29.11.2001 tarihinde **37/363** kararla kurulan jürimiz iş bu **Doktora** tezini 04.01.2002 tarihinde kabul etmiştir.

ÖZET

Doktora Tezi

HOMOJENİZASYON UYGULANMIŞ ALUMİNYUM ALAŞIMI İNGOTLARDA İŞLENEBİLİRLİĞİN KONUMA BAĞLI OLARAK DEĞİŞİMİ

Yaşar TOTİK

Atatürk Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makina Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman : Yrd. Doç. Dr. Mehmet GAVGALI

Optimum işlenebilirliğin sağlandığı üretim koşulları, imalat sanayi için büyük öneme sahiptir. Bu proseslerde büyük şekillendirme işlemlerinin, düşük gerilme ile çatlak oluşmaksızın başarılması istenir. Bir ingotun işlenebilirliliği, kimyasal bileşim, iç yapı ve daha önce uygulanmış ısıl işlemlerle belirlenebilir. Kalıptan alınan ingotların mekanik ve yapısal özelliklerindeki farklılık, işlenebilirliliğin yüzey ile merkez arasında değişmesine neden olmaktadır. Direk dökümden sonra ingotun yüzey ile merkez arasındaki işlenebilirlilik farkını azaltmak için ingotlara değişik şartlarda homojenizasyon işlemi uygulayarak, ingotun üniform bir işlenebilirliliğe kavuşturulması amaçlanmıştır. Bu çalışmada direk kalıba döküldükten sonra herhangi bir işlem görmemiş 200 mm çapındaki 2014 ve 6063 Alüminyum alaşımı ingotlar değişik şartlarda homojenize edildikten sonra, mekanik ve yapısal özellikleri; burulma deneyi, sertlik deneyi, metal mikroskop, SEM, EDS ve X-ray difraktometre kullanılarak belirlenmiştir.

Homojenizasyon işlemi sonrası yapılan sıcak burulma deneyleri, değişik deformasyon sıcaklıkları ve 2.10^{-2} s^{-1} şekil değiştirme hızında gerçekleştirilmiştir. Burulma deneylerinden sonra, homojenizesiz 2014 ve 6063 Al ingotların, yüzey ile merkez arasında gerilme ve şekil değiştirme değerleri arasında bir fark olduğu ve gerilmenin yüzeyden merkeze doğru azaldığı, şekil değiştirmenin ise arttığı gözlenmiştir. Homojenize işlemi ile yüzey ile merkez arasındaki bu farklılığın giderek azaldığı tespit edilmiştir. 2014 Al ve 6063 Al alaşımında yüzey ile merkez arasında en iyi dağılım, sırasıyla 510 ^{0}C ve 540 ^{0}C'deki homojenizasyondan sonra fırında soğutulan ingotların 440 ^{0}C'de yapılan deformasyonunda elde edilmiştir. Bunun yanı sıra deformasyon sıcaklığının, gerilme ve şekil değiştirme eğrileri üzerinde önemli etkiye sahip olduğu gözlenmiştir. Deformasyon sıcaklığının yükselmesi ile gerilmede azalma, şekil değiştirmede ise artış gözlenmiş ve bölgeler arasındaki gerilme-şekil değiştirme farkının bir miktar azaldığı tespit edilmiştir.

2002, 169 sayfa

Anahtar kelimeler: Sıcak işlenebilirlik, sıcak burulma, homojenizasyon, deformasyon, alüminyum alaşımları.

ABSTRACT

Ph.D. Thesis

THE VARIATION OF THE WORKABILITY OF ALUMINIUM ALLOYS HOMOGENISED INGOT DEPEND ON POSITION

Yaşar TOTİK

Atatürk University
Institute of Applied Science
Department of Mechanical Engineering

Supervisor : Yrd. Doç. Dr. Mehmet GAVGALI

Manufacturing conditions in which the optimum workability is maintained has a significant effect for manufacturing industry. In such processes, large deformation processes under low stresses are required to achieve without crack initiation. The workability of an ingot depends on the chemical composition, microstructure and the heat treatment applied before. The differences in mechanical and structural properties cause the change of the workability between the surface and the center. In this study, it was aimed to have a uniform workability of the ingot by applying homogenisation treatments in different conditions in order to reduce the workability difference of the surface and the center after the direct casting of the ingot. The mechanical and structural properties of 200 mm diameter of aluminium alloys ingots that were not subjected to any treatment after casted directly into the mould were determined by means of torsion test, hardness test, metal microscope, SEM, EDS and X-ray difractometer.

The hot torsion tests carried out after homogenisation treatment were conducted at different deformation temperatures with the deformation speed of 2.10^{-2} s^{-1}. After the torsion tests, it was observed for 2014 and 6063 Al ingots that while the stresses declined from the surface towards the center, the strain increased, and there was a difference in the value of the stresses and strain between the surface and the center. That difference between the surface and the center reduced with homogenisation treatment. The best distribution between the surface and the center in 2014 Al and 6063 Al alloys were obtained at the deformation at the temperature of 440 ^{0}C for the ingots cooled in the furnace after the homogenisation at 510 ^{0}C and 540 ^{0}C, respectively. In addition, it was observed that the deformation temperature has a significant impact on stress and strain curves. It was also observed that the stress decreased while the strain increased with the increase of the deformation temperature. It was determined that the stress and strain differences in the regions decreased slightly.

2002, 169 pages

Key Words : Hot Workability, hot torsion, homogenisation, deformation, aluminium alloys

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım sırasında her zaman ilgi ve desteğini hissettiğim yöneticim sayın Yrd. Doç.Dr. Mehmet GAVGALI'ya en içten teşekkürlerimi sunarım.

Deney düzeneğinin bilgisayar kontrolünün hazırlanmasında yardımlarını esirgemeyen sayın Doç.Dr.Adnan DERDİYOK'a, ayrıca çalışmalarım boyunca sıkça yardımlarına başvurduğum sayın Yrd.Doç.Dr. İrfan KAYMAZ'a, sayın Arş.Gör. Mustafa YAMAN'a, sayın Arş.Gör.Ferhat BÜLBÜL'e, bölümümüzün değerli hocalarına ve arkadaşlarıma teşekkür ederim.

Çalışmalarım esnasında eşim ve çocuğumdan görmüş olduğum destek ve teşvikten dolayı kendilerine sonsuz teşekkür ederim.

Yaşar TOTİK
Ocak 2002

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET i
ABSTRACT ii
TEŞEKKÜR iii
ŞEKİLLER DİZİNİ vii
TABLOLAR DİZİNİ xiii
1. GİRİŞ 1
2. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI VE İNGOT YAPISI 14
2.1 Alüminyum Alaşımları 14
2.2 Alüminyum Alaşımı İngotların Yapısı 15
2.3 Homojenizasyon İşlemi 17
3. SICAK İŞLEME KARAKTERİSTİKLERİ 19
3.1 Sıcak İşleme Proseslerinde Oluşan Restorasyon Mekanizmaları 19
3.2 Dinamik Toparlanma 20
3.3 Dinamik Yeniden Kristalleşme 22
3.4 Statik Toparlanma ve Statik Yeniden Kristalleşme 24
4. İŞLENEBİLİRLİK TEST TEKNİKLERİ 25
4.1 Sıcak Burulma Testi 30
4.1.1 Burulma Testinin Karakteristik Özellikleri 30
4.1.2 Burulma Testi Uygulamaları 33
4. 2 Burulma Test Metotları 34
4.2.1 Fields ve Backofen Metodu 38
5. MATERYAL VE METOD 42
5.1 Burulma Test Cihazı 42
5.1.1 Burulma Cihazının Bilgisayar Kontrol Sisteminin Hazırlanması 43
5.2 Deneylerde Kullanılan Alaşımlar 45
5.3 Numunelerin Hazırlanması 45
5.4 İngotlara Homojenizasyon İşleminin Uygulanması 47
5.5 Sertlik Ölçme Deneyi 49

5.6 Burulma Deneyleri 50
5.7 Metalografik İncelemeler 52
5.7.1 Optik Mikroskop İncelemeleri 52
5.7.2 Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) İncelemeleri ve Elemental Analiz 52
5.8 Alüminyum İngotların X-Ray Difraktometrede İncelenmesi 53
6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA 54
6.1 Sertlik Deneyi Sonuçları 54
6.2 Burulma Deneyi Sonucunda Elde Edilen Akış Eğrileri 58
6.2.1 2014 Alüminyum Alaşımının Akış Eğrileri 58
6.2.2 6063 Alüminyum Alaşımının Akış Eğrileri 69
6.3 Homojenizasyon İşleminin Etkisi 79
6.3.1 Homojenizasyon İşleminin Yüzeyden Merkeze Doğru Olan Bölgede gerilme ve Şekil Değiştirme Üzerindeki Etkisi 79
6.3.2 Homojenizasyon Sıcaklığının Gerilme ve Kırılma Şekil Değiştirmesine Etkisi 85
6.3.3 Deformasyon Sıcaklığının Gerilme ve Şekil Değiştirme Üzerine Etkisi 90
6.4 Metalografik İncelemeler 93
6.4.1 Optik Mikroskop İncelemeleri 93
6.4.2 SEM İncelemeleri 109
6.5 X-Ray Difraktometre İncelemeleri 117
6.6 SEM de EDS İle Elemental Analiz 126
6.7 Deformasyondan Sonra Yapılan İncelemeler 133
6.7.1 Optik Mikroskop İncelemeleri 133
6.7.2 SEM İncelemeleri 141
6.8 Deney sonuçlarının Tartışılması 146
7. SONUÇLAR VE ÖNRİLER 151
7.1 Sonuçlar 151
7.2 Öneriler 153
KAYNAKLAR 154
EKLER 164
Ek 1 A 164

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ

Ek 1 B..... 164
Ek 2..... 165
Ek 3..... 167

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Döküm ingot yapısının şematik gösterimi 17
Şekil 3.1. Tipik dinamik toparlanmanın akış eğrisi 21
Şekil 3.2. Tipik dinamik yeniden kristalleşme akış eğrisi 22
Şekil 4.1. Basma silindirinin fıçılaşmış bölgesinde eksenel basma ve çevresel çekme gerilmelerin gösterimi 28
Şekil 4.2. Değişik geometriye sahip basma numuneleri 28
Şekil 4.3. Alüminyumun basma testi sırasında gerilmeye şekil değiştirme ve sıcaklığın etkisi 29
Şekil 4.4. Şekil değiştirme üzerinde ölçü uzunluğunun yarıçapa oranının etkisi 32
Şekil 4.5. İçi dolu numune üzerinde burulma testinin şematik gösterimi 35
Şekil 4.6. Sabit bir burulma hızında ve sabit burulma hızının burulma açısına oranında yapılan burulma testi ile elde edilen burulma momenti-burulma açısı eğrileri 39
Şekil 4.7. Hız hassasiyetli deformasyon ile sertleşen bir malzemenin tipik akış eğrisi 41
Şekil 5.1. Burulma test cihazının şematik gösterimi 42
Şekil 5.2. Burulma testi için yapılan bilgisayar programının şematik gösterimi 43
Şekil 5.3. Burulma test cihazının program algoritması 44
Şekil 3.4.Kalıba döküldükten sonra herhangi bir işlem görmemiş ingotların boyutları 46
Şekil 5.5. İngottan çıkarılacak kare kesitli parçaların konumları ve boyutları 46
Şekil 5.6. Burulma numunesi boyutları 47
Şekil 5.7. 2xxx Al ve 6xxx Al alaşımlarının denge diyagramları 48
Şekil 5.8. Sertlik ile homojenizasyon süresinin değişimi 49
Şekil 5.9. Vickers sertlik ölçme yönteminin şematik gösterimi 50
Şekil 6.1. Deney akış şeması 55
Şekil 6.2. 2014 Al alaşımında sertliğin yüzeyden merkeze doğru homojenizasyon sıcaklığına bağlı olarak değişimi 56

Şekil 6.3. 6063 Al alaşımında sertliğin yüzeyden merkeze doğru homojenizasyon sıcaklığına bağlı olarak değişimi..... 57
Şekil 6.4. Homojenize edilmemiş 2014 Al alaşımının eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri..... 59
Şekil 6.5. 410 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımının eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri..... 61
Şekil 6.6. 450 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımının eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri..... 63
Şekil 6.7. 510 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımının eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri..... 64
Şekil 6.8. 410 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda suda soğutulmuş 2014 Al alaşımının eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri..... 66
Şekil 6.9. 450 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda suda soğutulmuş 2014 Al alaşımının eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri..... 67
Şekil 6.10. 510 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda suda soğutulmuş 2014 Al alaşımının eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri..... 68
Şekil 6.11. Homojenize edilmemiş 6063 Al alaşımının eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri..... 70
Şekil 6.12. 420 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımının eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri..... 72
Şekil 6.13. 470 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımının eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri..... 73
Şekil 6.14. 540 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımının eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri..... 74
Şekil 6.15. 420 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda suda soğutulmuş 6063 Al alaşımının eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri..... 76
Şekil 6.16. 470 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda suda soğutulmuş 6063 Al alaşımının eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri..... 77
Şekil 6.17. 540 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda suda soğutulmuş 6063 Al alaşımının eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri..... 78

Şekil 6.18. Homojenize edilmiş 2014 Al ingotların pik gerilmelerinin yüzeyden merkeze doğru değişimi 80
Şekil 6.19. Homojenize edilmiş 2014 Al ingotların kırılma şekil değiştirme değerlerinin yüzeyden merkeze doğru değişimi 81
Şekil 6.20. Homojenize edilen 6063 Al ingotların pik gerilmelerinin yüzeyden merkeze doğru değişimi 83
Şekil 6.21. Homojenize edilen 6063 Al ingotların kırılma şekil değiştirme değerlerinin yüzeyden merkeze doğru değişimi 84
Şekil 6.22. 2014 Al alaşımı ingotta homojenizasyon sıcaklığının pik gerilme üzerine etkisi 86
Şekil 6.23. 2014 Al alaşımı ingotta homojenizasyon sıcaklığının kırılma şekil değiştirme değeri üzerine etkisi 87
Şekil 6.24. 6063 Al alaşımı ingotta homojenizasyon sıcaklığının pik gerilme üzerine etkisi 88
Şekil 6.25. 6063 Al alaşımı ingotta homojenizasyon sıcaklığının kırılma şekil değiştirme değeri üzerine etkisi 89
Şekil 6.26. 2014 Al alaşımı ingotta deformasyon sıcaklığının pik gerilme üzerine etkisi 90
Şekil 6.27. 2014 Al alaşımı ingotta deformasyon sıcaklığının kırılma şekil değiştirmesi üzerine etkisi 91
Şekil 6.28. 6063 Al alaşımı ingotta deformasyon sıcaklığının pik gerilme üzerine etkisi 92
Şekil 6.29. 6063 Al alaşımı ingotta deformasyon sıcaklığının kırılma şekil değiştirmesi üzerine etkisi 92
Şekil 6.30. Homojenize edilmemiş 2014 Al alaşımı ingotun optik mikroskop görüntüleri 94
Şekil 6.31. 410 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun optik mikroskop görüntüleri 95
Şekil 6.32. 410 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda suda soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun optik mikroskop görüntüleri 96

Şekil 6.33. 450 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun optik mikroskop görüntüleri..... 97
Şekil 6.34. 450 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda suda soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun optik mikroskop görüntüleri..... 98
Şekil 6.35. 510 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun optik mikroskop görüntüleri..... 99
Şekil 6.36. 510 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda suda soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun optik mikroskop görüntüleri..... 100
Şekil 6.37. Homojenize edilmemiş 6063 Al alaşımı ingotun optik mikroskop görüntüleri..... 102
Şekil 6.38. 420 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun optik mikroskop görüntüleri..... 103
Şekil 6.39. 420 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda suda soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun optik mikroskop görüntüleri..... 104
Şekil 6.40. 470 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun optik mikroskop görüntüleri..... 105
Şekil 6.41. 470 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda suda soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun optik mikroskop görüntüleri..... 106
Şekil 6.42. 540 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun optik mikroskop görüntüleri..... 107
Şekil 6.43. 540 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda suda soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun optik mikroskop görüntüleri..... 108
Şekil 6.44. Homojenize edilmemiş 2014 Al alaşımı ingotun SEM görüntüleri..... 110
Şekil 6.45. 410 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun SEM görüntüleri..... 111
Şekil 6.46. 450^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun SEM görüntüleri..... 112
Şekil 6.47. 510 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun SEM görüntüleri..... 113
Şekil 6.48. Homojenize edilmemiş 6063 Al alaşımı ingotun SEM görüntüleri..... 114

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ

Şekil 6.49. 420 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı ingotun SEM görüntüleri..... 114
Şekil 6.50. 470 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı ingotun SEM görüntüleri..... 115
Şekil 6.51. 540 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı ingotun SEM görüntüleri..... 116
Şekil 6.52. Homojenize edilmemiş 2014 Al alaşımının X-ray sonuçları..... 118
Şekil 6.53. 410 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun X-ray sonuçları 119
Şekil 6.54. 450 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun X-ray sonuçları 120
Şekil 6.55. 510 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun X-ray sonuçları 121
Şekil 6.56. Homojenize edilmemiş 6063 Al alaşımı ingotun X-ray sonuçları..... 122
Şekil 6.57. 420 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı ingotun X-ray sonuçları 123
Şekil 6.58. 470 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı ingotun X-ray sonuçları 124
Şekil 6.59. 540 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı ingotun X-ray sonuçları 125
Şekil 6.60. Homojenizesiz 2014 Al alaşımının kalitatif elemental analizi..... 129
Şekil 6.61. 410 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun kalitatif elemental analiz sonuçları..... 129
Şekil 6.62. 470 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun kalitatif elemental analiz sonuçları..... 130
Şekil 6.63. 510 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun kalitatif elemental analiz sonuçları..... 130
Şekil 6.64. Homojenizesiz 6063Al alaşımının kalitatif elemental analizi..... 131
Şekil 6.65. 420 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı ingotun kalitatif elemental analiz sonuçları..... 131
Şekil 6.66. 470 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı ingotun kalitatif elemental analiz sonuçları..... 132
Şekil 6.67. 540 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı ingotun kalitatif elemental analiz sonuçları..... 132
Şekil 6.68. 510 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun 300 ^{0}C'de deformasyonu sonunda optik mikroskop görüntüleri..... 134

Şekil 6.69. 510 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun 370 ^{0}C'de deformasyonu sonunda optik mikroskop görüntüleri..... 135
Şekil 6.70. 510 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun 440 ^{0}C'de deformasyonu sonunda optik mikroskop görüntüleri..... 136
Şekil 6.71. 470 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun 350 ^{0}C'de deformasyonu sonunda optik mikroskop görüntüleri..... 137
Şekil 6.72. 470 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun 400 ^{0}C'de deformasyonu sonunda optik mikroskop görüntüleri..... 138
Şekil 6.73. 470 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun 440 ^{0}C'de deformasyonu sonunda optik mikroskop görüntüleri..... 139
Şekil 6.74. Deformasyon sırasında oluşan çatlakların optik mikroskop görüntüleri 140
Şekil 6.75. 2014 Al alaşımının deformasyondan sonra yapı içindeki çökeltilerin SEM görüntüleri..... 141
Şekil 6.76. 6063 Al deformasyondan sonra yapı içindeki çökeltilerin SEM görüntüleri..... 143
Şekil 6.77. 2014 alaşımının deformasyon sonunda elde edilen kırılma yüzeyleri.... 144
Şekil 6.78. 6063 alaşımının deformasyon sonunda elde edilen kırılma yüzeyleri.... 145

TABLOLAR DİZİNİ

Sayfa

Tablo 6.1. 2014 Al ingotun yüzey bölgesi A'nın kantitatif elemental analizi..... 127

Tablo 6.2. 2014 Al ingotun merkez bölgesi D'nin kantitatif elemental analizi..... 127

Tablo 6.4. 6063 Al ingotun yüzey bölgesi A'nın kantitatif elemental analizi..... 128

Tablo 6.5. 6063 Al ingotun merkez bölgesi D'nin kantitatif elemental analizi..... 128

1. GİRİŞ

Metallere şekil verme genel olarak döküm, kaynak, plastik şekil verme, talaşlı imalat ve toz metalürjisi yöntemlerinden biri veya birkaçının uygulanması ile gerçekleştirilir. Bu yöntemlerden plastik şekil verme; dövme, ekstrüzyon, haddeleme, tel çekme, derin çekme, sıvama, bükme ve kesme gibi işlemleri içerir. Bu işlemler şekil verme türüne göre kütlesel şekil verme ve levha biçimlendirme işlemleri olarak tanımlanır.

İşlenebilirlilik, mühendislik uygulamalarında kompleks bir özelliğe sahiptir. Kristal yapıya sahip metallere şekil vermede önemli bir yere sahip olan işlenebilirlik kavramı, metal şekillendirme çalışmalarında çatlak oluşmaksızın oluşturulan deformasyon miktarı olarak tanımlanır. Bazı metalik malzemelerde işlenebilirlik sınırı, şekillendirme sırasında kırılma oluşmadan bölgesel boyun oluşumu ile belirlenebilir. Genelde işlenebilirlilik, sadece kırılma direncine (sünekliğe) değil, aynı zamanda şekil değiştirme hızına, deformasyon sıcaklığına, şekil değiştirme oranına ve malzemenin iç yapısına bağlıdır. Malzeme iç yapısı ise kimyasal bileşim, üretim metodu, ısıl işlem, çökeltiler, faz ve tane sınırları, segregasyonlar ve dislokasyon yoğunlukları gibi yapısal parametreleri içerir.

İmalat sanayinde en iyi işlenebilirliğin sağlandığı çalışma koşulları, en küçük enerji ile merkezi ve yüzeysel çatlaklar oluşmadan gerçekleştirilen deformasyonlardır. Bu koşullarda gerçekleştirilen üretim, imalat sanayi için büyük öneme sahiptir. Büyük oranlardaki şekillendirmeler veya karmaşık şekle sahip ürünlerin tek bir operasyonla düşük gerilmede imal edilmesi, kayda değer enerji tasarrufu sağlar. Ayrıca daha az sayıdaki operasyonla gerçekleştirilen üretim sayesinde parça üretim süresi ve işçilikte düşüş, makina ve takım ömründe artış sağlanır. Süneklikteki artış ile aynı orandaki şekil değiştirmeler, daha düşük gerilme seviyelerinde gerçekleştirilebilmektedir

İşlenebilirlik üzerinde etkili parametrelerin çokluğu ve etkilerinin karmaşıklığı nedeniyle, kütlesel şekil verme çalışmalarında en iyi işlenebilirliliğin elde edildiği koşulları belirlemek zordur. Bu alandaki belirsizlikleri kaldırabilmek için bir çok araştırmacı en uygun işlenebilirlik şartlarının belirlenmesi ve bu şartları sağlayan iç

yapının tespiti üzerinde çalışmalarda bulunmuşlardır (Jonas, et al., 1989; McQueen, 1968; Rao, at al., 1984).

İşlenebilirlik üzerinde döküm sırasında sıvı faz, katılaşan kristal yapı, ikinci faz, tane boyutu ve deformasyon şartları (şekil değiştirme hızı, sıcaklık) önemli etkiye sahiptir. Ergitilmiş metalin, kalıplara dökülmesiyle ingot olarak adlandırılan basit şekilli mamuller üretilir. Ekonomik olması açısından ekstrüzyon, hadde ve dövme gibi proseslerde ürünün doğrudan ingotlardan elde edilmesi istenir. İngot yüzeyinde gelişi güzel yönlenmiş taneler bulunur ve bu bölge çil bölgesi olarak adlandırılır. Çil bölgesini kristalografik olarak yönlenmiş uzun taneleri içeren sütunsal bölge takip eder. Merkezde ise eşeksenli tanelerden oluşan bölge mevcuttur. Bu ingotların şekillendirilmesi sırasında işlenebilirlik; kimyasal bileşim, içyapı, ısıl ve mekanik işlem tarafından belirlenmektedir.

Teorik olarak tüm döküm yöntemlerinde benzer reaksiyonlar oluşur. Döküm yöntemleri arasındaki temel fark, ısı transferinin neden olduğu katılaşma hızındaki değişimdir. Hızlı katılaşma, aşırı doymuşluğa ve tane segregasyonuna neden olmakla kalmaz, aynı zamanda termal büzülmelerin neden olduğu yüksek gerilmelere de yol açar. Eğer tüm döküm düzenli olarak soğutulursa bu gerilmeler önemsenmeyecek ölçüde azalır.

Uygulamada metal ve metal alaşımları, metal ve metalik olmayan ikinci faz içeren kompleks yapıya sahiptirler. Metalik olan fazlar faz ayrışması veya çökelmeyle oluşurken, metalik olmayan fazlar ise katılaşma sırasında yabancı atomların çökelmesi ile oluşur. Sıcak şekil değiştirme sırasında ikinci faz parçalanarak mukavemeti ve sünekliği etkiler ve çökelmeyi hızlandırır.

Homojenizasyon, ingotun döküm sonrası iç yapısını değiştirmek amacıyla yapılan yüksek sıcaklıklılardaki bir ısıl işlem çeşididir. Homojenize edilmiş ingotların sıcak deformasyonu, homojenize edilmemiş ingotlara göre daha kolaydır ve elde edilen ürünün yüzeyi daha pürüzsüz olmaktadır. Deformasyon sırasında en yüksek üretim hızı ve en düşük gerilme amaçlandığından, ingotun dökümden sonra homojenize edilmesi ve deformasyon sıcaklığına yeniden ısıtılmadır.

Son zamanlarda yeni malzemelerin geliştirilmesinde epey bir mesafe alınmasına rağmen, bu malzemelere uygulanan son işlemlerde birtakım sorunlarla karşılaşılmıştır. Bu sorunlar, üretim şartları altında malzemelerin ne tür davranış ve özellik sergiledikleri hakkındaki bilgi eksikliğinden ortaya çıkmıştır. Deformasyon şartları hakkında bu bilgiler (malzemelerin sünekliği ve deformasyon direnci üzerinde, sıcaklık ve şekil değiştirme hızının etkisi) sıcak işlenebilirlilik testleri ile elde edilir. Bu testler sayesinde deformasyon için gerekli olan yükler, momentler, güçler ve sıcak işleme için optimum sıcaklıklar belirlenir. İlave olarak bu testler sıcak işleme sırasında yapısal değişimleri ve dislokasyon mekanizmaları hakkında bilgi sağlar. İşlenebilirliğin belirlenmesinde kullanılan en popüler testlerden biri, sıcak burulma testidir. Burulma testi işlenebilirliğin belirlenmesinde kullanılan diğer testlere göre bir çok avantaja sahiptir. Bu testte, plastik kararsızlık meydana gelmeden sabit bir yüzey şekil değiştirme hızında yüksek şekil değiştirmeler elde edilebilir.

Bu amaçla alüminyum alaşımı ingotların işlenebilirliliği ile ilgili homojenizasyon işleminin, kimyasal bileşimin, içyapının, deformasyon hızının ve deformasyon sıcaklığının etkisini araştıran belli başlı çalışmalar aşağıda kısaca sunulmuştur.

Precht ve Pickens (1987), değişik sıcaklıklarda ve zamanlarda Al-Mg 5052 ticari alaşımına homojenizasyon işlemi uygulayarak, sıcak işleme davranışını incelemek için 1,2 s^{-1} şekil değiştirme hızında sıcak burulma testi uygulamışlardır. Süneklik ve gerilme üzerinde deformasyon sıcaklığı, homojenizasyon zamanı ve homojenizasyon sıcaklığının etkilerini incelemişlerdir. İngotun farklı bölgelerinden alınan numuneler için sıcak işleme davranışında önemli değişimler olduğunu tespit etmişlerdir. Homojenizasyon ve deformasyon sıcaklığının artması ile gerilmenin azaldığını, şekil değiştirmenin arttığını ve ayrıca homojenizasyon zamanının 8 saatten sonra gerilme ve şekil değiştirme üzerinde etkili olmadığını belirtmişlerdir.

Koneko ve ark.(1976), Al-Mg-Si alaşımı ingotların sıcak işlenebilirliği üzerine homojenizasyon işleminin etkilerini araştırmışlar ve bu amaçla sıcak burulma testi kullanmışlardır. İngotları, 350-500 ^{0}C arasındaki sıcaklıklarda, 8-24 saat tutuktan sonra 40 ^{0}C/h soğutma hızıyla fırında soğutarak homojenizasyon işlemini gerçekleştirmişler

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU

ve ingotların farklı bölgelerinden hazırlanan numunelere 450 ^{0}C sıcaklıkta ve 10 s^{-1} deformasyon hızında burulma testi uygulamışlardır. Elde edilen verilerden faydalanılarak homojenizasyon sıcaklığının yapıdaki faz dağılımı ve sıcak süneklik üzerinde etkili olduğu bulmuşlar ve ingotların yüzeyi ile merkezi arasında mekanik özelliklerin homojen olarak dağıldığını tespit etmişlerdir.

Alüminyum alaşımlarının işlenebilirliliği üzerinde homojenizasyon koşullarının ve homojenizasyon sıcaklığının etkisini araştırmak için Verlinden ve ark. (1990), 2024 alüminyum alaşımını 460-500 ^{0}C'de 8-24 saat süreyle homojenize ettikten sonra, malzemelere 0,1-10 s^{-1} şekil değiştirme hızında ve 340-370 ^{0}C deformasyon sıcaklığında burulma testleri uygulamışlardır. Burulma deneyleri sonunda en iyi işlenebilirliğin elde edildiği homojenizasyon sıcaklığının 460 ^{0}C olarak belirlemişlerdir. 460 ^{0}C'de yapılan homojenizasyon sonunda sünekliğin, 500 ^{0}C'de yapılan homojenizasyondan daha yüksek olduğu ve bu sıcaklıktan sonra yapı içinde bulunan fazların yapı içinde homojen olarak çözüldüğü ve 8 saatin üzerindeki homojenizasyon süresinin sıcak işlenebilirlik üzerinde etkili olmadığını belirlemişlerdir.

Wouters ve ark. (1990), 2024 alüminyum alaşımını 420-520 ^{0}C sıcaklıklarında 8 saat homojenize ettikten sonra suda ve havada soğutarak 290-350 ^{0}C arasında çökelme işlemine tabi tutmuşlardır. Daha sonra 310-370 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında ve 1s^{-1} deformasyon hızında burulma deneylerini gerçekleştirmişlerdir. Suda soğutulan numunelerde daha büyük pik gerilmesi ve daha düşük kırılma şekil değiştirme değeri elde etmişlerdir. Homojenizasyon ve çökelme işleminin; malzemenin pik gerilmesi, yumuşama ve kırılma şekil değiştirmesi üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu belirtmişlerdir.

Rqunning ve ark.(2000), 6005+Mn, 6005+Fe, 6060, 6082 Al alaşımlarını 480 ^{0}C ve 580 ^{0}C arasında değişen sıcaklıklarda homojenize ederek, homojenize edilen alaşımlara sıcak burulma ve basma deneyleri uygulamışlardır. Bu deneyler sonunda homojenizasyon sıcaklığının artması ile akış gerilmelerinin azaldığını ve şekil değiştirme miktarının arttığını belirlemişlerdir. Ayrıca homojenizasyon sıcaklığının artması ile yapı içinde bulunan çökelti konsantrasyonunun azaldığını bulmuşlardır.

Düşük homojenizasyon sıcaklıklarında elde edilen ince ve yoğun çökeltiye sahip alaşımların gerilme değerlerinin daha büyük olduğunu ve yapı içinde bulunan Al-Fe-Si fazlarının tümü homojenizasyon işlemi ile α fazına dönüştüğünü tespit etmişlerdir.

Şimşek (1984), Etial-30 (AA-3003) alaşımında yassı ingot homojenizasyonunun, soğuk haddede işlenebilirliğe ve soğuk hadde ile elde edilen levhalarda şekillendirilebilirliğe etkilerini araştırmışlardır. Homojenizasyon işleminin, soğuk haddede kenar çatlağını asgari düzeye indirdiğini, meydana gelen çatlakların konum (özelikle derinlik) bakımından homojen bir dağılım gösterdiğini ve haddeleme esnasında kopmaları ortadan kaldırdığını bulmuşlardır. Ayrıca homojenize edilmiş ingotlardan üretilen levhalarda oldukça üniform bir tane yapısı elde edilebilmekte, bununda malzeme şekillendirilebilmesini önemli oranda iyileştirdiğini belirlemişlerdir.

Usui ve ark.(1985), Al (%99.99), Al-Fe, Al-Si, ve Al-Fe-Si alaşımlarının sıcak deformasyon davranışını incelemişlerdir. Düşük sıcaklıklardaki homojenize edilmiş alaşımların yüksek sıcaklıklarda homojenize edilen alaşımlara göre daha az dinamik toparlanmanın meydana geldiğini, bunun sonucunda bu malzemenin daha az süneklik gösterdiğini belirlemişlerdir.

Ueki ve ark. (1985), 5083 Al alaşımını değişik sıcaklıklardaki homojenizasyon işleminden sonra, 400-500 ^{0}C arasındaki deformasyon sıcaklığında ve 0,1-15 s^{-1} şekil değiştirme hızında burulma işlemine tabi tutmuşlardır. Bu işlemin sonunda dislokasyon hareketlerinin, düşük deformasyon ve homojenizasyon sıcaklıklarında yeterince hızlı olmadığını ve Fe, Mn, Cr ve Si gibi elementlerin ikinci faz olarak çökeldiği durumlarda sıcak sünekliğin azaldığını ileri sürmüşlerdir.

Sultan (1985), Al-Mg alaşımı ingotları değişik sıcaklıklarda homojenizasyon işlemine tuttuktan sonra, 400-500 ^{0}C deformasyon sıcaklığında ve 1-10 s^{-1} deformasyon hızında sıcak burulma testi uygulamış ve en yüksek sıcak süneklik değerlerinin 500 ^{0}C'de yapılan deformasyon sonunda meydana geldiğini tespit etmiştir. Bunun sonucunda, deformasyon sıcaklığındaki azalma veya şekil değiştirme hızındaki artış ile sıcak sünekliğin azaldığını belirlemiştir.

Al alaşımlarında sıcak sünekliğin iyileştirilebilmesi için Castle ve Lang (1977), iki safhalı bir homojenizasyonun yapılmasını tasarlamışlar ve ilk olarak 430 ^{0}C'de ön ısıtma yaptıktan sonra, ikinci adımda 530 ^{0}C' ye kadar ısıtarak homojenizasyon işlemini gerçekleştirmişlerdir. Alüminyum alaşımlarının sıcak işlenebilirliği üzerine ısıl işlem ve alaşım elementlerinin (Zn, Mg, Cu, Si, Fe, Mn, Cr, Zr, Ti) etkisini inceleyerek, alaşım elementleri kadar ısıl işlemin de etkili olduğunu bulmuşlardır. 530 ^{0}C' de MnAl bileşiği büyüyerek sıcak sünekliği iyileştirdiğini görmüşlerdir.

Sıcak deformasyon sırasında oluşan kararlı durumu araştırmak için Chovet ve ark. (2000), 6060 alaşımını 580 ^{0}C'de 3 saat tuttuktan sonra 200 ^{0}C/h soğutma hızıyla soğutarak homojenizasyon işlemini gerçekleştirmişler ve homojenize edilmemiş ve homojenize edilmiş alaşımların akış eğrilerini, 400 ^{0}C deformasyon sıcaklığında ve 0,1 s^{-1} şekil değiştirme hızında burulma deneyi ile elde etmişlerdir. Deneyler sonunda homojenize edilen alaşımın akış eğrilerinin, homojenize edilmemiş olan alaşıma göre daha kararlı deformasyon gösterdiği ve kararlı deformasyonun dinamik toparlanma sayesinde meydana geldiğini tespit etmişlerdir. Ayrıca homojenize edilmiş alaşımların, homojenize edilmemiş alaşımlara göre daha küçük deformasyon direnci ve daha fazla şekil değişimi sergilediklerini bulmuşlardır.

Griskovest ve ark. (1983), değişik alüminyum alaşımlarına homojenizasyon işlemi uygulamışlar ve yüksek sıcaklıkta yapılan homojenizasyon işlemi sonunda yapıdaki porozitelerin ve ikinci fazlarının azaldığı, bunun da sıcak sünekliği artırdığını bulmuşlardır. Ayrıca homojenizasyon sıcaklığının artması ile sünekliğin arttığını ve deformasyon direncinin azaldığını tespit etmişlerdir.

Lee ve Wu (1986), Mn içeren Al-4,85 Mg alaşımına farklı sıcaklık ve zamanlarda homojenizasyon işlemi uyguladıktan sonra, 450 ^{0}C'de kesikli burulma deneyi uygulamışlar. Homojenizasyon sıcaklığının artması ile MnAl6 fazının büyüdüğünü ve bunun da daha iyi sıcak süneklik meydana getirdiğini belirlemişledir. Ayrıca silisyumun yüksek sıcaklıklarda sıcak sünekliği olumsuz etkilediğini tespit etmişlerdir.

2014 Al alaşımı ingotun sıcak işlenebilirlik davranışını iyileştirmek için Gavgalı ve Aksakal (1998), bu alışımı 400, 440, 480 , 500 ve 510 ^{0}C sıcaklıklarda ve 4, 8, 16 ve 24 saat homojenize ederek, 0,0025 s^{-1} deformasyon hızında ve 425 ^{0}C deformasyon sıcaklığında test etmişlerdir. Homojenizasyon sıcaklığının, zamanının ve soğutma hızının işlenebilirlik üzerindeki etkisini araştırmışlar ve sıcak işlenebilirliğin, homojenizasyon sıcaklığının yükselmesiyle arttığını ve soğutma hızının artmasıyla azaldığını tespit etmişlerdir. Ayrıca homojenizasyon zamanının süneklik üzerinde önemli bir etkiye sahip olmadığını ileri sürmüşlerdir.

Gavgalı ve ark. (2001), 5052 alaşımının işlenebilirliliğine homojenizasyon işleminin etkisini araştırmak için bu alaşımı 500 ^{0}C, 520 ^{0}C ve 540 ^{0}C sıcaklıklarda 8 saat tutuktan sonra fırında soğutarak homojenize etmişlerdir. Daha sonra homojenize edilen ingotları, değişik deformasyon hız ve sıcaklıklarında burulma deneylerine tabi tutmuşlardır. Deneylerin sonunda homojenizasyon sıcaklığının artması ile süneklikte bir artış gözlenirken, gerilme değerinde bir azalma tespit etmişlerdir. Ayrıca 5052 alaşımında en iyi işlenebilirliğin 540 ^{0}C'de yapılan homojenizasyon sonunda elde edildiğini belirtmişlerdir.

Pearson ve Yiu (1989), AlMgSi ingotlarında ısıl işlem ve iç yapının işlenebilirlik üzerindeki etkisini incelemişler, çözeltiye alınan numunelerde çökeltilerin çözeltiye alınmasıyla mikrosegregasyonun azaldığı ve tanelerde ise büyümenin olduğunu ileri sürmüşlerdir. Ayrıca AlMgSi alaşımı ingotun, homojenizasyon sonrası 400 ^{0}C'ye kadar yavaş soğutma ile Mg_2Si oluşumu önlenmiş ve Mg_2Si_2 un büyüyen tane sınırlarında tutulması ile işlenebilirlikte belirgin iyileşme olduğunu tespit etmişlerdir.

Raghunatan ve Sheppard (1988), DC döküm olarak üretilen 5056 ve 5083 Al slabları 570 ^{0}C de 12 saat ve 515 ^{0}C'de 4 saat tuttuktan sonra fırında oda sıcaklığına kadar soğutarak homojenize etmişlerdir. Slabların mikroyapısı ve tane boyutu üzerinde tavlama prosesi ve tavlama sıcaklığı etkili olduğu ve tavlama sıcaklığının yükselmesi ile tane boyutunun arttığını tespit etmişlerdir.

Hamerton ve ark. (2000), alüminyum alaşımı ingotları, sıcak deformasyondan önce 1 saat ve 5 gün, 600 ^{0}C'de homojenize etmişlerdir. Homojenizasyondan önce tane sınırlarında yoğun bir şekilde bulunan ikinci fazlar, inklüzyonlar ve intermetalik bileşenlerin homojenizasyon işlemi ile modifiye edildiğini, faz dönüşümü ve partiküllerin morfolojisinin ve dağılımının değiştiğini belirtmişlerdir.

Delikanlı ve ark. (1994), 6063 Al alaşımına mukavemet artışını sağlayacak ısıl işlem teknikleri geliştirilmek için çalışılmalar yapmışlar ve oda sıcaklığında ön yaşlandırma, düşük sıcaklıklarda ara yaşlandırma ve suni yaşlandırma sıcaklığına ısıtma hızının etkilerini incelemişlerdir. Yaptıkları deneyler sonunda, 150 ^{0}C'de ara yaşlandırma, en etkili olmak üzere yapay yaşlandırma sıcaklığına ısıtma hızının düşürülmesi ve oda sıcaklığında 7 günden daha fazla ön yaşlandırma uygulamasının, ısıl işlem sonrası mukavemeti artırdığını tespit etmişlerdir.

Verlinden (1989), 2024 Al alaşımının sıcak işlenebilirliğini sıcak burulma testleri ile araştırmıştır. 2024 Al alaşımı numunelerin bir kısmın ekstrüzyondan önce 460-500 ^{0}C arasında ve 8-24 saat homojenize ederek suda soğutmuş; diğer bir kısmını ise 440-520 ^{0}C arasında 8 saat homojenize ederek su ve havada soğutarak 290-350 ^{0}C arasında yaşlandırma işlemine tabi tutmuştur. Homojenizasyon sıcaklığının artması ile pik gerilmesinde azalma ve süneklikte artış olduğunu; ayrıca yaşlandırma sıcaklığının yükselmesi ile pik gerilmesinde azalma olduğunu belirlemiştir. Homojenizasyon zamanının pik gerilmesi üzerinde hiçbir etkisinin olmadığını, ancak sünekliği geliştirdiğini ifade etmiştir.

Tanıhata ve ark. (1999), 6063 Al alaşımında Al-Fe-Si intermetalik bileşenlerin oluşumu üzerinde döküm ve homojenizasyon işlem şartlarının etkisini araştırmak için X-Ray difraktometre ve TEM kullanmışlardır. Bu işlemde kullanılan numuneler, % 0,1-0,5 arasında Fe içeren dört farklı alaşım, 0,06-50 K/s arasında üç farklı soğutma hızında soğutularak elde edilen ingotların, 858 ^{0}K de homojenize edilmesiyle hazırlamışlardır. 0,06 ^{0}K/s soğutma hızıyla dökülerek elde edilen %0,1 Fe içeren homojenize edilmemiş ingotun, ingotlar arasın da en fazla β fazı içerdiğini ve bu ingot homojenize edildiği

zaman β fazının azaldığı ve α fazının arttığını tespit etmişlerdir. Ayrıca 50 ^{0}K/s döküm soğutma hızında elde edilen %0,5 Fe içeren homojenize edilmemiş ingot, ingotlar arasında en fazla α fazı içerdiği ve bu ingotun homojenize edildiği zaman α fazının önemli bir miktarının değişmediğini bulmuşlardır. Bu homojenizasyon sıcaklığında homojenizasyon süresinin artırılması ile Al-Fe-Si intermetalik bileşenlerinin α fazına dönüştüğünü bulmuşlardır.

Al-Mg alaşımlarında homojenizasyonun etkisini araştırmak için Hove ve ark.(1993), Al-Mg alaşımı ingotlara değişik homojenizasyon sıcaklıklarında homojenize işlemi uygulamışlardır. Homojenize edilmemiş ingotların yüzeye yakın bölgelerinde kırılma şekil değiştirme değerlerinin merkeze göre küçük olduğunu bulmuşlardır ve yapılan homojenizasyon işlemleri sonunda yüzey ile merkez arasındaki şekil değiştirme farkının azaldığını tespit etmişlerdir. Ayrıca yapılan sıcak deformasyonlar sonunda deformasyon sıcaklığının artması ile yumuşama proseslerinin daha etkili olduğu ve bunun sonucunda da sünekliğin arttığını belirlemişlerdir.

Nagaumi ve ark. (2000), 6061 Al alaşımını değişik döküm hızlarında ve değişik soğuma hızlarında direk kalıba dökerek, katılaşma sonunda merkez ile yüzey arasında çatlak oluşumunu araştırmışlardır. Katılaşma sırasında yüzey ile merkez arasında bir sıcaklık gradyantı meydana geldiği zaman ve ingot soğutma hızının 6 k/s yi aştığı zaman ingotlarda çatlağın başladığını tespit etmişlerdir.

Ratchev ve ark. (1997), Al-4Mg-0,5Cu alaşımının sıcak işlenebilirliliğini sıcak burulma testi kullanarak incelemişlerdir. 5182 Al alaşımına %0,5 Cu ilave edildiğinde alaşımın sıcak işlenebilirliğini azalttığını belirlemişler ve bu alaşıma deformasyondan önce bir ön ısıtma yaparak çökeltilerin boyutunu artırmak suretiyle işlenebilirlikteki azalmayı ortadan kaldırmışlardır.

Cerri ve ark. (1995), homojenize edilmiş, işlem görmemiş ve çökelme işlemine tabi tutulmuş Al-Zn-Mg-Cu (7012 ve 7075) alaşımlarını, 0,05-5 s^{-1} şekil değiştirme hızında ve 250-450 ^{0}C deformasyon sıcaklıkları arasında sıcak burulma testlerine tabi tutmuşlar ve bu alaşımlara ilave testler; deformasyon sıcaklığında ekstrüzyon edilmiş, solüsyon

işlemine alınmış ve çökelme işlemine alınmış numuneler üzerinde yapmışlardır. Solüsyon işlemine alınmış malzemede pik gerilmesi, dinamik çökelme yüzünden düşük sıcaklıklarda çok yüksek olduğunu ve ekstrüzyon edilmiş alaşımların sünekliğinin işlem görmemiş alaşımların iki katı olduğunu belirlemişlerdir.

Martinez ve ark. (1994), 5182 Al alaşımına % 1 Cu ilave ederek elde etmiş oldukları iki alaşım üzerinde sıcak burulma testlerini gerçekleştirerek bu iki alaşıma 450 ve 540 ^{0}C'de iki farklı ön ısıl işlem uygulayıp süneklik ve mukavemetteki değişimleri araştırmışlardır. Düşük ve yüksek sıcaklıktaki ısıl işlem sonunda mukavemetleri hemen hemen aynı olmasına rağmen, yüksek sıcaklıkta ön işlem yapılan malzemede sünekliğin daha iyi olduğunu bulmuşlardır. Süneklikteki bu gelişmenin sebebinin matriks içinde segregasyonun elimine edilmesi ve Al-Mg-Cu gibi ötektiklerin erimesinin sebep olduğunu belirtmişlerdir. Bu alaşıma Cu ilave edilmesi ile düşük deformasyon hızlarında sünekliği artırdığını tespit etmişlerdir.

Spigarelli ve ark. (2001), 2618 Al alaşımının ekstrüzyon ve solusyon şartlarındaki sıcak işlenebilirliliğini araştırmışlar ve bunun için malzemeye 200-500 ^{0}C deformasyon sıcaklıkları arasında burulma testleri uygulamışlardır. Solüsyon şartlarına sahip alaşımın akış gerilmesinde bir artış ve sünekliğinde bir azalmanın olduğunu ve ekstrüzyon ve solüsyon şartlarında bulunan her iki alaşımın deformasyon sıcaklığının artması ile süneklikte bir artış olduğunu tespit etmişlerdir.

Deformasyon sıcaklığının ve şekil değiştirme hızının, mekanik özellikler üzerindeki etkilerini incelemek için Zhou ve ark. (1992), Al-20Si-7,5Ni-3Cu-1Mg alaşımını 0,083-2,49 s^{-1} şekil değiştirme hızlarında ve 350-450 ^{0}C deformasyon sıcaklıkları arasında burulma testlerine tabi tutmuşlardır. Malzemenin pik gerilmesi ve sünekliği, deformasyon sıcaklığı ile şekil değiştirme hızından çok etkilendiğini belirlemişler. Ayrıca sıcaklığın artması ve şekil değiştirme hızının azalması ile gerilemenin azaldığını, sünekliğin arttığını belirtmişlerdir.

Öztürk ve ark. (1990), 2024 Al alaşımının sıcak işlenebilirliliği, 260-480 ^{0}C deformasyon sıcaklığında ve 0,07- 0,5 s^{-1} şekil değiştirme aralığında homojenize

edilmiş slabdan çıkartılan numunelere burulma deneyi uygulayarak belirlemeye çalışmışlardır. Sıcak işlem sırasında kararlı şartların oluşmadığı, gerilmenin belirli bir seviyeye çıktıktan sonra sürekli azalma eğiliminde olduğunu tespit etmişler.

2024 Al alaşımının en iyi sıcak işlenebilirlik parametrelerini belirlemek için Chul ve Yoo (2000), bu alaşıma sıcak burulma deneyleri uygulamışlardır. Sıcak burulma deneylerini, 320-520 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında ve 0,1-3 s^{-1} arasındaki şekil değiştirme hızlarında gerçekleştirmişlerdir. Deneyler sonunda 2024 Al alaşımı için optimum sıcak işlenebilirlik şartlarına, 430-450 ^{0}C arasındaki deformasyon sıcaklıklarında ve 0,5 s^{-1} şekil değiştirme hızında gerçekleştirilen deformasyon sonunda ulaşmışlardır.

Pik gerilmesi ve süneklik üzerinde etkili parametrelerin belirlenmesi için Evangeliste ve ark. (1987), homojenize edilmemiş, homojenize edilmiş ve çökelti işlemine tabi tutulmuş 7012 Al alaşımına 300-340 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında ve 0,05-5 s^{-1} şekil değiştirme hızlarında burulma testleri uygulamışlardır. Pik gerilmesinin, şekil değiştirme hızı ile ilişkili olduğunu ve sünekliğin şekil değiştirme hızının artmasıyla azaldığını ifade etmişlerdir. Deformasyon sonunda orijinal tanelerin, sınırlarda çökelen çökeltiler ile uzamış olarak ortaya çıktığını tespit etmişlerdir.

Samajdar ve ark. (1998), 5182 Al alaşımına ve bu alaşıma %0,5 Cu ilave edilerek meydana getirilen malzemelere sıcak burulma testleri uygulamışlardır. Deformasyondan sonra elde ettikleri numuneleri, polarize edilmiş ışık mikroskobu ve TEM de incelemişler , ayrıca bu numunelerin sertlikleri ölçülerek süneklik üzerinde etkili olan durumu belirlemeye çalışmışlardır. Bu malzemelerin sıcak sünekliği üzerinde toparlanmanın etkili olduğunu belirlemişlerdir.

Cerri ve ark. (1993), direk çil döküm 7000 gurubuna ait Al alaşımlarını 460 ^{0}C'de 6 saat homojenize edildikten sonra ekstrüzyon işlemine tabi tutmuşlardır. Ekstrüzyona uğramış numunelerin bir kısmına 480 ^{0}C'de 16 saat solüsyona alma işleminden sonra suda soğutmuşlar ve diğer numunelere de test sıcaklığında 2 saat aşırı yaşlanma işlemi uyguladıktan sonra suda soğutmuşlardır. Sıcak burulma testlerinden sonra kararlı

çökeltiye sahip aşırı yaşlanma şartlarındaki numuneler kademeli olarak yumuşayan bir akış eğrisi sergilediğini ve solüsyona alma şartlarındaki numunelerin ise akış eğrisinin yüksek bir pikten sonra hızlı bir yumuşama gösterdiğini gözlemlemişlerdir.

Yoo ve ark. (1993), 450 ^{0}C'de ekstrüzyon işlemi uygulanmış Al-(0,6-1,3)Fe alaşımını, 300-500 ^{0}C sıcaklıkları ve 5.10^{-2} –1,2 s^{-1} şekil değiştirme hızlarında sıcak burulma testi ile deformasyona uğratmışlardır. Akış eğrileri, belli bir pik gerilmeye kadar yükseldikten sonra dinamik yumuşama nedeniyle kararlı bir durum sergilediğini, şekil değiştirme hızı arttıkça gerilmenin arttığını ve deformasyon sıcaklığının yükselmesi ile azaldığını ifade etmişlerdir. % 1,3 Fe içeren alaşımın % 0,6 Fe içeren alaşıma nazaran daha yüksek bir gerilme değerine sahip olduğunu belirtmişlerdir.

Sakaris ve McQueen (1993), 6201 Al alaşımının sıcak işlenebilirlik davranışını belirlemek için bu alaşıma iki kademede ısıl işlem uygulamışlardır. Alaşımı, ilk olarak 520 ^{0}C'de 4 saat argon atmosferinde solüsyona işlemine aldıktan sonra sıcak suda soğutmuşlar ve daha sonra 300 ^{0}C'de iki saat aşırı yaşlandırma işlemini takiben havada soğutarak ısıl işlemi tamamlamışlardır. Solüsyona alınan malzeme, hem dinamik çökelme hem de daha yüksek solüsyon miktarı yüzünden daha yüksek mukavemet gösterdiğini deneyler sonunda belirlemişlerdir.

Sıcak deformasyon sırasında belirli bir pikten sonra gerilmede meydana gelen azalmanın sebebini araştırmak için Verlinden ve ark.(1993), 6060 Al alaşımını 580 ^{0}C sıcaklıkta ve 8 saat homojenize ettikten sonra, 390-540 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında ve 0,05-1 s^{-1} şekil değiştirme hızında sıcak burulma deneyi ile test etmişlerdir. Gerilmedeki azalmanın rölatif yumuşamanın sonucunda meydana geldiğini belirlemişler ve rölatif yumuşamanın sebeplerini araştırmışlardır. Bu yumuşamanın sebebinin, deformasyon sırasında numunenin sıcaklığının yükselmesi, dinamik çökelme ve teksture yumuşaması olduğunu ifade etmişlerdir. Ayrıca küçük şekil değiştirmelerde uzamış taneler, yüksek şekil değiştirmelerde ise eşeksenli tanelerin meydana gelmesi relatif yumuşamayı meydana getirdiğini belirtmişlerdir.

Deformasyon sıcaklığının akış (rölatif) yumuşaması üzerine etkisini araştırmak için Zhou ve Clode (1998), 5052 Al alaşımını burulma deneyinden önce yapı içinde bulunan kalıntı gerilmeleri gidermek ve üniform yapı elde etmek amacıyla homojenize işlemi uygulamışlardır. Daha sonra bu alaşımı, 350 ^{0}C, 450 ^{0}C ve 550 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında ve 5 dev/s şekil değiştirme hızında burulma deneyine tabi tutmuşlardır. Deformasyon sıcaklığının artması ile akış yumuşamasının azaldığını, şekil değiştirme miktarının arttığını ve gerilmenin azaldığını bulmuşlardır. Düşük deformasyon sıcaklıklarında ve yüksek şekil değiştirme hızlarında ısının tamamının uzaklaşması için yeterli zamanın olmadığını ve burada toplanan ısının daha fazla akış yumuşamasına sebep olduğunu belirlemişlerdir.

Takata ve ark. (2000), 5182 ve 5082 Al alaşımlarını oda sıcaklığı ile 250 ^{0}C arasında ve değişik şekil değiştirme hızlarında deforme etmişlerdir. Bu sıcaklık aralığında işlenebilirlik üzerinde, deformasyon sıcaklığının şekil değiştirme hızından daha etkili olduğunu ve deformasyon sıcaklığının artması ile işlenebilirliğin arttığını tespit etmişlerdir.

Bu çalışmada direk kalıba döküldükten sonra herhangi bir işlem görmemiş 2014 ve 6063 Alüminyum alaşımı ingotlar seçilmiştir. Kalıptan alınan ingotların yüzey ile merkezi arasında mekanik ve yapısal özelliklerinde farklılıklardan dolayı işlenebilirlikte yüzey ile merkez arasında değişiklik göstermektedir. İşlemsiz durumda yüzey ile merkez arasındaki işlenebilirlilikteki bu farkı azaltmak için ingotlara değişik şartlarda homojenizasyon işlemi uygulayarak ingotun üniform bir işlenebilirliliğe kavuşturmak amaçlanmıştır.

2. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI VE İNGOT YAPISI

Alüminyum endüstrisinin hızlı büyümesinin nedeni, birçok üstün özelliğe sahip olması yanında mühendislik ve konstrüksiyon malzemesi olarak kullanılmasıdır. Dünyada en fazla bulunan metallerden birisi olan alüminyumun tipik özelliklerini aşağıdaki gibi sıralayabiliriz.

a) Hafiftir ve yoğunluğu çeliğin üçte biri kadardır,
b) Korozyon direnci yüksektir,
c) Işık yansıtma özelliğine sahiptir,
d) Alüminyum alaşımları, yüksek mukavemet değerine sahiptirler,
e) Alüminyum kolaylıkla işlenebilir ve şekillendirilebilir,
f) Elektrik ve ısıyı iletkenliği iyidir.

Bu özelliklerinden dolayı alüminyum, günümüzde çelikten sonra en çok kullanılan metallerden birisi olmuştur. Alüminyum alaşımlarının kullanımını sınırlayan en önemli faktörlerden biri, alüminyumun düşük ergime sıcaklığı (660 ^{0}C) ve düşük sürünme sıcaklığıdır (300 ^{0}C'nin üzerinde sürünme hızı artar). Alüminyum yüzey merkezli kübik (YMK) yapıya sahip olduğundan, sıfırın altındaki sıcaklıklarda bile darbeye dayanıklıdır. Sünekliğinin yüksek olması nedeniyle soğuk haddeleme ve dövme gibi işlemler kolayca uygulanabilir. Çekme ve akma mukavemeti çeliğinki kadar yüksek olmamasına rağmen, ağırlık başına mukavemet yoğunluğunun düşük olmasından dolayı çelikten büyüktür. Atmosferik ortamlarda kullanılan alüminyumun üzerinde çok ince bir Al_2O_3 filmi oluşur ve bu film alüminyumu korozyona karşı korur. Saf alüminyumun elektrik iletkenliği çok yüksektir. Zehirli olmadığından, gıda endüstrisinde kullanıma uygundur. Hem döküm hemde işlenmiş durumlarda kullanılır (Çakmak, 1983).

2.1 Alüminyum Alaşımları

Alüminyum alaşımları iki kategoriye ayrılır. Bunlar, döküm alaşımları ve dövme alaşımlarıdır. Ayrıca alüminyum alaşımları ısıl işlem ile sertleşebilen ve ısıl işlem ile sertleşmeyen alaşımlar olarak da kendi aralarında bölümlere ayrılır. Alüminyumun ana

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ

alaşım elementleri Si, Mg ve Cu'dur. Dövme alaşımlarına haddeleme, dövme ve presleme gibi işlemler ile şekil verilirken, döküm alaşımları son şeklini doğrudan döküldüğü kalıp ile alır.

Alüminyum-bakır alaşımları (2xxx Serisi); bu alaşım serisinde bakırın alüminyum içindeki çözünürlüğü %5.65 kadardır. En fazla %2.5-5 kadar bakır içerenlere çökelme yaşlanması uygulanabilir. θ fazı, $CuAl_2$ bileşiğinin bir katı eriyiğidir. Çökelme yaşlanması için alaşım α fazı bölgesine kadar ısıtılıp suda soğutulur. Bu işlemden sonra doğal veya yapay yaşlanmaya bırakılır. Al-Cu alaşımlarının en tanınmışı, % 4 Cu içeren Duralumin (2017) dir. Al-Cu alaşımları küçük miktarlarda Si, Mn, Fe, Mg, Zn ve Cr gibi alaşım elementlerini de içerirler.

Alüminyum silisyum magnezyum alaşımları (6xxx Serisi); Mg-Si bileşenleri alaşımda Mg_2Si bileşiğini oluştururlar. Bu alaşımlara çökelme yaşlanması uygulanabilir. Yaşlanma sırasında çökelen Mg_2Si, fazı mukavemet ve sertliği artırır. Bu alaşımların korozyon dirençleri iyidir ve diğer ısıl işlem uygulanabilen alaşımlara göre işlenebilirlikleri iyidir. Al-Mg-Si alaşımlarının döküm özellikleri de iyidir. Uçak sanayinde, makine parçaları yapımında ve genel amaçlı döküm parçalarında yaygın olarak kullanılırlar.

2.2 Alüminyum Alaşımı İngotların Yapısı

İngotlar ve ekstrüzyon billetleri, genellikle doğrudan çil döküm metodu ile dökülür. Bu proseste ergimiş metal su ile soğutulan kalıba dökülür ve metal kalıpta katılaşmaya başlar başlamaz, kalıbın alt tarafı katılaşmaya bağlı olarak aşağıya doğru hareket ettirilerek istenilen uzunlukta ürünler elde edilir.

Teorik olarak tüm döküm yöntemlerinde benzer temel reaksiyonlar oluşur. Yöntemler arasındaki temel değişiklik, ısı transferi ve katılaşma hızındaki farklılıktan ortaya çıkar. Katılaşma hızına ilaveten, ingot üzerinde farklı bölgelerdeki ısı transferinin yönü ve katılaşma hızının değişimi de önemlidir. Ötektoit altı alaşımlarda yavaş katılaşma, alaşım elemanlarının yüzeye yakın bölgelerde zenginleşmesini teşvik eder. Hızlı

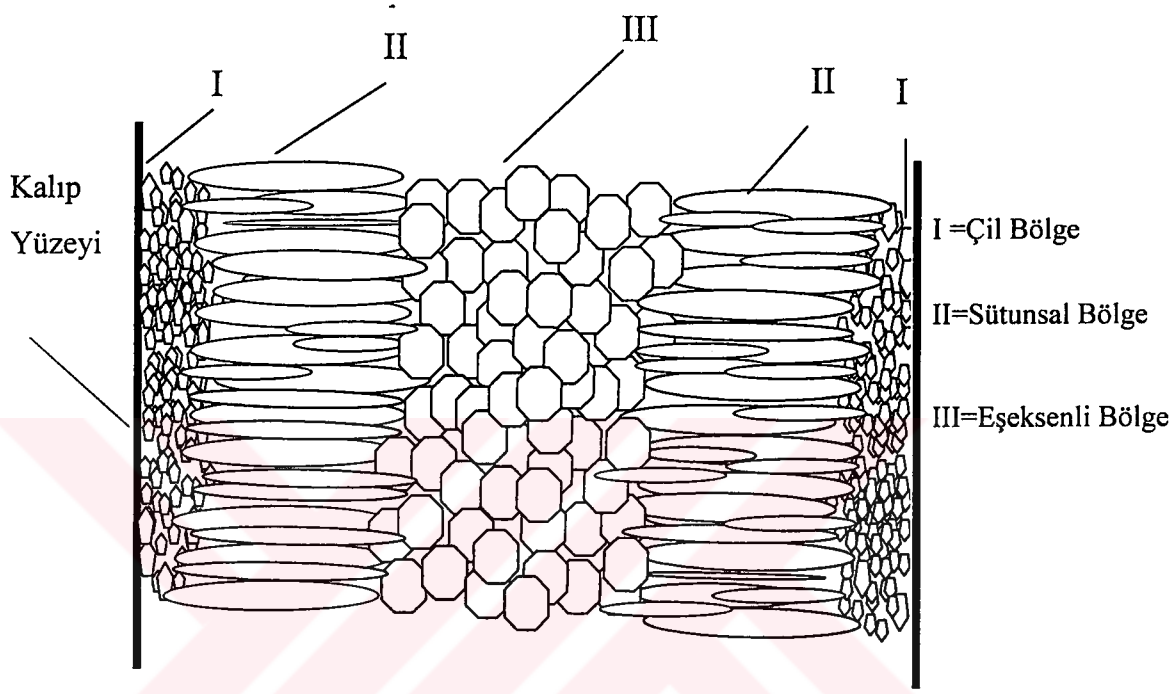
katılaşma ve katılaşmış yapının çabuk soğuması, sadece aşırı doymuşluğa ve tane segregasyonuna neden olmakla kalmaz, aynı zamanda yüksek mekanik gerilmelere de yol açar. Katılaşan son bölgedeki bu gerilmelerin sebebi, termal büzülmeler arasındaki zaman farkıdır. Eğer tüm döküm üniform olarak soğutulursa, bu gerilmeler önemsenmeyecek ölçüde azalır. Döküm ingotları sonraki işlemlere uygun olarak genellikle dikdörtgen, yuvarlak ve kare kesitli olarak üretilir. İngot dökümünde kokil döküm ve doğrudan döküm yöntemi kullanılır (Atenpohl, 1986; Grishkovests, et al., 1984; Askeland).

Kalıpta genellikle son şekle sahip ingot olarak adlandırılan basit şekilli mamuller üretilir. Bu ingotun, yoğun plastik deformasyon veya makine ile işlenmesi gerekir. Şekil 2.1'de görüldüğü gibi, I. Bölge çil bölgesidir. Bu bölgede döküm yüzeyinde bir bant halinde gelişigüzel yönlenmiş taneler bulunur. Kalıp duvarları heterojen çekirdekleşmenin oluşabileceği pek çok yüzey sağlar. Böylece çok sayıdaki tane çekirdekleşmeye başlar ve kalıp duvarı boyunca büyür. Bilhassa ingotların dış bölgelerinde üniform olmayan bir yapı bulunur. Soğutulmuş kalıp duvarı civarında ilk çekirdek kristalleşmesi oluşur. Kalıp yüzeyi yakınında ince taneli bölgeye neden olan çok sayıda çekirdek aynı anda oluşur.

II. bölge, sütunsal bölgedir ve belli kristalografik yönde yönlendirilmiş uzun taneleri içerir. Dökümün ısısı kalıp malzemesi tarafından uzaklaştırıldığında, çil bölgesindeki taneler ısı akışına ters yönde veya dökümün en soğuk bölgesinden en sıcak bölgesine doğru büyür. Bu da tanelerin kalıp duvarına dik yönde büyüdüğünü ifade eder. Sonraki yapı bölgesel çoğunlukta kolonsal kristaller içerir. Erimiş metalden tabakalar şeklinde oluşan kristaller, daha sonra serbest kalan katılaşma ısısının kalıp duvarlarına iletilmesine yardımcı olur.

III. bölge eşeksenli bölgedir. Çoğu durumda saf metal katılaşıncaya kadar sütunsal olarak büyümeye devam eder. Bununla birlikte alaşımlarda ingotun merkezinde eşeksenli bölge oluşur. Burada oluşan taneler, yuvarlağa yakın eşeksenli olarak büyür.

Gelişigüzel yönlendirilmiş bu taneler, sütunsal tanelerin büyümesini durdurur (Atenpohl, 1986; Koneko, et al., 1976; Yu ve Dominique, 1989).



Şekil 2.1 Döküm İngot Yapısının Şematik Gösterimi

2.3 Homojenizasyon İşlemi

Bir ingotun şekillendirilebilme özellikleri; alaşımın kimyasal bileşimi, iç yapısı ve ısıl işlemlerle belirlenebilir. Örneğin homojenleştirilen ingotların ekstrüzyonu, homojenleştirilmemiş ingotlara oranla daha düşük yüklerde gerçekleştirilebilir. Homojenleştirme, ingotun döküm sonrası yapısını değiştirmek amacıyla yapılan, yüksek sıcaklıklardaki bir ısıl işlem uygulamasıdır. Böylece hem sıcak deformasyon daha kolay yapılabilir, hem de iyi bir dayanım elde edilebilir. Aynı zamanda elde edilen ürün yüzeyi pürüzsüz olmaktadır (Verlinden, et al. 1990).

Ekstrüzyon işleminde en yüksek üretim hızı, en iyi yüzey ve mekanik özelliklerin elde edilmesi amaçlandığından, ingotun dökümden başlayarak homojenleştirilmesi, ekstrüzyon sıcaklığına yeniden ısıtılması, ekstrüzyon ve daha sonraki işlemlerin dikkatle yapılması gerekmektedir. Yüksek sıcaklıklarda yapılan homojenizasyon ile alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri değiştirilebildiğinden, uygulamada homojenizasyon daha fazla önem kazanmıştır (Koneko, et al., 1976; Precht ve Pickens,1987; Tanihata, et al. 1999).

Homojen bir yapı, yabancı atomlarda dahil kristal içersinde eş dağılımlı biçimde karışmış atomlarla karakterize edilir. Homojenizasyon ile tane segregasyonu ve aşırı doymuşluk yok edilir. Bu işlemin amacı çökeltileri çözeltiye almak ve atomları kafes içinde üniform olarak dağıtmaktır (Usui, et al.,1885). Yapı içindeki hareketleriyle atomların kendilerini yeniden düzenleyip bir denge durumuna gelebilmesi için uygun sıcaklık ve yeterli süre olması şarttır.

Döküm sırasında atomlar dengesiz bir durumda katılaştığı için, tane segregasyonuna ve aşırı doymuşluğa sebep olurlar. Atomlar katılaşmadan sonra difüzyon için gerekli sıcaklık ve yeterli süre bulamamışlardır. İngotlar homojenizasyon işlemine tabii tutularak alaşım elementleri dengeye getirilir ve yapı içinde üniform dağılımlar elde edilir. Çözeltiye alınamayan çökeltiler, homojenizasyon ile yuvarlatılır ve bu işlem de işlenebilirliği artırır (Lapuente,et al., 1994; Furu,et al., 1996; Gavgali,ve Aksakal, 1998, Jones ve Jackman, 1999).

Isıl işlem süresi, alaşım bileşenlerinin difüzyon hızına ve tane büyüklüğüne dayanır. Soğuma esnasında çok ince dağılmış çökeltiler oluşacağından, homojenleştirmeden sonraki soğuma tipi de bir çok alaşım için önem taşımaktadır.

3. SICAK İŞLEME KARAKTERİSTİKLERİ

3.1 Sıcak İşleme Proseslerinde Oluşan Restorasyon Mekanizmaları

Sıcak işleme, 0,5 Tm üzerinde ve 10^{-3}-10^{3} s^{-1} şekil değiştirme hızları arasında yapılan deformasyon işlemi olarak tanımlanır. Şekil değiştirme miktarları 0,1 den 50 ye kadar değişebilir. Bu sıcaklıklarda çoğu metaller düşük plastik gerilme (akış gerilme) ve yüksek sünekliğe sahiptirler. Sıcak işleme şartları altındaki süneklik ve mukavemet, sıcaklık ve şekil değiştirme hızına bağlıdır. Büyük miktarlardaki şekil değiştirmelere, deformasyon sertleşmesinin olmadığı durumlarda erişilir (Kassner, et al., 1989; Mwembela, et al, 1997). Statik ve dinamik yumuşama mekanizmalarının her ikisi de; ön ısıtma, deformasyon ve daha sonra soğutmayı içeren sıcak işleme prosesleri sırasında meydana gelir. Metallerde çatlak oluşmadan büyük ve hızlı şekil değişikliği istendiğinde sıcak işleme prosesleri kullanılır (Poschmann ve McQeen, 1995; Blum, et al.,1996; Furu, et al., 1996).

Eğer restorasyon mekanizmaları gerilme konsantrasyonlarını azaltamaz ise, herhangi bir malzemenin sıcak deformasyonunda, taneler içinde dislokasyon yoğunluğunda bir artışa sebep olacaktır. Sıcak işleme genellikle birkaç adımda yerine getirilebilir ve bu restorasyon prosesleri iki grup altında toplanabilir. Bunlar,

a) Dinamik restorasyon prosesleri
b) Statik restorasyon prosesleridir.

Restorasyon malzemede deformasyon sırasında meydana geliyorsa dinamik, malzeme üzerinde gerilmenin ve şekil değiştirmenin olmadığı durumda meydana geliyorsa statik restorasyon prosesi olarak adlandırılır. Herhangi bir deformasyon prosesinde aşağıdaki restorasyon mekanizmalarının hepsi veya biri meydana gelebilir. Bu prosesler;

a) Dinamik toparlanma
b) Dinamik yeniden kristalleşme
c) Statik toparlanma
d) Statik yeniden kristalleşme

Bu proseslerin kontrolü ve başlaması sıcaklık, şekil değiştirme hızı, şekil değiştirme ve zaman gibi parametreler ve malzeme özelliklerine bağlıdır (Kassner, et al., 1989; Mwembela, et al, 1997). Toparlanma ve yeniden kristalleşmenin, sıcak işleme sırasında meydana gelmesinin en önemli sebebi istif hatası enerjisidir(STF). Yüksek istif hatası enerjisine sahip metallerde sadece dinamik toparlanma gözlenir. Düşük veya orta seviyede istif hatası enerjisine sahip metallerde ise kritik şekil değiştirme üzerinde dinamik yeniden kristalleşme meydana gelir (Verlinden, et al., 1993; Poschmann ve McQeen, 1995; Furu, et al., 1996).

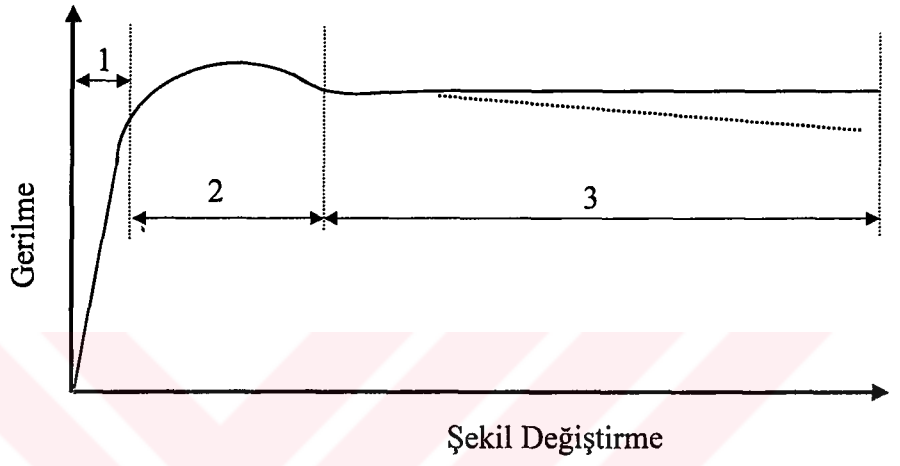
Alüminyum ve alaşımları deformasyondan sonra hızlı bir şekilde soğutulursa, alt tanelerin geliştiği çok az gözlenmiştir. Sıcak deformasyona uğramış yapılar, eğer deformasyondan sonra soğutulmaz ve sıcak olarak bekletilirse bu yapılar karasızdır ve yeniden kristalleşmeye meyillidirler(Mwembela, et al, 1997; Kassner, et al., 1989;). Sıcak deformasyona uğramış metallerin yapısal incelemeleri, sıcak deformasyondan sonra hızlı bir şekilde su verildikten sonra oda sıcaklığında yapılır.

3.2 Dinamik Toparlanma

Dinamik toparlanma, deformasyon sırasında dislokasyon çiftlerinin yok edilmesine katkıda bulunan basit bir mekanizmadır. Dinamik toparlanmanın akış eğrisi Şekil 3.1'de görülmektedir ve bu eğri deformasyon sertleşmesi ile bir artış ve daha sonra kararlı durumu ifade eden bir düzlükten meydana gelmektedir.

Sıcak deformasyon sonunda dinamik toparlanma sergileyen akış eğrisinde, üç ayrı bölge vardır. Birinci bölge, elastik şekil değiştirmeyi gösterir ki bu bölge sıfırdan akma gerilmesine kadar yükselir. İkinci bölge sırasında deformasyon sertleşmesi meydana gelir. Bununla birlikte şekil değiştirme sertleşmesinin hızındaki azalmaya bağlı olarak, eğrinin eğimi devamlı olarak azalır. Bu adımın sonunda şekil değiştirme ve deformasyon sertleşmesinin miktarı, sıcaklığın yükselmesine ve şekil değiştirme hızının azalmasına bağlı olarak azalır. Üçüncü bölgede, şekil değiştirme sertleşmesinin hızı sıfıra erişir ve akış gerilmesi kararlı durumu gösteren bir değerde yatay olarak devam eder. Bu yüzden sıcak işlemede sıcaklık, şekil değiştirme hızı ve akış gerilmesi kararlı

rejim halinde sabittir. Pratikte akış eğrisi, deformasyon sırasında oluşan ısı veya kaba çökelti gibi diğer faktörlerin bir sonucu olarak yatay olarak azalabilir (Konopleva, et al., 1995; Zhou ve Clode, 1997).



Şekil 3.1 Tipik dinamik toparlanmanın akış eğrisi

Akış eğrisinin başlangıcında deformasyon sertleşmesi adımında, dislokasyon yoğunluğundaki artış nedeniyle bir miktar dislokasyon artışı meydana gelebilir. Ayrıca yüksek istif hatası enerjisine sahip metallerde dislokasyonların oluşumu ve yok edilmesi arasında bir denge kuruluncaya kadar, alt sınırların sayısında ve dislokasyon yoğunluğunda bir artış sağlanır. Sıcak işlemenin başlangıcında akış gerilmesi ve dislokasyon yoğunluğu yükselirken alt taneler oluşmaya başlar ve 0,05-1 s^{-1} arasındaki şekil değiştirme hızlarında ve 0,2-0,3 şekil değiştirmelerde son boyutlarına eriştiği kabul edilir.

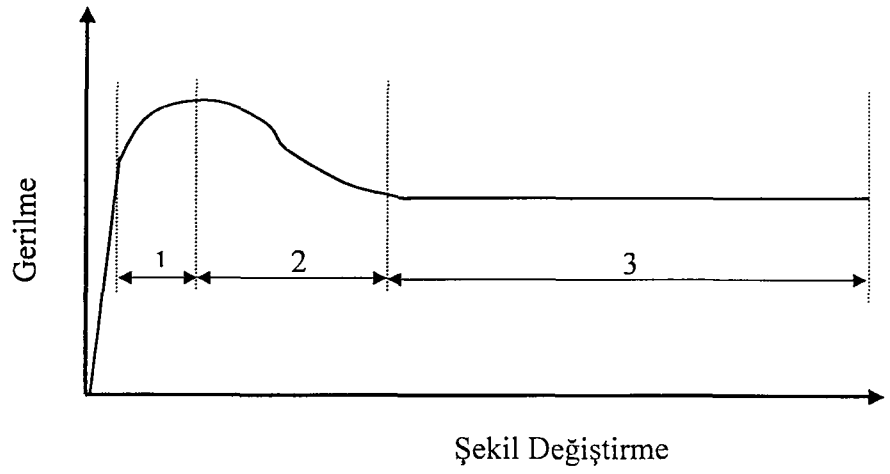
Daha yüksek şekil değiştirmelerde kararlı deformasyon durumunda akış gerilmesi sabit kalır. Kararlı durumda, meydana gelen alt taneler eşit boyut ve biçimde kalırlar. Alt tanelerin boyutu sıcaklık arttıkça artar ve şekil değiştirme hızı arttıkça azalır. Alt tanelerin eşit bir boyuta eriştiği yerde oluşan kararlı durum, akış gerilmesinin sabit olarak kaldığı durum olarak ifade edilir. Alt sınırların yeniden biçimlendiğini gösteren büyük şekil değiştirmelerden sonra bile, alt taneler eş eksenli olarak kalır.

Repoliganizasyon olarak adlandırılan dinamik yenilenme, çok büyük şekil değiştirmelerden sonra bile bozulmuş alt tanelerin olmadığını ifade eder. Deformasyon hızının azaldığı veya deformasyon sıcaklığının yükseldiği durumlarda alt taneler daha büyük boyutta olur ve sınırları daha az dislokasyon içerir (Lloyd, 1980; Martin, et al., 1993).

Sıcak deformasyon şartları altında düşük şekil değiştirmelerde bile, dinamik toparlanma mevcuttur. Özellikle alüminyum ve α-demir gibi metallerde büyük şekil değiştirmelerde dinamik yumuşamanın var olduğuna dair deliller vardır. Buradaki dinamik yumuşama mekanizması dinamik toparlanmadır. Dinamik toparlanmanın mikroyapısal delillerinin çoğu optik, elektron mikroskop ve X-ray ile elde edilebilir.

3.3 Dinamik Yeniden Kristalleşme

Sıcak şekil değiştirme yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerinde meydana getirildiği zaman, oluşan yumuşama prosesine dinamik yeniden kristalleşme adı verilir. Dinamik yeniden kristalleşmeye maruz kalan bir malzemenin tipik akış eğrisi, Şekil 3.2'de gösterilmektedir ve bu akış eğrisinin belli başlı karakteristikleri aşağıdaki gibidir;



Şekil 3.2 Tipik dinamik yeniden kristalleşme akış eğrisi

1) Kritik şekil değiştirmeden sonra yeniden kristalleşmenin başlaması, akış eğrisindeki belli bir pikten sonra deformasyon sertleşmesi hızındaki bir azalma ile ortaya çıkar.

2) Akış eğrisindeki pik değerinden sonraki azalma (yumuşama), deformasyona uğramış dinamik yeniden kristalleşen tanelerin büyümesi yüzündendir.

3) Deformasyon sertleşmesinin birleşmesi, yeni tanelerde oluşan dinamik toparlanma ve dinamik olarak yeniden kristalleşen çekirdeklerin üniform olarak dağılmasından dolayı akış gerilmesi kararlı bir durumda seyreder.

Yüksek şekil değiştirme hızlarında dinamik yeniden kristalleşmede gerilme, bir pik değerine eriştikten ve ince taneler meydana getirildikten sonra devam eder. Düşük şekil değiştirme hızlarında deformasyon sertleşmesi, azalan yeniden kristalleşme dalgası ile periyodiktir. Sonuç olarak kaba tane ve azalan genlik, düşük hızlardaki yeniden kristalleşmenin oluştuğunu ifade eder (Gutierrez, et al., 1990; Gutierrez, et al, 1990 A).

Dinamik yeniden kristalleşme, düşük istif hatası enerjisine sahip metallerde gözlenir. Halbuki yüksek istif hatası enerjisine sahip metallerde dinamik toparlanma gözlenir. Yüksek istif hatası enerjisine sahip metallerde düşük dislokasyon yoğunluğunda toparlanma meydana geldiği için dinamik yeniden kristalleşme nadiren oluşur. Dislokasyon yoğunluğu kritik seviyede olduğu zaman, kritik şekil değiştirmede dinamik yeniden kristalleşme oluşur.

Dinamik yeniden kristalleşmede düşük şekil değiştirme hızlarındaki çekirdekleşme, mevcut olan tane sınırlarında meydana gelir. Yüksek şekil değiştirme hızlarında tanelerin etrafında ince ve yoğun karmaşık hücreli yapı gelişir. Çekirdekleşme, ilk olarak alt tanelerin arasında süreksizliklerin yüksek olduğu yerdeki tane sınırları boyunca başlar. Yeni tanelerin merkezinde dislokasyon yoğunlukları yeterince yüksektir(Blum, et al., 1996 A).

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ

Genellikle istif hatası enerjisinin orta ve düşük seviyede olan bakır, nikel ve ostenitik çelik gibi malzemelerde dinamik yeniden kristalleşme kolayca meydana gelirken, dinamik toparlanma daha yavaş oluşur. Ferritik çelik ve alüminyumda dinamik yeniden kristalleşme için çok az delil vardır. Alüminyumda yüksek istif enerjisine sahip olduğu için, toparlanma yeniden kristalleşmeden daha etkili olarak meydana gelir.

3.4 Statik Toparlanma ve Statik Yeniden Kristalleşme

Yüksek sıcaklık deformasyonlarının sonunda, statik toparlanma ve statik yeniden kristalleşme gibi statik restorasyon mekanizmalarını sürdürme yeteneğine sahip alt yapı vardır (McQeen ve Ryum, 1988; Polmear, 1989).

Statik toparlanma, alt tanelerin büyümesini takip eden alt sınırlarda dislokasyonların yok edilmesi ve yeniden düzenlenmesidir. Bu proses, sadece bir yumuşama mekanizmasıdır. Şekil değiştirme enerjisi veya sıcaklıktaki artış, statik toparlanmanın hızında artış sağlarken, alaşım elementlerinin ilavesi statik toparlanmanın hızında azalmaya sebep olur (Polmear, 1989).

Statik yeniden kristalleşme, yüksek açıya sahip sınırların hareketinin bir sonucu olarak dislokasyonların elimine edilmesidir. Statik yeniden kristalleşme, çekirdekleşme için gerekli olan kuluçka periyodundan önce oluşur. Yani düşük dislokasyon yoğunluğuna sahip bölgeler, hareketli yüksek açılı sınırlar ile çevrilir. Deformasyona uğramış tüm taneler yerleşene kadar, yeni taneler büyür.

Statik yeniden kristalleşmeyi meydana getirmek için kritik bir şekil değiştirme gereklidir. Daha yüksek şekil değiştirmeler ve şekil değiştirme hızları, yeniden kristalleşme hızını daha yüksek yapar. Buradan hareketle alt sınırların boyutunda bir azalma ve alt sınırların yoğunluğunda bir artış elde edilir (Gutierrez, et al., 1988; Polmear, 1989; Martin, et al., 1993; Martin, et al.,1993A).

4. İŞLENEBİLİRLİK TEST TEKNİKLERİ

Malzeme proseslerinde önemli bir yere sahip olan işlenebilirlik, malzemelerin davranışı ve proses parametreleri arasındaki ilişkiyi ortaya koyar. Bir parçanın çatlaksız ve kusursuz olarak üretilmesi, üretimde büyük bir ekonomik öneme sahiptir. Verimlilikte gelişmeler zorunlu olduğu zaman, metallerin işlenebilirliliği ile ilgili bilginin çok daha fazla olması gerekir.

İşlenebilirlik, malzemede çatlak meydana gelmeden bir malzemenin deforme edilebilme miktarıdır. Yani deformasyon şartları altında sünekliğin bir ölçüsüdür. İşlenebilirlik genel anlamda deformasyon direnci ile yada akış gerilmesi ile ifade edilir. Genellikle deformasyon direnci düştükçe, kırılmadan önceki deformasyon miktarı artar (Cockcroft ve Latham, 1968; Rao ve Doraivelu, 1982; Jonas, 1984; Çapan, 1988; Jonas, et al., 1989; Çapan, 1990; Kayalı ve Ensari, 1991).

Malzemelerin deformasyonu sırasında; sıcaklık, şekil değiştirme hızı ve şekil değiştirme şartları altında çatlağı meydana getiren deformasyon miktarı ve deformasyon direncinin, yani malzemenin akışı için gerekli gerilme değerinin önceden belirlenmesi önemlidir.

Özellikle çeliklerin ve alaşımların işlenebilmesi için kullanılan üretim teknikleri, sıcak işleme karakteristikleri ile ilişkili olarak güvenilir bilgi ister. İyi bir sıcak işleme prosesinde ilk ve önemli adım, maksimum ve minimum sıcak işleme sıcaklıklarının elde edilmesidir. Sıcak işleme istenilen sıcaklığın üstünde veya altında gerçekleştirildiği zaman, yüksek çekme gerilmelerinin bir sonucu olarak aşırı çatlak meydana gelir. İyi bir sıcak işleme prosesinde ikinci adım olarak, şekil değiştirme sınırları içinde kesit alanındaki azalma miktarı açık olarak belirtilmelidir (Bailey ve Haas, 1972; Avner, 1974; Bailey, et al. 1984).

Sıcak işleme proses parametrelerinden süneklik ve deformasyon direnci, sıcaklığın bir fonksiyonu olarak ölçülmelidir. Deformasyon direnci için gerekli kuvvet miktarı, deformasyon hızı ve parçanın boyutuna bağlı olarak gerilmenin sıcaklığa karşı

değişiminden belirlenirken, süneklik ise şekil değiştirmenin sıcaklığa karşı değişiminden belirlenebilir (Bailey, et al. 1984).

Sıcak işlenebilirlik testleri, sabit bir şekil değiştirme hızında ve sıcaklıkta, kararsızlık oluşmaksızın metali üniform olarak deforme edebilme ve deformasyonu takiben hızla su verebilme imkanına sahip olmalıdır (Bailey, et al. 1984).

Sıcak işlemenin önemini göz önüne alarak, malzemelerin optimum şartları hakkında bilgi elde edebilmek için sıcak işlenebilirlik testlerinin geliştirilmesi gerekir. Genelde pratikteki gerilme sistemleri komplekstir ve laboratuar işlenebilirlik testleri bu kompleks durumu basitleştirme eğilimindedir. Genellikle pratik davranış ve laboratuar testleri arasında bir uyum sağlanır.

İşlenebilirlik kompleks bir yapıya sahip olduğundan, işlenebilirliği değerlendirebilmek için birkaç test vardır ve bu amaçla metallerin işlenebilirliği için kullanılan laboratuar testleri geliştirilmiştir. Bu testler, çekme, basma, sıcak çekme, sıcak basma ve burulma dır (Sahpiro ve Dieter, 1971; Weis, et al., 1973; Semiatin ve Lahoti, 1981;Dieter, 1984).

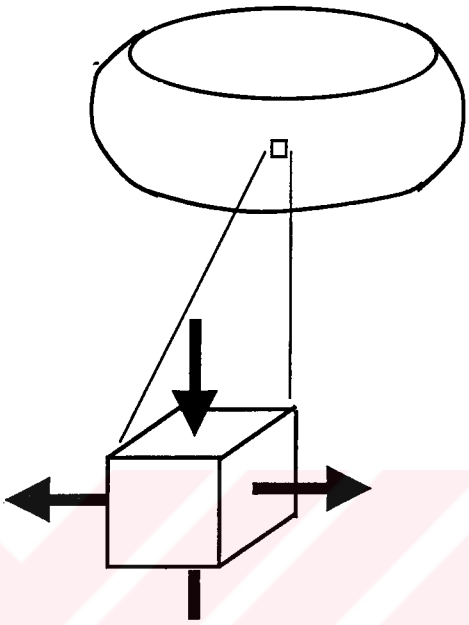
Metal ve alaşımların sıcak işlenebilirliği, yüksek sıcaklıklarda plastik deformasyona maruz kalan metal ve alaşımların kabiliyetini gösterir. Sıcak işlenebilirliğin elde edilmesinde önemli olan iki malzeme özelliği, mukavemet ve süneklik olduğu bilinmektedir (Olla ve Virdis, 1987). Bu karakteristikler, sıcak işleme sırasında gelişen mikroyapıya ve mikroyapısal özelliklere bağlıdır. Bu nedenle sıcak işlenebilirliğin değerlendirilebilmesi için kullanılacak test, şekil değiştirme hızı, sıcaklık ve şekil değiştirmenin bir fonksiyonu olarak malzemelerin süneklik ve akış gerilmesi ile ilgili verileri güvenli bir şekilde sağlamalıdır. Deneylerde kullanılan test, pratikteki işleme operasyonlarında yüksek şekil değiştirmeler meydana gelmesinden dolayı yüksek şekil değiştirme değerlerindeki verileri elde edebilme yeteneğine sahip olmalıdır. Ayrıca test, deneyin tamamlanmasından sonra herhangi bir anda mikroyapının gelişimini korumak için, test numunesinin hızlı bir şekilde soğutulmasını sağlayan bir düzeneğe sahip olması gerekir.

Çekme deneyleri, malzemelerin mekanik özelliklerinin elde edilmesinde yaygın olarak kullanılırlar. Çekme deneyinin başlıca kullanım nedeni, makina ve yapıların elastik dizaynı ile ilişkili özelliklerin elde edilmesidir. İlave olarak, çekme testleri malzemelerin plastisitesi ve kırılma davranışı hakkında da bilgi verir. Çekme testinin en önemli avantajı, gerilme durumunun iyi bir şekilde tanıtılması, standartlaştırılması, kolay ve ucuz olmasıdır. Sünek bir çekme malzemesi lokal olarak boyun vermeye başladıktan sonra, gerilme durumu artık üniform çekme değildir ve boyun bölgesi çentik etkisi altındadır. Bu durum işlenebilirlik testleri için çekme deneyinin daha fazla kullanılmasını sınırlar. Buna rağmen çekme testi alaşımların sıcak işlenebilirliğinin değerlendirilmesi için, oldukça sık kullanılır. Deney numunesinin üniform uzaması, toplam kopma uzaması ve özellikle kesit daralması sünekliğin saptanmasında kullanılabilir (Ulvan ve Koursaris, 1983; Dieter, 1985).

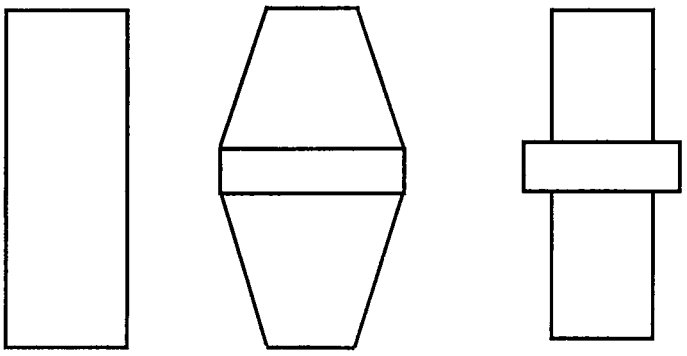
Çoğu metal işleme proseslerinde eksenel olmayan basma, deformasyon davranışı için yaygın olarak kullanılır. Buna rağmen basma testinde takım ve iş parçası arasında sürtünmenin meydana gelmesi analizleri karmaşık yapar ve temel mekanik testler gibi kullanımını sınırlar (Lee ve Kuhn, 1984). Sürtünmenin varlığı, şekil değişimi ilerledikçe kesitin artması sonucunda yükün de artması ve deneylerin sabit birim şekil değiştirme hızında yapılabilmesi için özel araç ve gereçlere ihtiyaç duyulmasına sebep olur. Kalıp yüzeyine basılan silindirik bir numune, silindirik biçimde kalmaz ve fıçılaşmış olarak biçimlenir. Basma deneylerinde kullanılan numunelerin takım ile temas eden kısımları sınırlandırıldığı için, takımlara yakın malzeme çok az deformasyona maruz kalır ve merkezden yüzeye doğru deformasyon azalır. Temas yüzeylerinde çok az bir deformasyon oluşur ve tüm genişleme, merkez düzlemde meydana gelir. Şekil. 4.1'de basma sırasında şişirilmiş bir silindirik numunede çekme. ve eksenel basma gerilmelerinin şematik resmi gösterilmiştir (Lee ve Kuhn, 1984).

Silindirik basma testlerinde şişirilmiş yüzeylerin etkileri, değişik geometrilerde biçimlendirilmiş basma numunelerinin kullanımı ile değerlendirilebilir. Bu numuneler orta kısımlarında Şekil 4.2'de görüldüğü gibi konik veya flanşlı bir fatura mevcuttur. Bu numunelerde çevresel çekme, şekil değiştirmeyi artırır ve eksenel basma, şekil

değiştirmelerini azaltır. Silindirik, konik ve flanşlı basma numuneleri, çevresel çekme ve eksenel basma şekil değiştirme durumlarında geniş bir aralık sağlar.



Şekil 4.1 Basma silindirinin fıçılaşmış bölgesinde eksenel basma ve çevresel çekme gerilmelerin gösterimi



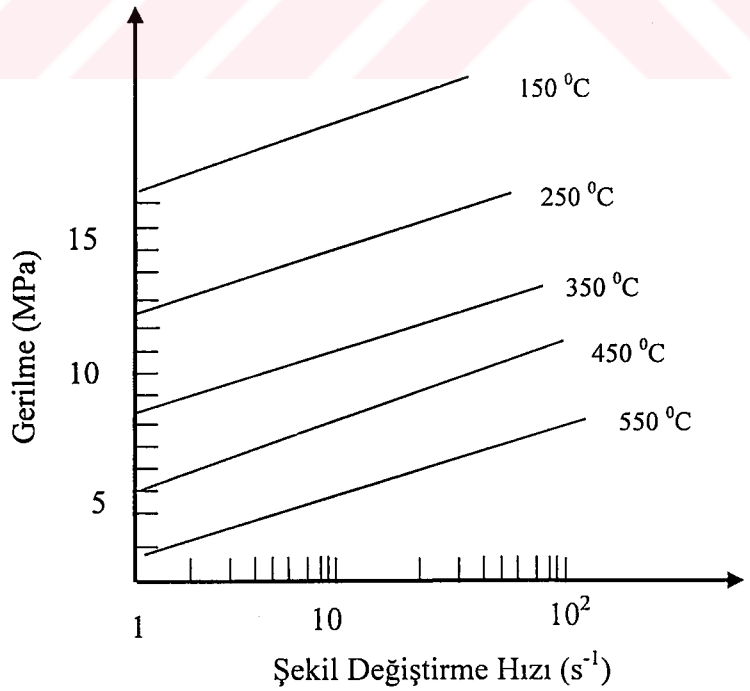
Şekil 4.2 Değişik geometriye sahip basma numuneleri

Basma deneyi silindirik bir parçanın düz kalıplar arasında basılması ile meydana getirildiği için deney sırasındaki ortalama gerilme durumu, çoğu kütle şekillendirme işlemi ile benzerlik gösterir. Çekmedeki boyun verme ve burmadaki malzemenin

yeniden yönlenmesi problemleri basmada yoktur. Bu nedenle kırılma olayı gerçekleşmeden önce şekil değişimi fazladır (Kuhn, et al., 1973,).

Basma deneyleri, işlenebilirliğin saptanması için, hasar oluşumuna kadar farklı şekil değişimi oranlarında yapılır. Herhangi bir deneyde yükseklikteki azalma, çaptaki artış ve bunu gerçekleştiren basma kuvveti ölçülür. Bu ölçülen değerler kullanılarak işlenebilirlik için gerekli parametreler hesaplanır (Chandrasekaran, et al., 1982; Kivivuori, S., 1985).

İşlenebilirlik testlerinde test sıcaklığının bilinmesi önemlidir. Artırılmış sıcaklıklardaki deformasyon direnci, Şekil 4.3'de gösterildiği gibi şekil değiştirme hızı ve sıcaklıktan etkilenebilir. Şekillerden de görüldüğü gibi sıcaklık, malzemenin deformasyon direnci üzerinde büyük bir etkiye sahiptir. Ayrıca sıcaklığın süneklik üzerinde de önemli bir etkiye sahip olduğu bilinmektedir.



Şekil 4.3 Alüminyumun basma testi sırasında gerilmeye şekil değiştirme ve sıcaklığın etkisi (Lee ve Kuhn, 1984).

4.1 Sıcak Burulma Testi

Burulma testi, metal ve alaşımların sıcak işlenebilirliğinin değerlendirilmesinde uzun zamandan beri kullanılmaktadır. Ayrıca sıcak işlemede meydana gelen mikroyapısal proseslerinin incelenmesinde kullanılan tekniklerden biridir (Dieter, 1984). Sıcak burulma testi, şekil değiştirme, şekil değiştirme hızı ve sıcaklık gibi sıcak işleme parametrelerinin elde edilmesinde daha güvenli olarak kullanılmaktadır (Luton, 1984). Deney sırasında numunenin ölçü bölümü sabit kalmak şartıyla numuneler deforme edildiği için, test parçası önemli bir biçim değişimine maruz kalmaz. Burulma numuneleri, eksenel yüklemede oluşan boyun verme ve fıçılaşma gibi plastik kararsızlıklardan etkilenmez. Bu nedenle burulma testi, malzemelerin yüksek şekil değişimine imkan verir (Verlinden, 1989).

Burulma testinin diğer dikkat çeken bir özelliği de test numunesinin bir ucuna burulma ve diğer ucuna ise sabit bir açısal hız uygulanmasıyla, numunenin verilen herhangi bir dairesel bölge üzerinde sabit bir gerçek şekil değiştirme hızının uygulanmasıdır. Burulma test verilerinin yorumu, eksenel test prosedürü ile elde edilen verilerin yorumundan daha komplekstir. Çünkü yüksek şekil değiştirmelere sabit bir şekil değiştirme hızına erişilmesine rağmen, merkezde sıfırdan başlayarak yüzeyde maksimuma erişen lineer bir şekil değişimi vardır (McQeen ve Jonas, 1971).

4.1.1 Burulma Testinin Karakteristik Özellikleri

Burulma testinde deformasyonun modu kaymadır ve bu yüzden teorik olarak deformasyona uğrayan numunenin boyutlarında herhangi bir değişme olmaksızın meydana gelir. Burulma testi, sabit gerçek şekil değiştirme hızında test parçasının burulması ile kırılıncaya kadar burulma işlemine devam edilir. Bu görüşten hareket ederek burulma testi, malzemenin davranışı şekil değiştirme hızına etkili bir şekilde bağlı olduğu için artırılmış sıcaklarda test malzemesi için çok uygundur. Çekme ve basma test metotları ile sabit şekil değiştirme hızında malzemeleri test etmek çok zordur.

Sıcak burulma testi, yüksek şekil değiştirme üretebilme yeteneğine sahiptir. Çekme ve basma testi ile elde edilebilen şekil değiştirme miktarları 0,3-2,3 arasında değişir. Bu metotlarda gerilmenin eksenelliği, boyun verme ve fıçılaşma olduğu zaman kaybolur. Bu yüzden komplike ölçüm teknikleri, üniform şekil değiştirme bölgesinin ötesinde analizleri sürdürmek için gereklidir.

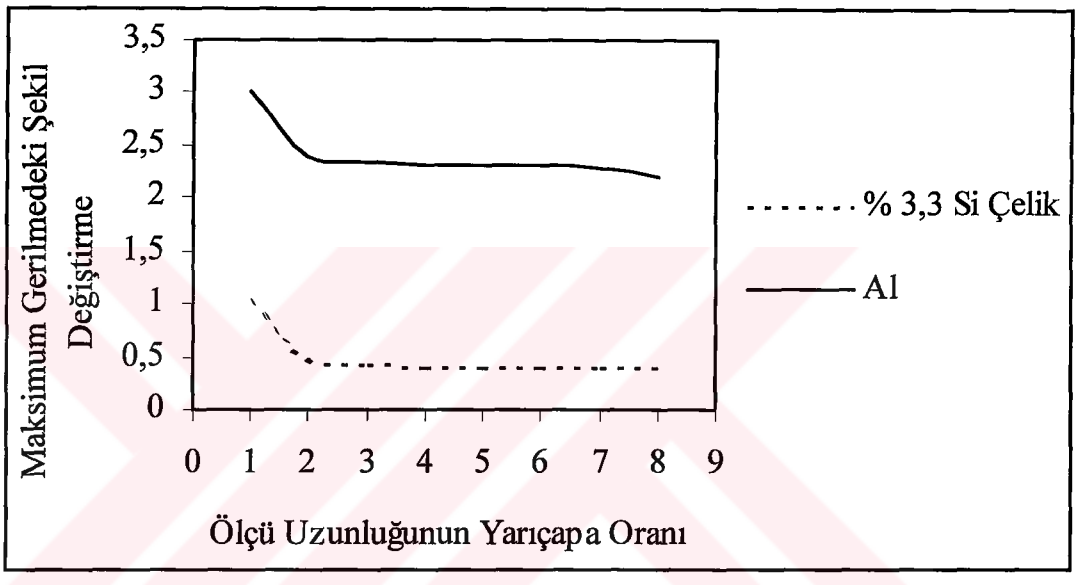
Sıcak burulma testleri, endüstriyel metal biçimlendirme proseslerini simule etmek için de uygundur. Çünkü konvansiyonel çekme ve basma test makinalarındaki şekil değiştirme hızları, bu operasyonlar sırasında kullanılan hızlardan düşüktür.

Kayma gerilmeleri ve şekil değiştirmeler, Von Misses kriterine göre eşdeğer çekme gerilmesine ve şekil değiştirmesine dönüştürüldüğü zaman, burulma akış eğrileri, aynı şekil değiştirme hızı ve sıcaklığında elde edilen çekme ve basma akış eğrilerine benzerdir. Şekil değiştirme, gerilme ve sıcaklığın ilişkisi, çekme ve basma testleri için aynıdır.

Burulma testinde başlıca problem, numunenin kesit alanındaki şekil değiştirme ve şekil değiştirme hızının üniform olmayan bir değişim göstermesidir. Şekil değiştirme ve şekil değiştirme hızı, yüzeyde maksimum değerde iken merkezde sıfırdır. Ancak uygulamalarda yüzeydeki maksimum değerler yaygın olarak kullanılır. Bu değişim problemlerin yorumlanmasını zorlaştırır. Çünkü numunenin yüzeyindeki deformasyon sertleşmesi, merkezden daha fazladır ve deformasyon mekanizmaları farklı olabilir. Tüp numunelerin kullanımı bu dezavantajlı durumu büyük ölçüde ortadan kaldırır. Tüp numunelerde cidar kalınlığı çok inceltilirse, numune burulma sırasında bükülmeye maruz kalabilir. Burulma testi sırasında sabit ucun, eksenel yöndeki hareketi serbest ise numune uzunluğu değişebilir.

Diğer test teknikleri ve proseslerde olduğu gibi burulma deformasyonu sırasında ısı meydana gelir ve bu yüzden sıcaklık değişimleri oluşur. Eğer deformasyon çok yavaş olarak uygulanırsa meydana gelen ısı, deformasyon bölgelerinden ve tüm numuneden iletilir ve bu ısı, izotermal şartlardadır. Diğer bir durumda deformasyon, patlama sırasında oluşan impact yüklemedeki gibi yüksek hızla uygulandığı zaman, proses

adyabatiktir. Burada meydana gelen ısıyı numune üzerinden iletebilmek için yeterli zaman yoktur. Orta hızlardaki deformasyonlarda meydana gelen ve iletilen ısı önemlidir. Bu nedenle burulma testi sırasında eksenel ve radyal yöndeki sıcaklık dağılımlarının hesaplanması için bu şartlardaki deformasyonlarda farklı nümerik teknikler geliştirilmiştir (Lahotti ve Altan, 1974; Sheppard ve Wright, 1979; Johnson, 1981).



Şekil 4.4 Şekil değiştirme üzerinde ölçü uzunluğunun yarıçapa oranının etkisi (Luton, 1984).

Sıcak burulma testleri uzun zamandan beri kullanılmasına rağmen, henüz tam bir numune standardı geliştirilememiştir. Bazı araştırmacılar ölçü bölümünün uzunluğu az olan dolu çubuk numuneler kullanırken, bazıları ise tüp şeklinde içi boş numuneler tercih etmişlerdir. Dolu çubuk şeklindeki numuneler, yüksek şekil değiştirme çalışmaları için daha uygundur. Çünkü yukarıda bahsedildiği gibi tüp numuneler bu durumda bükülme eğilimi gösterir. Tüp numuneler daha çok düşük şekil değiştirmelerde kullanılır (Barraclough, et al, 1973). Burulma numunelerinde çap 8-25 mm, ölçü uzunluğu ise10-50 mm arasında değişir. Burulma deneylerinde genelde küçük ölçü uzunluğuna ve büyük çapa sahip numunelerin kullanılmak istenir. Bu numunelerin

kullanılmasının sebebi, test makinasının şekil değiştirme hızını artırmasıdır. Diğer bir sebep ise tüp şeklindeki numunelerin, bükülme riskini azaltmaktır. Numune geometrisinin gerilme-şekil değiştirme eğrileri ile mikroyapı ve süneklik üzerindeki etkisi bazı araştırmacılar tarafından incelenmiş, şekil değiştirme sırasında dinamik toparlanma gösteren Al ve silisyumlu çelikte ölçü uzunluğunun yarıçapa oranın 2/1 den daha büyük olduğu zaman, gerilme-şekil değiştirme eğrilerinin normal deneysel dağılım içinde olduğunu Şekil 4.4'de göstermişlerdir.

4.1.2 Burulma Testi Uygulamaları

Yüksek sıcaklıktaki burulma testi, sıcak işlenebilirlik çalışmaları yanında ekstrüzyon, dövme ve haddeleme gibi endüstriyel işleme proseslerinin simülasyonu için kullanılan bir metottur. Sıcak işlenebilirlik, 0,5.Tm gibi yüksek sıcaklıklarda ve yüksek deformasyon hızlarında alaşımların veya metallerin deforme edilebilme yeteneği olarak ifade edilmektedir. Sıcak işlenebilirliği ilgilendiren karakteristik özellikler, mukavemet ve sünekliktir. Sıcak burulma testleri kullanılarak bu özellikler, burulma açısı-moment datalarından elde edilebilir. Burulma metodunun üstünlüğü, sabit yüzey şekil değiştirme hızında yüksek şekil değiştirmeler elde edilebilmesidir (Farag, et al, 1968; McQueen, 1968; Cotner, ve Tegart, 1968).

Endüstriyel prosesler ve sıcak burulma testleri arasında simülasyon, sıcaklık, şekil değiştirme hızı ve şekil değiştirme şartları üzerine kurulabilir. Örneğin toplam şekil değiştirmenin bir operasyonda uygulandığı ekstrüzyon ve haddeleme gibi prosesler, dönme sayısı önceden tahmin edildikten sonra burulma testinin durdurulmasıyla simülasyon yapılabilir. Kesikli (interrupted) deformasyonun simülasyonu, sürücü sistemindeki elektromanyetik kavramanın programlanması ile meydana getirtilebilir. Operasyonlarda kullanılan diğer bir değişken ise sıcaklıktır.

Sıcak burulma testi dataları, bir malzemedeki yapısal eşitlikleri çıkarmak için kullanılabilir (Sellars,ve Tegart, 1972). Akma ve kırılma arasındaki gerilmelere maruz kalan metallerin deformasyonunun hesaplanması için, büyük plastik şekil değiştirmelerin geçerli olduğu yapısal ilişkiler gerekir. Bunların çoğu diferansiyel veya

analitik biçimdeki şekil değiştirme, şekil değiştirme hızı, gerilme ve sıcaklık arasındaki ilişkiye dayanır (Hockett, J.E., 1967; Ghosh, 1980; Rao ve Doraivelu, 1982).

4.2 Burulma Test Metotları

Burulma deneyi sırasında burulma momenti, burulma açısının bir fonksiyonu olarak kaydedilir. Burulma momenti-burulma açısı datalarının eşdeğer gerilme-eşdeğer şekil değiştirmeye tam ve doğru olarak dönüşümü, özellikle büyük şekil değiştirmelerde işlenebilirlik hakkında önceden güvenli tahminlerin elde edilmesi için gereklidir.

Dönüşüm prosesleri, iki adımdan meydana gelir. İlk olarak kayma gerilmesi τ, burulma momentinden hesaplanır ve kayma şekil değiştirmesi γ, burulma açısı θ dan hesaplanır. Daha sonra eşdeğer gerilme ve eşdeğer şekil değiştirmenin hesaplanması için bir akma kriteri kullanılır.

İlk adım için numunenin aşağıdaki şartların yerine getirdiği kabul edilir (Pöhlandt, et al., 1984);

a) Numunenin herhangi bir çentiğe sahip olmadığı kabul edilir.
b) Malzeme izotropik, homojen ve sıkıştırılamaz olarak kabul edilir.

Bu yüzden Şekil 4.5'te görüldüğü gibi, herhangi bir radyal r mesafesi ve kayma şekil değişimi arasındaki bir oran göz önüne alınırsa

$$0 \leq r \leq R \qquad \gamma_r(\theta) = r.\theta / L \qquad (1)$$

Burada L ölçü uzunluğunu ve θ ise burulma açısını ifade etmektedir.

Eşitlikten de kolayca görüldüğü gibi kayma şekil değişimi, numunenin merkezinde sıfır iken yüzeyde maksimum değere erişir. Malzemenin yüzeyindeki şekil değişimi;

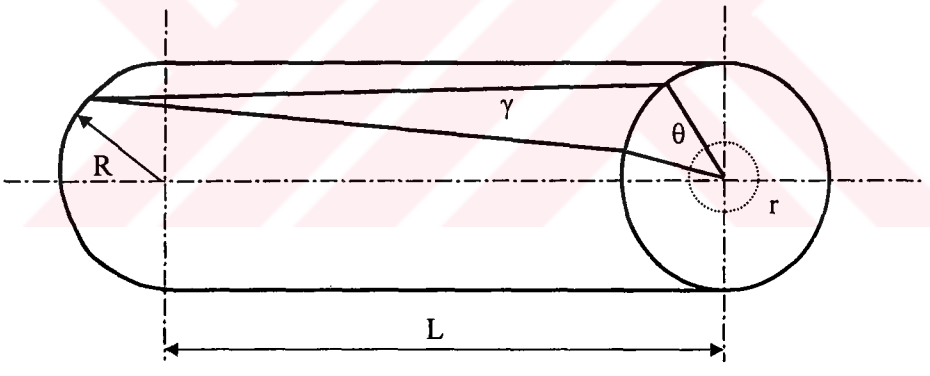
$$\gamma_R(\theta)=R.\theta / L \qquad (2)$$

Burada R numunenin yarıçapını ve L ise ölçü uzunluğunu ifade etmektedir.

Şekil değiştirme hızları da benzer olarak yüzeyde maksimum iken, merkezde sıfıra eşittir. Buradan hareketle şekil değiştirme hızları,

$$\dot{\gamma}_r=r.\theta / L \qquad \dot{\gamma}_R=R.\theta / L \qquad (3)$$

Burada θ, burulmanın açısal hızını göstermektedir.



Şekil 4.5 İçi dolu numune üzerinde burulma testinin şematik gösterimi

Burulmanın herhangi bir anında, kayma şekil değişimine (γ) ve kayma şekil değiştirme hızına ($\dot{\gamma}$) bağlı olan kayma gerilmesi (τ), r'nin bilinmeyen bir fonksiyonu olarak tanımlanabilir. İntegral eşitliği sayesinde moment sadece yaklaşık olarak kesme gerilmesi hakkında bilgi verdiği için, momentten kayma gerilmesinin hesaplanması oldukça zordur.

$$M=2\pi \int_0^R \tau.r^2.dr \qquad (4)$$

Burada; M burulma momenti, R numunenin yarıçapı ve r ise herhangi bir andaki yarıçapı göstermektedir.

Yukarıdaki eşitliğin değerlendirilmesi için bir takım metotlar geliştirilmiştir. Bu metotlardan kısaca bahsettikten sonra, bizim kullanmış olduğumuz Fields ve Backofen metodu daha detaylı olarak ele alınacaktır.

Bu metotları aşağıdaki gibi sıralayabiliriz.

a) Nadai'nin metodu,
b) Diferansiyel Metodu,
c) Yüzey kayma gerilmesi metodu,
d) Fields ve Backofe'nin metodu,

Nadai'nin metodu, kayma gerilmesinin sadece kayma şekil değişimine bağlı olduğunu gösteren bir metottur (Nadai, 1931). Bu yüzden bu metodun kullanımı, şekil değiştirme hızı hassasiyetine duyarlı malzemelere karşı sınırlıdır. Bunun için şekil değiştirme hızı hassasiyetinin ihmal edilemediği yüksek sıcaklıklarda, bu metot kullanılamaz. Nadai'nin metodu çoğunlukla oda sıcaklıklarındaki çalışmalar için kullanılır.

Bu metotta aşağıdaki kabuller yapılır;

a) Malzeme homojen ve izotropiktir,
b) Kayma gerilmesi sadece kayma şekil değişiminin bir fonksiyonudur,
c) Yarıçap düz olarak kalır,
d) Burulma sırasında düzlemsel kısımlar, düzlem olarak kalır.

Diferansiyel metodu, yarıçapları birbirine yakın R_1 ve R_2 yarıçaplarında iki numunenin aynı şekil değiştirme hızında test edilmesi ile meydana getirilir. Sabit bir şekil değiştirme hızında iki numunenin burulması ile elde edilen M_2-M_1 momentler arasındaki fark, tüp biçimindeki numuneyi burmak için gerekli olan moment olarak düşünülebilir (Canova, et al., 1982). Burada kayma gerilmesinin hemen hemen sabit ve R_1 ve R_2 yarıçapları arasındaki farktan oluşan ince tabakadaki kayma gerilmesine eşit

olduğu kabul edilir. Bu teknikte ince cidar kalınlığına sahip tüp biçimindeki numunelerin kullanma avantajı, içi dolu numunelerin kullanılması ile birleştirilebilir. Bu metotta R_1 ve R_2 yarıçapları arasındaki kalınlıkta hesaplanan kayma gerilmesi, bu yarıçaplar arasında fark büyük olduğunda hata payı yüksek olarak hesaplanmış olur.

Diferansiyel metot uygulandığında, numunelerin gerekli toleranslar içinde işlenmesi için özen gösterilmesi gerekir. Çünkü momentin ölçülmesindeki dağılım, kayma gerilmesinin hesaplanmasında büyüdüğü için iyi bir üretimin elde edilmesi gerekir. Bu metotta kullanılan numunelerin sayısı, Fields ve Backofen'in metodunda kullanılan numunelerin iki katıdır.

Yüzey kesme gerilmesi metodu ise; r yarıçapındaki kayma gerilmesinin bu bölge ile etkilenmesi esasına dayanır. Kayma gerilmesi, bu bölgeye komşu bölgeler ve malzemenin daha dışındaki tabakalardaki gelişmelerden etkilenmez. Yüzey kesme gerilmesi metodunda yapılan kabuller aşağıdaki gibi sıralanabilir.

a) Test sırasında çap düz olarak kalır
b) Uzunlukta herhangi bir değişim meydana gelmez
c) Hiçbir akış bölgesi oluşmaz

Yüzey kesme gerilmesi metodunda aşağıdaki deney prosedürü takip edilir.
Deneyler, artan yarıçapa sahip numuneler üzerinde gerçekleştirilir ve her bir numune için burulma momenti-burulma açısı eğrileri elde edilir.

Herhangi bir burulma açısında ve sabit bir hızda burulma açısı-burulma momenti eğrilerinin eğimi hesaplanır ve verilen bir yarıçapta (r) bu eğimden faydalanılarak, kayma gerilmesi hesaplanabilir. Yüzey kesme gerilmesi metodunun doğruluğu, elde edilen eğimin doğruluğu ile ilişkilidir. Ayrıca farklı yarıçapa sahip numunelerin sayısına da bağlıdır. Bu metot, düşük şekil değiştirmelerde Fields ve Backofen metodu ile, yüksek şekil değiştirmelerde ise diferansiyel metodu ile uyum gösterir.

4.2.1 Fields ve Backofen Metodu

Nadai'nin metodunda gerilme, şekil değiştirme hızına bağlı olduğu için yüksek sıcaklık uygulamalarında modifiye edilmesi gerekir. Fields ve Backofen'in geliştirdiği analiz, Nadai'nin metodu üzerine kurulmuştur ve yüksek sıcaklıklarda akış gerilmesinin şekil değiştirme hızına bağımlılığını göz önüne alır.

Fields ve Backofen formülünün elde edilmesinde aşağıda verilen kabuller yapılmıştır.

a) Malzeme, homojen ve izotropiktir
b) Kesit alanlarının rölatif dönmesi, kesit alanları arasındaki mesafe ile orantılıdır
c) Yarıçap değişmeden kalır
d) Burulmadan sonra düzlemsel bölümler, düzlem olarak kalır
e) Kayma gerilmesi (τ), kayma şekil değiştirmesi (γ) ve kayma şekil değiştirme hızının ($\dot{\gamma}$) tek bir fonksiyonudur.

Fields ve Backofen'in formülü aşağıdaki gibi ifade edilebilir.

$$\tau = \frac{M}{2\pi R^3}\left(3 + \frac{\theta}{M}\frac{dM}{d\theta}\right) \qquad (5)$$

Bu formül, Nadai'nin formülüne benzer olmasına rağmen hıza duyarlı malzemeler ile sınırlandırılmamıştır. Yukarıdaki son kabule göre burulma momenti, burulma açısının (θ) ve açısal hızın ($\dot{\theta}$) tek bir fonksiyonu olarak göz önüne alınır. Bu durumda sabit bir açısal hızda ($\dot{\theta}_1$) gerçek bir testten elde edilen burulma momentinin herhangi bir değerine, Şekil 4.6'de görüldüğü gibi, $\dot{\theta}=\rho_1.\theta$ ile verilen artan bir burulma hızında özel bir test ile erişilebilir (Canova, et al., 1982). Malzeme önceki özelliklerinden bağımsız kabul edildiği için, sabit açısal hızda ($\dot{\theta}$) moment-açı eğrisi, ρ'nun azalan değerlerinde yapılan özel testlerin serisinden alınan noktalardan elde edilir. Testin daha sonrası için (5) eşitliğinin son terimi aşağıdaki gibi ifade edilebilir.

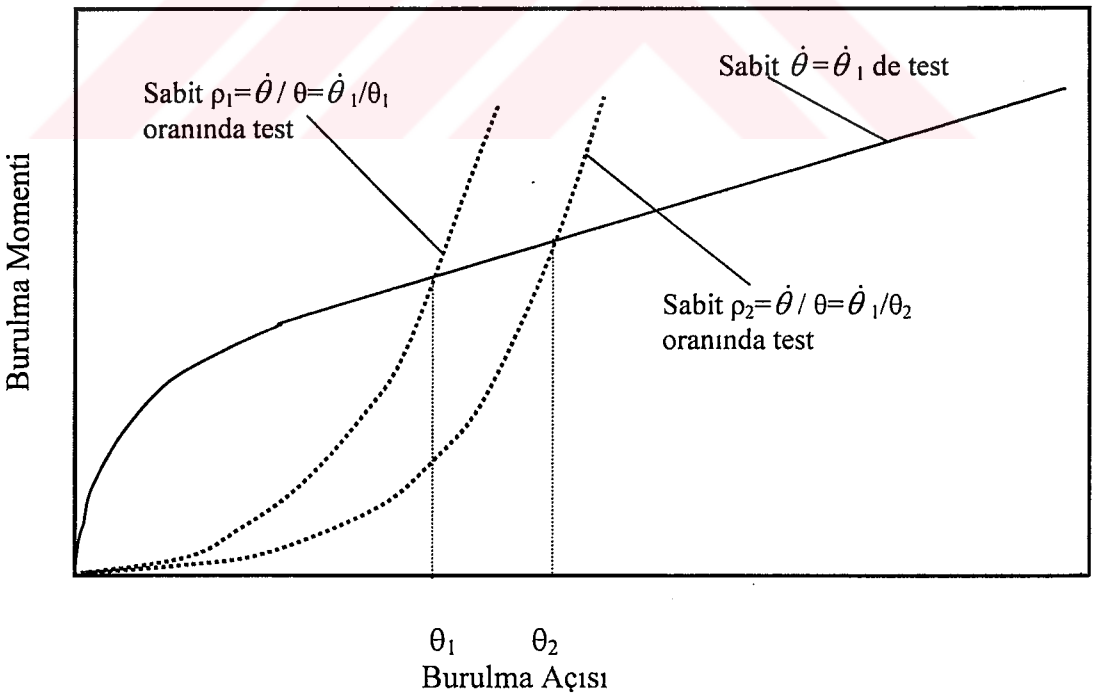
$$(\frac{\theta}{M})\frac{dM}{d\theta} = (\frac{\theta}{M})(\frac{\partial M}{\partial \theta} \mid_{\dot{\theta}}) + (\frac{\theta}{M})(\frac{\partial M}{\partial \dot{\theta}} \mid_{\theta})\frac{d\dot{\theta}}{d\theta} \tag{6}$$

Burada $\dot{\theta}/\theta = d\dot{\theta}/d\theta$ sabit olduğu için (6) nolu eşitlik aşağıdaki gibi olur.

$$(\frac{\theta}{M})\frac{dM}{d\theta} = \frac{\partial \ln M}{\partial \ln \theta} \mid_{\dot{\theta}} + \frac{\partial \ln M}{\partial \ln \dot{\theta}} \mid_{\theta} = n + m \tag{7}$$

Burada n deformasyon sertleşme üsteli, m şekil değiştirme hızı hassasiyet üstelini ifade etmektedir. Böylece (5) eşitliği, aşağıda ifade edildiği gibi, Fields ve Backofen'in eşitliğine dönüşür.

$$\tau = \frac{M}{2\pi R^3}(3 + n + m) \tag{8}$$



Şekil 4.6 Sabit bir burulma hızında ($\dot{\theta}=\dot{\theta}_1$) ve sabit burulma hızının burulma açısına oranında ($\rho_1=\dot{\theta}/\theta=\dot{\theta}_1/\theta_1$), ($\rho_2=\dot{\theta}/\ \theta=\dot{\theta}_1/\theta_2$) yapılan burulma testi ile elde edilen burulma momenti-burulma açısı eğrileri

Buna rağmen mühendislik malzemeleri için özel testler, yukarıda taslak olarak gösterilen sebep için gereksizdir ve eşitlik (8), sabit $\dot{\theta}$ hızında elde edilen sonuçlara direk olarak uygulanabilir.

Fields ve Backofen metodu, basit olmasından dolayı yaygın bir şekilde sıcak işleme proseslerinin simulasyonunda kullanılmaktadır. Buna rağmen bu metodun kullanımında bazı sınırlamalar vardır.

Bu metotta kayma gerilmesi τ genelde kayma şekil değiştirmesi γ ve kayma şekil değiştirme hızı $\dot{\gamma}$'nın tek bir fonksiyonu değildir. Şekil 4.7'de gösterildiği gibi verilen γ_1 kayma şekil değiştirmesinde, şekil değiştirme hızının aniden $\dot{\gamma}_1$ den $\dot{\gamma}_2$'ye yükseltilmesi durumunda elde edilen akış eğrisi, sürekli $\dot{\gamma}_2$ hızıyla olarak test edilmesiyle elde edilen eğrinin altında kalır. Böylece τ_2 ve τ_2' gerilmelerinin değerleri, γ_1 ve $\dot{\gamma}_2$ aynı şartları için açıklanabilir ve kayma gerilmesi τ, genelde γ ve $\dot{\gamma}$'nın tek bir fonksiyonu değildir. $\tau=\tau(\gamma, \dot{\gamma})$ hipotezi ile hata içerir ve bu hata oldukça küçüktür.

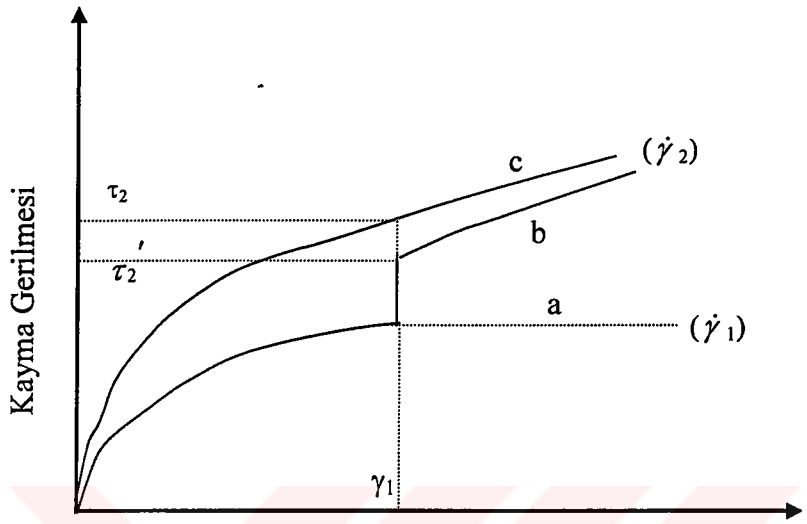
Genellikle burulma testi dataları burulma momenti-burulma açısı şeklinde kaydedilir. Moment, Fields ve Backofen eşitliği kullanılarak maksimum kayma gerilmesine dönüştürülür (Mwembela, et al., 1996). Bu eşitlikte deneyler 0,5Tm üzerinde yapıldığı için n sıfır alınır.

Burulma deneyinde kayma şekil değiştirmesi ise aşağıdaki gibi ifade edilir.

$$\gamma_R(\theta)=R.\theta / L \qquad (2)$$

Burulma deneyinde elde edilen verileri, çekme ve basma deneylerinde elde edilen veriler ile karşılaştırmak için kayma gerilmesi ve kayma şekil değiştirmesi Von Mises kriteri kullanılarak eşdeğer gerilme ve eşdeğer şekil değiştirmeye dönüştürülür (Dieter,1988).

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU DOKÜMANTASYON MERKEZİ



Şekil 4.7 Hız hassasiyetli deformasyon ile sertleşen bir malzemenin tipik akış eğrisi; a) γ_1 kayma şekil değiştirmesi ve $\dot{\gamma}_1$ şekil değiştirme hızında, b) Numune aniden $\dot{\gamma}_2$ şekil değiştirme hızına yükseltildiği zaman elde edilen akış eğrisini gösterir, c) Malzeme sürekli $\dot{\gamma}_2$ şekil değiştirme hızı ile deforme edildiği zaman elde edilen eğriyi göstermektedir.

Von Mises kriteri kullanılarak,

$$\sigma = \sqrt{3}\tau \qquad \text{ve} \qquad \varepsilon = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \tag{9}$$

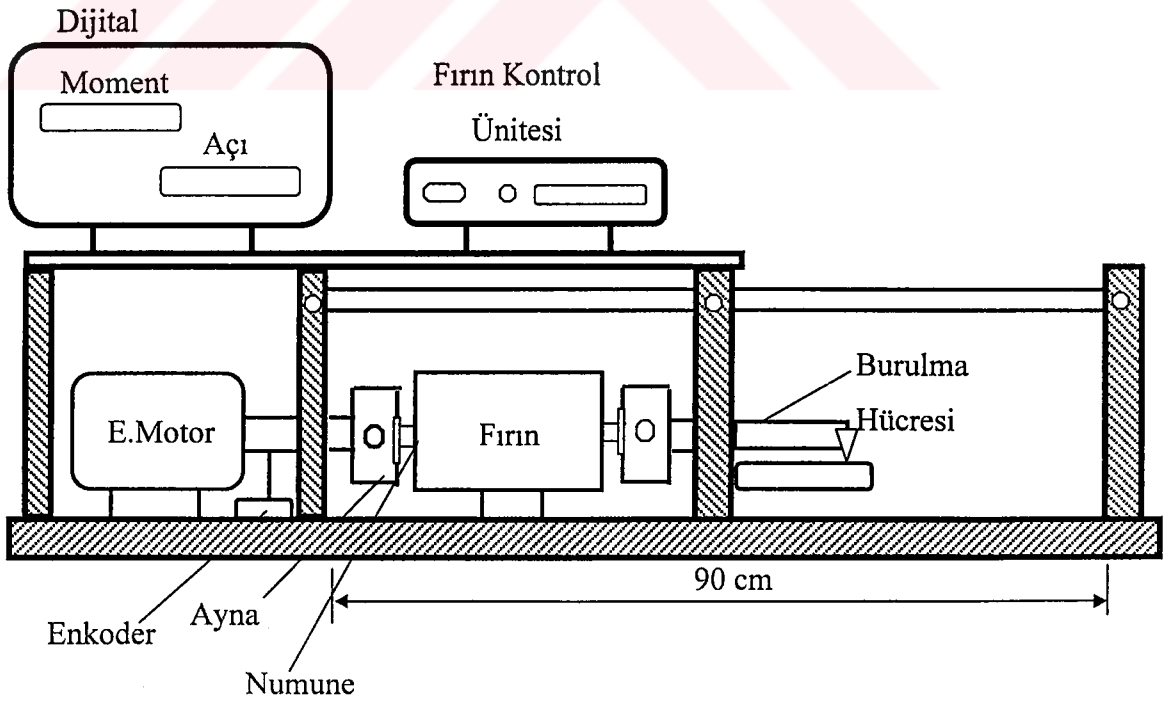
eşdeğer gerilme ve eşdeğer şekil değiştirme elde edilir.

Burada σ eşdeğer gerilmeyi, γ eşdeğer şekil değiştirmeyi ifade etmektedir.

5 MATERYAL VE METOD

5.1 Burulma Test Cihazı

Çalışmada kullanılan burulma test cihazı Atatürk Üniversitesi Araştırma Fonu'nun desteği ile laboratuarımıza kazandırılmıştır. Burulma test cihazının genel görünümü Şekil 5.1'de görüldüğü gibi deney düzeneği, torna yatağı benzeri bir gövde üzerine yerleştirilmiş iki bölümden (sabit ve hareketli kısımdan) oluşmaktadır. Sabit tarafta dönme hareketi, gövde üzerinde bulunan elektrik motoru ve redüktör yardımıyla mile iletilmektedir. Burulma test cihazı 50 Nm'lik burulma momenti altında çalışma özelliğine sahiptir ve yatak uzunluğu 90 cm'dir. Hareketli bölüm ise, dönme hareketi verilen mille aynı eksende yatak üzerinde sürtünmesiz ileri geri hareket yapabilme özelliğine sahiptir.

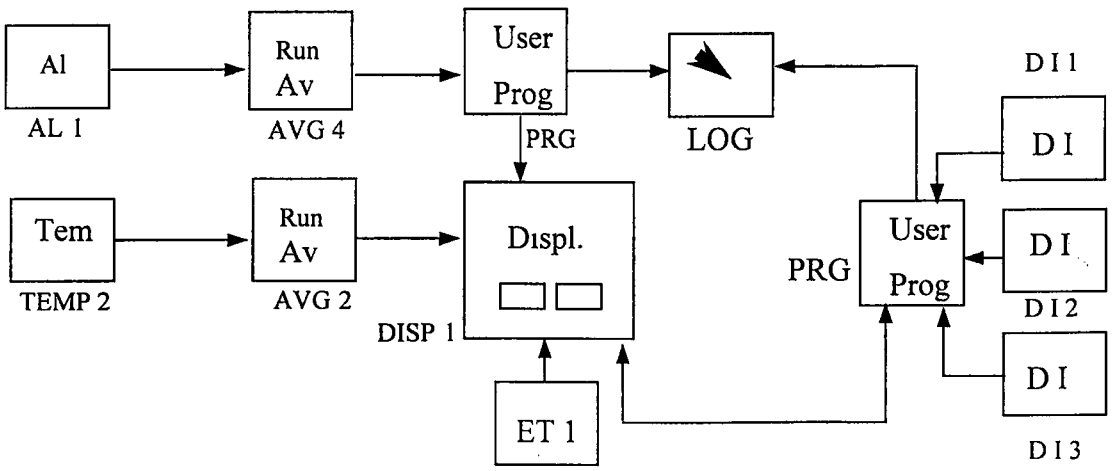


Şekil 5.1 Burulma test cihazının şematik gösterimi

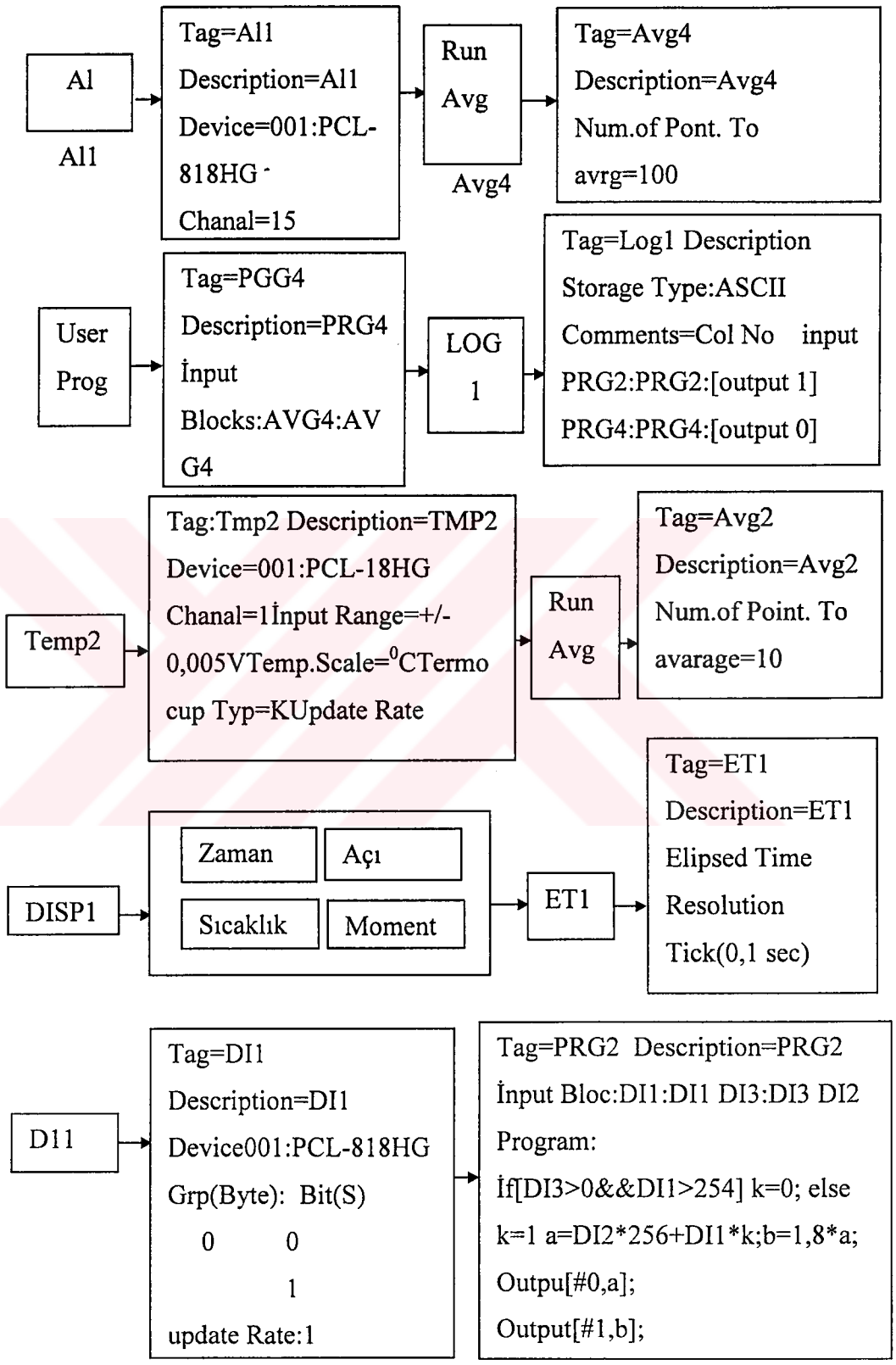
Aynalardan biri, 2 Kw'lık güce ve1550 d/dk'lık dönme hızına sahip doğru akım motoruna bağlanmıştır. Diğer ayna, burulma momentinin ölçüldüğü burulma hücresine bağlanmıştır. Bu hücre vasıtasıyla elde edilen değerler, adaptör üzerinden sensörlere aktarılır ve daha sonra bilgisayara gönderilir. Burulma açısını ölçmek için, elektrik motoruna bağlı aynadan hareket alan bir 500-1200 puls'luk enkoder kullanılmıştır. Yine dönme açısı değerlerini bilgisayara aktarmak için bir sensör gurubu kullanılmıştır. Sıcak burulma işleminin gerçekleştirilebilmesi için, Eurotherm 847 dijital kontrollü dirençle ısıtılan silindirik fırın kullanıldı. Bu fırın, 50 mm'ye kadar ölçü uzunluğuna ve 15 mm çapa sahip silindirik numunelerin sıcak olarak deformasyonuna olanak verir. Fırın, eksenel olarak gövde üzerine yataklanmış ve 1200 ^{0}C'ye kadar ısıtma kapasitesine sahiptir. Deney esnasında numunenin sıcaklığı, fırının merkezinde bulunan ve deney numunesine temas eden termo-elaman çifti vasıtasıyla ölçülür.

5.1.1 Burulma Cihazının Bilgisayar Kontrol Sisteminin Hazırlanması

Deney sırasında elde edilen moment ve açı bilgilerinin değerlendirilebilmesi için IBM-PC bilgisayar, burulma cihazına bağlandı. Burulma test cihazından alınan moment ve açı bilgileri bilgisayar içinde bulunan PCLD-8115 screw-terminal kartına aktarıldı. Elde edilen bu bilgiler Genie programı kullanılarak aşağıda Şekil 5.2 ve Şekil 5.3'te şematik olarak gösterilen program ve algoritma hazırlanarak, gerekli olan moment (Nm) ve açı (radyan) bilgileri, bilgisayardan alınmıştır.



Şekil 5.2 Burulma testi için yapılan bilgisayar programının şematik gösterimi.



Şekil 5.3 Burulma test cihazının program algoritması

5.2 Deneylerde Kullanılan Alaşımlar

2xxx grubu 2014 Al alaşımlarına, AlCu serisi alaşımlar da denir. Bu seride bakır temel alaşım elemanıdır. Mg ve Mn ilavesi tabii yaşlanmayı artırdığı gibi mukavemeti de artırır. Isıl işlemle sertleşebilme özelliği, bu alaşımın yaygın olarak kullanılmasını sağlamaktadır. Bu alaşımlar, korozyon direnci ve yüksek dayanım gerektiren yapısal uygulamalarda kullanılırlar.

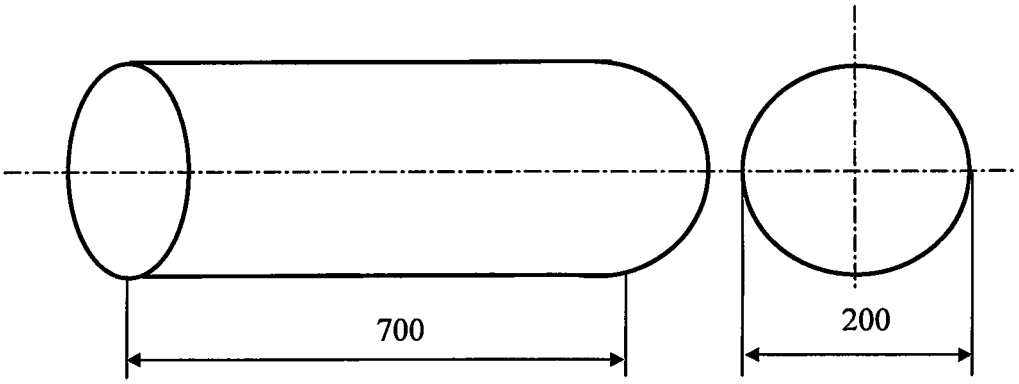
6063 grubu alaşımlara Al-Mg-Si serisi alaşımlar da denir. Bu alaşımlar % 0,4 - 1,2 oranlarında Mg ve Si içerir. Al-Mg-Si alaşımları orta mukavemet değerine sahiptirler ve korozyon dirençleri iyidir. Al-Mg-Si serilerinde yaşlanma, Mg ve Si atomlarının Mg_2Si oluşturmasıyla meydana gelir ve Mg_2Si'de çökelerek sertleşmeye neden olur. Bu seride genelde Mg/Si atom oranları 2'dir. Bu alaşım otomotiv sektöründe, dekoratif, mimari ve yapısal uygulamalar için yaygın olarak kullanılmaktadır.

Bu çalışmada Etibank Seydişehir Alüminyum İşletmesi'nde üretilen 2xxx grubundan 2014 ve 6xxx grubundan 6063 Al alaşımı ingotlar seçildi.

5.3 Numunelerin Hazırlanması

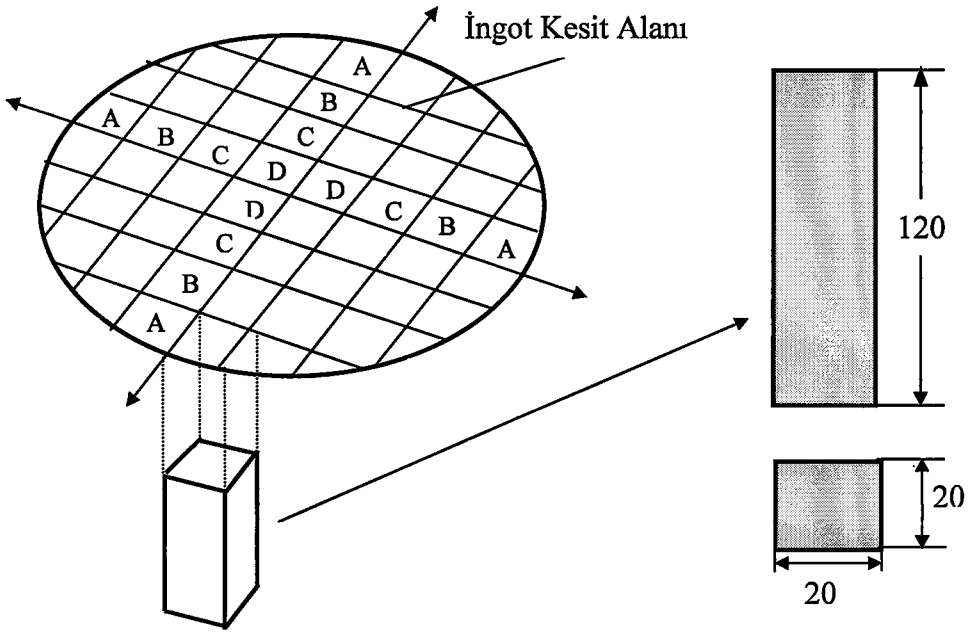
Deneyde kullanılan 2014 ve 6063 alüminyum alaşımı ingotlar Etibank Seydişehir Alüminyum İşletmesi'nden sağlanmıştır. Bu çalışmada amaç, ingot konumuna bağlı olarak işlenebilirliliğin yüzeyden merkeze doğru nasıl değiştiğini ve homojenizasyon işleminin ingot konumuna bağlı olarak işlenebilirlik üzerinde nasıl bir etkiye sahip olduğunu araştırmak olduğundan, ingotlar dökümden sonra herhangi bir ısıl işleme maruz kalmamış olanlardan seçilmiştir.

Doğrudan döküldükten sonra herhangi bir şekilde ısıl işlem görmemiş alüminyum alaşımı ingotların boyutları, Şekil 5.4'de gösterilmiştir.

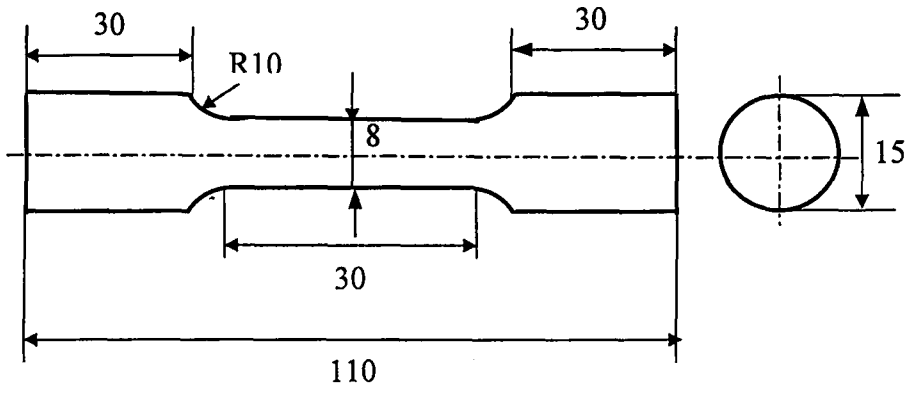


Şekil 5.4 Kalıba döküldükten sonra herhangi bir işlem görmemiş ingotların boyutları

Boyutları Şekil 5.4'de verilen 2014 Al ve 6063 Al ingotlar, 120 mm uzunluğunda kesildikten sonra freze tezgahında yüzeyden başlayarak merkeze doğru 20x20 mm kare kesitinde parçalara ayrılmıştır (Şekil 5.5). Kare şeklinde kesilen parçalardan burulma numuneleri hazırlarken mümkün olduğunca kısa olarak hazırlanmalıdır. Çünkü kısa numuneler, deformasyon sırasında oluşan ısıyı numunelerin uç taraflarına kolayca iletir ve yüksek şekil değiştirme hızlarına imkan verir (Barraclough, et al.,1973; Pöhlandt,1984). Burulma numuneleri, Şekil 5.6'da gösterildiği gibi ASTM standartlarına göre CNC tezgahta işlenerek hazır hale getirilmiştir.



Şekil 5.5 İngottan çıkarılacak kare kesitli parçaların konumları ve boyutları



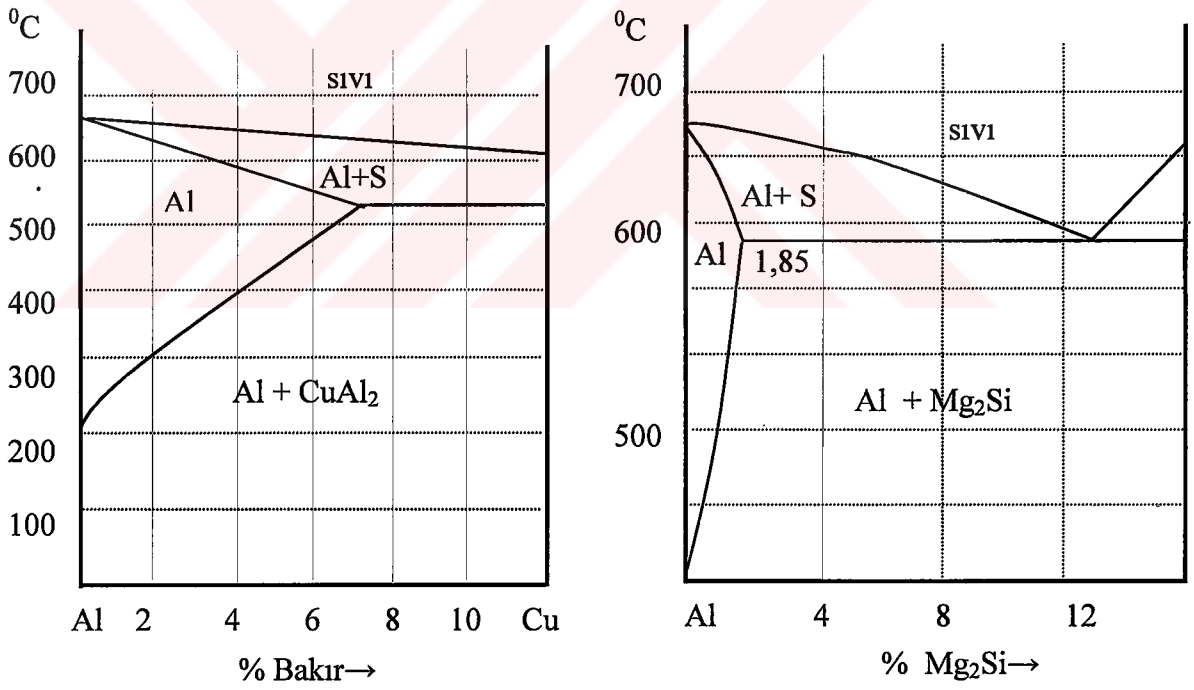
Şekil 5.6 Burulma numunesi boyutları

5.4 İngotlara Homojenizasyon İşleminin Uygulanması

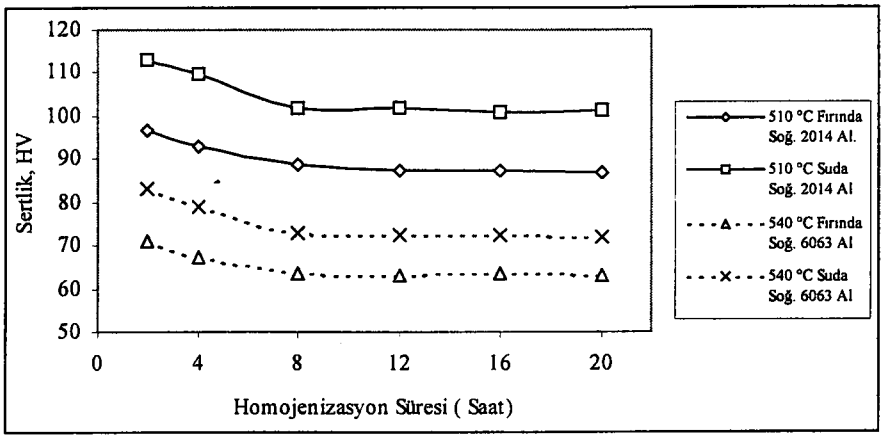
2xxx ve 6xxx grubu alüminyum alaşımlarının Al-Cu ve Al-Mg_2Si denge diyagramları Şekil 5.7'de verilmiştir. Homojenizasyon işlemi için 200 mm çapında ve 120 mm uzunluğunda kesilen ingotların homojenizasyon işlemi için Eurotherm kontrollü SFL fırın kullanılmıştır. Alüminyum alaşımı ingotların homojenizasyonunun gerçekleştirilebilmesi için yapının tamamen çözeltiye alınması gerekmektedir. Bu alaşımların çözeltiye alma sıcaklığı yapı içinde bulunan temel alaşım elementlerinin miktarına göre denge diyagramları kullanılarak ve literatüre paralel olarak homojenizasyon sıcaklıkları 2014 alaşımı için 410, 450 ve 510 ^{0}C ve 6063 alaşımı için ise 420, 470 ve 540 ^{0}C olarak belirlenmiştir. Homojenizasyon zamanının belirlenmesi için 2014 alaşımı 510 ^{0}C'de, 6063 alaşımı ise 540 ^{0}C sıcaklıkta 2, 4, 8, 12, 16 ve 20 saat bekletildikten sonra suda ve fırında soğutularak homojenize edilmiştir. Bu homojenizasyon işlemlerinden sonra bu ingotların sertlikleri ölçülerek, sertlik ile homojenizasyon süresinin değişimi Şekil 5.8'de gösterilmiştir. Bu şekilden görüldüğü gibi 8 saatin üzerindeki homojenizasyon süresinde sertlik değerlerinde herhangi bir değişimin olmadığı gözlendiği için homojenizasyon süresi olarak 8 saat alınmıştır. Ayrıca literatürde yapılan çalışmalarda 8 saatin üzerindeki homojenizasyon süresinin gerilme şekil değiştirme üzerinde etkili olmadığı gözlenmiştir (Koneko, et al., 1976; Precht ve Pickens, 1987; Verlinden, et al., 1990; Wouters, et al., 1990; Gavgalı ve Aksakal, 1998).

2014 Al alaşımı ingotların homojenizasyon işlemi, 10 ^{0}C/dk ısıtma hızıyla 410, 450 ve 510 ^{0}C sıcaklıklara ısıtıldıktan sonra, bu sıcaklıkta 8 saat tutularak gerçekleştirilmiştir. Homojenizasyon sıcaklığında 8 saat bekletilen numuneler, suda ve 20 ^{0}C/saat soğutma hızıyla fırında soğutuldu.

6063 Al alaşımı ingotların homojenizasyon işlemi 420, 470 ve 540 ^{0}C sıcaklıklarda gerçekleştirilmiştir ve bu alaşımda da homojenizasyon sıcaklığına 10 ^{0}C/dk ısıtma hızıyla ulaşılmıştır. Homojenizasyon sıcaklığında 8 saat bekletilen numuneler, suda ve 20 ^{0}C/saat soğutma hızında fırında soğutulmuştur. Homojenizasyondan sonra her iki alaşım, üç haftalık bir süre bekletilerek doğal yaşlandırma işlemi uygulanmıştır.



Şekil 5.7 2xxx Al ve 6xxx Al alaşımlarının denge diyagramları (Atenpohl, 1986; William,1993)



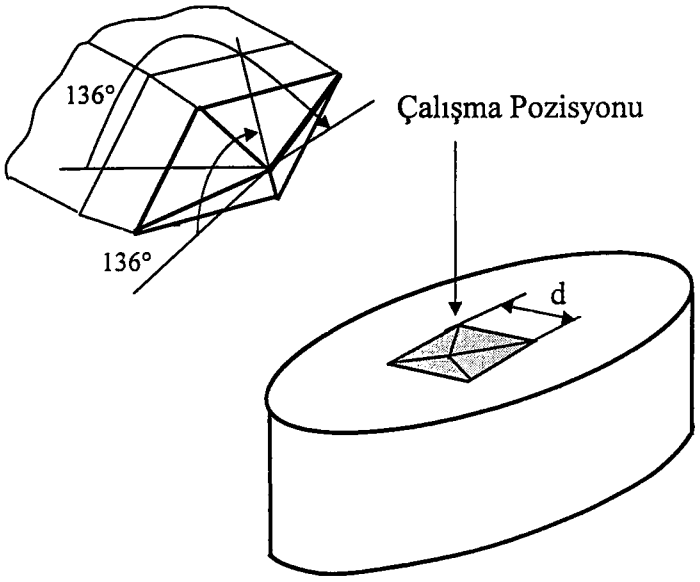
Şekil 5.8 Sertlik ile homojenizasyon süresinin değişimi

5.5 Sertlik Ölçme Deneyi

Değişik sıcaklıklarda homojenize edilmiş ingotların sertlik ölçümleri, Şekil 5.5'de gösterilen bölgelerden yüzeyden itibaren 20 mm'lik aralıklarla merkeze kadar dört numune çıkarılarak, bu numuneler üzerinde gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümü için şematik resmi Şekil 5.9'da gösterilen Vickers sertlik ölçme yöntemi kullanılmıştır. Sertlik ölçümü için Buehler-Omnimet mikrosertlik test cihazı kullanılmıştır. Ölçüm işlemine başlamadan önce numuneler 1200'lük zımpara ve 1 mikronluk alümine tozu ile parlatıldıktan sonra sertlik ölçümleri, 1000 gf'lik bir yükün 10 sn süreyle numune üzerine uygulanmasıyla gerçekleştirilmiştir. Sertlik, deney sırasında elde edilen diyagonal uzunlukları yardımıyla aşağıdaki gibi hesaplanmıştır.

$$HV=\frac{1,8544.F}{d^2} \qquad (10)$$

F= Numuneye uygulana yük (kgf), d= Diyagonal uzunluklarının ortalaması (mm)



Şekil 5.9 Vickers sertlik ölçme yönteminin şematik gösterimi

5.6 Burulma Deneyleri

Homojenize edilmemiş ve homojenize edilmiş ingotlardan hazırlanan numuneler yüzeyden merkeze doğru sıcak işlenebilirliliği araştırmak için test edilmiştir. İşlenebilirlik özelliklerinin tespiti için henüz standart bir metot önerilmemesine rağmen, bu konuda yapılan çalışmalarda burulma testinin diğer testlere birtakım üstünlük sağlaması nedeniyle genellikle burulma testleri kullanılmaktadır (Jonas,1984). Burulma deneyleri Atatürk Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Laboratuarlarında gerçekleştirilmiştir. Burulma test cihazı, 2-8 dev/dak'lık dönme hızı ve 50 Nm'lik moment sağlayacak kapasiteye sahiptir. Burulma deneylerini gerçekleştirmek için aşağıdaki işlem sırası takip edilmiştir.

a) Burulma numuneleri aynaya bağlanmadan önce, elektrik motoruna bağlı ayna ve load cell'in bağlı olduğu aynalar arasındaki eksenler komparatör kullanılarak kontrol edildi.
b) Ölçü sistemindeki değerler katalogda belirtilen değerlere göre kalibre edildi.
c) İki ayna arasındaki yataklara, fırın yerleştirildi.
d) Burulma numuneleri aynalara bağlandıktan sonra, fırın kapatıldı.
e) Seçilen parametre için şekil değiştirme hızı ve deformasyon sıcaklığı set edildi.

Literatürde yapılan çalışmalarda alüminyum alaşımları için sıcak çalışma aralığı 260-480 ^{0}C olarak önerilmiştir (Avitzur, 1986). Sıcak burulma deneyleri, 2014 alüminyum alaşımı numuneler için 300, 370 ve 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında ve 6063 alüminyum alaşımı numuneler için ise 350, 400 ve 470 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında gerçekleştirilmiştir. Deney sırasında her iki alaşım da 2.10^{-2} s^{-1}'lik bir deformasyon hızında burulma işlemine tabi tutulmuştur.

Deney sırasında deformasyon sıcaklığına numuneleri ısıtmak ve bu sıcaklıkta tutmak için yukarıda bahsedilen silindirik fırın kullanıldı. Deformasyon sırasında sıcaklığın kararlı hale gelmesi için burulma deneyine başlamadan önce numuneler, deformasyon sıcaklığında 15 dakika bekletildikten sonra deformasyon işlemine tabi tutuldu. Sıcak burulma deneyi sırasında ısının çenelere iletimini engellemek için taş yünüyle izalasyon yapıldı. Sıcak burulma deneyi ile deformasyona uğrayan numuneler, deformasyondan sonra yapıda herhangi bir değişimin meydana gelmemesi için çok kısa bir süre içinde suda soğutuldu.

Deformasyon sırasında elde edilen burulma momenti ve burulma açısı deney sırasında bilgisayara kaydedildi. Moment ve açı bilgileri, kayma gerilmesine ve kayma şekil değiştirmesine aşağıdaki Fields ve Backofen eşitliği(Eşitlik 8 ve Eşitlik 2) kullanılarak dönüştürülmüştür.

$$\tau = \frac{M}{2\pi R^3}(3+n+m) \qquad \gamma_R(\theta) = R.\theta / L$$

Deneyden elde edilen kayma gerilmesi ve şekil değişimi ise, Von Misses kriteri (Eşitlik 9) kullanılarak eşdeğer gerilme ve eşdeğer şekil değişimine dönüştürülmüştür.

$$\sigma = \sqrt{3}\tau \qquad \text{ve} \qquad \varepsilon = \frac{\gamma}{\sqrt{3}}$$

5.7 Metalografik İncelemeler

5.7.1 Optik Mikroskop İncelemeleri

Optik mikroskop incelemeleri, homojenizasyon öncesi, deformasyon öncesi ve deformasyon sonrası yapılmıştır. Deformasyondan önceki optik mikroskop incelemeleri, homojenizasyondan önce ve homojenizasyondan sonra yapılmıştır. Homojenizasyon öncesi ve homojenizasyon sonrası iç yapılar, Nikkon Epithot marka optik mikroskopta elde edilmiştir. Deformasyondan önce mikroskopta incelenecek numuneler, ingotun yüzeyinden başlayarak merkeze kadar olan bölgeden 20 mm'lik aralıklarla çıkartılarak hazırlanmıştır.

İngotlardan çıkarılan numuneler, mikroskopta kolay incelenmesi ve parlatma işlemlerinin kolay gerçekleştirilebilmesi için bakalite alınmış ve bakalite alınan numuneler, mekanik olarak 400, 600, 800 ve 1200 nolu SiC zımparalar kullanılarak düzeltilmiştir. Bu numunelerin yüzeyini parlatmak için 1μm ve 0,05 μm'luk alümine parlatma tozu kullanılmıştır. Parlatılan numuneler, alüminyum alaşımlarının dağlanması için kullanılan Keller dağlayıcısı (2 ml HF, 3ml HCL, 5 ml HNO_3 ve 190 ml su) ile dağlanmıştır (Geçkinli, 1989).

Deformasyondan sonraki iç yapı incelemeleri ise, burulma numunesinin 8 mm çapında ve 30 mm ölçü uzunluğundaki bölümünden alınan numuneler üzerinde yapılmıştır. Bu numuneler, burulma eksenine dik ve burulma eksenine paralel bölgelerden hazırlanmıştır. Deformasyondan sonra burulma eksenine dik ve paralel yönde alınan numunelerin iç yapıları da, yukarıda açıklanan metalografik işlemler kullanılarak hazır hale getirilmiştir.

5.7.2 Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) İncelemeleri ve Elemental Analiz

Alüminyum alaşımı ingotların SEM incelemeleri de, optik mikroskopta olduğu gibi hem deformasyondan önce ve deformasyondan sonra Jeol 6400 marka elektron mikroskopta gerçekleştirilmiştir. SEM'de incelenecek numuneler, deformasyondan önce

ingotun yüzeyinden başlayarak merkeze kadar olan bölgeden 20 mm'lik aralıklarla hazırlanmıştır. Bu numuneler 10x10 mm boyutunda kesilerek SEM incelemeleri için hazır hale getirilmiştir.

Deformasyondan sonraki SEM incelemeleri ise, burulma numunesinin 8 mm çapında ve 30 mm ölçü uzunluğu bölümünden alınan numuneler üzerinde yapılmıştır. Buradaki numuneler, burulma eksenine dik ve burulma eksenine paralel bölgelerden hazırlanmıştır.

Ayrıca deformasyon tamamlandıktan sonra kırılma yüzeyleri SEM'de ve deformasyon bitmeden deformasyon işlemi durdurularak deformasyon nedeniyle oluşan çatlaklar, optik mikroskopta incelenmiştir.

Homojenizasyon işlemi sonunda ingotların yapısı içinde bulunan elementlerin nasıl dağılım gösterdiğini tespit etmek için elemental analiz işlemi yapılmıştır. Elemental analizi, SEM'de bulunan enerji dispersif spektrometresi (EDS) kullanılarak homojenize edilmiş ve edilmemiş ingotların yüzey ve merkez bölgelerinden alınan numuneler üzerinde gerçekleştirilmiştir.

5.8 Alüminyum İngotların X-Ray Difraktometrede İncelenmesi

X-Ray difraksiyon, atomik düzene sahip düzlemler arasında boşluk olduğu zaman bir difraksiyon pik ile yansıyarak bilgi sağlar. Bizim çalışmada yapı içinde bulunan fazların tespit edilmesi ve homojenizasyon ile bu fazlarda nasıl bir değişiklik meydana geldiğini araştırmak için Rigaku marka X-Ray difraktometre kullanılmıştır. X-Ray difraksiyon ölçümleri, CuKα radyasyon kaynağı kullanılarak ingotların yüzey ve merkezinden alınan numuneler üzerinde gerçekleştirilmiştir.

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ

6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

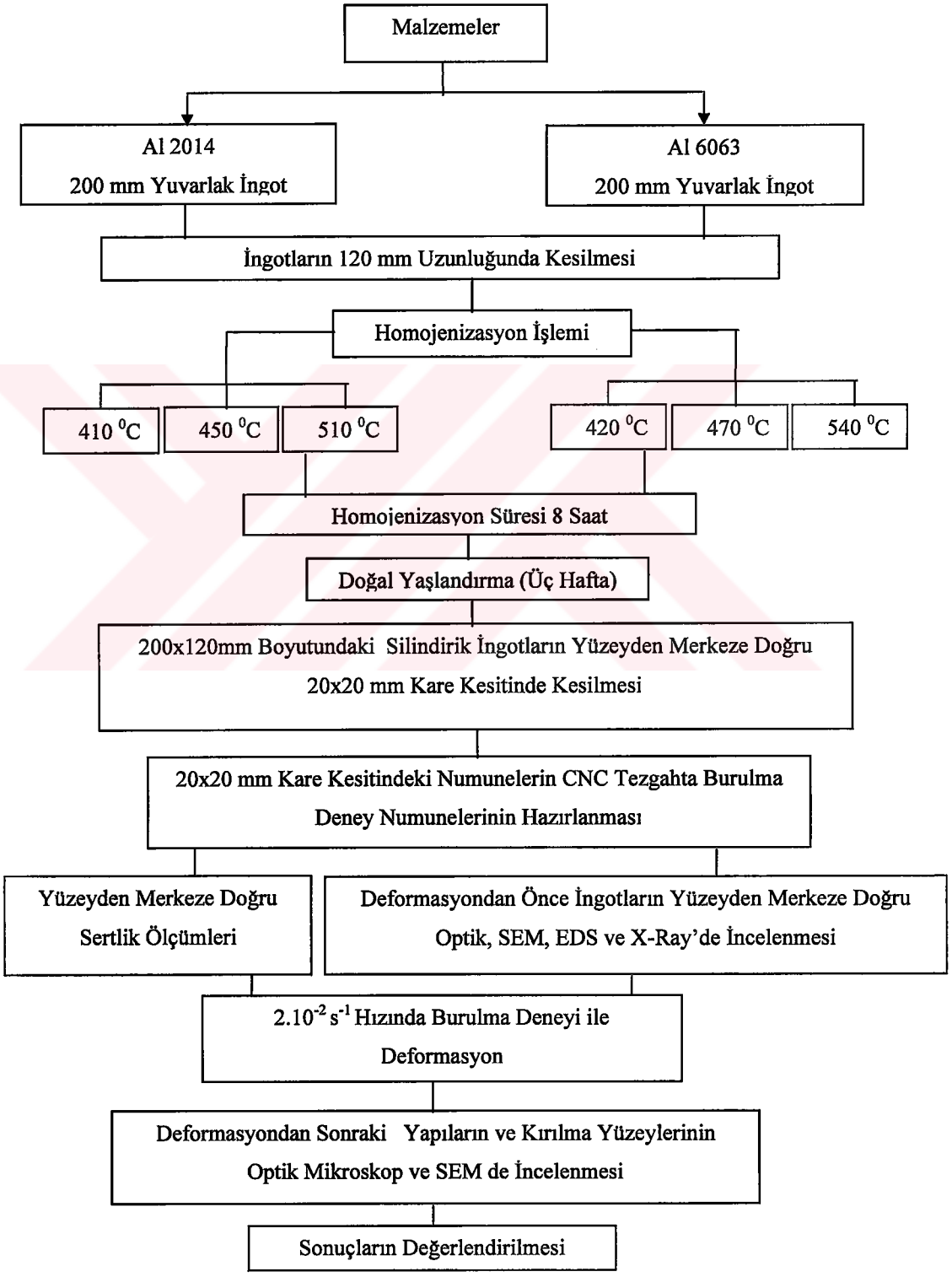
Bu çalışmada amaç, direk dökümden sonra herhangi bir ısıl işlem görmemiş 200 mm çapındaki ingotların yüzeyden merkeze doğru işlenebilirliğinin nasıl değiştiğini ve bu ingotları değişik sıcaklıklarda homojenize ederek, homojenizasyon işleminin yüzeyden merkeze doğru işlenebilirlik üzerinde nasıl bir etkiye sahip olduğunu, ayrıca deformasyon sıcaklığının işlenebilirlik üzerindeki etkisini araştırmaktır. Bu çalışmada 2014 Al ve 6063 Al alaşımları, değişik homojenizasyon sıcaklıklarında homojenize edilmiştir. Daha sonra en iyi işlenebilirlik şartlarının belirlenebilmesi için, sıcak burulma testleri yapılarak, elde edilen sonuçlar değerlendirilmiştir. Yapılan çalışmanın deneysel akış şeması Şekil 6.1'de gösterilmiştir.

6.1. Sertlik Deneyi Sonuçları

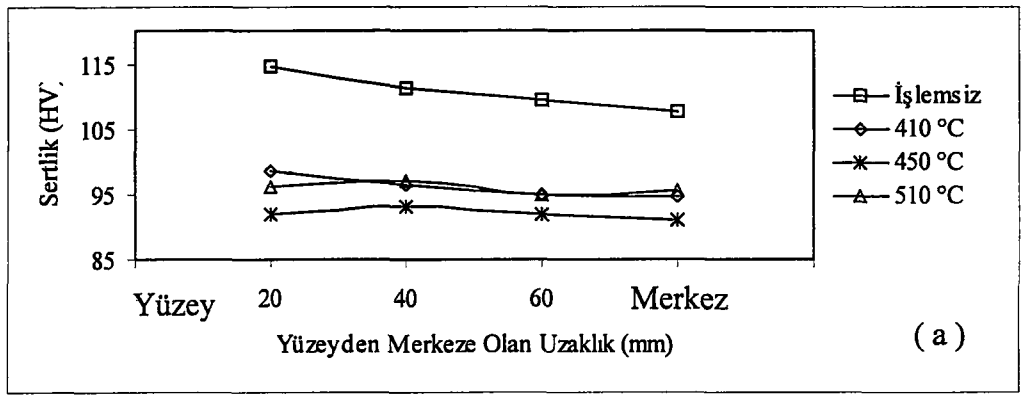
Sertlik ölçümleri, homojenize edilmiş ve edilmemiş ingotların yüzeyinden merkezine doğru olan A, B, C ve D bölgelerinden alınan numunelerde ve her numune üzerinde beş farklı ölçüm yapılarak gerçekleştirilmiştir. Elde edilen Vickers sertlik değerlerinin ortalaması alınmış ve bu değerler 2014 Al alaşımı için Ek1 A'da ve 6063 Al alaşımı için ise Ek 1B'de verilmiştir.

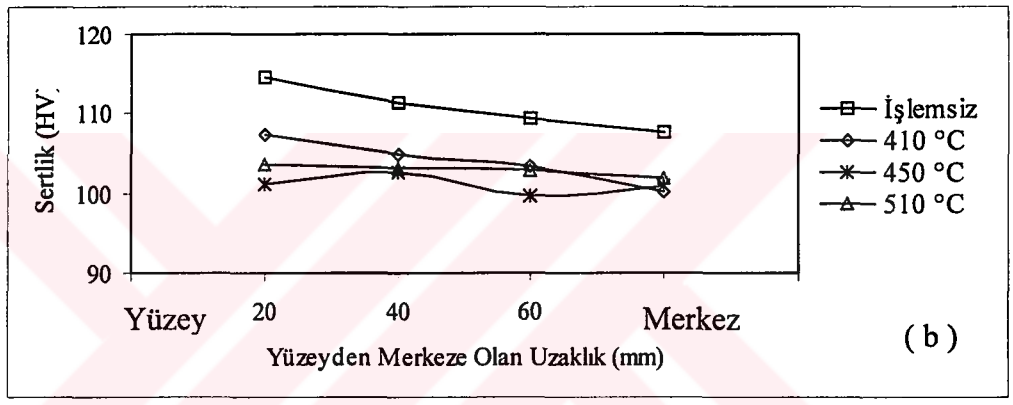
Homojenizesiz ve homojenize işlemine tabi tutulan ingotların yüzeyden başlayarak merkeze kadar olan bölgede sertliklerinin homojenizasyon sıcaklığına bağlı olarak değişimi, 2014 alüminyum alaşımı için Şekil 6.2'de ve 6063 alüminyum alaşımı için ise Şekil 6.3'de gösterilmiştir. Şekil 6.2 a ve b'den görüldüğü gibi, 2014 alüminyum alaşımının homojenizasyon işlemi sonunda sertlik değerlerinde belirgin bir azalmanın olduğu görülmektedir. Şekil 6.2 a'da işlemsiz durumda sertlik değeri ingotun yüzeyinde 114,63 HV iken, merkezde 107,48 HV değerindedir. Homojenizesiz durumda yüzey ile merkez arasında sertlik değerinde 7,15 HV'lik bir fark vardır. Yüzey ile merkez arasındaki bu fark, 510 ^{0}C sıcaklıkta homojenize edildikten sonra fırında yapılan soğutma işlemi sonunda 0,58 HV değerine düşerken, 510 ^{0}C de homojenize edildikten sonra suda yapılan soğutmada ise 1,94 HV değerine düşmüştür.

Yüzey ile merkez arasındaki sertlik farklarının, Şekil 6.2 a'da fırında yapılan soğutma işlemi sonunda daha kararlı olduğu görülmektedir.



Şekil 6.1 Deney akış şeması

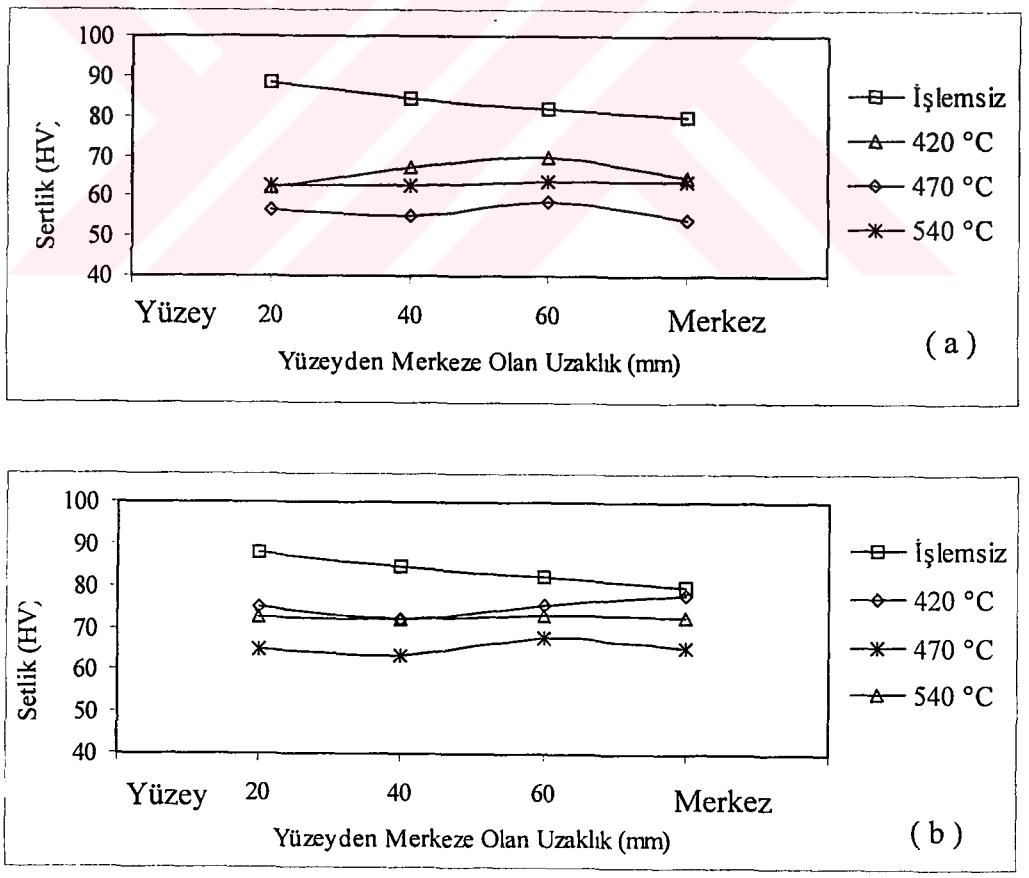




Şekil 6.2 2014 Al alaşımında sertliğin yüzeyden merkeze doğru homojenizasyon sıcaklığına bağlı olarak değişimi a) Fırında, b) Suda soğutulmuş

Şekil 6.2 b'de suda soğutma durumunda ise, yüzey ile merkez arasındaki kararlı durum, fırında soğutmaya göre daha azdır. 510 ^{0}C'de yapılan homojenizasyon işleminde elde edilen sertlik değerlerinde, 450 ^{0}C'de elde edilen sertlik değerine göre bir artış gözlenmiştir. Genel olarak fırında yapılan soğutmalarda daha kararlı bir durum elde edilmesine rağmen yüzey ile merkez arasında sertlik farkının en az olduğu homojenizasyon işlemi, 2014 alüminyum alaşımı için 450 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra suda ve 510 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında yapılan soğutma işlemidir. Homojenizasyon sonunda 2014 alüminyum alaşımı için en yüksek sertlik değeri, 410 ^{0}C'de tutulduktan sonra suda soğutularak yapılan homojenizasyon işleminde elde edilmiştir.

Şekil 6.3 a ve b'den görüldüğü gibi, 6063 alüminyum alaşımının sertlik değerlerinin de, başlangıçtaki homojenizesiz duruma göre homojenizasyon işlemi ile azaldığı görülmüştür. İşlemsiz durumda yüzey ile merkez arasındaki sertlik farkı 8,19 HV'lik bir değere sahip iken, bu fark 540 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra suda yapılan soğutma işlemi ile 0,36 HV'ye düşmüştür. Homojenizasyon işlemi ile, merkeze yakın bölgelerdeki sertlik değeri yüzeye göre bir miktar artmış, ancak 540 ^{0}C'de yapılan homojenizasyon işlemi ile bu fark azaltılmıştır. Yüzey ile merkez arasındaki sertlik farkının en az olduğu homojenizasyon işlemleri, 540 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra suda ve fırında soğutularak yapılan homojenizasyon işlemleri olarak belirlenmiştir. Yapılan homojenizasyon işlemleri sonunda 6063 alüminyum alaşımı için en yüksek sertlik değeri, 420 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra suda soğutularak yapılan homojenizasyon işlemi ile elde edilmiştir.



Şekil 6.3 6063 Al alaşımında sertliğin yüzeyden merkeze doğru homojenizasyon sıcaklığına bağlı olarak değişimi a) Fırında, b) Suda soğutulmuş

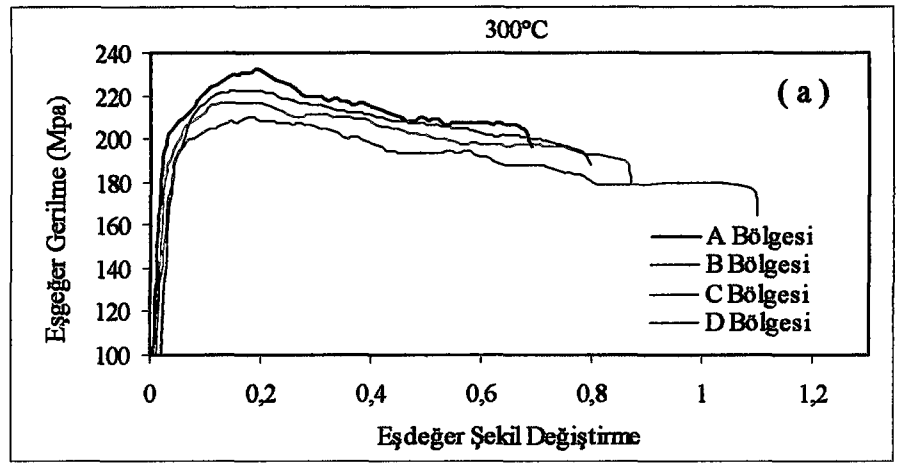
6.2 Burulma Deneyi Sonucunda Elde Edilen Akış Eğrileri

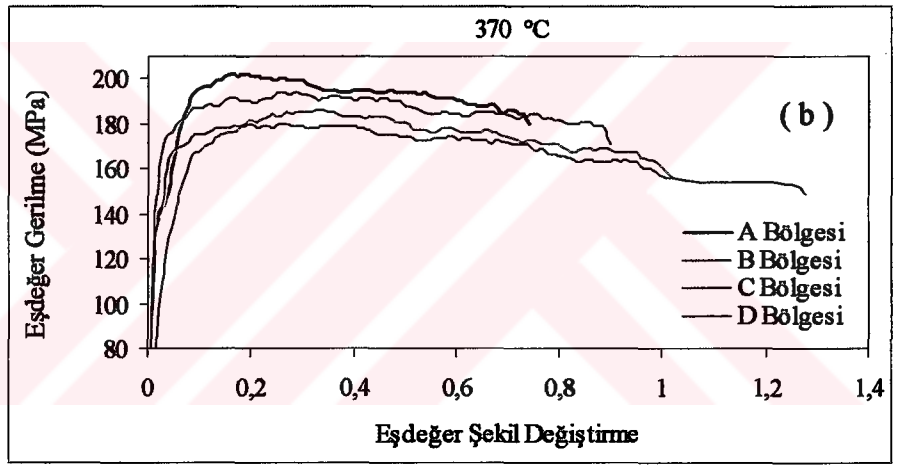
Burulma deneyleri sonunda bilgisayara kaydedilen burulma momenti ve burulma açısı dataları, 2014ve 6063 alüminyum alaşımları için Ek 2 ve Ek 3'te verilen programlar kullanılarak eşdeğer gerilme ve eşdeğer şekil değiştirmeye dönüştürülmüştür.

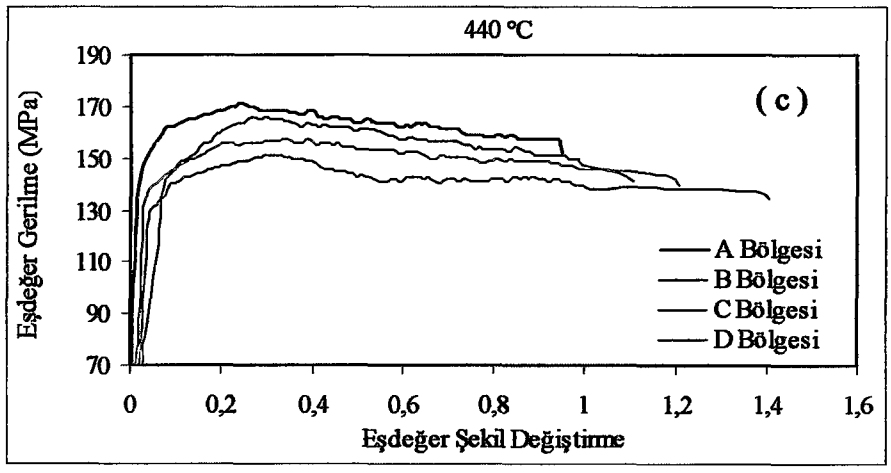
6.2.1 2014 Alüminyum Alaşımının Akış Eğrileri

Deneylerde kullanılan alaşımlardan biri olan 2014 Al alaşımının sıcak burulma deneyleri, 2.10^{-2} s^{-1} şekil değiştirme hızında ve 300 ^{0}C, 370 ^{0}C ve 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında gerçekleştirilmiştir. Dökümden sonra ingotlar herhangi bir ısıl işleme tabi tutulmadıklarından, bu ingotların yüzeyinden merkeze doğru işlenebilirliğinin nasıl değiştiğini ve ingot homojenizasyonunun yüzeyden merkeze doğru işlenebilirlik üzerinde nasıl bir etkiye sahip olduğunu belirlemek amacıyla, yukarıda belirtilen deformasyon şartlarında burulma deneyleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca işlenebilirliliğe homojenizasyon sıcaklığının, soğutma hızının ve deformasyon sıcaklığının malzemenin mukavemeti, sünekliği ve içyapı üzerinde nasıl bir etkiye sahip olduğu araştırılmıştır. Burulma deneyleri, homojenize işlemi görmemiş ve homojenizasyon işlemi görmüş ingotların, belirlenen bölgelerinden alınan numuneler üzerinde gerçekleştirilmiştir. Burulma işlemine tabi tutularak elde edilen eşdeğer gerilme-eşdeğer şekil değiştirme akış eğrileri grafik olarak çizilmiştir. Her bir deformasyon sıcaklığı için yüzeyden başlayarak merkeze kadar olan bölgede, 20 mm aralıklarla dört adet numune alınarak burulma işlemi yapıldıktan sonra bu bölgelerin eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri çizilmiştir.

2014 alüminyum alaşımı için çizilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri sırasıyla işlemsiz, 410, 450 ve 510 ^{0}C sıcaklıkta homojenize edildikten sonra fırında ve havada soğutulan ingotlardan alınan numuneler üzerinde her bir deformasyon sıcaklığı için çizilmiştir.



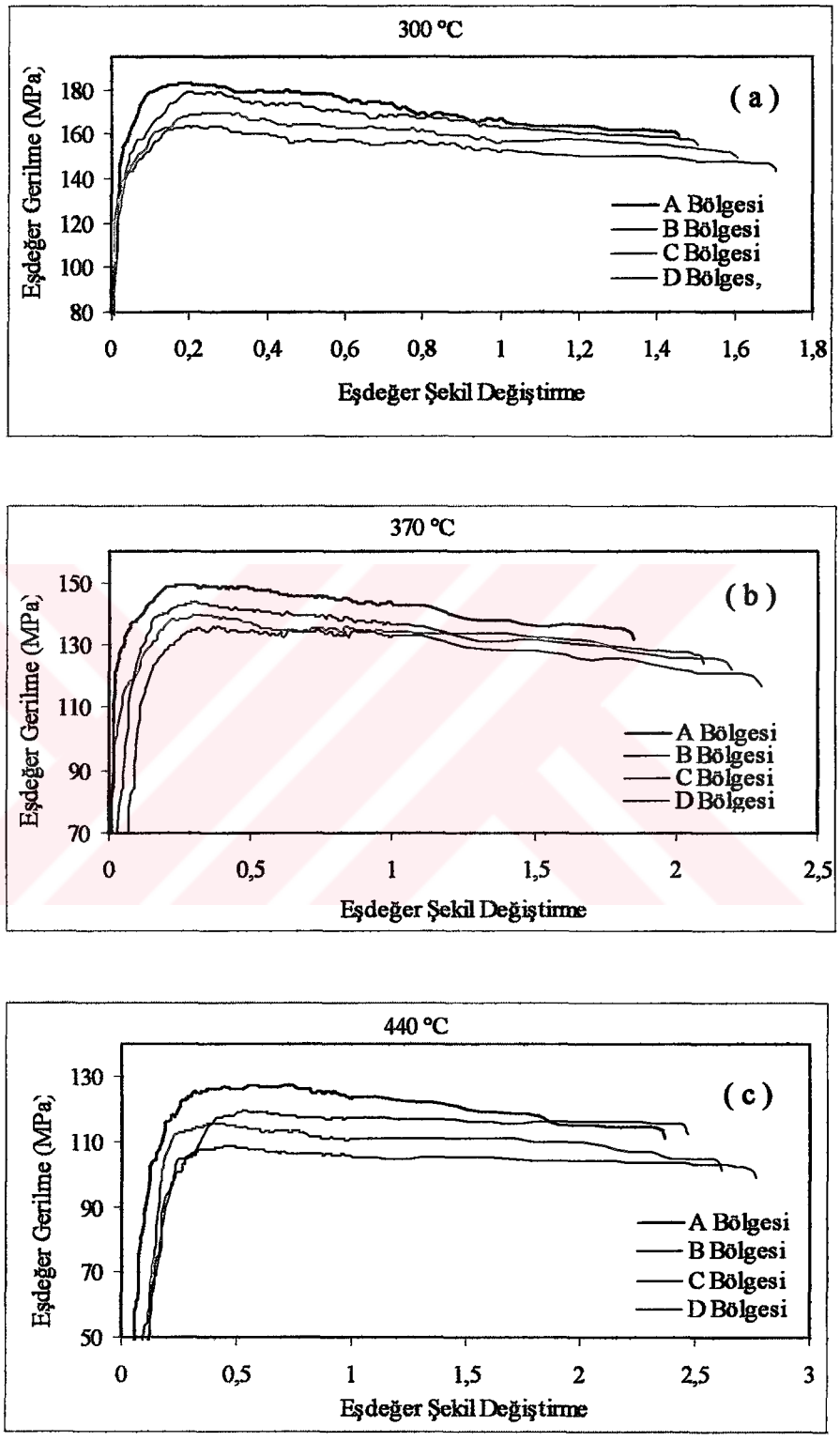




Şekil 6.4 Homojenize edilmemiş 2014 Al alaşımının a) 300 ^{0}C, b) 370 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C sıcaklıkta deformasyonu sonunda elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri

Şekil 6.4 a, b ve c, homojenize edilmemiş 2014 Al ingotun 300, 370 ve 440 ^{0}C sıcaklıkta burulma deneyleri sonunda, yüzeyden başlayarak merkeze kadar olan bölgede elde edilen eşdeğer gerilme ve şekil değiştirme eğrilerini göstermektedir. Homojenize edilmemiş ingotun yüzeyi ile merkezi arasındaki bölgede eşdeğer gerilme ve şekil değiştirme arasındaki fark, belirgin olarak görülmektedir. 300 ve 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıkları ve 2.10^{-2} s^{-1} şekil değiştirme hızında deforme edilen işlemsiz ingotun gerilme değerleri yüzeyden merkeze doğru azalırken, şekil değiştirme miktarının yüzeyden merkeze doğru arttığı Şekil 6.4'te görülmektedir. Homojenize edilmemiş ingotta bütün deformasyon sıcaklıklarında maksimum pik gerilmesi yüzey bölgelerinden alınan numunelerde gözlenmiştir. Şekil 6.4'teki bütün eğriler belirli bir pikten sonra kararlı akış sergilediği gözlenmiştir. Pik değerinden sonra kararlı durumun oluşması, deformasyon esnasında oluşan dinamik toparlanma prosesi sayesinde meydana gelmiştir. Şekil 6.4 a'da 300 ^{0}C'deki deformasyon sonucunda yüzey bölgesindeki numunenin diğer eğrilere göre daha belirgin bir pikten sonra kararlı duruma geçtiği gözlenmiştir. Ayrıca deformasyon sıcaklığı arttıkça eşdeğer gerilme düşerken, şekil değiştirme miktarının arttığı tespit edilmiştir.

2014 Al alaşımının 410 ^{0}C'de homojenize edilerek fırında soğutulan ingotun 2.10^{-2} s^{-1} şekil değiştirme hızında ve 300, 370 ve 440 ^{0}C sıcaklıklarda burulması sonucunda elde edilen akış eğrileri, Şekil 6.5'te gösterilmektedir. Şekil 6.5'ten de görüldüğü gibi, 410 ^{0}C'de homojenize işleminden sonra fırında yapılan soğutma işleminden sonra da gerilmeler yüzeyden merkeze doğru azalırken, şekil değiştirmelerde ise yüzeyden merkeze doğru bir artış gözlenmektedir. Bu sıcaklıkta yapılan homojenizasyon işlemi sonrasında, yüzey ile merkez arasındaki bölgede pik gerilme değerleri arasında bir azalma gözlenmektedir. Yüzeyden itibaren iç bölgelere gidildikçe merkez ve merkeze yakın bölgeler, sıcak burulma sırasında akış eğrilerinden de görüldüğü gibi pik gerilme değerinden hemen sonra yüzeye göre daha kararlı deformasyon bölgesi sergilemektedirler. Ayrıca deformasyon sıcaklığının artması ile yüzey ile merkez arasında gerilme farkının da bir miktar azaldığı gözlenmiştir.

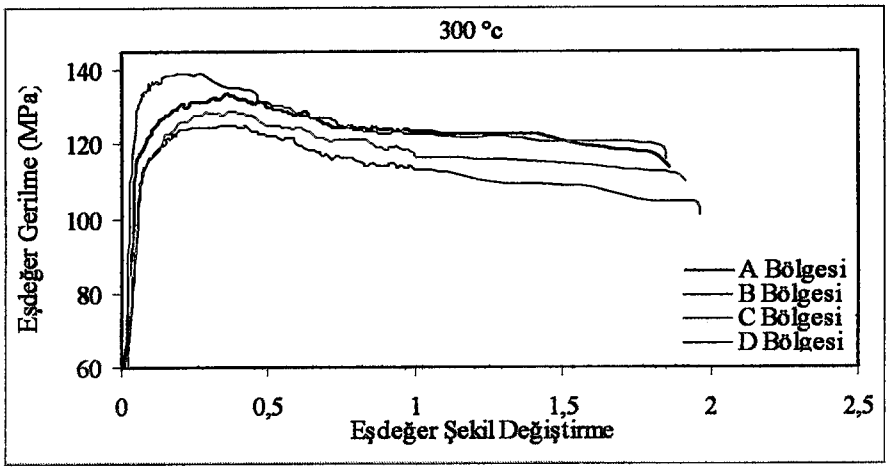


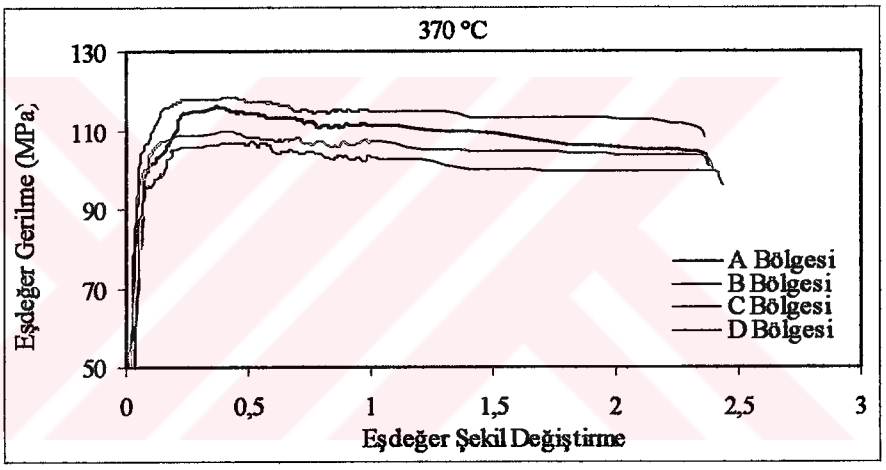
Şekil 6.5 410 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımının a) 300 ^{0}C, b) 370 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C sıcaklıkta deformasyonu sonunda elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri

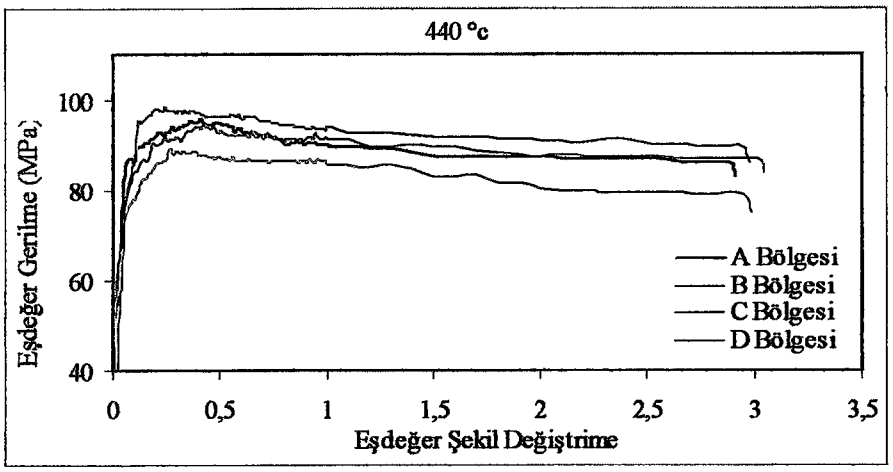
Şekil 6.6 ve Şekil 6.7, sırasıyla 450 ve 510 ^{0}C sıcaklıkta homojenize edilerek fırında yapılan soğutma işleminden sonra 2.10^{-2} s^{-1} şekil değiştirme hızında ve 300, 370 ve 440 ^{0}C sıcaklıklarında elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrilerini göstermektedir.

Şekil 6.6, 450 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan 2014 Al alaşımının eşdeğer gerilme-eşdeğer şekil değiştirme eğrilerinden görüldüğü gibi homojenizasyon sıcaklığı arttıkça yüzey ile merkez arasındaki gerilme ve şekil değiştirme farkı azalmaktadır. 450 ^{0}C'de homojenize edilerek fırında yapılan soğutma işlemi sonunda bütün deformasyon sıcaklıklarında en büyük gerilme ve en küçük şekil değiştirme, B bölgesinde meydana gelirken, en küçük gerilme ve en büyük şekil değiştirme C bölgesinde gözlenmiştir. A ve B bölgelerinin gerilme ve şekil değiştirme değerlerinin birbirine çok yakın olduğu tespit edilmiştir. Deformasyon sıcaklığının artışıyla yüzey ile merkez arasındaki gerilme ve şekil değiştirme farkı da azalmıştır. 300 ^{0}C'deki deformasyonda bütün bölgelerde pik gerilmesi daha belirgin olarak ortaya çıkmaktadır. Bu işlem sonunda elde edilen gerilme şekil değiştirme değerlerinin, homojenize edilmemiş ve 410 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotlara göre daha küçük olduğu görülmüştür. Homojenize edilmemiş, 410 ve 450 ^{0}C de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotların 440 ^{0}C de deformasyonu sonunda D bölgesinde pik gerilme ve kırılma şekil değiştirme değerleri, sırasıyla 148 MPa-1.4, 109 MPa-2.8 ve 93 MPa-3,29 olarak tespit edilmiştir.

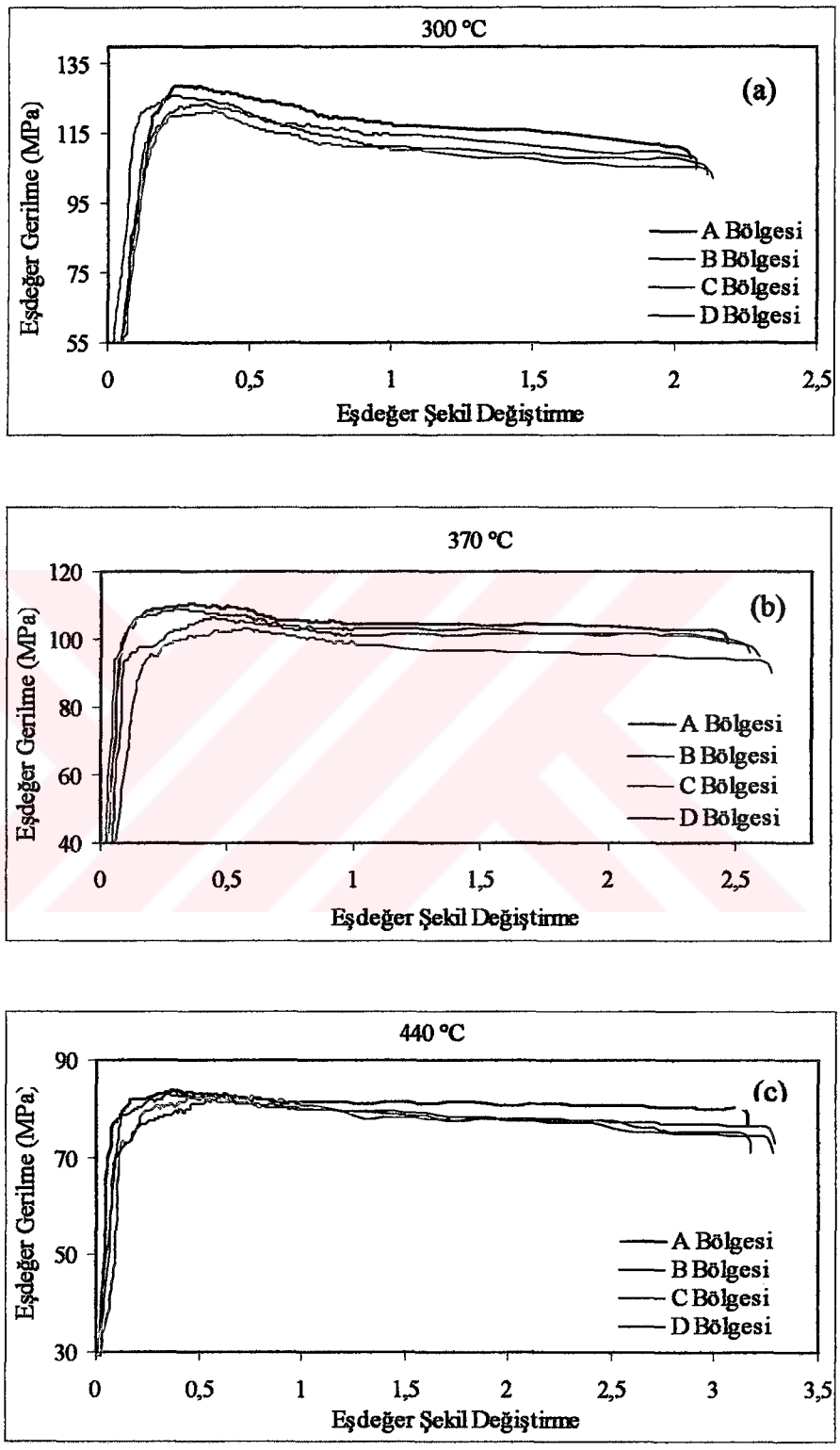
Şekil 6.7'de 510 ^{0}C'de homojenize edilerek fırında soğutulan 2014 Al alaşımının eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrilerinden görüldüğü gibi, homojenizasyon sıcaklığının artması sonucu yüzey ile merkez arasındaki gerilme ve şekil değiştirme arasındaki fark azalmaktadır. Bu sıcaklıkta yapılan homojenizasyondan sonra en büyük gerilme değeri A bölgesinde ve en küçük gerilme değeri ise C bölgesinde bulunmuştur. 440 ^{0}C'de deforme edilen bu alaşımın D bölgesindeki pik gerilme ve kırılma şekil değiştirme değerleri 101 MPa ve 2,81 olarak tespit edilirken, bu değerler homojenizesiz durumda 148 MPa ve 1,4 olarak bulunmuştur.







Şekil 6.6 450 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımının a) 300 ^{0}C, b) 370 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C sıcaklıkta deformasyonu sonunda elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri



Şekil 6.7 510 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımının a) 300 ^{0}C, b) 370 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C sıcaklıkta deformasyonu sonunda elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri

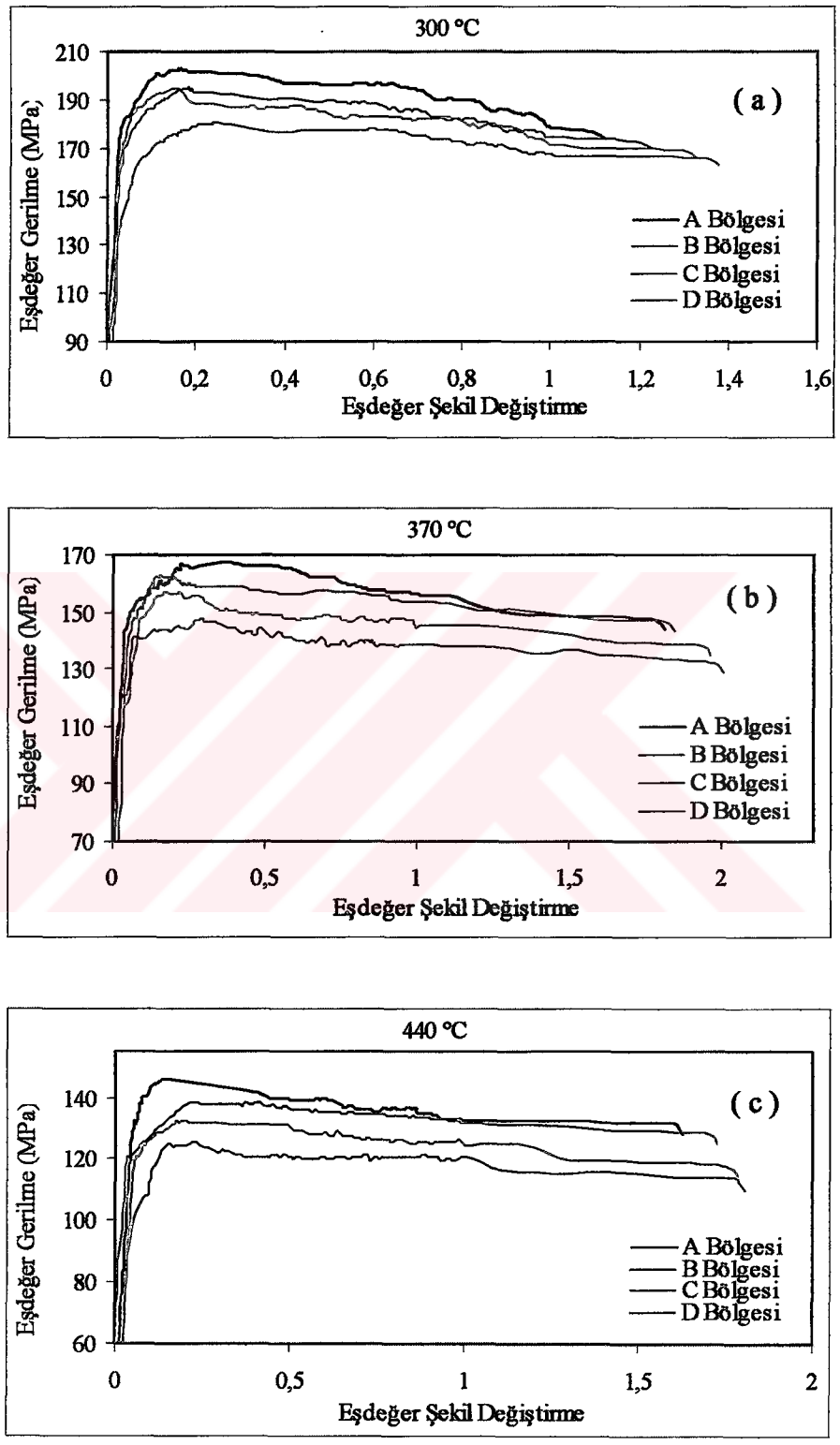
Şekil 6.8, Şekil 6.9 ve Şekil 6.10 sırasıyla 410, 450 ve 510 ^{0}C sıcaklıklarında homojenize edildikten sonra suda soğutulmuş ingotların 2.10^{-2} s^{-1} şekil değiştirme hızında ve 300, 370 ve 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrilerini göstermektedir.

Şekil 6.8'de 410 ^{0}C'de homojenize edilerek suda soğutulan ingotun akış eğrilerinden görüldüğü gibi, homojenize edilmemiş ingota göre yüzey ile merkez arasındaki gerilme değerlerinde bir azalma meydana gelmiştir. Bu işlem sonucunda ingotta en büyük gerilme değeri, A bölgesinden B bölgesine doğru azalmaktadır. Bu ingotun D bölgesinde 440 ^{0}C'de deformasyon sonucunda elde edilen pik gerilme değeri 125 MPa ve kırılma şekil değiştirme değeri 1,81 iken, 410 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotta bu değerler 108 MPa ve 2,8 olarak bulunmuştur.

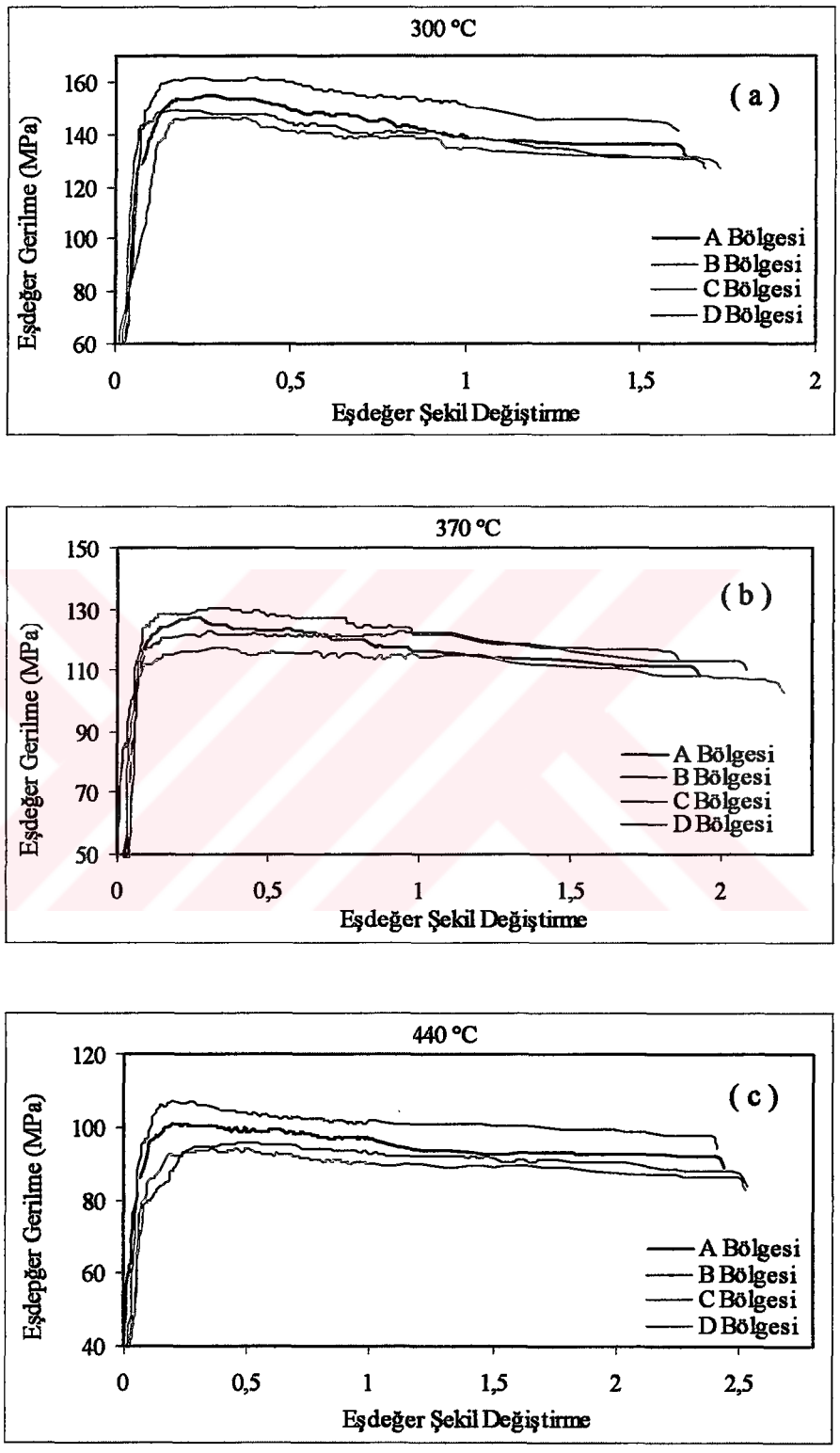
Şekil 6.9'da 450 ^{0}C sıcaklıkta homojenize edilerek suda soğutulan ingotun akış eğrilerinden görüldüğü gibi, homojenizasyon sıcaklığının artması sonucu yüzey ile merkez arasındaki fark giderek azalmaktadır. Bu ingotta da en büyük gerilme B bölgesinde gözlenirken en küçük gerilme C bölgesinde gözlenmiştir. D bölgesinde 440 ^{0}C'de deformasyon sonucunda elde edilen pik gerilme değeri 95 MPa ve kırılma şekil değiştirme değeri 2,5 olarak bulunmuştur.

Şekil 6.10, 510 ^{0}C homojenize edilerek suda soğutulan ingotun akış eğrilerini göstermektedir. Bu ingotta da en büyük pik gerilmesi 300 ve 370 ^{0}C'deki deformasyon sonucunda A bölgesinde gözlenirken, 440 ^{0}C'deki deformasyonda ise B bölgesinde gözlenmiştir. Yüzey ve merkez arasındaki en küçük pik gerilmeleri ise, merkeze yakın bölge olan C de gözlenmiştir.

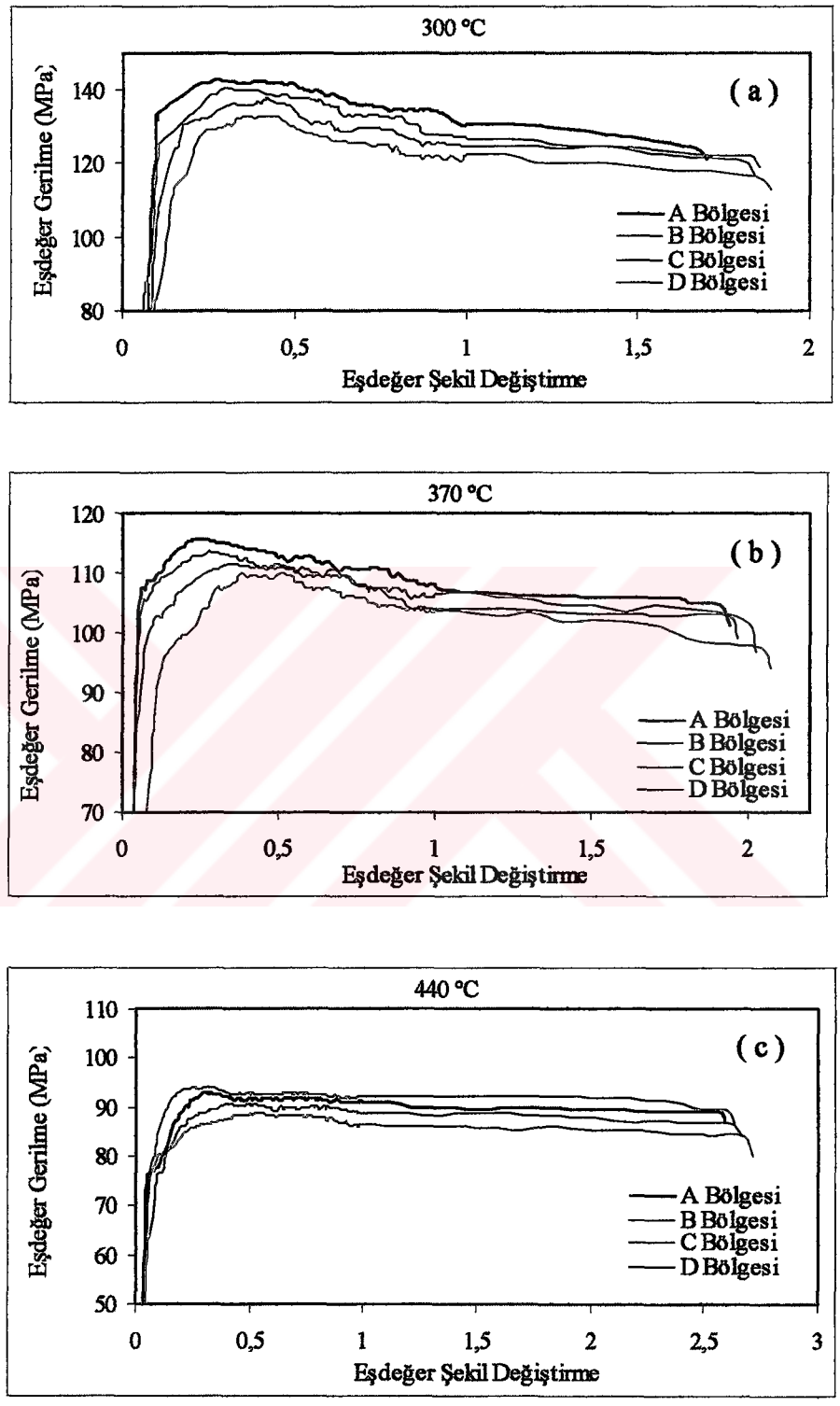
Homojenizasyon ve deformasyon sıcaklığı arttıkça suda soğutulan numunelerde de gerilme değerleri azalmaktadır ve şekil değiştirme değerleri artmaktadır. Ayrıca fırında soğutularak homojenize edilen ingotların gerilme değerleri, suda soğutularak homojenize edilenlere göre daha küçüktür. Fırında soğutulan ingotların şekil değiştirme değerleri ise, suda soğutulanlara göre daha büyük olduğu belirlenmiştir.



Şekil 6.8 410 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda suda soğutulmuş 2014 Al alaşımının a) 300 ^{0}C, b) 370 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C sıcaklıkta deformasyonu sonunda elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri



Şekil 6.9 450 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda suda soğutulmuş 2014 Al alaşımının a) 300 ^{0}C, b) 370 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C sıcaklıkta deformasyonu sonunda elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri



Şekil 6.10 510 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda suda soğutulmuş 2014 Al alaşımının a) 300 ^{0}C, b) 370 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C sıcaklıkta deformasyonu sonunda elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri

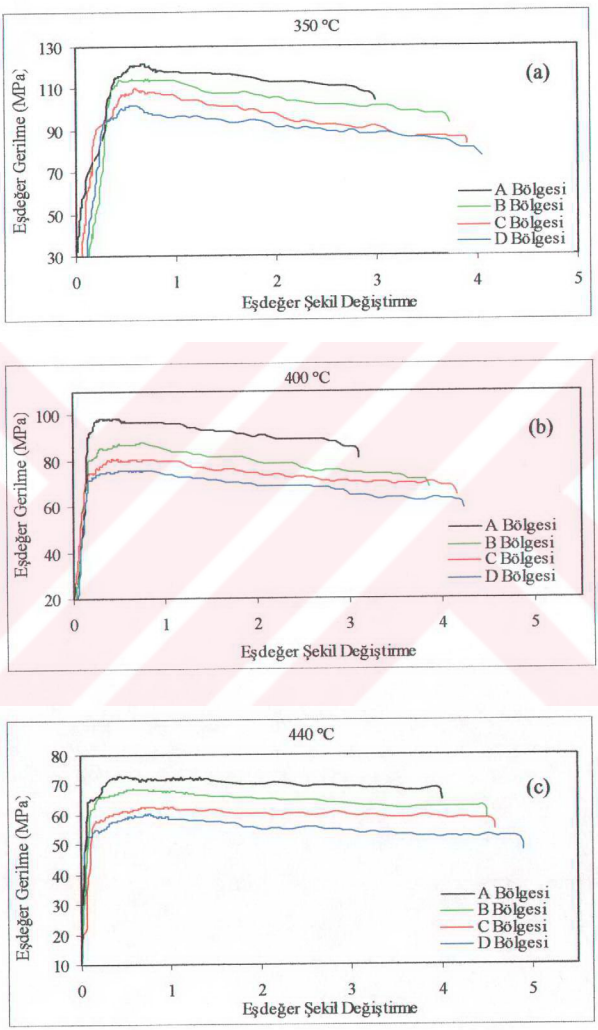
6.2.2 6063 Alüminyum Alaşımının Akış Eğrileri

Deneylerde kullanılan alaşımlardan biri olan 6063 Al alaşımının sıcak burulma deneyleri, 2.10^{-2} s^{-1} şekil değiştirme hızında ve 350, 400 ve 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında gerçekleştirilmiştir. Bu ingot da diğer 2014 Al alaşımı gibi, dökümden sonra herhangi bir ısıl işleme tabi tutulmamıştır. Bu ingotlarda da yüzeyden merkeze doğru işlenebilirliğin nasıl değiştiğini belirlemek ve ingot homojenizasyonunun yüzeyden merkeze doğru işlenebilirlik üzerinde nasıl bir etkiye sahip olduğunu belirlemek amacıyla, yukarıda belirtilen deformasyon şartlarında burulma deneyleri gerçekleştirilmiştir.

Şekil 6.11, homojenize edilmemiş 6063 Al alaşımı ingotun 350, 400 ve 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında ve 2.10^{-2} s^{-1} şekil değiştirme hızında deforme edilmesi sonucunda elde edilen gerilme-şekil değiştirme eğrilerini göstermektedir. Bu eğrilerden de görüldüğü gibi, homojenize edilmemiş durumda tüm deformasyon sıcaklıklarında yüzey ile merkez arasında gerilme ve şekil değiştirme arasında belirgin bir fark görülmektedir. Gerilme değeri yüzeyde daha yüksek iken, merkeze doğru azalmaktadır. Şekil değiştirme değerleri ise yüzeyde daha düşük iken, merkeze doğru artmaktadır.

Homojenize edilmemiş ingotlarda deformasyon sıcaklığı arttıkça yüzey ile merkez arasında gerilme-şekil değiştirme arasındaki farkın bir miktar azaldığı görülmektedir. Deney esnasında en düşük deformasyon sıcaklığında (350 ^{0}C) gerilme-şekil değiştirme eğrileri, daha belirgin bir pik yaptıktan sonra kararlı deformasyon sergilemektedirler.

Düşük deformasyon sıcaklıklarında belirgin bir pik değerinden sonra kararlı duruma geçmesi, termal yumuşama prosesleri ve deformasyon sırasında meydana gelen adyabatik ısınma sayesinde gerçekleşir. Homojenize edilmemiş ingot, 400 ve 440 ^{0}C'deki deformasyonlar, 350 ^{0}C'deki deformasyona göre daha kararlı bir durum sergilemektedir.

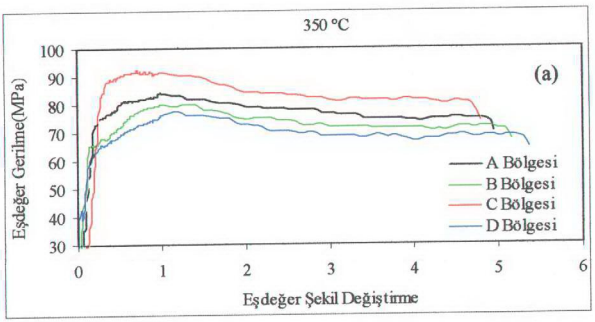


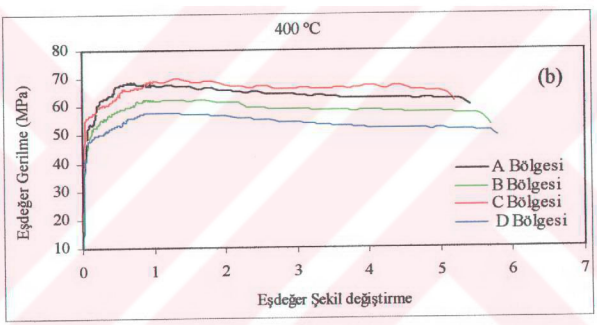
Şekil 6.11 Homojenize edilmemiş 6063 Al alaşımının a) 350 ^{0}C, b) 400 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C sıcaklıkta deformasyonu sonunda elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri

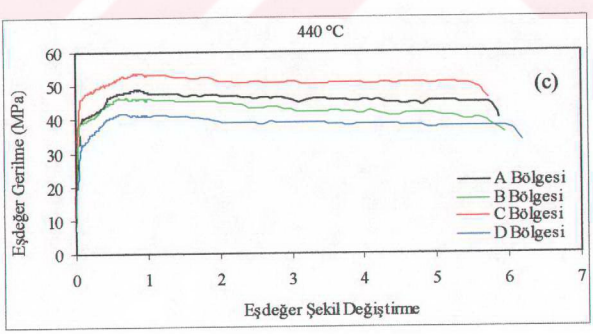
420 ^{0}C'de homojenize edilerek fırında soğutulan 6063 alüminyum alaşımı ingotun gerilme-şekil değiştirme eğrileri, Şekil 6.12'de gösterilmektedir. Bu koşullarda yapılan homojenizasyon işlemi ile, yüzey ve merkez arasındaki gerilme ve şekil değiştirme arasındaki farkta bir azalma gözlenmiştir. Burada yapılan homojenizasyon işlemi sonunda maksimum pik gerilmesi, bütün deformasyon sıcaklıklarında C bölgesinde meydana gelirken, en düşük pik gerilmesi D bölgesinde bulunmuştur. A ve B bölgesi, bu homojenizasyon işlemi ile birbirlerine daha da yaklaştığı görülmüştür. Homojenize edilmemiş ingotun 440 ^{0}C'de deforme edilmesi durumunda, A bölgesinin pik gerilme değeri 72 MPa ve kırılma şekil değiştirme değeri 4,6 iken, 420 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotun aynı şartlardaki pik gerilme değeri 48 MPa ve kırılma şekil değiştirme değeri 5,8 olarak bulunmuştur.

Şekil 6.13, 470 ^{0}C sıcaklıkta homojenize edilerek fırında soğutulan ingotun gerilme-şekil değiştirme eğrilerini göstermektedir. Homojenizasyon sıcaklığının artması sonucu yüzey ile merkez arasındaki gerilme farkı, homojenize edilmemiş ve 420 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotlara göre azalmıştır. Bu koşullarda yapılan homojenizasyon sonucunda yüzey ile merkez arasındaki en az fark 440 ^{0}C'deki deformasyon sıcaklığında elde edilmiştir. 350 ve 400 ^{0}C'deki deformasyon sıcaklıklarında maksimum pik gerilme değeri, C bölgesinde görülürken, en düşük pik gerilme değeri D bölgesinde gözlenmiştir. A ve B bölgesindeki gerilme değerlerinin, 440 ^{0}C'de yapılan deformasyon sonunda birbirine son derece yaklaştığı tespit edilmiştir.

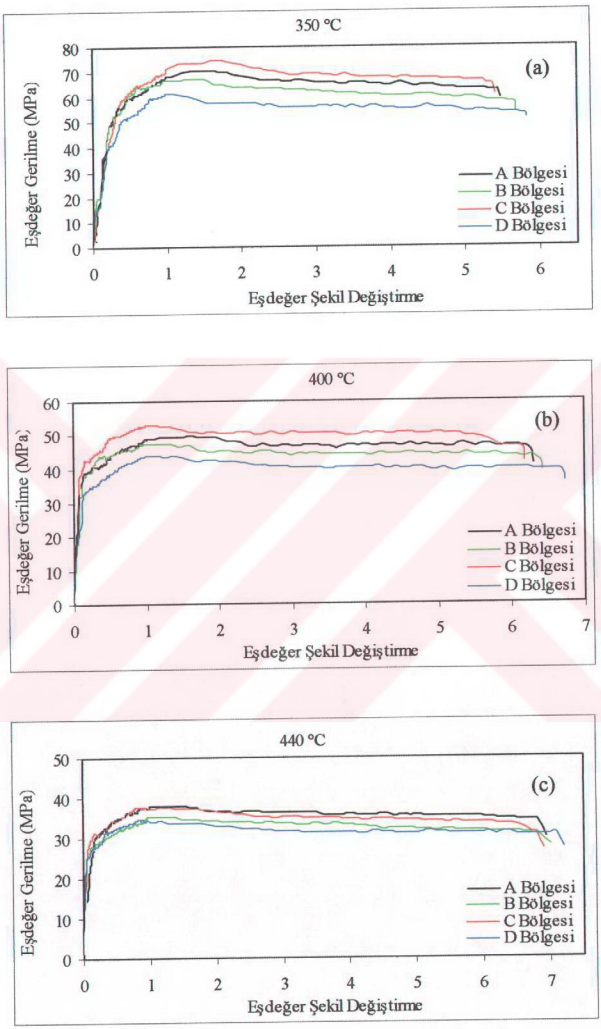
Şekil 6.14, 540 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında yapılan soğutma ile elde edilen ingotların gerilme-şekil değiştirme eğrilerini göstermektedir. Bu sıcaklıkta yapılan homojenizasyon sonucunda yüzey ile merkez arasında farkın, bütün deformasyon sıcaklıklarında son derece üniform olduğu gözlenmiştir. Bu koşullarda homojenize edilen ingotun 440 ^{0}C'deki deformasyonu sonunda D bölgesinde pik gerilme değeri 42 MPa ve kırılma şekil değiştirme değeri 5,84 olarak bulunmuştur. 540 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotların pik gerilme değerlerinin, 470 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotlara göre daha yüksek olduğu gözlenmiştir.



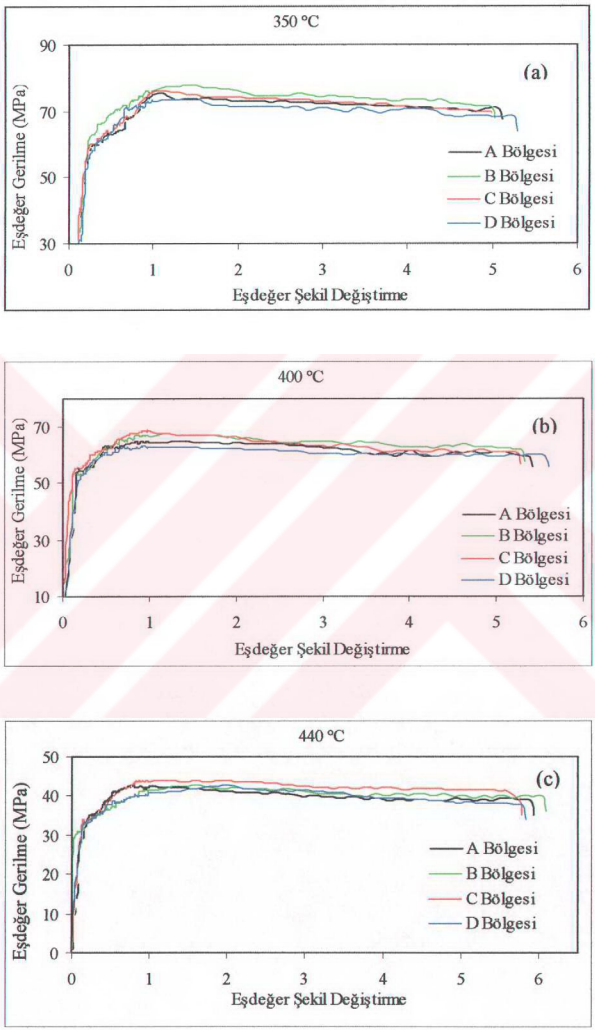




Şekil 6.12 420 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımının a) 350 ^{0}C, b) 400 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C sıcaklıkta deformasyonu sonunda elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri



Şekil 6.13 470 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımının a) 350 ^{0}C, b) 400 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C sıcaklıkta deformasyonu sonunda elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri



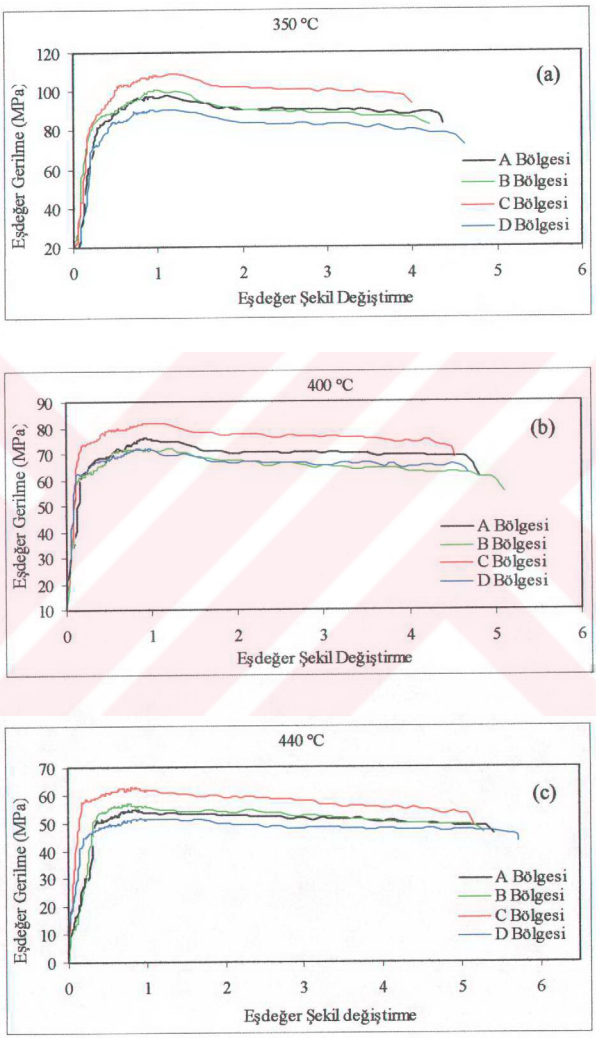
Şekil 6.14 540 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımının a) 350 ^{0}C, b) 400 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C sıcaklıkta deformasyonu sonunda elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri

Şekil 6.15, 6.16 ve 6.17, sırasıyla 420, 470 ve 540 ^{0}C sıcaklıklarında homojenize edildikten sonra suda soğutulmuş ingotların 2.10^{-2} s^{-1} şekil değiştirme hızında ve 350, 400 ve 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrilerini göstermektedir.

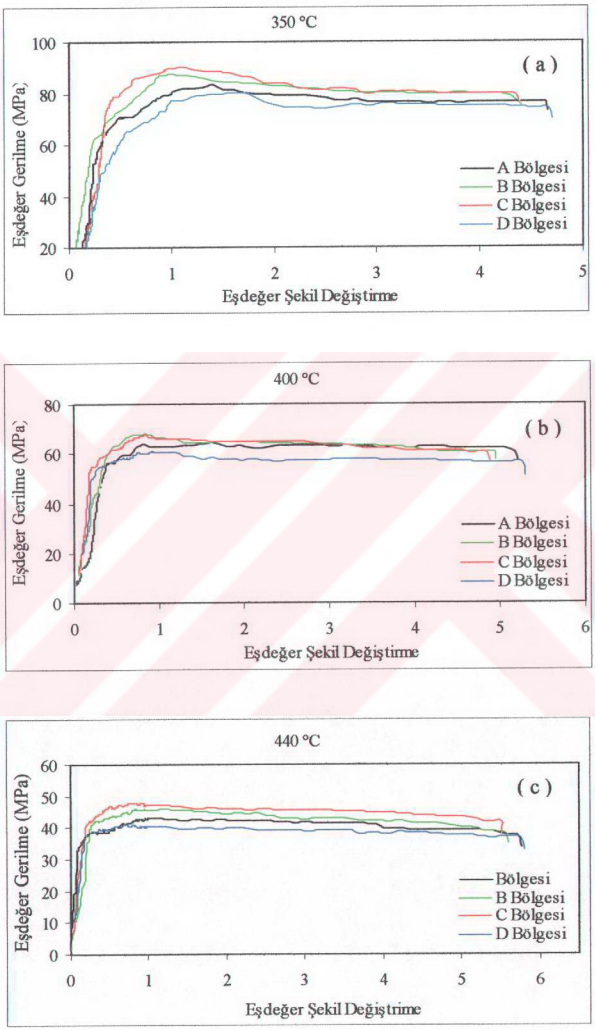
Şekil 6.15'deki 420 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra suda soğutulan ingotun gerilme-şekil değiştirme eğrilerinden görüldüğü gibi, yüzey ile merkez arasındaki gerilme farkı, homojenize edilmemiş ingota göre biraz daha azalmıştır. Bu şartlarda yapılan homojenizasyon sonucunda en büyük pik gerilme değeri C bölgesinde, en küçük pik gerilme değeri ise D bölgesinde bulunmuştur. 420 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra suda soğutulan ingotun bütün deformasyon sıcaklıklarında elde edilen gerilme değerleri, 420 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingota göre yüksek olurken, şekil değiştirme değerleri daha düşük olarak ortaya çıkmıştır.

Şekil 6.16'da gösterildiği gibi 470 ^{0}C'de homojenize edilerek suda soğutulan ingotun homojenizasyon sıcaklığı arttıkça yüzey ile merkez arasındaki fark, deformasyon sıcaklığına bağlı olarak azalmaktadır. Bu homojenizasyonda da 420 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra suda soğutulan ingotta en yüksek pik gerilme değeri C bölgesinde ve en küçük pik gerilme değeri, D bölgesinde bulunmuştur

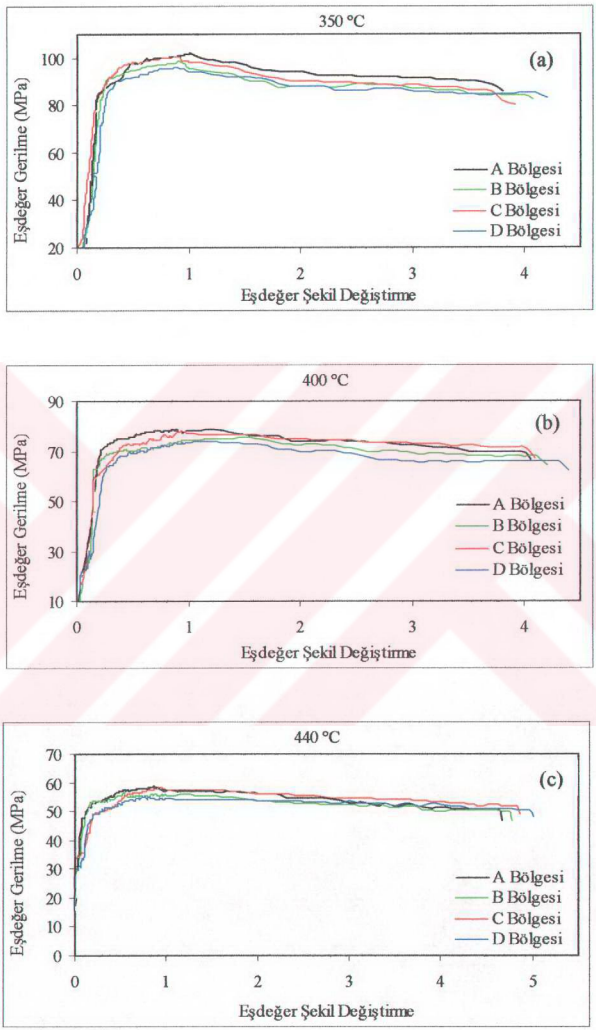
Şekil 6.17, 540 ^{0}C gibi yüksek bir sıcaklıkta homojenize edilerek suda soğutulan ingotun gerilme-şekil değiştirme eğrilerini göstermektedir. Bu durumda yapılan homojenizasyonda, 420 ^{0}C ve 470 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra suda yapılan soğutma işlemlerinde yüzey ile merkez arasında çok daha üniform bir deformasyon gerçekleşmiştir. Bu arada homojenizasyon sıcaklığı yükselmesine rağmen, 470 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra suda yapılan soğutma işlemine göre gerilme değerlerinde artış, şekil değiştirme değerlerinde bir azalma gözlenmiştir. 470 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra suda soğutulan ingotun 440 ^{0}C'deki deformasyonu sonucunda D bölgesinin pik gerilme değeri, 46 MPa iken, aynı şartlardaki deformasyon sonunda 540 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra suda soğutulan ingotun D bölgesindeki pik gerilme değeri 55 MPa olarak bulunmuştur.



Şekil 6.15 420 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda suda soğutulmuş 6063 Al alaşımının a) 350 ^{0}C, b) 400 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C sıcaklıkta deformasyonu sonunda elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri



Şekil 6.16 470 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda suda soğutulmuş 6063 Al alaşımının a) 350 ^{0}C, b) 400 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C sıcaklıkta deformasyonu sonunda elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri



Şekil 6.17 540 ^{0}C'de 8 saat homojenleştirme işlemi sonunda suda soğutulmuş 6063 Al alaşımının a) 350 ^{0}C, b) 400 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C sıcaklıkta deformasyonu sonunda elde edilen eşdeğer gerilme-şekil değiştirme eğrileri

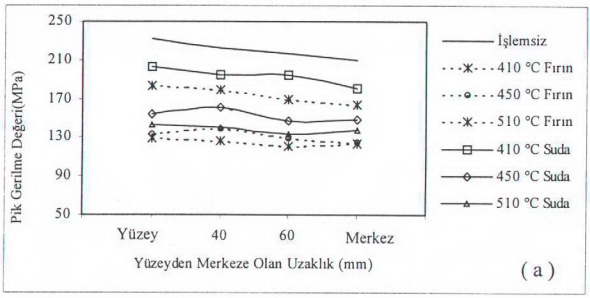
6.3. Homojenizasyon İşleminin Etkisi

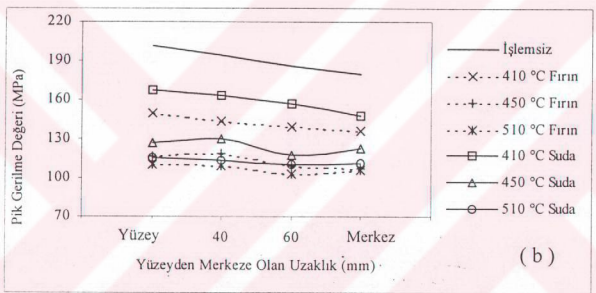
6.3.1. Homojenizasyon İşleminin Yüzeyden Merkeze Doğru Olan Bölgede Gerilme ve Şekil Değiştirme Üzerindeki Etkisi

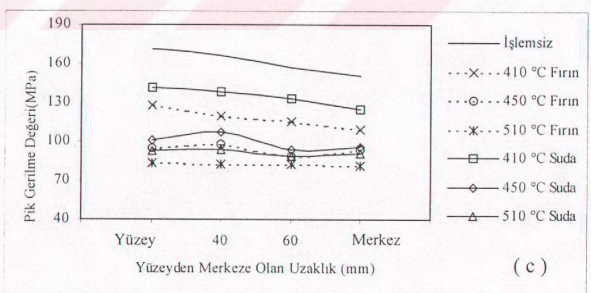
Homojenize edilmemiş ve 410, 450 ve 510 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında ve suda soğutulmuş 2014 alaşımı ingotlar, yüzeyden merkeze doğru 2.10^{-1} s^{-1} deformasyon hızında ve 300, 370 ve 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında burulma deneyine tabi tutulmuştur. Homojenizasyon işleminin, ingotların yüzeyinden merkezine doğru olan bölgelerde pik gerilme ve kırılma şekil değiştirme değerleri üzerinde nasıl bir etki yaptığı görmek için, Şekil 6.18 ve Şekil 6.19'da görülmektedir.

Şekil 6.18 homojenize edilmemiş ve homojenize edilmiş ingotların 300, 370 ve 440 ^{0}C'deki deformasyonu sonucunda, ingot yüzeyinden merkezine doğru olan bölgelerde elde edilen pik gerilme değerlerinin değişimini göstermektedir. Bu şekillerden görüldüğü gibi, homojenize edilmemiş ve 410 ^{0}C'de homojenize edilen ingotun yüzeyi ile merkezi arasındaki gerilme farkı, homojenize edilen diğer ingotlara göre oldukça belirgindir. Homojenizasyon sıcaklığı arttıkça yüzey ile merkez arasındaki fark azalmaktadır. En üniform deformasyon ise 510 ^{0}C'deki homojenizasyon işleminden sonra suda ve fırında soğutulan ingotlarda gözlenmiştir.

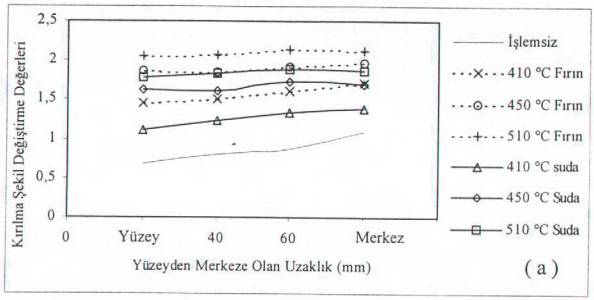
Şekil 6.19, homojenize edilmemiş ve homojenize edilen ingotların 300, 370 ve 440 ^{0}C'deki deformasyonu sonucunda, kırılma noktasındaki şekil değiştirme değerlerinin yüzeyden merkeze kadar olan bölgede elde edilen değişimini göstermektedir. Homojenize edilmemiş ingotun kırılma şekil değiştirme değerleri, homojenize edilen ingotlara göre küçüktür ve merkeze doğru büyümektedir. Homojenize edilen ingotların kırılma şekil değiştirmeleri soğutma hızı dikkate alınarak değerlendirilirse yüzey ile merkez arasında en iyi dağılım, 510 ^{0}C homojenizasyon işlemleri sonucunda elde edilmiştir Homojenizasyon sıcaklığının artmasıyla hem şekil değiştirmelerde artış, hem de yüzey ile merkez arasında elde edilen kırılma şekil değiştirme değerlerinin birbirine yaklaşmış olduğu görülmektedir.

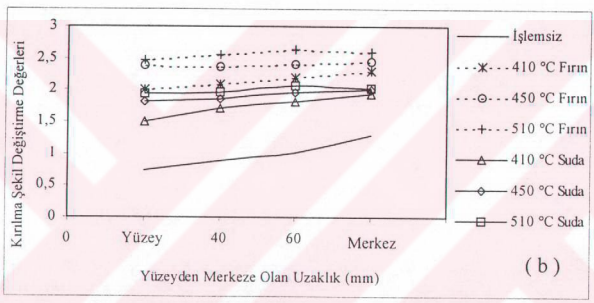


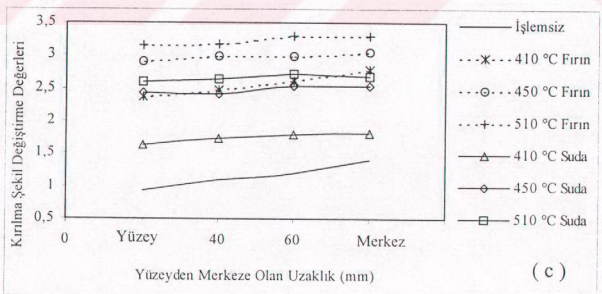




Şekil 6.18 Homojenize edilmiş 2014 Al ingotların pik gerilmelerinin yüzeyden merkeze doğru değişimi a) 300 ^{0}C, b) 370 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında



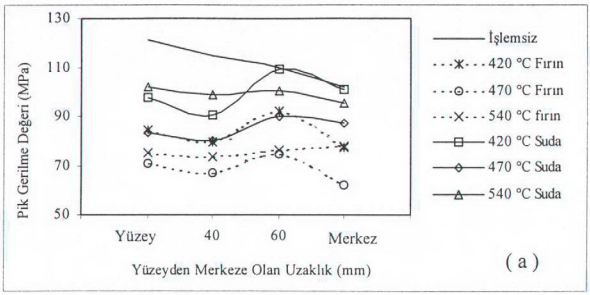


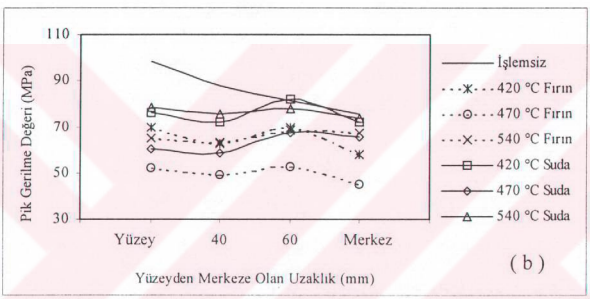


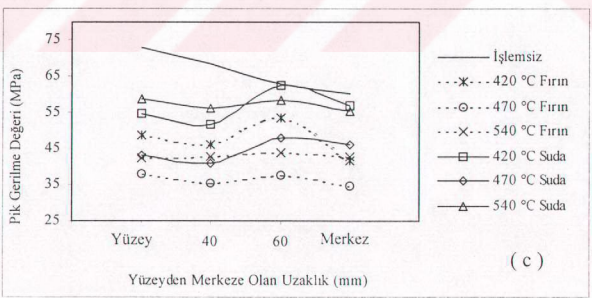
Şekil 6.19 Homojenize edilmiş 2014 Al ingotların kırılma şekil değiştirme değerlerinin yüzeyden merkeze doğru değişimi a) 300 ^{0}C, b) 370 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında

Değişik sıcaklıklarda homojenize edilen 6063 Al alaşımı ingotların, yüzeyden merkeze doğru olan bölgelerde pik gerilme ve kırılma şekil değiştirme değerleri üzerinde nasıl bir etki yaptığı Şekil 6.20 ve Şekil 6.21'de görülmektedir. Homojenize edilmemiş ve homojenize edilmiş ingotların üç farklı deformasyon sıcaklığında burulması sonucunda, ingot yüzeyinden merkeze doğru olan bölgelerde elde edilen pik gerilme değerlerinin değişimi, Şekil 6.20'de gösterilmektedir. Homojenize edilmemiş ingotun pik gerilme değerleri bütün deformasyon sıcaklıklarında yüzeyden merkeze doğru azalırken, özellikle 420 ^{0}C'de homojenize edilerek suda ve fırında soğutulan ingotlarda pik gerilme değeri C bölgesinde gözlenmiştir. Tüm deformasyon sıcaklıklarında en küçük pik gerilme değerleri, 470 ^{0}C sıcaklıktaki homojenizasyondan sonra fırında soğutulan ingotun D bölgesinde elde edilmiştir. 540 ^{0}C'de homojenize edilerek fırında ve suda yapılan soğutma işlemi sonunda elde edilen pik gerilme değerleri, 470 ^{0}C'de homojeniz edildikten sonra fırında ve suda soğutularak yapılan işleme göre daha yüksek bulunmuştur. Bu farklılığın sebebi, 540 ^{0}C'de homojenizasyon sırasında silisyumun sıcak gevrekleşmesinden ve $MgSi_2$ fazı ve diğer fazların yoğunluğundaki artıştan kaynaklanmaktadır. 540 ^{0}C'deki homojenizasyon sıcaklığında pik gerilme değerlerinin 470 ^{0}C'de yapılan homojenizasyon işlemine göre daha büyük çıkmasına rağmen, yüzey ile merkez arasındaki en iyi gerilme dağılımı bu sıcaklıkta elde edilmiştir.

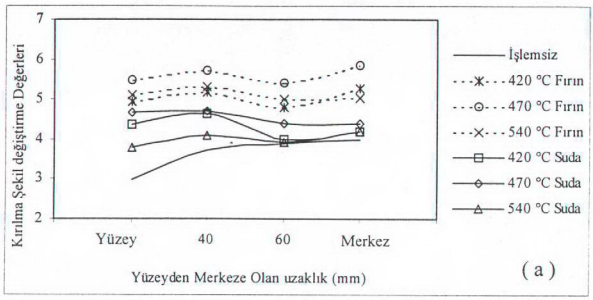
Şekil 6.21 ise, homojenize edilmemiş ve homojenize edilen ingotların değişik sıcaklıklarda deformasyonu sonucunda, yüzeyden merkeze kadar olan bölgelerde elde edilen kırılma noktasındaki şekil değiştirme değerlerini göstermektedir. Homojenize edilmemiş ingotun kırılma şekil değiştirme değerlerinin tüm deformasyon sıcaklıklarında yüzeyden merkeze doğru azaldığı görülmektedir. En büyük şekil değiştirme, 470 ^{0}C'de homojenize edilerek fırında soğutulmuş ingotun D bölgesinde gözlenmiştir. 540 ^{0}C'de homojenize edilen ingotların şekil değiştirme değerlerinin, 470 ^{0}C'de homojenize edilen ingotlara göre küçük olduğu görülmektedir. İngotların yüzeyi ile merkezi arasındaki şekil değiştirmeler arasındaki en iyi dağılım, 400 ^{0}C'deki deformasyon sıcaklığında 540 ^{0}C sıcaklıkta homojenize edildikten sonra suda soğutulan ingotta ve 440 ^{0}C'deki deformasyon sıcaklığında 540 ^{0}C'de homojenizasyon işleminden sonra fırında soğutulan edilen ingotta gözlenmiştir.

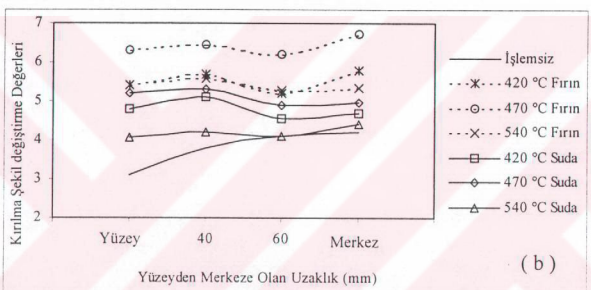


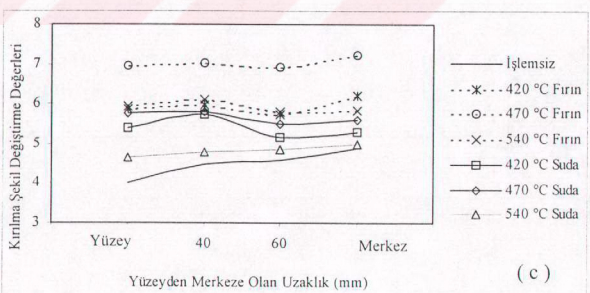




Şekil 6.20 Homojenize edilen 6063 Al ingotların pik gerilmelerinin yüzeyden merkeze doğru değişimi a) 350 ^{0}C, b) 400 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında







Şekil 6.21 Homojenize edilen 6063 Al ingotların kırılma şekil değiştirme değerlerinin yüzeyden merkeze doğru değişimi a) 350 ^{0}C, b) 400 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında

6.3.2 Homojenizasyon Sıcaklığının Gerilme ve Kırılma Şekil Değiştirmesine Etkisi

Homojenizasyon sıcaklığının, gerilme ve şekil değiştirme üzerindeki etkisi, 2014 ve 6063 Al ingotların A ve D bölgesinden alınan numunelerin değişik sıcaklıklarda deforme edilerek araştırılmıştır.

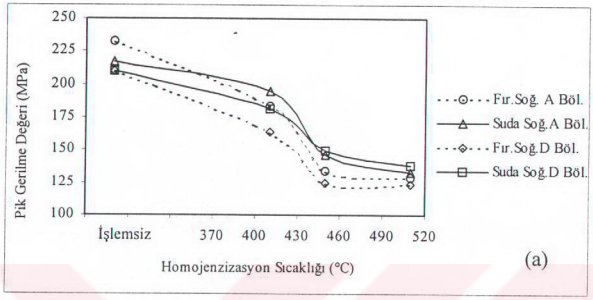
2014 Al alaşımı için homojenizasyon sıcaklığının pik gerilme üzerindeki etkisi Şekil 6.22'de gösterilmektedir. Bu şekilden görüldüğü gibi homojenizasyon sıcaklığı arttıkça pik gerilme değerlerinde bir azalma gözlenmektedir. Homojenizasyon sıcaklığının artması ile meydana gelen gerilmedeki azalmanın, fırında yapılan soğutma işleminde daha hızlı olduğu gözlenmektedir.

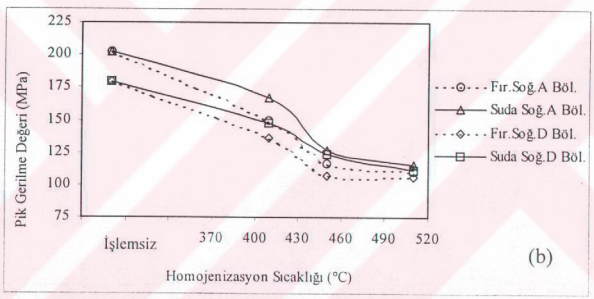
Homojenizasyon sıcaklığının kırılma şekil değiştirme değerleri üzerindeki etkisi Şekil 6.23'ten görüldüğü gibi homojenizasyon sıcaklığının artması ile kırılma şekil değiştirme değerlerinde bir artış gözlenmektedir. Şekil değiştirme 410 ve 450 ^{0}C homojenizasyon sıcaklıklarında hızlı bir artış gözlenirken, 450 ve 510 ^{0}C homojenizasyon sıcaklıklarında bu artış yavaşlamaktadır. Homojenizasyon sıcaklığının artması ile şekil değiştirme değerindeki artış, fırında soğutulan ingotlarda daha hızlı meydana gelmektedir.

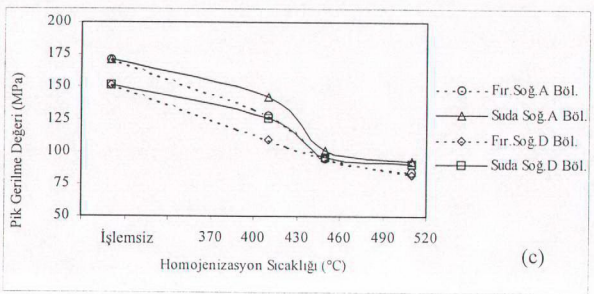
Homojenizasyon sıcaklığının 6063 Al alaşımında homojenizasyon sıcaklığının pik gerilmesi üzerindeki etkisi Şekil 6.24'te gösterilmektedir. Bu şekilden görüldüğü gibi, tüm deformasyon sıcaklıklarında pik gerilmesi 470 ^{0}C'deki homojenizasyon sıcaklığına kadar hızlı bir şekilde azalırken, bu sıcaklıktan sonra 540 ^{0}C'de yapılan homojenizasyonda ise bir artış gözlenmiştir. Homojenizasyon sıcaklığına bağlı olarak pik gerilme değerinde en hızlı azalma, fırında soğutulan ingotlarda gözlenmiştir.

Homojenizasyon sıcaklığının kırılma şekil değiştirme değerleri üzerine etkisi, Şekil 6.25'te gösterilmektedir. Şekil 6.25'te görüldüğü gibi, homojenizasyon sıcaklığının artması ile kırılma şekil değiştirme değerlerinde bir artış gözlenmektedir. Şekil değiştirme değerlerinde 470 ^{0}C'deki homojenizasyon sıcaklığına kadar hızlı bir artış gözlenirken, bu sıcaklıktan sonra 540 ^{0}C de yapılan homojenizasyonda ise bir miktar azalma gözlenmektedir. Bütün homojenizasyon sıcaklıklarında şekil değiştirme

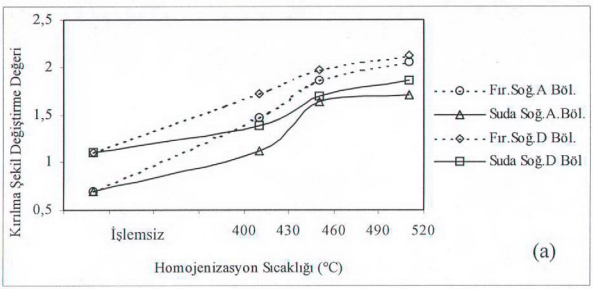
değerlerindeki en fazla artış, fırında soğutularak homojenize edilen ingotlarda elde edilmiştir.

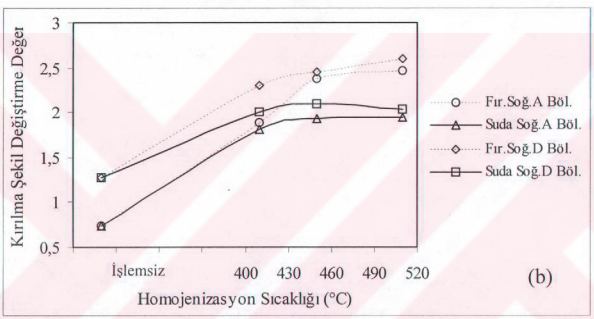


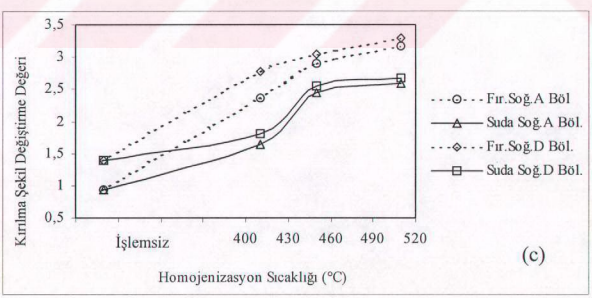




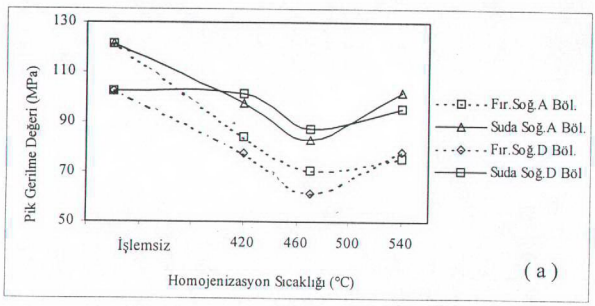
Şekil 6.22 2014 Al alaşımı ingotta homojenizasyon sıcaklığının pik gerilme üzerine etkisi a) 300 ^{0}C, b) 370 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında

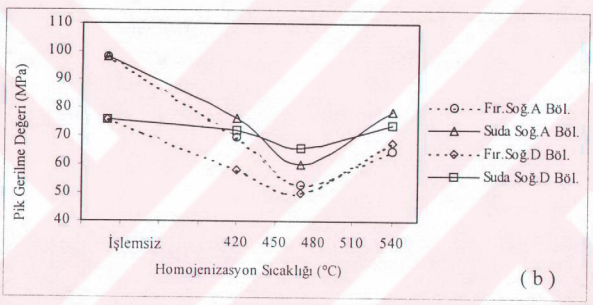


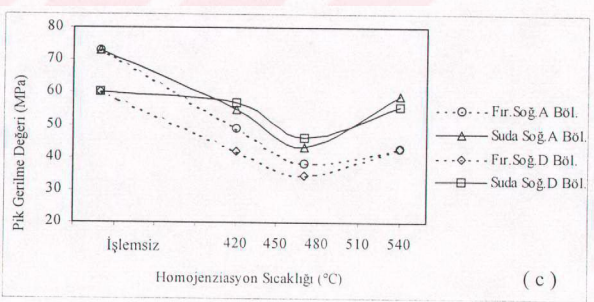




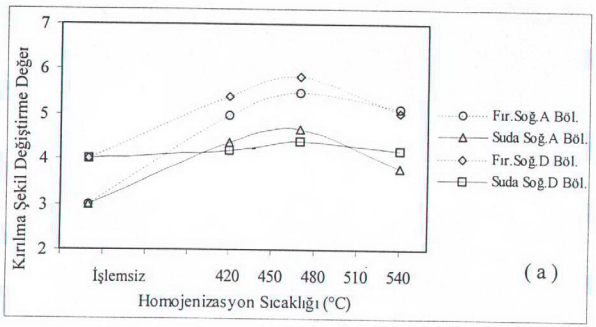
Şekil 6.23 2014 Al alaşımı ingotta homojenizasyon sıcaklığının kırılma şekil değiştirme değeri üzerine etkisi a) 300 ^{0}C, b) 370 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında

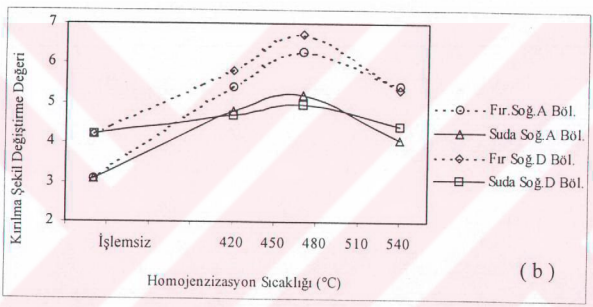


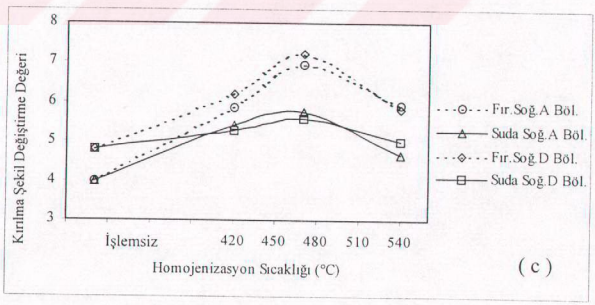




Şekil 6. 24 6063 Al alaşımı ingotta homojenizasyon sıcaklığının pik gerilme üzerine etkisi a) 350 ^{0}C, b) 400 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında





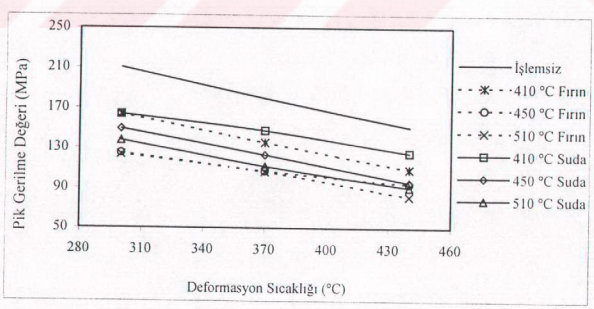


Şekil 6.25 6063 Al alaşımı ingotta homojenizasyon sıcaklığının kırılma şekil değiştirme değeri üzerine etkisi a) 350 ^{0}C, b) 400 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında

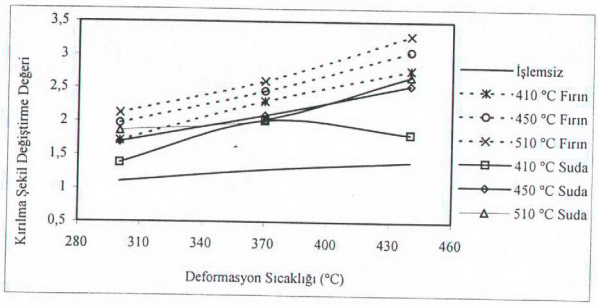
6.3.3 Deformasyon Sıcaklığının Gerilme ve Şekil Değiştirme Üzerine Etkisi

Şekil 6.26 ve Şekil 6.27, deformasyon sıcaklığının gerilme ve şekil değiştirme üzerinde nasıl bir etkiye sahip olduğunu göstermektedir. Bu şekiller, homojenize edilmemiş ve homojenize edilmiş 2014 Al ingotların D bölgesinden alınan numunelerden elde edilmiştir.

Belirlenen sıcaklıklarda ve farklı soğutma ortamlarında homojenize edilen ingotlarda deformasyon sıcaklığı arttıkça pik gerilme değerlerinin azaldığı, Şekil 6.26'da görülmektedir. Deformasyon sıcaklığının artmasıyla gerilme değerinde görülen azalma, bütün homojenizasyon şartlarında birbirine paralellik göstermektedir. Şekil 6.27 ise deformasyon sıcaklığının artması ile kırılma şekil değiştirme değerlerinin arttığını göstermektedir. Kırılma şekil değiştirme değerleri, her bir homojenizasyon şartı için deformasyon sıcaklığının artışına bağlı olarak paralel bir artış göstermektedir. Ancak 410 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra suda soğutulan ingotta 370 ^{0}C'ye kadar şekil değiştirmede bir artış gözlenirken, bu sıcaklıktan sonra 440 ^{0}C'deki deformasyon sıcaklığında bir miktar azalma gözlenmiştir.



Şekil 6.26 2014 Al alaşımı ingotta deformasyon sıcaklığının pik gerilme üzerine etkisi

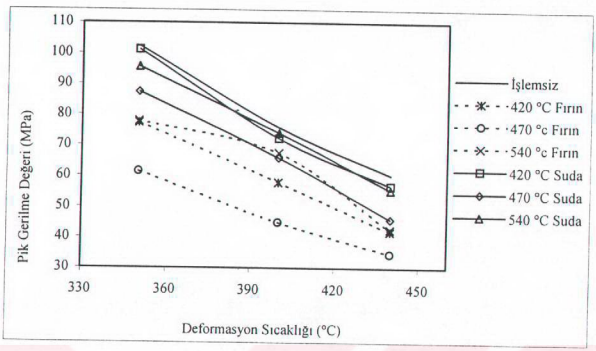


Şekil 6.27 2014 Al alaşımı ingotta deformasyon sıcaklığının kırılma şekil değiştirmesi üzerine etkisi

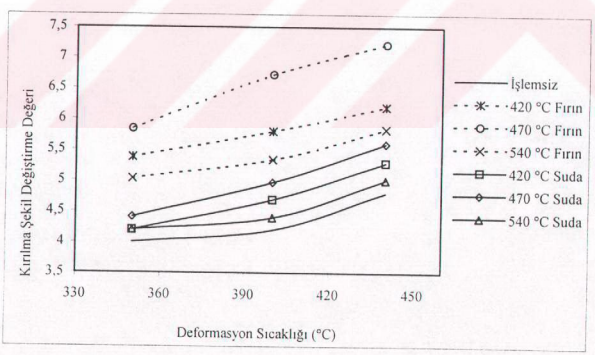
6063 Al alaşımı ingotta deformasyon sıcaklığının gerilme ve şekil değiştirme üzerinde nasıl bir etkiye sahip olduğunu araştırmak için, Şekil 6.28 ve Şekil 6.29 elde edilmiştir.. Şekil 6.28 ve 6.29, homojenize edilmemiş ve homojenize edilmiş 6063 Al ingotların D bölgesinden alınan numunelerden elde edilmiştir.

Pik gerilme değerlerinin, diğer alaşımda olduğu gibi deformasyon sıcaklığı arttıkça azaldığı, Şekil 6.28'de görülmektedir. Homojenize edilmiş ingotların deformasyon sıcaklığına bağlı olarak gerilme değerlerindeki azalma birbirlerine paralellik arz etmektedir. Burada 540 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra suda soğutulan ingotun pik gerilme değerleri, hemen hemen homojenize edilmemiş ingotun gerilme değerlerine yaklaştığı gözlenmektedir. Gerilme değerlerindeki en fazla azalma, 470 ^{0}C'de homojenize edilerek fırında soğutulan ingotta gözlenmiştir.

Şekil 6.29 da ise, homojenizasyon sıcaklığının artması ile kırılma şekil değiştirme değerlerinde artışın olduğu görülmektedir. Deformasyon sıcaklığını artması ile şekil değiştirme değerlerinde en fazla artış 470 ^{0}C de fırında homojenize edilen ingotta tespit edilmiştir.



Şekil 6.28 6063 Al alaşımı ingotta deformasyon sıcaklığının pik gerilme üzerine etkisi



Şekil 6.29 6063 Al alaşımı ingotta deformasyon sıcaklığının kırılma şekil değiştirmesi üzerine etkisi

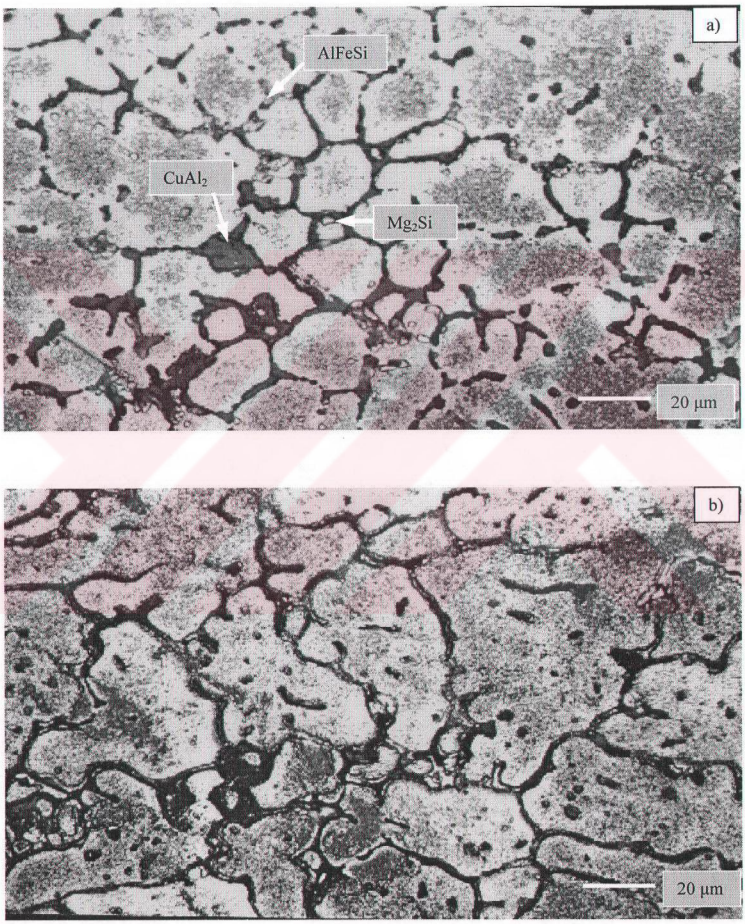
6.4 Metalografik İncelemeler

6.4.1 Optik Mikroskop İncelemeleri

2014 Al ve 6063 Al alaşımı ingotlara uygulanan değişik homojenizasyon işlemleri sonunda meydana gelen yapısal değişiklikler, optik mikroskop kullanılarak incelenmiştir. Metalografik incelemelerde kullanılan numuneler, homojenize edilen ve homojenize edilmeyen ingotların A ve D bölgesinden alınarak hazırlanmıştır. İncelemeler sonunda elde edilen yapılar sırasıyla aşağıdaki şekillerde açıklanmıştır.

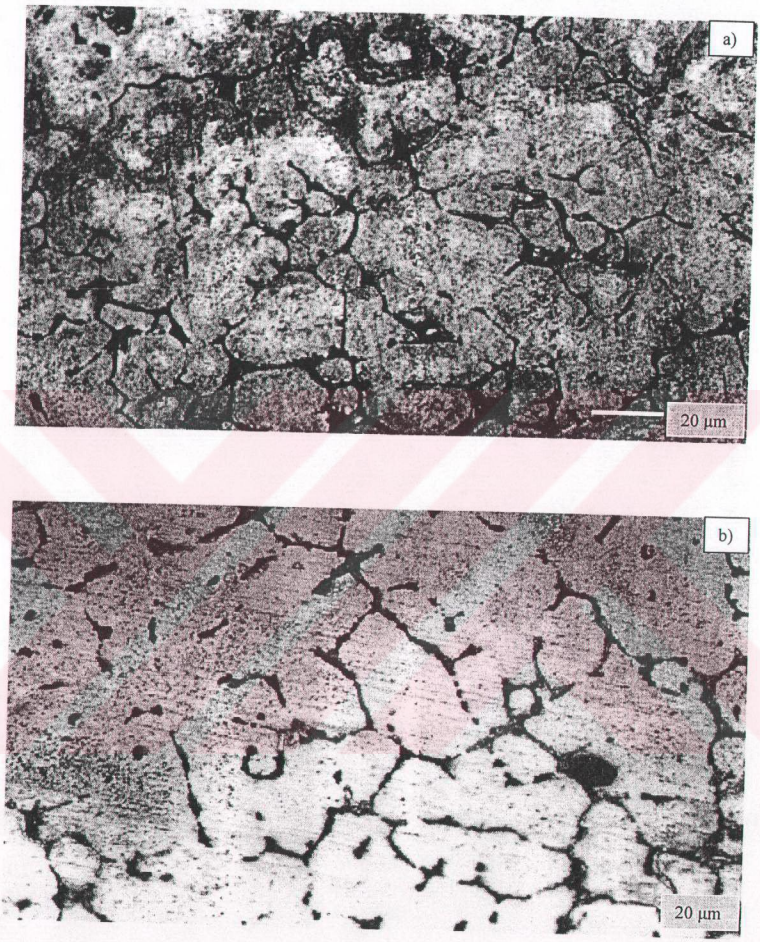
Şekil 6.30, homojenize edilmemiş 2014 Al alaşımı ingotun A ve D bölgesinin optik mikroskop yapılarını göstermektedir. Isıl işlem görmemiş 2014 Al alaşımının yüzey bölgesindeki tanelerin merkez bölgesine göre biraz daha küçük olduğu ve yoğun dentritik bir yapıya sahip olduğu gözlenmektedir. Alaşımın içinde bulunan fazlar genellikle tane sınırlarında toplanmıştır. Koyu olan bölgeler $CuAl_2$ fazını ve daha açık olan kısımlar ise AlFeSi fazını göstermektedir. Ayrıca tane sınırlarında diğer fazlar ile beraber bulunan orta kısmı daha açık renkteki fazın Mg_2Si fazının olduğu görülmektedir. 410 ^{0}C'de homojenize edilerek fırında soğutulan ingotun içyapısı Şekil 6.31'de gösterilmektedir. Bu şekilde görüldüğü gibi, ikinci fazlarda parçalanma çok az miktarda oluşmuştur. Yüzeye nazaran merkezdeki dağılım daha üniform olarak meydana gelmiştir. 410 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra suda soğutulan ingotun tane yapısının, merkeze göre yüzeyde biraz daha küçük olduğu Şekil 6.32'de gösterilmektedir. Şekil 6.33 ve Şekil 6.34 de 450 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında ve suda soğutulan ingotların içyapısını göstermektedir. Bu sıcaklıkta ikinci fazların bir miktar parçalanarak yapıya dağıldığı ve tanelerin büyüdüğü ve taneler arasında yüzey ile merkez arasında, üniform bir dağılımın oluşmaya başladığı gözlenmektedir. 510 ^{0}C'de homojenize edilerek fırında soğutulan ingotlarda ikinci fazların tane sınırlarında daha belirgin olarak yapı içinde dağıldığı ve tanelerin daha da büyüdüğü homojen bir yapı, Şekil 6.35'te görülmektedir. Şekil 6.36 ise 510 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra suda soğutulan ingotun içyapısını göstermektedir. Burada tanelerin gittikçe büyüdüğü ve ikinci fazların çok ince hatlar biçiminde tane sınırlarına

çökeldiği gözlenmektedir. Fırında soğutulan ingotlarda tane sınırlarındaki ikinci fazlar, suda soğutulanlara göre daha kaba bir şekilde ortaya çıktığı görülmektedir.

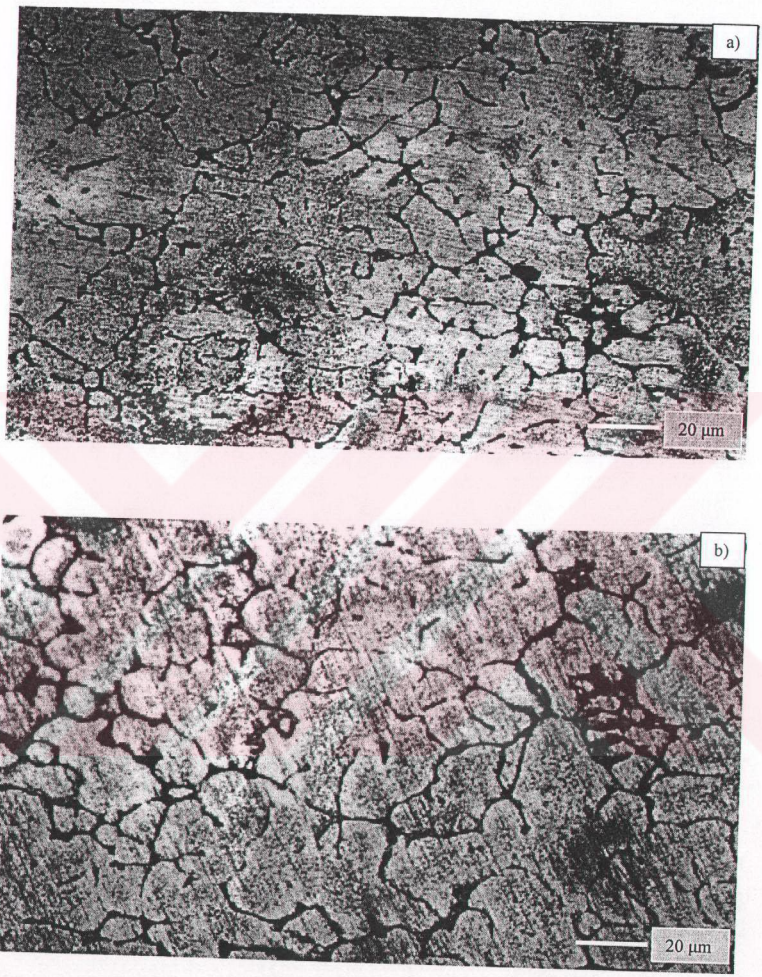


Şekil 6.30 Homojenize edilmemiş 2014 Al alaşımı ingotun a) A bölgesi ve b) D bölgesinin optik mikroskop görüntüleri

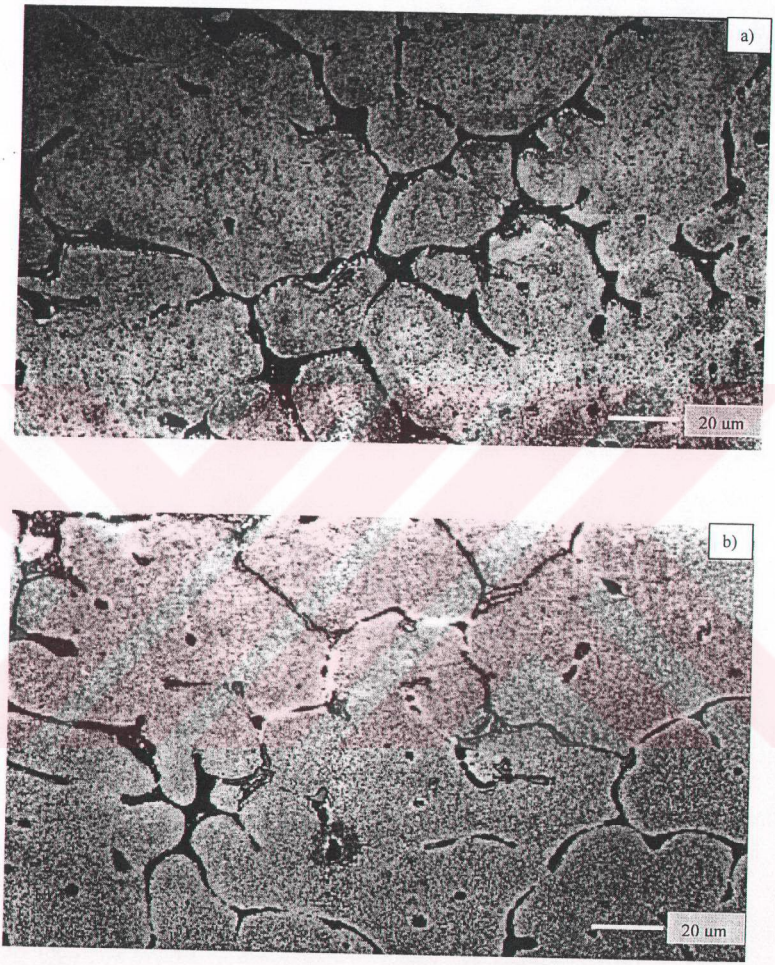
T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ



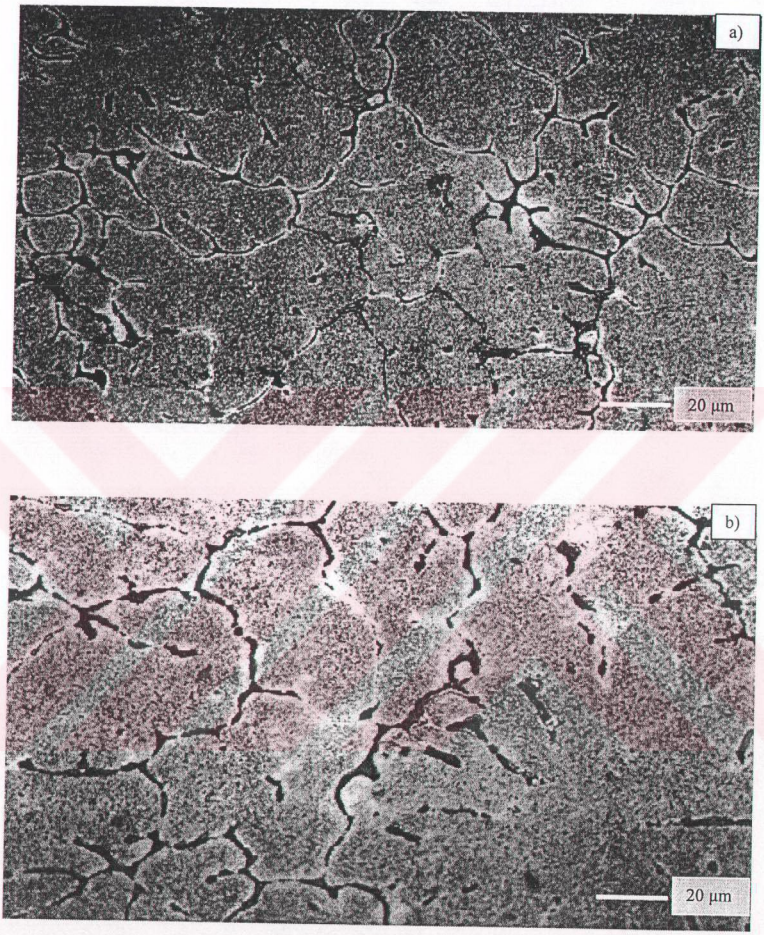
Şekil 6.31 410 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun a) A bölgesi ve b) D bölgesinin optik mikroskop görüntüleri



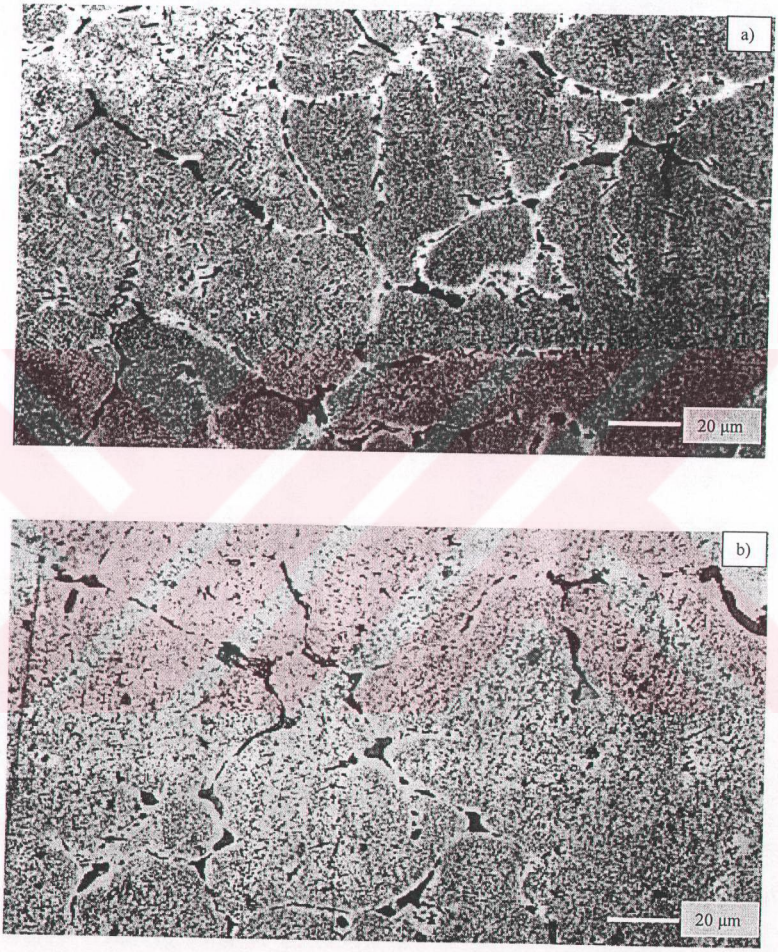
Şekil 6.32 410 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda suda soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun a) A bölgesi ve b) D bölgesinin optik mikroskop görüntüleri



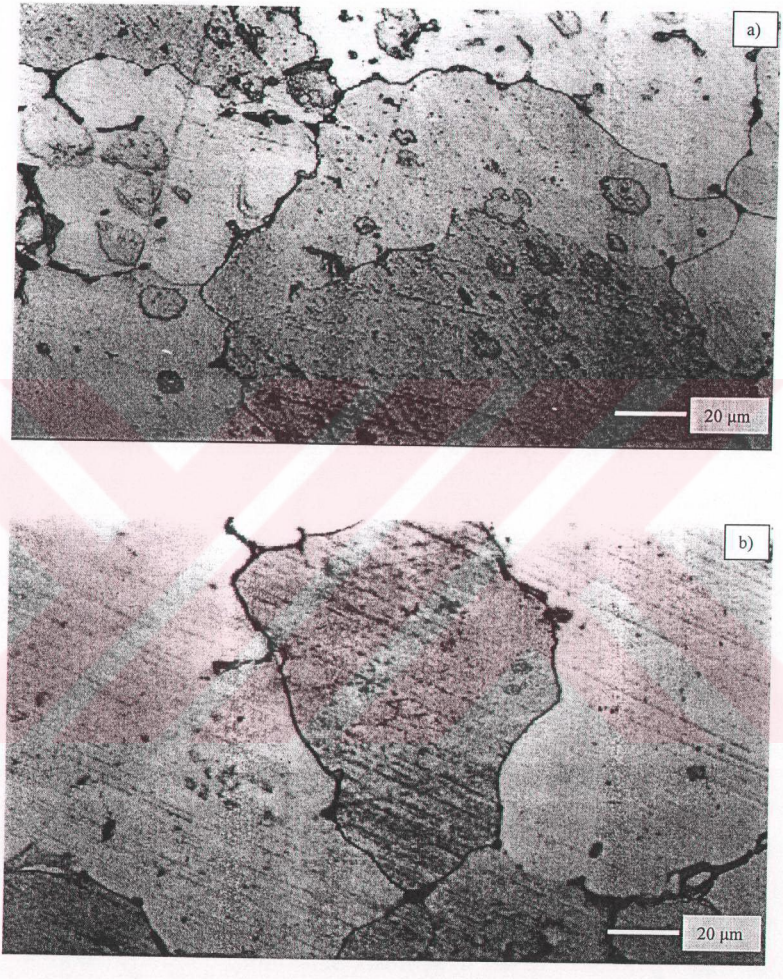
Şekil 6.33 450 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun a) A bölgesi ve b) D bölgesinin optik mikroskop görüntüleri



Şekil 6.34 450 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda suda soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun a) A bölgesi ve b) D bölgesinin optik mikroskop görüntüleri



Şekil 6.35 510 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun a) A bölgesi ve b) D bölgesinin optik mikroskop görüntüleri



Şekil 6.36 510 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda suda soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun a) A bölgesi ve b) D bölgesinin optik mikroskop görüntüleri

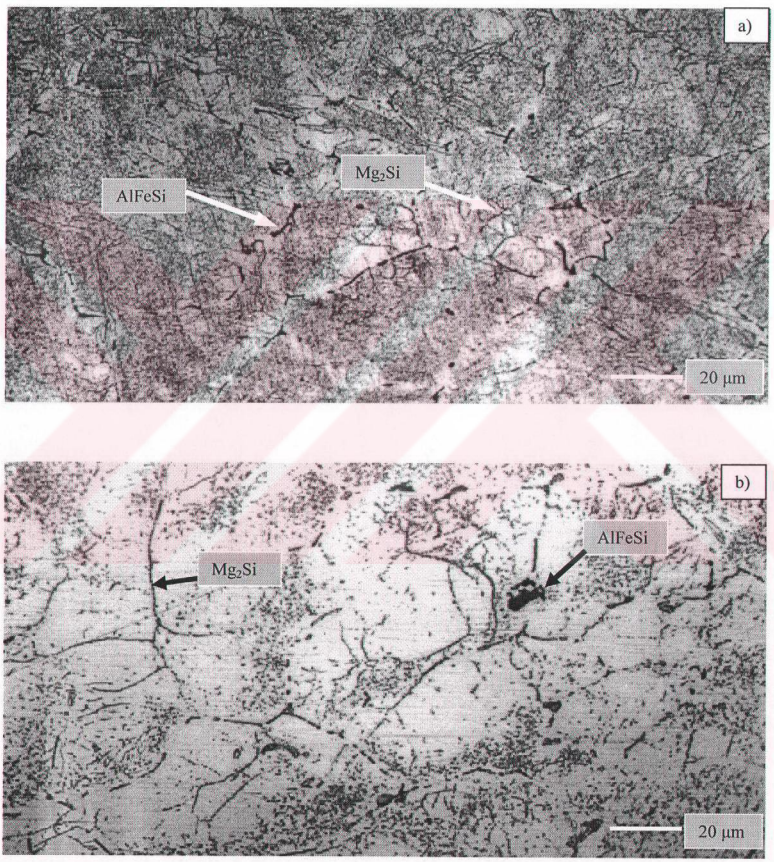
Bu çalışmada kullandığımız diğer alaşım 6063 Al alaşımı ingotun optik mikroskopta elde ettiğimiz içyapı görüntüleri, aşağıdaki şekillerde verilmiştir. Şekil 6.37'de homojenize edilmemiş 6063 Al ingotun A ve D bölgesinin optik mikroskop yapılarını göstermektedir. Isıl işlem görmemiş 6063 Al alaşımının yüzey bölgesindeki tanelerin merkez bölgesine göre biraz daha küçük olduğu gözlenmektedir. Yüzey bölgesinde yapı içindeki fazların yoğun bir şekilde çökeldiği ve yoğun dentritik yapıda taneler arası segregasyon oluştuğu gözlenmektedir. Bu çökeltilerin yüzeyde daha fazla, merkez bölgesinde ise daha az olduğu görülmektedir. Koyu bölgeler AlFeSi fazını ve daha açık gri bölgeler ise 6000 serisi alaşımların temel fazı olan Mg_2Si fazını göstermektedir.

420 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotun içyapı görüntüleri, Şekil 6.38'de gösterilmektedir. Bu şekilden de görüldüğü gibi ikinci fazların ısıl işlem ile parçalanarak tane içlerine dağılmaya başladığı ve yüzeyde daha ince olan ikinci fazların merkeze doğru gittikçe kabalaştığı görülmektedir. 420 ^{0}C de homojenize edilerek suda soğutulan ingotta ikinci fazların tane sınırlarında daha ince bir hat şeklinde çökeldiği ve geriye kalan fazların ise tane içinde daha ince bir dağılım sergilediği Şekil 6.39'da gösterilmektedir.

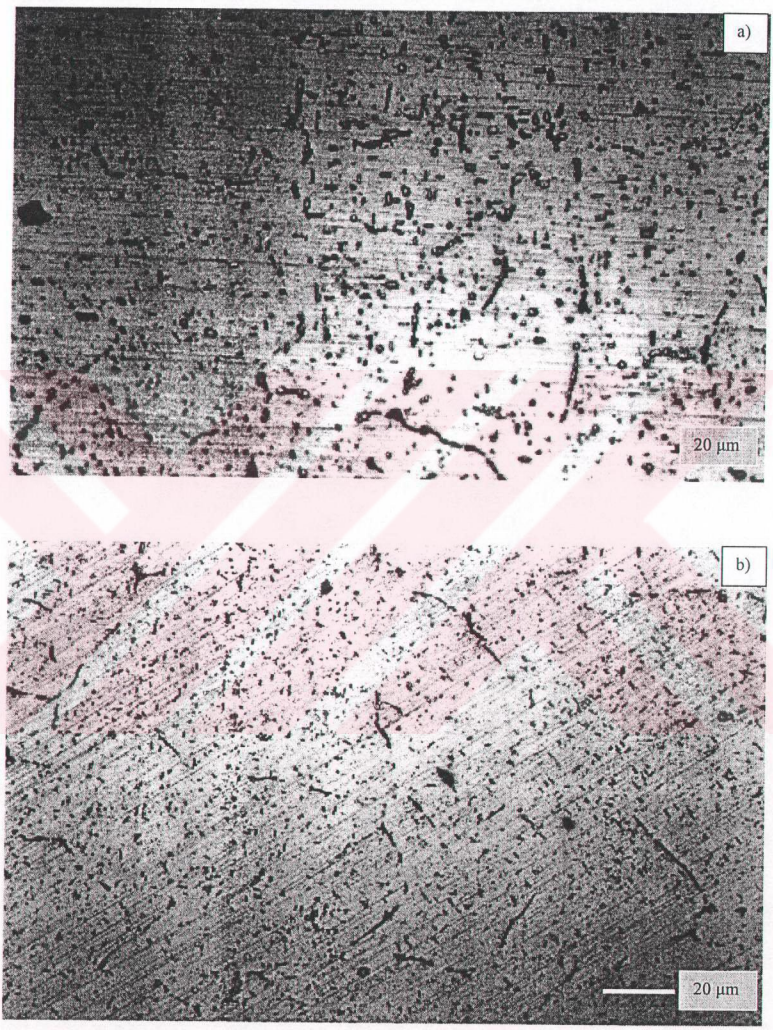
Şekil 6.40 ve Şekil 6.41, sırasıyla 470 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında ve suda soğutulan ingotların içyapısını göstermektedir. 470 ^{0}C'den sonra fırında soğutulan ingotlardaki tanelerin, homojenizasyon sıcaklığının artması ile büyüdüğü ve yapı içinde bulunan ikinci fazların, yüzey ve merkez arasında üniform olarak dağıldığı gözlenmektedir. 470 ^{0}C'den sonra suda soğutulan ingotta da tanelerde büyüme gözlenmiştir. Ancak tane sınırlarındaki ve tane içindeki fazların, fırında soğuma sonunda elde edilen yapıya göre daha ince olarak dağıldığı gözlenmektedir.

540 ^{0}C'deki homojenizasyon işleminden sonra fırında soğutulan ingotta ikinci fazların gittikçe kabalaştığı ve yüzeyde bazı bölgelerde tane sınırlarına yakın kısımlarda bu fazların ince halde daha yoğun olarak toplanmaya başladığı gözlenmektedir. Merkez bölgesinde ise daha üniform olarak dağıldığı Şekil 6.42'den görülmektedir. Şekil 6.43 ise 570 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra suda soğutulan ingotun içyapısını göstermektedir. Burada da yapı içinde bulunan fazların daha yoğun bir şekilde tanelerin

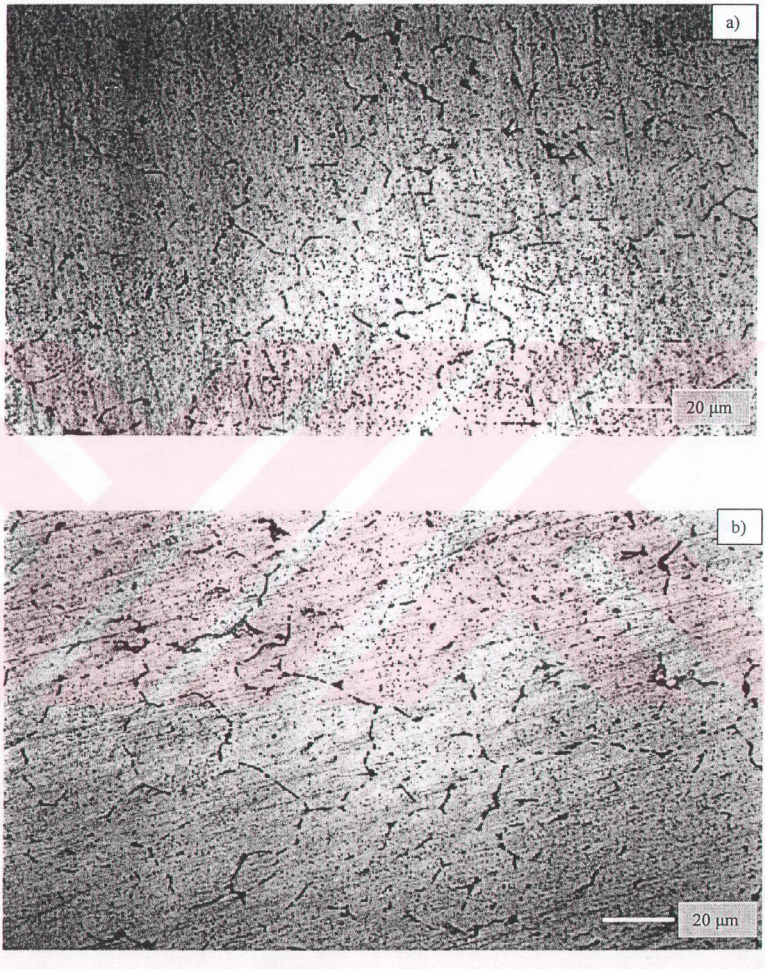
içersine dağıldığı görülmektedir. Bu fazların, 470 ^{0}C de yapılan homojenizasyon sonucu elde edilenlere göre yapı içinde daha yoğun bir dağılım gösterdiği gözlenmiştir.



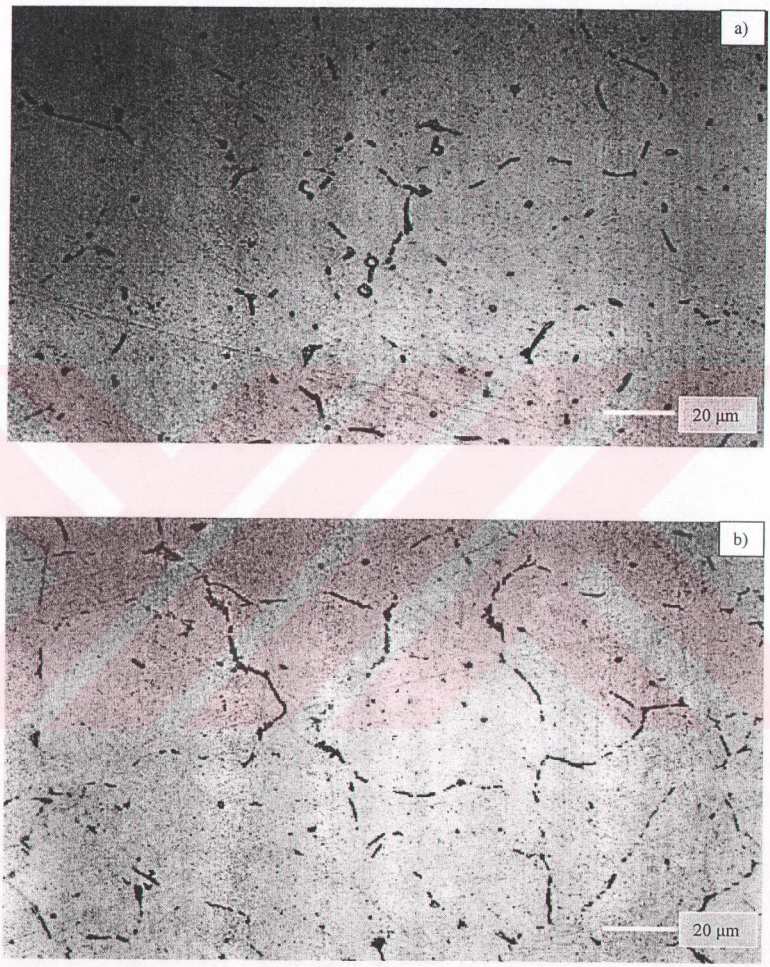
Şekil 6.37 Homojenize edilmemiş 6063 Al alaşımı ingotun a) A bölgesi ve b) D bölgesinin optik mikroskop görüntüleri



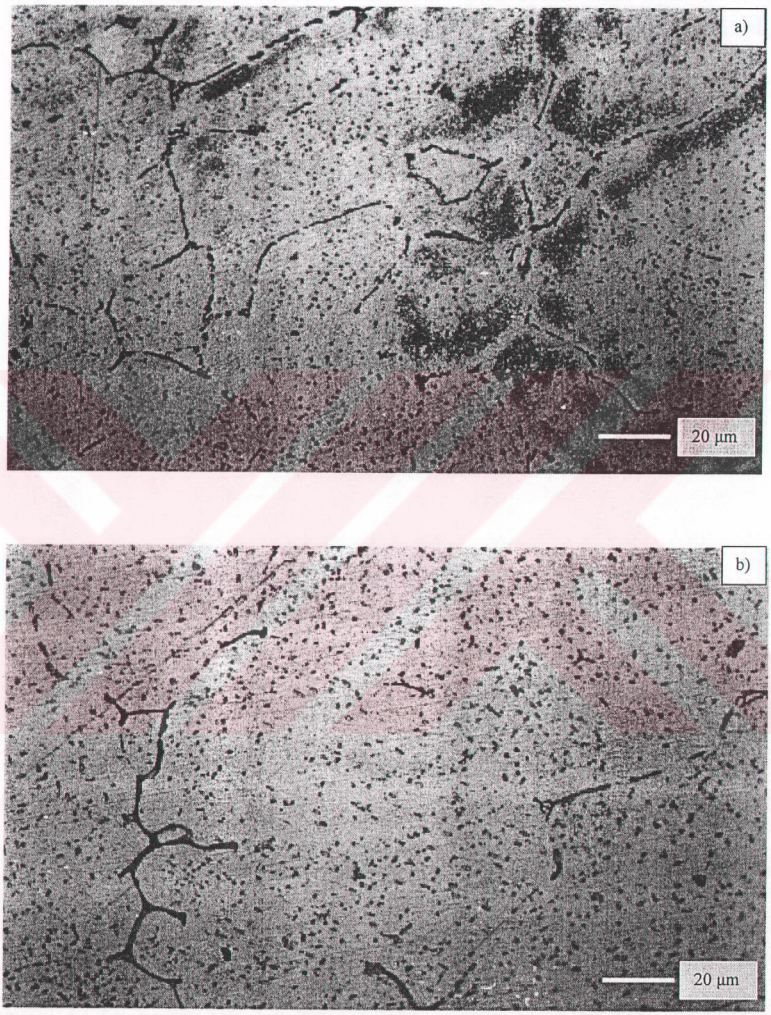
Şekil 6.38 420 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun a) A bölgesi ve b) D bölgesinin optik mikroskop görüntüleri



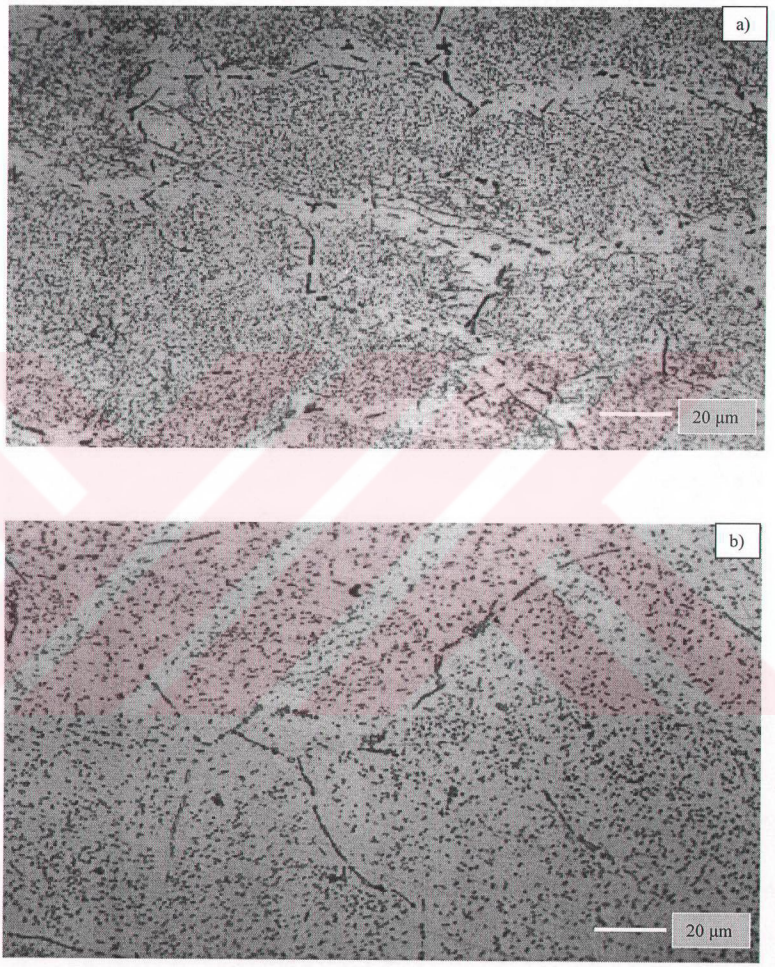
Şekil 6.39 420 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda suda soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun a) A bölgesi ve b) D bölgesinin optik mikroskop görüntüleri



Şekil 6.40 470 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun a) A bölgesi ve b) D bölgesinin optik mikroskop görüntüleri



Şekil 6.42 540 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun a) A bölgesi ve b) D bölgesinin optik mikroskop görüntüleri



Şekil 6.43 540 ^{0}C'de 8 saat homojenize işlemi sonunda suda soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun a) A bölgesi ve b) D bölgesinin optik mikroskop görüntüleri

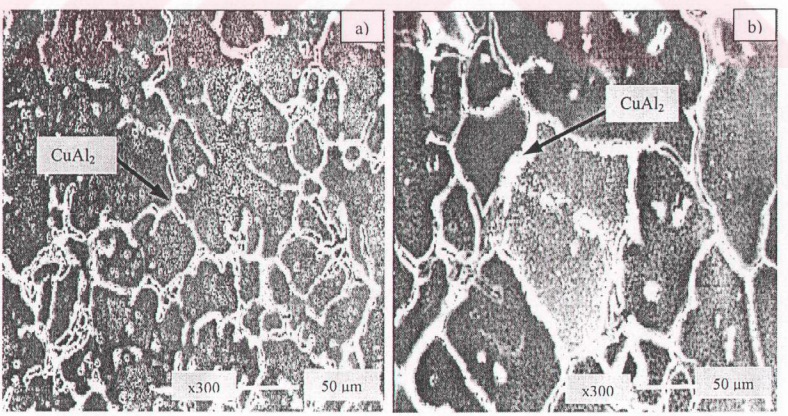
6.4.2 SEM İncelemeleri

2014 ve 6063 Al alaşımı ingotlara uygulanan değişik homojenizasyon işlemleri sonunda yapıda bulunan ikinci fazlar ve kalıntılarda meydana gelen değişiklikleri gözlemek için, SEM topografik görüntüleri elde edilmiştir. SEM incelemelerinde kullanılan numuneler, homojenize edilen ve homojenize edilmeyen ingotların A ve D bölgesinden alınarak hazırlanmış ve incelemeler sonunda elde edilen sonuçlar sırasıyla aşağıdaki şekillerde açıklanmıştır.

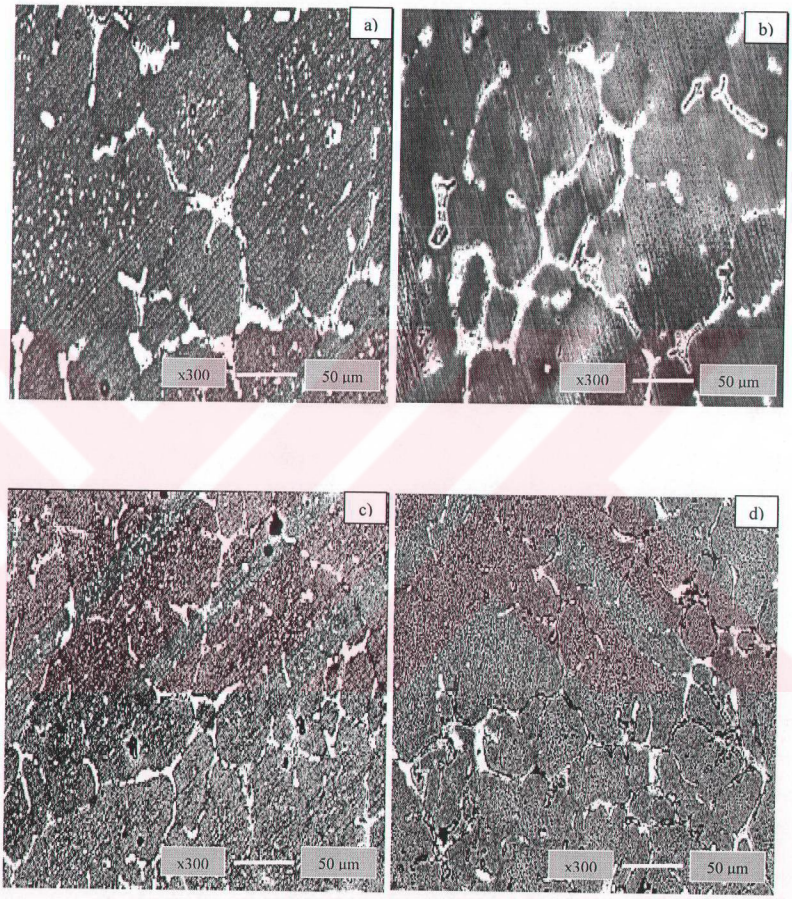
Homojenize edilmemiş 2014 alaşımının SEM görüntüleri, Şekil 6.44'de gösterilmektedir. Isıl işlem görmemiş 2014 Al alaşımının yüzey bölgesindeki taneler arasında bulunan ikinci fazların merkez bölgesine göre daha yoğun bir şekilde toplandığı görülmektedir. Tane sınırlarındaki koyu bölgeler AlFeSi fazını ve beyaz kısımlar ise $CuAl_2$ fazını göstermektedir. Şekil 6.45 a ve b, 410 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında ve suda soğutulan ingotların SEM görüntülerini göstermektedir ve şekillerden de görüldüğü gibi, homojenizasyon işleminin başlaması ile tane sınırlarında yoğun bir şekilde bulunan fazların tane içine dağılmaya başladığı görülmektedir. Homojenizasyon sıcaklığının artması sonucu yüzey ile merkez arasındaki ikinci fazların daha üniform dağıldığı, 450 ^{0}C ve 510 ^{0}C sıcaklıklarda homojenize edildikten sonra fırında ve suda soğutulan ingotlardan elde edilen Şekil 6.46 ve 6.473'deki SEM görüntülerinden gözlenmektedir. 2014 Al alaşımının başlıca fazlarından biri olan $CuAl_2$ ikinci fazının homojenizasyon sıcaklığının artması ile dağılarak azaldığı gözlenmiştir. Yapı içinde daha az miktarda bulunan diğer AlFeSi fazının 510 ^{0}C'den sonra yapı içinde çözünmeye başladığı görülürken, $CuAl_2$ ikinci fazının çözünmesi ise homojenizasyonun başladığı 410 ^{0}C den sonra meydana geldiği görülmüştür. Suda soğutulan ingotların içerisinde bulunan fazların, fırında soğutulanlara göre daha ince yapıda olduğu gözlenmiştir.

Şekil 6.48, homojenize edilmemiş 6063 Al ingotun A ve D bölgesinin SEM kullanılarak elde edilen topografik görüntülerini göstermektedir. Koyu bölgeler AlFeSi fazını ve beyaz bölgeler ise 6000 serisi alaşımların temel fazı olan Mg_2Si fazını göstermektedir. Ayrıca bu alaşımın içinde az miktarda da olsa $CuAl_2$ fazının mevcut

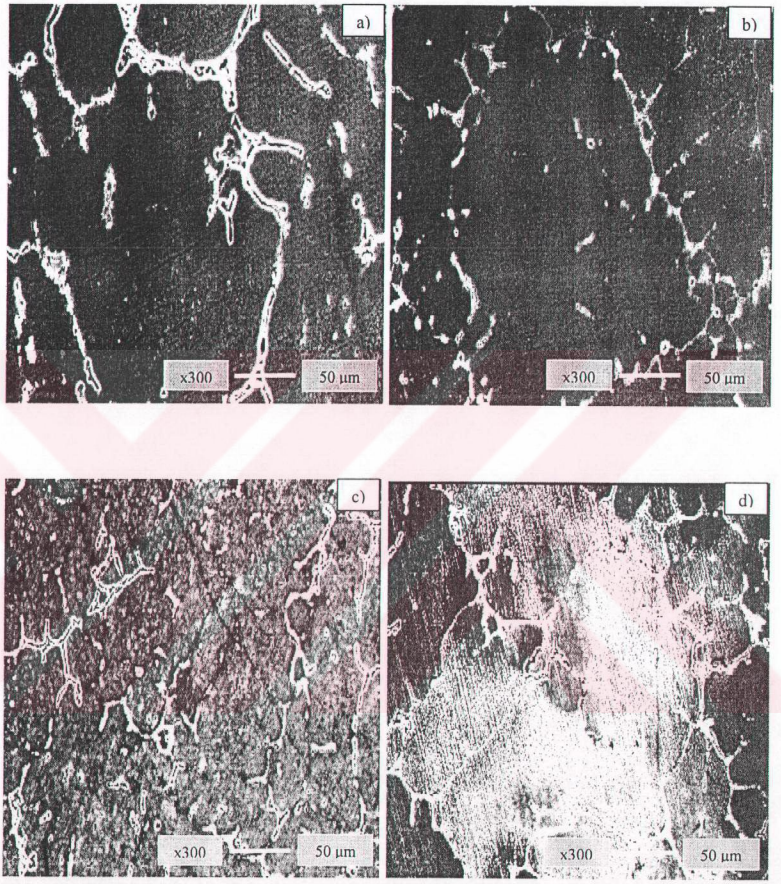
olduğu X-ray incelemelerinden tespit edilmiştir. Isıl işlem görmemiş 6063 Al alaşımının yüzey bölgesindeki ikinci fazların, dentritik yapı içinde belirli bölgelerde yoğun bir şekilde toplandığı gözlenirken, bu fazların merkezde yüzeye göre daha üniform olarak ortaya çıktığı görülmektedir. 420 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında ve suda soğutula ingotların SEM görüntüleri, Şekil 6.49 a ve b'de gösterilmektedir. Bu şekillerden görüldüğü üzere, homojenizasyon işleminin başlaması ile fazların yapı içine dağılmaya başladığı gözlenmiştir. Özellikle Şekil 6.50 a'da 470 ^{0}C'de homojenize edilerek fırında soğutulan ingotlarda yüzey ile merkez arasında bulunan fazlar son derece üniform dağılmasına rağmen, Şekil 6.51 a'da 540 ^{0}C de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotta sıcaklığın 540 ^{0}C'ye çıkmasıyla Mg_2Si fazının biraz daha kabalaştığı gözlenmiştir. 6063 alaşımının temel fazı olan Mg_2Si fazının, 470 ^{0}C ye kadar yapılan homojenize işlemlerinde yapı içinde homojen dağıldığı gözlenmektedir. Şekil 6.50 b ve Şekil 6.51 b'de suda soğutulan numunelerden elde edilen SEM görüntülerinde görüldüğü gibi, fırında soğutulanlara göre bu fazlar daha yoğun bir şekilde dağılmıştır. Daha düşük sıcaklıklarda (özellikle 420 ^{0}C'de) mevcut olan diğer fazların bu sıcaklıkta yapı içinde çözünmeden kaldığı gözlenmiştir. Sıcaklığın artması ile bu fazların da azaldığı görülmektedir.



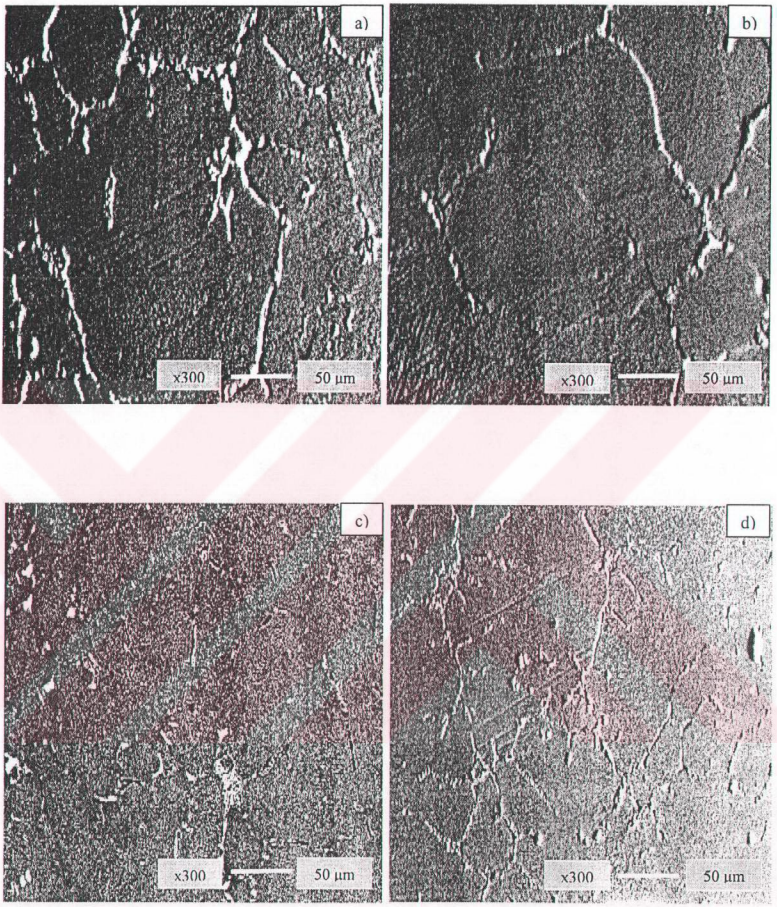
Şekil 6.44 Homojenize edilmemiş 2014 Al alaşımı ingotun a) A bölgesi ve b) D bölgesini SEM görüntüleri



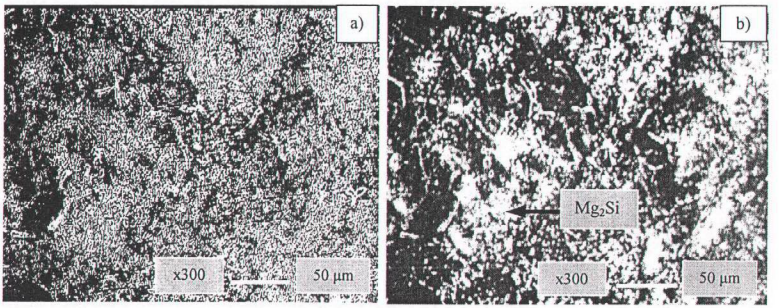
Şekil 6.45 410 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun a) fırında soğutma sırasında A , b) D bölgesinin; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinin SEM görüntüleri



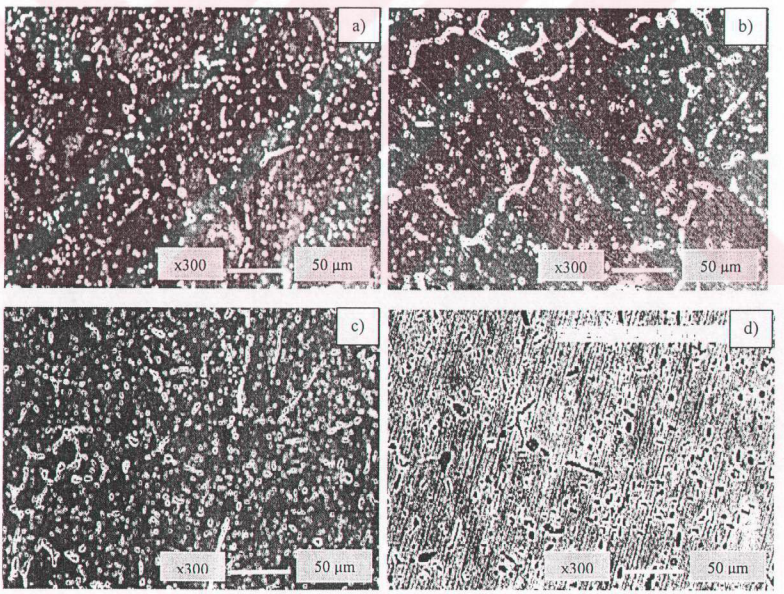
Şekil 6.46 450 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinin; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinin SEM görüntüleri



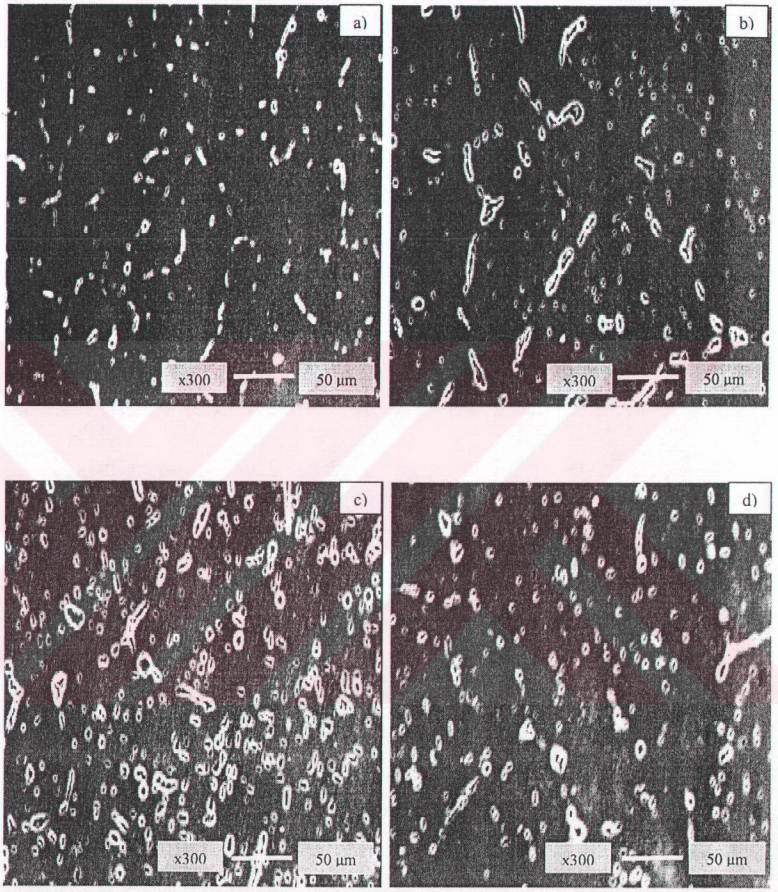
Şekil 6.47 510 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinin; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinin SEM görüntüleri



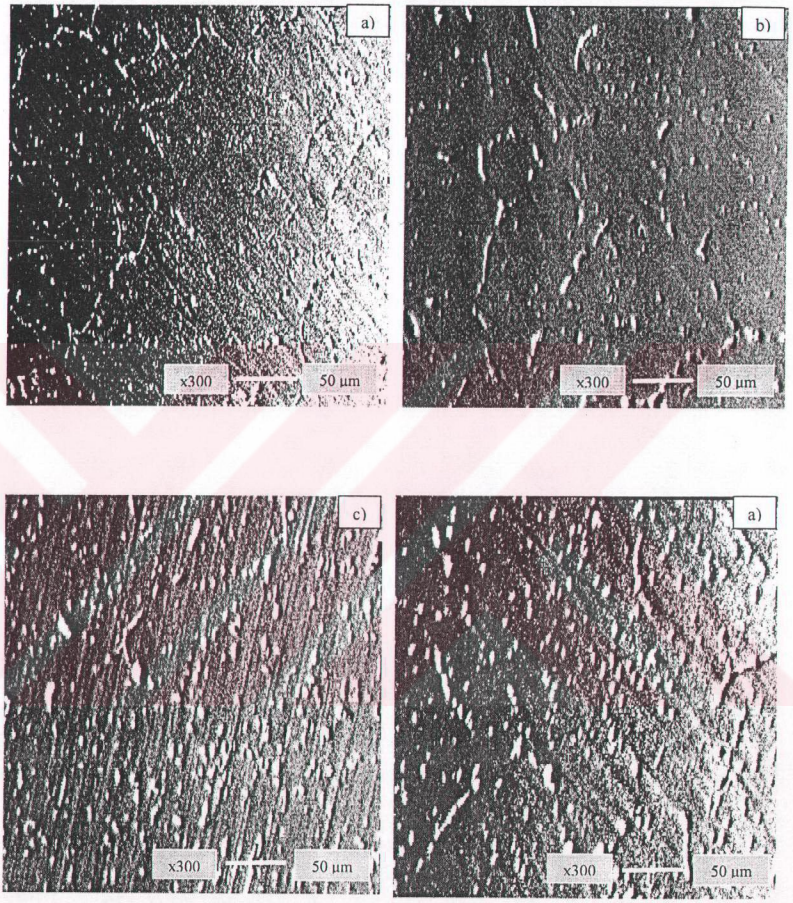
Şekil 6.48 Homojenize edilmemiş 6063 Al alaşımı ingotun a) A bölgesi ve b) D bölgesinin SEM görüntüleri



Şekil 6.49 420 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı ingotun a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinin; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinin SEM görüntüleri



Şekil 6.50 470 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı ingotun a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinin; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinin SEM görüntüleri



Şekil 6.51 540 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı ingotun a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinin; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinin SEM görüntüleri

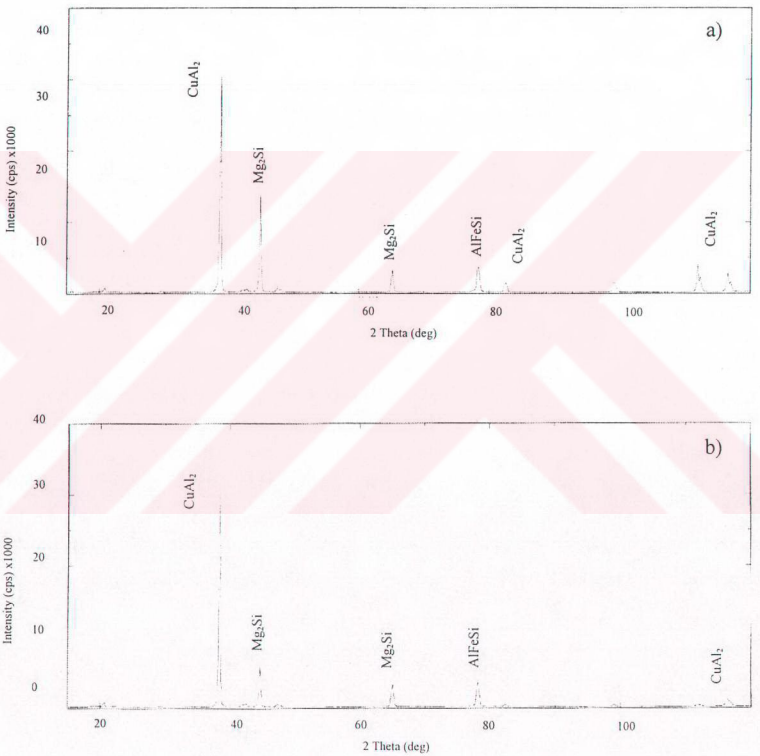
6.5 X-Ray Difraktometre İncelemeleri

Deneylerde kullanılan Al alaşımlarında bulunan fazların yapı içinde nasıl bir yoğunluğa sahip olduğunu ve bu fazların ısıl işlem ile nasıl değiştiğini belirlemek için X-ray difraktometre kullanılmıştır. X-ray difraktometrede incelenecek numuneler, homojenize edilmemiş ve homojenize edilmiş ingotların A ve D bölgesinden alınmıştır.

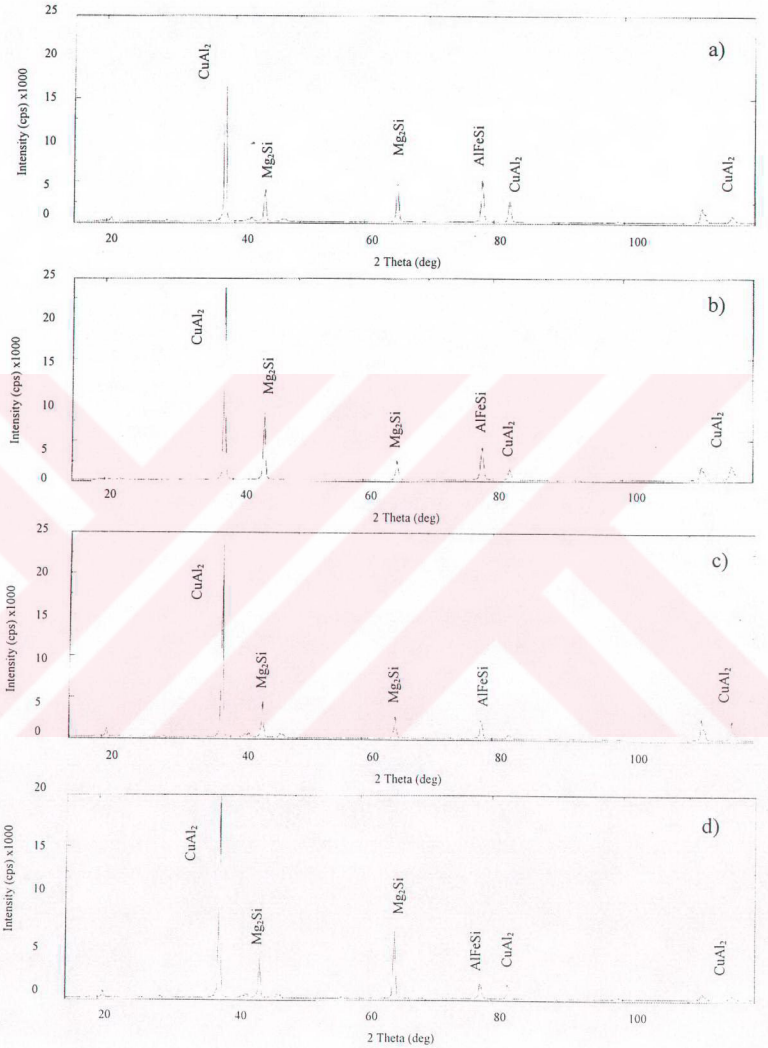
2014 Al alaşımının X-ray difraktometre sonuçları, Şekil 6.52 ile Şekil 6.55 arasında, yansıma açısı (2θ) ve yoğunluk olarak verilmiştir. 2014 Al alaşımı ingotta $CuAl_2$ temel fazının yanında, AlFeSi ve Mg_2Si fazları da bulunmuştur. Şekil 6.52'de homojenize edilmemiş ingotun içerisinde bulunan fazların dağılımında görüldüğü gibi, yapı içinde bulunan fazların yoğunluğu yüzeyde, merkeze nazaran daha fazladır. Homojenizasyon sıcaklığının artması ile bu fazların yoğunluklarının azaldığı görülmektedir. Homojenizasyondan önce yüzeyde $CuAl_2$ fazının yoğunluğu yaklaşık olarak 30000 cps, Mg_2Si fazının 13000 cps ve AlFeSi fazının 3000 cps iken; Şekil 6.55'te görüldüğü gibi 510 ^{0}C'de homojenize ettikten sonra fırında soğutulan ingotta $CuAl_2$ fazı 11000 cps, Mg_2Si fazı 6000 cps ve AlFeSi 2000 cps' e düşmüştür. Homojenizasyon işleminden sonra ingotların soğuma hızının fazların yoğunluğu üzerinde etkili olduğu; fırında soğutulan numunelerdeki fazların yoğunluğunun, suda soğutulan numunelerin yoğunluğundan daha düşük olduğu tespit edilmiştir.

6063 Al alaşımından elde edilen bütün X-ray difraktometre sonuçları ise Şekil 6.56 ile Şekil 6.59 arasında gösterilmiştir. X-ray difraktometreden elde edilen sonuçlara göre 6063 Al alaşımında Mg_2Si temel fazıyla birlikte, 2014 Al alaşımındaki gibi $CuAl_2$ ve AlFeSi fazları tespit edilmiştir. Homojenize edilmemiş ingotun yüzeyinde yapı içindeki Mg_2Si fazının yoğunluğu 34000 cps, $CuAl_2$ fazının yoğunluğu 20000 cps ve AlFeSi fazının yoğunluğu 6500 cps civarında iken, Şekil 6.58'de 470 ^{0}C'de homojenize edilerek fırında soğutulan ingotta bu fazların yoğunlukları Mg_2Si 14000 cps, $CuAl_2$ 12000 ve AlFeSi 3500 cps olarak bulunmuştur. Ancak Şekil 6.59'da 540 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında ve suda soğutulan ingotlardaki bu fazlarda, 470 ^{0}C'de yapılan homojenizasyon işlemine göre bir artış sağlanmıştır. 540 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotta, fazların yoğunlukları Mg_2Si

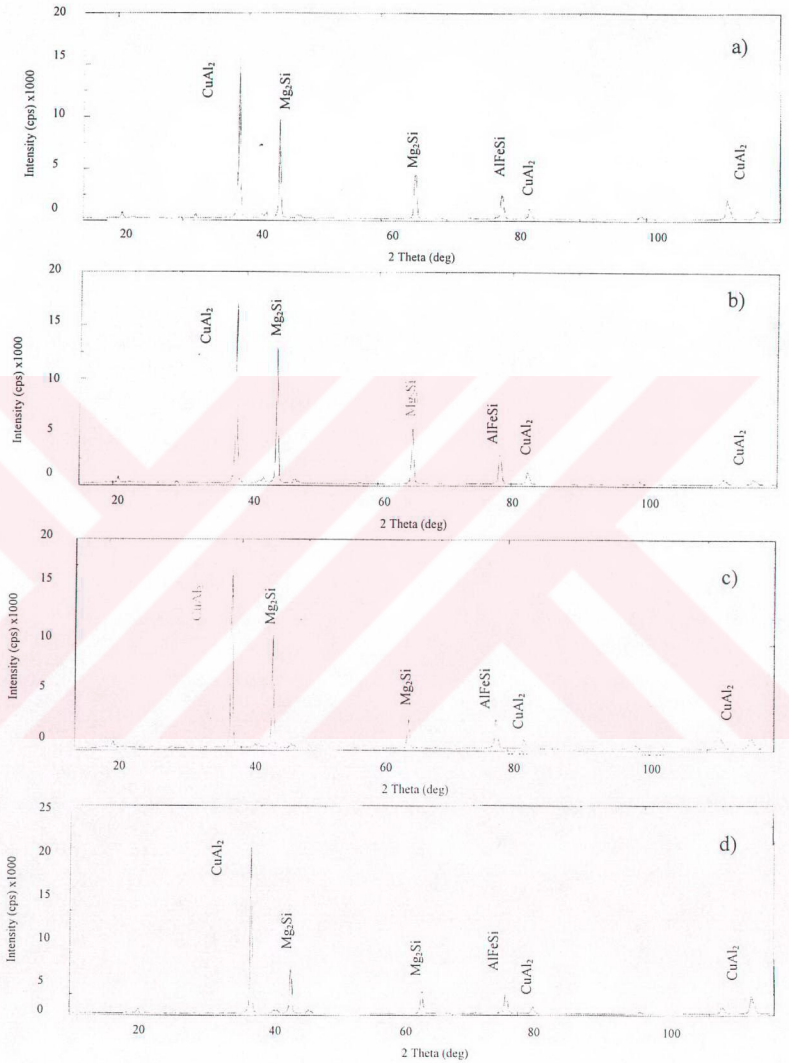
19000 cps, $CuAl_2$ 10000 cps ve AlFeSi 5000 cps olarak bulunmuştur. Şekil 6.59'da görüldüğü gibi, bu sıcaklıkta homojenize edildikten sonra suda soğutulan ingotta $CuAl_2$ fazının yoğunluğu artarak 17000 cps ulaştığı tespit edilmiştir. Tüm homojenizasyon sıcaklıklarında AlFeSi fazındaki değişimin, diğer fazlara göre çok az olduğu gözlenmiştir.



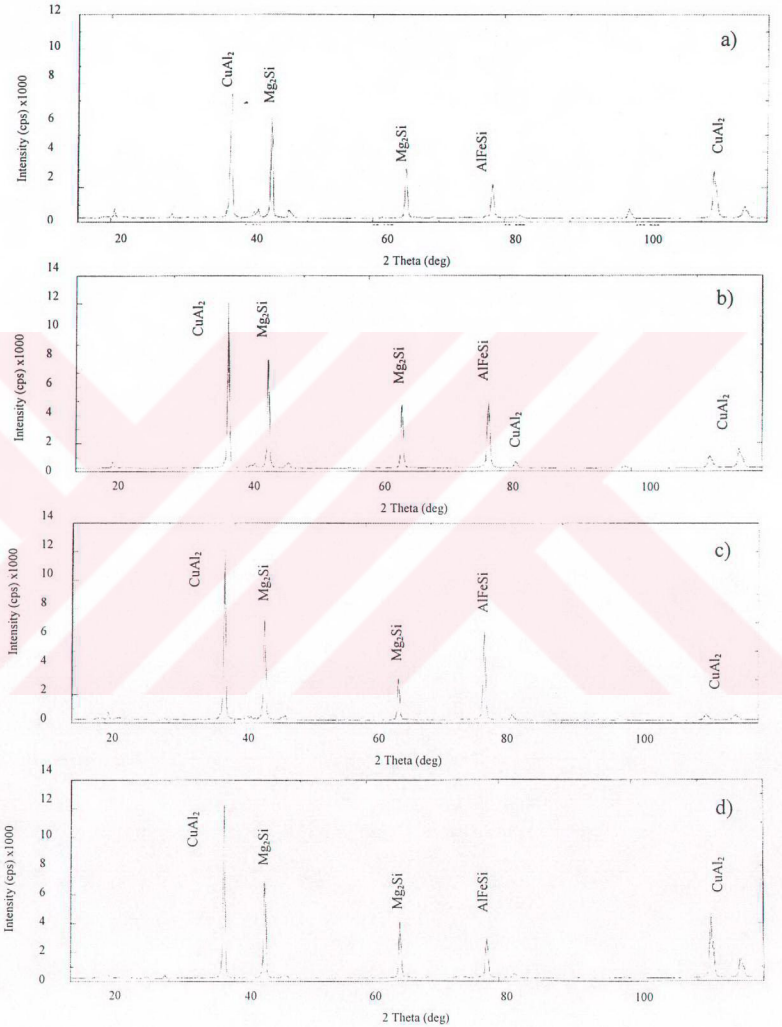
Şekil 6.52 Homojenize edilmemiş 2014 Al alaşımının a) A bölgesi ve b) D bölgesinin X-ray sonuçları



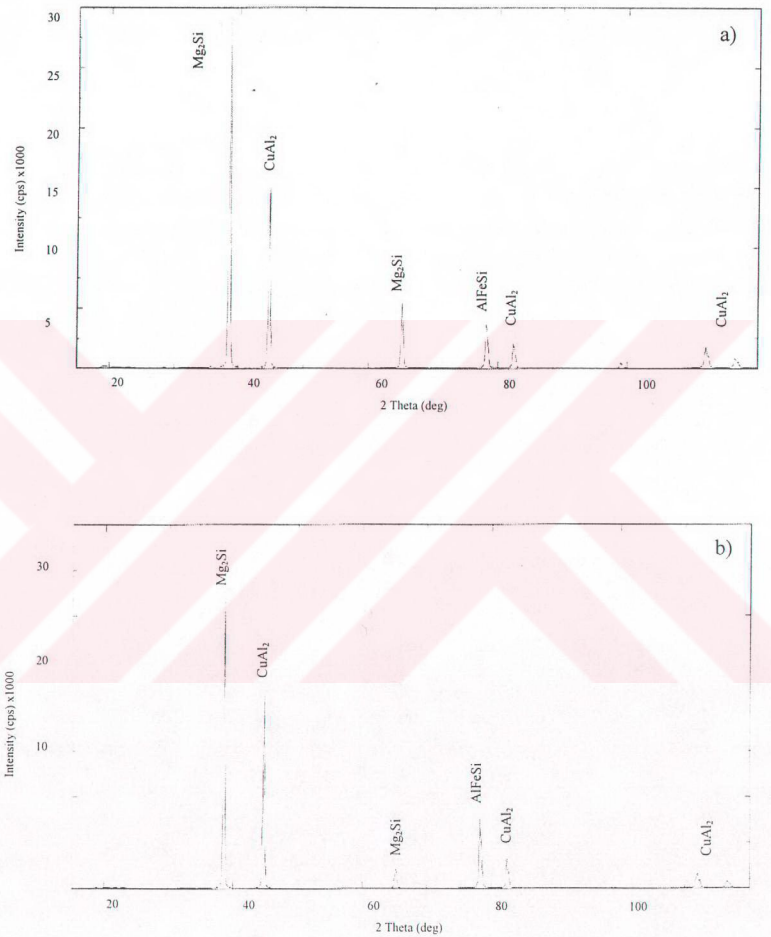
Şekil 6.53 410 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinin; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinin X-ray sonuçları



Şekil 6.54 450 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinin; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinin X-ray sonuçları



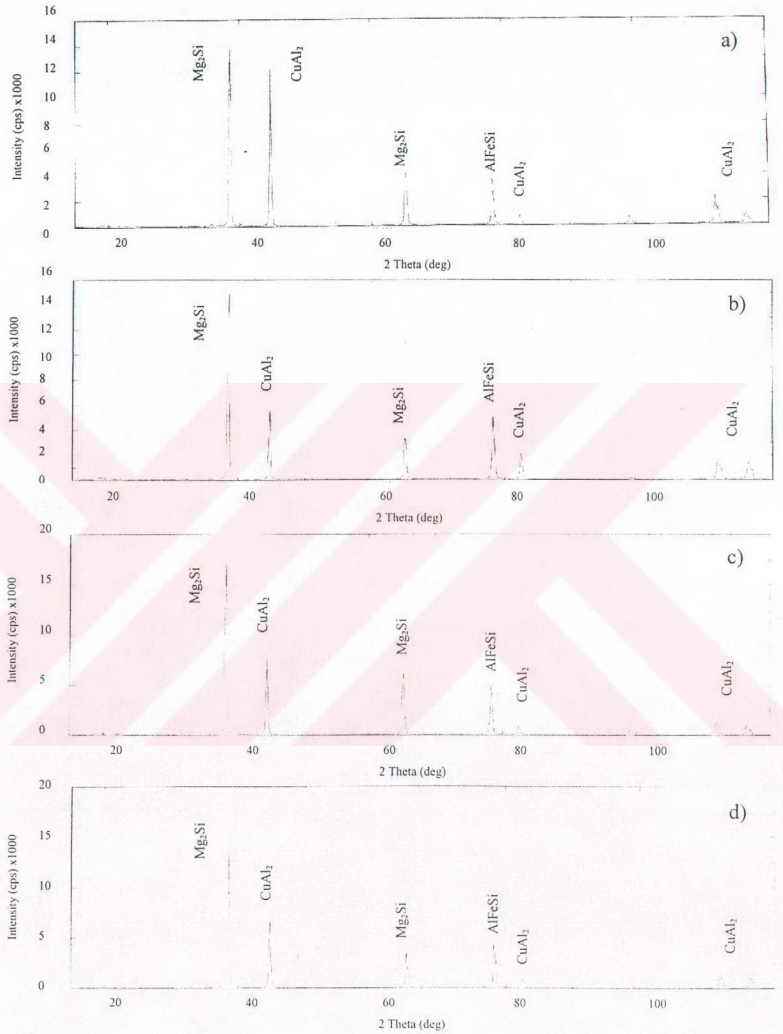
Şekil 6.55 510 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinin; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinin X-ray sonuçları



Şekil 6.56 Homojenize edilmemiş 6063 Al alaşımının a) A bölgesi ve b) D bölgesinin X-ray sonuçları



Şekil 6.57 420 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinin; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinin X-ray sonuçları



Şekil 6.58 470 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinin; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinin X-ray sonuçları



Şekil 6.59 540 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinin; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinin X-ray sonuçları

6.6 SEM de EDS İle Elemental Analiz

Deneylerde kullanılan ingotlarda bulunan elementlerin yüzey ve merkez arasında nasıl bir dağılıma sahip olduklarını ve bu elementlerin homojenizasyon işleminden nasıl etkilendiklerini belirlemek için, SEM'de bulunan EDS dedektörü yardımıyla elemental analiz yapıldı. Elemental analiz, ingotların A ve D bölgesinden alınan 15x15 mm^2 lik numuneler üzerinde gerçekleştirilmiştir.

2014 alüminyum alaşımı ingotunun homojenizasyon öncesi ve homojenizasyon sonrası A ve D bölgesinin elemental analizi sonuçları, % ağırlık olarak Tablo 6.1 ve 6.2'de verilmiştir. Ayrıca ingotların yüzeyi ve merkezi arasında alüminyumun EDS'ten alınan Al kalitatif sonuçları, Şekil 6.60 ile Şekil 6.63 arasında verilmiştir. Tablo 6.1 ve Tablo 6.2'den görüldüğü gibi, homojenize edilmemiş durumda Al miktarı yüzeyde %90,93 ve merkezde %91,13 iken, 510 ^{0}C'de homojenize edilerek fırında yapılan soğutma işlemi sonunda Al miktarı yüzeyde %92,70 ve merkezde % 92,76 olarak bulunmuştur. Homojenizesiz durumda yüzey ile merkez arasında Al miktarları bakımından %0,2 lik fark, 510 ^{0}C deki homojenizasyon sonunda % 0,06 ya inmiştir. Homojenizesiz durumda yüzeydeki alaşım miktarları merkeze nazaran daha fazla olmasına rağmen, homojenizasyon sıcaklığının artması ile bu fazlalığın azaldığı görülmektedir. Şekil 6.60 da homojenizesiz durumda Al'nin kalitatif olarak Al'nin miktarını count olarak göstermektedir. Homojensiz durumda Al'nin count miktarı yaklaşık olarak 1100 count iken, bu miktar ısıl işlem ile artarak 510 ^{0}C deki ısıl işlem sonunda (Şekil 6.63'ten de görüldüğü gibi) 11500 count'a yükselmiştir. Elemental analiz sonucunda suda soğutulan ingotların count miktarları fırında soğutulanlara göre biraz daha küçük olarak bulunmuştur.

Tablo 6.3 ve Tablo 6.4, 6063 alüminyum alaşımı ingotunun homojenizasyon öncesi ve homojenizasyon sonrası A ve D bölgesinin kantitatif elemental analizi sonuçlarını % ağırlık olarak vermektedir. 6063 Al alaşımı ingotun EDS'ten alınan kalitatif sonuçları ise, Şekil 6.64 ile Şekil 6.67 arasında gösterilmektedir.

Tablo 6.1 2014 Al ingotun yüzey bölgesi A'nın kantitatif elemental analizi

Numune Konumu	Yüzey (% Ağırlık)							
Alaşım Elementi	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cr
Isıl İşlemsiz	90,93	5,12	0,78	1,18	0,98	0,68	0,23	0,1
410 ^{0}C Fırın	91,50	5,01	0,75	0,78	0,98	0,67	0,21	0,1
410 ^{0}C Su	91,40	5,10	0,76	0,79	0,96	0,68	0,22	0,09
450 ^{0}C Fırın	91,91	4,82	0,74	0,70	0,91	0,66	0,18	0,08
450 ^{0}C Su	91,76	4,88	0,75	0,73	0,93	0,67	0,20	0,08
510 ^{0}C Fırın	92,70	4,39	0,68	0,63	0,83	0,54	0,16	0,07
510 ^{0}C Su	92,31	4,64	0,71	0,67	0,87	0,61	0,19	0,08

Tablo 6.2 2014 Al ingotun merkez bölgesi D'nin kantitatif elemental analizi

Numune Konumu	Merkez (% Ağırlık)							
Alaşım Elementi	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cr
Isıl İşlemsiz	91,13	5,10	0,74	1,14	0,93	0,64	0,22	0,1
410 ^{0}C Fırın	91,66	4,97	0,76	0,72	0,95	0,64	0,20	0,1
410 ^{0}C Su	91,60	5,06	0,73	0,75	0,93	0,64	0,21	0,08
450 ^{0}C Fırın	92,01	4,80	0,71	0,69	0,91	0,63	0,18	0,07
450 ^{0}C Su	91,88	4,83	0,72	0,71	0,93	0,65	0,20	0,08
510 ^{0}C Fırın	92,76	4,38	0,68	0,62	0,81	0,52	0,16	0,07
510 ^{0}C Su	92,51	4,63	0,69	0,66	0,85	0,59	0,19	0,08

Tablo 6.3 ve Tablo 6.4'te görüldüğü gibi, homojenize edilmemiş durumdaki Al miktarı, yüzeyde %97,63 ve merkezde %97,77 iken, 470 ^{0}C de homojenize edildikten sonra fırında yapılan soğutma işlemi sonunda Al miktarı yüzeyde %98,07 ve merkezde % 98,12 olarak bulunmuştur. Ancak 540 ^{0}C'de homojenize edilerek fırında yapılan soğutma işlemi sonunda Al miktarı, yüzeyde % 97,7 ve merkezde % 97,81'e düştüğü tespit edilmiştir. Homojenizasyonsuz durumda yüzey ile merkez arasında Al miktarları bakımından % 0,14'lik fark mevcut iken, bu fark 470 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında yapılan soğutma işleminde % 0,05 ve 510 ^{0}C deki fırında homojenizasyon sonunda % 0,11'e düştüğü gözlenmiştir. Homojenizesiz durumda yüzeydeki alaşım miktarları merkeze nazaran daha fazla olmasına rağmen, homojenizasyon sıcaklığının

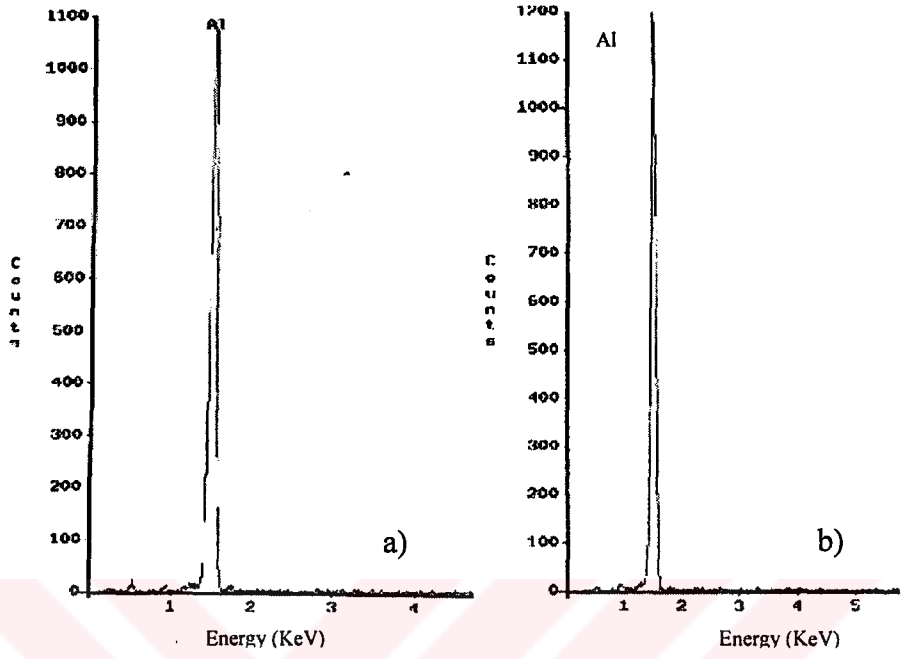
artması ile bu fazlalığın azaldığı görülmektedir. Şekil 6.64'de homojenizesiz durumda kalitatif olarak Al'nin miktarını, count olarak göstermektedir. Homojensiz durumda Al'nin count miktarı yaklaşık olarak 2800 tespit edilmesine rağmen, bu miktar 470 ^{0}C' de homojenize edilerek fırında soğutulan ingotun yüzeyinde 11000 count olarak bulunmuştur. 510 ^{0}C'deki ısıl işlem sonunda (Şekil 6.67'den de görüldüğü gibi) Al miktarı, 8500 count'a inmiştir. Elemental analiz sonucunda suda soğutulan ingotlardaki Al'nin count miktarları, fırında soğutulanlara göre biraz daha küçük olarak bulunmuştur.

Tablo 6.4 6063 Al ingotun yüzey bölgesi A'nın kantitatif elemental analizi

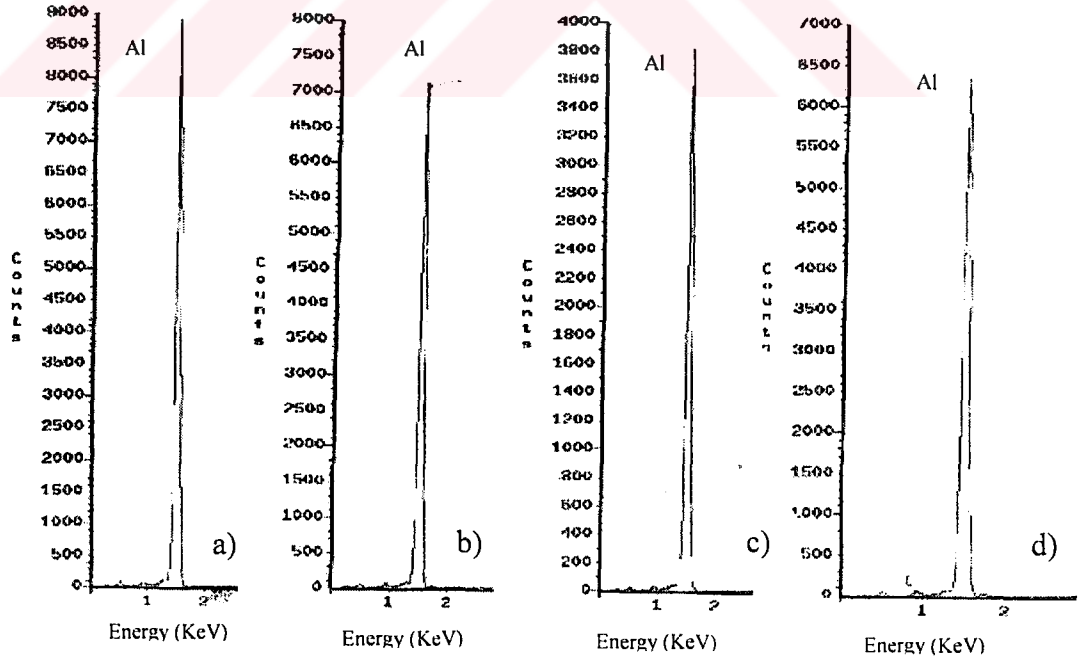
Numune Konumu	Yüzey (% Ağırlık)						
Alaşım Elementi	Al	Mg	Si	Cu	Fe	Cr	Zn
Isıl İşlemsiz	97,63	0,93	0,76	0,17	0,33	0,06	0,12
420 ^{0}C Fırın	97,70	0,91	0,73	0,16	0,33	0,05	0,12
420 ^{0}C Su	97,64	0,93	0,75	0,17	0,32	0,06	0,13
470 ^{0}C Fırın	98,07	0,79	O,66	0,13	0,25	-	0,10
470 ^{0}C Su	97,90	0,84	0,71	0,14	0,28	0,03	0,10
540 ^{0}C Fırın	97,77	0,89	0,73	0,14	0,30	0,05	0,12
540 ^{0}C Su	97,69	0,91	0,74	0,16	0,32	0,06	0,12

Tablo 6.5 6063 Al ingotun merkez bölgesi D'nin kantitatif elemental analizi

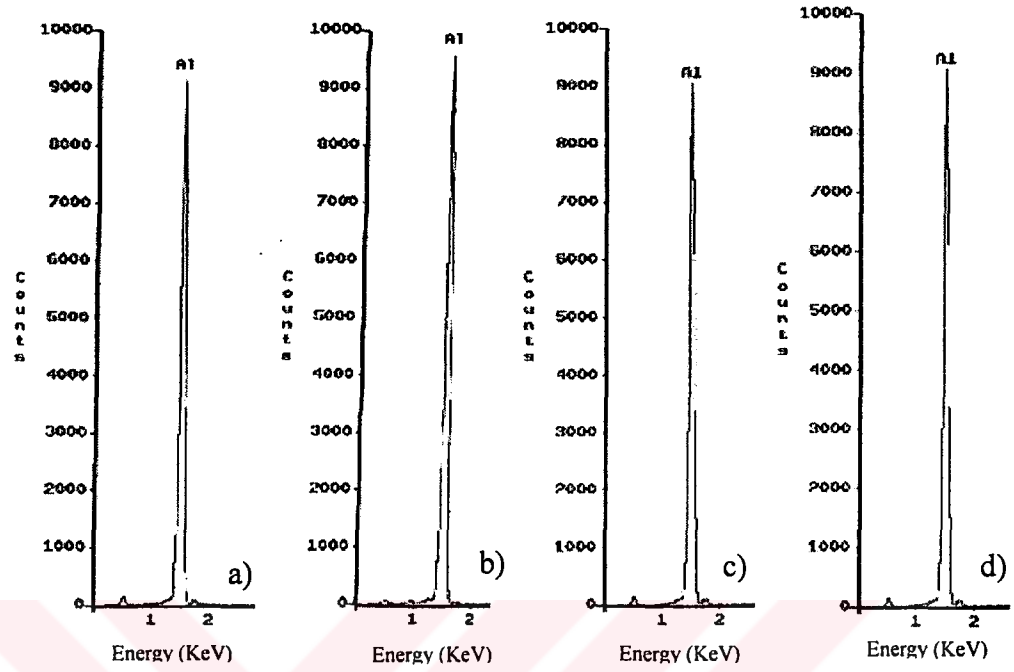
Numune Konumu	Merkez (% Ağırlık)						
Alaşım Elementi	Al	Mg	Si	Cu	Fe	Cr	Zn
Isıl İşlemsiz	97,77	0,89	0,72	0,16	0,31	0,06	0,11
420 ^{0}C Fırın	97,81	0,90	0,71	0,13	0,32	0,03	0,10
420 ^{0}C Su	97,73	0,91	0,73	0,15	0,29	0,06	0,13
470 ^{0}C Fırın	98,12	0,78	O,66	0,12	0,22	-	0,10
470 ^{0}C Su	97,94	0,82	0,70	0,14	0,26	0,03	0,11
540 ^{0}C Fırın	97,81	0,87	0,72	0,14	0,29	0,05	0,12
540 ^{0}C Su	97,73	0,90	0,74	0,15	0,30	0,06	0,12



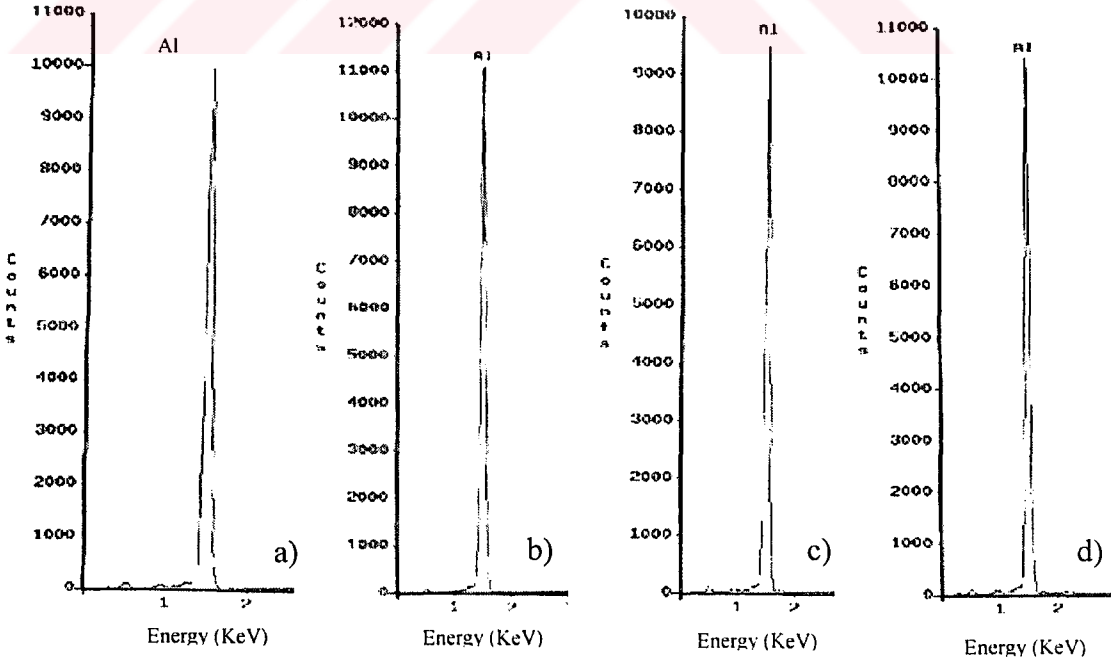
Şekil 6.60 Homojenizesiz 2014 Al alaşımının a) A ve b) D bölgesinde alüminyumun kalitatif elemental analizi



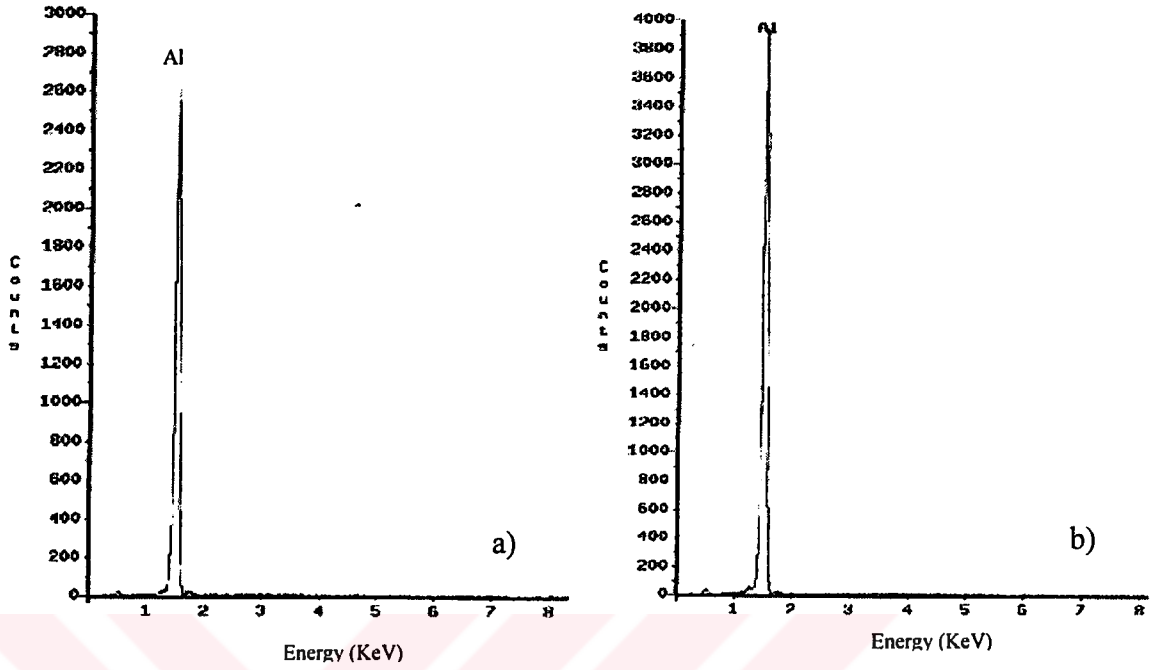
Şekil 6.61 410 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinde; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinde alüminyumun kalitatif elemental analiz sonuçları



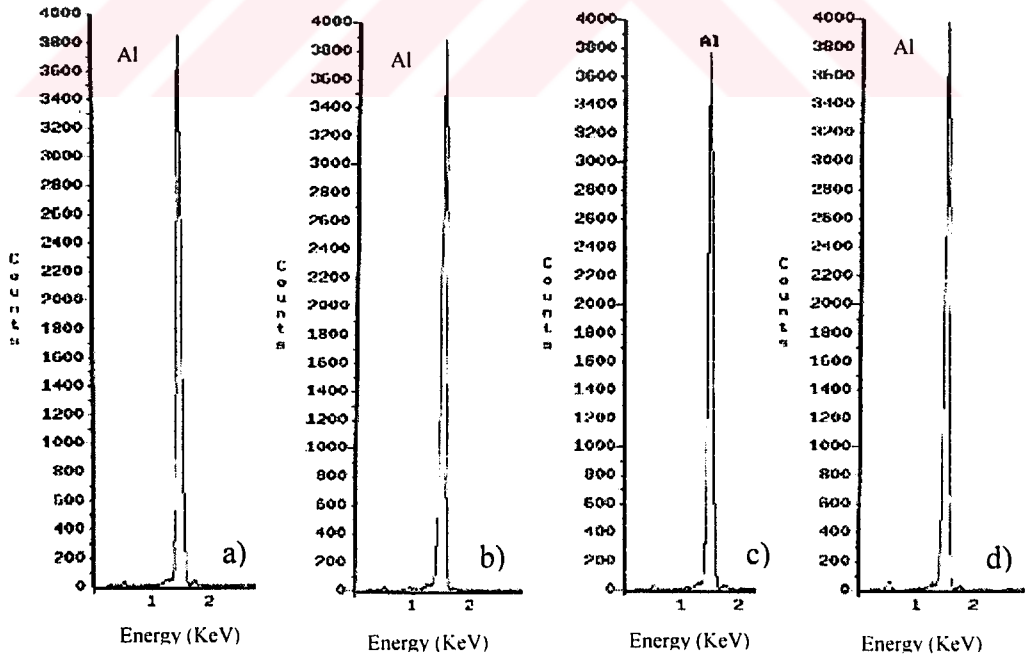
Şekil 6.62 470 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinde; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinde alüminyumun kalitatif elemental analiz sonuçları



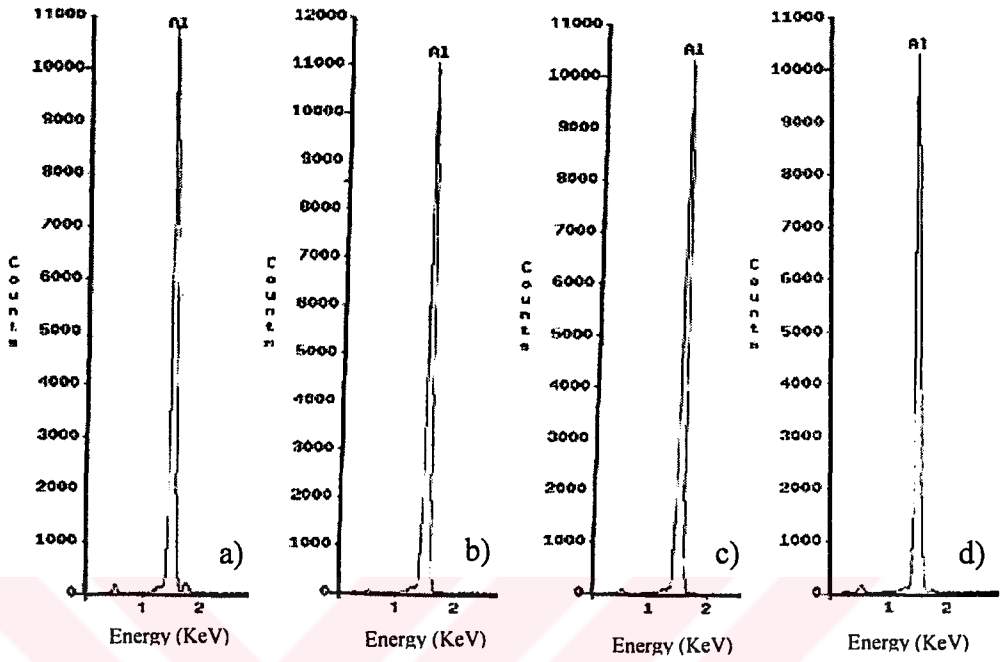
Şekil 6.63 510 ^{0}C'de homojenize edilen 2014 Al alaşımı ingotun a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinde; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinde alüminyumun kalitatif elemental analiz sonuçları



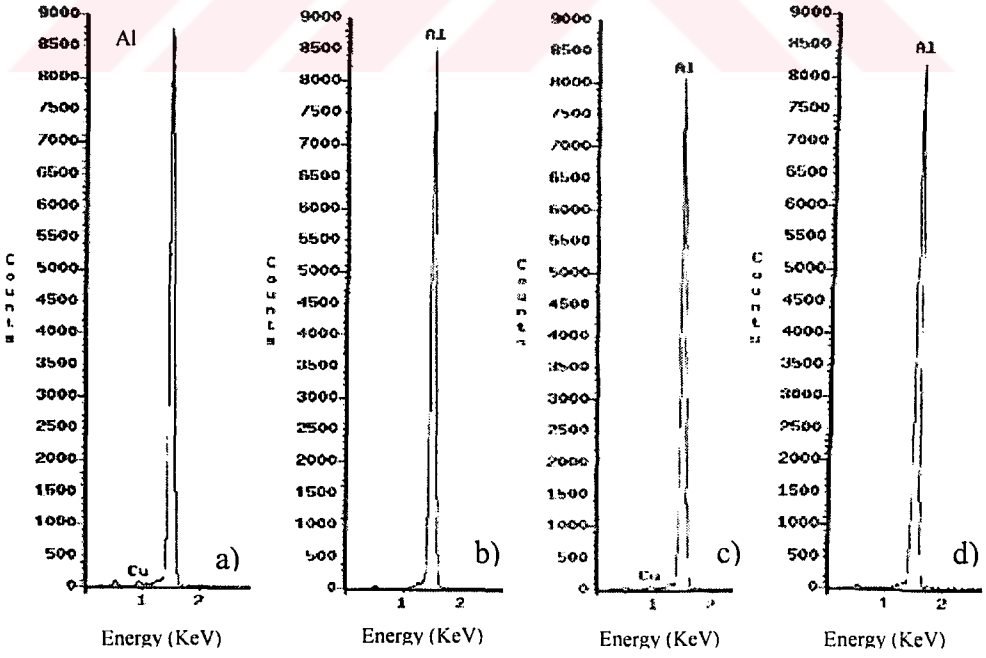
Şekil 6.64 Homojenizesiz 6063 Al alaşımının a) A ve b) D bölgesinde alüminyumun kalitatif elemental analizi



Şekil 6.65 420 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı ingotun a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinde; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinde alüminyumun kalitatif elemental analiz sonuçları



Şekil 6.66 470 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı ingotun a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinde; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinde alüminyumun kalitatif elemental analiz sonuçları



Şekil 6.67 540 ^{0}C'de homojenize edilen 6063 Al alaşımı a) fırında soğutma sırasında A, b) D bölgesinde; c) suda soğutma sırasında elde edilen A, d) D bölgesinde alüminyumun kalitatif elemental analiz sonuçları

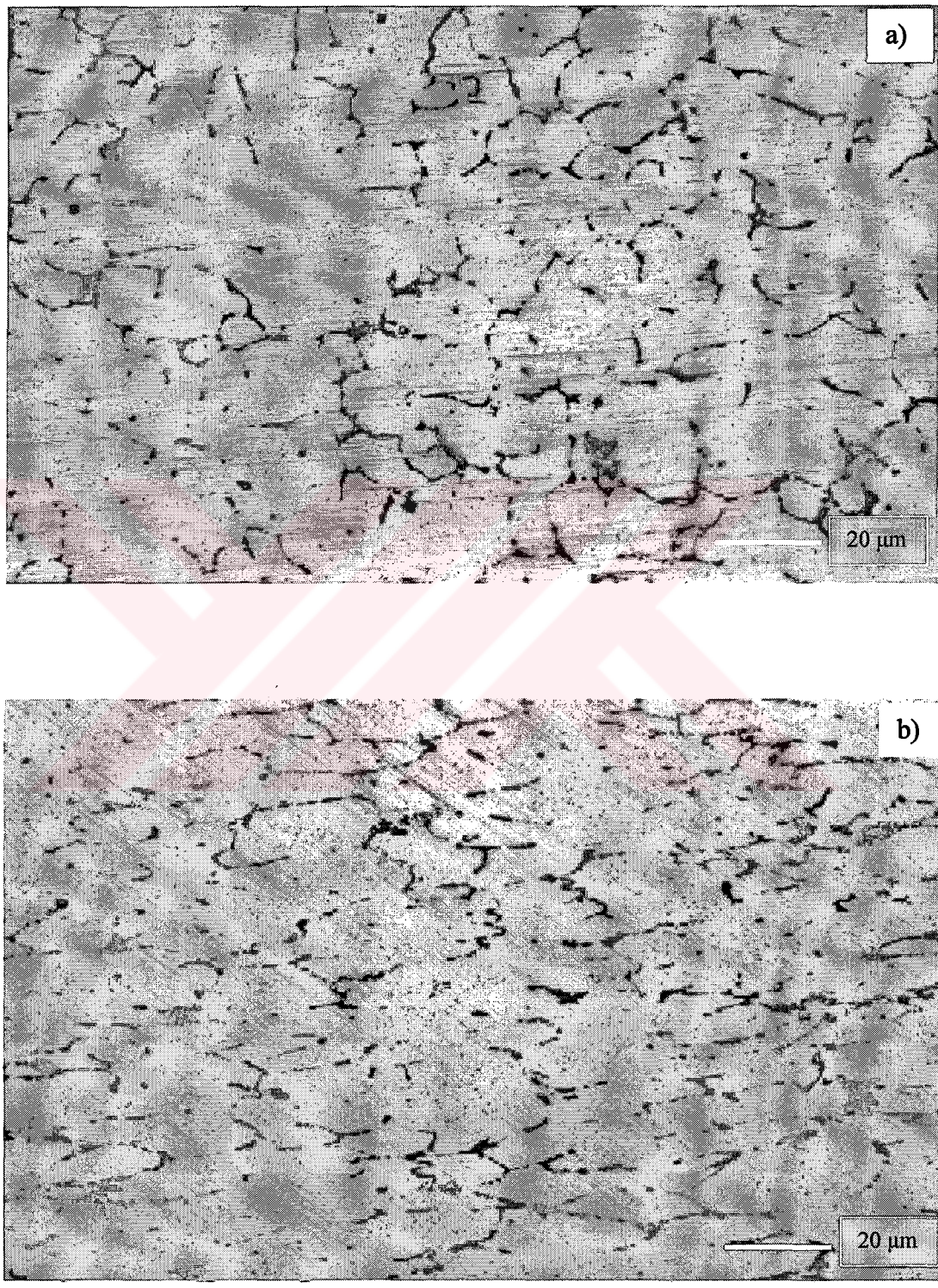
6.7 Deformasyondan Sonra Yapılan İncelemeler

6.7.1 Optik Mikroskop İncelemeleri

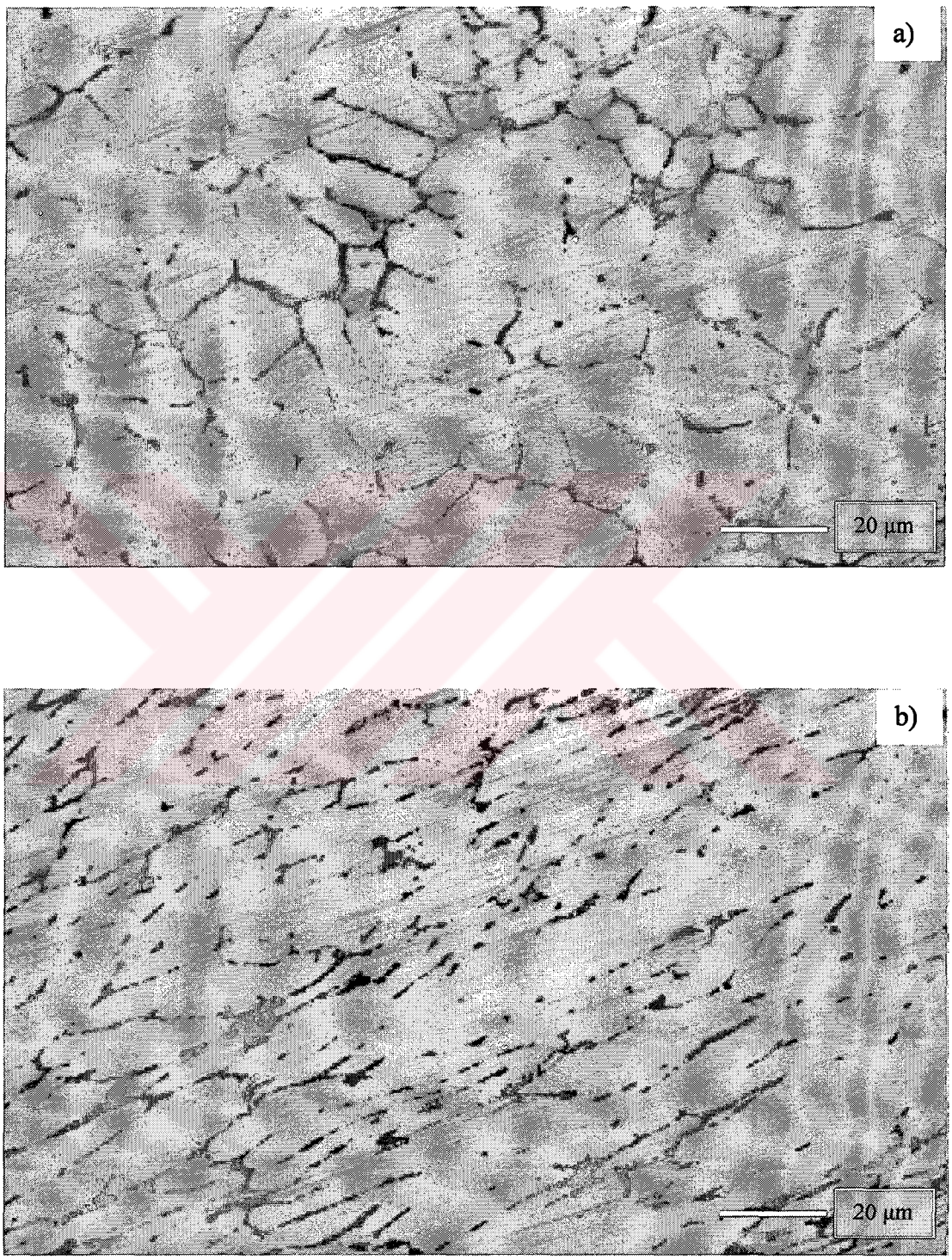
Burulma deneyleri ile 2.10^{-2} s^{-1} şekil değiştirme hızında ve değişik deformasyon sıcaklıklarında deforme edilen 2014 ve 6063 Al alaşımı ingotların, deformasyondan sonraki yapıları optik mikroskopta incelenerek aşağıdaki şekillerde sunulmuştur. Deformasyondan sonra optik mikroskopta incelenen yapılar, burulma numunelerinin ölçü uzunluğu bölümünden, burulma eksenine dik ve paralel yönündeki bölgelerden hazırlanmıştır.

2014 Al alaşımı ingotların deformasyon sonrası yapıları, 510 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotun 300 ^{0}C, 370 ^{0}C ve 440 ^{0}C sıcaklıklarda deforme edilen numuneler üzerinde gerçekleştirilmiştir. 300 ^{0}C deforme edilmiş 2014 alaşımının burulma eksenine dik ve paralel optik mikroskop görüntüleri, Şekil 6.68'de verilmektedir. Deformasyonun başlaması ile orjinal tanelerin deforme olduğu ve dinamik toparlanma prosesinin başlaması ile yeni tanelerin oluşmaya başladığı gözlenmiştir. Burulma eksenine paralel yüzeylerdeki tanelerin deformasyon yönünde uzamaya başladığı görülmüştür. Deformasyon sıcaklığının artması ile yeni oluşan altyapının ve alt tanelerin büyümeye başladığı ve yeni oluşan tanelerde yönlenmelerinin daha belirgin olarak ortaya çıktığı Şekil 6.69 ve 6.70'de görülmektedir. 2014 alaşımının 440 ^{0}C'de deformasyonu sırasında yeni oluşan yapının, deformasyon sıcaklığın etkisiyle kabalaştığı Şekil 6.70'de gösterilmektedir.

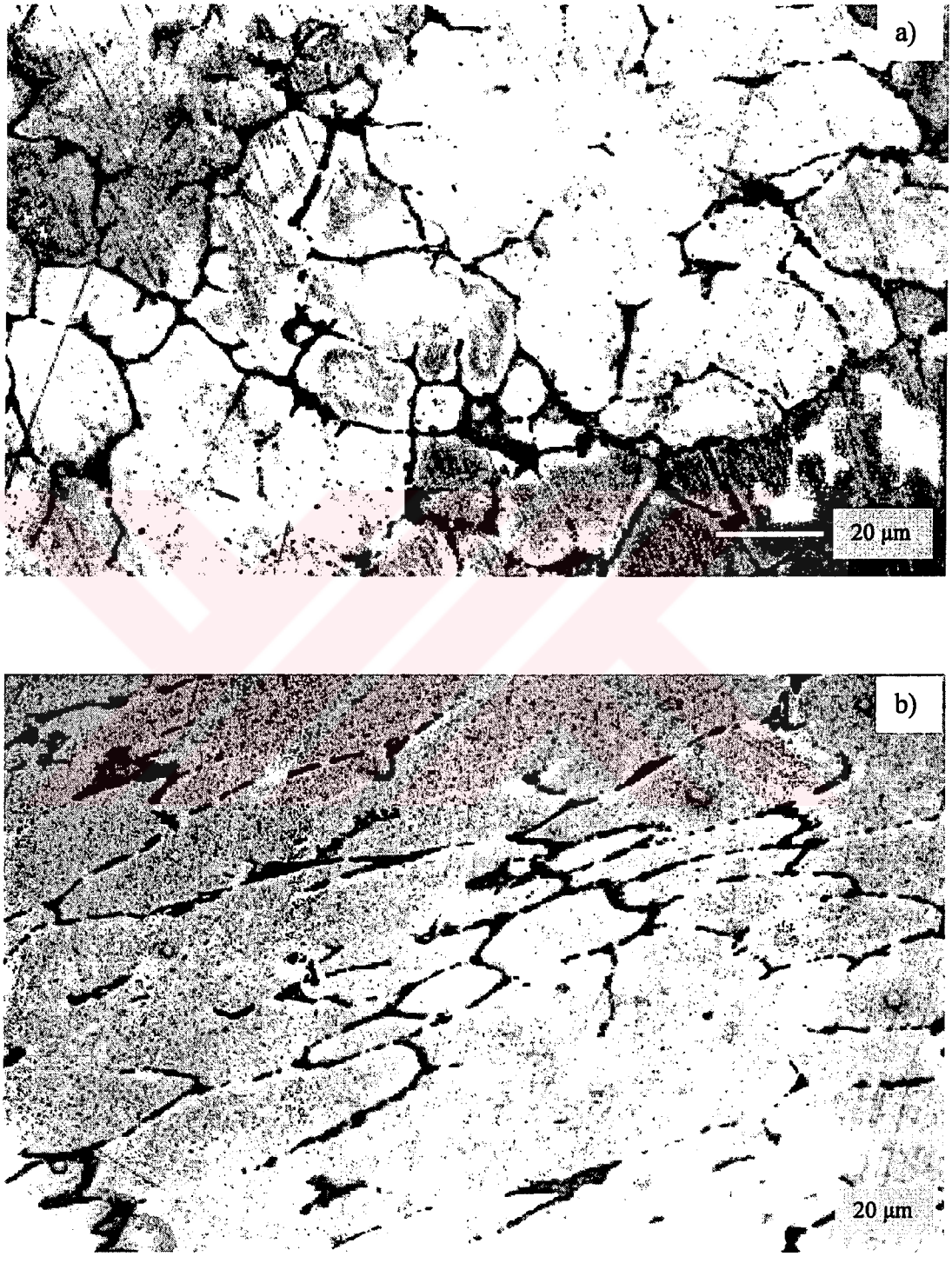
6063 Al alaşımı ingotun deformasyon sonrası yapıları ise, 470 ^{0}C sıcaklıkta homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotun 350 ^{0}C, 400 ^{0}C ve 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında burulması sonunda elde edilmiştir. 6063 alaşımında da incelenecek numuneler, burulma eksenine dik ve burulma eksenine paralel bölgelerden hazırlanmıştır. Şekil 6.71, 350 ^{0}C de deformasyona uğrayan numunenin burulma eksenine dik ve paralel bölgelerinin optik mikroskop görüntülerini göstermektedir. 350 ^{0}C'de deformasyonun başlaması ile kararlı deformasyon sırasında yeni tanelerin meydana geldiği görülmektedir.



Şekil 6.68 510 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun 300 ^{0}C'de deformasyonu sonunda a) burulma eksenine dik ve b) burulma eksenine paralel yöndeki yapıların optik mikroskop görüntüleri.

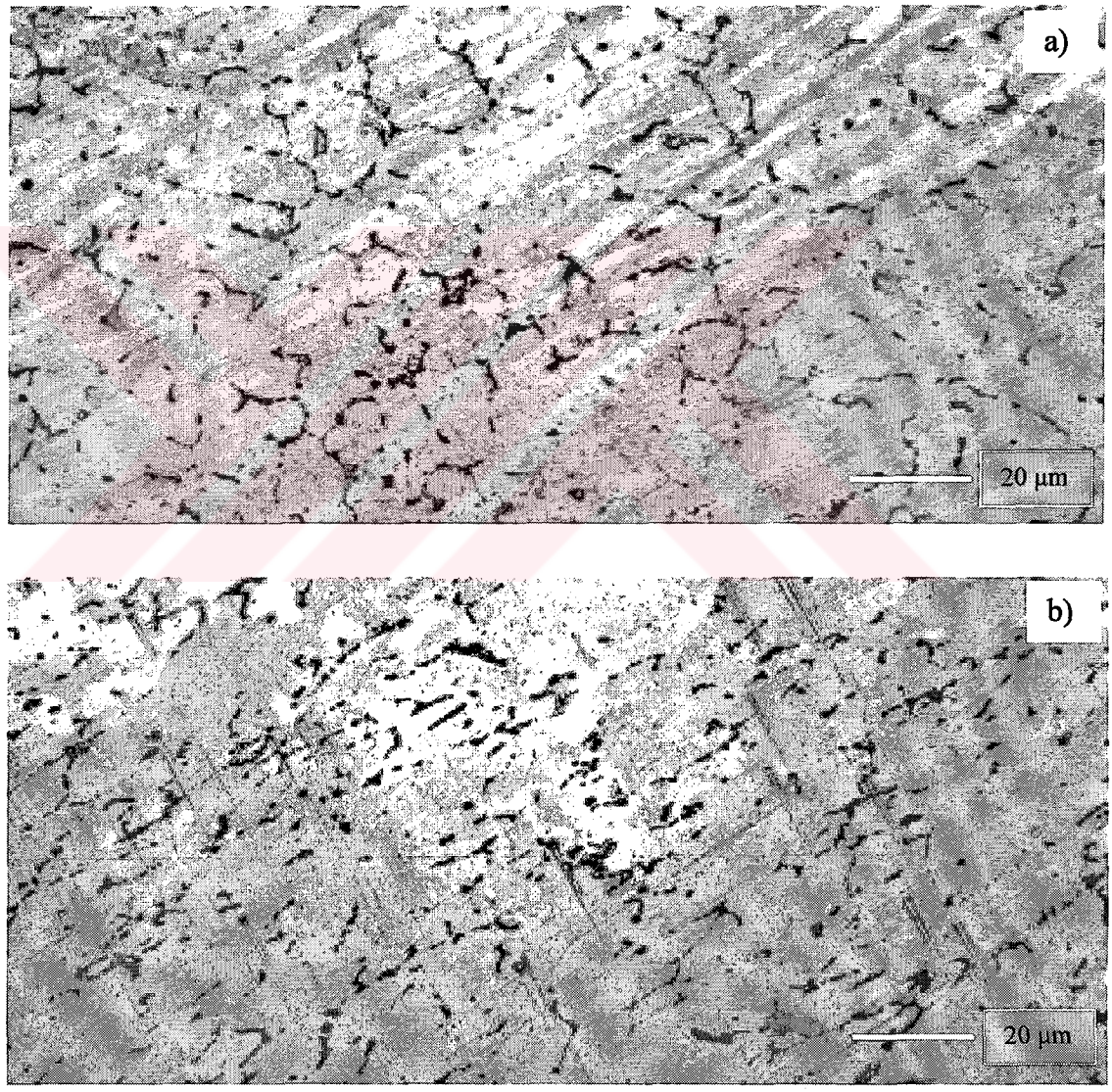


Şekil 6.69 510 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun 370 ^{0}C'de deformasyonu sonunda a) burulma eksenine dik ve b) burulma eksenine paralel yöndeki yapıların optik mikroskop görüntüleri.

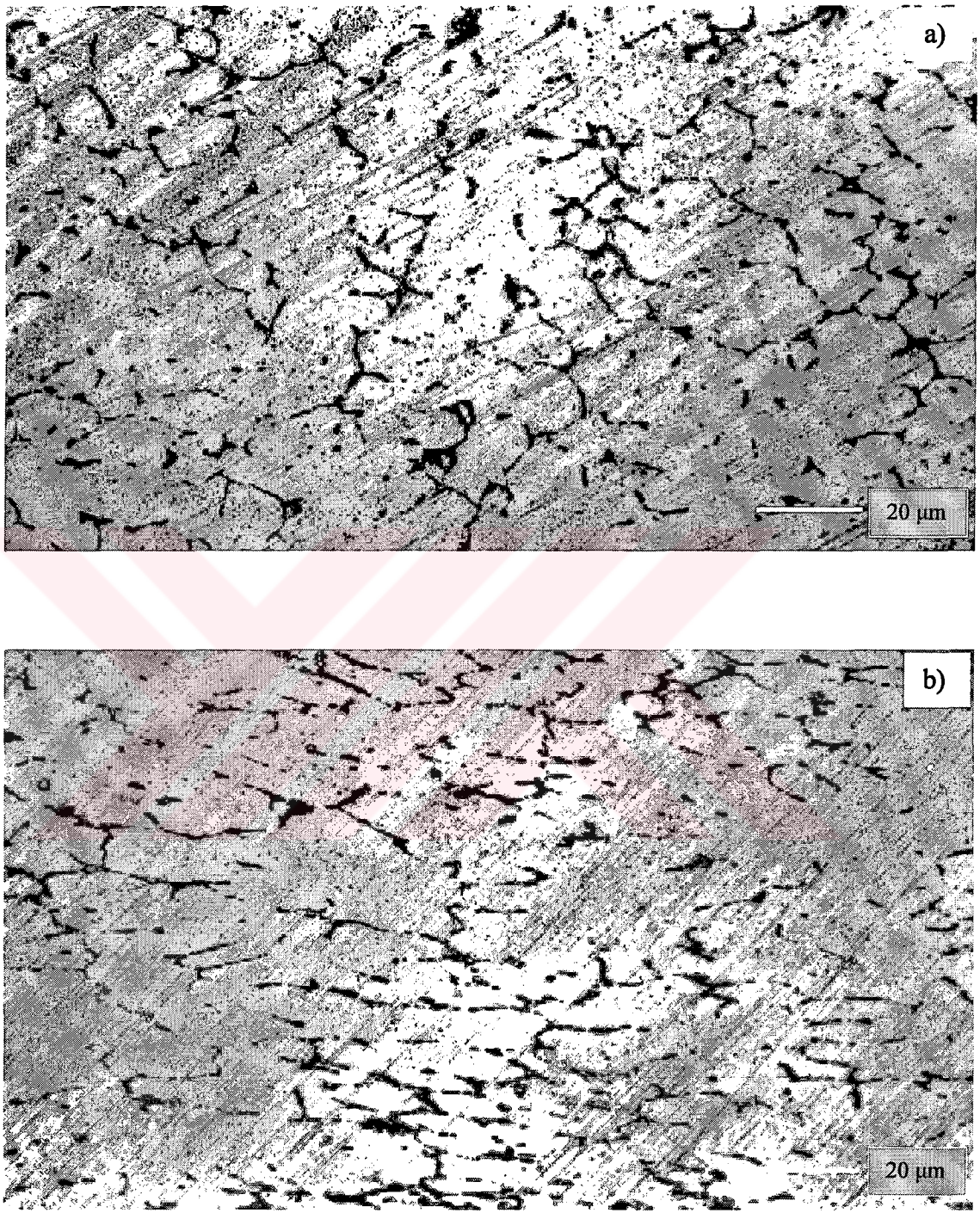


Şekil 6.70 510 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulmuş 2014 Al alaşımı ingotun 440 ^{0}C'de deformasyonu sonunda a) burulma eksenine dik ve b) burulma eksenine paralel yöndeki yapıların optik mikroskop görüntüleri.

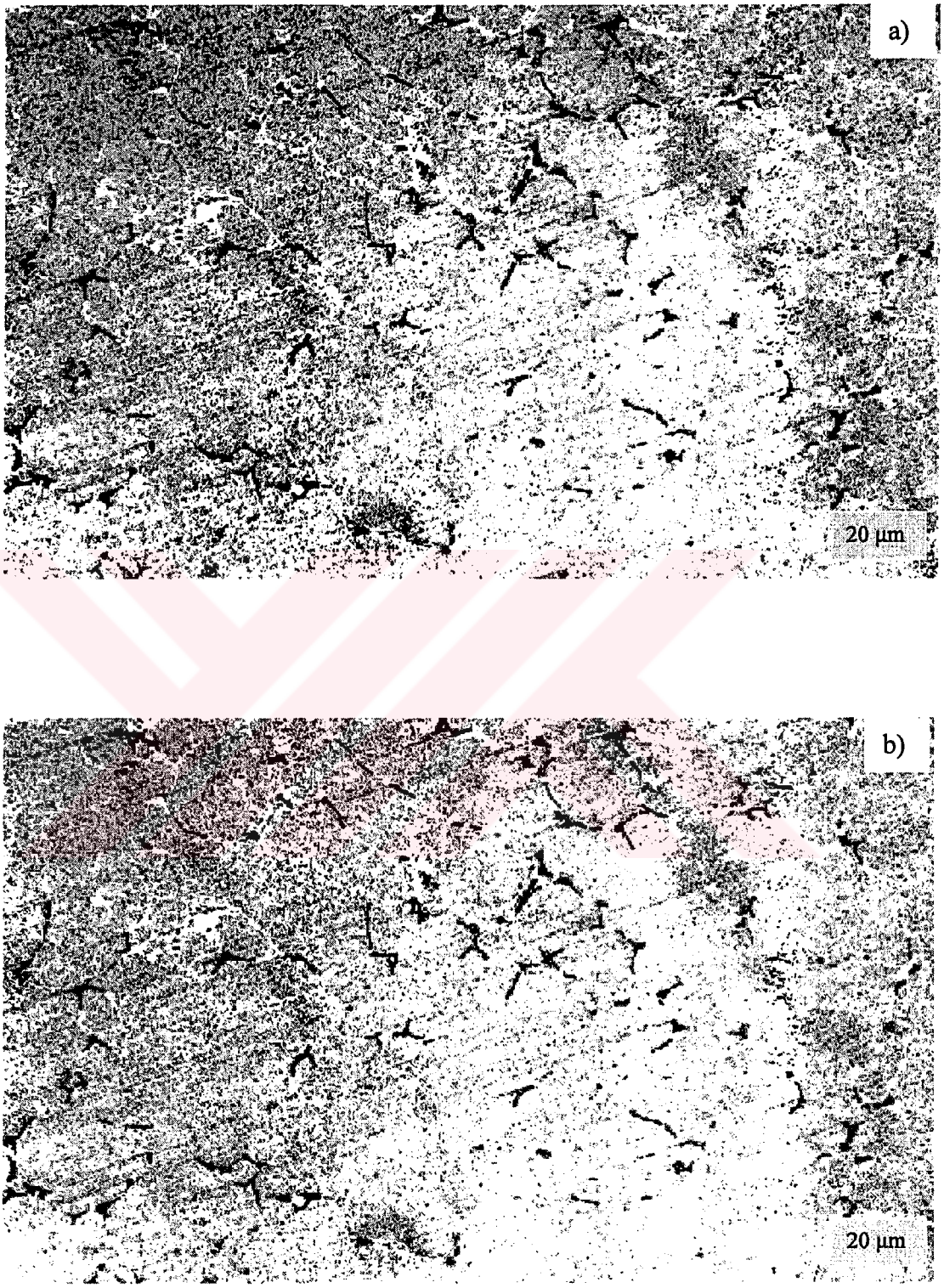
Burada deformasyon sıcaklığının artması ile yeni oluşan tanelerin kabalaştığı gözlenmektedir. Şekil 6.73 de görüldüğü gibi, 440 ^{0}C deformasyon sıcaklığında yeni oluşan tanelerin son derece kabalaştığı ve bu sıcaklıktaki yönlenmenin de azaldığı gözlenmektedir. Daha düşük deformasyon sıcaklıklarında, burulma eksenine paralel bölgelerden görüldüğü gibi, yönlenmiş yapı daha yoğun olarak ortaya çıkmaktadır.



Şekil 6.71 470 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun 350 ^{0}C'de deformasyonu sonunda a) burulma eksenine dik ve b) burulma eksenine paralel yöndeki yapıların optik mikroskop görüntüleri.

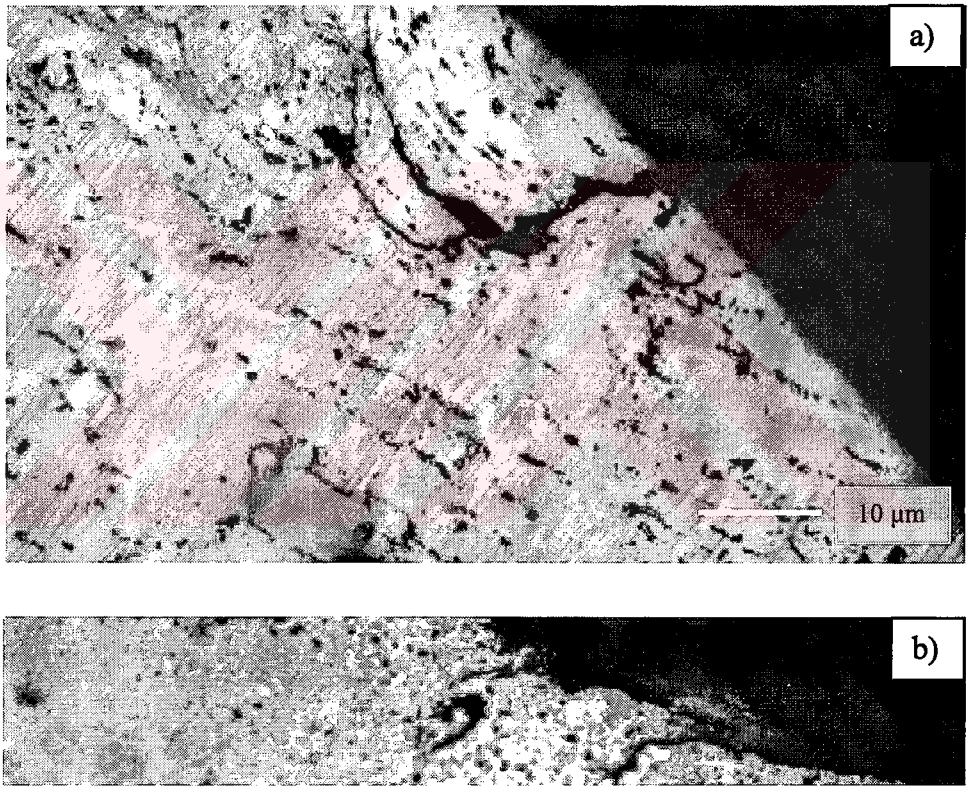


Şekil 6.72 470 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun 400 ^{0}C'de deformasyonu sonunda a) burulma eksenine dik ve b) burulma eksenine paralel yöndeki yapıların optik mikroskop görüntüleri.



Şekil 6.73 470 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulmuş 6063 Al alaşımı ingotun 440 ^{0}C'de deformasyonu sonunda a) burulma eksenine dik ve b) burulma eksenine paralel yöndeki yapıların optik mikroskop görüntüleri.

Ayrıca deformasyon sırasında yapıda çatlakların nerede başladığını optik mikroskopta görebilmek için numuneler, burulma deneyi sona erdirilmeden deney durdurularak ölçü uzunluğu bölümünden alınan kesitten hazırlanmıştır. 2014 ve 6063 alaşımlarında Şekil 6.74 a ve b'de görüldüğü gibi, çatlaklar numunelerin yüzey bölgesinde başlamakta ve iç kısımlara doğru yayılmaktadır. Deformasyon sırasında çatlakların, tane sınırlarında bulunan çökelti ve sert fazlarda başladığı ve deformasyonun artması ile tane sınırlarındaki çatlakların birleşerek kırılmaya sebep olduğu bilinmektedir.



6.7.2 SEM İncelemeleri

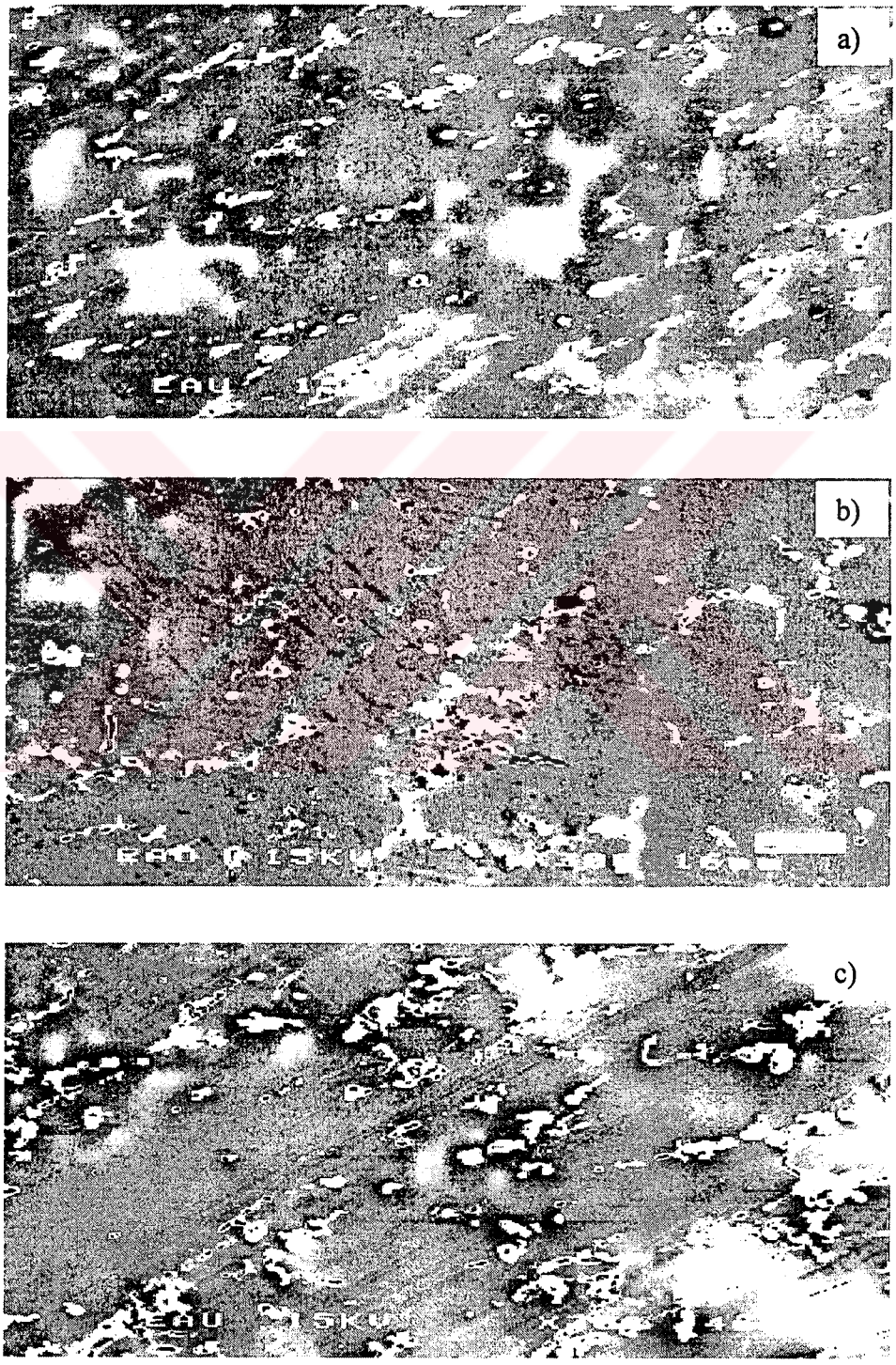
Burulma deneyleriyle belirli sıcaklıklarda deforme edilen 2014 ve 6063 Al alaşımı ingotların burulma eksenine dik yöndeki kırılma yüzeylerinden alınan numuneler, SEM de incelenmiştir. Burada amaç, bu alaşımların kırılma yüzeylerinin deformasyon sıcaklığı ile nasıl değiştiğini belirlemektir. Ayrıca deformasyon sıcaklığının artması ile yapı içinde bulunan ikinci fazların ve çökeltilerin, kırılma yüzeylerinde nasıl değiştiğini ve nasıl bir dağılım gösterdiğini tespit etmek amaçlanmıştır.

Homojenize edilmiş 2014 Al alaşımı ingotlardan alınan numuneler, 300, 370 ve 440 ^{0}C sıcaklıklarda deformasyona uğratılan numunelerden alınmıştır. Şekil 6.75.a, 300 ^{0}C'deki deformasyon sonucunda SEM ile elde edilen yapıyı göstermektedir. Burada yapı içinde bulunan çökeltilerin daha küçük boyutta olduğu ve daha sık dağıldığı görülmektedir. Şekil 6.75.b ve c'de ise deformasyon sıcaklığı 370 ^{0}C ve 440 ^{0}C'ye çıktığında, yapı içinde bulunan çökelti fazlarının boyutlarının arttığı ve dağılımlarının azaldığı görülmektedir.

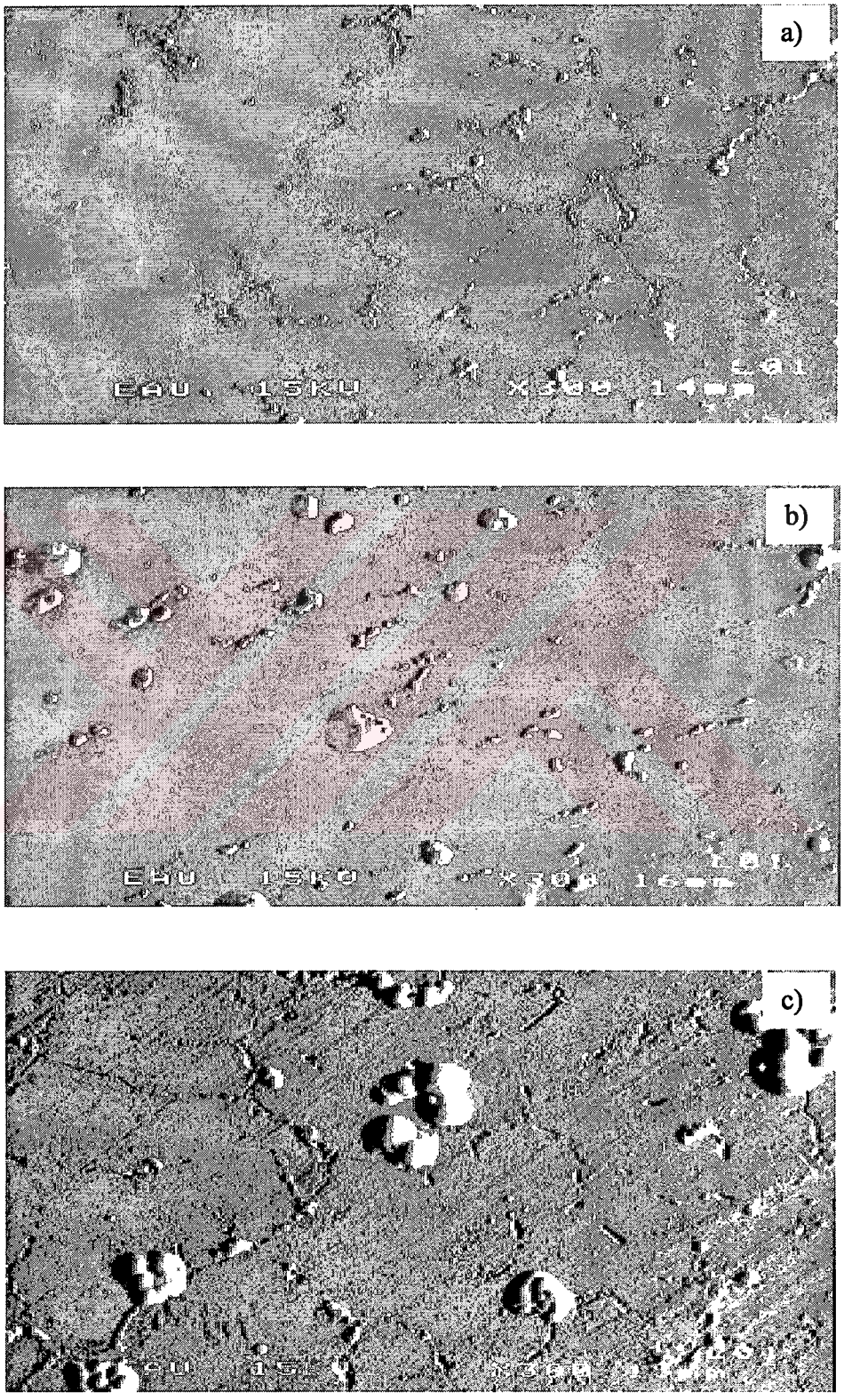
Homojenize edilmiş 6063 Al alaşımının deformasyondan sonraki SEM görüntüleri, 350, 400 ve 440 ^{0}C'deki deformasyon sıcaklıklarında deformasyona uğratılan numunelerden alınmıştır. Şekil 6.76 a, 350 ^{0}C'de deformasyona uğratılan 6063 alaşımının SEM görüntüsünü göstermektedir. Burada yapı içinde bulunan çökeltilerin daha sık ve küçük boyutta oldukları görülmektedir. Bu alaşımda 2014 alaşımına nazaran çökelti miktarının çok az olduğu görülmektedir. Şekil 6.76 c'de görüldüğü gibi, sıcaklığın artması ile deformasyon sıcaklığı 440 ^{0}C'ye ulaştığında bu çökeltilerin kabalaştığı görülmektedir.

Kırılma yüzeylerinin görüntüleri homojenize edilmiş 2104 ve 6063 alaşımlarından alınmıştır. 2014 alaşımının kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri, 300, 370 ve 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında deformasyona uğratılan numunelerden alınmıştır ve Şekil 6.77 a, b ve c'de gösterilmiştir. Bu şekilden görüldüğü gibi daha düşük deformasyon sıcaklığında, daha gevrek ve ince yapılı kırılmanın olduğu görülmektedir. Şekil 6.77 c'de görüldüğü gibi, çatlak yüzeyde başlayıp iç kısımlara doğru ilerlemiştir.

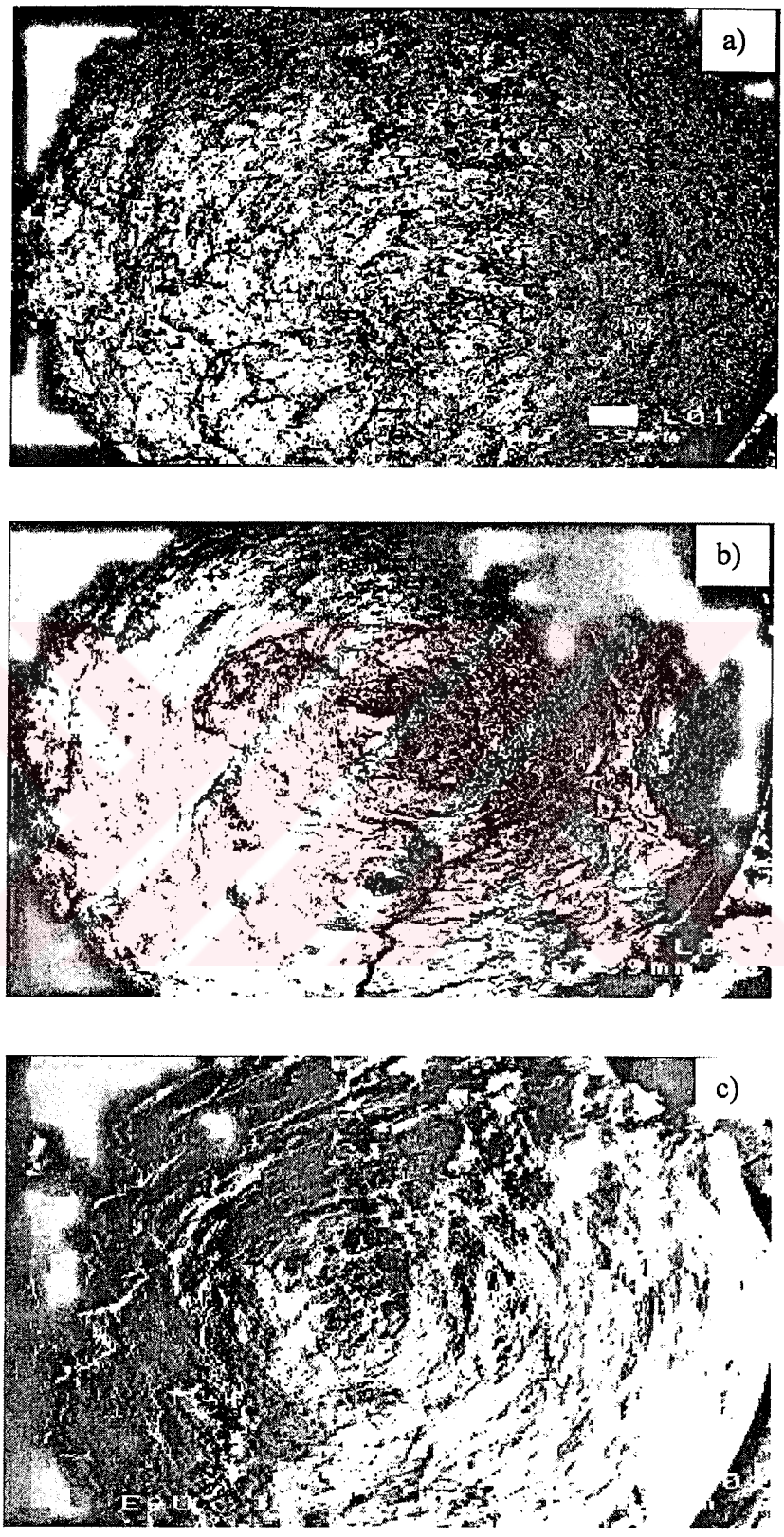
Deformasyon sıcaklığı arttıkça daha lifli ve burulma yönünde spiral şeklinde sarılmış bir yapının meydana geldiği görülmektedir



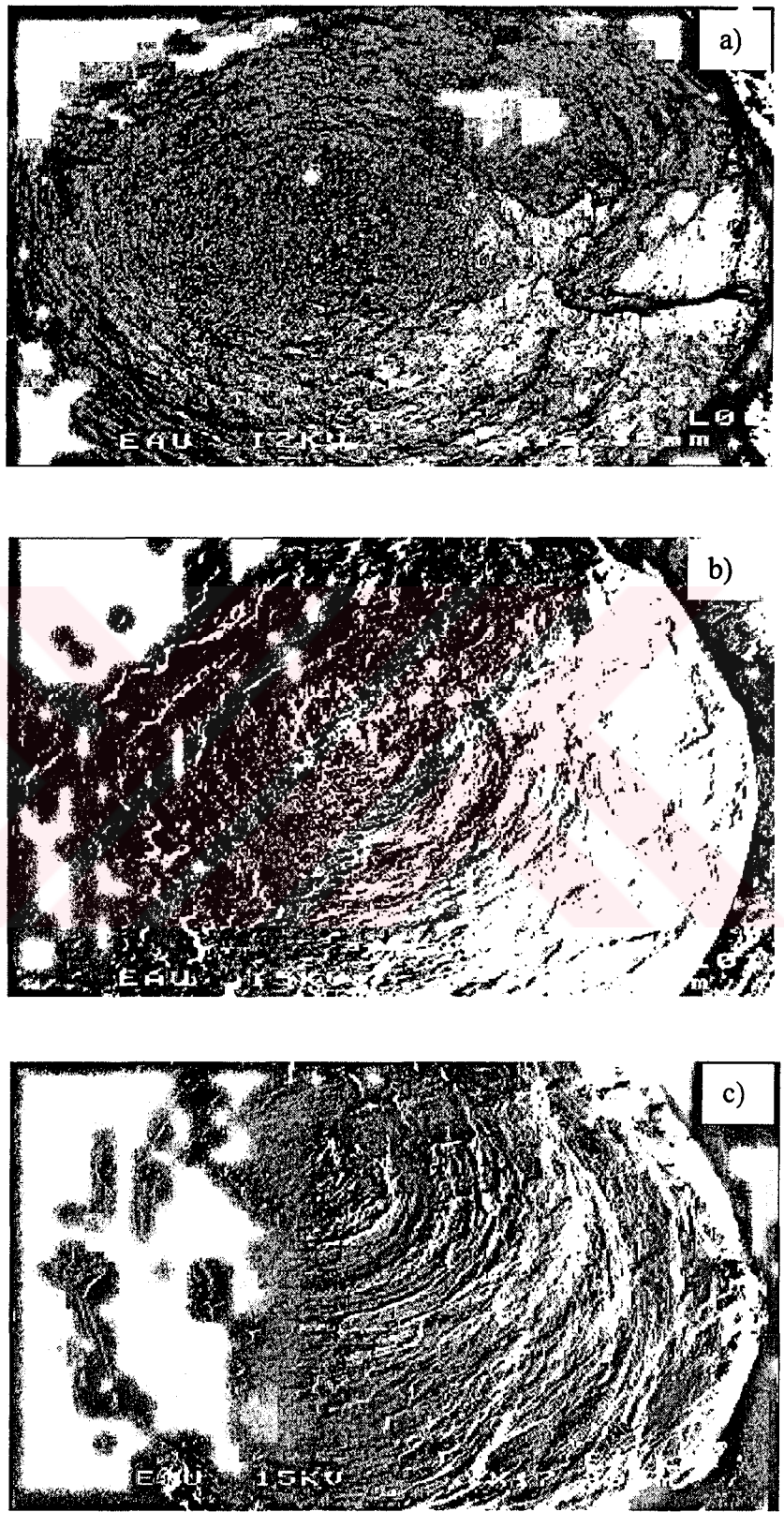
Şekil 6.75 2014 Al alaşımının a) 300 ^{0}C, b) 370 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarındaki deformasyonundan sonra yapı içindeki çökeltilerin SEM görüntüleri



Şekil 6.76 6063 Al alaşımının a) 350 ^{0}C, b) 400 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarındaki deformasyonundan sonra yapı içindeki çökeltilerin SEM görüntüleri



Şekil 6.77 2014 alaşımının a) 300 ^{0}C, b) 370 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında deformasyonu sonunda elde edilen kırılma yüzeyleri



Şekil 6.78 6063 Al alaşımının a) 350 ^{0}C, b) 400 ^{0}C ve c) 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında deformasyonu sonunda elde edilen kırılma yüzeyleri

Şekil 6.78 a, b ve c ise, 350 ^{0}C, 400 ^{0}C ve 440 ^{0}C deformasyon sıcaklıklarında deforme edilen 6063 alaşımının kırılma yüzeylerinin SEM görüntülerini göstermektedir. Bu alaşımda da düşük deformasyon sıcaklıklarında daha ince ve yoğun bir yapıya sahip kırılma gözlenmektedir. Deformasyon sıcaklığının artması ile spiral şeklinde bir görüntüye sahip kırılma yüzeyi ortaya çıkmaktadır. Bu spiraller yüzeyde başlayarak kopmanın olduğu numunenin merkezine yakın bölgelere kadar ilerlemektedir.

6.8 Deney sonuçlarının Tartışılması

Yapılan tüm deneyler ve incelemeler sonunda elde edilen sonuçları, aşağıdaki gibi tartışarak özetleyebiliriz. Teorik olarak tüm döküm yöntemlerinde benzer temel reaksiyonların olmakta ve yöntemler arasındaki temel değişiklik, ısı transferi ve katılaşma hızındaki farklılıktan ortaya çıkmaktadır. Katılaşma hızına ilaveten, ingot üzerinde farklı bölgelerdeki ısı transferinin yönü ve katılaşma hızının değişimi de önemlidir (Altenpohl, 1986). Bu çalışmada kullanılan 2014 ve 6063 Al alaşımı ingotlar, direk döküm ile üretilmiş ve dökümden sonra herhangi bir homojenizasyon işlemi görmemiş alaşımlardır. Direk dökümden sonra homojenizasyon görmemiş ingotların yüzeyinde bir bant halinde gelişigüzel yönlenmiş taneler bulunması, bilhassa ingotların dış bölgelerinde üniform olmayan bir yapıya sebep olur. Yüzeyden sonra gelen bölge ise belli kristalografik yönde yönlendirilmiş uzun taneler içerir. Dökümün ısısı kalıp malzemesi tarafından uzaklaştırıldığında, yüzey bölgesindeki taneler ısı akışına ters yönde veya dökümün en soğuk bölgesinden en sıcak bölgesine doğru büyür. Merkezde ise ısı dengelendiği zaman uzun tanelerin büyümesinin engellenerek, eş eksenli taneler meydana geldiği bilinmektedir (Kaneko, et al., 1976; Altenpohl, 1986).

Alaşımlar, dökümden sonra herhangi bir şekilde homojenize işlemi görmediklerinden yüzey ve merkez arasında değişik özellikler göstermektedirler. Katılaşma sırasında homojenize edilmemiş ingotlarda katılaşma hızına bağlı olarak alaşım elementleri yüzeye doğru yayılır ve yapı içinde bulunan ikici fazlar ve çökeltiler yoğun bir şekilde tane sınırlarında toplanırlar. Ayrıca bu ingotlarda alaşım elementleri aşırı doymuş bir yapıda bulunurlar. Katılaşma hızındaki farklılıklar yüzünden yüzey ile merkez arasında termal gerilmelerin oluştuğu ve bunun da bir gerilme konsantrasyonuna sebep olduğu

bilinmektedir. Bu nedenle homojenize edilmemiş ingotlarda özellikler yüzeyden merkeze doğru değişmektedir (Kaneko, et al., 1976; Mondolfo, 1976; Grishkovets, et al., 1983; Pickens, et al., 1985; Precht ve Pickens, 1987). İngotlara uygulanan homojenizasyonun amacı, ingotlara uygulanacak daha sonraki işlemler için yapı içindeki segregasyonu azaltmaktır. Bu alaşımlar değişik sıcaklıkta homojenize edilerek, homojenizasyon işleminin yüzey ve merkez arasında işlenebilirlik üzerinde nasıl bir etkiye sahip olduğunu araştırmak için değişik deformasyon sıcaklıklarında burulma deneyleri yapılmıştır.

2014 alaşımı ve 6063 alaşımının sıcak burulma deneylerinden önce yüzey ile merkez arasında sertlik ölçümlerinden de görüldüğü gibi homojenizasyonsuz durumda sertlik yüzeyden merkeze doğru azalırken, homojenizasyon işleminin etkisiyle yüzey ile merkez arasındaki sertlik farkının azaldığı görülmüştür (Tanıhata, et al., 1999). Sertliklere göre yüzey ile merkez arasındaki en iyi dağılım, 2014 alaşımında için 510 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotlarda, 6063 alaşımında ise 540 ^{0}C homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotlarda elde edilmiştir. Her iki alaşım için de homojenizasyon sıcaklığının artması ile sertlikte azalma olurken, sadece 6063 A alaşımında 540 ^{0} C den sonraki ısıl işlemlerde sertlikte bir artış gözlenmiştir. Bu sonuç, Wouters, Lalli ve Kıss tarafından elde edilen sonuçlar ile uyum göstermektedir (Kiss, ve Harangozo, 1976; Wouters, et al., 1990; Lalli, ve Deardo, 1990).

2104 ve 6063 Al alaşımı ingotların sıcak burulma deneylerinden elde edilen akış eğrilerinden görüldüğü gibi, homojenizesiz durumda yüzey ile merkez arasında pik gerilme ve şekil değiştirme değerleri arasında belirgin bir fark bulunurken bu fark homojenizasyon sıcaklığının artması ile azaldığı gözlenmiştir. 2014 alaşımında yüzey ile merkez arasında gerilme ve şekil değiştirme bakımından en iyi uyum, 510 ^{0}C sıcaklıkta homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotlarda görülmüştür. 6053 alaşımında yüzey ile merkez arasında gerilme ve şekil değiştirme bakımından en iyi dağılım, 540 ^{0}C de homojenize edildikten sonra fırında soğutulmuş ingotlarda bulunmuştur. Ancak 6063 alaşımında en küçük pik gerilme ve en büyük şekil değiştirme değerleri, 470 ^{0}C sıcaklıktaki homojenizasyon işleminden sonra fırında soğutulan ingotlarda bulunmuştur.

2014 ve 6063 alaşımında homojenizasyon sıcaklığının artması ile gerilmede azalma gözlenirken, şekil değiştirmede bir artış gözlenmiştir. Alaşımlarda homojenizasyon sıcaklığının artması sonucu yüzey ile merkez arasında üniform bir dağılım yanında gerilme değerlerindeki azalma ve şekil değiştirme miktarlarında artış elde edilmesinin sebeplerini şu şekilde sıralayabiliriz. Yapı içinde bulunan ikinci fazların ısıl işlem ile dağılarak yapıya dağılması ve ikinci faz konsantrasyonunun azalması, alaşım elementlerinin ısıl işlem sıcaklığına bağlı olarak daha homojen biçimde yapıya dağılması, X-Ray difraktometre sonuçlarından görüldüğü gibi 2014 alaşımının temel fazı olan $CuAl_2$ ve 6063 alaşımında Mg_2Si fazlarının ve diğer fazların yoğunluklarının azalması ve homojenizasyon sıcaklığının artması ile tanelerin büyümesidir (Kaneko, et al., 1976; Wouters, et al., 1990; Verlinden, et al., 1993; Gavgalı ve Aksakal, 1998)

Ancak 6063 alaşımı ingotta, homojenizasyon sıcaklığının 470 ^{0}C'ye kadar artması ile gerilme değerlerinde azalma ve şekil değiştirme değerlerinde artma gözlenirken, bu sıcaklıktan sonra 540 ^{0}C'de yapılan homojenizasyonda gerilme ve şekil değiştirme değerinde bir miktar azalma gözlenmiştir. Bu farklılığın sebebi, 540 ^{0}C'de homojenizasyon sırasında silisyumun sıcak gevrekleşmesinden ve $MgSi_2$ fazı ve diğer fazların yoğunluğundaki artıştan kaynaklanmaktadır. Bu sonuçlar Koneko, et al., 1976 çalışması ile paralellik göstermektedir.

Homojenizasyondan sonra ingotların soğutma hızının gerilme ve şekil değiştirme üzerinde de etkili olduğu gözlenmiştir. CuAl2, Mg_2Si ve diğer fazların alüminyum içindeki çözünürlüğü, alaşımın bileşimine ve ısıtma/soğutma işleminin hızına bağlı olarak değişir. Fırında soğutulan numunelerde çökelen fazların yoğunluklarının suda soğutulan numunelere göre azaldığı ve daha kabalaştığı gözlenmiştir. Suda soğuma ile çökeltilerin daha küçük boyutta çökelerek solusyon sertleşmesine, magnezyum ve silisyumun çözelti içinde kalmasına ve aşırı doymuş bir katı çözelti oluşmasına neden olduğu bilinmektedir. Suda soğutulan ingotlarda gerilme en yüksek değere ulaşırken, şekil değiştirmenin daha küçük değerlere düştüğü ve içyapının daha küçük tanelerden oluştuğu gözlenmiştir. Benzer sonuçlar Gassner, Modolfo, McQueen, Sheppard ve

Gruhl tarafından elde edilmiştir (Gassner ve Dress, 1964; Gruhl ve Scharf,1966; McQueen, 1978; Verlinden, et al., 1990).

Sıcak deformasyon sırasında Al alaşımlarında görülen temel yumuşama prosesinin dinamik toparlanma olduğunu, alüminyumun sıcak deformasyonu üzerinde son yıllarda yapılan çalışmalar göstermiştir (Farag, et al., 1968; McQueen, 1968). Dinamik toparlanmanın karakteristik yapısı, poligonize olmuş yapıya sahip alt tanelerin meydana gelmesidir. Sıcak deformasyonda yapı içinde şekil değiştiren tanelerin yeni alt taneler ile yer değiştirmesi nedeniyle metal, çatlak oluşmaksızın büyük şekil değiştirme değerlerine kadar deforme edilebilir. 2014 ve 6063 alaşımlarının, başlangıç deformasyonundan sonra gerilme değeri belirli bir pik yaptıktan sonra yumuşama prosesleri sayesinde kararlı durumda deformasyon sergiledikleri gözlenmiştir. Burulma deneylerinden elde edilen eğrilerden daha düşük deformasyon sıcaklıklarında yumuşama proseslerinin, daha belirgin olarak ortaya çıktığı görülmektedir. Deformasyon sıcaklığı arttıkça yumuşama miktarının azalarak, daha kararlı bir deformasyon sergilendiği gözlenmiştir. Deformasyondan sonraki yapı incelemelerinde görüldüğü gibi, alaşımlarda uzamış tanelerin olması deformasyondan sonra yeni alt tanelerin oluştuğunu göstermektedir. Kararlı deformasyon sırasında distorsiyona uğrayan tane yapısı toparlanma sonucunda oluşan alt yapı, dislokasyonları imha ederek daha fazla şekil değişimi sağlar. Deformasyon sıcaklığının artması ile yapı içinde bulunan çökeltilerin kabalaştığı gözlenmiştir. Daha düşük deformasyon sıcaklıklarında çökeltilerin daha ince yapılı ve daha yoğun olduğu gözlenmektedir. Deformasyon sıcaklığının artması ile gerilmedeki azalmanın ve şekil değiştirmedeki artmanın sebebi, dislokasyonların tırmanması, çapraz kaymanın aktifleşmesi ve dislokasyonların hareket kabiliyetinin artmasıdır (dinamik toparlanma). Bu sonuçlar, yapılan sıcak deformasyon çalışmalarıyla uygunluk göstermektedir (Verlinden, et al., 1990; Cerri, et al., 1995).

Deformasyon sırasında gerilme yüzeyde maksimum olduğu için, tüm numunelerde çatlakların yüzeyden başlayarak iç kısımlara doğru ilerlediği görülmektedir. Daha düşük deformasyon sıcaklıklarında daha ince taneli bir yapı gözlenirken, sıcaklığın artmasıyla daha lifli bir yapı oluştuğu görülmektedir.

2014 ve 6063 alaşımlarının akış eğrileri arasında belirgin farklar görülmektedir. Her iki alaşımda da yumuşama prosesi dinamik toparlanma olmasına rağmen; 6063 alaşımı, 2014 alaşımına nazaran daha az alaşım elementi içermektedir ve daha yüksek istif hatası enerjisine sahiptir. Bu yüzden 6063 alaşımı, 2014 alaşımından daha düşük mukavemete ve daha fazla sünekliğe sahiptir. 6063 alaşımının element miktarının az olması daha fazla istif hatası enerjisine sebep olduğu için, kararlı durumda daha fazla deformasyon sergileyerek, yüksek şekil değiştirme değerlerinde kırıldığı gözlenmiştir.

7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

7.1 Sonuçlar

Burulma deneylerinde; deformasyon direnci olarak pik gerilme değeri, süneklik olarak da kırılma şekil değiştirme değerleri alınmaktadır. Doğrudan dökümden sonra herhangi bir homojenizasyon işlemine tabi tutulmamış 2014 ve 6063 Al alaşımı ingotlar, homojenize edildikten sonra, değişik deformasyon sıcaklıklarında sıcak burulma deneylerine tabi tutulmuştur. Burulma deneyleri, her bir ingot için yüzeyden başlayarak merkeze doğru dört farklı bölgeden alınan numuneler üzerinde gerçekleştirilmiştir. İngot homojenizasyonunun ve deformasyon sıcaklığının işlenebilirlik üzerinde nasıl bir etkiye sahip olduğu araştırılarak, bulunan sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

Homojensiz durumda 2014 ve 6063 Al ingotlarının değişik sıcaklıklardaki burulma deneylerinden sonra, yüzey ile merkez arasında gerilme ve şekil değiştirme değerleri arasında bir fark olduğu ve gerilme değerlerinin yüzeyden merkeze doğru azalmasına karşın, şekil değiştirme değerlerinin yüzeyden merkeze doğru arttığı gözlenmektedir. Buna yüzeydeki yoğun bir dentritik yapı ve tane sınırlarına çökelmiş ikinci fazların neden olduğu SEM, optik mikroskop ve x-ray difraktometre sonuçları ile belirlendi. Ayrıca ingotların merkezi yüzeyine göre eş eksenli bir yapıya sahip olduğundan, yüzey ile merkez arasında bu farkın oluştuğu gözlendi.

Homojenizasyon sıcaklığının artması sonucu yüzey ile merkez arasındaki pik gerilme ve şekil değiştirme değerleri arasındaki farkın giderek azaldığı tespit edildi. 2014 Al alaşımında en iyi dağılımın, 510 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotun 440 ^{0}C'de yapılan deformasyonunda elde edildi. 6063 Al alaşımında ise en iyi dağılımın, 540 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında ve suda soğutulan ingotların 440 ^{0}C'deki deformasyonu sonunda elde edildi.

Homojenize edilmiş ingotlarda en düşük gerilme ve en yüksek şekil değiştirme değeri, 2014 alaşımında, 510 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotun 440

^{0}C'deki deformasyonunda elde edilirken; 6063 alaşımında ise 470 ^{0}C'de homojenize edildikten sonra fırında soğutulan ingotun 440 ^{0}C'deki deformasyonunda elde edildi.

Homojenizasyon işlemi ile ingotların yüzeyindeki yoğun dentritik yapının ve tane sınırlarında bulunan ikinci fazların, homojenizasyon sıcaklığındaki artışa bağlı olarak üniform bir şekilde dağıldığı gözlendi. Ayrıca homojenizasyon sıcaklığının artması ile tane boyutunda bir artış gözlendi. 2014 Al alaşımında homojenizasyon sıcaklığının artması ile yapı içinde bulunan temel $CuAl_2$ fazı ve diğer fazların azaldığı gözlendi. 6063 alaşımında ise 470 ^{0}C ye kadar olan homojenizasyon işlemlerinde Mg_2Si fazı ve diğer fazların yoğunluğunda azalma gözlenirken, bu sıcaklıktan sonra yapılan homojenizasyonda bu fazlarda bir artış gözlendi. Homojenizasyon işlemi sayesinde ingotların yüzeyi ile merkezi arasında bulunan alaşım elementlerinin dağılımı, homojen bir şekilde gerçekleştiği tespit edildi.

Homojenizasyon sıcaklığının artması ile gerilmenin azaldığı ve şekil değiştirmenin arttığı gözlendi. Bunun sonucunda da homojenizasyon işleminin ingotların sünekliğini artırdığı ve deformasyon direncini azalttığı gözlendi.

Homojenizasyon sıcaklığından sonra yapılan soğutma hızının da gerilme ve şekil değiştirme üzerine etkili olduğu gözlendi. Soğutma hızının düşük olduğu fırında yapılan soğutmada, daha yüksek süneklik ve daha düşük deformasyon direnci elde edildi.

Deformasyon sıcaklığının, gerilme-şekil değiştirme eğrileri üzerinde önemli etkiye sahip olduğu belirlendi. Şekil değiştirme eğrilerinin belirli bir pik gerilme değerinden sonra kararlı deformasyon sergilemesinin dinamik toparlanma prosesi sayesinde olduğu belirlendi. Deformasyondan sonra uzamış tanelerin meydana gelmesi dinamik toparlanmanın oluştuğuna dair bir delil olarak bulundu. Her iki alaşım için temel yumuşama prosesi toparlanma olmasına rağmen alaşım elementlerinin artması ile toparlanmanın azaldığı belirlendi. 6063 Al ingotun alaşım elementlerinin miktarı, 2014 alaşımından az olduğu için daha kararlı deformasyon sergilediği tespit edildi ve bu kararlı deformasyon sonucunda 6063 alaşımı, 2014 alaşımına göre daha yüksek şekil değiştirmelerin elde edilmesine imkan vermiştir.

Deformasyon sıcaklığının artması ile gerilme değerleri azalırken, şekil değiştirme miktarlarında artış gözlendi. Bunun ise, deformasyon sıcaklığının artması ile kabalaşan çökeltiler sayesinde olduğu tespit edildi. Ayrıca deformasyon sıcaklığının artması sonucu ingotun yüzeyi ile merkezi arasındaki gerilme ve şekil değiştirme farkının bir miktar azaldığı tespit edildi.

7.2 Öneriler

İşlenebilirlik üzerinde alaşımın kalıp içinde soğuması sırasında soğuma hızının etkisini ve kalıp geometrisinin etkisini araştırmak için, farklı geometri ve boyutlarda kalıplar hazırlanabilir ve bu kalıplara değişik soğutma hızlarında döküm yapılarak değişik geometriye sahip ingotlar elde edilebilir. Kalıbın geometrisinin ve ingotların soğutma hızının işlenebilirlik üzerinde nasıl bir etkiye sahip olduğunu, değişik sıcaklıklarda burulma deneyleri yapılarak belirlenebilir. Bu ingotlara değişik şartlarda homojenizasyon işlemi uygulayarak yapıdaki ve işlenebilirlikteki değişimler incelenebilir.

Değişik geometri ve boyuttaki kalıplara yapı içinde bulunan alaşım elementlerin miktarlarının değiştirerek, alaşım elementlerinin işlenebilirlik üzerindeki etkileri burulma deneyleri kullanılarak araştırılabilir.

Değişik boyutlara sahip ingotlardan alınan numunelerin bütün ingotun işlenebilirliği hakkında bilgi verebilmesi için, istatistiği metotlar kullanılarak işlenebilirlik araştırılabilir.

KAYNAKLAR

Altenpohl, D., 1986, Aluminium Viewed From Within, Seydişehir Alüminyum İşletmesi Yayınları, 48-70.

Askeland, D.R, 1998, The Science and Engineering of Materials, Nobel Publication, Ankara, 140-141.

Avitzur, B., 1986, Analysis of Central Burst Defects in Extrusion and Wire Drawing, Journal of Engineering for Industry, 79-91.

Avner, S.H., 1974, Introduction to Physical Metallurgy, Özgün Publishing Inc., Metu with the Permission of The Publisher New York, Toronto, McGraw Hill Book Company, 1-167.

Bailey, J.A. and Haas S.L., 1972, A Hot Workability Test, Journal of Materials, Vol.7-1, 8-13.

Bailey, R.E., Shiring, R.R. and Black, H.L., 1984, Hot Tension Testing, American Society For Metals, Metals Park, Ohio 44073,73-78.

Barraclough, D.R, Whittaker, H.J., Nair, K.D. and Sellars, C.M, Effect of Specimen Geometry on Hot Torsion Test Results For Solid and Tubular Specimens, Journal of Testing Evaluation, Vol.1, 1973, 220-226.

Blum, W., Zhu, Q., Merkel, R. and McQueen, H.J., 1996, Dynamic Restoration Mechanisms in Hot Torsion of Al-5Mg and Al, Z. Metallkd. 87, 14-23.

Blum, W., Zhu, Q., Merkel, R. and McQueen, H.J., 1996 A, Geometric Dynamic Recrystallization in Hot Torsion of Al-Mg-0,6Mn (AA5083), Materials Science and engineering, A205, 23-30.

Cahndrasekaran, N, Brownrigg, A., Duncan, J.L., Embury, J.D. and Sowerby, R., 1982, The assessment of The free Surface Strains and Stress During The Upsetting of Circular Cylinder, Scripta Metallurgica, 697-701.

Canova, G.R., Shrivastava, S., Jonas, J.J. and Sell, C.G., 1982, The Use of Torsion Testing to Assess Material Formability, American Society for Testing and Materilas,189-210.

Castle, A.F. and Lang, G., 1977, The Influence of Various Alloying Elements on The Hot Workability of Binary Aluminium Alloys During Extrusion, Aluminium, 53, (9), 535-539.

Cerri, E., Evangelista, E., Forcellese, A. and McQueen, H.j., 1993, Microstructural Evolution During Hot working in Extruded Al-Zn-Mg-cu (7000) alloys, The 3rd International Conference on Aluminium Alloys, 139-144.

Cerri, E., Evangelista, E., Forcellese, A. and McQueen, H.J., 1995, Comparative Hot Workability of 7012 and 7075 Alloys After Different Pretreatments, Materials Science and Engineering, A197, 181-198.

Chovet, C., Gourdet, S., and Mantheillet, F., 2000, Large Strain deformation Textures and Microstructures of on Al-Mg-Si Alloys, Materials Science Forum, Vol.331-337, 733-738.

Chul, K.B., and Yoo, C.Y., 2000, Prediction of Dynamic Recovery Condition Deformation Efficiency for Al 2024 Alloys, Journal of Materials Science, 35, 4073-4077.

Cockcroft, M.G. and Latham, D.J., 1968, Ductility and The Workability of Metals, Journal of The Institute of Metals, 33-39.

Cotner, J.R. and Tegart, W.J, 1969, High Temperature Deformation of Aluminium-Magnesium Alloys at High Strain Rates, Journal of The Institute of Metals, Vol.97, 73-79.

Çakmak, H.F, 1983, Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Özellikleri, Etibank Alüminyum İşletmesi Müessesi Dökümhane Yayınları, Seydişehir, 1-170.

Çapan, L., 1990, Metallere Plastik Şekil Verme İlke ve Uygulamaları, Çağlayan Kitapevi, İstanbul

Çapan, L., 1988, Dövme Teknolojisi 2, Seç Kitap Dağıtım, İstanbul

Delikanlı, K., Şimşek, T. ve Çetin, R., 1994, 6063 Alüminyum Alaşımlarında Yaşlandırma İşlemlerinin Mekanik Özelliklere Etkisi, Çukurova Üniversitesi 15.Yıl Sempozyumu, 247-257.

Dieter, G.E., 1984, overview of Workability, American Society For Metals, Metals Park, Ohio 44073,1-7.

Dieter, G.E, 1985, Mechanical Behaviour of Materials Under Tension, Metals Handbook, 9.Ed., Vol.8, 20-27.

Dieter, G. E., 1988, Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill, Metric Editions, Materials Science and Metallurgy, 339-347.

Evangelista, E., Bonetti, E., Russo, E., Fiorini, P. and McQueen, H.J., 1987, Hot working Behaviour of High Strength 7012 Aluminium Alloy, University of Ancona, Italy, 185-190.

Farag, M.M, Sellars, C.M and Tegart, W.J., 1968, Simulation of Hot working Aluminium, Deformation Under Hot Working Conditions, Special report 108, London, 60-67.

Furu, T., Qursund, R. and Nes, E., 1996, Substructure Evolution During Different Hot Deformation Processes of Commercial Non-Heat Treatable Aluminium alloys, Materials Science and Engineering A 214, 122-132.

Gassner, R.H. and Dress, V.E., 1964, Heat Treating of Non-Ferrous Metals, Metals Handbook, Vol.2, 271-283.

Gavgalı, M. and Aksakal, B., 1998, Effects of Various Homogenisation Treatments on The Hot Workability of Ingot Aluminium Alloy AA2014, Materials Science and Engineering, A254, 189-199.

Gavgalı, M. and Totik, Y., 2001, Hot Workability of 5052 Aluminium Alloy, Journal of The Mechanical Behaviour of Materials, Vol.12-3, 187-195.

Geçkinli, A.E., 1989, Metolografi Cilt 1, İTÜ Matbaası, Gümüşsuyu İstanbul, 273.

Ghosh, A.K., 1980, A Physically-Based Constitutive Model for Metal Deformation, Acta Metallurgica, V0l.28, 1443-1465.

Grishkovets, Ya.G, Budanova, L.V. and Morgacheva, D.A., 1983, Structural Changes in Ingots of Aluminium Alloys During Homogenisation, Metal Science and Heat Treatment, 25, 604-607.

Gruhl, W., and Scharf, G., 1966, The Influence of The Extruding Behaviour of AlMgSi0,5, Z.Metallkunde, H8, 597-602.

Gutierrez, I., Castro, F.R., Urcola, J.J. and Fuentes, M., 1988, Static Recyristallization Kinetics of Commercial Purity Aluminium After Hot Deformation Within The Steady State Regime, Materials Science and Engineering A, 102, 77-84.

Gutierrez, I., Castro, F., Urcola, J.J. and Fuentes, M., 1990 A, Recrystallization During Deformation of A Commercial Aluminium Alloy, Z.Metallkde, 81, 136-143.

Gutierrez, I., Castro, F., Urcola, J.J. and Fuentes, M., 1990, Recristallised Grain Size of Commercial Purity Aluminium after Hot Torsion within Steady State Regime, Materials Science and Technology, Vol.6, 819-827.

Hamerton, R.G., Cama, H. and Meredith, M.W., 2000, Development of The Coarse Intermetallic Particle Population in Wrought Aluminium Alloys During Ingot Casting and Thermo-Mechanical Processing, Materials Science Forum, Vol.331-337, 143-154.

Hockett, J.E., 1967, On Relating The Flow Stress of Aluminium to Strain, Strain Rate, and Temperature, Transactions of The Metallurgical society of AIME, Vol.239, 969-976.

Hove, H.I., Andersson, B. and Voss, D., 1993, Edge Cracking During Hot Rolling of Al5Mg, The 3rd International Conference on Aluminium Alloys, 264-269.

Johnson, G.R., 1981, Dynamic Analysis of A Torsion Test Specimen Including Heat Conduction and Plastic Flow, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.103, 201-206.

Jonas, J.J, 1984, Formability and Workability of Metals Plastic İnstability and Flow Localization, American Society For Metals, Metals Park, Ohio, 44073, 43-116.

Jonas, J.J., Sellars, C.M. and Tegart, M.W.J, 1989, Strength and Structure Under Hot Working Conditions, Metallurgical Reviews, 130, 1-24.

Jones, R.F. and Jackman, A.L., 1999, The Structural Evolution of Superalloy Ingots During Hot Working, Journal of Materials, 51(1), 27-31.

Kaneko, J., Mokhtar, M. and Horiuchi, R., 1976, Homogenisation Heat Treatment and Hot Workability of the Ingots of A-Mg-Si Alloys, Z.Metallkde, 8-15.

Kassner, M.E., Myshlyaev, M.M. and McQueen, H.J., 1989, Large-Strain Torsional Deformation in Aluminium at Elevated Temperatures, Elsevier Sequoia, Nerthland, 5093-5109.

Kayalı, E.S. ve Ensari, C., 1991, Metallere Plastik Şekil Verme İlke ve Uygulamaları, İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi Ofset Atölyesi, İstanbul

Kiss, S., and Harangozo, I.Z, 1976, Internal Friction of Dilute Al-Cu alloys of Homogenised and Precipitated States Between 100 and 350 ^{0}C. 1I Nuovo Cimento 33 B,1, 380-387.

Kivivuori, S., Assessing Cold Forgeability by The Upsetting Test, Scandinavian Journal of Metallurgy, 98-102.

Konopleva, E.V, McQueen, H.J. and Evangelista, E., 1995, Serrated Grain Boundaries in Hot-Worked Aluminium Alloys at High Strains, Materials Characterisation, 34, 251-264.

Kuhn,H.A, Lee, P.W. and Ertürk, T., 1973, a Fracture Criterion for Cold Forming, Journal of Engineering Materials and Technology, ASME, 213-218.

Lahoti, G.D. and Altan, T., 1974, Prediction of Temperature Distributions in Axisymetric Compression and Torsion, Transactions of The ASME, 74, 1-8.

Lalli, L.A, and Deardo, A.J, 1990, Experimental Assessment of Structure and Property Predictions During Hot Working. Metallurgical Transactions A, 21 A, 3101-3113.

Lancker, V.M, 1967, Metallurgy, of Aluminium Alloys, William Clowes and Sons Limited, London, 18-33.

Lee, L.S. and Wu, S.T., 1986, Influence of Soaking Treatments on Hot Ductility of Al-4,85 Pct.Mg Alloy Containing Mn, Metallurgical Transactions A, 17 A, 833-841.

Lee, P.W. and Kuhn, H.A., 1984, Cold Upset Testing, American Society For Metals, Metals Park, Ohio 44073,37-47.

Lloyd, D.J., 1980, Deformation of Fine-Grained Aluminium Alloys, Metal Science, 193-200.

Luton, M.J., 1984, Hot Torsion Testing, American Society For Metals, Metals Park, Ohio 44073, 95-107.

Martin, S., Gutierrez, I. and Urcola, J.J, 1993, Static Recristallisation Kinetics of Commercial aluminium: Influence of Hot Deformation Mode, Materials Science and Technology, Vol.9, 874-881.

Martin, S., Gutierrez, I. and Urcola, J.J, 1993A, Influence of The Different Modes of Ho Deformation Within The Steady State on Static Recristallisation Kinetics and Recrystallised Grain Size of Commercial Aluminium, Materials Science Forum Vols.113-115, 497-502.

Martinez, S., Verlinden, B. and Delaey, L., 1994, Hot Workability of an Al-Mg Alloy AA5182 With 1 wt.% Cu, Journal of Materials Science, 29, 6167-6174.

McQueen, H.J.,1968, Deformation Mechanism in Hot working, Journal of Metals, April, 31-38.

McQueen, H.J. and Jonas, J.J., 1971, Hot Workability Testing Techniques, Metal Forming, Interrelation Between Theory and practice, Plenum Publishers, New York, 393-428.

McQueen, H.J., 1978, The Experimental Roots of Thermomechanical Treatments for Aluminium Alloys, The Metallurgical Society of AIME, Missouri, Warrandale, 156-168.

McQueen, H.J. and Ryum, N., 1988, Hot Working and Subsequent Static Recrystallization of Al and Al-Mg-Alloys, Scandinav Journal of Metallurgy, 14, 174-186.

Mondolfo, L.F, 1976, Aluminium Alloys: Structure and Properties, Butter-Worths, London-Boston, pp.807-817.

Mwembela, E., Konopleva, E.B. and McQueen, H.J., 1997, Microstructural Development in Mg Alloy Az31 During Hot Working, Scripta Materialia, Vol.37, 1789-1795.

Nadai, A., 1931, Plasticity, McGraw-Hill, New York and London,16-18.

Nagaumi, H., Aoki, K., Komatsu, K. and Hagisawa, N., 2000, Internal Crack in Dc Casting Billet of High Strength Al-Mg-Si Alloys, Materials Science Forum, Vol.333-337, 173-178.

Olla, P. and Virdis, P.F, 1987, High Temperature Deformation of A Commercial Aluminium Alloy, Metallurgical Transactions A, 18 A, 293-301.

Öztürk, T. ve Tansal, M., 1990, Etial 24 Alüminyum Alaşımının Sıcak İşlem Davranışının Burma Deneyi İle İncelenmesi, ODTÜ Metalürji Mühendisliği, 89-98.

Pearson, N.C., Yiu, H.L., 1989, The Effect of Heat Treatment on The Micro Structure and Properties of 6000 Series Alloy Extrusion Ingots, Light Metals, 713-724.

Pickens, J.R., Precht, and Mills, J.J, 1985, Proceedings of The 30 th Sagomore Army Research Conference, Innovations in Materials Processing, Weiss, pp.101-116.

Polmear, I., 1989, Light Alloys-Metallurgy of The Light Metals, Edward Arnold, London, 169-173.

Poschmann, I. and McQueen, H.J., 1995, Subgrain Distributions in Aluminium Deformed Under Hot Working Conditions, Physics Stat. Solid (a) 149, 341-348.

Pöhlandt, K., Tekkaya, A.E. and Lach, E., 1984, Torsion Test on Solid and Tubular Specimens for Testing The Plastic Behaviour of Metals, Archiv Für Das Eisenhüttenwesen, Vol.55, 149-158.

Precht, W. and Pickens, J.R., 1987, Study of The Hot Working Behaviour of Al-Mg Alloy 5052 by Hot Torsion Testing, Metallurgical Transactions A, 18A, 1603-1611.

Raghunatan, N. and Sheppard, T., 1988, Hot Worked and Annealed Microstructure in Al-Mg Alloys, Imperial College of Science and Technology, London, 357-372.

Rao, K.P. and Doraivelu, 1982, S.M., Flow Curves and Deformation of Materials at Different Temperatures and Strain Rates, Journal of Mechanical Working Technology, Vol.6, 63-88.

Rao, K.P. and Prasad, M., 1984, Deformation Processing of Aluminium Alloy 2618, Development of Processing Map, Dayton, Aluminium 60, 259-265.

Ratchev, P., Verlinden, B., Van Houtte, P. and Smet P.D., 1997, Hot Ductility of an Al-4 wt.% Mg-0,5 wt.% Cu Alloy, Materials Science and Engineering A222, 189-196.

Rqunning, B., Nord-Vaarhaug, K., Furu, T. and Nes, E., 2000, The Effect of Chemical Composition and Microstructure on The Flow Stress During Hot Deformation of Aluminium Alloys, Materials Science Forum, Vol.331-337, 571-576.

Sakaris, P. and McQueen, H.J., 1993, Hot Workability of 6201 Alloy, The 3rd International Conference on Aluminium Alloys, 276-281.

Samajdar, I., Ratchev, P., Verlinden, B., Van Houtte, P. and Smet, D.P., 1998, Dislocation Cell Formation and Hot Ductility in An Al-Mg-Cu Alloy, Materials Science and Engineering A247, 58-66.

Sellars, C.M. and Tegart, W.J., 1972, Hot Workability, International Metallurgical Reviews, Vol.17, 1-24.

Sermiatin, S.L. and Lahoti, G.D., 1981, Deformation and Unstable Flow in Hot Torsion of T-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1-Si, Metallurgical Transactions A, Vol.12 A, 1719-1728.

Shapiro, E. and Dieter, G.E, 1971, Fracture and Ductility in Hot Torsion of Nickel, Metallurgical Transactions, Vol.2, 1385-1391.

Sheppard, T. and Wright D.S., 1979, Determination of Flow Stress, Part 2, Radial Axial Temperature Distribution During Torsion Testing, Metals Technology, 224-229.

Spigarelli, S., Bardi, F. and Evangelista, E., Hot Workability of The 2618 Aluminium Alloy, Materials Science Forum, Vol.331-337, 449-454.

Sultan, N.M., 1985, Homogenisation Heat Treatment and Hot Workability of The Ingots of A-Mg Alloys, 4.th International Congress on Heat Treatment of Materials, Vol.2, Berlin, 3-7 June, 1458-1502.

Şimşek,A.T., 1984,Al-Mn Alüminyum İşlem Alaşımlarında İngot Homojenizasyonunun İşlenebilirlik ve Şekillendirilebilirliğe Etkisi, II. Ulusal Alüminyum Kongresi, Seydişehir, 335-348.

Takata, K., Ohwue, T., Saga, M. and Kikuchi, M., 2000, Formability of Al-Mg Alloy at Warm Temperature, Materials Science Forum, Vol.331-337, 631-636.

Tanıhata, H., Sugawara, T., Matsuda, K. and Ikeno, S., 1999, Effect of Casting and Homogenizing Treatment Conditions on The Formation of Al-Fe-Si Intermetallic Compounds in 6063 Al-Mg-Si Alloys, Journal of Materials Science 34, 1205-1210.

Ueki, M., Horie, S. and Nakamura, T., 1985, Evaluation of The Hot Workability of 5083 Alloy by Hot Torsion Test Using Tubular Specimens, Journal of Mechanics Working Technology, 11 (3), 355-364.

Ulvan, E. and Koursaris, A., 1983, Metal Formability in Bulk Deformation Processes, Journal of Metals, 20-26.

Usui, E., Inaba, T., and Shinano, N., 1985, Influence of Homogenising Heat Treatment on Hot Deformations of Aluminium and Al-Fe-Si Alloys, Z.Metallkde, Bd.76, 786-791.

Verlinden, B., 1989, The Study of Hot Workability by Hot Torsion, ATB Metallurgiexxix, 39-48.

Verlinden, B., Wouters, P., McQueen, H.J., Aernoudt, E., and Deaey, L, 1990, Effect of Different Homogenisation Treatments on The Hot Workability of Aluminium Alloy AA2024, Materials Science and Engineering, A 123, 229-237.

Verlinden, B., Suhadi, A. and Delaey, L., 1993, A Generalised Constitutive Equation For An 6060 Aluminium Alloy, Scripta Metallurgica at Materialia, 28, 1441-1446.

Weiss, H., Skinner, D.H. and Everett, J.R, 1973, A Torsion Machine for Programmed Simulation of Hot Working, Journal of Physics, Scientific Instruments, Vol.6, 709-714.

William, F.S., 1993, Structure and Properties of Engineering Alloys, McGraw-Hill, New York, pp.287-330.

Wouters, P., Verlinden, B., McQueen, H.J., Aernoudt, E. and Delaey, L., 1990, Effect of Homogenisation and Precipitation Treatments on the Hot Workability of an Aluminium alloy AA2024, Materials Science and Engineering, A123, 239-245.

Yoo, C.Y., Jeon, S.J., Han, H.K. and Lee, H.I., 1993, Effects of Deformation Condition on Hot Ductility and Microstructures of Al-Fe Alloys, The 3rd International Conference on Aluminium Alloys, 215-220.

Yu, K.O. and Dominique, J.A. 1989, Control of Solidification Structure in VAR and ESR Processed Alloy 718 Ingots, International Symposion The Metallurgy and Applications of Superalloy, Warrendale, 33-48.

Zhou, J., Duszczyk, B., and Korevaar, M., 1992, Characterisation of The Hot-Working Behaviour of A P/M Al-20Si-7,5Ni-3Cu-1Mg Alloy by Hot Torsion, Journal of Materials Science, 27, 4247-4260.

Zhou, M. and Clode, M.P., 1997, Modelling of High Temperature Viscoplastic Flow of Aluminium Alloys by Hot Torsion Testing, Materials Science and Technology, Vol.13,818-825.

Zhou, M. and Clode, M.P., 1998, Thermal Analysis of The Torsion Test Under Hot Working Conditions, Computational Materials Science, 9, 411-419.

EKLER

Ek.1 A 2014 alüminyum alaşımı ingotun Vickers sertlik değerleri

Hom. Sıc. Ve Soğutma Türü		İngot Yüzeyinden Merkeze Doğru Olan Bölgedeki Sertlik Değerleri A	B	C	D
Homojenizesiz		114,63	111,23	109,44	107,48
410 ^{0}C	Fırın	98,45	96,33	95,08	94,54
450 ^{0}C	Fırın	92,05	93,07	91,82	91,14
510 ^{0}C	Fırın	89,11	88,67	87,44	87,06
410 ^{0}C	Su	107,36	104,95	103,32	100,24
450 ^{0}C	Su	101,07	102,65	99,65	98,66
510 ^{0}C	Su	103,72	103,04	102,87	101,78

Ek.1 B 6063 alüminyum alaşımı ingotun Vickers sertlik değerleri

Hom. Sıc. Ve Soğutma Türü		İngot Yüzeyinden Merkeze Doğru Olan Bölgedeki Sertlik Değerleri A	B	C	D
Homojenizesiz		88,18	84,61	82,01	79,99
420 ^{0}C	Fırın	62,42	67,45	69,73	64,74
470 ^{0}C	Fırın	56,84	55,09	58,45	54,23
540 ^{0}C	Fırın	62,89	62,47	63,83	63,5
420 ^{0}C	Su	74,85	72,04	75,34	77,95
470 ^{0}C	Su	64,88	63,65	67,72	65,45
540 ^{0}C	Su	72,52	72,05	73,15	72,88

Ek.2

Burulma deneyi sırasında her bir burulma numunesi için yaklaşık olarak 12000 data bilgisayara kaydedilmektedir. Bu datalar ile grafik çizmek çok zor olduğu için aşağıdaki C-Programı kullanılarak elde edilen moment ve açı bilgileri, grafik çizilebilecek sayıya indirilmiştir.

```
#include <stdio.h>
#include <stdlib.h>
#include <math.h>
void  main()
int i,j,n;
float k,kincr, x, x_prev,y,xblank;
float temp, Sumy=0.0, MeanY=0.0;
float *x_temp,*y_temp;
        FILE *F1pr, *F2pr;
         x_temp=vector(1,4);
        y_temp=vector(1,4);
/*
* Ham verilerin bulundugu dosya
*/
 if ((F1pr=fopen("6B51a.dat","r+")) == NULL)
        {printf( " file test.dat open error1 in adapres_main, abort\n");
        exit(0); }
/*
* azaltılmıs verilerin kaydedildigi dosya
*/
 if ((F2pr=fopen("modified.dat","r+")) == NULL)
        {printf( " file modified.dat open error1 in adapres_main, abort\n");
        exit(0);
x_prev=0;
for (i=1; i<=4;i++){
k=0,kincr=0.01;
        do{ n=0, Sumy=0.0;
```

```
            do{for (j=1;j<=4;j++){
            fscanf(F1pr, "%f", &x_temp[j]);
if ( i == j)
if { ( x_temp[j] == 100)
            goto end; }
            fscanf (F1pr,"%f",&y_temp[j]);
            for (j=1;j<=4;j++){
if (i == j){ x=x_temp[j];
            y=y_temp[j];
           Sumy +=y;
            n++;
//printf("x=%f and y=%f\n",x,y) };
            while (x <= kincr);
/* mean value*/
            MeanY=Sumy/n;
fprintf(F2pr,"%f %f\n", k, MeanY);
            x_prev=x;
printf("i=%i n=%i and x=%f and
MeanY=%f\n",i, n,k,MeanY);
if (k > 1){
            k +=0.1;
            kincr= k + 0.1;     }else {    k +=0.01;
            kincr=k+0.01;}
          while (k < 100);
            end:
printf("\n %i data seti sonu \n\n",i);
fprintf(F2pr,"\n%i data set\n", i);
rewind(F1pr);}
          fclose(F1pr);
            fclose (F2pr);
/* end of file */}
```

Ek.3

Bilgisayardan direk olarak okunan burulma momenti ve açı değerleri, önce kayma gerilmesi ve kayma şekil değiştirmesine, daha sonra eşdeğer gerilme ve eşdeğer şekil değiştirmesine aşağıdaki C-Programı kullanılarak dönüştürülerek bir Excel dosyasına yazdırıldı. Bu dosyadan alınan eşdeğer gerilme ve eşdeğer şekil değiştirme kullanılarak akış eğrileri çizildi.

```
#include <stdio.h>
#include <stdlib.h>
#include <math.h>
void main(){
        int i;
        float moment,Acı;
        float kayger, gama, esger, essekil;
                FILE *F1pr, *F2pr;
/*
 * Moment ve Acı degerlerinin Moment Acı.dat dosyasından okunması
 */
 if ((F1pr=fopen("momentAcı.dat","r+")) == NULL){
        printf( " file MomentAcı.dat open error1, abort\n");
        exit(0);}
/*
 * esdeger gerilme ve esdeger sekil degistirmenin kaydedilecegi dosya
 */
 if ((F2pr=fopen("esdeger.dat","r+")) == NULL){
        printf( " file esdeger.dat open error1, abort\n");
        exit(0);}
do{  fscanf(F1pr,"%f %f",&acı,&moment);
        //printf("acı=%f and moment=%f\n",acı,moment);
/* kayma gerilmesi */
kayger=(moment*3)/(2*3.1415*64);
        /* kayma sekil degistirmesi */
        gama=4*acı/30;
```

```
/* Esdeger gerilme */
    esger=1.73*kayger;
/* esdeger sekil degistirme */
            essekil=gama/1.73;
            fprintf(F2pr,"%f %f \n", esger, essekil);}
while (acı < 100);
             fclose(F1pr);
             fclose (F2pr);}
```

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ

ÖZGEÇMİŞ

Erzurum'da 1968 yılında doğdu. İlk, orta, lise öğrenimini Erzurum'da tamamladı. 1989 yılında girdiği Karadeniz Teknik Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümü'nden 1993 yılında mezun oldu. 1993-1997 yılları arasında, Atatürk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Makina Mühendisliği Anabilim Dalı'nda Yüksek Lisans öğrenimini tamamladı.

Atatürk Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümünde 1994 yılından beri Araştırma Görevlisi olarak çalışmaktadır.